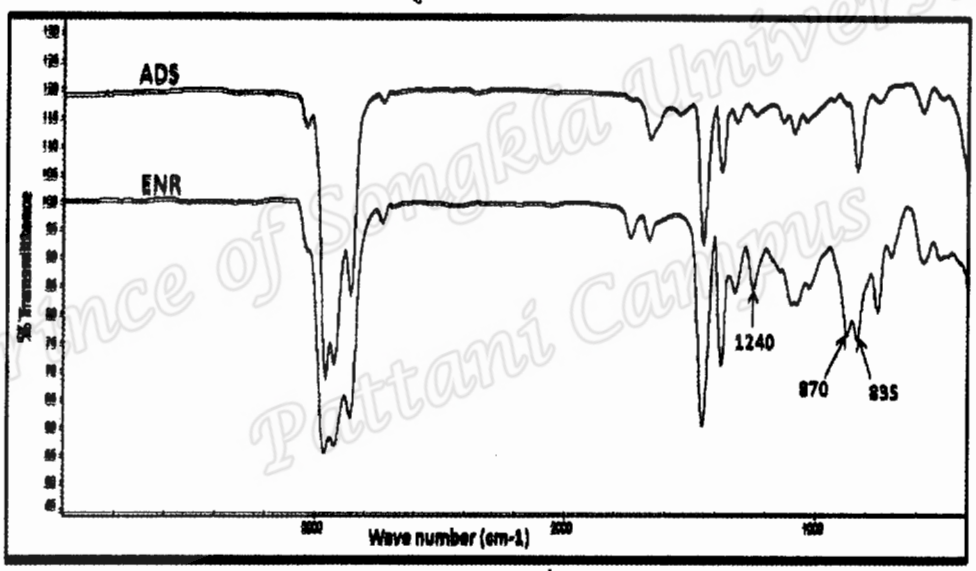
บทที่ 4

ผลและวิจารณ์ผลการทดลอง

4.1 การเตรียมยางธรรมชาติอิพอกไซด์

นำยางธรรมชาติอิพอกไซด์วิเคราะห์ด้วยเทคนิค FTIR ได้สเปกตรัมอินฟราเรด ดังรูปที่ 4.1 พบว่ามีพีคเพิ่มขึ้นจากสเปกตรัมของยางแผ่นผึ่งแห้งที่เกิดจากการดูดกลืนแสงอินฟราเรดของวงแหวนออกซิเรนที่ตำแหน่งเลขคลื่น 870 และ 1240 cm-1 ซึ่งเป็นพีคที่แสดงลักษณะเฉพาะของหมู่อิพอกไซด์หรือวงแหวนออกซิเรนบนโมเลกุลยางธรรมชาติ จากสเปกตรัมอินฟราเรดสามารถอัตราส่วนการดูดกลืนแสงอินฟราเรด (Absorbance ratio, Ar) ของหมู่อิพอกไซด์ที่ตำแหน่งเลขคลื่น 870 cm-1 เปรียบเทียบกับตำแหน่งเลขคลื่น 835 cm^{-1} โดยใช้สมการที่ 3.1 ซึ่งสามารถคำนวณหาปริมาณหมู่อิพอกไซด์ได้ผลการทดลองดังแสดงในตารางที่ 4.1

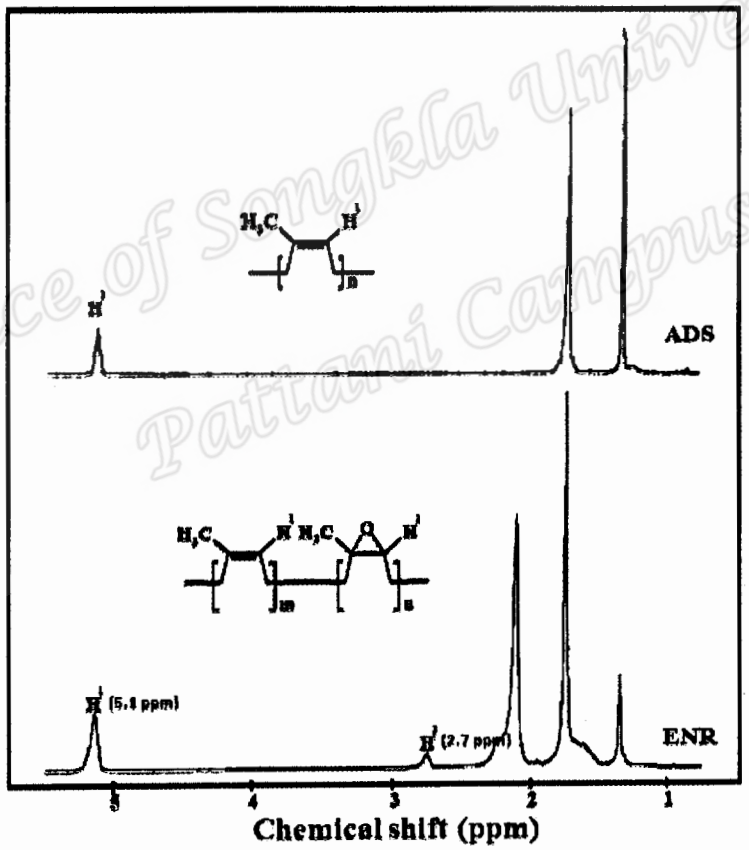


รูปที่ 4.1 สเปกตรัมอินฟราเรดของยางธรรมชาติอิพอกไซด์ที่มีปริมาณหมู่อิพอกไซด์ 35 โมลเปอร์เซ็นต์ (ENR-35) เปรียบเทียบกับสเปกตรัมอินฟราเรดของยางแผ่นผึ่งแห้ง (ADS)

วิเคราะห์ยางธรรมชาติอิพอกไซด์ด้วยเทคนิควิเคราะห์ ^{1}H-NMR เพื่อเปรียบเทียบผลจากการทดลองด้วยเทคนิค FTIR ได้ผลการวิเคราะห์ดังแสดงดังรูปที่ 4.2 เกิดการเรโซแนนซ์ ของโปรตอนที่เกาะอยู่กับคาร์บอนที่เกิดพันธะคู่ (vinylic proton) ที่ Chemical shift ประมาณ 5.1 ppm และการเรโซแนนซ์ของโปรตอนตติยภูมิ (tertiary proton) ที่เกาะอยู่กับคาร์บอนของหมู่อิพอกไซด์ที่ Chemical shift 2.7 ppm (Gan and Hamid, 1997) ซึ่งพื้นที่ใต้พีคทั้งสองนำมาคำนวณหาปริมาณหมู่อิพอกไซด์ โดยใช้สมการที่ 3.3 ได้ผลการวิเคราะห์ปริมาณหมู่อิพอกไซด์แสดงดังในรูปที่ 4.3 พบว่าเมื่อเพิ่มเวลาในการทำปฏิกิริยาอิพอกซิเดชันมีผลทำให้ปริมาณหมู่อิพอกไซด์ในโมเลกุลยางธรรมชาติมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากกรดเปอร์ฟอร์มิก (RCOOOH) ที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาระหว่าง

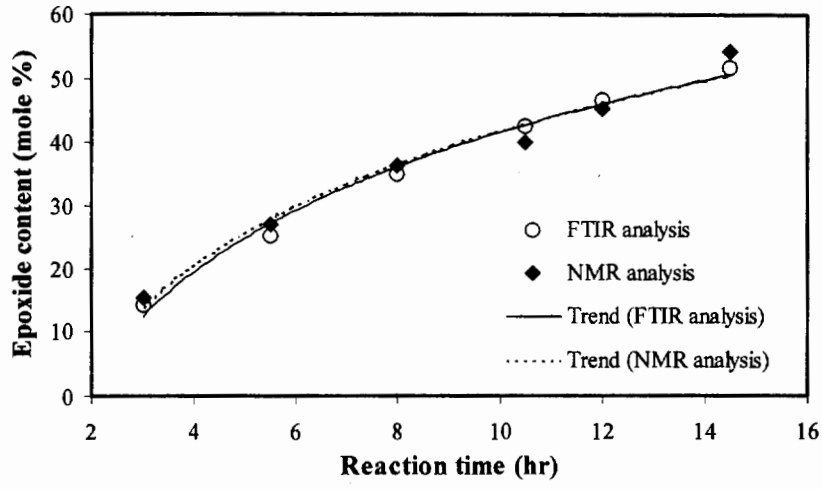
Prince of Songkla University Pattani Campus

กรดฟอร์มิกกับไฮโดรเจนเปอร์ออกไซด์ เข้าทำปฏิกิริยากับโครงสร้างโมเลกุลที่ไม่อิ่มตัวของยางธรรมชาติได้เป็นโมเลกุลของยางธรรมชาติที่มีวงแหวนอิพอกไซด์บนโครงสร้าง และเกิดกรดฟอร์มิกเป็นผลพลอยได้จากปฏิกิริยาซึ่งสามารถเกิดปฏิกิริยากับไฮโดรเจนเปอร์ออกไซด์ที่เหลืออยู่ในระบบได้อีก ทำให้ปฏิกิริยาเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่องจนกว่าไฮโดรเจนเปอร์ออกไซด์ในระบบหมด ดังนั้นเมื่อเพิ่มเวลาการทำปฏิกิริยาจึงทำให้ปริมาณหมู่อิพอกไซด์บนโมเลกุลยางมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากโมเลกุลของยางธรรมชาติมีโอกาสเกิดปฏิกิริยากับกรดเปอร์ฟอร์มิกแล้วเปลี่ยนโครงสร้างเป็นหมู่อิพอกไซด์ได้มากขึ้น ดังกลไกการเกิดปฏิกิริยาแสดงในรูปที่ 4.4 นอกจากนี้ในรูปที่ 4.3 พบว่าการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค FTIR และเทคนิค ^{1}H-NMR ให้ปริมาณหมู่อิพอกไซด์ไม่แตกต่างกันมากนัก ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายคลึงกับผลการทดลองของเมธากาญจน์ (2550)

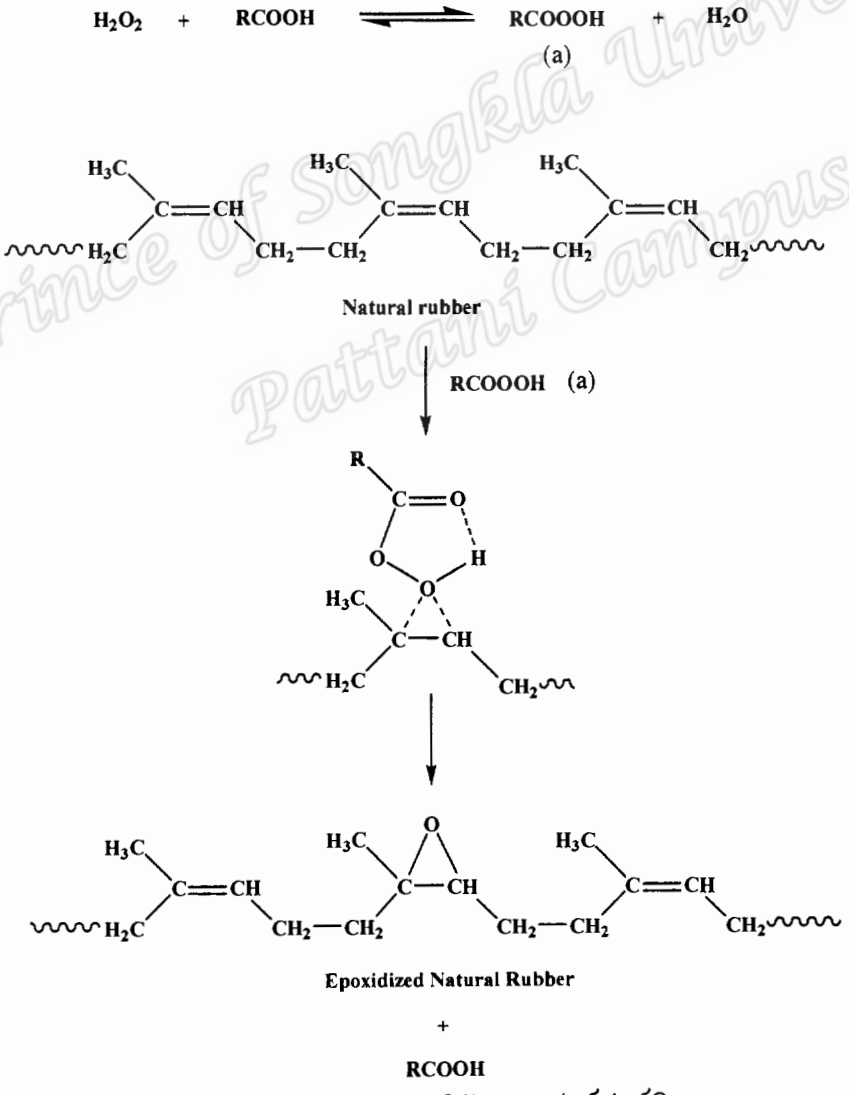


รูปที่ 4.2 ^{1}H-NMR สเปกตรัมของยางธรรมชาติอิพอกไซด์ที่มีปริมาณหมู่อิพอกไซด์ 35 โมลเปอร์เซ็นต์เปรียบเทียบกับยางแผ่นผึ่งแห้ง (ADS)

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างเวลาการทำปฏิกิริยากับปริมาณหมู่อิพอกไซด์จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค FTIR และ ^{1}H-NMR

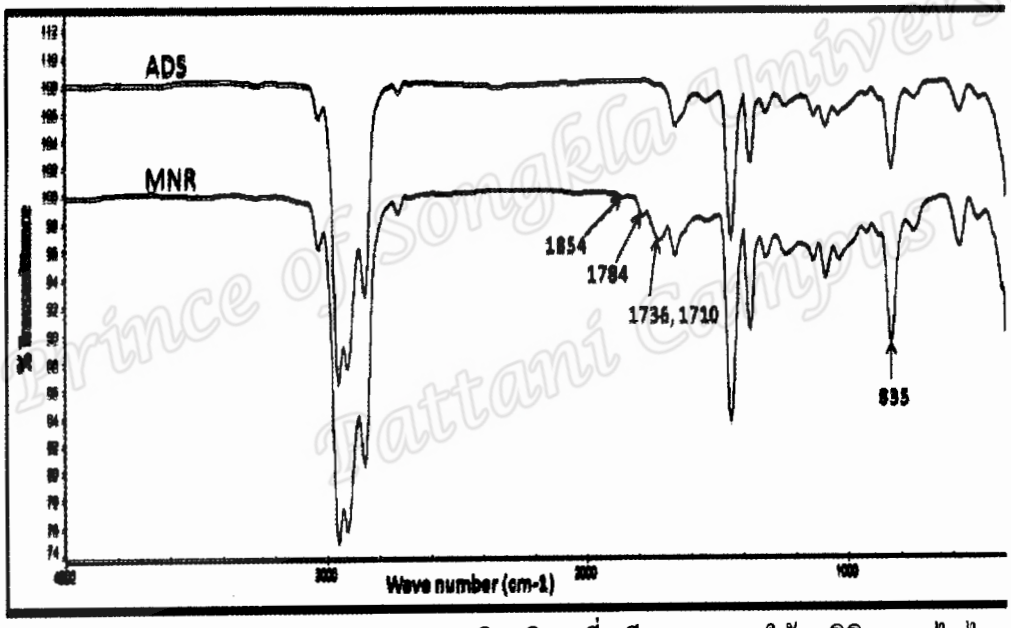


รูปที่ 4.4 กลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างยางธรรมชาติกับกรดเปอร์ฟอร์มิก (Hashim *et al.*, 2002)

Prince of Songkla University Pattani Campus

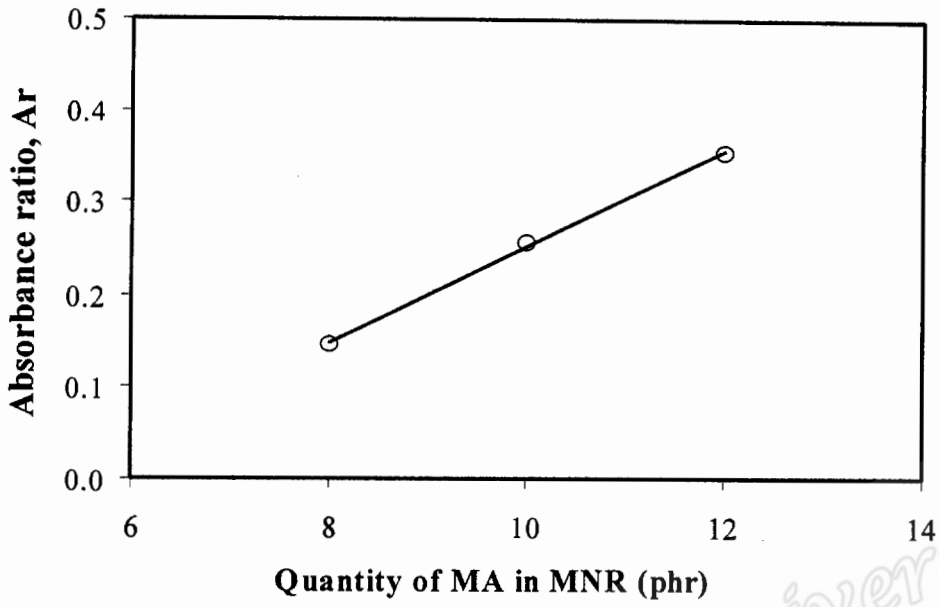
4.2 ยางธรรมชาติมาลิเอต

วิเคราะห์ยาง MNRด้วยเทคนิคฟูเรียร์ทรานสฟอร์มอินฟราเรดสเปกโทรสโกปี ได้สเปกตรัมอินฟราเรดแสดงดังรูปที่ 4.5 พบว่าสเปกตรัมของยางธรรมชาติมาลิเอตมีแถบการดูดกลืนแสงที่เกิดจากการมีหมู่ฟังก์ชันคาร์บอนิลในโมเลกุลมาลิอิกแอนไฮไดรด์ที่เกาะติดกับโมเลกุลของยางธรรมชาติอยู่หลายรูปแบบ คือ อยู่ในรูปของ polymeric anhydride และ succinic anhydride ที่เลขคลื่น 1784 และ 1854 cm^{-1} ตามลำดับ นอกจากนี้ยังปรากฏพีคของหมู่คาร์บอนิลที่อยู่ในรูปการแตกออก ของวงแหวนแอนไฮไดรด์ เป็นคาบอนิลเอสเทอร์ที่เลขคลื่น 1736 cm^{-1} และกรดคาบอนิลที่เลขคลื่น 1710 cm^{-1} ตามลำดับ วิเคราะห์ปริมาณการเกาะติดของมาลิอิกแอนไฮไดรด์บนโมเลกุลของยางธรรมชาติ โดยใช้อัตราส่วนการดูดกลืนแสงอินฟราเรดของหมู่คาร์บอนิลทั้งหมด คือที่ตำแหน่งเลขคลื่น (1784+1854+1736+1710 cm^{-1})/835 cm^{-1} ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.5 สเปกตรัมอินฟราเรดของยางธรรมชาติมาลิเอตที่เตรียมจากการใช้มาลิอิกแอนไฮไดรด์ 10 phr เปรียบเทียบกับสเปกตรัมอินฟราเรดของยางแผ่นผึ่งแห้ง (ADS)

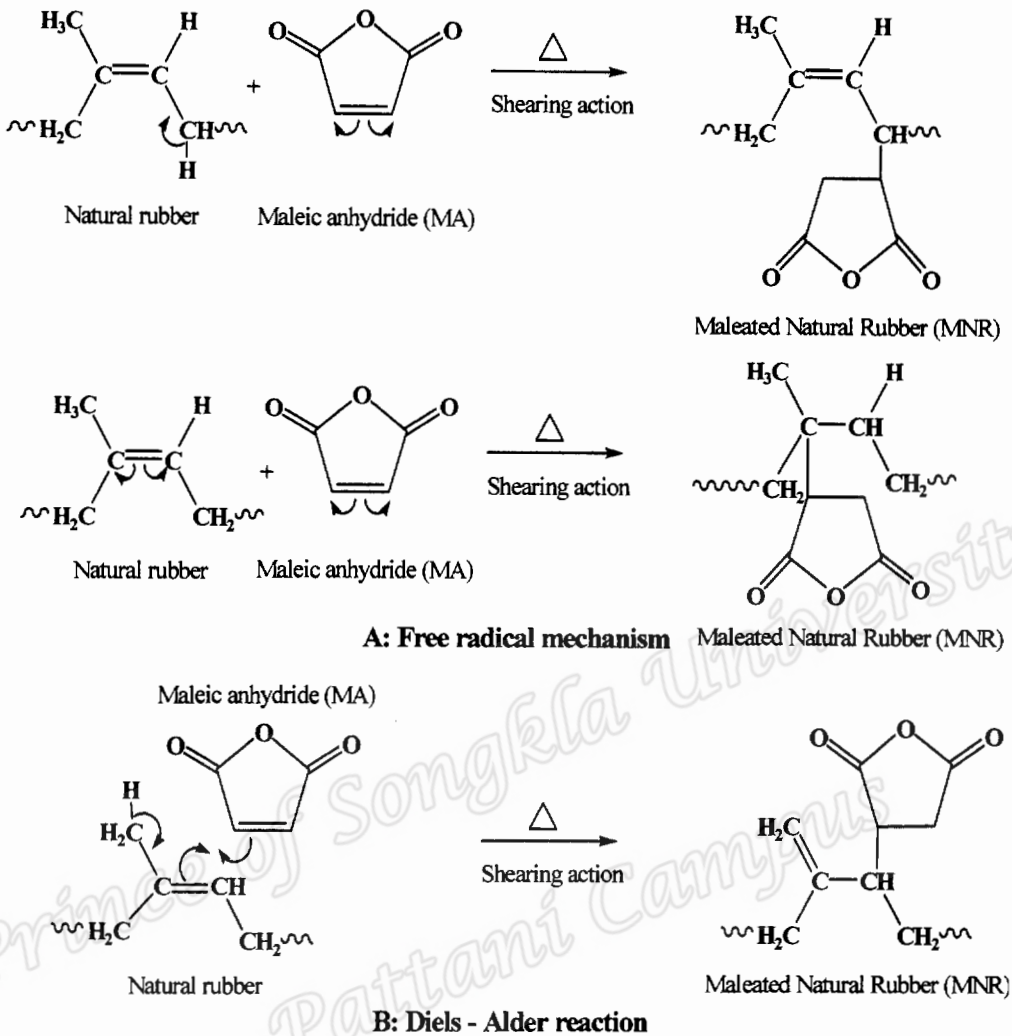
Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.6 อัตราส่วนการดูดกลืนของหมู่ฟังก์ชันคาร์บอนิลต่อหมู่ฟังก์ชัน =CH ในโมเลกุลยางธรรมชาติในการเตรียมยางธรรมชาติมาลิเอตที่ใช้มาลิอิกแอนไฮไดรด์ที่ปริมาณต่างๆ

จากรูป 4.6 จะเห็นว่าเมื่อเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์มีผลทำให้อัตราส่วนการดูดกลืนแสงอินฟราเรดของหมู่คาร์บอนิลต่อ =CH ในโมเลกุลยางธรรมชาติมาลิเอตมีค่าสูงขึ้น แสดงว่ามีวงแหวนซักซินิกแอนไฮไดรด์ (Succinic anhydride) เกาะบนโมเลกุลยางธรรมชาติมากขึ้น โดยมีกลไกการเกิดปฏิกิริยาที่เป็นไปได้ 2 แบบ ดังแสดงในรูปที่ 4.7 คือ รูปที่ 4.7(A) เกิดปฏิกิริยาผ่านกลไกแบบอนุมูลอิสระโดยการบดด้วยแรงเฉือนที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดอนุมูลอิสระบนพันธะคู่และอะตอมคาร์บอนในตำแหน่งอัลไลลิก (Allylic carbon atom) ของโมเลกุลยางธรรมชาติ และในรูปที่ 4.7(B) เกิดปฏิกิริยาผ่านกลไกแบบการสลับที่พันธะ (Diels-Alder reaction) โดยเกิดจากการสลับของพันธะคู่ในวงแหวนซักซินิกแอนไฮไดรด์และพันธะคู่ในโมเลกุลยางธรรมชาติ

Prince of Songkla University Pattani Campus

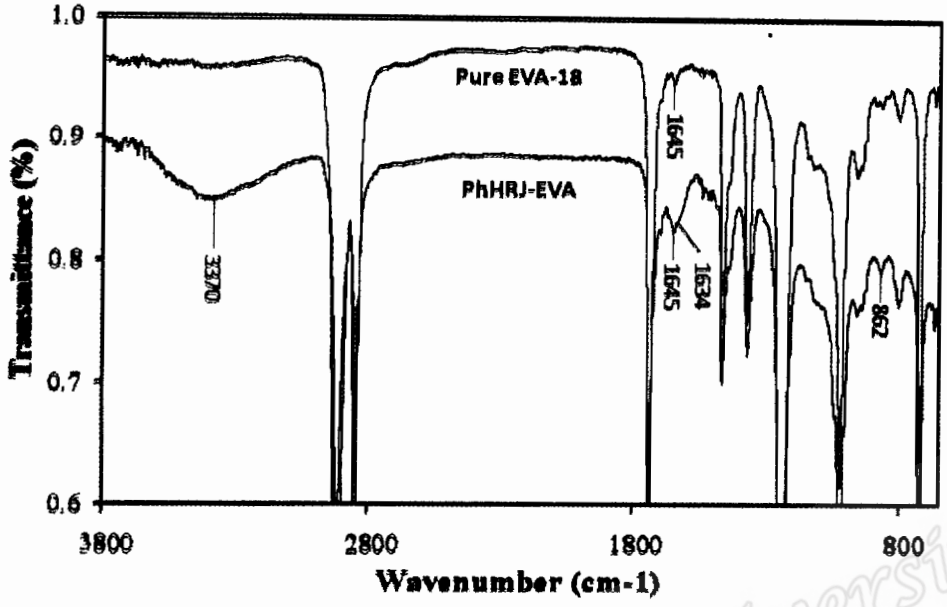


รูปที่ 4.7 กลไกการเกิดปฏิกิริยาของยางธรรมชาติกับมาลิอิกแอนไฮไดรด์ (Nakason *et al.*, 2006f)

4.3 การเตรียมสารเพิ่มความเข้ากันได้

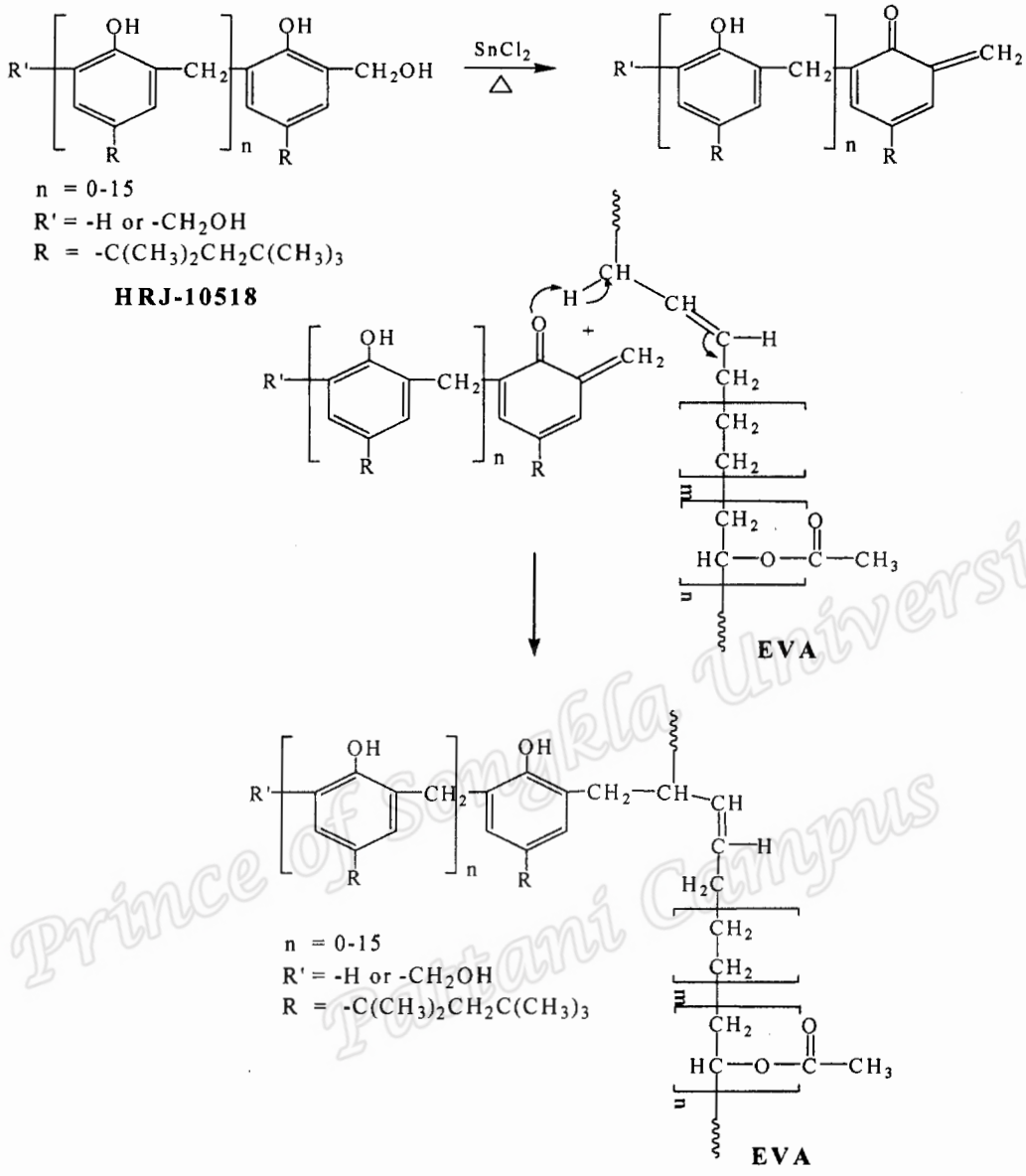
ในงานวิจัยนี้ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้โดยการเตรียมจากการดัดแปลงโมเลกุลของโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตทด้วยไดเมทิลอลฟีนอลิกเรซินชนิด HRJ-10518 ได้ EVA ที่ดัดแปลงโมเลกุลด้วยฟีนอลิกเรซิน (Phenolic modified EVA, PhHRJ-EVA) โดยทำปฏิกิริยาในสภาวะหลอม จากนั้นนำสารตัวอย่างที่เตรียมได้มาทดสอบการเกาะติดของไดเมทิลอลฟีนอลิกเรซินบนโมเลกุลของโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตทด้วยเครื่อง FTIR ได้ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 4.8

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.8 สเปกตรัมอินฟราเรดของโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตทดัดแปลงโมเลกุลด้วยฟีนอลิกเรซิน (PhHRJ-EVA) เปรียบเทียบกับโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตท (EVA-18)

จากรูปที่ 4.8 พบว่าสเปกตรัมของ EVA ปรากฏพีคที่ตำแหน่งเลขคลื่น 1645 cm^{-1} ซึ่งยืนยันได้ว่ามีพันธะคู่ (-C=C-) ในโมเลกุลของ EVA ที่สามารถทำปฏิกิริยากับฟีนอลิกเรซินได้ เมื่อเปรียบเทียบสเปกตรัมของ EVA และ PhHRJ-EVA พบว่าเกิดพีคใหม่ขึ้นที่ตำแหน่งเลขคลื่น 3370 cm^{-1} ซึ่งเกิดจากการสั่นแบบยืดของพันธะของหมู่ฟีนอล (-OH) นอกจากนี้ยังพบพีคที่ 862 cm^{-1} และ 1634 cm^{-1} จากการสั่นแบบงอของพันธะ C-H และการสั่นแบบยืดของพันธะ C=C ของวงแหวนอะโรมาติกในโมเลกุลฟีนอลิกเรซิน ตามลำดับ แสดงถึงการเกิดปฏิกิริยาของไดเมทิลอลฟีนอลิกเรซินกับ EVA โดยกลไกปฏิกิริยาน่าจะเกิดขึ้นในลักษณะเดียวกับปฏิกิริยาของพอลิเอทิลีนกับฟีนอลิกเรซิน (Nakason *et al.*, 2006b) ดังแสดงในรูปที่ 4.9



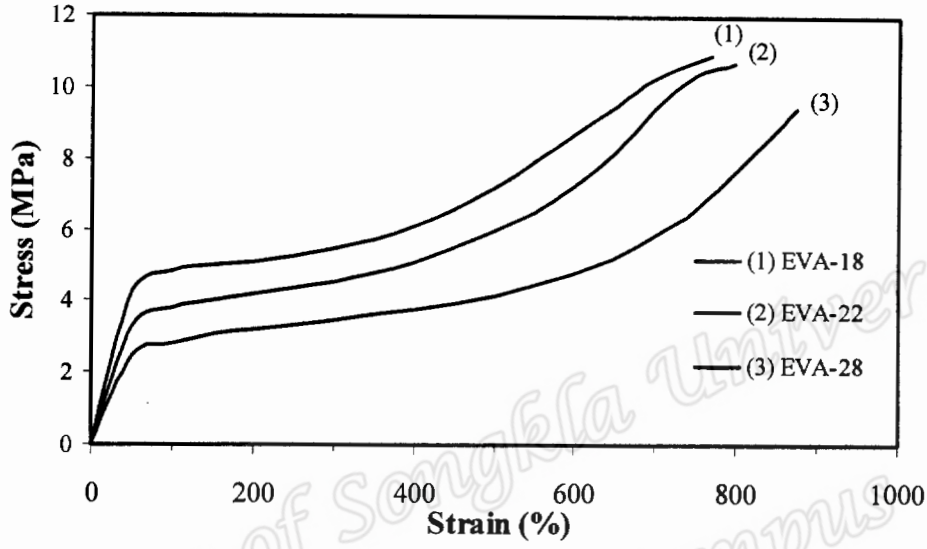
Phenolic modified EVA (PhHRJ-EVA)

รูปที่ 4.9 กลไกปฏิกิริยาที่เป็นไปได้ในการดัดแปลงโมเลกุลโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตทด้วย HRJ-10518 ได้เป็น PhHRJ-EVA (ดัดแปลงจาก Nakason *et al.*, 2006b)

Prince of Songkla University Pattani Campus

4.4 สมบัติของโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตท

ในงานวิจัยนี้ใช้ EVA เพื่อเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก เบื้องต้นจึงทำการศึกษาสมบัติของ EVA ที่มีปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท 3 ระดับ คือ 18, 22 และ 28 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก คือความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.10 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 18, 22 และ 28 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

จากรูปที่ 4.10 พบว่าในช่วงเริ่มต้นของการยืดหรือที่ความเครียดประมาณ 0–50 % พบว่า EVA-18 แสดงความชันของกราฟสูงที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ นั่นคือค่าโมดูลัสยืดหยุ่น (Elastic modulus หรือ Young's modulus) ของ EVA-18 มีค่าสูงสุด รองลงมาคือ EVA-22 และต่ำที่สุดคือ EVA-28 กล่าวคือค่าโมดูลัสของ EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทและจากพื้นที่ใต้กราฟความเค้น-ความเครียดซึ่งบ่งชี้ถึงความเหนียวทน (Toughness) ของวัสดุ พบว่า EVA-18 มีความเหนียวทนสูงที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ นอกจากนี้พบว่า EVA ทั้งสามชนิดเกิดการคราก (Yielding) เล็กน้อย ในขณะดึงยืดที่ระยะยืดประมาณ 100% จนถึงประมาณ 300% นอกจากนี้ที่ระยะยืดสูงๆจะเกิดการเพิ่มของความเค้นอย่างทันทีเนื่องจากการจัดเรียงตัวของส่วนพอลิเอทิลีนทำให้เกิดผลึกเพิ่มขึ้นจากการยืด จากจุดขาดของ EVA ในรูปที่ 4.10 คำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ผลดังแสดงในตารางที่ 4.1 นอกจากนี้ในตารางยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย

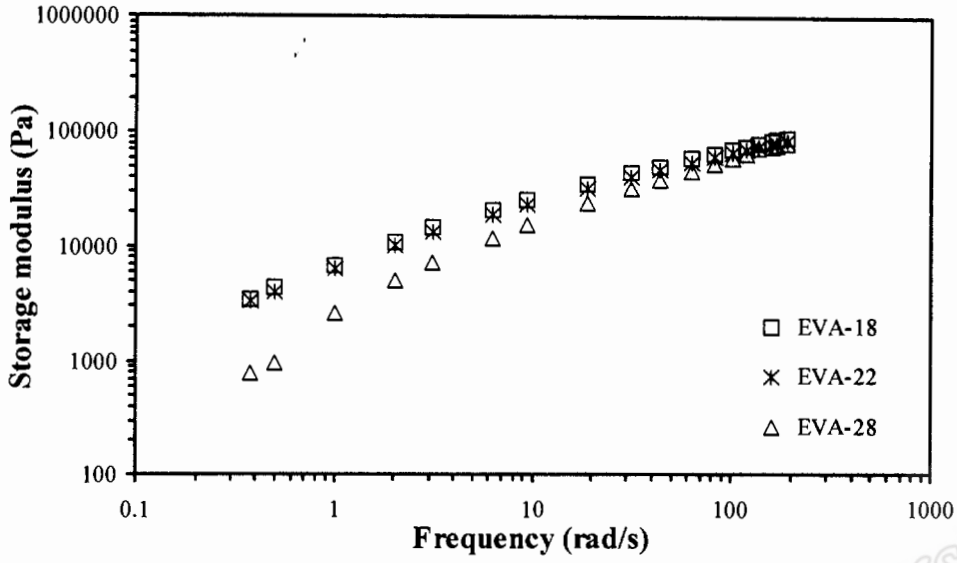
Prince of Songkla University Pattani Campus

ตารางที่ 4.1 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูปแบบ Tension set และความแข็งของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 18, 22 และ 28 % โดยน้ำหนัก

VA content (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
18	10.90 ±0.26	770 ±20	30.0 ±2.9	86.0 ±0.6
22	10.69 ±0.08	797 ±17	25.0 ±1.4	83.0 ±1.0
28	9.42 ±0.15	874 ±16	17.5 ±1.4	76.0 ±1.0

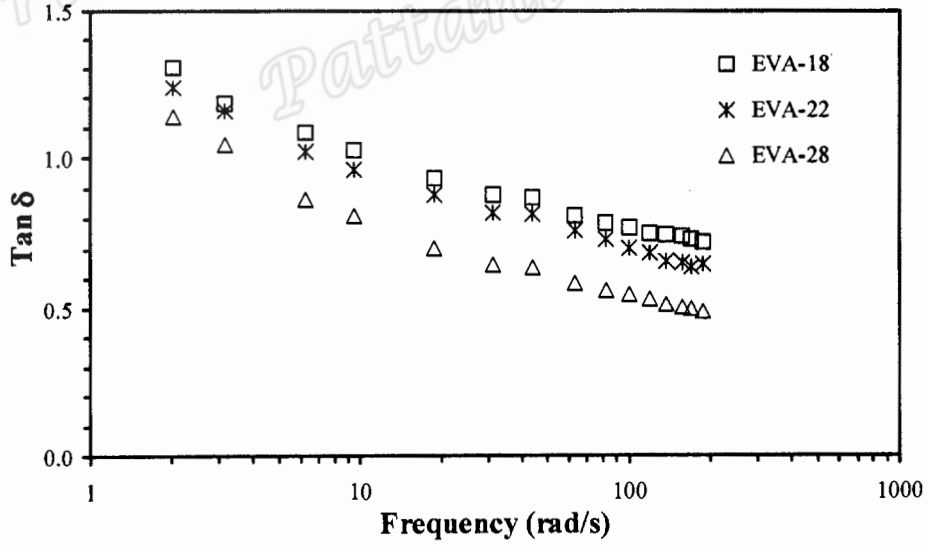
จากตารางที่ 4.1 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของ EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท กล่าวคือ EVA-18 มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงที่สุด รองลงมาได้แก่ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ ความแข็งแรงของ EVA มีผลมาจากการเกิดผลึกของพอลิเอทิลีน เมื่อมีพอลิไวนิลอะซิเตทเพิ่มขึ้นส่งผลให้การเกิดผลึกลดลงทำให้ความแข็งแรงของ EVA ลดลงด้วย ซึ่งผลการทดลองนี้สอดคล้องกับแนวโน้มของมอดูลัสที่ระยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.11 นอกจากนี้ยังพบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท กล่าวคือ EVA-28 มีความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุดรองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-18 ตามลำดับ เนื่องจากพอลิไวนิลอะซิเตทเข้าไปขัดขวางการตกผลึกทำให้โมเลกุลของ EVA มีลักษณะเป็นอสัณฐานหรือมีการจัดเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบเพิ่มขึ้น ทำให้โมเลกุลมีอิสระในการเคลื่อนตัวมากขึ้น เมื่อให้แรงเค้นด้วยการดึงยืดทำให้มีความสามารถในการยืดมากขึ้น นอกจากนี้ในตารางที่ 4.1 พบว่าความสามารถในการคืนรูปของ EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น (ค่า Tension set มีแนวโน้มลดลง ตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท กล่าวคือ EVA-28 มีความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-18 ตามลำดับ ซึ่งแสดงว่า EVA มีสมบัติความยืดหยุ่นมากขึ้นเมื่อมีปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทเพิ่มขึ้น เนื่องจากโมเลกุล EVA จัดเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบมากขึ้นจึงมีอิสระในการเคลื่อนตัวมากขึ้นทำให้มีความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองความสามารถในการยืดจนขาด นอกจากนี้ค่าความแข็งของ EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทเนื่องจากเหตุผลเดียวกัน

ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 3 ระดับ คือ 18, 22 และ 28 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยการแปรค่าความถี่ภายใต้สภาวะที่มีการบิด 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ตามได้ผลการทดลองแสดงค่าโมดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย (Tan δ) และความหนืดเชิงซ้อน แสดงดังในรูปที่ 4.11– 4.13 ตามลำดับ



รูปที่ 4.11 โมดูลัสสะสมของของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 18, 22 และ 28 % โดยน้ำหนัก

จากรูปที่ 4.11 พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เนื่องจากการเพิ่มความถี่ทำให้สายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์มีเวลาในการคลายตัวลดลงไม่ทันต่อการตอบสนองต่อความเค้นจึงส่งผลให้มีพลังงานสะสมบนสายโซ่โมเลกุลมากขึ้น เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า EVA-18 มีโมดูลัสสะสมสูงที่สุด รองลงมาได้แก่ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ แสดงว่าการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตททำให้โมดูลัสสะสมของ EVA ลดลง

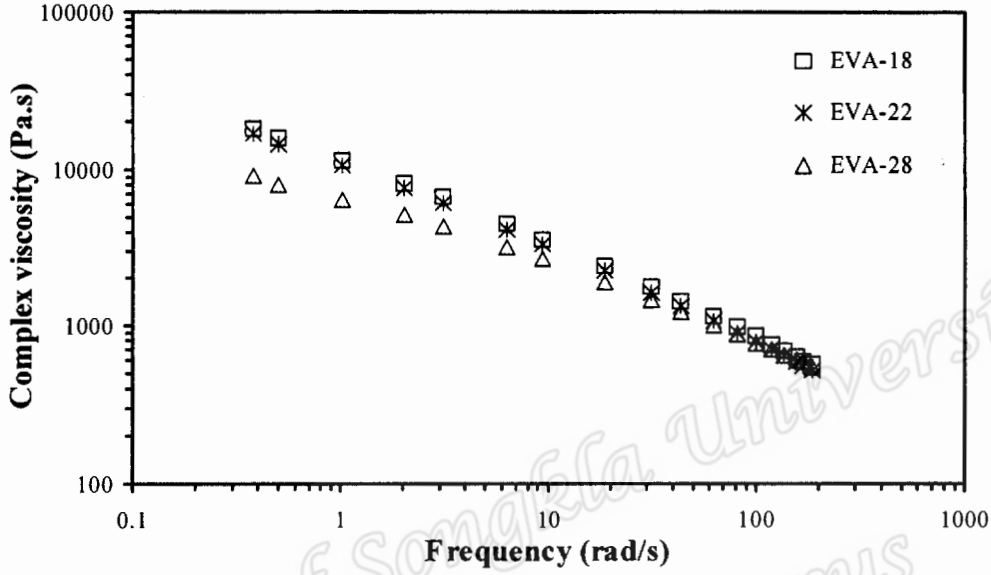


รูปที่ 4.12 Tan δ ของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 18, 22 และ 28 % โดยน้ำหนัก

จากรูปที่ 4.12 พบว่า Tan δ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ เนื่องจากการเพิ่มความถี่ทำให้เวลาในการตอบสนองต่อความเค้นน้อยลง มีผลให้พลังงานสะสมบนสายโซ่โมเลกุลสูงขึ้นทำให้ค่า Tan δ ลดลง เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า EVA-18 มีค่า Tan δ สูงที่สุด รองลงมาคือ

Prince of Songkla University Pattani Campus

EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ แสดงว่าการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทมีผลทำให้ EVA แสดงพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่น (Elastic response) ดีขึ้น เนื่องจากการเพิ่มโมเลกุลส่วนอสัณฐานมากขึ้น นอกจากนี้พบว่าผลการทดลองนี้สอดคล้องกับแนวโน้มความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบค่า Tension set ในตารางที่ 4.1



รูปที่ 4.13 ความหนืดเชิงซ้อนของ EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตท 18, 22 และ 28 %โดยน้ำหนัก

จากรูปที่ 4.13 พบว่า EVA แสดงพฤติกรรมแบบแรงเฉือนลด (Shear-thinning behavior) หรือสภาพคล้ายพลาสติก (Pseudoplasticity) กล่าวคือความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า EVA-18 มีค่าความหนืดสูงที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ แสดงว่าการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทมีผลให้ความหนืดของ EVA ลดลง ในทำนองเดียวกับโมดูลัสสะสม (รูปที่ 4.11)

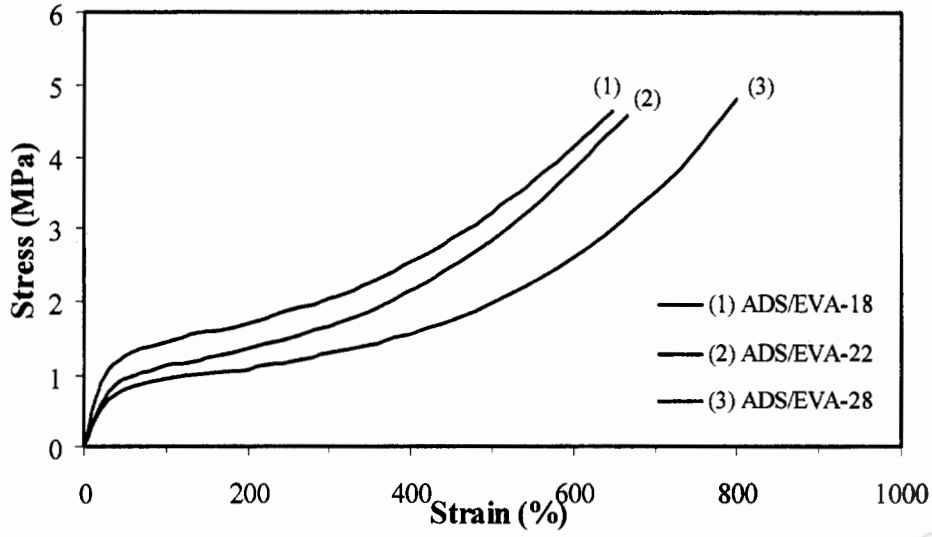
4.5 การเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์แบบปกติ

4.5.1 การเบลนด์แบบปกติของ ADS/ EVA

4.5.1.1 อิทธิพลของปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทต่อสมบัติเชิงกลและเชิงพลวัต

เตรียมพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรชนิด EVA ที่มีปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท 3 ระดับ คือ 18, 22 และ 28 % โดยน้ำหนัก หลังจากนั้นทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูปและความแข็ง ได้กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.14

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.14 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรชนิด EVA

จากรูปที่ 4.14 เมื่อพิจารณาความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืดหรือที่ความเครียดประมาณ 0–20 % พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA-18 มีความชันของกราฟหรือโมดูลัสสูงที่สุด รองลงมาคือ ADS/EVA-22 และ ADS/EVA-28 ตามลำดับ กล่าวคือมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท เนื่องจากลดปริมาณการเกิดผลึกและเพิ่มความเป็นอสัณฐานซึ่งส่งผลให้พอลิเมอร์มีมอดูลัสยืดหยุ่นมากขึ้น นอกจากพบว่ากราฟมีลักษณะของการเกิดจุดครากเล็กน้อยที่ ในช่วงการยืด 50-100%

จากจุดขาดในรูปที่ 4.14 คำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ผลดังตารางที่ 4.2 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์เบลนด์ทั้ง 3 ชนิดมีค่าใกล้เคียงกัน กล่าวคืออยู่ในช่วง 4.5–4.8 MPa ซึ่งหากเปรียบเทียบกับ EVA ที่ยังไม่เบลนด์ พบว่าสมบัตินี้อยู่ในช่วง 9.2–10.9 MPa ซึ่งมีสมบัติด้อยลงมากจากการเบลนด์ด้วย ADS นอกจากนี้พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทใน EVA กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ EVA-28 มีความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุดรองลงมาคือการใช้ EVA-22 และ EVA-18 ตามลำดับ เนื่องจากการเพิ่มพอลิไวนิลอะซิเตทใน EVA ส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลของ EVA มีลักษณะเป็นอสัณฐานมากขึ้นทำให้สายโซ่มีอิสระในการเคลื่อนตัวและมีความยืดหยุ่นมากขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับสมบัติความสามารถในการยืดจนขาดของ EVA ที่ยังไม่ได้เบลนด์กับ ADS (ตารางที่ 4.1) แต่ถ้าเปรียบเทียบค่าที่ได้จะเห็นว่าค่าความสามารถในการยืดของการเบลนด์จะมีค่าต่ำ

