

## พฤติกรรมและกลไกการแตกหักของอีพ็อกซีเรซินภายใต้อัตราการต่าง ๆ

## Fracture behavior and mechanisms of epoxy resin under various loading rates

สุภารัตน์ รัตนานนท์ และ ชาวสวน กาญจนมัย \*

ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ คลองหลวง ปทุมธานี 12120

\*E-mail: kchao@engr.tu.ac.th

Suparat Rattananon and Chaosuan Kanchanomai \*

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Thammasat University, Klong-luang, Pathumthani 12120

\*E-mail: kchao@engr.tu.ac.th

## บทคัดย่อ

ผลกระทบของอัตราการ (loading rate) ที่มีต่อพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของเทอร์โมเซตอีพ็อกซีเรซิน (thermoset epoxy resin) ที่ใช้โพลีเอมีน (polyamine) เป็นสารที่ทำให้แข็งตัว ได้ถูกศึกษาภายใต้อัตราการต่าง ๆ ( $10^{-1}$  ถึง  $10^3$  มม./นาที) จากผลการศึกษาพบว่าค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น (critical stress intensity factor,  $K_{Ic}$ ) จะสูงและสม่ำเสมอที่อัตราการต่ำ และมีค่าต่ำและสม่ำเสมอที่อัตราการสูง โดยจุดเปลี่ยนมีค่าประมาณ 3-10 มม./นาที จากการสังเกตพื้นผิวความเสียหาย (fracture surface) ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบอิเล็กตรอน พบหลักฐานของการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก เช่น shear lip, stretched zone และ crazes ในชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการต่ำ ซึ่งส่งผลให้กลไกการแตกหักอยู่ในสภาพความเค้นแบบระนาบ (plane stress) และเกิดการแตกหักแบบเหนียว (ductile fracture) โดยลักษณะเฉพาะเช่นนี้จะลดลงเมื่ออัตราการสูงขึ้น ซึ่งส่งผลให้กลไกการแตกหักอยู่ในสภาพความเครียดแบบระนาบ (plane strain) และเกิดการแตกหักแบบเปราะ (brittle fracture)

## Abstract

Effects of loading rate on fracture behavior and mechanism of thermoset epoxy resin with polyamine hardener have been studied at various loading rates ( $10^{-1}$  to  $10^3$  mm/min). The displacement to fracture continuously decreased with increasing loading rate, and became stable at high loading rates. The maximum load, critical stress intensity factors ( $K_{Ic}$ ), were high

and stable at low loading rates, and became low and stable at high loading rates with the transition of loading rate at approximately 10 mm/min. The formation of shear lips, stretched zone, crazes, and crack blunting, i.e. localized plastic deformation processes, were dominating mechanisms and resulted in the plane stress-dominated condition for specimens tested at low loading rates, while brittle fracture and the condition of plane strain were dominating mechanisms for specimens tested at loading rate of 10 mm/min or higher.

## 1. บทนำ

อีพ็อกซีเรซินได้ถูกใช้เป็นวัสดุหลักในวัสดุผสม (composite materials) เนื่องจากโครงสร้างระดับจุลภาคที่เป็นวงของอีพ็อกซี (epoxy ring) สามารถยึดจับวัสดุเพิ่มความแข็งแรง เช่น เส้นใยแก้ว และเส้นใยคาร์บอนได้ดี ส่งผลให้มีความแข็งแรงสูงขึ้น และสามารถนำไปใช้สร้างชิ้นส่วนทางวิศวกรรมได้อย่างหลากหลาย เช่น รอยยนต์ เรือ อากาศยาน อากาศยาน อากาศยาน เป็นต้น [1] ซึ่งชิ้นส่วนเหล่านี้จะรับอัตราการ (loading rate) ในการใช้งานต่างกัน เช่น อุปกรณ์กีฬาจะรับอัตราการที่เร็ว ในขณะที่ภาชนะรับแรงดันจะรับอัตราการที่ช้ากว่า เนื่องจากคุณสมบัติเชิงกลของโพลีเมอร์ เช่น โมดูลัสอีลาสติก และจุดคราก เป็นคุณสมบัติที่ขึ้นกับเวลา [2] ดังนั้นพฤติกรรมการแตกหักของอีพ็อกซีเรซินจึงเป็นพฤติกรรมที่ขึ้นกับเวลา และ ชิ้นส่วนทางวิศวกรรมที่สร้างจากอีพ็อกซีเรซินจะแสดงพฤติกรรมการแตกหักที่ต่างกันเมื่อถูกกระทำภายใต้อัตราการที่ต่างกัน ความเข้าใจถึงผลกระทบของอัตรา

