

อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นผิวของโลหะเชื่อม
อะลูมิเนียมและพื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน SS400

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON INTERFACE PROPERTIES
OF ALUMINUM WELD METAL AND SS400 STEEL SURFACE

ภาณุวัช โทษา



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรมและการผลิต
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี
ปีการศึกษา 2563
ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี

อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นผิวของโลหะ
เชื่อมอะลูมิเนียมและพื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน SS400



ภาณุวัช โทษา

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรมและการผลิต
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี
ปีการศึกษา 2563
ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี

หัวข้อวิทยานิพนธ์

อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นโลหะผิวเชื่อม
อะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400

The Influence of Heat Treatment on Aluminum Weld Layer
Properties on SS400 Carbon Steel Surface

ชื่อ - นามสกุล

นายภาณุวิช โทษา

สาขาวิชา

วิศวกรรมอุตสาหการและการผลิต

อาจารย์ที่ปรึกษา

ผู้ช่วยศาสตราจารย์กิตติพงษ์ กิมะพงศ์, Ph.D.

ปีการศึกษา

2563

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

5 คน

ประธานกรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ระพี กาญจนะ, D.Eng.)

กรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์พิชัย จันทรมณี, Ph.D.)

2 คน

กรรมการ

(อาจารย์ปรกช สิริสุวัฒน์, Ph.D.)

กิตติพงษ์ กิมะพงศ์

กรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์กิตติพงษ์ กิมะพงศ์, Ph.D.)

คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี อนุมัติวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็น
ส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ศิวกร อ่างทอง, Ph.D.)

วันที่ 22 เดือน มีนาคม พ.ศ. 2564

Thesis Title The Influence of Heat Treatment on Aluminum Weld Layer Properties on SS400 Carbon Steel Surface
Name - Surname Mr. Panuwat Thosa
Program Industrial and Manufacturing Engineering
Thesis Advisor Assistant Professor Kittipong Kimapong, Ph.D.
Academic Year 2020

ABSTRACT

Heat treatment is an important method for modifying the properties of metallic materials. It enhances the material loading support during operational process. Therefore, heat treatment was applied in industries to efficiently improve microstructure properties, the hardness and the strength of the welded joints. This paper aimed to investigate the influence of the solution treatment parameters on mechanical properties and microstructure properties of welding aluminum on SS400 carbon steel surface.

The specimens for heat treatment, mechanically cut into the identified dimensions, was the weld of aluminum on SS400 steel plate produced by GTAW process with the welding current of 250 A and the welding speed of 100 mm/min. The parameters of solution treatment process included the heating temperature of 350-740 °C, the holding time of 1-3 hours, and the ageing time of 5-15 hours. After the solution treatment, the specimens were mechanically sheared, grounded, polished, and then the hardness, the strength and the microstructure properties were examined.

The research revealed that with the solution treatment temperature of 350-740 °C for 3 hours, the hardness of welds was 305, 263, and 234 HV, respectively. The increase in the temperature and heating time during the solution treatment resulted in a higher thickness but lower hardness of intermetallic compound layer of the joint interface. The minimum hardness of the improved joint was 202 HV when the joint was treated at solution-heated temperature of 740 °C for 3 hours.

Keywords: solution heat treatment , thickness, interface layer

หัวข้อวิทยานิพนธ์	อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นโลหะผิวเชื่อม อะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400
ชื่อ - นามสกุล	นายภาณุวัช โทษา
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการและการผลิต
อาจารย์ที่ปรึกษา	ผู้ช่วยศาสตราจารย์กิตติพงษ์ กิมะพงศ์, Ph.D.
ปีการศึกษา	2563

บทคัดย่อ

การปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนเป็นวิธีการสำคัญในการปรับปรุงสมบัติวัสดุโลหะซึ่งทำให้สามารถรับแรงกระทำได้ดีขึ้นขณะถูกนำไปใช้งาน ด้วยเหตุนี้งานอุตสาหกรรมต่าง ๆ ได้ประยุกต์การปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคซึ่งทำให้ความแข็งแรงและความแข็งของโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้นได้อย่างมีประสิทธิภาพ จุดประสงค์ของวิทยานิพนธ์นี้ คือ การศึกษาอิทธิพลตัวแปรการอบละลายที่มีผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของโลหะเชื่อมอะลูมิเนียมบนพื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน SS400

โลหะเชื่อมอะลูมิเนียมบนแผ่นเหล็กกล้าคาร์บอนที่เกิดขึ้นจากการเชื่อมอาร์ทังสเตนแก๊สคลุมที่กระแสเชื่อม 250 แอมแปร์ และความเร็วเดินแนวเชื่อม 100 มิลลิเมตรต่อนาที ถูกนำมาทำการตัดด้วยวิธีการทางกลเพื่อให้ได้ขนาดตามกำหนดและถูกนำไปทำการอบละลาย ตัวแปรการอบละลายประกอบด้วยอุณหภูมิการอบละลาย 350-740 องศาเซลเซียส เวลาอบละลาย 1-3 ชั่วโมง และเวลาบ่มแข็ง 5-15 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการอบละลายถูกทำการตัด ชัดหายาบ ชัดละเอียด และทดสอบความแข็งและโครงสร้างจุลภาคต่อไป

ผลการทดลองพบว่าอุณหภูมิการอบละลายที่ 350-740 องศาเซลเซียส เวลาอบละลาย 3 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็ง 305 263 และ 234 HV ตามลำดับ การเพิ่มอุณหภูมิและเวลาการอบละลายส่งผลทำให้เกิดการเพิ่มความหนาและลดความแข็งของชั้นสารประกอบกึ่งโลหะที่ผิวสัมผัสของรอยต่อ ความแข็งของรอยต่อถูกปรับปรุงและแสดงค่าต่ำสุดเท่ากับ 202 HV เมื่อรอยต่อถูกอบละลายที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียสและเวลาอบละลาย 3 ชั่วโมง

คำสำคัญ : การอบละลายทางความร้อน ความหนา ชั้นรอยต่อ

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลงได้จากการช่วยเหลือของผู้มีอุปการคุณ ที่ให้ข้อเสนอแนะ ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์และให้ความช่วยเหลือ

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.กิตติพงษ์ กิมะพงศ์ อาจารย์ที่ปรึกษาและ คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.พิชัย จันทรมณี ดร.ปรกช สิริสุวัฒน์ และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.-ระพี กาญจนะ ที่ให้คำแนะนำในการจัดทำให้งานสำเร็จตามวัตถุประสงค์

ขอขอบคุณคณาจารย์ประจำสาขาวิชาช่างกลโรงงาน และสาขาวิชาเทคโนโลยีอุตสาหกรรม คณะเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยนครพนม ที่ให้ความร่วมมือและอนุญาตให้ใช้เครื่องมือและ อุปกรณ์ในการทดลองในการจัดทำวิทยานิพนธ์ ขอขอบคุณอาจารย์สุริยา ประสมทอง คณะเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยนครพนม ที่ให้ความช่วยเหลือในการใช้ห้องทดลองทางโลหะวิทยา และ ขอขอบคุณมหาวิทยาลัยนครพนมที่สนับสนุนทุนการศึกษาในครั้งนี้

สุดท้ายขอขอบคุณบิดา มารดา ครูอาจารย์ ภรรยา ญาติ และเพื่อนๆ ที่คอยให้กำลังใจตลอด มา ประโยชน์อันใดที่เกิดจากงานวิจัยครั้งนี้ เป็นผลมาจากความกรุณาของทุกท่านข้างต้นผู้วิจัยรู้สึก ซาบซึ้งเป็นอย่างยิ่ง จึงใคร่ขอขอบพระคุณอย่างสูงไว้ ณ โอกาสนี้ด้วย

ภาณุวัช โทษา



สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	(3)
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	(4)
กิตติกรรมประกาศ.....	(5)
สารบัญ.....	(6)
สารบัญตาราง.....	(8)
สารบัญรูป.....	(9)
บทที่ 1 บทนำ	12
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	12
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	14
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	14
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการวิจัย	15
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	16
2.1 สารประกอบทางโลหะ.....	16
2.2 เหล็กกล้าคาร์บอน.....	17
2.3 อลูมิเนียมผสม.....	20
2.4 รูปแบบของการอบชุบ	28
2.5 กระบวนการเชื่อมแก๊สทั้งสแตนอาร์ค.....	41
2.6 การทดสอบสมบัติทางกล.....	42
2.7 การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา.....	43
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	44

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....	46
3.1 ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง.....	47
3.2 ออกแบบกระบวนการทดลองกระบวนการทางความร้อน.....	48
3.3 การเตรียมชิ้นทดสอบ.....	50
3.4 ขั้นตอนการปรับปรุงโดยกระบวนการทางความร้อน.....	51
3.5 การตรวจสอบสมบัติทางกล.....	53
3.6 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค.....	55
บทที่ 4 ผลการทดลองและวิเคราะห์.....	59
4.1 โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นทดลองก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน.....	59
4.2 อิทธิพลของตัวแปรที่ส่งผลต่อความหนา และสมบัติของชั้นผิวสัมผัส.....	60
4.3 อิทธิพลของเวลาในการบ่มแข็งที่ส่งผลต่อความหนาและสมบัติทางกล ของชั้นผิวสัมผัส.....	69
4.4 โครงสร้างจุลภาคของชั้นผิวสัมผัส.....	70
บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ.....	75
5.1 สรุปผลการวิจัย.....	75
5.2 ข้อเสนอแนะ.....	75
บรรณานุกรม.....	76
ภาคผนวก.....	79
ภาคผนวก ก ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมี.....	80
ภาคผนวก ข โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นผิวสัมผัส.....	84
ภาคผนวก ค ผลงานตีพิมพ์เผยแพร่.....	88
ประวัติผู้เขียน.....	104

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าตาม AISI และ ASME	20
ตารางที่ 2.2 แสดงความแข็งแรงของอลูมิเนียมบริสุทธิ์.....	22
ตารางที่ 2.3 การจำแนกประเภทของอลูมิเนียมชนิดต่างๆ.....	23
ตารางที่ 2.4 สัญลักษณ์แสดงวิธีการปรับปรุงสมบัติของอลูมิเนียมผสม.....	24
ตารางที่ 2.5 สมบัติและชนิดต่างๆ ของอลูมิเนียมผสม.....	26
ตารางที่ 2.6 สัมประสิทธิ์ H และอัตราการเย็นตัวของสารชุบชนิดต่างๆ.....	37
ตารางที่ 3.1 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 5 ชั่วโมง.....	47
ตารางที่ 3.2 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 10 ชั่วโมง.....	47
ตารางที่ 3.3 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 15 ชั่วโมง.....	48



สารบัญรูป

	หน้า
รูปที่ 2.1 แผนภาพสมมูลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์.....	19
รูปที่ 2.2 เฟส FeAl ₃ ในอลูมิเนียมผสมผ่านการอบอ่อนเกรด 1100.....	27
รูปที่ 2.3 แผนภาพเฟสของอลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม.....	27
รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียม 443.....	28
รูปที่ 2.5 แผนภาพสรุปรูปแบบของการอบชุบสำหรับเหล็กกล้าไฮโปยูเทคตอย.....	28
รูปที่ 2.6 อิทธิพลของคาร์บอนและการอบชุบต่อสมบัติของเหล็กกล้าคาร์บอน.....	29
รูปที่ 2.7 โครงสร้างซีเมนไตท์กลมมนในพื้นที่เฟอไรท์.....	30
รูปที่ 2.8 ภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของเบนไนท์, เฟลไลต์ และเทมเปอมาเทนไนท์.....	31
รูปที่ 2.9 การทำอสเทมเปอร์ริงและการอบอ่อนที่อุณหภูมิคงที่ในเหล็กกล้า 1080.....	31
รูปที่ 2.10 แผนภูมิ TTT ของเหล็กกล้า 1050 และเหล็กกล้า 10110.....	33
รูปที่ 2.11 แผนภูมิ TTT สำหรับ เหล็กกล้า 1050 และเหล็กกล้า 10110.....	34
รูปที่ 2.12 ผลของอุณหภูมิการอบคืนไฟต่อสมบัติทางกลเหล็กกล้า 1050.....	34
รูปที่ 2.13 ออสเทนไนท์ตกค้าง.....	35
รูปที่ 2.14 การเพิ่มปริมาณคาร์บอน.....	35
รูปที่ 2.15 การเกิดรอยแตกร้าวที่มีสาเหตุมาจากความเค้นตกค้างที่เกิดขึ้นในการเปลี่ยนเฟส จากออสเทนไนท์เป็นมาเทนไนท์ขณะทำการอบชุบ.....	36
รูปที่ 2.16 การทำมาเทมเปอร์ริงเพื่อลดการเกิดความเค้นตกค้างและการแตกร้าวขณะจุ่มชุบ.....	37
รูปที่ 2.17 แผนภูมิ CCT ของเหล็กกล้า 1080 เมื่อเปรียบเทียบกับแผนภูมิ TTT.....	38
รูปที่ 2.18 แผนภูมิ CCT ของเหล็กกล้าผสมต่ำ 0.2%C.....	39
รูปที่ 2.19 อิทธิพลของธาตุผสมต่อการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงครากของทองแดง.....	39
รูปที่ 2.20 ผลการเติมธาตุสังกะสีลงไปในห้องผสมที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติที่สำคัญ.....	40
รูปที่ 2.21 การเชื่อมอาร์กทังสเตนแก๊สคลุม (Gas shielded Tungsten Arc Welding : GTAW).....	41
รูปที่ 2.22 กระบวนการเชื่อม GTAW ประยุกต์การเติมลวดแบบอัตโนมัติด้วยกระบวนการ GMAW.....	41

สารบัญรูป (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 2.23 ลักษณะหัวกดและรอยกดของการทดสอบความแข็ง Vickers.....	43
รูปที่ 3.1 ขั้นตอนของการดำเนินการวิจัย.....	46
รูปที่ 3.2 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 350°C และบ่มแข็งที่ 350°C.....	48
รูปที่ 3.3 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 480°C และบ่มแข็งที่ 350°C.....	48
รูปที่ 3.4 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 610°C และบ่มแข็งที่ 350°C.....	49
รูปที่ 3.5 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 740°C และบ่มแข็งที่ 350°C.....	49
รูปที่ 3.6 แสดงขั้นตอนทดสอบโดยการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดอลูมิเนียม.....	50
รูปที่ 3.7 แสดงการตัดแบ่งขั้นตอนทดสอบและตำแหน่งในการตรวจสอบของชิ้นผิวสัมผัส.....	50
รูปที่ 3.8 เครื่องตัดชิ้นงานละเอียด.....	51
รูปที่ 3.9 ขั้นตอนทดสอบที่ใช้ในการอบบ่มแข็งภายในเตาไฟฟ้าอบชุบโลหะ (a) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 1 ชั่วโมง (b) ใช้เวลาในการอบละลายที่ 2 ชั่วโมง (c) ใช้เวลาในการอบละลายที่ 3 ชั่วโมง.....	51
รูปที่ 3.10 ขั้นตอนทดสอบที่ใช้ในการอบบ่มภายในเตาไฟฟ้าอบชุบโลหะ (a) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5 ชั่วโมง (b) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 10 ชั่วโมง (c) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 15 ชั่วโมง.....	52
รูปที่ 3.11 แสดงการบ่มที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 5,10 และ 15 ชั่วโมง.....	53
รูปที่ 3.12 แสดงการหล่อขึ้นเรือนของขั้นตอนทดสอบ.....	53
รูปที่ 3.13 การตรวจสอบค่าความแข็งก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน.....	54
รูปที่ 3.14 เครื่องทดสอบความแข็ง.....	54
รูปที่ 3.15 เครื่องขัดโลหะและขัดสีกาหลาย.....	55
รูปที่ 3.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง.....	56
รูปที่ 3.17 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน (5x).....	56
รูปที่ 3.18 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM).....	57

สารบัญรูป (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 3.19 ภาพร่างการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุ.....	58
รูปที่ 4.1 ความหนาของชั้นผิวสัมผัสก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน.....	59
รูปที่ 4.2 ผลการวัดความหนาของชั้นรอยต่อหลังจากการอบบ่มแข็งที่เวลา 5 ชั่วโมง.....	61
รูปที่ 4.3 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส (b) ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัส เวลาอบบ่มแข็งที่ 3 ชั่วโมง.....	62
รูปที่ 4.4 ผลการวัดความหนาของชั้นผิวสัมผัสหลังจากการอบบ่มแข็งที่เวลา 10 ชั่วโมง.....	64
รูปที่ 4.5 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส (b) ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัส เวลาอบบ่มที่ 3 ชั่วโมง.....	65
รูปที่ 4.6 ผลการวัดความหนาของชั้นผิวสัมผัสหลังจากการอบบ่มแข็งที่เวลา 15 ชั่วโมง.....	67
รูปที่ 4.7 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส (b) ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัส เวลาอบบ่มที่ 3 ชั่วโมง.....	68
รูปที่ 4.8 แสดงผลการเปรียบเทียบค่าความแข็งและขนาดของชั้นผิวสัมผัส เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5-15 ชั่วโมง.....	70
รูปที่ 4.9 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชั้นผิวสัมผัสที่เวลาในการอบ 3 ชั่วโมง เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5-15 ชั่วโมง (a) ขึ้นงานก่อนอบ (b) 350 °C (c) 480 °C (d) 610 °C (e) 740 °C.....	71
รูปที่ 4.10 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS-Line scan ของชั้นผิวสัมผัส ที่เวลาในการอบละลาย 3 ชั่วโมง เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5-15 ชั่วโมง (a) ขึ้นงานก่อนอบ (b) 350 °C (c) 480 °C (d) 610 °C (e) 740 °C.....	73

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

สารประกอบทางโลหะ (Inter metallic compound : IMC) ระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียม (FeAl) เป็นสิ่งที่หลีกเลี่ยงไม่ได้ในกรณีการต่อวัสดุทั้งสองชนิดเข้ารวมกันด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลาย [1-3] ซึ่งสารประกอบทางโลหะระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียมเป็นสิ่งที่สร้างความล้มเหลวให้กับกระบวนการเชื่อม เนื่องจากสารประกอบมักมีสมบัติเรื่องความแข็งสูงส่งผลให้รอยต่อมีความแข็งแรงต่ำ [4-6] ไม่เพียงพอต่อการนำไปใช้งานด้านการรับแรง ถึงแม้ว่าปัจจุบันจะประสบผลสำเร็จในการต่อวัสดุทั้งสองชนิดด้วยกระบวนการเชื่อมแบบไม่หลอมละลาย [7-10] แต่มีข้อจำกัดในการนำไปใช้งานด้านโครงสร้าง ดังนั้นกระบวนการเชื่อมด้วยการหลอมละลายจึงยังมีความจำเป็นในการต่อวัสดุทั้งสองชนิด เมื่อไม่นานมานี้มีรายงานการเชื่อมเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลาย เช่น Qin et al. [11] ศึกษาผลของพลาสมาต่อการเชื่อมมิกซ์สำหรับการต่อเหล็กกับอลูมิเนียมผสมพบว่าเกิด IMC ของ Fe₃Al และ Fe₂Al₅ ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นเป็น 60 เปอร์เซ็นต์ ของอลูมิเนียมผสม Zhang et al. [12] ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิมกับอลูมิเนียมด้วยการเชื่อมเลเซอร์พบว่าเกิด IMCs ที่มีความแข็ง 811-1060 HV การต้านทานแรงดึงสูงสุดที่ 162 MPa เกิดการฉีกขาดตามตะเข็บแนวเชื่อมด้านอลูมิเนียม Lin et al. [13] ศึกษากระบวนการต่อเหล็กกล้าไร้สนิมกับอลูมิเนียมผสมด้วยกระบวนการเชื่อม GTAW ด้วยลวดเชื่อมอลูมิเนียม-ทองแดง พบว่าความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าเฉลี่ย 3–5 μm ความแข็งของชั้นรอยต่อมีค่าสูงถึง 644.7 HV เมื่อเทียบกับรอยเชื่อมที่มีความแข็ง 104.5 HV และ 200 HV ของเหล็กกล้าไร้สนิม ความต้านทานแรงดึงแนวเชื่อมสูงถึง 172.5 MPa เกิดการพังทลายบริเวณด้านล่างของชั้นรอยต่อ Chen Shuhai et al. [14] ศึกษาการต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยการเชื่อมเลเซอร์โดยใช้แผ่นนิกเกิลเป็นตัวประสานพบว่าเกิด IMCs ของ Al_{0.9}Ni_{1.1} ในแนวเชื่อม กรณีการเชื่อมโดยใช้แผ่นนิกเกิลเป็นตัวประสานยังช่วยลดความแข็งของ IMCs เพิ่มความเหนียวแน่น และยังเพิ่มค่าความต้านทานแรงดึงสูงขึ้นมากกว่ากรณีไม่ใช้แผ่นนิกเกิลเป็นตัวประสาน Chen Shuhai et al. [15] เชื่อมเหล็กกับอลูมิเนียมโดยใช้แผ่นทองแดงเป็นตัวประสานด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์พบว่าแรงดึงของรอยต่อเพิ่มขึ้นจากการใช้แผ่นทองแดงเป็นตัวประสาน

จากรายงานการวิจัยข้างต้นกล่าวถึงปัญหาของการต่อวัสดุกลุ่มเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการหลอมละลาย ซึ่งในปัจจุบันมีวัสดุเติม (Filler Metal) ที่สามารถลดหรือยับยั้งการเกิดสารประกอบทางโลหะที่มีความแข็งภายในแนวเชื่อม เช่น นิกเกิล นิกเกิล-อลูมิเนียม-ซิลิคอน อลูมิเนียม-ทองแดง ฯลฯ ส่งผลให้ความแข็งแนวเชื่อมลดลงความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้น แต่กลับมักพบปัญหาบริเวณเส้นแนวการหลอมละลายหรือบริเวณชั้นรอยต่อ (Interface Layer) ฝังวัสดุกลุ่มเหล็กมีความแข็งสูงจากสารประกอบทางโลหะ [13] เมื่อนำไปทำการทดสอบสมบัติทางกลมักเป็นจุดเริ่มต้นของการฉีกขาด แต่

จากการศึกษาข้อมูลงานวิจัยที่เกี่ยวข้องพบว่า การเพิ่มประสิทธิภาพชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมวัสดุต่างชนิดระหว่างอลูมิเนียมกับวัสดุกลุ่มเหล็กด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายและกระบวนการเชื่อมในสภาวะของแข็งสามารถทำได้โดยการปรับปรุงคุณสมบัติด้วยความร้อน อาทิ Shiran et al. [16] ศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิทางความร้อนต่อสารประกอบทางโลหะและสมบัติทางกลของรอยต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 312 กับอลูมิเนียม 1230 ด้วยกระบวนการเชื่อมแบบระเบิด (Explosive welding) หลังจากการเชื่อมนำชิ้นงานไปทำการปรับปรุงสมบัติทางความร้อนที่อุณหภูมิ 350-450 องศาเซลเซียส เวลาในการอบ 6-8 ชั่วโมง พบว่าขนาดชั้นรอยต่อ ความแข็ง และความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้น ที่เวลาในการอบ 6 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส ซึ่งให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงมากกว่าชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงทางความร้อนถึง 73.87 เปอร์เซ็นต์ Movahedi et al. [17] ศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิในการอบอ่อนต่อความแข็งแรงรอยต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมด้วยแรงเสียดทานกวน พบว่าช่วงอุณหภูมิ 300-350 องศาเซลเซียส ความแข็งแรงรอยต่อมีความแข็งแรงสูงถึงประมาณ 72 เปอร์เซ็นต์ ของรอยต่อปกติและความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าน้อยกว่า 0.49 μm แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบอ่อนเป็น 400 องศาเซลเซียส ความแข็งแรงรอยต่อมีค่าลดลงอย่างมากและความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าสูงถึง 2.6 μm Gharahshiran et al. [18] ศึกษาผลกระทบของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาค ของแนวเชื่อมบรอนซ์กับเหล็กกล้าคาร์บอนด้วยกระบวนการเชื่อมแบบระเบิด โดยทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 4-16 ชั่วโมง อุณหภูมิ 250 และ 500 องศาเซลเซียส พบว่าการเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการอบชุบด้วยความร้อนทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้นเนื่องจากการแพร่กระจายของทองแดงและดีบุกที่สูงขึ้นส่งผลให้ปริมาณเหล็กในสารประกอบลดลง นอกจากนี้อุณหภูมิและเวลาให้ความร้อนหลังการเชื่อมเพิ่มขึ้นส่งผลให้ค่าความแข็งของชั้นรอยต่อลดลง

จากแหล่งที่มาอ้างถึงการเพิ่มประสิทธิภาพของรอยต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายปัจจุบันสามารถค่าความต้านทานแรงดึงได้สูงขึ้น แต่กลับพบว่าบริเวณชั้นรอยต่อระหว่างแนวเชื่อมกับเหล็กยังพบปัญหาของชั้นรอยต่อมักเกิดสารประกอบที่มีความแข็งสูง ดังนั้นผู้วิจัยจึงต้องการมุ่งเน้นศึกษาเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพทางกลชั้นรอยต่อให้สูงขึ้น ซึ่งแนวทางการศึกษาจัดทำ การปรับปรุงชั้นรอยต่อด้วยกระบวนการทางความร้อนของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติม ลวดเชื่อมอลูมิเนียมบริสุทธิ์เข้าสู่ป่อหลอมละลายแนวเชื่อมพอกผิวแข็งเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ด้วยกระบวนการเชื่อมแก๊สทังสเตนอาร์ค (Gas Tungsten Arc Welding :GTAW) กระแสไฟในการเชื่อม 250 แอมแปร์ ความเร็วในการเดินเชื่อมที่ 100 มิลลิเมตรต่อนาที และอัตราการเติมลวดเชื่อม 10 เมตร/ นาที เนื่องจากเป็นชิ้นงานเชื่อมที่ให้สมบัติทางกลและกายภาพที่เหมาะสม [19] และเกิดชั้นรอยต่อแนวเชื่อมอย่างชัดเจนซึ่งเหมาะต่อการศึกษากการเปลี่ยนแปลงของชั้นรอยต่อหลังการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน ในการศึกษาทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบละลายที่ 350-740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลาย 1-3 ชั่วโมง อุณหภูมิในการบ่มแข็ง 350 องศาเซลเซียส และเวลาในการบ่มแข็ง 5,10,15 ชั่วโมง ซึ่งผู้ดำเนินงานวิจัยคาดหวังว่าการศึกษานี้จะช่วยให้คุณภาพชั้นรอยต่อของวัสดุทั้งสอง

ชนิดสูงขึ้น ตลอดจนมุ่งหวังว่าจะเป็นประโยชน์สำหรับผู้ต้องการศึกษาค้นคว้าวิจัยในด้านการต่อวัสดุต่างชนิดในอนาคตต่อไป

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิในการปรับปรุงทางความร้อนชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม ที่ส่งต่อโครงสร้างจุลภาค

1.2.2 เพื่อศึกษาเปรียบเทียบผลกระทบของกระบวนการทางความร้อน ที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติความแข็งของชั้นรอยต่อแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

ศึกษาอิทธิพลของความร้อนต่อสมบัติความแข็งบริเวณชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งลวดเชื่อมอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแก๊สทั้งสแตนอาร์คมีขอบเขตการวิจัยดังนี้

1.3.1 กำหนดตัวแปรในการเชื่อมทดลองดังนี้

1.3.1.1 ชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมบริสุทธิ์เข้าสู่บ่หลอมละลายแนวเชื่อมพอกผิวแข็งเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ด้วยกระบวนการเชื่อมแก๊สทั้งสแตนอาร์ค (Gas Tungsten Arc Welding :GTAW) กระแสไฟในการเชื่อม 250 แอมแปร์ ความเร็วในการเดินเชื่อมที่ 100 มิลลิเมตรต่อนาที และอัตราการเติมลวดเชื่อม 10 เมตร/นาที

1.3.1.2 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ SS400 ขนาดความกว้าง 75 มิลลิเมตร ยาว 160 มิลลิเมตร ความหนา 8 มิลลิเมตร

1.3.1.3 วัสดุตัวเติมใช้ลวดอะลูมิเนียม ตามมาตรฐาน AWS A5.10 - ER1100 เส้นผ่านศูนย์กลาง 1.2 มิลลิเมตร

1.3.2 กำหนดตัวแปรในกระบวนการทางความร้อน ดังนี้

1.3.2.1 อุณหภูมิที่ใช้ในการอบละลายอยู่ในช่วงระหว่าง 350,480,610 และ 740 องศาเซลเซียส

1.3.2.2 เวลาในการอบละลาย 1,2 และ 3 ชั่วโมง

1.3.2.3 อุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มอยู่ที่ 350 องศาเซลเซียส

1.3.2.4 เวลาในการบ่มแข็ง 5,10 และ 15 ชั่วโมง

1.3.3 ศึกษาคุณสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของการแพร่กระจายในชั้นผิวสัมผัสระหว่างอลูมิเนียมกับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ

1.3.3.1 ศึกษาความแข็งของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง ด้วยเครื่องวัดความแข็ง (Micro Hardness tester)

1.3.3.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาค (Microstructure) ของผิวชิ้นงาน ด้วยกล้องจุลทรรศน์ (Optical microscope)

1.3.3.3 ศึกษาส่วนผสมทางเคมี (Chemical composition) ด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนแบบส่องกราด SEM/EDS Line scan

1.3.4 เปรียบเทียบการเปลี่ยนแปลงของชั้นรอยต่อบริเวณแนวเชื่อม ก่อนและหลังจากผ่านกระบวนการทางความร้อน

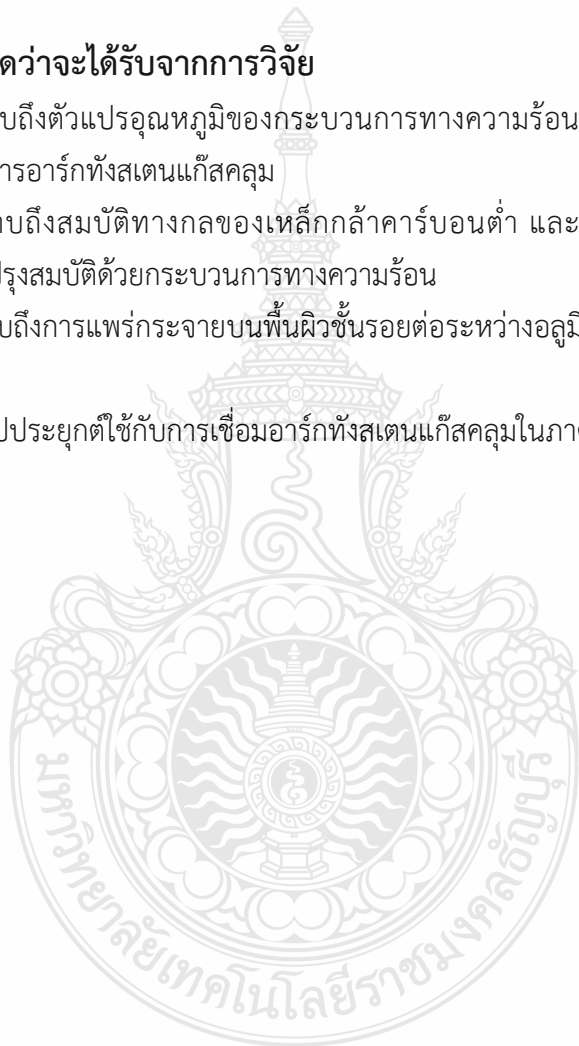
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากการวิจัย

1.4.1 ทราบถึงตัวแปรอุณหภูมิของกระบวนการทางความร้อน หลังจากผ่านกระบวนการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการอาร์กทั้งสแตนเลสคลุม

1.4.2 ทราบถึงสมบัติทางกลของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ และโครงสร้างทางโลหะวิทยา หลังจากผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยกระบวนการทางความร้อน

1.4.3 ทราบถึงการแพร่กระจายบนพื้นผิวชั้นรอยต่อระหว่างอลูมิเนียมกับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ

1.4.4 นำไปประยุกต์ใช้กับการเชื่อมอาร์กทั้งสแตนเลสคลุมในภาคอุตสาหกรรมต่อไป



บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

งานวิจัยเรื่องอิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นโลหะผิวเชื่อม อะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 โดยใช้กระบวนการทางความร้อน จะทำการศึกษาในเรื่อง สมบัติทางกล โครงสร้างทางโลหะวิทยาหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน และการบ่มแข็ง (Aging) ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาทฤษฎีและเอกสารที่เกี่ยวข้อง ดังนี้

2.1 สารประกอบทางโลหะ (Intermetallic compounds)

สารประกอบทางโลหะ (Intermetallic compounds: IMC) หรือสารประกอบแบบแทรกที่ (Intermetallic compounds) โดยส่วนใหญ่หมายถึงเฟสในสถานะของแข็งที่เกี่ยวข้องกับโลหะ หรืออาจเรียกว่าโลหะผสม (Alloys) ซึ่งอาจเป็นสารประกอบที่เกิดขึ้นจากโลหะสองชนิด หรือโลหะกับอโลหะใน อัตราส่วนที่คงที่ เกิดการยึดติดกันด้วยการทำปฏิกิริยากันระหว่างโมเลกุล จนเกิดเป็นสารประกอบชนิด ใหม่ที่บริเวณผิวสัมผัส และเฟสที่ได้จะเขียนเป็นสูตรเคมีของสารประกอบ A_mB_n เช่นการเชื่อม (Welding) การเปียกผิว (Wetting) ซึ่งเกิดพันธะที่แข็งแรงมาก สารประกอบที่เกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสไม่ จำเป็นต้องมีชนิดเดียว เช่นการเปียกผิวระหว่าง Cu กับโลหะบัดกรี (Solder: Sn) ทำให้เกิดสารประกอบ ทางโลหะชนิด Cu_3Sn ในฝั่งใกล้ทองแดง และเกิด Cu_6Sn_5 ในฝั่งโลหะบัดกรี (Westbrook and Fleischer, 2000)

โลหะที่มีความเหนียวเมื่อเปลี่ยนไปเป็นสารประกอบทางโลหะมักจะมีสมบัติที่เปราะ (Brittle) โดยเฉพาะเมื่อรวมตัวกับธาตุที่มีอะตอมขนาดเล็ก เช่น C B H N และ O สารประกอบทางโลหะอาจมี สมบัติที่ต่างไปจากธาตุองค์ประกอบโดยสิ้นเชิง เช่น H และ O มีสถานะเป็นแก๊สที่อุณหภูมิห้อง แต่เมื่อ รวมตัวเป็นไอน้ำ (H_2O) แล้วจะมีสถานะเป็นของเหลว อีกตัวอย่างหนึ่งคือ โซเดียม (Na) เป็นธาตุที่ไวต่อ การเกิดปฏิกิริยา และคลอรีน (Cl) เป็นแก๊สพิษ แต่เมื่อรวมตัวกันเป็นโซเดียมคลอไรด์ ($NaCl$) กลายเป็น เกลือแกงที่รับประทานได้ (Westbrook and Fleischer, 2000)

