



สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม
Metallurgical and Mechanical Properties of Hardfacing of 3.5% Cr Steel

บันเทิง ศรีकरणัน

Buntoeng Srikarun

วิทยานิพนธ์นี้สำหรับการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
ปรัชญาดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

**A Thesis Submitted in Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Doctor of Philosophy in Materials Engineering
Prince of Songkla University**

2562

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์



สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม
Metallurgical and Mechanical Properties of Hardfacing of 3.5% Cr Steel

บันเทิง ศรีकरण

Buntoeng Srikarun

วิทยานิพนธ์นี้สำหรับการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา

ปรัชญาดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

A Thesis Submitted in Fulfillment of the Requirements for the

Degree of Doctor of Philosophy in Materials Engineering

Prince of Songkla University

2562

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

| | |
|-----------------|--|
| ชื่อวิทยานิพนธ์ | สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม |
| ผู้เขียน | นายบันเทิง ศรีคะรัน |
| สาขาวิชา | วิศวกรรมวัสดุ |

| อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก | คณะกรรมการสอบ |
|---|--|
| (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี) |ประธานกรรมการ (ดร.กิตติชัย โสจิพันธุ์) |
| |กรรมการ (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี) |
| |กรรมการ (รองศาสตราจารย์ ดร.เจริญยุทธ เดชวาญกุล) |
| |กรรมการ (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วิษณุ ราชเพ็ชร) |
| |กรรมการ (ดร.สมใจ จันทร์อุดม) |

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้
 สำหรับการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาปรัชญาดุษฎีบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....
 (ศาสตราจารย์ ดร.ดำรงศักดิ์ ฟ้ารุ่งสว่าง)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

(3)

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้มาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และได้แสดงความขอบคุณบุคคลที่มีส่วนช่วยเหลือแล้ว

ลงชื่อ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาศ เมืองจันทร์บุรี)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์

ลงชื่อ

(นายบัณฑิต ศรีคะรัน)

นักศึกษา

(4)

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน และ
ไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ

(นายบันเทิง ศรีצרัน)

นักศึกษา

| | |
|-----------------|--|
| ชื่อวิทยานิพนธ์ | สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม |
| ผู้เขียน | นายบันเทิง ศรีคะรัน |
| สาขาวิชา | วิศวกรรมวัสดุ |
| ปีการศึกษา | 2561 |

บทคัดย่อ

เครื่องโม่ถ่านหินที่ผลิตจากเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม เป็นอุปกรณ์ที่สำคัญในกระบวนการผลิตถ่านหิน เมื่อพื้นโม่ของเครื่องโม่ถ่านหินเกิดการสึกหรอ จึงจำเป็นต้องมีการเชื่อมพอกแข็งเพื่อซ่อมบำรุงเครื่องโม่ถ่านหิน โดยปัจจุบันการเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กที่มีและไม่มีคาร์บอนเติมโลหะ กำลังได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ซึ่งแบ่งเป็นการเชื่อม 2 ส่วน โดยการเชื่อมส่วนที่ 1 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ การเชื่อมส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ หลังจากนั้นชิ้นงานเชื่อมพอกแข็งถูกนำไปตรวจสอบโครงสร้างมหภาค โครงสร้างจุลภาค การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างผลึก และลักษณะผิวที่เกิดการสึกหรอ ส่วนการศึกษาสมบัติทางกล ประกอบด้วย การทดสอบความแข็งและการทดสอบการสึกหรอ

ผลการวิจัยส่วนที่ 1 พบว่าบริเวณแนวเชื่อมมีความสมบูรณ์ ไม่มีข้อบกพร่องใด ๆ การเชื่อมด้วยกรรมวิธีที่ใช้ความร้อนเข้าต่ำ พบว่ามีการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่ากรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าสูง ในกรณีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์พบว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับมีการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น มีโครงสร้างเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีโครงสร้างออสเทนไนต์และเคลดดำเฟอร์ไรต์อยู่ที่บริเวณขอบเกรน โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ โดยพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีธาตุผสมจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้น ทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์มาก ความแข็งและความต้านการสึกหรอจึงน้อย ผิวที่เกิดจากการสึกหรอ

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการวิจัยส่วนที่ 1 พบว่าส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการไถ จากผลการวิจัยส่วนที่ 1 พบว่าการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดทั้งการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 ชั้น

การเชื่อมส่วนที่ 2 พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งส่วนใหญ่มีรอยแตกร้าวจากการเติมผงโลหะ ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งเพิ่มขึ้นตามอัตราการเติมผงโลหะที่เพิ่มขึ้น ในขณะที่เดียวกันการเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็ลดลง ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีธาตุผสมทั้งจากการเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้นและจากการเติมผงโลหะ ทำให้มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างหลัก ซึ่งมีความแข็งและความต้านทานการสึกหรอที่ดี ในขณะที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 มีโครงสร้างจุลภาคที่ขึ้นอยู่กับชนิดของผงโลหะที่เดิมเป็นหลัก โดยการเชื่อมที่เติมผงโลหะที่มีโครเมียมเป็นธาตุผสมหลักมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ การเชื่อมที่เติมผงโลหะที่มีคาร์บอนเป็นธาตุผสมหลักมีโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ การเชื่อมที่เติมผงโลหะที่มีคาร์บอนและโครเมียมเป็นธาตุผสมหลักมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูงที่สุด และการเชื่อมที่เติมผงโลหะที่มีคาร์บอน โครเมียม แมงกานีส และนิกเกิลเป็นธาตุผสมหลักมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ผิวนที่เกิดจากการสึกหรอของการวิจัยส่วนที่ 2 พบว่าส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการแตกหัก จากผลการวิจัยส่วนที่ 2 พบว่าการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะที่มีคาร์บอนและโครเมียมเป็นธาตุผสมหลักมีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น

| | |
|----------------------|--|
| Thesis Title | Metallurgical and Mechanical Properties of Hardfacing of 3.5% Cr Steel |
| Author | Mr. Buntoeng Srikarun |
| Major Program | Materials Engineering |
| Academic Year | 2018 |

ABSTRACT

Coal crusher made by 3.5% Cr steel is an important piece of equipment in the production of coal, but its abrasive wear remains a troublesome problem. A worn coal crusher damaged by abrasive wear is usually repaired by hardfacing weld deposit to prolong its lifespan. Currently, hardfacing using arc welding with and without added metal powder is gaining interest. Therefore, this research aimed to study the hardfacing of 3.5% chromium steel. The welding experiment was divided into 2 parts. The first part of welding experiment was the hardfacing by shielded metal arc welding process, flux cored arc welding and submerged arc welding using the martensitic steel wire electrode as a filler metal. The second part of welding experiment was the hardfacing by submerged arc welding using a low carbon steel wire electrode with added metal powder. Then, the welded samples were studied macroscopic and microscopic structure, percent dilution, chemical composition, crystalline structures, and worn surface. Mechanical properties were assessed by hardness and abrasive wear test.

The results of the first part of welding experiment showed that the cross-section of welding samples was perfect. The deposited layers using lower heat input resulted in lower welding dilution than those using higher heat input. Submerged arc welding using alternating current polarity produced shallower dilution compared to using direct current positive polarity. Heat affected zone microstructure of the single-layer hardfacing showed martensite structure, whereas a tempered martensite structure was found on that of the three-layer hardfacing. The microstructure of buffer layer was austenitic structure and delta ferrite at grain boundaries. The microstructure of hardfacing layer was martensitic and austenitic structure. The first hardfacing layer was mixed with austenite buffer layer resulting in high amount of austenite structure. Therefore, hardness and wear resistance of the first hardfacing layer were less than those of the third hardfacing layer. The worn surfaces of the hardfacing layer in this experimental part found that the dominant wear mechanisms

are micro-cutting and micro-ploughing. In accordance with the first part of experimental welding results, the flux cored arc weld deposit showed the best wear resistance in both single-layer and three-layer hardfacing.

The results of the second part of welding experiment revealed that most of the hardfacing layer with added powder contained cracks. Increasing the amount of added powder increased the size and the thickness of hardfacing layer and decreased the percent dilution of welding as well. The chemical composition of the first hardfacing layer obtained from both the dilution by the buffer layers and the added metal powder resulted in a martensitic microstructure as the main structure, which gave a good hardness and wear resistance. For the third hardfacing layer, the microstructure of hardfacing layer depended primarily on the type of the added powder. The results showed that the hardfacing with ferro chromium powder resulted in the martensite structure. The hardfacing with ferro-carbon powder gave the pearlite and ferrite structure. The hardfacing with ferro-carbon and chromium powder presented the martensite structure which had the highest hardness. The hardfacing with added powder containing carbon, chromium, manganese and nickel as the main compound revealed the martensite and austenite structure. The worn surfaces of the hardfacing layer in this experimental part found that the prominent wear mechanisms are micro-cutting and micro-fracture. The second part of experimental welding results proved that the three-layer hardfacing using a submerged arc welding with added ferro-carbon and chromium powder was the most superior wear resistance among other conditions.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยดี เนื่องด้วยการประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และความอนุเคราะห์จากบุคคลหลายฝ่าย ตลอดจนบัณฑิตศึกษา และคณาจารย์ทุกท่านในภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ประภาส เมืองจันทร์บุรี อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ที่ได้เสียสละเวลาในการให้คำปรึกษาและข้อเสนอแนะในการดำเนินงานวิจัย ขอขอบคุณ ดร.กิตติชัย โสจิพันธุ์ ประธานกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ และขอขอบคุณคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ทุกท่าน ประกอบด้วย รองศาสตราจารย์ ดร.เจริญยุทธ เดชวายุกุล ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.วิษณุ ราชเพ็ชร และดร.สมใจ จันทร์อุดม ที่ได้เสียสละเวลาในการสอบและให้ข้อเสนอแนะที่เป็นประโยชน์ในการจัดทำวิทยานิพนธ์ให้มีความสมบูรณ์ยิ่งขึ้น

ผู้วิจัยขอขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่สนับสนุนอุปกรณ์ในการทำวิจัย ขอขอบคุณเหมืองแม่เมาะ การไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย ที่ได้ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์ในการวิจัย ขอขอบคุณบริษัท เซ็นทรัลอัล โลแอนซ์ จำกัด ที่ได้อนุเคราะห์ห้วงเหล็กกล้าไร้สนิมสำหรับการทำวิจัย และขอขอบคุณหน่วยงานที่ให้ทุนการศึกษาและทุนสนับสนุนการทำวิจัยแก่ผู้วิจัยดังต่อไปนี้ คือ ทุนบัณฑิตศึกษา วิศวกรรมศาสตร์ ระดับปริญญาเอก ปีการศึกษา 2558 และทุนในการเดินทางไปนำเสนอผลงานทางวิชาการ ระดับนานาชาติ จากคณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ทุนอุดหนุนการวิจัยเพื่อวิทยานิพนธ์ ปีงบประมาณ 2560 จากบัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ทุนงบประมาณแผ่นดิน มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ประจำปีงบประมาณ 2560 และทุนผู้ช่วยวิจัยจากสถานวิจัยความเป็นเลิศด้านวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ผู้วิจัยขอขอบคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธวัชชัย ปลุกผล ดร. สลิตา เพชรสังข์ นายธีร โชติ ตรีเทรี Mr. Hein Zaw Oo และนายปฏิพล ยศสกุล ในการให้คำปรึกษาและความช่วยเหลือที่ทำให้งานวิจัยและวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สามารถดำเนินงานไปได้ด้วยดีและมีความสมบูรณ์ครบถ้วนทุกประการ

บันเทิง ศรีคะรัน

สารบัญ

| | หน้า |
|--|------|
| บทคัดย่อ | (5) |
| กิตติกรรมประกาศ | (9) |
| สารบัญ | (10) |
| รายการตาราง | (15) |
| รายการภาพประกอบ | (18) |
| สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ | (25) |
| | |
| บทที่ 1 บทนำ | 1 |
| 1.1 ความสำคัญและที่มาของการวิจัย | 1 |
| 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย | 3 |
| 1.3 ขอบเขตของการวิจัย | 3 |
| 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ | 4 |
| 1.5 สถานที่ทำการวิจัย | 4 |
| | |
| บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | 5 |
| 2.1 การสึกหรอ | 5 |
| 2.1.1 พื้นฐานการสึกหรอ | 5 |
| 2.1.2 การสึกหรอจากการเสียดสี | 6 |
| 2.2 การป้องกันการสึกหรอ | 8 |
| 2.2.1 พื้นฐานการป้องกันการสึกหรอ | 8 |
| 2.2.2 การเชื่อมพอกแข็ง | 9 |
| 2.2.3 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กโลหะเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | 10 |
| 2.2.4 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กโลหะเชื่อมไส้ฟลักซ์ | 12 |
| 2.2.5 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | 14 |
| 2.2.6 ฟลักซ์ | 15 |
| 2.2.7 ตัวแปรการเชื่อม | 17 |
| 2.3 การเชื่อมงานบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม | 20 |

สารบัญ (ต่อ)

| | หน้า |
|---|------|
| 2.4 โลหะวิทยาการเชื่อมเหล็กกล้า | 21 |
| 2.4.1 บริเวณหลอมละลาย | 21 |
| 2.4.2 บริเวณหลอมละลายบางส่วน | 24 |
| 2.4.3 บริเวณกระทบร้อน | 24 |
| 2.5 การให้ความร้อนก่อนเชื่อม | 26 |
| 2.6 การเลือกวัสดุเชื่อม | 27 |
| 2.6.1 ลวดเชื่อมชั้นรองพื้น | 27 |
| 2.6.2 ลวดเชื่อมชั้นพอกแข็ง | 30 |
| 2.7 เหล็กกล้าทนการสึกหรอ | 33 |
| 2.8 บทบาทของธาตุผสมต่อสมบัติของเหล็กกล้า | 34 |
| 2.9 การทดสอบความแข็ง | 36 |
| 2.10 การทดสอบการสึกหรอ | 37 |
| 2.11 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง | 38 |
| 2.11.1 การใช้งานเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ | 38 |
| 2.11.2 วัสดุสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง | 39 |
| 2.11.3 ปัจจัยที่ส่งผลต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง | 41 |
| 2.11.4 การปรับปรุงกรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็ง | 43 |
| 2.11.5 การเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะ | 44 |
| | |
| บทที่ 3 วัสดุ อุปกรณ์ และขั้นตอนการวิจัย | 46 |
| 3.1 ภาพรวมของงานวิจัย | 46 |
| 3.2 วัสดุ อุปกรณ์ และเครื่องมือ | 47 |
| 3.2.1 วัสดุ | 47 |
| 3.2.2 อุปกรณ์และเครื่องมือ | 51 |
| 3.3 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 | 53 |
| 3.3.1 การเตรียมชิ้นงานก่อนเชื่อม | 54 |
| 3.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) | 54 |

สารบัญ (ต่อ)

| | หน้า |
|---|------|
| 3.3.3 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 57 |
| 3.3.4 การตรวจสอบ โครงสร้างมหภาค/จุลภาค | 59 |
| 3.3.5 การหาเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม | 60 |
| 3.3.6 การทดสอบความแข็ง | 60 |
| 3.4 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 61 |
| 3.4.1 การเตรียมชิ้นงานก่อนเชื่อม | 61 |
| 3.4.2 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) | 61 |
| 3.4.3 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 65 |
| 3.4.4 การตรวจสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล | 67 |
| 3.4.5 การทดสอบความแข็ง | 68 |
| 3.4.6 การทดสอบการสึกหรอ | 69 |
| | |
| บทที่ 4 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 | 71 |
| 4.1 ผลการวิจัย | 71 |
| 4.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) | 72 |
| 4.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 76 |
| 4.2 อภิปรายผลการวิจัย | 81 |
| 4.2.1 โครงสร้างมหภาค | 81 |
| 4.2.2 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม | 82 |
| 4.2.3 โครงสร้างจุลภาค | 82 |
| 4.2.4 ความแข็ง | 82 |
| 4.3 สรุปผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 | 83 |
| 4.3.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) | 83 |
| 4.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 83 |
| | |
| บทที่ 5 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 84 |
| 5.1 ผลการวิจัย | 84 |

สารบัญ (ต่อ)

| | หน้า |
|---|------|
| 5.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค) | 84 |
| 5.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 105 |
| 5.2 อภิปรายผลการวิจัย | 130 |
| 5.2.1 โครงสร้างมหภาค | 130 |
| 5.2.2 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม | 131 |
| 5.2.3 ส่วนผสมทางเคมี | 131 |
| 5.2.4 โครงสร้างจุลภาค | 132 |
| 5.2.5 ความแข็ง | 133 |
| 5.2.6 การสึกหรอ | 134 |
| 5.3 สรุปผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 137 |
| 5.3.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค) | 137 |
| 5.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 137 |
| | |
| บทที่ 6 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ | 138 |
| 6.1 สรุปผลการวิจัย | 138 |
| 6.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค) | 138 |
| 6.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 138 |
| 6.2 ข้อเสนอแนะ | 139 |
| | |
| เอกสารอ้างอิง | 140 |
| ภาคผนวก | 149 |
| ภาคผนวก ก การแปลความหมายสัญลักษณ์ตามมาตรฐานการเชื่อม | 150 |
| ภาคผนวก ข การคำนวณส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ | 154 |
| ภาคผนวก ค ตัวอย่างการคำนวณอัตราการเติมผงโลหะ | 162 |
| ภาคผนวก ง ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 1 | 167 |
| ภาคผนวก จ ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 2 | 177 |
| ภาคผนวก ฉ ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 3 | 192 |

สารบัญ (ต่อ)

| | หน้า |
|-------------------------------------|------|
| ภาคผนวก ข ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 4 | 202 |
| ภาคผนวก ซ ผลงานวิจัยระดับชาติ | 209 |
| ประวัติผู้เขียน | 220 |

รายการตาราง

| ตารางที่ | หน้า |
|---|------|
| 2.1 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | 11 |
| 2.2 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ | 14 |
| 2.3 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | 15 |
| 2.4 ข้อดี-ข้อเสียของฟลักซ์ชนิดต่าง ๆ | 16 |
| 2.5 สมบัติความเป็นกรด-ด่างของฟลักซ์ | 17 |
| 2.6 การเลือกวัสดุสำหรับการเชื่อมชั้นรองพื้นและชั้นพอกแข็ง | 28 |
| 2.7 โลหะชั้นพอกแข็ง | 30 |
| 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 47 |
| 3.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 48 |
| 3.3 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ตามมาตรฐาน DIN 8556: E 18 8 Mn R 26 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 48 |
| 3.4 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ตามมาตรฐาน DIN 8555: E 6-UM-60 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 48 |
| 3.5 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 48 |
| 3.6 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 49 |
| 3.7 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 49 |
| 3.8 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 49 |
| 3.9 ส่วนผสมทางเคมีของถวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 756: S2Si (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 49 |
| 3.10 ส่วนผสมทางเคมีของฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 760: S A FB 2 65 DC H5 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 50 |
| 3.11 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 1 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 50 |
| 3.12 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 2 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 50 |

รายการตาราง (ต่อ)

| ตารางที่ | หน้า |
|--|------|
| 3.13 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 51 |
| 3.14 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 4 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 51 |
| 3.15 สภาพะการเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 | 56 |
| 3.16 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กควบคุมเชื่อมหุ้มฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1 | 56 |
| 3.17 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กควบคุมเชื่อมไส้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1 | 57 |
| 3.18 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1 | 57 |
| 3.19 สภาพะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 2 | 58 |
| 3.20 สภาพะการเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 64 |
| 3.21 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กควบคุมเชื่อมหุ้มฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 65 |
| 3.22 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กควบคุมเชื่อมไส้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 65 |
| 3.23 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 66 |
| 3.24 สภาพะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 67 |
| 5.1 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 88 |
| 5.2 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) | 101 |
| ก. 1 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มาตรฐาน DIN 8556: E 18 8 Mn R 26 | 151 |
| ก. 2 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มาตรฐาน DIN 8555: E 6-UM-60 | 151 |
| ก. 3 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe10 | 152 |
| ก. 4 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe8 | 152 |
| ก. 5 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe10 | 152 |

รายการตาราง (ต่อ)

| ตารางที่ | หน้า |
|--|------|
| ก. 6 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe8 | 153 |
| ก. 7 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 756: S2Si | 153 |
| ก. 8 สัญลักษณ์ของฟลักซ์มาตรฐาน EN 760: S A FB 2 65 DC H5 | 153 |
| ข. 1 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะที่ใช้ในการผลิตผงโลหะ 3 | 155 |
| ข. 2 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 3 ที่ได้จากการคำนวณ | 157 |
| ข. 3 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3 ที่ได้จากการคำนวณ | 158 |
| ข. 4 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะที่ใช้ในการผลิตผงโลหะ 4 | 159 |
| ข. 5 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 4 ที่ได้จากการคำนวณ | 160 |
| ข. 6 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 4 ที่ได้จากการคำนวณ | 161 |
| ค. 1 ปริมาณธาตุผสมที่ได้จากการคำนวณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 1 | 164 |
| ค. 2 ปริมาณธาตุผสมที่ได้จากการคำนวณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 3 | 166 |

รายการภาพประกอบ

| รูปที่ | หน้า |
|--------|------|
| 1.1 | 1 |
| 2.1 | 5 |
| 2.2 | 6 |
| 2.3 | 7 |
| 2.4 | 8 |
| 2.5 | 9 |
| 2.6 | 10 |
| 2.7 | 11 |
| 2.8 | 12 |
| 2.9 | 12 |
| 2.10 | 13 |
| 2.11 | 15 |
| 2.12 | 17 |
| 2.13 | 18 |
| 2.14 | 18 |
| 2.15 | 18 |
| 2.16 | 19 |
| 2.17 | 19 |
| 2.18 | 20 |
| 2.19 | 21 |
| 2.20 | 22 |
| 2.21 | 23 |
| 2.22 | 24 |
| 2.23 | 25 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า | |
|--------|--|----|
| 2.24 | โครงสร้างจุลภาคที่มีความแข็งสูง | 26 |
| 2.25 | โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก | 29 |
| 2.26 | ตัวอย่างการใช้โคอะแกรมเซฟเลอร์เพื่อทำนายโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าคาร์บอนกับเหล็กกล้าไร้สนิม | 29 |
| 2.27 | โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก | 31 |
| 2.28 | โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกผสมคาร์บอนสูง | 31 |
| 2.29 | โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าออสเทนิติกผสมแมงกานีสสูง | 32 |
| 2.30 | โครงสร้างจุลภาคของเหล็กโครเมียมคาร์ไบด์ | 32 |
| 2.31 | แผนภาพการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลาของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ | 33 |
| 2.32 | การแตกเย็นจากการแพร่ของไฮโดรเจนของการเชื่อมเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo | 34 |
| 2.33 | การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ | 36 |
| 2.34 | แผนภาพแสดงเครื่องทดสอบการสึกหรอตามมาตรฐาน ASTM G 65 | 37 |
| 2.35 | เฟสโคอะแกรมของเหล็ก-โครเมียม | 41 |
| 3.1 | ขั้นตอนการวิจัย | 47 |
| 3.2 | เครื่องเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | 51 |
| 3.3 | เครื่องเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ | 52 |
| 3.4 | เครื่องเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | 52 |
| 3.5 | ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยถวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) | 54 |
| 3.6 | ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 55 |
| 3.7 | แผนภาพแสดงการเชื่อมพอกแข็ง 1 แนว | 55 |
| 3.8 | การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ | 58 |
| 3.9 | ตำแหน่งการตัดชิ้นงานทดสอบเพื่อตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาคและความแข็ง | 59 |
| 3.10 | การหาพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมด้วยโปรแกรม Image J | 60 |
| 3.11 | การทดสอบความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของชิ้นงานทดสอบ | 61 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--|------|
| 3.12 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค) | 62 |
| 3.13 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) | 63 |
| 3.14 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 64 |
| 3.15 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม 1 ชั้น และ 3 ชั้น | 64 |
| 3.16 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มี การเติมผงโลหะ | 66 |
| 3.17 ตำแหน่งการตัดชิ้นงานทดสอบเพื่อตรวจสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล | 68 |
| 3.18 การทดสอบความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 69 |
| 4.1 โครงสร้างเฟิร์สไลต์และเฟอร์ไรต์ของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 | 71 |
| 4.2 โครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า เกรด SS400 ส่วนที่ 1 | 72 |
| 4.3 การเงาจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 | 73 |
| 4.4 โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระแทบร้อนของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 | 74 |
| 4.5 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า เกรด SS400 ส่วนที่ 1 | 75 |
| 4.6 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 | 76 |
| 4.7 โครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า เกรด SS400 ส่วนที่ 2 | 77 |
| 4.8 เปร้เซ็นต์การเงาจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 | 78 |
| 4.9 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า เกรด SS400 ส่วนที่ 2 | 80 |
| 4.10 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 | 81 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|---|------|
| 5.1 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 85 |
| 5.2 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 86 |
| 5.3 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FCAW-DC+ | 89 |
| 5.4 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-TSAW-DC+ | 89 |
| 5.5 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบบร้อนและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น | 90 |
| 5.6 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 91 |
| 5.7 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 91 |
| 5.8 สัดส่วนโครงสร้างอสเทนไนต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 92 |
| 5.9 โครงสร้างเฟิร์สไลต์และเฟอร์ไรต์ ของเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 92 |
| 5.10 โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 93 |
| 5.11 ตัวอย่างโครงสร้างเทมเปอร์มาร์เทนไซต์บริเวณกระทบบร้อนของการเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 3H-TSAW-DC+ | 94 |
| 5.12 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม | 95 |
| 5.13 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 96 |
| 5.14 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 97 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|--|------|
| 5.15 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อ โลหะเดิม | 98 |
| 5.16 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณกระทบร้อน | 98 |
| 5.17 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมรองพื้น | 99 |
| 5.18 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 99 |
| 5.19 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 100 |
| 5.20 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 101 |
| 5.21 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 | 102 |
| 5.22 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของการเชื่อมส่วนที่ 1 | 103 |
| 5.23 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของการเชื่อมพอกแข็งส่วนที่ 1 | 103 |
| 5.24 การสึกหรอบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมส่วนที่ 1 | 104 |
| 5.25 การสึกหรอบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมส่วนที่ 1 | 105 |
| 5.26 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 107 |
| 5.27 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 108 |
| 5.28 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE-DC+ | 111 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | | หน้า |
|--------|---|------|
| 5.29 | การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ | 111 |
| 5.30 | การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD4-AC | 112 |
| 5.31 | ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 112 |
| 5.32 | ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 113 |
| 5.33 | ปริมาณโครงสร้างอสเทนไนต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 114 |
| 5.34 | โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 116 |
| 5.35 | โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 117 |
| 5.36 | โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 119 |
| 5.37 | โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 120 |
| 5.38 | ตัวอย่างการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่ไม่เติมผงโลหะ | 121 |
| 5.39 | ตัวอย่างการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่มีการฝังตัวของสิ่งเจือปน | 122 |
| 5.40 | การวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะที่มีการเติมผงโลหะ 4 | 122 |
| 5.41 | การวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสภาวะที่มีการเติมผงโลหะ 4 | 123 |

รายการภาพประกอบ (ต่อ)

| รูปที่ | หน้า |
|---|------|
| 5.42 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 124 |
| 5.43 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 125 |
| 5.44 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 126 |
| 5.45 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 127 |
| 5.46 ลักษณะการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 128 |
| 5.47 ลักษณะการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 | 129 |
| 5.48 การแตกตามยาวบริเวณแนวเชื่อม | 130 |
| 5.49 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของชิ้นงานทั้งหมด | 136 |
| 5.50 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของชิ้นงานทั้งหมด | 136 |

สัญลักษณ์คำย่อและตัวย่อ

| | | |
|-------|---|--|
| A | = | กระแสไฟฟ้า (Ampere) |
| AC | = | กระแสสลับ (Alternating Current) |
| AF | = | โครงสร้างอะซิคูลาร์เฟอร์ไรต์ (Acicular Ferrite) |
| ASTM | = | สมาคมวิชาชีพทางด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีอเมริกา (American Society for Testing and Materials) |
| BCC | = | ผลึกชนิดลูกบาศก์แบบกลางตัว (Body-Center Cubic) |
| BM | = | บริเวณเนื้อโลหะเดิม (Base Metal) |
| C | = | คาร์บอน (Carbon) |
| CB | = | คาร์ไบด์ (Carbide) |
| CE | = | ปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า (Carbon Equivalent) |
| CGHAZ | = | บริเวณกระทบร้อนเกรนหยาบ (Coarse Grain Heat-Affected Zone) |
| Cr | = | โครเมียม (Chromium) |
| Cr eq | = | ปริมาณโครเมียมเทียบเท่า (Chromium Equivalent) |
| Cu | = | ทองแดง (Copper) |
| CZ | = | บริเวณเนื้อโลหะผสม (Composite zone) |
| DC | = | กระแสตรง (Direct Current) |
| DC+ | = | กระแสตรงขั้วบวก (Direct Current Positive) |
| DC- | = | กระแสตรงขั้วลบ (Direct Current Negative) |
| DIN | = | มาตรฐานเยอรมัน (Deutsches Institut für Normung) |
| EDX | = | เครื่องวิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer) |
| EN | = | มาตรฐานยุโรป (European Norm) |
| FCAW | = | การเชื่อมอาร์กหลวเชื่อมไส้ฟลักซ์ (Flux Cored Arc Welding) |
| FCC | = | โครงสร้างผลึกชนิดลูกบาศก์แบบกลางหน้า (Face-Center Cubic) |
| Fe | = | เหล็ก (Ferrous) |
| FGHAZ | = | บริเวณกระทบร้อนเกรนละเอียด (Fine-Grain Zone) |
| FZ | = | บริเวณหลอมละลาย (Fusion Zone) |
| HAZ | = | บริเวณกระทบร้อน (Heat-Affected Zone) |

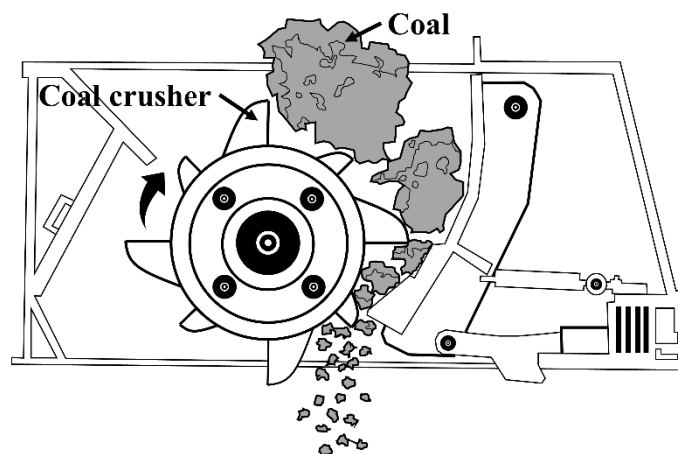
| | | |
|-----------------|---|--|
| HF | = | บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง (Hardfacing Layer) |
| HV | = | ความแข็งวิกเกอร์ (Vickers Hardness) |
| HV _B | = | ความแข็งโครงสร้างเบนไนต์ (Bainite Hardness) |
| HV _M | = | ความแข็งโครงสร้างมาร์เทนไซต์ (Martensite Hardness) |
| ICHAZ | = | บริเวณกระทบร้อนวิกฤติ (Intercritical Heat-Affected Zone) |
| Mn | = | แมงกานีส (Manganese) |
| Mo | = | โมลิบดีนัม (Molybdenum) |
| Ni | = | นิกเกิล (Nickel) |
| Ni eq | = | ปริมาณนิกเกิลเทียบเท่า (Nickel Equivalent) |
| OES | = | เครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Optical Emission Spectrometer) |
| OM | = | กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope) |
| P | = | ฟอสฟอรัส (Phosphorus) |
| PF (G) | = | โครงสร้างโปรยูเทคตอยด์เฟอร์ไรต์ (Proeutectoid Ferrite) |
| PF (I) | = | โครงสร้างโพลีโกนอนเฟอร์ไรต์ (Polygonal Ferrite) |
| PMZ | = | บริเวณหลอมละลายบางส่วน (Partially Melted Zone) |
| SAW | = | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged Arc Welding) |
| SCHAZ | = | บริเวณกระทบร้อนภายใต้วิกฤติ (Subcritical Heat-Affected Zone) |
| SEM | = | กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope) |
| Si | = | ซิลิกอน (Silicon) |
| SMAW | = | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ (Shielded Metal Arc Welding) |
| UMZ | = | บริเวณเนื้อโลหะไม่ผสม (Unmixed zone) |
| V | = | แรงดันไฟฟ้า (Volt) |
| WF | = | โครงสร้างวิดแมนสแตทเทนเฟอร์ไรต์ (Widmanstätten Ferrite) |
| XRD | = | เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-Ray Diffraction) |
| °C | = | องศาเซลเซียส (Degree Celsius) |
| δ | = | เดลต้า (Delta) |

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของการวิจัย

เหมืองแม่เมาะ การไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย มีภารกิจในการส่งถ่านให้โรงไฟฟ้าแม่เมาะเพื่อผลิตกระแสไฟฟ้า การผลิตถ่านของเหมืองถ่านหินต้องใช้เครื่องโม่ถ่านหินเป็นอุปกรณ์ย่อยถ่านหินให้มีขนาดเล็กลงก่อนถูกส่งไปใช้งาน แสดงดังรูปที่ 1.1 ซึ่งเครื่องโม่ถ่านหินของเหมืองแม่เมาะเป็นเครื่องโม่ชนิดโม่เดี่ยว (Single roll coal crusher) ที่ประกอบด้วยฟันโม่ ซึ่งทำมาจากเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (3.5% Cr steel) ทำหน้าที่บดถ่านหินให้มีขนาดเล็กลงตามที่กำหนด เมื่อเครื่องโม่ถ่านหินทำงานไปได้ระยะหนึ่งก็พบว่าการสึกหรอของฟันโม่ ทำให้ประสิทธิภาพการโม่ถ่านหินลดลง โดยปัญหาที่พบส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอ (Wear) จากการเสียดสี (Abrasion) และการกระแทก (Impact) ทำให้ต้องมีการเปลี่ยนชิ้นส่วนทดแทนของเดิม ซึ่งมีค่าใช้จ่ายค่อนข้างสูง ดังนั้นการซ่อมบำรุงเพื่อยืดอายุการใช้งานจึงเป็นสิ่งจำเป็น



รูปที่ 1.1 แผนภาพแสดงเครื่องโม่ถ่านหินชนิดโม่เดี่ยว

ปัจจุบันอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น การทำเหมืองแร่ การผลิตปูนซีเมนต์ และการขุดเจาะปิโตรเลียม เป็นต้น มีความต้องการชิ้นส่วนเครื่องจักรที่มีสมบัติทางกลสูง ซึ่งมีมูลค่าสูง [1, 2] เช่นเดียวกับเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ (Low Cr alloy steel) ซึ่งเป็นวัสดุที่ได้รับความนิยมในการ

นำไปใช้เป็นชิ้นส่วนเครื่องจักร เช่น พินโม้ของเครื่องโม้ถ่านหิน อุปกรณ์สำหรับขุดดิน และเครื่องจักรกลทางการเกษตร เป็นต้น [3, 4] ชิ้นส่วนเครื่องจักรเหล่านี้เมื่อถูกใช้งานไปได้ระยะหนึ่งก็เกิดการเสียหาย เนื่องจากต้องรับภาระต่าง ๆ เช่น การเสียดสี การกระแทก และจากสาเหตุอื่น ๆ ส่งผลให้เกิดการสึกหรอ จากสถิติที่ผ่านมาพบว่าประมาณ 50 เปอร์เซ็นต์ ของการสึกหรอ สาเหตุเกิดจากการสึกหรอแบบเสียดสี (Abrasive wear) [5, 6] เมื่อชิ้นส่วนเกิดการสึกหรอ ทำให้ต้องนำเข้าสู่กระบวนการซ่อมบำรุงหรือเปลี่ยนอะไหล่ทดแทน ทำให้เกิดการสูญเสียค่าใช้จ่ายเพิ่มขึ้น ดังนั้นการบำรุงรักษาเพื่อยืดอายุการใช้งานจึงเป็นสิ่งจำเป็น โดยการนำชิ้นส่วนที่เกิดการชำรุดเข้าสู่กระบวนการซ่อมโดยการเคลือบผิวหรือการพอกแข็ง [7-9]

วิศวกรรมการเคลือบผิว (Surface engineering) มีบทบาทอย่างมากในการยืดอายุการใช้งานของชิ้นส่วนที่เกิดการสึกหรอ โดยการเพิ่มสมบัติที่ดีกว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิม [10, 11] กรรมวิธีการเคลือบผิวมีหลายวิธี เช่น การพ่นพอกด้วยความร้อน (Thermal spraying) กรรมวิธีการทางความร้อน (Heat treatment) และการเชื่อมพอกแข็ง (Hardfacing) เป็นต้น ซึ่งกรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็งถือเป็นตัวเลือกที่น่าสนใจ เนื่องจากเป็นวิธีที่ง่ายและประหยัด [12, 13] โดยในปัจจุบันกรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็งที่นิยมใช้กันมาก คือ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ (Shielded metal arc welding; SMAW) การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ (Flux cored arc welding; FCAW) และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged arc welding; SAW) เนื่องจากเป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพ มีอัตราการเติมเนื้อเชื่อมพอกแข็งสูง [14-16]

การเลือกใช้วัสดุสำหรับเชื่อมพอกแข็งที่เหมาะสมสามารถช่วยลดต้นทุนได้เป็นอย่างมาก [17] การใช้เหล็กกล้ามาร์เทนซิติค (Martensitic steel) ที่มีความแข็งสูงสำหรับเป็นชั้นพอกแข็ง โดยมีเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิค (Austenitic stainless steel) ที่มีความเหนียวเป็นชั้นรองพื้น ได้ถูกนำมาใช้อย่างกว้างขวางในงานเชื่อมซ่อมสำหรับการนำไปใช้งานที่ต้องทนการเสียดสีและทนการกระแทก [18, 19] แต่เนื่องจากถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคมีราคาสูง ดังนั้นการหาวัสดุทดแทนที่มีราคาต่ำกว่าจึงเป็นสิ่งจำเป็น จากการสืบค้นข้อมูลพบว่าการเชื่อมพอกแข็งโดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะกำลังเป็นที่สนใจ [20] โดยการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะที่ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีสมบัติใกล้เคียงกับการเชื่อมด้วยเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคนั้น ยังไม่มีผลงานวิจัยทางด้านนี้มากนัก ดังนั้นจึงเป็นที่มาของงานวิจัยนี้ในการหาวัสดุและกรรมวิธีการเลือกสำหรับการเชื่อมซ่อมเพื่อยืดอายุการใช้งานชิ้นส่วนเครื่องจักร โดยเป็นการศึกษาตัวแปรการเชื่อมพอกแข็ง รวมถึงกรรมวิธีการเชื่อมที่มีผลต่อสมบัติทางโลหะวิทยา (Metallurgical properties) และสมบัติทางกล (Mechanical properties) บริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณเนื้อเชื่อมพอกแข็ง โดยทำการเชื่อมพอกแข็งลงบนเหล็กกล้า 3.5 % โครเมียม ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์

การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมใส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ โดยเลือกใช้วัสดุสำหรับการเชื่อมที่เหมาะสมสำหรับใช้ในงานที่ทนต่อแรงการเสียดสีและการกระแทก

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1. ศึกษากรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมใส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ
2. ศึกษาตัวแปรที่เหมาะสมในการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ของแต่ละกรรมวิธีการเชื่อม
3. ศึกษาสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

งานวิจัยนี้ เป็นการศึกษาการเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมใส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ โดยทำการเชื่อมลงบนเหล็กกล้า 3.5 % โครเมียม ด้วยลวดเชื่อม 3 ชนิด คือ ถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกสำหรับชั้นรองพื้น ถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคสำหรับชั้นพอกแข็ง และลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำสำหรับชั้นพอกแข็งที่มีและไม่มี การเติมผงโลหะ โดยเชื่อมด้วยตัวแปรการเชื่อมที่เหมาะสม ได้แก่ กระแสเชื่อม (Current) แรงดันเชื่อม (Voltage) และความเร็วเชื่อม (Welding speed) หลังจากนั้นทำการวิเคราะห์สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง โดยรายละเอียดของงานวิจัยมีดังนี้

1. ทำการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 โดยเป็นการเชื่อมพอกแข็ง 1 แนว (Bead on plate) ลงบนเหล็กกล้าเกรด SS400 เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ของการเชื่อมพอกแข็ง เปรอร์เซ็นต์การเจือจาง (%Dilution) โครงสร้างมหภาค/จุลภาค และความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมใส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ
2. ศึกษาและเปรียบเทียบกรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็งที่แตกต่างกัน ประกอบด้วย กรรมวิธี

การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ โดยถวดเชื่อมที่ใช้เป็นถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกสำหรับชั้นรองพื้น และถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิกสำหรับชั้นพอกแข็ง หลังจากนั้นจึงทดสอบส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างมหภาค/จุลภาค ความแข็ง และการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง

3. ศึกษาการปรับปรุงบริเวณเนื้อเชื่อมพอกแข็งโดยการเติมผงโลหะ โดยใช้กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเป็นชั้นรองพื้นและถวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นชั้นพอกแข็ง โดยในระหว่างการเชื่อมชั้นพอกแข็งได้มีการเติมผงโลหะแต่ละชนิดลงไปบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม หลังจากนั้นจึงทดสอบส่วนผสมทางเคมี ลักษณะทางมหภาค/จุลภาค ความแข็ง และการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของแต่ละเงื่อนไข

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ได้ความรู้พื้นฐานในการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ
2. ทราบถึงค่าตัวแปรที่เหมาะสมสำหรับเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม
3. ทราบถึงสมบัติทางโลหะวิทยาการและสมบัติทางกลของบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง
4. ได้ผลงานตีพิมพ์ในวารสารทางวิชาการระดับชาติและนานาชาติ
5. นำผลการวิจัยไปประยุกต์ใช้ภาคอุตสาหกรรมต่อไป

1.5 สถานที่ทำการวิจัย

1. ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
2. ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

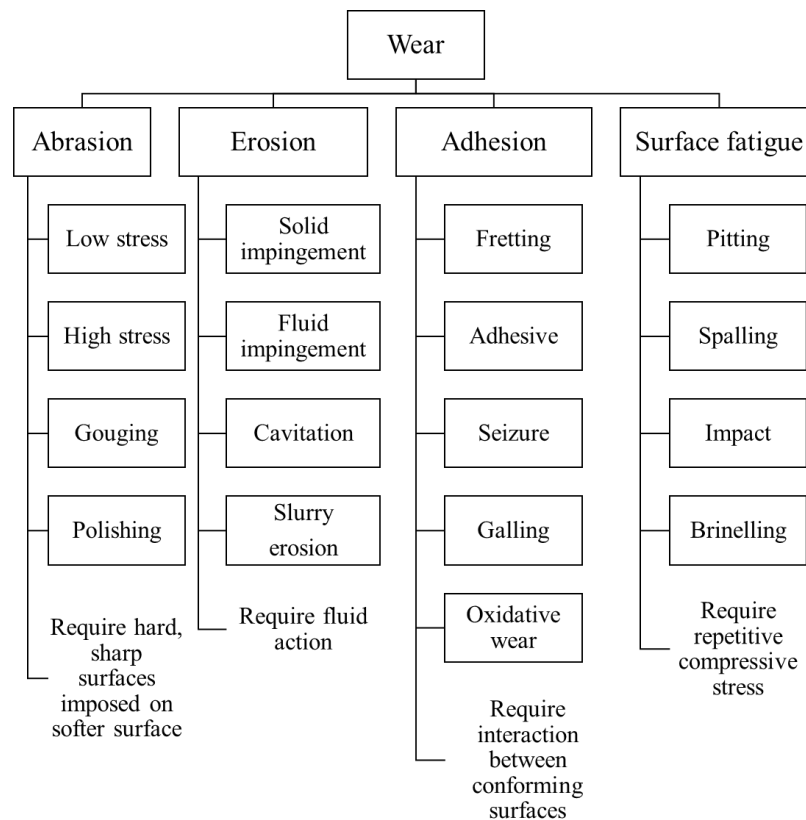
บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 การสึกหรอ

2.1.1 พื้นฐานการสึกหรอ

การสึกหรอ (Wear) หมายถึงกลไกการสูญหายของเนื้อวัสดุที่บริเวณผิว โดยเกิดจากกลไกทางเคมีและทางกลจากของแข็ง ของเหลว น้ำมัน และก๊าซ เคลื่อนที่สัมผัสกับผิววัสดุ [21] โดยแบ่งชนิดของการสึกหรอตามกลไกการเกิดการสึกหรอ แสดงดังรูปที่ 2.1 ทั้งนี้คุณภาพของผิววัสดุนั้นขึ้นอยู่กับความคงทนต่อสภาพแวดล้อมเหล่านั้นที่ส่งผลต่ออายุการใช้งานของวัสดุหรือชิ้นส่วนนั้น ซึ่งอายุการใช้งานที่ยาวนานของผิววัสดุถือเป็นปัจจัยสำคัญทางด้านวิศวกรรม ในการกำหนดขีดความสามารถต่อการนำไปใช้งานในอุตสาหกรรม [22]



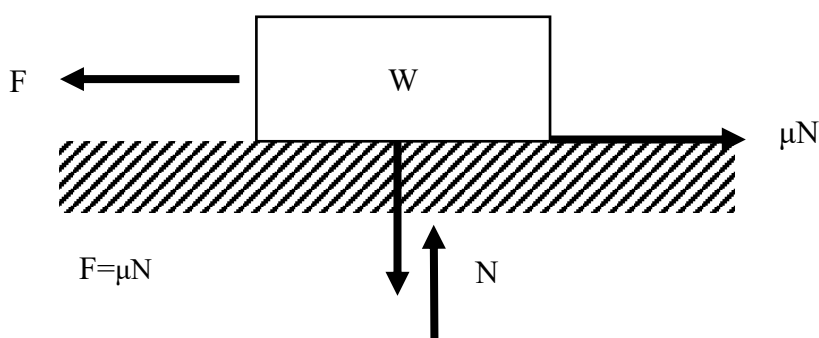
รูปที่ 2.1 แผนภาพแสดงประเภทของการสึกหรอ [21]

การสึกหรอสามารถเกิดขึ้นได้จากหลายกลไก โดยเฉพาะอย่างยิ่งการสึกหรอในชิ้นส่วนเครื่องจักรที่อาจเกิดจากการสึกหรอพร้อมกันจากหลายกลไก ดังนั้นการวิเคราะห์สาเหตุของการสึกหรอจึงจำเป็นต้องคำนึงถึงหลาย ๆ ปัจจัยจึงจะสามารถจำแนกชนิดของการสึกหรอได้ การสึกหรอสามารถแบ่งออกเป็น 4 ประเภท ประกอบด้วย การสึกหรอจากการเสียดสี (Abrasive wear) การสึกหรอจากการกัดกร่อน (Erosive wear) การสึกหรอจากการยึดติด (Adhesive wear) และการสึกหรอจากการล้า (Surface fatigue) โดยการสึกหรอเกิดขึ้นภายใต้สภาวะแวดล้อมที่มากกระทำกับผิววัสดุ เช่น ชนิดของแรง สภาพแวดล้อม ความเร็วในการเคลื่อนที่ อุณหภูมิ ชนิดของผิววัสดุ ลักษณะผิวของวัสดุ การหล่อลื่น ความสมบูรณ์ภายในเนื้อวัสดุ ความแข็ง และความหนาแน่นของวัสดุ [23]

การสึกหรอจากการเสียดสีเป็นการสึกหรอที่สร้างความเสียหายให้กับชิ้นส่วนเครื่องจักรมากที่สุด ดังนั้นการศึกษาการสึกหรอและการป้องกันจากการสึกหรอประเภทนี้จึงเป็นสิ่งจำเป็น [24]

2.1.2 การสึกหรอจากการเสียดสี

การสึกหรอจากการเสียดสีเกิดขึ้นจากวัตถุเคลื่อนที่ผ่านผิววัสดุหรือชิ้นส่วนเครื่องจักร โดยพื้นฐานของการสึกหรอจากการเสียดสี แสดงดังรูปที่ 2.2 การสึกหรอประเภทนี้พบว่าเป็นสาเหตุของความเสียหาย 55 ถึง 60 เปอร์เซ็นต์ ของการสึกหรอทุกประเภท การสึกหรอจากการเสียดสีเกิดจากอนุภาคขัดสี (Abrasive particle) ที่มีความแข็งสูงกว่า เคลื่อนที่แบบไหลผ่านผิววัสดุอีกชนิดหนึ่งภายใต้ภาระแรง ทำให้เกิดการขูดขีด ขัดถู เสียดสี ไถหรือไถล เป็นต้น ส่งผลให้ผิววัสดุหลุดหายไปเป็นหลุมร่องแสดงดังรูปที่ 2.3 (ก) ถึง (ง) การสึกหรอจากการเสียดสีสามารถแบ่งออกได้ ดังนี้



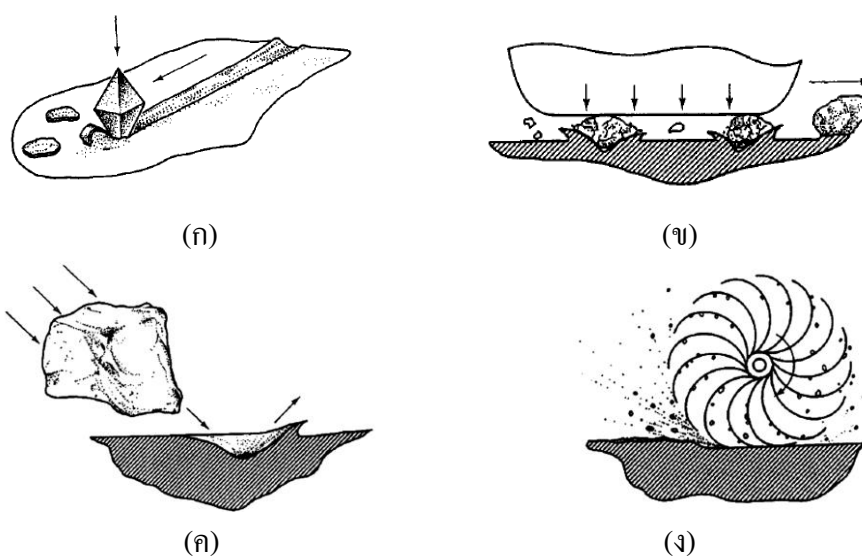
รูปที่ 2.2 พื้นฐานการเสียดทาน [25]

1. การเสียดสีแบบความเค้นต่ำ (Low stress abrasion) เกิดจากอนุภาคขัดสีเคลื่อนที่ผ่านผิววัสดุแล้วมุมหรือขอบของอนุภาคขัดสีค่อย ๆ ชูดขีดให้ผิววัสดุค่อย ๆ หลุดหายอย่างช้า ๆ อัตราการสูญเสียผิววัสดุขึ้นอยู่กับอัตราการเคลื่อนที่ โดยมักเกิดขึ้นกับชิ้นส่วนเครื่องจักร เช่น รางแต่งแร่ กระบะรถบรรทุก บังกีร์ดักดิน ปุ่มดูดทราย และท่อลำเลียงทราย

2. การเสียดสีแบบความเค้นสูง (High stress abrasion) เกิดการขูด ขีดหรือครูด ภายใต้อุณหภูมิสูงทำให้เกิดความเค้นเฉพาะจุดสูงมากพอที่ทำให้ผิววัสดุเกิดการแตกหลุดเฉพาะจุด โดยเฉพาะผิววัสดุที่เปราะ เช่น บริเวณดัดลูกปืน บูชกับเพลลา ลูกสูบกับเสื้อสูบ หรือการทำงานแบบโม่บด

3. การสึกกร่อนแบบครูด (Gouging abrasion) เป็นการสัมผัสแบบ 2 วัตถุ เกิดจากมุม ขอบหรือคมของอนุภาคขัดสี (ค่อนข้างใหญ่) ที่แข็งเคลื่อนที่สัมผัสกับผิววัสดุด้วยภาระที่สูง ทำให้จุดที่เกิดการขูดขีดมีความเค้นสูง เช่น บริเวณฟันชุด ฟันบด ฟันโม่ และหัวเจาะถ่านหิน

4. การสึกกร่อนแบบขัด (Polishing abrasion) เป็นการสึกกร่อนที่เกิดจากอนุภาคขัดสีขนาดเล็กมากกระทำกับผิววัสดุด้วยแรงกระทำที่ต่ำซึ่งคล้ายกับการเจียรไน โดยผิวที่เกิดการสึกกร่อนของผิววัสดุค่อนข้างราบเรียบแต่ก็ปรากฏว่ามีการสูญเสียของผิววัสดุ ทำให้ชิ้นงานเกิดความเสียหาย [21]



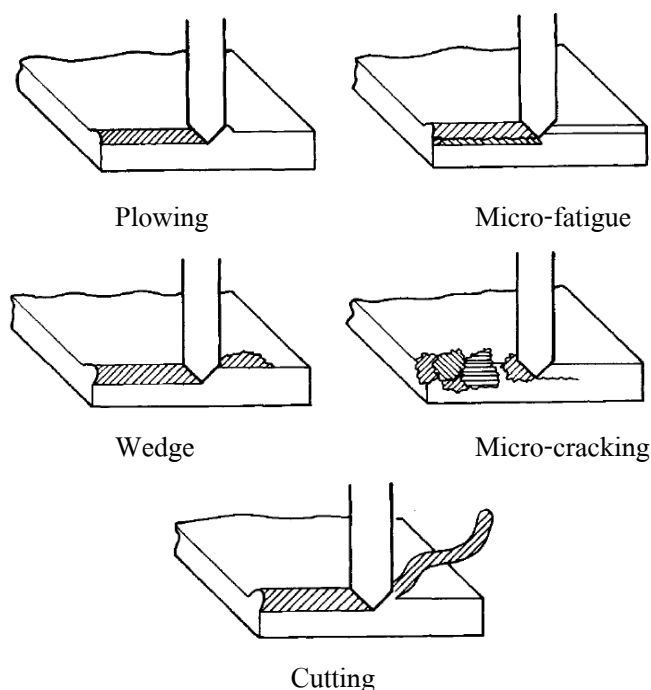
รูปที่ 2.3 การสึกกร่อนจากการเสียดสี (ก) การเสียดสีแบบความเค้นต่ำ (ข) การเสียดสีแบบความเค้นสูง (ค) การสึกกร่อนแบบครูด (ง) การสึกกร่อนแบบขัด [21]

การสึกกร่อนจากการเสียดสีสามารถแบ่งตามความสัมพันธ์ระหว่างผิววัสดุกับอนุภาคขัดสี เช่น หิน ทราย แร่ ถ่านหิน ดิน และเศษโลหะ โดยสามารถแยกตามความสัมพันธ์ได้ดังนี้

1. การสัมผัสแบบ 2 วัตถุ (Two-body) เป็นการสัมผัสกันระหว่างผิววัสดุกับอนุภาคขัดสีโดยตรง เช่น ทราบกับรางวัลเสียง ดินกับพื้นรถตัก ถ่านหินกับพื้นไม้ หรือหินกับพื้นรถตัก

2. การสัมผัสแบบ 3 วัตถุ (Three-body) เป็นการสัมผัสกันของผิววัสดุกับอนุภาคขัดสี โดยผิววัสดุประกอบด้วยชิ้นส่วนสองชิ้นที่มีอนุภาคขัดสีอยู่ตรงกลางระหว่างผิววัสดุทั้งสอง เช่น พื้นไม้ ถ่านหินแบบไม่คู่กับถ่านหิน เพลที่มีเศษวัสดุปะปนอยู่ในสารหล่อลื่น เป็นต้น โดยวัตถุที่ 1 (First body) และผิววัตถุที่ 2 (Second body) คือวัตถุหรือชิ้นส่วนที่สนใจ ส่วนอนุภาคขัดสีคือวัตถุที่ 3 (Third body) เป็นสิ่งแปลกปลอมที่เป็นสาเหตุให้เกิดการสึกหรอ

กลไกการสึกหรอที่ทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อโลหะจากเสียดสีแสดงดังรูปที่ 2.4 ซึ่งเป็นตัวอย่างกลไกการสึกหรอจากการเคลื่อนที่ของอนุภาคขัดสีผ่านผิววัสดุ โดยกลไกการสึกหรอประกอบด้วย การเกิดรอยไถ (Plowing) การแตกจากความล้า (Micro-fatigue) การเกิดร่องลิ่ม (Wedge) การแตก (Micro-cracking) และการตัด (Cutting) [21]



รูปที่ 2.4 กลไกการสึกหรอจากการเสียดสี [21]

2.2 การป้องกันการสึกหรอ

2.2.1 พื้นฐานการป้องกันการสึกหรอ

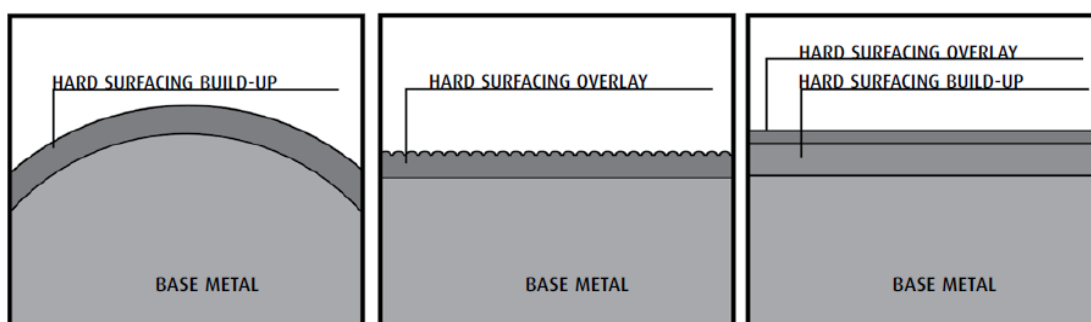
ตัวแปรที่สำคัญที่ทำให้อัตราการสึกหรอสูง คือ แรงที่กระทำต่อผิววัสดุและความแข็งของผิววัสดุ โดยที่แรงที่กระทำต่อผิววัสดุนั้นเป็นตัวแปรที่ควบคุมได้ยากเพราะขึ้นอยู่กับ

ลักษณะการทำงานของอุปกรณ์หรือเครื่องจักรชนิดนั้น ส่วนความแข็งของผิววัสดุเป็นตัวแปรที่สามารถควบคุม ปรับปรุงหรือเปลี่ยนแปลงได้ และเป็นจุดสำคัญที่กระบวนการเพิ่มความแข็งของผิวชิ้นส่วนถูกนำมาเป็นเครื่องมือในการเพิ่มประสิทธิภาพของชิ้นงาน ในการปรับปรุงความแข็งของผิววัสดุให้มีความแข็งสูง เพื่อให้ทนต่อการสึกหรอ สามารถทำได้หลายวิธี ซึ่งเรียกว่ากรรมวิธีการเพิ่มความแข็งของผิววัสดุ สามารถแบ่งได้ดังต่อไปนี้ [26]

1. กรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment)
2. กรรมวิธีการชุบแข็ง (Thermochemical diffusion treatment)
3. กรรมวิธีทางกล (Mechanical treatment)
4. กรรมวิธีการชุบผิว (Plating)
5. กรรมวิธีการเคลือบผิว (Surface coating)
6. กรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็ง (Welding hardfacing)

2.2.2 การเชื่อมพอกแข็ง

การเชื่อมพอกแข็ง คือ การเติมเนื้อโลหะลงบนผิววัสดุโดยกรรมวิธีการเชื่อมเพื่อป้องกันการสึกหรอหรือซ่อมแซมส่วนที่สึกหรอของผิววัสดุให้กลับคืนสู่สภาพปกติ (รูปที่ 2.5) โดยเป็นการประยุกต์ใช้กรรมวิธีการเชื่อมด้วยวัสดุเชื่อมที่มีสมบัติใกล้เคียงหรือดีกว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิม โดยเฉพาะอย่างยิ่งความแข็งและความต้านทานการสึกหรอซึ่งเป็นปัจจัยหลักที่ต้องคำนึงถึงเพื่อให้บริเวณเนื้อโลหะเดิมดังกล่าวมีอายุการใช้งานที่ยาวนานที่สุด [27, 28]



รูปที่ 2.5 ลักษณะของการประยุกต์ใช้การเชื่อมพอกแข็ง [28]

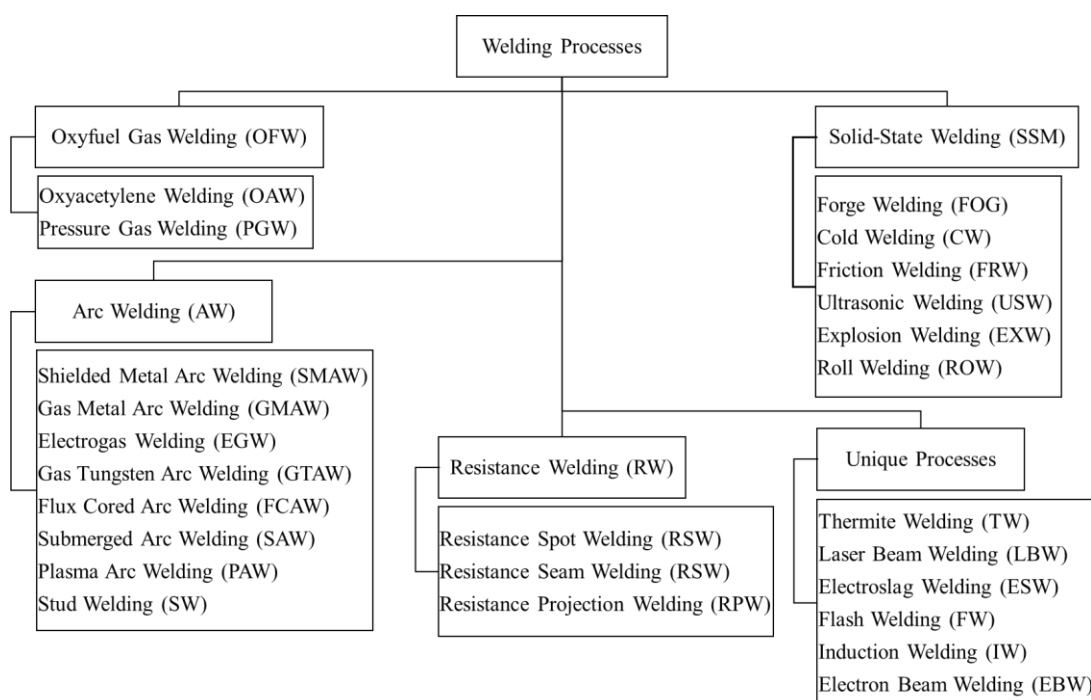
เหตุผลในการเลือกใช้กรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็ง

1. ลดต้นทุนการผลิต โดยสามารถลดต้นทุนได้อย่างน้อย 25 เปอร์เซ็นต์ของการเปลี่ยนชิ้นส่วนใหม่
2. สามารถยืดอายุการใช้งานเมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณเนื้อโลหะเดิมที่ไม่เชื่อมพอกแข็ง

3. ลดเวลาการซ่อมบำรุง เนื่องจากการเปลี่ยนชิ้นส่วนใหม่ใช้เวลานานกว่าการเชื่อมพอกแข็ง

4. ลดปริมาณชิ้นส่วนสำรอง เนื่องจากสามารถใช้ในการเชื่อมพอกแข็งทดแทนชิ้นส่วนใหม่ได้ [28]

กรรมวิธีการเชื่อมต่าง ๆ ที่สามารถประยุกต์ใช้สำหรับการเชื่อมพอกแข็งแสดงดังรูป 2.6 โดยกรรมวิธีการเชื่อมที่นิยมใช้สำหรับการเชื่อมพอกแข็งในปัจจุบัน คือ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ (Shielded metal arc welding; SMAW) การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ (Flux cored arc welding; FCAW) และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ (Submerged arc welding; SAW) [24]

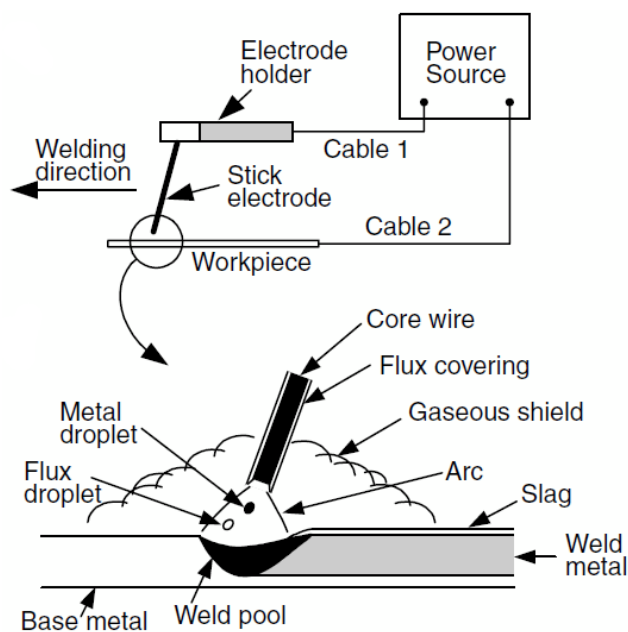


รูปที่ 2.6 แผนภาพแสดงกรรมวิธีการเชื่อมวิธีต่าง ๆ [29]

2.2.3 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์

การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์เป็นการเชื่อมแบบหลอมละลาย ลวดเชื่อมทำหน้าที่เป็นอิเล็กโทรดและลวดเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ประกอบด้วย แกนโลหะ (Core) หุ้มด้วยสารพอกหุ้ม (Coating) โดยขนาดความโตของลวดเชื่อมจะวัดตามเส้นผ่านศูนย์กลางของแกนโลหะ การเชื่อมเริ่มต้นด้วยการจุดอาร์กระหว่างลวดเชื่อมกับชิ้นงาน ความร้อนที่ได้จากการอาร์กจะทำให้ลวดเชื่อมและชิ้นงานหลอมละลายในบ่อหลอม (Weld pool) นอกจากนี้สารพอกหุ้มก็จะกลายเป็นสแลก (Slag) ปกคลุมแนวเชื่อม

การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ (รูปที่ 2.7) เหมาะกับงานทั่วไป เช่น งานสร้าง ประกอบ งานติดตั้ง และงานซ่อม นอกจากนี้ยังเหมาะกับงานภาคสนาม (Site work) ทำให้การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์เหมาะกับงานเชื่อมพอกแข็งเช่นกัน เนื่องจากสะดวก ง่าย ถวดเชื่อมมีหลายประเภทให้เลือกใช้งาน อย่างไรก็ตามการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์สามารถเชื่อมได้ช้าเพราะต้องเสียเวลาเปลี่ยนถวดเชื่อมและเคาะสแลกออก สำหรับข้อดีและข้อเสียของการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ แสดงในตารางที่ 2.1 [22]



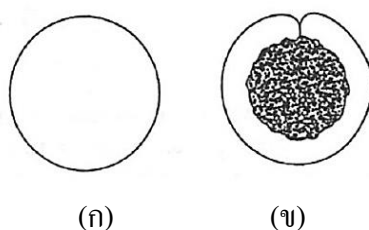
รูปที่ 2.7 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ [30]

ตารางที่ 2.1 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ [22]

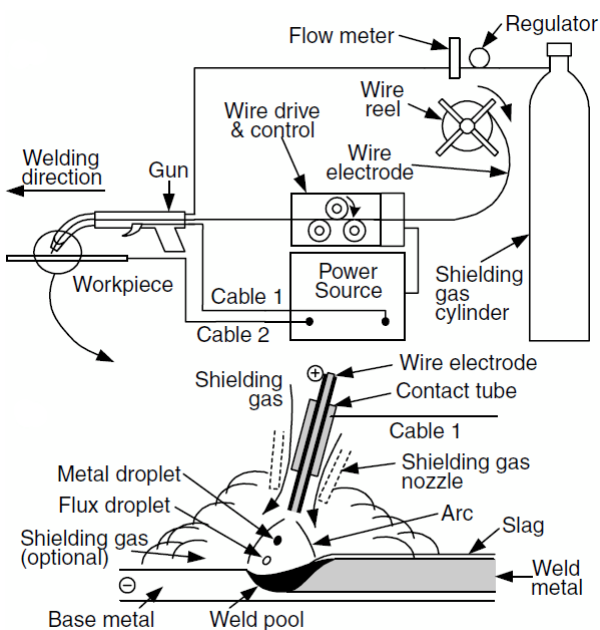
| ข้อดี | ข้อเสีย |
|--------------------------------------|---|
| 1. ถวดเชื่อมมีหลายชนิดให้เลือกใช้งาน | 1. การเงาองบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก ทำให้ต้องเชื่อมหลายชั้น เพื่อลดการเงาอง |
| 2. เชื่อมงานที่ซับซ้อนได้ | 2. ประสิทธิภาพ/อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่ำ |
| 3. เชื่อมได้หลายท่าเชื่อม | |
| 4. สามารถเชื่อมงานภาคสนามได้ | |

2.2.4 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์

การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ โดยทั่วไปจะมีหลักการเชื่อมเหมือนกับการเชื่อมมิก/แมกที่ใช้ลวดเชื่อมตัน (Solid wire) แสดงดังรูปที่ 2.8 ก การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์เป็นการเชื่อมแบบหลอมละลาย ลวดเชื่อมประกอบด้วยส่วนที่เป็นโลหะและมีฟลักซ์ที่เป็นธาตุผสมอยู่ในแกนกลางของลวด (Cored wire) แสดงดังรูปที่ 2.8 ข การเชื่อมเริ่มต้นด้วยการจุดอาร์กระหว่างลวดเชื่อมกับชิ้นงาน ความร้อนที่ได้จากการอาร์กทำให้ลวดเชื่อมและบริเวณเนื้อโลหะเดิมหลอมละลาย โดยที่ลวดเชื่อมทำหน้าที่เป็นอิเล็กโทรดและลวดเติมเนื้อเชื่อม แสดงดังรูปที่ 2.9 โดยทั่วไปการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์นิยมใช้การเชื่อมแบบกระแสตรง การเชื่อมอาร์กลวดไส้ฟลักซ์มีข้อดีในด้านอัตราการเติมเนื้อเชื่อมที่สูงและมีสมบัติทางโลหะวิทยาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมดีกว่าการเชื่อมอาร์กลวดหุ้มฟลักซ์ เนื่องจากฟลักซ์ที่อยู่ในลวดเชื่อมช่วยเพิ่มสมบัติทางด้านโลหะวิทยาที่ดีได้ [31]



รูปที่ 2.8 หน้าตัดของลวดเชื่อม (ก) ลวดเชื่อมตัน (ข) ลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ [31]



รูปที่ 2.9 การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ [30]

การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์สามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ

1. การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ที่ใช้แก๊สคลุม โดยใช้แก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ (CO₂) หรือแก๊สผสมระหว่างอาร์กอนกับคาร์บอนไดออกไซด์ (Ar + CO₂)

2. การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ที่ไม่ใช้แก๊สคลุม (Self-shielded flux cored wire)

ลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์จะมีลักษณะคล้ายท่อ โดยจะมีส่วนที่เป็นโลหะหุ้มอยู่ข้างนอก และมีผงฟลักซ์อยู่ด้านใน โดยที่ผงฟลักซ์จะมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับชนิดของลวดเชื่อม หน้าที่ของผงฟลักซ์ คือ

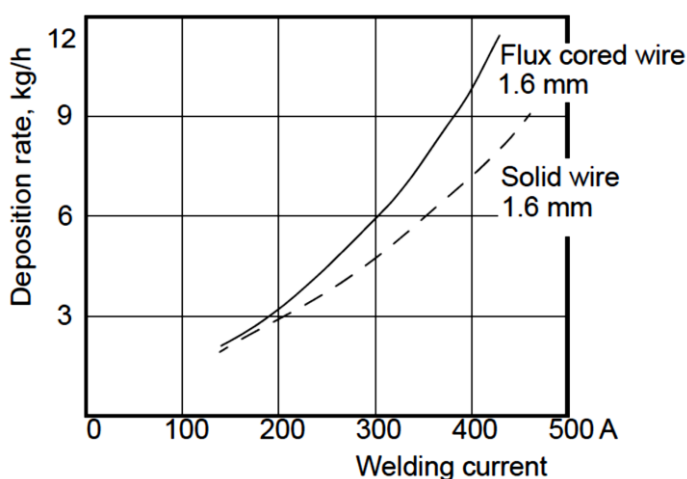
1. ช่วยปรับปรุงสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมด้วยการเติมธาตุบางอย่าง เช่น แมงกานีสและซิลิกอน เพื่อลดออกซิเจน (Anti-oxidizing)

2. มีการเติมธาตุที่ช่วยในการสร้างสแลกเพื่อช่วยปกป้องบริเวณแนวเชื่อมขณะที่แข็งตัว และเพื่อทำให้รูปร่างแนวเชื่อมสวยงาม นอกจากนี้ยังช่วยให้สามารถเชื่อมในท่าต่าง ๆ ได้

3. ช่วยให้อาร์กเรียบและไม่มีเม็ดโลหะเกาะติดบริเวณแนวเชื่อม

4. ช่วยเติมธาตุผสมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เช่น นิกเกิล โครเมียม โมลิบดีนัม และแมงกานีส เพื่อช่วยปรับปรุงสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

5. ช่วยเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.10)



รูปที่ 2.10 อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอน [31]

การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์นิยมนำมาเชื่อมสำหรับงานเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากสามารถเชื่อมได้ทั้งแบบกึ่งอัตโนมัติ (Semi-automatic) และอัตโนมัติ (Automatic) ทำให้เชื่อมได้อย่างต่อเนื่องและรวดเร็วกว่าการเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ สำหรับข้อดีและข้อเสียของการเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ แสดงในตารางที่ 2.2

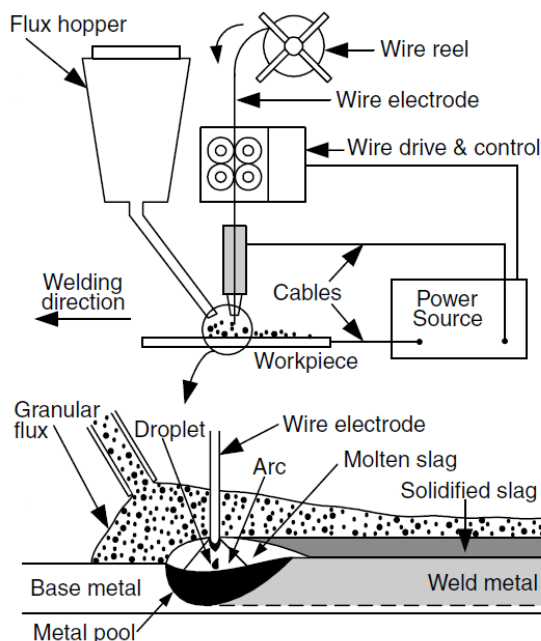
ตารางที่ 2.2 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ [31]

| ข้อดี | ข้อเสีย |
|--------------------------------------|---|
| 1. ลวดเชื่อมมีหลายชนิดให้เลือกใช้งาน | 1. การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก ทำให้ต้องเชื่อมหลายชั้น เพื่อลดการเงา |
| 2. อัตราการเติมเนื้อโลหะเชื่อมสูง | 2. ลวดเชื่อมบางชนิดไม่สามารถเชื่อมท่าเหนือศีรษะได้ |
| 3. บริเวณแนวเชื่อมมีคุณภาพ | |
| 4. เชื่อมง่าย | |
| 5. สามารถเชื่อมงานภาคสนามได้ | |

2.2.5 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์

การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์นั้น ในขณะที่เชื่อมเปลวอาร์กจะถูกปกคลุมด้วยฟลักซ์ โดยฟลักซ์บางส่วนที่อยู่ติดกับเปลวอาร์กจะเกิดการหลอมละลายและก่อตัวเป็นสแลกปกคลุมบริเวณแนวเชื่อม แสดงดังรูปที่ 2.11 ฟลักซ์ช่วยป้องกันบริเวณแนวเชื่อมจากบรรยากาศภายนอก ส่วนฟลักซ์ที่เหลือจะถูกดูดกลับและนำกลับมาใช้ใหม่ได้ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์สามารถเชื่อมได้ทั้งกระแสตรง (Direct current polarity; DC) และกระแสสลับ (Alternating current polarity; AC) การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ให้บริเวณแนวเชื่อมที่สวยงาม สม่ำเสมอ สแลกที่ปกคลุมบริเวณแนวเชื่อมก็สามารถหลุดออกได้ง่าย และเนื่องจากมีฟลักซ์ปกคลุมบริเวณแนวเชื่อมในขณะที่เชื่อม ดังนั้นการเชื่อมชนิดนี้จึงไม่มีควัน ไม่มีแสงจากการอาร์ก และไม่มีเม็ดโลหะ (Spatter) เกาะติดบริเวณแนวเชื่อม [32]

การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์เหมาะสำหรับงานเชื่อมขนาดใหญ่ เช่น ในอุตสาหกรรมต่อเรือ (Shipbuilding) การเชื่อมเหล็กกล้าโครงสร้างขนาดใหญ่ (Structural building) และการเชื่อมถังความดัน (Pressure vessel) สามารถเชื่อมได้ทั้งการเชื่อมต่อชนและการเชื่อมต่อตัวที่หรือฟิลเลต นอกจากนี้ยังเหมาะกับการเชื่อมพอกแข็ง ตัวอย่างเช่น การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าไร้สนิมบนเหล็กกล้าคาร์บอนเพื่อทนการสึกหรอ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์เหมาะสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากส่วนมากเป็นการเชื่อมแบบอัตโนมัติ ทำให้มีกำลังการผลิตสูง (High productivity) และอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูง (High deposition rates) การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์สามารถเชื่อมได้ทั้งการใช้ลวดเชื่อมธรรมดา (Wire) และลวดแบบแผ่น (Strip) สำหรับข้อดีและข้อเสียของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ [33] แสดงในตารางที่ 2.3



รูปที่ 2.11 กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ [31]

ตารางที่ 2.3 ข้อดี-ข้อเสีย การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ [32]

| ข้อดี | ข้อเสีย |
|---|--|
| 1. เชื่อมแบบอัตโนมัติได้ | 1. ข้อจำกัดเรื่องชนิดลวดเชื่อม |
| 2. อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูง | 2. ไม่สามารถเชื่อมทำเนื้อที่รีระยะได้ |
| 3. ไม่ต้องการทักษะการเชื่อมมาก | 3. เหมาะกับชิ้นงานที่มีความหนาขนาด ๆ |
| 4. บริเวณแนวเชื่อมสวยงาม สม่ำเสมอ | 4. ใช้ความร้อนเข้าสู่สูง |
| 5. ไม่มีเม็ดโลหะติดบริเวณแนวเชื่อม | 5. การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก |
| 6. ไม่มีแสงและควัน | 6. ต้องเชื่อมในพื้นที่ปฏิบัติการเท่านั้น |
| | 7. ต้องใช้ฟลักซ์ในการเชื่อม |

2.2.6 ฟลักซ์

ฟลักซ์ถือเป็นส่วนสำคัญในกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ โดยวัตถุประสงค์ของการใช้ฟลักซ์ คือ ทำให้เกิดสแลกปกคลุมบริเวณแนวเชื่อมไม่ให้สัมผัสกับอากาศ ควบคุมและเพิ่มธาตุผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ควบคุมการจุดอาร์กให้มีความเสถียร ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความสม่ำเสมอ และควบคุมการไหลของน้ำโลหะหลอมเหลวในขณะที่เชื่อม ฟลักซ์มีองค์ประกอบหลักได้แก่ ไทเทเนียมไดออกไซด์ ซิลิกอนไดออกไซด์ แคลเซียมออกไซด์ แคลเซียมฟลูออไรด์ แมกนีเซียมออกไซด์ เป็นต้น โดยสามารถแบ่งฟลักซ์ได้เป็น 3 ชนิด ตามกรรมวิธีการผลิต

ประกอบด้วย ฟลักซ์ชนิดหลอม (Fused flux) ฟลักซ์ชนิดเผา (Sintered flux) และฟลักซ์ชนิดกาว (Agglomerated flux) โดยฟลักซ์ชนิดหลอมเป็นฟลักซ์ที่มีลักษณะเป็นเนื้อเดียวกัน เกิดจากการหลอมของแร่ธาตุชนิดต่างๆ เข้าด้วยกันที่อุณหภูมิสูงเพื่อให้มีลักษณะคล้ายแก้ว แล้วจึงนำมาบดเพื่อคัดแยกขนาดอีกครั้ง ฟลักซ์ชนิดเผาเกิดจากการเผาแร่ธาตุชนิดต่าง ๆ ให้มีลักษณะเป็นผง จากนั้นจึงนำมาบดและคัดแยกขนาดอีกครั้ง ส่วนฟลักซ์ชนิดกาวเกิดจากการผสมของแร่ธาตุชนิดต่าง ๆ กับน้ำแก้ว หลังจากนั้นก็ทำให้แห้งที่อุณหภูมิ 800-900 องศาเซลเซียส สุดท้ายก็ทำการคัดแยกขนาด ซึ่งจะมีขนาดใกล้เคียงกับฟลักซ์ชนิดหลอม โดยที่สมบัติของฟลักซ์ชนิดหลอมนั้น เป็นฟลักซ์ที่ไม่ดูดซับความชื้น (Non-hygroscopic) ทำให้เหมาะต่อการนำไปใช้งานภาคสนามและงานที่มีความชื้นสูง ส่วนฟลักซ์ชนิดกาวเป็นฟลักซ์ที่ดูดซับความชื้นสูง (Hygroscopic) จึงต้องมีการป้องกันความชื้นจากภายนอก โดยข้อดี-ข้อเสียของฟลักซ์แต่ละชนิดแสดงในตารางที่ 2.4

ฟลักซ์แต่ละชนิดจะถูกแบ่งตามสมบัติความเป็นกรด-ด่างได้เป็น 4 ชนิด แสดงในตารางที่ 2.5 ฟลักซ์ชนิดกรด (Acid) และรูไทล์ (Rutile) จะทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสวยงาม ถึงแม้ว่าจะมีสมบัติทางกลบางอย่างที่ไม่ดีจากการเกิดออกไซด์ในรูปของสแลกขนาดเล็ก (Microslag) ซึ่งทำให้ความต้านทานการแตกหักจากแรงกระแทกลดลง การใช้ฟลักซ์ชนิดที่มีความเป็นด่างสูง (High basic) สามารถช่วยลดปัญหาจากออกไซด์ได้และช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้ [31]

ตารางที่ 2.4 ข้อดี-ข้อเสียของฟลักซ์ชนิดต่าง ๆ [34]

| ชนิดของฟลักซ์ | ข้อดี | ข้อเสีย |
|--------------------|--|---|
| หลอม (Fused) | -ไม่ดูดซับความชื้น -ฟลักซ์จับตัวกันแน่น | -ธาตุผสม เช่น โครเมียม และ นิกเกิล ไม่สามารถเติมได้ -ความหนาแน่นสูง (1.6 กิโลกรัมต่อลิตร) |
| เผา (Sintered) | -ดูดซับความชื้นต่ำ -ความหนาแน่นต่ำ (1.3 กิโลกรัมต่อลิตร) | -ไม่สามารถเติมธาตุผสมได้ |
| กาว (Agglomerated) | -ธาตุผสม เช่น โครเมียม และ นิกเกิล สามารถเติมได้ -ความหนาแน่นต่ำ (1.3 กิโลกรัมต่อลิตร) | -ดูดซับความชื้นสูง -ฟลักซ์ไม่จับตัวกันแน่น |

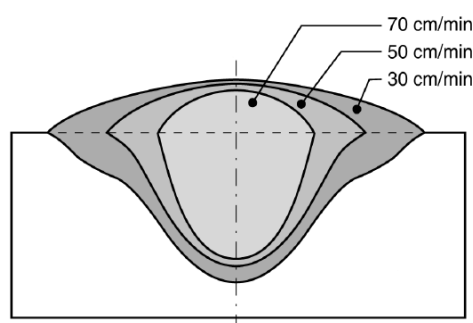
ตารางที่ 2.5 สมบัติความเป็นกรด-ด่างของฟลักซ์ [31]

| สมบัติของฟลักซ์ | ความเป็นด่าง (Basicity) | จุดหลอมเหลว (องศาเซลเซียส) | ปริมาณออกซิเจน (ส่วนต่อล้านส่วน) |
|----------------------|----------------------------|-------------------------------|-------------------------------------|
| กรด (Acid) | น้อยกว่า 0.9 | 1,100-1,300 | มากกว่า 750 |
| กลาง (Neutral) | 0.9-1.1 | 1,300-1,500 | 550-750 |
| ด่าง (Basic) | 1.2-2.0 | มากกว่า 1,500 | 300-550 |
| ด่างสูง (High basic) | มากกว่า 2.0 | มากกว่า 1,500 | น้อยกว่า 300 |

2.2.7 ตัวแปรการเชื่อม

ตัวแปรเชื่อมส่งผลต่อลักษณะและคุณภาพบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยตัวแปรการเชื่อมที่ต้องพิจารณาก่อนการเชื่อมทุกครั้ง ประกอบด้วย ความเร็วเชื่อม ชนิดขั้วกระแสเชื่อม แรงดันเชื่อม กระแสเชื่อม ขนาดลวดเชื่อม ระยะยื่นของลวดเชื่อม ตำแหน่งลวดเชื่อม และความร้อนเข้า โดยมีรายละเอียดดังนี้

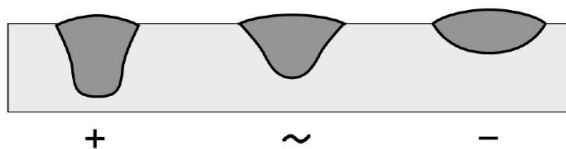
1. ความเร็วเชื่อม (Travel speed) มีผลต่อขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.12) ในกรณีความเร็วเชื่อมมาก บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะแคบ แต่การหลอมละลายลึกเกิดขึ้นน้อย มีความเสี่ยงที่จะเกิดการกัดได้แนวเชื่อม รูปนูน การหลอมละลายไม่หมด เป็นต้น ส่วนถ้าความเร็วเชื่อมช้า บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะกว้างแต่การหลอมละลายลึกเกิดขึ้นมาก จึงเสี่ยงที่จะเกิดการแตกร้อนและเกิดการฝังตัวของสแลก [35]



รูปที่ 2.12 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ความเร็วเชื่อมต่างกัน [34]

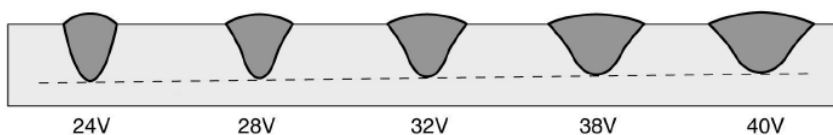
2. ชนิดขั้วกระแสเชื่อม (Polarity) มีผลต่อการหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.13) โดยถ้าใช้กระแสตรงขั้วบวก (DC+) การหลอมละลายลึกจะสูงกว่ากระแสตรงขั้วลบ (DC-) หมายความว่า การเชื่อมโดยใช้กระแสตรงขั้วลบเหมาะสำหรับการเชื่อมเคลือบ เนื่องจากเกิดการเงิ

จากบริเวณเนื้อโลหะเดิมน้อยและมีอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้น 30 เปอร์เซ็นต์ [35]



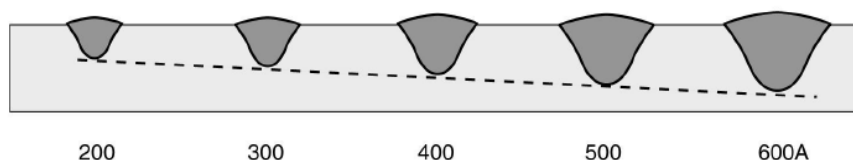
รูปที่ 2.13 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้ชนิดกระแสเชื่อมต่างกัน [34]

3. แรงดันเชื่อม (Voltage) มีผลต่อขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.14) การใช้แรงดันเชื่อมมากทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกว้างและการหลอมละลายเล็กน้อย ซึ่งเหมาะกับงานที่มีช่องว่างบริเวณแนวเชื่อมมาก ทำให้ง่ายต่อการเติมโลหะผสมลงไปบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม แต่มีข้อเสียคือ เสี่ยงที่จะเกิดการกัดใต้แนวเชื่อม สลักเกาะออกยาก สำหรับการเชื่อมที่แรงดันเชื่อมต่ำจะมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่นูน [35]



รูปที่ 2.14 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้แรงดันเชื่อมต่างกัน [34]

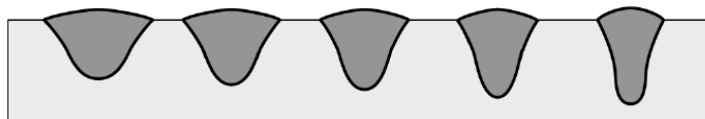
4. กระแสเชื่อม (Current) มีผลทั้งการหลอมละลายลึกและอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.15) กระแสเชื่อมที่สูงทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีอัตราการเติมที่สูง บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกว้าง และการหลอมละลายลึกมาก แต่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะไม่นูน เสี่ยงต่อการเกิดการกัดใต้แนวเชื่อม และการแตกกร่อน [35]



