

ผลของกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง เหล็กกล้าไร้สนิมชนิด 304 และ 430

นางสาวปิยนันท์ พันบุรี

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาเทค โนโลยีวัสดุ คณะพลังงานสิ่งแวคล้อมและวัสดุ มหาวิทยาลัยเทค โนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี พ.ศ. 2555

ผลของกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง เหล็กกล้าไร้สนิมชนิด 304 และ 430

นางสาวปียนันท์ พันบุรี วศ.บ. (วิศวกรรมโลหการ)

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาเทค โนโลยีวัสดุ คณะพลังงานสิ่งแวคล้อมและวัสดุ มหาวิทยาลัยเทค โนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี พ.ศ. 2555

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(คร.มัณฑนา จริยาบูรณ์)

กรรมการและอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(ดร.นภฉัตร ธารีลาภ)

กรรมการ

(คร.นคร ศรีสุขุมบวรชัย)

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน
	ของรอยเชื่อมทิกระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด 304 และ 430
หน่วยกิต	15
ผู้เขียน	นางสาวปียนันท์ พันบุรี
อาจารย์ที่ปรึกษา	คร.นภฉัตร ธารีลาภ
หลักสูตร	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	เทคโนโลยีวัสคุ
สายวิชา	เทคโนโลยีวัสคุ
คณะ	พลังงานสิ่งแวคล้อมและวัสคุ
พ.ศ.	2555

บทคัดย่อ

เนื่องจากกระบวนการทางกวามร้อนเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม ออสเตนิติกชนิด AISI 304 (ASS304) และ AISI 430 (FSS430) มีกวามแตกต่างกัน ดังนั้นในการศึกษา นี้จึงมีจุดประสงค์เพื่อศึกษากระบวนการทางกวามร้อนหลังการเชื่อม เพื่อลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนของรอยเชื่อมต่างชนิดกันของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 จากการศึกษาพบว่า การอบรอยเชื่อมที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 และ 48 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ เป็นวิธีที่ สามารถนำมาใช้เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมในการศึกษานี้ได้ โดยการกัดกร่อน ตามขอบเกรนที่ลดลงนี้ มีการพิจารณาจากปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (DOS) ที่ลดลงตลอด ทั้งรอยเชื่อม โดยปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนจะลดลงมากที่สุดในบริเวณกระทบร้อน ทั้งนี้ เนื่องจากเมื่ออบรอยเชื่อมที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส จะทำให้โครเมียมสามารถแพร่ไปเดิมเต็ม บริเวณที่ขาดแคลนโครเมียมทั้งในบริเวณขอบเกรน และรอบอนุภาคกร์ไบด์ นอกจากนี้การ เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำยังสามารถหลีกเลี่ยงการเกิดอนุภาคโกรเมียมการ์ไบด์ที่เป็นสาเหตุของการ กัดกร่อนตามขอบเกรนได้

<mark>คำสำคัญ:</mark> กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม/การกัดกร่อนตามขอบเกรน/การเชื่อมโลหะต่าง ชนิด/ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน/เหล็กกล้าไร้สนิม

Thesis Title	Effect of Post Weld Heat Treatment on Intergranular Corrosion of TIG
	Dissimilar Welds between Stainless Steels Type 304 and 430
Thesis Credits	15
Candidate	Miss Piyanun Punburi
Thesis Advisor	Dr. Napachat Tareelap
Program	Master of Engineering
Field of Study	Materials Technology
Department	Materials Technology
Faculty	School of Energy, Environment and Materials
B.E.	2555

Abstract

Due to different heat treatment procedures being required to reduce intergranular corrosion (IGC) of austenitic stainless steel AISI 304 (ASS304) and ferritic stainless steel AISI430 (FSS430), this work is aimed to achieve post weld heat treatment procedure for the dissimilar weld between these metals. Heat treatment at a temperature of 900°C for 24 and 48 hours followed by water quenching was an appropriate post weld heat treatment in this study which indicated the reduction in Degree of Sensitization (DOS) throughout the weld. The extensive decrease in DOS was found at heat-affected zone. It could be explained that ageing at 900°C helped promote chromium diffusion to replenish the chromium-depleted zone at grain boundaries and around carbide precipitates. Furthermore, rapid cooling by water quenching could avoid the formation of chromium carbides as the cause of intergranular corrosion.

Keywords: Degree of Sensitization/Dissimilar Metal Weld/Intergranular Corrosion/Post Weld Heat Treatment/Stainless Steel

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ด้วยความร่วมมือจากบุคคล และหน่วยงานหลายฝ่าย ผู้วิจัย ขอขอบพระคุณอย่างสูงต่ออาจารย์ที่ปรึกษา ดร.นภฉัตร ธารีลาภ ที่กรุณาให้คำปรึกษา ให้ความเอาใจ ใส่ ให้แนวความคิด และแนวทางในการแก้ไขปัญหาต่าง ๆ รวมถึงเป็นแรงกระตุ้นที่ทำให้งานวิจัย และการเขียนวิทยานิพนธ์เสร็จลุล่วงไปด้วยดี นอกจากนี้ผู้วิจัยขอขอบพระคุณคณะกรรมการสอบ วิทยานิพนธ์ซึ่งประกอบด้วย ดร.นคร ศรีสุขุมบวรชัย และ ดร.มัณฑนา จริยาบูรณ์ มหาวิทยาลัยมหิดล ที่กรุณาประเมิน และให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัยนี้

ผู้วิจัยขอขอบคุณสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.) ที่สนับสนุนงบประมาณในการทำวิจัย ขอขอบคุณคณาจารย์สายวิชาเทคโนโลยีวัสดุที่ให้ความรู้ ความเข้าใจในการศึกษาแก่ข้าพเจ้า ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่สายวิชาเทคโนโลยีวัสดุ และเจ้าหน้าที่คณะพลังงานสิ่งแวคล้อมและวัสดุที่ อำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือ และงานเอกสารต่าง ๆ ขอขอบคุณอาจารย์มัณฑนา จริยาบูรณ์ ที่ให้เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคด้นแบบเพื่อนำมาออกแบบเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคในการทดลองนี้ ขอขอบคุณอาจารย์อรจีรา เดี่ยวณิชย์ อาจารย์กรุณา ตู้จินดา และคุณเกศราพร วทัญญ ภาควิชา วิศวกรรมเครื่องมือและวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการใช้เครื่องมือต่าง ๆ ขอขอบคุณ เพื่อน พี่ และน้อง ๆ ในสายวิชาเทคโนโลยีวัสดุที่ให้ความช่วยเหลือ และคำปรึกษาให้ งานวิจัยนี้สำเร็จไปได้ด้วยดี สุดท้ายนี้ผู้วิจัยขอขอบคุณพ่ออรรถพร พันบุรี และคุณแม่สำฤทธิ์ พันบุรี ที่เป็นกำลังใจ และให้การสนับสนุนในทุก ๆ ด้านค่ะ

สารบัญ

		۱	หน้า
บทศ์	าัดย่อภ	าษาไทย	ข
บทศ	าัดย่อภ	าษาอังกฤษ	ค
กิตศึ	ໂດรรมา	ประกาศ	1
สาร	บัญ		จ
รายเ	การตาร	ภาง	ณ
ราย	การรูป	ประกอบ	ល្ង
รายเ	การสัญ	ุลักษณ <i>์</i>	ณ
บทา์	10		
1.	บทนำ	I	1
	1.1	ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย	1
	1.2	วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
	1.3	ขอบเขตของการวิจัย	2
	1.4	ประโยชน์ที่กาดว่าจะได้รับ	2
_	-		_
2.	ทฤษร	าและงานวจยทเกยวของ 	3
	2.1	การกัดกร่อนและการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม	3
	2.2	เหล็กกล้าไร้สนิม	6
	2.2.1	โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก	6
	2.2.2	โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก	9
	2.3	การเชื่อมอาร์กทั้งสเตนและ โลหะวิทยาของรอยเชื่อม	12
	2.4	กรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน	14
	2.5	การทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรน	15
	2.5.1	การจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจากโครงสร้างหลังการกัดด้วยกรดออกซาลิก	16
	2.5.2	การศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธีทางไฟฟ้าเคมี	16

			หน้า
	2.6	งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	19
	2.6.1	การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม	19
	2.6.2	โลหะวิทยาของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430	24
	2.6.3	การศึกษาการกัดกร่อนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430	27
	2.6.4	กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน	28
	2.6.5	การตรวจสอบบริเวณขาดแคลน โครเมียม	30
3.	การดำ	าเนินงานวิจัย	33
	3.1	วัสดุ อุปกรณ์และสารเคมี	33
	3.1.1	วัสดุและอุปกรณ์	33
	3.1.2	สารเคมี	34
	3.2	การเตรียมสารละลาย	34
	3.2.1	การเตรียมสารละลายเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค	34
	3.2.2	การเตรียมสารละลายกรคออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก	34
	3.2.3	การเตรียมสารละลายเพื่อศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิค	
		DL-EPR	35
	3.3	เครื่องมือวิเคราะห์และทคสอบ	35
	3.4	ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัย	36
	3.4.1	การเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ในการศึกษาวิจัย	36
	3.4.2	สภาวะของกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ศึกษา	37
	3.4.3	การศึกษาโครงสร้างจุลภาค	39
	3.4.4	การวัคความแข็งจุลภาคเพื่อแบ่งบริเวณของรอยเชื่อม	39
	3.4.5	การวัคความแข็งจุลภาคเพื่อระบุเฟสที่เกิดขึ้นบนรอยเชื่อม	40
	3.4.6	การจัคระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจากโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วย	
		กรดออกซาลิก	40
	3.4.7	การศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิค DL-EPR	42
	3.4.8	การตรวจสอบอนุภาคโลหะคาร์ไบด์ และบริเวณขาดแคลนโครเมียม	43

4.	ผลกา	รทดลองและอภิปรายผลการทดลอง	46
	4.1	องค์ประกอบทางเคมีของ ASS304 และ FSS430	46
	4.2	โครงสร้างจุลภาคของ ASS 304 และ FSS 430	46
	4.3	การกัคร่อนตามขอบเกรนของ ASS 304 และ FSS 430	47
	4.3.1	ระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430	47
	4.3.2	ปริมาณการกัดกร่อนของ ASS304 และ FSS430	48
	4.4	การศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ	
		ASS304 และ FSS430	50
	4.4.1	ผลการอบในสภาวะ Sensitization ของ ASS304 ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน	50
	4.4.2	ผลการอบในสภาวะ Sensitization ของ FSS430 ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน	56
	4.4.3	ผลการอบในสภาวะ Non-sensitization ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน	62
	4.5	การวัคความแข็งจุลภาคเพื่อใช้แบ่งบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304	
		และ FSS430	72
	4.6	โครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430	73
	4.7	ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม	74
	4.8	การศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อนตามขอบ	
		เกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430	78
	4.8.1	สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 บนรอยเชื่อม	78
	4.8.2	สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 บนรอยเชื่อม	82
	4.8.3	สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อม	86
	4.9	การตรวจสอบอนุภาก โครเมียมการ์ ใบด์ และบริเวณขาดแกลน โกรเมียมที่ขอบเกรน	90

หน้า

			หน้า
5.	ឥត្ថ	ปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	96
	5.1	สรุปผลการทคลอง	96
	5.2	ข้อเสนอแนะ	97
เอก	สารส์	ว้างอิง	98
ภาค	ผนว	ງຄ	
	ก.	ความแข็งจุลภาคของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430	107
	ข.	การปรับเปลี่ยนสภาวะการทดลองสำหรับศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน	
		ด้วยเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค	110
	ค.	ผลงานที่ได้รับการตีพิมพ์	113
ประ	ະວັຕີຜູ້	ົງຈັຍ	128

R

รายการตาราง

ตาราง	หน้า
3.1 มวลของสารเคมีที่ใช้เพื่อเตรียมสารละลายสำหรับทคสอบการกัคกร่อนตามขอบเกรน	
ด้วยวิธี DL-EPR	35
3.2 สภาวะที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนของ ASS304, FSS430 และรอยเชื่อมระหว่าง	
ASS304 และ FSS430	38
4.1 องก์ประกอบทางเกมี (ร้อยละ โดยน้ำหนัก) ของ ASS304 และ FSS430 ที่ใช้ในงานวิจัยนี้	46
4.2 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทคสอบ DL-EPR ของ ASS304	
และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส	55
4.3 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304	
และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส	61
4.4 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304	
และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	70
4.5 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ	
FSS430	77
4.6 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิก	
ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส	81
4.7 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิก	
ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส	85
4.8 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิก	
ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	89

รายการรูปประกอบ

รูป	หน้า
2.1 การลดลงของปริมาณโครเมียมในบริเวณใกล้ขอบเกรน	5
2.2 อนุภาคคาร์ไบค์ และ Depleted Zone (a) แบบไม่ต่อเนื่อง และ (b) แบบต่อเนื่องบริเวณ	
ขอบเกรน	5
2.3 แผนภาพเฟสของเหล็ก-โครเมียม	7
2.4 แผนภาพเฟสของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิคเฟอร์ริติกที่มีโครเมียมร้อยละ17 โดยน้ำหนัก	
(AISI 430)	8
2.5 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลา ต่อการเกิดอนุภาค โครเมียมคาร์ ใบด์ในเหล็กกล้า	
ไร้สนิมเฟอร์ริติกเกรค 430 ที่มีปริมาณการ์บอนร้อยละ 0.08 โคยน้ำหนัก (K คือ โครเมียม	
คาร์ไบด์)	9
2.6 การละลายของอะตอมการ์บอนในเหล็กที่มีโครงผลึกแบบ (a) Face Centered Cubic	
(ออสเตในตั้) และ (b) Body Centered Cubic (เฟอร์ไรต์)	10
2.7 (a) แผนภาพเฟสของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกที่ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 18	
โดยน้ำหนักและนิกเกิลร้อยละ 8โดยน้ำหนัก (b) ภาพขยายขีดจำกัดการละลายของปริมาณ	
คาร์บอนที่ทำเกิดโลหะคาร์ไบด์ (M ₂₃ C ₆)	10
2.8 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณคาร์บอน อุณหภูมิและระยะเวลาการเกิดอนุภาคโครเมียม	
คาร์ไบค์ของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก	11
2.9 แผนภาพการเชื่อมอาร์กทั้งสเตน	12
2.10 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาในบริเวณต่าง ๆ ของ	
รอยเชื่อม	13
2.11 การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดออสเตนิติก ระดับ (a) Step (b) Dual	
และ (c) Ditch (โครงสร้างจุลภาคหลังจากกัดด้วยกรดออกซาลิกตามมาตรฐาน ASTM A262	
Practice A)	16
2.12 แผนภาพการทคสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิชี DL-EPR	18
2.13 โครงสร้างจุลภาคของ (a) ASS304 (As-received) และ (b) ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
650 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 5 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ หลังการกัคค้วยกรคออกซาลิก	19
2.14 โครงสร้างจุลภาคหลังกัดด้วยกรดออกซาลิกของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
650 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 10 นาที (b) 1 ชั่วโมงและ (c) 5 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ	20

รูป(ต่อ)

2.15 ภาพถ่าย SEM บริเวณที่ทำการทคสอบ DL-EPR แสคง (a) การกัคกร่อนของเฟสมาร์-	
เทนไซต์ (M) และ (b) อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่พบบริเวณขอบเกรนและในเกรนมาร์-	
เทนไซต์ ของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง	
แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ	21
2.16 ลักษณะการกัดกร่อนในบริเวณที่ทำการทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่	
อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ หลังจากนั้นทำการ	
อบที่อุณหภูมิ 850 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 30 นาทีแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ	22
2.17 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทำการทดสอบ DL-EPR ด้วยสารละลายที่ (a) มีการเติม	
NH₄SCN เข้มข้น 0.01 โมลาร์ และ (b) ไม่มีการเติม NH₄SCN	22
2.18 (a) กราฟ DL-EPR ที่แสดงค่า I, สูงกว่าปกติ และ (b) การกัดกร่อนบริเวณเฟสมาร์เทนไซต์	
และการกัดกร่อนที่บริเวณอื่น เมื่อใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 0.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที	23
2.19 (a) กราฟ DL-EPR ที่แสดงค่า I, ที่ถูกต้อง และ (b) การกัดกร่อนที่เกิดขึ้นเฉพาะตามขอบ-	
เกรน เมื่อใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าเป็น 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที	24
2.20 ก่ากวามแข็งจุลภากที่บริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และFSS430	25
2.21 (a) แผนภาพบริเวณต่าง ๆ บนรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 และ โครงสร้าง	
จุลภาค (b) บริเวณ HAZ ด้าน FSS430 (c) บริเวณ FZ (หรือ WZ) และ (d) บริเวณ HAZ	
ด้าน ASS304	25
2.22 โครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อม FSS430 บริเวณ (a) HAZ ใกล้กับ WZ (b) HAZ ห่างจาก	
WZ และ (c) โลหะพื้น	27
2.23 แผนภาพเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค	28
2.24 (a) ภาพถ่าย TEM บริเวณขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติกซึ่งผ่านการทำ	
Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1300 องศาเซลเซียส และอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส	
(b) บริเวณที่ทำการวิเคราะห์ปริมาณโครเมียมด้วยเทคนิค STEM-EDS แบบ Line scan และ	
ร้อยละ โดยมวลของปริมาณ โครเมียมที่วัด ได้ตาม (c) Line A (d) Line B และ (e) Line C	31
2.25 (a) 3DAP Element Maps แสดงการกระจายตัวของธาตุไทเทเนียม คาร์บอน โครเมียม	
บริเวณขอบเกรน และ (b) กราฟแสดงปริมาณธาตุบริเวณขอบเกรนและบริเวณใกล้เคียง	32
3.1 การเตรียมรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430	36
3.2 บริเวณผิวหน้าของชิ้นงานที่ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค	39
3.3 การเตรียมชิ้นงานรอยเชื่อมเพื่อใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค	39
3.4 การวัดความแข็งจุลภาคของรอยเชื่อม	40
3.5 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการกัดไฟฟ้าด้วยกรดออกซาลิก	41

หน้า

รูป(ต่อ) ห	น้ำ
3.6	แผนภาพการกัดไฟฟ้าด้วยกรดออกซาลิกเพื่อจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรน	41
3.7	เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคที่ใช้สำหรับศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณ	
	รอยเชื่อม	42
3.8	ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัยส่วนที่ 1	44
3.9	ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัยส่วนที่ 2	45
4.1	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของ (a) ASS304 และ (b) FSS430	
	ที่ทำการกัดด้วยสารละลายกรดผสม HCl และ ${ m H_2O_2}$	47
4.2	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของ (a) ASS304 (c) FSS430 และ	
	ภาพถ่าย SEM ของ (b) ASS 304 (d) FSS 430 หลังการกัดด้วยกรดออกซาลิกตามมาตรฐาน	
	ASTM A262 Practice A	48
4.3	(a) กราฟ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 และลักษณะการกัดกร่อนของ (b) ASS304	
	และ (c) FSS430 ในบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR	49
4.4	ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส	
	แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวน	
	การทางความร้อน	51
4.5	ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS 304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
	800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้	
	เย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับ ASS304 ที่ผ่านการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง	
	และ (f) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวอย่างรวคเร็วในน้ำ	52
4.6	ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส	
	แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวน	
	การทางความร้อน	53
4.7	ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
	800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็น	
	ตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง และ (f) 10 ชั่วโมง	
	แล้วมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ	54
4.8	ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส	
	แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวน	
	การทางความร้อน	56

IJ

- 4.9 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวใน (a) อากาศ และ (b) น้ำ 4.10 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศา-เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ ผ่านกระบวนการทางความร้อน 4.11 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS 430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ เย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง และ (f) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ
- 4.12 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ้แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบ เทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวน การทางความร้อน 62
- 4.13 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง และ (b) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (c) 1 ชั่วโมง และ (d) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ
- 4.14 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ้แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ ไม่ผ่านกระบวน การทางความร้อน
- 4.15 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS 430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง และ (b) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ้เปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (c) 1 ชั่วโมง และ (d) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ
- 4.16 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ้เป็นเวลา 1-48 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับการเย็นตัว ในน้ำและกับ สภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน
- 4.17 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ้เป็นเวลา 1-48 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำและกับ สภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน
- 4.18 ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 24 ชั่วโมง (b) 36 ชั่วโมง และ (c) 48 ชั่วโมง แล้วผ่าน การเย็นตัวในน้ำเปรียบเทียบกับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิเดียวกันเป็นเวลา (d) 24 ชั่วโมง (e) 36 ชั่วโมง และ (f) 48 ชั่วโมง แล้วผ่านการเย็นตัวในน้ำ

ຈຼິ

หน้า

57

58

59

63

64

65

66

67

รูป(ต่อ)	หน้า
4.19 ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านกระบวนการทาง	
ความร้อนหลังการเชื่อมเปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน	
(As-welded)	72
4.20 โครงสร้างจุลภาคของ (a) รอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 (b) บริเวณ HAZ	
ด้าน ASS304 (c) บริเวณ WZ และ (d) บริเวณ HAZ ด้าน FSS430 ที่กัดไฟฟ้าด้วยสาร	
ละลายกรคออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โคยน้ำหนัก เป็นเวลา 90 วินาที	73
4.21 (a) กราฟ DL-EPR ของบริเวณต่าง ๆ ตามรอยเชื่อม และลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ	
DL-EPR ในบริเวณ (b) BM ของ ASS304 (c) HAZ ของ ASS304 (d) WZ (e) HAZ ของ	
FSS430 และ (f) BM ของ FSS430	76
4.22 ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการ	
อบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ	79
4.23 ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ	
ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อมทิก	
ระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา	
10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ	80
4.24 ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการ	
อบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ	82
4.25 ลักษณะการกัคกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ	
ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อมทิก	
ระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา	
24 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ	83
4.26 ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการ	
อบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ	86
4.27 ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ	
ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อมทิก	
ระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา	
24 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ	87
4.28 การตรวจสอบปริมาณ โครเมียม ด้วยเทคนิค SEM-EDS แบบ point-by-point บริเวณ	
(a) ภายในเกรน และ (b) ขอบเกรน เปรียบเทียบกับ (c) การตรวจสอบแบบ line Scan	
ผ่านขอบเกรน ของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส	
เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ	91

รูป(ต่อ)	น้ำ
4.29 การตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณขอบเกรนด้วยเทกนิก SEM-EDS แบบ Line Scan ของ	
As-received FSS430	92
4.30 การตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณอนุภาคสีขาวด้วยเทคนิค SEM-EDS	93
4.31 ภาพถ่าย FE-SEM ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา	
1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ ผ่านการกัดกรดผสม HCl และ H ₂ O ₂	94
4.32 ภาพถ่าย SEM บริเวณขอบเกรนของ (a) ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	
เป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ เปรียบเทียบกับ อนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์ ที่พบใน	
(b) โลหะผสมนิกเกิล-โครเมียม และ (c) เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก AISI 321	94
ก. 1 ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
800 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ	.08
ก. 2 ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
900 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ	09
ก. 3 ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ	
1100 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ	09
ข. 1 กราฟ DL-EPR บริเวณ BM ของ FSS430 เมื่อทำการทดสอบในสารละลายผสม	
โพแทสเซียม ใตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.01โมลาร์ และกรคซัลฟิวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์	
ด้วยอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 1.67 มิลลิโวลต์ต่อวินาที	11
ข. 2 กราฟ DL-EPR บริเวณ BM ของ FSS430 เมื่อทำการทดสอบในสารละลายผสม	
โพแทสเซียมใตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.001โมลาร์ และกรคซัลฟิวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์	
ด้วยอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที	12

ମ୍ମା

รายการสัญลักษณ์

Å = อังสตรอม

A/cm² = แอมแปร์ต่อตารางเซนติเมตร

บทที่ 1 บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

เหล็กกล้าไร้สนิมมีการใช้งานอย่างกว้างขวางทั้งในงานด้านสถาปัตยกรรม โครงสร้างอาคาร อุตสาหกรรมเกมี และอุปกรณ์ในโรงไฟฟ้า [1-5] เหล็กกล้าไร้สนิมนิยมนำมาเชื่อมต่อกันเป็นอุปกรณ์ ้หรือชิ้นส่วนต่างๆ โดยการเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมนี้อาจเป็นได้ทั้งการเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด เดียวกัน [6-10] เชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมต่างชนิดกัน [4, 11-13] หรือเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมกับโลหะ ้ชนิดอื่น [14] ซึ่งการเชื่อม โลหะต่างชนิดนี้เป็นการเชื่อม โลหะที่ได้รับความสนใจเนื่องจากสามารถลด ้ค่าใช้จ่ายของวัสดุลงได้เพราะไม่จำเป็นต้องใช้โลหะที่มีราคาแพงตลอดทั้งชิ้นงาน หากวัสดุที่มีราคา ้ถูกกว่าสามารถใช้งานในสภาวะนั้น ๆ ได้ สำหรับการเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมต่างชนิดระหว่างกลุ่มของ เฟอร์ริติก (Ferritic Stainless Steel; FSS) และออสเตนิติก (Austenitic Stainless Steel; ASS) ที่จะ ทำการศึกษานี้ มักนิยมนำไปใช้งานเป็นท่อ Superheater และ Energy Conversion System [4] ใน ้ โรงไฟฟ้า โดยเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกจะถูกนำไปใช้งานในส่วนที่อุณหภูมิต่ำ ในขณะที่เหล็กกล้า ้ไร้สนิมออสเตนิติกจะนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงเนื่องจากมีความต้านทานการคืบสูง (Creep Strength) และต้านทานการเกิดออกซิเดชัน (Oxidation) ใด้ดีกว่าชนิดเฟอร์ริติก [4, 13] แต่การเชื่อมนั้นต้องใช้ ้ความร้อนสูงมากกว่า 2000 องศาเซลเซียส [15, 16] เพื่อหลอมโลหะเข้าด้วยกัน ซึ่งผลดังกล่าวทำให้ ้โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมเปลี่ยนแปลงไป และยังส่งผลต่อความต้านทานการกัดกร่อนด้วย โดยการกัดกร่อนหลักที่เกิดขึ้นบนรอยเชื่อมได้แก่ การกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion: IGC) ซึ่งจะได้ศึกษาในงานวิจัยนี้

กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม (Post Weld Heat Treatment; PWHT) เป็นวิธีหนึ่ง ที่นำมาใช้ เพื่อลดความเค้นตกค้างและปรับปรุงสมบัติค้านความต้านทานการกัดกร่อนของรอยเชื่อม [17, 18] แต่ เนื่องจากงานวิจัยนี้ทำการศึกษารอยเชื่อมต่างชนิดระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 ซึ่ง มีกระบวนการทางความร้อนเพื่อใช้ลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนต่างกัน [3, 19-21] ดังนั้นในงานวิจัย นี้จึงทำการศึกษากระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมของรอยเชื่อมดังกล่าว เพื่อลดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นและเพื่อความเข้าใจเกี่ยวกับผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อน ตามขอบเกรนขี่เกิดขึ้นและเพื่อความเข้าใจเกี่ยวกับผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อน กามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด จึงมีการศึกษาผลดังกล่าวเพิ่มเติมก่อน ดังแสดงในผล การทดลอง

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

- เพื่อศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430
- เพื่อศึกษากระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมสำหรับลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอย เชื่อมทิกระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

- ศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430 โดยทำการแปรปัจจัยต่าง ๆ ได้แก่ อุณหภูมิ เวลาในการอบชิ้นงาน และวิธีการเย็นตัว แล้วศึกษา ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิค Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR)
- ศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม ได้แก่ อุณหภูมิ เวลาที่ใช้ในการอบรอย เชื่อม และวิธีการเย็นตัวต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 โดยทำการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมด้วยเทคนิค DL-EPR ด้วยเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค (Microelectrochemical Cell) ขนาดพื้นที่ทดสอบ 1 ตาราง มิลลิเมตร

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

มีความเข้าใจถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก 304 และ เฟอร์ริติก 430 เมื่อมีการใช้งานในสภาวะต่าง ๆ และเข้าถึงผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการ เชื่อมต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม เพื่อเป็นแนวทางในการนำ กระบวนการทางความร้อนดังกล่าวมาใช้ลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นกับรอยเชื่อม ทิกระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก 304 และเฟอร์ริติก 430

บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาถึงผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อนของ รอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 เพื่อให้เข้าใจถึงความสัมพันธ์ดังกล่าว ในบทนี้จึงขอ อธิบายถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรน โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิม การเชื่อมทิก กระบวนการทาง ความร้อนหลังการเชื่อม รวมถึงทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ดังรายละเอียดต่อไปนี้

2.1 การกัดกร่อนและการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม

เหล็กกล้าไร้สนิมคือ เหล็กกล้าคาร์บอนที่มีโครเมียมเป็นธาตุผสมหลักมากกว่าร้อยละ 11 โดยน้ำหนัก [22, 23] โดยโครเมียมจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนในบรรยากาศ เกิดเป็นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ (Airformed Chromium Oxide Film; Cr₂O₃) [19, 23, 24] ที่มีความหนาประมาณ 10 นาโนเมตร [19] เคลือบป้องกันอยู่บนผิวโลหะ จึงสามารถป้องกันการกัดกร่อนได้ นอกจากนั้นฟิล์มชนิดนี้ยังเป็นฟิล์ม ที่สามารถซ่อมแซมตัวเองได้เมื่อความเสียหาย เช่นการขูดขีด เป็นต้น [25] อย่างไรก็ตามหากมีการนำ เหล็กกล้าไร้สนิมไปใช้งานในสภาวะที่ไม่เหมาะสมก็สามารถทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการกัดกร่อน ได้ ดังนั้นจึงขอกล่าวถึงการกัดกร่อนทั่วไปที่เกิดกับเหล็กกล้าไร้สนิมดังต่อไปนี้

การกัดกร่อนเกิดจากปฏิกิริยาทางเคมีหรือไฟฟ้าเคมีระหว่างโลหะกับสิ่งแวดล้อมแล้วทำให้เกิดการ เสื่อมสภาพของโลหะ [3, 21, 26, 27] โดยการกัดกร่อนจะเกิดขึ้นได้นั้นต้องประกอบด้วย 4 องก์ประกอบดังต่อไปนี้

 แอโนด (Anode) เป็นบริเวณที่เกิดการกัดกร่อนหรือปฏิกิริยาออกซิเดชัน ซึ่งมีการสูญเสีย อิเล็กตรอน ดังสมการที่ (2.1)

$$M^0 \to M^{n+} + ne^-$$
 (2.1)

 แกโทด (Cathode) เป็นบริเวณที่เกิดปฏิกิริยารีดักชัน หรือมีการรับอิเล็กตรอน โดยปฏิกิริยาที่ เกิดขึ้นจะขึ้นอยู่กับสภาวะแวดล้อมที่โลหะนั้นสัมผัส หากโลหะอยู่ในสภาวะกรด ปฏิกิริยาที่ เกิดขึ้นจะเป็น ดังสมการที่ (2.2) - (2.3) หากโลหะอยู่ในสภาวะเป็นกลางหรือด่างปฏิกิริยาที่เกิดขึ้น จะเป็น ดังสมการที่ (2.4) - (2.5) [21] สภาวะกรด $2H^+ + 2e^- \rightarrow H_2$ (2.2)

 $0_2 + 4H^+ + 4e^- \rightarrow 2H_20$ (2.3)

สภาวะกลางหรือด่าง
$$2H_2O + 2e^- \rightarrow H_2 + 2OH^-$$
 (2.4)

$$0_2 + 2H_20 + 4e^- \to 40H^-$$
 (2.5)

3. ตัวนำไฟฟ้า (Conductor) เป็นตัวกลางให้อิเล็กตรอนเคลื่อนที่ได้

4. สารละลายอิเล็กโตรไลท์ (Electrolyte) หรือสารละลายที่สามารถนำไฟฟ้าได้

นอกจากการกัดกร่อนจะเกิดขึ้นเมื่อนำเหล็กกล้าไร้สนิมไปใช้งานในสภาวะที่ไม่เหมาะสมแล้วการ กัดกร่อนยังสามารถเกิดขึ้นได้แม้เป็นโลหะชิ้นเดียวกัน เนื่องจากโลหะนั้นอาจไม่มีความเป็นเนื้อ เดียวกัน (Heterogeneous) ประกอบด้วยอนุภาคสารประกอบตกผลึก (Precipitate) หรือมีส่วนผสมทาง เคมี (Chemical Composition) ต่างกัน จึงทำให้เกิดเป็นเซลล์การกัดกร่อนขึ้น การกัดกร่อนที่เกิดใน โลหะมีหลายรูปแบบ แต่ในงานวิจัยนี้เป็นการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรน จึงขอกล่าวถึงกลไก การกัดกร่อนตามขอบเกรนดังนี้

การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม

การกัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นเนื่องจากความแตกต่างของส่วนผสมทางเคมีระหว่างบริเวณ ขอบเกรนและภายในเกรน ในกรณีของเหล็กกล้าไร้สนิมเมื่อได้รับความร้อนในช่วงหนึ่งที่เรียกว่า sensitization จะทำให้เกิดการตกผลึก (Precipitation) ของโลหะการ์ไบด์ (Metal Carbide) เช่น M₂₃C₆, M₇C₃ เป็นจำนวนมาก โดยอนุภาคเหล่านี้ส่วนใหญ่จะเป็นอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ (Cr₂₃C₆, Cr₇C₃) [17, 19, 23, 28] ซึ่งมักพบที่ขอบเกรน ซึ่งอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์นี้ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก เป็นผลให้รอบ ๆ อนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ในบริเวณขอบเกรนมีโครเมียมต่ำลง [17, 19, 28, 29] จนน้อยกว่าร้อยละ 11 โดยน้ำหนัก จึงทำให้บริเวณขอบเกรนเกิดการกัดกร่อนได้ง่าย โดยจะ เรียกบริเวณที่มีโกรเมียมลดน้อยลงว่าเป็นบริเวณที่ขาดแกลนโครเมียมหรือ Cr-depleted Zone [1, 2, 17, 19, 21] ดังแสดงในรูปที่ 2.1 อย่างไรก็ตามอนุภาคโลหะการ์ไบด์นี้อาจประกอบด้วยโลหะชนิดอื่น นอกเหนือจากโครเมียมเช่น เหล็ก และโมลิบดีนัม เป็นต้น จึงทำให้บริเวณรอบ ๆ โลหะการ์ไบด์ เหล่านั้นเกิดการขาดแกลนธาตุดังกล่าว จึงเรียกบริเวณที่ขาดแกลนโลหะเหล่านั้นว่า Metal-depleted Zone

อย่างไรก็ตามสำหรับเหล็กกล้าไร้สนิมการกัดกร่อนตามขอบเกรนส่วนมากจะพบว่าเกิดจากมือนุภาค โครเมียมการ์ไบค์อยู่ตามขอบเกรน ซึ่งการที่อะตอมการ์บอนและโครเมียม มีการแพร่ไปยังขอบเกรน และเกิดเป็นอนุภากโครเมียมการ์ไบค์มากกว่าที่จะแพร่ไปเกิดเป็นโครเมียมการ์ไบค์บริเวณอื่นนั้น เนื่องจากที่ขอบเกรนมีพลังงานอิสระ (Free Energy) สูงจึงทำให้ที่ขอบเกรนเป็นบริเวณที่เกิดนิวเคลียส ใหม่ (Nucleation Site) ได้ง่ายกว่าบริเวณอื่น [30]



รูปที่ 2.1 การลดลงของปริมาณโครเมียมในบริเวณใกล้ขอบเกรน [17]

