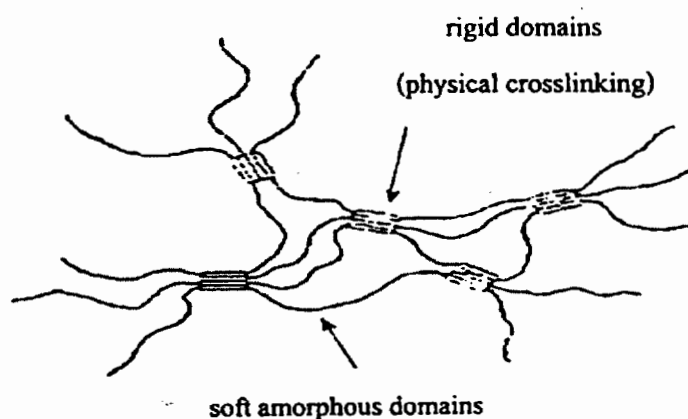


บทที่ 2

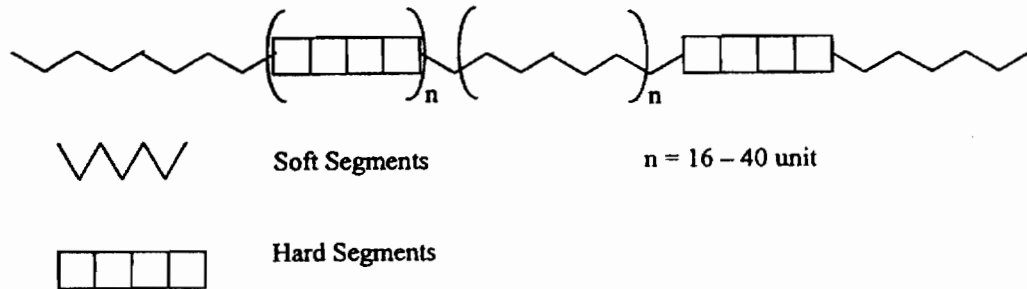
ทฤษฎีและเอกสารที่เกี่ยวข้อง

2.1 เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์

เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ (Legge *et al.*, 1987) เป็นวัสดุที่มีสมบัติยืดหยุ่นคล้ายกับยางที่อุณหภูมิห้อง และสามารถหลอมและไหลได้เหมือนเทอร์โมพลาสติกที่อุณหภูมิสูง ทำให้วัสดุนี้มีข้อได้เปรียบกว่ายางในกระบวนการแปรรูป และสามารถที่จะนำมาหลอมใช้ใหม่ได้ เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จึงเป็นที่ได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก เพราะง่ายต่อการแปรรูป ประหยัดพลังงานรวมทั้งลดปริมาณของเสียที่ต้องการทิ้ง เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ชนิดแรกได้จากการสังเคราะห์โคพอลิเมอร์แบบบล็อกที่ประกอบด้วย พอลิเมอร์ที่ยืดหยุ่น เช่น ยาง และพอลิเมอร์ที่เป็นของแข็ง เช่น พลาสติก ดังแสดงในภาพที่ 2.1 ซึ่งแสดงลักษณะพื้นฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์ และภาพที่ 2.2 เป็นภาพแสดงลักษณะทั่วไปของสายโซ่โมเลกุลของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์ ความต้องการใช้วัสดุชนิดนี้เติบโตขึ้นอย่างรวดเร็ว ในปี 1990 พบว่ามีการใช้วัสดุชนิดนี้มากถึง 6.67 แสนล้านตัน (Agrawal *et al.*, 1997)



ภาพที่ 2.1 ลักษณะพื้นฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์



ภาพที่ 2.2 ลักษณะของสายโซ่โมเลกุลของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์

อย่างไรก็ตามก่อนที่จะมีการใช้คำว่าเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ได้มีการค้นพบพอลิเมอร์ที่มีสมบัติยืดหยุ่นคล้ายกับยาง และสามารถแปรรูปแบบพลาสติก ได้แก่ พีวีซีอ่อน (plasticized, PVC) ซึ่งปัจจุบันยังคงใช้งานในอุตสาหกรรมหนังเทียม อุตสาหกรรมรองเท้า และอุตสาหกรรมท่อพีวีซีอ่อนได้จากการผสมพีวีซีเข้ากับสารทำให้อ่อนตัว เช่น diocypthalate (DOP) ความแข็งของพีวีซีอ่อนนี้ขึ้นกับปริมาณของสารทำให้อ่อนตัว ปัจจุบันพีวีซีอ่อนไม่นับว่าเป็นเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ เนื่องจากปัจจุบันมีการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ 2 กระบวนการ คือ

2.1.1 เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ แบบบล็อกโคพอลิเมอร์

ในช่วงต้น ๆ ของการค้นพบวัสดุเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ (ประมาณปี 1937 โดย Professor Otto Bayer ห้องปฏิบัติการ I. G. Farben ประเทศเยอรมัน) เป็นการสังเคราะห์บล็อกโคพอลิเมอร์ ที่ประกอบด้วยสายโซ่โมเลกุลส่วนแข็งและอ่อนจากปฏิกิริยาการควบแน่นของ Diisocyanate ทำให้ได้พอลิยูรีเทน ต่อมาบริษัท Bayer บริษัท Du Pont และบริษัท Goodyear ได้พัฒนาผลิตภัณฑ์เป็นพอลิยูรีเทนเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ (thermoplastic polyurethane elastomer, TPU) วัสดุนี้ส่วนใหญ่ใช้เป็นพื้นรองเท้า ชิ้นส่วนภายนอกของรถยนต์ อุปกรณ์กีฬา แผ่นหุ้มวัสดุต่าง ๆ ใช้เป็นท่ออ่อนทางการแพทย์ ทั้งนี้เพราะมีสมบัติเชิงกลที่ดี มีความยืดหยุ่นสูง มีความคงทนต่อการขีดขูด และเข้ากันได้กับผิวหนังและเลือด

ต่อมาในปี 1965 ได้มีการสังเคราะห์บล็อกโคพอลิเมอร์ด้วยกระบวนการ anionic polymerization เช่นการเตรียม triblock poly(styrene-b-butadiene-b-styrene) SBS และ triblock poly(styrene-b-isoprene-b-styrene) SIS พอลิเมอร์เหล่านี้เป็นบล็อกโคพอลิเมอร์ ที่อุณหภูมิห้องมี

พอลิเมอร์ตัวหนึ่งเป็นพอลิเมอร์แข็งในขณะที่พอลิเมอร์อีกตัวเป็นยาง ลักษณะพื้นฐานวิทยามีการแยกเฟสออกจากกัน พอลิเมอร์ที่ได้มีความแข็งแรงและระยะยืดขาดสูง รวมทั้งสามารถหดตัวกลับได้อย่างรวดเร็วทั้ง ๆ ที่ไม่มีการเชื่อมโยงโมเลกุล (cross-link) นอกจากนี้การเพิ่มหมู่ไฮโดรเจนเข้าไปใน SBS และ SIS พอลิเมอร์ จะได้ styrene-ethylene butylene-styrene และ styrene-isoprene-styrene บล็อกโคพอลิเมอร์ เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่ประกอบด้วย polystyrene (PS) และ polydiene จัดเป็นเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ ที่มีการผลิตขายมากที่สุด ทั้งนี้เพราะมีความแข็งแรงและความยืดหยุ่นใกล้เคียงกับยาง SBR ที่วัลคาไนซ์ที่อุณหภูมิห้อง แต่เนื่องจากเฟสที่แข็งเป็น PS จึงทำให้พอลิเมอร์ในกลุ่มนี้ไม่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ และไม่ทนต่อตัวทำละลาย

เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ชนิดใหม่ที่มีการพัฒนาอย่างรวดเร็วและมีใช้งานอย่างกว้างขวางคือ thermoplastic polyamide elastomers ที่ได้พัฒนาจากบริษัท Dow Chemicals โดยการนำบล็อกโคพอลิเมอร์ระหว่างพอลิเมอร์ยืดหยุ่นพวก polyester, polyether หรือ polyetherester กับพอลิเมอร์ที่มีผลึก เช่น polyamide โข่แข็ง ทำให้ได้เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดี ทนต่อสารเคมีและตัวทำละลายได้ดี มีความยืดหยุ่นสูง จึงมีการใช้งานอย่างกว้างขวางในวงการแพทย์ ท่อน้ำร้อน ท่อน้ำมัน ในเครื่องมือราคาแพง คู่บล็อกพอลิเมอร์ที่สำคัญคือ polyether กับ polyamide ทำให้ได้เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่เรียกว่า PEBAX (ชื่อทางการค้า) และสามารถผลิตได้หลายเกรดขึ้นอยู่กับความต้องการของการใช้งาน

2.1.2 เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ แบบอีลาสโตเมอร์ – เทอร์โมพลาสติกเบลนค์

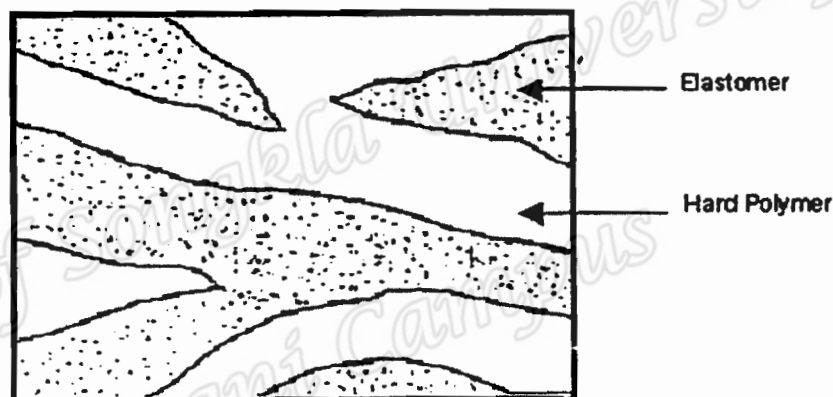
จากการศึกษาลักษณะพื้นฐานวิทยาของบล็อกโคพอลิเมอร์ทำให้ทราบว่าเกิดการแยกเฟสระหว่างเฟสพลาสติกกับเฟสยาง จึงมีการตั้งสมมติฐานว่าเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์น่าจะผลิตจากกระบวนการเบลนค์ได้ นำไปสู่การศึกษาคู่เบลนค์ที่น่าสนใจ (Holden, 2000) เช่น

ยาง NBR เบลนค์กับพีวีซี จัดเป็นการเลียนแบบพีวีซีอ่อน เพราะยาง NBR มีสภาพขี้สูง ทำให้เบลนค์เข้ากันได้ดีกับพีวีซี เรียกพอลิเมอร์พวกนี้ว่า PVC thermoplastic elastomer

Ethylene/vinyl acetate (EVA) เบลนค์กับพีวีซี โดยปกติ EVA เป็นเทอร์โมพลาสติกที่มีความยืดหยุ่นคล้ายยางซึ่งใช้ทำรองเท้าฟองน้ำ การนำมาเบลนค์กับพีวีซี ทำให้ได้สมบัติเชิงกล