รูปที่ 2.15 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้กระแสเชื่อมต่างกัน [34]

5. ขนาดลวดเชื่อม (Wire diameter) มีผลต่อการหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.16) การใช้ลวดเชื่อมที่มีเส้นผ่าศูนย์กลางเล็กทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีการหลอมละลายลึก

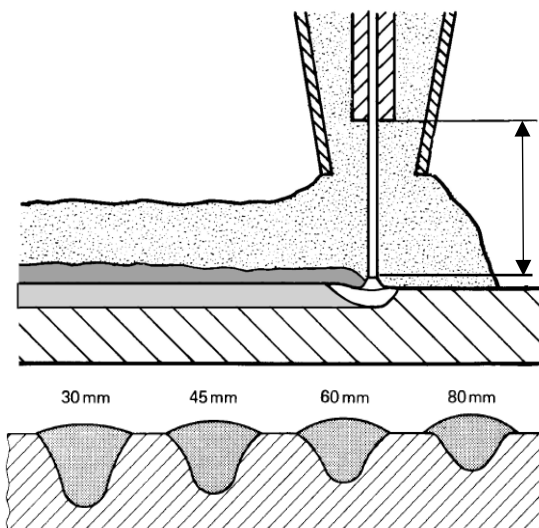
สูง การอาร์กมีความเสถียร เนื่องจากลวดขนาดเล็กมีความเข้มของกระแสเชื่อมสูง ในขณะที่ลวดเชื่อมขนาดใหญ่สามารถเชื่อมต่อชนที่มีระยะห่างของแนวเชื่อมได้ง่ายกว่า [35]



4 3,25 3,0 2,5 2,0 mm

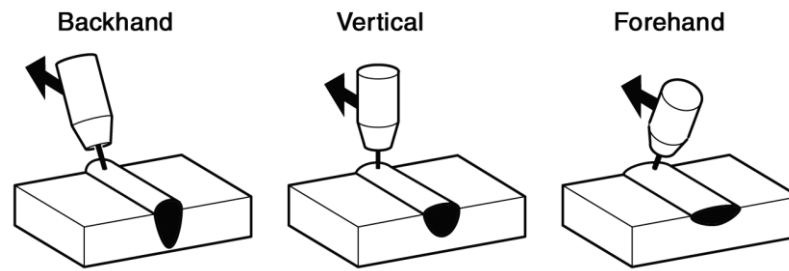
รูปที่ 2.16 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้ลวดเชื่อมขนาดต่างกัน [34]

6. ระยะยื่นของลวดเชื่อม (Wire extension) มีผลต่อการหลอมละลายลึกและอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.17) การมีระยะยื่นของลวดเชื่อมน้อยทำให้การหลอมละลายลึกมาก แต่ถ้ามีระยะยื่นของลวดเชื่อมมากทำให้เกิดความร้อนที่ลวดเชื่อมมาก การหลอมละลายลึกจึงน้อยลงแต่มีอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูงขึ้น การเชื่อมโดยทั่วไปใช้ระยะยื่นของลวดเชื่อมประมาณ 25 ถึง 30 มิลลิเมตร [35]



รูปที่ 2.17 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้ระยะยื่นของลวดเชื่อมต่างกัน [35]

7. ตำแหน่งลวดเชื่อม (Wire position) มีผลต่อรูปร่างและการหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (รูปที่ 2.18) ในกรณีตำแหน่งลวดเชื่อมหน้า (Forehand) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะกว้าง ซึ่งสามารถปรับปรุงได้โดยการเพิ่มความเร็วเชื่อมให้มากขึ้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็จะเล็กลง [35]



รูปที่ 2.18 ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้มุมลวดเชื่อมต่างกัน [34]

8. ความร้อนเข้า (Heat input) คือ ปริมาณของพลังงานความร้อนที่ให้กับบริเวณเนื้อโลหะเดิมต่อความยาวแนวเชื่อม แสดงดังสมการ 2.1 ความร้อนเข้ามีความสำคัญมากเนื่องจากเป็นตัวกำหนดอัตราการเย็นตัวของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและบริเวณใกล้เคียง ความร้อนเข้าจากการเชื่อมเกิดขึ้นจากการเชื่อมอาร์กของโลหะ โดยความร้อนถูกส่งถ่ายจากตัวให้ความร้อน (Heat source) ไปยังบริเวณเนื้อโลหะเดิม [31]

$$H = \frac{E \cdot I \cdot 60}{1000 \cdot V} \times f_1 \quad (2.1)$$

เมื่อ H คือ ความร้อนเข้า (Heat input; kJ/cm)

E คือ แรงดันเชื่อม (Voltage; V)

I คือ กระแสเชื่อม (Current; A)

V คือ ความเร็วเชื่อม (Travel speed; cm/min)

f_1 คือ ประสิทธิภาพ (Efficiency)*

*การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มีค่าเท่ากับ 0.8

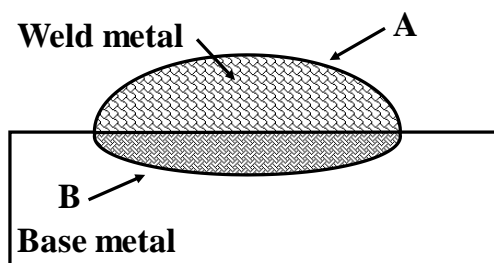
การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์มีค่าเท่ากับ 0.8

การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มีค่าเท่ากับ 1.0 [31]

2.3 การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

กรรมวิธีเชื่อมแบบหลอมละลาย ความร้อนจากการอาร์กทำให้เกิดการหลอมละลายรวมกันของลวดเชื่อมหรืออิเล็กโทรดกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ทำให้สมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเปลี่ยนแปลงไป โดยพบว่าส่วนผสมทางเคมี สมบัติทางโลหะวิทยา และสมบัติทางกลเปลี่ยนแปลงไปจากเดิม เรียกพฤติกรรมที่เกิดขึ้นว่า การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซึ่งเป็นตัว

แปรสำคัญที่ทำให้ความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลง [36] เปอร์เซ็นต์การเจือจาง (%Dilution) คำนวณได้จากอัตราส่วนระหว่างพื้นที่ที่เกิดการหลอมละลายกับบริเวณเนื้อโลหะเดิมเทียบกับพื้นที่ทั้งหมดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม [37, 38] แสดงดังรูปที่ 2.19 และสมการที่ 2.2



รูปที่ 2.19 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม [39]

$$\%Dilution = \frac{\text{Area (B)}}{\text{Area (A + B)}} \times 100 \quad (2.2)$$

ปัจจัยที่ส่งผลต่อการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีดังนี้

1. ความเร็วเชื่อม ถ้าความเร็วในการเชื่อมน้อยจะเกิดการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก
2. ความร้อนขึ้นงานก่อนเชื่อม ถ้าความร้อนขึ้นงานมากจะเกิดการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก ดังนั้นต้องให้ความร้อนขึ้นงานก่อนเชื่อมที่เหมาะสม
3. กระแสเชื่อม ถ้าใช้กระแสเชื่อมมาก การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็จะมากขึ้น
4. จำนวนชั้นเชื่อม เมื่อจำนวนชั้นเชื่อมมากขึ้น การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะลดลง
5. ระยะยื่นของลวดเชื่อม การเพิ่มระยะยื่นของลวดเชื่อมสามารถลดการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้

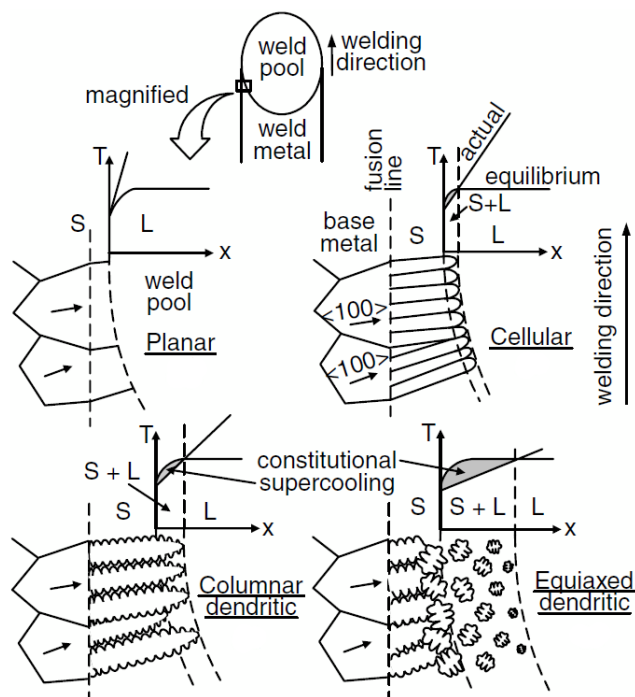
6. กรรมวิธีการเชื่อม โดยพบว่า การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มีค่าประมาณ 20 ถึง 45 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีค่าประมาณ 20 ถึง 45 เปอร์เซ็นต์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มีค่าประมาณ 25 ถึง 50 เปอร์เซ็นต์ [30]

2.4 โลหะวิทยาการเชื่อมเหล็กกล้า

2.4.1 บริเวณหลอมละลาย

บริเวณหลอมละลาย (Fusion zone; FZ) คือบริเวณที่เนื้อโลหะเชื่อมเกิดการหลอมละลายแล้วแข็งตัวในขณะที่เชื่อม ทำให้สมบัติทางโลหะวิทยาบริเวณนี้แตกต่างจากบริเวณอื่น ๆ

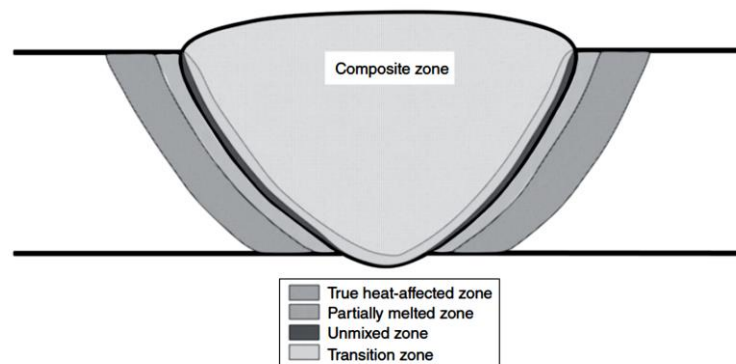
(บริเวณกระทบบร้อนและบริเวณเนื้อโลหะเดิม) โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความสัมพันธ์กับส่วนผสมทางเคมีและลักษณะการแข็งตัว ยกตัวอย่างเช่น ถ้าการเชื่อมมีอัตราการเย็นตัวเร็ว ลักษณะการแข็งตัวก็จะเกิดขึ้นเร็ว ส่งผลให้เกิดโครงสร้างละเอียดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยรูปแบบการแข็งตัว (Solidification mode) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสามารถแบ่งได้เป็น 3 รูปแบบ คือ พลานาร์ (Planar) เซลลูลาร์ (Cellular) คอลัมน์เดนไดรต์ (Columnar dendritic) และอีควิแอกซ์เดนไดรต์ (Equiaxed dendritic) แสดงดังรูปที่ 2.20 โดยการแข็งตัวจะเริ่มเกิดขึ้นจากบริเวณเส้นหลอมละลาย (Fusion line) เข้าสู่บริเวณหลอมละลายตำแหน่งอินเตอร์เฟซระหว่างของแข็งกับของเหลว (S/L interface) การแข็งตัวแบบพลานาร์มักเจอในโลหะบริสุทธิ์ที่มีการควบคุมอัตราการแข็งตัวที่ช้ามาก ๆ จึงไม่พบการแข็งตัวรูปแบบนี้ในงานเชื่อม ส่วนรูปแบบการแข็งตัวอื่น ๆ สามารถพบได้ในงานเชื่อมทั่วไป ทั้งนี้ ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีและอัตราการแข็งตัวบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยพบว่ายิ่งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีธาตุผสมมากและมีอัตราการแข็งตัวมาก รูปแบบการแข็งตัวก็มีแนวโน้มที่จะเป็นแบบคอลัมน์เดนไดรต์หรืออีควิแอกซ์เดนไดรต์ [30]



รูปที่ 2.20 การแข็งตัวบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ประกอบด้วย พลานาร์ เซลลูลาร์ คอลัมน์เดนไดรต์ และอีควิแอกซ์เดนไดรต์ [30]

การเชื่อมที่มีส่วนผสมทางเคมีแตกต่างกันมากระหว่างโลหะเดิมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิมมักจะเกิดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสองบริเวณเรียกว่า บริเวณเนื้อโลหะผสม (Composite

zone; CZ) และบริเวณเนื้อโลหะไม่ผสม (Unmixed zone; UMZ) แสดงดังรูปที่ 2.21 โดยบริเวณเนื้อโลหะผสมคือบริเวณส่วนใหญ่ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซึ่งเป็นบริเวณที่เกิดการผสมระหว่างโลหะเดิมที่หลอมละลายรวมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ส่วนบริเวณเนื้อโลหะไม่ผสมจะเกิดขึ้นใกล้กับเส้นหลอมละลาย โดยเป็นบริเวณที่เกิดการหลอมละลายแล้วแข็งตัวใหม่ของบริเวณเนื้อโลหะเดิมและมีการผสมจากโลหะเดิมเพียงเล็กน้อย ในระหว่างบริเวณเนื้อโลหะไม่ผสมกับบริเวณเนื้อโลหะผสม จะพบบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนถ่าย (Transition zone) ซึ่งเป็นบริเวณที่ปริมาณส่วนผสมทางเคมีของบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณเนื้อโลหะแตกต่างกัน บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสามารถแบ่งได้ตามส่วนผสมทางเคมี โดยแบ่งเป็น 3 ชนิด คือ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจากเนื้อโลหะเดิม (Autogenous) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (Heterogeneous) [40]

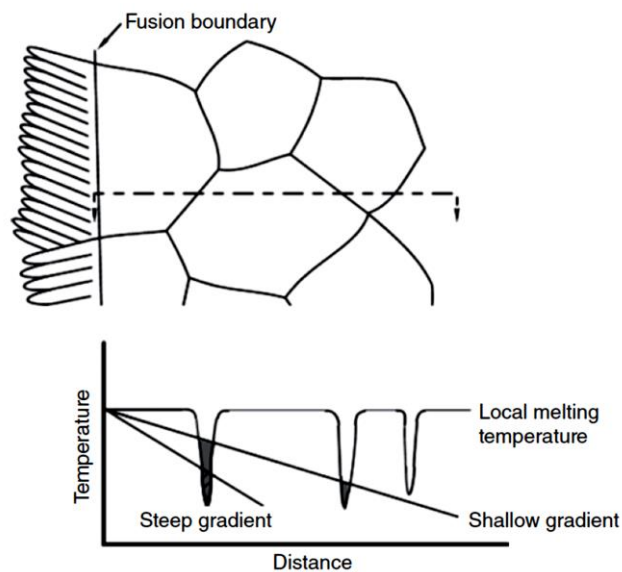


รูปที่ 2.21 บริเวณต่าง ๆ ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม [40]

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจากเนื้อโลหะเดิมคือ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่มาจากบริเวณเนื้อโลหะเดิม 100 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งเกิดจากการเชื่อมที่ไม่ใช่โลหะเดิม เช่น การเชื่อมทิก การเชื่อมพลาสมา การเชื่อมต้านทาน และการเชื่อมด้วยลำแสงอิเล็กตรอน ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงเหมือนกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ส่วนการเชื่อมที่ใช้โลหะเดิมที่มีส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม เรียกบริเวณนี้ว่า บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เป็นเนื้อเดียวกัน ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ไม่เป็นเนื้อเดียวกันคือ การเชื่อมที่มีการใช้โลหะเดิมที่มีส่วนผสมทางเคมีแตกต่างจากบริเวณเนื้อโลหะเดิมมาก ทำให้ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแตกต่างจากบริเวณเนื้อโลหะเดิมมากเช่นกัน [40]

2.4.2 บริเวณหลอมละลายบางส่วน

บริเวณหลอมละลายบางส่วน (Partially melted zone; PMZ) คือบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนถ่ายระหว่างบริเวณหลอมละลาย 100 เปอร์เซ็นต์ กับบริเวณของแข็ง 100 เปอร์เซ็นต์ (บริเวณกระทร้อน) ในโลหะผสมทั่วไปพบว่าในบริเวณนี้มีการกระจายตัวของธาตุผสมและสิ่งเจือปนที่บริเวณขอบเกรน ทำให้บริเวณขอบเกรนมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ แสดงดังรูปที่ 2.22 ในบางครั้งเกิดขึ้นจากการที่บริเวณกระทร้อนได้รับความร้อนสูงจนทำให้คาร์ไบด์ละลาย แล้วทำให้บริเวณขอบเกรนมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำลง เมื่อเกิดการแข็งตัว ปรากฏว่าบริเวณขอบเกรนแข็งตัวที่หลัง ทำให้ไม่สามารถทนต่อแรงดึงและความเค้นตกค้างได้ จึงเป็นสาเหตุของการแตก (Liquation crack) [40]

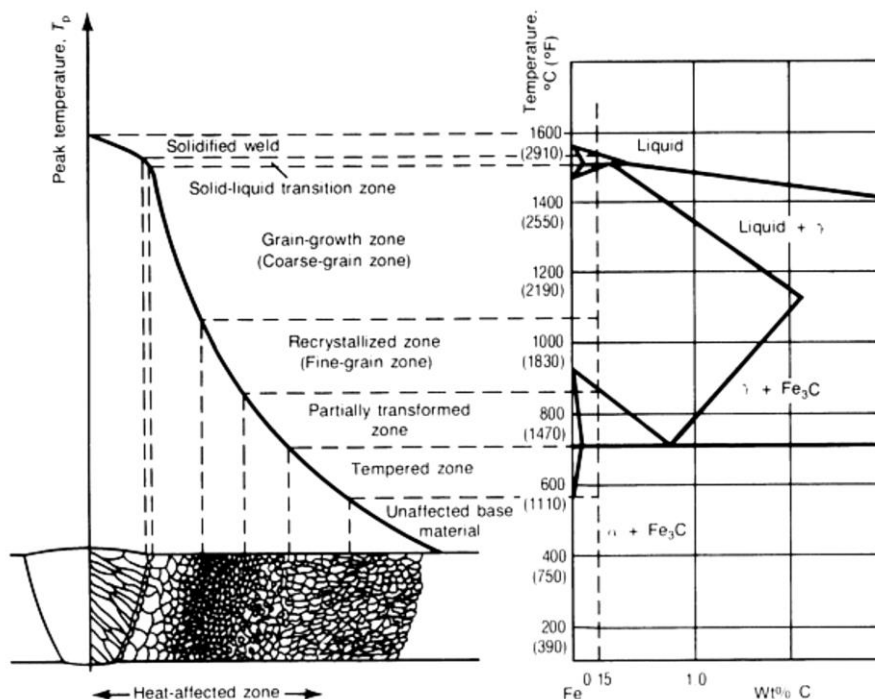


รูปที่ 2.22 อุณหภูมิหลอมเหลวบริเวณขอบเกรนลดลงจากการกระจายตัวของธาตุผสมและสิ่งเจือปนบริเวณขอบเกรน [40]

2.4.3 บริเวณกระทร้อน

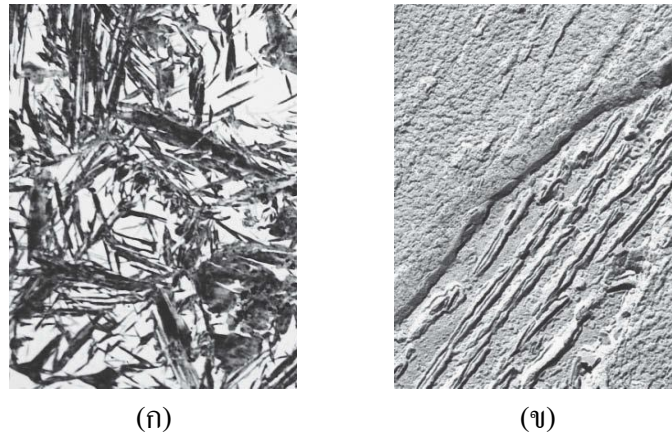
ในกรรมวิธีการเชื่อมแบบหลอมละลายของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ซึ่งมีโครงสร้างผลึกชนิดลูกบาศก์แบบกลางตัว (Body-center cubic; BCC) บริเวณหลอมละลายมีอุณหภูมิมากกว่า 1,600 องศาเซลเซียส บริเวณผลกระทร้อน (Heat affected zone; HAZ) ซึ่งอยู่ติดกับบริเวณหลอมละลายจะมีอุณหภูมิ 1,100-1,500 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนไปในสถานะของแข็ง กลายเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์ (Austenite) มีโครงสร้างผลึกชนิดลูกบาศก์แบบกลางหน้า (Face-center cubic; FCC) ที่มีขนาดเกรนโต หลังจากนั้นความร้อนจากการเชื่อมจะ

ถูกถ่ายเทอย่างรวดเร็วในบริเวณนี้ ทำให้โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายมีลักษณะแตกต่างกันไปขึ้นอยู่กับระยะห่างจากบริเวณหลอมละลายและอัตราการเย็นตัว บริเวณต่าง ๆ ของบริเวณกระทบร้อนประกอบด้วย บริเวณเกรนหยาบ (Coarse-grain zones; CGHAZ) บริเวณเกรนละเอียด (Fine-grain zones; FGHAZ) บริเวณระหว่างอุณหภูมิวิกฤติ (Intercritical zones; ICHAZ) และบริเวณภายใต้ อุณหภูมิวิกฤติ (Subcritical zones; SCHAZ) แสดงดังรูปที่ 2.23 ทำให้สมบัติทางกลในบริเวณนี้เปลี่ยนแปลงไปจากเดิม เช่น ความแข็ง ความแข็งแรงดึง ความเหนียว และความต้านทานต่อการล้า [41, 42]



รูปที่ 2.23 บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม บริเวณกระทบร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเดิมของการเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ [43]

โครงสร้างมาร์เทนไซต์ (Martensite) และเบนไนต์ (Bainite) แสดงดังรูปที่ 2.24 (ก) และ (ข) เป็นโครงสร้างที่มีความแข็งสูงและมักเกิดขึ้นกับการเชื่อมเหล็กกล้าผสม (Alloy steel) ในบริเวณกระทบร้อน ค่าความแข็งสูงสุดที่เกิดขึ้นในกรณีที่บริเวณกระทบร้อนมีปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ (HV_M) 100 เพอร์เซ็นต์ สามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.3 และในกรณีที่บริเวณกระทบร้อนมีปริมาณโครงสร้างเบนไนต์ (HV_B) 100 เพอร์เซ็นต์ สามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.4 [44]



รูปที่ 2.24 โครงสร้างจุลภาคที่มีความแข็งสูง (ก) มาร์เทนไซต์ (ข) เบนไนต์ [45]

$$HV_M = 802C + 305 \quad (2.3)$$

$$HV_B = 350 \left(C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \right) + 101 \quad (2.4)$$

โดย C Si Mn Cu Cr Ni Mo และ V คือ ปริมาณธาตุผสม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

2.5 การให้ความร้อนก่อนเชื่อม

เพื่อหลีกเลี่ยงการแตกร้าวขณะเชื่อม โดยการลดอัตราการเย็นตัวบริเวณผลกระทบ ร้อน ปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า (Carbon equivalent; CE) จะเป็นตัวแสดงความสามารถในการเชื่อม (Weldability) และความสามารถในการชุบแข็งของวัสดุ (Hardenability) โดยเป็นตัวกำหนด อุณหภูมิก่อนเชื่อม (Preheat temperature) และอุณหภูมิระหว่างเชื่อม (Interpass temperature) จาก การกำหนดค่าคาร์บอนเทียบเท่าจากส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ แสดงดังสมการที่ 2.5 [46]

$$CE (\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (2.5)$$

โดย C Si Mn Si Ni Cr Mo และ V คือ ปริมาณธาตุผสม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

เหล็กกล้าที่มีค่าคาร์บอนเทียบเท่าต่ำจะมีความสามารถในการเชื่อมที่ดี เมื่อค่า คาร์บอนเทียบเท่าของเหล็กน้อยกว่า 0.45 การแตกร้าวจากการเชื่อมจะไม่เกิดขึ้น จึงไม่ต้องการ

ความร้อนก่อนเชื่อม เมื่อค่าคาร์บอนเทียบเท่าอยู่ในช่วง 0.45 ถึง 0.60 อาจเกิดรอยแตกร้าวหลังการเชื่อมได้ จึงต้องให้ความร้อนก่อนเชื่อมที่อุณหภูมิประมาณ 100 ถึง 300 องศาเซลเซียส แต่เมื่อค่าคาร์บอนเทียบเท่าของเหล็กกล้าสูงกว่า 0.80 มีโอกาสเกิดรอยแตกร้าวหลังการเชื่อมมาก ทำให้ต้องการความร้อนก่อนเชื่อมและหลังเชื่อม การกำหนดอุณหภูมิก่อนเชื่อมสามารถกำหนดได้จากปริมาณคาร์บอนเทียบเท่า แสดงดังต่อไปนี้ [46, 47]

1. คาร์บอนเทียบเท่าน้อยกว่า 0.45 ให้ความร้อนก่อนเชื่อม 100 องศาเซลเซียส
2. คาร์บอนเทียบเท่าอยู่ในช่วง 0.45 ถึง 0.60 ให้ความร้อนก่อนเชื่อม 100 ถึง 250 องศาเซลเซียส
3. คาร์บอนเทียบเท่าอยู่ในช่วง 0.6 ถึง 0.8 ให้ความร้อนก่อนเชื่อม 250 ถึง 300 องศาเซลเซียส
4. คาร์บอนเทียบเท่ามากกว่า 0.8 ให้ความร้อนก่อนเชื่อม 300 ถึง 350 องศาเซลเซียส

หมายเหตุ ใช้สำหรับวัสดุกลุ่มเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสมต่ำเท่านั้น

2.6 การเลือกวัสดุเชื่อม

2.6.1 ลวดเชื่อมชั้นรองพื้น

โลหะชั้นรองพื้น (Buffer layer) ทำหน้าเป็นตัวประสานระหว่างโลหะสองชนิดที่แตกต่างกันให้ยึดติดกัน การเชื่อมชั้นรองพื้นก่อนการเชื่อมพอกแข็งจึงมีความจำเป็น เช่น ในกรณีที่เนื้อโลหะเดิมและเนื้อโลหะชั้นพอกแข็งมีสมบัติที่แตกต่างกันมาก อาจส่งผลทำให้เกิดการแตกหรือการยึดติดที่ไม่ดีระหว่างโลหะทั้งสอง ดังนั้นจึงต้องมีโลหะที่เป็นตัวประสานระหว่างกลาง เพื่อช่วยแก้ปัญหาข้างต้น การเลือกโลหะเชื่อมชั้นรองพื้นแสดงในตารางที่ 2.6

จากงานวิจัยที่ผ่านมา [48] สรุปได้ว่า การเชื่อมพอกแข็งลงบนเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ (Low Cr alloy steel) ด้วยลวดเชื่อมพอกแข็งชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก จำเป็นต้องเชื่อมชั้นรองพื้นด้วยเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผสมโครเมียม-นิกเกิล (Cr-Ni stainless steel) ซึ่งมีโครงสร้างจุลภาคชนิดออสเทนไนต์ แสดงดังรูปที่ 2.25 และจากเอกสารอ้างอิง [49, 50] ได้สรุปว่า ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิค (Austenitic stainless steel) มีความเหมาะสมในการใช้เป็นโลหะเชื่อมรองพื้น เนื่องจากมีสมบัติด้านการต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง (Toughness) และมีความเหนียว (Ductility) ที่ดี สามารถเป็นตัวประสานระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเดิมกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งได้ นอกจากนี้ยังต้านทานการแตกหัก (Crack resistance) ที่ดีอีกด้วย จากผลงานวิจัยและคำแนะนำของผู้ผลิตลวดเชื่อม สามารถสรุปวิธีการเลือกชนิดของลวดเชื่อมชั้นรองพื้นได้ ดังนี้

1. ส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคของบริเวณเนื้อโลหะเดิม
2. ส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้น

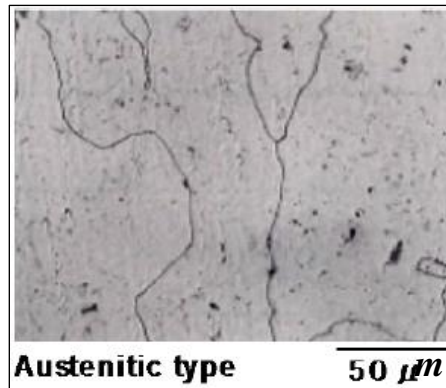
3. การเข้ากันได้ของโครงสร้างจุลภาคทั้งบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้น ซึ่งเมื่อเชื่อมแล้วต้องไม่เกิดการแตกเย็น (Cold cracking)

4. สมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้นต้องสามารถทนต่อการกระแทกจากภายนอกที่กระทำต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็งจนทำให้เกิดการหลุดร่อนได้

5. โลหะชั้นรองพื้นต้องมีความต้านทานต่อการแตกหัก (Fracture toughness) และมีความเหนียวที่สามารถต้านทานการแตกร้าวที่เกิดขึ้นบริเวณโลหะชั้นพอกแข็ง (ไม่ให้ขยายตัวไปยังบริเวณเนื้อโลหะเดิม)

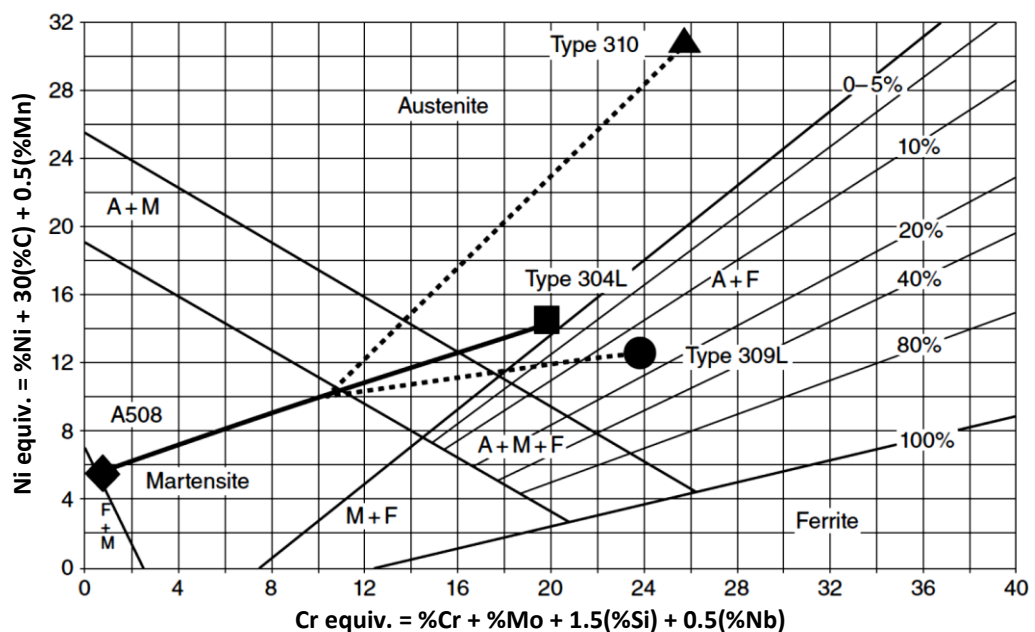
ตารางที่ 2.6 การเลือกวัสดุสำหรับการเชื่อมชั้นรองพื้นและชั้นพอกแข็ง [46]

| เนื้อโลหะเดิม | โลหะชั้นรองพื้น | โลหะชั้นพอกแข็ง |
|--|---|---|
| -เหล็กกล้าคาร์บอน (Carbon steel) | -เหล็กกล้าละมุนไฮโดรเจนต่ำ (Low-hydrogen mild-steel type) | -เหล็กกล้าเพิร์ลลิติกความแข็งสูง (Higher-hardness pearlitic type) |
| -เหล็กกล้าผสมต่ำ (Low-alloy steel) | -เหล็กกล้าเพิร์ลลิติกความแข็งต่ำ (Lower-hardness pearlitic type) | -เหล็กกล้ามาร์เทนซิติก (Martensitic type) |
| | -เหล็กกล้าไร้สนิมผสมโครเมียม-นิกเกิล (Cr-Ni stainless steel type) | -เหล็กกล้าออสเทนนิติกผสมแมงกานีส (High-Mn austenitic type) |
| | -เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำผสมแมงกานีส-โครเมียม (Low-C, 16Mn-16Cr type) | -เหล็กผสมโครเมียมสูง (High-Cr iron type) |
| -เหล็กกล้าผสมแมงกานีสสูง (High-Mn steel) | -เหล็กกล้าไร้สนิมผสมโครเมียม-นิกเกิล (Cr-Ni stainless steel type) | -เหล็กกล้า 13% แมงกานีส (13%Mn type) |
| | -เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำผสมแมงกานีส-โครเมียม (Low-C, 16Mn-16Cr type) | -เหล็กกล้ามาร์เทนซิติก (Martensitic type) |



รูปที่ 2.25 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก [46]

การเชื่อมระหว่างโลหะต่างชนิดกัน (Dissimilar joint) โดยเฉพาะอย่างยิ่ง การเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมกับเหล็กกล้าคาร์บอนหรือเหล็กกล้าผสมชนิดอื่น ๆ นิยมใช้ไดอะแกรมเชฟเลอร์ (Schaeffler diagram) เพื่อทำนายโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม แสดงดังรูปที่ 2.26 โดยอาศัยส่วนผสมทางเคมีของโลหะเชื่อมเพื่อนำไปคำนวณค่าโครเมียมเทียบเท่า (Cr equivalent) และนิกเกิลเทียบเท่า (Ni equivalent) แสดงดังสมการที่ 2.6 และ 2.7 และอาศัยเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม



รูปที่ 2.26 ตัวอย่างการใช้ไดอะแกรมเชฟเลอร์เพื่อทำนายโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าคาร์บอนกับเหล็กกล้าไร้สนิม [40]

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5(\% \text{Si}) + 0.5(\% \text{Nb}) \quad (2.6)$$

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} + 30(\% \text{C}) + 0.5(\% \text{Mn}) \quad (2.7)$$

โดย Cr Mo Si Nb Ni C และ Mn คือปริมาณธาตุผสม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

2.6.2 ลวดเชื่อมชั้นพอกแข็ง

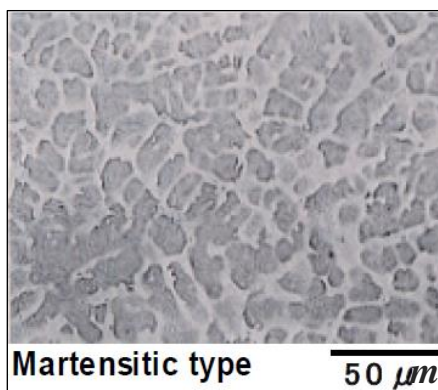
โดยทั่วไปแล้ว โลหะชั้นพอกแข็งมักเลือกใช้โลหะที่มีความแข็งมากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิม เพื่อให้สามารถต้านทานการสึกหรอที่ดีกว่า สมบัติที่ดีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งยังประกอบด้วย ความต้านทานการแตกหักหรือมีการแตกหักที่อยู่ในระดับที่ยอมรับได้ สามารถต้านทานการกัดกร่อนและทนอุณหภูมิสูงได้ เป็นต้น ทั้งนี้การเลือกโลหะชั้นพอกแข็งก็ขึ้นอยู่กับลักษณะการนำไปใช้งานเช่นกัน โดยในตารางที่ 2.7 แสดงลักษณะการนำไปใช้งานที่เหมาะสมของโลหะชั้นพอกแข็งแต่ละชนิด [27, 46]

ตารางที่ 2.7 โลหะชั้นพอกแข็ง [46]

| โลหะชั้นพอกแข็ง | สมบัติ | การนำไปใช้งาน |
|---------------------------------------|---------------------------------|--|
| เหล็กกล้าผสมต่ำและเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ | เหนียวและแข็งแรงสูง | สร้างเนื้อ/ทนต่อการสึกหรอ |
| เหล็กกล้า 13% แมงกานีส | เหนียวและสามารถเพิ่มความแข็งได้ | ทนต่อการกระแทก |
| เหล็กกล้ามาร์เทนซิดิก | เหนียวและแข็ง | ทนต่อการกระแทกและการเสียดสี |
| โครเมียมคาร์ไบด์และทังสเตนคาร์ไบด์ | แข็งเปราะ | ทนต่อการเสียดสี |
| โคบอลต์และนิกเกิล | ทนอุณหภูมิสูง | เหล็กกล้าเครื่องมือ ทนต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง |

หลักการเลือกลวดเชื่อมพอกแข็ง โดยทั่วไปลวดเชื่อมพอกแข็งสามารถแบ่งกลุ่มพอสังเขป ดังนี้

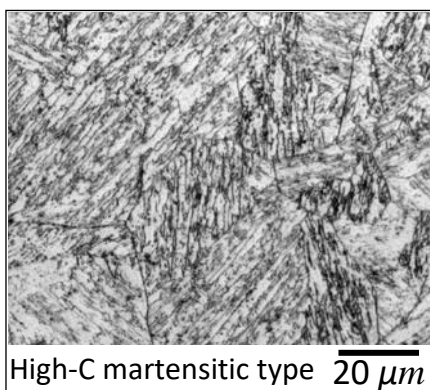
1. เหล็กกล้ามาร์เทนซิติคที่มีความเหนียวและแข็ง ลวดเชื่อมในกลุ่มนี้มีปริมาณคาร์บอนและธาตุผสมที่เพียงพอที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ในสภาพภายหลังการเชื่อมที่เย็นตัวในอากาศ แสดงดังรูปที่ 2.27 โครงสร้างมาร์เทนไซต์มีความแข็งแรงสูง สามารถต้านทานการสึกหรอได้ดี และทนต่อแรงกระแทกได้ดีเช่นกัน [51]



รูปที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค [46]

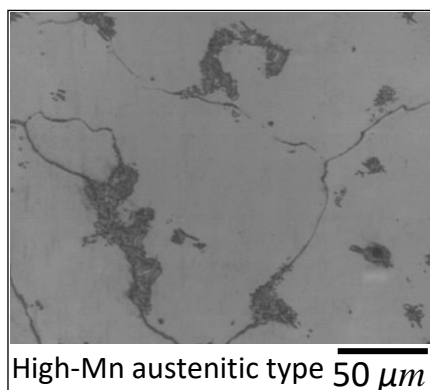
2. กลุ่มเหล็กคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแรงแปรผกผันต่อการเสียดสีได้ดี ซึ่งลวดเชื่อมในกลุ่มนี้เป็นลวดเชื่อมพอกแข็งตามมาตรฐาน DIN 8555 [52] สามารถแบ่งได้ตามชนิดของกลุ่มโลหะผสม ยกตัวอย่างบางกลุ่ม เช่น

โลหะผสมกลุ่ม 6 (Alloy group 6) มีโครเมียมผสมมากกว่า 5 เปอร์เซ็นต์ และมีปริมาณคาร์บอนสูง (0.2 ถึง 2.0 เปอร์เซ็นต์) ความแข็งมากกว่า 500 บริเนลล์ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะเกิดการแข็งจากการเย็นตัวในอากาศ (Air-hardening) โลหะกลุ่มนี้ใกล้เคียงกับ (หรือเป็นกลุ่มเดียวกัน) กลุ่มเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคผสมคาร์บอนสูง (High carbon-martensitic steel) แสดงดังรูปที่ 2.28 ซึ่งมีความต้านทานต่อการกระแทกและการสึกหรอได้ดี [52]



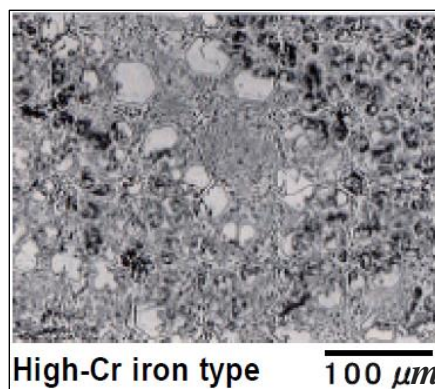
รูปที่ 2.28 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคผสมคาร์บอนสูง [53]

โลหะผสมกลุ่ม 7 (Alloy group 7) มีแมงกานีสเป็นส่วนผสมประมาณ 11 ถึง 18 เปอร์เซ็นต์ ทำให้มีโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นโครงสร้างหลัก (Matrix) แสดงดังรูปที่ 2.29 บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความเหมาะสมกับชิ้นส่วนที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ (Work hardening) โดยแรงกระแทกจะทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจาก 180 บริเนลล์ ไปถึง 550 บริเนลล์ เป็นต้น อย่างไรก็ตามบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชนิดนี้ไม่เหมาะสมกับภาระที่เกิดการสึกหรอจากการเสียดสีเพียงอย่างเดียว [52]



รูปที่ 2.29 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าออสเทนิติกผสมแมงกานีสสูง [54]

โลหะผสมกลุ่ม 10 (Alloy group 10) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีส่วนผสมของคาร์บอน 2 ถึง 7 เปอร์เซ็นต์ และมีส่วนผสมของโครเมียมมากถึงประมาณ 40 เปอร์เซ็นต์ ดังนั้นบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงมีโครเมียมคาร์ไบด์ฝังอยู่ในโครงสร้างออสเทนไนต์ซึ่งเป็นโครงสร้างหลัก แสดงดังรูปที่ 2.30 โลหะผสมกลุ่ม 10 มีความสามารถในการทานการเสียดสีได้ดีมาก [52]



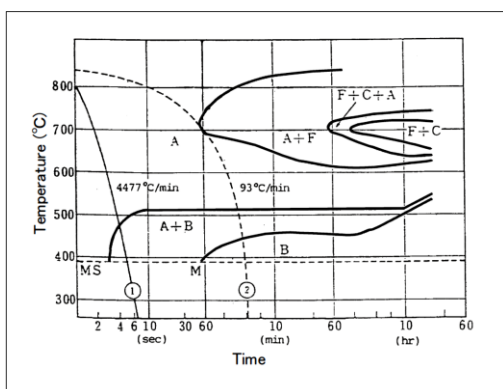
รูปที่ 2.30 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กโครเมียมคาร์ไบด์ [46]

จากการรวบรวมงานข้อมูลที่เกี่ยวข้องพอจะสรุปวิธีการตัดสินใจเลือกวัสดุเชื่อมพอกแข็งได้ดังนี้

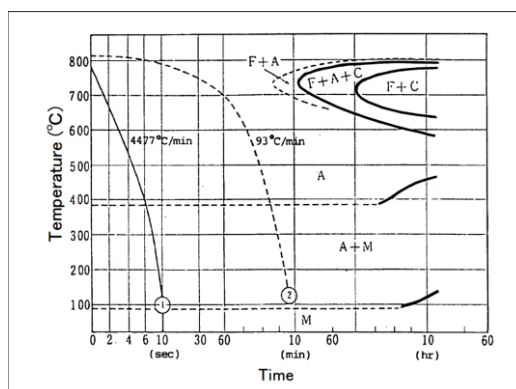
1. ลักษณะการนำไปใช้งาน
2. ประเภทของการสึกหรอ
3. ส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมชั้นพอกแข็ง
4. ความแข็งที่ได้หลังจากการเชื่อม
5. การเข้ากันได้ของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็งกับบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมรองรับ

2.7 เหล็กกล้าทนการสึกหรอ

เหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ (Low Cr alloy steel) เป็นเหล็กกล้าความแข็งแรงสูงที่ถูกนำไปใช้งานสำหรับงานที่ต้องทนอุณหภูมิสูงและยังสามารถนำไปใช้กับงานที่ต้องทนต่อการสึกหรอได้อีกด้วย โดยที่โครเมียมและ โมลิบดีนัมเป็นธาตุที่มีบทบาทสำคัญที่ถูกเติมเข้าไปในเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเพื่อเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ทำให้เหล็กกล้าชนิดนี้สามารถชุบแข็งในอากาศปกติจากอุณหภูมิออสเทนไนต์ได้ โครงสร้างจุลภาคหลังการชุบแข็งของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำสามารถประเมินได้โดยการใช้แผนภาพแสดงการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลา (Time-temperature transformation diagram, TTT) รูปที่ 2.31 (ก) แสดงแผนภาพการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลาของเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo ในขณะที่ รูปที่ 2.31 (ข) แสดงแผนภาพการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลาของเหล็กกล้าเกรด 5Cr-0.5Mo ซึ่งเหล็กกล้าทั้งสองเกรดเป็นตัวอย่างเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ [55]



(ก)



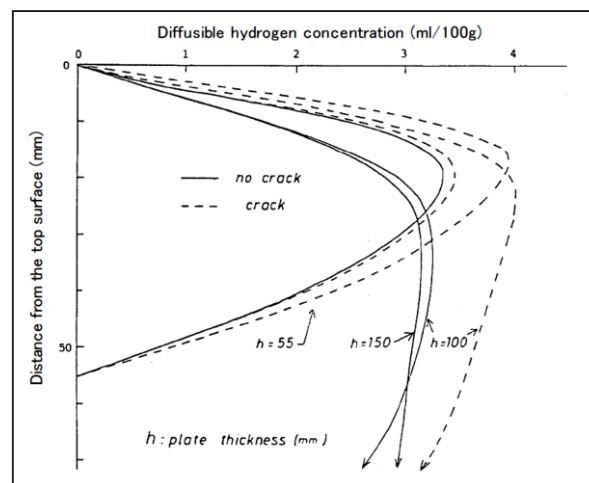
(ข)

รูปที่ 2.31 แผนภาพการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลาของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ (ก) เหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo (ข) เหล็กกล้าเกรด 5Cr-0.5Mo [46]

ในกรรมวิธีการเชื่อมเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำมักเกิดการแตกเย็น (Cold crack) เนื่องจาก

1. ความเหนียวต่ำบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม
2. ความเค้นตกค้าง
3. การกระจายตัวของไฮโดรเจนที่อุณหภูมิต่ำกว่า 200 องศาเซลเซียส

การเชื่อมเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำสามารถป้องกันการแตกเย็นบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้โดยการใช้ลวดเชื่อมชนิดไฮโดรเจนต่ำ เพื่อลดการแพร่ของไฮโดรเจน ทั้งนี้การให้ความร้อนขึ้นงานก่อนเชื่อมและหลังเชื่อมก็ยังเป็นการปลดปล่อยไฮโดรเจนออกจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม รวมทั้งยังเป็นการลดอัตราการเย็นตัวและลดความเค้นตกค้างของทั้งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและบริเวณกระทบร้อน ทำให้ลดความเสี่ยงจากการแตกเย็น รูปที่ 2.32 แสดงตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างการแตกเย็นกับการแพร่ของไฮโดรเจนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ [46]



รูปที่ 2.32 การแตกเย็นจากการแพร่ของไฮโดรเจนของการเชื่อมเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo [46]

2.8 บทบาทของธาตุผสมต่อสมบัติของเหล็กกล้า

ธาตุผสมที่ส่งผลต่อสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของเหล็กกล้ามีดังต่อไปนี้

1. นิกเกิล (Ni) เป็นธาตุที่เพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์ โดยไม่รวมตัวกับคาร์บอนที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์ นิกเกิลมีบทบาทที่สำคัญ คือ ทำให้จุดยูเทคตอยทั้งปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิต่ำลง ทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์มากขึ้น ส่วนเฟอร์ไรต์น้อยลง ทำให้เหล็กมีเกรนละเอียด เนื่องจากการ

เปลี่ยนอุณหภูมิออสเทนไนต์ให้ต่ำลง เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กกล้า โดยทำให้แผนภาพการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิคงที่เทียบกับเวลาเคลื่อนไปทางขวา ลดอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์ให้ต่ำลง เหล็กกล้าที่ผสมนิกเกิลมากกว่า 3 เปอร์เซ็นต์ อาจจะได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์โดยการอบปกติ (Normalizing) เพิ่มความแข็งแรงและความแข็งโดยไม่ทำให้ความเหนียวลดลง เพิ่มสมบัติทางด้านการเชื่อมให้กับเหล็กกล้า ปรับปรุงสมบัติทางด้านการทนต่อแรงกระแทกที่อุณหภูมิต่าง ๆ และปรับปรุงสมบัติทางด้านการกัดกร่อนให้ดีขึ้น [55, 56]

2. แมงกานีส (Mn) เป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเดียวกับนิกเกิล ต่างกับนิกเกิลตรงที่สามารถรวมกับคาร์บอนทำให้เกิดแมงกานีสคาร์ไบด์ บทบาทที่สำคัญของแมงกานีส คือ เปลี่ยนแปลงจุดยูเทคตอยทั้งปริมาณคาร์บอนและอุณหภูมิให้ต่ำลง ทำให้ปริมาณเฟอร์ไรต์มากขึ้นแต่เพอร์ไรต์น้อยลง และมีส่วนทำให้เกรนละเอียด เพิ่มความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กกล้าและมีผลรุนแรงกว่านิกเกิลถึง 2 เท่า เพิ่มความแข็งแรงและความแข็ง แต่มีส่วนทำให้ความเหนียวลดลง โดยแมงกานีสมีแนวโน้มที่จะแยกตัวอยู่ตามขอบเกรน ในทางปฏิบัติไม่นิยมใช้แมงกานีสเป็นธาตุผสม ถึงแม้ว่าแมงกานีสจะมีราคาถูกกว่ามากก็ตาม เพราะแมงกานีสมีข้อเสียที่อยู่หลายประการ คือ แมงกานีสมีบทบาททำให้เกิดการเปราะขณะทำการอบคืนตัวในช่วงอุณหภูมิ 400 ถึง 600 องศาเซลเซียส แมงกานีสจะรวมกับคาร์บอนทำให้เกิดแมงกานีสคาร์ไบด์และมักจะตกผลึกจับตัวอยู่ตามขอบเกรนของเหล็กกล้าในลักษณะต่อเนื่องจากเกรนหนึ่งไปยังอีกเกรนหนึ่ง ซึ่งทำให้เหล็กกล้ามีสมบัติเปราะ ไม่ทนต่อแรงกระแทก เนื่องจากแมงกานีสสามารถเพิ่มเสถียรภาพให้กับออสเทนไนต์ทำให้เกิดออสเทนไนต์ตกค้างปริมาณมากภายหลังการชุบแข็ง ซึ่งจะเปลี่ยนไปเป็นมาร์เทนไซต์ในขณะใช้งาน ทำให้เกิดการขยายตัวภายในวัสดุที่เป็นสาเหตุให้เกิดการแตกร้าวได้ แมงกานีสมีแนวโน้มที่จะเกิดการแยกตัว (Segregation) ได้ง่าย ซึ่งอาจจะไปรวมอยู่ตามเกรนหรือบริเวณใจกลางของแท่งเหล็ก (Ingot) ทำให้เหล็กมีสมบัติไม่สม่ำเสมอ [55, 56]

3. โครเมียม (Cr) เป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพของเพอร์ไรต์ สามารถรวมตัวกับคาร์บอนทำให้เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพสูง มีบทบาทสำคัญเมื่อผสมในเหล็กกล้าคาร์บอน คือ ทำให้มีจุดยูเทคตอยที่มีคาร์บอนต่ำลง แต่กลับทำให้อุณหภูมิสูงขึ้น เพิ่มสมบัติทางความสามารถในการชุบแข็งให้กับเหล็กกล้า เมื่อโครเมียมรวมตัวกับคาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพ ทำให้เหล็กกล้ามีสมบัติรักษาความแข็งไว้ได้ที่อุณหภูมิสูง และเพิ่มสมบัติต้านทานการกัดกร่อน [55, 56]

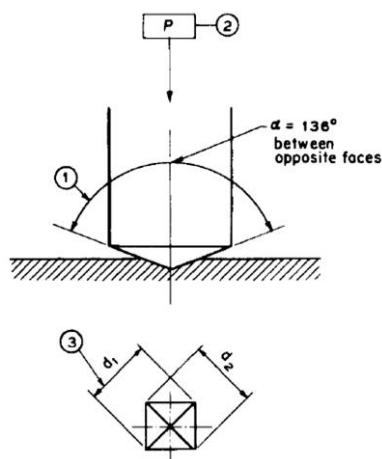
4. โมลิบดีนัม (Mo) เป็นธาตุที่อยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพเพอร์ไรต์ สามารถรวมตัวกับคาร์บอนทำให้เกิดโมลิบดีนัมคาร์ไบด์ โมลิบดีนัมมีบทบาทที่สำคัญ คือ ลดปริมาณของคาร์บอนที่จุดยูเทคตอยแต่กลับเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น เพิ่มสมบัติทางความสามารถในการชุบแข็ง เมื่อผสมไม่เกิน 1 เปอร์เซ็นต์ แต่ถ้าผสมปริมาณมากขึ้นจะทำให้ความสามารถในการชุบแข็งลดลง สามารถ

รวมกับคาร์บอนทำให้เกิดโพลีคาร์ไบด์ที่มีเสถียรภาพสูงที่ทำให้เหล็กผสมโพลีคาร์ไบด์ทนความร้อนได้ดีโดยไม่สูญเสียความแข็งแรง ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีเสถียรภาพสูงที่อุณหภูมิประมาณ 600 องศาเซลเซียส ทำให้รักษาความแข็งไว้ได้ดีที่อุณหภูมิไม่เกิน 600 องศาเซลเซียส และเพิ่มคุณสมบัติด้านทานการกัดกร่อน [55, 56]

5. ซิลิกอน (Si) เป็นธาตุที่ไม่รวมกับคาร์บอนเมื่อผสมในเหล็ก เพราะจะรวมกับเหล็กได้ดีกว่าคาร์บอน ซิลิกอนจัดอยู่ในกลุ่มเพิ่มเสถียรภาพเฟอร์ไรต์มีบทบาทที่สำคัญ คือ ละลายได้ดีในเฟอร์ไรต์และเพิ่มความแข็งให้กับเฟอร์ไรต์ โดยเฉพาะการเพิ่มจุดครากของเหล็กให้สูงขึ้น ไม่มีบทบาทเพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง เพิ่มเสถียรภาพให้มาร์เทนไซต์ถึงอุณหภูมิประมาณ 500 องศาเซลเซียส สมบัติทางด้านการเชื่อมของเหล็กไม่ดีเมื่อผสมซิลิกอนสูง เพราะซิลิกอนจะรวมตัวกับออกซิเจนได้ง่ายมาก [55, 56]

2.9 การทดสอบความแข็ง

การทดสอบความแข็งในงานเชื่อมพอกแข็งมักใช้การทดสอบแบบวิกเกอร์ (Vickers hardness test) เนื่องจากสามารถทดสอบได้ทั้งระดับมหภาคและจุลภาค สามารถทดสอบวัสดุที่มีความแข็งสูงได้ การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ระดับมหภาคเป็นไปตามมาตรฐาน ASTM E 92-82 [57] โดยมีหัวกด (Indenter) เป็นเพชรรูปพีระมิดฐานสี่เหลี่ยมด้านเท่า มีมุมระหว่างหน้าพีระมิด 136 องศา แรงกด (Load) ของหัวกดกระทำกับวัสดุ โดยทั่วไปใช้ 1 ถึง 120 กิโลกรัม กรณีที่ใช้แรงกดต่ำกว่า 1 กิโลกรัม จะแยกเป็นมาตรฐานการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ระดับจุลภาค (Micro Vickers hardness) ซึ่งมีรายละเอียดกำหนดไว้ในมาตรฐาน ASTM E 384-17 [58] การวัดค่าความแข็งแสดงดังรูปที่ 2.33 ซึ่งสามารถนำไปคำนวณเป็นค่าความแข็งได้ดังสมการที่ 2.8



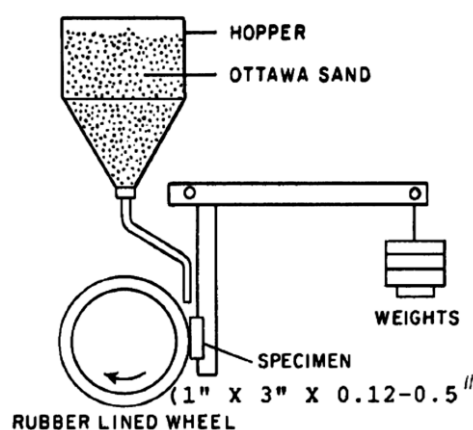
รูปที่ 2.33 การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ [57]

$$HV = \frac{P \sin \frac{\theta}{2}}{d^2} \quad (2.8)$$

เมื่อ P คือ แรงกด (กิโลกรัม)
 θ คือ 136° (องศา)
 d คือ เส้นทแยงมุม (มิลลิเมตร)

2.10 การทดสอบการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอจากการเสียดสี (Abrasive wear test) นิยมใช้เครื่องทดสอบการสึกหรอแบบล้อทรายแห้งผ่านทรายแห้ง (Dry sand rubber wheel test) แสดงดังรูปที่ 2.34 ตามมาตรฐาน ASTM G 65 [59] ที่เป็นไปตามขั้นตอนการทดสอบ A (Procedure A) ซึ่งเป็นขั้นตอนการทดสอบวัสดุที่ทนต่อการสึกหรอสูง การทดสอบทำได้โดยการปล่อยให้ทรายไหลผ่านระหว่างล้อทรายที่กำลังหมุนและสัมผัสกับผิวหน้าชิ้นงานทดสอบ ทำให้ผิวหน้าชิ้นงานทดสอบเกิดการสึกหรอ ทรายที่นำมาทดสอบเป็นทรายควอตซ์ (Quartz sand) ขนาด 212 ถึง 300 ไมโครเมตร ก่อนการทดสอบต้องนำทรายไปอบที่อุณหภูมิ 150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ล้อทรายทำมาจากยางโคลโรบิวทิล (Chlorobutyl rubber) ที่มีความแข็งเท่ากับ A58 ถึง A62 ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางล้อทรายเท่ากับ 228.6 มิลลิเมตร และหนา 12.7 มิลลิเมตร ล้อทรายหมุนด้วยความเร็ว 200 รอบต่อนาที อัตราการป้อนทรายเท่ากับ 300 ถึง 400 กรัมต่อนาที ภาระโหลดที่กระทำกับชิ้นงานทดสอบเท่ากับ 130 นิวตัน โดยชิ้นงานทดสอบมีขนาดกว้าง 25.4 มิลลิเมตร ยาว 76.2 มิลลิเมตร และหนา 12.7 มิลลิเมตร ที่มีความเรียบบริเวณผิวหน้าที่ทดสอบประมาณ 0.8 ไมโครเมตร



รูปที่ 2.34 แผนภาพแสดงเครื่องทดสอบการสึกหรอตามมาตรฐาน ASTM G 65 [59]

การทดสอบการสึกหรอจะเสร็จสิ้นเมื่อล้ออย่างหมุนจนได้ระยะทางเชิงเส้น (Wheel distance) เท่ากับ 4,309 เมตร ผลจากการทดสอบสามารถวัดได้จากค่ามวลที่หายไป (Mass loss) แสดงดังสมการที่ 2.9 โดยวัดจากมวลชิ้นงานก่อนการทดสอบ (Initial mass) และหลังการทดสอบ (Final mass) ด้วยเครื่องชั่งน้ำหนักที่มีความละเอียดระดับ 0.1 มิลลิกรัม ส่วนความต้านทานการสึกหรอ (Abrasive wear resistance) สามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.10

$$\text{Mass loss} = \text{Initial mass (mg)} - \text{Final mass (mg)} \quad (2.9)$$

$$\text{Abrasive wear resistance} = \frac{\text{Wheel distance (m)}}{\text{Mass loss (mg)}} \quad (2.10)$$

2.11 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.11.1 การใช้งานเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำ

เหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเป็นโลหะที่ได้รับความนิยมนำมาใช้ทำชิ้นส่วนของเครื่องจักรกล เนื่องจากเป็นโลหะที่มีความแข็งแรงและทนต่อการสึกหรอได้ดี ดังนั้นจึงเกิดงานวิจัยที่ศึกษาสมบัติของเหล็กกล้าชนิดนี้มากพอสมควร ดังเช่นงานวิจัยของ Kang D. H. และคณะ [60] ได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเกรด 2.25Cr-1Mo ที่ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิสูง โดยได้ใช้แผนภาพแสดงการเปลี่ยนแปลงเมื่อเกิดการเย็นตัวต่อเนื่อง (CCT diagram) อธิบายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo ซึ่งได้กล่าวว่าเหล็กกล้าเกรด 2.25Cr-1Mo มีโครงสร้างจุลภาคชนิดเฟิร์ลไลต์ เฟอร์ไรต์ และเบนไนต์ โดยโครงสร้างเฟอร์ไรต์คือเฟสที่เกิดขึ้นเป็นลำดับแรก ส่วนเฟิร์ลไลต์และเบนไนต์คือเฟสที่เกิดขึ้นลำดับที่สอง ในขณะที่ Sapate S. G. และคณะ [61] ได้ศึกษาสมบัติของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเช่นกัน โดยศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติการสึกหรอของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเกรด EN 31 ที่ผ่านการอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่าง ๆ จากการศึกษาพบว่าโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำเกรด EN 31 ที่ไม่ผ่านการอบคืนตัวมีโครงสร้างจุลภาคชนิดเฟิร์ลไลต์และซิเมนไทต์ ในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการอบคืนตัวมีโครงสร้างจุลภาคชนิดมาร์เทนไซต์ที่มีคาร์ไบด์แทรกตัวอยู่ ซึ่งขนาดและการเรียงตัวของโครงสร้างจุลภาคสัมพันธ์กับสมบัติทางกล โดยพบว่าการอบคืนตัวที่อุณหภูมิต่ำทำให้อัตราการสึกหรอของมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ที่มีความละเอียดที่สุด ส่งผลให้ค่าความแข็งสูงขึ้นและมีการสึกหรอต่ำลง

การเชื่อมเคลือบหรือการเชื่อมพอกลงบนเหล็กกล้าผสมโครเมียมต่ำนั้นจำเป็นต้องคำนึงถึงการให้ความร้อนก่อนเชื่อมและต้องทำการเชื่อมชั้นรองพื้นก่อนการเชื่อมเคลือบหรือเชื่อมพอก ดังเห็นได้จากงานวิจัยของ Priadi D. และคณะ [62] ได้ศึกษาผลกระทบจากการให้ความร้อนก่อนเชื่อมและการเชื่อมชั้นรองพื้น ที่ส่งผลต่อการแตกและความต้านทานการสึกหรอของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าผสมต่ำความแข็งแรงสูง โดยผลการวิจัยพบว่าเมื่อมีการให้ความร้อนก่อนเชื่อมแล้วจึงทำการเชื่อมชั้นรองพื้นด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 309L ควบคู่กันไปสามารถช่วยลดการแตกร้าวที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งได้ จำนวนชั้นรองพื้นที่มากขึ้นยังส่งผลต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคและค่าความแข็งของชั้นรองพื้นอีกด้วย เนื่องจากเกิดการเจือจางของธาตุบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้นในแต่ละเงื่อนไขไม่เท่ากัน นอกจากนี้ชั้นรองพื้นจะสามารถช่วยลดการแตกของชั้นพอกแข็งได้แล้ว ชั้นรองพื้นยังเป็นตัวประสานที่ดีระหว่างชั้นพอกแข็งกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม สำหรับโลหะที่นิยมใช้เป็นชั้นรองพื้นคือ โลหะที่มีความเหนียวและต้านทานการแตกหักได้ดี ซึ่งเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกที่มีโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นเนื้อโลหะหลักถือเป็นตัวเลือกที่ดี เช่นเดียวกันกับงานวิจัยของ Srinivasan G. และคณะ [63] ซึ่งได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก โดยเป็นการศึกษาผลจากการเพิ่มเซอร์เรียมออกไซด์ลงในฟลักซ์ของลวดเชื่อม ไร้ฟลักซ์สำหรับการเชื่อมพอกของเหล็กกล้าสแตนเลสออสเทนิติกเกรด ER308L ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ ผลปรากฏว่าโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นเนื้อหลักและเคลือบเฟอร์ไรต์ที่มีลักษณะคดเคี้ยวไปมาอยู่ที่บริเวณขอบเกรน ซึ่งเคลือบเฟอร์ไรต์ที่เกิดขึ้นจัดเป็นลักษณะของการแข็ง (Solidification) แบบเฟอร์ริติก-ออสเทนิติก

2.11.2 วัสดุสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง

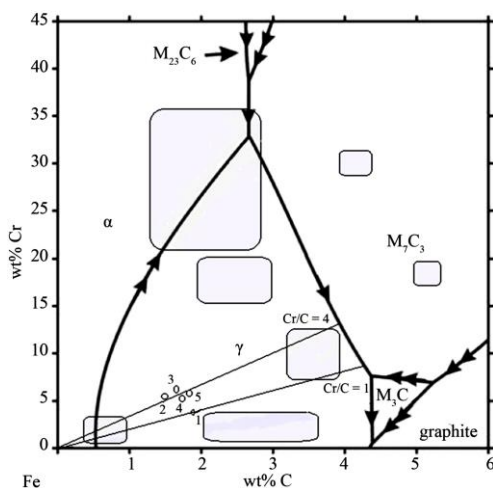
เหล็กกล้ามาร์เทนซิติกถือเป็นโลหะชนิดหนึ่งที่นิยมนำมาทำเป็นชั้นพอกแข็ง โดยเห็นได้จากงานวิจัยของ Yang J. และคณะ [64] ซึ่งศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติการสึกหรอบริเวณชั้นพอกแข็งของเหล็กกล้าผสมโครเมียม-ทังสแตน โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ จากผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็งเงื่อนไขที่ไม่มีการเติมธาตุทังสแตนลงไป พบว่ามีโครงสร้างหลักคือมาร์เทนไซต์ที่มีเฟสเหล็กออสเทนไนต์ เหล็กเฟอร์ไรต์ เหล็กคาร์ไบด์ และโครเมียมคาร์ไบด์ โดยมีความแข็งประมาณ 61.5 ร็อกเวลสเกลซี และมีลักษณะของผิวที่เกิดการสึกหรอเป็นรอยลึกและกว้างกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งเงื่อนไขที่มีการเติมธาตุทังสแตน เช่นเดียวกันกับงานวิจัยของ Morsy M. และคณะ [65] ได้ศึกษาสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ชนิดเหล็กกล้า

ผสมโครเมียมมาตรฐานต่าง ๆ ประกอบด้วย ลวดเชื่อมมาตรฐาน E6-UM-60 ลวดเชื่อมมาตรฐาน E10-UM-60GR ลวดเชื่อมมาตรฐาน E10-GF-60GR1 และลวดเชื่อมมาตรฐาน E10-GF-60GR2 ผลปรากฏว่าลวดเชื่อมมาตรฐาน E6-UM-60 ซึ่งเป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกมีโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชนิดมาร์เทนไซต์ มีค่าความแข็งเฉลี่ย 480 วิกเกอร์ ส่วนความต้านทานการสึกหรอปรากฏว่ามีค่าต่ำที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับลวดเชื่อมมาตรฐานอื่น ๆ ที่มีโครงสร้างจุลภาคชนิดเหล็ก-โครเมียมคาร์ไบด์

ปัจจัยที่มีผลต่อสมบัติด้านความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีหลายปัจจัย เช่น ชนิด ขนาด รูปร่าง และการกระจายตัวของโครงสร้างที่ทำให้เกิดความแข็งแรงรวมถึงความต้านทานการแตกหักและความต้านทานการเปลี่ยนรูปของโครงสร้างหลัก โดยที่ปริมาณคาร์บอนและโครเมียมในลวดเชื่อมเป็นปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ลวดเชื่อมที่มีปริมาณโครเมียมสูงเป็นลวดเชื่อมที่มีการใช้งานอย่างกว้างขวาง เนื่องจากมีราคาไม่สูงมาก โดยที่คาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นภายหลังการเชื่อม โดยเฉพาะอย่างยิ่งคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 สามารถช่วยป้องกันการเกิดการสึกหรอได้ดี ชนิดของคาร์ไบด์ก็มีผลต่อสมบัติความต้านทานการสึกหรอเช่นกัน หากลวดเชื่อมมีส่วนผสมของทั้งสแตน โพลีดีนัม และวานาเดียม ก็จะทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ที่มีสมบัติความต้านทานการสึกหรอเช่นกัน [66] การสึกหรอจากการเสียดสีที่รับภาระความเค้นต่ำสามารถใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าผสมโครเมียมได้ดี เนื่องจากมีความแข็งสูง แต่ในกรณีที่ต้องรับภาระความเค้นสูงหรือรับแรงกระแทกด้วย ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าผสมโครเมียมจะมีสมบัติเปราะ ซึ่งทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแตก ดังนั้นความแข็งเพียงอย่างเดียวจึงไม่เหมาะสมกับการสึกหรอที่รับภาระความเค้นสูง บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะต้องมีโครงสร้างหลักที่เหนียวและความแข็งแรงรวมอยู่ด้วย เช่น ลวดเชื่อมที่มีโครงสร้างเป็นคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (Primary carbide) แทรกอยู่ในโครงสร้างอสเทนไนต์-คาร์ไบด์ ยูเทคติก เป็นต้น [67]

การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ถูกนำมาใช้งานเป็นอย่างมากสำหรับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกและเหล็กโครเมียมคาร์ไบด์ สำหรับเหล็กทั้งสแตนคาร์ไบด์ไม่นิยมเชื่อมด้วยการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ เนื่องจากอุณหภูมิการเชื่อมที่สูงทำให้ทั้งสแตนคาร์ไบด์หลอมละลายหายไป ส่วนเหล็กโครเมียมคาร์ไบด์ คือเหล็กที่ประกอบด้วย เหล็ก โครเมียม และคาร์บอน โครงสร้างจุลภาค คือ โครเมียมคาร์ไบด์กับอสเทนไนต์ที่เป็นโครงสร้างหลัก สมบัติการต้านทานการสึกหรอจากการเสียดสีที่ดีมาจาก โครเมียมคาร์ไบด์ ซึ่งโครเมียมคาร์ไบด์จะเกิดขึ้นหลังการเชื่อม ซึ่งการเพิ่มขึ้นของปริมาณคาร์บอนและโครเมียมก็จะช่วยเพิ่มสัดส่วนของโครเมียมคาร์ไบด์ให้มากขึ้น (รูปที่ 2.35) และเพิ่มสมบัติการต้านทานการสึกหรอจากการเสียดสี คาร์บอนเป็นตัวสำคัญที่สุดสำหรับสมบัติต้านทานการสึกหรอและความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม การเลือกชนิดโลหะเชื่อมพอกแข็ง

ที่เหมาะสมขึ้นอยู่กับนำไปใช้งานเป็นหลัก ดังนั้นก่อนที่จะเลือกชนิดโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เหมาะสม ต้องวิเคราะห์หลักโลหะการสึกหรอก่อน [68]



รูปที่ 2.35 เฟสไดอะแกรมของเหล็ก-โครเมียม [68]

2.11.3 ปัจจัยที่ส่งผลต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง

กรรมวิธีการเชื่อมและชนิดของลวดเชื่อมที่เหมาะสมถือเป็นปัจจัยที่สำคัญที่ส่งผลต่อคุณภาพของงานเชื่อม โดยงานวิจัยของ Gülenç B. และคณะ [69] ได้กล่าวไว้ว่า กรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์เหมาะสำหรับนำมาใช้สำหรับการเชื่อมพอกแข็งชิ้นส่วนของรถดักดิน (Bulldozer) เนื่องจากการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์มีข้อดีหลายประการ เช่น ให้อัตราการเติมเนื้อโลหะสูง ความเข้มข้นของกระแสเชื่อมสูง และสามารถเชื่อมแบบอัตโนมัติได้ โดยงานวิจัยนี้ได้ทดลองโดยการใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าผสมต่ำเชื่อมพอกแข็งลงบนเหล็กกล้าคาร์บอนปานกลางด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ ผลการวิจัยชี้ให้เห็นว่า ค่าความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแปรผันตรงกับค่าความแข็ง และยังพบอีกว่าการเพิ่มปริมาณคาร์บอนและโครเมียม ส่งผลให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความต้านทานการสึกหรอที่ดี แต่ถ้าหากปริมาณคาร์บอนและโครเมียมมีสูงเกินไปก็อาจทำให้เกิดโครงสร้างชนิดคาร์ไบด์ เช่น เหล็กคาร์ไบด์และโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีความแข็งแต่เปราะ ซึ่งการศึกษาของ Fisher G. และคณะ [70] ได้นำเสนอว่าการเชื่อมพอกแข็งโดยใช้ลวดเชื่อมชนิดโครเมียมคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์นั้น ทำให้มีรอยแตกตามขวาง (Transverse cracking) บริเวณแนวเชื่อม ซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากการหดตัวจากการเย็นตัวของโครงสร้างที่มีความเปราะ อย่างไรก็ตามการแตกตามขวางสามารถป้องกันได้ถ้าหากแนวการแตกร้าวไม่ขยายไปสู่บริเวณเนื้อโลหะเดิม การแตกตามขวางสามารถป้องกันได้โดยการใช้ตัวแปรในการเชื่อมที่เหมาะสม เพื่อทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสามารถทนต่อการการสึกหรอได้สูงสุด

กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ยังเหมาะกับการเชื่อมซ่อมซึ่งเป็นลักษณะของการเชื่อมซ้ำลงไป บริเวณเนื้อโลหะเดิมที่เกิดความเสียหาย โดยความเสียหายของชิ้นส่วนของเครื่องจักรมักเกิดจากการสึกหรอหลายกลไก ซึ่งในงานวิจัยของ Kovaiková, I. และคณะ [71] ได้นำเสนอกลไกการสึกหรอแบบเสียดสีโดยแบ่งเป็น 4 ชนิดประกอบด้วย การตัด (Cutting) การแตก (Fracture) การล้าจากการไถ (Fatigue by repeated ploughing) และการหลุดของเกรน (Grain pull-out) ทั้งนี้กลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้นนั้น ขึ้นอยู่กับชนิดของทั้งวัสดุที่มาเสียดสีและชิ้นส่วนเครื่องจักร

มีหลาย ๆ ปัจจัยจากการเชื่อมที่ส่งผลต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยงานวิจัยของ Atkins G. และคณะ [72] ได้ศึกษาผลกระทบจากกรรมวิธีการเชื่อมที่มีผลต่อสมบัติของเหล็กกล้าความแข็งแรงสูง โดยในงานวิจัยนี้ใช้กรรมวิธีการเชื่อม 4 กรรมวิธี ประกอบด้วย การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กโลหะแก๊สปกคลุม และการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ โดยเป็นการเชื่อมพอก 1 แนว (Bead on plate) ผลการทดลองได้ข้อสรุปว่า พื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (Face reinforcement) ของการเชื่อมทั้ง 4 กรรมวิธี มีขนาดที่ใกล้เคียงกัน ในขณะที่พื้นที่บริเวณการหลอมละลายลึก (Root penetration) ของการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์เกิดขึ้นน้อยที่สุด ส่วนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์เกิดขึ้นมากที่สุด และยังพบว่า การให้ความร้อนก่อนเชื่อมและค่าความร้อนเข้าจากการเชื่อมมีผลต่อการแตกของบริเวณเนื้อโลหะเดิม โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์และการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ ควรให้ความร้อนขึ้นงานก่อนเชื่อมและใช้ตัวแปรการเชื่อมตามคำแนะนำที่ถูกต้อง เช่นเดียวกับงานวิจัยของ Mohamat S. A. และคณะ [73] ซึ่งได้ศึกษาเกี่ยวกับผลกระทบของตัวแปรเชื่อมของกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ โดยในงานวิจัยนี้ได้ใช้ลวดเชื่อมมาตรฐาน K-71T AWS A5.20 ผลการทดลองพบว่า เมื่อกระแสเชื่อมเพิ่มขึ้นทำให้การหลอมละลายลึกของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากขึ้น สำหรับความเร็วเชื่อมพบว่าเมื่อความเร็วเชื่อมต่ำลงทำให้เกิดการหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากขึ้นและยังส่งผลให้ขนาดของเกรนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมโตขึ้นอีกด้วย ในส่วนของค่าความแข็งพบว่าค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูงกว่าบริเวณกระแทกร้อน โดยค่าความแข็งลดลงเมื่อแรงดันเชื่อมและกระแสเชื่อมเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งการทดลองดังกล่าวเป็นไปในทิศทางเดียวกับงานวิจัยของ Chandel R. S. และคณะ [74] ซึ่งได้ศึกษาตัวแปรการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีผลต่อขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยเป็นการทำนายผลจาก กระแสเชื่อม ชนิดของขั้วกระแสเชื่อม ขนาดลวดเชื่อม และระยะยื่นของอิเล็กโทรดที่ส่งผลต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม จากการศึกษาสรุปได้ว่าการหลอมละลายลึกเพิ่มขึ้นเมื่อใช้ตัวแปรการเชื่อมดังนี้ กระแสเชื่อมสูง กระแสตรงขั้วบวก (DC+) ลวดเชื่อมที่มีขนาดเล็ก และระยะยื่นของอิเล็กโทรดมาก ส่วนขนาดของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมขึ้นกับกระแสเชื่อมและชนิดของขั้วกระแสเชื่อมเป็นหลัก

2.11.4 การปรับปรุงกรรมวิธีการเชื่อมพอกแข็ง

การเชื่อมเคลือบหรือเชื่อมพอกมีความจำเป็นอย่างมากในความต้องการเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ดังเช่นการศึกษาของ Mendez P. F. และคณะ [75] โดยได้ทำการเปรียบเทียบการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์แบบมีแก๊สคลุมกับการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์แบบมีแก๊สคลุมที่มีการเติมลวดร้อน (Hot wire) ผลปรากฏว่าการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์แบบมีแก๊สคลุมที่มีการเติมลวดร้อนให้อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะที่สูงกว่า บ่อหลอมมีความร้อนต่ำเนื่องจากลวดร้อนที่เพิ่มเข้ามาทำหน้าที่เติมโลหะในบ่อหลอมโดยไม่เกิดการอาร์ก ส่วนลักษณะทางโลหะวิทยาพบว่า การเชื่อมที่มีการเติมลวดร้อนมีการกระจายตัวของคาร์ไบด์ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้ดีกว่า เนื่องจากคาร์ไบด์ไม่เกิดการหลอมละลายหายไป ซึ่งเป็นไปในทำนองเดียวกันกับ Ribeiro R. A. และคณะ [76] ได้ทำการศึกษาลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมโดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กโลหะแก๊สปกคลุมที่มีการเติมลวดเย็น (Cold wire) จากผลการทดลองพบว่าเมื่อเพิ่มอัตราการป้อนลวดเย็นเพิ่มขึ้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็สูงขึ้นเช่นกัน ส่งผลให้การหลอมละลายลิกของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลงเช่นกัน เนื่องจากลวดเย็นไม่เกิดการอาร์ก ทำให้ความร้อนในบ่อหลอมต่ำลง การหลอมละลายลิกของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงลดลง ทำให้ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากขึ้นจากปริมาณของโลหะที่เติมมากขึ้น กระแสเชื่อมก็เป็นตัวแปรสำคัญอีกตัวที่มีอิทธิพลต่อการเปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซึ่งกระแสเชื่อมที่สูงขึ้นทำให้เปอร์เซ็นต์การเงาสูงขึ้นเช่นกัน งานวิจัยทั้งสองที่ได้กล่าวมาเป็นการเพิ่มอัตราการเติมเนื้อโลหะสำหรับการเชื่อมพอก ซึ่งในปัจจุบันก็ได้มีงานวิจัยในลักษณะนี้ออกมามากพอสมควร ดังเช่นงานวิจัยของ Lukkari J. และคณะ [77] ได้นำเสนอเทคนิคการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์และการเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยในงานวิจัยนี้ได้ทำการเชื่อมแบบลวดเชื่อมเดี่ยว (Single wire) การเชื่อมสามารถเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมโดยการเพิ่มกระแสเชื่อมให้สูงขึ้นหรือเพิ่มขนาดของลวดเชื่อม และยังสามารถเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมด้วยวิธีอื่น ๆ ได้อีก เช่น การใช้กระแสตรงขั้วลบ การเพิ่มระยะยื่นของอิเล็กโทรด การใช้ลวดไส้ฟลักซ์ การเติมผงโลหะ การเชื่อมแบบลวดเชื่อมคู่ (Twin wires) เป็นต้น เช่นเดียวกับงานวิจัยของ Tušek J. และคณะ [78] ได้ศึกษาการเชื่อมพอกแข็งโดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์แบบหลายลวดเชื่อม (Multiple wires) ที่มีการเติมผงโลหะเข้าไปในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมด้วย จากการวิจัยแสดงให้เห็นว่าการเติมผงโลหะให้อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้น เพิ่มประสิทธิภาพการอาร์กของลวดเชื่อม และลดการการใช้ฟลักซ์เนื่องจากผงโลหะที่เติมได้ทำให้บ่อหลอมมีความร้อนลดลง ฟลักซ์จึงหลอมละลายในบ่อหลอมได้น้อยลง วิธีนี้จึงเหมาะสำหรับงานเชื่อมเคลือบหรือพอกแข็งในการป้องกันการสึกหรอหรือการกัดกร่อน ทั้งยังสามารถระบุชนิดของผิวเคลือบโดยการควบคุมส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะได้

2.11.5 การเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะ

การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะของการเชื่อมเคลือบหรือการเชื่อมพอกเพื่อเพิ่มอัตรา การเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและปรับปรุงสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกำลังเป็นที่นิยม โดยพบว่า มีหลายงานวิจัยที่ได้ศึกษาในเรื่องนี้ ดังเช่น Yüksel N. และคณะ [79] ได้ศึกษาการเชื่อมพอกแข็ง ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กแบบไม่มีแก๊สคลุม โดยใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าผสมต่ำ บริเวณเนื้อ โลหะเดิมเป็นเหล็กกล้าเกรด AISI 1020 ในขณะที่เชื่อมได้มีการเติมผงโลหะผสมที่เกิดจากการผสม กันระหว่างผงเหล็กโครเมียม (Fe-Cr) และผงเหล็กโบรอน (Fe-Bo) จากนั้นก็ทำการศึกษาลักษณะ โครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ผลการศึกษา พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณผงโลหะ ปริมาณของเฟสที่แข็งหรือคาร์ไบด์ก็เพิ่มขึ้นด้วย โดยคาร์ไบด์ที่พบ ประกอบด้วย คาร์ไบด์ชนิด Cr_7C_3 , คาร์ไบด์ชนิด $Fe_{23}(C, B)_6$ และคาร์ไบด์ชนิด $B_{0.7}Fe_3C_{0.3}$ ผลการ ทดสอบการสึกหรอพบว่า การเพิ่มปริมาณผงโลหะทำให้ความต้านทานการสึกหรอดีขึ้น โดยเฉพาะ โบรอนที่ทำให้เกิดคาร์ไบด์มากขึ้น ทำให้ได้เฟสที่แข็งมากขึ้น การสึกหรอจึงน้อยลง ซึ่งเป็นไปใน ลักษณะเดียวกันกับงานวิจัยของ Liu D. และคณะ [80] ซึ่งได้ศึกษาผลจากการเติมไทเทเนียมลงไป ในแนวเชื่อมโดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์แบบไม่มีแก๊สคลุม การเติมธาตุผสม ไทเทเนียมนั้นเป็นการเติมเข้าไปในฟลักซ์ของลวดเชื่อมในปริมาณที่แตกต่างกัน จากการทดลอง สรุปได้ว่า ไทเทเนียมเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดคาร์ไบด์ชนิด $M_7(C, B)_3$ แต่เมื่อเพิ่มไทเทเนียมลงไป ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากขึ้นเรื่อย ๆ กลับทำให้คาร์ไบด์ชนิด $M_7(C, B)_3$ ลดลง และเมื่อเติม ไทเทเนียมปริมาณ 24 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ซึ่งมากที่สุดในการทดลองนี้ ทำให้โครงสร้างจุลภาค เปลี่ยนจากไฮเปอยูเทคติกเป็นไฮโปยูเทคติกที่มีความแข็ง สามารถต้านทานการสึกหรอได้ดีที่สุด ดังนั้นการเติมไทเทเนียมในเนื้อเชื่อมจึงเหมาะกับการงานที่ต้องการทนการสึกหรอ

กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กไร้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะนั้น เป็นทางเลือกที่ดีสำหรับ การเชื่อมเคลือบหรือการเชื่อมพอกเช่นกัน ดังเช่น การศึกษาของ Zahiri R. และคณะ [81] ได้ศึกษา ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งด้วย กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กไร้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะชนิดต่าง ๆ ลงไปในขณะเชื่อม โดยผงโลหะแต่ ละชนิดประกอบด้วยเหล็กโครเมียม เหล็กโบรอน เหล็กกล้าไร้สนิม และเหล็กหล่อ โดยใช้ลวด เชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นลวดเติม จากการทดลองได้ข้อสรุปว่าปริมาณของผงโลหะที่ ผสมลงไปมีผลต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยพบว่าโบรอนเข้าไปแทนที่ คาร์บอนจึงทำให้เกิดคาร์ไบด์ ทำให้มีโครงสร้างไฮเปอยูเทคติกที่มีลักษณะแตกต่างกันไปตาม ส่วนผสมทางเคมี เนื่องจากเกิดการเย็นตัวไม่เท่ากัน ส่วนโครงสร้างไฮโปยูเทคติกพบว่าจะเกิด โครงสร้างออสเทนไนต์เป็นลำดับแรกที่ถูกล้อมรอบโดยยูเทคติก การทดสอบการสึกหรอปรากฏว่า

โครงสร้างไฮเปอยูเทคติกคือไฮโปยูเทคติก โครงสร้างจุลภาคทั้งสองต่างก็สามารถรับแรงกระแทกได้ดีซึ่งเป็นผลมาจากการมีซิลิกอนและนิกเกิลที่ทำให้โครงสร้างมีความต้านทานการแตกหักเพิ่มขึ้นและไม่พบการแตกระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม เช่นเดียวกันกับการศึกษาของ Carvalho M. C. และคณะ [82] ซึ่งศึกษาการปรับปรุงความสามารถในการต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชนิดโครเมียมคาร์ไบด์ด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ซึ่งใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีเหล็กกล้าคาร์บอนเป็นบริเวณเนื้อโลหะเดิม การเชื่อมได้มีการเติมผงโครเมียมคาร์ไบด์ลงบนบริเวณเนื้อโลหะเดิม เพื่อต้องการให้หลอมละลายไปพร้อมกับลวดเชื่อม จากการตรวจสอบหลังการเชื่อมพบว่าเกิดรอยแตกภายในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เนื่องจากเกิดการเย็นตัวที่ไม่เท่ากันของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ส่วนลักษณะโครงสร้างจุลภาคก็ยังคงเห็นการเติบโตของรอยแตก โครงสร้างจุลภาคแสดงให้เห็นโครเมียมคาร์ไบด์ชนิด Cr_7C_3 และ $Cr_{23}C_6$ ที่มีอสเทนไนต์เป็นเนื้อหลัก และยังพบข้อบกพร่องบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เช่น รูพรุน รอยแตก และกลุ่มของผงโลหะที่ไม่หลอมละลาย (Rice crispy) ซึ่งเป็นบริเวณที่ทำให้เกิดรูพรุนและเป็นจุดเริ่มต้นของรอยแตก

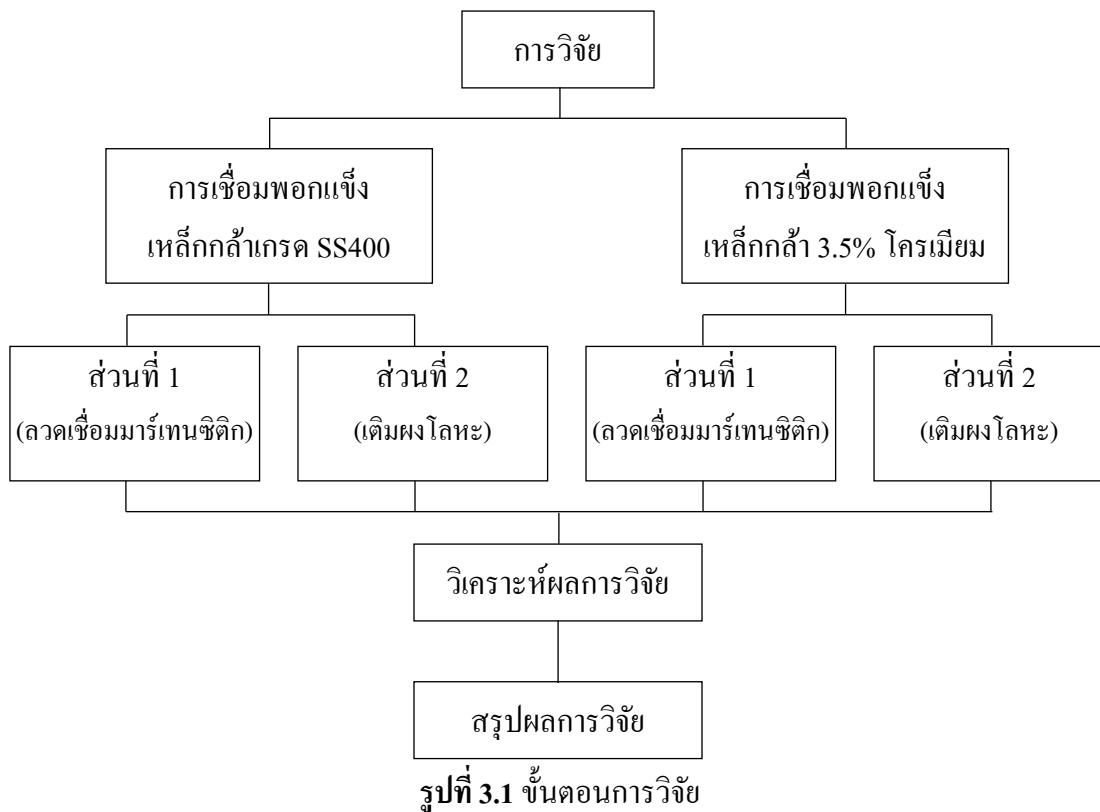
บทที่ 3

วัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และขั้นตอนการวิจัย

3.1 ภาพรวมของงานวิจัย

งานวิจัยในบทนี้ได้นำเสนอวัสดุ อุปกรณ์ เครื่องมือ และวิธีการดำเนินงานวิจัย โดยการวิจัยได้แบ่งออกเป็น 2 การวิจัย คือ การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 และการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ซึ่งในแต่ละการวิจัยได้มีการแบ่งออกเป็นการเชื่อมส่วนที่ 1 และการเชื่อมส่วนที่ 2 แสดงดังรูปที่ 3.1 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 เป็นการศึกษาความเป็นไปได้ของการเชื่อมพอกแข็ง รวมถึงการศึกษาโครงสร้างมหภาคและจุลภาค เปรอ์เซ็นต์การเจือจางและความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 เป็นวัสดุที่หาได้ง่าย ราคาไม่แพง และเป็นเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำและมีธาตุผสมต่ำจึงไม่ส่งผลกระทบต่อสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจากการเจือจาง ส่วนเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม เป็นวัสดุจริงที่ใช้ในการผลิตฟัน โม่เครื่อง โม่ถ่านหิน ในเหมืองแม่เมาะ โดยการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียมเป็นการนำข้อมูลจากการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 มาทำการวิจัย หลังจากนั้นจึงนำข้อมูลจากการวิจัยมาวิเคราะห์ผลการวิจัยและสรุปผลการวิจัย