โดยทั่วไปสารประกอบทางโลหะมักเปราะและมีจุดหลอมเหลวสูง สมบัติของสารประกอบ ทางโลหะที่อุณหภูมิสูงจะคาบเกี่ยวอยู่ระหว่างสารประกอบเซรามิกกับโลหะ ความแข็งและความ ต้านทานต่ออุณหภูมิสูงนั้นมีความสำคัญมากกว่าความเหนียว (Toughness) นอกจากนี้สารประกอบ ทางโลหะยังมีสมบัติที่โดดเด่นทางด้านแม่เหล็ก (Magnetic) การนำยิ่งยวด (Superconducting: Sb_3S_n) และสมบัติทางเคมี เนื่องจากการจัดเรียงตัวของอะตอมในผลึกที่เป็นระเบียบด้วยพันธะที่แข็งแรง (พันธะโลหะ พันธะโควาเลนต์ พันธะไอออนิก หรืออาจเป็นพันธะผสม) สารประกอบทางโลหะที่มี สมบัติพิเศษหลายชนิดที่ได้รับพัฒนาขึ้น อาทิเช่น Alnico ซึ่งเป็นวัสดุที่มีองค์ประกอบปฐมภูมิ (Primary compositions) ระหว่าง Al Ni Co และเจือ (Dope) ด้วย Cu หรือ Ti ซึ่งนำไปประยุกต์ใช้เป็นสาร

แม่เหล็กถาวร (Permanent magnet) ชนิดที่ดึงดูดแม่เหล็กอย่างรุนแรง (Ferromagnetic) เนื่องจากมีค่าความทนต่อสนามแม่เหล็ก (Coercivity) สูง ใช้เป็นแบตเตอรี่ชนิดโลหะนิกเกิลไฮโดรเจน (NiMH) สำหรับกักเก็บไฮโดรเจน (Hydrogen storage) นิกเกิลลูมิเนียม (Ni₃Al) ซึ่งเป็นเฟสของแข็ง (Hardening phase) ที่รู้จักกันในวัสดุจำพวก Nickel-base superalloys ใช้เป็นวัสดุเพื่อลดขนาดเกรน (Grain refinement) ใช้เป็นสารเคลือบผิวแข็งชนิดไทเทเนียมอะลูมิเนียม (TiAl) หรือนิกเกิลอะลูมิเนียม (NiAl) สำหรับใบพัดเครื่องยนต์เทอร์โบ (Turbine blade) หรือแม้กระทั่งวัสดุสำหรับอุดฟัน (Dental amalgams) ก็ยังใช้สารประกอบทางโลหะจำพวกตีบุก เช่น Ag₃Sn และ Cu₃Sn เป็นต้น (Sauthoff, 1995)

2.2 เหล็กกล้าคาร์บอน

เหล็กกล้าคาร์บอน (carbon steel) เป็นเหล็กที่มีคาร์บอนเป็นส่วนผสมหลัก โดยอาจมีธาตุอื่นผสมอยู่บ้างแต่ไม่ได้เจาะจงจะผสมลงไป มักคิดมาจากกรรมวิธีการถลุงและการผลิต เราสามารถแบ่งย่อยกว้างๆ ออกได้ 3 ประเภทโดยพิจารณาตามปริมาณของธาตุคาร์บอนที่ผสม ดังนี้

เหล็กคาร์บอนต่ำ (low carbon steel) เป็นเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำกว่า 0.2% เหล็กชนิดนี้มีความแข็งแรงต่ำสามารถรีดหรือตีเป็นแผ่นได้ง่าย ตัวอย่างเหล็กเช่น เหล็กเส้น เหล็กแผ่นที่ใช้กันทั่วไป เหล็กกล้าคาร์บอนปานกลาง (medium carbon steel) เป็นเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนอยู่ระหว่าง 0.2-0.5% เป็นเหล็กที่มีความแข็งแรงสูงกว่าเหล็กคาร์บอนต่ำ ใช้ทำชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลทั่วไป เหล็กประเภทนี้สามารถทำการอบชุบความร้อนได้

เหล็กกล้าคาร์บอนสูง (high carbon steel) เป็นเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนสูงกว่า 0.5% มีความแข็งแรงและความแข็งสูง สามารถทำการอบชุบความร้อนให้คุณสมบัติความแข็งเพิ่มขึ้นได้นิยมทำเครื่องมือเครื่องใช้ต่างๆ ที่ต้องการผิวแข็งและความต้านทานการสึกหรอสูง

เหล็กเกรด SS400 มี Specification อยู่ในมาตรฐานญี่ปุ่น JIS G3101 ปี ค.ศ.1987 ส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับเกรด SS41 ใน JIS G3101 ปี ค.ศ.1995 หรือ ปี ค.ศ.2001 ซึ่งควบคุมส่วนผสมฟอสฟอรัส (P) ไม่เกิน 0.050 เปอร์เซ็นต์ และซัลเฟอร์ (S) ไม่เกิน 0.050 เปอร์เซ็นต์ มีความแข็งประมาณ 116-152 HB เหล็กกริไซเคิลมีการใช้กันอย่างแพร่หลายในการประกอบหรือขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์เหล็กได้แก่ชิ้นส่วนเครื่องจักรกลการเกษตร งานท่อเหล็กต่าง ๆ รวมถึงเป็นการผลิตชิ้นส่วนรถบรรทุก มีความต้านแรงดึง 400-510 N/mm². ความต้านแรงดึงจุดครากต่ำสุด 245 N/mm². (สำหรับความหนาน้อยกว่าหรือเท่ากับ 16 มิลลิเมตร) ร้อยละการยืดตัวต่ำสุด 21 เปอร์เซ็นต์ (สำหรับเหล็กแผ่นที่ความหนาน้อยกว่าหรือเท่ากับ 5 มิลลิเมตร) ความหนาตั้งแต่ 0.140 – 3.200 มิลลิเมตร และความกว้างตั้งแต่ 600 – 1,550 มิลลิเมตร ปัจจุบันผลิตได้ตั้งแต่ความหนา 1.000 – 19.000 มิลลิเมตร ที่ความกว้าง 750 – 1,550 มิลลิเมตร ส่วนความยาวนั้นก็ขึ้นอยู่กับน้ำหนักความกว้าง และความหนาของเหล็กม้วน

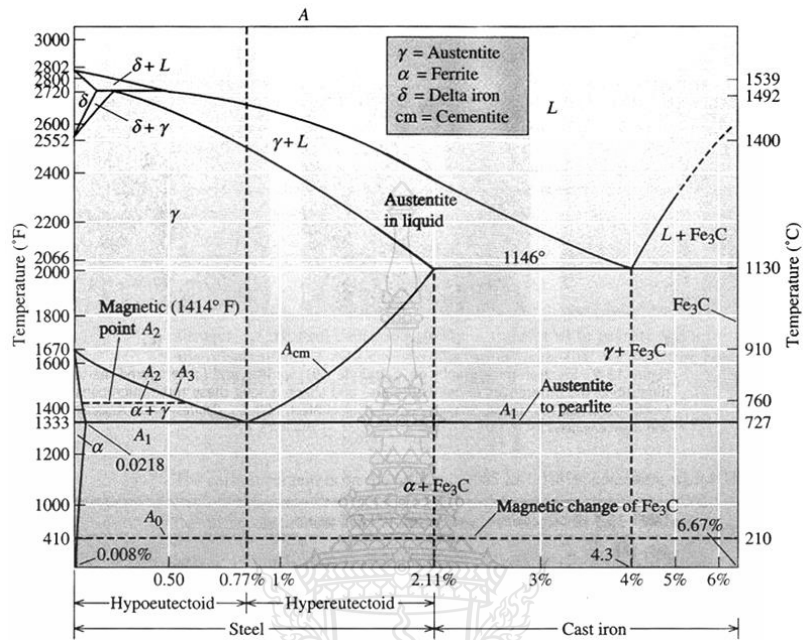
ในแผนภาพสมดุลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์ในรูปที่ 1 บอกได้ว่า เหล็กกล้า (Steel) คือ โลหะผสมระหว่างเหล็กและคาร์บอนที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 2.11% ขณะที่เหล็กหล่อ คือ โลหะผสมระหว่างเหล็กและคาร์บอนที่มีปริมาณคาร์บอนเกิน 2.11% ในเหล็กกล้าสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ชนิด คือ เหล็กกล้าไอโปยูเทคตอยที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 0.77% เหล็กกล้ายูเทคตอยที่มีปริมาณคาร์บอน 0.77% และเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอยที่มีปริมาณคาร์บอน 0.77-2.11% ในแผนภาพสมดุลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์ช่วงของเหล็กกล้านี้มีเส้นอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่สำคัญ คือ

- เส้น A_0 คือ เส้นแสดงการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางแม่เหล็กของซีเมนไตท์จากพาราแมเนติก (Paramagnetic) เป็นเฟอร์โรแมเนติก (Ferromagnetic) เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นเกิดที่อุณหภูมิประมาณ 210°C
- เส้น A_1 คือ เส้นปฏิกิริยายูเทคตอย จุดตัดระหว่างเส้นปฏิกิริยายูเทคตอยและส่วนผสมยูเทคตอย คือ จุดยูเทคตอย ซึ่งมีปริมาณคาร์บอนประมาณ 0.77%
- เส้น A_2 คือ เส้นแสดงการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางแม่เหล็กของเฟอร์ไรท์จากพาราแมเนติก (Paramagnetic) เป็นเฟอร์โรแมเนติก (Ferromagnetic) เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นเกิดที่อุณหภูมิประมาณ 760°C
- เส้น A_3 คือ เส้นอุณหภูมิช่วง $727-910^{\circ}\text{C}$ คือ เส้นแสดงการเปลี่ยนเฟสระหว่างออสเทนไนท์เป็นเฟอร์ไรท์ เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลง
- เส้น A_{cm} คือ เส้นอุณหภูมิช่วง $727-1146^{\circ}\text{C}$ คือ เส้นแสดงการเปลี่ยนเฟสระหว่างออสเทนไนท์เป็นซีเมนไตท์ เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลง

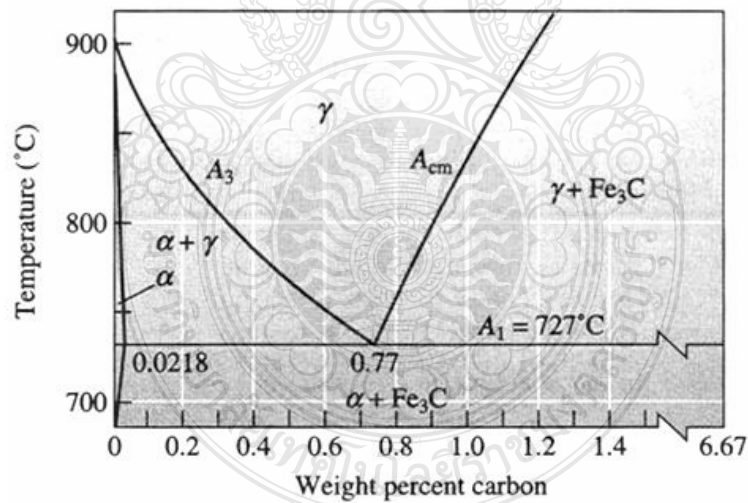
อย่างไรก็ตามการแบ่งแยกชนิดของเหล็ก โดยใช้แผนภาพสมดุลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์นั้นเป็นการแบ่งแยกโดยการยึดเอาโครงสร้างจุลภาคเป็นหลักซึ่งเป็นวิธีการที่ค่อนข้างลำบากสำหรับวิศวกรในการนำไปใช้งานจริง ด้วยเหตุนี้สมาคมเหล็กและเหล็กกล้าแห่งอเมริกา (American Iron and Steel Institute: AISI) และสมาคมวิศวกรเครื่องกลแห่งอเมริกา (American Society of Mechanical Engineering: ASME) จึงได้คิดค้นระบบในการแบ่งกลุ่มเหล็กกล้าในการนำไปใช้งานโดยการกำหนดตัวเลขขึ้นมาใช้ในการเรียก 4 ตัว ให้ตัวเลขสองตัวแรกหมายถึงธาตุผสมหลักในเหล็กกล้านั้น ขณะที่ตัวเลขสองตัวสุดท้ายหมายถึงปริมาณคาร์บอนในเหล็ก เช่น ตัวอย่าง เหล็กกล้า AISI1040 คือ เหล็กกล้าคาร์บอน (ตัวเลข 10) ที่มีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.4% (ตัวเลข 40) เหล็กกล้า SAE10120 คือ เหล็กกล้าคาร์บอน (ตัวเลข 10) ที่มีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 1.2% (ตัวเลข 120) เป็นต้น ตัวอย่างของเหล็กกล้าชนิดต่างๆ แสดงไว้ในตารางที่ 2.1

นอกจากนั้นเหล็กกล้าสามารถแบ่งกลุ่มได้ตามส่วนผสมทางเคมีหรือรูปแบบการผลิตเหล็กกล้านั้นๆ ดังตัวอย่างต่อไปนี้ เหล็กกล้าคาร์บอน (Carbon steel) คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณไม่เกิน 2% และประกอบไปด้วยซิลิกอนไม่เกิน 0.6% และแมงกานีสไม่เกิน 1.65% หรือเหล็กกล้าดีคาบูไรซ์ (Decarburized steel) ที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 0.05% เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำพิเศษ (Ultra-low carbon steel) คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณไม่เกิน 0.03% และซิลิกอนและแมงกานีสเล็กน้อย เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low carbon steel) คือ

เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณ 0.04-0.15% เป็นวัสดุในการทำตัวถังและโครงสร้างรถยนต์ และการใช้งานอื่นๆ มากมาย



(a)



(b)

รูปที่ 2.1 (a) แผนภาพสมดุลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์ (b) ส่วนของแผนภาพสมดุลเหล็ก-เหล็กคาร์ไบด์ แสดงปฏิกิริยายูเทคตอย

เหล็กกล้าละมุน (Mild steel) คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณคาร์บอน 0.15-0.30% ใช้สำหรับงานก่อสร้างอาคาร ทำสะพานต่างๆ เหล็กกล้าคาร์บอนปานกลาง (Medium carbon steel) คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณคาร์บอน 0.30-0.60% ใช้ในการสร้างชิ้นส่วนเครื่องจักร รถแทรกเตอร์ อุปกรณ์ในงานเหมืองแร่ต่างๆ เหล็กกล้าคาร์บอนสูง (High carbon steel) คือ เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีปริมาณคาร์บอนมากกว่า 0.60% ใช้ในการสปริง ล้อรถไฟ เป็นต้น

เหล็กกล้าผสม (Alloy steel) คือ เหล็กกล้าที่มีธาตุผสมหลักตัวอื่นๆ เข้ามาเพิ่มนอกเหนือจากคาร์บอน เช่น ในตารางที่ 2.1 เหล็กกล้าที่ตัวเลขขึ้นต้นด้วยเลข 4 ถึง 9 มีธาตุผสมหลักอื่นๆ เช่น ซิลิกอน นิกเกิล หรือโครเมียมเพิ่มเข้ามา เพื่อปรับปรุงสมบัติตามต้องการ ขณะที่ตัวเลขสองตัวสุดท้ายเป็นตัวแสดงปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าผสมดังแสดงในเหล็กกล้าคาร์บอน

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าตาม AISI และ ASME

AISI-SAE Number	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	% Others
1020	0.18-0.23	0.30-0.60				
1040	0.37-0.44	0.60-0.90				
1060	0.55-0.65	0.60-0.90				
1080	0.75-0.88	0.60-0.90				
1095	0.90-1.03	0.30-0.50				
1140	0.37-0.44	0.70-1.00				0.08-0.13 S
4140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.15-0.30		0.80-1.10	0.15-0.25 Mo
4340	0.38-0.43	0.60-0.80	0.15-0.30	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30 Mo
4620	0.17-0.22	0.45-0.65	0.15-0.30	1.65-2.00		0.20-0.30 Mo
52100	0.98-1.10	0.25-0.45	0.15-0.30		1.30-1.60	
8620	0.18-0.23	0.70-0.90	0.15-0.30	0.40-0.70	0.40-0.70	0.15-0.25 Y
9260	0.56-0.64	0.75-1.00	1.80-2.20			

2.3 อลูมิเนียมผสม (Aluminum Alloys)

ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับผสมอะลูมิเนียมผสม คือ ลักษณะทั่วไป สมบัติเชิงฟิสิกส์และสัญลักษณ์ที่ใช้แทนอลูมิเนียมผสม ในหัวข้อนี้ผู้วิจัยจะกล่าวถึงรายละเอียดของ อลูมิเนียมผสม ที่นำมาใช้ในงานวิจัย คือ กลุ่ม 6061 และมีรายละเอียดของอลูมิเนียมผสมเกรด 6xxx

2.2.1 ลักษณะทั่วไปของอลูมิเนียมผสม

อลูมิเนียม เป็น แร่ทางธรรมชาติ พบมากบนพื้นผิวเปลือกโลก มีคุณสมบัติ หรือคุณลักษณะที่แข็งแรงในระดับหนึ่ง มีการใช้ในอุตสาหกรรมต่างๆ มากเป็นอันดับที่สองรองจากโลหะเหล็ก เนื่องจากอลูมิเนียมเป็นโลหะที่มีลักษณะเด่นอยู่หลายประการมีลักษณะผิวมันวาว ไม่ก่อให้เกิดประกายไฟมีน้ำหนักเบา ความหนาแน่นน้อย สามารถนำมาผลิตชิ้นส่วนของยานยนต์ อากาศยาน

ผลิตภัณฑ์บรรจุภัณฑ์ อลูมิเนียมสำหรับใช้งานทางการแพทย์ ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ มีจุดหลอมเหลวต่ำ สามารถหลอมละลายได้ง่าย และมีอัตราการไหลตัวสูง เป็นโลหะที่สามารถนำไปพัฒนาได้หลายอย่าง เช่น กระบวนการขึ้นรูปโลหะ การปรับเปลี่ยนส่วนผสมของธาตุต่างๆ ในอลูมิเนียม เป็นต้น

อลูมิเนียมมีความหนาแน่น 2.70 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร หรือมีความหนาแน่นเท่ากับหนึ่งในสามส่วนของความหนาแน่นเหล็กกล้า และค่าโมดูลัสยืดหยุ่นเท่ากับ 10×10^6 ปอนด์ต่อตารางนิ้ว เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้า ค่าความแข็งแรงดึงของอลูมิเนียมเป็นมีค่าต่ำกว่าเหล็กแต่อลูมิเนียมมีค่าความแข็งแรงจำเพาะที่ดีเยี่ยม ด้วยเหตุนี้อลูมิเนียมบางตัวจึงถูกนำมาใช้ผลิตชิ้นส่วนที่มีน้ำหนักเบาแต่ความแข็งแรงสูง เช่น ชิ้นส่วนอากาศยาน อลูมิเนียมเป็นวัสดุที่ขึ้นรูปง่าย มีค่าการนำความร้อนและนำไฟฟ้าสูง และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติจากความเหนียวเป็นความเปราะที่อุณหภูมิต่ำ ไม่มีความเป็นพิษและสามารถรีไซเคิลได้ด้วยพลังงานเพียง 5 เปอร์เซ็นต์ของพลังงานที่ใช้ผลิตอลูมิเนียมจากอลูมิน่า อลูมิเนียมมีสมบัติทางกายภาพที่เป็นประโยชน์หลายอย่าง เช่น ไม่มีสมบัติทางด้านแม่เหล็ก (แม่เหล็กดูดไม่ติด), ต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน และต้านทานต่อการกัดกร่อน อย่างไรก็ตามสมบัติทางกลอลูมิเนียมมีความทนทานต่อความล้าตัวต่ำ อลูมิเนียมมีจุดหลอมเหลวต่ำไม่สามารถใช้งานอุณหภูมิสูงได้ นอกจากนี้อลูมิเนียมมีความแข็งต่ำทำให้เกิดการสึกหรอได้ง่าย แต่สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ด้วยกระบวนการทางกล ในตารางที่ 2 แสดงค่าความแข็งแรงของอลูมิเนียมบริสุทธิ์ อลูมิเนียมที่ผ่านการอบอ่อน และอลูมิเนียมที่ผ่านการเพิ่มความแข็งแรงด้วยวิธีการต่างๆ จากตารางพบว่า อลูมิเนียมผสมมีความแข็งแรงมากกว่าอลูมิเนียมบริสุทธิ์ถึง 30 เท่า



ตารางที่ 2.2 แสดงความแข็งแรงของอลูมิเนียมบริสุทธิ์

Material	Tensile Strength (psi)	Yield Strength (psi)	% Elongation	Ratio of Alloy-to-Metal Yield Strength
Pure Al	6,500	2,500	60	1.0
Commercially Pure Al (at least 99% pure)	13,000	5,000	45	2.0
Solid-Solution-Strengthened Al alloy	16,000	6,000	35	2.4
Cold-worked Al	24,000	22,000	15	8.8
Dispersion-Strengthened Alalloy	42,000	22,000	35	8.8
Age-hardened Al alloy	83,000	73,000	11	29.2

อลูมิเนียมที่ผลิตขึ้นในปัจจุบันมีจำนวน 25% ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมการขนส่ง, 25% ใช้สำหรับทำกระป๋องเครื่องดื่มและบรรจุภัณฑ์รูปแบบอื่น ๆ , 15% นำไปใช้ในงานก่อสร้าง, 15% นำไปใช้งานทางด้านไฟฟ้า และ 20% ที่เหลือนำไปประยุกต์ใช้ในงานอื่นๆ ในปี 1996 อลูมิเนียมถูกใช้สำหรับการผลิตรถยนต์ในอเมริกาประมาณ 200 ปอนด์ต่อคัน นอกจากนี้อลูมิเนียมถูกนำไปใช้งานในรูปแบบอื่นๆ เช่น อลูมิเนียมผงในรูปของตัวออกซิไดซ์ เช่น แอมโมเนียมเปอร์คลอเรต (Ammonium perchlorate) หรือเหล็กออกไซด์ (iron oxide) ถูกนำมาทำหน้าที่เป็นตัวเร่งปฏิกิริยาให้กับพลังงานเชื้อเพลิงชนิดแข็งสำหรับขับเคลื่อนกระสวยอวกาศโดยใช้อลูมิเนียมผงประมาณ 200,000 ปอนด์ ซึ่งให้พลังงานที่สามารถทำให้กระสวยอวกาศมีความเร็วประมาณ 3,000 ไมล์ต่อชั่วโมง ในปัจจุบันมีการพัฒนาอลูมิเนียมโดยผสมแมกนีเซียมลงไปสำหรับผลิตเป็นชิ้นส่วนยานยนต์ และมีการพัฒนากระบวนการผลิตอลูมิเนียมจากกระบวนการหล่อให้เป็นแผ่นบางหรือผลิตภัณ์รูปทรงอื่นๆ มากมาย

โดยทั่วไปอลูมิเนียมผสมแบ่งกลุ่มการใช้งานออกเป็นสองกลุ่มได้แก่ อลูมิเนียมรีด (Wrought alloy) และอลูมิเนียมหล่อ (Casting alloy) อลูมิเนียมรีดนั้นจะผ่านการขึ้นรูปด้วยการขึ้นรูปถาวร (Plastic deformation) มีส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกับอลูมิเนียมหล่อ ทำให้มีรูปแบบที่หลากหลายตรงกับความต้องการใช้งานสำหรับการผลิตในอุตสาหกรรม นอกจากนี้ในแต่ละกลุ่มสามารถแบ่งออกเป็นสองกลุ่มย่อย คือ โลหะผสมอลูมิเนียมที่สามารถอบชุบได้ (Heat-treatable alloy) และ ไม่สามารถให้ความร้อน (Non heat-treatable alloy)

ตารางที่ 2.3 การจำแนกประเภทของอลูมิเนียมชนิดต่างๆ

Wrought Alloys :	Symbol	Detail
1xxx ^a	Commercially pure Al (>99% Al)	Not age-hardenable
2xxx	Al-Cu and Al-Cu-Li	Age-hardenable
3xxx	Al-Mn	Not age-hardenable
4xxx	Al-Si and Al-Mg-Si	Age-hardenable if Mg present
5xxx	Al-Mg	Age-hardenable
6xxx	Al-Mg-Si	Age-hardenable
7xxx	Al-Mg-Zn	Age-hardenable
8xxx	Al-Li,Sn,Zr, or B	Age-hardenable
9xxx	Not currently used	
Casting alloys :	Symbol	Detail
1xx.x. ^b	Commercially pure Al	Not age-hardenable
2xx.x.	Al-Cu	Age-hardenable
3xx.x.	Al-Si-Cu and Al-Mg-Si	Some are age-hardenable
4xx.x.	Al-Si and Al-Mg-Si	Not age-hardenable
5xx.x.	Al-Si	Not age-hardenable
7xx.x.	Al-Mg-Zn	Age-hardenable
8xx.x.	Al-Sn	Age-hardenable
9xx.x.	Not currently used	

การแบ่งกลุ่มอลูมิเนียมใช้ระบบตัวเลขดังแสดงในตารางที่ 2.4 ตัวเลขแรกจะระบุถึงธาตุผสมหลัก และตัวเลขที่เหลือระบุส่วนผสมอื่นๆ ระดับการเพิ่มความแข็งแรงจะถูกกำหนดด้วยสัญลักษณ์การอบคืนไฟตัวอักษร T หรือ H ขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะผสม โดย T หมายถึง กระบวนการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการอบชุบ (Heat treatment) และตัวอักษร H หมายถึงการเพิ่มความแข็งแรงจากความเครียด (Strain hardened) ดังแสดงในตารางที่ 4 นอกจากนั้นยังมีตัวอักษรต่อท้ายหมายเลขอื่นๆ เช่น ตัวอักษร O หมายถึงอลูมิเนียมผสมที่ผ่านการอบอ่อน, W หมายถึงอลูมิเนียมผสมที่ผ่านการอบละลาย และ F หมายถึงได้จากการผลิตโดยตรง ตัวเลขต่อท้ายตัวอักษร T และ H นั้นแสดงปริมาณการเพิ่มความแข็งแรงจากความเครียด ชนิดการอบชุบ หรือกระบวนการพิเศษอื่นๆ ตารางที่ 5 แสดงถึงสมบัติและอลูมิเนียมประเภทต่างๆ

ตารางที่ 2.4 สัญลักษณ์แสดงวิธีการปรับปรุงสมบัติอลูมิเนียมผสม

Symbol	Detail
F	As-fabricated (hot-worked , forged , Cast, etc.)
O	Annealed (in softest possible condition)
H	Cold-worked H1 _x -cold-worked only.(x refers to the amount of cold work and strengthening.) H12-cold work that gives a tensile strength midway between the O and H14 temper. H14- cold work that gives a tensile strength midway between the O and H18 temper. H16- cold work that gives a tensile strength midway between the H14 and H18 temper. H18- cold work that gives about 75 % reduction. H19- cold work that gives a tensile strength greater than 2,000 psi of that obtained by the H18 temper. H2 _x -Cold-worked and partly annealed. H3 _x -Cold-worked and stabilized at a low temperature to prevent age hardening of the structure.
W	Solution-Treated
T	Age-hardened T1-cooled from the fabrication temperature naturally aged. T2-cooled from the fabrication temperature, cold-worked, and naturally aged. T3-solution-treated, cold-worked, and naturally aged. T4-solution-treated, and naturally aged. T5-cooled from the fabrication temperature and artificially aged. T6-solution-treated, and artificially aged. T7-solution-treated, and and stabilized by overaging T8-solution-treated, cold-worked, and artificially aged. T9-solution-treated, artificially aged, and cold-worked. T10- cooled from the fabrication temperature, cold-worked, and artificially aged.

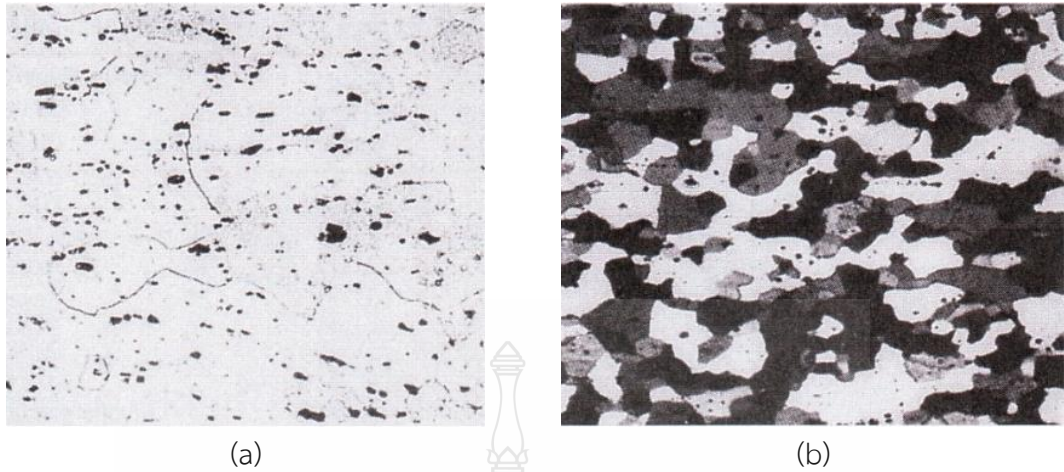
2.2.2 อลูมิเนียมผสมรีด (Wrought alloy) เกรด 1xxx, 3xxx, 5xxx และ 4xxx เป็นชนิดที่ไม่สามารถบ่มแข็งได้ (Age hardenable) โดยเกรด 1xxx และ 3xxx เป็นอลูมิเนียมผสมที่มีเฟสเดียวแต่ในโครงสร้างมักแสดงสารมลทินฝังในหรือสารประกอบกึ่งโลหะอื่นๆ ดังแสดงในรูปที่ 2 สมบัติของอลูมิเนียมผสมกลุ่มนี้สามารถควบคุมได้ด้วยการเพิ่มความแข็งแรงจากความเครียด, การเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง และการควบคุมขนาดของเกรน แต่เนื่องจากความสามารถในการละลายของโลหะผสมในอลูมิเนียมที่อุณหภูมิตำ่มีค่าน้อย ดังนั้นจึงทำให้ระดับการเพิ่มความแข็งแรงด้วย

สารละลายของแข็งของอลูมิเนียมมีค่าค่อนข้างจำกัด เกรด 5xxx มีโครงสร้างจุลภาคประกอบไปด้วยเฟส 2 เฟสที่อุณหภูมิห้อง คือ เฟสอัลฟา หรือสารละลายของแข็งแมกนีเซียมในอลูมิเนียม และสารประกอบกึ่งโลหะชนิด Mg_2Al_3 ซึ่งมีความแข็งและเปราะ ดังแสดงในรูปที่ 3 โลหะผสมอลูมิเนียม-แมกนีเซียมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเนื่องจากการกระจายของเฟส Mg_2Al_3 ในพื้นหลักอลูมิเนียม, การเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง และการควบคุมขนาดของเกรน ในอลูมิเนียมเกรด 5xxx เฟส Mg_2Al_3 ไม่สามารถรวมตัวกับพื้นหลักอลูมิเนียมได้ตั้งนั้นจึงทำให้อลูมิเนียมเกรดนี้ไม่สามารถบ่มแข็งได้ นอกจากนี้อลูมิเนียมเกรด 4xxx มีโครงสร้างประกอบไปด้วยเฟส 2 เฟสเช่นเดียวกับเกรด 5xxx โดยประกอบไปด้วย เฟสอัลฟา (α) และ เบต้า (β) ที่มีส่วนผสมทางเคมีเกือบเท่ากับซิลิกอนบริสุทธิ์ อลูมิเนียมผสมเกรดนี้มีส่วนผสมของซิลิกอนและแมกนีเซียมสามารถทำการบ่มแข็งได้โดยทำให้ Mg_2Si เกิดการตกผลึก อลูมิเนียมเกรด 2xxx, 6xxx และ 7xxx เป็นอลูมิเนียมผสมที่สามารถทำการบ่มแข็งได้ โดยโลหะผสมกลุ่มนี้จะมีค่าความแข็งแรงจำเพาะสูงแต่ปริมาณการตกผลึกของเฟสเสริมแรงจะมีค่าจำกัด ในการบ่มแข็งอลูมิเนียมเกรดเหล่านี้ไม่สามารถใช้อุณหภูมิของการบ่มสูงกว่า $175^{\circ}C$ อลูมิเนียมผสมเกรด 2024 ถูกใช้มากสำหรับทำชิ้นส่วนอากาศยาน เนื่องจากเฟสเสริมแรง Al-Li ที่เกิดการตกผลึกในโครงสร้างทำให้มีค่าโมดูลัสยืดหยุ่นสูงและความหนาแน่นต่ำ อย่างไรก็ตามอลูมิเนียมเกรด 2042 นี้มีข้อจำกัดในเรื่องของค่าใช้จ่ายในการผลิตสูง, แสดงพฤติกรรมแอนไอโซโทรปิก และความแข็งแรงต่ำ การใช้งานของอลูมิเนียม 2024 ส่วนมากใช้ในการทำถังบรรจุเชื้อเพลิงของกระสวยอวกาศ

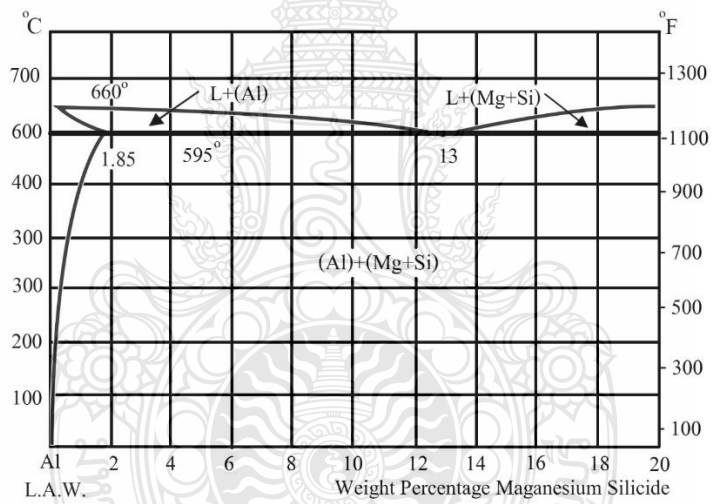
2.2.3 อลูมิเนียมหล่อ (Casting alloy) เกรดของอลูมิเนียมหล่อแสดงในตารางที่ 2.5 ในอลูมิเนียมหล่อต้องมีปริมาณซิลิกอนเพียงพอเพื่อทำให้เกิดปฏิกิริยายูเทคติก นอกจากนี้ซิลิกอนทำให้โลหะผสมมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำลง, ความสามารถในการไหลตัว (Flowability) ดี หรือความสามารถของอลูมิเนียมหลอมเหลวที่ไหลตัวเข้าสู่โพรงแบบหล่อก่อนการแข็งตัว และทำให้ความสามารถหล่อขึ้นรูป (Castability) ดี หรือความสามารถของโลหะหลอมเหลวที่เกิดการแข็งตัวเป็นชิ้นงานตามโพรงแบบได้ง่าย ความแข็งแรงของอลูมิเนียมผสมซิลิกอนสามารถเพิ่มขึ้นได้หากมีการควบคุมการกระจายตัวของเฟสเบต้าขนาดเล็กที่เป็นเฟสเสริมความแข็งแรงในพื้นที่หลักอลูมิเนียมอัลฟา และเพิ่มขึ้นได้หากควบคุมขั้นตอนการแข็งตัวเพื่อให้ได้ขนาดเกรนเริ่มต้นหรือองค์ประกอบของโครงสร้างยูเทคติกที่มีขนาดเล็กและละเอียด ยกตัวอย่างเช่น การทำให้อลูมิเนียมเย็นตัวเร็วขึ้นในกระบวนการหล่อฉีดในแบบหล่อถาวรทำให้ได้ขนาดเกรนและโครงสร้างยูเทคติกที่เล็กละเอียด ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4 หรือการเติมโบรอนหรือไททานเนียมเพื่อลดขนาดเกรน หรือเติมโซเดียมและสตรอนเทียมเพื่อปรับโครงสร้างยูเทคติกให้ละเอียด หรือการเติมฟอสฟอรัสเพื่อช่วยเพิ่มประสิทธิภาพของซิลิกอนในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและทำให้เกิดการกระจายตัวและมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โลหะผสมอลูมิเนียมบางชนิดผสมทองแดง แมกนีเซียม หรือสังกะสี ช่วยให้สามารถทำการบ่มแข็งได้

