

การสังเกตโดยตรงของการสลายตัวของมาร์เทนไซต์ในการเชื่อมเหล็กกล้า

Cr-Mo เกรด T22



นางสาวสุดารัตน์ เขตสูงเนิน

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมระบบอุตสาหกรรมและสิ่งแวดล้อม

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ปีการศึกษา 2561

**DIRECT OBSERVATION OF MARTENSITE
DECOMPOSITION IN Cr-Mo GRADE T22 WELD**

Sudarat Khetsoongnoen



**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirement for the
Degree of Master of Engineering in Industrial System and
Environmental Engineering
Suranaree University of Technology
Academic year 2018**

การสังเกตโดยตรงของการสลายตัวของมาร์เทนไซต์
ในการเชื่อมเหล็กกล้า Cr-Mo เกรด T22

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นักศึกษาชั้นปริญญาตรีนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(อ. ดร.นรา สมัตถภาพงศ์)

ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร.จงกล ศรีชร)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(ผศ. ดร.อิสรทัต พึ่งอัน)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม)

(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)

กรรมการ

(รศ. ดร.นิวิท เจริญใจ)

กรรมการ

(ศ. ดร.สันติ แม่นศิริ)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและพัฒนาความเป็นสากล

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

สุภารัตน์ เขตสูงเนิน : การสังเกตโดยตรงของการสลายตัวของมาร์เทนไซต์ในการเชื่อม
เหล็กกล้า Cr-Mo เกรด T22 (DIRECT OBSERVATION OF MARTENSITE
DECOMPOSITION IN Cr-Mo GRADE T22 WELD) อาจารย์ที่ปรึกษา :
ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จงกล ศรีธร, 94 หน้า.

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระแทกร้อนทางด้านวัสดุ T22 ใน
การเชื่อมโลหะต่างชนิดของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9
โดยกระบวนการเชื่อมทิก โดยใช้วิธีการสังเกตโดยตรงด้วยเทคนิค LEEM ณ ใต้อุณหภูมิต่ำโดย
ภายใต้สภาวะสุญญากาศระดับสูง ซึ่งเป็นการจำลองสภาวะการให้ความร้อนหลังการเชื่อมบน
ชิ้นงาน

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเมื่อเทียบกับเวลาที่ตำแหน่งต่าง ๆ พบว่าเมื่อให้ความร้อน
หลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 690-700°C โครงสร้างมาร์เทนไซต์ในบริเวณกระแทกร้อนทางด้าน T22 ที่
ตำแหน่ง CGHAZ และ FGHAZ เกิดการสลายตัวของมาร์เทนไซต์ในลักษณะการละลายตัวของคาร์
ไบด์ ส่งผลให้พบขอบเกรนของออสเทนไนต์เดิม และในบริเวณเนื้อโลหะเดิมพบโครงสร้างเฟอร์
ไรต์และเฟิร์ลไลต์ ผลของระยะเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่นาน ทำให้พบโครงสร้างเฟอร์
ไรต์เกิดขึ้นในทุกตำแหน่งและมีขนาดใหญ่มากขึ้น เมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิ 730°C พบการเกิดนิวเคลียส
ของออสเทนไนต์ขึ้นตามบริเวณขอบเกรนในทุกตำแหน่ง

กลไกการสลายตัวของมาร์เทนไซต์มีลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่คล้ายคลึงกันใน
แต่ละตำแหน่งคือ มาร์เทนไซต์สลายตัวในลักษณะการละลายตัวของคาร์ไบด์บนโครงสร้างออ
สเทนไนต์เดิมก่อนเข้าสู่การเกิดเป็นเฟอร์ไรต์ที่มีขนาดใหญ่มากขึ้น แตกต่างกันเพียงขนาดของเกรน
และระยะเวลาในการเกิดโครงสร้าง ซึ่งเป็นผลมาจากลักษณะโครงสร้างของวัสดุและการได้รับ
ผลกระทบความร้อนจากการเชื่อมที่ทำให้แต่ละตำแหน่งได้รับอุณหภูมิและมีอัตราการเย็นตัวที่
แตกต่างกัน

สาขาวิชา วิศวกรรมอุตสาหการ
ปีการศึกษา 2561

ลายมือชื่อนักศึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม _____

SUDARAT KHETSOONGNOEN : DIRECT OBSERVATION OF
MARTENSITE DECOMPOSITION IN Cr-Mo GRADE T22 WELD.

THESIS ADVISOR : ASST. PROF. JONGKOL SRITHORN, Ph.D., 94 PP.

PWTH/HEAT AFFECTED ZONE/MARTENSITE DECOMPOSITION/LEEM/IN-
SITU OBSERVATION

This research study in-situ observation of dissimilar joining between 2.25Cr-0.5Mo grade T22 base material with ER90S-B9 filler metal using GTAW process was performed by implementation of LEEM. A post weld heat treatment cycle was simulated on a welded specimen in high vacuum chamber. Both effects PWHT duration and weld areas were studied in comparison for decomposition of martensite formed after welding. At the simulated PWHT between 690-700°C in CGHAZ and FGHAZ, martensite started to decomposed by dissolution of carbide flakes. The prior-austenite grain boundaries were also shown. In un-affected base material, ferrite and new pearlite grains presented and grew at the expense of old pearlite. Longer PWHT duration resulted in more ferrite formed in all weld areas. Raising PWHT temperature to 730°C the new austenite formed at grain boundaries in all area. The mechanism of martensite decomposition is similar in each position would be the dissolution of carbide, followed by formation of ferrite and growth as PWHT proceeded. The difference in grain size and duration of structure due to the structure of the material and heat affected of the welding that gives each position have a different peak temp reached and rate of cooling.

School of Industrial Engineering

Academic Year 2018

Student's Signature _____

Advisor's Signature _____

Co-Advisor's Signature _____

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงลงได้ด้วยดีจากความกรุณาและอนุเคราะห์ช่วยเหลือแนะนำช่วยเหลือเป็นอย่างดี ทั้งในด้านวิชาการและด้านการดำเนินงานวิจัย จาก ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. จงกล ศรีธร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. อิศรทัต พึ่งอิน อาจารย์ที่ปรึกษาร่วมวิทยานิพนธ์ ที่กรุณาให้คำแนะนำปรับปรุงแก้ไขข้อบกพร่องรวมถึงแนวทางการดำเนินงานที่ถูกต้องมาโดยตลอด ทำให้การดำเนินงานสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

ขอกราบขอบพระคุณ ดร.ชนรรค์ เอื้อรักสกุล และ ดร.พัฒน โปธิ์ทองคำ นักวิทยาศาสตร์ระบบลำเลียงแสง นางสาวทิพย์อุษา วงศ์พิณีจ นักวิทยาศาสตร์ประจำห้องปฏิบัติการ และ คณะทำงานประจำห้องปฏิบัติการทุกท่าน ที่คอยอำนวยความสะดวก เอื้อเฟื้อสถานที่ในการดำเนินงานวิจัย ให้การช่วยเหลือชี้แนะในเรื่องต่าง ๆ และให้ความร่วมมือตลอดการทำการทดลอง ณ สถานีทดลอง BL3.2Ub: PEEM สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน จังหวัดนครราชสีมา เป็นอย่างดีแก่ผู้วิจัย

ขอกราบขอบพระคุณอาจารย์ ดร.นรา สมัตถภาพงศ์ รองศาสตราจารย์ ดร. พรศิริ จงกล ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.พงษ์ชัย จิตตะมัย ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปวีร์ ศิริรักษ์ และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปภากร พิทยชวลิต คณาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการที่เป็นผู้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้ และแนวทางข้อคิดต่าง ๆ ให้แก่ผู้วิจัย

ขอขอบพระคุณ สำนักวิศวกรรมศาสตร์ สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ ศูนย์อาคารเครื่องมือ 6 และอาคารเครื่องมือ 11 มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีที่อำนวยความสะดวกทางด้านเครื่องมือและอุปกรณ์สำหรับงานวิจัย ตลอดจนบุคลากรที่สนับสนุนมีส่วนร่วมในการให้ข้อมูลในงานวิจัย และเอื้อเฟื้อสถานที่ในการดำเนินงานวิจัย

ขอกราบขอบพระคุณรองคณบดี ฝ่ายวิชาการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ซึ่งเป็นผู้ให้โอกาสทางการศึกษา แนะนำแนวทางในทางวิชาการและการดำเนินชีวิต ตลอดจนช่วยเหลือวิทยานิพนธ์เล่มนี้ให้สมบูรณ์ยิ่งขึ้น

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณครอบครัวที่ได้ให้การอบรมสั่งสอน และสนับสนุนในการดำเนินงานวิทยานิพนธ์จนสำเร็จลุล่วงมาโดยตลอด

สุดาร์ตน์ เขตสูงเนิน

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

A	=	Austenite
AC ₁	=	อุณหภูมิที่เฟอร์ไรต์เริ่มเปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์
AC ₃	=	อุณหภูมิที่เฟอร์ไรต์เปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์ทั้งหมด
BM	=	Base Metal
CGHAZ	=	บริเวณกระทบร้อนเกรนหยาบ
C°	=	Degree Celsius
ER90s-B9	=	Electrode Rod
F	=	Ferrite
FGHAZ	=	บริเวณกระทบร้อนเกรนละเอียด
FOV	=	ค่าขอบเขตการมองเห็น
GTAW	=	Gas Tungsten Arc Welding
HAZ	=	บริเวณกระทบร้อน Heat Affected Zone
HZ	=	บริเวณ Hard Zone
ICHAZ	=	บริเวณกระทบร้อนวิกฤต
LEEM	=	Low Energy Electron Microscopy
mm	=	มิลลิเมตร
P	=	Pearlite
Pr-A	=	Prior Austenite
SZ	=	บริเวณ Soft Zone
t	=	เวลา (hr.)
T	=	อุณหภูมิ (C°)
T22	=	วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo
µm	=	ไมครอน
WM	=	Weld Metal

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ค
สารบัญ	ง
สารบัญตาราง	ช
สารบัญรูป	ซ
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ	ฐ
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	3
1.4 แผนการดำเนินงานวิจัย.....	3
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
2.1 โรงไฟฟ้าระบบความร้อนร่วม.....	6
2.1.1 เครื่องกำเนิดไฟฟ้า.....	7
2.1.2 วัสดุสำหรับผลิตอุปกรณ์ของเครื่องกำเนิดไอน้ำ	8
2.2 โลหะวิทยางานเชื่อม.....	9
2.2.1 โลหะผสม	9
2.2.2 วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo.....	10
2.2.3 ลวดเชื่อมที่ใช้สำหรับการเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม	11
2.2.4 กระบวนการเชื่อมทิก (GTAW).....	11
2.2.5 การเชื่อมวัสดุต่างชนิด.....	12
2.3 เทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)	14

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.3.1	หลักการทํางานของ LEEM.....	15
2.4	การให้ความร้อนหลังการเชื่อม	16
2.5	โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อน	17
2.6	งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	19
3	วิธีการดำเนินงานวิจัย	23
3.1	การดำเนินงานวิจัยเพื่อกําหนดตำแหน่งชิ้นงานบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมบน ชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22.....	24
3.1.1	ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย.....	25
3.1.2	เครื่องมือ วัสดุ อุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินงานวิจัย	25
3.1.3	การเตรียมผิวชิ้นงานเชื่อม.....	30
3.1.4	การกําหนดตำแหน่งชิ้นงานเชื่อม	32
3.2	การดำเนินงานวิจัยเพื่อศึกษาการสลายตัวของมาเทนไฮด์ บริเวณกระทบบร้อนทาง เหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก ด้วย เทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)	34
3.2.1	ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย.....	34
3.2.2	เครื่องมือ วัสดุ อุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินงานวิจัย.....	34
3.2.3	การสังเกตการสลายตัวของมาเทนไฮด์บริเวณกระทบบร้อนทางด้าน T22.....	36
3.2.4	การวิเคราะห์การทดลอง.....	38
4	ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง	39
4.1	ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมในชิ้นงานเชื่อม เหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 โดยใช้การเติมลวดเชื่อม ER90S-B9 ใน กระบวนการเชื่อมทิก ผ่านเทคนิค LEEM.....	39
5	สรุปผลการทดลอง และข้อเสนอแนะ.....	65
5.1	สรุปผลการทดลอง	65
5.2	ข้อเสนอแนะ	66

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

รายการอ้างอิง	67
ภาคผนวก	
ภาคผนวก ก ผลการทดสอบ SEM/EDS	71
ภาคผนวก ข ผลการทดลองจากเทคนิค LEEM บริเวณกระทบริออน CGHAZ	73
ภาคผนวก ค บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์และเผยแพร่ในระหว่างศึกษา.....	76
ประวัติผู้เขียน	94



มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1	ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo.....10
2.2	ส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วไปของลวดเชื่อมชนิด ER90S-B9 ตามมาตรฐาน AWS A5.2811
2.3	การเลือกใช้ลวดเชื่อมสำหรับการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกัน (พิเชษฐ์ สุขโต, 2561)13
2.4	ช่วงอุณหภูมิและเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่แนะนำสำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม 2.25Cr-1Mo17
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุและลวดเชื่อมที่ใช้.....26
3.2	ค่า Emissivity ของโครเมียม.....34
4.1	ช่วงของการให้อุณหภูมิกับชิ้นงาน.....39
4.2	รวมภาพถ่ายบันทึกแบบ In-Situ ด้วยเทคนิค LEEM.....61
5.1	ผลการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบร้อนทางด้านวัสดุ T22.....66



สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1	โครงสร้างโรงไฟฟ้าพลังงานความร้อนร่วม.....6
2.2	พื้นผิวที่รับความร้อนเช่น แผงท่อรับความร้อน ซูเปอร์ฮีทเตอร์และรีฮีทเตอร์ (ชนกร ณ พัทลุง, 2552).....7
2.3	ผังแสดงการไหลของเครื่องกำเนิดไอน้ำ (สมาน เสนงาม, 2543)8
2.4	แผนภูมิ CCT Diagram สำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo (Gandy, 2005)10
2.5	แผนภาพแสดงลักษณะการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมทิก12
2.6	ค่าความแข็งชิ้นงานเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr- 1Mo และเกรด 9Cr- 1Mo-V เมื่อผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 760°C 2 ชั่วโมง13
2.7	ตัวอย่างภาพที่ได้จาก LEEM (a)LEEM Bright Field, (b)LEED และ (c)LEEM (Dark Field) (Chan, 2014).....15
2.8	หลักการทํางานของ LEEM (E.Bauer, 1985)16
2.9	ลักษณะตัวอย่างที่ใช้ทดสอบ.....16
2.10	ภาพตัดขวางบริเวณผลกระทบร้อน HAZ (Benjamin King, 2005).....18
2.11	โครงสร้างเนื้อเชื่อม และบริเวณผลกระทบร้อน HAZ (Cerjak, 2008)18
2.12	แนวโน้มการเคลื่อนที่ของคาร์บอน22
3.1	แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย24
3.2	ท่อเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรดT22 ที่ผ่านการเชื่อมทิกด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ..25
3.3	โครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยต่อแนวเชื่อมจาก SEM.....26
3.4	เครื่อง Wire Cut.....27
3.5	ลวดตัดทำด้วยโลหะทองเหลืองขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.25 มิลลิเมตร27
3.6	เครื่องขัดกระดาษทรายจานหมุน28
3.7	เครื่องขัดชิ้นงานละเอียดแบบจานหมุน.....28
3.8	เครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์29

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.9 กรดไนตริก (HNO_3)	29
3.10 สารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl).....	30
3.11 การตัดชิ้นงานด้วยเครื่อง Wire Cut.....	30
3.12 การตัดชิ้นงานตามขวาง.....	31
3.13 ชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านการตัด.....	31
3.14 ชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านขัดหยาบและละเอียด.....	32
3.15 การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์.....	32
3.16 รอยกดตำแหน่งแต่ละจุดเท่ากับ 300 ไมครอน.....	33
3.17 การขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทราย.....	33
3.18 เครื่องอัลตราโซนิค รุ่น GT SONIC.....	35
3.19 ระบบ LEEM	35
3.20 สารละลายอะซิโตนและเอทานอล.....	36
3.21 การติดตั้งชิ้นงานใน Sample Holder ของเครื่องทดสอบระบบ LEEM.....	37
3.22 ค่าความดันแสดงบนหน้าจอเครื่องควบคุมความดันภายในระบบ	37
3.23 จอแสดงผลขณะทำการทดลอง LEEM.....	37
4.1 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาและอุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อม	39
4.2 ตำแหน่งของชิ้นงานเชื่อมในแต่ละบริเวณ.....	40
4.3 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออกสเทนไนต์เดิมในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) ที่อุณหภูมิ 650°C.....	42
4.4 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออกสเทนไนต์เดิมในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 650°C	42
4.5 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออกสเทนไนต์เดิมในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 650°C	43
4.6 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข) ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C	44

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.7 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข) ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C.....	44
4.8 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข) ในตำแหน่งที่ 3 BM ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C.....	45
4.9 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.	45
4.10 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.	46
4.11 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.	46
4.12 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.....	47
4.13 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์และลักษณะโครงสร้างเพิร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.....	47
4.14 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 3 BM อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.	48
4.15 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.....	48
4.16 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะ โครงสร้างเพิร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.	49
4.17 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.	49
4.18 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.....	50
4.19 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์บนขอบเกรนเพิร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.....	50

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.20 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์บนเกรนเฟอร์ไรต์และเฟอร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.....	51
4.21 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.....	51
4.22 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.....	52
4.23 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.....	52
4.24 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ(ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม.....	53
4.25 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม.....	53
4.26 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม....	54
4.27 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 730°C.....	54
4.28 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนอสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C.....	55
4.29 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนอสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C.....	55
4.30 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.....	56
4.31 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนเฟอร์ไรต์เป็นอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.....	56

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.32 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนเฟอร์ไรต์เป็นออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.....	57
4.33 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ(ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.....	57
4.34 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนออสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.....	58
4.35 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.....	58
4.36 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ(ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.....	59
4.37 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.....	59
4.38 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.....	60

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

อุปกรณ์ในระบบเครื่องกำเนิดไอน้ำ (Steam Generator) เป็นอุปกรณ์หนึ่งที่มีความสำคัญสำหรับการผลิตกระแสไฟฟ้าในโรงไฟฟ้า โดยอุปกรณ์ที่ใช้ในโรงไฟฟ้าส่วนใหญ่ผลิตมาจากวัสดุของกลุ่มเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม (Cr-Mo Steels) เนื่องจากอุปกรณ์เหล่านี้ถูกออกแบบให้มีความสามารถในการใช้งานที่สภาวะอุณหภูมิและความดันสูงได้ดี (Gope et al. (1992); Singh Raman et al. (2007); Yamamoto et al. (2008); Sae-teaw et al. (2010); Anand et al. (2010)) เพราะโครเมียม (Chromium; Cr) จะสามารถทนต่อการสึกหรอ และสามารถรักษาความแข็งแรงไว้ได้ที่อุณหภูมิสูง ส่วนโมลิบดีนัม (Molybdenum; Mo) เมื่อผสมเข้าไปในเหล็กกล้าสามารถช่วยเพิ่มคุณสมบัติในการทนความร้อนได้สูงขึ้นโดยไม่สูญเสียความแข็งแรงและทนต่อการกัดกร่อนได้ดี

วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 9Cr-1Mo (SA213 grade T91) ได้ถูกนำมาพัฒนาขึ้น ให้มีความสามารถรับอุณหภูมิ ความดันได้สูงกว่าวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 2.25Cr-1Mo (SA213 grade T22) เนื่องจากมีค่าความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงได้มากกว่า การเลือกวัสดุหรือขนาดของวัสดุสำหรับการสร้างอุปกรณ์ในแต่ละส่วนของโรงไฟฟ้าจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิการใช้งานจริงของอุปกรณ์แต่ละส่วน ดังนั้นการเชื่อมต่อของวัสดุต่างชนิดกัน (Dissimilar Joining) จึงเป็นสิ่งที่หลีกเลี่ยงไม่ได้ เมื่อวัสดุเชื่อมเหล่านี้มีการใช้งานไปในระยะหนึ่งภายใต้อุณหภูมิที่สูงเป็นเวลานาน ส่งผลให้คุณสมบัติทางกลของวัสดุลดลง ทำให้เสี่ยงต่อการเกิดรอยแตกร้าวในบริเวณแนวเชื่อมระหว่างการใช้งาน

ปัญหาดังกล่าวที่พบในการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกันของวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกิดจากการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน (Carbon Migration) ในระหว่างการให้ความร้อน หลังการเชื่อมจากบริเวณที่มีอัตราคาร์บอนต่ำเข้าสู่บริเวณที่มีอัตราคาร์บอนสูง ส่งผลให้บริเวณที่มีอัตราคาร์บอนต่ำกว่ากลายเป็นบริเวณที่มีความแข็งแรงต่ำ (Soft Zone) ส่วนบริเวณที่มีอัตราคาร์บอนสูงเกิดการตกผลึกของธาตุ (Precipitation) เกิดขึ้น กลายเป็นบริเวณที่มีความแข็งแรงและเปราะ (Hard Zone) (Julia Margaret Race et al. (1992); Lundin et al. (1995); Albert et al. (1997); Yuh-Ying You et al. (2001); Sudha et al. (2002); Sudha et al. (2006); Foret et al. (2006); Yamamoto et al. (2008); Abdur Rahman Sultan et al. (2017); Petchsang et al. (2013))

ซึ่งปัจจุบันมีงานวิจัยส่วนใหญ่ได้ทำการศึกษาและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในการเกิด Soft Zone ของชิ้นงานบริเวณรอยต่อรอยเชื่อม (Weld Interface) และศึกษาคุณสมบัติทางกลของงานเชื่อมวัสดุต่างชนิด (Rutash et al. (2014); Mosa et al. (2016)) พบว่าเมื่อชิ้นงานเชื่อมไม่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมพบโครงสร้างมาเทนไซต์ในบริเวณกระทันทางด้าน T22 อยู่ใกล้กับขอบเขตหลอมละลาย (Fusion Boundary) แต่เมื่อทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อม พบว่ามาเทนไซต์ในบริเวณดังกล่าวเกิดการสลายตัวเป็นเฟอร์ไรท์ ซึ่งเป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ของคาร์บอน ดังนั้นจึงทำให้บริเวณกระทันทางด้าน T22 มีค่าความแข็งลดลงเกิดเป็นบริเวณ Soft Zone ขึ้น

แต่อย่างไรก็ตามยังไม่มียงานวิจัยใดที่ปรากฏแน่ชัดเกี่ยวกับกลไกการเกิดบริเวณ Soft Zone ที่แท้จริงจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทันทางด้าน T22 ในระหว่างการให้ความร้อนหลังการเชื่อม และมีงานวิจัยบางส่วนทางโลหะวิทยาที่ได้ศึกษาและตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในลักษณะการมองเห็นพื้นผิวของโครงสร้างระหว่างการเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างขณะที่มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของสารตัวอย่างได้ (Świech et al. (1991); Liu et al. (2010); Mullet et al. (2014)) ซึ่งถือเป็นเทคนิคการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคขั้นสูง เนื่องจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคทางโลหะวิทยาทั่วไป สามารถตรวจสอบได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง หรือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบทรานสมิซชันและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิ่ง แต่เครื่องมือทางด้านจุลทรรศน์เหล่านี้มีข้อจำกัดและศักยภาพในการศึกษาไม่เพียงพอสำหรับการใช้งานในงานวิจัย โดยไม่สามารถให้ความร้อนขณะทำการติดตามการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างได้

ดังนั้นด้วยเหตุนี้งานวิจัยนี้จึงทำการศึกษากลไกการเกิดบริเวณ Soft Zone จากการสลายตัวของโครงสร้างมาเทนไซต์ ในบริเวณกระทันทางด้าน T22 ที่อยู่ใกล้กับขอบเขตหลอมละลาย โดยใช้วิธีการสังเกตโดยตรง (Direct Observation) ด้วยเทคนิค Low-Energy Electron Microscopy (LEEM) ซึ่งเป็นการจำลองสภาวะการให้ความร้อนหลังการเชื่อมบนชิ้นงานเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ในกระบวนการเชื่อมทิก (TIG) โดยในงานวิจัยนี้จะเป็นการติดตามการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในแต่ละตำแหน่งเมื่อเทียบกับเวลาและอุณหภูมิในลักษณะ In-Situ ด้วยเทคนิค LEEM ที่สามารถวิเคราะห์โครงสร้างจากการถ่ายภาพในระดับนาโนเมตรที่อุณหภูมิสูงได้

จากการศึกษาการสลายตัวของโครงสร้างมาเทนไซต์และการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทันทางด้าน T22 ด้วยเทคนิค LEEM ของงานวิจัยนี้ จะช่วยให้เข้าใจกลไกการเกิดบริเวณ Soft Zone ได้ดียิ่งขึ้น ถือเป็นประโยชน์อย่างยิ่งสำหรับการเข้าใจจุดบกพร่อง (Defect) ของวัสดุงานเชื่อม ซึ่งสามารถหาแนวทางป้องกันไม่ให้เกิดความเสียหาย เพื่อลดความเสียหายต่อ

ชิ้นส่วนอุปกรณ์ในระหว่างการใช้งานได้และนำไปเป็นองค์ความรู้และความรู้พื้นฐานในการศึกษาคุณสมบัติของวัสดุในกลุ่มเดียวกันและวัสดุอื่น ๆ ทางวัสดุศาสตร์ในลักษณะ In-Situ

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระทบร้อนด้วยเทคนิค LEEM ในการเชื่อมต่อวัสดุที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

1.3.1 วัสดุที่ใช้ในการศึกษาและทดลองตามมาตรฐาน ASME คือ วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 2.25Cr-1Mo (SA213 grade T22)

1.3.2 ลวดเชื่อมที่ใช้ในการศึกษาและทดลอง คือ AWS ER90S-B9

1.3.3 ทำการเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมโดยกระบวนการเชื่อมทิก (GTAW/TIG)

1.3.4 ทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 690-700°C ด้วยเทคนิค LEEM

1.3.5 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสังเกตการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระทบร้อน (HAZ) ทางด้าน T22 ในแต่ละตำแหน่งเมื่อเทียบกับเวลาและอุณหภูมิที่แตกต่างกัน จากการบินที่ภาพแบบ in-situ ด้วยเทคนิค LEEM

1.4 แผนการดำเนินงานวิจัย

1.4.1 วิธีการดำเนินงานวิจัย

1) ศึกษาข้อมูลและแนวทางการวิจัยของงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการเชื่อมชิ้นงานวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม

2) ออกแบบวางแผนการทดลองและจัดเตรียมอุปกรณ์ในการทดลอง

3) เตรียมชิ้นงานเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 สำหรับการเชื่อม

4) ทำการเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 โดยกระบวนการเชื่อมทิก

5) เตรียมผิวชิ้นงานเชื่อมสำหรับการกำหนดตำแหน่งชิ้นงาน

6) กำหนดตำแหน่งชิ้นงานบริเวณรอยเชื่อมก่อนทำการทดลองด้วยเทคนิค LEEM

7) ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและสังเกตการสลายตัวของมาเทนไฮด์บริเวณ กระทบร้อน (HAZ) ทางด้าน T22 ด้วยเทคนิค LEEM ที่อุณหภูมิ 690-700°C

8) เก็บรวบรวมข้อมูลจากการบันทึกภาพแบบ in-situ เพื่อวิเคราะห์ผลการทดลอง และสรุปผลการทดลอง

1.4.2 สถานที่ทำการวิจัย

1) ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี อาคารเครื่องมือ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2) สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) จังหวัดนครราชสีมา

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.5.1 เพื่อเป็นองค์ความรู้และความรู้พื้นฐานในการทราบถึงกลไกการสลายตัวของ มาเทนไฮด์ในการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม

1.5.2 เป็นแนวทางในการป้องกันความเสียหายต่อการเกิดรอยแตกร้าวในระหว่างการใช้งาน

1.5.3 เป็นแนวทางในการประยุกต์ใช้เทคนิค LEEM ในวัสดุที่เกิด Precipitation Reaction

1.5.4 เป็นแนวทางในการศึกษาคุณสมบัติของวัสดุในกลุ่มเดียวกันและวัสดุอื่น ๆ โดยใช้ เทคนิค LEEM ในลักษณะ In-Situ

บทที่ 2

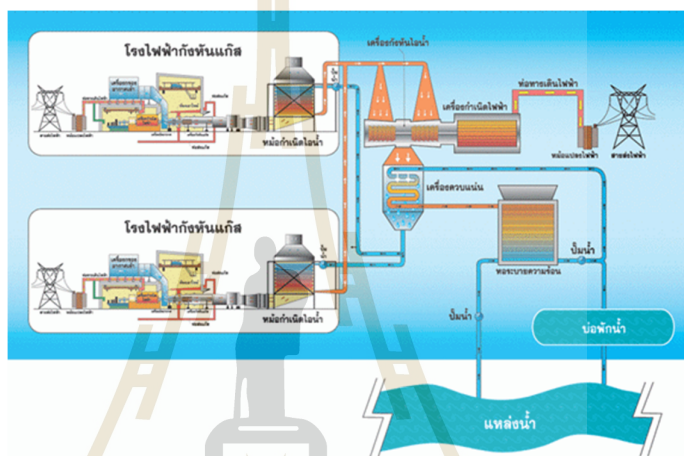
ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระทะร้อนด้วยเทคนิค LEEM ในการเชื่อมต่อวัสดุที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก ได้มีการนำทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องมาเป็นแนวทางสำหรับการดำเนินงานวิจัย โดยประกอบด้วย 6 ส่วน ดังหัวข้อต่อไปนี้