ภาวะที่มีต่อพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของอีพ็อกซีเรซินจึงมีความจำเป็นในการออกแบบ ผลิต และใช้งานทางวิศวกรรม ในขณะที่อีพ็อกซีเรซินเสริมความแข็งแรงด้วยเส้นใยและอนุภาคได้ถูกนำมาใช้งานทางด้านวิศวกรรมอย่างแพร่หลาย มีงานวิจัยจำนวนน้อยได้ศึกษาเกี่ยวกับพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของวัสดุผสมอีพ็อกซีเรซิน [3-6] และมีงานวิจัยจำนวนน้อยมากที่ศึกษาเกี่ยวกับพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของอีพ็อกซีเรซินบริสุทธิ์ ซึ่งความพื้นฐานในการศึกษาความทนทานของวัสดุผสมอีพ็อกซีเรซิน

Low และ Mai [7] ได้ศึกษาถึงกลไกความเสียหายของอีพ็อกซีเรซินบริสุทธิ์ และอีพ็อกซีเรซินเสริมความแข็งแรงด้วยยางภายใต้อัตราความเครียด (strain rate)  $10^0$  ถึง  $10^2$  วินาที<sup>-1</sup> และ อุณหภูมิ -80 ถึง  $60^\circ\text{C}$  พบว่ากลไกการขยายตัวของปลายรอยร้าวจากการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (plastic-induced crack blunting mechanism) ส่งผลให้ค่าวิกฤติของอัตราการปล่อยพลังงานความเครียด (critical strain energy release rate,  $G_{IC}$ ) ลดลง เมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้น Gensler และคณะ [8] ได้ศึกษาพฤติกรรมการแตกหักของ Isostatic polypropylene ภายใต้อัตราการกระ 0.1 ม.ม./วินาที ถึง 14 ม.ม./วินาที พบว่าพฤติกรรมการแตกหักวัสดุเปลี่ยนจากพฤติกรรมแบบวัสดุเหนียวไปเป็นวัสดุเปราะเมื่ออัตราการกระสูงขึ้น โดยกลไกการเหนียวเป็นกลไกความเสียหายหลักที่อัตราการกระต่ำ ในขณะที่การเกิดช่องว่างจำนวนมากบริเวณส่วนปลายของรอยร้าว (multiple crazing) เป็นกลไกการเสียหายหลักที่อัตราการกระปานกลาง และการเกิดช่องว่างเดี่ยวบริเวณส่วนปลายของรอยร้าว (single crazing) เป็นกลไกการเสียหายหลักที่อัตราการกระสูง D'Almeid และ Monteiro [9] ได้ศึกษาพื้นผิวการแตกหัก (fracture surface) ของอีพ็อกซีเรซินที่มีอัตราส่วนระหว่างเรซินและสารทำแข็ง (resin/hardener) ต่างๆ พบว่า บริเวณสารทำแข็ง (amine-rich) มีการเปลี่ยนแปลงขนาด และร่องรอยการฉีก (tear zone) ในขณะที่บริเวณเนื้ออีพ็อกซีเรซิน (epoxy-rich) ไม่แสดงร่องรอยความเสียหายโดยพื้นผิวการแตกหักมีลักษณะเรียบ

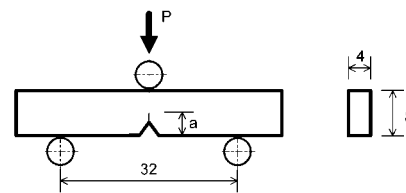
ผลกระทบของอัตราการกระ (loading rate) ที่มีต่อพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของเทอร์โมเซตอีพ็อกซีเรซิน (thermoset epoxy resin) ที่ใช้โพลีเอมีน (polyamine) เป็นสารที่ทำให้แข็งตัว ได้ถูกศึกษาในงานวิจัยนี้ ค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น (critical stress intensity factor,  $K_{IC}$ ) ได้ถูกคำนวณจากการทดสอบการแตกหักภายใต้อัตราการกระต่างๆ ( $10^{-1}$  ถึง  $10^3$  มม./นาที) นำไปเปรียบเทียบกับพื้นผิวการแตกหัก และอธิบายพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของอีพ็อกซีเรซิน อัตราการกระที่ทำให้เกิดสภาพความเครียดแบบระนาบ (plane strain) ได้ถูกนำเสนอเพื่อเป็นพื้นฐานในการออกแบบ ผลิต และใช้งานทางวิศวกรรม