ตารางที่ 2.5 สมบัติและชนิดต่างๆ ของอลูมิเนียมผสม

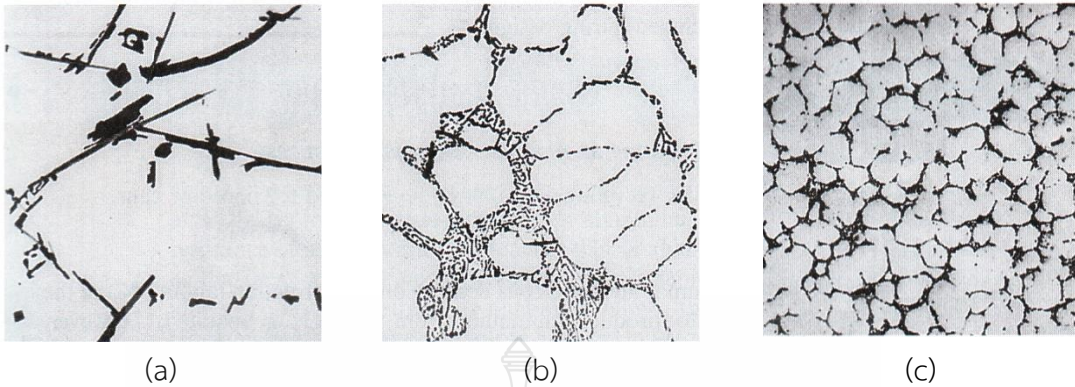
Alloy		Tensile strength (psi)	Yield strength (psi)	% Elongation	Applications
Non heat-treatable wrought alloys:					
1100-0	>99%Al	13,000	5,000	40	Electrical
1100-H18		24,000	22,000	10	components, foil,
3004-0	1.2% Mn-1.0%Mg	26,000	10,000	25	food processing,
3004-H18		41,000	36,000	9	beverage can bodies,
4043-0	5.2% Si	21,000	10,000	22	architectural user,
4043-H18		41,000	39,000	1	filler metal for welding
5182-0	4.5%Mg	42,000	19,000	25	beverage can tops, and
5182-H19		61,000	57,000	4	marine components
Heat-treatable wrought alloys:					
2024-T4	4.4%Cu	68,000	47,000	20	Truck wheels, aircraft skins,
2090-T6	2.4%Li-2.7%Cu	80,000	75,000	6	Pistons, canoes, railroad
4032-T6	12%Si-1%Mg	55,000	46,000	9	Cars, and aircraft frames
6061-T6	1%Mg-0.6%Si	45,000	40,000	15	
7075-T6	5.6%Zn-2.5%Mg	83,000	73,000	11	
Casting alloys:					
201-T6	4.5%Cu	70,000	63,000	7	Transmission housings,
319-F	6%Si-3.5%Cu	27,000	18,000	2	general purpose castings
356-T6	7%Si-0.3%Mg	33,000	24,000	3	aircraft fittings, motor
380-F	8.5%Si-3.5%Cu	46,000	23,000	3	housings, automotive
390-F	17%Si-4.5%Cu	41,000	35,000	1	engines, food-handling
443-F	5.2%Si (sand cast)	19,000	8,000	8	equipment, and marine
	(permanent mold)	23,000	9,000	10	
	(die cast)	33,000	16,000	9	



รูปที่ 2.2 (a) เฟส $FeAl_3$ ในอลูมิเนียมผสมผ่านการอบอ่อนเกรด 1100 กำลังขยาย 350 เท่า และ (b) เฟส Mg_2Si ที่ตกผลึกในอลูมิเนียมผสมผ่านการอบอ่อนเกรด 5457 กำลังขยาย 75 เท่า



รูปที่ 2.3 แผนภาพเฟสของอลูมิเนียมผสมแมกนีเซียม

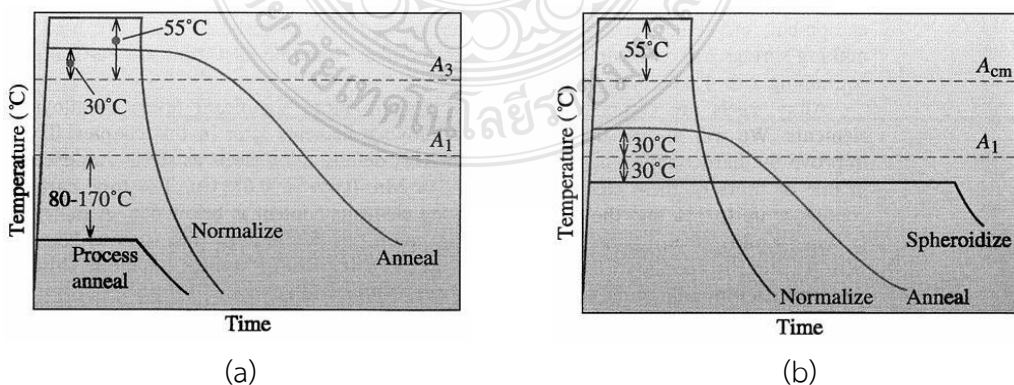


รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของอลูมิเนียม 443: (a) ได้จากแบบหล่อทรายแสดงซิลิกอนที่มีขนาดโต และหยาบและสารมลทิน, (b) ได้จากแบบหล่อถาวรแสดงเดนไดรต์ละเอียดและซิลิกอนที่ละเอียด เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว และ (c) ได้จากแบบหล่อฉีดที่มีโครงสร้างที่ละเอียดกว่า

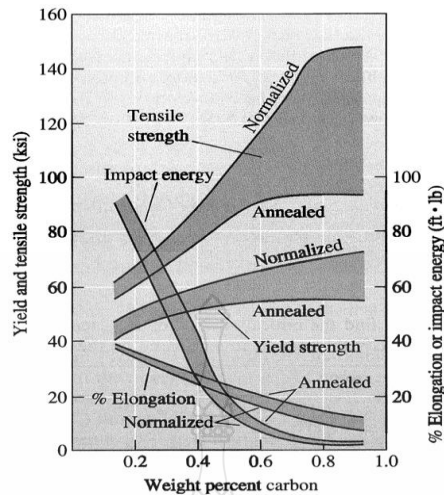
2.4 รูปแบบของการอบชุบ (Type of Heat Treatment)

กระบวนการอบชุบเหล็กกล้าแสดงไว้ดังรูปที่ 2.5 ประกอบไปด้วยการอบอ่อนเพื่อคลายความเครียดจากการขึ้นรูป (Process annealing) การอบอ่อน (Annealing) การอบให้เกรนสม่ำเสมอ (Normalizing) และการอบให้เกรนมีความกลมมน (Spheroidizing) กระบวนการเหล่านี้มีจุดประสงค์เพื่อทำการคลายความเครียด ควบคุมและปรับการกระจายตัวของเฟส เพื่อให้สมบัติเปลี่ยนแปลงไปดังนี้

การอบอ่อนเพื่อคลายความเครียดจากการขึ้นรูป (Process annealing) คือ การอบชุบเพื่อให้เกิดผลึกใหม่ (Recrystallization heat treatment) ในโครงสร้างเดิมของเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่า 0.25% เพื่อกำจัดความเครียดที่เกิดจากการขึ้นรูปต่างๆ เช่น การรีดเย็น โดยทำการอบเหล็กกล้าไปที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้นอุณหภูมิ A_1 ประมาณ 80-170°C อบอุ่นที่ระยะเวลาที่กำหนด และปล่อยให้เย็นตัวในเตา



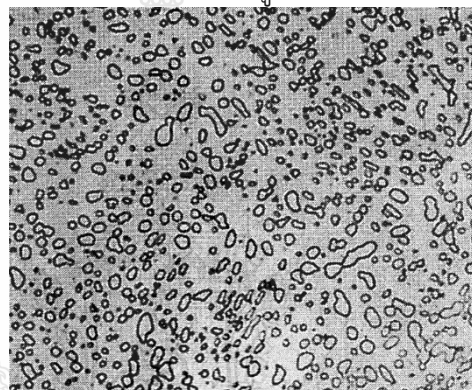
รูปที่ 2.5 แผนภาพสรุปรูปแบบของการอบชุบสำหรับ (a) เหล็กกล้าไฮโปยูเทคตอย และ (b) เหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอย



รูปที่ 2.6 อิทธิพลของคาร์บอนและการอบชุบต่อสมบัติของเหล็กกล้าคาร์บอน

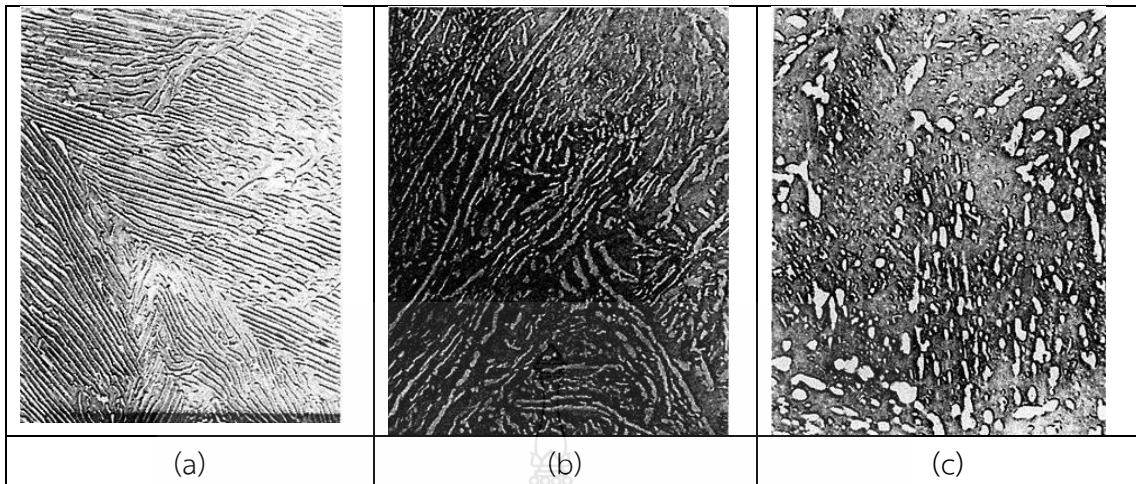
การอบอ่อน (Annealing) และการอบให้เกรนสม่ำเสมอ (Normalizing) ความแข็งแรงของเหล็กกล้าที่ผ่านการผลิตมาแล้ว สามารถเปลี่ยนแปลงได้โดยการควบคุมการกระจายตัวของเฟสเฟิลไลต์ในเหล็กกล้าให้มีความหยาบหรือละเอียดตามต้องการ มีขั้นตอน คือ นำเหล็กกล้าไปทำการอบให้ความร้อนเพื่อทำให้โครงสร้างเปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์ (Austenizing) หรือเหล็กแกมมาทั้งหมด จากนั้นหากต้องการทำการอบอ่อนทำได้โดยการปล่อยให้เหล็กที่อบเป็นออสเทนไนต์แล้วเย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตา ผลของการเย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตานี้ทำให้เฟิลไลต์ที่ได้มีความหยาบหรือขนาดโตและส่งผลทำให้ง่ายต่อการนำไปขึ้นรูปทางกลต่อไปหรือถ้าต้องการอบให้เกรนสม่ำเสมอทำได้โดยนำเหล็กที่อบเป็นออสเทนไนต์มาทำให้เย็นตัวในอากาศนอกเตา อัตราการเย็นตัวที่เร็วกว่าจะทำให้เฟิลไลต์มีความละเอียดและส่งผลทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น สมบัติทางกลของเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีปริมาณคาร์บอนแตกต่างกันที่ผ่านการอบอ่อนและการอบให้เกรนสม่ำเสมอแสดงไว้ในรูปที่ 2.6 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการอบอ่อน คือ อุณหภูมิสูงกว่าเส้น A_3 ประมาณ 30°C สำหรับการทำให้เหล็กกล้าไฮโปยูเทคตอยเปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์ทั้งหมด แต่สำหรับเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอย อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเปลี่ยนเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอยเป็นออสเทนไนต์ทั้งหมดอยู่ที่อุณหภูมิสูงกว่าเส้น A_1 ประมาณ 30°C เนื่องจากอุณหภูมินี้ป้องกันการเกิดการก่อตัวของซีเมนไตต์ที่มีความยาวต่อเนื่องและเพราะที่ขอบเกรนของเฟิลไลต์ ซึ่งโดยปกติเป็นเฟสที่เกิดขึ้นเมื่อมีการเย็นตัวอย่างช้าๆ จากนั้นในขั้นตอนต่อไปเหล็กกล้าทั้งสองถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ ในเตา หรือปล่อยให้เย็นในเตาจนกระทั่งอุณหภูมิลดลงสู่อุณหภูมิต่ำ ทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงต่ำ ยืดตัวได้ดี และง่ายต่อการนำไปขึ้นรูปทางกลต่อไป ขณะที่ในการอบให้เกรนสม่ำเสมอ อุณหภูมิการทำให้เกิดออสเทนไนต์ทั้งหมดของเหล็กกล้าไฮโปยูเทคตอยและเหล็กกล้าไฮเปอร์ยูเทคตอยอยู่ที่ประมาณ 55°C สูงกว่าเส้น A_3 และ A_{cm} ตามลำดับ ในการเย็นตัวของชิ้นงาน เหล็กกล้าถูกนำออกมาจากเตา และปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ อัตราการเย็นตัวที่เร็วกว่าทำให้ได้เฟิลไลต์ที่มีความละเอียด และมีความแข็งแรงที่สูงกว่า

การอบให้เฟสมีความกลมมน (Spheroidizing) เป็นการเพิ่มความสามารถในการแปรรูปทางกล (Machineability) เช่น การกลึง กัด ตัด ไส หรือขึ้นรูป ของเหล็กกล้า เหล็กกล้าที่มีปริมาณเฟสของซีเมนไตต์สูงจะมีความสามารถในการแปรรูปต่ำ เนื่องจากโดยทั่วไปเฟสซีเมนไตต์เป็นเฟสที่มีการเรียงตัวที่ไม่เป็นระเบียบ มีรูปร่างที่ไม่กลม ไม่สมมาตร และส่งผลทำให้มีความแข็งสูง หากเฟสซีเมนไตต์ที่มีความกลมมนเพิ่มมากขึ้นจะทำให้ความสามารถในการแปรรูปของเหล็กกล้าเพิ่มขึ้นการทำให้เฟสที่กระจายตัวในเหล็กกล้ามีความกลมมนเพิ่มมากขึ้นทำได้โดยการอบให้ความร้อนขึ้นงานไปที่อุณหภูมิช่วงต่ำกว่าเส้น A_1 ประมาณ 30°C ในช่วงระยะเวลาที่ยาวนานเพียงพอ ทำให้ซีเมนไตต์เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของเฟสให้มีความกลมมนเพิ่มมากขึ้น โครงสร้างเฟสที่มีความกลมมนที่ได้นี้เรียกว่า “สเฟียรอยไตต์ (Spheroidite)” ความกลมมนของเฟสซีเมนไตต์ทำให้พื้นหลักของเหล็กกล้ามีความต่อเนื่องเพิ่มมากขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.7 และส่งผลทำให้ง่ายต่อการแปรรูปต่อไป



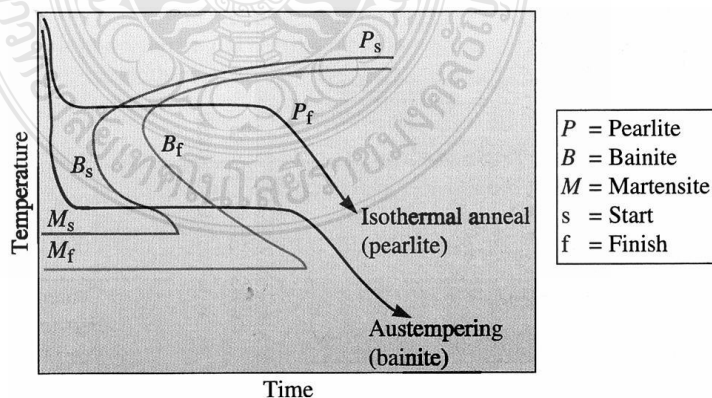
รูปที่ 2.7 โครงสร้างซีเมนไตต์กลมมนในพื้นที่เฟอไรต์ กำลังขยาย 850 เท่า

2.3.1 การอบชุบที่อุณหภูมิคงที่ (Isothermal Heat Treatment) หากกำหนดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase transformation temperature) ให้เริ่มต้นที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเกิดออสเทนไนต์มากๆ โครงสร้างเฟอไรต์ที่ได้จากการอบชุบจะมีความละเอียดมากขึ้น และบางครั้งเรียกโครงสร้างที่มีความละเอียดนี้ว่าโครงสร้าง “เบนไนต์ (Bainite)” หรือหากกำหนดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสให้ต่ำมากๆ เหล็กกล้าจะเกิดโครงสร้างมาเทนไซต์ที่มีความแข็งสูงดังแสดงในรูปที่ 2.8



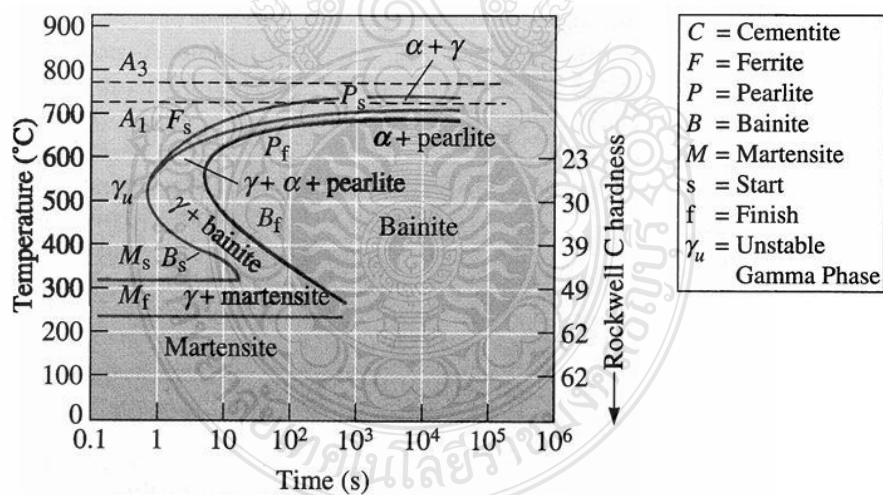
รูปที่ 2.8 ภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของ (a) เบนไนท์ (b) เฟลไลต์ และ (c) เคมเปอมา-เทนไซต์ ที่แสดงความแตกต่างของรูปร่างและขนาดของซีเมนไตท์ในพื้นที่หลักเฟอไรท์

2.3.2 การอบอสเทมเปอร์หรือการอบอ่อน คือ การอบชุบเพื่อให้ได้โครงสร้างเบนไนท์ ทำได้โดยการอบเหล็กกล้าให้เปลี่ยนโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ทั้งหมด จากนั้นทำให้เหล็กกล้าเย็นตัวที่อัตราการเย็นตัวที่เร็วกว่าจุกของแผนภูมิ TTT ดังแสดงในรูปที่ 2.9 จุ่มแช่ที่อุณหภูมิหนึ่ง เพื่อให้ออสเทนไนท์เกิดการเปลี่ยนแปลงผ่านเส้นเริ่มต้นเปลี่ยนเป็นเบนไนท์จนกระทั่งถึงเส้นสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงเป็นเบนไนท์ จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวสู่อุณหภูมิห้อง ขณะที่การอบอ่อนที่อุณหภูมิคงที่ทำได้โดยการอบเหล็กกล้าให้เปลี่ยนโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ทั้งหมด และปล่อยให้เหล็กกล้าเย็นตัวที่อัตราการเย็นตัวที่ช้ากว่าจุกของของแผนภูมิ TTT ดังแสดงในรูปที่ 2.9 จุ่มแช่ที่อุณหภูมิหนึ่งจนกระทั่งออสเทนไนท์สิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงที่เส้นสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงเป็นเฟลไลต์ ทำให้ได้โครงสร้างเฟลลิตที่มีขนาดใหญ่ หยาบ และกลมมน

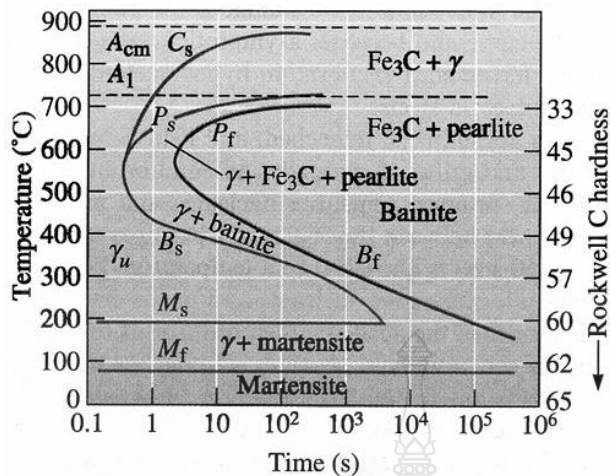


รูปที่ 2.9 การทำออสเทมเปอร์และการอบอ่อนที่อุณหภูมิคงที่ในเหล็กกล้า 1080

2.3.3 อิทธิพลของเหล็กกล้าคาร์บอนต่อแผนภาพTTT (Effect of changes in carbon concentration on the TTT diagram) รูปที่ 2.10 แสดงแผนภูมิ TTT ของเหล็กกล้า 1050 และ 10110 ซึ่งเป็นเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำและสูงตามลำดับ หากเปรียบเทียบกับแผนภูมิในรูปที่ 2.9 พบว่าในรูปที่ 2.10 ที่บริเวณอุณหภูมิสูงกว่าจุ่มของแผนภูมิ TTT มีเส้นการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้น คือ เส้น F_s และ C_s สำหรับเหล็กกล้า 1050 และ 10110 ตามลำดับ ในเหล็กกล้า 1050 เส้น F_s เป็นตัวบอกให้ทราบว่าหากเหล็กกล้า 1050 มีอัตราการเย็นตัวที่ช้าและลากผ่านเส้นนี้ เฟอไรต์จะก่อตัวขึ้นและเติบโตเรื่อยๆ เมื่อระยะเวลามากขึ้น เฟอไรต์ที่ก่อตัวนี้จะสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงที่เส้น P_s พื้นที่ระหว่างเส้น F_s และ P_s นี้จึงประกอบไปด้วยเฟอไรต์และออสเทนไนต์ เมื่อเหล็กกล้า 1050 เย็นตัวต่อไปผ่านเส้น P_s ออสเทนไนต์ที่หลงเหลืออยู่ก็จะเกิดการแตกตัวเป็นเฟลไลต์ดังเกิดขึ้นในรูปที่ 2.6 ต่อไป โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของเหล็กกล้า 1050 ที่เย็นตัวผ่านเส้น F_s P_s และ P_f จึงประกอบไปด้วย เฟอไรต์และเฟลไลต์ เช่นเดียวกับในเหล็กกล้า 10110 เส้น C_s คือเส้นที่ซีเมนไตท์ก่อตัวขึ้น และเติบโตเรื่อยๆ เมื่อระยะเวลาเพิ่มขึ้น ซีเมนไตท์ที่ก่อตัวนี้จะสิ้นสุดการเปลี่ยนแปลงที่เส้น P_s พื้นที่ระหว่างเส้น C_s และ P_s นี้จึงประกอบไปด้วย ซีเมนไตท์และออสเทนไนต์ เมื่อเหล็กกล้าเย็นตัวต่อไปผ่านเส้น P_s ออสเทนไนต์ที่หลงเหลืออยู่ก็จะเกิดการแตกตัวเป็นเฟลไลต์ โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจึงประกอบไปด้วยซีเมนไตท์และเฟลไลต์ ถ้าจุ่มชุบเหล็กกล้าที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุ่มของแผนภูมิ TTT โครงสร้างที่เกิดขึ้นของเหล็กกล้าทั้งสอง คือ เบนไนต์ และหากทำให้เย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิที่ต่ำกว่าเส้น M_s โครงสร้างที่เกิดขึ้น คือ มาเทนไซต์



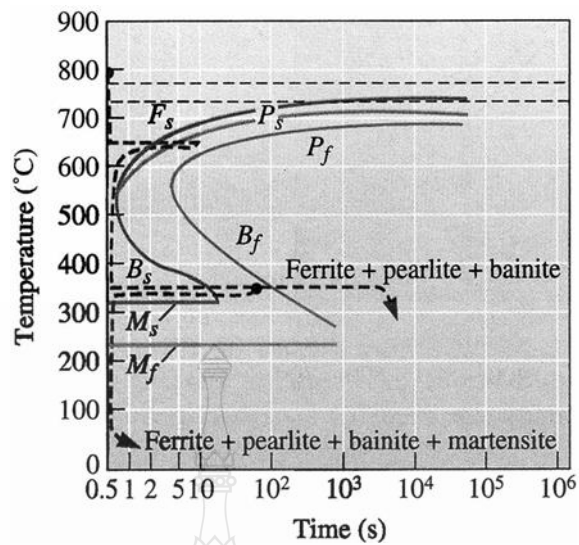
(a)



(b)

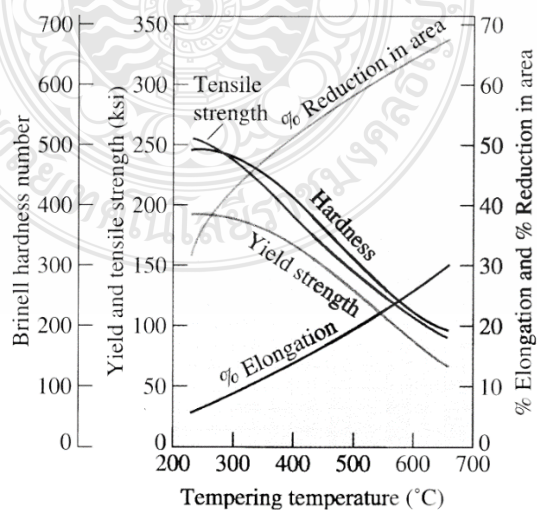
รูปที่ 2.10 แผนภูมิ TTT ของ (a) เหล็กกล้า 1050 และ (b) เหล็กกล้า 10110 (γ_u หมายถึงออสเทนไนท์ที่ไม่เสถียร และพร้อมในการเปลี่ยนแปลง

2.3.4 การเปลี่ยนแปลงที่อุณหภูมิคงที่แบบไม่ต่อเนื่อง (Effect of changes in carbon concentration on the TTT diagram) การอบชุบที่ทำให้อุณหภูมิไม่คงที่ทำให้ได้โครงสร้างของเหล็กกล้าที่ซับซ้อน เช่น ตัวอย่างการอบชุบเหล็กกล้า 1050 ในรูปที่ 2.11 ที่ทำการอบให้ความร้อนแก่เหล็กที่อุณหภูมิ 800°C และจุ่มชุบมาที่อุณหภูมิ 650°C แช่ที่อุณหภูมินี้ 10 วินาที เพื่อให้เฟอไรต์และเฟิลไลต์ก่อตัวขึ้น หลังจากนั้นจุ่มชุบมาที่อุณหภูมิ 350°C จุ่มแช่ที่อุณหภูมินี้ 1 ชั่วโมง หรือ 3600 วินาที ด้วยวิธีการนี้ออสเทนไนท์ที่หลงเหลือก่อนการลดอุณหภูมิมาที่ 350°C จะเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นเบนไนท์ โครงสร้างสุดท้ายจึงประกอบด้วยเฟอไรต์ เฟิลไลต์ และเบนไนท์ หรือหากต้องการทำให้เกิดมาเทนไซต์ก็สามารถทำได้โดยการจุ่มแช่ที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 1 นาที จากนั้นจุ่มชุบลงมาที่อุณหภูมิห้องซึ่งจะทำให้โครงสร้างสุดท้ายประกอบด้วยเฟอไรต์ เฟิลไลต์ และมาเทนไซต์



รูปที่ 2.11 แผนภูมิ TTT สำหรับ (a) เหล็กกล้า 1050 และ (b) เหล็กกล้า 10110

2.3.5 การชุบแข็งและการอบคืนไฟ (Quench and Temper Heat Treatment) การชุบแข็ง คือ การทำให้เหล็กกล้ามีความแข็งเพิ่มขึ้น ขณะที่การอบคืนไฟ คือ การอบชุบเพื่อให้เหล็กกล้าที่ผ่านการชุบแข็งมีความเหนียว (Toughness) เพิ่มมากขึ้น ตัวอย่างของการชุบแข็งและการอบคืนไฟพบได้ในการทำเหล็กกล้าดามัสกัส (Damascus steel) และการทำดาบซามูไร ซึ่งโครงสร้างหลังจากการอบชุบประกอบไปด้วยซีเมนไตท์ที่มีความเล็กละเอียดกระจายอยู่ในพื้นหลักเฟอไรท์ (หรือเทมเปอร์มาเทนไซต์) โครงสร้างมาเทนไซต์ที่ได้จากการอบชุบเมื่อทำการอบคืนไฟ จะทำให้ช่องผสมระหว่างซีเมนไตท์และเฟอไรท์ก่อตัวขึ้นในมาเทนไซต์ และทำให้ความแข็งซึ่งงานลดลงแต่มีความเหนียวเพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.12

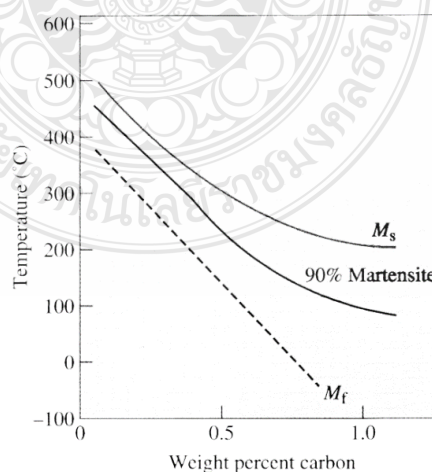


รูปที่ 2.12 ผลของอุณหภูมิการอบคืนไฟต่อสมบัติทางกลเหล็กกล้า 1050

ออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) เมื่อออสเทนไนต์เกิดการเปลี่ยนรูปและเปลี่ยนเฟสเป็นมาเทนไซต์ที่มีความแข็งแข็งแรงและความแข็งแรงสูง มาเทนไซต์เฟสแรกจะก่อตัวล้อมรอบออสเทนไนต์ขนาดเล็กๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.13 และต้านทานการเปลี่ยนรูปของออสเทนไนต์ที่ตัวมันล้อมรอบเป็นมาเทนไซต์เฟสที่สอง เฟสออสเทนไนต์ที่ไม่สามารถเปลี่ยนรูปเป็นเฟสมาเทนไซต์นี้เรียกว่า “ออสเทนไนต์ตกค้าง” โครงสร้างนี้ทำให้เหล็กกล้าที่ทำการชุบแข็งและผ่านการอบคืนไฟเกิดปัญหาหลายอย่าง เช่น เมื่อผ่านการอบคืนไฟ เหล็กกล้ามีค่าความแข็งลดลง มีความอ่อนตัวเพิ่มขึ้น และความสามารถในการยึดตัวสูง หรือหลังจากการอบคืนไฟและทำให้เย็นตัวผ่านเส้นอุณหภูมิที่ต่ำกว่าเส้น M_s และ M_f ออสเทนไนต์ตกค้างจะเปลี่ยนเป็นมาเทนไซต์อีกครั้งและทำให้เหล็กกล้าประกอบไปด้วยมาเทนไซต์ที่มีความแข็งและเปราะเพิ่มมากขึ้น หากเกิดกรณีนี้ขึ้นต้องทำการอบคืนไฟอีกครั้งเพื่อลดความแข็งของมาเทนไซต์ลง นอกจากนี้ ออสเทนไนต์ตกค้างยังเป็นปัญหาต่อเหล็กกล้าคาร์บอนสูง เพราะว่ามีปริมาณคาร์บอนที่เพิ่มขึ้นทำให้เส้น M_s และ M_f ของเหล็กกล้าคาร์บอนสูงลดลงดังแสดงในรูปที่ 2.14

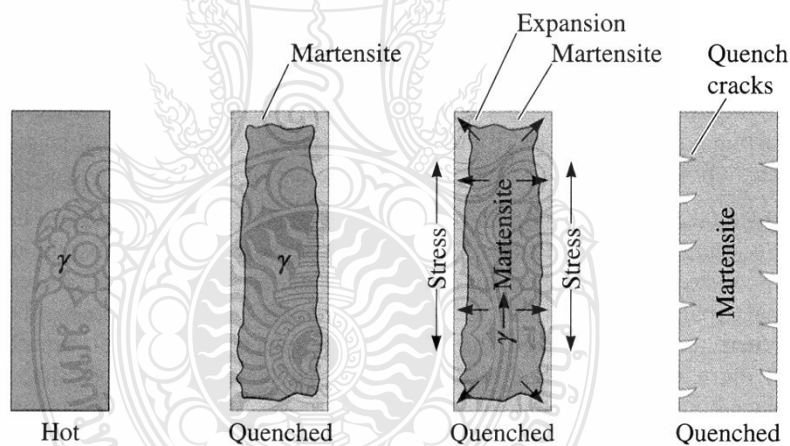


รูปที่ 2.13 ออสเทนไนต์ตกค้าง (สีขาว) ที่อยู่ระหว่างมาเทนไซต์รูปร่างคล้ายเข็ม กำลังขยาย 1000 เท่า