- 2.1 โรงไฟฟ้าระบบความร้อนร่วม
 - 2.1.1 เครื่องกำเนิดไอน้ำโรงไฟฟ้า
 - 2.1.2 วัสดุสำหรับผลิตอุปกรณ์ของเครื่องกำเนิดไอน้ำ
- 2.2 โลหะวิทยางานเชื่อม
 - 2.2.1 โลหะผสม
 - 2.2.2 วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo
 - 2.2.3 ลวดเชื่อมที่ใช้สำหรับการเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม
 - 2.2.4 กระบวนการเชื่อมทิก (GTAW)
 - 2.2.5 การเชื่อมวัสดุต่างชนิด
- 2.3 เทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)
 - 2.3.1 หลักการทำงานของ LEEM
- 2.4 การให้ความร้อนหลังการเชื่อม
- 2.5 โครงสร้างจุลภาคในบริเวณกระทะร้อน
- 2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 โรงไฟฟ้าระบบความร้อนร่วม

โรงไฟฟ้าระบบความร้อนร่วม เป็นโรงไฟฟ้าที่ประกอบด้วยโรงไฟฟ้า 2 ระบบร่วมกัน คือ โรงไฟฟ้ากังหันแก๊สและโรงไฟฟ้ากังหันไอน้ำ โดยความร้อนจากไอเสียที่ออกจากเครื่องกังหันแก๊ส มาใช้แทนเชื้อเพลิงในการต้มของโรงไฟฟ้ากังหันไอน้ำ เพื่อใช้ไอเสียให้เกิดประโยชน์ ส่วนประกอบที่สำคัญของโรงไฟฟ้าระบบความร้อนร่วม ประกอบด้วย เครื่องกังหันแก๊ส หม้อกำเนิดไอน้ำ และเครื่องกังหันไอน้ำ



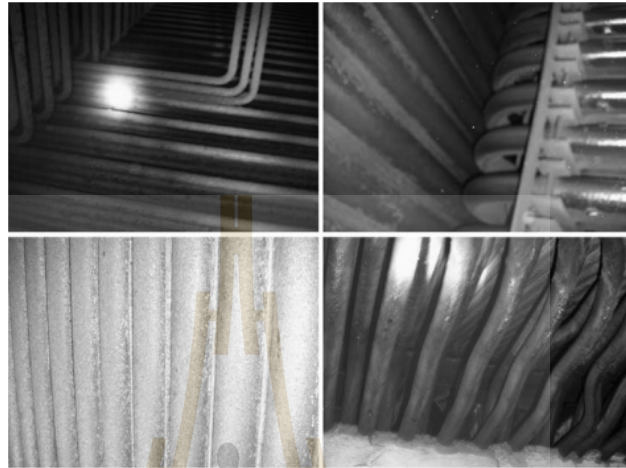
รูปที่ 2.1 โครงสร้างโรงไฟฟ้าพลังงานความร้อนร่วม

(Powerplant, วันที่สืบค้น 1 สิงหาคม 60)

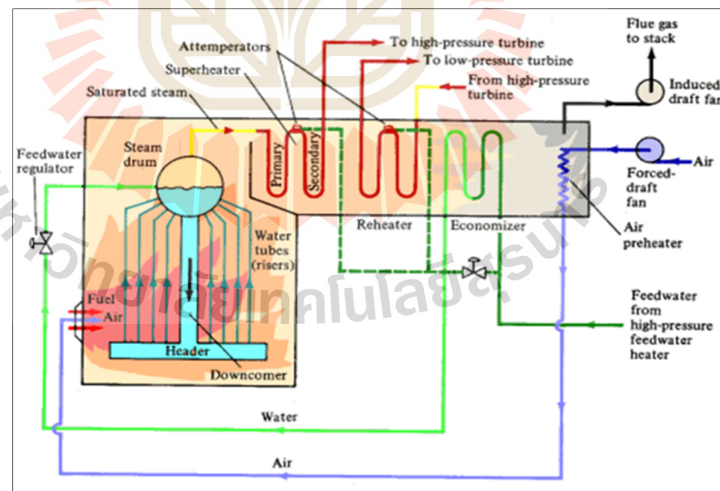
2.1.1 เครื่องกำเนิดไอน้ำโรงไฟฟ้า

หม้อไอน้ำเป็นเครื่องจักรและอุปกรณ์ที่ต้องใช้งานที่สภาวะอุณหภูมิและความดันสูง ซึ่งทำให้ส่วนต่าง ๆ ของหม้อไอน้ำจะต้องสามารถทนสภาวะดังกล่าวได้ ส่วนมากทำจากเหล็กหล่อและเหล็กกล้า ภายนอกมักทำเป็นรูปทรงกระบอก ภายในทรงกระบอกนั้นประกอบด้วยท่อทนความร้อนขนาดเล็กเรียงกันอยู่เป็นจำนวนมาก ในการทำงานน้ำจะถูกบีบให้ไหลไปตามท่อโดยเชื้อเพลิงเผาไหม้อยู่ด้านนอกซึ่งอยู่ภายในเตา ความร้อนจากการเผาไหม้สามารถมีอุณหภูมิได้สูงถึง $1,371^{\circ}\text{C}$ ดังนั้นส่วนประกอบต่าง ๆ ที่สัมผัสกับความร้อนเช่น แผงท่อรับความร้อน (Economizer) ท่อผนัง (Water wall tube) ซูเปอร์ฮีตเตอร์ (Superheater) และรีฮีตเตอร์ (Reheater) เป็นต้น (รูปที่ 2.2-2.3) ต้องทนต่อความร้อนสูงได้ดี น้ำภายในท่อจะถูกทำให้ร้อนขึ้นจนกลายเป็นของผสมระหว่างไอน้ำและน้ำ โดยไอน้ำจะไหลผ่านท่อซูเปอร์ฮีตเตอร์ จนมีอุณหภูมิสูง 538°C ความดันไอระดับนี้จะ

สามารถขจัดคั้งหันเทอร์ไบน์ให้ทำงานได้ จะเห็นได้ว่าหม้อน้ำมีส่วนที่ต้องสัมผัสกับความร้อนตลอดเวลา โดยเฉพาะท่อทนความร้อน



รูปที่ 2.2 พื้นผิวที่รับความร้อนเช่น แผงท่อรับความร้อน ซูเปอร์ฮีเตอร์ และรีฮีเตอร์ (ชนกร ณ พัทลุง, 2552)



รูปที่ 2.3 ผังแสดงการไหลของเครื่องกำเนิดไอน้ำ
(สมาน เสนงาม, 2543)

ระบบท่อไอน้ำเป็นส่วนที่สำคัญที่สุดในการเชื่อมโยงระหว่างเครื่องกำเนิดไอน้ำหรือหม้อไอน้ำ และอุปกรณ์ที่ต้องการไอน้ำ ท่อไอน้ำไม่ได้ทำงานที่ความดันหรืออุณหภูมิคงที่ตลอดเวลา ดังนั้นการเลือกวัสดุออกแบบหรือกำหนดขนาดท่อไอน้ำอย่างเหมาะสมนั้นสำคัญอย่างยิ่งกับการสูญเสียความดัน การสูญเสียความร้อน และค่าใช้จ่ายในการติดตั้งและการบำรุงรักษา โดยวัสดุที่ใช้ทำองค์ประกอบและชิ้นส่วนต่าง ๆ ของหม้อไอน้ำนิยมเป็นวัสดุเหล็กกล้า โครเมียม-โมลิบดีนัม

2.1.2 วัสดุสำหรับผลิตอุปกรณ์ของเครื่องกำเนิดไอน้ำ

การเลือกใช้วัสดุสำหรับอุปกรณ์ในโรงไฟฟ้าจะอ้างอิงจากอุณหภูมิและแรงดันการใช้งานรวมถึงสภาวะการกัดกร่อน โดยวัสดุที่ใช้ทำท่อระบบหม้อไอน้ำคือ เหล็กกล้า เนื่องจากเหล็กกล้ามีความแข็งแรงสูง และมีราคาต่ำ วัสดุที่มีความแข็งแรงสูงจะสามารถทนต่อสภาวะความดันสูงในขณะที่หม้อไอน้ำเดินเครื่องอยู่ โดยทั่วไปท่อเหล็กกล้าคาร์บอนเหมาะสำหรับอุณหภูมิเนื้อเหล็กมีค่าไม่เกิน 430°C ดังนั้นเหล็กกล้าผสมจึงได้ถูกปรับปรุงมาใช้งานในที่ที่มีอุณหภูมิเนื้อเหล็กมากกว่า 430°C เหล็กกล้าผสมเหล่านี้เกิดขึ้นจากการผสมโลหะบางตัว เช่น โมลิบดีนัม โครเมียม และนิกเกิลเข้าไปในเหล็กกล้าคาร์บอน ส่งผลให้ราคาของเหล็กกล้าผสมมีค่าสูงขึ้นตามความสามารถที่จะรักษาความแข็งแรงในขณะที่ยุณหภูมิเพิ่มขึ้น ซึ่งช่วงการใช้งานในแต่ละอุณหภูมิ นั้นจะคำนึงถึงสภาวะการกัดกร่อนด้วย

เหล็กกล้าคาร์บอน โมลิบดีนัม T-1 จะใช้งานที่อุณหภูมิค่า ได้แก่วีฮีเตอร์ใช้งานจนถึงอุณหภูมิ 480°C เหล็กกล้า T-11 และ T-22 คือ โลหะผสมที่ใช้ในงานที่อุณหภูมิปานกลางถึงสูง ได้แก่ ฮูเปอร์ฮีเตอร์และบริเวณฮีเตอร์ซึ่งมีอุณหภูมิเนื้อเหล็กไม่เกิน 550°C และ 580°C ตามลำดับ เหล็กกล้า T-9 เป็นวัสดุเกรดที่มีธาตุโครเมียม 9% และ โมลิบดีนัม 1% สัญลักษณ์ T9 หมายถึงมีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนได้ดีมากกว่ารวมทั้งความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงอีกด้วยเช่นกัน บางครั้งเหล็กกลุ่มนี้สามารถใช้แทนเหล็กกล้าไร้สนิมบางเกรดที่มีราคาแพงได้ด้วย ตามมาตรฐานกำหนดให้ใช้งานที่อุณหภูมิสูง 649°C และเหล็กกล้า TP-304H เป็นเหล็กกล้าผสมที่มีค่าเปอร์เซ็นต์ของ โครเมียมและนิกเกิลสูงและถูกจัดเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมจะใช้งานที่บริเวณอุณหภูมิสูงที่สุดของฮูเปอร์ฮีเตอร์และฮีเตอร์ที่อุณหภูมิใช้งานมีค่าไม่เกิน 700°C โดยแต่ละวัสดุจะมีขีดจำกัดของอุณหภูมิและแรงดัน (Specific Pressure and Temperature Limitation) ดังนั้นจะต้องเลือกใช้วัสดุให้ทำงานที่มีความดันและอุณหภูมิไม่เกินค่าขีดจำกัดที่กำหนด ซึ่งในการสร้างเครื่องกำเนิดไอน้ำจำเป็นต้องมีการเชื่อมวัสดุต่างชนิดกัน อันขึ้นอยู่กับอุณหภูมิการใช้งานของอุปกรณ์แต่ละส่วน

2.2 โลหะวิทยา

2.2.1 โลหะผสม

คือ เหล็กกล้าที่มีธาตุผสมอื่น ๆ นอกเหนือไปจากธาตุผสมปกติที่มีอยู่ในเหล็กกล้าคาร์บอน (Plain Carbon Steels) ธาตุผสมต่าง ๆ เหล่านี้จะส่งผลทำให้เหล็กกล้าผสมมีสมบัติบางอย่างที่เหนือกว่าเหล็กกล้าคาร์บอนธรรมดา โดยเฉพาะอย่างยิ่งด้านสมบัติทางกล และด้านสมบัติการกัดกร่อน เพื่อเป็นการตอบสนองต่อการนำไปใช้งาน โดยธาตุต่าง ๆ ที่นำมาผสมจะต้องอยู่ในพิสัยที่กำหนด เหล็กกล้าผสม (Alloy Steel) แบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ

- 1) เหล็กกล้าผสมต่ำ (Low Alloy Steel) คือเหล็กกล้าที่มีธาตุอื่น ๆ ผสมอยู่รวมแล้วไม่เกิน 10% มีโครงสร้างคล้ายคลึงเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำธรรมดา
- 2) เหล็กกล้าผสมสูง (High Alloy Steel) คือเหล็กกล้าที่มีธาตุอื่น ๆ ผสมอยู่รวมแล้วเกิน 10% มีคุณสมบัติทนการกัดกร่อน และทนการสึกหรอได้ดี

หน้าที่ของธาตุต่าง ๆ ในโลหะผสม

- 1) นิกเกิล (Ni) จะเพิ่มคุณสมบัติความแข็งแรงของเหล็ก มีความเหนียว ด้านทานไฟฟ้านทนความร้อน และทนการกัดกร่อน
- 2) โครเมียม (Cr) เป็นธาตุผสมหลักในเหล็กกล้าทนความร้อน มีหน้าที่ด้านทนต่อการเกิดการกัดกร่อน ด้านทนทานการเกิดสนิม มีความแข็งแรงขึ้น แต่โครเมียมนั้นเป็นตัวทำให้เกิดเฟอร์ไรต์ ถ้าเหล็กกล้าเหล่านี้ถูกเผาให้ร้อนกว่าอุณหภูมิหนึ่ง เกรนจะเริ่มโตขึ้นเนื่องจากการร้อนจัดเกินไปและไม่สามารถเล็กลงเมื่อเย็นตัว ทั้งนี้ก็เพราะไม่มีการเปลี่ยนรูปเกิดขึ้น ดังนั้นเกรนของเฟอร์ไรต์จึงยังคงขยายและโลหะจะเริ่มเปราะทำให้เหล็กโครเมียมอัลลอยด์เปราะในช่วง โครเมียม 12-13%
- 3) โมลิบดีนัม (Mo) มีความต้านทานต่อความร้อนสูง สามารถทนต่ออุณหภูมิสูงมาก มีอุณหภูมิหลอมละลายสูง เป็นตัวนำความร้อนและทนการสึกหรอได้ดี
- 4) คาร์บอน (C) เป็นตัวที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์ที่ซับซ้อนต่าง ๆ กันในเหล็กโครเมียมผสม ซึ่งจะช่วยให้เพิ่มความต้านทานต่อการสึกหรอของเหล็ก และเพิ่มคุณสมบัติความแข็งแรงขึ้น
- 5) แมงกานีส (Mn) รับแรงกระแทกได้ดี เพิ่มความเหนียวและทนการสึกหรอ
- 6) ซิลิกอน (Si) ซิลิกอนจะปรากฏในเหล็กทุกชนิด เนื่องจากสินแร่เหล็กมักมีซิลิกอนผสมด้วยเสมอ ซิลิกอนไม่ใช่โลหะ แต่มีสภาพเหมือนโลหะ มีความสามารถในการยึดตัวเพิ่มขึ้น ทนต่อการกัดกร่อน ทำให้เหล็กแข็งแรงและทนทานต่อการเสียดสีได้ดีขึ้น
- 7) วานาเดียม (V) มีคุณสมบัติเพิ่มความแข็งแรง ความเหนียว และคงความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงได้ดี

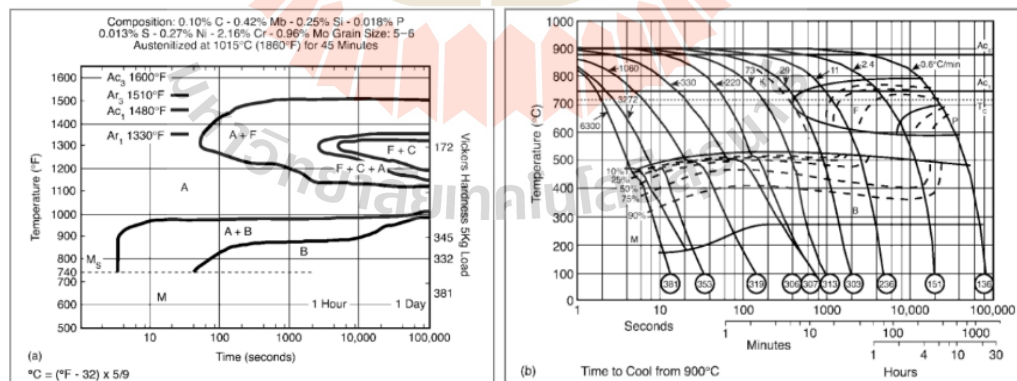
2.2.2 วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo

วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo ได้ถูกนำมาใช้งานที่สภาวะความดันและอุณหภูมิที่ไม่เกิน 560°C ในโรงไฟฟ้า มีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo

Type of Steel	Chemical Requirements (%)						
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
2.25Cr-1Mo	0.05-	0.30-0.60	0.025	0.025	0.50	1.90-	0.87-
(SA213-T22)	0.15					2.60	1.13

สำหรับวัสดุ T22 ประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเบนไนท์ อันขึ้นอยู่กับการวิธีทางความร้อนและอัตราการเย็นตัว จากแผนภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสระหว่างการเย็นตัวต่อเนื่อง (Continuous Cooling Transformation Diagram; CCT) ดังแสดงในรูปที่ 2.4 ในระหว่างการเชื่อม อุณหภูมิที่เฟอร์ไรต์เริ่มเปลี่ยนเป็นออสเทนไนท์ (Ac_1) มีค่าอยู่ในช่วง 799-821°C ในขณะที่อุณหภูมิที่เฟอร์ไรต์เปลี่ยนเป็นออสเทนไนท์ทั้งหมด (Ac_3) มีค่าประมาณ 871°C นอกจากนี้ อุณหภูมิเริ่ม (Ms) และสิ้นสุดการเกิดมาเทนไซต์ (Mf) มีค่าประมาณ 393°C และ 204°C ตามลำดับ



รูปที่ 2.4 แผนภูมิ CCT Diagram สำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo (D.Gandy, 2005)

2.2.3 ลวดเชื่อมที่ใช้สำหรับการเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม

สำหรับการเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมต่างชนิดกัน ลวดเชื่อมที่ใช้ควรมีส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับวัสดุโลหะผสมต่ำ วัสดุโลหะผสมสูง หรือมีส่วนผสมอยู่ตรงกลางระหว่างวัสดุสองชนิด โดยขึ้นอยู่กับการใช้งาน

1. ลวดเชื่อมชนิด ER90S-B9

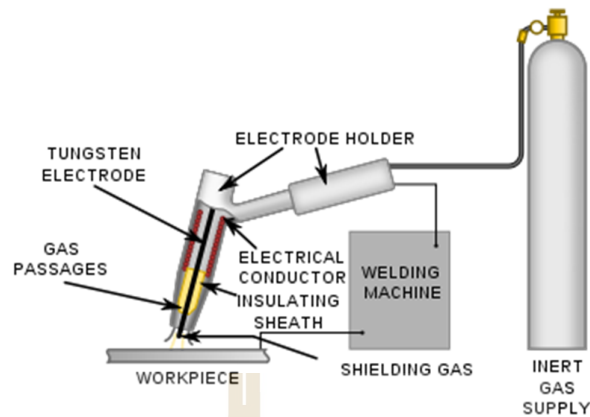
ลวดเชื่อมชนิด ER90S-B9 เป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม ที่มีส่วนผสมทางเคมีคล้ายกับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 9Cr-1Mo-V โดยตารางที่ 2.2 แสดงส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมชนิด ER90S-B9 (Weld wire, 2017 วันที่สืบค้น 1 สิงหาคม 61)

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วไปของลวดเชื่อมชนิด ER90S-B9 ตามมาตรฐาน AWS A5.28

AWS Class.	Chemical Requirements (%)								
	C	Mn	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Fe
ER90S- B9	0.07- 0.13	1.20	0.01	0.15- 0.50	0.80	8.00- 10.50	0.85- 1.20	0.15- 0.30	Bal.

2.2.4 กระบวนการเชื่อมทิก (GTAW)

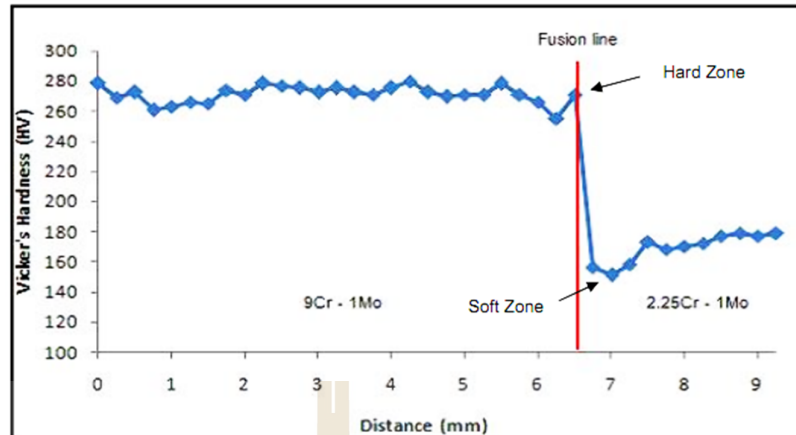
กระบวนการเชื่อมทิกเป็นกระบวนการเชื่อมโลหะแบบหลอมละลายที่ได้รับความร้อนจากการอาร์ค ระหว่างลวดทั้งสแตงกับชิ้นงานเชื่อม โดยที่มีก๊าซเฉื่อยหรือก๊าซผสมปกคลุมบริเวณเชื่อมและบ่อหลอมละลายเพื่อป้องกันอากาศภายนอกทำปฏิกิริยากับบริเวณดังกล่าว และในระหว่างการเชื่อมบริเวณอาร์คมีความร้อนสูง ความร้อนจากการอาร์คหลอมละลายโลหะชิ้นงานในบริเวณดังกล่าว จนเกิดเป็นบ่อหลอมละลาย ดังนั้นเมื่อบ่อหลอมละลายเกิดขึ้นในบริเวณรอยต่อใด ๆ ก็จะทำให้ชิ้นงานนั้นหลอมติดกัน แต่เนื่องจากแท่งทั้งสแตงอิเล็กโทรดเป็นวัสดุที่ไม่ละลายหรือไม่สิ้นเปลือง (Non Consumable Electrode) จึงจำเป็นต้องเติมโลหะลวดเชื่อม (Filler Metal) ลงไปในบ่อหลอมละลายนั้นด้วย



รูปที่ 2.5 แผนภาพแสดงลักษณะการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมทิก
(The Welding Master, 2017 วันที่สืบค้น 1 สิงหาคม 61)

2.2.5 การเชื่อมวัสดุต่างชนิด (DISSIMILAR WELDING)

การเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกัน เช่น วัสดุ Low Alloy ที่มี Alloy แตกต่างกัน เมื่อนำมาเชื่อมต่อกันจะเกิดการแพร่กระจายของคาร์บอนบริเวณแนวเชื่อม ซึ่งเป็นปัญหาทางโลหะวิทยาที่พบในการเชื่อมวัสดุต่างชนิดกันระหว่างวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม โดยคาร์บอนจะกระจายตัวไปจับกับโครเมียมเป็นสาเหตุของการเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ การหลีกเลี่ยงอาจใช้ลวดเชื่อมที่มีส่วนผสม Nickel-Base แทนการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกัน จากงานวิจัยที่ผ่านมาของ Sae-teaw et al. (2010) ได้รายงานว่าการเชื่อมระหว่างวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo กับ 9Cr-1Mo-V ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 760°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง พบการเคลื่อนที่ของคาร์บอนจากวัสดุที่มีโครเมียมต่ำสู่วัสดุที่มีโครเมียมสูงผ่านทางขอบเขตหลอมละลาย (Fusion Boundary; FB) ซึ่งก่อให้เกิดบริเวณ Soft Zone ในวัสดุด้านที่มีโครเมียมต่ำ และบริเวณ Hard Zone ในวัสดุด้านที่มีโครเมียมสูง เนื่องจากมีค่าคาร์บอนแอกติวิตี (Carbon Activity; a_c) ที่แตกต่างกัน



รูปที่ 2.6 ค่าความแข็งชิ้นงานเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr- 1Mo และ เกรด 9Cr-1Mo-V เมื่อผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 760°C 2 ชั่วโมง (Sae-teaw et al., 2010)

ซึ่งความไม่ต่อเนื่องทางโลหะวิทยาเหล่านี้ ส่งผลให้บริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมมีค่าความแข็งที่แตกต่างกันอย่างมาดดังแสดงในรูปที่ 2.6 ส่งผลให้คุณสมบัติทางกลของวัสดุลดลง และเนื่องด้วยปัจจัยเหล่านี้การเลือกใช้ลวดเชื่อมที่เหมาะสมสามารถช่วยลดการเคลื่อนที่ของคาร์บอนได้ โดยการเลือกใช้ลวดเชื่อมที่เหมาะสมแสดงดังตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 การเลือกใช้ลวดเชื่อมสำหรับการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกัน (พิเชษฐ์ สุขโต, 2561)

P(T)	11	22	23	91	92
11	B2	B2	B2	B2	B2
22	B2	B3	B3,G	B3	B3,G
23	B2	B3,G	W,B3,G,Ni	G,Ni	B,W,G,B9
91	B2	B3	G,Ni	B9	W,G,B9
92	B2	B3,G	B,W,G,B9	B,W,B9,G	B,W,G

G = Nonstandard composition

B2 = 1-0.25Cr 0.5Mo

B3 = 2-0.25Cr 1 Mo

B9 = 9 Cr 1 Mo V

W	=	Tungsten Modified
B	=	Boron Modified, etc.
Ni	=	Nickel Base
P	=	Pipe
T	=	Tube

2.3 เทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)

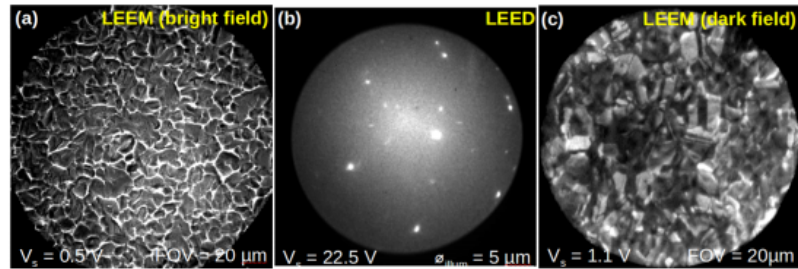
สถานีทดลอง 3.2b ของห้องปฏิบัติการแสงสยามได้ติดตั้งแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนซึ่งสามารถถ่ายภาพตัวอย่างมีความละเอียดในระดับนาโนเมตร เรียกว่าเทคนิค Low-Energy Electron Microscopy (LEEM) ซึ่งใช้อิเล็กตรอนกระตุ้นผิวหน้าของสารตัวอย่าง ภาพถ่ายจากเทคนิค LEEM สามารถใช้ในการศึกษาทางด้านวัสดุศาสตร์ (Material Sciences) และวิทยาการด้านพื้นผิว (Surface Science) วิเคราะห์โครงสร้างความเป็นผลึกของสารตัวอย่างได้ ด้วยอาศัยหลักการเลี้ยวเบน (Diffraction) จากโครงสร้างที่เป็นผลึกของตัวอย่าง เมื่อนำอิเล็กตรอนที่เกิดการเลี้ยวเบนมาขยายเป็นภาพหรือที่เรียกว่า Dark-Field Imaging ภาพที่ได้จะมีความแตกต่างระหว่างวัตถุหรือพื้นผิวบนตัวอย่างที่มีโครงสร้างอะตอมขนาดแตกต่างหรือมีทิศทางแตกต่างกัน ซึ่งเป็นประโยชน์อย่างยิ่งสำหรับการศึกษาการเปลี่ยนแปลงเฟสหรือโครงสร้างของโลหะในขณะที่สามารถให้ความร้อนกับตัวอย่างควบคู่ไปด้วยกัน โดยที่มีโหมดในการวิเคราะห์สองโหมดหลัก (รูปที่ 2.7) ดังนี้คือ

1. Imaging Mode คือ การดูภาพเหมือนจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนปกติทั่วไปปกติสามารถวิเคราะห์โดยใช้ Mode ต่าง ๆ ดังนี้คือ Mirror-Imaging, Intensity-Voltage Spectroscopy

2. Diffraction Mode คือ การดูโครงสร้างที่เป็นผลึกของสารตัวอย่าง แบ่งได้เป็น

Lateral Diffraction คือ การศึกษาความเป็นผลึกของสารตัวอย่าง สามารถเลือกจุดที่เกิด LEED Pattern (Low Energy Electron Diffraction) ใช้ศึกษาการจัดเรียงตัวของอะตอมหรือขนาดที่แตกต่างกัน

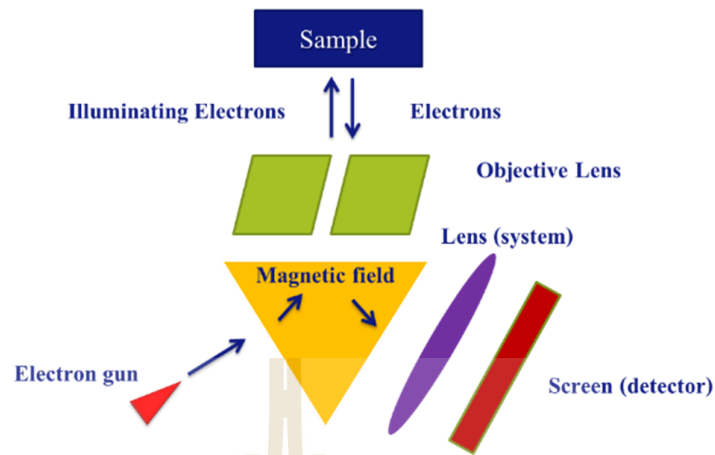
Vertical Diffraction, Phase Contrast ใช้สำหรับศึกษาระดับบนผิวของสารตัวอย่าง โดยอาศัยหลักการแทรกสอดของคลื่น (อิเล็กตรอน) ซึ่งจะเกิดการแทรกสอดแบบหักล้าง (เส้นมืดทึบ) บริเวณรอยต่อของสองบริเวณที่มีความสูงหรือระดับต่างกัน



รูปที่ 2.7 ตัวอย่างภาพที่ได้จาก LEEM (a)LEEM bright field, (b)LEED และ (c)LEEM (Dark Field) (Calvin K. Chan, 2014)

2.3.1 หลักการทำงานของ LEEM

ประกอบด้วยการใช้แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนจากปืนยิงอิเล็กตรอน (Electron Gun) ทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามแม่เหล็ก จากนั้นกลุ่มอิเล็กตรอนจะผ่านเลนส์รวบรวมรังสี เพื่อให้กลุ่มอิเล็กตรอนกลายเป็นลำอิเล็กตรอน ซึ่งสามารถปรับให้ขนาดของลำอิเล็กตรอนใหญ่หรือเล็กได้ตามต้องการ หากต้องการภาพที่มีความคมชัดจะปรับให้ลำอิเล็กตรอนมีขนาดเล็ก หลังจากนั้นลำอิเล็กตรอนจะถูกปรับระยะโฟกัส โดยเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective Lens) ลงไปบนผิวชิ้นงานที่ต้องการศึกษา หลังจากลำอิเล็กตรอนถูกกราดลงบนชิ้นงานจะทำให้เกิดอิเล็กตรอนขึ้น เพื่อนำไปใช้ในการสร้างภาพด้วยระบบเลนส์แม่เหล็กไฟฟ้า ซึ่งสัญญาณจากอิเล็กตรอนนี้จะถูกบันทึก นำไปสร้างเป็นภาพบนจอโทรทัศน์ต่อไป และสามารถบันทึกภาพจากหน้าจอตริทัศน์ได้ทันที ทั้งนี้เนื่องด้วยระบบ LEEM ต้องอาศัยการทำงานภายใต้สุญญากาศระดับยิ่งยวด การศึกษาตัวอย่างจึงต้องอาศัยกระบวนการเตรียมตัวอย่างที่ค่อนข้างยุ่งยากหลายขั้นตอน ที่สำคัญคือการทำให้ตัวอย่างแห้ง เพื่อป้องกันการเกิด Charging Effect



รูปที่ 2.8 หลักการทำงานของ LEEM (E. Bauer, 1985)

ข้อจำกัดของลักษณะตัวอย่างที่ใช้ทดสอบด้วย LEEM คือ ชิ้นงานตัวอย่างต้องนำไฟฟ้าได้เล็กน้อย มีลักษณะเป็นแผ่น มีผิวเรียบ ขนาดประมาณ 1x1 ซม.หนาไม่เกิน 3-4 มม.