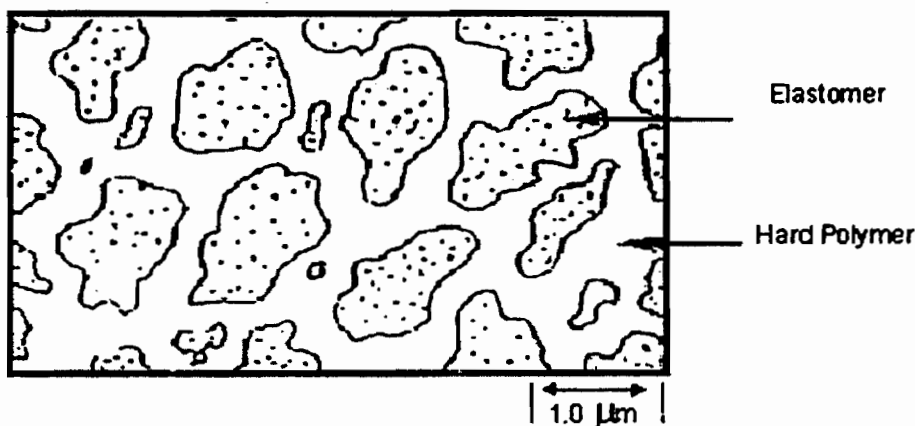
ที่ดีขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม EVA กับพีวีซี ไม่สามารถเบลนด์ให้เข้าเป็นเนื้อเดียวกันได้ จึงจำเป็นต้องมีตัวประสาน เช่น elvaloy ของบริษัท Du Pont Company เข้ามาช่วย

Polyolefin blends คู่สำคัญที่มีการเบลนด์กันอย่างกว้างขวาง ได้แก่ ยาง EPR หรือ EPDM เบลนด์กับ PE หรือ PP เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์จากคู่เบลนด์นี้เข้ากันได้ง่ายและมีราคาถูกกว่า TPU, SIS และ SBS เรียกพอลิเมอร์พวกนี้ว่า thermoplastic rubber (TPR) อย่างไรก็ตาม TPR จากกระบวนการเบลนด์มักมีปัญหาเรื่องความเสถียรของสัณฐานวิทยา ที่ส่งผลถึงความเสถียรของสมบัติเชิงกลด้วย ดังภาพ 2.3 เป็นลักษณะสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์จากกระบวนการเบลนด์



ภาพที่ 2.3 ลักษณะสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่ได้จากกระบวนการเบลนด์ระหว่าง hard polymer และ elastomer (Holden, 2000)

การเบลนด์เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ด้วยกระบวนการกลับเฟส (phase inversion) จากกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์เป็นอีกวิธีหนึ่งที่มีความสนใจและมีการพัฒนาอย่างรวดเร็วตามการพัฒนาของรีเอ็กทีฟเบลนด์ การค้นพบกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ของการผสม PP กับยาง EPDM ด้วยฟีนอลิก เรซิน (phenolic resin) ของ A.Y. Coran (Legge *et al.*, 1987) ทำให้เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่ได้มีสัณฐานวิทยาที่ละเอียดและเสถียร ดังภาพที่ 2.4 ให้สมบัติยืดหยุ่นที่ดีกว่าการเบลนด์ที่ไม่มีการวัลคาไนซ์ของเฟสยาง ทำให้สมบัติเชิงกลดีขึ้นได้ลักษณะสัณฐานวิทยาที่เสถียร และง่ายต่อการแปรรูป



ภาพที่ 2.4 ลักษณะสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่ได้จากการเบลนค์ด้วยกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ (Holden, 2000)

เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่ได้จากกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ มีชื่อเรียกว่าเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ (thermoplastic vulcanizates) นิยมใช้กันมากในอุตสาหกรรมรถยนต์เป็นขงกันชน ยางซิลล์กันรั่ว และชิ้นส่วนอื่น ๆ ที่ไม่ต้องการสมบัติยืดหยุ่นสูง และมีอุณหภูมิใช้งานระหว่าง 0 - 100°C พอลิเมอร์อีกคู่หนึ่งที่มีการศึกษากันมาก ได้แก่ NR กับ PP เพราะวัสดุทั้งสองชนิดมีราคาถูก หากผลิตเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ได้จากคู่เบลนค์นี้จะทำให้ได้วัสดุที่ดี

แม้ว่าในประเทศไทยยังไม่มีการผลิตเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ในเชิงการค้า แต่มีนักวิจัยที่กำลังศึกษาเพื่อผลิตเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนค์ระหว่าง NR กับ PP และ PE เพื่อเพิ่มมูลค่ากับวัสดุทางการเกษตรที่ผลิตได้ในประเทศ นอกจากนั้นยังมีการศึกษาคู่เบลนค์ของยางธรรมชาติกับพอลิเอไมด์ 6 ในกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์เบลนค์ (Seadan *et al.*, 2002), (Navarat *et al.*, 2007) เพื่อผลิตพอลิเมอร์ที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงและทนน้ำมัน โดยปกติพอลิเอไมด์กับยางธรรมชาติไม่สามารถเบลนค์เป็นเนื้อเดียวกันได้ จึงจำเป็นต้องมีโคพอลิเมอร์ PA-NR เป็นตัวประสานโคพอลิเมอร์นี้อาจเกิดจากปฏิกิริยาระหว่างหมู่เอมีนปลายโซ่โมเลกุลของพอลิเอไมด์กับหมู่แอนไฮไดรด์ของยางธรรมชาติที่เกาะติดด้วยมาลิกแอนไฮไดรด์ในกระบวนการเบลนค์ (Seadan *et al.*, 1993) เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนค์พอลิเอไมด์ 6 กับยางธรรมชาติยังคงอยู่ในระหว่างการศึกษาวิจัย

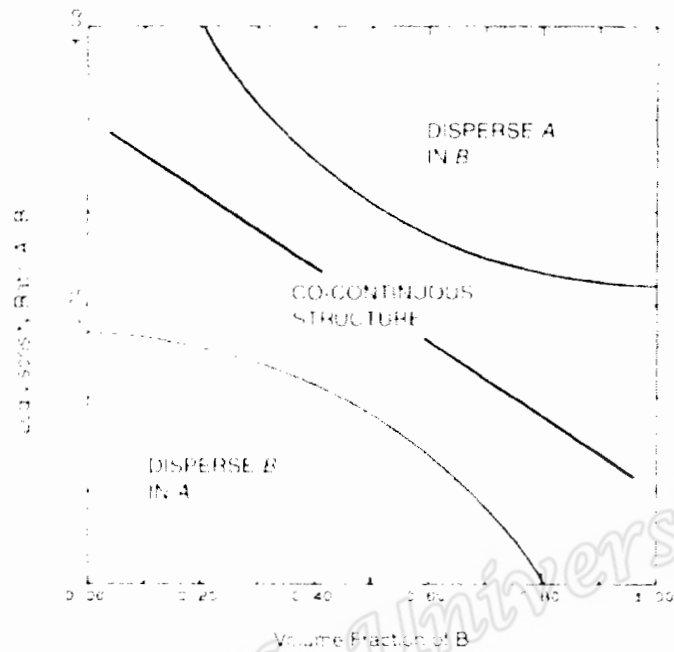
2.2 การเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนด

การเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนดยางและพลาสติก สามารถเตรียมได้โดยการผสมพอลิเมอร์ที่อุณหภูมิและแรงเฉือนที่สูง โดยใช้เทคนิคที่สำคัญ 2 เทคนิค คือ การเบลนดแบบปกติและการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์

2.2.1 การเบลนดแบบปกติ

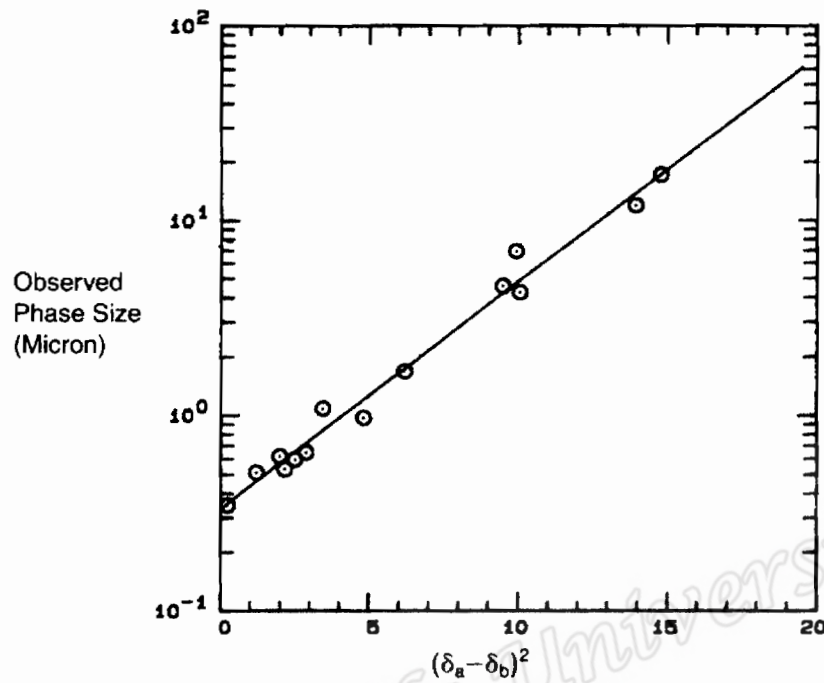
การเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนดแบบปกติสามารถทำได้โดยการเบลนดเทอร์โมพลาสติกกับยางโดยไม่เติมสารวัลคาไนซ์ ซึ่งการเบลนดจะทำในสภาวะที่มีแรงเฉือนสูง และให้ความร้อนเพียงเพื่อเกิดการหลอมของพลาสติกและยางโดยไม่ทำให้เฟสของยางเสื่อมสภาพซึ่งการเบลนดแบบปกติมีโอกาสการเกิดลักษณะทางสัณฐานวิทยาได้ 2 ลักษณะ คือ พอลิเมอร์ชนิดหนึ่งกระจายตัวในเฟสต่อเนื่อง หรือเมทริกซ์ของพอลิเมอร์อีกชนิดหนึ่ง และลักษณะที่สองคือพอลิเมอร์มีลักษณะเป็นเฟสร่วมกัน (co-continuous phase) ซึ่งในการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ด้วยวิธีการเบลนดแบบปกติจะต้องควบคุมลักษณะทางสัณฐานวิทยาให้เป็นเฟสร่วม เนื่องจากต้องการสมบัติที่ผสมผสานกันระหว่าง 2 เฟส โดยปัจจัยที่เป็นตัวกำหนดลักษณะทางสัณฐานวิทยาของการเตรียมพอลิเมอร์เบลนดด้วยวิธีการเบลนดแบบปกติ คือ อิทธิพลของความหนืด อัตราส่วนการเบลนด และความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์เบลนด

พอลิเมอร์ที่จะนำมาเบลนดกันจะต้องมีค่าความหนืดที่มีค่าใกล้เคียงกัน เพราะผสมที่อุณหภูมิและอัตราเฉือนที่ใกล้เคียงกันขณะเบลนดในสภาวะหลอม ความสัมพันธ์ระหว่างค่าอัตราส่วนความหนืดระหว่างเฟส (A และ B) กับสัดส่วนโดยปริมาตรของเฟส B อาจจะเป็นเฟสอิลาสโตเมอร์หรือพลาสติก แสดงดังภาพที่ 2.5 ซึ่งพบว่าพอลิเมอร์เบลนดมีความหนืดใกล้เคียงกันจะให้พอลิเมอร์เบลนดที่มีลักษณะสัณฐานวิทยาแบบเฟสร่วมที่สัดส่วนการเบลนดที่ใกล้เคียงกัน เช่น 50/50 เป็นต้น