การเชื่อมส่วนที่ 1 เป็นการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก โดยกรรมวิธีการเชื่อมที่แตกต่างกัน 3 กรรมวิธี ประกอบด้วย การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ การเชื่อมทั้งหมดเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก ยกเว้นการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีทั้งการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกและกระแสสลับ การเชื่อมส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำโดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ ซึ่งผงโลหะมีทั้งหมด 4 ชนิด จึงทำให้เกิดสภาวะการเชื่อมที่แตกต่างกันไปตามชนิดของผงโลหะที่เติม และมีเพียงสภาวะการเชื่อมเดียวที่ไม่มีการเติมผงโลหะ การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะใช้ตัวแปรเชื่อมเหมือนกันทั้งหมด ยกเว้นบางสภาวะการเชื่อมที่ใช้ทั้งกระแสตรงขั้วบวกและกระแสสลับ หลังจากนั้นจึงนำผลการวิจัยมาศึกษาเปรียบเทียบกันเพื่อหาสภาวะการเชื่อมที่ดีที่สุด ซึ่งเป็นการวิเคราะห์สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลบริเวณชั้นเชื่อมพอกแข็ง



3.2 วัสดุ อุปกรณ์ และเครื่องมือ

3.2.1 วัสดุ

3.2.1.1 เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 ใช้สำหรับเป็นบริเวณเนื้อโลหะเดิมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 โดยมีส่วนผสมทางเคมีแสดงในตารางที่ 3.1 ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 0.40 เปอร์เซ็นต์

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [83]

| C | Si | Mn | P | S | Fe |
|------|----|------|-------|-------|------|
| 0.17 | - | 1.40 | 0.045 | 0.045 | Bal. |

3.2.1.2 เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ใช้สำหรับเป็นบริเวณเนื้อโลหะเดิมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม โดยมีส่วนผสมทางเคมีจากใบรับรองของผู้ผลิต แสดงในตารางที่ 3.2 ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 1.25 เปอร์เซ็นต์

ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|
| 0.38 | 0.40 | 0.52 | 3.42 | 0.17 | 0.30 | Bal. |

3.2.1.3 ลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ ใช้เป็นลวดเชื่อมสำหรับเชื่อมชั้นรองพื้น ซึ่งเป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก มาตรฐาน DIN 8556: E 188 Mn R26 (AWS A5.4-92: E307-16) ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 4.0 มิลลิเมตร ในขณะที่ลวดเชื่อมสำหรับเชื่อมชั้นพอกแข็งเป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิก มาตรฐาน DIN 8555: E 6-UM-60 ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 4.0 มิลลิเมตร ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมทั้งสองชนิด แสดงในตารางที่ 3.3 และ 3.4 ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 5.09 เปอร์เซ็นต์ และ 2.18 เปอร์เซ็นต์

3.2.1.4 ลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์สำหรับเชื่อมชั้นรองพื้นเป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 1.6 มิลลิเมตร ในขณะที่ลวดเชื่อมสำหรับเชื่อมชั้นพอกแข็งเป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิกตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 1.6 มิลลิเมตร ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมทั้งสองชนิด แสดงในตารางที่ 3.5 และ 3.6 ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 5.15 เปอร์เซ็นต์ และ 2.55 เปอร์เซ็นต์

ตารางที่ 3.3 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ตามมาตรฐาน DIN 8556: E 18 8 Mn R 26 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [84]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Fe |
|------|------|------|-------|------|------|------|
| 0.11 | 1.20 | 4.20 | 19.20 | 8.50 | 0.70 | Bal. |

ตารางที่ 3.4 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ตามมาตรฐาน DIN 8555: E 6-UM-60 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [85]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Nb | Fe |
|------|------|------|-----|------|------|------|
| 0.50 | 0.80 | 1.30 | 7.0 | 1.30 | 0.50 | Bal. |

ตารางที่ 3.5 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [86]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|------|------|-----|------|
| 0.10 | 0.50 | 0.60 | 19.0 | 9.0 | Bal. |

ตารางที่ 3.6 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [86]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|------|------|----|------|
| 0.50 | 2.50 | 1.50 | 8.50 | - | Bal. |

3.2.1.5 ลวดเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ ประกอบด้วยลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 สำหรับเชื่อมชั้นรองพื้น ลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 สำหรับเชื่อมชั้นพอกแข็ง และลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำตามมาตรฐาน EN 756: S2Si (AWS A5.17: EM12K) สำหรับเชื่อมชั้นพอกแข็งสภาวะการเชื่อมที่มีและไม่มีกรเติมผงโลหะ โดยลวดเชื่อมทั้งหมดมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 2.4 มิลลิเมตร ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมแต่ละชนิด แสดงในตารางที่ 3.7 ถึง 3.9 ตามลำดับ ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 5.15 เปอร์เซ็นต์ 2.55 เปอร์เซ็นต์ และ 0.23 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ

ตารางที่ 3.7 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe10 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [86]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|-----|------|-----|------|
| 0.10 | 0.50 | 6.0 | 19.0 | 9.0 | Bal. |

ตารางที่ 3.8 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 14700: T Fe8 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [86]

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|------|------|----|------|
| 0.50 | 2.50 | 1.50 | 8.50 | - | Bal. |

ตารางที่ 3.9 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 756: S2Si (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [87]

| C | Si | Mn | P | S | Fe |
|------|------|-----|---|---|------|
| 0.10 | 0.20 | 1.0 | - | - | Bal. |

ในขณะที่เชื่อมได้มีการเติมฟลักซ์สำหรับกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ เพื่อปกป้องบริเวณแนวเชื่อม โดยเป็นฟลักซ์มาตรฐาน EN 760: S A FB 2 65 DC H5 ซึ่งเป็นฟลักซ์ชนิด

กาว (Agglomerated flux) ที่มีความเป็นด่างสูง (High basic flux) ซึ่งมีค่าดัชนีความเป็นด่าง (Basicity index) เท่ากับ 2.3

ตารางที่ 3.10 ส่วนผสมทางเคมีของฟลักซ์ตามมาตรฐาน EN 760: S A FB 2 65 DC H5 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) [88]

| SiO ₂ + TiO ₂ | CaO + MgO | Al ₂ O ₃ + MnO | CaF ₂ |
|-------------------------------------|-----------|--------------------------------------|------------------|
| 18 | 35 | 23 | 22 |

3.2.1.6 ผงโลหะใช้สำหรับเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็งในขณะที่เชื่อม โดยการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ โดยผงโลหะที่ใช้มี 4 ชนิด ประกอบด้วย ผงโลหะ 1 (PD1) ผงโลหะ 2 (PD2) ผงโลหะ 3 (PD3) และผงโลหะ 4 (PD4) ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะแต่ละชนิดซึ่งได้จากใบรับรองของผู้ผลิต แสดงในตารางที่ 3.11 ถึง 3.14 ตามลำดับ ซึ่งมีค่าคาร์บอนเทียบเท่า (CE) เท่ากับ 7.11 เปอร์เซ็นต์ 1.20 เปอร์เซ็นต์ 3.04 เปอร์เซ็นต์ และ 14.60 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ

ผงโลหะ 3 และผงโลหะ 4 เกิดจากการผสมกันของผงโลหะมากกว่า 1 ชนิด โดยผงโลหะ 3 เกิดจากการผสมกันของผงโลหะ 1 ซึ่งเป็นผงเหล็ก-โครเมียม กับผงโลหะ 2 ซึ่งเป็นผงเหล็ก-คาร์บอน เพื่อต้องการให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมที่มากพอจนทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนผงโลหะ 4 นั้นได้มีการออกแบบให้ผงโลหะมีปริมาณคาร์บอน โครเมียม แมงกานีส นิกเกิล โมลิบดีนัม และวานาเดียม ที่เพียงพอที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งวิธีการคำนวณและการผสมผงโลหะแต่ละชนิดเข้าด้วยกัน แสดงในภาคผนวก ข การเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะมีวัตถุประสงค์หลักคือ ต้องการให้ธาตุผสมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณที่ใกล้เคียงกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก

ตารางที่ 3.11 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 1 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|----|------|------|------|
| 0.04 | 2.90 | - | 34.7 | 0.43 | Bal. |

ตารางที่ 3.12 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 2 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| C | Si | Mn | S | P | Fe |
|------|----|----|------|------|------|
| 1.20 | - | - | 0.05 | 0.05 | Bal. |

ตารางที่ 3.13 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Fe |
|------|------|----|-------|------|------|
| 0.68 | 0.97 | - | 11.57 | 0.14 | Bal. |

ตารางที่ 3.14 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 4 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | V | Fe |
|------|------|------|-------|------|------|------|------|
| 3.17 | 1.39 | 6.74 | 47.34 | 0.14 | 2.47 | 2.19 | Bal. |

3.2.2 อุปกรณ์และเครื่องมือ

3.2.2.1 เครื่องเชื่อมอาร์กถั่วเชื่อมหุ้มฟลักซ์ เป็นเครื่องเชื่อมที่มีแหล่งจ่ายพลังงาน (Power source) ระบบอินเวอร์เตอร์ ยี่ห้อ Fronius รุ่น TransPuls Synegic 4000 แสดงดังรูปที่ 3.2 ซึ่งสามารถเชื่อมด้วยกระแสเชื่อมสูงสุด 400 แอมแปร์ ที่แรงดันเชื่อมคงที่ เครื่องเชื่อมรุ่นนี้ยังสามารถใช้เป็นแหล่งจ่ายพลังงานให้กับการเชื่อมอาร์กทั้งสแตนเลสสตีล การเชื่อมอาร์กโลหะแก๊สปกคลุม และการเชื่อมอาร์กถั่วเชื่อมไส้ฟลักซ์



รูปที่ 3.2 เครื่องเชื่อมอาร์กถั่วเชื่อมหุ้มฟลักซ์

3.2.2.2 เครื่องเชื่อมอาร์กถั่วเชื่อมไส้ฟลักซ์ เป็นเครื่องเชื่อมที่มีแหล่งจ่ายพลังงานระบบอินเวอร์เตอร์ ยี่ห้อ Fronius รุ่น TransPuls Synegic 4000 และมีชุดบ่อนถั่วเชื่อมยี่ห้อ Fronius รุ่น VR 4000 ที่เชื่อมต่ออยู่กับชุดผสมแก๊สอาร์กอนกับคาร์บอนไดออกไซด์ แสดงดังรูปที่ 3.3 ชุดบ่อนถั่วเชื่อมรุ่นนี้สามารถใช้ได้กับการเชื่อมอาร์กโลหะแก๊สปกคลุม



รูปที่ 3.3 เครื่องเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมได้ฟลักซ์

3.2.2.3 เครื่องเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ เป็นเครื่องเชื่อมที่มีชุดหัวเชื่อมแบบลวดเชื่อมคู่ (Twin-wire submerged arc welding) ยี่ห้อ ESAB รุ่น A2 Multitrac A2TF (รูปที่ 3.4 ก) ที่มีแหล่งจ่ายพลังงานยี่ห้อ ESAB รุ่น ARISTO 1000 AC/DC SAW (รูปที่ 3.4 ข) ซึ่งสามารถเชื่อมด้วยกระแสเชื่อมสูงสุด 1,000 แอมแปร์



(ก)



(ข)

รูปที่ 3.4 เครื่องเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ (ก) ชุดหัวเชื่อมแบบลวดเชื่อมคู่ (ข) แหล่งจ่ายพลังงาน

3.2.2.4 แผ่นให้ความร้อนเซรามิก (Ceramic pad heater) ใช้สำหรับการให้ความร้อนชิ้นงานก่อนเชื่อมบริเวณเนื้อโลหะเดิม

3.2.2.5 เครื่องมือวัดอุณหภูมิ ประกอบด้วย เทอร์โมคัปเปิลชนิดเค (Thermocouple type K) ยี่ห้อ Union รุ่น UN-306A ใช้สำหรับวัดอุณหภูมิของชิ้นงานก่อนเชื่อม และเทอร์โมมิเตอร์อินฟราเรด (Infrared thermometer) ยี่ห้อ Digicon รุ่น DP-88 ใช้สำหรับอุณหภูมิระหว่างเชื่อม

3.2.2.6 เครื่องมือทางกล (Machine tool) ประกอบด้วย เครื่องตัดไฟเบอร์ เครื่องเลื่อยสายพาน และเครื่องกัด ใช้สำหรับเตรียมชิ้นงานเชื่อมในทุกขั้นตอน

3.2.2.7 อุปกรณ์ขึ้นเรือนชิ้นงาน (Mounting) ประกอบด้วย เบ้าหล่อ (Mold) เรซิน (Resin) และสารเร่งการแข็งตัว (Hardener) ใช้สำหรับขึ้นเรือนชิ้นงานที่ต้องการทดสอบสมบัติทางโลหะวิทยา

3.2.2.8 อุปกรณ์เตรียมผิวชิ้นงาน ประกอบด้วย กระดาษทรายเบอร์กริต (Grit) 80 ถึง 800 ผงขัดอะลูมินาขนาด 5 และ 3 ไมครอน สารกัดขึ้นรอยชนิดสารละลายในดอล 2 เปอร์เซนต์ (2% Nital) และสารละลายวิเอลลา (Viella's Reagent) และเครื่องขัดชิ้นงาน

3.2.2.9 กล้องสำหรับตรวจสอบ โครงสร้างมหภาคและจุลภาค ประกอบด้วย กล้องสเตอริโอ (Stereo camera) ยี่ห้อ Olympus รุ่น SZ2-ET และกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope; OM) ยี่ห้อ Carl Zeiss รุ่น Axio Scope. A1 ใช้สำหรับตรวจสอบ โครงสร้างมหภาคและจุลภาคที่กำลังขยายไม่สูงมาก

3.2.2.10 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope; SEM) ยี่ห้อ FEI รุ่น Quanta 400 ใช้สำหรับตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยายสูงที่มีการติดตั้งเครื่องวิเคราะห์การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (Energy dispersive X-ray spectroscopy; EDS) ยี่ห้อ Oxford เพื่อใช้สำหรับตรวจสอบปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณ

3.2.2.11 เครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Optical emission spectrometer; OES) ยี่ห้อ Thermo ARL รุ่น 3460 ใช้สำหรับวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็ง

3.2.2.12 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction; XRD) ยี่ห้อ Philips รุ่น X' Pert MPD ใช้สำหรับระบุชนิดของ โครงสร้างผลึก

3.2.2.13 เครื่องวัดความแข็งที่ใช้เป็นเครื่องวัดความแข็งชนิดวิกเกอร์ (Vickers hardness; HV) ยี่ห้อ Matsuzawa รุ่น MMT-X7B

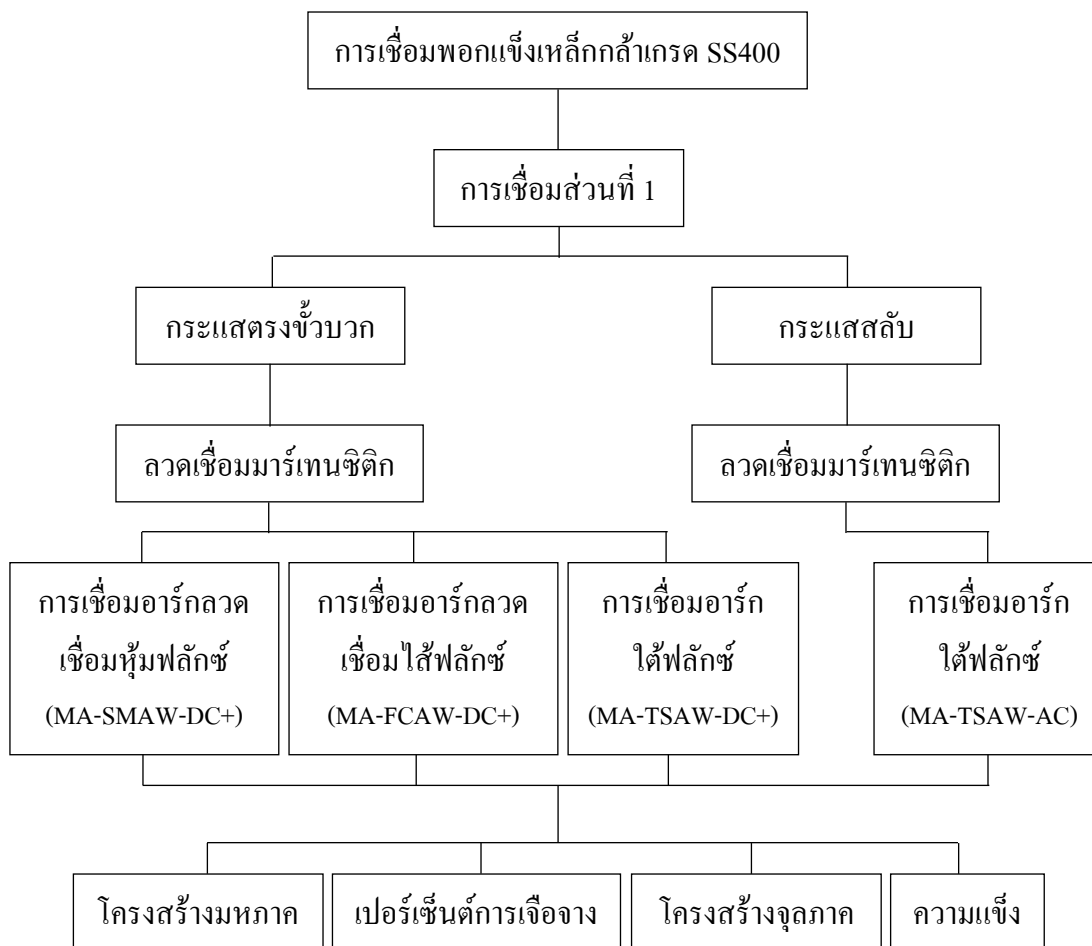
3.2.2.14 เครื่องทดสอบการสึกหรอ (Wear test machine) เป็นเครื่องทดสอบการสึกหรอตามมาตรฐาน ASTM G 65 ใช้สำหรับทดสอบการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง

3.2.2.15 เครื่องชั่งน้ำหนัก (Weighing scale) ที่สามารถชั่งได้ 0.1 มิลลิกรัม ยี่ห้อ Denver รุ่น TB-214 ใช้สำหรับชั่งน้ำหนักชิ้นงานทดสอบก่อนและหลังทดสอบการสึกหรอ

3.3 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400

การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 เป็นการเชื่อมพอกแข็ง 1 แนวเชื่อม ลงบนเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ของการเชื่อมพอกแข็ง รวมไปถึงการศึกษา โครงสร้างมหภาคและจุลภาค เปอร์เซนต์การเงิอ้าง และความแข็งบริเวณ

เนื้อโลหะเชื่อม การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ประกอบด้วย การเชื่อมส่วนที่ 1 และการเชื่อมส่วนที่ 2 แสดงดังรูปที่ 3.5 และ 3.6 โดยมีขั้นตอนการวิจัยดังต่อไปนี้



รูปที่ 3.5 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)

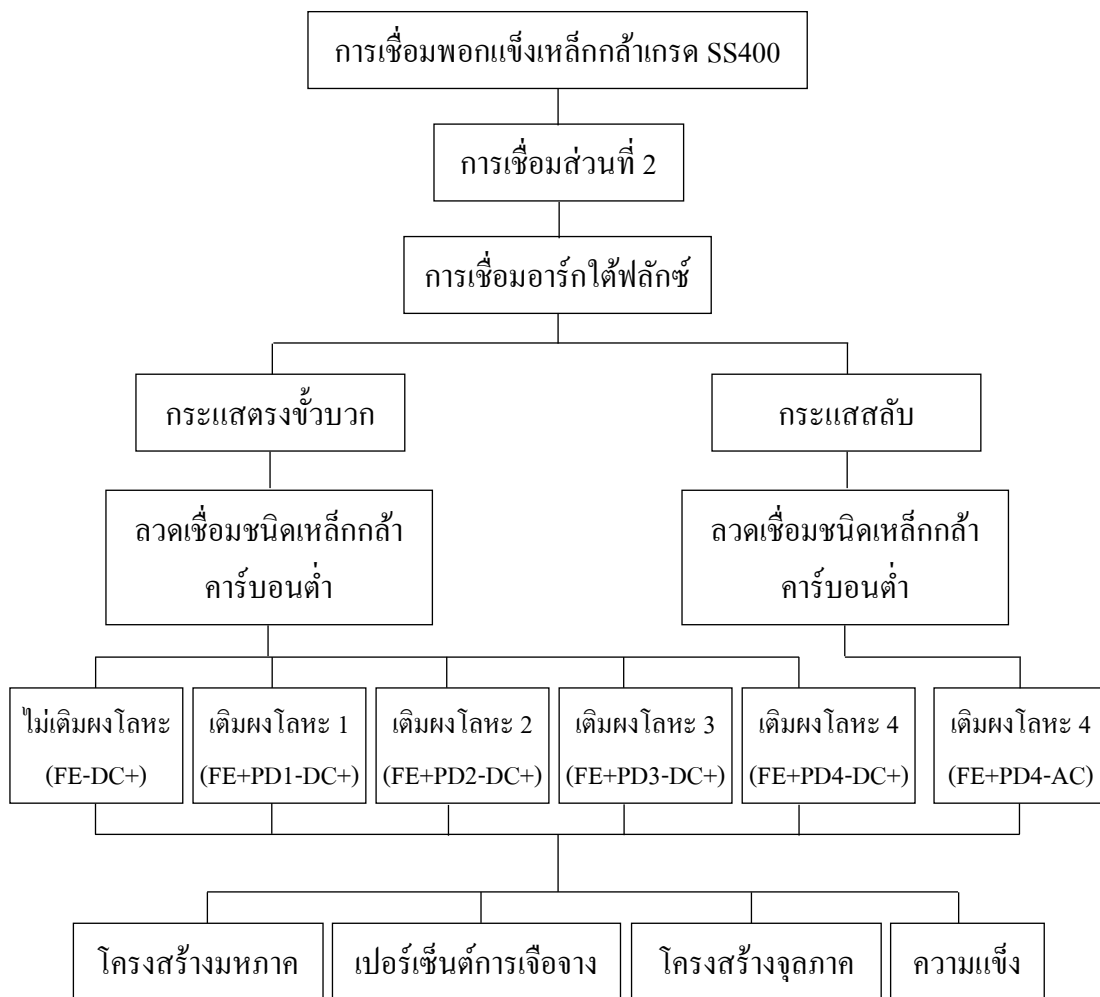
3.3.1 การเตรียมชิ้นงานก่อนเชื่อม

เตรียมเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 ให้มีขนาดกว้าง 50.8 มิลลิเมตร ยาว 200 มิลลิเมตร และหนา 9.5 มิลลิเมตร จากนั้นจึงทำความสะอาดผิวชิ้นงานไม่ให้มีสนิมหรือสิ่งสกปรกอื่น ๆ

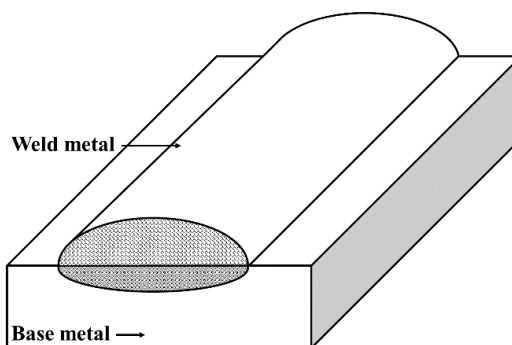
3.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)

การเชื่อมในส่วนที่ 1 แบ่งเป็น 3 กรรมวิธีการเชื่อม คือ การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กกลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ ซึ่งในแต่ละกรรมวิธีการเชื่อมก็ทำให้เกิดสภาวะการเชื่อมที่แตกต่างกันไป โดยเป็นเชื่อมพอกแข็ง 1 แนว (รูปที่ 3.7) ในทำ

ราบด้วยกระแสดรขงข้วววกของทุกสภาวะการเชื่อม ยกเว้นการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ที่เชื่อมทั้งกระแสดรขงข้วววกและกระแสดลับ สภาวะการเชื่อมทั้งหมดของการเชื่อมส่วนที่ 1 แสดงในตารางที่ 3.15 รายละเอียดการเชื่อมมีดังนี้



รูปที่ 3.6 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)



รูปที่ 3.7 แผนภาพแสดงการเชื่อมพอกแข็ง 1 แนว

ตารางที่ 3.15 สภาวะการเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1

| สภาวะการเชื่อม | กรรมวิธีการเชื่อม | ชนิดกระแสเชื่อม |
|----------------|-----------------------------------|-----------------|
| MA-SMAW-DC+ | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| MA-FCAW-DC+ | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| MA-TSAW-DC+ | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| MA-TSAW-AC | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสสลับ |

3.3.2.1 การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ เป็นการเชื่อมด้วยมือ (Manual) ในท่าราบ โดยเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค ซึ่งก่อนเชื่อมต้องนำลวดเชื่อมไปอบเพื่อไล่ความชื้นที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จากนั้นจึงทำการเชื่อม ซึ่งตัวแปรเชื่อมแสดงในตารางที่ 3.16 หลังจากเชื่อมเสร็จแล้ว ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศจนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงอุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 3.16 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า |
|------------------------------------|-----------------|
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 155-158 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 20-24 |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 15-17 |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 10.33 |

3.3.2.2 การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ เป็นการเชื่อมแบบกึ่งอัตโนมัติ (Semi-automatic) โดยเชื่อมในท่าราบด้วยลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค ซึ่งตัวแปรเชื่อมแสดงในตารางที่ 3.17 หลังจากเชื่อมเสร็จแล้ว ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศจนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงอุณหภูมิห้อง

3.3.2.3 การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ เป็นการเชื่อมแบบอัตโนมัติโดยใช้เครื่องจักรช่วย (Mechanized) โดยเชื่อมในท่าราบด้วยลวดเชื่อมกลุ่มชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค โดยตัวแปรเชื่อมแสดงในตารางที่ 3.18 หลังจากเชื่อมเสร็จแล้ว ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศจนกระทั่งอุณหภูมิลดลงถึงอุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 3.17 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กโลหะเชื่อมไส้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า |
|--------------------------------------|-------------------------------------|
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 200-220 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 23-25 |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 35-40 |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 6.45 |
| ระยะยื่นของลวดเชื่อม (มิลลิเมตร) | 15 |
| แก๊สคลุม | อาร์กอน 90% และคาร์บอนไดออกไซด์ 10% |
| อัตราการไหลของแก๊สคลุม (ลิตรต่อนาที) | 20 |

ตารางที่ 3.18 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ชั้นพอกแข็ง |
|------------------------------------|---------------------------|
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 590-610 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 29-31 |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 60 |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก/กระแสสลับ |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 18.0 |
| ระยะยื่นของลวดเชื่อม (มิลลิเมตร) | 25.4 |
| ฟลักซ์ | ฟลักซ์ชนิดเป็นค้างสูง |

3.3.3 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

3.3.3.1 การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ เป็นการเชื่อมโดยใช้ลวดเชื่อมคู่ ลวดเชื่อมที่ใช้เป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ การเชื่อมเป็นแบบอัตโนมัติในท่าราบ ก่อนการเชื่อมได้มีการเติมผงโลหะที่บริเวณเนื้อโลหะเดิมในตำแหน่งที่ต้องการเชื่อม ผงโลหะที่ใช้มี 4 ชนิด ซึ่งในแต่ละชนิดก็ทำให้เกิดสภาวะการเชื่อมที่แตกต่างกันไป โดยสภาวะการเชื่อมทั้งหมดแสดงในตารางที่ 3.19 อัตราการเติมผงโลหะที่แตกต่างกันนั้นขึ้นอยู่กับชนิดของผงโลหะที่เติม ซึ่งเมื่อเกิดการหลอมละลายรวมกับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำแล้วทำให้มีปริมาณธาตุผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งใกล้เคียงกับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก โดย

ตัวอย่างการคำนวณอัตราการเติมผงโลหะแสดงในภาคผนวก ค เมื่อทำการเติมผงโลหะลงบนบริเวณเนื้อโลหะเดิมแล้ว จากนั้นจึงปล่อยฟลักซ์ลงมาปกคลุมบริเวณที่ต้องการเชื่อม แสดงดังรูปที่ 3.8 ทุกสภาวะการเชื่อมใช้ตัวแปรการเชื่อมเหมือนกันกับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมส่วนที่ 1 ยกเว้นการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 4 ที่เชื่อมทั้งกระแสดรขงขั้วบวกและกระแสดลัดบ หลังการเชื่อมชิ้นงานถูกปล่อยให้เย็นตัวในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3.8 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ

ตารางที่ 3.19 สภาวะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า SS400 ส่วนที่ 2

| สภาวะการเชื่อม | อัตราการเติมผงโลหะ (กรัมต่อตารางเซนติเมตร) | | | | ชนิดกระแสเชื่อม |
|----------------|--|----------|----------|----------|------------------|
| | ผงโลหะ 1 | ผงโลหะ 2 | ผงโลหะ 3 | ผงโลหะ 4 | |
| FE-DC+ | - | - | - | - | กระแสดรขงขั้วบวก |
| FE+PD1-DC+ | 0.43 | - | - | - | กระแสดรขงขั้วบวก |
| FE+PD2-DC+ | - | 1.07 | - | - | กระแสดรขงขั้วบวก |
| FE+PD3-DC+ | - | - | 2.40 | - | กระแสดรขงขั้วบวก |
| FE+PD4-DC+ | - | - | - | 0.33 | กระแสดรขงขั้วบวก |
| FE+PD4-AC | - | - | - | 0.33 | กระแสดลัดบ |

3.3.3.2 การคำนวณอัตราการเติมผงโลหะ มีวัตถุประสงค์เพื่อหาอัตราการเติมผงโลหะที่เหมาะสมสำหรับการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เพื่อให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีส่วนผสมทางเคมีที่ใกล้เคียงกับการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก โดยสมการที่ 3.1 เป็นสมการที่ใช้สำหรับคำนวณหาอัตราการเติมผง

โลหะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ซึ่งผลจากการคำนวณคือปริมาณธาตุผสมที่สนใจบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง สำหรับตัวอย่างวิธีการคำนวณอย่างละเอียดแสดงในภาคผนวก ก

$$\%X = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{\sum_{i=1}^n y_i} \quad 3.1$$

เมื่อ %X คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)
 x_i คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจของโลหะเติม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)
 y_i คือ อัตราการเติมของโลหะเติม (กรัมต่อตารางเซนติเมตร)

3.3.4 การตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาค

ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ (Specimen) สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาคบริเวณภาคตัดขวาง (Cross-section) ของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม มีรายละเอียดดังนี้

3.3.4.1 ตัด (Cutting) ชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมบริเวณกึ่งกลางของชิ้นงานในทิศทางตั้งฉากกับบริเวณแนวเชื่อม ให้มีความกว้าง 15 มิลลิเมตร ตามแนวเส้นประ แสดงดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 ตำแหน่งการตัดชิ้นงานทดสอบเพื่อตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาคและความแข็ง

3.3.4.2 ขึ้นเรือนแบบเย็น (Cold mounting) ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการตัด เพื่อความสะดวกในการจับถือ

3.3.4.3 ขัดหยาบ (Grinding) ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการขึ้นเรือนแล้ว โดยขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์กริต 80 120 320 400 600 และ 800 ตามลำดับ

3.3.4.4 ขัดละเอียด (Polishing) ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการขัดหยาบแล้ว โดยขัดด้วยผ้าสักหลาด ที่มีผงอะลูมินาขนาด 5 และ 3 ไมครอน เป็นผงขัด หลังจากนั้นล้างชิ้นงานให้สะอาดและทำให้แห้ง

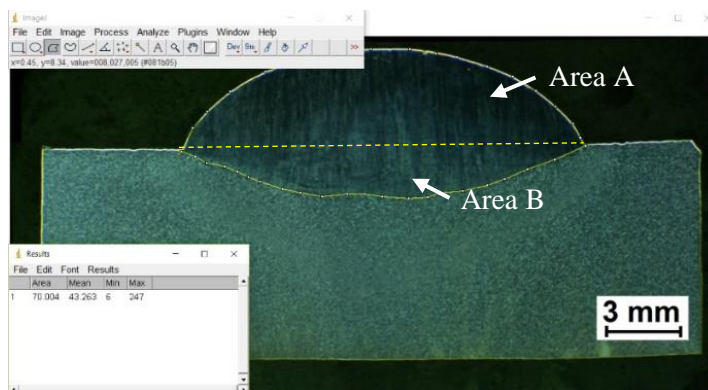
3.3.4.5 กัดขึ้นรอย (Etching) ชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการขัดละเอียดแล้ว โดยกัดขึ้นรอยด้วยสารกัดขึ้นรอยชนิดสารละลายไนตอล 2 เปอร์เซนต์ โดยวิธีการจุ่มลงในสารกัดขึ้นรอยเป็นเวลา 8 วินาที แล้วล้างด้วยน้ำกลั่นแล้วทำให้แห้ง

3.3.4.6 ถ่ายรูปโครงสร้างมหภาคและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบด้วยกล้องสเตอริโอและกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

3.3.5 การหาเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

การหาเปอร์เซ็นต์การเจือจาง (%Dilution) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสามารถคำนวณได้จากสมการที่ 3.1 โดยพื้นที่การหลอมละลายลึกลับบริเวณเนื้อโลหะเดิม (Area B) และพื้นที่ทั้งหมดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (Area A+B) ได้มาจากการนำรูปโครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางมาหาพื้นที่บริเวณที่ใช้โปรแกรม Image J แสดงดังรูปที่ 3.10

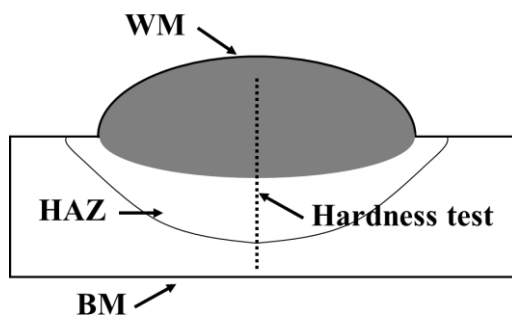
$$\%Dilution = \frac{\text{Area B}}{\text{Area (A + B)}} \times 100 \quad (3.1)$$



รูปที่ 3.10 การหาพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมด้วยโปรแกรม Image J

3.3.6 การทดสอบความแข็ง

หลังจากตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเสร็จแล้วจึงนำชิ้นงานทดสอบมาทดสอบความแข็งระดับจุลภาคบริเวณภาคตัดขวาง ซึ่งประกอบด้วย บริเวณเนื้อโลหะเดิม (BM) บริเวณกระทบร้อน (HAZ) และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (WM) (รูปที่ 3.11) ด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ โดยใช้โหลดในการกดความแข็ง 0.2 กิโลกรัม เป็นเวลา 10 วินาทีต่อจุด โดยแต่ละจุดมีระยะห่างกัน 0.25 มิลลิเมตร



รูปที่ 3.11 การทดสอบความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของชิ้นงานทดสอบ

3.4 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

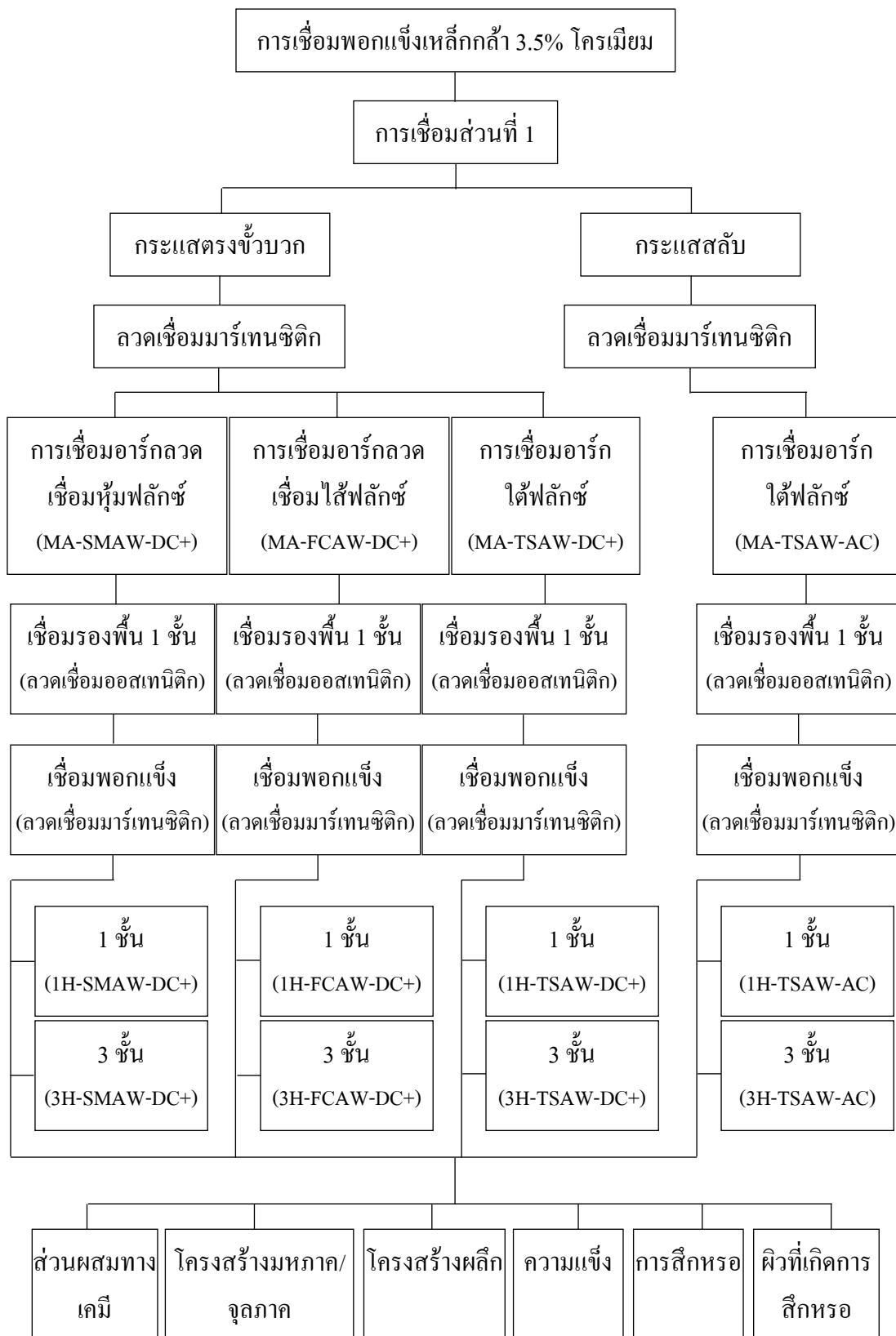
การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาและเปรียบเทียบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมแต่ละสภาวะการเชื่อม การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียมประกอบด้วย การเชื่อมส่วนที่ 1 และการเชื่อมส่วนที่ 2 แสดงดังรูปที่ 3.12 และ 3.13 โดยขั้นตอนการวิจัยมีรายละเอียด ดังต่อไปนี้

3.4.1 การเตรียมชิ้นงานก่อนเชื่อม

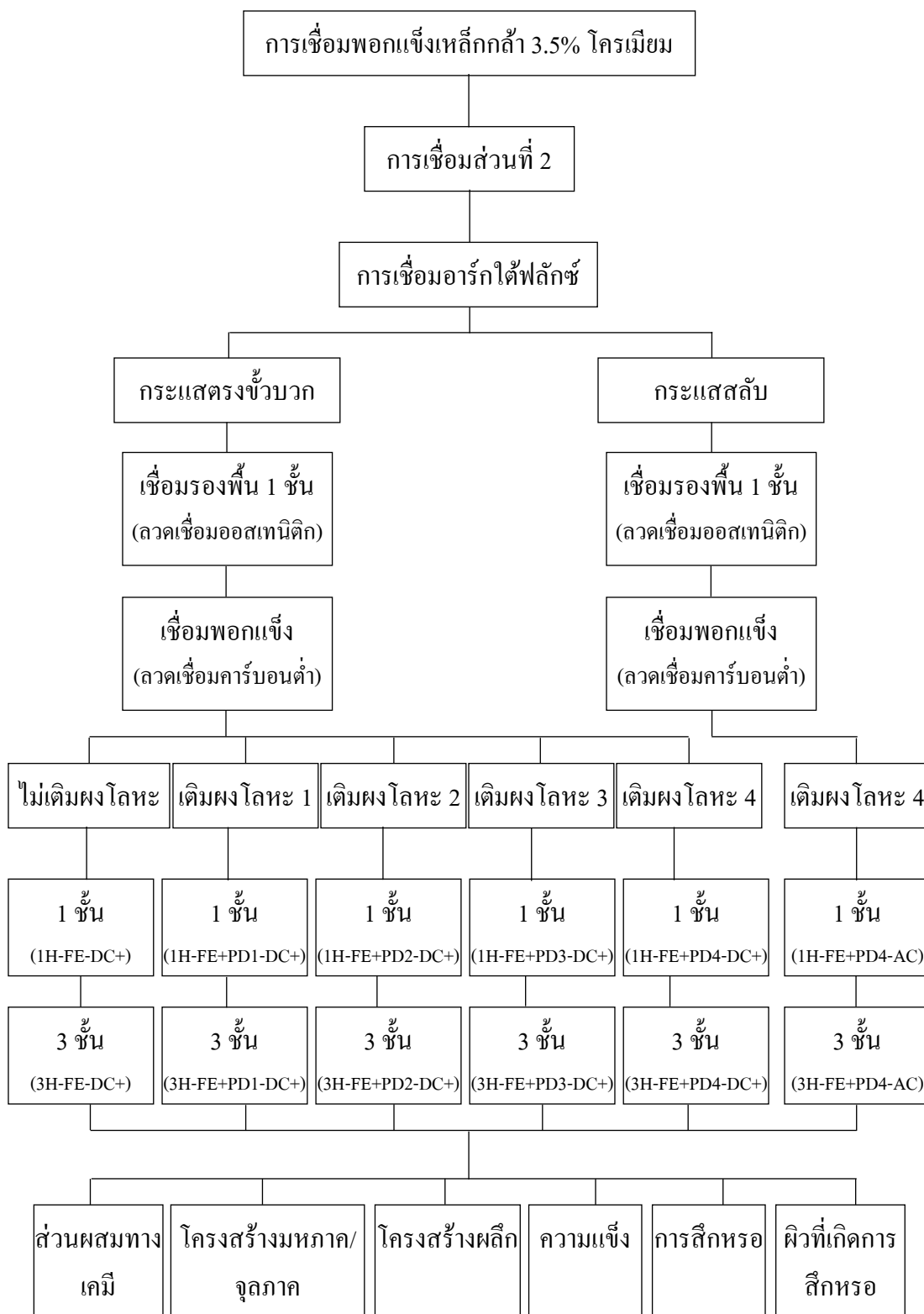
เตรียมเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ให้มีขนาดกว้าง 75 มิลลิเมตร ยาว 250 มิลลิเมตร และหนา 20 มิลลิเมตร โดยชิ้นงานถูกจับยึดอยู่บนแท่นวางชิ้นงานเพื่อป้องกันการบิดงอในขณะเชื่อม

3.4.2 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)

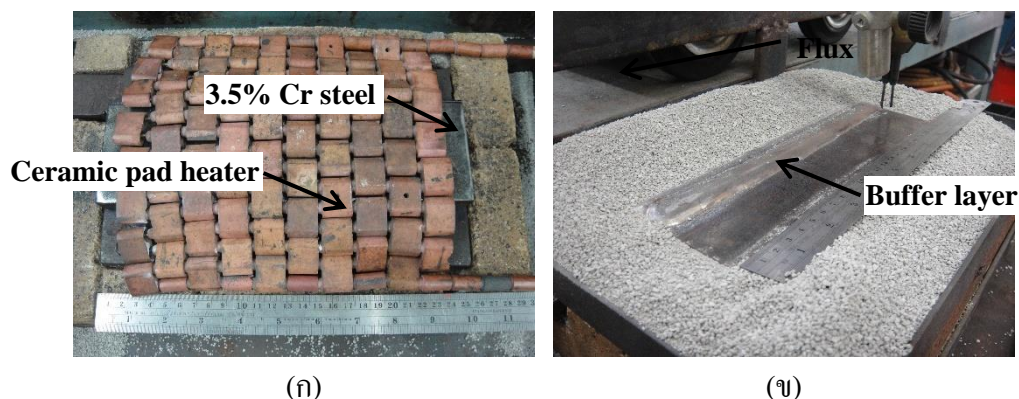
การเชื่อมในส่วนที่ 1 แบ่งเป็น 3 กรรมวิธีการเชื่อม คือ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ การเชื่อมเริ่มต้นจากการให้ความร้อนก่อนเชื่อมแก่เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ด้วยแผ่นให้ความร้อนเซรามิกที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส แสดงดังรูปที่ 3.14 (ก) จากนั้นจึงเชื่อมชั้นรองพื้นด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิคจำนวน 1 ชั้น จนเต็มพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเดิม โดยให้แต่ละแนวเชื่อมเหลื่อมทับกันประมาณ 30 เปอร์เซ็นต์ แสดงดังรูปที่ 3.14 (ข) แล้วจึงเชื่อมชั้นพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคจำนวน 1 ชั้นและ 3 ชั้น จนเต็มพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นรองพื้น โดยให้แต่ละแนวเชื่อมเหลื่อมทับกันประมาณ 30 เปอร์เซ็นต์เช่นกัน (รูปที่ 3.15) ทุกสภาวะการเชื่อมถูกเชื่อมด้วยกระแสเชื่อมชนิดกระแสตรงขั้วบวก ยกเว้นการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่เชื่อมทั้งกระแสตรงขั้วบวกและกระแสสลับ สภาวะการเชื่อมและตัวแปรการเชื่อมทั้งหมดของการเชื่อมส่วนที่ 1 แสดงในตารางที่ 3.20 ถึง 3.23



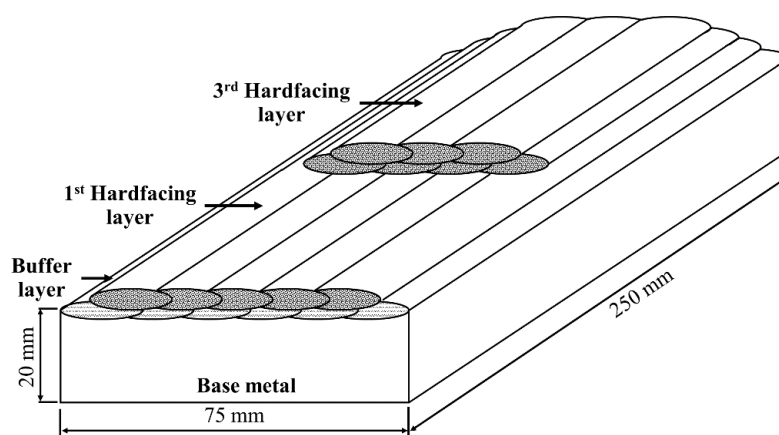
รูปที่ 3.12 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)



รูปที่ 3.13 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)



รูปที่ 3.14 ขั้นตอนการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (ก) การให้ความร้อนชิ้นงานก่อนเชื่อม (ข) การเชื่อมชั้นรองพื้น



รูปที่ 3.15 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม 1 ชั้น และ 3 ชั้น

ตารางที่ 3.20 สภาวะการเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

| สภาวะการเชื่อม | ชั้นพอกแข็ง (ชั้น) | กรรมวิธีการเชื่อม | ชนิดกระแสเชื่อม |
|----------------|--------------------|-----------------------------------|-----------------|
| 1H-SMAW-DC+ | 1 | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-SMAW-DC+ | 3 | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FCAW-DC+ | 1 | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FCAW-DC+ | 3 | การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-TSAW-DC+ | 1 | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-TSAW-DC+ | 3 | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-TSAW-AC | 1 | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสสลับ |
| 3H-TSAW-AC | 3 | การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ | กระแสสลับ |

ตารางที่ 3.21 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กลาวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า | |
|------------------------------------|-----------------|-------------|
| | ชั้นรองพื้น | ชั้นพอกแข็ง |
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 130-133 | 155-158 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 20-23 | 20-24 |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 17-19 | 15-17 |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก | |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 7.36 | 10.33 |

ตารางที่ 3.22 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กลาวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า | |
|--------------------------------------|-------------------------------------|-------------|
| | ชั้นรองพื้น | ชั้นพอกแข็ง |
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 190-210 | 200-220 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | | 23-25 |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | | 35-40 |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 6.14 | 6.45 |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก | |
| ระยะยื่นของลาวดเชื่อม (มิลลิเมตร) | | 15 |
| แก๊สคลุม | อาร์กอน 90% และคาร์บอนไดออกไซด์ 10% | |
| อัตราการไหลของแก๊สคลุม (ลิตรต่อนาที) | | 20 |

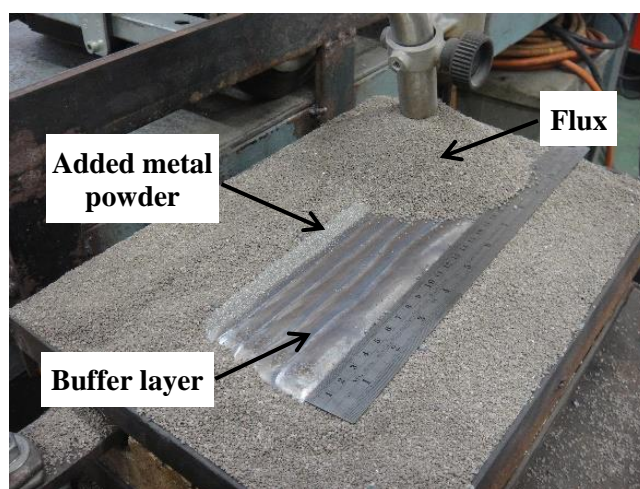
3.4.3 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

การเชื่อมส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์แบบลาวดเชื่อมคู่ที่มีและไม่มี การเติมผงโลหะในขณะที่เชื่อม โดยเป็นการเชื่อมแบบอัตโนมัติในท่าราบทุกสภาวะการเชื่อม ขั้นตอน การให้ความร้อนขึ้นงานก่อนเชื่อมและการเชื่อมชั้นรองพื้นเหมือนกันกับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 ก่อนทำการเชื่อมชั้นพอกแข็งด้วยลาวด เชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ได้มีการเติมผงโลหะลงบนชั้นรองพื้นในตำแหน่งที่ต้องการเชื่อม พอกแข็ง โดยใช้ผงโลหะและปริมาณการเติมผงโลหะเหมือนกันกับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า

SS400 ส่วนที่ 2 หลังจากนั้นฟลักซ์จึงถูกปล่อยลงมาปกคลุมบริเวณที่ต้องการเชื่อม แสดงดังรูปที่ 3.16 ทุกสภาวะการเชื่อมใช้ตัวแปรเชื่อมเหมือนกันกับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 ยกเว้นการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 4 ที่มีทั้งการเชื่อมด้วย กระแสตรงขั้วบวกและกระแสสลับ โดยสภาวะการเชื่อมทั้งหมดแสดงในตารางที่ 3.24 หลังการเชื่อม ชิ้นงานถูกปล่อยให้เย็นตัวในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 3.23 ตัวแปรการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า | |
|------------------------------------|---------------------------|-------------|
| | ชั้นรองพื้น | ชั้นพอกแข็ง |
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 590-610 | |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 29-31 | |
| ความเร็วเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 60 | |
| ชนิดกระแสเชื่อม | กระแสตรงขั้วบวก/กระแสสลับ | |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 18.0 | |
| ระยะยื่นของลวดเชื่อม (มิลลิเมตร) | 25.4 | |
| ฟลักซ์ | เป็นค่าสูง | |



รูปที่ 3.16 การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ

ตารางที่ 3.24 สภาวะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

| สภาวะการเชื่อม | ชั้นพอก แข็ง (ชั้น) | อัตราการเติมผงโลหะ (กรัมต่อตาราง เซนติเมตร) | | | | ชนิดกระแสเชื่อม |
|----------------|------------------------|--|--------|--------|--------|-----------------|
| | | ผง | ผง | ผง | ผง | |
| | | โลหะ 1 | โลหะ 2 | โลหะ 3 | โลหะ 4 | |
| 1H-FE-DC+ | 1 | - | - | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FE-DC+ | 3 | - | - | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FE+PD1-DC+ | 1 | 0.43 | - | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FE+PD1-DC+ | 3 | 0.43 | - | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FE+PD2-DC+ | 1 | - | 1.07 | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FE+PD2-DC+ | 3 | - | 1.07 | - | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FE+PD3-DC+ | 1 | - | - | 2.40 | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FE+PD3-DC+ | 3 | - | - | 2.40 | - | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FE+PD4-DC+ | 1 | - | - | - | 0.33 | กระแสตรงขั้วบวก |
| 3H-FE+PD4-DC+ | 3 | - | - | - | 0.33 | กระแสตรงขั้วบวก |
| 1H-FE+PD4-AC | 1 | - | - | - | 0.33 | กระแสสลับ |
| 3H-FE+PD4-AC | 3 | - | - | - | 0.33 | กระแสสลับ |

3.4.4 การตรวจสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล

ตัดชิ้นงานทดสอบสำหรับการนำไปวิเคราะห์สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม แสดงตามเส้นประที่แสดงดังรูปที่ 3.17 ซึ่งได้ระบุหมายเลขที่มีความหมายดังต่อไปนี้

หมายเลข ① และ ⑥ แสดงตำแหน่งชิ้นงานทดสอบสำหรับการทดสอบการสึกหรอ ซึ่งในแต่ละสภาวะการเชื่อมต้องทดสอบการสึกหรออย่างน้อย 2 ชิ้นงานทดสอบ โดยต้องเตรียมผิวของชิ้นงานทดสอบให้มีความเรียบประมาณ 0.8 ไมโครเมตร หลังการทดสอบการสึกหรอแล้ว ชิ้นงานทดสอบได้ถูกนำไปตรวจสอบลักษณะผิวที่เกิดจากการสึกหรอด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดอีกที

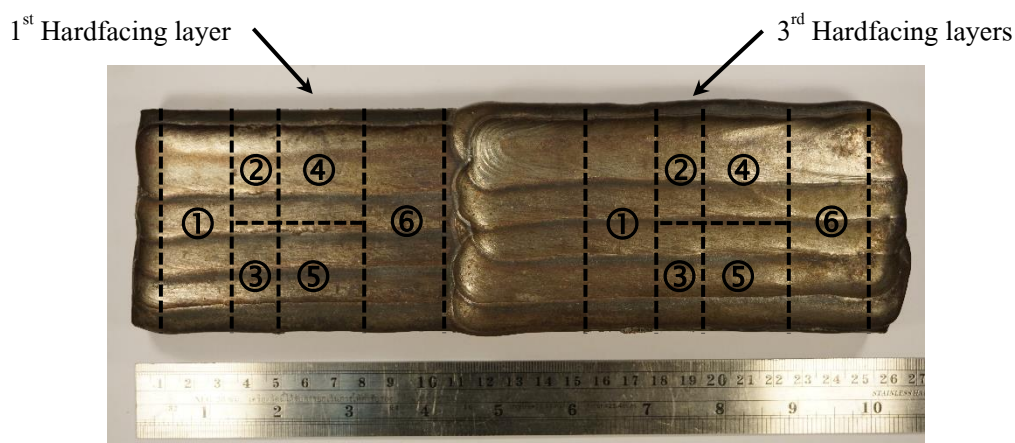
หมายเลข ② แสดงตำแหน่งชิ้นงานทดสอบสำหรับตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาค และการทดสอบความแข็งระดับจุลภาคบริเวณภาคตัดขวาง ชิ้นงานทดสอบในตำแหน่งนี้ยัง

ใช้สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยายสูง รวมถึงการหาปริมาณธาตุเชิงกิ่งปริมาณ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและเครื่องวิเคราะห์การกระจายของรังสีเอ็กซ์ โดยเตรียมชิ้นงานทดสอบเหมือนกันกับหัวข้อ 3.3.4 แต่มีความแตกต่างกันตรงที่การเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ต้องกัดขึ้นรอยด้วยสารละลายไวโอลาเป็นเวลา 15 วินาที ในบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมรองพื้น

หมายเลข ③ แสดงตำแหน่งชิ้นงานทดสอบสำหรับการทดสอบความแข็งใน ระดับมหภาคที่บริเวณผิวด้านบน (Top surface) ของชิ้นงานทดสอบ โดยผิวของชิ้นงานทดสอบต้อง ผ่านการขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดขึ้นรอยด้วยสารละลายไนตอล 2 เปอร์เซนต์

หมายเลข ④ แสดงตำแหน่งชิ้นงานทดสอบสำหรับตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีที่ บริเวณผิวด้านบน ซึ่งต้องผ่านการขัดหยาบจนมีความเรียบประมาณ 0.8 ไมโครเมตร

หมายเลข ⑤ แสดงตำแหน่งชิ้นงานทดสอบสำหรับตรวจสอบชนิดและสัดส่วน ของโครงสร้างผลึกด้วยเครื่องวิเคราะห์รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยต้องเตรียมชิ้นงาน ทดสอบบริเวณผิวด้านบนให้มีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 30 มิลลิเมตร และหนา 5 มิลลิเมตร แล้วจึง นำไปขัดละเอียดด้วยกระดาษทรายจนถึงเบอร์กริต 600

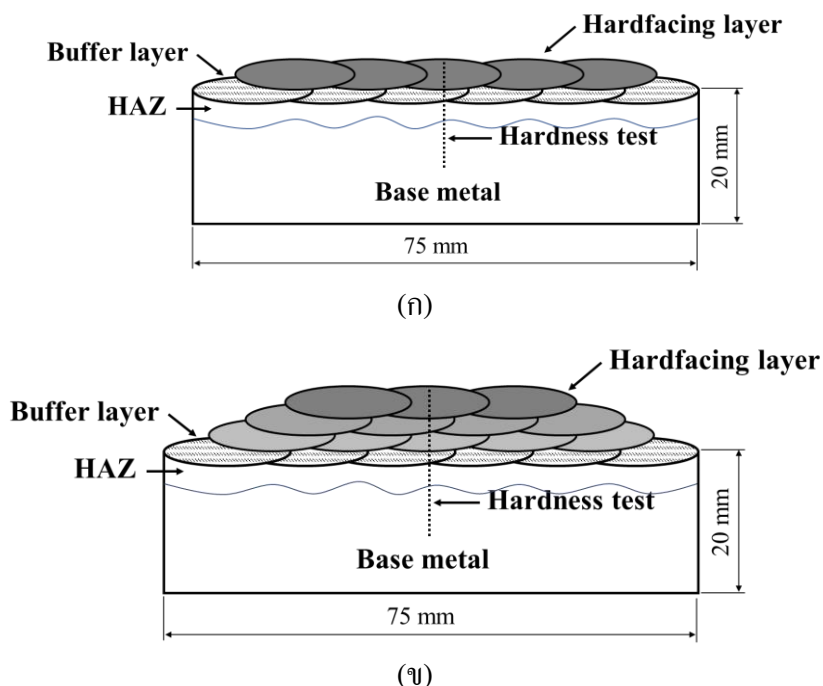


รูปที่ 3.17 ตำแหน่งการตัดชิ้นงานทดสอบเพื่อตรวจสอบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล

3.4.5 การทดสอบความแข็ง

นำชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคแล้วมาทดสอบความแข็ง ระดับจุลภาคด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ที่บริเวณภาคตัดขวาง ซึ่งประกอบด้วยบริเวณเนื้อ โลหะเดิม (BM) บริเวณกระทบร้อน (HAZ) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น (BF) และบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมพอกแข็ง (HF) แสดงดังรูปที่ 3.18 (ก) และ (ข) โดยใช้โหลดในการกดความแข็ง 0.2

กิโลกรัม เป็นเวลา 10 วินาทีต่อจุด แต่ละจุดมีระยะห่างกัน 0.25 มิลลิเมตร และยังมีการใช้โหลดในการทดสอบความแข็ง 0.025 กิโลกรัม สำหรับทดสอบความแข็งในบริเวณโครงสร้างจุลภาคชนิดต่างๆ การทดสอบความแข็งระดับมหภาคกระทำบริเวณผิวด้านบนของชั้นพอกแข็ง โดยใช้โหลดในการทดสอบความแข็ง 1.0 กิโลกรัม เป็นเวลา 10 วินาทีต่อจุด โดยทดสอบแบบสุ่มจำนวน 10 จุด



รูปที่ 3.18 การทดสอบความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (ก) การเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น (ข) การเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น

3.4.6 การทดสอบการสึกหรอ

เตรียมชิ้นงานทดสอบให้มีขนาดกว้าง 25.4 มิลลิเมตร ยาว 75.0 มิลลิเมตร และหนา 12.7 มิลลิเมตร ตามมาตรฐาน ASTM G 65 ก่อนการทดสอบการสึกหรอต้องนำชิ้นงานทดสอบไปซั้่งน้ำหนักด้วยเครื่องซั้่งน้ำหนักที่มีความละเอียดระดับ 0.1 มิลลิกรัม จากนั้นจึงนำชิ้นงานทดสอบมาทดสอบการสึกหรอตามขั้นตอน A โดยใช้ทรายควอตซ์ขนาด 212-300 ไมโครเมตร ที่มีอัตราการไหล 330 กรัมต่อนาที เป็นอนุภาคในการเสียดสี ใช้โหลดที่กระทำกับชิ้นงาน 130 นิวตัน ความเร็วรอบของล้อยาง 200 รอบต่อนาที การทดสอบสิ้นสุดเมื่อล้อยางหมุนได้เป็นระยะทาง 4,309 เมตร หลังจากทดสอบการสึกหรอเสร็จแล้ว นำชิ้นงานสอบไปซั้่งน้ำหนักอีกครั้งเพื่อคำนวณมวลที่หายไป แสดงดังสมการที่ 3.2 หลังจากนั้นจึงคำนวณความต้านทานการสึกหรอ แสดงดังสมการที่ 3.3

$$\text{Mass loss} = \text{Initial mass (mg)} - \text{Final mass (mg)} \quad (3.2)$$

$$\text{Abrasive wear resistance} = \frac{\text{Wheel distance (m)}}{\text{Mass loss (mg)}} \quad (3.3)$$

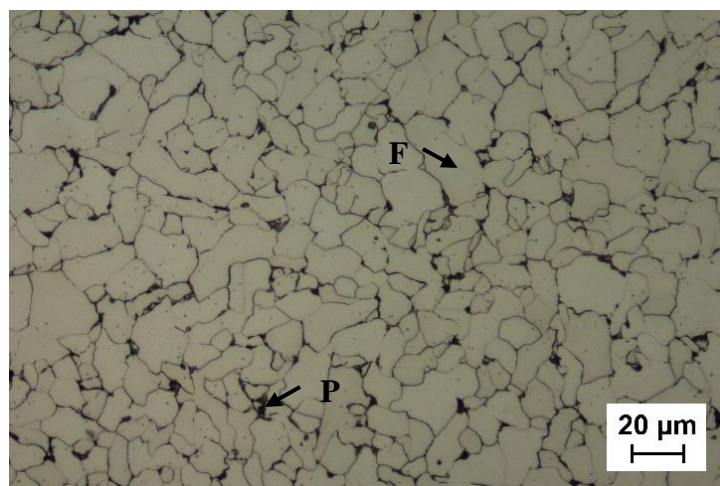
บทที่ 4

การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400

เนื้อหาในบทนี้เป็นการนำเสนอผลการวิจัยและอภิปรายผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ซึ่งประกอบด้วย การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) และการเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) โดยการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ของการเชื่อมพอกแข็งก่อนการเชื่อมโดยใช้วัสดุจริงที่มีราคาสูง รวมไปถึงการวิเคราะห์โครงสร้างมหภาคและจุลภาค เบอริ์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม และความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

4.1 ผลการวิจัย

การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 เป็นการเชื่อมพอกแข็ง 1 แนว ลงบนเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 ซึ่งมีโครงสร้างจุลภาคชนิดเพิร์ลไลต์ (Pearlite; P) และเฟอร์ไรต์ (Ferrite; F) โดยที่โครงสร้างเพิร์ลไลต์คือบริเวณเฟสสีดำ ส่วนเฟสสีขาวคือโครงสร้างเฟอร์ไรต์ แสดงดังรูปที่ 4.1



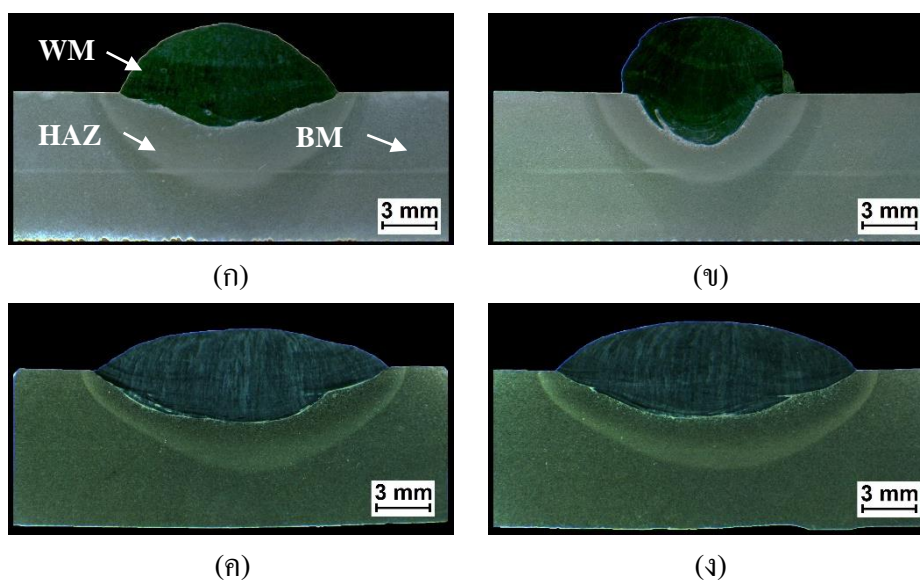
รูปที่ 4.1 โครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400

4.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)

การเชื่อมส่วนที่ 1 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค โดยใช้กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มหลักซ์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ โดยผลการวิจัยแสดงดังต่อไปนี้

4.1.1.1 โครงสร้างมหภาค

โครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวาง แสดงดังรูปที่ 4.2 (ก) ถึง (ง) ซึ่งแสดงให้เห็นบริเวณเนื้อโลหะเดิม (Base metal; BM) บริเวณกระทบร้อน (Heat affected zone; HAZ) และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (Weld metal; WM) จากรูปพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีขนาดเล็กที่สุด เนื่องจากใช้ลวดเชื่อมที่มีขนาดเล็กที่สุด ปริมาณความร้อนเข้าจึงต่ำ ทำให้มีอัตราการเดิมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่ำเช่นกัน ในขณะที่การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มีขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมใหญ่ที่สุด เนื่องจากการเชื่อมโดยใช้ลวดเชื่อมคู่ ทำให้ต้องใช้ความร้อนเข้าสูง อัตราการเดิมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงสูงด้วย

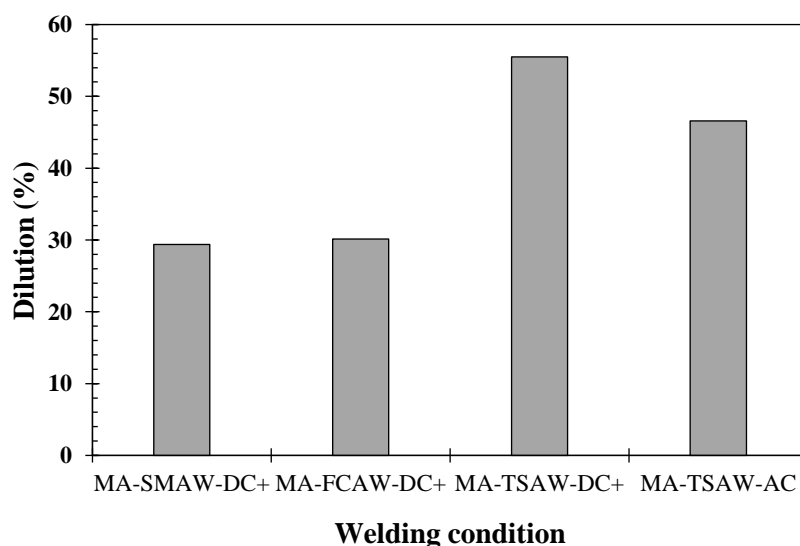


รูปที่ 4.2 โครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ MA-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ MA-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ MA-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ MA-TSAW-AC

4.1.1.2 การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

รูปที่ 4.3 แสดงเปอร์เซ็นต์การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค โดยพบว่าเปอร์เซ็นต์การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการ

เชื่อมอาร์กทวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มีค่าเท่ากับ 29.37 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมอาร์กทวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีค่าเท่ากับ 30.11 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีค่าเท่ากับ 55.47 เปอร์เซ็นต์ และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ด้วยกระแสสลับมีค่าเท่ากับ 46.57 เปอร์เซ็นต์ จะเห็นได้ว่าการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มีเปอร์เซ็นต์การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูง เนื่องจากมีการใช้ความร้อนเข้าสู่ ทำให้การหลอมละลายลิควิดบริเวณเนื้อโลหะเดิมเกิดขึ้นมาก และเมื่อเปรียบเทียบระหว่างการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกกับกระแสสลับ พบว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับมีการเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่า เนื่องจากการเชื่อมด้วยกระแสสลับทำให้อุณหภูมิที่เกิดขึ้นเท่ากันระหว่างบริเวณลวดเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม การหลอมละลายของโลหะในบริเวณทั้งสองนี้จึงเท่ากัน ส่งผลให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมส่วนที่หลอมละลายลึก (Root penetration) และส่วนที่นูน (Face reinforcement) มีขนาดใกล้เคียงกัน [89]

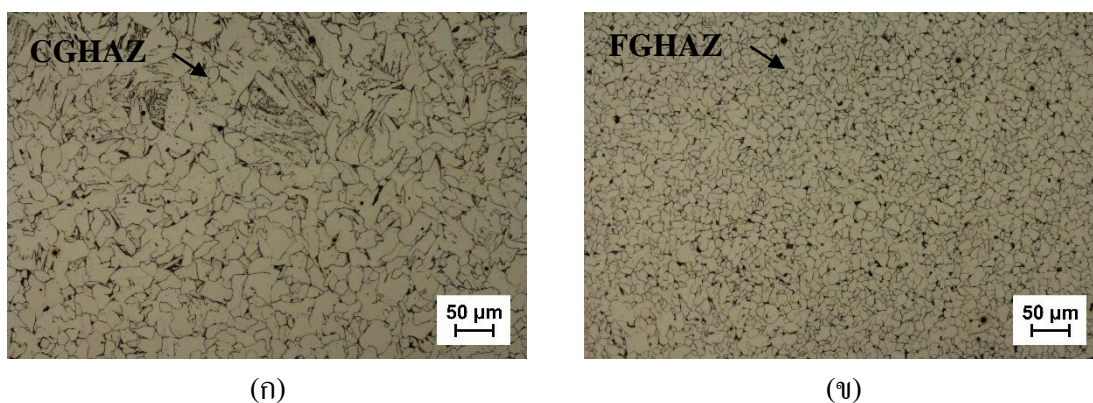


รูปที่ 4.3 การเงาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1

4.1.1.3 โครงสร้างจุลภาค

โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบร้อนแสดงดังรูปที่ 4.4 โดยรูปที่ 4.4 (ก) แสดงโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ที่มีลักษณะเกรนหยาบ (Coarse Grain Heat-Affected Zone; CGHAZ) ซึ่งเป็นบริเวณกระทบร้อนที่อยู่ใกล้กับเส้นหลอมละลาย ส่วนรูปที่ 4.4 (ข) แสดงโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ที่มีลักษณะเกรนละเอียด (Fine Grain Heat-Affected Zone; FGHAZ) ซึ่งเป็นบริเวณกระทบร้อนที่ห่างจากเส้นหลอมละลายมาก บริเวณที่มีลักษณะเกรนหยาบเกิดจากการได้รับอุณหภูมิสูงจากการเชื่อมจนถึงอุณหภูมิออสเทนไนต์ที่ทำให้เกิดลักษณะเกรนโต

หลังจากนั้นความร้อนในบริเวณนี้ก็ถูกถ่ายเทไปยังบริเวณใกล้เคียง ทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ส่งผลให้โครงสร้างเกรนไม่มีเวลามากพอในการกลับคืนสู่สภาพเดิมก่อนการเชื่อม จึงทำให้เกิดลักษณะเกรนหยาบหลังการเย็นตัว ในขณะที่บริเวณที่มีลักษณะเกรนละเอียดเป็นบริเวณที่ได้รับความร้อนจนถึงอุณหภูมิออสเทนไนต์เช่นกัน แต่มีอุณหภูมิต่ำกว่าบริเวณการเกิดลักษณะเกรนหยาบ ทำให้บริเวณการเกิดลักษณะเกรนละเอียดมีการเย็นตัวช้ากว่า โครงสร้างเกรนจึงมีเวลามากพอในการกลับคืนสู่ลักษณะเดิมก่อนการเชื่อม



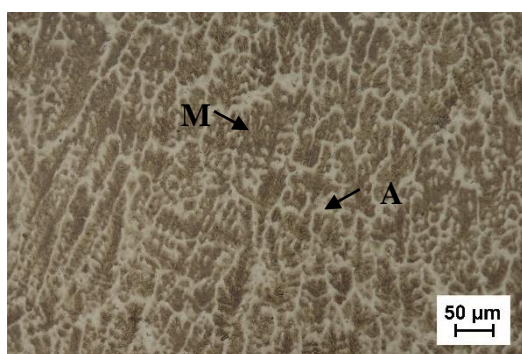
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบร้อนของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 (ก) บริเวณเกรนหยาบ (ข) บริเวณเกรนละเอียด

โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวาง แสดงดังรูปที่ 4.5 (ก) ถึง (ง) โดยพบว่าทุกสภาวะการเชื่อมมีโครงสร้างจุลภาคชนิดเดียวกันนั่นก็คือ โครงสร้างมาร์เทนไซต์ (Martensite; M) และออสเทนไนต์ (Austenite; A) ที่มีลักษณะการแข็งตัวแบบคอลัมน์อาร์เดนไดรต์ (Columnar dendrite; CD) โดยโครงสร้างมาร์เทนไซต์คือบริเวณเฟสสีเข้ม โครงสร้างออสเทนไนต์คือบริเวณเฟสสีขาว สาเหตุที่ทุกสภาวะการเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคเหมือนกัน เนื่องจากใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกเหมือนกันทั้งหมด

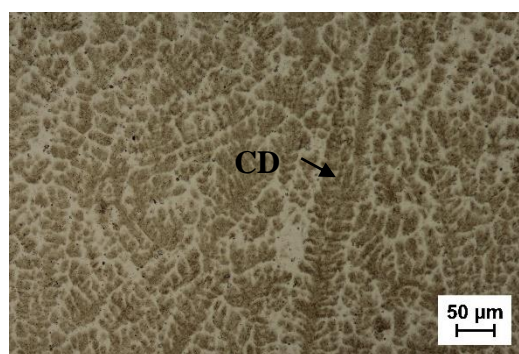
4.1.1.4 ความแข็ง

ค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม แสดงดังรูปที่ 4.6 ซึ่งพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณกระทบร้อนมีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน ถึงแม้ว่าในระหว่างการเชื่อม บริเวณกระทบร้อนจะได้รับความร้อนสูงจนเกิดการเปลี่ยนโครงสร้าง และมีอัตราการเย็นตัวอย่างรวดเร็วก็ตาม แต่ก็ไม่ทำให้ความแข็งบริเวณนี้สูงขึ้นหรือลดลง เนื่องจากบริเวณดังกล่าวเป็นเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีธาตุผสมต่ำ จึงไม่สามารถทำการชุบแข็งได้ ส่วนความแข็งในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพบว่าแต่ละสภาวะการเชื่อมมีระยะการวัดความแข็งไม่เท่ากัน ทั้งนี้

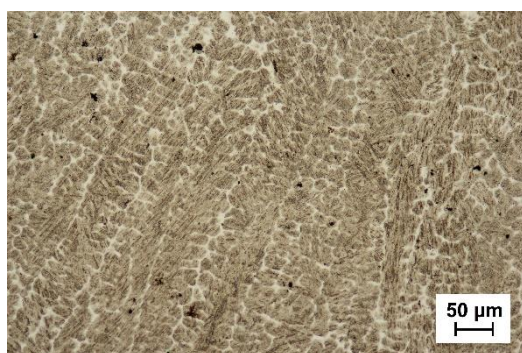
ขึ้นอยู่กับขนาดของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแต่ละสถานะ ผลการทดสอบความแข็งแรงพบว่าทุกสถานะการเชื่อมมีค่าความแข็งแรงอยู่ในช่วง 500 ถึง 700 วิกเกอร์ ซึ่งเป็นความแข็งแรงของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก ซึ่งสอดคล้องกับลักษณะโครงสร้างจุลภาค อย่างไรก็ตาม กลับพบว่าค่าความแข็งแรงมีความสัมพันธ์แบบแปรผกผันกับเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม กล่าวคือ เมื่อมีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก ค่าความแข็งแรงก็จะต่ำลง การมีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก หมายความว่าเกิดการผสมของเหล็กจากบริเวณเนื้อโลหะเดิมเข้าสู่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก ทำให้ปริมาณของโครงสร้างมาร์เทนไซต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมถูกเจือจางให้มีปริมาณลดลง ความแข็งแรงจึงต่ำลงไปด้วย ซึ่งเห็นได้ชัดเจนในการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ทั้งสองสถานะ ส่วนการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมไร้ฟลักซ์ที่มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใกล้เคียงกับการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ แต่กลับมีความแข็งแรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่สูงกว่า คาดว่าเนื่องจากการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมไร้ฟลักซ์มีการใช้ความร้อนเข้าต่ำจึงมีโอกาสที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะเกิดการเย็นที่รวดเร็ว จนเกิดโครงสร้างที่แข็งแรงจึงมีมากกว่า



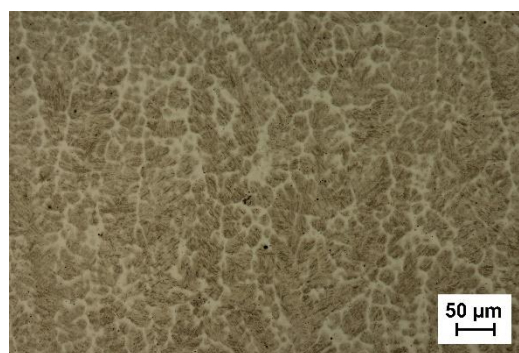
(ก)



(ข)

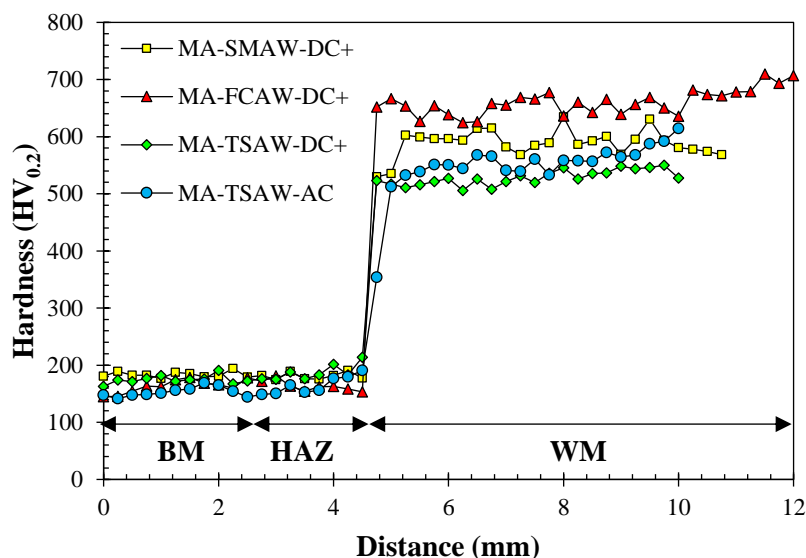


(ค)



(ง)

รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ MA-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ MA-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ MA-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ MA-TSAW-AC



รูปที่ 4.6 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 1

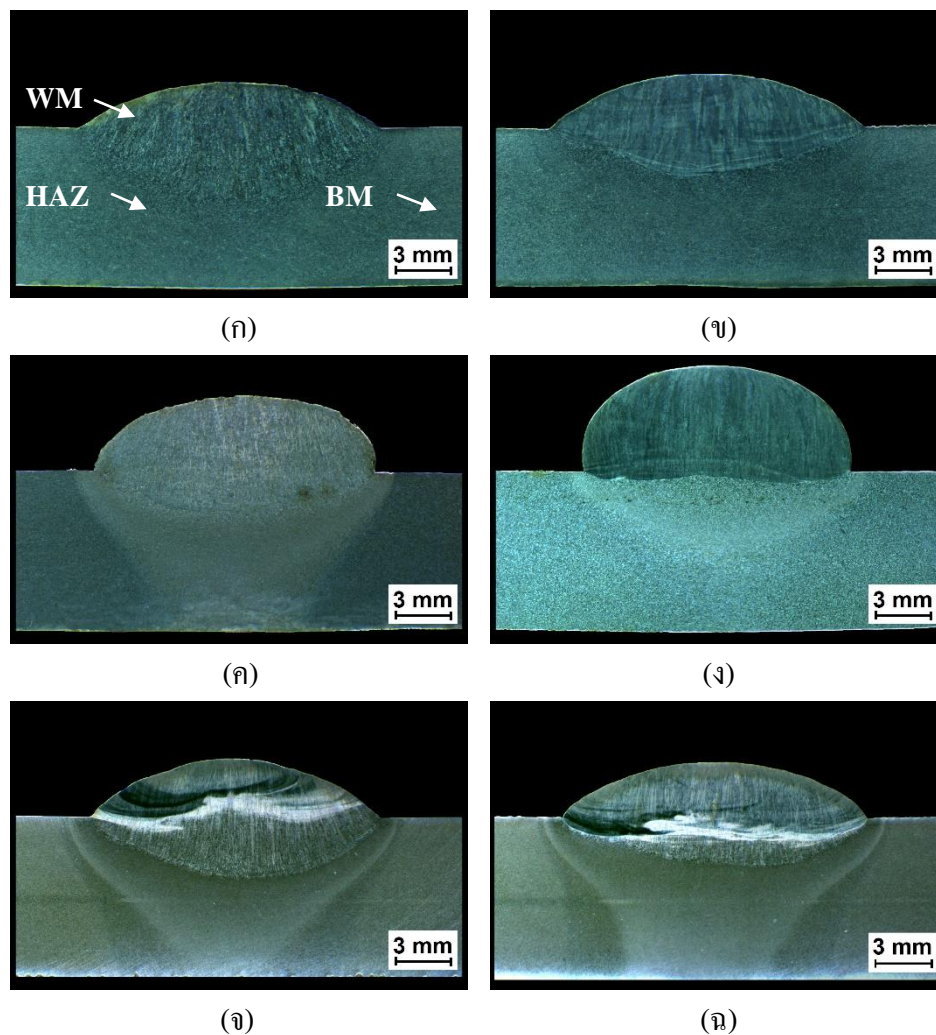
4.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

การเชื่อมส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนที่มีการเติมผงโลหะ โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ ผลการวิจัยแสดงดังต่อไปนี้

4.1.2.1 โครงสร้างมหภาค

ผลการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทกร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมทุกสถานะ แสดงดังรูปที่ 4.7 (ก) ถึง (จ) โดยพบว่าบริเวณแนวเชื่อมมีการหลอมละลายสมบูรณ์ ทั้งยังไม่ปรากฏรอยแตกร้าวหรือข้อบกพร่องที่รุนแรงในบริเวณต่าง ๆ ของบริเวณแนวเชื่อม โครงสร้างมหภาคของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมผงโลหะ พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความนูนค่อนข้างต่ำ แต่มีการหลอมละลายลึกสูง ในขณะที่การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความนูนมากกว่า และมีการหลอมละลายลึกน้อยกว่า สาเหตุเนื่องมาจากการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ ความร้อนส่วนหนึ่งจากการเชื่อมจำเป็นต้องถูกแบ่งไปเพื่อหลอมละลายผงโลหะที่อยู่ในบ่อหลอม ทำให้ความเข้มข้นของความร้อนในบ่อหลอมลดลง ส่งผลให้การหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเดิมลดลงด้วย ในทางกลับกันความนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกลับเพิ่มขึ้น จากการที่มีโลหะเดิมที่มากขึ้น โดยสังเกตได้จากปริมาณผงโลหะที่มากขึ้น ความนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็มากขึ้น แต่การหลอมละลายลึกกลับลดลง [90, 91] รูปที่ 4.7 (จ) และ (ฉ) แสดงให้เห็นว่าการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ที่เชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีการหลอมละลายลึกมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ เนื่องจากการเชื่อม

ด้วยกระแสตรงชั่วบวักเกิดความร้อนบริเวณลวดเชื่อมหรืออิเล็กโทรดมากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิม ทำให้การหลอมละลายลึกของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ

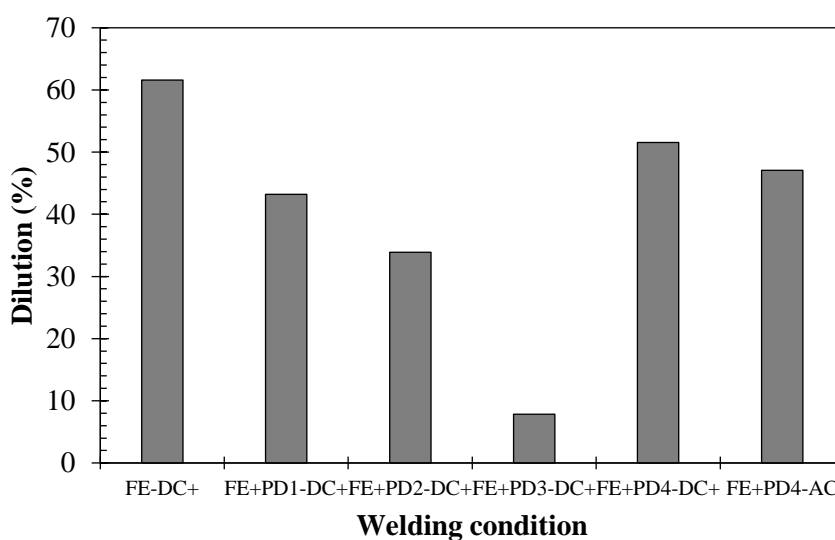


รูปที่ 4.7 โครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ FE-DC+ (ข) สภาวะ FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ FE+PD4-AC

4.1.2.2 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

รูปที่ 4.8 แสดงเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีและไม่มี การเติมผงโลหะ ผลปรากฏว่าเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมที่ไม่เติมผงโลหะมีค่าเท่ากับ 61.57 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมที่เติมผงโลหะ 1 มีค่าเท่ากับ 43.21 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมที่เติมผงโลหะ 2 มีค่าเท่ากับ 33.91 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมที่เติมผงโลหะ 3

