

ความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของเหล็กกล้าความ
แข็งแรงสูงพิเศษภายใต้กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ

BENDABILITY AND FAILURE CHARACTERISTICS OF ADVANCED HIGH
STRENGTH STEELS UNDER AIR-BENDING PROCESS



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ.2563

KMITL-2020-EN-D-218-001

ความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของเหล็กกล้าความ
แข็งแรงสูงพิเศษภายใต้กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ

BENDABILITY AND FAILURE CHARACTERISTICS OF ADVANCED HIGH
STRENGTH STEELS UNDER AIR-BENDING PROCESS



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
พ.ศ.2563

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

BENDABILITY AND FAILURE CHARACTERISTICS OF ADVANCED HIGH
STRENGTH STEELS UNDER AIR-BENDING PROCESS



A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF
DOCTOR OF ENGINEERING IN INDUSTRIAL ENGINEERING
FACULTY OF ENGINEERING
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG
2020

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

KMITL-2020-EN-D-218-001



COPYRIGHT 2020

FACULTY OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารสงวนลิขสิทธิ์เพื่อการใช้ในเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อเผยแพร่ไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงพิเศษภายใต้กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ
นักศึกษา	นายณัฐศักดิ์ พรพุดศิริ
รหัสประจำตัว	56601393
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2563
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ

บทคัดย่อ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ได้ศึกษาอิทธิพลของตัวแปรที่มีผลต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายภายใต้กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 และ TRIP780 ซึ่งมีตัวแปรและระดับที่ใช้ในการศึกษา คือ ทิศทางการดัดขึ้นรูปแบบตามแนวและขวางแนวการรีด ขนาดมุมการดัดที่ 15°, 30°, 45°, 60° และ 75° และอุณหภูมิขึ้นทดสอบขณะทำการดัดขึ้นรูปที่ 25 °C, 200 °C, 400 °C และ 600 °C โดยมีผลตอบของการศึกษา คือ แรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมดัดตัวกลับ การเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวและโครงสร้างจุลภาคบริเวณมุมดัด และการเปลี่ยนแปลงองค์ประกอบเฟสในโครงสร้างจุลภาค การทดลองที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) พบว่า ขนาดของแรงดัดขึ้นรูปและมุมดัดตัวกลับจะแปรผันตามขนาดมุมในการดัดขึ้นรูป โดยเหล็กกล้าชนิด TRIP780 สามารถดัดขึ้นรูปโดยไม่เกิดการแตกร้าวด้วยมุมการดัดที่สูงกว่า ซึ่งการดัดขึ้นรูปเหล็กกล้า DP980 ในทิศทางขวางแนวการรีดจะใช้แรงดัดขึ้นรูปและมีขนาดมุมดัดตัวกลับสูงที่สุด และการดัดตามแนวการรีดจะเกิดการแตกร้าวบนพื้นผิวการดัดได้ง่ายที่สุด สำหรับการทดลองที่อุณหภูมิ 200 °C, 400 °C และ 600 °C พบว่า เมื่ออุณหภูมิการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของแรงดัด ขนาดมุมดัดตัวกลับ และโครงสร้างจุลภาคของขึ้นทดสอบ โดยจากผลการทดลองการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 พบว่าแรงดัดขึ้นรูปมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิการดัดเพิ่มสูงขึ้น ที่อุณหภูมิ 400 °C มีขนาดมุมดัดตัวกลับสูงสุด เกิดรอยแตกร้าวแบบหลายแนวเส้น และเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นที่ 600 °C จะไม่ปรากฏรอยแตกร้าวบนพื้นผิว ในส่วนผลการทดลองการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP780 พบว่า แรงดัดขึ้นรูปและขนาดมุมดัดตัวกลับจะแปรผกผันกับอุณหภูมิการดัด โดยขนาดของมุมดัดตัวกลับและปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะลดลงต่ำสุดที่อุณหภูมิการดัด 400 °C และขนาดมุมดัดตัวกลับจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่อุณหภูมิการดัด 600 °C จากการเพิ่มขึ้นของเฟสซีเมนไตต์ (Fe₃C) ในโครงสร้างจุลภาค

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Thesis	Bendability and Failure Characteristics of Advanced High Strength Steels Under Air-bending Process
Student	Mr.Natthasak Pornputsiri
Student ID.	56601393
Degree	Doctor of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2020
Thesis Advisor	Assoc.Prof.Dr. Kannachai Kanlayasiri

ABSTRACT

This thesis aims to study effects of air-bending variables on the bendability and failure characteristics of DP980 and TRIP780 advanced high strength steels. The bending variables included bending direction, bending angle and bending temperature. The bending direction was either longitudinal or traversed direction of the rolled metal sheet. The bending angle was selected at 15°, 30°, 45°, 60° and 75° and the bending process was performed at room temperature, 200 °C, 400 °C and 600 °C. The bending characteristics were bending load, springback angle, microstructure and phase transformation. At room temperature (25 °C), the bending load and the springback angle of both types of steel was proportional to the bending angle and the TRIP780 provided the higher bendability. The DP980 steel showed the higher bending load and the springback angle in the traversed rolling direction and the surface cracks occurred easily in the longitudinal rolling direction. At the higher bending temperatures, the bending temperature played an important role on the bending load, springback angle and microstructure of both types of steel. For the DP980, the bending load decreased as the bending temperature increased. The maximum springback angle and multi-line cracks occurred at 400 °C and no sign of failure observed at 600 °C. For the TRIP780, the bending load and springback angle were inversely correlated to the bending temperature. The springback angle and the volume of retained-austenite reduced to the minimum amount at 400 °C and the springback angle slightly increased at 600 °C because of the increase of cementite (Fe₃C) particles in the microstructure.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จได้ด้วยความกรุณาจากอาจารย์ที่ปรึกษา รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ ที่คอยให้คำปรึกษาชี้แนะ ให้ความช่วยเหลือ ช่วยแก้ปัญหาในกระบวนการทดลองและการเผยแพร่ผลการวิจัย ตลอดจนให้ความรู้เกี่ยวกับทฤษฎีต่าง ๆ ทางด้านกระบวนการทางความร้อนและโลหะวิทยาซึ่งเป็นประการณที่ดี

ขอขอบคุณอาจารย์และเจ้าหน้าที่ห้องปฏิบัติการวิทยาลัยนาโนเทคโนโลยี สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง และห้องปฏิบัติการทดสอบวัสดุสาขาเทคโนโลยีวิศวกรรมอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์ ที่ช่วยอำนวยความสะดวกและให้คำแนะนำที่ดีในเรื่องของผลการทดลอง และทฤษฎี รวมถึงการใช้เครื่องมือต่าง ๆ ในการทดลอง

สำหรับคุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ข้าพเจ้าขอมอบให้กับบิดามารดาซึ่งเป็นที่รักและเคารพยิ่ง ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่านที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ข้าพเจ้า

ณัฐศักดิ์ พรพุมศิริ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ.....	IV
สารบัญตาราง.....	VIII
สารบัญรูป.....	IX
บทที่ 1. บทนำ	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา.....	2
1.3 สมมติฐานของการวิจัย	2
1.4 ทฤษฎีหรือแนวคิดที่ใช้ในการวิจัย.....	3
1.5 ขอบเขตการวิจัย.....	3
1.6 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย.....	5
1.7 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการดำเนินการวิจัย	5
บทที่ 2. ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	6
2.1 บทนำเกี่ยวกับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง.....	6
2.2 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (Metallurgy of AHSS).....	7
2.2.1 เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual Phase steel; DP).....	8
2.2.2 เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRansformation Induced Plasticity).....	9
2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	11
2.3.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการดัดขึ้นรูป	11
2.3.1.1 ทฤษฎีการดัดแบบแม่พิมพ์เคลื่อนที่เป็นแนวเส้นตรง.....	11
2.3.1.2 ทฤษฎีการดัดแบบแม่พิมพ์เคลื่อนที่โดยการหมุน	12
2.3.2 กลไกการดัดขึ้นรูป.....	12
2.3.2.1 เส้นแกนกลาง (Neutral axis)	13
2.3.2.2 การไหลตัวของโลหะในการดัดขึ้นรูป (Metal flow)	13
2.3.3 กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending process).....	14
2.3.4 การตีตัวกลับ (Springback).....	15

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.3.5 ความเสียหายเนื่องจากการดัด (Defect in bending operations)	16
2.3.6 มาตรฐานการทดสอบการดัดโค้ง ISO 7438:2005	17
2.3.6.1 อุปกรณ์และเครื่องมือการดัดโค้ง	19
2.3.6.2 วิธีการทดสอบการดัดโค้ง.....	19
2.3.6.3 การเตรียมชิ้นทดสอบเพื่อการดัดโค้ง	21
2.4 การทดสอบสมบัติของวัสดุ.....	23
2.4.1 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Chemical composition analysis).....	23
2.4.2 การตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์	24
2.4.3 การศึกษาการแตกหัก (Fractography).....	25
2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	26
2.5.1 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่น	26
2.5.1.1 ความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นทั่วไป.....	26
2.5.1.2 ความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง	34
2.5.2 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับการดัดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูป.....	50
2.5.3 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับผลกระทบจากกระบวนการทางความร้อนและ อุณหภูมิขึ้นรูป	57
2.5.3.1 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูป	57
2.5.3.2 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อการดัดตัวกลับ.....	63
2.6 บทสรุปเกี่ยวกับงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	69
บทที่ 3. วิธีการดำเนินการวิจัย	71
3.1 วัสดุการทดลอง.....	71
3.2 วิธีการทดลองและอุปกรณ์การทดลอง	73
3.2.1 วิธีการทดลอง.....	73
3.2.2 อุปกรณ์และเครื่องมือการทดสอบ	76
3.2.3 การเตรียมชิ้นทดสอบ	78
3.3 วิธีตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงและการแตกร้าวบนพื้นผิว	78
3.4 วิธีตรวจสอบลักษณะการแตกร้าวและการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค	79

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.5 วิธีการวิเคราะห์โครงสร้างผลึก.....	80
3.6 วิธีการตรวจสอบขนาดมุ่มตีดตัวกลับ	81
บทที่ 4. ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล	82
4.1 ความสามารถในการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง	82
4.1.1 แรงดัดขึ้นรูป (Bending load).....	82
4.1.2 การดีดตัวกลับ (Springback).....	83
4.1.3 ทิศทางการดัดและความเสียหายของชั้นทดสอบ.....	85
4.1.4 การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค	90
4.2 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะ	
ความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่.....	96
4.2.1 ผลกระทบของอุณหภูมิการดัดที่ส่งผลต่อแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า DP 980	96
4.2.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อลักษณะและความเสียหายของพื้นผิวการดัด.....	98
4.2.4 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูป	101
4.2.5 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสียหายหลัง	
การดัดขึ้นรูป	104
4.3.1 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780	107
4.3.2 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการดีดตัวกลับของเหล็กกล้า	
TRIP780	108
4.3.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูป	109
4.3.4 องค์ประกอบเฟสก่อนการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริง	111
4.3.5 การเปลี่ยนรูปของเฟสระหว่างกระบวนการดัดขึ้นรูป.....	114
4.3.6 ความสัมพันธ์ของโครงสร้างจุลภาคและขนาดการดีดตัวกลับ	115
4.3.7 ลักษณะการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคหลังการดัดขึ้นรูป	118
บทที่ 5. สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	121
5.1 สรุปผลการวิจัย.....	121
5.1.1 ผลการเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายที่	
อุณหภูมิห้อง	121

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
5.1.2 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการตัดขึ้นรูปและ ความเสียหายของเหล็กกล้า DP 980	121
5.1.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการตัดขึ้นรูปและการเปลี่ยน โครงสร้างของเหล็กกล้า TRIP780.....	122
5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	122
เอกสารอ้างอิง	123
ภาคผนวก.....	131
ภาคผนวก ก.....	132
ภาคผนวก ข.....	141
ภาคผนวก ค.....	150
ภาคผนวก ง.....	155
ภาคผนวก จ.....	159
ภาคผนวก ฉ.....	163
ประวัติผู้เขียน.....	170

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 องค์ประกอบทางเคมีของอลูมิเนียมผสมเกรด 5754 (in wt.%).....	30
3.1 คุณสมบัติส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง.....	71
3.2 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่อุณหภูมิห้อง.....	72



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1 การกำหนดขนาดมุมการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ	4
2.1 อัตราการใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง	6
2.2 ความสัมพันธ์ของความสามารถในการยึดตัวและความแข็งแรงดึงของเหล็กกล้า	7
2.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่	8
2.4 กระบวนการทางความร้อนของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่	8
2.5 การควบคุมโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP	10
2.6 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP	10
2.7 ลักษณะของแม่พิมพ์พับริปูตัววีและแม่พิมพ์พับริปูตัวยู	11
2.8 ลักษณะการม้วนดัด (Roll bending)	12
2.9 ความเค้นที่เกิดขึ้นในบริเวณพื้นที่ของการดัด	12
2.10 การไหลตัวของโลหะและการบิดงอ	13
2.11 ลักษณะของแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending)	14
2.12 ตัวแปรที่ใช้คำนวณการดัดตัวกลับของชิ้นทดสอบหลังการดัด	16
2.13 ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดและการดัดตัวกลับ	16
2.14 ความเสียหายของชิ้นทดสอบโดยแม่พิมพ์พับริปูตัววีและการบิดพับ	17
2.15 ลักษณะชิ้นทดสอบการตัดโค้ง	18
2.16 อุปกรณ์และเครื่องมือทดสอบการตัดโค้งแบบต่าง ๆ	19
2.17 การตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending method)	20
2.18 ลักษณะการตัดขึ้นรูปแบบหมุนดัด (Winding bend)	20
2.19 การตัดขึ้นรูปแบบแม่พิมพ์พับริปูตัววี (V-block bending)	21
2.20 การทดสอบการตัดโค้งแบบขวางและตามแนวการรีด	21
2.21 ลักษณะความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นในการทดสอบการตัดโค้ง	22
2.22 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภทแผ่น	22
2.23 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภท Bar ก่อนทำการกลึงไส	23
2.24 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภท Bar หลังจากทำการกลึงไส	23
2.25 การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์เมื่อตกกระทบระนาบผลึก	24
2.26 หลักการทำงานของเครื่อง SEM	25
2.27 การทดสอบการดัดแบบ 3 จุดและการติดตั้งอุปกรณ์ตรวจสอบ	27
2.28 ลักษณะพื้นผิวของวัสดุ AM30 และ AZ31 จากการทดสอบการดัดแบบสามจุด	27
2.29 การทดสอบการตัดขึ้นรูปแบบ CBU และการตัดขึ้นรูปแบบตัววี	28
2.30 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปแบบ CBU ของวัสดุ AZ31	28
2.31 ความสัมพันธ์ของแรงดัดและค่าความเครียดของวัสดุ AA6016	29
2.32 ภาพตัดขวางบริเวณมุมการดัดของโลหะที่มีธาตุ Fe ผสมต่ำและธาตุ Fe ผสมสูง	30
2.33 ลักษณะของจิ๊กสำหรับตัดขึ้นรูปตัววี	31
2.34 ภาพการก่อตัวของระนาบการเฉือน และการขยายตัวของรอยแตก	31

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.35 อุปกรณ์การตัดขึ้นรูปด้วยรัศมีการตัดขนาดเล็ก	32
2.36 ความสัมพันธ์ของแรงตัดขึ้นรูปและระยะการกดของพินซ์เพื่อการตัดขึ้นรูป	32
2.37 ความสัมพันธ์ของแรงตัด ระยะการกด และความเร็วในการกดของพินซ์	33
2.38 ลักษณะการแตกร้าวของขึ้นทดสอบการตัด	34
2.39 ลักษณะภาคตัดขวางของขึ้นทดสอบ (a) DP600-A และ (b) DP600-B	34
2.40 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนช่องว่าง (Void) และความเครียดเทียบเท่า	35
2.41 ลักษณะการการแตกหักจากการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้า DP980	36
2.42 ลักษณะเครื่องมือสำหรับการทดสอบการตัดขึ้นรูป	36
2.43 ผลการทดสอบการตัดเหล็กกล้า DP980 ขนาดความหนา 1.74 มิลลิเมตร	37
2.44 ลักษณะโครงสร้างของเหล็กกล้าจากกระบวนการทางความร้อน	37
2.45 รายละเอียดการทดสอบการตัดแบบอิสระ	38
2.46 ลักษณะรอยแตกจากกล้อง SEM ภายหลังจากการตัด	38
2.47 ลักษณะของภาคตัดขวางหลังการตัดที่มุมตัด 180°	38
2.48 แผนภาพของอุปกรณ์ทดสอบการตัดแบบดิ่งยึด	39
2.49 ลักษณะรอยแตกจากการตัดแบบดิ่งยึดของเหล็กกล้า DP800	40
2.50 การติดตั้งกล้องเพื่อวัดค่าความเครียดบนชุดทดสอบการตัดแบบอิสระ	41
2.51 วิวัฒนาการความเสียหายจากการตัดของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง	41
2.52 โครงสร้างจุลภาคจากการทดสอบแรงดึงของวัสดุ DP980 และ IBF980	42
2.53 ความสัมพันธ์ของความเครียดและระยะห่างจากพื้นผิวรอยแตก	43
2.54 ความแปรปรวนของความเครียดของวัสดุ CG และ UFG-DP	44
2.55 ลักษณะขึ้นทดสอบที่ได้รับสถานะความเค้น ความเครียดที่แตกต่างกัน	45
2.56 ลักษณะรอยแตกของเหล็กกล้า DP600 ที่ได้รับความเค้นแรงดึงแบบแกนเดียว	45
2.57 ลักษณะรอยแตกของเหล็กกล้า DP600 ที่ได้รับความเค้นแรงดึงสองแกน	45
2.58 ลักษณะรอยแตกของโลหะแผ่น DP600 จากผลกระทบของความเค้นระนาบ	46
2.59 ลักษณะของเครื่องมือทดสอบการตัดแบบอิสระ	46
2.60 ผลความสัมพันธ์ของค่าความเค้น-ความเครียด แบบแรงกระทำเป็นจังหวะ	47
2.61 ความสัมพันธ์ของแรงตัดและระยะการกดพินซ์จากการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์	47
2.62 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP600 และ TRIP600	48
2.63 ผลกระทบต่อค่าความเค้น-ความเครียด จากการจำลองแบบ 3 มิติ	48
2.64 ความสัมพันธ์ของค่าความเค้น-ความเครียดในทิศทางขวางแนวรีดของเหล็กกล้า เฟสซึบซึอนและชนิดเฟสคู่	49
2.65 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณที่เกิดความเสียหายของเหล็กกล้า DP780	50
2.66 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและแผนผังการวิเคราะห์เฟสของวัสดุ TRIP	51
2.67 ผล XRD ของเหล็กกล้า TRIP steel หลังการอบให้ความร้อน	51
2.68 ความสัมพันธ์ของมุมบิดตัวกลับและอุณหภูมิการตัดขึ้นรูป	52

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.69 การเปรียบเทียบผลการทดลองและการทำนายทิศทางความเค้นของโลหะแผ่น	53
2.70 ผลการติดตัวกลับจากการทดลองและการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์	53
2.71 ลักษณะการดัดขึ้นรูปตัววีด้วยวิธีการดัดแบบอิสระ (Air-bending)	54
2.72 ความสัมพันธ์ของมุมติดตัวกลับ ความหนาขึ้นทดสอบ และมุมดัดขึ้นรูป	54
2.73 ลักษณะการทดสอบการดัดภายใต้แรงดึง (Bending-under-tension test)	55
2.74 อิทธิพลของอัตราส่วนระหว่าง R/t ที่ส่งผลต่อขนาดมุมติดตัวกลับ	56
2.75 กราฟความเค้น-ความเครียดของขึ้นทดสอบที่มีลักษณะแตกต่างกัน	58
2.76 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน	58
2.77 ความสัมพันธ์ของความแข็งแรงดึงและอัตราการยืดตัวของอุณหภูมิแตกต่างกัน	59
2.78 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิและปริมาณเฟสอสเทนไนต์จากการทดสอบแรงดึง	59
2.79 ผลการตรวจสอบ XRD ก่อนและหลังการทดสอบแรงดึง	60
2.80 ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดจริง และทิศทางการรีดของโลหะแผ่น	61
2.81 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิและความสามารถในการยืดตัวของโลหะแผ่น	61
2.82 พารามิเตอร์ของกระบวนการทางความร้อนจากการจำลองด้วยวิธี Gleeble	62
2.83 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่ออัตราส่วนของอสเทนไนต์ตกค้าง	62
2.84 แผนภาพการควบคุมอุณหภูมิโดยการควบคุมสัญญาณแบบย้อนกลับ PID	63
2.85 ลักษณะรูปร่างของแม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดสอบการดัดขึ้นรูป	64
2.86 ความสัมพันธ์ของมุมติดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูปตัววีและอุณหภูมิการดัด	64
2.87 ความสัมพันธ์ของความเครียดแข็ง อัตราความเครียด และสัมประสิทธิ์ความแข็งแรง	65
2.88 ขนาดมุมติดตัวกลับที่ขนาดความหนา อุณหภูมิ และทิศทางการรีดที่แตกต่างกัน	65
2.89 ความสัมพันธ์ของอัตราการยืดตัวรวมและอุณหภูมิขึ้นทดสอบ	66
2.90 ความสัมพันธ์ของมุมติดตัวกลับและอุณหภูมิขึ้นทดสอบ	67
2.91 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมติดตัวกลับและอุณหภูมิบริเวณมุมดัด	67
2.92 ความสัมพันธ์ของมุมติดตัวกลับและอุณหภูมิการดัดแบบแรงกระทำเป็นจังหวะ	68
2.93 ลักษณะของขึ้นทดสอบจากการดัดขึ้นรูปตัววีที่อุณหภูมิการขึ้นรูปแตกต่างกัน	68
2.94 ขนาดมุมติดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่างกัน	69
3.1 ลักษณะขึ้นทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน DIN EN 10002-1 [74]	72
3.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (a) DP980 (b) TRIP780	72
3.3 แผนภาพการทดสอบการดัดแบบอิสระตามมาตรฐาน ISO 7438:2005	73
3.4 ลักษณะชุดทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending)	73
3.5 ลักษณะการติดตั้งชุดทดสอบการดัดบนเครื่องทดสอบอเนกประสงค์	74
3.6 ขนาดมุมการดัดด้วยวิธีการทดสอบการดัดแบบอิสระ (Air-bending)	74
3.7 ตัวแปรสำหรับการคำนวณระยะกดพันซ์ตามขนาดมุมการดัด ($\alpha/2$)	75
3.8 แผนภาพการควบคุมอุณหภูมิการทดสอบของโลหะแผ่น	76
3.9 ลักษณะแม่พิมพ์สำหรับการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ	77

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.10 การติดตั้งชุดทดสอบการตัดบนเครื่องทดสอบแรงดึงอเนกประสงค์ Zwick / 2020	77
3.11 ลักษณะการเตรียมชิ้นทดสอบเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	78
3.12 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope)	78
3.13 ลักษณะกล้องจุลทรรศน์ทางโลหะวิทยา (LOM).....	79
3.14 ลักษณะกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM).....	79
3.15 ลักษณะของเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (In-situ XRD).....	80
3.16 การตรวจสอบขนาดมุมการตัดตัวกลับด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์.....	81
4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมการตัด และทิศทางการตัด.....	82
4.2 ลักษณะการวัดเพื่อเปรียบเทียบค่ามุมดัดตัวกลับ	83
4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมดัดตัวกลับ ขนาดมุมการตัด และทิศทางการตัด.....	84
4.4 ลักษณะการทดสอบการตัดแบบตามแนวการรีดและขวางแนวการรีด.....	85
4.5 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ DP980 จากการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD)	86
4.6 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า DP980 จากการดัดขวางแนวการรีด (TD).....	86
4.7 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ DP980 จากการดัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD).....	86
4.8 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า DP980 จากการดัดตามแนวการรีด (LD).....	87
4.9 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ TRIP780 จากการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD).....	87
4.10 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า TRIP780 จากการดัดขวางแนวการรีด (TD).....	87
4.11 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ TRIP780 จากการดัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD).....	88
4.12 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า TRIP780 จากการดัดตามแนวการรีด (LD).....	88
4.13 ความสัมพันธ์ของขนาดมุมการตัด แรงดัดขึ้นรูป และรอยแตกริ้วบนพื้นผิวเหล็กกล้า.....	89
DP980 จากการดัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD)	89
4.14 ความสัมพันธ์ของทิศทางการรีด แรงดัดขึ้นรูปและความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า.....	90
ความแข็งแรงสูงเกรด DP980	90
4.15 ตำแหน่งการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคภายหลังการดัดขึ้นรูป.....	91
4.16 ลักษณะรอยแตกริ้วในแนวภาคตัดขวางของเหล็กกล้า TRIP780 ที่มุมการตัด 75°	91
4.17 ลักษณะรอยแตกบริเวณพื้นผิวด้านในของมุมดัด จากการดัดขึ้นรูปด้วยมุมดัด 60°.....	92
4.18 ลักษณะรอยแตกริ้วในแนวภาคตัดขวางของเหล็กกล้า DP980 ที่มุมการตัด 75°	92
4.19 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะแผ่น DP980 ที่มุมการตัด 75°	93
4.20 ลักษณะพื้นผิวรอยแตกหักของเหล็กกล้า TRIP780.....	94
4.21 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีบนพื้นผิวรอยแตกของเหล็กกล้า TRIP780.....	94
4.22 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของเหล็กกล้า DP980	95
4.23 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีโดยวิธี EDX บนพื้นผิวรอยแตก.....	95
4.24 ผลของแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 ที่มุมดัดและอุณหภูมิการตัด.....	96
แตกต่างกัน	96
4.25 กราฟความสัมพันธ์ของมุมดัดและขนาดมุมดัดตัวกลับที่อุณหภูมิการตัดที่แตกต่างกัน.....	97

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.26 ลักษณะพื้นผิวชั้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 25 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน.....	98
4.27 ลักษณะพื้นผิวชั้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 200 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน.....	99
4.28 ลักษณะพื้นผิวชั้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 400 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน.....	99
4.29 ลักษณะพื้นผิวชั้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 600 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน.....	100
4.30 รอยแตกร้าวบนพื้นผิวการตัดที่อยู่ภายใต้ความเค้นดึง.....	101
4.31 โครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้า DP980 ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน.....	102
4.32 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคด้วยวิธี XRD ของโลหะแผ่น DP980.....	103
4.33 โครงสร้างจุลภาคที่มุมการตัด 75° ภายใต้อุณหภูมิการตัดที่แตกต่างกัน.....	104
4.34 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C).....	104
4.35 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 200 °C.....	105
4.36 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 400 °C.....	105
4.37 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 600 °C.....	106
4.38 แรงตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780 ที่ขนาดมุมและอุณหภูมิการตัดแตกต่างกัน.....	108
4.39 กราฟความสัมพันธ์ของมุมตัดและขนาดมุมตัดตัวกลับที่อุณหภูมิการตัดที่แตกต่างกัน.....	109
4.40 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780.....	110
4.41 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีต่อพื้นก่อนการตัดขึ้นรูปที่ด้วยวิธี EDX.....	111
4.42 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อปริมาณธาตุคาร์บอน.....	111
4.43 องค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดขึ้นรูปด้วยวิธี XRD ของเหล็กกล้า TRIP780.....	112
4.44 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อ (a) ปริมาณเฟสออสเทนไนต์ และ (b) อัตราส่วนธาตุคาร์บอน ในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง.....	113
4.45 การเปรียบเทียบองค์ประกอบเฟสภายหลังจากการตัดขึ้นรูปที่มุมตัด 45° ด้วยวิธี XRD.....	114
4.46 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อ (a) ปริมาณเฟสออสเทนไนต์และ (b) อัตราส่วนของธาตุ คาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์หลังการขึ้นรูป.....	115
4.47 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิ อัตราการเปลี่ยนรูปของเฟส RA และ มุมตัดตัวกลับ.....	116
4.48 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780.....	117
4.49 ผล XRD ก่อนและหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C).....	117
4.50 แผนภาพ TTT diagrams ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (TRIP) [34].....	118
4.51 ตำแหน่งการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคบนภาคตัดขวางบริเวณมุมการตัด.....	119
4.52 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณจุด T ภายหลังจากตัดด้วยอุณหภูมิแตกต่างกัน.....	119

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้ถูกพัฒนาให้มีความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่อง เพื่อเพิ่มสมรรถนะของยานยนต์สมัยใหม่ โดยเฉพาะเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual Phase steel) ซึ่งมีสมบัติด้านการดูดซับพลังงานจากการชนกระแทกได้ดี และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRansformation Induced Plasticity steel) ซึ่งมีสมบัติโดดเด่นด้านความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้จากการควบคุมธาตุผสมและกระบวนการทางความร้อนที่แม่นยำ [1-5] โดยเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่มีโครงสร้างจุลภาคซึ่งประกอบด้วยเฟสมาร์เทนไซต์ (Martensite) กระจายอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (Ferrite matrix) ซึ่งปริมาณและความหนาแน่นของเฟสมาร์เทนไซต์จะส่งผลต่อความแข็งแรง (Strength) ความสามารถในการขึ้นรูป (Formability) และความเครียดแข็ง (Strain hardening) ของเหล็กกล้าชนิดนี้ [6-7] ส่วนเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP องค์ประกอบหลักของโครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) เบนไนต์ (Bainite) และเฟสมาร์เทนไซต์กระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ โดยปริมาณเฟสออสเทนไนต์และธาตุคาร์บอนในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์มีส่วนสำคัญต่อค่าความเค้นครากของวัสดุชนิดนี้ [8-9] โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP มีปริมาณของเฟสชนิดแข็ง เช่น เบนไนต์และมาร์เทนไซต์ น้อยกว่าในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ ซึ่งเฟสออสเทนไนต์ตกค้างมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC และจะเปลี่ยนรูปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ เมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร ซึ่งจะส่งผลทำให้ความเครียดแข็งและความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้นหลังการขึ้นรูป ทั้งนี้สมบัติด้านความแข็งแรงของเหล็กกล้าชนิดนี้สามารถควบคุมได้จากปริมาณของธาตุคาร์บอนและปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ในโครงสร้างจุลภาค [10]

ความสามารถในการขึ้นรูป (Formability) คือ การขึ้นรูปชิ้นงานสำเร็จได้โดยไม่เกิดความเสียหายและมีขนาดที่เที่ยงตรง ทั้งนี้ข้อจำกัดในการขึ้นรูปขึ้นส่วนที่มีลักษณะรูปทรงซับซ้อน พฤติกรรมการติดตัวกลับและการแตกร้าวเสียหายภายหลังการขึ้นรูปเป็นปัญหาสำคัญของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง โดยเฉพาะการติดตัวกลับเพราะจะส่งผลอย่างมากต่อกระบวนการประกอบชิ้นส่วนและคุณภาพผลิตภัณฑ์สำเร็จ ปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูป มีหลายประการ เช่น สมบัติทางกลของโลหะแผ่น ลักษณะรูปร่างของเครื่องมือ และขนาดความหนาของวัสดุเป็นต้น [11] ทั้งนี้การขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงเป็นอีกหนึ่งทางเลือกในการเพิ่มค่าความสามารถในการขึ้นรูป เนื่องจากสามารถขึ้นรูปได้ง่ายและแตกร้าวเสียหายยากกว่า [12-13] ความสามารถในการดัดขึ้นรูป (Bendability) สามารถใช้เป็นตัวบ่งชี้ถึงค่าความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นได้ [14] ทั้งนี้การดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending) เป็นวิธีที่มีความยืดหยุ่น สามารถดัดขึ้นรูปได้มุมการดัดที่หลากหลาย ขณะที่การดัดขึ้นรูปแผ่นโลหะจะเกิดสภาวะของความเค้นดัดล้วน (Pure bending) และเกิดแรงเสียดทานต่ำ [15]

องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาค รวมทั้งกระบวนการทางความร้อน จะส่งผลโดยตรงต่อความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง [16] เนื่องจากลักษณะและเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคก่อนการขึ้นรูปเป็นปัจจัยสำคัญที่ส่งผลโดยตรงต่อลักษณะความเสียหายและความเที่ยงตรงของชิ้นงานหลังการขึ้นรูป [17-18] ที่ผ่านมาการวิจัยเชิงเปรียบเทียบเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูป จากลักษณะความเสียหายและพฤติกรรมการติดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงยังมีค่อนข้างน้อย รวมทั้งยังไม่พบบางงานวิจัยที่ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคและอุณหภูมิขณะขึ้นรูปที่ส่งผลต่อและพฤติกรรมดังกล่าวในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง การศึกษาอย่างเป็นระบบเพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูป รวมถึงผลกระทบของอุณหภูมิโลหะแผ่นขณะขึ้นรูปที่ส่งผลโดยตรงต่อโครงสร้างจุลภาค ลักษณะความเสียหาย และพฤติกรรมการติดตัวกลับของโลหะแผ่นชนิดดังกล่าว จึงมีความสำคัญอย่างมากและจำเป็นต้องการปรับปรุงและพัฒนาความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นในอุตสาหกรรมยานยนต์

ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงได้มุ่งเน้นการศึกษาและเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (DP980) และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP780) ซึ่งนิยมใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ รวมทั้งทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิการขึ้นรูปที่ส่งผลต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูป โดยมุ่งเน้นศึกษาเกี่ยวกับลักษณะและองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริง ในช่วงอุณหภูมิการขึ้นรูปแบบอุ่น คือ อุณหภูมิห้อง (25 °C), 200 °C, 400 °C และ 600 °C โดยทำการประเมินผลและวิเคราะห์ผลจากพฤติกรรมการติดตัวกลับ ลักษณะโครงสร้างจุลภาค และลักษณะความเสียหายที่เกิดขึ้นกับโลหะแผ่นภายหลังการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending)

1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1.2.1 เพื่อศึกษาเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูประหว่างเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (DP980) และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP780) ภายใต้กระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ

1.2.2 เพื่อศึกษาผลกระทบของทิศทางการดัดและมุมการดัดขึ้นรูป ที่ส่งผลต่อโครงสร้างจุลภาค พฤติกรรมการติดตัวกลับ และ ลักษณะความเสียหายระหว่างการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ

1.2.3 เพื่อศึกษาผลกระทบขององค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคขึ้นทดสอบที่อุณหภูมิการดัดขึ้นรูปจริง ที่ส่งผลต่อลักษณะความเสียหายและพฤติกรรมการติดตัวกลับของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

1.3 สมมติฐานของการวิจัย

1.3.1 เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP มีสมบัติทางกลและความสามารถในการขึ้นรูปแตกต่างกัน

1.3.2 ระดับอุณหภูมิของขึ้นทดสอบขณะขึ้นรูป มีผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปและคุณภาพชิ้นงานสำเร็จ

1.4 ทฤษฎีหรือแนวคิดที่ใช้ในการวิจัย

สืบเนื่องจากเหล็กกล้าชนิดความแข็งแรงสูง เป็นเหล็กกล้าชนิดที่ถูกนำมาใช้งานในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์อย่างกว้างขวาง เพราะเป็นเหล็กกล้าที่มีความโดดเด่นด้านความแข็งแรง จึงนิยมนำมาใช้ผลิตเป็นชิ้นส่วนประกอบของยานยนต์ เช่น ชิ้นส่วนกันชน แชนซี และโครงสร้างประตู เป็นต้น เพื่อวัตถุประสงค์ด้านความปลอดภัย การลดน้ำหนักของรถยนต์ซึ่งช่วยให้ประหยัดน้ำมันเชื้อเพลิงและลดมลพิษทางอากาศได้ ปัญหาสำคัญในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าชนิดความแข็งแรงสูง คือ การแตกร้าวเสียหายและการติดตัวกลับของชิ้นงานหลังการขึ้นรูป จากการศึกษากลไกการขึ้นรูปและจากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่า มีปัจจัยหลายประการที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปและคุณภาพของชิ้นงานสำเร็จประกอบด้วย สมบัติของวัสดุ ขนาดรัศมีของพันธ์และด้ายที่ใช้ในการขึ้นรูป ขนาดความหนา รวมทั้งทิศทางการรีดของแผ่นเหล็กกล้า เป็นต้น งานวิจัยที่ผ่านมาโดยส่วนใหญ่จะตรวจสอบความสามารถในการขึ้นรูปจากลักษณะและผลที่เกิดขึ้นบริเวณพื้นผิวภายนอกของชิ้นทดสอบ แต่การแตกร้าวเสียหายของโลหะแผ่นจากการขึ้นรูปโดยการพับหรือดัดขึ้นรูปที่รุนแรง จะเกิดขึ้นทั้งบนพื้นผิวภายนอกและภายในเนื้อของวัสดุ โดยเฉพาะความเสียหายที่เกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่าและสังเกตไม่พบที่พื้นผิวภายนอกซึ่งเป็นอันตรายอย่างยิ่งเมื่อนำไปใช้งาน รวมถึงปัญหาสำคัญที่มักพบในการขึ้นรูปโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงคือปัญหาการติดตัวกลับภายหลังการขึ้นรูป ดังนั้นวิทยานิพนธ์เล่มนี้จึงได้มุ่งเน้นเพื่อทำการศึกษาและตรวจสอบความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าชนิดความแข็งแรงสูงซึ่งนิยมใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ โดยเฉพาะเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเพลสคู (DP steel) และชนิด TRIP (TRIP steel) ซึ่งเป็นชนิดที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์มากที่สุด เพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปและศึกษาแนวทางการเพิ่มความความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าชนิดดังกล่าว โดยการวิจัยจะแบ่งงานวิจัยเป็น 3 ส่วน ซึ่งประกอบด้วย

1.4.1 ทำการศึกษาทดลองเพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายที่อุณหภูมิห้องของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเพลสคูและชนิด TRIP

1.4.2 ทำการทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิขณะทำการขึ้นรูปที่ส่งผลต่อลักษณะความเสียหายและคุณภาพชิ้นงานสำเร็จของเหล็กกล้าชนิดเพลสคู (DP steel)

1.4.3 ทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิขึ้นขณะทำการขึ้นรูปที่ส่งผลโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการติดตัวกลับของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP steel)

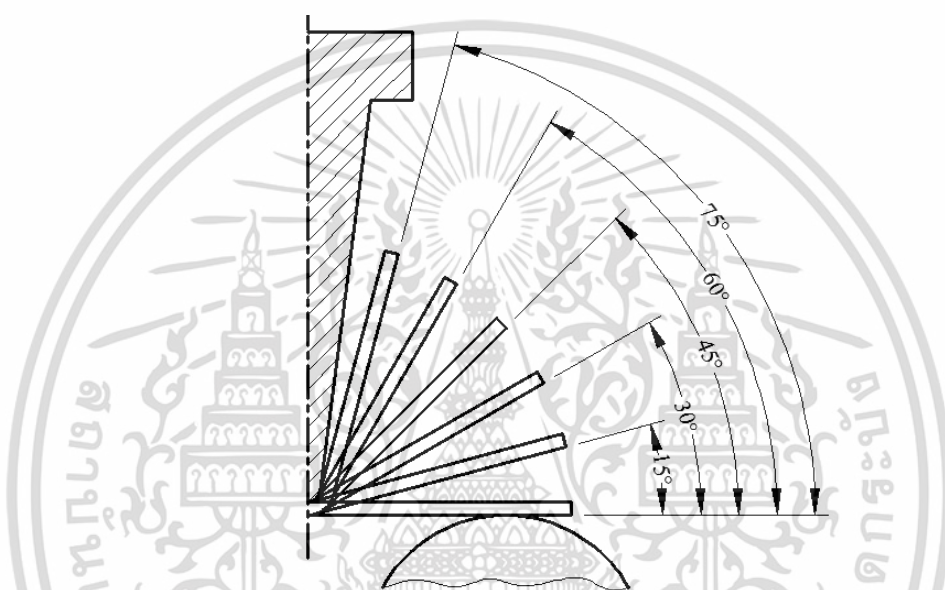
1.5 ขอบเขตการวิจัย

แนวทางพัฒนาการขึ้นรูปโลหะแผ่นชนิดเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง จำเป็นจะต้องทราบถึงข้อจำกัดและเงื่อนไขเกี่ยวข้องที่สำคัญซึ่งประกอบด้วย วัตถุประสงค์ในการใช้ประโยชน์ของชิ้นส่วนสำเร็จ ความสามารถในการขึ้นรูปของวัสดุ สมบัติทางกล และผลกระทบจากกระบวนการทางความร้อน เป็นต้น เพื่อให้บรรลุตามวัตถุประสงค์การวิจัย จึงได้กำหนดขอบเขตสำหรับการวิจัยนี้ไว้ดังนี้

1.5.1 วัสดุการทดลองเป็นโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 และ เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP เกรด TRIP780 ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร

1.5.2 ทำการทดสอบการดัดขึ้นรูปภายใต้สภาวะความเค้นดัดล้วนโดยใช้วิธีการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending test) ตามมาตรฐาน ISO 7438-2005 ที่มีรัศมีของหัวกดพันซ์ขนาด 0.25 มิลลิเมตร โดยขึ้นทดสอบจะถูกรองรับด้วยแท่งทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 20 มิลลิเมตร

1.5.3 ทำการทดสอบการดัดขึ้นรูปที่มีการดัดเพิ่มขึ้นทุก ๆ 15° ตั้งแต่ $0-75^{\circ}$ ดังรูปที่ 1.1



รูปที่ 1.1 การกำหนดขนาดมุมการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ

1.5.4 ติดตั้งชุดทดสอบการดัดขึ้นรูปบนเครื่องทดสอบอเนกประสงค์ รุ่น Zwick / 2020 ขนาด 2 ตัน เพื่อความแม่นยำในการกำหนดระยะการกดและความเร็วในการกดดัด

1.5.5 ตรวจสอบสมบัติทางกลของขึ้นทดสอบโดยการทดสอบแรงดึงและตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่องวิเคราะห์ห้องค์ประกอบของธาตุ (Energy Dispersive Spectrometry; EDS)

1.5.6 กำหนดอุณหภูมิการดัดขึ้นรูปที่ 4 ระดับ คือ อุณหภูมิห้อง (25°C) , 200°C , 400°C และ 600°C โดยขึ้นทดสอบจะถูกควบคุมอุณหภูมิอย่างแม่นยำภายในเตาอบไฟฟ้า

1.5.7 ประเมินผลและวิเคราะห์ผลการวิจัยจากรายละเอียดผลการทดลองดังนี้

- 1) ขนาดมุมดัดตัวกลับของขึ้นทดสอบภายหลังการดัดขึ้นรูป
- 2) ลักษณะและความเสียหายของพื้นผิวการดัดด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope ; OM)
- 3) ความเสียหายภายในโครงสร้างจุลภาคของขึ้นทดสอบภายหลังการดัดขึ้นรูปโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Scanning Electron Microscope; SEM)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- 4) การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นทดสอบก่อนและหลังการตัดขึ้นรูป โดยใช้ OM, SEM, EDS และเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffractometer; XRD)

1.6 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

- 1.6.1 ศึกษาข้อมูลของวัสดุโลหะแผ่นในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์
- 1.6.2 ตรวจสอบสมบัติทางกลและองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุการทดลอง
- 1.6.3 ทำการออกแบบเครื่องมือและอุปกรณ์ในการทดสอบตามมาตรฐานที่กำหนดเพื่อศึกษาและเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่น
- 1.6.4 จัดสร้างเครื่องมือและอุปกรณ์การทดลองและทดสอบการทำงานเบื้องต้น
- 1.6.5 เตรียมวัสดุชิ้นทดสอบตามมาตรฐานที่กำหนด
- 1.6.6 ทำการทดสอบการตัดขึ้นรูปและเก็บข้อมูลผลการทดลอง
- 1.6.7 ทำการวิเคราะห์ข้อมูลเปรียบเทียบผลที่ได้จากการทดลอง
- 1.6.8 สรุปผลการทดลอง

1.7 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการดำเนินการวิจัย

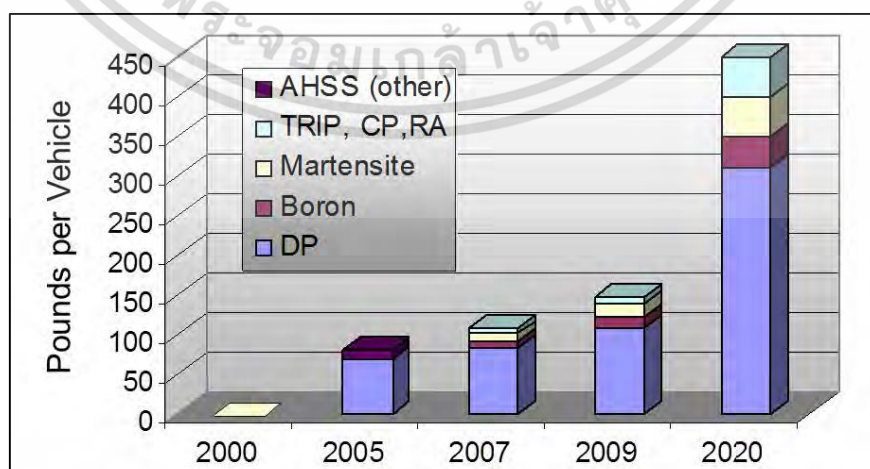
- 1.7.1 สามารถนำองค์ความรู้เกี่ยวกับการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคจากการขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายจากการตัดขึ้นรูป ไปใช้เป็นข้อมูลในการออกแบบเครื่องมือขึ้นรูปเพื่อหลีกเลี่ยงความเสียหายและปรับปรุงคุณภาพชิ้นงานสำเร็จ
- 1.7.2 สามารถนำองค์ความรู้เกี่ยวกับเกี่ยวกับผลกระทบของอุณหภูมิขึ้นทดสอบขณะขึ้นรูปเป็นแนวทางในการเพิ่มคุณภาพชิ้นงานสำเร็จและเพิ่มความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นชนิดเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง
- 1.7.3 สามารถนำข้อมูลจากการวิจัยเพื่อการขึ้นรูปขึ้นส่วนที่มีรูปทรงซับซ้อนได้มากขึ้นสามารถควบคุมและทำนายสมบัติทางกลภายหลังการขึ้นรูปได้

บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในการศึกษาวิจัยครั้งนี้ ผู้วิจัยได้ทำการศึกษาทฤษฎีและงานวิจัยต่าง ๆ ที่เกี่ยวข้องเพื่อใช้เป็นข้อมูลและแนวทางการวิจัย โดยนำมาสรุปและนำเสนอเป็นลำดับดังนี้

2.1 บทนำเกี่ยวกับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (High strength steel) ถูกนำไปใช้เป็นส่วนประกอบของยานยนต์อย่างแพร่หลาย เพราะสามารถออกแบบให้มีขนาดหรือความหนาที่น้อยลงแต่ยังคงความแข็งแรงไว้เช่นเดิมหรือเพิ่มมากขึ้น อีกทั้งความแข็งแรงของเหล็กกล้าชนิดนี้ยังช่วยในการเพิ่มสมรรถนะด้านความปลอดภัยของผู้ขับขี่ กล่าวคือโครงสร้างรถยนต์ที่แข็งแรงจะช่วยในการปกป้องผู้ขับขี่หรือผู้โดยสารได้ดีขึ้น และรถยนต์ที่มีมวลหรือน้ำหนักร้อยละน้อยลงก็จะช่วยลดความรุนแรงจากการชนกระแทกได้มากขึ้น [19] อุตสาหกรรมการผลิตเหล็กกล้าจึงได้ทำการศึกษาวิจัยเพื่อพัฒนาเหล็กกล้าชนิดนี้มาอย่างต่อเนื่อง โดยมุ่งเน้นพัฒนาสมบัติด้านความแข็งแรงและความสามารถในการขึ้นรูป เพื่อสนองตอบต่ออุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ โดยเหล็กกล้าในกลุ่มนี้สามารถแบ่งเป็นชนิดต่าง ๆ ตามลักษณะโครงสร้างจุลภาคได้อย่างหลากหลายซึ่งประกอบด้วย เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual phase steel) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (Transformation induce of plasticity) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสซับซ้อน (Complex phase) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟอร์ริติก-เบนนิติกเฟส (Ferritic – bainitic phase) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดมาเทนซิติก (Martensitic steel) MART เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดขึ้นรูปร้อน (Hot-form) HF และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดทวิฟเฟส (Twip phase steel) TWIP เป็นต้น [3] จากผลการวิจัยทางการตลาดแสดงให้เห็นว่า ปริมาณความต้องการของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์เติบโตสูงขึ้นอย่างรวดเร็ว เมื่อพิจารณาจากแผนความต้องการเพื่อการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์จากอดีต ปัจจุบัน และอนาคต ดังรูปที่ 2.1 [3]

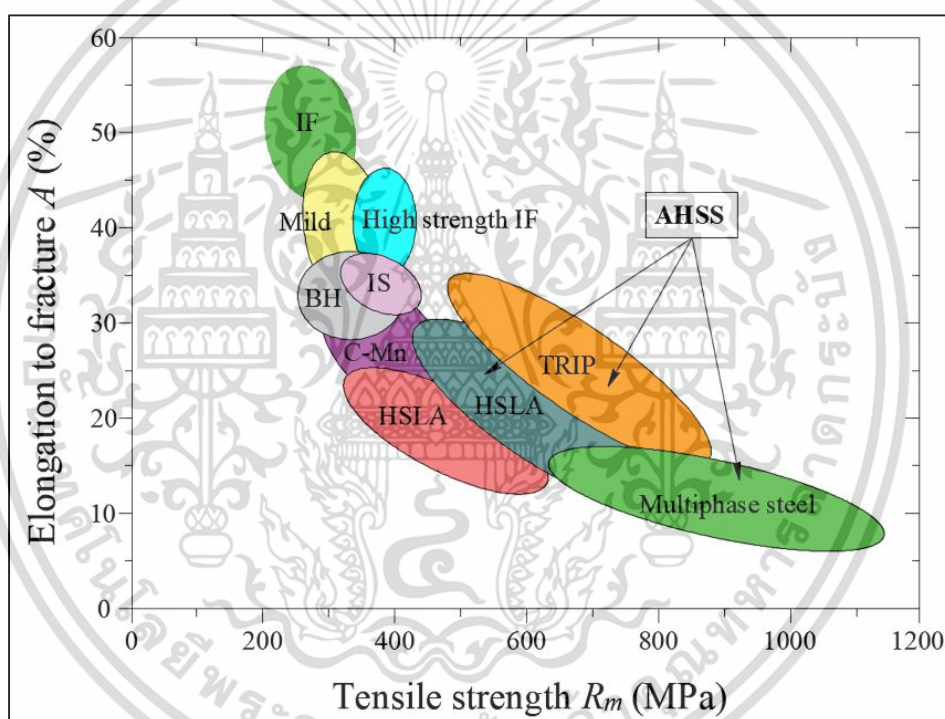


รูปที่ 2.1 อัตราการใช้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง [3]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.2 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (Metallurgy of AHSS)

เพื่อการเพิ่มประสิทธิภาพในการขึ้นรูปชิ้นส่วนที่มีลักษณะซับซ้อนและการลดน้ำหนักของยานยนต์ลง ผู้ออกแบบและอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้องจึงได้มีการพัฒนาวัสดุชนิดใหม่ที่หลากหลาย ซึ่งรวมถึงวัสดุที่มีน้ำหนักเบา เช่นอลูมิเนียมและวัสดุประเภทโพลิเมอร์เสริมความแข็งแรงเป็นต้น ทั้งนี้วัสดุในกลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้รับความนิยมสูงที่สุดเนื่องจากสามารถเพิ่มประสิทธิภาพของยานยนต์ได้เป็นรูปธรรม โดยเฉพาะเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual phase) และชนิด TRIP (Transformation induce plasticity) เป็นชนิดเหล็กกล้าที่ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์มากที่สุด [19-21] เนื่องจากมีสมบัติด้านความแข็งแรงและความสามารถในการขึ้นรูปที่โดดเด่น จากรูปที่ 2.2 แสดงการเปรียบเทียบสมบัติทางกลของโลหะแผ่นในกลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดต่าง ๆ จากความสัมพันธ์ของสมบัติด้านความสามารถในการยืดตัวและค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด [1,3]



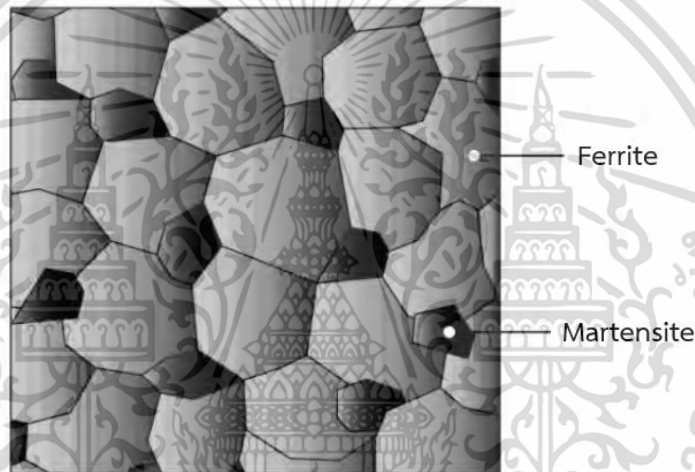
รูปที่ 2.2 ความสัมพันธ์ของความสามารถในการยืดตัวและความแข็งแรงดึงของเหล็กกล้า

โดยทั่วไปผู้ผลิตและผู้ใช้วัสดุประเภทเหล็กกล้า จำเป็นจะต้องมีความเข้าใจถึงโลหะวิทยาพื้นฐานของเหล็กกล้า ทั้งชนิดเหล็กกล้าที่มีค่าความแข็งแรงต่ำและเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง เนื่องจากลักษณะทางโลหะวิทยาและการแบ่งเกรดของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงยังคงค่อนข้างแปลกใหม่เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าทั่วไป ผู้พัฒนาจึงได้อธิบายเพื่อให้เข้าใจถึงพื้นฐานการควบคุมสมบัติทางกลซึ่งเป็นความโดดเด่นของเหล็กกล้ากลุ่มนี้ ด้วยการควบคุมองค์ประกอบทางเคมี กระบวนการทางความร้อน และอัตราการเย็นตัวที่แม่นยำ จากผลการวิจัยและพัฒนาเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงสามารถสรุปเกี่ยวกับแนวทางการควบคุมองค์ประกอบทางเคมี กระบวนการทางความร้อน และการแบ่งประเภทของเหล็กกล้ากลุ่มนี้เป็นชนิดต่าง ๆ ตามลักษณะของโครงสร้างจุลภาคไว้อย่างหลากหลาย ซึ่งประกอบด้วย

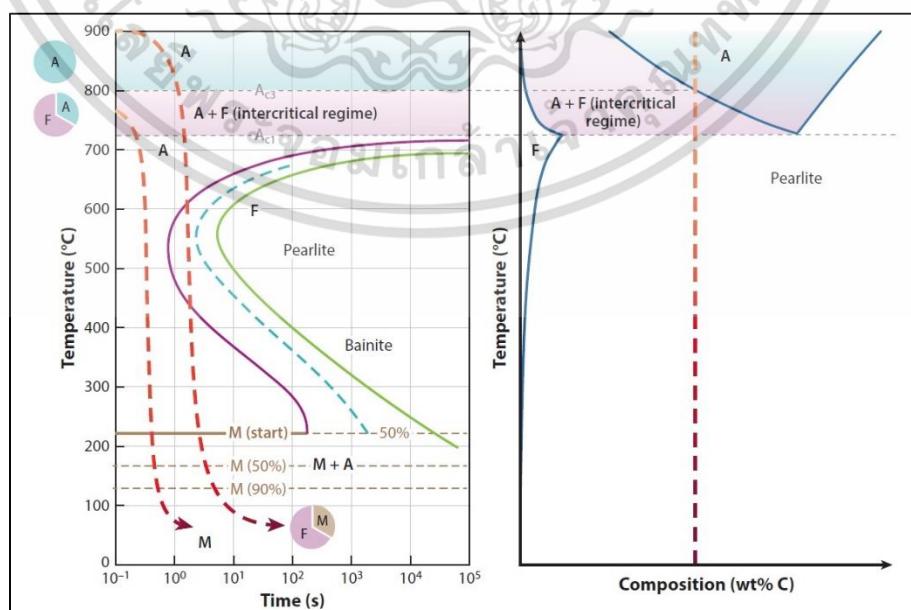
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.2.1 เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual Phase steel; DP)

เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่จะมีลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วย เฟสมาร์เทนไซต์ซึ่งเป็นเฟสชนิดแข็ง เกิดกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ หากเฟสมาร์เทนไซต์ มีปริมาณมากขึ้นจะส่งผลให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งกระบวนการผลิตเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่จะ ขึ้นอยู่กับการควบคุมอัตราการเย็นตัว เพื่อให้เฟสออสเทนไนต์ (ในเหล็กแผ่นรีดร้อน) หรือจากเฟอร์ไรท์+เฟสออสเทนไนต์ (สำหรับเหล็กรีดเย็นที่ผ่านการอบอ่อนแบบต่อเนื่องและผลิตภัณฑ์เคลือบแบบ จุ่มร้อน) เพื่อเปลี่ยนรูปเฟสออสเทนไนต์บางส่วนให้เป็นเฟอร์ไรท์ ก่อนที่จะควบคุมให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วเพื่อเปลี่ยนเฟสออสเทนไนต์ที่เหลือไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ ภายหลังกระบวนการผลิต อาจมีเฟสอื่น ๆ ผสมอยู่ในโครงสร้างจุลภาคบ้างเล็กน้อยเช่น เบนไนต์และออสเทนไนต์ตกค้างเป็นต้น ดังรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ [3]



รูปที่ 2.4 กระบวนการทางความร้อนของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ [6]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อใช้ในการเรียนการสอนเท่านั้น เมื่อผู้เผยแพร่ได้เผยแพร่ข้อมูลขึ้นด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การควบคุมกระบวนการทางความร้อนที่ดี จะได้โครงสร้างจุลภาคที่เป็นเนื้อเดียวกัน เฟสแข็งชนิดมาร์เทนไซต์ มีการกระจายตัวที่ดีและเฟสเฟอร์ไรท์หลักมีการเกิดผลึกใหม่ โดยกระบวนการอบอ่อนแบบต่อเนื่อง ซึ่งจะรวมถึงการให้ความร้อนซ้ำสำหรับช่วงเริ่มต้นของการรีดเย็น เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่เป็นแบบเฟอร์ไรท์-เพิร์ลไลท์หรือเฟอร์ไรท์-เบนไนต์ในช่วงอุณหภูมิการอบอ่อนหรือการอบอ่อนออสเทนไนติกอย่างรวดเร็ว และควบคุมอุณหภูมิการเย็นตัวให้อยู่ภายใต้อุณหภูมิเริ่มต้นการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์เล็กน้อย [6] เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคตามที่ต้องการ (ดังรูปที่ 2.4)

โดยทั่วไปเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่จะมีองค์ประกอบทางเคมีซึ่งประกอบด้วยธาตุคาร์บอน (c) 0.06–0.15-wt% และแมงกานีส 1.5–3% ส่วนธาตุ Cr และ Mo ช่วยในการชะลอการก่อตัวของเพิร์ลไลท์ (Pearlite) หรือเบนไนต์ (Bainite) ธาตุซิลิกอน (Si) ช่วยส่งเสริมให้เกิดการเปลี่ยนรูปของเฟอร์ไรท์ และ ธาตุวานาเดียม (V) และ Nb ช่วยในการส่งเสริมให้เกิดการตกตะกอนและการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคทำให้เหล็กกล้าชนิดเฟสคู่มีการผสมผสานด้านสมบัติทางกลที่ดี คือมีค่าความเค้นครากต่ำ มีความแข็งแรงดึงสูง ขึ้นรูปเย็นได้ง่ายและมีความสามารถด้านการเชื่อมต่อนี้ดี เนื่องจากมีเฟสเฟอร์ไรท์และมาร์เทนไซต์ที่เป็นส่วนประกอบหลักในโครงสร้างจุลภาค โดยธาตุคาร์บอนในเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่จะเป็นส่วนช่วยในการก่อตัวของเฟสมาร์เทนไซต์จากการควบคุมอัตราการการเย็นตัวและยังช่วยเพิ่มความสามารถในการชุบแข็งของเหล็กกล้า โดยทั่วไปแล้วปริมาณคาร์บอนที่สูงขึ้นจะช่วยให้เหล็กกล้ามีความแข็งแรงมากขึ้นและช่วยให้อัตราส่วนของเฟสมาร์เทนไซต์สูงขึ้น แต่จะส่งผลให้สมบัติด้านความเหนียวลดลง นอกจากนี้เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดอื่น ๆ ยังได้รับผลกระทบจากความเครียดแข็ง ผลดีคือทำให้เหล็กกล้ามีค่าความแข็งแรงและค่าความเค้นครากเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากความร้อนที่เกิดขึ้นขณะขึ้นรูป

2.2.2 เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRansformation Induced Plasticity)

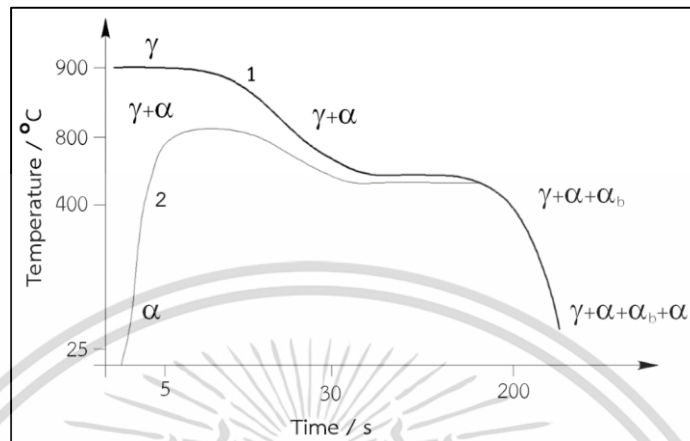
เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRansformation Induced Plasticity) มีโครงสร้างจุลภาคซึ่งประกอบด้วยเฟสชนิดแข็งขนาดเล็ก (มาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ตกค้าง) กระจายตัวในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (Ferrite matrix) ซึ่งมีสมบัติอ่อนเหนียวสูง โดยเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะเปลี่ยนรูปไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ในระหว่างการขึ้นรูปหรือการเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic deformation) วัสดุเกิดความเครียดแข็ง (Strain hardening) ส่งผลให้เกิดคอคอด (Necking) ได้ยากขึ้น ปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างในเหล็กกล้าชนิดนี้จะส่งผลทำให้วัสดุมีความเหนียวเพิ่มขึ้น จึงทำให้มีความแตกต่างจากเหล็กกล้าโดยทั่วไป เนื่องจากมีการผสมผสานที่ดีของสมบัติด้านความแข็งแรงและด้านความเหนียวสูงซึ่งเป็นผลมาจากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่ช่วยให้เกิดการกระจายตัวของความเครียดระหว่างการขึ้นรูป ทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปสูงและขึ้นส่วนที่ผ่านการขึ้นรูปจะมีความแข็งแรงเพิ่มมากขึ้น

ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP สามารถทำได้โดยการควบคุมกระบวนการทางความร้อนรวมถึงกระบวนการรีดร้อนและรีดเย็น ซึ่งการรีดร้อนโดยทั่วไปจะดำเนินการที่อุณหภูมิซึ่งทำให้เหล็กกล้ามีโครงสร้างออสเทนไนต์อย่างสมบูรณ์ หลังการรีดขึ้นรูปเหล็กกล้าจะเย็นตัวลงมายังอุณหภูมิกัด ซึ่งอัตราการเย็นตัวจะถูกควบคุมเพื่อให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนรูปไปเป็นเฟอร์ไรท์แบบออร์โธมอร์ฟิกก่อนแล้วจึงเปลี่ยนเป็นเบนไนต์ อย่างไรก็ตามจำเป็นต้องทำการอบอ่อนในสองขั้นตอนเพื่อควบคุมลักษณะของโครงสร้างจุลภาคให้ได้ตามที่ต้องการ สำหรับเหล็กกล้ารีดเย็นชนิด TRIP ในขั้นตอนแรกเหล็กกล้าจะถูกควบคุมให้ความร้อนเพิ่มสูงขึ้นในช่วงที่ก่อให้เกิดเฟส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์โดยกรมส่งเสริมการค้าระหว่างประเทศ กระทรวงพาณิชย์

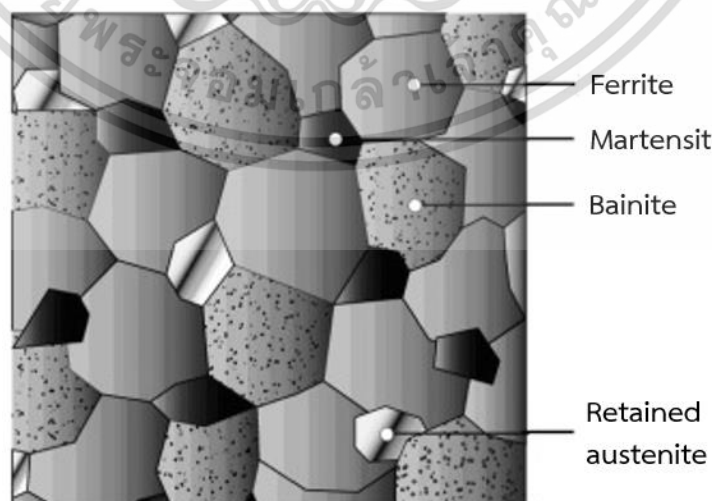
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$(\alpha+\gamma)^1$ ซึ่งโครงสร้างจุลภาคจะมีส่วนผสมของเฟสเฟอร์ไรท์และออสเทนไนต์ ซึ่งต่อมากจะสลายตัวและเปลี่ยนรูปไปเป็นเบนไนต์เมื่ออุณหภูมิลดลง [24]



รูปที่ 2.5 การควบคุมโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP [24]

จากรูปที่ 2.5 แสดงแนวทางในการควบคุมเวลาและอุณหภูมิการเย็นตัวของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP ซึ่งทำได้ 2 แนวทาง โดยเส้นกราฟหมายเลข 1 และ 2 แสดงแนวทางการควบคุมเพื่อเกิดการเปลี่ยนรูปเป็นเฟสออสเทนไนต์ที่สมบูรณ์ภายหลังจากการรีดร้อนและการให้ความร้อนเพื่อการอบอ่อนภายหลังจากการรีดเย็นตามลำดับ *หมายเหตุ* ; γ , α , α_b และ α' เป็นสัญลักษณ์แทนเฟสออสเทนไนต์, เฟอร์ไรท์, เบนไนต์ และ มาร์เทนไซต์ ตามลำดับ [25] ดังนั้นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP steel) จึงมีโครงสร้างทางจุลภาคที่ประกอบไปด้วยเฟสออสเทนไนต์ตกค้างและเฟสแข็งชนิดอื่น ๆ รวมไปถึงมาร์เทนไซต์และเบนไนต์ ในปริมาณที่แตกต่างกันประมาณ 5% และเกิดการกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP แสดงดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP [3]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.3.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการดัดขึ้นรูป

การดัดขึ้นรูปโลหะแผ่นเป็นหนึ่งในกระบวนการผลิตชิ้นส่วนจากโลหะโดยทั่วไป มักถูกใช้สำหรับการผลิตชิ้นส่วนซึ่งมีลักษณะรูปทรงซับซ้อนให้ได้ขนาดที่ถูกต้องแม่นยำ ชิ้นส่วนสำเร็จมีสมบัติทางกลและคุณภาพพื้นผิวที่ดี การดัดขึ้นรูปเป็นกระบวนการเปลี่ยนรูปถาวรของโลหะแผ่นในแนวเส้นตรงและเป็นกรรมวิธีพื้นฐานในงานขึ้นรูปโลหะแผ่น เช่นการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์, เครื่องใช้ไฟฟ้า และ เครื่องใช้ในครัวเรือน เป็นต้น ตามมาตรฐาน DIN 8586 [26] การดัดโค้งเป็นกรรมวิธีการขึ้นรูปแบบ Solid bodies ซึ่งส่วนใหญ่ใช้ในงานโลหะแผ่น (Sheet metal) งานท่อ (Pipe), ลวด (Wire) และ โลหะแท่ง (Rod) เป็นต้น ซึ่งสามารถแบ่งออกได้เป็น สองกลุ่มใหญ่ ๆ คือ

1. การดัดโดยแม่พิมพ์เคลื่อนที่เป็นแนวเส้นตรง ประกอบด้วย

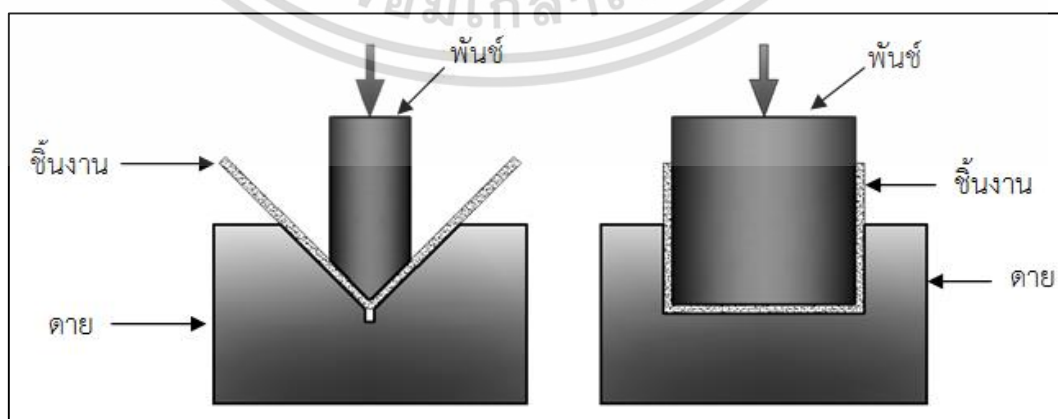
- การลากพับ (Draw bending)
- การงอพับ (Bending by bulging)
- การดัดโดยไม่ใช้ตาย (Free or air-bending)
- การม้วนขอบ (Edge rolling)
- การดัดโดยใช้ตาย (Die bending)

2. การดัดโดยแม่พิมพ์เคลื่อนที่โดยการหมุน ประกอบด้วย

- การม้วนพับ (Roll bending)
- การดัดโค้ง (Circular bending)
- การบิดพับ (Folding)

2.3.1.1 ทฤษฎีการดัดแบบแม่พิมพ์เคลื่อนที่ที่เป็นแนวเส้นตรง

ลักษณะการทำงานของแม่พิมพ์เพื่อดัดขึ้นรูปชิ้นงาน พันซ์และตายจะเคลื่อนที่เป็นแนวเส้นตรงเพื่อกดดัดขึ้นทดสอบให้เกิดการเปลี่ยนรูปไปตามทิศทางของการกดอัด ซึ่งรูปแบบงานพับดัดในลักษณะนี้ จะเป็นที่คุ้นเคยในแม่พิมพ์รูปตัววีและแม่พิมพ์รูปตัวยู ดังรูปที่ 2.7 โดยขึ้นทดสอบหลังการขึ้นรูปจะเปลี่ยนรูปไปตามรูปร่างของตาย

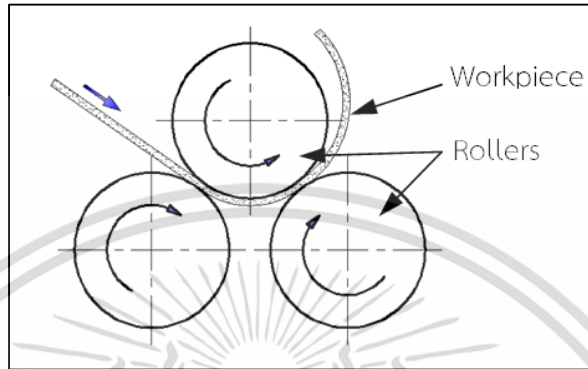


รูปที่ 2.7 ลักษณะของแม่พิมพ์พับรูปตัววีและแม่พิมพ์รูปตัวยู [26]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.3.1.2 ทฤษฎีการดัดแบบแม่พิมพ์เคลื่อนที่โดยการหมุน

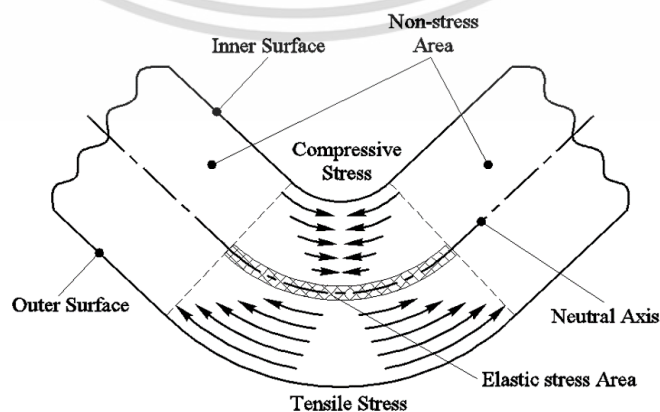
การดัดรูปแบบนี้จะใช้ทรงกระบอกกลมเป็นแม่พิมพ์ขึ้นรูป โดยการหมุนทำให้ชิ้นทดสอบ เปลี่ยนรูปในแนวโค้ง ซึ่งตัวอย่างรูปแบบแม่พิมพ์พับเคลื่อนที่แบบหมุน ด้วยวิธีการม้วนพับ (Roll bending) ดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 ลักษณะการม้วนดัด (Roll bending) [26]

2.3.2 กลไกการดัดขึ้นรูป

ในระหว่างกระบวนการดัด (Bending process) แรงจะถูกกดลงบนแผ่นโลหะทำให้เกิดการดัดงอทำมุมและรูปร่างตามที่ต้องการ ช่วงเริ่มต้นการดัดแผ่นขึ้นทดสอบจะอยู่ในช่วงของการยืดหยุ่น เมื่อขนาดแรงกดเพิ่มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องจะส่งผลให้โลหะแผ่นเปลี่ยนรูปถาวรเกิดเป็นรูปทรงตามที่ต้องการ ทั้งนี้การดัดขึ้นรูปเป็นลักษณะของการสร้างความแตกต่างของค่าความเค้นเฉพะที่ ซึ่งความเค้นจะเกิดขึ้นในตำแหน่งของรัศมีการดัด ในส่วนบริเวณนอกพื้นที่การดัดจะไม่มีเค้นเกิดขึ้น [27] ดังรูปที่ 2.9 แสดงภาคตัดขวางบริเวณรัศมีการดัดของชิ้นทดสอบ ซึ่งการเปลี่ยนรูปของโลหะแผ่นจะเกิดขึ้นบริเวณด้านนอกของรัศมีการดัดโดยเนื้อวัสดุจะยืดตัวออกซึ่งแสดงให้เห็นว่ามีความเค้นดึงเกิดขึ้น ส่วนเนื้อวัสดุที่อยู่ด้านในของรัศมีการดัดเนื้อโลหะจะหดตัวลงซึ่งแสดงให้เห็นว่ามีความเค้นอัดเกิดขึ้น ทั้งนี้ในระหว่างการดัดขึ้นรูปบริเวณพื้นผิวด้านนอกของมุมการดัดมักจะปรากฏรอยแตกหรือรอยฉีกขาดเกิดขึ้นจากผลของความเค้นดึง ส่วนบริเวณพื้นผิวด้านในของการดัดมักจะปรากฏเป็นรอยย่น (Wrinkle) ซึ่งเกิดจากผลของความเค้นอัด

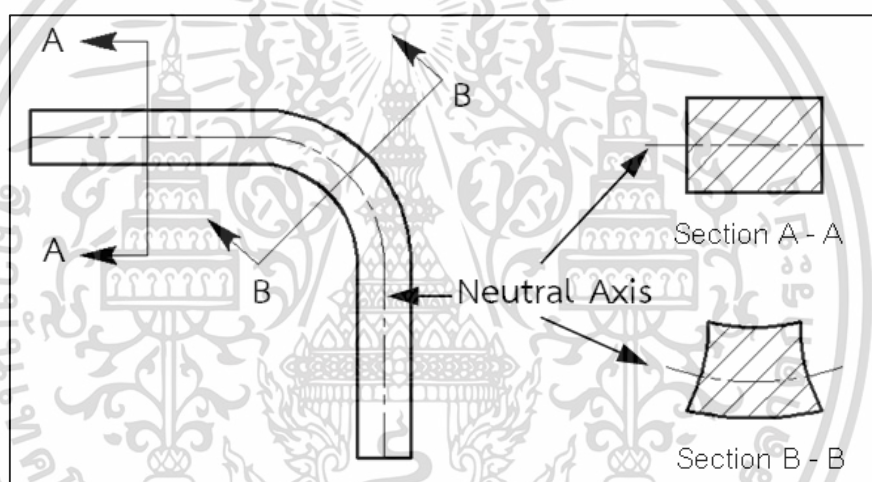


รูปที่ 2.9 ความเค้นที่เกิดขึ้นในบริเวณพื้นที่มุมการดัด [27]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับใช้ประโยชน์ภายในเท่านั้น ไม่ควรเผยแพร่สู่สาธารณะโดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.3.2.1 เส้นแกนกลาง (Neutral axis) ในระหว่างการดัดขึ้นรูปโลหะแผ่นจะเกิดความเค้นดึงที่พื้นผิวด้านนอกส่วนพื้นผิวด้านในเกิดความเค้นอัดขึ้น โดยค่าความเค้นดึงและความเค้นอัดจะเกิดขึ้นสูงสุดตรงบริเวณใกล้กับขอบผิวด้านนอกและขอบผิวด้านในของแผ่นขึ้นทดสอบ โดยความเค้นทั้งสองนี้จะค่อยๆ ลดลงๆ เมื่อเข้าใกล้กับเส้นแกนกลางของความหนาขึ้นทดสอบ ดังนั้นเนื้อโลหะบริเวณใกล้กับกึ่งกลางความหนาค่าความเค้นจะมีค่าเป็นศูนย์ คือไม่มีความเค้นเกิดขึ้น ซึ่งแนวเส้นที่ไม่มีมีความเค้นเกิดขึ้นนี้จะเรียกว่า “เส้นแกนกลาง” (Neutral axis)

2.3.2.2 การไหลตัวของโลหะในการดัดขึ้นรูป (Metal flow) เนื่องจากบริเวณของการดัดมีความเค้นเกิดขึ้น ซึ่งจะส่งผลให้เกิดการไหลตัวของโลหะ โดยการไหลตัวที่เกิดจากความเค้นดึงจะส่งผลทำให้บริเวณมุมการดัด โลหะแผ่นจะมีความหนาลดลง ส่วนการไหลตัวที่เกิดจากความเค้นอัดจะส่งผลให้ความกว้างของโลหะแผ่นเพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 2.10 ซึ่งแสดงลักษณะการเปลี่ยนรูปของแผ่นโลหะจากการดัดขึ้นรูป



รูปที่ 2.10 การไหลตัวของโลหะและการบิดงอ [27]

ปัจจัยที่มีผลต่อการไหลตัวของโลหะสามารถกล่าวโดยสรุปได้ดังนี้

1. รัศมีของการดัด (Bend of radius) ของด้ายที่เล็กเกินไปเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้งานพับเกิดความบกพร่องโดยอาจเกิดการฉีกขาดของเนื้อวัสดุ
2. ความหนา (Thickness) ของแผ่นขึ้นทดสอบที่บางกว่าจะเกิดการไหลตัวได้น้อย
3. มุมของการดัด (Degree of bend) แคบจะทำให้เกิดการไหลตัวของโลหะน้อย
4. การดัดช่วงแคบ (Narrow bend) จะทำให้มีการไหลตัวของโลหะเนื่องจากแรงดึงมีน้อย แต่การไหลตัวของโลหะเนื่องจากแรงอัดจะมีมากหากเป็นการดัดช่วงกว้าง (Wide bend) ทำให้มีการไหลตัวของโลหะเนื่องจากแรงดึงมีมากแต่การไหลตัวของโลหะเนื่องจากแรงอัดมีน้อย
5. แนวการรีด (Rolling direction) จากกระบวนการผลิตของโลหะแผ่น มีอิทธิพลต่อการดัดและพบว่า การดัดขวางแนวรีดจะสามารถใช้รัศมีการดัด (Bending radius) ที่เล็กกว่าการ

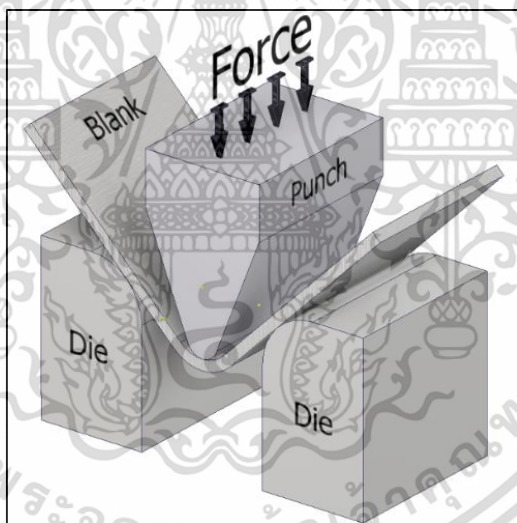
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตัดตามแนวรีด ดังนั้นจึงสามารถระบุได้ว่าการตัดขวางแนวการรีดมีความสามารถในการตัดสูงกว่าการตัดตามแนวรีด

- ค่าความแข็ง (Hardness) โดยวัสดุที่มีค่าความแข็งสูงจะเกิดการไหลตัวจากความเค้นดึงที่ผิวด้านนอกมากและมีโอกาสในการเกิดรอยฉีกขาดได้ง่าย ส่วนโลหะที่อ่อนมีการไหลตัวไปทางด้านข้างจากการอัดตัวสูงและมีโอกาสจะเกิดรอยย่นได้ง่าย

2.3.3 กระบวนการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending process)

กรรมวิธีการตัดขึ้นรูปโดยทั่วไปแบ่งออกได้สองวิธี คือการตัดขึ้นรูปแบบมีส่วนรองรับพื้นผิวขึ้นทดสอบด้านล่างหรือการตัดแบบปิด เช่น การตัดขึ้นรูปโดยใช้แม่พิมพ์แบบตัววี (V-bending) หรือแม่พิมพ์ตัวยู (U-Bending) และการตัดแบบไม่มีส่วนรองรับหรือการตัดแบบเปิด ซึ่งเรียกว่าการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-Bending) ในการตัดโค้งแบบปิดโดยใช้แม่พิมพ์ตัววีหรือตัวยู พื้นผิวจะถูกกดและบังคับให้แผ่นโลหะเข้าสู่แม่พิมพ์และในตอนท้ายพื้นผิวแผ่นโลหะ หัวกดพื้นผิวและแผ่นแม่พิมพ์จะสัมผัสอย่างแนบสนิท ซึ่งข้อจำกัดที่สำคัญในวิธีนี้คือ จำเป็นต้องออกแบบแม่พิมพ์ให้มีขนาดมุมเท่ากับขนาดมุมขึ้นงานที่ต้องการ ทำให้เกิดความสิ้นเปลืองเนื่องจากต้องใช้เครื่องมือเพิ่มขึ้นเนื่องจากมุมของพื้นผิวและและตาย จะต้องถูกออกแบบเป็นคู่อย่างถูกต้องสำหรับการตัดโค้งขึ้นงานขนาดมุมต่าง ๆ



รูปที่ 2.11 ลักษณะของแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending)

การตัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending) หรือการตัดขึ้นรูปแบบเปิด พื้นผิวของขึ้นทดสอบจะถูกกดสัมผัสจากเครื่องมือใน 3 จุดคือ จุดกดสัมผัสของพื้นผิว 1 จุด จะถูกกระทำจากด้านบนของแผ่นขึ้นงานและจุดรองรับของมุมตายด้านล่างแผ่นขึ้นงานจำนวน 2 จุด การให้แรงกดของพื้นผิวจะไม่ทำให้ผิวขึ้นงานไปสัมผัสกับส่วนรองรับด้านล่างเนื่องจากแม่พิมพ์ถูกออกแบบให้เป็นช่องว่างหรือเรียกว่าแม่พิมพ์แบบเปิด (Open die) ดังรูปที่ 2.11 ซึ่งสามารถขึ้นรูปขึ้นงานที่มีขนาดมุมต่าง ๆ ได้อย่างหลากหลาย ทั้งนี้แม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระนิยมนำไปใช้ในงานปั๊มตัดและงานขึ้นรูปโลหะแผ่นในอุตสาหกรรมยานยนต์ [28] อย่างแพร่หลาย ซึ่งข้อดีของกระบวนการตัดขึ้นรูปแบบอิสระสามารถสรุปได้ดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1. ขึ้นรูปชิ้นงานที่ขนาดมุมต่าง ๆ ได้อย่างหลากหลายโดยการควบคุมระยะความลึกในการกดของพินซ์ จึงไม่จำเป็นต้องเปลี่ยนชุดแม่พิมพ์ ทำให้มีความยืดหยุ่นในการผลิตมากกว่าแม่พิมพ์แบบปิด
2. เนื่องจากการกดของพินซ์ไม่ทำให้ผิวด้านล่างของแผ่นชิ้นงานไปสัมผัสกับผิวตาย ทำให้ใช้แรงในการขึ้นรูปน้อยกว่ามากเมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์แบบปิด
3. การตัดขึ้นรูปแบบอิสระสามารถควบคุมระยะกดของพินซ์ให้เกิดมุมสูงกว่ามุมชิ้นงานที่กำหนด เพื่อชดเชยการติดตัวกลับของแผ่นชิ้นงานได้
4. สามารถควบคุมความแม่นยำของมุมชิ้นงานได้ง่าย ด้วยการควบคุมระยะการกดของพินซ์
5. การตัดขึ้นรูปด้วยวิธีการตัดแบบอิสระจะมีขนาดมุมติดตัวกลับสูงเนื่องจากพื้นผิวด้านล่างแผ่นชิ้นงานไม่ถูกรองรับด้วยพื้นผิวตายแบบเต็มพื้นที่

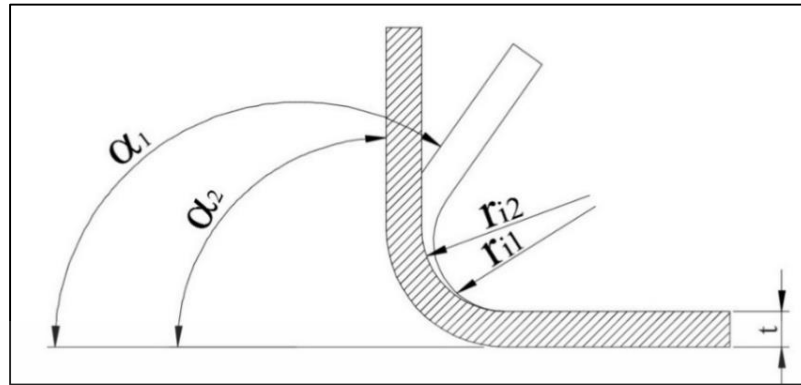
2.3.4 การติดตัวกลับ (Springback)