รูปที่ 2.5 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความหนืดที่ใช้ในการเบลนด์กับอัตราส่วนการผสมของพอลิเมอร์สององค์ประกอบ (Holden, 2000)

ความเข้ากันได้ของการเบลนด์พิจารณาจากความแตกต่างระหว่างค่าความสามารถในการละลาย (solubility parameter) ซึ่งจะเกี่ยวข้องกับแรงดึงดูดของพอลิเมอร์ทั้งสองชนิด ถ้าพอลิเมอร์ทั้ง 2 มีค่าแรงดึงดูดสูงจะทำให้เกิดเป็นระบบ 2 เฟสที่มีเฟสขนาดใหญ่ (coarse dispersion) ซึ่งการเกิดเฟสที่มีขนาดใหญ่จะไปลดพื้นที่ระหว่างผิวสัมผัส (interfacial area) และพลังงานระหว่างผิวสัมผัส (interfacial energy) ในทางกลับกันถ้าพอลิเมอร์ที่มีค่าความสามารถในการละลายใกล้เคียงกันจะทำให้เกิดการกระจายตัวที่มีเฟสเล็กกว่า ภาพที่ 2.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดอนุภาคของพอลิเมอร์เบลนด์กับผลต่างของความสามารถในการละลายของพอลิเมอร์เบลนด์ พบว่าขนาดอนุภาคของพอลิเมอร์เบลนด์มีขนาดเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มความแตกต่างระหว่างค่าความสามารถในการละลายของพอลิเมอร์ที่ใช้กับค่าความแตกต่างของความสามารถในการละลายของพอลิเมอร์ทั้ง 2 ชนิด ซึ่งถ้าพอลิเมอร์ทั้ง 2 ชนิดมีค่าความสามารถในการละลายต่างกันมาก เช่น พอลิเมอร์ชนิดหนึ่งมีขั้วในขณะที่พอลิเมอร์อีกชนิดหนึ่งไม่มีขั้วก็จะเกิดเป็นเฟสขนาดใหญ่ ซึ่งมีการติดประสานระหว่างเฟสทำให้ความแข็งแรงของพอลิเมอร์เบลนด์ต่ำลงด้วยเช่นกัน



ภาพที่ 2.6 อิทธิพลของค่าความสามารถในการละลายต่อขนาดอนุภาคของพอลิเมอร์เบลนด์ (Holden, 2000)

2.2.2 กระบวนการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์

เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่เตรียมโดยกระบวนการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ เรียกว่า เทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ ซึ่งปรับปรุงสัมผวนวิทยาให้อนุภาคยางวัลคาไนซ์กระจายตัวในเฟสต่อเนื่องของพลาสติกมีความเสถียร โดยทำการผสมสารวัลคาไนซ์ในขณะเบลนด์ที่อุณหภูมิและแรงเฉือนสูง หรือการนำยางที่ผ่านกระบวนการผสมสารเคมีแล้วนำมาทำการเบลนด์ ซึ่งสามารถทำได้ทั้งแบบแบช (batch process) ด้วยเครื่องผสมแบบปิด (internal mixer) หรือแบบต่อเนื่อง (continuous process) ด้วยเครื่องเอ็กซ์ทรูดชนิดสกรูคู่ (co-rotating twin screw extruder) เป็นต้น การวัลคาไนซ์จะเกิดขึ้นในระหว่างการบดผสมภายใต้อุณหภูมิสูง เมื่อเกิดการวัลคาไนเซชันในเฟสยางความหนืดของเฟสยางจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วจนถึงจุดที่ความหนืดระหว่างเฟสยางกับพลาสติกต่างกันมากเมื่อทำการผสมต่อเนื่องไป เฟสของยางหนืดได้รับแรงเฉือนจนเกิดการแตกออกเป็นอนุภาคขนาดเล็กระดับไมครอนกระจายตัวในเมทริกซ์ของพลาสติก ต้องให้แรงเฉือนที่อุณหภูมิดังกล่าวจนกระทั่งเกิดการวัลคาไนเซชันที่สมบูรณ์ เพื่อป้องกันไม่ให้อนุภาคยางกลับมารวมตัวเป็นกลุ่มก้อนอีก ซึ่งอนุภาคยางวัลคาไนซ์ขนาดเล็กที่เกิดขึ้นระหว่างทำการผสมทำ

ให้เกิดการปรับปรุงสมบัติทางฟิสิกส์ของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ เช่น สมบัติเชิงกล สมบัติด้านการคืนตัว ความทนทานต่อความล้า และความต้านทานต่อน้ำมัน

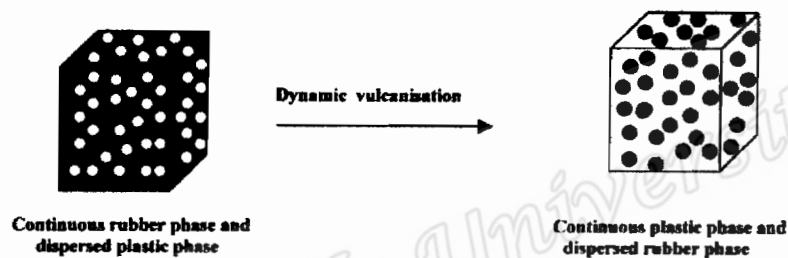
ฐานวิชาของพอลิเมอร์เบลนด์ที่เตรียมด้วยกระบวนการเบลนด์แบบปกติที่อธิบายไปแล้วในหัวข้อ 2.2.1 จะถูกควบคุมโดยอิทธิพลของความหนืดและสัดส่วนของการเบลนด์ แต่ในการเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ด้วยกระบวนการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์ เกิดการเปลี่ยนแปลงฐานวิชาได้หลายรูปแบบดังแสดงในภาพที่ 2.7 กล่าวคือมี การเปลี่ยนแปลงฐานวิชาแบบเฟสร่วมเป็นการกระจายตัวในเมทริกซ์ การเปลี่ยนในลักษณะของการกลับเฟส (เปลี่ยนจากเฟสพลาสติกที่กระจายตัวในเฟสยางกลายเป็นเฟสยางกระจายตัวในเฟสพลาสติก) และการลดลงของขนาดอนุภาคยางที่กระจายตัวในเทอร์โมพลาสติกเป็นต้น (Asaletha *et al.*, 1999) พบว่าการเบลนด์ยางธรรมชาติกับพอลิสไตรีน (NR/PS) ที่อัตราส่วนการเบลนด์เท่ากับ 30/70 ให้พอลิเมอร์เบลนด์ที่มีฐานวิชาแบบการกระจาย โดยอนุภาคยางกระจายตัวในเฟสพลาสติก และเมื่อผ่านกระบวนการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์พบว่าขนาดอนุภาคยางที่กระจายตัวในเทอร์โมพลาสติกเล็กลง ส่วนที่อัตราส่วนการเบลนด์ NR/PS เท่ากับ 70/30 เฟสของยางจะเป็นเฟสต่อเนื่อง แต่เมื่อผ่านกระบวนการวัลคาไนเซชันแบบไดนามิกส์พบการกลับเฟสในพอลิเมอร์เบลนด์

Prince of Songkhla University
Pattani Campus

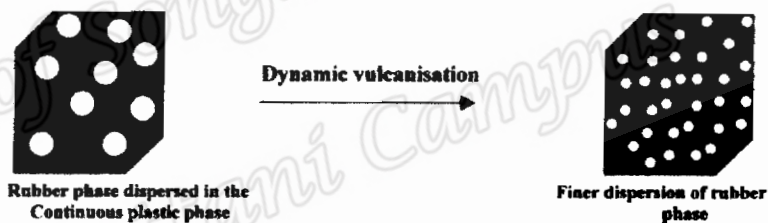
Co-continuous morphology could be transferred in to Matrix /dispersed phase morphology



Possibility of phase inversion



Finer dispersion of dispersed rubber domains



รูปที่ 2.7 การเปลี่ยนแปลงสัณฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการวัลคาไนซ์แบบไดนามิกส์ (John *et al.*, 2003)

2.3 ความสามารถในการเข้ากันได้ของพอลิเมอร์เบลนด์

พอลิเมอร์เบลนด์ คือ พอลิเมอร์ที่เตรียมจากการนำพอลิเมอร์ที่มีลักษณะทางเคมีต่างกัน ตั้งแต่สองชนิดขึ้นไปมาผสมกัน เพื่อปรับปรุงสมบัติซึ่งไม่สามารถได้จากพอลิเมอร์เพียงชนิดเดียว ดังนั้นการเบลนด์จะเป็นการพัฒนาปรับปรุงสมบัติของพอลิเมอร์ เช่น ความง่ายในการแปรรูป การทนต่อความร้อนและสารเคมี ทนทานต่อการกระแทกและการดึงเป็นต้น โดยไม่จำเป็นต้องสังเคราะห์พอลิเมอร์ชนิดใหม่ซึ่งมีความซับซ้อนกว่า นอกจากนี้การเบลนด์พอลิเมอร์ที่มีราคาถูกกับพอลิเมอร์ที่ใช้ในงานสมรรถนะสูงซึ่งมีราคาแพงจะเป็นการประหยัดต้นทุนและได้พอลิเมอร์ที่มีสมบัติยอมรับได้ในการใช้งาน หรือเตรียมยางชนิดใหม่จากการนำยางตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป

มาผสมกันเพื่อให้ได้สมบัติเด่นบางประการตามต้องการ เช่น การเบลนด์ยางธรรมชาติกับยางไนไตรล์ ยางธรรมชาติกับยางเอสบีอาร์ ยางบิวทาไดอีนผสมกับยางธรรมชาติ เพื่อให้ได้ยางที่มีสมบัติทนน้ำมันและทนต่อการสึกหรอ เป็นต้น นอกจากนี้อาจจะเบลนด์พลาสติกกับยาง เช่น การเบลนด์พอลิโพรไพลีนกับยางไนไตรล์ และการเบลนด์พลาสติกกับพลาสติก เช่น ไนลอนกับพอลิเอสเตอร์ เป็นต้น

2.3.1 ความเข้ากันได้ของการเบลนด์

ความเข้ากันได้ของพอลิเมอร์เป็นปัจจัยที่สำคัญที่สุดในการเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ โดยทั่วไปความเข้ากันได้ หมายถึง การผสมเข้ากันได้ระดับ โมเลกุล (miscibility) ของพอลิเมอร์ที่นำมาผสม เพื่อผลิตพอลิเมอร์เบลนด์ที่มีสมบัติเหมาะสมกับการใช้งาน แต่การเบลนด์โดยทั่วไปจะเกิดความไม่เข้ากันเนื่องจากความแตกต่างกันด้านสมบัติและความเป็นขั้วของกึ่งเบลนด์ ซึ่งจะเกิดผลเสียต่อสมบัติของพอลิเมอร์เบลนด์ คือ ได้วัสดุที่สมบัติเชิงกลและสมบัติอื่นๆ ไม่เหมาะสมกับลักษณะการใช้งาน ดังนั้นปัจจัยหลักที่ก่อให้เกิดการเข้ากันของการเบลนด์ คือ จลนศาสตร์ของกระบวนการผสม อุณหภูมิของการผสม การมีตัวทำละลายหรือสารเติมแต่งชนิดอื่น ๆ อยู่ในระบบ เป็นต้น การติดตามลักษณะทางสัณฐานวิทยาหลังจากผ่านกระบวนการผสม พบพอลิเมอร์เบลนด์มีโอกาสเกิดขึ้นได้ 3 ลักษณะ ได้แก่