มีค่าเท่ากับ 7.85 เปอร์เซ็นต์ การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกที่เติมผงโลหะ 4 มีค่าเท่ากับ 51.57 เปอร์เซ็นต์ และการเชื่อมด้วยกระแสลับที่เติมผงโลหะ 4 มีค่าเท่ากับ 47.06 เปอร์เซ็นต์ จากผลดังกล่าวพบว่าเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความสัมพันธ์แบบแปรผกผันกับปริมาณผงโลหะที่เติม กล่าวคือ เมื่อปริมาณผงโลหะที่เติมมีมากขึ้น การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกลับลดลง ซึ่งส่งผลดีต่อการเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็งต้องการให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีเปอร์เซ็นต์การเจือจางน้อย นั่นหมายความว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะมีความนุ่มนวล แต่มีการหลอมละลายเล็กน้อย ทำให้สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีค่าใกล้เคียงกับสมบัติเดิมของลวดเชื่อมที่ใช้เชื่อมพอกแข็ง อีกปัจจัยที่ส่งผลต่อการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมนั่นก็คือ ชนิดของกระแสเชื่อม โดยพบว่า การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกทำให้เปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสลับ



รูปที่ 4.8 เปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2

4.1.2.3 โครงสร้างจุลภาค

รูปที่ 4.9 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีและไม่มีเติมผงโลหะ โดยทุกสภาวะการเชื่อมมีลักษณะการแข็งตัวแบบคอลลัมน์เร็นไดรต์ รูปที่ 4.9 (ก) แสดงโครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมที่ไม่มีเติมผงโลหะ โดยมีโครงสร้างเฟอร์ไรต์ (บริเวณเฟสสีขาว) และเพิร์ลไลต์ (บริเวณเฟสสีดำ) เนื่องจากลวดเชื่อมที่ใช้เป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีธาตุผสม [92, 93]

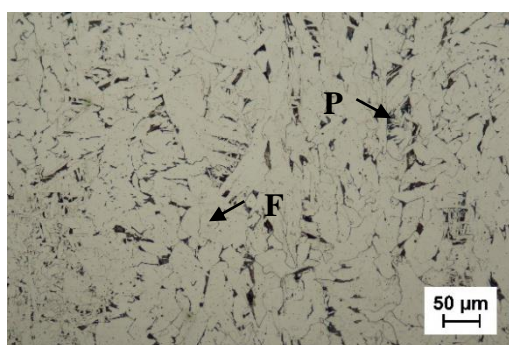
รูปที่ 4.9 (ข) แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 1 ผลปรากฏว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างเฟอร์ไรต์ (บริเวณเฟสสีขาว) และมาร์เทนไซต์ (บริเวณเฟสสีเข้ม) ซึ่งเกิดจากธาตุโครเมียมซึ่งมีอยู่มากในผงโลหะ 1 เข้าไปจับตัวกับเหล็กในขณะที่เชื่อม เกิดเป็นเหล็กโครเมียมที่มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ [94, 95] โครงสร้างเฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์สามารถเห็นอย่างชัดเจนดังรูปที่ 4.9 (ค) โดยโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่พบมีทั้งโปรยูเทคตอยด์เฟอร์ไรต์ (Proeutectoid ferrite; PF (G)) อยู่ตามขอบเกรน และวิดแมนสแตทเทนเฟอร์ไรต์ (Widmanstätten ferrite; WF) อยู่ในเกรน โครงสร้างจุลภาคดังกล่าวเกิดจากการเติมผงโลหะ 2 ซึ่งเป็นผงโลหะที่มีคาร์บอนสูง [96, 97] โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 3 และ 4 แสดงดังรูปที่ 4.9 (ง) (จ) และ (ฉ) โดยพบว่ามีการสร้างมาร์เทนไซต์ (บริเวณเฟสสีเข้ม) เป็นโครงสร้างหลัก และมีโครงสร้างออสเทนไนต์อยู่ตามขอบเกรน เนื่องจากผงโลหะ 3 และ 4 มีปริมาณธาตุคาร์บอนและโครเมียมอยู่มาก ซึ่งมีมากพอที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ได้ [98, 99]

โดยทั่วไปแล้วบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำจะมีโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์เท่านั้น แต่เมื่อมีการเติมผงโลหะที่มีธาตุผสมอื่น ๆ เช่น คาร์บอนและโครเมียมเข้าไป ทำให้โครงสร้างจุลภาคเดิมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเกิดการเปลี่ยนแปลง ซึ่งแสดงให้เห็นว่าผงโลหะที่เติมสามารถถูกหลอมละลายแล้วผสมรวมตัวกับโลหะจากลวดเชื่อม และโลหะบางส่วนจากบริเวณเนื้อโลหะเดิมแล้วกลายเป็นโลหะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้ ทั้งนี้ เมื่อเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมระหว่างสภาวะการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำกับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมผงโลหะ ปรากฏว่าการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 3 และผงโลหะ 4 มีโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายคลึงกับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ซึ่งเป็นผลที่น่าพอใจ

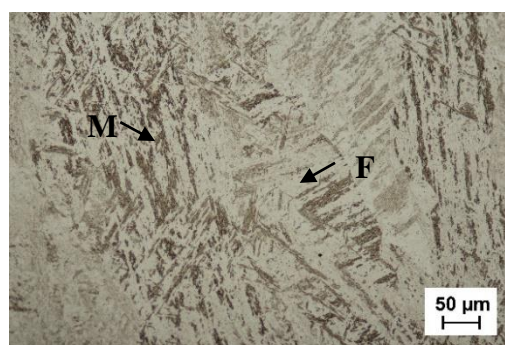
4.1.2.4 ความแข็ง

ค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทกร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมอาร์กได้พลาซมาด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีและไม่มีผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 4.10 โดยพบว่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณกระแทกร้อนมีค่าใกล้เคียงกัน (160 วิกเกอร์) ความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมที่ไม่เติมผงโลหะมีค่าต่ำที่สุด (160 วิกเกอร์) ซึ่งเป็นที่ทราบกันดีว่าโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์มีค่าความแข็งต่ำ สำหรับการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ พบว่ามีความแข็งสูงขึ้นในทุกสภาวะการเชื่อม โดยการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 1 มีความแข็งเฉลี่ย 400 วิกเกอร์ เนื่องจากธาตุโครเมียมจากผงโลหะ 2 ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูง แต่เนื่องจากมีโครงสร้างเฟอร์ไรต์ที่มีความแข็งต่ำอยู่ด้วยเช่นกัน จึงทำให้ความแข็งเฉลี่ยไม่สูงเท่ากับค่าความแข็งของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ สภาวะการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 2 มีค่าความ

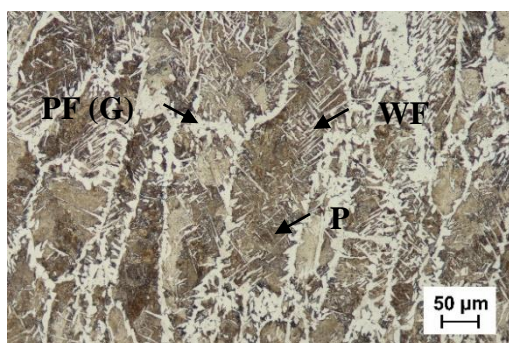
แข็งเพิ่มขึ้น โดยมีค่าเฉลี่ย 250 วิกเกอร์ ซึ่งถือว่าต่ำมากเมื่อเทียบกับความแข็งของเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก เนื่องจากผงโลหะ 2 มีเฉพาะธาตุคาร์บอนเป็นธาตุผสมเพียงอย่างเดียว จึงทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างเฟอไรต์ที่เพิ่มขึ้นเท่านั้น สำหรับสถานะการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 3 การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกที่เติมผงโลหะ 4 และการเชื่อมด้วยกระแสสลับที่เติมผงโลหะ 4 มีความแข็งประมาณ 500 ถึง 700 วิกเกอร์ ซึ่งใกล้เคียงกับความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของสถานะการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกในการเชื่อมส่วนที่ 1 ซึ่งผลที่ได้เป็นที่น่าพอใจ



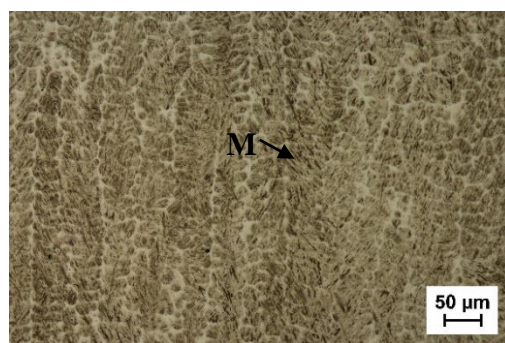
(ก)



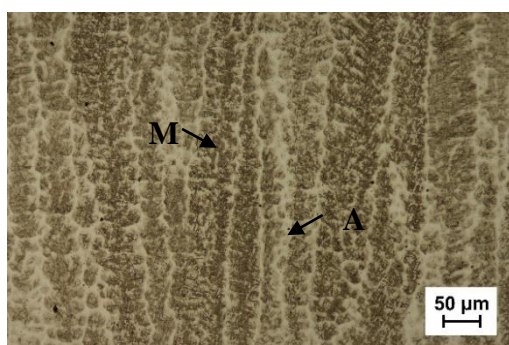
(ข)



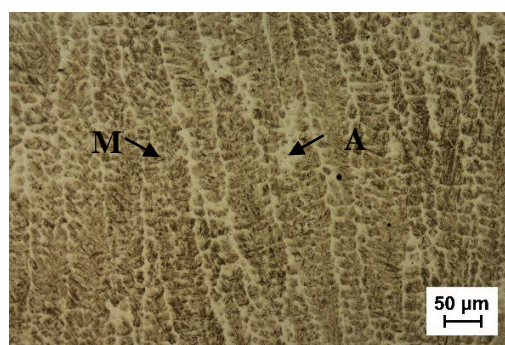
(ค)



(ง)



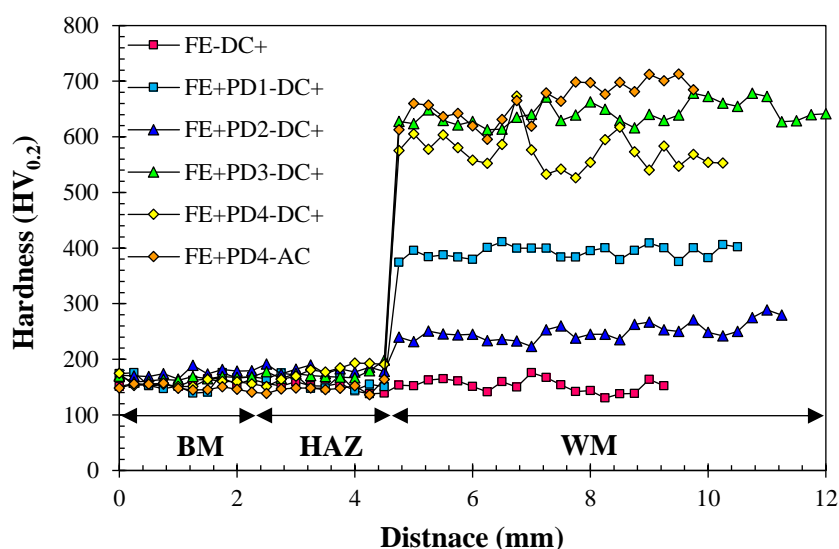
(จ)



(ฉ)

รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2 (ก) สถานะ FE-DC+ (ข) สถานะ FE+PD1-DC+ (ค) สถานะ FE+PD2-DC+ (ง) สถานะ FE+PD3-DC+ (จ) สถานะ FE+PD4-DC+ (ฉ) สถานะ FE+PD4-AC

จากผลการวิจัยใน ส่วนที่ 2 พบว่าปัจจัยหลักที่ช่วยเพิ่มความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมนั้นก็คือ ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจากการเติมผงโลหะ โดยการเติมเฉพาะธาตุโครเมียม (ผงโลหะ 1) หรือคาร์บอน (ผงโลหะ 2) เพียงอย่างเดียว ไม่สามารถทำให้ความแข็งสูงขึ้นใกล้เคียงกับความแข็งของเหล็กกล้ามาร์เทนซิกได้ เนื่องจากเหล็กกล้ามาร์เทนซิกจะต้องมีปริมาณธาตุผสมทั้งคาร์บอนและโครเมียมที่เพียงพอที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างหลัก ซึ่งผงโลหะ 3 และ ผงโลหะ 4 มีธาตุดังกล่าวผสมอยู่ จึงทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของสภาวะการเชื่อมเหล่านั้นมีความแข็งอยู่ในระดับเดียวกับความแข็งของเหล็กกล้ามาร์เทนซิก



รูปที่ 4.10 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 ส่วนที่ 2

4.2 อภิปรายผลการวิจัย

4.2.1 โครงสร้างมหภาค

ขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมขึ้นอยู่กับ 3 ปัจจัย ประกอบด้วย ความร้อนเข้า ชนิดของกระแสเชื่อม และอัตราการเติมผงโลหะ โดยพบว่ากรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าสูงหมายความว่าความร้อนจากการอาร์ระหว่างบริเวณลวดเชื่อมหรืออิเล็กโทรดกับบริเวณเนื้อโลหะเติมก็สูงเช่นกัน ทำให้อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีมากขึ้น ในขณะที่การหลอมละลายลึกลงมากขึ้นเช่นกัน ลักษณะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงมีขนาดใหญ่และมีการหลอมละลายลึกลงมาก ดังแสดงในรูปที่ 4.2 (ค) และ (ง) การเลือกใช้ชนิดของกระแสเชื่อมก็มีผลต่อขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม กล่าวคือ การเชื่อมด้วยกระแสสลับสามารถช่วยลดการหลอมละลายลึกลงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้ดีกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก และยังทำให้ความนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้นอีก

ด้วย (รูปที่ 4.2 ง) ซึ่งทำให้เปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีค่าลดลง อัตราการเติมผงโลหะมีผลต่อขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เนื่องจากผงโลหะที่เดิมสามารถเข้าไปหลอมละลายในบ่อหลอมในขณะที่ทำการเชื่อม ทำให้บ่อหลอมมีปริมาณโลหะเติมมากขึ้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงมีขนาดใหญ่ขึ้นตามอัตราการเติมผงโลหะ โดยรูปที่ 4.7 (ข) ถึง (ง) แสดงให้เห็นว่าขนาดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราการเติมผงโลหะเพิ่มมากขึ้น

4.2.2 การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

เนื่องจากการคำนวณเปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เป็นการนำผลโครงสร้างมหภาคมาวิเคราะห์ ดังนั้นเปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงขึ้นอยู่กับ 3 ปัจจัย ซึ่งเหมือนกันกับผลของโครงสร้างมหภาค นั่นก็คือ ความร้อนเข้า ชนิดของกระแสเชื่อม และอัตราการเติมผงโลหะ ซึ่งทั้งสามปัจจัยนี้ส่งผลโดยตรงต่อการหลอมละลายลึกและความนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยพบว่ากรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าต่ำ มีเปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่ากรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าสูง การเชื่อมด้วยกระแสสลับพบว่าทำให้เปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกเช่นกัน สำหรับอัตราการเติมผงโลหะที่มากขึ้นนั้น ทำให้การหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยลง แต่ความนูนกลับเพิ่มขึ้น ซึ่งทำให้เปอร์เซ็นต์การเงาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีค่าน้อยลง

4.2.3 โครงสร้างจุลภาค

ชนิดของโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมขึ้นอยู่กับ 2 ปัจจัย คือ ชนิดของลวดเชื่อมและชนิดของผงโลหะ โดยพบว่า การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ เนื่องจากส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมมาร์เทนซิติกมีส่วนผสมของธาตุที่เพียงทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคดังกล่าว สำหรับการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ พบว่าคาร์บอนช่วยเพิ่มโครงสร้างเฟอร์ไรต์ ส่วนโครเมียมช่วยเพิ่มโครงสร้างมาร์เทนไซต์ และเมื่อคาร์บอนและโครเมียมผสมกัน ทำให้ธาตุผสมดังกล่าวมีบทบาทสำคัญในการทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ในขณะที่แมงกานีสและนิกเกิลทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์

4.2.4 ความแข็ง

ค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมขึ้นอยู่กับชนิดของโครงสร้างจุลภาคเป็นหลัก โดยโครงสร้างเฟอร์ไรต์มีค่าความแข็งต่ำที่สุด ในขณะที่โครงสร้างมาร์เทนไซต์และโครงสร้างผสม

ระหว่างมาร์เทนไซต์กับออสเทนไนต์มีค่าความแข็งสูงที่สุด ส่วน โครงสร้างผสมระหว่างเฟอร์ไรต์กับเฟอร์ไรต์และ โครงสร้างผสมระหว่างมาร์เทนไซต์กับเฟอร์ไรต์มีค่าความแข็งต่ำ เนื่องจาก โครงสร้างจุลภาคดังกล่าวมีปริมาณเฟอร์ไรต์ผสมอยู่มาก ซึ่งโครงสร้างเฟอร์ไรต์มีสมบัติด้านความ แข็งที่ต่ำ

4.3 สรุปผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400

4.3.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิก)

1. บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ที่มี ความแข็งสูง
2. กรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าต่ำ ทำให้เกิดการเงื้องาบริเวณเนื้อโลหะ เชื่อมต่ำ
3. การเชื่อมด้วยกระแสสลับ ทำให้เกิดการเงื้องาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่ำการ เชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก
4. การเชื่อมสภาวะ MA-FCAW-DC+ ให้ผลการวิจัยดีที่สุด

4.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

1. การเติมผงโลหะสามารถช่วยลดการเงื้องาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและยังช่วย เพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมอีกด้วย
2. คาร์บอนและโครเมียมมีบทบาทสำคัญในการทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ที่มีความแข็งสูง ในขณะที่แมงกานีสและนิกเกิลทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์ที่มีความแข็งต่ำ
3. การเชื่อมสภาวะ FE+PD3-DC+ ให้ผลการวิจัยดีที่สุด

บทที่ 5

การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

เนื้อหาในบทนี้เป็นการนำเสนอผลการวิจัยและอภิปรายผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ซึ่งประกอบด้วย การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก) และการเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) โดยการศึกษาการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม เป็นการวิเคราะห์สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทกร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของทุกสภาวะการเชื่อม โดยเฉพาะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่มีการวิเคราะห์โดยวิธีต่าง ๆ ประกอบด้วย การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี โครงสร้างมหภาคและจุลภาค โครงสร้างผลึก ปริมาณโครงสร้างผลึก ปริมาณธาตุแข็งกึ่งปริมาณ ความแข็ง ความต้านทานสึกหรอ และลักษณะผิวที่เกิดจากการสึกหรอ

5.1 ผลการวิจัย

การเชื่อมพอกแข็งลงบนเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ได้ถูกแบ่งเป็นการเชื่อมส่วนที่ 1 และการเชื่อมส่วนที่ 2 ซึ่งผลการวิจัยแสดงดังต่อไปนี้

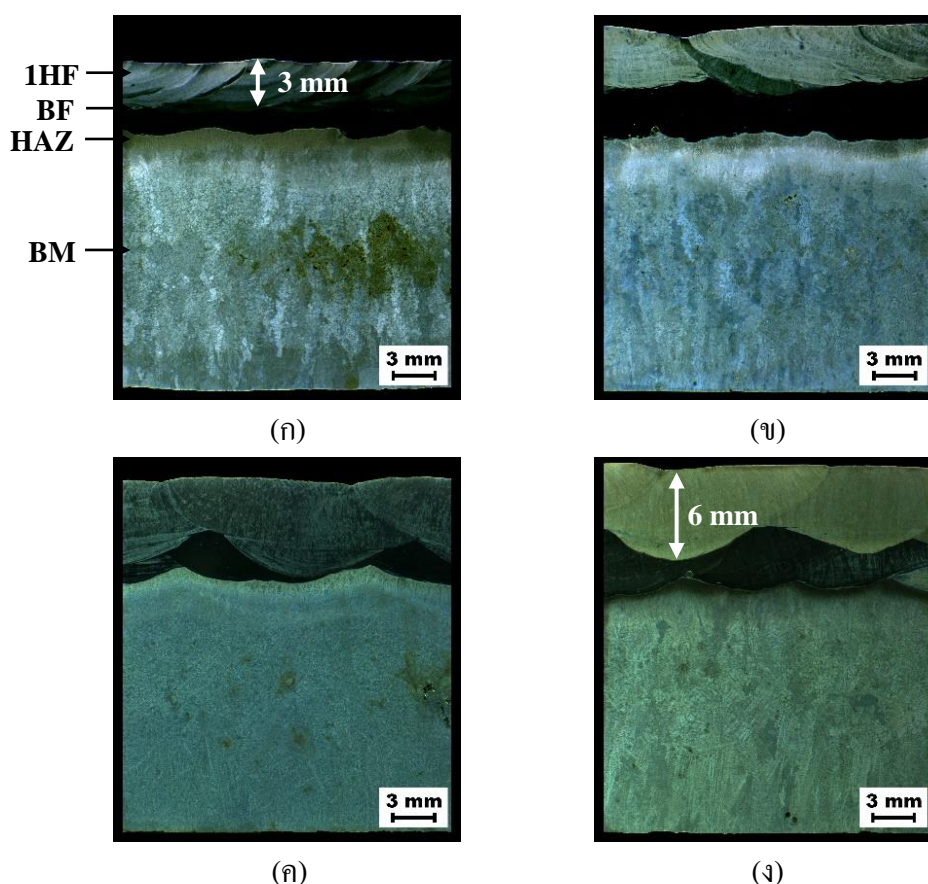
5.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก)

การเชื่อมส่วนที่ 1 เป็นการเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมที่แตกต่างกัน 3 กรรมวิธี ประกอบด้วย การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ โดยใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกเป็นอิเล็กโทรดชั้นพอกแข็ง และลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเป็นอิเล็กโทรดชั้นรองพื้น

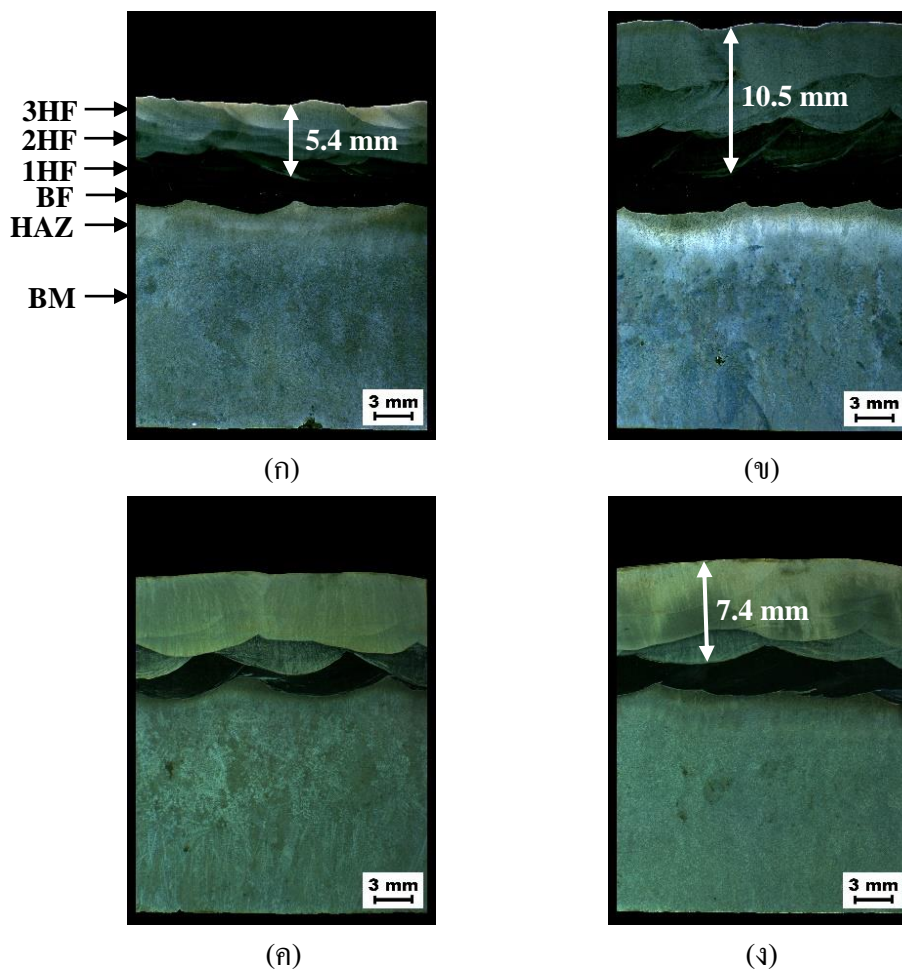
5.1.1.1 โครงสร้างมหภาค

โครงสร้างมหภาคของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น แสดงดังรูปที่ 5.1 (ก) ถึง (ง) และการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น แสดงดังรูปที่ 5.2 (ก) ถึง (ง) ซึ่งแสดงให้เห็นบริเวณเนื้อโลหะเดิม (BM) บริเวณกระแทกร้อน (HAZ) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น (BF) และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง (HF) ที่ประกอบด้วย บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 (1HF) ชั้นที่ 2 (2HF) และชั้นที่ 3 (3HF) จากรูปพบว่าทุกสภาวะการเชื่อมมีบริเวณแนวเชื่อมที่สมบูรณ์ ไม่พบรอยแตกร้าวหรือจุดบกพร่อง

ใด ๆ สำหรับบริเวณกระทบร้อนพบว่า มีขนาดต่างกันเมื่อเปรียบเทียบระหว่างการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 ชั้น โดยการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีขนาดความกว้างบริเวณกระทบร้อน (3-4 มิลลิเมตร) น้อยกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น (4-6 มิลลิเมตร) เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้นได้รับความร้อนสะสมจากการเชื่อมน้อยกว่า เพราะการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีจำนวนแนวเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ทำให้บริเวณกระทบร้อนได้รับความร้อนน้อยกว่า จึงทำให้บริเวณกระทบร้อนกว้างน้อยกว่า สำหรับผลจากการเชื่อมด้วยกรรมวิธีที่แตกต่างกัน พบว่าบริเวณกระทบร้อนมีขนาดที่ไม่แตกต่างกันอย่างชัดเจน เนื่องจากความร้อนสะสมจากการเชื่อมที่เพิ่มขึ้นจากการเชื่อมหลายแนวเชื่อมทำให้บริเวณกระทบร้อนกว้างมากขึ้นใกล้เคียงกัน จากการวิจัยพบว่าขนาดบริเวณกระทบร้อนมีแนวโน้มกว้างขึ้นเมื่อจำนวนแนวเชื่อมมากขึ้น



รูปที่ 5.1 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 1H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 1H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 1H-TSAW-AC



รูปที่ 5.2 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 3H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 3H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 3H-TSAW-AC

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพบว่า ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมนั้นขึ้นอยู่กับจำนวนของชั้นพอกแข็ง กรรมวิธีการเชื่อม และชนิดกระแสเชื่อม โดยการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ได้รับปริมาณโลหะเติมน้อยกว่า สำหรับกรรมวิธีเชื่อมที่แตกต่างกันนั้น ส่งผลต่อความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมค่อนข้างมาก โดยพบว่ากรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมใต้น้ำมีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากที่สุด โดยเฉพาะการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น (3H-FCAW-DC+) ซึ่งมีความหนา 9.5-10.5 มิลลิเมตร เนื่องจากการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าต่ำที่สุด การหลอมละลายลึกจึงต่ำ การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็ต่ำไปด้วย ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงเพิ่มขึ้น ในขณะที่การเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ มีการใช้ความร้อนเข้า

สูงกว่า การหลอมละลายลึกจึงสูงกว่า การเงี้ยวบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมก็สูงกว่าด้วย ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงลดลง โดยกรรมวิธีการอาร์กเชื่อมหุ้มลัทธิมีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยที่สุดทั้งการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 ชั้น สำหรับผลจากการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยชนิดของกระแสเชื่อมที่ต่างกันพบว่า การเชื่อมด้วยกระแสสลับทำให้ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก เนื่องจากการเชื่อมด้วยกระแสสลับทำให้เกิดความร้อนระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเดิมกับบริเวณลวดเชื่อมมีค่าเท่ากัน ทำให้การหลอมละลายลึกและความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีขนาดเท่ากัน ในขณะที่การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกทำให้เกิดความร้อนบริเวณเนื้อโลหะเดิมมากกว่าบริเวณลวดเชื่อม ทำให้มีการหลอมละลายลึกมากกว่าความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกลับลดลง จึงทำให้ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลงเช่นกัน

5.1.1.2 ส่วนผสมทางเคมี

ส่วนผสมทางเคมีที่ผิวบนของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง แสดงในตารางที่ 5.1 โดยในเบื้องต้นพบว่าส่วนผสมทางเคมีนั้นมีความแตกต่างกันไปตามส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมแต่ละชนิดที่ทางผู้ผลิตกำหนดมา ต่อมาเมื่อพิจารณาถึงจำนวนชั้นพอกแข็งที่แตกต่างกัน พบว่าส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีความแตกต่างจากส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมที่ทางผู้ผลิตกำหนดมาเป็นอย่างมาก ซึ่งสาเหตุมาจากการเงี้ยวระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งเป็นจำนวนมาก โดยเมื่อเปรียบเทียบปริมาณธาตุผสมระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น กับ 3 ชั้น พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีปริมาณธาตุคาร์บอนลดลง ส่วนธาตุแมงกานีส นิกเกิล และโครเมียม มีปริมาณเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน สาเหตุที่ปริมาณคาร์บอนลดลง เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีปริมาณคาร์บอนน้อยกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เมื่อผสมกันแล้วทำให้ปริมาณคาร์บอนทั้งหมดในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งลดลง ในขณะที่ปริมาณแมงกานีส นิกเกิล และโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีมากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ธาตุเหล่านี้จึงเข้าไปผสมในบ่อหลอมในขณะที่เชื่อม ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณธาตุแมงกานีส นิกเกิล และโครเมียมผสมมากขึ้น ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 มีปริมาณที่ใกล้เคียงกับส่วนทางเคมีของลวดเชื่อมที่ผู้ผลิตกำหนดมา ซึ่งคาดว่าบริเวณนี้มีการเงี้ยวจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นน้อย เนื่องจากอยู่ห่างจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็งของการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ที่มีการใช้กระแสเชื่อมชนิดต่างกันพบว่า การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีปริมาณคาร์บอนลดลง ส่วนแมงกานีส นิกเกิล และโครเมียมเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ ทั้งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 ชั้น ซึ่งหมายความว่า การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมี

การเจาะจงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากกว่า ส่วนผสมทางเคมีจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นจึงเข้ามาผสมได้มากกว่า

ตารางที่ 5.1 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

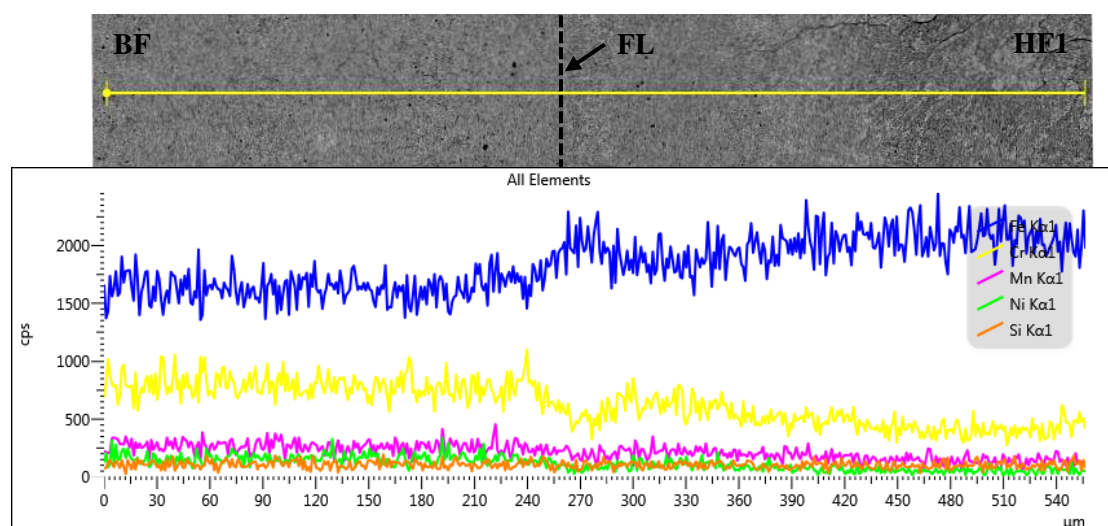
| สภาวะการเชื่อม | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | V | Cu | Fe |
|----------------|---------|------|----------------|----------|---------|---------|------|------|------|
| 1H-SMAW-DC+ | ↓(0.29) | 1.30 | ↑(2.21)↑(3.35) | ↑(11.36) | ↓(0.95) | 0.06 | 0.07 | Bal. | |
| 3H-SMAW-DC+ | 0.46 | 1.05 | 1.33 | 0.45 | 7.46 | 1.22 | 0.02 | 0.05 | Bal. |
| 1H-FCAW-DC+ | ↓(0.49) | 1.04 | ↑(2.64)↑(1.52) | ↑(10.02) | ↓(0.40) | ↓(0.28) | 0.03 | Bal. | |
| 3H-FCAW-DC+ | 0.59 | 0.91 | 2.18 | 0.20 | 8.32 | 0.49 | 0.33 | 0.03 | Bal. |
| 1H-TSAW-DC+ | ↓(0.31) | 0.96 | ↑(3.15)↑(3.42) | ↑(11.24) | ↓(0.27) | ↓(0.16) | 0.04 | Bal. | |
| 3H-TSAW-DC+ | 0.44 | 1.12 | 2.24 | 1.02 | 9.09 | 0.42 | 0.30 | 0.02 | Bal. |
| 1H-TSAW-AC | ↓(0.33) | 0.86 | ↑(2.96)↑(2.99) | ↑(10.73) | ↓(0.28) | ↓(0.18) | 0.04 | Bal. | |
| 3H-TSAW-AC | 0.45 | 1.01 | 2.10 | 0.74 | 8.68 | 0.42 | 0.30 | 0.02 | Bal. |

ตัวอย่างผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรง (X-ray line scan technique) ซึ่งเป็นการวิเคราะห์สัญญาณตามแนวเส้นตรงบริเวณเส้นหลอมละลาย (Fusion line; FL) ระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง แสดงดังรูปที่ 5.3 และ 5.4 โดยการเชื่อมสภาวะ 1H-FCAW-DC+ (รูปที่ 5.3) สามารถเห็นแนวโน้มของธาตุผสม เช่น เหล็ก โครเมียม แมงกานีส และนิกเกิล มีปริมาณที่แตกต่างกันอย่างชัดเจนในทั้งสองบริเวณนี้ เนื่องจากเป็นสภาวะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเจาะจงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยที่สุดของการเชื่อมส่วนที่ 1 ในขณะที่การเชื่อมสภาวะ 1H-TSAW-DC+ (รูปที่ 5.4) เป็นสภาวะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเจาะจงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากที่สุด ทำให้เห็นแนวโน้มของธาตุผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับพอกแข็งมีปริมาณใกล้เคียงกัน

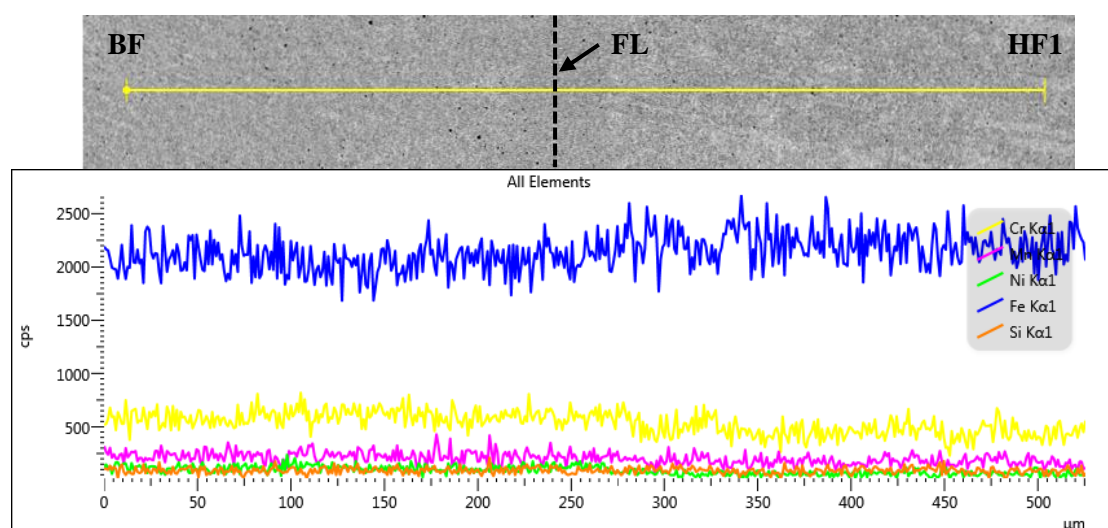
5.1.1.3 โครงสร้างจุลภาค

ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ บริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบริ้น และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น เพื่อระบุชนิดของโครงสร้างผลึก แสดงดังรูปที่ 5.5 จากผลการวิเคราะห์พบว่า บริเวณเนื้อโลหะเดิมซึ่งเป็นเหล็กกล้า 3.5% โครเมียมมีค่าความเข้มของรังสี

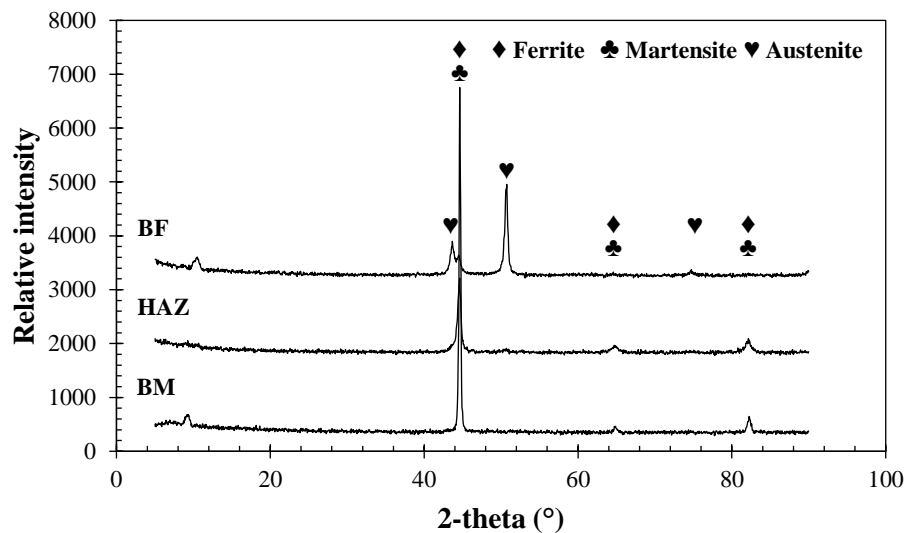
เอ็กซ์ที่วัดได้ (Intensity) ที่มุมการวัด (2-theta) เท่ากับ 44.338 องศา 64.503 องศา และ 81.923 องศา เมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างผลึกมาตรฐาน ก็สามารถระบุได้ว่าเป็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์ บริเวณกระแทกร้อนมีค่าความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่วัดได้ที่มุมการวัดเท่ากับ 44.183 องศา 44.803 องศา 63.285 องศา 65.222 องศา 80.842 องศา และ 82.164 องศา ซึ่งเป็นตำแหน่งที่บ่งชี้ว่าเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีโครงสร้างผลึกที่บ่งชี้ว่ามีโครงสร้างออสเทนไนต์ (มุมการวัด 43.473 องศา 50.674 องศา และ 74.679 องศา) และเฟอร์ไรต์



รูปที่ 5.3 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FCAW-DC+



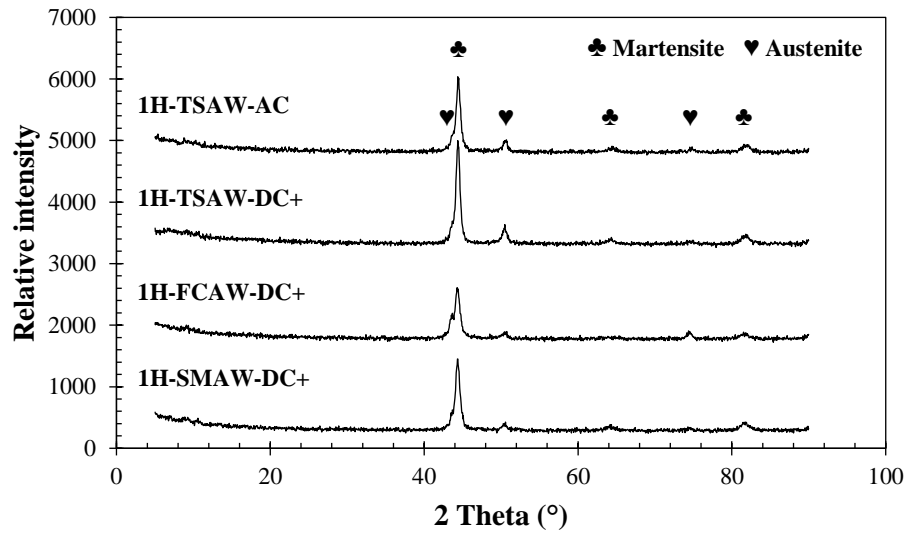
รูปที่ 5.4 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-TSAW-DC+



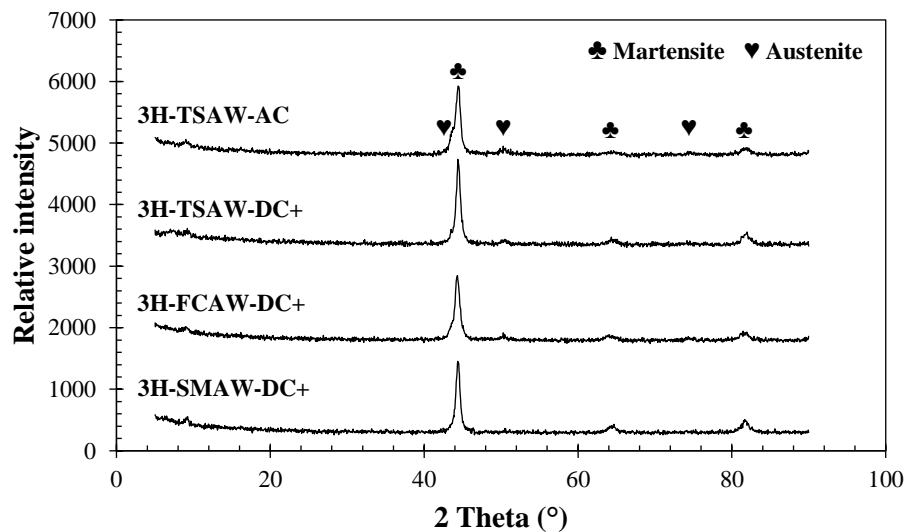
รูปที่ 5.5 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบร้อน และ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น

รูปที่ 5.6 และ 5.7 แสดงผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ เพื่อวิเคราะห์โครงสร้างผลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และ ชั้นที่ 3 ของการเชื่อมในส่วนที่ 1 ผลการวิเคราะห์แสดงให้เห็นว่า ค่าความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่วัดได้กับมุมที่ทำการวัดอยู่ในตำแหน่งเดียวกันทั้งหมด ซึ่งบ่งชี้ว่าเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ และยังพบอีกว่าค่าความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่วัดในตำแหน่งที่บ่งชี้ว่าเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์ของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 สูงกว่าชั้นที่ 3 ซึ่งสามารถทำนายได้ว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าชั้นที่ 3

ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งนั้นสามารถนำไปแปรผลเป็นสัดส่วนของโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ได้ โดยเป็นการหาพื้นที่ใต้กราฟของแต่ละฟีกจากกราฟค่าความเข้มของรังสีเอ็กซ์ด้วยซอฟต์แวร์ JADE Version 9.7 ซึ่งดำเนินการโดยศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (เอ็มเทค) กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ผลการวิเคราะห์แสดงดังรูปที่ 5.8 จากการแปรผลพบว่าทุกสภาวะการเชื่อมมีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์น้อยกว่ามาร์เทนไซต์ การเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากเกิดการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ส่วนการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวกก็มีปริมาณออสเทนไนต์มากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ



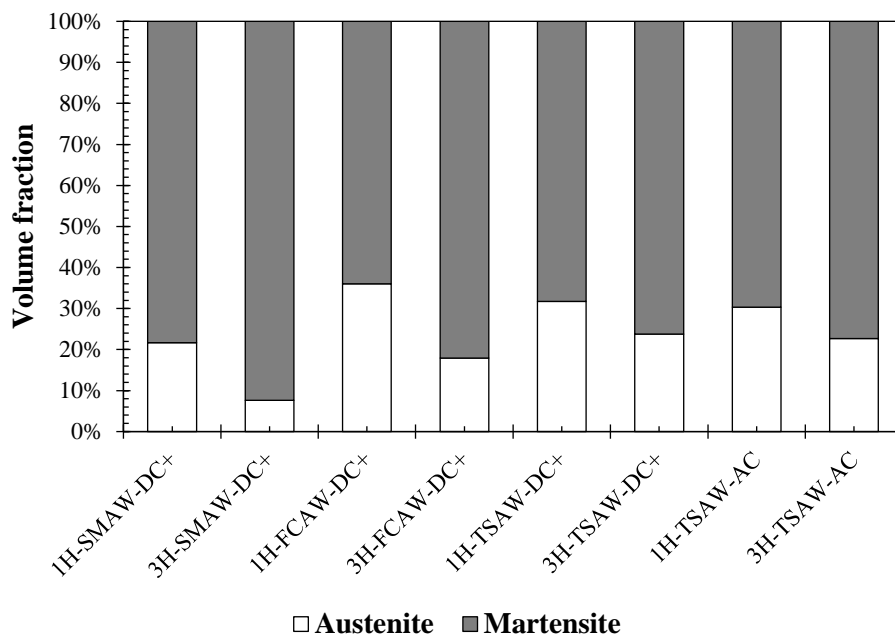
รูปที่ 5.6 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1



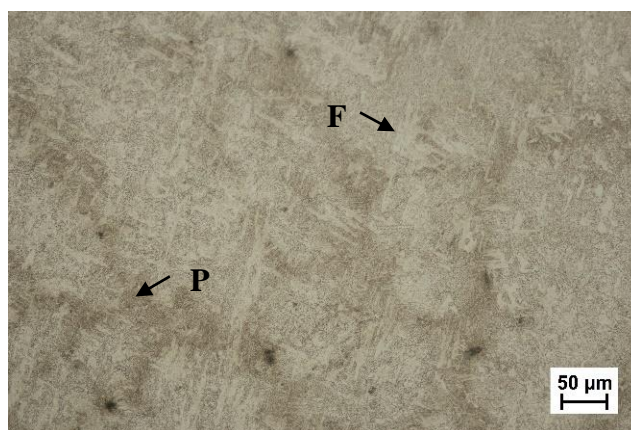
รูปที่ 5.7 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม แสดงดังรูปที่ 5.9 ซึ่งแสดงโครงสร้างเฟอไรต์ (P) และเฟอไรต์ (F) เมื่อพิจารณาเฟสไดอะแกรมของเหล็ก-คาร์บอนแล้วพบว่า เหล็กกล้า 3.5% โครเมียมซึ่งมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.38 เปอร์เซ็นต์ สามารถเกิด

โครงสร้างเฟอไรต์ 50 เปอร์เซ็นต์ และเฟอร์ไรต์ 50 เปอร์เซ็นต์ อีกทั้งโครเมียมก็ยังเป็นธาตุที่สร้างเสถียรภาพให้โครงสร้างเฟอร์ไรต์



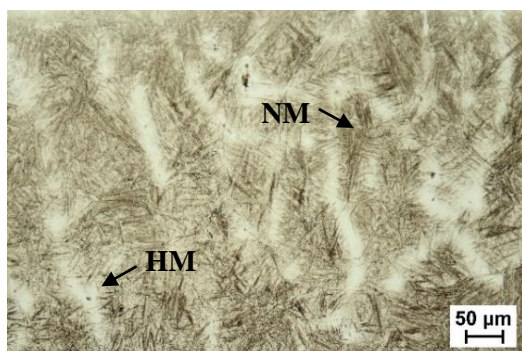
รูปที่ 5.8 สัดส่วน โครงสร้างออสเทนไนต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1



รูปที่ 5.9 โครงสร้างเฟอไรต์และเฟอร์ไรต์ ของเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

รูปที่ 5.10 (ก) ถึง (ง) แสดงโครงสร้างจุลภาคบริเวณกระพุ้งร้อนของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม โดยพบว่ามีการสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม (Needle-shape martensite; NM) และโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูง (High-carbon alloy martensite;

HM) ที่มีสีขาว โครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็มเกิดขึ้นได้เนื่องจากการเชื่อมบริเวณนี้ได้รับความร้อนสูงจนเกิดเป็นเฟสออสเทนไนต์ และบริเวณดังกล่าวมีอัตราการเย็นตัวที่สูงส่งผลให้เฟสออสเทนไนต์เหล่านี้เปลี่ยนเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ประกอบด้วยเหล็กกล้า 3.5% โครเมียมมีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมในปริมาณที่มากพอที่ทำให้โลหะชนิดนี้มีความสามารถในการชุบแข็งแล้วได้โครงสร้างมาร์เทนไซต์เช่นกัน ส่วนการเกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูงนั้นเกิดจากการมีอัตราการเย็นตัวที่สูงเช่นกัน แต่ในบริเวณนี้พบว่ามีความหนาของธาตุผสมมากกว่าบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม จึงทำให้มีความแข็งสูงกว่า ซึ่งสามารถยืนยันได้ด้วยการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณและค่าความแข็งระดับจุลภาค ส่วนบริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น พบว่ามีโครงสร้างเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ (Tempered martensite; TM) แสดงดังรูปที่ 5.11 เนื่องจากการเชื่อมที่มีจำนวนแนวเชื่อมมาก จึงได้รับความร้อนซ้ำ ๆ จนทำให้เกิดการอบคืนตัว (Tempering) ในบริเวณนี้



(ก)



(ข)

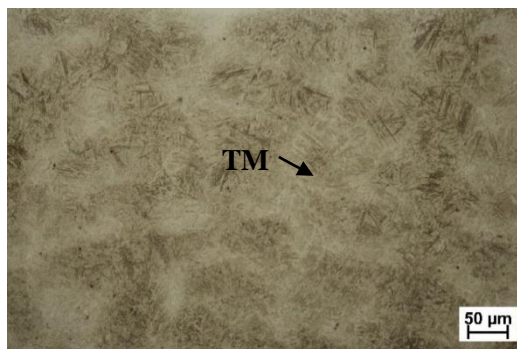


(ค)



(ง)

รูปที่ 5.10 โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระแทกร้อนภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (ก) สภาวะ 1H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 1H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 1H-TSAW-AC

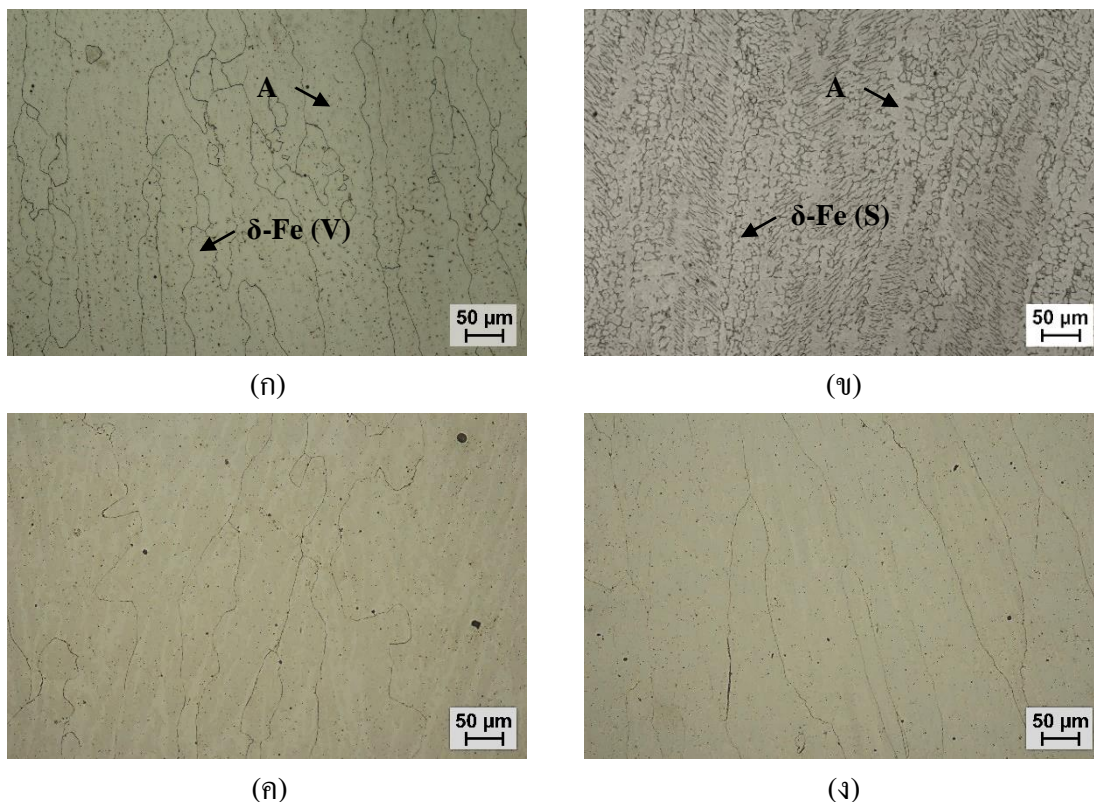


รูปที่ 5.11 ตัวอย่าง โครงสร้างเมทริกซ์เพอร์มาร์เทนไซต์บริเวณกระทบร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง
สถานะ 3H-TSAW-DC+

โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นของการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวก และการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ด้วยกระแสสลับ แสดงดังรูปที่ 5.12 (ก) ถึง (ง) ตามลำดับ โดยพบว่าทุกสถานะการเชื่อมมีโครงสร้างออสเทนไนต์ (Austenite; A) ที่มีเคลต้าเฟอร์ไรต์ที่คดเคี้ยวไปมา (Vermicular morphology delta ferrite; δ -Fe (V)) อยู่บริเวณขอบเกรน ยกเว้นการเชื่อมอาร์กถวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ (รูปที่ 5.12 ข) ที่มีเคลต้าเฟอร์ไรต์แบบโครงกระดูก (Skeletal morphology delta ferrite; δ -Fe (S))

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของทุกกรรมวิธีการเชื่อมพบว่า มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ที่มีลักษณะโครงสร้างแบบเดนไดรต์ แสดงดังรูปที่ 5.13 (ก) ถึง (ง) และ 5.14 (ก) ถึง (ง) เนื่องจากลวดเชื่อมที่ใช้เป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิกเหมือนกันทั้งหมด ซึ่งลวดเชื่อมชนิดนี้เป็นลวดเชื่อมที่มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมเพียงพอที่จะทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ รวมถึงมีปริมาณแมงกานีสและนิกเกิลที่เพียงพอเช่นกันที่จะทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์ เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 กับชั้นที่ 3 พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าชั้นที่ 3 เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 เกิดการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ทำให้แมงกานีสและนิกเกิล ซึ่งมีอยู่มากในบริเวณนี้ เข้ามาผสมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยธาตุทั้งสองเป็นธาตุที่สร้างเสถียรภาพโครงสร้างออสเทนไนต์ จึงทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์มากขึ้น ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 เป็นบริเวณที่อยู่ห่างจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมากกว่า การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงเกิดขึ้นน้อยกว่า โครงสร้างจุลภาคที่ได้จึงใกล้เคียงกับโครงสร้างจุลภาคของลวดเชื่อมที่ทางผู้ผลิตกำหนดมา สำหรับการเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่มีการใช้กระแสเชื่อมชนิดกระแสตรงขั้วบวก พบว่ามีโครงสร้าง

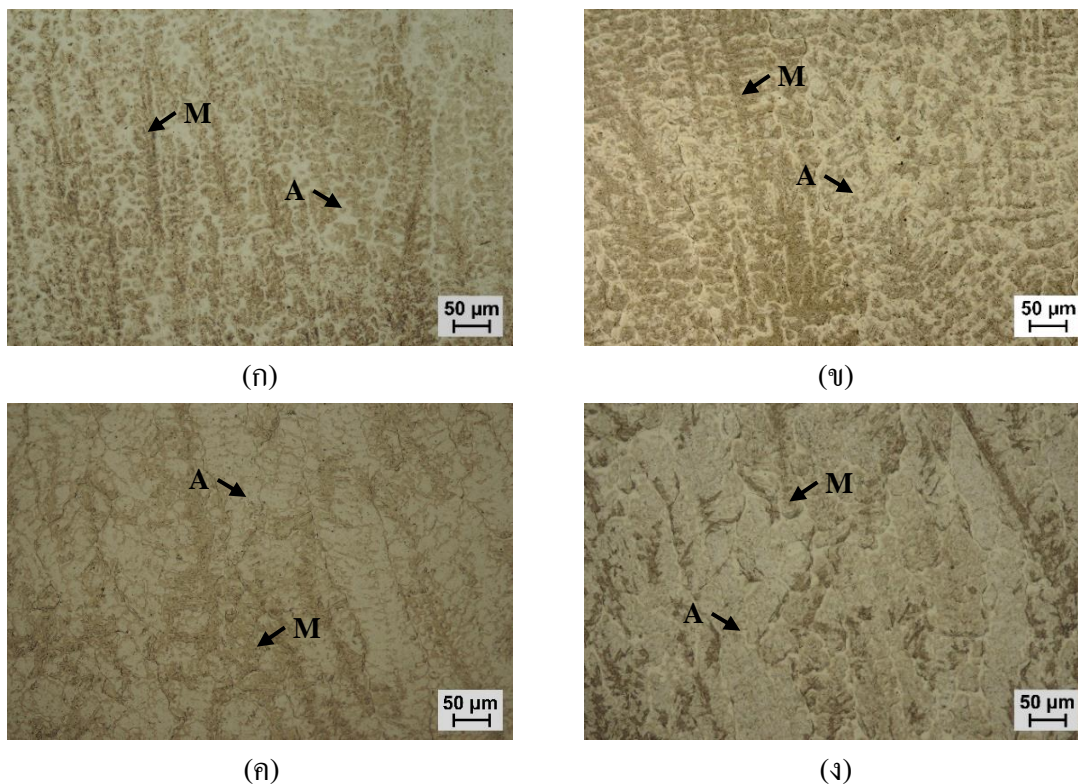
มาร์เทนไซต์ขนาดเล็กกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ เนื่องจากการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่มากกว่า ปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์จึงลดลง แต่ออสเทนไนต์กลับมีปริมาณเพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 5.12 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม (ก) สภาวะ 1H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 1H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 1H-TSAW-AC

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope; SEM) ร่วมกับการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (Energy dispersive x-ray spectrometer; EDX) ในแบบการสแกนเป็นจุด (X-ray line point technique) ซึ่งเป็นการวิเคราะห์สัญญาณตามจุดต่าง ๆ ในบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทบร้อน บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง แสดงดังรูปที่ 5.15 ถึง 5.19 ตามลำดับ โดยรูปที่ 5.15 แสดงให้เห็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเพอร์ไรต์ที่กระจายตัวอยู่ทั่วทั้งบริเวณเนื้อโลหะเดิม จากการวิเคราะห์ปริมาณธาตุในตำแหน่งสเปกตรัม (Spectrum; Sp) ลำดับที่ 1 (Sp 1) และลำดับที่ 2 (Sp 2) พบว่ามีการกระจายตัวของธาตุที่

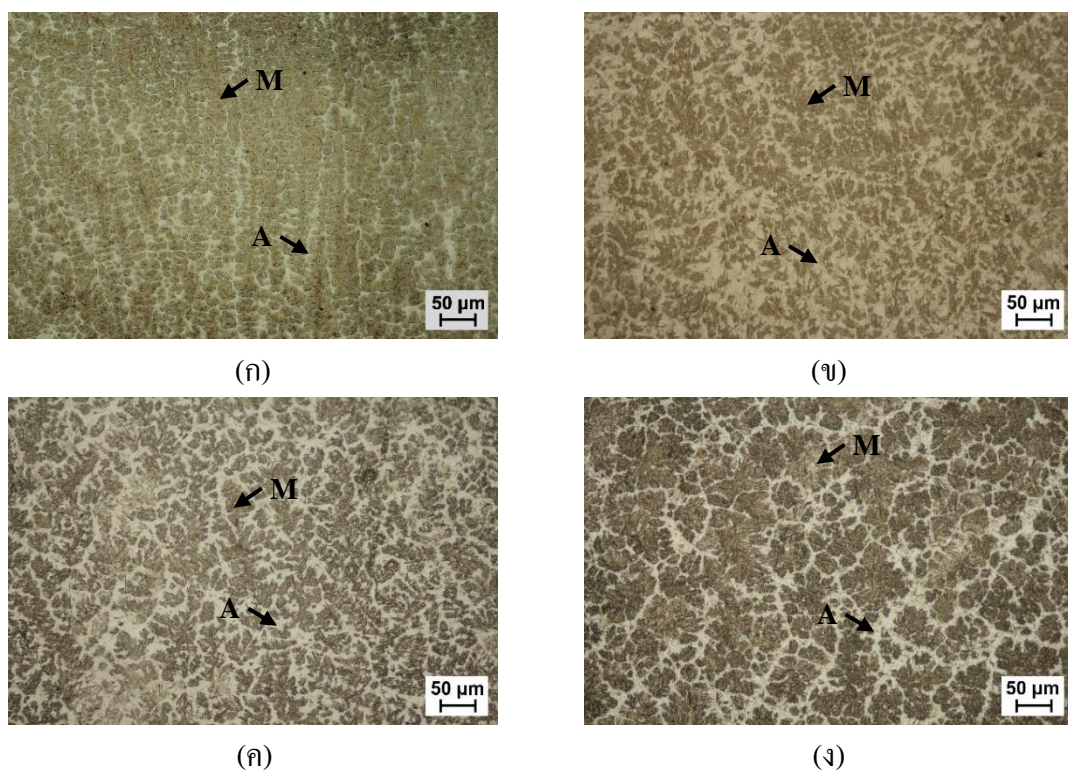
สมมติว่าเสมอทั่วทั้งบริเวณเนื้อโลหะเดิม เป็นที่น่าสังเกตว่าปริมาณคาร์บอนมีค่าสูงเกินความจริงมาก ซึ่งถือเป็นข้อจำกัดของเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ แต่ก็สามารถนำผลการวิเคราะห์ปริมาณคาร์บอน มาอธิบายในเชิงคุณภาพได้



รูปที่ 5.13 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 1H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 1H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 1H-TSAW-AC

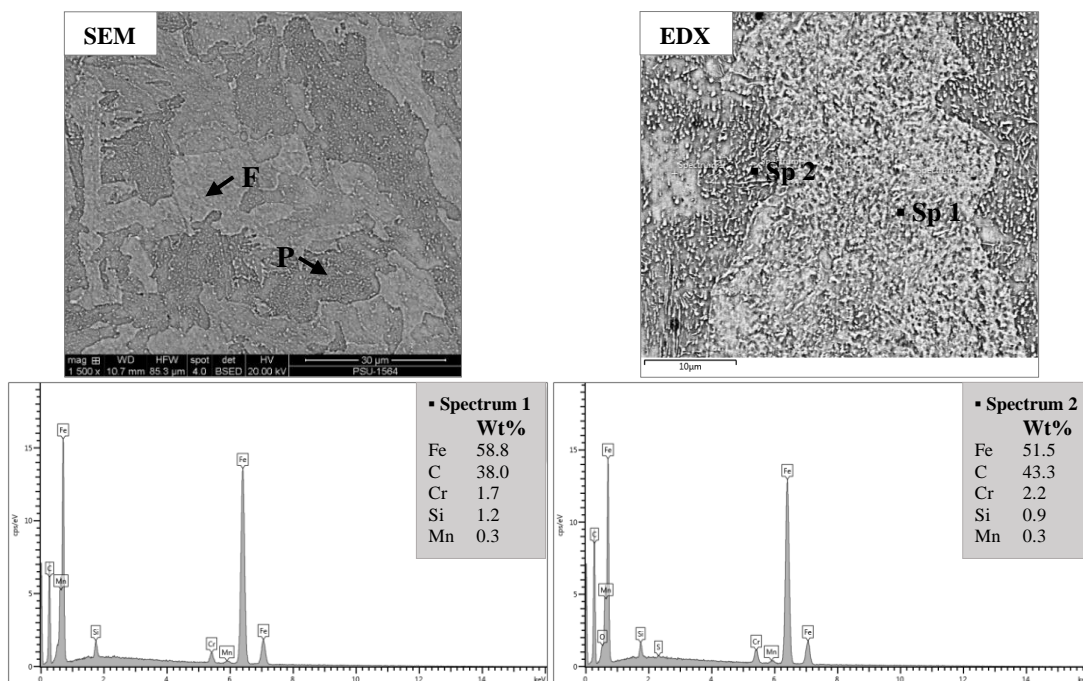
รูปที่ 5.16 แสดงตัวอย่างการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบร้อนของการเชื่อมสภาวะ 3H-TSAW-DC+ โดยพบว่าบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม และบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูง จากการวิเคราะห์ปริมาณธาตุช่วยยืนยันได้ว่าบริเวณเฟสสีขาวคือโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูง เนื่องจากในบริเวณนี้มีปริมาณธาตุผสม เช่น คาร์บอน โครเมียม แมงกานีส และโมลิบดีนัม สูงกว่าบริเวณเฟสสีเข้ม ซึ่งเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม รูปที่ 5.17 แสดงตัวอย่างการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นของการเชื่อมสภาวะ 3H-SMAW-DC+ โดยพบว่ามีโครงสร้างอสเทนไนต์และเฟอไรต์ที่มีองค์ประกอบธาตุที่ใกล้เคียงกันมาก โดยมีธาตุผสมหลัก คือ โครเมียม แมงกานีส

นิกเกิล และซิลิกอน รูปที่ 5.18 แสดงตัวอย่างการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะ 1H-FCAW-DC+ ซึ่งแสดงให้เห็นว่ามีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมผสมอยู่มาก ในขณะที่บริเวณที่มีโครงสร้างออสเทนไนต์มีปริมาณธาตุแมงกานีสและนิกเกิลผสมอยู่มาก โดยผลดังกล่าวเป็นไปในทิศทางเดียวกันกับโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสภาวะ 3H-FCAW-DC+ ซึ่งพบว่ามีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมอยู่มากในบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนในบริเวณโครงสร้างออสเทนไนต์นั้นมีปริมาณแมงกานีสและนิกเกิลผสมอยู่มาก

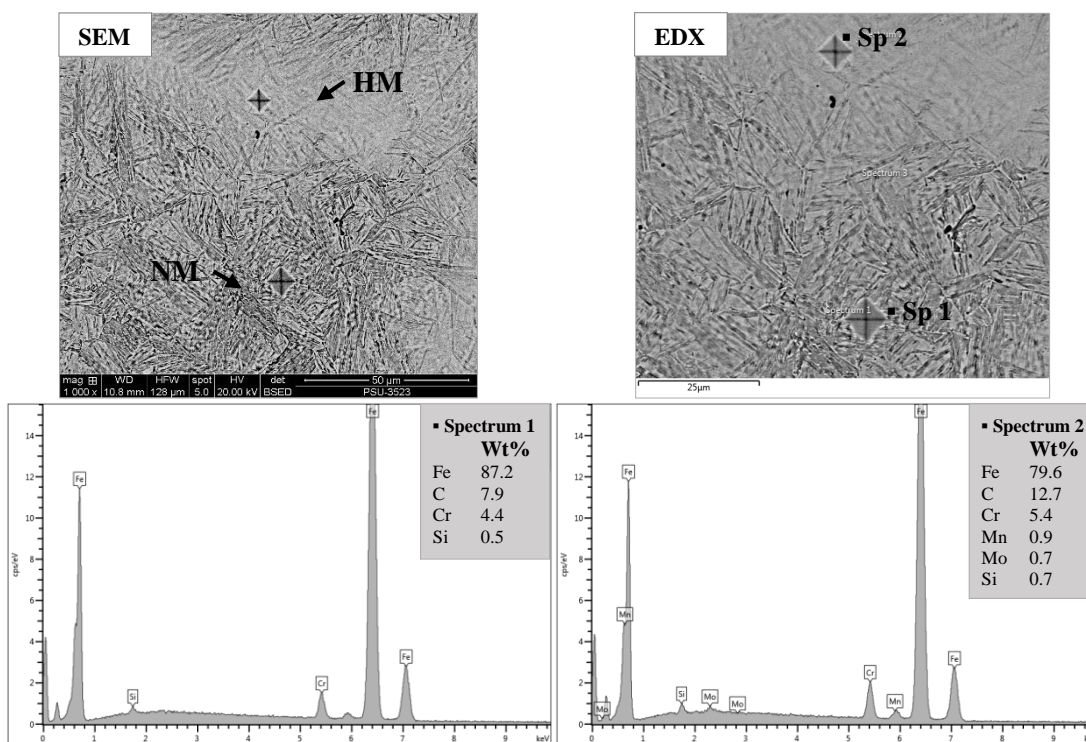


รูปที่ 5.14 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 3H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 3H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 3H-TSAW-AC

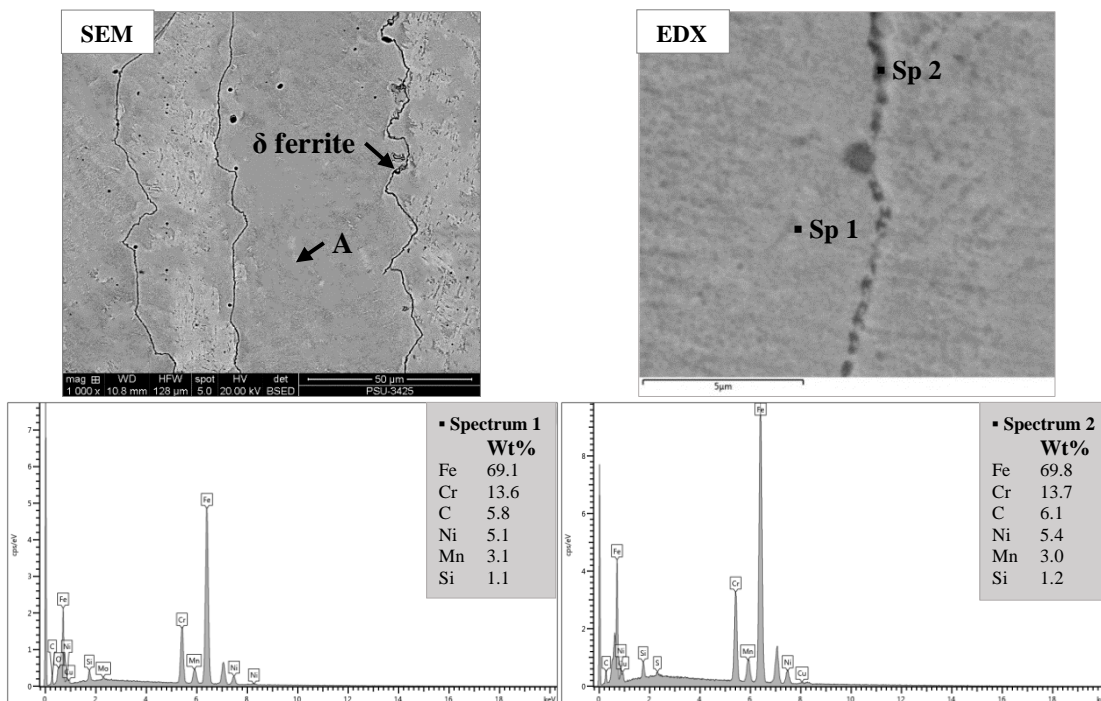
จากผลการวิเคราะห์พบว่า บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีปริมาณธาตุผสมบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์มากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ในทุกสภาวะการเชื่อม และยังพบอีกว่าการเชื่อมอาร์คได้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวก มีธาตุผสมบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์มากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ โดยธาตุผสมที่มากขึ้นเกิดจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นนั่นเอง



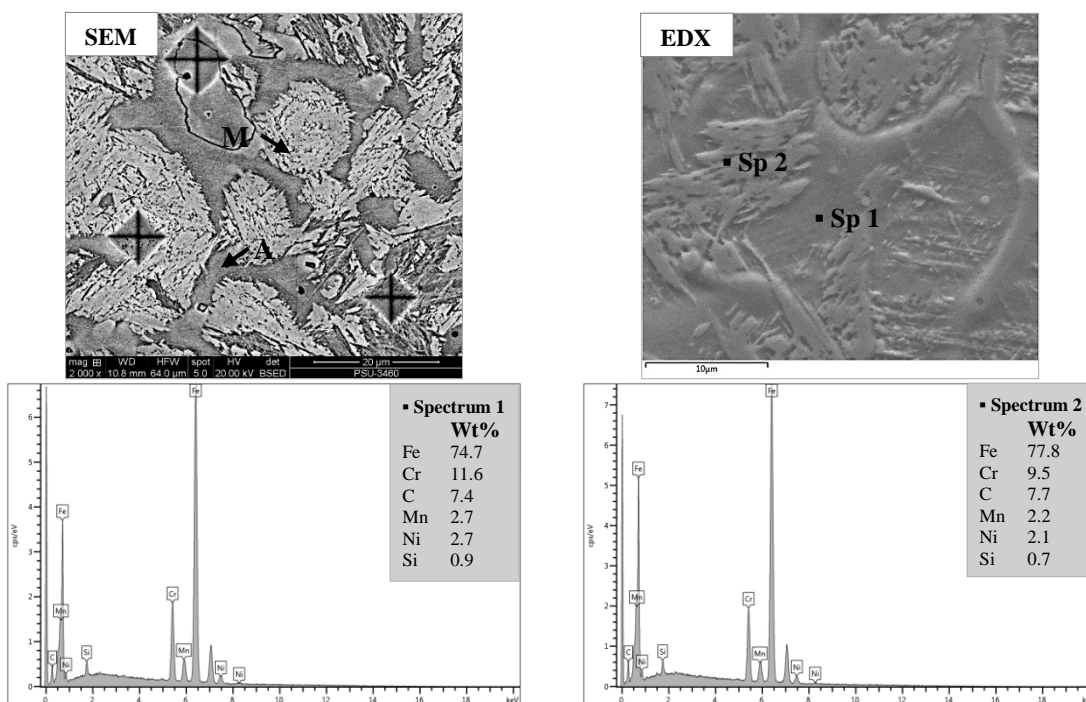
รูปที่ 5.15 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อโลหะเดิม



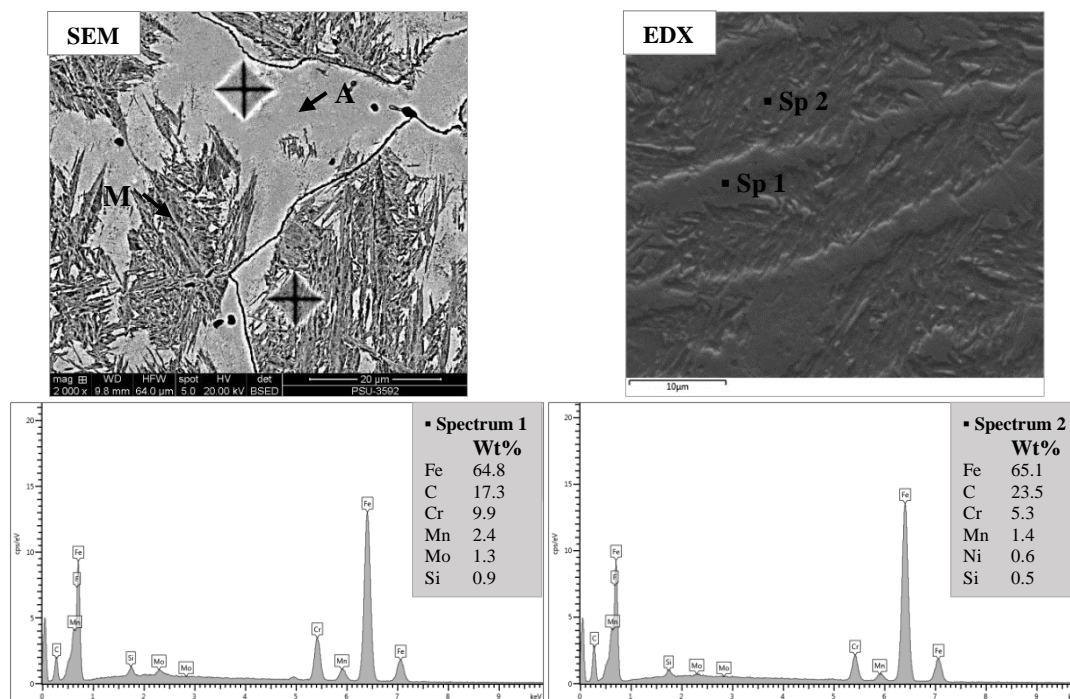
รูปที่ 5.16 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณกระทบริ้น



รูปที่ 5.17 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น



รูปที่ 5.18 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1



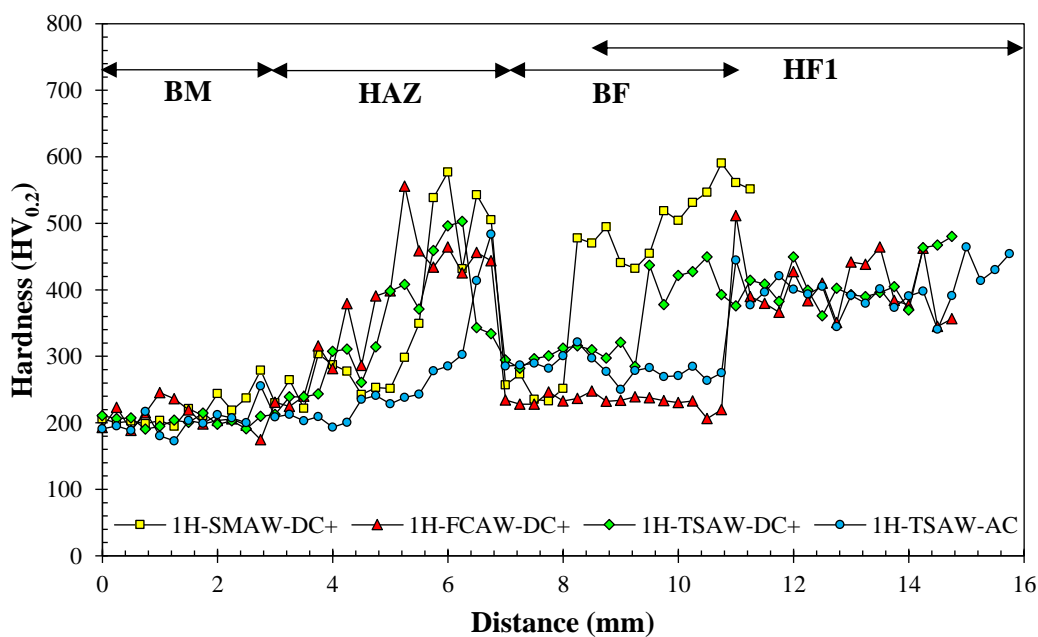
รูปที่ 5.19 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

5.1.1.4 ความแข็ง

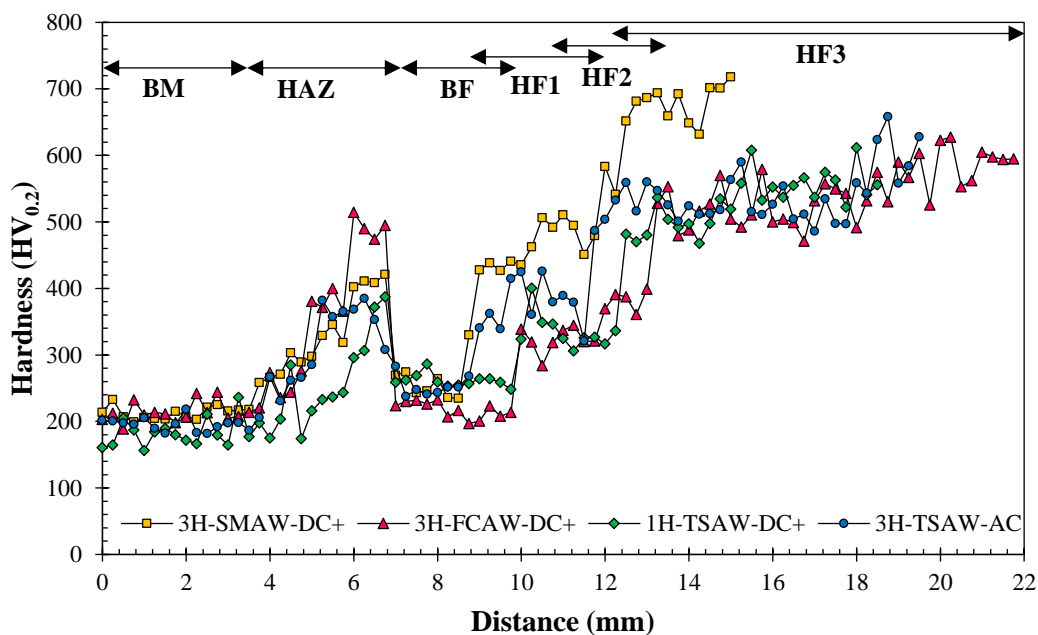
ผลการทดสอบความแข็งระดับจุลภาคบริเวณแนวเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 และ 3 ชั้น แสดงดังรูปที่ 5.20 และรูปที่ 5.21 โดยบริเวณเนื้อโลหะเดิมมีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 190-220 วิกเกอร์ ซึ่งเหมือนกันในทุกสภาวะการเชื่อม บริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 280-580 วิกเกอร์ โดยบริเวณกระแทกร้อนที่อยู่ติดกับเส้นหลอมละลายพบว่า มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม มีความแข็งประมาณ 535 วิกเกอร์ และโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูง มีความแข็งประมาณ 666 วิกเกอร์ ในขณะที่บริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 250-510 วิกเกอร์ เนื่องจากบริเวณดังกล่าวมีโครงสร้างเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งต่ำกว่าโครงสร้างมาร์เทนไซต์ทั่วไป บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีความแข็งอยู่ในช่วง 220-280 วิกเกอร์ ซึ่งเหมือนกันในทุกสภาวะการเชื่อม บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะ 1H-SMAW-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 440-590 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าสูงที่สุดของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากในบริเวณนี้มีปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์มากที่สุด (โครงสร้างออสเทนไนต์น้อยที่สุด) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FCAW-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 360-460 วิกเกอร์ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอก

แข็งสภาวะ 1H-TSAW-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 360-480 วิกเกอร์ และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-TSAW-AC มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 340-460 วิกเกอร์ โดยสภาวะการเชื่อมดังกล่าวมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกัน เนื่องจากมีปริมาณของโครงสร้างมาร์เทนไซต์และโครงสร้างออสเทนไนต์ในแต่ละสภาวะการเชื่อมที่ใกล้เคียงกัน

ความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น พบว่ามีค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นเมื่อจำนวนชั้นพอกแข็งเพิ่มขึ้น โดยเห็นได้ชัดเจนว่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 มีค่าสูงกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ในทุกสภาวะการเชื่อม ซึ่งเป็นตัวชี้วัดได้เป็นอย่างดีถึงผลกระทบจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นเข้าสู่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ในปริมาณมาก จากนั้นจึงค่อย ๆ ลดลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 2 และ 3 ตามลำดับ โดยบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสภาวะ 3H-SMAW-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 630-710 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าสูงที่สุดของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากมีปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์มากที่สุด บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 3H-FCAW-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 490-630 วิกเกอร์ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 3H-TSAW-DC+ มีค่าความแข็ง 470-610 วิกเกอร์ และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 3H-SMAW-AC มีค่าความแข็งประมาณ 490-660 วิกเกอร์



รูปที่ 5.20 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

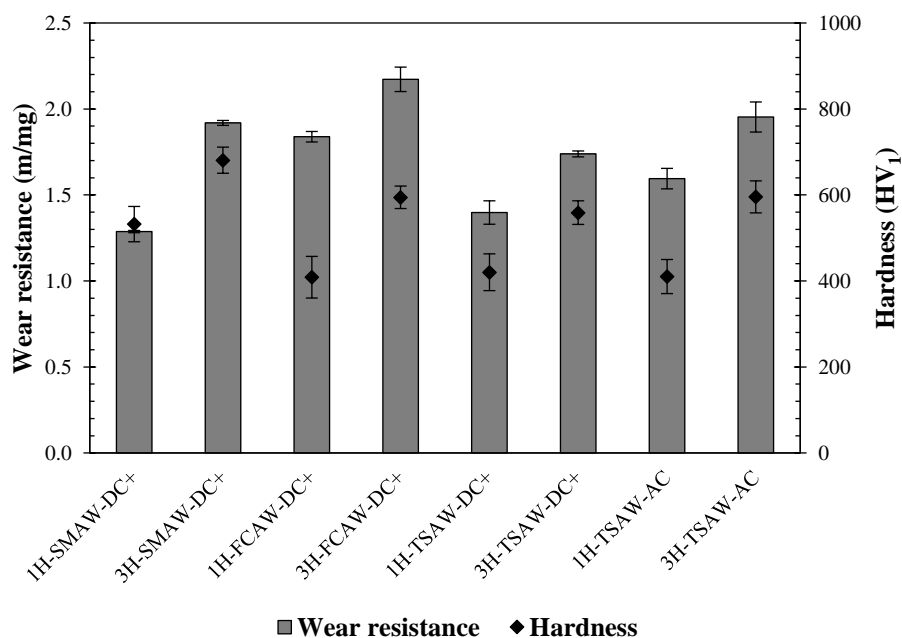


รูปที่ 5.21 ความแข็งบริเวณแนวเชื่อมของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1

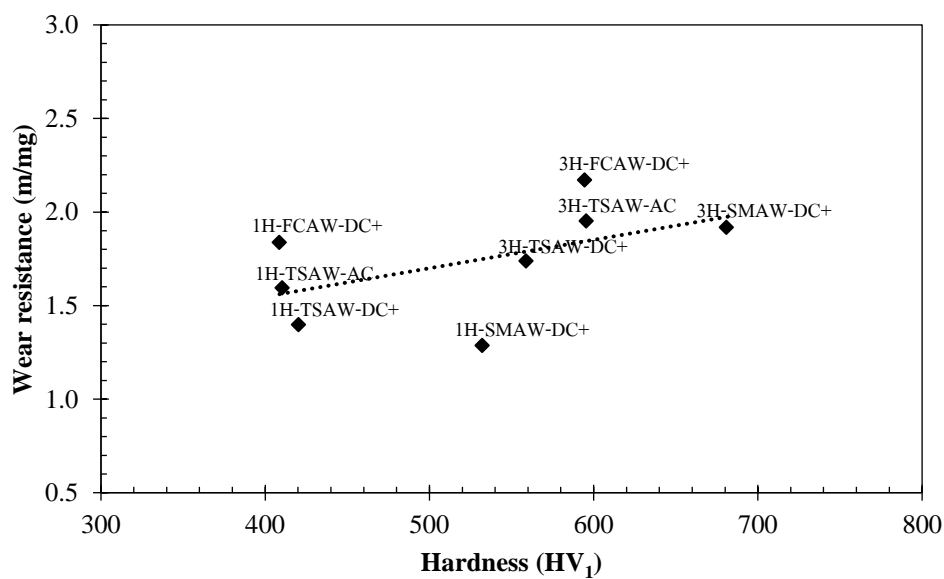
5.2.1.5 การสึกหรอ

ผลความต้านทานการสึกหรอและความแข็งบริเวณเนื้อโลหะพอกแข็งในตำแหน่งผิวด้านบนของการเชื่อมส่วนที่ 1 แสดงดังรูปที่ 5.22 ซึ่งแสดงให้เห็นความสัมพันธ์แบบแปรผันตรงระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็ง โดยสังเกตได้จากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ที่มีความต้านทานการสึกหรอน้อยกว่าชั้นที่ 3 ในทุกสภาวะการเชื่อม เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีความแข็งต่ำกว่าชั้นที่ 3 จากการที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่า ซึ่งโครงสร้างออสเทนไนต์มีความแข็งต่ำ สามารถถูกสร้างเสียหายจากอนุภาคขัดสี (Abrasive particle) ได้มากกว่าโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูง โดยค่าความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งพบว่า การเชื่อมสภาวะ 1H-SMAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.2872 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-SMAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.9190 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FCAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.8388 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FCAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 2.1725 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-TSAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.3979 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-TSAW-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.7387 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-TSAW-AC มีค่าเท่ากับ 1.5951 เมตรต่อมิลลิกรัม และการเชื่อมสภาวะ 3H-TSAW-AC มีค่าเท่ากับ 1.9534 เมตรต่อมิลลิกรัม ซึ่งการเชื่อม 4 สภาวะสุดท้ายนี้ เป็นการเชื่อมด้วยกรรมวิธีเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ โดยพบว่าทางเลือกใช้ชนิดของกระแสเชื่อมมีผล

ต่อค่าความต้านทานการสึกหรอเช่นกัน ซึ่งการเชื่อมด้วยกระแสสลับมีความต้านทานการสึกหรอที่ดีกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก รูปที่ 5.23 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็ง โดยพบว่าค่าความต้านทานการสึกหรอมีแนวโน้มมากขึ้นเมื่อค่าความแข็งเพิ่มขึ้น