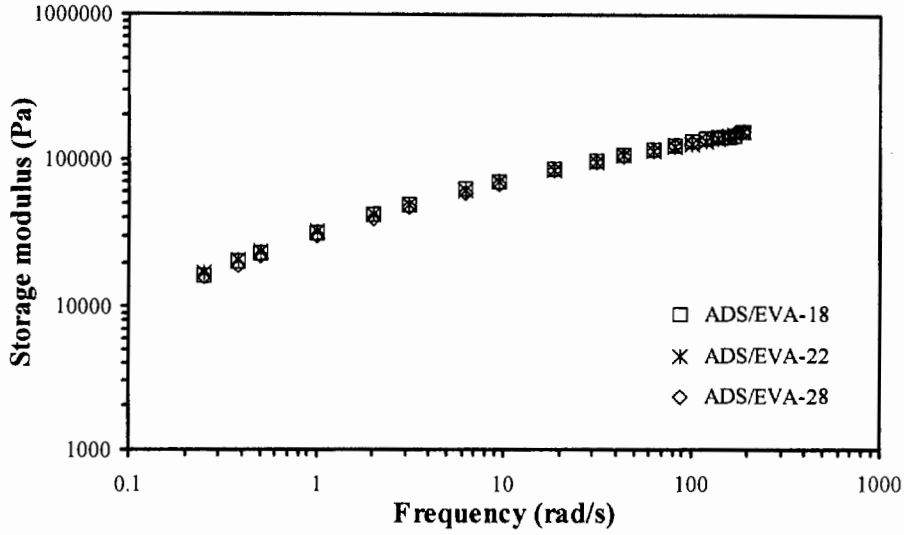
กว่า EVA ที่ยังไม่ทำการเบลนด์เช่นกัน กล่าวคือ EVA-18, EVA-22 และ EVA-28 ที่ไม่เบลนด์มีค่าความสามารถในการยืดจนขาดประมาณ 770, 800 และ 870 % ตามลำดับ

ตารางที่ 4.2 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40และ แปรชนิด EVA

Types of Blends	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
ADS/EVA-18	4.64 ± 0.08	647 ± 23	22.5 ± 1.4	54.0 ± 0.6
ADS/EVA-22	4.59 ± 0.17	666 ± 19	20.0 ± 1.4	52.0 ± 1.0
ADS/EVA-28	4.82 ± 0.23	800 ± 17	15.0 ± 1.4	48.0 ± 1.0

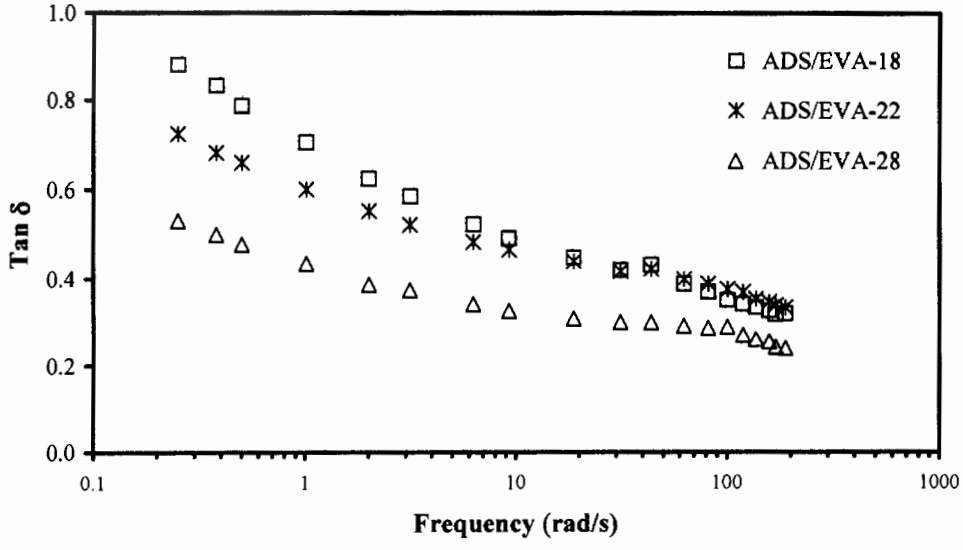
จากตารางที่ 4.2 ยังพบว่าความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบของค่า Tension set ของพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มดีขึ้น (ค่า Tension set ต่ำลง) เมื่อเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทใน EVA กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ EVA-28 มีความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด รองลงมาคือการใช้ EVA-22 และ EVA-18 ตามลำดับ ซึ่งพิสูจน์การมีสมบัติความยืดหยุ่นดีขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทในสายโซ่โมเลกุลของ EVA โดยผลการทดลองนี้สอดคล้องกับความสามารถในการคืนรูปของ EVA ที่ยังไม่ได้เบลนด์กับ ADS (ตารางที่ 4.1) แต่พบว่าในกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA จะให้ค่า Tension set ที่ต่ำกว่าค่าของ EVA ที่ยังไม่ทำการเบลนด์ ดังนั้นความยืดหยุ่นเป็นสมบัติเด่นที่ได้จาก ADS นอกจากนี้พบว่าค่าความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทใน EVA ซึ่งสอดคล้องกับค่าความแข็งของ EVA ที่ยังไม่เบลนด์กับ ADS ในตารางที่ 4.1 และจากการพิจารณาค่าความแข็งในตารางที่ 4.2 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA มีค่าความแข็ง 48 – 54 Shore A ดังนั้นสมบัติที่แตกต่างกันอย่างชัดเจนของ EVA กับพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA คือความสามารถในการคืนรูปที่ดีขึ้นและมีความแข็งที่ต่ำลงจึงเหมาะกับการเตรียมวัสดุนิ่มที่มีสมบัติด้านความยืดหยุ่นที่ดี

ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติจากการเบลนด์ ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรชนิด EVA ที่มีพอลิไวนิลอะซิเตทระดับต่างๆ โดยทำการทดลองแปรค่าความถี่ที่การบิดคงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลการทดลองค่าโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อน ดังรูปที่ 4.15–4.17 ตามลำดับ



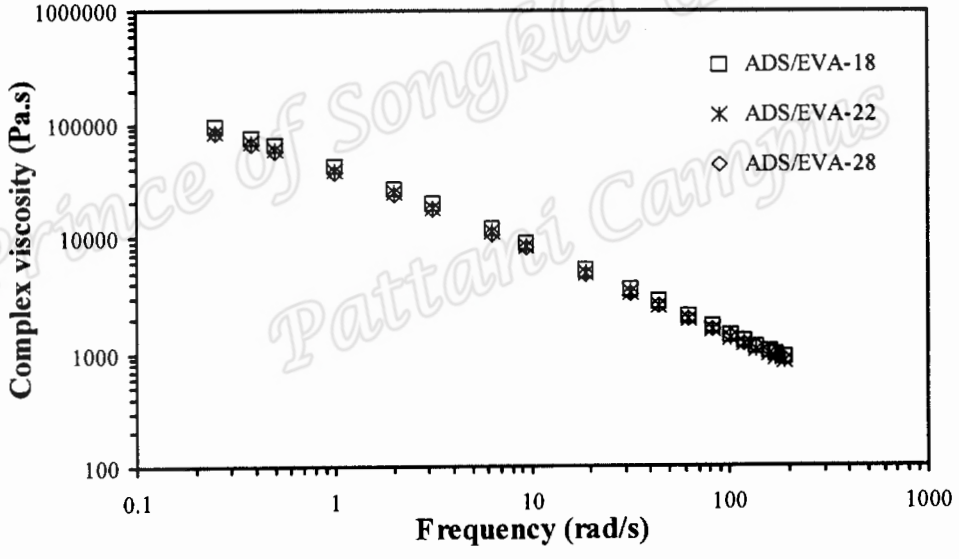
รูปที่ 4.15 โมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรชนิด EVA

จากรูปที่ 4.15 พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ และเมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกัน พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ทั้ง 3 ชนิด มีโมดูลัสสะสมที่ใกล้เคียงกันมาก แต่อย่างไรก็ตามค่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มที่สอดคล้องกับสมบัติของ EVA ที่ไม่เบลนด์ (ตารางที่ 1) กล่าวคือ พอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ EVA-18 มีโมดูลัสสะสมสูงที่สุด รองลงมาคือการใช้ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ และพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าโมดูลัสสะสมสูงกว่า EVA ที่ใช้ในการเบลนด์ เนื่องจาก ADS ที่ใช้มีน้ำหนักโมเลกุลสูงกว่าและมีความหนืดมูนนี่สูงกว่าจึงทำให้มีการเกี่ยวพันกันของโมเลกุลสูงกว่า EVA



รูปที่ 4.16 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรชนิด EVA

จากรูปที่ 4.16 พบว่าค่า Tan δ ที่ความถี่เดียวกันพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ EVA-18 มีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ ซึ่งมีผลการทดลองสอดคล้องกับความสามารถในการคืนรูปโดยทดสอบแบบ Tension set ในตารางที่ 4.2 และค่า Tan δ ของ EVA ที่ไม่ได้เบลนด์ในตารางที่ 4.1 กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์มีสมบัติความยืดหยุ่นสูงขึ้น เนื่องจากค่า Tan δ ลดลงตามการเพิ่มปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตทเพราะพอลิไวนิลอะซิเตททำให้โมเลกุลของ EVA มีส่วน อสัณฐานเพิ่มขึ้น นอกจากนี้พบว่าค่า Tan δ ที่ความถี่เดียวกันของ EVA ที่ไม่ได้เบลนด์มีค่าสูงกว่าค่า Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA อย่างมีนัยสำคัญ แสดงว่าการเบลนด์ด้วย ADS ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีสมบัติการยืดหยุ่นหรือความเป็นยางมากขึ้น ความแตกต่างของค่า Tan δ จากการเบลนด์ด้วย EVA เกรดต่างๆ มองเห็นได้อย่างชัดเจนในรูปที่ 4.16 ทั้งๆ ที่มีค่าโมดูลัสสะสมไม่ค่อยแตกต่าง (รูปที่ 4.15) แสดงว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีโมดูลัสสูญเสีย (Loss modulus, G'') ที่แตกต่างกันอย่างชัดเจน เนื่องจาก Tan $\delta = G''/G'$



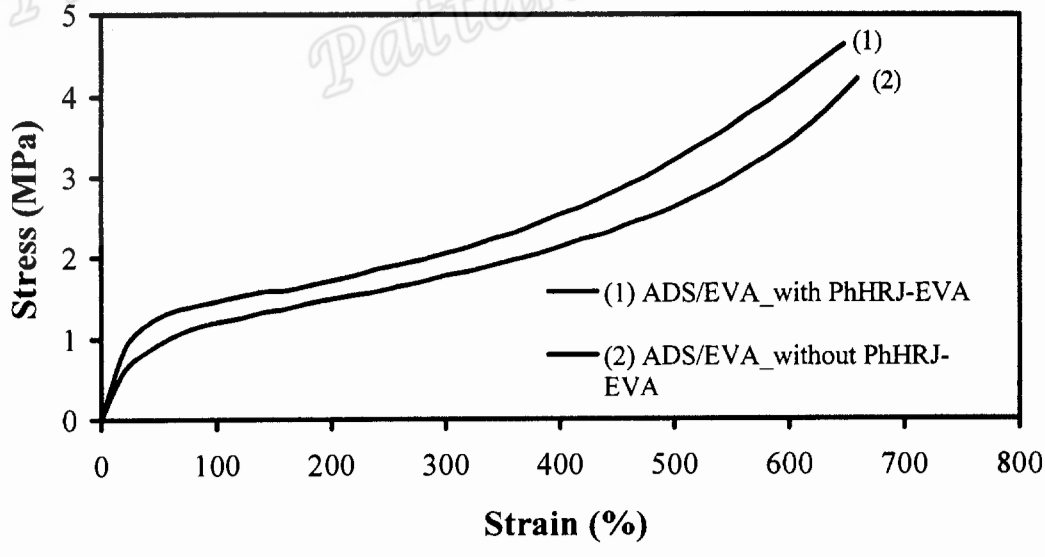
รูปที่ 4.17 ความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรชนิด EVA

จากรูปที่ 4.17 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ นอกจากนี้ยังพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ทั้งสามชนิดมีค่าความหนืดที่ใกล้เคียงกันมาก แต่ก็ยังมีแนวโน้มที่สอดคล้องกับความหนืดของ EVA ที่ไม่ได้เบลนด์ (ตารางที่ 4.1) กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ EVA-18 มีค่าความหนืดสูงที่สุด รองลงมาคือ EVA-22 และ EVA-28 ตามลำดับ เนื่องจากพอลิไวนิลอะซิเตทที่เพิ่มขึ้นมีผลให้สายโซ่โมเลกุลของ EVA มีอิสระในการเคลื่อนตัวหรือเกิดการไหลได้ง่ายขึ้น แต่พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าความหนืดเชิงซ้อนสูงกว่า EVA ที่ใช้ในการเบลนด์ ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเดียวกันกับค่าโมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus

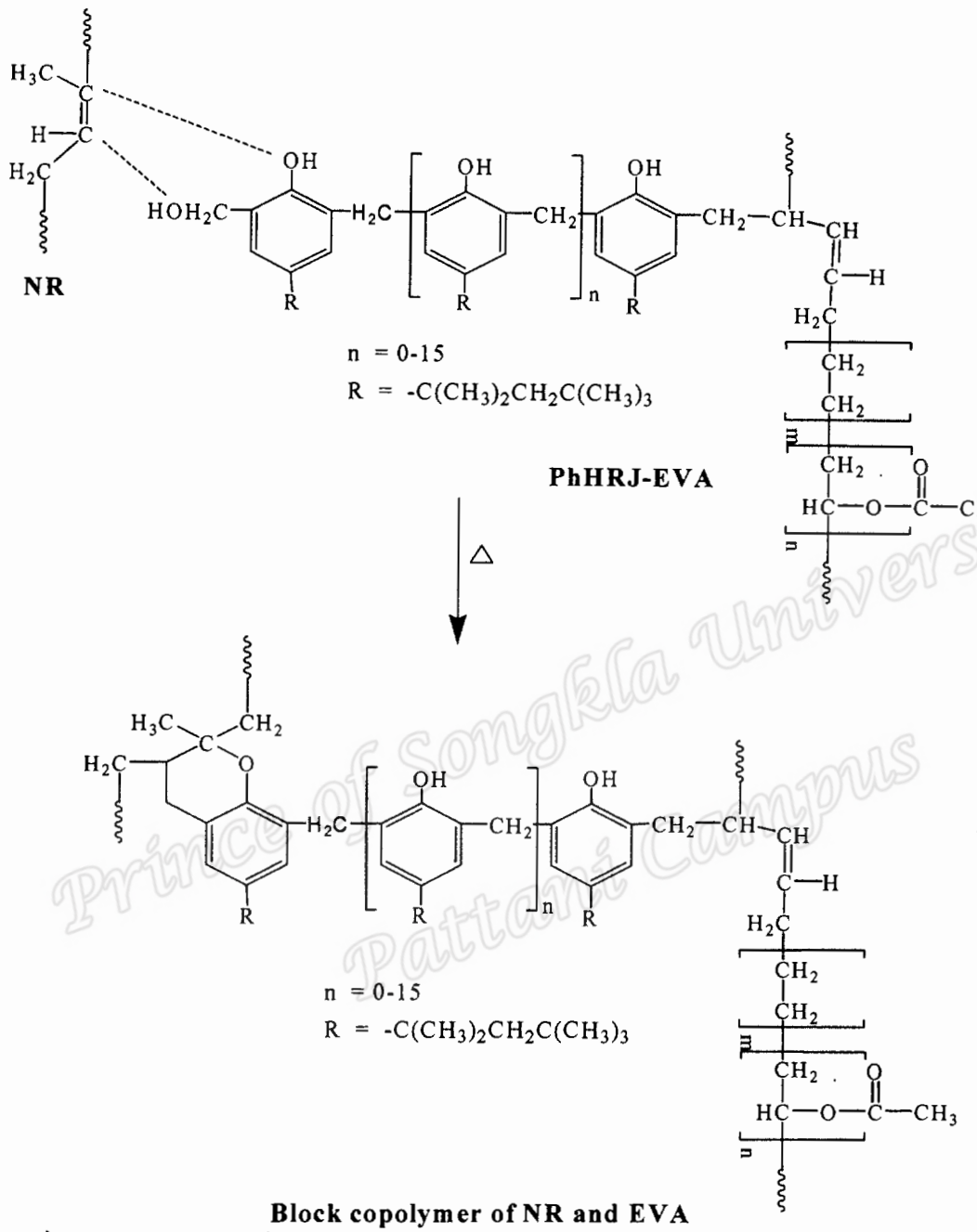
4.5.1.2 เปรียบเทียบการใช้และไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ในการเบลนด์

เปรียบเทียบการใช้และไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ (PhHRJ-EVA ปริมาณ 5 % ของปริมาณ EVA) ต่อสมบัติของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA-18 = 60/40 ได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.18 พบว่าการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความโมดูลัส (ความชันของกราฟ) ความเหนียวทน (Toughness) และความต้านทานต่อแรงดึงสูงขึ้น แต่ไม่มีผลต่อสมบัติความสามารถในการยืดจนขาด การเพิ่มขึ้นของโมดูลัส ความเหนียวทน และความต้านทานต่อแรงดึงมีผลเนื่องจากสารเพิ่มความเข้ากันได้เนื่องจากเกิดอันตรกิริยาที่ผิวประจัญของเฟส ADS และ EVA ทำให้มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสทั้งสองผ่านการประสานของสารเพิ่มความเข้ากันได้ ส่งผลให้การส่งผ่านความเค้นระหว่างเฟสทั้งสองมีประสิทธิภาพมากขึ้น ทำให้แรงตึงผิวระหว่างเฟส (Interfacial tension) ลดลง กล่าวคือแรงยึดเหนี่ยวระหว่างผิวประจัญ (Interfacial adhesion) เพิ่มขึ้น ดังนั้นความเหนียวทนและความชันหรือโมดูลัสของพอลิเมอร์เบลนด์และความต้านทานต่อแรงดึงที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้จึงมีค่าสูงกว่าระบบที่ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ซึ่งผลการทดลองนี้สอดคล้องกับการเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่างพอลิโพรไพลีนกับยางไนไตรล์โดยใช้พอลิโพรไพลีนดัดแปลงโมเลกุลด้วยไดเมทิลอลฟีนอลิกเรซิน (Ph-PP) เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ (George *et al.* 1999) ซึ่งลักษณะการเกิดอันตรกิริยาของสารเพิ่มความเข้ากันได้น่าจะเกิดผ่านกลไกดังแสดงในรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.18 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA ที่อัตราส่วน 60/40 เปรียบเทียบระหว่างการใช้กับไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.19 อันตรกิริยาที่เป็นไปได้ของสารเพิ่มความเข้ากันได้ชนิด PhHRJ-EVA ในพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS กับ EVA (ดัดแปลงจาก Nakason *et al.*, 2006b)

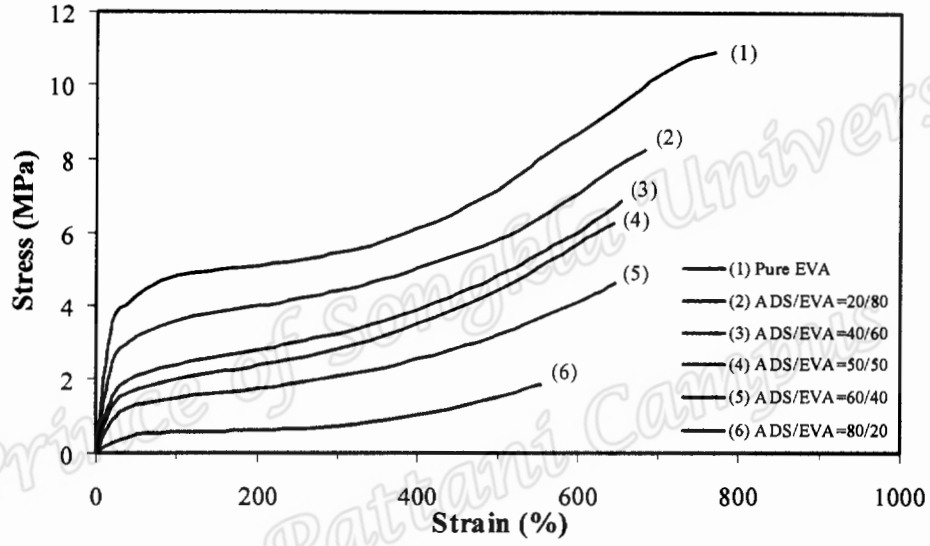
จากรูปที่ 4.19 จะเห็นว่าสารเพิ่มความเข้ากันได้ (PhHRJ-EVA) ประกอบด้วย 2 ส่วนคือ ส่วนของ EVA และฟีนอลิกเรซิน ซึ่งสารเพิ่มความเข้ากันได้นี้จะทำหน้าที่เชื่อมระหว่างเฟส EVA กับ ADS ด้วยพันธะโควาเลนต์ กล่าวคือส่วน EVA ใน PhHRJ-EVA สามารถเข้าได้ดีกับ EVA ที่เป็นองค์ประกอบในการเบลนด์และส่วนของฟีนอลิกเรซินสามารถเกิดปฏิกิริยากับยางธรรมชาติที่ตำแหน่งพันธะคู่ได้ เมื่อเบลนด์ในสภาวะที่มีอุณหภูมิเหมาะสม (140-150°C) มีผลให้หมู่ฟังก์ชันไฮดร็อกซิลและเมทิลลอลเกิดปฏิกิริยากับโมเลกุลยางธรรมชาติตรงตำแหน่งพันธะคู่ เกิดการเชื่อม

Prince of Songkla University Pattani Campus

ประสานเป็นโครงสร้างวงแหวนโครแมน (Chroman ring) ด้วยเหตุนี้ PhHRJ-EVA จึงสามารถเพิ่มความเข้ากันได้ระหว่างเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA และส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีโมดูลัส ความเหนียวทน และความต้านทานต่อแรงดึงสูงขึ้น

4.5.1.3 อิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA

แปรอัตราส่วนการเบลนด์ ADS/EVA แล้วทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็ง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.20



รูปที่ 4.20 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.20 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ มีพฤติกรรมการผิดรูปแตกต่างกัน โดยเมื่อพิจารณาพื้นที่ใต้กราฟ (ความเหนียวทน) พบว่าพื้นที่ใต้กราฟเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ EVA นอกจากนี้พบว่าโมดูลัส (ความชันของกราฟ) ในช่วงเริ่มต้นของการยืดที่ความเครียดประมาณ 0-20 % มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ EVA แต่ส่งผลให้ความสามารถในการยืดจนขาดและความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มลดลง จากจุดขาดในรูปที่ 4.20 หาค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาด ได้ผลดังแสดงในตารางที่ 4.3 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบค่า Tension set และความแข็งด้วย

Prince of Songkla University Pattani Campus

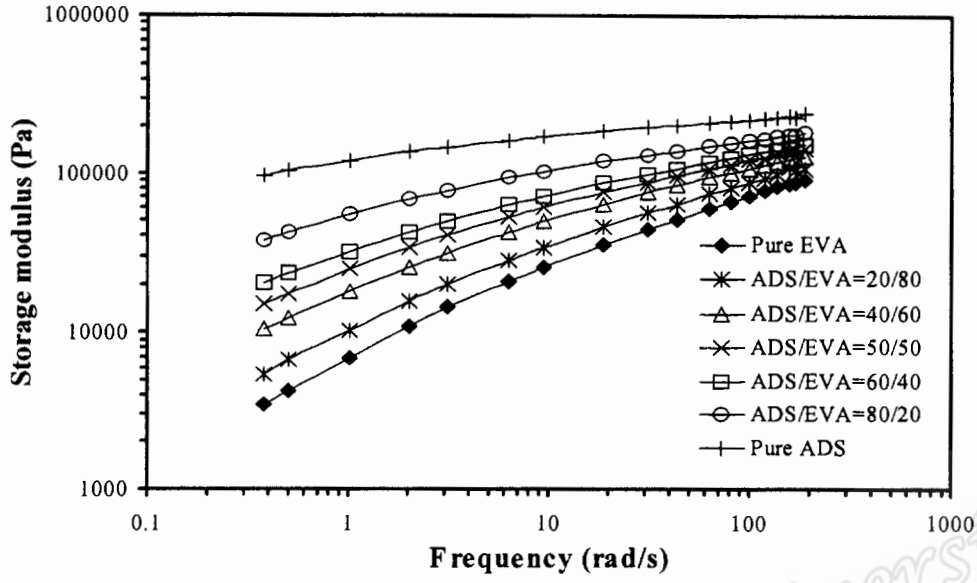
ตารางที่ 4.3 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์ แบบปกติของ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

ADS/EVA (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.90 ± 0.26	770 ± 20	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	8.25 ± 0.20	683 ± 23	30.0 ± 1.4	79.0 ± 2.0
40/60	6.89 ± 0.26	653 ± 18	27.5 ± 2.5	67.0 ± 1.5
50/50	6.32 ± 0.15	645 ± 16	25.0 ± 1.4	61.0 ± 0.6
60/40	4.64 ± 0.08	647 ± 23	22.5 ± 1.4	54.0 ± 0.6
80/20	1.85 ± 0.19	555 ± 21	20.0 ± 2.5	31.0 ± 0.6

จากตารางที่ 4.3 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS หรือมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ EVA ดังนั้น การเพิ่ม EVA มีผลทำให้พอลิเมอร์เบลนด์แสดงสมบัติเด่นทั้งความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาด เนื่องจากโมเลกุล EVA สามารถจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ (เพิ่มความแข็งแรง) มีความเป็นอสัณฐานและมีสภาพขั้วทำให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลได้ เมื่อเบลนด์ ADS กับ EVA ทำให้ขัดขวางความเป็นระเบียบและลดการยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล EVA ถึงแม้ว่าจะมีการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุล ADS กับ EVA ผ่านสารเพิ่มความเข้ากันได้ซึ่งเกิดบล็อคโคพอลิเมอร์ระหว่าง ADS กับ EVA ในรูปที่ 4.19 แต่จะมีอิทธิพลน้อยกว่าการลดลงของผลึกของ EVA จึงส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีความแข็งแรงลดลงและขาดได้ง่ายขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ ADS

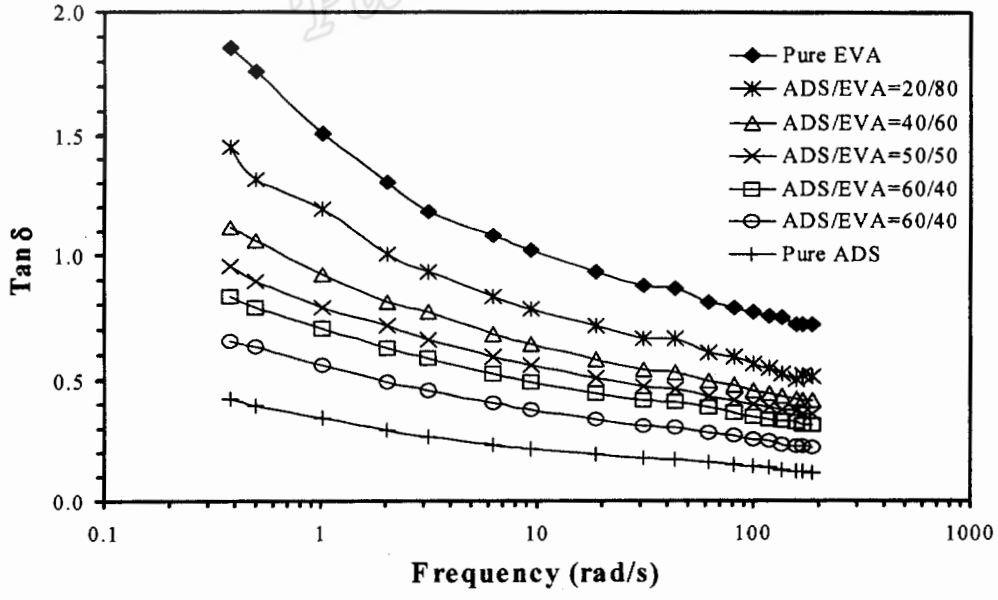
นอกจากนี้พบว่าความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบค่า Tension set มีแนวโน้มดีขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ADS (มีค่า Tension set ต่ำลง) นอกจากนี้พบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS เนื่องจาก EVA เป็นเทอร์โมพลาสติกซึ่งเป็นเฟสแข็งมีความยืดหยุ่นต่ำกว่า ADS จึงส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์คืนตัวได้น้อยและมีผลให้ความแข็งสูงขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ EVA ซึ่งพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าความสามารถในการคืนรูปเด่นกว่า EVA ที่ไม่เบลนด์มากและมีความแข็งต่ำกว่า ดังนั้นจึงเหมาะที่จะใช้ ADS/EVA ในการเตรียมผลิตภัณฑ์ที่นิ่มแต่มีความยืดหยุ่นสูง

จากการทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ และแปรค่าความถี่การทดสอบที่การบิดคงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลการทดลองความสัมพันธ์ของโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่แสดงในรูปที่ 4.21-4.23 ตามลำดับ



รูปที่ 4.21 โมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.21 พบว่าค่าโมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์อยู่ระหว่างค่าของพอลิเมอร์ที่ยังไม่เบลนด์คือ EVA ซึ่งมีค่าโมดูลัสสะสมต่ำที่สุดและ ADS มีค่าโมดูลัสสะสมสูงที่สุด นอกจากนี้พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าโมดูลัสสะสมเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ADS ซึ่งสามารถเรียงลำดับค่าโมดูลัสสะสมที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆจากน้อยไปหามาก ดังนี้ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ



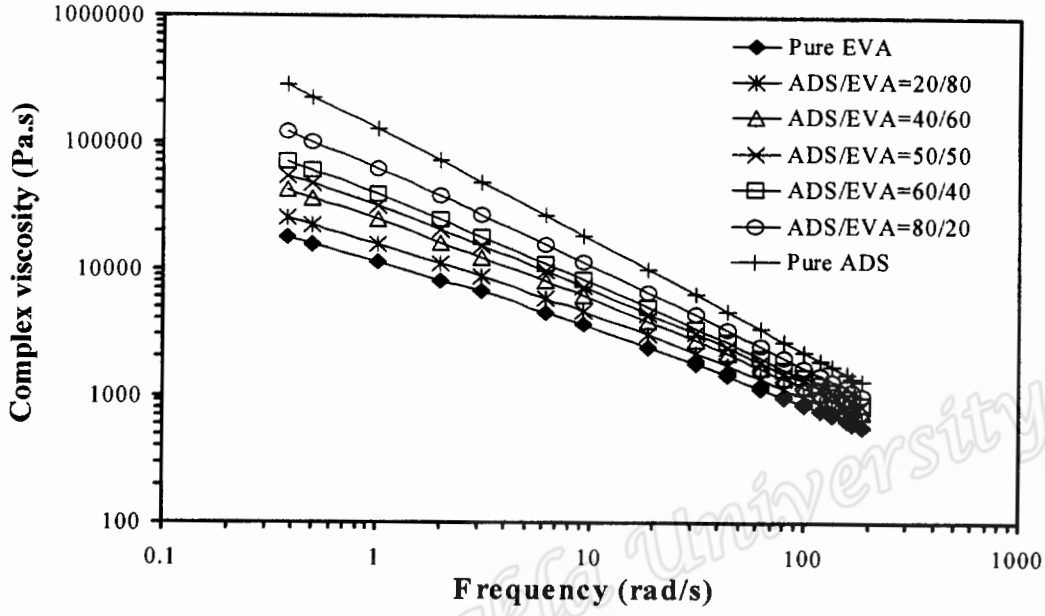
รูปที่ 4.22 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus

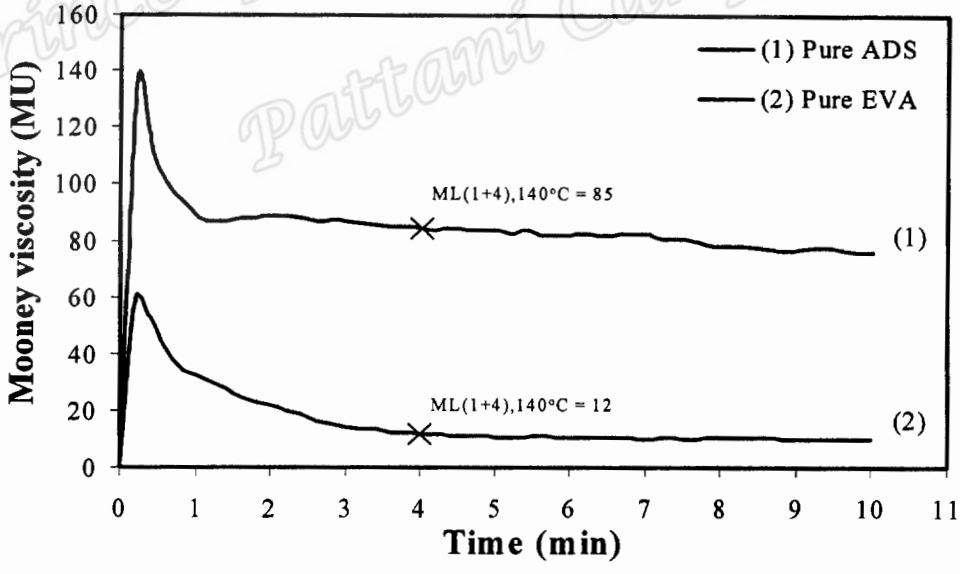
จากรูปที่ 4.22 พบว่าค่า Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าอยู่ระหว่างค่าของพอลิเมอร์ที่นำมาเบลนด์ในทำนองเดียวกับค่าโมดูลัสสะสมในรูปที่ 4.21 นอกจากนี้พบว่า Tan δ ของพอลิเมอร์ทุกชนิดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า ADS มี Tan δ ต่ำที่สุดและ EVA มีค่าสูงที่สุด แสดงว่า ADS มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงกว่าการตอบสนองต่อการไหลหนืด (Viscous response) เนื่องจากสายโซ่หลักของพอลิเมอร์มีความสามารถในการเคลื่อนไหวที่แตกต่างกันขึ้นอยู่กับความสามารถในการหมุนของอะตอมในสายโซ่โมเลกุล กล่าวคือโครงสร้างโมเลกุล ADS ประกอบด้วยซิส-1,4-พอลิไอโซพรีน (*cis*-1,4-polyisoprene) มาก ซึ่งอะตอมในพันธะเดี่ยวที่ต่อกับพันธะคู่ของไอโซพรีนสามารถเกิดการหมุนได้ดีทำให้สายโซ่หลักมีการหักงอได้ง่าย ความสามารถในการเคลื่อนไหวของสายโซ่พอลิเมอร์ถูกจำกัดด้วยอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล หมู่ฟังก์ชันและสายโซ่ข้างเคียง และการเกี่ยวพันกันของสายโซ่โมเลกุล ในทางกลับกันสายโซ่หลักของ EVA มีพันธะคู่น้อยมากและ EVA ประกอบด้วยพอลิเอทิลีนซึ่งสามารถเกิดผลึกและพอลิไวนิลอะซิเตทซึ่งสามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล จึงส่งผลให้โมเลกุลของ EVA สามารถเคลื่อนไหวได้อย่างจำกัดทำให้มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นต่ำกว่า ADS ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีค่า Tan δ อยู่ระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสอง โดยค่า Tan δ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS กล่าวคือมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก มากไปน้อย ดังนี้ ADS/EVA = 20/80 > 40/60 > 50/50 > 60/40 > 80/20 ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ทำให้พอลิเมอร์ที่มีปริมาณสูงกว่าแสดงสมบัติเด่น ซึ่งผลการทดลอง Tan δ ามสอดคล้องกับความสามารถในการคืนรูป (Tension set) ในตารางที่ 4.3 กล่าวคือเมื่อเพิ่มปริมาณ ADS ในพอลิเมอร์เบลนด์จะส่งผลให้มีค่า Tension set ต่ำลงหรือมีความยืดหยุ่นมากขึ้น

รูปที่ 4.23 แสดงค่าความหนืดเชิงซ้อนของ EVA, ADS และพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA พบว่าความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ที่ความถี่เดียวกัน ADS มีความหนืดสูงที่สุด ส่วนEVA มีค่าความหนืดต่ำที่สุด และพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าความหนืดเชิงซ้อนระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสอง ซึ่งมีลักษณะคล้ายกับค่าโมดูลัสสะสมในรูปที่ 4.21 เนื่องจากคู่เบลนด์ทั้งสองมีน้ำหนักโมเลกุลแตกและสมบัติการไหลที่ต่างกัน ซึ่งจากการวัดค่าความหนืดมูนนี่ในรูปที่ 4.24 ซึ่งพบว่า ADS มีความหนืดมูนนี่สูงกว่า EVA ทั้งนี้อาจจะเนื่องจากADS มีน้ำหนักโมเลกุลสูงกว่า EVA ถึงแม้ว่า EVA สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลแต่ก็ยังมีอิทธิพลน้อยกว่าขนาดโมเลกุลของ ADS ด้วยเหตุนี้จึงทำให้ ADS มีความหนืดเชิงซ้อนและโมดูลัสสะสมที่สูงกว่า EVA และส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีความหนืดเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ADS หรือตามการ

ลดปริมาณ EVA กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีความหนืดเชิงซ้อนจากน้อยไปหามากจากอัตราส่วนการเบลนด์ต่อไปนี้ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ



รูปที่ 4.23 ความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

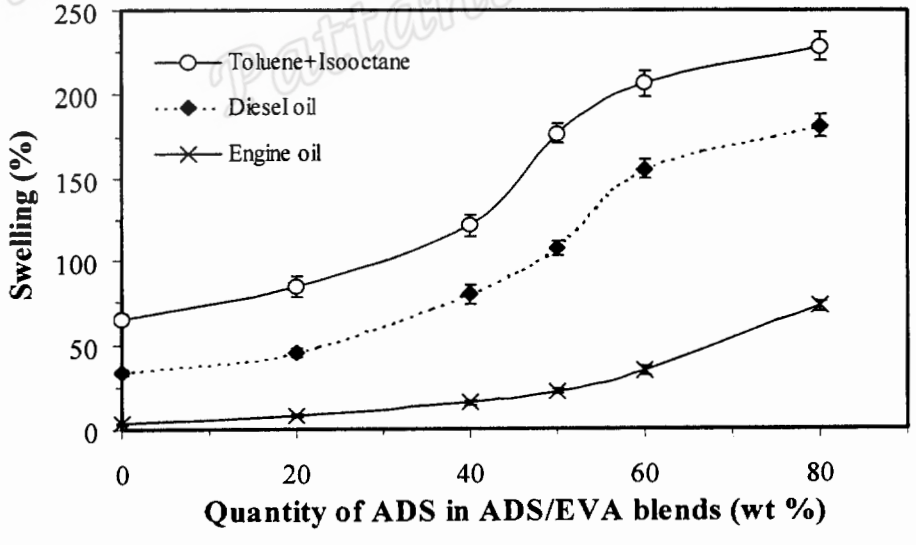


รูปที่ 4.24 ความหนืดมูนนี่ของ ADS และ EVA-18 ทดสอบโดยใช้โรเตอร์ขนาดใหญ่ ที่อุณหภูมิ 140°C

จากการทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลายของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.25 ซึ่งพบว่าระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนมีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และ

Prince of Songkla University Pattani Campus

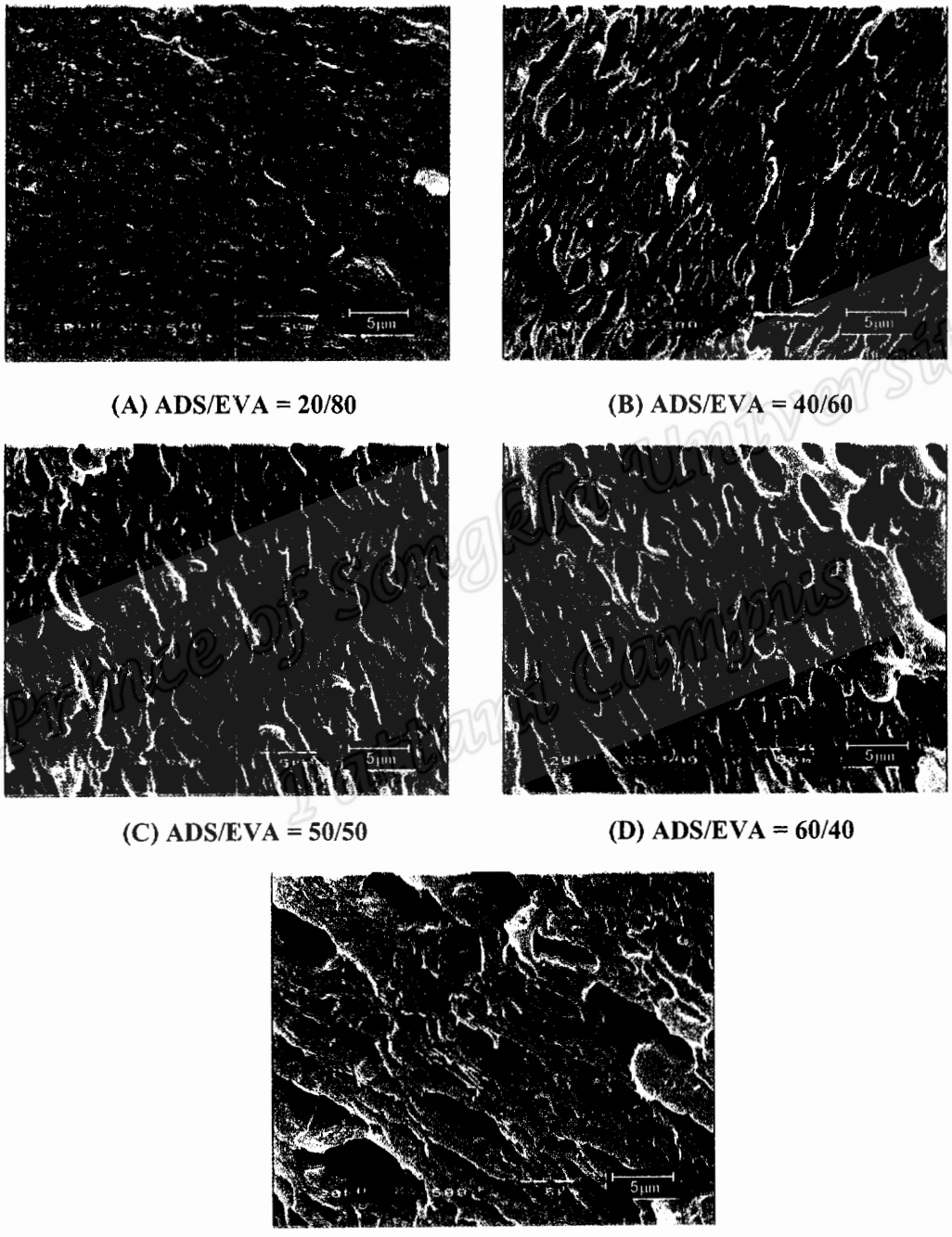
น้ำมันเครื่อง ตามลำดับ แสดงว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีความสามารถทนทานต่อน้ำมันเครื่องได้ดีที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และโทลูอีนผสมไอโซออกเทน ตามลำดับ นอกจากนี้พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ ADS หรือลดปริมาณ EVA ในพอลิเมอร์เบลนด์ส่งผลให้ระดับการบวมพองในตัวทำละลายทุกชนิดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากอิทธิพลของสภาพขั้วกล่าวคือ EVA มีหมู่ไวนิลอะซีเทตเป็นองค์ประกอบซึ่งมีความเป็นขั้วส่งผลให้ EVA มีความต้านทานต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วได้ดี ส่วน ADS เป็นโมเลกุลไฮโดรคาร์บอนซึ่งไม่มีความเป็นขั้วจึงทนทานต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วต่ำ ในการทดลองนี้น้ำมันและตัวทำละลายที่ใช้เป็นสารพวกไฮโดรคาร์บอนที่มีความเป็นขั้วต่ำ ดังนั้นพอลิเมอร์เบลนด์ที่มี ADS เป็นองค์ประกอบอยู่มากจึงมีความต้านทานต่อตัวทำละลายเหล่านี้ได้น้อย ในทางกลับกันการเพิ่มปริมาณ EVA จึงช่วยปรับปรุงพอลิเมอร์เบลนด์ให้มีความต้านทานต่อตัวทำละลายพวกไฮโดรคาร์บอนได้ดีขึ้น นอกจากนี้โครงสร้างที่เป็นผลึกของ EVA เป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่มีผลต่อความต้านทานต่อตัวทำละลายของพอลิเมอร์เบลนด์ กล่าวคือโครงสร้างของ EVA มีส่วนที่เป็นผลึกซึ่งสามารถขัดขวางการแทรกผ่านของตัวทำละลายให้การแทรกตัวของตัวทำละลาย ส่วนโครงสร้างของ ADS เป็นส่วนอสัณฐานทั้งหมดโดยโมเลกุลจัดเรียงตัวกันอย่างหลวมๆ ซึ่งทำให้ตัวทำละลายสามารถแทรกผ่านได้ง่าย ผลการทดลองนี้มีผลสอดคล้องกับงานวิจัยของ George *et al.* (2000c) ซึ่งได้ศึกษาความต้านทานต่อตัวทำละลายของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่างยางไนไตรล์กับพอลิโพรไพลีน (NBR/PP)



รูปที่ 4.25 ระดับการบวมพองของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติจากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus

จากการศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ADS/EVA แปรอัตราส่วนการเบลนด์ ได้ผลการทดลองดังรูปที่ 4.26



(A) ADS/EVA = 20/80 **(B) ADS/EVA = 40/60**

(C) ADS/EVA = 50/50 **(D) ADS/EVA = 60/40**

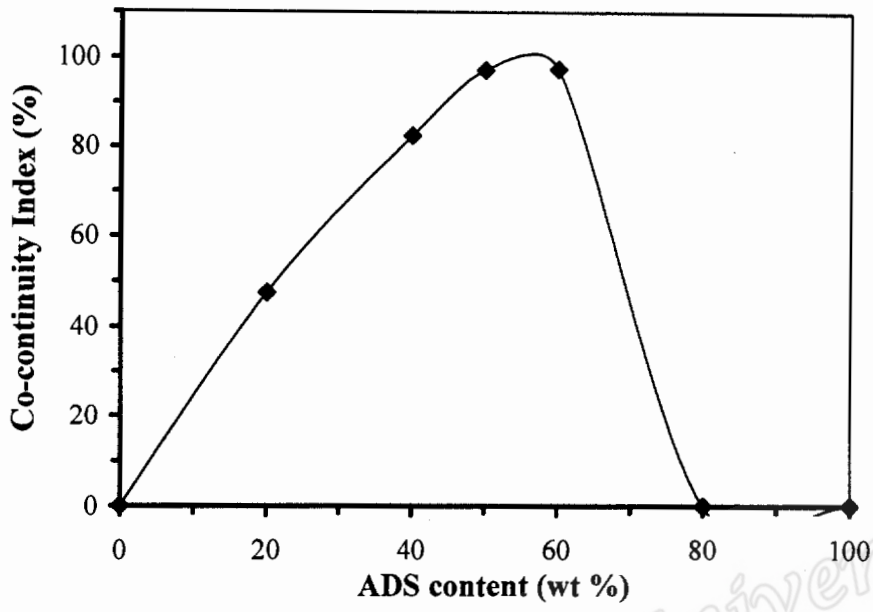
(E) ADS/EVA = 80/20

รูปที่ 4.26 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติจากการเบลนด์ ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ กัน

รูปที่ 4.26 แสดงสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ วิเคราะห์โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ซึ่งเตรียมตัวอย่างโดยหักให้เกิดผิวใหม่ในไนโตรเจนเหลวแล้วสกัดเอาเฟสของ ADS ออกด้วยตัวทำละลายเฮกเซนซึ่งจะปรากฏเป็นช่องโหว่สีดำ (Cavitation) และยังคงเหลือเฟสของ EVA ไว้ จากนั้นระเหยตัวทำละลายออก นำตัวอย่างที่เตรียมได้ไปเคลือบด้วยทองคำแล้วส่องด้วยกล้อง SEM ที่กำลังขยาย 3,500 เท่า พบว่าสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์มีลักษณะเปลี่ยนแปลงไปตามอัตราส่วนการเบลนด์ กล่าวคือ ที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA เท่ากับ 20/80 อนุภาคขนาดเล็กของ ADS เกิดการกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA เนื่องจากที่อัตราส่วนนี้มีปริมาณ ADS น้อยกว่า EVA ส่วนที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA เท่ากับ 40/60, 50/50 และ 60/40 น่าจะเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม (Co-continuous phase) กล่าวคือเฟสของ ADS และเฟสของ EVA เกิดการกระจายตัวในซึ่งกันและกัน เนื่องจากที่อัตราส่วนเหล่านี้มีองค์ประกอบหลักทั้งสองในปริมาณใกล้เคียงกันและเท่ากันทำให้มีโอกาสเกิดการกระจายตัวแบบเฟสร่วมได้ ซึ่งสามารถยืนยันว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนดังกล่าวมีสมบัติเป็นเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่เตรียมจากการเบลนด์ นอกจากนี้ที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA เท่ากับ 80/20 พบว่าสัณฐานวิทยาที่ปรากฏไม่แน่ชัดว่าเป็นลักษณะของเฟสร่วมแต่ก็ไม่ปรากฏการกลับเฟส (Phase inversion)

เพื่อพิสูจน์การกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์จึงทำการทดสอบหาดัชนีเฟสร่วม (Co-continuity index) โดยวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลาย (Solvent extraction) โดยใช้เฮกเซนสกัดเฟสยางออก ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.27 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA เริ่มเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมที่อัตราส่วนการเบลนด์ ADS/EVA = 40/60 ซึ่งมีดัชนีเฟสร่วมของ ADS ประมาณ 82 % และพอลิเมอร์เบลนด์เกิดเฟสร่วมอย่างสมบูรณ์ (Full co-continuity) ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 50/50 และ 60/40 ซึ่งผลการทดลองนี้สามารถยืนยันผลการทดลองจากวิธีการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (รูปที่ 4.26) ได้ชัดเจนขึ้นและสามารถพิสูจน์ได้ว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 80/20 ไม่เกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมแต่จะเกิดการกลับเฟส ดังนั้นการทดสอบด้วยวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลายให้ผลที่ชัดเจนขึ้นเพราะเป็นการพิจารณาในทุกมิติ แต่การทดสอบด้วยวิธีการส่องดูผิวหน้าของวัสดุที่ผ่านการสกัดเฟสหนึ่งออกเป็นการพิจารณาแค่ 2 มิติ จึงน่าจะมีความแน่นอนน้อยกว่า ผลการทดลองนี้สอดคล้องกับผลการทดลองของ Faker *et al.* (2008) ซึ่งได้ศึกษาการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง PE/EVA