ทั้งนี้หากอนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์ที่ขอบเกรนมีปริมาณไม่มาก มีการเว้นระยะห่างระหว่างอนุภาค หรือเป็น Discontinuous Precipitation จะทำให้บริเวณ Cr-depleted Zone มีลักษณะที่ไม่ต่อเนื่องคังรูป ที่ 2.2 (a) แต่หากโครเมียมคาร์ไบค์ที่อยู่บริเวณขอบเกรนมีปริมาณมากพอและอยู่ใกล้กันหรือมีความ ต่อเนื่องเป็น Continuous Precipitation และจะเกิค Cr-depleted Zone ล้อมรอบขอบเกรนอย่างสมบูรณ์ คังรูปที่ 2.2 (b)



รูปที่ 2.2 อนุภาคการ์ไบด์ และ Depleted Zone (a) แบบไม่ต่อเนื่อง และ (b) แบบต่อเนื่องบริเวณ ขอบเกรน [19]

จะเห็นว่าการกัดกร่อนตามขอบเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดจากการมีอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่ ขอบเกรนเป็นสำคัญ ซึ่งการเกิดอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์นี้จะขึ้นกับโลหะวิทยา และสภาวะการใช้ งานของเหล็กกล้าไร้สนิมแต่ละชนิดดังจะกล่าวในหัวข้อต่อไป

2.2 เหล็กกล้าไร้สนิม

โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมแบ่งเป็น 5 ชนิด ได้แก่ เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก (Austenitic), เฟอร์ริ ติก (Ferritic), มาร์เทนซิติก (Martensitic), ดูเพล็กซ์ (Duplex) และเหล็กกล้าไร้สนิมความแข็งสูง (Precipitation-Hardening) และเนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิมแต่ละชนิดมีส่วนผสมทางเคมีต่างกัน จึงทำ ให้มีวัฏภาคพื้นหรือเฟสพื้น (Matrix Phase) ต่างกันด้วย เป็นผลให้เหล็กกล้าไร้สนิมแต่ละชนิดมี สมบัติด้านความด้านทานการกัดกร่อนและสมบัติทางกลต่างกัน โดยในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาการ กัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดออสเตนิติกและเฟอร์ริติก จึงขอ อธิบายถึงโลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิดดังต่อไปนี้

2.2.1 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก

เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 12-30 โดยน้ำหนัก และปริมาณคาร์บอนต่ำ กว่าร้อยละ 0.12 โดยน้ำหนัก [23] นอกนั้นเป็นเหล็ก ตัวอย่างของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้เช่น เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 430 (FSS430) และAISI 409 (FSS409) เป็นต้น เนื่องจากเหล็กกล้า ไร้สนิมชนิดนี้ประกอบด้วยธาตุโครเมียมซึ่งเป็นธาตุที่ทำให้เฟสเฟอร์ไรต์เสถียร (Ferrite Stabilizer) จึงทำให้โครงสร้างพื้น (Matrix) ของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ (**Q**-ferrite) [23, 25, 26] ดังแผนภาพเฟส Fe-Cr ในรูปที่ 2.3



ร**ูปที่ 2.3** แผนภาพเฟสของเหล็ก-โครเมียม [25]

ดังที่กล่าวมาแล้วว่า เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ประกอบด้วยเหล็ก โครเมียมและคาร์บอน เมื่อเกิดการ ละลายหรือเกิดเป็นสารละลายของแข็ง (Solid Solution) อะตอมการ์บอน (รัศมี 0.77 Å) ที่มีขนาดเล็ก กว่าอะตอมของเหล็ก (รัศมี 1.28 Å) จะแทรกตัว (Interstitial) เข้าไปในโครงสร้างผลึกที่เป็น Body Centered Cubic (BCC) ของเหล็ก ในขณะที่อะตอมของโครเมียม (รัศมี 1.25 Å) ซึ่งมีขนาดใกล้เคียง กับอะตอมของเหล็กจะเกิดการละลายแบบแทนที่ (Substitutional) หากพิจารณาการละลายของ การ์บอนในเฟสเฟอร์ไรต์ (การละลายของการ์บอนมีผลต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน) มีรายงานว่า [3, 17, 19-21, 23, 24] การ์บอนมีการละลายในเฟสเฟอร์ไรด์ได้น้อย เนื่องจากช่องว่างภายในโครงผลึก BCC มีน้อยจึงทำให้อะตอมการ์บอนไม่สามารถแทรกตัวเข้าไปได้ จึงเหลืออะตอมการ์บอนอิสระ (Free Carbon Atom) ที่สามารถไปรวมตัวกับโครเมียม กลายเป็นอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ได้เป็น จำนวนมาก นอกจากนี้ยังมีรายงาน [3, 19, 20, 23] ว่าการแพร่ของอะตอมการ์บอนและโครเมียมใน เฟสเฟอร์ไรต์เกิดขึ้นได้เร็ว จึงทำให้สามารถเกิดอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ได้มากและรวดเร็ว จาก แผนภาพเฟสของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 430 ในรูปที่ 2.4 จะเห็นว่าแม้ในเหล็กกล้า ไร้สนิมชนิดนี้จะมีปริมาฉการ์บอนน้อยกว่าร้อยละ 0.05 โดยน้ำหนัก ก็ยังสามารถพบอนุภาค โครเมียมการ์ไบด์ (C,) ตกผลึกร่วมกับเฟสเฟอร์ไรด์ที่อุนหภูมิต่าได้ [3, 20, 21]



ร**ูปที่ 2.4** แผนภาพเฟสของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิคเฟอร์ริติกที่มีโครเมียมร้อยละ17 โคยน้ำหนัก (AISI 430) [17]

หากเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกได้รับอุณหภูมิเฉพาะในช่วงอุณหภูมิ Sensitization 925-1100 องศา-เซลเซียส ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิที่คาร์บอนสามารถละลายในเฟสเฟอร์ไรต์ได้ต่ำลง [17, 19-21, 24] จะ ทำให้เหลือคาร์บอนอิสระอยู่เป็นจำนวนมาก และคาร์บอนอิสระเหล่านั้นมักจะแพร่ไปที่ขอบเกรน เพื่อรวมตัวกับโครเมียมเกิดเป็นโครเมียมการ์ไบด์ (Cr₂₃C₆, Cr₇C₃) [28] และเกิดการกัดร่อนตามขอบ เกรนขึ้น แต่หากเป็นช่วงอุณหภูมิต่ำที่ 425-925 องศาเซลเซียส ซึ่งไม่ใช่อุณหภูมิ Sensitization ของ เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ การแพร่ของโครเมียมจะเกิดได้เร็วขึ้น ทำให้โครเมียมสามารถแพร่ออกมาทั้ง จากอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ และจากภายในเกรนเพื่อมาเติมเตีมบริเวณ Cr-depleted Zone ที่ขอบ เกรนจึงช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนลงได้ [19, 20, 26, 27] แต่อย่างไรก็ตามภายในเกรนก็ยังคงมี อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์อยู่เนื่องจากการละลายของคาร์บอนในเฟสเฟอร์ไรต์ต่ำ [20, 25] นอกจากนั้น เมื่อพิจารณาถึงผลการเย็นตัวหลังจากได้รับกวามร้อนที่อุณหภูมิสูงในรูปที่ 2.5 พบว่าต้องใช้อัตราการ เย็นตัวอย่างรวดเร็ว (น้อยกว่า 5 วินาที) จึงจะสามารถเลี่ยงการเกิดอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ (K ใน รูป ที่ 2.5) ได้ [3]



ร**ูปที่ 2.5** ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและเวลา ต่อการเกิดอนุภาค โครเมียมคาร์ไบค์ในเหล็กกล้า ใร้สนิมเฟอร์ริติกเกรด 430 ที่มีปริมาณการ์บอนร้อยละ 0.08 โดยน้ำหนัก (K คือโครเมียม การ์ไบด์) [3]

2.2.2 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก

เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 16-25 โดยน้ำหนัก คาร์บอนร้อยละ 0.08-0.25 โดยน้ำหนัก และมีนิกเกิลเป็นองค์ประกอบร้อยละ 8-20 โดยน้ำหนัก ส่วนที่เหลือเป็นเหล็ก เป็นที่ สังเกตว่าเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิดิกนี้จะมีนิกเกิลเป็นองค์ประกอบเพิ่มเติมจากองค์ประกอบของ เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก โดยนิกเกิลที่เดิมลงไปจะทำให้บริเวณที่เป็นเฟสออสเตไนต์หรือ Gamma Loop ในรูปที่ 2.3 ขยายใหญ่ขึ้นหรือมีเฟสออสเตไนต์มากขึ้นและหากมีธาตุนิกเกิลเป็นองค์ประกอบ ระหว่างร้อยละ 6-22 โดยน้ำหนัก จะทำให้เฟสออสเตไนต์มีความเสถียรที่อุณหภูมิห้อง [23] ดังนั้นใน เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้จึงมีเฟสออสเตไนต์เป็นเฟสพื้น สำหรับการละลายของอะตอมการ์บอนใน เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้มีความแตกต่างจากในเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิม ออสเตนิดิกมีเฟสพื้นเป็นเฟสออสเตไนต์ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ Face Centered Cubic (FCC) ที่ มีช่องว่างภายในโครงสร้างผลึกมากกว่าโครงสร้างผลึกแบบ BCC (เฟอร์ไรต์) จึงทำให้อะตอม การ์บอนสามารถเข้าไปแทรกในโครงสร้างผลึกของออสเตไนต์ที่เป็น FCC ได้มากกว่า [19, 23, 24] ดังรูปที่ 2.6 จึงเหลืออะตอมการ์บอนอิสระที่จะไปรวมตัวกับโครเมียมเป็นอนุภาคโกรเมียมการ์ไบด์ได้ น้อยกว่าในเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก



ร**ูปที่ 2.6** การละลายของอะตอมการ์บอนในเหล็กที่มีโครงผลึกแบบ (a) Face Centered Cubic (ออสเตไนต์) และ (b) Body Centered Cubic (เฟอร์ไรต์) [31]

นอกจากนี้การละลายของอะตอมการ์บอนในเฟสออสเตในต์ยังขึ้นอยู่กับปริมาณการ์บอน และ อุณหภูมิ ดังแสดงในรูปที่ 2.7 (a) ด้วย โดยหากมีปริมาณการ์บอนมากกว่าร้อยละ 0.03 โดยน้ำหนัก การ์บอนจะละลายในเฟสออสเตในต์ได้ไม่หมด ทำให้เหลืออะตอมการ์บอนอิสระ ซึ่งสามารถไปรวม กับโลหะชนิดอื่นเกิดเป็นสารประกอบโลหะการ์ไบด์ (M₂₃C₆) (รูปที่ 2.7 (b)) โดยเฉพาะอย่างยิ่ง สารประกอบโครเมียมการ์ไบด์ (Cr₂₃C₆) ที่มีผลต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม [17, 23, 25]



ร**ูปที่ 2.7** (a) แผนภาพเฟสของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกที่ประกอบด้วยโครเมียมร้อยละ 18 โดยน้ำหนักและนิกเกิลร้อยละ 8โดยน้ำหนัก (b) ภาพขยายขีดจำกัดการละลายของ ปริมาณการ์บอนที่ทำเกิดโลหะการ์ไบด์ (M₂₃C₆) [25]

แม้ว่าอะตอมการ์บอนจะละลายในเฟสออสเตในต์ของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกได้มากกว่าเฟส เฟอร์ไรต์ของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก แต่หากเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกได้รับอุณหภูมิ Sensitization ในช่วงอุณหภูมิ 425-815 องศาเซลเซียส [17, 19-21, 23, 25, 32] จะทำให้อะตอม การ์บอนละลายในเฟสออสเตไนต์ได้น้อยลง จึงเหลืออะตอมการ์บอนอิสระที่จะแพร่ไปรวมกับ โครเมียม เกิดเป็นอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ (Cr₂₃C₆) ในบริเวณขอบเกรนได้มาก [23] อย่างไรก็ตาม หากนำเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกนี้ ไปอบที่อุณหภูมิในช่วง 1000-1100 องศาเซลเซียส อนุภาค โครเมียมการ์ไบด์จะเกิดการสลายตัว ทำให้โครเมียมและการ์บอนเกิดการละลายกลับ (Redissolve) เข้าไปในเฟสออสเตในต์เช่นเดิม [19, 21, 23, 33] และไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนขึ้น

ในการเกิดอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ และนำไปสู่การกัดกร่อนตามขอบเกรนนั้น ปริมาณคาร์บอนที่มี อยู่ในโลหะ อุณหภูมิ และระยะเวลาที่โลหะได้รับความร้อน ล้วนเป็นปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อการเกิด อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ทั้งสิ้น ดังแผนภาพความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณคาร์บอน อุณหภูมิ และ ระยะเวลาการได้รับความร้อน ในรูปที่ 2.8 ซึ่งจะเห็นได้ว่าหากโลหะมีปริมาณคาร์บอนมากจะสามารถ เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ได้เร็ว เช่น โลหะที่มีคาร์บอนร้อยละ 0.08 โดยน้ำหนัก หากมีการเย็นตัวในอัตรา ตามลูกสร จะใช้เวลาในการเกิดโครเมียมการ์ไบด์หรือเกิด Sensitization เป็นเวลา 40 วินาที ดังนั้นหาก ต้องการหลีกเลี่ยงการเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ จะต้องทำให้โลหะชนิดนี้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว (น้อยกว่า 40 วินาที) แต่หากโลหะมีปริมาณการ์บอนน้อยอัตราการเย็นตัวอาจไม่ต้องสูงมากก็สามารถหลีกเลี่ยงการ เกิดอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ได้ [3, 17, 19, 22]



ร**ูปที่ 2.8** ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณคาร์บอน อุณหภูมิและระยะเวลาการเกิดอนุภาคโครเมียม การ์ไบด์ของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก [3]

จะเห็นว่าเมื่อโลหะได้รับความร้อน (จากกระบวนการทางความร้อนหรือการเชื่อมในงานวิจัยนี้) จะทำ ให้โลหะเกิดการเปลี่ยนแปลง และมีผลต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน เพื่อให้เข้าใจถึงความสัมพันธ์ ดังกล่าวจึงขอกล่าวถึงรายละเอียดในหัวข้อต่อไป

2.3 การเชื่อมอาร์กทั้งสเตนและโลหะวิทยาของรอยเชื่อม

ในงานวิจัยนี้ใช้การเชื่อมอาร์กทังสเตน (Tungsten Inert Gas; TIG) หรือการเชื่อมทิก ในการเชื่อม ASS304 และ FSS430 เข้าด้วยกัน เพื่อให้เข้าใจถึงกระบวนการเชื่อมในหัวข้อนี้จึงอธิบายหลักการ เกี่ยวกับการเชื่อมอาร์กทังสเตนดังนี้

การเชื่อมอาร์ก (Arc Welding) หรือการเชื่อมไฟฟ้าเป็นการเชื่อมที่ใช้ความร้อนจากหัวอิเล็กโทรค ซึ่ง อาศัยหลักการ ไหลของกระแส ไฟฟ้าจากตัวนำไฟฟ้าตัวหนึ่งไปยังอีกตัวหนึ่งผ่านช่องว่างใน บรรยากาศของแก๊สปกกลุม (Shielding Gas) [34] สำหรับการเชื่อมอาร์กทังสเตน หัวอิเล็กโทรคทำ จากลวคทั้งสเตนซึ่งทำหน้าที่อาร์กให้ความร้อนแก่โลหะ [16, 35] ด้วยอุณหภูมิประมาณ 1950-2500 องศาเซลเซียส [15, 16] เพื่อทำให้โลหะเกิดการหลอมเหลวติดกัน ในขณะที่ทำการเชื่อมนั้นจะมีแก๊ส ปกกลุมไหลผ่าน Gas Nozzle มายังแนวเชื่อมเพื่อป้องกันไม่ให้อากาศที่อยู่รอบ ๆ ทำปฏิกิริยากับโลหะ หลอมเหลวซึ่งจะกลายเป็นสิ่งสกปรก (Inclusions) ในเนื้อโลหะเชื่อมได้ ส่วนมากแล้วแก๊สปกกลุมที่ ใช้จะเป็นแก๊สเฉื่อยเช่น อาร์กอน (Ar) และฮีเลียม (He) [16, 20] ดังรูปที่ 2.9 ในการเชื่อมชนิดนี้หาก โลหะมีความหนามากกว่า 4 มิลลิเมตร จะนิยมเติมลวดเชื่อม (Filler Rod) ในระหว่างการเชื่อมเพื่อเป็น ด้วประสานระหว่างโลหะทั้งสองชนิด [36]



ร**ูปที่ 2.9** แผนภาพการเชื่อมอาร์กทังสเตน [20]

เนื่องจากความร้อนที่ใช้ในการเชื่อมอาร์กทังสเตนสูงจนทำให้บริเวณรอยเชื่อมเกิดการหลอมละลาย ส่วนบริเวณรอบรอยเชื่อมจะได้รับความร้อนลดน้อยลงตามระยะห่างจากแนวเชื่อม ผลของความร้อน ดังกล่าวทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาที่แตกต่างกัน ส่งผลให้สมบัติต่าง ๆ รวมถึงสมบัติ ด้านความต้านทานการกัดกร่อนเปลี่ยนแปลงไป ดังจะอธิบายในหัวข้อต่อไป

โลหะวิทยาของรอยเชื่อม

เนื่องจากโลหะในแต่ละบริเวณได้รับอุณหภูมิระหว่างการเชื่อมไม่เท่ากัน โดยบริเวณที่เกิดการเชื่อม หรือบริเวณที่โลหะหลอมเหลวจะได้รับอุณหภูมิสูงที่สุด และลดหลั่นลงมาในบริเวณที่ห่างออกจาก รอยเชื่อม ด้วยความแตกต่างของอุณหภูมิที่โลหะได้รับต่างกัน จึงส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทาง โลหะวิทยาที่ต่างกัน ซึ่งสามารถแบ่งบริเวณต่าง ๆ ของโลหะที่ผ่านการเชื่อมเป็น 3 บริเวณดังรูปที่ 2.10



ร**ูปที่ 2.10** ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม [20]

บริเวณที่ 1 เป็นบริเวณเชื่อมหรือบริเวณหลอมละลาย (Weld Metal Zone; WZ, Fusion Zone; FZ) บริเวณนี้เป็นบริเวณที่โลหะได้รับความร้อนจากการเชื่อมโดยตรง โดยจะได้รับอุณหภูมิสูงไม่น้อยกว่า จุดหลอมเหลวของโลหะจึงทำให้โลหะเกิดการหลอมละลาย เมื่อมีการเย็นตัวจึงเกิดการแยกตัวของ ธาตุผสม (Segregation) และเกิดเฟสใหม่ (Recrystallization) [37] บริเวณที่ 2 เป็นบริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone; HAZ) เป็นบริเวณที่ได้รับความร้อนจากการ เชื่อม แต่ความร้อนนั้นไม่สูงมากพอที่จะทำให้โลหะหลอมละลาย เพียงแต่ทำให้เกิดเกรนโต (Grain Growth) เท่านั้น แต่อย่างไรก็ตามบริเวณ HAZ นี้มักเป็นบริเวณที่ได้รับอุณหภูมิครอบคลุมในช่วง อุณหภูมิ Sensitization (บริเวณสีเทา) จึงทำให้เกิดอนุภาคโลหะคาร์ไบด์หรือเฟสทุติยภูมิ (Secondary Phase) ขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งในบริเวณขอบเกรน ซึ่งจะมีผลทำให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ตามมา [37]

บริเวณที่ 3 เป็นบริเวณที่ไม่ได้รับผลกระทบทางความร้อน (Unaffected Base Metal Zone; BM) หรือที่ เรียกว่าบริเวณโลหะพื้น เป็นบริเวณที่ไม่ได้รับความร้อนจากการเชื่อม จึงไม่มีการเปลี่ยนแปลงทาง โลหะวิทยา และมีสมบัติเหมือนโลหะก่อนถูกเชื่อม [37]

จะเห็นได้ว่าเมื่อโลหะได้รับความร้อนจากการเชื่อมทำให้เกิดความแตกต่างทางโลหะวิทยาขึ้นใน บริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม ซึ่งการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยานี้มีผลให้เกิดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนขึ้น โดยในงานวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยกรรมวิธีทางความ ร้อนหลังการเชื่อม ดังนั้นเพื่อให้เข้าใจถึงกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมจึงขออธิบายใน หัวข้อต่อไป

2.4 กรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน

เนื่องจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นจากผลของการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาในระหว่าง การเชื่อม ดังนั้นการลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมจึงใช้กระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) เพื่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาและสามารถลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนได้ โดยกรรมวิธีทางกวามร้อนหลังการเชื่อม (Post Weld Heat Treatment; PWHT) นอกจาก มีจุดประสงค์เพื่อลดการกัดกร่อนแล้วยังสามารถ ลดกวามเก้นตกก้าง (Residual Stress) เพิ่มความ เหนียว (Ductility) เพิ่มการรับแรง (Toughness) [17, 18] ให้กับรอยเชื่อมได้อีกด้วย สำหรับอุณหภูมิที่ ใช้ในกระบวนการ PWHT เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนนั้นควรเป็นอุณหภูมิที่ไม่ใช่อุณหภูมิ สูงระหว่าง 1000-1100 องศาเซลเซียสเพื่อสลายโครเมียมการ์ไบด์ จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว เพื่อป้องกันไม่ให้การ์บอนและโครเมียมกลับมารวมตัวกันเป็นโครเมียมการ์ไบด์อีกครั้ง กรณีของ เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกจะใช้อุณหภูมิการอบที่ 425-925 องศาเซลเซียส เพื่อลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรน เนื่องจากในช่วงอุณหภูมิดังกล่าวโครเมียมสามารถแพร่มาเติมเต็ม Cr-depleted Zone ได้ (ดังที่อธิบายไว้ในหัวข้อที่ 2.2.1) จะเห็นว่าอุณหภูมิและวิธีการเข็นดัวที่ใช้ในกระบวนการ PWHT เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ของ ASS304 และ FSS430 ต่างกัน แต่เนื่องจากในงานวิจัขนี้ทำการศึกษารอยเชื่อมระหว่าง โลหะทั้ง 2 ชนิดนี้ ซึ่งด้องใช้วิธีการในการทำ PWHT เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่แตกต่างกัน ดังนั้น งานวิจัขนี้จึงศึกษาว่า กรรมวิธีทางความร้อนแบบใดสามารถลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนข่อง เหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิดได้ในเวลาเดียวกัน และเพื่อให้เข้าใจการทดสอบการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนที่นำมาใช้ในงานวิจัยนี้ จึงได้เลือกศึกษาในช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของ ASS304 ที่ อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส และช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของ FSS430 ที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 องศาเซลเซียส เพื่อให้เข้าใจถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่จะเกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด รวมทั้งยังเลือกอุณหภูมิที่ไม่อยู่ในช่วง Sensitization ของทั้ง ASS304 และ FSS430 ที่อุณหภูมิ 1050 และ 1100 องศาเซลเซียส เพื่อให้เข้าใจถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่จะเกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด รวมทั้งยังเลือกอุณหภูมิที่ไม่อยู่ในช่วง Sensitization ของทั้ง ASS304 และ FSS430 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เพื่อศึกษาว่าที่อุณหภูมินี้เหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิดนี้สามารถเกิดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนได้หรือไม่ นอกจากอุณหภูมิในการอบแล้ว วิธีการเย็นตัวที่แตกต่างกันยังส่งผลต่อการ กัดกร่อนตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นเช่นกัน ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงใช้วิธีการเย็นด้วหลังการอบทั้งแบบ ปล่อยให้เย็นด้วอย่างช้า ๆ ในอากาศและเย็นด้วอย่างรวดเร็วในน้ำ รวมถึงจะใช้เวลาการอบที่แตกต่าง กัน ดั้งแต่ 1-48 ชั่วโมง ซึ่งจึงออกล่าวรายละเอียดใน

2.5 การทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรน

การทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่ใช้ทั่วไปมีทั้งการทดสอบด้วยการกัดด้วยกรดเข้มข้น และ การทดสอบด้วยวิธีการทางไฟฟ้าเคมี สำหรับเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก และเฟอร์ริติก การทดสอบ ด้วยการกัดกรดจะทำตามมาตรฐาน ASTM A262 และ A763 ตามลำดับ แต่เนื่องจากวิธีนี้เป็นการ ทดสอบที่ใช้กรดกวามเข้มข้นสูง และบางวิธีใช้เวลาทดสอบนานถึง 240 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิสูง ประกอบกับเป็นการทดสอบแบบทำลายชิ้นงาน อีกทั้งยังไม่สามารถรายงานการกัดกร่อนตามขอบ เกรนเป็นปริมาณได้ [1, 2, 38] จึงมีการใช้วิธีการทดสอบทางไฟฟ้าเคมี (Electrochemical Test) ตาม มาตรฐาน ASTM G108 แทน โดยการทดสอบด้วยวิธีทางไฟฟ้าเคมีนี้ใช้เวลาการทดสอบ และสารเคมี ที่มีความรุนแรงน้อยกว่า อีกทั้งยังสามารถรายงานปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Degree of Sensitization or Intergranular Corrosion Susceptibility)ได้ [1, 2, 38] อย่างไรก็ตามยังพบว่ามีงานวิจัย [1, 38-41] ที่ทำการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรน โดยใช้วิธีทาดสอบด้วยการกัดกรดและวิธีทาง ไฟฟ้าเคมีเพื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาก และปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน จึงขออธิบาย เกี่ยวกับการทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยการกัดกรกัดกร่อนตามขอบเกรน ไฟฟ้าเคมี

2.5.1 การจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจากโครงสร้างหลังการกัดด้วยกรด ออกซาลิก

การทดสอบโดยการกัดด้วยกรดออกซาลิกเป็นวิธีการทดสอบเพื่อจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรน ของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกและเฟอร์ริติก ตามมาตรฐาน ASTM A262 Practice A และ ASTM A763 Practice W ตามลำดับ วิธีการนี้ทำการกัดเหล็กกล้าไร้สนิมที่ต้องการทดสอบด้วยไฟฟ้า (Electro Etching) ในสารละลายกรดออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก ด้วยกวามหนาแน่นกระแสไฟฟ้า 1 A/cm² เป็นเวลา 90 วินาที ซึ่งกรดออกซาลิกนี้จะทำให้อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีอยู่ในบริเวณ ต่าง ๆ ละลายออก [1, 2, 26, 38, 39] หลังจากนั้นจึงทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ แบบใช้แสง (Optical Microscope) เพื่อประเมินการกัดกร่อนตามขอบเกรน หากเหล็กกล้าไร้สนิมไม่ เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน หรือไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรนจะจัดระดับการกัดกร่อนอยู่ใน ระดับ Step (รูปที่ 2.11 (a)) ถ้าเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน แต่ไม่เกิดล้อมรอบทั้ง เกรนจะจัดอยู่ในระดับ Dual (รูปที่ 2.11 (b)) แต่หากเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการกัดกร่อนอยู่ในระดับ Ditch (รูปที่ 2.11 (c))



ร**ูปที่ 2.11** การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดออสเตนิติก ระดับ (a) Step (b) Dual และ (c) Ditch (โครงสร้างจุลภาคหลังจากกัดด้วยกรดออกซาลิกตามมาตรฐาน ASTM A262 Practice A) [26]

2.5.2 การศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธีทางไฟฟ้าเคมี

ในการทคสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธีทางไฟฟ้าเคมี ตามมาตรฐาน ASTM G108 นั้นเป็น วิธีการทคสอบที่เรียกว่า Single Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (SL-EPR) ซึ่งเป็น วิธีมาตรฐานสำหรับทคสอบเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดออสเตนิติก [42] โดยมีรายงาน [25, 26, 43] ว่าเมื่อ ทคสอบด้วยเทกนิกนี้แล้วมักจะพบการกัดกร่อนแบบรูเข็มร่วมกับการกัดกร่อนตามขอบเกรน จึงทำ ให้ความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าที่วัดได้กลาดเกลื่อน นอกจากนั้นยังพบว่าการทดสอบด้วยเทกนิก SL-EPR เหมาะกับโลหะที่ไวต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนมาก (High Sensitization) กว่าโลหะที่มี ความไวในการกัดกร่อนตามขอบเกรนน้อย รวมทั้งวิธีการคำนวณระดับความไวในการกัดกร่อนจะ รายงานเป็นก่าประจุไฟฟ้า (Normalized Charge; P_a) ซึ่งต้องมีการวัดขนาดเกรน (Grain Size) ที่ถูกกัด กร่อนไป ซึ่งอาจทำให้การรายงานผลไม่แม่นยำ ต่อมาจึงมีการพัฒนาโดยใช้วิธีการทดสอบแบบ Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR) เพื่อมาแก้ไขปัญหาเหล่านี้ ซึ่ง วิธีการนี้ได้นำมาใช้ทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนในงานวิจัยนี้ ดังรายละเอียดต่อไปนี้

Double loop electrochemical potentiokinetic reactivation (DL-EPR)

การทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิก DL-EPR นี้ทำการทดสอบในสารละลายผสม ระหว่างกรดซัลฟิวริก (H₂SO₄) เข้มข้น 0.5 โมลาร์ และโพแทสเซียมไตรโอไซยาเนต (KSCN) เข้มข้น 0.01 โมลาร์ ตามมาตรฐาน ASTM G108 (เช่นเดียวกับเทคนิก SL-EPR) โดยทำการจ่ายศักย์ไฟฟ้าจาก ก่าศักย์ไฟฟ้าการกัดกร่อนอิสระ (Free Corrosion Potential หรือ Open Circuit Potential; OCP) ไปใน ทิศบวก หรือทิศแอโนดิก (Anodic Direction) ดังรูปที่ 2.12 ด้วยอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า (Scan Rate) เท่ากับ 6 โวลต์ต่อชั่วโมง โดยในช่วงนี้โลหะจะเกิดการกัดกร่อนอย่างรวดเร็ว โดยสังเกตจากก่าความ หนาแน่นของกระแสไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้นสูงขึ้นเรื่อย ๆ จนถึงจุดที่กวามหนาแน่นของกระแสไฟฟ้ามี ก่าสูงสุด (Maximum Current Density of Anodic Loop; I₂) เมื่อเพิ่มศักย์ไฟฟ้าหลังจากจุดนี้กวาม หนาแน่นกระแสไฟฟ้าจะลดลงหรือกล่าวได้ว่าโลหะเข้าสู่ช่วงสร้างพาสซีพฟิล์ม (สำหรับเหลีกกล้า ไร้สนิมมิศักย์ไฟฟ้าในช่วงพาสซีพฟิล์มประมาน +300 มิลลิโวลต์) จึงทำให้การกัดกร่อนเริ่มลดลง หลังจากนั้นจึงจ่ายศักย์ไฟฟ้าในทิศวกกลับ (Reverse Direction) ด้วยอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าเท่าเดิม จนถึงจุด OCP อีกกรั้ง ในช่วงนี้บริเวณที่ง่ายต่อการกัดกร่อน (Corrosion Susceptible Area) [44] หรือ บริเวณ Cr-depleted Zone [1, 2, 25] ซึ่งส่วนมากจะอยู่ที่ขอบเกรน จะเกิดการกัดกร่อนขึ้น [1, 2]



รูปที่ 2.12 แผนภาพการทคสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธี DL-EPR [2]

ดังนั้นหากมีบริเวณที่ง่ายต่อการกัดกร่อนในชิ้นงานมาก ความหนาแน่นสูงสุดของกระแสไฟฟ้าในทิศ วกกลับ (Maximum Current Density of Reverse; I) ก็จะมีค่ามาก ในทางกลับกันหาก I มีค่าน้อยมาก แสดงว่าการกัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นน้อย โดยความไวในการกัดกร่อนจะมีการรายงานเป็น ปริมาณการ sensitized หรือปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Degree of Sensitization; DOS) ซึ่ง คำนวณจากสมการที่ (2.6)

$$DOS(\%) = \left(\frac{I_{\rm r}}{I_{\rm a}}\right) \times 100 \tag{2.6}$$

ถ้า DOS มีค่าตั้งแต่ร้อยละ 1 (DOS ≥ 1%) แสดงว่าโลหะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ถ้า DOS มีค่าต่ำกว่าร้อยละ 1 (DOS <1%) แสดงว่าโลหะไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน

นอกจากข้อมูลที่ศึกษามาก่อนหน้านี้แล้ว ยังพบว่ามีงานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับการทคสอบการกัคกร่อน ตามขอบเกรน กระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 รวมทั้งโลหะวิทยาของการเชื่อมต่างระหว่างโลหะทั้ง 2 ชนิค ที่ส่งผลต่อการ กัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อม ซึ่งจะกล่าวถึงในหัวข้องานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ดังต่อไปนี้

2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม โลหะวิทยาของรอยเชื่อม ระหว่าง ASS304 และ FSS430 การกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน และการ ตรวจสอบบริเวณ Metal-depleted Zone ที่บริเวณขอบเกรน ดังรายละเอียดต่อไปนี้

2.6.1 การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม

จากการสำรวจงานวิจัยที่ผ่านมา [1, 2, 33, 40, 45] พบว่ามีการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกเกรดอื่นมากกว่า ASS304 (AISI 304) อย่างไรก็ตามยังพอมีการศึกษาการ กัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 [38, 39] อยู่บ้าง โดยการศึกษาดังกล่าวได้ทำการทดสอบ ASS304 ด้วยวิธี DL-EPR ควบคู่กับการทดสอบด้วยกรดออกซาลิก การศึกษาการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนด้วย 2 วิธีดังกล่าว พบว่า As-received ASS304 มีก่า DOS อยู่ในช่วง 0.02%-0.8% [38, 39] และเมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วยกรดออกซาลิก จะจัดระดับการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนอยู่ในระดับ Step ซึ่งเป็นระดับที่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนน้อยที่สุด ดังรูปที่ 2.13 (a) แต่เมื่อนำ ASS304 ไปอบที่อุณหภูมิ Sensitization ในช่วง 425-815 องศาเซลเซียส พบว่าก่า DOS สูงขึ้นเป็น 7%-55% สอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วยกรดออกซาลิก ที่พบการกัดกร่อน ตามขอบเกรนอย่างรุนแรงสูงสุดเทียบได้ในระดับ Ditch ดังรูปที่ 2.13 (b) [38]



ร**ูปที่ 2.13** โครงสร้างจุลภาคของ (a) ASS304 (As-received) และ (b) ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 5 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ หลังการกัดด้วยกรด ออกซาลิก [38]
นอกจากนั้นเมื่อทำการอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิ Sensitization ของ ASS304 เป็นเวลา 10 นาที 1 ชั่วโมง และ 5 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ เมื่อทคสอบด้วยเทคนิค DL-EPR ได้ก่า DOS เท่ากับ 5%, 18% และ 30% ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วยกรด ออกซาลิก ในรูปที่ 2.14 (a)-(c) ซึ่งจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นระดับ Dual, Ditch และ Ditch ตามลำดับ อย่างไรก็ตามในงานวิจัยนี้ [38] ไม่มีการรายงานถึงเหตุผลในการเกิดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนที่เพิ่มขึ้นเมื่อใช้เวลาการอบนานขึ้น



ร**ูปที่ 2.14** โครงสร้างจุลภาคหลังกัดด้วยกรดออกซาลิกของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 10 นาที (b) 1 ชั่วโมงและ (c) 5 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ [38]