## 2. วัสดุและวิธีการวิจัย

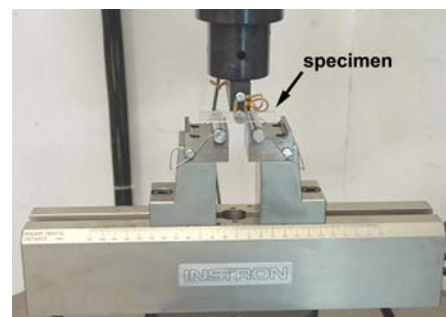
วัสดุที่ใช้ในงานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจากบริษัท ไทยอีพ็อกซีแอนด์ อัลลาลายด์ โปรดักส์ จำกัด โดยเป็นวัสดุที่ได้จากการผสมระหว่างเรซินประเภท modified DGEBA (diglycidyl ethers bisphenol-A)

ชนิดความหนืดต่ำ กับสารที่ทำให้แข็งตัวประเภท modified aliphatic amine ด้วยอัตราส่วนระหว่างเรซินและสารทำแข็ง 100:35 และปล่อยให้เย็นตัวในแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิห้องเป็นเวลา 24 ชั่วโมง เมื่อแข็งตัวแล้วจะมีความหนา 4 ม.ม. จากนั้นนำไปอบต่อที่อุณหภูมิ  $80^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เพื่อเพิ่มความแข็งแรง จากการทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ISO [10] พบว่าความเค้นและความเครียดที่ทำให้เกิดการแตกหักเป็น 75 MPa และ 4% ตามลำดับ

ขั้นตอนทดสอบแบบ single edge-notch bending (SENB) สำหรับการทดสอบการแตกหักแบบ three-point bending fracture toughness tests [11] ได้ถูกตัดจากแผ่นวัสดุให้มีขนาดดังแสดงในรูป 1 การสร้างรอยร้าวเริ่มต้น (precrack) ทำโดยใช้ใบมีดเฉือนที่ปลายของรอยบาก (notch) ความยาวของรอยร้าวรวมมีค่าประมาณ 4 ม.ม. และอยู่ในช่วง  $0.45 < a/W < 0.55$  โดย  $W$  คือ ความกว้างของชิ้นทดสอบ การทดสอบการแตกหักกระทำบนเครื่อง servo-hydraulic fatigue machine (รูป 2) ที่ความชื้นสัมพัทธ์ 55% อุณหภูมิ  $25^\circ\text{C}$  และอัตราการกระ  $10^{-1}$  ถึง  $10^3$  มม./นาที ในระหว่างการทดสอบ แรง การเปลี่ยนแปลงขนาดและเวลาจะถูกบันทึกค่าไว้ด้วยเครื่องคอมพิวเตอร์ ชิ้นทดสอบที่แตกหักจะถูกเคลือบด้วยทองภายใต้สภาวะสุญญากาศ เพื่อนำไปศึกษาพื้นผิวการแตกหักด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบอิเล็กตรอน (scanning electron microscope, SEM)



รูป 1 ชิ้นทดสอบแบบ single edge-notch bending (SENB) หน่วยเป็น ม.ม.



รูป 2 การทดสอบการแตกหักแบบ three-point bending fracture toughness tests

3. การคำนวณตัวประกอบความเข้มของความเค้น

จากทฤษฎีกลศาสตร์การแตกหัก วัสดุที่แสดงพฤติกรรมแบบอีลาสติกเชิงเส้น (linear elastic material) จะมีค่าความต้านทานการแตกหัก ซึ่งเรียกว่า ค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น (critical stress intensity factor,  $K_{I0}$ ) โดยรอยร้าวจะขยายตัวเมื่อตัวประกอบความเข้มของความเค้น (stress intensity factor,  $K_I$ ) ซึ่งเป็นตัวแปรที่อยู่ในความสัมพันธ์ระหว่างขนาดรอยร้าว รูปร่าง และภาระที่กระทำ มีขนาดเท่ากับหรือมากกว่า  $K_{I0}$  จากมาตรฐาน ISO [11] ค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้นของชั้นทดสอบแบบ SENB ภายใต้สภาวะความเครียดแบบระนาบ (plane strain) สามารถคำนวณได้จาก

$$K_{I0} = \frac{P_{max}S}{BW^{3/2}} \cdot f(a/W) \tag{1}$$

$$f(a/W) = \frac{3x^{3/2}}{2} \cdot \frac{[1.99 - x(1-x)(2.15 - 3.93x + 2.7x^2)]}{(1+2x)(1-x)^{3/2}} \tag{2}$$

โดยที่  $P_{max}$  คือ แรงสูงสุดขณะที่รอยร้าวเริ่มขยายตัว B คือ ความหนาของชั้นทดสอบ (4 ม.ม.) S คือ ความกว้างระหว่างจุดรองรับด้านล่าง (32 ม.ม.) W คือ ความกว้างของชั้นทดสอบ (8 ม.ม.) a คือ ความยาวของรอยร้าว และ x คือ อัตราส่วนระหว่างความยาวรอยร้าวและความกว้างชั้นทดสอบ ( $a/W$ )