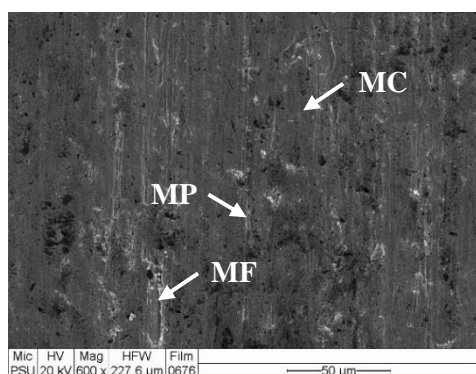


รูปที่ 5.22 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง ส่วนที่ 1

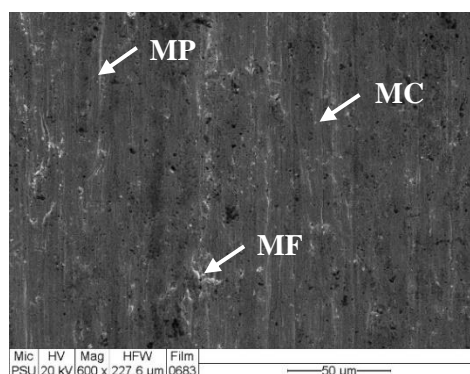


รูปที่ 5.23 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง ส่วนที่ 1

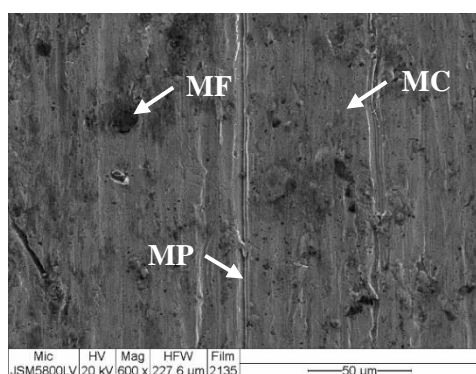
รูปที่ 5.24 และรูปที่ 5.25 แสดงลักษณะผิวที่เกิดการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้น 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมส่วนที่ 1 โดยพบว่ากลไกการสึกหรอเกิดจาก 3 กลไกประกอบด้วย การสึกหรอแบบการตัด (Micro-cutting; MC) การสึกหรอแบบการไถ (Micro-ploughing; MP) และการสึกหรอแบบการแตกหัก (Micro-fracture; MF) ผลการวิจัยปรากฏว่า กลไกการสึกหรอส่วนใหญ่เป็นแบบการตัดและการไถ เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีทั้งโครงสร้างที่มีความแข็งสูง (มาร์เทนไซต์) และโครงสร้างที่มีความแข็งต่ำ (ออสเทนไนต์) โดยบริเวณโครงสร้างที่มีความแข็งต่ำมักจะเกิดกลไกการสึกหรอแบบไถ ซึ่งเป็นการเสียรูปถาวร (Plastic deformation) การสึกหรอยังสร้างความเสียหายให้กับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มากกว่าชั้นที่ 3 ในทุกสภาวะการเชื่อม โดยสังเกตได้จากการเชื่อมสภาวะ 1H-SMAW-DC+ (รูปที่ 5.24 ก) ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอต่ำที่สุด มีผิวที่สึกหรอจากการตัดและการไถค่อนข้างมาก ในขณะที่การเชื่อมสภาวะ 3H-FCAW-DC+ (รูปที่ 5.25 ข) ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอสูงที่สุด มีผิวที่สึกหรอจากการตัดและการไถเช่นกัน แต่มีลักษณะผิวที่ราบเรียบกว่า



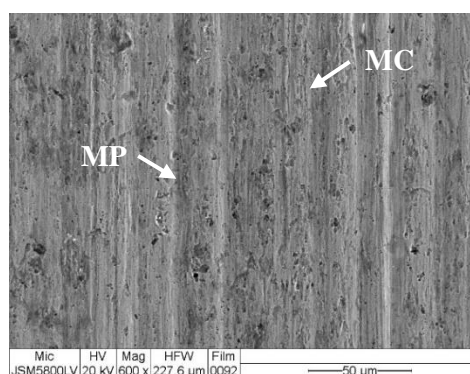
(ก)



(ข)

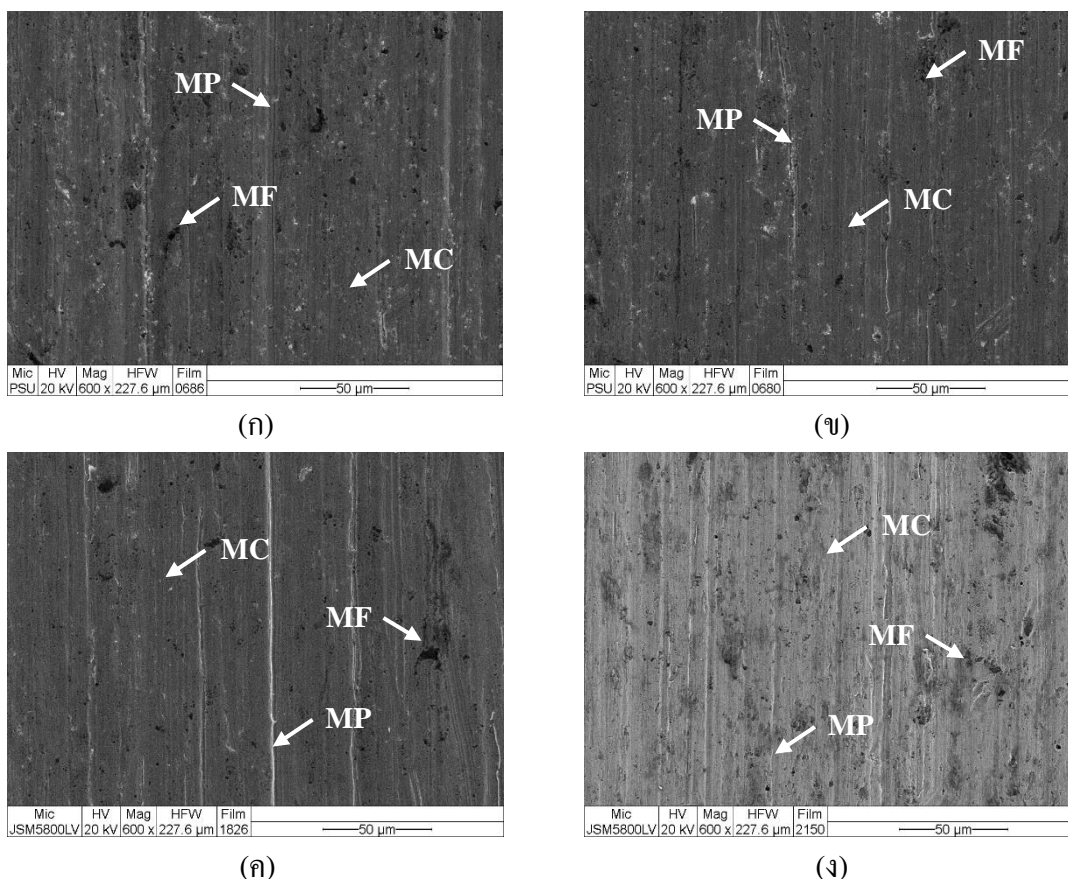


(ค)



(ง)

รูปที่ 5.24 การสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 1H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 1H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 1H-TSAW-AC



รูปที่ 5.25 การสีกหอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมส่วนที่ 1 (ก) สภาวะ 3H-SMAW-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FCAW-DC+ (ค) สภาวะ 3H-TSAW-DC+ (ง) สภาวะ 3H-TSAW-AC

5.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

การเชื่อมส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมพอกแข็งลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์แบบลวดเชื่อมคู่ที่มีและไม่มีเติมผงโลหะ ซึ่งผงโลหะที่ใช้มี 4 ชนิด ประกอบด้วย ผงโลหะ 1 ผงโลหะ 2 ผงโลหะ 3 และผงโลหะ 4 โดยผลการวิจัยแสดงดังต่อไปนี้

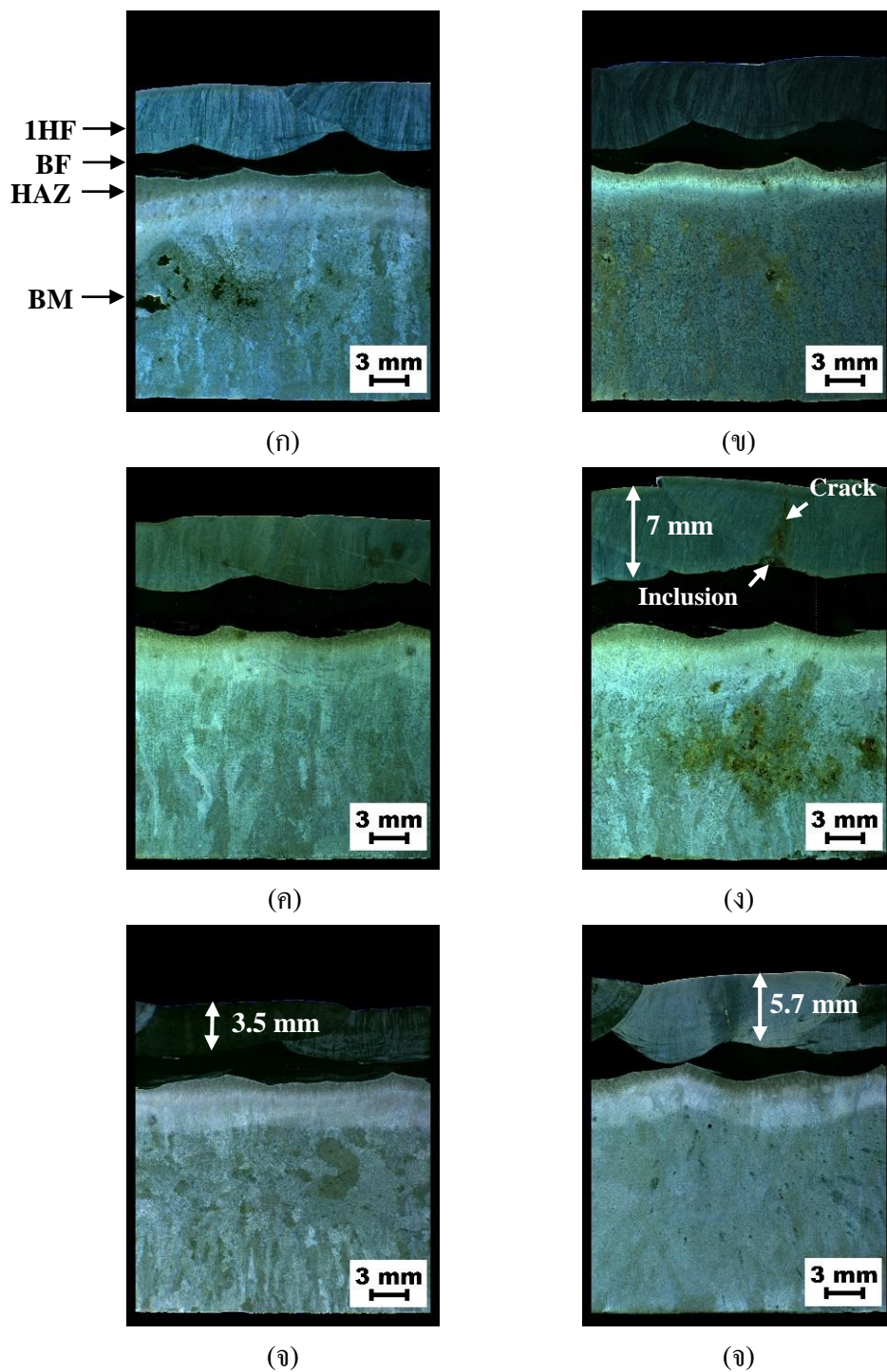
5.1.2.1 โครงสร้างมหภาค

โครงสร้างมหภาคของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น แสดงดังรูปที่ 5.26 (ก) ถึง (จ) และการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น แสดงดังรูปที่ 5.27 (ก) ถึง (จ) ของการเชื่อมส่วนที่ 2 ซึ่งแสดงให้เห็นบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทบร้อน บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ชั้นที่ 2 และชั้นที่ 3 จากรูปโครงสร้างมหภาคพบว่าสภาวะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะส่วนใหญ่ปรากฏรอยแตก (Crack) และการฝังตัวของสิ่งปนเปื้อน (Inclusion) ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง โดยสาเหตุเกิดจากการหลอมละลายไม่สมบูรณ์ของผงโลหะและฟลักซ์ในขณะที่เชื่อม ทำให้ผงโลหะและฟลักซ์ฝังตัวอยู่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม กลายเป็นจุดบกพร่องจากการเชื่อมซึ่งเป็น

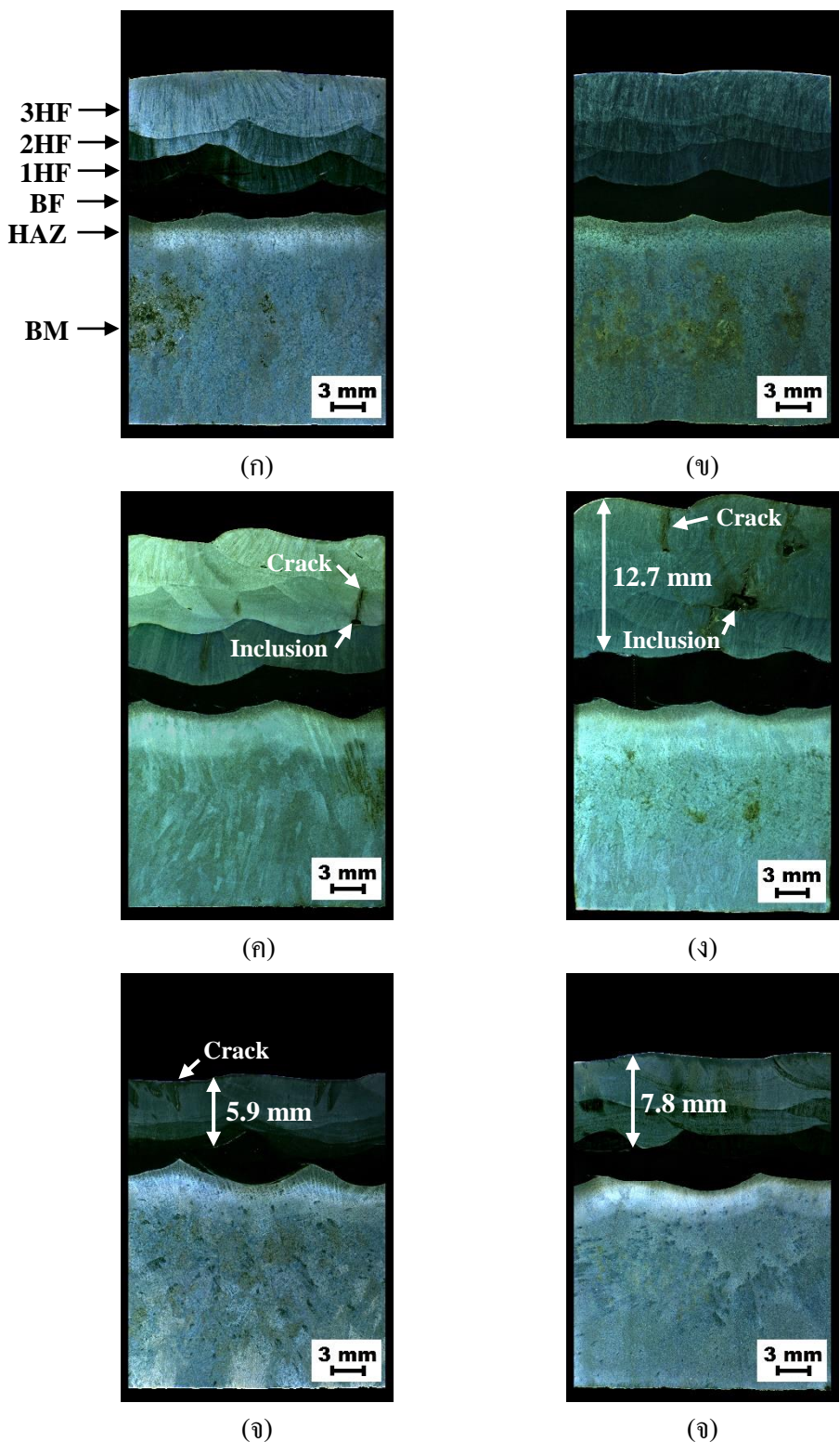
จุดเริ่มต้นของการแตกร้าว เนื่องจากในขณะเกิดการเย็นตัวบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ความเค้นตกค้าง (Residual stress) จะเกิดขึ้นในบริเวณนี้มาก รอยแตกจึงเกิดขึ้นจากบริเวณนี้แล้วลุกลามเข้าสู่บริเวณอื่น ๆ ซึ่งลักษณะการแตกแบบนี้เรียกว่า การแตกเย็น (Cold crack) และยังพบอีกว่าปริมาณการแตกร้าวขึ้นอยู่กับปริมาณผงโลหะที่เติมเช่นกัน โดยการเชื่อมพอกแข็งสภาวะที่มีการเติมผงโลหะ 3 ซึ่งมีอัตราการเติมผงโลหะมากที่สุด (2.40 กรัมต่อตารางเซนติเมตร) มีปริมาณรอยแตกมากที่สุด ส่วนการเชื่อมไม้ที่มีการเติมผงโลหะพบว่าบริเวณแนวเชื่อมมีความสมบูรณ์ดี ไม่มีรอยแตกหรือจุดบกพร่องใด ๆ

บริเวณกระพวร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น พบว่ามีขนาดความกว้างน้อยกว่าของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ได้รับความร้อนสะสมจากการเชื่อม น้อยกว่า เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีจำนวนแนวเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ทำให้บริเวณกระพวร้อน ได้รับความร้อนน้อยกว่า การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในบริเวณนี้จึงเกิดขึ้นน้อยกว่า สำหรับผลจากการเชื่อมด้วยผงโลหะที่แตกต่างกัน ไม่พบว่ามีขนาดแตกต่างกัน บริเวณกระพวร้อน เนื่องจากการเชื่อมทุกสภาวะมีความร้อนเข้าเท่ากัน รวมถึงจำนวนแนวเชื่อมก็เท่ากันอีกด้วย ความร้อนสะสมจากการเชื่อมจึงเท่ากัน ทำให้บริเวณกระพวร้อนมีการเปลี่ยนแปลงที่ใกล้เคียงกัน

ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมนั้นขึ้นอยู่กับ ปัจจัย คือ จำนวนชั้นพอกแข็ง ปริมาณผงโลหะที่เติม และชนิดของกระแสเชื่อม โดยจำนวนของชั้นพอกแข็งพบว่า การเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ได้รับความร้อนสะสมน้อยกว่า ทำให้ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงน้อยกว่า ส่วนปริมาณผงโลหะที่เติมพบว่าค่อนข้างส่งผลต่อความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยพบว่า การเชื่อมสภาวะ 1H-FE-PD3-DC+ มีความหนามากที่สุด (6-7.5 มิลลิเมตร) ในสภาวะการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และสภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ มีความหนามากที่สุด (11-12.5 มิลลิเมตร) ในสภาวะการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากการเชื่อมทั้งสองสภาวะ ถูกเติมด้วยผงโลหะที่มีปริมาณมากที่สุด ทำให้ปริมาณโลหะเติมในบ่อหลอมมีมากขึ้น การหลอมละลายจึงลดลง แต่การนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกลับเพิ่มขึ้น ส่งผลให้การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลง ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงเพิ่มขึ้น จากผลการวิจัยพบว่าปริมาณผงโลหะแปรผันตรงกับความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม และแปรผกผันกับเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม สำหรับการเชื่อมด้วยชนิดของกระแสเชื่อมที่ต่างกัน พบว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับสามารถเพิ่มความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้เมื่อเปรียบเทียบกับ การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก ซึ่งให้ผลเช่นเดียวกันกับการเชื่อมส่วนที่ 1



รูปที่ 5.26 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 1H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 1H-FE+PD4-AC



รูปที่ 5.27 โครงสร้างมหภาคบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) 3H-FE-DC+ (ข) 3H-FE+PD1-DC+ (ค) 3H-FE+PD2-DC+ (ง) 3H-FE+PD3-DC+ (ฉ) 3H-FE+PD4-DC+ (จ) 3H-FE+PD4-AC

5.1.2.2 ส่วนผสมทางเคมี

ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสถานะที่มีและไม่มีคาร์บอนที่เติมโลหะ แสดงในตารางที่ 5.2 โดยในเบื้องต้นพบว่าส่วนผสมทางเคมีนั้นมีความแตกต่างกันไปตามส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะแต่ละชนิดที่ทางผู้ผลิตกำหนดมา โดยพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เติมผงโลหะ 1 มีปริมาณโครเมียมผสมอยู่มาก บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เติมผงโลหะ 2 มีปริมาณคาร์บอนผสมอยู่มาก บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เติมผงโลหะ 3 มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมผสมอยู่มาก บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เติมผงโลหะ 4 มีปริมาณส่วนผสมทางเคมีที่ใกล้เคียงกันกับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกของการเชื่อมส่วนที่ 1 ต่อมาเมื่อพิจารณาถึงจำนวนชั้นพอกแข็งที่แตกต่างกัน พบว่าส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีความแตกต่างจากส่วนผสมทางเคมีที่คาดการณ์ไว้จากการคำนวณปริมาณผงโลหะที่เติม เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 อยู่ติดกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น โดยพบว่าธาตุคาร์บอนมีปริมาณลดลง ส่วนธาตุแมงกานีส นิกเกิล และโครเมียมมีปริมาณเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากธาตุผสมเหล่านี้มีปริมาณที่แตกต่างกันมาก ระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เมื่อเชื่อมติดกันจึงเกิดการเจือจางระหว่างกันเป็นปริมาณมาก สำหรับส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 พบว่ามีปริมาณใกล้เคียงกับปริมาณธาตุที่คาดการณ์ไว้ เนื่องจากในบริเวณนี้แทบจะไม่มีเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น เนื่องจากเป็นบริเวณที่อยู่ห่างจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมากกว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ดังนั้น ส่วนผสมทางเคมีในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 จึงมาจากส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะที่เติมเป็นหลัก ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมชั้นพอกแข็งของการเชื่อมที่มีเติมผงโลหะ 4 ซึ่งเชื่อมด้วยกระแสเชื่อมชนิดต่างกัน พบว่า การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีปริมาณนิกเกิลและโครเมียมเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ เนื่องจากการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากกว่า ทำให้ธาตุผสมจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นเข้ามาผสมในบริเวณเนื้อโลหะพอกแข็งได้มากกว่า

ตัวอย่างผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรง ซึ่งเป็นการวิเคราะห์สัญญาณตามแนวเส้นตรงบริเวณเส้นหลอมละลายระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับพอกแข็ง แสดงดังรูปที่ 5.28 ถึง 5.30 โดยการเชื่อมสถานะ 1H-FE-DC+ (รูปที่ 5.28) สามารถเห็นแนวโน้มของธาตุผสม เช่น เหล็ก โครเมียม แมงกานีส และนิกเกิล ที่มีปริมาณที่ใกล้เคียงกันทั้งสองบริเวณนี้ เนื่องจากเป็นสถานะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากที่สุดของการเชื่อมส่วนที่ 2 ในขณะที่การ

เชื่อมสถานะ 1H-FE+PD3-DC+ (รูปที่ 5.29) เป็นสถานะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเชื่อมงานบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยที่สุด ทำให้เห็นแนวโน้มของธาตุผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณแตกต่างกันอย่างชัดเจน ส่วนรูปที่ 5.30 เป็นการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD4-DC+ ที่แสดงให้เห็นแนวโน้มของธาตุที่มีปริมาณใกล้เคียงกันระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ถึงแม้ว่าการเชื่อมในสถานะนี้จะไม่ใช่สถานะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเชื่อมงานบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยก็ตาม แต่เนื่องจากผงโลหะ 4 ที่เดิมนั้นมีปริมาณธาตุผสมมากกว่าผงโลหะชนิดอื่น ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีปริมาณธาตุผสมมากขึ้น อุปกรณ์ตรวจจับสัญญาณ (Detector) จึงสามารถตรวจจับได้มากขึ้น

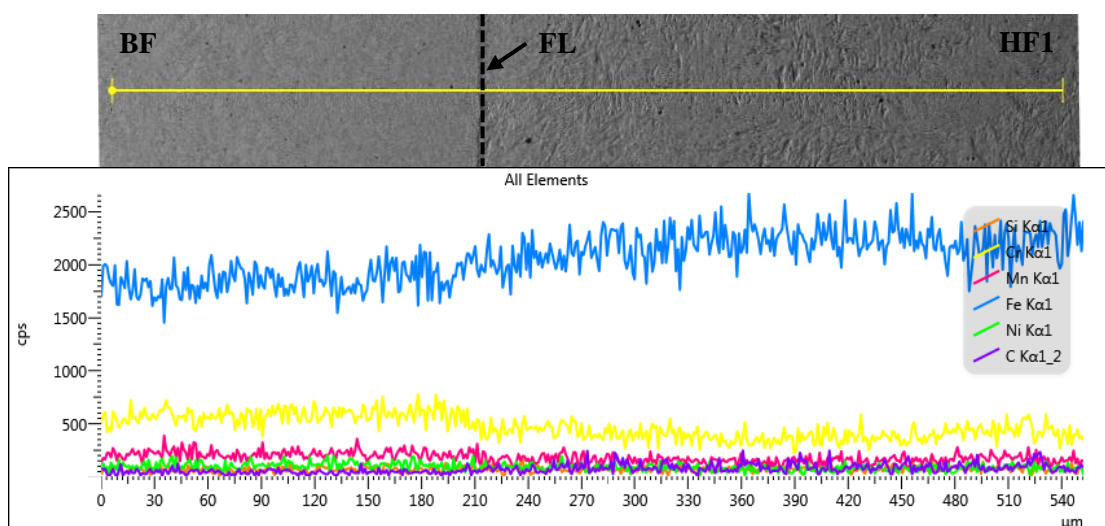
ตารางที่ 5.2 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| สถานะการเชื่อม | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | V | Cu | Fe |
|----------------|---------|------|---------|---------|----------|---------|---------|------|------|
| 1H-FE-DC+ | ↑(0.13) | 0.64 | ↑(2.78) | ↑(3.52) | ↑(8.30) | 0.07 | 0.02 | 0.10 | Bal. |
| 3H-FE-DC+ | 0.11 | 0.53 | 1.48 | 1.12 | 2.73 | 0.02 | 0.01 | 0.16 | Bal. |
| 1H-FE+PD1-DC+ | ↑(0.12) | 1.00 | ↑(2.42) | ↑(2.93) | ↑(11.58) | 0.06 | 0.02 | 0.10 | Bal. |
| 3H-FE+PD1-DC+ | 0.11 | 1.08 | 1.21 | 0.76 | 8.75 | 0.03 | 0.02 | 0.13 | Bal. |
| 1H-FE+PD2-DC+ | ↑(0.34) | 0.36 | ↑(1.71) | ↑(1.66) | ↑(4.75) | 0.06 | 0.02 | 0.11 | Bal. |
| 3H-FE+PD2-DC+ | 0.32 | 0.27 | 0.94 | 0.25 | 0.83 | 0.02 | 0.01 | 0.16 | Bal. |
| 1H-FE+PD3-DC+ | ↓(0.47) | 0.76 | ↑(0.83) | ↑(0.49) | ↑(7.82) | 0.03 | 0.02 | 0.13 | Bal. |
| 3H-FE+PD3-DC+ | 0.64 | 0.76 | 0.66 | 0.14 | 7.57 | 0.02 | 0.02 | 0.13 | Bal. |
| 1H-FE+PD4-DC+ | ↓(0.36) | 0.60 | ↑(3.01) | ↑(2.83) | ↑(11.12) | ↓(0.33) | ↓(0.22) | 0.09 | Bal. |
| 3H-FE+PD4-DC+ | 0.47 | 0.56 | 2.37 | 0.94 | 9.13 | 0.42 | 0.33 | 0.14 | Bal. |
| 1H-FE+PD4-AC | ↓(0.30) | 0.81 | ↑(2.98) | ↑(2.78) | ↑(9.64) | ↓(0.27) | ↓(0.16) | 0.10 | Bal. |
| 3H-FE+PD4-AC | 0.43 | 0.86 | 2.32 | 0.68 | 7.55 | 0.35 | 0.29 | 0.16 | Bal. |

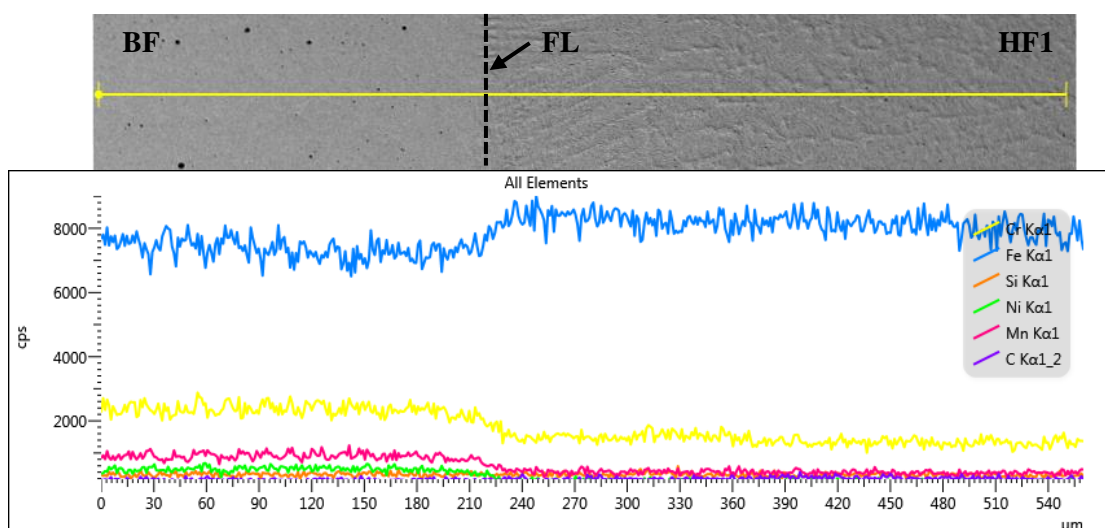
5.1.2.3 โครงสร้างจุลภาค

ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค และการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณในบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นของการเชื่อมในส่วนที่ 2 เหมือนกันกับการเชื่อมในส่วนที่ 1 ดังนั้น การวิเคราะห์

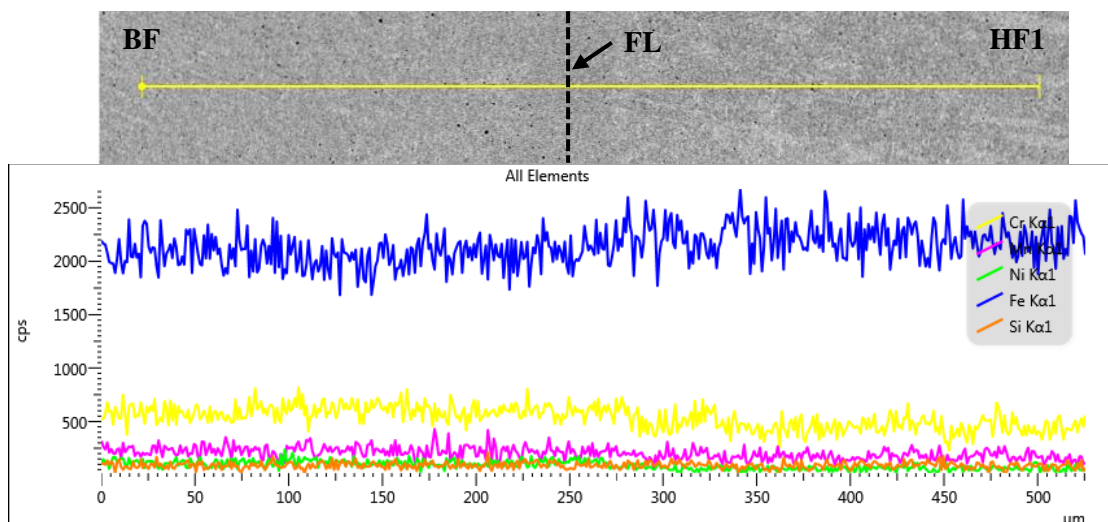
โครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมส่วนที่ 2 จึงเป็นการวิเคราะห์เฉพาะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งเพียงอย่างเดียว โดยรูปที่ 5.31 แสดงผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ผลการวิเคราะห์แสดงให้เห็นว่า ความเข้มของรังสีเอ็กซ์กับมุมที่ทำการวัดได้บ่งชี้ว่า สภาวะการเชื่อม 1H-FE+PD1-DC+ 1H-FE+PD4-DC+ และ 1H-FE+PD4-AC มีโครงสร้างออสเทนไนต์ผสมอยู่ด้วย ในขณะที่สภาวะการเชื่อม 1H-FE-DC+ 1H-FE+PD2-DC+ และ 1H-FE+PD3-DC+ ไม่พบว่ามีโครงสร้างออสเทนไนต์หลงเหลืออยู่



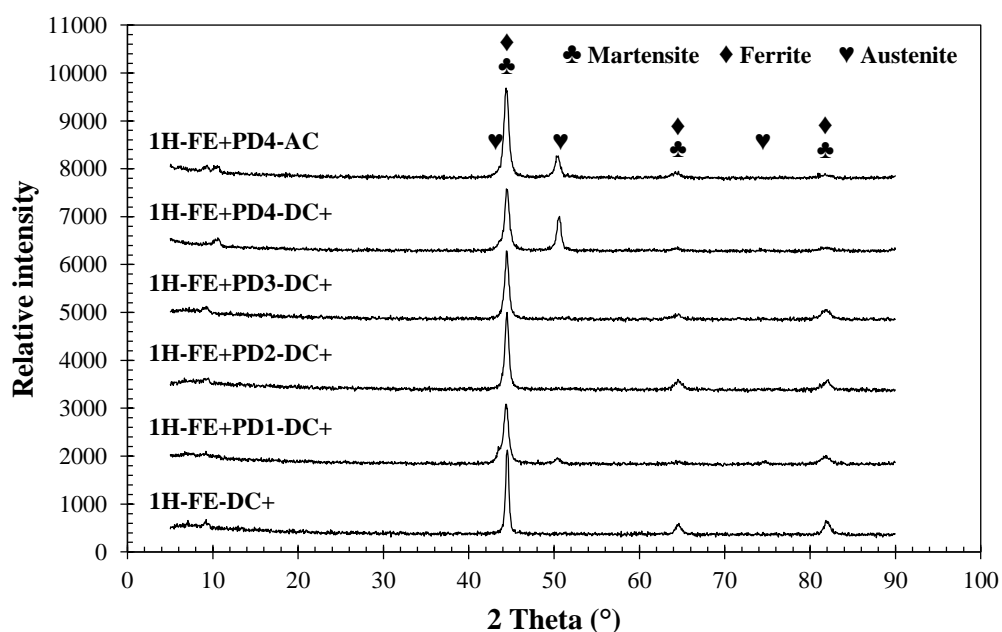
รูปที่ 5.28 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE-DC+



รูปที่ 5.29 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD3-DC+



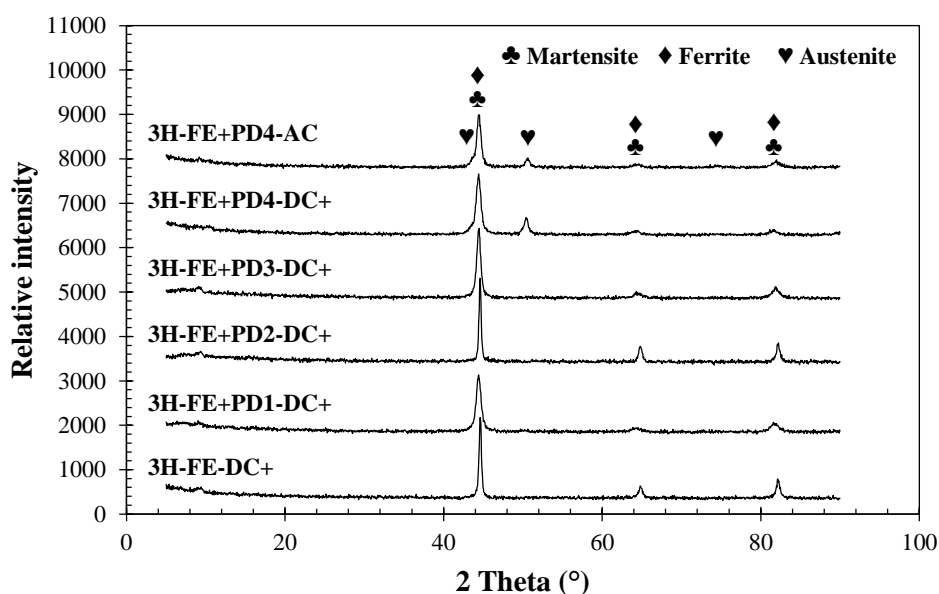
รูปที่ 5.30 การกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในแบบการสแกนเชิงเส้นตรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม รองพื้นและบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD4-AC



รูปที่ 5.31 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของ การเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

รูปที่ 5.32 แสดงผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม พอกแข็งชั้นที่ 3 เนื่องจากเป็นสภาวะการเชื่อมที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งอยู่ห่างจากบริเวณ เนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมาก ทำให้การเจอกางกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นเกิดขึ้นได้น้อย

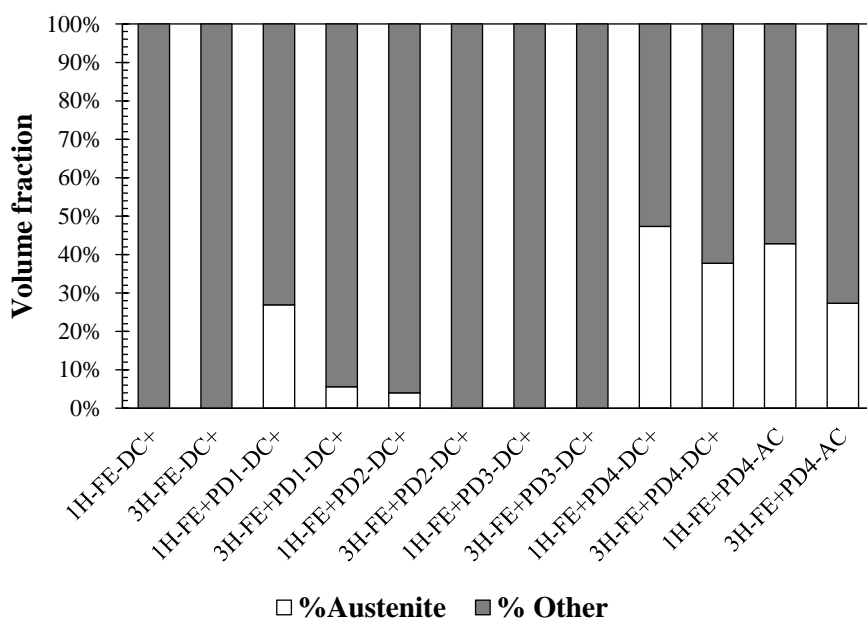
โดยเฉพาะธาตุแมงกานีสและนิกเกิล ซึ่งเป็นธาตุสร้างเสถียรภาพโครงสร้างออสเทนไนต์ พบว่ามีอยู่น้อยในสภาวะการเชื่อมนี้ ยกเว้นสภาวะการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 4 ที่ยังคงแสดงให้เห็นว่ามีโครงสร้างออสเทนไนต์อยู่ เนื่องจากผงโลหะ 4 เป็นผงที่ถูกผลิตมาเพื่อทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ โดยเป็นผงโลหะที่มีคาร์บอน แมงกานีส นิกเกิล และ โครเมียม เป็นธาตุผสมหลัก นอกจากนี้ ยังพบอีกว่าค่าความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่วัดในตำแหน่งที่บ่งชี้ว่าเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์ของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 สูงกว่าชั้นที่ 3 เช่นกัน



รูปที่ 5.32 ผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

สัดส่วนเชิงปริมาตรของโครงสร้างออสเทนไนต์จากการแปรผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมส่วนที่ 2 แสดงดังรูปที่ 5.33 โดยพบว่าสภาวะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 1 โลหะ 2 โลหะ 3 และไม่เติมผงโลหะ ส่วนใหญ่แทบจะไม่มีโครงสร้างออสเทนไนต์ผสมอยู่เลยหรือมีอยู่ค่อนข้างน้อย ในกรณีที่มีก็มิในปริมาณที่น้อยกว่าโครงสร้างหลัก (มาร์เทนไซต์/เฟอร์ไรต์) และยังพบอีกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เหมือนกับการเชื่อมในส่วนที่ 1 ส่วนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ที่เติมผงโลหะ 4 ปรากฏว่า สภาวะการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าสภาวะการเชื่อมด้วยกระแสสลับ เป็นที่น่าสังเกตว่าการเชื่อมอาร์ก

ได้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ 4 มีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกของการเชื่อมส่วนที่ 1 ทั้ง ๆ ที่มีส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใกล้เคียงกัน ซึ่งคาดว่าเป็นผลมาจากการเติมผงโลหะ ซึ่งเป็นการลดอัตราการเย็นตัวบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เนื่องจากการเติมผงโลหะทำให้ปริมาตรบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มขึ้น ในขณะที่ความร้อนเข้าจากการเชื่อมมีค่าเท่าเดิม จึงทำให้อัตราการเย็นตัวบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลง ส่งผลให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์ตกค้าง (Retained austenite) หลงเหลืออยู่มาก



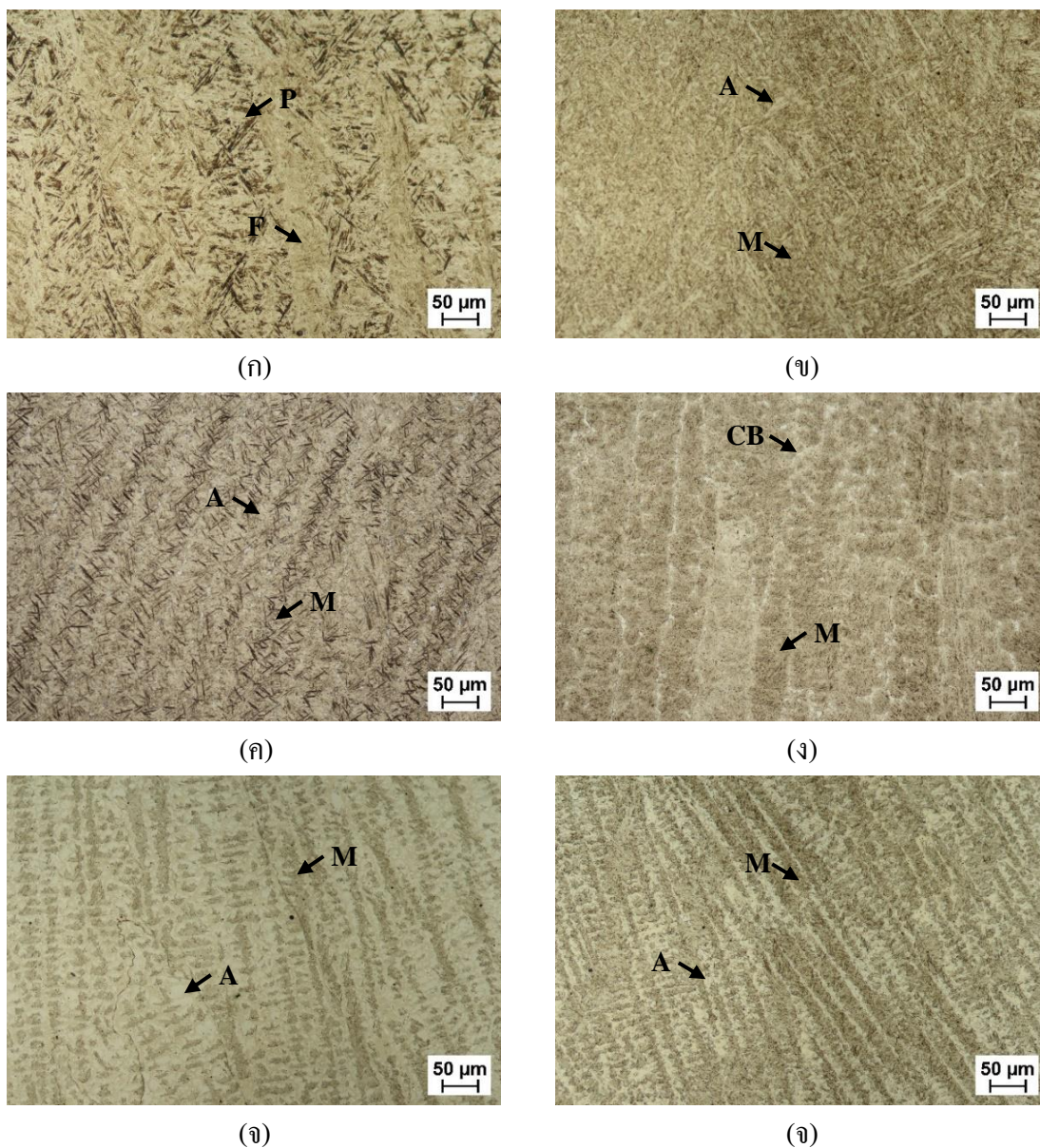
รูปที่ 5.33 ปริมาณ โครงสร้างออสเทนไนต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ที่มีและไม่มีการเติมผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 5.34 โดยทุกสภาวะการเชื่อมมีลักษณะการแข็งตัวแบบคอลลิมาร์เดนไครต์ รูปที่ 5.34 (ก) แสดงโครงสร้างเฟิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ของการเชื่อมที่ไม่เติมผงโลหะของการเชื่อมสภาวะ 1H-FE-DC+ รูปที่ 5.34 (ข) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซด์และออสเทนไนต์ของการเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ อันเป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของธาตุคาร์บอน โครเมียม แมงกานีส และนิกเกิล จากการเติมผงโลหะ 1 และจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองรับ รูปที่ 5.34 (ค) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซด์ที่มีลักษณะคล้ายเข็มของการเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ เนื่องจากบริเวณนี้ได้รับปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นจากการเติมผงโลหะ 3 ซึ่งเป็นผงโลหะที่มีคาร์บอนสูง ประกอบกับ

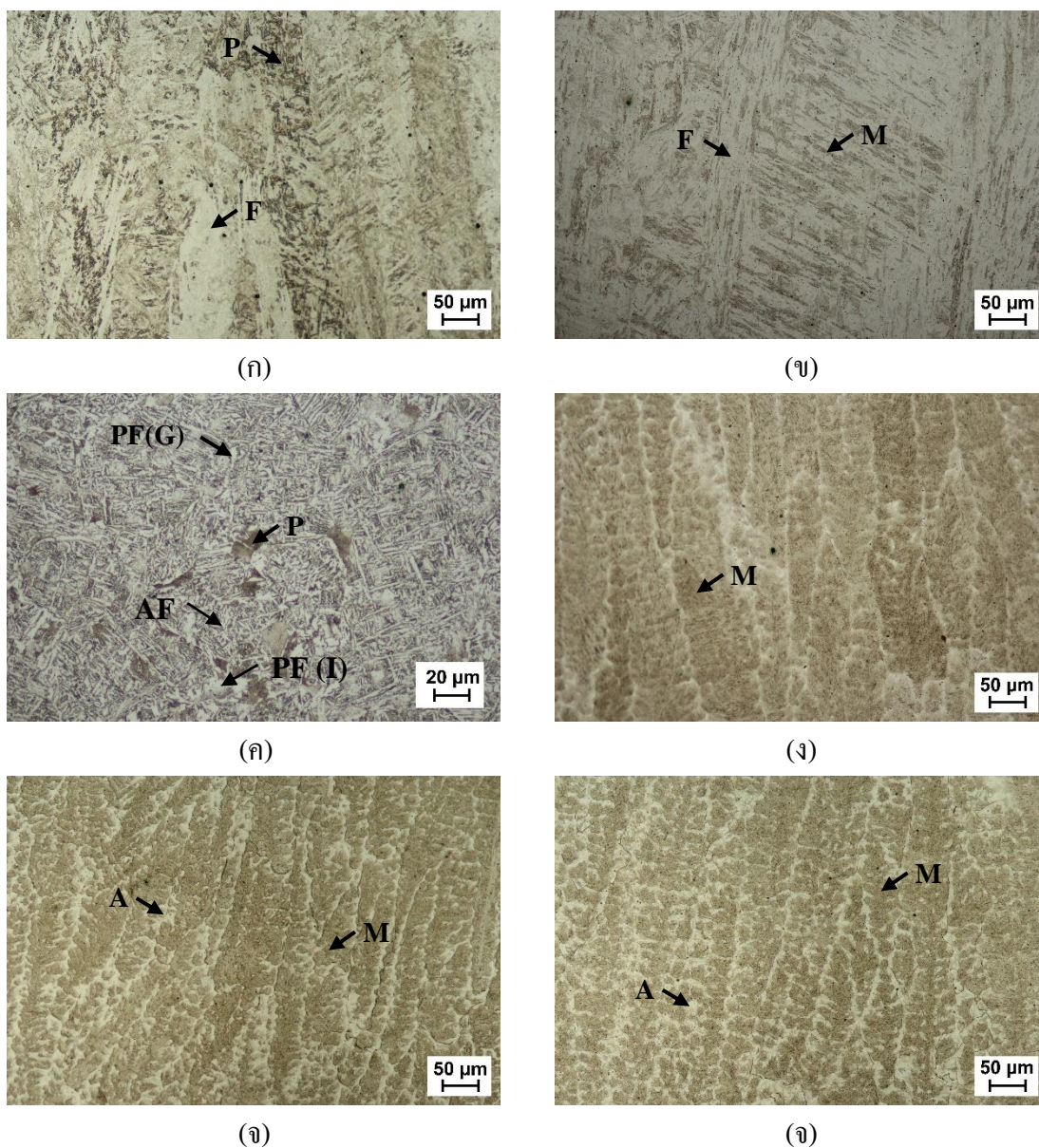
ปริมาณโครเมียมที่เพิ่มขึ้นจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ถึงแม้ว่าจะพบโครเมียมมากในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง แต่กลับพบแมงกานีสและนิกเกิลในปริมาณน้อย จนทำให้มีโครงสร้างออสเทนไนต์น้อยในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากธาตุแมงกานีสและนิกเกิลมีสัดส่วนน้อยกว่าโครเมียมอยู่ค่อนข้างมากในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น รูปที่ 5.34 (ง) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่เป็นโครงสร้างหลักและมีคาร์ไบด์ (Carbide; CB) กระจายตัวอยู่บริเวณในเกรนและขอบของเกรนของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD3-DC+ [100] โดยคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นคาดว่า เป็นโครเมียมคาร์ไบด์ที่เกิดจากการจับตัวกันระหว่างคาร์บอนกับโครเมียม เนื่องจากผงโลหะ 3 เป็นผงโลหะที่มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมสูงอยู่แล้ว จากการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ปรากฏว่าไม่พบพิกของคาร์ไบด์ เนื่องจากคาร์ไบด์มีปริมาณน้อยจนไม่ปรากฏพิกของคาร์ไบด์ รูปที่ 5.34 (จ) และ (ฉ) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่เป็นโครงสร้างหลักและออสเทนไนต์ที่อยู่ภายในเกรนและขอบเกรน โดยเป็นโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะพอกแข็งของการเชื่อมด้วย กระแสตรงขั้วบวกและกระแสสลับที่เติมผงโลหะ 4 (1H-FE+PD4-DC+ และ 1H-FE+PD4-AC) โดยโครงสร้างมาร์เทนไซต์เกิดจากคาร์บอนและโครเมียมที่มาจากทั้งผงโลหะและการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ในทำนองเดียวกันก็ทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์จากการเพิ่มขึ้นของแมงกานีสและนิกเกิลในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งด้วย

โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้พิกซ์ที่มีและไม่มีเติมผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 5.35 โดยทุกสถานะการเชื่อมมีลักษณะการแข็งตัวแบบคอลัมน์าร์เดนไดรต์เช่นกัน รูปที่ 5.35 (ก) แสดงโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ของการเชื่อมที่ไม่เติมผงโลหะ โดยพบว่าค่อนข้างแตกต่างจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ได้รับอิทธิพลจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นน้อยลง โดยผลดังกล่าวเกิดขึ้นกับการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของทุกสถานะการเชื่อม รูปที่ 5.35 (ข) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์และเฟอร์ไรต์ของการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 1 [101] รูปที่ 5.35 (ค) แสดงโครงสร้างอะซิคูลาร์เฟอร์ไรต์ (Acicular ferrite: AF) โดยมีโครงสร้างโพลีโกนอลเฟอร์ไรต์ (Polygonal ferrite; PF (I)) อยู่ภายในเกรน และโครงสร้างโปรยูเทคตอยด์เฟอร์ไรต์ (Proeutectoid ferrite; PF (G)) อยู่ตามขอบเกรน และโครงสร้างเพิร์ลไลต์ (Pearlite; P) ที่กระจายตัวอยู่ทั่วทั้งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากบริเวณนี้เกิดจากการผสมระหว่างลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำกับผงโลหะ 2 ที่มีคาร์บอนสูงเท่านั้น รูปที่ 5.35 (ง) แสดงโครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 3 โดยพบว่ามีโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างหลักเพียงอย่างเดียว สำหรับการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 4 พบว่ามีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ แสดงดังรูปที่ 5.35 (จ) และ (ฉ) โดยสามารถสังเกตได้อย่างชัดเจนว่า

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของสภาวะการเชื่อมนี้ มีปริมาณโครงสร้างอสเทนไนต์น้อยกว่าบริเวณเนื้อเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1



รูปที่ 5.34 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 1H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ (ฉ) สภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ (จ) สภาวะ 1H-FE+PD4-AC

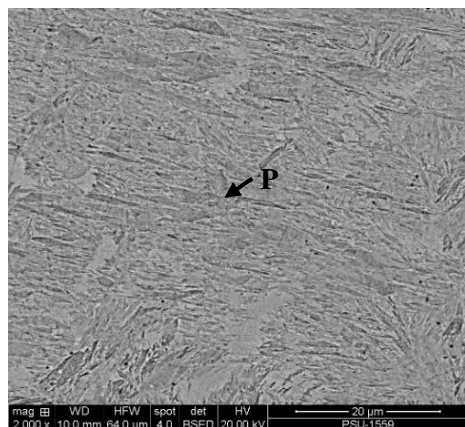


รูปที่ 5.35 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 3H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 3H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 3H-FE+PD4-AC

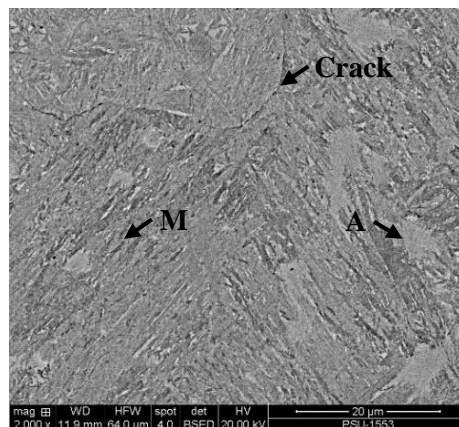
ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมที่มีและไม่มี การเติมผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 5.36 จากผลการวิเคราะห์พบว่าทุกสภาวะการเชื่อมมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่ชัดเจนเป็นโครงสร้างหลัก ในขณะที่โครงสร้างชนิดอื่น ๆ นั้นระบุได้ค่อนข้างยาก จึงจำเป็นต้องนำผลการวิเคราะห์

โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงร่วมอธิบายในส่วนนี้ด้วย โดยรูปที่ 5.36 (ก) แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของการเชื่อมสถานะ 1H-FE-DC+ ซึ่งมีโครงสร้างเฟิร์ลไลต์อย่างชัดเจน แต่ไม่สามารถระบุโครงสร้างเฟอร์ไรต์ได้ รูปที่ 5.36 (ข) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD1-DC+ และยังพบอีกว่ามีรอยแตกขนาดเล็กเกิดขึ้น ซึ่งคาดว่า เป็นการแตกเย็น ซึ่งเกิดจากการเกิดโครงสร้างที่แข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม [102] รูปที่ 5.36 (ค) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีโครงสร้างออสเทนไนต์แทรกอยู่ตามขอบเกรนของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD2-DC+ จากรูปพบว่า มีทั้งรอยแตกขนาดเล็ก (Micro crack) และรอยแตกขนาดใหญ่ (Macro crack) ซึ่งเป็นลักษณะของการแตกเย็น โดยรอยแตกดังกล่าวถูกถามมาจากบริเวณที่เกิดการฝังตัวของสิ่งเจือปน ซึ่งทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเกิดความไม่สมบูรณ์ โดยในขณะเกิดการแข็งตัวจะทำให้เกิดความเค้นตกค้างมากในบริเวณนี้ ซึ่งเป็นบริเวณที่อ่อนแอที่สุด เนื่องจากมีพื้นที่หน้าตัดน้อยที่สุด การรับภาระจากความเค้นจึงกระทำได้น้อย การแตกจึงสามารถเกิดขึ้นได้ในบริเวณนี้ รูปที่ 5.36 (ง) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์และคาร์ไบด์ของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD3-DC+ โดยพบว่ามีรอยแตกขนาดเล็กและขนาดใหญ่เช่นกัน ซึ่งสาเหตุการเกิดนั้น เหมือนกับการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD2-DC+ แต่รอยแตกของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD3-DC+ มีความรุนแรงมากกว่า เนื่องจากเป็นสถานะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะในปริมาณมากที่สุด จึงมีโอกาสเกิดการหลอมละลายไม่สมบูรณ์ในขณะเชื่อมมากกว่า รูปที่ 5.36 (จ) และ (ฉ) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์และโครงสร้างออสเทนไนต์ของการเชื่อมสถานะ 1H-FE+PD4-DC+ และ 1H-FE+PD4-AC โดยสถานะการเชื่อมทั้งสองมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่คล้ายกัน

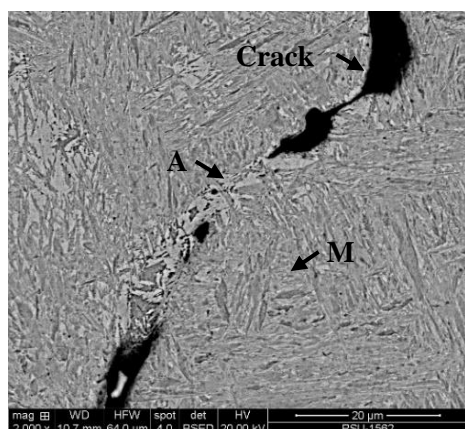
ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมที่มีและไม่มีการเติมผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 5.37 โดยบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมสถานะ 3H-FE-DC+ (รูปที่ 5.37 ก) แสดงให้เห็นโครงสร้างเฟิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์อย่างชัดเจน รูปที่ 5.37 (ข) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ของการเชื่อมสถานะ 3H-FE+PD1-DC+ รูปที่ 5.37 (ค) แสดงโครงสร้างเฟิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ของการเชื่อมสถานะ 3H-FE+PD3-DC+ รูปที่ 5.37 (ง) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีรอยแตกปรากฏอยู่ รูปที่ 5.37 (จ) และ (ฉ) แสดงโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ของการเชื่อมสถานะ 3H-FE+PD4-DC+ และ 3H-FE+PD4-AC ซึ่งโครงสร้างจุลภาคดังกล่าว สามารถยืนยันได้ด้วยค่าความแข็งที่ใช้แรงในการกด 0.025 กิโลกรัม ($HV_{0.025}$) โดยพบว่าโครงสร้างมาร์เทนไซต์มีค่าความแข็งประมาณ 566-601 วิกเกอร์ ในขณะที่โครงสร้างออสเทนไนต์มีค่าความแข็งประมาณ 395-422 วิกเกอร์



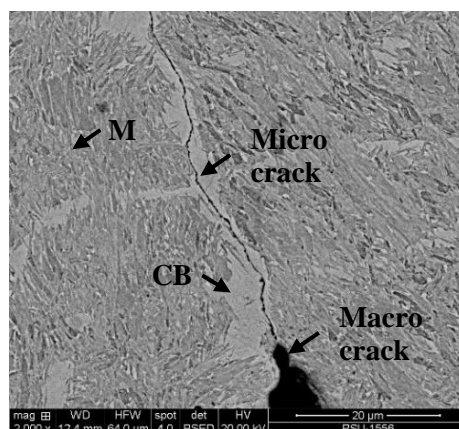
(ก)



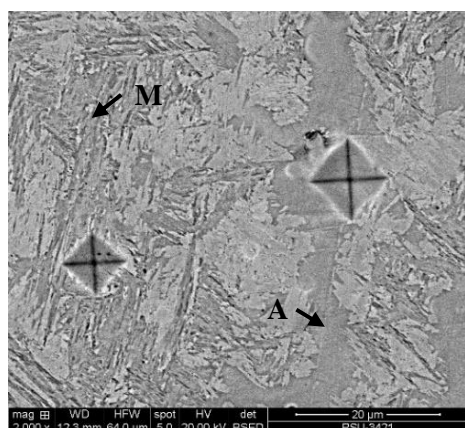
(ข)



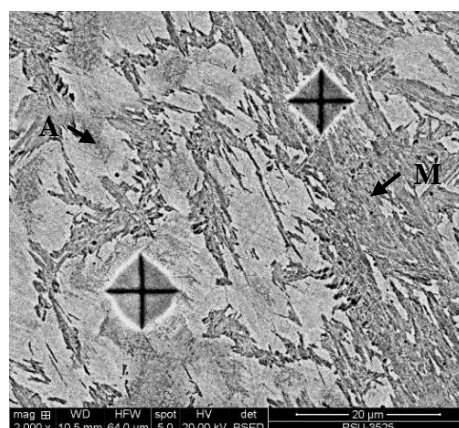
(ค)



(ง)

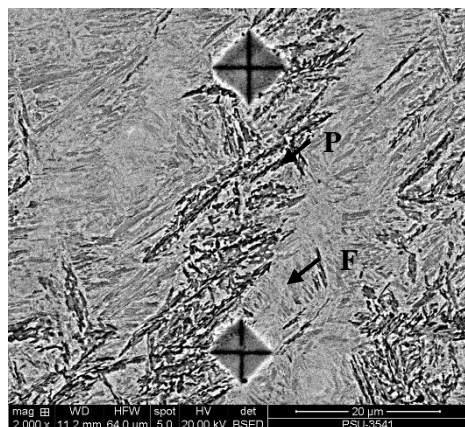


(จ)

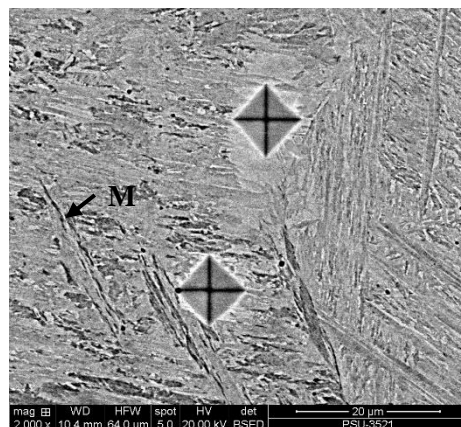


(ฉ)

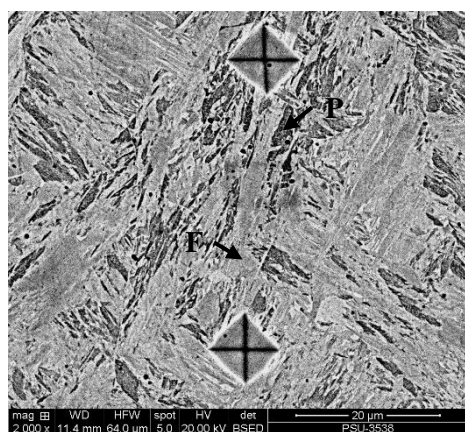
รูปที่ 5.36 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 1H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 1H-FE+PD4-AC



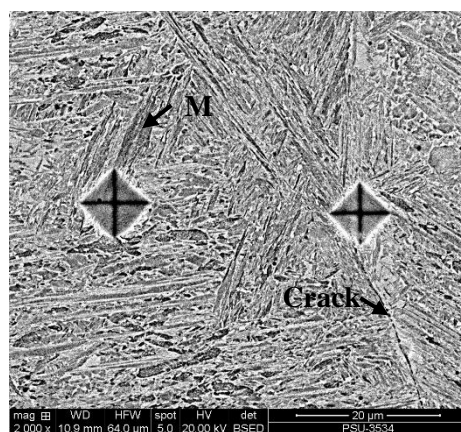
(ก)



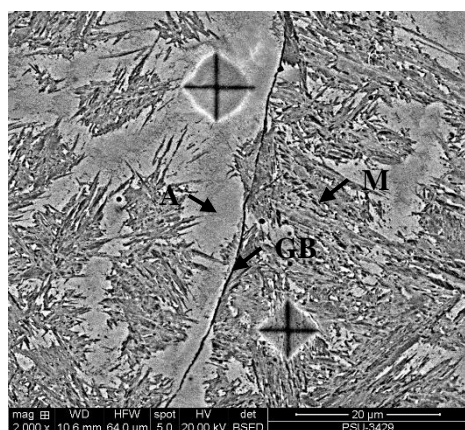
(ข)



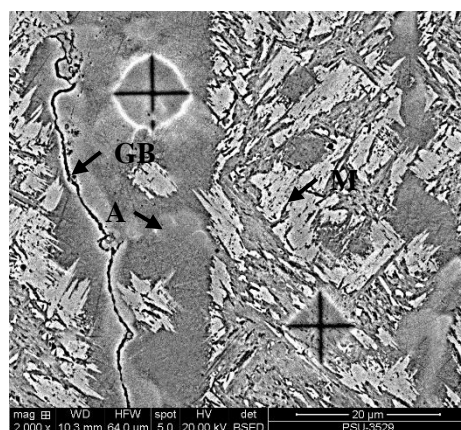
(ค)



(ง)



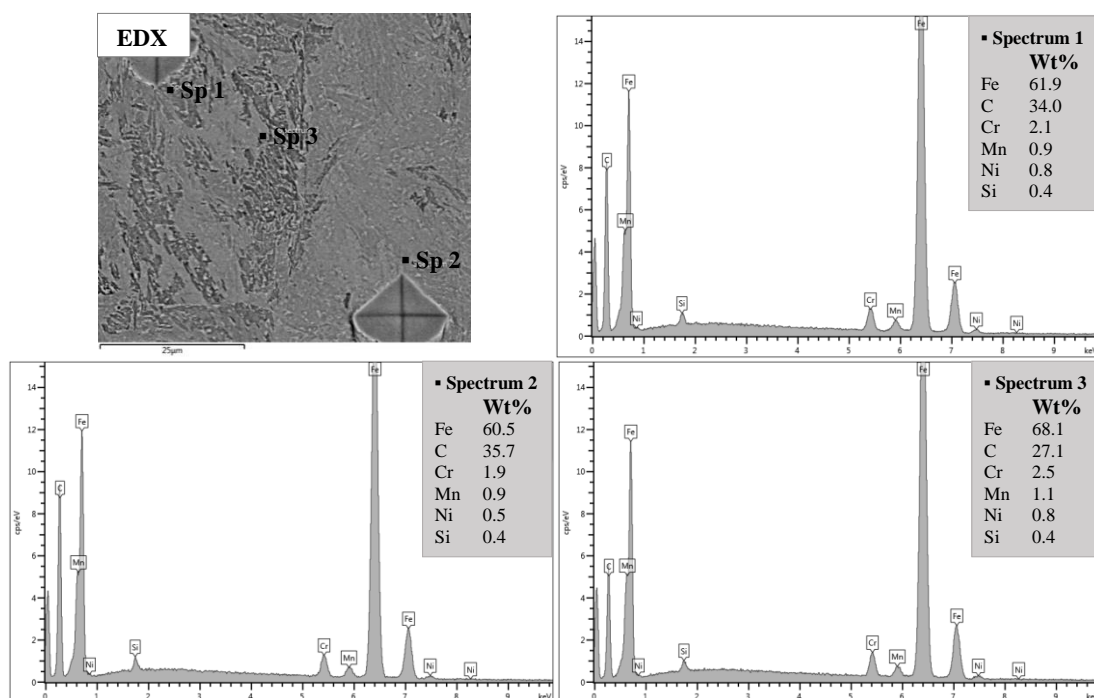
(จ)



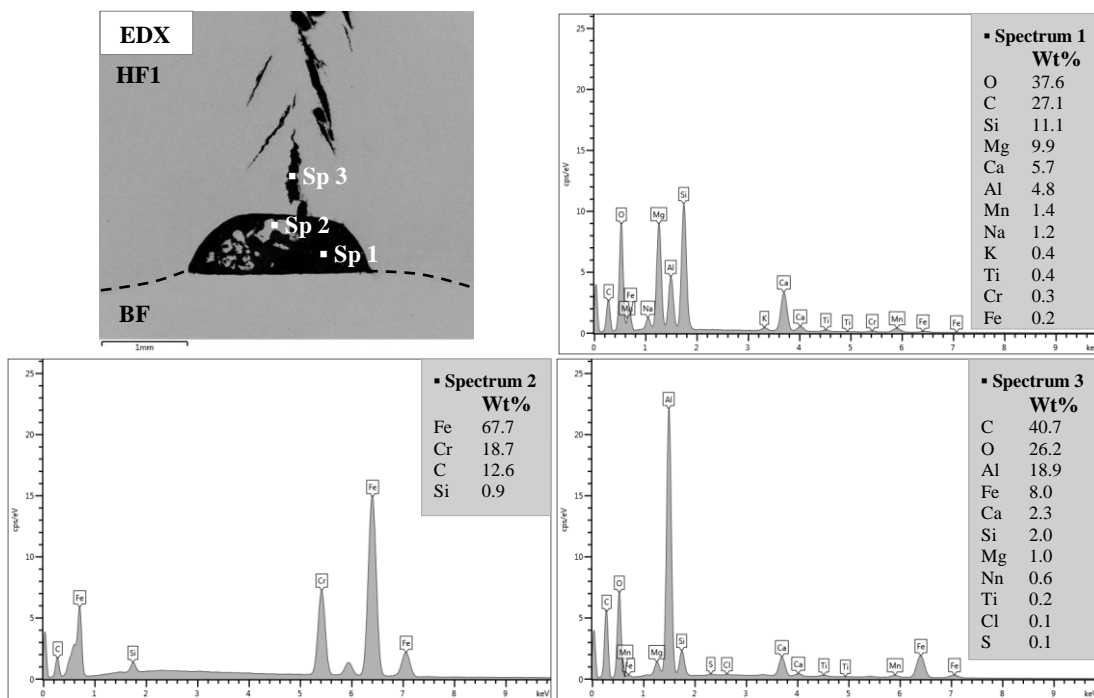
(ฉ)

รูปที่ 5.37 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 3H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 3H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 3H-FE+PD4-AC

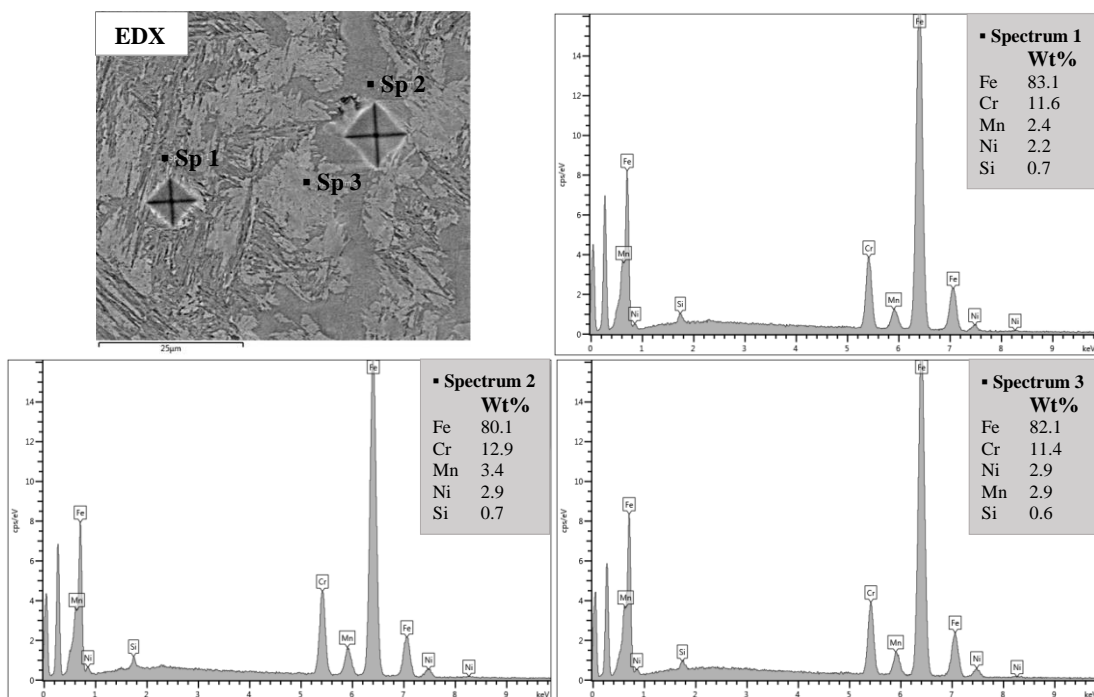
ตัวอย่างการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง แสดงดังรูปที่ 5.38 ถึง 5.41 โดยรูปที่ 5.38 แสดงปริมาณธาตุบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE-DC+ รูปที่ 5.39 แสดงให้เห็นปริมาณธาตุในบริเวณที่เกิดการฝังตัวของสิ่งเจือปนและบริเวณที่เกิดรอยแตกของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ โดยสเปกตรัม 1 เป็นบริเวณที่มีการฝังตัวของสแลก เนื่องจากบริเวณนี้มีออกซิเจน คาร์บอน ซิลิกอน แมกนีเซียม แคลเซียม และอะลูมิเนียมในปริมาณมาก ซึ่งธาตุเหล่านี้เป็นองค์ประกอบหลักของฟลักซ์ สเปกตรัม 2 พบว่ามีปริมาณเหล็ก โครเมียม คาร์บอน และซิลิกอน อยู่มาก ซึ่งธาตุเหล่านี้พบได้ในผงโลหะ 2 โดยเป็นบริเวณที่ผงโลหะหลอมละลายไม่หมดในขณะเชื่อม จึงเข้าไปฝังตัวอยู่ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ส่วนสเปกตรัม 3 อยู่ในตำแหน่งรอยแตก โดยพบว่ามีปริมาณอะลูมิเนียม ออกซิเจน และคาร์บอนอยู่มาก ซึ่งคาดว่าธาตุเหล่านี้มาจากผงขัดอะลูมินาที่เข้าไปฝังตัวอยู่ตามรอยแตกในขั้นตอนการเตรียมผิวชิ้นงานเพื่อตรวจสอบทางโลหะวิทยา รูปที่ 5.40 และ รูปที่ 5.41 แสดงปริมาณธาตุของการเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ และ 3H-FE-PD4-DC+ โดยพบว่ามีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมมากในบริเวณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ และมีปริมาณแมงกานีสและนิกเกิลมากในบริเวณโครงสร้างออสเทนไนต์



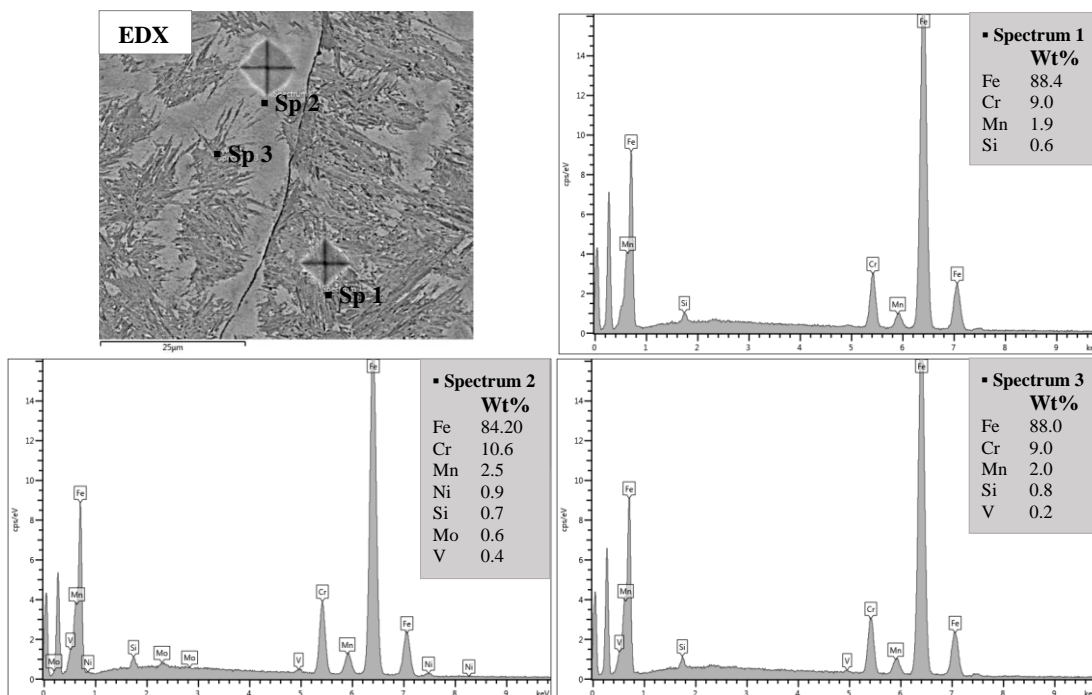
รูปที่ 5.38 ตัวอย่างการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่ไม่เติมผงโลหะ



รูปที่ 5.39 ตัวอย่างการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่การฝังตัวของสิ่งเจือปน



รูปที่ 5.40 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะที่มีการเติมผงโลหะ 4



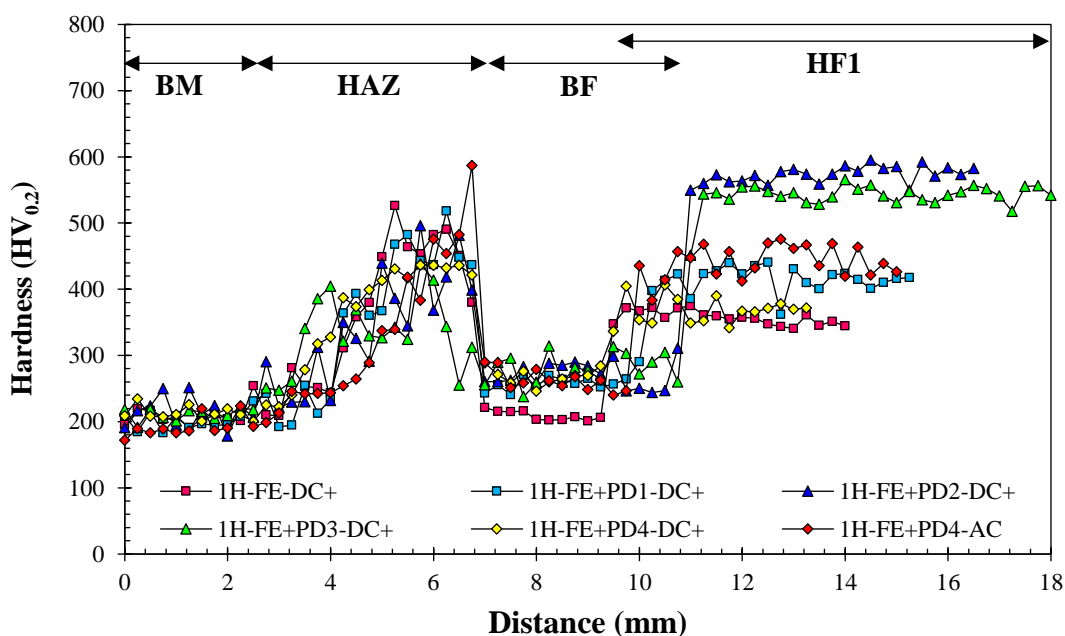
รูปที่ 5.41 การวิเคราะห์ปริมาณธาตุเชิงกึ่งปริมาณด้วยเทคนิคการวัดการกระจายพลังงานของรังสีเอกซ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสภาวะที่มีการเติมผงโลหะ 4

5.1.2.4 ความแข็ง

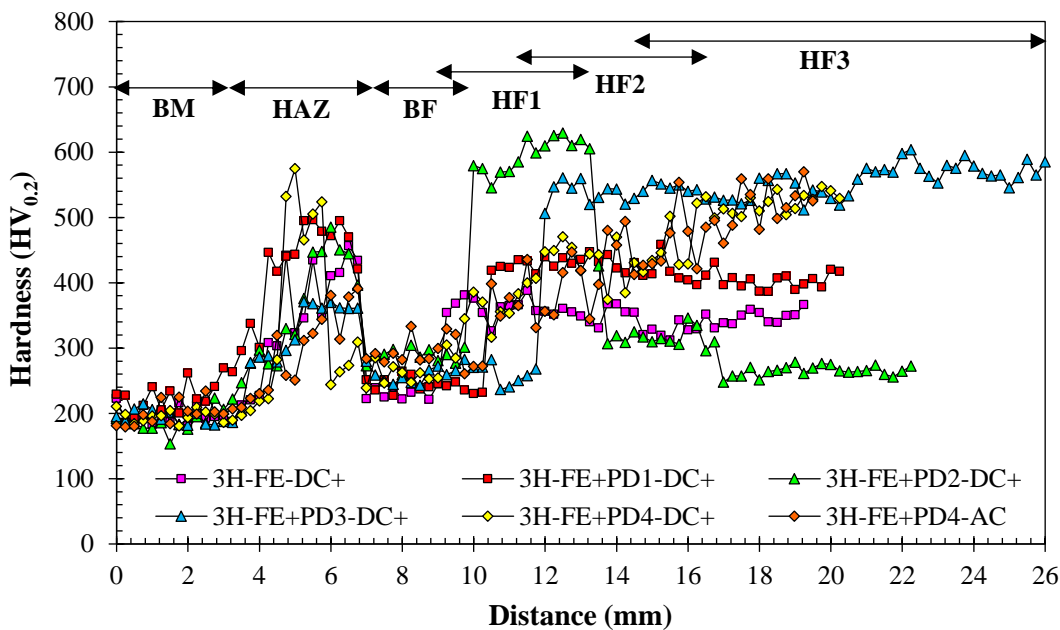
ผลการทดสอบความแข็งระดับจุลภาคบริเวณแนวเชื่อมภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 ชั้น ที่มีและไม่มีการเติมผงโลหะ แสดงดังรูปที่ 5.42 และ 5.43 ความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระแทกร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น มีผลเหมือนกันกับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 1 ทุกสภาวะการเชื่อม สำหรับค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะ 1H-FE-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 340-400 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าต่ำที่สุด เนื่องจากในบริเวณนี้มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีเฟอร์ไรต์ผสมอยู่ด้วย ซึ่งโครงสร้างเฟอร์ไรต์เป็นโครงสร้างที่มีค่าความแข็งต่ำที่สุด การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 390-440 วิกเกอร์ เนื่องจากบริเวณนี้มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นโครงสร้างมีค่าความแข็งต่ำเช่นกัน ทำให้ค่าความแข็งเฉลี่ยบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดต่ำลงมาจากค่าความแข็งของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 580-600 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าสูงที่สุด เนื่องจากในบริเวณนี้มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็มปรากฏอย่างชัดเจน และยังพบว่าปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์น้อยที่สุดเช่นกัน ความแข็งส่วนใหญ่จึงเป็นความแข็งของโครงสร้างมาร์เทนไซต์ การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 530-570 วิกเกอร์ ซึ่งต่ำกว่าที่คาดการณ์ไว้ โดย

จากการทดสอบความแข็งระดับจุลภาคด้วยแรงกด 0.025 กิโลกรัม ในบริเวณโครงสร้างมาร์เทน-ไซต์ พบว่ามีความแข็งเพียงแค่ 543 วิกเกอร์ เนื่องจากในบริเวณนี้ถูกทำให้มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมลดลง จากการจับตัวกันคาร์บอนและโครเมียมที่บริเวณขอบเกรนจนกลายเป็นคาร์ไบด์ที่มีความแข็งถึง 680 วิกเกอร์ ทำให้ความแข็งเฉลี่ยของการเชื่อมสภาวะนี้ต่ำลง การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 350-420 วิกเกอร์ และการเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD4-AC มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 410-480 วิกเกอร์

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมสภาวะ 3H-FE-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 330-370 วิกเกอร์ การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD1-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 390-430 วิกเกอร์ การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 250-280 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าต่ำที่สุด เนื่องจากมีโครงสร้างเฟอไรต์และเพอร์ไรต์เป็นโครงสร้างหลัก ซึ่งมีความแข็งต่ำ การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 550-610 วิกเกอร์ ซึ่งมีค่าสูงที่สุด เนื่องจากมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างหลักเพียงอย่างเดียว การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD4-DC+ มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 500-550 วิกเกอร์ และการเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD4-AC มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 490-570 วิกเกอร์



รูปที่ 5.42 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2



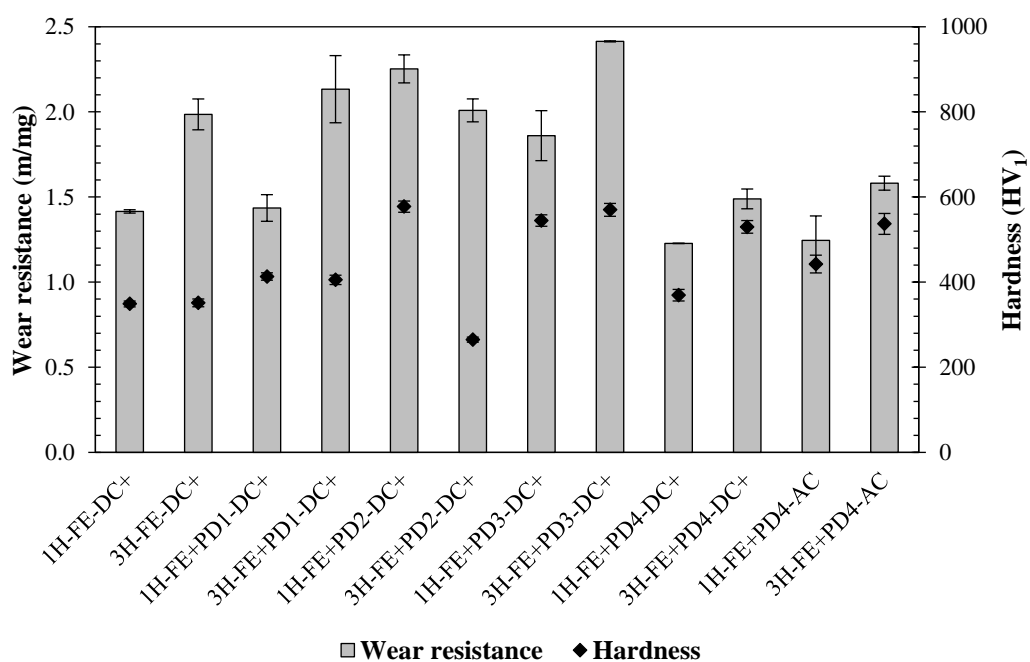
รูปที่ 5.43 ความแข็งบริเวณภาคตัดขวางของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

5.1.2.5 การสึกหรอ

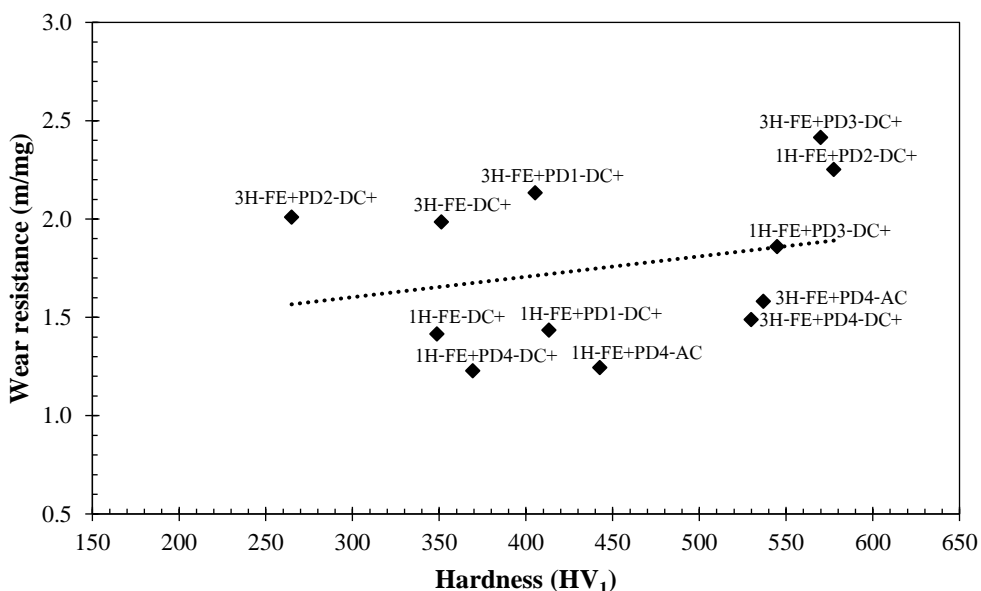
ผลความต้านทานการสึกหรอและความแข็งบริเวณเนื้อโลหะพอกแข็งในตำแหน่ง ผิวด้านบนของการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คได้ฟลักซ์ที่มีและไม่มีคาร์บอนิลแสดงดัง รูปที่ 5.44 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งนั้นไม่มีความสัมพันธ์กันอย่าง ชัดเจนในการเชื่อมพอกแข็งสภาวะที่เติมผงโลหะ 1 ผงโลหะ 2 และผงโลหะ 3 รวมถึงสภาวะที่ไม่ เติมผงโลหะ โดยสังเกตได้จากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งในชั้นที่ 1 ที่มีความต้านทานการสึก หรอน้อยกว่าในชั้นที่ 3 แต่กลับพบว่าทั้งสองบริเวณมีความแข็งที่ใกล้เคียงกัน ค่าความต้านทานการ สึกหรอนั้นขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเป็นหลัก โดยการมีโครงสร้างจุลภาค เช่น เฟอร์ไรต์ เฟอร์ไรต์ และออสเทนไนต์ ผสมอยู่มาก ความต้านทานการสึกหรอที่ต่ำลงไปด้วย เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคเหล่านี้สามารถถูกสร้างเสียหายจากอนุภาคขัดสีได้มากกว่า โครงสร้างมาร์เทนไซต์หรือคาร์ไบด์ ยกเว้นการเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ ที่พบว่าไม่มีโครงสร้าง เฟอร์ไรต์และเฟอร์ไรต์ที่มีความแข็งต่ำ แต่กลับมาความต้านทานการสึกหรอสูง เนื่องจาก โครงสร้างจุลภาคดังกล่าวมีเกรนที่ค่อนข้างละเอียด (รูปที่ 5.35 ค) ซึ่งถือเป็นอีกปัจจัยของวัสดุที่ สามารถช่วยปรับปรุงสมบัติในด้านความต้านทานการสึกหรอของวัสดุให้ดีขึ้น [103-104]