นอกจากนี้ยังมีรายงานวิจัยอื่น [39] ที่ทำการอบ ASS304 ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็น อุณหภูมิเดียวกับงานวิจัยที่กล่าวมาแล้ว [38] แต่ทำการอบเพียง 15 นาทีแล้วเย็นตัวในอากาศ เมื่อ ทดสอบด้วยเทคนิก DL-EPR โดยใช้สารละลายชนิดเดียวกันคือ สารละลายผสมกรดซัลฟิวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์ และโพแทสเซียมไตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.01 โมลาร์ จะมีค่า DOS สูงถึง 44% และมีการ กัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่ในระดับ Ditch แต่หากนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 1 ชั่วโมง (Solution Annealing) และมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำมัน ก่อนที่จะนำไปอบที่ อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสเหมือนก่อนหน้านี้ พบว่าค่า DOS ลดลงจาก 44% เหลือเพียง 2.5% เท่านั้น และจัดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่เพียงในระดับ Dual [39]

สำหรับการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก ด้วยวิธี DL-EPR และการ จัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนโดยการกัดกรดออกซาลิกนั้นมีไม่มากเท่ากับที่ศึกษาในเหล็กกล้า ไร้สนิมออสเตนิติก โดยหากเปรียบเทียบทั้ง 2 วิธีการแล้วการศึกษาเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก ด้วยวิธี DL-EPR [46-48] จะพบมากกว่าการกัดด้วยกรดออกซาลิก เช่น งานวิจัยของ Sidhom และคณะ [46] ที่ศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ด้วยวิธี DL-EPR โดยนำ FSS430 ที่ผ่านการอบที่ อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส (อุณหภูมิ Sensitization) เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวใน อากาศ ไปทดสอบด้วยวิธี DL-EPR จะได้ค่า DOS เท่ากับ 10.25% เมื่อตรวจสอบการกัดกร่อนใน บริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) จะสังเกตเห็นการกัดกร่อนของ เฟสมาร์เทนไซต์ (M) ที่อยู่ร่วมกับเฟสเฟอร์ไรต์ (**Q**) ดังรูปที่ 2.15 (a) เมื่อศึกษาภาพขยาย (รูปที่ 2.15 (b)) จะเห็นว่าการกัดกร่อนเกิดขึ้นทั้งภายใน และรอบ ๆ เฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งคณะวิจัยได้อธิบายว่ามี อนุภาคโครเมียมการ์ไบด์เกิดขึ้นในเฟสมาร์เทนไซต์ และรอบ ๆ เฟสมาร์เทนไซต์ ซึ่งกณะวิจัยได้อธิบายว่ามี เหล่านี้เกิดการกัดกร่อนขึ้น



ร**ูปที่ 2.15** ภาพถ่าย SEM บริเวณที่ทำการทดสอบ DL-EPR แสดง (a) การกัดกร่อนของเฟส มาร์เทนไซต์ (M) และ (b) อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่พบบริเวณขอบเกรนและในเกรน มาร์เทนไซต์ ของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ [46]

เมื่อพิจารณาการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นหลังทดสอบ DL-EPR (รูปที่ 2.15 (a) และ (b)) กณะผู้วิจัยจากงานวิจัยนี้ [46] ได้จัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นระดับ Ditch แต่เมื่อนำ ชิ้นงานนี้ไปทำการอบที่อุณหภูมิ 850 องศาเซลเซียส เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Desensitization) พบว่าก่า DOS ลดลงเหลือ 0% และมีระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่ในระดับ Step ดังรูปที่ 2.16



ร**ูปที่ 2.16** ลักษณะการกัดกร่อนในบริเวณที่ทำการทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่ อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ หลังจากนั้นทำการ อบที่อุณหภูมิ 850 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 30 นาทีแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ [46]

นอกจากนี้ยังมีรายงานเพิ่มเติม [46] ว่าการทดสอบเหล็กกล้าไร้สนิม FSS430 ด้วยวิธี DL-EPR ควรมี การปรับวิธีการทดสอบเพื่อให้เหมาะสมกับเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ โดยไม่ควรเติมสาร Depassivator เช่น NH₄SCN ในสารละลายทดสอบ เพราะสารดังกล่าวจะทำให้เกิดการกัดกร่อนภายในเกรน และเกิด การกัดกร่อนของเฟสมาร์เทนไซต์ที่มีอยู่ในโลหะชนิดนี้ รวมทั้งจะทำให้เกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (ลูกสรเส้นประชี้ ดังในรูปที่ 2.17 (a)) ซึ่งผลดังกล่าวจะทำให้ค่า I, ที่วัดได้ ไม่ได้เป็นผลมาจากการ กัดกร่อนตามขอบเกรนเพียงอย่างเดียว เมื่อนำมากำนวณก่า DOS จึงได้ก่าที่สูงกว่าค่าที่ควรจะเป็น ในขณะที่การไม่เติมสาร Depassivator จะทำให้เกิดการกัดกร่อนเฉพาะในบริเวณขอบเกรนหรือเฉพาะ บริเวณ Cr-depleted Zone เท่านั้น ดังรูปที่ 2.17 (b) ฉะนั้นค่า I, ที่ได้จึงมาจากการกัดกร่อนบริเวณ ขอบเกรนเป็นหลัก ก่า DOS ที่กำนวณได้จึงเป็นก่าที่ถูกต้อง [46]



ร**ูปที่ 2.17** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทำการทดสอบ DL-EPR ด้วยสารละลายที่ (a) มีการเติม NH4SCN เข้มข้น 0.01 โมลาร์ และ (b) ไม่มีการเติม NH4SCN [46]

นอกจากองก์ประกอบของสารละลายทดสอบจะมีความสำคัญต่อผลการทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 แล้ว อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า (Scan Rate) ยังส่งผลต่อการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นด้วย โดยงานวิจัย เดิม [46] ยังพบว่า ถ้าจ่ายศักย์ไฟฟ้า ซ้าเกินไป เช่น จ่ายศักย์ไฟฟ้า ในอัตรา 0.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที จะทำให้พาสซีพฟิล์มในบริเวณอื่นที่ไม่ใช่บริเวณ Cr-depleted Zone ถูกทำลายไป และไม่สามารถ สร้างพาสซีพฟิล์มใหม่ขึ้นมาได้ทัน เป็นผลให้เกิดการกัดกร่อนมากเกินไป จึงทำให้ก่า I, สูงเกินกว่า ก่าที่ควรจะเป็น ดังรูปที่ 2.18 (a) ซึ่งเป็นกราฟ DL-EPR ที่มีก่า I, สูงใกล้เคียงกับก่า I, ซึ่งหมายถึง ชิ้นงานจะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างรุนแรง แต่ในความเป็นจริงกราฟนี้ได้จากการทดสอบ ชิ้นงานที่ไม่น่าจะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน เนื่องจากเป็นชิ้นงานที่ไม่ได้อบที่อุณหภูมิ sensitization ซึ่งเมื่อตรวจสอบลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR รูปที่ 2.18 (b) พบว่า เฟสมาร์เทนไซต์เกิดการกัดกร่อนออกไปจนแทบไม่เหลือให้เห็นรวมถึงเกิดการกัดกร่อนในบริเวณอื่น ร่วมด้วย จึงทำให้กระแสไฟฟ้าที่วัดได้สูงกว่าปกติ



ร**ูปที่ 2.18** (a) กราฟ DL-EPR ที่แสดงค่า I₋ สูงกว่าปกติ และ (b) การกัดกร่อนบริเวณเฟสมาร์เทนไซต์ และการกัดกร่อนที่บริเวณอื่น เมื่อใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 0.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที [46]

เมื่อมีการปรับอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าให้เร็วขึ้นเป็น 2.5 มิถลิโวลต์ต่อวินาที ดังรูปที่ 2.19 (a) จะทำให้ เฉพาะ Cr-depleted Zone บริเวณขอบเกรนซึ่งง่ายต่อการกัดกร่อน ไม่สามารถสร้างพาสซีพฟิล์มขึ้นมา ได้ทันในระหว่างการจ่ายศักย์ไฟฟ้าในทิศวกกลับ จึงเกิดการกัดกร่อนเฉพาะบริเวณขอบเกรนเท่านั้น ดังรูปที่ 2.19 (b) (เฟสมาร์เทนไซต์ไม่ถูกกัดกร่อนจนหายไปเหมือนเมื่อใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าช้า ในรูปที่ 2.18 (b)) ดังนั้นก่า I, ที่วัดได้จึงเป็นก่าที่ถูกต้อง [46]



ร**ูปที่ 2.19** (a) กราฟ DL-EPR ที่แสดงค่า I₋ ที่ถูกต้อง และ (b) การกัดกร่อนที่เกิดขึ้นเฉพาะ ตาม ขอบเกรน เมื่อใช้อัตราการง่ายศักย์ไฟฟ้าเป็น 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที [46]

2.6.2 โลหะวิทยาของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430

จากการศึกษางานวิจัยที่ผ่านมาพบว่าเมื่อเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการเชื่อมจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลง ทางโลหะวิทยา เนื่องจากการได้รับอุณหภูมิสูง โดยหากเป็นการเชื่อมทิก อุณหภูมิการเชื่อมจะสูง มากกว่า 2000 องศาเซลเซียส [15] จึงทำให้บริเวณที่สัมผัสกับกวามร้อนโดยตรงเกิดการหลอมละลาย ของโลหะเข้าด้วยกัน และเย็นตัวเกิดเป็นผลึกใหม่ที่เรียกว่าการเกิด Recrystallization โดยจากรายงาน งานวิจัยก่อนหน้านี้ [4] ได้ทำการวัดกวามแข็งตามรอยเชื่อมทิกระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 เพื่อแบ่งบริเวณต่าง ๆ ออกเป็นบริเวณโลหะหลอมเหลว (WZ) บริเวณ HAZ และบริเวณ BM ของด้าน ASS304 และด้าน FSS430 ดังรูปที่ 2.20 ซึ่งพบว่าบริเวณ WZ หรือ Fusion Zone (FZ) มี ก่ากวามแข็งสูงที่สุดเมื่อเทียบกับบริเวณอื่นในรอยเชื่อม อาจเนื่องมาจากมีการเกิด Recrystallization ต่อมาเป็นบริเวณที่ห่างออกมาจาก WZ จะมีก่ากวามแข็งลดลงอย่างรวดเร็วทั้งด้านของ ASS304 และ FSS430 ซึ่งบริเวณนี้กำหนดให้เป็นบริเวณ HAZ ของด้าน ASS304 และ FSS430 ตามลำดับ จากนั้นก่า กวามแข็งจะเริ่มคงที่เนื่องจากบริเวณนี้ไม่ได้รับกวามร้อนจากการเชื่อมจึงไม่มีการเปลี่ยนแปลงทาง โลหะวิทยา



ร**ูปที่ 2.20** ค่าความแข็งจุลภาคที่บริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และFSS430 [4]

หากพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของบริเวณต่าง ๆ ในรูปที่ 2.21 (a) จะพบว่าที่บริเวณ WZ หรือ FZ (หมายเลข 3) ประกอบด้วย Massive Delta-ferrite (Ferrite ที่มีส่วนผสมทางเคมีเหมือน α-ferrite แต่ โครงสร้างผลึกเปลี่ยนแปลงไป) และเฟสออสเตไนต์อยู่รวมกัน (รูปที่ 2.21 (c))



ร**ูปที่ 2.21** (a) แผนภาพบริเวณต่าง ๆ บนรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 และ โครงสร้าง จุลภาค (b) บริเวณ HAZ ค้าน FSS430 (c) บริเวณ FZ (หรือ WZ) และ (d) บริเวณ HAZ ค้าน ASS304 [4]

ดังกล่าวแล้วว่า บริเวณที่ห่างออกมาจาก WZ เป็นบริเวณ HAZ ซึ่งเมื่อพิจารณาในด้านของ ASS304 (รูปที่ 2.21 (d)) บริเวณ HAZ ที่ใกล้กับ WZ หรือเรียกว่า Grain Coarser Heat Affected Zone (GCHAZ) จะเกิดเกรนโต [4] เนื่องจากได้รับอุณหภูมิจากการเชื่อมสูงแต่อุณหภูมิดังกล่าวยังไม่สูง พอที่จะทำให้โลหะเกิดการหลอมละลาย ต่อมาเป็นบริเวณ HAZ ที่ห่างจาก WZ มากกว่า GCHAZ หรือที่เรียกว่า Grain Refining Heat Affected Zone (GRHAZ) ช่วงนี้โลหะจะได้รับอุณหภูมิอยู่ในช่วง Sensitization จึงพบแต่การตกผลึกของอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนแต่จะไม่เกิดเกรนโต [20] สำหรับในด้าน FSS430 หมายเลข 1 นั้นแบ่งเป็น 2 บริเวณเช่นกันได้แก่ GCHAZ และ GRHAZ ดังรูป ที่ 2.21 (b)

อย่างไรก็ตามในงานวิจัยดังกล่าว [4] ไม่ได้อริบายถึงรายละเอียดของโครงสร้างที่เปลี่ยนแปลงไปของ ด้าน FSS430 ดังนั้นเพื่อเพิ่มความเข้าใจจึงมีการศึกษาเพิ่มเติมจากเอกสารอื่น [17, 20, 28] ซึ่งกล่าวถึง รอยเชื่อมทิกของ FSS430 ว่าบริเวณ HAZ ในส่วนที่ใกล้กับ WZ จะเกิดเกรนโตของเฟสเฟอร์ไรต์ (δferrite) เนื่องจากบริเวณนี้เป็นบริเวณที่ได้รับอุณหภูมิสูงในระหว่างการเชื่อมจึงทำให้เฟสเฟอร์ไรต์ (α) เปลี่ยนไปเป็นเฟสเดลด้า-เฟอร์ไรต์ได้ และเมื่อมีการเย็นตัวจะทำให้เฟสเดลต้า-เฟอร์ไรต์บางส่วน เปลี่ยนเป็นเฟสออสเตไนต์ โดยเฟสออสเตในต์นี้จะมีลักษณะเป็นเข็มแหลมอยู่ตามขอบเกรน แต่หาก มีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วหลังการเชื่อม เฟสออสเตในต์จะเปลี่ยนไปเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ [17, 20] ได้ ซึ่งโดยรอบของเฟสมาร์เทนไซต์นี้มีรายงาน [28, 46] ว่าเป็นบริเวณที่ขาดแคลนโครเมียม (Cr-depleted Zone) ซึ่งง่ายต่อการกัดกร่อน นอกจากนี้ยังมีรายงาน [17] การเกิดโลหะการ์ไบด์อยู่ภายในเกรน เฟอร์ไรต์ ดังแสดงในรูปที่ 2.22 (a)

ส่วนบริเวณ HAZ ที่ห่างออกมาจาก WZ จะใด้รับอุณหภูมิการเชื่อมต่ำกว่าบริเวณใกล้รอยเชื่อมจึงทำ ให้เกรนมีขนาดเล็กกว่า แต่อุณหภูมิที่ได้รับนี้ยังคงอยู่ในช่วงที่เฟสเฟอร์ไรต์บางส่วนสามารถ เปลี่ยนไปเป็นเฟสออสเตไนต์ได้ ดังนั้นเมื่อโลหะเย็นตัวลงจึงมีเฟสมาร์เทนไซต์อยู่ร่วมกับเฟส เฟอร์ไรต์ และยังคงเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่ แต่อย่างไรก็ตามโครเมียมคาร์ไบด์ภายในเกรน จะน้อยกว่า (รูปที่ 2.22 (b)) เมื่อเทียบกับ HAZ บริเวณที่ใกล้กับ WZ (รูปที่ 2.22 (a)) ส่วนของบริเวณ โลหะพื้นที่ไม่ได้รับผลจากความร้อน (รูปที่ 2.22 (c)) พบว่าโครงสร้างประกอบด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ และมีอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์กระจายอยู่ทั่วไป



ร**ูปที่ 2.22** โครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อม FSS430 บริเวณ (a) HAZ ใกล้กับ WZ [17] (b) HAZ ห่างจาก WZ และ (c) โลหะพื้น [20]

2.6.3 การศึกษาการกัดกร่อนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430

จากการสำรวจงานวิจัยที่เกี่ยวกับการเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมต่างชนิดระหว่าง ASS304 และ FSS430 โดยส่วนใหญ่ พบว่าเป็นการศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่ส่งผลต่อสมบัติทางกล [4, 11, 13] มากกว่าที่จะ ศึกษาการกัดกร่อน แต่หากงานวิจัยนั้นทำการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนก็มักจะเป็นการศึกษา รอยเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดเดียวกัน ด้วยวิธี DL-EPR [7, 8, 10, 49-51] ซึ่งโดยส่วนมากจะทำ การตัดชิ้นงานในบริเวณ WZ, HAZ และโลหะพื้น เพื่อนำมาทดสอบ แต่เนื่องจากแต่ละบริเวณมีขนาด เล็กจึงทำให้การตัดชิ้นงานไม่ตรงตำแหน่ง ผลการทดลองจึงกลาดเคลื่อนไปบ้าง ดังที่ผู้วิจัยกล่าวไว้ [9, 10, 51] ด้วยเหตุผลดังกล่าว จึงมีการพัฒนาวิธีการทดสอบการกัดกร่อนตามรอยเชื่อม โดยใช้ เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค (Microelectrochemical Cell) ที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางตั้งแต่ 200-1000 μm เพื่อ กวบคุมพื้นที่ทดสอบให้มีขนาดเล็ก และสามารถทดสอบในบริเวณต่าง ๆ ตามรอยเชื่อมได้อย่าง แม่นยำมากขึ้น [7, 8, 49] โดยระบบเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคนี้จะประกอบด้วยขั้วร่วม (Counter Electrode) ขั้วอ้างอิงมาตรฐาน (Reference Electrode) และ ชิ้นงาน (Working Electrode) ซึ่งเป็นระบบ เซลล์ไฟฟ้าเคมีแบบ 3 ขั้ว (3-electrode Electrochemical Cell) ดังแสดงในรูปที่ 2.23



รูปที่ 2.23 แผนภาพเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค [7]

อย่างไรก็ตามการสำรวจเอกสารงานวิจัยยังไม่พบรายงานที่ใช้เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคในการทคสอบ การกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 พบเพียงแต่ ใช้เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคทคสอบรอยเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกเท่านั้น [7, 8, 49]

2.6.4 กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน

สำหรับกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมที่นำมาใช้เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้อง พิจารณาจากชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิมที่นำมาเชื่อม ซึ่งตามทฤษฎีหากเป็นรอยเชื่อมของ ASS ควรนำ รอยเชื่อมไปอบที่อุณหภูมิ 1000-1100 องสาเซลเซียส เพื่อเป็นการสลายอนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์ ซึ่ง จะทำให้การกัดกร่อนตามขอบเกรนลดลง [19, 23, 33] แต่จากการสำรวจงานวิจัยที่ผ่านมายังไม่พบ การอบที่อุณหภูมิในช่วงดังกล่าว พบเพียงการอบรอยเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติกที่อุณหภูมิ 750 องสาเซลเซียส [8, 52] หรืออบที่อุณหภูมิสูงเพื่อสลายโครเมียมการ์ไบค์ที่อุณหภูมิ 1050 องสา-เซลเซียส (Solution Treatment) แล้วตามด้วยการอบที่อุณหภูมิ Sensitization [7] เพื่อศึกษาเปรียบเทียบ การกัดกร่อนตามขอบเกรนเท่านั้น แต่ไม่ได้เป็นการศึกษาที่มีจุดประสงค์เพื่อลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรน โดยงานวิจัยของ Garcia [7] ได้ทำการศึกษารอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก 316L และ 316L โดยนำรอยเชื่อมไปทำ Solution Treatment ที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง และมีการเย็นตัวในน้ำ แล้วตามด้วยการอบที่อุณหภูมิ 750 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 75 ชั่วโมง ค่า DOS ที่ได้จะมีก่าสูงสุดเท่ากับ 3.77% ในบริเวณ HAZ แต่เมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยของ De Tiedra [8] ซึ่งเป็นการอบรอยเชื่อมชนิดเดียวกันที่อุณหภูมิ 750 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 75 ชั่วโมง (ไม่ผ่านการทำ Solution Treatment) พบว่าค่า DOS ที่บริเวณ HAZ จะสูงถึง 18% หรือเกิดการกัด กร่อนตามขอบเกรนมากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำ Solution Treatment

ในกรณีของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม FSS นั้นยังไม่พบการศึกษาเพื่อลดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนเช่นกัน พบเพียงการอบเพื่อคลายความเค้นตกค้าง (Residual Stress) และเพิ่มการรับแรง (Toughness) ที่อุณหภูมิ 750-800 องศาเซลเซียส [20] เท่านั้น จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ [19, 20, 26, 27] อุณหภูมิในช่วง 425-925 องศาเซลเซียส สามารถลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS ได้ ซึ่ง เป็นไปได้ว่าการอบที่อุณหภูมิ 750-800 องศาเซลเซียส อาจช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนพร้อม กับลดความเค้นตกค้างได้

จากการสำรวจงานวิจัยที่ผ่านมา [7, 8] พบว่าบริเวณ HAZ จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนรุนแรง กว่าบริเวณอื่นบนรอยเชื่อม ซึ่งสาเหตุการกัดกร่อนตามขอบเกรนนี้จะเกิดจากบริเวณ Metal-depleted Zone ที่อยู่รอบอนุภาคการ์ ใบด์ต่าง ๆ เช่น โครเมียมการ์ ใบด์ และเกิดรอบเฟสเดลต้า-เฟอร์ไรด์ (δ-ferrite) [7, 8] เป็นต้น จากการศึกษางานวิจัยที่ผ่านมาวิธีการตรวจสอบบริเวณ Metal-depleted Zone ซึ่งเป็นสาเหตุหลักในการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนนั้นก่อนข้างซับซ้อน และมีด้วยกัน หลายวิธี ซึ่งจะอธิบายรายละเอียดในหัวข้อต่อไป

2.6.5 การตรวจสอบบริเวณขาดแคลนโครเมียม

สาเหตุสำคัญในการกัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นเนื่องจากเกิดอนุภาคโลหะคาร์ไบด์ (Metal Carbide) ซึ่งส่วนมากเป็นอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์, ไทเทเนียมคาร์ไบด์ รวมตัวกันอยู่ตามขอบเกรน โดยอนุภาคการ์ไบด์จะประกอบด้วยโลหะเหล่านี้ในปริมาณมากจึงทำให้บริเวณรอบอนุภาคการ์ไบด์ เกิดเป็นบริเวณที่ขาดแคลนโลหะนั้น ๆ หรือที่เรียกว่า Metal-depleted Zone เช่นหากเป็นอนุภาค โครเมียมการ์ไบด์บริเวณรอบอนุภาคจะเป็นบริเวณที่ขาดแคลนโลหะโครเมียม (Cr-depleted Zone)

เนื่องจากทั้งอนุภาคการ์ไบด์ และบริเวณ Metal-depleted Zone มีขนาดเล็ก และแคบในระดับ ใมโกรเมตรและนาโนเมตร [25, 53] จึงทำให้ยากต่อการตรวจสอบการลดลงของปริมาณโครเมียม หรือโลหะอื่น ๆ รอบอนุภาคโลหะคาร์ไบด์ อย่างไรก็ตามยังมีรายงานวิจัย [54] ที่ทำการตรวจสอบ อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ และบริเวณ Cr-depleted Zone ด้วยเทคนิค SEM-EDS (Scanning Electron Microscopy and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) โดยทำการตรวจสอบในรูปแบบ Line Scan และ point-by-point ซึ่งพบว่าไม่สามารถแยกบริเวณ Cr-depleted Zone ด้วยเทคนิคนิคนี้ได้ ต่อมาได้มีการ ใช้เทคนิค FIB/SIMIS (Focused Ion Beam and Secondary Ion Mass Spectroscopy) [54] และ Scanning Auger Microscopy [54] เพื่อช่วยในการตรวจสอบแต่ยังไม่สามารถตรวจสอบบริเวณนี้ได้ เช่นกัน เนื่องจาก Cr-depleted Zone และอนุภาคโลหะคาร์ไบด์นั้นมีขนาดเล็กมาก

ในปัจจุบันได้มีการใช้เทคนิค TEM-EDS (Transmission Electron Microscopy and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) [41, 44, 47, 55] และ STEM-EDS (Scanning Transmission Electron Microscopy and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) [53, 56, 57] ในรูปแบบ Line Scan, pointby-point และ Mapping ซึ่งมีความสามารถในการจำแนก (Resolution) ความแตกต่างของธาตุใน บริเวณต่าง ๆ ในระดับนาโนเมตร มาใช้ตรวจสอบอนุภาคโลรเมียมคาร์ไบด์ [44, 53, 56, 57] อนุภาค ใทเทเนียมคาร์ไบด์ [41, 47, 55] และบริเวณ Cr-depleted zone [41, 44, 47, 53, 55-57] ดังแสดงผลการ วิเกราะห์ในรูปที่ 2.24 (a) ซึ่งเป็นบริเวณขอบเกรนที่มีอนุภาคโลหะคาร์ไบด์ในระดับนาโนเมตร เมื่อ ทำ Line Scan ในบริเวณขอบเกรน (รูปที่ 2.24 (b)) พบว่าบริเวณ Line A และ Line C ซึ่งเป็นการ สแกนผ่านขอบเกรนที่ไม่มีอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ จะมีปริมาณโครเมียมประมาณร้อยละ 13 โดย มวล ในบริเวณโลหะพื้น หรือภายในเกรน และจะลดลงต่ำกว่าร้อยละ 10 โดยมวลที่บริเวณขอบเกรน หรือเป็นบริเวณ Cr-depleted Zone ดังรูปที่ 2.24 (c) และ (e) ในขณะที่ Line B ซึ่งเป็นการสแกนผ่าน อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์พบว่ามีปริมาณโครเมียมสูงมากกว่าร้อยละ 15 โดยมวล ดังรูปที่ 2.24 (d) [53]



รูปที่ 2.24 (a) ภาพถ่าย TEM บริเวณขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติกซึ่งผ่านการทำ Solution treatment ที่อุณหภูมิ 1300 องศาเซลเซียส และอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส (b) บริเวณที่ทำการวิเคราะห์ปริมาณ โครเมียมด้วยเทคนิค STEM-EDS แบบ Line scan และร้อยละ โดยมวลของปริมาณ โครเมียมที่วัดได้ตาม (c) Line A (d) Line B และ (e) Line C [53]

นอกจากการวิเคราะห์ Metal-depleted Zone บริเวณขอบเกรนด้วย 2 เทคนิคดังกล่าวแล้ว ยังมีรายงาน [41, 47] การใช้เทคนิค Laser Assisted Three-Dimensional Atom Probe (3DAP) เพื่อตรวจสอบ บริเวณ Cr-depleted Zone ดังรูปที่ 2.25 (a) ซึ่งจะเห็นว่าปริมาณธาตุโครเมียม คาร์บอนและ ไทเทเนียม มีมากที่ขอบเกรนเมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณอื่น โดยพบว่าธาตุโครเมียมจะมีปริมาณสูงสุดร้อยละ 18 โดยอะตอม ที่บริเวณขอบเกรน ในขณะที่บริเวณใกล้เคียงปริมาณจะลดลงต่ำกว่าร้อยละ 8 โดย อะตอม ซึ่งบริเวณนี้เป็นบริเวณ Cr-depleted Zone และเมื่อพ้นจากบริเวณ Cr-depleted Zone เข้าไป ภายในเกรนแล้วปริมาณโครเมียมจะเพิ่มขึ้นจนค่อนข้างคงที่ประมาณร้อยละ 10 โดยอะตอม [47]



ร**ูปที่ 2.25** (a) 3DAP Element Maps แสดงการกระจายตัวของธาตุไทเทเนียม คาร์บอน โครเมียม บริเวณขอบเกรน และ (b) กราฟแสดงปริมาณธาตุบริเวณขอบเกรนและบริเวณใกล้เคียง [47]

จากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องจะเห็นว่าปัจจัยในกระบวนการทางความร้อนได้แก่ อุณหภูมิ เวลา การอบ ตลอดจนกระบวนการเย็นตัวหลังการอบส่งผลให้การกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430 มีความแตกต่างกัน ดังนั้นหากต้องการลดการกัดกร่อนตามรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 จะต้องมีการศึกษาถึงผลของปัจจัยในกระบวนการทางความร้อนดังจะกล่าวในส่วนผล การทดลองในบทที่ 4

บทที่ 3 การดำเนินงานวิจัย

ในบทนี้นำเสนอเกี่ยวกับการดำเนินงานวิจัยของงานวิจัยนี้ โดยนี้แบ่งออกเป็น 2 ส่วนได้แก่การศึกษา การกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS และ FSS ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนในสภาวะต่าง ๆ เพื่อ ศึกษาว่าอุณหภูมิใดเป็นอุณหภูมิที่ไม่ทำให้ทั้ง ASS304 และ FSS430 เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน เพื่อเป็นแนวทางสำหรับการศึกษาในส่วนที่ 2 ซึ่งเป็นการศึกษากระบวนการทางความร้อนหลังการ เชื่อม โดยมีจุดประสงค์เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430

3.1 วัสดุ อุปกรณ์และสารเคมี

้วัสคุ อุปกรณ์และสารเคมีที่ใช้ในงานวิจัยสามารถแยกเป็นหัวข้อต่าง ๆ คังนี้

3.1.1 วัสดุและอุปกรณ์

- 1. แผ่นเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก เกรด AISI 304 (ASS304) ความหนา 3 มิลลิเมตร
- 2. แผ่นเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 430 (FSS430) ความหนา 3 มิลลิเมตร
- 3. กระคาษทรายเบอร์ 180-1200
- 4. ผงขัดเพชรขนาด 1 และ 3 ไมครอน
- 5. ผ้าสักหลาด
- เครื่องเป่าลมร้อน
- 7. เครื่องแก้ว
- 8. แบบหล่อซิลิโคน (Silicone Mold) ขนาค 5.5 เซนติเมตร × 3.0 เซนติเมตร × 2.2 เซนติเมตร
- 9. แท่นวางอุปกรณ์ (Lab Jack)
- 10.แลกเกอร์ทาชิ้นงานแบบลอกออกได้ (Stop-off Lacquer) และพู่กัน
- 11.เตาอบอุณหภูมิสูง ยี่ห้อ.Carbolite รุ่น Control 201
- 12. เครื่องขัดชิ้นงานหยาบ ยี่ห้อ Struer รุ่น Knuth-Roter 2
- 13. เครื่องขัดชิ้นงานละเอียด ยี่ห้อ Struer รุ่น DAP-V
- 14.เครื่องชั่งทศนิยม 3 ตำแหน่ง บริษัท Precisa รุ่น XT 320M
- 15. เครื่องตัดชิ้นงานความเที่ยงตรงสูง ยี่ห้อ ATM รุ่น Brillant 221
- 16.เครื่องเชื่อมทิก ยี่ห้อ Fronius รุ่น TransTig2000

- 17.เครื่องกำเนิดไฟฟ้ากระแสตรง (D.C. Power Supply) ขนาด 30 โวลต์ 20 แอมแปร์ ยี่ห้อ MASTECH รุ่น HY 3020E
- 18.ชุดเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค
- 19.ขั้วมาตรฐานชนิดเงิน/เงินคลอไรด์ (Ag/AgCl Electrode) บริษัท Metrohm
- 20. ขั้วร่วมแท่งแพลทินัม(Platinum rod Counter Electrode) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 มิลลิเมตร

3.1.2 สารเคมี

- 1. กรคไฮโครคลอริก (HCl) เข้มข้น 38% v/v.
- 2. ไฮโครเจนเปอร์ออกไซค์ (H_2O_2)
- 3. กรดออกซาลิก ($C_2H_2O_4$ ·2 H_2O)
- 4. โพแทสเซียมใตรโอไซยาเนต (KSCN)
- 5. กรคซัลฟิวริก (H_2SO_4) เข้มข้น 96% v/v.
- 6. Resin และ Hardener สำหรับทำตัวเรือนแบบเย็น (Cold Mount)

3.2 การเตรียมสารละลาย

ในงานวิจัยนี้ต้องเตรียมสารละลายเพื่อใช้ในการศึกษา ดังรายละเอียดต่อไปนี้

3.2.1 การเตรียมสารละลายเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค

นำกรด HCl (เข้มข้น 38% v/v) ปริมาตร 10 มิลลิลิตรและ H₂O₂ ปริมาตร 2 มิลลิลิตร ค่อย ๆ เทลงใน บีกเกอร์ที่บรรจุน้ำปราศจากไอออน (Deionization Water; DI) ปริมาตร 50 มิลลิลิตร คนจน สารละลายเข้ากันแล้วปรับปริมาตรภายในบีกเกอร์ให้ได้ 100 มิลลิลิตร

3.2.2 การเตรียมสารละลายกรดออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

สำหรับสารละลายกรคออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก จะใช้เพื่อจัดระดับการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของ As-received ASS304 และ FSS430 และเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อม เหล็กกล้าไร้สนิม ซึ่งทำโดยชั่งกรคออกซาลิกปริมาณ 100 กรัม แล้วก่อย ๆ เทลงในบีกเกอร์ที่บรรจุน้ำ DI ปริมาตร 500 มิลลิลิตร แล้วกวนจนละลายหมด จากนั้นเติมน้ำ DI ลงไปจนมีปริมาตรกรบ 1000 มิลลิลิตร

3.2.3 การเตรียมสารละลายเพื่อศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิค

DL-EPR

งานวิจัยนี้ทำการทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304, FSS430 และรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 ด้วยเทคนิค DL-EPR โดยการทดสอบชิ้นงานทั้ง 2 ประเภทนี้ใช้ความเข้มข้น ของสารละลายทดสอบต่างกัน ดังตารางที่ 3.1 ในการเตรียมสารละลายทดสอบทำได้โดยชั่ง โพแทสเซียมไตรโอไซยาเนตปริมาณตามที่ระบุไว้ในตารางที่ 3.1 ในบีกเกอร์ขนาด 50 มิลลิลิตรแล้ว ละลายในน้ำ DI จากนั้นค่อย ๆ เทสารละลายลงในบีกเกอร์ที่มีน้ำ DI ปริมาตร 100 มิลลิลิตรและ ค่อย ๆ เติมกรดซัลฟิวริก (ปริมาณตามที่ระบุไว้ในตารางที่ 3.1) อย่างช้า ๆ กวนสารละลายให้เข้ากัน แล้วเติมน้ำ DI จนมีปริมาตรครบ 1000 มิลลิลิตร

ตารางที่ 3.1 มวลของสารเคมีที่ใช้เพื่อเตรียมสารละลายสำหรับทคสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรน ด้วยวิธี DL-EPR

สารละลาย	KSCN (กรัม)	H_2SO_4 (มิถถิถิตร)	
$0.01 \mathrm{M}~\mathrm{KSCN}$ และ $0.5 \mathrm{M}~\mathrm{H_2SO_4}$			
สำหรับทคสอบ ASS304 และ FSS430	0.918	28	
(ไม่ผ่านการเชื่อม)			
$0.001 \mathrm{M}~\mathrm{KSCN}$ และ $0.5 \mathrm{M}~\mathrm{H_2SO_4}$	0.000	20	
สำหรับทคสอบรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430	0.092 28		

3.3 เครื่องมือวิเคราะห์และทดสอบ

เครื่องมือสำหรับทคสอบและวิเคราะห์ชิ้นงานที่ใช้ในงานวิจัยนี้

- 1. เครื่องวัดความแข็งระดับจุลภาค สเกลวิคเกอร์ส ยี่ห้อ Future-Tech รุ่น FM-700e
- เครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Optical Emission Spectrometer) บริษัท Thermo Scientific รุ่น ARL3460
- กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope) ยี่ห้อ Olympus รุ่น BHM-112KL
- กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) บริษัท Jeol รุ่น JSM-5800 และรุ่น JSM-6610 LV พร้อมชุดวิเคราะห์ธาตุ (Energy Dispersive X-ray