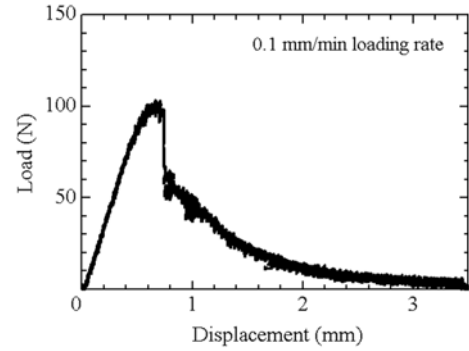
4. ผลและการวิเคราะห์

4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาด

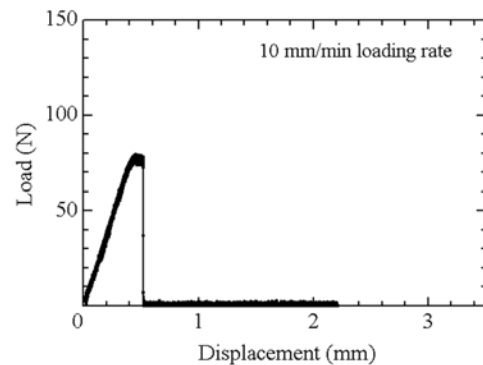
ความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาดแสดงได้ดังรูป 3a-c เส้นกราฟของแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาดสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ระยะ คือ ระยะการเพิ่มขึ้นแบบเชิงเส้นซึ่งแสดงการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบอีลาสติก ระยะการเพิ่มขึ้นแบบไม่เชิงเส้นซึ่งแสดงการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกและการลดลงอย่างทันที ทันใดเมื่อแรงขึ้นไปถึงระดับสูงสุดซึ่งแสดงถึงการขยายตัวของรอยร้าว โดยการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกจะมีลักษณะเด่นชัดสำหรับการทดสอบภายใต้อัตราการต่ำ (รูป 3a) และลดลงเมื่ออัตราการสูงขึ้น (รูป 3b-c)

กราฟของการเปลี่ยนแปลงขนาดที่เกิดการแตกหัก-อัตราการและแรงสูงสุด-อัตราการ แสดงได้ดังรูป 4a และ 4b ตามลำดับ อีพ็อกซีเรซินซึ่งเป็นโพลีเมอร์ที่ไม่มีโครงสร้างแบบผลึก และมีกลไกการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบขึ้นกับเวลา ดังนั้นที่อัตราการสูง เวลาสำหรับกระบวนการเปลี่ยนแปลงขนาดจึงมีน้อย ส่งผลให้การเปลี่ยนแปลงขนาดที่เกิดการแตกหัก (displacement to fracture) ลดลง จนกระทั่งเกิดกลไกการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบไม่ขึ้นกับเวลา (รูป 4a) โดยการเปลี่ยนแปลงขนาดที่เกิดการแตกหักจะมีค่าคงที่ เมื่ออัตราการสูงกว่า  $10^2$  ม.ม./นาที

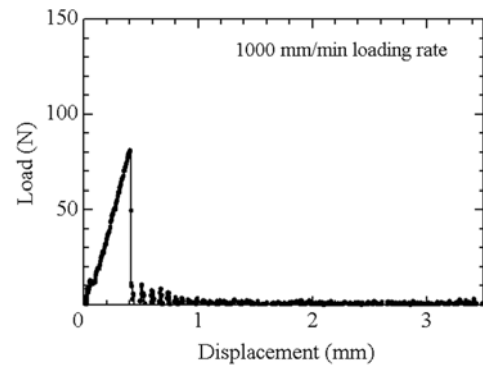
ในทางทฤษฎีความเค้นที่บริเวณส่วนปลายของรอยร้าวจะมีค่าสูงขึ้น เมื่อรัศมีของปลายรอยร้าวลดลง และมีค่าไร้ขีดจำกัดเมื่อรัศมี



(a)



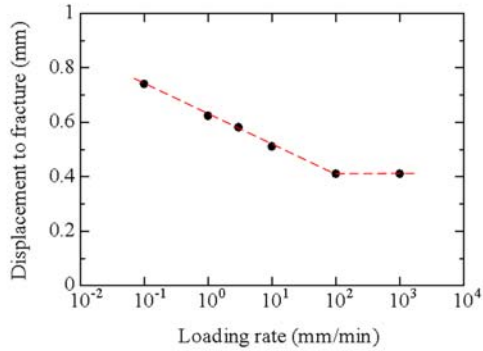
(b)