สำหรับค่าความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งพบว่า การ เชื่อมสภาวะ 1H-FE-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.4155 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FE-DC+ มีค่า

เท่ากับ 1.9855 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.4356 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD1-DC+ มีค่าเท่ากับ 2.1334 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ มีค่าเท่ากับ 2.2526 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ มีค่าเท่ากับ 2.0090 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.8604 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ มีค่าเท่ากับ 2.4143 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.2275 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD4-DC+ มีค่าเท่ากับ 1.4890 เมตรต่อมิลลิกรัม การเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD4-AC มีค่าเท่ากับ 1.2454 เมตรต่อมิลลิกรัม และการเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD4-AC มีค่าเท่ากับ 1.5813 เมตรต่อมิลลิกรัม ซึ่งการเชื่อม 4 สภาวะสุดท้ายนี้ เป็นการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 4 โดยพบว่าค่าความต้านทานการสึกหรอมีความสัมพันธ์แบบแปรผันตรงกับค่าความแข็ง และยังพบอีกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับให้ผลความต้านทานการสึกหรอที่ดีกว่าการเชื่อมด้วยกระแสดังตรงขั้วบวก เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ ซึ่งการมีโครงสร้างออสเทนไนต์น้อยกว่าย่อมทำให้มีความแข็งสูงกว่า ความต้านทานการสึกหรอจึงสูงกว่าเช่นกัน รูปที่ 5.45 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็ง โดยพบว่าค่าความต้านทานการสึกหรอมีแนวโน้มมากขึ้นเมื่อค่าความแข็งเพิ่มขึ้น

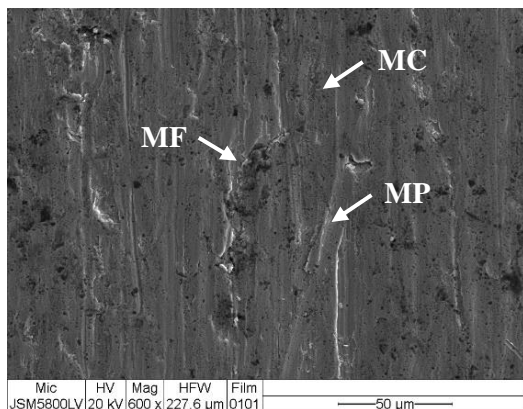


รูปที่ 5.44 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

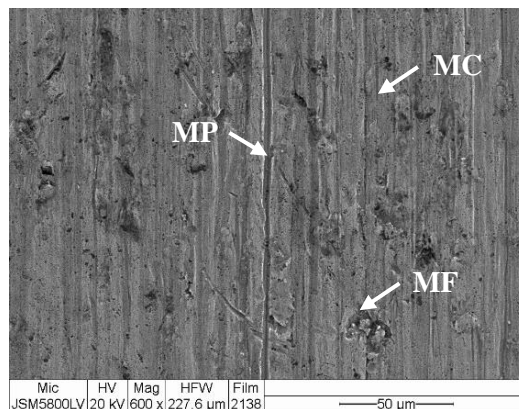


รูปที่ 5.45 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2

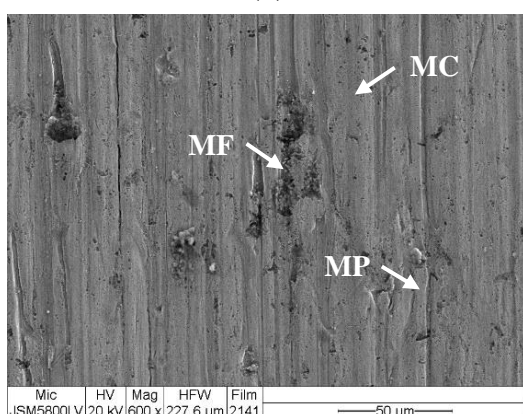
รูปที่ 5.46 (ก) ถึง (จ) และรูปที่ 5.47 (ก) ถึง (จ) แสดงลักษณะผิวที่เกิดการสึกหรอ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้น 1 และชั้นที่ 3 ของการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คได้ฟลักซ์ ที่มีและไม่มีคาร์บอนเติมผงโลหะ โดยพบว่ากลไกการสึกหรอของทุกสภาวะการเชื่อมเกิดจาก 3 กลไก ประกอบด้วย การสึกหรอแบบการตัด การสึกหรอแบบการไถ และการสึกหรอแบบการแตกหัก จากผลการวิจัยปรากฏว่า การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะมีแนวโน้มทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบไถ ลดลง แต่กลับทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบแตกหักเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเติมผงโลหะทำให้เกิดการเพิ่มขึ้นของโครงสร้างจุลภาคที่แข็งแต่เปราะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เช่น โครงสร้างมาร์เทนไซต์ และคาร์ไบด์ การสึกหรอยังทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีผิวที่เกิดการสึกหรอ รุนแรงกว่าชั้นที่ 3 ในทุกสภาวะการเชื่อม โดยสังเกตได้จากการเชื่อมสภาวะ 1H-FE-DC+ (รูปที่ 5.46 ก) ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอต่ำที่สุด มีผิวที่เกิดจากการสึกหรอที่เป็นร่องลึกจากกลไกการสึกหรอแบบการไถและการแตกหัก ในขณะที่การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ (รูปที่ 5.47 ง) ซึ่งมีความต้านทานการสึกหรอสูงที่สุด มีผิวที่เกิดการสึกหรอส่วนใหญ่เป็นแบบการตัดและการไถ ทำให้ผิวที่สึกหรอมีลักษณะราบเรียบ ส่วนรอยแตกที่พบนั้น ไม่ได้เกิดจากการสึกหรอ แต่เป็นรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการเชื่อม



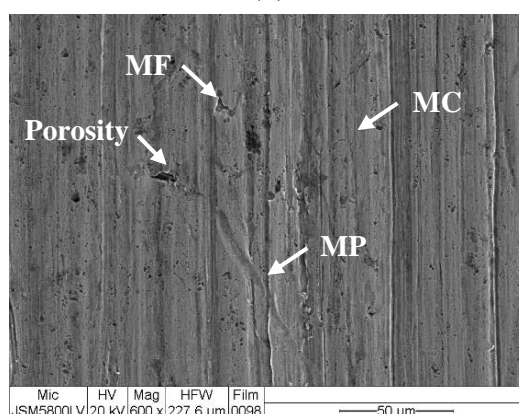
(ก)



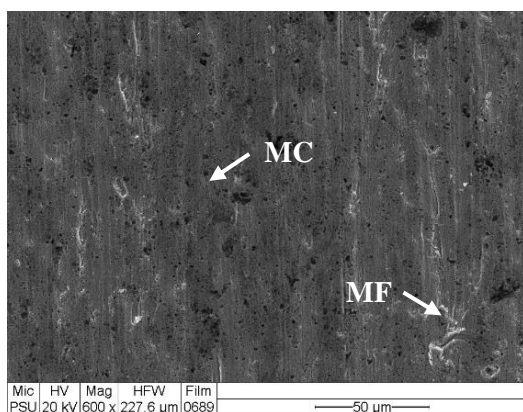
(ข)



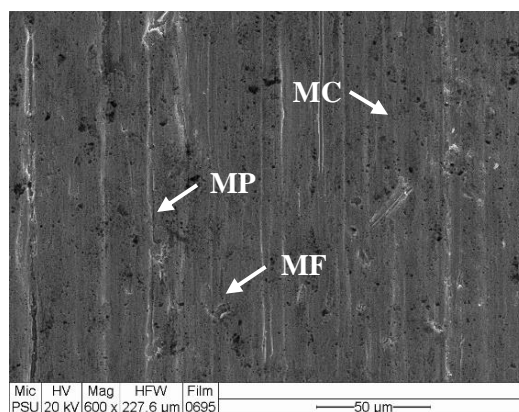
(ค)



(ง)

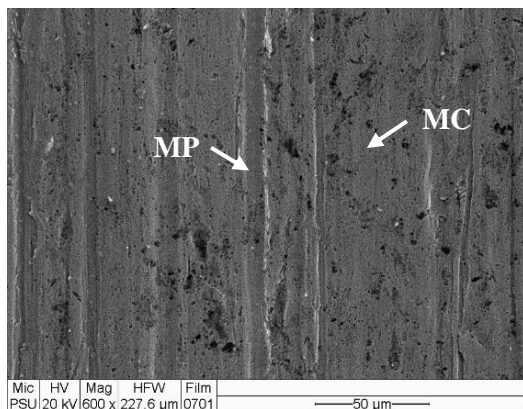


(จ)

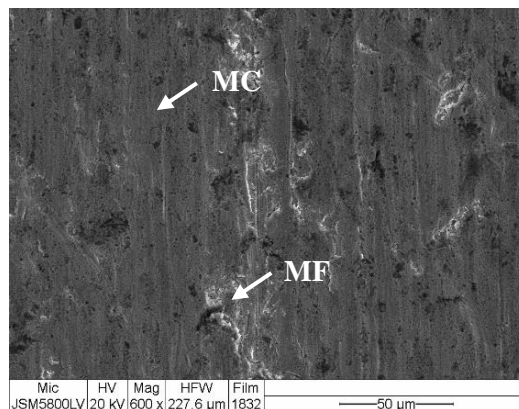


(ฉ)

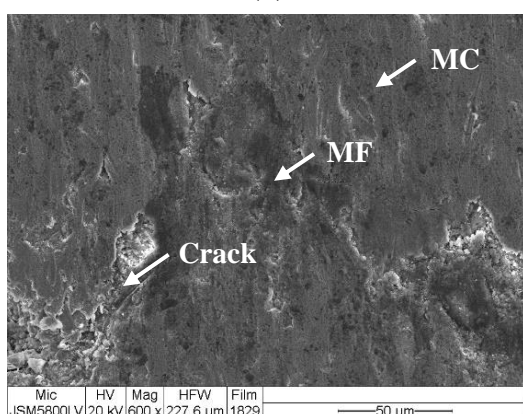
รูปที่ 5.46 ลักษณะการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 1H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 1H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 1H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 1H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 1H-FE+PD4-AC



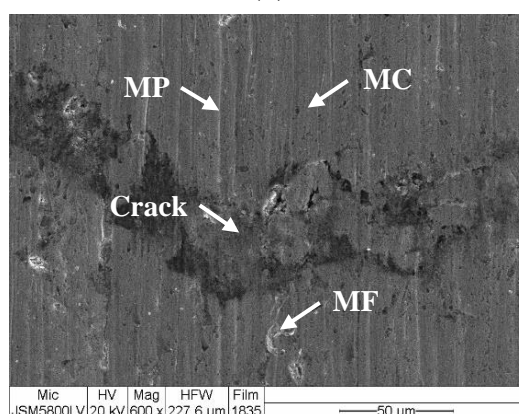
(ก)



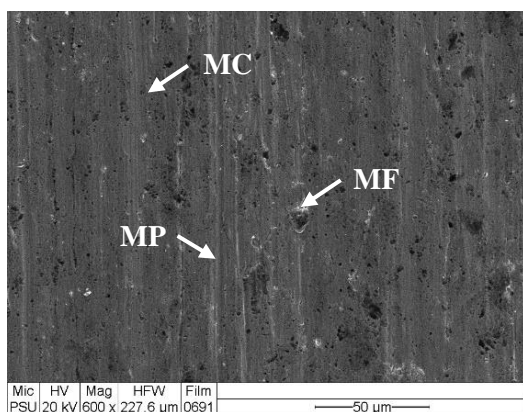
(ข)



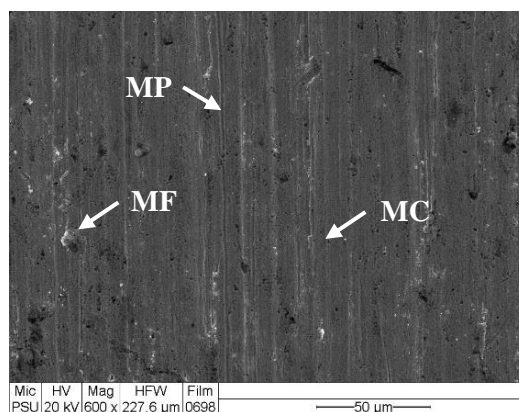
(ค)



(ง)



(จ)



(ฉ)

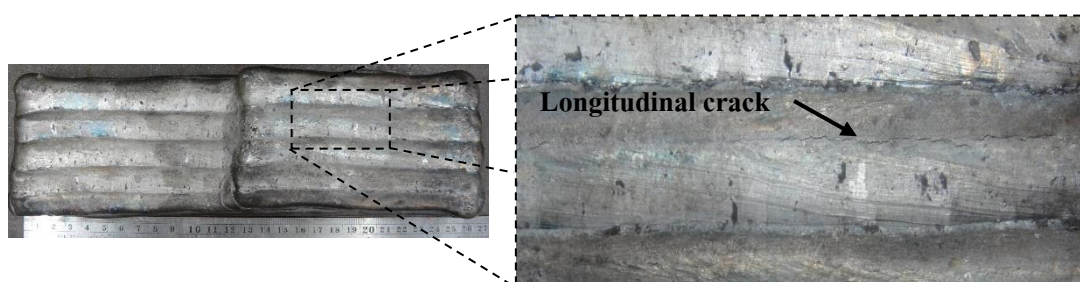
รูปที่ 5.47 ลักษณะการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ของการเชื่อมพอกแข็ง เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ส่วนที่ 2 (ก) สภาวะ 3H-FE-DC+ (ข) สภาวะ 3H-FE+PD1-DC+ (ค) สภาวะ 3H-FE+PD2-DC+ (ง) สภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ (จ) สภาวะ 3H-FE+PD4-DC+ (ฉ) สภาวะ 3H-FE+PD4-AC

5.2 อภิปรายผลการวิจัย

5.2.1 โครงสร้างมหภาค

การเชื่อมในส่วนที่ 1 พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมไม่มีรอยแตกทุกสภาวะการเชื่อม เนื่องจากลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิกเป็นโลหะที่มีทั้งความแข็งและความเหนียว การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งหนาที่สุดเมื่อเชื่อมพอกแข็งหลายชั้น เนื่องจากเป็นกรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าต่ำ การหลอมละลายลึกจึงต่ำ ส่วนการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์มีความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่อชั้นมากที่สุด แต่เนื่องจากเป็นกรรมวิธีการเชื่อมที่ใช้ความร้อนเข้าสูง การหลอมละลายลึกจึงสูง ความหนาบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งจึงน้อยเมื่อเชื่อมหลายชั้น การเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวกมีการหลอมละลายลึกบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ โดยสังเกตได้จากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ที่หลอมละลายลึกเข้ามาในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมาก จนทำให้ความหนาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นลดลง ด้วยเหตุผลดังกล่าว การเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวกจึงมีความหนาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งน้อยกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ

การเชื่อมในส่วนที่ 2 เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีและไม่มีคาร์บอนผสมโลหะ ผลปรากฏว่า เกิดข้อบกพร่องบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ กล่าวคือ มีการแตกเยื้องตามยาวบริเวณแนวเชื่อม (Longitudinal crack) แสดงดังรูปที่ 5.48 ซึ่งเกิดจากโครงสร้างที่แข็งแต่เปราะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม รวมทั้งมีการแตกเยื้องที่เกิดจากการฝังตัวของสิ่งเจือปน ซึ่งเกิดจากผงโลหะหรือฟลักซ์ที่หลอมละลายไม่สมบูรณ์ฝังตัวอยู่ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม จึงเป็นสาเหตุของความเค้นตกค้างในบริเวณรอบ ๆ ข้อบกพร่องดังกล่าว ทำให้รอยแตกกว้างเกิดขึ้นจากจุดนี้ แต่ข้อดีของการเติมผงโลหะคือ ช่วยเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยสังเกตได้จากความหนาของชั้นพอกแข็งที่เพิ่มมากขึ้นเมื่อเพิ่มอัตราการเติมผงโลหะ



รูปที่ 5.48 การแตกตามยาวบริเวณแนวเชื่อม

5.2.2 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

โดยทั่วไปแล้ว การเชื่อมพอกแข็งต้องการเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อย หมายความว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจะมีความนูนมาก แต่การหลอมละลายเล็กน้อย ซึ่งจะ ทำให้สมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมไม่เปลี่ยนไปจากเดิม โดยการเชื่อมในส่วนที่ 1 พบว่าการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมหุ้มฟลักซ์และการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมไส้ฟลักซ์มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อย เนื่องจากเป็นกรรมวิธีที่ใช้ความร้อนเข้าน้อย ทำให้เกิดการหลอมละลายบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่ำ ในขณะที่การเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ที่เติมผงโลหะก็มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อยเช่นกัน ซึ่งเกิดจากการมีโลหะเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เพิ่มขึ้นจากการเติมผงโลหะ ทำให้การหลอมละลายบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลง และยังทำให้ความนูนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเพิ่มมากขึ้น โดยเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแปรผันตรงกับอัตราการเติมผงโลหะ ชนิดของกระแสเชื่อมก็มีผลต่อเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเช่นกัน โดยการเชื่อมด้วยกระแสสลับทำให้เกิดแรงอันเนื่องมาจากแม่เหล็กไฟฟ้าที่ทำให้ความร้อนเกิดขึ้นเท่ากันระหว่างบริเวณลดเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ทำให้การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเกิดขึ้นน้อยกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก

5.2.3 ส่วนผสมทางเคมี

จากผลการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีพบว่า ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีความแตกต่างกันไปขึ้นอยู่กับปัจจัยที่สำคัญ ประกอบด้วย ชนิดของลดเชื่อม ชนิดของผงโลหะที่เติม ชนิดของกระแสเชื่อม ความร้อนเข้า และจำนวนชั้นพอกแข็ง โดยการเชื่อมในส่วนที่ 1 พบว่าการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลดเชื่อมไส้ฟลักซ์ ซึ่งมีความร้อนเข้าต่ำที่สุด ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งน้อยที่สุด ในขณะที่กรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์ด้วยกระแสตรงขั้วบวกทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับ โดยในทางทฤษฎีแล้ว การเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวกจะเกิดความร้อนบริเวณลดเชื่อมน้อย แต่เกิดความร้อนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาก จึงทำให้เกิดการหลอมละลายมาก การเจือจางทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงมีมากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสสลับที่ความร้อนเกิดที่บริเวณลดเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิมเท่ากัน

ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีความแตกต่างกับการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากในกระบวนการเชื่อมพอกแข็งต้องมีการเชื่อมรองเป็นอันดับแรก ดังนั้นจึงเกิดการผสมกันบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมทั้งสอง ซึ่งเป็นการเจือจางทางเคมีจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นเข้าสู่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง โดยเฉพาะธาตุโครเมียม

แมงกานีส และนิกเกิล ซึ่งเป็นธาตุผสมหลักในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นที่เข้าไปผสมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 2 และชั้นที่ 3 ปรากฏว่าการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมค่อย ๆ ลดลงไปตามระยะทางที่เพิ่มขึ้นจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ชนิดของลวดเชื่อมและชนิดของผงโลหะที่เดิมนั้น ส่งผลโดยตรงต่อส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง โดยพบว่า ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่ใกล้เคียงกับที่ทางผู้ผลิตกำหนดมาและที่คาดการณ์ไว้จากการคำนวณ คือ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 เนื่องจากไม่มีอิทธิพลจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมาเกี่ยวข้อง

5.2.4 โครงสร้างจุลภาค

โครงสร้างจุลภาคบริเวณกระทบบร้อนของทุกสภาวะการเชื่อมมีลักษณะที่ไม่แตกต่างกัน โดยมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายเข็มและโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีธาตุผสมสูง เนื่องจากบริเวณนี้ได้รับอุณหภูมิสูงจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม จนทำให้บริเวณนี้ (เหล็กกล้า 3.5% โครเมียม) เปลี่ยนโครงสร้างในสถานะของแข็งไปเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์ และหลังจากนั้นก็เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้บริเวณดังกล่าวเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในสถานะของแข็งอีกครั้ง กลายเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ แต่การเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น ทำให้บริเวณกระทบบร้อนมีโครงสร้างเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ เนื่องจากการได้รับความร้อนซ้ำ ๆ จากจำนวนแนวเชื่อมที่เพิ่มขึ้น สำหรับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นนั้น ทุกสภาวะการเชื่อมมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคเหมือนกันทั้งหมด คือมีโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นโครงสร้างหลักและมีเคลต้าเฟอร์ไรต์อยู่บริเวณขอบเกรน เนื่องจากลวดเชื่อมที่ใช้เป็นลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก

บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมส่วนที่ 1 พบว่าทุกสภาวะการเชื่อมมีโครงสร้างหลักเป็นมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะคล้ายมาร์เทนไนต์ ที่มีโครงสร้างออสเทนไนต์อยู่ทั้งภายในเกรนและขอบเกรน ซึ่งเป็นไปตามมาตรฐานของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก ที่มีส่วนผสมทางเคมีที่เพียงพอที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ จากผลการวิจัยพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 และชั้นที่ 3 มีความแตกต่างกันทางด้านโครงสร้างจุลภาคอย่างชัดเจน โดยบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 มีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากกว่าชั้นที่ 3 อันเป็นผลมาจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ที่ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณธาตุคาร์บอนลดลง แต่ธาตุแมงกานีส นิกเกิล และ โครเมียมกลับมีปริมาณเพิ่มขึ้น ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 พบว่ามีโครงสร้างออสเทนไนต์ค่อนข้างน้อย เนื่องจากไม่ได้รับอิทธิพลจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นอีกแล้ว

ผลการเชื่อมในส่วนที่ 2 พบว่าการเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะ มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของทุกสภาวะการเชื่อม ซึ่งเป็นผลมาจากการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ธาตุโครเมียมที่ส่งเสริมให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 มีการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมลดลง ทำให้ธาตุโครเมียมและธาตุผสมอื่น ๆ ลดลงเช่นกัน ส่งผลให้ในบางสภาวะการเชื่อมไม่หลงเหลือโครงสร้างมาร์เทนไซต์อยู่อีกเลย เช่น สภาวะการเชื่อมที่เติมผงโลหะ 2 (3H-FE+PD2-DC+) ซึ่งเมื่อไม่มีธาตุโครเมียมเข้ามาผสม โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจึงมีโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์เท่านั้น

เป็นที่น่าสนใจว่าการเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะ 1 ผงโลหะ 2 และผงโลหะ 3 สามารถทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ได้ แต่ก็ยังคงแตกต่างจากการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิก ถึงแม้ว่าจะมีปริมาณคาร์บอนกับโครเมียมที่ใกล้เคียงกันก็ตาม แต่ธาตุผสมชนิดอื่น ๆ ยังมีไม่เพียงพอที่จะทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์จากเหตุผลดังกล่าวจึงได้มีการเลือกใช้ผงโลหะ 4 ซึ่งสามารถทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ที่มีลักษณะใกล้เคียงกับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิก เนื่องจากได้มีการเพิ่มธาตุผสม เช่น แมงกานีส นิกเกิล โมลิบดีนัม และวานาเดียม ลงไปในผงโลหะชนิดนี้ให้มีปริมาณที่ใกล้เคียงกับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิดิก

5.2.5 ความแข็ง

ความแข็งบริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น มีค่าสูงกว่าบริเวณกระแทกร้อนของการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น เนื่องจากการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น มีการสะสมความร้อนจากการเชื่อมมากกว่า ทำให้บริเวณนี้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคจากโครงสร้างมาร์เทนไซต์ไปเป็นเทมเปอร์มาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งต่ำลง

ค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมในส่วนที่ 1 พบว่ามีความสัมพันธ์กับปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ กล่าวคือ เมื่อมีปริมาณมาร์เทนไซต์มากขึ้น ความแข็งก็มากขึ้นเช่นกัน โดยบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ที่มีปริมาณมาร์เทนมากกว่าชั้น 1 จึงทำให้ความแข็งของชั้นที่ 3 สูงกว่าชั้นที่ 1 ทุกสภาวะการเชื่อม จากผลการวิจัยพบว่า การเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ที่มีปริมาณมาร์เทนไซต์มากที่สุด ทำให้มีค่าความแข็งมากที่สุด เนื่องจากเป็นสภาวะการเชื่อมที่มีปริมาณโครเมียมและโมลิบดีนัมมากกว่าสภาวะอื่น โดยโครเมียมและโมลิบดีนัมเป็นธาตุที่มีส่วนทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนซิดิกเพิ่มมากขึ้น [105] สำหรับการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์พบว่า การเชื่อมด้วยกระแสสลับทำให้มี

ปริมาณมาร์เทนไซต์มากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก ความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมด้วยกระแสสลับจึงมีค่ามากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก

การเชื่อมพอกแข็งที่มีและไม่มี การเติมผงโลหะนั้น พบว่ามีค่าความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งแตกต่างกันไปตามชนิดของโลหะที่เติม โดยพบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 ของการเชื่อมสภาวะที่เติมผงโลหะ 2 มีค่าความแข็งมากที่สุด ซึ่งแสดงให้เห็นว่าคาร์บอนและโครเมียมเป็นธาตุที่มีบทบาทสำคัญที่ทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความแข็งสูง จากผลการวิจัยแสดงให้เห็นว่า ค่าความแข็งของการเชื่อมในส่วนที่ 2 นั้นค่อนข้างคงที่เมื่อจำนวนชั้นพอกแข็งมากขึ้น ยกเว้นการเชื่อมสภาวะที่เติมผงโลหะ 2 ที่มีความแข็งลดลงอย่างชัดเจน โดยเฉพาะบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 3 ที่มีความแข็งต่ำที่สุด เนื่องจากเป็นสภาวะการเชื่อมที่มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมน้อย ทำให้ธาตุโครเมียมไม่สามารถเจือจางเข้ามาได้ จึงทำให้โครงสร้างมาร์เทนไซต์หายไปจากบริเวณนี้ ส่วนการเชื่อมสภาวะที่เติมผงโลหะ 4 พบว่าเนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งสภาวะนี้มีทั้ง โครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ จึงทำให้มีค่าความแข็งต่ำลง แต่ก็ยังเป็นค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกับความแข็งบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคของการเชื่อมในส่วนที่ 1

5.2.6 การสึกหรอ

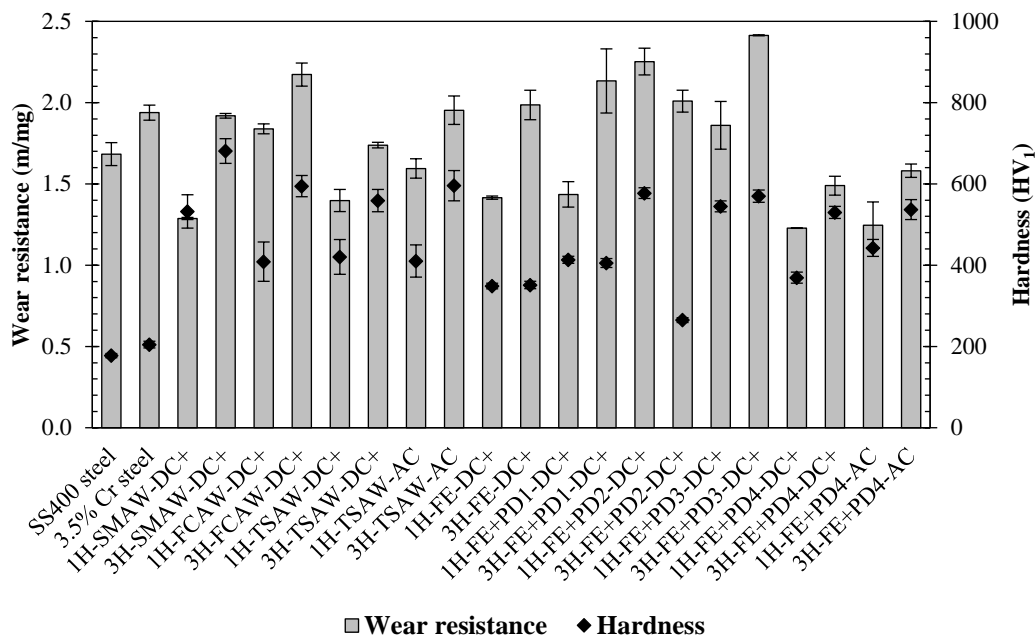
บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมในส่วนที่ 1 พบว่ามีค่าความสัมพันธ์ที่ดีระหว่างความต้านทานการสึกหรอและความแข็งเมื่อเปรียบเทียบระหว่างบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งชั้นที่ 1 กับชั้นที่ 3 แต่เมื่อเปรียบเทียบระหว่างกรรมวิธีการเชื่อมที่ต่างกัน กลับพบว่าค่าความต้านทานการสึกหรอกับค่าความแข็งมีความสัมพันธ์ที่ไม่ชัดเจนนัก โดยเฉพาะการเชื่อมด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ ที่พบว่ามีค่าความต้านทานการสึกหรอสูง แต่มีความแข็งต่ำ เนื่องจากพบว่ามีปริมาณคาร์บอนและวานาเดียมผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมาก ซึ่งธาตุทั้งสองนี้มีโอกาสที่จะทำให้เกิดความเหนียวคาร์ไบด์ (Vanadium carbide; VC) ที่มีพฤติกรรมเพิ่มความต้านทานการสึกหรอได้ดีกว่าการเพิ่มความแข็ง [106] แสดงให้เห็นว่าส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคมีผลต่อความต้านทานการสึกหรอมากกว่าค่าความแข็ง ค่าความต้านทานการสึกหรอของการเชื่อมส่วนที่ 1 พบว่าส่วนใหญ่มีค่าต่ำกว่าการเชื่อมส่วนที่ 2 เนื่องจากการเชื่อมส่วนที่ 1 มีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ซึ่งโครงสร้างออสเทนไนต์เป็นโครงสร้างที่มีความแข็งต่ำ ง่ายต่อการถูกขัดสีจากอนุภาคขัดสี จึงทำให้ความต้านทานการสึกหรอในบริเวณนี้มีค่าต่ำ ในขณะที่การเชื่อมในส่วนที่ 2 มีโครงสร้างออสเทนไนต์น้อยกว่า ความแข็งและความต้านทานการสึกหรอจึงสูงกว่า ยกเว้นสภาวะการเชื่อมพอกแข็งด้วย

กรรมวิธีการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ 4 ที่พบว่ามีค่าความแข็งและความต้านทานการสึกหรอต่ำกว่าการเชื่อมในส่วนที่ 1

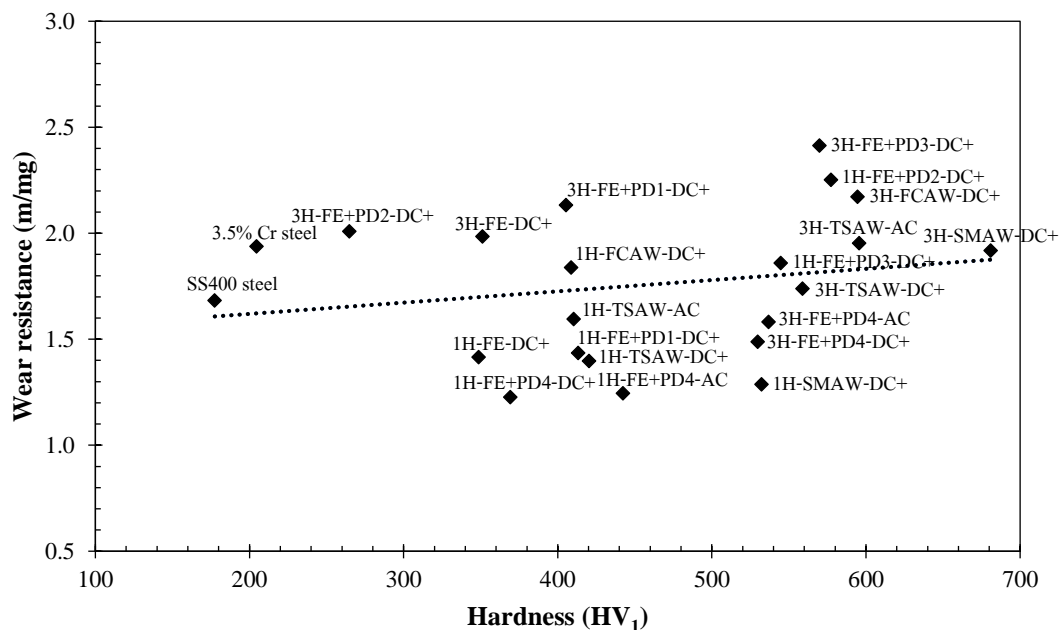
จากผลการวิจัยพบว่าการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและการเติมผงโลหะมีทั้งข้อดีและข้อเสีย โดยข้อดีของการเจือจางจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นคือ การทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณธาตุผสมมากขึ้น ซึ่งเป็นการปรับปรุงสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งให้ดีขึ้น ส่วนข้อเสียคือ ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติกมีปริมาณโครงสร้างออสเทนไนต์มากขึ้น ซึ่งเป็นการลดทอนสมบัติที่ดีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ในขณะที่ข้อดีของการเติมผงโลหะคือ การเพิ่มปริมาณธาตุผสมให้กับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ทำให้บริเวณดังกล่าวมีสมบัติที่ดีขึ้น และยังช่วยเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้อีกด้วย ทำให้มีความหนาเพิ่มขึ้น ส่วนข้อเสียคือ ทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีรอยแตกร้าว จากการมีสิ่งเจือปนเข้าไปฝังตัวอยู่ รวมไปถึงการหลอมละลายไม่สมบูรณ์บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ทำให้บริเวณดังกล่าวเกิดข้อบกพร่องจากการเชื่อม

รูปที่ 5.49 แสดงค่าความต้านทานการสึกหรอและค่าความแข็งของชิ้นงานทั้งหมดในงานวิจัยนี้ โดยแสดงให้เห็นว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ มีความต้านทานการสึกหรอมากที่สุดสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ในขณะที่การเชื่อมสภาวะ 3H-FE+PD3-DC+ มีความต้านทานการสึกหรอมากที่สุดสำหรับการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น การเชื่อมพอกแข็งสภาวะดังกล่าวจึงเหมาะต่อการนำไปประยุกต์ใช้กับงานที่ต้องการความต้านทานการสึกหรอสูง เช่น รางแตงแร่ กระบะรถบรรทุก บังกีร์ดักทราย เป็นต้น แต่ไม่เหมาะกับงานที่ต้องรับภาระทั้งการสึกหรอและแรงกระแทก เนื่องจากการเชื่อมสภาวะดังกล่าวพบที่มีการฝังตัวของสิ่งเจือปนและมีรอยแตกร้าวอยู่ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ซึ่งสิ่งบกพร่องเหล่านี้จะขยายใหญ่ขึ้นจากแรงกระแทกที่ถูกกระทำ จนอาจก่อให้เกิดความเสียหายต่อชิ้นส่วนเครื่องจักรได้ โดยปัญหาเหล่านี้จะไม่เกิดขึ้นกับการเชื่อมสภาวะที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติก โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเชื่อมสภาวะ 1H-FCAW-DC+ และ 3H-FCAW-DC+ ที่มีความต้านทานการสึกหรอมากที่สุดของการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น และ 3 เนื่องจากสภาวะการเชื่อมดังกล่าวมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์ที่ไม่มีรอยแตกร้าวหรือข้อบกพร่องจากการเชื่อม เนื่องจากโครงสร้างมาร์เทนไซต์เป็นโครงสร้างที่แข็ง สามารถต้านทานการสึกหรอได้ดี ในขณะที่โครงสร้างออสเทนไนต์สามารถต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง (Toughness) ต้านทานการแตกหัก (Crack resistance) และมีความเหนียว (Ductility) ที่ดี ทำให้เหมาะต่อการนำไปใช้กับงานที่ทนต่อการสึกหรอและแรงกระแทก เช่น ฟันชุด ฟันบด และฟันไม่ของเครื่องโม่ถ่านหิน เป็นต้น เมื่อดูความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทาน

การสึกหรอกับความแข็งของชิ้นงานทั้งหมด (รูปที่ 5.50) พบว่าค่าความต้านทานการสึกหรอยังคงมีแนวโน้มมากขึ้นเมื่อค่าความแข็งเพิ่มขึ้น



รูปที่ 5.49 ความต้านทานการสึกหรอและความแข็งของชิ้นงานทั้งหมด



รูปที่ 5.50 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานการสึกหรอกับความแข็งของชิ้นงานทั้งหมด

5.3 สรุปผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

5.3.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติก)

1. บริเวณเนื้อโลหะเดิมมีโครงสร้างเพิร์ลไลต์และเฟอร์ไรต์ บริเวณกระทบร้อนมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์ บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมีโครงสร้างออสเทนไนต์และเคลดดำเฟอร์ไรต์ และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์
2. การเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ได้รับผลกระทบจากการเงาจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้น ทำให้มีความแข็งและความต้านทานการสึกหรอลดลง
3. การเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น มีปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งและความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งดีกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น
4. กลไกการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการไถ
5. การเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์กใ้ฟลักซ์สถานะ 1H-FCAW-DC+ และ 3H-FCAW-DC+ เหมาะสำหรับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

5.3.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

1. ธาตุผสมที่เพิ่มขึ้นบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เกิดจากการเงาจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นและผงโลหะที่เติม
2. ผงโลหะสามารถช่วยปรับปรุงสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งได้ และยังสามารถเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งได้อีกด้วย
3. โครงสร้างจุลภาคมีอิทธิพลต่อความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมากกว่าความแข็ง
4. กลไกการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการแตกหัก
5. การเชื่อมพอกแข็งสถานะ 1H-FE+PD2-DC+ และ 3H-FE+PD3-DC+ เหมาะสำหรับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

บทที่ 6

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

การศึกษาสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้าเกรด SS400 และเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม ที่ประกอบด้วยการเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค) และส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ) สามารถสรุปผลการวิจัยได้ดังนี้

6.1 สรุปผลการวิจัย

6.1.1 การเชื่อมส่วนที่ 1 (การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาร์เทนซิติค)

ผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ การเชื่อมอาร์คลวดเชื่อมไร้ฟลักซ์ และการเชื่อมอาร์คไร้ฟลักซ์ สรุปได้ว่า

1. บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์
2. การเชื่อมพอกแข็ง 1 ชั้น ได้รับการเงาจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมรองพื้นมากกว่าการเชื่อมพอกแข็ง 3 ชั้น
3. ค่าความร้อนเข้าจากการเชื่อมแปรผันตรงกับเปอร์เซ็นต์การเงาจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม
4. การเชื่อมพอกแข็งด้วยกระแสสลับทำให้มีปริมาณโครงสร้างมาร์เทนไซต์ ความแข็ง และความต้านทานการสึกหรอที่มากกว่าการเชื่อมด้วยกระแสตรงขั้วบวก
5. กลไกการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการไถ
6. การเชื่อมพอกแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คไร้ฟลักซ์สภาวะ 1H-FCAW-DC+ และ 3H-FCAW-DC+ ให้ผลการวิจัยที่ดีที่สุด

6.1.2 การเชื่อมส่วนที่ 2 (การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ)

ผลการวิจัยของการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คไร้ฟลักซ์ที่มีการเติมผงโลหะ สรุปได้ว่า

1. คาร์บอนและโครเมียมมีบทบาทสำคัญในการทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งสูงและช่วยเพิ่มความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง ในขณะที่แมงกานีสและนิกเกิลทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์ที่มีความแข็งต่ำและลดความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง
2. อัตราการเติมผงโลหะแปรผกผันกับเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง
3. โครงสร้างจุลภาคมีอิทธิพลต่อความต้านทานการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมากกว่าความแข็ง
4. กลไกการสึกหรอบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งส่วนใหญ่เป็นการสึกหรอแบบการตัดและการแตกหัก
5. การเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ และ 3H-FE+PD3-DC+ เหมาะสำหรับการเชื่อมพอกแข็งเหล็กกล้า 3.5% โครเมียม

6.2 ข้อเสนอแนะ

ข้อคิดเห็นและข้อเสนอแนะสำหรับการพัฒนางานวิจัยในอนาคต มีรายละเอียดดังต่อไปนี้

1. ก่อนทำการเชื่อมทุกครั้ง ต้องกำจัดความชื้นและสิ่งปนเปื้อนไม่ให้หลงเหลืออยู่ในวัสดุเชื่อม เพื่อป้องกันไม่ให้ความชื้นและสิ่งปนเปื้อนเหล่านั้นเข้าไปอยู่ในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม เนื่องจากอาจทำให้เกิดข้อบกพร่องบริเวณโลหะเนื้อเชื่อมได้
2. ควรมีการพัฒนาการเชื่อมพอกแข็งสภาวะ 1H-FE+PD2-DC+ และ 3H-FE+PD3-DC+ ซึ่งมีผลการวิจัยดีที่สุด โดยการเชื่อมด้วยกระแสสลับ (AC)
3. การเติมผงโลหะควรมีการพัฒนาไปเป็นการเติมแบบอัตโนมัติ เพื่อความแม่นยำของอัตราการเติมผงโลหะในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง
4. ควรทำการทดสอบทางกลที่มีทั้งการสึกหรอแบบเสียดสีและการกระแทก (Abrasive-impact wear test) บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง เพื่อให้ใกล้เคียงกับสภาวะการนำไปใช้งานจริง
5. ควรมีการวิเคราะห์ต้นทุนการเชื่อมพอกแข็ง เพื่อใช้ประกอบการตัดสินใจในการเลือกสภาวะการเชื่อมพอกแข็งไปปฏิบัติงานจริง

เอกสารอ้างอิง

- [1] Selvi, S., Sankaran, S. P., & Srivatsavan, R. (2008). Comparative study of hardfacing of valve seat ring using MMAW process. *Journal of materials Processing technology*, 207(1-3), 356-362.
- [2] Wang, X. H., Han, F., Liu, X. M., Qu, S. Y., & Zou, Z. D. (2008). Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of Fe-based hardfacing coatings. *Materials Science and Engineering: A*, 489(1-2), 193-200.
- [3] Kiran, V. T. B., Krishna, M., Natraj, J. R., & Kumar, S. (2012). Development and characterization of an electrode deposition procedure for crack-free hardfacing of low carbon steel. *International Journal of Engineering and Technology*, 4(1), 18-25.
- [4] KenchiReddy, K. M., & Jayadeva, C. T. (2012). The Effects of Welding Processes on Microstructure and Abrasive Wear Resistance for Hardfacing Deposits. *Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science*, 2(2), 28-34.
- [5] Adamiak, M., Górka, J., & Kik, T. (2009). Comparison of abrasion resistance of selected constructional materials. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 37(2), 375-380.
- [6] Lai, H. H., Hsieh, C. C., Lin, C. M., & Wu, W. (2014). Effect of oscillating traverse welding on microstructure evolution and characteristic of hypoeutectic hardfacing alloy. *Surface and Coatings Technology*, 239, 233-239.
- [7] Dumovic, M. (2003). Repair and maintenance procedures for heavy machinery components. *Welding innovation*, 20(1), 1-5.
- [8] Kirchgaßner, M., Badisch, E., & Franek, F. (2008). Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*, 265(5-6), 772-779.
- [9] Coronado, J. J., Caicedo, H. F., & Gómez, A. L. (2009). The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribology International*, 42(5), 745-749.
- [10] Buchanan, V. E., Shipway, P. H., & McCartney, D. G. (2007). Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*, 263(1-6), 99-110.

- [11] Lincoln Electric. (2014). *Hardfacing: Product and procedure selection*. Cleveland, US: Lincoln Global.
- [12] Gualco, A., Svoboda, H. G., & Surian, E. S. (2016). Study of abrasive wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing. *Wear*, 360, 14-20.
- [13] KenchiReddy, K. M., & Jayadeva, C. T. (2014). The effect of microstructure on 3 body abrasive wear behavior of hardfacing alloys. *Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science*, 4(1), 14-23.
- [14] Zollinger, O. O., Beckham, L. B., & Monroe, C. (1998). What to know before selecting hardfacing electrode. *Welding Journal*, 77(2), 39-43.
- [15] Shafiee, A., Nili-Ahmadabadi, M., Ghasemi, H. M., & Hossein-Mirzaei, E. (2009). Wear behaviour of a Cr-Mo steel with different microstructures, in comparison with austempered ductile iron (ADI). *International Journal of Material Forming*, 2(1), 237-241.
- [16] Surian, E. S., Mabel, N., de Rissone, R., & Svoboda, H. G. (2010). SMAW, FCAW, MCAW and SAW low alloy ferritic deposits: the challenge is tensile strength. *Welding Journal*, 89(Suppl. 3), 45-64.
- [17] Chatterjee, S., & Pal, T. K. (2006). Weld procedural effect on the performance of iron based hardfacing deposits on cast iron substrate. *Journal of Materials Processing Technology*, 173(1), 61-69.
- [18] Gualco, A., Svoboda, H. G., Surian, E. S., & de Vedia, L. A. (2010). Effect of welding procedure on wear behaviour of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit. *Materials & Design*, 31(9), 4165-4173.
- [19] Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., & Reddy, G. M. (2013). Effect of hardfacing consumables on ballistic performance of Q&T steel joints. *Defence Technology*, 9(4), 249-258.
- [20] Wang, Y., Gou, J., Chu, R., Zhen, D., & Liu, S. (2016). The effect of nano-additives containing rare earth oxides on sliding wear behavior of high chromium cast iron hardfacing alloys. *Tribology International*, 103, 102-112.
- [21] Davis, J. R. (Ed.). (2001). *Surface engineering for corrosion and wear resistance*. Ohio, US: ASM international.

- [22] Yamamoto, S. (2008). *Arc welding of specific steels and cast irons* (3rd ed.). Kanagawa, JP: Shinko Welding Service.
- [23] Chattopadhyay, R. (2004). *Advanced thermally assisted surface engineering processes*. New York: Kluwer Academic Publishers.
- [24] Matthews, A. (1996). Overview of surface engineering technologies. In J. S. Burnell-Gray, J. S. & Datta, P. K. (Eds., pp. 23-48), *Surface Engineering Casebook: Solutions to corrosion and wear-related failures*. Cambridge, UK: Woodhead Publishing.
- [25] จิตติ บัวพูน, ประศาสน์ สุบรรพวงศ์, และณรงค์ฤทธิ์ โทชรรัตน์. (2556). *การวิเคราะห์การชำรุดเบื้องต้น* (พิมพ์ครั้งที่ 9). หาดใหญ่, สงขลา: ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- [26] Avner, S. H. (1974). *Introduction to physical metallurgy* (2nd ed.). New York: McGraw-Hill.
- [27] Gerard, B., Calvert, L., Cordero, M., Pease, C. & Reiff, M. (2017). *Fundamental of hardfacing by arc welding*. Holtzwhir, FR: Welding Alloys Group.
- [28] Afrox. (2015). *Product reference manual* (6th ed.). Durban, ZA: The Institute.
- [29] O'Brien, A. & Guzman, C. (Eds.). (2007). *Welding handbook: Welding processes part 2* (9th ed., Vol. 3.). Florida, US: American Welding Society
- [30] Kou, S. (2003). *Welding metallurgy* (2nd ed). New Jersey, US: John Wiley & Sons.
- [31] Weman. K. (2003). *Welding processes handbook* (2nd ed.). Cambridge, UK: Woodhead Publishing.
- [32] ประกาศ เมืองจันท์บุรี. (2555). *วิศวกรรมกรรมเชื่อม*. หาดใหญ่, สงขลา: ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.
- [33] O'Brien, A. (Ed.). (2004). *Welding handbook: Welding processes part 1* (9th ed., Vol 2). Florida, US: American Welding Society
- [34] ESAB. (2008). *Submerged arc welding*. Laxå, SE: The Institute.
- [35] Hobart Brothers Company. (2015). *Submerged arc welding consumables* (4th ed.). Ohio, US: The institute.
- [36] Bonnet, C. (2008). Molten metal: Chemical aspect. In R. Blondeau (Ed.), *Metallurgy and mechanics of welding: Processes and industrial applications* (pp. 136-138). London: ISTE.

- [37] Tsai, H. L., Tarng, Y. S., & Tseng, C. M. (1996). Optimisation of submerged arc welding process parameters in hardfacing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 12(6), 402-406.
- [38] Mellor, B. G. (Ed.). (2006). *Surface coatings for protection against wear*. Cambridge, UK: Woodhead Publishing.
- [39] DuPont, J. N. (2011). Fundamentals of fusion welding: Dilution in fusion welding. In T. Lienert, T. Siewert, S. Babu & V. Acoff, (Eds.), *ASM handbook volume 6A: Welding fundamentals and processes* (pp. 115-121). Ohio, US: ASM International.
- [40] Phillips, D. M. (2016). *Welding engineering: An introduction*. Chichester, UK: John Wiley & Sons.
- [41] Easterling, K. (1983). *Introduction to the physical metallurgy of welding* (2nd ed). Oxford, UK: Butterworth-Heinemann.
- [42] Vishnu, P. V. (1993). Solid-state transformations in weldments. In D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu & G. R. Edwards (Eds.), *ASM handbook volume 6: Welding, brazing and soldering* (pp. 206-209). Ohio, US: ASM International.
- [43] Lui, S., Indacochea, J. E. (1993). Weldability of steels: Characteristic features of welds. In K. M. Zwilsky & E. L. Langer (Eds.), *ASM handbook volume 1: Properties and selection: Irons, steels, and high-performance alloys* (pp. 1408-1410). Ohio, US: ASM International.
- [44] Bailey, N. (1994). *Weldability of ferritic steel*. Cambridge, UK: Abington Publishing.
- [45] Callister, W. D., & Rethwisch, D. G. (2007). *Materials science and engineering: an introduction* (7th ed.). New York: John Wiley & Sons.
- [46] Kobe Steel. (2015). *Arc welding of specific steels and cast irons*. Tokyo: The Institute.
- [47] ESAB. (2008). *Repair and maintenance handbook* (2nd ed.). Göteborg, SE: The Institute.
- [48] Morsy, M. A., Khafagy, S. M., & Zaghlool, B. (2011). Repair welding restoration of the screw conveyor for resin extruder. *Journal of American Science*, 7(1), 313-320.
- [49] Böhler welding. (2005). *Welding guide* (7th ed). Kapfenberg, AT: The Institute.
- [50] Yu, P., Thompson, K. J., McCarthy, J., & Kou, S. (2018). Microstructure evolution and solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Welding Journal* 11(Suppl. 11), 301-314.

- [51] UTP Schweissmaterial. (2012). *Welding guide: Manual electrodes solders and fluxes inert-gas, submerged-arc and flux-cored wires metal powders*. Bad Krozingen, DE: The Institute.
- [52] Standard D. I. N. (1991). *DIN handbook 8: Welding 1* (3rd ed.). Berlin, DE: Beuth.
- [53] Couturier, L., De Geuser, F., Descoins, M., & Deschamps, A. (2016). Evolution of the microstructure of a 15-5PH martensitic stainless steel during precipitation hardening heat treatment. *Materials & Design*, 107, 416-425.
- [54] Agunsoye, J. O., Talabi, S. I., & Bello, O. (2015). Wear characteristics of heat-treated Hadfield austenitic manganese steel for engineering application. *Advances in Production Engineering & Management*, 10(2).
- [55] มนต์ สติรจินดา. (2529). *เหล็กกล้า*. กรุงเทพฯ: วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทยในพระบรมราชูปถัมภ์.
- [56] Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New Jersey, US: John Wiley & Sons.
- [57] Standard A. S. T. M. (2003). *E 92: Standard test method for Vickers hardness of metallic materials*. Pennsylvania, US: ASTM International.
- [58] Standard A. S. T. M. (2017). *E 384: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. Pennsylvania, US: ASTM International.
- [59] Standard A. S. T. M. (2001). *G 65: Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus*. Pennsylvania, US: ASTM International.
- [60] Kang, D. H., & Lee, H. W. (2011). Microstructure and hardness change in high temperature service depending on Mo content in 2.25 Cr-1Mo steel weld metals. *Metals and Materials International*, 17(6), 963-967.
- [61] Sapate, S. G., Gurijala, C., Rathod, A., & Singh, A. (2012). Microstructure and Abrasive Wear Properties of Chrome Alloy Steel. *International Journal on Manufacturing and Material Science*, 2(1), 40-43.
- [62] Priadi, D. (2013). Effect of Preheating and Buttering on Cracking Susceptibility and Wear Resistance of Hardfaced HSLA Steel Deposit. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 31(Suppl. 4), 202-205.

- [63] Srinivasan, G., Bhaduri, A. K., & Albert, S. K. (2013). Addition of cerium oxide in the flux formulations of a basic-coated stainless-steel electrode. *Welding in the World*, 57(1), 55-63.
- [64] Yang, J., Yang, Y., Zhou, Y., Qi, X., Gao, Y., Ren, X., & Yang, Q. (2013). Microstructure and wear properties of Fe-2 wt-% Cr-X wt-% W-0.67 wt-% C hardfacing layer. *Welding Journal*, 92(Suppl. 8), 225-230.
- [65] Morsy, M., & El-Kashif, E. (2014). The effect of microstructure on high-stress abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposits. *Welding in the World*, 58(4), 491-497.
- [66] Buchely, M. F., Gutierrez, J. C., Leon, L. M., & Toro, A. (2005). The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 259(1-6), 52-61.
- [67] Kotecki, D. J., & Ogborn, J. S. (1995). Abrasion resistance of iron-based hardfacing alloys. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 74(8), 269-278.
- [68] Maldonado-Ruiz, S. I., Orozco-González, P., Baltazar-Hernández, V. H., Bedolla-Jacuinde, A., & Hernández-Rodríguez, M. A. L. (2014). Effect of V-Ti on the Microstructure and Abrasive Wear Behavior of 6CrC Cast Steel Mill Balls. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2(5), 383-391.
- [69] Gülenç, B., & Kahraman, N. (2003). Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process. *Materials & design*, 24(7), 537-542.
- [70] Fisher, G., Wolfe, T., Yarmuch, M., Gerlich, A., & Mendez, P. (2012). The use of protective weld overlays in oil sands mining. *Australasian Welding Journal*, 57(2), 12-14.
- [71] Kovaříková, I., Szewczykova, B., Blaškoviš, P., Hodúlová, E., & Lechovič, E. (2009). Study and characteristic of abrasive wear mechanisms. *Materials Science and Technology [online]*. -ISSN, 1335-9053.
- [72] Atkins, G., Thiessen, D., Nissley, N., & Adonyi, Y. (2002). Welding process effects in weldability testing of steels. *Welding journal*, 81(Suppl. 4), 61-68.
- [73] Mohamat, S. A., Ibrahim, I. A., Amir, A., & Ghalib, A. (2012). The effect of flux core arc welding (FCAW) processes on different parameters. *Procedia Engineering*, 41, 1497-1501.

- [74] Chandel, R. S., Seow, H. P., & Cheong, F. L. (1997). Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 72(1), 124-128.
- [75] Mendez, P. F., Barnes, N., Bell, K., Borle, S. D., Gajapathi, S. S., Guest, S. D., ... & Wood, G. (2014). Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 4-25.
- [76] Ribeiro, R. A., Santos, E. B. F., Assunção, P. D. C., Maciel, R. R., & Braga, E. M. (2015). Predicting weld bead geometry in the novel CW-GMAW process. *Welding Journal*, 94(Suppl. 9), 301-311.
- [77] Lukkari J. Look at deposition rates in SAW now. (2001). *Svetsaren*, 56(2-3), 51-57.
- [78] Tušek, J., & Suban, M. (2003). High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition. *Journal of materials processing technology*, 133(1-2), 207-213.
- [79] Yüksel, N., & Şahin, S. (2014). Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. *Materials & design*, 58, 491-498.
- [80] Liu, D., Liu, R., & Wei, Y. (2012). Effects of titanium additive on microstructure and wear performance of iron-based slag-free self-shielded flux-cored wire. *Surface and Coatings Technology*, 207, 579-586.
- [81] Zahiri, R., Sundaramoorthy, R., Lysz, P., & Subramanian, C. (2014). Hardfacing using ferroalloy powder mixtures by submerged arc welding. *Surface and Coatings Technology*, 260, 220-229.
- [82] Carvalho, M. C., Wang, Y., Souza, J. A. S., Braga, E. M., & Li, L. (2016). Characterization of phases and defects in chromium carbide overlays deposited by SAW process. *Engineering Failure Analysis*, 60, 374-382.
- [83] Bringas, J. E. (2004). *Handbook of comparative world steel standards* (5th ed.). Pennsylvania, US: ASTM International
- [84] Böhler Welding. (2005). *Welding guide*. Retrieved from http://www.bohlerwelding.ru/files/cat/full_catalog.pdf
- [85] UTP. (2012). *Welding guide*. Retrieved from <http://fabiomichielisaldatura.altervista.org/wp-content/uploads/2014/02/catalogo-utp.pdf>

- [86] Welding Alloys Group. (n.d.). *Hardfacing*. Retrieved from <https://www.welding-alloys.com/uploads/pdf/brochures/en/wa-consumables/WA-Hardfacing-cored-wires-brochure.pdf>
- [87] ESAB. (n.d.). *OK Autrod 12.22*. Retrieved from <https://www.ameyagroup.co.in/Catalogues/okautrod1222l.pdf>
- [88] Welding Alloys Group. (n.d.). *WAF 325*. Retrieved from <https://www.welding-alloys.com/EN/products-services/welding-alloys-consumables/fluxes/WAF.html>
- [89] Aloraier, A., Al-Fadhalah, K., Paradowska, A. M., & Alfaraj, E. (2014). Effect of welding polarity on bead geometry, microstructure, microhardness, and residual stresses of 1020 steel. *Journal of Engineering Research*, 4(2), 1-24.
- [90] Srikarun, B., & Muangjunburee, P. (2018). The effect of iron-based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel. *Materials Today: Proceedings*, 5(3), 9272-9280.
- [91] บันเทิง ศรีคะรัน, และประกาส เมืองจันทร์บุรี. (2562). อิทธิพลของการเติมโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยกระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์. วารสารวิศวกรรมศาสตรมหาวิทาลัยเชียงใหม่, 26(1), 148-157.
- [92] Srikarun, B., & Muangjunburee, P. (2018, May). The comparison of weld metal with and without additional powder using submerged arc welding. In 2018 5th International Conference on Business and Industrial Research (ICBIR) (pp. 242-247). IEEE.
- [93] Eroğlu, M., & Aksoy, M. (2000). Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 286(2), 289-297.
- [94] Chuvas, T. C., Garcia, P. S. P., Pardal, J. M., & Fonseca, M. D. P. C. (2015). Influence of heat treatment in residual stresses generated in P91 steel-pipe weld. *Materials Research*, 18(3), 614-621.
- [95] Zhou, X., Liu, C., Yu, L., Liu, Y., & Li, H. (2015). Phase transformation behavior and microstructural control of high-Cr martensitic/ferritic heat-resistant steels for power and nuclear plants: a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 31(3), 235-242.

- [96] Valeria, L., Lorusso, H. N., & Svoboda, H. G. (2015). Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Procedia Materials Science*, 8, 1047-1056.
- [97] da Trindade Filho, V. B., Guimaraes, A. S., Payao Filho, J. D. C., & Paranhos, R. D. R. (2004). Normalizing heat treatment effect on low alloy steel weld metals. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 26(1), 62-66.
- [98] Tao, X. G., Han, L. Z., & Gu, J. F. (2014). Effect of tempering on microstructure evolution and mechanical properties of X12CrMoWVNbN10-1-1 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 618, 189-204.
- [99] Katsumata, M., Ishiyama, O., Inoue, T., & Tanaka, T. (1991). Microstructure and mechanical properties of bainite containing martensite and retained austenite in low carbon HSLA steels. *Materials Transactions, JIM*, 32(8), 715-728.
- [100] Srikarun, B., Oo, H. Z., Petchsang, S., & Muangjunburee, P. (2019). The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding. *Wear*, (424-425), 246-254.
- [101] Srikarun, B., & Muangjunburee, P. (2018). Microstructure and wear behavior of hardfacing with ferro-alloy powder addition using submerged arc welding. *Chiang Mai Journal Science*, 45(5), 2034-2047.
- [102] Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. (2015). *Welding metallurgy and weldability*. New Jersey, US: John Wiley & Sons.
- [103] Xu, X., Xu, W., Ederveen, F. H., & van der Zwaag, S. (2013). Design of low hardness abrasion resistant steels. *Wear*, 301(1-2), 89-93.
- [104] Zdravecká, E., Tkáčová, J., & Ondáč, M. (2014). Effect of microstructure factors on abrasion resistance of high-strength steels. *Research in Agricultural Engineering*, 60(3), 115-120.
- [105] Scandian, C., Boher, C., De Mello, J. D. B., & Rezai-Aria, F. (2009). Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: *The relationship between microstructure and wear*. *Wear*, 267(1-4), 401-408.
- [106] Wei, S., & Zhu, J. (2006). Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel. *Tribology International*, 39(7), 641-648.

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก

การแปลความหมายสัญลักษณ์ตามมาตรฐานการเชื่อม

การแปลความหมายสัญลักษณ์ตามมาตรฐานการเชื่อม

งานวิจัยนี้ได้มีการใช้ลวดเชื่อมหลายชนิด ประกอบด้วย ลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ ลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์ และลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ รวมถึงฟลักซ์สำหรับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ โดยลวดเชื่อมและฟลักซ์แต่ละชนิดมีสัญลักษณ์ที่แตกต่างกันไปตามมาตรฐานนั้น ๆ จึงทำให้เกิดความสับสนในการอ่านสัญลักษณ์ของลวดเชื่อมและฟลักซ์ ดังนั้นในเนื้อหาส่วนนี้จึงเป็นการแปลความหมายของสัญลักษณ์ลวดเชื่อมและฟลักซ์ตามมาตรฐานประเทศเยอรมัน (Deutsches institut für normung; DIN) และมาตรฐานยุโรป (Europäische norme; EN) ที่ใช้เป็นวัสดุเชื่อมในงานวิจัยนี้ โดยมีรายละเอียดแสดงในตารางที่ ก. 1 ถึง ก. 8

ตารางที่ ก. 1 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มาตรฐาน DIN 8556: E 18 8 Mn R 26

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| DIN 8556 | มาตรฐานลวดเชื่อมพอกแข็งของประเทศเยอรมัน |
| E | การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ |
| 18 | โครเมียม 18 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก |
| 8 | นิกเกิล 8 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก |
| Mn | แมงกานีสเป็นธาตุผสม |
| R | ฟลักซ์ชนิดรูไทล์ |
| 2 | เชื่อมได้ทุกการเชื่อมในท่าราบ ยกเว้นการเชื่อมต่อชนในท่าเชื่อมลงแนวตั้ง |
| 6 | กระแสดรหหรือกระแสดลัด แรงดันเชื่อม 90 โวลต์ |
| - | ประสิทธิภาพการส่งถ่ายพลังงานน้อยกว่า 105 เปอร์เซ็นต์ |

ตารางที่ ก. 2 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์มาตรฐาน DIN 8555: E 6-UM-60

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| DIN 8555 | มาตรฐานลวดเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมและเหล็กกล้าต้านทานอุณหภูมิของประเทศเยอรมัน |
| E | การเชื่อมอาร์กลวดเชื่อมหุ้มฟลักซ์ |
| 6 | โครเมียมมากกว่า 5 เปอร์เซ็นต์ และคาร์บอน 0.2-2 เปอร์เซ็นต์ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) |
| UM | ลวดหุ้มฟลักซ์ |
| 60 | ความแข็ง 57-62 ร็อกเวลสเกลซี |

ตารางที่ ก. 3 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe10

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| EN 14700 | มาตรฐานลวดเชื่อมพอกแข็งของยุโรป |
| T | ลวดไส้ฟลักซ์ |
| Fe10 | เหล็กผสมคาร์บอนน้อยกว่า 0.25 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 17-22 เปอร์เซ็นต์ นิกเกิล 7-11 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 3-8 เปอร์เซ็นต์ โมลิบดีนัมน้อยกว่า 1.5 เปอร์เซ็นต์ ไนโอเบียมน้อยกว่า 1.5 เปอร์เซ็นต์ และซิลิกอน (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) เหมาะกับงานด้านทานการกัดกร่อน งานเพิ่มความแข็งแรงจากการตีกระทบ งานด้านทานการกระทบ และงานด้านทานการหลุดร่อน |

ตารางที่ ก. 4 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมไส้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe8

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|---|
| EN 14700 | มาตรฐานลวดเชื่อมพอกแข็งของยุโรป |
| T | ลวดไส้ฟลักซ์ |
| Fe8 | เหล็กผสมคาร์บอน 0.2-2 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 5-18 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 0.3-3 เปอร์เซ็นต์ โมลิบดีนัมน้อยกว่า 4.5 เปอร์เซ็นต์ ทังสแตนน้อยกว่า 2 เปอร์เซ็นต์ วาเนเดียมน้อยกว่า 2 เปอร์เซ็นต์ ไนโอเบียมน้อยกว่า 10 เปอร์เซ็นต์ ซิลิกอน และไทเทเนียม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) เหมาะกับงานด้านทานการสึกหรอ งานด้านทานการกระทบ และงานด้านทานอุณหภูมิสูง |

ตารางที่ ก. 5 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe10

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| EN 14700 | มาตรฐานลวดเชื่อมพอกแข็งของยุโรป |
| T | ลวดไส้ฟลักซ์ |
| Fe10 | เหล็กผสมคาร์บอนน้อยกว่า 0.25 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 17-22 เปอร์เซ็นต์ นิกเกิล 7-11 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 3-8 เปอร์เซ็นต์ โมลิบดีนัมน้อยกว่า 1.5 เปอร์เซ็นต์ ไนโอเบียมน้อยกว่า 1.5 เปอร์เซ็นต์ และซิลิกอน (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) เหมาะกับงานด้านทานการกัดกร่อน งานเพิ่มความแข็งแรงจากการตีกระทบ งานด้านทานการกระทบ และงานด้านทานการหลุดร่อน |

ตารางที่ ก. 6 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 14700: T Fe8

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|---|
| EN 14700 | มาตรฐานลวดเชื่อมพอกแข็งของยุโรป |
| T | ลวดใต้ฟลักซ์ |
| Fe8 | เหล็กผสมคาร์บอน 0.2-2 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 5-18 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 0.3-3 เปอร์เซ็นต์ โมลิบดีนัมน้อยกว่า 4.5 เปอร์เซ็นต์ ทั้งสแตนน้อยกว่า 2 เปอร์เซ็นต์ วานาเดียมน้อยกว่า 2 เปอร์เซ็นต์ ไนโอเบียมน้อยกว่า 10 เปอร์เซ็นต์ ซิลิกอน และไทเทเนียม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) เหมาะกับงานด้านทานการสึกหรอ งานด้านทานการกระแทก และงานด้านทานอุณหภูมิสูง |

ตารางที่ ก. 7 สัญลักษณ์ของลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์มาตรฐาน EN 756: S2Si

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| EN 756 | มาตรฐานลวดเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของยุโรป |
| S | ลวดตัน (Solid wire) |
| 2 | พลังงานจากแรงกระแทก 47 จูล ที่อุณหภูมิ -20 องศาเซลเซียส |
| Si | เหล็กผสมคาร์บอน 0.07-0.15 เปอร์เซ็นต์ ซิลิกอน 0.15-0.40 เปอร์เซ็นต์ แมงกานีส 0.80-1.30 เปอร์เซ็นต์ โมลิบดีนัม 0.15 เปอร์เซ็นต์ นิกเกิล 0.15 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 0.15 เปอร์เซ็นต์ ทองแดง 0.30 เปอร์เซ็นต์ และอะลูมิเนียม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) |

ตารางที่ ก. 8 สัญลักษณ์ของฟลักซ์มาตรฐาน EN 760: S A FB 2 65 DC H5

| สัญลักษณ์ | ความหมาย |
|-----------|--|
| EN 760 | มาตรฐานฟลักซ์สำหรับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ของยุโรป |
| S | ฟลักซ์สำหรับการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์ |
| A | ฟลักซ์ชนิดกาว (Agglomerated flux) |
| FB | ฟลักซ์ชนิดต่างฟลูออไรด์ (Fluoride-basic) |
| 2 | ใช้กับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมและเหล็กนิกเกิล |
| 65 | เติมธาตุผสมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซิลิกอน 0.1-0.3 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 0.5-1.0 เปอร์เซ็นต์ และไนโอเบียม 0.05-0.10 เปอร์เซ็นต์ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) |
| DC | ใช้กระแสตรง |
| H5 | ปริมาณไฮโดรเจนน้อยกว่า 5 มิลลิกรัมต่อบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม 100 กรัม |

ภาคผนวก ข

การคำนวณส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ

การคำนวณส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ

ผงโลหะ 3 และผงโลหะ 4 เกิดจากการผสมกันของผงโลหะมากกว่า 1 ชนิด โดยเป็นผงโลหะที่ถูกออกแบบมาเพื่อให้ผสมรวมกับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำแล้วทำให้บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งมีปริมาณธาตุผสมหลักที่ใกล้เคียงกับการเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก โดยธาตุผสมหลักที่สนใจประกอบด้วย คาร์บอน โครเมียม แมงกานีส นิกเกิล โมลิบดีนัม และวานาเดียม ซึ่งปริมาณธาตุผสมเหล่านี้สามารถคำนวณได้ก่อนที่จะทำการเชื่อมจริง สำหรับวิธีการคำนวณการผสมผงโลหะแต่ละชนิดเข้าด้วยกันเพื่อให้ได้ผงโลหะ 3 และผงโลหะ 4 แสดงดังต่อไปนี้

1. การคำนวณส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3

ผงโลหะ 3 เกิดจากการผสมกันของผงโลหะ 2 ชนิด ประกอบด้วย ผงเหล็ก-คาร์บอน (Ferro-carbon) และผงเหล็ก-โครเมียม (Ferro-chromium) ซึ่งส่วนผสมทางเคมีจากผู้ผลิตแสดงในตารางที่ ข. 1 วิธีการคำนวณการผสมผงโลหะ แสดงดังนี้

ตารางที่ ข. 1 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะที่ใช้ในการผลิตผงโลหะ 3

| Powder | %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Fe |
|----------------|------|-----|-----|------|------|------|
| Ferro-carbon | 1.0 | - | - | - | - | Bal. |
| Ferro-chromium | 0.04 | 2.9 | - | 34.7 | 0.43 | Bal. |

1.1 หาอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยจากการทดลองพบว่าการเชื่อม 1 แนว มีน้ำหนักของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเท่ากับ 50 กรัม ต้องทำการเชื่อมจำนวน 5 แนว จึงเต็มพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเดิม ซึ่งมีพื้นที่ 187.5 ตารางเซนติเมตร ดังนั้น อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำจึงมีค่าเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ซึ่งค่านี้ถือเป็นค่าคงที่ของทุกสภาวะการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะในงานวิจัยนี้

1.2 ทำการสุ่มปริมาณผงเหล็ก-คาร์บอน ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยสุ่มที่ปริมาณ 60 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นเมื่อเชื่อมเป็นจำนวน 5 แนว ลงบนพื้นที่ 187.5 ตารางเซนติเมตร อัตราการเติมผงเหล็ก-คาร์บอน จึงมีค่าเท่ากับ 1.6 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

1.3 ทำการสุ่มปริมาณผงเหล็ก-โครเมียม ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดย สุ่มที่ปริมาณ 30 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-โครเมียม จึงมีค่าเท่ากับ 0.8 กรัมต่อ ตารางเซนติเมตร

1.4 แทนค่าลงในสมการที่ ข. 1 โดยการนำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของ ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ผงเหล็ก-คาร์บอน และผงเหล็ก-โครเมียม ใต้ลงในสมการ ซึ่ง ชาติที่สนใจคือ คาร์บอน (%X) โดยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.1 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0.1$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=1.33$) ในขณะที่ผง เหล็ก-คาร์บอนมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 1.0 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=1.0$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.6 กรัมต่อ ตารางเซนติเมตร ($y_j=1.6$) และผงเหล็ก-โครเมียมมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.04 เปอร์เซ็นต์ ($x_k=0.04$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.8 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_k=0.8$)

$$\%X = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{\sum_{i=1}^n y_i} \quad (\text{ข. 1})$$

เมื่อ %X คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

x_i คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจของโลหะเติม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

y_i คือ อัตราการเติมของโลหะเติม (กรัมต่อตารางเซนติเมตร)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j + x_k y_k}{y_i + y_j + y_k}$$

$$\%C = \frac{(0.1 \times 1.33) + (1.0 \times 1.6) + (0.04 \times 0.8)}{1.33 + 1.6 + 0.8}$$

$$\%C = 0.47$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.47 เปอร์เซ็นต์

1.5 แทนค่าลงในสมการที่ ข. 1 อีกครั้งเพื่อหาปริมาณโครเมียม (%X) โดยลวด เชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 0 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0$) มีอัตราการเติมเท่ากับ

1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=1.33$) ในขณะที่ผงเหล็ก-คาร์บอนมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 0 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=0$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.6 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_j=1.6$) และผงเหล็ก-โครเมียมมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 34.7 เปอร์เซ็นต์ ($x_k=34.7$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.8 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_k=0.8$)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j + x_k y_k}{y_i + y_j + y_k}$$

$$\%Cr = \frac{(0 \times 1.33) + (0 \times 1.6) + (34.7 \times 0.8)}{1.33 + 1.6 + 0.8}$$

$$\%Cr = 7.44$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 7.44 เปอร์เซ็นต์

1.6 เมื่อได้อัตราการเติมผงโลหะที่ต้องการแล้ว จึงนำอัตราการเติมผงโลหะดังกล่าวไปหาปริมาณธาตุผสมชนิดอื่น ๆ ซึ่งสามารถหาได้ด้วยวิธีการเดียวกันกับข้อที่ 1.1 ถึง 1.4 โดยปริมาณธาตุผสมทั้งหมดหลังจากการคำนวณแล้ว แสดงดังตารางที่ ข. 2

ตารางที่ ข. 2 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 3 ที่ได้จากการคำนวณ

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Fe |
|------|------|------|------|------|------|
| 0.47 | 0.69 | 0.36 | 7.44 | 0.09 | Bal. |

1.7 นำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของผงเหล็ก-คาร์บอนและผงเหล็ก-โครเมียม ใส่งในสมการที่ ข. 1 แต่ไม่ต้องใส่งส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เนื่องจากต้องการคำนวณเฉพาะปริมาณส่วนผสมทางเคมีของผงเหล็ก-คาร์บอนที่ผสมกับผงเหล็ก-โครเมียมเท่านั้น โดยเริ่มจากการคำนวณธาตุผสมที่สนใจ เช่น คาร์บอน

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j}{y_i + y_j}$$

$$\%C = \frac{(1.0 \times 1.6) + (0.04 \times 0.8)}{1.6 + 0.8}$$

$$\%C = 0.68$$

ดังนั้น ผงโลหะ 3 ก็จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.68 เปอร์เซ็นต์

1.8 การหาปริมาณธาตุผสมที่สนใจชนิดอื่น ๆ ก็ทำในลักษณะเดียวกันกับข้อที่ 1.7 ซึ่งผลการคำนวณธาตุผสมที่สนใจชนิดอื่น ๆ ทั้งหมด แสดงดังตารางที่ ข. 3

ตารางที่ ข. 3 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3 ที่ได้จากการคำนวณ

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Fe |
|------|------|-----|-------|------|------|
| 0.68 | 0.97 | - | 11.57 | 0.14 | Bal. |

1.9 นำผงโลหะแต่ละชนิดมาผสมกันโดยวิธีทางกลคือ บรรจุผงโลหะแต่ละชนิดลงในภาชนะที่มีฝาปิดสนิท จากนั้นจึงเขย่าให้ผงโลหะผสมรวมกันเป็นเวลา 5 นาที

2. การคำนวณส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 3

ผงโลหะ 4 เกิดจากการผสมกันของผงโลหะ 5 ชนิด ประกอบด้วย ผงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียม (Ferro-carbon and chromium) ผงเหล็ก-โครเมียม (Ferro-chromium) ผงเหล็ก-แมงกานีส (Ferro-manganese) ผงเหล็ก-โมลิบดีนัม (Ferro-molybdenum) และผงเหล็ก-วานาเดียม (Ferro-vanadium) ซึ่งส่วนผสมทางเคมีจากผู้ผลิต แสดงในตารางที่ ข. 4 ส่วนวิธีการคำนวณการผสมผงโลหะทั้งหมด แสดงดังนี้

2.1 อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีค่าเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.2 ทำการสุ่มปริมาณผงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียม ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยสุ่มที่ปริมาณ 6.4 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียม จึงมีค่าเท่ากับ 0.171 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.3 ทำการส่อมปริมาณผงเหล็ก-โครเมียม ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยส่อมที่ปริมาณ 4.1 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-โครเมียม จึงมีค่าเท่ากับ 0.109 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.4 ทำการส่อมปริมาณผงเหล็ก-แมงกานีส ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยส่อมที่ปริมาณ 0.9 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-แมงกานีส จึงมีค่าเท่ากับ 0.024 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.5 ทำการส่อมปริมาณผงเหล็ก-โมลิบดีนัม ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยส่อมที่ปริมาณ 0.5 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-โมลิบดีนัม จึงมีค่าเท่ากับ 0.013 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.6 ทำการส่อมปริมาณผงเหล็ก-วานาเดียม ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยส่อมที่ปริมาณ 0.5 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นอัตราการเติมผงเหล็ก-วานาเดียม จึงมีค่าเท่ากับ 0.013 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

ตารางที่ ข. 4 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะที่ใช้ในการผลิตผงโลหะ 4

| Powder | %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Mo | %V | %Fe |
|---------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Ferro-carbon and chromium | 6.1 | 0.66 | - | 69.5 | - | - | - | Bal. |
| Ferro-chromium | 0.04 | 2.9 | - | 34.7 | 0.43 | - | - | Bal. |
| Ferro-manganese | 0.08 | 0.40 | 92.8 | - | - | - | - | Bal. |
| Ferro-molybdenum | 0.03 | 0.78 | - | - | - | 61.3 | - | Bal. |
| Ferro-vanadium | 0.05 | 0.85 | - | - | - | - | 54.2 | Bal. |

2.7 แทนค่าลงในสมการที่ ข. 1 โดยการนำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ ผงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียม ผงเหล็ก-โครเมียม ผงเหล็ก-แมงกานีส ผงเหล็ก-โมลิบดีนัม และผงเหล็ก-วานาเดียม ใส่ลงในสมการ ซึ่งธาตุผสมที่สนใจคือคาร์บอน (%X) โดยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.1 เปอร์เซ็นต์ ($x_c=0.1$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_c=1.33$) ในขณะที่ผงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียมมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 6.1 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=6.1$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.171 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_j=0.171$) ผงเหล็ก-โครเมียมมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.04 เปอร์เซ็นต์ ($x_k=0.04$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.109 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_k=0.109$) ผงเหล็ก-แมงกานีสมีปริมาณ

คาร์บอนเท่ากับ 0.076 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0.076$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.024 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=0.024$) ฟงเหล็ก-โมลิบดีนัมมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.03 เปอร์เซ็นต์ ($x_m=0.03$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.013 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_m=0.013$) และฟงเหล็ก-วานาเดียมมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.045 เปอร์เซ็นต์ ($x_n=0.045$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.013 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_n=0.013$)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j + x_k y_k + x_l y_l + x_m y_m}{y_i + y_j + y_k + y_l + y_m}$$

$$\%C = \frac{(0.1 \times 1.33) + (6.1 \times 0.171) + (0.04 \times 0.109) + (0.076 \times 0.024) + (0.03 \times 0.013) + (0.045 \times 0.013)}{1.33 + 0.171 + 0.109 + 0.024 + 0.013 + 0.013}$$

$$\%C = 0.71$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.71 เปอร์เซ็นต์

2.8 เมื่อได้อัตราการเติมฟงโลหะที่ต้องการแล้ว จึงนำอัตราการเติมฟงโลหะดังกล่าวไปหาปริมาณธาตุผสมชนิดอื่น ๆ ซึ่งสามารถหาได้ด้วยวิธีการเดียวกันกับข้อที่ 2.1 ถึง 2.7 โดยปริมาณธาตุผสมทั้งหมดหลังจากการคำนวณแล้ว แสดงดังตารางที่ ข. 5

ตารางที่ ข. 5 ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมฟงโลหะ 4 ที่ได้จากการคำนวณ

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Mo | %V | %Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 0.71 | 0.51 | 2.09 | 9.86 | 0.03 | 0.50 | 0.44 | Bal. |

2.9 นำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของฟงเหล็ก-คาร์บอนและโครเมียม ฟงเหล็ก-โครเมียม ฟงเหล็ก-แมงกานีส ฟงเหล็ก-โมลิบดีนัม และฟงเหล็ก-วานาเดียม ใส่ลงในสมการที่ ข. 1 แต่ไม่ต้องใส่ส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เนื่องจากต้องการคำนวณเฉพาะปริมาณส่วนผสมทางเคมีของฟงโลหะที่เติมเท่านั้น โดยเริ่มจากคำนวณธาตุผสมที่สนใจ เช่น คาร์บอน

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j + x_k y_k + x_l y_l + x_m y_m + x_n y_n}{y_i + y_j + y_k + y_l + y_m + y_n}$$

$$\%C = \frac{(6.1 \times 0.171) + (0.04 \times 0.109) + (0.076 \times 0.024) + (0.03 \times 0.013) + (0.045 \times 0.013)}{0.171 + 0.109 + 0.024 + 0.013 + 0.013}$$

$$\%C = 3.18$$

ดังนั้น ผงโลหะ 4 ก็จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 3.18 เปอร์เซ็นต์

2.10 การหาปริมาณธาตุผสมที่สนใจชนิดอื่น ๆ ก็ทำในลักษณะเดียวกันกับข้อที่ 2.9 ซึ่งผลการคำนวณธาตุผสมที่สนใจชนิดอื่น ๆ ทั้งหมด แสดงดังตารางที่ ข. 6

ตารางที่ ข. 6 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ 4 ที่ได้จากการคำนวณ

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Mo | %V | %Fe |
|------|------|------|-------|------|------|------|------|
| 3.18 | 1.39 | 6.74 | 47.34 | 0.14 | 2.47 | 2.19 | Bal. |

2.11 นำผงโลหะแต่ละชนิดมาผสมกันโดยวิธีทางกลคือ บรรจุผงโลหะแต่ละชนิดลงในภาชนะที่มีฝาปิดสนิท จากนั้นจึงเขย่าให้ผงโลหะผสมรวมกันเป็นเวลา 5 นาที

ภาคผนวก ค

ตัวอย่างการคำนวณอัตราดอกเบี้ยเงินฝาก

ตัวอย่างการคำนวณอัตราการเติมผงโลหะ

1. อัตราการเติมผงโลหะ 1

การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 1 (FE+PD1) มีธาตุผสมที่สนใจคือ โครเมียม โดยต้องการให้มีปริมาณโครเมียมหลังการเชื่อมเท่ากับ 8.5 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งเท่ากับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก สำหรับขั้นตอนการคำนวณแสดงดังต่อไปนี้

1.1 หาอัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยจากการทดลองพบว่าการเชื่อม 1 แนว มีน้ำหนักของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเท่ากับ 50 กรัม ต้องทำการเชื่อมจำนวน 5 แนว จึงเต็มพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเดิม ซึ่งมีพื้นที่ 187.5 ตารางเซนติเมตร ดังนั้น อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำจึงมีค่าเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ซึ่งค่านี้ถือเป็นค่าคงที่ของทุกสภาวะการเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมผงโลหะในงานวิจัยนี้

1.2 ทำการสุ่มปริมาณผงโลหะ 1 ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยสุ่มที่ปริมาณ 16 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นเมื่อเชื่อมเป็นจำนวน 5 แนว ลงบนพื้นที่ 187.5 ตารางเซนติเมตร อัตราการเติมผงโลหะ 1 จึงมีค่าเท่ากับ 0.43 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

1.3 แทนค่าลงในสมการที่ ค. 1 โดยการนำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของทั้งลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและผงโลหะ 1 ใส่ลงในสมการ ซึ่งธาตุที่สนใจคือ โครเมียม (%X) โดยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณโครเมียมเท่ากับ 0 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=1.33$) ในขณะที่ผงโลหะ 1 มีปริมาณโครเมียมเท่ากับ 34.7 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=34.7$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 0.43 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_j=0.43$)

$$\%X = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{\sum_{i=1}^n y_i} \quad (\text{ค. 1})$$

เมื่อ %X คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็ง (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

x_i คือ ปริมาณธาตุผสมที่สนใจของโลหะเดิม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

y_i คือ อัตราการเติมของโลหะเดิม (กรัมต่อตารางเซนติเมตร)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j}{y_i + y_j}$$

$$\%Cr = \frac{(0 \times 1.33) + (34.7 \times 0.43)}{1.33 + 0.43}$$

$$\%Cr = 8.41$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 8.41 เปอร์เซ็นต์

1.4 ทดลองสุ่มอัตราการเติมของผงโลหะ 1 อีกครั้ง จนกว่าจะได้ปริมาณธาตุที่สนใจเป็นไปตามที่ต้องการ

1.5 เมื่อได้อัตราการเติมผงโลหะที่ต้องการแล้ว จึงนำอัตราการเติมผงโลหะดังกล่าวไปหาปริมาณธาตุผสมชนิดอื่น ๆ ซึ่งสามารถหาได้ด้วยวิธีการเดียวกันกับข้อที่ 1.1 ถึง 1.3 โดยปริมาณธาตุผสมทั้งหมดหลังจากการคำนวณ แสดงดังตารางที่ ค. 1

ตารางที่ ค. 1 ปริมาณธาตุผสมที่ได้จากการคำนวณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 1

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Fe |
|------|------|------|------|------|------|
| 0.09 | 0.85 | 0.76 | 8.41 | 0.10 | Bal. |

2. อัตราการเติมผงโลหะ 3

การเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 3 (FE+PD3) มีธาตุผสมที่สนใจอยู่สองชนิดคือ คาร์บอนและโครเมียม โดยต้องการให้มีปริมาณคาร์บอนและโครเมียมหลังการเชื่อมเท่ากับ 0.46 และ 7.1 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งใกล้เคียงกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค สำหรับขั้นตอนการคำนวณแสดงดังต่อไปนี้

2.1 อัตราการเติมบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีค่าเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.2 ทำการสุ่มปริมาณผงโลหะ 3 ที่จะเติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยสุ่มที่ปริมาณ 90 กรัมต่อแนวเชื่อม ดังนั้นเมื่อเชื่อมเป็นจำนวน 5 แนวเชื่อม ลงบนพื้นที่ 187.5 ตารางเซนติเมตร อัตราการเติมผงโลหะ 3 จึงมีค่าเท่ากับ 2.44 กรัมต่อตารางเซนติเมตร

2.3 แทนค่าลงในสมการที่ ค. 1 โดยการนำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของทั้งลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและผงโลหะ 3 ใส่ลงในสมการ เนื่องจากมีธาตุผสมที่สนใจสองชนิด ดังนั้นจึงต้องเลือกธาตุผสมตัวใดตัวหนึ่งก่อน เช่น คาร์บอน (%X) โดยลวดเชื่อมชนิด

เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.1 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0.1$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=1.33$) ในขณะที่ผงโลหะ 3 มีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.68 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=0.68$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 2.4 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_j=2.4$)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j}{y_i + y_j}$$

$$\%C = \frac{(0.1 \times 1.33) + (0.68 \times 2.4)}{1.33 + 2.4}$$

$$\%C = 0.47$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณคาร์บอนเท่ากับ 0.47 เปอร์เซ็นต์

2.4 ทดลองสุ่มอัตราการเติมของผงโลหะ 3 อีกครั้ง จนกว่าจะได้ปริมาณธาตุที่สนใจเป็นไปตามที่ต้องการ

2.5 เมื่อได้อัตราการเติมผงโลหะที่ต้องการแล้ว เช่น 2.4 กรัมต่อตารางเซนติเมตร จึงนำอัตราการเติมผงโลหะดังกล่าวไปหาปริมาณธาตุโครเมียม

2.6 แทนค่าลงในสมการที่ ค. 1 โดยการนำส่วนผสมทางเคมีและอัตราการเติมของทั้งลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและผงโลหะ 3 ใส่ลงในสมการ ซึ่งธาตุที่สนใจคือ โครเมียม (%X) โดยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีปริมาณโครเมียมเท่ากับ 0 เปอร์เซ็นต์ ($x_i=0$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 1.33 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_i=1.33$) ในขณะที่ผงโลหะ 3 มีปริมาณโครเมียมเท่ากับ 11.57 เปอร์เซ็นต์ ($x_j=11.57$) มีอัตราการเติมเท่ากับ 2.4 กรัมต่อตารางเซนติเมตร ($y_j=2.4$)

จะได้ว่า

$$\%X = \frac{x_i y_i + x_j y_j}{y_i + y_j}$$

$$\%Cr = \frac{(0 \times 1.33) + (11.57 \times 2.4)}{1.33 + 2.4}$$

$$\%Cr=7.48$$

ดังนั้น บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งก็จะมีปริมาณ โครเมียมเท่ากับ 7.48 เปอร์เซ็นต์

2.7 เมื่อได้อัตราการเติมผงโลหะที่ต้องการแล้ว จึงทำการหาปริมาณธาตุผสมชนิดอื่น ๆ ซึ่งสามารถหาได้ด้วยวิธีการเดียวกันกับข้อที่ 2.1 ถึง 2.3 โดยปริมาณธาตุผสมทั้งหมดหลังจากการคำนวณ แสดงดังตารางที่ ค.2

ตารางที่ ค. 2 ปริมาณธาตุผสมที่ได้จากการคำนวณบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมพอกแข็งของการเชื่อมที่มีการเติมผงโลหะ 3

| %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Fe |
|------|------|------|------|------|------|
| 0.47 | 0.69 | 0.36 | 7.48 | 0.09 | Bal. |

ภาคผนวก ง

ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 1

เรื่อง The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding



Contents lists available at ScienceDirect

Wear

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

The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding



Buntoeng Srikarun, Hein Zaw Oo, Salita Petchsang, Prapas Muangjunburee*

Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla 90112, Thailand

ARTICLE INFO

Keywords:
Submerged arc welding
Hardfacing
Dilution
Added metal powder
Wear resistance

ABSTRACT

Coal crusher is an important piece of equipment in the production of coal, but its abrasive wear remains a troublesome problem. A worn coal crusher damaged by abrasive wear is usually repaired by hardfacing weld deposit to prolong its lifespan. Currently, submerged arc welding with added metal powder is gaining interest as a hardfacing process. This study aimed to find alternative materials for hardfacing a coal crusher by submerged arc welding, possibly with powder added into the weld pool. Five samples were welded with a single hardfacing layer. Metal powders were added to some samples. The macroscopic structure and dilution of the deposited layer were examined using a stereo camera, across the cases. The chemical composition of the weld metal was investigated using an optical emission spectrometer. The worn surface layers, as well as the metallurgical structure of the hardfaced surfaces, were characterized optical microscopy, scanning electron microscopy, and energy dispersive X-ray diffraction. Mechanical properties were assessed from microhardness testing and abrasive wear testing. The results showed a variety of chemical compositions in the hardfaced deposit, depending on the type of wire used, the dilution of the weld metal, and the type of metal powder added. There are advantages and disadvantages to welding dilution of hardfaced metal, and the degree of dilution depends on the type of wire and added powder used. Carbon, chromium, manganese and nickel contents in the dilution layer and in the added powder with the welded metal lead to structures that are mixtures of martensite and austenite, and this combination greatly improves hardness and wear resistance. The addition of ferro-carbon-chromium produced intergranular carbides, which were a major cause of decreasing wear resistance of the martensite structure. The worn surfaces of hardfacing layer showed micro cutting, micro ploughing, and micro fracture.