Spectroscopy; EDS) ยี่ห้อ Oxford รุ่น Inca 350 และเครื่อง SEM บริษัท Leo รุ่น 1450 VP พร้อม ชุดวิเคราะห์ธาตุ

5. เครื่องทดสอบทางใฟฟ้าเคมี (Potentiostat/Galvanostat) ยี่ห้อ AutoLab รุ่น PGSTAT 30

3.4 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

้ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัยในการศึกษาวิจัยมีรายละเอียคคังต่อไปนี้

3.4.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ในการศึกษาวิจัย

ในการเตรียมชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 จะทำการตัดชิ้นงานที่จะนำไปศึกษาด้วย เครื่องตัดแบบเฉือน (Shearing Machine) ให้ได้ชิ้นงานที่มีขนาด 2 × 2 ตารางเซนติเมตร ซึ่งงานวิจัยนี้ จะเรียกชิ้นงานนี้ว่า "As-received" ในการศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนจะนำชิ้นงานนี้ไป อบ และเย็นตัวในสภาวะต่าง ๆ ดังจะได้กล่าวต่อไป

ส่วนการศึกษารอยเชื่อมนั้นจะทำการเตรียมชิ้นงานเชื่อมโดยตัดแผ่นเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 ขนาด 30 × 2.5 ตารางเซนติเมตร แล้วนำมาเชื่อมทิกโดยใช้กระแสไฟฟ้า 98 แอมแปร์ และ ศักย์ไฟฟ้า 10 โวลต์ และมีการควบคุมความเร็วในการเชื่อมเท่ากับ 2 เมตรต่อวินาที โดยไม่มีการเติม ลวดเชื่อม หลังจากนั้นทำการตัดชิ้นงานด้วยเครื่องตัดแบบเฉือนให้มีขนาด 1 × 5 ตารางเซนติเมตร (ตามเส้นประ) ซึ่งจะเรียกชิ้นงานนี้ว่า "As-welded" หลังจากนั้นจะนำชิ้นงานเหล่านี้ไปผ่าน กระบวนการทางความร้อนในสภาวะต่าง ๆ ดังจะกล่าวในหัวข้อต่อไป



รูปที่ 3.1 การเตรียมรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430

3.4.2 สภาวะของกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ศึกษา

ในการศึกษาวิจัยนี้ได้นำชิ้นงานจากหัวข้อ 3.4.1 ไปผ่านกระบวนการทางความร้อนแบบต่าง ๆ สำหรับ ชิ้นงาน ASS304 และ FSS430 จะนำไปอบที่อุณหภูมิ 800, 900 และ 1050 องศาเซลเซียส ซึ่งอุณหภูมิ 800 และ 1050 องศาเซลเซียส เป็นการศึกษาในช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 ตามลำคับ การศึกษาที่อุณหภูมิคังกล่าวมีจุคประสงค์เพื่อให้เข้าใจถึงการ กัดกร่อนตามขอบเกรนของโลหะทั้ง 2 ชนิค เมื่อมีการนำไปใช้งานในช่วงอุณหภูมิ Sensitization ส่วน การเลือกศึกษาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เนื่องจากอุณหภูมิคังกล่าวไม่ใช่อุณหภูมิ Sensitization ของโลหะทั้ง 2 ชนิค จึงทำการศึกษาว่าที่อุณหภูมินี้ยังสามารถเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ หรือไม่ โดยผลการศึกษาจะทำให้มีความเข้าใจถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนของโลหะทั้ง 2 ชนิคและ เพื่อเป็นแนวทางในการลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่างโลหะทั้ง 2 ชนิคนี้ต่อไป

นอกจากอุณหภูมิจะมีความสำคัญต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนแล้ว เวลาที่โลหะได้รับความร้อน ตลอดจนวิธีการเย็นตัวก็เป็นปัจจัยที่มีผลต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนเช่นกัน โดยในงานวิจัยนี้จะ แปรเวลาในการอบเป็น 1, 6 และ 10 ชั่วโมง เพื่อศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนว่าขึ้นอยู่กับเวลา หรือไม่ จากตารางที่ 3.2 จะเห็นว่าการอบที่ 900 องศาเซลเซียส มีการเพิ่มเวลาอบจนถึง 48 ชั่วโมง ทั้งนี้เพราะการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่อุณหภูมินี้ขึ้นอยู่กับเวลาในการอบ ดังจะได้กล่าวถึง ในผลการทดลองในบทที่ 4 ต่อไป ส่วนวิธีการเย็นตัวในงานวิจัยนี้เลือกใช้การเย็นตัวในอากาศ (Air Cooling; AC) ซึ่งเป็นการเย็นตัวอย่างช้า ๆ เปรียบเทียบกับการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ (Water Quenching; WQ) ซึ่งกระบวนการการอบ ASS และ FSS ที่อุณหภูมิ และเวลาต่างๆ แล้วมีการเย็นตัว ในแบบต่าง ๆ ในงานวิจัยนี้จะเรียกว่า "กระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment)"

สำหรับรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 จะเลือกอุณหภูมิในการอบคล้ายกับชิ้นงาน ASS304 และ FSS430 คือทำการอบที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส ส่วนที่อุณหภูมิ 1100 องศา-เซลเซียสนี้มีการปรับเปลี่ยนจากการศึกษาก่อนหน้านี้ เนื่องจากในผลการศึกษาดังกล่าวที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส พบว่าเหล็กกล้าไร้สนิม FSS430 นอกจากเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนแล้วยัง เกิดการกัดกร่อนแบบอื่นร่วมด้วย ซึ่งหากทำการอบในช่วงอุณหภูมิ Sensitization มากขึ้นอาจทำให้ เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนเพียงอย่างเดียวจึงปรับเปลี่ยนมาอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส แทน

ชิ้นงาน	อุณหภูมิ (องศาเซลเซียส)	ເວລາ (ชັ່ວໂນง)	การเย็นตัว
	800	1, 6, 10	AC
	(สภาวะ Sensitization ของ ASS304)		WQ
ASS304 และ FSS430 (ตั้งไม่ผ่างควรเสื่อง)	900	1, 6, 10, *24, *36, *48	AC
(ถง เทค เทม เวเลอท)	(สภาวะ Non-sensitization)		WQ
	1050	1 6 10	AC
	(สภาวะ Sensitization ของ FSS430)	1, 0, 10	WQ
	800	**10 24 49	AC
	(สภาวะ Sensitization ของ ASS304)	**10, 24, 48	WQ
รอยเชื่อมระหว่าง	900	24, 48	AC
ASS304 และ FSS430	(สภาวะ Non-sensitization)		WQ
	1100	24.48	AC
	(สภาวะ Sensitization ของ FSS430)	24, 48	WQ

ตารางที่ 3.2 สภาวะที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อนของ ASS304, FSS430 และรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430

* เพิ่มเวลาอบนานขึ้นเป็น 24, 36 และ 48 ชั่วโมง เนื่องจาก DOS มีแนวโน้มลคลงเมื่อเพิ่มเวลาการอบ ** ทำการทคลองอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสโคยเริ่มค้นที่เวลาอบ 10 ชั่วโมงเหมือนชิ้นงานที่ยัง ไม่ผ่านการเชื่อม ปรากฏว่าเกิคการกัคกร่อนมาก จึงเพิ่มเวลาการอบเป็น 24 และ48 ชั่วโมง

สำหรับการศึกษาผลของเวลาได้มีการปรับเปลี่ยนเป็น 24 และ 48 ชั่วโมง เนื่องจากได้ทดลองอบที่ อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมง ซึ่งได้ผลการทดลองคล้ายกับการอบเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 จึงทำการเพิ่มเวลาการอบให้นานขึ้น ส่วนการศึกษาการเย็นตัวยังคงเป็นการเย็น ตัวในอากาศและเย็นตัวในน้ำ เช่นเดิม ทั้งนี้กระบวนการอบรอยเชื่อมที่อุณหภูมิ และเวลาต่าง ๆ แล้วมี การเย็นตัวในแบบต่าง ๆ จะเรียกว่า "กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม (Post Weld Heat Treatment; PWHT)"

3.4.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

สำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของ ASS304 และ FSS430 จะทำการขัดหยาบ ขัดละเอียดบริเวณ ผิวหน้าชิ้นงาน (พื้นที่แรเงา ในรูปที่ 3.2) ตามวิธีการเตรียมตัวอย่างทางโลหะวิทยาโดยขัดละเอียดถึง 1 ใมครอน จากนั้นนำชิ้นงานไปกัดด้วยสารละลายผสมของ HCI และ H₂O₂ (เตรียมจากหัวข้อที่ 3.2.1) เป็นเวลา 5 วินาที จากนั้นล้างด้วยน้ำประปาสะอาด เป่าให้แห้งแล้วศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง จุลทรรศน์แบบใช้แสง



รูปที่ 3.2 บริเวณผิวหน้าของชิ้นงานที่ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค

ส่วนรอยเชื่อมจะมีการทำตัวเรือนแบบเย็น (Cold Mounting) ตามภาคตัดขวางดังรูปที่ 3.3 แล้วตัด ปลายตัวเรือนเย็นออกบางส่วนให้เหลือแต่เหล็กกล้าไร้สนิมดังรูปที่ 3.3 เพื่อให้สามารถเชื่อมต่อทาง ไฟฟ้าระหว่างการกัดโลหะด้วยไฟฟ้า และระหว่างการทดสอบการกัดกร่อนได้ จากนั้นนำชิ้นงาน ดังกล่าวไปเตรียมตัวอย่างทางโลหะวิทยาโดยขัดละเอียดถึง 1 ไมครอน แล้วนำไปกัดด้วยไฟฟ้าใน สารละลายกรดออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก (เตรียมจากหัวข้อที่ 3.2.2) และป้อน ศักย์ไฟฟ้า 4 โวลต์ เป็นเวลา 2-3 วินาที

ตัวเรือนเย็น



รูปที่ 3.3 การเตรียมชิ้นงานรอยเชื่อมเพื่อใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค

3.4.4 การวัดความแข็งจุลภาคเพื่อแบ่งบริเวณของรอยเชื่อม

สำหรับชิ้นงานรอยเชื่อมจะมีการนำมาวัคความแข็งจุลภาคเพื่อแบ่งบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมคัง รายละเอียคในหัวข้อที่ 2.6.2 โคยจะมีการนำรอยเชื่อม "As-welded" และรอยเชื่อมที่ผ่านกระบวนการ ทางความร้อนหลังการเชื่อม (PWHT) มาทำการวัคความแข็งจุลภาคแบบวิกเกอร์ส (Vickers) โคยใช้ ชิ้นงานเดียวกับชิ้นงานที่ใช้ศึกษาโครงสร้างจุลภาค (หัวข้อที่ 3.4.3) ในการเตรียมตัวอย่างเพื่อวัดความ แข็งจะทำการเตรียมผิวชิ้นงานโดยขัดละเอียดจนถึง 1 ไมครอน ในการวัดความแข็งจะใช้หัวกดแบบ วิกเกอร์ส น้ำหนักกด 300 กรัม (gf) เวลากด 10 วินาที วัดบริเวณกลางชิ้นงานด้านภาคตัดขวางของรอย เชื่อม (แนวเส้นประในรูปที่ 3.4) โดยมีระยะห่างในการวัดความแข็งเท่ากับ 1 มิลลิเมตร โดย กำหนดให้กึ่งกลางรอยเชื่อม (Weld Centre Line)เป็นระยะศูนย์ เมื่อวัดความแข็งห่างจากรอยเชื่อมมา ทางด้าน FSS430 1 มิลลิเมตร จะถือเป็นระยะ +1 แต่หากวัดความแข็งห่างจากกึ่งกลางรอยเชื่อมมา ทางด้าน ASS304 เป็นระยะ 1 มิลลิเมตร จะถือเป็นระยะ -1 โดยค่าความแข็งที่วัดได้จะนำมาพล็อตกับ ระยะที่ทำการวัด ดังแสดงผลการวัดในหัวข้อที่ 4.5



รูปที่ 3.4 การวัดความแข็งจุลภาคของรอยเชื่อม

3.4.5 การวัดความแข็งจุลภาคเพื่อระบุเฟสที่เกิดขึ้นบนรอยเชื่อม

เนื่องจากในชิ้นงานเชื่อม "As-welded" มีบางเฟสที่ไม่สามารถระบุได้ด้วยการศึกษาโครงสร้างจุลภาค เพียงอย่างเดียว ฉะนั้นเพื่อยืนยันหรือระบุเฟสที่เกิดขึ้นว่าเฟสที่เกิดนั้นเป็นเฟสชนิดใด จึงต้องวัดความ แข็งจุลภาคของเฟสนั้น โดยใช้น้ำหนักกด 100 gf เวลากด 10 วินาที เพื่อให้สามารถเปรียบเทียบกับ ข้อมูลจากงานวิจัยก่อนหน้านี้ได้

3.4.6 การจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจากโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วย กรดออกซาลิก

การจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจากโครงสร้างจุลภาคหลังการกัดด้วยกรดออกซาลิกจะ ทำการศึกษาเฉพาะชิ้นงาน As-received ASS304 และ FSS430 เท่านั้น เนื่องจากเมื่อทำการทดลองแล้ว พบว่าวิธีการนี้ไม่เหมาะสมสำหรับทดสอบกับ FSS430 (ดังรายละเอียดในบทบทที่ 4) ทำให้ไม่ สามารถนำผลการทดลองมาเปรียบเทียบกับ ASS304 ได้ จึงไม่ได้ทำการทดสอบกับชิ้นงานในสภาวะ อื่น ในการศึกษาการจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนจะนำชิ้นงาน ASS304 และ FSS430 มาล้างด้วย น้ำประปา เป่าให้แห้งแล้วขัดละเอียดจนถึง 1 ไมครอน แล้วทา Stop-off Lacquer ที่ด้านหลังและขอบ จนเหลือพื้นที่ทดสอบประมาณ 1×1 ตารางเซนติเมตร ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการกัดไฟฟ้าด้วยกรดออกซาลิก

จากนั้นนำชิ้นงานไปทำการกัดด้วยไฟฟ้าในสารละลายกรดออกซาลิก (เตรียมจากหัวข้อที่ 3.2.2) โดย มีการต่อชิ้นงานเข้ากับขั้วบวก (+) และต่อขั้วอ้างอิงแพลทินัมเข้ากับขั้วลบ (-) ของเครื่องกำเนิดไฟฟ้า กระแสตรงดังรูปที่ 3.6 โดยใช้กระแสไฟฟ้าในการกัดชิ้นงานเท่ากับ 1 A/cm² เป็นเวลา 90 วินาที จากนั้นนำชิ้นงานไปล้างด้วยน้ำประปา ลอกแลกเกอร์ออกและเป่าให้แห้ง แล้วศึกษาโครงสร้างจุลภาค ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง เพื่อจัดระดับการกัดกร่อน



รูปที่ 3.6 แผนภาพการกัดไฟฟ้าด้วยกรดออกซาลิกเพื่อจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรน

3.4.7 การศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเทคนิค DL-EPR

สำหรับชิ้นงาน ASS304 และ FSS430 จะมีวิธีการเตรียมชิ้นงานเหมือนกับการศึกษาการจัดระดับการ กัดกร่อนตามขอบเกรนในหัวข้อ 3.4.6 และใช้พื้นที่ทดสอบเท่ากับ 1 ตารางเซนติเมตร เท่ากัน ในการ ทดสอบด้วยเทคนิค DL-EPR ของชิ้นงานชนิดนี้จะใช้สารละลายผสมกรดซัลฟีวริกและโพแทสเซียม ใตรโอไซยาเนต (เตรียมจากหัวข้อที่ 3.2.3) ใช้ขั้วร่วมเป็นลวดแพลทินัมและขั้วอ้างอิงมาตรฐานชนิด เงิน/เงินคลอไรด์ โดยใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 1.67 มิลลิโวลต์ต่อวินาที (6 โวลต์ต่อชั่วโมง) ตาม รายละเอียดดังที่กล่าวไว้ในหัวข้อที่ 2.5.2 โดยจะทำการทดสอบอย่างต่ำ 3 ชิ้นงาน ในแต่ละสภาวะการ ทดลอง

ส่วนการทดสอบ DL-EPR กับรอยเชื่อมจะใช้ชิ้นงานชิ้นเดียวกับชิ้นงานที่ใช้สึกษาโครงสร้างจุลภาค (หัวข้อที่ 3.4.3) และเป็นชิ้นงานที่มีการวัดความแข็งจุลภาคเพื่อแบ่งบริเวณของรอยเชื่อม (หัวข้อที่ 3.4.4) โดยในการทดสอบ DL-EPR นี้จะมีการเตรียมผิวละเอียดถึงระดับ 1 ไมครอน แล้วทำการศึกษา การกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค (รูปที่ 3.7) ขนาดพื้นที่ทดสอบ 1.1 ตาราง มิลลิเมตร โดยมีขั้วแพลทินัมและเงิน/เงิน คลอไรด์ เป็นขั้วร่วมและขั้วอ้างอิงมาตรฐานตามลำดับ สารละลายที่ใช้สำหรับทดสอบรอยเชื่อมนี้จะใช้สารละลายผสมกรดซัลฟิวริก และโพแทสเซียม ใตรโอไซยาเนต ความเข้มข้นน้อยกว่าที่ใช้กับ ASS304 และ FSS430 ดังที่อธิบายไว้ในหัวข้อที่ 3.2.3 และมีการปรับอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าให้เท่ากับ 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที ซึ่งต่างจากที่ใช้ในการ ทดสอบกับชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 ตามเหตุผลที่อธิบายไว้ในภาคผนวก ข



รูปที่ 3.7 เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคที่ใช้สำหรับศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณ รอยเชื่อม

หลังจากทดสอบ DL-EPR แล้วจะทำการเขียนกราฟระหว่างศักย์ไฟฟ้า (Potential) และความหนาแน่น กระแส ไฟฟ้า (Current Density) แล้วคำนวณปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Degree of Sensitization; DOS) จากสมการที่ 2.6 โดยจะทำการทดสอบในแต่ละบริเวณอย่างน้อย 3 ครั้ง ค่า DOS ที่คำนวณได้ จะนำมาเฉลี่ยเพื่อเขียนกราฟ (ดังผลการทดลองในหัวข้อที่ 4.4) หลังจากนั้นจะทำการ ตรวจสอบลักษณะการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นในบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ด้วย SEM

3.4.8 การตรวจสอบอนุภาคโลหะคาร์ใบด์ และบริเวณขาดแคลนโครเมียม

เนื่องจากอนุภาคการ์ ใบค์ส่งผลโดยตรงต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่เกิดขึ้น ในงานวิจัยนี้จึงทำการ การตรวจสอบอนุภาคโลหะคาร์ ใบค์และ Metal-depleted Zone ที่ขอบเกรน โดยเลือกศึกษาชิ้นงานที่ ผ่านการทดสอบ DL-EPR และเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างชัดเจน ได้แก่ ชิ้นงาน ASS304 ที่ ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ นอกจากนี้ยังทำการ ตรวจสอบอนุภาคโลหะคาร์ ไบค์และ Metal-depleted Zone ของเหล็กกล้าไร้สนิม FSS430 Asreceived ที่มีการกัดด้วยกรดผสมระหว่าง HCI และ H₂O₂ เพื่อให้สามารถระบุขอบเกรนได้

จะเห็นว่าในการคำเนินการในงานวิจัยนี้ประกอบด้วยหลายขั้นตอน ดังนั้นเพื่อให้เข้าใจถึงขั้นตอนใน การคำเนินการวิจัยทั้งหมด จึงขอแสดงเป็นแผนภาพดัง รูปที่ 3.8 และ รูปที่ 3.9



รูปที่ 3.8 ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัยส่วนที่ 1



รูปที่ 3.9 ขั้นตอนการคำเนินงานวิจัยส่วนที่ 2

บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 เพื่อให้เข้าใจถึงผลดังกล่าวงานวิจัยนี้จึง แบ่งออกเป็น 2 ส่วน โดยส่วนแรกเป็นการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด เมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนในสภาวะต่าง ๆ ส่วนที่ 2 เป็นการศึกษาการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิด เมื่อผ่านกระบวนการทางกวามร้อน หลังการเชื่อมที่สภาวะต่าง ๆ ดังรายละเอียดต่อไปนี้

4.1 องค์ประกอบทางเคมีของ ASS304 และ FSS430

เพื่อเป็นการยืนยันและวิเคราะห์องค์ประกอบของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ใช้ในการศึกษาวิจัยนี้ ผู้วิจัยได้ส่ง แผ่นเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด ดังกล่าวไปตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่องวิเคราะห์ ส่วนผสมทางเคมี (Optical Emission Spectrometer) ที่ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะ วิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ซึ่งผลการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี แสดงในตารางที่ 4.1

1		У V		ע א
4	¢۱ 4	y ~ o o .		สถุขด คะส
ตารางท 4.1	องคาไระกอาเทางเคม	(ร้อยละ โดยนาหนก) ของ	LASS304 และ FSS430	ทโซโนงานวุลยน

Туре	%С	%Cr	%Ni	%Si	%Mn	%P	%Fe
AISI304 (ASS304)	0.068	18.356	7.923	0.424	0.930	0.028	Bal.
AISI430 (FSS430)	0.049	16.794	0.245	0.299	0.334	0.026	Bal.

4.2 โครงสร้างจุลภาคของ ASS 304 และ FSS 430

รูปที่ 4.1 (a) แสดงโครงสร้างจุลภาคของ ASS304 ซึ่งมีโครงสร้างพื้น (Matrix) เป็นเฟสออสเตไนต์ (γ) และมี Twin Grain เกิดร่วมด้วย [13, 58] สำหรับ FSS430 (รูปที่ 4.1 (b)) โครงสร้างจุลภาค ประกอบด้วยเกรนสีขาวของเฟสเฟอร์ไรท์ (α) และมีอนุภาคโลหะคาร์ไบด์ (Metal Carbide) สีดำ เล็ก ๆ กระจายอยู่ทั่วไป ซึ่งอนุภาคดังกล่าวน่าจะเป็นอนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์เหมือนที่รายงานใน งานวิจัยก่อนหน้านี้ [13, 23, 58].



ร**ูปที่ 4.1** ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของ (a) ASS304 และ (b) FSS430 ที่ทำการกัดด้วยสารละลายกรดผสม HCl และ H₂O₂

4.3 การกัดร่อนตามขอบเกรนของ ASS 304 และ FSS 430

งานวิจัยนี้ทำการทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรน 2 วิธี ได้แก่ การทดสอบเพื่อจัดระดับการ กัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยกรดออกซาลิก และการศึกษาปริมาณการกัดกร่อนด้วยเทคนิค Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR) ดังรายละเอียดต่อไปนี้

4.3.1 ระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430

ในการจัดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ทำการกัด As-received ASS304 และ FSS430 ด้วยกรด ออกซาลิกโดยวิธีการกัดด้วยไฟฟ้า (Electro Etching) ตามมาตรฐาน ASTM A262 Practice A โดย ภาพถ่ายโกรงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของ ASS304 แสดงในรูปที่ 4.2 (a) และ ภาพถ่าย SEM ดังแสดงในรูปที่ 4.2 (b) ซึ่งจะเห็นว่าแทบจะไม่พบร่องของการกัดกร่อนบริเวณ ขอบเกรน จึงจัดให้การกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 อยู่ในระดับ Step ส่วนเหล็กกล้าไร้สนิม FSS430 ภาพถ่ายโกรงสร้างจุลภาคจากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (รูปที่ 4.2 (c)) จะเห็นเป็นสีดำทั่วทั้ง ผิวชิ้นงาน มีเพียงบางเกรนเท่านั้นที่เห็นเป็นสีขาวของเฟสเฟอร์ไรท์ (α-ferrite) เช่นเดียวกับภาพถ่าย SEM (รูปที่ 4.2 (d)) ที่จะเห็นเป็นหลุมเล็ก ๆ ทั่วทั้งชิ้นงานจนไม่สามารถสังเกตเห็นขอบเกรนได้ เมื่อ พิจารณารายละเอียดของการจัดระดับความไวในการกัดกร่อนตามขอบเกรนตามมาตรฐาน ASTM A262 Practice A พบว่าไม่สามารถจัดระดับความไวตามที่ระบุไว้ได้ เนื่องจากไม่สามารถ สังเกตเห็นลักษณะของขอบเกรนได้อย่างชัดเจน ทั้งนี้เพราะว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกจะมีอนุภาค การ์ไบด์มากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก ซึ่งเป็นผลมาจากการละลายของการ์บอนในเฟสเฟอร์ ไรต์ต่ำกว่าในเฟสออสเตไนต์ จึงทำให้ FSS มีอนุภาคการ์ไบด์มากกว่า ASS [19, 20, 23, 25] โดย อนุภาคการ์ไบด์นี้เกิดขึ้นได้ทั้งภายในเกรนและขอบเกรน ดังนั้นเมื่อนำมากัดด้วยกรดออกซาลิกอนุ ภากการ์ไบด์ที่กระจายอยู่ทั่วไปจะเกิดการละลายออกทั่วทั้งผิวชิ้นงานไม่เฉพาะที่ขอบเกรนเท่านั้น จึง เห็นเป็นรอยกัดสีดำหรือรอยหลุมทั่วทั้งชิ้นงาน [59] จึงทำให้การจัดระดับทำได้ยาก จึงขอพิจารณา เปรียบเทียบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยก่า DOS จากเทคนิค DL-EPR และศึกษาลักษณะการ กัดกร่อนสำหรับชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบ DL-EPR เท่านั้น



ร**ูปที่ 4.2** ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงของ (a) ASS304 (c) FSS430 และภาพถ่าย SEM ของ (b) ASS 304 (d) FSS 430 หลังการกัดด้วยกรดออกซาลิกตาม มาตรฐาน ASTM A262 Practice A

4.3.2 ปริมาณการกัดกร่อนของ ASS304 และ FSS430

กราฟ DL-EPR ของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 เปรียบเทียบกับ FSS430 แสคงในรูปที่ 4.3 (a) จาก กราฟ DL-EPR ของโลหะทั้ง 2 ชนิค จะเห็นว่าเมื่อจ่ายศักย์ไฟฟ้าในทิศบวก (Anodic Scan) โลหะจะ เกิดการกัดกร่อน โดยสังเกตจากความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้น โดยความหนาแน่น กระแสไฟฟ้าสูงสุดในทิศแอโนดิก (I) ของ ASS304 มีค่าเท่ากับ 0.038 A/cm² ในขณะที่ I ของ FSS430 มีค่าเท่ากับ 0.080 A/cm² ซึ่งแสดงว่า FSS430 เกิดการกัดกร่อนมากกว่า ASS304 เนื่องจาก FSS430 มีอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์กระจายอยู่ทั่วไป หลังจากนั้นจึงเพิ่มศักย์ไฟฟ้าในทิศแอโนดิก จนถึง +300 มิลลิโวลต์ เทียบกับจุด OCP โดยศักย์ไฟฟ้าดังกล่าวเป็นศักย์ไฟฟ้าในทิศแอโนดิก จนถึง +300 มิลลิโวลต์ เทียบกับจุด OCP โดยศักย์ไฟฟ้าดังกล่าวเป็นศักย์ไฟฟ้าในช่วงพาสซีพ (Passive Region) ซึ่งความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าจะลดลงและคงที่ เนื่องจากในช่วงนี้โลหะมีการ สร้างฟิล์ม ในที่นี้คือโครเมียมออกไซด์ฟิล์ม (Cr₂O₃) เพื่อป้องกันผิวชิ้นงานจากการกัดกร่อน [1, 25, 38] และเมื่อให้ศักย์ไฟฟ้าในทิศวกกลับ (Reverse Scan) พบว่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสูงสุด (I,) สำหรับ ASS304 มีค่าเท่ากับ 1.33×10⁻⁴ A/cm² ในขณะที่ FSS430 มีค่าเท่ากับ 0.04 A/cm² ซึ่งสูงกว่า ASS304 ถึง 300 เท่า เมื่อคำนวณก่า DOS ของ ASS304 จึงมีก่าเท่ากับ 0.3% ซึ่งถือว่าไม่ Sensitize และ เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.3 (b) จะสังเกตพบการกัดกร่อน ตามขอบเกรนเพียงเล็กน้อยซึ่งสอดกล้องกับค่า DOS ที่คำนวณได้



ร**ูปที่ 4.3** (a) กราฟ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 และลักษณะการกัดกร่อนของ (b) ASS304 และ (c) FSS430 ในบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR

ในขณะที่ FSS430 มีค่า DOS ประมาณ 50% ซึ่งสูงกว่าค่า DOS ของ ASS304 มาก เมื่อพิจารณา ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.3 (c) จะเห็นว่ามีการกัดกร่อนแบบหลุม คล้ายการกัดกร่อนชนิดรูเข็ม (Pitting Corrosion) ทั่วทั้งชิ้นงานกล้ายกับงานของ Sidhom [46] แต่ไม่ สังเกตพบการกัดกร่อนที่ขอบเกรน ดังนั้นจึงเป็นไปได้ว่าค่า I, ที่นำมาคำนวณค่า DOS ไม่ได้มาจาก ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่เกิดจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเท่านั้น แต่เป็นกระแสไฟฟ้าที่มาจาก การกัดกร่อนแบบรูเข็มด้วย และเนื่องจาก FSS430 เกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มเป็นจำนวนมากจึงทำให้ ค่า DOS สูงกว่า ASS304 มาก ทั้งนี้เนื่องจากเหลีกกล้าไร้สนิมชนิดเฟอร์ริติกมีอนุภาคโครเมียม การ์ไบด์กระจายอยู่ทั่วไป [20, 25] และรอบ ๆ อนุภาคโครเมียมการ์ไบด์เหล่านั้นจะเป็นบริเวณที่ขาด แกลนโกรเมียม (Cr-depleted Zone) เมื่อมีการจ่ายกระแสไฟฟ้าในทิศวกกลับระหว่างการทดสอบ DL-EPR การกัดกร่อนจึงเกิดขึ้นรอบ ๆ อนุภาคเหล่านี้ด้วย สำหรับการกัดกร่อนแบบรูเข็มที่มีลักษณะเป็น สี่เหลี่ยมลูกบาศก์ที่พบใน FSS430 นี้กาดว่าน่าจะเกิดจากการกัดกร่อนตามแนวจัดเรียงตัวของผลึก (Crystallographic Pitting) เหมือนดังที่รายงานในงานวิจัยอื่น [46, 60, 61]

ผลการทดลองข้างต้นเป็นลักษณะการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิดที่ยังไม่ผ่าน กระบวนการทางความร้อน แต่เนื่องจากงานวิจัยนี้ต้องศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนที่มีต่อ การกัดกร่อนของรอยเชื่อม ดังนั้นเพื่อให้เข้าใจถึงผลดังกล่าว จึงได้ทำการทดลองศึกษาผลของ กระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิดก่อน ซึ่งได้ผลดังต่อไปนี้

4.4 การศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน ของ ASS304 และ FSS430

ในหัวข้อนี้จะอธิบายถึงผลของตัวแปรที่ใช้ในกระบวนการทางความร้อน ได้แก่ อุณหภูมิ เวลา และวิธีการเย็นตัว ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิด ดังนี้

4.4.1 ผลการอบในสภาวะ Sensitization ของ ASS304 ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน

งานวิจัยนี้นำเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิด มาทำการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นช่วง อุณหภูมิ Sensitization ของ ASS304 แต่เป็นอุณหภูมิที่ช่วยลดการ Sensitization หรือลดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนสำหรับ FSS430 โดยใช้เวลาการอบเป็นระยะเวลาต่าง ๆ แล้วผ่านการเย็นตัว 2 แบบ ได้แก่ การเย็นตัวในอากาศและในน้ำ จากนั้นนำไปศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Degree of Sensitization; DOS) ด้วยเทคนิค DL-EPR และนำค่า DOS ที่คำนวณได้จากสภาวะต่าง ๆ เปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน (As-received) โดยก่า DOS ของ ASS304 แสดงดังรูปที่ 4.4 จะเห็นว่าก่า DOS ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1-10 ชั่วโมง มีก่า 23%-55.9% ซึ่งสูงกว่า As-received ASS304 (ไม่ผ่าน กระบวนการทางกวามร้อน) ที่มีก่า DOS เพียง 0.3% เท่านั้น กวามแตกต่างนี้เนื่องมาจากอุณหภูมิอบที่ 800 องศาเซลเซียส เป็นอุณหภูมิ Sensitization ของ ASS304 ดังนั้นที่อุณหภูมินี้จึงเกิดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนขึ้น เนื่องจากการละลายของอะตอมการ์บอนในเฟสออสเต ในต์ต่ำลง จึงทำให้เกิด โครเมียมการ์ ใบด์มากขึ้น [17, 19-21, 25, 32] เมื่อพิจารณาการเย็นตัวที่ต่างกัน ชิ้นงานที่ผ่านการเย็น ตัวในอากาศมีก่า DOS สูงถึง 40.7%-55.9% ในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำจะมี ก่า DOS ในช่วง 23-40.9% ทั้งนี้เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำจะสามารถยับยั้งการเกิด โครเมียมการ์ ใบด์ได้ จึงทำให้การกัดกร่อนลดลง [1, 2, 23]



ร**ูปที่ 4.4** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนของ ASS304 ที่ผ่านการอบเป็นเวลา 1-10 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวใน อากาศ (รูปที่ 4.5 (a)-(c)) พบว่าบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างชัดเจน และเมื่อเวลาในการอบนานขึ้นการกัดกร่อนตามขอบเกรนจะรุนแรง (Aggressive) มากขึ้น จึงส่งผลให้ ก่า DOS สูงขึ้นด้วย แต่หากชิ้นงานผ่านการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำค่า DOS จะลดลงอยู่ในช่วง 23%- 40.9% เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนในรูปที่ 4.5 (d)-(f) พบว่าร่องของการกัดกร่อนตามขอบเกรน มีขนาดเล็กลง แสดงถึงการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่ไม่รุนแรงเท่าการเย็นตัวในอากาศ จึงทำให้ค่า DOS ต่ำ ทั้งนี้สามารถอธิบายได้ว่าในระหว่างการอบ ASS304 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็น อุณหภูมิ Sensitization ของ ASS304 จะทำให้อะตอมการ์บอนมีการแพร่ไปอยู่ที่ขอบเกรนมากขึ้น หลังจากนั้นอะตอม โครเมียมจะไปรวมตัวกับอะตอมการ์บอนเกิดเป็นอนุภาก โครเมียมการ์ไบด์ที่ ขอบเกรน เป็นผลให้เกิดบริเวณ Cr-depleted Zone และนำไปสู่การกัดกร่อนตามขอบเกรนในที่สุด [3, 7, 19, 29, 49, 58]



ร**ูปที่ 4.5** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS 304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัว ในอากาศ เปรียบเทียบกับ ASS304 ที่ผ่านการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง และ (f) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ

จะเห็นว่าลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของชิ้นงานที่เย็นตัวในอากาศและในน้ำมี กวามแตกต่างกันอย่างเห็นได้ชัดเจน ทั้งนี้เนื่องจากระหว่างการเย็นตัวอย่างช้า ๆ ในอากาศจะทำให้ โลหะสัมผัส (Exposed) กับช่วงอุณหภูมิ Sensitization (815-425 องศาเซลเซียส) เป็นระยะเวลาหนึ่ง ซึ่งในระหว่างนั้นจะทำให้เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนเพิ่มขึ้น แต่ในกรณีอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส แล้วเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ การเกิดโครเมียมการ์ไบด์ที่ขอบเกรนจะเกิดขึ้นใน ระหว่างการอบเท่านั้น เมื่อโลหะมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ ลารเกิดโครเมียมการ์ไบด์ที่ขอบเกรนจะเกิดขึ้นใน อย่างรวดเร็ว ทำให้ไม่มีเวลาพอที่จะเกิดโครเมียมการ์ไบด์ที่ขอบเกรนเพิ่มขึ้นได้ เมื่อทดสอบ DL-EPR จึงเกิดการกัดกร่อนน้อยกว่าที่ผ่านการเย็นตัวในอากาศ สำหรับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ทั้งการเย็นตัวในอากาศและในน้ำ มีก่า DOS ในช่วง 25.3%-52.3% ดังรูปที่ 4.6 โดยชิ้นงานที่ผ่านการอบส่วนใหญ่ก่า DOS จะน้อยกว่า As received FSS430



ร**ูปที่ 4.6** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศา -เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

จากลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่มีการทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.7 (a)-(f) ไม่สังเกตพบการ กัดกร่อนตามขอบเกรน พบแต่เพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็ม คล้ายกับที่พบใน As-received FSS430 (รูปที่ 4.3 (c)) แต่มีขนาดเล็กกว่า และจำนวนน้อยกว่า จึงทำให้ค่า DOS ที่คำนวณได้ต่ำกว่า เนื่องจาก การอบที่อุณหภูมินี้ทำให้อะตอมโครเมียม จากภายในเกรนและอะตอมโครเมียมจากอนุภาคโครเมียม คาร์ไบด์สามารถแพร่ไปเติมบริเวณ Cr-depleted Zone ที่อยู่รอบ ๆ อนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ และ/ หรือบริเวณขอบเกรน [19, 20, 24] ได้ จึงทำให้การกัดกร่อนลดน้อยลง นอกจากนี้ความสามารถใน การละลายของอะตอมการ์บอนในเฟสเฟอร์ไรต์จะสูงขึ้นเมื่ออบที่อุณหภูมินี้ [19, 21, 61] จึงทำให้ เหลืออะตอมการ์บอนอิสระที่จะไปรวมตัวกับโครเมียมน้อย เกิดอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ได้น้อย จึง ใม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน [19, 21, 61]



ร**ูปที่ 4.7** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัว ในอากาศ เปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง และ (f) 10 ชั่วโมงแล้ว มีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ

นอกจากนั้นยังพบว่า FSS430 ที่มีการเย็นตัวในอากาศ จะมีค่า DOS สูงกว่า (DOS 34.1%-52.3%) ชิ้นงานที่เย็นตัวในน้ำ (DOS 25.3%-31.4%) จากการสำรวจงานวิจัยที่ผ่านมา ยังไม่พบการอธิบายถึง การกัดกร่อนที่ต่างกันเมื่อชิ้นงานผ่านการอบและมีการเย็นตัวด้วยวิธีการที่ต่างกัน มีเพียงแต่การ รายงาน [3, 23] ว่าการเย็นตัวอย่างรวดเร็วไม่สามารถป้องกันการเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ของเหล็กกล้า ใร้สนิม FSS430 ได้ ดังนั้นการกัดกร่อนของ FSS430 หลังจากทดสอบ DL-EPR ไม่ว่าจะผ่านการเย็น ตัวในอากาศหรือในน้ำจะยังคงมีการกัดกร่อนแบบรูเข็มเกิดขึ้นทั้งผิวชิ้นงาน เนื่องจากเกิดการ กัดกร่อนที่ Cr-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่กระจายตัวอยู่

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS และรูปแบบการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นในตารางที่ 4.2 จะเห็น ว่าก่า DOS มีความสัมพันธ์ โดยตรงกับปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ในขณะที่ก่า DOS ของ FSS430 ที่คำนวณได้มาจากการกัดกร่อนแบบรูเข็มอย่างเดียว ซึ่งผลการทดลองที่ได้นี้กล้าย กับที่ Sidhom [46] รายงานไว้ว่าการทดสอบ DL-EPR ของ FSS430 จะเกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มร่วม ด้วย โดย FSS430 ที่ผ่านการอบละลายเฟส (Solution Treatment) ที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็น เวลา 1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ หลังจากนั้นนำไปอบที่อุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และเย็นตัวในอากาศ มีค่า DOS สูงถึง 96.58% ทั้งนี้เนื่องจากกระแสไฟฟ้าที่เกิดจากการกัดกร่อนแบบ รูเข็มมีปริมาณมาก จึงทำให้ก่า DOS ที่คำนวณได้มีค่าสูงกว่าความเป็นจริง

ชนิดของ เหลีกกล้า ไร้สนิม	อุณหภูมิ (°C)	ระยะเวลา การอบ (ชั่วโมง)	วิธีการเย็นตัว		รูปแบบการกัดกร่อนที่พบ		
				ค่าเฉลี่ย	การกัดกร่อน	การกัดกร่อน	
				DOS (%)	ตามขอบเกรน	ແບບรູເขິ້ม	
					(IGC)	(Pitting)	
	As-received			0.3±0.08	-	-	
ASS304	800	1	อากาศ (AC)	40.7±5.33	\checkmark	-	
		6		55.9±7.21	\checkmark	-	
		10		45.0±5.86	\checkmark	-	
		1		23.0±3.51	\checkmark	-	
		6	น้ำ (WQ)	32.4±6.14	\checkmark	-	
		10		40.9±1.79	\checkmark	-	
As-received			49.9±4.85	-	\checkmark		
FSS430	800	1	อากาศ (AC)	34.1±3.92	-	\checkmark	
		6		37.1±4.66	-	\checkmark	
		10		52.3±1.56	-	\checkmark	
		1	น้ำ (WQ)	25.3±4.76	-	\checkmark	
		6		31.4±4.83	-	\checkmark	
		10		26.7±3.26	-	\checkmark	

ตารางที่ 4.2 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส

จากการทดลองจะเห็นว่าปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (DOS) มีความสอดคล้องกับการกัดกร่อน ตามขอบเกรนที่เกิดขึ้นจริง เฉพาะกับโลหะ ASS304 เท่านั้น แต่สำหรับโลหะ FSS430 แล้วการ พิจารณาการกัดกร่อนตามขอบเกรนไม่สามารถพิจารณาจากค่า DOS เพียงอย่างเดียวได้ แต่ต้อง พิจารณาลักษณะการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นร่วมด้วย อย่างไรก็ตามสำหรับการอบในสภาวะนี้ ก็ยังเป็นไป ตามทฤษฎีว่า ASS304 จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (ค่า DOS ≥ 1%) ในขณะที่ FSS430 จะไม่ เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน แม้ว่าจะมีค่า DOS สูงก็ตาม
4.4.2 ผลการอบในสภาวะ Sensitization ของ FSS430 ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน การอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียสเป็นอุณหภูมิ Sensitization สำหรับ FSS430 แต่เป็นอุณหภูมิที่ ใช้ลดระดับการกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 เมื่อพิจารณาค่า DOS ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมินี้ (รูปที่ 4.8) พบว่ามีค่า DOS ใกล้เคียงกับชิ้นงาน As-received ที่ไม่ ผ่านการอบ ซึ่งมีค่า DOS อยู่ในช่วง 0.2%-0.5% ซึ่งแสดงว่าไม่ไวต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน



ร**ูปที่ 4.8** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศา-เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ ไม่ผ่านกระบวนการทางกวามร้อน

เมื่อพิจารณาจากลักษณะการกัดกร่อนในบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่ อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส ในทุกสภาวะการทดลองมีลักษณะคล้ายกัน ดังนั้นจึงขอแสดงลักษณะ การกัดกร่อนเฉพาะของชิ้นงานที่ผ่านการอบเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ทั้งที่ผ่านการเย็นตัวในอากาศและใน น้ำ โดยในรูปที่ 4.9 (a) เป็นการอบ แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จะสังเกตเห็นว่าเกรนมีขนาดใหญ่ ขึ้นเมื่อเทียบกับ As-received ASS304 (รูปที่ 4.3 (b)) และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน ในทำนอง เดียวกันเมื่อชิ้นงานผ่านการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ (รูปที่ 4.9 (b)) จะไม่พบการกัดกร่อนตาม ขอบเกรน แต่จะมีการโตของเกรนเช่นเดียวกับการเย็นตัวในอากาศ เนื่องจากที่อุณหภูมิ 1050 องศา- เซลเซียสนี้ อะตอมคาร์บอนสามารถละลายได้ดีในเฟสออสเตไนต์ จึงทำให้การ์บอนที่อยู่ในโครเมียม การ์ไบด์เกิดการละลายกลับ (Redissolve) ไปในเฟสออสเตไนต์ ส่งผลให้มีอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ น้อยหรือเกิดการสลายโครเมียมคาร์ไบด์ที่อุณหภูมินี้ [32] อีกทั้งเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นโครเมียมจะมีการ แพร่ได้เร็วในเฟสออสเตไนต์ [29] โดยโครเมียมจะเกิดการแพร่ทั้งจากภายในเกรนและจากอนุภาค โครเมียมการ์ไบด์ไปเติม Cr-depleted Zone [19, 22, 25, 29] ทำให้ Cr-depleted Zone แกบลงส่งผลให้ ก่า DOS ต่ำกว่า 1% หรือไม่ไวต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน



ร**ูปที่ 4.9** ลักษณะการกัคกร่อนบริเวณที่ทคสอบ DL-EPR ของ ASS304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวใน (a) อากาศ และ (b) น้ำ

สำหรับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิ Sensitization ของ โลหะชนิคนี้ จะมีค่า DOS อยู่ระหว่าง 41.2%-65.4% (รูปที่ 4.10) โดยส่วนใหญ่จะมีค่ามากกว่า Asreceived FSS430 ยกเว้นการอบเป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วมีการเย็นตัวในน้ำ ที่มีค่า DOS เพียง 41.2% เท่านั้น อย่างไรก็ตามสำหรับ FSS430 นั้นจะต้องพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นหลังทดสอบ DL-EPR ร่วมด้วย ดังที่กล่าวไว้ในหัวข้อที่แล้ว



ร**ูปที่ 4.10** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศา-เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนในบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.11 (a)-(c) ซึ่งใช้เวลาอบ 1, 6, 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ พบว่าเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นร่องลึกอย่าง เห็นได้ชัดเจนอีกทั้งยังมีการกัดกร่อนแบบรูเข็มภายในเกรนร่วมด้วย ทั้งนี้เนื่องจากที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส ความสามารถในการละลายของอะตอมการ์บอนในเฟสเฟอร์ไรต์ลดลง (ต่างจากเฟส ออสเตไนต์ของ ASS304 ที่การละลายของอะตอมการ์บอนมากขึ้นที่อุณหภูมิเดียวกัน) จึงเหลือ การ์บอนอิสระเพิ่มขึ้น [21, 61] อีกทั้งเมื่ออบที่อุณหภูมิสูงจะเกิดการแพร่ของอะตอมการ์บอน และ อะตอมโครเมียมไปอยู่ที่ขอบเกรนมากขึ้น [19, 21, 61] จึงทำให้เกิดเป็นอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ตาม ขอบเกรนได้มาก นอกจากนี้ยังสังเกตพบว่าเมื่อเพิ่มเวลาการอบนานขึ้นเกรนจะมีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย โดยเฉพาะเมื่อมีการเย็นตัวในอากาศ



ร**ูปที่ 4.11** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS 430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 6 ชั่วโมง และ (c) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้ เย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (d) 1 ชั่วโมง (e) 6 ชั่วโมง และ (f) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ

เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ใช้เวลาอบ 1 ชั่วโมง แล้วผ่านการเย็นตัวในน้ำ ในรูปที่ 4.11 (d) จะเห็นว่าเกิด การกัดกร่อนตามขอบเกรนในบางส่วนของขอบเกรนเป็นบางเกรนเท่านั้น ทั้งนี้อาจเป็นเพราะเวลาใน การอบยังไม่มากพอที่จะทำให้เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ล้อมรอบทั้งขอบเกรน จึงทำให้เกิดการกัดกร่อน ขึ้นเพียงบางส่วนเท่านั้น [61] ซึ่งผลดังกล่าวคล้ายกับงานวิจัยอื่น [1, 62] ที่พบว่าเมื่อใช้เวลาการอบเป็น เวลานานจะทำให้เกิดโครเมียมการ์ไบด์อยู่ตามขอบเกรนได้มากขึ้นจึงทำให้เกิดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนรุนแรงมากยิ่งขึ้น แต่หากหลังการอบนี้มีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะสามารถยับยั้งการรวมตัว ของการ์บอนและโครเมียม ที่จะเกิดเป็นอนุภากโครเมียมการ์ไบด์ได้ จึงทำให้พบการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนน้อยกว่า ก่า DOS จึงต่ำกว่าการอบที่เวลาเท่ากันแต่มีการเย็นตัวในอากาศ

ในขณะที่ชิ้นงานซึ่งอบในเวลาเท่ากันแต่มีการเย็นตัวในอากาศ (รูปที่ 4.11 (a)) จะสังเกตพบการ กัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่ทั่วไปแทบจะทุกเกรน แต่หากเพิ่มเวลาในการอบเป็น 6 และ 10 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวในน้ำ (รูปที่ 4.11 (c)-(f)) จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นร่องลึกอย่าง ชัดเจน แต่การกัดกร่อนแบบรูเข็มที่อยู่ภายในเกรนจะลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับการอบที่อุณหภูมิ เดียวกันในเวลาเท่ากันแต่มีการเย็นตัวในอากาศ (รูปที่ 4.11 (b)-(c)) จึงทำให้ค่า DOS ต่ำกว่าการเย็นตัว ในอากาศ (เนื่องจากชิ้นงานที่มีการเย็นตัวในอากาศปรากฎการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่มีร่องลึก และ การกัดกร่อนแบบรูเข็มภายในเกรนค่อนข้างมาก) แต่อย่างไรก็ตามสำหรับ FSS430 ยังไม่พบรายงาน การวิจัยว่าเมื่อทำการอบแล้วทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำจะช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ พบเพียงรายงานในเอกสาร [3, 19, 23] ว่าการเย็นตัวอย่างรวดเร็วไม่สามารถยับยั้งการเกิดโครเมียม การ์ไบด์ในเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดเฟอร์ริติกได้

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS ที่คำนวณได้และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบในตารางที่ 4.3 จะเห็นว่าค่า DOS ของ ASS304 มีค่าต่ำกว่า 1% และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน ไม่ว่าจะอบ เป็นเวลานานขึ้น หรือมีการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ซึ่งผลการทดลองนี้สอดคล้องกับทฤษฎีและรายงาน การวิจัย [19, 21, 23, 33] ที่ว่าอุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส สามารถลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน สำหรับ ASS304 ได้ ในขณะที่ FSS430 ค่า DOS ของชิ้นงานที่ผ่านการอบส่วนมากจะสูงกว่า Asreceived และเมื่อตรวจสอบรูปแบบการกัดกร่อนพบว่า FSS430 เกิดการกัดกร่อนทั้งแบบตาม ขอบเกรนและแบบรูเข็ม โดยการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่พบมีลักษณะเป็นร่องลึกชัดเจน ในขณะที่ การกัดกร่อนแบบรูเข็มมีปริมาณและจำนวนลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับ As-received และชิ้นงานที่ผ่าน การอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ดังนั้นค่า DOS ที่สูงขึ้นจาก As-received น่าจะมาจากการ กัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นหลัก

พบิอมอง		ຮູຍພາວອວ	วิธีการเย็นตัว		รูปแบบการกัดกร่อนที่พบ	
มนตของ	อุณหภูมิ	าะอะเวลา การอบ เว้ะวิจาง		ค่าเฉลี่ย	การกัดกร่อน	การกัดกร่อน
เทถากถา ปรับอิน	(°C)			DOS (%)	ตามขอบเกรน	ແບບรูเข็ม
89611991		(D1111)			(IGC)	(Pitting)
		As-received		0.3±0.08	-	-
		1		0.5±0.18	-	-
		6	อากาศ(AC)	0.3±0.04	-	-
ASS304	1050	10		0.3±0.08	-	-
		1		0.4±0.15	-	-
		6	น้ำ (WQ)	0.3±0.08	-	-
		10		0.2±0.09	-	-
		As-received		49.9±4.85	-	\checkmark
		1		57.4±6.00	\checkmark	\checkmark
		6	อากาศ(AC)	61.7±5.79	\checkmark	\checkmark
FSS430	1050	10		65.4±2.49	\checkmark	\checkmark
	1050	1		41.2±6.09	\checkmark	\checkmark
		6	น้ำ (WQ)	60.2±4.92	\checkmark	\checkmark
		10		52.0±11.52	\checkmark	\checkmark

ตารางที่ 4.3 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส

4.4.3 ผลการอบในสภาวะ Non-sensitization ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน

เนื่องจากการทดลองที่ผ่านมาเป็นการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ซึ่งทำให้ ASS304 เกิดการ กัดกร่อนตามขอบเกรน แต่หากทำการอบที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส จะช่วยลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนของ ASS304 ได้ แต่กลับทำให้ FSS430 เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนแทน ดังนั้นจึงได้มี การทดลองอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เพื่อศึกษาว่าจะสามารถลดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ของโลหะทั้ง 2 ชนิดได้หรือไม่ เนื่องจากที่อุณหภูมินี้ไม่ได้เป็นอุณหภูมิ Sensitization ของทั้ง ASS304 และ FSS430 [19, 22, 33, 49] โดยมีรายละเอียดของผลการทดลองดังต่อไปนี้

เมื่อนำ ASS304 ไปอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1, 6 และ 10 ชั่วโมง แล้วผ่านการเย็นตัว ในอากาศและในน้ำ พบว่าค่า DOS ของชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวในอากาศมีค่าระหว่าง 1.3%-2.6% (รูปที่ 4.12) ซึ่งถือว่า Sensitized หรือเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน



ร**ูปที่ 4.12** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบ เทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะ ที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.13 (a) และ(b) จะพบการ กัดกร่อนตามขอบเกรนเพียงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส (รูปที่ 4.5 (a)-(c)) เนื่องจากที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสนี้ อะตอมการ์บอนมีความสามารถในการ ละลายในเฟสออสเตไนต์ได้ดีขึ้นกว่าที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส [2, 19, 20, 23, 32] แต่อาจยังไม่ดี เท่ากับการอบที่ 1050 องศาเซลเซียส จึงยังเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอยู่บ้าง และเนื่องจากหลัง การอบมีการปล่อยให้เย็นตัวในอากาศอย่างช้า ๆ ซึ่งระหว่างการเย็นตัวนี้จะผ่านช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของเหล็กกล้าไว้สนิม ASS304 อีกครั้ง จึงทำให้เกิดโครเมียมการ์ไบด์ตามขอบเกรนได้ มากกว่าการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ [2, 23] ส่งผลให้เหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 ที่ผ่านการอบที่ อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ มีก่า DOS น้อยกว่าการเย็นตัวในอากาศ (0.3%-1.2%) หากพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนในรูปที่ 4.13 (c) และ (d) จะพบว่าการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนมีน้อยลง เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำจะช่วยยับยั้งการเกิดอนุภาคโครเมียม การ์ไบด์ที่ขอบเกรนได้



ร**ูปที่ 4.13** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง และ (b) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวใน อากาศ เปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (c) 1 ชั่วโมง และ (d) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัว ในน้ำ สำหรับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1, 6 และ 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัว ในอากาศ พบว่ามีค่า DOS อยู่ระหว่าง 55.3%-65.8% ซึ่งต่ำกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ในน้ำที่มีค่า DOS ระหว่าง 56.5%-74.3%



รูปที่ 4.14 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส แล้วมีการเย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับการเย็นตัวในน้ำ และกับสภาวะที่ ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

แต่อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR พบว่าทั้งสองสภาวะการเย็น ตัวไม่ทำให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน พบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็มกระจายอยู่ทั่วไปดังรูปที่ 4.15 (a)-(d) เท่านั้น แต่เมื่อเปรียบเทียบกับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่ 800 องศาเซลเซียส (รูปที่ 4.7 (a)-(f)) พบว่าขนาดของการกัดกร่อนแบบรูเข็มของชิ้นงานที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสมี ขนาดใหญ่กว่าซึ่งหมายถึงเกิดการกัดกร่อนได้มากกว่า เหตุดังกล่าวอาจเป็นเพราะเมื่อทำการอบ FSS430 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิที่เข้าใกล้อุณหภูมิ Sensitization สำหรับ FSS430 จึงทำให้อะตอมการ์บอนละลายในเฟสเฟอร์ไรด์ได้น้อยลงและสามารถแพร่ไปรวมตัวกับ โกรเมียมเกิดเป็นอนุภาคโกรเมียมการ์ไบด์ได้มากขึ้น [20] (แต่ที่อุณหภูมินี้ยังไม่เหมาะสมพอที่จะ ก่อให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน) ส่งผลให้มีบริเวณ Cr-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคการ์ไบด์ กว้างกว่าการอบที่ 800 องศาเซลเซียส ดังนั้นเมื่อเกิดการกัดกร่อนขึ้นจึงเห็นการกัดกร่อนแบบรูเข็มที่มี ขนาดใหญ่



ร**ูปที่ 4.15** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ FSS 430 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง และ (b) 10 ชั่วโมง แล้วปล่อยให้เย็นตัวใน อากาศ เปรียบเทียบกับการอบเป็นเวลา (c) 1 ชั่วโมง และ (d) 10 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัว ในน้ำ

ดังกล่าวมาแล้วว่า FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1, 6 และ 10 ชั่วโมง ทั้งที่มีการเย็นตัวในอากาศและในน้ำ ไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน (รูปที่ 4.15 (a)-(d)) แต่เมื่อ พิจารณาถึงเวลาในการอบที่มีผลต่อปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน (รูปที่ 4.14) พบว่าเมื่อเพิ่มเวลา อบ และมีการเย็นตัวในน้ำ ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนมีแนวโน้มลดลง เช่นเดียวกับ ASS304 ที่ผ่านการอบเป็นเวลานาน และมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำที่มีปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน ลดลงเช่นกัน เพื่อเป็นการทดสอบว่าหากเวลาเพิ่มขึ้นการกัดกร่อนตามขอบเกรนขอบเกรนของโลหะทั้ง 2 ชนิด จะลดลงหรือไม่ ผู้วิจัยจึงเพิ่มเวลาการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็น 24, 36 และ 48 ชั่วโมง ดังรายละเอียดต่อไปนี้ เมื่อพิจารณาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียสเป็นเวลา 24, 36 และ 48 ชั่วโมง ในรูปที่ 4.16 ค่า DOS ที่คำนวณได้ส่วนใหญ่มีค่าต่ำกว่าการ อบที่ใช้เวลา 1-10 ชั่วโมง ทั้งการเย็นตัวในอากาศ และในน้ำ (DOS 0.42%-2.3%) แต่หากพิจารณาการ เย็นตัวที่แตกต่างกัน พบว่าเมื่อชิ้นงานมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ ก่า DOS จะลดลงต่ำกว่าการเย็น ตัวในอากาศอย่างชัดเจน โดยก่า DOS ของชิ้นงานที่เย็นตัวในน้ำ มีก่าต่ำกว่า 1% หมายความว่าชิ้นงาน ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนในสภาวะนี้จะไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน



ร**ูปที่ 4.16** ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส เป็นเวลา 1-48 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับการเย็นตัว ในน้ำและกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

ในขณะที่ FSS430 เมื่อผ่านการอบเป็นเวลา 24, 36 และ 48 ชั่วโมง ทั้งการเย็นตัวในอากาศและในน้ำ ค่า DOS มีแนวโน้มต่ำลง (DOS 26.5%-65.6%) กว่าการอบที่ 1-10 ชั่วโมง (DOS 55.3%-74.3%) โดยเฉพาะเมื่อใช้เวลาอบ 36 ชั่วโมงแล้วมีการเย็นตัวน้ำ จะทำให้ค่า DOS ต่ำลงมากที่สุด ซึ่งมีค่า 26.5% ดังรูปที่ 4.17



รูปที่ 4.17 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส เป็นเวลา 1-48 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ เปรียบเทียบกับการเย็นตัว ในน้ำและกับสภาวะที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน

จากก่า DOS ของ ASS304 (รูปที่ 4.16) และ FSS430 (รูปที่ 4.17) จะเห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการเย็นตัวใน น้ำหลังการอบ โดยส่วนมากจะมีก่า DOS ต่ำกว่า การเย็นตัวในอากาศ ดังนั้นจึงขอยกตัวอย่าง เปรียบเทียบลักษณะการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิดที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส เป็นเวลาต่าง ๆ แล้วเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ ในรูปที่ 4.18 ซึ่งจะเห็นว่าเมื่ออบ ASS304 ที่ ด้วยเวลาต่างกัน (รูปที่ 4.18 (a)-(c)) จะไม่สังเกตพบการกัดกร่อนตามขอบเกรนจึงส่งผลให้ DOS มีก่า ต่ำกว่า 1% ซึ่งอาจเป็นไปได้ว่าการอบที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลานาน 24-48 ชั่วโมงนี้ ทำให้ โครเมียมแพร่มาเติมเต็มบริเวณ Cr-depleted Zone ได้มากขึ้น จึงทำให้ การกัดกร่อนตามขอบเกรน ลุดลง



ร**ูปที่ 4.18** ลักษณะการกัดกร่อนบริเวณที่ทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 24 ชั่วโมง (b) 36 ชั่วโมง และ (c) 48 ชั่วโมง แล้วผ่าน การเย็นตัวในน้ำเปรียบเทียบกับ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิเดียวกันเป็นเวลา (d) 24 ชั่วโมง (e) 36 ชั่วโมง และ (f) 48 ชั่วโมง แล้วผ่านการเย็นตัวในน้ำ

ในกรณีของ FSS430 หากอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง (รูปที่ 4.18 (d)) จะยัง ใม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนแต่จะพบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็ม คล้ายกับที่พบเมื่ออบเป็นเวลา 1-10 ชั่วโมง แต่เป็นที่น่าสังเกตว่ารูเข็มของชิ้นงานที่อบเป็นเวลานานจะมีขนาดเล็กลง แสดงว่า กระแส ใฟฟ้าที่เกิดจากการกัดกร่อนมีค่าน้อยลง จึงทำให้ค่า DOS ต่ำ และเมื่อเพิ่มเวลาอบเป็น 36 ชั่วโมง (รูปที่ 4.18 (e)) จะเห็นว่ารูเข็มที่เคยพบภายในเกรนน้อยลงอย่างเห็นได้ชัดเจนทั้งนี้อาจ เนื่องจากเมื่อใช้เวลาอบนานขึ้นอะตอมโครเมียมสามารถแพร่มาเติมเต็มบริเวณ Cr-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ได้มากขึ้นการกัดกร่อนแบบรูเข็มจึงลดลง เมื่อพิจารณาการเกิดการ กัดกร่อนตามขอบเกรนในสภาวะนี้จะพบการกัดกร่อนตามขอบเกรนเพียงเล็กน้อย แต่หากเพิ่มเวลา การอบเป็น 48 ชั่วโมง (รูปที่ 4.18 (f)) จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนเพียงเล็กน้อย แต่หากเพิ่มเวลา กัดกร่อนแบบรูเข็มร่วมด้วย จึงทำให้ค่า DOS สูงขึ้น ทั้งนี้อาจเป็นเพราะใช้เวลาอบนานเกินไป อะตอม การ์บอนจึงสามารถแพร่มาที่ขอบเกรน และเกิดเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ได้มากขึ้น

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่เกิดขึ้น ในตารางที่ 4.4 พบว่า ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสใช้เวลาอบ ระหว่าง 1-36 ชั่วโมงแล้ว ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนและมีค่า DOS มากกว่า 1% แต่หากเพิ่ม เวลาอบเป็น 48 ชั่วโมง ค่า DOS จะลดลงต่ำกว่า 1% และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน อาจ เนื่องจากเมื่อเวลาอบนานขึ้นอะตอมโครเมียมมีเวลามากพอที่จะแพร่มาเติมเต็มบริเวณ Cr-depleted Zone ที่เคยเกิดขึ้นก่อนหน้านี้ จึงช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ [19, 44]ในขณะที่การเย็น ตัวอย่างรวดเร็วในน้ำ ส่วนมากแล้วก่า DOS จะต่ำกว่า 1% และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วสามารถยับยั้งการเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ได้ [23, 29]

สำหรับ FSS430 หากใช้เวลาอบ 1-10 ชั่วโมง ทั้งที่ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศอย่างช้า ๆ และเย็นตัวใน น้ำอย่างรวดเร็ว จะพบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็ม และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน แต่ค่า DOS ที่คำนวณได้จะสูงเมื่อเปรียบเทียบกับ ASS304 ทั้งนี้เนื่องจากกระแสไฟฟ้าที่นำมาคำนวณค่า DOS มา จากการกัดกร่อนแบบรูเข็ม เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่อบนานขึ้นเป็นเวลา 24-48 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวใน อากาศ จะพบทั้งการกัดกร่อนแบบรูเข็มและการกัดกร่อนตามขอบเกรนร่วมด้วย แต่เนื่องจากผลการ อบที่อุณหภูมินี้ทำให้การกัดกร่อนแบบรูเข็มลดลง ในขณะที่การกัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นอย่าง ชัดเจน ดังนั้นค่า DOS ที่ได้จึงมาจากกระแสไฟฟ้าที่เกิดจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนมากกว่าการ กัดกร่อนแบบรูเข็ม

ในขณะที่การเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำจะพบการกัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างรุนแรงเมื่ออบเป็น เวลานานที่ 48 ชั่วโมง ซึ่งในสภาวะนี้การกัดกร่อนแบบรูเข็มจะลดลงมาก ดังนั้นค่า DOS ที่คำนวณได้ จึงเป็นผลจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นหลัก แต่หากใช้เวลาอบที่ 36 ชั่วโมง การกัดกร่อนตาม ขอบเกรนจะปรากฏเพียงเล็กน้อย และในขณะเดียวกันการกัดกร่อนแบบรูเข็มก็มีขนาดและปริมาณ ลดลงด้วย จึงทำให้ก่า DOS ต่ำกว่าสภาวะอื่นอย่างมาก

		~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~	รูปแบบการกัดก			ัดกร่อนที่พบ
ชนดของ	อุณหภูมิ	ງຂຄະເງບ ເ	6 <u>4</u> 000180180	ค่าเฉลี่ย	การกัดกร่อน	การกัดกร่อน
เทลากลา พย _่ เอ	(°C)	การอบ	าษการเยนตา	DOS (%)	ตามขอบเกรน	แบบรูเขึ้ม
เรสนม		(2.1111)			(IGC)	(Pitting)
		As-receive	d	0.3±0.08	-	-
		1		1.3±0.46	$\checkmark$	-
		6		2.0±0.02	$\checkmark$	-
		10		2.6±0.16	$\checkmark$	-
		24	UIII III (AC)	1.6±0.17	$\checkmark$	- - -
		36		2.3±0.84	✓ -	-
455204	900	48		0.4±0.18	-	-
A55504		1		1.2±0.15	$\checkmark$	-
		6	น้ำ (WQ)	0.5±0.02	-	-
		10		0.3±0.02	-	-
		24		0.5±0.17	-	-
		36		$0.9 \pm 0.89$	-	-
		48		0.5±0.16	-	-
		As-receive	d	49.9±4.85	-	$\checkmark$
		1		55.3±8.74	-	$\checkmark$
FSS430		6		64.0±3.00	-	
	000	10	$2222\pi (AC)$	65.8±4.14	-	$\checkmark$
	900	24	(AC)	65.6±8.69	$\checkmark$	$\checkmark$
		36		57.6±10.00	$\checkmark$	$\checkmark$
		48		59.0±7.75	$\checkmark$	$\checkmark$

ตารางที่ 4.4 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

สบิอของ		~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~~			รูปแบบการกัดกร่อนที่พบ		
ชนตงอง เหล็กกล้ำ ไร้สนิม	อุณหภูมิ	ງຂຄະເງບ		ค่าเฉลี่ยDOS	การกัดกร่อน	การกัดกร่อน	
	(°C)	(ซั่วโบบ)	100000000000000000000000000000000000000	(%)	ตามขอบเกรน	แบบรูเข็ม	
		(1) 1 (1) (1)			(IGC)	(Pitting)	
FSS430	1 6	1	y °°° (W(C))	74.3±3.15	-	$\checkmark$	
		6		60.0±2.10	-	$\checkmark$	
	000	10		56.5±2.12	-	$\checkmark$	
	900	24		47.9±6.22	-	การกัดกร่อน แบบรูเข็ม (Pitting) ✓ ✓ ✓ ✓ ✓ ✓	
		36		26.5±7.35	ตามขอบเกรน แบบรูเข็ม   (IGC) (Pitting)   - ✓   - ✓   - ✓   - ✓   - ✓   - ✓   - ✓   - ✓   ✓ ✓		
		48		50.0±4.00	$\checkmark$	$\checkmark$	

ตารางที่ 4.4 (ต่อ) ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของ ASS304 และ FSS430 หลังอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

หมายเหตุ * หมายถึงเริ่มมีการกัดกร่อนตามขอบเกรน

จากผลการทดลองที่ผ่านมาจะเห็นว่าว่าการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24-48 ชั่วโมง เป็นช่วงเวลาที่น่าสนใจ เนื่องจาก ASS304 ไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ส่วน FSS430 เป็นช่วง ของการเปลี่ยนแปลงจากการกัดกร่อนแบบรูเข็มไปเป็นการกัดกร่อนตามขอบเกรน ดังนั้นใน การศึกษาเพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนสำหรับรอยเชื่อมทิกระหว่างเหล็ก ASS304 และ FSS430 จึงได้ทำการศึกษากระบวนการทางกวามร้อนหลังการเชื่อม (PWHT) โดยทำการอบรอยเชื่อมที่ อุณหภูมิ 800, 900 และ 1100 องศาเซลเซียส และศึกษาการอบเป็นเวลา 10-48 ชั่วโมง และมีการเย็นตัว ในอากาศ และในน้ำ เพื่อศึกษาผลการเปลี่ยนแปลงซึ่งจะกล่าวถึงรายละเอียดในหัวข้อต่อไป