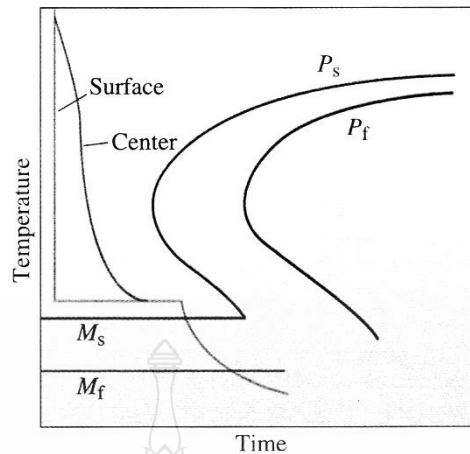


รูปที่ 2.14 การเพิ่มปริมาณคาร์บอนทำให้อุณหภูมิ M_s และ M_f ของเหล็กกล้าลดลง

ความเค้นตกค้างและการแตกร้าว (Residual stress and cracking) ความเค้นตกค้างสามารถเกิดขึ้นได้ในโครงสร้างเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงปริมาตร หรือการขยายและการหดตัวของโครงสร้างเนื่องจากความร้อน หรือการขึ้นรูปเย็น ซึ่งในเนื้อหาที่ผ่านมาสามารถลดความเค้นลงได้โดยการอบอ่อนหรือการอบลดความเค้น ในขั้นตอนการอบชุบเหล็กกล้า ความเค้นตกค้างสามารถเกิดขึ้นได้เมื่อทำการจุ่มชุบชิ้นงานในสารชุบที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า ลักษณะนี้ทำให้บริเวณผิวของชิ้นงานมีอุณหภูมิต่ำลงและเปลี่ยนเป็นมาเทนไซต์ ขณะเดียวกันที่บริเวณกึ่งกลางของชิ้นงานนั้นยังคงมีอุณหภูมิสูงและมีโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ที่จะเกิดการเปลี่ยนแปลงภายหลัง ความแตกต่างของอุณหภูมิที่บริเวณทั้งสอง ทำให้เกิดแรงดึงที่พื้นผิวและเกิดแรงกดที่บริเวณกึ่งกลางของชิ้นงาน ส่งผลให้เกิดความเค้นขึ้น หากความเค้นนี้มีค่ามากกว่าค่าความแข็งแรงครากของเหล็กกล้าที่ทำการอบชุบก็จะทำให้เกิด “รอยแตกร้าวขณะทำการการชุบขึ้นที่ผิวของชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 2.14 หากต้องการป้องกันการเกิดการแตกร้าวในชิ้นงานสามารถทำได้โดยการลดอุณหภูมิของการจุ่มชุบลงมาเป็นลำดับขั้นตอน เช่น ทำการจุ่มชุบเหล็กกล้าลงมาที่อุณหภูมิเหนือเส้น M_s เล็กน้อย และจุ่มแช่ให้อุณหภูมิของชิ้นงานมีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน ก่อนทำการจุ่มชุบอีกครั้งให้ชิ้นงานมีอุณหภูมิต่ำกว่าเส้น M_s ซึ่งวิธีการนี้เรียกว่า “การทำมาเทมเปอร์ริง หรือมาควเอนซิง (Martempering or maquencing)” ดังแสดงในรูปที่ 2.15



รูปที่ 2.15 การเกิดรอยแตกร้าวที่มีสาเหตุมาจากความเค้นตกค้างที่เกิดขึ้นในการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนท์เป็นมาเทนไซต์ขณะทำการอบชุบ

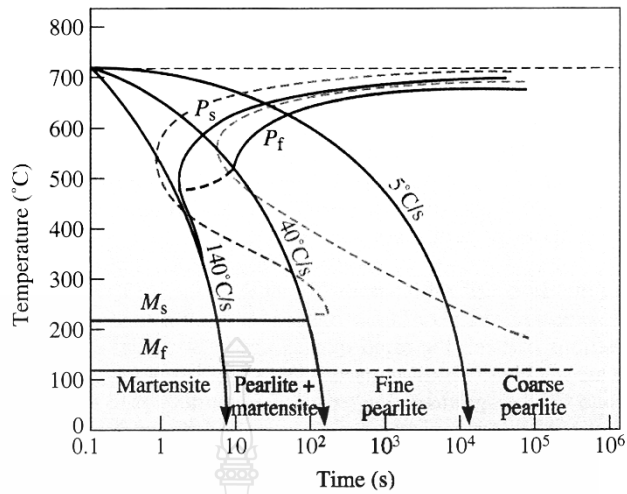


รูปที่ 2.16 การทำมาเหมเปอริงเพื่อลดการเกิดความเค้นตักค้างและการแตกร้าวขณะจุ่มชุบ

อัตราการจุ่มชุบ (Quench rate) ในแผนภูมิ TTT มีสมมติฐานว่า หากทำให้ออสเทนไนต์เย็นตัวตามอัตราการเย็นตัวที่กำหนดจะสามารถทำให้ได้เหล็กกล้าตามความต้องการได้ อย่างไรก็ตามในทางปฏิบัติ การทำให้เกิดโครงสร้างให้เป็นไปตามต้องการนั้นทำได้ลำบาก เช่น ในเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีจุ่มของ TTT ที่กำหนดเวลาที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาแทนไซท์ที่ระยะเวลาประมาณ 1 วินาที หากไม่สามารถทำให้ออสเทนไนต์เกิดการเย็นตัวที่อัตราการเย็นตัวที่ต่ำกว่าระยะเวลา 1 วินาที จะทำให้เกิดโครงสร้างเพิลไลต์ได้ ตัวแปรที่มีผลต่ออัตราการเย็นตัวประกอบไปด้วยหลายๆ ตัวแปร เช่น อัตราการเย็นตัวระหว่างผิวและกึ่งกลางของชิ้นงานจะแตกต่างกัน หากชิ้นงานมีความหนาจะทำให้อัตราการเย็นตัวช้าลง อัตราการเย็นตัวจะขึ้นอยู่กับชนิดของสารชุบที่ใช้ดังแสดงในรูปที่ 2.15 ตัวอย่างเช่น อัตราการถ่ายเทความร้อนหรือสัมประสิทธิ์การถ่ายเทความร้อน (H) ของน้ำมันมีค่าต่ำกว่าน้ำหรือน้ำเกลือ (Brine) คำว่า agitation ในตารางที่ 2.6 หมายถึง ความสามารถในการลดฟองอากาศรอบๆ ชิ้นงานซึ่งมีผลทำให้สารชุบสัมผัสผิวชิ้นงานได้มากขึ้น

ตารางที่ 2.6 สัมประสิทธิ์ H และอัตราการเย็นตัวของสารชุบชนิดต่างๆ

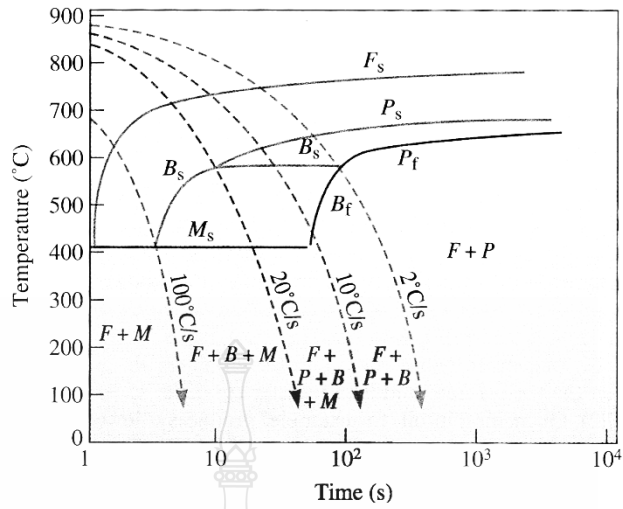
Medium	H Coefficient	Cooling Rate at the Center of a 1-in. Bar (°C/s)
Oil (no agitation)	0.25	18
Oil (agitation)	1.00	45
H ₂ O (no agitation)	1.00	45
H ₂ O (agitation)	4.00	190
Brine (no agitation)	2.00	90
Brine (agitation)	5.00	230



รูปที่ 2.17 แผนภูมิ CCT (เส้นทึบ) ของเหล็กกล้า 1080 เมื่อเปรียบเทียบกับแผนภูมิ TTT (เส้นประ)

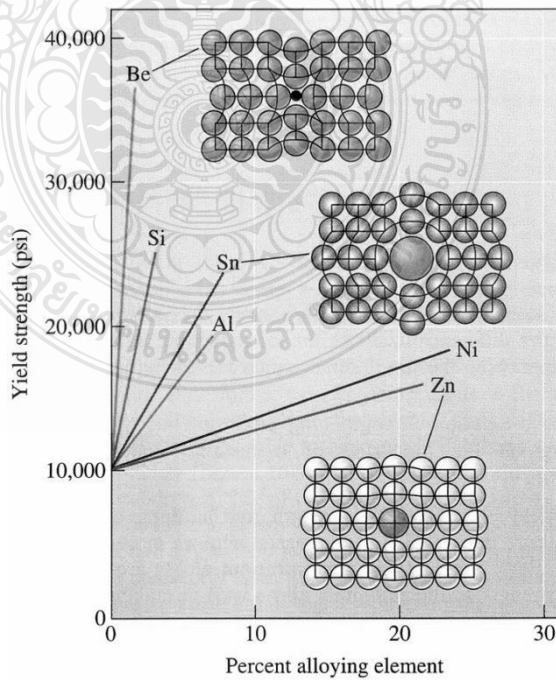
แผนภูมิการเปลี่ยนแปลงการเย็นตัวของเหล็กกล้าอย่างต่อเนื่อง (Continuous cooling transformation: CCT) เป็นตัวบอกอัตราการเย็นตัวของเหล็กกล้าจากอุณหภูมิสูงสู่อุณหภูมิต่ำเพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคตามต้องการ เช่น กราฟ CCT ของเหล็กกล้า 1080 ในรูปที่ 2.17 ที่แสดงอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ถ้าเหล็กกล้า 1080 เย็นตัวด้วยอัตรา 5°C/s เหล็กกล้าจะเย็นตัวผ่านเส้น P_s และ P_f โครงสร้างสุดท้ายจะประกอบไปด้วยเฟสที่มีความโตหยาบ (Coarse pearlite) คล้ายการอบอ่อน หากเหล็กกล้า 1080 เย็นตัวด้วยอัตรา 40°C/s เหล็กกล้าจะเย็นตัวผ่านเส้น P_s และ P_f โครงสร้างประกอบไปด้วยเฟสที่มีความละเอียด (Fine pearlite) และมีออสเทนไนต์บางส่วนที่ยังไม่เกิดการเปลี่ยนแปลง หากออสเทนไนต์นี้เย็นตัวที่อัตราเดิม ออสเทนไนต์จะเกิดการเย็นตัวผ่านเส้น M_s และ M_f และเกิดเป็นโครงสร้างมาเทนไซต์ต่อไปที่อุณหภูมิห้อง หรือเหล็กกล้าเย็นตัวที่อัตราที่มากกว่า 140°C/s ซึ่งเร็วกว่าจุมกของแผนภาพ TTT และลากตัดผ่านเส้น M_s และ M_f ออสเทนไนต์จะเปลี่ยนโครงสร้างเป็นมาเทนไซต์โดยสมบูรณ์

รูปที่ 2.18 แสดงแผนภูมิ CCT ของเหล็กกล้าผสมต่ำที่มีปริมาณคาร์บอนประมาณ 0.2% ที่แสดงอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันและโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้ พิจารณาแผนภูมิ หากแผนภูมิ CCT ลากผ่านเส้นเริ่มต้นเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างใดๆ โครงสร้างนั้นจะก่อตัวขึ้น เช่น ที่อัตราการเย็นตัว 2°C/s จากอุณหภูมิประมาณ 880°C (เส้นประขวามือสุด) การเย็นตัวของเหล็กกล้าเริ่มจากการเย็นตัวลากผ่านเส้นเริ่มเกิดเฟอไรต์ (F_s) ผ่านเส้นการเกิดเฟอไรต์ (P_s) ผ่านเส้นสิ้นสุดการเกิดเฟอไรต์ (P_f) และสุดท้ายผ่านเส้นสิ้นสุดการเกิดเบนไนต์ (B_f) ทำให้ได้โครงสร้างสุดท้าย คือ เฟอไรต์ เฟอไรต์ และเบนไนต์เช่นเดียวกับการเกิดการเย็นตัวที่อัตรา 10 20 หรือ 100°C/s ที่ต้องพิจารณาว่าเส้นการเย็นตัวลากผ่านเส้นการเปลี่ยนแปลงใดๆ จะทำให้โครงสร้างนั้นก่อตัวขึ้นในเหล็กกล้า



รูปที่ 2.18 แผนภูมิ CCT ของเหล็กกล้าผสมต่ำ 0.2%C

2.3.6 การเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) ในวัสดุโลหะเมื่อเกิดการละลายของธาตุผสมในธาตุหลักจะเกิดผลที่สำคัญขึ้นมา 1 อย่าง คือ ความแข็งแรงของโลหะจะเพิ่มขึ้น ลักษณะนี้เรียกว่า การเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) การเติมสารละลายเป็นสาเหตุทำให้เกิดความต้านทานต่อการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันนี้เป็นเหตุผลที่ทำให้ทองเหลือง (Cu-Ni) มีความแข็งแรงกว่าทองแดงบริสุทธิ์ ทองผสมที่มีเงินเข้ามาละลายในเนื้อทองจะมีความแข็งแรงมากกว่าทองหรือเงินบริสุทธิ์

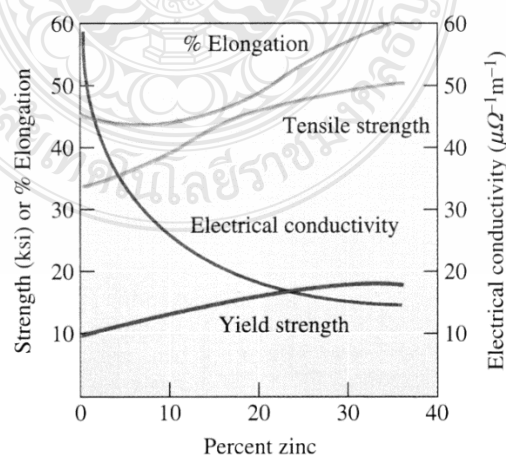


รูปที่ 2.19 อิทธิพลของธาตุผสมต่อการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงครากของทองแดง

รูปที่ 2.19 แสดงอิทธิพลของการเติมธาตุต่างๆลงไปในทองแดงบริสุทธิ์และทำให้ค่าความแข็งแรงครากของทองแดงมีค่าเพิ่มขึ้น นิกเกิลและสังกะสีมีขนาดอะตอมที่ใกล้เคียงกับทองแดง เมื่อเติมธาตุเหล่านี้ลงไป จะทำให้เกิดสารละลายของแข็งแบบแทนที่และแสดงค่าความแข็งแรงครากที่ค่อนข้างต่ำ ตรงข้ามกับโลหะที่มีขนาดอะตอมแตกต่างจากทองแดง เช่น ดีบุกหรือเบริลเลียม เมื่อเติมลงไปในทองแดงแล้วจะเกิดสารละลายของแข็งแบบแทรกที่และเพิ่มความแข็งแรงครากให้แก่ทองแดงได้ดีกว่าตัวแปรที่มีผลต่อสมบัติทางกลเมื่อเติมธาตุผสมลงไปในโลหะมีดังต่อไปนี้

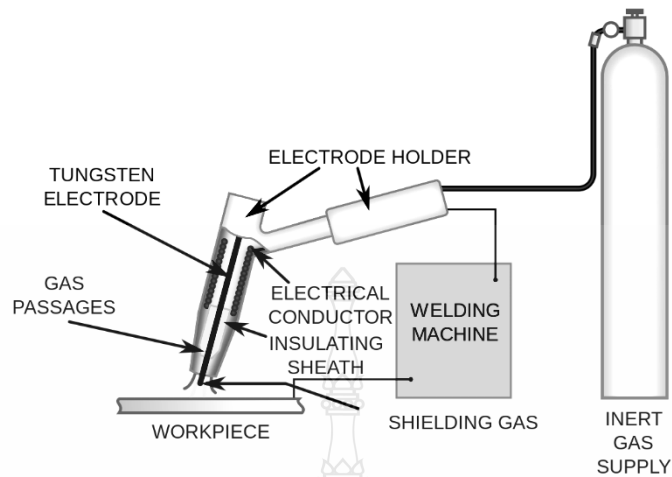
2.3.7 ระดับการเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง (Degree of solid solution strengthening) ระดับการเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายขึ้นอยู่กับตัวแปร 2 ตัวแปร คือ ตัวแปรที่หนึ่ง ค่าความแตกต่างของขนาดอะตอมของโลหะหลักและโลหะผสม หากความแตกต่างมีค่ามากจะทำให้เกิดการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้ดียิ่งขึ้น และหมายความว่ามีค่าความแข็งแรงมากกว่า ตัวแปรที่สอง คือ ปริมาณของธาตุผสมที่เติมเข้าไป หากเติมในปริมาณที่มากก็จะทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้น เช่น ตัวอย่างทองแดงผสม 20%Ni มีความแข็งแรงกว่าทองแดงผสม 10%Ni อย่างไรก็ตาม ปริมาณการเติมธาตุผสมมีค่าจำกัดตามความสามารถในการละลายของโลหะผสม

2.3.8 ผลของการเพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็งต่อสมบัติของโลหะ (Effect of solid-solution strengthening on properties) ประกอบไปด้วยสิ่งต่างๆ ดังแสดงในรูปที่ 2.20 คือ ความแข็งแรงคราก ความแข็งแรงดึง และความแข็งของโลหะผสมมีค่ามากกว่าโลหะบริสุทธิ์ จึงเป็นเหตุผลที่มีการใช้โลหะผสมแทนที่โลหะบริสุทธิ์ เช่น การเติมแมกนีเซียมเพียงเล็กน้อยลงไปในอลูมิเนียม ทำให้อลูมิเนียมมีความแข็งแรงและนำมาทำผลิตภัณฑ์เป็นกระป๋องเครื่องดื่มได้ ค่าความสามารถในการยืดตัว (Ductility) ของโลหะผสมมีค่าต่ำกว่าโลหะบริสุทธิ์ ความสามารถในการนำไฟฟ้าของโลหะผสมมีค่าต่ำกว่าโลหะบริสุทธิ์ เพราะว่ธาตุผสมที่เติมลงไปในนั้นขัดขวางการเคลื่อนที่ของกระแสไฟฟ้า ความต้านทานต่อการครีพ หรือการสูญเสียความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงถูกปรับปรุง



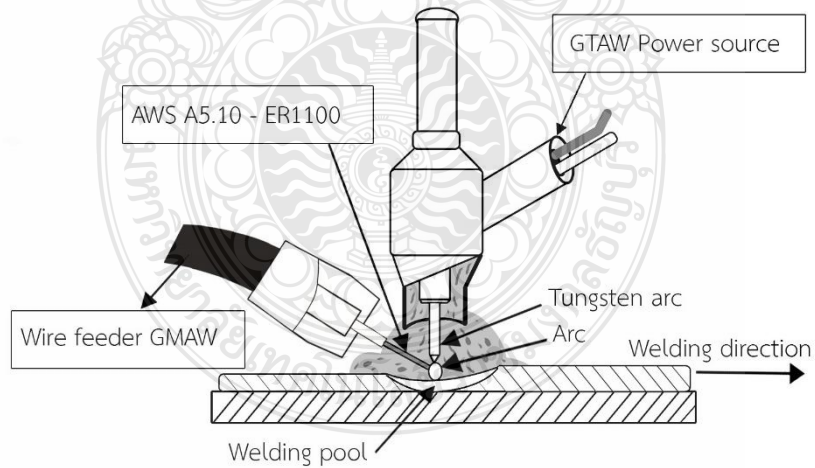
รูปที่ 2.20 ผลการเติมธาตุสังกะสีลงไปในทองแดงผสมที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติที่สำคัญ

2.5 กระบวนการเชื่อมแก๊สทังสเตนอาร์ค



รูปที่ 2.21 การเชื่อมอาร์คทังสเตนแก๊สคลุม (Gas shielded Tungsten Arc Welding : GTAW) [5]

ในการทดลองวิจัยนี้ใช้การเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อม GTAW รุ่น EWM-T351 Tetrix ต่อ
ขั้วไฟฟ้าแบบ DCEN ใช้แก๊สเฉื่อยในการปกคลุมชนิด อาร์กอน ที่อัตราการไหลของแก๊ส 15 ลิตร/นาที
ประยุกต์ การเติมลวดแบบอัตโนมัติด้วยกระบวนการ GMAW ดัง แสดงในรูปที่ 2.22



รูปที่ 2.22 กระบวนการเชื่อม GTAW ประยุกต์การเติมลวดแบบอัตโนมัติด้วยกระบวนการ GMAW

2.6 การทดสอบสมบัติทางกล

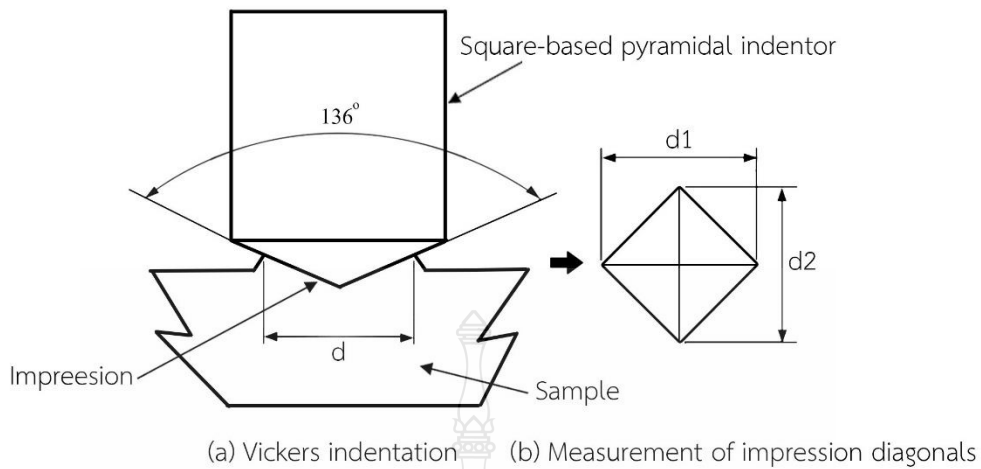
การทดสอบความแข็ง (Hardness Testing) การทดสอบความแข็งแบบ Vickers เป็นการทดสอบความแข็ง โดยใช้หัวกดเพชรรูปพีระมิดฐานสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาดเล็ก ซึ่งมีองศาของปลายแหลม 136 องศา และน้ำหนักกดที่ใช้จะอยู่ระหว่าง 5-120 กิโลกรัม ขึ้นอยู่กับความแข็งของโลหะที่ทดสอบ ซึ่งทำให้วิธีนี้มีข้อได้เปรียบกว่า Brinell คือไม่ต้องคำนึงถึงอัตราส่วน P/D2 และข้อจำกัดในด้านความหนาของชิ้นงานทดสอบเนื่องจากหัวกดเพชรมีขนาดเล็กมากการทดสอบนี้มีหลักการเดียวกันกับการทดสอบความแข็ง Brinell คือค่าความแข็งที่ได้คิดจากน้ำหนักกดที่กระทำต่อพื้นที่ของรอยกดการใช้งานจึงสามารถวัดค่าความแข็งได้ตั้งแต่โลหะที่นิ่มมาก (HVประมาณ 5) จนถึงโลหะที่แข็งมากๆ (VHNประมาณ 1500) โดยไม่ต้องเปลี่ยนหัวกด ดังแสดงในรูปที่ 2.5

$$\begin{aligned} \text{พื้นที่รอยกด} &= \frac{d^2}{2 \sin(136^\circ / 2)} \\ \text{ซึ่งจะมีค่าโดยประมาณ} &= \frac{d^2}{1.8544} \end{aligned}$$

ดังนั้นค่าความแข็ง Vickers หัวกดเพชรพีระมิดฐานสี่เหลี่ยมจัตุรัส DPH (Vickers Diamond Pyramid Hardness) หรือ HV (Vickers Hardness) จะมีค่าดังสมการ

$$\text{จะได้} = \frac{1.8544F}{d^2}$$

เมื่อ DPH คือความแข็ง Vickers (kg/mm²) F คือน้ำหนักกด (kg) และ d คือความยาว เส้นทแยงมุม เผลี่ย (mm) ดังแสดงดังรูปที่ 2.5



รูปที่ 2.23 ลักษณะหัวกดและรอยกดของการทดสอบความแข็ง Vickers

2.7 การตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา

การศึกษาโครงสร้างทางโลหะวิทยา แบ่งเป็น 2 ระดับ

2.6.1 การตรวจสอบในระดับมหภาค (Macro -scopic examination) เป็นการตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยาของตัวอย่างชิ้นงานโดยใช้กำลังขยายต่ำกล่าวคือ เมื่อเตรียมชิ้นงานโดยการขัดหยาบ ขัดละเอียด ขัดเงา (Polishing) และกัดกรด (Etching) แล้วสามารถตรวจสอบได้โดยตาเปล่า หรืออาจใช้กำลังขยายได้ไม่เกิน 10 เท่า

2.6.2 การตรวจสอบในระดับจุลภาค (Micro -scopic examination) เป็นการตรวจสอบโครงสร้างของชิ้นงานโลหะโดยใช้กำลังขยายที่สูงขึ้นกล่าวคือตั้งแต่ 10 เท่าเป็นต้นไป ซึ่งอุปกรณ์หลักที่ใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างฯ ในระดับจุลภาค คือ กล้องจุลทรรศน์สำหรับงานทางโลหะวิทยา (Metallurgical microscope) หรือกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) โดยจะมีกำลังขยายอยู่ระหว่าง 10-1,000 เท่าที่กำลังขยายสูงช่วยทำให้การจำแนกชนิดของเฟส (Phase) โครงสร้าง (Structure) ที่ปรากฏอยู่รวมถึงลักษณะรูปร่าง และขนาดของเฟสหรือโครงสร้างนั้นๆ ในชิ้นงานตัวอย่างได้ง่ายขึ้น ในบางกรณีที่โครงสร้าง หรือเฟสที่ ปรากฏในตัวอย่างชิ้นงานมีขนาดเล็กมากจนไม่สามารถตรวจสอบ ได้ที่ ระดับกำลังขยาย 10-1,000 เท่า จึงต้องมีการเลือกใช้เครื่องมืออุปกรณ์ที่มีศักยภาพสูงในที่นี้คือมีกำลัง ขยายที่มากกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและใช้แหล่งกำเนิดแสงจากแสงอิเล็กตรอน ดังนั้น กล้องชนิดนี้จึงได้ชื่อว่า “กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน” (กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่ใช้งานในทางโลหะกรรมมีอยู่ 2 ชนิดคือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาผลงานวิจัยที่ผ่านมา ได้ศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในกระบวนการทางความร้อน ที่มีผลต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างทางโลหะวิทยา เช่น

A. M. Samuel และคณะ (1996) ได้ศึกษาการละลายของเฟส Al,Cu ในอะลูมิเนียม ALSi ขณะการอบละลาย โดยใช้อุณหภูมิการอบละลายที่ 480 -545 องศาเซลเซียสที่เวลา 24 ชั่วโมง พบว่าเกิดการละลายของเฟส Al,Cu ในขณะเดียวกันก็เกิดการฟอร์มเฟสบางชนิดขณะขึ้นต่อนอบ ละลายที่เป็น Incipient melting phase เช่น Mg, Si และนอกจากนี้ Al(MnSi), Al(FeSi), Al(MgCuSi) ซึ่งเป็น Complex phase ที่ตกค้างหรือไม่ละลายซึ่งในงานวิจัยดังกล่าวได้แนะนำอุณหภูมิในการละลายเฟสแต่ละเฟสควรอยู่ในช่วงอุณหภูมิ 507-609 องศาเซลเซียส

นพพล เหลืองอักษร และคณะ (2555) ศึกษาสมบัติทางกลของอะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อกิ่งของแข็งและ ผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 โดยในการทดลองได้อบละลายที่อุณหภูมิ 540 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ตาม ด้วยการชุบน้ำที่อุณหภูมิห้อง โดยใช้อุณหภูมิในการบ่มแข็ง 3 ช่วงอุณหภูมิคือ 160 180 และ 200 °C และเวลาในการบ่มแข็ง 4 ช่วงเวลาคือ 4 6 8 และ 10 ชั่วโมง ตามลำดับ ผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่า การบ่มแข็งที่เงื่อนไข อุณหภูมิ 160 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง ให้ค่าความแข็งและค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดคือ 66.2 +1.26 HRB และ 335.60 +40.46 MPa ตามลำดับ และมีโครงสร้างจุลภาคเป็นเกรนแบบก้อนกลม อย่างไรก็ตามเมื่อนำค่าสมบัติ ทางกลทั้งค่าความแข็งและค่าความต้านทานแรงดึงมาเปรียบเทียบกับอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่ขึ้นรูปด้วยการ หล่อแบบของเหลวดั้งเดิม (Liquid Casting Process) พบว่า อะลูมิเนียมผสมเกรด 6061 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการ หล่อกิ่งของแข็งและผ่านกระบวนการทางความร้อน T6 มีค่าใกล้เคียงกัน รวมถึงมีต้นทุนการผลิตต่ำกว่า ค่าหลัก กระบวนการกิ่งของแข็ง กระบวนการทางความร้อน T6 การบ่มแข็ง การอบละลาย

H.Moller และคณะ (2008) ได้ศึกษากระบวนการทางความร้อน T6 ของอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 ที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อแบบกิ่งของแข็ง โดยใช้สำหรับกระบวนการทางความร้อนในงานวิจัยนี้คือ นำวัสดุอะลูมิเนียมผสมเกรด 356 มาอบละลายที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5-6 ชั่วโมง หลังจากนั้นทำการชุบด้วยน้ำ และตามด้วยขั้นตอนการบ่มแบบธรรมชาติ (Natural aging) เป็นระยะเวลา 20 ชั่วโมง จากนั้นนำไปบ่มแข็งเทียม (Artificial aging) ที่อุณหภูมิ 160 180 และ 190 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 0-240 ชั่วโมง จากการทดลองพบว่า ในขั้นตอนการอบละลาย เมื่อนำชิ้นงานมาอบละลายที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง ชิ้นงานมีค่าความแข็งที่ดีที่สุด โครงสร้างทางจุลภาคที่ได้จะมีขนาดเกรนที่ละเอียด และกระจายอยู่ทั่วทั้งบริเวณของชิ้นงาน และหลังจากกระบวนการบ่มแข็งเทียม (Artificial aging) ชิ้นงานจะมีค่าความแข็งเพิ่มมากขึ้น และยังพบว่าการบ่มแข็งแบบธรรมชาติ (Natural aging) มีอิทธิพลต่อการบ่มแข็งเทียมของอะลูมิเนียมในภายหลัง และนอกจากนี้ในงานวิจัยได้ใช้สมการอาร์เรเนียส (Arrhenius Equation) ในการทำนายเวลาในการบ่มแข็งเทียมเพื่อให้ได้มาซึ่งค่าความแข็งสูงสุดเมื่อทราบอุณหภูมิในการบ่มแข็งเทียม

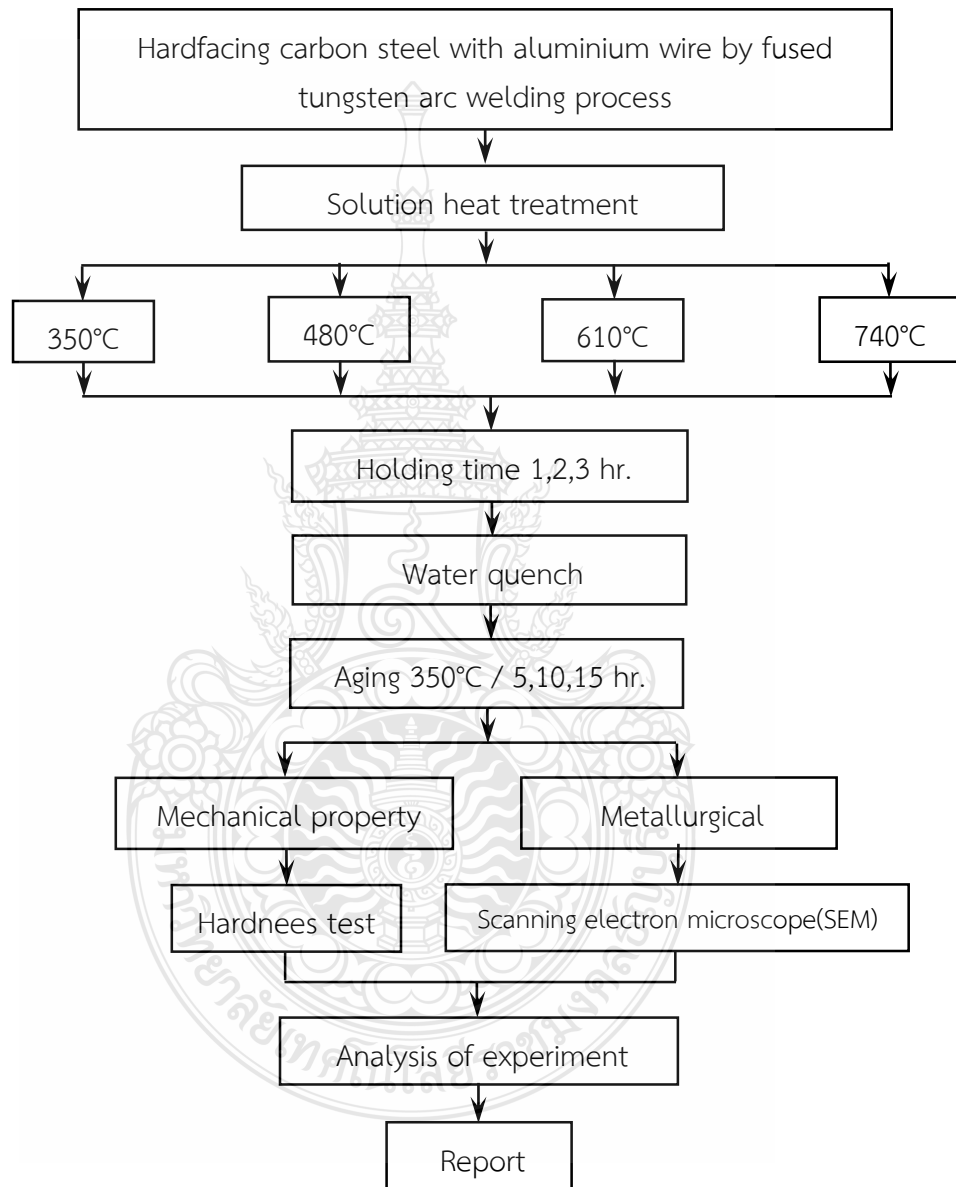
งานวิจัยที่กล่าวมานั้นแสดงให้เห็นว่า มีการนำกระบวนการทางความร้อนไปปรับปรุงสมบัติทางกลของวัสดุ และมีแนวโน้มถึงการนำไปทำการวิจัยและพัฒนาสมบัติทางกลขึ้นได้ ดังนั้นงานวิจัยนี้จะทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรคืออุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในกระบวนการปรับปรุงทางความร้อนเพื่อศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิในการปรับปรุงทางความร้อนขึ้นรอยต่อของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม ต่อสมบัติทางกล โครงสร้างจุลภาค ส่วนผสมทางเคมี และสารประกอบทางโลหะของชั้นรอยต่อ



บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

การดำเนินงานวิจัย อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชิ้นโลหะผิวเชื่อม อะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ผู้วิจัยมีขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย แสดงดังรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนของการดำเนินการวิจัย

3.1 ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลอง

ชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมบริสุทธิ์เข้าสู่ท่อกลม ปลายแนวเชื่อมพอกผิวแข็งเหล็กกล้าคาร์บอน SS400

ในการวิจัยในครั้งนี้ จะใช้กระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกล ซึ่งมีปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติทางกล คือ เวลา (Time) และ อุณหภูมิ (Temperature) จากการศึกษางานวิจัยและเอกสารที่เกี่ยวข้องในกระบวนการทางความร้อนเพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลและโครงสร้างของอลูมิเนียมเกรด 6061 จะแบ่งอุณหภูมิออกเป็น 2 กลุ่ม คือ อุณหภูมิที่เหมาะสมในการอบละลายอยู่ในช่วง 350-740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลาย 1-3 ชั่วโมง และกำหนดอุณหภูมิในการบ่มแข็งคงที่ 350 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5,10,15 ชั่วโมง จำนวนชิ้นทดสอบในกระบวนการทางความร้อนจะใช้จำนวน 4 ตัวอย่าง และทำซ้ำทั้งหมด 3 ครั้งต่อหนึ่งเงื่อนไขการทดลอง แสดงดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 5 ชั่วโมง