การติดตัวกลับของชิ้นงานหลังการตัด หมายถึงการพยายามคืนรูปของโลหะหลังการตัดขึ้นรูป ซึ่งเกิดขึ้นหลังจากพ้นสภาวะการรับแรง ค่าความเค้นในเนื้อโลหะบริเวณเส้นแกนกลางจะมีค่าเป็นศูนย์และยังอยู่ในช่วงยืดหยุ่น (Elastic limits) เมื่อยกพินซ์ออกจากตายโลหะส่วนนี้จะพยายามติดตัวกลับสู่รูปร่างเดิม แต่โลหะส่วนที่อยู่ห่างจากเส้นแกนกลางจะมีความเค้นเกิดขึ้นเกินจุดครากตัวทำให้ต้านการกลับสู่รูปร่างเดิม [29] ดังนั้นเมื่อโลหะตัดงอไปจนเปลี่ยนรูปร่างแล้วจะยังคงมีเนื้อโลหะบางส่วนยังอยู่ในสภาวะยืดหยุ่น ซึ่งปริมาณการติดตัวกลับของชิ้นงานหลังการตัดจะคำนวณได้จากอัตราส่วนของมุมของชิ้นงานหลังการตัดต่อมุมของตาย โดยเรียกค่าดังกล่าวว่า สัมประสิทธิ์ของการติดตัวกลับ (Springback factor ; K_R) และวัสดุชิ้นงานในแต่ละชนิดจะมีค่าสัมประสิทธิ์ของการติดตัวกลับที่แตกต่างกัน ซึ่งสามารถคำนวณการติดตัวกลับหลังการตัดได้จากสมการที่ 2.1 และตัวแปรการคำนวณดังรูปที่ 2.12

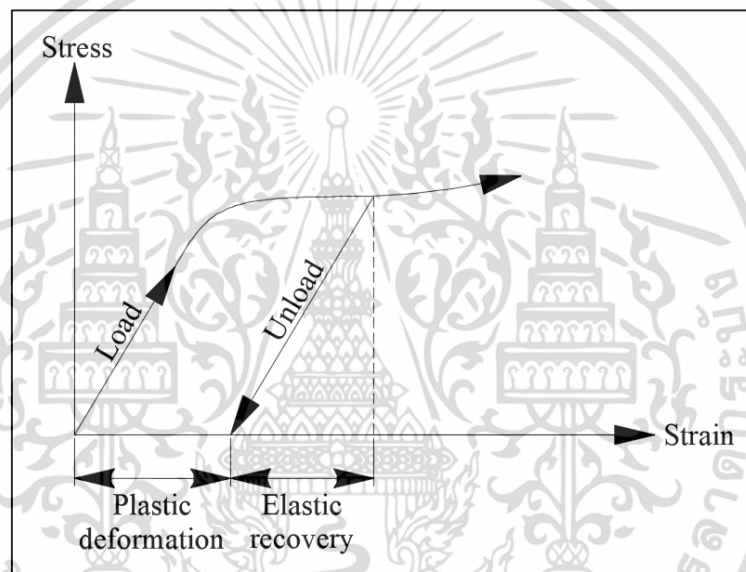
$$K_R = \frac{a_2}{a_1} = \frac{r_{i1} + 0.5s}{r_{i2} + 0.5s} \quad (2.1)$$

เมื่อ

K_R	คือ	สัมประสิทธิ์การติดตัวกลับ
α_1	คือ	มุมของตาย ($^\circ$)
α_2	คือ	มุมของชิ้นงานที่วัดได้หลังการตัดขึ้นรูป ($^\circ$)
S	คือ	ความหนาของวัสดุชิ้นงาน (มิลลิเมตร)
r_{i1}	คือ	รัศมีด้านในของตาย (มิลลิเมตร)
r_{i2}	คือ	รัศมีด้านในของชิ้นงาน (มิลลิเมตร)



รูปที่ 2.12 ตัวแปรที่ใช้คำนวณการติดตัวกลับของชิ้นทดสอบหลังการดัด [27]



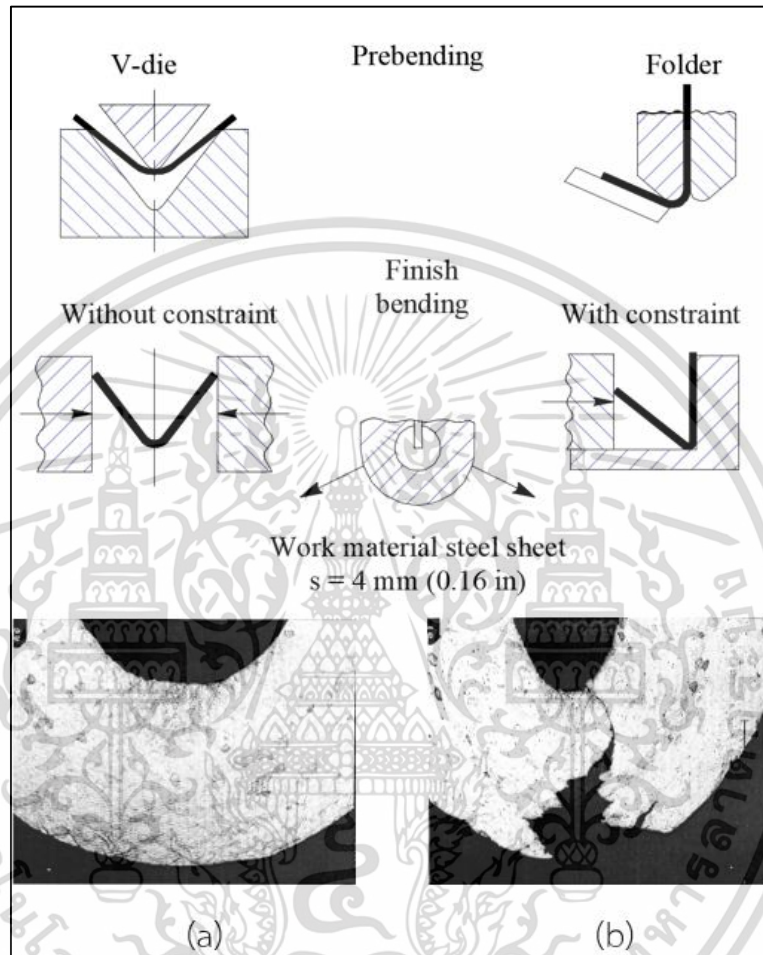
รูปที่ 2.13 ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดและการติดตัวกลับ [30]

จากผลการทดลองเพื่อศึกษาปรากฏการณ์ของการติดตัวกลับในกระบวนการดัดขึ้นรูป [65] ซึ่งแสดงในรูปของกราฟความเค้น-ความเครียดดังรูปที่ 2.13 แสดงให้เห็นว่าในกรณีที่ไม่มีแรงกระทำ ค่าความเครียดโดยรวมของชิ้นทดสอบจะลดลง เนื่องจากการคืนตัวจากความยืดหยุ่น ซึ่งเป็นการปลดปล่อยค่าความเครียดแบบยืดหยุ่นและลดการกระจายตัวของความเค้นตกค้างในทิศทางความหนาของแผ่นวัสดุซึ่งส่งผลให้เกิดการติดตัวกลับของวัสดุ

2.3.5 ความเสียหายเนื่องจากการดัด (Defect in bending operations)

การเกิดความเสียหายและการแตกหักของชิ้นงานหลังการดัดขึ้นรูป จะเกิดขึ้นเมื่อภาวะของความเครียดเฉือน (Shearing strain) มีค่าเกินความเครียดแตกหัก (Fracture strain) ของวัสดุซึ่งจะเห็นได้ว่าการดัดขึ้นรูปนั้นจะแบ่งผิวที่รับแรงเป็น 2 ส่วนคือ ผิวด้านในจะอยู่ภายใต้แรงอัด (Compression) และผิวด้านนอกจะรับแรงดึง (Tension) ซึ่งโดยทั่วไปในงานดัดขึ้นรูปจะเกิดความเสียหายที่ผิวด้านนอกของการดัด (ด้านที่รับแรงดึง) และหากพิจารณาผลกระทบของทิศทางในการรีดขึ้นรูปของโลหะแผ่น จะพบว่า การดัดตามแนวการรีดจะแตกหักได้ง่ายกว่าการดัดขวางแนวรีด เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ดั่งรูปที่ 2.14 ซึ่งแสดงลักษณะความเสียหายของชิ้นทดสอบที่ผ่านการดัดขึ้นรูป (a) เป็นลักษณะความเสียหายจากการดัดโดยแม่พิมพ์รูปตัววี และ (b) เป็นลักษณะความเสียหายจากการดัดโดยการบิดและจากการบีบอัด [31]



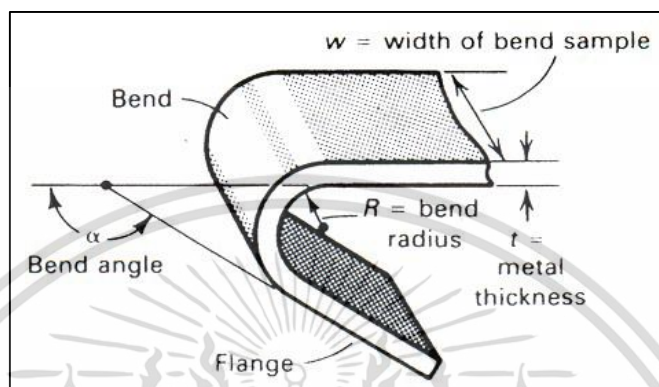
รูปที่ 2.14 ความเสียหายของชิ้นทดสอบโดยแม่พิมพ์รูปตัววีและการบิดพับ [31]

2.3.6 มาตรฐานการทดสอบการดัดโค้ง ISO 7438:2005 [32]

การทดสอบการดัดโค้ง เป็นการทดสอบเพื่อศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปของวัสดุหลังการดัดโค้ง โดยลักษณะชิ้นทดสอบการดัดโค้งแสดงดั่งรูปที่ 2.15 หลังการทดสอบจะพิจารณารอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวด้านนอกของชิ้นทดสอบบริเวณมุมการดัด ภายหลังจากการดัดโค้งขึ้นทดสอบด้วยรัศมีที่กำหนด จนได้มุมตามที่กำหนดไว้ในมาตรฐานการทดสอบ หลักการในการทดสอบการดัดโค้ง คือ ทำการดัดขึ้นรูปชิ้นทดสอบซึ่งอาจมีหน้าตัด เป็นวงกลม สี่เหลี่ยม หรือรูปทรงหลายเหลี่ยม ให้ได้รัศมีความโค้งหรือให้ได้มุมตามที่กำหนด โดยให้ทิศทางของแรงที่ใช้ในการดัดโค้งคงที่ และให้แรงในการดัดโค้งอย่างช้า ๆ เพื่อป้องกันการเกิดการเคลื่อนที่ของชิ้นทดสอบ หลังจากขึ้นทดสอบโค้งงอไปตามที่กำหนดแล้ว ทำการตรวจสอบพื้นผิวด้านนอกของชิ้นทดสอบตรงบริเวณที่ดัดโค้ง ซึ่งเป็นบริเวณที่รับความเค้นแรงดึงว่ามีรอยแตกเกิดขึ้นหรือไม่ จะเห็นได้ว่าหลักการของการทดสอบการดัดโค้ง

แตกต่างจากการทดสอบสมบัติเชิงกลประเภทอื่น ๆ ที่ได้ผลลัพธ์ออกมาในเชิงปริมาณ คือได้ค่าสมบัติไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เชิงกลออกมาเป็นตัวเลข เช่น ค่าความแข็ง ความเค้นจุดคราก ในขณะที่ผลจากการทดสอบการดัดโค้ง จะเป็นผลในเชิงคุณภาพ คือพิจารณาแค่ขั้นทดสอบนั้นผ่านเกณฑ์การทดสอบหรือไม่ คือสามารถผ่าน การทดสอบการดัดโค้งตามที่กำหนดไว้ โดยไม่เกิดรอยแตกที่ผิวด้านนอกเนื่องจากความเค้นแรงดึง ได้หรือไม่



รูปที่ 2.15 ลักษณะขั้นทดสอบการดัดโค้ง [32]

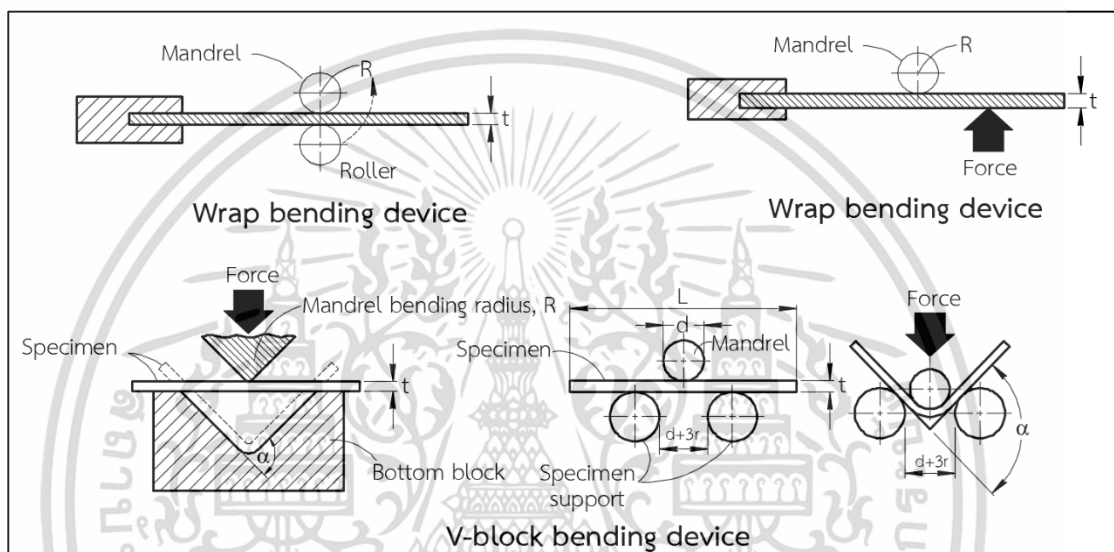
ผลการทดสอบการดัดโค้ง จะพิจารณาจากลักษณะของรอยแตกที่งอที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวด้านนอกของขั้นทดสอบ วิธีการตรวจสอบอาจทำได้โดยการสังเกตด้วยตาเปล่า หรืออาจใช้กล้องที่มีกำลังขยายไม่เกิน 20 เท่า ในกรณีที่ขั้นทดสอบที่มีอัตราส่วนระหว่างความกว้างและความหนา มากกว่า 8 ขึ้นไป หากตรวจพบรอยแตกที่ขอบ (Edge) ของขั้นทดสอบให้ทำการชำรอยแตกให้เรียบ แล้วทำการทดสอบใหม่อีกครั้ง

เมื่อทำการดัดโค้งด้วยมุมการดัด (Bending angle) ที่เท่ากัน วัสดุที่มีความสามารถในการดัด ที่ดีกว่าจะสามารถทำการดัดโค้งโดยใช้รัศมีการดัด (Bending radius) ที่เล็กกว่าได้โดยไม่เกิดรอยแตก ขึ้น ในทางตรงกันข้ามเมื่อทำการดัดโค้งด้วยรัศมีการดัดที่คงที่ วัสดุที่มีความสามารถในการดัดโค้งที่ ดีกว่าจะสามารถทำการดัดโค้งได้มุม (Bending angle) ที่มากกว่ารัศมีการดัดโค้งต่ำสุด (Minimum bend radius) คือ รัศมีการดัดน้อยที่สุดที่สามารถใช้ในการดัดโค้งโดยที่ไม่เกิดรอยแตกที่พื้นผิว โดยปกติแล้วรัศมีการดัดต่ำที่สุด (Minimum bend radius) จะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความหนาของ ชิ้นงาน ดังนั้นส่วนใหญ่จะระบุค่ารัศมีการดัดต่ำสุดเป็นจำนวนเท่าของความหนาของวัสดุ (t) เช่น วัสดุ ที่มีรัศมีการดัดต่ำสุด = $3t$ ก็คือวัสดุที่สามารถทำการดัดโค้งด้วยรัศมีการดัดมากกว่า 3 เท่าของความ หนาโดยไม่เกิดรอยแตกที่ผิว ค่ารัศมีการดัดต่ำสุดไม่ใช่ค่าคงที่ของวัสดุ เนื่องจากยังขึ้นอยู่กับผู้ตรวจ สอบรอยแตกที่เริ่มเกิดขึ้น อาจมีความสามารถในการตรวจสอบไม่เท่ากันและการใช้รัศมีการดัดในการ ทดสอบไม่ต่อเนื่องและเหมือนกัน เนื่องจากข้อจำกัดของรัศมีของ Mandrel ที่ใช้ในการทดสอบ

ในการเปรียบเทียบความสามารถในการดัดโค้งของวัสดุ ข้อมูลที่จะนำมาเปรียบเทียบกันได้นั้นจะต้องมาจากการทดสอบที่ใช้วิธีการทดสอบแบบเดียวกัน, ผู้ตรวจสอบรอยแตกคนเดียวกันและใช้ ชิ้นทดสอบที่มีขนาดเท่ากัน ตลอดจนใช้รัศมีการดัด (Bending radius) และมุมดัด (Bending angle) ที่เท่ากันด้วย ข้อมูลจึงจะสามารถนำมาเปรียบเทียบกันได้

2.3.6.1 อุปกรณ์และเครื่องมือการดัดโค้ง

อุปกรณ์และเครื่องมือในการทดสอบการดัดโค้งดังรูปที่ 2.16 โดยทั่วไปจะไม่มีข้อกำหนดที่ตายตัว เนื่องจากเป็นวิธีการทดสอบที่ไม่ซับซ้อนยุ่งยาก และไม่ต้องการความละเอียดของเครื่องมือมากนัก เพียงสามารถทำการดัดโค้งขึ้นทดสอบด้วยรัศมีหรือขนาดมุมตามที่กำหนด โดยทั่วไปเครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบการดัดโค้ง เช่น Pin , Roller และ Mandrel นั้น ควรจะมีความยาวยาวมากกว่าความกว้างของชิ้นทดสอบและจะต้องมีความแข็งแรงเพียงพอที่จะทนต่อการแปรรูปและการสึกหรอในระหว่างการทดสอบการดัดโค้งได้

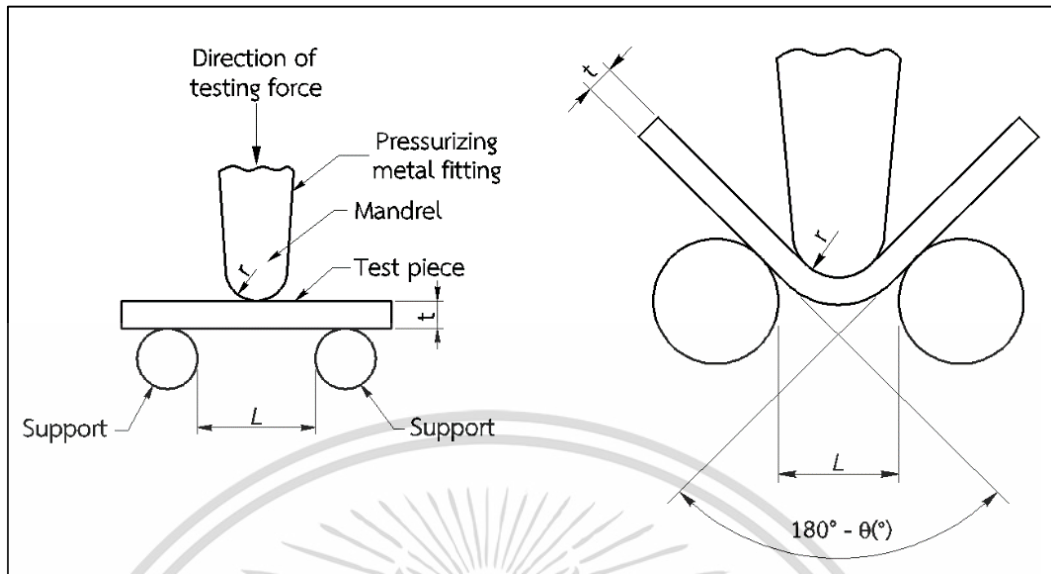


รูปที่ 2.16 อุปกรณ์และเครื่องมือทดสอบการดัดโค้งแบบต่าง ๆ [33]

2.3.6.2 วิธีการทดสอบการดัดโค้ง

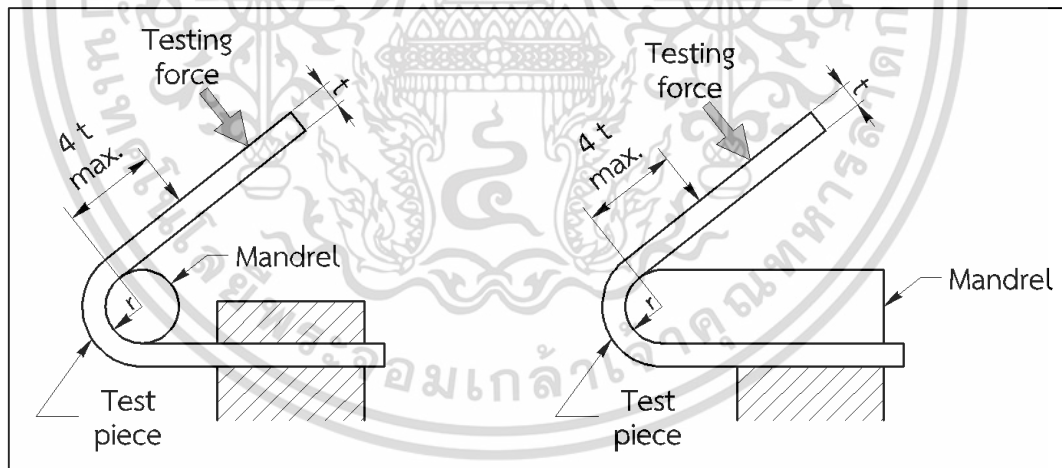
การทดสอบการดัดโค้งสามารถทำได้ได้หลากหลายวิธี ซึ่งแต่ละวิธีมีความแตกต่างกันในรายละเอียด แต่จะมีหลักการในการทดสอบที่เหมือนกัน วิธีการทดสอบการดัดโค้งที่นิยมใช้กันโดยทั่วไป มี 3 วิธี [33] ได้แก่

1. การดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending method) ลักษณะการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระแสดงดังรูปที่ 2.17 ดำเนินการทดสอบโดยนำโลหะแผ่นวางบนฐานรองรับรูปทรงกระบอกที่มีรัศมีความโค้งไม่น้อยกว่า 10 มิลลิเมตร แล้วค่อยๆ เพิ่มแรงกดบริเวณกึ่งกลางของชิ้นทดสอบเพื่อทำการดัดโค้ง ระยะห่างระหว่างฐานรองที่ใช้ในการทดสอบ ($L = 2r + 3t$) โดยที่ r คือรัศมีการดัดโค้ง และ t คือความหนาหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นทดสอบ ส่วนปลายของ Mandrel จะต้องเป็นทรงกระบอกที่มีรัศมีความโค้งเท่ากับรัศมีการดัดโค้งที่ต้องการจะทำการทดสอบ



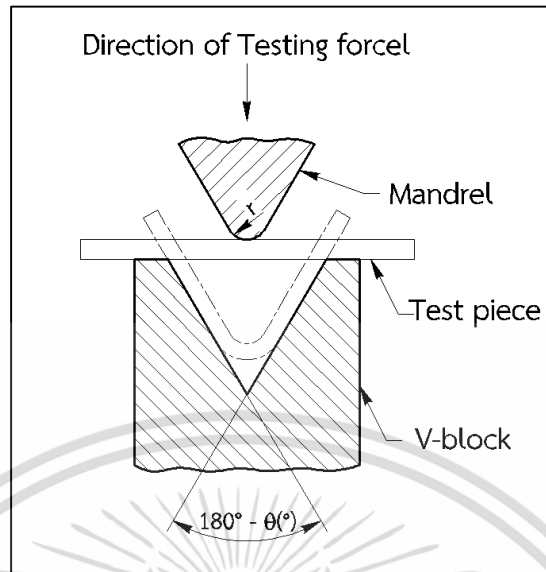
รูปที่ 2.17 การดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending method) [33]

2. การดัดขึ้นรูปแบบหมุนดัด (Winding bend) ทำการทดสอบโดยจะค่อย ๆ เพิ่มแรงในการหมุนดัดขึ้นทดสอบรอบ ๆ Mandrel ตามที่กำหนดไว้ โดยการที่กดยึดปลายด้านหนึ่งของชิ้นทดสอบและทำการดัดโค้งที่ปลายอีกด้าน ซึ่งจะทำให้เกิดการดัดโค้งรอบ Mandrel ดังรูปที่ 2.18



รูปที่ 2.18 ลักษณะการดัดขึ้นรูปแบบหมุนดัด (Winding bend) [33]

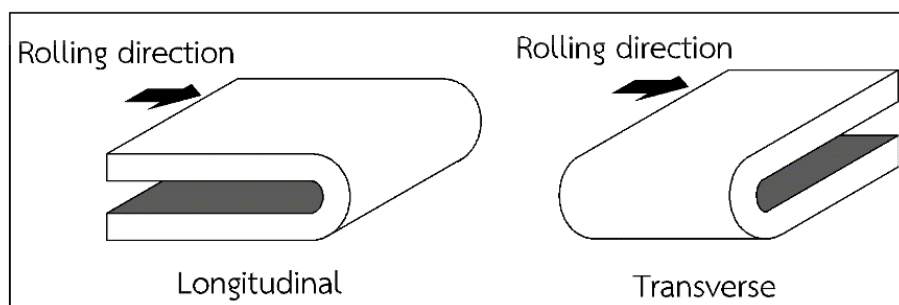
3. การดัดขึ้นรูปแบบแม่พิมพ์รูปตัววี (V-block bending) เป็นการทดสอบโดยนำชิ้นทดสอบวางอยู่บนฐานแม่พิมพ์รูปตัววีดังรูปที่ 2.19 แล้วเพิ่มแรงกดของพันซ์หรือหัวกดบริเวณกึ่งกลางแผ่นชิ้นทดสอบ เพื่อดัดโค้งชิ้นงานให้ได้ขนาดมุมตามที่กำหนด



รูปที่ 2.19 การดัดขึ้นรูปแบบแม่พิมพ์รูปตัววี (V-block bending) [33]

2.3.6.3 การเตรียมชิ้นทดสอบเพื่อการดัดโค้ง

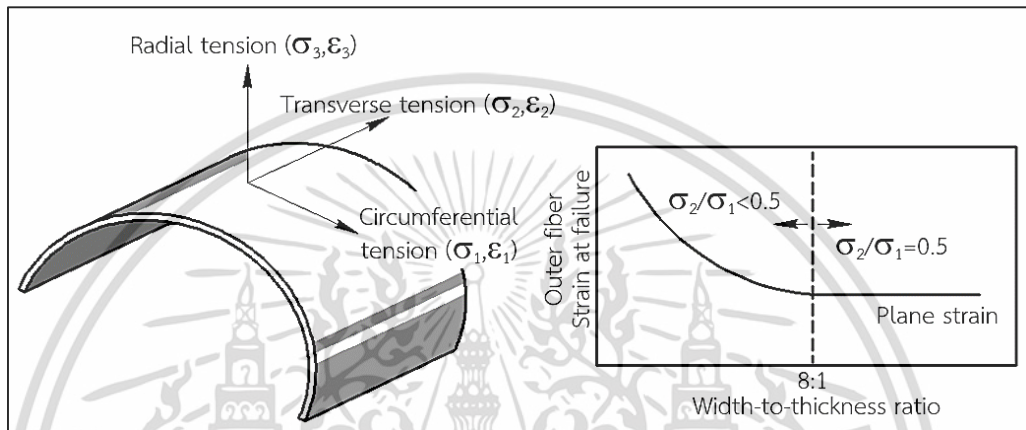
ในกรณีของการทดสอบความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นหรือโลหะกลมสามารถดัดให้ได้ความยาวที่เหมาะสมและทำการทดสอบได้เลย ส่วนชิ้นงานที่มีหน้าตัดเป็นรูปหลายเหลี่ยม (Polygonal section) ชิ้นทดสอบอาจจะหนาเกินไปจนไม่สามารถจับยึดได้หรือเครื่องทดสอบการดัดโค้งอาจมีกำลังไม่เพียงพอ จึงต้องมีการตัดเฉือนเพื่อปรับขนาดให้เล็กลง โดยใช้ด้านที่ไม่ถูกตัดเฉือนเป็นผิวด้านนอกในการรับแรงดึงระหว่างการทดสอบการดัดควรตะไบหรือขัดแต่งขอบที่ผ่านการตัดเฉือนผิวเรียบลง โดยรัศมีของขอบของชิ้นงานควรมีขนาดรัศมีมากกว่า $1/10$ ของความหนาของชิ้นงานขึ้นไป แต่สำหรับชิ้นงานที่มีอัตราส่วนความกว้าง/ความหนา มากกว่า 8 ไม่มีความจำเป็นจะต้องเตรียมขอบให้เรียบลง ยกเว้นในกรณีที่เกิดรอยแตกขึ้นที่มุมในระหว่างการทดสอบการดัดโค้ง สำหรับความยาวของชิ้นทดสอบในการทดสอบแบบ Wrap bending และ Wipe bending ชิ้นทดสอบจะต้องมีความยาวพอที่จะสามารถจับได้โดยไม่เกิดการเลื่อนไถล แต่สำหรับการทดสอบแบบ V-block bending ชิ้นทดสอบควรมีความยาวกว่าระยะระหว่างฐานรอง ชิ้นงานที่นำมาทดสอบการดัดโค้งจะเตรียมมาจากแนวใดก็ได้ แต่โดยปกติจะทำการทดสอบการดัดในแนวตั้งฉากกับแนวรีด เพราะมีความเหนียวต่ำกว่าแนวขนานกับแนวรีดดังรูปที่ 2.20



รูปที่ 2.20 การทดสอบการดัดโค้งแบบขวางและตามแนวการรีด [33]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

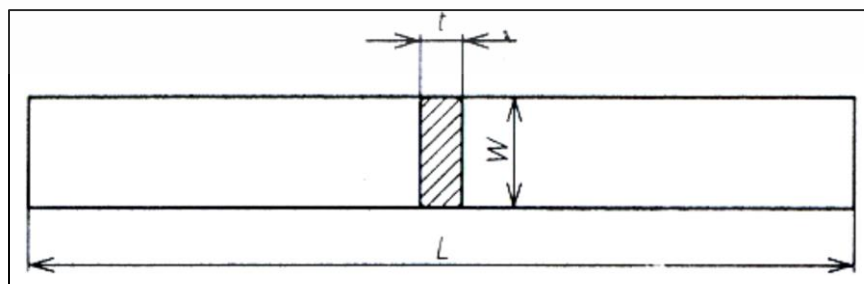
สำหรับชิ้นงานที่มีอัตราส่วน ความกว้าง/ความหนา ต่ำกว่า 8 สถานะการทดสอบจะเป็นแบบ ความเค้นระนาบ ซึ่งค่าความต้านทานการตัดโค้งจะขึ้นกับ อัตราส่วนความกว้าง/ความหนา ดังรูป ที่ 2.21 สำหรับชิ้นงานที่มีอัตราส่วน ความกว้าง/ความหนา มากกว่า 8 ขึ้นไป การตัดโค้งที่เกิดขึ้น จะ อยู่ในสถานะของความเครียดระนาบและความต้านทานการตัดโค้งจะไม่ขึ้นกับอัตราส่วนความกว้าง/ ความหนา ดังนั้นการทดสอบการตัดโค้งจึงมักจะกำหนดขนาดชิ้นงานให้มีอัตราส่วนความกว้าง/ความ หนามากกว่า 8 ขึ้นไป เพื่อกำจัดผลของขนาดของชิ้นงานที่จะมีต่อผลการทดสอบ



รูปที่ 2.21 ลักษณะความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นในการทดสอบการตัดโค้ง [33]

โดยปกติจะไม่มีข้อกำหนดเกี่ยวกับขนาดของชิ้นทดสอบการตัดโค้งไว้มากนัก แต่อย่างไรก็ดี ตามมาตรฐาน JIS Z 2204 ได้แบ่งชิ้นทดสอบสำหรับการตัด โค้งออกเป็น 3 กลุ่มดังนี้

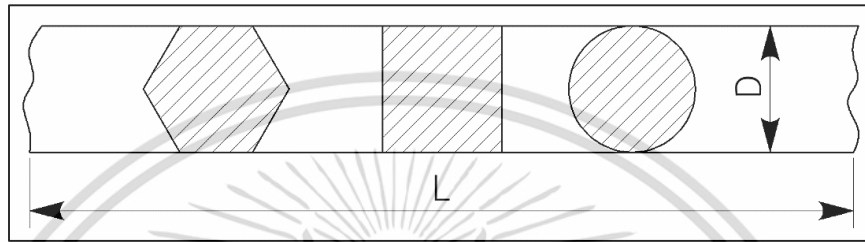
1) ชิ้นทดสอบประเภทแผ่นที่มีความหนา (t) ตั้งแต่ 3 มิลลิเมตร ขึ้นไป โดยความกว้าง (w) ของชิ้นทดสอบที่ใช้จะอยู่ระหว่าง 20 - 50 มิลลิเมตร ถ้าวัสดุมีความกว้างไม่ถึงตามที่กำหนดก็ให้ ใช้ความกว้างสูงสุดที่สามารถเตรียมได้ ส่วนความยาวนั้นจะขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นทดสอบและ อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบ ถ้าวัสดุมีความหนามากกว่า 25 มิลลิเมตร สามารถที่จะทำการกลึงไสผิว ด้านหนึ่งให้มีความหนาลดลงได้ ตามความเหมาะสมกับอุปกรณ์การทดสอบ แต่ต้องมีความหนาไม่ต่ำ กว่า 25 มิลลิเมตร และในการทดสอบให้ใช้ด้านที่ไม่ได้ทำการกลึงไสมาเป็นผิวด้านนอกในการรับแรง ดึงระหว่างการตัดโค้ง



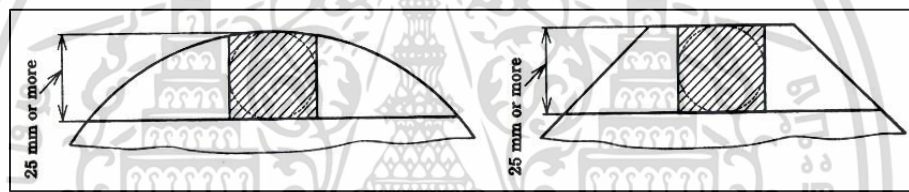
รูปที่ 2.22 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภทแผ่น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2) ชิ้นทดสอบท่อน (Bar) ดังแสดงในรูปที่ 2.23 โดยค่า D ซึ่งเป็นเส้นผ่านศูนย์กลาง (สำหรับชิ้นทดสอบที่มีหน้าตัดเป็นวงกลม) หรืออาจเป็นเส้นผ่านศูนย์กลางภายในของรูปหลายเหลี่ยม (สำหรับชิ้นทดสอบที่มีหน้าตัดเป็นรูปหลายเหลี่ยม) ถ้าวัสดุมีค่า D มากกว่า 30 มิลลิเมตร สามารถที่จะทำการกลึงไสให้มีขนาดเล็กลง แต่ขนาดของค่า D หลังทำการกลึงไสต้องไม่ต่ำกว่า 25 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 2.24 และในการทดสอบให้ใช้ด้านที่ไม่ได้ทำการกลึงไสมาเป็นผิวด้านที่รับแรงดึง ส่วนความยาวของ ชิ้นทดสอบจะขึ้นอยู่กับค่า D ของชิ้นทดสอบและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบ



รูปที่ 2.23 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภท Bar ก่อนทำการกลึงไส



รูปที่ 2.24 ลักษณะชิ้นทดสอบประเภท Bar หลังจากทำการกลึงไส

3) ชิ้นทดสอบสำหรับทำการทดสอบ วัสดุพวก Plate หรือ Strip ที่มีความหนาต่ำกว่า 3 มิลลิเมตร ขนาดความกว้างของชิ้นทดสอบจะอยู่ระหว่าง 15 - 50 มิลลิเมตร หากวัสดุมีความกว้างต่ำกว่าที่กำหนดก็ ให้ใช้ความกว้างสูงสุดที่สามารถเตรียมได้ ส่วนความยาวจะขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นทดสอบและอุปกรณ์การทดสอบ

2.4 การทดสอบสมบัติของวัสดุ

2.4.1 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Chemical composition analysis)

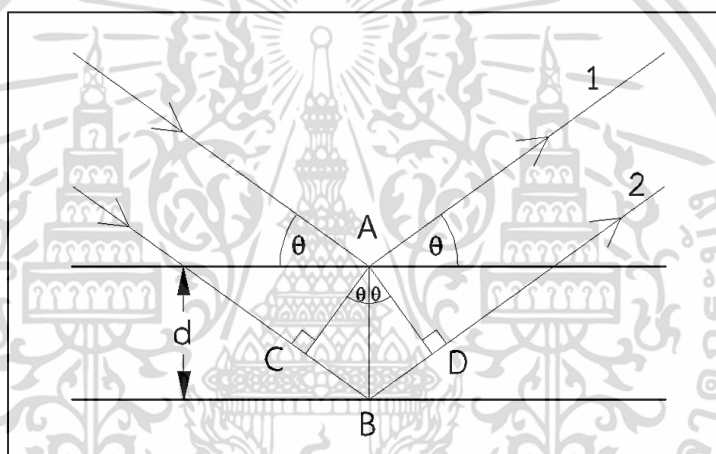
การตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุประเภทโลหะทำได้หลายวิธี ซึ่งวิธีนิยมมากที่สุดคือการตรวจสอบด้วยเครื่อง Spectrometer เนื่องจากง่ายในการเตรียมชิ้นงานได้และใช้เวลาน้อย (ASM International, 1992) [34] Emission spectrometer นี้เป็นเครื่องมือสำหรับการวิเคราะห์ปริมาณธาตุของโลหะและอโลหะที่เป็นของแข็ง โดยจะใช้หลักการ Spark เพื่อให้ชิ้นงานกำเนิดแสงและเกิดการคายพลังงานที่เรียกว่า Optical emission spectrometer โดยใช้ตัวรับสัญญาณหรือ Detector แบบ Multi CCD เพื่อแยก Spectrum ของแสง จากนั้นสัญญาณจะถูกส่งไปทำการประมวลผลและวิเคราะห์ปริมาณของธาตุออก (NDT Instruments) โดยชุดประมวลผล

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทั้งนี้การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของชิ้นงานโลหะ เป็นส่วนสำคัญในการวิเคราะห์สมบัติเบื้องต้นสำหรับการควบคุมสมบัติทางกล ตลอดจนช่วยในการพัฒนาผลิตภัณฑ์เพื่อให้ได้สมบัติตามที่ต้องการ

2.4.2 การตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffraction; XRD) เป็นเทคนิคที่นิยมใช้ในการศึกษาโครงสร้างของผลึก ขนาดของอนุภาค และการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโลหะ ซึ่งผลึกแต่ละชนิดมีขนาดของหน่วยเซลล์ไม่เท่ากันและมีองค์ประกอบธาตุที่แตกต่างกัน รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างมุมของการเลี้ยวเบนกับความเข้มสัมพัทธ์ของพีค การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ที่มีความยาวคลื่นใกล้เคียงกับขนาดของหน่วยเซลล์ คือ มีขนาดตั้งแต่ประมาณ 0.1-100 อังสตรอม จึงสามารถแดงการเลี้ยวเบนของผลึกได้ดี เช่นเดียวกับแสงที่สามารถเลี้ยวเบนจากดิฟแฟรคชันเกรตติง [35]



รูปที่ 2.25 การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์เมื่อตกกระทบบนระนาบผลึก

จากรูปที่ 2.25 จะพบว่ารังสีขนานตกลงบนผลึกที่จุด A และ B ตามลำดับโดยทำมุม θ กับระนาบของผลึก การเลี้ยวเบนของรังสีจะเกิดขึ้นเมื่อระยะทางที่รังสีเอ็กซ์ 1 และ 2 เดินทางต่างกันเป็นจำนวนเท่าของความยาวคลื่นดังสมการที่ 2.2

$$2d \cdot \sin\theta = n\lambda \quad (2.2)$$

เมื่อ

d	คือ	ระยะห่างมุมกระทบ
θ	คือ	มุมตกกระทบ
λ	คือ	ความยาวคลื่น

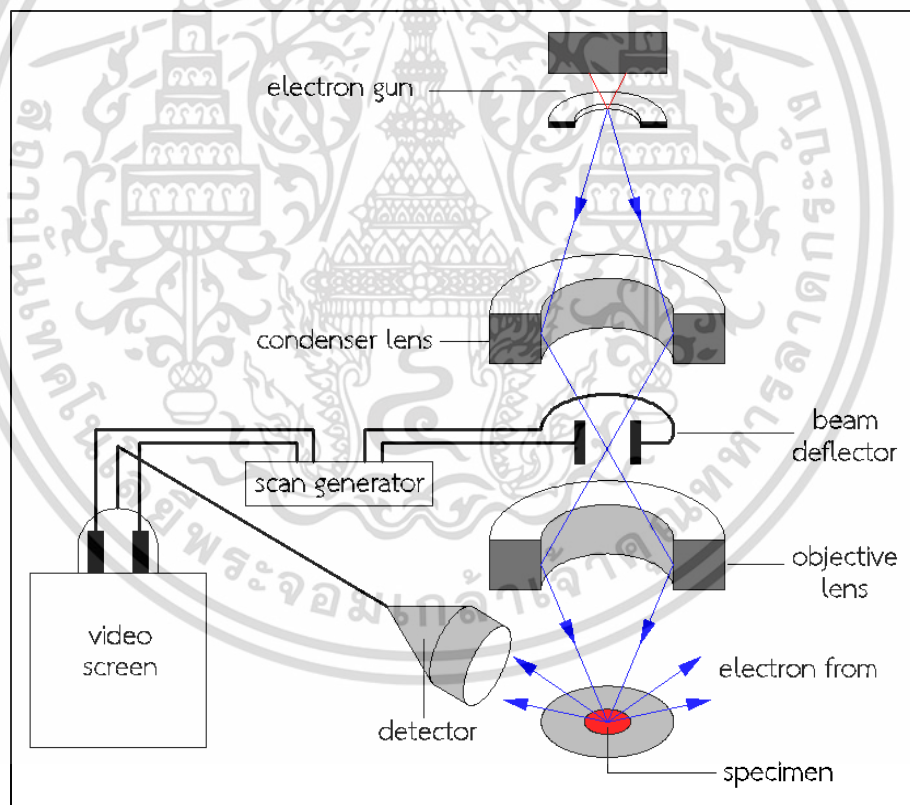
โดยกฎข้อนี้เรียกว่ากฎของแบรกก์ (Bragg's law) ซึ่งแสดงให้เห็นว่า ถ้ารังสีเอ็กซ์ตกกระทบบนผลึกที่มีความยาวคลื่นที่คงที่ มุมของการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์จะเกิดขึ้นเท่ากับระยะห่างระหว่างระนาบของผลึก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.4.3 การศึกษาการแตกหัก (Fractography)

ในการวิเคราะห์ความเสียหาย (Failure analysis) ต้องอาศัยความชำนาญและประสบการณ์มากพอสมควรเพื่อให้สามารถวิเคราะห์ผลอย่างถูกต้อง โดยความเสียหายหรือการแตกหักสามารถแบ่งประเภทออกได้ 2 กลุ่มใหญ่ คือ การแตกหักแบบเปราะ (Brittle fracture) และการแตกหักแบบเหนียว (Ductile fracture) โดยการศึกษาการแตกหักแบบเปราะได้รับความสนใจมากกว่า เนื่องจากมีช่วงการเปลี่ยนรูปร่างน้อย ซึ่งมีผลกระทบมากกว่าและยากต่อการป้องกัน แต่การแตกหักแบบเหนียวจะมีช่วงการเปลี่ยนรูปมากพอที่จะแก้ไขความเสียหายได้

วิธีการตรวจสอบพื้นผิวการแตกหักที่นิยมมากคือ การใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscopy) หรือ SEM (ASM International, 1992) โดยขั้นตอนสอบควรทำความสะอาดและถูกจับยึดอย่างแน่นหนาระหว่างการตรวจสอบในสภาพสุญญากาศ ซึ่งในระหว่างการตรวจสอบขั้นตอนสอบอาจต้องมีการหมุนปรับชิ้นงาน และชิ้นงานที่ทำการตรวจสอบต้องปราศจากความชื้นและสิ่งปนเปื้อน เป็นวัสดุที่มีสภาพนำไฟฟ้า หากไม่มีสมบัติการนำไฟฟ้าจะต้องทำการเคลือบผิวด้วยสารนำไฟฟ้า (Sputtering)



รูปที่ 2.26 หลักการทำงานของเครื่อง SEM

หลักการทำงานของเครื่อง SEM แสดงดังรูปที่ 2.26 ซึ่งจะประกอบด้วยแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนซึ่งทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า จากนั้นกลุ่มอิเล็กตรอนจะถูกส่งผ่านผ่านเลนส์รวบรวมรังสี (Condenser lens) เพื่อทำให้กลุ่มอิเล็กตรอนกลายเป็นลำอิเล็กตรอน ซึ่งสามารถปรับให้ขนาดของลำอิเล็กตรอน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการศึกษาไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ใหญ่หรือเล็กได้ตามต้องการ หากต้องการภาพที่มีความคมชัดจะปรับให้ลำอิเล็กตรอนมีขนาดเล็ก จากนั้นลำอิเล็กตรอนจะถูกปรับระยะโฟกัสโดยเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) ลงไปบนผิวชิ้นงานที่ต้องการศึกษา หลังจากลำอิเล็กตรอนถูกกราดลงบนชิ้นงานจะทำให้เกิดอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron) ขึ้นซึ่งสัญญาณจากอิเล็กตรอนทุติยภูมินี้จะถูกบันทึก และแปลงไปเป็นสัญญาณทางอิเล็กทรอนิกส์และถูกนำไปสร้างเป็นภาพบนจอแสดงผลต่อไปและสามารถบันทึกภาพจากหน้าจอแสดงผลได้

2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในการศึกษาความสามารถในการดัดขึ้นรูปโลหะแผ่นในอุตสาหกรรมยานยนต์และอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้อง มีเอกสารและงานวิจัยหลายชิ้นได้ศึกษาปัจจัยต่าง ๆ ที่มีผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปและคุณภาพชิ้นงานที่ได้หลังการขึ้นรูปของวัสดุกลุ่มโลหะทั่วไปและวัสดุกลุ่มเหล็กกล้า ความแข็งแรงสูง ซึ่งได้แก่งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่น การติดตัวกลับของชิ้นทดสอบ ความเสียหายจากการดัดขึ้นรูปและผลกระทบจากกระบวนการทางความร้อนหรืออุณหภูมิการขึ้นรูป ซึ่งสามารถจำแนกการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องได้ดังนี้

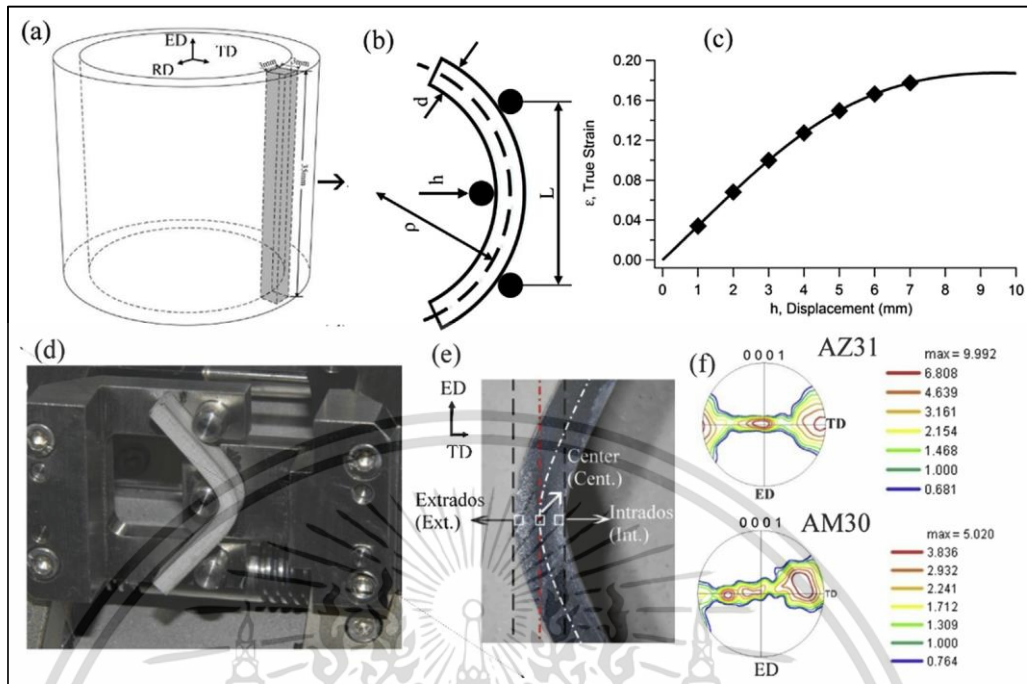
2.5.1 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่น

ความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นหมายถึง สามารถขึ้นรูปชิ้นงานสำเร็จได้โดยมีขนาดรูปร่างที่ถูกต้องและปราศจากการแตกร้าวเสียหายเกิดขึ้น อย่างไรก็ตามเป็นเรื่องยากที่จะหาค่าจำกัดความของขีดจำกัดความเครียดที่เหมาะสมสำหรับกระบวนการขึ้นรูปโลหะแผ่น โดยขีดจำกัดในการขึ้นรูปสามารถกำหนดได้ในลักษณะของปริมาณความเครียดที่ก่อให้เกิดจุดเริ่มต้นของรอยแตกร้าวบนพื้นผิวชิ้นทดสอบ จากการขึ้นรูปด้วยเครื่องมือที่รัศมีการดัดขนาดเล็ก จากหลากหลายเงื่อนไขของการทดสอบและชนิดวัสดุ กล่าวโดยสรุปได้ว่าปัจจัยหลักที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นประกอบด้วย ลักษณะรูปร่างของเครื่องมือหรือแม่พิมพ์ ขั้นตอนในการขึ้นรูป สมบัติของวัสดุ ความหนาของแผ่นวัสดุ และ เงื่อนไขเกี่ยวกับความเรียบพื้นผิวแผ่นวัสดุ เป็นต้น ซึ่งในการทดสอบความสามารถในการขึ้นรูปด้วยวิธีการดัดขึ้นรูปสามารถแบ่งได้ 3 ประเภทประกอบด้วย การดัดขึ้นรูปอย่างง่าย การดัดแบบดึงยึด และการขึ้นรูปลึก ซึ่งการดัดแบบดึงยึดและการขึ้นรูปลึกจะเป็นการดัดขึ้นรูปภายใต้แรงดึง ซึ่งแตกต่างจากการดัดอย่างง่ายเพราะการดัดลักษณะนี้จะไม่มีการดึงเกิดขึ้นขณะทำการดัด จึงเป็นลักษณะการขึ้นรูปจากความเค้นดัดล้วน (Pure bending) โดยการใช้แรงกระทำแบบสามจุด ซึ่งจะเกิดแรงดึงจากความเสียดทานที่พื้นผิวทั้งสองด้านเพียงเล็กน้อย จากงานวิจัยที่ค้นคว้าสามารถจำแนกการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับงานความสามารถในการดัดขึ้นรูปได้ดังนี้

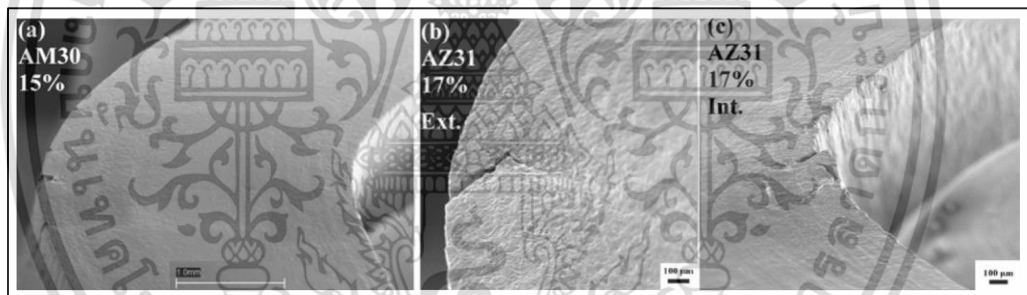
2.5.1.1 ความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นทั่วไป

Jin และคณะ [36] ได้ทำการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบสามจุดที่อุณหภูมิห้องของโลหะผสมชนิด AM30 และ AZ31 ที่มีลักษณะพื้นผิวแตกต่างกัน เพื่อตรวจสอบวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคที่ซับซ้อนและการเปลี่ยนรูปถาวรด้วยเครื่อง EBSD เพื่อสังเกตการกระจายตัวของความเครียดจากลักษณะสีและรูปแบบการเปลี่ยนรูปถาวรของโลหะแผ่น ในการทดสอบจะทำการดัดงอโดยใช้ระบบทดสอบขนาดเล็กที่จัดทำโดย บริษัท Deben ประเทศอังกฤษ โดยใช้โหลดเซลล์ขนาด 5 KN ติดตั้งภายในชุด LEO™ 1450 SEM และติดตั้งกล้อง TSL™ EBSD ดังรูปที่ 2.27

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.27 การทดสอบการดัดแบบ 3 จุดและการติดตั้งอุปกรณ์ตรวจสอบ [36]



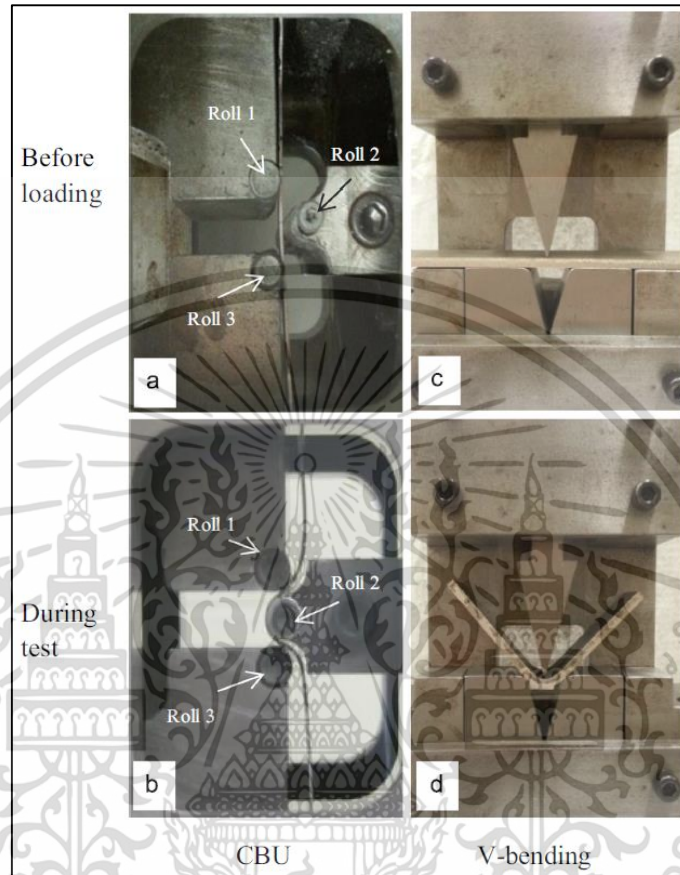
รูปที่ 2.28 ลักษณะพื้นผิวของวัสดุ AM30 และ AZ31 จากการทดสอบการดัดแบบสามจุด [36]

จากผลการทดลองรูปที่ 2.28 แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคหลังการดัดของชิ้นทดสอบโลหะผสมเกรด AM30 และ AZ31 ในรูปที่ 2.28 (a) เห็นได้ชัดเจนว่ารอยแตกกว้างจะเริ่มเกิดขึ้นบริเวณพื้นผิวด้านนอกของ AM30 เมื่อค่าความเค้นดึงเพิ่มขึ้น 15% และมีจุดที่เกิดรอยแตกกว้างมากกว่าสี่แห่ง นอกจากนี้ยังแสดงให้เห็นถึงรอยแตกที่เกิดขึ้นในพื้นผิวด้านนอกของโลหะผสม AZ31 หลังจากได้รับความเครียดที่ 17% ดังรูปที่ 2.28 (b) และพื้นผิวด้านในซึ่งเป็นรอยแตกขนาดใหญ่ที่เกิดขึ้นและขยายตัวตามระนาบการเฉือนจากการดัดดังรูปที่ 2.28 (c) ซึ่งเป็นผลจากความเข้มข้นของความเครียดที่เกิดขึ้นอย่างรุนแรง

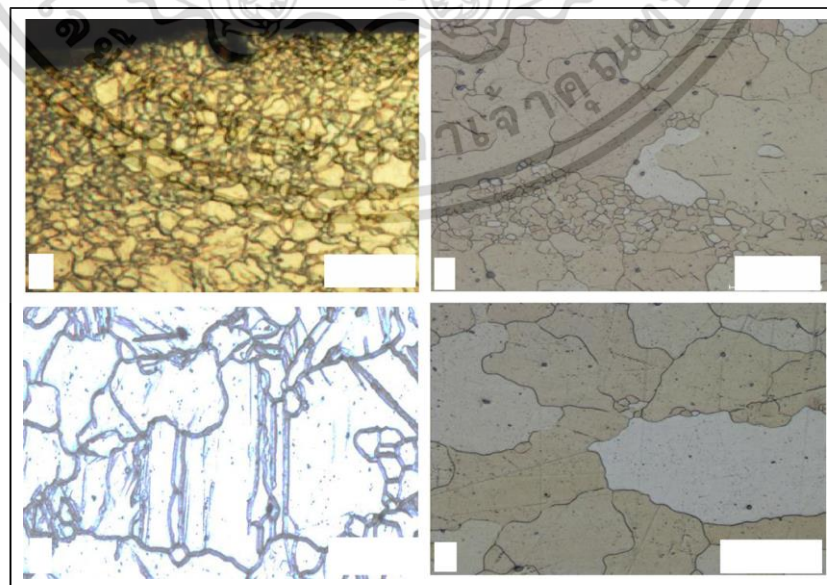
Korayem และคณะ [37] ทำการศึกษากระบวนการดัดขึ้นรูปที่มีแรงกระทำเป็นจังหวะและผลกระทบจากการอบอ่อน (CBUA) เพื่อปรับปรุงโครงสร้างเกรนและพื้นผิวของวัสดุ AZ31 โดยการทดสอบการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องหลังจากการอบอ่อน โลหะแผ่นจะถูกขึ้นรูปจากแท่งหัวกดรูปทรงกระบอกขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มิลลิเมตร โดยให้แรงกระทำเป็นจังหวะ โดยให้แท่งทรงกระบอกหมายเลข 1 และ 3 เป็นชุดรองรับและแท่งทรงกระบอกหมายเลข 2 เป็นแท่งสำหรับกด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์และห้ามการเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของลิขสิทธิ์
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ขึ้นรูป จังหวะก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 2.29 a และ b รวมทั้งทำการทดสอบโดยใช้แม่พิมพ์ขึ้นรูปแบบตัววี แสดงดังรูปที่ 2.29 c และ d



รูปที่ 2.29 การทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบ CBU และการดัดขึ้นรูปแบบตัววี [37]

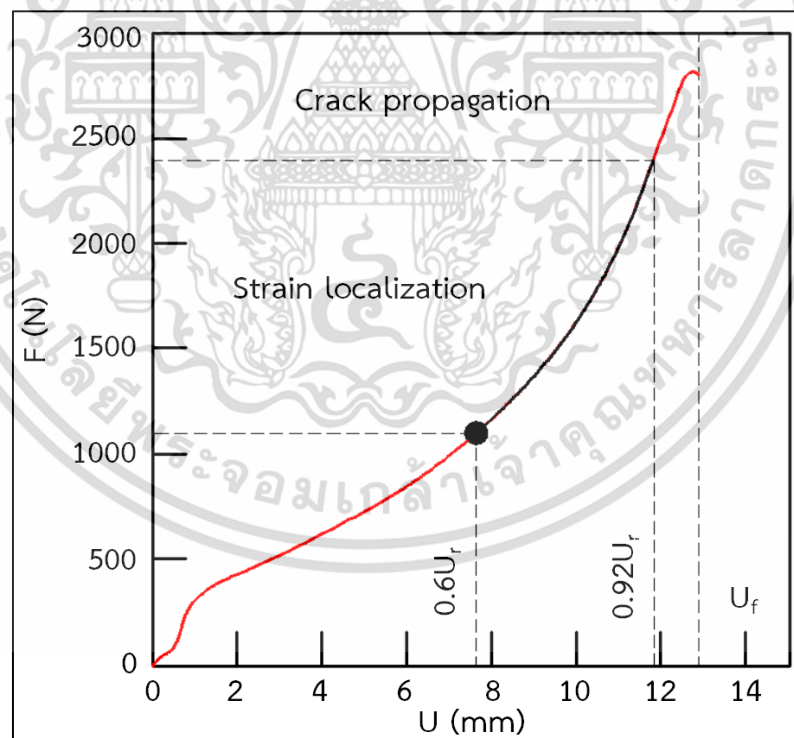


รูปที่ 2.30 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังการดัดขึ้นรูปแบบ CBU ของวัสดุ AZ31 [37]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองรูปที่ 2.30 พบว่าลักษณะโครงสร้างจุลภาคมีความสอดคล้องกับกลไกของกระบวนการตัดโค้งแบบแรงกระทำเป็นจังหวะ (CBU) กลไกการแตกหักจากความเครียดวิวัฒนาการของพื้นผิว และเสถียรภาพจากการอบอุ่นเป็นเวลานานของวัสดุ การปรับปรุงขนาดเกรนและพื้นผิวของโครงสร้างจุลภาคในหลากหลายชั้นจากกระบวนการ CBUA นำไปสู่การปรับปรุงความสามารถในการดัดขึ้นรูป (รัศมีการดัด / ค่าความหนา) แบบตัววีที่อุณหภูมิห้อง

Mattei และคณะ [38] ทำการทดสอบการดัดขึ้นรูปโลหะแผ่นอลูมิเนียมเกรด AA6xxx ในอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ ได้แสดงให้เห็นว่าการจำกัดค่าความเครียดผ่านชั้นความหนาของชิ้นทดสอบ สามารถควบคุมพัฒนาการของความเสียหายได้ ซึ่งในการวิจัยจะเป็นการตรวจสอบกลไกของวิวัฒนาการความเสียหายเฉพาะตำแหน่ง ในระหว่างกระบวนการดัดขึ้นรูปที่ก่อให้เกิดค่าความเครียดสูงของวัสดุ AA6016 ซึ่งพบว่าระยะการกดของพินซ์ที่ก่อให้เกิดความเครียดซึ่งมีค่าอยู่ในช่วงระหว่าง $0.6 U_f$ และ $0.92 U_f$ โดยค่าความเครียดจากการเปลี่ยนรูปถาวรในระนาบการเฉือนจะมีความขนาดประมาณ 3-4 เท่าของขนาดเกรน และรอยแตกริ้วบนพื้นผิวชิ้นทดสอบจะเริ่มปรากฏเมื่อพินซ์เคลื่อนที่ด้วยระยะมากกว่า $0.92 U_f$ หมายความว่า การดัดขึ้นรูปวิกฤตสามารถควบคุมได้โดยการแปลความหมายของความเครียดเฉพาะตำแหน่ง ซึ่งจะส่งผลต่อการขยายตัวของรอยแตกริ้วแสดงดังรูปที่ 2.31



รูปที่ 2.31 ความสัมพันธ์ของแรงดัดและค่าความเครียดของวัสดุ AA6016 [38]

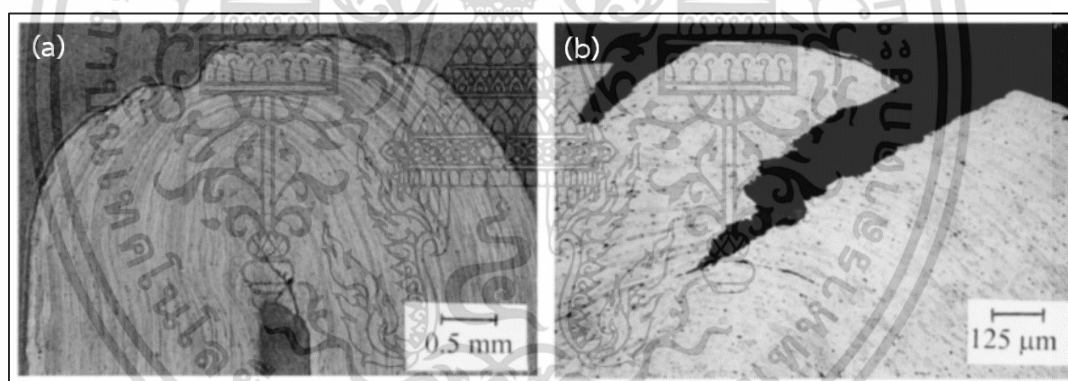
Sarkar และคณะ [39] ได้ทำการศึกษาสมบัติด้านความเหนียวและความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นซึ่งนิยมใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์ชนิด AA5754 จากกระบวนการรีดร้อนและรีดเย็น เพื่อเปรียบเทียบผลกระทบบนของธาตุเหล็ก (Iron containing alloy) ที่ส่งผลต่อการแตกริ้ว เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เสียหายของโลหะแผ่นภายหลังการขึ้นรูป จากผลการทดสอบแรงดึงและการทดสอบการดัดขึ้นรูป โดยองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุในงานวิจัยแสดงดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 องค์ประกอบทางเคมีของอลูมิเนียมผสมเกรด 5754 (wt.%)

Alloys	Mg	Mn	Si	Ti	Fe	Al
Low Fe	3.21	0.20	0.066	0.01	0.08	Rest
High Fe	3.24	0.21	0.055	0.011	0.30	Rest

ผลการทดลองแสดงให้เห็นว่ารูปร่างและขนาดของเกรนจากการเกิดผลึกใหม่จะมีลักษณะแตกต่างกันไปทั้งสามทิศทางและการเปลี่ยนแปลงนี้เห็นได้ชัดเจนมาก ในกรณีของโลหะผสมที่มีธาตุเหล็ก (Fe) ต่ำ ส่วนโลหะผสมที่มีธาตุเหล็ก (Fe) สูงแสดงให้เห็นว่าเกรนจะมีขนาดเล็กกว่าและมีจำนวนมากว่าทั้งสามทิศทาง ซึ่งเชื่อว่าเป็นผลมาจากการเกิดผลึกใหม่ และพบว่าทิศทางการรีดส่งผลกระทบต่อค่าความเค้นครากเพียงเล็กน้อย พฤติกรรมความเครียดแข็งมีความใกล้เคียงกันมากที่ขนาดการยืดตัวต่ำ แต่เมื่อการยืดตัวหรือขนาดของความเครียดเพิ่มขึ้นโลหะผสมชนิดที่มีส่วนผสมของธาตุเหล็กสูงจะมีค่าความเครียดแข็งเพิ่มสูงขึ้นอย่างชัดเจน



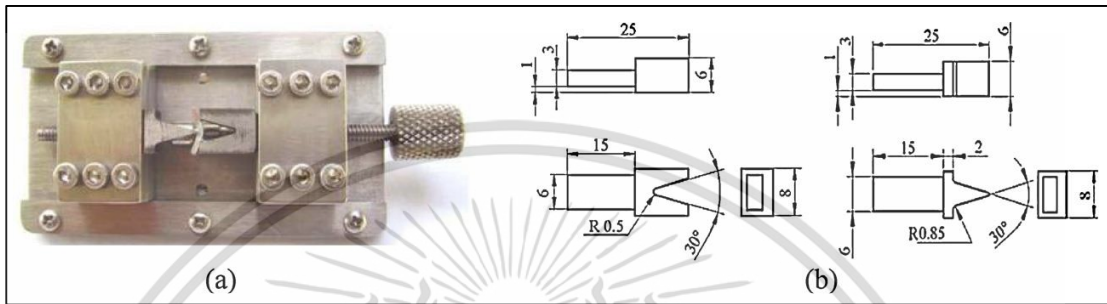
รูปที่ 2.32 ภาพตัดขวางบริเวณมุมการดัดของโลหะที่มีธาตุ Fe ผสมต่ำและธาตุ Fe ผสมสูง [39]

จากผลการทดสอบการดัดขึ้นรูปพบว่าโลหะผสมที่มีธาตุ Fe ต่ำ เมื่อทำการดัดด้วยอัตราส่วน r/t ต่ำมาก (0.1) จะมีความสามารถในการดัดขึ้นรูปสูงดังรูปที่ 2.32 (a) ซึ่งเป็นผลการดัดของโลหะผสมที่มีธาตุ Fe ต่ำ โดยการทดสอบการดัดที่ค่าความเครียด 66% ซึ่งไม่พบรอยแตกบริเวณพื้นผิวขึ้นทดสอบ โดยพื้นผิวจะมีลักษณะเป็นคลื่นสม่ำเสมอความสอดคล้องกับงานวิจัยที่ผ่านมา ส่วนโลหะผสมที่มีธาตุเหล็ก (Fe) สูงผลการทดสอบแสดงดังรูปที่ 2.32(b) ซึ่งมีความสามารถในการดัดที่ค่อนข้างต่ำ โดยภายหลังการดัดจะปรากฏลักษณะของรอยแตกให้เห็นอย่างชัดเจน

Davidkov และคณะ [40] ได้ทำการศึกษากลไกความเสียหายระหว่างการขึ้นรูปของโลหะแผ่นโดยการจำกัดพื้นที่การเปลี่ยนรูปถาวรให้แคบลงขณะทำการดัด ซึ่งจะเกิดระนาบการเฉือนแบบสามเหลี่ยมขยายตัวผ่านโครงสร้างจุลภาค โดยทำการศึกษาวิจัยกับโลหะแผ่นอลูมิเนียมผสมเกรด AA5754 ชนิดรีดเย็นความหนา 1 มิลลิเมตร ด้วยการดัดขึ้นรูปแบบตัววี โดยใช้อุปกรณ์ (จิ๊ก) ขนาด

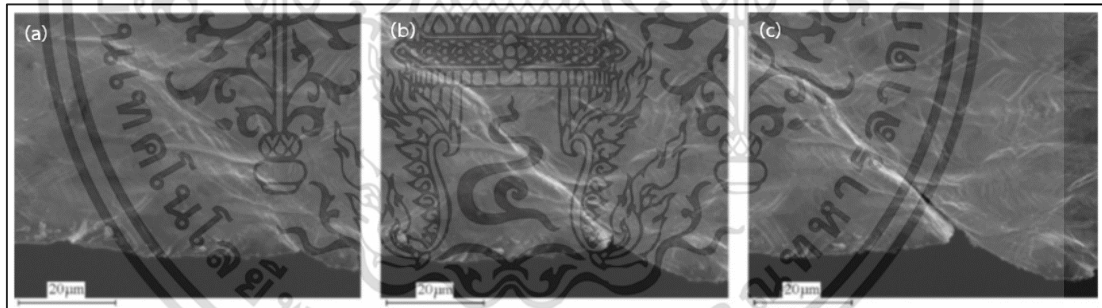
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อใช้ในการศึกษาวิจัยเท่านั้น ไม่สามารถนำเอกสารนี้ไปเผยแพร่หรือใช้เพื่อวัตถุประสงค์อื่นใดได้โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เล็กที่ควบคุมการเคลื่อนที่ด้วยสกรูตั้งรูปที่ 2.33(a) ทำการตัดขึ้นรูปตัววีภายในเตาแบบสูญญากาศ โดยขนาดของการตัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 2.33(b) พบว่าความเสียหายที่ขึ้นทดสอบจะเริ่มก่อตัวเป็นจุดขนาดเล็กและขยายตัวเป็นการแตกหักที่รุนแรงเมื่อระยะเวลาการกดตัดเพิ่มมากขึ้น ซึ่งรอยแตกร้าวจะเริ่มต้นและขยายตัวไปตามระนาบการเฉือนโดยมีลักษณะของการแตกร้าวนั้นเกี่ยวข้องกับการเกิดช่องว่างขนาดเล็กบนอนุภาคของเฟสที่สองและขยายตัวเชื่อมต่อกันเกิดเป็นแนวของรอยแตกร้าวนั้น



รูปที่ 2.33 ลักษณะของจิกสำหรับตัดขึ้นรูปตัววี [40]

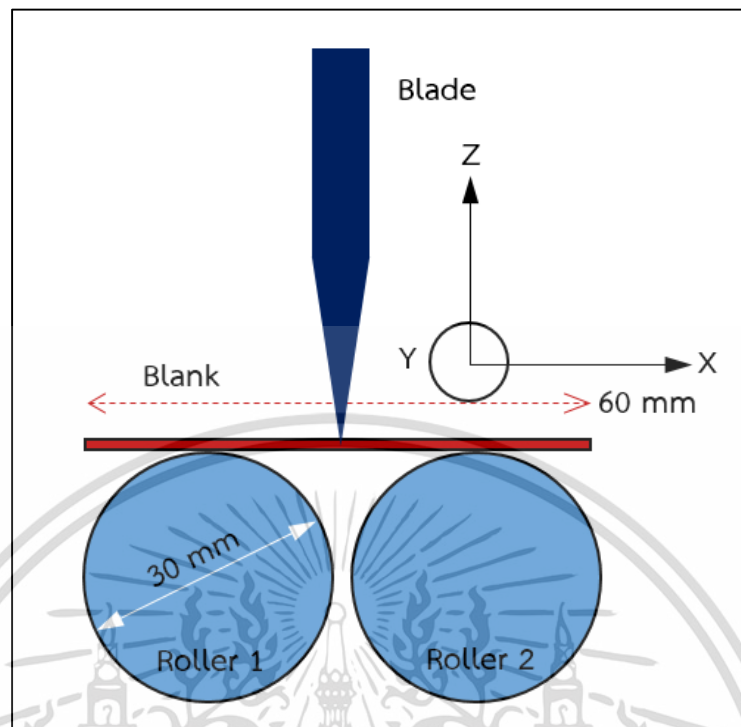
เมื่อพิจารณาผลของการแตกร้าวนั้นพบว่า ขนาดมุมการตัดที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลทำให้แนวของรอยเลื่อนเกิดการรวมตัวกันเป็นระนาบการเฉือนซึ่งเกิดขึ้นหลายแนวและแผ่ขยายตัวจากขอบผิวของชิ้นทดสอบ โดยรอยแตกร้าวนั้นจะก่อตัวและขยายตัวไปตามระนาบการเฉือนที่เกิดขึ้นดังรูปที่ 2.34



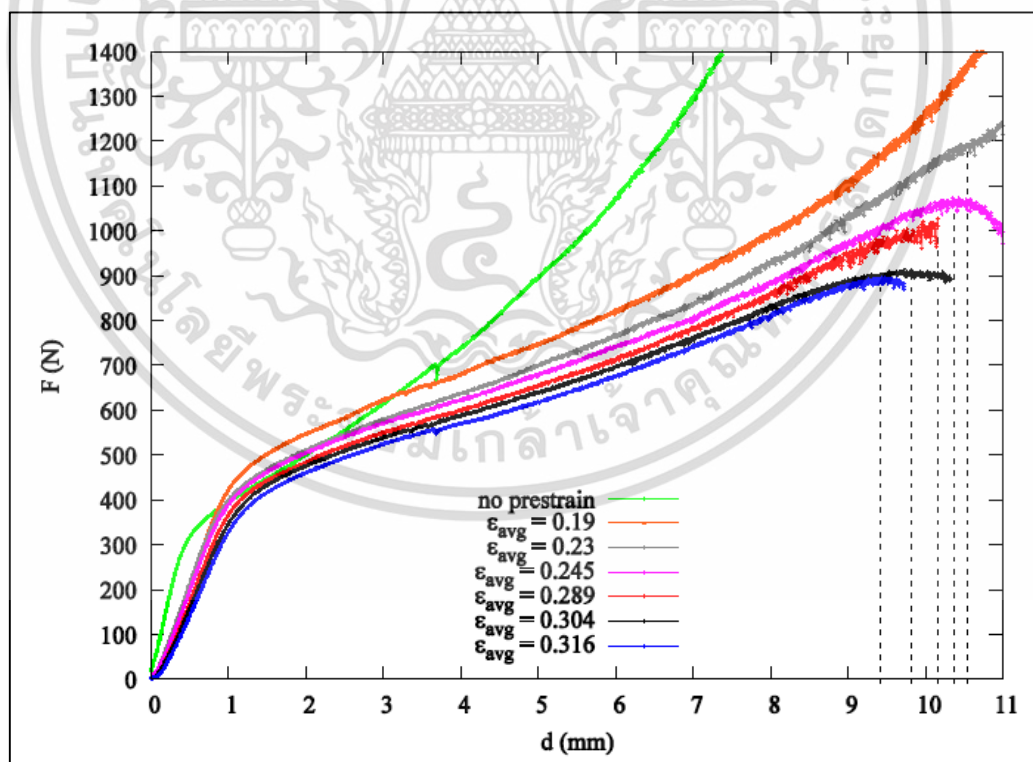
รูปที่ 2.34 ภาพการก่อตัวของระนาบการเฉือน และการขยายตัวของรอยแตก
(a) มุมการตัด 110° (b) มุมการตัด 135° (c) มุมการตัด 145° [40]

Pradeau และคณะ [41] ได้ทำการศึกษาผลกระทบบนสมบัติทางกลวัสดุอะลูมิเนียมผสมชนิดแผ่นบาง โดยมุ่งเน้นการวิเคราะห์ผลและทำนายกลไกการแตกร้าวนั้นจากการตัดที่ปราศจากการดึงในแนวแกน โดยการทดสอบที่อุณหภูมิห้อง โดยการออกแบบอุปกรณ์เพื่อทดสอบการตัดขึ้นรูป ดังแสดงในรูปที่ 2.35 ซึ่งประกอบด้วยลูกกลิ้งรองรับสองชิ้นที่มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร และใบมีดสำหรับการกดตัดขึ้นรูปขนาดรัศมี 0.38 มิลลิเมตร กดลงในตำแหน่งกึ่งกลางของแผ่นทดสอบให้ไหลตัวลงไประหว่างลูกกลิ้งทั้งสองตามแนวแกน Z

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.35 อุปกรณ์การดัดขึ้นรูปด้วยวิธีรีดขนาดเล็ก [41]

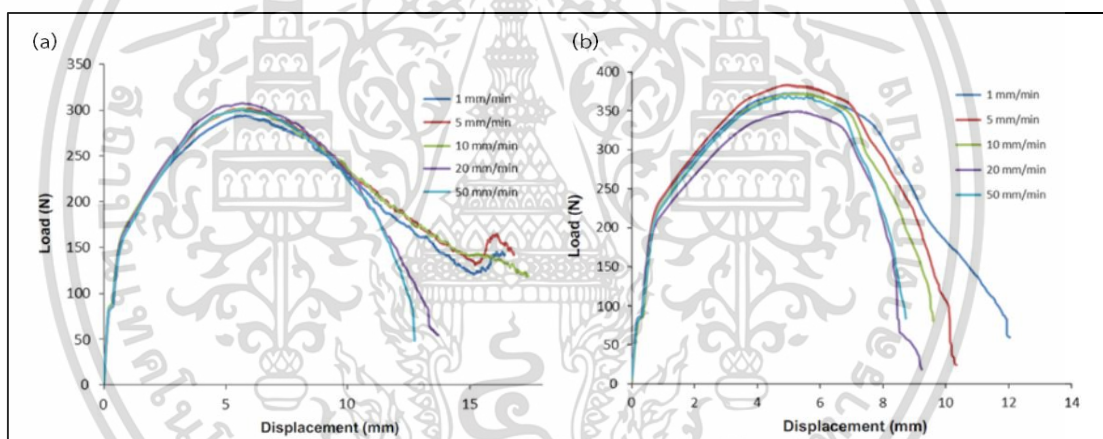


รูปที่ 2.36 ความสัมพันธ์ของแรงดัดขึ้นรูปและระยะการกดของฟันซ์เพื่อการดัดขึ้นรูป [41]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

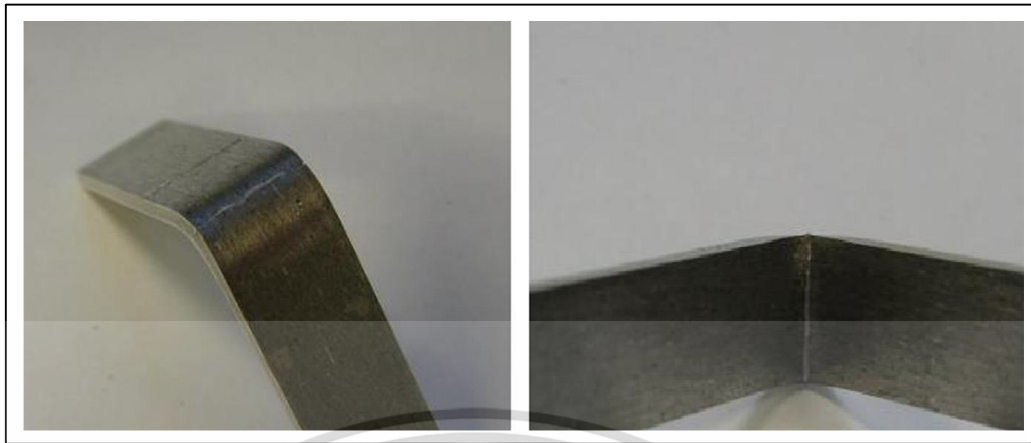
ผลของแรงในการตัดขึ้นรูปโดยใช้ใบมีดที่มีรัศมีขนาดเล็กแสดงดังรูปที่ 2.36 พบว่าการตัดขึ้นรูปด้วยอัตราการเคลื่อนที่แตกต่างกัน ขนาดของแรงตัดมีความคล้ายคลึงกัน โดยในช่วงแรกขนาดของแรงตัดจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ทำให้กราฟแรงตัดมีลักษณะเป็นเส้นตรง หลังจากนั้นแรงตัดจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยลักษณะกราฟจะเป็นเส้นโค้งและช่วงสุดท้ายแรงตัดจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วอีกครั้งซึ่งจะเกิดขึ้นก่อนการแตกหักของชิ้นทดสอบ โดยพบว่าแผ่นโลหะที่ไม่ได้ผ่านการดัดขึ้นรูปมาก่อนจะใช้แรงในการตัดขึ้นรูปสูงที่สุดและชิ้นทดสอบที่ผ่านการดัดขึ้นรูปมาก่อนด้วยอัตราความเร็วในการดัดสูงจะให้แรงในการตัดขึ้นรูปต่ำที่สุดและจะได้ระยะในการเคลื่อนที่ของใบมีดสำหรับการกดตัดต่ำที่สุดเช่นกัน

Aslam และคณะ [42] ได้ทำการทดสอบการดัดแบบ 3 จุด และทำการทดสอบแรงดึงวัสดุผสมแมกนีเซียมเกรด ZEK100 ที่อุณหภูมิห้อง ด้วยอัตราความเร็วในการทดสอบแตกต่างกัน 5 ระดับ ในทิศทางตามแนวและขวางแนวการรีด เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการขึ้นรูปโดยการเปรียบเทียบกับผลการทดสอบแรงดึง ความเสียหายบริเวณพื้นผิวการดัดโดยใช้เทคนิคของ Electron backscatter diffraction (EBSD)



รูปที่ 2.37 ความสัมพันธ์ของแรงตัด ระยะการกด และความเร็วในการกดของพันธ์ [42]

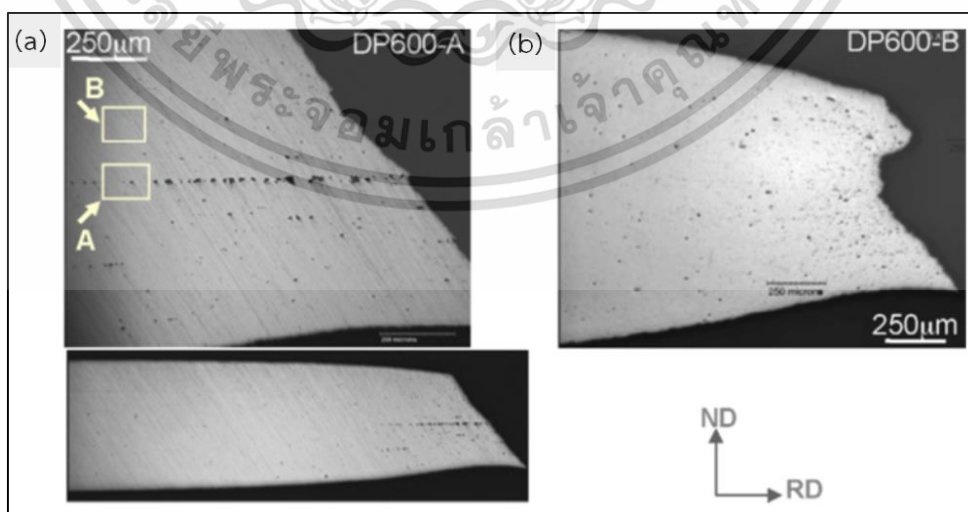
จากผลการตัดขึ้นรูปวัสดุในทิศทางกรรที่แตกต่างกัน และเงื่อนไขของความเร็วในการทดสอบที่แตกต่างกัน จะให้ผลของความเสียหายที่ต่างกัน ดังรูปที่ 2.37 โดยพบว่าความเสียหายจะเกิดขึ้นได้ง่ายเมื่อความเร็วในการตัดเพิ่มสูงขึ้น กล่าวคือสามารถตัดขึ้นรูปให้ได้ขนาดมุมก่อนการแตกร้าวมามากขึ้นหากใช้ความเร็วในการตัดขึ้นรูปลดลงและการตัดขึ้นรูปตามแนวการรีดจะให้ค่าความสามารถในการตัดขึ้นรูปที่ดีกว่าเนื่องจากได้ระยะการกดลึกหรือขนาดมุมการดัดที่สูงกว่าก่อนการแตกร้าวมามากขึ้น ส่วนการแตกร้าวมามากขึ้นจะเริ่มเกิดขึ้นที่พื้นผิวด้านบน ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับค่าความเค้นดึงสูงสุดและรอยแตกร้าวมามากขึ้นทั้งสองส่วนคือพื้นผิวด้านบนซึ่งได้รับค่าความเค้นดึงและพื้นผิวด้านล่างซึ่งได้รับค่าความเค้นอัดดังรูปที่ 2.38