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.27 ดัชนีเฟสร่วมของ ADS ที่ปริมาณ ADS ระดับต่างๆ ในพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA

นอกจากนี้องค์ความรู้ด้านปรากฏการณ์การกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์สามารถคำนวณโดยใช้แบบจำลองต่างๆ ดังแสดงในตารางที่ 4.4 (Pechurai *et al.*, 2008) เพื่อใช้ทำนายจุดเริ่มต้นการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ โดยอาศัยสมบัติและสภาวะการแปรรูปของวัสดุที่ใช้เป็นคู่เบลนด์ (ADS/ EVA) กล่าวคือที่อัตราส่วนความหนืด (Viscosity ratios) ในช่วง 0.1–10 และสัดส่วนโดยปริมาตร (Volume fraction, ϕ) ของคู่เบลนด์ ซึ่งพิจารณาที่ความถี่ในการทดสอบเท่ากับ 100 rad/s ซึ่งเป็นความถี่ที่มีสภาวะใกล้เคียงกับสภาวะการแปรรูปในเครื่องบดผสมแบบปิดที่ใช้ความเร็วโรเตอร์เท่ากับ 60 rpm ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 4.28 และสรุปจุดเริ่มต้นของการเกิดการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA ดังแสดงในตารางที่ 4.4

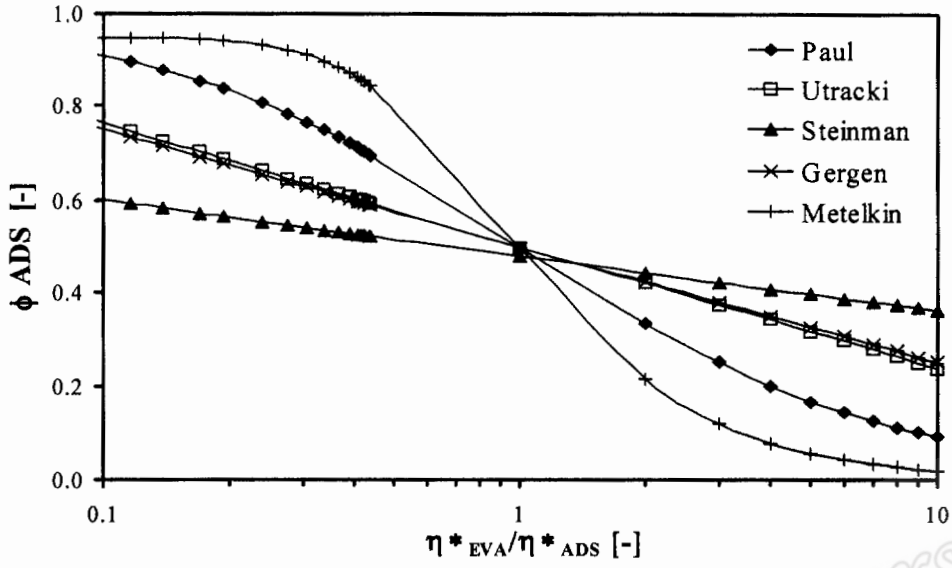
Thesis of Songkla University Pattani Campus

ตารางที่ 4.4 ผลการใช้แบบจำลองคำนวณการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ของ ADS/EVA ที่อัตราส่วนความหนืดที่ความถี่ในการทดสอบเท่ากับ 100 rad/s ($\eta^*_{EVA}/\eta^*_{NR} = 0.39$)

Models	Equations	Φ	*WF. of ADS* (%)
Paul-Barlow	$\phi_{ADS} = \frac{1}{1+\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right)}$	0.72	65
Utracki	$\phi_{ADS} = \frac{\left(1-\log\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right)/[\eta]\right)}{2}, \eta = 1.9$	0.61	55
Steinman *et al.*	$\phi_{ADS} = (-0.12)\log\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right) + 0.48$	0.53	48
Gergen *et al.*	$\phi_{ADS} = \frac{2-\log\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right)}{4}$	0.60	54
Metelkin-Blekht	$\phi_{ADS} = \left[1+\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\left[1+(2.25)\log\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right)+1.81\left(\log\left(\frac{\eta_{EVA}}{\eta_{ADS}}\right)\right)^2\right]\right]^{-1}$	0.87	78

Φ= Volume fraction of ADS, *WF.* = Weight fraction, η_{EVA}/η_{ADS} = Viscosity ratio of EVA/ADS

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.28 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนโดยปริมาตรกับอัตราส่วนความหนืดของคู่เบลนด์ที่ใช้ในการ เบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ จากแบบจำลองการทำนายการกลับเฟสแบบต่างๆ

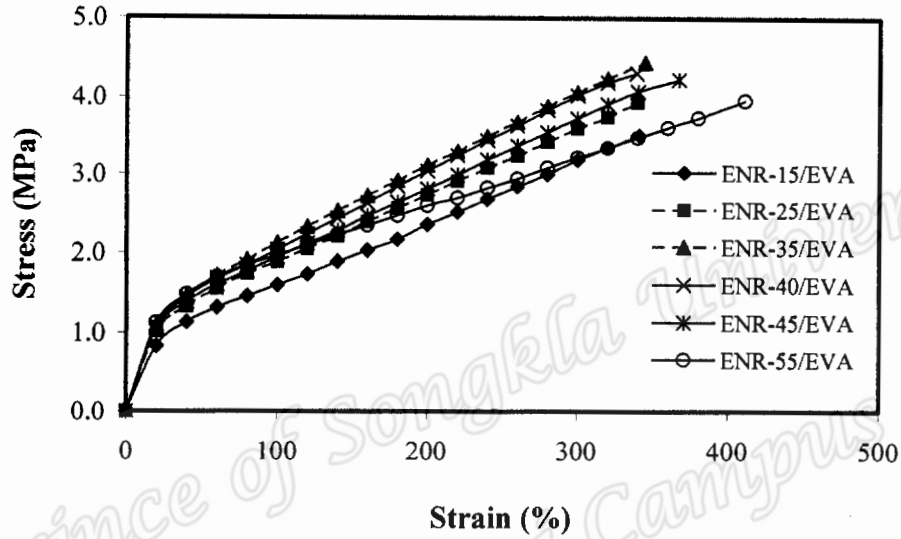
จากตารางที่ 4.4 และรูปที่ 4.28 จากการใช้แบบจำลองทำนายจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสหรือจุดที่สัณฐานวิทยาเกิดการเปลี่ยนจากเฟส ADS ที่กระจายในเฟสต่อเนื่องของ EVA กลายเป็นลักษณะสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม พบว่าการใช้แบบจำลองของ Paul and Barlow, Utracki, Steinman *et al.* และ Gergen *et al.* ให้ค่าจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่ปริมาณ ADS ในช่วง 50–65 % โดยน้ำหนัก ซึ่งผลการทำนายนี้มีความสอดคล้องกับผลการทดลองจากวิธีการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (รูปที่ 4.26) และวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลาย (รูปที่ 4.25) แต่การใช้แบบจำลองของ Metelkin and Blekht ให้ผลที่แตกต่างกันคือ พบจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่ปริมาณ ADS เท่ากับ 78 % โดยน้ำหนัก ซึ่งผลการทำนายนี้มีความคล้ายกับงานวิจัยของ Omonov *et al.* (2007) โดยได้ใช้แบบจำลองเพื่อทำนายการกลับเฟสในพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่างพอลิโพรไพลีนกับพอลิสไตรีน ซึ่งสามารถอธิบายความผิดปกตินี้ได้คือ แบบจำลองนี้เหมาะสำหรับการทำนายจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้คู่เบลนด์ที่มีความหนืดใกล้เคียงกันเท่านั้น แต่ในงานวิจัยนี้ ADS/EVA มีความหนืดที่แตกต่างกันมาก จึงทำให้การใช้แบบจำลองทั้งสองไม่สามารถทำนายจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA ได้อย่างมีประสิทธิภาพ

Prince of Songkla University Pattani Campus

4.5.2 การเบลนด์แบบปกติของ ENR/EVA

4.5.2.1 อิทธิพลของปริมาณหมู่อิพอกไซด์ใน ENR

เบลนด์ ENR/EVA ด้วยเทคนิคการเบลนด์แบบปกติโดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ที่ระดับ 15, 25, 35, 40, 45 และ 55 เปอร์เซ็นต์โดยโมล แล้วทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.29

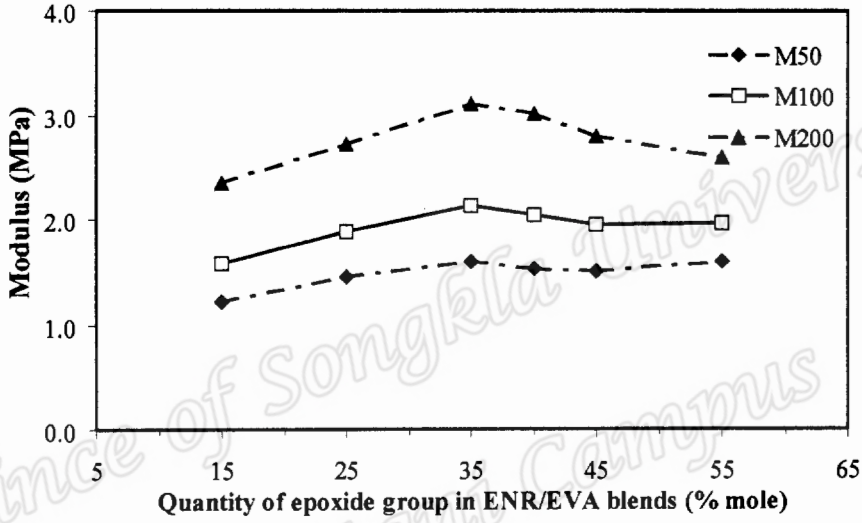


รูปที่ 4.29 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ENR/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ที่ระดับต่างๆ

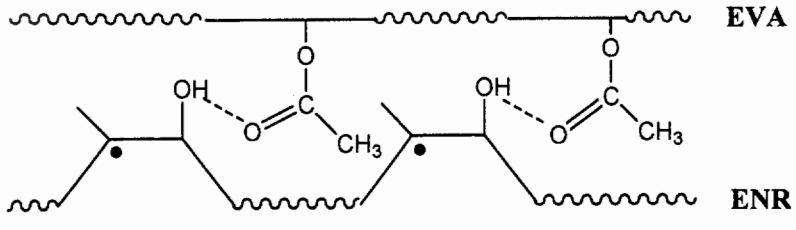
จากรูปที่ 4.29 พบว่าความชันของกราฟ (Young's modulus) ในช่วงความเครียดประมาณ 0–20 % มีค่าใกล้เคียงกันแต่เมื่อเพิ่มความเครียดทำให้ความชันของกราฟมีความแตกต่างมากขึ้น ซึ่งแสดงในรูปแบบค่าโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.30 พบว่าการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ในช่วง 15-35% โดยโมล มีผลทำให้ค่าโมดูลัสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์สูงกว่า 35% โดยโมล จะมีผลทำให้ค่าโมดูลัสมีแนวโน้มลดลง เนื่องจาก ENR มีวงแหวนออกซิเรนในโมเลกุลทำให้มีสภาพความเป็นขั้วและสามารถเกิดอันตรกิริยากับเฟส EVA ได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.31 จะเห็นว่าบริเวณผิวประจัญของ ENR กับ EVA สามารถเกิดพันธะไฮโดรเจนของหมู่ฟังก์ชันที่มีออกซิเจนเป็นองค์ประกอบกับไฮโดรเจน นอกจากนี้โมเลกุลยาง ENR สามารถเกิดพันธะเชื่อมโยงภายในและระหว่างโมเลกุล ซึ่ง ENR ที่ถูกบดผสมในสภาวะอุณหภูมิและแรงเฉือนสูง (ประมาณ 150 °C และความเร็วโรเตอร์ 60 rpm ตามลำดับ) มีโอกาสเกิดปฏิกิริยากับกรดที่เหลือในขั้นตอนการเตรียม ENR ส่งผลให้เกิดการเปิดวงแหวนออกซิเรนเกิดแอลกอฮอล์อันดับที่สอง (Secondary alcohol) และเกิดตำแหน่งของอนุมูลอิสระที่สามารถทำปฏิกิริยากับหมู่ไฮดร็อกไซด์ (-OH) ดังนั้น

Prince of Songkla University Pattani Campus

การเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ในช่วง 15-35% โดยโมล จึงส่งผลให้วัสดุมีความแข็งแรงมากขึ้น นอกจากนี้ยาง ENR ที่มีปริมาณหมู่อิพอกไซด์ต่ำๆ จะเกิดผลึกได้เมื่อดึงยืด (Strain induced crystallization) แต่เมื่อมีหมู่อิพอกไซด์เกิน 35% โดยโมล จะไม่เกิดปรากฏการณ์นี้ (วัชรินทร์, 2545) อย่างไรก็ตามเมื่อหมู่อิพอกไซด์มีปริมาณสูงกว่า 35% โดยโมล จะส่งผลโมดูลัสลดลง เนื่องจากหมู่อิพอกไซด์มีปริมาณสูงเกินไปจะมีความเกะกะและรบกวนการเกิดผลึกเมื่อดึงยืด (Gelling and Porter, 1988) อีกทั้งมีพันธะอ่อนของ O-O, C-O มากขึ้น เมื่อให้ความเค้นดึงยืดทำให้พันธะดังกล่าวแตกออกจากกันได้ง่าย



รูปที่ 4.30 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ที่ระดับต่างๆ



Hydrogen bonding of ENR/EVA blend

รูปที่ 4.31 การเกิดพันธะไฮโดรเจนที่เป็นไปได้ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA

จากจุดขาดของพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA ในรูปที่ 4.29 สามารถคำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ผลดังตารางที่ 4.5 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย

Prince of Songkla University Pattani Campus

ตารางที่ 4.5 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์แบบปกติ ENR/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ที่ระดับต่างๆ

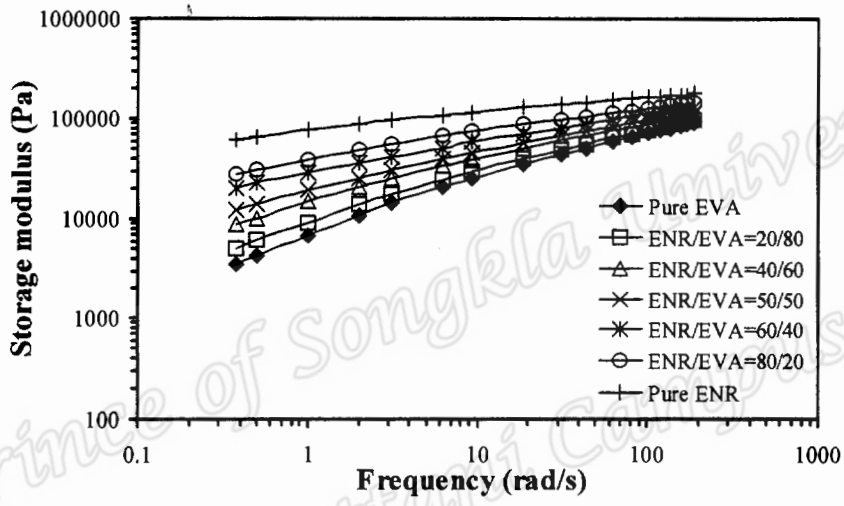
Type of Blends	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
ENR-15/EVA	3.51 ± 0.22	341 ± 23	17.5 ± 1.4	53.0 ± 1.0
ENR-25/EVA	3.94 ± 0.07	340 ± 18	17.5 ± 1.4	55.0 ± 0.6
ENR-35/EVA	4.45 ± 0.21	345 ± 11	15.0 ± 1.4	57.0 ± 0.6
ENR-40/EVA	4.31 ± 0.22	339 ± 23	15.0 ± 1.4	58.0 ± 1.0
ENR-45/EVA	4.23 ± 0.14	367 ± 7	15.0 ± 1.4	57.0 ± 0.6
ENR-55/EVA	3.96 ± 0.08	411 ± 27	12.5 ± 1.4	58.0 ± 1.0

จากตารางที่ 4.5 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ทำให้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงของพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจนมีค่าสูงที่สุดที่ปริมาณหมู่อิพอกไซด์เท่ากับ 35 % โดยโมล และเมื่อปริมาณหมู่อิพอกไซด์สูงกว่านี้จะส่งผลให้ความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มลดลง ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเช่นเดียวกับค่ามอดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ (รูปที่ 4.30) ซึ่งอธิบายโดยใช้เหตุผลในทำนองเดียวกันคือ อิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวของโมเลกุล ENR แรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส ENR กับ EVA และการเกิดผลึกเมื่อดึงยืดมีผลให้พอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงขึ้น อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณหมู่อิพอกไซด์มีปริมาณสูงถึงระดับหนึ่งจะเกิดความเกะกะในโครงสร้างและรบกวนการเกิดผลึกในขณะดึงยืด รวมการมีพันธะเคมีที่มีพลังงานพันธะต่ำ ส่งผลให้ความต้านทานต่อแรงดึงมีค่าลดลง นอกจากนี้พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยตามการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์โดยจะเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อหมู่อิพอกไซด์มากกว่า 40 % โดยโมล ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองของ Jeerupun *et al.* (2004) ซึ่งเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/PVC โดยอธิบายว่าการมีปริมาณหมู่อิพอกไซด์เพิ่มขึ้นส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลของ ENR สามารถจัดเรียงตัวให้เป็นระเบียบได้ลดลง ทำให้พอลิเมอร์มีความนิ่มลงหรือโมดูลัสลดลง ในขณะเดียวกัน ENR มีสภาพขั้วเพิ่มขึ้นทำให้ปริมาณการเกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟส ENR กับ EVA มากขึ้นจึงส่งผลให้มีความสามารถในการยืดจนขาดสูงขึ้น

จากตารางที่ 4.5 พบว่าการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์มีผลทำให้ความสามารถในการคืนรูปของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น (แนวโน้มค่า Tension set ต่ำลง) กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA ที่มีหมู่อิพอกไซด์ 55 % โดยโมล มีความสามารถในการคืนรูปดีที่สุด รองลงมาคือที่ 35, 40 และ 45 % โดยโมล ตามลำดับ และพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA ที่มีหมู่อิพอกไซด์ 15 และ 25 % โดยโมลมีความสามารถในการคืนรูปต่ำที่สุด เนื่องจากเมื่อ ENR มีสภาพขั้วเพิ่มขึ้นทำให้การเกิดอันตรกิริยาระหว่าง ENR กับ EVA มากขึ้น จึงส่งผลให้พอ

ลิเมอร์เบลนด์มีพลังงานในการดึงกลับคืนสู่รูปร่างเดิมได้ดีขึ้น นอกจากนี้พบว่าความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจนกระทั่งมีปริมาณหมู่อิพอกไซด์เท่ากับ 35% โดยโมล การเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์มากกว่านี้ทำให้ค่าความแข็งมีค่าไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก

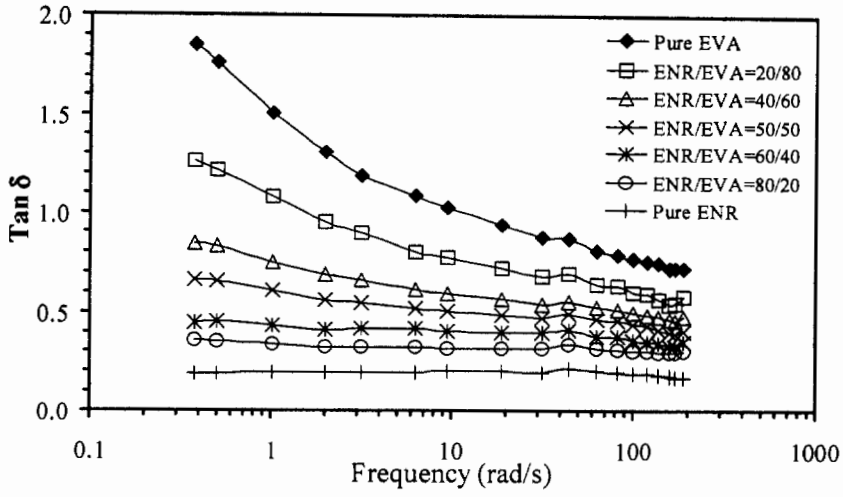
ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ระดับต่างๆ ได้แก่ 15, 25, 35, 40, 45 และ 55 โมลเปอร์เซ็นต์ ทำการแปรความถี่ และกำหนดการบิดคงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อน แสดงในรูปที่ 4.32–4.34 ตามลำดับ



รูปที่ 4.32 โมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติโดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ระดับต่างๆ

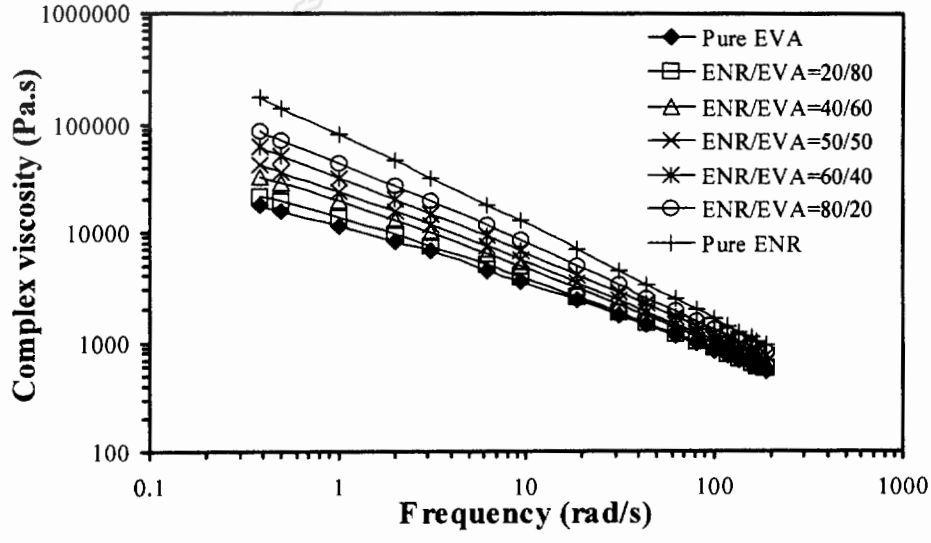
จากรูปที่ 4.32 พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่าโมดูลัสสะสมเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ เนื่องจากเมื่อเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ที่มีสภาพขั้วในโมเลกุลมากขึ้นส่งผลให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลของ ENR เองและเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ ENR กับ EVA ได้มากขึ้น ส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลเกิดการคลายตัวยากกว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่มีปริมาณหมู่อิพอกไซด์ต่ำกว่า ทำให้เก็บสะสมพลังงานบนสายโซ่โมเลกุลมากหรือมีโมดูลัสสะสมสูงขึ้น

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.33 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติโดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ระดับต่างๆ

จากรูปที่ 4.33 พบว่า Tan δ มีแนวโน้มลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกัน พบว่าค่า Tan δ ลดลงตามการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมจากการใช้ ENR ที่มีหมู่อิพอกไซด์ 15 % โดยโมล มีค่าแทนเจนต์สูญเสียสูงที่สุด รองลงมาคือที่ 25, 35, 40, 45 และ 55 % โดยโมล ตามลำดับ แสดงว่าการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงขึ้น เนื่องจากการเกิดอันตรกิริยากับ EVA ได้ดีขึ้น ซึ่งผลการทดลองนี้มีความสอดคล้องกับสมบัติความสามารถในการคืนรูปจากการทดสอบแบบ Tension set ในตารางที่ 4.5 จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นได้ดีขึ้น



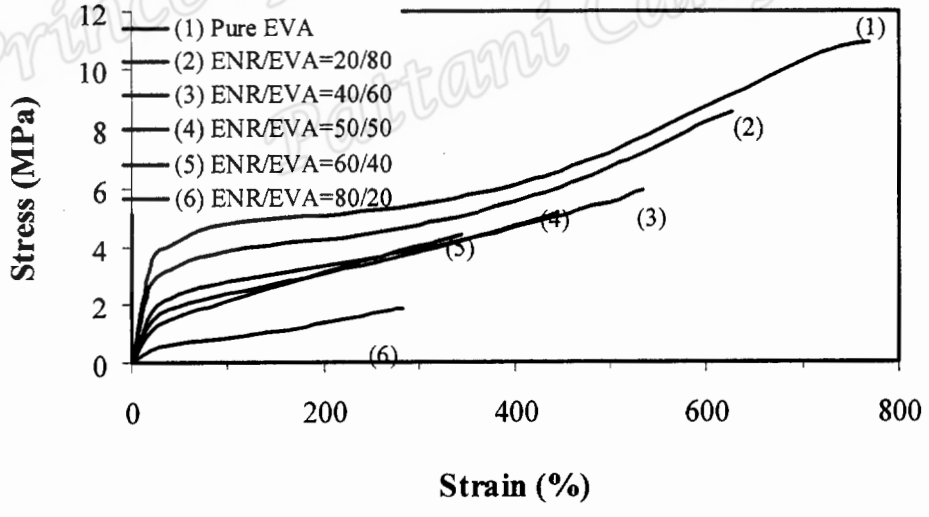
รูปที่ 4.34 ความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติโดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 และแปรปริมาณหมู่อิพอกไซด์ระดับต่างๆ

Prince of Songkla University Pattani Campus

จากรูปที่ 4.34 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ แสดงว่าพอลิเมอร์หลอมมีพฤติกรรมการไหลแบบลดแรงเฉือนซึ่งเป็นสมบัติเฉพาะของของไหลซูโดพลาสติก กล่าวคือขณะที่ความถี่เพิ่มขึ้น โมเลกุลของพอลิเมอร์หลอมจะเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ เพื่อทำให้แต่ละโมเลกุลของพอลิเมอร์เคลื่อนตัวผ่านซึ่งกันและกันได้ง่ายขึ้น ส่งผลต่อการลดการต่อต้านการไหล (ความหนืดเชิงซ้อน) ตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่าค่าความหนืดจะเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณหมู่อิพอกไซด์ เนื่องจากหมู่อิพอกไซด์จะทำให้มีสภาพขั้วในโมเลกุลมากขึ้นจึงเกิดแรงดึงดูดระหว่างโมเลกุลสูงขึ้น จึงทำสายโซ่พอลิเมอร์เกิดการคลายตัวได้ยากส่งผลให้มีความต้านทานต่อการไหลสูงขึ้นด้วย

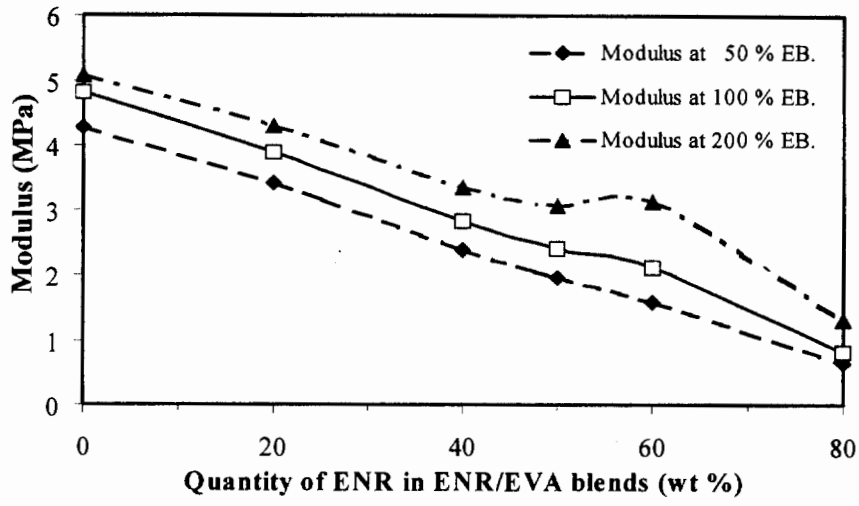
4.5.2.2 อิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ENR/EVA

เลือก ENR-35 ซึ่งมีสมบัติต่างๆ ดีที่สุดจากหัวข้อ 4.5.2.1 มาเบลนด์กับ EVA-18 แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ หลังจากนั้นทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดแสดงในรูปที่ 4.35 และโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.36



รูปที่ 4.35 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.36 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.35 พบว่าพื้นที่ใต้กราฟซึ่งแสดงถึงความเหนียวทนเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณ EVA ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกันกับโมดูลัสของยัง (ความชันในช่วงเริ่มต้นของการยืด) และโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.36 เนื่องจากธรรมชาติของคู่เบลนด์และอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ นอกจากนี้พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 50/50 และ 60/40 มีความชันเพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัดตามการเพิ่มความเครียด เนื่องจากอิทธิพลของสัณฐานวิทยาที่เป็นแบบเฟสร่วมเสริมกับอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส ENR/EVA และแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลของ ENR

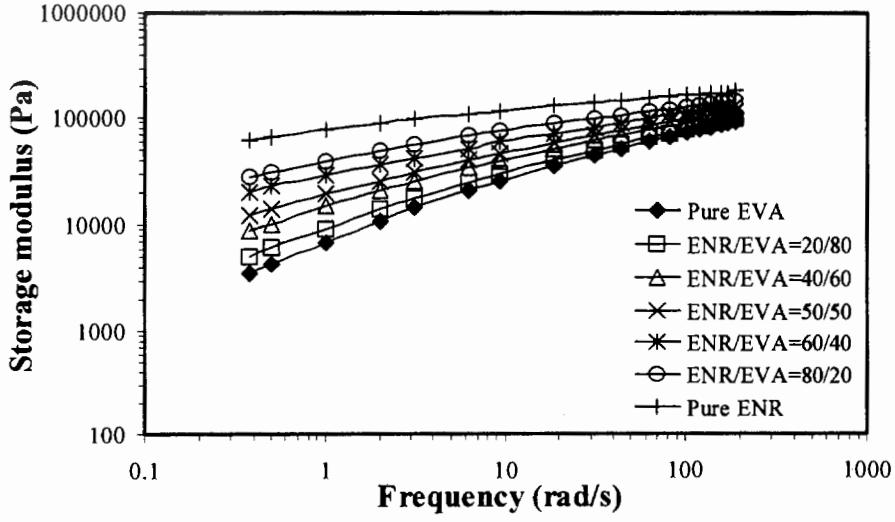
จากจุดขาดของพอลิเมอร์เบลนด์ในรูปที่ 4.35 คำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในตารางที่ 4.6 และในตารางนี้ยังแสดงผลสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย จากตารางที่ 4.15 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ENR ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มคล้ายกับกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA และสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันคือ EVA แสดงอิทธิพลเด่นทั้งความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาด ถึงแม้ว่าพอลิเมอร์เบลนด์จะมีการเกิดอันตรกิริยาแบบรีแอ็กทีฟระหว่างเฟส ENR กับ EVA แต่ยังมีอิทธิพลน้อยกว่าการลดลงของผลึกของ EVA

ตารางที่ 4.6 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

ENR/EVA (wt. %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.90 ± 0.26	770 ± 19	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	8.55 ± 0.32	628 ± 22	27.5 ± 2.5	81.0 ± 1.0
40/60	5.95 ± 0.20	534 ± 21	25.0 ± 1.4	69.0 ± 2.0
50/50	5.19 ± 0.14	446 ± 16	20.0 ± 1.4	65.0 ± 1.0
60/40	4.45 ± 0.34	345 ± 27	15.0 ± 1.4	57.0 ± 0.6
80/20	1.86 ± 0.25	282 ± 16	12.5 ± 2.5	33.0 ± 2.0

จากตารางที่ 4.6 พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ ENR ส่งผลให้แนวโน้มค่า Tension set ลดลงหรือมีความสามารถในการคืนรูปดีขึ้นและแนวโน้มค่าความแข็งลดลง ซึ่งเป็นผลการทดลองในทำนองเดียวกับกับกรณีของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA ด้วยเหตุผลเช่นเดียวกันคืออิทธิพลธรรมชาติของคู่เบลนด์และอัตราส่วนการเบลนด์ นอกจากเหตุผลดังที่กล่าวมาการเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล ENR และระหว่างเฟส ENR/EVA น่าจะส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีสมบัติความสามารถในการคืนรูปดีขึ้น

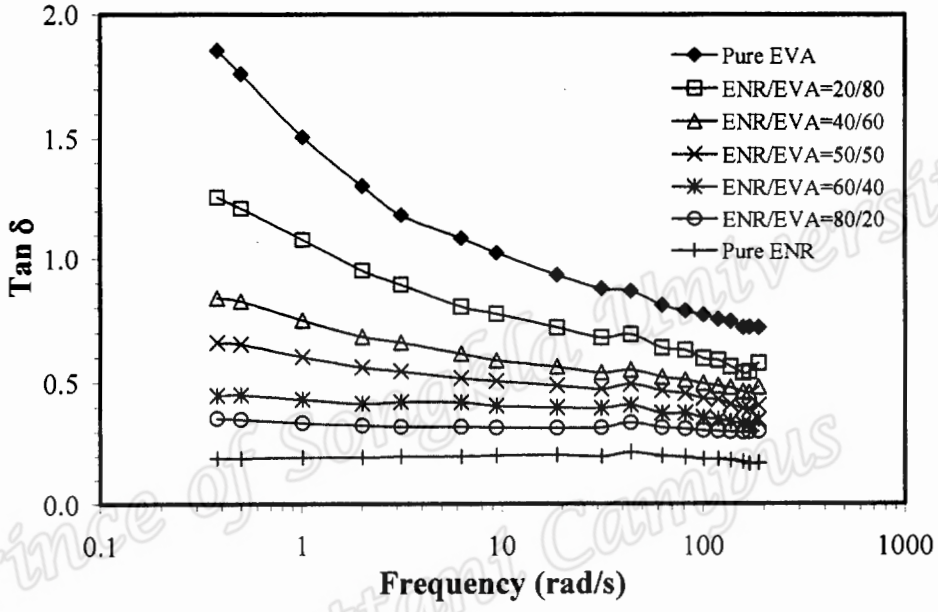
ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ โดยการแปรความถี่ และการบิดคงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อนกับความถี่แสดงในรูปที่ 4.37–4.39 ตามลำดับ



รูปที่ 4.37 โมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus

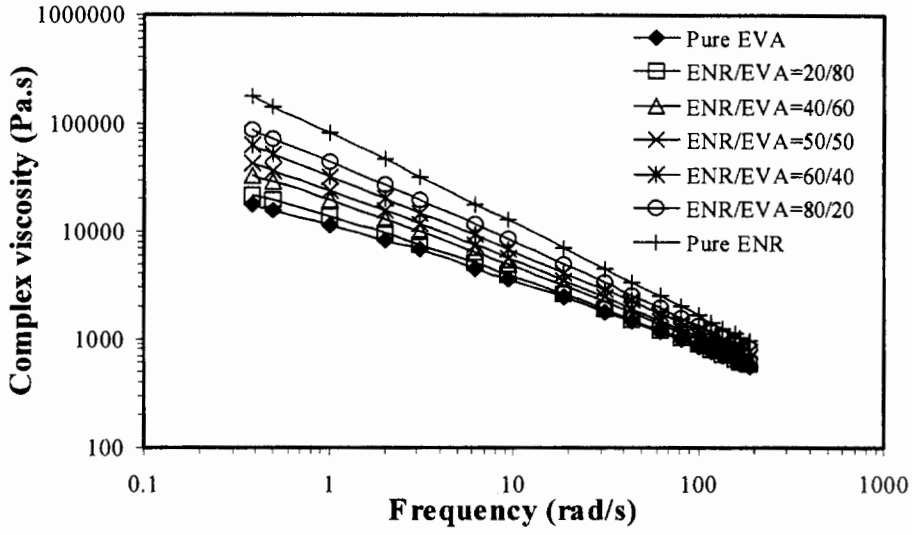
จากรูปที่ 4.37 พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามความถี่ ที่ความถี่เดียวกันพบว่า ENR มีโมดูลัสสะสมสูงที่สุดและ EVA มีค่าต่ำที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA มีค่าโมดูลัสสะสมระหว่าง ENR และ EVA ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับโมดูลัสสะสมในกรณีการเบลนด์ ADS/EVA โดยค่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณยาง กล่าวคือ มีโมดูลัสสะสมเรียงจากมากไปหาน้อยดังนี้ 20/80 > 40/60 > 50/50 > 60/40 > 80/20 ตามลำดับ



รูปที่ 4.38 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.38 พบว่า Tan δ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ที่ความถี่เดียวกันพบว่า ENR มี Tan δ ต่ำที่สุดและ EVA มีค่าสูงที่สุด แสดงว่า ENR มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA มีค่า Tan δ ระหว่างพอลิเมอร์ที่เป็นคู่เบลนด์ทั้งสอง โดยมีแนวโน้มค่า Tan δ ลงตามการเพิ่มปริมาณ ENR หรือตามการลดปริมาณ EVA ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกับกรณีการเบลนด์ ADS/EVA เนื่องจากการเพิ่มปริมาณยางทำให้พอลิเมอร์มีความยืดหยุ่นมากขึ้น หรือมีค่า Tan δ น้อยลง ซึ่งค่า Tan δ สอดคล้องกับสมบัติความสามารถในการคืนรูปที่ทดสอบแบบ Tension set (ตารางที่ 4.6) กล่าวคือเมื่อเพิ่มปริมาณ ENR จะส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความยืดหยุ่นสูงขึ้น

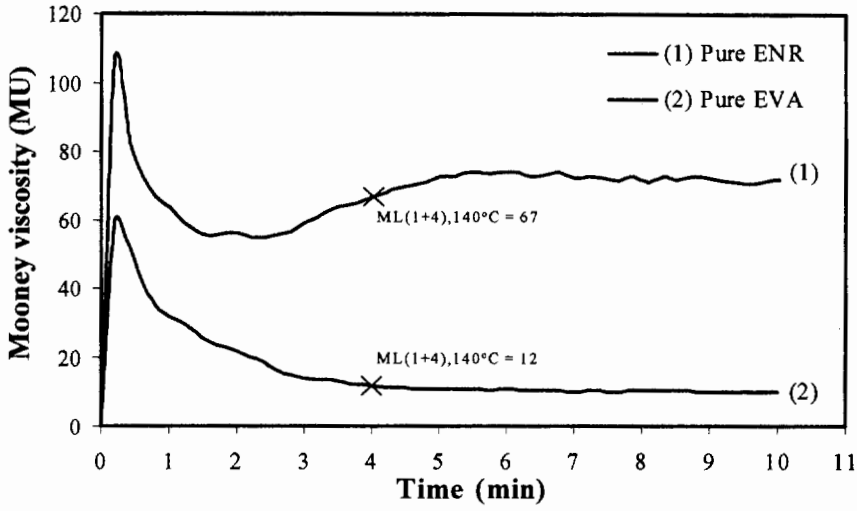
Prince of Songkla University Pattani Campus



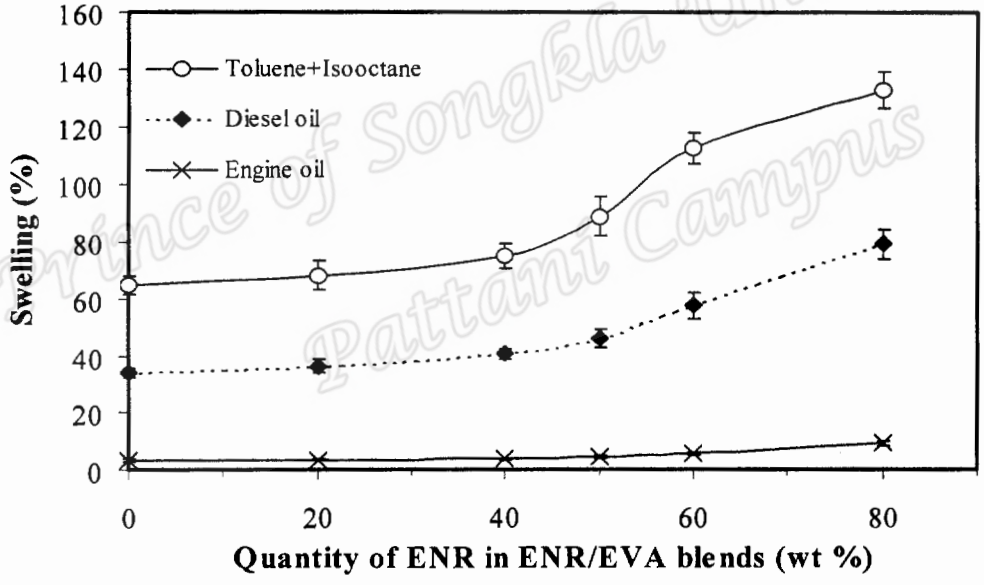
รูปที่ 4.39 ความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.39 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่า ENR มีความหนืดสูงที่สุดส่วน EVA มีความหนืดต่ำที่สุด ผลการทดลองนี้คล้างคลึงกับแนวโน้มความหนืดเชิงซ้อนของ ADS/EVA ทั้งนี้เนื่องจาก ENR มีน้ำหนักโมเลกุลสูง การกระจายตัวของน้ำหนักโมเลกุลกว้าง และมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลที่สูงกว่า EVA ซึ่งพิสูจน์ได้จากค่าความหนืดมูนนี่ในรูปที่ 4.40 ซึ่งพบว่า ENR มีสมบัติด้านการต้านการไหลสูงกว่า

ทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลายของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ ที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์ ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.41 พบว่าพอลิเมอร์มีระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาตัวทำละลายชนิดเดียวกันพบว่าการเพิ่มปริมาณ ENR หรือลดปริมาณ EVA มีผลทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายทุกชนิดเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นการผลการทดลองที่มีแนวโน้มเดียวกันกับกรณี ADS/EVA และสามารถอธิบายด้วยเหตุผลได้ในทำนองเดียวกัน กล่าวคือเนื่องจากอิทธิพลของระดับการเกิดผลึกและสภาพขั้วของพอลิเมอร์ ซึ่ง ENR เป็นยางธรรมชาติที่มีความเป็นขั้ว ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความต้านทานต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วหรือมีขั้วต่ำดีกว่าพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA



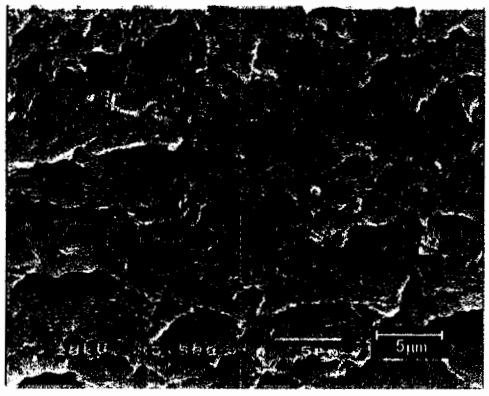
รูปที่ 4.40 ความหนืดมูนนี่ของ ENR และ EVA ทดสอบโดยใช้โรเตอร์ขนาดใหญ่ ที่อุณหภูมิ 140°C



รูปที่ 4.41 ระดับการบวมพองของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

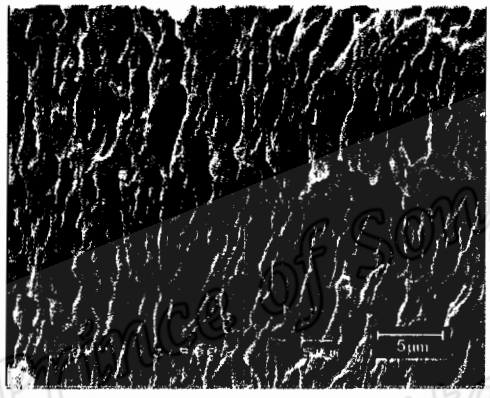
การศึกษาสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA แบบปกติที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ได้ผลการทดลองดังรูปที่ 4.42

Prince of Songkla University Pattani Campus

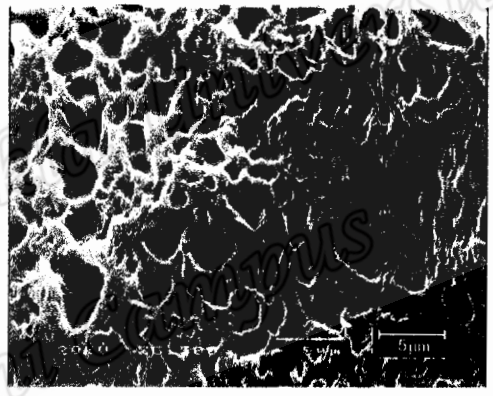


(A) ENR/EVA = 20/80

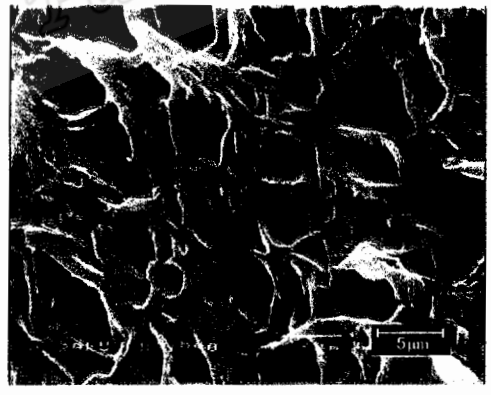
(B) ENR/EVA = 40/60



(C) ENR/EVA = 50/50



(D) ENR/EVA = 60/40



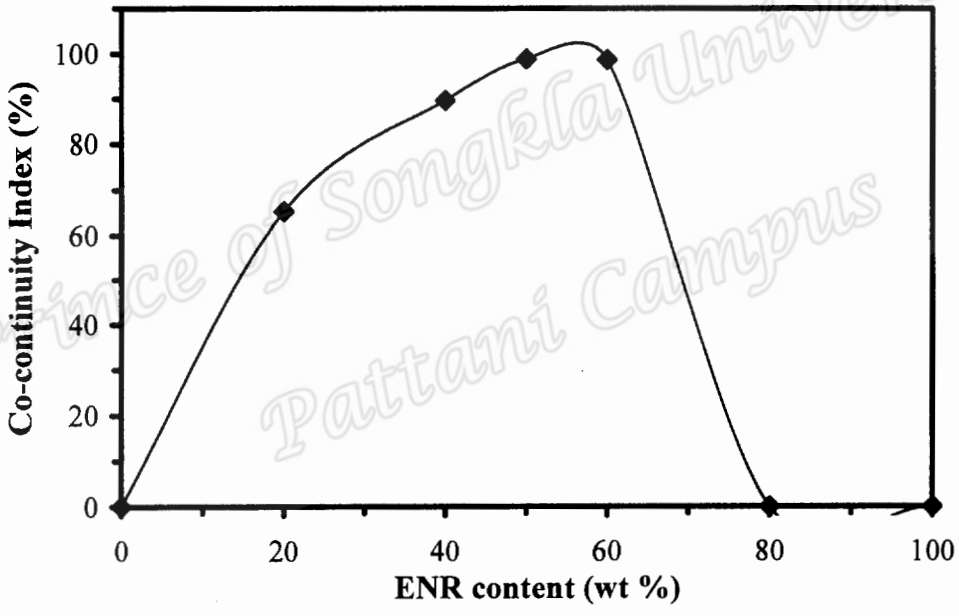
(E) ENR/EVA = 80/20

รูปที่ 4.42 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติของ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.42 แสดงสัณฐานวิทยาที่กำลังขยาย 3,500 เท่า โดยปรากฏช่องโหว่สีดำซึ่งเป็นเฟสของ ENR ที่ถูกสกัดออกด้วยคลอโรเบนซีนและคงเหลือเฟส EVA ไว้ พบว่าที่อัตราส่วนการเบลนด์ ENR/EVA = 20/80 พบวัฏภาคขนาดเล็กของ ENR การกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA

ส่วนที่อัตราส่วนการเบลนด์ ENR/EVA = 40/60, 50/50 และ 60/40 น่าจะเกิดสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม ซึ่งสามารถพิสูจน์การมีสมบัติเป็นเป็นเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ดังกล่าว นอกจากนี้ที่อัตราส่วนการเบลนด์ ENR/EVA = 80/20 ไม่แน่ชัดว่าเป็นลักษณะของเฟสร่วมหรือกลับเฟส ผลการทดลองสัณฐานวิทยามีลักษณะคล้ายกับ ADS/EVA

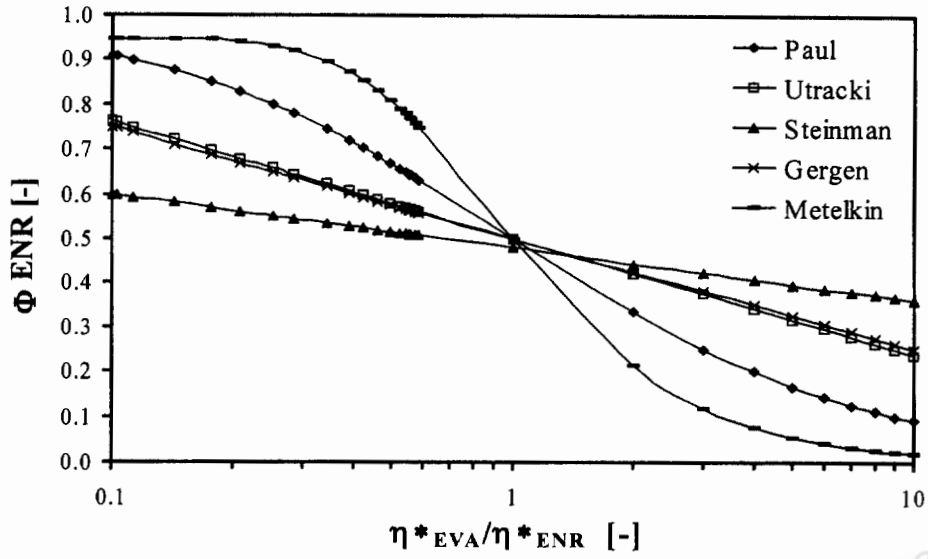
พิสูจน์ยืนยันงสัณฐานวิทยาโดยการสกัดเฟสด้วยตัวทำละลาย ได้ผลการทดลองแสดงในรูปที่ 4.43 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA เริ่มเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมที่ ENR/EVA = 40/60 ซึ่งมีดัชนีเฟสร่วมของ ENR ประมาณ 90 % และพอลิเมอร์เบลนด์เกิดเฟสร่วมอย่างสมบูรณ์ที่ ENR/EVA = 50/50 และ 60/40 ซึ่งสอดคล้องกับ SEM micrographs (รูปที่ 4.42) และสามารถพิสูจน์ว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA = 80/20 ไม่เกิดสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมแต่อาจจะเป็นการกลับเฟส