Temperature (°C)	Holding time (hr.)		
	1 hr.	2 hr.	3 hr.
350	A1	B1	C1
480	D1	E1	F1
610	G1	H1	I1
740	J1	K1	L1

ตารางที่ 3.2 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 10 ชั่วโมง

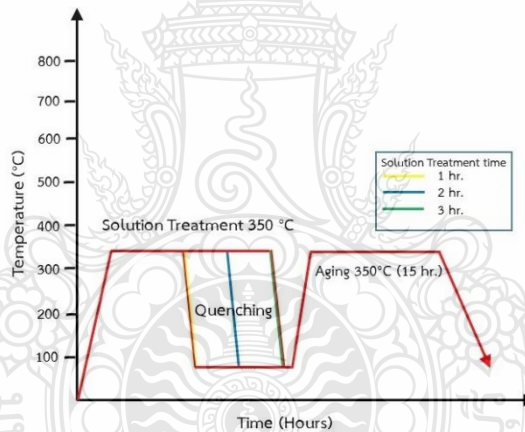
Temperature (°C)	Holding time (hr.)		
	1 hr.	2 hr.	3 hr.
350	A2	B2	C2
480	D2	E2	F2
610	G2	H2	I2
740	J2	K2	L2

ตารางที่ 3.3 ตารางในการทดลองที่เวลาในการบ่มแข็ง (Artificial aging 350 °C) 15 ชั่วโมง

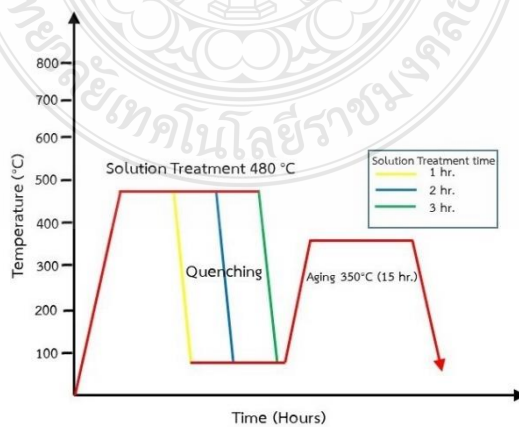
Temperature (°C)	Holding time (hr.)		
	1 hr.	2 hr.	3 hr.
350	A3	B3	C3
480	D3	E3	F3
610	G3	H3	I3
740	J3	K3	L3

3.2 ออกแบบการทดลองกระบวนการทางความร้อน

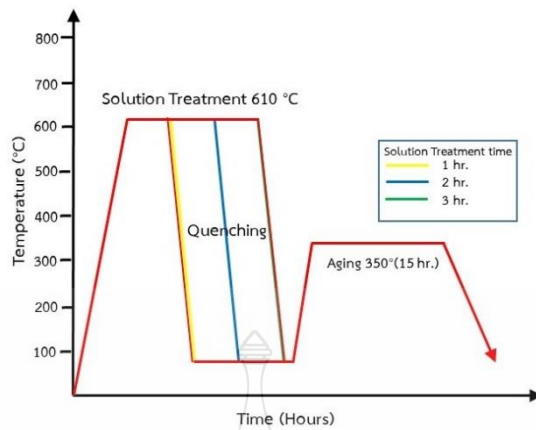
งานวิจัยนี้ใช้กระบวนการทางความร้อน เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลและโครงสร้างทางจุลภาค โดยการนำชิ้นทดสอบมาทำการอบละลายที่อุณหภูมิ 350°C- 740°C เป็นเวลา 1,2 และ3 ชั่วโมง ในเตาเผา แสดงดังรูปที่ 3.2, 3.3 , 3.4 และรูปที่ 3.5 หลังจากนั้นนำไปชุบในน้ำเปล่าที่อุณหภูมิห้อง และทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 5,10,15 ชั่วโมง



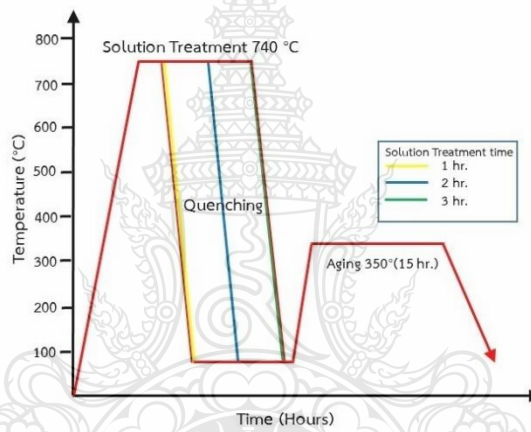
รูปที่ 3.2 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 350°C และบ่มแข็งที่ 350°C



รูปที่ 3.3 แสดงกระบวนการทางความร้อน อุณหภูมิอบละลายที่ 480°C และบ่มแข็งที่ 350°C



รูปที่ 3.4 แสดงกระบวนการทางความร้อน อลูมิเนียมอบละลายที่ 610°C และบ่มแข็งที่ 350°C

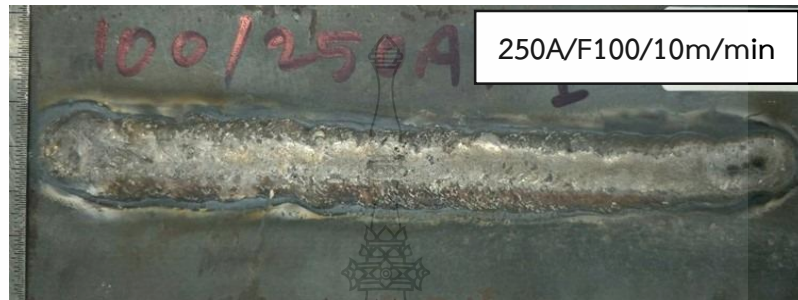


รูปที่ 3.5 แสดงกระบวนการทางความร้อน อลูมิเนียมอบละลายที่ 740°C และบ่มแข็งที่ 350°C

3.3 การเตรียมชิ้นทดสอบ

3.3.1 วัสดุและอุปกรณ์

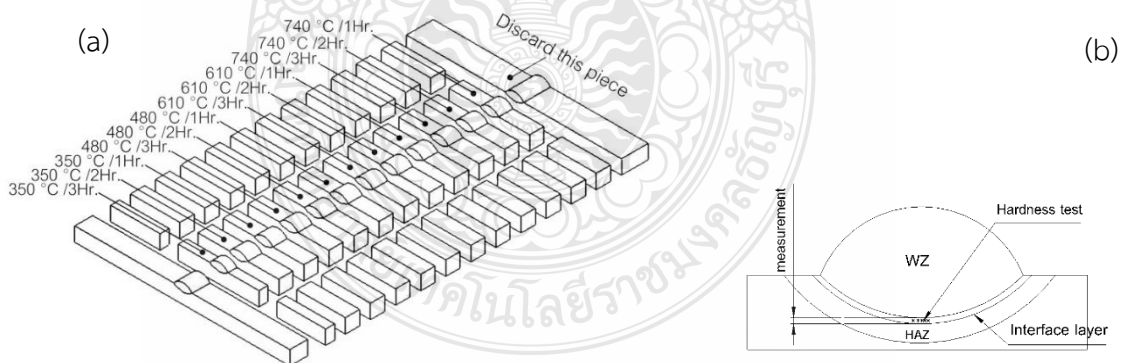
เหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ขนาดความกว้าง 75 มิลลิเมตร ยาว 160 มิลลิเมตร ความหนา 8 มิลลิเมตร ที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมบริสุทธิ์ด้วยกระบวนการเชื่อมแก๊สทังสเตนอาร์ค (Gas Tungsten Arc Welding :GTAW) ดังแสดงในรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 แสดงชิ้นทดสอบโดยการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดอลูมิเนียม

3.3.2 การตัดชิ้นงาน

1) นำแผ่นเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมบริสุทธิ์ด้วยกระบวนการเชื่อมแก๊สทังสเตนอาร์ค (Gas Tungsten Arc Welding :GTAW) มาตัดแบ่งเพื่อเตรียมชิ้นทดสอบใช้ในกระบวนการทางความร้อน ดังแสดงในรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 แสดงการตัดแบ่งชิ้นทดสอบ (a) ตำแหน่งในการตรวจสอบของชิ้นรอยต่อ (b)

2) เครื่องตัดชิ้นงานละเอียด

เครื่องตัดชิ้นงานละเอียดที่ใช้ในงานวิจัยคือ เครื่องตัดชิ้นงานละเอียด รุ่น Unicut 250 SUMO ใช้ในการตัดแบ่งชิ้นงาน ก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน และทดสอบสมบัติทางกล แสดงดังรูปที่ 3.8

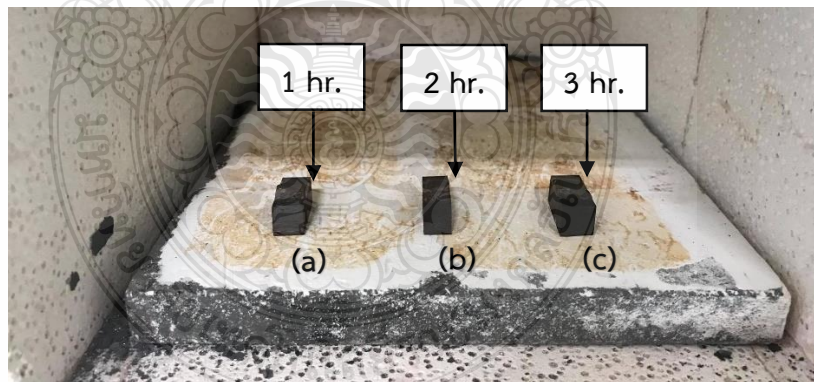


รูปที่ 3.8 เครื่องตัดชิ้นงานละเอียด

3.4 ขั้นตอนการปรับปรุงโดยกระบวนการทางความร้อน

3.4.1 นำชิ้นทดสอบเข้าไปในเตาไฟฟ้าอบชุบโลหะเพื่อทำการอบละลาย

3.4.2 นำชิ้นทดสอบอบละลายที่อุณหภูมิ 350°C - 740°C เป็นเวลา 1-3 ชั่วโมง ดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 ชิ้นทดสอบที่ใช้ในการอบละลายภายในเตาไฟฟ้าอบชุบโลหะ (a) ใช้เวลาในการอบละลายที่ 1 ชั่วโมง (b) ใช้เวลาในการอบละลายที่ 2 ชั่วโมง (c) ใช้เวลาในการอบละลายที่ 3 ชั่วโมง

3.4.3 ค่าตัวแปรที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนในการปรับปรุงสมบัติทางกล
ค่าตัวแปรต่างๆที่ใช้ในการอบละลายดังนี้

350°C เป็นเวลา 1,2 และ3 ชั่วโมง

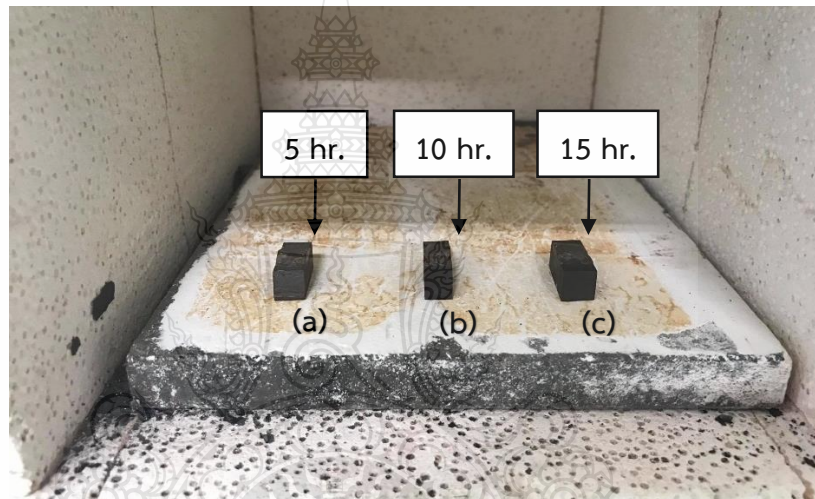
480°C เป็นเวลา 1,2 และ3 ชั่วโมง

610°C เป็นเวลา 1,2 และ3 ชั่วโมง

740°C เป็นเวลา 1,2 และ3 ชั่วโมง

หลังจากนั้นนำไปชุบในน้ำเปล่าที่อุณหภูมิห้อง

3.4.4 นำชิ้นทดสอบอบบ่มแข็ง (Artificial aging) ที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 5,10,15 ชั่วโมง ในเตาอบอุณหภูมิต่ำ แสดงดังรูปที่ 3.10



รูปที่ 3.10 ชิ้นทดสอบที่ใช้ในการอบบ่มแข็งภายในเตาไฟฟ้าอบชุบโลหะ (a) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5 ชั่วโมง (b) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 10 ชั่วโมง (c) ใช้เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 15 ชั่วโมง

3.4.5 นำชิ้นทดสอบอบบ่มแข็ง (Artificial aging) ในเตาอบอุณหภูมิต่ำ ที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 5,10,15 ชั่วโมง โดยทำการอบบ่มแข็งใช้เวลาที่แตกต่างกัน แสดงดังรูปที่ 3.11

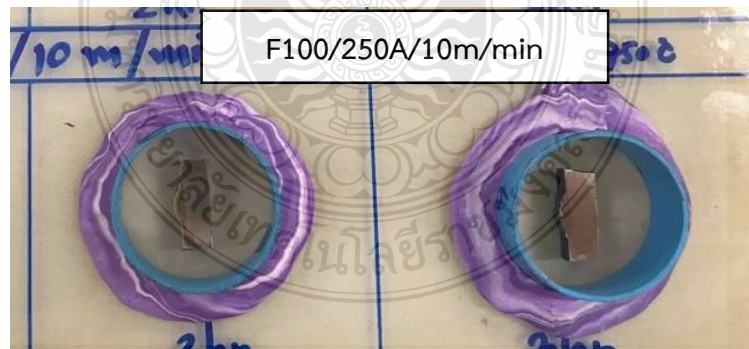


รูปที่ 3.11 แสดงการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350°C เป็นเวลา 5,10 และ 15 ชั่วโมง

3.5 การตรวจสอบสมบัติทางกล

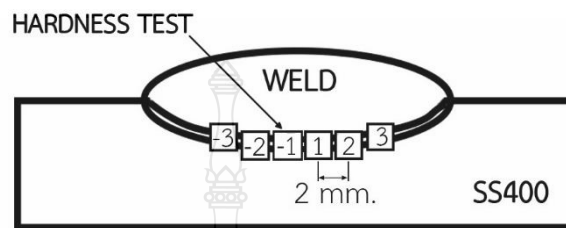
3.5.1 การหล่อขึ้นเรือนแบบเย็น (Cold Mounting)

นำชิ้นงานวางในแบบหล่อแล้วนำเรซินซึ่งผสมโดยการเติมสารทำให้แข็งตัวตามอัตราส่วนน้ำหนักหรือปริมาณที่กำหนดควนจนเป็นเนื้อเดียวกัน จากนั้นค่อยเทใส่แบบ Cold mounting แสดงดังรูปที่ 3.12



รูปที่ 3.12 แสดงการหล่อขึ้นเรือนของชิ้นทดสอบ

3.5.2 การตรวจสอบค่าความแข็งของชั้นทดสอบ (Hardness Test, HV10) เพื่อทำการหาความแข็งของบริเวณชั้นอินเตอร์เฟซ และบริเวณรอยเชื่อมพอกผิวแข็ง ชั้นทดสอบจะถูกเตรียมพื้นผิวด้วยการขัดกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 320 600 800 1000 1200 และ 1500 ตามลำดับ ล้างด้วยน้ำสะอาดและเช็ดทำความสะอาดด้วยแอลกอฮอล์ และทดสอบ ตามมาตรฐาน ASTM E92-82 โดยวิธีการตรวจสอบแสดงดังรูปที่ 3.13 ก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน



รูปที่ 3.13 การตรวจสอบค่าความแข็งก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

3.5.3 เครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers hardness test) เครื่องทดสอบความแข็ง ในงานวิจัยนี้ใช้การทดสอบความแข็งแบบ Vickers ใช้หัวกดเพชรทรงพีรามิด (Diamond pyramid) ซึ่งมีมุมระหว่างหน้าตรงข้ามของพีรามิด เท่ากับ 136 องศา กดบริเวณของชั้นอินเตอร์เฟซ (Interface Layer) และแนวเชื่อม (Weld Zone) ระยะห่างของรอยกดประมาณ 2 มิลลิเมตรทั้งหมด 6 จุด โดยใช้แรงกด 10 กิโลกรัม (kgf) ใช้เวลาในการกดประมาณ 10 วินาที แสดงดังรูปที่ 3.13 โดยที่ชิ้นงานทดสอบจะต้องทำการแต่งผิวให้เรียบ ไม่มีผิวที่ขรุขระ หรือลักษณะเป็นหลุม เพื่อให้ได้ค่าวัดที่แม่นยำ แสดงดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.14 เครื่องทดสอบความแข็ง

3.6 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค

การวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) ก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน

3.6.1 ทำการขัดผิวขึ้นทดสอบด้วยกระดาษทราย

ขัดขึ้นทดสอบด้วยกระดาษทรายเรียงตามความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 320 600 800 1000 1200 และ 1500 แล้วนำชิ้นงานไปขัดกับผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมินาเป็นตัวช่วยให้ผิวเงาและเรียบและเสียงต่อรอยขีดข่วนขณะขัดขึ้นทดสอบ โดยใช้เครื่องขัด แสดงดังรูปที่ 3.15



รูปที่ 3.15 เครื่องขัดโลหะและขัดสักหลาด

3.6.2 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของขึ้นทดสอบ

เมื่อขัดขึ้นทดสอบเงาและไม่มีรอยแล้ว นำไปล้างน้ำเปล่า หลังจากนั้นนำขึ้นทดสอบไปกัดกรดโลหะด้วยกรดไฮโดรคลอริก เพื่อให้ทำให้พื้นผิวโลหะที่ผ่านการขัดเงาสามารถเห็นรายละเอียดของโครงสร้างจุลภาคได้มีความชัดเจนขึ้น เป้า เซ็ดขึ้นทดสอบให้แห้งแล้วนำขึ้นทดสอบไปส่องดูโครงสร้างทางจุลภาคโดยใช้กล้อง OM และวิเคราะห์ผลด้วยเครื่อง SEM

1) สารเคมีที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงาน

- ก. สารละลายเจือจาง Keller's reagent
- ข. กรดไฮโดรฟลูออริก ความเข้มข้น 48% 2 ml
- ค. กรดไฮโดรคลอริก เข้มข้น 3 ml
- ง. กรดไนตริกส์ 5 ml
- จ. น้ำ 190 ml

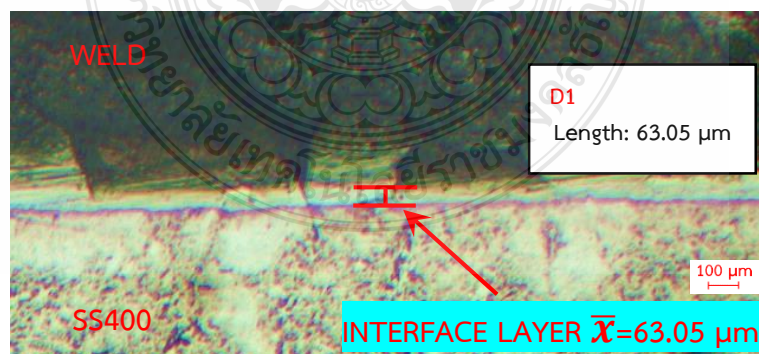
2) กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope ;OM)

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (OM) ที่ใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างของรอยเชื่อมพอกผิวแข็ง มีกำลังขยายตั้งแต่ 20 50 100 200 และ 500 เท่า ตามลำดับ ซึ่งใช้สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา แสดงดังรูปที่ 3.16 จุดประสงค์ของการตรวจสอบเพื่อดูโครงสร้างของแนวเชื่อมบริเวณของชั้นอินเตอร์เฟซ (Interface Layer)



รูปที่ 3.16 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.6.3 ผลการตรวจสอบส่วนแรกเป็นการศึกษาเปรียบเทียบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยหลังกระบวนการเชื่อมแก๊สทังสเตนอาร์ค (Gas Tungsten Arc Welding : GTAW) กระแสไฟในการเชื่อม 250 แอมแปร์ ความเร็วในการเดินเชื่อมที่ 100 มิลลิเมตรต่อนาที และอัตราการเติมลวดเชื่อม 10 เมตร/นาที ก่อนนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อน แสดงดังรูปที่ 3.17



รูปที่ 3.17 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน (5x)

3.6.4 การวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุ (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: EDS) ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน

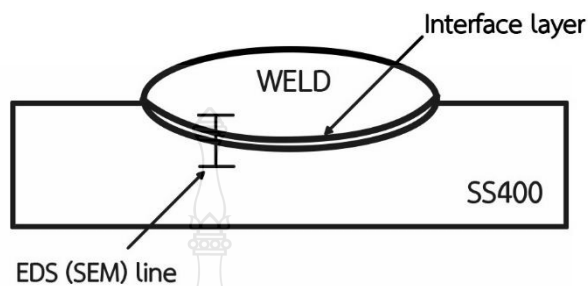
เป็นการวิเคราะห์หาองค์ประกอบของธาตุที่เกิดขึ้นในบริเวณชั้นอินเทอร์เฟซ โดยการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยสเปกโตรเมตรีรังสีเอกซ์แบบกระจายพลังงานที่ใช้ร่วมกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยหลักการของ EDS เมื่อตัวอย่างที่ต้องการศึกษาถูกชนด้วยลำแสงอิเล็กตรอนทำให้สามารถเกิดการแตกตัวเป็นไอออน (Ionization) ด้วยการผลัดให้อิเล็กตรอนของตัวอย่างให้หลุดออกจากอะตอม ดังนั้นเพื่อเป็นการรักษาเสถียรภาพ อิเล็กตรอนที่อยู่วงโคจรชั้นถัดไปจะลงเข้ามาแทนที่ และปลดปล่อยพลังงานออกมาในรูปรังสีเอกซ์(X-ray) ซึ่งเรียกว่ารังสีเอกซ์แบบแคแรกเทอริสติก (Characteristic X-ray) โดยพลังงานของรังสีเอกซ์ ชนิดนี้มีค่าเฉพาะตามชนิดของธาตุ จากนั้นเมื่อรังสีเอกซ์เข้าสู่หัววัดชนิด Silicon drift detectors (SSD) หัววัดจะสร้างสัญญาณไฟฟ้าซึ่งเป็นสัดส่วนโดยตรงกับพลังงานของรังสีที่ตกกระทบ และจะนำสัญญาณที่ได้ มาวิเคราะห์หาความสูงของสัญญาณ ส่งไปยังระบบคอมพิวเตอร์เพื่อประเมินและรายงานผลเป็นค่าสเปกตรัมรังสีเอกซ์ โดยใช้เครื่องทดสอบแสดงดังรูปที่ 3.18



รูปที่ 3.18 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

3.6.5 การตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุ

รูปที่ 3.19 แสดงภาพร่างการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุที่เกิดขึ้นบริเวณของชั้นผิวสัมผัสบนพื้นผิวเชื่อมพอกผิวแข็งระหว่างอลูมิเนียมกับเหล็กกล้า SS400 โดยทำการวัดผ่านชั้นพื้นผิวสัมผัส



รูปที่ 3.19 ภาพร่างการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุ



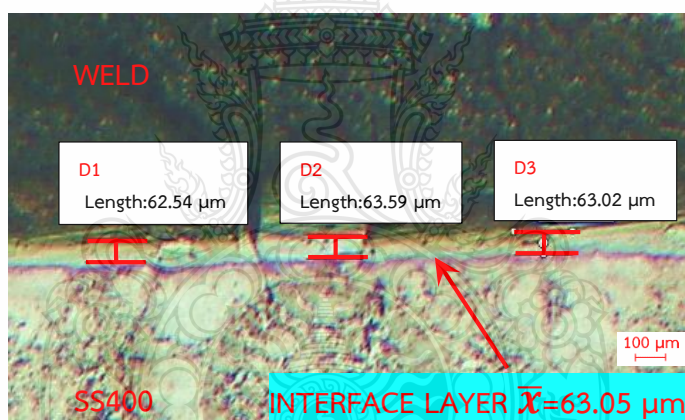
บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปรายผลการวิจัย

ผลการทดลองการศึกษางานวิจัยเรื่องอิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นโลหะผิวเชื่อมอะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ด้วยกระบวนการทางความร้อน โดยมีค่าตัวแปรที่ใช้ในการทดลองดังนี้ อุณหภูมิในการอบละลาย 350,480,610 และ 740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลาย 1,2 และ 3 ชั่วโมง เวลาในการบ่มแข็ง 5,10 และ 15 ชั่วโมง อุณหภูมิในการบ่มแข็ง 350 องศาเซลเซียส ได้ผลการทดลองดังนี้

4.1 โครงสร้างทางจุลภาคของชั้นทดลองก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

4.1.1 ความเร็วเดินแนวเชื่อม 100 มิลลิเมตร/นาที กระแสเชื่อม 250 แอมแปร์ และอัตราการเติมลวดที่ 10 เมตร/นาที



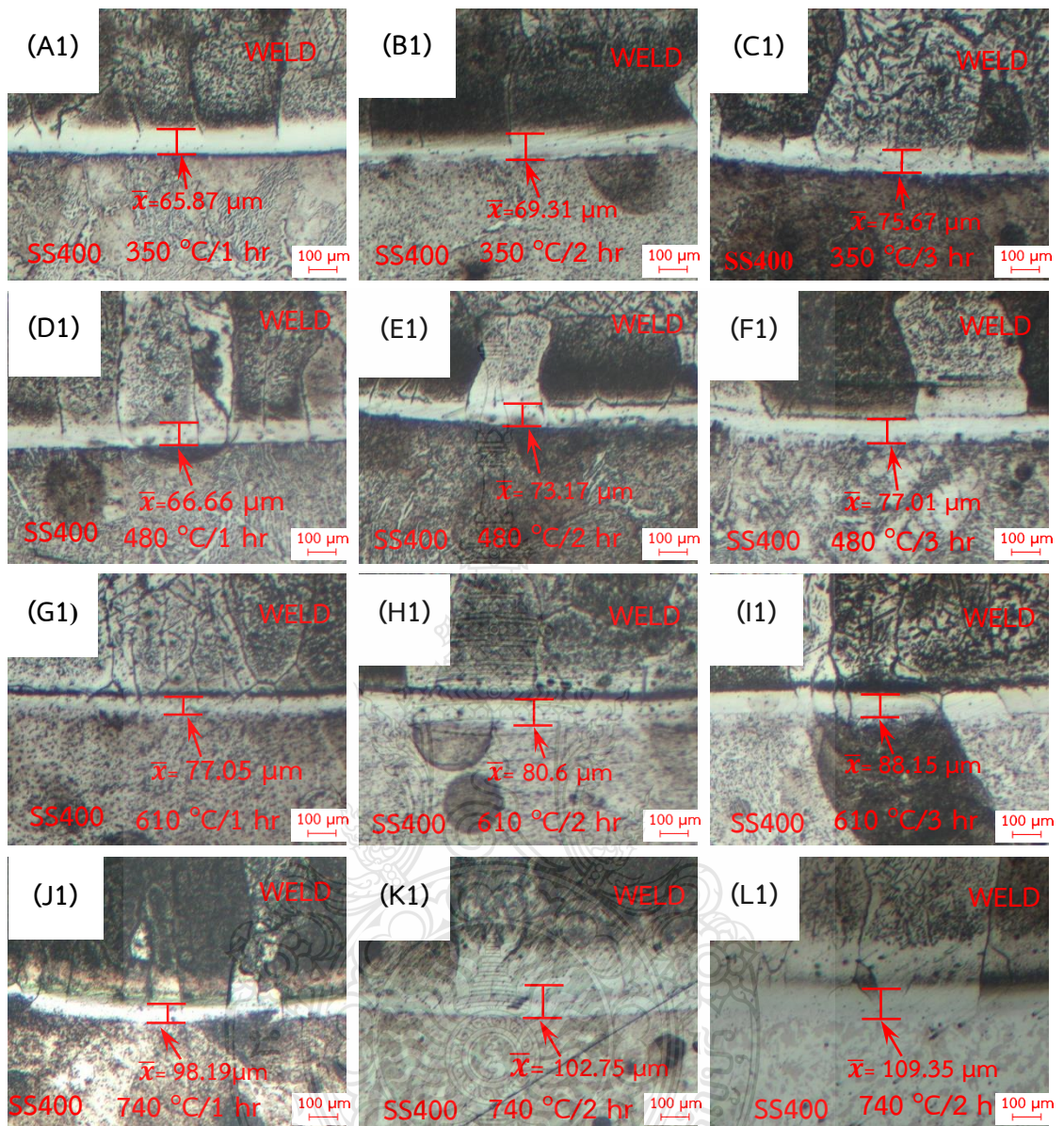
รูปที่ 4.1 ความหนาของชั้นผิวสัมผัสก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

รูปที่ 4.1 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคของชั้นทดสอบ ก่อนทำการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยลวดเชื่อมอะลูมิเนียม และทำการเตรียมชิ้นงานตรวจสอบตามที่กล่าวมาข้างต้น จากนั้นทำการวัดผลการทดสอบกับชิ้นงานเชื่อมที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน ซึ่งขนาดความหนาของชั้นรอยต่อเฉลี่ยที่ 63.05 ไมโครเมตร ดังรูปที่ 4.1 และความแข็งก่อนทำการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนเฉลี่ยที่ 289.87 HV จากการวัดความหนาของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อม

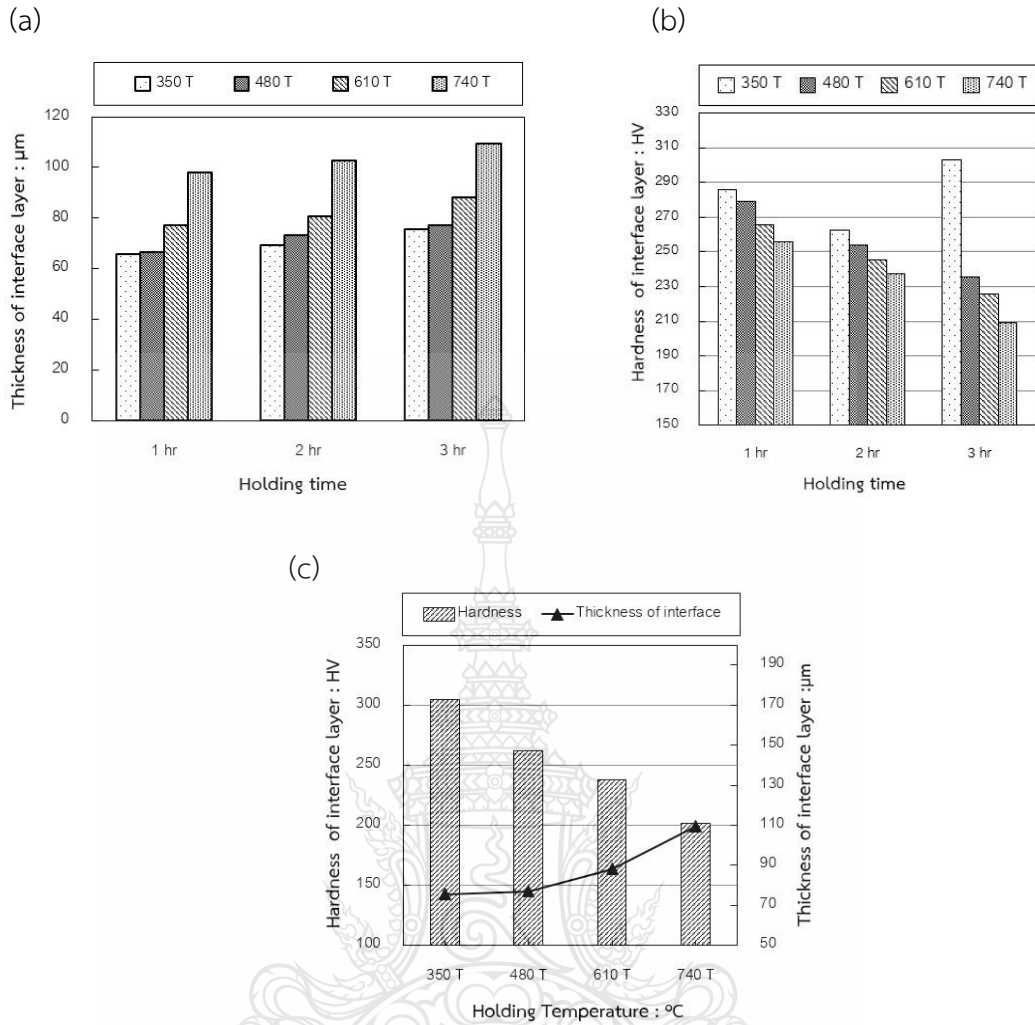
4.2 อิทธิพลของตัวแปรที่ส่งผลต่อความหนา และสมบัติของชั้นผิวสัมผัส

4.2.1 อิทธิพลของเวลาในการบ่มแข็งที่ 5 ชั่วโมง อุณหภูมิในการอบละลาย 350-740 องศาเซลเซียส

เวลาในการอบละลาย 1,2 และ 3 ชั่วโมง และทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 5 ชั่วโมง ที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคหลังผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนที่อุณหภูมิและเวลาในการอบที่แตกต่างกันพบว่าที่อุณหภูมิการอบ 350 องศาเซลเซียสต่อ 1 ชั่วโมง และเวลาในการอบแข็งที่ 5 ชั่วโมง ความหนาเฉลี่ยของชั้นรอยต่อ 65.87 ไมโครเมตร ความหนาของชั้นรอยต่อมีขนาดเพิ่มขึ้นมากกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนและเมื่อเพิ่มเวลาในการอบแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นเป็น 69.31 ไมโครเมตร และ 75.67 ไมโครเมตร ตามลำดับ จากนั้นอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส พบว่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อมีการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่เวลาในการอบ 1 ชั่วโมง มีขนาด 66.66 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นขนาดเพิ่มขึ้นเป็น 73.17 ไมโครเมตร และ 77.01 ไมโครเมตร ที่เวลาในการอบละลาย 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 610 องศาเซลเซียส ขนาดของความหนาชั้นรอยต่อมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น ที่เวลาอบละลาย 1 ชั่วโมง ความหนาชั้นรอยต่อแนวเชื่อมเฉลี่ย 77.05 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบแข็งเพิ่มขึ้น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่ม 80.6 ไมโครเมตร และ 88.15 ไมโครเมตร ตามลำดับ และที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิในการอบละลายสูงสุดสำหรับการทดลองพบการเปลี่ยนแปลงขนาดของชั้นรอยต่อสูงสุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิต่อมา คือ ที่เวลาในการอบละลาย 1 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อมีขนาด 98.19 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง แนวโน้มของการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อเพิ่มสูงขึ้นเป็น 102.75 ไมโครเมตร และ 109.35 ไมโครเมตร ตามลำดับ ผลการทดสอบการวัดความหนาของชั้นรอยต่อแสดงดังรูปที่ 4.2