1. การเบลนด์ที่เข้ากันได้อย่างสมบูรณ์ (miscible blends) พอลิเมอร์เบลนด์มีลักษณะเป็นเนื้อเดียวและไม่เห็นการแยกเฟส
2. การเบลนด์ที่เข้ากันได้บางส่วน (compatibilized blends) จะสังเกตเห็นการแยกเฟส แต่ที่จุดต่อระหว่างเฟส (boundary) หรือ ผิวสัมผัส (Interface) จะมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างกัน
3. การเบลนด์ที่ไม่เข้ากัน (immiscible blend) จะเกิดการแยกเฟสของพอลิเมอร์แต่ละชนิด นั่นคือเป็นผลให้แรงยึดเหนี่ยวระหว่างกันต่ำ ก่อให้เกิดการแตกหักได้ง่ายสมบัติเชิงกลไม่ดีและทำให้ตัวทำละลายแพร่เข้าไปได้ง่าย เนื่องจากมีช่องว่างระหว่างเฟสมาก

ปัญหาที่เกิดจากการเบลนด์ คือ ความไม่เข้ากันขององค์ประกอบที่นำมาเบลนด์ กล่าวคือพอลิเมอร์ที่ผ่านกระบวนการเบลนด์จะต้องเข้ากันได้ดีหรือเข้ากันบางส่วน การผสมพอลิเมอร์ที่เข้ากันไม่ได้หรือเข้ากันได้ไม่ดี จะเกิดผลเสียต่อสมบัติของพอลิเมอร์เบลนด์ เนื่องจากเกิดการแยกเฟสของพอลิเมอร์แต่ละชนิดอย่างชัดเจน หากแต่ละเฟสมีแรงยึดเหนี่ยวระหว่างกันต่ำ จะทำให้พอลิเมอร์ที่ได้มีสมบัติเชิงกลไม่ดีและทำให้ตัวทำละลายแพร่เข้าระหว่างเฟสได้ง่าย ความไม่เข้ากันของพอลิเมอร์เบลนด์มีสาเหตุมาจากปัจจัยหลัก 3 ประการ คือ

1. ความไม่เข้ากันด้านความหนืด (viscosity incompatibility) กล่าวคือถ้าความหนืดของกลุ่มเบลนด์มีความแตกต่างกันมากจะได้พอลิเมอร์เบลนด์ที่เข้ากันไม่ดี แต่ในขั้นตอนการผสมสามารถปรับปรุงได้โดยการปรับอัตราส่วนของความหนืดของแต่ละองค์ประกอบโดยการผสมของน้ำมันหรือสารตัวเติม การปรับปรุงกระบวนการแปรรูป หรือปรับปรุงความหนืดเริ่มต้นของพอลิเมอร์ให้ใกล้เคียงกัน

2. ความไม่เข้ากันทางเทอร์โมไดนามิกส์ (thermodynamic incompatibility) สามารถปรับปรุงได้ถ้าพลังงานพื้นผิวมีความแตกต่างกันไม่มากจนทำให้เฟสพอลิเมอร์ที่มีปริมาณมากกว่าเกิดการรวมตัวเป็นกลุ่มก้อนและมีความสามารถในการยึดติดระหว่างเฟสเพียงพอ

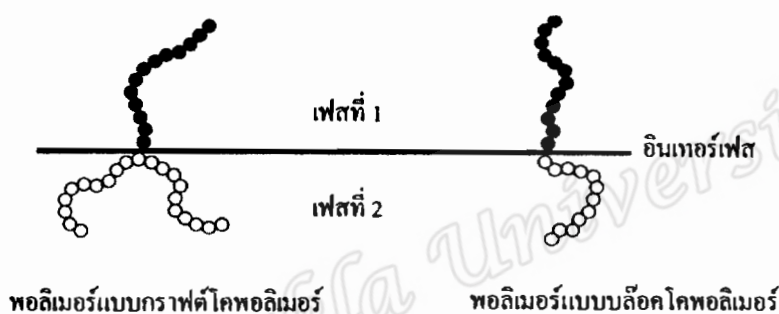
3. ความไม่เข้ากันทางอัตราวัลคาไนเซชัน (cure-rate incompatibility) เป็นผลมาจากการที่ยางแต่ละชนิดนั้นมีพลังงานกระตุ้นในการวัลคาไนเซชันที่แตกต่างกัน นอกจากนี้การที่สารเคมีกระจายตัวไม่เท่ากันในยางแต่ละชนิด โดยเฉพาะสารตัวเร่งหรือสารที่ใช้ในการวัลคาไนเซชันก็จะมีผลให้เกิดความไม่เข้ากัน

การเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ระหว่างยางกับเทอร์โมพลาสติก กลุ่มเบลนด์มักจะไม่สามารถเบลนด์เข้ากันได้ในระดับโมเลกุล การเบลนด์จึงจำเป็นต้องมีตัวประสานความเข้ากันได้ เป็นตัวช่วยเพื่อให้พอลิเมอร์ทั้งสองสามารถเบลนด์เข้ากันได้ โดยมีเฟสสังฐานวิทยาที่เล็กละเอียดและมีสมบัติเชิงกลที่ดี ตัวประสานส่วนใหญ่จะเป็นพวกบล็อกโคพอลิเมอร์หรือกราฟต์โคพอลิเมอร์ของกลุ่มเบลนด์ โดยที่บล็อกโคพอลิเมอร์อาจได้จากการสังเคราะห์หรือได้จากการทำปฏิกิริยาริเอคทีฟเบลนด์

2.3.2 กราฟต์และบล็อกโคพอลิเมอร์ เป็นตัวเพิ่มความเข้ากันได้

กราฟต์โคพอลิเมอร์และบล็อกโคพอลิเมอร์ เป็นตัวประสานที่นิยมใช้กันมากที่สุดในพอลิเมอร์เบลนด์ ปริมาณที่ใช้อยู่ในช่วง 1-5 % แต่โดยทั่วไปจะนิยมใช้บล็อกโคพอลิเมอร์มากกว่า เฉพาะพอลิเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์ที่มีส่วนของโมเลกุลที่มีลักษณะทางเคมีเหมือนกับพอลิเมอร์ที่ต้องการผสม พอลิเมอร์ที่ทำหน้าที่เป็นตัวเพิ่มความเข้ากันได้จะมีตำแหน่งอยู่ที่อินเทอร์เฟซ (interface) ของพอลิเมอร์ที่ผสม ซึ่งแสดงดังภาพที่ 2.8 พอลิเมอร์ร่วมแบบกราฟต์จะผสมส่วนที่มีธรรมชาติทางเคมีเข้ากันเหมือนกับพอลิเมอร์ชนิดอื่น ตัวอย่างของการใช้ตัวเพิ่มความเข้ากันได้ชนิดนี้ในการเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ เช่น การเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์จากพอลิเอทิลีนแบบความหนาแน่นต่ำ (low density polyethylene, LDPE) และ พอลิสไตรีน (polystyrene, PS) โดยใช้พอลิเมอร์แบบกราฟต์โคพอลิเมอร์ของพอลิสไตรีนกับพอลิเอทิลีนแบบความหนาแน่นต่ำ (PS-g-LDPE) เป็นตัวประสานความเข้ากันได้ การเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์จาก

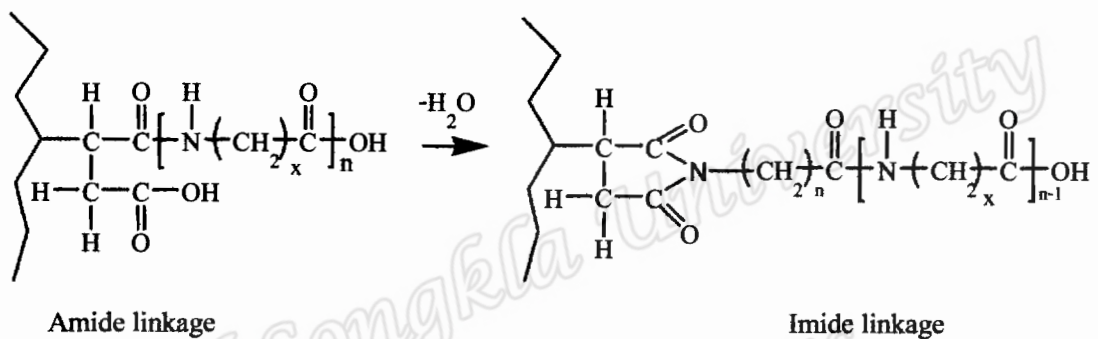
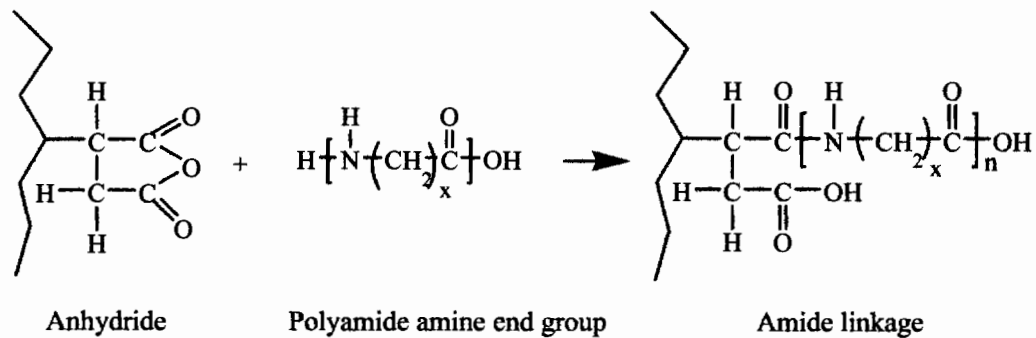
พอลิเอทิลีนแบบความหนาแน่นสูง (high density polyethylene, HDPE) กับพอลิโพรไพลีน (polypropylene, PP) โดยใช้พอลิเมอร์แบบบล็อกโคพอลิเมอร์ของเอทิลีนกับโพรไพลีน (ethylene-propylene copolymer) เป็นตัวประสานความเข้ากันได้ และเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์จากพอลิเอทิลีนแบบความหนาแน่นสูงกับพอลิเอทิลีนเทอเรพทาเลท (poly(ethylene terephthalate), PET) เตรียมโดยใช้พอลิเมอร์แบบไตรบล็อกโคพอลิเมอร์ของสไตรีนเอทิลีน และบิวทีน (styrene-ethylene/butane-styrene (SEBS) triblock copolymer) เป็นตัวเพิ่มความเข้ากันได้เบื้องต้น



ภาพที่ 2.8 พอลิเมอร์แบบกราฟต์โคพอลิเมอร์ และบล็อกโคพอลิเมอร์ที่ทำหน้าที่เป็นตัวประสานความเข้ากันได้