รูปที่ 4.43 ดัชนีเฟสร่วมของ ENR ที่ปริมาณ ENR ระดับต่างๆ ในพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA

ใช้แบบจำลองในตารางที่ 4.4 ทำนายการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA ได้ผลดังรูปที่ 4.44 ซึ่งเลือกพิจารณาที่ความถี่ในการทดสอบเท่ากับ 100 rad/s ซึ่งเป็นความถี่ที่ใกล้เคียงกับสภาวะการแปรรูปในเครื่องบดผสมแบบปิดที่ความเร็วโรเตอร์เท่ากับ 60 rpm พบว่ามีอัตราส่วนความหนืด ($\eta^*_{EVA}/\eta^*_{ENR}$) เท่ากับ 0.52 และสามารถวิเคราะห์สัดส่วนโดยปริมาตรและจุดเริ่มต้นของการเกิดการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA จากแบบจำลองต่างๆ ได้ดังแสดงในตารางที่ 4.7

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.44 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนโดยปริมาตรกับอัตราส่วนความหนืดของคู่เบลนด์ที่ใช้ในการ เบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ จากแบบจำลองต่างๆ

ตารางที่ 4.7 การใช้แบบจำลองในการทำนายจุดเริ่มการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA โดยพิจารณาอัตราส่วนความหนืดที่ความถี่ในการทดสอบเท่ากับ 100 rad/s ($\eta^*_{EVA}/\eta^*_{ENR} = 0.52$)

Models	Volume fraction, Φ	Weight fraction of ENR (%)
Paul-Barlow	0.66	62
Utracki	0.57	54
Steinman *et al.*	0.51	48
Gergen *et al.*	0.57	54
Metelkin-Blekht	0.79	74

จากตารางที่ 4.18 พบว่าการใช้แบบจำลองของ Paul-Barlow, Utracki, Steinman *et al.* และ Gergen *et al.* ให้ค่าจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่ปริมาณ ENR ในช่วงประมาณ 50–60 % โดยน้ำหนัก ซึ่งปริมาณ ENR ในช่วงนี้มีการเกิดสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมสอดคล้องกับผลการทดลองจากวิธีการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (รูปที่ 4.42) และวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลาย (รูปที่ 4.43) ส่วนการใช้แบบจำลองของ Metelkin-Blekht พบจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่

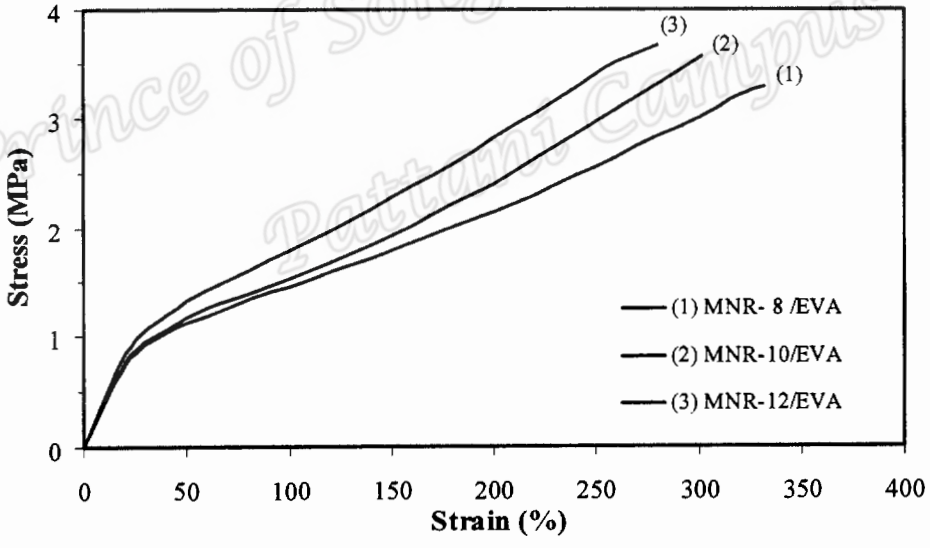
Prince of Songkla University Pattani Campus

ปริมาณ ENR เท่ากับ 74 % โดยน้ำหนัก ซึ่งผลการทำนายนี้คล้ายกับกรณีของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA คือพบจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่ปริมาณยางเกินกว่า 60 % โดยน้ำหนัก (78 % โดยน้ำหนัก) ซึ่งในงานวิจัยนี้ไม่ได้ศึกษาพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนของยางในช่วง 60–80 % โดยน้ำหนัก ดังนั้นการใช้แบบจำลองนี้จึงไม่สามารถทำนายสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA และ ENR/EVA ได้

4.5.3 การเบลนด์แบบปกติของ MNR/EVA

4.5.3.1 อิทธิพลของปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ในการเตรียม MNR

เตรียมพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติจาก MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 โดยแปรปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ (MA) ที่ใช้ในการเตรียม MNR และใช้ EVA ที่มีปริมาณพอลิไวนิลอะซิเตท 18 % โดยน้ำหนัก ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็ง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังรูปที่ 4.45

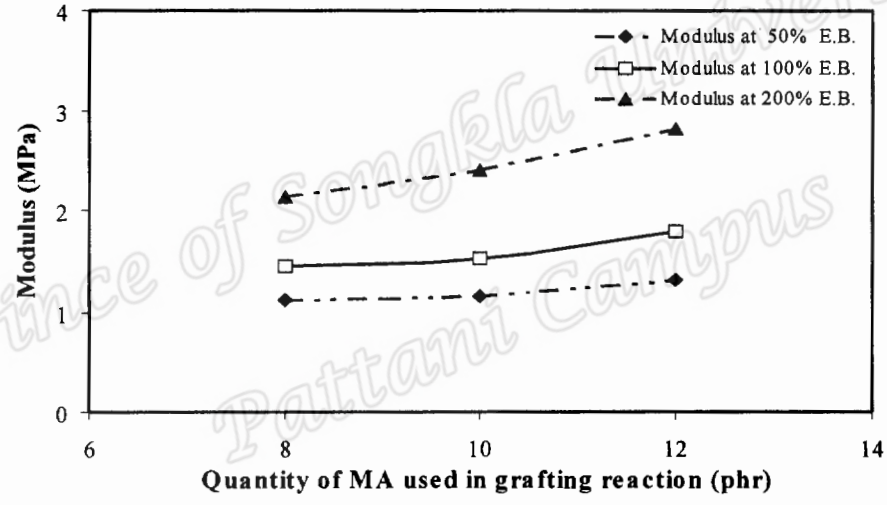


รูปที่ 4.45 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ในการเตรียม MNR

จากรูปที่ 4.45 เมื่อพิจารณาความชันของกราฟในช่วงที่เป็นเส้นตรงช่วงต้น พบว่าการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ในการเตรียม MNR มีผลให้ความชันของกราฟเพิ่มขึ้น แสดงว่าพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA มีโมดูลัสยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับค่าโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.46 กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมจากการใช้ MNR-12 มีโมดูลัสสูงที่สุด รองลงมาคือพอลิ

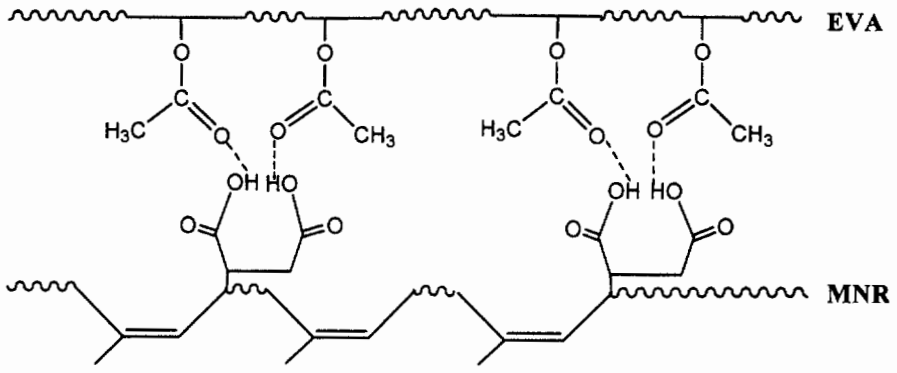
Prince of Songkla University Pattani Campus

เมอร์เบลนด์ที่เตรียมจาก MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ เนื่องจากจากการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ทำให้เกิดการกราฟต์ติดบนโมเลกุลของยางธรรมชาติได้มากขึ้น ดังนั้นจึงทำให้โมเลกุลยางธรรมชาติมีวงแหวนซักซินิกแอนไฮไดรด์มากขึ้น จึงส่งผลให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลและเกิดแรงยึดเหนี่ยวกับเฟส EVA ในรูปแบบพันธะไฮโดรเจนดังแสดงในรูปที่ 4.47 ส่งผลให้มีการส่งผ่านแรงได้อย่างสม่ำเสมอและสามารถรับแรงเค้นได้มากขึ้น นอกจากนี้โมเลกุล MNR สามารถเกิดปฏิกิริยาระหว่างโมเลกุลได้ดังแสดงในรูปที่ 4.48 ซึ่งปฏิกิริยาดังกล่าวทำให้เกิดการเชื่อมโยงระหว่างโมเลกุล ถ้าใช้อุณหภูมิในการทำปฏิกิริยาสูงขึ้นก็จะเร่งปฏิกิริยาการเชื่อมโยงได้ดียิ่งขึ้น (Brydson, 1978) ดังนั้นเมื่อนำ MNR มาเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ที่อุณหภูมิสูง (140°C) ก็จะส่งมีผลให้ยางธรรมชาติมาลิเอตเกิดการเชื่อมโยงกันเองซึ่งส่งผลให้โมดูลัสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีค่าเพิ่มขึ้น



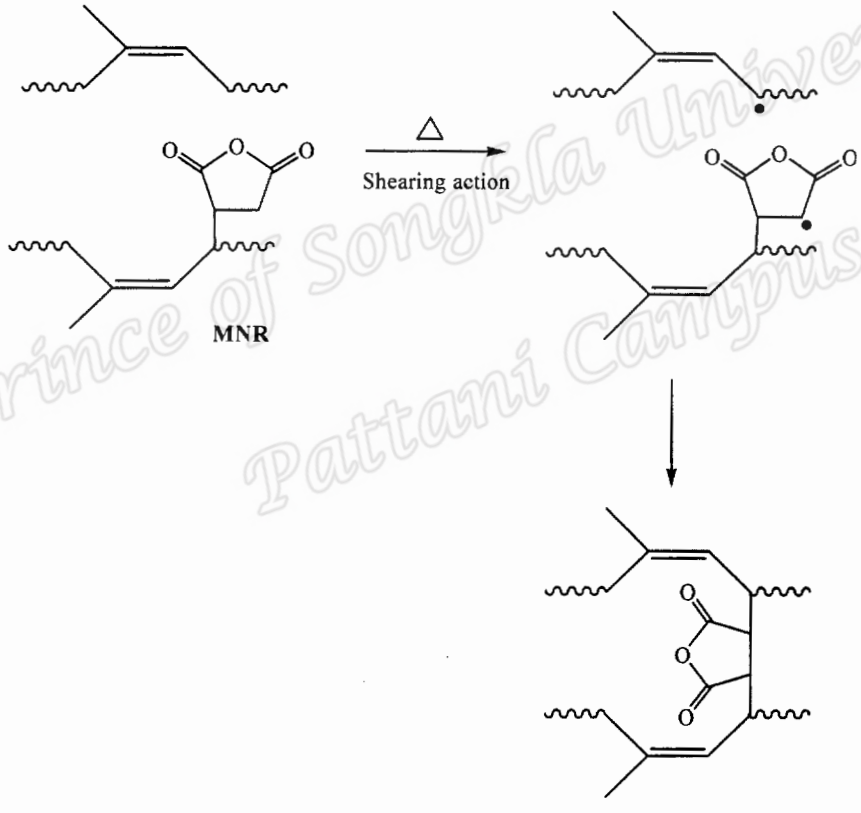
รูปที่ 4.46 โมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ MNR/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ในการเตรียม MNR

Prince of Songkla University Pattani Campus



Hydrogen bonding of MNR/EVA blend

รูปที่ 4.47 การเกิดพันธะไฮโดรเจนที่เป็นไปได้ของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA



Self crosslink of MNR

รูปที่ 4.48 การเกิดพันธะเชื่อมโยงด้วยตัวเองของยางธรรมชาติมาลิเอตในสภาวะความร้อนและแรงเฉือนสูง (ดัดแปลงจาก Brydson, 1978)

จุดขาดของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดในรูปที่ 4.45 สามารถคำนวณหาค่าความต้านทานต่อแรงดึงและค่าความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังตารางที่ 4.8 นอกจากนี้ในตารางยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย

Prince of Songkla University Pattani Campus

ตารางที่ 4.8 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติMNR/EVA โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ที่ใช้ในการเตรียม MNR

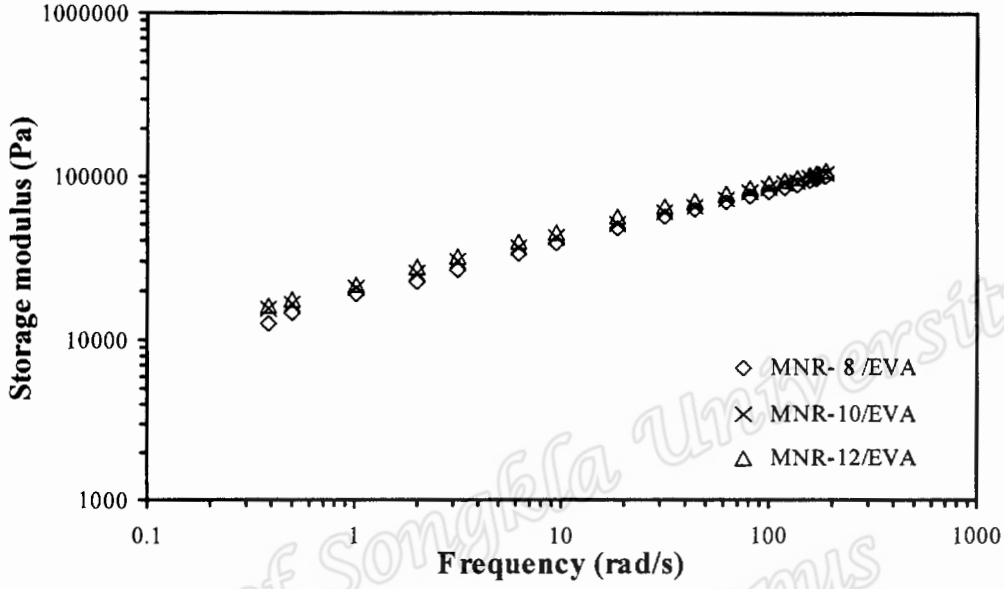
Type of Blends	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
MNR- 8 /EVA	3.29 ± 0.10	332 ± 12	12.5 ± 1.3	55.0 ± 0.9
MNR-10/EVA	3.56 ± 0.07	302 ± 7	15.0 ± 1.3	57.0 ± 0.5
MNR-12/EVA	3.67 ± 0.10	281 ±10	15.0 ± 1.3	57.0 ± 0.5

จากตารางที่ 4.8 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ โดย MNR-12 มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงที่สุด รองลงมาคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ ซึ่งผลการทดลองมีสอดคล้องกับค่าโมดูลัส (รูปที่ 4.46) และอธิบายโดยใช้เหตุผลเดียวกัน กล่าวคือการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์มีผลให้ MNR มีความเป็นขั้วเพิ่มขึ้นจึงสามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวกับเฟสของ EVA ได้มากขึ้น นอกจากนี้มีการเกิดการเชื่อมโยงกันเองของโมเลกุล MNR มากขึ้นทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงสูงขึ้น แต่พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ กล่าวคือ MNR-8 มีความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุด รองลงมาคือระบบที่ใช้ MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ เนื่องจาก MNR สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวกับ EVA และโมเลกุล MNR เกิดการเชื่อมโยง มีผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีข้อจำกัดด้านการยืด นอกจากนี้ความเกะกะของหมู่ซักซินิกแอนไฮไดรด์ที่เกาะติดบนโมเลกุลยางธรรมชาติทำให้ขัดขวางการยืดตัวของสายโซ่โมเลกุลในขณะให้แรงเค้นดึงยืด ทำให้โซ่โมเลกุลขาดได้ง่ายตามการเพิ่มปริมาณหมู่ซักซินิกแอนไฮไดรด์

จากตารางที่ 4.8 พบว่าความสามารถในการคืนรูปของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น (ค่า Tension set มีแนวโน้มลดลง) ตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ โดยพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-10 และ MNR-12 phr มีความสามารถในการคืนรูปใกล้เคียงกันและดีกว่า MNR-8 phr มีสาเหตุมาจากการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์มีผลให้ MNR มีความเป็นขั้วสูงขึ้นจึงสามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสกับ EVA ได้สูง และ MNR ยังสามารถเกิดการเชื่อมโยงกันเองภายในโมเลกุลหรือระหว่างโมเลกุล ทำให้มีความยืดหยุ่นมากขึ้น ทำให้มีความสามารถในการคืนรูปที่ได้ดีขึ้น แต่พบว่าความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ซึ่งมีผลการทดลองสอดคล้องกับค่าโมดูลัส (รูปที่ 4.46) และสามารถอธิบายโดยใช้เหตุผลในทำนองลักษณะเดียวกัน

Prince of Songkla University Pattani Campus

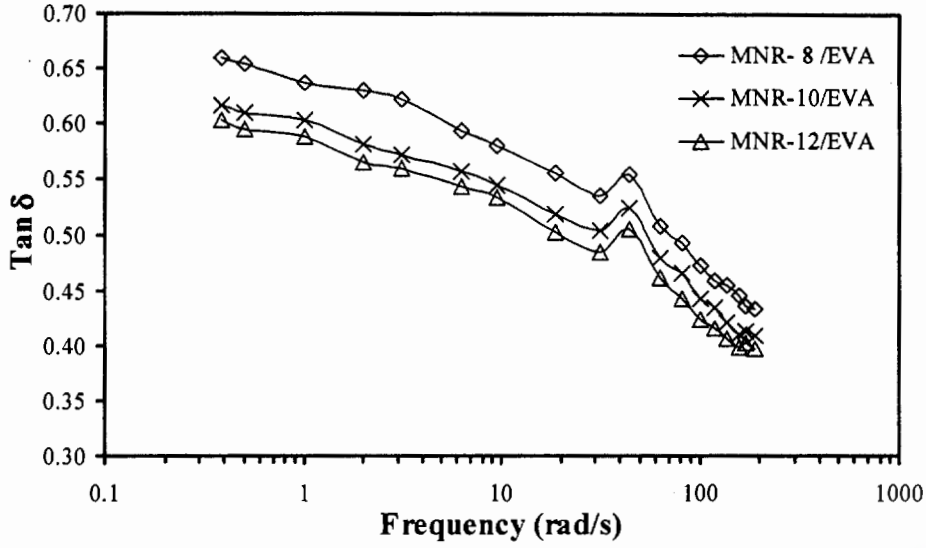
ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ในการเตรียม MNR โดยการแปรค่าความถี่ และการบิดคงที่ 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อน ดังแสดงในรูปที่ 4.49–4.51 ตามลำดับ



รูปที่ 4.49 โมดูลัสสะสมของของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ที่ใช้ในการเตรียม MNR

จากรูปที่ 4.49 พบว่าค่าโมดูลัสยืดหยุ่นมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่าพอลิเบลนด์ทั้งสามชนิดมีค่าโมดูลัสสะสมใกล้เคียงกันมาก โดยพอลเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-12 มีค่าโมดูลัสสะสมสูงที่สุด รองลงมาคือ MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ เนื่องจากการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์มีผลให้ MNR มีความเป็นขั้วสูงขึ้นจึงสามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสได้สูงให้ค่าโมดูลัสสะสมสูง

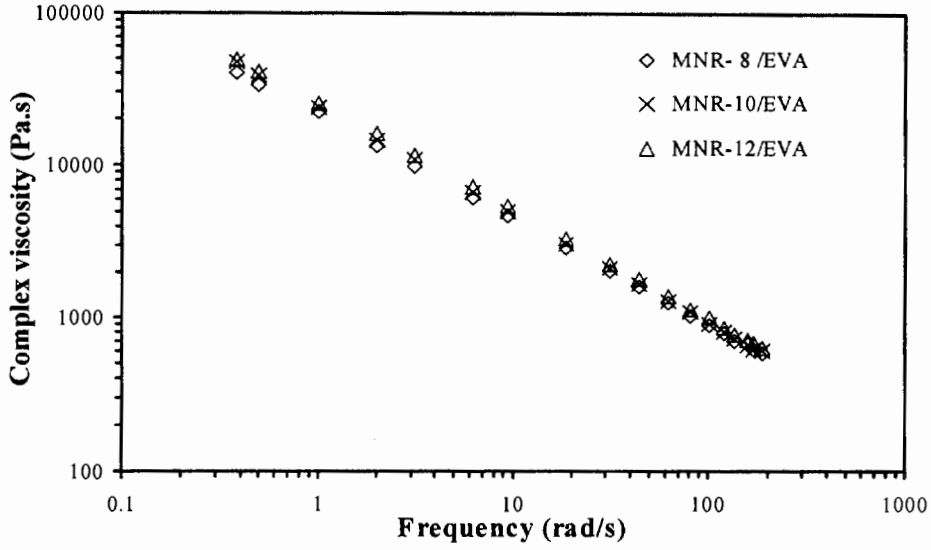
Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.50 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ที่ใช้ในการเตรียม MNR

จากรูปที่ 4.50 พบว่า Tan δ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มค่า Tan δ ลดลงตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ที่ใช้ในการเตรียม MNR กล่าวคือค่า Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-12 มีค่าต่ำสุด รองลงมาได้แก่ MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ในการเตรียม MNR ทำให้ได้ยางที่มีหมู่ที่มีสภาพขั้วหรือหมู่ซักซินิกแอนไฮไดรด์มากขึ้น ส่งผลให้สามารถเกิดอันตรกิริยากับ EVA และเกิดการเชื่อมโยงภายในโมเลกุลของ MNR ได้มากขึ้น จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์ตอบสนองต่อความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์ที่ใช้ในการเตรียม MNR แต่ผลการทดลองนี้มีความแตกต่างกันกับแนวโน้มความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบ Tension set ในตารางที่ 4.8 คือพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-10 มีค่าความสามารถในการคืนรูปใกล้เคียงกับการใช้ MNR-12 ทั้งนี้เนื่องมาจากการทดสอบแบบ Tension set มีความละเอียดหรือความแน่นอนต่ำกว่าการวิเคราะห์ค่า Tan δ จึงสรุปว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-12 มีความยืดหยุ่นสูงที่สุด รองลงมาได้แก่ MNR-10 และ MNR-8 ตามลำดับ

Prince of Songkla University Pattani Campus



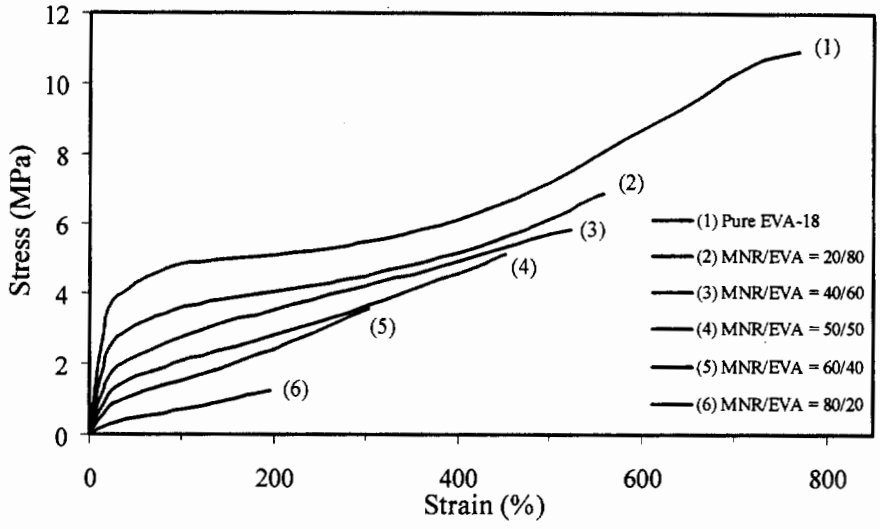
รูปที่ 4.51 ความหนืดเชิงซ้อนของของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยใช้อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 แปรปริมาณ MA ที่ใช้ในการเตรียม MNR

จากรูปที่ 4.51 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ทั้งสามชนิดมีความหนืดเชิงซ้อนใกล้เคียงกันมาก โดยพอลิเมอร์เบลนด์ที่ใช้ MNR-12 มีค่าความหนืดสูงที่สุด รองลงมาคือ MNR-10 และ MNR-8 phr ตามลำดับ ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกับโมดูลัสสะสม (รูปที่ 4.46) เนื่องจากพอลิเมอร์ทั้งสองมีสภาพความเป็นขั้วอยู่ในโครงสร้างโมเลกุล ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสสูง รวมทั้งยังมีการเกี่ยวพันกันของสายโซ่โมเลกุลของ MNR เนื่องด้วยการเกิดการเชื่อมโยงของมาลิอิกแอนไฮไดรด์กับยาง ส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีสภาพต้านการไหลมากขึ้นจึงมีค่าความหนืดที่เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณมาลิอิกแอนไฮไดรด์

4.5.3.2 อิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/EVA

นำพอลิเมอร์เบลนด์ MNR-10/EVA ที่เบลนด์แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็ง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังแสดงในรูปที่ 4.52

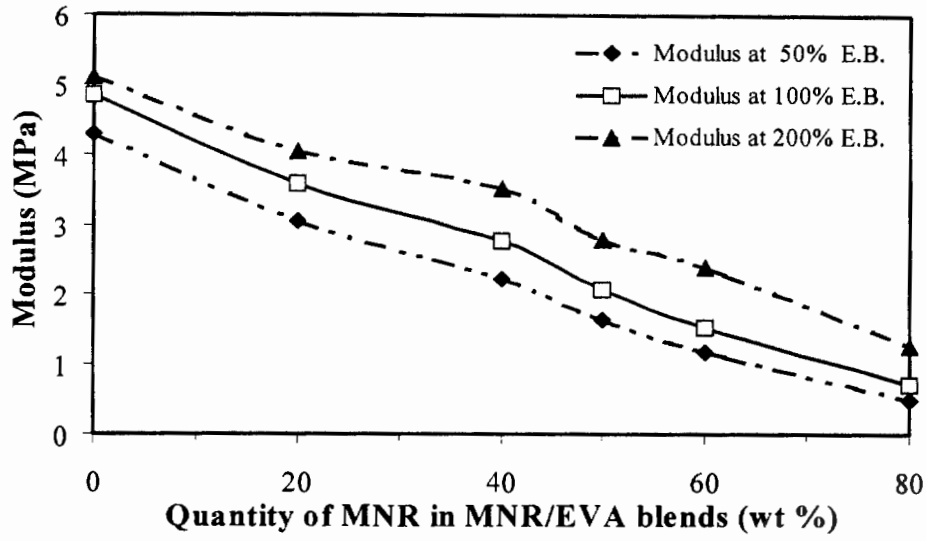
Thaksin University Songkla Thailand



รูปที่ 4.52 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.52 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ มีพฤติกรรมการผิดรูปที่ต่างกัน เมื่อพิจารณาพื้นที่ใต้กราฟหรือความเหนียวทนพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ EVA ส่งผลให้พื้นที่ใต้กราฟหรือความเหนียวทนเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังส่งผลให้โมดูลัสยืดหยุ่นเพิ่มสูงขึ้น (ความชันที่เพิ่มขึ้นของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืด) โดยมีแนวโน้มในทำนองเดียวกันกับโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 4.53 ผลการทดลองนี้มีแนวโน้มในทำนองเดียวกับในกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA สามารถอธิบายในลักษณะเดียวกัน คือ EVA มีโครงสร้างบางส่วนเป็นผลึกส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์ที่ประกอบด้วย EVA ปริมาณสูงมีโมดูลัสสูง ในทางกลับกัน MNR เป็นองค์ประกอบที่มีความนิ่ม จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์ที่ประกอบด้วย MNR ปริมาณสูงขึ้นมีแนวโน้มค่าโมดูลัสลดลง ถึงแม้ว่า MNR กับ EVA จะเกิดอันตรกิริยากันได้ดี

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.53 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากจุดขาดของกราฟความเค้น-ความเครียดในรูปที่ 4.52 สามารถคำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในตารางที่ 4.9 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย

ตารางที่ 4.9 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์แบบปกติของ MNR/EVA แปรอัตราส่วนการเบลนด์

MNR/EVA (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.9 ± 0.26	770 ± 19	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	6.86 ± 0.19	558 ± 18	27.5 ± 1.4	81.0 ± 2.0
40/60	5.84 ± 0.22	522 ± 13	25.0 ± 1.4	71.0 ± 1.5
50/50	5.11 ± 0.39	452 ± 15	20.0 ± 1.4	64.0 ± 0.6
60/40	3.56 ± 0.30	302 ± 10	15.0 ± 1.4	57.0 ± 0.6
80/20	1.25 ± 0.25	196 ± 11	10.0 ± 2.5	35.0 ± 0.6

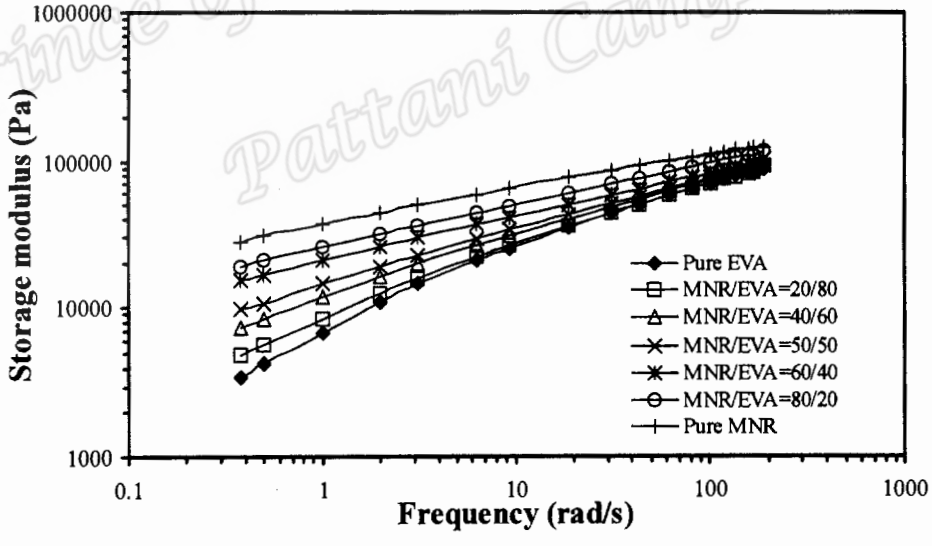
จากตารางที่ 4.10 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ MNR กล่าวคือมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ EVA ผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเดียวกันกับกรณีของพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA ซึ่งสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกัน กล่าวคือ EVA มีความแข็งแรงและความสามารถในการยืดสูง เพราะโครงสร้างของ EVA มีส่วนที่เป็นผลึกและส่วนอสัณฐาน รวมทั้งสายโซ่โมเลกุลของ EVA

Prince of Songkla University Pattani Campus

สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวได้ ถึงแม้ว่าพอลิเมอร์เบลนด์จะมีการเกิดอันตรกิริยาแบบรีแอ็กทีฟระหว่าง MNR กับ EVA แต่ยังมีอิทธิพลน้อยกว่าการลดลงของผลึกของ EVA ดังนั้นพอลิเมอร์เบลนด์จึงแสดงสมบัติเด่นทั้งความแข็งแรงและความสามารถในการยืดจากเฟส EVA เป็นสำคัญ

จากตารางที่ 4.10 ยังพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ MNR ส่งผลให้แนวโน้มความสามารถในการคืนรูปดีขึ้น (แนวโน้มค่า Tension set ต่ำลง) แต่มีค่าความแข็งลดลง ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเดียวกันกับในกรณีของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA และ ENR/EVA ด้วยเหตุผลเช่นเดียวกันคือธรรมชาติของคู่เบลนด์ กล่าวคือ MNR เป็นเฟสนิ่มและมีสมบัติความยืดหยุ่นดีส่งผลให้มีการคืนรูปได้มากและมีผลให้ความแข็งมีแนวโน้มลดลง ในทางกลับกัน EVA เป็นเฟสแข็งส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์คืนตัวน้อยและมีผลให้ความแข็งเพิ่มขึ้น นอกจากนี้การมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างขั้วของ MNR กับ EVA น่าจะส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความสามารถในการคืนรูปได้มากขึ้นด้วย

ทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ แปรความถี่ในการทดอบที่การบิดคงที่ 7.0 % และอุณหภูมิ 140°C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม Tan δ และความหนืดเชิงซ้อนดังแสดงในรูปที่ 4.54–4.56 ตามลำดับ

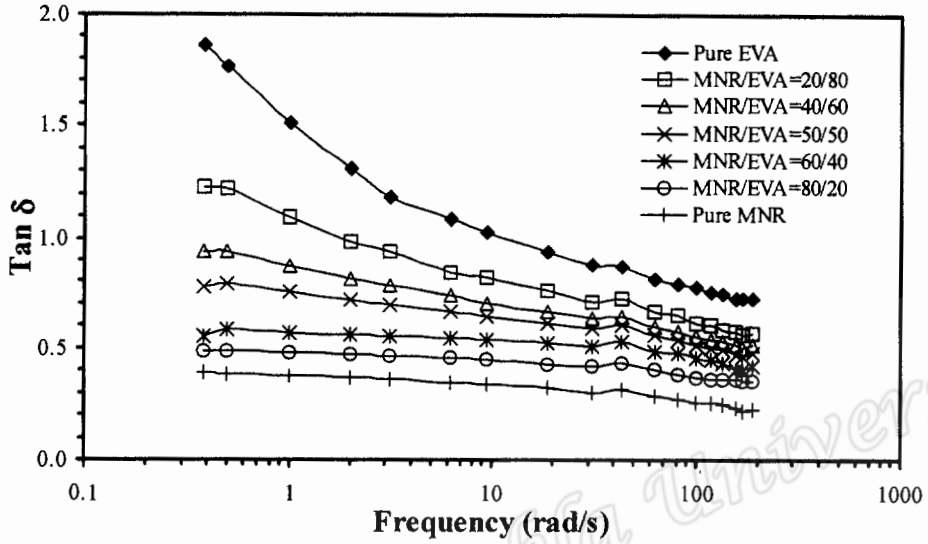


รูปที่ 4.54 โมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.54 พบว่าโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกัน MNR มีโมดูลัสสะสมสูงที่สุดและ EVA มีโมดูลัสสะสมต่ำที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีค่าโมดูลัสสะสมอยู่ระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด ผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเดียวกับค่ามอดูลัสสะสมกรณีการเบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA โดยค่าโมดูลัสสะสม

Prince of Songkla University Pattani Campus

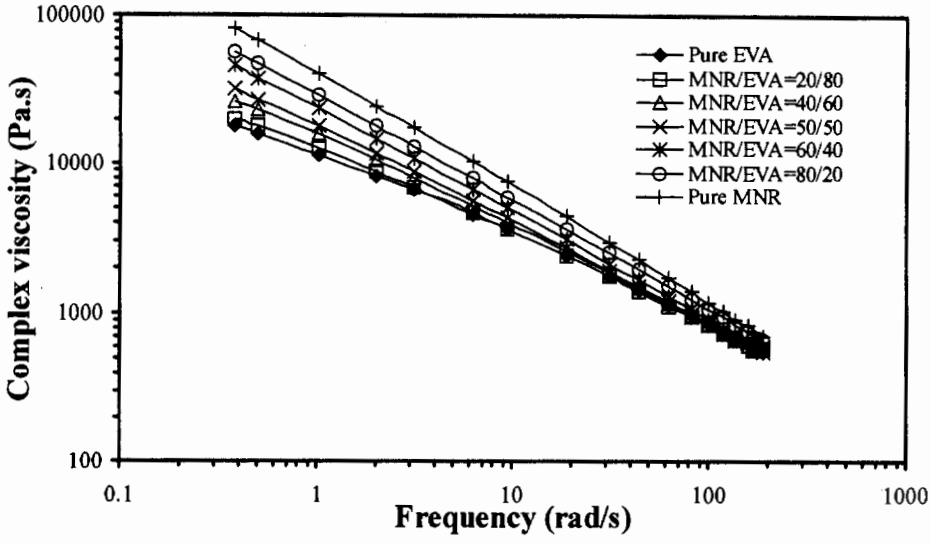
เพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นปริมาณ MNR กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA มีโมดูลัสสะสมเรียงจากมากไปหาน้อยดังนี้ MNR/EVA= 20/80 > 40/60 > 50/50 > 60/40 > 80/20 ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์



รูปที่ 4.55 Tan δ ของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.55 พบว่า Tan δ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่า MNR มี Tan δ ต่ำที่สุด แต่ EVA มีค่า Tan δ สูงที่สุด แสดงว่า MNR มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นดีที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียอยู่ระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด โดยแนวโน้มค่า Tan δ ลดลงตามการเพิ่มปริมาณ MNR กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์มี Tan δ จากมากไปหาน้อย ที่อัตราส่วนการเบลนด์ MNR/EVA= 20/80 > 40/60 > 50/50 > 60/40 > 80/20 ตามลำดับ ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเดียวกันกับกรณีการเบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA เนื่องจากธรรมชาติของคู่เบลนด์และอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ ผลของ Tan δ มีความสอดคล้องกับสมบัติความสามารถในการคืนรูปที่ทดสอบแบบ Tension set ในตารางที่ 4.9 กล่าวคือเมื่อเพิ่มปริมาณ MNR ส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีสมบัติความยืดหยุ่นมากขึ้น

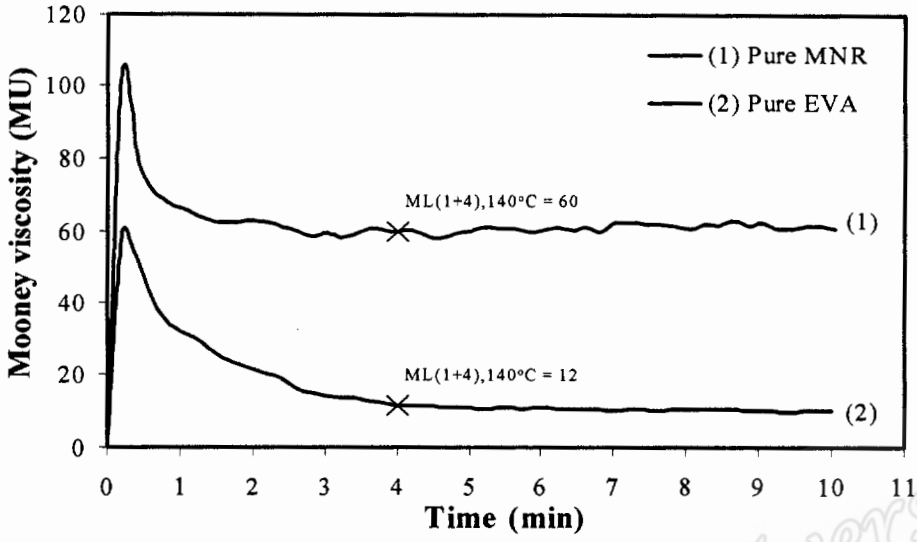
Prince of Songkla University Pattani Campus



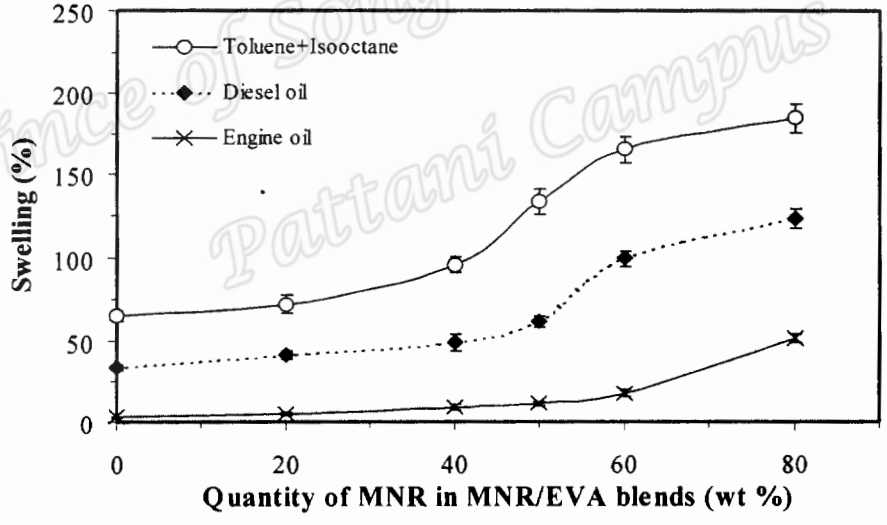
รูปที่ 4.56 ความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.56 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนของ EVA, MNR และพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ และที่ความถี่เดียวกันพบว่า MNR มีความหนืดสูงที่สุด ส่วน EVA มีความหนืดต่ำที่สุด ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกับความหนืดเชิงซ้อนของกรณี ADS/EVA และ ENR/EVA ซึ่งสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันคืออิทธิพลของน้ำหนักโมเลกุลและอันตรกิริยาระหว่างเฟสและในเฟสชนิดเดียวกัน โดยสามารถยืนยันได้จากค่าความหนืดมูนนี่ในรูปที่ 4.57 ซึ่งจะเห็นว่า MNR มีความหนืดมูนนี่สูงกว่า EVA อย่างชัดเจน จึงส่งผลให้ MNR และพอลิเมอร์เบลนด์ที่มีปริมาณ MNR สูงมีความหนืดเชิงซ้อนสูงกว่า EVA และพอลิเมอร์เบลนด์ที่มีปริมาณ EVA สูง กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA มีแนวโน้มความหนืดเรียงดังนี้ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ

จากการทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลายของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติโดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ 9 ได้ผลการทดลองดังในรูปที่ 4.58 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์มีระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาตัวทำละลายชนิดเดียวกันพบว่าการเพิ่มปริมาณ MNR มีผลทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายทุกชนิดเพิ่มขึ้น ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกันกับกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA ซึ่งสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกัน กล่าวคือเนื่องจากอิทธิพลของระดับการเกิดผลึกและสภาพขั้วของพอลิเมอร์ อย่างไรก็ตาม MNR เป็นยางธรรมชาติที่มีความเป็นขั้วทำให้พอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA มีความต้านทานต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วหรือมีขั้วต่ำ (สารพวกไฮโดรคาร์บอน) ดีกว่าพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA



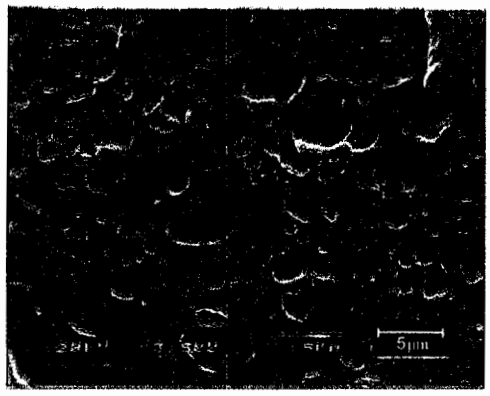
รูปที่ 4.57 ความหนืดมูนนี่ของ MNR และ EVA ทดสอบโดยใช้โรเตอร์ขนาดใหญ่ ที่อุณหภูมิ 140°C



รูปที่ 4.58 ระดับการบวมพองของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

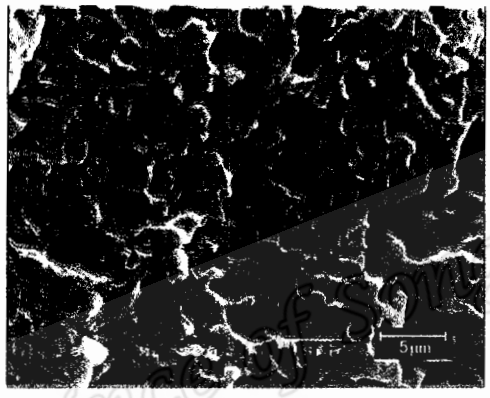
จากการศึกษาสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ได้ผลการทดลองดังรูปที่ 4.59

Prince of Songkla University Pattani Campus

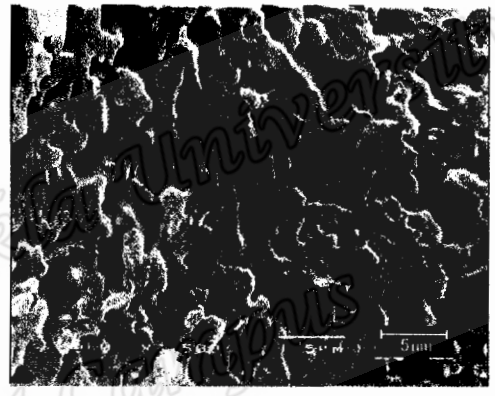


(A) MNR/EVA = 20/80

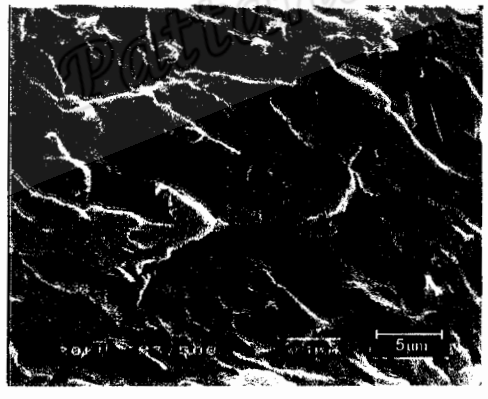
(B) MNR/EVA = 40/60



(C) MNR/EVA = 50/50



(D) MNR/EVA = 60/40



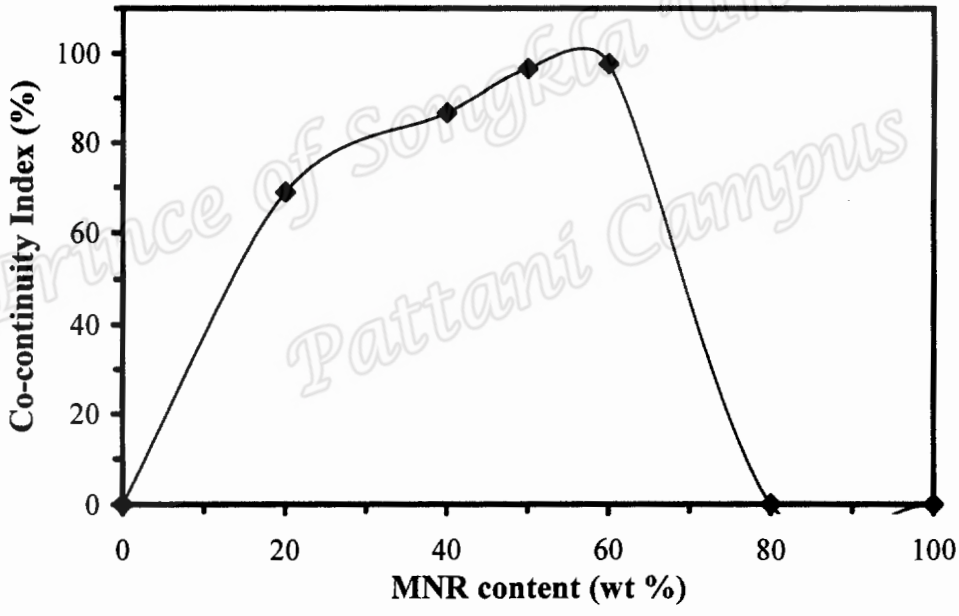
(E) MNR/EVA = 80/20

รูปที่ 4.59 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.59 สัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ที่กำลังขยาย 3,500 เท่า โดยปรากฏช่องสีดำซึ่งเป็นเฟสของ MNR ที่สกัดออกด้วยคลอโรเบนซีนคงเหลือเฟส EVA ไว้ พบว่าที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/EVA เท่ากับ 20/80 วัฏภาคขนาดเล็กของ MNR เกิดการกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA ส่วนที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/EVA = 40/60, 50/50 และ 60/40 น่าจะเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม แสดงว่า

พอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เหล่านี้มีสมบัติเป็นเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ นอกจากนี้ที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/EVA = 80/20 ไม่แน่ชัดว่าเป็นเฟสร่วมหรือเกิดารกลับเฟส

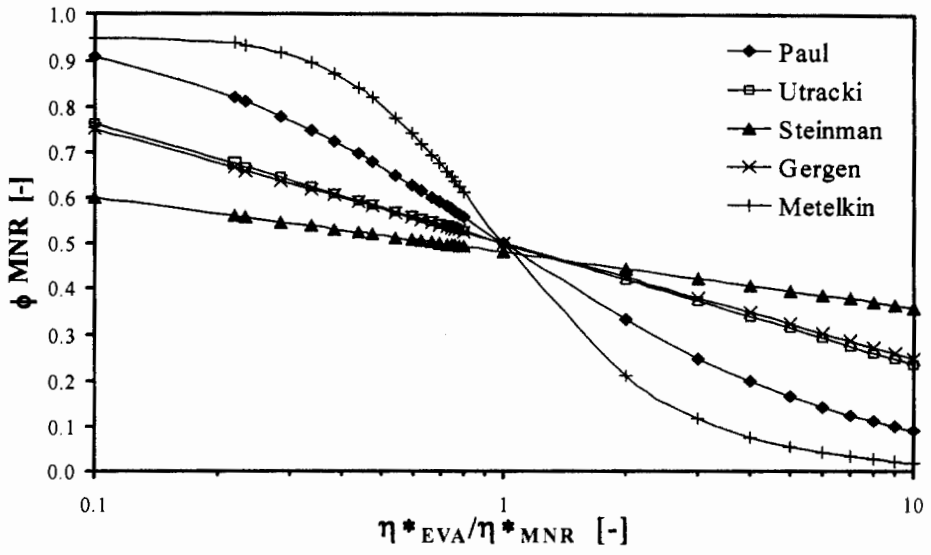
พิสูจน์ยืนยันผลโดยวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลายได้ผลดังแสดงรูปที่ 4.60 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA เริ่มเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมที่อัตราส่วนการเบลนด์ 40/60 ซึ่งมีดัชนีเฟสร่วมของ MNR ประมาณ 87 % และพอลิเมอร์เบลนด์เกิดเฟสร่วมอย่างสมบูรณ์ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 50/50 และ 60/40 ซึ่งผลการทดลองนี้สามารถยืนยันผลการทดลองจากวิธีการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (รูปที่ 4.59) ได้ชัดเจนขึ้นและสามารถพิสูจน์ได้ว่าพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 80/20 ไม่เกิดเฟสร่วมแต่เกิดการกลับเฟส ผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ADS/EVA และ ENR/EVA