รูปที่ 4.2 ผลการวัดความหนาของชั้นผิวสัมผัสหลังจากการอบแช่ที่เวลา 5 ชั่วโมง



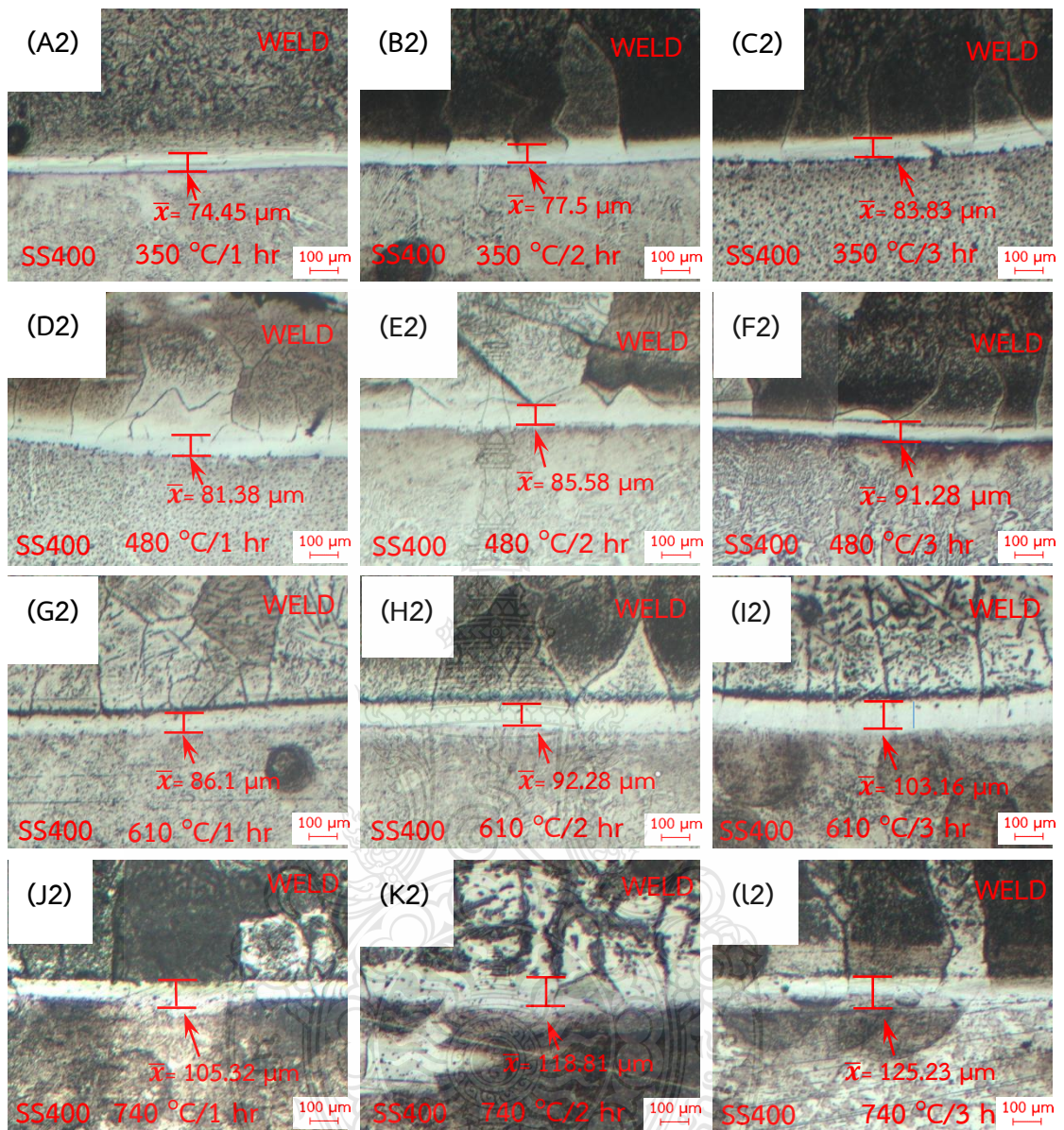
รูปที่ 4.3 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส, (b)ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัสเวลาอบแช่ที่ 3 ชั่วโมง

รูปที่ 4.3 (b) แสดงผลการวัดค่าความแข็งบริเวณชั้นผิวสัมผัส จากการตรวจสอบพบว่าที่อุณหภูมิในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลายที่ 1 ชั่วโมง ค่าความแข็งเฉลี่ย 275.46 HV ซึ่งมีค่าความแข็งต่ำกว่าชั้นรอยต่อที่ยังไม่ผ่านการอบละลายที่ความแข็ง 289.87 HV จากนั้นเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ค่าความแข็งของชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นสูงกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านกระบวนการอบหลอมละลายที่ 290.4 HV และ 304.66 HV และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส 610 องศาเซลเซียส และ 740 องศาเซลเซียส ณ ที่เวลาในการอบเพิ่มขึ้นลักษณะค่าความแข็งของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมแนวโน้มมีค่าความแข็งลดลงดังแสดงในรูปผลการทดลองที่ 4.3 (b) เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งกับความหนาของชั้นรอยต่อโดยการทดลองนี้ทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบและเวลาในการอบที่ 3 ชั่วโมง เนื่องจาก

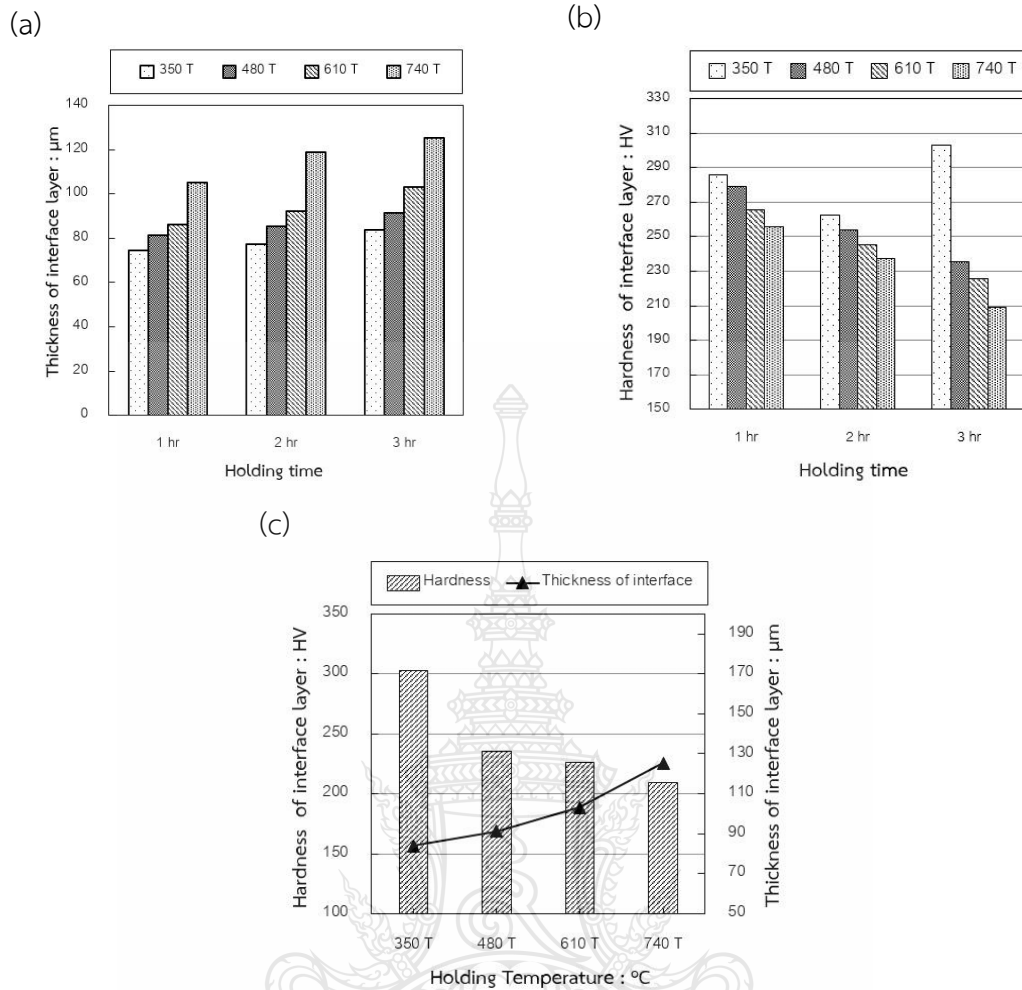
ให้ค่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อสูงสุดและความแข็งต่ำสุดผลการเปรียบเทียบแสดงดังรูปที่ 4.3 (c) พบว่าอุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นค่าความแข็งมีค่าลดลงแต่ความหนาของชั้นผิวสัมผัสมีค่าเพิ่มสูงขึ้น (Shiran, et al., 2017)

4.2.2 อิทธิพลของเวลาในการการบ่มแข็งที่ 10 ชั่วโมง อุณหภูมิในการอบละลาย 350-740 องศาเซลเซียส

เวลาในการอบละลาย 1,2 และ 3 ชั่วโมง และทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมง ที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.4 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคหลังผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนที่อุณหภูมิและเวลาในการอบที่แตกต่างกันพบว่าที่อุณหภูมิการอบ 350 องศาเซลเซียสต่อ 1 ชั่วโมง และเวลาในการอบแข็งที่ 5 ชั่วโมง ความหนาเฉลี่ยของชั้นรอยต่อ 74.45 ไมโครเมตร ความหนาของชั้นรอยต่อมีขนาดเพิ่มขึ้นมากกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนและเมื่อเพิ่มเวลาในการอบแข็งเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นเป็น 77.5 ไมโครเมตร และ 83.83 ไมโครเมตร ตามลำดับ จากนั้นอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส พบว่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อมีการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่เวลาในการอบ 1 ชั่วโมง มีขนาด 81.38 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นขนาดเพิ่มขึ้นเป็น 85.58 ไมโครเมตร และ 91.28 ไมโครเมตร ที่เวลาในการอบละลาย 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 610 องศาเซลเซียส ขนาดของความหนาชั้นรอยต่อมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น ที่เวลาอบละลาย 1 ชั่วโมง ความหนาชั้นรอยต่อแนวเชื่อมเฉลี่ย 86.1 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบแข็งเพิ่มขึ้น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่ม 92.28 ไมโครเมตร และ 103.16 ไมโครเมตร ตามลำดับ และที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิในการอบละลายสูงสุดสำหรับการทดลองพบการเปลี่ยนแปลงขนาดของชั้นรอยต่อสูงสุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอื่น คือ ที่เวลาในการอบละลาย 1 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อมีขนาด 105.32 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง แนวโน้มของการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อเพิ่มสูงขึ้นเป็น 118.81 ไมโครเมตร และ 125.23 ไมโครเมตร ตามลำดับ ผลการทดสอบการวัดความหนาของชั้นรอยต่อแสดงดังรูปที่ 4.4



รูปที่ 4.4 ผลการวัดความหนาของชั้นผิวสัมผัสหลังจากการอบแช่ที่เวลา 10 ชั่วโมง



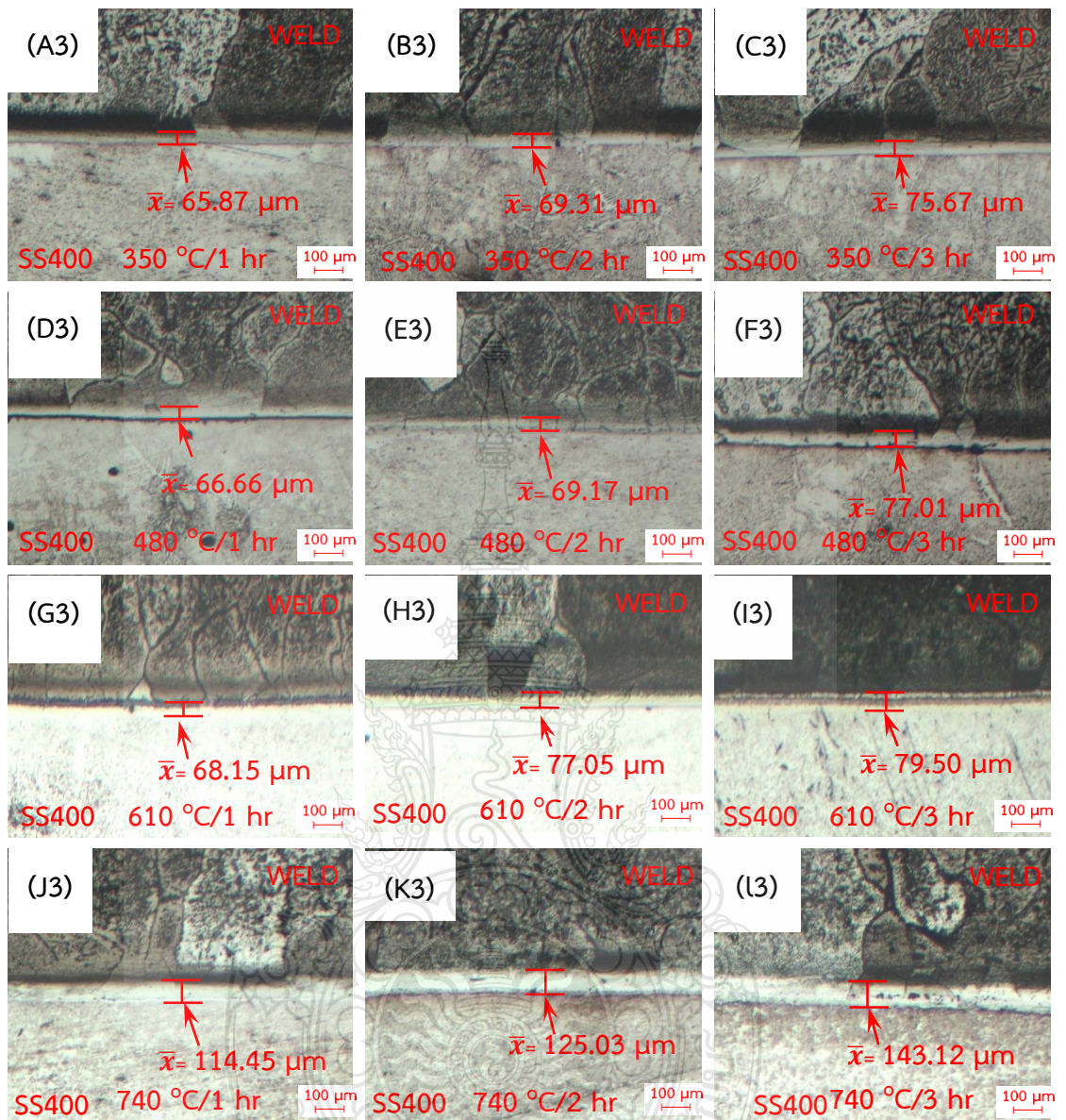
รูปที่ 4.5 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส, (b) ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัสเวลาอบแห้งที่ 3 ชั่วโมง

รูปที่ 4.5 (b) แสดงผลการวัดค่าความแข็งบริเวณชั้นผิวสัมผัส จากการตรวจสอบพบว่าที่อุณหภูมิในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลายที่ 1 ชั่วโมง ค่าความแข็งเฉลี่ย 285.9 HV ซึ่งมีค่าความแข็งต่ำกว่าชั้นรอยต่อที่ยังไม่ผ่านการอบละลายที่ความแข็ง 289.87 HV จากนั้นเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ค่าความแข็งของชั้นรอยต่อลดลงต่ำกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านกระบวนการอบหลอมละลายที่ 262.83 HV และ 302.9 HV และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส 610 องศาเซลเซียส และ 740 องศาเซลเซียส ณ ที่เวลาในการอบเพิ่มขึ้นลักษณะค่าความแข็งของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมแนวโน้มมีค่าความแข็งลดลง ดังแสดงในรูปผลการทดลองที่ 4.5 (b) เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งกับความหนาของชั้นรอยต่อโดยการทดลองนี้ทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบและเวลาในการอบที่ 3 ชั่วโมง เนื่องจากให้ค่าขนาดความ

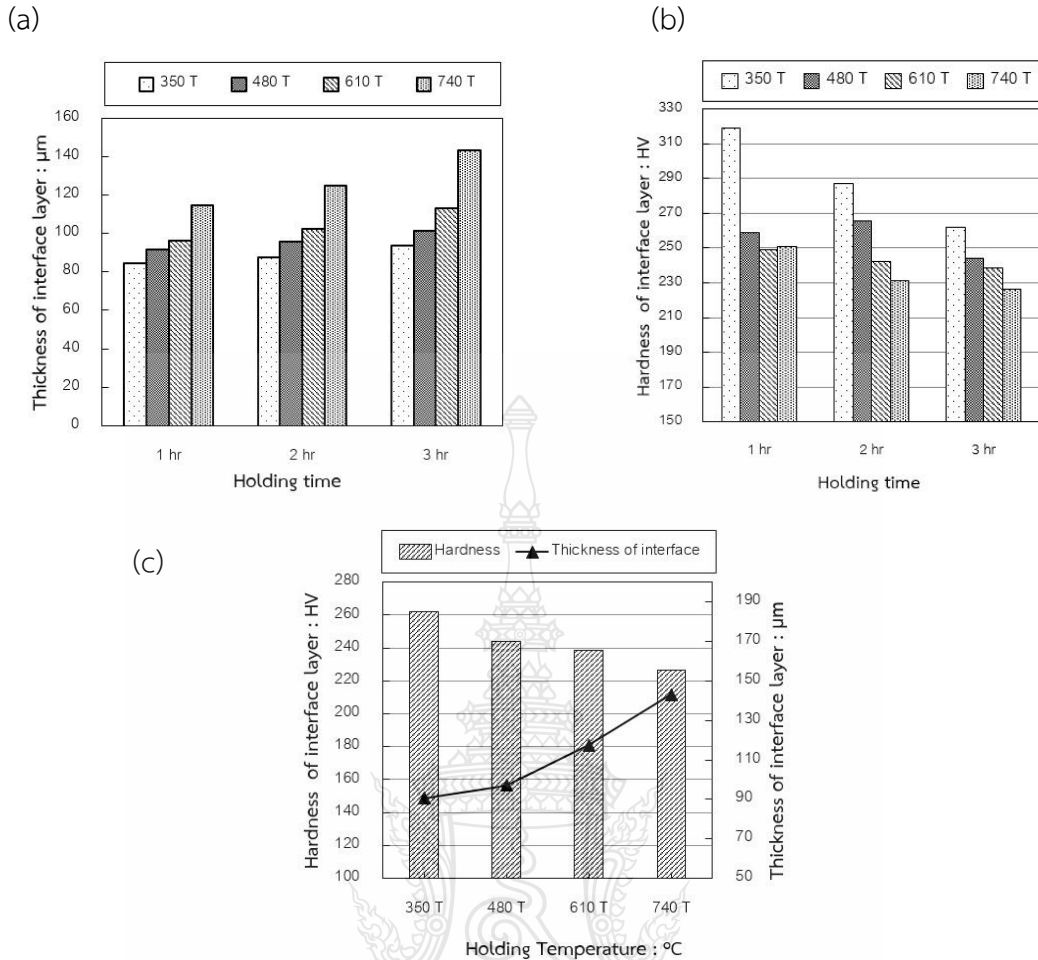
หนาของชั้นรอยต่อสูงสุดและความแข็งต่ำสุดผลการเปรียบเทียบแสดงดังรูปที่ 4.5 (c) พบว่าอุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นค่าความแข็งมีค่าลดลงแต่ความหนาของชั้นผิวสัมผัสมีค่าเพิ่มสูงขึ้น(Shiran, *et al.*, 2017)

4.2.3 อิทธิพลของเวลาในการการบ่มแข็งที่ 15 ชั่วโมง อุณหภูมิในการอบละลาย 350-740 องศาเซลเซียส

เวลาในการอบละลาย 1,2 และ 3 ชั่วโมง และทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 15 ชั่วโมง ที่มีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคแสดงดังรูปที่ 4.6 โครงสร้างทางจุลภาคหลังผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนที่อุณหภูมิและเวลาในการอบที่แตกต่างกันพบว่าที่อุณหภูมิการอบ 350 องศาเซลเซียสต่อ 1 ชั่วโมง และเวลาในการอบแช่ที่ 5 ชั่วโมง ความหนาเฉลี่ยของชั้นรอยต่อ 84.45 ไมโครเมตร ความหนาของชั้นรอยต่อมีขนาดเพิ่มขึ้นมากกว่าชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนและเมื่อเพิ่มเวลาในการอบแช่เพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นเป็น 87.5 ไมโครเมตร และ 93.83 ไมโครเมตร ตามลำดับ จากนั้นอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส พบว่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อมีการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่เวลาในการอบ 1 ชั่วโมง มีขนาด 91.38 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นขนาดเพิ่มขึ้นเป็น 95.58 ไมโครเมตร และ 101.28 ไมโครเมตร ที่เวลาในการอบละลาย 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 610 องศาเซลเซียส ขนาดของความหนาชั้นรอยต่อมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น ที่เวลาอบละลาย 1 ชั่วโมง ความหนาชั้นรอยต่อแนวเชื่อมเฉลี่ย 96.1 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบแช่เพิ่มขึ้น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่ม 102.28 ไมโครเมตร และ 113.16 ไมโครเมตร ตามลำดับ และที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิในการอบละลายสูงสุดสำหรับการทดลองพบการเปลี่ยนแปลงขนาดของชั้นรอยต่อสูงสุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอื่น คือ ที่เวลาในการอบละลาย 1 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อมีขนาด 114.45 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง แนวโน้มของการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อเพิ่มสูงขึ้นเป็น 125.03 ไมโครเมตร และ 143.12 ไมโครเมตร ตามลำดับ ผลการทดสอบการวัดความหนาของชั้นรอยต่อแสดงดังรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.6 ผลการวัดความหนาของชั้นผิวสัมผัสหลังจากการอบแช่ที่เวลา 15 ชั่วโมง



รูปที่ 4.7 แสดงผลการวัดค่าความแข็งและความหนาของชั้นผิวสัมผัส (a) ความหนาของชั้นผิวสัมผัส, (b) ความแข็งของชั้นผิวสัมผัส, และ (c) ความหนาและความแข็งของชั้นผิวสัมผัสเวลาอบแห้งที่ 3 ชั่วโมง

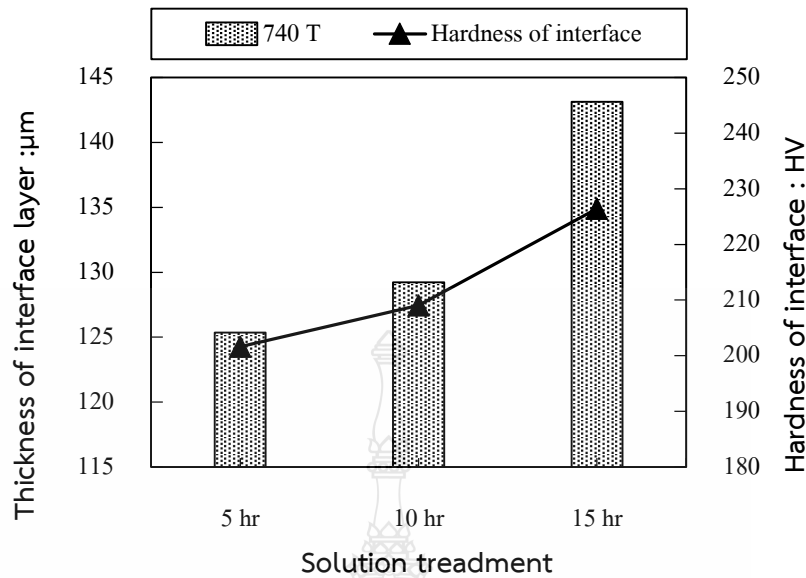
รูปที่ 4.7 (b) แสดงผลการวัดค่าความแข็งบริเวณชั้นผิวสัมผัส จากการตรวจสอบพบว่าที่อุณหภูมิในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลายที่ 1 ชั่วโมง ค่าความแข็งเฉลี่ย 319.19 HV ซึ่งมีค่าความแข็งสูงกว่าชั้นรอยต่อที่ยังไม่ผ่านการอบละลายที่ความแข็ง 289.87 HV จากนั้นเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ค่าความแข็งของชั้นรอยต่อลดลงต่ำกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านกระบวนการอบหลอมละลายที่ 287 HV และ 261.8 HV และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส 610 องศาเซลเซียส และ 740 องศาเซลเซียส ณ เวลาในการอบเพิ่มขึ้นลักษณะค่าความแข็งของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมแนวโน้มมีค่าความแข็งลดลง ดังแสดงในรูปผลการทดลองที่ 4.7 (b) เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งกับความหนาของชั้นรอยต่อโดยการทดลองนี้ทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบและเวลาในการอบที่ 3 ชั่วโมง เนื่องจากให้ค่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อสูงสุดและความแข็งต่ำสุดผลการเปรียบเทียบแสดงดังรูปที่ 4.7 (c) พบว่า

อุณหภูมิในการอบละลายสูงขึ้นค่าความแข็งมีค่าลดลงแต่ความหนาของชั้นผิวสัมผัสมีค่าเพิ่มสูงขึ้น (Shiran, *et al.*, 2017)

รูปที่ 4.6 (A3-I3) แสดงการวัดความหนาของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมพบว่าอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายส่งผลต่อลักษณะการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อ จากการสังเกตพบว่าในช่วงอุณหภูมิในการอบละลายที่ 350-610 องศาเซลเซียส ขนาดของชั้นความหนารอยต่อไม่มีความแตกต่างกันมากนักแต่กับพบว่าเมื่ออุณหภูมิในการอบละลายที่ 740 องศาเซลเซียส ขนาดการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อสูงและความแข็งลดลงมากเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอื่น อีกทั้งการบ่มเป็นเวลานานมากเกินไปอาจทำให้เกิดการตกผลึกออกมามากเกินไป ทำให้ความแข็งลดต่ำลง

4.3 อิทธิพลของเวลาในการอบละลายที่ส่งผลต่อความหนา และสมบัติทางกลของชั้นผิวสัมผัส

หัวข้อที่ 4.2 ทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบที่ 350-740 องศาเซลเซียส และเวลาในการอบที่ 1-3 ชั่วโมง จากการตรวจสอบพบว่าส่งผลต่อขนาดและสมบัติทางกลของแนวเชื่อม กล่าวคือเมื่ออุณหภูมิในการอบกับเวลาในการอบเพิ่มสูงขึ้นแนวโน้มของความหนาชั้นผิวสัมผัส และความแข็งเพิ่มสูงขึ้น แต่เมื่อสังเกตจากผลการทดลองพบว่าอิทธิพลของความร้อนที่ 740 องศาเซลเซียส กับเวลาในการอบที่ 3 ชั่วโมง ส่งผลกระทบต่อขนาดและความแข็งของแนวเชื่อมสูงสุด ดังนั้นจึงทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิและเวลาในการอบเพื่อศึกษาเวลาในการอบละลายต่อขนาดและสมบัติทางกลของชั้นผิวสัมผัสต่อไป รูปที่ 4.8 แสดงผลการเปรียบเทียบค่าความแข็งและขนาดของชั้นผิวสัมผัส เวลาในการอบละลายที่ 5-15 ชั่วโมง พบว่าที่เวลาในการอบละลาย 5 ชั่วโมง ขนาดของผิวสัมผัสมีค่าเท่ากับ 125.35 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 10 ชั่วโมง และ 15 ชั่วโมง ขนาดของผิวสัมผัสเพิ่มสูงขึ้นเป็น 129.23 และ 143.2 ไมโครเมตร ตามลำดับ เช่นเดียวกันกับกรณีค่าความแข็งของแนวเชื่อมเมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้นแนวโน้มของค่าความแข็งเพิ่มขึ้นจาก 201.60 HV, 209 HV และ 226.43 HV ตามลำดับ

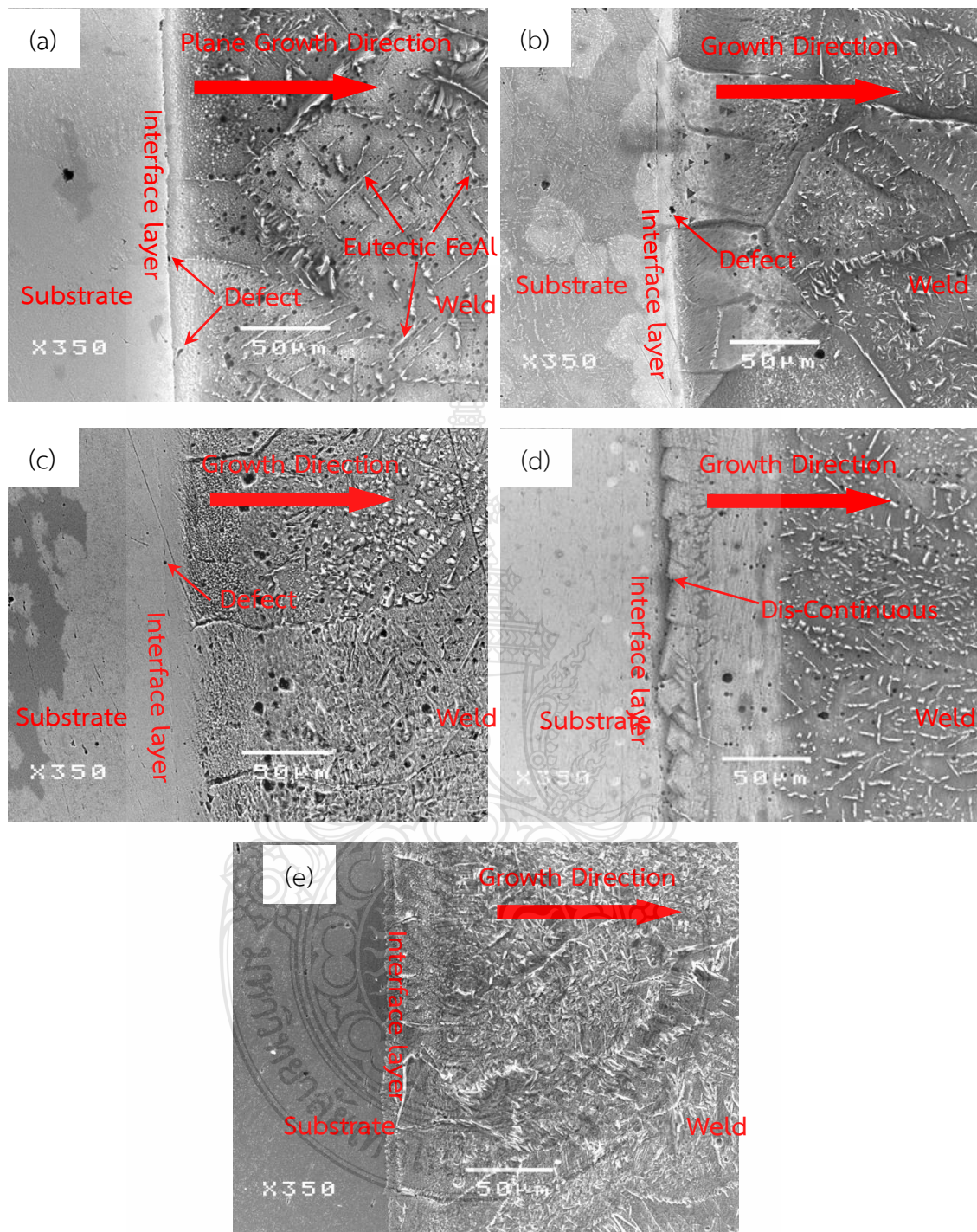


รูปที่ 4.8 แสดงผลการเปรียบเทียบค่าความแข็งและขนาดของชั้นผิวสัมผัส เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5-15 ชั่วโมง

จากการตรวจสอบผลการทดลองกระบวนการทางความร้อนที่ส่งผลต่อขนาดและสมบัติทางกลของชั้นผิวสัมผัสของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมอลูมิเนียม การเปรียบเทียบตัวแปรการทดลองทั้งหมดพบว่าปัจจัยที่ส่งผลต่อขนาดและสมบัติทางกลของชั้นผิวสัมผัส คือ อุณหภูมิในการอบ 740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบ 3 ชั่วโมง และเวลาในการอบละลายที่ 15 ชั่วโมง ดังนั้นผู้เขียนจึงทำการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคในช่วงปัจจัยดังกล่าว ดังจะแสดงในหัวข้อที่ 4.3 ต่อไป

4.4 โครงสร้างจุลภาคของชั้นผิวสัมผัส

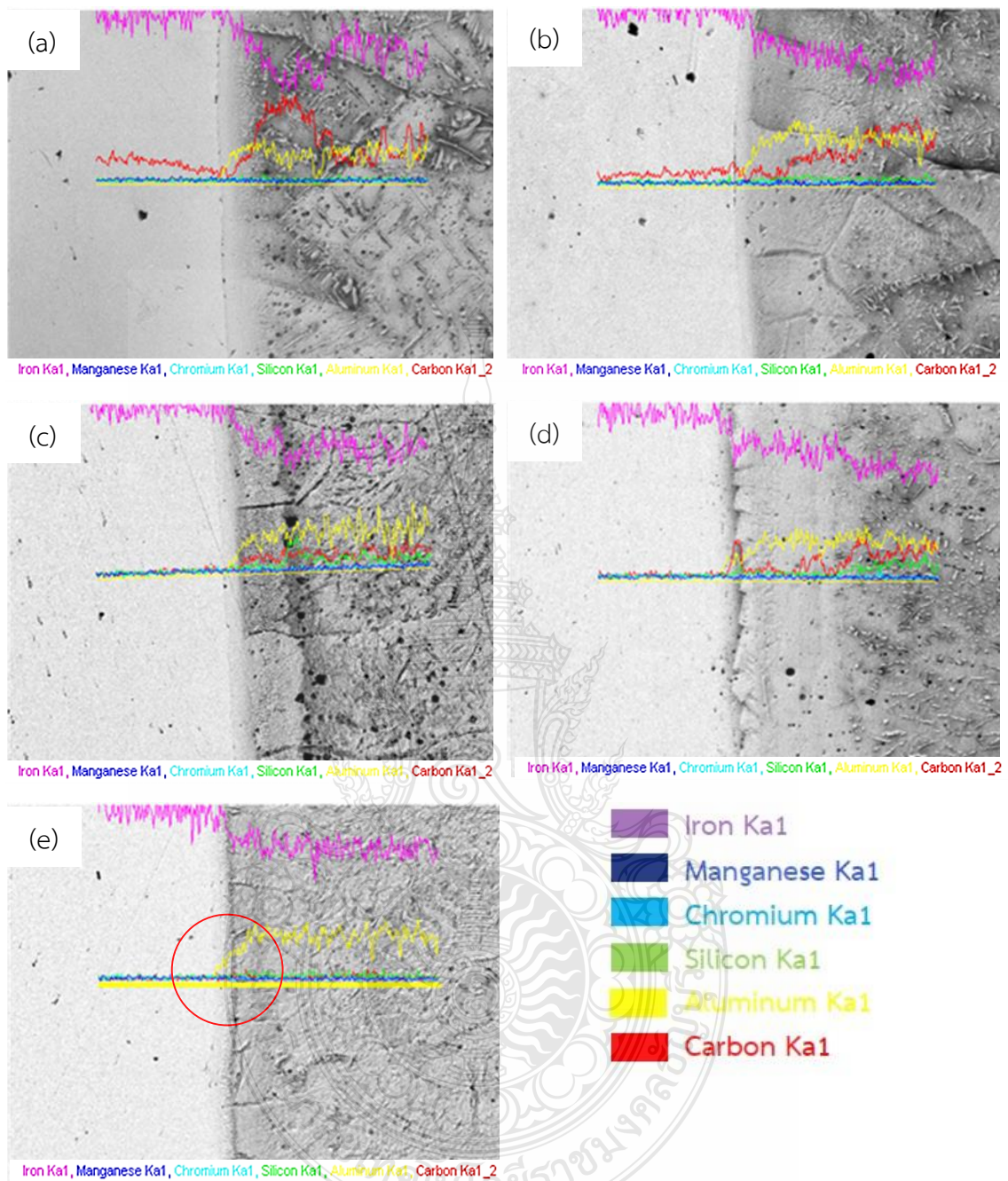
รูปที่ 4.9 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชั้นผิวสัมผัสของเวลาในการอบ 3 ชั่วโมง และเวลาในการอบละลายที่ 15 ชั่วโมง เพื่อทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของชั้นผิวสัมผัส ที่อุณหภูมิในการอบที่ 350-740 องศาเซลเซียส รูปที่ 4.9 (a) เป็นโครงสร้างจุลภาคแนวเชื่อม ก่อนทำการปรับปรุงทางความร้อนบริเวณชั้นผิวสัมผัสเกิดการเติบโตของโครงสร้างแบบระนาบ (Plane Growth Direction) มีทิศทางพุ่งเข้าหาบ่หลอมละลาย ภายในโครงสร้างพบโครงสร้างยูเทคติกของ FeAl ที่มีลักษณะคล้ายเข็มแทรกขึ้นบนพื้นหลักของ FeAl โดยมีขนาดความกว้างของชั้นผิวสัมผัสเท่ากับ 63.35 ไมโครเมตร ดังแสดงในรูปที่ 4.1 จากนั้นนำชิ้นงานเชื่อมไปทำการปรับปรุงทางความร้อน