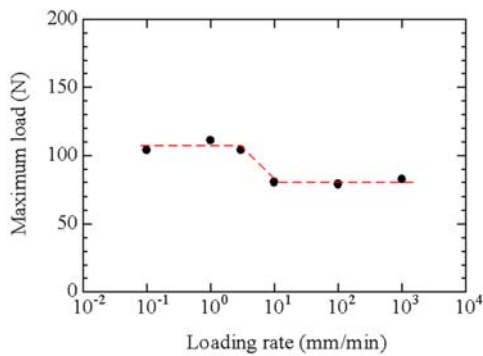
(c)

รูป 3 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาด (a) อัตราภาระ  $10^{-1}$  ม.ม./นาที, (b) อัตราภาระ 10 ม.ม./นาที, และ (c) อัตราภาระ  $10^3$  ม.ม./นาที

ของปลายรอยร้าวเป็นศูนย์ อย่างไรก็ตามสภาพเช่นนี้ไม่สามารถเกิดขึ้นกับวัสดุจริง โดยเฉพาะอย่างยิ่งในวัสดุเหนียว เช่น โพลีเมอร์ เนื่องจากการเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกที่บริเวณปลายรอยร้าว ส่งผลให้รัศมีของปลายรอยร้าวเพิ่มขึ้น ความเค้นที่ปลายรอยร้าวลดลง การต้านการขยายตัวของรอยร้าวสูงขึ้น และต้องการแรงที่สูงขึ้นในการที่จะทำให้รอยร้าวเกิดการขยายตัว ดังนั้นเส้นกราฟแรงสูงสุด-อัตราการ (รูปที่ 4b) จึงมีค่าสูงและสม่ำเสมอที่อัตราการต่ำ และจะมีค่าต่ำและสม่ำเสมอที่อัตราการสูง โดยมีจุดเปลี่ยนประมาณ 3-10 ม.ม./นาที



(a)



(b)

รูป 4 ความสัมพันธ์ระหว่าง (a) การเปลี่ยนแปลงขนาดที่เกิดการแตกหัก-อัตราภาระ, และ (b) แรงสูงสุด-อัตราภาระ

4.2 ค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น

ความสัมพันธ์ระหว่างค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น ( $K_{I0}$ ) และอัตราภาระ แสดงดังรูป 5 โดย  $K_{I0}$  ของชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระต่ำจะมีค่าสูงกว่าชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระสูง โดยมีค่าสูงและสม่ที่อัตราภาระต่ำ และมีค่าต่ำและสม่ที่อัตราภาระสูง โดยจุดเปลี่ยนมีค่าประมาณ 3-10 ม.ม./นาที่

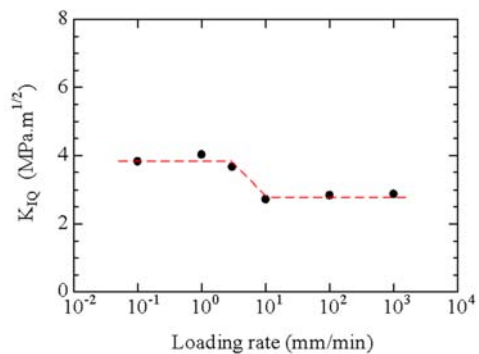
โดยทั่วไปค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น ( $K_{I0}$ ) สามารถใช้กับความเครียดแบบระนาบ (plane strain) เมื่อ [11]

$$B, a, (W - a) > 2.5(K_{I0} / \sigma_y)^2 \tag{3}$$

โดย  $\sigma_y$  คือความเค้นคราก ในงานวิจัยนี้ค่าความเค้นครากของวัสดุภายใต้อัตราภาระ 10 ม.ม./นาที่ เป็น 75 MPa และค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้นเป็น 2.76 MPa.m<sup>1/2</sup> ซึ่งสอดคล้องกับสมการ (3) จากการที่  $K_{I0}$  มีค่าต่ำที่สุดในสภาพความเครียดแบบระนาบ [12] ดังนั้นค่า  $K_{I0}$  ที่มีขนาดต่ำและสม่เมื่ออัตราภาระสูงกว่า 10 ม.ม./นาที่ จึงอยู่ในสภาพความเครียดแบบระนาบด้วย และมีสภาพผสมระหว่างความเค้นแบบระนาบและความเครียดแบบระนาบ เมื่ออัตราภาระต่ำกว่า 10 ม.ม./นาที่