รูปที่ 4.60 ดัชนีเฟสร่วมของ MNR ที่ปริมาณ MNR ระดับต่างๆ ในพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA

จากการใช้แบบจำลองในตารางที่ 4.4 เพื่อทำนายการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA ได้ผลดังรูปที่ 4.61 และตารางที่ 4.10 พบว่าการใช้แบบจำลองทั้ง 5 แบบให้ค่าจุดเริ่มต้นของการกลับเฟสที่ปริมาณ MNR ในช่วงประมาณ 50–60 % โดยน้ำหนัก ซึ่งที่ปริมาณ MNR ในช่วงนี้มีการเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมสอดคล้องกับผลการทดลองจากวิธีการส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (รูปที่ 4.59) และวิธีการสกัดด้วยตัวทำละลาย (รูปที่ 4.60)

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.61 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนโดยปริมาตรกับอัตราส่วนความหนืดของคู่เบลนด์ที่ใช้ในการ เบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ จากแบบจำลองการทำนายการกลับเฟสแบบต่างๆ

ตารางที่ 4.10 การทำนายจุดเริ่มการกลับเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA โดยพิจารณาอัตราส่วนความหนืดที่ความถี่ในการทดสอบเท่ากับ 100 rad/s ($\eta^*_{EVA}/\eta^*_{MNR} = 0.73$)

Models	Volume fraction, Φ	Weight fraction of MNR (%)
Paul-Barlow	0.58	54
Utracki	0.54	50
Steinman *et al.*	0.50	47
Gergen *et al.*	0.53	50
Metelkin-Blekht	0.65	62

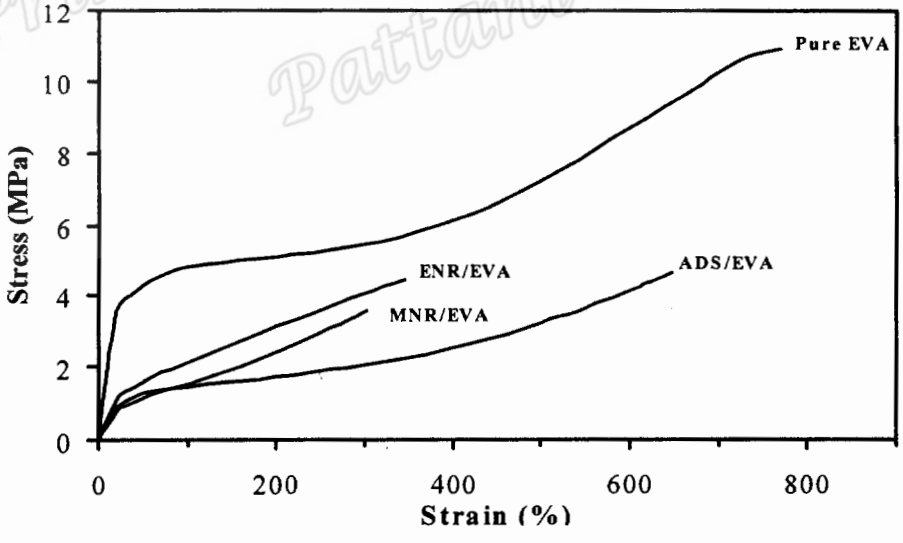
Prince of Songkla University Pattani Campus

4.6 การเปรียบเทียบสมบัติของ TPNRs จากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ

ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก (TPNRs) จากการเบลนด์แบบปกติของยางธรรมชาติในรูปแบบต่างๆกับโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับไวนิลอะซิเตท (NR/EVA) ได้แก่ ADS/EVA, MNR-10/EVA และ ENR-35/EVA ซึ่งใช้อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้คือ PhHRJ-EVA ปริมาณ 5 % ของปริมาณ EVA โดยน้ำหนัก ส่วน MNR-10/EVA และ ENR-35/EVA ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ เพราะมีจุดประสงค์ให้เกิดการเบลนด์แบบรีแอ็กทีฟเบลนด์ เนื่องจากคู่เบลนด์เป็นพอลิเมอร์ที่มีสภาพขั้ว ดังนั้นในหัวข้อนี้จึงทำการศึกษาเปรียบเทียบการเข้ากันได้ด้วยการเติมสารเพิ่มความเข้ากันได้กับการดัดแปลงโมเลกุลของยางธรรมชาติเพื่อให้เกิดรีแอ็กทีฟเบลนด์ของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกต่อสมบัติต่างๆ ได้แก่ สมบัติเชิงกล สมบัติเชิงพลวัต ลักษณะทางสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงความร้อนและความต้านทานต่อน้ำมันและตัวทำละลาย

4.6.1 สมบัติเชิงกล

เปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้ง 3 ชนิด ได้ผลกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังแสดงในรูปที่ 4.62



รูปที่ 4.62 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

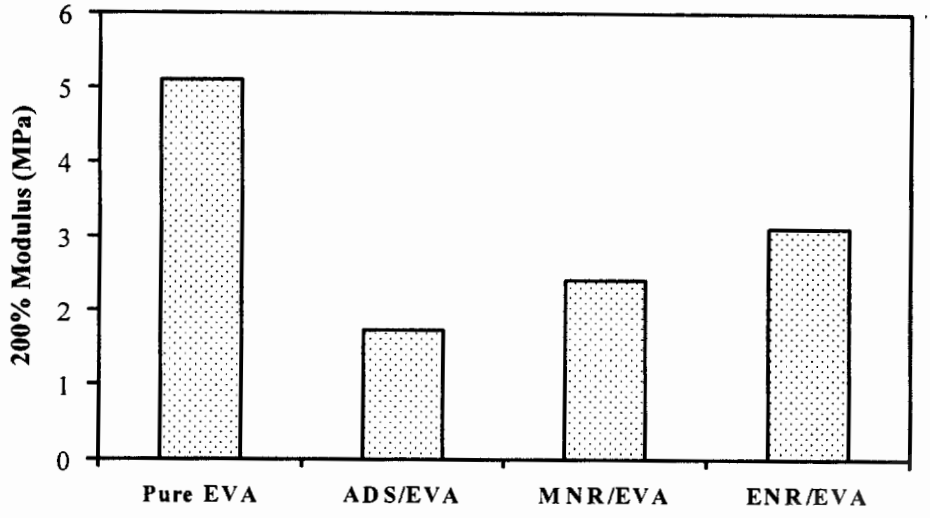
จากรูปที่ 4.62 พบว่า pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้ง 3 ชนิดมีพฤติกรรมการผิดรูปแตกต่างกัน โดย EVA มีความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืด (โมดูลัสของยัง) สูงกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ เนื่องจากอิทธิพลของปริมาณผลึกในโครงสร้าง

Prince of Songkla University Pattani Campus

ของ EVA ในส่วนพอลิเอทิลีนซึ่งสามารถเกิดผลึกได้ ส่วนยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกมีองค์ประกอบของยางธรรมชาติซึ่งเป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน เมื่อเปรียบเทียบยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก 3 ชนิดพบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ENR/EVA มีโมดูลัสสูงที่สุด ส่วน MNR/EVA และ ADS/EVA มีค่าใกล้เคียงกัน แสดงว่าการใช้ ENR ในการเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกมีส่งผลต่อความแข็งแรงของวัสดุมากที่สุด เนื่องจากการมีอันตรกิริยาระหว่าง ENR/EVA มีระดับสูงกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกอีกสองชนิด นอกจากนี้ในรูปที่ 4.62 พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA มีความเหนียวทน (พื้นที่ใต้กราฟความเค้นกับความเครียด) มากที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ เนื่องจากโมเลกุล ADS มีอิสระในการเคลื่อนผ่านกันได้ง่ายกว่า ENR และ MNR ทำให้ได้ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่กระทำให้เกิดความเครียดสูงกว่า

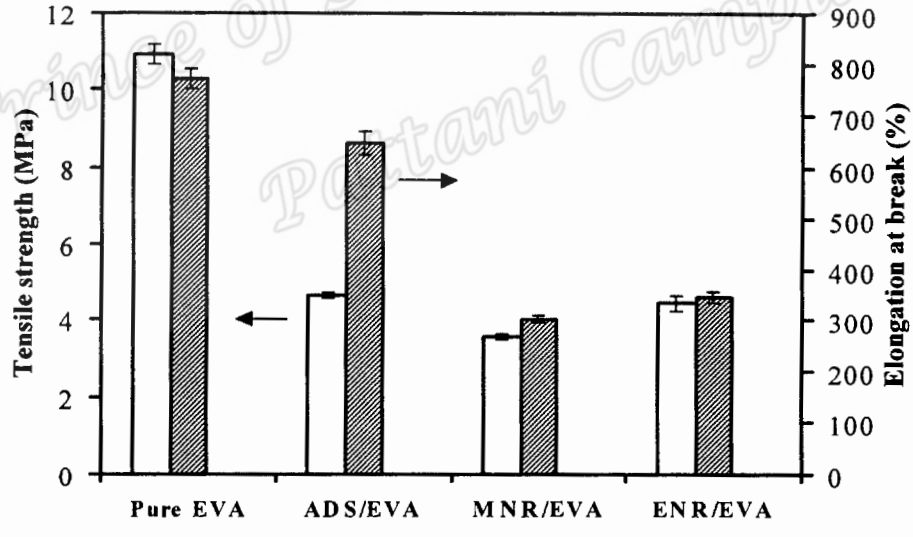
รูปที่ 4.63 แสดงโมดูลัสที่ระยะยืด 200 % ของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40 พบว่าโมดูลัสที่ระยะยืด 200 % ของ pure EVA มีค่าสูงที่สุด เนื่องจากการมีผลึกในโครงสร้างและสามารถเกิดผลึกได้มากขึ้นเมื่อดึงยืด รวมทั้งสามารถเกิดแรงดึงดูดระหว่างขั้วในโมเลกุล EVA ในกรณีของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก พบว่า ENR/EVA มีค่าโมดูลัสที่ระยะยืด 200 % สูงที่สุด รองลงมาคือ MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากความแตกต่างกันของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของยางธรรมชาติและ EVA กล่าวคือการเบลนด์ EVA/ENR จะเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสได้สูงที่สุด รองลงมาคือ MNR/EVA และ ADS/EVA นอกจากนี้โมเลกุล ENR สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลได้ทั้งแรงดึงดูดระหว่างหมู่ที่มีสภาพขั้วและพันธะเชื่อมโยง ดังได้อธิบายไปแล้ว ส่วนโมเลกุล MNR ก็สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสกับ EVA ได้ดี และสามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวภายในหรือระหว่างโมเลกุลได้เช่นกันแต่น่าจะมีระดับที่ต่ำกว่ากรณี ENR/EVA เนื่องจาก MNR มีหมู่ฟังก์ชันที่เป็นขั้วน้อยกว่า ENR นอกจากนี้มาลิอิกแอนไฮไดรด์สามารถเกาะติดบนสายโซ่หลักของยางธรรมชาติในปริมาณที่น้อยกว่ากรณี ENR กล่าวคือการใช้มาลิอิกแอนไฮไดรด์ เท่ากับ 10 phr จะให้หมู่ซัคซินิคแอนไฮไดรด์ที่เกิดการกราฟต์ประมาณ 5 % โดยโมล (Nakason *et al.*, 2006f) ส่วน ENR ในงานวิจัยมีหมู่อิพอกไซด์ถึง 35 % โมล

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.63 โมดูลัสที่ระยะยืด 200 % ของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากจุดขาดของในรูปที่ 4.62 สามารถหาค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในรูปที่ 4.64



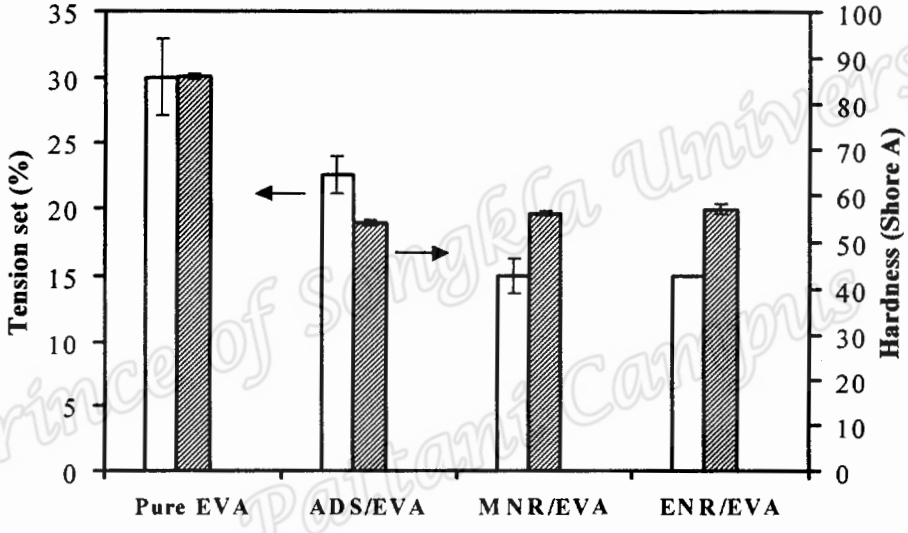
รูปที่ 4.64 ความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติสามรูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40

จากรูปที่ 4.64 พบว่า pure EVA มีความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดสูงที่สุด สอดคล้องกับค่าโมดูลัสที่ระยะยืด 200 % ในรูปที่ 4.63 และสามารถอธิบายโดยใช้เหตุผลในทำนองเดียวกัน นอกจากนี้พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีความต้าน

Prince of Songkla University Pattani Campus

ต่อแรงดึงใกล้เคียงกันแต่ ADS/EVA และ ENR/EVA มีค่าความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่ากรณี MNR/EVA เนื่องจากค่าความต้านทานต่อแรงดึงของ ADS/EVA ขึ้นอยู่กับการเกิดผลึกเมื่อดึงยืด และความยาวของโซ่โมเลกุลยาง ซึ่งพบว่า ADS มีโอกาสการเกิดผลึกสูงที่สุด แต่มีแรงดึงดูดระหว่างเฟสต่ำจึงให้ค่าที่ต่ำกว่ากรณี ENR/EVA ดังนั้นยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA มีความสามารถในการยืดได้สูงที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ

จากการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนในรูปแบบ Tension set และความแข็งแบบ Shore A ได้ผลดังรูปที่ 4.65



รูปที่ 4.65 ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

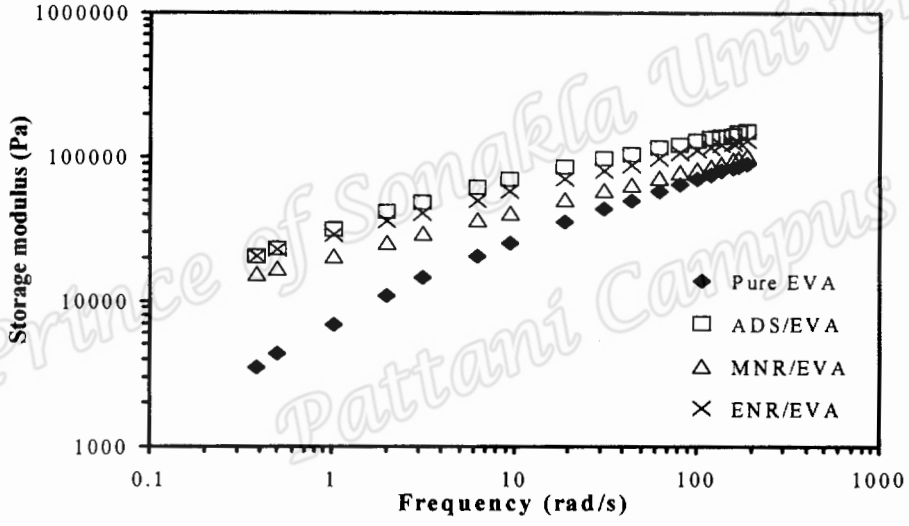
จากรูปที่ 4.65 พบว่า EVA มีความสามารถในการคืนรูปต่ำกว่า (ค่า Tension set สูงกว่า) ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก เนื่องจาก EVA มีผลึกในโครงสร้าง สายโซ่หลักมีความอิ่มตัวสูง และสายโซ่โมเลกุลสั้น (น้ำหนักโมเลกุลต่ำ) จึงทำให้มีสมบัติความยืดหยุ่นน้อยกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่ประกอบด้วยยางธรรมชาติซึ่งมีความยืดหยุ่นสูงเพราะโครงสร้างมีความเป็นอสัณฐานและมีน้ำหนักโมเลกุลสูงกว่า EVA เมื่อพิจารณายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ENR/EVA และ MNR/EVA มีความสามารถในการคืนรูปใกล้เคียงกันและมีสมบัติเด่นกว่าพอลิเมอร์เบลนด์จาก ADS/EVA เนื่องจากอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลของยาง ENR และ MNR เสริมกับอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ ซึ่งเกิดแรงยึดเหนี่ยวกันเองภายในโมเลกุลและแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส

Prince of Songkla University Pattani Campus

เนื่องจากการเบลนด์แบบรีแอกซ์ทีฟ กล่าวคือมีอันตรกิริยาระหว่างการเบลนด์ ทั้งสองปัจจัยนี้จึงมีผลเสริมกันทำให้ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสองชนิดสามารถคืนสู่รูปร่างเดิมได้ดีกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA ซึ่งมีแรงยึดเหนี่ยวภายในโมเลกุลต่ำกว่า นอกจากนี้ในรูปที่ 4.65 พบว่าความแข็งของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีค่าใกล้เคียงกัน

4.6.2 สมบัติเชิงพลวัต

เปรียบเทียบสมบัติเชิงพลวัตของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดโดยการแปรความถี่และกำหนดการบิดคงที่ 7 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย และความหนืดเชิงซ้อน แสดงดังรูปที่ 4.66 – 4.68 ตามลำดับ

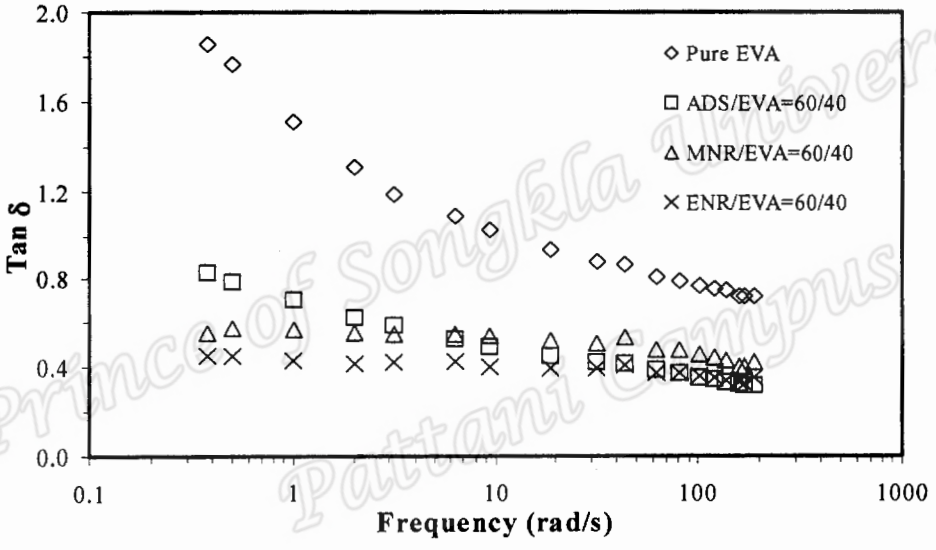


รูปที่ 4.66 โมดูลัสสะสมของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.66 พบว่าโมดูลัสสะสมของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า pure EVA มีโมดูลัสสะสมต่ำกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด เนื่องจากที่อุณหภูมิทดสอบ (140°C) สายโซ่โมเลกุลของ EVA มีการคลายตัวอย่างสมบูรณ์ เนื่องจากเกิดการหลอม (T_m ของ EVA มีค่าประมาณ 90°C) ทำให้มีพลังงานสะสมบนโมเลกุลน้อยกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก ซึ่งมีองค์ประกอบของยางธรรมชาติที่สายโซ่โมเลกุลมีการคลายตัวได้ยากกว่าเพราะยางธรรมชาติมีน้ำหนักโมเลกุลสูงและมีการเกี่ยวพันกันระหว่างสายโซ่โมเลกุลในระดับที่สูงกว่าจึงส่งผลให้มีพลังงานสะสมบนโมเลกุลสูง เมื่อพิจารณายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่า

Prince of Songkla University Pattani Campus

ADS/EVA มีค่าโมดูลัสสะสมสูงที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ เนื่องจาก ENR และ MNR ผ่านกระบวนการดัดแปลงโมเลกุลจากยางธรรมชาติอาจทำให้สายโซ่โมเลกุลสั้นลงและมีการเกี่ยวพันระหว่างสายโซ่น้อยลง ถึงแม้ว่ามีหมู่ฟังก์ชันที่มีขั้วเกิดขึ้นทำให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลสูงขึ้น แต่อิทธิพลของน้ำหนักโมเลกุลมีสูงกว่าจึงส่งผลให้สายโซ่โมเลกุลของ ENR และ MNR เกิดการคลายตัวง่ายกว่าทำให้พอลิเมอร์เบลนด์ทั้งสองมีพลังงานสะสมต่ำกว่ากรณี ADS นอกจากนี้ MNR/EVA มีค่าโมดูลัสสะสมต่ำกว่า ENR/EVA เนื่องจาก MNR ผ่านการดัดแปลงโมเลกุลในสภาวะที่รุนแรงกว่า ENR กล่าวคือ MNR เตรียมในสภาวะความร้อนสูงถึง 140°C และแรงเฉือนสูงมากจากการบดในเครื่องบดผสมแบบปิด ส่วน ENR เตรียมที่อุณหภูมิ 40°C และแรงเฉือนต่ำกว่า

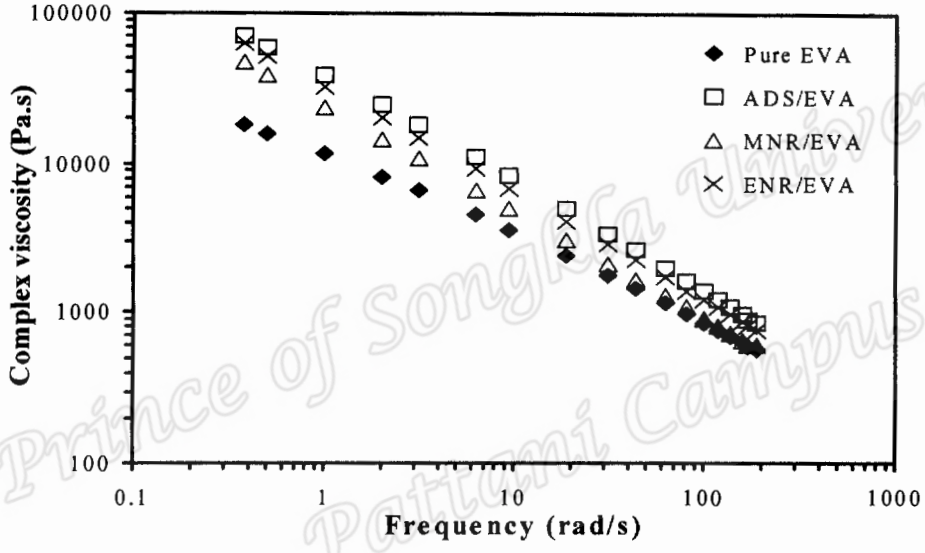


รูปที่ 4.67 แทนเจนต์สูญเสียของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.67 พบว่าค่าแทนเจนต์สูญเสียของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ซึ่งเป็นพฤติกรรมที่พบโดยทั่วไปในพอลิเมอร์ที่มีสภาพหยุ่นหนืด (Viscoelastic behavior) และมีส่วนที่ตอบสนองต่อความหนืด (Viscous response) สูงกว่าการตอบสนองต่อความยืดหยุ่น (Elastic response) ส่วนยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ENR/EVA และ MNR/EVA มีแนวโน้มแทนเจนต์สูญเสียที่ค่อนข้างคงที่เมื่อเพิ่มความถี่ในช่วง 0.1 – 30 rad/s ซึ่งเป็นพฤติกรรมที่พบในพอลิเมอร์ที่ตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูง กล่าวคือการลดเวลาในการคลายตัวของสายโซ่ (เพิ่มความถี่) พอลิเมอร์ยังคงตอบสนองต่อความเค้นได้สม่ำเสมอ เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดที่ความถี่ในช่วง 0.4 – 3 rad/s เนื่องจากความถี่ช่วงนี้พอลิเมอร์น่าจะยังมี

Prince of Songkla University Pattani Campus

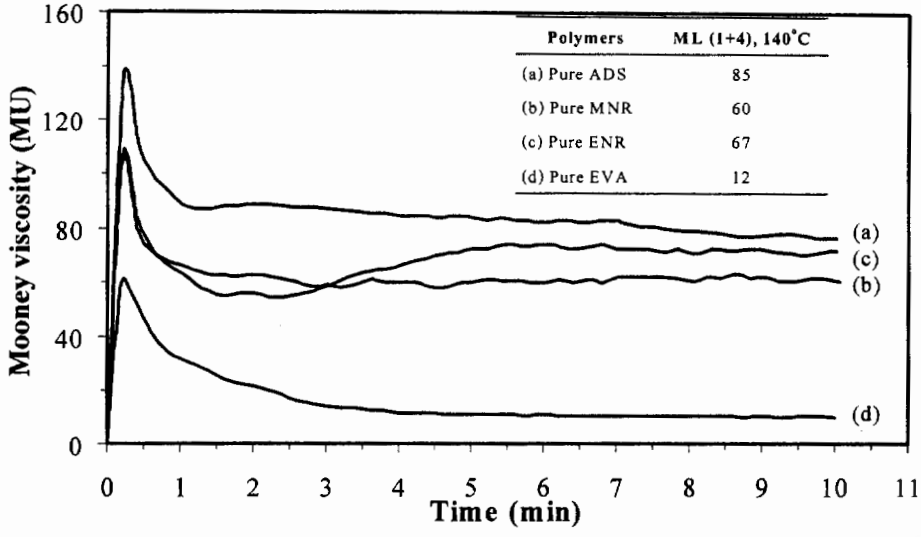
พฤติกรรมแบบหยุ่นหนืดเชิงเส้น (Linear viscoelasticity) พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ENR/EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียต่ำที่สุด ส่วน ADS/EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียสูงที่สุด และ MNR/EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียอยู่ระหว่างพอลิเมอร์เบลนด์ทั้งสองชนิด แสดงว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ENR/EVA ตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงที่สุด รองลงมาคือ MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสและการเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลที่ทำหน้าที่เสริมกันทำให้สามารถตอบสนองต่อความเค้นได้อย่างสม่ำเสมอ



รูปที่ 4.68 ความหนืดเชิงซ้อนของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.68 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนของ pure EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ซึ่งเป็นพฤติกรรมการไหลแบบลดแรงเฉือน นอกจากนี้ที่ความถี่เดียวกันพบว่า pure EVA มีความหนืดเชิงซ้อนต่ำกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก เมื่อเปรียบเทียบยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA มีความหนืดสูงที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ ซึ่งมีแนวโน้มในทำนองเดียวกันกับโมดูลัสสะสมดังรูปที่ 4.66 และมีเหตุผลในทำนองเดียวกันคือ เนื่องจาก EVA เกิดการหลอมไหลและอิทธิพลของน้ำหนักโมเลกุลที่ต่างกัน โดยความหนืดของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกต่างกันขึ้นอยู่กับน้ำหนักโมเลกุลและความหนืดของยางธรรมชาติที่ใช้ในการเบลนด์ซึ่งสามารถยืนยันได้จากความหนืดมูนนี่ในรูปที่ 4.69

Prince of Songkla University Pattani Campus



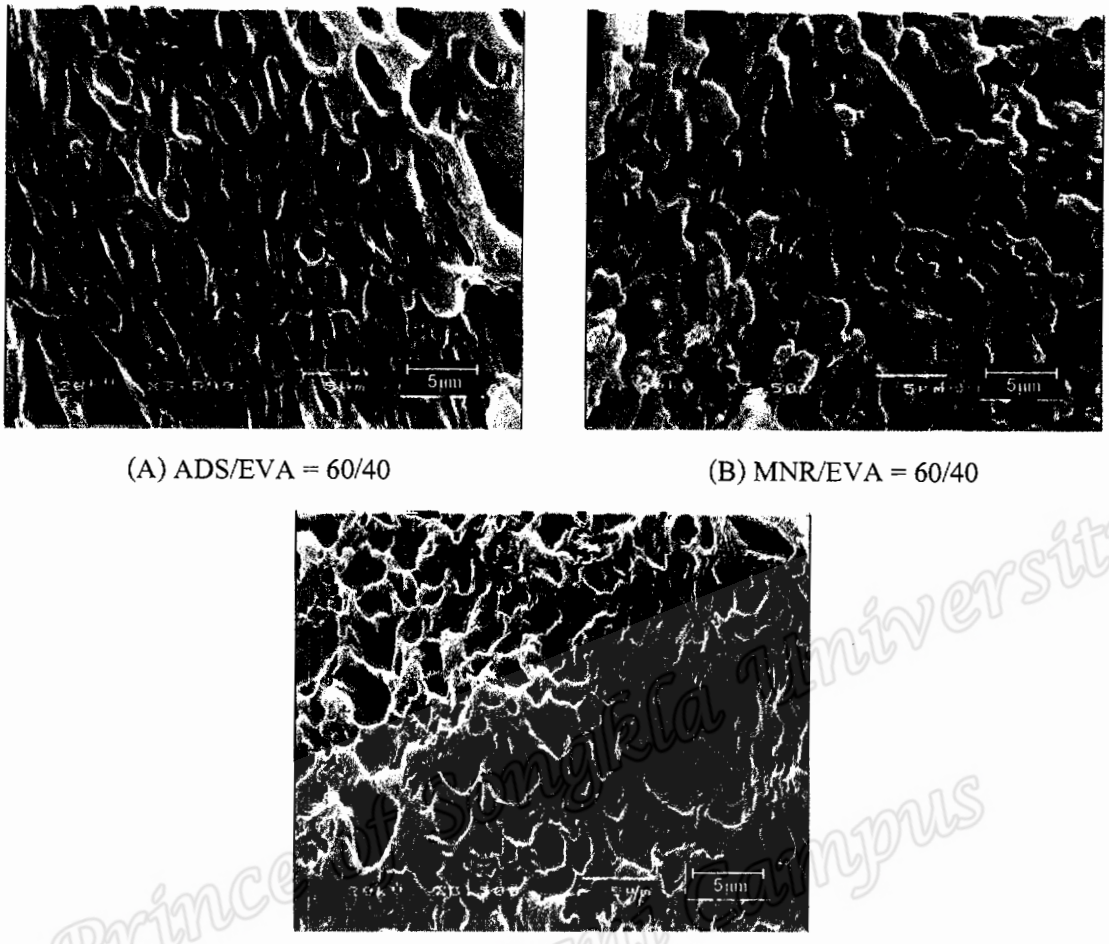
รูปที่ 4.69 ความหนืดมูนนี่ของยางธรรมชาติชนิดต่างๆ โดยใช้โรเตอร์ขนาดใหญ่ที่อุณหภูมิ 140°C

จากรูปที่ 4.69 พบว่าความหนืดมูนนี่และความหนืดที่ตำแหน่ง ML(1+4), 140°C มีแนวโน้มดังนี้ ADS > ENR > MNR > EVA ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของน้ำหนักโมเลกุลและแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล โดยพอลิเมอร์ที่มีน้ำหนักโมเลกุลสูงจะมีค่าความหนืดสูง นอกจากนี้การเกิดอันตรกิริยาระหว่างโมเลกุลและการมีหมู่ฟังก์ชันและสายโซ่ข้างเคียงบางชนิดก็มีผลให้ความหนืดของพอลิเมอร์เพิ่มขึ้นได้เช่นกัน อย่างไรก็ตามจากผลการทดลองนี้ พบว่า ADS มีความหนืดสูงที่สุด ดังนั้นน้ำหนักโมเลกุลจึงมีอิทธิต่อความหนืดเหนือกว่าปัจจัยอื่นๆ

4.6.3 ลักษณะทางสัณฐานวิทยา

เปรียบเทียบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดที่ได้จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 ได้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังแสดงในรูปที่ 4.70

Prince of Songkla University Pattani Campus



(A) ADS/EVA = 60/40 (B) MNR/EVA = 60/40

(C) ENR/EVA = 60/40

รูปที่ 4.70 สัณฐานวิทยาของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.70 พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดแสดงลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม (Co-continuous phase) กล่าวคือเฟสของ NR และเฟสของ EVA เกิดการกระจายตัวในซึ่งกันและกัน เนื่องจากที่อัตราส่วนเหล่านี้มีองค์ประกอบหลักทั้งสองในปริมาณใกล้เคียงกัน ทำให้มีโอกาสเกิดการกระจายตัวแบบเฟสร่วมได้ ซึ่งยืนยันได้ว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนทั้งสามแสดงลักษณะของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกหรือเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบระหว่างยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่ามีลักษณะทางสัณฐานวิทยาแตกต่างกัน กล่าวคือ ENR/EVA แสดงเฟสร่วมที่มีการกระจายตัวของทั้งสองเฟสสม่ำเสมอและมีขนาดเฟสเล็กกว่า MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจาก ENR และ EVA เป็นคู่เบลนด์ที่มีสภาพขั้วทำให้ที่บริเวณผิวประจัญมีแรงตึงผิวต่ำสามารถกระจายตัวซึ่งกันและกันได้ดี กล่าวคือบริเวณผิวประจัญของเฟส ENR สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของ EVA ได้ และกรณีของ MNR/EVA ก็สามารถเกิดลักษณะเดียวกันกับ ENR/EVA เพราะ MNR มีสภาพขั้ว

เช่นกัน ส่วน ADS/EVA มีความสม่ำเสมอของการกระจายตัวซึ่งกันและกันน้อยที่สุด เนื่องจากที่ผิวประจัญของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์นี้อาจมีแรงตึงผิวระหว่างเฟสสูงกว่า อย่างไรก็ตามการเบลนด์ ADS/EVA ได้ใช้ PhHRJ-EVA เป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ระหว่างเฟสทั้งสอง แต่จากผลการทดลองดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ยังมีประสิทธิภาพด้อยกว่าการดัดแปลงโมเลกุลของยางธรรมชาติให้มีสภาพขั้วเป็น ENR และ MNR เพื่อใช้เป็นคู่เบลนด์แบบรีแอ็กทีฟ

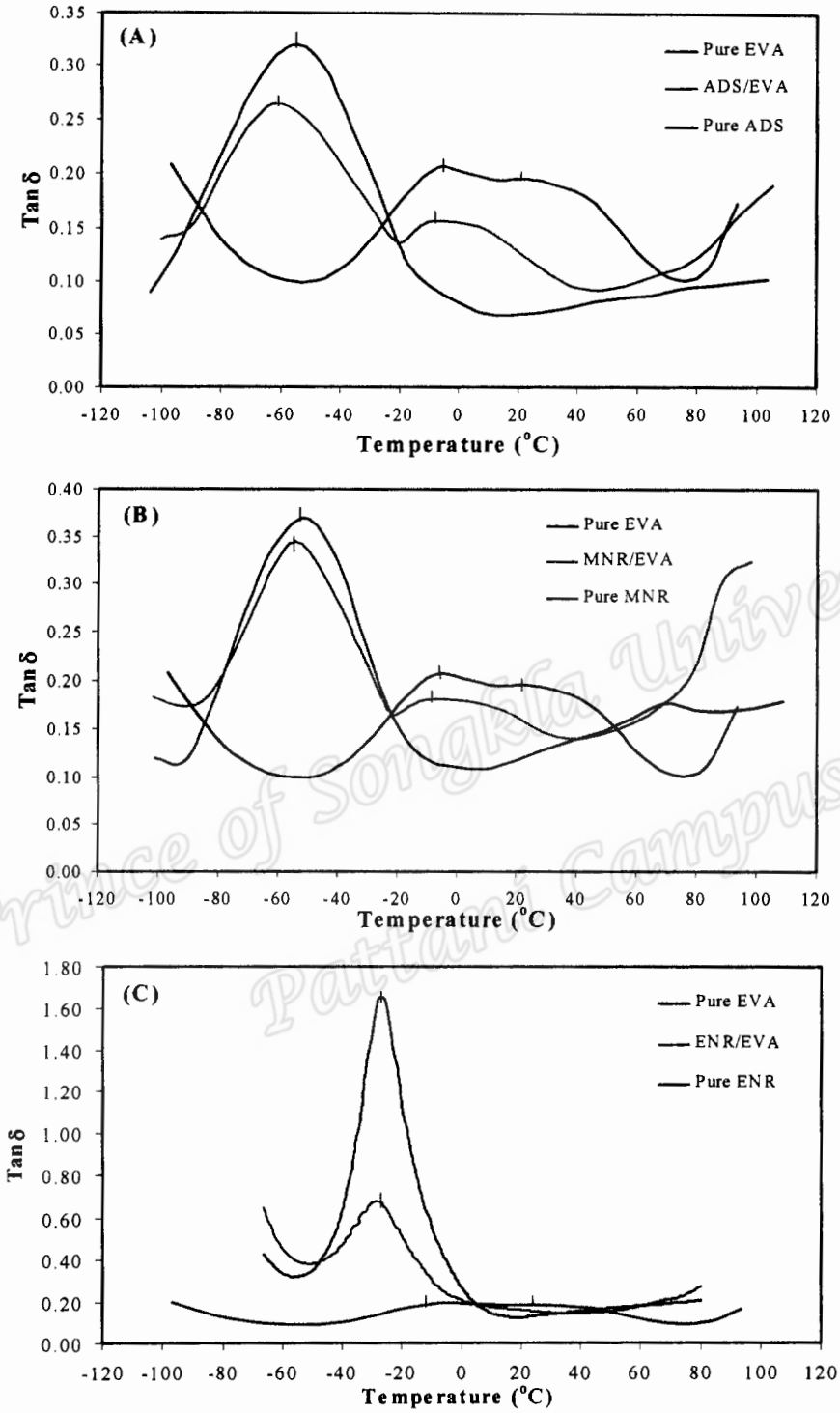
4.6.4 สมบัติเชิงความร้อน

เปรียบเทียบสมบัติเชิงความร้อนของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติพลวัตเชิงกลด้วยเทคนิค DMTA เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติการดูดและคายพลังงานความร้อนด้วยเทคนิค DSC เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติการสลายตัวด้วยความร้อนด้วยเทคนิค TGA ได้ผลการทดลองดังต่อไปนี้

4.6.4.1 การวิเคราะห์สมบัติพลวัตเชิงกลด้วยเทคนิค DMTA

นำ pure EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมาวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค DMTA โดยการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อน ได้ผลการทดลองแสดงในรูปที่ 4.71 จากรูปที่ 4.71 พบว่าเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงส่งผลให้พอลิเมอร์ชนิดต่างๆ มีค่าแทนเจนต์สูญเสียที่ปรากฏพีคเด่นตามลักษณะเฉพาะของพอลิเมอร์แต่ละชนิด ซึ่งพีคดังกล่าวสามารถระบุอุณหภูมิกลาสทรานสิชันหรืออุณหภูมิที่เกิดจากการเปลี่ยนสถานะจากสถานะแก้วเป็นคล้ายยาง (Glass transition temperature, T_g) สรุปดังแสดงในตารางที่ 4.11

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.71 DMTA thermogram ของ pure EVA ยางธรรมชาติวัลคาไนซ์สามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ (A) ADS/EVA (B) MNR/EVA และ (C) ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus

ตารางที่ 4.11 อุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (T_g) อุณหภูมิการหลอมของผลึก (T_m) และปริมาณผลึก (X_c) ของ EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Polymer	DMTA		DSC				
	$T_{g\,(NR)}$	$T_{g\,(EVA)}$	$T_{g\,(NR)}$	$T_{g\,(EVA)}$	T_m (°C)	ΔH_f (J/g)	X_c (%)
Pure EVA	-	-7.17, 23.1	-	-28.93	84.37	53.32	18.53
ADS/EVA	-57.78	-8.57	-67.20	-	83.70	21.86	7.60
MNR/EVA	-53.86	-7.91	-61.89	-	84.20	23.12	8.04
ENR/EVA	-28.73	-	-41.48	-	84.37	26.15	9.09
Pure ADS	-56.04	-	-66.90	-	-	-	-
Pure MNR	-51.25	-	-61.28	-	-	-	-
Pure ENR	-26.53	-	-40.91	-	-	-	-

จากรูปที่ 4.71 และตารางที่ 4.11 พบว่าแทนเจนต์สูญเสียของ pure EVA ปรากฏพีคสองพีค ซึ่งแสดงว่ามี T_g 2 ค่า เนื่องจาก EVA เป็นโคพอลิเมอร์ กล่าวคือพีคแรกปรากฏที่อุณหภูมิประมาณ 23.10°C เนื่องจากการทรานสิชันของพอลิเอทิลีนและพีคที่สองปรากฏที่อุณหภูมิประมาณ –7.17 °C เนื่องจากการทรานสิชันของพอลิไวนิลอะซิเตทซึ่งเป็นองค์ประกอบของ EVA นอกจากนี้พบว่ายางธรรมชาติทั้งสามชนิดปรากฏพีคแทนเจนต์สูญเสียเด่นเพียงพีคเดียว นั่นคือมีค่า T_g เพียงค่าเดียว เนื่องจากพอลิเมอร์ทั้งสามเป็นโฮโมพอลิเมอร์ กล่าวคือ ADS, MNR และ ENR แสดงค่า T_g เท่ากับ -56.04, -51.25 และ -26.53 °C ตามลำดับ จะเห็นว่ายางธรรมชาติที่ผ่านการดัดแปลงโมเลกุลทั้งสองเกิดการเลื่อน (Shift) ของค่า T_g ไปในทางที่สูงขึ้นเมื่อเทียบกับยางธรรมชาติที่ไม่ผ่านการดัดแปลงโมเลกุล เนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของยางธรรมชาติที่ดัดแปลงโมเลกุลมีความจำกัดในการเคลื่อนผ่านซึ่งกันและกันมากขึ้นเพราะผลของช่องว่างระหว่างอะตอมน้อยลง (Steric effect) และอิทธิพลของแรงยึดเหนียวระหว่างโมเลกุลของยางที่มีสภาพขั้วเพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงส่งผลให้ ENR และ MNR มีความสามารถในการยืดหยุ่นที่อุณหภูมิต่ำน้อยกว่า ส่วน ADS แสดงพฤติกรรมที่มีความแข็ง (Rigidity) มากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบ ENR กับ MNR พบว่า ENR แสดงค่า T_g สูงกว่า MNR อาจเนื่องมาจาก ENR มีหมู่ที่เป็นขั้วสูงในปริมาณที่สูงกว่า MNR กล่าวคือ ENR มีหมู่อิพอกไซด์ประมาณ 35 % โดยโมล ส่วน MNR ซึ่งได้เตรียม MNR ที่ใช้มาลิอิกแอนไฮไดรด์เท่ากับ 10 phr มีหมู่ซัคซินิคแอนไฮไดรด์ประมาณ 5 % โดยโมล/น้ำหนัก (Nakason *et al.*, 2006f) ทำให้เกิดการขยับตัวของโมเลกุลได้น้อย

Prince of Songkla University Pattani Campus

ในรูปที่ 4.71 พิจารณายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA และ MNR/EVA (รูปที่ 4.92(A) และ 4.92(B) ตามลำดับ) แสดงลักษณะของแทนเจนต์สูญเสียคล้ายกัน กล่าวคือ ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสองมีแทนเจนต์สูญเสียที่ปรากฏพีคสองพีค ซึ่งพีคเด่นที่สุดเกิดจากการทรานสิชันของ ADS และ MNR พบที่อุณหภูมิ –57.78 และ –53.86 °C ตามลำดับ และพีครองเป็นการทรานสิชันของ EVA พบที่อุณหภูมิ –8.57 และ –7.91 °C ตามลำดับ และพบว่าแทนเจนต์สูญเสียของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสองมีการเลื่อนมาในทิศทางอุณหภูมิต่ำลงทำให้ไม่พบพีคที่อุณหภูมิประมาณ 23 °C ซึ่งเป็น T_g อีกค่าหนึ่งของ EVA (จากการเป็นอสัณฐานของพอลิเอทิลีน) ดังนั้นด้วยเหตุที่ค่า Tg มีการเลื่อนเข้าหากันจึงยืนยันได้ว่า ADS และ MNR มีความเข้ากันได้กับ EVA ในระดับหนึ่ง แต่ยังเข้ากันได้น้อยกว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ENR/EVA (รูปที่ 4.92(C)) กล่าวคือยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกนี้มีแทนเจนต์สูญเสียปรากฏเพียงพีคเดียวคือที่อุณหภูมิ –28.73 °C ซึ่งเป็นการทรานสิชันรวมของพอลิเมอร์เบลนด์ อย่างไรก็ตาม ENR/EVA ที่ปรากฏค่า T_g เพียงค่าเดียวก็ไม่ได้แสดงว่ามีความเข้ากันได้อย่างเป็นเนื้อเดียวกัน (Miscibility) เนื่องจากลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังรูปที่ 4.70 แสดงการกระจายของทั้งสองเฟสซึ่งสามารถแยกสกัดเฟส ENR ออกมาได้ จึงยืนยันได้เพียงว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ENR/EVA มีความเข้ากันได้ดีที่สุด

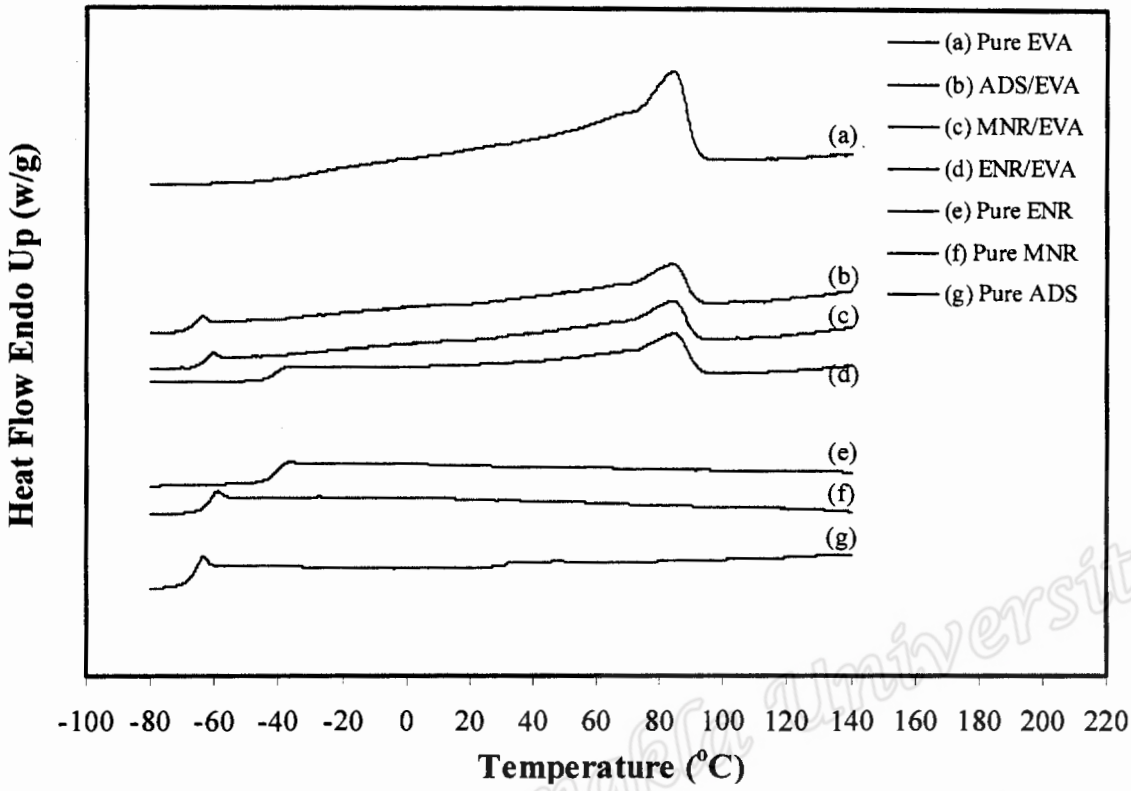
4.6.4.2 การวิเคราะห์สมบัติการดูดและคายพลังงานความร้อนด้วยเทคนิค DSC

นำ pure EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA มาวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค DSC ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.72 ซึ่งพบว่าเมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิส่งผลให้พอลิเมอร์ต่างๆ มีพฤติกรรมการดูดและคายความพลังงานที่แตกต่างกันตามลักษณะเฉพาะของพอลิเมอร์แต่ละชนิด ซึ่งจะเกิดการทรานสิชัน ณ อุณหภูมิหนึ่งๆ ได้แก่ อุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (T_g) จากการเลื่อนของเส้นพื้นฐาน (Base line) และอุณหภูมิการหลอมของผลึก (Crystalline melting temperature, T_m) จากพีคการดูดพลังงานเพื่อหลอมผลึก นอกจากนี้พื้นที่ใต้พีคของกราฟการดูดความร้อนที่อุณหภูมิการหลอมของผลึกคือค่าเอนทัลปีของการหลอมผลึก (Crystalline melting enthalpy, ΔH_f) สามารถนำไปคำนวณเพื่อหาปริมาณผลึก (Degree of crystallinity) ของพอลิเมอร์ได้ ซึ่งได้สรุปค่าต่างๆ ดังแสดงร่วมกับผล DMTAใน ตารางที่ 4.11 ซึ่งพบว่า EVA มีกลาสทรานสิชัน (T_g) ที่อุณหภูมิ –28.93 °C เพียงค่าเดียวซึ่งไม่พบ T_g 2 ค่า ดังกรณีการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA นอกจากนี้พบการทรานสิชันและเกิดยอดพีคที่อุณหภูมิ 84.37 °C ซึ่งเป็นค่า T_m ของ EVA เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิที่เกิดจากการหลอมของผลึกใน EVA และจากพื้นที่ใต้พีคของช่วงอุณหภูมิ T_m จะ