รูปที่ 4.9 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชั้นผิวสัมผัสที่เวลาในการอบ 3 ชั่วโมง เวลาในการอบบ่มแข็งที่ 5-15 ชั่วโมง (a) ขึ้นงานก่อนอบ (b) 350 °C (c) 480 °C (d) 610 °C (e) 740 °C

เพื่อตรวจสอบลักษณะการเปลี่ยนแปลงของชั้นผิวสัมผัสที่อุณหภูมิในการอบ 350 องศาเซลเซียส เวลาในการอบ 3 ชั่วโมง และเวลาในการอบละลาย 15 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (b) พบขนาดของผิวสัมผัสมีความกว้างเพิ่มสูงขึ้น และทิศทางการเกิดโครงสร้างจุลภาคเป็นแบบระนาบพุ่งเข้าบ่อหลอมละลาย แต่พบว่าโครงสร้างยูเทคติกของ FeAl มีขนาดเล็กภายในเกรนของโครงสร้าง อีกทั้งยังพบจุดบกพร่องในโครงสร้างของชั้นผิวสัมผัส จากนั้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส มีลักษณะคล้ายกับอุณหภูมิที่ 350 องศาเซลเซียส แต่ขนาดของผิวสัมผัสเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและโครงสร้างภายในแนวเชื่อมเล็กละเอียด พบจุดบกพร่องบริเวณชั้นผิวสัมผัส ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (c) รูปที่ 4.9 (d) แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิในการอบที่ 610 องศาเซลเซียส พบว่าบริเวณชั้นผิวสัมผัสมีขนาดใหญ่และเกิดความผิดปกติของชั้นผิวสัมผัส สังเกตจากรูปที่ 4.9 (d) พบความไม่ต่อเนื่องของชั้นอินเตอร์เฟซที่มีลักษณะคล้ายฟันเลื่อย จากนั้นเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิในการอบเป็น 740 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิในการอบสูงสุดในการทดลองนี้ พบว่าชั้นผิวสัมผัสมีการหลอมละลายสมบูรณ์ ไม่พบจุดบกพร่องบริเวณชั้นผิวสัมผัส แต่ลักษณะโครงสร้างจุลภาคไม่พบขอบเกรนและโครงสร้างลักษณะเกร็ดเล็กละเอียด ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (e)

รูปที่ 4.10 แสดงการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS-Line scan ของชั้นผิวสัมผัสที่เวลาในการอบ 3 ชั่วโมง เวลาในการอบละลายที่ 5-15 ชั่วโมง (a) ขึ้นงานก่อนอบ (b) 350 °C (c) 480 °C (d) 610 °C (e) 740 °C โดยลากผ่านเป็นเส้นตรงฝั่งเหล็กกล้าคาร์บอนผ่านชั้นผิวสัมผัสเข้าสู่แนวเชื่อมพบว่าอุณหภูมิในการอบส่งผลต่อการกระจายตัวของส่วนผสมทางเคมีบริเวณชั้นผิวสัมผัสแตกต่างกัน รูปที่ 4.10 (a) ขึ้นงานก่อนการปรับปรุงทางความร้อนพบลักษณะการกระจายตัวของเหล็กที่ไม่สม่ำเสมอบริเวณชั้นผิวสัมผัส ขณะที่อลูมิเนียมมีปริมาณเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและปริมาณคาร์บอนลดลงบริเวณชั้นผิวสัมผัส จากนั้นนำชิ้นงานไปทำการปรับปรุงทางความร้อนที่อุณหภูมิในการอบ 350 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.10 (b) พบว่าการกระจายตัวของธาตุเหล็กมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอ แต่ยังคงพบปริมาณอลูมิเนียมบริเวณติดกับชั้นรอยต่อมีปริมาณเพิ่มสูงขึ้นมากกว่าปริมาณของคาร์บอนเล็กน้อยอาจทำให้บริเวณดังกล่าวมีความแข็งขึ้นจากสารประกอบระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียม รูปที่ 4.10 (c) แสดงการกระจายตัวของส่วนผสมทางเคมีของผิวสัมผัสที่อุณหภูมิในการอบที่ 480 องศาเซลเซียส ลักษณะการกระจายตัวคล้ายกับอุณหภูมิในการอบที่ 350 องศาเซลเซียส เพียงแต่อลูมิเนียมมีการกระจายตัวสม่ำเสมอว่าเล็กน้อย และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบสูงขึ้นเป็น 610 องศาเซลเซียส รูปที่ 4.10 (d)



รูปที่ 4.10 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS-Line scan ของชั้นผิวสัมผัสที่เวลาในการ
 อบละลาย 3 ชั่วโมง เวลาในการอบแห้งที่ 5-15 ชั่วโมง (a) ชิ้นงานก่อนอบ (b) 350 °C (c)
 480 °C (d) 610 °C (e) 740 °C

พบว่าปริมาณการกระจายตัวของปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นเช่นเดียวกับปริมาณลูมิเนียม แต่ปริมาณเหล็กมีค่าลดลง และเมื่ออุณหภูมิในการอบสูงสุดที่ 740 องศาเซลเซียส พบว่าปริมาณลูมิเนียมเกิดการแพร่เข้าสู่เนื้อเหล็กและมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ เช่นเดียวกับเหล็กและคาร์บอน ในกรณีที่ลูมิเนียมสามารถแพร่ผ่านชั้นผิวสัมผัสเข้าสู่เหล็ก ส่งผลให้เกิดการรวมตัวเพื่อให้เกิดเฟสสารประกอบกึ่งโลหะที่มีความแข็งเพิ่มมากขึ้น ดังรูปที่ 4.10 (e)



บทที่ 5

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

การศึกษางานวิจัยเรื่องอิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นโลหะผิวเชื่อมอะลูมิเนียมบนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 โดยมีตัวแปรในการทดลอง 3 ตัวแปร คือ อุณหภูมิในการอบละลาย 4 ระดับ ได้แก่ 350,480,610, และ740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลาย 3 ระดับ ได้แก่ 1,2,และ 3 ชั่วโมง และเวลาในการบ่มแข็ง 3 ระดับ ได้แก่ 5,10,และ15 ชั่วโมง จากการทดลองสามารถสรุปผลดังนี้

5.1 สรุปผลการวิจัย

5.1.1 อิทธิพลตัวแปรของกระบวนการทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่า ที่อุณหภูมิในการอบละลาย 350-740 องศาเซลเซียส ทำให้เกิดความหนาของชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน ในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส ความหนาของชั้นผิวสัมผัสต่ำสุดโดยมีค่าเฉลี่ยอยู่ที่ 74.95 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการการอบละลายสูงสุดที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส มีขนาดความกว้างของชั้นผิวสัมผัสเฉลี่ยอยู่ที่ 127.53 ไมโครเมตร

5.1.2 อิทธิพลตัวแปรของกระบวนการทางความร้อนต่อค่าความแข็งของชั้นรอยต่อ เมื่อเปรียบเทียบกับก่อนและหลังจากการปรับปรุงสมบัติความแข็ง พบว่าในการอบละลายที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็งบริเวณของชั้นผิวสัมผัสเฉลี่ยลดลงที่ 267.42 HV เมื่อตรวจสอบความหนาและความแข็งของชั้นรอยต่อจากการทดลองพบว่า อุณหภูมิและเวลาในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นแนวโน้มของความหนาชั้นรอยต่อสูงขึ้น แต่ในทางตรงกันข้ามความแข็งของแนวเชื่อมมีค่าลดลง

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 ควรกำหนดตัวแปรของอุณหภูมิการทดลองในการอบละลายมากกว่า 740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลายมากกว่า 3 ชั่วโมง และเวลาในการบ่มแข็งมากกว่า 15 ชั่วโมง

5.2.2 ในการวิจัยครั้งต่อไปควรทดลองในการเลือกใช้วัสดุอื่นที่แตกต่างจากวัสดุ SS400 เพื่อทำการเปรียบเทียบเพิ่มเติมด้านสมบัติทางกล และโครงสร้างทางโลหะวิทยา

บรรณานุกรม

- [1] Song, J. L., Lin, S. B., Yang, C. L., & Fan, C. L. (2009). **Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum–steel TIG welding–brazing joint.** *Journal of Alloys and Compounds*, 488(1), 217-222.
- [2] Wang, H. T., Li, C. J., Ji, G. C., & Yang, G. J. (2012). **Annealing effect on the intermetallic compound formation of cold sprayed Fe/Al composite coating.** *Journal of thermal spray technology*, 21(3-4), 571-577.
- [3] Lee, K. J., & Kumai, S. (2006). **Characterization of intermetallic compound layer formed at the weld interface of the defocused laser welded low carbon steel/6111 aluminum alloy lap joint.** *Materials transactions*, 47(4), 1178-1185.
- [4] Maitra, T., & Gupta, S. P. (2002). **Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part II.** *Materials Characterization*, 49(4), 293-311.
- [5] Tomida, S., & Nakata, K. (2003). **Fe–Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder.** *Surface and Coatings Technology*, 174, 559-563.
- [6] Kobayashi, S., & Yakou, T. (2002). **Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment.** *Materials science and engineering: A*, 338(1-2), 44-53.
- [7] Fukumoto, S., Tsubakino, H., Okita, K., Aritoshi, M., & Tomita, T. (2000). **Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel.** *Scripta materialia*, 42(8).
- [8] Meshram, S. D., & Reddy, G. M. (2015). **Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer.** *Defence Technology*, 11(3), 292-298.
- [9] Alves, E. P., Piorino Neto, F., & An, C. Y. (2010). **Welding of AA1050 aluminum with AISI 304 stainless steel by rotary friction welding process.** *Journal of Aerospace Technology and Management*, 2(3), 301-306.

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [10] Lee, W. B., Yeon, Y. M., Kim, D. U., & Jung, S. B. (2003). **Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint.** *Materials science and technology*, 19(6), 773-778.
- [11] Qin, G., Ji, Y., Ma, H., & Ao, Z. (2017). **Effect of modified flux on MIG arc brazing-fusion welding of aluminum alloy to steel butt joint.** *Journal of Materials Processing Technology*, 245, 115-121.
- [12] Zhang, M. J., Chen, G. Y., Zhang, Y., & Wu, K. R. (2013). **Research on microstructure and mechanical properties of laser keyhole welding-brazing of automotive galvanized steel to aluminum alloy.** *Materials & Design*, 45, 24-30.
- [13] Lin, S. B., Song, J. L., Yang, C. L., Fan, C. L., & Zhang, D. W. (2010). **Brazability of dissimilar metals tungsten inert gas butt welding-brazing between aluminum alloy and stainless steel with Al-Cu filler metal.** *Materials & Design* (1980-2015), 31(5), 2637-2642.
- [14] Chen, S., Huang, J., Ma, K., Zhang, H., & Zhao, X. (2012). **Influence of a Ni-foil interlayer on Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding.** *Materials Letters*, 79, 296-299.
- [15] Chen, S., Zhai, Z., Huang, J., Zhao, X., & Xiong, J. (2016). **Interface microstructure and fracture behavior of single/dual-beam laser welded steel-Al dissimilar joint produced with copper interlayer.** *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 82(1-4), 631-643.
- [16] Lin, S. B., Song, J. L., Yang, C. L., Fan, C. L., & Zhang, D. W. (2010). **Brazability of dissimilar metals tungsten inert gas butt welding-brazing between aluminum alloy and stainless steel with Al-Cu filler metal.** *Materials & Design* (1980-2015), 31(5), 2637-2642.
- [17] Shiran, M. K. G., Khalaj, G., Pouraliakbar, H., Jandaghi, M., Bakhtiari, H., & Shirazi, M. (2017). **Effects of heat treatment on the intermetallic compounds and mechanical properties of the stainless steel 321-aluminum 1230 explosive-welding**

บรรณานุกรม (ต่อ)

- interface.** International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 24(11), 1267-1227.
- [18] Movahedi, M., Kokabi, A. H., Reihani, S. S., Cheng, W. J., & Wang, C. J. (2013). **Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum/steel friction stir lap weld.** Materials & Design, 44, 487-492.
- [19] Gharahshiran, M. R. K., Khoshakhlagh, A., Khalaj, G., Bakhtiari, H., & Banihashemi, A. R. (2018). **Effect of postweld heat treatment on interface microstructure and metallurgical properties of explosively welded bronze—Carbon steel.** Journal of Central South University, 25(8), 1849-1861.



ภาคผนวก



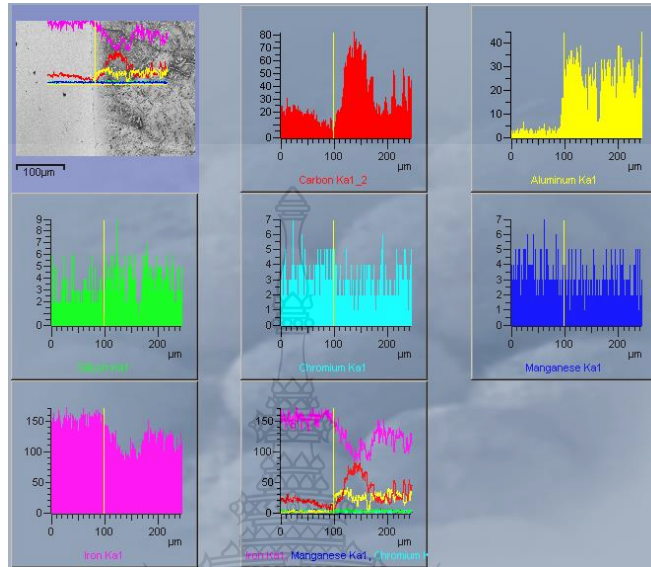


ภาคผนวก ก

ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมี

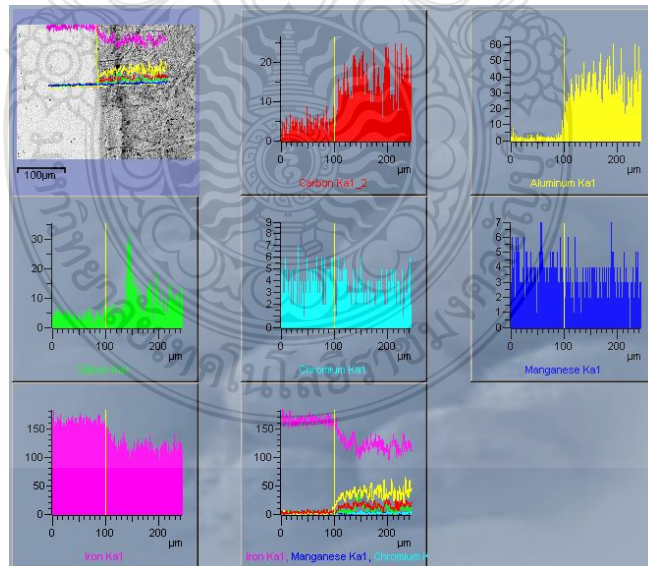
ก.1 การวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

ก.1.1 ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

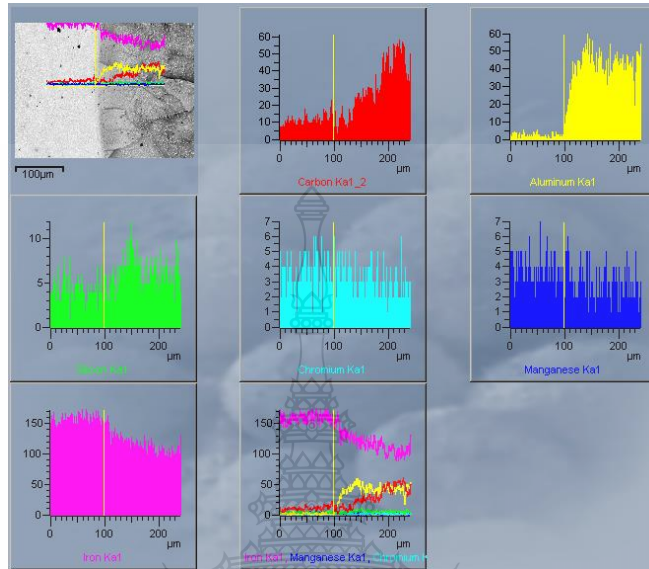


ก.2 การวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

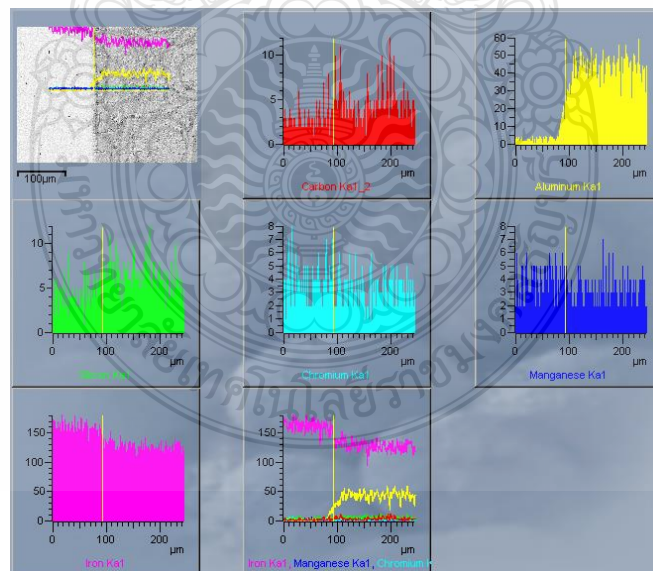
ก.2.1 ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 350 องศาเซลเซียส และทำการบ่ม เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



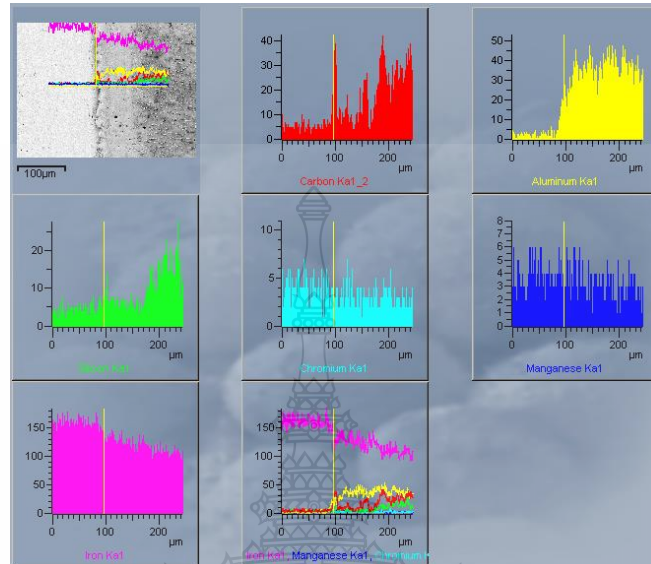
ก.2.2 ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 480 องศาเซลเซียส และทำการบ่ม เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



ก.2.3 ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 610 องศาเซลเซียส และทำการบ่ม เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



ก.2.4 ผลการวิเคราะห์การกระจายตัวส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 740 องศาเซลเซียส และทำการบ่ม เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



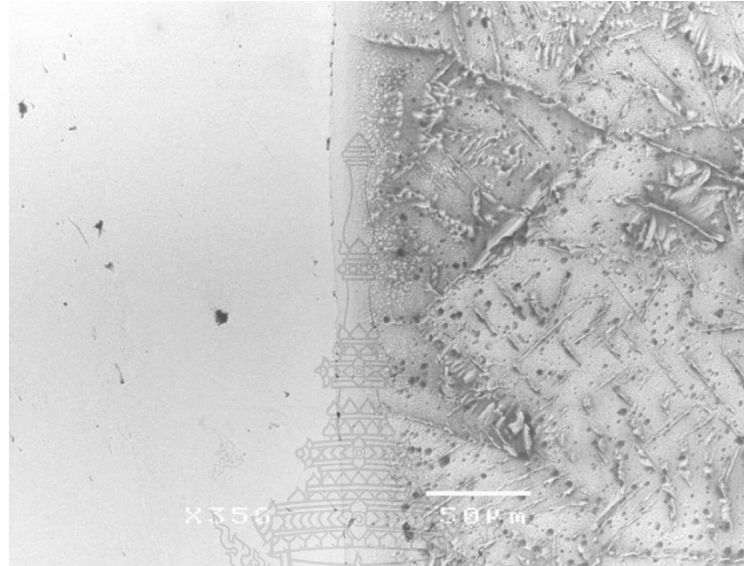


ภาคผนวก ข

โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นผิวสัมผัส

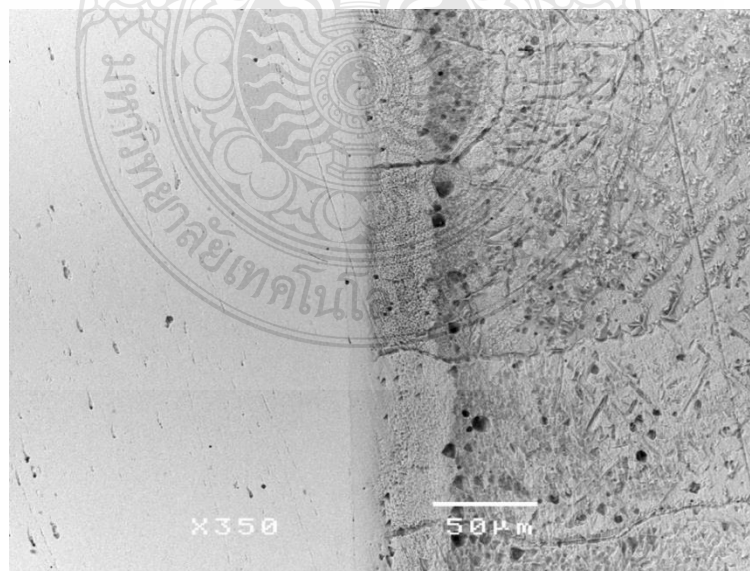
ข.1 ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อ

ข.1.1 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานก่อนผ่านกระบวนการทางความร้อน

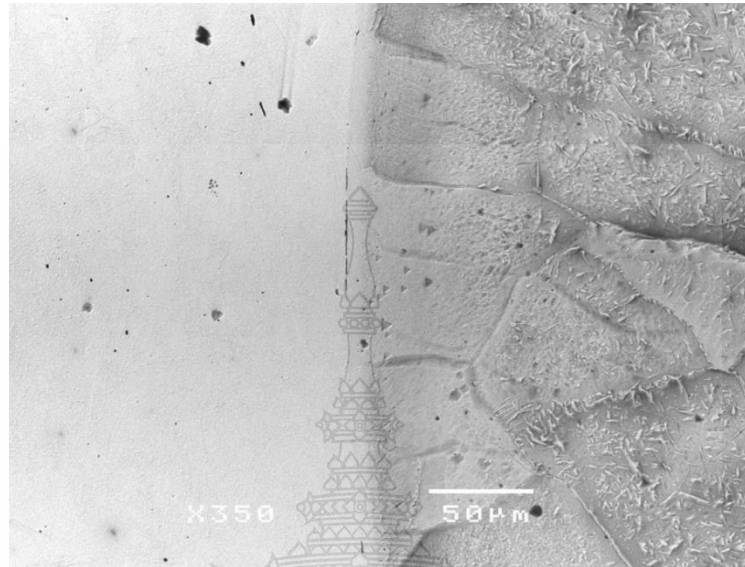


ข.2 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน

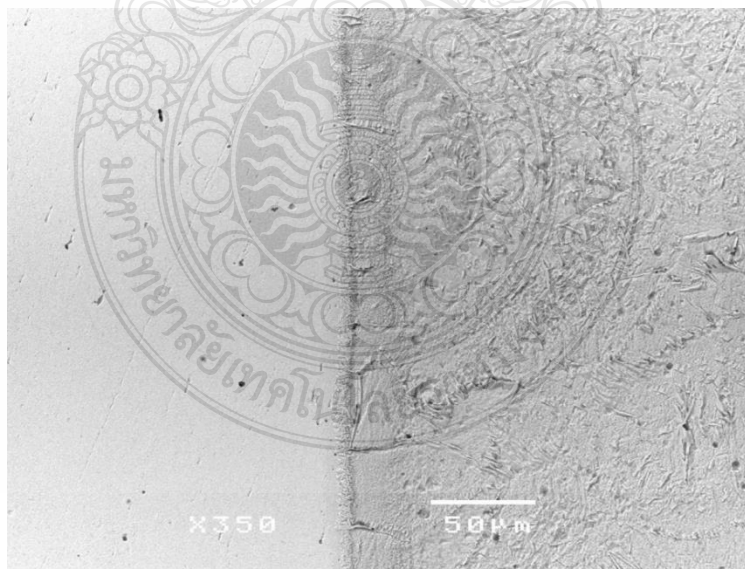
ข.2.1 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 350 องศาเซลเซียส และทำการบ่มแข็ง เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



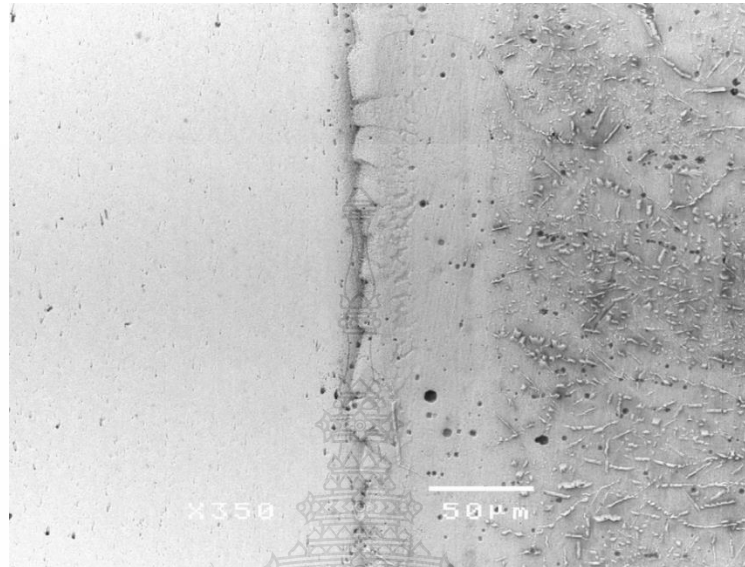
ข.2.2 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 480 องศาเซลเซียส และทำการบ่มแข็ง เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



ข.2.3 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 610 องศาเซลเซียส และทำการบ่มแข็ง เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



ข.2.4 โครงสร้างทางจุลภาคบริเวณชั้นรอยต่อของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิอบละลาย 740 องศาเซลเซียส และทำการบ่มแข็ง เป็นเวลา 15 ชั่วโมง



ภาคผนวก ค
ผลงานตีพิมพ์เผยแพร่



เกษตรกำแพงแสน ตามรอยพ่อ สานต่อศาสตร์แห่งแผ่นดิน

Proceedings

การประชุมวิชาการระดับชาติ

มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ครั้งที่ 17

The 17th National Kasetsart University Kamphaeng Saen Conference

ระหว่างวันที่ 2 - 3 ธันวาคม 2563

ณ อาคารศูนย์เรียนรวม

มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน จังหวัดนครปฐม

ผลงานทางวิชาการ 8 สาขา

1. พืชและเทคโนโลยีชีวภาพ
2. สัตว์และสัตวแพทย์
3. วิศวกรรมศาสตร์
4. ศึกษาศาสตร์และพัฒนศาสตร์
5. มนุษยศาสตร์และสังคมศาสตร์
6. วิทยาศาสตร์สุขภาพและการกีฬา
7. วิทยาศาสตร์ เทคโนโลยีสิ่งแวดล้อม
และความหลากหลายทางชีวภาพ
8. ส่งเสริมการเกษตร





การประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน

เลขมาตรฐานสากลประจำหนังสืออิเล็กทรอนิกส์: 978-616-278-594-8

จัดทำโดย กองบริหารการศึกษา มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน

เลขที่ 1 หมู่ 6 ตำบลกำแพงแสน อำเภอกำแพงแสน จังหวัดนครปฐม

พิมพ์ครั้งที่ 1 : ธันวาคม 2563

สารจากรองอธิการบดีวิทยาเขตกำแพงแสน
การจัดสัมมนาและประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17
มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ประจำปี 2563

มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ได้จัดสัมมนาและประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 ระหว่างวันที่ 2-3 ธันวาคม 2563 ภายใต้คำขวัญ "เกษตรกำแพงแสน ตามรอยพ่อ สานต่อศาสตร์แห่งแผ่นดิน" โดยมีการนำเสนอผลงานวิจัยในสาขาต่าง ๆ จำนวน 8 สาขา ได้แก่ สาขาพืชและเทคโนโลยีชีวภาพ สาขาสัตวและสัตวแพทย์ สาขาศึกษาศาสตร์และพัฒนศาสตร์ สาขาวิศวกรรมศาสตร์ สาขามนุษยศาสตร์และสังคมศาสตร์ สาขาวิทยาศาสตร์สุขภาพและการกีฬา สาขาวิทยาศาสตร์ เทคโนโลยี สิ่งแวดล้อม และความหลากหลายทางชีวภาพ และสาขาส่งเสริมการเกษตร เพื่อให้อาจารย์ นักวิจัย นิสิต นักศึกษา ในระดับอุดมศึกษา ตลอดจนภาคเอกชนได้มีโอกาสเผยแพร่ผลงานทางวิชาการสู่สาธารณะ แลกเปลี่ยนความคิดเห็น และประสบการณ์เชิงวิชาการที่นำไปสู่การใช้ประโยชน์ได้จริง

ทั้งนี้ คณะกรรมการจัดสัมมนาและประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ขอขอบคุณทุกท่านที่มีส่วนร่วมในการจัดสัมมนาวิชาการ และจัดประชุมวิชาการในครั้งนี้ให้ลุล่วงไปได้ด้วยดี และหวังเป็นอย่างยิ่งว่าการจัดกิจกรรมครั้งนี้จะนำไปสู่การพัฒนาให้เกิดประโยชน์ต่อไป

(รองศาสตราจารย์ นายสัตวแพทย์ ดร.อนุชัย ภิญโญภูมิมนตรี)

รองอธิการบดีวิทยาเขตกำแพงแสน

ประธานคณะกรรมการอำนวยการและดำเนินการ

จัดงานเกษตรกำแพงแสน ประจำปี 2563

คำนำ

มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ได้จัดประชุมวิชาการระดับชาติ เพื่อให้ อาจารย์ นักวิจัย นิสิต นักศึกษาในระดับอุดมศึกษา ตลอดจนภาคเอกชนได้มีโอกาสเผยแพร่ผลงานทาง วิชาการสู่สาธารณชนและทำให้เกิดการกระตุ้นการสร้างผลงานวิจัย การแลกเปลี่ยนความคิดเห็นและ ประสบการณ์เชิงวิชาการที่นำไปสู่ภาคปฏิบัติ โดยผลงานนำเสนอที่มีคุณภาพจะได้รับการพิจารณาให้ได้รับ รางวัลดีเด่น ดี และชมเชย ในแต่ละสาขา มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ได้เล็งเห็น ประโยชน์และความสำคัญดังกล่าว จึงได้กำหนดจัดงานประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 ระหว่างวันที่ 2-3 ธันวาคม 2563 เพื่อที่จะได้แสดงความเป็นเลิศในด้านวิชาการ บริการวิชาการ และวิจัย ทั้งนี้ เพื่อมุ่งสู่ ความเป็นมหาวิทยาลัยวิจัยชั้นนำของประเทศต่อไป ในการจัดงานครั้งนี้มีผลงานที่ผ่านการพิจารณา ในภาคบรรยาย 346 เรื่อง และภาคโปสเตอร์ 238 เรื่อง รวมทั้งหมด 584 เรื่อง

คณะกรรมการฝ่ายจัดสัมมนาและประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 ขอขอบคุณ ผู้ทรงคุณวุฒิทุกสาขา วิทยากร ผู้เข้าร่วมประชุมทุกท่าน ตลอดจนคณะกรรมการ คณะอนุกรรมการจัด สัมมนาวิชาการและจัดประชุมวิชาการทุกฝ่าย ที่ให้ความร่วมมืออย่างดียิ่ง ทำให้การประชุมวิชาการ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน ครั้งที่ 17 ประสบความสำเร็จทุกประการ


(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ศุภเดช สุจินทร์)

ผู้ช่วยอธิการบดีฝ่ายการศึกษา

ประธานคณะกรรมการฝ่ายจัดสัมมนาและ

ประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17



อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นผิวของโลหะเชื่อมอะลูมิเนียม และพื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน SS400.....	1258
การเชื่อมอาร์คโลหะแก๊สคลุมรอยต่อชนเหล็กกล้าคาร์บอน SS400 และเหล็กกล้าไร้สนิม SUS304L ด้วยแผ่นรองหลังแตกต่างกัน.....	1268
การศึกษาความเป็นไปได้ของโครงการในการลงทุนธุรกิจเรือลากจูง.....	1276

สาขาศึกษาศาสตร์และพัฒนศาสตร์

การพัฒนาผลสัมฤทธิ์ทางการเรียนวิชาคณิตศาสตร์ เรื่อง อัตราส่วน สัดส่วน และร้อยละ ด้วยการจัดการเรียนรู้แบบร่วมมือ เทคนิค ทีจีที สำหรับนักเรียนชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 1.....	1286
การพัฒนาผลสัมฤทธิ์ทางการเรียนวิชาคณิตศาสตร์ เรื่อง เส้นขนานด้วยการจัดการเรียนรู้ แบบร่วมมือ เทคนิคจิ๊กซอว์ สำหรับนักเรียนระดับชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 2.....	1298
การศึกษาความต้องการจำเป็นของการบริหารจัดการด้วยระบบคุณภาพของโรงเรียนมาตรฐาน สากล สังกัดสำนักงานเขตพื้นที่การศึกษามัธยมศึกษา เขต 38 จังหวัดสุโขทัย.....	1310
ความต้องการจำเป็นของภาวะผู้นำการเรียนรู้ของผู้อำนวยการสถานศึกษาอำเภอเมือง จังหวัดพิษณุโลก สังกัดสำนักงานเขตพื้นที่การศึกษาระดับมัธยมศึกษาพิษณุโลก เขต 1.....	1322
การศึกษาความต้องการจำเป็นของการบริหารผลการปฏิบัติงานของผู้บริหาร โรงเรียนประถมศึกษา อำเภอสามกระบือ จังหวัดกำแพงเพชร.....	1335
การศึกษาความต้องการจำเป็นของสมรรถนะครูผู้สอนคณิตศาสตร์ โรงเรียนมัธยมศึกษา อำเภอเมืองสุโขทัย จังหวัดสุโขทัย.....	1345
การพัฒนาผลสัมฤทธิ์ทางการเรียนวิทยาศาสตร์โดยใช้สื่อแอนิเมชัน เรื่องการแพร่และออสโมซิส สำหรับนักเรียนชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 1.....	1356
ผลการใช้บทเรียน E-Lesming วิชาคณิตศาสตร์ เรื่องความน่าจะเป็น สำหรับนักเรียนชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 3.....	1368
การพัฒนาบทเรียนอีเลิร์นนิ่ง รายวิชาวิทยาการคำนวณ เรื่องระบบคอมพิวเตอร์ ในนักเรียนชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 2 โรงเรียนบ้านร่มเกล้า จังหวัดเพชรบูรณ์.....	1382
กิจกรรมการเรียนรู้ตามแนวสะเต็มศึกษา โดยใช้แนวคิด เรื่อง ทรงกลม ของนักศึกษาปริญญาตรี หลักสูตรวิศวกรรมศาสตร์ ชั้นปีที่ 1.....	1393
การพัฒนาสมรรถนะครูด้านการจัดการเรียนรู้โดยใช้กรณีศึกษาแบบเครือข่าย สำนักงานเขตพื้นที่การศึกษาระดับมัธยมศึกษามหาสารคาม เขต 2.....	1402
ผลการจัดการเรียนรู้แบบร่วมมือด้วยเทคนิคจิ๊กซอว์ ประกอบมัลติมีเดีย ที่มีต่อผลสัมฤทธิ์ทางการเรียน วิชาภาษาจีนของนักเรียนชั้นประถมศึกษาปีที่ 5.....	1425

การประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์วิทยาเขตกำแพงแสน วันที่ 2-3 ธันวาคม 2563

**อิทธิพลของการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติชั้นผิวของโลหะเชื่อมอะลูมิเนียมและ
พื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน SS400**
Influence of Heat Treatment on Interface Properties of Aluminum Weld Metal and SS400 Steel
Surface

ภาณุวัช โทมา¹ และ กิตติพงษ์ กิมะพงศ์²
Panuwat Thoma¹, and Kitipong Kimapong²

บทคัดย่อ

จุดประสงค์ของบทความนี้ คือ การศึกษาอิทธิพลของกระบวนการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนต่อสมบัติผิวสัมผัสระหว่างแนวเชื่อมอะลูมิเนียมและพื้นผิวเหล็กกล้าคาร์บอน ชิ้นงานเชื่อมถูกทำการปรับปรุงความร้อนด้วยสภาวะที่กำหนดและหลังจากนั้นทำการศึกษาลักษณะของโครงสร้างจุลภาค และความแข็งของผิวสัมผัสของรอยต่อ การเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการอบส่งผลทำให้เกิดการเพิ่มความหนาและลดความแข็งของชั้นสารประกอบกึ่งโลหะในผิวสัมผัสของรอยต่อ ความแข็งรอยต่อถูกปรับปรุงให้ลดลงและแสดงความแข็งต่ำสุด 267.42 HV ซึ่งบ่งชี้ถึงการเพิ่มความแข็งแรงของรอยต่อเมื่อใช้อุณหภูมิการอบละลายเท่ากับ 740 องศาเซลเซียส และเวลาการอบ 3 ชั่วโมงในการอบชิ้นงาน

คำสำคัญ : กระบวนการอบละลาย, ความหนา, ชั้นรอยต่อ

Abstract

An objective of this paper was to study an effect of heat treatment process on interface properties of aluminum weld metal and carbon steel surface. The weld specimens were heat treated by specific conditions and investigated for the microstructure characteristic and the joint interface hardness. Increase of the solution treatment temperature and the holding time affected to increase the thickness and decrease the hardness of intermetallic compound layer on the joint interface. The joint hardness was improved and showed the minimum hardness of 267.42 HV that implied higher joint strength when the solution treatment temperature of 740 °C and the holding time of 3 hr. were applied to the weld specimen.