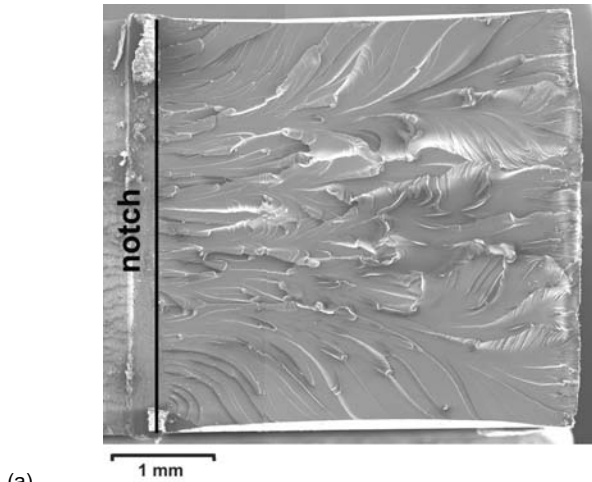
4.3 พื้นผิวการแตกหัก

ลักษณะพื้นผิวการแตกหักจากการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบอิเล็กตรอนแสดงได้ดังรูป 6a-6c ขอบการเฉือน (shear lip) ปรากฏที่ด้านข้างของชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระ 10<sup>-1</sup> ม.ม./นาที่ (รูป 6a) ในขณะที่ไม่ปรากฏหลักฐานของขอบการเฉือนในชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระ 10<sup>1</sup> และ 10<sup>3</sup> ม.ม./นาที่ (รูป 6b-c) ซึ่งขอบการเฉือนเกิดจากการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกขณะเกิดการแตกหัก โดยจะเกิดในแนว 45° เทียบกับภาระที่มากกระทำ ส่งผลให้เกิดการยุบตัวในแนวด้านข้าง (lateral contraction) และแสดงสภาพความเค้นแบบระนาบ (plane stress) ดังนั้นการเกิดขอบการเฉือนในชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระต่ำ แสดงให้เห็นว่า กลไกการแตกหักได้รับผลกระทบหลักจากสภาพความเค้นแบบระนาบ ในขณะที่กลไกการแตกหักภายใต้อัตราภาระสูง ได้รับผลกระทบจากความเครียดแบบระนาบ (plane strain) คือไม่เกิดการยุบตัวในแนวด้านข้าง ซึ่งสอดคล้องกับการที่ค่า  $K_{I0}$  ที่มีขนาดต่ำและสม่เมื่ออัตราภาระสูง ซึ่งแสดงสภาพความเครียดแบบระนาบ และมีสภาพผสมระหว่างความเค้นแบบระนาบและความเครียดแบบระนาบ เมื่ออัตราภาระต่ำ (รูป 5)



รูป 5 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น ( $K_{I0}$ ) และอัตราภาระ

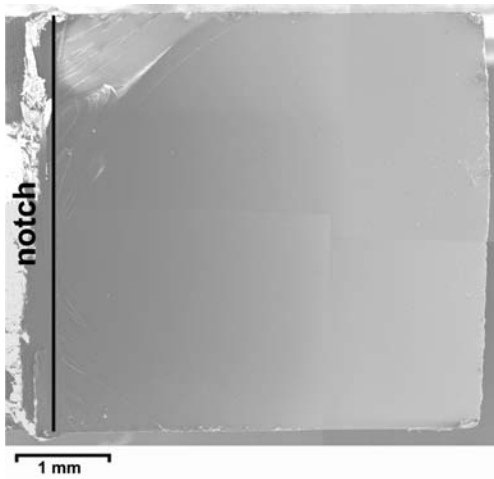
บนพื้นผิวแตกหักของชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระ 10<sup>-1</sup> ม.ม./นาที่ จะปรากฏบริเวณยืดตัว (stretched zone) อย่างชัดเจน (รูป 6a) ในขณะที่ทั้งบริเวณยืดตัวและพื้นผิวเรียบปรากฏบนชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระ 10<sup>1</sup> และ 10<sup>3</sup> ม.ม./นาที่ (รูป 6b-c) โดยพื้นที่ของบริเวณยืดตัวลดลงเมื่ออัตราภาระเพิ่มขึ้น พื้นผิวการแตกหักของชั้นทดสอบภายใต้อัตราภาระ 10<sup>-1</sup> ม.ม./นาที่ ได้ถูกสังเกตด้วยกำลังขยายสูง (รูป 7a-b) เพื่อศึกษากลไกการแตกหักที่อัตราภาระต่ำ ผลการสังเกตพบว่า บริเวณยืดตัวเริ่มต้นจากรอยบาก (notch) โดยเฉพาะที่จุดตัดระหว่างรอยบากกับผิวด้านข้างของชั้นทดสอบ (รูป 7a) ภายในบริเวณยืดตัวสามารถสังเกตเห็นเส้นใย (fibrils) และเส้นใยพร้อมช่องว่าง (fibrils with crazes) ซึ่งมีการกระจายตัวอย่างไม่สม่ (รูป 7b) เนื่องจากการขาดความต่อเนื่องในโครงสร้างโมเลกุลของอีพ็อกซีเรซิน โดยในแต่ละส่วนมีความเข้มชั้นของคลอสลิงค์ (crosslink density) ที่ต่างกัน [9, 13]