Prince of Songkla University Pattani Campus

ได้ค่า ΔH_f สามารถนำมาคำนวณหาปริมาณผลึกของ EVA วึ่งในกรณีนี้มีค่า 18.53 % ส่วนยางธรรมชาติทั้งสามชนิดแสดงค่ากลาส ทรานสิชันช่วงอุณหภูมิเดียวในทำนองเดียวกับกรณีการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA แต่มีค่าต่ำกว่า ทั้งนี้เนื่องจากยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ อสัณฐานจึงไม่ปรากฏค่า T_m และไม่มีผลึก ซึ่งอุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (T_g) ของ ADS, MNR และ ENR มีค่าเท่ากับ –56.04, –51.25 และ 21.23 °C ตามลำดับ จะเห็นว่าค่า T_g มีแนวโน้มเดียวในทำนองเดียวกันกับการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA (รูปที่ 4.71) แต่การวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DSC ให้ค่า T_g ต่ำกว่า นอกจากนี้เทคนิคนี้ไม่สามารถตรวจวัดการทรานสิชันส่วนอสัณฐานของ EVA ที่เป็นองค์ประกอบในพอลิเมอร์เบลนด์ได้ ซึ่งความแตกต่างของผลการวิเคราะห์นี้มีผลมาจากการตอบสนองต่อการกระทำต่อตัวอย่างในสภาวะที่แตกต่างกัน กล่าวคือการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA เป็นการกระทำเชิงกลแบบเป็นคาบ ซึ่งโมเลกุลพอลิเมอร์จะตอยสนองต่อการกระทำเชิงกลได้ดีกว่า ส่วนเทคนิค DSC เป็นการกระทำโดยการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิแล้ววัดพลังงานที่หรือคายจากการทรานสิชัน ซึ่งพบว่าการให้อุณหภูมิเพิ่มหรือลดในอัตราที่ช้าหรือเร็วเกินไปจะไม่สามารถตรวจวัดการทรานสิชันของพอลิเมอร์ที่เป็นองค์ประกอบปริมาณน้อยได้ นอกจากนี้การตรวจวัดพลังงานต้องใช้อุปกรณ์ที่มีความไวสูงมากจึงจะได้ผลดี เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดในรูปที่ 4.72 พบว่า เกิดการทรานสิชันสองช่วงอุณหภูมิ กล่าวคือช่วงอุณหภูมิแรกเป็นการเกิดกลาสทรานสิชัน (T_g) ของยางธรรมชาติแต่ละชนิดและช่วงที่สองเป็นอุณหภูมิการหลอมของผลึก (T_m) ของ EVA โดยค่า T_g ของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีแนวโน้มในทำนองเดียวกันกับการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA (รูปที่ 4.71) และพบว่าการใช้ยางธรรมชาติต่างชนิดกันไม่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงค่า T_m มากนัก นอกจากนี้ยังพบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA มีปริมาณผลึกเท่ากับ 7.60, 8.04 และ 9.09 % ตามลำดับ จะเห็นว่าปริมาณผลึกของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกมีค่าน้อยกว่าของ pure EVA เนื่องจากการเบลนด์ที่อุณหภูมิสูงมีผลทำให้ผลึกของ EVA สูญเสียไปแล้วเปลี่ยนเป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน ซึ่งพบว่า ENR มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณผลึกของ EVA น้อยที่สุด รองลงมาคือ MNR และ ADS ตามลำดับ อาจจะมีสาเหตุเนื่องมาจาก ENR สามารถเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสกับ EVA ได้สูงที่สุด จึงส่งผลให้คงสภาพโครงสร้างที่เป็นระเบียบได้บางส่วน ยืนยันได้จากลักษณะทางสัณฐานวิทยา (ดังรูปที่ 4.70) ทำให้ได้โครงสร้างที่เป็นระเบียบสูงกว่า

Prince of Songkla University Pattani Campus

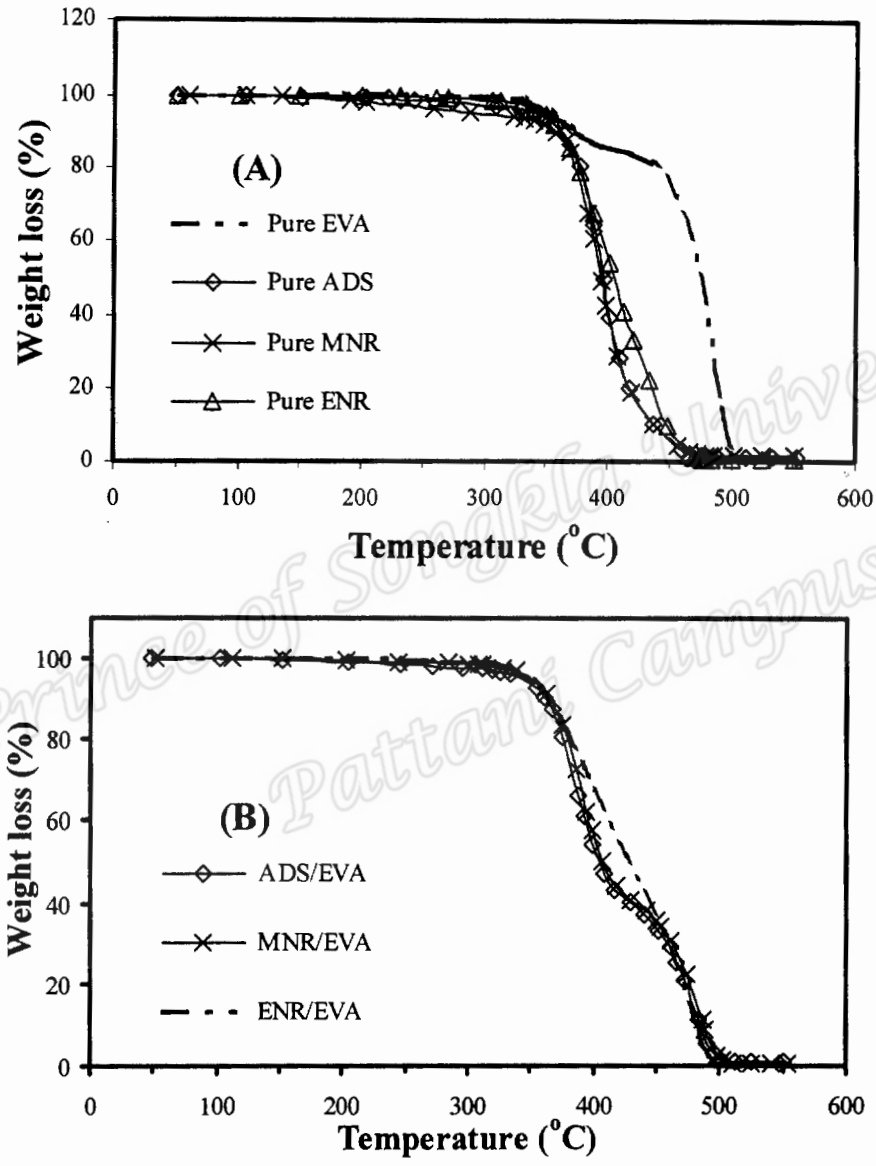


รูปที่ 4.72 DSC thermograms ของ EVA ยางธรรมชาติวัลคาไนซ์สามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus

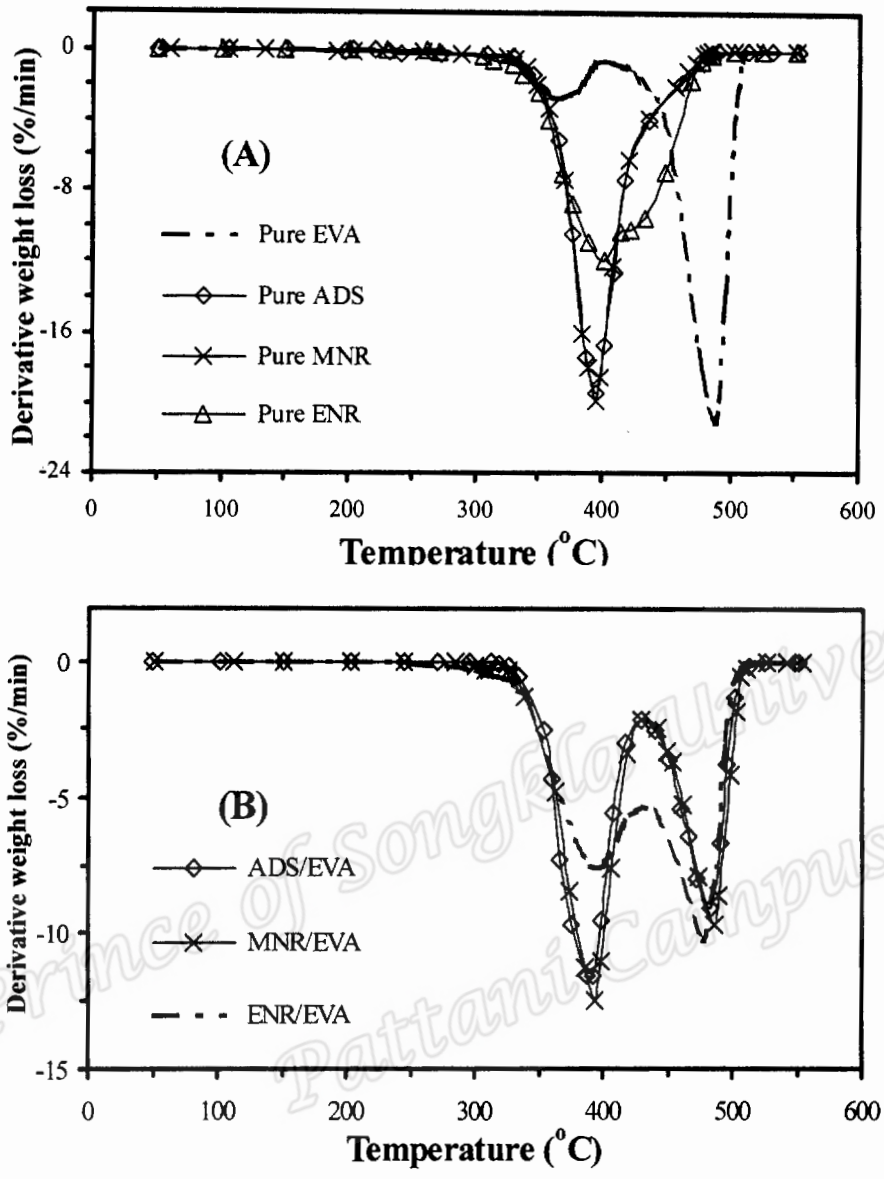
4.6.4.3 การวิเคราะห์สมบัติการสลายตัวจากความร้อนด้วยเทคนิค TGA

นำ pure EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมาวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค TGA ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.73 และ 4.74



รูปที่ 4.73 TGA thermograms ของ (A) EVA และยางธรรมชาติทั้งสามชนิด และ (B) ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus



Prince of Songkla University Pattani Campus

รูปที่ 4.74 DTG Thermograms ของ (A) EVAและยางธรรมชาติทั้งสามชนิด และ (B) ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.73 และ 4.74 พบว่า pure EVA และยางธรรมชาติชนิดต่างๆ มีพฤติกรรมการสลายตัวด้วยความร้อนที่แตกต่างกัน ยกเว้น ADS และ MNR มีพฤติกรรมการสลายตัวที่คล้ายกันมาก (รูปที่ 4.73(A) และ 4.74(A)) และเมื่อเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติชนิดต่างๆ ทำให้พฤติกรรมอุณหภูมิการสลายตัวเป็นสองช่วงอย่างชัดเจน เนื่องจากเป็นการสลายตัวขององค์ประกอบแต่ละชนิด (รูปที่ 4.73(B) และ 4.74(B)) จากเทอร์โมแกรมของ TGA สามารถวิเคราะห์อุณหภูมิการสลายตัว (T_d) และน้ำหนักที่หายจากการเพิ่มอุณหภูมิสรุปได้ดังแสดงในตารางที่ 4.12

ตารางที่ 4.12 อุณหภูมิการสลายตัวและน้ำหนักที่หายไปของ pure EVA ยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ และ ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Polymers	T_0	T_{deg}	T_{end}	Weight loss (%) at	
	(°C)	(°C)	(°C)	400 °C	450 °C
Pure EVA	336, 460	364, 488	382, 511	14.13	23.90
ADS/EVA	365, 463	393, 486	508	45.03	64.23
MNR/EVA	360, 458	394, 483	504	47.06	65.80
ENR/EVA	354, 460	400, 477	499	32.57	62.83
Pure ADS	372	394	485	58.09	94.15
Pure MNR	370	395	485	60.33	94.10
Pure ENR	360	401	479	45.15	90.96

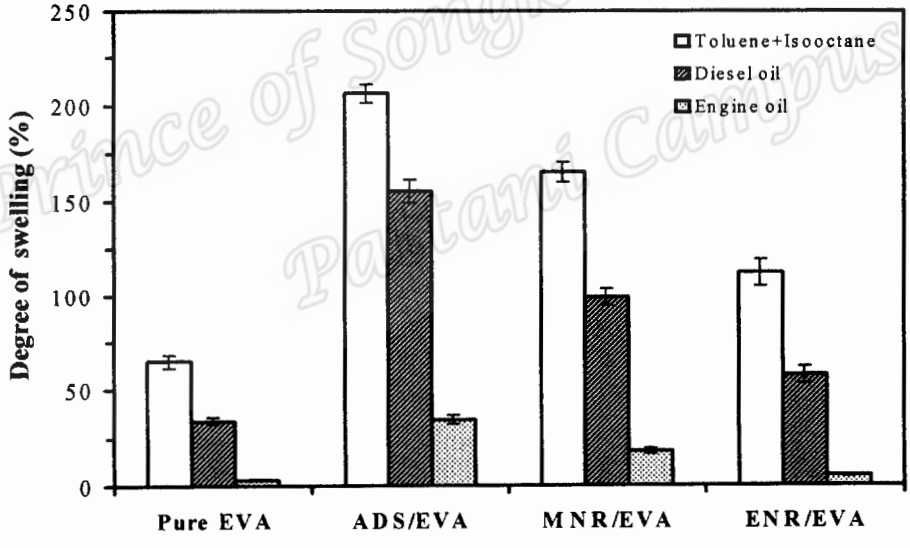
จากรูปที่ 4.73, 4.74 และตารางที่ 4.12 พบว่า EVA แสดงพฤติกรรมการสลายตัวสองช่วงอุณหภูมิ คือช่วงแรกเป็นการสลายตัวของไวนิลอะซิเตท โดยเริ่มที่อุณหภูมิ 336°C และสลายตัวอย่างสมบูรณ์ที่ 382°C โดยมีอุณหภูมิการสลายตัว (Degradation temperature, T_d) เท่ากับ 364°C และช่วงที่สองเป็นการสลายตัวพอลิเอทิลีน โดยเริ่มที่อุณหภูมิ 460°C และสลายตัวอย่างสมบูรณ์ที่ 511°C และมีค่า T_d เท่ากับ 488°C โดยระดับการสลายตัวโดยประเมินจากน้ำหนักที่หายไปในช่วงที่สองสูงกว่าในช่วงแรกเพราะ EVA มีส่วนของพอลิเอทิลีนในปริมาณมากว่าพอลิไวนิลอะซิ เตท ส่วนยางธรรมชาติทั้งสามชนิดแสดงพฤติกรรมการสลายตัวเป็นช่วงอุณหภูมิเดียว ซึ่งพบว่า ADS กับ MNR มีพฤติกรรมคล้ายกันมาก กล่าวคือ ADS และ MNR มีค่า T_d ประมาณ 395°C และพบว่าการดัดแปลงโมเลกุลของยางธรรมชาติเป็น ENR มีผลให้ค่า T_d สูงขึ้น กล่าวคือปรากฏที่ประมาณ 400°C และมีน้ำหนักที่หายไปประมาณ 45 % เมื่อเปรียบเทียบกับ ADS และ MNR ที่อุณหภูมิเดียวกันซึ่งมีน้ำหนักหายไปในปริมาณสูงกว่าคือประมาณ 58 % และ 60 % ตามลำดับ แสดงว่า ENR ทนต่อความร้อนได้ดีกว่า เนื่องจากโครงสร้างของ ENR มีความอิ่มตัวมากกว่าและมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างสายโซ่โมเลกุลทำให้มีจุดว่องไวที่ก่อให้เกิดการเสื่อมเนื่องด้วยความร้อนน้อยกว่าจึงต้องใช้พลังงานสูงกว่าเพื่อสลายแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล

เมื่อพิจารณายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดจากรูปที่ 4.73, 4.74 และตารางที่ 4.12 พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามแสดงพฤติกรรมการสลายตัวเนื่องด้วยความร้อนที่ปรากฏสองช่วงอุณหภูมิเช่นกัน แต่อุณหภูมิที่สลายตัวมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับองค์ประกอบของ

ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก นั้นๆ กล่าวคือยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA มีค่า T_d ในช่วงแรกเท่ากับ 393, 394 และ 400°C ตามลำดับ ซึ่งเป็นอุณหภูมิการสลายตัวของยางธรรมชาติ และช่วงที่สองมีค่า T_d เท่ากับ 486, 483 และ 477°C ตามลำดับ เป็นอุณหภูมิการสลายตัวของ EVA นอกจากนี้เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิ 400°C และ 450°C พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากการเบลนด์ ENR/EVA มีน้ำหนักที่หายไปน้อยที่สุด โดยเฉพาะที่อุณหภูมิ 400°C ด้วยเหตุนี้จึงยืนยันได้ว่า ENR/EVA มีความต้านทานต่อการเสื่อมเนื่องด้วยความร้อนดีที่สุด ส่วนยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกอีกสองชนิดมีสมบัติใกล้เคียงกัน

4.6.5 ความต้านทานต่อตัวทำละลาย

เปรียบเทียบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำลายของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด ได้แก่ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยแช่ในน้ำมันดีเซล น้ำมันเครื่อง และตัวทำละลายโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนในอัตราส่วน 50/50 ได้ผลการทดลองในรูปที่ 4.75



รูปที่ 4.75 ระดับการบวมพองในน้ำมันและตัวทำละลายของ EVA และยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.75 พบว่า pure EVA และ ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีแนวโน้มระดับการบวมพองในตัวทำละลายทั้งสามชนิดลักษณะเดียวกัน กล่าวคือมีระดับการบอมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ พิจารณาระดับการบวมพองในตัวทำละลายชนิดเดียวกัน พบว่า EVA มีระดับการบวมพองต่ำที่สุด เนื่องจาก EVA มีสายโซพอลิเอทิลีนที่ตกผลึกได้ซึ่งเป็นส่วนที่มีการจัดเรียงตัวกันแน่นเป็นระเบียบ

Prince of Songkla University Pattani Campus

จึงต้านทานการซึมผ่านของสารละลายได้ดี นอกจากนี้ EVA ยังเป็นพลาสติกที่มีสภาพขั้วจึงต้านทานต่อการบวมพองในตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วได้ดี ส่วนยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีระดับการบวมพองสูงกว่า EVA เนื่องจากความแตกต่างกันของปริมาณผลึกและสภาพขั้ว กล่าวคือยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน (ไม่มีส่วนผลึก) หรือสายโซ่โมเลกุลจัดเรียงตัวกันหลวมๆ ไม่เป็นระเบียบ จึงลดปริมาณการตกผลึกของ EVA ส่งผลโดยตรงให้ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกมีผลึกน้อยกว่าแต่มีส่วนสัณฐานเพิ่มขึ้น ดังนั้นตัวทำละลายจึงสามารถแทรกซึมผ่านสายโซ่โมเลกุลได้ง่าย ปัจจัยอีกประการหนึ่งคือสภาพขั้วของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกก็มีผลต่อระดับการบวมพองอย่างเห็นได้ชัด กล่าวคือเมื่อเปรียบเทียบยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่าการเบลนด์ ENR/EVA มีผลให้ได้ ยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายน้อยกว่าการเบลนด์ด้วย MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากความแตกต่างของสภาพขั้วของยางธรรมชาติแต่ละชนิด แรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส และปริมาณการตกผลึก โดย ENR มีสภาพขั้วสูงกว่า MNR จึงทนต่อการบวมพองได้มากกว่า ส่วน ADS เป็นยางที่ไม่มีความเป็นขั้วจึงทนต่อตัวทำละลายที่ไม่มีขั้วได้น้อยที่สุด อีกทั้งการมีสภาพขั้วมากขึ้นทำให้มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสกับ EVA สูงทำให้ตัวทำละลายแทรกซึมระหว่างเฟสทั้งสองยากขึ้นยืนยันได้จากลักษณะทางสัณฐานวิทยา (รูปที่ 4.70) และการวิเคราะห์ความเข้ากันได้ด้วยเทคนิค DMTA (รูปที่ 4.71) นอกจากนี้จากการวิเคราะห์ปริมาณผลึกด้วยเทคนิค DSC (ตารางที่ 4.72) พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกของ ENR/EVA มีปริมาณผลึกสูงกว่า MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ ซึ่งมีผลให้ตัวทำละลายแทรกผ่านได้ยากขึ้นตามการเพิ่มผลึก

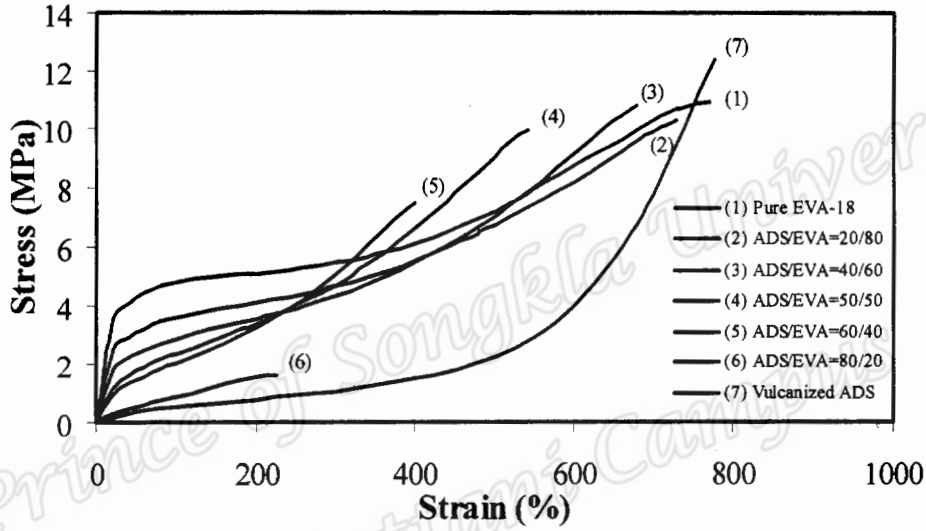
Prince of Songkla University Pattani Campus

4.7 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์จากการเบลนด์ EVA กับ ยางธรรมชาติชนิดต่างๆ

4.7.1 การเตรียม TPVs จากการบลนด์ ADS/EVA

4.7.1.1 สมบัติเชิงกล

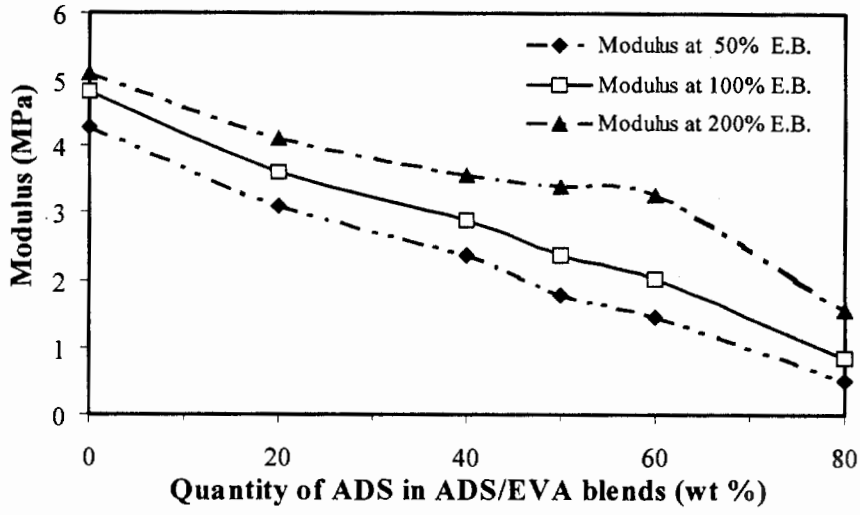
นำพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA ด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็ง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดในรูปที่ 4.76



รูปที่ 4.76 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.76 พบว่าพอลิเมอร์แต่ละชนิดมีพฤติกรรมการผิดรูปแตกต่างกัน โดย EVA มีความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืด (ความเครียดประมาณ 0 – 20 %) หรือมอดูลัสของยังสูงที่สุด แต่ยาง ADS วัลคาไนซ์มีค่าต่ำที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์มีมอดูลัสอยู่ระหว่างค่าของคู่เบลนด์ทั้งสอง ทั้งนี้เนื่องจากธรรมชาติของคู่พอลิเมอร์เบลนด์และอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ กล่าวคือ EVA เป็นเฟสแข็งกว่า ส่วน ADS เป็นเฟสนิ่ม เมื่อเบลนด์ ADS/EVA จึงทำให้พอลิเมอร์ที่มีพอลิเมอร์ปริมาณสูงกว่าแสดงสมบัติเด่น ซึ่งค่าโมดูลัสของยังมีแนวโน้มในทำนองเดียวกับมอดูลัสที่ระยะยืด 50 และ 100 % ดังแสดงในรูปที่ 4.77 กล่าวคือมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณยาง ADS

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.77 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากจุดขาดของพอลิเมอร์เบลนด์ในรูปที่ 4.76 ได้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดดังแสดงในตารางที่ 4.13 โดยในตารางนี้ได้แสดงผลการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งไว้ด้วย

ตารางที่ 4.13 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

ADS/EVA (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.90 ± 0.26	770 ± 19	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	10.30 ± 0.15	730 ± 20	17.5 ± 1.4	79.0 ± 1.0
40/60	10.82 ± 0.16	679 ± 21	15.0 ± 1.4	73.5 ± 2.0
50/50	9.97 ± 0.20	543 ± 17	10.0 ± 2.9	68.5 ± 1.0
60/40	7.51 ± 0.25	399 ± 16	7.5 ± 1.4	60.0 ± 1.5
80/20	1.59 ± 0.21	225 ± 9	5.0 ± 1.4	41.0 ± 0.6

จากตารางที่ 4.13 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS และมีแนวโน้มลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อเพิ่มปริมาณ ADS มากกว่า 50 % โดยน้ำหนัก ในทางกลับกัน

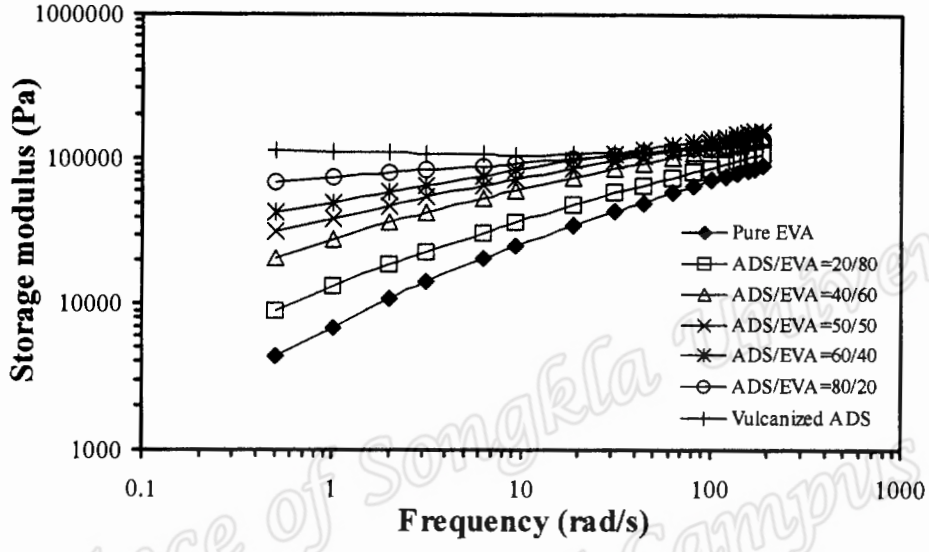
Prince of Songkla University Pattani Campus

การเพิ่มปริมาณ EVA ส่งผลให้แนวโน้มความต้านทานต่อแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากใน TPVs เฟส EVA เป็นเฟสต่อเนื่องและรับแรงเค้นโดยตรง เมื่อปริมาณเฟสต่อเนื่องลดลงจึงทำให้ความแข็งแรงของ TPVs ลดลง นอกจากนี้พบว่าความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS โดยทั่วไปการเพิ่มปริมาณยางซึ่งเป็นเฟสนิ่มหรือเฟสยืดหยุ่นมีผลให้สมบัติความสามารถในการยืดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เช่นงานวิจัยของ George *et al.* (2000) จากการเบลนด์พอลิโพรไพลีนกับยางไนไตรล์ และ Nakason *et al.* (2006b) จากการเบลนด์พอลิเอทิลีนความหนาแน่นสูงกับยางธรรมชาติ เป็นต้น แต่จากงานวิจัยนี้ให้ผลในลักษณะตรงกันข้าม นอกจากนี้พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมแบบปกติ จะมีความต้านทานต่อแรงดึงต่ำกว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ แต่มีความสามารถในการยืดสูงกว่า เช่น ที่อัตราส่วนระหว่าง ADS/EVA = 60/40 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยเทคนิควัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืด ประมาณ 7.51 MPa และ 399 % ตามลำดับ ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติมีค่า ประมาณ 4.64 MPa และ 647 % ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากอิทธิพลของสัณฐานวิทยาและอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟสยาง กล่าวคือ พอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมจากเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ทำให้เฟสยางเกิดพันธะเชื่อมโยงจึงมีความแข็งแรงกว่ายางที่ไม่เกิดพันธะเชื่อมโยงในเทคนิคการเบลนด์แบบปกติมาก จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงสูงกว่า นอกจากนี้พอลิเมอร์เบลนด์แบบวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ทำให้เฟสยางเกิดการกระจายตัวเป็นอนุภาคเล็กในเฟส EVA ทำให้มีพื้นที่ผิวระหว่างเฟสสูงขึ้นจึงมีอันตรกิริยาระหว่างเฟสมากกว่า ส่งผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่า แต่ส่งผลให้สามารถยืดได้น้อยลง เนื่องจากโมเลกุลยางถูกยึดด้วยพันธะเชื่อมโยงทำให้สามารถเคลื่อนผ่านกันได้ยากขึ้น

จากตารางที่ 4.13 พบว่าความสามารถในการคืนรูปของพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มดีขึ้น (แนวโน้มค่า Tension set ต่ำลง) ตามการเพิ่มปริมาณ ADS เนื่องจากเป็นธรรมชาติของ ADS ซึ่งมีค่า tension set ต่ำ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เดียวกันพบว่าพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีความสามารถในการคืนรูปดีกว่าพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ เช่น ที่อัตราส่วนระหว่าง ADS/EVA = 60/40 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยเทคนิควัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ มีค่า Tension set เท่ากับ 7.5 และ 22.5 % ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากโมเลกุล ADS มีการเชื่อมโยงทำให้มีสมบัติความสามารถในการคืนรูปดีขึ้น นอกจากนี้ในตารางที่ 4.11 พบว่าความแข็งมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ADS สอดคล้องซึ่งกับค่าโมดูลัสยืดที่ระยะยืดต่างๆในรูปที่ 4.76 และสามารถอธิบายด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกัน

4.7.1.2 สมบัติเชิงพลวัต

การทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ โดยการแปรความถี่และกำหนดการบิด 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140 °C ได้ค่าโมดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย และความหนืดเชิงซ้อนดังแสดงในรูปที่ 4.78 – 4.80 ตามลำดับ

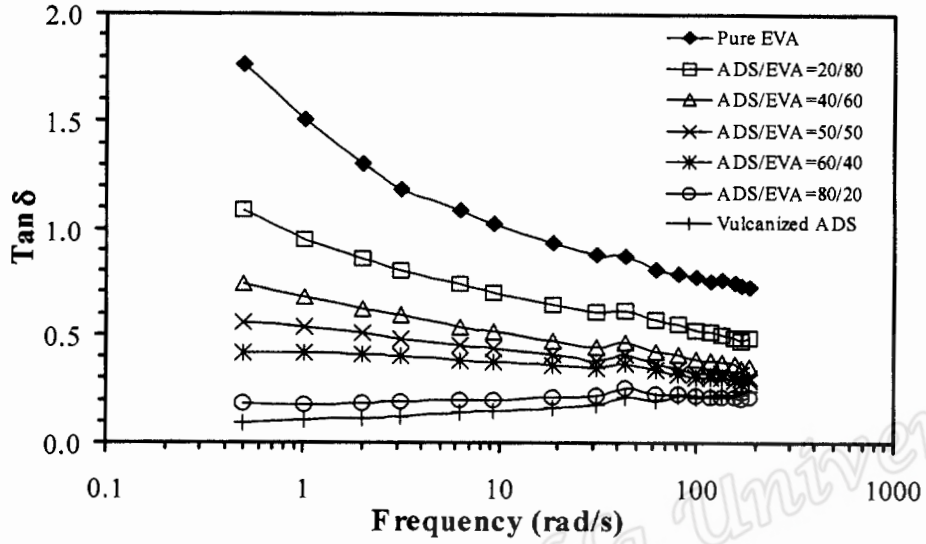


รูปที่ 4.78 โมดูลัสสะสมของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.78 พบว่า TPVs ที่มีปริมาณ ADS สูงมีโมดูลัสสะสมแบบไม่ขึ้นกับเวลา (Time-independent) มากขึ้น ซึ่งเป็นลักษณะที่พบโดยทั่วไปในพอลิเมอร์ที่มีความยืดหยุ่นสูง โดยพฤติกรรมนี้พบได้ชัดใน TPVs ที่อัตราส่วน ADS/EVA = 80/20 และ ADS วัลคาไนซ์ ซึ่งผลการทดลองนี้ให้ผลต่างกับโมดูลัสสะสมของพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.21) เนื่องจากโมเลกุล ADS มีการเชื่อมโยงกันจึงแสดงพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูง (Elastic response) ดังนั้นแม้มีเวลาน้อย (ความถี่สูง) พอลิเมอร์ก็สามารถตอบสนองต่อความเค้นได้ใกล้เคียงกัน ส่วน TPVs ที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA = 60/40, 50/50, 40/60 และ 20/80 และ pure EVA มีโมดูลัสสะสมแบบขึ้นกับเวลา (Time-dependent) กล่าวคือโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เนื่องจากเวลาที่กระทำต่อพอลิเมอร์ลดลงทำให้โมเลกุลปรับตัวไม่ทันตอบสนองต่อความเค้น เนื่องจาก TPVs มีปริมาณ EVA ที่เพิ่มขึ้น ซึ่งโมเลกุล EVA มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความหนืด (Viscous response) สูงกว่าพฤติกรรมการตอบสนองต่อ

Prince of Songkla University Pattani Campus

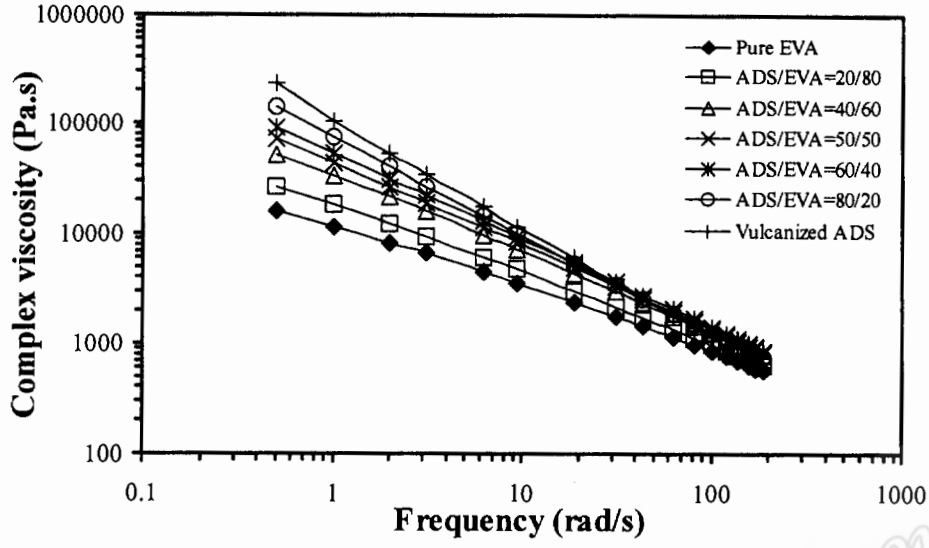
ความยืดหยุ่น เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า ADS วัลคาไนซ์มีโมดูลัสสะสมสูงที่สุดและ EVA มีค่าที่สุด ส่วน TPVs มีค่าโมดูลัสสะสมอยู่ระหว่างคู่เบลนด์ทั้งสอง



รูปที่ 4.79 Tan δ ของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยการแปรอัตราส่วนการ เบลนด์

จากรูปที่ 4.79 พบว่าการเพิ่มความถี่มีผลให้ TPVs ที่มี ADS ปริมาณสูง (เช่น ADS วัลคาไนซ์และ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA = 80/20) มีแนวโน้มค่าแทนเจนต์สูญเสียคงที่ในช่วงต้นแล้วมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ซึ่งลักษณะดังกล่าวมักจะพบในพอลิเมอร์ที่มีความยืดหยุ่นสูง เนื่องจากเมื่อความถี่เพิ่มขึ้น (เวลาที่กระทำลดลง) โมเลกุล ADS ต้องใช้พลังงานสูงขึ้นเพื่อก่อให้เกิดปริมาตรอิสระ (Free volume) เพื่อให้โมเลกุลสามารถเคลื่อนตัวและตอบสนองต่อความเค้นได้ทันมีผลให้พลังงานสูญเสียมีค่าสูงขึ้น (Sirisinha *et al.*, 2004) ส่วน EVA และ TPVs ที่มีปริมาณ EVA สูง มีแนวโน้มแทนค่าเจนต์สูญเสียลดลงตามการเพิ่มความถี่ซึ่งเป็นพฤติกรรมที่พบในพอลิเมอร์ที่ตอบสนองต่อความหนืดสูง แต่เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า ADS วัลคาไนซ์มีแทนเจนต์สูญเสียต่ำกว่า EVA แสดงว่า ADS มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงกว่า (การตอบสนองต่อความหนืดต่ำกว่า) EVA เนื่องจากโมเลกุลของ ADS ยึดกันแน่นด้วยพันธะเชื่อมโยงทำให้มีความยืดหยุ่นสูงมาก ซึ่งผลการทดลองนี้มีความสอดคล้องกับสมบัติความสามารถในการคืนรูปที่ทดสอบแบบ Tension set (ตารางที่ 4.13) กล่าวคือการเพิ่มปริมาณ ADS ส่งผลให้ TPVs มีสมบัติความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้น และมีแนวโน้มลักษณะเดียวกับแทนเจนต์สูญเสียของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.22) แต่พบว่าการเบลนด์ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ได้พอลิเมอร์เบลนด์ที่มีแทนเจนต์สูญเสียต่ำกว่า เนื่องจากเฟส ADS มีการเกิดพันธะเชื่อมโยง

Prince of Songkla University Pattani Campus



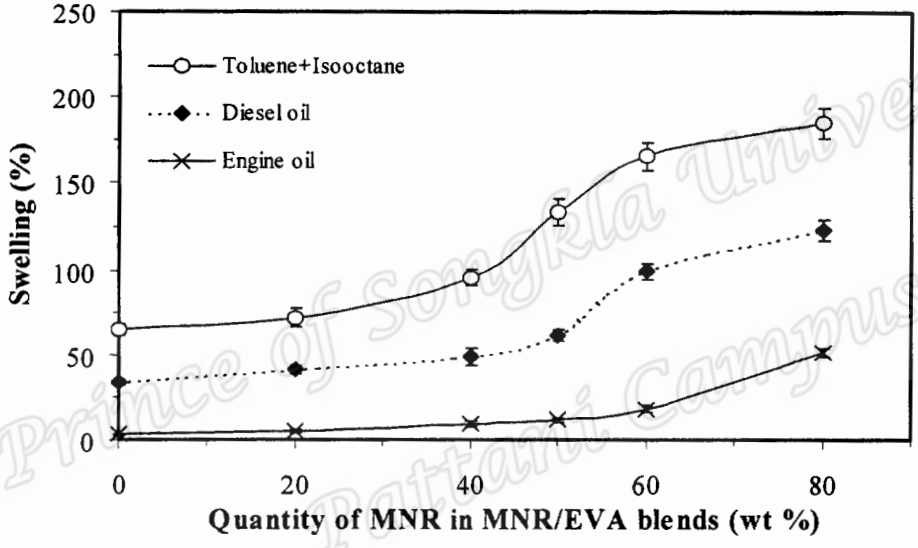
รูปที่ 4.80 ความหนืดเชิงซ้อนของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.80 พบว่า EVA, ADS วัลคาไนซ์และพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มความหนืดเชิงซ้อนลดลงตามการเพิ่มความถี่ซึ่งเป็นพฤติกรรมการไหลแบบลดแรงเฉือน นอกจากนี้ที่ความถี่เดียวกันพบว่า ADS มีความหนืดสูงกว่า EVA ผลการทดลองนี้มีแนวโน้มลักษณะเดียวกันกับความหนืดเชิงซ้อนกรณีการเบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.23) แต่มีเหตุผลต่างกันคือในกรณีนี้โมเลกุล ADS เกิดพันธะเชื่อมโยงซึ่งไม่เกี่ยวกับน้ำหนักโมเลกุลดังเช่นในกรณีของพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ ทำให้มีความสามารถในการต้านการไหลได้มากกว่า EVA จึงส่งผลให้ TPVs จากการเบลนด์ระหว่าง ADS/EVA มีความหนืดเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ADS และค่าความหนืดของ TPVs อยู่ระหว่างความหนืดของคู่เบลนด์ทั้งสอง กล่าวคือมีแนวโน้มของความหนืดที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ คือ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์

4.7.1.3 ความต้านทานต่อตัวทำละลาย

ทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลายของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์ ได้ผลการทดลองในรูปแบบระดับการบวมพองดังแสดงในรูปที่ 4.81 พบว่าระดับการบวมพองของ TPVs ในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนมีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ แสดงว่า TPVs สามารถทนต่อน้ำมันเครื่องได้ดีที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และโทลูอีนผสมไอโซออกเทน ตามลำดับ เมื่อพิจารณาการบวมพองในตัว

ทำละลายชนิดเดียวกัน พบว่าระดับการบวมพองในตัวทำละลายทุกชนิด มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ADS ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกันกับระดับการบวมพองของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.25) ซึ่งสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันคือ เนื่องจากอิทธิพลของสภาพขั้วและอิทธิพลของปริมาณผลึกของ EVA แต่ TPVs มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายใดๆ ต่ำกว่า เช่น ที่อัตราส่วนระหว่าง ADS/EVA เท่ากับ 60/40 พบว่า TPVs และวัสดุจากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ มีระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมไอโซออกเทน ประมาณ 105 และ 206 % ตามลำดับ เนื่องจากเฟส ADS เกิดพันธะเชื่อมโยงจึงทำให้ตัวทำละลายแทรกตัวผ่านโมเลกุลได้ยากกว่า



รูปที่ 4.81 ระดับการบวมพองของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

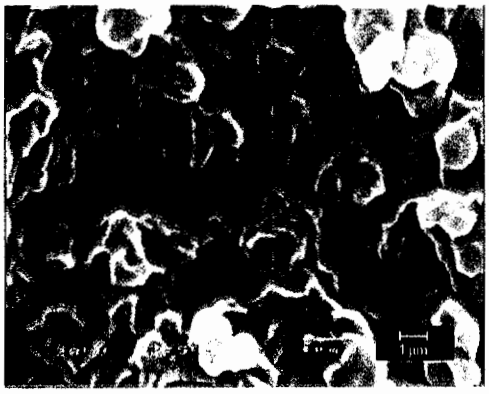
4.7.1.4 สัณฐานวิทยา

วิเคราะห์สัณฐานวิทยาโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เตรียมตัวอย่างโดยการหักให้เกิดผิวใหม่ในไนโตรเจนเหลวแล้วทำการสกัดเฟส EVA ออกโดยการสกัดด้วยตัวทำละลายเตตระไฮโดรฟิวแรน เดือดเป็นเวลาประมาณ 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นระเหยตัวทำละลายออกแล้วทำการเคลือบด้วยทองคำและนำไปส่องด้วยกล้อง SEM ด้วยกำลังขยาย 7,500 เท่า ได้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA ด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ ดังแสดงในรูปที่ 4.82 พบว่าการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีผลทำให้อนุภาคของยางมีขนาดเล็กประมาณ 1 ไมครอนกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA เนื่องจากคู่เบลนด์ทั้งสองมีความหนืดที่แตกต่างกันและอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟส ADS

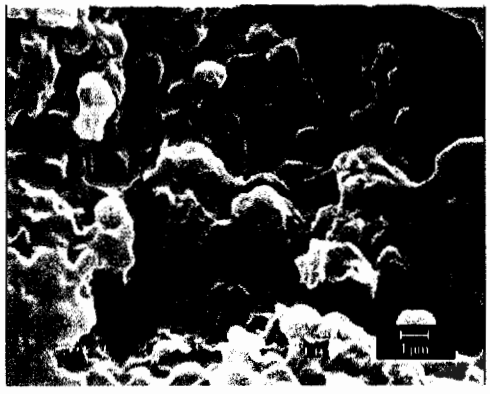
Prince of Songkla University Pattani Campus

กล่าวคือ EVA เกิดการหลอมและมีความหนืดต่ำกว่า ADS เมื่ออยู่ในสภาวะหลอมและแรงเฉือนสูง ทำให้เฟส ADS เกิดการวัลคาไนซ์ทำให้ความหนืดของระบบสูงขึ้น จึงทำให้เฟส ADS ถูกเฉือนและยืดใหแตกเป็นเป็นอนุภาคเล็กๆ เนื่องจากอิทธิพลของการไหลแบบยืด (Extensional flow) จึงทำให้ยางเกิดการกระจายและแทรกตัวของอนุภาคยางในเฟส EVA ซึ่งมีความหนืดต่ำกว่า นอกจากนี้การเพิ่มปริมาณ ADS ส่งผลให้อนุภาคยางมีขนาดเล็กลง เนื่องจากในระบบของการเบลนด์มีความหนืดสูงขึ้นจะทำให้เกิดแรงเฉือนระหว่างกันมากขึ้นส่งผลให้เฟสยางมีอนุภาคเล็กลง

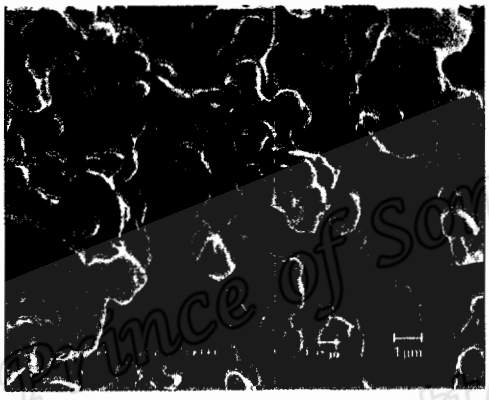
Prince of Songkla University
Pattani Campus



(A) ADS/EVA = 20/80

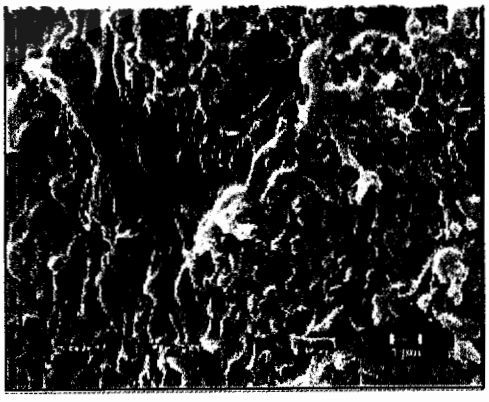


(B) ADS/EVA = 40/60



(C) ADS/EVA = 50/50

(D) ADS/EVA = 60/40



(E) ADS/EVA = 80/20

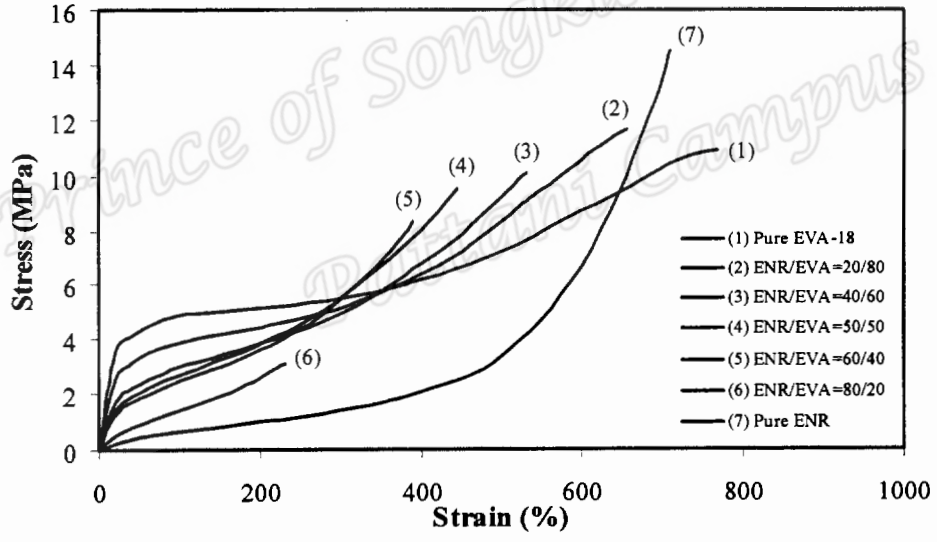
รูปที่ 4.82 สัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus

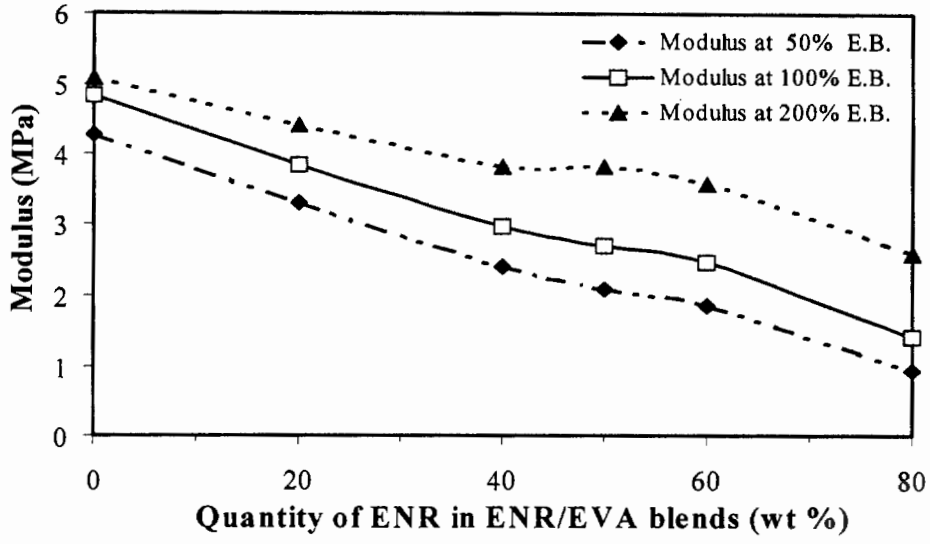
4.7.2 การเตรียม TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA

4.72.1 สมบัติเชิงกล

เตรียม TPVs จากการเบลนด์ ENR-35/EVA-18 โดยผ่านกระบวนการการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และทำการแปรอัตราส่วนการเบลนด์ ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดในรูปที่ 4.83 พบว่าโมดูลัสจากค่าความชันของกราฟในช่วงต้นของการยืดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณยาง ENR ซึ่งสอดคล้องกับค่าโมดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.84 ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายคลึงกับกรณี TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA (รูปที่ 4.62) ซึ่งสามารถอธิบายด้วยเหตุผลในทำนองเดียวกัน นอกจากนี้พบว่า TPVs ที่เตรียมจากอัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง ENR/EVA = 20/80, 40/60, 50/50 และ 60/40 มีค่าโมดูลัสที่ระยะยืดช่วงสุดท้ายสูงกว่าคู่เบลนด์ทั้งสอง จากจุดขาดคำนวณค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในตารางที่ 4.14 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดลองสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย



รูปที่ 4.83 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA และแปรอัตราส่วนการเบลนด์



รูปที่ 4.84 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของ TPVs การเบลนด์ MNR/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

ตารางที่ 4.14 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

ENR/EVA (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.90 ± 0.26	770 ± 19	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	11.64 ± 0.28	657 ± 23	17.5 ± 1.4	82.0 ± 1.5
40/60	10.11 ± 0.20	531 ± 22	15.0 ± 2.9	76.0 ± 0.6
50/50	9.52 ± 0.16	445 ± 16	10.0 ± 2.5	70.0 ± 1.0
60/40	8.31 ± 0.20	389 ± 22	7.5 ± 1.4	63.0 ± 0.6
80/20	3.06 ± 0.11	231 ± 12	5.0 ± 1.4	42.0 ± 1.5

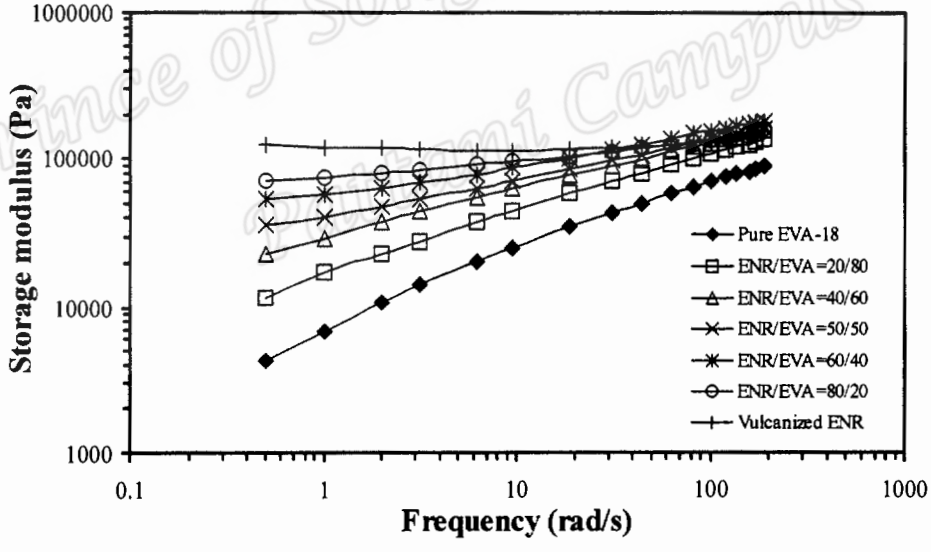
จากตารางที่ 4.14 พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA = 20/80 มีความต้านทานต่อแรงดึงประมาณ 11.6 MPa ซึ่งสูงกว่า EVA เล็กน้อย ผลการทดลองนี้ต่างกับกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA (ตารางที่ 4.11) เนื่องจาก TPVs ที่เตรียมโดยการใช้ ENR มีการเกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสสูงกว่าการเตรียมด้วย ADS จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์แสดงสมบัติเด่นที่มาจากเฟส ENR วัลคาไนซ์ (เฟสกระจาย) กล่าวคือ ENR วัลคาไนซ์มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่า EVA ซึ่งมีค่าประมาณ 14.5 และ 10.9 MPa ตามลำดับ ดังนั้นเมื่อเพิ่มปริมาณ ENR มากกว่า 20 % โดยน้ำหนักมีผลให้แนวโน้มความต้านทานต่อแรงดึงลดลงและลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อปริมาณ ENR มากกว่า

Prince of Songkla University Pattani Campus

60 % โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ENR คล้ายกับผลการทดลองกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA (ตารางที่ 4.11) เนื่องจากได้รับอิทธิพลหลักมาจากเฟส EVA และจากตารางที่ 4.14 พบว่าความสามารถในการคืนรูปของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีแนวโน้มดีขึ้น (แนวโน้มค่า Tension set ต่ำลง) ตามการเพิ่มปริมาณ ENR (ลดปริมาณ EVA) เนื่องจากธรรมชาติของพอลิเมอร์เริ่มต้น (ENR) มีความยืดหยุ่นและความสามารถในการคืนรูปสูง เมื่อมีอัตราส่วนการเบลนด์สูงจึงส่งผลต่อสมบัตินี้ นอกจากนี้พบว่าความแข็งของ TPVs มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ ENR

4.72.1 สมบัติเชิงพลวัต

จากการทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ โดยการแปรความถี่และกำหนดการบิดคงที่ = 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140 °C ได้ผลค่ามอดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย และความหนืดเชิงซ้อนดังแสดงในรูปที่ 4.85 – 4.87 ตามลำดับ

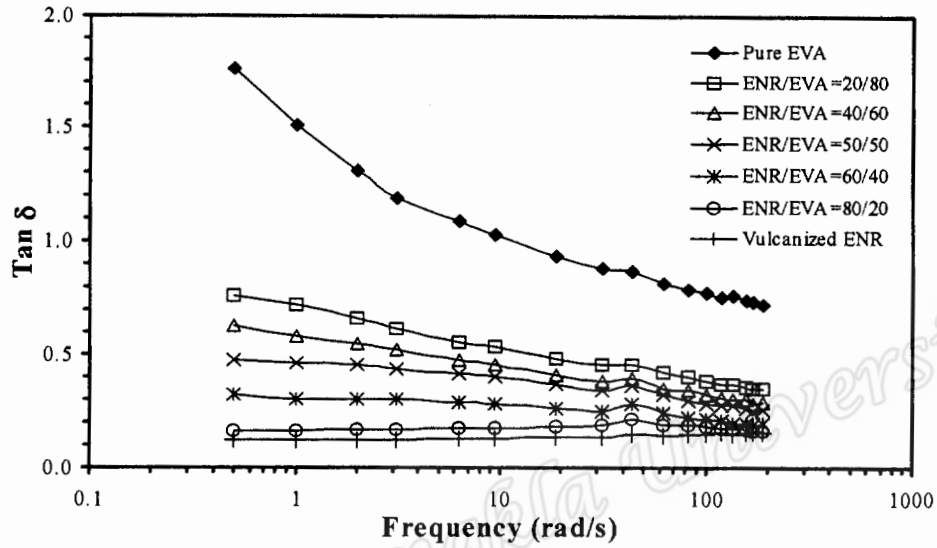


รูปที่ 4.85 โมดูลัสสะสมของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.85 พบว่า ENR วัลคาไนซ์และพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA = 80/20 มีแนวโน้มค่าโมดูลัสสะสมแบบไม่ขึ้นกับเวลา กล่าวคือมอดูลัสสะสมมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมากเมื่อเพิ่มความถี่ ส่วน TPVs ที่เบลนด์ที่อัตราส่วนระหว่าง ENR/EVA = 60/40, 50/50, 40/60 และ 20/80 รวมทั้ง pure EVA มีพฤติกรรมโมดูลัสสะสมแบบขึ้นกับเวลา กล่าวคือแนวโน้มมอดูลัสสะสมเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า ENR วัลคาไนซ์มีโมดูลัสสะสมสูง

Prince of Songkla University Pattani Campus

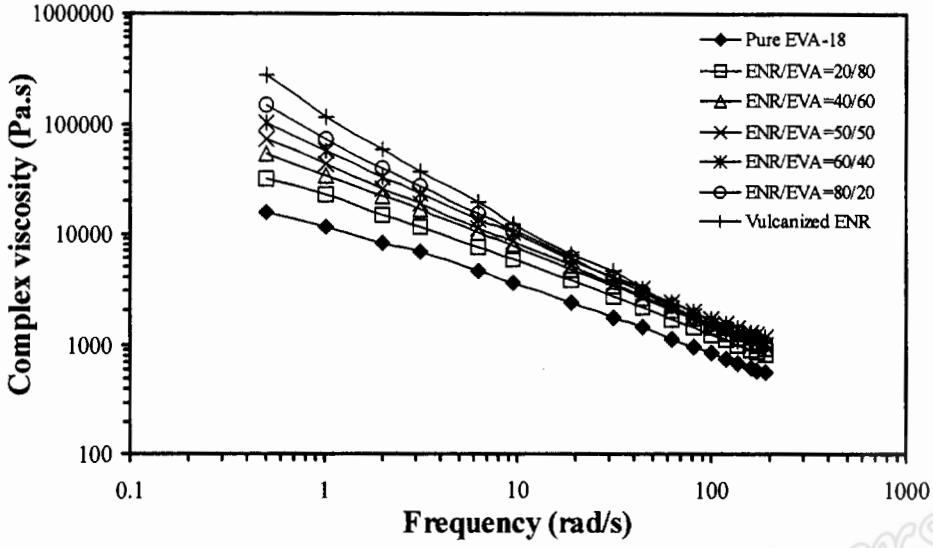
ที่สุดและ pure EVA มีค่าต่ำที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์มีค่าอยู่ระหว่างคู่เบลนด์ทั้งสอง ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณี TPVs การเบลนด์ ADS/EVA (รูปที่ 4.78) ซึ่งสามารถอธิบายโดยใช้เหตุผลในทำนองเดียวกัน



รูปที่ 4.86 Tanδ ของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.86 พบว่า ENR วัลคาไนซ์และพอลิเมอร์เบลนด์ ENR/EVA = 80/20 มีค่า Tanδ คงที่ และมีค่าต่ำเนื่องจากมีความยืดหยุ่นสูง ส่วน pure EVA และพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA = 60/40, 50/50, 40/60 และ 20/80 ค่า Tanδ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า ENR มีค่า Tanδ ต่ำกว่า EVA และ TPVs มี ค่า Tanδ อยู่ระหว่างคู่เบลนด์ทั้งสอง เนื่องจากอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์ กล่าวคือ ค่า Tanδ มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มเฟสยาง เนื่องจากการเพิ่มความยืดหยุ่นให้กับวัสดุ ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีการเบลนด์ ADS/EVA (รูปที่ 4.79)

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.87 ความหนืดเชิงซ้อนของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA โดยแปรอัตราส่วนการเบลนด์

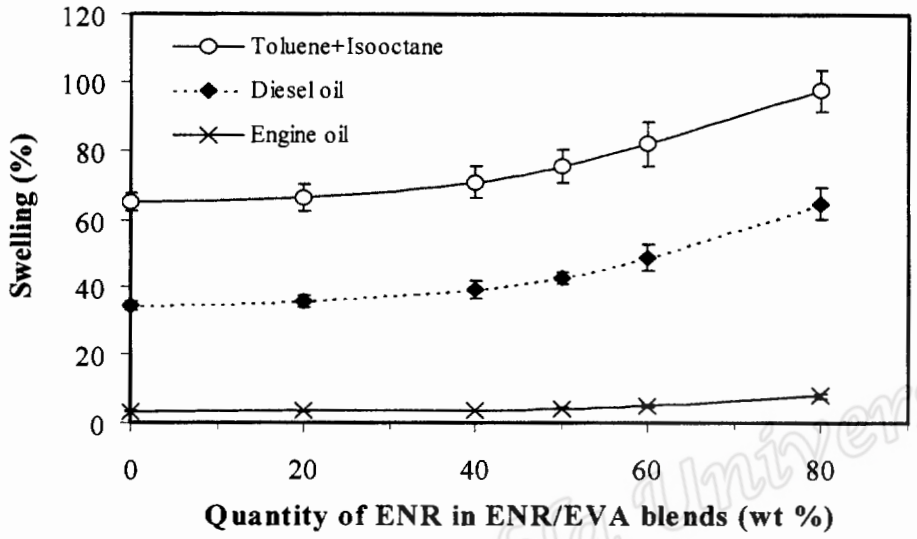
จากรูปที่ 4.87 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนของ TPVs และพอลิเมอร์ที่นำมาเบลนด์ (pure EVA และ ENR วัลคาไนซ์) มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกัน พบว่า ENR มีความหนืดสูงที่สุดรองลงมาได้แก่พอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง ENR/EVA และ pure EVA ดังนั้นความหนืดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ENR และค่าความหนืดอยู่ระหว่างความหนืดของคู่เบลนด์ทั้งสอง กล่าวคือ TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ

Prince of Songkla University Pattani Campus

4.72.3 ความต้านทานต่อตัวทำละลาย

จากการนำ TPVs การเบลนด์ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ไปทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลาย ได้ผลการทดลองระดับการบวมพองดังแสดงในรูปที่ 4.88 พบว่าระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนมีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาการบวมพองในตัวทำละลายชนิดเดียวกัน พบว่าระดับการบวมพองมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ ENR ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีการเบลนด์ ENR/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.41) แต่พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีความต้านทานต่อตัวทำละลายหนึ่งๆ ดีกว่า เช่น ที่อัตราส่วนการเบลนด์ ENR/EVA = 60/40 พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยเทคนิควัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และการเตรียมแบบปกติมีค่าระดับการบวมพองในน้ำมันดีเซล ประมาณ 49 และ 58 %

ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากเฟส ENR เกิดพันธะเชื่อมโยงจึงทำให้ตัวทำละลายแทรกตัวผ่านโมเลกุลได้ยากขึ้น

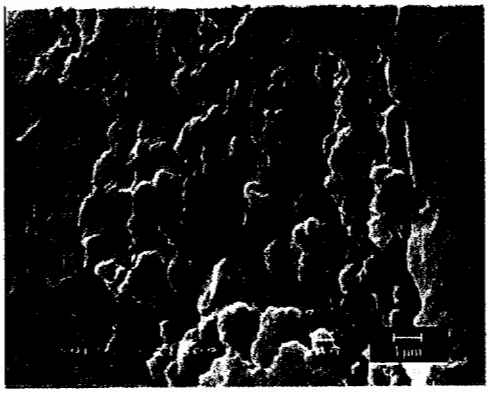


รูปที่ 4.88 ระดับการบวมพองในน้ำมันและตัวทำละลายของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

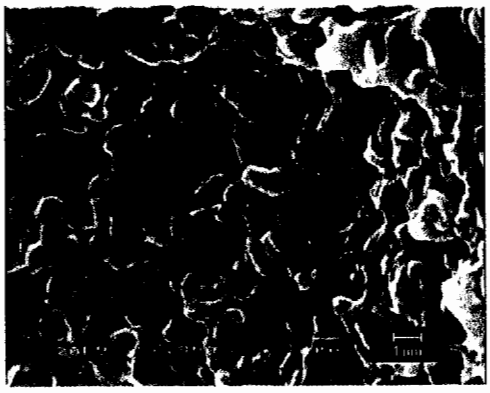
Prince of Songkla University Pattani Campus

4.72.4 สัณฐานวิทยา

จากการศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ENR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ได้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังแสดงในรูปที่ 4.73 พบว่าอนุภาคของยางขนาดเล็กประมาณ 1 ไมครอนกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA และการเพิ่มขึ้นของปริมาณ ENR ในพอลิเมอร์เบลนด์ส่งผลให้อนุภาคของยางมีขนาดเล็กลง ซึ่งผลการทดลองนี้มีสอดคล้องกับ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA ในรูปที่ 4.89 โดยสามารถอธิบายด้วยเดหตุผลในทำนองเดียวกัน ขนาดอนุภาคของ ENR มีผลต่อสมบัติต่างๆ ของ TPVs กล่าวคือการมีอนุภาคขนาดเล็กทำให้เฟสยางมีพื้นที่ผิวเพิ่มขึ้นส่งผลให้เกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสกับ EVA มากขึ้น ทำให้มีสมบัติด้านความแข็งแรงและความหนืดเพิ่มขึ้น

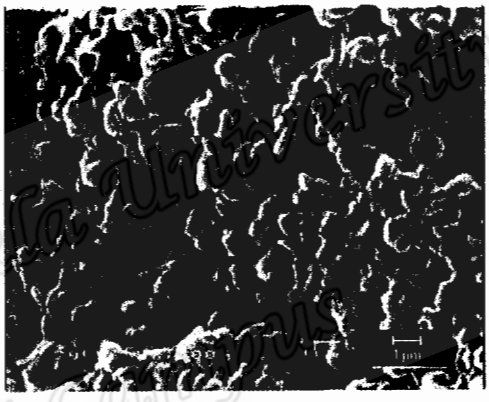


(A) ENR/EVA = 20/80

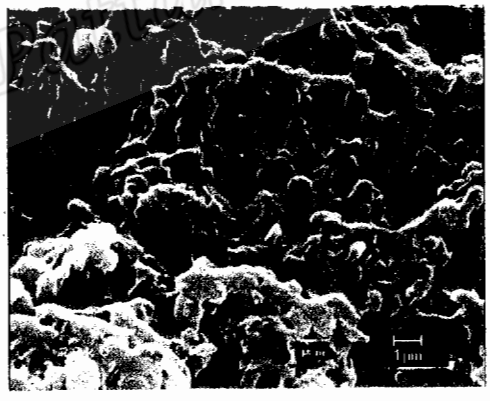


(B) ENR/EVA = 40/60

(C) ENR/EVA = 50/50



(D) ENR/EVA = 80/20



(E) ENR/EVA = 80/20

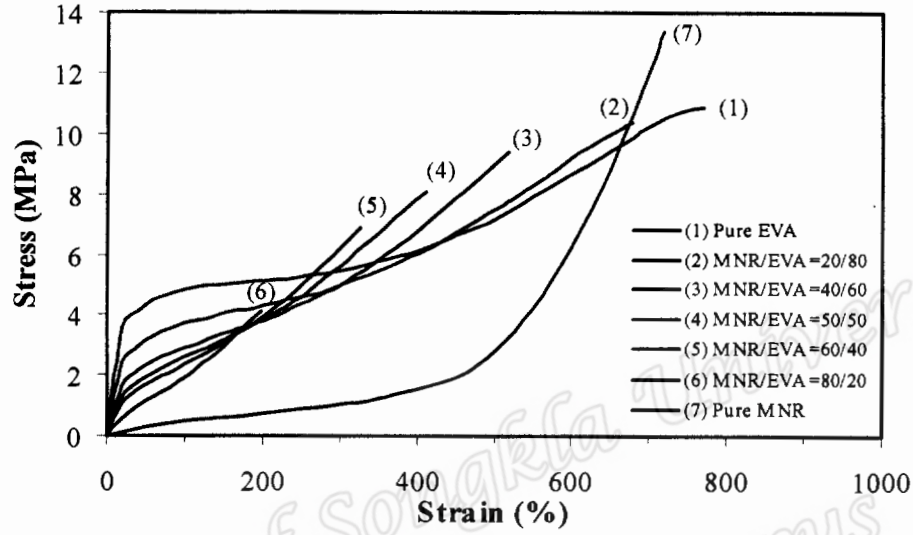
รูปที่ 4.89 สัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

Prince of Songkla University Pattani Campus

4.7.3 การเตรียม TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA

4.7.3.1 สมบัติเชิงกล

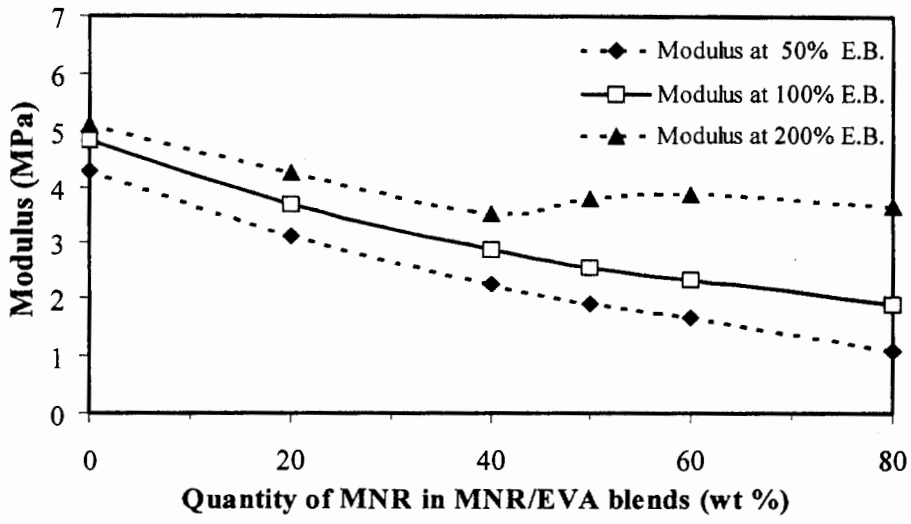
จากการนำ TPVs จากการเบลนด์ MNR-10/EVA-18 มาแปรอัตราส่วนการเบลนด์ทดสอบความต้านทานต่อแรงดึง ได้ผลการทดลองกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดในรูปที่ 4.90



รูปที่ 4.90 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และแปรอัตราส่วนการเบลนด์

จากรูปที่ 4.90 พบว่าการผิดรูปของ TPVs แตกต่างจากพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ (รูปที่ 4.52) กล่าวคือ TPVs ที่อัตราส่วนการเบลนด์ระหว่าง MNR/EVA = 20/80, 40/60, 50/50 และ 60/40 มีค่าโมดูลัสที่ระยะยืดช่วงสุดท้ายสูงกว่าของพอลิเมอร์เริ่มต้น (MNR และ EVA) เนื่องจากอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟสยาง อิทธิพลของปริมาณผลึกของเฟส EVA และอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของพอลิเมอร์เบลนด์ แต่พอลิเมอร์เบลนด์ชนิดนี้มีความแตกต่างกับกรณี ADS/EVA ที่อัตราส่วนเท่ากับ 20/80 คือพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA มีโมดูลัสสูงกว่า pure EVA เนื่องจากอิทธิพลของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส MNR กับ EVA น่าจะมีระดับสูงกว่าในกรณี ADS/EVA เสริมกับอิทธิพลของ MNR ที่มีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล นอกจากนี้พบว่าความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืดของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ MNR ซึ่งสอดคล้องกับมอดูลัสที่ระยะยืดต่างๆ ในรูปที่ 4.91 ผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA (4.76) ซึ่งสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันคือ เนื่องจากอิทธิพลของพอลิเมอร์เริ่มต้นและอัตราส่วนการเบลนด์

Prince of Songkla University Pattani Campus



รูปที่ 4.91 โมดูลัสที่ระยะยืด 50, 100 และ 200 % ของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากจุดขาดของ TPVs ในรูปที่ 4.90 ได้ค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในตารางที่ 4.15 และในตารางนี้ยังแสดงผลการทดลองสมบัติความสามารถในการคืนรูปและความแข็งด้วย

ตารางที่ 4.15 ความต้านทานต่อแรงดึง ความสามารถในการยืดจนขาด ความสามารถในการคืนรูป และความแข็งของ TPVs การเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

MNR/EVA (wt %)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Tension set (%)	Hardness (Shore A)
0/100	10.90 ± 0.26	770 ± 19	30.0 ± 2.9	86.0 ± 0.6
20/80	10.39 ± 0.10	678 ± 16	15.0 ± 1.4	81.0 ± 0.6
40/60	9.42 ± 0.22	519 ± 23	12.5 ± 1.4	74.5 ± 1.5
50/50	8.14 ± 0.17	411 ± 17	10.0 ± 2.5	70.0 ± 1.0
60/40	6.90 ± 0.21	327 ± 12	7.5 ± 1.4	62.0 ± 0.6
80/20	4.08 ± 0.07	198 ± 17	5.0 ± 1.4	43.5 ± 1.0

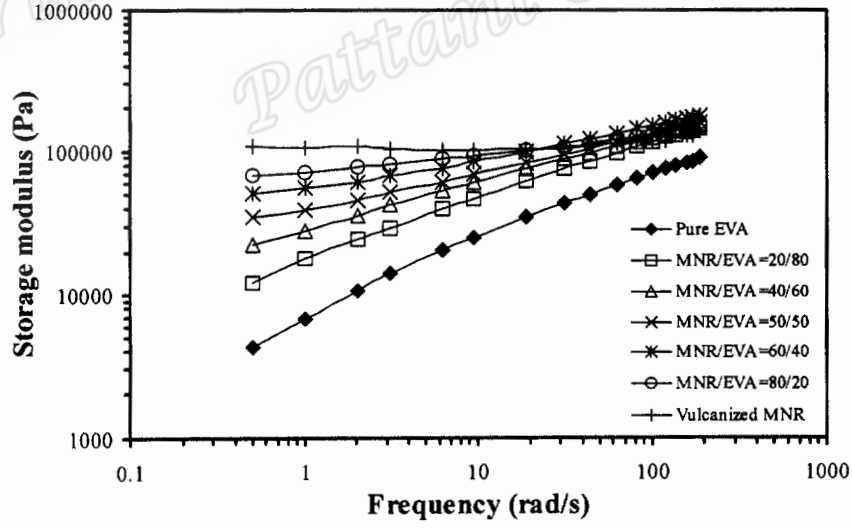
จากตารางที่ 4.15 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ MNR (ลดปริมาณ EVA) ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับผลการทดลองในกรณีพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ ADS/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ในตารางที่ 4.11 และสามารถอธิบายได้ในทำนอง

Prince of Songkla University Pattani Campus

เดียวกัน แต่ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA มีความสามารถในการยืดต่ำกว่าจากการเบลนด์ ADS/EVA เนื่องจากการมีหมู่ซัคซินิคแอนไฮไดรด์ในโมเลกุลยางเป็นหมู่ขัดขวางการยืดตัวของโมเลกุล MNR และเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล MNR จากตารางที่ 4.13 ยังพบว่าความสามารถในการคืนรูปของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA มีแนวโน้มดีขึ้น (แนวโน้มค่า Tension set ต่ำลง) ตามการเพิ่มปริมาณ MNR (ลดปริมาณ EVA) ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับผลการทดลองในกรณี TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA ในตารางที่ 4.13 และ 4.13 ตามลำดับ ในกรณีพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA ยังอาจมีอิทธิพลเสริมจากการมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างขั้วทำให้มีความสามารถการคืนรูปดีกว่า TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA นอกจากนี้พบว่าพบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มปริมาณ MNR

4.7.3.2 สมบัติเชิงพลวัต

จากการทดสอบสมบัติเชิงพลวัตของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ โดยการแปรความถี่และกำหนดการบิดคงที่ = 7.0 % ที่อุณหภูมิ 140 °C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย และความหนืดเชิงซ้อนดังแสดงในรูปที่ 4.92 – 4.94 ตามลำดับ

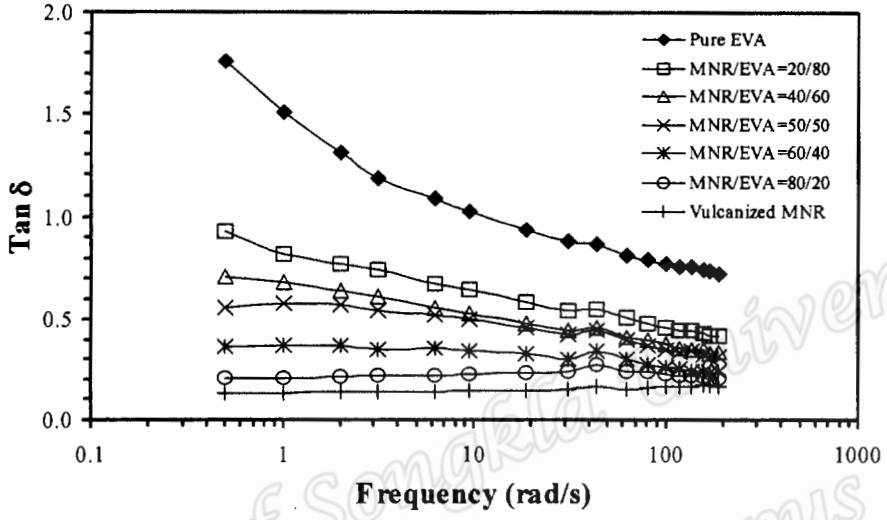


รูปที่ 4.92 มดูลัสสะสมของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.92 พบว่า MNR วัลคาไนซ์และพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA = 80/20 มีแนวโน้มของโมดูลัสสะสมแบบไม่ขึ้นกับเวลา กล่าวคือโมดูลัสสะสมมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมากเมื่อเพิ่มความถี่ ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ที่อัตราส่วนระหว่าง MNR/EVA = 60/40, 50/50, 40/60 และ

Prince of Songkla University Pattani Campus

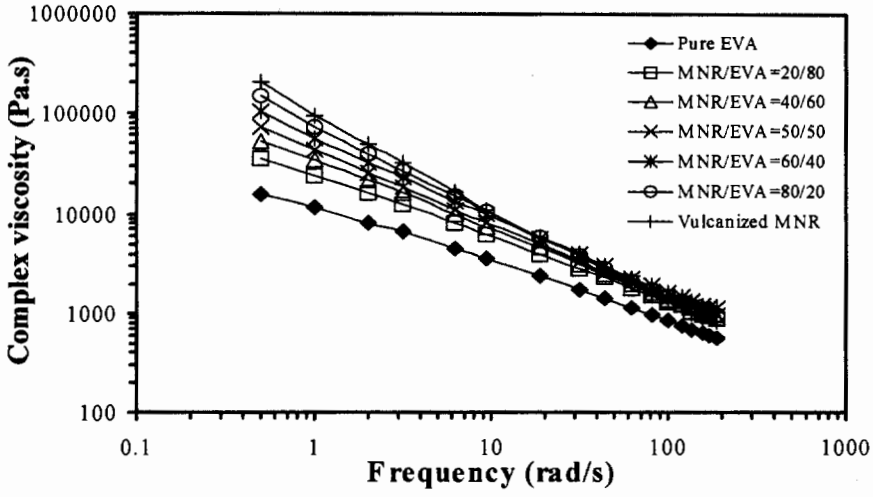
20/80 รวมทั้ง pure EVA แนวโน้มโมดูลัสสะสมแบบขึ้นกับเวลากล่าวคือโมดูลัสสะสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ ที่ความถี่เดียวกันพบว่า MNR วัลคาไนซ์มีมอดูลัสสะสมสูงที่สุดและ pure EVA มีโมดูลัสสะสมต่ำที่สุด ส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีค่ามอดูลัสสะสมมีค่าระหว่างคู่เบลนด์ทั้งสอง ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีการเบลนด์ ADS/EVA และ ENR/ADS ในรูปที่ 4.78 และ 4.85 ตามลำดับ



รูปที่ 4.93 Tan δ ของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.93 พบว่า MNR วัลคาไนซ์และ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA = 80/20 มีค่าแทนเจนต์สูญเสียคงที่และมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเพิ่มความถี่ ส่วน pure EVA และพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วน 60/40, 50/50, 40/60 และ 20/80 มีแนวโน้มแทนเจนต์สูญเสียลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า MNR วัลคาไนซ์มีแทนเจนต์สูญเสียต่ำที่สุดและ pure EVA มีค่าสูงสุด และพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR กับ EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียอยู่ระหว่างคู่เบลนด์ทั้งสอง

Prince of Songkla University Pattani Campus



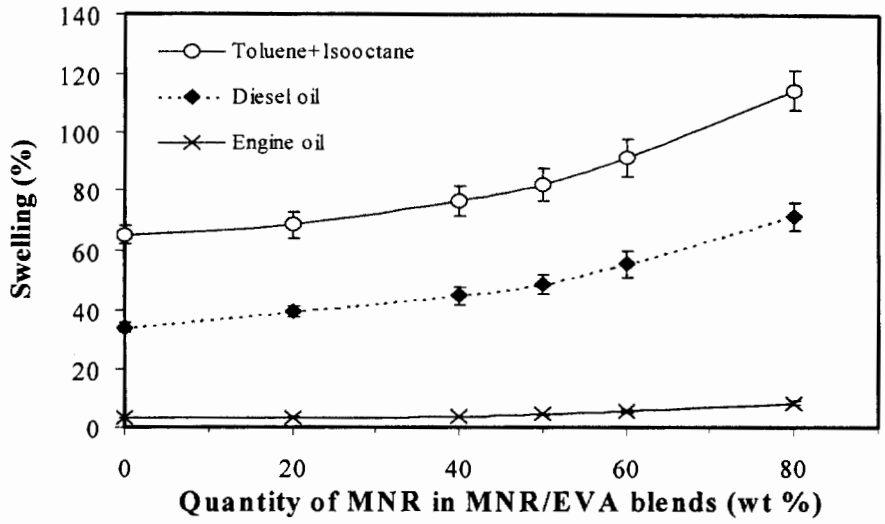
รูปที่ 4.93 ความหนืดเชิงซ้อนของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.94 พบว่า pure EVA, MNR วัลคาไนซ์และพอลิเมอร์เบลนด์มีแนวโน้มความหนืดเชิงซ้อนลดลงตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า MNR วัลคาไนซ์มีความหนืดสูงที่สุด และ pure EVA มีค่าต่ำที่สุดส่วนพอลิเมอร์เบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนต่างๆ มีแนวโน้มความหนืดเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ MNR และค่าความหนืดอยู่ระหว่างความหนืดของคู่เบลนด์ทั้งสอง กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ระหว่าง MNR/EVA มีความหนืดที่อัตราส่วนการเบลนด์ 20/80 < 40/60 < 50/50 < 60/40 < 80/20 ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของอัตราส่วนการเบลนด์

4.7.3.3 ความต้านทานต่อตัวทำละลาย

จากการนำ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแปรอัตราส่วนการเบลนด์ ไปทดสอบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำละลายได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.95 พบว่าระดับการบวมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนมีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาการบวมพองในตัวทำละลายชนิดเดียวกัน พบว่าระดับการบวมพองในตัวทำละลายของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มปริมาณ MNR ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีการเบลนด์ MNR/EVA แบบปกติ (รูปที่ 4.58) และสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกัน แต่พบว่าพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีความต้านทานต่อตัวทำละลายหนึ่งๆ ดีกว่า เช่น ที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40 พบว่าระดับการบวมพองในน้ำมันดีเซลของพอลิเมอร์เบลนด์ด้วยเทคนิควัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์และแบบปกติ มีค่าประมาณ 55 และ 155 % ตามลำดับ เนื่องจากเฟส MNR เกิดพันธะเชื่อมโยงจึงทำให้ตัวทำละลายแทรกตัวผ่านโมเลกุลยางได้ยากขึ้น

Prince of Songkla University Pattani Campus

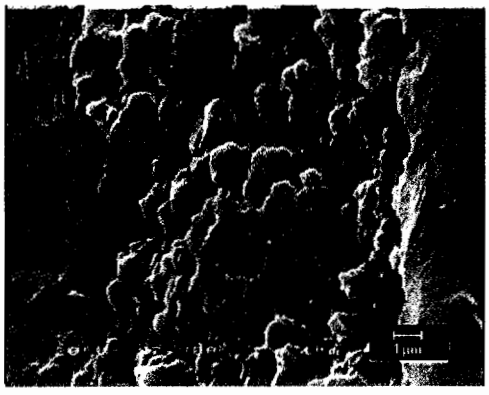


รูปที่ 4.95 ระดับการบวมพองในน้ำมันและตัวทำละลายของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

4.7.3.4 สัณฐานวิทยา

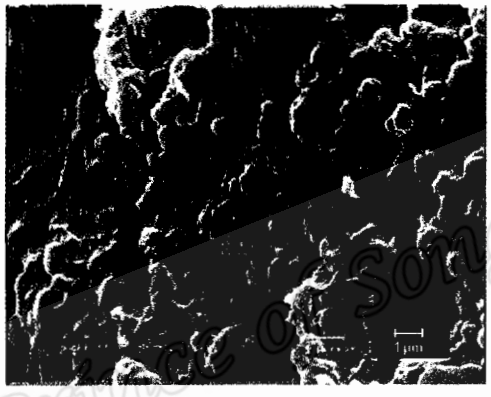
จากการศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาของพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์ MNR/EVA ด้วยการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ที่แปรอัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ ได้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังแสดงในรูปที่ 4.90 พบว่าการเตรียม TPVs ด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์มีผลให้อนุภาคของยางมีขนาดเล็กประมาณ 1 ไมครอนกระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของ EVA และการเพิ่มขึ้นของปริมาณ MNR ในพอลิเมอร์เบลนด์ส่งผลให้อนุภาคของยางมีขนาดเล็กลง ซึ่งผลการทดลองนี้มีลักษณะคล้ายกับกรณีการเบลนด์ ADS/EVA และ ENR/EVA

Prince of Songkla University Pattani Campus



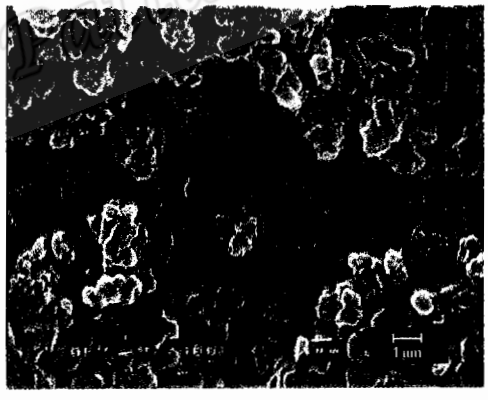
(A) MNR/EVA = 20/80

(B) MNR/EVA = 40/60



(C) MNR/EVA = 50/50

(D) MNR/EVA = 60/40



(E) MNR/EVA = 80/20

รูปที่ 4.90 สัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์ต่างๆ

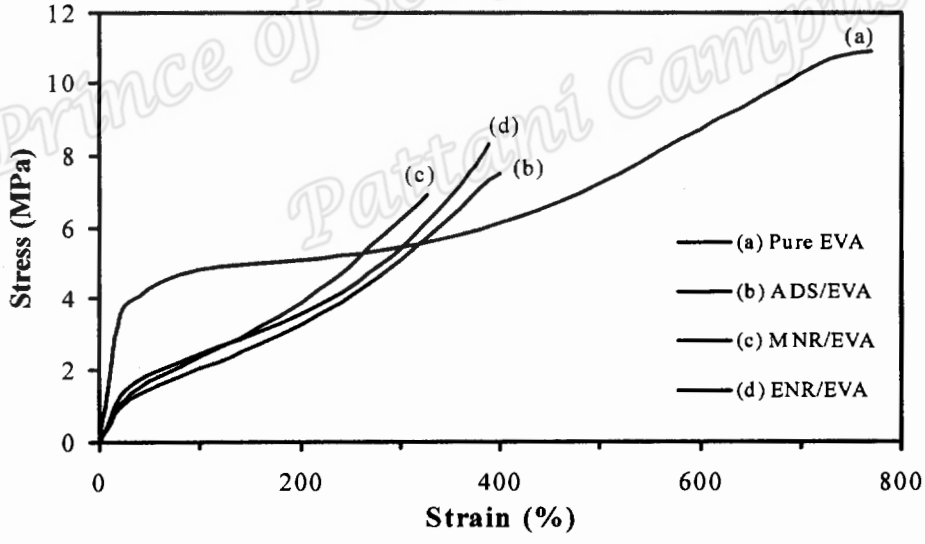
Prince of Songkla University Pattani Campus

4.8 การเปรียบเทียบสมบัติ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ

เตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกในรูปแบบ TPVs 3 ชนิด จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ด้วยเทคนิคการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ ซึ่งใช้อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกชนิด ADS/EVA ชนิดเดียวที่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้คือ PhHRJ-EVA ปริมาณ 5 % ของปริมาณ EVA โดยน้ำหนัก ส่วนยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกชนิด MNR/EVA และ ENR/EVA ไม่ใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้เนื่องจากยาง MNR และ ENR เป็นยางธรรมชาติที่มีสภาพขั้ว ซึ่งสามารถเกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสกับ EVA ได้ ศึกษาสมบัติต่างๆ ได้แก่ สมบัติเชิงกล สมบัติเชิงพลวัต ลักษณะทางสัณฐานวิทยา สมบัติเชิงความร้อน และความต้านทานต่อน้ำมันและตัวทำละลาย ได้ผลการศึกษาดังนี้

4.8.1 สมบัติเชิงกล

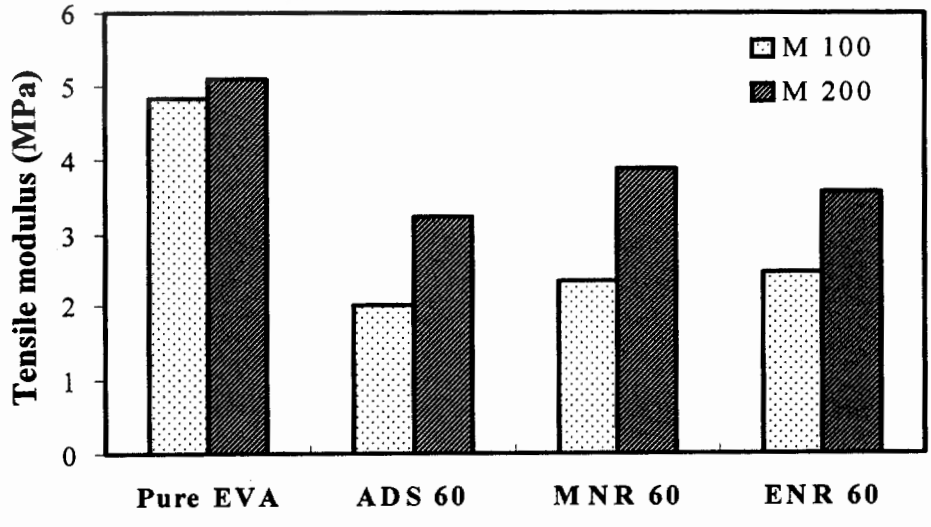
เปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของ pure EVA และ TPVsทั้ง 3 ชนิด ได้ผลกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดดังแสดงในรูปที่ 4.91



รูปที่ 4.91 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ pure EVA และ TPVS จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus

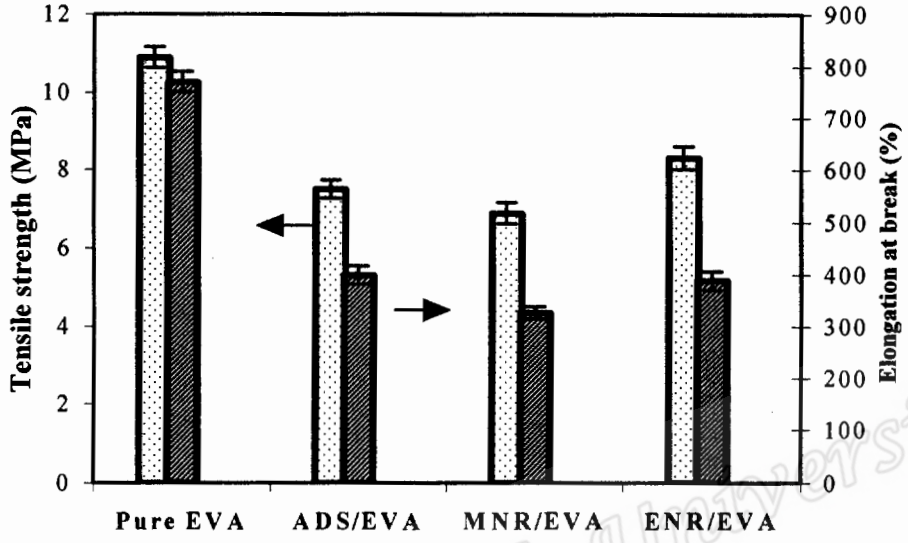
จากรูปที่ 4.91 พบว่ายางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิดมีพฤติกรรมการผิดรูปคล้ายกัน แต่ต่างกับพฤติกรรมการผิดรูปของ pure EVA อย่างชัดเจน กล่าวคือ ความชันของกราฟในช่วงเริ่มต้นของการยืดของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกต่ำกว่าของ pure EVA ซึ่งผลการทดลองนี้คล้ายกับกรณียางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเตรียมจากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ (รูปที่ 4.62) และสามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกันคือ เนื่องจากอิทธิพลของธรรมชาติของคู่เบลนด์และอัตราส่วนการเบลนด์ อย่างไรก็ตามที่ความเครียดช่วงสุดท้ายของยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกทั้งสามชนิด พบว่ามีโมดูลัสสูงกว่า pure EVA ซึ่งแตกต่างกับกรณีโมดูลัสที่เตรียมจากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ เนื่องจากการมีสัณฐานวิทยาแบบการกระจายตัวของอนุภาคยางวัลคาไนซ์ขนาดเ,ก ในเฟสต่อเนื่องของ EVA ทำให้เกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสจากการเพิ่มสารเพิ่มความเข้ากันได้ (กรณี ADS/EVA) และการมีสภาพขั้วในพอลิเมอร์ (กรณี MNR/EVA และ ENR/EVA) จึงทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความแข็งแรงสูง เมื่อเปรียบเทียบระหว่างการใช้ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด ความชันของกราฟที่ความเครียดประมาณ 0–100 % ของ ENR/EVA มีค่าสูงกว่า MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ แต่เมื่อความเครียดสูงกว่า 200 % พบว่าโมดูลัสของ MNR/EVA มีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับค่าโมดูลัสที่ระยะยืด 100 และ 200 % ในรูปที่ 4.92 ทั้งนี้เนื่องจากอิทธิพลของสภาพขั้วในยางธรรมชาติมีอิทธิพลต่อการเกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสกับ EVA เหนือกว่าการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้และสภาพขั้วยังมีอิทธิพลให้ยาง MNR และ ENR เกิดแรงยึดเหนี่ยวภายในโมเลกุลได้ดี



รูปที่ 4.92 โมดูลัสที่ระยะยืด 100 และ 200 % ของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus

จากจุดขาดของชิ้นตัวอย่าง pure EVA และ TPVs ในรูปที่ 4.91 สามารถหาค่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดได้ดังแสดงในรูปที่ 4.93

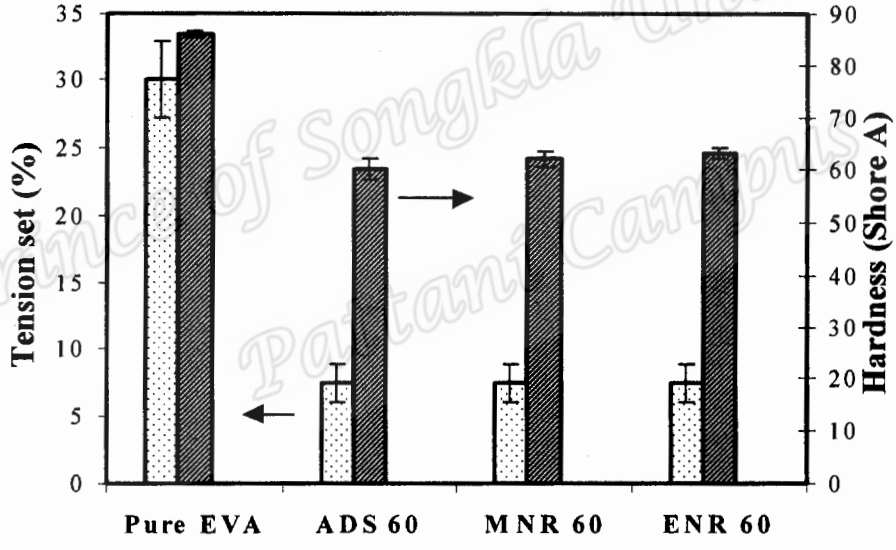


รูปที่ 4.93 ความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดจนขาดของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติสามรูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์ 60/40