2.3.3 บล็อกและกราฟต์โคพอลิเมอร์จากรีแอกทีฟเบลนด์ เป็นตัวประสานความเข้ากันได้

นำพอลิเมอร์ที่ต้องการเบลนด์กันมาทำการตัดแปลงโมเลกุล โดยการเพิ่มหมู่ฟังก์ชันที่ว่องไวต่อปฏิกิริยาเคมีลงบน โมเลกุล ซึ่งหมู่ฟังก์ชันที่เพิ่มเข้าไปจะสามารถเกิดปฏิกิริยาทางเคมีกับพอลิเมอร์ทั้งสองชนิดที่นำมาเบลนด์กัน การตัดแปลงโมเลกุลทำได้โดยการทำปฏิกิริยาเคมีในเตาปฏิกรณ์เคมีซึ่งมักจะทำในสภาวะที่เป็นสารละลายหรือทำโดยใช้กระบวนการเอ็กซ์ทรูดตัดแปลงโมเลกุลในสภาวะหลอม ตัวอย่างการใช้พอลิเมอร์ที่มีหมู่ฟังก์ชันเป็นตัวประสานความเข้ากันได้ของการเบลนด์ เช่น การตัดแปลงโมเลกุลของพอลิโอลิฟิน โดยการทำปฏิกิริยากับมาลิอิกแอนไฮไดรด์ ทำให้เกิดหมู่คาร์บอนิลอิสระบน โมเลกุล ซึ่งพอลิเมอร์ที่ตัดแปลงแล้วสามารถเกิดปฏิกิริยาได้ดีกับพอลิเอไมด์ โดยการทำปฏิกิริยากับหมู่อะมิโนในโมเลกุลพอลิเอไมด์ ดังนั้นตัวประสานความเข้ากันได้ชนิดนี้ สามารถทำให้เกิดการผสมเข้ากันได้ดีกับการเตรียมพอลิเมอร์เบลนด์ของพอลิโอลิฟินกับพอลิเอไมด์ ดังภาพที่ 2.9 เป็นภาพแสดงปฏิกิริยาที่เกิดระหว่างหมู่แอนไฮไดรด์ กับหมู่เอมีนของพอลิเอไมด์

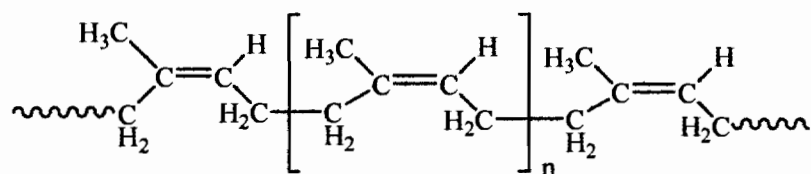


ภาพที่ 2.9 ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างหมู่แอนไฮไดรด์กับหมู่เอมีนของพอลิเอไมด์ (Sperling, 1997)

2.4 ยางธรรมชาติ

2.4.1 โครงสร้างของโมเลกุลยางธรรมชาติ

ยางธรรมชาติเป็นพอลิเมอร์ที่มีสารพวกไฮโดรคาร์บอนเป็นองค์ประกอบร้อยละ 95 โดยน้ำหนักที่เหลือเป็นสารพวกโปรตีน ไขมัน และเกลืออินทรีย์ชนิดอื่น ๆ ยางธรรมชาติมีน้ำหนักโมเลกุลตั้งแต่ 50,000–3,000,000 และปริมาณร้อยละ 60 ของโมเลกุลเหล่านี้มีน้ำหนักโมเลกุลสูงกว่า 1,300,000 (ชัยวัฒน์, 2527) ยางธรรมชาติมีความถ่วงจำเพาะประมาณ 0.934 ที่ 20°C และมีดัชนีหักเหแสงเท่ากับ 1.5215–1.5238 ที่ 20°C โครงสร้างทั่วไปของโมเลกุลยางธรรมชาติจะเป็นแบบ *cis*-1,4-polyisoprene แสดงดังภาพที่ 2.10



ภาพที่ 2.10 โครงสร้าง โมเลกุลของยางธรรมชาติ (*cis*-1,4-polyisoprene)

2.4.2 สมบัติทั่วไปของยางธรรมชาติ

ยางธรรมชาติเป็นสารประกอบที่มีหน่วยซ้ำ (repeating unit) ซึ่งเป็นหน่วยไอโซพรีน (isoprene unit) มาต่อกันด้วยพันธะเคมีอย่างเป็นระเบียบทำให้มีน้ำหนักโมเลกุลสูง มีสมบัติทั่วไปที่สำคัญได้แก่

2.4.2.1 สมบัติด้านทานต่อแรงดึง ผลของการที่ไอโซพรีนมาเรียงต่อกันอย่างเป็นระเบียบ ทำให้ยางธรรมชาติสามารถตกผลึกได้เมื่อถูกดึงให้ยืดออก (strain-induced crystallization) และผลึกที่เกิดขึ้นเป็นตัวเสริมความแข็งแรงของยาง การออกสูตรยางธรรมชาติโดยไม่ใส่สารตัวเติมใดๆเลย จะทำให้ได้ยางที่มีความสามารถในการยืด (elongation at break, %) ได้สูงถึง 700–800% มีความต้านทานต่อแรงดึง (tensile Strength) ประมาณ 28–30 นิวตันต่อตารางมิลลิเมตร โดยที่ยางมีค่าโมดูลัสต่ำ (บุญธรรม, 2530)

2.4.2.2 ความต้านทานต่อการฉีกขาด เนื่องจากยางธรรมชาติสามารถตกผลึกได้เมื่อถูกดึงยืด ทำให้มีความทนทานต่อการฉีกขาดสูงมาก โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง พบว่าในการแกะยางออกจากเบ้าขณะร้อนจะมีปัญหาเรื่องยางขาดน้อยมากเนื่องจากยางธรรมชาติมีสมบัติความทนทานต่อการฉีกขาด

2.4.2.3 ความต้านทานต่อการสึกหรอ ยางธรรมชาติมีความทนทานต่อการสึกหรอที่ดีพอใช้และจัดอยู่ในกลุ่มยางที่มีความทนทานต่อการสึกหรอกลุ่ม 1 ซึ่งจัดเป็นกลุ่มยางที่ทนทานต่อการสึกหรอสูงดังแสดงใน ตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ความต้านทานต่อการสึกหรอของยางชนิดต่างๆ (บุญธรรม, 2530)

กลุ่ม	ความทนทานต่อการสึกหรอ	ชนิดยาง
1	ดีมาก	Urethane, BR, SBR, NR
2	ดี - ดีมาก	EPDM, CR, NBR, CSM (Hypalon)
3	ดี	Butry, Ethylene/acrylic elastomer, Vinyl acetate-ethylene elastomer (EVA)
4	เลว	Silicone, Thiokol

2.4.2.4 ความกระด้างตัว ยางธรรมชาติมีความกระด้างตัวสูง มีความร้อนสะสมต่ำ ทำให้ยางธรรมชาตินิยมใช้ในการผลิตยางรถบรรทุกที่ต้องรองรับน้ำหนักได้มาก ๆ

2.4.2.5 ความเหนียวติดกัน ยางธรรมชาติมีคุณสมบัติติดกันเองได้ดีทำให้สามารถแปรรูปผลิตภัณฑ์ต่าง ๆ ที่นำหลายชิ้นส่วนมาประกอบได้ดี เช่น ยางล้อ และสายพานลำเลียง เป็นต้น

2.4.2.6 ความเป็นฉนวนไฟฟ้า เนื่องจากยางธรรมชาติเป็นสารประกอบไฮโดรคาร์บอนที่ไม่มีขั้วจึงมีความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะสูงมากถึง $10^{15} \Omega \cdot \text{cm}$. ซึ่งสามารถใช้เป็นฉนวนไฟฟ้าได้ดีมาก

2.4.2.7 ความทนทานต่อสารเคมี เนื่องจากยางธรรมชาติเป็นสารประกอบไฮโดรคาร์บอนที่ไม่มีขั้วจึงมีความทนทานต่อของเหลวที่มีขั้วได้ดี เช่น อะซิโตน, แอลกอฮอล์ หรือ กรดเจือจาง แต่ไม่ทนต่อกรดไนตริกเข้มข้น กรดกำมะถันเข้มข้น น้ำมันพืช และน้ำมันปิโตรเลียม

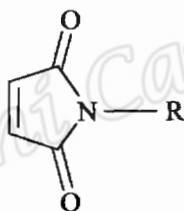
2.4.2.8 สมบัติการบ่มเร่ง ยางธรรมชาติมีพันธะคู่อยู่จำนวนมากซึ่งวงแหวนก่อการเกิดปฏิกิริยา ทำให้ถูกออกซิไดซ์ได้ง่าย นอกจากนั้นยางธรรมชาติยังไม่ทนทานต่อโอโซนด้วย ถ้าต้องออกสูตรยางธรรมชาติให้สามารถใช้งานได้นาน ๆ จึงจำเป็นต้องใส่สารด้านการเสื่อมสภาพของยางเนื่องจากออกซิเจนและโอโซน (antioxidants and antiozonants) เพื่อช่วยปกป้องการเสื่อมสภาพของยาง

2.4.2.9 อุณหภูมิการใช้งาน ยางธรรมชาติสามารถใช้งานได้ตั้งแต่อุณหภูมิต่ำ -70°C โดยที่ยางทั่วไปจะแข็งตัวที่อุณหภูมิต่ำ และอ่อนตัวลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ซึ่งยางธรรมชาติมีค่า T_g เท่ากับ -72°C ซึ่งต่ำกว่ายางสังเคราะห์ชนิดอื่น ๆ ยกเว้นยางบิวทาไดอิน และ ยางซิลิโคนเท่านั้น (Hoffmann, 1989)

2.5 การตัดแปลงโมเลกุลยางธรรมชาติโดยการทำปฏิกิริยากราฟต์โคพอลิเมอร์ไรซ์กับอนุพันธ์มาลิอิมิด

2.5.1 การกราฟต์อนุพันธ์มาลิอิมิดบนโมเลกุลยางธรรมชาติ

อนุพันธ์มาลิอิมิดมีโครงสร้างโมเลกุลที่เป็นพันธะคู่ในวงแหวน และมีหมู่คาร์บอนิล (C=O) ดังแสดงในภาพที่ 2.11 ซึ่งเป็นหมู่ดึงอิเล็กตรอน (electron-withdrawing group) ทำให้ความหนาแน่นของอิเล็กตรอนตรงตำแหน่งของพันธะคู่ของวงแหวนอิมิดต่ำ (electron-deficiency site) จึงเกิดไฮโปลิเมอร์ไรซ์ผ่านพันธะคู่ได้ยากเนื่องจากความไม่ว่องไวต่อการเกิดปฏิกิริยาผ่านอนุมูลอิสระ แต่สามารถเกิดปฏิกิริยากราฟต์โคพอลิเมอร์ไรซ์กับมอนอเมอร์หรือพอลิเมอร์ชนิดอื่น ๆ ได้ง่าย ในกรณีที่มีมอนอเมอร์หรือพอลิเมอร์หมู่แทนที่ตรงตำแหน่งอะตอมของไนโตรเจนได้ เพื่อให้เป็นหมู่ฟังก์ชันตามต้องการซึ่งโคพอลิเมอร์ที่ได้จะมีสมบัติเป็นไปตามหมู่ฟังก์ชันที่ถูกแทนที่ตรงตำแหน่งไนโตรเจน



ภาพที่ 2.11 โครงสร้างโมเลกุลของอนุพันธ์มาลิอิมิด

ในงานวิจัยนี้ทำการสังเคราะห์อนุพันธ์มาลิอิมิดที่มีวงแหวนอะโรมาติกในหมู่แทนที่ตรงตำแหน่งไนโตรเจน ซึ่งพอลิเมอร์ที่มีวงแหวนอะโรมาติกและ/หรือวงแหวนเฮเทอโรไซคลิก จะมีความเสถียรต่อความร้อนดีเยี่ยม เนื่องจากมีจำนวนอะตอมไฮโดรเจนที่จะถูกออกซิไดซ์ได้ต่ำที่สุด และมีพันธะคู่แบบคอนจูเกตสูง (Jang and Park, 1992)