(a)



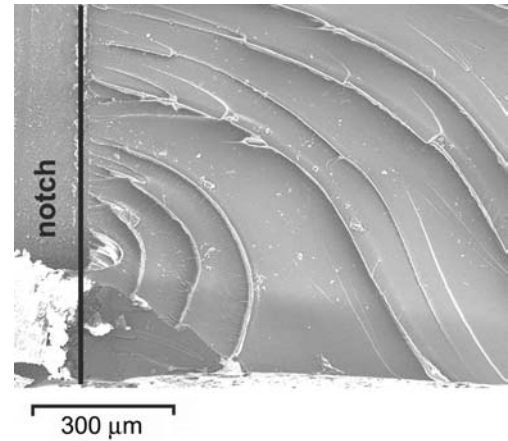
(b)



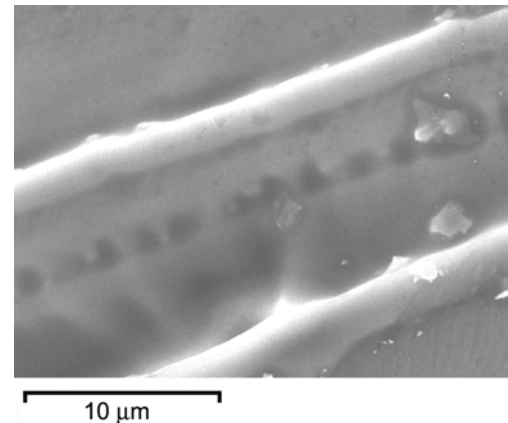
(c)

รูป 6 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบภายใต้ (a) อัตราการะ 10<sup>-1</sup> ม.ม./นาที, (b) อัตราการะ 10 ม.ม./นาที, และ (c) อัตราการะ 10<sup>3</sup> ม.ม./นาที (รอยร้าวขยายตัวจากซ้ายไปขวา)

การเกิดของขอบการเฉือน (shear lip) บริเวณยึดตัว (stretched zone) เส้นใยพร้อมช่องว่าง (fibrils with crazes) เป็นหลักฐานแสดงกลไกการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก [14, 15] การสังเกตพบ



(a)



(b)

Fig. 7 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการะ 10<sup>-1</sup> ม.ม./นาที; (a) stretched zone, (b) presence of crazes (รอยร้าวขยายตัวจากซ้ายไปขวา)

หลักฐานเหล่านี้บนพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการะต่ำ (รูป 6a) สอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบพลาสติกซึ่งแสดงในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการะต่ำ (รูป 3a) บ่งชี้ถึงกลไกการแตกหักที่ขึ้นกับเวลา เกิดพร้อมกับการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (ductile fracture) เกิดในสภาพความเค้นแบบระนาบ และมีค่า  $K_{Ic}$  สูง ในขณะที่พื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการะสูง แสดงให้เห็นถึงการแตกหักที่ไม่มีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบพลาสติก (รูป 6c) ซึ่งสอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงรูปร่างที่ไม่แสดงพฤติกรรมพลาสติกในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราการะสูง (รูป 3c) บ่งชี้ถึงกลไกการแตกหักแบบไม่ขึ้นกับเวลา ไม่มีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (brittle fracture) เกิดในสภาพความเค้นแบบระนาบ และมีค่า  $K_{Ic}$  ต่ำ

5. สรุป

ผลกระทบของอัตราการะ (loading rate) ที่มีต่อพฤติกรรมและกลไกการแตกหักของเทอร์โมเซตอีพ็อกซีเรซิน (thermoset epoxy

resin) ที่ใช้โพลีเอมีน (polyamine) เป็นสารที่ทำให้แข็งตัว ได้ถูกศึกษาภายใต้อัตราภาวะต่างๆ ( $10^{-1}$  ถึง  $10^3$  มม./นาที) จากผลการศึกษานี้สามารถสรุปได้ดังนี้

1) ความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาดสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ระยะ คือ ระยะการเพิ่มขึ้นแบบเชิงเส้นซึ่งแสดงการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบอิลาสติก ระยะการเพิ่มขึ้นแบบไม่เชิงเส้นซึ่งแสดงการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก และการลดลงอย่างทันทีทันใดเมื่อแรงขึ้นไปถึงระดับสูงสุดซึ่งแสดงการขยายตัวของรอยร้าวเนื่องจากกลไกการแตกหักแบบขึ้นกับเวลา การเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติกจึงมีลักษณะเด่นเมื่อทดสอบภายใต้อัตราภาวะต่ำ และลดน้อยลงเมื่ออัตราภาวะสูงขึ้น