จากรูปที่ 4.93 พบว่าความต้านทานต่อแรงดึงและความสามารถในการยืดของ pure EVA มีค่าสูงที่สุดสอดคล้องกับค่าโมดูลัส (รูปที่ 4.92) เนื่องจากอิทธิพลของการมีผลึกในโครงสร้างและการเกิดอันตรกิริยาระหว่างโมเลกุลเนื่องด้วยการมีสภาพขั้ว นอกจากนี้พบว่า TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ENR/EVA มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่า ADS/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ ส่วนความสามารถในการยืดพบว่า TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ ADS/EVA มีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือ ENR/EVA และ MNR/EVA ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากอิทธิพลของการเกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสและความสามารถในการเคลื่อนผ่านของโมเลกุล กล่าวคือพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วย ADS/EVA โมเลกุลของยาง ADS มีความสามารถในการเคลื่อนผ่านกันได้ง่ายที่สุดเพราะเมื่อวัลคาไนซ์แล้ว ADS มีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงต่ำที่สุด จึงทำให้ ADS มีความสามารถในการยืดสูงที่สุด ในขณะเดียวกันการไม่มีสภาพขั้วเป็นปัจจัยสำคัญที่ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์ ADS/EVA มีความต้านทานต่อแรงดึงน้อยกว่า ENR/EVA แม้ว่ามีการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้ ส่วน TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ MNR/EVA ซึ่ง MNR สามารถเกิดอันตรกิริยาภายในโมเลกุลและระหว่างเฟสกับ EVA ได้ แต่ MNR มีหมู่ซัคซินิคแอนไฮไดรด์ซึ่งเป็นหมู่ขนาดใหญ่ทำให้ขัดขวางการเคลื่อนตัวผ่านซึ่งกันและกันของสายโซ่โมเลกุลยางทำให้ TPVs ที่เตรียมจากการเบลนด์ MNR/EVA มีความสามารถในการยืดต่ำที่สุดและมีผลให้พอลิเมอร์เบลนด์มีความต้านทานต่อแรงดึงต่ำที่สุดด้วย เมื่อเปรียบเทียบกับยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเตรียมด้วยเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ

(รูปที่ 4.64) พบว่า TPVs มีความต้านทานต่อแรงดึงสูงกว่าการเตรียมแบบปกติ กล่าวคือ TPVs และวัสดุที่เตรียมด้วยเทคนิคการเบลนด์แบบปกติมีความต้านทานต่อแรงดึงในช่วง 7.5–8.3 MPa และ 3.6–4.6 MPa ตามลำดับ เนื่องจากเฟสยางธรรมชาติเกิดการวัลคาไนซ์ทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ TPVs มีความสามารถในการยืดสูงกว่าวัสดุที่เตรียมจากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ ยกเว้นกรณี ADS/EVA เนื่องจากกรณี ENR/EVA และ MNR/EVA น่าจะมีอิทธิพลเสริมกันจากการวัลคาไนซ์เฟสยางเสริมกับการมีสภาพขั้วที่ก่อให้เกิดอันตรกิริยาระหว่างเฟสกับ EVA ได้ดีกว่า แต่ในกรณี ADS/EVA การวัลคาไนซ์เฟส ADS ทำให้โมเลกุลยางเคลื่อนผ่านกันได้ยากขึ้น ในขณะเดียวกันการใช้สารเพิ่มความเข้ากันได้มีอิทธิพลด้อยกว่าการเกิดรีแอ็กทีฟเบลนด์

จากการทดสอบสมบัติความสามารถในการคืนรูปแบบ Tension set และความแข็งแบบ Shore A ของ pure EVA, และ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, ENR/EVA และ MNR/EVA ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 4.94



รูปที่ 4.94 ความสามารถในการคืนรูปและความแข็งของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

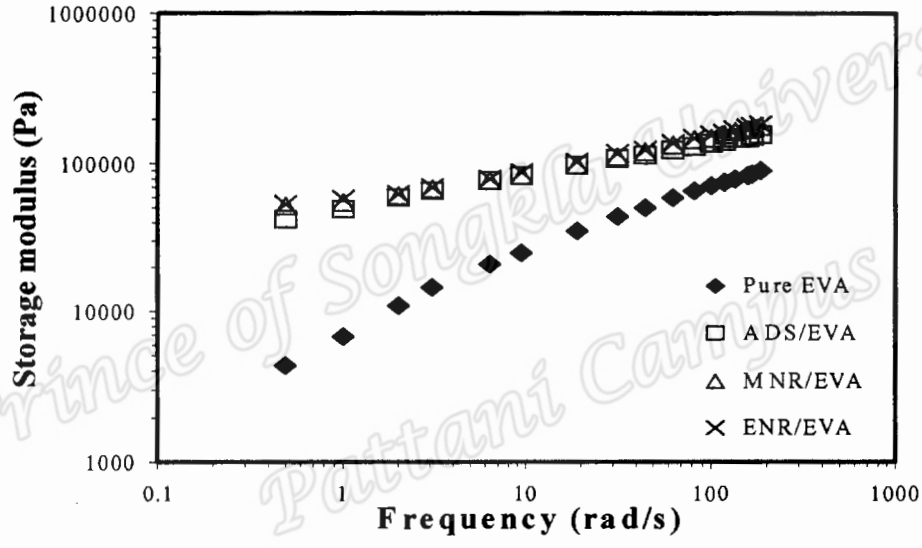
จากรูปที่ 4.94 พบว่า pure EVA มีความสามารถในการคืนรูปต่ำที่สุด (ค่า Tension set สูงที่สุด) ผลคล้ายกับกรณีพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ (รูปที่ 4.65) เนื่ององจากอิทธิพลของธรรมชาติของยางธรรมชาติที่มีความยืดหยุ่นสูงกว่า EVA เมื่อพิจารณา TPVs ทั้ง 3 ชนิด พบว่ามีความสามารถในการคืนรูปใกล้เคียงกัน ทั้งนี้ผลการทดลองนี้สามารถยืนยันด้วยค่าเทนเจนต์สูญเสียจากสมบัติเชิงพลวัตที่จะได้อธิบายในหัวข้อที่ 4.8.2 ส่วนสมบัติด้านความแข็ง พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA และ MNR/EVA มีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน แต่มีค่าสูงกว่า TPVs จากการเบ

Prince of Songkla University Pattani Campus

ลนด์ ADS/EVA นอกจากนี้พบว่า TPVs มีความสามารถในการคืนรูปและความแข็งสูงกว่า (ค่า Tension set ต่ำกว่า) การพอลิเมอร์เบลนด์จากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ กล่าวคือค่า Tension set ของ TPVs และพอลิเมอร์เบลนด์จากการเบลนด์แบบปกติ มีค่าประมาณ 7.5 และ 15 % ตามลำดับ และความแข็งมีค่าในช่วง 60–65 และ 55–58 Shore A ตามลำดับ

4.8.2 สมบัติเชิงพลวัต

เปรียบเทียบสมบัติเชิงพลวัตของ TPVs จากการเบลนด์ธรรมชาติทั้งสามชนิดกับ EVA โดยการแปรความถี่และกำหนดการบิดคงที่ที่ 7 % ที่อุณหภูมิ 140°C ได้ผลค่าโมดูลัสสะสม แทนเจนต์สูญเสีย และความหนืดเชิงซ้อน แสดงดังรูปที่ 4.95– 4.97 ตามลำดับ

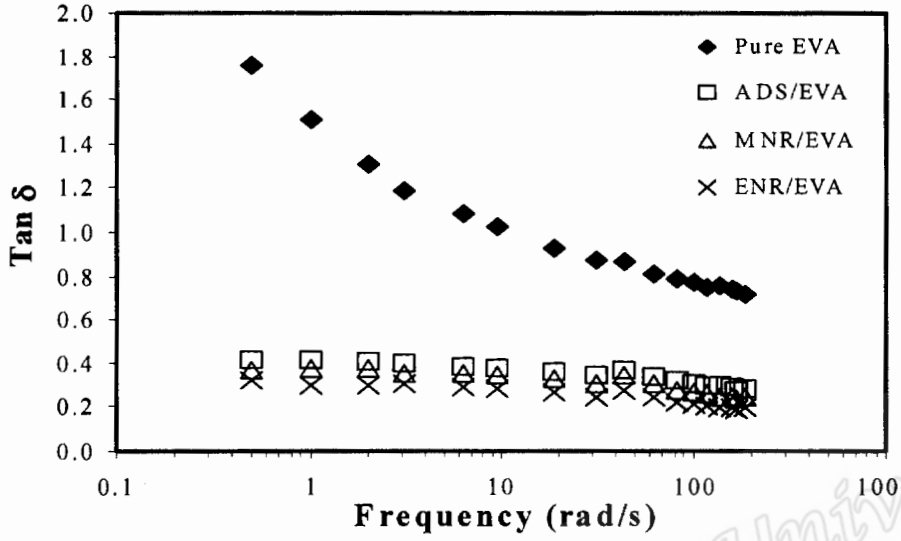


รูปที่ 4.95 โมดูลัสสะสมของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.95 พบว่าโมดูลัสสะสมของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความถี่ เมื่อพิจารณาที่ความถี่เดียวกันพบว่า pure EVA มีโมดูลัสสะสมต่ำกว่า TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด ซึ่งผลการทดลองนี้คล้ายกับยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์แบบปกติ (รูปที่ 4.66) เนื่องจากสภาวะทดสอบมีอุณหภูมิสูงกว่าจุดหลอมของ EVA นอกจากนั้นอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟสยางที่ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีโมดูลัสสะสมสูงกว่า EVA เมื่อเปรียบเทียบระหว่าง TPVs พบว่ามีค่าโมดูลัสสะสมสามารถเรียงตามลำดับได้ดังนี้คือ ENR/EVA > MNR/EVA > ADS/EVA เนื่องจากอิทธิพลของความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงในยางวัลคาไนซ์ ซึ่งพบว่า ENR มีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยง (ค่าผลต่างของทอร์ค) สูงกว่า MNR และ ADS ตามลำดับ นอกจากนี้อิทธิพลของการเกิด

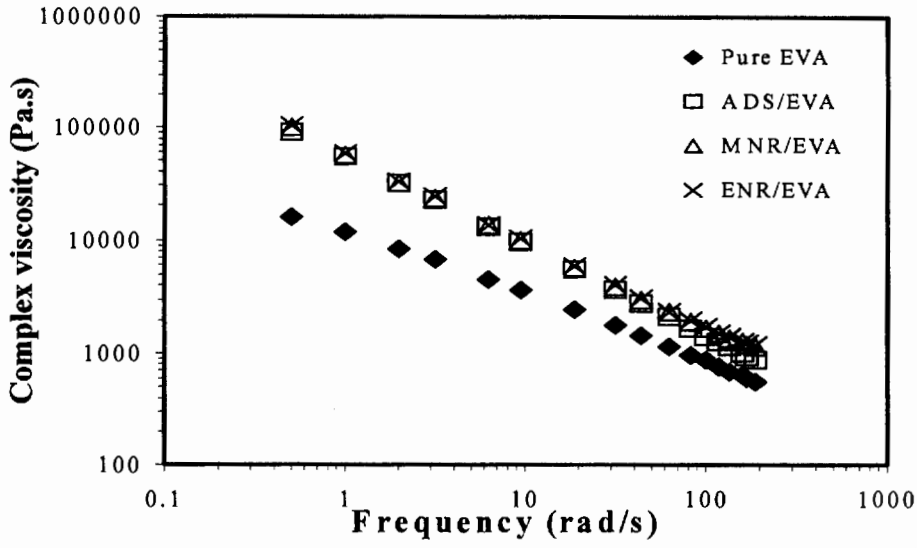
Prince of Songkla University Pattani Campus

อันตรกิริยากับเฟสกับ EVA และระหว่างโมเลกุล ENR และ MNR เนื่องจากการมีสภาพขั้วน่าจะเป็นอีกปัจจัยที่ทำให้พอลิเมอร์เบลนด์มีโมดูลัสสะสมสูงกว่า TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA



รูปที่ 4.96 แทนเจนต์สูญเสียของ EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.96 พบว่าค่าแทนเจนต์สูญเสียของ pure EVA มีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ส่วน TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติเทอร์ทั้ง 3 ชนิดมีแนวโน้มค่อนข้างคงที่ตามการเพิ่มความถี่ เนื่องจาก EVA มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความหนืดสูงกว่าการตอบสนองต่อความยืดหยุ่น แต่ TPVs มีพฤติกรรมการตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงมาก ส่งผลให้แม้ลดเวลาในการคลายตัวของสายโซ่ (เพิ่มความถี่) แต่พอลิเมอร์ยังคงตอบสนองต่อแรงเค้นได้สม่ำเสมอ เมื่อเปรียบเทียบที่ความถี่เดียวกัน พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA มีค่าแทนเจนต์สูญเสียสูงที่สุด รองลงมาคือ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และ ENR/EVA ตามลำดับ แสดงว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA ตอบสนองต่อความยืดหยุ่นสูงที่สุด รองลงมาคือ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างเฟส และแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล ปัจจัยเหล่านี้ทำหน้าเสริมกันทำให้พอลิเมอร์เบลนด์สามารถตอบสนองต่อความเค้นได้ดี ผลการทดลองนี้ยังสามารถพิสูจน์ยืนยันผลด้านความสามารถในการคืนรูปในรูปแบบ Tension set (รูปที่ 4.94) ได้ชัดเจนขึ้น



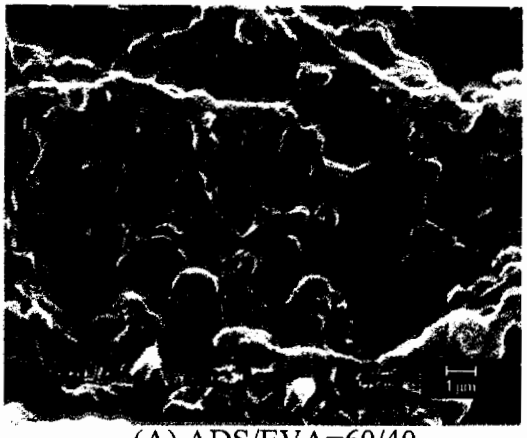
รูปที่ 4.97 ความหนืดเชิงซ้อนของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติ 3 รูปแบบที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.97 พบว่าความหนืดเชิงซ้อนของพอลิเมอร์ทั้งหมดมีแนวโน้มลดลงตามการเพิ่มความถี่ ซึ่งเป็นพฤติกรรมแบบลดแรงเฉือน นอกจากนี้ที่ความถี่เดียวกันพบว่า pure EVA มีความหนืดเชิงซ้อนต่ำกว่า TPVs ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกับโมดูลัสสะสมดังรูปที่ 4.95 และมีเหตุผลในทำนองเดียวกันคือ เนื่องจากอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟสยาง เมื่อเปรียบเทียบที่ความถี่เดียวกันพบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีความหนืดสูงที่สุด รองลงมาคือ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากอิทธิพลของความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลและระหว่างเฟส

4.8.3 ลักษณะทางสัณฐานวิทยา

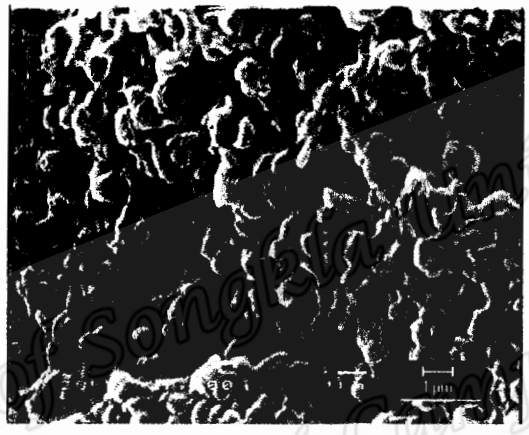
เปรียบเทียบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด ได้แก่ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 ได้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังแสดงในรูปที่ 4.98

Prince of Songkla University Pattani Campus



(A) ADS/EVA=60/40

(B) MNR/EVA=60/40



(C) ENR/EVA=60/40

รูปที่ 4.98 สัณฐานวิทยาของ TPVs จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.98 พบว่า TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้ง 3 ชนิดมีลักษณะทางสัณฐานวิทยาคล้ายกัน คือ มีอนุภาคยางวัลคาไนซ์กระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่องของ EVA ซึ่งอนุภาคยางมีขนาดประมาณ 1 ไมครอน เมื่อเปรียบเทียบขนาดอนุภาคยางของยางวัลคาไนซ์ พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA มีขนาดอนุภาคยางใหญ่ที่สุด รองลงมาคือ TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และ ENR/EVA ตามลำดับ เนื่องจากยาง ENR มีอันตรกิริยากับ EVA สูงที่สุดและมีความหนาแน่นของพันธะเชื่อมโยงสูงที่สุด รองลงมาคือ MNR และ ADS ตามลำดับ ทำให้เฟสยาง ENR เกิดอนุภาคยางขนาดเล็กที่สุด ผลของขนาดอนุภาคยางที่เล็กลงมีผลให้สมบัติ เช่น โมดูลัส ความแข็ง โมดูลัสสะสม ความหนืดเชิงซ้อนสูงขึ้น และความสามารถในการคืนรูปดีขึ้น (ค่าแทนเจนต์สูญเสียต่ำลง)

4.8.4 สมบัติเชิงความร้อน

เปรียบเทียบสมบัติเชิงความร้อนของ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติ ทั้งสามรูปแบบ ได้แก่ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยใช้

Prince of Songkla University Pattani Campus

เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติพลวัตเชิงกลด้วยเทคนิค DMTA เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติการดูดและคายพลังงานความร้อนด้วยเทคนิค DSC และเทคนิคการวิเคราะห์สมบัติการสลายตัวด้วยความร้อนด้วยเทคนิค TGA ได้ผลการทดลองดังต่อไปนี้

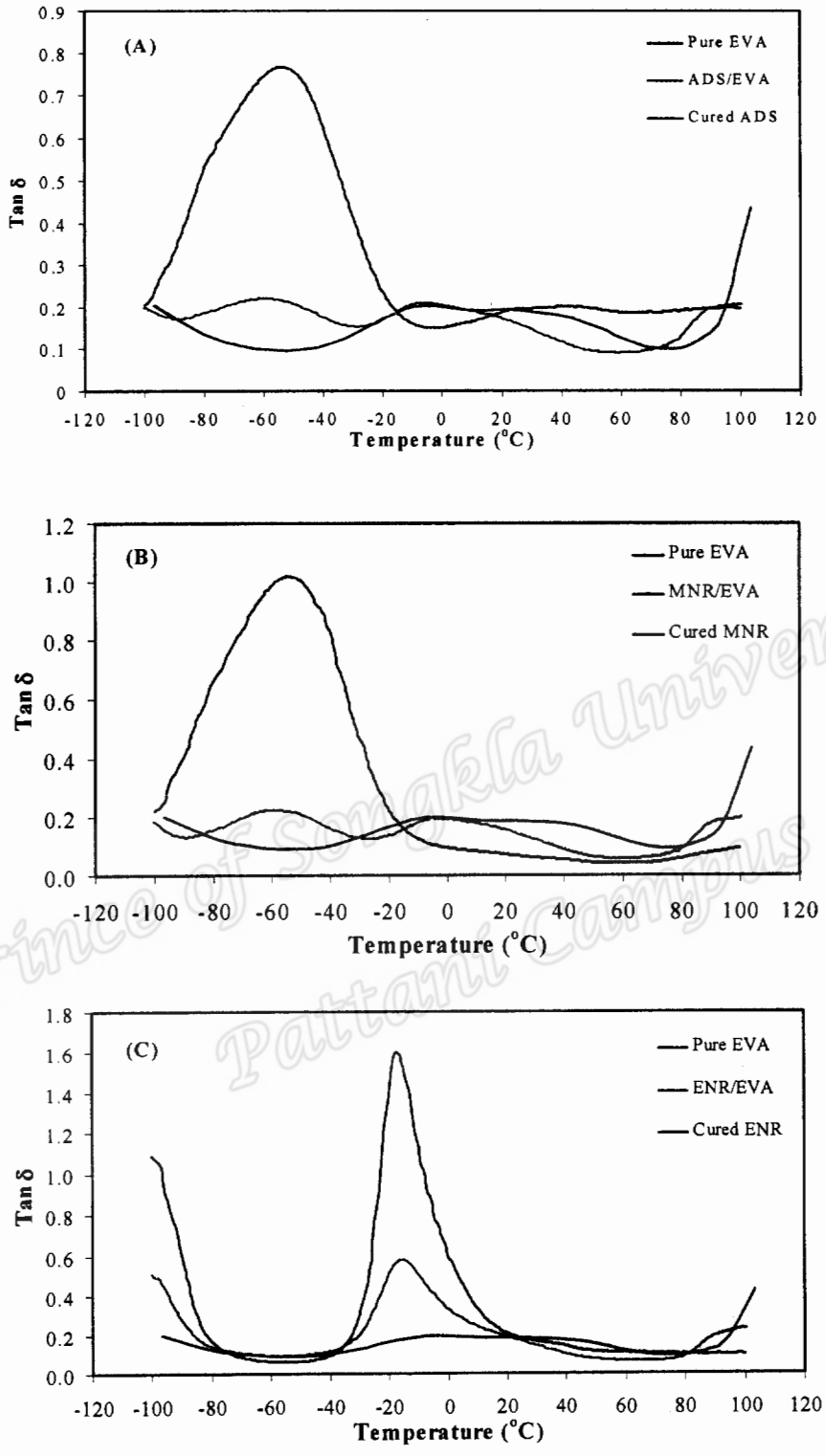
4.8.4.1 การวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยด้วยเทคนิค DMTA

นำ EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และ TPVs จากการเบลนด์ จากการเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมาวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิคการวิเคราะห์สมบัติพลวัตเชิงกล ได้ผลการทดลองแสดงในรูปที่ 4.99 พบว่าเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงส่งผลให้พอลิเมอร์ชนิดต่างๆ มีค่าแทนเจนต์สูญเสียที่ปรากฏพีคเด่นตามลักษณะเฉพาะของพอลิเมอร์แต่ละชนิด ซึ่งพีคดังกล่าวสามารถบอกอุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (Glass transition temperature, T_g) สรุปในตารางที่ 4.16

ตารางที่ 4.16 อุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (T_g) อุณหภูมิการหลอมของผลึก (T_m) และปริมาณผลึก (X_c) ของ pure EVA ยางธรรมชาติวัลคาไนซ์สามชนิด และ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Polymer	DMTA		DSC				
	$T_{g\,(NR)}$	$T_{g\,(EVA)}$	$T_{g\,(NR)}$	$T_{g\,(EVA)}$	T_m (°C)	ΔH_f (J/g)	X_c (%)
Pure EVA	-	-7.17, 23.1	-	-28.93	84.37	53.32	18.53
ADS/EVA	-59.14	-5.40	-66.26	-	83.03	14.91	5.18
MNR/EVA	-59.01	-5.35	-65.33	-	82.53	16.07	5.59
ENR/EVA	-15.88	-	-36.57	-	83.37	15.87	5.52
Cured ADS	-54.72	-	-65.87	-	-	-	-
Cured MNR	-53.11	-	-64.40	-	-	-	-
Cured ENR	-17.58	-	-37.97	-	-	-	-

Prince of Songkla University Pattani Campus



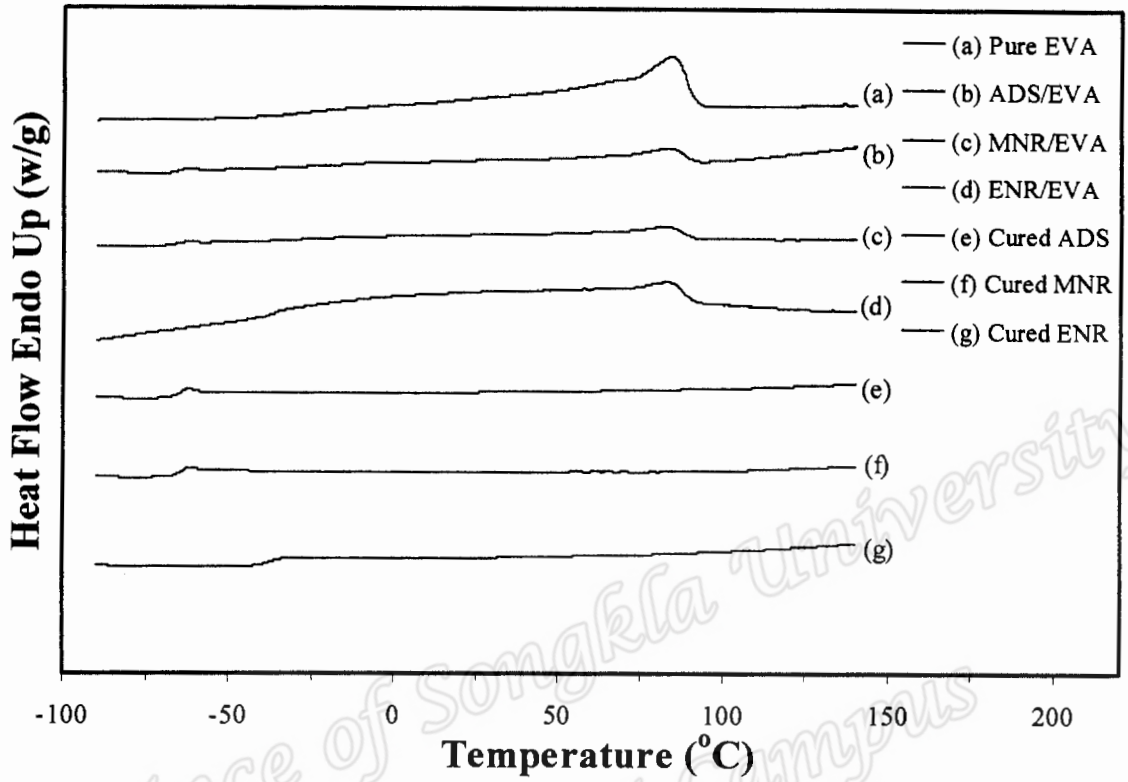
Prince of Songkla University Pattani Campus

รูปที่ 4.99 แทนเจนต์สูญเสียที่อุณหภูมิต่างๆของ pure EVA ยางธรรมชาติสามชนิด และ TPVs จากการเบลนด์ (A) ADS/EVA (B) MNR/EVA และ (C) ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.99 และตารางที่ 4.16 พบว่า Tan δ ของ pure EVA ปรากฏสองพีคซึ่งแสดงว่ามี T_g 2 ค่า คือที่อุณหภูมิเท่ากับ –7.17 °C และ 23.10°C ซึ่งเป็นค่า T_g ของพอลิเมอร์องค์ประกอบใน EVA คือไวนิลอะซิเตทและพอลิเอทิลีน ตามลำดับ นอกจากนี้พบว่ายางธรรมชาติทั้งสามชนิดปรากฏพีคของ Tanδ พีคเดียวหรือมีค่า T_g เพียงค่าเดียว กล่าวคือยางวัลคาไนซ์ ได้แก่ ADS, MNR และ ENR มีค่า T_g เท่ากับ -54.72, -53.11 และ -17.58 °C ตามลำดับ จะเห็นว่ายางธรรมชาติที่ผ่านการดัดแปลงโมเลกุลทั้งสองเกิดการเลื่อนของค่า T_g มีค่าสูงขึ้นเมื่อเทียบกับยางธรรมชาติที่ไม่ผ่านการดัดแปลงโมเลกุล เนื่องจากโมเลกุลยางมีความจำกัดในการเคลื่อนผ่านซึ่งกันและกันและอิทธิพลของแรงยึดเหนียวระหว่างโมเลกุลของยางที่มีสภาพขั้วเพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงส่งผลให้ ENR และ MNR มีความสามารถในการยืดหยุ่นที่อุณหภูมิต่ำน้อยกว่า ADS เมื่อพิจารณา TPVs พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA และ MNR/EVA (รูปที่ 4.99(A) และ 4.99(B) ตามลำดับ) มีลักษณะกราฟ Tan δ คล้ายกัน กล่าวคือ มีสองพีค ซึ่งพีคเด่นที่สุดเกิดจากการทรานสิชัน (T_g) ของ ADS และ MNR พบที่อุณหภูมิ –59.14 และ –59.01 °C ตามลำดับ และพีครองเป็นการทรานสิชัน (T_g) ของ EVA พบที่อุณหภูมิ –5.40 และ –5.35 °C ตามลำดับ ซึ่งมีการเลื่อนมาทางอุณหภูมิต่ำลงทำให้ไม่พบพีคที่อุณหภูมิประมาณ 23 °C ซึ่งเป็น T_g อีกค่าหนึ่งของ EVA จากการที่ค่า Tg มีการเลื่อนเข้าหากันจึงสรุปว่า ADS และ MNR มีความเข้ากันได้กับ EVA ในระดับหนึ่ง แต่น้อยกว่า ENR/EVA (รูปที่ 4.99(C)) ที่พีค (T_g) เพียงค่าเดียว คือที่อุณหภูมิ –15.88 °C ซึ่งเป็นการทรานสิชันรวมของพอลิเมอร์เบลนด์ แต่ลักษณะทางสัณฐานวิทยาดังรูปที่ 4.98 แสดงการกระจายของอนุภาคยางใน EVA จึงยืนยันได้ว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีความเข้ากันได้ดีที่สุด

4.8.4.2 การวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค DSC

นำ EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติ คือ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA วิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค DSC ได้ผลการทดลองเป็นเทอร์โมแกรมดังแสดงในรูปที่ 4.100



รูปที่ 4.100 DSC thermograms ของ pure EVA ยางธรรมชาติวัลคาไนซ์สามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.100 พบว่า เมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิส่งผลให้พอลิเมอร์มีการดูดและคายความร้อนที่แตกต่างกัน ซึ่งจะเกิดการทรานสิชันที่อุณหภูมิกลาสทรานสิชัน (T_g) จากการเลื่อนของเส้นพื้นฐานและอุณหภูมิการหลอมของผลึก (T_m) จากพีคการดูดพลังงานเพื่อหลอมผลึก ซึ่งพื้นที่ใต้พีคค่าเอนทัลปีของการหลอมผลึก (ΔH_f) สามารถนำไปคำนวณเพื่อหาปริมาณผลึกของพอลิเมอร์ สมบัติต่างๆเหล่านี้ได้สรุปในดังตารางที่ 4.16 ซึ่งพบว่า pure EVA เกิดการทรานสิชัน 2 ช่วงอุณหภูมิ คือที่อุณหภูมิ –28.93 °C และที่อุณหภูมิ 84.37 °C ซึ่งเป็นค่า T_g และค่า T_m ของ EVA ตามลำดับ และปริมาณผลึกของ EVA คำนวณได้เท่ากับ 18.53 % ส่วนยางธรรมชาติทั้งสามชนิดเกิดการทรานสิชันช่วงอุณหภูมิเดียว ซึ่งเป็นค่า T_g ยาง กล่าวคือ ADS, MNR และ ENR มีค่า T_g เท่ากับ –65.87, –64.40 และ –37.97 °C ตามลำดับ จะเห็นว่าค่า T_g มีแนวโน้มในลักษณะเดียวกันกับการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA (รูปที่ 4.99) แต่มีค่าต่างกันคือเทคนิค DSC ได้ค่า T_g ต่ำกว่า ผลการทดลองนี้มีลักษณะเดียวกันกับกรณียางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเบลนด์แบบปกติ และ

Prince of Songkla University Pattani Campus

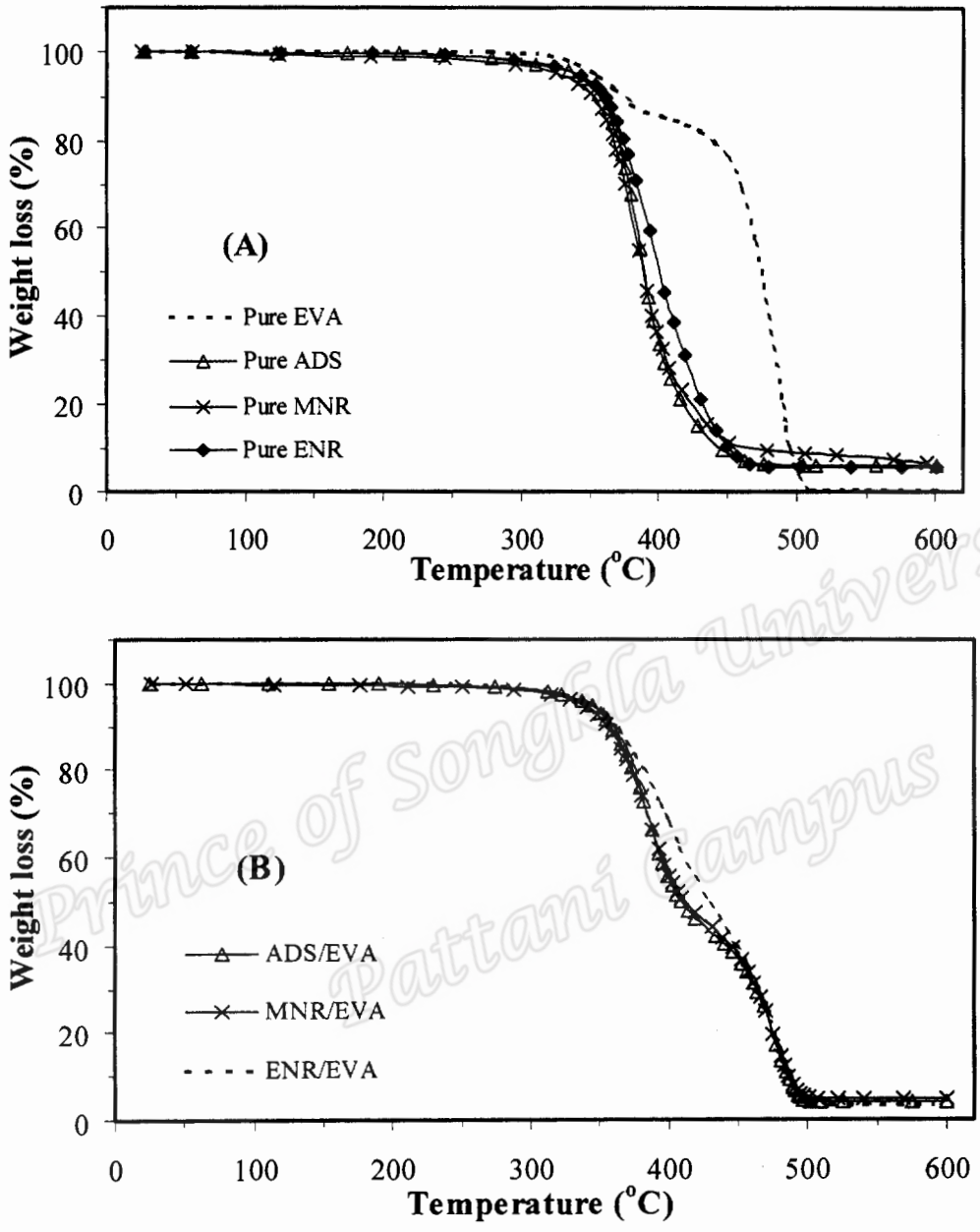
สามารถอธิบายได้ในทำนองเดียวกัน คือเนื่องจากสายโซ่โมเลกุลของพอลิเมอร์มีการตอบสนองต่อสภาวะที่แตกต่างกัน

เมื่อเปรียบเทียบ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิดในรูปที่ 4.100 พบว่าเกิดการทรานสิชันสองช่วงอุณหภูมิ กล่าวคือช่วงแรกเป็นกลาสทรานสิชัน (T_g) และช่วงที่สองเป็นอุณหภูมิการหลอมของผลึกที่เกิดจากผลึกของเฟส EVA (T_m) โดยค่า T_g ของ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมีแนวโน้มเดียวกันกับผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค DMTA และพบว่ายางธรรมชาติแต่ละชนิดไม่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงของค่า T_m และปริมาณผลึกมากนัก กล่าวคือ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA มีปริมาณผลึกเท่ากับ 5.18, 5.59 และ 5.52 % ตามลำดับ พบว่าปริมาณผลึกของ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติมีค่าน้อยกว่า EVA เนื่องจากการเบลนด์ที่อุณหภูมิสูงมีผลทำให้ผลึกของ EVA เปลี่ยนไปเป็นพอลิเมอร์อสัณฐาน เมื่อเปรียบเทียบปริมาณผลึกกับยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกที่เตรียมจากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติ พบว่า TPVs มีปริมาณผลึกต่ำกว่า กล่าวคือ ประมาณ 5.1– 5.6 % ส่วนการเบลนด์แบบปกติมีผลึกประมาณ 7.6– 9.0 % ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากความแตกต่างกันด้านสัณฐานวิทยา กล่าวคือการเตรียมแบบปกติให้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วม (เฟส EVA และยางกระจายในซึ่งกันและกัน) ส่วน TPVs มีอนุภาคยางวัลคาไนซ์ขนาดเล็กกระจายในเฟสต่อเนื่องของ EVA ด้วยเหตุนี้สายโซ่โมเลกุลของ EVA ส่วนที่จัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ (ส่วนผลึก) อาจมีความเป็นระเบียบน้อยลงมากกว่ากรณีการเกิดเฟสร่วม

4.8.4.3 การวิเคราะห์สมบัติการสลายตัวด้วยความร้อนด้วยเทคนิค TGA

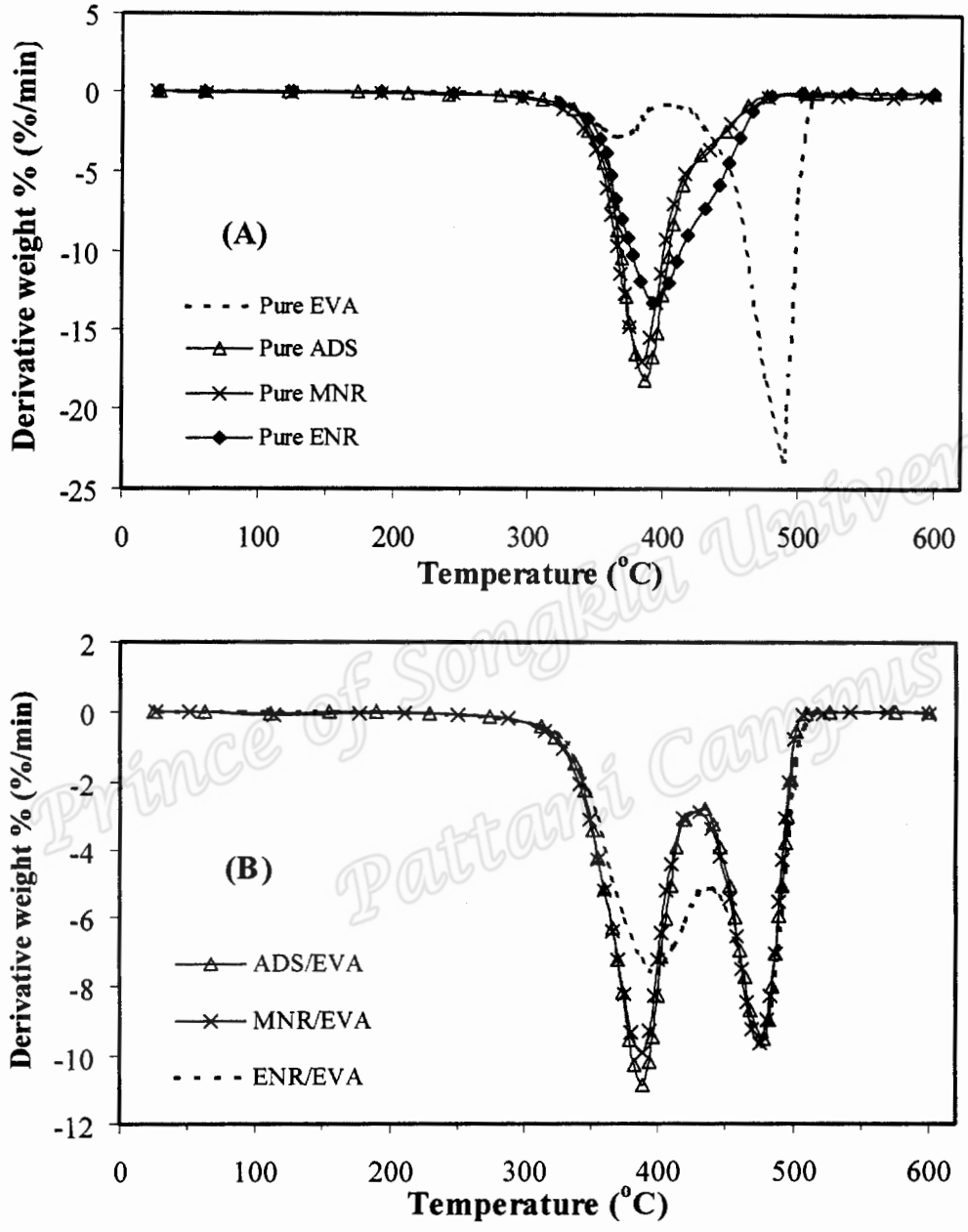
นำ EVA ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด (ADS, MNR และ ENR) และ TPVs จากการเบลนด์การเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมาวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อนด้วยเทคนิค TGA ได้ผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.101 และ 4.102

Prince of Songkla University Pattani Campus



Prince of Songkla University Pattani Campus

รูปที่ 4.101 TGA Thermograms ของ (A) pure EVA และยางธรรมชาติทั้งสามชนิด และ (B) TPVs จากการเบลนด์ของ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40



รูปที่ 4.102 DTG Thermograms ของ (A) pure EVAและยางธรรมชาติทั้งสามชนิด และ (B) TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

จากรูปที่ 4.101 และ 4.102 จะเห็นว่า pure EVA และยางธรรมชาติชนิดต่างๆ มีพฤติกรรมการสลายตัวเนื่องด้วยความร้อนแตกต่างกัน แต่ ADS และ MNR มีพฤติกรรมการสลายตัวเนื่องด้วยความร้อนคล้ายกันมาก ดังรูปที่ 4.101(A) และ 4.102(A) และเมื่อเบลนด์ EVA กับยางธรรมชาติชนิด

Prince of Songkla University Pattani Campus

ต่างๆ ทำให้พฤติกรรมการสลายตัวมีสองช่วงอุณหภูมิอย่างชัดเจน เนื่องจากเป็นการสลายตัวขององค์ประกอบแต่ละชนิด ดังรูปที่ 4.101(B) และ 4.102(B) ซึ่งจากเทอร์โมแกรมสามารถวิเคราะห์อุณหภูมิการสลายตัวและน้ำหนักที่หายไปตามการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิได้ผลดังตารางที่ 4.17

ตารางที่ 4.17 อุณหภูมิการสลายตัวและน้ำหนักที่หายไปของ EVA ยางธรรมชาติรูปแบบต่างๆ และ TPVs จากการเบลด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Polymers	T_0 (°C)	T_{deg} (°C)	T_{end} (°C)	Weight loss (%) at 400 °C	Weight loss (%) at 450 °C
Pure EVA	336, 460	364, 488	382, 511	14.13	23.90
ADS/EVA	318, 435	389, 478	515	44.74	63.15
MNR/EVA	315, 431	388, 475	513	44.12	62.27
ENR/EVA	322, 442	400, 477	517	32.31	60.99
Cured ADS	328	387	484	65.36	91.26
Cured MNR	322	386	483	65.33	88.61
Cured ENR	326	394	489	49.84	89.96

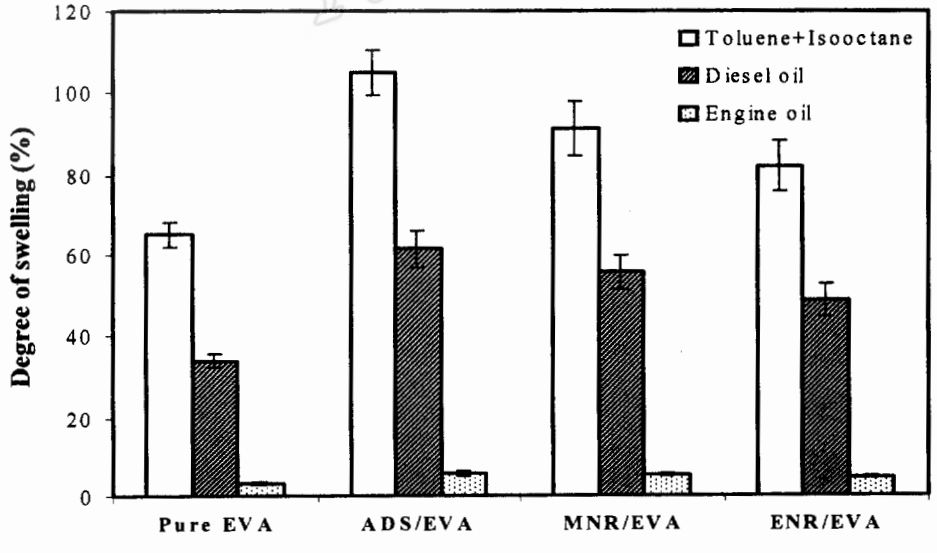
จากรูปที่ 4.101, 4.102 และตารางที่ 4.17 พบว่า pure EVA แสดงพฤติกรรมการสลายตัวสองช่วงอุณหภูมิคือ ช่วงแรกเป็นการสลายตัวของไวนิลอะซิเตท โดยเริ่มที่อุณหภูมิ 336°C และสลายตัวอย่างสมบูรณ์ที่ 382°C ทำให้วิเคราะห์อุณหภูมิการสลายตัว (T_d) ของส่วนนี้ได้เท่ากับ 364°C และช่วงที่สองเป็นการสลายตัวของพอลิเอทิลีน โดยเริ่มที่อุณหภูมิ 460°C และสลายตัวอย่างสมบูรณ์ที่ 511°C ซึ่งมีค่า T_d เท่ากับ 488°C โดย เกิดการสลายตัวในช่วงที่สองนี้มากกว่าในช่วงแรกเพราะ EVA มีองค์ประกอบของพอลิเอทิลีนสูงกว่ากว่าพอลิไวนิลอะซิเตท ส่วนยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมีการสลายตัวช่วงอุณหภูมิเดียว ซึ่งพบว่า ADS กับ MNR มีพฤติกรรมคล้ายกันมาก กล่าวคือ ADS และ MNR มีค่า T_d ประมาณ 386 – 387 °C และการดัดแปลงโมเลกุลของยางธรรมชาติเป็น ENR มีผลให้ค่า T_d สูงกว่าคือปรากฏที่ประมาณ 394°C และมีน้ำหนักที่หายไปประมาณ 50 % เมื่อเปรียบเทียบกับ ADS และ MNR ที่อุณหภูมิเดียวกันมีน้ำหนักหายไปมากกว่าคือประมาณ 65 % เนื่องจากโครงสร้างของ ENR มีความอิ่มตัวมากกว่าและมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างสายโซ่โมเลกุลสูงกว่าทำให้ต้องใช้พลังงานสูงกว่า

Prince of Songkla University Pattani Campus

พิจารณา TPVs ทั้งสามชนิดจากรูปที่ 4.101, 4.102 และตารางที่ 4.17 พบว่ามีการสลายตัวเนื่องด้วยความร้อน 2 ช่วงอุณหภูมิ แต่จุดที่สลายตัวมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับองค์ประกอบกล่าวคือ TPVs จากการเบลนด์ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA มีค่า T_d ในช่วงแรกเท่ากับ 389, 388 และ 400°C ตามลำดับ เนื่องจากการสลายตัวขององค์ประกอบที่เป็นยางธรรมชาติ และช่วงที่สองมีค่า T_d เท่ากับ 478, 475 และ 477°C ตามลำดับ เนื่องจากการสลายตัวของ EVA นอกจากนี้เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิ 400°C และ 450°C พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีน้ำหนักที่หายไปน้อยที่สุด โดยเฉพาะที่อุณหภูมิ 400°C ด้วยเหตุนี้จึงยืนยันได้ว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีความต้านทานต่อการเสื่อมเนื่องด้วยความร้อนดีที่สุด ส่วน TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติอีกสองชนิดมีสมบัติใกล้เคียงกัน ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มลักษณะเดียวกันกับยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติกจากการเตรียมแบบปกติ

4.8.5 ความต้านทานต่อน้ำมันและตัวทำละลาย

เปรียบเทียบสมบัติความต้านทานต่อตัวทำลายของ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด ได้แก่ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากันคือ 60/40 โดยแช่ในน้ำมันดีเซล น้ำมันเครื่อง และตัวทำละลายโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนในอัตราส่วน 50/50 โดยปริมาตร ได้ผลการทดลองในรูปที่ 4.103



รูปที่ 4.103 ระดับการบวมพองในน้ำมันและตัวทำละลายของ pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติ ADS/EVA, MNR/EVA และ ENR/EVA ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 60/40

Prince of Songkla University Pattani Campus

จากรูปที่ 4.103 พบว่า pure EVA และ TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิดมีระดับการบวมพองในตัวทำละลายทั้งสามชนิดลักษณะเดียวกัน กล่าวคือมีระดับการบอมพองในโทลูอีนผสมกับไอโซออกเทนสูงที่สุด รองลงมาคือน้ำมันดีเซล และน้ำมันเครื่อง ตามลำดับ เมื่อพิจารณาระดับการบวมพองในตัวทำละลายชนิดเดียวกัน พบว่า pure EVA มีระดับการบวมพองต่ำกว่า TPVs จากการเบลนด์ยางธรรมชาติทั้งสามชนิด เนื่องจากอิทธิพลของสภาพขั้วและปริมาณผลึกในพอลิเมอร์ EVA เปรียบเทียบระหว่าง TPVs พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายน้อยกว่า TPVs จากการเบลนด์ MNR/EVA และ ADS/EVA ตามลำดับ เนื่องจากความแตกต่างของสภาพขั้ว ลักษณะทางสัณฐานวิทยา แรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลและระหว่าง เฟส และปริมาณผลึกในพอลิเมอร์เบลนด์ พบว่า TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA ลักษณะทางสัณฐานวิทยาที่มีอนุภาคยางกระจายตัวในเฟส EVA ขนาดเล็กและมีการเบลนด์ที่เข้ากันได้ดีที่สุด เมื่อเปรียบเทียบระดับการบวมพองในตัวทำละลายจากการเตรียมยางธรรมชาติเทอร์โมพลาสติก 2 เทคนิค พบว่า TPVs มีระดับการบวมพองในตัวทำละลายต่ำกว่าพอลิเมอร์เบลนด์แบบปกติ เช่น TPVs จากการเบลนด์ ENR/EVA มีระดับการบวมพองในน้ำมันดีเซล เท่ากับ 48.6 แต่พอลิเมอร์เบลนด์จากเทคนิคการเบลนด์แบบปกติมีระดับการบวมพอง 57.8 % เนื่องจากอิทธิพลของการวัลคาไนซ์เฟสยางและลักษณะทางสัณฐานวิทยา

Prince of Songkla University Pattani Campus