ปฏิกิริยาการกราฟต์โคพอลิเมอร์ไรซ์ระหว่างยางธรรมชาติกับอนุพันธ์มาลิอิมิดสามารถทำผ่านพันธะคู่โดยใช้เครื่องผสมแบบปิดที่สามารถควบคุมความเร็วรอบและอุณหภูมิของการบดผสมได้ การกราฟต์อนุพันธ์มาลิอิมิดบนโมเลกุลของพอลิเมอร์ทำได้ที่อุณหภูมิที่เหมาะสมเหนือจุดหลอมเหลวของพอลิเมอร์ที่ต้องการเตรียมและอนุพันธ์มาลิอิมิด สิทธิพร (2551) การเตรียมกราฟต์โคพอลิเมอร์ระหว่างสาร เอ็น-(4-ไฮดรอกซีฟีนิล)มาลิอิมิด

(HPM) หรือ เอ็น-(4-อะนิลโนฟีนิล)มาลอิไมด์ (APM) กับยางธรรมชาติ ภายใต้สภาวะหลอม โดยใช้เครื่องบดผสมแบบปิดพบว่า HPM สามารถกราฟต์บนโมเลกุลยางธรรมชาติได้ดีที่สุดที่ อุณหภูมิ 205°C เวลาการทำปฏิกิริยา 10 นาที และผสม HPM 4 phr ส่วน APM นั้นสามารถกราฟต์ บนโมเลกุลยางธรรมชาติได้ดีที่สุดที่อุณหภูมิ 170°C เวลาการทำปฏิกิริยา 10 นาที และผสม APM 4 phr และนำกราฟต์โพลิเมอร์ดังกล่าวไปใช้เป็นสารต้านออกซิเดชัน พบว่าสามารถปรับปรุงความ ต้านทานต่อการบ่มเร่งได้ดีขึ้น

2.5.2 การวิเคราะห์การเกาะติดของสาร เอ็น-(4-ไฮดรอกซีฟีนิล)มาลอิไมด์ บนโมเลกุลยางธรรมชาติด้วยเทคนิคฟูเรียร์ทรานสฟอร์มอินฟราเรดสเปกโทรสโกปี (FTIR)

การวิเคราะห์การเกาะติดของ HPM บน โมเลกุลยางธรรมชาติในงานวิจัยนี้เป็นการวิเคราะห์ ในเชิงเปรียบเทียบ กล่าวคือ เป็นการคำนวณหาอัตราส่วนความสูงของพีค (peak height ratio) จากค่าการดูดกลืนรังสีอินฟราเรดที่เลขคลื่น 1709 cm^{-1} ซึ่งเป็นการสั่นแบบยืดของพันธะ C=O ของวงแหวนมาลอิไมด์ในสาร HPM กับค่าการดูดกลืนรังสีอินฟราเรดที่เลขคลื่น 835 cm^{-1} ซึ่งเป็นการสั่นแบบนอกระนาบของพันธะ C-H ที่ต่ออยู่กับตำแหน่งพันธะ C=C ของยางธรรมชาติ โดยการคำนวณแสดงได้ดังสมการที่ 2.1 (Barra et al., 1999)

$$\text{Peak Height Ratio} = \frac{h_c}{h_m} \quad (2.1)$$

เมื่อ h_c คือ ความสูงของพีคที่เลขคลื่น 1709 cm^{-1}

h_m คือ ความสูงของพีคที่เลขคลื่น 835 cm^{-1}

2.6 การเกิดพันธะกันระหว่างยางธรรมชาติมาลอิเอตและพอลิเอไมด์

เนื่องจากยางธรรมชาติและพอลิเอไมด์มีสมบัติที่แตกต่างกันมาก กล่าวคือ ยางธรรมชาติ เป็นพอลิเมอร์ที่ไม่มีขั้ว แต่พอลิเอไมด์มีขั้ว ดังนั้นจึงมีความจำเป็นต้องมีการเติมหมู่ฟังก์ชันที่ว่องไว ต่อปฏิกิริยาเคมีในโมเลกุลยาง ทำให้ยางธรรมชาติมีหมู่ฟังก์ชันที่สามารถเกิดปฏิกิริยากับหมู่เอไมด์ ของพอลิเอไมด์ได้ คือเกิดพันธะไฮโดรเจนหรือพันธะโควาเลนต์ระหว่างพอลิเมอร์ทั้งสอง มีการศึกษาการเกิดปฏิกิริยาระหว่างยางธรรมชาติกับมาลอิอิกแอนไฮไดรด์ และยางธรรมชาติมาลอิเอต

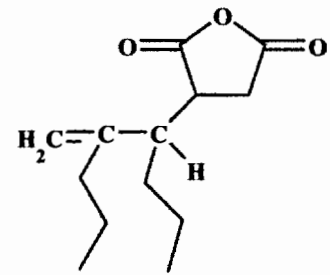
กับพอลิเอไมด์ 6 พบว่ามาติกแอนไฮไดรด์ทำปฏิกิริยาเกาะติดยางธรรมชาติ สามารถเกิดปฏิกิริยากับหมู่เอมีนปลายโซ่โมเลกุลของพอลิเอไมด์ เกิดเป็น โคพอลิเมอร์ของยางธรรมชาติกับพอลิเอไมด์ (Carone *et al.*, 2000) ดังภาพที่ 2.12

Prince of Songkla University
Pattani Campus

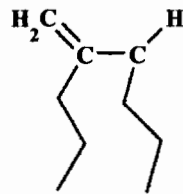
Maleic Anhydride (MA)



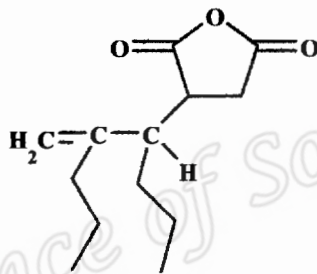
+



Maleated Natural Rubber

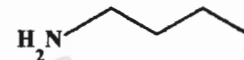


Natural Rubber (NR)

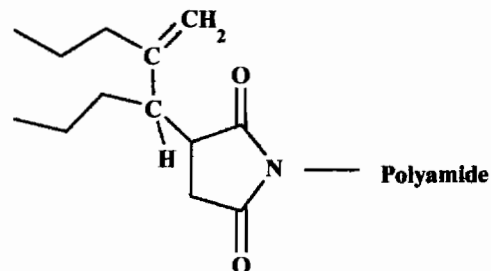


Maleated Natural Rubber

+



Polyamide 6



Polyamide

NR-g-PA 6

+



ภาพที่ 2.12 ปฏิกิริยาที่เป็นไปได้ระหว่างมาลิกแอนไฮไดรด์ ขางธรรมชาติ และพอลิเอไมด์ 6 ที่เกิดขึ้นในระหว่างทำการผสม (Carone *et al.*, 2000)

2.7 ไนลอน

ไนลอนเป็นเส้นใยสังเคราะห์ชนิดแรกที่ถูกคิดค้นขึ้นโดย Wallace Carothers และทีมวิจัยของบริษัท Du Pont ประเทศสหรัฐอเมริกา เส้นใยสังเคราะห์นี้ถูกผลิตออกมาจำหน่ายในเชิงพาณิชย์ครั้งแรกในปี ค.ศ. 1939 ไนลอนมีด้วยกันหลายชนิด เช่น ไนลอน6 ไนลอน6,6 ไนลอน11 ไนลอน12 ไนลอน6,10 และอื่น ๆ แต่ที่นิยมผลิตออกมามากที่สุดมี 2 ชนิดคือ ไนลอน6,6 และ ไนลอน6 โดยไนลอน6,6 เป็นโพลิเมอร์ที่นิยมผลิตและใช้ในประเทศสหรัฐอเมริกามากที่สุด ขณะที่ประเทศต่าง ๆ ในแถบยุโรป และแถบอื่นจะนิยมผลิตและใช้ ไนลอน6 มากกว่า

2.7.1 การเตรียมไนลอน

ไนลอนเป็นพอลิเมอร์ที่จัดอยู่ในกลุ่มพอลิเอไมด์ ทำให้สามารถผลิตไนลอนได้จากสารตั้งต้นหลายชนิด แต่สารที่นิยมใช้ทำปฏิกิริยาสังเคราะห์ไนลอน6 คือ คาร์โพรแลคตาม (caprolactam) ส่วนการสังเคราะห์ไนลอน6,6 นิยมใช้เฮกซะเมทิลีนไดเอมีน (hexamethylene diamide) กับกรดอะดิปิก (adipic acid) เส้นใยสังเคราะห์ของไนลอนเป็นพอลิเมอร์แบบกึ่งผลึก (semi-crystalline) มีหมู่เอไมด์ (-C-O-NH-) อยู่ในสายโซ่โมเลกุลจึงทำให้สามารถเกิดพันธะไฮโดรเจนกับโมเลกุลอื่น ๆ ได้ส่งผลให้ไนลอนเป็นพอลิเมอร์ที่คงความแข็งแรงแม้จะอยู่ในสภาพแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงและมีความเหนียวแม้ในที่อุณหภูมิต่ำ ให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำ (low friction coefficient) ทนทานต่อการสึกหรอ และการขีดข่วน ตลอดจนทนทานต่อสารเคมีต่าง ๆ นอกจากนี้ไนลอนยังเป็นพลาสติกวิศวกรรมที่สำคัญอีกชนิดหนึ่งด้วย

2.7.2 ความแตกต่างระหว่างไนลอน6 และไนลอน 6,6

ไนลอน6 และไนลอน6,6 มีสมบัติทางกายภาพ และสมบัติเชิงกลที่ใกล้เคียงกันแต่ ไนลอน6,6 จะมีสมบัติเหนียวกว่าไนลอน6 เล็กน้อย แต่มีสิ่งหนึ่งที่ควรพิจารณาเป็นพิเศษ คือ เรื่องจุดหลอมเหลวของพอลิเมอร์กับการใช้งาน เนื่องจากไนลอน6 มีจุดหลอมเหลวน้อยกว่า ไนลอน6,6 ดังนั้นเสื้อผ้าที่ผลิตจากไนลอน6 จึงต้องใช้ความระมัดระวังในการรีดเสื้อผ้ามากกว่า ไนลอน6,6

2.7.3 การประยุกต์ใช้ในลอน

ในลอนเป็นวัสดุที่ทางบริษัท Du Pont ตั้งใจผลิตขึ้นมาเพื่อใช้ทดแทนวัสดุธรรมชาติที่มีราคาสูงอย่างขนสัตว์และเส้นใยไหมแต่สินค้าชนิดแรกที่ผลิตจากในลอนคือ ขนแปรงสีฟัน ขณะที่สินค้าที่สร้างชื่อเสียงให้แก่ในลอนอย่างมากคือถุงน่องของสุภาพสตรีที่ใช้เส้นใยในลอนในการผลิตแทนเส้นใยไหม และด้วยเหตุที่ในลอนมีทั้งความแข็งแรงและมีสมบัติเชิงกลต่าง ๆ คีพอลิเมอร์ชนิดนี้จึงถูกประยุกต์ใช้กับผลิตภัณฑ์ทางการทหารหลายอย่าง เช่น รั้วชูชีพ และเชือก เป็นต้น ทุกวันนี้ในลอนไม่ได้จำกัดอยู่เพียงแค่การเป็นวัสดุในวงการสิ่งทอแต่เพียงอย่างเดียวแล้ว แต่ในลอนได้ขยายขอบเขตการใช้งานเข้าไปในอุตสาหกรรมอื่นด้วย อย่างการใช้ในลอนเป็นวัตถุดิบสำหรับการผลิตเฟือง ข้อต่อ และล้อของรถยนต์ เป็นต้น