รูปที่ 2.38 ลักษณะการแตกร้าวของชิ้นทดสอบการดัด [42]

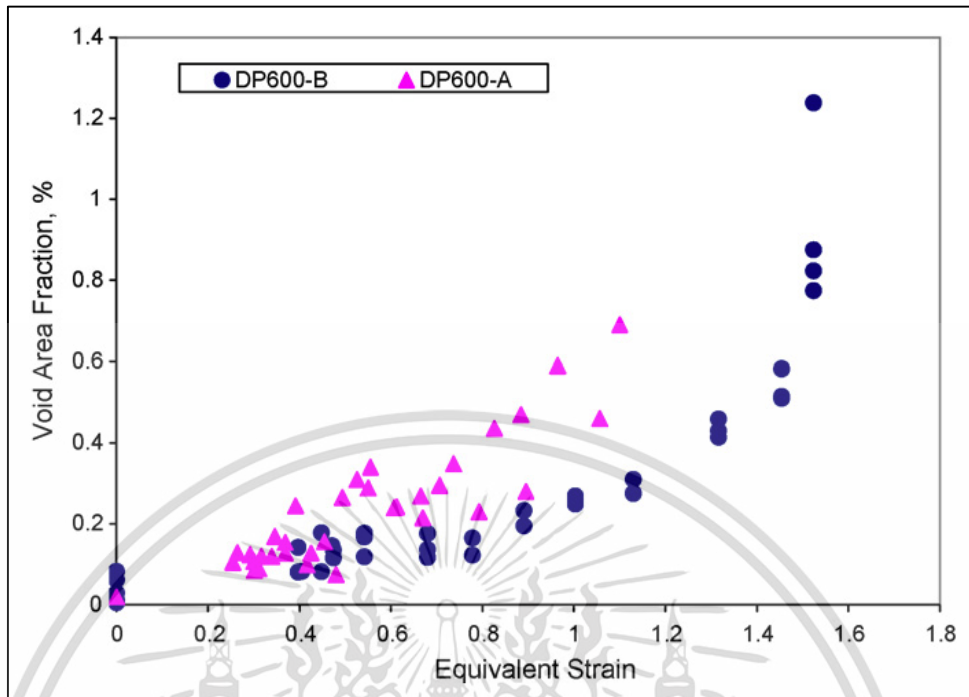
2.5.1.2 ความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

Cingara และคณะ [43] ได้ทำการศึกษาผลกระทบจากลักษณะรูปร่างของเฟสมาร์เทนไซต์และรูปแบบการกระจายตัวในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ที่ส่งผลต่อสมบัติทางกลและกลไกความเสียหายจากการทดสอบแรงดึงในแนวแกนของเหล็กกล้าแบบเฟสคู่เกรด DP600 สำหรับอุตสาหกรรมยานยนต์จำนวน 2 ชนิดที่มีองค์ประกอบทางเคมีและสมบัติทางกลที่แตกต่างกัน ภายหลังจากการทดสอบแรงดึงจนชิ้นทดสอบฉีกขาด จากนั้นนำไปขัดผิวเรียบและกัดด้วยกรดทางเคมีเพื่อตรวจสอบลักษณะของโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์กำลังขยายต่ำและกล้อง SEM จากรูปที่ 2.39 แสดงภาพตัดขวางตามแนวยาวบริเวณส่วนฉีกขาดชิ้นทดสอบ พบว่ามีจุดดำทึบซึ่งเป็นลักษณะช่องว่างขนาดเล็ก (Void) เกิดกระจายตัวแบบสม่ำเสมอตลอดชิ้นความหนาและมีความหนาแน่นเป็นพิเศษในบริเวณกึ่งกลางของชิ้นความหนาและรอยดำทึบจะมีแนวโน้มรวมตัวเกิดเป็นช่องว่างขนาดใหญ่เมื่อเข้าใกล้บริเวณการฉีกขาด



รูปที่ 2.39 ลักษณะภาคตัดขวางของชิ้นทดสอบ (a) DP600-A และ (b) DP600-B [43]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



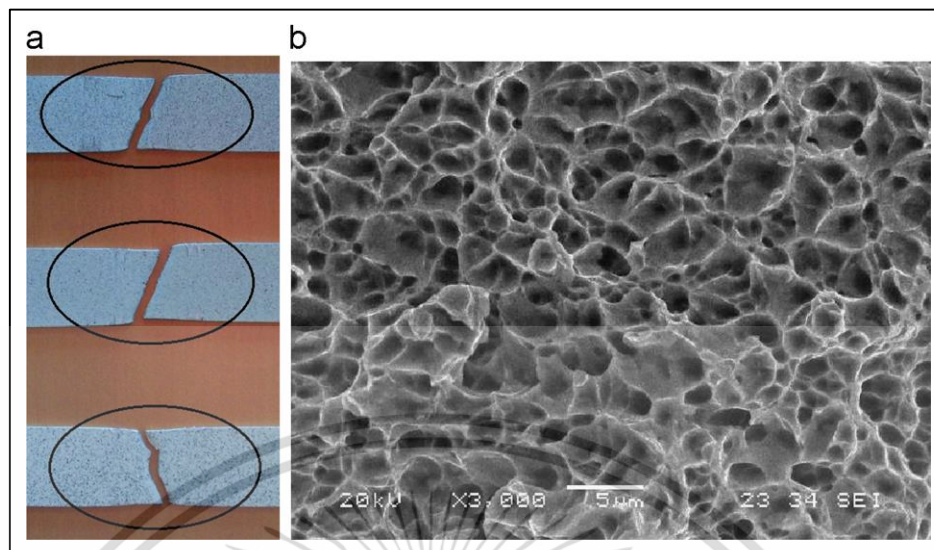
รูปที่ 2.40 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนช่องว่าง (Void) และความเครียดเทียบเท่า [43]

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์หรือสัดส่วนพื้นที่ของช่องว่าง (Void) และค่าความเค้นที่เกิดขึ้นของเหล็กกล้าทั้งสองชนิด ผลการทดลองแสดงดังกราฟรูปที่ 2.40 ซึ่งพบว่าช่องว่างเกิดการกระจายตัวตามแกนแนวตั้งสำหรับ DP600- B ซึ่งได้มาจากการวัดในพื้นที่ (ด้านบนสุด, กลางและล่าง) ที่แตกต่างกันของชิ้นทดสอบตัวอย่างที่ระดับค่าความเค้นเดียวกัน ข้อมูลที่มีค่าความเครียดเป็นศูนย์แสดงให้เห็นถึงจุดเริ่มต้นของการเกิดจุดตำหนิหรือช่องว่าง (Void) ในบริเวณนั้น ซึ่งพบการเกิดช่องว่างขนาดเล็กในสองรูปแบบคือ : (1) อัตราส่วนของช่องว่างเชิงพื้นที่เพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ เมื่อความเครียดเพิ่มมากขึ้น ซึ่งจะเกิดกับวัสดุชนิด DP600-B เมื่อเทียบกับ DP600-A และ (2) ปริมาณของช่องว่างที่ก่อให้เกิดความเสียหายบริเวณพื้นที่การแตกหักของ DP600-A เกิดขึ้นสูงกว่า DP600-B เนื่องจากมีค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดต่ำกว่า

Mishra และ Thuillier [44] ได้ทำการศึกษาความสามารถในการขึ้นรูปและการทำนายเชิงตัวเลข เพื่อหาจุดเริ่มต้นการเกิดรอยแตกจากการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ และทำนายความเสียหายจากการดัดขึ้นรูป โดยใช้ผลการทดสอบแรงดึงในการวิเคราะห์ผลกระทบจากความเครียดที่ทำให้เกิดการแตกร้าวหรือจุดเริ่มต้นของรอยแตก และการขยายตัวของรอยแตกร้าว ซึ่งได้ทำการศึกษาทดลองกับวัสดุเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 ขนาดความหนา 1.74 มิลลิเมตร ทำการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้องในทิศทางารีดที่แตกต่างกันประกอบไปด้วย 0°, 45° และ 90° ตามลำดับ โดยมุ่งเน้นเพื่อศึกษาค่าความเครียดและรูปแบบของการเกิดรอยแตกร้าวเป็นหลัก จากผลการทดลองเมื่อพิจารณาลักษณะของชิ้นทดสอบแรงดึงบริเวณการเกิดคอคอดและพื้นที่ใกล้กับรอยฉีกขาด ดังรูปที่ 2.41(a) พบว่ารอยฉีกขาดที่เกิดขึ้นจะทำมุมประมาณ 23° กับแนวแกนการทดสอบแรงดึง และเมื่อนำส่วนของการฉีกขาดมาตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) พบว่ามีลักษณะของการแตกหักแบบเหนียวดังรูปที่ 2.41(b)

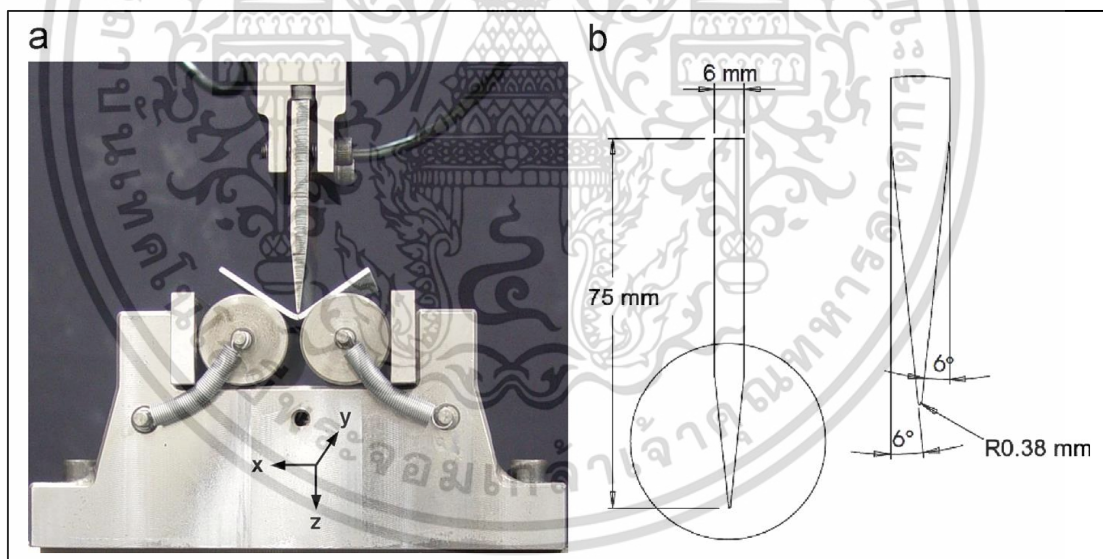
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการเรียนเพื่อการศึกษาเท่านั้น มิใช่ผู้เผยแพร่เห็นแก่ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



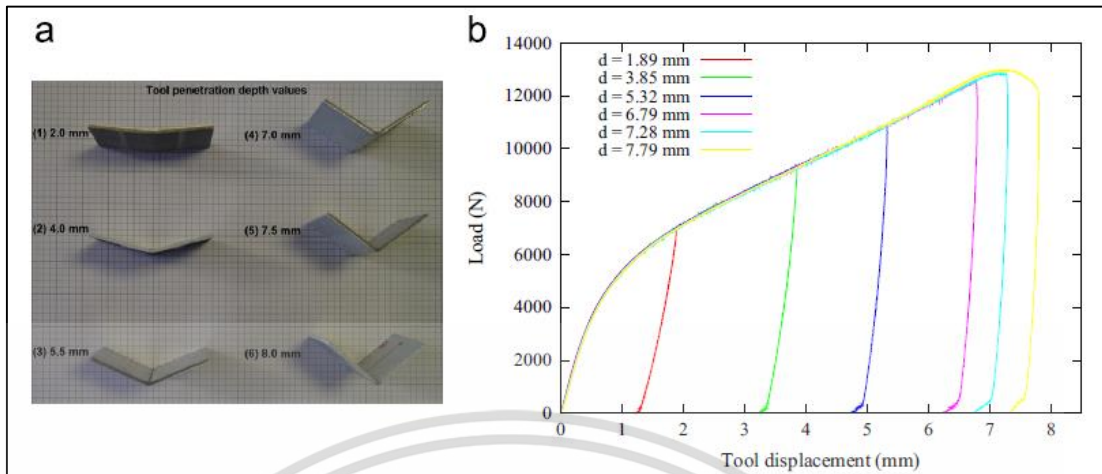
รูปที่ 2.41 ลักษณะการแตกหักจากการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้า DP980 [44]

อีกทั้งผู้วิจัยได้ทำการทดสอบด้วยวิธีการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ โดยให้ชิ้นทดสอบมีขนาด 54.4 มิลลิเมตร x 58.2 มิลลิเมตร โดยลักษณะของเครื่องมือสำหรับทดสอบการดัดแสดงดังรูปที่ 2.42



รูปที่ 2.42 ลักษณะเครื่องมือสำหรับทดสอบการดัดขึ้นรูป [44]

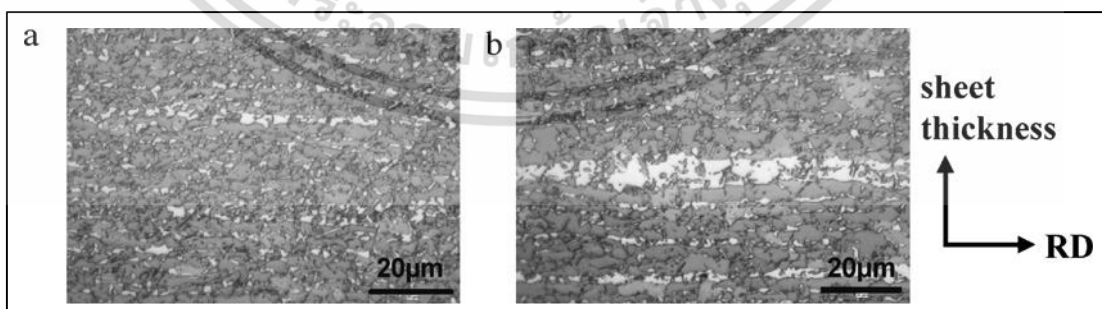
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.43 ผลการทดสอบการตัดเหล็กกล้า DP980 ขนาดความหนา 1.74 มิลลิเมตร [44]

รูปที่ 2.43(a) เป็นลักษณะของชิ้นทดสอบจากการตัดขึ้นรูป และผลการตรวจสอบการกระจายตัวของค่าความเครียดบริเวณมุมการตัดขึ้นรูปเมื่อระยะการกดตัด (มุมการตัด) เพิ่มมากขึ้น ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) ดังรูปที่ 2.43(b) ซึ่งผลการทดลองจะแสดงในรูปของกราฟความสัมพันธ์ของค่าแรงตัดและระยะกดของพันธ์ ซึ่งพบว่าแรงกดจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อระยะการกดเพิ่มขึ้น โดยกราฟมีลักษณะเกือบจะเป็นเส้นตรง นอกจากนี้ยังพบว่ารอยแตกริ้วจะเริ่มเกิดขึ้นบริเวณพื้นผิวด้านนอกของมุมตัดซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นดึงสูงสุด โดยผลการทดลองดังกล่าวมีความสัมพันธ์กับค่าความเข้มของความเครียดที่เกิดขึ้นสูงสุดจากผลการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์

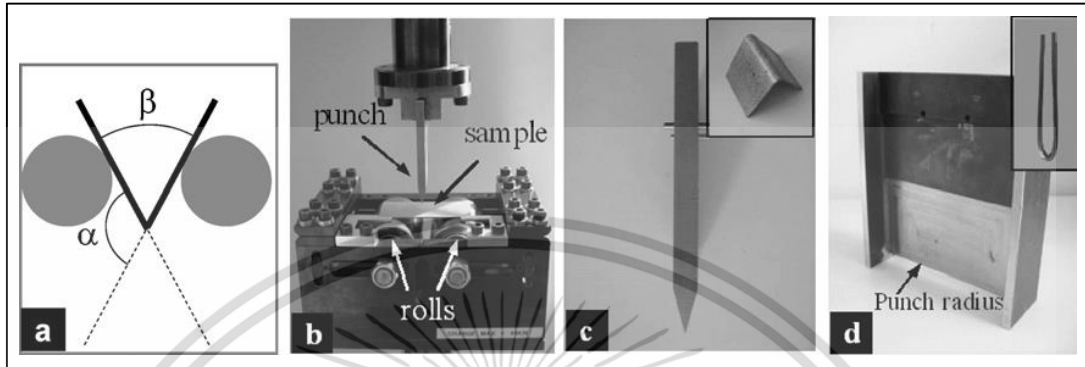
Rèche และคณะ [45] ได้ศึกษาถึงกลไกความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง ด้วยวิธีการทดสอบการตัดขึ้นรูปแบบอิสระที่อุณหภูมิห้อง เพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปสำหรับการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ โดยนำเหล็กกล้าไปผ่านกระบวนการทางความร้อนเพื่อให้ได้เหล็กกล้าที่มีลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน ดังรูปที่ 2.44



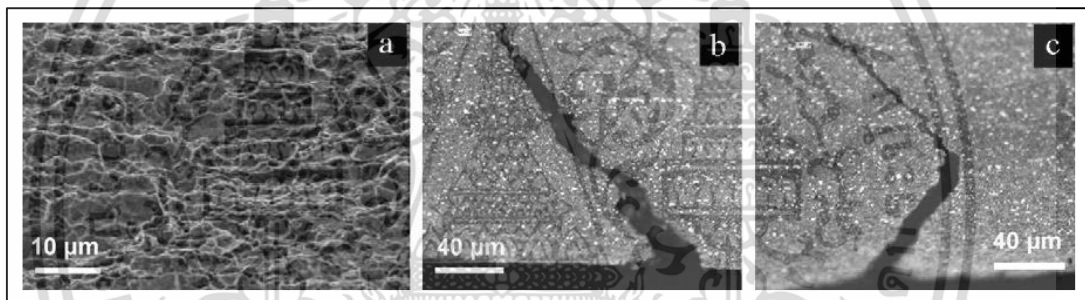
รูปที่ 2.44 ลักษณะโครงสร้างของเหล็กกล้าจากกระบวนการทางความร้อน [45]

ทำการตรวจสอบความสามารถในการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องด้วยวิธีการการตัดแบบอิสระดังรูปที่ 2.45 โดยไม่ใช่สารหล่อลื่น ทำการติดตั้งชุดทดสอบการตัดบนเครื่องทดสอบแรงดึง อเนกประสงค์กำหนดความเร็วในการกดตัด 1 มิลลิเมตร/วินาที กำหนดขนาดมุมการตัดด้วยการไม่วางกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ควบคุมระยะการกดของพินซ์ ภายหลังจากตัดขึ้นรูปจะทำการตรวจสอบขนาดมุมของขึ้นทศสอบและรอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นบริเวณมุมการตัดขึ้นรูป โดยใช้กล้อง SEM ผลการตรวจสอบพบว่า ลักษณะของรอยแตกร้าวจะเป็นการแตกร้าวแบบเหนียว ดังรูปที่ 2.46

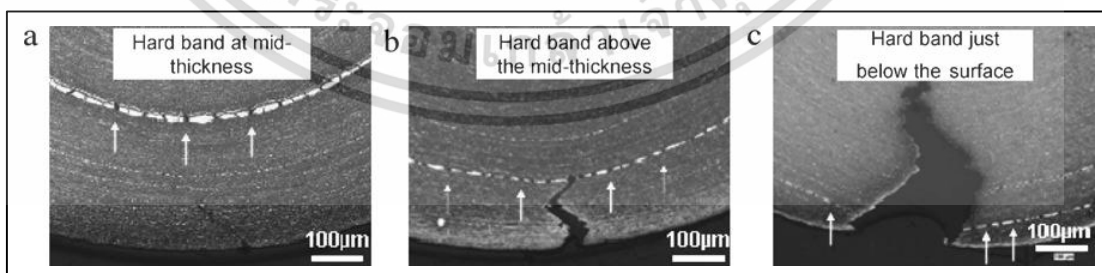


รูปที่ 2.45 รายละเอียดการทดสอบการตัดแบบอิสระ [45]



รูปที่ 2.46 ลักษณะรอยแตกจากกล้อง SEM ภายหลังจากตัด [45]

ภายหลังจากตัดขึ้นรูปแบบอิสระ พื้นผิวด้านนอกของขึ้นทศสอบจะมีความหนาจะลดลงและขนาดของรอยแตกร้าวจะขยายกว้างขึ้นเมื่อมุมการตัดเพิ่มสูงขึ้นดังรูปที่ 2.47

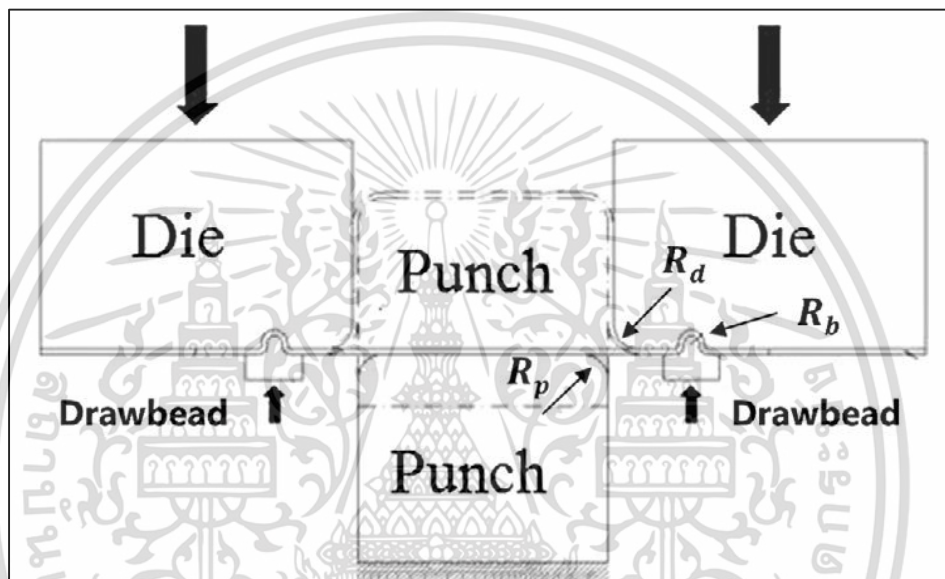


รูปที่ 2.47 ลักษณะของภาคตัดขวางหลังการตัดที่มุมตัด 180° [45]

จากผลการวิจัยกล่าวโดยสรุปได้ว่า รูปแบบของความเสียหายที่เกิดขึ้นระหว่างการตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP-aided steels) จะเป็นลักษณะการแตกร้าวแบบเหนียว โดยรอยแตกจะเริ่มเกิดขึ้นบริเวณพื้นผิวนอกสุดของมุมตัดซึ่งเป็นจุดที่เกิดการยึดตัวและมีค่าเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

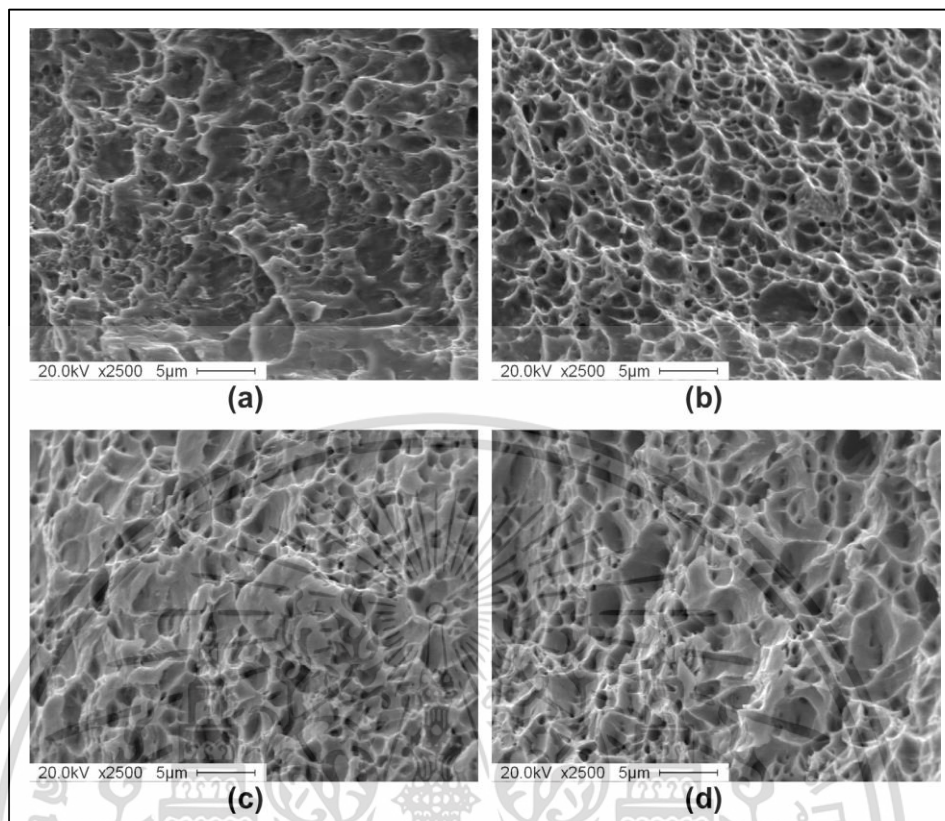
ความเค้นดึงสูงสุด โดยรอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นจะขยายตัวทำมุมประมาณ 45° กับแนวแกนการตัดในรูปของระนาบการเฉือน และรอยแตกร้าวจะขยายตัวกว้างขึ้นและมีทิศทางสู่กึ่งกลางของชั้นความหนา เมื่อขนาดของมุมการตัดเพิ่มมากขึ้น

Wang และคณะ [46] ได้ทำการศึกษาความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่น เหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรต DP800 ด้วยวิธีการดัดแบบดึงยึดที่มีรัศมีการดัดแตกต่างกัน โดยจะศึกษาลักษณะการแตกร้าวและกลไกการแตกร้าว จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) โดยลักษณะของการทดสอบการดัดแบบดึงยึดแสดงดังรูปที่ 2.48



รูปที่ 2.48 แผนภาพของอุปกรณ์ทดสอบการดัดแบบดึงยึด [46]

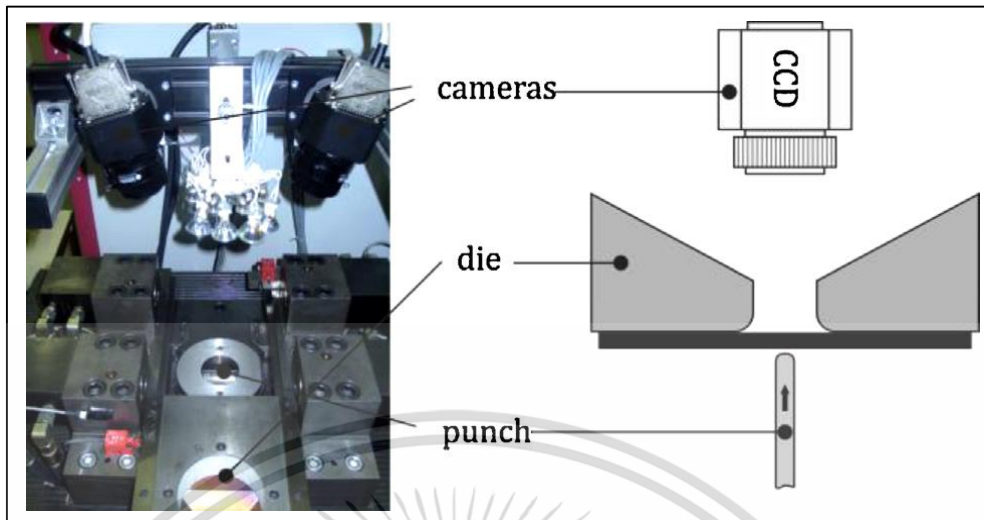
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



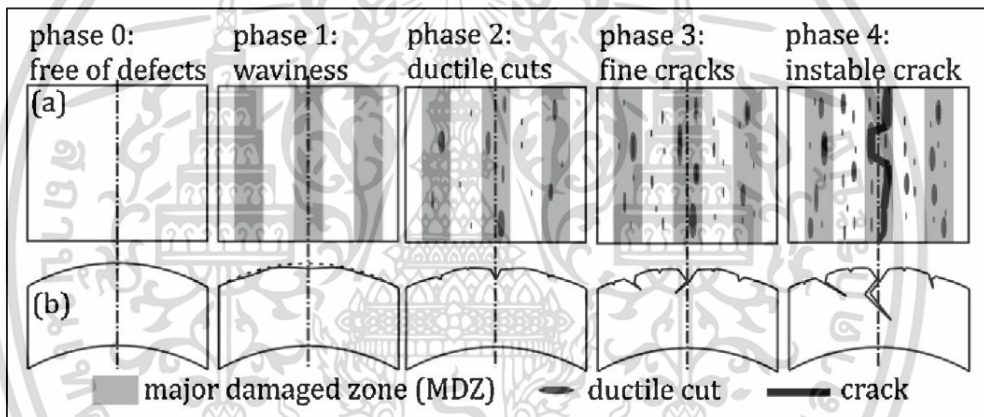
รูปที่ 2.49 ลักษณะรอยแตกจากการดัดแบบดึงยึดของเหล็กกล้า DP800 [46]

ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่าการแตกหักของเหล็กกล้า DP800 จากการดัดขึ้นรูปแบบดึงยึด มีลักษณะการแตกร้าวและรอยแตกจะขยายตัวไปตามระนาบการเฉือน เกิดเป็นลักษณะคอคอดก่อนเกิดการแตกร้าว โดยพื้นผิวของรอยแตกจากการดัดขึ้นรูปที่มีอัตราส่วนระหว่างรัศมีการดัดและค่าความหนาของชิ้นทดสอบ (R/t) เพิ่มสูงขึ้น ลักษณะของพื้นผิวรอยแตกที่ได้จากกล้อง SEM จะมีลักษณะเป็นหลุมตื้น (Dimple) ดังรูปที่ 2.49 และมีความหนาแน่นสอดคล้องกับตำแหน่งความเข้มข้นของความเครียดและช่องว่าง (Void) ที่เกิดขึ้นจากการการแตกหัก

Kaupper และคณะ [47] ได้ทำการศึกษาความสามารถในการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า ความแข็งแรงสูงด้วยวิธีการประเมินผลแบบใหม่ โดยทำการศึกษาพฤติกรรมความเสียหายของเหล็กกล้ารีดเย็น ซึ่งเป็นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด HCT780X และชนิดเฟสซับซ้อนเกรด HCT780C+ZE โดยใช้เทคโนโลยีด้านกล้องดิจิตอลติดตั้งร่วมกับเครื่องมือในการทดสอบการดัดแบบอิสระ เพื่อประเมินความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นดังรูปที่ 2.50



รูปที่ 2.50 การติดตั้งกล้องเพื่อวัดค่าความเครียดบนชุดทดสอบการตัดแบบอิสระ [47]



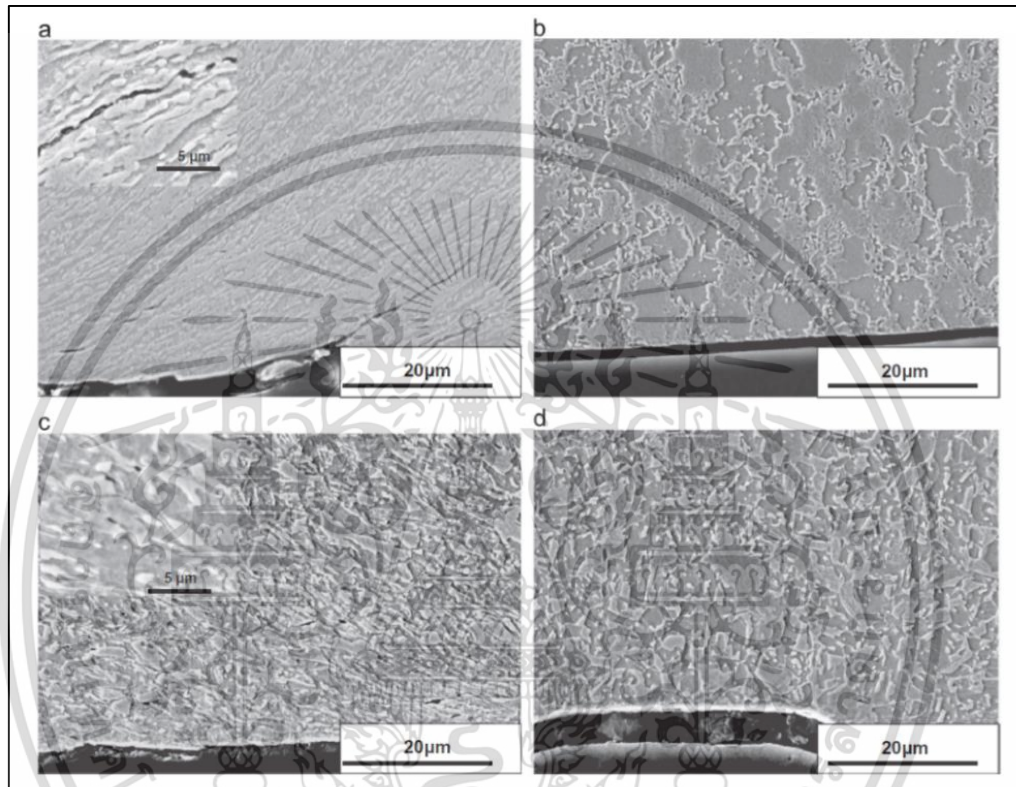
รูปที่ 2.51 วิวัฒนาการความเสียหายจากการตัดของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง [47]

จากผลการทดลองพบว่าความเสียหายที่เกิดขึ้นเป็นผลต่อเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวดังรูปที่ 2.51 ซึ่งมีลักษณะเป็นผิวคลื่นและความหยาบเพิ่มมากขึ้นระยะการตัดเพิ่มมากขึ้น จากนั้นพื้นผิวจะเริ่มเกิดรอยแตกขนาดเล็กตามแนวร่องคลื่นบนพื้นผิวการตัด และรอยแตกจะขยายตัวเพิ่มมากขึ้นเมื่อระยะการตัดหรือมุมการตัดเพิ่มสูงขึ้นและรอยแตกจะเชื่อมต่อเป็นแนวยาวและขยายตัวกว้างขึ้น เกิดเป็นความเสียหายที่รุนแรง ซึ่งจากผลการศึกษากลไกความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่ได้ พบว่ามีความคล้ายคลึงกับกลไกความเสียหายจากการตัดของวัสดุประเภทอลูมิเนียมผสม

Teng และ Chen [48] ได้ทำการศึกษาถึงกลไกการแตกร้าวแบบขอบในระดับจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรด 980DP และ 980IBF เนื่องจากวัสดุทั้งสองมีองค์ประกอบทางเคมีคล้ายกันและมีค่าความแข็งแรงดิ่งใกล้เคียงกัน แต่ทั้งนี้พบว่ามีความสามารถในการขึ้นรูปจากการทดสอบแบบขยายรูมีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ (20% สำหรับ 980DP และ 30% สำหรับ 980IBF ตามลำดับ) ซึ่งเป็นดัชนีชี้วัดค่าความสามารถในการขึ้นรูป โดยงานวิจัยนี้ยังได้ระบุถึงจุดเริ่มต้นของการแตกร้าวแบบขอบและทิศทางการขยายตัวของรอยแตกร้าว โดยใช้กล้องจุลทรรศน์

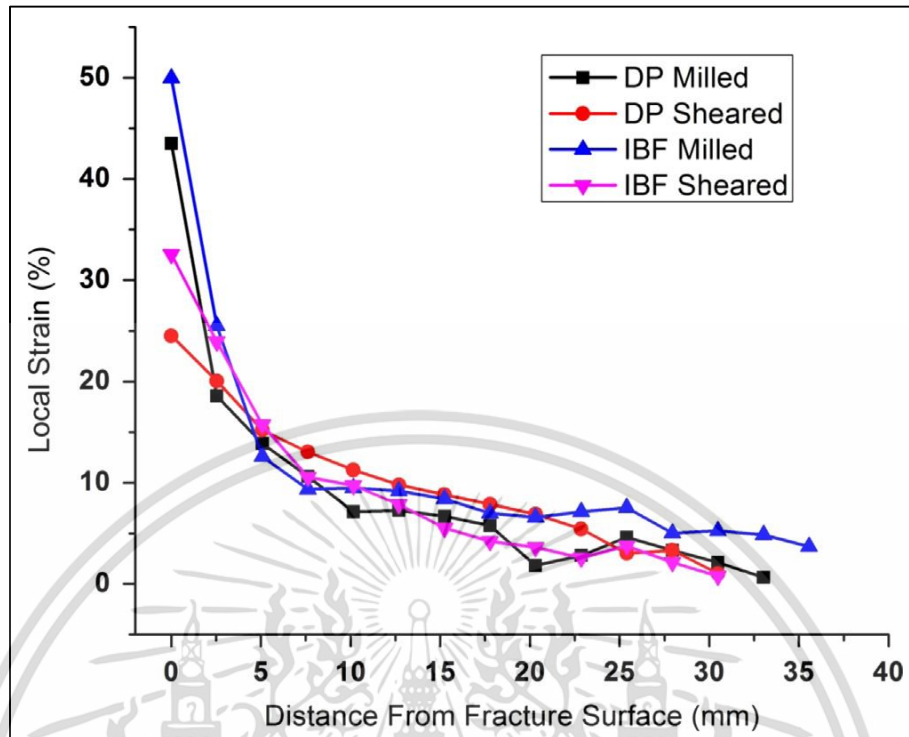
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการเรียนเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้ท่านไปใช้ประโยชน์ท่านควรค่า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

แบบส่องกราด (SEM) และวิเคราะห์ถึงความสัมพันธ์กับสมบัติทางกลของวัสดุ โดยทำการทดสอบแรงดึงกับวัสดุทั้งสองชนิด จากการศึกษาผลกระทบของความเค้นเฉือนบริเวณขอบของชิ้นทดสอบและการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคตามแนวภาคตัดของชิ้นทดสอบด้วยเครื่อง SEM พบว่าลักษณะแถบของเฟสมาร์เทนไซต์ที่อยู่ใกล้กับขอบการเฉือนจะเอียงทำมุมกับทิศทางการรีดและพบว่ารอยแตกขนาดเล็กบางส่วนเกิดขึ้นบนแถบหรือบริเวณขอบของเฟสมาร์เทนไซด์ดังรูป 2.52



รูปที่ 2.52 โครงสร้างจุลภาคจากการทดสอบแรงดึงของวัสดุ DP980 และ IBF980 [48]

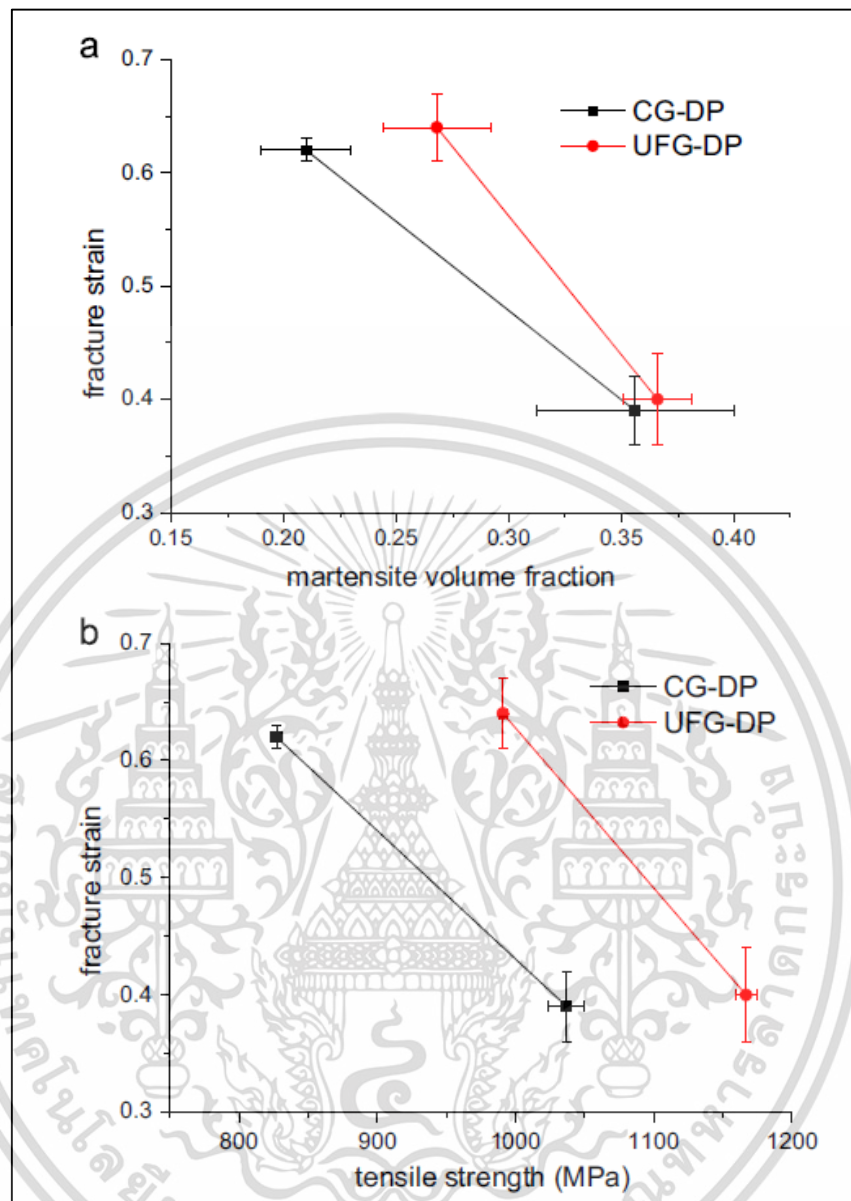
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.53 ความสัมพันธ์ของความเครียดและระยะห่างจากพื้นผิวรอยแตก [48]

จากผลการทดลองพบว่าพฤติกรรมการแตกร้าบริเวณขอบมีความสัมพันธ์กับค่าความเครียดในพื้นที่การตัดหรือบริเวณที่มีความเข้มของความเครียดสูง ซึ่งค่าความเข้มของความเครียดจะเป็นฟังก์ชันโดยตรงกับระยะห่างจากพื้นผิวรอยแตกของโลหะแผ่นเหล็กกล้าทั้งสองชนิด ดังรูปที่ 2.53 ซึ่งจะเห็นได้ว่าค่าความเข้มของความเครียดจะลดลงอย่างมีนัยสำคัญเมื่อระยะห่างจากพื้นผิวแตกหักเพิ่มขึ้น

Lai และคณะ [49] ได้ทำการศึกษาลักษณะของการเปลี่ยนรูปถาวรและพฤติกรรมการแตกหักของโลหะแผ่นเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่ที่มีเกรนละเอียด ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร โดยจะทำการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างและการแตกร้าที่เกิดขึ้นโดยการสแกนด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด SEM การตรวจสอบสมบัติทางกลของโลหะแผ่นจะดำเนินการโดยการทดสอบแรงดึงแบบแนวแกน จากผลการทดลองได้แสดงให้เห็นว่าความเครียดแตกหักของโลหะแผ่น CG-DP-36% เหมือนกับวัสดุ UFG-DP-37% อย่างไรก็ตามค่าความเครียดแตกหักของ UFG-DP-27% จะคล้ายกับวัสดุ CG-DP-21% แม้ว่า V_m ที่สูงขึ้นจะส่งผลกระทบต่อความเครียดจากการแตกหัก ดังนั้นในกรณีของค่า V_m สูง การปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคจะช่วยรักษาระดับความเครียดการแตกหักได้ในขณะที่ค่าความแข็งแรงจะมีแนวโน้มสูงขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ ดังนั้นจึงสามารถควบคุมการเพิ่มขึ้นของค่าความแข็งแรงดึงและความเค้นแตกหักได้พร้อม ๆ กันโดยการควบคุมให้ค่า V_m ต่ำลงซึ่งจะส่งผลให้เกิดความสมดุลมากขึ้นดังรูปที่ 2.54

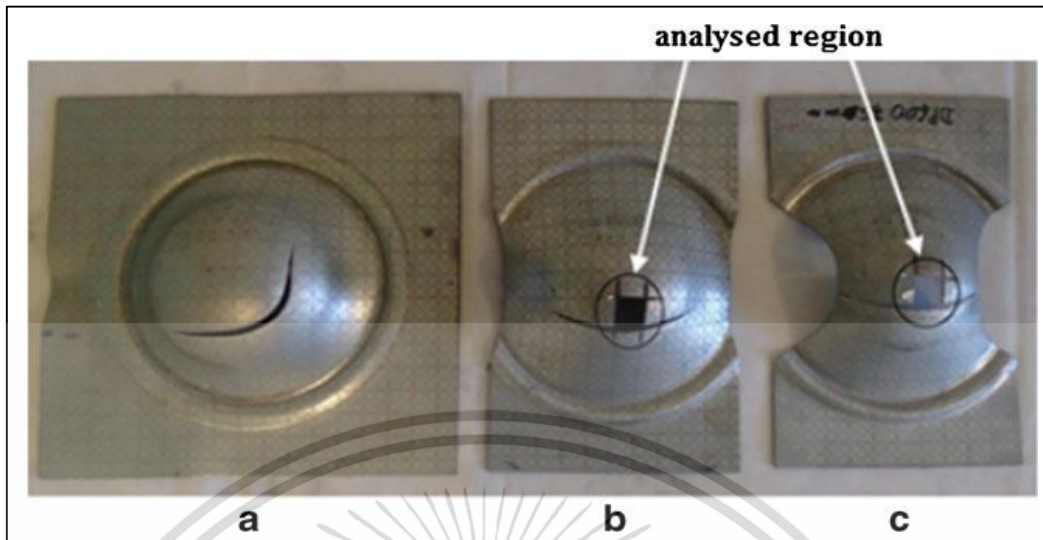


รูปที่ 2.54 ความแปรปรวนของความเครียดของวัสดุ CG และ UFG-DP [49]

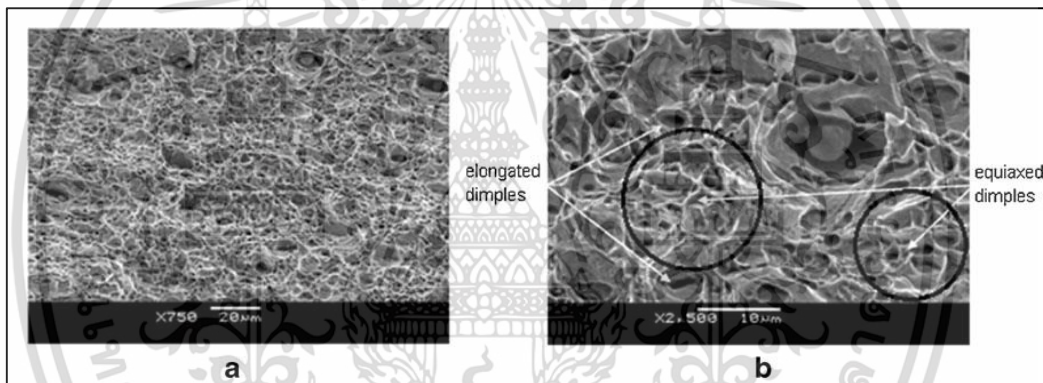
Mauricio และคณะ [50] ได้การศึกษาเพื่อวิเคราะห์ถึงชนิดของการแตกหักในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรด DP600 เมื่ออยู่ภายใต้สภาวะความเค้นและความเครียดที่ต่างกัน (ความเครียดแบบแกนเดียว, แบบสองแนวแกน และความเครียดระนาบ) ที่เกิดจากการลากขึ้นรูปลึกและการดัดยืด เพื่อให้เกิดความเข้าใจอย่างลึกซึ้งเกี่ยวกับอิทธิพลของสภาวะความเค้นและความเครียดที่ส่งผลต่อกลไกการแตกหัก โดยเฉพาะอย่างยิ่งการแตกหักภายใต้ความเค้นแบบระนาบ ซึ่งมักเกิดขึ้นกับการขึ้นรูปโลหะแผ่นบาง โดยงานวิจัยนี้เลือกใช้โลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่มีขนาดความหนา 2 มิลลิเมตร จากผลการทดลองลากขึ้นรูปแบบดัดยืดดังรูปที่ 2.55 แสดงให้เห็นว่าวัสดุสามารถยืดตัวได้มากก่อนการแตกหัก ดังรูปที่ 2.56 ซึ่งแสดงผลการทดสอบของโลหะแผ่นเหล็กกล้า DP600 FLC และสำหรับใช้ในการวิเคราะห์การแตกหัก และลักษณะของรอยแตกหักที่ได้รับผลกระทบจากค่าความเค้น

ในรูปแบบต่าง ๆ จะแสดงดังรูปที่ 2.56-2.58

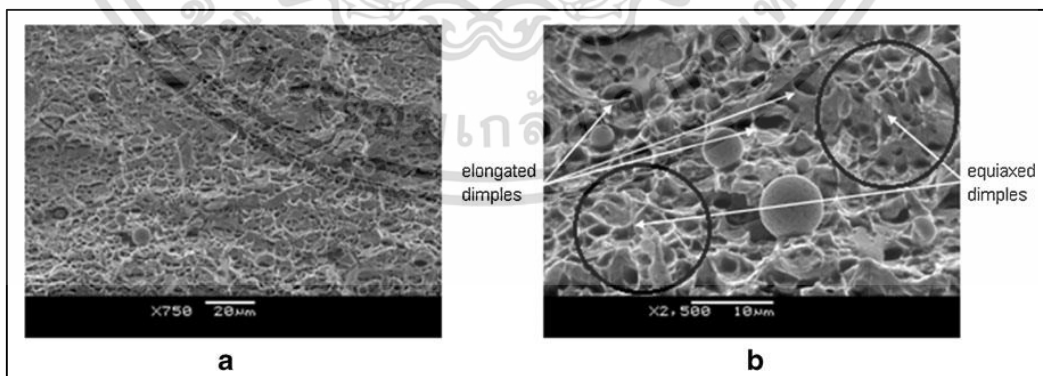
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อใช้ในการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.55 ลักษณะชิ้นทดสอบที่ได้รับสภาวะความเค้น ความเครียดที่ต่างกันไป [50]

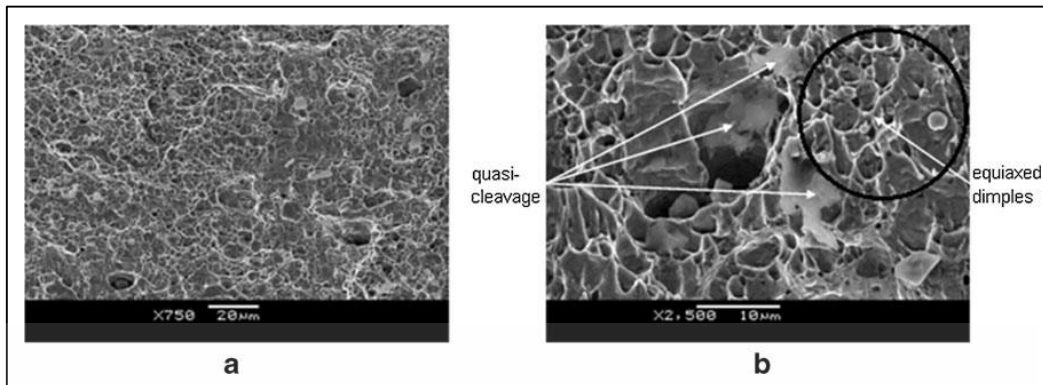


รูปที่ 2.56 ลักษณะรอยแตกของเหล็กกล้า DP600 ที่ได้รับความเค้นแรงดึงแบบแกนเดียว [50]



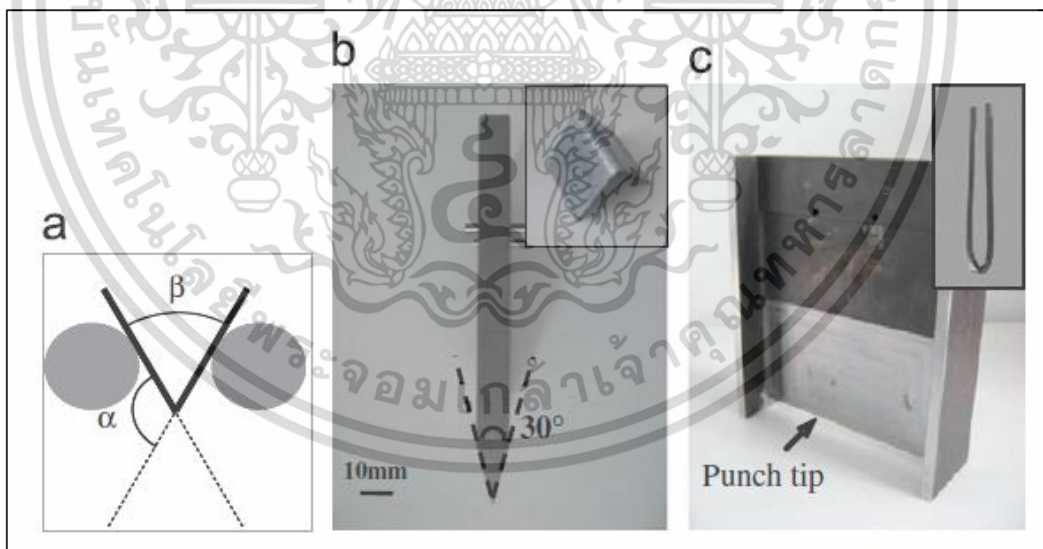
รูปที่ 2.57 ลักษณะรอยแตกของเหล็กกล้า DP600 ที่ได้รับความเค้นแรงดึงสองแกน [50]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.58 ลักษณะรอยแตกของโลหะแผ่น DP600 จากผลกระทบของความเค้นระนาบ [50]

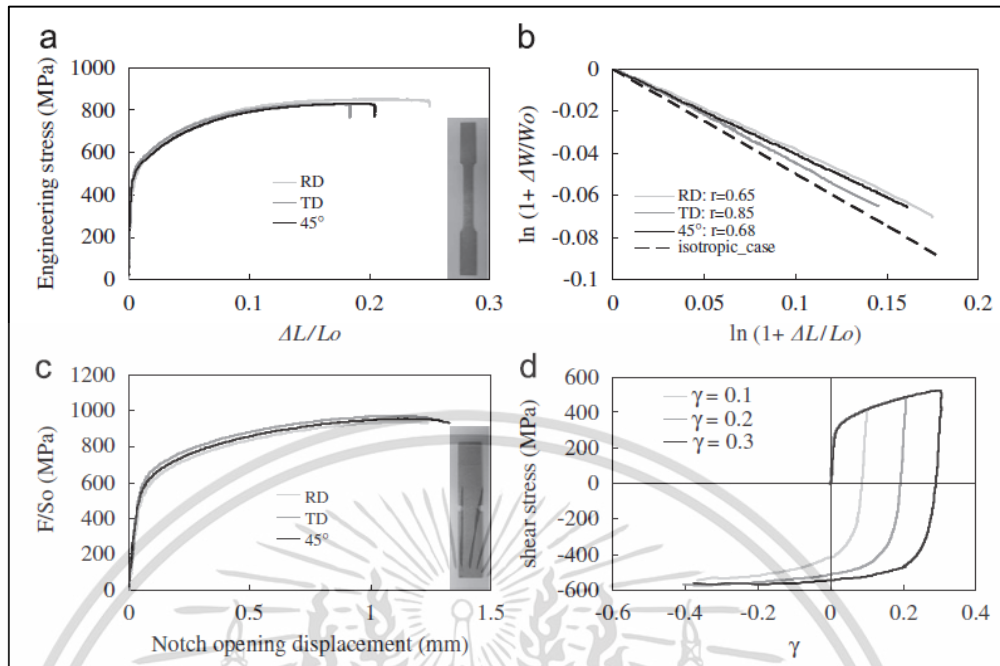
Rèche และคณะ [51] ได้ทำการวิเคราะห์เชิงกลแบบเต็มรูปแบบโดยโปรแกรมทางไฟไนต์เอลิเมนต์ ในการตรวจสอบผลการทดลองการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ เพื่อตรวจสอบความเค้นและความเครียดที่เกิดขึ้นกับการดัดขึ้นรูปวัสดุเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP (TRIP) จำนวน 2 ชนิด ขนาดความหนา 1.6 มิลลิเมตร ทำการดัดขึ้นรูปจนถึงมุมการดัดที่ 150° โดยทำการออกแบบเครื่องมือเพื่อทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระดังรูปที่ 2.59 โดยมีรายละเอียดของเครื่องมือทดสอบคือ รัศมีหัวกดพื้นที่ = 0.1 มิลลิเมตร ความหนาพื้นที่ = 10 มิลลิเมตร และทำการทดสอบการดัดโดยไม่ใช้สารหล่อลื่น



รูปที่ 2.59 ลักษณะของเครื่องมือทดสอบการดัดแบบอิสระ [51]

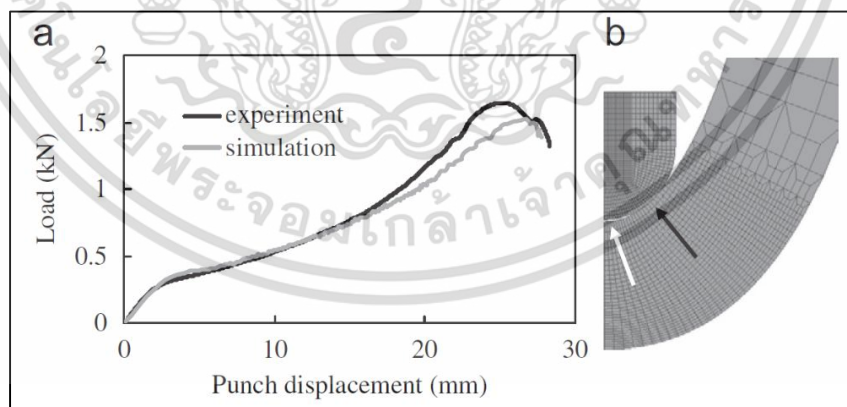
ในการจำลองการดัดขึ้นรูปโดยใช้โปรแกรมทางไฟไนต์เอลิเมนต์ ข้อมูลของสมบัติทางกลที่ใช้ประกอบการจำลองจะได้จากผลการทดสอบแรงดึงของโลหะแผ่นในทิศทางตามแนว ขวางแนว และทำมุม 45° กับแนวการรีดเพื่อประเมินค่าความแข็งแรงแบบไอโซโทรปีเช่นเดียวกับความแข็งแรงและความเครียดแบบแอนไอโซโทรปีของโลหะแผ่น ซึ่งผลการทดสอบแรงดึงแสดงดังรูปที่ 2.60

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.60 ผลความสัมพันธ์ของค่าความเค้น-ความเครียด แบบแรงกระทำเป็นจันทะ [51]

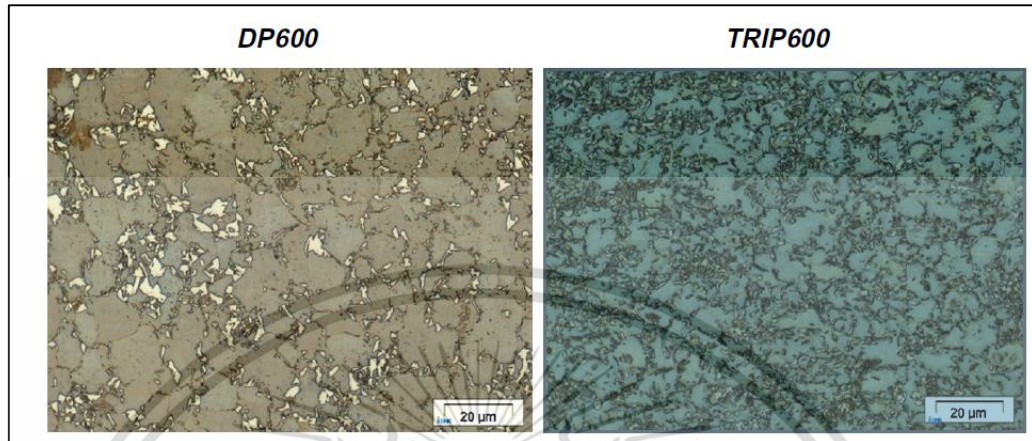
จากผลการจำลองทางไฟไนต์เอลิเมนต์รูปที่ 2.61 แสดงถึงความสัมพันธ์ของแรงดัดขึ้นรูปและระยะการกดของพินซ์ พบว่าแรงดัดขึ้นรูปมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อระยะการกดของพินซ์เพิ่มขึ้น ทั้งนี้ความเครียดสูงสุดที่เกิดขึ้นในระหว่างการจำลองการขึ้นรูปจะมีค่าจะสูงกว่า 0.4 เพื่อให้สมการของการดัดขึ้นรูปสามารถนำมาใช้กับการทดลองนี้ ที่แรงดัดมีค่าสูงกว่าช่วงความเครียดจากการทดลอง แนวทางนี้จึงถูกนำมาใช้เพื่อแจ้งเตือนความเสียหายที่จะเกิดขึ้นจากการดัดขึ้นรูป



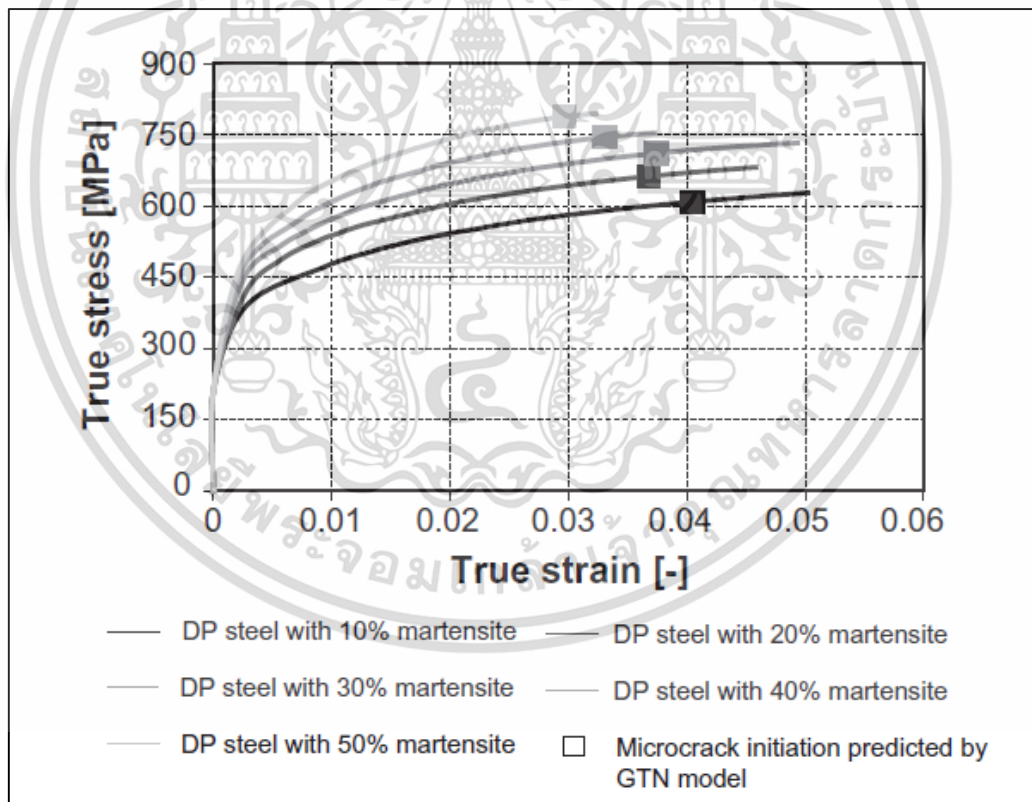
รูปที่ 2.61 ความสัมพันธ์ของแรงดัดและระยะการกดพินซ์จากการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์ [51]

Uthaisangskuk และคณะ [52] ได้นำเสนอผลการทดสอบการดัดขึ้นรูปและโมเดลทางไฟไนต์เอลิเมนต์ที่เกี่ยวกับกลไกความเสียหายและพฤติกรรมความเสียหายในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ และ TRIP จากการจำลองและตรวจสอบลักษณะของโครงสร้างจุลภาค โดยเลือกศึกษากับเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP600 และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(TRIP600) ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร โดยโครงสร้างจุลภาคของวัสดุทั้ง 2 ชนิดก่อนการเปลี่ยนรูปแสดงดังรูปที่ 2.62



รูปที่ 2.62 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP600 และ TRIP600 [52]

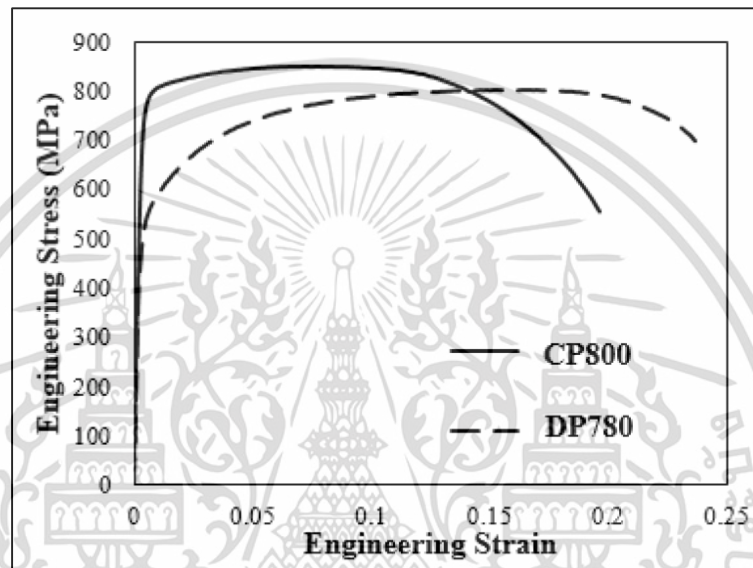


รูปที่ 2.63 ผลกระทบต่อค่าความเค้น-ความเครียด จากการจำลองแบบ 3 มิติ [52]

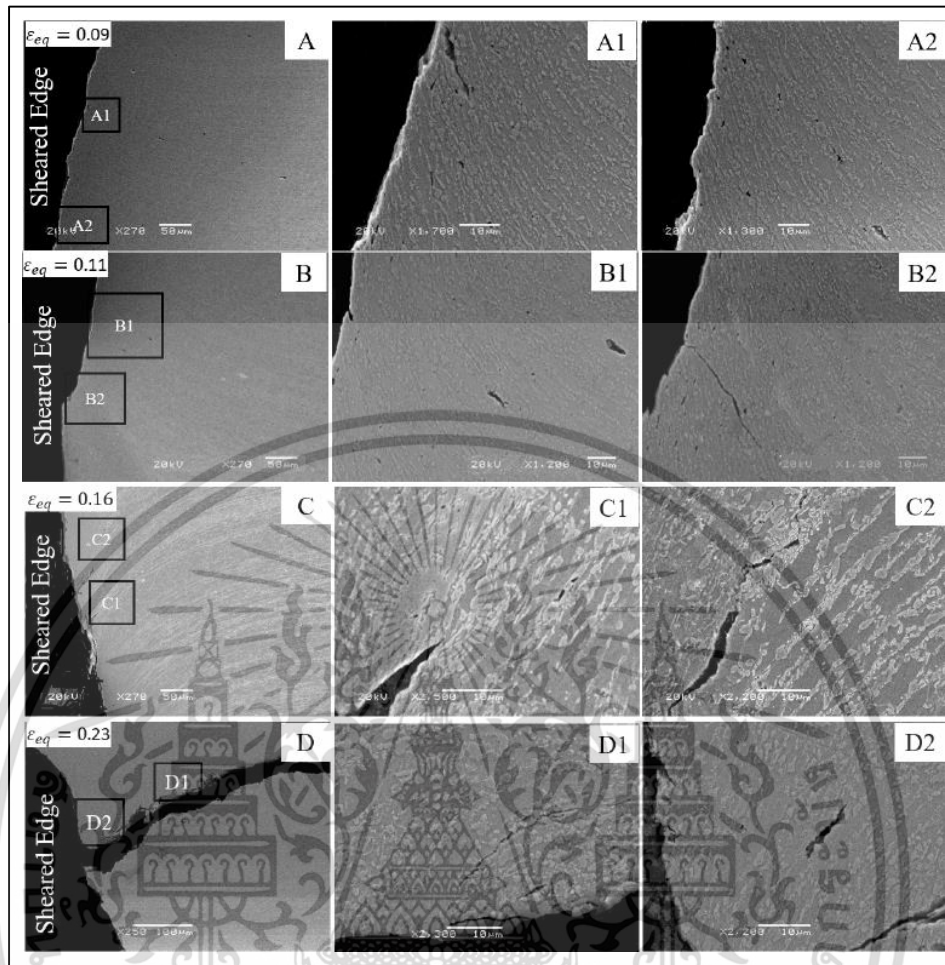
จากการศึกษาถึงผลกระทบของปริมาณเฟสมาร์เทนไซต์ที่ส่งผลต่อความแข็งแรงของวัสดุ ด้วยการจำลองด้วยวิธีทางไฟไนต์เอลิเมนต์โดยใช้โมเดล GTN ผลการจำลองแสดงดังรูปที่ 2.63 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคที่มีองค์ประกอบส่วนใหญ่เป็นเฟสเฟอร์ไรท์ เมื่อใช้โปรแกรม 3D RVE เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากการวิเคราะห์ พบว่าความเสียหายที่สำคัญเกิดขึ้นในลักษณะของเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดจากผลการขึ้นรูป จึงแสดงให้เห็นได้ว่าเป็นความเค้นที่สำคัญซึ่งส่งผลต่อจุดเริ่มต้นการเกิดรอยแตก

Pathak และคณะ [53] ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการของความเสียหายที่เกิดขึ้นในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสซับซ้อน (Complex Phase) เกรด CP800 และชนิดเฟสคู่ (Dual Phase) เกรด DP980 โดยวิธีการทดสอบแรงดึงและการดัดขึ้นรูป (Hold tension) ซึ่งผลการทดสอบและผลของค่าความแข็งแรงดึงของโลหะแผ่นทั้งสองชนิดแสดงดังรูปที่ 2.64



รูปที่ 2.64 ความสัมพันธ์ของค่าความเค้น-ความเครียดในทิศทางขวางแนวรีดของเหล็กกล้าเฟสซับซ้อนและชนิดเฟสคู่ [53]



รูปที่ 2.65 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณที่เกิดความเสียหายของเหล็กกล้า DP780 [53]

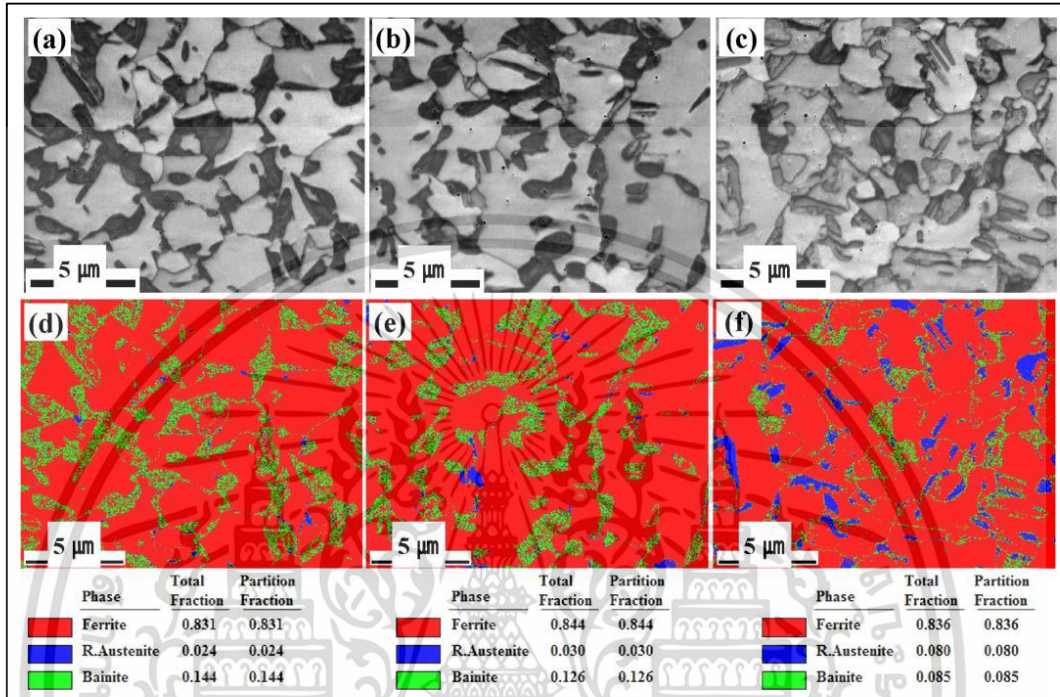
จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) บริเวณการเฉือนและความเสียหายเกิดขึ้น จากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 2.65 พบว่าเกรนจะมีการยึดตัวในทิศทางที่ขนานกับทิศทางการเฉือนและในแนวการเฉือนขอบเกรนจะมีการหมุนตัวเกิดขึ้น จากผลการทดลองสรุปได้ว่า อัตราการเปลี่ยนแปลงของความเสียหายจะเกิดขึ้นสูงมากในบริเวณขอบรูซึ่งมีการเฉือนเกิดขึ้นสูง แตกต่างกับลักษณะโครงสร้างบริเวณที่ไม่เกิดการเฉือน เนื่องจากกระบวนการเฉือนจะส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคโดยเฉพาะในพื้นที่ที่เกิดความเค้นเฉือน (SAZ) ซึ่งได้รับผลกระทบจากความเครียดแข็งหลังการเปลี่ยนรูปและความเสียหายเริ่มต้นจะเกิดขึ้นด้านหลังแนวการเฉือนในโครงสร้างจุลภาค

2.5.2 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับการติดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูป

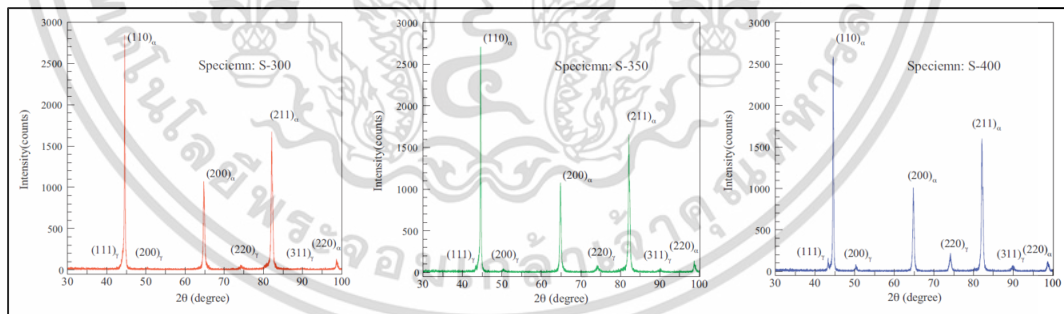
Kim และ Lee [54] ทำการศึกษาผลกระทบของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) ที่ส่งผลต่อการติดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP ชนิดรีดเย็น ด้วยการทดสอบการดัดแบบตัววี (V-bending) โดยให้ความร้อนแก่ชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิออสเทนไนต์ในช่วงอุณหภูมิ 300, 350 และ 400 °C เพื่อให้ได้ชิ้นทดสอบที่มีปริมาณของออสเทนไนต์ตกค้างที่ต่างกัน 3 ระดับ ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 2.66 (a – c) พื้นผิวสีขาวหมายถึงเฟสเฟอร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อใช้ในการศึกษาเท่านั้น เมื่อคุณเห็นหัวข้อนี้ในเอกสารนี้ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ไรต์ (Ferrite) สีดำหมายถึงเฟสเบนไนต์ (Bainite) และสีเทาหมายถึงเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) ตรวจสอบอัตราส่วนของออสเทนไนต์ตกค้างด้วยวิธี EBSD ซึ่งผลการตรวจสอบแสดงดังรูปที่ 2.66 (d – f) ตามลำดับ

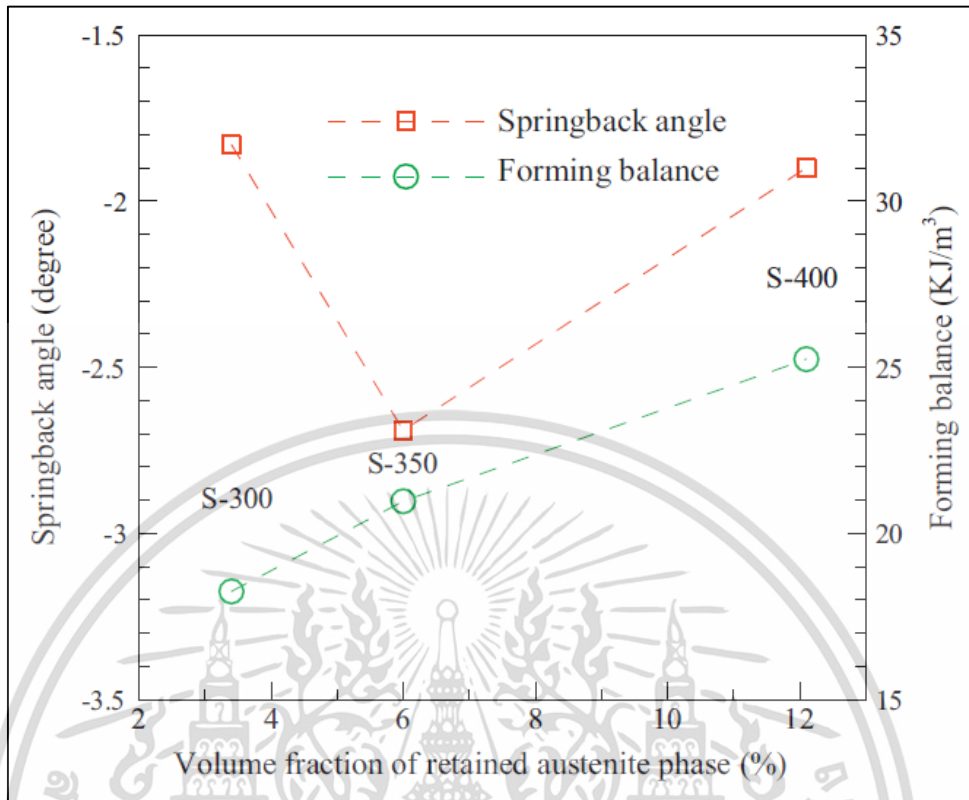


รูปที่ 2.66 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและแผนผังการวิเคราะห์เฟสของวัสดุ TRIP [54]



รูปที่ 2.67 ผล XRD ของเหล็กกล้า TRIP steel หลังการอบให้ความร้อน [54]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

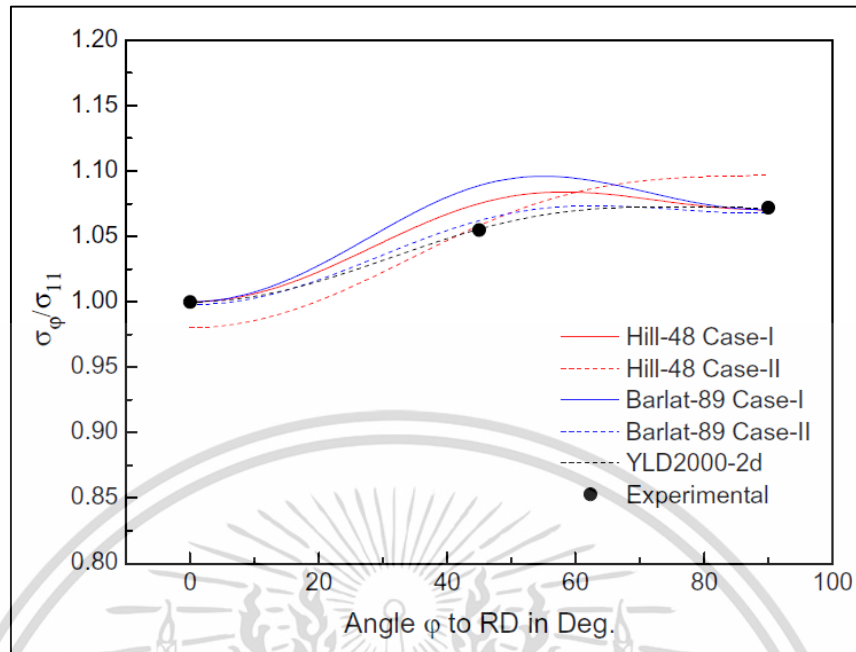


รูปที่ 2.68 ความสัมพันธ์ของมุมดีดตัวกลับและอุณหภูมิการดัดขึ้นรูป [54]

จากผลการตรวจสอบองค์ประกอบเฟสด้วยวิธี XRD หลังการเย็นตัวของชิ้นทดสอบดังรูปที่ 2.67 แสดงการพิกของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างในระนาบผลึก (111) γ , (200) γ , (220) γ และ (311) γ ซึ่งพบว่าเฟสออสเทนไนต์ตกค้างมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิอบสเทมเพอริงของชิ้นทดสอบเพิ่มขึ้น ส่วนรูปที่ 2.68 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมดีดตัวกลับและปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง ซึ่งพบว่าขนาดมุมดีดตัวกลับมีแนวโน้มลดลงที่อุณหภูมิอบสเทมเพอริง 350 °C หรืออัตราส่วนของออสเทนไนต์ตกค้างประมาณ 6% และมุมดีดตัวกลับจะเพิ่มสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิอบสเทมเพอริงเพิ่มขึ้นที่ 400 °C หรืออัตราส่วนของออสเทนไนต์ตกค้างประมาณ 12% ซึ่งสรุปได้ว่าขนาดมุมดีดตัวกลับจะลดลงต่ำสุดเมื่อปริมาณของออสเทนไนต์ตกค้างเพิ่มสูงขึ้นในช่วงอุณหภูมิอบสเทมเพอริงไม่เกิน 350° และขนาดมุมดีดตัวกลับจะเพิ่มขึ้นอีกครั้งหากอุณหภูมิอบสเทมเพอริงเพิ่มสูงขึ้น รวมทั้งหากเฟสออสเทนไนต์ตกค้างของเหล็กกล้า TRIP มีปริมาณน้อยกว่า 3% จะส่งผลให้เกิดรอยแตกบริเวณพื้นผิวของด้านนอกของมุมดัด

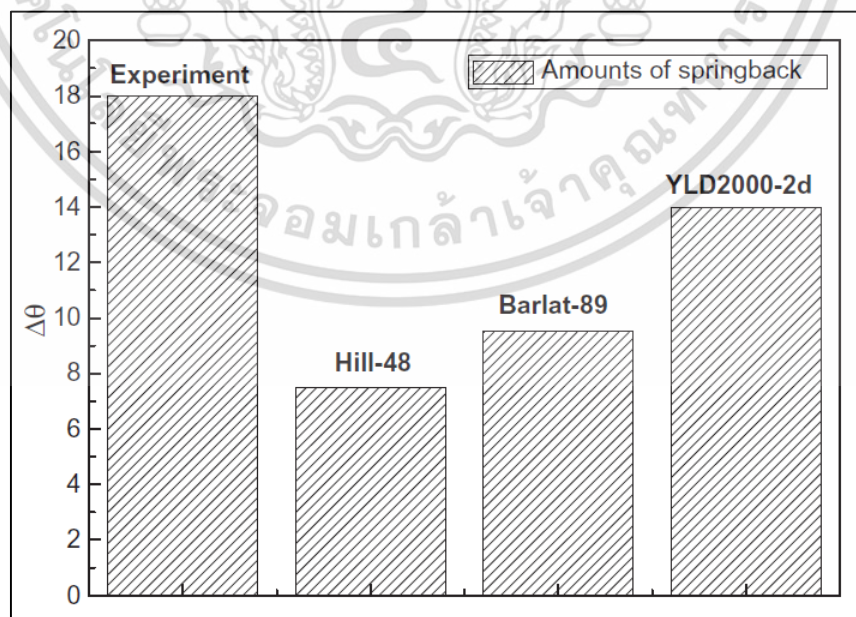
Toros และคณะ [55] ทำการศึกษาความสามารถในการขึ้นรูปและการดีดตัวกลับของเหล็กกล้า TRIP800 ด้วยการจำลองทางไฟไนต์เอลิเมนต์ด้วยวิธีการที่แตกต่างกัน ซึ่งประกอบด้วย Hill-48, Barlat-89 และ YLD2000 เพื่อทำนายผลกระทบของความเค้นครากและค่าแอนไอโซโทรปี ซึ่งข้องกับทิศทางการรีด ทำการตรวจสอบด้วยวิธีการที่แตกต่างกัน เช่น ใช้พารามิเตอร์ของ Lankford และวิธีของ ErrMin ผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.69 ซึ่งแสดงผลการเปรียบเทียบความแปรปรวนของค่าความเค้นครากที่เกี่ยวข้องกับแอนไอโซโทรปีหรือทิศทางการรีดที่ได้จากการจำลองโดยใช้วิธีของ Lankford และเปรียบเทียบกับเกณฑ์การครากโดยใช้วิธีกำลังสอง แบบไม่เป็นเชิงเส้นตามลำดับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ของสถาบันวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตขั้นสูง มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
 ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.69 การเปรียบเทียบผลการทดลองและการทำนายทิศทางความเค้นของโลหะแผ่น [55]

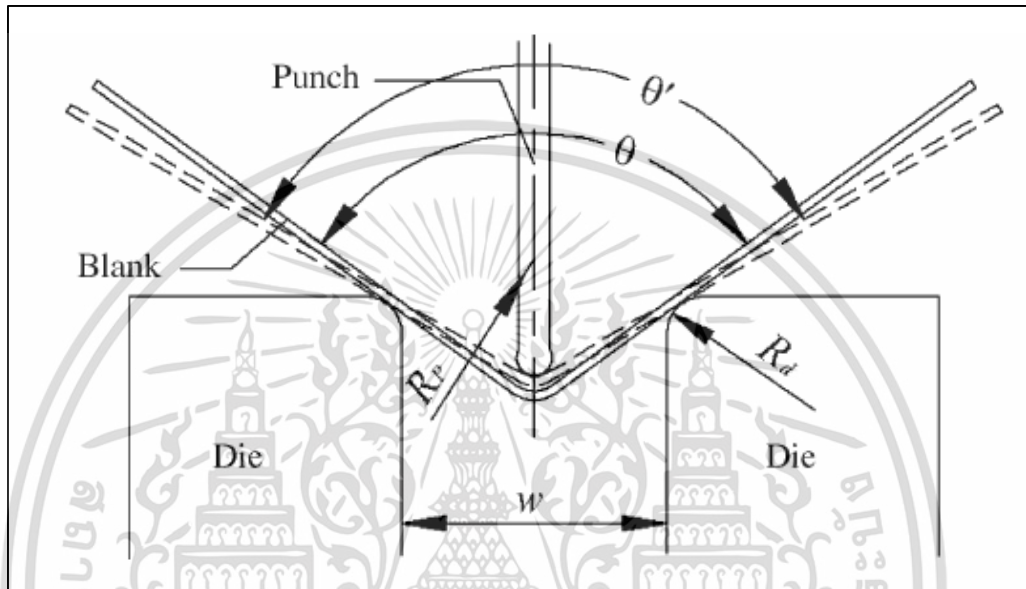
ผลการวิจัยพบว่า การวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงของความเค้นครากและค่าไอโซโทรปีของโลหะแผ่น ที่ได้จากการผลการทดลองโดยการตั้งขึ้นรูปในทิศทางกริดที่ต่างกัน เช่น 0° , 45° , 90° วิธีของ Lankford สามารถทำนายค่าความเค้นครากและค่าแอนไอโซโทรปีของโลหะแผ่นได้ดีกว่าวิธี ErrMin ส่วนการจำลองกระบวนการตัดรูปตัว V ดังรูปที่ 2.70 พบว่าการจำลองด้วยวิธี YLD2000-2d สามารถทำนายขนาดมุมตัดตัวกลับได้แม่นยำที่สุด