Keyword : Solution heat treatment, Thickness, Interface layer

Email address : panuwat_t@mail.jamnu.ac.th

^{1,2} ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี 12110
Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, Rajabhat University of Technology Thanyaburi 12110

คำนำ

สารประกอบกึ่งโลหะ (Intermetallic compound : IMC) ระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียมเป็นสิ่งที่ยากต่อการก่อตัวเมื่อทำการเชื่อมอลูมิเนียมเข้ากับเหล็กด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลาย (Song et al,2009, Wang et al,2012, Lee et al,2006) สารประกอบกึ่งโลหะนี้มักส่งผลทำให้ความแข็งแรงของรอยต่อมีค่าลดลงเนื่องจากเป็นเฟสที่มีความแข็งและความเปราะสูง จึงไม่เหมาะสมในการนำไปใช้งานกับโครงสร้างรับแรงต่าง ๆ (Maitra et al.,2002., Tomida et al.,2003., Kobayashi et al.,2002) ถึงแม้ว่าปัจจุบันมีการพัฒนากระบวนการเชื่อมและประมวลผลสำเร็จในการเชื่อมรอยต่อระหว่างอลูมิเนียมและเหล็กเข้าด้วยกัน (Fukumoto et al., 2000, Meshr et al., 2015, Alves et al., 2010, Lee et al., 2003) แต่กระบวนการเชื่อมต่าง ๆ แสดงข้อจำกัดในการนำไปใช้งานด้านโครงสร้าง ดังนั้นกระบวนการเชื่อมด้วยการหลอมละลายจึงยังมีความจำเป็นในการต่อวัสดุทั้งสองชนิด เมื่อไม่นานมานี้มีรายงานการเชื่อมเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลาย เช่น การศึกษาผลของพลาสมาต่อการเชื่อมเหล็กกับอลูมิเนียมพบว่าการเชื่อมแบบหลอมละลาย Fe₃Al IMC และ Fe₂Al₅ IMC ส่งผลทำให้ค่าความแข็งแรงดึงเพิ่มขึ้นเป็น 60 เปอร์เซ็นต์ ของอลูมิเนียมผสม (Qin et al., 2017) หรือการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าในทึบกับอลูมิเนียมด้วยการเชื่อมเลเซอร์พบว่าเกิด IMC_c ที่มีความแข็ง 811-1060 HV ที่มีความแข็งแรงดึงสูงสุดที่ 162 MPa เกิดการฉีกขาดตามตะเข็บแนวเชื่อมด้านอลูมิเนียม (Zhang et al., 2013) หรือการศึกษากระบวนการต่อเหล็กกล้าไร้สนิมกับอลูมิเนียมผสมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์กทั้งสะเทินแก๊สคลุมด้วยลวดเชื่อมอลูมิเนียม-ทองแดง พบว่าความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าเฉลี่ย 3-5 ไมโครเมตร ความแข็งแรงของชั้นรอยต่อมีค่าสูงถึง 645 HV เมื่อเทียบกับรอยเชื่อมที่มีความแข็งแรง 105 HV และเหล็กกล้าไร้สนิม 200 HV ความแข็งแรงดึงแนวเชื่อมสูง 173 MPa และเกิดการหักงอหลายบริเวณด้านล่างของชั้นรอยต่อ (Lin et al., 2010) หรือการศึกษาการต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยการเชื่อมเลเซอร์โดยใช้แผ่นนิเกิลเป็นตัวประสานพบว่าเกิด IMC_c ของ Al_{0.9}Ni_{1.1} ในแนวเชื่อม กระบวนการเชื่อมโดยใช้แผ่นนิเกิลเป็นตัวประสานยังช่วยลดความแข็งแรงของ IMC_c เพิ่มความเหนียวแน่น และยังเพิ่มค่าความแข็งแรงดึงสูงขึ้นมาสูงกว่ากรณีไม่ใช้แผ่นนิเกิลเป็นตัวประสาน (Chen et al., 2012) หรือการเชื่อมเหล็กกับอลูมิเนียมโดยใช้แผ่นทองแดงเป็นตัวประสานด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์พบว่าแรงดึงของรอยต่อเพิ่มขึ้นจากการใช้แผ่นทองแดงเป็นตัวประสาน (Chen et al., 2016)

ผลรายงานการวิจัยข้างต้นกล่าวถึงปัญหาของการต่อวัสดุกลุ่มเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการหลอมละลาย ซึ่งในปัจจุบันมีวัสดุเติม (Filler metal) ที่สามารถลดหรือยับยั้งการเกิดสารประกอบกึ่งโลหะที่มีความแข็งแรงในแนวเชื่อม เช่น นิเกิล-อลูมิเนียม-ซิลิคอน อลูมิเนียม-ทองแดง ฯลฯ ส่งผลให้ความแข็งแรงเชื่อมลดลงความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แต่กลับมักพบปัญหาบริเวณเส้นแนวการหลอมละลายหรือบริเวณชั้นรอยต่อฝั่งวัสดุกลุ่มเหล็กมีความแข็งแรงสูงจากสารประกอบกึ่งโลหะ (Lin et al., 2010) เมื่อนำไปทำการทดสอบสมบัติทางกลมักเป็นจุดเริ่มต้นของการฉีกขาด อย่างไรก็ตามการเพิ่มประสิทธิภาพชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมวัสดุต่างชนิดระหว่างอลูมิเนียมกับวัสดุกลุ่มเหล็กด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายและกระบวนการเชื่อมในสภาวะของแข็งสามารถทำได้โดยการปรับปรุงคุณสมบัติด้วยความร้อน ดังการศึกษาผลกระทบบของอุณหภูมิทางความร้อนต่อสารประกอบกึ่งโลหะและสมบัติทางกลของรอยต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 312 กับอลูมิเนียม 1230 ด้วยกระบวนการ

เชื่อมแบบระเบิด (Explosive welding) หลังจากการเชื่อมนำชิ้นงานไปทำการปรับปรุงสมบัติทางความร้อนที่อุณหภูมิ 350-450 องศาเซลเซียส เวลาในการอบ 6-8 ชั่วโมง พบว่าขนาดชั้นรอยต่อ ความแข็ง และความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ที่เวลาในการอบ 6 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส ซึ่งให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงมากกว่าชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนถึง 74 เปอร์เซ็นต์ (Shiran et al., 2017) หรือการศึกษาผลกระทบของอุณหภูมิในการอบอ่อนต่อความแข็งแรงรอยต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมด้วยแรงเสียดทาน พบว่าช่วงอุณหภูมิ 300-350 องศาเซลเซียส ความแข็งแรงรอยต่อมีความแข็งแรงสูงถึงประมาณ 72 เปอร์เซ็นต์ของรอยต่อปกติและความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าน้อยกว่า 0.49 ไมโครเมตร แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบอ่อนเป็น 400 องศาเซลเซียส ความแข็งแรงรอยต่อมีค่าลดลงอย่างมากและความหนาของชั้นรอยต่อมีค่าสูงถึง 2.6 ไมโครเมตร (Movahedi et al., 2013) หรือการศึกษาผลกระทบของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมต่อสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาค ของแนวเชื่อมบรอนซ์กับเหล็กกล้าคาร์บอน σ_{37} ด้วยกระบวนการเชื่อมแบบระเบิด โดยทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 4-16 ชั่วโมง อุณหภูมิ 250 และ 500 องศาเซลเซียส พบว่าการเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการอบชุบด้วยความร้อนทำให้ความหนาของชั้น IMC เพิ่มขึ้นเนื่องจากการแพร่กระจายของทองแดงและตะกั่วที่สูงขึ้นส่งผลให้ปริมาณเหล็กในสารประกอบ IMC ลดลง นอกจากนี้อุณหภูมิและเวลาให้ความร้อนหลังการเชื่อมเพิ่มขึ้นส่งผลให้ค่าความแข็งแรงของชั้นรอยต่อลดลง (Gharahchiran et al., 2016)

การศึกษาและพัฒนากระบวนการเชื่อมที่ผ่านมาสามารถเพิ่มประสิทธิภาพของรอยต่อเหล็กกับอลูมิเนียมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายและทำให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงขึ้นได้ แต่กลับพบว่าบริเวณชั้นรอยต่อระหว่างแนวเชื่อมกับเหล็กยังพบปัญหาของชั้นรอยต่อมักเกิด IMC ที่มีความแข็งแรง ดังนั้นผู้วิจัยจึงมีจุดประสงค์ในการปรับปรุงสมบัติของชั้นรอยต่อระหว่างแนวเชื่อมอะลูมิเนียมและเหล็กด้วยการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน งานวิจัยทำการเปรียบเทียบอุณหภูมิในการอบ 350-740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบ 1-3 ชั่วโมง อุณหภูมิในการอบ 350 องศาเซลเซียส และเวลาในการอบ 15 ชั่วโมง ซึ่งผู้ดำเนินงานวิจัยคาดหวังว่าการศึกษานี้จะช่วยให้อุณหภูมิชั้นรอยต่อของวัสดุทั้งสองชนิดสูงขึ้น ตลอดจนมุ่งหวังว่าจะเป็นประโยชน์สำหรับผู้ต้องการศึกษาค้นคว้าวิจัยในด้านการต่อวัสดุต่างชนิดในอนาคตต่อไป

อุปกรณ์และวิธีการ

วัสดุในการเชื่อมทดสอบใช้เหล็กกล้าคาร์บอน SS400 ที่มีส่วนผสมทางเคมีดัง Table 1 ขนาดกว้าง 75 มิลลิเมตร ยาว 160 มิลลิเมตร และหนา 8 มิลลิเมตร ทั้งนี้ถูกทำการเชื่อมเดินแนวโดยไม่ใส่ลวดเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสด้วยลวดเชื่อมอลูมิเนียม AWS A5.10 – ER1100 เส้นผ่านศูนย์กลาง 1.2 มิลลิเมตร ที่มีส่วนผสมทางเคมีดัง Table 1 การเชื่อมใช้ใช้เต้าโทดแบบ EWTn-2 ขนาด 2.4 มิลลิเมตร ต่อตัวไฟฟ้าแบบ DCEN ใช้แก๊สเฉื่อยในการปกคลุมชนิดอาร์กอน 99.99 เปอร์เซ็นต์ อัตราการไหลของแก๊ส 15 ลิตร/นาที ประยุกต์การเติมลวดแบบอัตโนมัติด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คโลหะแก๊สคลุม (Gas metal arc welding : GMAW) ตัวแปรการเชื่อมอื่น ๆ ประกอบด้วยความเร็วเดินแนวเชื่อม 100 มิลลิเมตร/นาที กระแสเชื่อม 200 แอมแปร์ และความเร็วในการเติมลวดที่ 10 เมตร/นาที ชิ้นงานที่ได้ถูกทำการตัดแบ่งแนวเชื่อมก่อนทำการปรับปรุง

สมบัติด้วยความร้อนดัง Figure 1(a) และ 1(b) แสดงตำแหน่งการตรวจสอบหลังการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน สำหรับการศึกษากำหนดขนาดความหนาและทดสอบความแข็งของชั้นรอยต่อคังเสนอในหัวข้อต่อไป

ผลการทดลองและวิจารณ์

Table 1 Chemical compositions of the experimental materials.

Materials	C	Mn	P	S	Fe	Mn	Si	Cu	Al	Hardness (HV)
SS400	0.17	1.35	0.03	0.43	Bal.	-	-	-	-	210
ER1100	-	-	-	-	0.34	0.47	0.42	0.06	Bal.	53

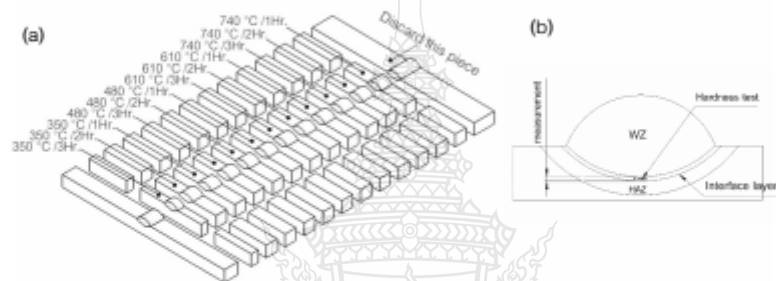


Figure 1 The specimen preparation (a) and the examination point (b).

การปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนใช้กระบวนการอบละลาย (Solution treatment) ที่อุณหภูมิ 350-740 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลาย 1-3 ชั่วโมง ทำให้เย็นตัวสู่อุณหภูมิห้องด้วยน้ำเปล่า การบ่มดำเนินการที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 15 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนด้วยวิธีการที่กำหนดถูกนำมาทำการตรวจสอบโครงสร้างโลหะวิทยาด้วยการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 400-2000 ขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรสังเคราะห์ขนาด 0.5 ไมโครเมตร และกัดผิวหน้าด้วยสารละลาย 50 HCl% + 25 HNO₃ และ 25 H₂O% เพื่อแสดงรายละเอียดของเกรน เเทส และพื้นที่ต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นจากกระบวนการเชื่อมและการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน การตรวจสอบขนาดชั้นรอยต่อดำเนินการโดยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope : OM) ความแข็งไมโครวิกเกอร์ส (Vickers micro hardness) ถูกใช้ในการทดสอบความแข็งพื้นที่ต่าง ๆ ในชั้นทดสอบที่ผ่านการตรวจสอบโครงสร้างโลหะวิทยาด้วยแรงกดทดสอบ 9.81 kgf. เวลาในการกดแช่ 10 วินาที ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM-E384 บริเวณชั้นรอยต่อตำแหน่งในการทดสอบดัง Figure 1 (b)

ผลการทดลองและวิจารณ์

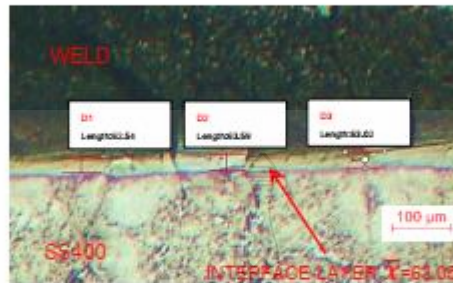


Figure 2 The thickness of the specimen with no heat treatment.

เมื่อทำการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนของชิ้นทดสอบที่ผ่านการเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยลวดเชื่อม อลูมิเนียม และทำการเตรียมชิ้นงานตรวจสอบตามที่กล่าวมาข้างต้น จากนั้นทำการวัดผลการทดสอบโดยเทียบกับชิ้นงานเชื่อมที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนซึ่งขนาดความหนาของชั้นรอยต่อเฉลี่ยที่ 63.05 ไมโครเมตร ดัง Figure 2 และความแข็งก่อนทำการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนเฉลี่ยที่ 289.87 HV จากการวัดความหนาของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมหลังผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนที่อุณหภูมิและเวลาในการอบที่แตกต่างกันพบว่าที่อุณหภูมิการอบ 350 องศาเซลเซียสต่อ 1 ชั่วโมง ความหนาเฉลี่ยของชั้นรอยต่อ 65.87 ไมโครเมตร ความหนาของชั้นรอยต่อมีขนาดเพิ่มขึ้นมากกว่าชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน และเมื่อเพิ่มเวลาในการอบแร่เพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่มขึ้นเป็น 69.31 ไมโครเมตร และ 75.67 ไมโครเมตร ตามลำดับ จากนั้นอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส พบว่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อมีการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่เวลาในการอบ 1 ชั่วโมง มีขนาด 66.66 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นไปขนาดเพิ่มขึ้นเป็น 69.17 ไมโครเมตร และ 77.01 ไมโครเมตร ที่เวลาในการอบละลาย 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นเป็น 610 องศาเซลเซียส ขนาดของขนาดความหนาชั้นรอยต่อมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้น ที่เวลาอบละลาย 1 ชั่วโมง ความหนาชั้นรอยต่อแนวเชื่อมเฉลี่ย 68.15 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบแร่เพิ่มขึ้น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อเพิ่ม 77.05 ไมโครเมตร และ 79.05 ไมโครเมตร ตามลำดับ และที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิในการอบละลายสูงสุดสำหรับการทดลองพบการเปลี่ยนแปลงขนาดของชั้นรอยต่อสูงสุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอื่น คือ ที่เวลาในการอบละลาย 1 ชั่วโมง ขนาดความหนาชั้นรอยต่อสูงถึง 114.15 ไมโครเมตร เมื่อเวลาในการอบละลายเพิ่มขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง แนวโน้มของการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อเพิ่มสูงขึ้นเป็น 125.03 ไมโครเมตร และ 143.12 ไมโครเมตร ตามลำดับ ผลการทดสอบการวัดความหนาของชั้นรอยต่อแสดงดัง Figure 3 (a)

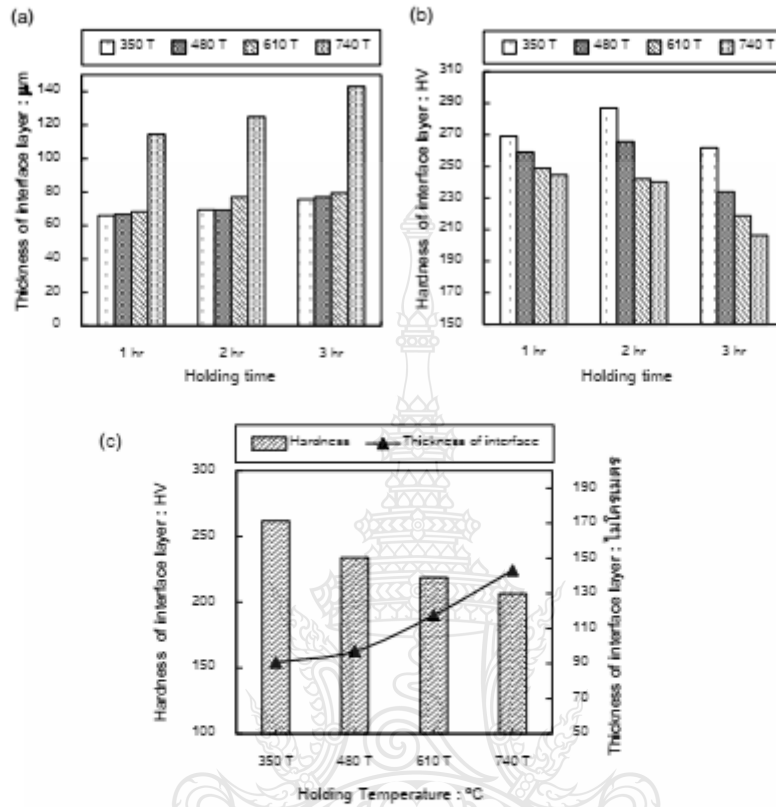


Figure 3 Relation of hardness, thickness, and holding time. (a) Thickness, (b) hardness of interface layer, and (c) thickness and hardness of interface layer at holding time of 3 hr.

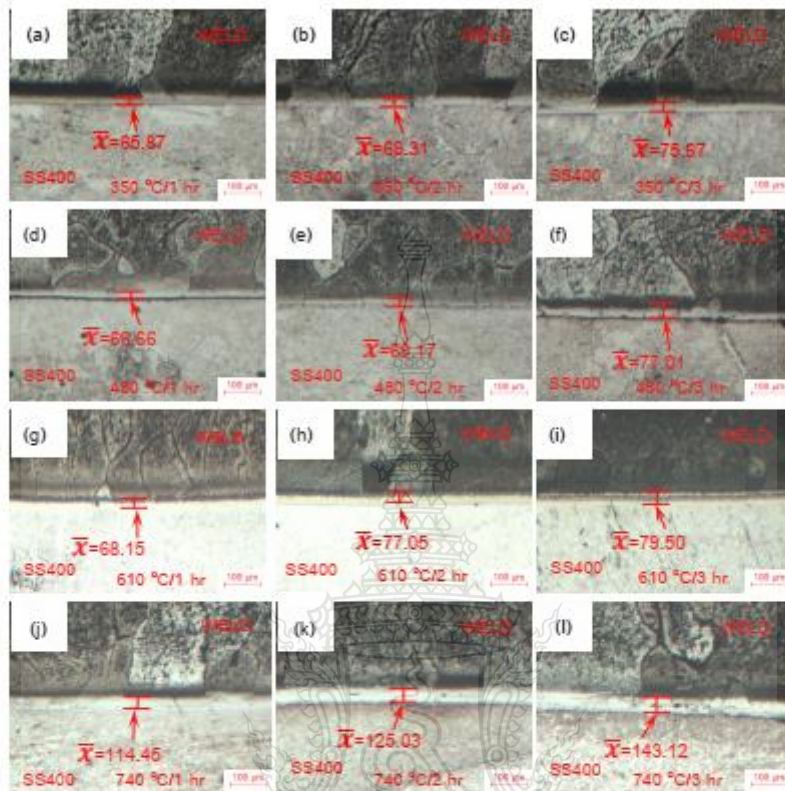


Figure 4. The interface layer characteristic.

รูปที่ 3 (b) แสดงผลการวัดค่าความแข็งบริเวณชั้นรอยต่อ จากการตรวจสอบพบว่าจุดหมุนในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส เวลาในการอบละลายที่ 1 ชั่วโมง ค่าความแข็งเฉลี่ย 319.19 HV ซึ่งมีค่าความแข็งสูงกว่าชั้นรอยต่อที่ยังไม่ผ่านการอบละลายที่ความแข็ง 289.87 HV จากนั้นเมื่อเพิ่มเวลาในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 2 ชั่วโมง และ 3 ชั่วโมง ค่าความแข็งของชั้นรอยต่อลดลงต่ำกว่าชั้นงานที่ยังไม่ผ่านกระบวนการอบละลายที่ 287 HV และ 261.8 HV และเมื่อเพิ่มจุดหมุนในการอบละลายสูงขึ้นเป็น 480 องศาเซลเซียส 610 องศาเซลเซียส และ 740 องศาเซลเซียส ณ ที่เวลาในการอบเพิ่มขึ้นลักษณะค่าความแข็งของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมแนวโน้มมีค่าความแข็งลดลง ดังแสดงในรูปผลการทดลองที่ 3 (b) เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งกับความหนาของชั้นรอยต่อโดยการทดลองนี้ทำการเปรียบเทียบจุดหมุนในการอบและเวลาในการอบที่ 3 ชั่วโมง เนื่องจากให้ค่าขนาดความหนาของชั้นรอยต่อสูงสุดและความแข็งค่าผลการเปรียบเทียบแสดงดังรูปที่ 3 (c) พบว่าจุดหมุนในการอบละลายสูงขึ้นค่าความแข็งมีค่าลดลงแต่ความหนาของชั้นอินเตอร์เฟสมีค่าเพิ่มสูงขึ้น (Shiran, et al., 2017)

Figure 4 (a-i) แสดงการวัดความหนาของชั้นรอยต่อของแนวเชื่อมพบว่าอุณหภูมิและเวลาในการอบละลายส่งผลต่อลักษณะการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อ จากการสังเกตพบว่าในช่วงอุณหภูมิในการอบละลายที่ 350-610 องศาเซลเซียส ขนาดของชั้นความหนารอยต่อไม่มีความแตกต่างกันมากนักแต่กับพบว่าเมื่ออุณหภูมิในการอบละลายที่ 740 องศาเซลเซียส ขนาดการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นรอยต่อสูงและความแข็งลดลงมากเมื่อเทียบกับอุณหภูมิอื่น อีกทั้งการบ่มเป็นเวลานานเกินไปอาจทำให้เกิดการตกผลึกออกมาเกินไป ทำให้ความแข็งลดต่ำลง

สรุปผลและเสนอแนะ

ความหนารอยต่อก่อนการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน คือ กระแสไฟในการเชื่อม 250 แอมแปร์ ความเร็วในการเดินเชื่อมที่ 100 มิลลิเมตรต่อนาที และอัตราการเติมลวดเชื่อม 10 เมตรต่อนาที พบว่าขนาดความหนารอยต่อมีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 63.05 ไมโครเมตร การเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการอบส่งผลทำให้เกิดการเพิ่มความหนาและลดความแข็งของชั้นสารประกอบกึ่งโลหะ ในผิวสัมผัสของรอยต่อ หลังจากการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อน การตรวจพบความหนารอยต่ออุณหภูมิในการอบละลาย 350 องศาเซลเซียส ความหนารอยต่อต่ำสุดโดยมีค่าเฉลี่ยอยู่ที่ 74.95 ไมโครเมตร และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบละลายสูงสุดที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส มีขนาดความกว้างของชั้นอินเทอร์เฟซเฉลี่ยอยู่ที่ 127.53 ไมโครเมตร อุณหภูมิในการปรับปรุงสมบัติด้วยความร้อนในการอบละลายที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็งบริเวณของอินเทอร์เฟซเฉลี่ยอยู่ที่ 269.31 HV และการอบละลายที่อุณหภูมิ 740 องศาเซลเซียส มีค่าความแข็งบริเวณของอินเทอร์เฟซเฉลี่ยลดลงที่ 267.42 HV เนื่องจากการบ่มเป็นเวลานานเกินไปทำให้เฟสตกผลึกมากเกินไป ทำให้ความแข็งลดต่ำลง

การตรวจสอบความหนาและความแข็งของชั้นรอยต่อจากการทดลองพบว่าเมื่ออุณหภูมิและเวลาในการอบละลายเพิ่มสูงขึ้นแนวโน้มของความหนารอยต่อสูงขึ้น แต่ในทางตรงกันข้ามความแข็งของแนวเชื่อมมีค่าลดลง

เอกสารอ้างอิง

- Alves, E. P., Plorino Neto, F., & An, C. Y. (2010). Welding of AA1050 aluminum with AISI 304 stainless steel by rotary friction welding process. *Journal of Aerospace Technology and Management*, 2(3), 301-306.
- Chen, S., Huang, J., Ma, K., Zhang, H., & Zhao, X. (2012). Influence of a Ni-foil interlayer on Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding. *Materials Letters*, 79, 296-299.
- Chen, S., Zhai, Z., Huang, J., Zhao, X., & Xiong, J. (2016). Interface microstructure and fracture behavior of single/dual-beam laser welded steel-Al dissimilar joint produced with copper interlayer. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 82(1-4), 631-643.

- Fukumoto, S., Tsubakino, H., Okita, K., Aritoshi, M., & Tomita, T. (2000). Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel. *Scripta materialia*, 42(8).
- Gharahshiran, M. R. K., Khoshakhlagh, A., Khalaj, G., Bakhtiani, H., & Banihashemi, A. R. (2018). Effect of postweld heat treatment on interface microstructure and metallurgical properties of explosively welded bronze-carbon steel. *Journal of Central South University*, 25(8), 1849-1861.
- Kobayashi, S., & Yakou, T. (2002). Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials science and engineering: A*, 338(1-2), 44-53.
- Lee, K. J., & Kumal, S. (2006). Characterization of intermetallic compound layer formed at the weld interface of the defocused laser welded low carbon steel/6111 aluminum alloy lap joint. *Materials transactions*, 47(4), 1178-1185.
- Lee, W. B., Yeon, Y. M., Kim, D. U., & Jung, S. B. (2003). Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint. *Materials science and technology*, 19(6), 773-778.
- Lin, S. B., Song, J. L., Yang, C. L., Fan, C. L., & Zhang, D. W. (2010). Brazability of dissimilar metals tungsten inert gas butt welding-brazing between aluminum alloy and stainless steel with Al-Cu filler metal. *Materials & Design (1980-2015)*, 31(5), 2637-2642.
- Maitra, T., & Gupta, S. P. (2002). Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: Part II. *Materials Characterization*, 49(4), 293-311.
- Meshram, S. D., & Reddy, G. M. (2015). Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer. *Defence Technology*, 11(3), 292-298.
- Movahedi, M., Kokabi, A. H., Reihani, S. S., Cheng, W. J., & Wang, C. J. (2013). Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum/steel friction stir lap weld. *Materials & Design*, 44, 487-492.
- Qin, G., Ji, Y., Ma, H., & Ao, Z. (2017). Effect of modified flux on MIG arc brazing-fusion welding of aluminum alloy to steel butt joint. *Journal of Materials Processing Technology*, 245, 115-121.
- Shiran, M. K. G., Khalaj, G., Pouraliakbar, H., Jandaghi, M., Bakhtiani, H., & Shirazi, M. (2017). Effects of heat treatment on the intermetallic compounds and mechanical properties of the stainless steel 321-aluminum 1230 explosive-welding interface. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 24(11), 1267-1277.
- Song, J. L., Lin, S. B., Yang, C. L., & Fan, C. L. (2009). Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum-steel TIG welding-brazing joint. *Journal of Alloys and Compounds*, 488(1), 217-222.

การประชุมวิชาการระดับชาติ ครั้งที่ 17 มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตกำแพงแสน วันที่ 2-3 ธันวาคม 2563

- Tomida, S., & Nakata, K. (2003). Fe–Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder. *Surface and Coatings Technology*, 174, 559-563.
- Wang, H. T., Li, C. J., Ji, G. C., & Yang, G. J. (2012). Annealing effect on the intermetallic compound formation of cold sprayed Fe/Al composite coating. *Journal of thermal spray technology*, 21(3-4), 571-577.
- Zhang, M. J., Chen, G. Y., Zhang, Y., & Wu, K. R. (2013). Research on microstructure and mechanical properties of laser keyhole welding–brazing of automotive galvanized steel to aluminum alloy. *Materials & Design*, 45, 24-30.



ประวัติผู้เขียน

ชื่อ - นามสกุล	นายภาณุวิช โทษา
วัน เดือน ปีเกิด	14 ธันวาคม 2535
ประวัติการศึกษา	ประกาศนียบัตรวิชาชีพ (ปวช.) สาขาช่างกลโรงงาน วิทยาลัยเทคนิคนครพนม ประกาศนียบัตรวิชาชีพชั้นสูง (ปวส.) สาขาวิชาเทคนิคการผลิต คณะเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยนครพนม ปริญญาตรีอุตสาหกรรมศาสตรบัณฑิต (อสบ.) สาขาวิชาเทคโนโลยี อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลอีสาน วิทยาเขตสกลนคร
ประสบการณ์การทำงาน	อาจารย์สอน สาขาวิชาช่างกลโรงงาน คณะเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยนครพนม
อีเมลล์	panuwat_t@mail.rmutt.ac.th