รูปที่ 2.9 ลักษณะตัวอย่างที่ใช้ทดสอบ

2.4 การให้ความร้อนหลังการเชื่อม

การให้ความร้อนหลังการเชื่อมถือว่าการอบอ่อน ซึ่งมีวัตถุประสงค์เพื่อลดความเค้นตกค้างและเพิ่มความแข็งให้กับแนวเชื่อม โดยปกติแล้วการให้ความร้อนหลังการเชื่อมควรดำเนินการหลังการเชื่อมทันที การให้ความร้อนหลังการเชื่อมสามารถทำได้โดยการให้ความร้อนเฉพาะแนวเชื่อมหรือทั่วทั้งชิ้นงานเชื่อมที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้น AC_1 ซึ่งหนึ่งในสมการสำหรับคำนวณอุณหภูมิเส้น AC_1 สามารถหาได้จากสมการ Brandis ที่นิยมใช้สำหรับการศึกษาอุณหภูมิการเกิดการเปลี่ยนแปลงของ เฟอร์ไรต์และออสเทนไนต์ในโลหะผสมดังนี้ (P Schulze, 2016)

$$AC_1 \text{ (}^\circ\text{C)} = 739 - 22C - 7Mn + 2Si + 14Cr + 13Mo - 13Ni + 20V \quad (2.1)$$

โดยตารางที่ 2.4 แสดงช่วงอุณหภูมิและเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่แนะนำสำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม ตามมาตรฐาน ASME B31.1

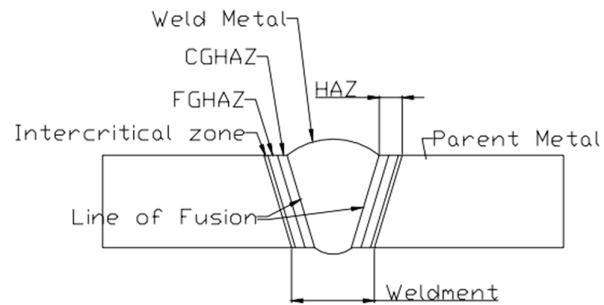
ตารางที่ 2.4 ช่วงอุณหภูมิและเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่แนะนำสำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม 2.25Cr-1Mo (ASME SECTION I, วันที่สืบค้น 1 สิงหาคม 60)

Type of Steel	Holding Temperature Range ($^\circ\text{C}$)	Minimum Holding Time at Temperature for Control Thickness	
		≤ 50 mm	> 50 mm
2.25Cr-1Mo	675-760	1 hour per 25 mm (15 min minimum)	2 hours plus 15 min for each additional 25 mm over 50 mm
9Cr-1Mo-V	730-775	1 hour per 25 mm (30 min minimum)	1 hour per 25 mm up to 125 mm plus 15 min for each additional 25 mm over 125 mm

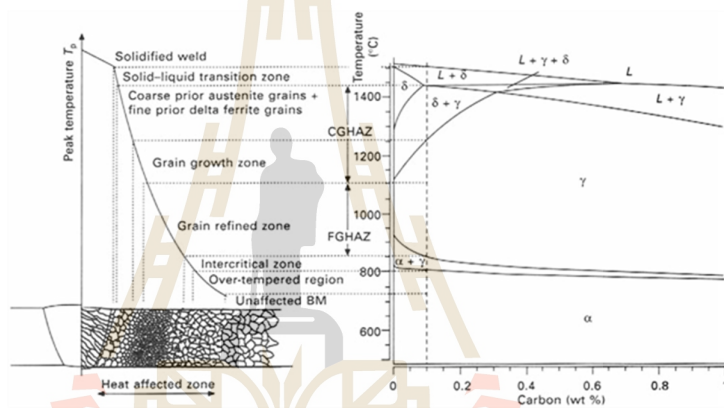
2.5 โครงสร้างจุลภาคในบริเวณกระทบร้อน

การเปลี่ยนแปลงทางโลหะวิทยาเนื่องจากผลของความร้อนจากการเชื่อม จะเกิดที่บริเวณเนื้อโลหะที่ติดใกล้กับเนื้อเชื่อมเรียกว่า "บริเวณกระทบร้อนการเชื่อม" นิยมเรียกกันทั่วไปว่า HAZ ซึ่งจะกินบริเวณกว้างหรือแคบขึ้นอยู่กับปริมาณความร้อนเข้าจากกระบวนการเชื่อม ความหนาและค่าสมบัตินำความร้อนของโลหะงาน โลหะที่มีค่านำความร้อนสูงจะมีบริเวณผลกระทบร้อนกว้าง ซึ่งส่งผลต่อสมบัติทางกลของชิ้นงานเชื่อมอย่างมาก โดยการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในบริเวณกระทบร้อนขึ้นอยู่กับอัตราการให้ความร้อน (Heating Rate) เวลาในการเชื่อม อัตราการเย็นตัว และการให้ความร้อนหลังการเชื่อม โดยบริเวณกระทบร้อนแบ่งออกเป็น 3 บริเวณหลัก ดังรูปที่ 2.10-2.11

- 1) บริเวณกระทบร้อนเกรนหยาบ (Coarse-Grained Heat Affected Zone; CGHAZ)
- 2) บริเวณกระทบร้อนเกรนละเอียด (Fine-Grained Heat Affected Zone; FGHAZ)
- 3) บริเวณกระทบร้อนวิกฤต (Intercritical Heat Affected Zone; ICHAZ)



รูปที่ 2.10 ภาพตัดขวางบริเวณผลกระทบบร้อน HAZ (Benjamin King, 2005)



รูปที่ 2.11 โครงสร้างเนื้อเชื่อม และบริเวณผลกระทบบร้อน HAZ (Cerjak, 2008)

1. บริเวณกระทบบร้อนเกรนหยาบ

คือบริเวณผลกระทบบร้อนที่โลหะงานไม่หลอมเหลวแต่ได้รับผลกระทบบร้อนจากการเชื่อมเนื้อเส้น AC_3 ซึ่งสูงกว่าจุดวิกฤตมากเกินไป จึงเกิดการขยายตัวมากและมีอัตราการเย็นตัวสูง ทำให้เกรนของโครงสร้างที่ขยายตัวเนื่องจากได้รับความร้อนสูงขณะเชื่อมไม่มีโอกาสกลับคืน โครงสร้างจุลภาคเดิม เกรนโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนส่วนนี้จึงหยาบมาก

2. บริเวณกระทบบร้อนเกรนละเอียด

คือบริเวณกระทบบร้อนที่โลหะงานไม่หลอมเหลวแต่ได้รับผลกระทบบร้อนจากการเชื่อมเนื้อเส้น AC_3 เล็กน้อย ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ใช้ในการให้ความร้อนเพื่อปรับปรุงคุณภาพโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าตามปกติในกรรมวิธีการอบอ่อน แต่ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ มีอัตราการเย็นตัวช้าลงกว่าบริเวณกระทบบร้อนเกรนหยาบจึงทำให้เกรนมีโอกาสรเย็นตัวกลับคืนสภาพเดิม แต่ไม่ถึงขนาดกลับคืนโครงสร้างเดิม เกรนโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนส่วนนี้จึงละเอียดขึ้น

3. บริเวณกระทบร้อนวิกฤติ

คือบริเวณกระทบร้อนที่โลหะงานไม่หลอมเหลวแต่ได้รับผลกระทบร้อนจากการเชื่อมในช่วงระหว่างเส้น AC_1 และ AC_3 และมีอัตราการเย็นตัวไม่สูงพอ โครงสร้างจุลภาคจึงเกิดการเปลี่ยนแปลงเพียงบางส่วน จึงส่งผลให้เฟอร์ไรต์เปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์เพียงบางส่วนเท่านั้น โดยบริเวณนี้มีเกรนขนาดเล็กและมีความแข็งต่ำที่สุด เมื่อเทียบกับบริเวณกระทบร้อนอื่น ๆ และพื้นที่นอกเหนือบริเวณกระทบร้อนคือ โครงสร้างจุลภาคเดิมของโลหะงาน (Base Metal) เป็นส่วนที่ได้รับผลกระทบของความร้อนจากการเชื่อมต่ำกว่าอุณหภูมิวิกฤติ จึงไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง

2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

จากงานวิจัยของ ณรงค์ศักดิ์ แซ่เตี๋ย และคณะ (2553) ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมต่อระหว่างวัสดุ 2.25Cr-1Mo กับ 9Cr-1Mo ทำการเชื่อมในกระบวนการเชื่อมทิก ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 โดยผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 760°C เป็นระยะเวลา 0.5, 1 และ 2 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบการเกิด Decarburized Zone (Soft Zone) ที่ประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในบริเวณกระทบร้อน (HAZ) ของวัสดุ 2.25Cr-1Mo และพบการเกิด Carburized Zone (Hard Zone) ที่ประกอบไปด้วยผลึกคาร์ไบด์ในบริเวณโลหะเชื่อมที่อยู่ใกล้กับขอบเขตหลอมละลาย ซึ่งเป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอนจากบริเวณกระทบร้อนซึ่งมีโครเมียมน้อยกว่าเข้าสู่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมซึ่งมีโครเมียมมากกว่า และเมื่อทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเป็นเวลานานขึ้น ส่งผลให้ความกว้างของบริเวณการเกิด Soft Zone มีขนาดเพิ่มมากขึ้น

เช่นเดียวกับงานวิจัยของ Lundin et al. (1995) และ Sudha et al. (2002) ได้ทำการศึกษาการเกิดบริเวณ Soft Zone และ Hard Zone ในบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อม เมื่อทำการเชื่อมวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมต่างชนิดกันระหว่างวัสดุเกรด 2.25Cr-1Mo กับ 9Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม 9Cr-1Mo ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 750°C เป็นระยะเวลา 1, 2, 5, 10 และ 15 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบว่า พบการเกิดบริเวณ Soft Zone ในบริเวณกระทบร้อนทางด้านวัสดุ 2.25Cr-1Mo และ Hard Zone ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เกิดจากการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน เนื่องจากความแตกต่างขององค์ประกอบของธาตุระหว่างวัสดุเชื่อม โดยการเคลื่อนที่ของคาร์บอนขึ้นอยู่กับข้อกำหนดของการให้ความร้อนหลังการเชื่อม เมื่อให้ความร้อนหลังการเชื่อมนานขึ้น ส่งผลให้ความกว้างของบริเวณดังกล่าวมีขนาดเพิ่มขึ้น ในขณะที่ค่าความแข็งมีค่าลดลง

สลิตา เพชรสังข์ และ อิศรทัต พิงอัน (2556) ได้ทำการศึกษาผลของเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่มีผลต่อบริเวณ Soft Zone และ Hard Zone ของรอยเชื่อมในวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ที่อุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 760°C เป็นระยะเวลา 0.5, 1, 2, และ 4 ชั่วโมง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Albert et al. (1997) ที่

ศึกษาเกี่ยวกับการเกิด Soft Zone และ Hard Zone เมื่อทำการเชื่อมวัสดุ 2.25Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม 9Cr-1Mo โดยกระบวนการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ และผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิระหว่าง 700-750°C ที่ระยะเวลาต่าง ๆ จากผลการศึกษาแสดงให้เห็นว่านอกจากพบบริเวณการเกิด Soft Zone และ Hard Zone ในบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมอันเนื่องมาจากปริมาณโครเมียมที่แตกต่างกันแล้ว การให้ความร้อนหลังการเชื่อมในระยะเวลาและอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น ส่งผลให้ความกว้างของบริเวณ Soft Zone เพิ่มขึ้น ซึ่งเกิดจากค่าคาร์บอนแอกติวิตีที่แตกต่างกัน

Yuh-Ying You et al. (2001) ศึกษาการเคลื่อนที่ของคาร์บอนในการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T91 กับลวดเชื่อม 5 ชนิดที่แตกต่างกัน ได้แก่ E9016-B3, TS-308L, TS-309L, 5Cr-0.5Mo และ ลวดเชื่อมที่มีส่วนผสมของ Ni Base (TNC-70C) ทำการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ และให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 720°C เป็นระยะเวลา 1, 2, 4, 16, 34 และ 72 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบการเกิดบริเวณ Soft Zone ขึ้นในชิ้นงานเชื่อมที่ไม่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมทุกชิ้น และมีความกว้างมากขึ้นตามเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่นานขึ้น โดยลวดเชื่อมที่มีส่วนผสมของนิกเกิลมีประสิทธิภาพในการป้องกันการเคลื่อนที่ของคาร์บอนกับเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T91 ได้ดี สามารถลดอัตราการขยายตัวของ Soft Zone ได้อย่างมาก

Nawrocki et al. (2001) ได้ทำการศึกษาผลของการให้ความร้อนหลังการเชื่อมของบริเวณกระแทกร้อนเกรนหยาบในกลุ่มโลหะเฟอร์ริติก วัสดุโครเมียม-โมลิบดีนัม 2.25Cr-1Mo และวัสดุ HCM2S ที่อุณหภูมิ 575, 625, 675 และ 725°C เป็นระยะเวลา 0.5, 1, 5 และ 10 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบว่า ค่าความแข็งในบริเวณกระแทกร้อนเกรนหยาบของวัสดุ HCM2S มีเสถียรภาพมากกว่าวัสดุโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo เมื่อให้ความร้อนเพิ่มขึ้นและระยะเวลามากขึ้น

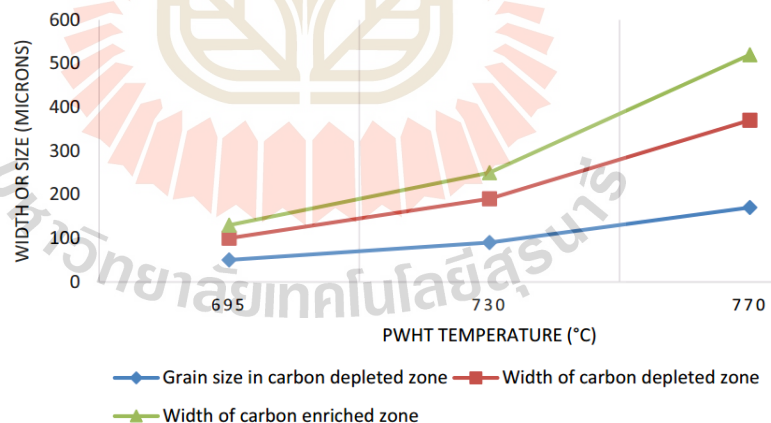
Sudha et al. (2006) ได้ทำการศึกษาโครงสร้างและเคมีจุลภาคของบริเวณ Hard zone ในการเชื่อมวัสดุต่างชนิดกันระหว่างวัสดุ 2.25Cr-1Mo กับ 9Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม 9Cr-1Mo ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 750°C เป็นระยะเวลา 1 และ 15 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบว่าบริเวณ Hard Zone พบคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ โดยเมื่อเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมนานขึ้นขนาดของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นด้วย

Anand et al. (2010) ได้ทำการศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อม เมื่อทำการเชื่อมด้วยวัสดุของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ด้วยลวดเชื่อมรองพื้น Nickel-Base (ENiCrFe-3) รอยเชื่อมหนา 0.1 มม. และลวดเชื่อมชนิดเกรด 91 ASTM A387 ตามลำดับ ผ่านการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อม SMAW โดยให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 750°C เป็นระยะเวลา 1 และ 15 ชั่วโมง จากผลการศึกษาพบว่าลวดเชื่อมที่มีส่วนผสมของ Nickel-Base สามารถหลีกเลี่ยงการแพร่กระจายของคาร์บอนบริเวณแนวเชื่อมของวัสดุต่างชนิดกันได้ แม้ยัง

พบการเกิด Soft Zone ทางด้าน T22 อยู่แต่ความกว้างของบริเวณ Soft Zone ดังกล่าวมีขนาดเล็กกว่าการเชื่อมโดยตรงกับลวดเชื่อม ER90S-B9

A. Eissa et al. (2015) ได้ทำการศึกษาผลกระทบการให้ความร้อนหลังการเชื่อมระหว่างวัสดุ P11 และ P91 โดยใช้ลวดเชื่อม E9018B3/ER90SB และ E9015B9/ER90SB9 ที่อุณหภูมิ 750°C เป็นระยะเวลา 0.5, 1 และ 2 ชั่วโมง พบว่าเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมของลวดเชื่อม E9018B3/ER90SB และ E9015B9/ER90SB9 ที่เหมาะสมคือ 1 และ 0.5 ชั่วโมงตามลำดับเนื่องจากเป็นระยะเวลาที่ทำให้เกิดค่าความแข็งและแรงดึงต่ำสุดที่ยอมรับได้สำหรับวัสดุ P11 และ P91

Abdur Rahman Sultan et al. (2017) ได้ศึกษาลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมวัสดุต่างชนิดระหว่างเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม 2.25Cr-1Mo และ 9Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม E9018-B9 ในบริเวณแตกต่างกัน โดยให้ความร้อนหลังการเชื่อมขึ้นงานที่อุณหภูมิ 690, 730 และ 770°C เป็นระยะเวลา 60 นาที พบว่าการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิแตกต่างกันมีผลต่อความกว้างของ บริเวณการเคลื่อนที่ของคาร์บอนและขนาดของเกรน โดยความกว้างของบริเวณการเคลื่อนที่ของคาร์บอนเพิ่มขึ้นเมื่อให้อุณหภูมิสูงขึ้น เช่นเดียวกับกับขนาดของเกรนที่มีขนาดโตขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นดังรูปที่ 2.12 ดังนั้นการให้ความร้อนและเวลาที่แตกต่างกันมีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะ



รูปที่ 2.12 แนวโน้มการเคลื่อนที่ของคาร์บอน

Rutash et al. (2014) และ Peter Mayr et al. (2019) ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของงานเชื่อมวัสดุต่างชนิดระหว่างวัสดุโครเมียม-โมลิบดีนัม 2.25Cr- 1Mo กับ 9Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม Super-CR5 ผ่านกระบวนการเชื่อมทิก จากผลการศึกษาพบ โครงสร้างมาร์เทน

ไซต์ในบริเวณกระทะร้อนทางด้านวัสดุ 9Cr-1Mo และพบโครงสร้างเบนไนท์ในบริเวณกระทะร้อนทางด้านวัสดุ 2.25Cr-1Mo ที่ติดกับโลหะเชื่อม พบผลึกของคาร์ไบด์ $(Cr, Fe)_3C_3$ และ Cr_3C_3 ในบริเวณกระทะร้อนวิกฤตที่ติดกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ซึ่งการเกิดโครงสร้างจุลภาคที่ต่างกันอย่างขึ้นอยู่กับกระบวนการเชื่อม อุณหภูมิของความร้อนในกระบวนการที่แต่ละตำแหน่งได้รับแตกต่างกัน ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุและลวดเชื่อม ในคุณสมบัติทางกลพบว่าค่าความแข็งในบริเวณกระทะร้อนของวัสดุทั้ง 2 ชนิดมีค่ามากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิมของวัสดุดังกล่าว

Liu et al. (2010) ได้ทำการศึกษาการเจริญเติบโตของสารอินทรีย์ในแกรไฟต์ด้วยเทคนิค LEEM เพื่อการเปลี่ยนแปลงคุณลักษณะของโครงสร้างโมเลกุล โดยสังเกตและวิเคราะห์จากความแตกต่างของภาพระหว่างบริเวณที่สว่างกับมืด ภาพที่เห็นเป็นการบันทึกไว้แต่จะช่วงของการเปลี่ยนแปลง ดังนั้นจึงเห็นความแตกต่างของการเจริญเติบโตของสารอินทรีย์ได้ชัดเจน จากข้อมูลเหล่านี้นับว่าเป็นประโยชน์ต่องานวิจัยทางโลหะวิทยาเป็นอย่างมาก รวมถึงงานวิจัยนี้ด้วย



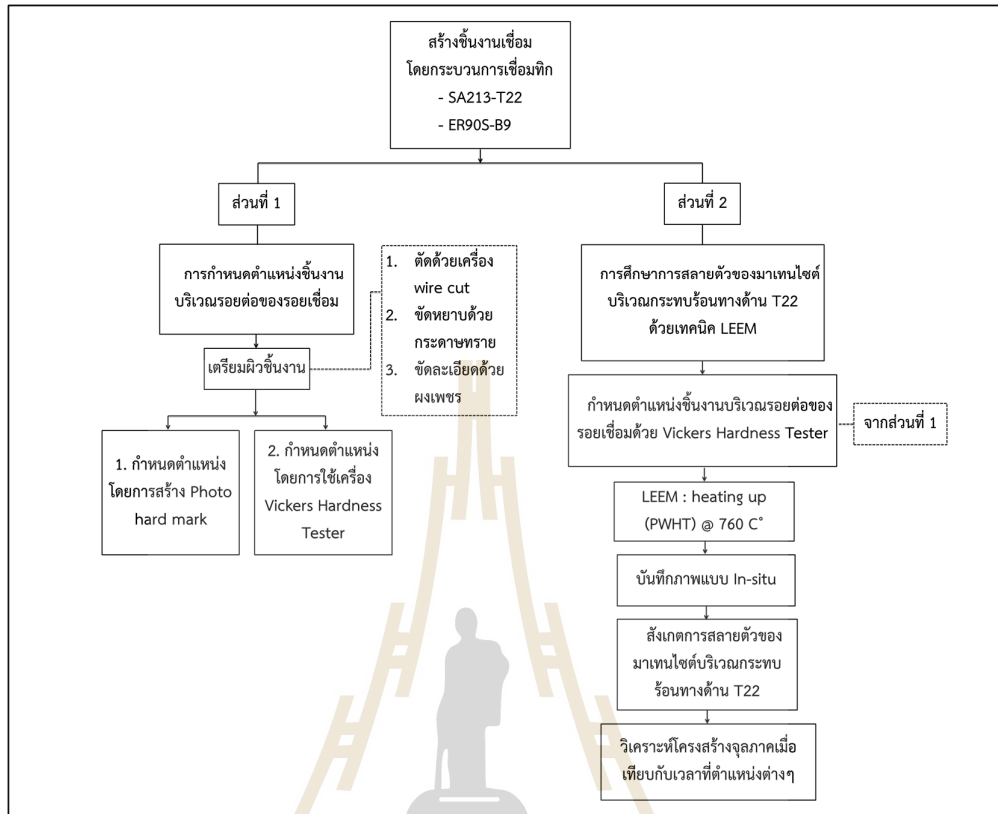
บทที่ 3

วิธีการดำเนินงานวิจัย

การศึกษาการสลายตัวของมาเทนไฮด์บริเวณกระทบร้อน ในการเชื่อมต่อวัสดุที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 มีแนวทางการดำเนินงานวิจัยแบ่งออกเป็น 2 หัวข้อหลักได้แก่

- 3.1 การดำเนินงานวิจัยเพื่อกำหนดตำแหน่งชิ้นงานบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมบนชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22
- 3.2 การดำเนินงานวิจัยเพื่อศึกษาการสลายตัวของมาเทนไฮด์ บริเวณกระทบร้อนทางเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก ด้วยเทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)

จากรูปที่ 3.1 แสดงแผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยสำหรับการศึกษาการสลายตัวของโครงสร้างมาเทนไฮด์บริเวณกระทบร้อนทางเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22



รูปที่ 3.1 แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมบนชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22

การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมบนชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 สามารถทำได้ 2 วิธี ดังนี้

1. การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานจาก Photo Hard Mask หรือหน้ากากจากสารไวแสง
2. การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานจากเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์

การใช้เทคนิค LEEM ในการศึกษาการสลายตัวของมาเทนไซต์มีข้อจำกัดในการใช้งาน โดยชิ้นงานทดสอบต้องผ่านการทำความสะอาดขั้นสูงด้วยสารละลายออกซิเดชันและสารละลายอะซิโตน ดังนั้นการกำหนดตำแหน่งชิ้นงานด้วยวิธี Photo Hard Mask หรือหน้ากากจากสารไวแสงจึงไม่เหมาะสมกับการนำมาใช้งาน ในงานวิจัยนี้ผู้วิจัยจึงเลือกการกำหนดตำแหน่งชิ้นงานจากเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ในการกำหนดตำแหน่ง ประกอบด้วยการดำเนินงานดังนี้

3.1.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

- 1) ศึกษาข้อมูลและออกแบบการทดลอง
- 2) วางแผนเตรียมชิ้นงาน
- 3) ทำการเชื่อมชิ้นงานเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ด้วยกระบวนการเชื่อมทิก
- 4) ทำการเตรียมผิวชิ้นงานเชื่อมสำหรับการกำหนดตำแหน่งชิ้นงาน
- 5) กำหนดตำแหน่งชิ้นงาน

3.1.2 เครื่องมือ วัสดุ อุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินงานวิจัย

- 1) วัสดุที่ใช้ในการดำเนินงานวิจัย
เหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 ชนิดท่อ มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายนอก 65 มิลลิเมตร ความหนา 6.5 มิลลิเมตร ทำการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมทิก โดยใช้ลวดเชื่อม ER90S-B9 ดังรูปที่ 3.2 โดยมีส่วนผสมทางเคมีโดยทั่วไป ดังตารางที่ 3.1 และรูปที่ 3.3