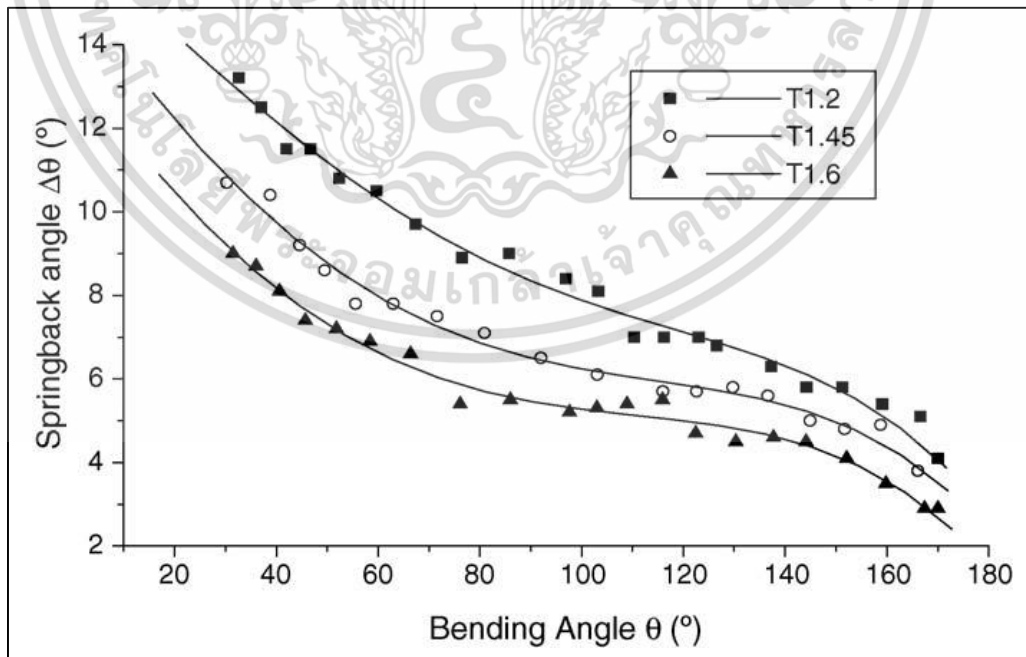
รูปที่ 2.70 ผลการตัดตัวกลับจากการทดลองและการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์ [55]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Fei และ Hodgson [56] ทำการศึกษาพฤติกรรมการดัดตัวกลับของเหล็กแผ่นรีดเย็นชนิด TRIP steel ที่มีขนาดความหนาและขนาดมุมการดัดที่แตกต่างกัน ของกระบวนการดัดขึ้นรูปแบบ อีสระ (Air-bending) ดังรูปที่ 2.71 โดยติดตั้งชุดทดสอบบนเครื่องทดสอบแรงดึงแบบอเนกประสงค์ที่ ความเร็วในการดัดด้วยคอมพิวเตอร์ได้ตั้งแต่ 0.1 ถึง 500 มิลลิเมตร/นาที มีความแม่นยำของแรง กดในช่วง ± 2.5 N และความแม่นยำของระยะกดดัดอยู่ในช่วง ± 0.001 มิลลิเมตร ตามลำดับ



รูปที่ 2.71 ลักษณะการดัดขึ้นรูปตัววีด้วยวิธีการดัดแบบอีสระ (Air-bending) [56]

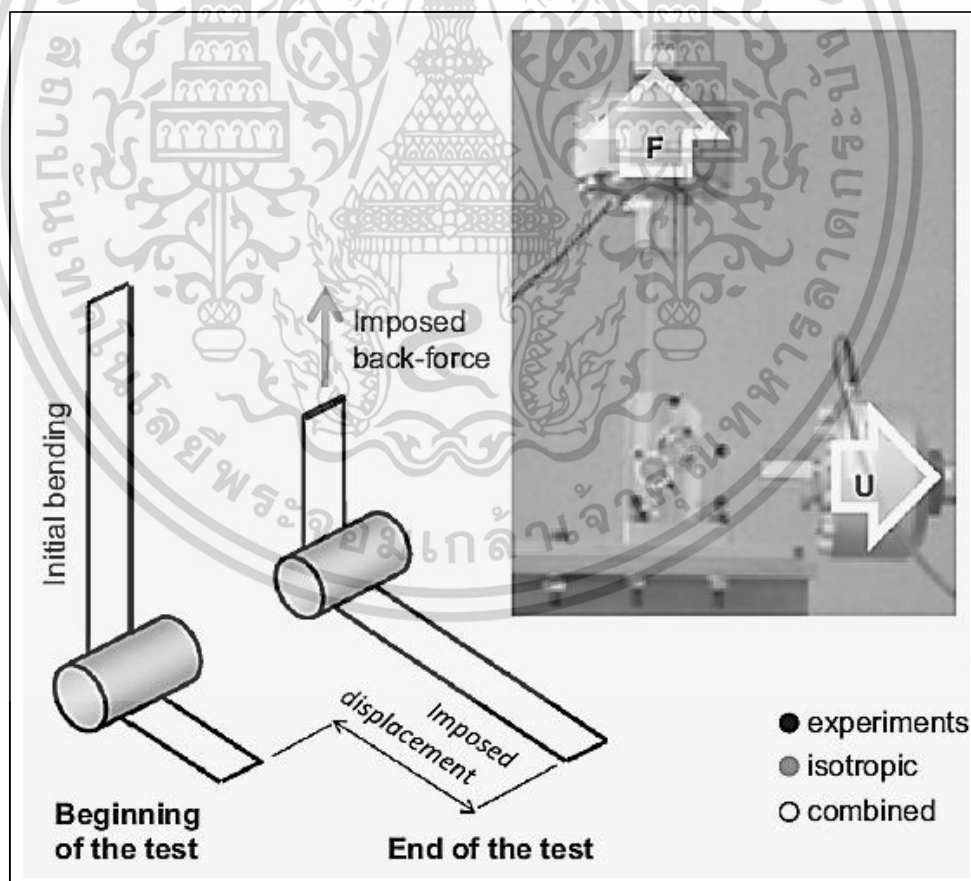


รูปที่ 2.72 ความสัมพันธ์ของมุมดัดตัวกลับ ความหนาชิ้นทดสอบ และมุมดัดขึ้นรูป [56]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

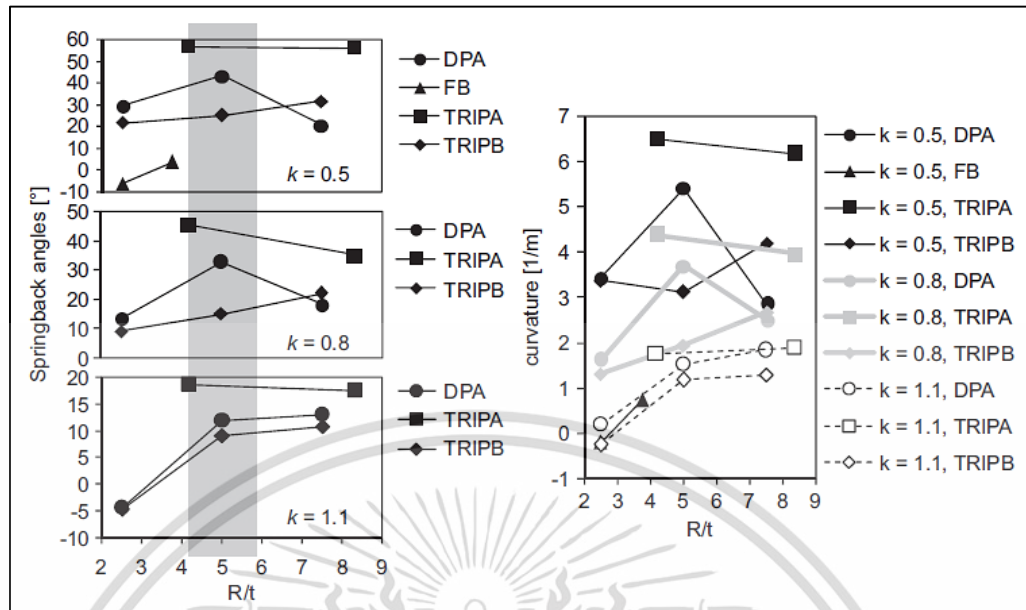
จากผลการทดลองรูปที่ 2.72 แสดงให้เห็นว่าขนาดความหนาแผ่นขึ้นทดสอบและขนาดมุมการตัดจะส่งผลต่อขนาดมุมตีดตัวกลับภายหลังการทดสอบการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ โดยโลหะแผ่นที่มีความหนาน้อยจะมีขนาดมุมตีดตัวกลับสูงกว่า และขนาดมุมตีดตัวกลับจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อขนาดมุมการตัดเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากมีพื้นที่ในการเปลี่ยนรูปน้อยลงและค่าความเค้นจากการเปลี่ยนรูปถาวร รวมถึงผลกระทบจากการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์เพิ่มมากขึ้น

Chalal และคณะ [57] ทำการศึกษาพฤติกรรมการตีดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (Dual phase), ชนิด TRIP, และชนิด Ferrite-Bainite ขนาดความหนา 1.2 ถึง 4 มิลลิเมตร โดยการทดสอบการดัดแบบดึงยืด (Bending under tension) ดังรูปที่ 2.73 ผลการทดลองแสดงให้เห็นว่ามุมตีดตัวกลับของวัสดุแต่ละชนิดจะมีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกัน ซึ่งพบว่าเมื่อขนาดความหนาเพิ่มขึ้นจะทำให้อัตราส่วนระหว่างรัศมีของพันธ์และค่าความหนาจะมีค่าน้อยลง แสดงให้เห็นอย่างชัดเจนจากการทดลองในกรณีที่มีรัศมีพันธ์ 5 มิลลิเมตร รูปที่ 2.74 ซึ่งกล่าวสรุปได้ว่าขนาดมุมตีดตัวกลับที่ลดลงเป็นผลมาจากขนาดของแรงกระทำด้านหลังขึ้นทดสอบเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งยืนยันได้จากผลของการทดลองและการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์และการตีดตัวกลับจะมีแนวโน้มไม่เป็นเชิงเส้นกับรัศมีพันธ์



รูปที่ 2.73 ลักษณะการทดสอบการดัดภายใต้แรงดึง (Bending-under-tension test) [57]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.74 อิทธิพลของอัตราส่วนระหว่าง R/t ที่ส่งผลต่อขนาดมุมดัดตัวกลับ [57]

Xuechun และคณะ [58] ได้ศึกษาการดัดตัวกลับของชิ้นทดสอบ เพื่อเปรียบเทียบผลการทดลองกับวิธีการจำลองของวัสดุทดลอง 3 ชนิด ด้วยแม่พิมพ์รูปตัววี (V-bending) ขนาดความกว้างพื้นที่ 20 มิลลิเมตร มุมพื้นที่ 90° ความกว้างปากตาย 23.10 มิลลิเมตร ชิ้นทดสอบหนา 1 มิลลิเมตร เปรียบเทียบผลการทดลอง 3 แบบคือ (1) จากการทดลองดัดขึ้นรูปจริงกับวัสดุ 3 ชนิดคือ LY12 (M), LF21 (M) และ SPCC (2) จากการใช้โมเดลที่ค่าโมดูลัสความยืดหยุ่น (Young's Modulus, E) คงที่ และ (3) จากการใช้โมเดลที่ค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นเปลี่ยนแปลงไปตาม Power-exponent hardening model ผลการทดลองนี้สรุปได้ว่า Material hardening model มีความเที่ยงตรงในการจำลองการดัดตัวกลับของโลหะแผ่นสูงกว่าการจำลองโดยใช้วิธี Linear hardening model ในช่วงที่มุมการดัดน้อย ๆ ซึ่งได้ขนาดมุมดัดตัวกลับใกล้เคียงกับค่าการทดลองจริง แต่เมื่อมุมการดัดเพิ่มมากขึ้นจะมีความแตกต่างจากค่าที่ได้จากการทดลองมากขึ้น ซึ่งจะมีค่าต่ำกว่า หากเมื่อเปลี่ยนค่าให้เป็นไปตาม Power-exponent hardening model จะได้ค่าที่มีความใกล้เคียงกับผลการทดลองมากขึ้น

Papeleux และ Ponthot [59] ทำการศึกษาเปรียบเทียบพฤติกรรมของการดัดตัวกลับของวัสดุ 3 ชนิด คือ เหล็กกล้าละมุน (Mild steel) เหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (High strength steel) และอลูมิเนียม ซึ่งมีอัตราส่วนของความแข็งแรงและค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นสูงแตกต่างกัน เพื่อเปรียบเทียบขนาดมุมดัดตัวกลับหลังการดัดขึ้นรูป ผลการทดลองพบว่าเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงมีการดัดตัวกลับมากที่สุด รองลงมาคืออลูมิเนียมและเหล็กกล้าละมุนซึ่งมีอัตราส่วนของแข็งแรงต่อค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นต่ำที่สุด

Asnafi [60] ศึกษาการดัดตัวกลับในการดัดขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์รูปตัววี (V-bending) โดยการเปรียบเทียบผลจากการทดลองกับการจำลองด้วยวิธีทางไฟไนต์เอลิเมนต์ของเหล็กกล้าไร้สนิม 9 ชนิด ที่มีความหนาแตกต่างกัน โดยขนาดความหนาน้อยที่สุดคือ 7.9 มิลลิเมตร และความหนามากเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ที่สุดคือ 31.3 มิลลิเมตร ผลการทดลองพบว่าขนาดมุมบิดตัวกลับที่ได้จากการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์มีค่าน้อยกว่าการทดลองจริง ซึ่งลักษณะการตัดในแม่พิมพ์รูปตัววีจะเกิดการเปลี่ยนรูปเช่นเดียวกับการดัดขึ้นรูปของคาน จุดที่รับแรงมากที่สุดคือจุดกึ่งกลางของชั้นทดสอบโดยโมเมนต์ดัดที่เกิดขึ้นเป็นไปตามสมการที่ 2.3

$$M = Q((w/2) - X) \quad (2.3)$$

เมื่อ

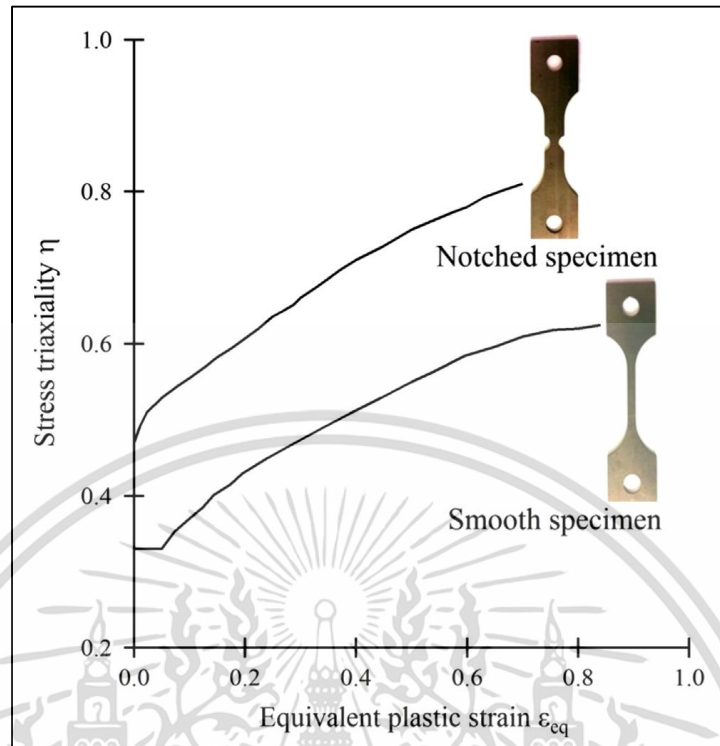
- M คือ โมเมนต์ที่เกิดจากการดัด
 Q คือ ขนาดของแรงต้านที่πάตาย
 w คือ ความกว้างของπάตาย

พบว่าโมดูลัสความยืดหยุ่นของวัสดุมีผลต่อการบิดตัวกลับของชั้นทดสอบ ซึ่งจากผลการทดสอบแรงดึงของวัสดุใน 2 รูปแบบ คือการดึงตามแนวรีดและการดึงขวางแนวรีดจะให้ค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นที่แตกต่างกัน โดยการดึงตามแนวรีดจะมีค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นสูงกว่าจากการดึงแบบขวางแนวรีด 12.5% เพราะฉะนั้นการดัดตามแนวรีดและการดัดขวางแนวรีดจะเกิดการบิดตัวกลับที่ต่างกัน ผลการทดลองของเหล็กกล้าไร้สนิม ASTM 316 ความหนา 8.3 มิลลิเมตร ความกว้าง 50 มิลลิเมตรซึ่งมีค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นที่ 195 GPa. มีขนาดมุมบิดตัวกลับ 2.592° เมื่อค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นลดลงที่ 183 GPa. มีขนาดมุมบิดตัวกลับ 2.785° ซึ่งเพิ่มขึ้น 6.4% และเมื่อโมดูลัสความยืดหยุ่นเพิ่มเป็น 206 GPa. จะมีขนาดมุมบิดตัวกลับ 2.467° ซึ่งลดลง 4.8 % สรุปได้ว่าวัสดุเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดเดียวกันความหนาเท่ากัน หากค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นเพิ่มขึ้นจะทำให้ขนาดของมุมบิดตัวกลับลดลง

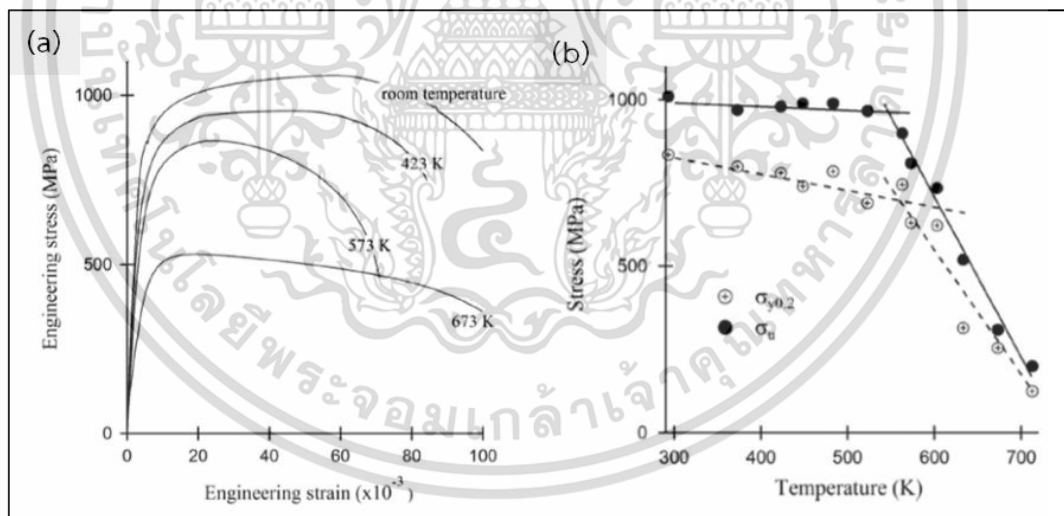
2.5.3 งานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับผลกระทบจากกระบวนการทางความร้อนและอุณหภูมิการขึ้นรูป

2.5.3.1 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูป

Hug และคณะ [61] ได้ทำการทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของช่องว่างขนาดเล็ก (Void) ในเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน โดยการทดสอบแรงดึงและออกแบบลักษณะของชั้นทดสอบเป็นแบบมาตรฐานและมีรอยบากเป็นรูปร่างทางเรขาคณิต ดังรูปที่ 2.75 เพื่อควบคุมให้เกิดความเครียดเป็นแบบสามแกน ซึ่งมีลักษณะและรูปแบบคล้ายกับที่เกิดขึ้นในกระบวนการดัดขึ้นรูปทั่วไป โดยได้ทำการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิสูงในช่วง 293 – 723 K



รูปที่ 2.75 กราฟความเค้น-ความเครียดของชิ้นทดสอบที่มีลักษณะแตกต่างกัน [61]

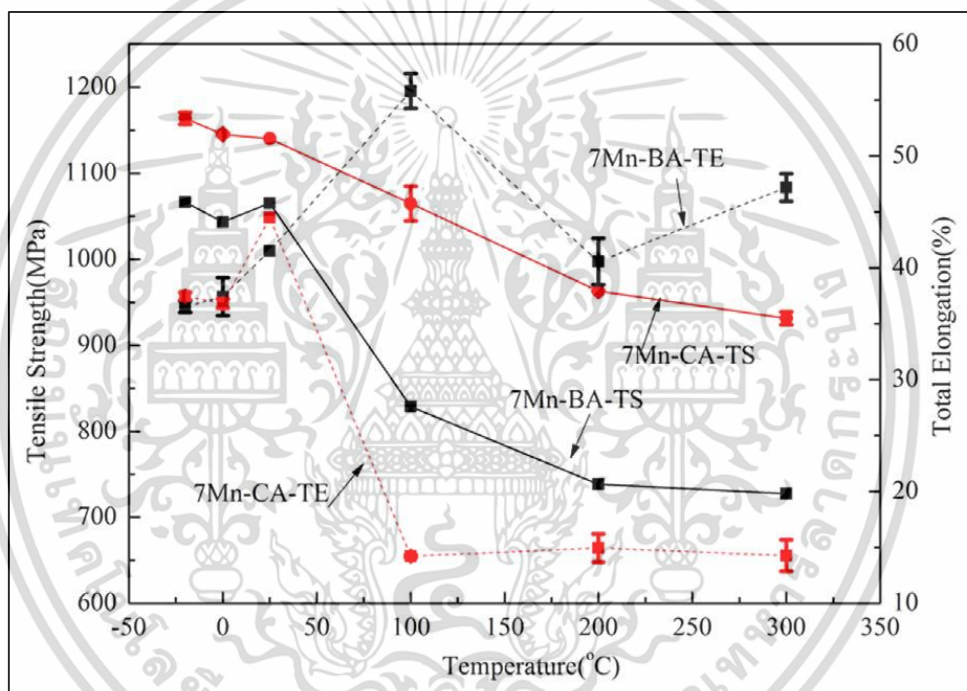


รูปที่ 2.76 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน [61]

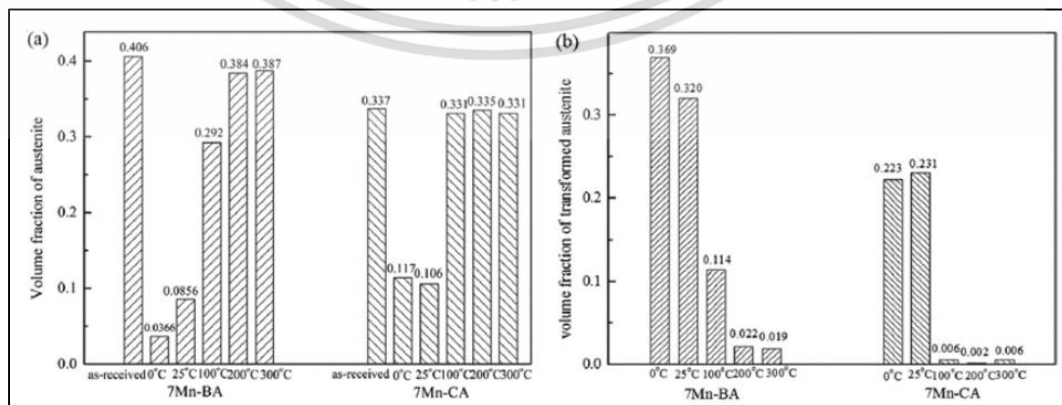
ผลการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิแตกต่างกันดังรูปที่ 2.76(a) ซึ่งเป็นกราฟแสดงความเค้น-ความเครียดทางวิศวกรรม (Engineering stress) พบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลทำให้ค่าความเค้นดึงสูงสุด และค่าความเค้นครากจะมีแนวโน้มลดลงอย่างต่อเนื่อง ส่วนความสามารถในการยืดตัวพบว่าจะลดต่ำสุดที่อุณหภูมิ 573 K จากนั้นจะเพิ่มสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิการดัดเพิ่มขึ้น ส่วนรูปที่ 2.76(b) เป็นกราฟแสดงความเค้น-ความเครียดจริง (True stress) ซึ่งพบว่าการขึ้นรูปในช่วงอุณหภูมิห้องถึง 573 K จะไม่ส่งผลต่อค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด ส่วนค่าความเค้นครากจะลดลงเล็กน้อย และเมื่ออุณหภูมิเพิ่มเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สูงขึ้นค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดและค่าความเค้นครากจะลดลงอย่างเห็นได้ชัด กล่าวโดยสรุปคือเมื่ออุณหภูมิการทดสอบเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้ความเค้นครากของวัสดุลดลง ซึ่งสอดคล้องกับการลดลงเฟส มาร์เทนไซต์และการเพิ่มขึ้นของเฟอร์ไรท์ซึ่งมีสมบัติอ่อนเหนียว

Luo และคณะ [62] ได้ทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิขึ้นรูปและขนาดของเกรน ที่ส่งผลต่อความแข็งแรงดึงของเหล็กกล้า Mn-TRIP ที่ผ่านกรรมวิธีการอบอ่อนแบบต่อเนื่อง ซึ่งพบว่าค่าความแข็งแรงดึงของโลหะแผ่นจะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิการทดสอบเพิ่มสูงขึ้นในช่วง -20 ถึง 300 °C อัตราการยืดตัวโดยรวมของโลหะแผ่นจะเพิ่มขึ้นในช่วงเริ่มต้น โดยจะมีค่าสูงสุดในช่วงอุณหภูมิ 25-100 °C และมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นสูงกว่า 100 °C ดังรายละเอียดรูปที่ 2.77



รูปที่ 2.77 ความสัมพันธ์ของความแข็งแรงดึงและอัตราการยืดตัวอุณหภูมิแตกต่างกัน [62]

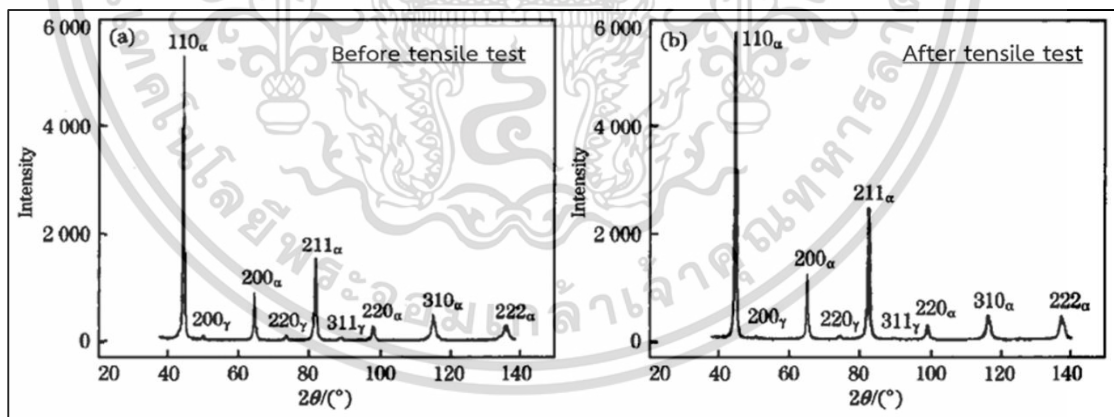


รูปที่ 2.78 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิและปริมาณเฟสออสเทนไนต์จากการทดสอบแรงดึง [62]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 2.78 แสดงผลการเปลี่ยนแปลงของปริมาณเฟสออสเทนไนต์ตกค้างในเหล็กกล้า ความแข็งแรงสูงชนิด TRIP ที่มีธาตุแมงกานีสผสมปานกลาง พบว่าการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิการขึ้นรูปต่ำ การเปลี่ยนแปลงของปริมาณเฟสออสเทนไนต์จะเกิดขึ้นมากกว่าที่อุณหภูมิสูง เมื่ออุณหภูมิการทดสอบเพิ่มขึ้นที่ 100 °C อัตราส่วนของปริมาณออสเทนไนต์ตกค้างในเหล็กกล้าทั้งสองชนิดจะมีปริมาณใกล้เคียงกันประมาณ 11.4% กล่าวโดยสรุปคือ (i) อิทธิพลของอุณหภูมิจะส่งผลต่อองค์ประกอบทางเคมีและการเปลี่ยนรูปของเฟสมาร์เทนไซต์ และ (ii) ขนาดของเกรนมีผลต่อความเสถียรภาพของออสเทนไนต์ เพื่อให้ได้สมบัติเชิงกลที่เหมาะสมที่สุดจึงควรควบคุมเสถียรภาพของเฟสออสเทนไนต์ในระหว่างการขึ้นรูป นอกจากนี้ขนาดเกรนของเฟอร์ไรท์ที่เหมาะสม จะช่วยในการควบคุมค่าความเครียดเชิงให้เหมาะสมและสอดคล้องกับการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์

Yong และ Zhuang [63] ได้ทำการทดสอบการขึ้นรูปในช่วงอุณหภูมิแบบอุ่นและร้อน เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง Fe-C-Mn-Si โดยทดสอบการขึ้นรูปที่อุณหภูมิที่แตกต่างกันและตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง LOM, SEM และ XRD ผลการศึกษาพบว่าโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟอร์ไรท์ที่มีรูปทรงหลายเหลี่ยม เฟสเบนไนต์ขนาดเล็ก และเฟสออสเทนไนต์ที่มีความเสถียรจะสามารถขึ้นรูปได้ดี การขึ้นรูปแบบอุ่นจะส่งผลต่อสมบัติทางกลของเหล็กกล้า TRIP ชนิดรีดร้อน โดยความแข็งแรงดึงจะมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 250 °C ส่วนความสามารถในการยืดตัวจะมีค่าสูงสุดที่อุณหภูมิ 100 °C โดยการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ระหว่างการเปลี่ยนรูปถาวร หรือ TRIP effect จะเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิ 15-350 °C ดังผลการตรวจสอบด้วยวิธี XRD (รูปที่ 2.79) ที่พบว่าปริมาณของเฟสออสเทนไนต์หลังการทดสอบแรงดึงจะลดลงอย่างเห็นได้ชัด

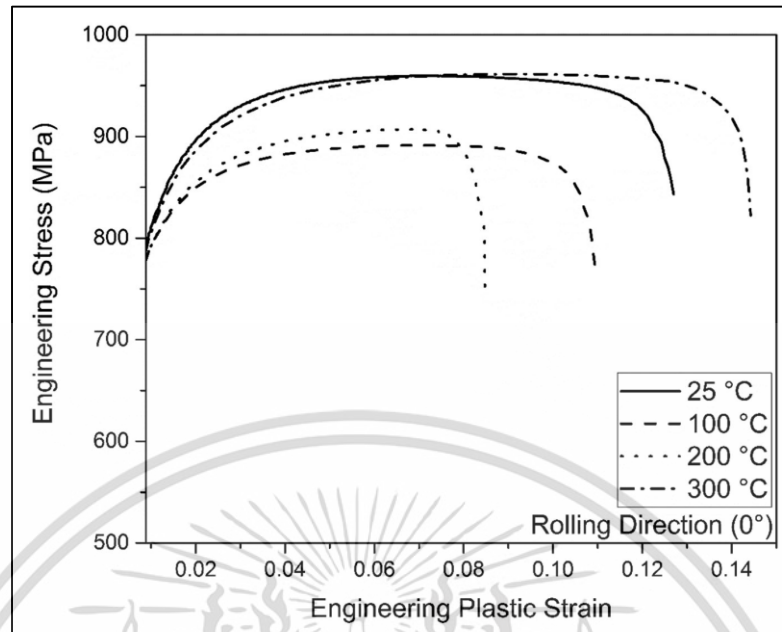


รูปที่ 2.79 ผลการตรวจสอบ XRD ก่อนและหลังการทดสอบแรงดึง [63]

Çavuşoğlu และคณะ [64] ได้ทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อสมบัติทางกลและพฤติกรรมการแตกหักของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP1000 ความหนา 1 มิลลิเมตร โดยทำการทดสอบสมบัติทางกลในช่วงอุณหภูมิแบบอุ่นบนเครื่องทดสอบแรงดึงขนาด 100 kN. กำหนดความเร็วทดสอบที่ 25 มิลลิเมตร/นาที ความเที่ยงตรงของอุณหภูมิ ± 2 °C เตรียมชิ้นทดสอบที่ทำมุมกับทิศทางการรีด 0°, 45° และ 90° และทำการทดสอบโดยให้ความร้อนแก่ชิ้นทดสอบที่ 25, 100, 200 และ 300 °C ตามลำดับ โดยผลการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิต่าง ๆ แสดงดังรูปที่ 2.80

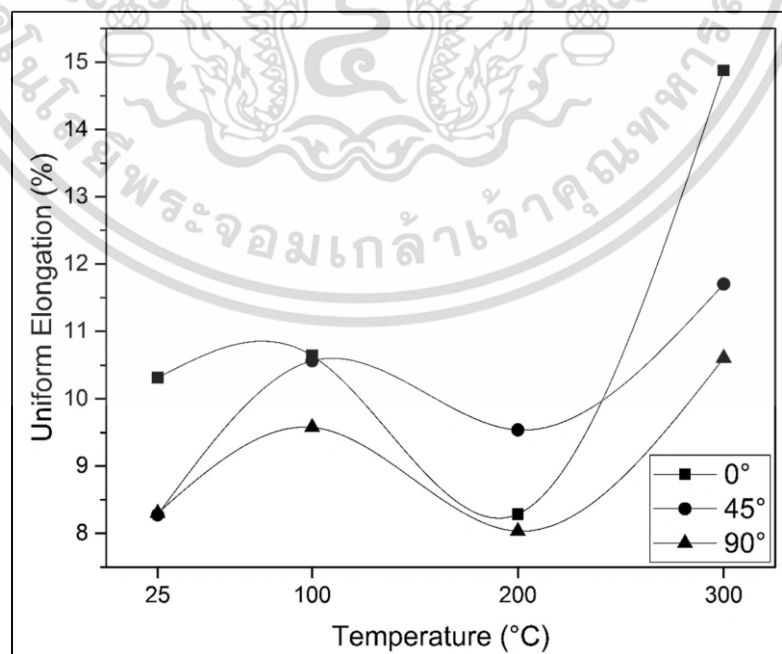
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่หรือใช้เพื่อการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.80 ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดจริง และทิศทางการรีดของโลหะแผ่น [64]

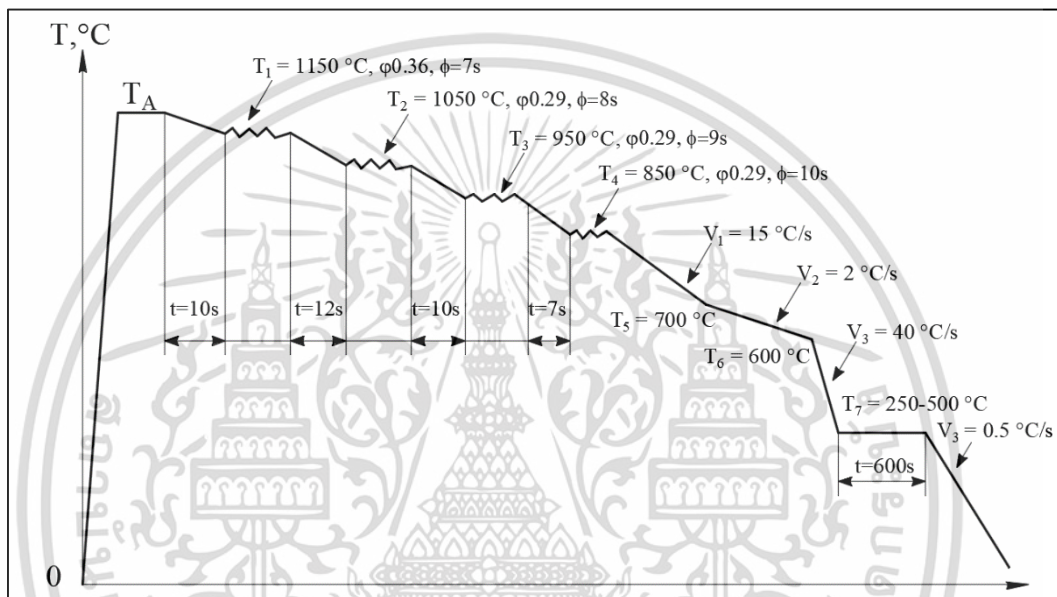
ส่วนผลการตรวจสอบขนาดการยืดตัวของวัสดุแสดงในรูปที่ 2.81 โดยพบว่าวัสดุจะมีค่าความสามารถในการยืดตัวประมาณ 10% ที่อุณหภูมิ 25 °C และพบการเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นในช่วง 100 °C และ 200 °C เมื่อเปรียบเทียบกับผลการทดสอบที่อุณหภูมิ 25 °C แต่จะพบว่าขนาดการยืดตัวในทุกทิศทางการรีด มีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้นอย่างเห็นได้ชัดเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นที่ 300 °C



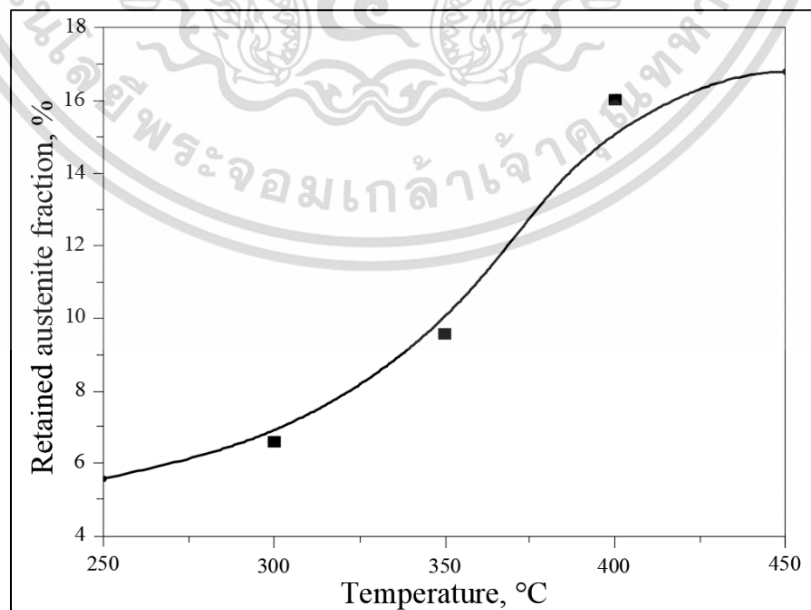
รูปที่ 2.81 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิและความสามารถในการยืดตัวของโลหะแผ่น [64]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Grajcar และ Krzton [65] ทำการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิการเปลี่ยนรูปของเบนไนต์ (Bainite transformation temperature) ที่ส่งผลต่ออัตราส่วนของออสเทนไนต์ตกค้างและปริมาณธาตุคาร์บอนของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด C-Mn-Si-Al-Nb-Ti ที่ถูกพัฒนาขึ้นมาใหม่ ข้อกำหนดโดยละเอียดของกระบวนการทางความร้อนแสดงดังรูปที่ 2.82 โดยขึ้นทดสอบถูกควบคุมอุณหภูมิในหกขั้นตอน ซึ่งอุณหภูมิในการทดสอบสูงสุดมีค่าเท่ากับ 850 °C และควบคุมอุณหภูมิการเย็นตัวของขึ้นทดสอบให้อยู่ในช่วง 850 ถึง 600 °C ทำการการออกแบบโดยยึดตามเส้นโค้งของการเปลี่ยนรูปถาวรและการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เพื่อควบคุมการเปลี่ยนรูปของออสเทนไนต์



รูปที่ 2.82 พารามิเตอร์ของกระบวนการทางความร้อนจากการจำลองด้วยวิธี Gleeble [65]



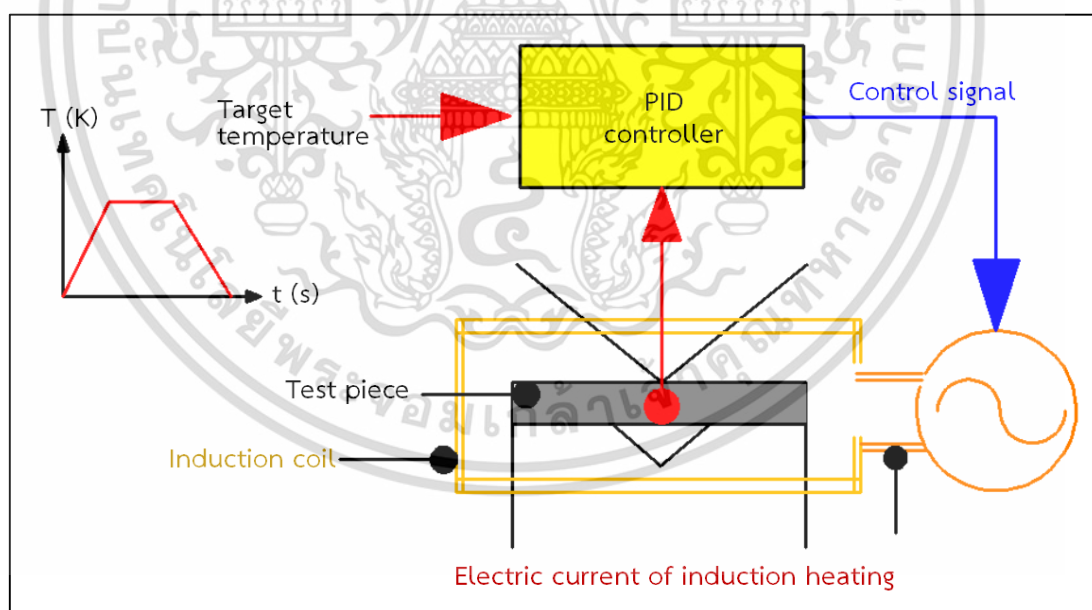
รูปที่ 2.83 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่ออัตราส่วนของออสเทนไนต์ตกค้าง [65]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองพบว่าความเข้มข้นสูงสุดของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์มีค่าเท่ากับ 1.5% ที่อุณหภูมิ 350 °C ซึ่งอัตราส่วนของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างมีปริมาณปานกลางประมาณ 10% ดังรูปที่ 2.83 ซึ่งผลดังกล่าวเกิดจากการกระจายตัวของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ และอนุภาคของเมทริกซ์เฟอร์ไรท์จะมีขนาดสูงที่สุดเมื่อคงชิ้นตัวอย่างไว้ที่อุณหภูมิ 350 °C หรือกล่าวโดยสรุปได้ว่าปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิของชิ้นทดสอบเพิ่มขึ้น

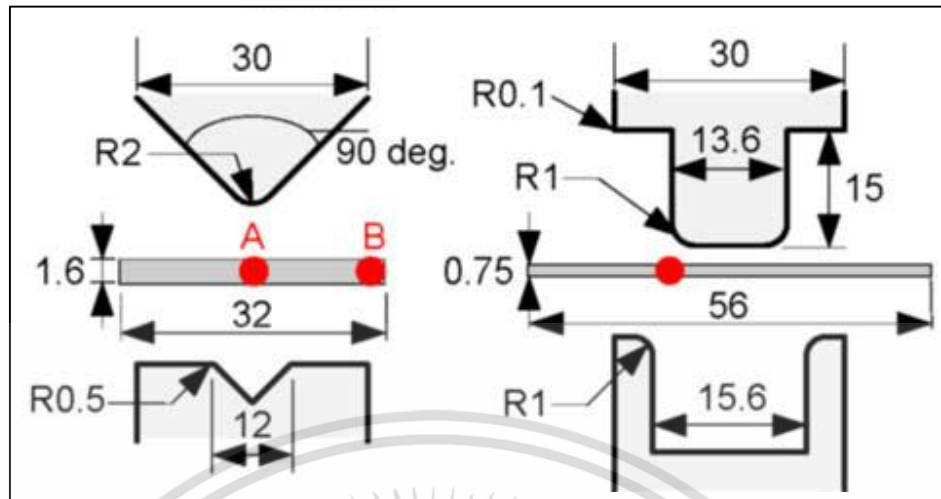
2.5.3.2 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อการติดตัวกลับ

Yanagimoto และ Oyamada [66] ได้ทำการตรวจสอบการติดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงหลังการขึ้นรูปในช่วงอุณหภูมิอุ่นและร้อน เนื่องจากเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงนี้ได้ถูกนำมาใช้มากขึ้น และพฤติกรรมการติดตัวกลับภายหลังการขึ้นรูปเป็นปัญหาสำคัญของเหล็กกล้าชนิดนี้ การทดสอบการดัดจะดำเนินการภายใต้การควบคุมอุณหภูมิที่แม่นยำในช่วงของการเปลี่ยนรูปถาวร โดยใช้อุปกรณ์ควบคุมความร้อนติดตั้งบนเครื่องทดสอบ อุณหภูมิของชิ้นทดสอบจะถูกควบคุมโดยการให้ความร้อนด้วยขดลวดเหนี่ยวนำ การใช้ค่าเบี่ยงเบนในอุณหภูมิที่วัดได้จากอุณหภูมิเป้าหมายเป็นสัญญาณอินพุต กระแสไฟฟ้าของการเหนี่ยวนำความร้อนถูกควบคุมโดยชุดอุปกรณ์ PID ดังรูปที่ 2.84 ส่วนลักษณะรูปร่างของแม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดสอบการดัดขึ้นรูปและตำแหน่งการควบคุมอุณหภูมิชิ้นทดสอบแสดงดังรูปที่ 2.85

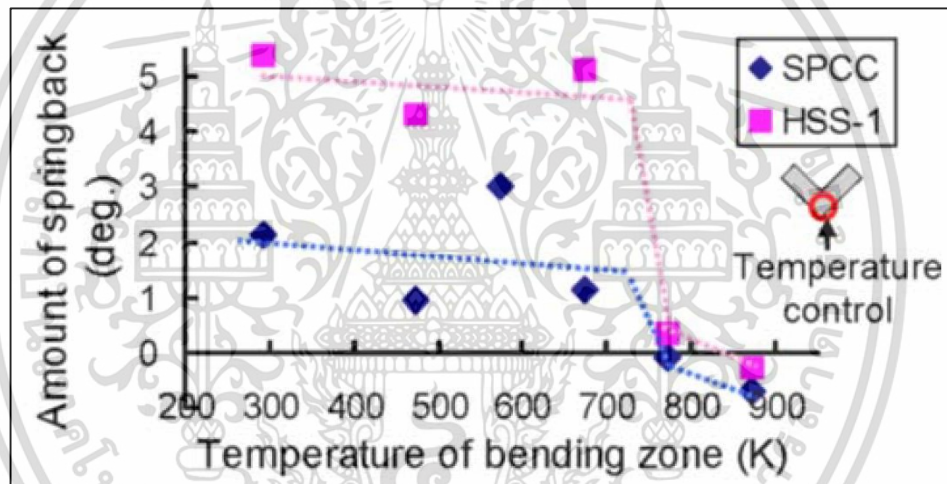


รูปที่ 2.84 แผนภาพการควบคุมอุณหภูมิโดยการควบคุมสัญญาณแบบย้อนกลับ PID [66]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



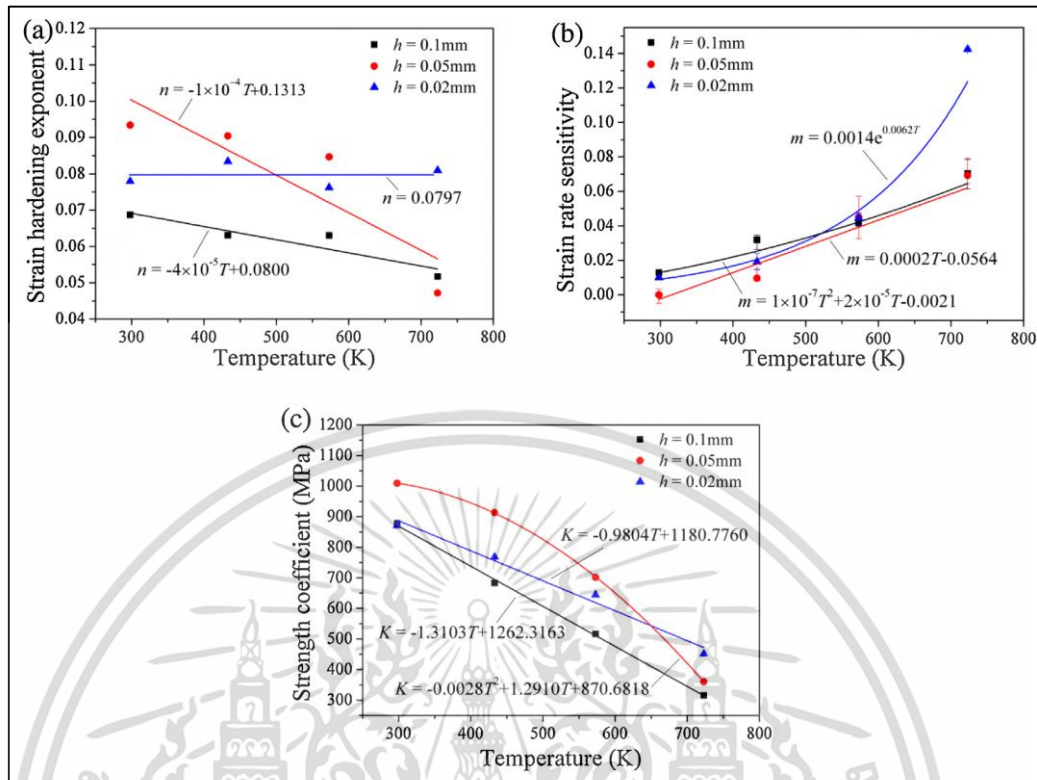
รูปที่ 2.85 ลักษณะรูปร่างของแม่พิมพ์ที่ใช้ในการทดสอบการดัดขึ้นรูป [66]



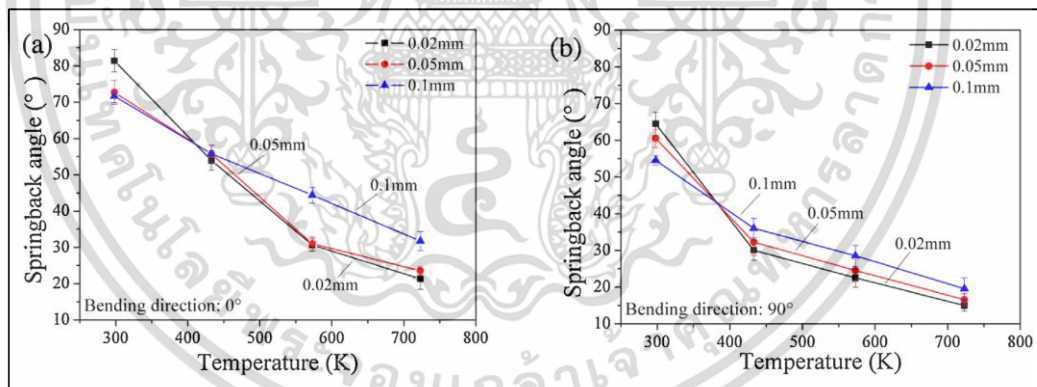
รูปที่ 2.86 ความสัมพันธ์ของมุมดัดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูปตัววีและอุณหภูมิการดัด [66]

จากผลการทดลองรูปที่ 2.86 พบว่ามุมขนาดมุมดัดตัวกลับจะลดลงอย่างชัดเจนเมื่ออุณหภูมิบริเวณมุมดัดเพิ่มขึ้นที่อุณหภูมิ 750K ซึ่งน้อยกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ของเฟสออสเทนไนต์ ซึ่งโดยปกติจะอยู่ที่ 1,000 K-1100 K สำหรับวัสดุกลุ่มเหล็กกล้าซึ่งกล่าวโดยสรุปไว้ว่า “การเกิดผลึกใหม่ของเฟสออสเทนไนต์เป็นสาเหตุหลักของการลดลงของมุมดัดตัวกลับ” จึงไม่ถูกต้อง ความเข้าใจผิดนี้อาจเป็นผลมาจากความสับสนระหว่าง 'อุณหภูมิขณะขึ้นรูป' และ 'อุณหภูมิจากกระบวนการทางความร้อน'

Zheng และคณะ [67] ทำการศึกษาผลกระทบของขนาดและกลไกของพฤติกรรมการดัดตัวกลับของวัสดุไททานเนียมบริสุทธิ์ชนิดแผ่นบาง โดยการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่างกัน



รูปที่ 2.87 ความสัมพันธ์ของความเครียดแข็ง อัตราความเครียด และสัมประสิทธิ์ความแข็งแรง [67]

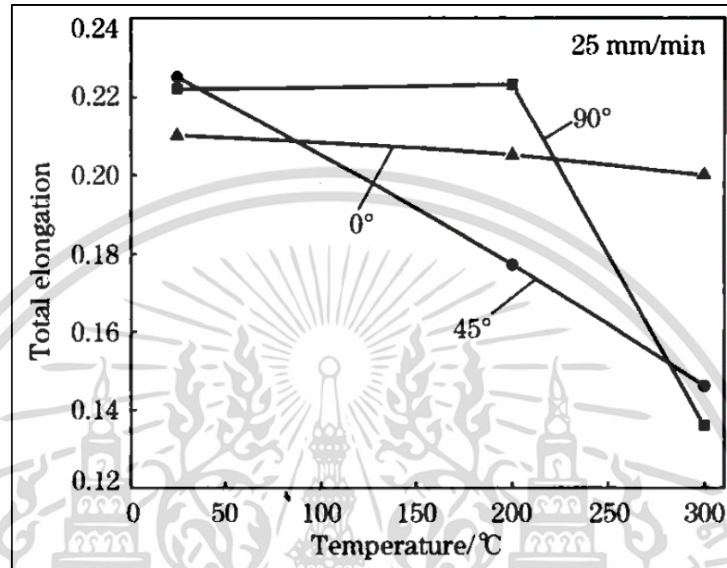


รูปที่ 2.88 ขนาดมุมดัดตัวกลับที่ขนาดความหนา อุณหภูมิ และทิศทางการรีดที่แตกต่างกัน [67]

จากผลการทดลองรูปที่ 2.87 และรูปที่ 2.88 สรุปได้ว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงและการดัดตัวกลับของวัสดุมีแนวโน้มลดลง ส่วนอิทธิพลของขนาดความหนาของแผ่นวัสดุที่ส่งผลต่อการดัดตัวกลับพบว่าที่อุณหภูมิห้อง วัสดุที่มีความหนาน้อยจะเกิดการดัดตัวกลับสูงกว่าแต่เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นพบว่าวัสดุที่มีความหนาน้อยจะมีขนาดมุมดัดตัวกลับลดลงและมีขนาดต่ำกว่าวัสดุที่มีความหนามาก รวมทั้งพบว่าการดัดแบบขวางแนวการรีดจะมีขนาดมุมดัดตัวกลับสูงกว่าการดัดแบบตามแนวการรีดของแผ่นโลหะ

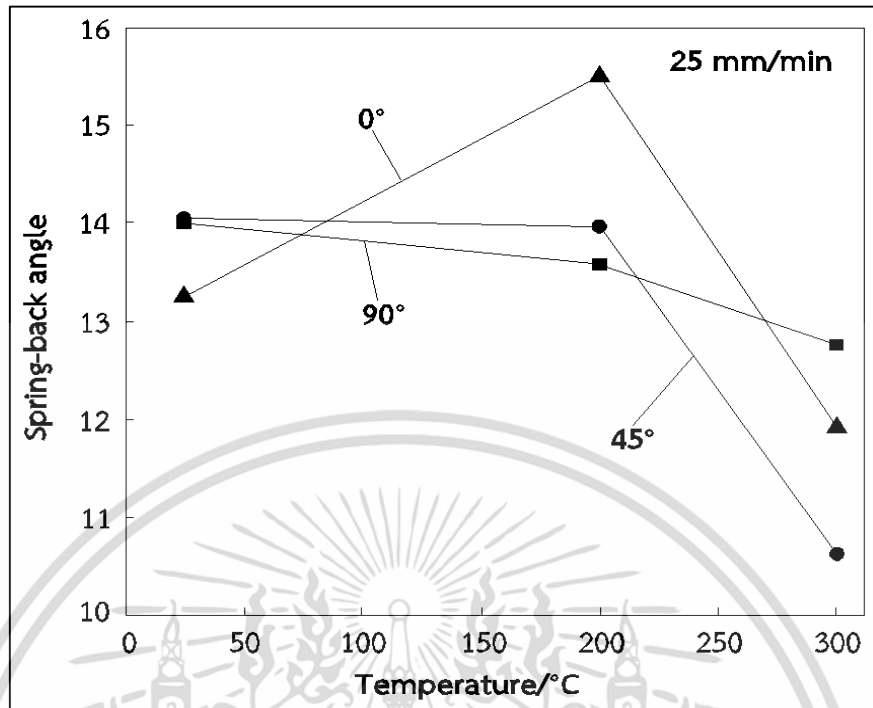
Ozturk และคณะ [68] ทำการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อสมบัติทางกลและพฤติกรรมการดัดตัวกลับของโลหะเหล็กแผ่น DP600 ขนาดความหนา 1.8 และ 2.5 มิลลิเมตร เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้เผยแพร่จะเผยแพร่โดยไม่มีการแก้ไขใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กำหนดให้ความเร็วในการขึ้นรูปคงที่ ทำการตัดขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์รูปตัววีที่มีมุม 60° ทดสอบการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง 200°C และ 300°C กำหนดความเร็วในการตัดขึ้นรูปที่ 25 มิลลิเมตร/นาที ตัดเตรียมชิ้นทดสอบที่ทำมุม 0° , 45° และ 90° กับทิศทางการรีดของแผ่นโลหะ ซึ่งผลการทดสอบแรงดึงเพื่อเปรียบเทียบอัตราการยืดตัวโดยรวมแสดงดังรูปที่ 2.89



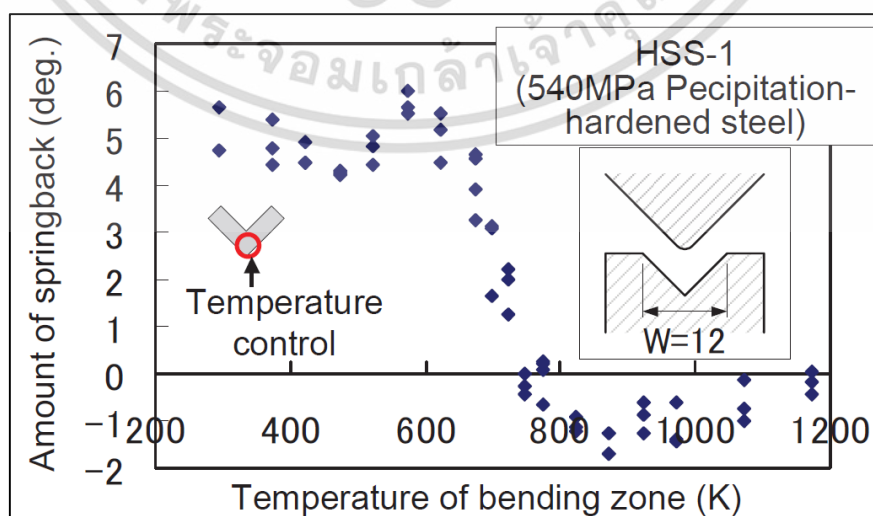
รูปที่ 2.89 ความสัมพันธ์ของอัตราการยืดตัวรวมและอุณหภูมิขึ้นทดสอบ [68]

ขนาดของมุมตัดตัวกลับภายหลังการตัดขึ้นรูปและภายหลังการเย็นตัว โดยผลการเปรียบเทียบความสัมพันธ์ของมุมตัดตัวกลับและอุณหภูมิแสดงดังแสดงรูปที่ 2.90 จะเห็นได้ว่ามุมตัดตัวกลับของโลหะแผ่น จะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นสูงกว่า 200°C โดยการตัดขึ้นรูปขึ้นทดสอบในทิศทางขวางแนวการรีดขนาดของมุมตัดตัวกลับจะมีแนวโน้มลดลงน้อยที่สุด ซึ่งผลการตัดตัวกลับของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP600 มีความสอดคล้องกับอัตราการยืดตัวรวมที่ได้จากการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิแตกต่างกัน



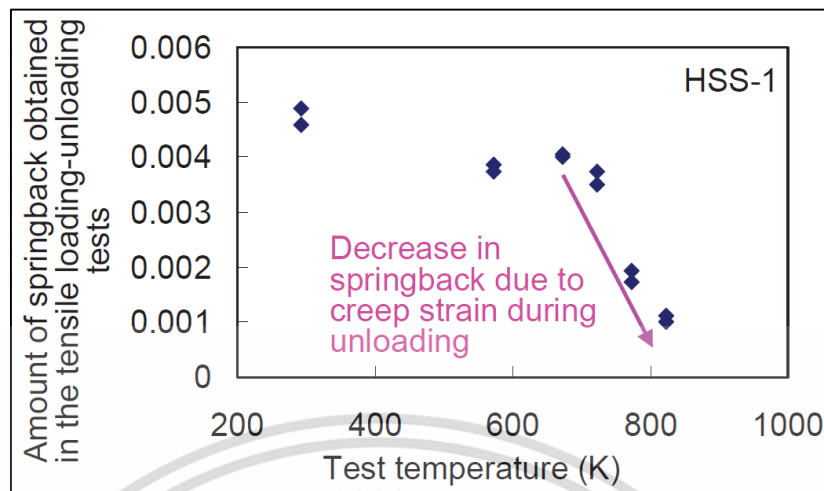
รูปที่ 2.90 ความสัมพันธ์ของมุมดัดตัวกลับและอุณหภูมิขึ้นทดสอบ [68]

Yanagimoto และ Oyamada [69] ทำการศึกษากลไกการดัดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ในช่วงอุณหภูมิอ่อน โดยทำการทดสอบแรงดึงแบบให้แรงเป็นจังหวะแก่แผ่นเหล็กกล้าและดำเนินการโดยใช้เครื่องทดสอบความล้าแบบไฮดรอลิกส์ที่ควบคุมด้วยระบบเซอร์โวมอเตอร์ขนาด 100 kN ติดตั้งขึ้นทดสอบในเตาอบเพื่อให้ความร้อน จากผลการทดสอบการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่างกันพบว่า ขนาดมุมดัดตัวกลับจะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิบริเวณการขึ้นรูป (การดัด) สูงกว่า 750K ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ (การขึ้นรูปร้อน) ค่อนข้างมาก ซึ่งผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 2.91



รูปที่ 2.91 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมดัดตัวกลับและอุณหภูมิบริเวณมดัด [69]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออยู่ใต้เงื่อนไขการใช้งานการคำนวณว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.92 ความสัมพันธ์ของมุมดัดตัวกลับและอุณหภูมิการดัดแบบแรงกระทำเป็นจังหวะ [69]

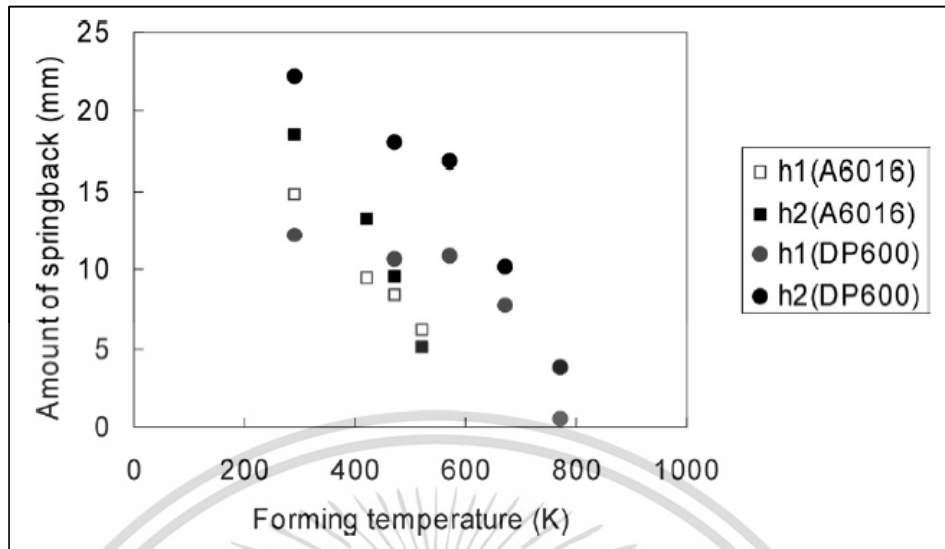
จากผลการทดลองเพื่อเปรียบเทียบความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมดัดตัวกลับและค่าความเค้นความเครียดจากการทดสอบแรงดึงแบบให้แรงเป็นจังหวะที่อุณหภูมิแตกต่างกัน พบว่าขนาดมุมดัดตัวกลับมีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจน เมื่ออุณหภูมิของค่าความเครียดหรือบริเวณการเปลี่ยนรูปถาวรมีค่ามากกว่า 750 K โดยแนวโน้มการดัดตัวกลับรูปที่ 2.92 พบว่ามีความคล้ายคลึงกับผลการทดสอบการดัดขึ้นรูปตัววี

Yanagimoto และ Oyamada [70] ทำการศึกษาความสามารถในการขึ้นรูปโดยการดัดขึ้นรูปแบบตัวยูและพฤติกรรมการดัดตัวกลับจากการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ (DP) และอลูมิเนียมอัลลอย A6016-T4 ลักษณะขึ้นทดสอบที่ได้จากการทดสอบการดัดขึ้นรูปตัวยูภายใต้อุณหภูมิที่ต่างกัน แสดงดังรูปที่ 2.93 ซึ่งพบว่าขนาดมุมดัดตัวกลับจะลดลงอย่างเห็นได้ชัด เมื่ออุณหภูมิเหล็กกล้าและอุณหภูมิของแม่พิมพ์สูงกว่า 773 K ซึ่งอยู่ในช่วงอุณหภูมิการขึ้นรูปแบบอุ่น



รูปที่ 2.93 ลักษณะของขึ้นทดสอบจากการดัดขึ้นรูปตัวยูที่อุณหภูมิการขึ้นรูปแตกต่างกัน [70]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.94 ขนาดมุมดัดตัวกลับภายหลังการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิแตกต่างกัน [70]

จากผลการทดลองรูปที่ 2.94 แสดงให้เห็นอย่างชัดเจนว่าเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงมีขนาดมุมดัดตัวกลับเกิดขึ้นสูงสุดที่อุณหภูมิ 773 K ส่วนอลูมิเนียมผสม A6016-T4 ขนาดมุมดัดตัวกลับเกิดขึ้นสูงสุดที่อุณหภูมิ 523 K สรุปได้ว่าอุณหภูมิที่เพิ่มสูงขึ้นจะทำให้สามารถขึ้นรูปขึ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อนได้มากขึ้น และมีขนาดมุมดัดตัวกลับลดลง แม้ว่าจะทำการขึ้นรูปในช่วงของอุณหภูมิแบบอ่อนซึ่งยังไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างหรืออยู่ในช่วงของอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ของวัสดุ

2.6 บทสรุปเกี่ยวกับงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในการศึกษาวิจัยเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นและเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง พบว่าที่ผ่านมา มีนักวิจัยได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นไว้อย่างหลากหลาย ทั้งโลหะกลุ่มเหล็กและนอกรวมเหล็ก ด้วยวิธีการทดลองและการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์ จากที่ได้สืบค้นและศึกษางานวิจัยที่ผ่านมา ยังไม่พบว่ามีนักวิจัยท่านใดที่ได้ทำการศึกษาเชิงเปรียบเทียบเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูป ลักษณะความเสียหาย ความเที่ยงตรงของชิ้นงานสำเร็จ รวมทั้งผลกระทบของอุณหภูมิการขึ้นรูปที่ส่งผลต่อพฤติกรรมดังกล่าวในกลุ่มของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงแต่อย่างใด

ซึ่งงานวิจัยที่ผ่านมาข้างต้น ส่วนใหญ่เป็นการศึกษาเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นที่อุณหภูมิห้อง โดยมุ่งเน้นวิเคราะห์ผลจากกลไกและรูปแบบความเสียหาย โดยใช้วิธีการดัดขึ้นรูปแบบตัววีหรือโดยการทดสอบแรงดึงเป็นหลัก ซึ่งมุ่งเน้นศึกษาเกี่ยวกับพฤติกรรมทางกล การเปลี่ยนแปลงของพื้นผิว และพฤติกรรมการดัดตัวกลับ เป็นส่วนใหญ่ ส่วนนักวิจัยที่ได้ทำการศึกษาทดลองกับวัสดุเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง ส่วนใหญ่จะเป็นการศึกษาเฉพาะเกรด มุ่งแก้ปัญหาเฉพาะด้านเป็นหลัก เช่น ศึกษาผลกระทบต่อการดัดตัวกลับ หรือผลกระทบต่อการกลไกความเสียหาย ส่วนนักวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับกระบวนการทางความร้อน ส่วนใหญ่จะมุ่งเน้นปรับปรุงสมบัติทางกลโดยวิธีทางความร้อนก่อนการขึ้นรูป เช่นการอบอ่อนหรือการอบคืนตัว เป็นต้น โดยจะทำการตรวจสอบเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมทางกลภายหลังการเย็นตัว ซึ่งยังไม่พบว่ามีการวิจัยท่านใดที่ได้ทำการศึกษาเชิงเปรียบเทียบเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูป พฤติกรรมการติดตัวกลับ หรือความเสียหายของโลหะแผ่นในกลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่มีโครงสร้างต่างกันโดยใช้วิธีการดัดขึ้นรูปแบบอบอิสระซึ่งมีกลไกใกล้เคียงกับการขึ้นรูปในอุตสาหกรรม รวมไปถึงยังไม่พบว่ามีการวิจัยท่านใดที่ได้ศึกษาถึงอิทธิพลของอุณหภูมิขณะขึ้นรูปที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค ความเที่ยงตรงและความเสียหายของชิ้นงานสำเร็จแต่อย่างใด

ในการทำงานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาทดลองเชิงเปรียบเทียบเกี่ยวกับความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นในกลุ่มเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์มากที่สุด และทำการศึกษาถึงผลกระทบของอุณหภูมิการขึ้นรูปที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูป การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค ความเที่ยงตรงและความเสียหายของชิ้นงานสำเร็จ ทั้งนี้เพื่อนำองค์ความรู้จากงานวิจัยนี้ ไปเป็นแนวทางในการเลือกใช้ชนิดของโลหะแผ่นและเงื่อนไขเกี่ยวกับอุณหภูมิการขึ้นรูป ไปใช้ในการพัฒนากระบวนการขึ้นรูปโลหะแผ่นประเภทเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงได้อย่างเหมาะสมต่อไป



บทที่ 3

วิธีการดำเนินการวิจัย

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง 2 ชนิด โดยใช้การทดลองเพื่อหาค่าตัวแปรการดัดขึ้นรูปที่เหมาะสมด้วยวิธีการดัดขึ้นรูปแบบอิสระและกำหนดตัวแปรซึ่งอาจส่งผลกระทบต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าชนิดความแข็งแรงสูง ซึ่งประกอบไปด้วย ขนาดมุมการดัด (Bending angle) ทิศทางการรีด (Rolling direction) และอุณหภูมิการดัด (Bending temperature) เพื่อให้ผู้ผลิตสามารถนำเงื่อนไขที่เหมาะสมไปประยุกต์ใช้ในการออกแบบกระบวนการและผลิตชิ้นงานที่ปราศจากความเสียหายและได้ขนาดที่เที่ยงตรงภายหลังการขึ้นรูป โดยมีข้อกำหนดและขั้นตอนในการดำเนินการวิจัยดังนี้

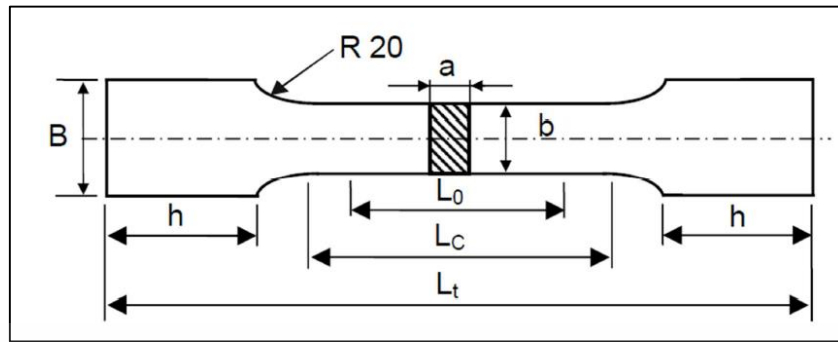
3.1 วัสดุการทดลอง

วัสดุสำหรับการทดลองนี้เป็นวัสดุประเภทเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง 2 ชนิด ประกอบด้วยเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP เกรด TRIP780 ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมี (Spectrometer) ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้งสองชนิดแสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

วัสดุ	C (%)	Fe (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	Cr (%)
TRIP 780	0.1067	97.3576	1.3855	0.9524	0.0246	0.0310
DP 980	0.1766	96.8111	1.3858	1.4262	0.0190	0.0306

ตรวจสอบความแข็งแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้งสองชนิดที่อุณหภูมิห้องตามมาตรฐาน DIN EN 10002-1 โดยรายละเอียดการเตรียมชิ้นทดสอบแรงดึงแสดงดังรูปที่ 3.1 และผลการทดสอบแรงดึงแสดงในรูปของกราฟความสัมพันธ์ของค่าความเค้น-ความเครียด ซึ่งระบุสมบัติทางกลที่สำคัญซึ่งประกอบด้วย ค่าความเค้นคราก (Yield strength), ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength) โมดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) และ เปอร์เซ็นต์การยืดตัวโดยรวม (Total elongation) โดยรายละเอียดผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้งสองชนิดแสดงดังตารางที่ 3.2

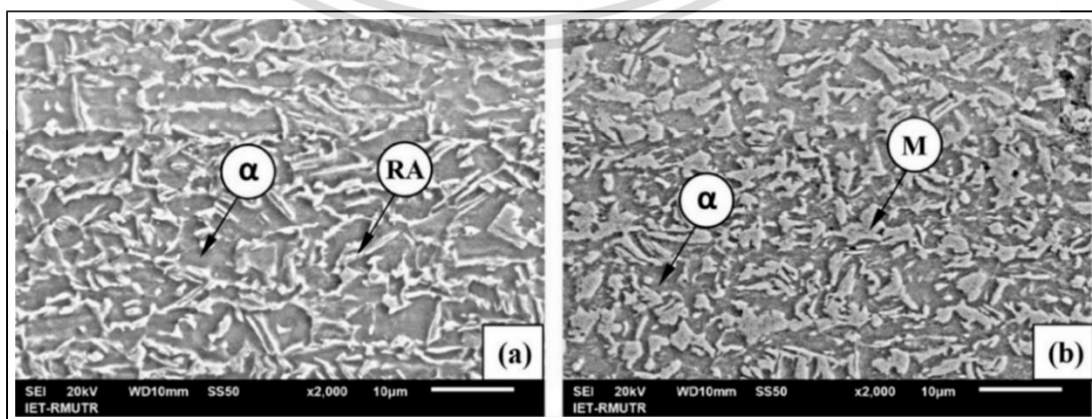


รูปที่ 3.1 ลักษณะชิ้นทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน DIN EN 10002-1 [74]

ตารางที่ 3.2 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่อุณหภูมิห้อง

Material	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elastic modulus (GPa)	Total elongation (%)
TRIP780	655.65	843.94	193	19.25
DP980	764.44	996.98	208	15.02

ทำการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องของวัสดุเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้งสองชนิด โดยการขัดผิวเรียบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 320 – 1,200 และผงอลูมินาขนาด 0.3 ไมโครเมตร จากนั้นจะทำการกัดผิวด้วยกรดเคมิก่อนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) ด้วยกำลังขยาย 2,000 เท่า ผลการตรวจสอบแสดงดังรูปที่ 3.2 พบว่าลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 จะประกอบด้วยเฟสแข็งชนิดมาร์เทนไซต์ (Martensitic Phase; M) ลักษณะเป็นก้อนสีขาวกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (Ferrite Matrix; F) ที่มีลักษณะเป็นพื้นสีเทา ดังรูปที่ 3.2 (a) ส่วนโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP เกรด TRIP780 จะประกอบไปด้วยเฟสแข็งชนิดออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite; RA) ลักษณะเป็นก้อนสีขาว เกิดกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (F) ที่มีลักษณะเป็นพื้นสีเทาดังรูปที่ 3.2 (b)



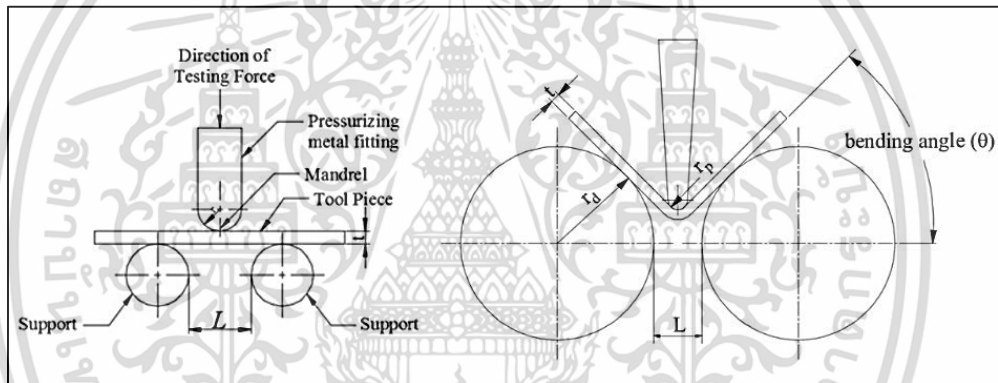
รูปที่ 3.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (a) DP980 (b) TRIP780

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่สามารถเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

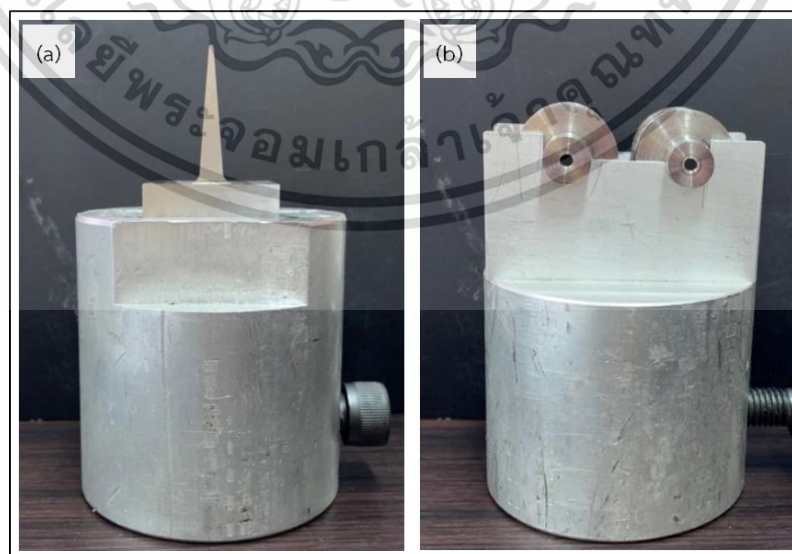
3.2 วิธีการทดลองและอุปกรณ์การทดลอง

3.2.1 วิธีการทดลอง

งานวิจัยนี้จะดำเนินการศึกษาทดลองเพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง 2 ชนิด โดยการทดสอบการดัดขึ้นรูปที่ก่อให้เกิดการดัดล้วน (Pure bending) บนโลหะแผ่นบาง ซึ่งอยู่ภายใต้ความเครียดระนาบ (Plane strain) ด้วยกรรมวิธีการดัดขึ้นรูปแบบอสิระ (Air-bending) ตามมาตรฐาน ISO 7438:2005 แสดงดังรูปที่ 3.3 ในการออกแบบเครื่องมือสำหรับการทดสอบการดัดขึ้นรูป จะกำหนดให้ขนาดรัศมีของหัวกดพันซ์ (r_p) = 0.25 มิลลิเมตร โดยลักษณะของพันซ์ในการทดสอบการดัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 3.4 (a) กำหนดขนาดรัศมีของทรงกระบอกรองรับ (r_d) = 10 มิลลิเมตร ซึ่งลักษณะของทรงกระบอกรองรับในการทดสอบการดัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 3.4 (b) กำหนดระยะห่างระหว่างผิวทรงกระบอกรองรับ (l) = 2.75 มิลลิเมตร ติดตั้งชุดทดสอบการดัดขึ้นรูปบนเครื่องทดสอบการดัดแบบอเนกประสงค์รุ่น Zwick /2020 ดังรูปที่ 3.5



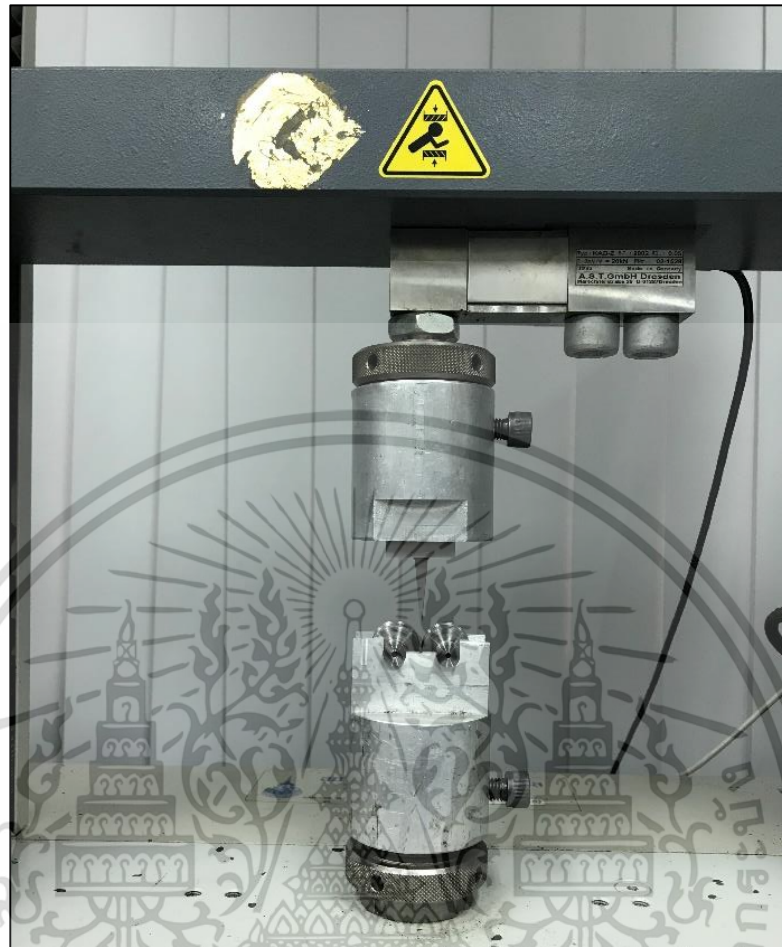
รูปที่ 3.3 แผนภาพการทดสอบการดัดแบบอสิระตามมาตรฐาน ISO 7438:2005



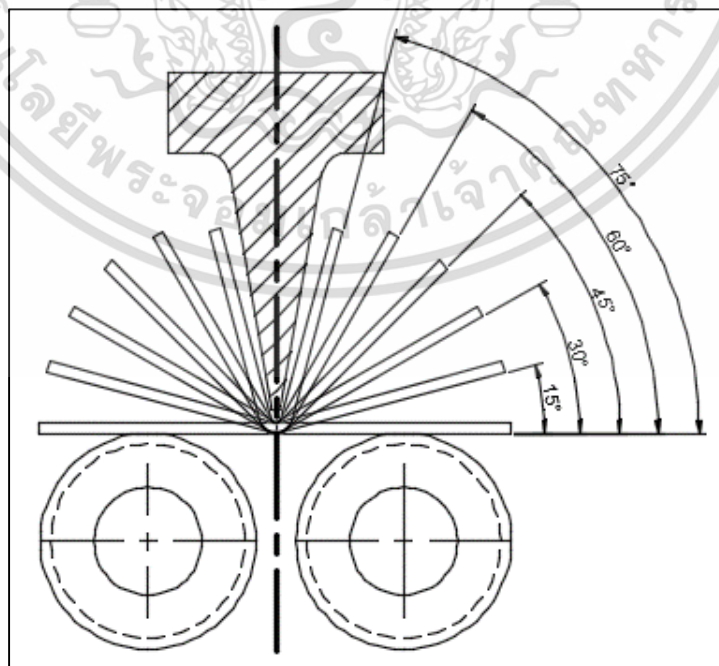
รูปที่ 3.4 ลักษณะชุดทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอสิระ (Air-bending)

(a) พันซ์กดดัดขึ้นรูป (b) แท่งทรงกระบอกรองรับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับใช้ภายในเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้เยี่ยมชมเว็บไซต์นี้โดยไม่ชำระค่าบริการใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

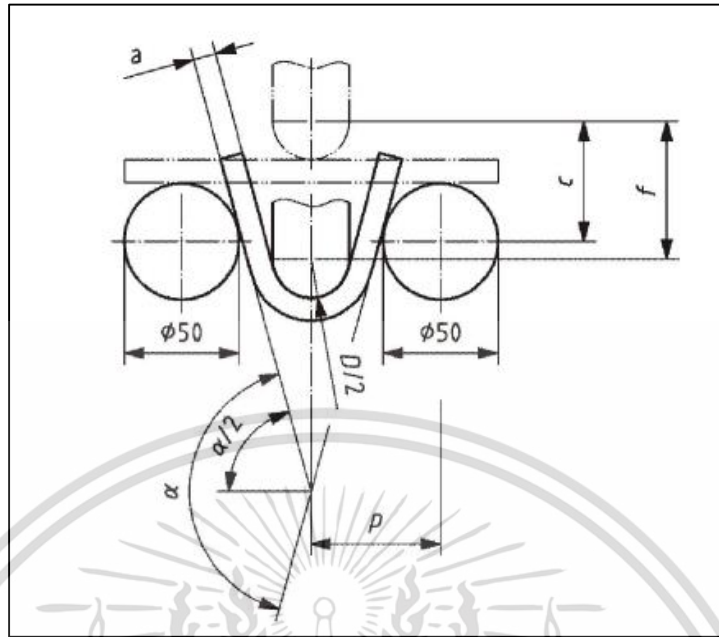


รูปที่ 3.5 ลักษณะการติดตั้งชุดทดสอบการดัดบนเครื่องทดสอบอเนกประสงค์



รูปที่ 3.6 ขนาดมุมการตัดด้วยวิธีการทดสอบการดัดแบบอิสระ (Air-bending)

เอกสารนี้เป็นเอกสารสงวนลิขสิทธิ์ของบริษัทฯ เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้ดูแลเห็นไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.7 ตัวแปรสำหรับการคำนวณระยะกดฟันซ์ตามขนาดมุมการกัด ($\alpha/2$)

ทำการทดสอบการตัดขึ้นรูปโดยให้ขนาดมุมการกัดเพิ่มขึ้นทุก 15 องศา คือ 15, 30, 45, 60 และ 75 องศา ตามลำดับดังรูปที่ 3.6 โดยควบคุมขนาดมุมการกัดจากระยะกดของฟันซ์ ซึ่งคำนวณได้จากค่าตัวแปรที่เกี่ยวข้องดังรูปที่ 3.7 และสมการที่ 3.1–3.4 กำหนดค่าความเร็วในการกัดตัด 1 มิลลิเมตร/วินาที และไม่ใช้สารหล่อลื่นขณะทำการทดสอบการกัด

3.2.1.1 การคำนวณระยะการกดของฟันซ์

มาตรฐานนี้ระบุวิธีการหาค่ามุมตัดโค้ง ($\alpha/2$) ของขึ้นทดสอบภายใต้แรงกดตัด เนื่องจากการวัดโดยตรงของมุมตัดโค้งเป็นเรื่องที่ยุ่งยาก จึงมีการเสนอวิธีการคำนวณระยะเคลื่อนที่ (f) ของหัวกัดตามขนาดมุมการกัด ($\alpha/2$) ของขึ้นทดสอบ ซึ่งสามารถคำนวณระยะเคลื่อนที่ของหัวกัดได้จากสมการดังนี้ [69]

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{p \times c + w \times (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad (3.1)$$

$$\cos \frac{\alpha}{2} = \frac{w \times p - c \times (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad (3.2)$$

เมื่อ

$$w = \sqrt{p^2 + (f - c)^2 - c^2} \quad (3.3)$$

$$c = 25 + \alpha + \frac{D}{2} \quad (3.4)$$

สามารถคำนวณหาค่าระยะการกดตัดจากการแทนค่าในสมการ เพื่อการตัดขึ้นรูปที่ขนาดมุมการกัดต่าง ๆ ได้ดังนี้

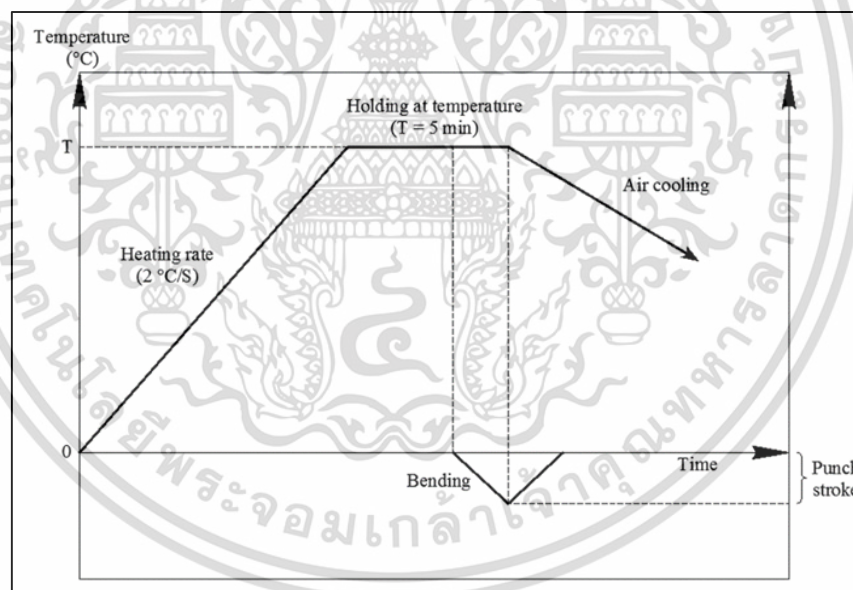
$$15 \text{ องศา} = 2.8865 \text{ มิลลิเมตร}$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- 30 องศา = 5.2178 มิลลิเมตร
 45 องศา = 7.3357 มิลลิเมตร
 60 องศา = 9.4752 มิลลิเมตร
 75 องศา = 12.5131 มิลลิเมตร

3.2.1.2 การควบคุมอุณหภูมิการทดสอบ

เพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิขึ้นทดสอบที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้งสองชนิด โดยกำหนดอุณหภูมิการทดสอบที่ 4 ระดับอุณหภูมิซึ่งประกอบด้วย อุณหภูมิห้อง (25 °C) 200 °C 400 °C และ 600 °C ตามลำดับ ในการทดลองขึ้นทดสอบจะถูกอบให้ความร้อนด้วยเตาไฟฟ้าและใช้การควบคุมอุณหภูมิแบบ PID ทำการติดตั้งเทอร์โมคัปเปิลในตำแหน่งใกล้เคียงกับขึ้นทดสอบมากที่สุดเพื่อความแม่นยำในการควบคุมอุณหภูมิ โดยรูปแบบในการทดสอบและการควบคุมอุณหภูมิระหว่างกระบวนการดัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 3.8 ซึ่งกำหนดอัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ 2 °C/วินาที จนถึงอุณหภูมิที่กำหนดและค้างขึ้นทดสอบไว้ในเตาเป็นเวลา 5 นาที จากนั้นนำออกจากเตาอบเพื่อทดสอบการดัดขึ้นรูปตามขนาดมุมที่กำหนดและปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

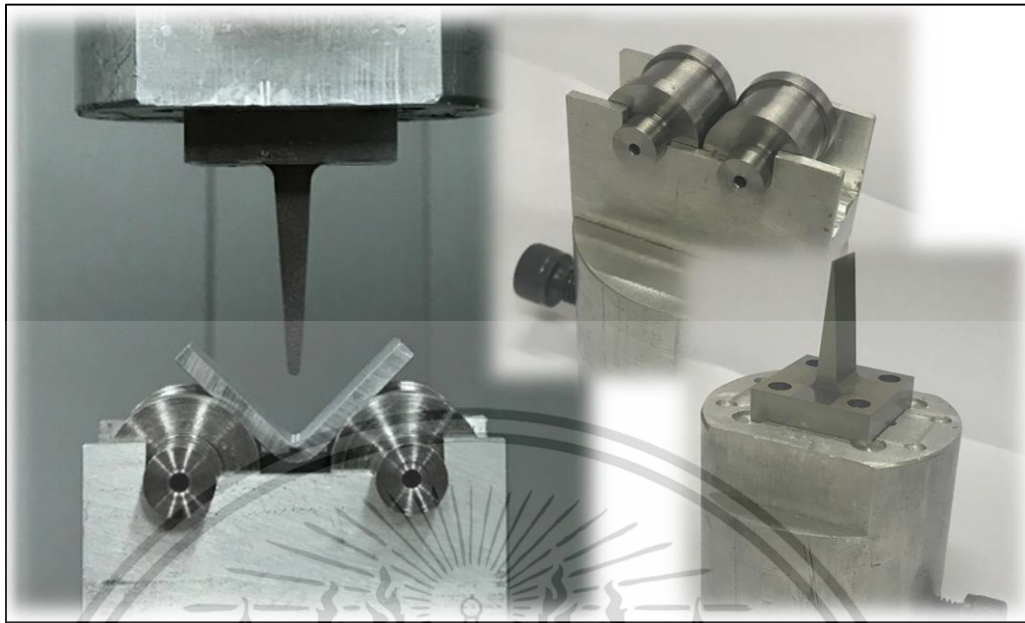


รูปที่ 3.8 แผนภาพการควบคุมอุณหภูมิการทดสอบของโลหะแผ่น

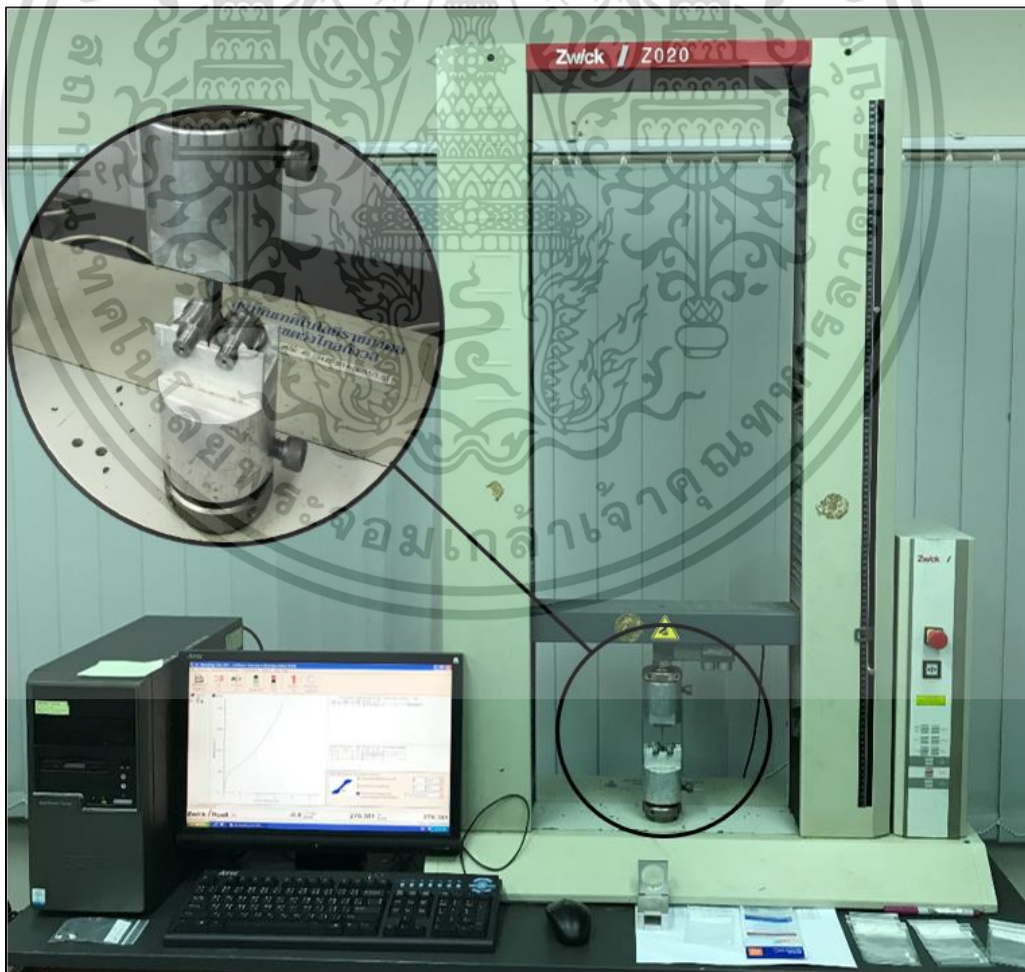
3.2.2 อุปกรณ์และเครื่องมือการทดสอบ

เพื่อทดสอบความสามารถในการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงภายใต้ความเค้นดัดล้วน (Pure bending) ด้วยแม่พิมพ์สำหรับทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending die) ตามมาตรฐาน ISO 7438:2005 ซึ่งลักษณะของชิ้นส่วนแม่พิมพ์สำหรับการดัดขึ้นรูปแสดงดังรูปที่ 3.9 ซึ่งทำการติดตั้งและทดสอบการดัดขึ้นรูปบนเครื่องทดสอบแรงดึงอเนกประสงค์ Zwick /2020 ดังรูปที่ 3.10 เพื่อความเที่ยงตรงในการควบคุมระยะกดดัดและการวัดค่าแรงในการ

ดัดขึ้นรูป เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.9 ลักษณะแม่พิมพ์สำหรับการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ 3.10 การติดตั้งชุดทดสอบการดัดบนเครื่องทดสอบแรงดึงอเนกประสงค์ Zwick / 2020 เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.3 การเตรียมชิ้นทดสอบ

โลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรด TRIP780 และเกรด DP980 ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร จะถูกตัดเตรียมให้มีขนาดความกว้าง x ยาว = 10 x 30 มิลลิเมตร ด้วยเครื่องตัดที่มีการหล่อเย็นโลหะแผ่นตลอดเวลา เพื่อลดผลกระทบจากความร้อนขณะตัดเตรียมชิ้นทดสอบซึ่งอาจส่งผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของโลหะแผ่น ภายหลังจากทดสอบการดัดขึ้นรูป ชิ้นทดสอบจะถูกนำมาหล่อด้วยเรซินดังรูปที่ 3.11 จากนั้นจะนำไปขัดผิวเรียบด้วยกระดาษทรายและผงอลูมิน่าขนาด 0.1 μm . และกัดผิวด้วยกรดเคมี ทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคและความเสียหายที่เกิดขึ้น เพื่อเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการการดัดขึ้นรูปที่ขนาดมุมการดัดแตกต่างกัน



รูปที่ 3.11 ลักษณะการเตรียมชิ้นทดสอบเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.3 วิธีตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงและการแตกร้าวบนพื้นผิว

การตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงและความเสียหายบนพื้นผิวที่นิยมมากคือ การวิเคราะห์จากภาพถ่ายโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) ซึ่งชิ้นทดสอบจะถูกทำความสะอาดและถูกจับยึดอย่างแน่นหนาขณะทำการตรวจสอบ ซึ่งในงานวิจัยนี้จะทำการตรวจสอบลักษณะการเปลี่ยนแปลงและความเสียหายของพื้นผิวของชิ้นทดสอบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงของ JENCO รุ่น GL E20 ดังรูปที่ 3.12



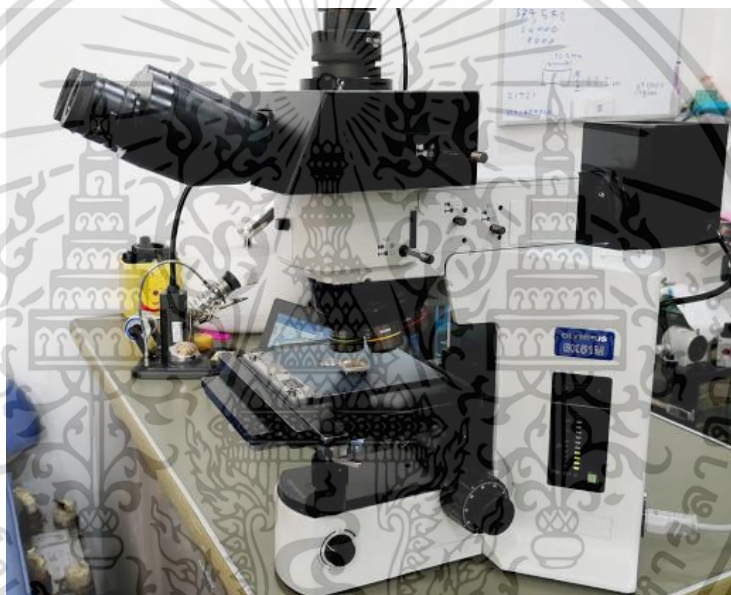
รูปที่ 3.12 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์โดยภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ไม่สามารถนำออกเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารได้

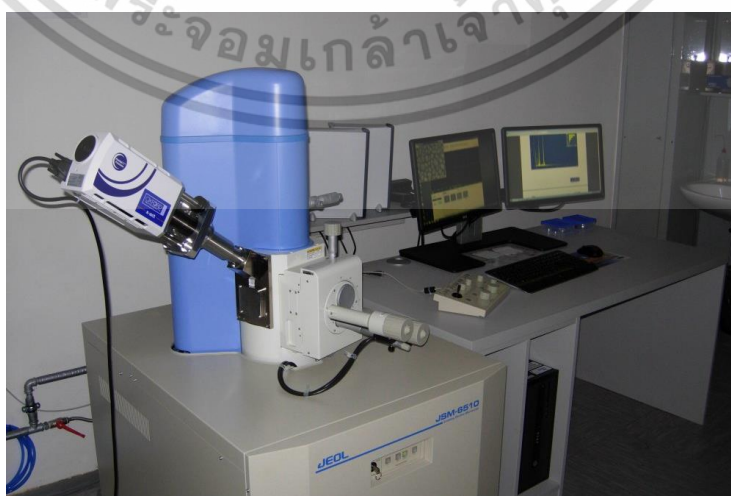
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์โดยภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ไม่สามารถนำออกเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารได้

3.4 วิธีตรวจสอบลักษณะการแตกร้าวและการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค

ในการตรวจสอบลักษณะความเสียหายและการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของวัสดุทดสอบ จะทำการตรวจสอบกับชิ้นทดสอบในสภาพก่อนและหลังการดัดขึ้นรูป โดยชิ้นทดสอบจะถูกตัดเตรียมและหล่อด้วยเรซิน ถูกนำไปขัดผิวเรียบด้วยกระดาษทราย ผงอลูมิน่า และกัดผิวด้วยกรดเคมีเพื่อการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและรูปแบบความเสียหาย รวมทั้งการขยายตัวของรอยแตกในโครงสร้างจุลภาคตามแนวภาคตัดขวางบริเวณมุมตัด ซึ่งในงานวิจัยนี้จะทำการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์ทางโลหะวิทยา (LOM) ของ Olympus รุ่น CX31 ดังรูปที่ 3.13 และทำการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างแบบละเอียด การขยายตัวของรอยแตก และองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นทดสอบ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) ของ JEOL รุ่น JSM6010LV ดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.13 ลักษณะกล้องจุลทรรศน์ทางโลหะวิทยา (LOM)



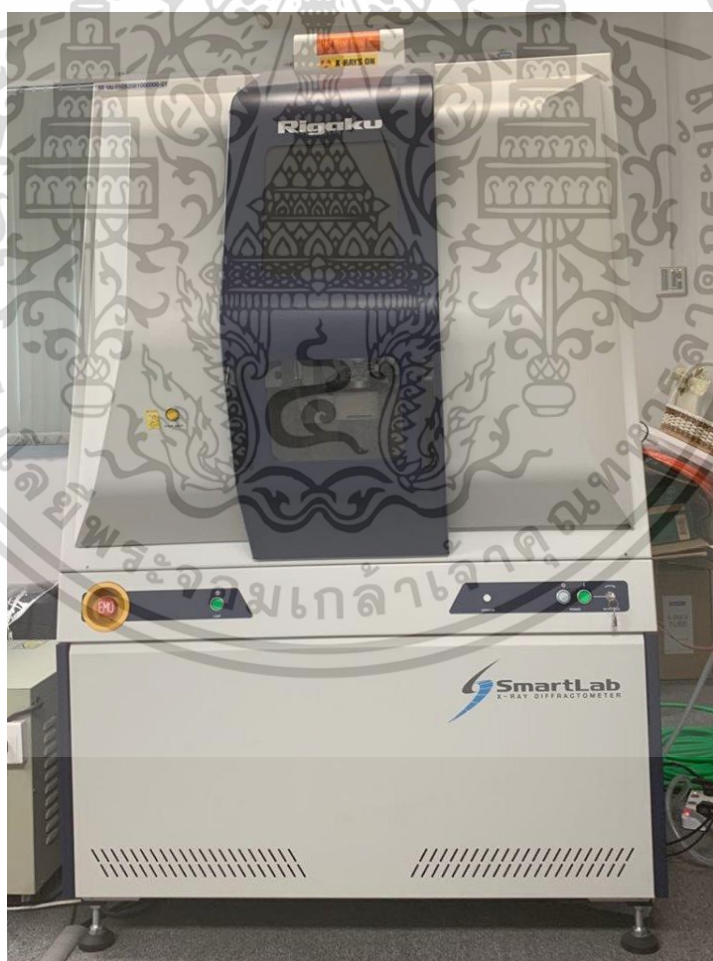
รูปที่ 3.14 ลักษณะกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.5 วิธีการวิเคราะห์โครงสร้างผลึก

การวิเคราะห์โครงสร้างผลึกโดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ เมื่อลำรังสีตกกระทบวัตถุหรืออนุภาคจะเกิดการหักเหของลำรังสีสะท้อนออกมาทำมุมกับระนาบของอนุภาคเท่ากับมุมของลำรังสีตกกระทบ เนื่องจากสารประกอบแต่ละชนิด มีรูปแบบโครงสร้างผลึกแตกต่างกัน และระยะห่างระหว่างระนาบของอะตอมที่จัดเรียงกันอย่างเป็นระเบียบก็แตกต่างกันไป ขึ้นอยู่กับขนาดและประจุของอะตอม สารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบ (XRD pattern) เฉพาะตัว

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการตรวจสอบการจัดเรียงตัวของโครงสร้างหรือองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริงก่อนการขึ้นรูปและหลังการขึ้นรูป โดยใช้เครื่อง XRD (In-situ x-ray diffraction) ของ Rigaku รุ่น D/Max-RB ดังรูปที่ 3.15 ในการเตรียมขั้นตอนทดสอบ จะนำขั้นตอนทดสอบบรรจุลงในอุปกรณ์สำหรับจับยึดขั้นตอนทดสอบ เพื่อวางผิวหน้าของด้านที่ต้องการทดสอบให้ได้ระนาบ จากนั้นนำเข้าเครื่อง XRD ในขั้นตอนนี้เราสามารถที่จะกำหนดอุณหภูมิ อัตราการเพิ่มของอุณหภูมิ และระยะเวลาในการตรวจวัด โดยกำหนดข้อมูลตำแหน่งมุมที่เกิดการเลี้ยวเบนและค่าความเข้มสัมพัทธ์ของเส้นการเลี้ยวเบน (2θ) จากมุม 40-100 องศา

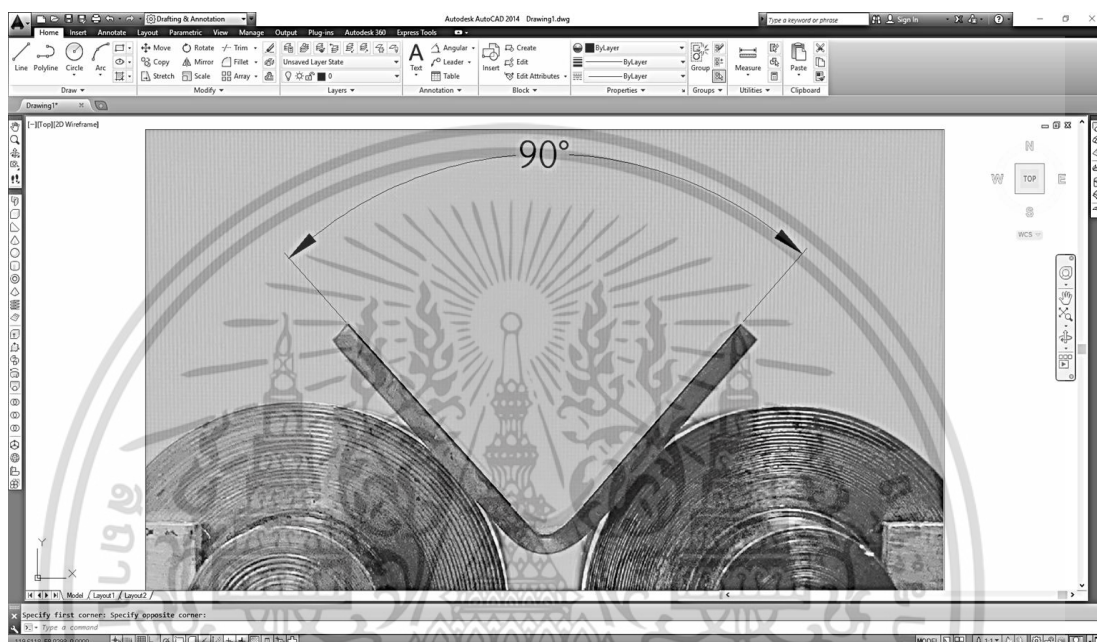


รูปที่ 3.15 ลักษณะของเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (In-situ XRD)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.6 วิธีการตรวจสอบขนาดมุมติดตัวกลับ

ในการวัดค่ามุมติดตัวกลับของชิ้นทดสอบที่ผ่านการตัดขึ้นรูปในงานวิจัยนี้ จะใช้วิธีการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) และนำภาพถ่ายที่ได้ไปวัดขนาดมุมด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์ AutoCAD 2016 โดยจะทำการลากเส้นอ้างอิงที่ขอบชิ้นทดสอบเพื่อการวัดมุมชิ้นทดสอบภายหลังการตัด เพื่อเปรียบเทียบหาขนาดมุมติดตัวกลับของชิ้นทดสอบ ดังรูปที่ 3.16



รูปที่ 3.16 การตรวจสอบขนาดมุมการติดตัวกลับด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

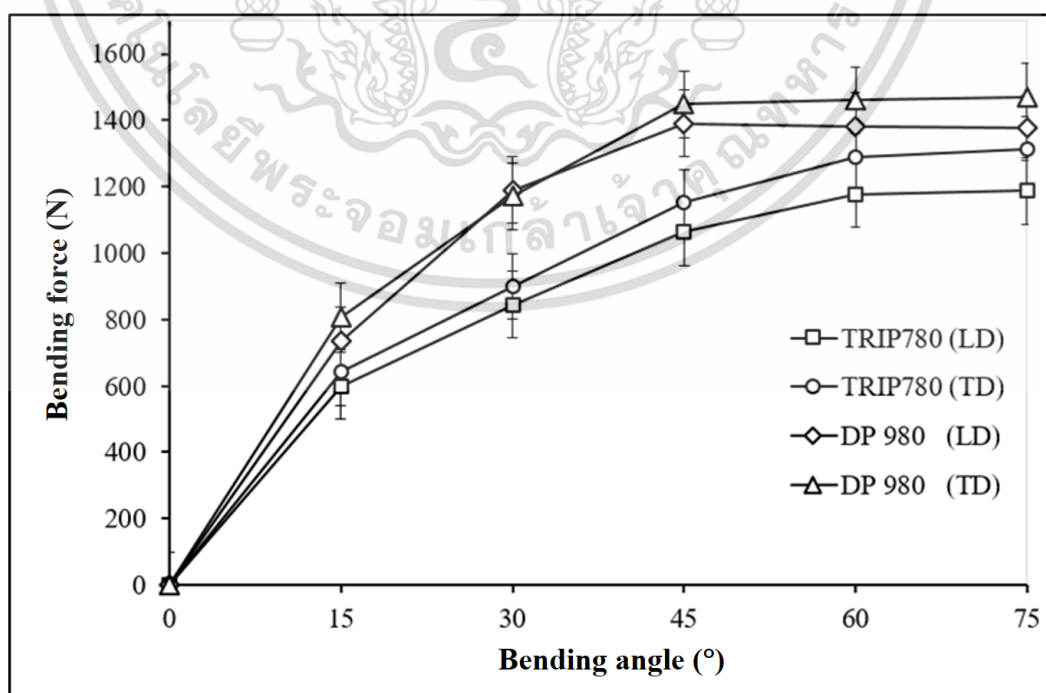
จากการดำเนินงานวิจัยเพื่อศึกษาความสามารถในการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 และ DP 980 จากผลกระทบของตัวแปรที่ส่งผลต่อแรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมดัดตัวกลับ ความเสียหายของพื้นผิว และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ ภายหลังจากการดัดขึ้นรูปแบบอิมพัลส์ด้วยขนาดมุมการดัดแตกต่างกันตั้งแต่ 15° ถึง 75° และอุณหภูมิของชิ้นทดสอบขณะทำการดัดขึ้นรูปที่แตกต่างกัน 4 ระดับ คือ อุณหภูมิห้อง (25 °C) และ 200 °C, 400 °C และ 600 °C ซึ่งได้ผลการวิจัยและสามารถจำแนกผลการทดลองได้ดังต่อไปนี้

4.1 ความสามารถในการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง

ในส่วนนี้เป็นการทดสอบเพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูป ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่มีสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกันคือเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด DP980 และชนิด TRIP780 ด้วยวิธีการดัดขึ้นรูปแบบอิมพัลส์ที่อุณหภูมิห้อง ($\approx 25^{\circ}\text{C}$) และศึกษาเปรียบเทียบความสามารถในการดัดขึ้นรูปจากการดัดขึ้นรูปในแนวการรีดที่แตกต่างกัน ซึ่งผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลแสดงได้ดังต่อไปนี้

4.1.1 แรงดัดขึ้นรูป (Bending load)

เมื่อพิจารณาแรงดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) ของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 และ DP980 จากการดัดในทิศทางตามและขวางแนวการรีด ด้วยขนาดมุมการดัดแตกต่างกันตั้งแต่ 15° ถึง 75° และไม่ใช่สารหล่อลื่น ซึ่งรายละเอียดผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 4.1



เอกสารนี้เป็นเอกสารรูปที่ 4.1 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมการดัด และทิศทางการดัดด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองพบว่าขนาดของแรงดัดขึ้นรูปจะแปรผันตามขนาดของมุมการดัด โดยขนาดของแรงดัดมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อขนาดของมุมการดัดเพิ่มมากขึ้น ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีความสัมพันธ์กับความเค้นภายในชิ้นงานจากการดัดขึ้นรูป สอดคล้องกับทฤษฎีและการคำนวณค่าแรงในการดัดขึ้นรูปดังสมการที่ 4.1[71] นอกจากนี้ยังพบว่าการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีดจะใช้แรงในการดัดขึ้นรูปสูงกว่าการดัดแบบตามแนวการรีดเล็กน้อยซึ่งเป็นไปตามทฤษฎีความเป็นแอนไอโซโทรปี (Anisotropy) ของวัสดุ [72] โดยแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 (แบบตามแนวการรีด) พบว่าค่าแรงดัดมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อยเมื่อมุมการดัดเพิ่มสูงกว่า 45° ซึ่งเป็นผลจากการเกิดรอยแตกร้าวบนพื้นผิวของชิ้นทดสอบ

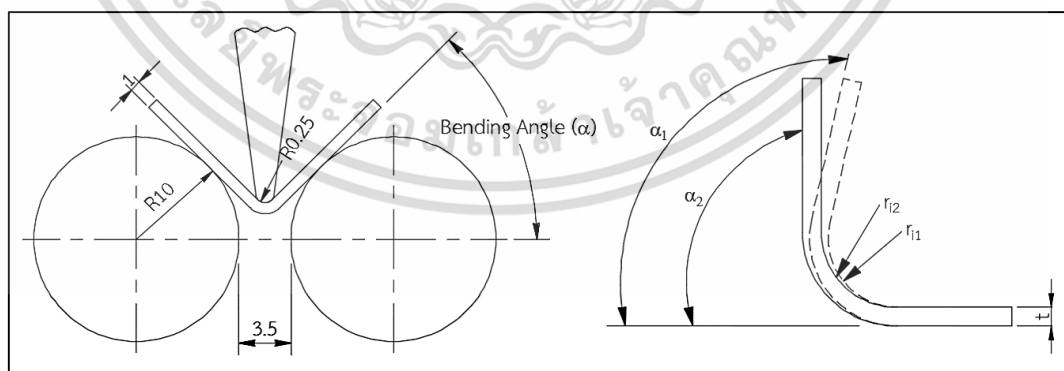
$$F = \frac{4M}{L_k - 2(R_k - R_t) \cdot T} \cos^2 \frac{\varphi}{2} \quad (4.1)$$

เมื่อ

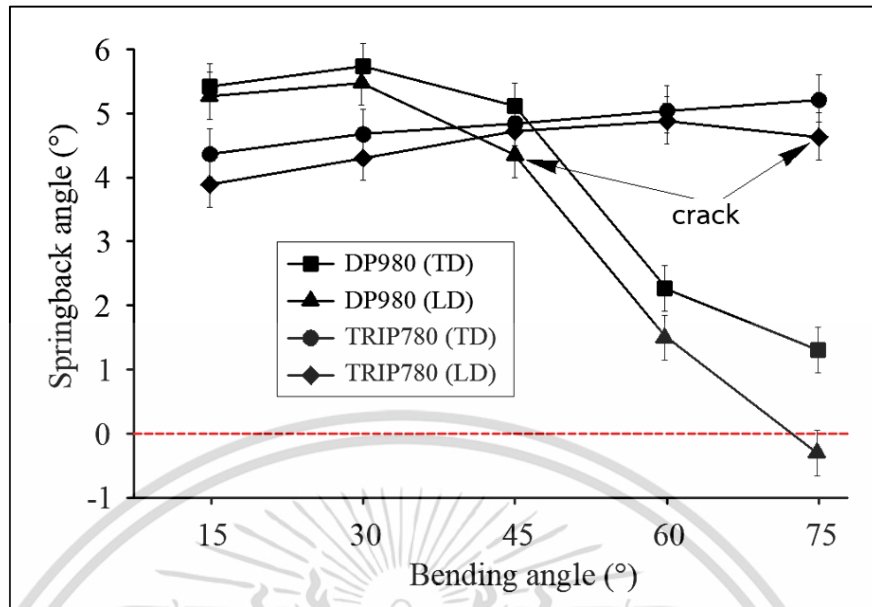
F	คือ	แรงดัดขึ้นรูป
M	คือ	โมเมนต์การดัด
L _k	คือ	ขนาดความกว้างปากตาย
R _k	คือ	รัศมีปากตาย
R _t	คือ	รัศมีพื้นซ์
T	คือ	ความหนาของโลหะแผ่น

4.1.2 การดัดตัวกลับ (Springback)

จากการดัดขึ้นรูปโลหะแผ่นด้วยขนาดมุมการดัดที่แตกต่างกัน โดยการควบคุมระยะการกดของพื้นซ์ เมื่อนำชิ้นทดสอบมาถ่ายภาพและวัดเปรียบเทียบขนาดมุมดัดตัวกลับโดยใช้โปรแกรม Auto CAD 2014 ดังรูปที่ 4.2 ซึ่งผลขนาดมุมดัดตัวกลับของชิ้นทดสอบแสดงดังรูปที่ 4.3



รูปที่ 4.2 ลักษณะการวัดเพื่อเปรียบเทียบค่ามุมดัดตัวกลับ



รูปที่ 4.3 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดมุมดัดตัวกลับ ขนาดมุมการดัด และทิศทางการดัด

จากผลการทดลองรูปที่ 4.3 พบว่าขนาดของมุมดัดตัวกลับมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มมากขึ้น โดยเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรด DP980 มีขนาดของมุมดัดตัวกลับสูงกว่าเหล็กกล้า TRIP780 ในช่วงมุมการดัดที่ 15° และ 30° เนื่องจากค่าความเครียดแข็งที่เพิ่มสูงขึ้นเมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรส่งผลให้ค่าความเค้นครากเพิ่มสูงขึ้น ทั้งนี้ขนาดมุมดัดตัวกลับจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มขึ้นเป็น 45° และมีขนาดต่ำกว่าเหล็กกล้าชนิด TRIP780 เนื่องจากเกิดการรอยแตกบริเวณพื้นผิวการดัดและขนาดมุมดัดตัวกลับจะลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อมุมการดัดเพิ่มมากขึ้น ส่วนเหล็กกล้าชนิด TRIP พบว่าขนาดมุมดัดตัวกลับยังคงเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเนื่องจากเหล็กกล้าชนิดนี้มีโครงสร้างจุลภาคซึ่งประกอบไปด้วยเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) เป็นองค์ประกอบหลักที่มีความเหนียวหรือมีความสามารถในการยืดตัวสูงกว่า อีกทั้งเกิดความเครียดแข็งต่ำกว่า ทำให้เหล็กกล้าชนิดนี้จึงเกิดการแตกหักเสียหายได้ยากและมีขนาดมุมดัดตัวกลับต่ำกว่า นอกจากนี้ยังพบว่าการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD) ของโลหะแผ่นทั้งสองชนิดจะมีขนาดมุมดัดตัวกลับสูงกว่าการดัดตามแนวการรีด (LD) อยู่เล็กน้อย เนื่องจากค่าความเค้นครากจากการทดสอบแรงดึงตามแนวการรีดจะมีค่าสูงกว่าการดึงแบบขวางการรีด [73] ดังนั้นเมื่อทำการดัดขึ้นรูปขึ้นทดสอบด้วยแรงที่เท่ากันกับ ค่าความเค้นที่เกิดขึ้นจึงเท่ากัน แต่ขึ้นทดสอบถูกดัดขึ้นรูปขวางแนวการรีดซึ่งวัสดุจะเกิดการยืดตัวหรือความเค้นดึงจะเกิดขึ้นในทิศทางตามแนวการรีดซึ่งมีค่าความเค้นครากสูงกว่า และมีความยืดหยุ่นตกค้างหลังจากการดัดขึ้นรูปมากกว่า จึงส่งผลให้เกิดการดัดตัวกลับของขึ้นทดสอบหลังการดัดขึ้นรูปมากกว่า ซึ่งผลการดัดตัวกลับของเหล็กกล้าทั้ง 2 ชนิด มีความสอดคล้องกับงานวิจัยที่ผ่านมา [74] และผลการทดสอบแรงดึงในทิศทางที่ต่างกัน (ดังภาคผนวก ง) ส่วนขนาดมุมดัดตัวกลับสามารถคำนวณโดยใช้สมการที่ 4.2 ของ Fei และ Hodgson [56]

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{3K_p(1-\theta^2)(1-4tw)}{ET} \quad (4.2)$$

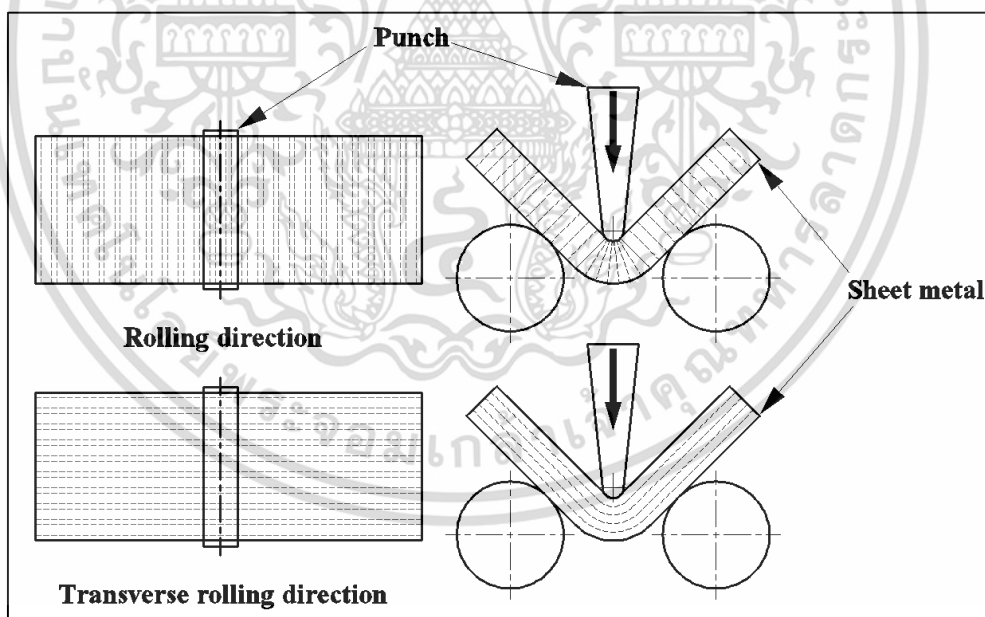
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อ

K	คือ	ความแข็งแรงดึงสูงสุด
θ	คือ	มุมดัดขึ้นรูป
ρ	คือ	ตำแหน่งของแนวแกนกลางการดัด
v	คือ	ค่าอัตราส่วนปัวซอง
w	คือ	ความกว้างปากตาย
E	คือ	ยังส์โมดูลัสของโลหะแผ่น
T	คือ	ความหนาของโลหะแผ่น

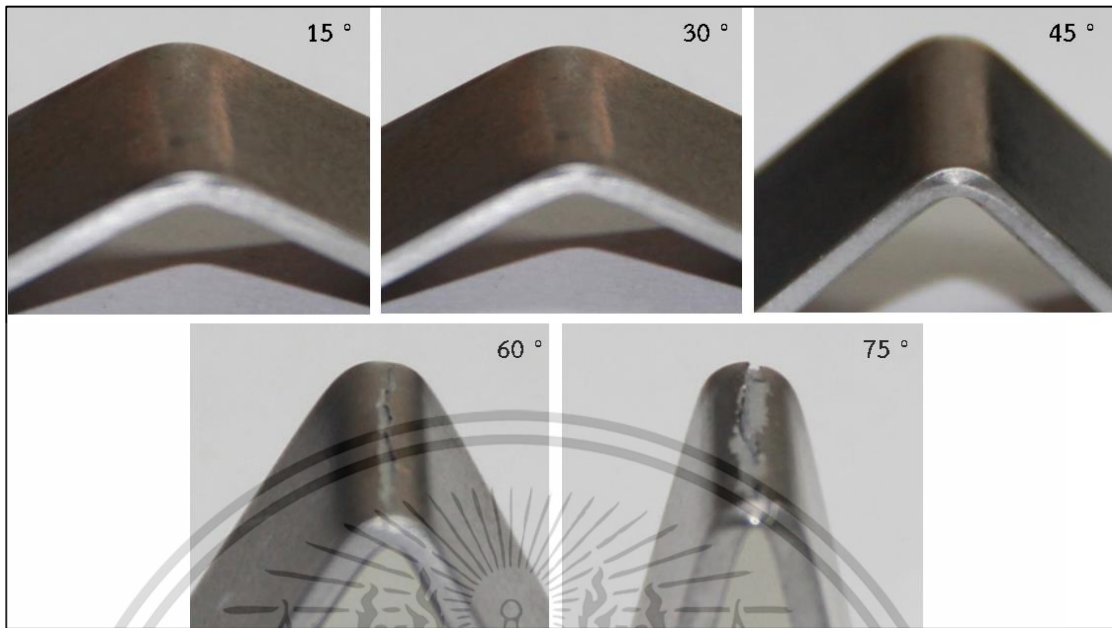
4.1.3 ทิศทางการตัดและความเสียหายของขึ้นททดสอบ

ในการศึกษาผลการดัดขึ้นรูปในทิศทางตามแนวการรีดและขวางแนวการรีดดังรูปที่ 4.4 เพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงทั้ง 2 ชนิด โดยพิจารณาจากการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวและความเสียหายที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวของมุมดัด ซึ่งเป็นส่วนที่เกิดความเค้นดึงสูงสุดที่เป็นจุดเริ่มต้นของการแตกร้าเสียหาย ซึ่งจะทำให้การตรวจสอบพื้นผิวของขึ้นททดสอบที่ผ่านการดัดขึ้นรูปด้วยขนาดมุมการดัดที่เพิ่มขึ้นทุก ๆ 15° โดยการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์กำลังขยายต่ำ (OM)

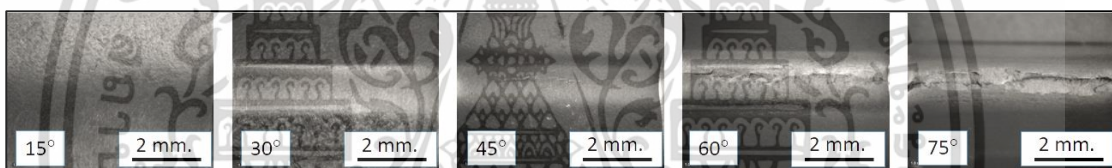


รูปที่ 4.4 ลักษณะการทดสอบการดัดแบบตามแนวการรีดและขวางแนวการรีด

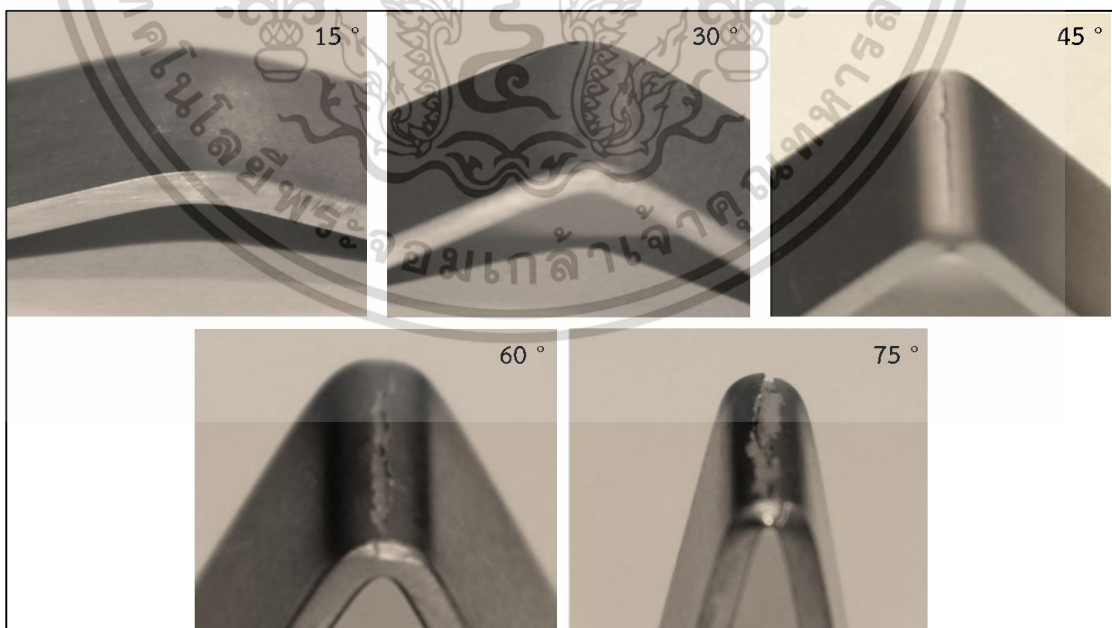
จากผลการตรวจสอบพื้นผิวการดัดของขึ้นททดสอบพบว่า การดัดขึ้นรูปตามแนวการรีดจะเกิดความเสียหายได้ง่ายกว่าการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีดอย่างชัดเจน โดยผลการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ DP980 และเหล็กกล้า TRIP780 จากการดัดขึ้นรูปในทิศทางแนวการรีดที่แตกต่างกันและเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มขึ้นได้ผลการทดลองแสดงเอกสารนี้ ดังรูปที่ 4.5-4.12 ไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.5 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ DP980 จากการตัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD)

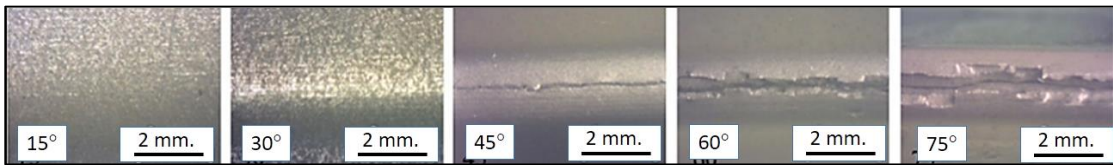


รูปที่ 4.6 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า DP980 จากการตัดขวางแนวการรีด (TD)



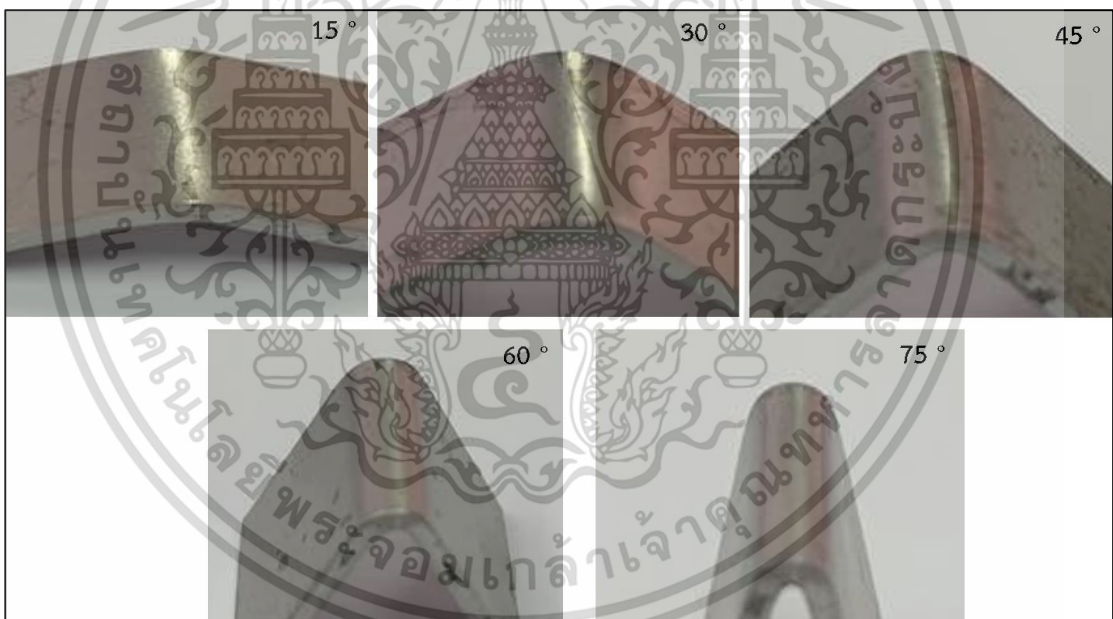
รูปที่ 4.7 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ DP980 จากการตัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

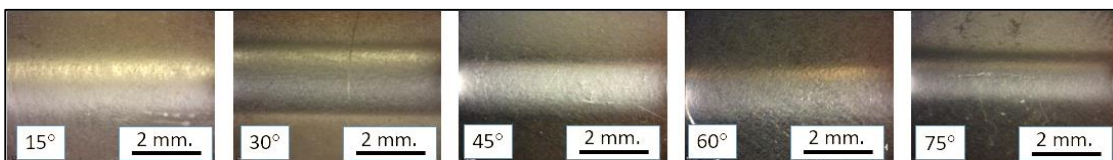


รูปที่ 4.8 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า DP980 จากการตัดตามแนวการรีด (LD)

จากผลการทดลองรูปที่ 4.5 และ รูปที่ 4.6 แสดงถึงผลการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวการตัดของเหล็กกล้า DP980 จากการตัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD) เมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้นในช่วงมุมการตัดที่ 15°-75° พบว่ารอยแตกร้าวจะปรากฏเป็นแนวเส้นตลอดความกว้างของชิ้นทดสอบอย่างชัดเจนที่มุมการตัด 60° และรอยแตกร้าวจะขยายตัวกว้างมากขึ้นเมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้นที่ 75° ส่วนรูปที่ 4.7 และ รูปที่ 4.8 แสดงลักษณะพื้นผิวชิ้นทดสอบจากการตัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD) ซึ่งพบรอยแตกร้าวปรากฏเป็นแนวเส้นอย่างชัดเจนที่มุมการตัด 45° โดยลักษณะของรอยแตกปรากฏเป็นแนวเส้นตลอดความกว้างของชิ้นทดสอบและขยายกว้างขึ้นเมื่อมุมการตัดเพิ่มสูงขึ้น และชิ้นทดสอบจะขาดออกจากกันเป็น 2 ส่วนภายหลังการตัดขึ้นรูปด้วยมุมการตัด 75°



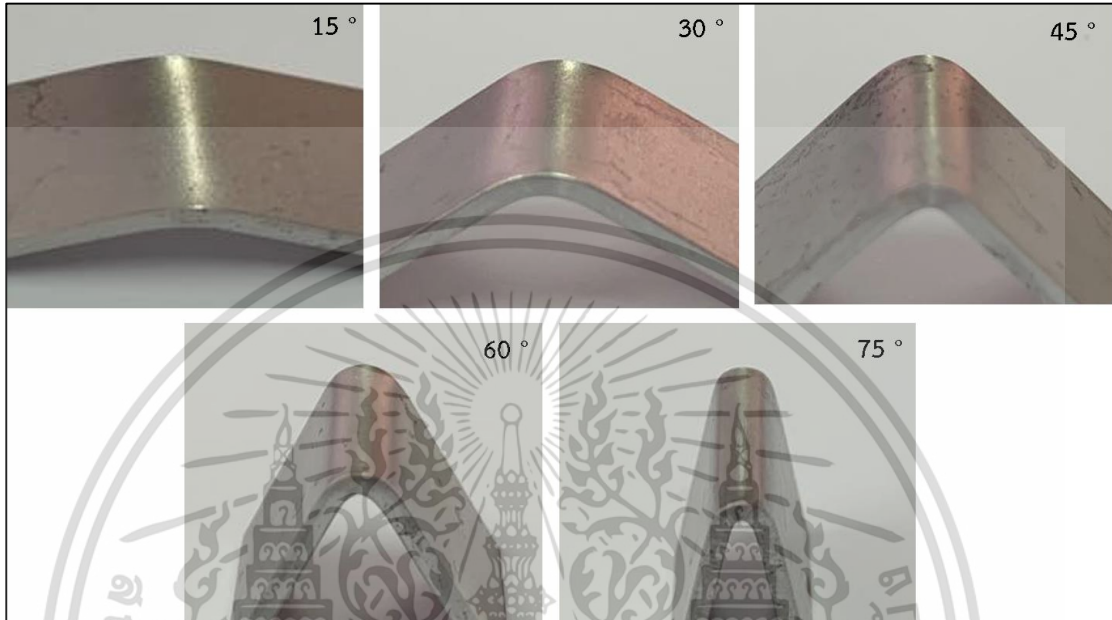
รูปที่ 4.9 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบ TRIP780 จากการตัดขึ้นรูปขวางแนวการรีด (TD)



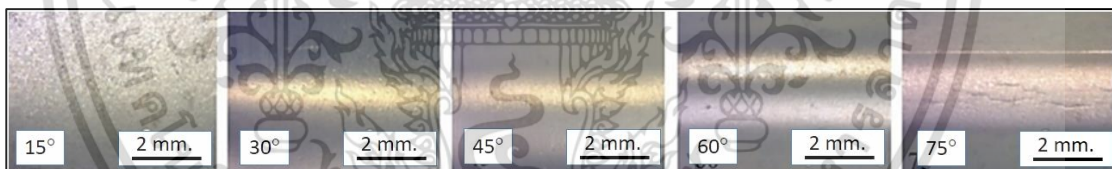
รูปที่ 4.10 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า TRIP780 จากการตัดขวางแนวการรีด (TD)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองรูปที่ 4.9 และรูปที่ 4.10 แสดงลักษณะพื้นผิวการตัดของเหล็กกล้าชนิด TRIP780 จากการตัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีด (TD) เมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้นในช่วง 15° - 75° โดยไม่พบรอยแตกร้าวบนพื้นผิวขึ้นทดสอบแต่อย่างใด

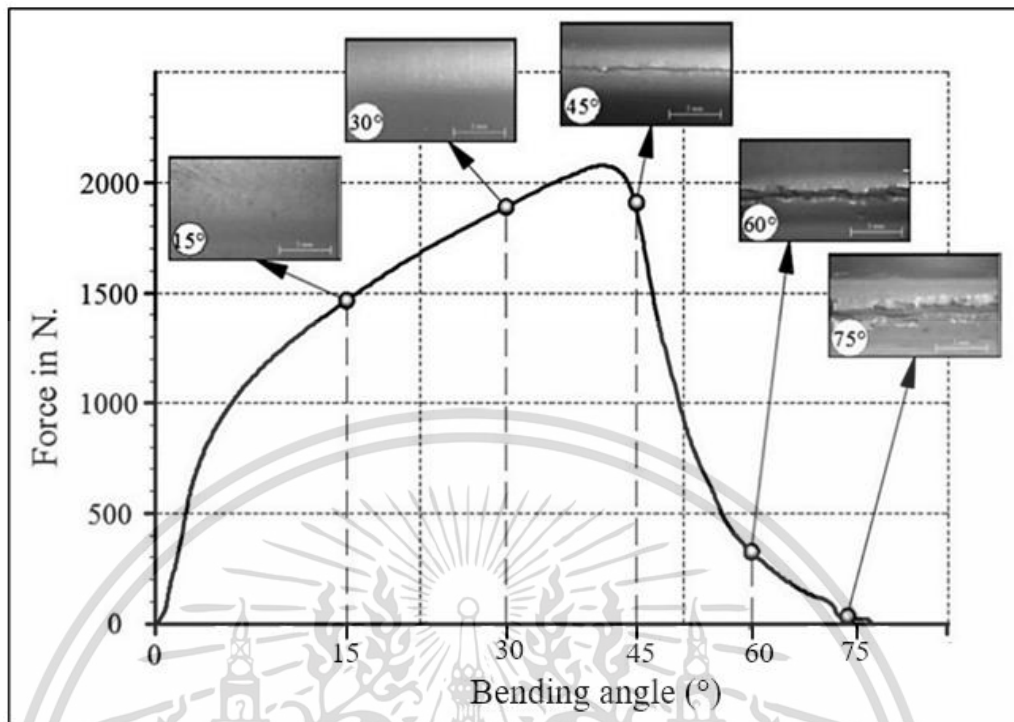


รูปที่ 4.11 ลักษณะพื้นผิวของขึ้นทดสอบ TRIP780 จากการตัดขึ้นรูปตามแนวการรีด (LD)



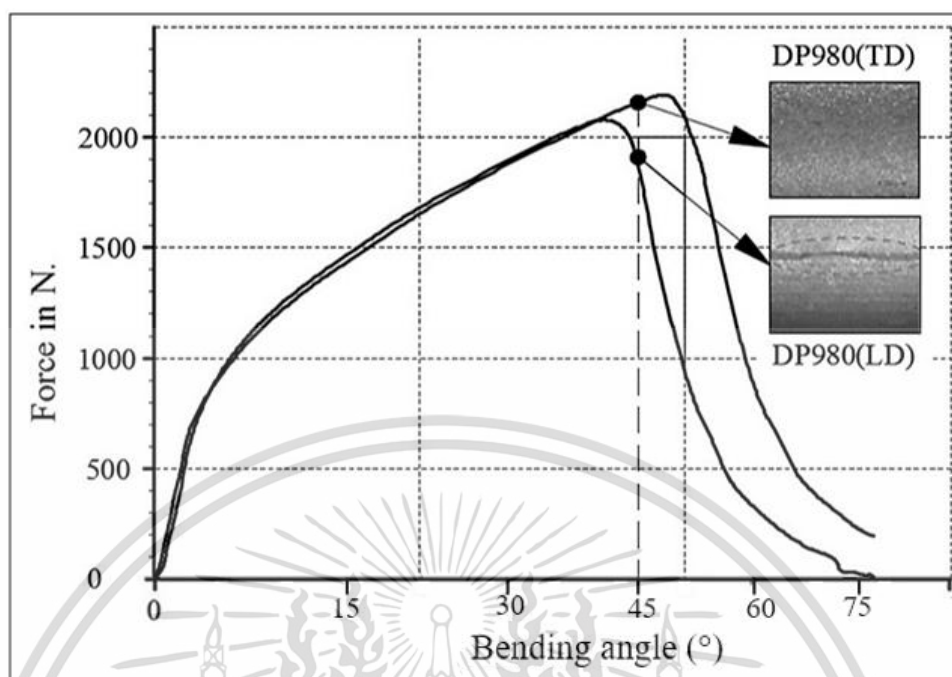
รูปที่ 4.12 ความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้า TRIP780 จากการตัดตามแนวการรีด (LD)

ส่วนรูปที่ 4.11 และ รูปที่ 4.12 แสดงลักษณะของพื้นผิวขึ้นทดสอบจากการตัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด (LD) ของเหล็กกล้า TRIP780 พบว่าเมื่อขนาดมุมการตัดเพิ่มขึ้นในช่วง 15° - 60° ลักษณะพื้นผิวจะมีความหยาบมากขึ้นมีลักษณะของเปลือกส้ม แต่จะไม่ปรากฏการแตกร้าวเกิดขึ้นบนพื้นผิวแต่อย่างใด โดยจะพบรอยแตกร้าวขนาดเล็กบนพื้นผิวภายหลังการตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 75°



รูปที่ 4.13 ความสัมพันธ์ของขนาดมุมการดัด แรงดัดขึ้นรูป และรอยแตกร้าวบนพื้นผิวเหล็กกล้า DP980 จากการดัดขึ้นรูปตามแนวการรีด (LD)

จากผลการทดลองรูปที่ 4.13 แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของระยะกดพันซ์หรือขนาดมุมการดัดที่เพิ่มสูงขึ้น ซึ่งจะส่งผลโดยตรงต่อแรงดัดขึ้นรูปและวิวัฒนาการของรอยแตกร้าวบนพื้นผิวการดัด ในกรณีของการทดสอบการดัดโลหะแผ่น DP980 แบบตามแนวการรีด พบว่าขนาดแรงดัดจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อระยะการกดของพันซ์หรือขนาดมุมการดัดเพิ่มขึ้น โดยแรงดัดจะเพิ่มขึ้นสูงสุดที่มุมการดัดประมาณ 45° หลังจากนั้นขนาดของแรงดัดจะลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งสัมพันธ์กับการเกิดรอยแตกร้าวหรือความเสียหายที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวบริเวณมุมดัดของชิ้นทดสอบ กล่าวคือขนาดของแรงดัดขึ้นรูปจะแปรผันตามระยะกดหรือขนาดมุมในการดัดขึ้นรูป และขนาดของแรงดัดจะเริ่มลดลงเมื่อค่าความเค้นที่เกิดขึ้นมีค่ามากกว่าค่าความแข็งแรงดึงสูงสุดของวัสดุ ซึ่งส่งผลให้เกิดการแตกร้าวและทำให้ค่าความแข็งแรงของวัสดุลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มมากขึ้น



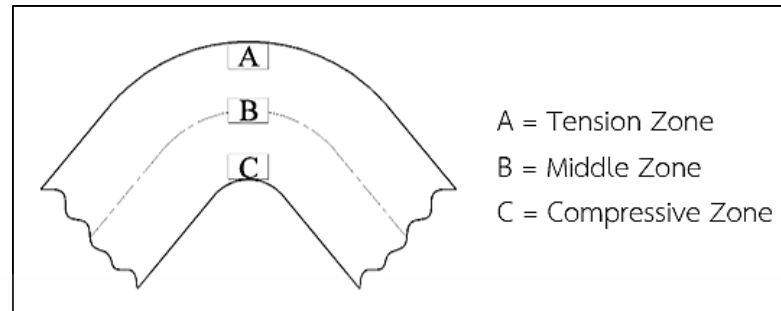
รูปที่ 4.14 ความสัมพันธ์ของทิศทางการรีด แรงดัดขึ้นรูปและความเสียหายบนพื้นผิวของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงเกรด DP980

จากรูปที่ 4.14 แสดงผลการเปรียบเทียบการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวชั้นทดสอบเหล็กกล้าชนิด DP980 เมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มสูงขึ้นในทั้งสองแนวการรีด พบว่าชั้นทดสอบที่ผ่านการดัดแบบขวางแนวการรีดจะเกิดรอยแตกร้าวช้ากว่าการดัดแบบตามแนวการรีดอย่างชัดเจน โดยการดัดแบบตามแนวการรีดของเหล็กกล้าชนิด DP980 จะปรากฏรอยแตกร้าวอย่างชัดเจนที่มุมการดัด 45° ส่วนชั้นทดสอบที่ผ่านการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีดจะเริ่มพบรอยแตกร้าวที่มุมการดัด 60° จึงกล่าวได้ว่าการดัดขึ้นรูปแบบขวางแนวการรีดจะมีความสามารถในการขึ้นรูปที่ดีกว่าการดัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีด เนื่องจากโดยทั่วไปค่าความแข็งแรงดึงของวัสดุในทิศทางตามแนวการรีดจะมีค่าความแข็งแรงสูงกว่าการทดสอบแรงดึงแบบขวางแนวการรีด ดังนั้นเมื่อทำการดัดขึ้นรูปที่มุมการดัดเดียวกัน ค่าความเค้นที่เกิดขึ้นจะมีค่าเท่ากัน เนื่องจากค่าความแข็งแรงดึงในทิศทางขวางแนวการรีดมีค่าต่ำกว่า ดังนั้นเมื่อทำการดัดในทิศทางตามแนวการรีด (ซึ่งวัสดุจะเกิดความเค้นดึงในทิศทางขวางแนวการรีด) จึงส่งผลให้วัสดุจึงเกิดการแตกร้าวได้ง่ายกว่า ซึ่งผลการทดลองที่ได้มีความสอดคล้องกับทฤษฎีแอนไอโซโทรปีของวัสดุและจากผลการวิจัยของ Çinar [72]

4.1.4 การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค

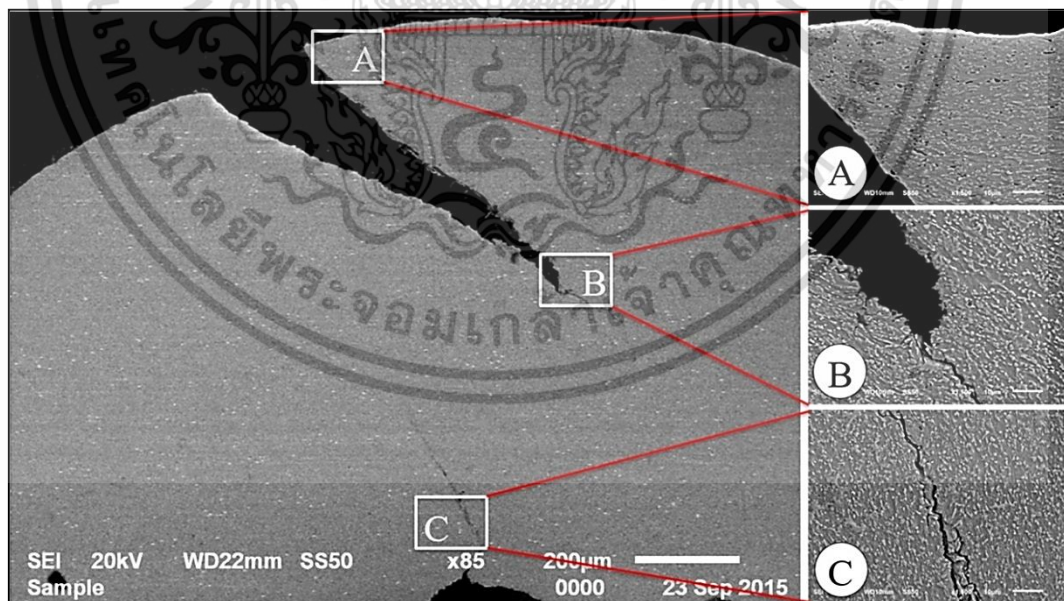
ทำการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการดัดขึ้นรูปของชั้นทดสอบเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP780 และ DP980 โดยเลือกชั้นทดสอบการดัดขึ้นรูปตามแนวการรีดเนื่องจากเกิดการแตกร้าวเสียหายที่เร็วและเห็นได้ชัดเจนกว่า โดยได้ทำการตรวจสอบจำนวน 3 ตำแหน่งบนภาคตัดขวางบริเวณมุมดัด ซึ่งประกอบด้วยบริเวณใกล้กับขอบผิวด้านนอกซึ่งเป็นส่วนที่รับแรงดึง (Tension Zone) ตำแหน่งกึ่งกลางความหนา (Middle Zone) และบริเวณใกล้กับขอบผิวด้านในซึ่งรับแรงอัด (Compressive Zone) ดังรูปที่ 4.15

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



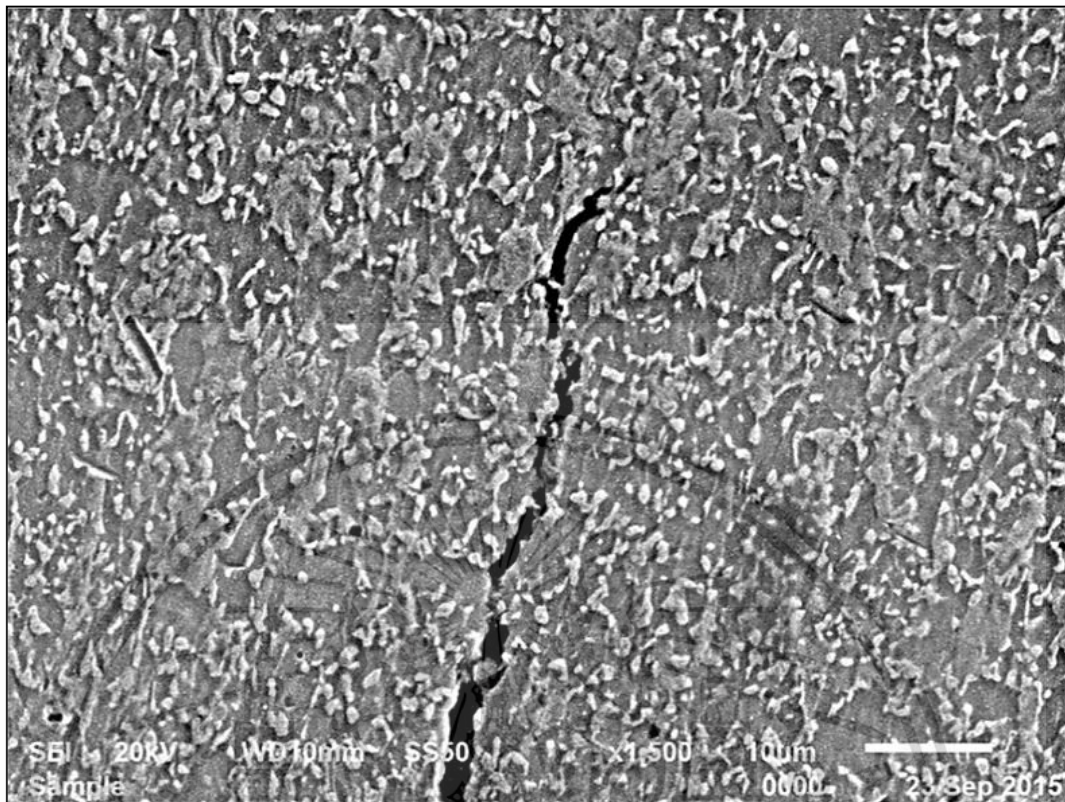
รูปที่ 4.15 ตำแหน่งการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคภายใต้การตัดขึ้นรูป

จากผลการทดลองรูปที่ 4.16 ซึ่งแสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณมุมตัดของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 จากการตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 75° พบว่ารอยแตกริ้วจะเริ่มเกิดขึ้นที่บริเวณพื้นผิวภายนอก (A) ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นแรงดึงสูงสุดและรอยแตกริ้วจะขยายตัวทำมุมกับแนวแกนการตัดประมาณ 45° สู่กึ่งกลางความหนาของแผ่นขึ้นทดสอบ (B) ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Rèche และคณะ [45] นอกจากนี้ยังพบรอยแตกขนาดเล็กที่เกิดขึ้นด้านในของมุมการตัด (C) ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นอัดโดยรอยแตกดังกล่าวจะเริ่มก่อตัวที่ขอบผิวด้านในหลังการตัดขึ้นรูปด้วยมุมการตัด 60° และรอยแตกริ้วจะขยายตัวสู่กึ่งกลางความหนาเมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้นดังรูปที่ 4.17 ทั้งนี้รอยแตกดังกล่าวจะขยายตัวไปตามระนาบการเฉือนภายในของโลหะแผ่นเมื่อได้รับความเค้นอัด ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Aslam และคณะ [42]

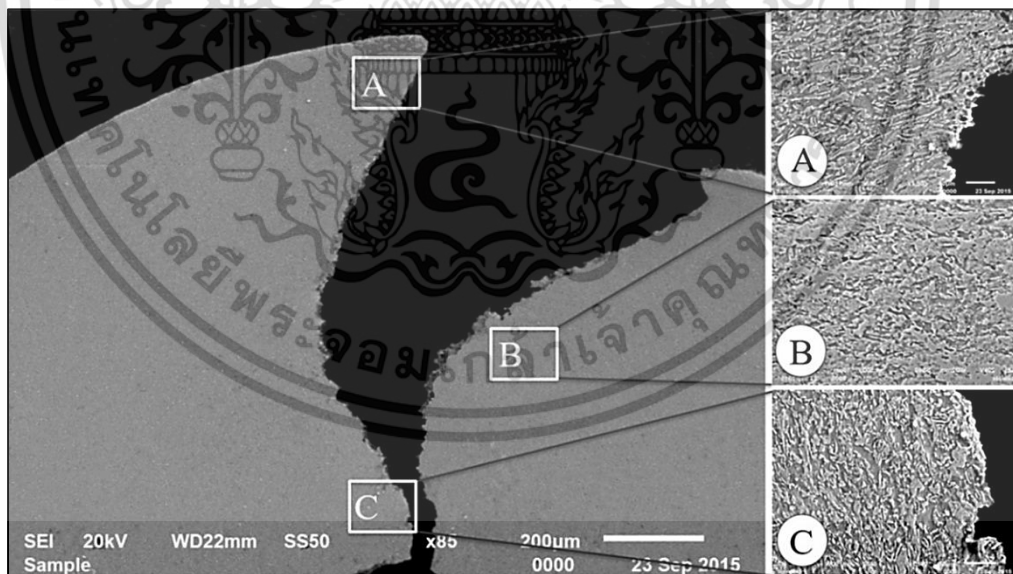


รูปที่ 4.16 ลักษณะรอยแตกริ้วในแนวภาคตัดขวางของเหล็กกล้า TRIP780 ที่มุมการตัด 75°

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.17 ลักษณะรอยแตกบริเวณพื้นผิวด้านในของมุมตัด จากการตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 60°

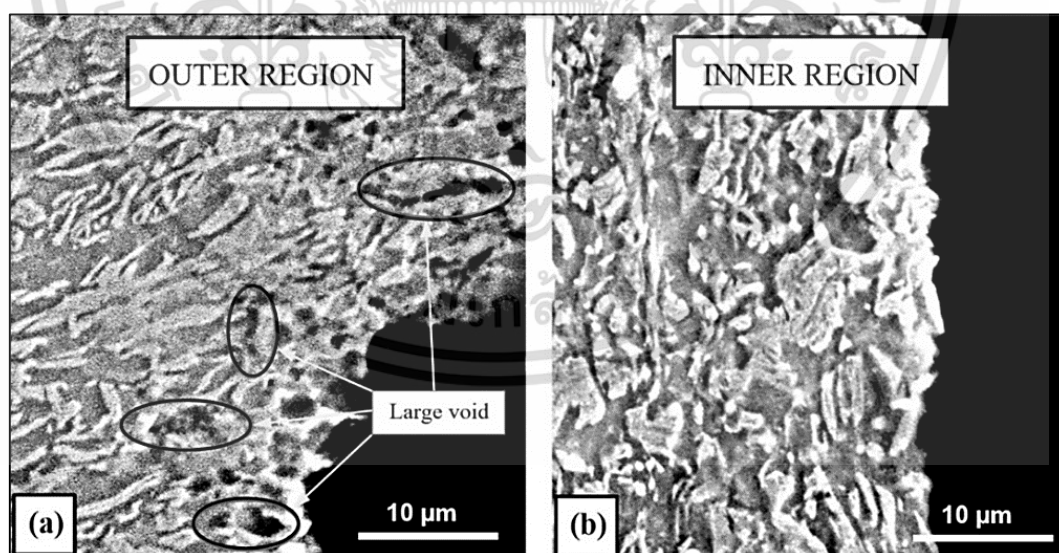


รูปที่ 4.18 ลักษณะรอยแตกร้าวในแนวภาคตัดขวางของเหล็กกล้า DP980 ที่มุมการตัด 75°

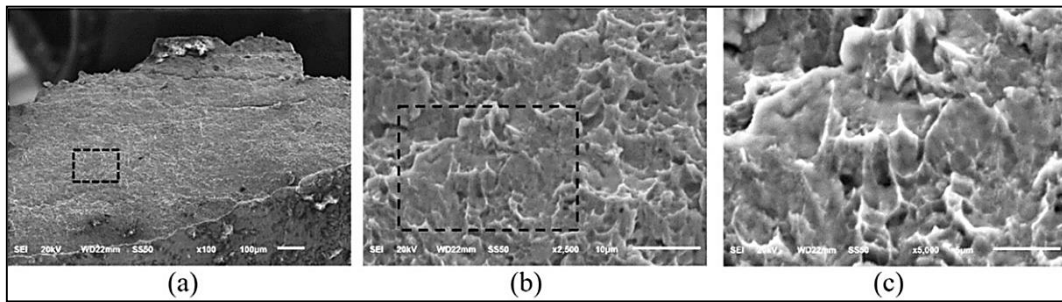
จากผลการทดลองรูปที่ 4.18 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคตามแนวภาคตัดขวางบริเวณมุมตัดของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด DP980 ที่ผ่านการตัดด้วยมุมตัด 75° ซึ่งพบว่าบริเวณพื้นผิวภายนอก (A) ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นแรงดึง (Tensile stress) สูงสุด จะปรากฏเป็นรอยแตกร้าว และขยายตัวเข้าสู่กึ่งกลางความหนาของโลหะแผ่นโดยจะทำมุมประมาณ 45° กับแนวแกนการตัด ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เนื่องจากเมื่อวัสดุได้รับแรงกระทำเพิ่มสูงขึ้นจะก่อให้เกิดการเปลี่ยนรูปจากการเลื่อนและก่อให้เกิดการแตกร้าวขยายตัวไปตามระนาบการเฉือนจากค่าความเค้นที่เพิ่มสูงขึ้น โดยทั่วไปความเค้นสูงสุดจะเกิดขึ้นบนระนาบการเฉือนที่ทำมุมประมาณ 45° กับทิศทางของแรงกระทำ ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวมีความสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Sarkar และคณะ [39] และ Rèche และคณะ [45] โดยลักษณะของโครงสร้างจุลภาคบริเวณใกล้กับขอบผิวด้านนอกของชิ้นทดสอบ จะมีลักษณะยึดตัวเป็นแถบยาวขนานกับขอบผิว โดยจุดเริ่มต้นของรอยแตกร้าวจะเกิดขึ้นที่จุดกึ่งกลางของส่วนโค้งซึ่งเป็นจุดที่ได้มีค่าความเค้นดึงสูงสุด ส่วนโครงสร้างจุลภาคบริเวณกึ่งกลางของความหนาของชิ้นทดสอบ (B) จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อย และบริเวณใกล้กับขอบผิวด้านใน (C) ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับ ความเค้นอัด (Compressive stress) สูง จึงส่งผลทำให้เกรนถูกยึดตัวเป็นแถบยาวและยึดตัวไปในทิศทางเดียวกับการกดตัดของพันธ์ โดยรอยแตกร้าวจะขยายตัวทำมุม 45° กับแกนการตัด

เมื่อพิจารณาถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบบริเวณใกล้กับรอยแตกด้านนอกซึ่งเกิดจากความเค้นดึงและพื้นผิวด้านในที่ได้รับ ความเค้นอัด (รูปที่ 4.19) จากการตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 45° ซึ่งรอยแตกร้าวจะเกิดขึ้นจากพื้นผิวด้านนอกซึ่งเกิดจากการเพิ่มขึ้นของความเค้นดึงเมื่อขนาดมุมการตัดเพิ่มขึ้น โดยเกรนบริเวณนี้จะมีการยึดตัวและเกิดเป็นช่องว่างขนาดเล็ก (Void) รูปที่ 4.19(a) เมื่อมุมการตัดเพิ่มมากขึ้นช่องว่างดังกล่าวจะขยายตัวเชื่อมต่อกันกลายเป็นรอยแตกร้าวขนาดใหญ่ขึ้น ส่วนการแตกร้าวบริเวณพื้นผิวด้านใน รูปที่ 4.19 (b) จะเกิดจากความเค้นอัดซึ่งส่งผลให้เกิดเป็นระนาบการเฉือนภายในโดยจะไม่ปรากฏช่องว่าง (Void) ขึ้นในบริเวณนี้ และรอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นจากทั้งสองด้านจะขยายตัวเข้าสู่กึ่งกลางความหนาซึ่งชิ้นทดสอบจะขาดเป็น 2 ส่วน เมื่อทำการตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 75°

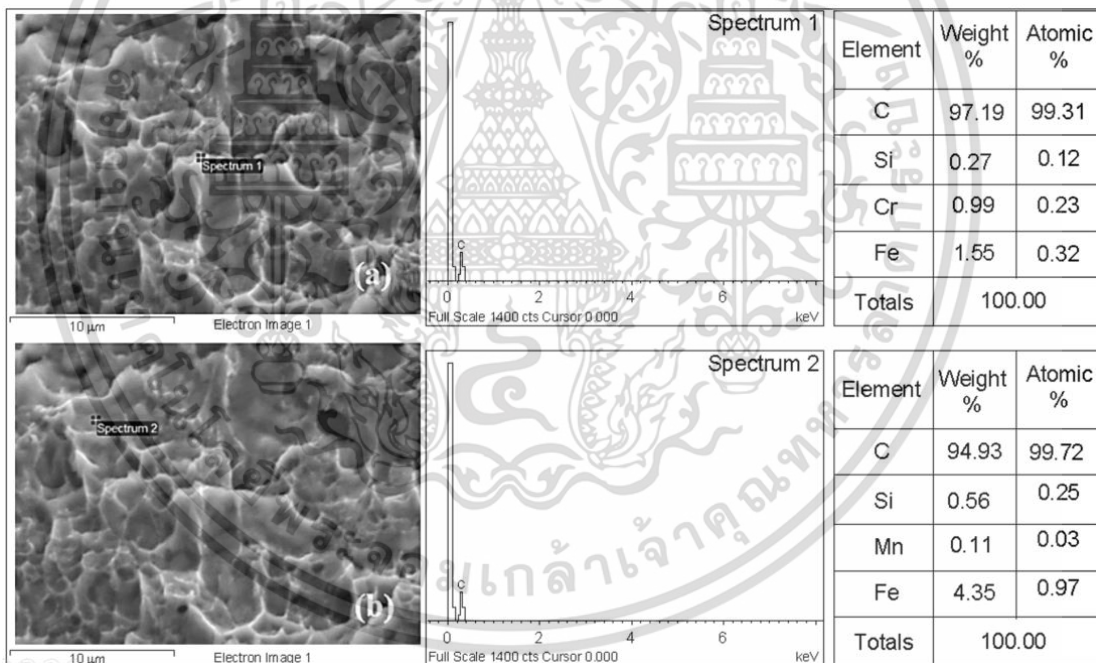


รูปที่ 4.19 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะแผ่น DP980 ที่มุมการตัด 75°



รูปที่ 4.20 ลักษณะพื้นผิวรอยแตกหักของเหล็กกล้า TRIP780

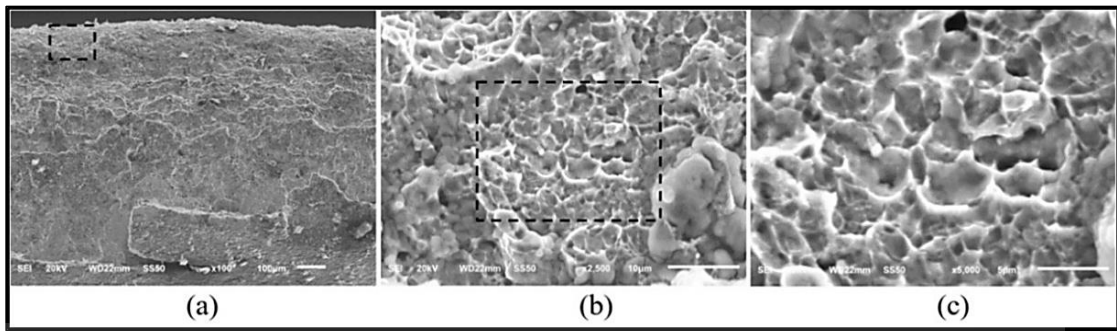
จากผลการทดลองรูปที่ 4.20 (a) – (c) แสดงลักษณะของพื้นผิวการแตกหักของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP 780 ภายหลังจากตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 75° ด้วยกำลังขยาย 100 เท่า รูปที่ 4.20 (a) กำลังขยาย 2500 เท่า รูปที่ 4.20 (b) และ กำลังขยาย 5000 เท่า รูปที่ 4.20 (c) พบว่าจากลักษณะของพื้นผิวรอยแตกเป็นลักษณะของการแตกหักแบบเหนียว รอยแตกมีลักษณะเป็นหลุมลึกเกิดเป็นยอดแหลมซึ่งเป็นส่วนของโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ที่มีสมบัติอ่อนเหนียว



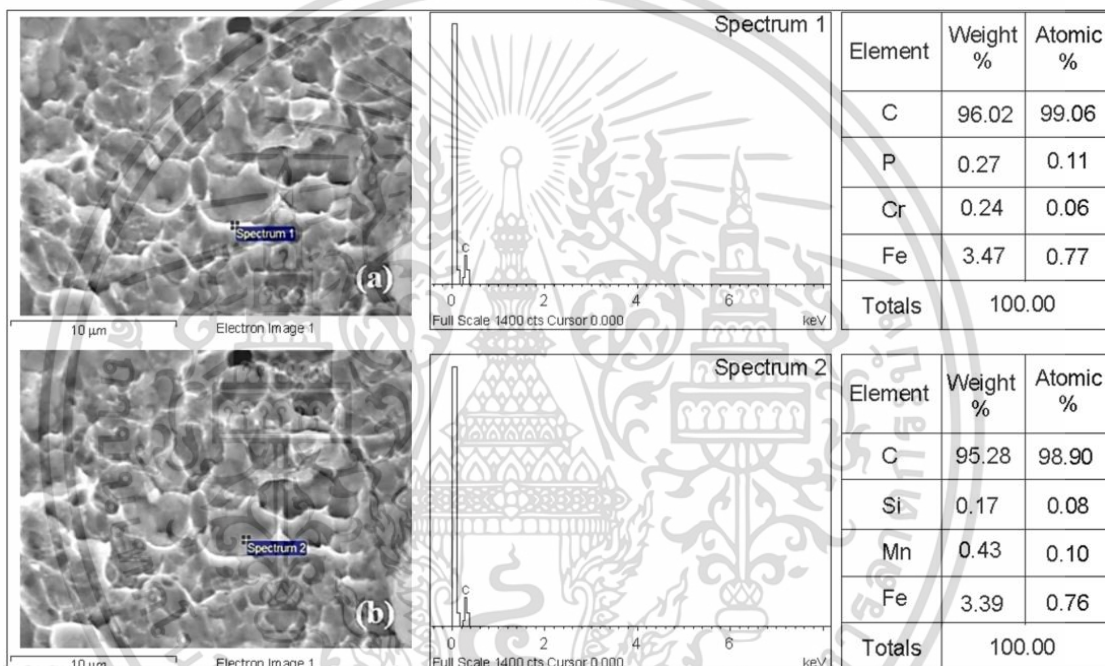
รูปที่ 4.21 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีบนพื้นผิวรอยแตกของเหล็กกล้า TRIP780

เมื่อพิจารณาผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของรอยแตกที่รูปที่ 4.20 ซึ่งทำการตรวจสอบในตำแหน่งยอดผิวและก้นรอยบ่มรูปที่ 4.21 (a)-(b) พบว่าบริเวณยอดแหลมมีปริมาณของธาตุคาร์บอนสูงกว่าที่ก้นหลุมค่อนข้างมาก (ประมาณ 3%) ซึ่งเกิดจากการตกผลึกของธาตุคาร์บอนในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ในขณะขึ้นรูป [75] ทำให้มีลักษณะรอยแตกที่ขยายตัวไปตามแนวขอบเกรนเป็นส่วนใหญ่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.22 ลักษณะพื้นผิวการแตกหักของเหล็กกล้า DP980



รูปที่ 4.23 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีโดยวิธี EDX บนพื้นผิวรอยแตก

ผลการทดลองรูปที่ 4.22 (a) - (c) แสดงลักษณะของพื้นผิวรอยแตกของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด DP980 ภายหลังจากตัดขึ้นรูปด้วยมุมตัด 75° ที่กำลังขยาย 100 เท่า รูปที่ 4.22 (a) กำลังขยาย 2500 เท่า รูปที่ 4.22 (b) และ กำลังขยาย 5000 เท่า รูปที่ 4.22 (c) จากลักษณะของรอยแตกหักชี้ให้เห็นว่าการแตกหักดังกล่าวเป็นลักษณะของการแตกหักแบบเปราะ ซึ่งรอยแตกมีลักษณะเป็นหลุมตื้นและมีความหนาแน่นมากสอดคล้องกับขนาดและปริมาณของเฟสมาร์เทนไซต์ส่วนยอดแหลมซึ่งเป็นส่วนของโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรต์ที่มีสมบัติอ่อนเหนียว เมื่อพิจารณารูปที่ 4.23 ซึ่งเป็นผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของพื้นผิวรอยแตกในตำแหน่งยอดผิวรูปที่ 4.23 (a) และ ตำแหน่งก้นหลุม รูปที่ 4.23 (b) พบว่าบริเวณยอดแหลมมีปริมาณธาตุคาร์บอนใกล้เคียงกับบริเวณก้นหลุม ทำให้รอยแตกเกิดขึ้นจากการขยายตัวแบบผ่าเกรนและตามแนวขอบเกรนผสมกัน

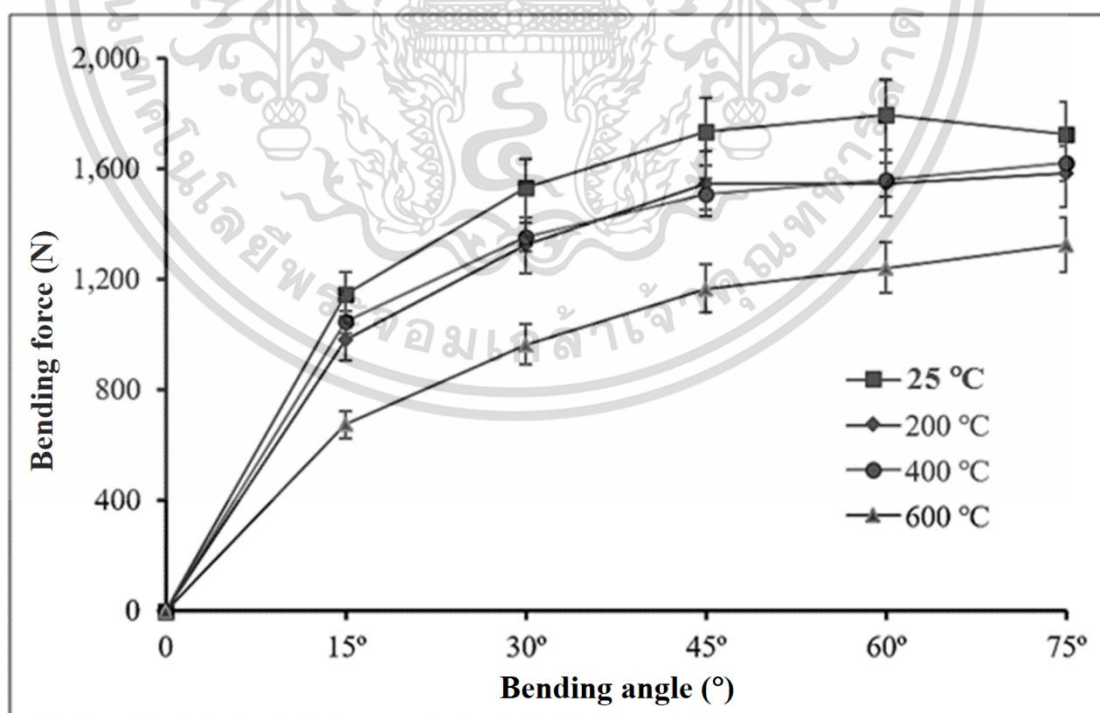
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.2 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่

งานวิจัยส่วนนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อตรวจสอบผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการดัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 ด้วยวิธีการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน 4 ระดับ ซึ่งประกอบด้วย อุณหภูมิห้อง (25 °C) 200 °C 400 °C และ 600 °C ตามลำดับ ทำการบันทึกผลการทดลองเพื่อการประเมินและวิเคราะห์ผลประกอบไปด้วย แรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมดัดตัวกลับ ลักษณะการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวการดัด โดยกล้องจุลทรรศน์กำลังขยายต่ำ (OM) ลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปจากการอบให้ความร้อนที่อุณหภูมิแตกต่างกัน โดยใช้กล้องกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิการดัดขึ้นรูปจริงโดยใช้เทคนิคเอกซเรย์ดิฟแฟรคชันหรือเทคนิควิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (In-situ XRD) ทำการทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระกับโลหะแผ่นความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 ขนาดความหนา 1 มิลลิเมตร ซึ่งรายละเอียดผลการทดลองประกอบไปด้วย

4.2.1 ผลกระทบของอุณหภูมิการดัดที่ส่งผลต่อแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า DP 980

เมื่อพิจารณาอิทธิพลของอุณหภูมิในการขึ้นรูปต่อแรงที่ใช้ในการดัด ที่มุมการดัดเพิ่มขึ้นทุก 15° จาก 15° ถึง 75° ค่าแรงดัดขึ้นรูปจะได้จากเครื่องทดสอบเบเนกประสงค์ ซึ่งความสัมพันธ์ของแรงดัดขึ้นรูป ขนาดมุมการดัด และอุณหภูมิขณะทำการดัดขึ้นรูป ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่เกรด DP980 ที่ได้จากการทดสอบการดัดแบบอิสระแสดงดังรูปที่ 4.24



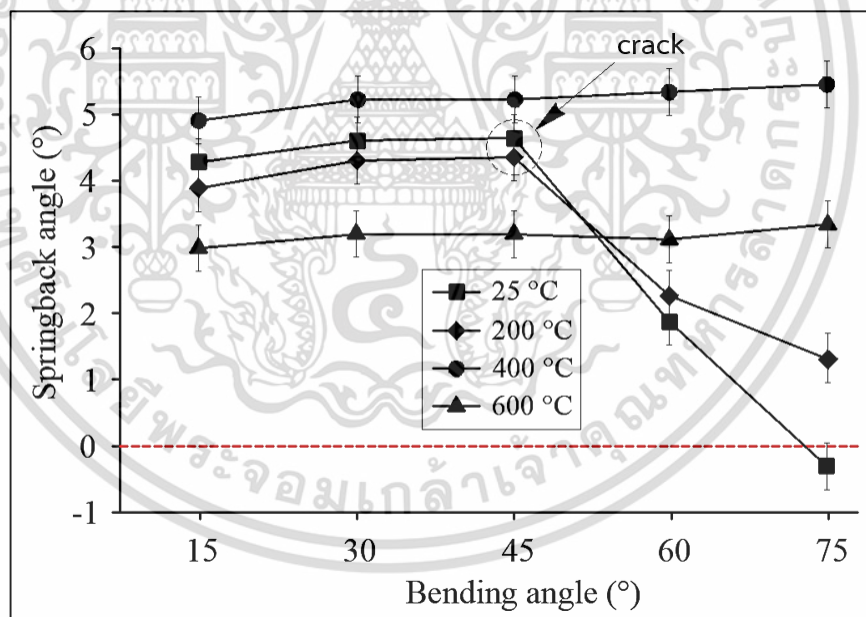
รูปที่ 4.24 ผลของแรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 ที่มุมดัดและอุณหภูมิการดัดแตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองพบว่าค่าแรงดัดจะแปรผกผันกับอุณหภูมิการดัดขึ้นรูปกล่าวคือเมื่ออุณหภูมิในการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลทำให้ขนาดของแรงดัดลดลง ส่วนผลกระทบจากขนาดมุมการดัดพบว่าค่าของแรงดัดจะแปรผันตามขนาดมุมการดัด หรือค่าแรงดัดจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มสูงขึ้น เมื่อพิจารณาจากรายละเอียดผลการทดลองจะพบว่าการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ เช่น อุณหภูมิห้อง (25 °C) และอุณหภูมิ 200 °C จากกราฟเส้นโค้งของค่าแรงดัดในช่วงเริ่มต้นการดัดพบว่าแรงดัดจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นจนถึงมุมดัดที่ 45° ค่าแรงดัดจะเริ่มคงที่และมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเป็นผลมาจากค่าความเครียดแข็งที่เพิ่มสูงขึ้นเมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรและขนาดของค่าความเค้นที่เพิ่มสูงขึ้นอย่างรวดเร็วจึงทำให้เกิดการแตกร้าเสียหายบนพื้นผิวชิ้นทดสอบ จึงส่งผลให้ค่าความแข็งแรงของชิ้นทดสอบลดลงส่งผลให้ค่าแรงที่ใช้ในการดัดขึ้นรูปลดลงเช่นเดียวกัน

4.2.2 ผลกระทบของอุณหภูมิการดัดที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการดัดตัวกลับของเหล็กกล้า DP980

พฤติกรรมการดัดตัวกลับเป็นหนึ่งในปัญหาที่พบบ่อยที่สุดในกระบวนการขึ้นรูปโลหะแผ่น ซึ่งจะส่งผลทำให้เกิดปัญหาภัยแรงในกระบวนการประกอบขึ้นส่วน ทั้งนี้พฤติกรรมการดัดตัวกลับจะขึ้นอยู่กับปัจจัยหลากหลายประการ เช่น ความแข็งแรงของวัสดุ ค่าความยืดหยุ่น ลักษณะเครื่องมือทดสอบ ความเร็ว และ อุณหภูมิในการทดสอบ เป็นต้น



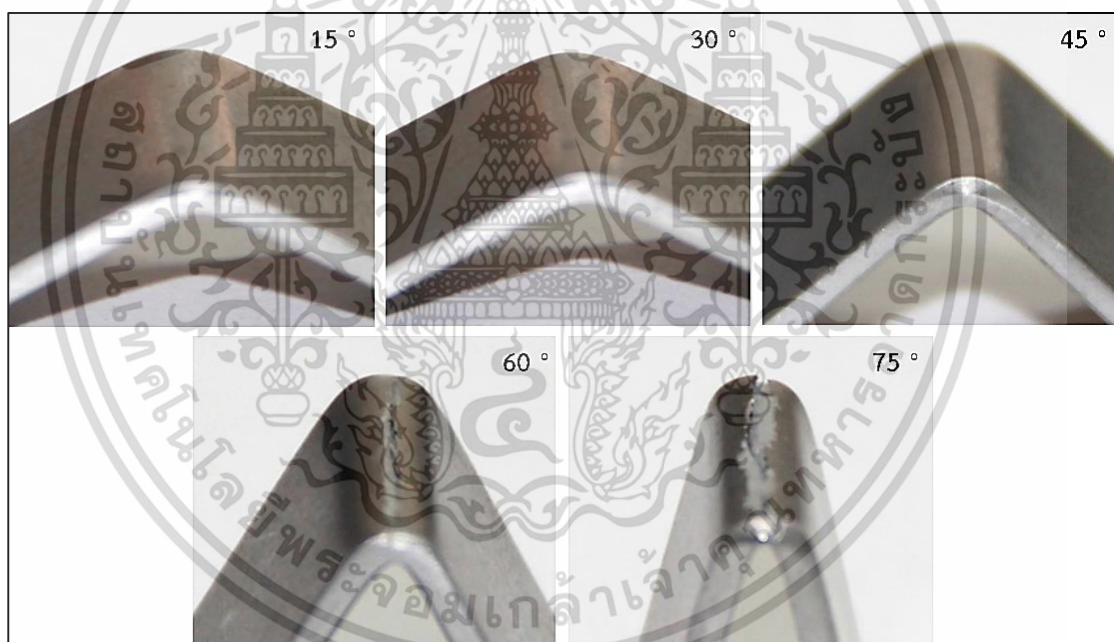
รูปที่ 4.25 กราฟความสัมพันธ์ของมุมดัดและขนาดมุมดัดตัวกลับที่อุณหภูมิการดัดที่แตกต่างกัน

จากผลการทดลองในรูปที่ 4.25 พบว่าการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ (25 °C และ 200 °C) ขนาดของมุมดัดตัวกลับจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยในช่วงเริ่มต้นการดัดขึ้นรูป และจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มสูงกว่า 45° ซึ่งเป็นผลมาจากการเกิดรอยแตกร้าบนพื้นผิวการดัด และเมื่อมุมการดัดเพิ่มมากขึ้นจะส่งผลให้ความยืดหยุ่นตกค้างของวัสดุลดลงจึงส่งผลให้มุมดัดตัวกลับมีแนวโน้มลดลง โดยที่อุณหภูมิการดัด 400 °C พบว่าขนาดมุมดัดตัวกลับเกิดขึ้นสูงสุดเนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิการเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เปลี่ยนรูปของเฟสเบนไนต์ [76] และขนาดมมติดตัวกลับจะลดลงเล็กน้อยเมื่อขนาดมมการตัดเพิ่มสูงขึ้น และที่อุณหภูมิการตัด 600 °C พบว่ามีขนาดของมมติดตัวกลับน้อยที่สุด

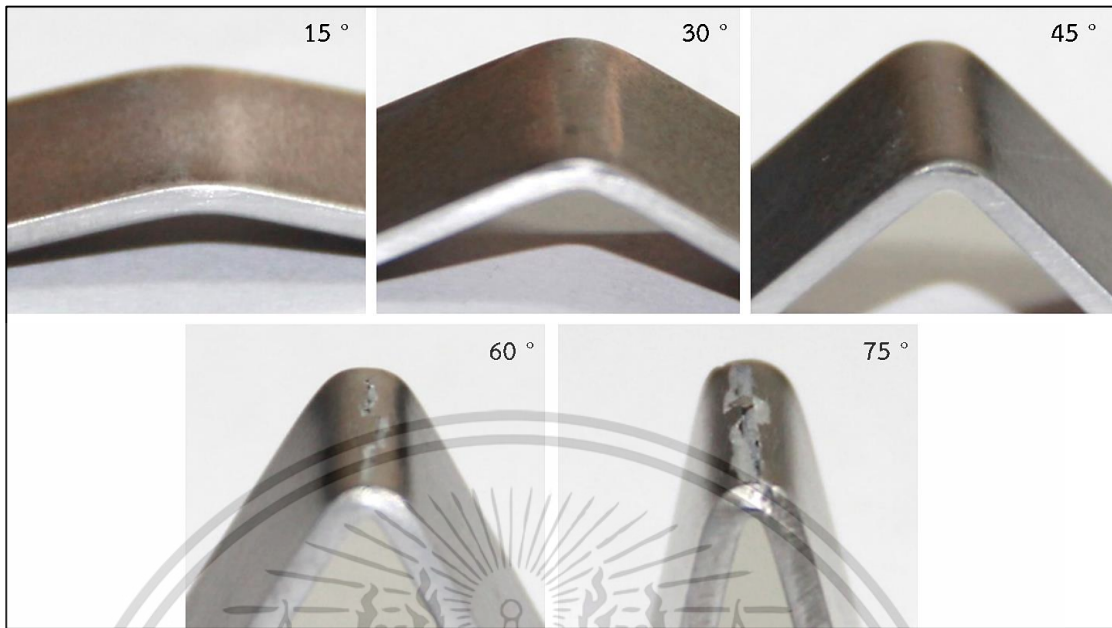
4.2.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อลักษณะและความเสียหายของพื้นผิวการตัด

ในส่วนนี้จะเป็นการศึกษาความสามารถในการตัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นโดยใช้รัศมีการตัดต่ำ (0.25 มิลลิเมตร) ซึ่งการทดสอบการตัดมีวัตถุประสงค์เพื่อแสดงให้เห็นถึงความสามารถของวัสดุในการตัดงอเป็นรูปทรงต่าง ๆ โดยไม่เกิดความเสียหายเกิดขึ้น ในการทดลองนี้จะทำการตัดขึ้นรูปขึ้นทดสอบภายใต้อุณหภูมิและขนาดมมที่แตกต่างกันตั้งแต่ 15°-75° ภายหลังจากการทดสอบการตัดที่มุมการตัด 45°-75° ภายใต้อุณหภูมิการตัดที่แตกต่างกัน 4 ระดับคือ อุณหภูมิห้อง (25 °C) 200 °C 400 °C และ 600 °C หลังการตัดขึ้นรูปได้ทำการตรวจสอบความเสียหายที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวการตัดโดยใช้กล้องจุลทรรศน์กำลังขยายต่ำ (OM) เนื่องจากพื้นผิวส่วนนี้เป็นส่วนที่ได้รับแรงเค้นแรงดึงสูงสุด [71] โดยลักษณะของพื้นผิวขึ้นทดสอบจากการตัดขึ้นรูปด้วยมมตัด 75° ที่อุณหภูมิการตัดแตกต่างกัน โดยใช้กำลังขยาย 30 เท่าแสดงดังรูปที่ 4.26-4.29



รูปที่ 4.26 ลักษณะพื้นผิวขึ้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 25 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

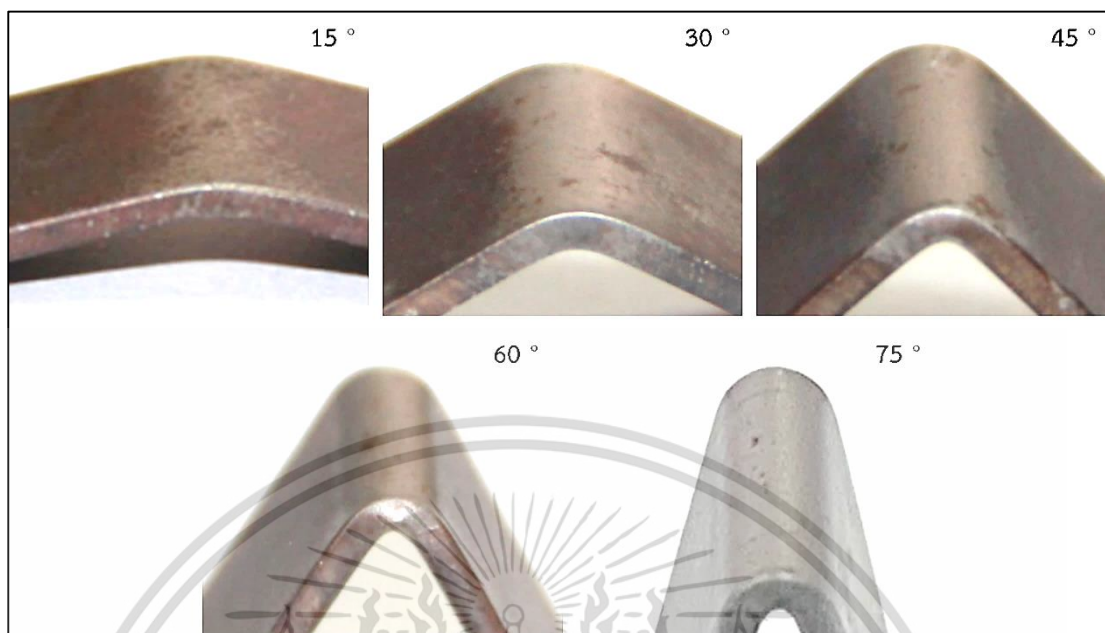


รูปที่ 4.27 ลักษณะพื้นผิวขึ้นทศสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 200 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน



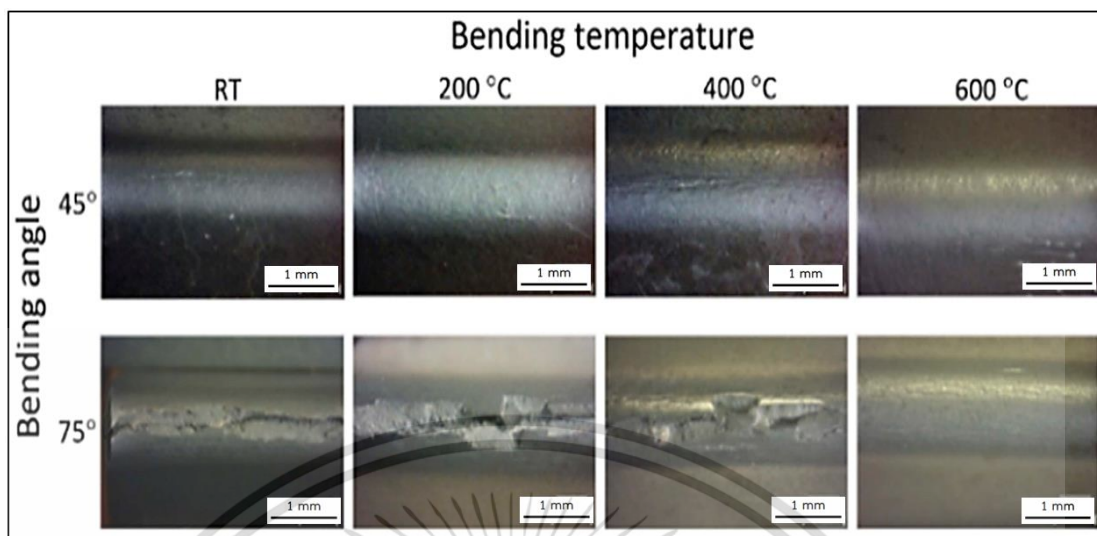
รูปที่ 4.28 ลักษณะพื้นผิวขึ้นทศสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 400 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.29 ลักษณะพื้นผิวชิ้นทดสอบจากการตัดที่อุณหภูมิ 600 °C ด้วยมุมการตัดที่แตกต่างกัน

จากลักษณะพื้นผิวส่วนโค้งของชิ้นทดสอบหลังการตัดขึ้นรูปในทิศทางตามแนวการรีดซึ่งเป็นทิศทางที่ทำให้แผ่นวัสดุเกิดการแตกร้าวดังง่ายที่สุด จากรูปที่ 4.26 ซึ่งเป็นผลการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) พบว่ารอยแตกร้าวมักจะปรากฏบนพื้นผิวการตัดอย่างชัดเจนที่มุมการตัด 45° โดยมีลักษณะเป็นแนวเส้นตลอดความกว้างของชิ้นทดสอบและรอยแตกจะขยายตัวกว้างขึ้นเมื่อมุมการตัดเพิ่มสูงขึ้นจนถึงมุมการตัด 75° รอยแตกร้าวมักจะขยายกว้างขึ้นจนชิ้นทดสอบแยกจากกันเป็น 2 ส่วน รูปที่ 4.27 เป็นลักษณะของชิ้นทดสอบที่ผ่านการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 200 °C ซึ่งพบว่ารอยแตกร้าวมักจะเริ่มต้นจะเกิดขึ้นที่มุมการตัด 60° ส่วนรูปที่ 4.28 เป็นลักษณะของพื้นผิวชิ้นทดสอบที่ผ่านการตัดขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิการตัด 400 °C ซึ่งพบรอยแตกร้าวมักจะเกิดขึ้นที่มุมการตัด 45° โดยลักษณะของรอยแตกร้าวมักจะเกิดขึ้นเป็นหลายแนวเส้นซึ่งแตกต่างจากการตัดขึ้นรูปที่ระดับอุณหภูมิอื่น ๆ และเมื่อมุมการตัดเพิ่มสูงขึ้น แนวเส้นของรอยแตกร้าวมักจะบริเวณกึ่งกลางส่วนโค้งซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นดึงสูงสุดจะขยายตัวเชื่อมต่อกันเป็นแนวเส้นตรงตลอดความกว้างของชิ้นทดสอบ ส่วนรูปที่ 4.29 เป็นลักษณะของพื้นผิวชิ้นทดสอบที่ผ่านการตัดขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิ 600 °C ในทุกมุมการตัด ซึ่งไม่ปรากฏรอยแตกร้าวมบนพื้นผิวการตัดแต่อย่างใด

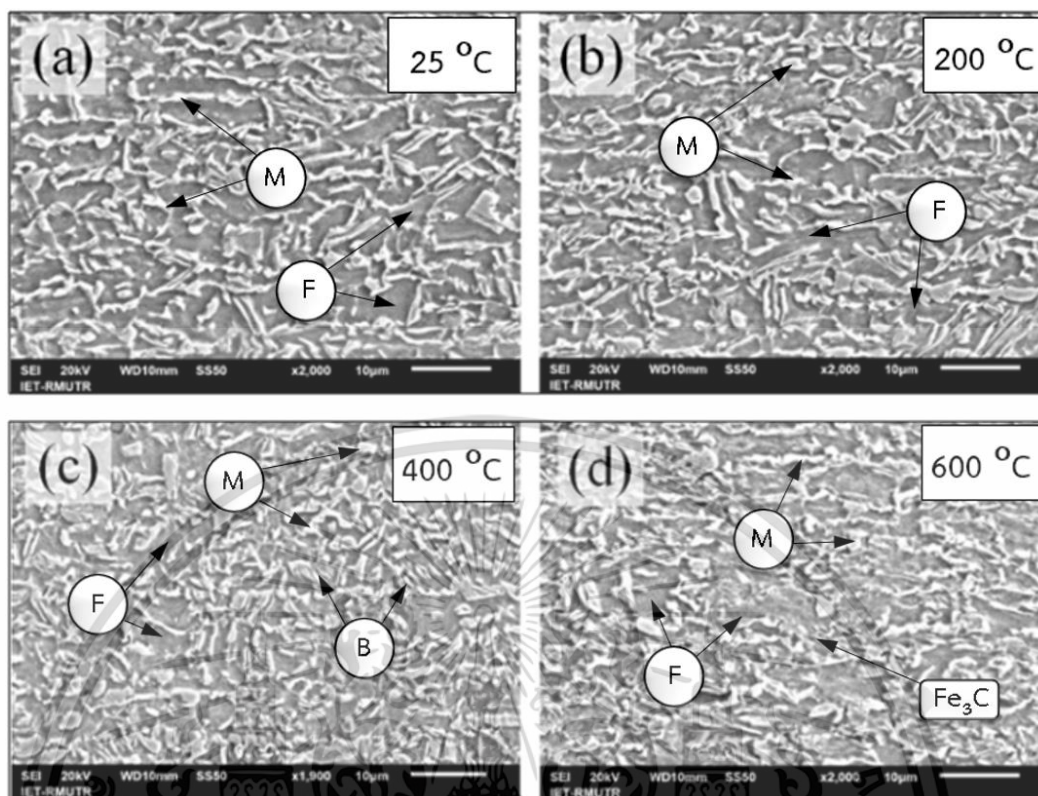


รูปที่ 4.30 รอยแตกร้าวบนพื้นผิวการดัดที่อยู่ภายใต้ความเค้นดึง

เพื่อเปรียบเทียบให้เห็นถึงความแตกต่างของลักษณะพื้นผิว จากการดัดขึ้นรูปด้วยอุณหภูมิ และขนาดมุมการดัดที่แตกต่างกัน จากการปรากฏรอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวการดัดดังรูปที่ 4.30 ซึ่งพบว่าเมื่อมุมการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้พื้นผิวการดัดมีความหยาบมากขึ้นมีลักษณะคล้ายผิวส้ม ก่อนจะปรากฏเป็นผิวคลื่นที่มีความหยาบมากขึ้น โดยลักษณะของพื้นผิวการดัดดังกล่าวมีความสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Davidkov [40] และ Tsoupis [77] จึงอธิบายได้ว่าความหยาบของพื้นผิวที่เกิดขึ้นเป็นผลมาจากค่าความเครียดที่เพิ่มสูงขึ้น จึงส่งผลทำให้สมบัติความเป็นเนื้อเดียวกันของวัสดุลดลงขณะเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุ อย่างไรก็ตามข้อบกพร่องดังกล่าวจะเกิดขึ้นเฉพาะบริเวณของส่วนโค้งนอกสุดของมุมการดัด เนื่องจากเป็นส่วนที่เกิดความเค้นดึงสูงสุด และเมื่อขนาดของมุมการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลต่อค่าความเค้นดึงมากขึ้นทำให้ร่องลึกบนพื้นผิวขยายตัวกลายเป็นรอยแตกร้าวที่ชัดเจนมากขึ้น

4.2.4 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูป

ก่อนการดัดขึ้นรูปขึ้นทดสอบเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 จะถูกอบให้ความร้อนตามเงื่อนไขการทดลอง โดยขึ้นทดสอบที่ผ่านการอบให้ความร้อนและปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จะมีโครงสร้างจุลภาคซึ่งประกอบไปด้วย เฟสออสเทนไนต์และมาร์เทนไซต์จะมีลักษณะเป็นสีขาว ส่วนโครงสร้างพื้นที่เป็นเฟสเฟอร์ไรท์จะปรากฏเป็นสีเทา ดังรูปที่ 4.31

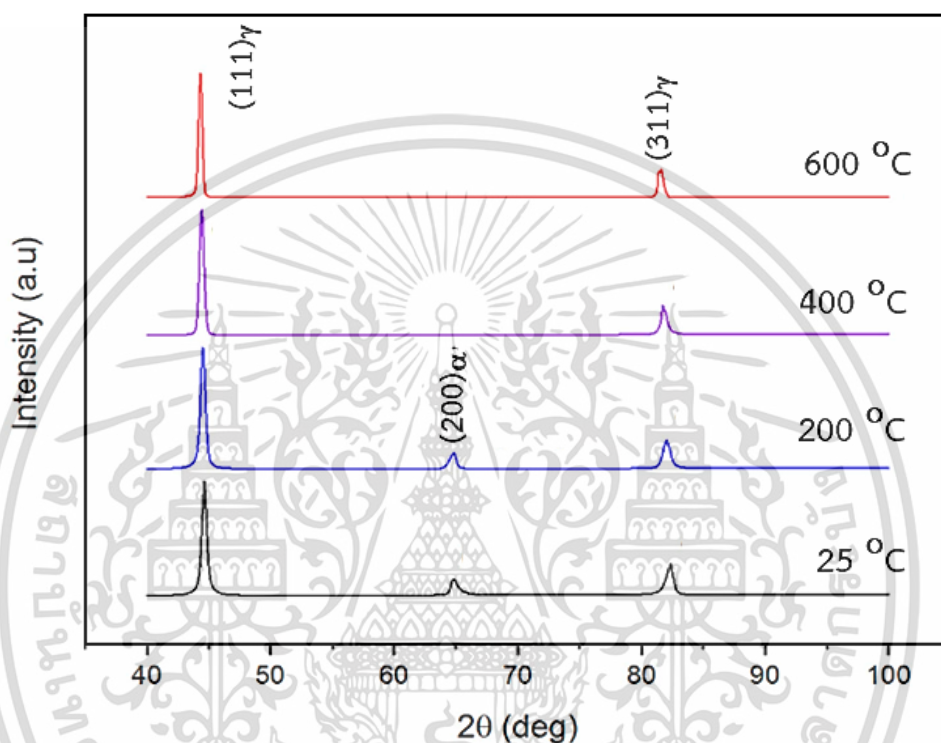


รูปที่ 4.31 โครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้า DP980 ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน

จากผลการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) พบว่าชั้นทดสอบที่ไม่ผ่านการอบให้ความร้อน (รูปที่ 4.31 (a)) ลักษณะโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสมาร์เทนไซต์ (สีขาว) เกิดกระจายอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (สีเทา) ชั้นทดสอบที่ผ่านการอบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิ 200 °C เป็นเวลา 5 นาที ลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่ได้จะคล้ายกับชั้นทดสอบที่ไม่ผ่านการอบให้ความร้อน (รูปที่ 4.31 (b)) เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิที่ยังไม่ก่อให้เกิดการเปลี่ยนรูปของเฟสในโครงสร้างจุลภาคและเวลาในการอบให้ความร้อนค่อนข้างสั้นจึงไม่มีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่สังเกตเห็นได้ เมื่อทำการอบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิ 400 °C เป็นเวลา 5 นาที พบการเปลี่ยนรูปของโครงสร้างจุลภาค คือมีการแพร่กระจายของคาร์บอนจากเฟสมาร์เทนไซต์ เพิ่มขึ้น เกิดเป็นเฟสเบนไนต์ (Bainite) และคาร์ไบด์ขนาดเล็ก หรือซีเมนไตท์ (Fe_3C) กระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ($\alpha\text{-Fe}$) ดังแสดงในรูปที่ 4.31 (c) และเมื่ออุณหภูมิการอบให้ความร้อนเพิ่มขึ้นที่ 600 °C พบการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 4.31 (d) ซึ่งสังเกตว่าในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์จะมีปริมาณของเฟสมาร์เทนไซต์ และปริมาณคาร์ไบด์ลดลง ซึ่งผลการตรวจสอบดังกล่าวมีความสอดคล้องกับแผนภาพ TTT ของวัสดุ และ งานวิจัยของ Thipwipa และคณะ [78] และ Anazadeh และคณะ [79]

เพื่อความถูกต้องในการวิเคราะห์ผลเกี่ยวกับองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคของโลหะแผ่นก่อนการตัดขึ้นรูป ด้วยการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะแผ่น DP980 ที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริงโดยการสแกนด้วยเครื่อง XRD (In-situ x-ray diffraction) ร่วมกับการวิเคราะห์อัตราส่วนประกอบของเฟสต่าง ๆ ที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) 200 °C, 400 °C และ 600 °C โดยใช้รังสีธาตุ Cu เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$K\alpha$ ในช่วงมุมการเลี้ยวเบน 2θ จากสัญญาณ XRD เทคนิคนี้ทำให้สามารถแยกชนิดของเฟสมาร์เทนไซต์ (α') และเฟสออสเทนไนต์ (γ) ได้ เนื่องจากมีรูปแบบของโครงสร้างอะตอมและจัดเรียงตัวอยู่ในระนาบที่แตกต่างกัน ซึ่งจากผลการตรวจสอบองค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบก่อนการดัดขึ้นรูปด้วยเครื่อง XRD ที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริง โดยสามารถแสดงรายละเอียดผลการตรวจสอบได้ดังรูปที่ 4.32



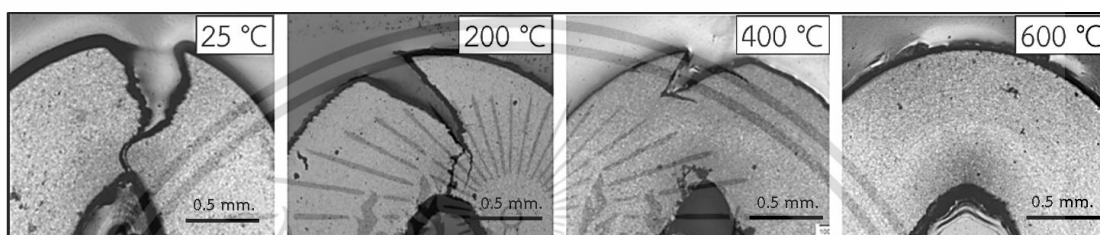
รูปที่ 4.32 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคด้วยวิธี XRD ของโลหะแผ่น DP980

จากผลการทดลองรูปที่ 4.32 ซึ่งแสดงผลการตรวจสอบองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นภายหลังการอบให้ความร้อนที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ซึ่งประกอบไปด้วย อุณหภูมิห้อง (25 °C) 200 °C 400 °C และ 600 °C ตามลำดับ จากผลการตรวจสอบด้วยวิธี XRD แสดงให้เห็นว่าชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) และจากการอบให้ความร้อน 200 °C จะตรวจสอบพบเฟสมาร์เทนไซต์ในระนาบ (200) α' ให้เห็นอย่างชัดเจน ด้วยเฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งมีสมบัติด้านความแข็งสูงจึงทำให้วัสดุขึ้นรูปได้ยากเกิดการแตกร้าวเสียหายได้ง่าย ส่วนชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิ 400 °C ปริมาณของเฟสมาร์เทนไซต์จะลดลงอย่างเห็นได้ชัดและพบว่าเฟสออสเทนไนต์ในระนาบ (111) γ และ (311) γ มีปริมาณของที่เพิ่มมากขึ้น เนื่องจากเฟสออสเทนไนต์มีสมบัติด้านความเหนียวสูงจึงส่งผลทำให้วัสดุมีพฤติกรรมการตีตัวกลับสูงซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยที่ผ่านมา [80] และชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิ 600 °C จากผล XRD จะไม่ปรากฏเฟสมาร์เทนไซต์และเฟสออสเทนไนต์มีปริมาณลดลง ส่งผลให้วัสดุจะมีความอ่อนเหนียวสูงจึงไม่เกิดการแตกร้าวบนพื้นผิวการตัดและขนาดมุมตีตัวกลับลดลง ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวมีความสอดคล้องกับงานวิจัยที่ผ่านมา [68] อย่างไรก็ตามจากผล XRD ในงานวิจัยนี้เป็นการแสดงให้เห็น

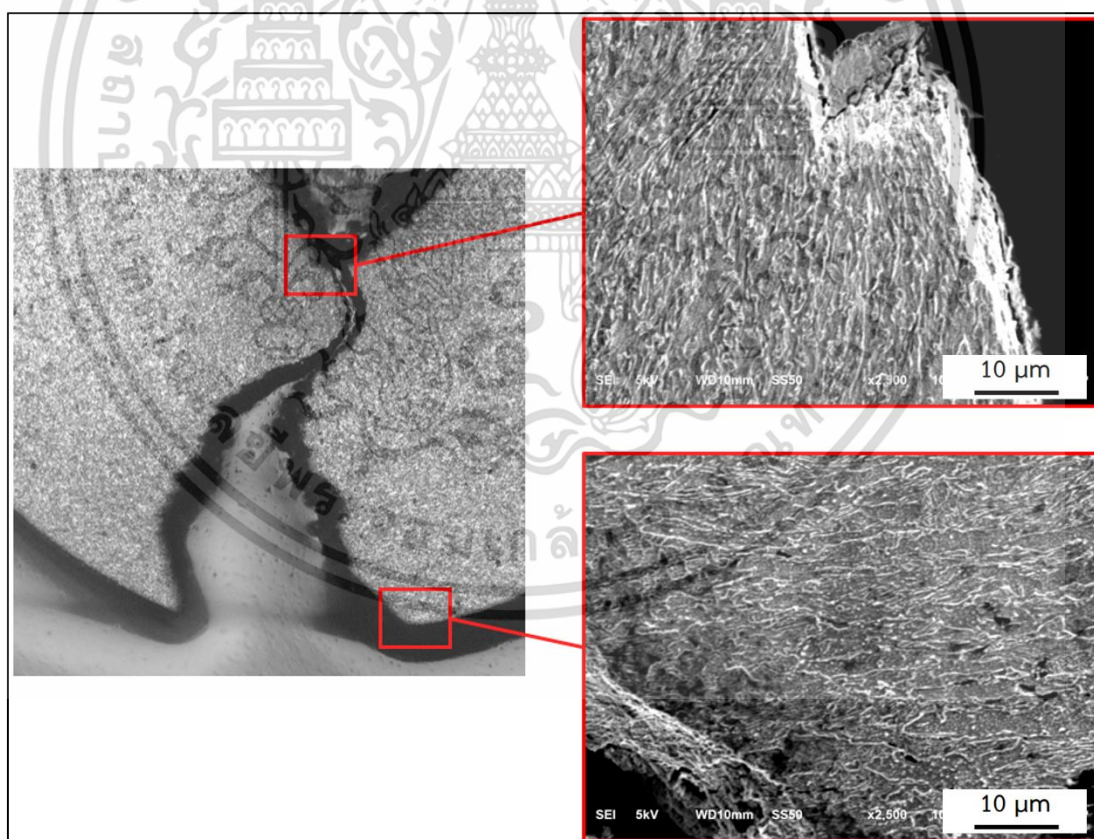
เห็นถึงปริมาณของเฟสมาร์เทนไซต์และเฟสออสเทนไนต์ที่อุณหภูมิการตัดขึ้นรูปจริง ซึ่งแตกต่างจากงานวิจัยที่ผ่านมาที่ส่วนใหญ่จะทำการตรวจสอบหลังการเย็นตัวของวัสดุ

4.2.5 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสียหายหลังการตัดขึ้นรูป

จากผลการทดสอบการตัดขึ้นรูปโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดเฟสคู่ DP980 โดยการอบให้ความร้อนภายในเตาด้วยอุณหภูมิที่แตกต่างกัน ผลการตรวจสอบบริเวณพื้นผิวภาคตัดขวางของชิ้นทดสอบบริเวณมุมการตัดโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Light optical microscope) แสดงในรูปที่ 4.33

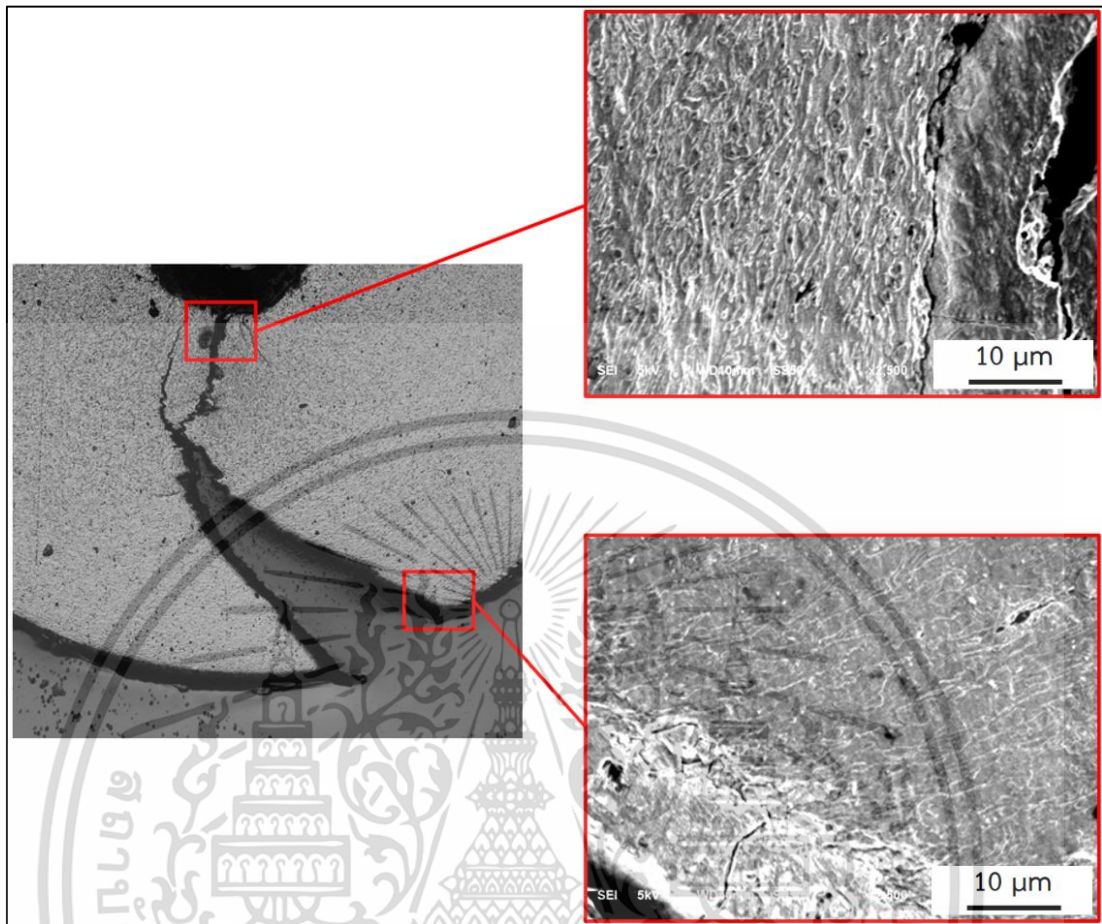


รูปที่ 4.33 โครงสร้างจุลภาคที่มุมการตัด 75° ภายใต้อุณหภูมิการตัดที่แตกต่างกัน

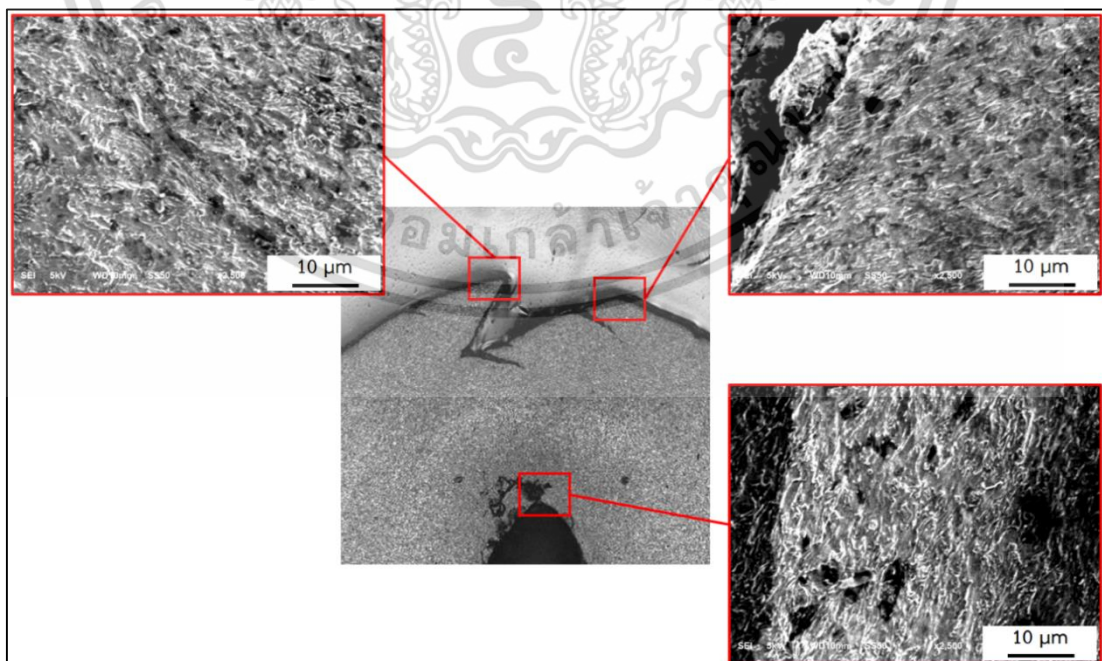


รูปที่ 4.34 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

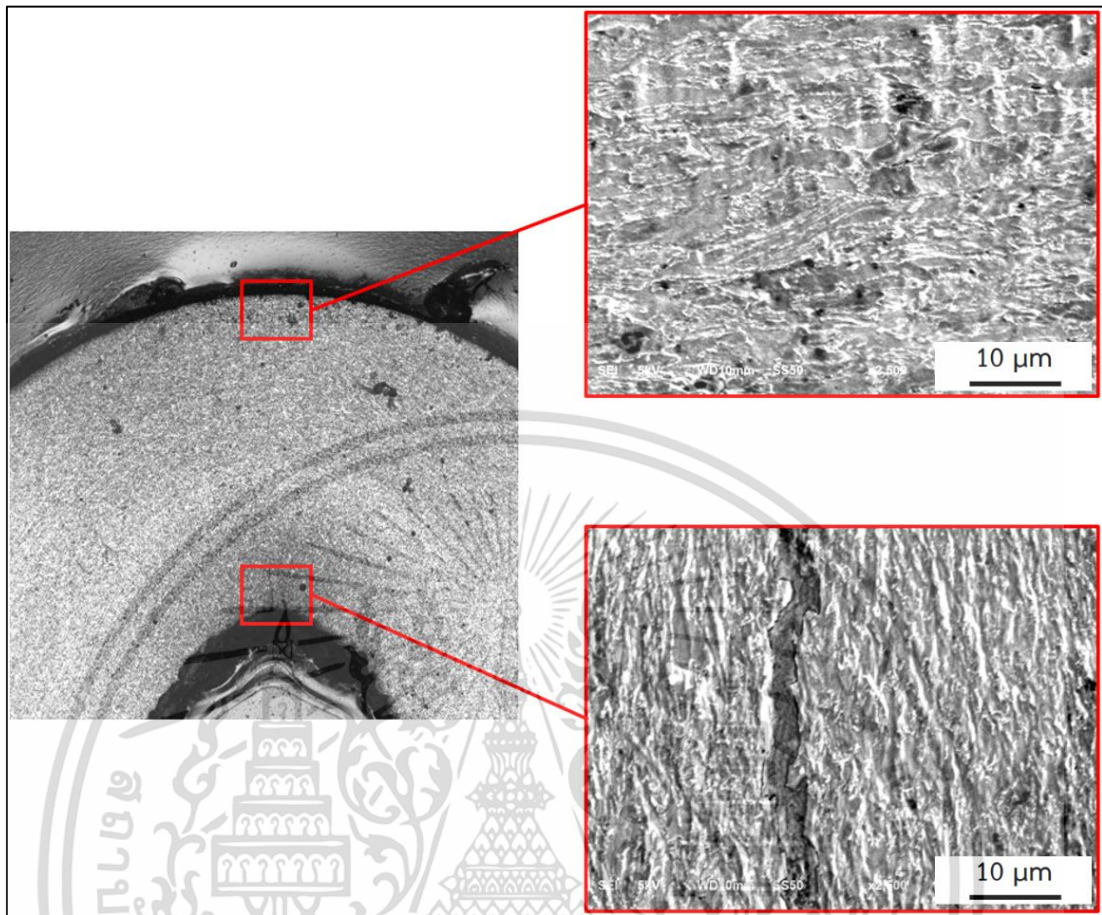


รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 200 °C



รูปที่ 4.36 โครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 400 °C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.37 โครงสร้างจุลภาคหลังการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 600 °C

จากรูปที่ 4.34-รูปที่ 4.37 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณมุมการตัดภายหลังการทดสอบการดัดขึ้นรูปด้วยมุมการดัด 75° โดยจากผลการทดลองรูปที่ 4.34 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคในแนวภาคตัดขวางบริเวณมุมการตัดของชิ้นทดสอบ จากการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) พบว่ารอยแตกร้าวจะเริ่มปรากฏบนพื้นผิวการตัดด้านนอกซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นดึงและขยายตัวสู่กึ่งกลางความหนาเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มมากขึ้น ส่วนชิ้นทดสอบจากการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 200 °C รูปที่ 4.35 พบการแตกร้าวเสียหายที่มีความรุนแรงน้อยกว่าการดัดที่อุณหภูมิห้อง ส่วนรูปที่ 4.36 เป็นลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังการดัดที่อุณหภูมิ 400 °C พบความรุนแรงในการแตกร้าวน้อยลงแต่การแตกร้าวจะเกิดขึ้นในหลายตำแหน่งบนขอบผิว อีกทั้งยังพบการปรากฏของช่องว่าง (Void) ซึ่งกระจายอยู่ทั่วไปและมีความหนาแน่นสูงในบริเวณใกล้ขอบผิวด้านนอกซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นดึงสูงสุด เนื่องจากที่อุณหภูมิ 400 °C เป็นช่วงอุณหภูมิที่ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของเฟสในเหล็กกล้าชนิดนี้ [81-82] ซึ่งสอดคล้องกับผลการตรวจสอบองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิขึ้นรูปจริงด้วยเครื่อง In-situ XRD ดังรูปที่ 4.32 เนื่องจากที่อุณหภูมิ 400 °C เฟสมาร์เทนไซต์ในโครงสร้างจุลภาคซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ BCT [83] เกิดการเปลี่ยนรูปไปเป็นออสเทนไนต์ที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC ซึ่งมีปริมาตรน้อยกว่าจึงส่งผลให้เกิดช่องว่าง (Void) กระจายตัวอยู่ทั่วไปในโครงสร้างจุลภาค จึงส่งผลให้เกิดการแตกร้าวขึ้นในหลายตำแหน่งบนพื้นผิวการตัดเมื่อถูกดัดขึ้นรูป และเมื่อขนาดมุมดัดเพิ่มมากขึ้นส่งผลให้รอยแตกขยายตัวและมีความลึกมากขึ้น แต่ความ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้ใดเห็นชอบที่จะนำเอกสารนี้ไปใช้ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

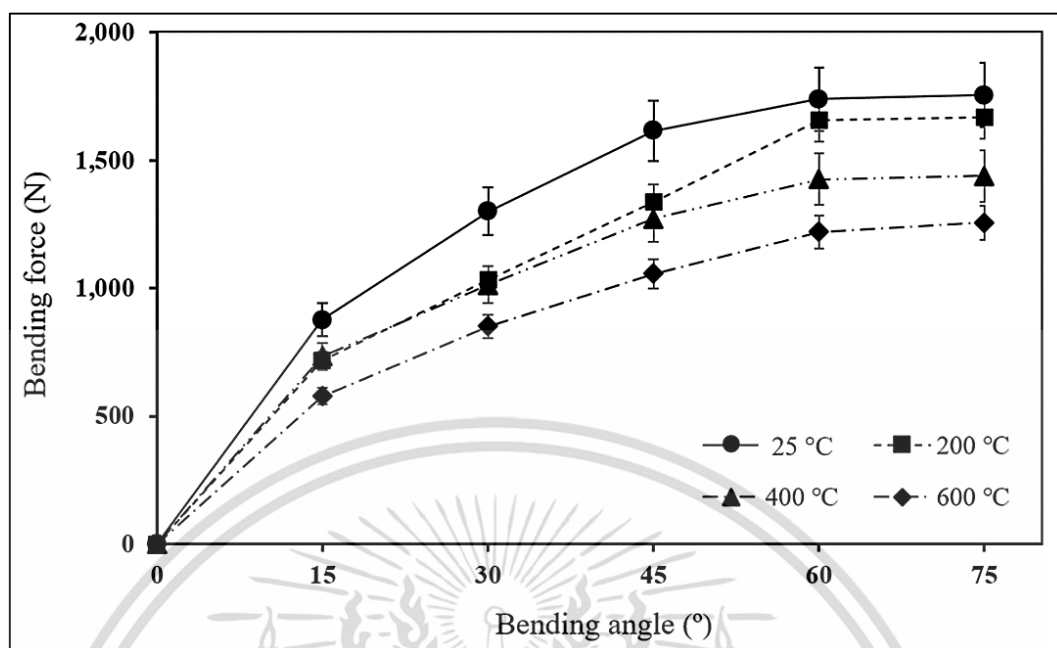
รุนแรงของรอยแตกมีความรุนแรงน้อยกว่าการตัดที่อุณหภูมิห้องและ 200 °C เนื่องจากมีการกระจายตัวของความเค้นมากกว่าจากการปรากฏตัวของรอยแตกในหลายตำแหน่งบนพื้นผิว จึงส่งผลทำให้ค่าความเค้นรวมศูนย์ (Stress concentration) เกิดขึ้นน้อยกว่า ส่วนรูปที่ 4.37 เป็นลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลังการตัดที่อุณหภูมิ 600 °C ซึ่งไม่พบการแตกร้าวบนพื้นผิวด้านนอก เนื่องจากเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงมากขึ้น จะทำให้เหล็กกล้ามีคุณสมบัติอ่อนเหนียวมากขึ้นจากการลดลงของเฟสมาร์เทนไซต์อย่างต่อเนื่องซึ่งสอดคล้องกับผล In-situ XRD (รูปที่ 4.32) และลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดจากการตรวจสอบด้วยกล้อง SEM (รูปที่ 4.29) แต่จะพบรอยแตกขนาดเล็กเกิดขึ้นใกล้กับขอบผิวด้านในซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นอัด

4.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP

ในการศึกษาส่วนนี้จะเป็นการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงเฟสในระหว่างการให้ความร้อนก่อนและหลังการตัดขึ้นรูปและผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคและการติดตัวกลับจากการตัดขึ้นรูปแบบอิสระของเหล็กกล้า TRIP780 ด้วยวิธี In-situ X-ray diffraction (XRD) ที่อุณหภูมิขึ้นรูปจริงและจากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เพื่อศึกษาและเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการตัดของเหล็กกล้าที่อุณหภูมิ 25, 200, 400 และ 600 °C และทำการตัดขึ้นรูปด้วยมุมการตัดซึ่งประกอบด้วย 15° 30° 45° 60° และ 75° ตามลำดับ โดยผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าองค์ประกอบของเฟสในโครงสร้างจุลภาคก่อนการตัดขึ้นรูปจะเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างต่อเนื่องระหว่างการให้ความร้อนและภายหลังการตัดขึ้นรูป เพื่อเป็นแนวทางในการทำนายและควบคุมขนาดมุดติดตัวกลับของเหล็กกล้า TRIP780 โดยการเลือกอุณหภูมิตัดที่เหมาะสม ซึ่งรายละเอียดผลการทดลองจะประกอบไปด้วย

4.3.1 ผลกระทบของอุณหภูมิการตัดที่ส่งผลต่อแรงตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780

ผลการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อแรงที่ตัดขึ้นรูปแบบอิสระในช่วงมุมการตัด 15° ถึง 75° ดังรูปที่ 4.38 ซึ่งแสดงถึงความสัมพันธ์ของแรงตัดขึ้นรูป ขนาดมุดการตัด และอุณหภูมิการตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP 780



รูปที่ 4.38 แรงดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780 ที่ขนาดมุมและอุณหภูมิการดัดแตกต่างกัน

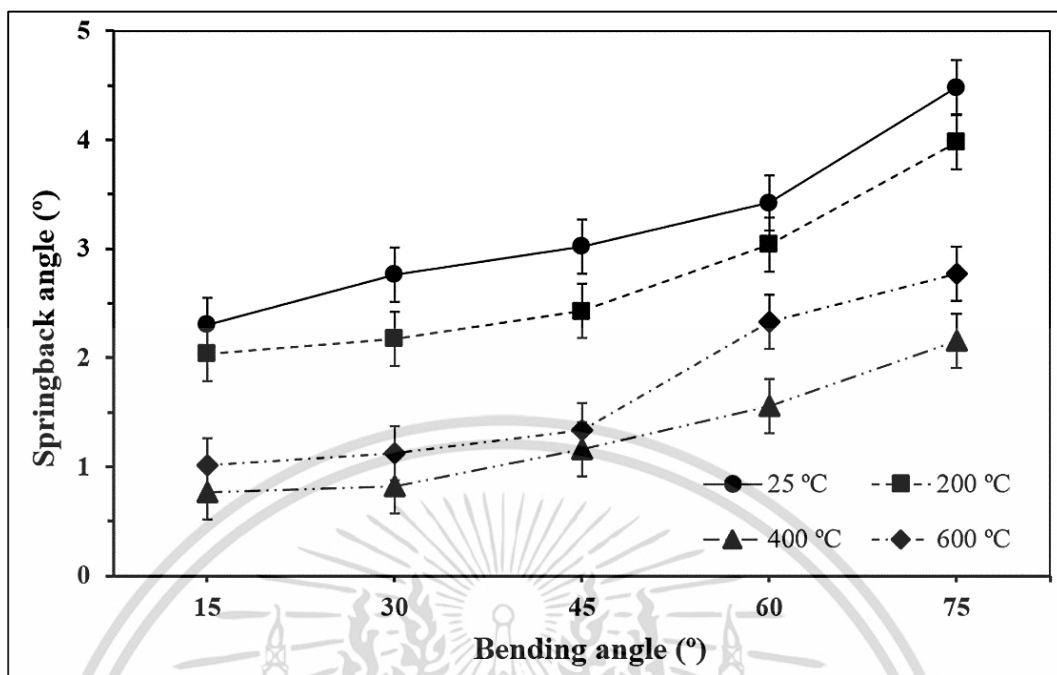
จากผลการทดลองรูปที่ 4.38 แสดงให้เห็นว่าแรงดัดขึ้นรูปจะแปรผันตามขนาดมุมการดัดในทุกอุณหภูมิ กล่าวคือค่าแรงดัดขึ้นรูปจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มสูงขึ้น เพื่อเอาชนะค่าความเค้นครากของวัสดุและให้ได้ขนาดมุมเพิ่มขึ้น จึงต้องเพิ่มแรงเพื่อให้วัสดุเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรมากขึ้นและชดเชยพฤติกรรมความเครียดแข็งซึ่งทำให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น รวมทั้งชดเชยผลกระทบจากแรงกดด้านข้างและความเสียหายจากลูกกลิ้งรองรับทั้งสองด้าน เมื่อขึ้นงานถูกกดให้เหลวลักษณะมากขึ้นซึ่งส่งผลให้พื้นที่สัมผัสระหว่างพื้นผิวของแผ่นขึ้นงานและพื้นผิวพิมพ์และตายเพิ่มมากขึ้น จึงส่งผลโดยตรงทำให้ขนาดของความเสียหายเพิ่มมากขึ้น และเมื่อพิจารณาผลกระทบของอุณหภูมิการดัดขึ้นรูป พบว่าค่าแรงดัดขึ้นรูปจะแปรผกผันกับอุณหภูมิการดัดขึ้นรูป กล่าวคือเมื่ออุณหภูมิในการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลทำให้ค่าแรงดัดขึ้นรูปลดลง โดยการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ (25 °C) จะใช้แรงในการดัดขึ้นรูปสูงสุดและที่อุณหภูมิ 600 °C ใช้แรงในการดัดขึ้นรูปน้อยที่สุด เนื่องจากเมื่อวัสดุอยู่มีอุณหภูมิสูงจะส่งผลให้ค่าความแข็งแรงของวัสดุลดลงซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองของงานวิจัยที่ผ่านมา [61], [84]

4.3.2 ผลกระทบของอุณหภูมิการดัดที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการติดตัวกลับของเหล็กกล้า TRIP780

ด้วยพฤติกรรมการติดตัวกลับเป็นปัญหาสำคัญในการขึ้นรูปโลหะแผ่น ซึ่งจะส่งผลโดยตรงต่อกระบวนการประกอบชิ้นส่วน ทั้งนี้การเปลี่ยนรูปของเพลสจากการเปลี่ยนรูปถาวร (TRIP effect) ซึ่งเป็นพฤติกรรมที่สำคัญของเหล็กกล้าชนิด TRIP โดยจะส่งผลต่อความสามารถในการขึ้นรูปและพฤติกรรมการติดตัวกลับหลังการขึ้นรูป ในส่วนนี้จึงได้ทำการศึกษถึงผลกระทบของอุณหภูมิการดัดที่มีต่อขนาดมุมติดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 ในช่วงอุณหภูมิ 25, 200, 400 และ 600 °C และกำหนดให้มุมการดัดเพิ่มขึ้นทุก ๆ 15° ประกอบด้วย 15° 30° 45° 60° และ 75°

ตามลำดับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

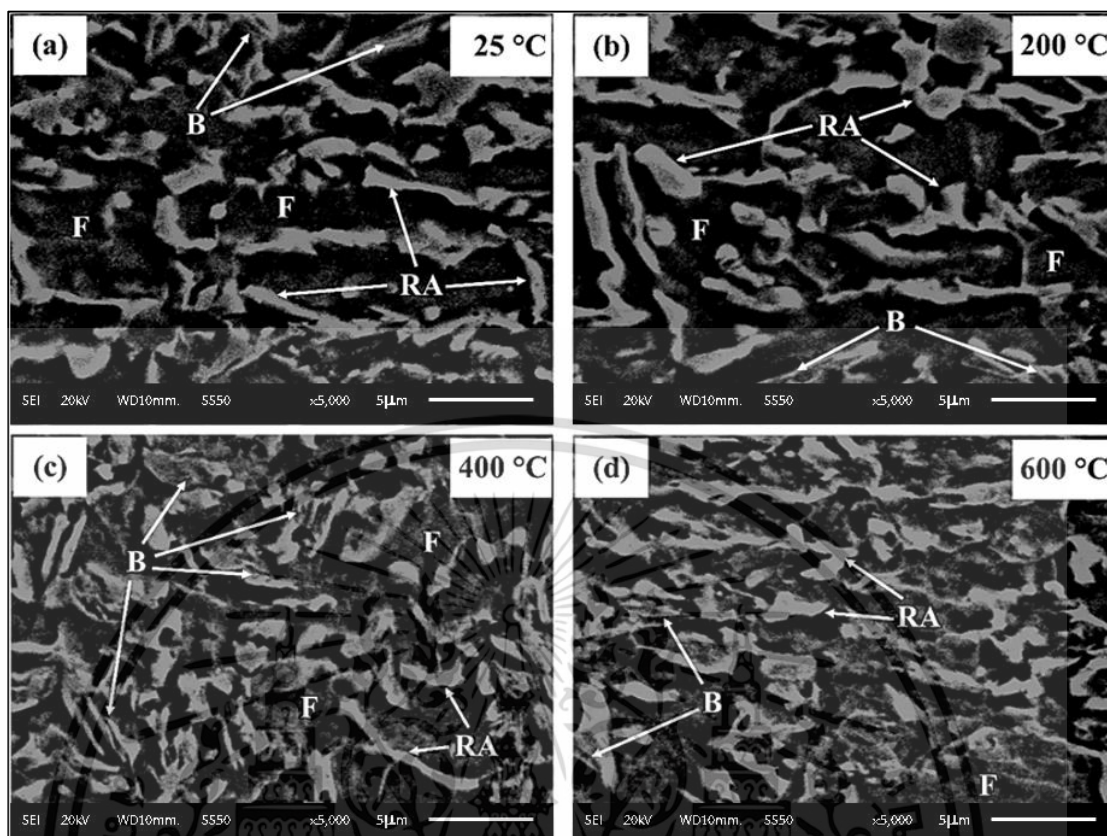


รูปที่ 4.39 กราฟความสัมพันธ์ของมุมดัดและขนาดมุมดัดตัวกลับที่อุณหภูมิการดัดที่แตกต่างกัน

จากผลการทดลองในรูปที่ 4.39 พบว่าขนาดของมุมดัดตัวกลับมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเมื่อขนาดมุมการดัดเพิ่มขึ้น เนื่องจากปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อการดัดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง คือ ค่าความเครียดแข็งที่เพิ่มสูงขึ้นภายหลังการขึ้นรูป ดังนั้นเมื่อปริมาณการเปลี่ยนรูปถาวรเพิ่มขึ้นจากการเพิ่มขนาดมุมการดัด ซึ่งส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนรูปของเฟสในโครงสร้างจุลภาคเพิ่มมากขึ้นและมีความเครียดแข็งเพิ่มขึ้น จึงส่งผลโดยตรงให้ขนาดมุมดัดตัวกลับเพิ่มสูงขึ้น ส่วนผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อขนาดมุมดัดตัวกลับหลังการดัดขึ้นรูป พบว่าขนาดมุมดัดตัวกลับจะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิของขึ้นทดสอบเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะทำให้ความแข็งแรงและสมบัติด้านความเครียดแข็งของวัสดุลดลง [81-82] โดยที่อุณหภูมิการดัด 400 °C จะมีขนาดของมุมดัดตัวกลับต่ำที่สุดและขนาดมุมดัดตัวกลับจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่อุณหภูมิการดัด 600 °C เนื่องจากผลการเปลี่ยนรูปของเฟสในโครงสร้างจุลภาค [86]

4.3.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูป

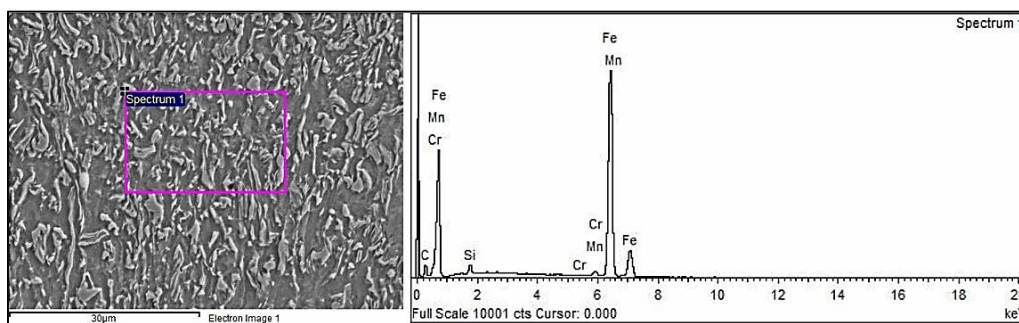
จากผลการอบให้ความร้อนแก่ชิ้นทดสอบภายในเตาไฟฟ้าโดยอัตราการให้ความร้อนและระดับอุณหภูมิดังที่กล่าวไว้ข้างต้น เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) ของโลหะแผ่น TRIP780 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคภายหลังการอบให้ความร้อนที่ระดับอุณหภูมิแตกต่างกัน แสดงดังรูปที่ 4.40



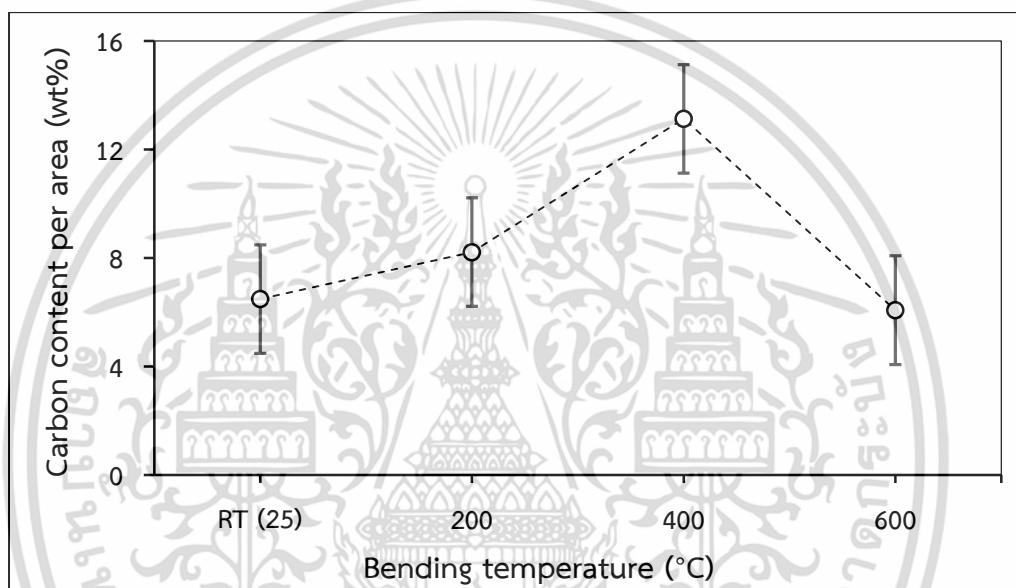
รูปที่ 4.40 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780

จากผลการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบดังรูปที่ 4.40 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า TRIP780 จะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (F) ซึ่งมีสมบัติอ่อนกว่าจะถูกกัดผิวลึกกว่าเฟสอื่น ๆ แสดงให้เห็นเป็นพื้นที่สีดำ ส่วนพื้นผิวของเฟสเบนไนต์ (B) และเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) จะมีผิวเรียบแสดงให้เห็นเป็นพื้นที่สีขาว โดยชิ้นทดสอบที่ทำการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) หรือไม่ผ่านการอบให้ความร้อน ลักษณะโครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) เกิดกระจายอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (F) ดังรูปที่ 4.40(a) เมื่ออบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิที่สูงขึ้นคือ 200 °C ลักษณะโครงสร้างจุลภาคจะเปลี่ยนแปลงไปเล็กน้อย คือเฟส ออสเทนไนต์ตกค้างจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยดังรูปที่ 4.40(b) เมื่ออบให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C พบว่าปริมาณและลักษณะของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัด โดยมีปริมาณของเฟสออสเทนไนต์จะเพิ่มมากขึ้นและบางส่วนมีการแตกตัวเป็นเกรนขนาดเล็กดังรูปที่ 4.40(c) ซึ่งโครงสร้างจุลภาคจะประกอบไปด้วยเฟสออสเทนไนต์ตกค้างและเฟสเบนไนต์ เกิดกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ทั้งนี้เนื่องจากที่อุณหภูมิ 400 °C ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิที่ทำให้เฟสออสเทนไนต์เปลี่ยนรูปไปเป็นเฟสเบนไนต์ (Bainite transformation) [63] เกิดการตกตะกอนของธาตุคาร์บอนในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์มากขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.41 ผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีต่อพื้นก่อนการดัดขึ้นรูปที่ด้วยวิธี EDX



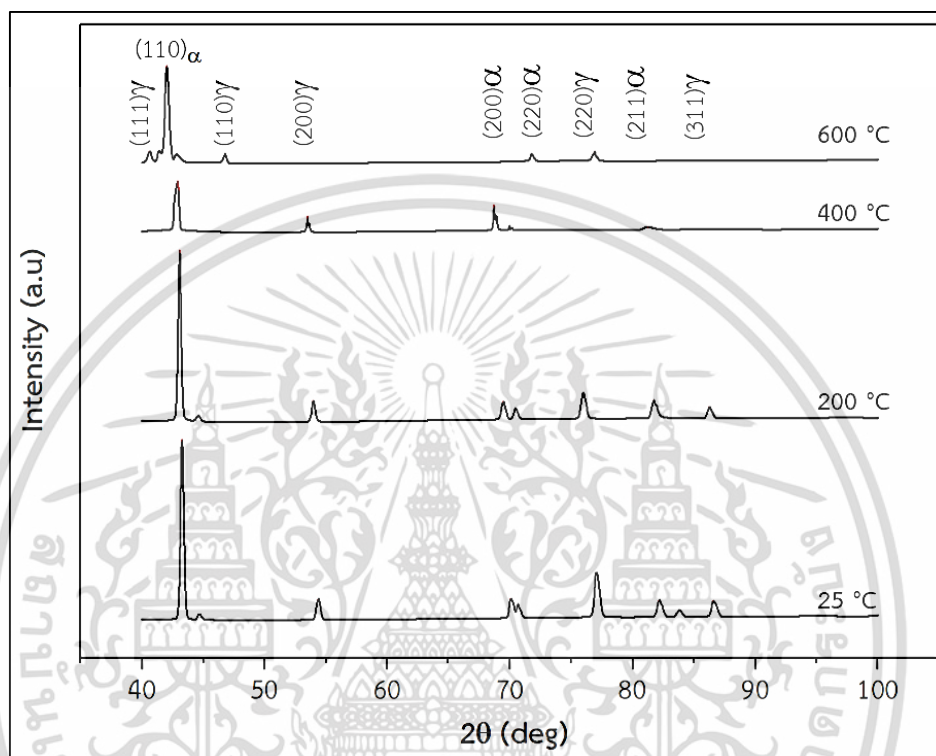
รูปที่ 4.42 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อปริมาณธาตุคาร์บอน

ดังผลการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงปริมาณเชิงพื้นที่ (Area scan) ของธาตุคาร์บอนในโครงสร้างจุลภาคด้วยวิธี EDX แสดงดังรูปที่ 4.41 ซึ่งพบว่าปริมาณเฉลี่ยของธาตุคาร์บอนมีแนวโน้มลดลงเมื่อขึ้นทดสอบผ่านการอบด้วยอุณหภูมิที่สูงขึ้น และปริมาณของธาตุคาร์บอนจะเพิ่มขึ้นสูงสุดเมื่อทำการอบด้วยอุณหภูมิ 400 °C ดังรูปที่ 4.42 ซึ่งจะส่งผลโดยตรงทำให้ปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ลดลง [63] และเมื่อทำการอบให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นที่ 600 °C จะส่งผลทำให้เฟสซินดิออสเทนไนต์ลดลงและคาร์บอนในโครงสร้างพื้นจะรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ ซึ่งมีลักษณะเป็นเกรนขนาดเล็กเกิดกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ดังรูปที่ 4.40(d) โดยพื้นผิวสีขาวขนาดใหญ่ในโครงสร้างจุลภาคจะแสดงถึงพื้นที่ของเฟสออสเทนไนต์และเบนไนต์

4.3.4 องค์ประกอบเฟสก่อนการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริง

องค์ประกอบเฟสในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า TRIP780 ที่อุณหภูมิการดัดขึ้นรูปจริงสามารถตรวจสอบได้ด้วยวิธีศึกษาการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (In-situ XRD) ของขึ้นทดสอบ โดยผลการตรวจสอบองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคภายใต้การอบให้ความร้อนที่อุณหภูมิที่แตกต่างกันแสดงดังรูปที่ 4.43 ซึ่งการเพิ่มขึ้นหรือลดลงของเฟสในระนาบต่าง ๆ เป็นตัวบ่งชี้ให้เห็นถึงการเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เปลี่ยนรูปของเฟสในโครงสร้างจุลภาค จากผลการทดลองพบว่าโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้า TRIP 780 ที่อุณหภูมิห้อง (25 °C) หรือก่อนการให้ความร้อน องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคจะประกอบไปด้วยเฟอร์ไรท์ (F) ซึ่งมีการจัดเรียงตัวของผลึกเป็นแบบ BCC และเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC



รูปที่ 4.43 องค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูปด้วยวิธี XRD ของเหล็กกล้า TRIP780

จากผลการตรวจสอบองค์ประกอบเฟสภายในโครงสร้างจุลภาคก่อนการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิการขึ้นรูปจริงด้วยวิธี XRD ดังรูปที่ 4.43 พบว่าเฟสออสเทนไนต์ (RA) จะปรากฏในระนาบที่ (111) γ , (200) γ , (220) γ และ (311) γ และเฟสเฟอร์ไรท์ (F) จะปรากฏในระนาบที่ (110) α , (200) α และ (211) α โดยอ้างอิงระนาบการปรากฏของเฟสตามงานวิจัยของ Yu และคณะ [10] และ De Meyer และคณะ [87] อัตราส่วนของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) สามารถคำนวณได้โดยใช้สมการที่ (4.3) และ (4.4) ส่วนปริมาณของธาตุคาร์บอนในเฟส RA สามารถคำนวณได้จากสมการในงานวิจัยที่ผ่านมา [88]

$$\frac{a_\gamma}{\text{Å}} = 3.578 + 0.044C_\gamma \quad (4.3)$$

$$a_\gamma = 3.572 + 0.033 \times [C\%] + 0.0012 \times [Mn\%] - 0.00157 \times [Si\%] + 0.0056 \times [Al\%] \quad (4.4)$$

เมื่อ

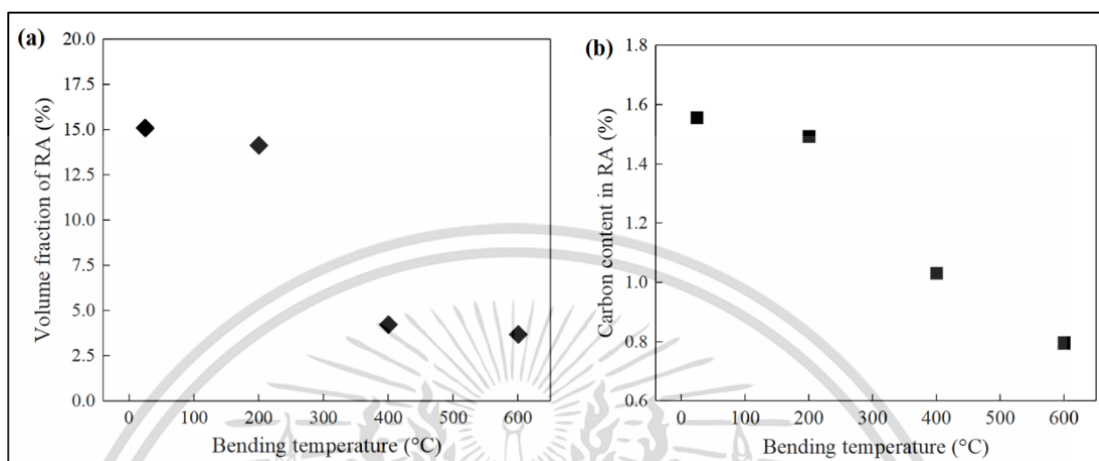
a_γ คือ พารามิเตอร์ของเฟสออสเทนไนต์ (Å) [89]

C_γ คือ เปอร์เซ็นต์คาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์

C คือ เปอร์เซ็นต์น้ำหนักของธาตุคาร์บอน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ขอสงวนสิทธิ์ในนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Mn	คือ	เปอร์เซ็นต์น้ำหนักของธาตุแมงกานีส
Si	คือ	เปอร์เซ็นต์น้ำหนักของธาตุซิลิกอน
Al	คือ	เปอร์เซ็นต์น้ำหนักของธาตุอลูมิเนียม



รูปที่ 4.44 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อ (a) ปริมาณเฟสออสเทนไนต์ และ (b) อัตราส่วนธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง

จากผลการตรวจสอบองค์ประกอบของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ด้วยวิธี XRD ก่อนการดัดขึ้นรูปของชิ้นทดสอบ ดังรูปที่ 4.43 ผลจากการเปลี่ยนแปลงปริมาณของเฟส ในโครงสร้างจุลภาคจะแสดงถึงการเปลี่ยนรูปของเฟสเมื่อชิ้นทดสอบมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น โดยเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) จะมีการจัดเรียงตัวของผลึกเป็นแบบ BCC ส่วนเฟอร์ไรท์และเฟสเบนไนต์จะมีการจัดเรียงตัวของผลึกเป็นแบบ FCC เมื่อนำรูปที่ 4.31 และรูปที่ 4.43 มาพิจารณาร่วมกันจะพบว่าอุณหภูมิการดัดมีอิทธิพลอย่างมากต่อปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ในโครงสร้างจุลภาค โดยพบว่าปริมาณของเฟส RA จะลดลงอย่างชัดเจนเมื่อชิ้นทดสอบมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นดังรูปที่ 4.44(a) พฤติกรรมนี้มีความสอดคล้องกับงานวิจัยของ Yu และคณะ [10] และ Tang และคณะ [90] โดยปริมาณของเฟส RA จะลดลงเล็กน้อยจาก 15% เป็น 14% เมื่ออุณหภูมิของชิ้นทดสอบเพิ่มขึ้นจาก 25 เป็น 200 °C ซึ่งผลที่เกิดขึ้นมีความสอดคล้องกับภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการตรวจสอบด้วยกล้อง SEM ของชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านการอบให้ความร้อน (25 °C) และ ผ่านการอบให้ความร้อนที่ 200 °C ดังรูปที่ 4.31(a) และ 4.31(b) เนื่องจากเวลาในการอบและค้างไว้ในเตาใช้เวลาค่อนข้างสั้น จึงพบการเปลี่ยนแปลงของเฟสในโครงสร้างจุลภาคเพียงเล็กน้อย

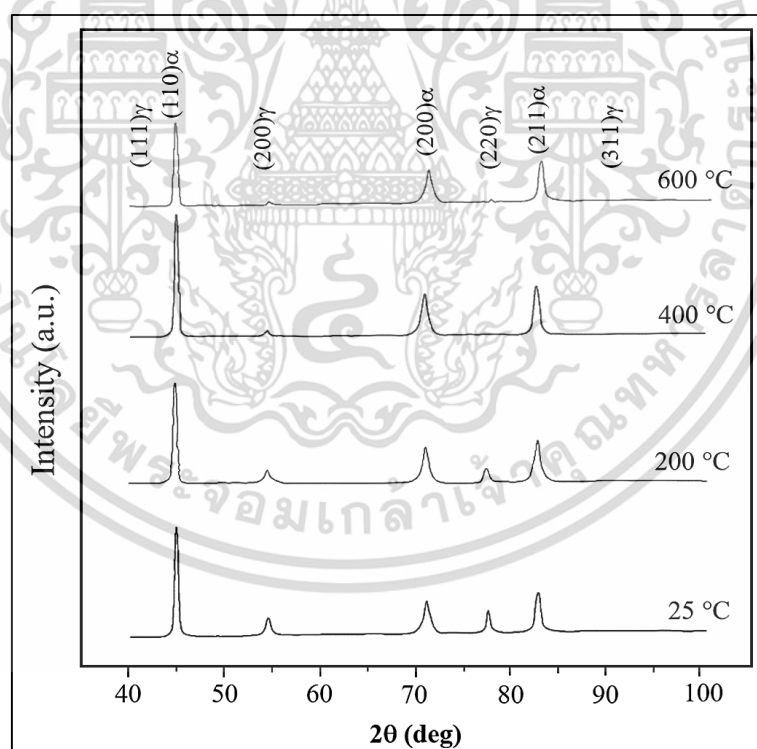
เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ของอุณหภูมิการดัดและปริมาณเฉลี่ยของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ดังรูปที่ 4.44(b) พบว่าปริมาณคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์จะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่ออุณหภูมิของชิ้นทดสอบเพิ่มสูงขึ้นจากอุณหภูมิห้อง (25 °C) เป็น 200 °C ทั้งนี้การเพิ่มขึ้นของปริมาณธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ โดยส่วนใหญ่เกิดจากการแพร่กระจายของธาตุคาร์บอนในเฟสเฟอร์ไรท์ (F) ไปสู่เฟสออสเทนไนต์ในระหว่างที่ชิ้นทดสอบมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น [76] ซึ่งส่งผลทำให้เฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) มีเสถียรภาพมากขึ้น โดยผลการตรวจสอบการเลี้ยวเบน (XRD) ของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงไปอย่างมีนัยสำคัญ โดยปริมาณของเฟส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

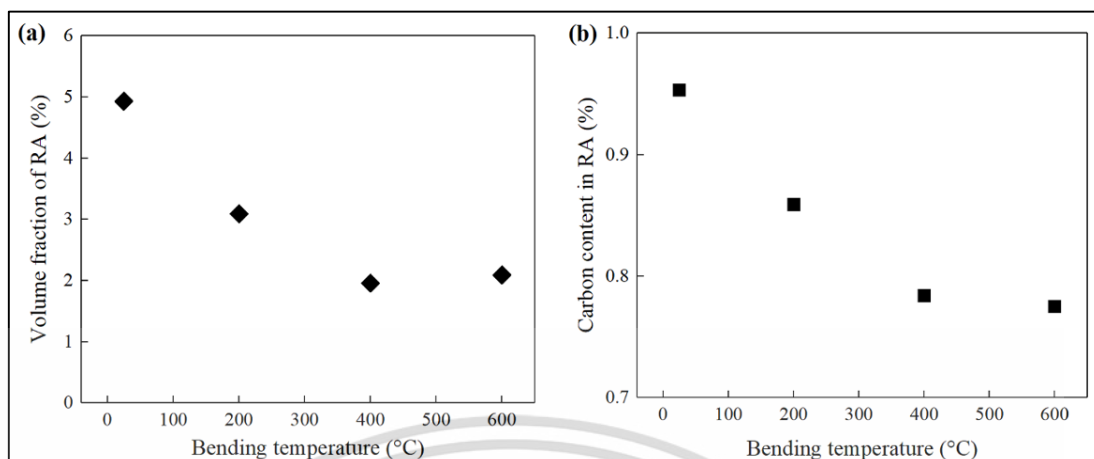
ออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) จะลดลงอย่างรวดเร็วจาก 14% เป็น 4% และปริมาณคาร์บอนลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิการตัดเพิ่มขึ้นจาก 200 เป็น 400 °C ดังนั้นจึงอนุมานได้ว่า การลดลงของธาตุคาร์บอน (C) ส่วนใหญ่จะเกิดจากการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสเบนไนต์ (B) และซีเมนไตท์ (Fe_3C) ดังรูปที่ 4.31(c) ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Anazadeh และคณะ [79] เมื่ออุณหภูมิขึ้นทดสอบเพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิ 400 ถึง 600 °C พบว่าปริมาณของเฟสออสเทนไนต์เกือบจะหายไปหรือพบเพียงเล็กน้อย ในขณะที่เฟอร์ไรท์ (F) มีปริมาณเพิ่มขึ้นและปริมาณของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์จะลดลงเล็กน้อย จากผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 จะเกิดการเปลี่ยนรูปของเฟสเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 600 °C ซึ่งโครงสร้างจุลภาคจะประกอบไปด้วย Ferrite (F), Pearlite (F + Fe_3C) และ เฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ขนาดเล็ก ดังรูปที่ 4.31(d) ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองของ Zhao และคณะ [91]

4.3.5 การเปลี่ยนรูปของเฟสระหว่างกระบวนการตัดขึ้นรูป

ในการตรวจสอบองค์ประกอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบด้วยวิธี In-situ XRD มีวัตถุประสงค์เพื่อการศึกษาและวิเคราะห์การเปลี่ยนรูปของเฟสในระหว่างการตัดขึ้นรูปหรือทริปเอฟเฟกต์ (TRIP effect) เพื่อประโยชน์ในการปรับปรุงสมบัติด้านความเหนียวและความสามารถในการขึ้นรูปของวัสดุ



รูปที่ 4.45 การเปรียบเทียบองค์ประกอบเฟสภายหลังการตัดขึ้นรูปที่มุมตัด 45° ด้วยวิธี XRD



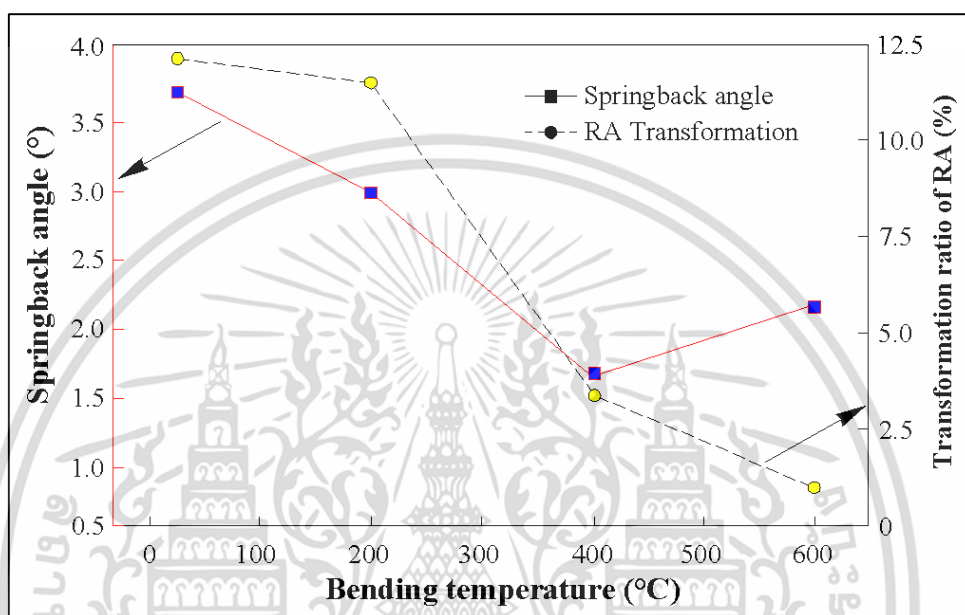
รูปที่ 4.46 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อ (a) ปริมาณเฟสออสเทนไนต์และ (b) อัตราส่วนของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์หลังการขึ้นรูป

จากผลการทดลองรูปที่ 4.45 แสดงผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบหลังการดัดขึ้นรูปด้วยวิธี XRD ส่วนรูปที่ 4.46(a) แสดงผลการคำนวณปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) และรูปที่ 4.46(b) แสดงผลการคำนวณปริมาณของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) หลังการดัดขึ้นรูปด้วยมุมดัด 45° ซึ่งจากผลการทดลองและผลการคำนวณปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) หลังการดัดขึ้นรูปพบว่า การดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25°C) จะส่งผลทำให้ปริมาณของเฟสออสเทนไนต์หลังการดัดขึ้นรูปลดลง เนื่องจากการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (M) โดยปริมาณของเฟสออสเทนไนต์จะลดลงประมาณ 10% เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้การเปลี่ยนรูปของเฟสหลังการขึ้นรูปเกิดขึ้นน้อยลง ดังผลการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 600°C ซึ่งพบว่าเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ลดลงเพียง 2% เนื่องจากที่อุณหภูมิดังกล่าววัสดุมีปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) น้อย ส่วนรูปที่ 4.46(b) ซึ่งแสดงผลการคำนวณปริมาณของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง เห็นได้ชัดว่าอุณหภูมิการดัดและการเปลี่ยนรูปของชิ้นทดสอบ จะส่งผลต่อปริมาณธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ โดยปริมาณธาตุคาร์บอนจะเพิ่มสูงขึ้นเมื่อทำการดัดด้วยอุณหภูมิ 200°C และเมื่ออุณหภูมิการดัดเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้ปริมาณธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ลดลง ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวมีความสอดคล้องกับผลการทดลองของ Shen และคณะ [92] ที่ได้ทำการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของปริมาณธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง ซึ่งพบว่าปริมาณของธาตุคาร์บอนโดยเฉลี่ยจะมีแนวโน้มลดลง ตามสัดส่วนการลดลงของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง เมื่ออุณหภูมิการดัดสูงขึ้น

4.3.6 ความสัมพันธ์ของโครงสร้างจุลภาคและขนาดการติดตัวกลับ

ทราบกันโดยทั่วไปว่าปัจจัยหลักที่ส่งผลกระทบต่อการติดตัวกลับของโลหะแผ่น คือ สมบัติทางกลของวัสดุ ลักษณะของเครื่องมือ รวมไปถึงอุณหภูมิการขึ้นรูป ซึ่งพบว่าการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ของวัสดุ จะส่งผลให้ขนาดมุดิตตัวกลับลดลง ซึ่งโดยทั่วไปอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization temperature) ของเหล็กกล้าจะอยู่ในช่วง $1,000\text{--}1100\text{ k}$ ($726\text{--}826^\circ\text{C}$) [93] ทั้งนี้หากทำการขึ้นรูปที่อุณหภูมิดังกล่าวจะส่งผลทำให้เหล็กกล้ามีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและส่งผลให้ค่าความแข็งแรงหลังการขึ้นรูปของวัสดุลดลง เพื่อ

หลีกเลี่ยงผลกระทบต่อสมบัติทางกลของเหล็กกล้าหลังการขึ้นรูป ในงานวิจัยนี้จึงเลือกทำการศึกษาพฤติกรรมการติดตัวกลับและตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ (Cold and warm working) เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ของลักษณะโครงสร้างจุลภาคและขนาดมุมติดตัวกลับของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP780 หลังการดัดขึ้นรูป โดยผลการทดลองแสดงดังรูปที่ 4.47

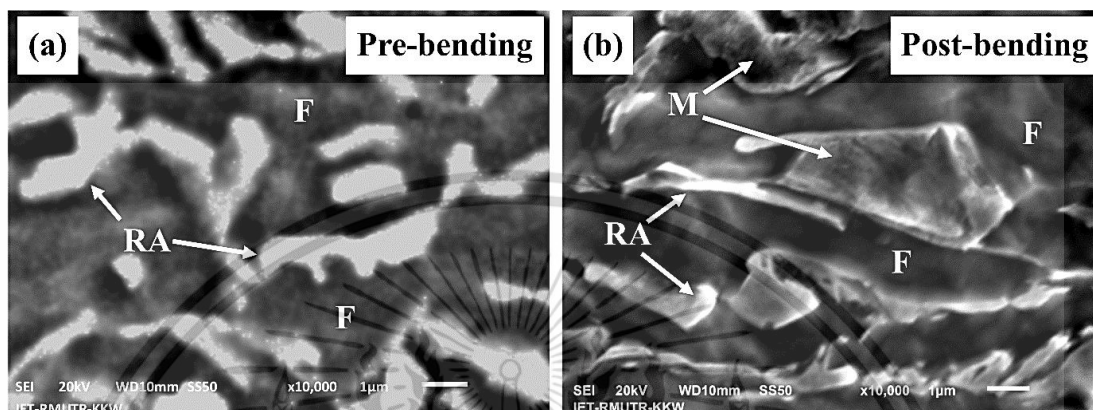


รูปที่ 4.47 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิ อัตราการเปลี่ยนรูปของเฟส RA และ มุมติดตัวกลับ

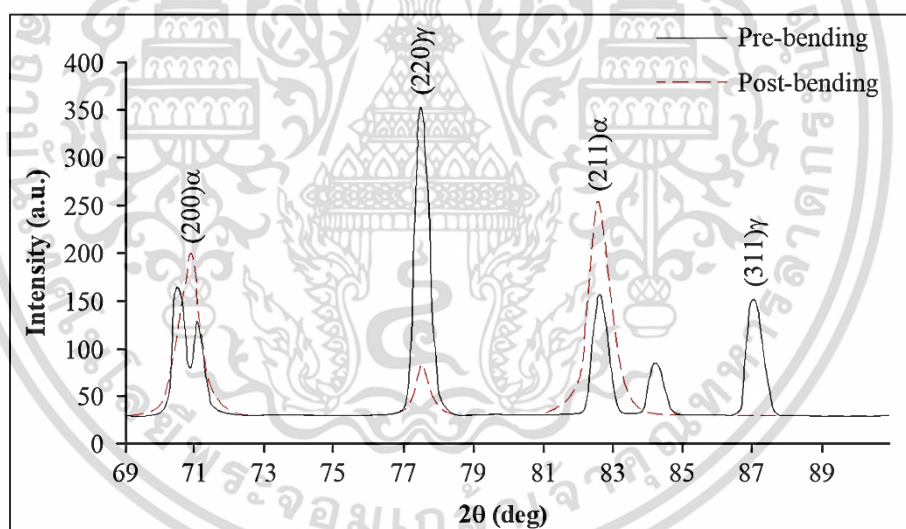
จากผลการทดลองรูปที่ 4.47 แสดงให้เห็นถึงผลกระทบของอุณหภูมิการดัด ที่ส่งผลต่ออัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) และขนาดมุมติดตัวกลับของชิ้นทดสอบที่มุมการดัด 45° ซึ่งพบว่าขนาดของมุมติดตัวกลับและอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ จะแปรผกผันกับอุณหภูมิการดัดขึ้นรูป กล่าวคือ ขนาดของมุมติดตัวกลับและอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟส RA จะมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิการดัดเพิ่มสูงขึ้น โดยขนาดมุมติดตัวกลับจะลดลงมากที่สุดที่อุณหภูมิการดัด 400°C สอดคล้องกับอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ที่ลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจากอุณหภูมิห้อง (25°C) ถึง 400°C และ เมื่ออุณหภูมิการขึ้นรูปเพิ่มสูงขึ้นที่ 600°C พบว่าอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) และขนาดมุมติดตัวกลับจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อยในช่วงนี้ จากผลการทดลองและผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบ ก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปด้วยวิธี XRD แสดงให้เห็นว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะส่งผลให้ปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างลดลง และเมื่อเปรียบเทียบปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ก่อนและหลังการดัดขึ้นรูป พบว่าหลังการดัดขึ้นรูปปริมาณของเฟสออสเทนไนต์จะลดลงอย่างชัดเจน แสดงให้เห็นว่าเฟส RA จะเกิดการเปลี่ยนรูปไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (M) ในระหว่างการทดสอบการดัดและเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร (TRIP effect) [91-92] ทั้งนี้จากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปที่ได้จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) ดังรูปที่ 4.48 (a)-(b)

และผลการตรวจสอบด้วยวิธี XRD ดังรูปที่ 4.49 สามารถยืนยันผลการเปลี่ยนรูปของเฟสระหว่างการทดสอบนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ดัดขึ้นรูป (TRIP effect) ได้ นอกจากนี้จากผลการวิจัยของ Meyer และ Vanderschueren [87] ได้ ยืนยันผลการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (M) จากการเพิ่มขึ้น ของขนาด (Peak) ของเฟอร์ไรต์ในระนาบ $(200)\alpha$ และ $(211)\alpha$ หลังการดัดขึ้นรูปซึ่งสอดคล้องกับผล การตรวจสอบด้วยวิธี XRD ในการทดลองนี้



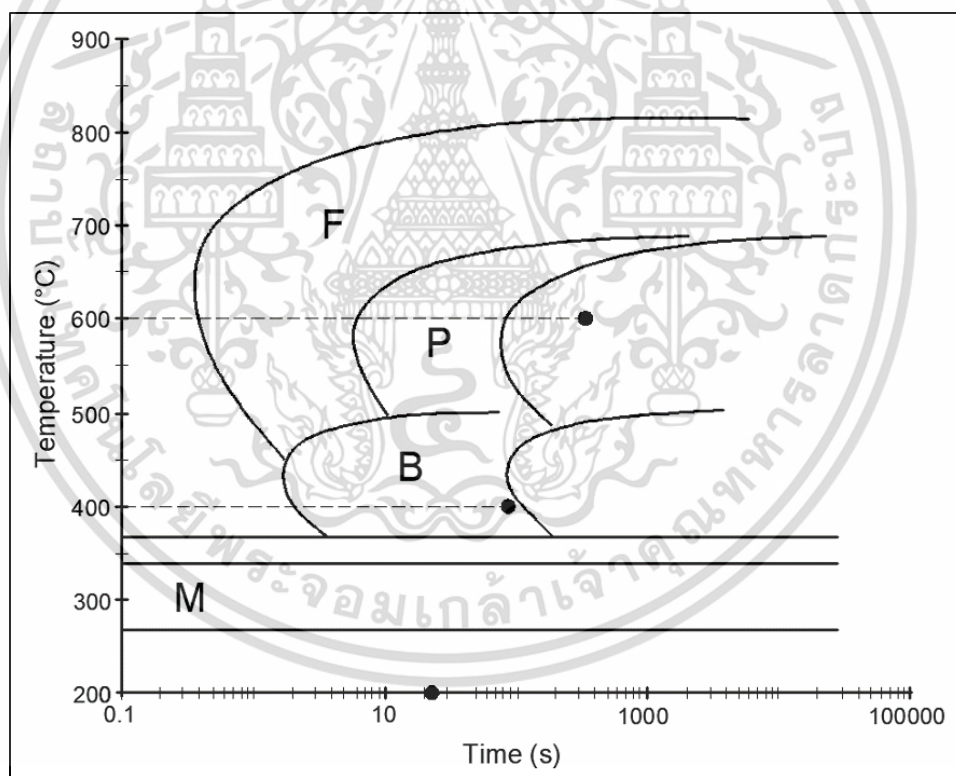
รูปที่ 4.48 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP780



รูปที่ 4.49 ผล XRD ก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง (25 °C)

จากการเปรียบเทียบลักษณะของโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังการดัดขึ้นรูปที่ส่งผลต่อการ ดัดตัวกลับในช่วงอุณหภูมิห้อง (25 °C) – 600 °C พบว่าการดัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิต่ำ (25 °C และ 200 °C) จะเกิดมมดัดตัวกลับสูง เนื่องจากมีการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็น เฟสมาร์เทนไซต์(M) สูง จากผลของการเปลี่ยนรูปถาวรหรือผลกระทบของการเกิด TRIP และ มี ความเครียดแข็ง (Strain hardening) สูง [96] ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคภายหลังการอบให้ความ ร้อนที่ 200 °C มีความแตกต่างจากอุณหภูมิห้องเพียงเล็กน้อย เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิที่ต่ำกว่า อุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ซึ่งสอดคล้องกับแผนภาพ TTT ของเหล็กกล้า [97] ดังรูปที่ 4.50 เนื่องด้วย ระดับอุณหภูมิการอบต่ำและใช้เวลารอบสั้น จึงไม่ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่ในสื่อออนไลน์ ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสเบนไนต์ (B) โดยขนาดของมมุติตตัวกลับจะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิการตัดเพิ่มขึ้นที่ 400 °C ซึ่งสอดคล้องกับอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) โดยการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องมีอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟส RA ประมาณ 60% และลดลงประมาณ 40% เมื่อทำการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 400 °C ในส่วนของปริมาณของธาตุคาร์บอนในเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) พบว่าจะมีปริมาณลดลงสัมพันธ์กับอัตราการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ซึ่งแสดงให้เห็นว่าวัสดุมีความอ่อนแอในช่วงอุณหภูมิดังกล่าว [98-99] และขนาดของมมุติตตัวกลับจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อยเมื่อทำการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 600 °C เนื่องจากเกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกล จากการเพิ่มขึ้นของคาร์ไบด์หรือซีเมนไต์ (Fe_3C) ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ ซึ่งส่งผลทำให้ค่าความเค้นครากของวัสดุเพิ่มสูงขึ้น [86-87] กล่าวคือ RA จะเกิดการสลายตัวเมื่อค่าความร้อนสูงเกิน 400 °C จึงไม่ได้รับผลกระทบจากการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (M) หรือเมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร (TRIP effect) เนื่องจาก RA มีปริมาณเพียงเล็กน้อย นอกจากนี้ยังพบว่าคาร์ไบด์ (Fe_3C) จำนวนมากจะเกิดการตกตะกอนเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นที่ 600 °C ซึ่งส่งผลให้ความเค้นครากเพิ่มสูงขึ้น [76], [89] และขนาดมมุติตตัวกลับเพิ่มสูงขึ้น



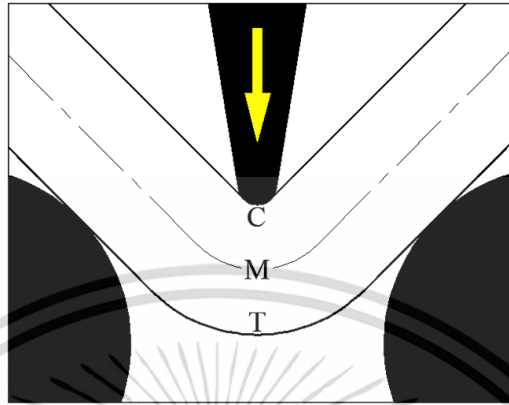
รูปที่ 4.5 แผนภาพ TTT diagrams ของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง (TRIP) [34]

4.3.7 ลักษณะการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคหลังการตัดขึ้นรูป

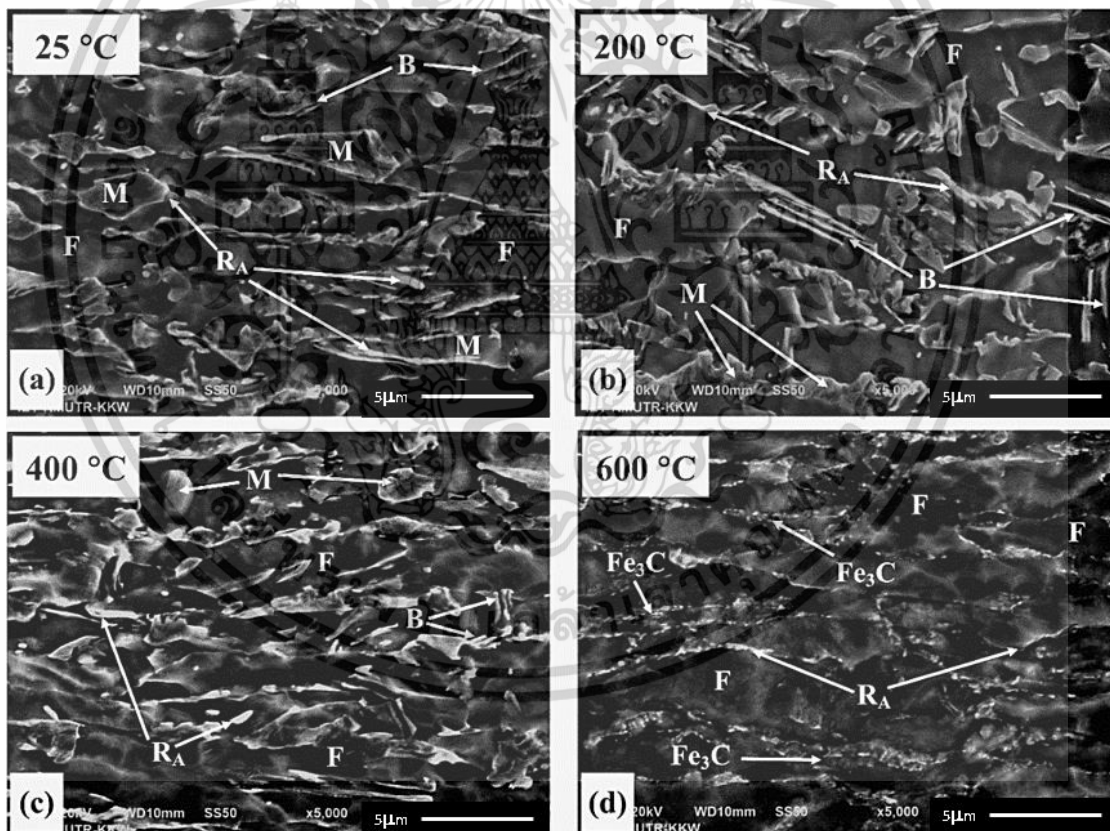
ในการศึกษาความสามารถในการตัดขึ้นรูปของโลหะแผ่นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP780 โดยใช้รัศมีการตัดขนาดเล็ก (0.25 มิลลิเมตร) โดยการเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณมุมการตัด หลังการตัดขึ้นรูปที่มุมการตัด 45° ภายใต้อุณหภูมิที่แตกต่างกัน โดยจะทำการตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชั้นทดสอบใน 3 ตำแหน่งของภาคตัดขวาง

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บริเวณมุมการตัด คือจุด T เป็นส่วนที่ได้รับความเค้นแรงดึงสูงสุด จุด C เป็นส่วนที่ได้รับความเค้นอัด และจุด M เป็นจุดบริเวณกึ่งกลางความหนาของโลหะแผ่น ดังรูปที่ 4.51



รูปที่ 4.51 ตำแหน่งการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคบนภาคตัดขวางบริเวณมุมการตัด



รูปที่ 4.52 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณจุด T ภายหลังจากการตัดด้วยอุณหภูมิแตกต่างกัน

จากผลการทดลองรูปที่ 4.52 แสดงลักษณะของโครงสร้างจุลภาคบริเวณมุมการตัดโดยจะมุ่งเน้นเปรียบเทียบกับบริเวณจุด T ซึ่งเป็นส่วนที่ได้รับความเค้นดึงสูงสุดทำให้ลักษณะโครงสร้างจุลภาคเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนที่สุด จากผลการทดสอบการตัดขึ้นรูปด้วยมุมการตัด 45° ที่อุณหภูมิ

การตัด 25, 200, 400 และ 600 °C พบว่าที่อุณหภูมิการตัดต่ำ (25 °C และ 200 °C) ลักษณะไม่ว้ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงสร้างจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.52 (a-b) แสดงให้เห็นว่าปริมาณของเฟสมาร์เทนไซต์ (M) ซึ่งมีพื้นผิวหยาบในอัตราส่วนสูงเนื่องจากการเปลี่ยนรูปจากเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ (M) ในช่วงการเปลี่ยนรูปถาวรจากการตัดขึ้นรูปและเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) จะยึดออกในทิศทางความเค้นดึง รูปที่ 4.52(c) เป็นลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบภายหลังจากการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 400 °C เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิที่โครงสร้างวัสดุเป็นรูปไปเป็นเฟสเบนไนต์ (B) ซึ่งแสดงให้เห็นอย่างชัดเจนว่าโครงสร้างทางจุลภาคภายหลังจากการตัดขึ้นรูปจะประกอบไปด้วยเฟสเบนไนต์ (B) และเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) ถูกยึดออกไปในทิศทางความเค้นดึง และเมื่ออุณหภูมิการตัดเพิ่มสูงขึ้นเป็น 600 °C โครงสร้างจุลภาคจะประกอบไปด้วยคาร์ไบด์ (Fe_3C) ที่กระจายในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์ (F) ส่วนปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง (RA) จะลดลงดังรูปที่ 4.52(d) ซึ่งจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่ามีความสัมพันธ์โดยตรงกับความสามารถในการขึ้นรูปของวัสดุ จากลักษณะของเฟสที่สามารถยึดตัวได้ดีขึ้นเมื่ออุณหภูมิการตัดเพิ่มสูงขึ้น



บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

จากผลการดำเนินงานวิจัยเพื่อศึกษาความสามารถในการตัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงภายใต้กระบวนการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ ซึ่งมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง 2 ชนิดที่มีโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลที่แตกต่างกัน รวมทั้งทำการศึกษาผลกระทบของทิศทางการรีดขึ้นรูปและอุณหภูมิการตัดขึ้นรูปที่ส่งผลต่อการบิดตัวกลับ การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค และการแตกร้าวเสียหายหลังการตัดขึ้นรูป ซึ่งผลจากการวิจัยสามารถสรุปได้ ดังนี้

5.1.1 ผลการเปรียบเทียบความสามารถในการตัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายที่อุณหภูมิห้อง

จากผลการทดลองเพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการตัดขึ้นรูปและลักษณะความเสียหายที่อุณหภูมิห้องของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด DP980 และเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิด TRIP780 โดยการตัดขึ้นรูปแบบอิสระในทิศทางตามแนวและขวางแนวการรีด สรุปได้ว่า

- (1) แรงตัดขึ้นรูปและขนาดมุมบิดตัวกลับจะแปรผันตามขนาดมุมการตัดขึ้นรูป
- (2) เหล็กกล้าชนิด DP980 ใช้แรงในการตัดขึ้นรูปและมีขนาดมุมบิดตัวกลับสูงกว่าเหล็กกล้า TRIP 780
- (3) การตัดแบบขวางแนวการรีดใช้แรงในการตัดขึ้นรูปและมีขนาดมุมบิดตัวกลับสูงกว่าการตัดขึ้นรูปตามแนวการรีด
- (4) การตัดขึ้นรูปแบบตามแนวการรีดของเหล็กกล้า DP980 จะเกิดการแตกร้าวเสียหายได้ง่ายที่สุด หลังการตัดขึ้นรูปที่มุมการตัด 45° ซึ่งจะส่งผลทำให้แรงตัดขึ้นรูปและขนาดมุมบิดตัวกลับลดลง และการตัดขึ้นรูปตามแนวการรีดของเหล็กกล้า TRIP 780 ใช้แรงในการตัดขึ้นรูปและมีขนาดมุมบิดตัวกลับน้อยที่สุด
- (5) รอยแตกจะเริ่มต้นเกิดขึ้นบนพื้นผิวด้านนอกซึ่งได้รับความเค้นดึงและพื้นผิวด้านในซึ่งได้รับความเค้นอัด โดยรอยแตกจะขยายตัวกว้างขึ้นเมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้น

5.1.2 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการตัดขึ้นรูปและความเสียหายของเหล็กกล้า DP 980

จากผลการทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิที่มีต่อความสามารถในการตัดขึ้นรูปและความเสียหายของเหล็กกล้าชนิด DP980 จากการตัดขึ้นรูปแบบอิสระด้วยอุณหภูมิที่แตกต่างกันสรุปได้ว่า

- (1) ขนาดมุมบิดตัวกลับของชิ้นทดสอบหลังจากการตัดขึ้นรูปจะมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นอย่างมีนัยสำคัญเมื่อขนาดมุมการตัดเพิ่มขึ้น
- (2) การตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิ 400°C จะส่งผลต่อขนาดมุมบิดตัวกลับสูงสุด
- (3) รอยแตกจะเกิดขึ้นกับชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิต่ำกว่าโดยจะเริ่มเกิดขึ้นบนพื้นผิวด้านนอกซึ่งได้รับความเค้นดึงสูงสุดและจะขยายตัวรุนแรงเมื่อมุมการตัดเพิ่มขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- (4) เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น เฟสอาร์เทนไซด์ ในโครงสร้างจุลภาคของวัสดุจะมีปริมาณลดลง ส่งผลให้ความสามารถในการขึ้นรูปสูงขึ้นและการแตกร้าวเสียหายลดลง

5.1.3 ผลกระทบของอุณหภูมิที่ส่งผลต่อความสามารถในการตัดขึ้นรูปและการเปลี่ยนโครงสร้างของเหล็กกล้า TRIP780

จากการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิในช่วง 25 - 600 °C ที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและความสามารถในการตัดขึ้นรูปของเหล็กกล้า TRIP 780 สรุปได้ว่า

- (1) ปริมาณของเฟสออสเทนไนต์ตกค้างจะมีแนวโน้มลดลงอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น โดยจะลดลงต่ำสุดที่อุณหภูมิ 400 °C เนื่องจากการเปลี่ยนรูปของเฟสออสเทนไนต์ไปเป็นเฟสเบนไนต์
- (2) ขนาดมุกติดตัวกลับจะแปรผกผันกับอุณหภูมิ และแปรผันตามปริมาณเฟสออสเทนไนต์ตกค้าง กล่าวคือขนาดมุกติดตัวกลับจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อ อุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น และปริมาณเฟสออสเทนไนต์ตกค้างลดลง
- (3) ที่อุณหภูมิ 600 °C ขนาดมุกติดตัวกลับจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจากผลเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกล จากการเพิ่มขึ้นของคาร์ไบด์หรือซีเมนไตต์ (Fe_3C) ในโครงสร้างพื้นเฟอร์ไรท์

5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

ในการศึกษาครั้งนี้เป็นการศึกษาความสามารถในการตัดขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิแบบอุ่นซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ของเหล็กกล้าชนิดเฟสคู่และชนิด TRIP โดยวิธีการทดสอบการตัดขึ้นรูปแบบอิสระ ดังนั้นการศึกษาในอนาคตควรทำการศึกษากับวัสดุเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงชนิดอื่น ๆ ในทุกช่วงอุณหภูมิ ทั้งช่วงอุณหภูมิอุ่นและร้อน เพื่อเปรียบเทียบความสามารถในการขึ้นรูปและเลือกใช้ช่วงอุณหภูมิการขึ้นรูปที่เหมาะสม เพื่อปรับปรุงประสิทธิภาพและลดความเสียหายในการขึ้นรูป และแนะนำให้มีการจำลองการตัดขึ้นรูปเปรียบเทียบกับผลการทดลอง เพื่อลดเวลาและค่าใช้จ่ายในการทดสอบ ซึ่งจะเป็นประโยชน์ต่อกระบวนการขึ้นรูปวัสดุประเภทเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

เอกสารอ้างอิง

- [1] Bhargava M., Tewari A. and Mishra S. K. “Forming limit diagram of Advanced High Strength Steels (AHSS) based on strain-path diagram.”, **Mater. Des.**, vol. 85, 2015. Pp. 149–155
- [2] Nasser A., Yadav A., Pathak P. and Altan T. “Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests.”, **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 210, no. 3, 2010. Pp. 429–436
- [3] Keeler S., Kimchi M., Kuziak R., Kawalla R., Waengler S., Weng Y. G., and Dong H. “Introduction to Advanced High-Strength Steels (AHSS).”, **Adv. High-Strength Steels Appl. Guidel.**, ver. 5.0, no. 5, 2014. Pp. 2
- [4] Hudgins A. W., Matlock D. K., Speer J. G. and Van C.J. “Predicting instability at die radii in advanced high strength steels,” **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 210, no. 5, 2010. Pp. 741–750
- [5] Nikhare C., Hodgson P.D. and Weiss M. “Necking and fracture of advanced high strength steels.”, **Mater. Sci. Eng. A**, vol. 528, no. 6, 2011. Pp. 3010–3013
- [6] Schemmann L., Zaefferer S., Raabe D., Friedel F. and Mattissen D. “Alloying effects on microstructure formation of dual phase steels.”, **Acta Mater.**, vol. 95, 2015. Pp. 386–398
- [7] Ramazani A., Abbasi M., Kazemiabnavi S., Schmauder S., Larson R. and Prahl U. “Development and application of a microstructure-based approach to characterize and model failure initiation in DP steels using XFEM.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 660, 2016. Pp. 181–194
- [8] Cai Z., Ding H., Ying Z. and Misra R. D. K. “Microstructural evolution and mechanical properties 11% manganese TRIP steel containing niobium,” **2nd HMnS Conf. Proc.**, vol. 560, 2014. Pp. L3-16
- [9] Nemecek S., Novy Z. and Stanková H. “Optimization of heat treatment of TRIP steels.”, **Metall. Ital.**, vol. 98, no. 2, 2006. Pp. 47–51
- [10] Yu D., Chen Y., Huang L. and An K., “Tracing phase transformation and lattice evolution in a TRIP sheet steel under high-temperature annealing by real-time in situ neutron diffraction.”, **Crystals.**, vol. 8, no. 9, 2018. Pp. 360
- [11] Doege E., Kulp S. and Sunderkötter C. “Properties and application of TRIP-steel in sheet metal forming,” **Steel Res.**, vol. 73, no. 6–7, Jun. 2002. Pp. 303–308
- [12] Kim B. M., Jun S., Lee M. G., Jung J. and Lee H. S. “Tensile and Spring-Back Behavior of DP600 Advanced High Strength Steel at Warm Temperatures.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 73, no. 7, Apr. 2017. Pp. 41–46

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [13] Bariani P. F., Bruschi S., Ghiotti A. and Turetta A. “Testing formability in the hot stamping of HSS.”, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 57, no. 1, , 2008. Pp. 265–268
- [14] Suppan C., Hebesberger T., Pichler A., Rehr J. and Kolednik O. “On the microstructure control of the bendability of advanced high strength steels.”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 735, 2018. Pp. 89–98
- [15] Wang J., Verma S., Alexander R. and Gau J. T. “Springback control of sheet metal air bending process.”, *J. Manuf. Process.*, vol. 10, no. 1, 2008. Pp. 21–27
- [16] Dimatteo A., Lovicu G., Desanctis M., Valentini R. and Solina A. “Microstructures and properties of Transformation Induced Plasticity steels.”, *Metall. Ital.*, vol. 98, no. 11–12, 2006. Pp. 37–41
- [17] Sodjit S. and Uthaisangsuk V. “A micromechanical flow curve model for dual phase steels.”, *J. Met. Mater. Miner.*, vol. 22, no. 1, 2012. Pp. 87–97
- [18] Tang B. T., Bruschi S., Ghiotti A. and Bariani P. F. “An improved damage evolution model to predict fracture of steel sheet at elevated temperature.”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 228, 2016. Pp. 76–87
- [19] Gan W., Babu S. S., Kapustka N. and Wagoner R. H., “Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel.”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 37, no. 11, 2006. Pp. 3221–3231
- [20] Jha G., Das S., Lodh A. and Haldar A. “Development of hot rolled steel sheet with 600MPa UTS for automotive wheel application.”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 552, 2012. Pp. 457–463
- [21] Curtze S., Kuokkala V. T., Hokka M. and Peura P. “Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates.”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 507, no. 1–2, 2009. Pp. 124–131
- [22] Hasegawa K., Kawamura K., Urabe T. and Hosoya Y. “Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets.”, *ISIJ Int.*, vol. 44, no. 3, 2004. Pp. 603–609
- [23] Zhang J.C., Di H.S., Deng Y.G., Li S.C. and Misra R.D.K. “Microstructure and mechanical property relationship in an ultrahigh strength 980 MPa grade high-Al low-Si dual phase steel.”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 645, 2015. Pp. 232–240
- [24] Gajda B. and Lis A.K. “A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel.”, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, vol. 31, no. 2, 2008. Pp. 646–653
- [25] Fu B., Yang W.Y., Li L.F. and Sun Z.Q. “Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction.”, *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 603, 2014. Pp. 134–140

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [26] Wakil S.D. “Metal Forming in Processes and Design for Manufacturing.”, **CRC Press.**, 2019. Pp. 123-184
- [27] Hosford W.F. and Caddell R.M. “Metal forming: Mechanics and metallurgy.”, **Cambridge University Press.**, 2011. Pp.1-331
- [28] Yilamu K., Hino R., Hamasaki H. and Yoshida F. “Air bending and springback of stainless steel clad aluminum sheet.”, **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 210, no. 2, 2010. Pp. 272–278
- [29] Tseng A. A., Müller J. and Hahn Y. H. “Mechanical and bending characteristics of invar sheets.”, **Mater. Des.**, vol. 17, no. 2, 1996. Pp. 89–96
- [30] Li X., Song R., Zhou N. and Li J., “Microstructure and tensile behavior of Fe-8Mn-6Al-0.2C low density steel.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 709, 2018. Pp. 97–104
- [31] Li S., He J., Zhao Y., Wang S., Dong L. and Cui R. “Theoretical failure investigation for sheet metals under hybrid stretch-bending loadings.”, **Int. J. Mech. Sci.**, vol. 104, 2015. Pp. 75–90
- [32] Standardization F.O.R. and Normalisation D.E. **International Standard ISO.**, Vol. 1987.
- [33] Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility 1. **Current**, vol. 03 February 1998. Pp. 1–7
<https://doi.org/10.1520/E0290-13>. Copyright
- [34] Massalski T., Subramanian P. and Okamoto H. “Binary Alloy Phase Diagrams 2nd ed.” **ASM International Materials Park.**, OH, vol. 3. 1998.
- [35] Bunaciu A.A., Udriștioiu E. and Aboul E.H. “X-Ray Diffraction: Instrumentation and Applications.”, **Crit. Rev. Anal. Chem./CRC.**, vol. 45, Apr. 2015.
- [36] Jin L., Dong J., Sun J. and Luo A.A. “In-situ investigation on the microstructure evolution and plasticity of two magnesium alloys during three-point bending.”, **Int. J. Plast.**, vol. 72, 2015. Pp. 218–232
- [37] Habibnejad K.M., Jain M.K. and Mishra R.K. “Microstructure modification and bendability improvement of AZ31 magnesium sheet by bending-unbending and annealing process.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 648, 2015. Pp. 371–384
- [38] Mattei L., Daniel D., Guiglionda G., Moulin N., Klöcker H. and Driver J. “Grain scale modeling of the bendability of AA6xxx Al alloy sheet.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 583, 2013. Pp. 96–104
- [39] Sarkar J., Kutty T.R.G., Conlon K.T., Wilkinson D.S., Embury J.D. and Lloyd D.J. “Tensile and bending properties of AA5754 aluminum alloys.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 316, no. 1–2, 2001. Pp. 52–59

- [40] Davidkov A., Jain M.K., Petrov R.H., Wilkinson D.S. and Mishra R.K. “Strain localization and damage development during bending of Al-Mg alloy sheets.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 550, 2012. Pp. 395–407
- [41] Pradeau A., Thuillier S. and Yoon J.W. “Prediction of failure in bending of an aluminium sheet alloy.”, **Int. J. Mech. Sci.**, vol. 119, September 2016. Pp. 23–35
- [42] Aslam I., Li B., McClelland Z., Horstemeyer S.J., Ma Q., Wang P.T. and Horstemeyer M.F. “Three-point bending behavior of a ZEK100 Mg alloy at room temperature,” **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 590, 2014. Pp. 168–173
- [43] Avramovic C.G., Ososkov Y., Jain M.K. and Wilkinson D.S. “Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels,” **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 516, no. 1–2, 2009. Pp. 7–16
- [44] Mishra A. and Thuillier S. “Investigation of the rupture in tension and bending of DP980 steel sheet.”, **Int. J. Mech. Sci.**, vol. 84, 2014. Pp. 171–181
- [45] Rèche D., Sturel T., Bouaziz O., Col A. and Gourgues-Lorenzon A.F. “Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 528, no. 15, 2011. Pp. 5241–5250
- [46] Wang W., Li M., Zhao Y. and Wei X. “Study on stretch bendability and shear fracture of 800MPa dual phase steel sheet.”, **Mater. Des.**, vol. 56, 2014. Pp. 907–913
- [47] Kaupper M. and Merklein M. “Bendability of advanced high strength steels - A new evaluation procedure.”, **CIRP Ann. - Manuf. Technol.**, vol. 62, no. 1, 2013. Pp. 247–250
- [48] Teng Z.K. and Chen X.M. “Edge cracking mechanism in two dual-phase advanced high strength steels.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 618, 2014. Pp. 645–653
- [49] Lai Q., Bouaziz O., Gouné M., Brassart L., Verdier M., Parry G., Perlade A., Bréchet Y., Pardoën T. “Damage and fracture of dual-phase steels: Influence of martensite volume fraction.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 646, 2015. Pp. 322–331
- [50] Valente T.L.M., Chemin F.R.A. and Prestes M. P.V. “Fracture analysis approach of DP600 steel when subjected to different stress/strain states during deformation.”, **Int. J. Adv. Manuf. Technol.**, vol. 69, no. 5–8, 2013. Pp. 1017–1024
- [51] Rèche D., Besson J., Sturel T., Lemoine X. and Gourgues L.A.F. “Analysis of the air-bending test using finite-element simulation: Application to steel sheets.”, **Int. J. Mech. Sci.**, vol. 57, no. 1, 2012. Pp. 43–53
- [52] Uthaisangsuk V., Pahl U. and Bleck W. “Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels.”, **Eng. Fract. Mech.**, vol. 78, no. 3, 2011. Pp. 469–486

- [53] Pathak N., Butcher C., Worswick M. J., Bellhouse E. and Gao J. “Damage evolution in complex-phase and dual-phase steels during edge stretching.”, **Materials (Basel)**, vol. 10, no. 4, 2017. Pp. 1–29
- [54] Kim S. and Lee Y., “Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 530, no. 1, 2011. Pp. 218–224
- [55] Toros S., Polat A. and Ozturk F. “Formability and springback characterization of TRIP800 advanced high strength steel.”, **Mater. Des.**, vol. 41, 2012. Pp. 298–305
- [56] Fei D. and Hodgson P. “Experimental and numerical studies of springback in air V-bending process for cold rolled TRIP steels.”, **Nucl Eng Des**, vol. 236, 2006. Pp. 1847-1851
- [57] Chalal H., Racz S.G. and Balan T., “Springback of thick sheet AHSS subject to bending under tension.”, **Int. J. Mech. Sci.**, vol. 59, no. 1, 2012. Pp. 104–114
- [58] Li X., Yang Y., Wang Y., Bao J. and Li S. “Effect of the material-hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending.”, **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 123, no. 2, 2002. Pp. 209–211
- [59] Papeleux L. and Ponthot J.P. “Finite element simulation of springback in sheet metal forming.”, **J. Mater. Pro. Tec.**, vol. 125–126, Sep. 2002. Pp. 785–791
- [60] Asnafi N. “Springback and fracture in v-die air bending of thick stainless steel sheets.”, **Mater. Des.**, vol. 21, no. 3, 2000. Pp. 217–236
- [61] Hug E., Martinez M. and Chottin J. “Temperature and stress state influence on void evolution in a high-strength dual-phase steel.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 626, 2015. Pp. 286–295
- [62] Luo L., Li W., Wang L., Zhou S. and Jin X. “Tensile behaviors and deformation mechanism of a medium Mn-TRIP steel at different temperatures.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 682, 2017. Pp. 698–703
- [63] Tian Y. and Li Z. “Effects of Warm Deformation on Mechanical Properties of TRIP Aided Fe-C-Mn-Si Multiphase Steel.”, **J. Iron Steel Res. Int.**, vol. 19, no. 6, 2012. Pp. 47–52
- [64] Çavuşoğlu O., Toros S., Gürün H. and Güral A. “Warm deformation and fracture behaviour of DP1000 advanced high strength steel.”, **Ironmak. Steelmak.**, vol. 45, no. 7, 2018. Pp. 618–625
- [65] Grajcar A. “Effect of isothermal bainitic transformation temperature on retained austenite fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type steel.”, **J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.**, vol. 35, no. 2, 2009. Pp. 169–176
- [66] Yanagimoto J., Oyamada K. and Nakagawa T. “Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings.”, **CIRP Ann. - Manuf. Technol.**, vol. 54, no. 1, 2005. Pp. 213–216

- [67] Zheng Q., Shimizu T. and Yang M. “Scale effect on springback behavior of pure titanium foils in microbending at elevated temperature.”, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 230, 2016. Pp. 233–243
- [68] Ozturk F., Toros S. and Kilic S. “Tensile and Spring-Back Behavior of DP600 Advanced High Strength Steel at Warm Temperatures.”, **J. Iron Steel Res. Int.**, vol. 16, no. 6, 2009. Pp. 41–46
- [69] Yanagimoto J. and Oyamada K. “Mechanism of springback-free bending of high-strength steel sheets under warm forming conditions.”, **CIRP Ann. - Manuf. Technol.**, vol. 56, no. 1, 2007. Pp. 265–268
- [70] Yanagimoto J. and Oyamada K., “Springback-free Isothermal Forming of High-strength Steel Sheets and Aluminum Alloy Sheets under Warm and Hot Forming Conditions.”, **ISIJ International**, vol. 46, no. 9, 2006. Pp. 1324–1328
- [71] ASM International. “Mechanical Testing and Evaluation” **ASM Handbook**, Vol. 8, Ohio, USA, 2000. www.asminternational.org.
- [72] Çinar G. “Effects of Anisotropy on Formability in Sheet Metal Forming,” **Istanbul Tech Uni.**, 2006. Pp. 2–24
- [73] Maeda T., Noma N., Kuwabara T., Barlat F. and Korkolis Y.P. “Measurement of the strength differential effect of DP980 steel sheet and experimental validation using pure bending test.”, **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 256, no. February, 2018. Pp. 247–253
- [74] Verma R. K. and Haldar A. “Effect of normal anisotropy on springback.”, **J. Mater. Process. Technol.**, vol. 190, no. 1–3, 2007. Pp. 300–304
- [75] Lai Q., Bouaziz O., Gouné M., Perlade A., Bréchet Y. and Pardoën T. “Microstructure refinement of dual-phase steels with 3.5wt% Mn: Influence on plastic and fracture behavior.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 638, no. APRIL, 2015. Pp. 78–89
- [76] Zhu M., Xu G., Zhou M., Yuan Q., Tian J. and Hu H. “Effects of tempering on the microstructure and properties of a high-strength bainite rail steel with good toughness.”, **Metals (Basel)**, vol. 8, no. 7, 2018.
- [77] Tsoupis I., Hildering S. and Merklein M. “Prediction of damage in small curvature bending processes of high strength steels using continuum damage mechanics model in 3D simulation.”, **Prod. Eng.**, vol. 7, no. 2–3, 2013. Pp. 239–249
- [78] Sirinakorn T. and Uthaisangsuk V. “Effects of The Tempering Temperature on Mechanical Properties.”, **J. Met. Mater. Miner.**, vol. 24, no. 1, 2014. Pp. 13–20
- [79] Anazadeh S. A. and Kheirandish S. “Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels.”, **J. Met. Mater. Miner.**, vol. 532. 2011.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [80] Fathi H., Semnani H.R.M., Emadoddin E., Sadeghi B.M. “Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets.”, **Mater. Res. Express.**, vol. 530, no. 9, 2017. Pp. 232
- [81] Bhadeshia H. “Martensite and bainite in steels: Transformation mechanism & mechanical properties.”, **J. Phys. IV. JP.**, vol. 7, no. 5, 1997.
- [82] Zhang J., Tasan C. C., Lai M. J., Dippel A. C. and Raabe D. “Complexion-mediated martensitic phase transformation in Titanium.”, **Nat. Commun.**, vol. 8, 2017. Pp. 1–8
- [83] O.D. Sherby O.D., Wadsworth J., Lesuer D.R. and Syn C.K. “Revisiting the structure of martensite in iron-carbon steels.”, **Mater. Trans.**, vol. 49, no. 9, 2008. Pp. 2016–2027
- [84] Tandogan M. and Eyercioglu O. “Analysis of Warm Forming of Locally Heated Sheet Metals by Using Finite Element Analysis.”, **IARJSET.**, vol. 4, no. 12, 2017. Pp. 62–73
- [85] Bäumer A., Jiménez J.A., Bleck W., Soares G.C., Rodrigues M.C.M. and De Arruda S.L. “Effect of temperature and strain rate on strain hardening and deformation mechanisms of high manganese austenitic steels.”, **Int. J. Mater. Res.**, vol. 101, no. 6, Jun. 2010. Pp. 705–714
- [86] Löbbeck C., Hering O., Hiegemann L. and Tekkaya A.E. “Setting mechanical properties of high strength steels for rapid hot forming processes.”, **Materials (Basel).**, vol. 9, no. 4, 2016.
- [87] De Meyer M., Vanderschueren D., De Blauwe K. and Cooman B.C. “The characterization of retained austenite in TRIP steels by X-ray diffraction.”, **Mech. Work. Steel Process. Conf.**, vol. 37, no. JANUARY, 1999. Pp. 483–491
- [88] Nakagaito T., Matsuda H., Nakataki Y. and Seto K. “Effects of partitioning of manganese and silicon during intercritical annealing on transformation behaviour and mechanical properties of low alloyed TRIP-assisted steel sheets.”, **Tetsu-to-Hagané.**, vol. 101, no. 8, 2015. Pp. 426–434
- [89] Xiang Y.H., Min Z.A., Zhi Z.Z., Xiao L., Jiao L.S., Jjiang H.H. and Guang X.W. “Influence of original microstructure on the transformation behavior and mechanical properties of ultra-high-strength TRIP-aided steel.”, **Int. J. Miner. Metall. Mater.**, vol. 22, no. 3, 2015. Pp. 262–271
- [90] Tang Z., Huang J., Ding H., Cai Z., Zhang D. and Misra D. “Effect of deformation temperature on mechanical properties and deformation mechanisms of cold-rolled low C high mn TRIP/TWIP steel.”, **Metals (Basel).**, vol. 8, no. 7, 2018.

- [91] Zhao Z.Z., Yin H.X., Zhao A.M., Gong Z.Q., He J.G., Tong T.T., Hu H.J. “The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic-ferritic sheet steel.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 613, 2014. Pp. 8–16
- [92] Shen Y., Liu Y.D., Sun X., Wang Y., Zuo L. and Misra R.D.K. “Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae.”, **Mater. Sci. Eng. A.**, vol. 581, 2013. Pp. 1-10
- [93] Takahashi M., Sugiura N., Ushigami Y., Hara T., Uemori R., Shirahata H., Mizoguchi M., Uenishi A. and Kojima K. “Metallurgical approaches for product development and process optimization.”, **Nippon Steel Tech. Rep.**, no. 101, 2012. Pp. 128–137
- [94] Mahieu J., Maki J., De Cooman B.C. and Claessens S. “Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel.”, **Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.**, vol. 33, no. 8, 2002. Pp. 2573–2580
- [95] Gajda B. and Lis A.K. “A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel.”, **J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.**, vol. 31, no. 2, 2008. Pp. 646–653
- [96] Cai M. H., Ding H., Tang Z. Y., Lee H. Y. and Lee Y. K. “Strain hardening behavior of high performance FBDP, TRIP and TWIP steels.”, **Steel Res. Int.**, vol. 82, no. 3, 2011. Pp. 242–2481
- [97] Kučerová L. and Bystrianský M. “The effect of chemical composition on microstructure and properties of TRIP steels.”, **J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.**, vol. 77, no. 1, 2016. Pp. 5–12
- [98] Wilson E. A. and Medina S. F. “Application of Koistinen and Marburger’s athermal equation for volume fraction of martensite to diffusional transformations obtained on continuous cooling 0.13%C high strength low alloy steel.”, **Mater. Sci. Technol.**, vol. 16, no. 6, Jun. 2000. Pp. 630–633
- [99] Tukur S.A., Usman M., Muhammad I., Sulaiman N.A. and Auwal S. “Effect of Tempering Temperature on Mechanical Properties of Medium Carbon Steel.”, **IJETT.**, Vol. 9, 2014. Pp. 798-800



ภาคผนวก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก ก.
ผลงานวิจัยที่ได้รับการตีพิมพ์ในฐานข้อมูล Web of Science
(Defence Technology)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



Contents lists available at ScienceDirect

Defence Technology

journal homepage: www.elsevier.com/locate/dt

Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet

Natthasak Pornputsiri, Kannachai Kanlayasiri*

Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang, Bangkok, 10520, Thailand

ARTICLE INFO

Article history:

Received 7 October 2019
Received in revised form
12 November 2019
Accepted 29 November 2019
Available online xxx

Keywords:

TRIP steel
In situ X-ray diffraction
Phase transformation
Bending temperature
Springback
Air-bending test

ABSTRACT

Transformation-induced plasticity (TRIP) steel possesses high strength and formability, enabling the use of a thinner gauge material and allowing for the fabrication of complex shapes. In this research, we measured the effect of bending temperatures on the microstructure and air-bending springback angle of TRIP steel at temperatures from 25 to 600 °C. Real-time in situ X-ray diffraction and scanning electron microscopy were used for pre- and postbending analysis. As the prebending temperature increased from 25 °C to 600 °C, the retained austenite (RA) volume fraction decreased, and the RA transformed to bainite at temperatures above 400 °C. The springback angle was positively correlated with the prebending RA volume fraction, with the smallest springback angle achieved at 400 °C. Additionally, the springback angle was positively correlated with the bending angle, because the RA transformation ratio contributed to increased strain hardening. Further microstructure analysis revealed that the RA became elongated in the tension direction as the bending temperatures increased.

© 2019 The Authors. Production and hosting by Elsevier B.V. on behalf of China Ordnance Society. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

1. Introduction

Autobody metal sheets require high strength and formability. A high-strength sheet enables the use of a thinner gauge material, which further allows light weight and fuel efficiency [1]. Meanwhile, material formability allows for the fabrication of complex shapes. Transformation-induced plasticity (TRIP) steel possesses both characteristics [2]. TRIP steel has generally been shown to have a tensile strength of 600–1000 MPa and an elongation of 20–25% [3].

The high strength and formability of TRIP steel are largely attributed to the complex microstructure, consisting of retained austenite and bainite in the ferrite matrix [4]. Furthermore, the retained austenite is transformed to martensite upon deformation, contributing to increased strain hardening [5]. Nevertheless, high-strength steel is often affected by bending springback. The springback affects the mechanical properties, metal sheet thickness, bending radius and forming temperature [6]. The existing research on advanced high-strength steel (AHSS) focused on the

effect of a thermal treatment on the microstructure and springback [7–10] and failure mechanisms [11].

A variation in the deformation temperatures impacts the mechanical properties of TRIP steel and, in turn, the springback behavior. For AHSS and TRIP and twinning-induced plasticity (TWIP) steels, the yield strength, ultimate tensile strength and strain hardening reduced at elevated deformation temperatures (25–600 °C) [12,13]. The highest strength was achieved at 25 °C and steadily decreased with increased deformation temperatures. Meanwhile, the total elongation decreased between 25 and 400 °C and increased between 400 and 600 °C. In addition, the springback behavior was governed by the phase dislocation and mechanically induced phase transformation [14,15].

The springback angles for TRIP steel sheets decreased when the hot and warm forming temperatures were above 457 °C [16], the recrystallization temperature of ferrite. The V-bending springback angle in TRIP steel was positively correlated with the retained austenite volume fraction and bending temperatures [17]. In essence, at forming temperatures of 400–450 °C, the springback angle was significantly reduced as the ferrite recrystallized. Nonetheless, the springback behavior and microstructure analysis in previous work followed cooling (at room temperature) rather than with real-time in situ analysis. On the other hand, Allain et al. [18–20] used in situ X-ray diffraction to characterize the

* Corresponding author.

E-mail address: kkannac@kmitl.ac.th (K. Kanlayasiri).

Peer review under responsibility of China Ordnance Society

<https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

2214-9147/© 2019 The Authors. Production and hosting by Elsevier B.V. on behalf of China Ordnance Society. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

microstructure evolution of AHSS and other steels during thermal treatment and air-cooling.

We investigated, in real time, the phase transformation during heating for pre- and postbending and the effect of the bending temperatures on the microstructure evolution and air-bending springback angles of TRIP780 steel. Real-time in situ X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) were used to characterize the pre- and postbending microstructures of the steel at 25, 200, 400, and 600 °C. Our results revealed the continuous phase transformation during prebending heating and the postbending phase transformation of TRIP steels shown by the real-time XRD technique for springback control of TRIP steel by choosing the optimal bending temperature.

2. Experimental procedure

2.1. Material preparation

In this research, the base metal was TRIP780-grade AHSS sheet with a thickness (t) of 1 mm and chemical composition of 0.107 wt% C, 1.39 wt% Mn, 0.952 wt% Si, 0.024 wt% Al, 0.031 wt% Cr, 0.014 wt% Cu and 0.0246 wt% P. Table 1 lists the tensile properties in the transverse direction of the experimental steel at room temperature (25 °C) based on the ASTM E8 standard, obtained using a universal tensile testing machine. The bending specimens had dimensions of $12 \times 30 \times 1.0$ mm ($W \times L \times t$).

Fig. 1 shows the thermal cycle used to obtain the typical TRIP steel microstructure [22]. TRIP steel is produced by heating steel to the annealing temperature so that the dissolution of cementite occurs and the formation of austenite starts to produce a microstructure consisting of austenite distributed in a matrix of ferrite. The holding time and temperature determine the proportion of each phase. The temperature for annealing was set at 770–850 °C. Then, the steel was cooled quickly to 400 °C and held at this temperature. During cooling and holding, part of the intercritical austenite transformed to B. Later, after cooling to room temperature, the final microstructure consisted of F, containing the RA dispersed into B.

2.2. Experimental bending temperatures

The warm-bending temperatures were varied between 25 and 600 °C, given a bending rate of $60 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Prior to the air-bend loading, the steel specimens (initial temperature of 25 °C) were thermally treated in an electrical furnace at $2 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ to the target temperatures (200, 400, and 600 °C) and were retained in the furnace for another 5 min upon reaching the target temperatures, so that the unstable retained austenite phase was transformed into the bainite and ferrite phase [17]. A thermocouple was placed close to the specimens for temperature regulation [23]. Fig. 2 illustrates the prebending thermal treatment of the experimental specimens, and Table 2 lists the experimental parameters.

2.3. Air-bending experiment and microstructure analysis

The air-bending experimental setup followed the ISO 7438:2010 standard (Fig. 3). The sample was bent at various angles (15°, 30°, 45°, 60°, and 75°) for each of the four bending temperatures (25,

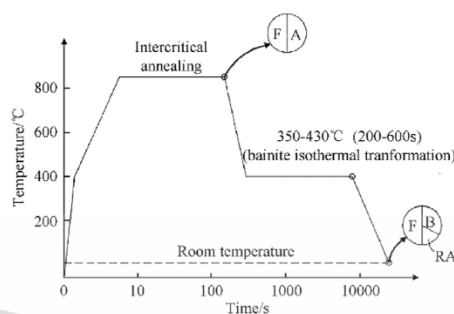


Fig. 1. Thermal cycle used to obtain the TRIP microstructure.

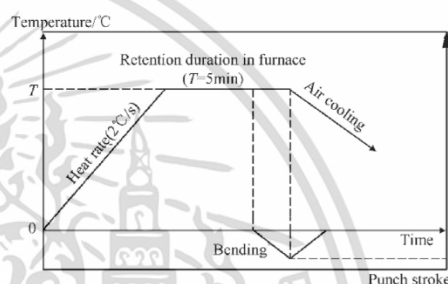


Fig. 2. Prebending thermal treatment of the TRIP780 specimens.

Table 2
Experimental parameters.

Steel specimen	TRIP780
Thermal rate/(°C · sec ⁻¹)	2
Retention time in the furnace/min	5
Bending rate/(mm · min ⁻¹)	60
Bending angles	15°, 30°, 45°, 60°, and 75°

200, 400 and 600 °C), and while bending, the temperature of the test specimen was maintained at the required temperature by an induction heating system. The radius of the punch (R_p) was 0.25 mm, and the roller (R_d) was 10 mm. The springback behavior and microstructure of the postbending steel specimens were subsequently determined. The bending angle was manipulated by the punch penetration, controlled by a Zwick Z20 universal testing machine, at a bending rate of $60 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

The springback angles ($\Delta\theta$) were determined by optical microscopy, and the bending angle (θ) was compared with the unbending angle (θ') using CAD software. Fig. 4 shows the method used to measure the springback angle in the air-bending test. The standard method of measuring the springback angle used three point references (at the center and both ends) on the cross-section of the specimen (V-shape). If the center point is the vertex, the two lines

Table 1

Tensile properties of the TRIP780-grade AHSS sheet at room temperature [21].

Material	Young's modulus/GPa	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Total elongation/(%)
TRIP780	193	655.65	843.94	19.25

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

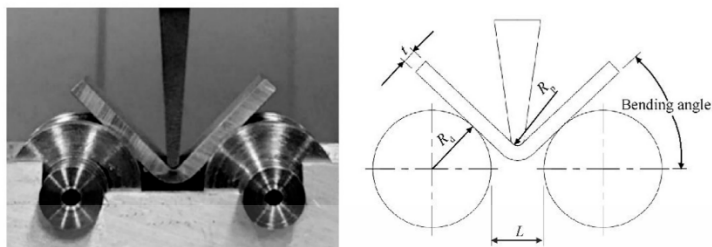


Fig. 3. Photograph and diagram of the air-bending experiment.

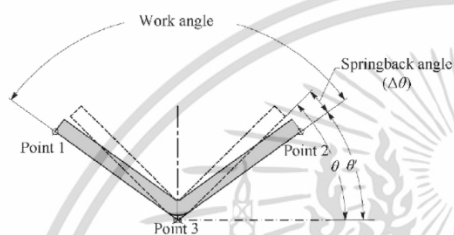


Fig. 4. Method of springback angle measurement.

can be connected. The two resulting lines function as baselines, and the work angle can be determined using these two lines. The springback angle is the bending angle θ minus the unbending angle θ' ($\Delta\theta = \theta - \theta'$).

The pre- and postbending phase transformations at various bending temperatures were determined at 200, 400 and 600 °C using real-time in situ X-ray diffraction (XRD, Rigaku, D/Max-RB) with Cu K α radiation. The volume fraction of retained austenite (V_γ) was calculated using the integrated intensities (I) of the (200) $_\alpha$ and (211) $_\alpha$ peaks of the BCC structure and the (200) $_\gamma$, (220) $_\gamma$ and (311) $_\gamma$ peaks of the FCC structure following [24]:

$$V_\gamma = \left[\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right] \bigg/ \left[\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} + \frac{1}{p} \sum_{i=1}^p \frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}} \right] \times 100\% \quad (1)$$

where V_γ is the volume fraction of retained austenite, I_γ is the intensity of retained austenite, I_α is the intensity of ferrite and R is the calculated theoretical intensity [24].

The microstructures of the pre- and postbending steel specimens were characterized by scanning electron microscopy (SEM, JEOL, JSM-6510 LV); the specimens were mechanically polished using a conventional method, and the samples were cut into cross-sections, hot mounted, and polished. Additionally, the samples were polished with 0.1 μm alumina powder and Lepera etchant [18]. In the SEM micrographs, retained austenite (RA), bainite (B), and ferrite (F) are represented by white, gray, and black colors, respectively [25].

3. Results and discussion

3.1. Microstructure of the experimental steel

Fig. 5(a)–(d) illustrate the microstructure of the prebending TRIP780 steel specimens (after air-cooling) treated at 25, 200, 400 and 600 °C. In general, the surface of the F was the roughest, as it

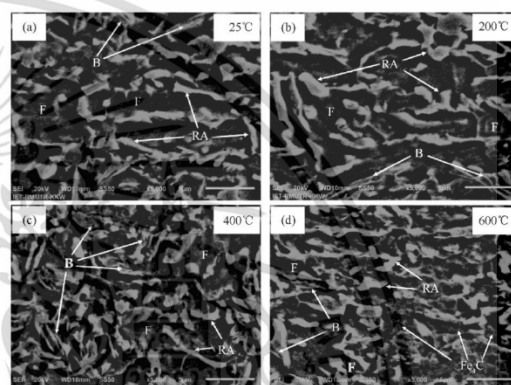


Fig. 5. SEM micrographs of the prebending TRIP780 specimens at the indicated temperatures.

was etched more deeply than the other phases. The surface of bainite (B) was smoother, and carbide had smaller particles, while the surface of retained austenite (RA) was smooth [26]. The microstructure of TRIP steel without heating (25 °C) is shown in Fig. 5(a); the microstructure consists of RA, and B was embedded in the F matrix. The microstructures of the samples heated at 200–600 °C and held for 5 min are shown in Fig. 5(b)–(d). The microstructure of the sample, after 5 min at 200 °C (Fig. 5(b)), mainly consists of RA and B embedded in the F matrix, which differs slightly from that of the unheated sample. As the bending temperature increased, RA transformed into B and carbides. Once the bending temperature reached 400 °C, the microstructure of the TRIP steel sample clearly differed from that of the unheated sample. Fig. 5(c) shows that the microstructure of the sample heated at 400 °C predominately consisted of F and B, with some RA islands embedded in the F matrix. When the bending temperature increased to 600 °C, the RA phase decreased to a minimum, and the carbide (Fe_3C) was embedded in the F matrix, as shown in Fig. 5(d). In the SEM analysis, RA is shown in white, B is shown in gray, carbide is shown in fine particle white, and F is shown in black.

3.2. Phase transformation

3.2.1. Phase transformations during isothermal processing

Prebending phase transformation at various bending temperatures, where diffraction peaks indicate phase transformations. The RA peaks at (111) $_\gamma$, (200) $_\gamma$, (220) $_\gamma$, and (311) $_\gamma$ and the F peaks at

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(110)_γ, (200)_γ and (211)_γ, were assigned following Yu et al. [13] and Sugimoto et al. [27]. The volume fraction of RA at each temperature was calculated using Equation (1), and the carbon contents in RA were measured using the lattice parameter and empirical equation [28], expressed as:

$$a_{\gamma} / \text{\AA} = 3.578 + 0.044C_{\gamma} \quad (2)$$

$$a_{\gamma} = 3.572 + 0.033 \times [\text{C}\%] + 0.0012 \times [\text{Mn}\%] - 0.00157 \times [\text{Si}\%] + 0.0056 \times [\text{Al}\%] \quad (3)$$

where a_{γ} is the austenite lattice parameter (Å) [29], C_{γ} is the weight percent of the carbon atom, and [C%], [Mn%], [Si%] and [Al%] represent the concentrations in weight fractions of carbon, manganese, silicon and aluminum, respectively. For convenience, the contents of the alloying elements in RA were assumed to be equivalent to the nominal steel composition for all bending temperatures.

A phase transformation in TRIP steel before bending can be evidenced by the dramatic changes in the diffraction patterns in Fig. 6. The disappearance and appearance of diffraction peaks are typical indicators of phase transformations. The diffraction pattern constitutes a mixture of the α pattern that reflects the matrix of F and B, which is hard to distinguish by X-ray diffraction due to its similarity with the diffraction pattern from the body-centered cubic (BCC) structure, whereas the γ pattern is derived from retained austenite (RA). Combining Figs. 6 and 7(a), it may be noted that the bending temperature has a significant influence on the RA volume fraction. The RA volume decreased obviously as the temperature increased: this behavior was also observed by Yu et al. [13] and Tang et al. [30]. The volume fraction of RA decreased slightly from 15.11 to 14.14% as the temperature increased from 25 to 200 °C and was similar to that in the microstructure images of TRIP steel without heating (25 °C), as shown in Fig. 5(a) and b. Since the holding time was relatively short, a noticeable structural change did not occur. The relationship between the bending temperature and the average carbon content in the RA is shown in Fig. 7b; the RA carbon content increased slightly as the temperature increased from 25 to 200 °C. The increased RA carbon content was mainly caused by the carbon diffusion of F into the RA during heating [31]. It should be noted that carbon diffused into the RA as the temperature increased, leading to more stable RA. Interestingly, the diffraction patterns changed significantly, the γ pattern peaks

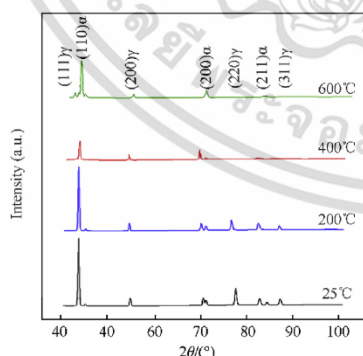


Fig. 6. Prebending real-time in situ XRD at different bending temperatures.

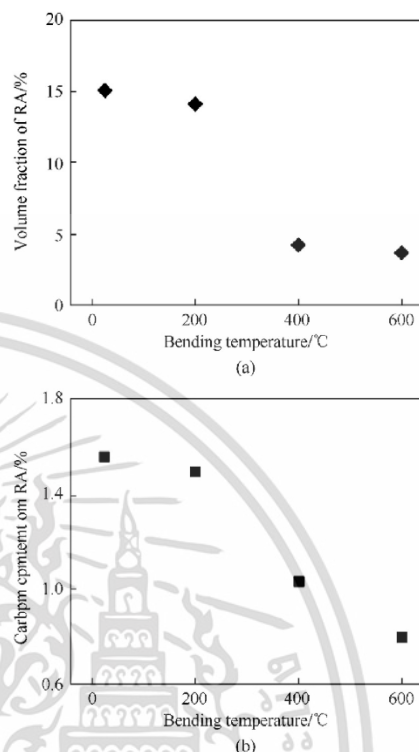


Fig. 7. Prebending: (a) volume fraction of RA and (b) carbon content in RA.

rapidly decreased from 14.14 to 4.24%, and the carbon content continuously decreased with increasing bending temperature from 200 to 400 °C. Therefore, more carbon diffused from RA and mainly caused the decomposition of RA into B, including fine carbide (Fe_3C), as shown in Fig. 5(c), which was consistent with the observations of Anazadeh et al. [32]. When the bending temperature was in the range of 400–600 °C, the γ pattern peaks nearly disappeared, while the α pattern peaks grew and the RA carbon content decreased slightly, indicating that the steel consisted of pure ferrite during holding in this temperature region. This indicated a TRIP steel phase transformation at 600 °C, at which the microstructure consisted of F, pearlite (F+ Fe_3C) and little RA, as shown in Fig. 5(d).

3.2.2. Phase transformation during deformation

A phase transformation during a deformation or the TRIP effect is the main reason for the improved ductility and formability. Fig. 8 shows the postbending diffraction pattern by in situ XRD. Fig. 9(a) presents the RA volume fraction after bending. With a 45° bending angle, the RA volume fraction decreased to ~15 vol% at 25 °C and continuously decreased with increasing bending temperature; the RA fraction decreased to a minimum of ~2 vol% at 600 °C. Fig. 9(b) shows the variation in the carbon content in the RA phase (post-bending) with the bending temperature: it is clear that the bending temperature and plastic deformation affected the carbon content. The carbon content in the RA phase increased after bending and then decreased as the bending temperature increased. Note that

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

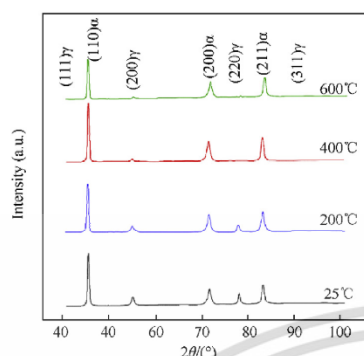


Fig. 8. XRD patterns with post-bending of 45° at different temperatures for TRIP steel.

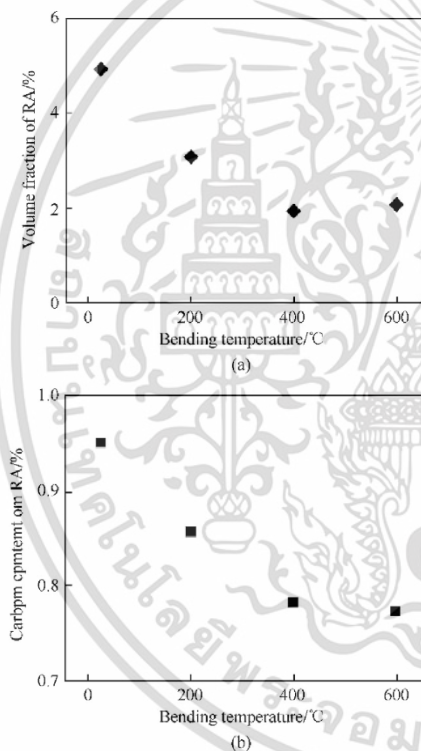


Fig. 9. Postbending of 45°: (a) volume fraction of RA and (b) carbon content in RA.

this evolution of the carbon content was also observed by Shen et al. [33], where the average RA carbon content decreased with the RA volume fraction, following the higher bending temperature. A low carbon content reduces the stability of retained austenite [34].

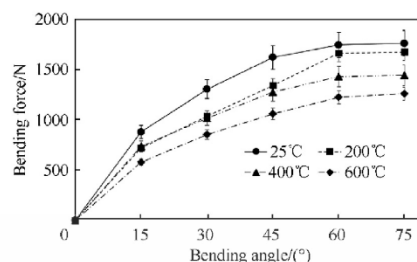


Fig. 10. Bending angle - bending load relationships.

3.3. Bending load and the springback angle

Fig. 10 shows the bending load versus the bending angle during air-bending for temperatures from 25 to 600 °C. It can be seen that the bending load increased with increasing bending angle. It is understood that the bending force is a function of the plastic deformation volume and strain hardening. Meanwhile, the bending load decreased slightly with increasing bending temperature. These results correspond with the tensile test using different temperatures, and at higher testing temperatures, both the yield stress and ultimate tensile stress values decreased [35].

Fig. 11 illustrates the effect of the bending angle and bending temperature on the springback angle of the steel specimens. From this figure, we can understand how temperature affects the springback angle. This material exhibited lower springback at 400 °C. In contrast, the material showed higher springback at a low bending temperature (25 °C). The springback angles were positively correlated with the bending angles. Increasing the bending angle caused an increase in the springback angle. The springback was very low at a 15° bending angle and began to increase for higher strains up to a 75° bending angle. Increasing the bending angle increased the stretching in the material and consequently extended the region of the plastic deformation. Therefore, it can be understood that the RA phase transformation, strain hardening and springback angle increased as the plastic strain or bending angle increased.

The air-bending springback angle for thin steel sheet can be calculated from Ref. [36]:

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{3K_p(1-\nu^2)}{Et} \left(1 - \frac{r}{w}\right) \quad (4)$$

where θ is the bending angle, $\Delta\theta$ is the springback angle, K is the ultimate tensile strength, ρ is the neutral axial position, ν is

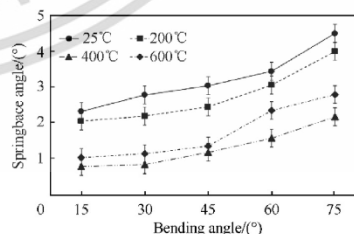


Fig. 11. Effect of the bending temperature and angle on the springback angle.

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

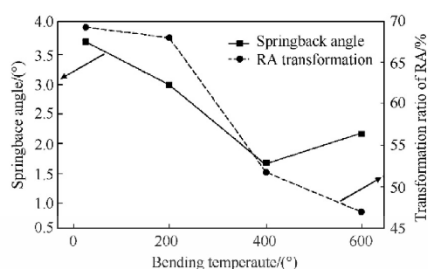


Fig. 12. Transformation ratio of RA and springback angle vs the bending temperatures for a 45° bending angle.

Poisson's ratio, w is the die gap, E is Young's modulus, and t is the thickness.

In the air-bending experiment, the specimens were individually placed on cylindrical mandrels and pressed by a punch. Increased punch penetration depths increased the bending angles and the plastic deformation, contributing to increased springback angles.

It can be seen that the springback angles and bending temperatures were inversely correlated. This reduction can also be seen in the relation between the springback angle and phase transformation (see Fig. 12).

The RA volume fraction after bending was investigated by XRD. It is obvious that the RA peaks decreased to a minimum after air bending, indicating that the RA decomposed during the test. The RA was transformed to martensite (M) during bending and thus increased the plasticity of the steel, which is the TRIP effect [37,38]. Additionally, the appearance of the microstructure composition, as shown in Fig. 13(a) and (b), and the XRD result confirmed the TRIP effect. Meyer and Vanderschueren [39] reported that the transformation of RA to the M phase, after forming, affected the (200) α and (211) α peaks, which increased with increasing deformation, corresponding to the XRD postbending shown in Fig. 14.

Fig. 15 illustrates the transformation ratio of RA by comparing the volume fraction with pre- and post-bending and the springback angles for bending temperatures from 25 to 600 °C. A higher springback angle was observed with low bending temperatures (25 and 200 °C) due to the higher transformation ratio of RA to M during the plastic deformation by bending or the TRIP effect and higher strain hardening [40]. After 5 min at 200 °C, no noticeable structural changes occurred, similar to the case for the microstructure without heating (25 °C), as seen from the time-temperature-transformation (TTT) diagram [41] in Fig. 15. In this temperature range, below the transformation temperature for RA

to B, the holding time was relatively short. The springback angle rapidly decreased to a minimal value as the bending temperature increased to 400 °C, which corresponded to the RA phase transformation ratio. The RA phase transformation ratio - approximately 60% at 25 °C - decreased to approximately 40% at 400 °C. At the same time, at a bending temperature of 400 °C, more carbon diffused from RA and caused the decomposition of RA into B, indicating that the material was weakened in this temperature range [42,43].

This finding contradicts a conventional notion that the springback phenomenon increases with the bending temperature to 600 °C, because the material yield stress increased due to the

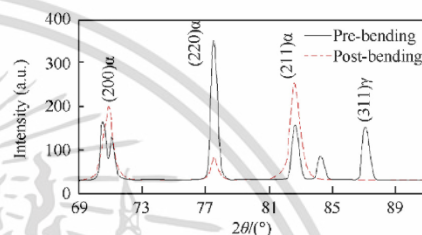


Fig. 14. XRD patterns with pre- and postbending of 45° at a bending temperature of 25 °C.

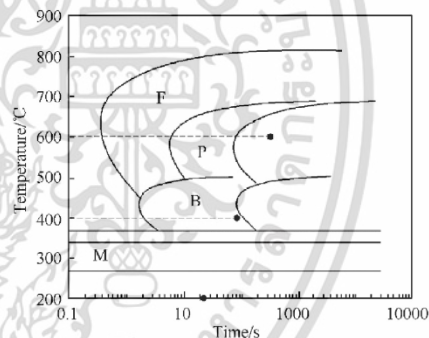


Fig. 15. TTT diagrams of TRIP steel (CMnSiAlCr), calculated in JMatPro [41].

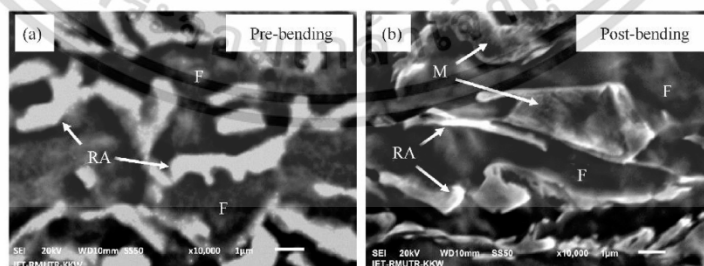


Fig. 13. TRIP steel microstructure at bending temperature of 25 °C and bending angle of 45°.

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

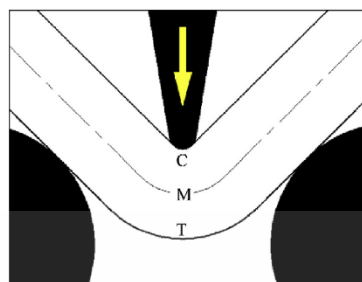


Fig. 16. Cross-section of a steel specimen for a 45° bending angle.

increase in carbide or cementite (Fe_3C) in ferrite, leading to a higher yield strength [29,30]. Furthermore, a large amount of carbide (Fe_3C) precipitated with heating at 600 °C, which increased the yield strength [29,31] and, in turn, increased the springback.

3.4. Microstructure evolution

This section discusses the effect of the bending temperatures and bending angles on the cross-sectional microstructure of the steel specimens, as observed by SEM. Fig. 16 shows a diagram of the cross-section of a steel specimen for a 45° bending angle, where C and T denote the sections that are subjected to compressive stress and tensile stress, respectively, and M is the midpoint, which is minimally affected by bending. The bending temperatures were varied between 25 and 600 °C. In Fig. 16, the T region was the target region of the microstructure evolution analysis, due to the relatively extensive phase deformation.

Fig. 17(a)–(d) show the bending cross-section microstructure

evolution at the target region (T region) at bending temperatures of 25, 200, 400 and 600 °C for a 45° bending angle. In Fig. 17(a) and (b), with postbending at 25 °C and 200 °C, the microstructure showed that there was a high fraction of the rough surface of martensite as a result of the phase transformation from RA to M during the plastic deformation by bending, and the RA phase became elongated in the tension direction. In Fig. 17(c), with postbending at 400 °C, i.e., the temperature ranges of the bainite transformation, the microstructure showed the B phase, and the RA phase was elongated in the tension direction. When the bending temperature increased to 600 °C, the microstructure consisted of carbide (Fe_3C) dispersed in the F matrix, and the RA phase decreased, as shown in Fig. 17(d).

4. Conclusion

We investigated the effect of variable bending temperatures from 25 to 600 °C on the pre- and postbending microstructures and air-bending springback angles of a TRIP780 steel sheet. The microstructure analysis used real-time in situ XRD and SEM observations. With prebending at 25 °C and 200 °C, the SEM images showed RA and B embedded in the F matrix; however, at 400 °C, the RA rapidly transformed into F and fine bainite and then, at 600 °C, transformed into F and pearlite ($\text{F}+\text{Fe}_3\text{C}$), as shown in the XRD spectrum. The RA volume fraction decreased with increasing bending temperature. Furthermore, the pre- and postbending microstructures showed that the RA phase transformation ratio decreased with increasing bending temperature (from ~60% at 25 °C to ~40% at 600 °C). At the same time, the springback angle was positively correlated with the RA phase transformation ratio, and the smallest springback angle was achieved at 400 °C. In addition, the springback angle and bending angle were positively correlated. This result was attributed to the amount of phase transformation and strain hardening. Moreover, the microstructure evolution analysis indicated that the RA became elongated in the tension direction as the bending temperatures increased.

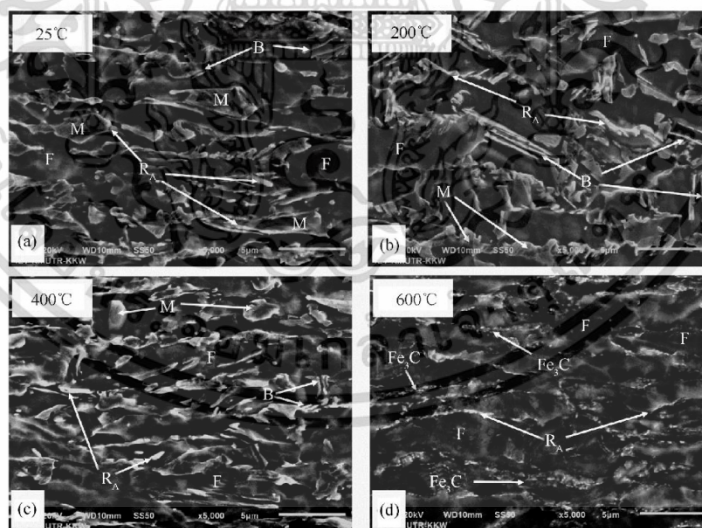


Fig. 17. Microstructure evolution in the T region for various temperatures.

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, Defence Technology, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Declaration of competing interest

The authors declare no conflict of interest.

Acknowledgments

This research was funded by Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang.