# 4.5 การวัดความแข็งจุลภาคเพื่อใช้แบ่งบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430

ดังที่กล่าวในบทที่ 2 ว่าเมื่อเหลีกกล้าไร้สนิมได้รับความร้อนจากกระบวนการเชื่อมจะทำให้เกิดความ แตกต่างทางโลหะวิทยาขึ้นส่งผลให้โครงสร้างแบ่งออกได้ 3 บริเวณ ได้แก่ บริเวณโลหะหลอมละลาย (Welded Zone; WZ) บริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone; HAZ) และบริเวณโลหะพื้น (Base Metal; BM) เมื่อมีความแตกต่างทางโลหะวิทยาจะส่งผลให้ก่าความแข็งในแต่ละบริเวณโลหะพื้น (Base Metal; BM) เมื่อมีความแตกต่างทางโลหะวิทยาจะส่งผลให้ก่าความแข็งในแต่ละบริเวณโลหะพื้น (Base Metal; BM) เมื่อมีความแตกต่างทางโลหะวิทยาจะส่งผลให้ก่าความแข็งในแต่ละบริเวณโลหะพื้น (Base SS430 (As-welded) และรอยเชื่อมที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม (PWHT) ใน สภาวะต่าง ๆ ดังที่อธิบายไว้ในหัวข้อที่ 3.4.2 ซึ่งจากผลการวัดความแข็งพบว่าชิ้นงานทั้งหมดมี รูปแบบความแข็ง (Hardness Profile) คล้ายกัน ดังแสดงในรูปที่ 4.19 (ผลการวัดความแข็งของรอย เชื่อมทุกสภาวะแสดงไว้ในภาคผนวก ก) โดยบริเวณกลางรอยเชื่อมหรือ WZ จะมีก่าความแข็งสูงสุด ประมาณ 280-420 H, จากนั้นความแข็งจะลดลงอย่างรวดเร็วทั้งด้านของ ASS304 และ FSS430 (ใน วงรี) ซึ่งบริเวณนี้ได้รับผลกระทบจากความร้อนหรือบริเวณ HAZ จึงมีความแข็งค่า [4, 63] ซึ่งผล ดังกล่าวสอดกล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ [4] ที่รายงานไว้ว่า HAZ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 เป็นบริเวณที่มีความแข็งค่ะมาณ 180-240 H, และ BM ของ FSS430 มีความแข็งประมาณ 160 BM ของ ASS304 มีความแข็งประมาณ 180-240 H, และ BM ของ FSS430 มีความแข็งประมาณ



ร**ูปที่ 4.19** ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านกระบวนการทาง ความร้อนหลังการเชื่อมเปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อน (Aswelded)

### 4.6 โครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430

รูปที่ 4.20 (a) เป็นภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 (Aswelded) ในบริเวณต่าง ๆ ซึ่งพบว่าบริเวณ BM ทั้งในด้านของ ASS304 และ FSS430 ยังคงมี โครงสร้างจุลภาคคล้ายกับชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเชื่อมในรูปที่ 4.2 (a) สำหรับบริเวณ HAZ ในด้าน ASS304 (รูปที่ 4.20 (b)) เป็นบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากความร้อนจึงมีบางส่วนเกิดเกรนโต ซึ่งมีผล ให้ก่าความแข็งลดลงอย่างรวดเร็วแสดงในรูปที่ 4.19 สำหรับบริเวณ WZ (รูปที่ 4.20 (c)) พบ โครงสร้างที่มีลักษณะเป็นเข็มแหลม ซึ่งน่าจะเป็นเฟสเดลด้า-เฟอร์ไรต์ที่อยู่รวมกับเฟสออสเตไนด์ กล้ายกับที่รายงานในงานวิจัยก่อนหน้านี้ [4] และเพื่อเป็นการยืนยันว่าโครงสร้างที่มีลักษณะเป็นเข็ม แหลมเป็นเฟสเดลด้า-เฟอร์ไรต์ (δ-ferrite) จึงได้ทดลองวัดความแข็งจุลภาค บริเวณเฟสดังกล่าวพบว่า มีค่าความแข็งประมาณ 458 H_v (แรงกด 100 gf เวลากด 10 วินาที) ซึ่งต่ำกว่าที่วัดได้ในงานวิจัยของ Hsieh [4] ที่มีความแข็งในบริเวณนี้ประมาณ 520 H_v (แรงกด 100 gf เวลากด 10 วินาที) ครามแตกต่าง ของค่าความแข็งนี้อาจเนื่องจากเฟสดังกล่าวใน งานวิจัยนี้มีขนาดเล็กมากขณะทำการวัดความแข็ง หัวกดจึงไปกดเนื้อโลหะในบริเวณข้างเลียงด้วย ค่าความแข็งที่วัดได้จึงไม่สูงเท่าที่วัดได้จากงานวิจัย อื่น [4]



ร**ูปที่ 4.20** โครงสร้างจุลภาคของ (a) รอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 (b) บริเวณ HAZ ด้าน ASS304 (c) บริเวณ WZ และ (d) บริเวณ HAZ ด้าน FSS430 ที่กัดไฟฟ้าด้วย สารละลายกรดออกซาลิกเข้มข้นร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก เป็นเวลา 90 วินาที

ส่วนบริเวณ HAZ ในด้าน FSS430 จะพบโครงสร้างลักษณะคล้ายเข็มแหลมของเฟสมาร์เทนไซต์อยู่ ล้อมรอบเฟสเฟอร์ไรต์สีขาว และสังเกตพบอนุภาคสีดำรวมตัวอยู่ภายในเกรน ดังรูปที่ 4.20 (d) ซึ่ง ลักษณะที่พบดังกล่าวนี้คล้ายกับที่พบในงานวิจัยก่อนหน้านี้ที่รายงานว่าโครงสร้างลักษณะคล้ายเข็ม แหลม ในด้าน FSS คือเฟสมาร์เทนไซต์ [17, 20] (เมื่อได้รับความร้อนสูงในขณะเชื่อมจะมีเฟส ออสเตในต์เกิดขึ้น เมื่อโลหะเย็นตัวเฟสออสเตในต์นี้สามารถเปลี่ยนเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ได้) ส่วน อนุภากที่รวมตัวกันอยู่ภายในขอบเกรนคือโลหะการ์ไบด์ ซึ่งส่วนมากเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ [17]

หลังจากทำการวัดความแข็งและศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเชื่อมเพื่อกำหนดบริเวณ WZ, HAZ และ BM แล้วจึงนำชิ้นงานไปทดสอบการกัดกร่อนด้วยวิธี DL-EPR เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ ระหว่างปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนและลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ดัง รายละเอียดต่อไปนี้

## 4.7 ปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม

ในงานวิจัยนี้มีการศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม ด้วย เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคที่มีขนาดพื้นที่ทดสอบ 1.1 ตารางมิลลิเมตร ซึ่งต้องมีการปรับเปลี่ยนสภาวะการ ทดลองให้สามารถทดสอบด้วยระบบดังกล่าวได้ (รายละเอียดในภาคผนวก ข) กราฟ DL-EPR ของ บริเวณต่าง ๆ บนรอยเชื่อมแสดงไว้ในรูปที่ 4.21 (a) จากกราฟพบว่าบริเวณ BM ของ ASS304 ซึ่งเป็น บริเวณที่ไม่ได้รับความร้อนจากการเชื่อม มีค่า DOS เท่ากับ 0.3% เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อน หลังทดสอบ DL-EPR ในรูปที่ 4.21 (b) พบว่าไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนและมีลักษณะคล้าย การกัดกร่อนคล้ายกับที่พบใน As-received ASS304 (รูปที่ 4.3 (b))

ในขณะที่ HAZ ในด้านของ ASS304 เป็นบริเวณที่ได้รับผลกระทบของความร้อนซึ่งครอบคลุมถึงช่วง อุณหภูมิ Sensitization ด้วย จึงทำให้บริเวณนี้มีค่า DOS 1.8% ซึ่งถือว่า Sensitized เมื่อพิจารณา ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณนี้ (รูปที่ 4.20 (c)) จะพบลักษณะคล้ายกับมี อนุภาคตามขอบเกรนเหมือนกับที่พบในงานวิจัยอื่น [57] ซึ่งสันนิษฐานว่าอนุภาคดังกล่าวอาจเป็น อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ ซึ่งมี Cr-depleted Zone ที่ง่ายต่อการกัดกร่อนอยู่รอบ ๆ อนุภาค ทดสอบ บริเวณเหล่านี้จะถูกกัดกร่อนเป็นผลให้มีค่า DOS สูงขึ้นจนถือว่าอยู่ในช่วง Sensitization อย่างไรก็ ตามค่า DOS ที่ได้ก็ยังไม่สูงเท่ากับ DOS ของ ASS304 ที่ผ่านการอบในหัวข้อที่ 4.4.1 ทั้งนี้อาจ เนื่องมาจากโลหะได้รับความร้อนระหว่างการเชื่อมเพียงระยะเวลาสั้น ๆ เมื่อเทียบกับการอบ การกัด กร่อนตามขอบเกรนจึงยังเกิดขึ้นไม่มาก อีกทั้งสารละลายที่ใช้ทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อม ยังมี ความเข้มข้นน้อยกว่าสารละลายที่ใช้ทคสอบ ASS304 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อน จึงทำให้การ กัดกร่อนตามขอบเกรนเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อย (Mild Attacked) เท่านั้น

สำหรับบริเวณ WZ (รูปที่ 4.21 (d)) จะมีโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วยเฟสเคลต้า-เฟอร์ไรต์ซึ่งมี ลักษณะเป็นเข็มแหลม ซึ่งเมื่อสังเกตดูจะไม่พบรอยการกัดกร่อนรอบเฟสเคลต้า-เฟอร์ไรต์ ซึ่งงานวิจัย ก่อนหน้านี้ [4] รายงานว่าโดยรอบเฟสเคลต้า-เฟอร์ไรต์จะเป็นบริเวณ Cr-depleted Zone ซึ่งง่ายต่อการ กัดกร่อน แต่ในงานวิจัยนี้การกัดกร่อนรอบเฟสเดลต้า-เฟอร์ไรต์ไม่รุนแรง อาจเนื่องจากสารละลายที่ ใช้ทดสอบในงานวิจัยนี้มีความเข้มข้นน้อยจึงเกิดการกัดกร่อนไม่มากนัก ส่งผลให้ค่า DOS มี ก่าประมาณ 0.7% ซึ่งถือว่าไม่เกิดการ Sensitized

สำหรับ FSS430 ทั้งบริเวณ HAZ และ BM มีค่า DOS สูงมากเมื่อเทียบกับบริเวณเดียวกันในด้านของ ASS304 และ WZ เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนในบริเวณ HAZ (รูปที่ 4.20 (e)) จะพบเฟส มาร์เทนไซต์ (α') ซึ่งมีรอยการกัดกร่อนอยู่ภายในและ โดยรอบเฟสมาร์เทนไซต์ คล้ายกับที่พบใน งานวิจัยก่อนหน้านี้ [17, 46] นอกจากนี้ยังพบการกัดกร่อนแบบรูเข็มภายในเกรน และเนื่องจากบริเวณ นี้มีการกัดกร่อนร่วมกันทั้ง 2 ชนิดจึงทำให้ค่า DOS ในบริเวณนี้สูงเท่ากับ 28.9% ส่วนในบริเวณ BM ของ FSS430 (รูปที่ 4.21 (f)) พบการกัดกร่อนแบบรูเข็มกระจายทั้งผิวชิ้นงาน คล้ายกับที่พบใน Asreceived FSS430 (รูปที่ 4.3 (c)) ซึ่งการกัดกร่อนแบบรูเข็มนี้เกิดจากการกัดกร่อนบริเวณ Cr-depleted Zone รอบ ๆ โครเมียมการ์ไบด์ ดังที่อธิบายไว้ในหัวข้อที่ 2.2.1



ร**ูปที่ 4.21** (a) กราฟ DL-EPR ของบริเวณต่าง ๆ ตามรอยเชื่อม และลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (b) BM ของ ASS304 (c) HAZ ของ ASS304 (d) WZ (e) HAZ ของ FSS430 และ (f) BM ของ FSS430

เพื่อให้ทราบความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS กับรูปแบบการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นจึงได้รายงาน ความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ในแต่ละบริเวณ ของรอยเชื่อม แสดงในตารางที่ 4.5 ซึ่งพบว่าค่า DOS ของด้าน ASS304 ทั้งบริเวณ HAZ และ BM มี ความสัมพันธ์โดยตรงกับลักษณะการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่พบ โดยบริเวณ BM ASS304 มีค่า DOS ต่ำกว่า 1% ซึ่งจะไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน ส่วนบริเวณ HAZ ASS304 มีค่า DOS มากกว่า 1% และจะพบการกัดกร่อนตามขอบเกรน เช่นเดียวกับบริเวณ WZ ที่ไม่พบการกัดกร่อน ตามขอบเกรนค่า DOS จึงต่ำกว่า 1%

		รูปแบบการกัดก	าร่อนที่พบ
บริเวณที่ทคสอบ DL-EPR	ย แนตย	การกัดกร่อนตามขอบเกรน	การกัดกร่อนแบบรูเข็ม
	DOS (%)	(IGC)	(Pitting)
BM ด้าน ASS304	0.3±0.31	-	-
HAZ ด้าน ASS304	1.8±0.02	$\checkmark$	-
WZ	0.7±0.26	-	-
HAZ ด้าน FSS430	28.9±1.15	$\checkmark$	$\checkmark$
BM ด้าน FSS430	20.8±1.68	-	$\checkmark$

ตารางที่ 4.5 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430

หมายเหตุ - หมายถึง ไม่เกิดการกัดกร่อน

🗸 หมายถึง เกิดการกัดกร่อน

ในขณะที่บริเวณ BM ด้าน FSS430 มีค่า DOS สูงกว่า 1% แต่กลับไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน พบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็ม คล้ายกับผลการทดลองในหัวข้อที่ 4.3.2 ส่วนบริเวณ HAZ ด้าน FSS430 นั้นค่า DOS จะสูงกว่าบริเวณอื่นของรอยเชื่อม เนื่องจากเกิดทั้งการกัดกร่อนตามขอบเกรน และแบบรูเข็ม เมื่อพิจารณาลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR พบว่า การกัดกร่อนตาม ขอบเกรนมีความรุนแรงมากกว่าการกัดกร่อนแบบรูเข็ม ดังนั้น ค่า DOS ในบริเวณนี้จึงมาจากการ กัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นหลัก

จากการทดลองข้างต้นพบว่าเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการเชื่อมทิก จะเกิดการ กัดกร่อนตามขอบเกรนขึ้นที่บริเวณ HAZ ของโลหะทั้งสองชนิด ดังนั้นเพื่อลดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนดังกล่าวจึงศึกษากระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมในสภาวะต่าง ๆ เพื่อนำมาใช้ใน การลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมชนิดนี้ ดังจะกล่าวในหัวข้อต่อไป

# 4.8 การศึกษาผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430

จากการศึกษางานวิจัยที่ผ่านมา [17, 64] พบว่าหากใช้กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมที่ เหมาะสมจะสามารถลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมได้ แต่อย่างไรก็ตามอุณหภูมิที่ นำมาใช้ต้องพิจารณาถึงชนิดของโลหะที่นำมาเชื่อมด้วย ในงานวิจัยนี้มีจุดประสงค์เพื่อลดการกัด กร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ซึ่งเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งสองชนิด นี้มีอุณหภูมิอบที่ใช้ลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนแตกต่างกัน ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงทำการแปร กระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม (PWHT) ในสภาวะต่าง ๆ (ดังที่กล่าวไว้ในหัวข้อที่ 3.4.2) เพื่อศึกษาผลการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อม ดังรายละเอียดต่อไปนี้

### 4.8.1 สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 บนรอยเชื่อม

ค่า DOS บริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส แสดงในรูปที่ 4.22 จากกราฟพบว่าบริเวณ BM ASS304 ของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส มีค่า DOS อยู่ระหว่าง 6.4%-23.9% และเนื่องจากลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อม ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมินี้ด้วยเวลาต่างกันมีลักษณะคล้ายกัน จึงขอยกตัวอย่างเฉพาะลักษณะการ กัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ โดยรูปที่ 4.23 (a) ซึ่งเป็นบริเวณ BM ของ ASS304 จะพบการ กัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างชัดเจนเนื่องจากบริเวณนี้ได้รับความร้อนจากการอบที่อุณหภูมิ 800 องศา เซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิ sensitization ของ ASS304

สำหรับบริเวณ HAZ ค่า DOS มีค่าเพิ่มจาก 1.8% ในสภาวะ As-welded เป็น 14.2%-25.3% เมื่อ ตรวจสอบลักษณะการกัดกร่อนพบว่าเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนและมีเกรนโต ดังแสดงในรูปที่ 4.23 (b) เนื่องจากบริเวณนี้ซึ่งเป็นบริเวณที่มีการ Sensitization อยู่แล้ว และยังได้รับอุณหภูมิในช่วง Sensitization เพิ่มเติมในระหว่างการอบ จึงทำให้เกิดโครเมียมการ์ไบด์ตามขอบเกรนมีมากขึ้น ส่งผล ให้ก่า DOS ที่บริเวณ HAZ สูงกว่าก่า DOS ที่ BM



ร**ูปที่ 4.22** ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ

ส่วนบริเวณ WZ หลังการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส (รูปที่ 4.23 (c)) จะไม่สังเกตพบเฟสเดลด้า-เฟอร์ไรด์เหมือนที่พบในสภาวะ As-welded แต่กลับพบการกัดกร่อนคล้ายแบบรูเข็มกระจายทั่วไปทั้ง ชิ้นงาน เนื่องจากบริเวณนี้มีการกัดกร่อนเกิดขึ้นจึงทำให้ก่า DOS เพิ่มสูงขึ้นเป็น 3.1%-5.7% สำหรับ บริเวณ HAZ ในด้าน FSS430 (รูปที่ 4.23 (d)) จะพบโครงสร้างลักษณะเหมือนเข็มแหลมและมีผิว ขรุขระ ซึ่งอาจจะเป็นเฟสมาร์เทนไซต์ที่เคยพบที่บริเวณนี้ในสภาวะ As-welded (รูปที่ 4.21 (e)) แต่จะ ไม่สังเกตเห็นการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณนี้ อาจเนื่องจากการอบที่อุณหภูมิ 800 องสา-เซลเซียส เริ่มทำให้เฟสมาร์เทนไซต์ที่เคยพบที่บริเวณนี้ อาจเนื่องจากการอบที่อุณหภูมิ 800 องสา-เซลเซียส เริ่มทำให้เฟสมาร์เทนไซต์สลายตัว [24] แต่อาจยังสลายได้ไม่สมบูรณ์ ดังนั้นจึงยังคงเหลือ เฟสมาร์เทนไซต์อยู่บ้างและเกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มอยู่ภายในเฟสมาร์เทนไซต์ แต่อย่างไรก็ตาม การกัดกร่อนแบบรูเข็มภายในเกรนไม่สังเกตพบมากเหมือนที่เคยพบในสภาวะ As-welded เนื่องจาก การอบที่อุณหภูมินี้อาจทำให้โครเมียมที่อยู่ภายในเกรนแพร่มาเติมเต็ม Cr-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคโครเมียมการ์ไบด์และรอบเฟสมาร์เทนไซต์ที่เดยพบในสภาวะ As-welded (รูปที่ 4.21 (e)) ได้ จึงทำให้การกัดกร่อนทั้งแบบรูเข็มและแบบตามขอบเกรนลดลง แต่การกัดกร่อนแบบรูเข็มยังพบอยู่ บ้างที่เฟสมาร์เทนไซต์ ทำให้ก่า DOS ที่กำนวณได้มีก่ามากกว่า 1% (6.3%-10.6%) แต่น้อยกว่าใน สภาวะ As-welded



รูปที่ 4.23 ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อม ทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ

สำหรับบริเวณ BM ของด้าน FSS430 มีลักษณะการกัดกร่อนหลังทคสอบ DL-EPR ดัง รูปที่ 4.23 (e) ซึ่งจะปรากฏเฉพาะการกัดกร่อนแบบรูเข็มทั่วทั้งผิวชิ้นงานคล้ายสภาวะ As-welded แต่มีปริมาณการ กัดกร่อนน้อยกว่าจึงส่งผลให้ก่า DOS ต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับสภาวะ As-welded

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ของค่า DOS และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ซึ่งแสดง ดารางที่ 4.6 จะพบว่าด้าน ASS304 ทั้งบริเวณ BM และ HAZ มีความสัมพันธ์ โดยตรงกับการกัดกร่อน ตามขอบเกรน โดยหากมีค่า DOS มากกว่า 1% จะพบการกัดกร่อนตามขอบเกรน ส่วนในด้านของ FSS430 ที่บริเวณ BM และ HAZ ค่า DOS ที่คำนวณได้มาจากการกัดกร่อนในรูปแบบรูเข็มเป็นหลัก และ ไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน เช่นเดียวกับในบริเวณ WZ ที่พบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็ม เท่านั้น อย่างไรก็ตามแม้ว่าค่า DOS จะไม่มีความสัมพันธ์โดยตรงกับการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 แต่ปริมาณ DOS ที่คำนวณได้ยังคงมีความสัมพันธ์กับการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นในระหว่างการ ทดสอบ DL-EPR

2013200	504001020202001		ค่าเฉลี่ย DOS (%) และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบ					
จุน กรุง (องศาเซลเซียส)	(3,2) ***) 1*0*11111110	วิธีการเย็นตัว	BM ด้าน	HAZ ด้าน	WZ	HAZ ด้ำน	BM ด้าน	
	(1) 1 (1) (1)		ASS304	ASS304		FSS430	FSS430	
	As-wolded		0.3±0.31	1.8±0.02	$0.7 \pm 0.26$	28.9±1.15	20.8±1.68	
	As-weided		-	IGC	-	IGC + Pitting	Pitting	
	10		23.9±0.04	25.3±1.65	5.7±1.20	6.6±1.67	10.43±0.64	
	10	อากาศ (AC)	IGC	IGC	Pitting	Pitting	Pitting	
	24		16±0.45	$18.7 \pm 0.08$	3.9±0.02	$7{\pm}0.80$	9.9±2.70	
			IGC	IGC	Pitting	Pitting	Pitting	
	48		7.5±0.01	22.3±0.04	4.6±0.08	10.6±0.85	14.6±1.45	
800			IGC	IGC	Pitting	Pitting	Pitting	
800	10	น้ำ (WQ)	18.3±0.03	17.9±0.04	4.8±0.26	8.1±0.03	10.6±2.36	
			IGC	IGC	Pitting	Pitting	Pitting	
	24		6.7±0.04	$14.2 \pm 0.07$	3.4±0.04	8.8±1.87	8.6±1.05	
	24		IGC	IGC	Pitting	Pittting	Pitting	
	48		6.4±0.01	17.6±0.02	3.1±0.01	6.3±0.08	7.1±0.85	
			IGC	IGC	Pitting	Pitting	Pitting	

ตารางที่ 4.6 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิกที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส

เมื่อพิจารณาผลของเวลาในการอบ และวิธีการเย็นตัวต่อค่า DOS ในรูปที่ 4.22 พบว่าปัจจัยดังกล่าว ส่งผลต่อค่า DOS ของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิดแตกต่างกัน โดยหากอบเป็นเวลา 24 และ 48 ชั่วโมง ทั้งเย็นตัวในอากาศและในน้ำจะพบว่า DOS ด้าน ASS304 ในบริเวณ BM และ HAZ จะมีค่าต่ำ (6.4%-22.3%) กว่าการอบเป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วมีการเย็นตัวในอากาศ (23.9%-25.3%) และใน ขณะเดียวกันด้าน FSS430 หากเพิ่มเวลาอบเป็น 48 ชั่วโมงและมีการเย็นตัวในน้ำจะมีค่า DOS ระหว่าง 6.3%-7.1% ซึ่งต่ำกว่าการอบเป็นเวลา 10 และ 24 ชั่วโมง จะเห็นว่าการอบเป็นเวลานานขึ้นจะส่งผลดี ในการลดการกัดกร่อนของรอยเชื่อมได้มากกว่า ดังนั้นการทดลองต่อไปซึ่งเป็นการอบที่อุณหภูมิ 900 และ 1100 องศาเซลเซียสจะ ศึกษาการอบโดยใช้เวลานานขึ้นเป็น 24 และ 48 ชั่วโมง

### 4.8.2 สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 บนรอยเชื่อม

ก่า DOS ของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสแสดงในรูปที่ 4.24 และเนื่องจาก ลักษณะการกัดกร่อนของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมินี้ มีลักษณะที่กล้ายกันจึงขอยกตัวอย่าง เฉพาะลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมที่ทำการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศา-เซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ ดังรูปที่ 4.25



ร**ูปที่ 4.24** ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่าน การอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ บริเวณ BM และ HAZ ในด้าน ASS304 จะมีลักษณะคล้ายกันดังรูปที่ 4.25 (a) และ (b) ซึ่งสังเกตไม่ พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน จึงทำให้ค่า DOS ของทั้ง 2 บริเวณนี้ต่ำกว่า 1% เนื่องจากที่อุณหภูมินี้ สามารถละลายอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่อยู่ทั้งภายในเกรนและขอบเกรนได้ ดังที่กล่าวไว้ในหัวข้อที่ 2.1.2 ส่วนบริเวณ WZ ลักษณะการกัดกร่อนเป็นดังรูปที่ 4.25 (c) ที่ประกอบด้วยโครงสร้าง 2 ลักษณะ ซึ่งยังไม่สามารถอธิบายได้ในขณะนี้ แต่อย่างไรก็ตามไม่พบเฟสเดลด้า-เฟอร์ไรต์ที่เคยพบเมื่อสภาวะ As-welded และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรนของโครงสร้างทั้ง 2 แบบ จึงทำให้ค่า DOS ต่ำกว่า 1%



ร**ูปที่ 4.25** ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อม ทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ

สำหรับ HAZ ในด้านของ FSS 430 (รูปที่ 4.25 (d)) จะเกิดเกรนโตและมีการกัดกร่อนตามขอบเกรน อย่างเห็นได้ชัดเจน เนื่องจากบริเวณนี้ได้รับความร้อนจากการอบในช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของ FSS430 [3, 17, 19, 20] นอกจากนั้นยังไม่พบลักษณะเข็มแหลมของเฟสมาร์เทนไซต์เหมือนที่เคยพบ ในรอยเชื่อม As-welded ทั้งนี้อาจเนื่องจากอุณหภูมินี้สามารถทำให้เฟสมาร์เทนไซต์สลายตัว [24] สำหรับรูปแบบการกัดกร่อนที่พบนอกจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนแล้วยังพบการกัดกร่อนแบบรู เข็มร่วมอยู่ด้วย แต่อย่างไรก็ตามการกัดกร่อนแบบรูเข็มจะมีขนาดเล็กลงและปริมาณน้อยกว่าที่เคยพบ ในรอยเชื่อม As-welded ดังนั้นก่า DOS ที่ได้จากรอยเชื่อมที่อบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส ใน บริเวณ HAZ FSS430 จะมาจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นหลัก ซึ่ง DOS จะมีก่าอยู่ในช่วง 23.7%-34.2% สำหรับบริเวณBM FSS430 ลักษณะการกัดกร่อนเป็นดังรูปที่ 4.25 (e) ซึ่งจะสังเกตเห็น การกัดกร่อนตามขอบเกรน (ลูกศรชี้) เนื่องจากโลหะได้รับอุณหภูมิ Sensitization จากการอบโดยตรง และเป็นที่สังเกตว่ามีโครงสร้างคล้ายเฟสมาร์เทนไซต์ (α') ในบางบริเวณ แต่ไม่พบการกัดกร่อน ภายในเฟสมาร์เทนไซต์นั้น พบเพียงการกัดกร่อนเพียงเล็กน้อยบริเวณรอบ ๆ เฟสดังกล่าว อีกทั้งไม่ ก่อยพบการกัดกร่อนแบบรูเข็ม ดังนั้นค่า DOS ในบริเวณนี้จึงมาจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็น หลัก (29.1%-38.3%) เช่นเดียวกับบริเวณ HAZ FSS430

จะเห็นว่าการอบรอยเชื่อมที่อุณหภูมินี้ทำให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณ HAZ และ BM ของ FSS430 อย่างชัดเจน เนื่องจากอุณหภูมิอบในช่วงนี้เป็นอุณหภูมิ Sensitization ของ FSS430 ในขณะที่การกัดกร่อนแบบรูเข็มในบริเวณ HAZ และ BM ของ FSS430 ลดลงอย่างชัดเจน อาจเป็น เพราะอุณหภูมินี้ทำให้โครเมียมหรือโลหะในอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ หรือโลหะคาร์ไบด์ ภายใน เกรนสามารถแพร่ออกมาเติมเต็ม Metal-depleted Zone ที่อยู่โดยรอบได้ จึงทำให้การกัดกร่อนแบบ รูเข็มลดลงคล้ายกับที่พบในการอบ FSS430 ที่อุณหภูมิ 1050 องศาเซลเซียส ในหัวข้อที่ 4.4.2

และเนื่องจากการอบรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 48 ชั่วโมง แล้วผ่านการเย็นตัวในน้ำทำให้เกิด Oxide Scale ครอบคลุมผิวหน้าเป็นชั้นหนา ซึ่งเป็นผล จากการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง (High Temperature Oxidation) ทำให้เหลือโลหะที่ทดสอบเป็น บริเวณแคบ ๆ น้อยกว่า 1มิลลิเมตร จึงไม่สามารถทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธี DL-EPR ด้วยเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค ซึ่งมีพื้นที่ทดสอบ 1.1 ตารางมิลลิเมตร ได้

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบในบริเวณต่าง ๆ ดังตารางที่ 4.7 พบว่าเมื่อทำการอบชิ้นงานเชื่อมที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส แล้วค่า DOS ของ ASS304 ทั้ง บริเวณ HAZ และ BM มีก่าต่ำกว่า 1% และไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน เช่นเดียวกับบริเวณ WZ ส่วนในด้านของ FSS430 บริเวณ HAZ และ BM ก่า DOS ยังคงสูงใกล้เกียงกับ As-welded (ซึ่ง DOS ที่กำนวณได้มาจากกระแสไฟฟ้าของการกัดกร่อนแบบรูเข็ม) แต่สำหรับการอบที่อุณหภูมินี้จะพบการ กัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างชัดเจน ในขณะที่การกัดกร่อนแบบรูเข็มที่เคยพบภายในเกรนกลับลดลง ดังนั้นก่า DOS ที่กำนวณได้ในบริเวณนี้จึงมาจากการกัดกร่อนตามขอบเกรนเป็นหลัก สำหรับผลของ เวลาในการอบและการเย็นตัวหลังการอบต่อก่า DOS ยังเห็นผลไม่ชัดเจนเช่นเดียวกับการอบที่ อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส

ວວມຂອງມີ	ระยะเวลาการอบ (ชั่วโมง)		ค่าเฉลี่ย DOS (%) และรูปแบบการกัคกร่อนที่พบ					
(°C)		วิธีการเย็นตัว	BM ด้าน	HAZ ด้าน	WZ	HAZ ด้าน	BM ด้าน	
			ASS 304	ASS 304		FSS 430	FSS 430	
As-welded			0.3±0.31	1.8±0.02	0.7±0.26	28.9±1.15	20.8±1.68	
			-	IGC	-	IGC + Pitting	Pitting	
	24	• อากาศ (AC)	0.0±0.02	0.0±0.01	0.0±0.04	34.2±0.58	38.3±2.31	
			-	-	-	IGC + Pitting	IGC + Pitting	
	48		0.1±0.15	$0.1 \pm 0.48$	0.1±0.82	29.6±0.48	36.6±0.64	
1100			-	-	-	IGC + Pitting	IGC + Pitting	
1100	24	น้ำ (WQ)	$0.0{\pm}0.08$	0.0±0.03	0.0±0.03	23.7±2.50	29.1±1.20	
			-	-	-	IGC + Pitting	IGC + Pitting	
	48		0.0±0.26	0.0±0.35	0.1±0.09 -	N/A	N/A	

ตารางที่ 4.7 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทดสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิกที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส

หมายเหตุ N/A หมายถึง ไม่สามารถทดสอบ DL-EPR ได้ เนื่องจากเกิดการออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง (High temperature oxidation)

#### 4.8.3 สภาวะที่ช่วยลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อม

เนื่องจากอุณหภูมินี้ไม่อยู่ในช่วงอุณหภูมิ Sensitization ของทั้ง ASS304 และ FSS430 จึงทำให้ค่า DOS ในทุกบริเวณตลอดแนวเชื่อมต่ำกว่าค่า DOS ของรอยเชื่อมในสภาวะ As-welded ดังแสดงในรูป ที่ 4.26



ร**ูปที่ 4.26** ค่าเฉลี่ย DOS ของบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่าน การอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เปรียบเทียบกับรอยเชื่อมที่ไม่ผ่านการอบ

จากการตรวจสอบลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR เบื้องต้นพบว่ามิลักษณะคล้ายกัน จึงขอ ยกตัวอย่างลักษณะการกัดกร่อนหลังทดสอบ DL-EPR เฉพาะของรอยเชื่อมที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในน้ำ ดังแสดงในรูปที่ 4.27 (a) และ (b) ซึ่ง เป็น BM และ HAZ ในด้าน ASS304 จะไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน มีเพียงอนุภากสีขาวขนาด ประมาณ 2 ไมครอน อยู่ตามขอบเกรน (ลูกศรชี้) ซึ่งอนุภาคนี้อาจเป็นอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์คล้าย กับที่รายงานในงานวิจัยก่อนหน้านี้ [57] อย่างไรก็ตามหากอนุภาคดังกล่าวเป็นอนุภาคโครเมียม การ์ไบด์ที่มีผลต่อการกัดกร่อนขอบเกรนจริง แต่อนุภาคที่สังเกตพบนี้มีปริมาณเพียงเล็กน้อยเท่านั้น จึงทำให้เกิดบริเวณ Cr-depleted Zone แคบ จึงส่งผลให้ก่า DOS ต่ำกว่า 1% ซึ่งถือว่าไม่ไวต่อการ กัดกร่อนตามขอบเกรน เนื่องจากที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสนี้เป็นอุณหภูมิที่สูงพอที่ทำให้อะตอม การ์บอนละลายเข้าไปในเฟสออสเตในต์ได้แต่ยังไม่ดีเท่ากับการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส จึง ทำให้เหลืออะตอมการ์บอนอิสระอยู่และเกิดเป็นโกรเมียมการ์ไบด์ขึ้น หรืออีกกรณีหนึ่งคืออนุภาก สีขาวที่พบไม่ใช่อนุภากโกรเมียมการ์ไบด์ จึงไม่มีผลต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน ซึ่งในการ ศึกษาวิจัยนี้ยังไม่สามารถตรวจสอบอนุภากดังกล่าวนี้ได้ เนื่องจากข้อจำกัดในด้านเกรื่องมือวิเกราะห์ ดังจะกล่าวในหัวข้อต่อไป

สำหรับบริเวณ WZ (รูปที่ 4.27 (c)) จะเห็นลักษณะการกัดกร่อนเป็นริ้วตื้น ซึ่งในบริเวณนี้มีค่า DOS อยู่ระหว่าง 0.3%-1.0% เท่านั้น ส่วนบริเวณ HAZ ของ FSS430 ในรูปที่ 4.27 (d) ไม่พบการกัดกร่อน ตามขอบเกรน แต่ยังมีการกัดกร่อนแบบรูเข็มกระจายอยู่ทั่วไป รวมทั้งเฟสมาร์เทนไซต์ที่เคยพบใน รอยเชื่อมสภาวะ As-welded นั้นไม่ปรากฏในบริเวณนี้เนื่องจากที่อุณหภูมินี้สามารถสลายเฟส มาร์เทนไซต์ได้ [24] ดังที่เคยอธิบายไว้ในก่อนหน้านี้ จึงส่งผลให้ค่า DOS มีค่าเพียง 12.5%-15.9% ซึ่ง ต่ำกว่าบริเวณเดียวกันในสภาวะ As-welded (DOS 28.9%) และต่ำกว่าการอบรอยเชื่อมที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส ในบริเวณเดียวกัน ซึ่งการที่อบรอยเชื่อมในสภาวะนี้ แล้วทำให้ค่า DOS ต่ำลงจาก As-welded เนื่องจากไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนและการกัดกร่อนแบบรูเข็มภายในเกรนลดลง มาก อีกทั้งเฟสมาร์เทนไซต์เกิดการสลายตัว จึงไม่เกิดการกัดกร่อนรอบ ๆ เฟสนี้



ร**ูปที่ 4.27** ลักษณะการกัดกร่อนหลังการทดสอบ DL-EPR ในบริเวณ (a) BM ของ ASS304 (b) HAZ ของ ASS304 (c) WZ (d) HAZ ของ FSS430 และ (e) BM ของ FSS430 ของรอยเชื่อม ทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ ส่วนบริเวณ BM FSS430 (รูปที่ 4.27 (e)) ไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนเช่นกัน อีกทั้งการ กัดกร่อนแบบรูเข็มสังเกตเห็นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น จึงทำให้ค่า DOS ต่ำกว่ารอยเชื่อมที่บริเวณนี้ใน สภาวะ As-welded

สำหรับผลของการเย็นตัวหลังการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสพบว่าเมื่อมีการเย็นตัวในน้ำแทบ ทุกบริเวณมีค่า DOS ต่ำกว่าการเย็นตัวในอากาศ อาจเป็นไปได้ว่าการเย็นตัวในน้ำสามารถยับยั้ง การแพร่ของอะตอมการ์บอน และอะตอมโครเมียมไม่ให้มารวมตัวกันเป็นอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์ ได้ [23] แต่เมื่อพิจารณาผลของเวลายังเห็นไม่ชัดเจนนักเมื่อเพิ่มเวลาการอบจาก 24 ชั่วโมงเป็น 48 ชั่วโมง

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่า DOS และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบในบริเวณต่าง ๆ ในตารางที่ 4.8 พบว่าด้าน ASS304 ที่บริเวณ HAZ และ BM จะมีค่า DOS ต่ำกว่า 1% และไม่เกิดการกัดกร่อนตาม ขอบเกรน เช่นเดียวกับบริเวณ WZ แต่ในบริเวณ HAZ และ BM ของด้าน FSS430 นั้นค่า DOS มากกว่า 1% แต่ไม่พบการกัดกร่อนตามขอบเกรน พบเพียงการกัดกร่อนแบบรูเข็มเช่นเดียวกับผลการ ทดลองในหัวข้อที่ 4.4

ວວມະວານ	ระยะเวลาการอบ (ชั่วโมง)	วิธีการเย็นตัว	ค่าเฉลี่ย DOS (%) และรูปแบบการกัดกร่อนที่พบ					
(°C)			BM ด้าน	HAZ ด้าน	WZ	HAZ ด้าน	BM ด้าน	
			ASS 304	ASS 304		FSS 430	FSS 430	
As-welded			0.3±0.31	1.8±0.02	0.7±0.26	28.9±1.15	20.8±1.68	
			-	IGC	-	IGC + Pitting	Pitting	
	24	• อากาศ (AC)	0.2±0.06	$0.7{\pm}0.78$	0.3±3.80	15.9±2.20	14.6±3.10	
			-	-	-	Pitting	Pitting	
	48		0.3±0.19	$0.1{\pm}0.08$	0.9±1.32	14.4±3.04	13.2±2.98	
900			-	-	-	Pitting	Pitting	
	24	น้ำ (WQ)	0.1±0.01	0.1±0.08	1.0±0.02	12.5±0.12	13.0±2.10	
			-	-	-	Pitting	Pitting	
	48		0.2±0.04	0.3±0.12	0.8±0.15	13.8±2.10	12.9±1.78	
			-	-	-	Pitting	Pitting	

ตารางที่ 4.8 ปริมาณการกัดกร่อนและรูปแบบการกัดกร่อนที่พบหลังทคสอบ DL-EPR ของรอยเชื่อมทิกที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

## 4.9 การตรวจสอบอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ และบริเวณขาดแคลนโครเมียมที่ ขอบเกรน

เนื่องจากอนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์ และบริเวณ Cr-depleted Zone ที่ขอบเกรนเป็นปัจจัยสำคัญที่ เกี่ยวข้องกับการกัดกร่อนตามขอบเกรน งานวิจัยนี้จึงพยายามตรวจสอบอนุภาคโครเมียมคาร์ไบค์ และ ปริมาณโครเมียมบริเวณขอบเกรนเพื่อให้ทราบถึงความกว้างของ Cr-depleted Zone ด้วยเทคนิค SEM-EDS โดยใช้ชิ้นงานที่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนอย่างชัดเจนได้แก่ชิ้นงาน ASS304 ที่ผ่านการอบ ที่อุณหภูมิ Sensitization (800 องสาเซลเซียส) เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการเย็นตัวในอากาศ โดย ชิ้นงานที่นำไปตรวจสอบเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบ DL-EPR มาแล้ว (รายละเอียดที่กล่าวไว้ใน หัวข้อที่ 4.4.1) โดยทำการวิเคราะห์ด้วย EDS แบบ Point-by-point บริเวณภายในเกรน (รูปที่ 4.28 (a)) ซึ่งพบว่าดำแหน่งดังกล่าวประกอบด้วยการ์บอน โครเมียม นิกเกิลและเหล็กในปริมาณ ร้อยละ 0.69, 18.47, 7.97 และ 67.48 โดยน้ำหนักตามลำดับ ในขณะที่ตำแหน่งขอบเกรนที่เกิดการกัดกร่อน (รูปที่ 4.28 (b)) ประกอบด้วยการ์บอน โครเมียม นิกเกิลและเหล็กในปริมาณ ร้อยละ 0.69, 18.42 โดยน้ำหนักตามลำดับ เมื่อเปรียบเทียบปริมาณ โครเมียมที่ทำการวิเคราะห์เฉพาะ ที่ขอบเกรน (รูปที่ 4.28 (b)) พบว่ามีปริมาณโครเมียมสูงกว่าผลการวิเคราะห์ภายในเกรนซึ่งเป็นบริเวณที่ ไม่ถูก กัดกร่อน (รูปที่ 4.28 (a)) จึงอาจเป็นไปได้ว่าบริเวณขอบเกรามีอนุภาคโครเมียมการ์ไบด์อยู่

หลังจากนั้นจึงทำการวิเคราะห์เป็นแนวที่ครอบคลุมทั้งพื้นที่ภายในเกรนและขอบเกรน ในรูปแบบ Line Scan เพื่อตรวจสอบปริมาณโครเมียมดังรูปที่ 4.28 (c) ซึ่งสังเกตพบว่าปริมาณโครเมียมที่ขอบ เกรนและในเกรนไม่แตกต่างกัน แต่กลับปรากฏว่าปริมาณเหล็กและนิกเกิลที่ขอบเกรน (เส้นสีฟ้าและ สีม่วง) ลดลงอย่างชัดเจน ทั้งนี้อาจเนื่องจากในการทดสอบ DL-EPR อาจไม่ได้เกิดการกัดกร่อนเฉพาะ บริเวณ Cr-depleted Zone เท่านั้น แต่ยังมีการกัดกร่อนเหล็กและนิกเกิลที่เป็นองค์ประกอบของโลหะ ออกไปด้วย



รูปที่ 4.28 การตรวจสอบปริมาณ โครเมียม ด้วยเทคนิค SEM-EDS แบบ point-by-point บริเวณ (a) ภายในเกรน และ (b) ขอบเกรน เปรียบเทียบกับ (c) การตรวจสอบแบบ line scan ผ่านขอบเกรน ของเหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

แต่หากเปรียบเทียบปริมาณเหล็กบริเวณขอบเกรนเมื่อทำการวิเคราะห์ด้วย EDS แบบ Point-by-point (รูปที่ 4.28 (b)) และแบบ line scan (รูปที่ 4.28 (c)) จะเห็นว่าผลที่ได้นั้นไม่สอดคล้องกัน ดังที่กล่าวไว้ ข้างต้น จึงเปลี่ยนไปทำการวิเคราะห์ As-received FSS430 แทน เนื่องจากตามทฤษฎีแล้ว FSS430 จะมี อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์กระจายอยู่มากกว่าใน ASS304 และเพื่อป้องกันไม่ให้อนุภาคโครเมียมคาร์ ใบด์ หรือธาตุอื่น ๆ เกิดการกัดกร่อนออกไปในระหว่างการทดสอบ DL-EPR จึงนำชิ้นงานนี้ไปกัด ด้วยสารละลายกรดผสม HCI และ H₂O₂ เป็นเวลา 5 วินาที เพียงเพื่อบ่งชี้บริเวณขอบเกรนเท่านั้น โดย ผลการวิเคราะห์ด้วย SEM-EDS แสดงในรูปที่ 4.29


# ร**ูปที่ 4.29** การตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณขอบเกรนด้วยเทคนิค SEM-EDS แบบ Line Scan ของ As-received FSS430

จากผลการทำ Line Scan ผ่านขอบเกรนและมีบางบริเวณผ่านอนุภาคสีขาวในรูปที่ 4.29 พบว่าบริเวณ ที่ทำการวิเคราะห์ผ่านอนุภาคสีขาวจะมีปริมาณการ์บอนและ โครเมียมเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบ บริเวณข้างเคียง จึงอาจเป็นไปได้ว่าอนุภาคนี้เป็นโครเมียมการ์ไบด์ ดังนั้นจึงมีการวิเคราะห์อนุภาคนี้ ด้วยเทคนิก SEM-EDS แบบ Point-by-point ดังผลการวิเคราะห์ในรูปที่ 4.30



Element	Wt.%	At.%
С	4.27	16.98
Cr	19.59	17.98
Fe	76.14	65.04

# รูปที่ 4.30 การตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณอนุภากสีขาวด้วยเทคนิค SEM-EDS

จากรูปที่ 4.30 พบว่าอนุภาคสีขาวมีปริมาณคาร์บอน (ร้อยละ 4.27 โดยน้ำหนัก) และ โครเมียม (ร้อยละ 19.59 โดยน้ำหนัก) ไม่สูงขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อเปรียบเทียบกับปริมาณ โครเมียม และคาร์บอนที่ทำ EDS แบบ Line Scan (รูปที่ 4.29) จึงยังไม่สามารถบ่งชี้ได้ว่าอนุภาคนี้เป็น โครเมียมคาร์ ใบค์หรือไม่ เช่นเดียวกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ [41, 47, 48, 53, 54, 56, 57] ที่รายงานว่าเทคนิค SEM-EDS ไม่ สามารถตรวจสอบอนุภาค โครเมียมคาร์ ใบค์ที่ขอบเกรนได้ จึงต้องใช้เทคนิคอื่นเช่น Scanning Transmission Electron Microscopy and Energy Dispersive X- ray Spectroscopy (STEM-EDS) [41, 47, 53, 54, 56, 57], Laser Assisted Three-Dimensional Atom Probe (3DAP) [41, 47] ตรวจสอบ แต่ เนื่องจากข้อจำกัดของเครื่องมือที่ยังไม่มีในประเทศไทยจึงทำให้ไม่สามารถใช้เครื่องมือดังกล่าวมา ตรวจสอบได้

นอกจากนี้ผู้วิจัยยังมีการทดลองวิเคราะห์ชิ้นงานด้วยเทคนิก FE-SEM ที่สามารถตรวจสอบได้ที่ กำลังขยายมากกว่า โดยนำ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้ว เย็นตัวในอากาศ ไปกัดด้วยกรดผสม HCI และ H₂O₂ เพื่อให้เห็นอนุภาคที่อยู่ตามขอบเกรน แต่ผลการ วิเคราะห์กลับไม่พบบริเวณที่เป็นขอบเกรนและอนุภาคใด ๆ บนชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.31 จึงยังไม่สามารถ รายงานได้ว่าอนุภาคเคยเห็นจากหัวข้อที่ 4.4 (รูปที่ 4.5) นั้นเป็นอนุภาคใด



ร**ูปที่ 4.31** ภาพถ่าย FE-SEM ของ ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในอากาศ ผ่านการกัดกรดผสม HCl และ H₂O₂

อย่างไรก็ตามเมื่อตรวจสอบบริเวณขอบเกรนอย่าละเอียดในชิ้นงานบางสภาวะด้วยเทคนิค SEM เช่น เหล็กกล้าไร้สนิม ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัว ในน้ำ จะสังเกตพบอนุภาคสีขาวขนาดเล็กกว่า 1 ไมครอนบริเวณขอบเกรน (ลูกศรชี้ในรูปที่ 4.32 (a)) ซึ่งคล้ายกับอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่พบในโลหะผสม Ni-Cr ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 760-980 องศา เซลเซียส [57] (รูปที่ 4.32 (b)) และในเหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก AISI 321 ที่ผ่านการอบละลายเฟส ที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0.5 ชั่วโมงเย็นตัวในน้ำ แล้วนำไปอบที่อุณหภูมิ 750 องศา เซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ [65] (รูปที่ 4.32 (c))



ร**ูปที่ 4.32** ภาพถ่าย SEM บริเวณขอบเกรนของ (a) ASS304 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศา-เซลเซียส เป็นเวลา 10 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ เปรียบเทียบกับ อนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ ที่พบใน (b) โลหะผสมนิกเกิล-โครเมียม [57] และ (c) เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก AISI 321 [65] แต่อย่างไรก็ตามด้วยข้อจำกัดทางเกรื่องมือดังที่กล่าวไว้จึงยังไม่สามารถวิเคราะห์ได้ว่าอนุภาคที่พบใน งานวิจัยนี้เป็นอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์หรือไม่

จากผลการทดลองจะเห็นว่าสภาวะที่ใช้ในการอบรอยเชื่อม และวิธีการเย็นตัวมีความสัมพันธ์กับ โลหะวิทยา และการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมต่างชนิดระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ ทำการศึกษาในงานนี้ ซึ่งความเข้าใจในความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยา และ การกัดกร่อนตามขอบเกรนจากงานวิจัยนี้นอกจากจะนำไปเป็นแนวทางสำหรับลดการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของรอยเชื่อมชนิดนี้แล้วยังสามารถนำไปเป็นแนวทางในการใช้งาน รวมถึงการป้องกัน การกัดกร่อนตามขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม และรอยเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิด ASS304 และ FSS430 ได้

# บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

# 5.1 สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ทำการศึกษาทั้งผลของกระบวนการทางความร้อน ต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ ASS304 และ FSS430 และผลของกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อมต่อการกัดกร่อน ตามขอบเกรนของรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 เพื่อเป็นแนวทางสำหรับลดการ กัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมทั้ง 2 ชนิดนี้ ซึ่งสามารถสรุปผล การศึกษาได้ดังนี้

- เหล็กกล้าไร้สนิมออสเตนิติก 304 และ เฟอร์ริติก 430 ในสภาวะ As-received ไม่เกิดการกัดกร่อน ตามขอบเกรน โดยมีค่า DOS 0.3% และ 49.9% ตามลำดับ ซึ่งการที่ FSS430 มีค่า DOS สูงแม้ว่าจะ ไม่เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนนั้น เนื่องจาก FSS430 เกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มในบริเวณ ขาดแกลนโลหะ (Metal-depleted Zone) รอบ ๆ อนุภากการ์ไบด์
- เมื่อทำการอบ ASS304 และ FSS430 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ซึ่งไม่ใช่อุณหภูมิ Sensitization ของโลหะทั้ง 2 ชนิด เป็นเวลาน้อยกว่า 36 ชั่วโมง แล้วเย็นตัวในน้ำ จะไม่ทำให้ทั้ง ASS304 และ FSS430 เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน แต่หากอบโดยใช้เวลานานกว่านี้ FSS430 จะเกิดการ กัดกร่อนตามขอบเกรน ทั้งนี้เนื่องจากเมื่อใช้เวลาอบนานเกินไปจะทำให้อะตอมคาร์บอนแพร่มา รวมกับโลหะ เกิดเป็นโลหะการ์ไบด์ตามขอบเกรนได้มากขึ้น
- สำหรับรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 จะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณ กระทบร้อน (HAZ) ของโลหะทั้งสองชนิด นอกจากนั้นบริเวณโลหะพื้น (BM) และบริเวณ HAZ ด้าน FSS430 จะเกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็มซึ่งเป็นการกัดกร่อนรอบ ๆ Metal-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคการ์ไบด์ จึงส่งผลให้ก่า DOS สูง
- 4. เมื่อนำรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 ใปอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 และ 48 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ จะทำให้การกัดกร่อนตามขอบเกรนที่เคยพบในบริเวณ HAZ ลดลง ในขณะเดียวกัน ก็ไม่ทำให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่บริเวณอื่นของรอยเชื่อม ทั้งนี้ เนื่องจากในระหว่างการอบที่อุณหภูมินี้จะทำให้โครเมียม แพร่ไปเติมเต็มบริเวณ Cr-depleted Zone และเมื่อมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะสามารถยังยั้งการเกิดอนุภาคโครเมียมคาร์ไบด์ที่เป็น สาเหตุของการกัดกร่อนตามขอบเกรนได้ ดังนั้นสภาวะของกระบวนการทางความร้อนนี้จึง สามารถนำไปใช้เพื่อลดการกัดกร่อนตามขอบเกรนของรอยเชื่อมระหว่าง ASS304 และ FSS430 ได้

# 5.2 ข้อเสนอแนะ

- จากผลการศึกษาในงานวิจัยนี้ พบว่าหากทำการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนกับเหล็กกล้า ใร้สนิม FSS430 จะมีการกัดกร่อนแบบรูเข็มเกิดร่วมด้วย ซึ่งส่งผลให้ปริมาณ DOS มีค่าสูงกว่า ความเป็นจริง เนื่องจากเกิดการกัดกร่อนบริเวณ Metal-depleted Zone รอบ ๆ อนุภาคการ์ไบด์ทั้ง ภายในเกรนและขอบเกรน ดังนั้นในการศึกษาการกัดกร่อนตามขอบเกรนของ FSS430 ควรมีการ ปรับปรุงสารละลายที่ใช้ทดสอบ โดยอาจไม่เติมสาร Depassivator เช่น KSCN (ที่ใช้ในงานวิจัยนี้) หรือเติมในปริมาณที่น้อยกว่ามาตรฐาน ASTM G108 กำหนดไว้เพื่อหลีกเลี่ยงการกัดกร่อนแบบรู เข็มและการกัดกร่อนที่เฟสอื่น ซึ่งจะทำให้ได้ค่า DOS ที่ถูกต้องมากยิ่งขึ้น
- จากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้องมีรายงานการตรวจสอบปริมาณธาตุที่อนุภาคโลหะคาร์ไบด์ และ ที่บริเวณ Metal-depleted Zone ด้วยเทคนิค STEM-EDS ซึ่งในงานวิจัยนี้ยังไม่สามารถตรวจสอบ ธาตุที่บริเวณเหล่านี้ได้เนื่องจากข้อจำกัดทางเครื่องมือ ดังนั้นหากสามารถทำการวิเคราะห์ปริมาณ ธาตุที่บริเวณดังกล่าวได้ จะทำให้เข้าใจถึงสาเหตุของการกัดกร่อนทั้งแบบขอบเกรน และแบบรูเข็ม ที่เกิดขึ้นได้มากขึ้น

# เอกสารอ้างอิง

- Aydogdu, G.H. and Aydinol, M.K., 2006, "Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion and Electrochemical Reactivation Behaviour of AISI 316L Type Stainless Steel", Corrosion Science, Vol. 48, No. 11, pp. 3565-3583.
- Aydogdu, G.H., 2004, Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion in AISI 304L and 316L Type Stainless Steels by Electrochemical Reactivation Method, Master of Science Thsis, Metallurgical and Materials Engineering, Graduate School of Nature and Applied Sciences, Middle East Technical University, pp. 1-70.
- McGuire, M., 2008, Stainless Steels for Design Engineers, 1st ed., ASTM International, The United States of America, pp. 1-10, 69-90, 109-122.
- Hsieh, C.-C., Lin, D.-Y., Chen, M.-C. and Wu, W., 2008, "Precipitation and Strengthening Behavior of Massive [Delta]-Ferrite in Dissimilar Stainless Steels During Massive Phase Transformation", Materials Science and Engineering: A, Vol. 477, No. 1-2, pp. 328-333.
- Ayudhya, C.S.N., 2002, Life Assessment of 3RYSH Superheater Tube in Thermal Power Plant, Master degree of Engineering Thesis, Materials of Technology, School of Energy Environment and Materials, King Mongkut's University of Technology Thonburi, pp. 1-5.
- Garcia, C., Martin, F., de Tiedra, P., Blanco, Y. and Lopez, M., 2008, "Pitting Corrosion of Welded Joints of Austenitic Stainless Steels Studied by Using an Electrochemical Minicell", Corrosion Science, Vol. 50, No. 4, pp. 1184-1194.
- Garcia, C., de Tiedra, M.P., Blanco, Y., Martin, O. and Martin, F., 2008, "Intergranular Corrosion of Welded Joints of Austenitic Stainless Steels Studied by Using an Electrochemical Minicell", Corrosion Science, Vol. 50, No. 8, pp. 2390-2397.

- De Tiedra, P., Martin, O., Garcia, C., Martin, F. and Lopez, M., 2012, "Effect of Prior Cold Work on the Degree of Sensitisation of Welded Joints of AISI 316L Austenitic Stainless Steel Studied by Using an Electrochemical Minicell", Corrosion Science, Vol. 54, pp. 153-160.
- Bassiouni, M., Ward, L., Singh Raman, R., O'Mullane, A., Gideon, B. and Bhargava, S., 2010, Studies on the Degree of Sensitization of Welded 2507 Super Duplex Stainless Steel Using a Modified DL-EPR Test Procedure. Corrosion and Prevention Conference 2010 (CAP10) Always Protection Always Cleaning, 14-17 November 2010, Melbourne, Australia, pp. 1-12.
- Aquino, J.M., Della Rovere, C.A. and Kuri, S.E., 2009, "Intergranular Corrosion Susceptibility in Supermartensitic Stainless Steel Weldments", Corrosion Science, Vol. 51, No. 10, pp. 2316-2323.
- Hsieh, C.-C., Chang, T.-C., Lin, D.-Y., Chen, M.-C. and Wu, W., 2007, "Precipitation Behavior of Sigma Phase in Fusion Zone of Dissimilar Stainless Steel Welds During Multi-Pass GTAW Process", Metals and Materials International, Vol. 13, No. 5, pp. 411-416.
- Kaar, R. and Baylan, O., 2004, "An Investigation of Microstructure/Property Relationships in Dissimilar Welds between Martensitic and Austenitic Stainless Steels", Materials & Design, Vol. 25, No. 4, pp. 317-329.
- Satyanarayana, V.V., Madhusudhan Reddy, G. and Mohandas, T., 2005, "Dissimilar Metal Friction Welding of Austenitic-Ferritic Stainless Steels", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 160, No. 2, pp. 128-137.
- E. Taban, E.D., Dhooge, A. and Kaluc, E., 2008, "Evaluation of Dissimilar Welds between Ferritic Stainless Steel Modified 12% Cr and Carbon Steel S355", Welding, Vol. 87, pp. 291-297.
- มนูญ เลิศวิจิตรพันธุ์, 2549, "การกัดกร่อน SCC ของงานเชื่อมเหล็กออสเตนิติกสเตนเลส AISI 304 ", เทคโนโลยีอุตสาหกรรม, ปีที่ 2, ฉบับพิเศษ, หน้าที่ 101-106.

- นิรนาน, ไม่ปรากฏปีที่พิมพ์, การเชื่อมทิก [ออนไลน์], Available: http://www.spcweldingandequipment.com/upload/images/Document/%E0%B8%81%E0%B8%B2%E0%B8% A3%E0%B9%80%E0%B8%8A%E0%B8%B7%E0%B9%88%E0%B8%AD%E0%B8%A1/% E0%B8%81%E0%B8%B2%E0%B8%A3%E0%B9%80%E0%B8%8A%E0%B8%B7%E0%B 9%88%E0%B8%AD%E0%B8%A1%20TIG.pdf [12 กุมภาพันธ์ พ.ศ. 2555].
- Lippold, J.C. and Damian, K.J., 2005, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, A John Wiley & Sons, Canada, pp. 5-120.
- Funderburk, R.S., 1998, "Key Concepts in Welding Engineering ", Welding Innovation, Vol. 15, No. 2.
- Stansbury, E.E. and Buchanan, R.A., 2000, Fundamentals of Electochemical Corrosion, ASM International, United States of America, pp. 304-356.
- 20. Kou, S., 2003, Welding Metallurgy, 2nd ed., A John Wiley & Sons, Canada, pp. 431-446.
- Jones, D.A., 1997, Principles and Prevention of Corrosion, Prentice Hall International, Inc., Singapore, pp. 292-306.
- George, G. and Shaikh, H., 2002, "Introduction to Austenitic Stainless Steels", In Corrosion of Austenitic Stainless Steels, Khatak H.S. (Ed.), Narosa Plublishing House, India, pp. 1-12.
- Smith, W.F., 1981, Structure and Properties of Engineering Alloys. McGraw-Hill Book Company, New York, pp. 270-275, 294-303.
- Llewellyn, D.T. and Hudd, R.C., 1998, "Stainless Steels", In Steels: Metallurgy and Applications, 3rd ed., Butteworth-Hei nemann, Oxford (England), pp. 291-327.
- Sedriks, A.J., 1996, Corrosion of Stainless Steels, 2nd ed., A John Wilely & Sons, Canada, pp. 5-20, 35-47, 231-256.

- Baboian, R., 2005, Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation, 2nd ed., ASTM International, The United States of America, pp. 244-256.
- Adler, T.A., 2003, Corrosion of Stainless Steel Weldments, ASM International, The United States of America, pp. 301-316.
- Van Warmelo, M., Nolan, D. and Norrish, J., 2007, "Mitigation of Sensitisation Effects in Unstabilised 12%Cr Ferritic Stainless Steel Welds", Materials Science and Engineering: A, Vol. 464, No. 1-2, pp. 157-169.
- Parvathavarthini, N., 2002, "Sensitization and Testing for Intergranular Corrosion", In Corrosion of Austenitic Stainless Steels, Khatak H.S. (Ed.), Narosa Publishing House, India, pp. 117-138.
- Buahombura, P., 2008, Crystallization Crystal Imperfections and Grain Size, School of Metallurgical Engineering Suranaree University of Technology, pp. 1-58.
- 31. Padilha, A.J., Plaut R.T. and Rois, P.R., 2006, "Stainless Steel Heat Treatment", In Steel Heat Treatment Metallurgy and Technology, 2nd ed., Totten, E.G. (Ed.), Taylor & Francis Group, The United State of America, pp. 695-716.
- Anon., 2006, "Stainless Steel", In Steels Microstructure and Properties, 3rd ed., Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R. (Ed.), Butterworth-Heinemann, Oxford (England), pp. 259-268.
- Yu, X., Chen, S., Liu, Y. and Ren, F., 2010, "A Study of Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steel by Electrochemical Potentiodynamic Reactivation, Electron Back-Scattering Diffraction and Cellular Automaton", Corrosion Science, Vol. 52, No. 6, pp. 1939-1947.
- สมบูรณ์ เด็งหงษ์เจริญ, 2540, "การเชื่อมทิก Gas Tungsten-Arc Welding", การเชื่อมและ เทคโนโลยีโลหะ, เล่มที่ 29, หน้าที่ 64-84.

- Key, J.F., 1993, "Fundmentals of Welding", In Welding Brazingand Soldering, Langer, E. (Ed.), ASTM International, The United States of America, pp. 81-90.
- 36. Rigaut, G., Dieraert, O., Verrier, P. and Clayeys, J., 2008, "Welding of Steel Sheets, with and without Surface Treatments", In Metallurgy and Mechanics of Welding. Blondeau, R.(Ed.), A John Wiley & Sons, The United States of America, pp. 306-315.
- Davis, J.R., 2006, Corrosion of Weldment, ASM International, The United States of America, pp. 1-12, 43-75, 77-97.
- Momeni, M., Moayed, M.H. and Davoodi, A., 2010, "Tuning DOS Measuring Parameters Based on Double-Loop EPR in H₂SO₄ Containing KSCN by Taguchi Method", Corrosion Science, Vol. 52, No. 8, pp. 2653-2660.
- Tavares, S.S.M., Fonseca, M.P.C., Maia, A. and de Lima-Neto, P., 2003, "Influence of the Starting Condition on the Kinetics of Sensitization and Loss of Toughness in an AISI 304 Steel", Journal of Materials Science, Vol. 38, No. 17, pp. 3527-3533.
- Deng, B., Jiang, Y., Xu, J., Sun, T., Gao, J., Zhang, L., Zhang, W. and Li, J., 2010, "Application of the Modified Electrochemical Potentiodynamic Reactivation Method to Detect Susceptibility to Intergranular Corrosion of a Newly Developed Lean Duplex Stainless Steel LDX2101", Corrosion Science, Vol. 52, No. 3, pp. 969-977.
- Kim, J.K., Kim, Y.H., Uhm, S.H., Lee, J.S. and Kim, K.Y., 2009, "Intergranular Corrosion of Ti-Stabilized 11wt% Cr Ferritic Stainless Steel for Automotive Exhaust Systems", Corrosion Science, Vol. 51, No. 11, pp. 2716-2723.
- Anon., 2010, Standard Test Method for Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels. ASTM International.

- Ahemadabadi, P., Kain, V., Singh, P., and De, P., 2003, "Development of EPR Test Technique for Alloy 800", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 12, No. 5, pp. 529-536.
- Arikan, M.E. and Doruk, M., 2008, "Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion of UNS31803 Type Duplex Stainless Steel by Electrochemical Reactivation Method", Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences, Vol. 32, pp. 323-335.
- Terada, M., Saiki, M., Costa, I. and Padilha, A.F., 2006, "Microstructure and Intergranular Corrosion of the Austenitic Stainless Steel 1.4970", Journal of Nuclear Materials, Vol. 358, No. 1, pp. 40-46.
- 46. Sidhom, H., Amadou, T. and Braham, C., 2010, "Evaluation by the Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Test of Aged Ferritic Stainless Steel Intergranular Corrosion Susceptibility", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 41, No. 12, pp. 3136-3150.
- 47. Kim, J.K., Kim, Y.H., Lee, B.H. and Kim, K.Y., 2011, "New Findings on Intergranular Corrosion Mechanism of Stabilized Stainless Steels", Electrochimica Acta, Vol. 56, No. 4, pp. 1701-1710.
- Kim, J.K., Lee, J.S. and Kim, K.Y., 2010, "Effect of Chromium Content on Intergranular Corrosion and Precipitation of Ti-Stabilized Ferritic Stainless Steels", Corrosion Science, Vol. 52, pp. 1847-1852.
- De Lima-Neto, P., Farias, J.P., Herculano, L.F.G., de Miranda, H.C., Araujo, W.S., Jorcin, J.-B. and Pebere, N., 2008, "Determination of the Sensitized Zone Extension in Welded AISI 304 Stainless Steel Using Non-Destructive Electrochemical Techniques", Corrosion Science, Vol. 50, No. 4, pp. 1149-1155.

- R. Leiva-Garcia, M.J.M.-P., J. Garcia-Anton, 2011, "In-Situ Study of Single and Double Loop Reactivation Methods During the Characterisation of the Degree of Sensitisation of a Duplex Stainless Steel (UNS 1.4462) Using a Minicell and a Confocal Microscope", International Journal of Electrochemical science, Vol. 6, pp. 830-846.
- Chandra, K., Kain, V., Raja, V.S., Tewari, R., and Dey, G.K., 2012, "Low Temperature Thermal Ageing Embrittlement of Austenitic Stainless Steel Welds and Its Electrochemical Assessment", Corrosion Science, Vol. 54, pp. 278-290.
- De Tiedra, P., Martin, O. and Lopez, M., 2011, "Combined Effect of Resistance Spot Welding and Post-Welding Sensitization on the Degree of Sensitization of AISI 304 Stainless Steel", Corrosion Science, Vol. 53, No. 8, pp. 2670-2675.
- Nakamichi, H., Sato, K., Miyata, Y., Kimura, M. and Masamura, K., 2008, "Quantitative Analysis of Cr-Depleted Zone Morphology in Low Carbon Martensitic Stainless Steel Using FE-(S)TEM", Corrosion Science, Vol. 50, No. 2, pp. 309-315.
- Lo, K.H., Kwok, C.T. and Chan, W.K., 2011, "Characterisation of Duplex Stainless Steel Subjected to Long-Term Annealing in the Sigma Phase Formation Temperature Range by the DLEP Test", Corrosion Science, Vol. 53, No. 11, pp. 3690-3703.
- 55. Kim, J.K., Lee, B.-J., Lee, B.H., Kim, Y.H. and Kim, K.Y., 2009, "Intergranular Segregation of Cr in Ti-Stabilized Low-Cr Ferritic Stainless Steel", Scripta Materialia, Vol. 61, No. 12, pp. 1133-1136.
- 56. Kaneko, K., Fukunaga, T., Yamada, K., Nakada, N., Kikuchi, M., Saghi, Z., Barnard, J.S. and Midgley, P.A., 2011, "Formation of M₂₃C₆-Type Precipitates and Chromium-Depleted Zones in Austenite Stainless Steel", Scripta Materialia, Vol. 65, No. 6, pp. 509-512.

- Kitaguchi, H., 2012, "Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys", In Metallurgy - Advances in Materials and Processes. Pardhi, Y. (Ed.), In Tech, Croatia, pp. 19-42.
- George, F.V.V. and Hughston, M.J., 1985, Metallographic Techniques and Microstructure, ASM International, The United States of America, pp. 545-567.
- Parvathavarthini, N. and Dayal, R.K., 2010, "Time-Temperature-Sensitization Diagrams and Critical Cooling Rates of Different Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels", Journal of Nuclear Materials, Vol. 399, No. 1, pp. 62-67.
- Ahmad, Z., Ul-Hamid, A. and B.J, A.-A., 2001, "The Corrosion Behavior of Scandium Alloyed Al 5052 in Neutral Sodium Chloride Solution", Corrosion Science, Vol. 43, No. 7, pp. 1227-1243.
- Moustafa, I.M., Moustafa, M.A. and Nofal, A.A., 2000, "Carbide Formation Mechanism During Solidification and Annealing of 17% Cr-Ferritic Steel", Materials Letters, Vol. 42, No. 6, pp. 371-379.
- Bennett, B.W. and Pickering, H.W., 1987, "Effect of Grain Boundary Structure on Sensitization and Corrosion of Stainless Steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 18, No. 13, pp. 1117-1124.
- Bala Srinivasan, P. and Satish Kumar, M.P., 2009, "Microstructural and Electrochemical Characterization of a Thin-Section Dissimilar Stainless Steel Weld Joint", Materials Chemistry and Physics, Vol. 115, No. 1, pp. 179-184.
- Dadfar, M., Fathi, M.H., Karimzadeh, F., Dadfar, M.R., and Saatchi, A., 2007, "Effect of TIG Welding on Corrosion Behavior of 316L Stainless Steel", Materials Letters, Vol. 61, No. 11-12, pp. 2343-2346.