2.8 การแปรรูปของพอลิเมอร์เบลนด์

การผลิตพอลิเมอร์เบลนด์เป็นแนวทางที่มีความสะดวกในการได้มาซึ่งวัสดุใหม่ ซึ่งต้นทุนการผลิตถูกกว่าการสังเคราะห์พอลิเมอร์ตัวใหม่โดยลักษณะทางสัณฐานวิทยาของเฟสกระจายเป็นปัจจัยสำคัญที่จะบ่งบอกถึงสมบัติของพอลิเมอร์เบลนด์ ซึ่งลักษณะทางสัณฐานวิทยาจะถูกควบคุมโดยกระบวนการแปรรูปที่แตกต่างกัน และปัจจัยอื่น ๆ ดังต่อไปนี้ (Leblanc *et al.*, 2009)

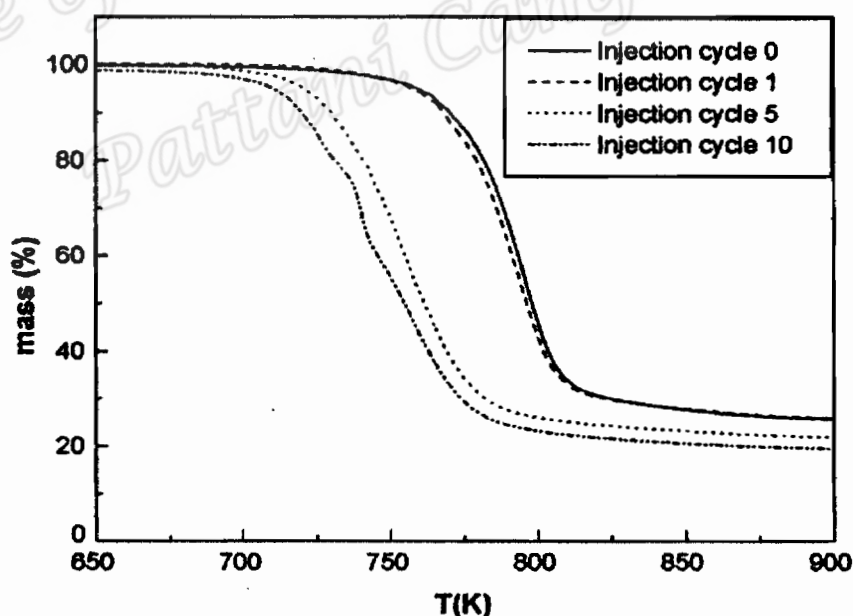
- (1) ชนิดของเครื่องผสม
- (2) เวลาการผสม
- (3) อัตราการเนียน
- (4) องค์ประกอบของพอลิเมอร์เบลนด์
- (5) อัตราส่วนความหนืดขององค์ประกอบของพอลิเมอร์เบลนด์
- (6) แรงตึงผิว

Leblanc *et al.*, (2009) ได้ศึกษากระบวนการเบลนด์ PEG/PA-6,6 โดยใช้เครื่องเอกซ์ทรูดแบบสกรูคู่ขนาดเล็ก (twin screw mini-extruder) ศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาโดยดูขนาดอนุภาคของเฟสกระจายเปรียบเทียบกับผลการศึกษาของการใช้เครื่องผสมแบบปิด (internal mixer) พบว่าการใช้เครื่องเอกซ์ทรูดแบบสกรูคู่จะทำให้เฟสกระจายมีขนาดอนุภาคที่เล็กกว่าการใช้เครื่อง

ผสมแบบปิดและการใช้ความเร็วรอบของสกรูหรือโรเตอร์ที่สูงกว่าจะทำให้เฟสกระจายมีขนาดอนุภาคที่เล็กกว่าการใช้ความเร็วรอบต่ำ

2.9 การวิเคราะห์เชิงความร้อน

เทคนิคการวิเคราะห์สมบัติเชิงความร้อน (thermogravimetric analysis, TGA) เป็นวิธีเบื้องต้นในการวิเคราะห์ความเสถียรของพอลิเมอร์เมื่อได้รับความร้อน โดยใช้พื้นฐานการวัดน้ำหนักอย่างต่อเนื่องด้วยเครื่องชั่งที่มีความไวสูง (thermobalance) ในระหว่างการวิเคราะห์จะเพิ่มอุณหภูมิของตัวอย่างซึ่งอยู่ในบรรยากาศปกติหรือก๊าซเฉื่อยขึ้นอย่างต่อเนื่อง ข้อมูลการวิเคราะห์จะบันทึกเป็นเทอร์โมแกรมที่แสดงการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของตัวอย่างและอุณหภูมิ ดังภาพที่ 2.13 การสูญเสียน้ำหนักในช่วงแรกของการวิเคราะห์หรือที่อุณหภูมิต่ำกว่าอาจเกิดจากการระเหยของน้ำหรือตัวทำละลายแต่ที่อุณหภูมิสูงมักเกิดจากการสลายตัวของพอลิเมอร์ ข้อมูลเหล่านี้ทำให้ทราบเกี่ยวกับความเสถียรต่อความร้อนของพอลิเมอร์



ภาพที่ 2.13 เทอร์โมแกรมจากการวิเคราะห์ด้วย TGA ของพอลิบิวทีน (Perez *et al.*, 2010)

2.10 การวิเคราะห์สมบัติเชิงกลแบบพลวัต

เครื่องมือวิเคราะห์สมบัติเชิงกลแบบพลวัต (dynamic mechanical analyzer, DMA) ใช้ศึกษาสมบัติด้านความแข็งตึง (stiffness) และสมบัติการหน่วง (damping) ของวัสดุ ความแข็งตึงขึ้นอยู่กับสมบัติเชิงกลและขนาดของวัสดุ ซึ่งจะบ่งบอกถึงมอดูลัส การหน่วงจะแสดงในรูปของ $\tan \delta$ และบ่งบอกถึงปริมาณพลังงานที่วัสดุสามารถเก็บสะสมไว้ นอกจากนี้ เทคนิค DMTA สามารถหาค่าอุณหภูมิกลายแก้ว (glass transition temperature, T_g) ของวัสดุได้ หลักการทดสอบคือ จะให้แรงแกว่งทดสอบที่ความถี่คงที่ภายใต้ช่วงอุณหภูมิที่ต้องการ เมื่อขึ้นตัวอย่างเกิดการผิดรูปจะมีสมบัติการวัฏระยะที่เปลี่ยนแปลงไป การเลือกโหมดของการทดสอบขึ้นอยู่กับลักษณะของชั้นทดสอบ สมบัติเชิงพลวัตในเชิงของสมการคณิตศาสตร์ ถ้านำมาทำให้ผิดรูปเพียงเล็กน้อยด้วยการดึง (simple extension) และให้ความเครียดเป็นรอบ ($\epsilon(t)$) กระทำตัวอย่างโดยที่

$$\epsilon(t) = \epsilon_0 \sin \omega t \quad (2.2)$$

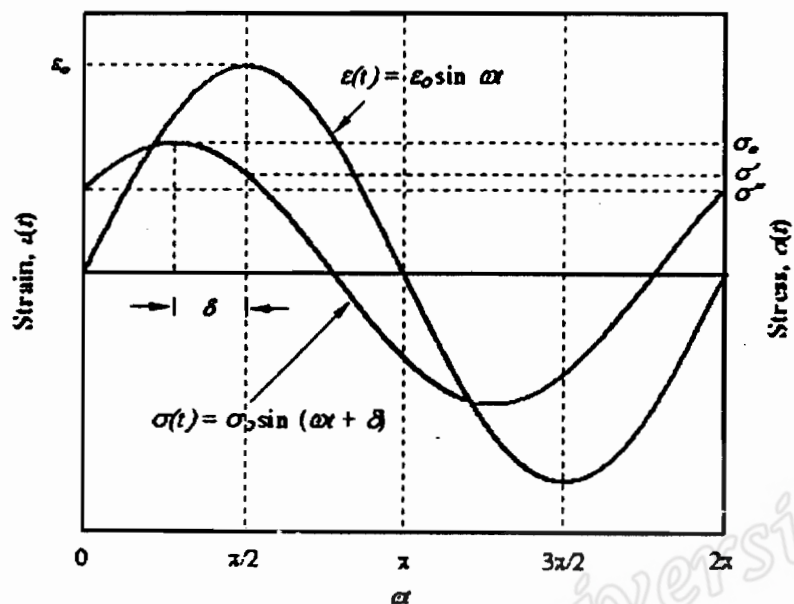
เมื่อ ϵ_0 คือ แอมพลิจูดสูงสุดของความเครียด ω คือ ความถี่เชิงมุม และ t คือ เวลา ความเค้นตอบสนองที่เกิดขึ้น คือ

$$\sigma(t) = \sigma_0 \sin(\omega t + \delta) \quad (2.3)$$

เมื่อ σ_0 คือแอมพลิจูดสูงสุดของความเค้น กราฟของความเครียดที่ให้กับชั้นทดสอบและความเค้นตอบสนองเป็นฟังก์ชันกับ ωt จะเป็นดังภาพที่ 2.14 จะเห็นว่าความเครียดจะมีค่าสูงสุดที่ $\omega t = \frac{\pi}{2}$ และมีค่าเป็นศูนย์ที่ $\omega t = 0$ อย่างไรก็ตามที่ความเครียดเป็นศูนย์ความเค้นจะไม่เท่ากับศูนย์ ค่าความเค้นที่ความเครียดเป็นศูนย์ (σ'') และค่าความเค้นที่ความเครียดมีค่าสูงสุด (σ') สามารถคำนวณได้จากสมการดังนี้

$$\sigma' = \sigma_0 \sin \left[\frac{\pi}{2} + \delta \right] = \sigma_0 \cos \delta \quad (2.4)$$

$$\sigma'' = \sigma_0 \sin [0 + \delta] = \sigma_0 \sin \delta \quad (2.5)$$



ภาพที่ 2.14 กราฟของความเครียดที่ให้กับชิ้นทดสอบและความเค้นตอบสนองเป็นฟังก์ชันกับ ωt

จากรูปที่ 2.14 จะเห็นว่าอัตราความเครียดจะมีค่าสูงสุดเมื่อความเครียดผ่านจุดศูนย์ ทั้งนี้เพราะฟังก์ชันไซน์จะมีค่าอัตราการเปลี่ยนแปลงสูงสุดที่จุดดังกล่าว ดังนั้นค่าความเค้นที่ความเครียดเป็นศูนย์ (σ'') จึงเป็นผลมาจากการตอบสนองของชิ้นทดสอบต่ออัตราความเครียดเสมือนว่าชิ้นทดสอบนั้นเป็นของไหลหนืดอย่างสมบูรณ์ เมื่อความเครียดถึงจุดสูงสุด อัตราความเครียดมีค่าเป็นศูนย์ การตอบสนองต่อความเครียดของชิ้นทดสอบที่จุดดังกล่าวจึงเหมือนกับ การตอบสนองของของแข็งยืดหยุ่นสมบูรณ์