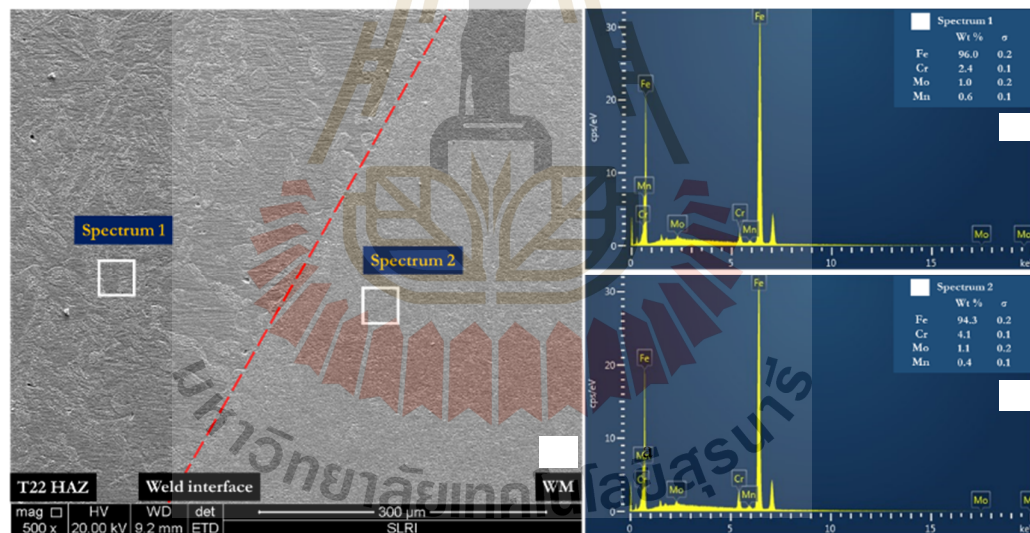
รูปที่ 3.2 ท่อเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรดT22 ที่ผ่านการเชื่อมทิกด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9

(a)Top View side (b)Bottom View Side และ (c)รายละเอียดชิ้นงานเชื่อม

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุและลวดเชื่อมที่ใช้

Material	Composition	Element (wt-%)			
		Cr	Mo	Mn	Fe
2.25Cr-1Mo	nominal ⁽¹⁾	1.90-2.60	0.87-1.13	0.30-0.60	95.1-96.8
base metal	measured ⁽³⁾	2.4	1	0.6	96.0
ER90S-B9	nominal ⁽²⁾	8.00-9.50	0.80-1.10	1.25	87.3-90.3
weld metal	measured ⁽³⁾	4.1	1.1	0.4	94.3

- *หมายเหตุ:
1. Standard ASME SA-213/SA-213M Section II Part A
 2. Standard ASME SFA-5.28 Section II Part C
 3. จากเทคนิค SEM/EDS



รูปที่ 3.3 (a) โครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยต่อแนวเชื่อมจาก SEM, (b)-(c) ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุบริเวณ T22 HAZ และ WM ตามลำดับจาก EDS

2) เครื่อง Wire Cut

เป็นเครื่องที่ใช้ลวดตัดให้ได้รูปร่างในแนวตั้ง สามารถตัดงานได้เที่ยงตรงสูง และตัดได้ขนาดเล็กกว่า 5 ไมครอน ซึ่งสำหรับงานวิจัยครั้งนี้ได้ใช้เครื่องตัดโลหะประเภท EDW

Wire Cut รุ่น Charmills Technologies Robofil 190 พร้อมด้วยลวดตัดทำด้วยโลหะทองเหลืองขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.25 มิลลิเมตร แสดงดังรูปที่ 3.4- 3.5



รูปที่ 3.4 เครื่อง Wire Cut



รูปที่ 3.5 ลวดตัดทำด้วยโลหะทองเหลืองขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.25 มิลลิเมตร

3) เครื่องขัดชิ้นงานหยวนแบบจานหมุน

เป็นเครื่องขัดที่สามารถเปลี่ยนกระดาษทรายได้และหมุนตลอดเวลา สามารถเพิ่มอัตราเร็วในการหมุนช่วยในการขัดผิวหน้าโลหะให้มีความหยวนผิวต่างกัน ซึ่งเครื่องขัดมีระบบการไหลเวียนของน้ำเพื่อกำจัดเศษโลหะที่หลุดออกในระหว่างการขัด จึงทำให้ชิ้นงานตัวอย่างมีความสะอาดก่อนนำไปทำการทดลอง แสดงดังรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 เครื่องขัดกระดาษทรายจานหมุน

4) เครื่องขัดชิ้นงานละเอียดแบบจานหมุน

เป็นเครื่องที่ใช้สำหรับการขัดควบคู่กับสารละลายผงเพชรขนาด 1 ไมครอน เพื่อลบรอยขีดที่เกิดจากการขัดด้วยกระดาษทรายและให้ผิวหน้าของชิ้นงานมีความเรียบสม่ำเสมอ มีระบบไหลเวียนของน้ำเพื่อกำจัดเศษ โลหะและช่วยหล่อลื่นระหว่างกระบวนการขัดตั้ง

รูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 เครื่องขัดชิ้นงานละเอียดแบบจานหมุน

5) เครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์

เครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการทดสอบความแข็งระดับจุลภาค ซึ่งในงานวิจัยผู้วิจัยใช้หาคัดเพชรรูปพีระมิดฐานสี่เหลี่ยมในการกคกำหนดตำแหน่งลงบนผิวชิ้นงาน สามารถเลือกน้ำหนักกดทดสอบได้ตั้งแต่ 5-2,000gf. เหมาะสำหรับการใช้งานในวัสดุอ่อนจนกระทั่งแข็งมาก ข้อจำกัดคือต้องมีการเตรียมผิวชิ้นงานที่ดี



รูปที่ 3.8 เครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์

6) กรดไนตริก (HNO_3), สารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl) และน้ำกลั่น

การกัดกร่อนในชิ้นงานตัวอย่างโดยใช้สารเคมีที่มีสภาพเป็นกรด โดยใช้กรดไนตริก สารละลายกรดไฮโดรคลอริกและน้ำกลั่น เพื่อทำให้พื้นผิวโลหะที่ผ่านการขัดเงาสามารถเห็นรายละเอียดของโครงสร้างจุลภาคขณะทำการกำหนดตำแหน่งให้มีความชัดเจนขึ้น



รูปที่ 3.9 กรดไนตริก (HNO_3)



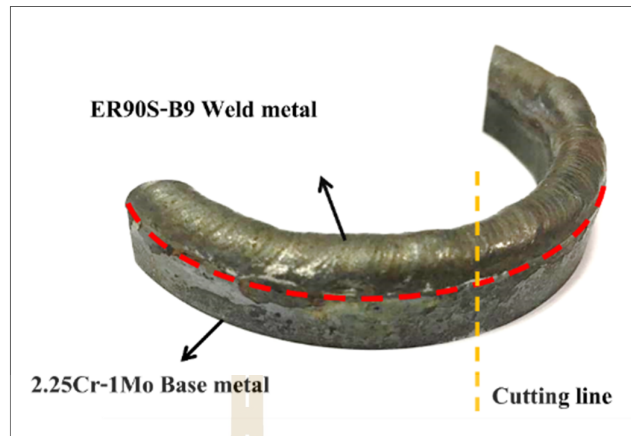
รูปที่ 3.10 สารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl)

3.1.3 การเตรียมผิวชิ้นงานเชื่อม

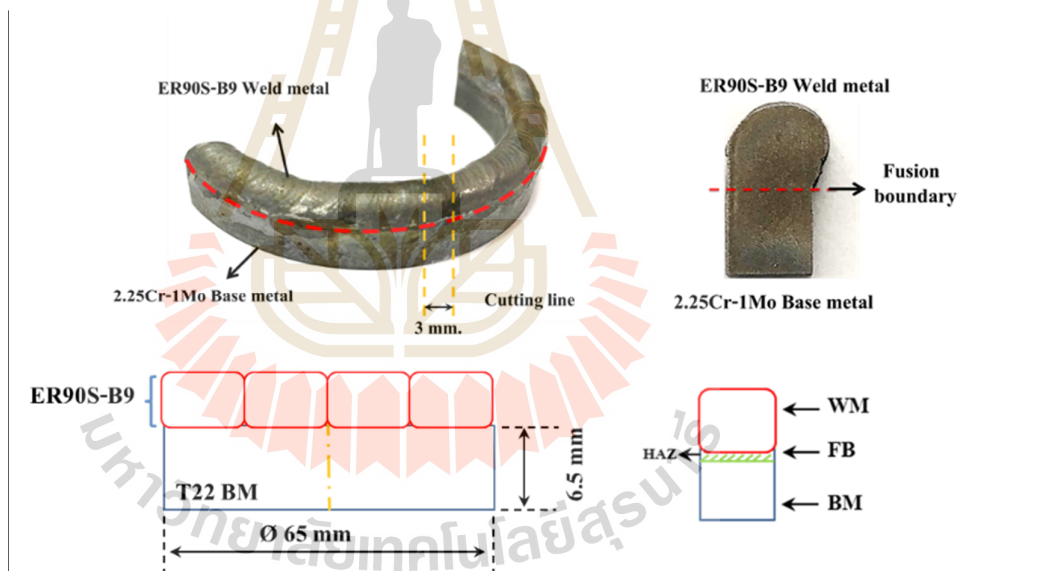
1) นำท่อเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 ที่เชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมทิก ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ทำการตัดด้วยเครื่องตัด Wire Cut เพื่อเตรียมผิวสำหรับการทดลอง แสดงดังรูปที่ 3.11 ให้ชิ้นงานมีความหนา 3 มิลลิเมตร ความยาว 15 มิลลิเมตร แสดงดังรูปที่ 3.12-3.13



รูปที่ 3.11 การตัดชิ้นงานด้วยเครื่อง Wire Cut



รูปที่ 3.12 การตัดชิ้นงานตามขวาง



รูปที่ 3.13 ชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านการตัด

2) นำชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านการตัดเรียบร้อยแล้ว มาขัดหยาบด้วยกระดาษทราย ตั้งแต่เบอร์ 100, 320, 400, 600, 800, 1000 และ 1200 ด้วยเครื่องขัดชิ้นงานแบบจานหมุนให้ความหนาไม่เกิน 1 มิลลิเมตรและทำการขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 1 ไมครอน เพื่อลบรอยจากการขัดกระดาษทรายให้มีความเรียบสม่ำเสมอ ไม่มีรอยขีดข่วนที่ผิวหน้าชิ้นงาน แสดงดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.14 ชิ้นงานตัวอย่างที่ผ่านขัดหยาบและละเอียด

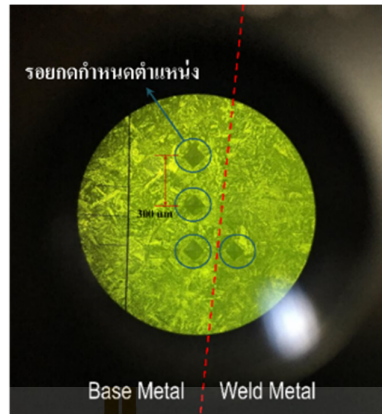
3) ทำการกัดผิวหน้าชิ้นงานเชื่อม (Etching) ด้วยกรด 10ml HNO_3 + 20ml HCl + 30ml water เป็นเวลา 60 วินาที เพื่อแสดงโครงสร้างจุลภาควขณะทำการกำหนดตำแหน่ง

3.1.4 การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานเชื่อม

1) กำหนดตำแหน่งบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมบนผิวชิ้นงานด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์ที่น้ำหนัก 1kgf ด้วยระยะห่างแต่ละจุดเท่ากับ 300 ไมครอนดังรูปที่ 3.15-3.16



รูปที่ 3.15 การกำหนดตำแหน่งชิ้นงานด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์



รูปที่ 3.16 รอยกคตำแหน่งแต่ละจุดเท่ากับ 300 ไมครอน

2) นำชิ้นงานที่ผ่านการกำหนดตำแหน่ง ไปทำการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1000 และ 1200 แล้วทำการขัดละเอียดด้วยผงขัดเพชรขนาด 1 ไมครอนอีกครั้งดังรูปที่ 3.17



รูปที่ 3.17 การขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทราย

3.2 การดำเนินงานวิจัยเพื่อศึกษาการสลายตัวของมาเทนไฮด์ บริเวณกระทบบร้อนทาง เหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก ด้วย เทคนิค Low Energy Electron Microscopy (LEEM)

3.2.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

- 1) ศึกษาข้อมูลและออกแบบการทดลอง
- 2) วางแผนเตรียมชิ้นงาน
- 3) ทำการทดลองด้วยเทคนิค LEEM
- 4) บันทึกภาพแบบ in-situ
- 5) สังเกตการสลายตัวของมาเทนไฮด์
- 6) วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเมื่อเทียบกับเวลาที่ตำแหน่งต่าง ๆ

3.2.2 เครื่องมือ วัสดุ อุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินงานวิจัย

- 1) ค่าพารามิเตอร์ในการทดลอง

ในการวัดอุณหภูมิของการทดลองต้องกำหนดค่า Emissivity ของวัสดุที่ใช้ เนื่องจากวัสดุแต่ละชนิดมีค่าสัมประสิทธิ์การแผ่รังสีความร้อนที่ไม่เหมือนกัน ขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุ ลักษณะพื้นผิวของวัสดุและอุณหภูมิที่ผิวของวัสดุ ซึ่งถือว่าเป็นปัจจัยหนึ่งส่งผลต่อความถูกต้องของการวัดอุณหภูมิด้วยไพโรมิเตอร์ เพื่อให้ค่าอุณหภูมิของวัตถุที่วัดได้มีค่าใกล้เคียงกับค่าที่แท้จริง ดังตารางที่ 3.2 แสดงค่า Emissivity ของโครเมียม

ตารางที่ 3.2 ค่า emissivity ของ โครเมียม

Material	Temp °F (°C)	e- Emissivity
Chromium	100 (38)	0.08
Chromium	1000 (538)	0.28
Chromium, Polished	302 (150)	0.06

- 2) เครื่องอัลตราโซนิค รุ่น GT SONIC

เครื่องทำความสะอาดด้วยคลื่นอัลตราโซนิค รุ่น GT SONIC เป็นเครื่องที่สามารถปรับค่าความถี่ได้หลายช่วง ซึ่งกระบวนการทำความสะอาดต้องมีของเหลวเป็นตัวกลางในการทำ ความสะอาด เช่น น้ำ สารละลายเอทานอล อะซิโตน ฯลฯ สำหรับงานวิจัยนี้สารละลายตัวกลางที่ใช้ร่วมกับเครื่องอัลตราโซนิคคือ เอทานอลและสารละลายอะซิโตน นอกจากนี้ตัวเครื่องมีการ

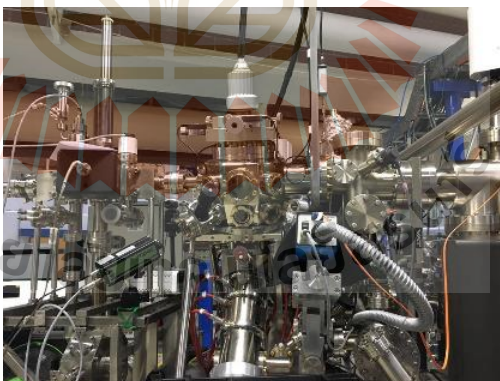
ติดตั้งตัวให้ความร้อนเพื่อกำจัดสารมลทินที่เกาะอยู่บนชิ้นงาน ดังนั้นจึงเหมาะสมต่อการนำมาใช้ทำความสะอาดชิ้นงานในงานวิจัยที่ต้องการความสะอาดสูง ดังรูปที่ 3.18



รูปที่ 3.18 เครื่องอัลตราโซนิก รุ่น GT SONIC

3) ระบบ LEEM

ระบบ LEEM เป็นเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัยขั้นสูง ของสถานีทดลอง BL 3.2b ที่สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน(องค์การมหาชน) จังหวัดนครราชสีมา ดังรูปที่ 3.19



รูปที่ 3.19 ระบบ LEEM

4) สารละลายอะซิโตนและเอทานอล

สารเคมีเหล่านี้ใช้เพื่อกำจัดสิ่งสกปรกจำพวกคราบไขมันให้หลุดออกจากชิ้นงาน ซึ่งมักจะใช้ควบคู่กับเครื่องอัลตราโซนิก ดังรูปที่ 3.20

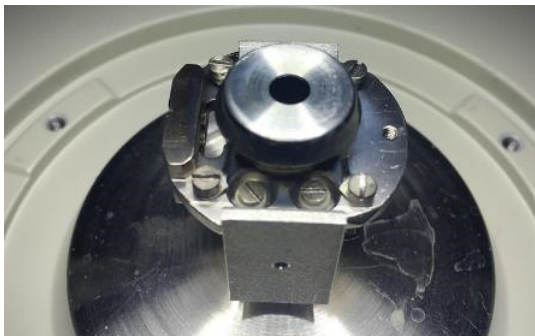


รูปที่ 3.20 สารละลายอะซิโตนและเอทานอล

3.2.3 การสังเกตการสลายตัวของมาเทนไฮด์บริเวณกระทบบร้อนทางด้าน T22

เตรียมชิ้นงานสำหรับการทดสอบ โดยนำชิ้นงานที่ผ่านการกำหนดตำแหน่งแล้วทั้งหมดไปทำความสะอาดด้วยสารละลายอะซิโตนด้วยเครื่องทำความสะอาดคลื่นอุลตราโซนิคเป็นระยะเวลา 15 นาที แล้วใช้สารละลายเอทานอลทำความสะอาดอีกครั้งเป็นระยะเวลา 15 นาที ตามลำดับ เพื่อเป็นการขจัดไขมันที่ติดบนชิ้นงานทำให้ชิ้นงานมีความสะอาดมากขึ้นจากนั้นทำการติดตั้งชิ้นงานใน Sample Holder ดังรูปที่ 3.21 แล้วทำการสับเตอรังอีกครั้งก่อนโหลดเข้าเครื่องเพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดแก๊สจากชิ้นงาน ต่อไปทำการเลื่อนหาตำแหน่งบริเวณกระทบบร้อนทางด้าน T22 โดยอ้างอิงจากเส้นแบ่งเขตของรอยเชื่อมจากการกำหนดตำแหน่งด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแรงแบบไมโครวิกเกอร์ให้มีระยะห่างไม่เกิน 200 หรือ 250 ไมครอน เมื่อพบตำแหน่งที่ต้องการ เริ่มทำการเพิ่มอุณหภูมิให้กับชิ้นงานภายใต้สภาวะสุญญากาศระดับสูง (High Vacuum) โดยควบคุมความดันไม่ให้มากกว่า 3×10^{-9} มิลลิบาร์ เพื่อป้องกันการเกิดการอาร์คกับชิ้นงานดังรูปที่ 3.22 และกำหนดให้ค่า Emissivity ของวัสดุ Cr-Mo ให้มีค่าเท่ากับ 0.28

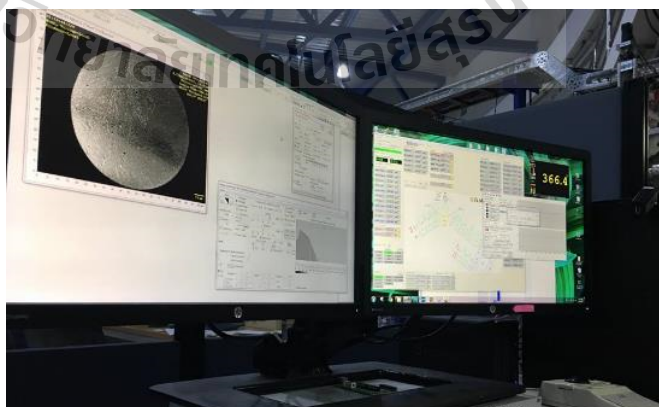
ทำการบันทึกภาพแบบ In-Situ โดยใช้โหมด LEEM ในการสังเกตการสลายตัวของมาเทนไฮด์บริเวณกระทบบร้อนทางด้าน T22 ดังแสดงในรูปที่ 3.23



รูปที่ 3.21 การติดตั้งชิ้นงานใน Sample Holder ของเครื่องทดสอบระบบ LEEM



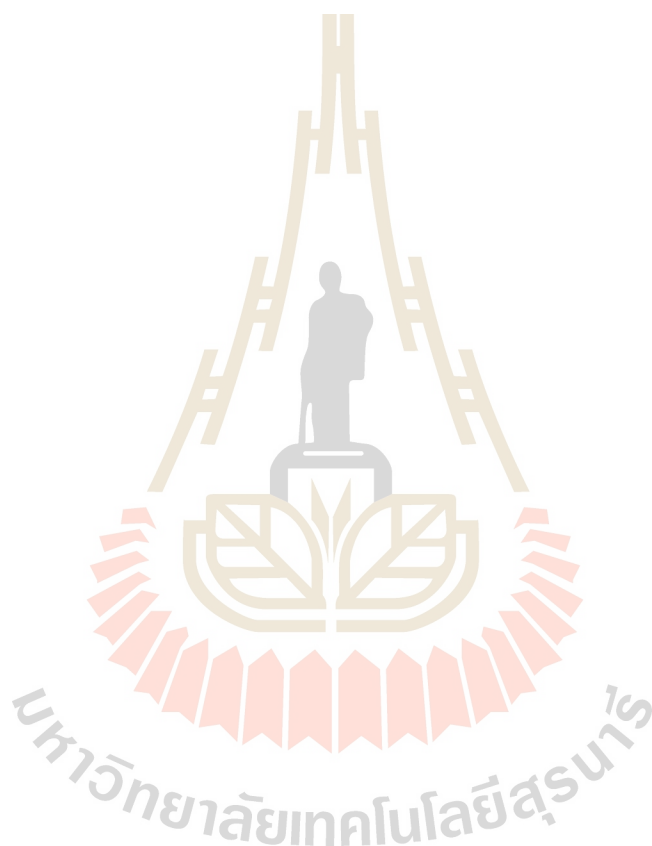
รูปที่ 3.22 ค่าความดันแสดงบนหน้าจอเครื่องควบคุมความดันภายในระบบ



รูปที่ 3.23 จอแสดงผลขณะทำการทดลอง LEEM

3.2.4 การวิเคราะห์ผลการทดลอง

นำผลที่ได้จากการทดลองของการบันทึกภาพแบบ In-Situ แต่ละตำแหน่ง เทียบกับเวลาและอุณหภูมิที่แตกต่างกัน ในชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด T22 มา ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในรูปแบบของภาพถ่าย ดังแสดงไว้ในบทที่ 4

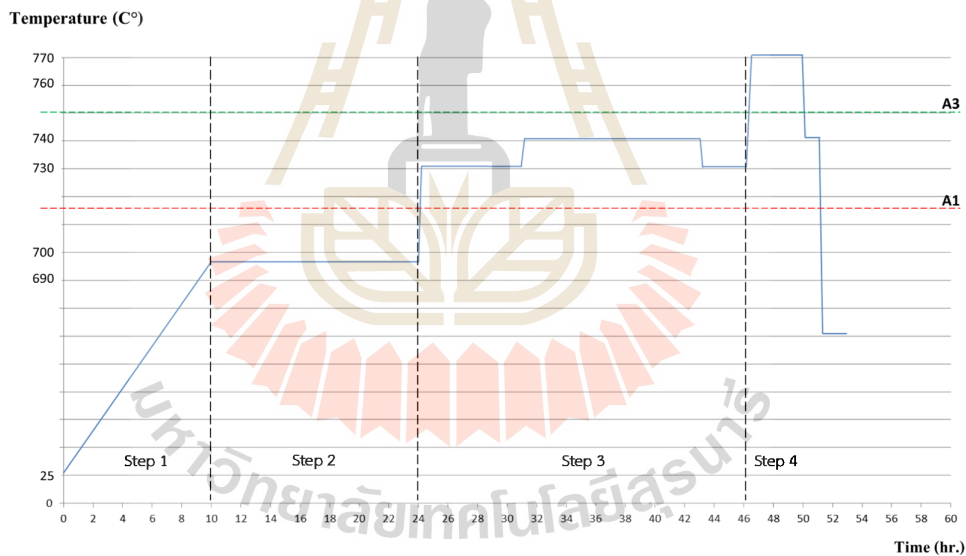


บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.1 ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมในชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 โดยใช้การเติมลวดเชื่อม ER90S-B9 ในกระบวนการเชื่อมทิก ผ่านเทคนิค LEEM

จากเทคนิค LEEM ในการศึกษาการสลายตัวของมาเทนไซด์ในบริเวณกระทบร้อนด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 สำหรับชิ้นงานเชื่อมวัสดุต่างชนิดระหว่างเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 และลวดเชื่อม ER90S-B9 ในสถานีทดลอง BL3.2Ub สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.1 โดยแบ่งช่วงการวิเคราะห์ออกเป็น 4 ช่วงดังตารางที่ 4.1

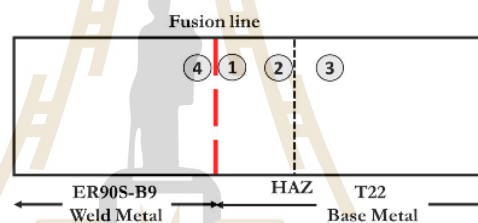


รูปที่ 4.1 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาและอุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อม

ตารางที่ 4.1 ช่วงของการให้อุณหภูมิกับชิ้นงาน

ช่วงที่ (Step)	การให้อุณหภูมิแก่ชิ้นงาน
1	อุณหภูมิห้อง 25-690°C
2	690-700°C
3	700-740°C
4	740-770°C

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคในชิ้นงานเชื่อมวัสดุเหล็กกล้า T22 2.25Cr-1Mo ด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 ผู้วิจัยได้พิจารณาจากลักษณะของเกรนและโครงสร้างที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเทียบกับเวลาที่ตำแหน่งต่าง ๆ โดยแบ่งบริเวณการวิเคราะห์ออกเป็น 4 บริเวณหลักได้แก่



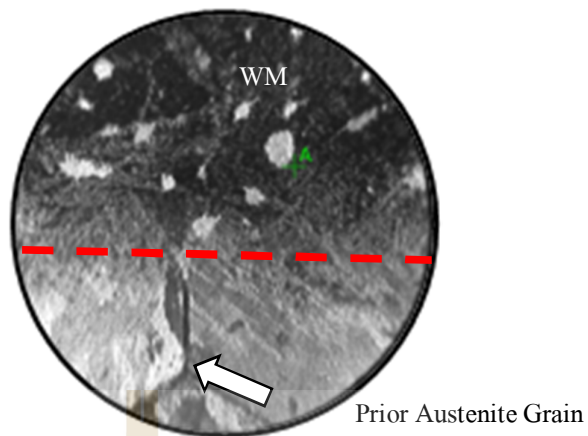
รูปที่ 4.2 ตำแหน่งของชิ้นงานเชื่อมในแต่ละบริเวณ

1. ตำแหน่งที่ 1 บริเวณกระทบร้อนเกรนหยาบด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 (Coarse Grain Heat Affected Zone, CGHAZ)
2. ตำแหน่งที่ 2 บริเวณกระทบร้อนเกรนละเอียดด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ห่างจากแนวแบ่งเขตการหลอมเหลว (Fusion Line) 250 ไมครอน (Fine Grain Heat Affected Zone, FGHAZ)
3. ตำแหน่งที่ 3 บริเวณเนื้อโลหะเดิม (Base Metal, BM) ห่างจากแนวแบ่งเขตการหลอมเหลว 500 ไมครอน
4. ตำแหน่งที่ 4 บริเวณโลหะเชื่อมที่ติดกับแนวแบ่งเขตการหลอมเหลวระหว่างเนื้อเชื่อมกับเนื้อโลหะงาน (Weld Metal At Fusion Boundary, WM)

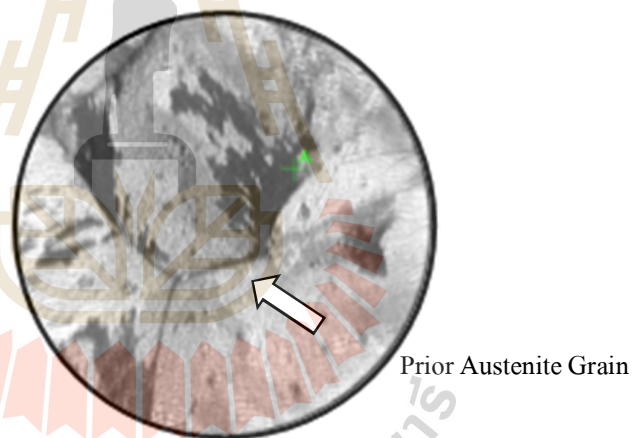
จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ณ อุณหภูมิห้อง ของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรท์ เฟอร์ไลต์ และฟลักคาร์ไบด์ทั้งภายในเกรนและขอบเกรน (Sae-teaw et al., 2010) เมื่อทำการเชื่อมด้วยลวดเชื่อม ER90S-B9 เกิดการกระจายความร้อนในแนวเชื่อมในตำแหน่งต่าง ๆ ทำให้แต่ละจุดได้รับอุณหภูมิและมีอัตราการเย็นตัวที่แตกต่าง ดังนั้นจึงเกิดโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน

ตำแหน่งที่ 1 บริเวณกระทะร้อนเกรนหยาบได้แนวแบ่งเขตการหลอมเหลวติดฝั่งด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 เป็นบริเวณที่โลหะงานไม่หลอมเหลว แต่ได้รับอิทธิพลจากความร้อนของการเชื่อมสูงกว่าอุณหภูมิวิกฤติ ทำให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะที่ถูกรเชื่อมเปลี่ยนแปลงไปจากเดิม อันประกอบด้วยโครงสร้างมาเทนไซต์ ถัดเข้ามาที่ตำแหน่งที่ 2 บริเวณกระทะร้อนเกรนละเอียด เป็นบริเวณที่โลหะงานไม่หลอมเหลว แต่ได้รับผลกระทะร้อนจากการเชื่อมสูงกว่า AC_3 และมีอัตราการเย็นตัวช้ากว่าตำแหน่งที่ 1 โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทะร้อนส่วนนี้จึงละเอียดขึ้น ดังนั้นในช่วงการเย็นตัวของวัสดุประกอบไปด้วยเกรนของโครงสร้างมาเทนไซต์ และตำแหน่งที่ 4 บริเวณด้านโลหะเชื่อมที่ติดกับแนวแบ่งเขตการหลอมเหลว เป็นส่วนที่เนื้อโลหะงานบางส่วนหลอมเหลวเข้ามารวมตัวกับลวดเชื่อมเป็นเนื้อเดียวกัน และจุดนี้ได้รับอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิเชื่อมสูง ในช่วงของการเย็นตัวอย่างรวดเร็วทำให้วัสดุที่มีโครเมียมสูง (9-12%) ประกอบด้วยโครงสร้างมาเทนไซต์

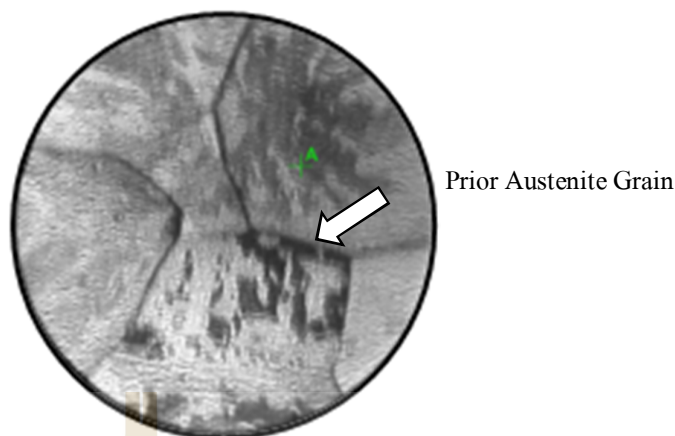
ทำการพิจารณาช่วงที่ 1 เริ่มต้นการให้ความร้อนกับชิ้นงาน เมื่ออุณหภูมิถึง 650°C พบขอบเกรนของออสเทนไนต์เดิมขึ้น โดยลักษณะของเกรนออสเทนไนต์เดิมในแต่ละตำแหน่งมีรูปร่างและขนาดใกล้เคียงกัน (รูปที่ 4.3-4.5) ซึ่งสามารถยืนยันได้ว่าอุณหภูมิดังกล่าวได้เข้าใกล้เส้นอุณหภูมิ AC_1 แล้ว



รูปที่ 4.3 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์เดิม
ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) ที่อุณหภูมิ 650°C

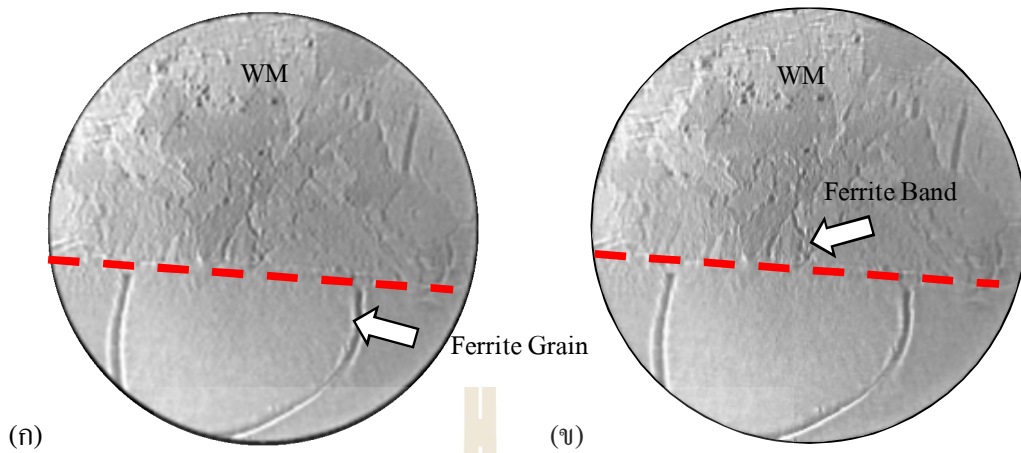


รูปที่ 4.4 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์เดิม
ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 650°C

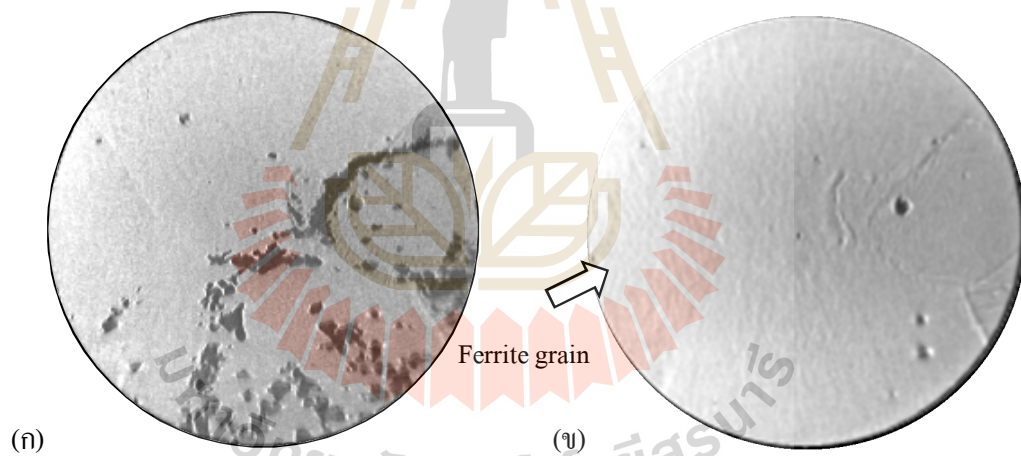


รูปที่ 4.5 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์เดิม
ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 650°C

เมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิต่อเนื่องขึ้นที่ 690-700°C พบว่า ในระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ ตำแหน่งที่ 1 และ 2 มีการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บนขอบเกรนอสเทนไนต์เดิมในลักษณะการละลายตัวของคาร์ไบด์ โดยตำแหน่งที่ 1 (รูปที่ 4.6(ก) ล่าง) มีการสลายตัวของมาร์เทนไซต์ได้เร็วกว่า ทำให้พบขอบเกรนของเฟอร์ไรท์ก่อนตำแหน่งที่ 2 (รูปที่ 4.7(ก)) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีความแข็งต่ำ จึงนำไปสู่การเกิดบริเวณ Soft Zone ใกล้กับขอบเขตหลอมละลายในวัสดุที่มีปริมาณโครเมียมน้อยกว่า (ณรงค์ศักดิ์ แซ่เตียว และคณะ, 2553) และเริ่มพบความแตกต่างของเกรนในตำแหน่งที่ 1 และ 2 มีลักษณะเป็นเกรนหยาบกว่าตำแหน่งที่ 3 (รูปที่ 4.6(ข)-4.8(ข)) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 4 พบผลึกที่เกิดเป็นแถบยาวพุ่งเข้าหาถึงกลางรอยเชื่อมได้สลายตัวเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเป็นกลุ่มของเฟอร์ไรท์ที่มีขนาดเล็กละเอียดและมีรูปร่างเป็นเฟอร์ไรท์แบบเข็ม (รูปที่ 4.6(ข) บน)

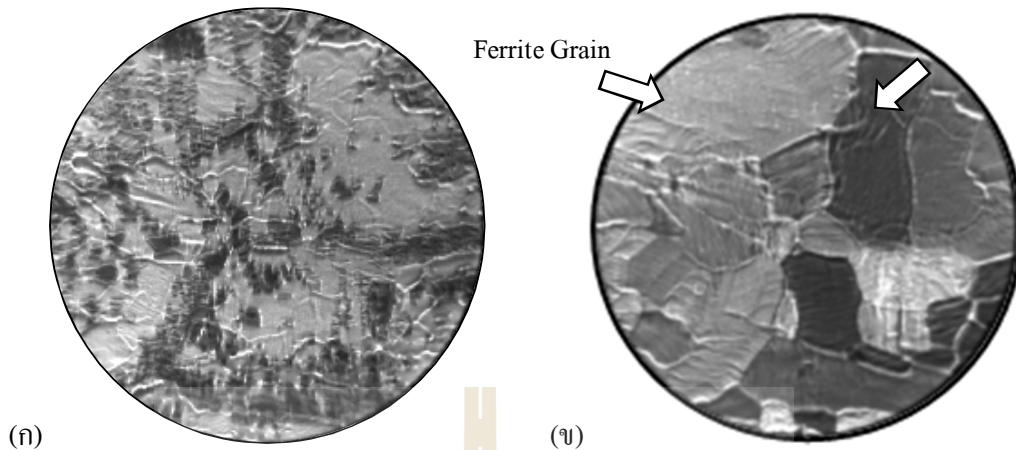


รูปที่ 4.6 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข) ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C



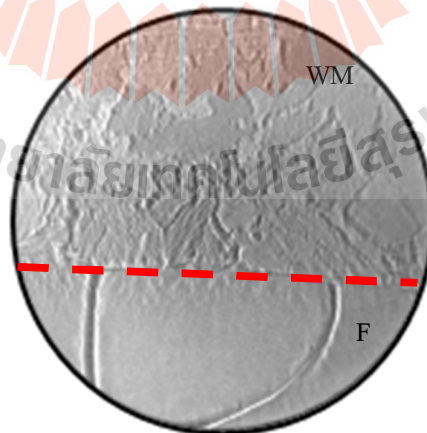
รูปที่ 4.7 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข) ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C

Pearlite Grain

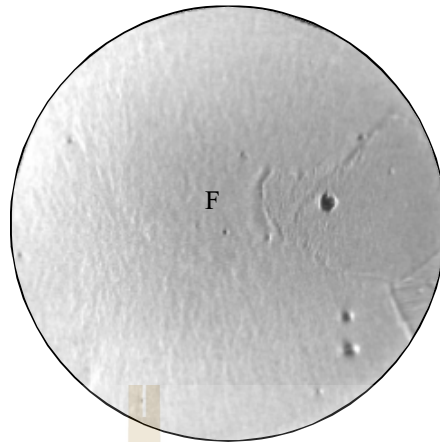


รูปที่ 4.8 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรูป (ก) เป็นรูป (ข)
ในตำแหน่งที่ 3 BM ระหว่างทำการเพิ่มอุณหภูมิ 690-700°C

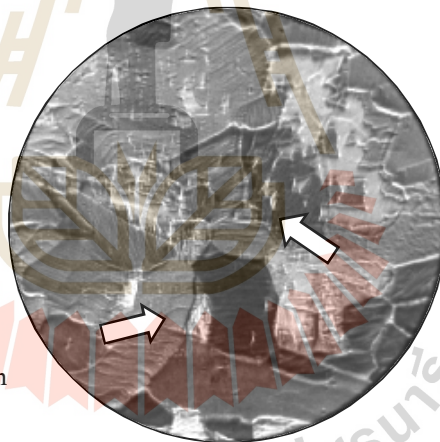
ช่วงที่ 2 เมื่อทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่ 690-700°C เป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง ไม่พบการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างจุลภาคในตำแหน่งที่ 1, 4 และ 2 (รูปที่ 4.9-4.10) ซึ่งแตกต่างจากตำแหน่งที่ 3 พบเกรนของเฟอร์ไรท์เริ่มเข้ามารวมตัวและเรียงตัวเป็นผลึกของเฟอร์ไรท์ใหม่สลับกับเฟิร์ลไลอย่างต่อเนื่อง (รูปที่ 4.11) โดยเป็นเกรนที่ละเอียดกว่า ซึ่งลักษณะเกรนดังกล่าวสามารถยืนยันได้ว่าตำแหน่งที่ 1 เป็นตำแหน่งบริเวณกระทบร้อนเกรนหายาจริงที่อยู่ใกล้แนวแบ่งเขตการหลอมเหลว



รูปที่ 4.9 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง)
และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.



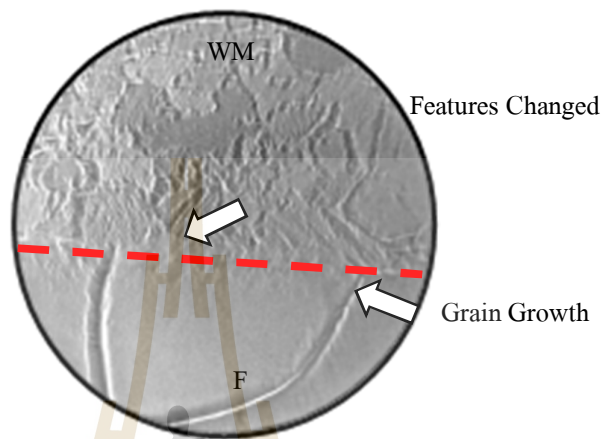
รูปที่ 4.10 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง
ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.



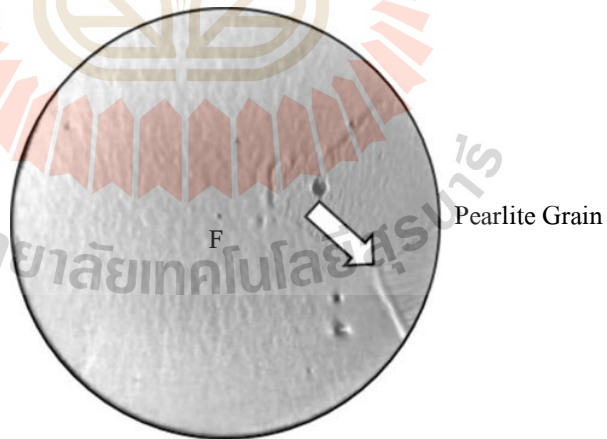
รูปที่ 4.11 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง
ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 690-700°C 1 ชม.

เมื่อทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 690-700°C ต่อเนื่องเป็นระยะเวลา 6 ชั่วโมง พบว่าตำแหน่งที่ 1 และ 2 หลังจากเกิดโครงสร้างเฟอร์ไรต์โดยสมบูรณ์แล้ว เกรนเริ่มมีการขยายตัวของขอบเกรนเพียงเล็กน้อย (รูปที่ 4.12 ล่าง-4.13) โดยตำแหน่งที่ 2 โครงสร้างเฟอร์ไรต์เพิร์ลไลต์ที่มีรูปร่างขนาดที่ชัดเจนขึ้น เนื่องจากอุณหภูมินี้เป็นอุณหภูมิสมดุลของเฟสสำหรับวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ที่พบโครงสร้างเฟอร์ไรต์ เพิร์ลไลต์ ในขณะที่ตำแหน่งที่

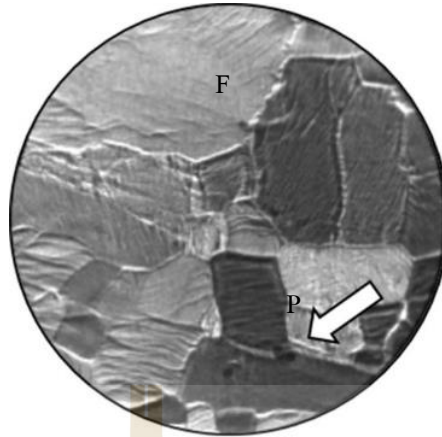
3 เกรนของเฟอร์ไรท์ยังคงรวมตัวเป็นผลึกของเฟอร์ไรท์ใหม่ (รูปที่ 4.14) และเมื่อพิจารณาดำแหน่งที่ 4 พบการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเล็กน้อยมีลักษณะเป็นเกรนละเอียด โดยเกรนที่อยู่ใกล้พื้นที่เส้นแนวแบ่งเขตการหลอมเหลวมีลักษณะการจัดเรียงตัวที่เป็นระเบียบ (รูปที่ 4.12 บน)



รูปที่ 4.12 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรท์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.

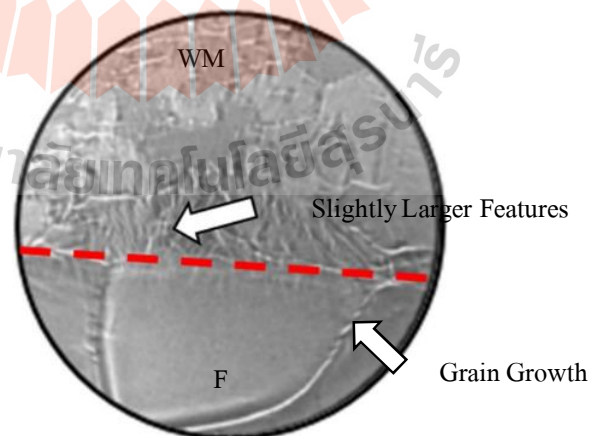


รูปที่ 4.13 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรท์และลักษณะ โครงสร้างเพิร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.

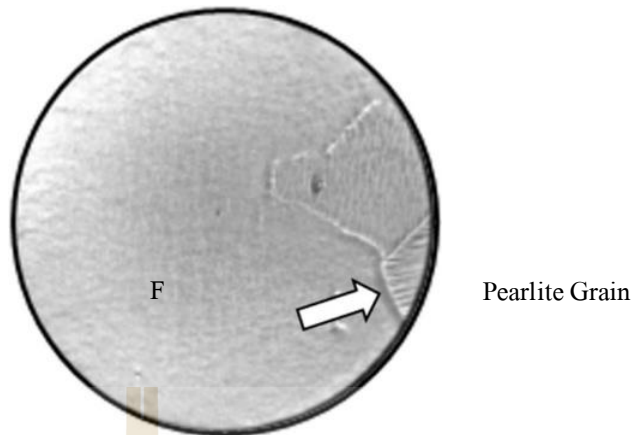


รูปที่ 4.14 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ (ตามลูกศร) ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 690-700°C 6 ชม.

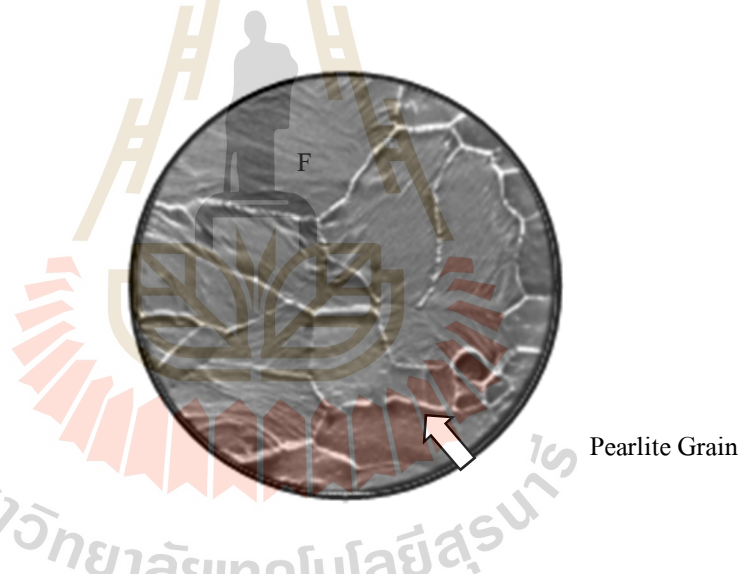
ทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่อุณหภูมิ 690-700°C ต่อเนื่องเป็นระยะเวลา 14 ชั่วโมง พบขอบเกรนของเฟอร์ไรต์ขยายตัวออกอย่างต่อเนื่องในตำแหน่งที่ 1 โดยส่งผลให้เกรนของเฟิร์ลไลต์เก่าในตำแหน่งที่ 2 แคบลงเล็กน้อย (รูปที่ 4.15 บน-4.16) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 3 ลักษณะการขยายตัวของเฟอร์ไรต์ได้ขยายตัวแทนที่โครงสร้างเฟิร์ลไลต์เก่า ซึ่งลักษณะของเกรนมีรูปร่างขนาดสม่ำเสมอ (รูปที่ 4.17) และตำแหน่งที่ 4 พบการขยายตัวของโครงสร้างเพียงเล็กน้อย (รูปที่ 4.15 บน)



รูปที่ 4.15 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.



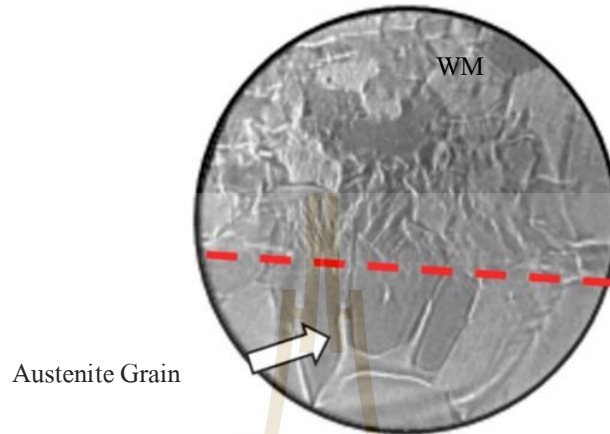
รูปที่ 4.16 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะ โครงสร้างเฟิร์ลไลต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.



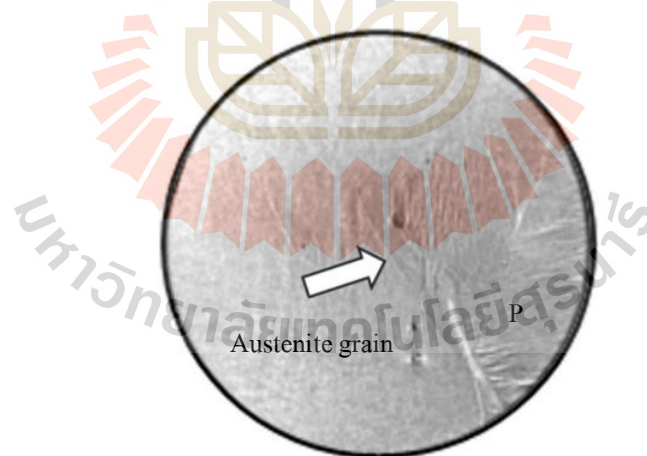
รูปที่ 4.17 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอร์ไรต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 690-700°C 14 ชม.

ในช่วงที่ 3 เพื่อยืนยันว่าอุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 690-700°C ที่ระยะเวลา 14 ชั่วโมงของการสังเกตการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างจุลภาคเป็นอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์ โดยทำการเพิ่มอุณหภูมิขึ้นไปที่ 730°C เป็นระยะเวลา 7 ชั่วโมง พบว่าเมื่อ 1 ชั่วโมงผ่านไป ตำแหน่งที่ 2 และ 3 เกรนของเฟิร์ลไลต์เริ่มสลายตัวเกิดเป็นนิวเคลียสของออสเทนไนต์ขึ้นตามบริเวณขอบเกรนของเฟอร์ไรต์และกระจายอยู่ทั่วไปในเฟิร์ลไลต์ที่ไม่สามารถเปลี่ยนไปเป็นออสเทนไนต์ได้

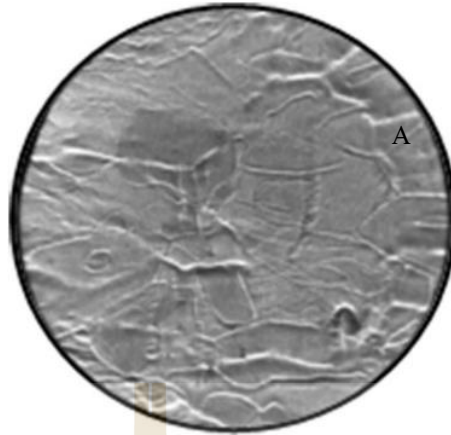
พื้นที่ เช่นเดียวกับตำแหน่งที่ 1 พบการเกิดเกรนอสเทนไนต์ (รูปที่ 4.18 ล่าง) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 4 การเกิดเกรนอสเทนไนต์ยังไม่ชัดเจนนัก (รูปที่ 4.18 บน)



รูปที่ 4.18 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.

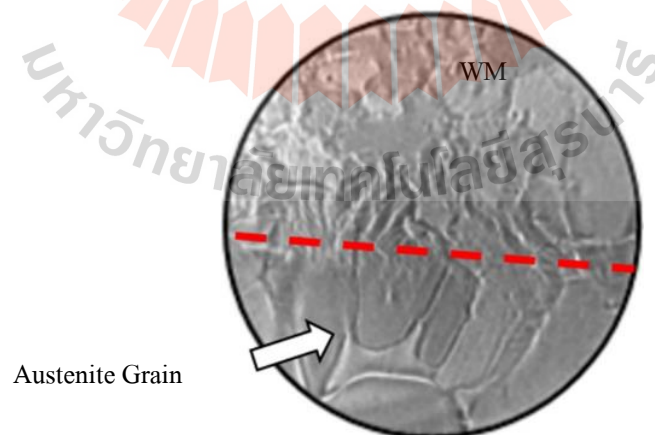


รูปที่ 4.19 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์บนขอบเกรนเฟอร์ไรต์ ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.

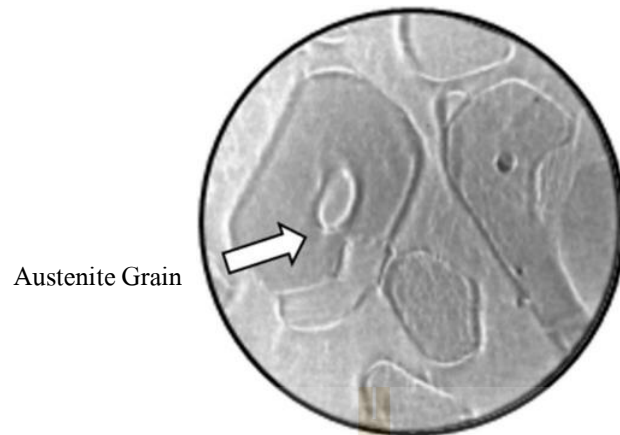


รูปที่ 4.20 ภาพจากเทคนิค LEEM การเกิดเกรนอสเทนไนต์บนเกรนเฟอร์ไรท์และเพิร์ลไลท์
ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C 1 ชม.

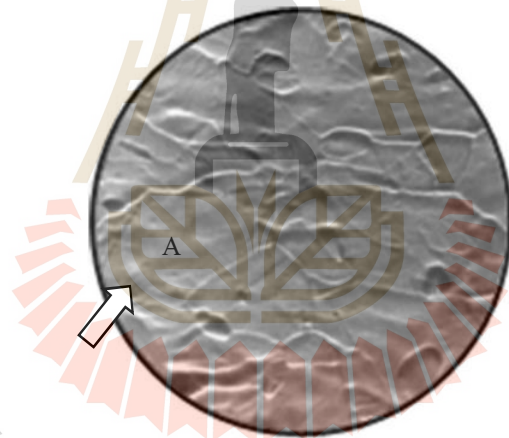
เมื่อให้ความร้อนเป็นระยะเวลา 7 ชั่วโมง ผลของระยะเวลาทำให้นิวเคลียสของอสเทนไนต์ที่เกิดขึ้นได้มีการขยายตัวขึ้น (รูปที่ 4.21 ล่าง–4.23) หากพิจารณาลักษณะเกรนในตำแหน่งที่ 1 และ 2 เนื่องจากมีขนาดเกรนของโครงสร้างเฟอร์ไรท์ เพิร์ลไลท์ หยิบและโตกว่าเกรนในตำแหน่งที่ 3 ทำให้ตำแหน่งดังกล่าวปรากฏปริมาณนิวเคลียสอสเทนไนต์จำนวนน้อยกว่าและมีการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างเพิร์ลไลท์ไปเป็นอสเทนไนต์ช้า



รูปที่ 4.21 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ
(ล่าง) ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.



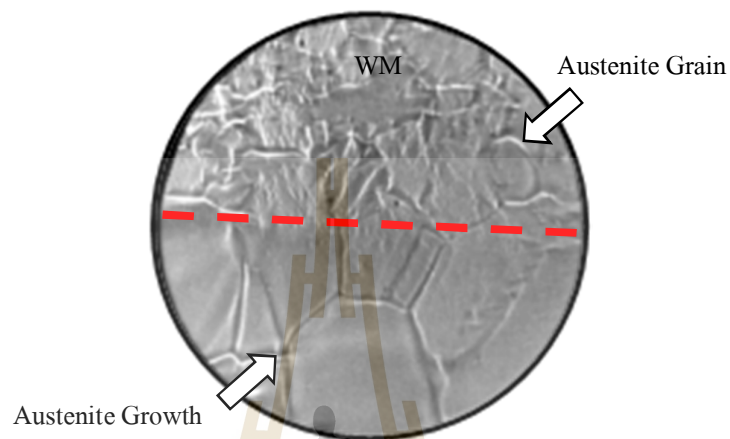
รูปที่ 4.22 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.



รูปที่ 4.23 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเกรนออสเทนไนต์ (ตามลูกศร) ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C 7 ชม.

เมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิขึ้นต่อเนื่องที่ 740°C เป็นระยะเวลา 12 ชั่วโมง พบว่าตำแหน่งที่ 2 และ 3 ยังคงปรากฏเกรนเฟอร์ไรท์ในขณะที่เกรนเพิร์ลไลท์ที่เหลือได้ถูกเปลี่ยนเป็นเกรนออสเทนไนต์หมด และปรากฏขนาดของเกรนออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นจากขนาดเกรนเล็กไปสู่ขนาดเกรนโตเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น โดยผลจากการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเป็นระยะเวลา 12 ชั่วโมง ทำให้เกรนของออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 มีความสม่ำเสมอของรูปร่าง (รูปที่ 4.26) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 1 และ 2 ปรากฏเกรนออสเทนไนต์ขยายตัวอย่างต่อเนื่อง (รูปที่ 4.24 ล่าง–4.25) ซึ่งแตกต่างจากตำแหน่งที่ 4

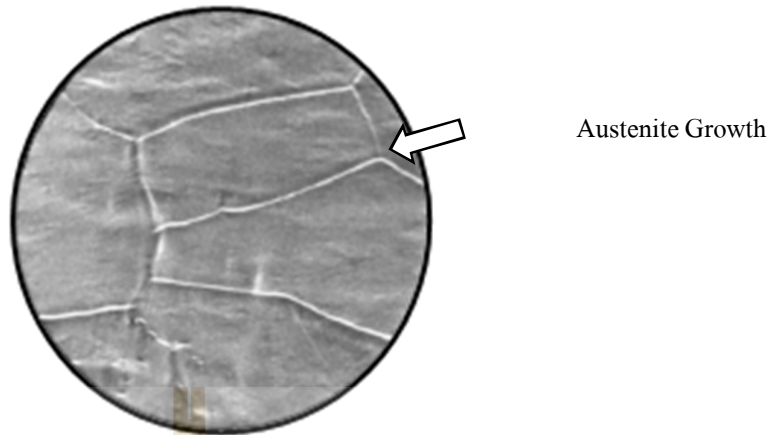
เริ่มมีการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างเฟิร์ลไคท์สู่การเกิดนิวเคลียสของออสเทนไนต์เพียงบางส่วนเท่านั้น เนื่องจากอุณหภูมิเส้น AC_1 ของตำแหน่งนี้มีค่าสูงกว่าบริเวณอื่น จึงเกิดการเปลี่ยนแปลงช้า (รูปที่ 4.24 บน) (P Schulze, 2016)



รูปที่ 4.24 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ(ล่าง) และการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม.

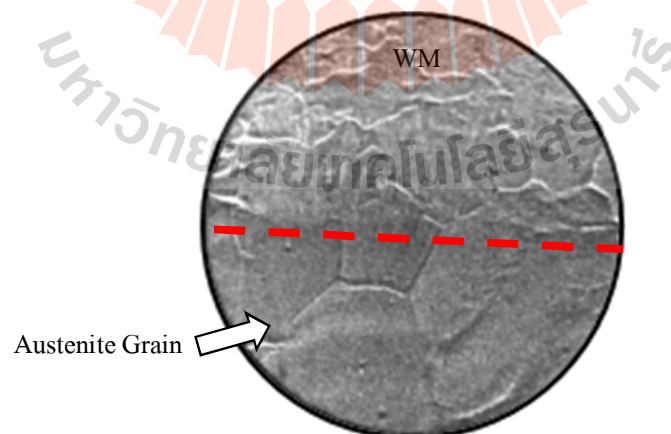


รูปที่ 4.25 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม.

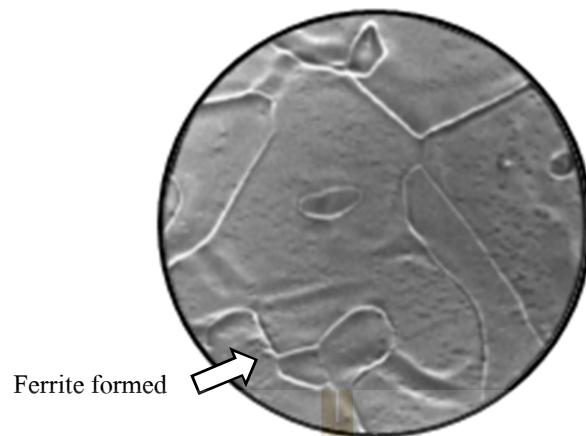


รูปที่ 4.26 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 740°C 12 ชม.

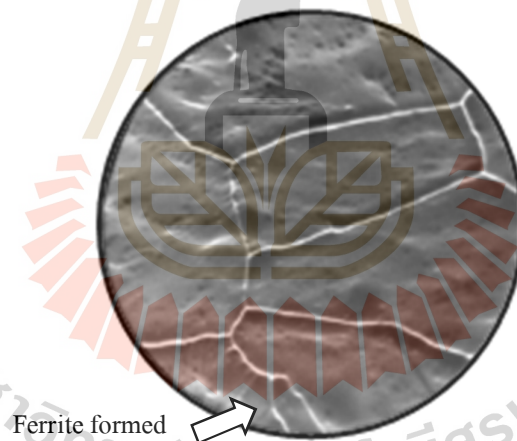
ในทางกลับกันเมื่อทำการลดอุณหภูมิลงกลับมาที่ 730°C พบว่าตำแหน่งที่ 1 พบปริมาณของออสเทนไนต์ลดลง (รูปที่ 4.27 ต่าง) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 2 และ 3 เกรนของออสเทนไนต์ได้เปลี่ยนเป็นเกรนเฟอร์ไรท์ โดยเกิดนิวเคลียสของเฟอร์ไรท์ที่บริเวณขอบเกรนออสเทนไนต์และค่อย ๆ ทำการขยายตัวออก (รูปที่ 4.28–4.29) ซึ่งจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 700–740°C นี้สามารถยืนยันได้ว่าอุณหภูมิ 690–700°C ที่ทำการทดสอบเป็นอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์จริง



รูปที่ 4.27 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 730°C



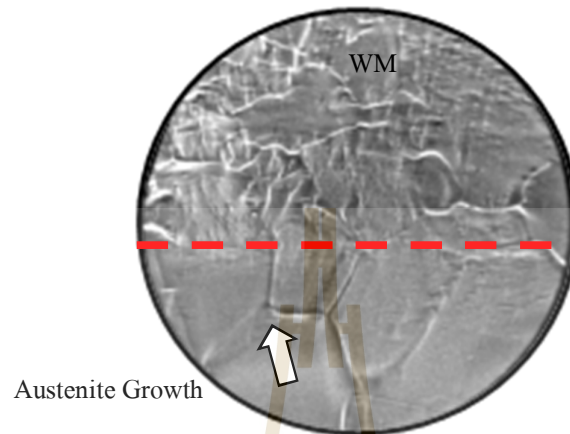
รูปที่ 4.28 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนอสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรท์
ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 730°C



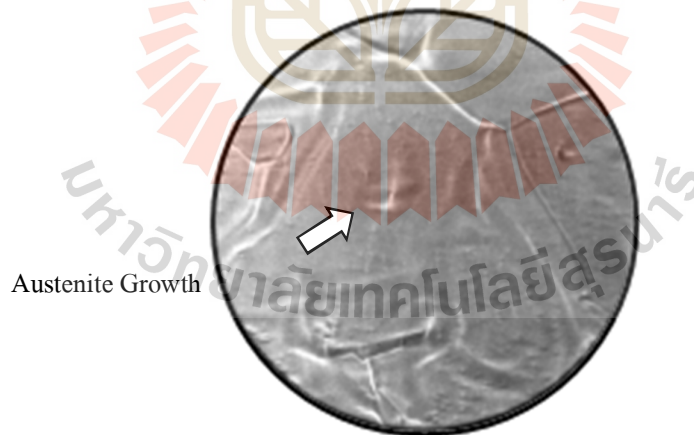
รูปที่ 4.29 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนอสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรท์
ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 730°C

ในช่วงที่ 4 ผู้วิจัยทำการยืนยันอุณหภูมิอีกครั้งด้วยการเพิ่มอุณหภูมิขึ้นไป 770°C เป็นระยะเวลา 3 ชั่วโมง พบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นตำแหน่งที่ 1 ปรากฏเกรนอสเทนไนต์ที่มีความสม่ำเสมอ เช่นเดียวกับตำแหน่งที่ 2 และ 3 มีปริมาณของเกรนเฟอร์ไรท์ค่อย ๆ ลดลงเปลี่ยนเป็นเกรนอสเทนไนต์ โดยผลจากการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเป็นระยะเวลา 3 ชั่วโมง เกรนของอสเทนไนต์มีการขยายตัวและมีความสม่ำเสมอของเกรนมากขึ้น (รูปที่ 4.30 ล่าง-4.32) แตกต่าง

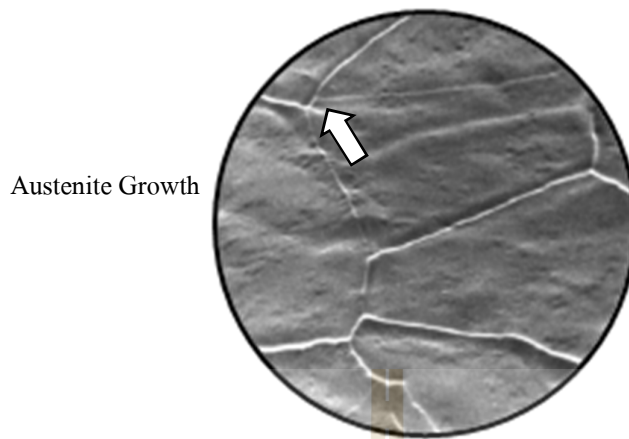
กับตำแหน่งที่ 4 ปรากฏเกรนละเอียดของออสเทนไนต์เพิ่มขึ้นแต่ช้ากว่าบริเวณอื่นซึ่งถือว่าไม่พบการเปลี่ยนแปลงที่ชัดเจน (รูปที่ 4.30 บน)



รูปที่ 4.30 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.

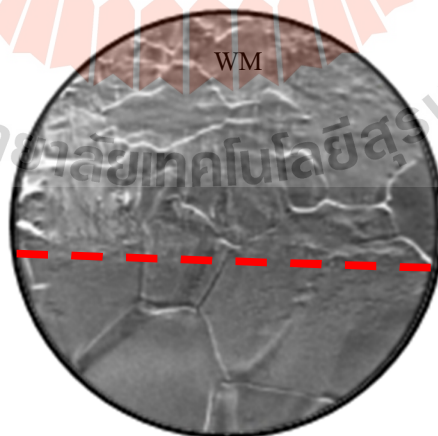


รูปที่ 4.31 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนเฟอร์ไรต์เป็นออสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.

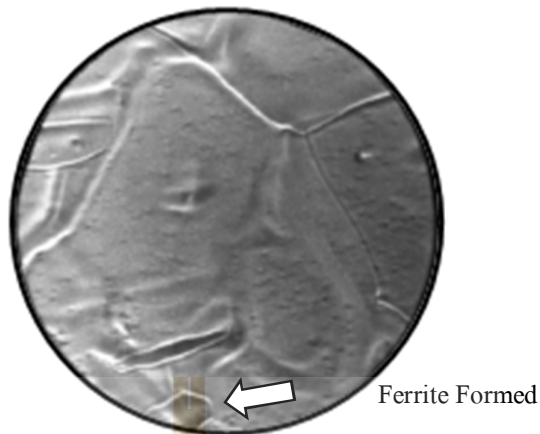


รูปที่ 4.32 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนเฟอร์ไรต์เป็นออสเทนไนต์
ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 770°C 3 ชม.

ในทางกลับกันเมื่อปล่อยให้เย็นตัวด้วยการลดอุณหภูมิที่ 740°C เป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง พบว่าเมื่ออุณหภูมิต่ำลงตำแหน่งที่ 1, 3 และ 4 ไม่พบการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่ชัดเจน แตกต่างกับตำแหน่งที่ 2 เกรนออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นเกรนเฟอร์ไรต์ที่มีขนาดเล็กบริเวณขอบเกรนของออสเทนไนต์ (รูปที่ 4.34) โดยผลจากการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง ทำให้เกรนเฟอร์ไรต์ดังกล่าวขยายตัวออกเล็กน้อยตามบริเวณขอบเกรน



รูปที่ 4.33 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ
(ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.



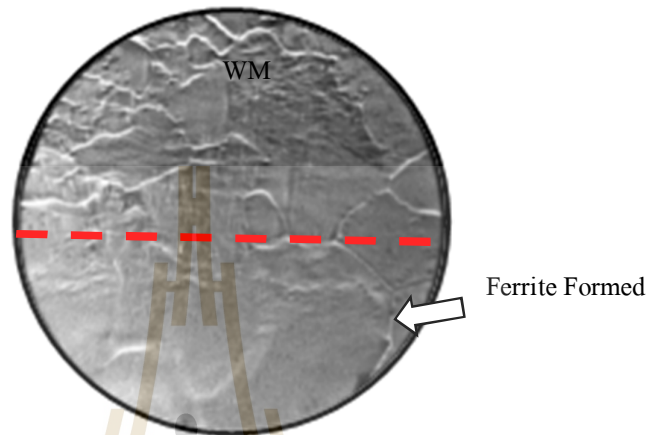
รูปที่ 4.34 ภาพจากเทคนิค LEEM การเปลี่ยนแปลงเกรนอสเทนไนต์เป็นเฟอร์ไรท์
ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.



รูปที่ 4.35 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 3 BM
ที่อุณหภูมิ 740°C 1 ชม.

เมื่อปล่อยชิ้นงานให้เย็นตัวต่อเนื่องด้วยการลดอุณหภูมิที่ต่ำลงที่ 670°C เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง พบว่าเมื่ออุณหภูมิต่ำลงตำแหน่งที่ 1 ไม่ปรากฏเกรนอสเทนไนต์ เช่นเดียวกับตำแหน่งที่ 4 เกรนอสเทนไนต์มีปริมาณลดลงเรื่อย ๆ (รูปที่ 4.36) แต่ตำแหน่งที่ 2 เกรนเฟอร์ไรท์ที่เกิดข้างต้นมีการขยายตัวเป็นเกรนโตขึ้น และมีปริมาณเพิ่มขึ้นเล็กน้อย (รูปที่ 4.37) ในขณะที่ตำแหน่งที่ 3 เกรนอสเทนไนต์มีความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้าง เกิดนิวเคลียสของเกรนเฟอร์ไรท์ขึ้นตามขอบ

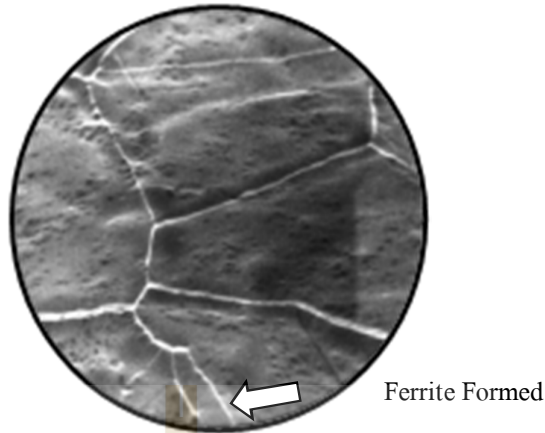
เกรน (รูปที่ 4.38) ซึ่งจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิ 770°C สามารถยืนยันได้ว่า อุณหภูมิ 730-740°C เป็นอุณหภูมิที่อยู่ระหว่างเส้นอุณหภูมิ AC_1 - AC_3 และอุณหภูมิ 770°C เป็นอุณหภูมิเหนือเส้น AC_3



รูปที่ 4.36 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในตำแหน่งที่ 1 CGHAZ (ล่าง) และตำแหน่งที่ 4 WM (บน) ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.



รูปที่ 4.37 ภาพจากเทคนิค LEEM การขยายตัวของเฟอไรต์ในตำแหน่งที่ 2 FGHAZ ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.



รูปที่ 4.38 ภาพจากเทคนิค LEEM ลักษณะเกรนอสเทนไนต์ในตำแหน่งที่ 3 BM ที่อุณหภูมิ 670°C 2 ชม.

ทั้งนี้การศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจากเทคนิค LEEM พบว่าการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเมื่อเทียบกับเวลาที่ตำแหน่งต่าง ๆ ทั้ง 4 ตำแหน่ง ลักษณะของลำดับการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่ได้จะคล้ายคลึงกันกล่าวคือ โครงสร้างมาร์เทนไซต์สลายตัวในลักษณะการละลายตัวของคาร์ไบด์บนขอบเกรนของอสเทนไนต์เดิมเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรท์ และขยายขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งแตกต่างกันเพียงขนาดของเกรนในแต่ละตำแหน่งและระยะเวลาในการเกิดโครงสร้างดังตารางที่ 4.2 โดยตำแหน่งที่ 1 และ 2 มีขนาดเกรนที่ใหญ่กว่าตำแหน่งที่ 3 ทั้งนี้เกิดจากลักษณะโครงสร้างของวัสดุและผลจากการได้รับผลกระทบความร้อนจากการเชื่อมที่ทำให้แต่ละตำแหน่งได้รับอุณหภูมิและมีอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน และจากงานวิจัยนี้พบว่าความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคตั้งแต่อุณหภูมิห้องถึงอุณหภูมิ 770°C นั้น เกิดจากระยะเวลาและอุณหภูมิที่ใช้ในการให้ความร้อน ซึ่งถือว่าเป็นองค์ประกอบหลักที่มีผลต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่ทำให้เกิดลักษณะที่แตกต่างกัน สอดคล้องกับเหล็กกล้าโครเมียม โมลิบดีนัม 2.25Cr-1Mo เป็นโลหะผสมที่มีธาตุผสมมากกว่า 1 ชนิด จึงทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่มีมากกว่า 1 โครงสร้าง ทั้งนี้การเพิ่มระยะเวลาและอุณหภูมิของการให้ความร้อนหลังการเชื่อม จะส่งผลให้ลักษณะขนาดของเกรนเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Albert et al. (1997), Yuh-Ying You et al. (2001) และ Sudha et al. (2002) ได้รายงานไว้ว่า การให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่ระยะเวลาแตกต่างกันมีผลต่อความกว้างของโครงสร้างที่เกิดขึ้น

ตารางที่ 4.2 รวมภาพถ่ายบันทึกแบบ in-situ ด้วยเทคนิค LEEM

อุณหภูมิ (°C)	LEEM images Zone		
	Start voltage at ≈ 0.40 V, $75 \mu\text{m}$ field-of-view(FOV)		
	Position 4: Weld Metal at Fusion Boundary (บน) Position 1 CGHAZ (ล่าง)	Position 2: FGHAZ	Position 3: BM
(1) อุณหภูมิห้อง			
(2) Heating $T < T_{AC1}$ 500 °C			
	โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยโครงสร้างมาเทนไซต์		โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟอไรต์ เฟอร์ไรท์ เฟอร์ไรต์ และผลึกคาร์ไบด์
(3) Heating $T < T_{AC1}$ 650 °C			
	โครงสร้างมาเทนไซต์ในเกรน prior austenite เริ่มทำการสลายตัว (*Prior Austenite Grain)		
(4) Heating $T < T_{AC1}$ 670°C			
	โครงสร้างมาเทนไซต์และเกรน Prior Austenite สลายตัว สังเกตได้ชัดเจนจาก Position 1		

ตารางที่ 4.2 รวมภาพถ่ายบันทึกแบบ in-situ ด้วยเทคนิค LEEM (ต่อ)

อุณหภูมิ (°C)	LEEM images Zone		
	Start voltage at ≈ 0.40 V, $75 \mu\text{m}$ field-of-view(FOV)		
	Position 4: Weld Metal at Fusion Boundary (บน) Position 1 CGHAZ (ล่าง)	Position 2: FGHAZ	Position 3: BM
(5) Heating $T < T_{AC1}$ 680 °C			
(6) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700°C			
	โครงสร้างมาแทนไซต์ในเกรน Prior Austenite สิ้นสุดการสลายตัว ทำให้พบขอบเกรนของโครงสร้างเฟอร์ไรท์ขึ้น (* Ferrite Grain)		
(7) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700°C @1 hrs.			
(8) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700°C @6 hrs.			
(9) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700°C @14 hrs.			
	ผลการให้ความร้อนหลังการเชื่อมระยะเวลา 14 ชั่วโมง ทำให้ขอบเกรนโครงสร้างเฟอร์ไรท์ขยายขนาดใหญ่ขึ้น (* Ferrite Growth)		

ตารางที่ 4.2 รวมภาพถ่ายบันทึกแบบ in-situ ด้วยเทคนิค LEEM (ต่อ)

อุณหภูมิ (°C)	LEEM images Zone		
	Start voltage at ≈ 0.40 V, $75 \mu\text{m}$ field-of-view(FOV)		
	Position 4: Weld Metal at Fusion Boundary (บน) Position 1 CGHAZ (ล่าง)	Position 2: FGHAZ	Position 3: BM
(10) Heating $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 730 °C @1 hrs.			
(11) Heating $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 730 °C @7 hrs.			
	ปรากฏโครงสร้างอสเทนไนต์และเฟอร์ไรท์ (* Austenite Grain)		
(12) Heating $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 740 °C @12 hr.			
	โครงสร้างอสเทนไนต์ขยายขนาดใหญ่ขึ้นและมีความสม่ำเสมอของโครงสร้างมากขึ้น (* Austenite Growth)		
(13) Cooling $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 730 °C			
	โครงสร้างอสเทนไนต์บางส่วนเปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรท์ (* Ferrite Grain)		

ตารางที่ 4.2 รวมภาพถ่ายบันทึกแบบ in-situ ด้วยเทคนิค LEEM (ต่อ)

อุณหภูมิ (°C)	LEEM images Zone		
	Start voltage at ≈ 0.40 V, $75 \mu\text{m}$ field-of-view(FOV)		
	Position 4: Weld Metal at Fusion Boundary (บน) Position 1 CGHAZ (ล่าง)	Position 2: FGHAZ	Position 3: BM
(14) Heating $T_{AC3} < T$ 770 °C @3 hr.			
	โครงสร้างเฟอร์ไรท์ทั้งหมดเปลี่ยนแปลงเป็นออสเทนไนต์ และผลของระยะเวลา 3 ชม.ทำให้เกรนออสเทนไนต์ขยายขนาดใหญ่ขึ้น (* Austenite Growth)		
(15) Cooling $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 740 °C @1 hr.			
	โครงสร้างออสเทนไนต์บางส่วนเปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรท์ขนาดเล็ก (* Ferrite Formed)		
(16) Cooling $T_{AC1} < T < T_{AC3}$ 670 °C @2 hr.			
	โครงสร้างออสเทนไนต์เปลี่ยนแปลงเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรท์, เฟิร์ลไลต์ และเกรนขยายโตขึ้น (* Ferrite Formed)		

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระทบร้อนด้วยเทคนิค LEEM ในการเชื่อมต่อวัสดุที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด SA213-T22 จากกระบวนการเชื่อมทิก จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่า

5.1.1 ชิ้นงานเมื่อผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อมพบปรากฏการณ์ soft zone ในบริเวณกระทบร้อนทางด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 สอดคล้องกับงานวิจัยของ Petchsang et al. (2013) และงานวิจัยของ Sudha et al. (2002)

5.1.2 ในงานวิจัยนี้จากผลการทดลองของเทคนิค LEEM ในการให้ความร้อนหลังการเชื่อมได้อุณหภูมิยูเทคตอยด์บริเวณกระทบร้อนทางด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 เกิดการสลายตัวของโครงสร้างมาร์เทนไซต์เปลี่ยนแปลงเป็นเฟอร์ไรต์ โดยมีลักษณะการสลายตัวเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์เดิมก่อนเข้าสู่การเกิดเป็นเฟอร์ไรต์ที่มีขนาดใหญ่ขึ้น

5.1.3 ผลของระยะเวลาและอุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อมมีผลต่อขนาดของเฟอร์ไรต์ในบริเวณกระทบร้อนทางด้านวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 หากระยะเวลาและอุณหภูมิการให้ความร้อนมาก ลักษณะขนาดของเกรนเฟอร์ไรต์ยิ่งกว้างขึ้น

5.1.4 ขนาดของเกรนแต่ละตำแหน่งเกิดจากการได้รับผลกระทบความร้อนจากการเชื่อมที่ทำให้แต่ละตำแหน่งได้รับอุณหภูมิและมีอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน

5.1.5 การให้ความร้อนหลังการเชื่อมกับชิ้นงานที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคตอยด์มาก (590°C) ไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้าง

ตารางที่ 5.1 ผลการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนทางด้านวัสดุ T22

ช่วงอุณหภูมิ (°C)	การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนทางด้านวัสดุ T22
650°C	พบขอบเกรนของออสเทนไนต์เดิม
690-700°C	โครงสร้างมาร์เทนไซต์สลายตัว พบขอบเกรนเฟอร์ไรท์
690-700°C 14 ชั่วโมง	เกรนเฟอร์ไรท์มีขนาดใหญ่มากขึ้น
730-740°C	พบโครงสร้างเฟอร์ไรท์และออสเทนไนต์
770°C	พบโครงสร้างออสเทนไนต์สมบูรณ์

5.1.6 เทคนิค LEEM ของสถานีทดลอง BL3.2U6 มีประสิทธิภาพในการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 เมื่อทำการให้ความร้อนกับชิ้นงานสูงถึง 770°C ในลักษณะการมองเห็นแบบ in-situ

5.2 ข้อเสนอแนะ

งานวิจัยนี้ศึกษาการสลายตัวของมาร์เทนไซต์บริเวณกระทบบร้อนในการเชื่อมต่อวัสดุที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด SA213-T22 และลวดเชื่อม ER90S-B9 จากกระบวนการเชื่อมทิก สามารถเป็นแนวทางการศึกษาในกลุ่มวัสดุอื่น ๆ โดยใช้เทคนิค LEEM ในลักษณะ In-Situ ได้

รายการอ้างอิง

- ธนกร ณ พัทลุง (2552). สิ่งทีควรรู้เกี่ยวกับวัสดุที่ใช้ในหม้อไอน้ำ. **MTEC** กรกฎาคม-กันยายน. 14-18.
- พิเชษฐ์ สุขโต (2561). การศึกษาสาเหตุการเกิดรอยแตกร้าวท่อ Expander ของ main steam stop valve โรงไฟฟ้าวังน้อย. วิทยานิพนธ์ปริญญาโท สาขาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี.
- สมาน เสนงาม. (2543). ฟังแสดงการไหลของเครื่องกำเนิดไอน้ำ [ออนไลน์]. ได้จาก: https://www.me.psu.ac.th/Power_Plant_Engineering/index.htm
- Abd elmaoula1, A.E., Abdelaziz, H.M., Mosa, E. S., Morsi, M. A., and Atlam, A. (2015). Effect of post weld heat treatment and filler metals on microstructures and mechanical properties of GTAW and SMAW weldments between P11 and P91 steels. **IRJET**. 6(4): 620-631.
- Albert, S. K., Gill, T. P. S., Tyagi, A. K., Mannan, S. L., Kulkarni, S. D., and Rodriguez, P. (1997). Soft zone formation in dissimilar weldsbetween two Cr-Mo steels. **Welding Journal** 76(3): 135-142.
- American Welding Society (ed.). (2015). **Specification for seamless ferritic and austenitic alloy-steel boiler, superheater, and heat-exchanger tubes**. New York: AWS.
- American Welding Society (ed.). (2015). **Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding**. New York: AWS.
- Anand, R., Sudha, C., Paul, V. T., Saroja, S., and Vijayalakshmi, M. (2010). Microstructural changes in grade 22 ferritic steel clad successively with Ni-based and 9Cr filler metals. **Welding Journal** 89(4): 65-74.
- Cerjak, H. H., and Mayr, P. (2008). **Creep resistant steels**. Cambridge: Woodhead Publ..
- Chan, C. K., Ohta, T., Kellogg, G. L., Mansfield, L., Ramanathan, K., and Noufi, R. (2014). Direct observation of grain boundary PN junction potentials in cigs using photoemission and low energy electron microscopy (PELEEM). In **2014 IEEE 40th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)** (pp. 1908-1911). IEEE.