1. Introduction

Mae Moh Mine operated by Electricity Generating Authority of Thailand (EGAT) has the mission to send lignite to Mae Moh power plant for generating electricity. Reducing lignite ores into suitable sizes for use in the incinerators requires the use of a coal crusher as shown in Fig. 1. The coal crusher at Mae Moh Mine is a single roll machine made with a low chromium alloy steel. Coal crushing efficiency decreases with wear of the crusher teeth. The main problems encountered in coal crusher surfaces are abrasive and impact wear from lignite coal particles. Therefore, the crusher parts must be reconditioned, and replacement with a new part has a relatively high cost with lost operating time due to the shutdown required. Extending the useful life of the coal crusher by hardfacing the rolls is widely practiced as a reconditioning method.

Surface coating technology plays an important role in extending the life of worn parts by improving the surface properties of an original

worn surface [1–3]. There are various methods of coating, such as thermal spraying, heat treatment, and hardfacing; and the last one is an attractive option because of its simplicity and economy [4–6]. Currently, shielded metal arc welding is used to hardface the coal crusher at Mae Moh Mine. However, this process requires skilled welders and is slow. Although there are different types of welding processes for hardfacing, submerged arc welding is the most suitable type due to its reliability and high deposition rate [7,8].

Selecting suitable materials for hardfaced welding on low alloy steel can greatly reduce costs [9,10]. High hardness martensitic steel as hardfacing layer over a buffer layer of high toughness austenitic stainless steel has been widely used in reconditioning for applications that require resistance to abrasive and impact wear, such as grinding teeth of a coal crusher, soil excavator, agricultural machinery, etc. [11–14]. However, it is often necessary to substitute cheaper materials for martensitic steel to lower the costs. The literature review indicated that hardfacing by submerged arc welding with added powdered alloys

* Corresponding author.

E-mail address: prapas.m@psu.ac.th (P. Muangjunburee).

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.02.027>

Received 27 November 2018; Received in revised form 18 February 2019; Accepted 19 February 2019

Available online 20 February 2019

0043-1648/© 2019 Elsevier B.V. All rights reserved.

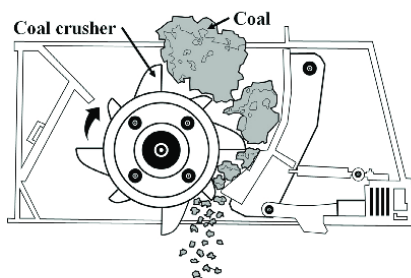


Fig. 1. Schematic of a single-roll coal crusher machine.

has been of recent interest [15]. The literature on welding with added metal powders to make the properties of hardfacing layer similar to that of martensitic welded steel is sparse, hence the objective of this study was to find alternative materials and methods for repairing the coal crusher at Mae Moh at a low cost.

This study compares the metallurgical properties and mechanical properties of hardfaced deposits from submerged arc welding with and without added powder, and with an austenitic stainless-steel type buffer layer welded onto low chromium alloy steel. The materials and methods used in this research might provide the necessary resistance to abrasion and impact. Wear test results will be compared to those for samples welded with martensitic steel wire.

2. Materials and methods

2.1. Welding procedures

Twin-wire submerged arc welding using 2.5 mm diameter wire electrodes was used to deposit both the buffer and the hardfacing layers. Distance between two electrodes was 7 mm. Austenitic stainless-steel wire type 307 (SUS) for the buffer layer, martensitic steel wire (MA) for the standard hardfacing, and low carbon steel wire (FE) for hardfacing with and without added metal powder were used. The three types of metal powder added were ferro-chromium powder (PD1), ferro-carbon powder (PD2) and ferro-carbon-chromium powder (PD3). For welding, the twin-wire submerged arc welding was used with high basic flux. The base metal was a low chromium alloy steel and its chemical composition from OES test is given in Table 1. The base steel coupon had 75 mm width, 250 mm length and 20 mm thickness. According to carbon equivalent value of Eq. (1), the preheating temperature was 350 °C [16]. Prior to application of the hardfacing layers, the sample surface was covered with one buffer layer applied in 6 passes, and then a single hardfacing layer with 5 passes was laid over the underlying buffer layer, and each bead was overlapped approximately 30%, see Fig. 2. In the experiments with added metal powder, the powder was fed to the front of the welding head along the direction of welding, as shown in Fig. 3. During welding, these powders melted in the weld pool and were mixed into the hardfacing layers. To become martensitic hardfacing layer, the quantity of added powder was adjusted to obtain a final weld metal as similar composition as the MA sample. The chemical compositions of the materials used and the flux for submerged arc welding of this study are shown in Tables 2 and 3.

Table 1

Chemical compositions as given in the specifications by the manufacturer (% wt).

| C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|
| 0.38 | 0.40 | 0.52 | 0.17 | 3.42 | 0.30 | Rest |

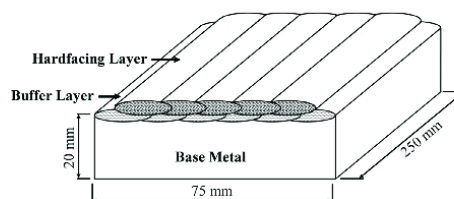


Fig. 2. Schematic of the welding sequence, with one layer of buffer and hardfacing each.

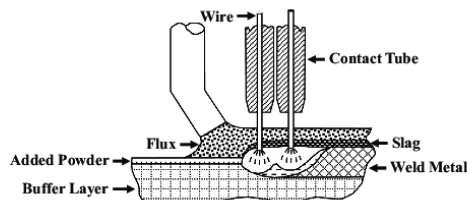


Fig. 3. Schematic representation of twin-wire submerged arc welding with flux and added metal powder ahead of the welding arc.

Table 2

Materials chemical compositions as given in the specifications from the manufacturer (% wt).

| Material | C | Si | Mn | Ni | Cr | Fe |
|--|------|------|------|------|-------|------|
| Austenitic stainless-steel wire type 307 (SUS) | 0.04 | 0.66 | 6.00 | 9.47 | 19.95 | Rest |
| Martensitic steel wire (MA) | 0.46 | 0.74 | 1.75 | – | 7.09 | Rest |
| Low carbon steel wire (FE) | 0.10 | 0.20 | 1.00 | – | – | Rest |
| Ferro-chromium powder (PD1) | 0.04 | 2.90 | – | 0.43 | 34.7 | Rest |
| Ferro-carbon powder (PD2) | 1.20 | 0.05 | – | – | – | Rest |
| Ferro-carbon-chromium powder (PD3) | 0.68 | 0.97 | – | 0.14 | 11.57 | Rest |

Table 3

Chemical composition of high basic flux used for submerged arc welding (% wt).

| SiO ₂ + TiO ₂ | CaO + MgO | Al ₂ O ₃ + MnO | CaF ₂ |
|-------------------------------------|-----------|--------------------------------------|------------------|
| 18 | 35 | 23 | 22 |

$$\text{Carbon equivalent (\%)} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14} \quad (1)$$

Five alternative cases were tested. In two cases no metal powder was added. In the other three cases, samples were welded with metal powder. The hardfaced deposits were welded using Direct Current Electrode Positive (DCEP) polarity with 25.4 mm wire extension and using 350 °C of interpass temperature. These welding parameters were chosen to be appropriate for the welding materials and in accordance with the manufacturer's recommendations, as shown in Table 4.

2.2. Chemical compositions and metallurgical investigation

The chemical composition of the hardfaced top surface was analyzed using an optical emission spectrometer (OES), Thermo ARL Model 3460.

Macro and microstructural analyses were performed across a cross-section perpendicular to the weld direction. The samples were cut with mechanical tools and ground and polished with 1 μm agglomerated alumina suspension, and then etched with Viella's reagent. The macrostructure was examined using an Olympus SZ2-ET stereo camera. The

Table 4
Details of metal powder additions and welding parameters.

| Case | Powder addition (g/cm) | | | Voltage (V) | Current (A) | Welding speed (cm/min) | Heat input (kJ/cm) |
|----------|------------------------|-----|-----|-------------|-------------|------------------------|--------------------|
| | PD1 | PD2 | PD3 | | | | |
| MA | – | – | – | 30 | 600 | 60 | 18 |
| FE | – | – | – | 30 | 600 | 60 | 18 |
| FE + PD1 | 0.6 | – | – | 30 | 600 | 60 | 18 |
| FE + PD2 | – | 1.6 | – | 30 | 600 | 60 | 18 |
| FE + PD3 | – | – | 3.6 | 30 | 600 | 60 | 18 |

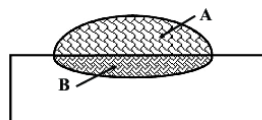


Fig. 4. Schematic of welding dilution.

dilution in the hardfaced deposits was determined by measuring the area of the filler metal added (A) and the area of the melted base metal (B) on macrograph images as shown in Fig. 4. The percent dilution was calculated using Eq. (2) [17]. Microscopic examination was performed using a Carl Zeiss, Axio Scope.A1 optical microscope (OM). The Quanta 400 FEI scanning electron microscope (SEM) equipped with Oxford energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) was also used for investigating the microstructure under high magnification, and also to determine line scanned composition in terms of chromium, manganese, and nickel, and point scanned composition in term of crack and inclusion.

$$\text{Percent dilution} = \frac{\text{Area B}}{\text{Area A} + \text{Area B}} \times 100 \quad (2)$$

The Philips X'Pert MPD X-ray diffraction (XRD) with Cu K- α radiation in the 35–85 degrees range and X'Pert High Score Plus, v3.0e phase analysis software were used to identify the crystal structure in the hardfaced zones on the top surface of the welded sample. From the XRD patterns, the volume fraction of austenite structure was estimated using the peak comparison method to quantify phases.

2.3. Microhardness test

The Vickers' microhardness data along cross sections of the samples were obtained using the Matsuzawa MMT-X7B tester. The hardness measurements were taken randomly but mainly inside the bead from the buffer to the hardfacing layer by applying 200 g (HV_{0.2}) loads for 10 s at each measurement point, that was 0.25 mm apart.

2.4. Abrasive wear test

Wear test was done using a wear testing machine in accordance with ASTM G65 procedure A, as shown in Fig. 5. The specimens were 25.4 mm wide, 76.2 mm long, and 12.7 mm thick. 3 specimens were used for each condition. The specimen surface was prepared to be smooth and flat and surface roughness was approximately 0.8 μ m. Prior to the wear test, the specimen was weighed with a balance to 0.0001 g accuracy. Abrasive sand used for wear test had 212–300 μ m particles at a flow rate of 300 g/min, with 130 N applied load and the rotational speed of 200 rpm applied to 4309 m rotational distance. On completing the test, the worn samples were re-weighed to determine the weight loss from the initial weight, and the wear resistance was defined as rotational distance divided by average mass loss.

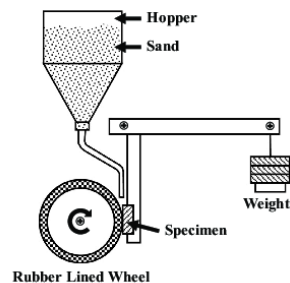


Fig. 5. Schematic of the wear testing machine following ASTM G65 standard.

3. Results and discussion

3.1. Macrostructure

The macroscopic structures of base metal, heat affected zone, buffer layer and hardfacing layer in the cross-sections are shown in Fig. 6. There are no cracks or any inclusions in the hardfaced deposits formed without metal powders, whereas cracks and inclusions occurred when metal powders were added. The welded metal contains contaminants like unmelted powder and flux with the residual stresses from the rapid solidification and it tends to cause cracks [18,19]. These contaminants became inclusions and it can be proved by EDX point scan test. However, the microcracks formed were not harmful as they did not spread into the buffer layer and into the base metal. The weld thickness of the hardfacing layer with added powder was higher than without powder. The thickness of the hardfacing layer was directly related to the amount of metal powder added, because the metal powder became deposited.

Fig. 7 shows the percent dilution of hardfaced deposits. It is noted that the dilution of the hardfaced deposit welded with martensitic steel wire was 55.7%, and the low carbon steel without powder was 61.4%. Metal powder additions have several effects. While welding with metal powder tended to decrease the welding dilution, the quantity of hardfaced metal increased. In addition, on welding with metal powders the heat of the arc must melt the wire electrodes, and part of the buffer layer must be subdivided into the molten weld pool with metal powder. This possibly decreases the weld pool temperature and thus can reduce weld dilution of the hardfacing layer with the buffer layer. The added powder during welding increased the deposition rate of hardfacing layer without increasing the heat input to the workpiece. Therefore, the more powder in the weld pool added, the more deposition rate and size of the weld bead were. However, the filler penetration was lower due to decreasing of heat intensity and it led to decrease the dilution.

3.2. Chemical composition

The chemical compositions on the top surfaces of the hardfaced metal are given in Table 5. The results show that the chemical composition varies by the type of welding wire used and by added metal powder and is diluted with buffer layer. The chemical composition of

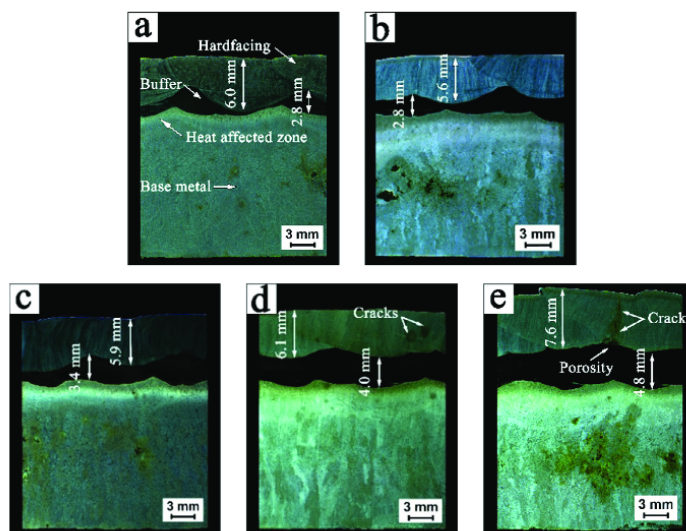


Fig. 6. The macrostructure of welded samples: (a) MA; (b) FE; (c) FE+PD1; (d) FE+PD2; and (e) FE+PD3.

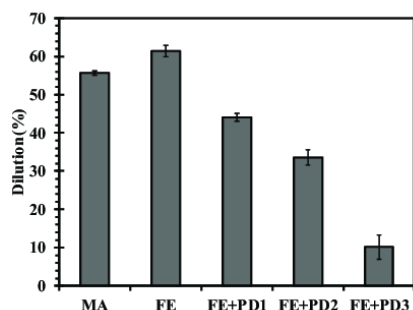


Fig. 7. Dilution results.

Table 5

The chemical compositions of hardfacing layers (% wt).

| Case | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | V | Fe |
|--------|------|------|------|------|-------|------|------|------|
| MA | 0.31 | 0.96 | 3.15 | 3.42 | 11.24 | 0.27 | 0.16 | Rest |
| FE | 0.13 | 0.64 | 2.78 | 3.52 | 8.30 | 0.07 | 0.02 | Rest |
| FE+PD1 | 0.12 | 1.00 | 2.42 | 2.93 | 11.58 | 0.06 | 0.02 | Rest |
| FE+PD2 | 0.34 | 0.36 | 1.71 | 1.66 | 4.75 | 0.06 | 0.02 | Rest |
| FE+PD3 | 0.47 | 0.76 | 0.83 | 0.14 | 7.82 | 0.03 | 0.02 | Rest |

weld without added metal powder was significantly different from the original chemical composition, as the diluted weld deposit had increased contents of chromium, manganese, and nickel. For the cases with added metal powder, the amount of carbon and chromium was expected to be affected by the dilution. The changes in carbon content and chromium content of the hardfaced layer with added powder resulted from both the added metal powders and the dilution. FE+PD3 had elevated carbon and chromium contents from the powder and showed the least dilution (7.8%) because most metal powder was used in this case.

Fig. 8 shows the distributions of chromium, manganese, and nickel along the cross-section in the interlayer between buffer layer and

hardfacing layer. Fig. 8(a) shows the line scan results for the MA sample. This sample reveals that the trends for chromium, manganese, and nickel were similar in both regions. This means that there was high dilution with the buffer layer. The cases FE, FE+PD1, FE+PD2, and FE+PD3 are shown in Fig. 8(b)–(e). The trends of elements in the FE+PD3 sample shown in Fig. 8(e) are clearly different because this case had the least dilution.

3.3. Microstructure

X-ray diffraction patterns of the hardfaced deposits on the top surfaces are compared in Fig. 9. The microstructure was composed of martensite (α -Fe) and austenite (γ -Fe). There were significant amounts of austenite in the MA sample due to the dilution with the buffer layer. From the XRD result, FE case shows only martensite. In the samples welded with added powder, more martensite phase was expected because the powders contain sufficient alloying elements to counteract dilution. The FE+PD1 shows a martensite matrix and austenite due to the powder, and some possible dilution with the buffer layer. FE+PD2 had lower austenite peak than FE+PD1 because the former had less dilution. According to the results, lower dilution of the hardfaced deposit decreases the amount of austenitic structures. The lowest dilution of the hardfacing occurred in the FE+PD3 case, and it had a microstructure of martensite.

Fig. 10 shows the volume fraction for the different hardfaced deposits, obtained by the XRD peak comparison method. MA case presented high fraction of austenite as 22.7%. This result can prove that the sample contained higher alloying elements such as chromium, manganese, and nickel formed austenite structure. FE+PD1 revealed the highest austenite fraction about 26.9%. It was expected that some alloying elements such as chromium, manganese, and nickel received from the dilution and added powder. Those resulted in higher percent of austenite. In the other cases, there was no austenite, but the FE+PD2 case showed only 4%.

The microstructures of the hardfaced deposits are shown in Fig. 11. The results were based on a Schaeffler diagram to clarify the relationship between microstructure and chemical composition. The solidification mode of all hardfaced samples was columnar dendritic solidification due to rapid cooling rate and high alloying elements. Martensite

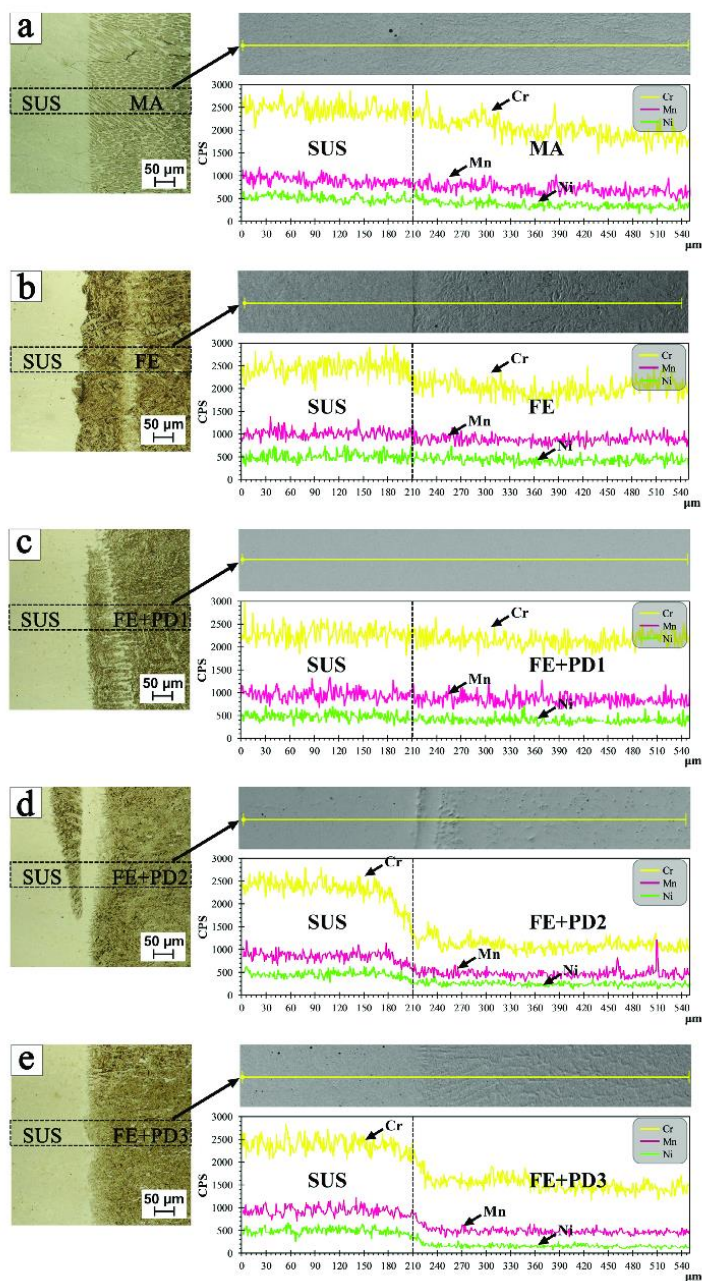


Fig. 8. Line scans of the major alloying elements across the welded deposit interface: (a) MA; (b) FE; (c) FE + PD1; (d) FE + PD2; and (e) FE + PD3.

together with a large amount of austenite in the grain boundaries is shown in Fig. 11(a) for the MA case. Of course, the austenitic microstructure came from the dilution of buffer layer. Commonly, a martensitic steel wire gives a microstructure of martensite with a small amount of retained austenite in the deposit [20]. Dilution of the weld

metal also affected the microstructure of FE case, shown in Fig. 11(b). Normally, pearlite and ferrite are found in a weld deposit from low carbon steel wires [21]. However, the alloying elements from the buffer layer gave a martensitic microstructure. Similarly, welding with added metal powder combined with the dilution of buffer layer to give a

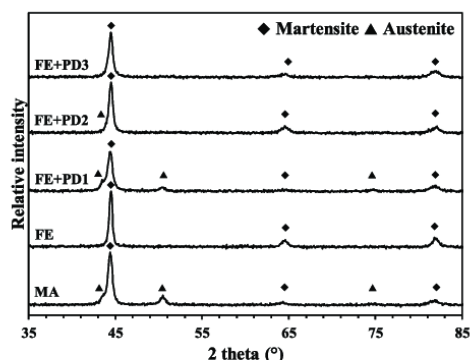


Fig. 9. XRD spectra of the experimental cases.

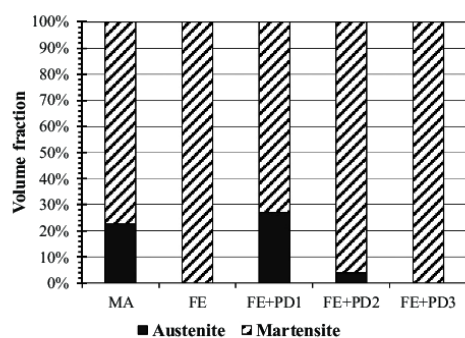


Fig. 10. Volume fraction for all cases.

mixture of martensite and austenite, which diffused across the weld metal of the hardfaced deposit, as shown in Fig. 11(c) and (d). Increasing the carbon and chromium contents gave more martensitic structures, while the contents of manganese and nickel that produce austenitic structures decreased. The FE + PD2 case showed a low dilution and promoted the formation of needle-shaped martensite, which can be confirmed by the hardness test. The effect on the microstructure of ferro-carbon-chromium powder addition in FE + PD3 case is presented in Fig. 11(e). Note that the structure of FE + PD3 case had a

martensite matrix with carbides, likely chromium carbide. Carbide formation was promoted by the combination of elements (carbon and chromium) present in the added metal powder [22,23]. Carbide formed when carbon and chromium were trapped at the grain boundaries in the cooling weld metal and settled into carbide crystals [24,25]. However, the amount of carbide was minimal and its peaks in the XRD spectra were not clear.

Fig. 12 shows the microstructures of hardfacing layer as imaged with a scanning electron microscope. The hardfaced deposit obtained using martensitic steel wires showed a mixture of martensite and austenite. The OM images of the hardfaced samples using low carbon steel wire, with and without metal powder, showed a mixture of martensite and austenite phases, and it was difficult to clearly identify them from SEM images. However, the SEM images also showed microscopic cracks of various sizes in samples welded with added metal powder. The size of microcracks varied with the amount of metal powders used. This means that the size of cracks will grow with more metal powder added into the weld pool. The cracks occurred in the weak grain boundary regions. The cause of cracks was previously discussed in the macrostructure section.

The crack and inclusion of FE + PD3 hardfacing layer were characterized by EDX point scan and the results can be seen in Fig. 13. Spectrum 1 shows the chemical composition of the incomplete molten powder. Spectrum 2 presents the area where flux or impurities did not melt after welding. A large amount of aluminum can be seen in spectrum 3 because it is expected that aluminum element came from alumina polishing powder embedded in the crack during the polishing process.

3.4. Microhardness

The results of cross-sectional hardness testing across the buffer layer and the hardfacing layer are shown in Fig. 14. The average hardness of buffer layer in all cases was 280 HV because its microstructure had an austenite matrix with comparatively low hardness. The MA hardfaced layer showed an average hardness of 360 HV, which is below expectation due to dilution with the austenitic buffer layer changing the microstructure and lowering hardness. FE hardfaced layer presented an average hardness around 356 HV, which is considerably higher than expected due to the dilution of the weld metal. Typically, low carbon steel welding wire leads to a low hardness [26]. The cases with added metal powders showed high hardnesses due to increased alloy addition and decreased dilution. FE + PD1 had an average hardness of 417 HV and FE + PD2 had an average hardness of 578 HV. FE + PD3 sample had an average hardness of 543 HV that was an exception, as it had the most

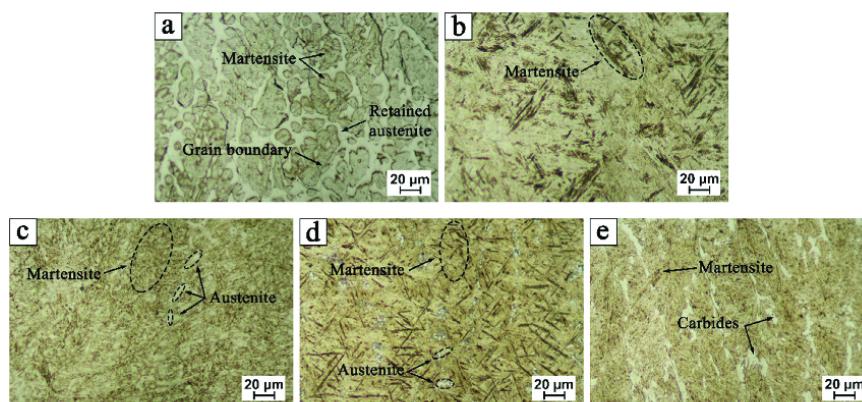


Fig. 11. Microstructure on cross-section of (a) MA; (b) FE; (c) FE + PD1; (d) FE + PD2; and (e) FE + PD3 case.

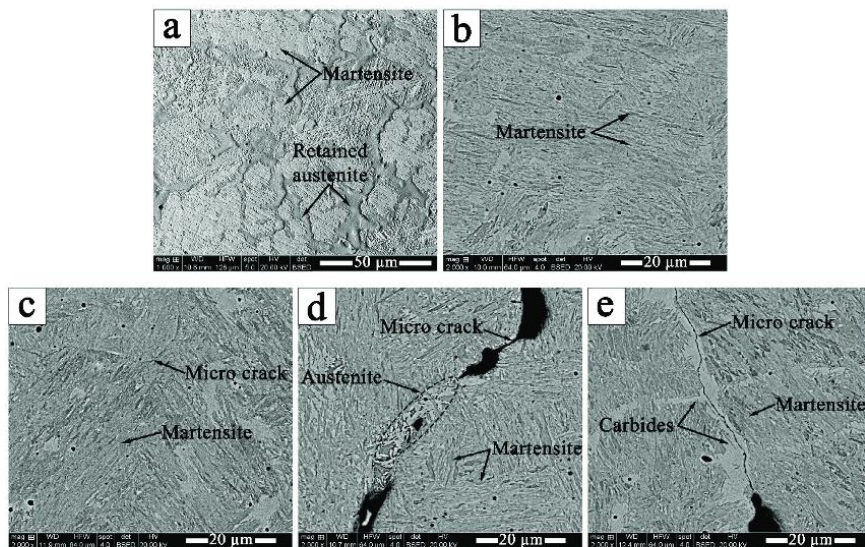


Fig. 12. SEM image of hardfacing layer for (a) MA; (b) FE; (c) FE + PD1; (d) FE + PD2; and (e) FE + PD3.

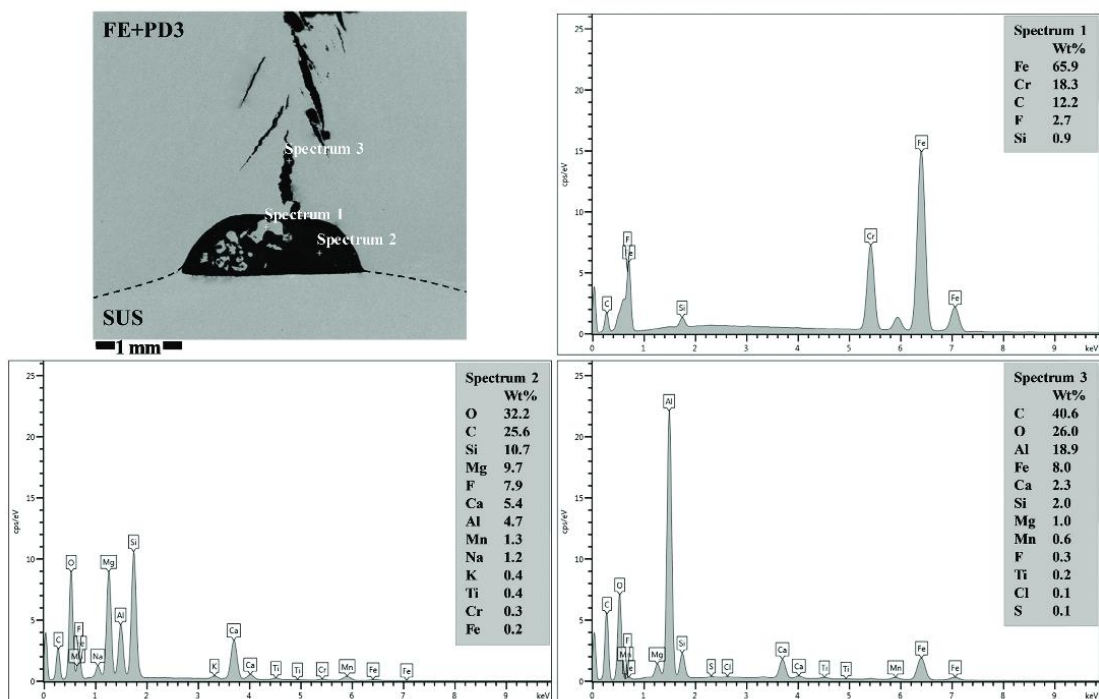


Fig. 13. Point scans of crack and inclusion in the hardfacing layer of sample FE+PD3.

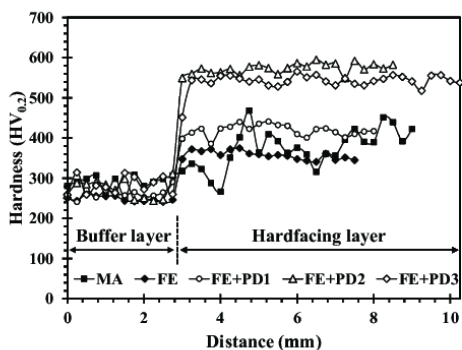


Fig. 14. Microhardness profiles of cross-sections of welded samples.

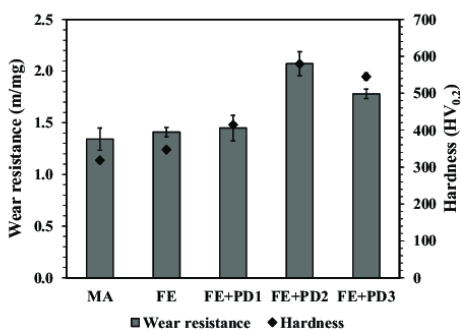


Fig. 15. Abrasive wear resistance and microhardness of the top hardfacing layer.

carbon and chromium that produced carbide with hardness up to 680 HV.

3.5. Abrasive wear resistance

The hardness on the top surface of hardfacing layer and abrasive

wear test results are shown in Fig. 15. Wear resistance had very good correlation with microhardness. It is interesting to note that the hardfacing layer obtained using martensitic steel wires gave the lowest wear resistance, even though the martensitic steel was designed for wear resistance. The main reason is the dilution of welded metal between the hardfacing layer and the buffer layer, resulting in a large amount of austenite structures. This phase is softer and thus easily damaged by abrasive particles. Therefore, the single layer hardfaced deposit using martensitic steel wire applied on austenitic stainless-steel type buffer layer is not suitable for the coal crusher. The buffer layer was laid between the base metal and the hardfacing layers to prevent spalling off and crack propagation from the hardfacing layer. Therefore, welding with martensitic wire must be hardfaced with at least 2–3 layers to reduce the problems of dilution. Adding alloying elements in metal powder to the weld pool during hardfacing and dilution of welded deposit promoted the formation of high hardness martensitic structures, and consequently improved resistance to abrasive wear. The case FE + PD2 showed 52% higher wear resistance than MA with lowest wear resistance case, due to the prominent needle-shaped martensitic structures of FE + PD2. The FE + PD3 case contained martensite, austenite and carbide structures that exhibited lower wear resistance than the FE + PD2 case. The martensite that formed in FE + PD3 was lower hardness martensite because carbide formation decreased carbon and chromium contents in the martensite, thus resulting in lower hardness and wear resistance.

Fig. 16 shows appearance of the worn surface on the hardfacing layer, which was welded with and without metal powder. Wear mechanisms seen on all the worn surfaces showed micro cutting, micro ploughing, and micro fracture. Samples with lower wear resistance showed similar features that were longer and deeper than in samples with better wear resistance. Micro ploughing mechanism is initiated by plastic deformation in low hardness and toughness areas. Samples welded with added metal powder had reduced micro ploughing, but some increased micro fractures due to low toughness and ductility caused by the martensite structures and presence of carbide [27].

According to the results, the FE-PD2 provides the best results in term of the high hardness and high wear resistance of the martensitic structure. Comparing FE-PD2 to FE-PD3, the FE-PD3 revealed a tougher matrix with large carbides structure, but its welded metal showed more defects and cracks, and then its hardness and wear resistance were also lower. Therefore, the FE-PD3 is not suitable for the applications of coal crusher machine, which must withstand both the impact and wear.

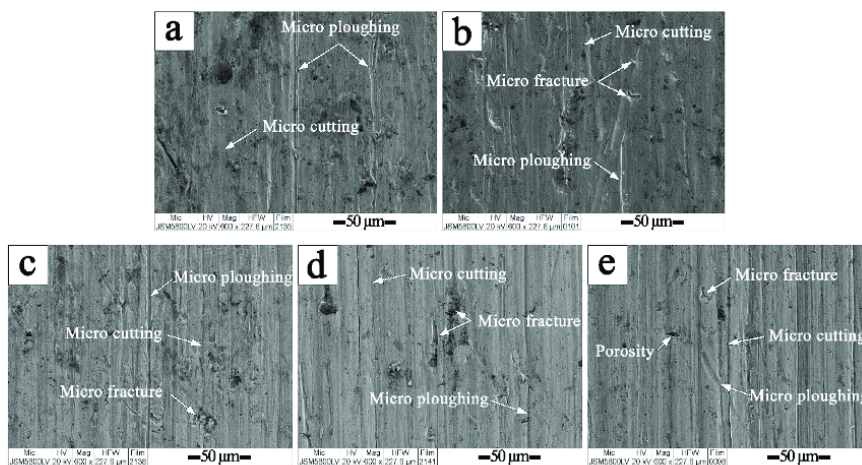


Fig. 16. Morphologies seen on worn surfaces: (a) MA; (b) FE; (c) FE + PD1; (d) FE + PD2; and (e) FE + PD3 case.

4. Conclusions

This study assessed the metallurgical and mechanical properties of hardfaced deposits applied by submerged arc welding with martensitic wire electrode and low carbon steel wire electrode, with and without powder added to the weld metal zone. The results could be summarized as follows.

- Hardfaced deposits did not exhibit cracking on the hardfacing layer without added powder, but the hardfacing with added powders exhibited cracking during cooling. Cracking may have been initiated by inclusions of the unmelted metal powder particles and flux.
- The single layer of hardfaced weld deposits from martensitic wires had increased content of alloying elements, such as chromium, nickel, and manganese in the hardfacing layer, but lowered wear resistance. On the other hand, hardfacing effectively improved wear resistance when welded with low carbon steel wire with and without added powder.
- Hardfacing with added powders gave better results than without powder. The metal powders improved thickness of the hardfacing layer, reduced dilution, and increased alloying element content, which plays an important role in the formation of martensitic structures that improved hardness and wear resistance.
- A single hardfacing layer using low carbon steel wire with ferro-carbon powder welded on austenitic stainless-steel buffer layer is the most suitable for hardfacing of low chromium alloy steel in a coal crusher, because it gave the highest hardness and wear resistance, but the results were less than perfect as the worn surface exhibited micro cutting, micro ploughing, and micro fracture.

Acknowledgments

The authors wish to thank the Center of Excellence in Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University for funding this research; Mae Moh Mine, Electricity Generating Authority of Thailand for providing recommendation, and Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University for laboratory facilities.

References

- [1] M. Kirchgaßner, E. Badisch, F. Franek, Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact, *Wear* 265 (2008) 772–779.
- [2] S. Chatterjee, T.K. Pal, Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron, *Wear* 255 (2003) 417–425.
- [3] P.F. Mendez, N. Barnes, K. Bell, S.D. Borle, S.S. Gajapathi, S.D. Guest, H. Izadi, A.K. Gola, G. Wood, Welding processes for wear resistant overlays, *J. Manuf. Process.* 16 (2014) 4–25.
- [4] R. Zahir, R. Sundaramoorthy, P. Lysz, C. Subramanian, Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding, *Surf. Coat. Technol.* 260 (2014) 220–229.
- [5] N.A. McPherson, K. Chi, T.N. Baker, Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process, *J. Mater. Process. Technol.* 134 (2003) 174–179.
- [6] A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian, Study of abrasive wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing, *Wear* 360 (2016) 14–20.
- [7] R.S. Chandel, H.P. Seow, F.L. Cheong, Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds, *J. Mater. Process. Technol.* 72 (1997) 124–128.
- [8] J. Tušek, M. Suban, High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition, *J. Mater. Process. Technol.* 133 (2003) 207–213.
- [9] J. Yang, Y. Yang, Y. Zhou, X. Qi, Y. Gao, X. Ren, Q. Yang, Microstructure and wear properties of Fe-2 wt% Cr-X wt% W-0.67 wt% C hardfacing layer, *Weld. J.* 92 (2013) 225s–230s.
- [10] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. Leon, A. Toro, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys, *Wear* 259 (2005) 52–61.
- [11] M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, G.M. Reddy, Effect of hardfacing consumables on ballistic performance of Q&T steel joints, *Def. Technol.* 9 (2013) 249–258.
- [12] B. Gülenç, N. Kahraman, Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process, *Mater. Des.* 24 (2003) 537–542.
- [13] J.J. Coronado, H.F. Caicedo, A.L. Gómez, The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits, *Tribol. Int.* 42 (2009) 745–749.
- [14] M. Morsy, E. El-Kashif, The effect of microstructure on high-stress abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposits, *Weld. World* 58 (2014) 491–497.
- [15] N. Yüksel, S. Şahin, Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys, *Mater. Des.* 58 (2014) 491–498.
- [16] S. Yamamoto, Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons, 3rd ed., Shinko Welding Service Co., Ltd., Japan, 2008, pp. 1–9.
- [17] J.N. DuPont, *Welding Fundamentals and Processes*, ASM Handbook, Materials Park, Ohio, 2011, p. 115.
- [18] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 3rd ed., Wiley-Interscience Publication, United States of America, 2003, pp. 283–284.
- [19] M.C. Carvalho, Y. Wang, J.A.S. Souza, E.M. Braga, L. Li, Characterization of phases and defects in chromium carbide overlays deposited by SAW process, *Eng. Fail. Anal.* 60 (2016) 374–382.
- [20] A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian, L.A. de Vedia, Effect of welding procedure on wear behaviour of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit, *Mater. Des.* 31 (2010) 4165–4173.
- [21] S. Shen, I.N.A. Oguocha, S. Yannacopoulos, Effect of heat input on weld bead geometry of submerged arc welded ASTM A709 Grade 50 steel joints, *J. Mater. Process. Technol.* 212 (2012) 286–294.
- [22] X. Li, Y. Fan, X. Ma, S.V. Subramanian, C. Shang, Influence of martensite-austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness, *Mater. Des.* 67 (2015) 457–463.
- [23] X. Li, X. Ma, S.V. Subramanian, C. Shang, R.D.K. Misra, Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel, *Mater. Sci. Eng. A* 616 (2014) 141–147.
- [24] S. Ma, J. Xing, G. Liu, D. Yi, H. Fu, J. Zhang, Y. Li, Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe-3.5 B alloy, *Mater. Sci. Eng. A* 527 (2010) 6800–6808.
- [25] X. Zhou, C. Liu, L. Yu, Y. Liu, H. Li, Phase transformation behavior and microstructural control of high-Cr martensitic/ferritic heat-resistant steels for power and nuclear plants: a review, *J. Mater. Sci. Technol.* 31 (2015) 235–242.
- [26] M. Eroğlu, M. Aksoy, Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel, *Mater. Sci. Eng. A* 286 (2000) 289–297.
- [27] V.E. Buchanan, D.G. McCartney, P.H. Shipway, A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying, *Wear* 264 (2008) 542–549.

ภาคผนวก จ

ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 2

เรื่อง Microstructure and wear behavior of hardfacing with ferro-alloy powder addition using submerged arc welding



Chiang Mai J. Sci. 2018; 45(5) : 2034-2047
<http://epg.science.cmu.ac.th/ejournal/>
 Contributed Paper

Microstructure and Wear Behavior of Hardfacing with Ferro-alloy Powder Addition Using Submerged Arc Welding

Buntoeng Srikarun and Prapas Muangjunburee*

Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112 Thailand.

* Author for correspondence; e-mail: prapas.m@psu.ac.th

Received: 1 November 2017

Accepted: 30 April 2018

ABSTRACT

Hardfacing deposits with the additional metal powder become an intense development in the wear resistant applications. Low carbon steel electrode with carbon and chromium powder addition is used to improve the wear resistance of engineering components due to its martensite microstructure. The objectives of this research are to investigate the effect of ferro carbon, ferro chromium, and the mixture of ferro carbon and ferro chromium powder addition to the low carbon steel electrode deposits and compared to the standard martensitic steel type electrode without powder addition. Low alloy cast steel was hardfaced by submerged arc welding (SAW) process. The chemical composition of the weld metal for all conditions was studied using Optical Emission Spectrometer (OES) and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS). Optical Microscope (OM), Scanning Electron Microscope (SEM) and X-Ray Diffraction (XRD) were used to analyze the metallurgical properties of the samples. Vickers hardness test and a dry sand rubber wheel abrasion test were also conducted. The results showed that the martensite microstructure varied with the welding conditions. The best abrasive wear resistance was obtained in the microstructure composed of a large martensite with dendritic ferrite, while the higher abrasive mass loss was measured in the microstructure of martensite with retained austenite. The main wear mechanisms observed at the worn surfaces included micro-cutting and micro-ploughing of the soft matrix and brittle fracture of the martensite structure.

Keywords: hardfacing, submerged arc welding, microstructure, hardness, Abrasive wear resistance

1. INTRODUCTION

Hardfaced coatings are the best way to improve the service life of machine components under severe duty [1-2]. Hardfacing is applied to both new and old component where the components are easy to wear. The high alloy hardfacing materials offer much better wear resistance than the original base material [3]. This material usually

increases the service life of the components up to two or more times compared with components without hardfacing [4]. In the hardfacing technologies, high carbon and chromium alloys steel are widely used in mining and processing industry because of a large fraction of carbides in microstructure [5-6]. High carbon and chromium hardfacing showed the large area of brittle carbides, which were easy to crack. Therefore, these alloys have some limitation to use in the wear-related operation, especially for the impact wear [7].

The martensitic hardfacing electrode is one of most useful hardfacing materials submitted to severe wear conditions [8-9]. For the time being, martensitic steel electrode is very suitable materials for the hardfacing procedure to repair the single roll coal crusher in Electricity Generating Authority of Thailand (EGAT), Mae Moh Mine because it has enough hardness and toughness to resist a combination of abrasion and impact wear. The weld hardfacing with additional metal powder is a new hardfacing technique to reduce the high cost of the electrode. Powder addition in the welding procedures has been used in various branches of mining industry [10-11].

Several welding processes such as shielded metal arc welding (SMAW), Gas metal arc welding (GMAW), flux core arc welding (FCAW) and submerged arc welding (SAW) are used to deposit the hardfacing. The most significant factors to select welding process are the welding efficiency and cost of consumables. [12-13] The most desirable process for hardfacing and fabrication in the industry is submerged arc welding process because it offers several advantages such as being able to use multiple-electrodes at the same time and powder addition, easier automatic application, lower welder skill requirement, high deposition rate and safe

operation environment [14-15].

Most researchers discussed that the martensite microstructure can increase hardness and wear resistance of hardfacing deposits, as well as a lot of papers, have been published their results on wear resistance of martensitic hardfacing obtained using a variety of different hardfacing processes. However, there are very few studies concerning the wear behavior of ferrocement and ferrochromium powder addition to producing martensitic structure of hardfacing using submerged arc welding process. Therefore, in this study, the wear behavior of metal powder addition to increasing martensitic structure of hardfacing was investigated and compared with hardfacing using standard martensitic steel electrode without powder addition. Macro/microstructure, chemical composition, spectra of X-ray diffraction analysis, and mechanical properties consist of hardness and abrasive wear resistance were investigated.

2. MATERIALS AND METHODS

2.1 Materials and Welding Procedures

In this research, the size of low chromium alloy steel (3.5% Cr steel) plates were cut to 75 mm × 250 mm × 20 mm for the base metal. The hardfaced deposit using AC/DC inverter power source Esab Aristo 1000 AC/DC SAW with the universal welding automat Esab A2 Multitrac A2TF twin-wire submerged arc welding process. The chemical composition of the base metal shows in Table 1. Preheating temperature of 3.5 % Cr steel were maintained at 350 °C and it depended on carbon equivalent value of 1.247 % according to equation (1) [16]. For the first step of welding procedures, buffer layer electrode (EN 14700: T Fe10) was directly deposited onto the 3.5 % Cr steel plate. After depositing the single buffer layer three hardfacing layers were applied

over the single buffer layer, see in Figure 1. Four samples were welded using different hardfacing materials. These samples named Ms, Fe-Cr, Fe-C, and Fe-C-Cr. Martensitic steel electrode (EN 14700: T Fe 8) without powder addition was used to weld for the Ms sample. Low carbon steel electrode (EN 756 S2Si) with ferro chromium powder addition was welded for the Fe-Cr sample. The Fe-C sample was hardfaced using low carbon steel electrode with ferro carbon powder addition. The last sample, Fe-C-Cr was deposited by low carbon electrode with the combination of ferro carbon and ferro chromium powder addition. To obtain the considerable hardfacing deposits, the powder was placed on top of the welded layer along the travel of welding head. The thickness of the additional powder to deposit weld

metal are different. For the Fe-Cr sample is 1.5-2.0 mm, Fe-C sample is 3-4 mm and the Fe-C-Cr sample is 5-6 mm. The flux for submerged arc welding was employed high basics flux. Chemical compositions of buffer electrode, martensitic electrode, low carbon steel electrode, additional powder and flux from manufacturer data sheets are given in Table 2 and 3. In this experiment, the Ms sample was represented as the targeted conditions in terms of chemical composition. Therefore, the amount of additional powder is calculated by referring to the alloying contents of Ms sample. The different welding conditions and the detail of welding parameters are provided in Table 4 and 5.

$$\text{Carbon Equivalent (CE)} = \text{C} + \frac{1}{6}\text{Mn} + \frac{1}{24}\text{Si} + \frac{1}{40}\text{Ni} + \frac{1}{5}\text{Cr} + \frac{1}{4}\text{Mo} + \frac{1}{14}\text{V}(\%) \quad (1)$$

Table 1. Chemical composition of 3.5 % Cr steel for base metal (wt. %).

| C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | Fe |
|------|------|------|------|------|------|---------|
| 0.38 | 0.40 | 0.52 | 0.17 | 3.42 | 0.30 | Balance |

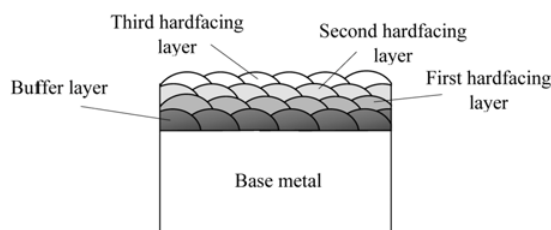


Figure 1. Schematic diagram of welding layers.

Table 2. Chemical composition of electrodes and additional powder (wt. %).

| Materials | C | Mn | Si | Cr | Ni | Fe |
|-----------------------|------|------|------|------|------|---------|
| EN 14700: T Fe10 | 0.10 | 6.00 | 0.50 | 19.0 | 9.0 | Balance |
| EN 14700: T Fe 8 | 0.50 | 1.50 | 2.50 | 8.50 | - | Balance |
| EN 756 S2Si | 0.10 | 1.00 | 0.20 | - | - | Balance |
| Ferro chromium powder | 0.04 | - | 2.90 | 34.7 | 0.43 | Balance |
| Ferro carbon powder | 1.2 | - | 0.05 | - | - | Balance |

Table 3. Chemical composition of agglomerated flux (wt. %).

| SiO ₂ + TiO ₂ | CaO + MgO | Al ₂ O ₃ + MnO | CaF ₂ |
|-------------------------------------|-----------|--------------------------------------|------------------|
| 18 | 35 | 23 | 22 |

Table 4. Welding conditions used during hardfacing.

| Sample | Materials | | | |
|---------|------------------------------|-----------------------------|------------------------------|----------------------------|
| | Martensitic electrode (g/cm) | Low carbon electrode (g/cm) | Ferro chromium powder (g/cm) | Ferro carbon powder (g/cm) |
| Ms | 2.0 | - | - | - |
| Fe-Cr | - | 2.0 | 0.6 | - |
| Fe-C | - | 2.0 | - | 1.6 |
| Fe-C-Cr | - | 2.0 | 2.4 | 1.2 |

Table 5. Twin-wire submerged arc welding for hardfacing deposits.

| Fixed parameter | Value |
|--------------------------|-------|
| Current (A) | 600 |
| Voltage (V) | 30 |
| Polarity | DC+ |
| Electrode diameter (mm) | 2.4 |
| Electrode extension (mm) | 25 |
| Welding speed (cm/min) | 60 |
| Heat input (kJ/cm) | 18.0 |

2.2 Characterization

Chemical analysis, macro/microstructural characterization, hardness test and wear test were conducted on the third hardfacing layer. The only reason why the third layer is selected to analyze is to avoid the dilution effect with the buffer layer. The chemical composition was determined by Thermo ARL 3460 optical emission spectrometry (OES) on the top surface of the samples. The macro/microstructure of transverse cross-section was characterized by Carl Zeiss Axio Scope.A optical microscope (OM). Oxford energy-dispersive x-ray spectroscopy (EDX) was used to qualitatively describe chemical variation in the microstructure. The specimens for metallographic investigation

were polished and etched with Viella's reagent (5 ml HCl, 2 g picric acid, 100 ml methyl alcohol). Philips X'Pert MPD x-ray diffraction (XRD) of hardfaced coating were carried out on the grinded top surface layer.

2.3 Mechanical Testing

According to ASTM E 384-11e1 [17], hardness values were measured by Matsuzawa MMT-X7B micro hardness testing under 1,000 gf and 200 gf loads of dwell time for 10 seconds. Micro hardness values of different area were measured across the cross-section of welding sample from the base metal to third hardfaced layer. Furthermore, micro hardness values were randomly taken ten points on the top surface of hardfacing layers.

A dry sand rubber wheel abrasive wear test machine according to ASTM G 65-00e1 [18] was run to investigate wear resistance of the hardfaced layers. The schematic diagram of dry sand abrasion machine is shown in Figure 2. Abrasion test samples were cut to 25.4 mm × 75 mm × 12.7 mm dimension and grinded the surface. SiO₂ natural sands (212 and 300 μm) was used as abrasive particles, which was baked at 150 °C inside the furnace for 1 hr and then

cooled to room temperature before running the test. Parameters of wear test are given in Table 6. Mass loss data was recorded by Denver TB-214 instrument for all samples. The abrasive wear resistance was calculated as shown in equation (2) [19]. The wear mechanisms and conditions of worn surfaces were examined by FEI Quanta 400 scanning electron microscope (SEM) equipped with secondary electron detector.

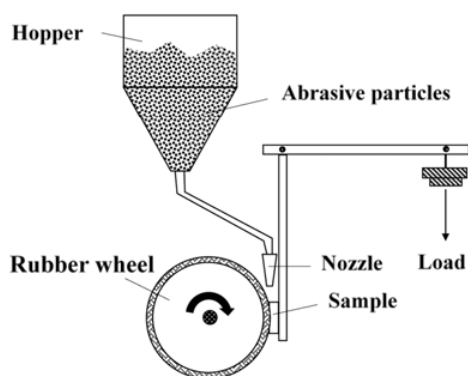


Figure 2. Schematic diagram of abrasion testing machine according to ASTM G 65.

$$\text{Abrasive wear resistance} = \frac{\text{Wear distance (m)}}{\text{Mass loss (mg)}} \quad (2)$$

Table 6. Wear testing parameters.

| Parameter | Value |
|------------------------|-------|
| Procedure | A |
| Load (N) | 130 |
| Velocity (rpm) | 200 |
| Sand flow rate (g/min) | 250 |
| Wear distance (m) | 4309 |

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 Macrostructure

The macrostructure of each hardfacing deposit consist of one buffer layer and three

hardfacing layers welded with four different hardfacing materials are shown in Figure 3. The area of heat affected zone and the buffer layer in the macrographs showed no crack and other welding defects. According to the macrostructural results, the Ms sample has a thickness of hardfaced layer approximately 2-3 mm. The thickness of the hardfaced samples with powder addition are also different. The Fe-Cr sample showed about 3-4 mm, Fe-C sample showed about 4-5 mm and then Fe-C-Cr sample showed about 4-6 mm. The sample welded with only martensitic (Ms) steel electrode showed lower thickness of hardfaced deposits than the samples welded with low carbon steel with powder addition (Fe-Cr, Fe-C and Fe-C-Cr) because the sample welded without powder addition using same heat input as the powder addition sample needed to melt only electrode into weld pool, while the samples welded with powder addition needed to melt both electrode and additional powder into weld pool. Therefore, powder addition can increase the deposition rate and decrease level of dilution in the weld metal. The percent dilution of Ms sample is about 56% while the percent dilution of the sample Fe-Cr, Fe-C and Fe-C-Cr are about 43%, 33%, and 21% respectively. Welding defects such as macro cracks, porosities, and clusters of particles can be seen in Figure 3 (c) and (d). The particle clusters in hardfaced deposits occurred due to undissolved powder and the cracks were growing through these clusters because of the residual stresses [20]. The formation of porosities in welded metal was also described that it was the entrapped bubbles inside the powder.

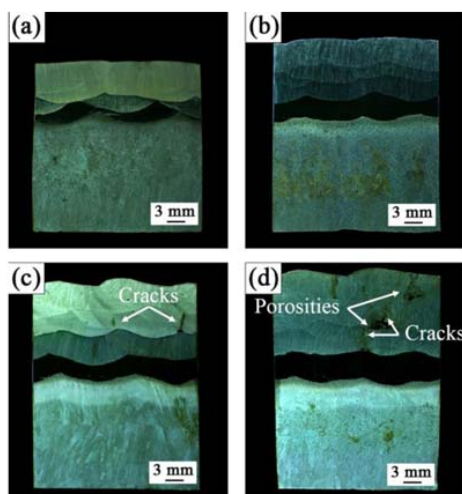


Figure 3. Macrostructure of the cross-sectional welding samples (a) Ms sample (b) Fe-Cr sample (c) Fe-C sample (d) Fe-C-Cr sample.

3.2 Chemical Composition

The chemical composition of each hardfacing deposit shows in Table 7 and it presents considerable variation among the deposits. The chemical composition of sample welded with martensitic steel electrode showed the highest content of chromium,

manganese, and nickel, but carbon content is approximately similar to the sample welded using the combination of ferro carbon and ferro chromium powder addition. This composition produced the microstructure of martensite with retained austenite and resisted the abrasive wear. The additional metal powder increased the specific elements in the chemical composition. When the Fe-Cr sample was welded, low carbon steel electrode and additional ferro chromium powder were melted into the weld pool. This sample showed high chromium content in the weld metal. The other metal powder addition sample also increased the chemical elements in the welded samples. Carbon content increased in the Fe-C sample and carbon and chromium content increased in the Fe-C-Cr sample. The chemical composition of Ms sample was noticed as the standard. Therefore, the additional metal powder in the hardfacing layers was applied in order to get sufficient amount of carbon and chromium in the weld sample metal like the Ms sample using the standard martensitic steel electrode. Carbon and chromium played the major elements to appear martensitic structure.

Table 7. Chemical composition of the third hardfacing layer by optical emission spectroscopy (wt. %).

| Sample | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | V |
|---------|------|------|------|------|------|------|------|
| Ms | 0.44 | 1.12 | 2.24 | 1.02 | 9.09 | 0.42 | 0.30 |
| Fe-Cr | 0.12 | 1.08 | 1.21 | 0.76 | 8.75 | 0.03 | 0.02 |
| Fe-C | 0.34 | 0.27 | 0.94 | 0.25 | 0.82 | 0.02 | 0.01 |
| Fe-C-Cr | 0.47 | 0.76 | 0.66 | 0.14 | 7.60 | 0.02 | 0.02 |

3.3 Microstructure

Figure 4 and 5 show the microstructure and energy dispersive X-ray spectra obtained from the cross-section of third hardfacing for four different conditions. The microstructure of the sample welded with martensitic steel is shown in Figure 4 (a). This figure presents

a mixture of needle-shaped martensite (dark region) and retained austenite (white region) in the grain boundaries with a refined pattern of dendritic segregation [21]. EDX spectrum for the Ms sample is depicted in Figure 5 (a). This result gave the high amount of carbon and chromium content. The retained austenite

phase was formed when austenite could not completely transform to martensite upon the immediate cooling from very high temperature and then the alloying elements of manganese and nickel in the chemical composition of Ms sample are austenite former [22]. Figure 4 (b) shows the microstructure of Fe-Cr deposit. In the microstructure of Fe-Cr sample, white region represents ferrite microstructure and dark region represents martensite microstructure. Increasing chromium content leads to the formation of martensite in this hardfaced layer, the basic reason is that the chromium content in the matrix increases the hardenability of the matrix. High chromium peak in EDX spectrum of the Fe-Cr sample can be seen in Figure 5 (b). The mixture of ferrite and bainite microstructure and EDX spectrum of the Fe-C sample are shown in Figure 4 (c) and Figure 5 (c). In this image, white region represents ferrite phase and dark region represents bainite phase. Ferrite normally shows the welded microstructure of conventional low carbon steel, while bainite structure observed in the weld metal depended on the chemical composition and cooling rate. Carbon prefers to produce bainite in the multi-pass welded microstructure of

low carbon steel because these welded deposits experienced a full austenization induced by heat input of welding process, and then these deposits reheated to high temperature when the adjacent layer was welded. It can provide slow cooling rate. The first-step full austenization creates bainite or martensite microstructure. During the second-step reheating temperature reversed austenite preferentially nucleates at the prior austenite grain boundary and transforms to bainite during the cooling process [23]. The formation of bainite strongly resembles that of pearlite, but bainite is formed finer with the cementite stringers more numerous and more continuous. Figure 4 (d) shows the microstructure of the Fe-C-Cr sample, which contains fully martensite structure with dendritic ferrite matrix. Carbon and chromium were the main alloying element for this sample to produce and enlarge martensite structure. The martensite structure of this welding condition expected as a mixed lath and plate martensite. Figure 5 (d) shows the EDX spectra of Fe-C-Cr sample resulted in ferrite and martensite, which is an evident to identify high carbon and chromium of this microstructure.

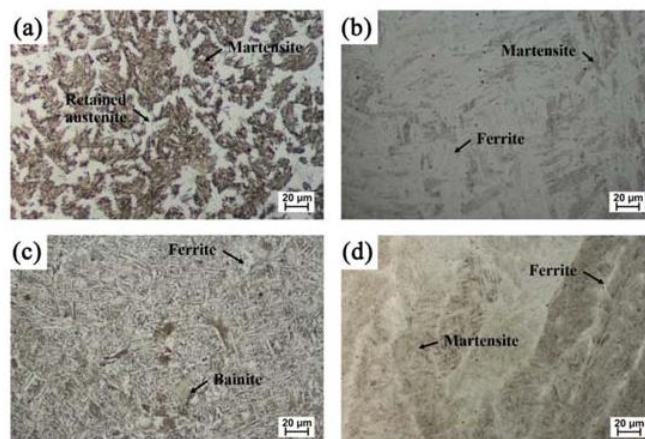


Figure 4. Microstructure of the cross-sectional deposit layer (a) Ms sample (b) Fe-Cr sample (c) Fe-C sample (d) Fe-C-Cr sample.

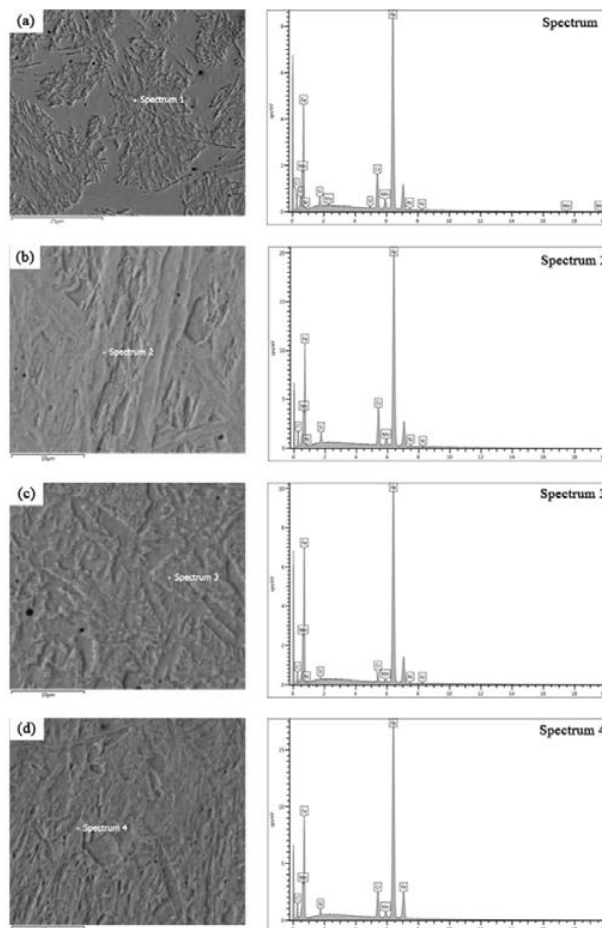


Figure 5. EDX point scan analysis on third hardfacing (a) Martensitic steel (b) low carbon steel with ferro chromium powder (c) low carbon steel with ferro carbon powder (d) low carbon steel with ferro chromium and ferro carbon powder.

Figure 6 illustrates XRD analysis results of hardfacing deposit layers with the different composition. The microstructure of the deposits using martensitic steel electrode without powder addition (Ms) showed martensite and retained austenite [21]. XRD spectra of the Fe-C sample showed strongly consisted of only ferrite peak. [24]. While the peak of ferrite and martensite which were located at the coincident [25]

were detected in that of the Fe-Cr sample. The Fe-C-Cr sample used high content of carbon and chromium powder addition showed an overlap of ferrite and martensite peak as well. The austenite microstructure can only be seen in the microstructure of the Ms sample because the alloying element of additional powder contained the lower amount of austenite former elements, such as nickel and manganese.

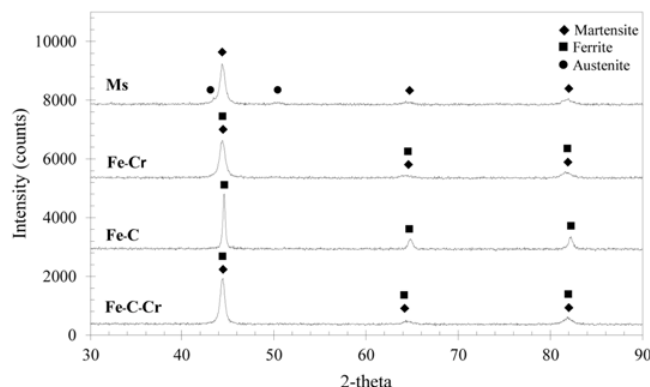


Figure 6. XRD results of samples, Ms: martensite and austenite, Fe-C: Ferrite, Fe-Cr: martensite and ferrite, Fe-C-Cr: martensite and ferrite.

3.4 Hardness

Micro hardness distributions across the base metal (BM), heat affected zone (HAZ), first hardfacing layer (HF 1), second hardfacing layer (HF 2) and third hardfacing layer (HF 3) of all welded samples are displayed in Figure 7. Table 8 shows the average hardness values of each zone of cross-sectional welding sample. The average hardness of the base metal showed 190.2 HV. The hardness distribution across heat affected zone were different. The highest hardness in heat affected zone revealed the sample welded without powder addition, whereas the sample welded with the highest content of powder addition presented lowest hardness. Heat input for the welding process had less effect on the heat affected zone when the metal powder was added. It is due to the fact that some heat input is distributed to fusion of the additional metal. The average hardness of buffer layer showed 262.3 HV in accordance with austenitic stainless-steel property. Hardness distribution through hardfaced deposits of the Ms sample is shown in Figure 7(a). For the Ms sample, lower hardness value about 439.3 HV was observed in the first hardfacing layer due to the dilution with the austenitic buffer layer. The average hardness value of the second hardfacing and

third hardfacing were nearly identical and these values were about 551.1 HV. There was no dilution with the austenitic buffer layer in these layers. Figure 7(b) presents hardness profiles of Fe-Cr sample. The hardness values about 408.9 HV showed the first to the third hardfacing layer of the Fe-Cr sample. The microstructure of the Fe-Cr sample showed a large area of ferrite matrix mixed with small amount of martensite. Thus, the hardness values of this sample were low. Chromium gives higher hardness because it can combine with other element to form the hard phase like carbide or martensite. Dissolving chromium in ferrite has no limit and it can mainly affect the mechanical properties through solid solution hardening. [26]. Hardness profile of the Fe-C sample can be seen in Figure 7 (c), it presents a high range of the hardness variation in harfacing. In the third hardfacing of Fe-C sample, ferrite and bainite microstructure gave the lowest hardness of 264.9 HV. Figure 8 (d) presents hardness distribution of Fe-C-Cr hardfacing deposits. The highest hardness values of hardfacing layer resulted in about 603.2 HV and correlated with martensite microstructure. The hardness values of the third hardfacing for both the Ms sample and Fe-C-Cr sample were similar.

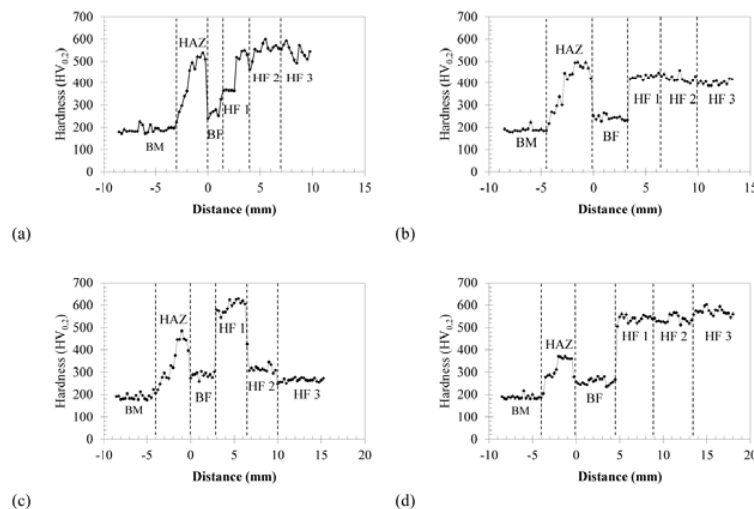


Figure 7. Hardness profiles across the cross-section of samples (a) sample of Ms (b) sample of Fe-Cr (c) sample of Fe-C (d) sample of Fe-C-Cr.

Table 8. Average hardness values of each zone of cross-sectional welding sample.

| Sample | Average hardness (HV _{0.2}) | | | | | |
|---------|---------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | BM | HAZ | BF | HF 1 | HF 2 | HF 3 |
| Ms | 189.1 | 416.6 | 260.2 | 439.3 | 556.4 | 541.7 |
| Fe-Cr | 189.4 | 408.9 | 243.0 | 430.5 | 418.6 | 401.9 |
| Fe-C | 192.7 | 362.0 | 285.9 | 576.6 | 323.5 | 264.9 |
| Fe-C-Cr | 189.4 | 330.2 | 260.0 | 540.5 | 537.8 | 570.2 |

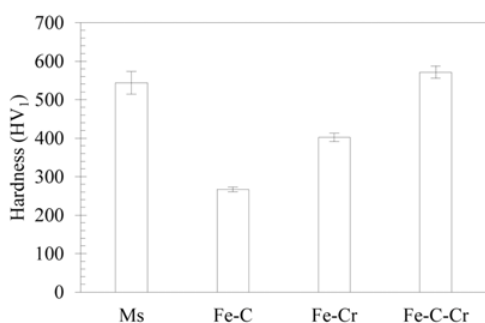


Figure 8. Hardness results from the top surface layer of third hardfacing deposits.

The average micro hardness results taken on the top surface of hardfacing deposit is shown in Figure 8. It can be clear that the

different hardfacing materials changed the hardness values of the welded metal significantly. The higher the additional carbon and chromium elements led to the higher the hardness value of hardfacing. The hardfacing deposit of Fe-C-Cr sample showed the highest hardness value, whereas the lowest hardness value was obtained from the Fe-C hardfacing, which contained high carbon content in the weld metal. Fe-Cr hardfacing revealed higher hardness than Fe-C hardfacing because of increasing chromium content of the weld metal, that formed martensite microstructure in the deposit.

3.5 Abrasive Wear Resistance and Worn Surface

The abrasive wear resistance for all conditions is shown in Figure 9. The hardfacing deposits of Ms sample showed lower abrasive wear resistance than that of the sample welded using low carbon steel electrode with metal powder addition. The austenite phase is easy to cut and remove by abrasive particles due to its ductile properties. Therefore, the sample using martensitic steel electrode contained martensite with retained austenite microstructure showed the lower abrasive wear resistance, which was the same result as the previous work

[27]. For the powder addition samples, the greater wear resistance was obtained because of their unique combination of different microstructures. Carbon and chromium played a crucial role in the abrasive wear resistance of hardfacing because these elements gave a large amount of martensite with dendritic ferrite microstructure, which served as a barrier against the abrasive particles cutting on the surface. The hardness values on the top surface of all powder addition samples showed a direct correlation with the abrasive wear resistance. The higher hardness gave the superior wear resistance for all powder addition samples.

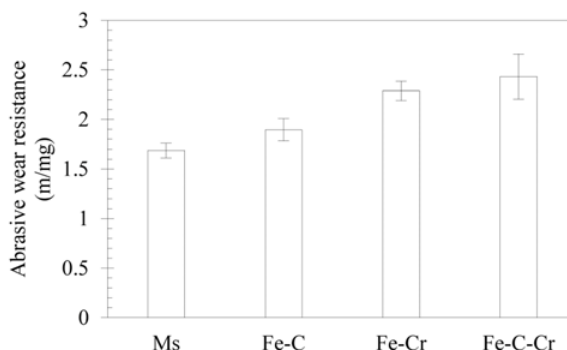


Figure 9. Abrasive wear resistance index for all conditions.

The SEM images of the worn surface are shown in Figure 10. Figure 10 (a) shows the worn surface of the Ms sample. The main mechanism of the worn surface in the Ms sample was micro-cutting and some area of the worn surface showed the deep micro-ploughing grooves. These mechanisms resulted in the lowest wear resistance. Figure 10 (b) and (c) show the worn surface of the Fe-Cr sample and the Fe-C sample. Both samples were worn by micro-cutting and brittle fracture. The Fe-C sample presented the lowest abrasive wear resistance compared to other powder addition sample

because its worn surface showed a large area of the brittle fracture. In Figure 10 (d), the worn surface of the Fe-C-Cr samples showed the abrasive mechanism included micro-cutting, micro-ploughing, and brittle fracture. A large horizontal crack can be seen in the SEM image of the Fe-C-Cr sample. This crack was not because of the abrasive wear operation, but because of the welding defect. In addition, the shallow micro-ploughing grooves were observed in this sample. The highest abrasive wear resistance was studied in the Fe-C-Cr sample.

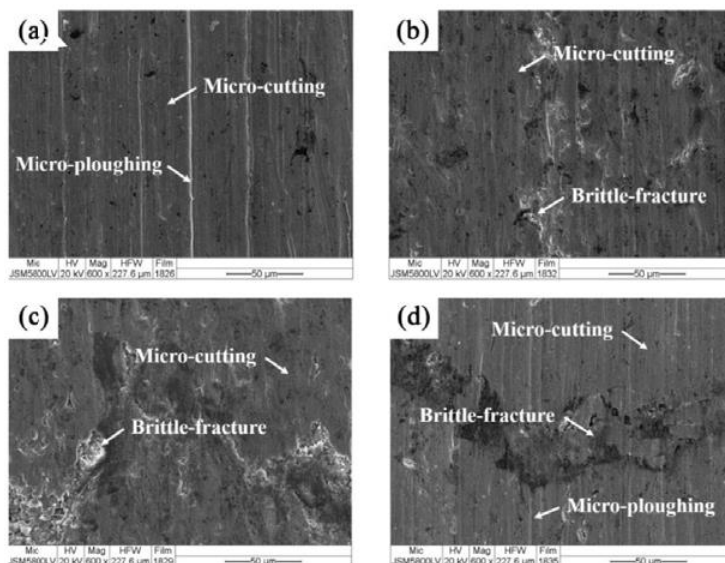


Figure 10. Typical aspect of worn surfaces (a) Ms sample (b) Fe-Cr sample (c) Fe-Cr sample (d) Fe-C-Cr sample.

4. CONCLUSIONS

Hardfacing deposits were produced using submerged arc welding. The influence of metal powder addition on the metallurgical properties and mechanical properties of hardfacing can be summarized as follow:

(1) Hardfacing with powder addition presented higher abrasive wear resistance than hardfacing by the standard martensitic electrode.

(2) Additional ferro carbon and chromium powder produced martensitic and ferritic microstructure with high hardness, resulting in higher wear resistance, while the sample welded using martensitic steel type wire resulted in a high hardness with the martensite and retained austenite microstructure, but its wear resistance was lower.

(3) The Fe-C-Cr sample is the best condition of the present research because this sample shows martensitic and ferritic structure that is highest hardness and wear resistance. The main abrasive wear mechanisms of

Fe-C-Cr sample, such as micro-cutting, micro-ploughing and brittle fracture were found on the worn surfaces.

(4) All samples welded with powder addition showed the correlation between the top surface hardness and wear resistance of hardfacing deposit. However, the hardfacing of Ms sample only showed higher top surface hardness with lower wear resistance.

(5) The most important factor for the wear resistance of hardfacing is the microstructure of deposits.

ACKNOWLEDGEMENTS

This research was financially supported by the government budget of Prince of Songkla University, contract ENG600279S. The authors would like to acknowledge the Electricity Generating Authority of Thailand (EGAT), Mae Moh Mine and Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Thailand for providing important information and equipment.

REFERENCES

- [1] Lemke J.N., Rovatti L., Colombo M. and Vedani M., *Mater. Des.*, 2016; **91**: 368-377. DOI 10.1016/j.matdes.2015.11.117.
- [2] Chatterjee S. and Pal T.K., *Wear*, 2003; **255**: 417-425. DOI 10.1016/S0043-1648(03)00101-7.
- [3] Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Guest S.D., Izadi H., Gol A.K. and Wood G., *J. Manuf. Process.*, 2014; **16**: 4-25. DOI 10.1016/j.jmapro.2013.06.011.
- [4] Kirchgaßner M., Badisch E. and Franek F., *Wear*, 2008; **265**: 772-779. DOI 10.1016/j.wear.2008.01.004.
- [5] Yuksel N. and Sahin S., *Mater. Des.*, 2014; **58**: 491-498. DOI 10.1016/j.matdes.2014.02.032.
- [6] Chang C.M., Chen Y.C. and Wu W., *Tribol. Int.*, 2010; **43**: 929-934. DOI 10.1016/j.triboint.2009.12.045.
- [7] Wang Y., Gou J., Chu R., Zhen D. and Liu S., *Tribol. Int.*, 2016; **103**: 102-112. DOI 10.1016/j.triboint.2016.06.041.
- [8] Morsy M. and El-Kashif E., *Weld. World*, 2014; **58**: 491-497. DOI 10.1007/s40194-014-0132-0.
- [9] Zhang W., Zhong Z. and Kang S., *Int. J. Coal Sci. Technol.*, 2015; **2**: 254-260. DOI 10.1007/s40789-015-0082-1.
- [10] Zahiri R., Sundaramoorthy R., Lysz P. and Subramanian C., *Surf. Coat. Technol.*, 2014; **260**: 220-229. DOI 10.1016/j.surfcoat.2014.08.076.
- [11] Bendikiene R. and Kavaliauskiene L., *Weld. World*, 2017; **61**: 893-900. DOI 10.1007/s40194-017-0476-3.
- [12] Buchely M.F., Gutierrez J.C., Leon L.M. and Toro A., *Wear*, 2005; **259**: 52-61. DOI 10.1016/j.wear.2005.03.002.
- [13] Palani P.K. and Murugan N., *J. Mater. Process. Technol.*, 2007; **190**: 291-299. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2007.02.035.
- [14] Chandel R.S., Seow H.P. and Cheong F.L., *J. Mater. Process. Technol.*, 1997; **72**: 124-128. DOI 10.1016/S0924-0136(97)00139-8.
- [15] Gulenc B. and Kahraman N., *Mater. Des.*, 2003; **24**: 537-542. DOI 10.1016/S0261-3069(03)00082-7.
- [16] Yamamoto S., *Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons*, 3rd Edn., ShinkoWelding Service Co., Ltd., Japan, 2008.
- [17] ASTM E384-11e1, *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012, www.astm.org.
- [18] ASTM G65-00e1, *Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, www.astm.org.
- [19] Buchely M.F., Gutierrez J.C., Leon L.M. and Toro A., *Wear*, 2005 **259**: 52-61. DOI 10.1016/j.wear.2005.03.002.
- [20] Carvalho M.C., Wang Y., Souza J.A.S., Braga E.M. and Li L., *Eng. Fail. Anal.*, 2016; **60**: 374-382. DOI 10.1016/j.engfailanal.2015.11.058.
- [21] Gualco A., Svoboda H.G., Surian E.S. and de Vedia L.A., *Mater. Des.*, 2010; **31**: 4165-4173. DOI 10.1016/j.matdes.2010.04.026.
- [22] Lippold J.C. and Kotecki D.J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, 1st Edn., John Wiley & Sons, New Jersey, 2005.
- [23] Wang X.L., Wang X.M., Shang C.J. and Misra R.D.K., *Mater. Sci. Eng. A*, 2016; **649**: 282-292. DOI 10.1016/j.msea.2015.09.030.

- [24] Yang J., Yang Y., Zhou Y., Qi X., Gao Y., Ren X. and Yang Q., *Weld. J.*, 2013; **92**: 225-230s.
- [25] Tavares S.S.M., Pardal J.M., Da Silva M.R. and De Oliveira C.A.S., *Mater. Res.-Ibero-Am. J.*, 2014; **17**: 381-385. DOI 10.1590/S1516-14392013005000157.
- [25] Avazkonandeh-Gharavol M.H., Haddad-Sabzevar M. and Haerian A., *J. Mater. Sci.*, 2009; **44**: 186-197. DOI 10.1007/s10853-008-3103-2.
- [26] Coronado J.J., Caicedo H.F. and Gomez A.L., *Tribol. Int.*, 2009; **42**: 745-749. DOI 10.1016/j.triboint.2008.10.012.

ภาคผนวก จ

ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 3

เรื่อง The effect of iron-based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel



Available online at www.sciencedirect.com

ScienceDirect

Materials Today: Proceedings 5 (2018) 9272–9280

materialstoday:
PROCEEDINGS

www.materialstoday.com/proceedings

The 10th Thailand International Metallurgy Conference (The 10th TIMETC)

The effect of iron-based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel

Buntoeng Srikarun, Prapas Muangjunburee*

Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Hat Yai, Songkhla, 90112 Thailand

Abstract

Hardfacing with the martensitic electrode is the interesting way for prolonged life of severe wear in machine parts and very useful in industries because it is easier and lower cost than changing the new one. Powder addition in welding procedure has been a new technique to improve welding alloy properties. This work was carried out to evaluate the effect of chemical composition, macrostructure, microstructure, welding dilution and hardness of iron-based hardfacing with chromium powder addition on to low carbon steel. Using Submerged Arc Welding (SAW) process, the single hardfacing layer was deposited on low carbon steel plate. Commercial low carbon electrode and various amounts of chromium powder addition were used for the hardfacing layer. The hardfacing with powder addition was compared with the hardfaced layer using martensitic type electrode. Optical emission spectrometer (OES) and Optical microscope (OM) were used to analyze the chemical composition and macro/microstructure of hardfacing. Micro-hardness of the cross-sectional hardfacing was also studied. The results of these research revealed that microstructure of hardfacing layer without powder consist of ferrite and pearlite. The microstructure of hardfacing with powder addition showed martensite phase and ferrite. Increasing amount of powder mixture showed lower welding dilution and higher hardness values of the hardfacing layer, on the other hand, microstructure and hardness values of hardfacing welded with the martensitic type electrode are different to that of hardfacing welded with powder addition.

© 2018 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Selection and/or Peer-review under the responsibility of The 10th Thailand International Metallurgy Conference.

Keywords: Submerged arc welding; Hardfacing; Powder addition; Welding dilution

1. Introduction

Currently, a hardfacing technique is one choice of the most productive and economical way to recover the seriously worn surface. The weld of hardfacing is being widely employed in farming machines, soil preparation,

* Corresponding author. Tel.: +66 7 428 7322; fax: +66 7 455 8834.

E-mail address: prapas.m@psu.ac.th

mining components and others to improve hardness and decrease the worn surfaces of the mechanical component. [1,2] In the manufacturing of hardfacing using arc welding process, several parameters of the process can control the weld metal shape and size. The weld bead geometry is greatly significant factor for defining the metallurgical properties of welds [3]

Hardfacing using iron-based materials are generally applied because of its comparatively low cost and simplified employment. [4] The high chromium alloys powder and iron-based alloys are the most common hardfacing types being applied in industrial components because chromium is a powerful alloying element in steel, presenting small amount in certain structural steels. It is primarily used to increase hardenability of steel, hardness, abrasive wear resistance, the corrosion resistance and the yield strength of the steel material as well [5]. Due to cheap cost and satisfactory performance, hardfacing of iron-chromium are being largely preferred over the martensitic type of hardfacing.

Dilution of a weld is one of the significant hardfacing parameters. Dilution can be determined by heat input and welding process. To get the appropriate the metallurgical and mechanical properties for the intended service life, the welding dilution is important to manage. For example, in hardfacing applications, the dilution should be minimized in order to keep the high alloy level and attendant wear or corrosion resistance of the hardfacing. [6,7]

Several welding techniques can use for hardfacing processes. The most important differences among these processes depend on the welding performance, the percentage of welding dilution and the manufacturing cost of wires or electrodes. [8] Submerged arc welding is widely used due to its simple applicability, high heat input, improve welding environment and its capability to deposit a large amount of weld metal using more than one wire at the same time, especially in service of the severely worn surface, which is the most importance to a manufacturer. [9,10]

The aim of this research is to study the effect of weld metal which welded with a varied amount of metal powder addition, in terms of their chemical composition, macro/microstructure, welding dilution, and hardness.

2. Experiment

2.1. Materials and welding procedures

In this study, hardfacing was deposited on low carbon steel plates (SS400 steel), with dimension 50.8 mm × 203.2 mm × 9.5 mm. The chemical composition of base metal can be seen in table 1. Low carbon steel electrode of 2.4 mm in diameter and high basics flux were used for hardfacing onto base metal with four different amounts of chromium powder addition and one condition without powder addition, moreover, hardfacing of low carbon steel wire with various amounts of chromium powder addition was compared with that of commercial martensitic wire without powder addition. The objective of this research is to increase chromium elements in the hardfacing welded with low carbon steel. Chemical compositions of massive wires, chromium powder and high basics flux show in table 2 and table 3. The chromium powder was placed and equalized on top of the base metal surface along the travel of welding head. Each sample was welded single weld bead under different conditions, a varying amount of powder addition as shown in Fig. 1(a). Hardfacing layers were deposited by using twin wire submerged arc welding process. All of the samples were welded under same welding parameters such as welding current, voltage, the extension of the wire electrode, welding speed and heat input according to manufacturer's directions. These parameters are shown in table 4. After welding, the samples were cooled in air and the hardfacing deposits were cut for macro/microstructure and hardness test

Table 1. Chemical composition of base metal (wt.%).

| C | Si | Mn | P/S | Fe |
|------|------|------|------|------|
| 0.13 | 0.15 | 0.50 | 0.05 | Rest |

2.2. Microstructure and hardness of hardfacing

Transverse cross section and the top surface of each sample were examined macrostructure, microstructure, welding dilution and hardness testing. The samples were perpendicularly cut through the welded metal along the

direction of welding and milled 1 mm from the top surface. After cutting, the samples were then grinded by silicon carbide grinding paper, polished by aluminum oxide powder and etched by 2% Nital for samples welded with low carbon steel wire without powder addition and martensitic wire without powder addition. Viella's reagent (5 ml hydrochloric acid, 2 g picric acid, 100 ml methyl alcohol) was used for etching the samples welded with chromium powder addition and then macro/microstructural characterization was done by an optical microscope. An image analysis software was also used to measure the amount of filler metal added (A) and base metal melted (B) in a typical fusion weld from the cross-sectional area of the weld bead metal as shown in Fig. 1(b). The dilution was determined by using percent dilution equation as shown in equation (1). The chemical composition of the weld metal was analyzed by optical emission spectrometer on the grinded top surface of welded layer.