อัตราส่วนของความเค้นต่อความเครียดคือ ค่อมอดูลัส ดังนั้นที่ความเครียดที่สูงสุด ค่ามอดูลัสสะสม (E')

$$E' = \left[\frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \right] \cos \delta \quad (2.6)$$

และที่ความเครียดเป็นศูนย์คือ ค่ามอดูลัสสูญเสีย

$$E'' = \left[\frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \right] \sin \delta \quad (2.7)$$

และสามารถคำนวณหาแทนเจนต์สูญเสียหรือแทนเจนต์เคลตา ($\tan \delta$) ได้จาก

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (2.8)$$

เนื่องจากความเค้นและความเครียดที่อยู่ในเฟสเดียวกันจะทำให้เกิดพลังงานที่เก็บสะสมอย่างยืดหยุ่น ในขณะที่ความเค้นและความเครียดที่อยู่ต่างเฟสจะทำให้เกิดพลังงานสูญเสีย ดังนั้น $\tan \delta$ จึงเป็นอัตราส่วนระหว่างพลังงานสูญเสียและพลังงานที่เก็บสะสม (ตุลยพงษ์, 2551)

2.11 เอกสารที่เกี่ยวข้องกับการเบลนค์และเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่เกี่ยวข้องกับยางธรรมชาติและไนลอน6

ในปี 2000 มีการศึกษาการเข้ากันได้ของการเบลนค์ระหว่างยางธรรมชาติ กับไนลอน6 โดยผสมยางธรรมชาติ ไนลอน6 และมาลิกแอนไฮไดรด์พร้อมกัน ทำการผสมที่อุณหภูมิ 240°C ใช้สัดส่วนยางธรรมชาติกับไนลอน6 (15/85 และ 25/75) และใช้มาลิกแอนไฮไดรด์ 3% โดยน้ำหนักของยางธรรมชาติ ผลการทดลองพบว่ามาลิกแอนไฮไดรด์สามารถทำปฏิกิริยากับยางธรรมชาติและไนลอน6 เกิดกราฟต์โคพอลิเมอร์ของยางธรรมชาติกับไนลอน6 ช่วยให้การเข้ากันได้ของยางธรรมชาติกับไนลอน6 ดีขึ้น (Carone *et al.*, 2000)

Nitrile rubber (NBR) สามารถเบลนค์กับไนลอนได้เนื่องจากยาง NBR และไนลอนต่างเป็นพอลิเมอร์ที่มีความเป็นขั้ว จึงได้มีการศึกษาถึงสมบัติเชิงกลและลักษณะพื้นฐานวิทยาของเทอร์โมพลาสติก อิลาสโตเมอร์ที่ได้จากการเบลนค์ NBR กับไนลอน พบว่าลักษณะพื้นฐานวิทยารับขึ้นอยู่กับการเบลนค์ของ NBR กับไนลอน โดยพอลิเมอร์ที่มีสัดส่วนน้อยกว่าจะเป็นเฟสที่กระจายตัวอยู่ในพอลิเมอร์ที่มีสัดส่วนมากกว่า ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง ยกเว้นในสัดส่วน NBR กับไนลอน 60/40 ถึง 40/60 เฟสของยาง NBR และไนลอน จะเป็นเฟสต่อเนื่องทั้งคู่ส่งผลต่อสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้นตามสัดส่วนของไนลอน (เฟสต่อเนื่อง) ที่เพิ่มขึ้น (Kumar *et al.*, 1996)

ได้มีการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนค์ระหว่างพอลิเอทิลีนชนิดความหนาแน่นสูง (HDPE) กับ NBR ด้วยกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ ซึ่งใช้สัดส่วนระหว่างระหว่าง HDPE/NBR (50/50) และไดควิมิวเปอร์ออกไซด์ (DCP) เป็นสารวัลคาไนซ์ พบว่าขณะที่ผสมมีการวัลคาไนซ์ในเฟสยาง และลักษณะพื้นฐานวิทยาเปลี่ยนแปลงอย่างมาก โดยอนุภาคของ

ยางที่วัลคาไนซ์จะกระจายตัวในเฟสเล็ก ๆ จำนวนมาก ช่วยให้สมบัติด้านแรงดึงและสมบัติความต้านทานต่อการฉีกขาดดีขึ้น สมบัติด้านการไหลแสดงให้เห็นถึงความเป็นของไหลแบบซูโพลาสติก (George *et al.*, 2000)

ขณะเดียวกันได้มีการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์โดยกระบวนการเตรียมแบบไดนามิกวัลคาไนซ์จากการเบลนค์ระหว่าง PP กับ NBR โดยทำการศึกษาอิทธิพลของสัดส่วนการเบลนค์ สารเพิ่มเข้ากันได้และการวัลคาไนซ์ด้วยกระบวนการไดนามิกส์ที่มีต่อสมบัติการไหล พบว่าการใช้ ฟีนอลิก เรซินเป็นสารเพิ่มความเข้ากันได้ปริมาณน้อย ๆ ทำให้ความหนืดขณะหลอมเพิ่มขึ้น การใช้สารวัลคาไนซ์กัมมะถันไดควิมิวเปอร์ออกไซด์ และระบบวัลคาไนซ์ผสม ทำให้มีลักษณะสัญญาณวิทยาของพอลิเมอร์เบลนค์ที่ได้ดีขึ้น (George *et al.*, 2000) นอกจากนี้เทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ซึ่งเตรียมโดยกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์จากคู่เบลนค์ระหว่าง ไนลอน6 กับ NBR และใช้ฟีนอลิก เรซินเป็นสารวัลคาไนซ์ ในสัดส่วนระหว่าง PA-6/NBR ที่ 40/60 จะให้สมบัติทางฟิสิกส์ สมบัติเชิงกล และ สมบัติเชิงความร้อนดีที่สุด และให้ลักษณะสัญญาณวิทยา โดยเกิดการกลับเฟสของยาง NBR เป็นเฟสที่กระจายตัวในเฟสของไนลอน6 ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง (Mehrabzadeh *et al.*, 2000)

มีงานวิจัยเกี่ยวกับการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์จากการเบลนค์ยาง EPDM กับไนลอน ซึ่งไนลอนที่ใช้เป็นชนิดโคพอลิเมอร์ ระหว่าง ไนลอน10,10 ปริมาณ 70% ไนลอน6,6 ปริมาณ 20% และไนลอน6 ปริมาณ 10% เตรียมโดยกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ ใช้ยาง EPR กราฟต์ MA เป็นตัวประสานความเข้ากันได้ ใช้ระบบวัลคาไนซ์ 3 ระบบคือ ระบบฟีนอลิก ระบบกัมมะถัน และระบบเปอร์ออกไซด์ พบว่าระบบกัมมะถันจะให้สมบัติด้านแรงดึงและความต้านทานต่อการยืดที่ดีกว่าระบบอื่น และยังพบว่าสมบัติเหล่านี้จะมากขึ้นเมื่อสัดส่วนของไนลอนเพิ่มขึ้น เมื่อยาง EPDM กับไนลอนผ่านกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์โดยมี MA-g-EPR เป็นตัวประสานจะส่งผลให้เฟสของยาง EPDM สามารถกระจายตัวมีอนุภาคเฉลี่ย 1 ไมโครเมตร (Huang *et al.*, 2002) นอกจากนี้ยังมีการเตรียมเทอร์โมพลาสติกอิลาสโตเมอร์ที่ทนแรงกระแทกจากการเบลนค์ระหว่างไนลอนกับ styrene-acrylonitrile copolymer (SAN) และ NBR พบว่าหากใช้สัดส่วนของไนลอน/SAN (2/1) และใช้ NBR 25 เปอร์เซ็นต์ของน้ำหนักพอลิเมอร์ทั้งหมด จะให้สมบัติด้านการทนแรงกระแทกที่ดีเยี่ยมและเมื่อเบลนค์ในสัดส่วนของ PA6/SAN/NBR

(50/25/25) และใช้สารวัลคาไนซ์ *p*-octane phenolic formaldehyde resin (PF) ในปริมาณ 8 phr จะได้เทอร์โมพลาสติกอีลาสโตเมอร์ที่มีความเหนียวมาก และเมื่อปริมาณ PF เพิ่มมากกว่า 8 phr สามารถเห็นได้ชัดว่ามีการเปลี่ยนแปลงจากของแข็งเปราะเป็นของแข็งที่มีความเหนียวมากขึ้น ลักษณะพื้นฐานวิทยาจะได้เฟสของอนุภาคที่กระจายตัวได้เล็กกว่า และขนาดของอนุภาคที่กระจายตัวจะมีรูปแบบที่แน่นอนกว่าเมื่อสารวัลคาไนซ์เพิ่มขึ้น (Wang *et al.*, 2002)

มีการศึกษาลักษณะพื้นฐานวิทยาของการเบลนค้ระหว่างยาง EPDM กับไนลอน6 ทำการผสมโดยใช้เครื่องเอ็กซ์ทรูดสกรูคู่ขนาดเล็ก เตรียมที่อุณหภูมิ 260°C ความเร็วรอบ 80 รอบต่อนาที พบว่าการใช้ยาง EPDM ในสัดส่วน 50-60 % ทำให้ลักษณะพื้นฐานวิทยาที่ได้ทั้งยาง EPDM และไนลอน6 เป็นแบบต่อเนื่อง ส่งผลให้สมบัติเชิงกลไม่ดี จึงได้มีการพัฒนาโดยใช้ตัวประสานที่เหมาะสม (EPDM กราฟต์ด้วย MA) และใช้สารวัลคาไนซ์ปริมาณเล็กน้อย (peroxide 0.25 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ผ่านกระบวนการไดนามิกวัลคาไนซ์ ส่งผลให้สมบัติเชิงกลดีขึ้น และยังพบว่าการใช้สัดส่วนของยาง EPDM 60 % ทำให้ลักษณะพื้นฐานวิทยาที่ได้ยาง EPDM จะกระจายตัวในเฟสของไนลอน6 ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่อง (Oderkerk and Groeninckx, 2002)

ต่อมาในปี 2003 มีการเตรียมเทอร์โมพลาสติกวัลคาไนซ์ ระหว่างยาง EPDM กับไนลอน พบว่าการใช้ chlorinated polyethylene (CPE) เป็นตัวประสาน จะดีกว่าตัวประสานชนิดอื่น และใช้กำมะถันเป็นสารวัลคาไนซ์จะให้สมบัติด้านการดึงและการยืดสูงกว่าการใช้ฟีนอลิก เรซิน หรือเปอร์ออกไซด์ สมบัติเหล่านี้จะเพิ่มขึ้นตามสัดส่วนของไนลอนที่เพิ่มขึ้น และจากการวิเคราะห์ด้วย dynamic mechanical thermal analysis (DMTA) พบว่า glass transition temperature (T_g) ของไนลอนจะสูงขึ้นเมื่อปริมาณของ CPE เพิ่มขึ้น แต่ T_g ของ EPDM ต่ำลงเล็กน้อย ลักษณะพื้นฐานวิทยาที่ได้ยาง DPDM จะกระจายตัวโดยมีขนาดอนุภาคเฉลี่ย 2 ไมโครเมตร ในเฟสของไนลอน ซึ่งเป็นเฟสต่อเนื่องส่งผลให้ได้สมบัติความต้านทานต่อการเสื่อมเนื่องจากสภาวะแวดล้อมกับการนำกลับมาใช้ใหม่ที่ดี (Liu *et al.*, 2003)