2) การเปลี่ยนแปลงขนาดที่เกิดการแตกหักลดลงเมื่ออัตราภาวะสูงขึ้น และคงที่เมื่ออัตราภาวะสูงกว่า  $10^2$  มม./นาที ในขณะที่แรงสูงสุด และค่าวิกฤติของตัวประกอบความเข้มของความเค้น ( $K_{Ic}$ ) มีค่าสูงและสม่ำเสมอที่อัตราภาวะต่ำ และ จะมีค่าต่ำและสม่ำเสมอที่อัตราภาวะสูง โดยมีจุดเปลี่ยนประมาณ 3-10 มม./นาที

3) ที่อัตราภาวะต่ำ การเกิดของขอบการเฉือน (shear lip) บริเวณยึดตัว (stretched zone) เส้นใยพร้อมช่องว่าง (fibrils with crazes) และการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบพลาสติกซึ่งแสดงในความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาด แสดงถึงกลไกการแตกหักที่ขึ้นกับเวลาที่มีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (ductile fracture) เกิดในสภาพความเค้นแบบระนาบ และมีค่า  $K_{Ic}$  สูง ในขณะที่ความสัมพันธ์ระหว่างแรงและการเปลี่ยนแปลงขนาด และพื้นผิวการแตกหักของชิ้นทดสอบภายใต้อัตราภาวะสูง แสดงถึงกลไกการแตกหักที่ไม่ขึ้นกับเวลา ไม่มีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก (brittle fracture) เกิดในสภาพความเค้นแบบระนาบ และมีค่า  $K_{Ic}$  ต่ำ

## 6. กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยขอขอบคุณคำแนะนำและการสนับสนุนจาก Dr. M. Soni Dr. Y. Mutoh บริษัท ไทยอีพอกซี แอนด์ อัลลอยด์ โปรดักส์ จำกัด สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.) และศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC)

## 7. เอกสารอ้างอิง

1. Margolis, J.M., *Advanced Thermoset Composites - Industrial and Commercial Applications*. 1985, New York: Van Nostrand Reinhold.
2. Mills, N.J., *Plastics: Microstructure and Engineering*. 2 ed. 1993, London: Arnold.
3. Araki, W., T. Adachi, and A. Yamaji, *Fracture toughnesses of bisphenol a type epoxy resin and silica particulate-filled epoxy composite*. JSME International Journal, Series A:

*Solid Mechanics and Material Engineering*, 2003. **46**(2): p. 163-169.

4. Araki, W., T. Adachi, and A. Yamaji, *Time-temperature dependences of fracture toughnesses of epoxy resin and silica particulate-filled epoxy composite*. Materials Science Forum, 2003. **426-432**(3): p. 1985-1990.
5. Lee, D.-B., et al., *Damage zone around crack tip and fracture toughness of rubber-modified epoxy resin under mixed-mode conditions*. Engineering Fracture Mechanics, 2002. **69**(12): p. 1363-1375.
6. Kim, H.S. and M.A. Khamis, *Fracture and impact behaviours of hollow micro-sphere/epoxy resin composites*. Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001. **32**(9): p. 1311-1317.
7. Low, I.M. and Y.W. Mai, *Rate and temperature effects on crack blunting mechanisms in pure and modified epoxies*. Journal of Materials Science, 1989. **24**(5): p. 1634-1644.
8. Gensler, R., et al., *Influence of the loading rate on the fracture resistance of isotactic polypropylene and impact modified isotactic polypropylene*. Polymer, 2000. **41**: p. 3809-3819.
9. D'Almeida, J.R.M. and S.N. Monteiro, *Analysis of the fracture surface morphology of an epoxy system as a function of the resin/hardener ratio*. Journal of Materials Science Letters, 1996. **15**(1): p. 955-958.
10. ISO 527-1: *Plastics - Determination of tensile properties, Part 1: General principles*. 1993.
11. ISO 13586: *Plastics - Determination of fracture toughness ( $G_{Ic}$  and  $K_{Ic}$ ) - Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach*. 2000.
12. Dowling, N.E., *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. 1993, New Jersey: Prentice-Hall International.
13. Morgan, R.J. and J.E. O'Neal, *The microscopic failure processes and their relation to the structure of amine-cured bisphenol-A-diglycidyl ether epoxies*. Journal of Materials Science, 1977. **12**: p. 1966-1980.
14. Atsuta, M. and D.T. Turner, *Fractography of highly crosslinked polymers*. Journal of Materials Science Letters, 1982. **1**: p. 167-169.
15. Kinloch, A.J. and J.G. Williams, *Crack blunting mechanisms in polymers*. Journal of Materials Science, 1980. **15**: p. 987-996.