References

- Bhargava M, Tewari A, Mishra SK. Forming limit diagram of Advanced High Strength Steels (AHSS) based on strain-path diagram. *Mater Des* 2015;85: 149–55. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.147>.
- Chang Y, Wang M, Wang N, Li X, Wang C, Zheng G, et al. Investigation of forming process of the third-generation automotive medium-Mn steel part with large-fractioned metastable austenite for high formability. *Mater Sci Eng A* 2018;721:179–88. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.02.084>.
- Li ZC, Ding H, Misra RDK, Cai ZH. Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: the effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments. *Mater Sci Eng A* 2017;682:211–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.048>.
- Tian Y, Lin S, Ko JYP, Lienert U, Borgenstam A, Hedström P. Micromechanics and microstructure evolution during in situ uniaxial tensile loading of TRIP-assisted duplex stainless steels. *Mater Sci Eng A* 2018;734:281–90. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.040>.
- Zhou N, Song R, Li X, Li J. Dependence of austenite stability and deformation behavior on tempering time in an ultrahigh strength medium Mn TRIP steel. *Mater Sci Eng A* 2018;738:153–62. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.098>.
- Zheng Q, Shimizu T, Yang M. Scale effect on springback behavior of pure titanium foils in microbending at elevated temperature. *J Mater Process Technol* 2016;230:233–43. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.11.025>.
- Matsuda H, Kitano F, Hasegawa K, Urabe T, Hosoya Y. Metallurgy of continuously annealed high strength TRIP steel sheet. <https://doi.org/10.1002/srin.200200199>; 2002. 73.
- Doerge E, Kulp S, Sunderkötter C. Properties and application of TRIP-steel in sheet metal forming. *Steel Res* 2002;73:303–8. <https://doi.org/10.1002/srin.200200213>.
- Toros S, Polat A, Ozturk F. Formability and springback characterization of TRIP800 advanced high strength steel. *Mater Des* 2012;41:298–305. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.05.006>.
- Kim BM, Jun S, Lee MG, Jung J, Lee HS, Kim J. Anisotropic hardening behaviour and springback of advanced high-strength steels. *Metals (Basel)* 2017;7:480. <https://doi.org/10.3390/met7110480>.
- Danzeisen J, Merklein M, Roll K. Investigation of fracture behaviour in TRIP steels. *Int J Material Form* 2008;1:221–4. <https://doi.org/10.1007/s12289-008-0364-x>.
- Ozturk F, Toros S, Kilic S. Tensile and spring-back behavior of DP600 advanced high strength steel at warm temperatures. *J Iron Steel Res Int* 2009;16:41–6. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60025-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60025-8).
- Yu D, Chen Y, Huang L, An K. Tracing phase transformation and lattice evolution in a TRIP steel under high-temperature annealing by real-time in situ neutron diffraction. *Crystals* 2018;8:360. <https://doi.org/10.3390/cryst8090360>.
- Gan W, Babu SS, Kapustka N, Wagoner RH. Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2006;37:3221–31. <https://doi.org/10.1007/BF02586157>.
- Avellaneda FJ, Miquel V, Coello J, Martínez A, Calatayud A. Springback evaluation for TRIP 800 steel sheets by simple bending tests. <https://doi.org/10.1063/1.4707560>; 2012. 1431.
- Yanagimoto J, Oyamada K, Nakagawa T. Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings. *CIRP Ann - Manuf Technol* 2005;54: 213–6. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)80086-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)80086-9).
- Kim S, Lee Y. Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets. *Mater Sci Eng A* 2011;530:218–24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.077>.
- Allain S, Geandier G, Gouné M, Danoix F, Soler M, Hell J-C. Effects of Q&P processing conditions on austenite carbon enrichment studied by in situ high-energy X-ray diffraction experiments. *Metals (Basel)* 2017;7:232. <https://doi.org/10.3390/met7070232>.
- Allain SYP, Aoued S, Quintin-Poulon A, Gouné M, Danoix F, Hell JC, et al. In situ investigation of the iron carbide precipitation process in a Fe-C-Mn-Si Q & P steel. *Materials (Basel)* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma11071087>.
- Allain SYP, Geandier G, Hell JC, Michel S, Danoix F, Gouné M. In-situ investigation of quenching and partitioning by High Energy X-Ray Diffraction experiments. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.12.026>; 2017. 131.
- Hasegawa K, Kaneko S, Seto K. Cold-rolled and galvanized (GA) high strength steel sheets for automotive cabin structure. *JFE Tech Rep* 2013;18: 80–8.
- Bleck W, Guo X, Ma Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. *Steel Res Int* 2017;88. <https://doi.org/10.1002/srin.201700218>.
- Yanagimoto J, Oyamada K. Springback-free isothermal forming of high-strength steel sheets and aluminum alloy sheets under warm and hot forming conditions. *ISIJ Int* 2006;46:1324–8. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1324>.
- Ding W, Hedström P, Li Y. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Al-P hot dip galvanizing TRIP steel. *Mater Sci Eng A* 2016;674:151–7. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.119>.
- Başkaya Ü, Karaçalı C, Özyigit MB. The effect of sample preparation method on volume fraction of retained austenite. *UCTEA Chamb Metall Mater Eng* 2016;508–10.
- Rêche D, Sturel T, Bouaziz O, Col A, Gourgues-Lorenzon AF. Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending. *Mater Sci Eng A* 2011;528:5241–50. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.042>.
- Sugimoto KI, Usui N, Kobayashi M, Hashimoto SI. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels. *ISIJ Int* 1992;32:1311–8. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.32.1311>.
- Nakagaito I, Matsuda H, Nagataki Y, Seto K. Effects of partitioning of manganese and silicon during intercritical annealing on transformation behavior and mechanical properties of low alloyed TRIP-assisted steel sheets. *Tetsu-to-Hagane* 2015;101(8):426–34. <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2015-015>.
- Yin HX, Zhao AM, Zhao ZZ, Li X, Li SJ, Hu HJ. Influence of original microstructure on the transformation behavior and mechanical properties of ultrahigh-strength TRIP-aided steel. *Int J Miner Metall Mater* 2015;22:262–71. <https://doi.org/10.1007/s12613-015-1070-6>.
- Tang Z, Huang J, Ding H, Cai Z, Zhang D, Misra D. Effect of deformation temperature on mechanical properties and deformation mechanisms of cold-rolled low C high mn TRIP/TWIP steel. *Metals (Basel)* 2018;8. <https://doi.org/10.3390/met8070476>.
- Zhu M, Xu G, Zhou M, Yuan Q, Tian J, Hu H. Effects of tempering on the microstructure and properties of a high-strength bainite rail steel with good toughness. *Metals (Basel)* 2018;8. <https://doi.org/10.3390/met8070484>.
- Anazadeh Sayed A, Kheirandish S. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.056>; 2011. 532.
- Shen Y, Liu YD, Sun X, Wang Y, Zuo L, Misra RDK. Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.062>; 2013. 581.
- Dong B, Hou T, Zhou W, Zhang G, Wu K. The role of retained austenite and its carbon concentration on elongation of low temperature bainitic steels at different austenitising temperature. *Metals (Basel)* 2018;8. <https://doi.org/10.3390/met8110931>.
- Sirinakorn T, Uthaisangskul V. Effects of the tempering temperature on mechanical properties. *J Met Mater Miner* 2014;24:13–20. <https://doi.org/10.14456/jmmn.2014.3>.
- Fei D, Hodgson P. Experimental and numerical studies of springback in air V-bending process for cold rolled TRIP steels. <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2006.01.016>; 2006. 236.
- Mahieu J, Maki J, De Cooman BC, Claessens S. Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2002;33:2573–80. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0378-9>.
- Gajda B, Lis AK. A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP steel. *J Achiev Mater Manuf Eng* 2008;31:646–53.
- De Meyer M, Vanderschueren D, De Blauwe K, De Cooman B. The characterization of retained austenite in TRIP steels by X-ray diffraction 1999;37.
- Cai MH, Ding H, Tang ZY, Lee HY, Lee YK. Strain hardening behavior of high performance FBTP, TRIP and TWIP steels. *Steel Res Int* 2011;82:242–8. <https://doi.org/10.1002/srin.201000132>.
- Kučerová L, Bystrický M. The effect of chemical composition on microstructure and properties of TRIP steels. *J Achiev Mater Manuf Eng* 2016;77: 5–12. <https://doi.org/10.5604/17348412.1229662>.
- Wilson EA, Medina SF. Application of Koistinen and Marburger's athermal equation for volume fraction of martensite to diffusional transformations obtained on continuous cooling 0–13% high strength low alloy steel. *Mater Sci Technol* 2000;16:630–3. <https://doi.org/10.1179/026708300101508397>.
- Tukur SA, Usman M, Muhammad I, Sulaiman AN, Auwal S. Effect of tempering temperature on mechanical properties of medium carbon steel. <https://doi.org/10.14445/22315381/JETT-V9P350>; 2014. 9.

Please cite this article as: Pornputsiri N, Kanlayasiri K, Effect of bending temperatures on the microstructure and springback of a TRIP steel sheet, *Defence Technology*, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.11.018>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

PAPER • OPEN ACCESS

Experimental Study on Failure Mechanism of Advanced High Strength Steels in Air Bending Process

To cite this article: N Pornputsiri and K Kanlayasiri 2018 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **361** 012015

View the [article online](#) for updates and enhancements.

Related content

- [Research and Development of the Advanced High Strength Steel for the Mining Machinery](#)
Linhao Gu, Jianming Liu, Shiping Lu et al.
- [Crystallographically resolved damage initiation in advanced high strength steel](#)
B. Shakerifard, J. Galan Lopez, F. Hisker et al.
- [Spring-back of flexible roll forming bending process](#)
Y Zhang, D H Kim and D W Jung



This content was downloaded from IP address 203.158.222.32 on 05/09/2018 at 06:48

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Experimental Study on Failure Mechanism of Advanced High Strength Steels in Air Bending Process

N Pornputsiri and K Kanlayasiri

Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang, Bangkok 10520, Thailand.

E-mail : natthasak_idt@hotmail.com

Abstract. This research investigated the failure phenomena and underlying damage mechanisms in small curvature bending and spring-back angles of two advanced high strength steel (AHSS) sheets (TRIP780 and DP980). The study also examined the effect of the bending angle on the failure mechanism. In the analysis, this research utilized an optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX). The research findings indicated that the bending force and the bending angle were positively correlated and that the spring-back and bending angles were inversely correlated. On the failure mechanism, at the 45° bending angle, the initial crack was identified on the outer region of the LD-rolling DP980 sheet, while no visible crack emerged for the TD-rolling TRIP780 until arriving at the 60° bending angle, indicating that, by comparison, the former possessed the lowest bendability and the latter the highest.

1. Introduction

The structural lightweight, energy saving and safety requirements of the automotive industry contribute to the search for steels with high strength and good formability. In response, numerous attempts have been made and one viable solution is advanced high strength steels (AHSS). The enhanced strength however affects the formability of the steel into complex-shape parts. The AHSS are typically of multiphase steels whose microstructures comprise diverse phases, e.g. the dual phase (DP) and transformation induced plasticity (TRIP) steels [1]. To ascertain the industrial applicability of the DP and TRIP steels, it is necessary that the effects of their microstructures on the bendability and failure mechanisms be thoroughly investigated. The bendability of metallic sheets refers to the limit of the forming process accomplished without failure. The bending limit could be defined as the amount of elongation on the outer surface of the bending zone, from which a minimum bending radius is deduced [2]. Furthermore, the limit is subject to a variety of parameters, including the ratio of sheet thickness to tool radius, material properties, surface and microstructure of the metal sheet.

It is well known that the fabrication history has a significant effect on bendability and must be included failure mechanisms in order to achieve accurate predictions of forming limits. Nakataki et al [3] investigated the bendability of dual-phase AHSS metal sheets and it was documented that the microstructure of these steels could be refined and homogenized for the bendability improvement. Kaupper and Merklein [4] proposed the failure phenomena and underlying damage mechanisms associated with the small curvature bending of AHSS using a novel comprehensive optical strain-based characterization technique. Reche et al [5] studied the failure mechanism in air-bending of



Content from this work may be used under the terms of the [Creative Commons Attribution 3.0 licence](https://creativecommons.org/licenses/by/3.0/). Any further distribution of this work must maintain attribution to the author(s) and the title of the work, journal citation and DOI.

Published under licence by IOP Publishing Ltd

1

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

TRIP steel sheet and the results showed that the initial cracks occurred on the outer bent surface (roof) of the metal sheet. Despite the ubiquity and severity of metal failure in the industrial production, prior research has largely focused on the relationship between the bending angle and the damage mechanism at the expense of several other contributing factors of the metal failure. In other words, there exists no research that attempts to explain the relationship of the metal microstructure, rolling direction and bending angle to the bendability and the failure mechanism of the metal sheet has ever been carried out.

This current research has investigated the relationships between the bending angle and the bending force; and between the bending and spring-back angles of the TRIP780 and DP980 AHSS steel sheets under the traverse (TD) and longitudinal (LD) rolling directions. The effect of the bending angle on the failure mechanism was also determined. In addition, an optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) were deployed in the analysis.

2. Materials and experimental procedure

2.1. Materials

This research experimented with two types of AHSS sheets of identical thickness (1mm): the transformation induced plasticity (TRIP780) and dual phase (DP980) steels. Table 1 tabulates their tensile mechanical properties determined using the uniaxial tensile test at room temperature.

Table 1. Mechanical property at room temperature.

Material	Yield Stress (MPa)	Ultimate Tensile Stress (MPa)	Total Elongation (%)
TRIP780	589	983	24.7
DP980	638	1017	19

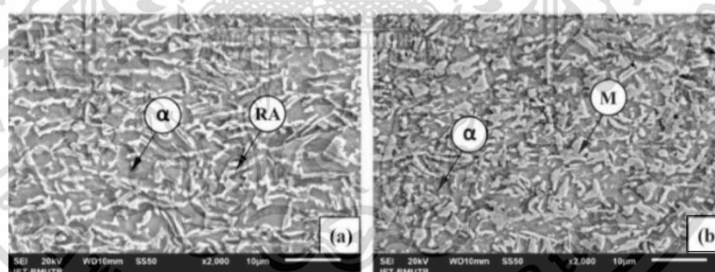


Figure 1. Initial microstructure of investigated steels (a) TRIP780 and (b) DP980.

In this research, the microstructure and chemical composition were respectively analyzed using SEM. Figure 1(a) illustrates the TRIP780 microstructure comprising the island-like retained austenite (RA) phases embedded in the ferrite matrix (α). Meanwhile, Figure 1(b) depicts the DP980 microstructure consisting of ferrite matrix (α) in which the martensitic phase (M) is dispersed in the form of islands.

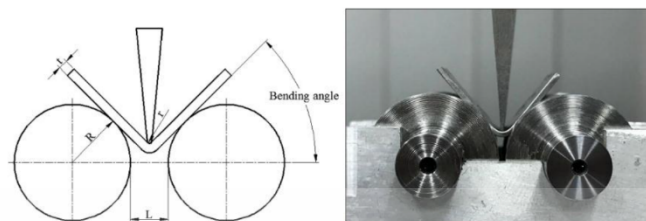


Figure 2. The schematics of the pure-bending experimental setup.

2.2. Experimental procedure

Figure 2 illustrates the pure-bending plane-strain experimental setup to investigate the failure mechanisms of the TRIP780 and DP980 steel sheets using the air bending test as per the ISO 7438:2010 standard. The punch (r) and roller (R) radii were respectively 0.25mm and 10mm. The metal sheets were 12mm in width (b), 30mm in length (l) and 1.0mm in thickness (t).

In the operation, the punch pressed downward while the support set remained stationary. The experiments were carried out by varying the bending angles in a 15° increment from 0° to 75° under the room temperature and without lubrication condition. The post-bending failure mechanisms were determined using photography technology by which the outer surface bent area was first investigated using a Digital Single Lens Reflex (DSLR) camera (CANNON, EOS 80D EF-S) and a Light Optical Microscope (LOM) (JENCO, GL7-290) to identify the initial crack. The specimens were then polished and etched prior to undergoing the macro-scale microstructure inspection using a 50X Optical Microscope (OM) (OLYMPUS, BX 60 M) to investigate the cross-sectional crack and crack propagation. The cross-sectional micro-scale failure mechanisms and the chemical composition at the bent area (or fracture surface) were further determined using SEM (JEOL, JSM-6510 LV) and EDX (OXFORD, X-MAX IE-350).

3. Experimental Results and Discussion

3.1. Relationships between the bending angle and spring-back angle

This part investigates the effects of the bending angle on the bendability of the TRIP780 and DP980 experimental metal sheets, given the two rolling directions (i.e. TD and LD).

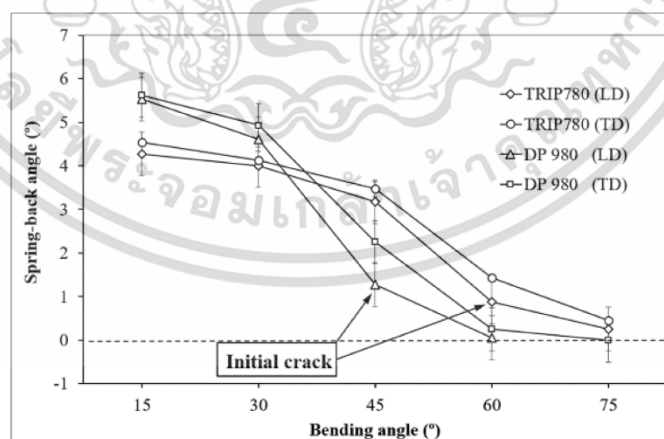


Figure 3. Relationships between the spring-back angle and bending angle of the DP and TRIP steels in the longitudinal and transverse rolling directions.

Figure 3 depicts the spring-back angles relative to the various bending angles (0° - 75°) and the rolling directions. The experimental results showed that the spring-back angles were inversely correlated with the bending angles, whereby the spring-back angles decreased with increase in the bending angles. By comparison, the spring-back angles relative to the bending angles were greatest for the TD-rolling TRIP780 metal sheet, suggesting the highest bendability, followed by TRIP780LD, DP980TD and DP980LD. The relationship between the spring-back and the bending angle, in these phenomena, the large of plastic deformation at higher bending angle on the bending area, this decreases the elongation property which in turn induces a lower spring-back angle and can be expressed in equation (1), where K is the ultimate tensile strength, θ is the bending angle, ρ is the position of the neutral axial, ν is the Poisson ratio, ω is the die gap, E is the Young's modulus and t is the thickness [6].

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{3K_{\rho}(1-\nu^2)(1+4t/\omega)}{Et} \quad (1)$$

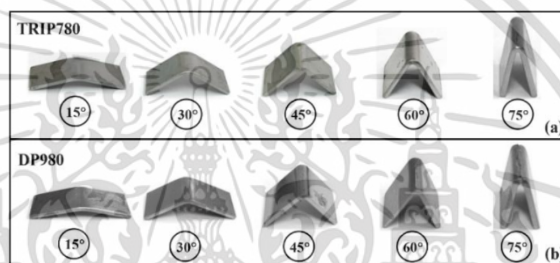


Figure 4. The LD-rolling failure mechanisms under various bending angles: (a) TRIP780 (b) DP980 steels.

Figure 4 compares the LD-rolling failure mechanisms under the bending angles of 15° - 75° of the TRIP780 and DP980 steel sheets. In figure 4(a), the failure (i.e. cracks) started to appear on the roof of the TRIP780 sheet under the 75° bending angle condition and the crack propagation increased with increase in the bending angle but with no complete separation. Meanwhile, in figure 4(b), at the 45° bending angle, numerous crack lines emerged on the roof of DP980 and deteriorated as the bending angle increased. The total separation of the DP980 specimen occurred once the bending angle reached 75° .

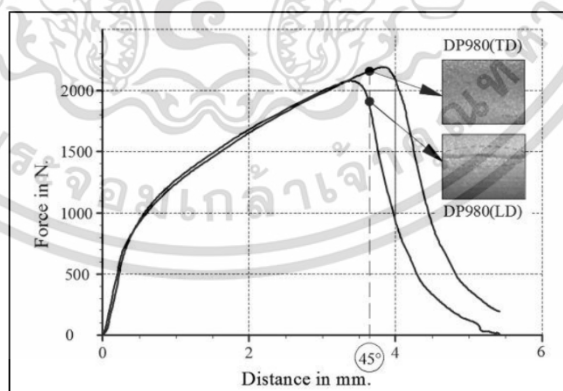


Figure 5. The relationship between the punch depth, rolling directions and bending force at the roof of DP980 sheet.

Figure 5 illustrates the relationship between the punch depth, rolling directions and bending force at the outer bent surface (roof) of DP980 sheet. In the figure, the bending force increased with the

punch depth (mm) for both rolling directions. The bending force belonging to the LD-rolling DP980 started to decline approaching (before) the 45° bending angle. On the other hand, in the traverse-rolling direction, the bending force declined shortly after arriving at the 45° bending angle. The forces continued to decrease as the punch depth increased. The findings indicated that the TD-rolling DP980 outperformed the LD-rolling counterpart with regard to the bendability and strength. The experimental findings are consistent with the theory of anisotropic materials [7] in which the traverse-rolling direction (TD) material exhibits greater bendability than that of the longitudinal-rolling direction (LD).

3.2. Failure Mechanisms

The failure mechanisms of the TRIP780 and DP980 steel sheets in the longitudinal direction (LD) of rolling were investigated and compared. As previously mentioned, the LD rolling is more susceptible to cracking and thereby the study focus. Figure 6 depicts the cross-sectional SEM failure mechanism of the LD-rolling TRIP780 steel under the 75° bending angle condition, where (A), (B) and (C) represent the outer, central and inner regions. Under the 75° bending angle, the failure was noticeably pronounced from the edge of the outer region to the central region, while small cracks appeared in the inner region. Upon closer inspection, a small crack however emerged and could be detected in the LD-rolling TRIP780 steel under the bending angle of 60° , as illustrated in figure 7.

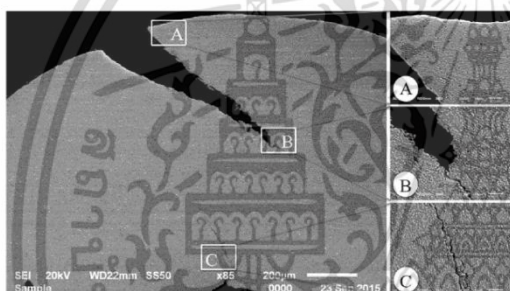


Figure 6. The cross-sectional SEM failure mechanism of the LD-rolling TRIP780 steel with the 75° bending angle: (A) the outer, (B) central, (C) inner regions.

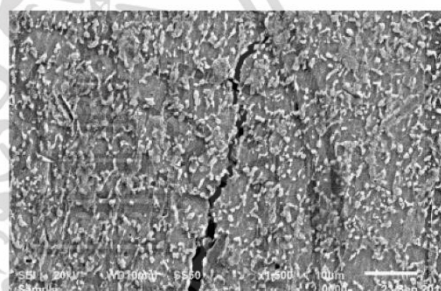


Figure 7. The cross-sectional OM of LD-rolling TRIP780 in which the initial crack appeared on the inner region with the 60° bending angle.

Figure 7 depicts the cross-sectional optical microscopy of the LD-rolling TRIP780 metal sheet under the 60° bending angle condition. In the figure, despite the outward compressive stress-induced hairline fracture on the inner region [8], the overall bendability of the metal sheet was minimally restricted. This phenomenon is attributable to a delayed crack propagation on this particular region relative to that of the tensile stress-induced outer region.

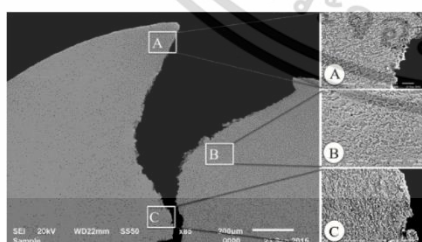


Figure 8. The cross-sectional SEM failure mechanism of the LD-rolling DP980 steel with the 75° bending angle: (A) the outer, (B) central, (C) inner regions.

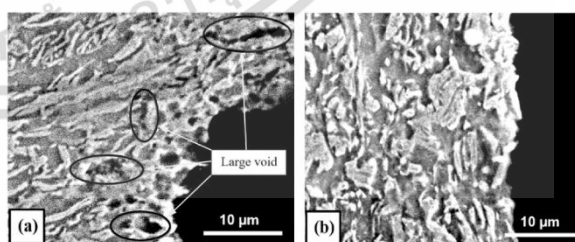


Figure 9. The SEM images of DP980 under the 75° bending angle: (a) the outer and (b) inner regions.

Figure 8 illustrates the cross-sectional SEM failure mechanism of on the outer (A), central (B) and inner (C) regions of the LD-rolling DP980 steel under the 75° bending angle, where a complete separation took place. In the figure, the crack propagation was of 45° in relation to the punch, consistent with Rèche et al [5]. Specifically, the phase in the outer region (A) was elongated along the outermost edge of the metal sheet, while there was minimal change in the martensitic phase in the central region (B). In the inner region (C), the shape of the martensitic phase altered as per the punch direction. In fact, the initial cracks on the DP980 steel sheet emerged under the bending angle 45° condition (Figure 4), with the extent of failure more pronounced on the outer than inner region. With the increase in the bending angle, the dual-directional cracks propagated to the central region of the metal sheet. A total separation of the specimen materialized at the 75° bending angle. Figure 9(a) and (b) are the magnified SEM images on the outer regions and the inner region, respectively, of the DP980 steel sheet under the 75° bending angle condition. In figure 9(a), voids of varying sizes (i.e. macro- and micro-voids) were present on the outer and central regions where ferrite and martensite interface, with the significant proportion residing on the outer region. The crack propagation on both the outer and central regions proceeded in the direction of the macro-voids inward (i.e. toward the inner region). Meanwhile, in figure 9(b), the crack propagation on this region (i.e. inner region) was attributable to the compressive pressure. Due to the compressive pressure, no void was detected on the inner region. The experimental results with regard to the initial crack of both metal sheet types are consistent with Pathak et al [9] and Zhao et al [10]. The results are in good agreement.

4. Conclusions

This experimental research has investigated the relationships between the bending angles and the bending force; and between the bending and spring-back angles of two types of advanced high strength steel (AHSS) sheets (TRIP780 and DP980) under two rolling direction conditions (traverse (TD) and longitudinal (LD)). The study also determined the effect of the bending angle on the failure mechanism of the metal sheets. The findings revealed that the bending force and the bending angle were positively correlated. Specifically, the bending force of TRIP780 steadily rose with increase in the bending angle under both rolling directions. Meanwhile, the bending force of the LD-rolling DP980 increased and decreased approaching the 45° bending angle while that of the TD-rolling DP980 increased and declined shortly after arriving at the 45° bending angle. Interestingly, the bending force of the LD-rolling DP980 reversed to zero at the 75° bending angle, the point at which a total separation occurred. On the other hand, the spring-back and bending angles were inversely correlated. The experiments revealed that the TD-rolling TRIP780 and LD-rolling DP980 sheets respectively had the largest and smallest spring-back angles under all the experimental bending angles. Nevertheless, the spring-back angle of the LD-rolling DP980 became zero at the 60° bending angle. On the failure mechanism, at the 45° bending angle, the initial crack could be detected on both the inner and outer regions of the LD-rolling DP980 sheet; and on the inner region of the TD-rolling TRIP780 sheet. The crack was more severe when the bending angle reached 60° for the TD-rolling TRIP780.

References

- [1] Zhao P, Chang Y, Hu P and Wu Y 2016 *J. Mat. Pro. Tech.* 228 68–75.
- [2] Rèche D, Sturel T, Bouaziz O, Col A and Gourgues-Lorenzon A F 2011 *Mater. Sci. Eng. A.* 528 5241–5250.
- [3] Nakataki Y, Tsuyama S and Hosoya Y 2013 *Tetsu. to. Hagané.* 99 245–253.
- [4] Kaupper M and Merklein M 2013 *CIRP. Ann. Manuf. Techn.* 62 247–250.
- [5] Rèche D, Besson J, Sturel T, Lemoine X and Gourgues-Lorenzon A F 2012 *Int. J. Mech. Sci.* 57 43–53.
- [6] Fei D and Hodgson P 2006 *Nucl. Eng. Des.* 236 1847–1851.
- [7] Panich S, Uthaisangsuk V, Suranuntchai S and Jiratheeranat S 2014 *Mater. Sci. Eng. A.* 592 207–220.

- [8] Aslam I, Li B, McClelland Z, Horstemeyer S J, Ma Q and Wang P T 2014 *Mater. Sci. Eng. A.* 590 168–173.
- [9] Pathak N, Butcher C, Worswick M J, Bellhouse E and Gao J 2017 *Materials* 10, 346; doi:10.3390/ma10040346.
- [10] Zhao Z, Huang S, Dan W, Zhang W and Li S 2017 *Mater. Sci. Eng. A.* 695 80–91.

Acknowledgements

The authors would like to express sincere gratitude to King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang (KMITL)'s Faculty of Engineering for the financial support.





ภาคผนวก ค.
ผลงานวิจัยที่ได้รับการตีพิมพ์ในฐานข้อมูล Scopus ฉบับที่ 2
(MATEC Web of Conference)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Bendability and failure mechanisms of dual phase steel under air-bending at elevated temperatures

Natthasak Pornputsiri and Kannachai Kanlayasiri

Industrial Engineering Department, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang, Bangkok, Thailand

Abstract. In this study, process parameters such as the bending angle and bending temperature of the metal sheets for pure bending of advanced high strength steel sheet DP980 were investigated using the air-bending method. This investigation focused on bendability and failure mechanisms. Experimental studies were carried out with various bending temperatures and the bending angle parameters to identify effect on springback angle, initial crack, and the evolution of the microstructure. Prior to testing, the DP steel sheets were heat-treated at different temperatures (room temperature, 200 °C, 400 °C, and 600 °C) with a heating rate of 2 °C/S and 5 minutes of holding time in an electric furnace. As a result of the experiments performed at different temperature values and bending angle values, it was determined that an increase in the bending angle reduces the size of the springback angle. It was also determined that an increase in air-bending-temperature reduces the amount of springback. Air-bending-temperature also affected the microstructure evolution and slowed the cracking of the bent surface.

1 Introduction

High strength steel, dual-phase (DP) steels type, have been commonly used in the motor manufacturing sector due to their high strength and formability, which makes them ideal for body construction and for use in the chassis [1]. The typical characteristics of DP steels, in terms of mechanical properties, include relatively low-yield strength, high-strain hardening, and continuous yielding behavior. Due to the relatively high-hardening rate of DP steels, a reasonable combination of formability and strength is provided [2]. These strong DP steels earned their name on account of the two phases from which they are composed; a ferrite matrix in combination with a martensitic phase. The benefits to the manufacturer include good formability along with increased strength, thereby allowing lighter cars and trucks to be built while offering an environmental advantage due to the lower cost offered by reducing the overall weight. The only drawback is that such steels can fail unexpectedly during bending by even the smallest radius, and the bending surface will frequently indicate signs of failure below the forming limit strain. One of the problems that needs to be solved is the springback issue [3].

Bendability is an indicator that shows the extent of formability for a sheet metal sample. One important manufacturing technique is air-bending, whereby the sheet metal components are produced using pure bending stress and severe forming. Therefore, it is necessary to fully understand the bendability properties of sheet metals in order to produce high-quality components. The sheet metal bending process for high-strength steel has extensive industrial applications, but it is difficult to

complete the forming or bending process at room temperature due to the significant degree of deformation involved, as well as the high-flow stresses that affect the materials [4,5]. If the temperature is increased for the forming process, the flow stresses are lowered, residual stresses are also reduced, and deformation becomes easier, hence improving formability [6,7]. The lower flow stresses and heightened formability make it possible to achieve greater stretching, and permits deeper drawing in creating the final product [8]. Sheet metal bending at elevated temperatures that are below recrystallization temperature is considered warm forming. Materials can be formed into complex shapes without much difficulty at this temperature. While high temperature air-bending has not yet found effective commercial use, it is likely that it will become much more important in the future as the technique develops.

Good bendability is absolutely vital when making metal components which take complex forms. Therefore, it is important to develop more effective ways for AHSS to perform in industrial applications. Ability of the bending is could be evaluated as the lowest ratio of the inside bending radius (r) to the sheet thickness (t) that the sheet metal can accept without the manifestation of surface defects during bending to an angle of 90° in pure bending [9]. Generally, when the sheet metal stronger is affected to decreasing of the bending ability. The damaging effect of stretched inclusions is well known, especially in advanced high strength steel (AHSS), on mechanical properties and bendability in conventional structural steels.

While the use of high temperature metal forming processes has not yet become widespread in industrial

* Corresponding author: kkanmac@kmitl.ac.th

applications, it is expected that this will change. Therefore, one study that investigated the formability of pure titanium and titanium alloy at high temperatures is of particular interest, primarily because its findings present the effects of temperature when applied with high-strength metals [10]. However, studies involving high-strength steels are rather limited, meaning there is a gap that must be addressed because the applications are potentially valuable. The required temperatures for the formation of steel sheets are particularly high. The problems this presents may be responsible for the fact that few experiments have been conducted to date.

This research seeks to carry out an investigation of the effect of bending temperature on bendability and the damage mechanism in dual phase steel sheets (DP980), which would be examined with air-bending tests conducted at varying temperatures (room temperature to 600 °C) in order to assess the suitability and limitations of the technique along with the results for springback angle, microstructure evolution, and failure mechanisms by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), and crystal structure by XRD.

2 Experimental Procedures

2.1 Materials

This research experimented with AHSS sheets of 1 mm thickness. For the dual phase steel (DP980) sheets used in this study, Table 1 tabulates their tensile mechanical properties, which were obtained on the Zwick universal testing machine according to ASTM E 8M at room temperature. The microstructures of the DP steel sheets were investigated via 50X Optical Microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM), while the XRD measurements of the DPS microstructures were also investigated. Specimens of each heat treatment were metallographically prepared with a final polishing step of 0.1 μm . The macro-scale microstructure (OM) and SEM study was made after etching with 2% Nital using the Optical Microscope (OLYMPUS, BX 60 M) and JEOL JSM-6510 LV FRG-SEM (field emission gun scanning electron microscope) working at 15kV. The characterized microstructure of each heat treatment before the bending is shown in Fig. 1, where the ferrite (α) appears as light brown and the martensite (α') as a whitish color.

Table 1. Mechanical properties at room temperature

Material	Ys (MPa)	UTS (MPa)	TE (%)
DP980	740	1020	16

2.2 Mechanical conformation tests

Figure 2 illustrates the pure-bending, plane-strain experimental setup at different deformation temperatures, which was used to investigate the bendability and failure mechanisms of the DP980 steel sheets using three-point air-bending.

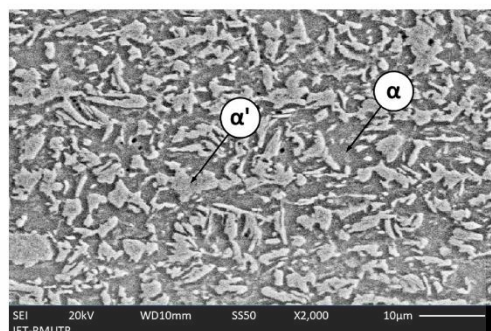


Fig 1. Microstructure of dual phase steel (DP980) observed via SEM image after 2% Nital etching

During experimentation, the specimen is subjected to a punch with a cylindrical body. The experiment was devised in accordance with the ISO 7438:2010 standard. The punch (R_p) and roller (R_d) radii were 0.25mm and 10mm, respectively. The metal sheets were 12 mm in width (b), 30mm in length (l), and 1.0mm in thickness (t). In the operation, the punch pressed downward while the support set remained stationary. The experiments were carried out by varying the bending angles in 15° increments from 0° to 75°. Uni-axial tensile tests were conducted with a Zwick Z20 universal testing machine at a constant bending speed of 60 mm/min.

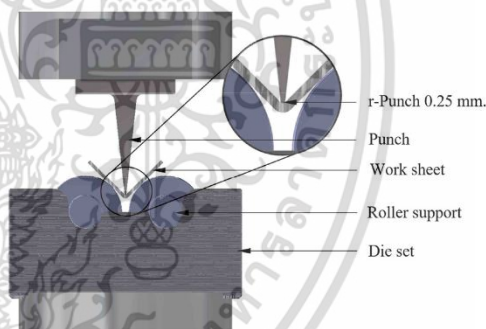


Fig 2. Air-bending tool ISO 7438:2010 standard

The tests were completed at varying temperatures including room temperature (RT), 200°C, 400°C, and 600°C and without lubrication. Regulation of the temperature was accomplished through the use of a thermostatic chamber with sensitivity of ± 2 °C under warm and hot conditions. A thermocouple was set up at the position of the specimen, where the temperature was controlled precisely. The test pattern is shown in Fig. 3. First, the specimen was heated to the target temperature at a heat increase rate of 2 °C /s using a thermostatic chamber, after which it was soaked for 5 min to assure complete austenitization [7]. The item being tested was then bent to accomplish the target bending angle utilizing the punch stroke and subsequently cooled in the air to room temperature.

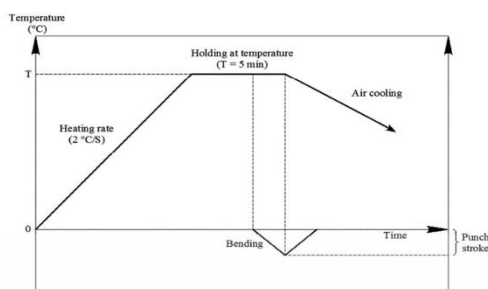


Fig 3. Scheme of the elevated temperature air-bending test procedure, which consists of four main steps: heating, holding, air-bending to the testing level, and air-cooling.

3 Results and Discussion

3.1 Springback

In the sheet metal forming process, the product geometry must be within dimensional tolerances. However, dimensional errors due to springback occur following the plastic deformation, which is are known to be among the most important problems encountered in the sheet metal forming process [11].

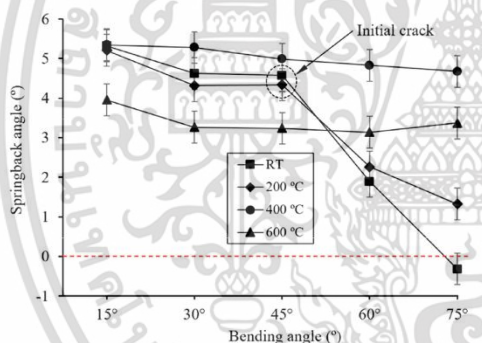


Fig 4. Bending angle – springback angle relationships

The springback results after bending in this study are shown in Fig. 4, which illustrates the influence of the bending angle on the springback angle. It was determined that an increase in bending angle decreased the springback angle at all temperatures. It was also clear that the angle of the springback increased for the temperature increase to 400 °C, for bending at room temperature, and at 200 °C. For bending at 45°, the springback decreased continuously, with the initial crack appearing on the convex bending surface, while the springback angle was likely to decrease as temperatures increased higher than 400 °C. This was likely due to the yield strength and strain hardening decrease [12]. This leads to a reduction in the amount of springback occurring after the forming process [13]. In conclusion, springback is likely to decrease markedly for temperature increases above 400 °C, while the microstructures of this steel are in the ferrite-pearlite

phase at warm temperatures [7]. According to previous literature [14], recovery and recrystallization of partial ferrite occurs in specimens at this temperature. Thus, the bending strength and hardness becomes lower as the temperature rises higher than 400 °C.

3.2 Failure mechanisms

The experimental process was continued up to the point when the convex surface began to show signs of fracture. These cracks tend to appear first in the central areas of the specimen because the plane strain is higher in these regions than at the edges, as confirmed by the ASM Handbooks (2000) [15].

Figure 5 shows the condition of the various bent specimens in differing bending states. The convex surface can be examined for cracks using 20X magnification. For the purposes of this study, minor wrinkling effects or an orange peel appearance is not taken to be a significant type of defect.

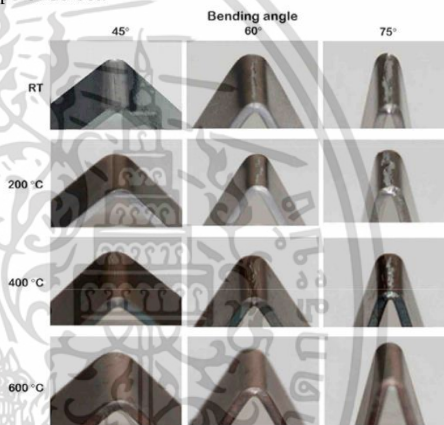


Fig 5. Various bent specimens shown at different temperatures and bending angles

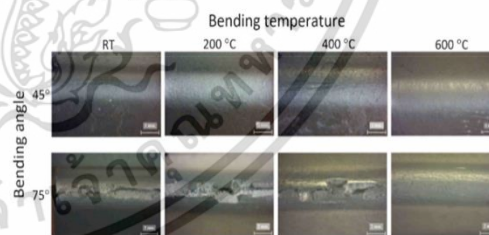


Fig 6. Development of surface undulations by extent of deformation

The different stages of a developing crack are shown in Fig. 6. The orange peel appearance becomes visible along with a wavy effect upon the surface. This undulation appears on the convex part of the bending region. As explained by Dao and Lie [16], the grooves that are formed cause the strain to be increased, leading to a lack of homogeneity in the plastic flow measured in micrometers. However, the defects are limited to narrow slip bands.

When these slip bands intersect with a free surface, they can become the source of both intrusions and extrusions. Cracks tend to originate from intrusions, as would be expected on the basis of the findings related to bending, whereby the intruding undulations are where cracks are observed to start.

3.3 Relationship between microstructures and crystal structures

The microstructures of dual phase steel sheets produced by different temperatures show no changes in the ferrite phase following heat treatment that affects the austenite and ferrite regions. As the temperature rises, the fraction by volume of martensite declines.

The results in Fig. 7 reveal the usual DP980 XRD patterns as indicated by the XRD phase analysis performed at room temperature, 200 °C, 400 °C, and 600 °C using Cu K α radiation. This technique offers accuracy of around 5%, while a step of 2 θ occurs from 40 to 100.

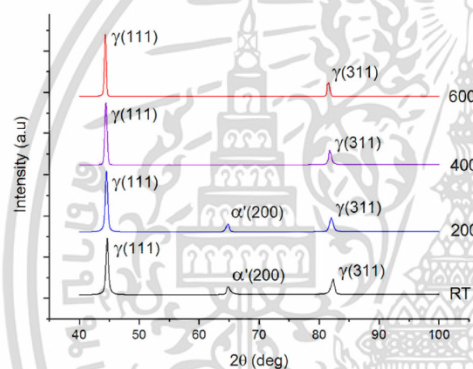


Fig 7. The result of the XRD scan, which applied Cu K α radiation with the DP980 microstructures, the γ austenite phase and the α' -martensite phase

Figure 7 also clearly shows the body-centered tetragonal martensite and face-centered austenite, which comprise each separate diffracting plane. When experimenting at room temperature and 200 °C, the presence of the planes can be readily observed, along with the existence of the α' -martensite phase, which appears before the deformation occurs. The material has lower formability and bending at this temperature range, which can easily cause cracking, as shown in Fig. 6. If the temperature is increased to 400 °C, the martensite phase (α') no longer appears. Instead, there is a prominent austenite phase (γ) by the high stress yield, resulting in a high springback angle. According to previous literature [17], a higher martensite volume fraction was obtained with a higher work hardening, but it led to a decreased amount of springback. Therefore, the XRD result shows that the martensite phase (α') no longer appears at 400 °C, resulting in springback angle increase. Increasing the temperature to 600 °C leads to an increase in ductility and results in a lack of fractures on the convex bending surface. Other authors have reported similar findings [18].

However, the findings in this study show the dominance of the austenite phase in terms of the eventual condition of the microstructure.

4 Conclusions

Concerning the fundamentals of the experimental study carried out and exhibited in this research, the following conclusions can be drawn:

- The amount of springback occurring in the sheet metal following the pure-bending is significantly reduced as the bending angle increases, and the amount of springback is significantly affected by temperature increased at about 400 °C.
- The initial crack occurring on the convex surface of the specimen occurs significantly more slowly as the bending temperature increases.
- Intermediate heat temperature of dual phase steel resulted in a product that comprised a ferrite-plus-martensite grain structure. The lower volume fraction of α' -martensite declined as the temperature increased to intermediate and high levels. The quantity of austenite forms was shown to be higher than that of martensite within the DPS microstructure.

References

1. N. Pathak, C. Butcher, M.J. Worswick, E. Bellhouse, J. Gao, *Materials*, **10**, 4(2017).
2. T. Sirinakorn, V. Uthaisankasuk, S.Srimanosoawapak, *Procedia Eng.* **81**, (2014).
3. E. Hug, M. Martinez, J. Chottin, *Mater. Sci. Eng., A.* **626**, (2015).
4. S. Toros, A. Polat, F. Ozturk., *Mater. Des.*, **41**, (2012).
5. N. Pornputsiri, K. Kanlayasiri, *ICMM, International Conference on Mechatronics and Manufacturing (2018)*.
6. L. Luo, L. Wei, L. Wang, S. Zhou, X. Jin, *Mater. Sci. Eng., A.* **682**, (2017).
7. T. Yong, L. Zhuang, *J. Iron Steel Res. Int.* **19**, 6(2012).
8. S.M. Hussaini, S.K. Singh, A.K. Gupta, *J. King Saud Univ., Eng. Sci.* **26**, 2(2014).
9. J. Heikkala, A. Väisänen, *Proc. 11th Bienn. Conf Eng. Syst. Des. Anal.* (2012).
10. M.H. Shipton and W.T. Roberts, *Mat. Sci. & Tech.* **7**, (1991).
11. O. Çavuşoğlu, S. Toros, H. Gürün, A. Güral, *Ironmaking & Steelmaking*, (2017).
12. S. Kurukuri, A. Miroux, M. Ghosh, A.H. Boogaard, *Int. J. Mater. Form.* **2**, (2009).
13. H. Laurent, J. Coër, P.Y. Manach, M.C. Oliveira, L.F. Menezes, *Int. J. Mech. Sci.* **93**, (2015)
14. J. Yanagimoto, K. Oyamada, *Annals CIRP.* **54**, (2005).
15. *ASM Handbooks*, **2**, (2000).
16. M. Dao, M. Lie, *Phil. Mag.* **81**, (2001).
17. H. Fathi, H.R.M. Semnani, E. Emadoddin, B.M. Sadeghi, *Met. Mater. Int.* **22**, 406 (2016).
18. S. K. Akay, M. Yazici, A. Avinc, *Proceeding of Romanian. Acad. A.* **10**, 1(2009).



ภาคผนวก ง.
สมบัติของวัสดุขึ้นทดสอบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ง.1 องค์ประกอบทางเคมี จากการตรวจสอบด้วยเครื่อง Spectrometer

ตารางที่ ง.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง

วัสดุ	C (%)	Fe (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	Cr (%)
TRIP 780	0.1067	97.3576	1.3855	0.9524	0.0246	0.0310
DP 980	0.1766	96.8111	1.3858	1.4262	0.0190	0.0306

ง.2 สมบัติทางกลของวัสดุขั้นทดสอบ จากการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง

ตารางที่ ง.2 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง DP980 ที่อุณหภูมิห้อง

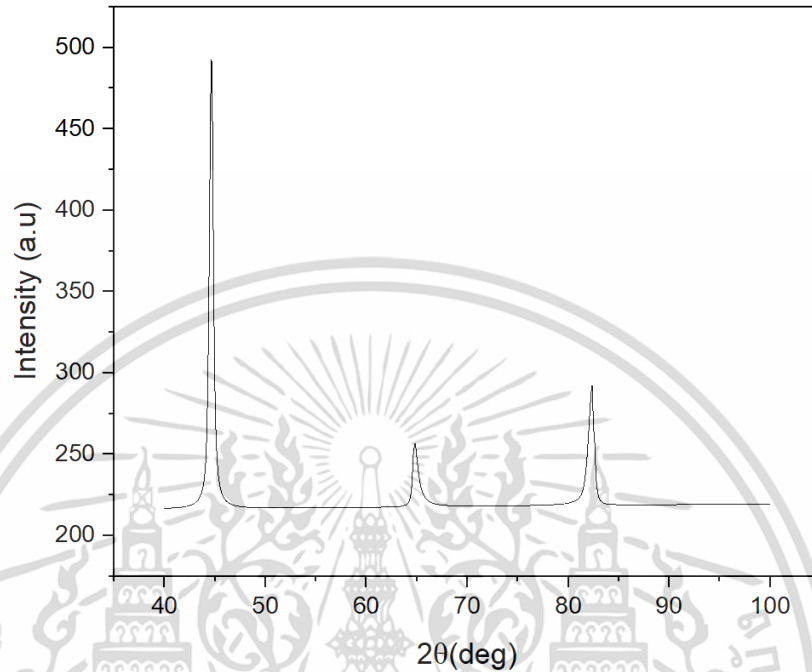
Rolling direction	Tensile force (N)	Yield stress (MPa)	Young modulus (GPa)	Ultimate tensile stress (MPa)	Total elongation (%)
0°-1	16477.05	777.20	211	1013.97	16.40
0°-2	16348.15	758.10	218	1006.04	16.65
Average	16412.6	767.65	214	1010.01	16.53
45°-1	16265.73	771.36	195	1000.97	12.92
45°-2	16021.16	772.23	190	965.92	14.01
Average	16143.445	771.80	192	983.45	13.47
90°-1	16063.46	747.05	217	988.52	15.26
90°-2	16354.67	760.72	216	1006.44	14.89
Average	16209.065	753.89	217	997.48	15.08
T-Average	16255.04	764.44	208	996.98	15.02

ตารางที่ ง.3 ผลการทดสอบแรงดึงของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง TRIP780 ที่อุณหภูมิห้อง

Rolling direction	Tensile force (N)	Yield stress (MPa)	Young modulus (GPa)	Ultimate tensile stress (MPa)	Total elongation (%)
0°-1	12,354.62	650.9	174	823.64	21.35
0°-2	12435.65	642.75	194	829.04	20.61
Average	12395.135	646.825	184	826.34	20.98
45°-1	12495.32	651.37	213	833.02	18.91
45°-2	12700.78	663.15	162	846.72	19.42
Average	12598.05	657.26	188	839.87	19.165
90°-1	12876.88	662.526	205	868.48	17.75
90°-2	12791.04	663.21	210	862.74	17.48
Average	12833.96	662.868	207	865.61	17.615
T-Average	12609.05	655.65	193	843.94	19.25

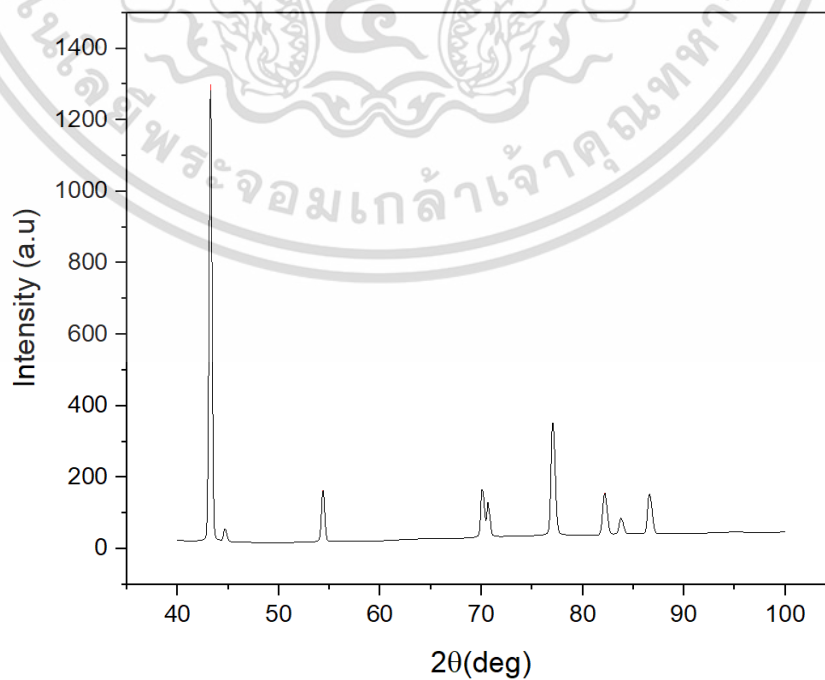
เอกสารนี้เป็นเอกสารสงวนลิขสิทธิ์การใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ง.3 องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิต้องจากการตรวจสอบด้วยวิธี XRD ของเหล็กกล้า DP980



รูปที่ ง.1 ผลการตรวจสอบ XRD ที่อุณหภูมิต้องของของเหล็กกล้า DP980

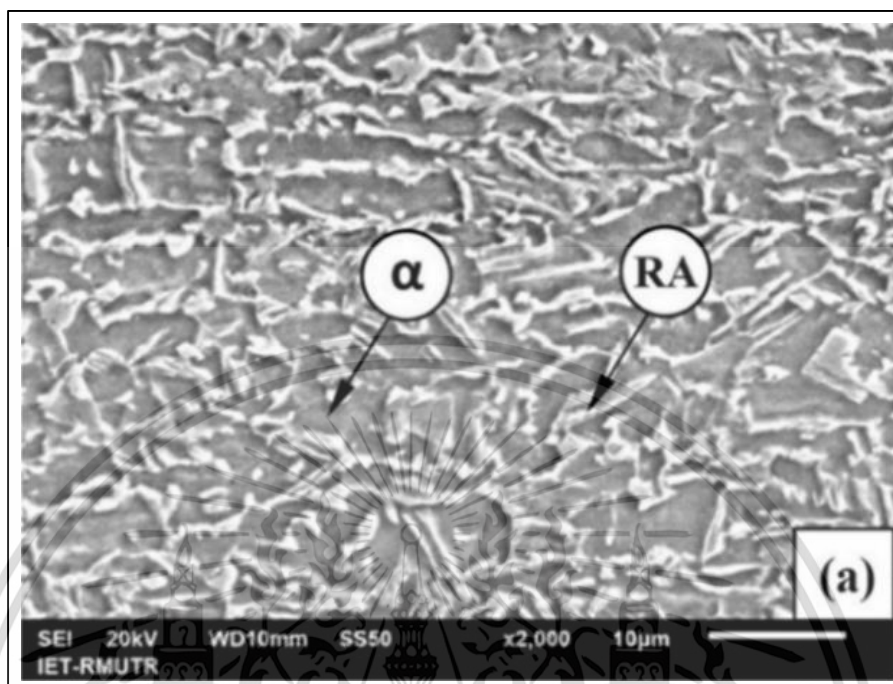
ง.4 องค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิต้องจากการตรวจสอบด้วยวิธี XRD ของเหล็กกล้า TRIP780



รูปที่ ง.2 ผลการตรวจสอบ XRD ที่อุณหภูมิต้องของของเหล็กกล้า TRIP780

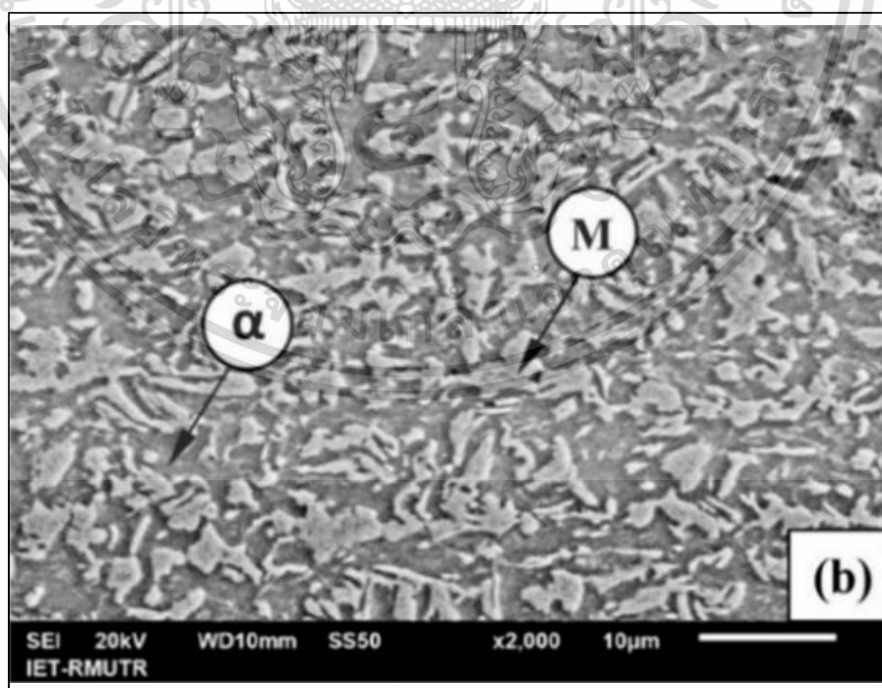
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่จัดทำขึ้นเพื่อใช้ในการศึกษาวิจัยเท่านั้น ไม่สามารถนำออกจำหน่ายหรือทำซ้ำโดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของลิขสิทธิ์ได้ หากมีข้อผิดพลาดประการใด ขออภัยเป็นอย่างสูงและต้องอภัยถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ง.5 โครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิห้องจากการตรวจสอบด้วยกล้อง SEM ของเหล็กกล้า DP980



รูปที่ ง.3 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิห้องของของเหล็กกล้า DP980

ง.6 โครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิห้องจากการตรวจสอบด้วยกล้อง SEM ของเหล็กกล้า TRIP780



รูปที่ ง.4 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิห้องของของเหล็กกล้า TRIP780

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก จ.
มาตรฐานการทดสอบการตัดชิ้นรูปโลหะแผ่น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

มาตรฐานผลิตภัณฑ์อุตสาหกรรม

วัสดุโลหะ – การทดสอบการตัดโค้ง

1 ขอบข่าย

มาตรฐานนี้กำหนดวิธีการหาความสามารถรับการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุโลหะในการตัดโค้ง

มาตรฐานนี้ใช้สำหรับชิ้นทดสอบที่มาจากผลิตภัณฑ์โลหะที่กำหนดไว้ในมาตรฐานผลิตภัณฑ์ที่เกี่ยวข้อง โดยไม่ใช้กับวัสดุหรือผลิตภัณฑ์ที่มีมาตรฐานกำหนดไว้เป็นอย่างอื่น เช่น ท่อที่มีพื้นที่ภาคหน้าขวางเต็ม หรือรอยเชื่อมต่อ

2 สัญลักษณ์และความหมาย

สัญลักษณ์และความหมายที่ใช้ในการทดสอบการตัดโค้งแสดงไว้ในรูปที่ 1 รูปที่ 2 รูปที่ 3 รูปที่ ก.1 และตารางที่ 1 ตารางที่ 1 สัญลักษณ์และความหมาย

สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
a	ความหนาหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นทดสอบ (หรือเส้นผ่านศูนย์กลางของวงกลมสัมผัสในสำหรับชิ้นทดสอบภาคตัดขวางหลายเหลี่ยม)	mm
b	ความกว้างของชิ้นทดสอบ	mm
L	ความยาวของชิ้นทดสอบ	mm
l	ระยะระหว่างแท่นรองรับ (supports)	mm
D	เส้นผ่านศูนย์กลางของหัวกด (fomner)	mm
α	มุมตัดโค้ง	องศา
r	รัศมีภายในของส่วนโค้งของชิ้นทดสอบภายหลังการตัดโค้ง	mm
f	ระยะเคลื่อนที่ของหัวกด	mm
c	ระยะระหว่างระนาบที่ผ่านแกนแนวราบของแท่นรองรับและแกนกลางส่วนโค้งมนของหัวกดก่อนการทดสอบ	mm
p	ระยะระหว่างระนาบในแนวตั้งที่ผ่านแกนกลางของแท่นรองรับกับระนาบในแนวตั้งที่ผ่านจุดกึ่งกลางแกนแนวราบของหัวกดหลังการทดสอบ	mm

3 หลักการ

การทดสอบการตัดโค้ง ประกอบด้วยการนำชิ้นทดสอบที่มีภาคตัดขวางเป็นรูปวงกลม สี่เหลี่ยมจัตุรัส สี่เหลี่ยมมุมฉาก หรือหลายเหลี่ยม ไปตัดโค้งให้เปลี่ยนรูปถาวร โดยไม่มีการเปลี่ยนแปลงทิศทางของการให้แรง จนได้มุมตัดโค้งที่ระบุ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

มอก.2173-2555

ISO 7438:2005

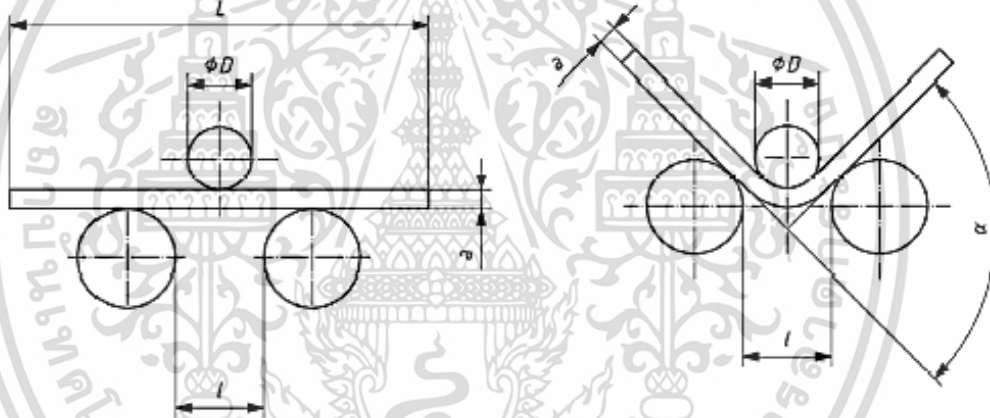
ทั้งนี้ แนวแกนของปลายทั้งสองข้างของชิ้นทดสอบต้องคงอยู่ในระนาบที่ตั้งฉากกับแกนของการตัดโค้ง ในกรณีของการตัดโค้ง 180° อาจตัดให้ผิวของชิ้นทดสอบทั้งสองข้างแบนราบติดกันหรือมีระยะห่างขนานกันตามที่กำหนด โดยใช้ชิ้นวัสดุคั่นกลางเพื่อควบคุมระยะห่างนี้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับข้อกำหนดของมาตรฐานผลิตภัณฑ์

4 เครื่องมือทดสอบ

4.1 บททั่วไป

การทดสอบการตัดโค้งต้องใช้เครื่องทดสอบที่มีอุปกรณ์ ดังนี้

- 1) อุปกรณ์ตัดโค้งที่มีแท่นรองรับชิ้นทดสอบ 2 ด้าน และหัวกด แสดงไว้ในรูปที่ 1
- 2) อุปกรณ์ตัดโค้งที่มีแท่นรองรับเป็นร่องรูปตัววี (V) และหัวกด แสดงไว้ในรูปที่ 2
- 3) อุปกรณ์ตัดโค้งที่มีที่ยึด แสดงไว้ในรูปที่ 3



รูปที่ 1 อุปกรณ์ตัดโค้งที่มีแท่นรองรับและหัวกด และการตัดโค้งจนได้มุมตัดโค้งที่ระบุ
(ข้อ 2 ข้อ 4.1 ข้อ 4.2 ข้อ 6.2 และข้อ 6.3)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

วิธีการหาค่ามุมตัดโค้งจากการวัดระยะเคลื่อนที่ของหัวกด

มาตรฐานนี้ระบุวิธีการหาค่ามุมตัดโค้ง α ของชิ้นทดสอบภายใต้แรง เนื่องจากการวัดโดยตรงของมุมตัดโค้งเป็นเรื่องที่ยุ่ยาก จึงมีการเสนอวิธีการคำนวณหามุมนี้จากการวัดระยะเคลื่อนที่ f ของหัวกด มุมตัดโค้ง α ของชิ้นทดสอบภายใต้แรงสามารถหาได้จากระยะเคลื่อนที่ของหัวกดและค่าต่างๆ ในรูปที่ ก.1 ดังนี้

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{p \times c + W \times (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad (\text{ก.1})$$

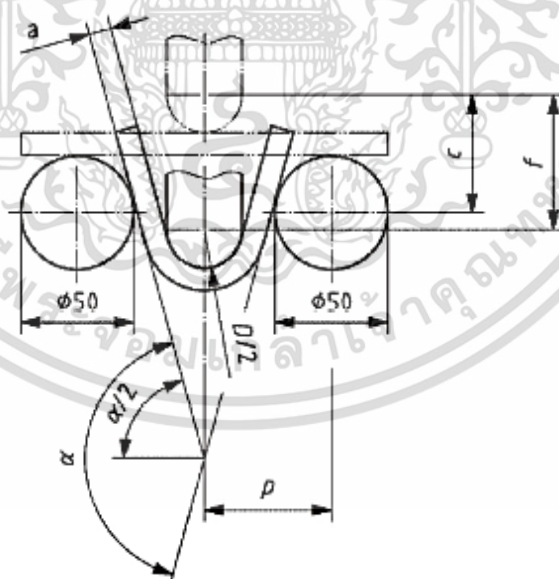
$$\cos \frac{\alpha}{2} = \frac{W \times p - c \times (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad (\text{ก.2})$$

เมื่อ

$$W = \sqrt{p^2 + (f - c)^2 - c^2} \quad (\text{ก.3})$$

$$c = 25 + a + \frac{D}{2} \quad (\text{ก.4})$$

หน่วยเป็นมิลลิเมตร



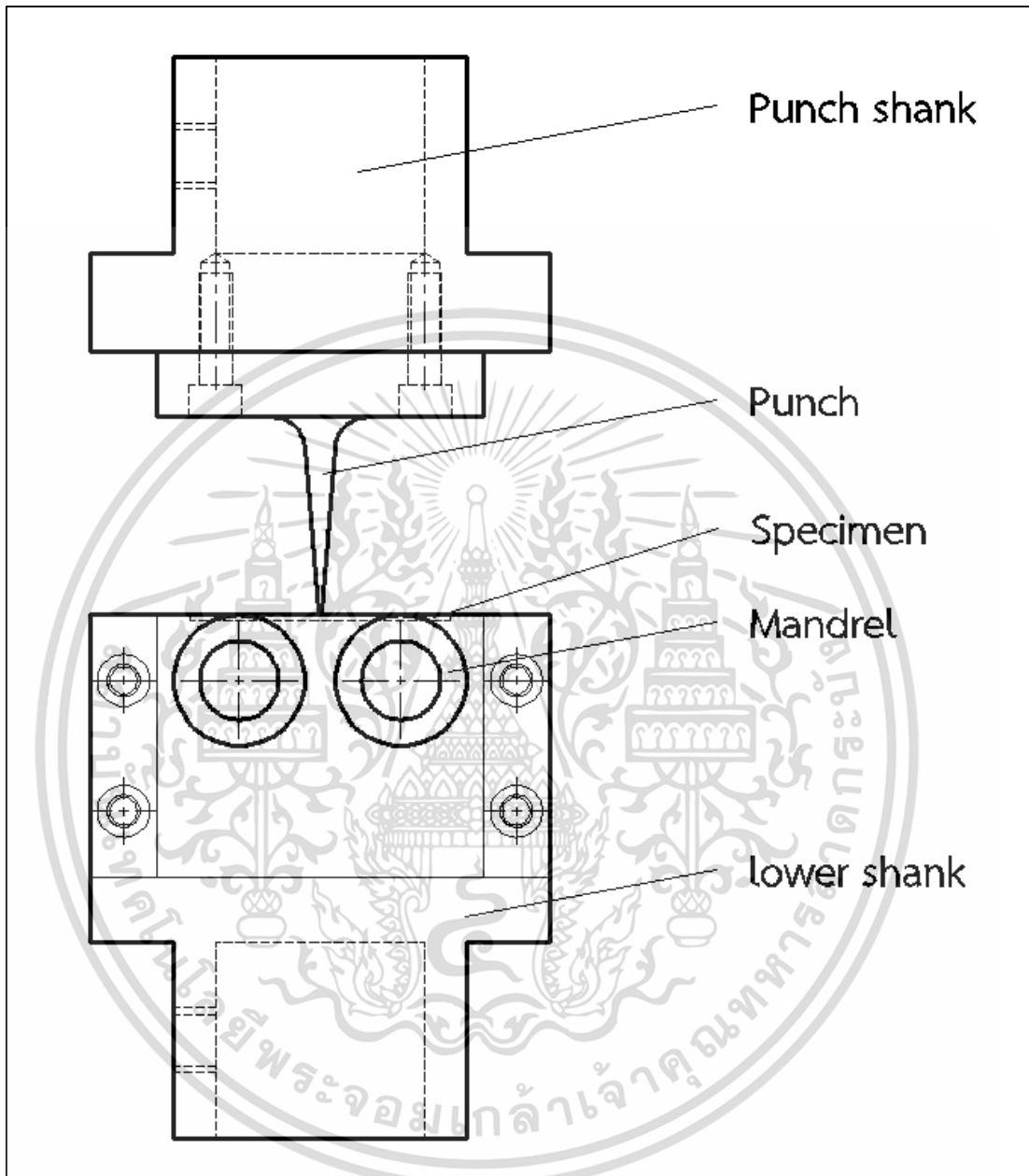
รูปที่ ก.1 ค่าต่างๆ สำหรับการคำนวณมุมตัดโค้ง α

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

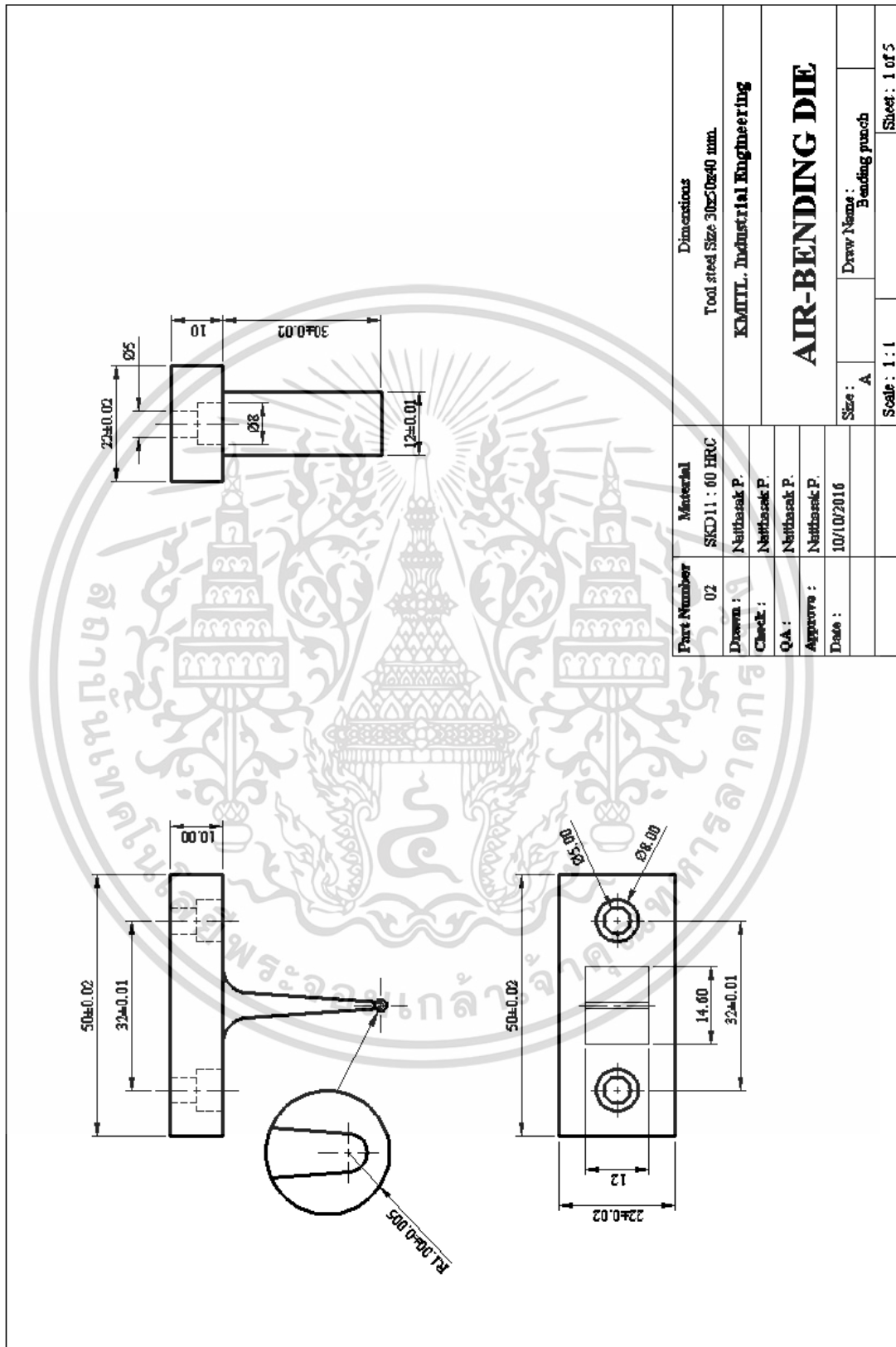
ฉ.1 ภาพประกอบแม่พิมพ์ทดสอบการดัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ ฉ.1 แม่พิมพ์ดัดขึ้นรูปแบบอิสระ (Air-bending)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

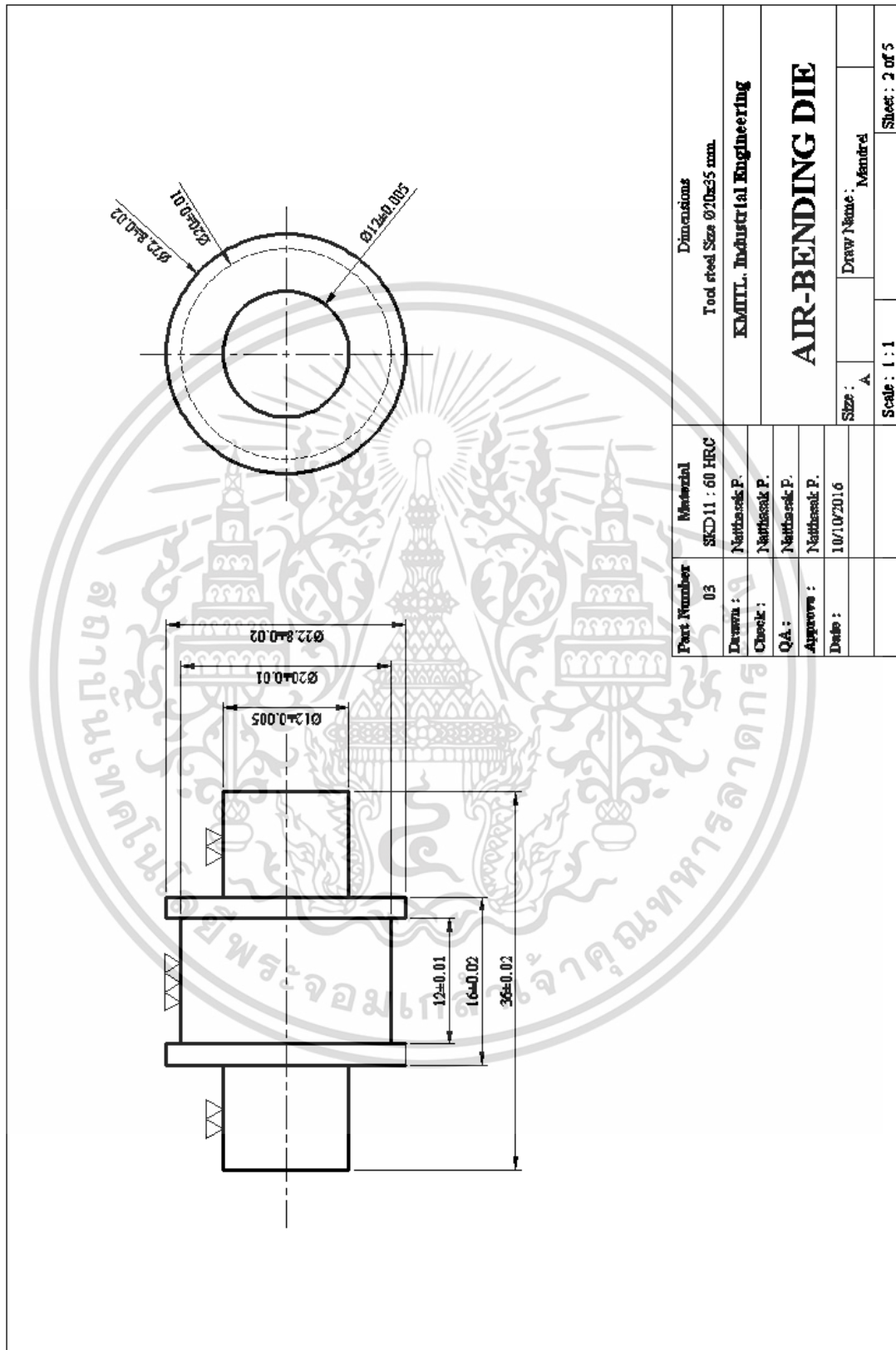
ฉ.2 รายละเอียดและขนาดของพื้นที่ในแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ ฉ.2 รายละเอียดของพื้นที่ในแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

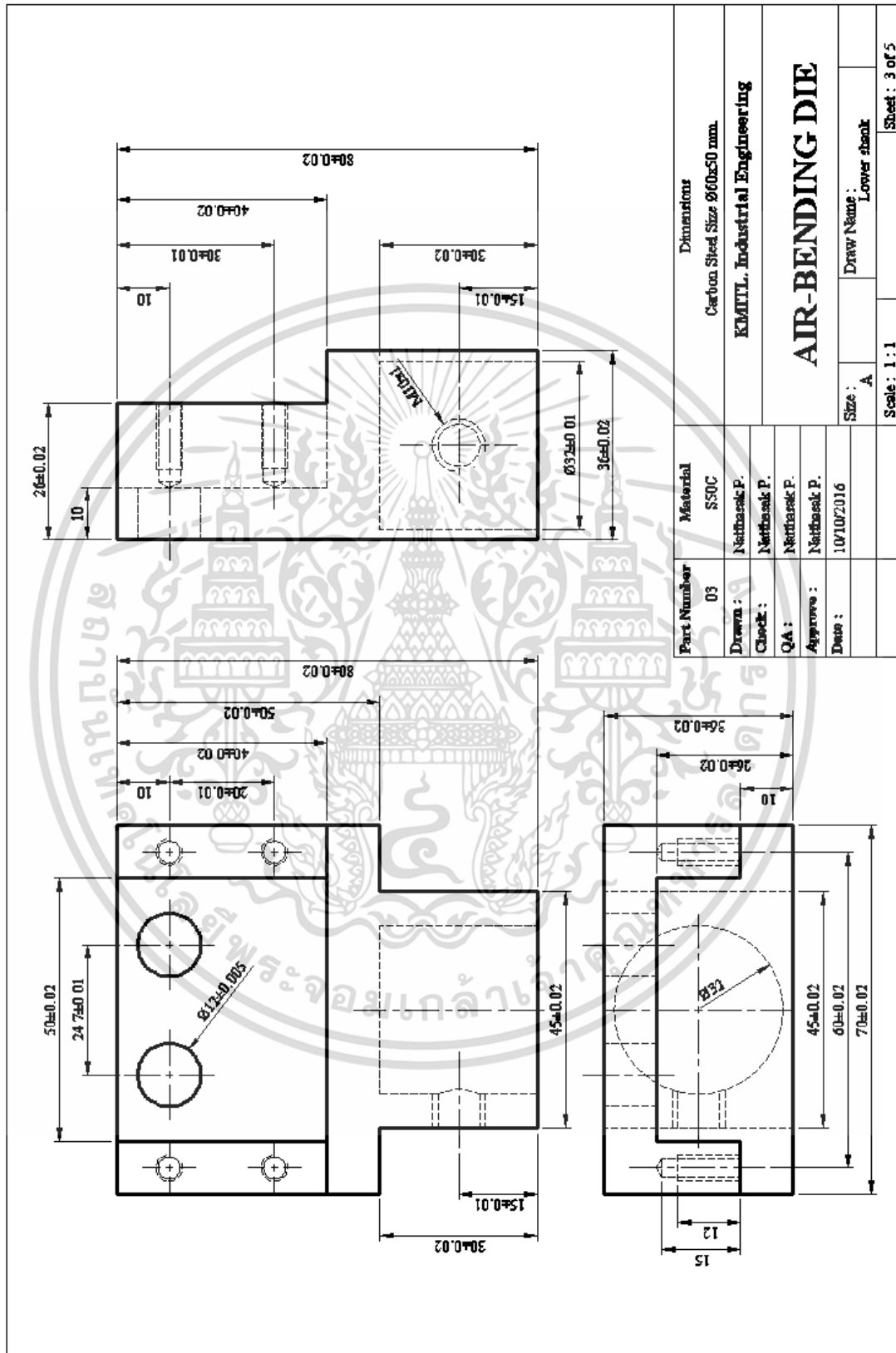
ฉ.3 รายละเอียดและขนาดของแท่งรองรับในแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ ฉ.3 รายละเอียดของแท่งรองรับในแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูป

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

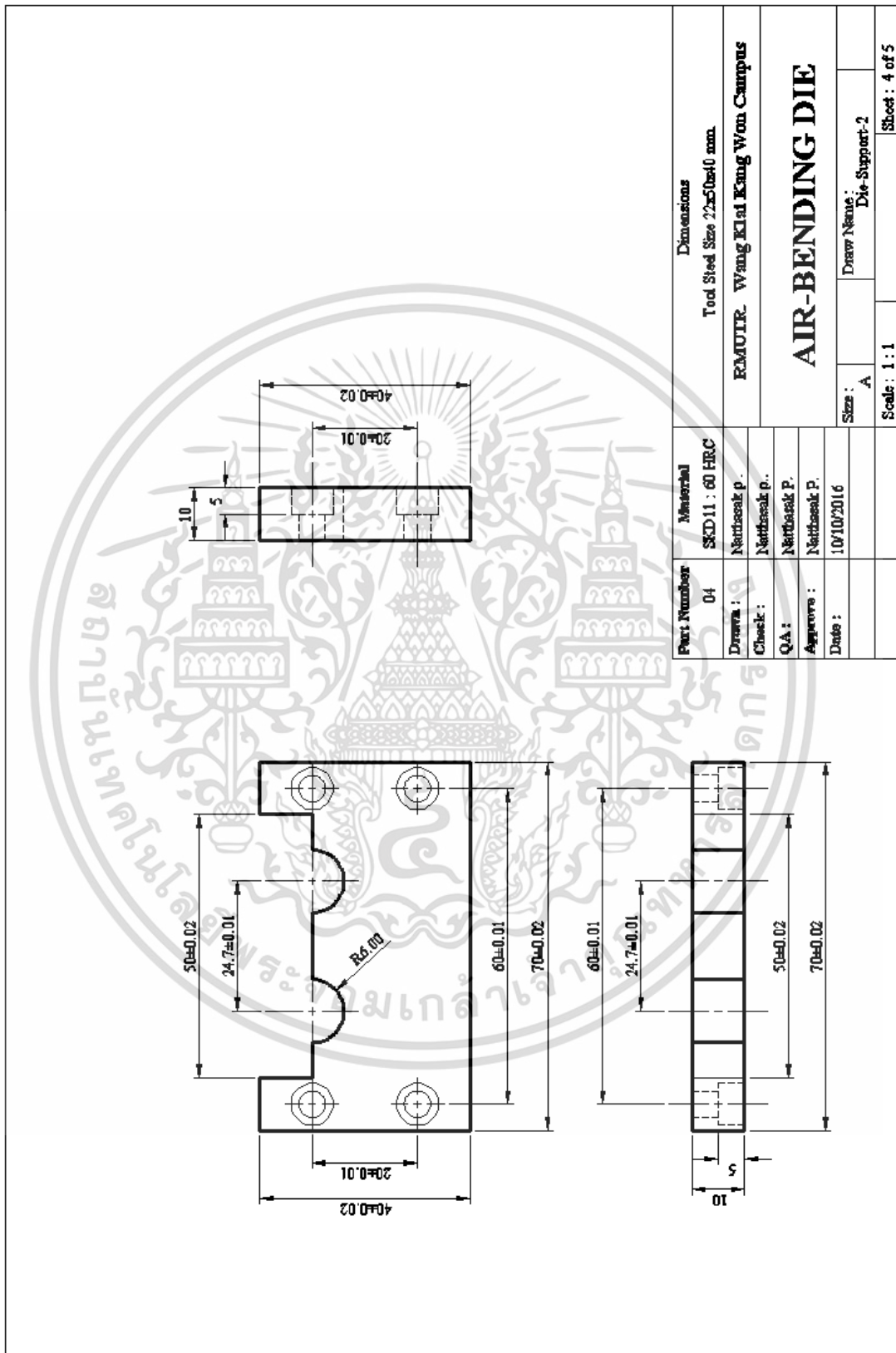
ฉ.4 รายละเอียดและขนาดของชุดรองรับด้านล่างแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ ฉ.4 รายละเอียดของชุดจับยึดด้านล่างของแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูป

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ฉ.5 รายละเอียดและขนาดฝาประกบของชุดรองรับด้านล่างแม่พิมพ์ตัดขึ้นรูปแบบอิสระ



รูปที่ ฉ.5 รายละเอียดฝาประกบของชุดจับยึดด้านล่าง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ประวัติผู้เขียน

- ชื่อ-นามสกุล นายณัฐศักดิ์ พรพุดศิริ
- วัน เดือน ปีเกิด 3 มกราคม 2518 ที่นครศรีธรรมราช
- ที่อยู่ 1334/136 หมู่ที่ 2 ตำบลวังก้ง อำเภอบางขัน จังหวัดประจวบคีรีขันธ์
- ประวัติการศึกษา 2538 ประกาศนียบัตรวิชาชีพชั้นสูง (ปวส.) สาขาช่างกลโรงงาน สถาบันเทคโนโลยีราชมงคลวิทยาเขตภาคใต้ สงขลา
2540 ครุศาสตรบัณฑิต (ค.บ.) วิศวกรรมอุตสาหการ-เครื่องมือกล สถาบันเทคโนโลยีราชมงคลวิทยาเขตภาคใต้ สงขลา
2545 วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วศ.ม.) สาขาวิชาเทคโนโลยีการขึ้นรูปโลหะ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
- ประสบการณ์การทำงาน 2540-ปัจจุบัน ตำแหน่งผู้ช่วยศาสตราจารย์ และอาจารย์ประจำสาขาวิชาเทคโนโลยีวิศวกรรมการผลิต คณะอุตสาหกรรมและเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์ วิทยาเขตวังไกลกังวล อ.หัวหิน จ. ประจวบคีรีขันธ์
- ผลงานทางวิชาการ
Natthasak Pornputsiri and Kannachai Kanlayasiri, “ Effect of Bending Temperatures on Microstructure and Springback of TRIP Steel Sheet” Defence Technology, (2018).
Natthasak Pornputsiri and Kannachai Kanlayasiri, “ Bendability and failure mechanisms of dual phase steel under air-bending at elevated temperatures”, MATEC Web of Conferences 192, 01018 (2018).
Natthasak Pornputsiri and Kannachai Kanlayasiri, “ Experimental Study on Failure Mechanism of Advanced High Strength Steels in Air Bending Process”, 9th International Conference on Mechatronics and Manufacturing (ICMM 2018).
- ณัฐศักดิ์ พรพุดศิริ “ผลกระทบของตัวแปรในกระบวนการดัดขึ้นรูปแบบอิสระที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการตีดตัวกลับของโลหะแผ่นอลูมิเนียมผสม AA6016. วารสารวิชาการและวิจัย มทร.พระนคร, Vol. 11, pp. 155-166 (2017).
- ณัฐศักดิ์ พรพุดศิริ “ปัจจัยที่เหมาะสมในการดึงลดเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีผลต่อคุณภาพชิ้นงานสำเร็จ” วารสาร มทร.อีสาน ฉบับวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปีที่ 10, Vol. 3, pp. 13-31 (2016).
- Natthasak P., Komgrit L.2012, “A study of Addition wear resistance behavior of Punch in Blanking Die.” Industrial Engineering Network, 17-19 October, Phetchaburi, 2012.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Natthasak P., Chalernpol K., 2012, "A Study on Influence Temperature of Thick Part in Blanking Die." Industrial Engineering Network, 17-19 October, Phetchaburi, 2012.

Natthasak P., Chalernpol K., Kunlachart C. 2011, "Study on Influence of Roller Press Radius on Forming an aluminum cup by Spinning Process" Industrial Engineering Network, 20-21 October, Chonburi, 2011.

Natthasak P., Komgrit L., Partpiroon S. 2011, "Application of Vee-Ring for Quality Increase the workpiece in Blanking Die" Industrial Engineering Network, 20-21 October, Chonburi, 2011.

Natthasak P., Komgrit L. 2010, "Influences of Punch Cutting Corners that affect the Quality Parts in the blanking die " Mae Fah Luang Symposium 2010, 19-20 November, Chang Rai, Thailand, PP. 146.

Komgrit L, Natthasak P. 2010, "The Study on Influences Shape of Parts with Various Corner Angles in Blanking Die" Industrial Engineering Network, 16-17 November, Bangkok, 2010.

Komgrit L, Natthasak P. 2009, "Study of Counter Punch Pressure Effect for Quality Part in Blanking Process by FEM" Industrial Engineering Network, 21-22 October, Khon Ken, 2009.