- Foret, R., Zlamal, B., and Sopousek, J. (2006). Structural stability of dissimilar weld between two Cr-Mo-V steels. **Welding Journal** 85: 211-217.
- Gandy, D. (2005). Grade 22 Low Alloys Steel Handbook. **Electric Power Research Institute. Final Report.**
- Gope, N., Mukherjee, T., and Sarma, D. S. (1992). Influence of long-term aging at 520°C and 560°C and the superimposed creep stress on the microstructure of 1.25 Cr-0.5 Mo steel. **Metallurgical Transactions A** 23(1): 221-235.
- King, Benjamin. (2005). **Welding and post weld heat treatment of 2.25% Cr-1% Mo steel.** Australia.
- Liu, H. W., Al-Mahboob, A., Fujikawa, Y., Fukui, N., Hitosugi, T., Hashizume, T., and Sakurai, T. (2010). Pentacene growth on graphite investigated by low-energy electron microscope. **Journal of Crystal Growth** 312(7): 967-970.
- Lundin, C. D., Khan, K. K., and Yang, D. (1995). Report No. 1: Effect of carbon migration in Cr-Mo weldments on metallurgical structure and mechanical properties. **Bulletin-Welding Research Council** (407).
- Mayr, P., Schlacher, C., Siefert, J. A., and Parker, J. D. (2019). Microstructural features, mechanical properties and high temperature failures of ferritic to ferritic dissimilar welds. **International Materials Reviews** 64(1): 1-26.
- Mittal, R., and Sidhu, B. S. (2014). Microstructural and mechanical characterization of different zones of T91/T22 weldment. **Int. J. Surg. Eng. Mater. Technol.** 4(2): 45-49.
- Mosa, E. S., Abdelaziz, H. M., Morsy, M. A., Atlam, A., and Abdel-Moula, E. (2016). Investigation on the influence of post weld heat treatments on weldments between P91 and P11. **International Research Journal of Engineering and Technology** 3(11): 833-841.
- Mullet, C. H., and Chiang, S. (2014). Reconstructions and phase transition of clean Ge (110). **Surface Science** 621: 184-190.
- Nawrocki, J. G., DuPont, J. N., Marder, A. R., and Robino, C. V. (2001). The postweld heat-treatment response of simulated coarse-grained heat-affected zones in a new ferritic steel. **Metallurgical and Materials Transactions A** 32(10): 2585-2594.
- Petchsang, S. and Phung-On, I. (2013, October). Effect of PWHT time on soft zone and hard zone of 2.25Cr-1Mo steel weldment, **In IE-Network Conf.**

- Race, J. M. (1992). Carbon diffusion across dissimilar steel welds [On-line] (Doctoral dissertation, University of Cambridge). (n.d.)
- Raman, R. S., and Al-Mazrouee, A. (2007). High-temperature oxidation of Cr-Mo steels and its relevance to accelerated rupture testing and life assessment of in-service components. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 38(8): 1750-1759.
- Sae-teaw, N., Poopat, B., Phung-on, I., and Chairuangstri, T. (2010). Analysis of microstructure in soft zone and precipitation zone of dissimilar Cr-Mo steels weldment. **Aijstpme**. 3(2): 57-64.
- Schulze, P., Schmidl, E., Grund, T., and Lampke, T. (2016). Prediction of austenite formation temperatures using artificial neural networks. **In IOP Conference Series Materials Science and Engineering** (p. 012029). IOP Publishing.
- Sudha, C., Paul, V. T., Terrance, A. L. E., Saroja, S., and Vijayalakshmi, M. (2006). Microstructure and microchemistry of hard zone in dissimilar weldments of Cr-Mo steels. **Welding Journal** 85(4): 71-80.
- Sudha, C., Terrance, A. L. E., Albert, S. K., & Vijayalakshmi, M. (2002). Systematic study of formation of soft and hard zones in the dissimilar weldments of Cr-Mo steels. **Journal of Nuclear Materials** 302(2-3): 193-205.
- Sultan, A. R., Ravibharath, R., and Narayanasamy, R. (2017). Study of dissimilar header welding between 2.25 Cr-1Mo steel and 9Cr-1Mo steel with 9018 B9 electrode under various conditions of post weld heat treatment. **Transactions of the Indian Institute of Metals** 70(8): 2079-2092.
- Świech, W., Bauer, E., & Mundschau, M. (1991). A low-energy electron microscopy study of the system Si (111)-Au. **Surface science** 253(1-3): 283-296.
- The Welding Master. (2017). GTAW [On-line]. Available: <http://theweldingmaster.com/what-is-tig-welding-process-or-gas-tungsten-arc-welding-gtaw/>
- Wordpress (n.d.). **Powerplant** [On-line]. Available: <https://powerplant2.wordpress.com/>
- Yamamoto, S. (2008). **Arc welding of specific steels and cast irons**. Japan: Shinko Welding Service.

You, Y. Y., Shiue, R. K., Shiue, R. H., and Chen, C. (2001). The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr-1Mo steel. **Journal of materials science letters** 20(15): 1429-1432.

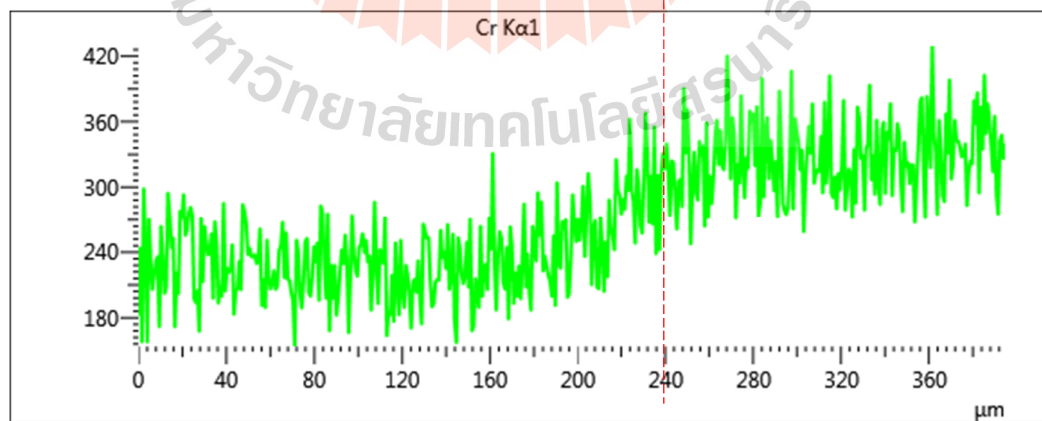
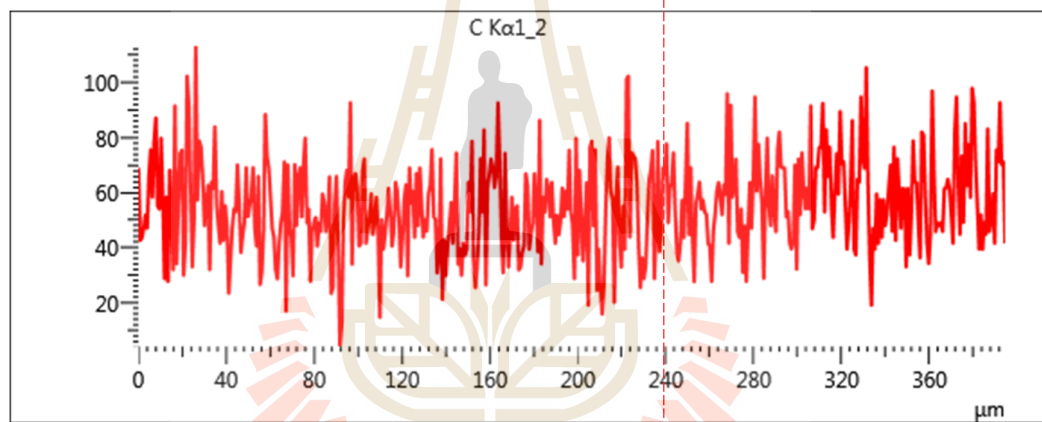
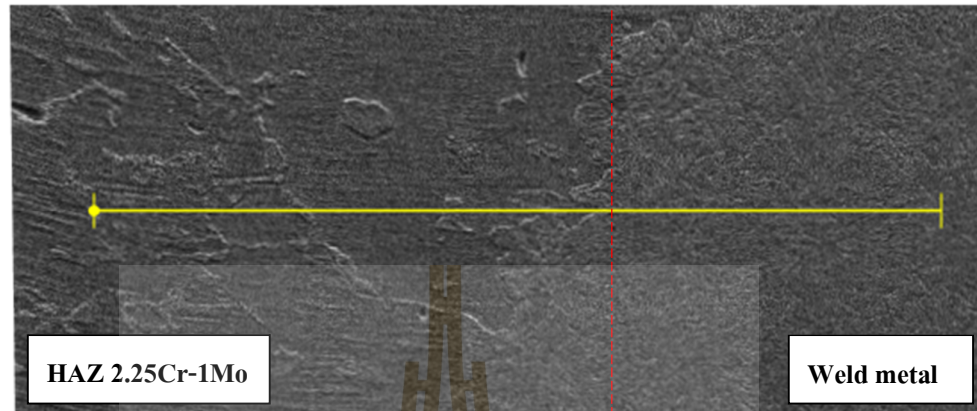




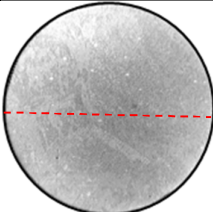
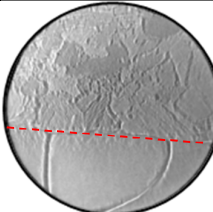
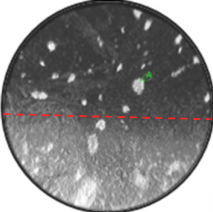
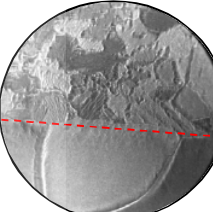
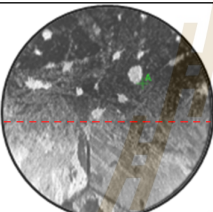
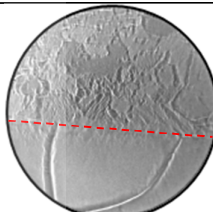
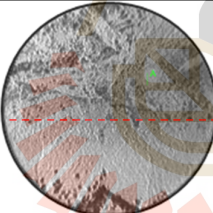
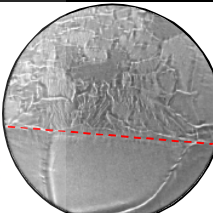
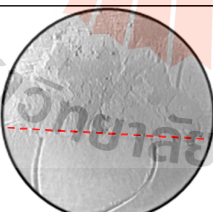
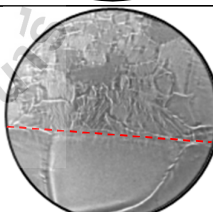
ภาคผนวก ก

ผลการทดสอบ SEM/EDS

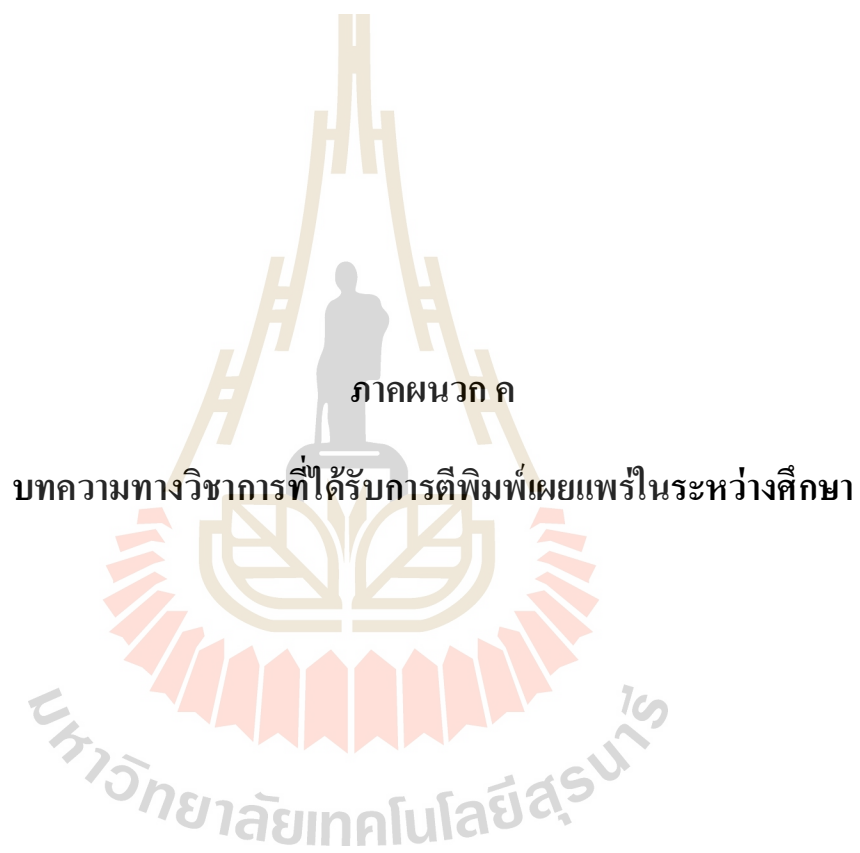
ผลการทดสอบ SEM/EDS บริเวณรอยต่อของรอยเชื่อม





LEEM images Zone			
Start voltage at ≈ 0.40 V, $75 \mu\text{m}$ field-of-view(FOV)			
อุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)	Position 1 CGHAZ (bottom)	อุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)	Position 1 CGHAZ (bottom)
(1) อุณหภูมิห้อง		(6) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700 $^{\circ}\text{C}$	
(2) Heating $T < T_{AC1}$ 500 $^{\circ}\text{C}$		(7) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700 $^{\circ}\text{C}$ @2 hrs.	
(3) Heating $T < T_{AC1}$ 650 $^{\circ}\text{C}$		(8) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700 $^{\circ}\text{C}$ @6 hrs.	
(4) Heating $T < T_{AC1}$ 670 $^{\circ}\text{C}$		(9) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700 $^{\circ}\text{C}$ @10 hrs.	
(5) Heating $T < T_{AC1}$ 680 $^{\circ}\text{C}$		(10) Heating $T < T_{AC1}$ 690 - 700 $^{\circ}\text{C}$ @14 hrs.	

LEEM images Zone			
Start voltage at ≈ 0.40 V, 75 μm field-of-view(FOV)			
อุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)	Position 1 CGHAZ (bottom)	อุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)	Position 1 CGHAZ (bottom)
(11) Heating $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 730 $^{\circ}\text{C}$ @1 hrs.		(16) Heating $T_{AC3} < T$ 770 $^{\circ}\text{C}$ @3 hr.	
(12) Heating $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 730 $^{\circ}\text{C}$ @2 hrs.		(17) Cooling $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 740 $^{\circ}\text{C}$ @1 hr.	
(13) Heating $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 730 $^{\circ}\text{C}$ @7 hrs.		(18) Cooling $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 670 $^{\circ}\text{C}$ @1 hr.	
(14) Heating $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 740 $^{\circ}\text{C}$ @12 hr.		(19) Cooling $T_{AC1} < T <$ T_{AC3} 670 $^{\circ}\text{C}$ @2 hr.	
(15) cooling $T < T_{AC1}$ 730 $^{\circ}\text{C}$			



ภาคผนวก ค

บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

รายชื่อบทความที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

- สุดารัตน์ เขตสูงเนิน, จงกล ศรีธร และ อิศรทัต พึ่งอัน (2560). การศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในการเชื่อมโลหะต่างชนิดในเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด T22 ด้วยลวด ER90S-B9. การประชุมวิชาการ **Thailand Welding and Inspection Technology** ณ โรงแรมแซนด์คูนส์ เจ้าหลาวบิซ รีสอร์ท จังหวัดจันทบุรี วันที่ 11-12 พฤศจิกายน 158-164.
- Khetsoongnoen, S., Phung-on, I. and Srithorn, J. (2018). Microstructure Evolution study and Mechanical Properties in T22 Cr-Mo Steel Dissimilar Welding with ER90S-B9. **The 8th International Congress on Engineering and Information**. May 1-4, 2018, Hokkaido, Japan

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
 การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
 11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

การศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในการเชื่อมโลหะต่างชนิดในเหล็กกล้า

โครเมียม-โมลิตินัมเกรด T22 ด้วยลวด ER90S-B9

Microstructure Evolution Study in T22 Cr-Mo Steel Dissimilar Welding with
 ER90S-B9

สุदारัตน์ เขตสูงเนิน จงกอด ศรีธร อิศรทัต พึ่งอัน

Sudarat Khetsoongnoen^{1,a} Jongkol Srithorn^{1,b} Isaratat Phung-on^{2,c}

¹สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี นครราชสีมา

²ศูนย์เทคโนโลยีซ่อมบำรุงรักษา มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี กรุงเทพมหานคร

^apecare_pam@hotmail.com ^bjongkol@su.ac.th ^cisaratat.phu@kmutt.ac.th

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ให้การศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิตินัมเกรด T22 หลังได้รับความร้อนหลังการเชื่อม เพื่อสังเกตแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟอร์ไรต์ (Ferrite) และเพิร์ลไลต์ (Pearlite) ในแต่ละจุดเทียบกับเวลา รวมถึงวิเคราะห์หาปริมาณธาตุและผลึกคาร์ไบด์ต่อพื้นที่เพื่อศึกษาแนวโน้มการเคลื่อนที่ธาตุคาร์บอน ในการเชื่อมเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิตินัมเกรด 2.25Cr-1Mo ด้วยกระบวนการเชื่อม TIG โดยใช้ลวดเชื่อม ER90S-B9 โดยอุณหภูมิในการให้ความร้อนหลังการเชื่อม (PWHT) แก่ชิ้นงานทดสอบเท่ากับ 760 °C เป็นระยะเวลา 0.5, 1, 2, 3 และ 4 ชั่วโมง ผลการศึกษาพบว่าเมื่อให้ความร้อนในเวลายาวขึ้น บริเวณโลหะเชื่อมที่มีการเกิด Hard zone มีแนวโน้มของการเกิดเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นถึง 17.06 เปอร์เซ็นต์ และเพิร์ลไลต์มีค่าลดลงถึง 82.94 เปอร์เซ็นต์ ค่าเปอร์เซ็นต์ของผลึกคาร์ไบด์ในบริเวณ Hard zone มีค่าเพิ่มขึ้น 6.24 เปอร์เซ็นต์ ในขณะที่บริเวณเนื้อโลหะที่เกิด Soft zone พบการเกิดเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้น 30.15 เปอร์เซ็นต์และเพิร์ลไลต์มีค่าลดลงถึง 69.85 เปอร์เซ็นต์ พบผลึกคาร์ไบด์ลดลงถึง 1.43 เปอร์เซ็นต์ เนื่องจากบริเวณ Soft zone มีโครเมียมน้อยกว่าบริเวณ Hard zone ทำให้คาร์บอนเคลื่อนที่จากเนื้อโลหะ (Soft zone) ไปจับกับโครเมียมด้านโลหะเชื่อม (Hard zone) จึงเกิดเป็นผลึกของคาร์ไบด์ในระหว่างเวลาให้ความร้อนหลังการเชื่อม และจากการศึกษาการเคลื่อนที่ของคาร์บอนผ่านกราฟวิเคราะห์ด้วย EDS พบจำนวนปริมาณธาตุคาร์บอนบริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมมีปริมาณสูงขึ้นแปรผันตามเวลาให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่มากขึ้น เนื่องจากเกิดการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอนจากตัวเนื้อโลหะเดิมที่มีปริมาณโครเมียมต่ำกว่าเนื้อโลหะเชื่อม

คำสำคัญ : การให้ความร้อนหลังการเชื่อม, การเคลื่อนที่ของคาร์บอน, ตะกอนคาร์ไบด์

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

Abstract

This research was to study the microstructure of Chromium-Molybdenum steel grade T22 at various post weld heat treatment periods. Cr-Mo steel grade T22 welds were performed using GTAW process and ER90S-B9 was used as a filler metal. Post weld treatment temperature was carried out at 760 °C at various periods of 0.5, 1, 2, 3 and 4 hours. SEM and EDS analysis was using to observe the phase transformation at hard zone and soft zone. The results showed that at hard zone, the percentage of ferrite was increased to 17.06 % and pearlite was decreased to 82.94% with the carbide precipitate 6.24%. At the soft zone, the percentage of ferrite was 30.15% and pearlite was 69.85% with the decreasing of carbide precipitate up to 1.43%. The different of percentage of ferrite, pearlite and carbide precipitate occurred the carbon migration from the low-Cr side(T22 HAZ) into the high-Cr side(ER90S-B9) during PWHT due to the carbon activity gradient. Microstructure observation revealed that at the fusion line the amount of carbon has increased with increase of PWHT periods due to the carbon migration from soft zone to hard zone.

Keywords : PWHT ,Carbon migration, Carbide precipitate

1. บทนำ

ท่อไอน้ำแรงดันสูง (Steam Piping) ถือว่าเป็นอุปกรณ์หนึ่งที่มีความสำคัญสำหรับการผลิตกระแสไฟฟ้าใน โรงไฟฟ้า โดยอุปกรณ์ที่ใช้งานในโรงไฟฟ้า ส่วนใหญ่ผลิตมาจากวัสดุของกลุ่มเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม (Cr-Mo steels) ซึ่งวัสดุประเภทนี้มักถูกใช้อย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมปิโตรเคมี และโรงไฟฟ้า มีความสามารถด้านทนการเป็นสนิมได้ มีความแข็งแรง และทนต่อการกัดกร่อน ทนความร้อนสูง คงความแข็งที่อุณหภูมิสูง (1-7) ซึ่งวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 9Cr-1Mo (SA213 grade T91) ได้ถูกนำมาพัฒนาขึ้น เพื่อทดแทนวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 2.25 Cr-1Mo (SA213 grade T22) เนื่องจากวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 9Cr-1Mo มีความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง (Creep Strength) ได้มากกว่า ดังนั้นการเชื่อมของวัสดุต่างชนิดกัน (Dissimilar Joining) จึงเป็นที่ถกเถียงไม่ได้ในปัจจุบัน เมื่อวัสดุเหล่านี้มีการใช้งานไปในระยะหนึ่งภายใต้อุณหภูมิที่สูงเป็นเวลานาน จะทำให้คุณสมบัติทางกลของวัสดุลดลง ปัญหาหนึ่งที่พบในการเชื่อมต่อวัสดุต่างชนิดกันของวัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมคือ การเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน (Carbon Migration) ในระหว่างการให้ความร้อนหลังการเชื่อม (Post Weld Heat Treatment: PWHT) ซึ่งเป็นผลมาจากการมีการร่อนออกคาร์บอน (Carbon Activity) ที่แตกต่างกัน ซึ่งเกิดเป็นแรงขับ (Driving Force) ให้ดึงธาตุคาร์บอน จากวัสดุที่มีอัตราค่าคาร์บอนต่ำกว่าเข้าสู่วัสดุที่มีอัตราค่าสูงกว่า ทำให้ด้านที่มีอัตราค่าต่ำกว่ากลายเป็นบริเวณที่มีความแข็งแรงต่ำกว่าบริเวณอื่นหรือเรียกว่า บริเวณอ่อน (Soft Zone) และส่งผลให้ต้องสูญเสียความแข็งแรง ส่วนด้านที่มีอัตราค่าสูงจะมีการตกตะกอนธาตุ (Precipitation) เกิดขึ้นกลายเป็น บริเวณที่มีความแข็งแรงและเปราะ (Hard Zone หรือ Carburized Zone) [8]

ด้วยเหตุนี้ทางคณะผู้วิจัยจึงได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 2.25Cr-1Mo เพื่อศึกษาโครงสร้างที่เปลี่ยนแปลงไปในบริเวณที่เกิด Soft Zone และ Hard Zone ในระยะเวลาการให้ความร้อนหลังการเชื่อมที่แตกต่างกัน โดยใช้กล้องจุลทรรศน์ ซึ่งคาดว่าจะช่วยในการคาดการณ์อัตราการใช้งานของเหล็ก เพื่อเปลี่ยนแปลงและซ่อมบำรุงก่อนเกิดการเสียหายได้

2. วัสดุอุปกรณ์และวิธีการวิจัย

2.1 วัสดุและกระบวนการเชื่อม

วัสดุที่ใช้ในการศึกษา คือ วัสดุเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo ที่ผ่านกระบวนการเชื่อมแก๊ส (Gas Tungsten Arc Welding) โดยใช้ลวดเชื่อมต่างชนิดกัน คือ ER90S-B9 จากนั้นทำการวัดชิ้นงานทดสอบให้มีความยาวที่ 18 มิลลิเมตร และความหนา 3 มิลลิเมตร เป็นจำนวน 5 ชิ้น

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

หลังจากนั้นนำชิ้นงานทดสอบที่ทำการตัด เช้าลอบเพื่อทำการให้ความร้อนหลังการเชื่อม โดยอุณหภูมิการให้ความร้อนหลังการเชื่อมเท่ากับ 760 °C เป็นระยะเวลา 0.5, 1, 2, 3 และ 4 ชั่วโมง ตามลำดับ

2.2 วิธีการทดสอบ

ทำการเตรียมผิวหน้าชิ้นงานทดสอบที่จะใช้สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยนำชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม มาหล่อเรซิน (Mounting) แล้วขัดหยาบด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 100 200 320 400 600 800 1,000 และ 1,200 และทำการขัดละเอียดด้วยผงซิลิกอนา 0.3 μm ด้วยเครื่องขัดผงซิลิกอนาจนหมด หลังจากนั้นก็ทำการกัดผิวหน้าชิ้นงานทดสอบด้วยกรด 10 ml HNO₃ + 20 ml HCl + 30 ml water[8] เมื่อทำการกัดเสร็จแล้วนำชิ้นงานล้างด้วยแอลกอฮอล์ และนำไปให้แห้ง

จากนั้นนำชิ้นงานมาตรวจสอบและต้องตั้งกล้องเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscopy : OM) ด้วยกำลังขยาย 200 เท่า และ ใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Scanning Electron Microscope : SEM) ที่กำลังขยาย 3000 เท่า โดยสังเกตความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคในแต่ละตำแหน่งและทำการวิเคราะห์ EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometer) เพื่อวิเคราะห์หาปริมาณธาตุคอลลีที่และศึกษาแนวโน้มของการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน โดยเริ่มจากการกำหนดพื้นที่ในการวิเคราะห์ด้วย EDS พร้อมถ่ายโครงสร้างจุลภาคเพื่อนำมาวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Image J เพื่อวิเคราะห์หาปริมาณผลึกคาร์ไบด์

3. ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง

3.1 แนวโน้มการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในแต่ละจุดที่สนใจ

3.1.1 เปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์เมื่อเทียบกับเวลา

โครงสร้างแรกเริ่มของบริเวณ โลหะเชื่อม (Weld metal) ที่พบเป็นเกรนของทังสเตนคาร์ไบด์ หลังจากให้ความร้อนหลังการเชื่อม พบว่าเริ่มมีโครงสร้างของเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์ โดยบริเวณเนื้อโลหะ (Base metal) ประกอบไปด้วยโครงสร้างของเฟอร์ไรท์, เฟอไรต์ และผลึกของคาร์ไบด์ ซึ่งสามารถวัดเปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์ที่เปลี่ยน ไปในแต่ละจุดบนชิ้นงาน ได้ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง ในการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคที่ กำลังขยาย 200 เท่า จากนั้นนำภาพถ่ายไปประมวลผลโดยโปรแกรม Image J ในการวัดค่าเปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์

ตารางที่ 3.1 เปอร์เซ็นต์ของเฟอร์ไรท์และเฟอไรต์ เมื่อเทียบกับเวลาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชิ้นที่ 2 และบริเวณเส้นแบ่งระหว่างเนื้อโลหะเชื่อมชิ้นที่ 1 และชิ้นที่ 2

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชิ้นที่ 2			บริเวณเส้นแบ่งระหว่างเนื้อโลหะเชื่อมชิ้นที่ 1 และชิ้นที่ 2		
เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	โครงสร้าง		เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	โครงสร้าง	
	Ferrite (%)	Pearlite (%)		Ferrite (%)	Pearlite (%)
0.5 ชั่วโมง	8.87	91.14	0.5 ชั่วโมง	5.98	94.02
1 ชั่วโมง	10.74	89.26	1 ชั่วโมง	11.62	88.38
2 ชั่วโมง	12.23	87.77	2 ชั่วโมง	10.00	90.00
3 ชั่วโมง	13.33	86.67	3 ชั่วโมง	15.69	84.31
4 ชั่วโมง	23.44	76.56	4 ชั่วโมง	17.50	82.50

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

จากตารางที่ 3.1 เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานหลังการเชื่อมในเวลาที่มากขึ้น พบว่าแนวโน้มของการเกิดเฟอไรต์ที่มีค่าเพิ่มขึ้นและเฟอไรต์ที่มีค่าลดลง เนื่องจากบริเวณเส้นแบ่งระหว่างเนื้อลวดเชื่อมชั้นที่ 1 และชั้นที่ 2 ได้รับผลกระทบจากการทำ PWHT ที่นานขึ้น เกรนอิ่งโคจีน เกิดเป็นโครงสร้างเฟอไรต์มากขึ้น และอัตราการเย็นตัวช้าทำให้เกิดเฟอไรต์มากขึ้น

ตารางที่ 3.2 เปรียบเทียบค่าของเฟอไรต์และเพิร์ลไลต์เมื่อเทียบกับเวลาของบริเวณเนื้อลวดเชื่อมชั้นที่ 1 และบริเวณเส้นแบ่งระหว่างเนื้อลวดเชื่อมชั้นที่ 1 กับเนื้อโลหะ(Base metal)

บริเวณเนื้อลวดเชื่อมชั้นที่ 1			บริเวณเส้นแบ่งระหว่างเนื้อลวดเชื่อมชั้นที่ 1 กับเนื้อโลหะ(Base metal)		
เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	โครงสร้าง		เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	โครงสร้าง	
	Ferrite (%)	Pearlite (%)		Ferrite (%)	Pearlite (%)
0.5 ชั่วโมง	13.09	86.91	0.5 ชั่วโมง	12.19	87.81
1 ชั่วโมง	14.05	85.95	1 ชั่วโมง	12.92	87.08
2 ชั่วโมง	46.56	53.44	2 ชั่วโมง	11.55	88.46
3 ชั่วโมง	34.36	65.64	3 ชั่วโมง	21.17	78.83
4 ชั่วโมง	33.94	66.06	4 ชั่วโมง	17.06	82.94