 Min, K.S. and Nam, S.W., 2003, "Correlation between Characteristics of Grain Boundary Carbides and Creep-Fatigue Properties in AISI 321 Stainless Steel", Journal of Nuclear Materials, Vol. 322, No. 2-3, pp. 91-97. ภาคผนวก ก. ความแข็งจุลภาคของรอยเชื่อมทิกระหว่างASS304 และ FSS430 การวัดความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมเป็นวิธีหนึ่งที่นำมาใช้แบ่งบริเวณต่าง ๆ ของรอยเชื่อม ได้แก่ บริเวณโลหะหลอมละลาย (Welded Zone; WZ) บริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone; HAZ) และ บริเวณที่ไม่ได้รับผลกระทบจากความร้อน (Base Metal) โดยแต่ละบริเวณจะมีโครงสร้างจุลภาค ต่างกันจึงส่งผลต่อก่าความแข็งที่ต่างกันด้วย ซึ่งผลการวัดความแข็งจุลภาคของรอยเชื่อมสภาวะต่าง ๆ ที่แสดงในหัวข้อที่ 4.5 พบว่าบริเวณที่มีความแข็งสูงสุดเป็นบริเวณ WZ ถัดจากบริเวณนี้จะเป็นบริเวณ HAZ ซึ่งมีก่าความแข็งลดลงอย่างรวดเร็ว และส่วนสุดท้ายเป็นบริเวณที่มีความแข็งกงที่ซึ่งเป็นบริเวณ BM สำหรับในภาคผนวก ก นี้จะแสดงผลของการวัดความแข็งในรอยเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมที่อยู่ ในสภาวะ As-welded และที่ผ่านการทำ PWHT ในทุกชิ้นงาน ดังรูปที่ ก. 1-รูปที่ ก. 3 จากผลการ ทดลองจะพบว่าทุกรอยเชื่อมทั้งที่ไม่ผ่านกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม (As-welded) และที่ ผ่านกระบวนการทางความร้อนหลังการเชื่อม ให้ผลการวัดคล้ายกันคือบริเวณ WZ เป็นบริเวณที่มี ความแข็งสูงสุด และความแข็งจะลดลงในช่วง HAZ และเข้าสู่ช่วง BM ที่มีก่าความแข็งคงที่ ดังที่ อธิบายไว้แล้วในหัวข้อที่ 4.5



ร**ูปที่ ก. 1** ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ



ร**ูปที่ ก. 2** ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ



ร**ูปที่ ก. 3** ความแข็งจุลภาคตามรอยเชื่อมทิกระหว่าง ASS304 และ FSS430 ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเปรียบเทียบกับสภาวะที่ไม่ผ่านการอบ

ภาคผนวก ข.

การปรับเปลี่ยนสภาวะการทดลองสำหรับศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตามขอบเกรน ด้วยเซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาค เนื่องจากการทดสอบ DL-EPR สำหรับรอยเชื่อมมีการใช้เซลล์ไฟฟ้าเคมีจุลภาคขนาดพื้นที่ทดสอบ 1.1 ตารางมิลลิเมตร เพื่อทดสอบการกัดกร่อนตามขอบเกรนด้วยวิธี DL-EPR ในบริเวณต่าง ๆ ของ รอยเชื่อม ระหว่าง ASS304 และ FSS430 ด้วยสารละลายผสม โพแทสเซียมไตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.01โมลาร์ และกรดซัลฟีวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์ โดยใช้อัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าเท่ากับ 1.67 มิลลิโวลต์ ต่อวินาที จากการทดสอบบริเวณ BM ของ FSS430 จะได้กราฟ DL-EPR ดังรูปที่ ข. 1 ซึ่งไม่สามารถ หาความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสูงสุดทั้งในทิศแอโนดิก (I) และทิศวกกลับ (I) ได้ อีกทั้งกราฟ ดังกล่าวยังมีลักษณะแตกต่างจากกราฟ DL-EPR ของ FSS430 ที่มีพื้นที่การทดสอบ 1 ตาราง เซนติเมตรในรูปที่ 4.3 (a) ผู้วิจัยจึงทำการศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับการศึกษาปริมาณการกัดกร่อนตาม ขอบเกรนด้วยเทกนิก DL-EPR สำหรับ FSS430 จึงพบงานวิจัยของ Sidhom และคณะ [46] ซึ่งรายงาน ว่าในการทดสอบFSS430 ด้วย DL-EPR ไม่กวรใช้สารละลายที่ประกอบด้วย Depassivator โดยใน งานวิจัยนี้สาร Depassivator ที่ใช้คือโพแทสเซียมไตรโอไซยาเนต (KSCN)



ร**ูปที่ ข. 1** กราฟ DL-EPR บริเวณ BM ของ FSS430 เมื่อทำการทคสอบในสารละลายผสม โพแทสเซียมไตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.01โมลาร์ และกรคซัลฟีวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์ ด้วยอัตราการง่ายศักย์ไฟฟ้า 1.67 มิลลิโวลต์ต่อวินาที



ร**ูปที่ ข. 2** กราฟ DL-EPR บริเวณ BM ของ FSS430 เมื่อทำการทคสอบในสารละลายผสม โพแทสเซียมไตรโอไซยาเนตเข้มข้น 0.001โมลาร์ และกรคซัลฟิวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์ ด้วยอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้า 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที

นอกจากนี้งานวิจัยดังกล่าว [46] ยังมีการรายงานว่าอัตราการจ่ายศักย์ไฟฟ้าก็เป็นปัจจัยสำคัญในการ ทคสอบ DL-EPR ผู้วิจัยจึงได้ทคลองปรับสภาวะในการทคสอบ โดยนอกจากจะลดความเข้มข้นของ สารละลายทคสอบด้วยการใช้สารละลายผสมโพแทสเซียมไตร โอไซยาเนตเข้มข้น 0.001 โมลาร์ และ กรดซัลฟิวริกเข้มข้น 0.5 โมลาร์แทน และเพิ่มอัตราการป้อนศักย์ไฟฟ้าเป็น 2.5 มิลลิโวลต์ต่อวินาที จะ ได้กราฟ DL-EPR เป็นดังรูปที่ ข. 2 ซึ่ง เป็นกราฟที่มีลักษณะเดียวกับการทคสอบ FSS430 ด้วยขนาด พื้นที่ 1 ตารางเซนติเมตร (รูปที่ 4.3 (a)) และจากรูปที่ ข. 2 ยังสามารถคำนวณ DOS จากก่า I, และ I จากกราฟได้ ผู้วิจัยจึงใช้สภาวะการทดลองนี้ทำการทดสอบการกัดกร่อนในทุกบริเวณของรอยเชื่อม ภาคผนวก ค. ผลงานที่ได้รับการตีพิมพ์

## POST WELD HEAT TREATMENT TO REDUCE INTERGRANULAR CORROSION SUSCEPTIBILITY OF DISSIMILAR WELDS BETWEEN AUSTENITIC 304 AND FERRITIC 430 STAINLESS STEELS

Piyanun Punburi and Napachat Tareelap*

Division of Materials Technology, School of Energy, Environment and Materials, King Mongkut's University of Technology Thonburi, 126 Pracha Uthit Road, Bang Mod, Tung khru, Bangkok 10140, Thailand *e-mail: napachat.tar@kmutt.ac.th

### Abstract

Dissimilar weld between ASS304 and FSS430 is susceptible to intergranular corrosion especially at heat-affected zone. Proper heat treatment is being required to mitigate this deterioration. Heat treatment conditions to reduce intergranular corrosion of these alloys are, however, different. Therefore, this work aims at achieving heat treatment condition for the ASS304-FSS430 dissimilar weld. The results suggested that post weld heat treatment (PWHT) at temperature of 900°C followed by water quenching was an applicable procedure to reduce intergranular corrosion susceptibility of weld as it can reduce corrosion throughout the welds via the replenishment of metal-depleted zone.

Keywords: intergranular corrosion (IGC), degree of sensitization (DOS), post weld heat treatment (PWHT), stainless steel

### Introduction

Dissimilar weld between ASS304 and FSS430 is used in specific applications such as superheater and reheater pipes in power plant. During welding metals are subjected to a specific temperature causing metal sensitized or susceptible to intergranular corrosion (IGC). The specific temperature is well-known as sensitized temperature. Sensitization caused from the formation of chromium carbide (Cr₂₃C₆) particles at grain boundaries resulted in the depletion of chromium at the adjacent area where corrosion preferentially attacks. Heat treatment after welding or post weld heat treatment (PWHT) is usually used to reduce IGC susceptibility. However, PWHT to reduce IGC of ASS304 and FSS430 is different—temperature to reduce IGC of ASS304 is a sensitization temperature of FSS430 and vice versa. Thus, this work is aimed to achieve PWHT condition to reduce IGC of dissimilar weld between ASS304 and FSS430.

#### Methodology

Chemical compositions of ASS304 and FSS430 used in this study are presented in Table 1.

Table 1 Chemical composition (wt.%) of stainless steels used in this study

Materials	С	Cr	Ni	Si	Mo	Mn	Fe
ASS304	0.07	18.36	7.92	0.42	0.11	0.93	Bal.
FSS430	0.05	16.79	0.25	0.30	0.02	0.33	Bal.

The ASS304 and FSS430 sheets size of 25 mm  $\times$  300 mm  $\times$  3 mm were joined by tungsten inert gas welding (TIG) process without filler. Welding current and arc voltage used were 98 A and 10 V correspondingly. Welding speed was constant at 2 m/s. After joining, it was cut into small pieces with a dimension of 50 mm  $\times$  10 mm  $\times$  3 mm. To study the effect of post weld heat treatment (PWHT) on intergranular corrosion susceptibility, the as-welded samples were aged at 800°C, 900°C and 1100°C for 10, 24 and 48 hours followed by different cooling procedure: air cooling (AC) and water quenching (WQ). Afterwards, they were ground and polished down to 1 µm followed by chemical etching to reveal their microstructures. Micro-hardness measurements were also achieved on cross-section of aswelded and aged samples to define weld zone (WZ), heat-affected zone (HAZ) and base metal (BM) along the welds. Intergranular corrosion susceptibility expressed in term of Degree of Sensitization (DOS) was determined by Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DLEPR) method according to ASTM G 108. The measurements were performed in a mixture solution of 0.5 M H₂SO₄ and 0.001M KSCN at a scan rate of 2.5 mV/s using micro-electrochemical cell with a testing area of 1.1 squaremillimeters as shown in Figure 1. The reference and counter electrodes used were Ag/AgCl electrode and Pt wire respectively. During performing DLEPR, the specimen was anodically polarized from open circuit potential (OCP) to +300 mV to form passive film afterwards it was reversely scanned to damage the corrosion susceptible area. Degree of Sensitization is a percentage of Ir/Ia, where the maximum current density of reverse scan and anodic scan are defined as Ir and Ia correspondingly. If DOS value is not more than 1%, it is defined as nonsensitized condition. DLEPR was performed at least 3 measurements at each zone along the welds. The damaged or attacked area after performing DLEPR was examined by SEM.



Figure 1 Micro-electrochemical cell used in this study

2

#### **Results and Discussion**

Micro-hardness across the welds.

Micro-hardness measurements along the welds were performed to define weld zone (WZ), heat-affected zone (HAZ) and base metal (BM). Plots of average micro-hardness values versus distance from weld center line are displayed in Figure 2. Hardness profiles of as-welded and PWHT welds were a reverse U-shape at which welded zone has a higher micro-hardness value than that of base metal and heat-affected zone. From welded zone hardness value decreased to reach a minimum value that defines heat-affected zone. Beyond this point, the hardness value slightly increased until reach constant value of base metal ( $\approx$ 180-250 H_v for ASS304 and 150-180 H_v for FSS430). This behavior was found in both of as-welded and PWHT-welds.



Figure 2 Typical micro-hardness profiles of PWHT-welds compared with as-welded specimen

Intergranular corrosion susceptibility of dissimilar weld (as-welded).

Figure 3 (a) shows DLEPR curves of each zone on as-welded specimen. Thermal from welding did not affect BM of ASS304 that denoted by DOS value of 0.31% and evidence in Figure 3 (b). On the other hand HAZ of ASS304 in Figure 3 (c) underwent IGC manifestly and corresponded to DOS value of 1.78% which was classified as sensitized condition. At WZ where ASS304 and FSS430 were melted and recrystallization happened, its microstructure consisted of austenite ( $\gamma$ -phase), ferrite ( $\delta$ -phase) and martensite ( $\alpha'$ -phase) (Lippold and Kotecki 2005; Kou 2003). DOS of this zone was 0.67% corresponding to the gentle damage illustrated in Figure 3 (d). For FSS430 side, at HAZ, martensite phase at grain boundaries was observed similar to that found in the previous reports (Davis 2006; Kou 2003). The damages observed are around martensite phase and at grain interiors in the form of pitting corrosion (Figure 3 (e)). The results agreed with previous researches (McGuire 2008; Sidhom et al. 2010) that the attacks had been found around martensite phase as this area is chromium-depleted zones (McGuire 2008, Sidhom et al. 2010). Because of the corrosion current could generate from attacks around martensite phase at grain boundaries and pitting corrosion within grain; therefore, high DOS value (28.87%) at this zone resulted from both of IGC and pitting corrosion. In contrast to BM of FSS430 (Figure 3 (f)), only pitting corrosion was significantly observed.

3

Sensitization of HAZ in ASS304 resulted from experiencing to sensitization temperature of  $425^{\circ}$ C- $815^{\circ}$ C during welding. Once the formation of  $Cr_{23}C_6$  at grain boundaries happens, the adjacent area depleted in chromium and corrosion damage is favorable. In case of FSS430, there are high amount of metal carbide, mostly chromium carbide (Lippold and Kotecki 2005; George and Shaikh 2002), precipitates within grain. Around these precipitates there are metal-depleted zone where corrosion attack is preferable. The damage observed appeared around these precipitates that looked like pitting corrosion.



Figure 3 (a) DLEPR curves of each zone along the weld, attack morphologies after performing DLEPR at (b) base metal ASS 304, (c) HAZ ASS 304, (d) welded zone, (e) HAZ FSS 430 and (f) base metal FSS 430 of dissimilar weld

Intergranular corrosion susceptibility of welds after heat treatment at 800°C.

DOS of welds after heat treatment at 800°C followed by air cooling and water quenching are shown in Table 2. BM and HAZ in ASS304 side (both of cooled by air and water) were sensitized (DOS  $\approx 6.38\% - 25.32\%$ ) after PWHT at 800°C as shown in Figure 4 (a) and (b). It can be explained that during PWHT, BM was directly exposed to sensitization temperature of 800°C; therefore, IGC was susceptible. At HAZ where IGC was aggressive in as-welded

condition, PWHT at temperature of 800°C was not only unable to dissolve Cr23C6 at grain boundaries (Lippold and Kotecki 2005) but also promoted the formation of new Cr23C6 at grain boundaries (Jones 1997: McGuire 2008). Hence, IGC was extensively aggressive at this area. Attacks were also found in WZ (Figure 4 (c)) along grain boundaries (arrow) including at martensite phase but not as aggressive as at BM and HAZ.

Martensite phase at grain boundaries was also found at HAZ of FSS430 (Figure 4 (d)). However, only slight damages around martensite phase and small amounts of pitting corrosion at grain interiors were observed. This phenomenon causes from further soluble of carbon in ferrite phase (Stansbury 2000) and the fulfilment of metal-depleted zone was promoted (Stansbury 2000; Jones 1997). Because of the reason mentioned, its DOS was less than that of as-welded condition. At BM of 800°C-PWHT-FSS430, DOS value reduced from as-welded condition and only small amounts of pitting corrosion was observed (Figure 4 (e)). It is due to heat treatment improved metal diffusivity and metal-depleted zone was fulfilled. Comparison of PWHT followed by air cooling and water quenching; DOS values of aircooled samples were higher than that of water-quenched especially in ASS304 side. Cooled in air, chromium and carbon had sufficient time for diffusion to grain boundaries and form Cr23C6 whereas the formation of Cr23C6 was limited in case of water rapid cooling.

	Time		Average DOS (%)					
Temp. (°C)	(hrs)	Cooling	BM ASS 304	HAZ ASS 304	WZ	HAZ FSS 430	BM FSS 430	
A	s-welded		0.31	1.78	0.67	28.87	20.84	
800 –	10		23.87	25.32	5.68	6.60	10.43	
	24	AC	15.98	18.7	3.89	7.03	9.87	
	48		7.53	22.31	4.58	10.58	14.59	
	10		18.33	17.90	4.77	8.14	10.58	
	24	WQ	6.73	14.20	3.43	8.76	8.57	
	48		6.38	17.56	3.08	6.34	7.05	
900 -	24	10	0.19	0.76	0.32	15.93	14.58	
	48	AC	0.27	0.13	0.87	14.43	13.23	
	24		0.08	0.06	0.97	12.54	13.03	
	48	wQ	0.21	0.34	0.79	13.78	12.98	
1100	24	10	0.02	0.07	0.04	34.20	38.31	
	48	AC	0.05	0.07	0.08	29.59	36.56	
	24	WO	0.04	0.04	0.03	23.76	29.08	
	48	wQ	0.03	0.04	0.09	N/A	N/A	

Table 2 Average DOS of PWHT-welds compared with as-welded specimen

#### Remarks

N/A : not perform the test due to high temperature oxidation occurred



Figure 4 Morphologies after performing DLEPR at (a) base metal ASS 304 (b) HAZ ASS 304 (c) weld zone (d) HAZ FSS 430 and (e) base metal FSS 430 of the weld heat-treated at 800°C for 10 hrs followed by air cooling

Intergranular corrosion susceptibility of welds after heat treatment at 1100°C.

Temperature of 1100°C is a sensitization temperature of FSS430 and a heat treatment temperature to reduce IGC of ASS304. From Table 2 DOS of ASS304 both at BM and HAZ were less than 1% (0.02% – 0.07%) that agreed with their gentle attack morphologies in Figure 5 (a) and (b). Since this temperature is not a sensitization temperature of ASS304, IGC did not take place at BM. At HAZ where IGC was susceptible in as-welded condition, after PWHT at 1100°C Cr23C6 at grain boundaries dissolved (Stansbury et. al 2000; Jones 1997) then IGC was not susceptible anymore. At WZ after PWHT at high temperature of 1100°C recrystallization and the formation of new phase possibly occurred as illustrated in Figure 5 (c). This phenomenon probably induced chemical compositions homogenization and reduction in corrosion that supported by DOS value of 0.03%. For HAZ of FSS430 (Figure 5 (d)), martensite phase around grain boundaries that found in as-welded and 800°C-PWHT welds disappeared. It is possible that PWHT at this temperature could dissolve martensite phase and promote the diffusivity of metal from metal carbide particles to replenish metaldepleted zone simultaneously. In case of BM, IGC was more predominant than pitting corrosion because this temperature is a sensitization temperature of FSS430. However, pitting corrosion within grains reduced that caused from the fulfilment of metal-depleted zone around carbide precipitates similar to that happened at HAZ.

1st Mae Fah Luang University International Conference 2012



Figure 5 Morphologies after performing DLEPR at (a) base metal ASS 304 (b) HAZ ASS 304 (c) weld zone (d) HAZ FSS 430 (e) base metal FSS 430 of the weld heat-treated at 1100°C for 24 hrs followed by water quenching

Intergranular corrosion susceptibility of welds after heat treatment at 900°C.

Temperature of 900°C is neither a sensitization temperature of ASS304 nor FSS430. Morphology of BM ASS304 in Figure 6 (a) presented that IGC was not found that corresponded to low DOS value. At HAZ in Figure 6 (b), PWHT at temperature of 900°C could successfully reduce IGC (DOS = 0.06%) because chromium diffusion was allowed to replenish chromium-depleted zone at grain boundaries. PWHT followed by water quenching could reduce IGC effectively since rapid cooling capably suppressed the formation of new chromium carbide. The heat treatment period did not likely affect IGC susceptibility that noted by similar DOS values. Microstructure at WZ in Figure 6 (c) was similar to that of 800°C-PWHT welds. However, the attack at WZ after 900°C-24hrs- PWHT was rarely found as the diffusivity of metal was promoted. At HAZ of FSS430 in Figure 6 (d), martensite phase disappeared similar to PWHT at 1100°C. It is implied that martensite phase dissolved since this temperature. However, pitting corrosion within grains was still observed but in smaller amount than that of as-welded condition. This occurrence probably resulted from partially replenishment of metal-depleted zone around metal carbide particles. Furthermore heat treatment at 900°C did not allow the formation of new Cr23C6; thus, IGC was not susceptible. By the reason mentioned, DOS of this area caused from pitting corrosion rather than IGC. At BM in Figure 6 (e), pitting corrosion after PWHT at 900°C was less than that of as-welded condition because of replenishment of metal-depleted zone by heat treatment. However, cooling procedure and heat treatment period did not significantly affect IGC susceptibility.

Among heat treatment temperatures, PWHT at 900°C is an applicable heat treatment for dissimilar weld between ASS304 and FSS430 as it can reduce intergranular corrosion susceptibility throughout the weld. Moreover, PWHT followed by water quenching could suppress the formation of carbide precipitates giving intergranular corrosion reduced.



Figure 6 Morphologies after performing DLEPR at (a) base metal ASS 304 (b) HAZ ASS 304 (c) weld zone (d) HAZ FSS 430 (e) base metal FSS 430 of the weld heat-treated at 900°C for 24 hrs followed by water quenching

### Conclusion

PWHT at temperature of 900°C followed by water quenching is an applicable PWHT procedure to reduce intergranular corrosion susceptibility of dissimilar weld between ASS304 and FSS430. This procedure does not only inhibit the formation of chromium carbide at grain boundaries but also promote the replenishment of metal-depleted zone.

### Acknowledgements

The National Research Council of Thailand (NRCT) is acknowledged for financial support.

#### References

- Stansbury EE (2000) Fundamentals of Electrochemical Corrosion. ASM International. The United States of America: 341-363.
- Lippold JC, Kotechki DJ (2005) Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. A John Wiley & Sons Inc. The United States of America: 88-209.
- Davis JR (2006) Corrosion of Weldments. ASM International. The United States of America: 43-97.
- Jones DA (1997) Principles and Prevention of Corrosion. Prentice Hall International Inc. Singapore: 291-301.
- Kou S (2003) Welding Metallurgy. A John Wiley & Sons Inc. The United States of America: 431-446.

- McGuire M (2008) Stainless Steels for Design Engineers. ASM International. The United States of America: 69-122.
- George G, Shaikh H (2002) Introduction to Austenitic Stainless Steels. Narosa Publishing House. India: 1-36.
- Sidhom H, Amadou T, Braham C (2010) Evaluation by The Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Test of Aged Ferritic Stainless Steel Intergranular Corrosion Susceptibility. Metallurgical and Materials Transactions A 41(2): 3136-3150.

Key Engineering Materials Vol. 545 (2013) pp 143-147 © (2013) Trans Tech Publications, Switzerland doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.545.143

# Proper Heat Treatment to Reduce Intergranular Corrosion Susceptibility of Austenitic 304 and Ferritic 430 Stainless Steels

Piyanun Punburi^{1,a}, Napachat Tareelap^{1,b}

¹Division of Materials Technology, School of Energy, Environment and Materials

King Mongkut's University of Technology Thonburi,

126 Pracha Uthit Road, Bang Mod, Tungkhru, Bangkok 10140, Thailand

^apiyanun.pun@gmail.com, ^bnapachat.tar@kmutt.ac.th (corresponding author)

Keywords: Degree of sensitization (DOS), Intergranular Corrosion (IGC), Heat treatment, Stainless Steel

**Abstract.** Due to different heat treatment procedures being required to reduce intergranular corrosion (IGC) of austenitic AISI 304(ASS304) and ferritic AISI 430(FSS430) stainless steels, this work is aimed at achieving proper heat treatment for these metals simultaneously. Heat treatment at a temperature of 900°C for 36 hours followed by water quenching was an applicable heat treatment procedure for this study. This treatment not only prevented the formation of chromium carbides but also promoted the diffusion of chromium back to replenish chromium-depleted zones.

#### Introduction

Intergranular corrosion (IGC) occurs where grain boundaries are more susceptible to corrosion than grain interiors. It can arise in stainless steel which has been subjected to a specific temperature that resulted in sensitization due to the formation of chromium carbides at grain boundaries. Consequently, the adjacent zones are depleted in chromium and are susceptible to deterioration [1, 2]. In some applications, austenitic stainless steel AISI 304 (ASS304) and ferritic stainless steel AISI 430 (FSS430) need to be joined together. Due to exposure to particular temperature ranges both these steels can become sensitized to IGC. Problems arise because the heat treatments required to mitigate IGC sensitivity are different such that the heat treatment temperature to reduce IGC in ASS304 causes sensitization in FSS430 and vice versa. Therefore, this research attempts to develop a heat treatment procedure to reduce IGC susceptibility of ASS304 and FSS430 simultaneously.

#### Experimental

Cold-rolled ASS304 and FSS430 sheets thickness of 3 mm were cut along rolling direction into size of 20 mm  $\times$  20 mm to be used in this study. Their chemical compositions analyzed by Optical Emission Spectrometer are reported in Table 1.

Materials	С	Cr	Ni	Si	Mo	Mn	Fe
ASS304	0.07	18.36	7.92	0.42	0.11	0.93	Bal.
FSS430	0.05	16.79	0.25	0.30	0.02	0.33	Bal.

Table 1. Chemical composition (wt.%) of stainless steels used in this study

Longtitudinal or rolling face of as-received steels were ground and polished down to 1  $\mu$ m then etched in a mixture solution of HCl and H₂O₂ following Struers Application Notes [3]. To study IGC susceptibility, they were heat-treated at temperatures of 800°C, 900°C and 1050°C for 1, 6 and 10 hours followed by different cooling procedures; air cooling and water quenching. Afterwards the specimens were ground and polished down to 3  $\mu$ m to evaluate IGC susceptibility by Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DLEPR) method. Using a test exposure area of 1 cm², each specimen was subjected to DLEPR in a mixture solution of 0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN at 30°C with a scan rate of 6 V/hr. The reference and counter electrodes used were Ag/AgCl and Pt

All rights reserved. No part of contents of this paper may be reproduced or transmitted in any form or by any means without the written permission of TTP, www.ttp.net. (ID: 110.168.252.241-22/01/13,10:14:04)

rod respectively. The specimen was anodically polarized from open circuit potential (OCP) to +300 mV to form a passive film then it was scanned reversely. Reverse scanning allows any regions of the specimen that are sensitive to IGC to be more easily attacked. IGC susceptibility was expressed in term of degree of sensitization (DOS) which is a percentage of  $I_r/I_a$ , where  $I_r$  is the maximum current density measured during the reverse scan and  $I_a$  is the maximum current density measured during the reverse scan and  $I_a$  is the maximum current density measured during the anodic scan. A specimen was considered to be non-sensitized if its measured DOS value was not more than 1%. For each specimen the exposed area subjected to DLEPR was examined by SEM to study the nature of any corrosion damage.

#### **Results and discussion**

#### 1. Intergranular corrosion susceptibility of as-received ASS304 and FSS430

Typical microstructure of ASS304 and FSS430 are shown in Fig. 1(a) and (b) respectively. ASS304 consisted of fully austenite ( $\gamma$ ) phase containing a few of ferrite phase [1] while FSS430 consisted of ferrite ( $\alpha$ ) phase only. In FSS430 (Fig. 1(b)) the observed carbide precipitates are believed to be chromium carbide as stated in the previous literatures [4, 5]. The formation of carbide precipitates resulted from low solubility of carbon in ferrite phase [1, 2]. The DLEPR curves of as-received ASS304 and FSS430 are shown in Fig. 1(c). DOS of ASS304 is 0.32% whereas that of FSS430 is 50%. Large differences in DOS resulted from their condition as indicated by the attacked areas show in Fig. 1(d)-(e). In ASS304 the carbon is completely soluble in the austenite [1, 2] and there is no evidence that any carbide precipitates are present. In FSS430 during the DLEPR test preferential attack has occurred around the precipitates which are thought to be chromium carbides that have caused chromium depletion in the matrix. Thus, corrosion observed in FSS430 appeared to be pitting corrosion rather than IGC.



Fig.1 Optical micrographs of (a) ASS304 and (b) FSS430, (c) DLEPR curves of ASS304 and FSS430, the attacked area of (d) ASS304 and (e) FSS430 after performing DLEPR.

### 2. Intergranular corrosion susceptibility of ASS304 and FSS430 heat-treated at 800°C

Fig. 2(a) shows DOS values of ASS304 and FSS430 heat-treated at temperature of 800°C. The DOS of ASS304 is about 25-60% which is significantly higher than for the as-received condition. The DOS of FSS430 reduced from 50% in as-received condition to be 25-45% after heat treatment at 800°C. The morphologies of attacked area (Fig. 2(b), (c)) indicated that IGC of ASS304 is more severe than in FSS430 and that a temperature of 800°C causes sensitization in ASS304 [1, 2, 6].

144



Fig.2 (a) DOS plot of ASS304 and FSS430 heat-treated at 800°C compared with as-received samples, the attacked area micrographs of ASS304 heat-treated for 1 hour followed by (b) air-cooling and (c) water quenching, the attacked area micrographs of FSS430 heat-treated for 1 hour followed by (d) air-cooling and (e) water quenching

Moreover, IGC susceptibility of air-cooled samples was more pronounced than that of waterquenched samples. It can be explained that during slow cooling (air-cooled) chromium had sufficient time to diffuse and react with carbon to form chromium carbide at grain boundaries; consequently, IGC was more severe [7]. In FSS430, due to its metallurgical characteristics, the attack around precipitates or pitting corrosion was more predominant than IGC. The DOS of heattreated samples reduced from that of as-received condition since this temperature has allowed the diffusion of chromium from the chromium carbides to diffuse back into the matrix to replenish chromium depleted zones [1, 2, 6]. The cubic morphology of the etch pits seen in Fig. 2(d)-(e) probably resulted from crystallographic corrosion damage.

### 3. Intergranular susceptibility of ASS304 and FSS430 heat-treated at 1050°C



Fig.3 (a) DOS plot of ASS304 and FSS430 heat-treated at 1050°C compared with as-received samples, the attacked area micrographs of ASS304 heat-treated for 1 hour followed by (b) air-cooling and (c) water quenching, the attacked area micrographs of FSS430 heat-treated for 1 hour followed by (d) air-cooling and (e) water quenching

DOS values of ASS304 and FSS430 heat-treated at 1050°C followed by air cooling and water quenching are shown in Fig. 3(a). At this temperature ASS304 was not sensitized as indicated by the DOS value of less than 1%. And confirmed by the SEM micrographs in Fig. 3(b) and (c) showing that only mild attack occurred. For FSS430, the attack at grain boundaries (Fig. 3(d), (e))

145

was more predominant than pitting corrosion within grains. This is because this temperature is a sensitization temperature of FSS430 [1, 2]. Although the DOS values of this condition and that in the as-received condition are similar (40-60%) the corrosion current in each case is generated from different mechanisms. In this condition the mechanism is IGC while in the as-received condition it was pitting corrosion.

#### 4. Intergranular susceptibility of ASS304 and FSS430 heat-treated at 900°C

DOS values of ASS304 and FSS430 heat-treated at 900°C is shown in Fig. 4(a). Although holding at this temperature does not cause sensitization in either ASS304 or FSS430, slow cooling from this temperature did cause sensitization in the ASS304 resulting in the grain boundaries attack seen in Fig. 4(b). However this attack was not as severe as that observed in the ASS304 sensitized at 800°C as shown by Fig. 2(b). ASS304 specimens were not sensitized except the 1-hour heat-treated sample. For FSS430, in Fig. 4(d) and (e), pitting corrosion occurred rather than IGC. However, the DOS of FSS430 tended to reduce as the heating period extended. It is possible that at longer heating periods, chromium able to diffuse from chromium carbides [1, 2] to replenish chromium-depleted zones around them; therefore, DOS is reduced.



Fig.4 (a) DOS plot of ASS304 and FSS430 heat-treated at 900°C compared with as-received samples, the attacked area micrographs of ASS304 heat-treated for 1 hour followed by (b)air-cooling and (c) water quenching, the attacked area micrographs of FSS430 heat-treated for 1 hour followed by (d) air-cooling and (e) water quenching

To confirm the result, heat treatment at temperature of 900°C for prolonged periods (more than 10 hours) followed by water-quenching and air-cooling was additionally studied. Because all of the air-cooled ASS304 were sensitized (results not shown), this research was focused on heat treatment at 900°C followed by rapid water quenching only. The DOS values for water-quenched ASS304 and FSS430 are presented in Fig. 5. At heating periods of 24, 36 and 48 hours ASS304 samples were not sensitized as indicated by the relatively mild attack at grain boundaries shown in Fig. 5(b)-(e). DOS of FSS430 at heating period of 24 hours was similar to that of 10 hours ( $\approx$  60%). For a prolonged heating period of 36 hours, the DOS was reduced to 26% then increased again at the heating period of 48 hours.



Fig.5 (a) DOS plot of ASS304 and FSS430 heat-treated at 900°C followed by water quenching, the attack morphologies of ASS304 heat-treated for (b) 10 hours (c) 24 hours (d) 36 hours and (e) 48 hours, the attack morphologies of FSS430 heat-treated for (f) 10 hours (g) 24 hours (h) 36 hours and (i) 48 hours, followed by water quenching

The corrosion damage shown in Fig. 5(f)-(i) suggested that for short heat treatment periods (1-24 hours) chromium could not diffuse from carbide precipitates to fully replenish chromium-depleted zones resulting in some pitting corrosion. For the longer period of 36 hours more chromium diffusion could take place give greater replenishment and hence reduced pitting corrosion. In the case of the long-term heating period of 48 hours, IGC was more evident as there was sufficient time for chromium carbides to form at the grain boundaries [2].

#### Conclusions

Heat treatment at a temperature of 900°C for 36 hours followed by water quenching is an applicable heat treatment procedure for mitigation of IGC susceptibility of ASS304 and FSS430 simultaneously as this temperature is not a sensitization temperature for either alloy. Furthermore, in FSS430 heat treatment for a period of 36 hours was long enough to allow chromium diffuse back to replenish chromium-depleted zone around carbide particles but not a sufficient time for the formation of chromium carbide at grain boundaries.

#### Acknowledgement

The National Research Council of Thailand (NRCT) is acknowledged for financial support.

#### References

- [1] A.J. Sedriks, Corrosion of stainless steels. second ed., John Wilely & Sons, Canada, 1996
- [2] E.E. Stanbury, R.A. Buchanan, Intergranular Corrosion, in: Fundamentals of Electrochemical Corrosion, ASM International., United Stated of America, 2000.
- [3] Information on http://www.struers.com
- [4] George F. Vander Voort, Hughston M. James, Wrought Stainless Steels: Metallographic Techniques and Microstructure, in: Edward L. Langer (Eds.), ASM Metals Handbook Metallography and Microstructures, ASM International, United States of America, 1985.
- [5] W. F. Smith, Stainless Steels, in: M.B. Bever (Eds.), Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill Book Company, New York, 1981.
- [6] S. Kou, Welding Metallurgy. second ed., A John Wiley & Sons, Canada, 2003.
- [7] G.H. Aydogdu, M.K. Aydinol, Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behaviour of AISI 316L type stainless steel. J. Corrosion Science. 48(11)(2006) 3565-3583.

147
## ประวัติผู้วิจัย

ชื่อ – สกุล	นางสาวปียนันท์ พันบุรี
วัน เดือน ปีเกิด	12 ธันวาคม พ.ศ. 2528
ประวัติการศึกษา	
ระดับมัธยมศึกษา	โรงเรียนเตรียมอุคมศึกษาน้อมเกล้า นครราชสีมา พ.ศ. 2547
ระดับปริญญาตรี	วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
	สำนักวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี พ.ศ. 2552
ระดับปริญญาโท	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาเทคโนโลยีวัสคุ
	คณะพลังงานสิ่งแวคล้อมและวัสคุ
	มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าชนบุรี พ.ศ. 2555
ทุนการศึกษา	ทุนสำหรับนักศึกษาปริญญาโท คณะพลังงานสิ่งแวดล้อมและวัสคุ แบบเต็มรูปแบบ (Full Scholarship) ปีการศึกษา 2552
ผลงานที่ได้รับการตีพิมพ์	1. Piyanun Punburi and Napachat Tareelap, 2012, "Post Weld
	Heat Treatment to Reduce Intergranular Corrosion
	Susceptibility of Dissimilar Welds between Austenitic 304 and
	Ferritic 430 Stainless Steels", The 1 st Mae Fah Luang
	University International Conference 2012.
	2. Piyanun Punburi and Napachat Tareelap, 2013, "Proper Heat
	Treatment to Reduce Intergranular Corrosion Susceptibility of
	Austenitic 304 and Ferritic 430 Stainless Steels", Key
	Engineering Materials, Vol. 545, pp.143-147.