Table 2. Chemical composition of massive wires and chromium powder (wt.%).

| Materials | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Nb | Fe |
|-----------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Low carbon steel wire | 0.10 | 0.20 | 1.00 | - | - | - | - | Rest |
| Martensitic type wire | 0.50 | 0.80 | 1.30 | 7 | - | 1.30 | 1.50 | Rest |
| Chromium powder | 0.04 | 2.90 | - | 34.7 | 0.43 | - | - | Rest |

Table 3. Chemical composition of flux for submerged arc welding (wt.%).

| SiO ₂ + TiO ₂ | CaO + MgO | Al ₂ O ₃ + MnO | CaF ₂ |
|-------------------------------------|-----------|--------------------------------------|------------------|
| 18 | 35 | 23 | 22 |

Micro-hardness measurements were carried out by Vickers hardness tester under 0.2 kgf load, 10 seconds dwell time. During the hardness testing, the distance between each value was 0.25 mm for cross-section and 0.5 mm for the top surface. Hardness values were taken across the polished cross-section of weld samples, including base metal, heat affected zone and hardfacing layer. The polished top surface was checked 10 points of hardness on longitudinal hardfacing. Micro-hardness values of different phase were obtained under 0.1 kgf load, which taken on the polished and etched surface.

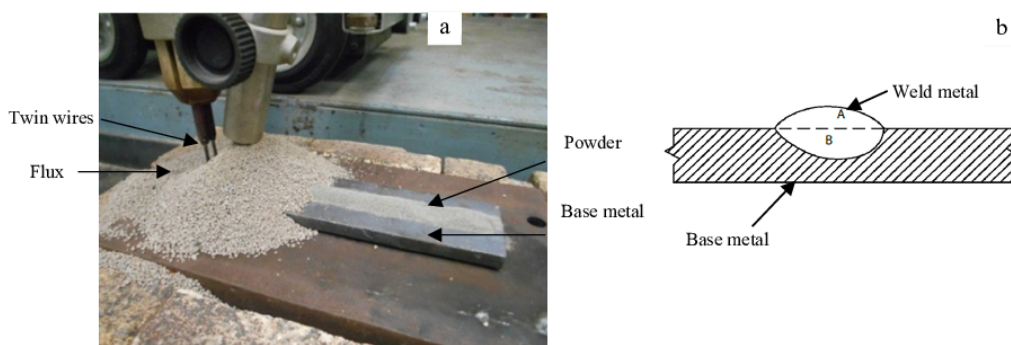


Fig. 1. (a) submerged arc welding procedures with powder addition; (b) schematic of dilution showing area of filler metal added (A) and area of base metal melted (B).

$$\%Dilution = \frac{AreaB}{AreaA + AreaB} \times 100 \quad (1)$$

Table 4. Welding parameters.

| Sample identifications | Powder addition (g/cm) | Current (A) | Voltage (V) | Wire extension (mm) | Welding speed (cm/min) | Wire feed rate (g/cm) | Heat input (kJ/min) |
|------------------------|------------------------|-------------|-------------|---------------------|------------------------|-----------------------|---------------------|
| Low C | - | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |
| Low C + 0.6 Powder | 0.6 | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |
| Low C + 1.2 Powder | 1.2 | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |
| Low C + 1.8 Powder | 1.8 | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |
| Low C + 2.4 Powder | 2.4 | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |
| Martensitic wire | - | 600 | 30 | 25.4 | 60 | 2 | 18 |

3. Results and discussion

3.1. Macrostructure and welding dilution

The macrostructure of cross section single weld bead for all conditions shows in Fig. 2. These macrographs obviously indicate that the weld bead have a smooth surface, good bonding with parent metal and there is no crack or macro defects at the base metal (BM), heat affected zone (HAZ) and weld metal (WM). It means that the suitable welding procedure was employed. As the results, Fig. 2(a) and Fig. 2(f) are macrostructure of samples welded without powder only low carbon steel wire and martensitic wire. Both Low C steel and martensitic wire electrode without powder, show thinner weld bead and deeper weld penetration than the samples were welded with low carbon steel wire and powder addition because the samples welded without powder need to melt only wire electrode into weld pool, and consequently, although the same heat input was applied, lower current density needs to distribute for melting only electrode metal. The macrostructure of the weld metal with various amount of powder addition, which result in the different size and shape of the weld bead, are shown in Fig. 2(b) to Fig. 2(e). In addition, the macrostructural results show that the higher amount of powder addition can increase the dimension of the weld bead. The sample welded with the highest amount of powder addition (Low C + 2.4 Powder) results in the peak weld bead and lowest penetration. Therefore, powder addition is the most significant variable factor for weld bead dimension and it can increase deposition rate with shallow penetration because the arc energy for melting electrode and base metal fusion must distribute to the melting of additional powder, in order to reduce amount of base metal melted [11].

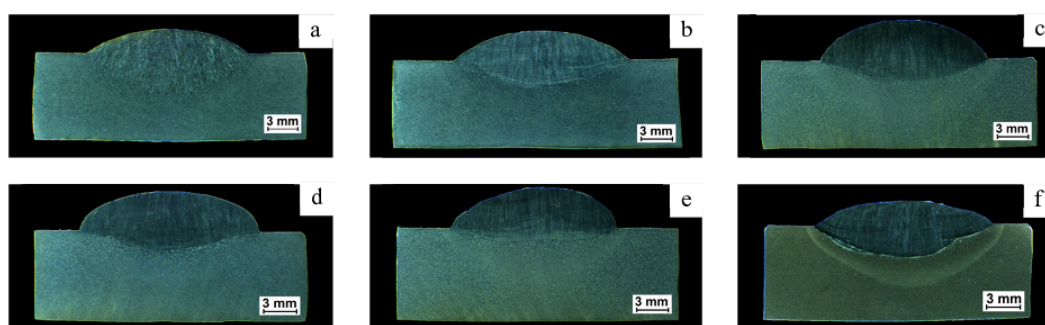


Fig. 2. Macrostructure of welding samples; (a) Low C; (b) Low C + 0.6 Powder; (c) Low C + 1.2 Powder; (d) Low C + 1.8 Powder; (e) Low C + 2.4 Powder; (f) Martensitic wire.

Fig. 3. shows the calculated percent dilution comparing to all conditions. The percent dilution using low carbon steel wire and martensitic wire without powder addition are about 61% and 56%; while the percent dilution using low carbon steel wire with powder addition are about 43%, 32%, 27% and 21% respectively. The results clearly

indicate that the conditions without powder addition of low carbon steel wire and martensitic wire are higher percent dilution than conditions with powder addition. The powder addition samples show low percent dilution, in addition, increasing amounts of powder mixture can reduce percent dilution because the varying powder quantities can affect weld bead volume.

3.2. Chemical composition and microstructure

There was a much effect of powder addition and base metal dilution on the chemical composition. Variation of chemical composition for each weld metal was found due to powder addition and base metal dilution shows in table 5. When the amount of powder addition was increased in the weld metal, there was a higher chromium content in the weld metal. The chemical composition of alloying element in the weld deposit also changed because of dilution effect between the base metal and filler metal in fusion zone, amount of base metal mixed with filler metal and some elements of the base metal mixed with the weld metal.

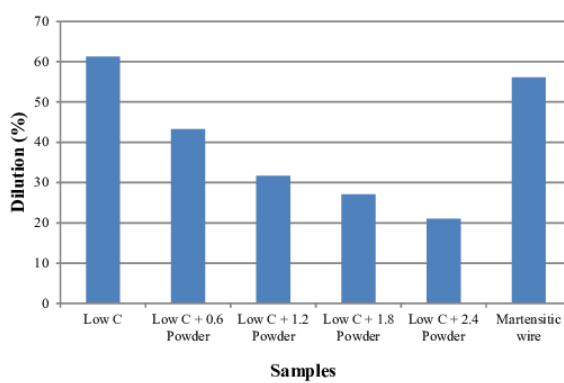


Fig. 3. Comparison of dilution determined from geometric measurements.

Table 5. Chemical composition of weld metal (wt.%).

| Samples | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Nb | Fe |
|--------------------|------|------|------|-------|------|------|------|------|
| Low C | 0.12 | 0.17 | 0.69 | - | - | - | - | Rest |
| Low C + 0.6 Powder | 0.11 | 0.53 | 0.65 | 4.54 | 0.06 | - | - | Rest |
| Low C + 1.2 Powder | 0.09 | 0.88 | 0.59 | 8.89 | 0.11 | - | - | Rest |
| Low C + 1.8 Powder | 0.09 | 1.12 | 0.52 | 11.98 | 0.15 | - | - | Rest |
| Low C + 2.4 Powder | 0.08 | 1.35 | 0.46 | 14.95 | 0.19 | - | - | Rest |
| Martensitic wire | 0.29 | 0.44 | 0.85 | 3.08 | - | 0.57 | 0.22 | Rest |

The cross section and top surface microstructure of all specimens can be seen in Fig 4. and Fig. 5. respectively. In Fig. 4(a) and Fig. 5(a), microstructure of the sample welded with Low C without powder addition show ferrite (white area) and pearlite (dark area), that the microstructure derived from electrode wire mixed with parent metal which well known these materials are low carbon steel (0.10% C) having a ferrite-pearlite (α + pearlite) structure before welding, the pearlite phase, which are carbon content in eutectoid position, transform from austenite by heating and to ferrite-pearlite by cooling according to Fe-C phase diagram in Fig. 6(a) [12, 13].

Fig. 5(b-c) and Fig. 5(b-c) show microstructure of weld metal with varied amounts of powder addition. The micrographs were observed the nearly same microstructure for all conditions, which present ferrite structure (α) in the white area and lath martensite structure (α') in the dark area as shown in Fe-Cr phase diagram in Fig 6 (b) [13,

14]. In some cases for Low C + 1.8 Powder and Low C + 2.4 Powder appear in top surface structure difference each other, that present clearly separate lath martensite phase and ferrite phase, having 556.7 HV_{0.1} and 200.4 HV_{0.1} respectively. Melting of low carbon steel revealed ferrite-pearlite structure primarily and lath martensite was transformed after adding powder, and then, it can be seen in high Fe-Cr steel as well. [15]. Chromium powder addition is a much effect in weld metal solidification and famously used for hardfacing. There are two functions in iron-based alloys. Firstly, it was necessary for precipitation strengthening as it is the distinctive carbide former and most of the carbides are chromium-rich. Secondly, it was also the most important alloying element in the matrix, where it provides good strength as a solute and resistance to corrosion and oxidation [5]. Welding samples with powder addition have microstructural development and improved micro-hardness results.

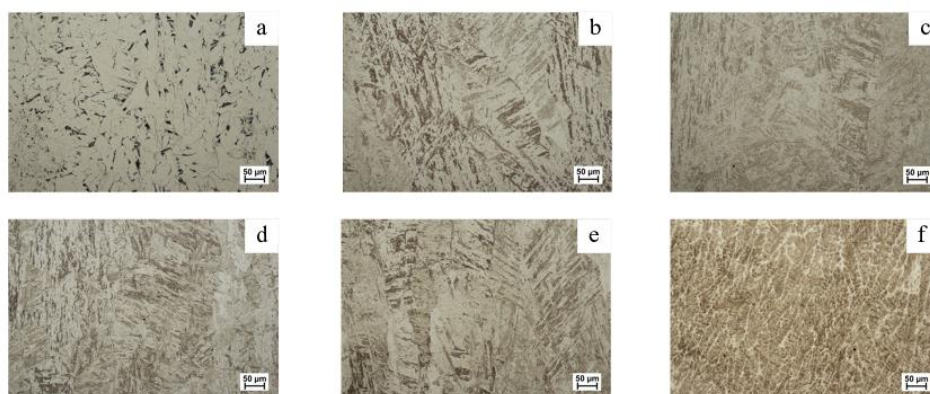


Fig. 4. Microstructure of cross section; (a) Low C; (b) Low C + 0.6 Powder; (c) Low C + 1.2 Powder; (d) Low C + 1.8 Powder; (e) Low C + 2.4 Powder; (f) Martensitic wire.

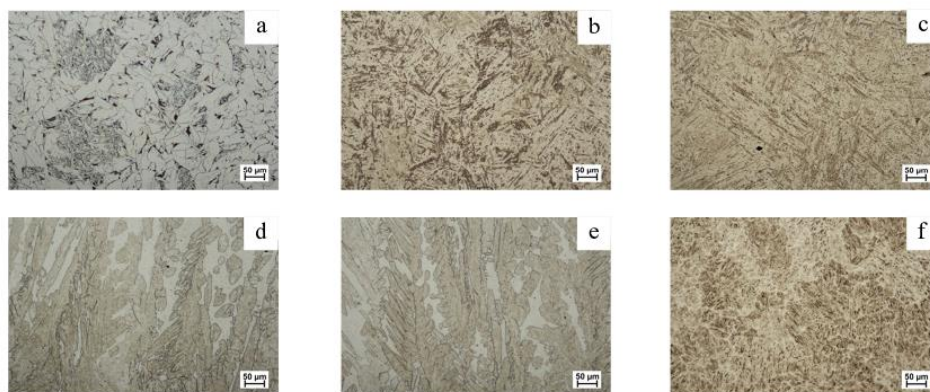


Fig. 5. Microstructure of top surface; (a) Low C; (b) Low C + 0.6 Powder; (c) Low C + 1.2 Powder; (d) Low C + 1.8 Powder; (e) Low C + 2.4 Powder; (f) Martensitic wire.

The microstructure of samples welded with martensitic type wire (Fig. 4(f) and Fig. 5(f)) exhibits large matrix of martensitic segregations (dark region) with retained austenite microstructure (white region) in grain boundary [16]. The martensite is a hard phase that can be difficult to damage by indenter tool while the retained austenite is a soft phase that can easily be pressed by indenter tool. The chemical composition of martensitic wires contains sufficient amount of carbon and alloying elements such as chromium, molybdenum, and niobium so that the deposited metal transform to martensitic microstructure. Comparison between martensite-ferrite structure and martensitic structure

are different in term of microstructure and hardness value. The main reason why these two phases are dissimilar is chemical composition of weld metal. In spite of increasing amount chromium rich powder addition, only lath martensite-ferrite structure shows instead of the martensitic microstructure. Thus, this result proves that only chromium addition cannot reveal martensitic microstructure. In order to get martensitic microstructure, the suitable amount of carbon, chromium, molybdenum, and niobium are needed to add.

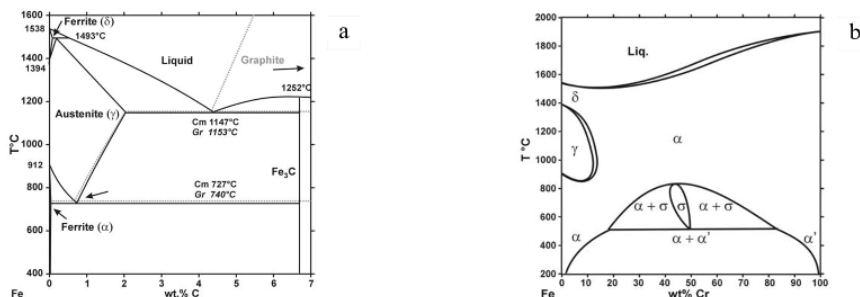


Fig. 6. Phase diagram [13]; (a) iron-carbon (Fe-C) phase diagram; (b) iron-chromium (Fe-Cr) phase diagram.

3.3. Hardness results

Micro-hardness profiles of cross section and top surface samples illustrate in Fig. 7 and Figure. 8 respectively. Hardness values of base metal and heat affected zone for all conditions are similar because of the same chemical composition of base metal and welding heat input used. The sample welded with low carbon steel wire without powder addition indicates the lowest hardness values due to its soft microstructure. The highest hardness values for both cross-section and top surface were obtained in the sample welded with martensitic type wire. As can be clearly seen in Fig. 7, the satisfied hardness results of the samples welded with powder addition present higher hardness than that of the sample welded without powder mixture, although the highest hardness values were obtained in the sample welded with martensitic type wire without powder. Hardness values of weld metal with powder addition show as the group of high hardness, which does not exhibit the noticeable hardness differences each other, but there is a wide gap between the hardness values of the lowest amount of powder and that of the highest amount of powder about 100 $HV_{0.2}$. According to the hardness results, powder addition process is the most prominent factor to enrich metallurgical and mechanical properties of weld metals.

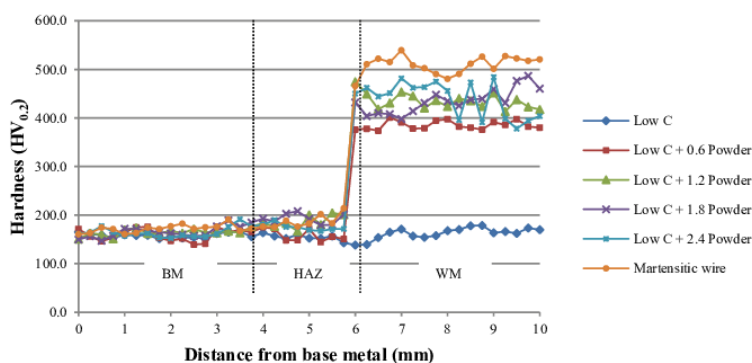


Fig. 7. Hardness profiles were taken on the cross section.

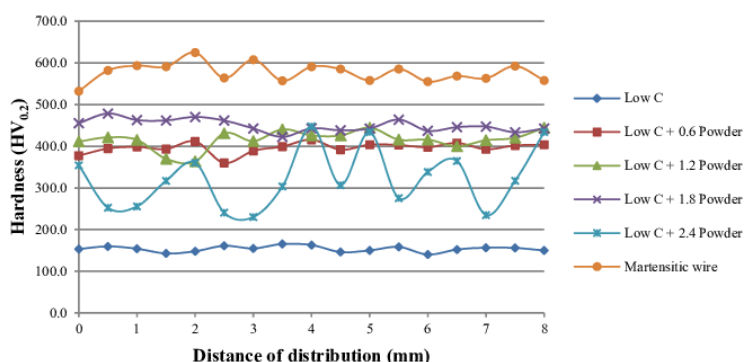


Fig. 8. Hardness from the top surface of welding samples.

4. Conclusions

Welding hardfacing were produced using submerged arc welding. The amount of powder addition and type of wire do influence the microstructure, welding dilution and hardness values can be summarized as follow:

- The welding sample produced by low carbon steel wire without powder addition presented ferrite and pearlite microstructure highest welding dilution and lowest hardness.
- Increasing amount of powder addition can result in lower welding dilution and higher hardness values of the weld metal and show only lath martensite and ferrite mixtures.
- Only Cr element cannot change the microstructure of weld metal from ferrite-pearlite phase to martensite phase with retained austenite and C, Mn, Mo, and Nb elements are necessary to add alloying elements.
- The microstructure of welding layer welded with martensitic wire presented dendritic segregation of martensitic with retained austenite microstructure which high welding dilution and revealed highest of hardness values.

Acknowledgements

This work was financially supported by National Research Council of Thailand (NRCT). The authors wish to thank Electricity Generating Authority of Thailand (EGAT), Mae Moh Mine for supporting some documents and suggestion. Finally, the authors would like to acknowledge Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University, Thailand for supporting equipment and the others.

References

- [1] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. León, A. Toro. *Wear*. 259 (2005) 52-61.
- [2] M. Kirchgaßner, E. Badisch, F. Franek. *Wear*. 265 (2008) 772-779.
- [3] S. Shen, I.N.A. Oguocha, S. Yannacopoulos. *Journal of Materials Processing Technology*. 212 (2012) 286-294.
- [4] M. Morsy, E. El-Kashif. *Weld World*. 58 (2014) 491-497.
- [5] N. Yüksel, S. Şahin. *Materials and Design*. 58 (2014) 491-498.
- [6] R.A. Ribeiro, E.B.F. Santos, P.D.C. Assunção, R.R. Maciel, E.M. Braga. *Welding Journal*. 94 (2015) 301-311.
- [7] P.K. Palani, N. Munigan. *Journal of Materials Processing Technology*. 190 (2007) 291-299.
- [8] A.S. Shahi, S. Pandey. *Journal of Materials Processing Technology*. 196 (2008) 339-344.
- [9] B. Gülenç, N. Kahraman. *Materials and Design*. 24 (2003) 537-542.
- [10] N.A. McPherson, K. Chi, T.N. Baker. *Journal of Materials Processing Technology*. 134 (2003) 174-179.
- [11] T. Lienert, T. Siewert, S. Babu, V. Acoff (Eds.), *ASM Handbook Volume 6A, Materials Park*, Ohio, 2011, pp. 115-121.
- [12] M. Eroglu, M. Aksoy. *Materials Science and Engineering A*. 286 (2000) 289-297.
- [13] M.D. Charre (Ed.), *The Microstructure of Steels and Cast Irons*, Springer, New York, 2004, pp.51-73.

- [14] T.C. Chuvás, P.S.P. Garcia, J.M. Pardal, M.P.C. Fonseca. *Materials Research*. 18 (2015), 614-621.
- [15] X. Zhou, C. Liu, L. Yu, Y. Liu, H. Li. *Journal of Materials Science & Technology*. 31 (2015) 235-242.
- [16] J.J. Coronado, H.F. Caicedo, A.L. Gómez. *Tribology International*. 42 (2009) 745-749.

ภาคผนวก ข

ผลงานวิจัยระดับนานาชาติ 4

เรื่อง The comparison of weld metal with and without additional powder using submerged arc
welding

The Comparison of Weld Metal with and without Additional Powder Using Submerged Arc Welding

Buntoeng Srikarun
Mining and Materials Engineering
Prince of Songkla University
Songkhla, Thailand
buntoeng@hotmail.com

Prapas Muangjunburee
Mining and Materials Engineering
Prince of Songkla University
Songkhla, Thailand
prapas.m@pus.ac.th

Abstract—The hardfacing using submerged arc welding with additional metal powder has been a new way to extend the service life of the machine parts related to several wear mechanisms. Therefore, this research aims to compare the welding parameters of submerged arc welding which welded with martensitic steel wire without additional powder and low carbon steel wire with and without additional powders added to the weld metal. Then the macro and microstructure, chemical composition, welding dilution and the hardness of the weld metal were studied. The results presented that the weld metal of martensitic steel wire without additional powder showed martensitic and austenitic microstructure. Using low carbon steel wire without additional powder showed ferrite and pearlite microstructure. While the welding with additional powders, the microstructure depends on the type of metal powder used. These microstructures consist of ferrite with dense pearlite and ferrite mixed with martensite. In addition, it was found that the addition of metal powder to the weld metal reduced the dilution and increased weld metal hardness. However, both the microstructure and the hardness of the weld metal with powder addition are different from those of the weld metal welded with martensitic steel wire without powder addition.

Keywords—submerged arc welding, weld metal, additional powder, welding dilution, hardness

I. INTRODUCTION

Currently, hardfacing by welding process is an interesting way to repair worn parts in industries because it is more effective and economical than replacing with the new ones. Hardfacing is often used to increase the ability to resist wear mechanisms, for example, the agricultural machinery. Soil preparation machine and mining machinery [1,2]. In the welding process, it is necessary to consider the type of a suitable welding wire and welding process depending on the application of the component. The study of weld metal properties in varied environments is essential [3,4].

Hardfacing using martensitic type steel wire is a commonly used method. This is a fast and easy way. Martensitic steel type is low alloy steel containing carbon, chromium, manganese, and molybdenum, which are sufficient to form the martensite structure. In particularly carbon and chromium are the main elements that strongly influence to produce martensite structure with high hardness in steel [5,6]. Carbon and chromium can increase hardness, wear resistance and hardenability and corrosion resistance of steel [7]. However, martensitic type steels are a high-cost material.

Therefore, steel with carbon and chromium content equivalent to martensitic type steel is an interesting choice.

Welding dilution is one of the important factors in the welding process. If the percentage of welding dilution which will change the properties of the weld metal is high, the weld metal will mix with the base metal. Dilution of welding is the result of two main reasons: the amount of heat input and the type of welding process. In general, hardfacing requires a lower percentage of welding dilution, it means that the weld bead metal should be thick and not change metallurgical properties mechanical properties [8-10].

Submerged arc welding is a widely used welding process because it is a simple and automatic process. High heat input can weld a very thick workpiece. This process also does not affect the environment because it has no smoke and flashlight during welding. It can be welded with higher deposition rate than other welding processes, as it can employ more than one welding wire at the same time. It is very useful to increase the deposition rate and improve properties of the weld metal [11-13].

This research aims to study macro and microstructure, chemical composition, welding dilution and hardness of the weld metal deposited by submerged arc welding process using low carbon steel wire with the addition of different metal powders. Then, compared with the welding of martensitic steel type without metal powder.

II. EXPERIMENT

A. Materials and Welding Process

This study investigated the bead on the plate onto low carbon steel plate (SS400 steel) for base metal (BM) which is 50.8 mm wide, 203.2 mm long and 9.5 mm thick. The chemical composition of the base metal is shown in Table I. The welding using AC/DC inverter power source Esab Aristo 1000 AC/DC SAW with the universal welding automat Esab A2 Multitrac A2TF twin-wire submerged arc welding machine. The welding using two types of wire electrode consists of martensitic steel wire and low carbon steel wire with a diameter of 2.4 mm. During welding, high basics flux was used to cover the arc. The welding condition using martensitic steel type wire without additional powder was named MA. The welding using low carbon steel wire without powder was named FE, while the welding of low carbon steel added ferroc carbon powder was named FE-C. The welding

filled ferrochromium additional powder was named FE-CR and the welding was filled both the ferroc carbon and ferrochromium additional powder was named FE-C-CR. Tables II and III show the chemical compositions of the welding wires, additional powders, and flux.

TABLE I. CHEMICAL COMPOSITIONS OF BASE METAL (WT. %)

| C % | Si % | Mn % | P/S % | Fe % |
|------|------|------|-------|------|
| 0.13 | 0.15 | 0.50 | 0.05 | Bal. |

For welding process in all welding conditions, only single pass deposit was welded in flat position. In the case of welding with powder addition, metal powder was placed on the base metal surface. Then the equalized metal powders were uniformly distributed throughout the welding line, and the welding was performed as shown in Fig. 1. In the welding, the molten wire, metal powder, and base metal turned into solidified and became a weld metal (WM). The different types and quantities of additional powder are shown Table IV. Then, the metallurgical and mechanical properties of different weld metal were studied. Welding parameters in all conditions used in accordance with the manufacturer's instructions. The fixed welding parameters are shown in Table V. After welding, the specimens were allowed to cool down in the air.

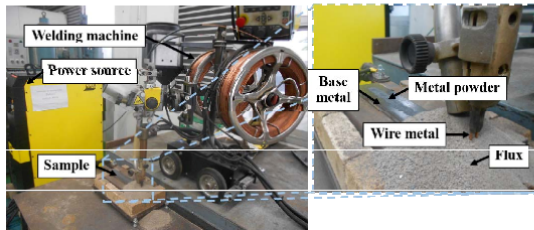


Fig. 1. Submerged arc welding process.

B. Investigation of Metallurgical Properties

Macro and microstructure were investigated at the cross-section at the center of the welding sample, perpendicular to the weld metal line. The specimens were cut by mechanical cutting and cast with resin. After that, these were grinded and polished with 5 micrometers of alumina powder and then etched with 2% Nital. Finally, macrostructure and microstructure were examined using a stereo camera and an optical microscope (OM).

The dilution of the weld metal was analyzed by the macroscopic analysis, as shown in Fig. 2, by measuring the area of the filler metal added (A) and the area of the melted base metal (B) with Image J software. After that, calculate the percentage of metal dilution in accordance with (1). The dilution equation shows that the dilution is easily a method of the base metal that is mixed with the fusion zone. In many utilizations, it is significant to control the percent dilution to give the suitable microstructure and properties for the proposed application.

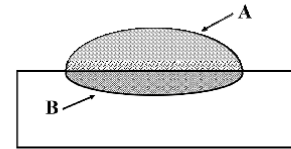


Fig. 2. Schematic of the dilution in fusion welding [8].

$$\%Dilution = \frac{Area\ B}{Area\ A + Area\ B} \times 100 \quad (1)$$

C. Chemical Composition

The analysis of chemical compositions of weld metal was studied by an optical emission spectrometer (OES) at the top welded surface of the welding specimen. The specific area to be tested should be flat and smooth.

D. Hardness Testing

Hardness values of the specimen were used to analyze at the cross-sectional area of the specimen by a micro Vickers hardness tester. Hardness testing was done across the sample from the base metal region to the heat affected zone (HAZ) and the weld metal region with applied forces of 200 g ($HV_{0.2}$) for a dwell time of 10 seconds, the distance between each point is 0.25 mm.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Macrostructure and Dilution

The macroscopic structures of all samples are shown in Fig. 3. It was found that the weld was completely melted and there were no crack or defect in the base metal, heat affected zone and weld metal. Fig. 3 (a) and 3 (b) show the macrostructures of the sample were welded with martensitic steel wire without powder addition and low carbon steel wire without powder addition. While Fig. 3 (c) to 3 (e) show the macrostructure of low carbon steel welded with metal powders. It was found that the welded metal without powder addition had a thin thickness but the base metal was melted deeply, while welding with powder addition gave a thicker weld metal and the shallow melted base metal. The samples without powder additions showed the deeply melted base metal due to the melting of only the steel wire and the base metal. As a result, the heat input is more intense, so the base metal area was more melted.

According to the macrostructural results, the height of low carbon steel weld metal with powder addition increased when the amount of metal powders was increased. The sample FE-C-CR welded with a mixture of ferroc carbon and ferrochromium powder showed that the weld metal was the highest thickness and the smallest base metal fusion. Because of the additional powder, the heat from the arc was distributed to melt the powder, thereby reducing the melting of the base metal. As a result, the amount of the melted base metal decreased [14].

TABLE II. CHEMICAL COMPOSITIONS OF WELDING WIRES AND ADDITIONAL POWDERS (WT. %)

| Materials | %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Mo | %Nb | %Fe |
|------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Martensitic steel wire | 0.50 | 0.80 | 1.30 | 7 | - | 1.30 | 1.50 | Bal. |
| Low carbon steel wire | 0.10 | 0.20 | 1.00 | - | - | - | - | Bal. |
| Ferro carbon powder | 1.2 | 0.05 | - | - | - | - | - | Bal. |
| Ferro chromium powder | 0.04 | 2.90 | - | 34.7 | 0.43 | - | - | Bal. |

TABLE III. CHEMICAL COMPOSITION OF HIGH BASICS FLUX (WT. %)

| Flux | % SiO ₂ + TiO ₂ | % CaO+ MgO | % Al ₂ O ₃ + MnO | % CaF ₂ |
|------------------|---------------------------------------|------------|--|--------------------|
| High basics flux | 18 | 35 | 23 | 22 |

TABLE IV. WELDING CONDITIONS USED DURING WELDING.

| Sample | Materials | | | |
|---------|-------------------------------|------------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| | Martensitic steel wire (g/cm) | Low carbon steel wire (g/cm) | Ferroc carbon powder (g/cm) | Ferrochromium powder (g/cm) |
| MA | 2.0 | - | - | - |
| FE | - | 2.0 | - | - |
| FE-C | - | 2.0 | - | 0.6 |
| FE-CR | - | 2.0 | 1.6 | - |
| FE-C-CR | - | 2.0 | 2.4 | 1.2 |

TABLE V. WELDING PARAMETERS

| Parameter | Value |
|-----------------------|-------|
| Polarity | DC+ |
| Current (A) | 600 |
| Voltage (V) | 30 |
| Travel speed (cm/min) | 60 |
| Heat input (kJ/cm) | 18 |

Fig. 4 shows the percent dilution of the weld metal of all samples. It was found that the dilution of the weld metal of the MA sample was 55.35 % and the FE sample was 62.02 %. The dilution of the sample welded with powder addition consisted of FE-C sample, FE-CR sample and FE-C-CR sample have resulted in 31.56 %, 43.02 %, and 7.79 %, respectively. It can be seen that the welded samples without powder addition were more diluted than the welded samples with powder addition. This means that the addition of metal powder to the weld metal is to increase the deposition rate of the weld metal.

B. Microstructure

The microstructure of low carbon steel plate SS400 consisted of ferrite and pearlite microstructure are shown in Fig. 5 (a) which well-known these materials are low carbon steel having a ferrite-pearlite (*a* + pearlite) structure. The heat affected zone shows ferrite and pearlite microstructure that are large and rough grains as shown in Fig. 5 (b). The microstructure of heat affected zone transformed because this

area receives heat from welding and rapid cooling caused a change in the shape of the microstructure. Fig. 6 shows the microstructure of the weld metal of all welding samples. Fig. 6 (a) shows the microstructure of the weld metal of the MA sample as shown martensitic microstructure (dark area) and retained austenitic microstructure (white area) revealed [15-17].

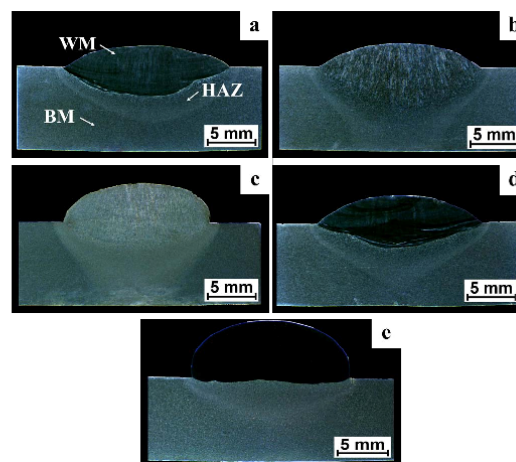


Fig. 3. The macrostructure of the cross-sectional welding samples (a) MA sample (b) FE sample (c) FE-C sample (d) FE-CR sample (e) FE-C-CR sample.

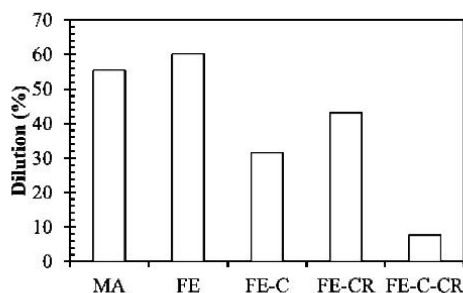


Fig. 4. Percentage of welding dilution.

The microstructure of the FE sample is shown in Fig. 6 (b). It consists of a ferrite structure (white area) and a pearlite (black area) with a dendritic appearance [18]. The microstructure of the FE-C sample consisting of ferrite and pearlite with dendritic structures is shown in Fig. 6 (c). The amount pearlite in the FE-C sample showed more than that of the FE sample due to the increased carbon content, resulting in more pearlite structures. Fig. 6 (d) shows the microstructure of the FE-CR sample. The ferrite structure (white area) and the martensite (dark area) were found. The martensite microstructure was formed as a result of the additional chromium content. The FE-C-CR sample has a microstructure in the weld metal consists of ferrite structure (white area) and martensite (dark area) as shown in Fig. 6 (e). The results showed that FE-C-CR had the highest amount of martensite [19-21].

In general, the microstructure of low carbon steel consists of ferrite and pearlite structures. However, the additional ferrocobalt and ferrochromium powder transformed to the martensite. Comparing the microstructure of weld metal, martensitic steel without powder addition and low carbon steel with powder addition appeared to be significantly different. There are different alloying compositions, although the amount of carbon and chromium is similar. In order to produce martensite with retained austenite microstructure in sample welded using low carbon steel wire with additional powder, it is necessary to add other elements such as manganese, nickel, and molybdenum [22-23].

C. Chemical Compositions

Chemical compositions of deposits are shown in Table VI. The type of wire, the type of additional powder and the percent dilution affected the chemical composition of the weld metal. In addition, the chemical compositions of the weld metal were different from the original chemical composition of the welding wire (Table II) because this weld metal is a mixture of wire metal and the base metal. In the case of low carbon steel welding with metal powder addition, it was found that when carbon steel is added, the content of carbon in the weld metal was increased. In the FE-C sample, the carbon content was 0.44 wt. %. The result is similar to the addition of chromium powder. Chromium content of FE-CR sample was 4.56 wt. %. The carbon and chromium content of the FE-C-CR sample were 0.45 wt. % and 0.6 wt. %. This means that

the carbon and chromium were melted into the weld metal. However, the carbon and chromium contents were lower than expected as a result of the dilution of with the base metal that reduced the content of carbon and chromium.

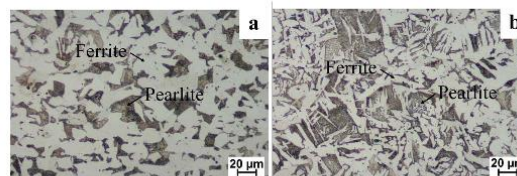


Fig. 5. Microstructure (a) base metal (b) heat affected zone.

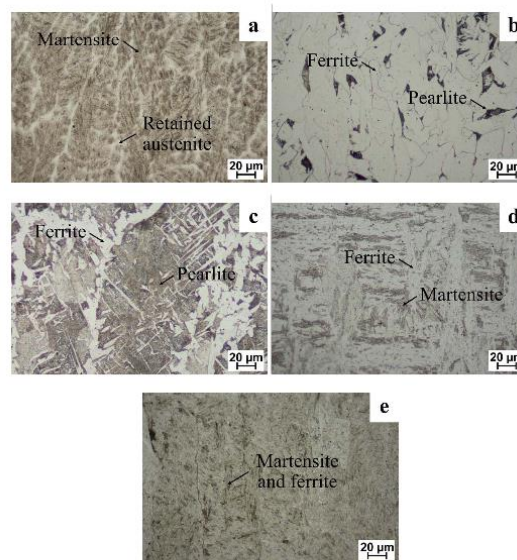


Fig. 6. Microstructure of the cross-sectional deposit layer (a) MA sample (b) FE sample (c) FE-C sample (d) FE-CR sample (e) FE-C-CR sample.

D. Hardness

Fig. 7 shows the hardness values of the welded samples in each area consisting of base metal, heat affected zone and weld metal. The hardness values of the base metal and heat affected zone were similar to 179.2 HV because low alloy steel was difficult to harden, although the heat affected zone had a high cooling rate and changed microstructure. The welded sample of martensitic steel without powder addition showed high hardness (511.2 HV) because of its martensitic microstructure, while the low carbon steel welding without powder addition resulted in low hardness (163.7 HV) due to its low hardness of ferrite-pearlite microstructure. For welding using low carbon steel wire with metal powder, the hardness values of all weld metal were higher than the sample was welded with low carbon steel wire without powder addition.

TABLE VI CHEMICAL COMPOSITIONS OF WELD METAL (WT. %)

| Sample | %C | %Si | %Mn | %Cr | %Ni | %Mo | %Nb | %Fe |
|---------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| MA | 0.30 | 0.44 | 0.86 | 3.13 | - | 0.58 | 0.22 | Bal. |
| FE | 0.12 | 0.17 | 0.70 | - | - | - | - | Bal. |
| FE-C | 0.44 | 0.14 | 0.54 | - | - | - | - | Bal. |
| FE-CR | 0.11 | 0.53 | 0.65 | 4.56 | 0.06 | - | - | Bal. |
| FE-C-CR | 0.45 | 0.65 | 0.37 | 6.86 | 0.08 | - | - | Bal. |

Because of the chemical composition in the powdered metal, especially carbon and chromium, it can increase the hardness of the weld metal. The FE-C sample has a hardness of 249.8 HV, the FE-CR sample has a hardness of 379.5 HV and the FE-C-Cr sample had the highest hardness of 641.2 HV. The results are satisfying. In addition, when the additional powder increased, the hardness of the weld metal also increased, which corresponded to the percentage of the welding dilution and the microstructure. The experiments show that ferrocobalt and ferrochromium powder are important to increase the hardness of the welding metal.

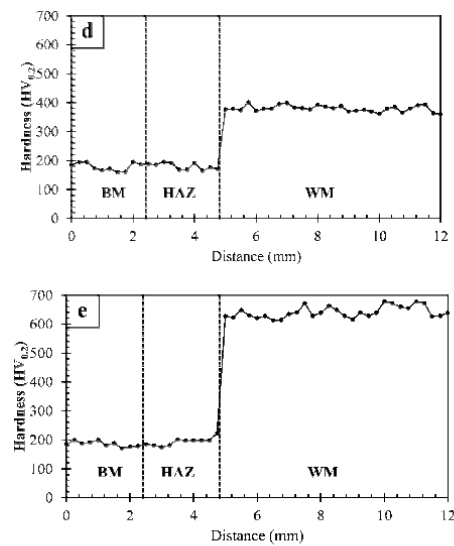
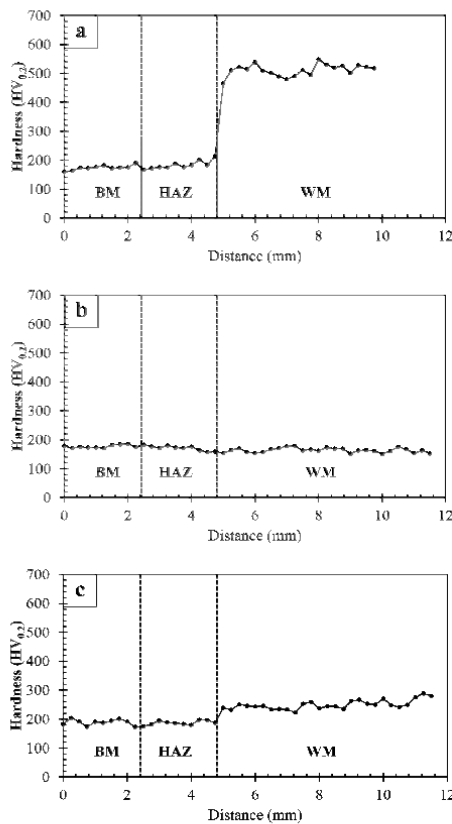


Fig. 7. Hardness profiles across the cross-section of samples (a) MA sample (b) FE sample (c) FE-C sample (d) FE-CR sample (e) FE-C-CR sample.

IV. CONCLUSIONS

The results show that the additional powder added to the weld metal influences the metallurgical properties and mechanical properties of the welding metal. This can be summarized as follows:

- 1) The sample welded with martensitic steel wire without powder addition has martensitic and retained austenitic structure with high hardness and the high percentage of welding dilution as well.
- 2) The sample of low carbon steel wire without powder addition has ferritic and pearlitic structure and shows the highest welding dilution.
- 3) The sample welded using ferrocobalt and ferrochromium powder made the highest hardness of martensitic and ferritic microstructure and the lowest welding dilution.
- 4) Adding ferrocobalt and ferrochromium powder to weld metal can improve the microstructure of the weld metal,

resulting in the martensitic and ferritic microstructure and also reduce the percentage of welding dilution and increased the hardness of the weld metal.

5) Ferrocarbon and ferrochrome powder can be used as alternative materials to improve the properties of the weld metal obtaining high hardness.

ACKNOWLEDGMENTS

This research is supported by government budget of Prince of Songkla University (ENG600279S) and Center of Excellence in Materials Engineering (CEME). The author thanks the Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Prince of Songkla University for providing facilities and equipment for research.

REFERENCES

- [1] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. Leon, and A. Toro, "The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys," *Wear*, Vol. 259, pp. 52-61, July 2005.
- [2] M. Kirchgäßner, E. Badisch, and F. Franek, "Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact," *Wear*, Vol. 265, pp. 772-779, August 2008.
- [3] S. Shen, I.N.A. Oguocha, and S. Yannacopoulos, "Effect of heat input on weld bead geometry of submerged arc welded ASTM A709 Grade 50 steel joints," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 212, pp. 286-294, January 2012.
- [4] S. Chatterjee, and T.K. Pal, "Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron," *Wear*, Vol. 255, pp. 417-425, August 2003.
- [5] M. Morsy, and E. El-Kashif, "The effect of microstructure on high-stress abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposits," *Weld. World*, Vol. 58, pp. 491-497, July 2014.
- [6] J. Yang, Y. Yang, Y. Zhou, X. Qi, Y. Gao, X. Ren, and Q. Yang, "Microstructure and wear properties of Fe-2 wt-% Cr-X wt-% W-0.67 wt-% C hardfacing layer," *Weld. J.*, Vol. 92, pp. 225s-230s, August 2013.
- [7] N. Yüksel, and S. Şahin, "Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys," *Mater. Des.*, Vol. 58, pp. 491-498, June 2014.
- [8] R.A. Ribeiro, E.B.F. Santos, P.D.C. Assunção, R.R. Maciel, and E.M. Braga, "Predicting weld bead geometry in the novel CW-GMAW process," *Weld. J.*, Vol. 94, pp. 301s-311s, September 2015.
- [9] P.K. Palani and N. Murugan, "Optimization of weld bead geometry for stainless steel claddings deposited by FCAW," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 190, pp. 291-299, July 2007.
- [10] A.S. Shahi, and S. Pandey, "Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 196, pp. 339-344, January 2008.
- [11] B. Gülenç, and N. Kahraman, "Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process," *Mater. Des.*, Vol. 24, pp. 537-542, October 2003.
- [12] N.A. McPherson, K. Chi, and T.N. Baker, "Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 134, pp. 174-179, March 2003.
- [13] J. Tušek, and M. Suban, "High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 133, pp. 207-213, February 2003.
- [14] P.F. Mendez, N. Barnes, K. Bell, S.D. Borle, S.S. Gajapathi, S.D. Guest, H. Izadi, A.K. Gol, G. Wood, "Welding processes for wear resistant overlays," *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 16, pp. 4-25, January 2014.
- [15] J.J. Coronado, H.F. Caicedo, and A.L. Gómez, "The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits," *Tribol. Int.*, Vol. 42, pp. 745-749, May 2009.
- [16] A. Gualco, H.G. Svoboda, E.S. Surian, and L.A. de Vedia, "Effect of welding procedure on wear behaviour of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit," *Mater. Des.*, Vol. 31, pp. 4165-4173, October 2010.
- [17] M. Amin, S.M. Khafagy, and B. Zaghlool, "Repair Welding Restoration of the Screw Conveyor for Resin Extruder," *J. Am. Sci.*, Vol. 7, pp. 313-320.
- [18] M. Eroğlu, and M. Aksoy, "Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel," *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 286, pp. 289-297, July 2000.
- [19] T.C. Chuvas, P.S.P. Garcia, J.M. Pardal, and M.D.P.C. Fonseca, "Influence of heat treatment in residual stresses generated in P91 steel-pipe weld," *Mater. Res.*, Vol. 18, pp. 614-621, June 2015.
- [20] X. Zhou, C. Liu, L. Yu, Y. Liu, and H. Li, "Phase transformation behavior and microstructural control of high-Cr martensitic/ferritic heat-resistant steels for power and nuclear plants: a review," *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol. 31, pp. 235-242, March 2015.
- [21] X.G. Tao, L.Z. Han, and J.F. Gu, "Effect of tempering on microstructure evolution and mechanical properties of X12CrMoWVNbN10-1-1 steel," *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 618, pp. 189-204, November 2014.
- [22] R. Zahiri, R. Sundaramoorthy, P. Lysz, and C. Subramanian, "Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding," *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 260, pp. 220-229, December 2014.
- [23] L. Valeria, H.N. Lorusso, and H.G. Svoboda, "Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels," *Procedia. Mater. Sci.*, Vol. 8, pp. 1047-1056, July 2015.

ภาคผนวก ข

ผลงานวิจัยระดับชาติ

เรื่อง อิทธิพลของการเติมโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยกระบวนการเชื่อมอาร์กได้ฟลักซ์



อิทธิพลของการเติมโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยกระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ The Effect of Chromium Addition in Weld Metal by Submerged Arc Welding Process

บันเทิง ศรีคะรัน* และ ประภาศ เมืองจันทร์บุรี

Buntoeng Srikarun* and Prapas Muangjunburee

ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

15 ถ.กาญจนวณิชย์ อ. หาดใหญ่ จ. สงขลา 90112

Department of Mining and Materials Engineering, Faculty of Engineering,
Prince of Songkla University, 15 Karnjanavanich Rd., Hat Yai, Songkhla, 90112, Thailand

*E-mail: buntoeng@hotmail.com, Telephone Number: 08 9725 9290

บทคัดย่อ

การเชื่อมพอกแข็งที่มีการเติมโครเมียมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเป็นวิธีใหม่ที่ได้รับการยอมรับ เนื่องจากสามารถช่วยยืดอายุการใช้งานของชิ้นส่วนเครื่องจักรที่เกิดการสึกหรอได้ งานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาอิทธิพลของโครเมียมโดยการเติมเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401 ลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ โดยใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและเหล็กกล้ามาร์เทนซิติคในการเชื่อม ผลการศึกษาพบว่าโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เชื่อมด้วยเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียมประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ ส่วนบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่มีการเติมโครเมียมประกอบด้วยเฟอร์ไรต์และมาร์เทนไซด์ นอกจากนี้ยังพบว่า การเพิ่มปริมาณโครเมียมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมยังช่วยลดการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและสามารถเพิ่มความแข็งแรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้อีกด้วย อย่างไรก็ตาม ทั้งโครงสร้างจุลภาคและค่าความแข็งแรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่มีการเติมโครเมียมยังคงมีความแตกต่างกับบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียม

คำสำคัญ: การเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ การเชื่อมพอกแข็ง การเติมโครเมียม การเจือจางเนื้อเชื่อม

ABSTRACT

Hardfacing with chromium addition has been a new technique and widely employed to extend the service life of machine parts related to wear mechanisms. In this work, the effect of chromium from high chromium martensitic stainless steel type 401 in hardfacing deposit was studied. Low carbon steel electrode and martensitic steel electrode were used to deposit using submerged arc welding process. The results revealed that the microstructure of low carbon steel deposit without chromium addition consists of ferrite and pearlite. The microstructure of weld metal with chromium addition showed ferrite and martensite. It can be seen that the increasing amount of additional chromium showed lower welding dilution and higher hardness values of the weld layer. The microstructure and hardness values of welding layer welded with chromium addition are different to those of welding layer welded with martensitic steel type electrode without addition.

Keywords: Submerged Arc Welding, Hardfacing, Chromium Addition, Welding Dilution

1. บทนำ

ปัจจุบัน การเชื่อมพอกแข็ง (Hardfacing) เป็นวิธีที่ได้รับความนิยมสำหรับการซ่อมบำรุงชิ้นส่วนเครื่องจักรที่เกิดการสึกหรอ เนื่องจากมีประสิทธิภาพและมีความคุ้มค่าทางด้านเศรษฐศาสตร์มากกว่าการเปลี่ยนอะไหล่ทดแทน โดยการเชื่อมพอกแข็งมักนิยมใช้กันเพื่อเพิ่มความสามารถในการต้านทานการสึกหรอเป็นหลัก เช่น ในเครื่องจักรกลการเกษตร เครื่องจักรสำหรับเตรียมดิน และเครื่องจักรในงานเหมืองแร่ [1,2] ซึ่งในกระบวนการเชื่อมพอกแข็งจำเป็นต้องใช้ลวดเชื่อมและกระบวนการเชื่อมที่เหมาะสมกับชนิดของโลหะที่จะเชื่อม รวมถึงลักษณะการใช้งานของชิ้นส่วนดังกล่าว ดังนั้นการศึกษาสมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมให้สามารถใช้งานในสภาวะแวดล้อมที่หลากหลายได้จึงเป็นสิ่งจำเป็น [3,4]

การเชื่อมพอกแข็งด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าที่มีธาตุผสมสูงเป็นวิธีการที่ใช้กันอยู่โดยทั่วไป เนื่องจากเป็นวิธีที่ง่ายและประหยัด ซึ่งโลหะที่นิยมใช้กันมากในการเชื่อมพอกแข็งชิ้นส่วนในอุตสาหกรรม คือ เหล็กกล้าที่มีส่วนผสมของโครเมียมสูงหรือเหล็กกล้าผสมโครเมียมสูง (High Cr Alloy Steel) เนื่องจากโครเมียมเป็นธาตุที่มีอิทธิพลอย่างมากต่อการเกิดโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลในเหล็กกล้า [5,6] โดยธาตุโครเมียมช่วยเพิ่มความแข็งแรง ความต้านทานการสึกหรอ ความสามารถในการชุบแข็ง ตลอดจนการทนต่อการกัดกร่อนในเหล็กกล้า และจากเหตุผลดังกล่าวรวมไปถึงมีต้นทุนที่ต่ำ ดังนั้นปัจจุบันเหล็กกล้าชนิดดังกล่าวจึงได้รับความนิยมในการเชื่อมพอกแข็งมากกว่าเหล็กกล้ามาร์เทนซิก [7]

การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (Dilution) ถือเป็นปัจจัยหนึ่งที่มีความสำคัญต่อกระบวนการเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากหากเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมสูง อันหมายถึงการที่บริเวณเนื้อโลหะเดิมผสมกับลวดเชื่อมมาก จะทำให้สมบัติบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเปลี่ยนไปจากเดิม โดยการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเป็นผลมาจากสองสาเหตุหลัก คือ ปริมาณความร้อนเข้า (Heat Input) จากการเชื่อมและชนิดของกระบวนการ

เชื่อม (Welding Process) โดยทั่วไปแล้วการเชื่อมพอกแข็งต้องการการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมต่ำ นั่นหมายความว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ได้ควรมีลักษณะสูงและ ไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางโลหะวิทยาและทางกล [8-10]

กระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ (Submerged Arc Welding; SAW) เป็นกระบวนการเชื่อมที่ใช้กันอย่างแพร่หลาย เนื่องจากเป็นกระบวนการที่ไม่ซับซ้อน ให้ค่าความร้อนเข้าสูง เชื่อมได้กับชิ้นงานที่มีความหนาไม่ส่งผลกระทบต่อสภาพแวดล้อม เนื่องจากไม่มีควันและแสงจากการเชื่อม สามารถเชื่อมด้วยอัตราการเดินบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้มากกว่ากระบวนการเชื่อมชนิดอื่น นอกจากนี้ยังสามารถเชื่อมโดยใช้ลวดเชื่อมได้มากกว่าหนึ่งเส้นในเวลาเดียวกัน อันเป็นประโยชน์อย่างมากในการช่วยเพิ่มอัตราการเดินบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและปรับปรุงสมบัติของเนื้อโลหะเชื่อม [11-13]

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาผลทางโครงสร้างมหภาค/จุลภาค การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม และความแข็งแรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมโดยกระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ โดยมีการเติมโครเมียมลงไปในขณะที่เชื่อมในปริมาณที่แตกต่างกัน เพื่อเพิ่มปริมาณโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม และนำมาเปรียบเทียบกับเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก

2. ขั้นตอนการศึกษา

2.1 วัสดุและกระบวนการเชื่อม

การศึกษานี้เป็นการเชื่อมพอกแข็งโดยใช้เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (SS400 Steel) เป็นเนื้อโลหะเดิม (Base Metal; BM) ซึ่งมีขนาดกว้าง 50.8 มิลลิเมตร ยาว 203.2 มิลลิเมตร และหนา 9.5 มิลลิเมตร โดยส่วนผสมทางเคมีของเนื้อโลหะเดิมดังแสดงในตารางที่ 1 [14] ทำการเชื่อมพอกแข็งด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คใต้ฟลักซ์ชนิดลวดเชื่อมคู่ (Twin-Wires Submerged Arc Welding) โดยใช้ลวดเชื่อมสองชนิดเป็นลวดเติม คือ ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้า

บ.ศรีนครินทร์ และ บ.เมืองจันทร์บุรี

มาร์เทนซิติคและลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.4 มิลลิเมตร ขณะเชื่อมมีการใช้ฟลักซ์ชนิดไฮโดรเจนต่ำ (Low Hydrogen Flux) สำหรับปกคลุมแนวเชื่อม การเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค (MS wire) เป็นการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมมาตรฐานทั่วไป ส่วนการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Fe wire) เป็นการเชื่อมทั้งไม่มีและมีการเติมโครเมียมในขณะที่เชื่อม ซึ่งโครเมียมที่ใช้ในงานวิจัยนี้ได้มาจากลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401 (Martensitic Stainless Steel Type 401) ที่มีส่วนผสมของโครเมียมเท่ากับ 12.5 เปอร์เซ็นต์ โดยขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลวดเชื่อมเท่ากับ 1.2 มิลลิเมตร ซึ่งถูกนำมาตัดให้มีมีความยาว 2.5-3.0 มิลลิเมตร แสดงอยู่ในรูปที่ 1

ตารางที่ 2 และ 3 แสดงส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401 และฟลักซ์ ตามลำดับ [15-18]

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของบริเวณเนื้อโลหะเดิม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

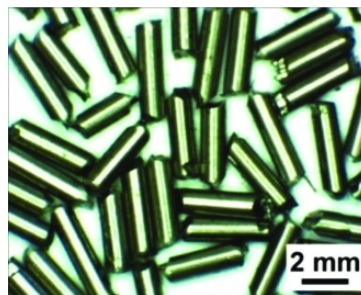
| C | Si | Mn | P/S | Fe |
|------|------|------|------|------|
| 0.13 | 0.15 | 0.50 | 0.05 | Bal. |

ตารางที่ 2 ส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อมและเหล็กกล้าไร้สนิม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| วัสดุ | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Nb | Fe |
|--|------|------|------|------|------|------|------|------|
| ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิติค (EN 14700: T Fe8) | 0.50 | 0.80 | 1.30 | 7 | - | 1.30 | 1.50 | Bal. |
| ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (EN 756: S2Si) | 0.10 | 0.20 | 1.00 | - | - | - | - | Bal. |
| เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401 (AWS A5.9: ER410) | 0.11 | 0.29 | 0.45 | 12.5 | 0.10 | 0.03 | - | Bal. |

ตารางที่ 3 ส่วนผสมทางเคมีของฟลักซ์ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

| ฟลักซ์ | SiO ₂ + TiO ₂ | CaO + MgO | Al ₂ O ₃ + MnO | CaF ₂ |
|---------------------------|-------------------------------------|-----------|--------------------------------------|------------------|
| EN 760: S A FB 2 65 DC H5 | 18 | 35 | 23 | 22 |



รูปที่ 1 เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401

เหล็กกล้ามาร์เทนซิติคเป็นเหล็กกล้าผสมสูงที่มีธาตุผสมหลัก คือ คาร์บอน โครเมียม โมลิบดีนัม และไนโอเบียม ซึ่งทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งแรง และยังมีคาร์บอนสูง แมงกานีสและนิกเกิล ที่ทำให้เกิดโครงสร้างออสเทนไนต์ เหล็กกล้าชนิดนี้จึงมีทั้งความแข็งแรงและเหนียว ส่วนเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติคเกรด 401 เป็นเหล็กกล้าผสมสูง โดยมีธาตุโครเมียมผสม 12-15 เปอร์เซ็นต์เป็นธาตุผสมหลักที่ทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีความแข็งแรงและยังสามารถต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าได้อีกด้วย สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นเหล็กที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เกิน 0.25 เปอร์เซ็นต์ นอกจากคาร์บอนแล้ว ยังมีธาตุอื่นผสมอยู่ด้วย เช่น แมงกานีส ซิลิคอน ฟอสฟอรัส และกำมะถัน แต่มีปริมาณน้อยเนื่องจากหลงเหลือมาจากกระบวนการผลิต

สำหรับกรรมวิธีการเชื่อม ในทุกสภาวะการเชื่อมเป็นการเชื่อมในท่าราบ (Flat Position) โดยเชื่อมเพียงหนึ่งแนว ชนิดของขั้วไฟฟ้าใช้กระแสตรงชนิดบวก (DC+) ในกรณีการเชื่อมที่มีการเติมโครเมียม เริ่มต้น โดยการเติมเหล็กกล้าไร้สนิมลงบนเนื้อ โลหะเดิม จากนั้นเจ็ลลี่ให้เหล็กกล้าไร้สนิมมีปริมาณที่เท่ากันตลอดทั้งแนวการเชื่อม แล้วจึงทำการเชื่อม ซึ่งเป็นการเชื่อมพอกลงบนเนื้อโลหะเดิม ไปพร้อมกับเหล็กกล้าไร้สนิม แสดงดังรูปที่ 2 ซึ่งในขณะที่เชื่อมจะเกิดการอาร์กและเกิดการหลอมละลายของลวดเชื่อม บริเวณเนื้อโลหะเดิมและฟลักซ์ ในขณะที่เดียวกันก็หลอมละลายเหล็กกล้าไร้สนิมไปด้วย ทำให้โลหะทั้งสามชนิดหลอมรวมเป็นเนื้อเดียวกันกลายเป็นเนื้อโลหะเชื่อม (Weld metal; WM) ซึ่งการเติมโครเมียมจะเติมในปริมาณที่แตกต่างกัน ประกอบด้วย 0.6 กรัมต่อเซนติเมตร 1.2 กรัมต่อเซนติเมตร 2.4 กรัมต่อเซนติเมตร และมีหนึ่งสภาวะการเชื่อมที่ไม่มีการเติมโครเมียมในขณะที่เชื่อม (0.0 กรัมต่อเซนติเมตร) เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงและเปรียบเทียบสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกล บริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม การเชื่อมในทุกสภาวะใช้ตัวแปรเชื่อมที่เป็นไปตามคำแนะนำของผู้ผลิตลวดเชื่อม โดยสภาวะการเชื่อมและตัวแปรเชื่อมทั้งหมดดังแสดงในตารางที่ 4 และ 5 หลังจากเชื่อมเสร็จแล้ว ชิ้นงานจะถูกปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ



รูปที่ 2 การเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์โดยใช้ลวดเชื่อมคู่ที่มีการเติม โครเมียม

ตารางที่ 4 ปริมาณเหล็กกล้าไร้สนิมที่เติมลงไปบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม

| ชิ้นงานเชื่อม | ปริมาณเหล็กกล้าไร้สนิม (กรัมต่อเซนติเมตร) |
|---------------|---|
| Ms wire | - |
| Fe wire | 0.0 |
| Fe+0.6 SUS | 0.6 |
| Fe+1.2 SUS | 1.2 |
| Fe+2.4 SUS | 2.4 |

ตารางที่ 5 ตัวแปรที่ใช้ในการเชื่อม

| ตัวแปรเชื่อม | ค่า |
|--------------------------------------|-----|
| กระแสเชื่อม (แอมแปร์) | 600 |
| แรงดันเชื่อม (โวลต์) | 30 |
| ความเร็วการเชื่อม (เซนติเมตรต่อนาที) | 60 |
| ความร้อนเข้า (กิโลจูลต่อเซนติเมตร) | 18 |

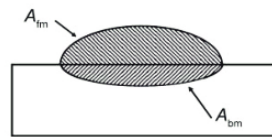
2.2 การตรวจสอบทางโลหะวิทยาของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

การตรวจสอบโครงสร้างมหภาค/จุลภาค กระทำบริเวณภาคตัดขวาง (Cross section) ที่กึ่งกลางความยาวของชิ้นงานในแนวตั้งฉากกับแนวเชื่อม โดยนำชิ้นงานไปตัดด้วยวิธีทางกลและหล่อด้วยเรซิน จากนั้นทำการขัดหยาบและขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินาขนาด 5 ไมโครเมตร จากนั้นนำมากัดผิวหน้าชิ้นงานด้วยกรดไนตริกความเข้มข้น 2 เปอร์เซ็นต์ (2% Nital) แล้วจึงนำมาตรวจสอบโครงสร้างมหภาคและจุลภาค โดยใช้กล้องสเตอริโอ (Stereoscope) ยี่ห้อ Olympus รุ่น SZ2-ET และกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope: OM) ยี่ห้อ Carl Zeiss รุ่น Axio Scope.A1 ตามลำดับ

ทำการวิเคราะห์การเงื้องางในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม จากรูปโครงสร้างมหภาค แสดงดังรูปที่ 3 โดยทำการวัดพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเดิมที่หลอมละลาย (A_{bm}) และพื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (A_{wm}) ด้วยโปรแกรม Image J

ว.ศรีภรณ์ และ ป.เมืองจันทร์บุรี

จากนั้นทำการคำนวณเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมตามสมการที่ 1



รูปที่ 3 การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม [15]

$$\%Dilution = \frac{A_{bm}}{A_{bm} + A_{fm}} \times 100 \quad (1)$$

เมื่อ A_{bm} คือ พื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเดิมที่หลอมละลาย

A_{fm} คือ พื้นที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

2.3 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี

ทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ตรวจสอบโดยใช้เครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุ (Optical Emission Spectrometer: OES) ยี่ห้อ Thermo ARL รุ่น 3460 ในบริเวณผิวบน (Top Surface) ของแนวเชื่อม โดยทำการเตรียมผิวให้ได้ระนาบ พร้อมทั้งทำการขัดหยาบในบริเวณที่ต้องการตรวจสอบ

2.4 การทดสอบความแข็ง

ทำการทดสอบความแข็งของชิ้นงานด้วยการทดสอบแบบไมโครวิกเกอร์ (Micro Vickers Hardness) ยี่ห้อ Matsuzawa รุ่น MMT-X7B ในบริเวณภาคตัดขวางของชิ้นงาน โดยเริ่มวัดจากบริเวณเนื้อโลหะเดิม เข้าสู่บริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone; HAZ) และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยใช้แรงกด 200 กรัม ($HV_{0.2}$) เป็นระยะเวลา 10 วินาที ซึ่งระยะห่างระหว่างจุดเท่ากับ 0.25 มิลลิเมตร

3. ผลการศึกษาและอภิปรายผลการศึกษา

3.1 ผลการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคและการเจือจางในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

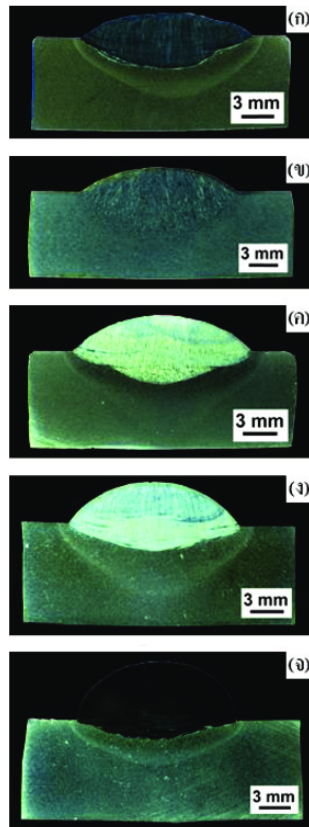
ผลการตรวจสอบโครงสร้างมหภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของชิ้นงานทั้งหมด แสดงดังรูปที่ 4 โดยพบว่า แนวเชื่อมมีการหลอมละลายสมบูรณ์และไม่ปรากฏรอย

แตกร้าวหรือข้อบกพร่องทั้งในบริเวณเนื้อโลหะเดิม บริเวณกระทบร้อน และบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม รูปที่ 4 (ก) และ 4 (ข) แสดงโครงสร้างมหภาคของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำและชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียม พบว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความนูนค่อนข้างต่ำแต่มีการหลอมลึกสูง ในขณะที่การเชื่อมที่มีการเติมโครเมียมพบว่ามีความนูนมากกว่าและมีการหลอมลึกน้อยกว่า ซึ่งการเชื่อมที่ไม่มีการเติมโครเมียมมีการหลอมลึกมากกว่าเนื่องจากการหลอมละลายเกิดขึ้นเฉพาะกับลวดเชื่อมและบริเวณเนื้อโลหะเดิมเท่านั้น ส่งผลให้ความร้อนเข้ามามีความเข้มมากกว่า ดังนั้นบริเวณเนื้อโลหะเดิมจึงเกิดการหลอมละลายได้มากกว่า

โครงสร้างมหภาคของการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมโครเมียมในปริมาณที่แตกต่างกันจากน้อยไปมาก แสดงดังรูปที่ 4 (ค) ถึง 4 (จ) โดยพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ขนาดของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็เพิ่มมากขึ้น แต่การหลอมลึกลดลง ซึ่งชิ้นงานเชื่อมที่มีการเติมโครเมียมมากที่สุด (Fe+2.4 SUS) แสดงให้เห็นว่าบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีความนูนมากที่สุดและการหลอมลึกน้อยที่สุด เนื่องจากเมื่อมีการเติมโครเมียม ความร้อนที่ได้จากการอาร์กสำหรับหลอมละลายลวดเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ได้ถูกแบ่งมาเพื่อหลอมละลายโครเมียมด้วย ทำให้การหลอมละลายในบริเวณเนื้อโลหะเดิมลดลง ส่งผลให้การหลอมลึกลดลง [19]

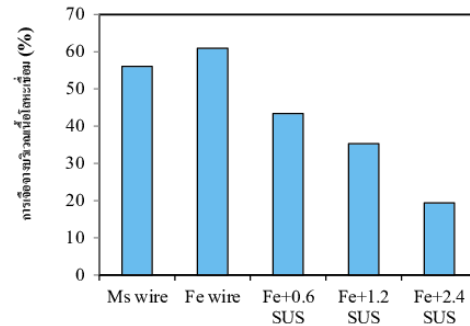
รูปที่ 5 แสดงเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของชิ้นงานทั้งหมด พบว่าการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเท่ากับ 56 เปอร์เซ็นต์ และการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียมมีค่าเท่ากับ 61 เปอร์เซ็นต์ ในขณะที่การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมของการเชื่อมที่มีการเติมโครเมียมด้วยปริมาณจากน้อยไปมาก มีค่าเท่ากับ 43 เปอร์เซ็นต์ 35 เปอร์เซ็นต์ และ 19 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าการเชื่อมที่ไม่มีการเติมโครเมียมมีการเจือจางสูงกว่าการเชื่อมที่มีการเติมโครเมียม

อย่างชัดเจน นั้นหมายความว่า การเติม โครเมียมลงใน บริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมคือการเพิ่มอัตราการเติมของเนื้อ โลหะเชื่อมนั่นเอง



รูปที่ 4 โครงสร้างมหภาคของชิ้นงานที่เชื่อมด้วย
(ก) Ms wire (ข) Fe wire (ค) Fe+0.6 SUS
(ง) Fe+1.2 SUS (จ) Fe+2.4 SUS

จากผลดังกล่าวบ่งชี้ว่าปริมาณ โครเมียมเป็นปัจจัยหลักต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม เนื่องจากช่วยเพิ่มอัตราการเติมบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมให้มากขึ้นและมีการหลอมลึกที่ต่ำ จึงเหมาะกับการนำไปประยุกต์ใช้ในการเชื่อมพอกแข็ง



รูปที่ 5 เปอร์เซ็นต์การเติมจากบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม

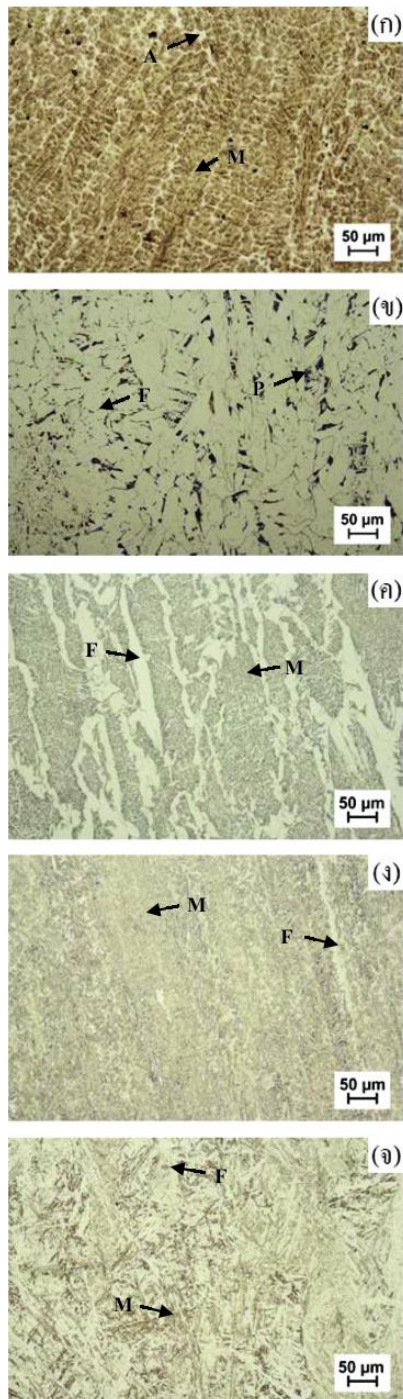
3.2 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

รูปที่ 6 แสดงลักษณะ โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมของชิ้นงานเชื่อมทั้งหมด โดยรูปที่ 6 (ก) แสดง โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมของการเชื่อมด้วย ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก พบว่าประกอบด้วย โครงสร้างมาร์เทนไซต์ที่มีลักษณะแบบเดนไดรต์ (บริเวณ สีเข้ม) และออสเทนไนต์ค้ำงที่บริเวณขอบเกรน (บริเวณ สีขาว) อันเกิดจากส่วนผสมทางเคมีของลวดเชื่อม ที่มีธาตุผสมอยู่สูง [21-23]

โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมของการ เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการ เติม โครเมียม แสดงดังรูปที่ 6 (ข) โดยพบว่าประกอบด้วย โครงสร้างเฟอร์ไรต์ (บริเวณสีขาว) และเพิร์ลไลต์ (บริเวณ สีดำ) ที่มีลักษณะแบบเดนไดรต์ เนื่องจากเป็นลวดเชื่อม เหล็กกล้าที่มีธาตุผสมต่ำ [24]

รูปที่ 6 (ค) ถึง 6 (จ) แสดงลักษณะ โครงสร้างจุลภาค บริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมของการเชื่อมที่มีการเติม โครเมียม ในปริมาณที่แตกต่างกันจากน้อยไปมาก พบว่าทุกชิ้นงาน เชื่อมประกอบด้วย โครงสร้างเฟอร์ไรต์ (บริเวณสีขาว) และ มาร์เทนไซต์ (บริเวณสีเข้ม) [25-27] อย่างไรก็ตามกลับ พบว่ามีปริมาณ โครงสร้างมาร์เทนไซต์แตกต่างกัน โดยการ เชื่อมที่มีการเติม โครเมียมมากที่สุด (Fe+2.4 SUS) มี มาร์เทนไซต์มากที่สุด

บ.ศรีคะรัน และ ป.เมืองจันทร์บุรี



รูปที่ 6 โครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เชื่อมด้วย (ก) Ms wire (ข) Fe wire (ค) Fe+0.6 SUS (ง) Fe+1.2 SUS (จ) Fe+2.4 SUS

โดยทั่วไปแล้วเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำจะประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ แต่เมื่อมีการเติมโครเมียมเข้าไป ทำให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้างไปเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์มากขึ้น การเติมโครเมียมลงในลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นวิธีที่ได้รับความนิยมในการเชื่อมพอกแข็ง เนื่องจากโครเมียมเป็นธาตุผสมที่ช่วยเพิ่มความแข็งแรงบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมจากการจับตัวกับคาร์บอนและเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ และยังช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนและการออกซิเดชัน [28]

อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมระหว่างการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนไซต์กับลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมโครเมียม ปรากฏว่ายังคงมีความแตกต่างกันอย่างมาก เนื่องจากยังคงมีส่วนผสมทางเคมีที่แตกต่างกัน ถึงแม้ว่าจะมีการเติมโครเมียมลงไป ปริมาณโครเมียมที่ใกล้เคียงกันก็ตาม แต่การที่จะปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่ใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำให้มีลักษณะใกล้เคียงกับการใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนไซต์ได้นั้น จำเป็นต้องเพิ่มปริมาณคาร์บอนด้วย [29]

3.3 ผลการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม

ผลการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม แสดงดังตารางที่ 6 โดยพบว่าปัจจัยที่ส่งผลต่อส่วนผสมทางเคมี คือ การเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมและการเติมโครเมียมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซึ่งจะเห็นได้ว่า ในกรณีการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนไซต์และลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียม มีส่วนผสมทางเคมีบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมแตกต่างจากส่วนผสมทางเคมีเดิมของลวดเชื่อม (ตารางที่ 2) เนื่องจากบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเป็นบริเวณที่เกิดการผสมกันระหว่างลวดเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิม ซึ่งโลหะทั้งสองชนิดมีส่วนผสมทางเคมีที่แตกต่างกันอยู่แล้ว เมื่อเกิดการผสมกันของโลหะส่วนผสมทางเคมีก็ผสม

ตารางที่ 6 ส่วนผสมทางเคมีในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

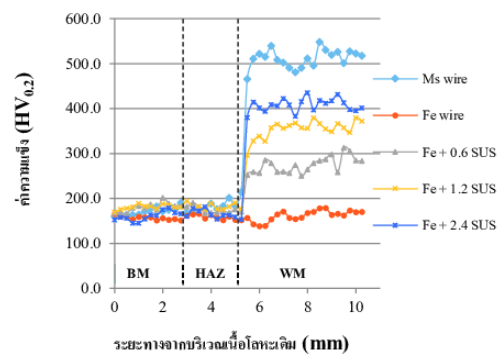
| ชิ้นงาน | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Nb | Fe |
|------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Ms wire | 0.29 | 0.44 | 0.85 | 3.08 | - | 0.57 | 0.22 | Bal. |
| Fe wire | 0.12 | 0.17 | 0.69 | - | - | - | - | Bal. |
| Fe+0.6 SUS | 0.11 | 0.19 | 0.71 | 1.64 | 0.01 | - | - | Bal. |
| Fe+1.2 SUS | 0.11 | 0.20 | 0.69 | 3.05 | 0.02 | 0.01 | - | Bal. |
| Fe+2.4 SUS | 0.11 | 0.23 | 0.67 | 5.52 | 0.04 | 0.01 | - | Bal. |

กันเช่นกัน สำหรับกรณีการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมโครเมียม พบว่าเมื่อเติมโครเมียมในปริมาณมากขึ้น ธาตุโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมก็มากขึ้นด้วย ซึ่งมีค่าเท่ากับ 1.64 เปอร์เซ็นต์ 3.05 เปอร์เซ็นต์ 5.52 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ ซึ่งนั่นหมายความว่าธาตุโครเมียมได้หลอมละลายรวมเป็นบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม อย่างไรก็ตามธาตุโครเมียมกลับมีปริมาณต่ำกว่าที่คาดไว้ อันเป็นผลมาจากการเจือจางบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมกับบริเวณเนื้อโลหะเดิมที่ทำให้ปริมาณของโครเมียมที่เติมลงไปลดลง

3.4 ค่าความแข็ง

รูปที่ 7 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานเชื่อมในแต่ละบริเวณ จะเห็นได้ว่าบริเวณเนื้อโลหะเดิมและบริเวณผลกระทบร้อนมีค่าความแข็งใกล้เคียงกัน เนื่องจากบริเวณดังกล่าวเป็นโลหะผสมต่ำ (SS400 Steel) จึงยากต่อการชุบแข็ง (Hardenability) ถึงแม้ว่าในระหว่างการเชื่อมจะทำให้บริเวณกระทบร้อนจะมีอัตราการเย็นตัวสูงก็ตาม ส่วนค่าความแข็งในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม พบว่าชิ้นงานที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิกมีค่าความแข็งสูงสุด ในขณะที่บริเวณเนื้อโลหะเชื่อมที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียมมีค่าความแข็งต่ำสุด สำหรับการเชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมโครเมียม พบว่าค่าความแข็งสูงขึ้นเมื่อเทียบกับลวดเชื่อมที่ไม่มีการเติมโครเมียม ซึ่งผลที่ได้เป็นที่น่าพอใจ นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณโครเมียม ความแข็งในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมมีค่า

เพิ่มขึ้นด้วย ซึ่งสอดคล้องกับเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อเชื่อมและลักษณะ โครงสร้างจุลภาค แม้ว่าความแข็งในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมเมื่อใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่มีการเติมโครเมียมมีค่าต่ำกว่าการใช้ลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิก แต่ก็ทำให้ทราบว่าการเติมธาตุโครเมียมสามารถช่วยปรับปรุงสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อมได้



รูปที่ 7 ค่าความแข็งของชิ้นงานเชื่อมพอกแข็ง

4. สรุปผลการศึกษา

จากผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าปริมาณโครเมียมที่เติมลงในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม มีอิทธิพลต่อสมบัติทางโลหะวิทยาและสมบัติทางกลของบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม ซึ่งสามารถสรุปได้ดังนี้

- 1) ชิ้นงานเชื่อมพอกแข็งที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้ามาร์เทนซิกพบว่ามีความแข็งสูงสุด เนื่องจากประกอบด้วยโครงสร้างมาร์เทนไซต์และออสเทนไนต์

บ.ศรีนครินทร์ และ ป.เมืองจันทร์บุรี

คกค้ำ แต่มีเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมสูง

2) ชิ้นงานเชื่อมพอกแข็งที่เชื่อมด้วยลวดเชื่อมชนิดเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ไม่มีการเติมโครเมียม พบว่ามีค่าความแข็งต่ำ เนื่องจากประกอบด้วยโครงสร้างเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ และเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมมากที่สุด

3) โครเมียมที่เติมลงไปสามารถปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม ซึ่งทำให้เกิดโครงสร้างมาร์เทนไซต์และเฟอร์ไรต์ และยังลดเปอร์เซ็นต์การเจือจางบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม เพิ่มอัตราการเค้นเนื้อ โลหะเชื่อม และเพิ่มความแข็งบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม

4) การเติมเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดมาร์เทนซิติกเกรด 401 ลงในบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม เป็นการเพิ่มปริมาณธาตุ

โครเมียมลงในบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม ซึ่งโครเมียมช่วยปรับปรุงสมบัติของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อมให้ดีขึ้น จึงเหมาะกับการนำไปใช้ในงานเชื่อมพอกแข็งที่ต้องการเพิ่มความแข็งของบริเวณเนื้อ โลหะเชื่อม เพื่อให้สามารถทนต่อการสึกหรอ

5. กิตติกรรมประกาศ

ผลงานนี้ได้รับการสนับสนุนจากงบประมาณแผ่นดินของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ (ENG600279S) ผู้เขียนขอขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ในการเอื้อเฟื้อสถานที่ในการวิจัย

เอกสารอ้างอิง

- [1] Buchely, M. F., Gutierrez, J. C., Leon, L. M., and Toro, A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 2005; 259(1-6): 52-61.
- [2] Kirchgäßner, M., Badisch, E. and Franek, F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*, 2008; 265(5-6): 772-779.
- [3] Shen, S., Oguocha, I. N. A. and Yannacopoulos, S. Effect of heat input on weld bead geometry of submerged arc welded ASTM A709 Grade 50 steel joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012; 212(1): 286-294.
- [4] Chatterjee, S. and Pal, T. K. Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron. *Wear*, 2003; 255(1-6): 417-425.
- [5] Morsy, M. and El-Kashif, E. The effect of microstructure on high-stress abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposits. *Welding in the World*, 2014; 58(4): 491-497.
- [6] Yang, J., Yang, Y., Zhou, Y., Qi, X., Gao, Y., Ren, X. and Yang, Q. Microstructure and wear properties of Fe-2 wt-% Cr-X wt-% W-0.67 wt-% C hardfacing layer. *Welding journal*, 2013; 92(8): 225s-230s.
- [7] Yüksel, N. and Şahin, S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. *Materials & Design*, 2014; 58: 491-498.
- [8] Ribeiro, R. A., Santos, E. B. F., Assunção, P. D. C., Maciel, R. R. and Braga, E. M. Predicting weld bead geometry in the novel CW-GMAW process. *Weld J*, 2015; 94: 301s-311s.
- [9] Palani, P. K. and Murugan, N. Optimization of weld bead geometry for stainless steel claddings deposited by FCAW. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007; 190(1-3): 291-299.
- [10] Shahi, A. S. and Pandey, S. Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures. *Journal of materials processing technology*, 2008; 196(1-3): 339-344.
- [11] Gülenç, B. and Kahraman, N. Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process. *Materials & design*, 2003; 24(7): 537-542.
- [12] McPherson, N. A., Chi, K. and Baker, T. N. Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003; 134(2): 174-179.

- [13] Tušek, J. and Suban, M. High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition. *Journal of materials processing technology*, 2003; 133(1-2): 207-213.
- [14] Henan BEBON International Co., Ltd. Steel Plate, SS400 Steel Plate, 2017. [Online] Available: <http://www.steel-plate-sheet.com>
- [15] Welding Alloys Co., Ltd. Products & Services, Welding Alloys Consumables, Hardfacing Cored Wires, 2017. [Online] Available: <https://www.welding-alloys.com>
- [16] ESAB Group (UK) Co., Ltd. Products & Solutions, Welding Consumables, Submerged Arc Wires & Fluxes (SAW), Mild Steel Wires, 2017. [Online] Available: <http://www.esab.co.uk>
- [17] Lincoln Electric Co., Ltd. Products Consumable, Stainless Alloys, Lincoln® ER410, 2017. [Online] Available: <http://www.lincolnelectric.com>
- [18] Welding Alloys Co., Ltd. Products & Services, Welding Alloys Consumables, Fluxes, WAF, 2017. [Online] Available: <https://www.welding-alloys.com>
- [19] Mendez, P. F., Barnes, N., Bell, K., Borle, S. D., Gajapathi, S. S., Guest, S. D., Izadi, H., Gol, A. K., Wood, G. Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014; 16(1): 4-25.
- [20] Lienert, T., Siewert, T., Babu, S., Acoff, V. and Specifications, S. W. P. ASM handbook. Materials Park, OH, USA: ASM international, 2011; 6A: 121-215.
- [21] Coronado, J. J., Caicedo, H. F. and Gómez, A. L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribology International*, 2009; 42(5):745-749.
- [22] Gualco, A., Svoboda, H. G., Surian, E. S. and de Vedia, L. A. Effect of welding procedure on wear behaviour of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit. *Materials & Design*, 2010; 31(9):4165-4173.
- [23] Amin, M., Khafagy, S. M. and Zaghlool, B. Repair Welding Restoration of the Screw Conveyor for Resin Extruder. *Journal of American Science*, 2011; 7(1):313-320.
- [24] Eroğlu, M. and Aksoy, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2000; 286(2): 289-297.
- [25] Chuvas, T. C., Garcia, P. S. P., Pardal, J. M. and Fonseca, M. D. P. C. Influence of heat treatment in residual stresses generated in P91 steel-pipe weld. *Materials Research*, 2015; 18(3): 614-621.
- [26] Zhou, X., Liu, C., Yu, L., Liu, Y. and Li, H. Phase transformation behavior and microstructural control of high-Cr martensitic/ferritic heat-resistant steels for power and nuclear plants: a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 2015; 31(3): 235-242.
- [27] Tao, X. G., Han, L. Z. and Gu, J. F. Effect of tempering on microstructure evolution and mechanical properties of X12CrMoWVNbN10-1-1 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014; 618: 189-204.
- [28] Zahiri, R., Sundaramoorthy, R., Lysz, P. and Subramanian, C. (2014). Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding. *Surface and Coatings Technology*, 2014; 260: 220-229.
- [29] Valeria, L., Lorusso, H. N. and Svoboda, H. G. Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Procedia Materials Science*, 2015; 8: 1047-1056.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ สกุล นายบันเทิง ศรีคะรัน

รหัสนักศึกษา 5810130015

วุฒิการศึกษา

| วุฒิ | ชื่อสถาบัน | ปีที่สำเร็จการศึกษา |
|--|--------------------------|---------------------|
| วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมเครื่องกล) | มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ | 2555 |
| วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ) | มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ | 2558 |

ทุนการศึกษา

1. ทุนบัณฑิตศึกษาวิศวกรรมศาสตร์ ระดับปริญญาเอก ปีการศึกษา 2558
2. ทุนอุดหนุนการวิจัยเพื่อวิทยานิพนธ์ ปีงบประมาณ 2560
3. ทุนงบประมาณแผ่นดิน มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ประจำปีงบประมาณ 2560 รหัสโครงการ ENG600279S
4. ทุนผู้ช่วยวิจัย สถานวิจัยความเป็นเลิศด้านวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัย สงขลานครินทร์

การตีพิมพ์เผยแพร่ผลงาน

- Srikarun, B., Oo, H. Z., Petchsang, S., & Muangjunburee, P. (2019). The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding. *Wear*, (424-425), 246-254.
- Srikarun, B., & Muangjunburee, P. (2018). Microstructure and wear behavior of hardfacing with ferro-alloy powder addition using submerged arc welding. *Chiang Mai Journal Science*, 45(5), 2034-2047.
- Srikarun, B., & Muangjunburee, P. (2018). The effect of iron-based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel. *Materials Today: Proceedings*, 5(3), 9272-9280.

Srikarun, B., & Muangjumburee, P. (2018, May). The comparison of weld metal with and without additional powder using submerged arc welding. *In 2018 5th International Conference on Business and Industrial Research (ICBIR)* (pp. 242-247). IEEE.

บันเทิง ศรีคะรัน, และประภาศ เมืองจันทร์บุรี. (2562). อิทธิพลของการเติมโครเมียมในบริเวณเนื้อโลหะเชื่อม โดยกระบวนการเชื่อมอาร์กใต้ฟลักซ์. *วารสารวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่*, 26(1), 148-157.