จากตารางที่ 3.2 เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานหลังการเชื่อมในเวลาที่มากขึ้น พบว่าแนวโน้มของการเกิดเฟอไรต์ที่มีค่าเพิ่มขึ้นและเฟอไรต์ที่มีค่าลดลง เนื่องจากบริเวณรอยต่อของเชื่อมทางด้านโลหะเชื่อม เป็นบริเวณที่เกิด Hard zone ที่เกิดการเคลื่อนที่ของคาร์บอน ทำให้บริเวณนี้มีค่าความแข็งมากแต่เปราะ ไม่มีเฟอไรต์มากนัก แต่บริเวณรอยต่อของรอยเชื่อมทางด้านเนื้อโลหะเดิม เมื่อให้ความร้อนหลังการเชื่อมด้วยระยะเวลาเพิ่มขึ้น พบเกรนโคจีน เกิดเป็นโครงสร้างเฟอไรต์มากขึ้น และอัตราการเย็นตัวช้าทำให้เกิดเฟอไรต์มากขึ้น เช่นเดียวกับบริเวณเส้นแบ่งระหว่างโลหะเชื่อมชั้นที่ 1 กับเนื้อโลหะเป็นบริเวณที่เกิด Hard zone และ Soft zone เมื่อชิ้นงานที่ผ่านการ PWHT เป็นเวลานาน ทำให้บริเวณ Soft zone เกิดโครงสร้างของเฟอไรต์มากขึ้น ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มีค่าความแข็งต่ำลง

ตารางที่ 3.3 เปรียบเทียบค่าของเฟอไรต์และเพิร์ลไลต์ เมื่อเทียบกับเวลาของบริเวณเนื้อโลหะ(Base metal)

บริเวณเนื้อโลหะ(Base metal)		
เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	โครงสร้าง	
	Ferrite (%)	Pearlite (%)
0.5 ชั่วโมง	14.82	85.18
1 ชั่วโมง	11.79	88.21
2 ชั่วโมง	33.79	66.24
3 ชั่วโมง	46.67	53.33
4 ชั่วโมง	30.15	69.85

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
 การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
 11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

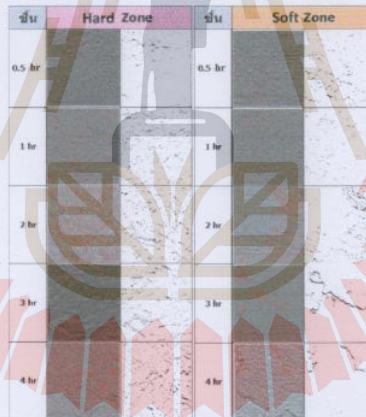
จากตารางที่ 3.3 เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานหลังการเชื่อมในเวลาที่มากขึ้น พบว่าแนวโน้มของเกรนที่ก่อตัวมีค่าเพิ่มขึ้น และพีคโลที่มีค่าลดลง เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะ เป็นบริเวณที่ได้รับผลกระทบจากการเกิด Soft zone คือ ในระหว่างการ PWHT โครงสร้างภายในของเนื้อโลหะ คาร์บอนจะมีการเคลื่อนที่จากเนื้อโลหะเดิมเข้าสู่เนื้อโลหะเชื่อม ทำให้บริเวณนี้เกิดการสูญเสียความแข็ง

3.2 ปริมาณเหล็กคาร์ไบด์

ปริมาณเหล็กคาร์ไบด์วิเคราะห์จากรูปถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจาก SEM สามารถแสดงดังตารางที่ 3.4 และรูปที่ 3.1

ตารางที่ 3.4 ปริมาณเหล็กคาร์ไบด์ในบริเวณ Soft Zone และ Hard Zone

เวลาที่ให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน	เปอร์เซ็นต์เหล็กคาร์ไบด์ (%)	
	Hard zone	Soft zone
0.5 ชั่วโมง	2.085	3.031
1 ชั่วโมง	5.163	2.452
2 ชั่วโมง	5.646	4.016
3 ชั่วโมง	5.766	0.918
4 ชั่วโมง	6.248	1.434



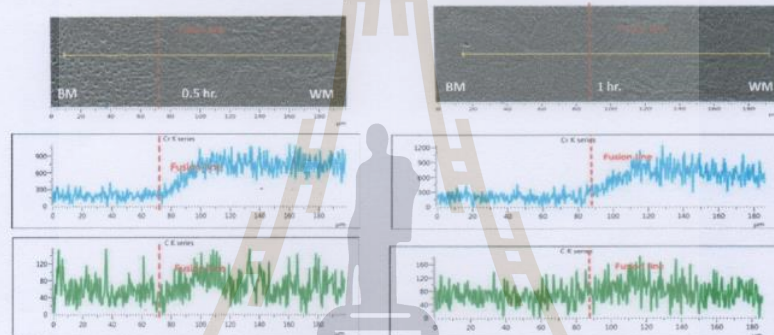
รูปที่ 3.1 การวิเคราะห์โครงสร้างผ่านโปรแกรม Image J ในบริเวณ Soft Zone และ Hard Zone

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
 การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
 11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

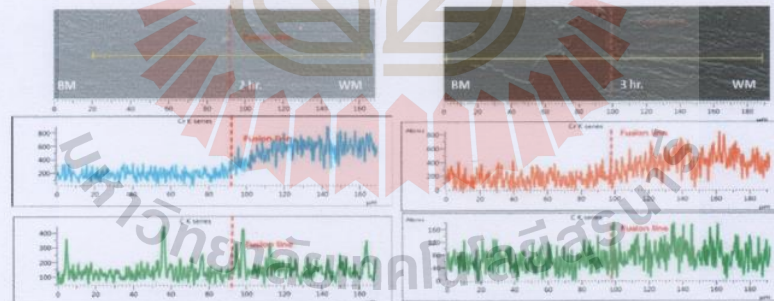
หลังจากที่นำชิ้นงานไปให้ความร้อนหลังการเชื่อมในเวลาที่แตกต่างกัน พบว่าเมื่อเวลาผ่านไป ค่าเปอร์เซ็นต์ของผลึกคาร์ไบด์ในบริเวณ Hard Zone มีค่าเพิ่มขึ้น และในบริเวณ Soft Zone มีค่าเปอร์เซ็นต์ของผลึกคาร์ไบด์ลดลง เนื่องจากทางบริเวณ Soft Zone มีปริมาณโครเมียมน้อยกว่าทางบริเวณ Hard Zone ทำให้คาร์บอนเคลื่อนที่จากเนื้อโลหะ (Soft Zone) ไปจับกับโครเมียมด้านโลหะเชื่อม (Hard Zone) เกิดเป็นผลึกของคาร์ไบด์

3.3 การเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน

การเคลื่อนที่ของคาร์บอนวิเคราะห์ได้จากกราฟนำชิ้นงานไปส่องด้วยกล้อง SEM และวิเคราะห์ด้วย EDS โดยผลที่ได้แสดงดังรูปที่ 3.2 - 3.4 เมื่อชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเชื่อมด้วยวัสดุที่ต่างชนิดกัน ได้รับความร้อนหลังการเชื่อม จะเกิดการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน ภายในชิ้นงาน อันเป็นผลมาจากความต่างของธาตุทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอน จากทางคาร์ไบด์ที่มีธาตุโครเมียมต่ำ (Base Metal) ไปสู่คาร์ไบด์ที่มีธาตุโครเมียมสูง (Weld Metal) บริเวณที่ธาตุคาร์บอนเคลื่อนที่ไป เกิดเป็นบริเวณที่เรียกว่า Hard Zone ส่วนคาร์ไบด์ที่สูญเสียธาตุคาร์บอนเรียกว่า Soft Zone มีเส้นรอยเชื่อม (Fusion Line) คั่นกลาง โดยพบว่าปริมาณคาร์บอนจะมีแนวโน้มสูงขึ้นตามเวลาการให้ความร้อนที่มากขึ้น

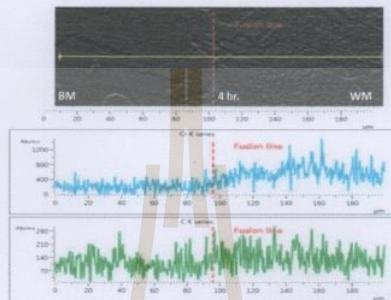


รูปที่ 3.2 ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคบริเวณ Fusion line ที่กราฟแสดงปริมาณของธาตุคาร์บอนและธาตุโครเมียมต่อพื้นที่ของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 0.5 และ 1 ชั่วโมง ตามลำดับ



The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
 การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
 11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

รูปที่ 3.3 ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคบริเวณ Fusion line กับกราฟแสดงปริมาณของธาตุคาร์บอนและธาตุโครเมียมต่อพื้นที่ของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 2 และ 3 ชั่วโมง



รูปที่ 3.4 ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคบริเวณ Fusion line กับกราฟแสดงปริมาณของธาตุคาร์บอนและธาตุโครเมียมต่อพื้นที่ของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนหลังการเชื่อม 4 ชั่วโมง

4. สรุปและเสนอแนะ

จากการศึกษาเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo หลังผ่านความร้อนหลังการเชื่อม พบว่าบริเวณรอยต่อระหว่างเนื้อถาดเชื่อมและเนื้อโลหะเกิด Hard Zone และ Soft Zone ขึ้น จากเหตุจากความแตกต่างของธาตุทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของธาตุคาร์บอนจากทางด้านวัสดุที่มีอัตราค่าต่ำไปสู่ด้านที่มีอัตราค่าสูงกว่า[8] ซึ่งเหล็กกล้าโครเมียม-โมลิบดีนัม เกรด 2.25Cr-1Mo มีปริมาณธาตุโครเมียมต่ำกว่าเนื้อโลหะเชื่อม ทำให้ธาตุคาร์บอนเกิดการเคลื่อนตัวจากเนื้อโลหะไปสู่เนื้อโลหะเชื่อม บริเวณที่ธาตุคาร์บอนเคลื่อนที่ไปคือบริเวณที่เรียกว่า Hard Zone เกิดโครงสร้างเฟสที่โตหยาบกว่าเฟอไรท์ ทำให้โครงสร้างในบริเวณ Hard Zone มีความแข็งสูงกว่าบริเวณ Soft Zone เพราะโครงสร้างส่วนใหญ่เป็นเฟอไรท์ ที่มีขนาดใหญ่มากและหยาบ อันเป็นผลมาจากการสูญเสียธาตุคาร์บอน และจากการศึกษาผลของเวลาให้ความร้อนหลังการเชื่อม พบว่าปริมาณของเหล็กคาร์ไบด์ทางบริเวณ Hard Zone มีมากกว่าบริเวณ Soft Zone เพราะผลึกคาร์ไบด์ที่เกิดจากการที่ธาตุคาร์บอนเคลื่อนตัวออกจากเนื้อโลหะ (Soft Zone) ไปจับกับโครเมียมทางด้านถาดเชื่อม (Hard Zone)

5. กิตติกรรมประกาศ

ผู้เขียนขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร. จงกล ศิริธรรม และ ศศ.ดร. อิศรศักดิ์ พิ้งอิน ที่ให้คำปรึกษาและติดตามความก้าวหน้าในการดำเนินงานวิจัย คุณวิษณุ เมื่อกแดง และ คุณวิษณุ วีระชัยนทร ผู้ดูแลศูนย์อาคารเครื่องมือ 6 ที่สะดวกให้ความอนุเคราะห์ในการสนับสนุนใช้เครื่องมือ

เอกสารอ้างอิง

- [1] Yamamoto, S., 2008, "Arc Welding of "Heat-Resistance Low Alloy Steel", Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons, 3rd ed., Shinko Welding Service CO., LTD, Japan, pp. 2-1-2-34.
- [2] AWS, 1998, "Carbon and Low-Alloy Steels", Welding Handbook Materials and Applications Part 2, 8th ed., Vol. 4, pp. 56-72.

The Conference of International Welding and Inspection Technology (IWIT 2017)
การประชุมวิชาการเทคโนโลยีการเชื่อมและการตรวจสอบ (TWIT 2017)
11-12 November 2017, Sand Dunes Chaolao Beach Resort, Chanthaburi, THAILAND

- [3] N. Gope, T. Mukherjee, and D.S. Sarma, 1992, "Influence of Long-Term Aging at 520°C and 560°C and the Superimposed Creep Stress on the Microstructure of 1.25Cr-0.5Mo Steel" *Journal of Metallurgical Transactions A*, Vol. 23A, pp.221-235.
- [4] S.K. Das, A. Jourder, and A. Mitra, 2004, "Magnetic Barkhausen emissions and microstructural degradation study in 1.25Cr-0.5Mo Steel during high temperature exposure" *Journal of NDT&E International*, Vol. 37, pp. 243-248.
- [5] R.K. Singh Raman and A. Al-Mazrouee, 2007, "High-Temperature Oxidation of Cr-Mo Steels and Its Relevance to Accelerated Rupture Testing and Life Assessment of In-Service Components", *Journal of Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38 A, pp. 1750-1759.
- [6] N. Sae-teaw, B. Poopat, I. Phung-on, T. Chairuangsi, 2010, "Analysis of Microstructure in Soft Zone and Precipitation Zone of Dissimilar Cr-Mo Steels Weldment", *Journal of AJSTPME* 3(2), pp. 57-64.
- [7] R. Anand, C. Sudha, V. Thomas Paul, S. Saroja, and M. Vijayalakshmi, 2010, "Microstructural Changes in Grade 22 Ferritic Steel Clad Successively with Ni-Based and 9Cr Filler Metals", *Welding Journal*, Vol.89, pp. 65-S-74-S.
- [8] พิมพ์ชนก แซ่ฉั่ว, อิศรศักดิ์ พิงฮันและชติลา เพชรสังข์. "การศึกษาโครงสร้างจุลภาคในชั้นงานเชื่อมเหล็กกล้า-โมลิบดีนัมเกรด 2.25Cr-1Mo เมื่อใช้ลวดเชื่อมต่างชนิดกัน". (ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรมและระบบการผลิต คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี, 2558). หน้า 1



มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ICEAI-0146
Microstructure Evolution study and Mechanical Properties in T22 Cr-Mo
Steel Dissimilar Welding with ER90S-B9

Sudarat Khetsoongnoen^a, Isaratat Phung-on^b, Jongkol Srithorn^{a,*}

^a Industrial Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology, Thailand

^b Maintenance Technology Center, King Mongkut's University of Technology Thonburi,
Thailand

* E-mail: jongkol@sut.ac.th

Abstract

This research was to study the microstructure and mechanical properties of Chromium-Molybdenum steel grade T22 at various post weld heat treatment periods. Cr-Mo steel grade T22 welds were performed using GTAW process and ER90S-B9 was used as a filler metal. Post weld treatment temperature was carried out at 760 °C at various periods of 0.5, 1 and 3 hours. SEM and EDS analysis was using to observe the phase transformation at hard zone and soft zone. The results showed that at hard zone, the percentage of ferrite was increased to 21.17 % and pearlite was decreased to 78.73% with the carbide precipitate 5.77%. At the soft zone, the percentage of ferrite was 46.67% and pearlite was 53.33% with the decreasing of carbide precipitate up to 0.92%. The different of percentage of ferrite, pearlite and carbide precipitate occurred the carbon migration from the low-Cr side(T22 HAZ) into the high-Cr side(ER90S-B9) during PWHT due to the carbon activity gradient. Microstructure observation revealed that at the fusion line the amount of carbon has increased with increase of PWHT periods due to the carbon migration from soft zone to hard zone. Therefore, the hardness of the welding sample after PWHT is lower than the non PWHT welding sample and hardness were depended on duration of PWHT. Increased time of PWHT, hardness were decreased.

Keywords: PWHT, Carbon migration, Carbide precipitate

1. Background/ Objectives and Goals

Steam Piping is one of the most important equipment for power generation in power plants and most of the power plant equipment is made from Cr-Mo steels. Cr-Mo low-alloy ferritic steel is widely used in petrochemicals and power plants depending on the service temperatures because Cr-Mo ferritic steels capable of with higher service temperatures and ability to resist corrosion.[1-7] 9Cr-1Mo (SA213 grade T91) is a development of new Cr-Mo ferritic steels replacing 2.25 Cr-1Mo (SA213 grade T22) which can be employed at still higher service temperatures. Therefore, dissimilar metals welding is inevitable today in some parts of the steam generator. When these materials are used for a period of time under high temperatures. The mechanical properties of the material were reduced.

One problem encountered in dissimilar metals welding is carbon migration between high Cr steels and low Cr steels during post weld heat treatment (PWHT) due to different in carbon content. As a driving force to pull carbon from lower alloy to higher alloy materials. Therefore the low-alloy side becomes a lower strength area, call soft zone and the high-alloy side has precipitation occurs in areas of hard zone as a result is high strength. [8-9]

The aim of this paper is to study the effect of variation for the different durations of PWHT temperatures on the microstructure and the effect of hardness changes on the mechanical properties of the dissimilar metals welding in 2.25 Cr-1Mo (SA213 grade T22) and ER90S-B9 electrode. It is expected to assist in the application of steel life expectancy. To change and repair before the damage.

2. Methods

The base steels selected was SA 213 T22(2.25Cr-1Mo steel) for tube and welding electrodes is ER90S-B9. The chemical composition of tube and welding electrodes are provided in Table 1. The tube size used had an outer diameter of 65 mm. and thickness of 6.5 mm., welds were performed using GTAW process. The preheat at 250 °c as minimum and interpass temperature were maintained at 300 °c The post weld heat treatment temperatures (PWHT) at 760 °c for various time duration of 0.5,1 and 3 hour. After PWHT will used for metallography and microhardness testing. Microstructure were taken in different zone after PWHT. The samples were polished and etched using HNO₃ + 20 ml HCl + 30 ml water[8]. SEM/EDS line scan techniques was employed for determination of the elemental redistribution across the weld interface for chromium and carbon element. Vicker's microhardness profile was taken across the weld interface from welding electrodes(ER90S-B9) and weldment side to 2.25Cr-1Mo side. The hardness was used to determination hardness in each location of weldment. This was tested at constant load 1 kgf. with distance between point of 250 micron.

Table 1: Chemical composition of tube and welding electrodes

Material	Chemical composition (wt-%)					
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si
2.25Cr-1Mo	0.15	0.3-0.6	1.96-2.6	0.87-1.13	0.25	0.5
ER90S-B9	0.07-0.13	1.25	8.0-9.5	0.8-1.1	1.0	0.15-0.3

3. Results

3.1 Microstructure Evaluation on Welding with ER90S-B9.

3.1.1 Ferrite and Pearlite Analysis

As received microstructure of weld metal consisted of tempered martensite for all condition of PWHT because of the nature of welding are fast cooling rate. The effect of PWHT could be seen ferrite and pearlite. As received microstructure of base metal consisted of ferrite, pearlite and carbide precipitate. Measure the percentage of ferrites and pearlite that change at each point on the samples by used optical microscopy to bring photos on processing program image J

Table 2: Percentage of ferrite and pearlite as compared to the time of weld metal, fusion line and base metal

Weld metal			Fusion line		
PWHT time duration	Microstructure		PWHT time duration	Microstructure	
	Ferrite (%)	Pearlite (%)		Ferrite (%)	Pearlite (%)
0.5 hr.	13.09	86.91	0.5 hr.	12.19	87.81
1 hr.	14.05	85.95	1 hr.	12.92	87.08
3 hr.	34.36	65.64	3 hr.	21.17	78.83

Table 3: Percentage of ferrite and pearlite as compared to the time of base metal

Base metal		
PWHT time duration	Microstructure	
	Ferrite (%)	Pearlite (%)
0.5 hr.	14.82	85.18
1 hr.	11.79	88.21
3 hr.	46.67	53.33

From table 2-3 The effect of PWHT could be seen from the ferrite band. The ferrite band increased and pearlite decreased as PWHT duration increased because the weld interface of the welded specimens on weld metal side occurred Hard zone is due to the carbon migration. This area have a bit of ferrites that make hard but brittle. In the weld interface of the welded specimens on base metal side occurred soft zone that was composed of a ferrite phase due to martensite decomposition, partial martensite transformed to ferrite structure resulting from carbon migration from the low-Cr side (T22 HAZ) into the high-Cr side (ER90S-B9WM). When PWHT duration increased could be seen ferrite band and the width of ferrite band increased. This ferrite band had lower hardness, as can be seen from the hardness results.

3.2 Carbide Precipitate Analysis

The amount of carbide precipitate measure by SEM given in Fig.1 and table 4



Fig. 1: SEM image J in hard zone and soft zone

Table 4: Percentage of Carbide precipitate in hard zone and soft zone

PWHT time duration	Percentage of Carbide precipitate (%)	
	Hard zone	Soft zone
0.5 hr.	2.085	3.031
1 hr.	5.163	2.452
3 hr.	5.766	0.918

Fig. 1 showed the precipitate particles in the weld metal (Hard Zone) near the weld interface and HAZ of 2.25Cr-1Mo (Soft Zone) after PWHT for various time duration of 0.5, 1 and 3 hour could be seen precipitation in weld metal along fusion boundary and softening region in HAZ. Table 4 showed the percentage of carbide precipitate in hard zone increased and soft zone decreased as PWHT duration increased because the amount of chromium was also different between HAZ and weld metal. The soft zone has less chromium content than the hard zone so carbon migration from base metal (Soft Zone) to combine with chromium in weld metal (Hard Zone) formed as a carbide precipitate.

3.3 Carbon Migration Analysis

The EDS line scans technique was performed for determine the redistribution of element between weld metal and HAZ of 2.25Cr-1Mo. The results were showed in Fig. 2 – 3. PWHT of dissimilar joining resulted in carbon migration. From the results of EDS line scans, it was found that there was decrease of carbon concentration in the HAZ region while there was increase of carbon concentration in the weld metal near the fusion line due to the concentration of chromium that make carbon diffusion from HAZ of 2.25 Cr-1Mo to the weld metal. Carbon diffuses from

high carbon side to low carbon side. Difference carbon content is the driving force. From the results it was found that carbon concentration increased as PWHT duration increased.

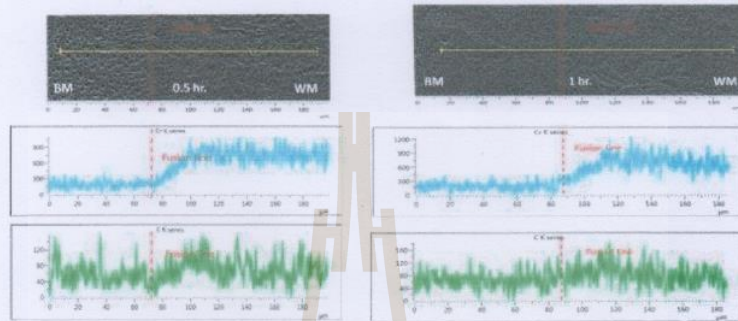


Fig. 2: SEM/EDS line scans image. Shows the redistribution of Cr and C across the weld interface. Cr (blue) and C (green) of the weld PWHT at 760 °c / 0.5 and 1 hr.

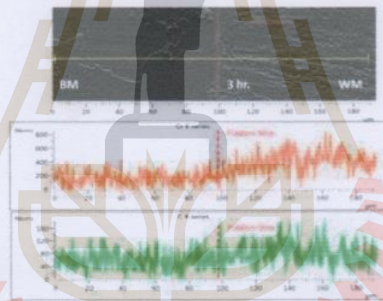


Fig. 3: SEM/EDS line scans image. Shows the redistribution of Cr and C across the weld interface. Cr (blue) and C (orange) of the weld PWHT at 760 °c / 3 hr.

3.3 Hardness Test Analysis



Fig. 4: Hardness profile across the weld interface before and after PWHT

The microhardness measured along the header weldment from the filler electrode ER90S-B9 used in both the as-welded and its variation for the different durations of PWHT temperatures (760 °C) employed are shown in Fig. 4

As observed in the Fig.4, the hardness values observed for case of the filler electrode ER90S-B9 when no PWHT was done, is very high. For the different durations of 760 °C PWHT temperature, the hardness constant through the length of the weld and near the fusion line where there occurs an increase before coming down to the lower value of base metal side as a result of PWHT. The hardness values were decreased in location where the ferrite band presented. When increasing time of PWHT the movement of carbon is also increased as a result hardness value were decreased due to base metal (2.25Cr%) contained lower Cr than the weld metal therefore carbon diffusion from HAZ of base metal to the weld metal. This will be consistent with the soft zone has ferrite band formation, which is lower hardness.

The hardness values in hard zone is higher than soft zone as a result of the carbon derived from the area of soft zone, the reason being the formation of carbide precipitate in weld metal along fusion boundary. In increasing time of PWHT, a hard precipitate-rich band on the high Cr side of the weld interface were decrease because ferrite structure to insert more therefore when the time of PWHT is longer. It is an annealing, the hardness of this area is reduced.

4. Conclusion

- As increasing time of PWHT temperature, the percentage of ferrite was increased and pearlite was decreased in Hard Zone and Soft Zone. Also, the increase time of PWHT temperature leads to excessive carbon migration diffuses from high carbon side to low

carbon side. Therefore, carbide precipitate in hard zone increased and soft zone decreased as PWHT duration increased.

- EDS variation of individual elements, the chromium rich area is observed in weld metal. In base metal, the concentration of dots are observed to be less.
- Hardness was depended on duration of PWHT. Increased time of PWHT, hardness were decreased. The hardness of hard zone has higher than soft zone.

5. Acknowledgments and Legal Responsibility

The authors thank Dr.J.Srithorn, Industrial Engineering, SUT, Dr.I.Phung-on, MTC, ISTRS, KMUTT for consultant about welding process, welding metallurgy, material and analysis. V.Verachaisunthon and V.Pheuktaeng, CSTE, SUT who supported the equipment in this research.

6. References

- [1] Yamamoto, S., 2008, "Arc Welding of Heat-Resistance Low Alloy Steel", Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons, 3rd ed., Shinko Welding Service CO., LTD, Japan, pp. 2-1-2-34.
- [2] AWS, 1998, "Carbon and Low-Alloy Steels", Welding Handbook Materials and Applications Part 2, 8th ed., Vol. 4, pp. 56-72.
- [3] N. Gope, T. Mukherjee, and D.S. Sarma, 1992, "Influence of Long-Term Aging at 520 °c and 560 °c and the Superimposed Creep Stress on the Microstructure of 1.25Cr-0.5Mo Steel" Journal of Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, pp.221-235.
- [4] S.K. Das, A. Joarder, and A. Mitra, 2004, "Magnetic Barkhausen emissions and microstructural degradation study in 1.25Cr-0.5Mo Steel during high temperature exposure" Journal of NDT&E International, Vol. 37, pp. 243-248.
- [5] R.K. Singh Raman and A. Al-Mazrouee, 2007, "High-Temperature Oxidation of Cr-Mo Steels and Its Relevance to Accelerated Rupture Testing and Life Assessment of In-Service Components", Journal of Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38 A, pp. 1750-1759.
- [6] N. Sae-teaw, B. Poopat, I. Phung-on, T. Chairuangri, 2010, "Analysis of Microstructure in Soft Zone and Precipitation Zone of Dissimilar Cr-Mo Steels Weldment", Journal of AIJSTPME 3(2), pp. 57-64.
- [7] R. Anand, C. Sudha, V. Thomas Paul, S. Saroja, and M. Vijayalakshmi, 2010, "Microstructural Changes in Grade 22 Ferritic Steel Clad Successively with Ni-Based and 9Cr Filler Metals", Welding Journal, Vol.89, pp. 65-S-74-S.
- [8] P.Saechua, I. Phung-on and S.Petchsang "Microstructural Investigation on 2.25Cr-1Mo Steel Weldments Using Various Filler Metals". (Department of Industrial and Manufacturing systems Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's University of Technology Thonburi, Bangkok, 2558). pp.1

- [9] Abdur Rahman Sultan,R. Ravibharath,R. Narayanasamy, 2016, "Study of Dissimilar Header Welding Between 2.25Cr-1Mo Steel and 9Cr-1Mo Steel with 9018 B9 Electrode Under Various Conditions of Post Weld Heat Treatment".



ประวัติผู้เขียน

นางสาวสุดารัตน์ เขตสูงเนิน เกิดวันอังคารที่ 14 ธันวาคม พ.ศ.2536 เริ่มศึกษาชั้นประถมศึกษาที่ 1-6 ที่โรงเรียนอนุบาลนครราชสีมา อำเภอเมือง จังหวัดนครราชสีมา ชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 1-6 ที่โรงเรียนสุรนารีวิทยา อำเภอเมือง จังหวัดนครราชสีมา สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมอุตสาหกรรม) สำนักวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา พ.ศ.2559 และเข้าศึกษาระดับปริญญาโททางวิศวกรรมศาสตร์ (สาขาวิศวกรรมระบบอุตสาหกรรมและสิ่งแวดล้อม) ที่มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี พ.ศ.2560 และมีผลงานทางวิชาการดังปรากฏในรายละเอียดภาคผนวก ก.



มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี