

อิทธิพลของการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมต่อสมบัติทางกล และส่วนผสมทางเคมี ของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์ค ทั้งสแตนเลสคลุม

สุริยา ประสมทอง^{1*} และ สุริยา น้ำแก้ว²

บทคัดย่อ

บทความวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาผลกระทบบของการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมต่อสมบัติทางกล โครงสร้างจุลภาค และส่วนประกอบทางเคมีของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งด้วยกรรมวิธีการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคลุม โดยทำการเปรียบเทียบความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมที่ 5-15 เมตร/นาที จากการทดลองพบว่าความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม 15 เมตร/นาที มีค่าความแข็งสูงสุดที่ 885.87 HV และลดลงตามความเร็วลวดเชื่อม เมื่อพิจารณาถึงการสึกกร่อนของแนวเชื่อมพบว่าความเร็วในการเติมลวดเชื่อมที่ 10 เมตร/นาที มีอัตราการสึกกร่อนต่ำสุดที่ 0.123 กรัม/นาที จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและส่วนประกอบทางเคมีพบว่าแนวเชื่อมที่เชื่อมด้วยความเร็วในการเติมลวด 15 เมตร/นาที มีการกระจายตัวของอลูมิเนียมมากกว่าเหล็กมีลักษณะ โครงสร้างจุลภาคแบบยูเทคติก FeAl สลับกับโครงสร้างลามัลลายูเทคติก FeAl₂ และมีรอยแตกร้าวในแนวเชื่อม แต่เมื่อลดความเร็วในการเติมลวดเชื่อมพบว่าแนวเชื่อมมีปริมาณเหล็กสูงกว่าอลูมิเนียมเกิด โครงสร้างจุลภาคยูเทคติก FeAl ลักษณะคล้ายเข็มจาก ปฏิกิริยายูเทคติกขึ้นแทรกกระจายตัวบนโครงสร้างของ FeAl₃ และไม่พบรอยแตกร้าวในแนวเชื่อมเมื่อลดความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม

คำสำคัญ : เชื่อมพอกผิวแข็ง, ส่วนผสมทางเคมี, เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ, การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคลุม

¹สาขาวิชาเทคโนโลยีอุตสาหกรรม คณะเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยนครพนม

²สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลสุวรรณภูมิ

* ผู้ติดต่อ, อีเมล: Suriya.p@rmutsb.ac.th รับเมื่อ 13 มกราคม 2562 ตอบรับ 3 เมษายน 2562

The Influence of Adding Aluminum Welding Wire on Mechanical Properties and Chemical Composition of the Welding Hardfacing Welded Low Carbon Steel by Gas Tungsten Arc Welding Process

Suriya Prasomthong^{1*} and Suriya namkaew²

Abstract

This paper aimed at studying the effects of adding aluminum into welding pool of low carbon steel on mechanical properties, microstructure, and chemical composition of the welding hardfacing using gas tungsten arc welding process. In this work, a speed of adding aluminum welding wire was varied from 5-15 m/min. As found from the experimental results, the hardness of the welding hardfacing was highest at 885.87 HV when using the welding wire speed at 15 m/min, and it decreased with reducing the speed of the welding wire. The minimum wear rate of the weld was at 0.123 g/min. when testing at 10 m/min. The investigation of microstructure and chemical composition revealed that the welding sample from the test with welding rate of 15 m/min had a greater contribution of aluminum than iron. The welding had a microstructure of Eutectic FeAl and Lamellar Eutectic FeAl₂. The cracks were also found between these structures. However, when the speed of adding welding wire was lowered, the concentration of iron in the welding was higher than aluminum. In this case, a eutectic FeAl with needle-like structure was found, this similarly formed due to a partial eutectic reaction on main structure of FeAl₃. In addition, no crack was found when adding aluminum welding wire with a lower speed.

Keywords : Welding Hardfacing , Chemical Composition, Low Carbon Steel, Gas Tungsten Arc Welding

^{1*} Industrial Technology, Faculty of industrial Technology, Nakhon Phanom University, Nakhon Phanom.

² Industrial Engineering, Industrial Education, Rajamangala University of Technology Suvarnabhumi, Supanburi.

* Corresponding author, E-mail : Suriya.p@rmutsb.ac.th

1. บทนำ

การเชื่อมพอกผิวแข็งถูกใช้งานในการเพิ่มความแข็งที่ผิวของวัสดุ วัตถุประสงค์เพื่อป้องกันการสึกหรอและการกัดกร่อนโดยการเพิ่มโลหะผสมลงบนพื้นผิวของวัสดุเดิม [1-7] ลักษณะของกระบวนการคือการเพิ่มความหนาของโลหะโดยอาศัยพลังงานความร้อนที่มีความหนาแน่นสูงเพียงพอที่บริเวณชั้นผิว [8,9] ส่วนใหญ่ใช้ในอุตสาหกรรมผลิตน้ำตาล อุตสาหกรรมขุดเจาะ อุตสาหกรรมแม่พิมพ์โลหะ ฯลฯ การสร้างชั้นผิวที่มีความแข็งปัจจุบันมุ่งเน้นเรื่อง การเกิดสารประกอบระหว่างโลหะ (Intermetallic phase : IMP) เช่น การใช้อลูมิเนียมเคลือบผิวของนิกเกิล ทำให้เกิดสารประกอบระหว่างโลหะที่ชั้นผิวมีความแข็งสูงขึ้น จากงานวิจัยมีความแข็งเพิ่มขึ้น 200-350 HV โดยปราศจากการแตกร้าวของชั้นผิว [10] จากรายงานของ L.Gjønnes et al. [11] ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของเหล็กกล้าผสมบนผิวอลูมิเนียมผสม แต่ไม่ได้เปรียบเทียบการสึกกร่อนของชั้นผิว พบว่าที่บริเวณชั้นผิวเกิดสารประกอบระหว่างเหล็ก-อลูมิเนียม ซึ่งสามารถต้านทานการกัดกร่อนได้ดีและความแข็งของชั้นผิวสูงถึง 700 HV ที่สำคัญคือต้นทุนในกระบวนการต่ำ S.Tomida et al. [12] ศึกษาชั้นสารประกอบระหว่าง Fe-Al บนผิวอลูมิเนียมผสม 5052 เคลือบด้วยผงเหล็กโดยใช้เลเซอร์เป็นแหล่งพลังงาน หลังจากนั้นทำการตรวจสอบสารประกอบพบ FeAl₂ และ Fe₂Al₅ ที่มีความแข็ง 600-1000 HV เมื่อทดสอบอัตราการสึกกร่อนพบว่าอัตราการสึกกร่อนลดลง และจากรายงานการเติมอลูมิเนียมเข้าสู่เหล็กในขั้นตอนการแข็งตัวที่อุณหภูมิ 700-900 องศาเซลเซียส มักเกิดสารประกอบของ FeAl, FeAl₂ และ Fe₂Al₅ ที่มีความแข็งสูง [12-23] สำหรับสารประกอบ FeAl₂, Fe₂Al₅

และ FeAl₃ ซึ่งมีส่วนผสมของอลูมิเนียมสูงอาจเป็นปัญหาในด้านของความเปราะ แต่ในทางตรงกันข้าม Fe₃Al และ FeAl ที่มีปริมาณส่วนผสมของเหล็กสูงอาจสามารถนำไปประยุกต์ใช้ในงานด้าน โครงสร้างได้ เนื่องจากมีสมบัติด้านความแข็งแรงสูง [24, 25]

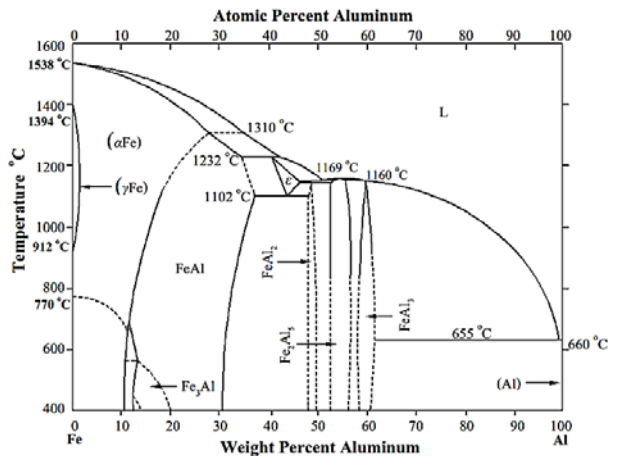
จากที่กล่าวมางานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมเข้าสู่บ่อหลอมละลายแนวเชื่อมเหล็กกล้าคาร์บอน

โดยมุ่งหวังให้เกิดสารประกอบทางโลหะในขั้นตอนการแข็งตัว ซึ่งจากรายงานพบว่าที่อุณหภูมิสูงกว่า 700 องศาเซลเซียส [26-28] มักทำให้เกิดสารประกอบทางโลหะ ระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียมที่มีความแข็ง [29] ดังแสดงในรูปที่ 1 ซึ่งอาจสามารถประยุกต์ใช้สำหรับงานที่ต้องการเพิ่มความแข็งของชั้นผิว อีกทั้งมุ่งหวังเพื่อเป็นฐานข้อมูลสำหรับการศึกษา และการวิจัยอื่นต่อไป

2. กระบวนการและวิธีการทดลอง

2.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

วัสดุในการเชื่อมทดลองใช้เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเกรด SS400 เพราะคาร์บอนในเหล็กอาจไปยับยั้งการ



รูปที่ 1 แสดงแผนภาพสมดุลเฟสของเหล็กกับอลูมิเนียม [30]

ตารางที่ 1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็ก SS400 และลวดเชื่อมอลูมิเนียม AWS A5.10 - ER1100

Material and Welding Wire	Chemical Composition (%)					Hardness (HV)
เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ SS400	C, 0.17	Mn, 1.35	P, 0.03	S, 0.43	Fe, Balance	210
ลวดเชื่อมAWS A5.10 - ER1100	Fe, 0.34	Mn, 0.47	Si, 0.42	Cu, 0.06	Al, Balance	53

แพร่ของอะตอมของเหล็กเข้าสู่ปอหลอมละลายของอลูมิเนียม [14] ใช้ลวดเชื่อมอลูมิเนียมเป็นชนิดลวดเปลือยตันตามมาตรฐาน AWS A5.10 - ER1100 เส้นผ่านศูนย์กลาง 1.2 มิลลิเมตร ชิ้นงานเชื่อมขนาด 100x200x10 มิลลิเมตร ส่วนผสมทางเคมีแสดงดังตารางที่ 1

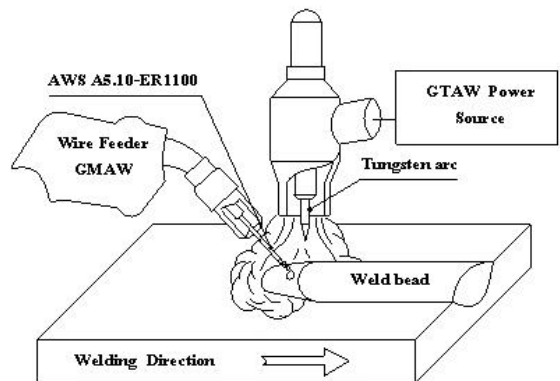
2.2 กระบวนการเชื่อม

การทดลองใช้การเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนแก๊สคลุม (Gas Tungsten Arc Welding : GTAW) รุ่น EWM-T351 Tetrix เป็นแหล่งจ่ายพลังงานไฟฟ้าในการเชื่อมแบบรักษากระแสคงที่ การเชื่อมใช้อิเล็กโตรดแบบ EWTh-2 ขนาด 2.4 มิลลิเมตร ต่อขั้วไฟฟ้าแบบ DCEN ใช้แก๊สเฉื่อยในการปกคลุมชนิดอาร์กอน 99.99 เปอร์เซ็นต์ อัตราการไหลของแก๊ส 15 ลิตร/นาที ประยุกต์การเติมลวดแบบอัตโนมัติด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คโลหะแก๊สคลุม (Gas metal arc welding : GMAW) ดังแสดงในรูปที่ 2 ทำการเชื่อมแบบแนวเดี่ยวนบนแผ่นชิ้นงาน ที่ความเร็วในการเชื่อม 100 มิลลิเมตร/นาที กระแสไฟในการเชื่อม 250 แอมแปร์ และความเร็วในการเติมลวดที่ 5-15 เมตร/นาที เพื่อเปรียบเทียบตัวแปรต่อสมบัติทางกล และส่วนผสมทางเคมีระหว่าง Fe-Al ที่เหมาะสมในการประยุกต์ใช้ต่อไป

2.3 กระบวนการทดสอบสมบัติของแนวเชื่อม

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง การเตรียมชิ้นงานทดสอบ แสดงดังรูปที่ 3

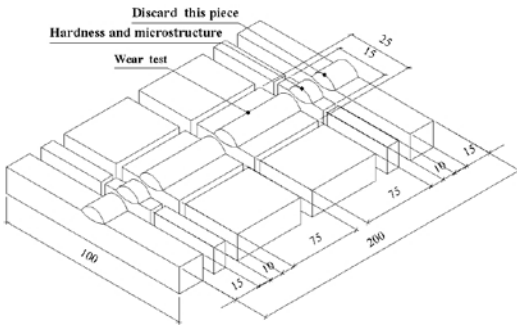
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคใช้ทรนครดไฮโดรฟลูออริก 2 มิลลิตร กรดไฮโดรคลอริก 3 มิลลิตร กรดไนตริก 5 มิลลิตร และน้ำเปล่า 190 มิลลิตร ตามมาตรฐาน ASTM-E407 [31] ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope : SEM) รุ่น JEOL Scanning electron microscope JSM-5410LV เชิงปริมาณที่เกิดจากการเติมลวดอลูมิเนียม จากนั้นทำการตรวจสอบความแข็ง



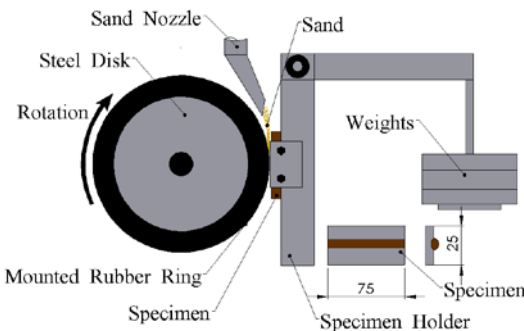
รูปที่ 2 แสดงกระบวนการเชื่อมและการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม

โดยการกดผ่านแนวเชื่อมตามมาตรฐานการกดทดสอบ ASTM-E384 [32] ด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์แรงในการกด 10 gf. เวลาในการกดแช่ 10 วินาที และการทดสอบการสึกหรอของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งทดสอบตามมาตรฐาน ASTM-G65/Procedure (A). [33] ชิ้นงานทดสอบรูปทรงสี่เหลี่ยมผืนผ้าขนาด 75x25 มิลลิเมตร ชัดด้วยทรายละเอียดอัตราไหล

ของทราย 300 กรัม/นาที เวลาในการทดสอบ 30 นาที น้ำหนักทดสอบ 130 นิวตัน สำหรับการทดสอบการสึกหรอ แสดงดังรูปที่ 4



รูปที่ 3 การเตรียมชิ้นทดสอบสมบัติแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง



รูปที่ 4 การทดสอบการสึกหรอตามมาตรฐาน ASTM-G65

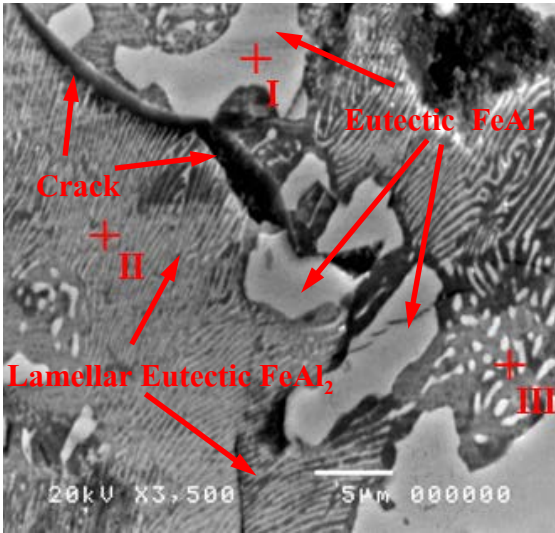
3. ผลการทดลอง

3.1 ส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคของแนวเชื่อม

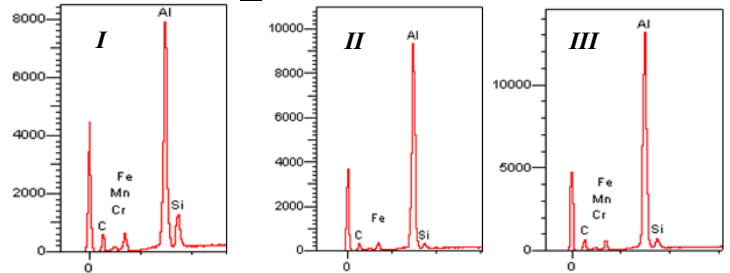
ความสัมพันธ์ระหว่าง Fe-Al จากรูปที่ 1 แสดงเฟสไดอะแกรมของเหล็กกับอลูมิเนียมสารประกอบทางโลหะแบ่งออกเป็นสองกลุ่มคือกลุ่มที่มีปริมาณเหล็กสูงกว่าอลูมิเนียมมักเกิด FeAl และ Fe₃Al กับปริมาณ

อลูมิเนียมสูงกว่าเหล็กมักเกิด FeAl₂, Fe₂Al₃ และ FeAl₃ ขึ้นอยู่กับปริมาณของอลูมิเนียม ในระหว่างการเชื่อมอลูมิเนียมกับเหล็กเข้าผสมกันภายในแนวเชื่อมมักนำไปสู่การเกิดสารละลายของแข็งและสารประกอบทางโลหะระหว่าง Fe-Al ในการทดลองตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของแนวเชื่อม และการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของแนวเชื่อมด้วยเทคนิคสเปกตรัมของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (EDS-SEM) ดังแสดงในรูปที่ 5-7

รูปที่ 5 ตรวจสอบความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียม 15 เมตร/นาที เกิดการแตกร้าภายในแนวเชื่อม ส่วนผสมทางเคมีพบปริมาณธาตุหลักมีค่าแตกต่างกันบริเวณจุดที่ I มีปริมาณของ Al-28.54 Wt% และ Fe-67.32 Wt% จากเฟสไดอะแกรมดังรูปที่ 1 พบว่าในช่วงอัตราส่วนของอลูมิเนียม 20-30 Wt% ทำให้เกิดเฟสและสารประกอบ FeAl ที่เกิดจากปฏิกิริยายูเทคติกซึ่งสอดคล้องกับรายงานวิจัยของ M. Kutsuna and M.J. Rathod [34] จากนั้นทำการตรวจสอบบริเวณจุดที่ II พบปริมาณอลูมิเนียมสูงขึ้นปริมาณเหล็กลดลงที่ Al-50.78 Wt% และ Fe-48.02 Wt% จากเฟสไดอะแกรม FeAl พบว่าเกิดปฏิกิริยายูเทคติกแบ่งสองเฟสเป็นชั้นลามลลาอย่างชัดเจนแต่อัตราส่วนของอลูมิเนียมสูงส่งผลให้เกิดสารประกอบ FeAl₂ [30] ที่มีความแข็งซึ่งสอดคล้องกับรายงานวิจัยของ M.J. Torkamany et al. [35] ทำให้เกิดการแตกร้าของแนวเชื่อมระหว่างโครงสร้างยูเทคติก FeAl กับโครงสร้างลามลลาของยูเทคติก FeAl₂ และการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีในจุด III พบปริมาณ Fe-45.55 Wt% และปริมาณ Al-52.21 Wt% ซึ่งมีปริมาณอัตราส่วนของอลูมิเนียมสูงสอดคล้องกับงานวิจัยของ



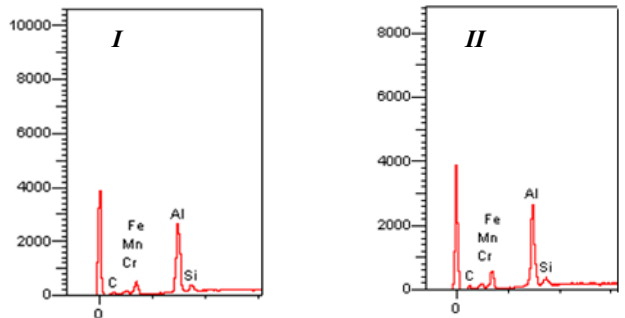
Points	Main elements (wt%)		
	Al	Fe	Others
I	28.54	67.32	4.16
II	50.78	48.02	1.20
III	52.11	45.55	2.34



รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง และสเปกตรัมของการวิเคราะห์ด้วย EDS ความเร็วในการเติมลวด อลูมิเนียม 15 เมตร/นาท



Points	Main Elements (wt %)		
	Al	Fe	Others
I	10.90	87.18	1.92
II	11.55	86.61	1.84



รูปที่ 6 โครงสร้างจุลภาคแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง และสเปกตรัมของการวิเคราะห์ด้วย EDS ความเร็วในการเติมลวด อลูมิเนียม 10 เมตร/นาท

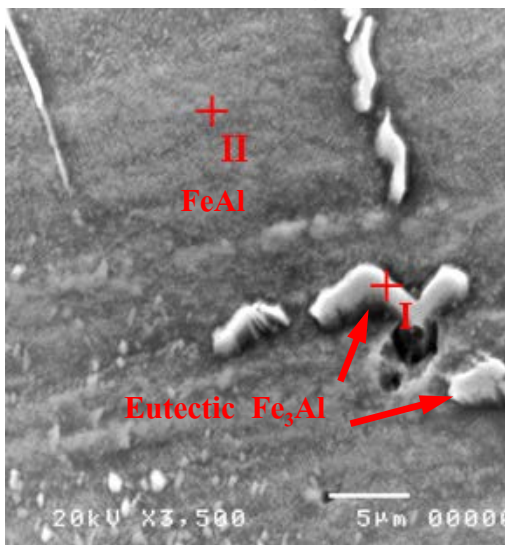
M. Kutsuna and M.J. Rathod [34] ส่งผลให้เกิดสารประกอบ Fe_2Al_5 ที่มีความแข็ง [30,34]

แต่เมื่อลดความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมเป็น 10 เมตร/นาทที่ดังแสดงในรูปที่ 6 ผลการตรวจสอบส่วน

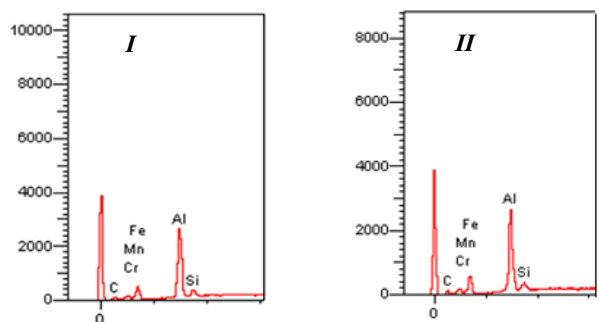
ผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคของแนวเชื่อมสามจุดพบว่าจุดที่ I ปริมาณของอลูมิเนียมลดลง เหล็กเพิ่มขึ้นที่ Al-31.78 Wt% และ Fe-66.18 Wt% ส่งผลให้เกิดเฟส FeAl จากปฏิกิริยาเขตคติกที่อุณหภูมิสูง ลักษณะคล้ายเข็ม และอัตราส่วนของอลูมิเนียมจากแผนภาพเฟสไดอะแกรมเป็นปริมาณที่เหมาะสมในการเกิดสารประกอบระหว่าง FeAl ที่มีค่าความแข็งเฉลี่ย 400-520 HV [33,34] โครงสร้างในแนวเชื่อมไม่เกิดการแตกร้าวเนื่องจากปริมาณอลูมิเนียมลดลงส่งผลให้ไม่ก่อให้เกิดสารประกอบที่มีความแข็งภายในแนวเชื่อม แต่เมื่อทำการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีที่จุดที่ II พบปริมาณของเหล็กกับอลูมิเนียมเป็นธาตุหลักแต่มีปริมาณอลูมิเนียมลดลง เหล็กมีค่าสูงขึ้นที่ Fe-75.16 Wt% และปริมาณ Al-22.72 Wt% จากงานวิจัยของ M. Kutsuna and M.J. Rathod [34] พบ สั ด ส่วน ของ อลูมิเนียมกับเหล็กอยู่ในรูปของสารประกอบ Fe₃Al มีค่าความแข็งต่ำ [33] แต่ค่าความแข็งแรงสูง และการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของจุดที่ III มีลักษณะ

คล้ายกับจุดที่ I คือปริมาณอลูมิเนียมสูงขึ้นเป็น Al-31.52 Wt% ทำให้เกิดสารประกอบ FeAl ระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียม โครงสร้างจุลภาคของความเร็วในการเติมลดอลูมิเนียม 10 เมตร/นาที่ เกิดโครงสร้างยูเทคติก FeAl ลักษณะคล้ายเข็มขึ้นแทรกกระจายตัวบนโครงสร้างหลักของ FeAl₃ และไม่พบรอยแตกของแนวเชื่อม

รูปที่ 7 แสดงโครงสร้างจุลภาค และส่วนผสมทางเคมีของแนวเชื่อมพอกผิวแข็งความเร็วในการเติมลดอลูมิเนียม 5 เมตร/นาที่ ตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของแนวเชื่อมสองจุดพบว่าปริมาณของส่วนผสมทางเคมีในจุดที่ I อลูมิเนียม 10.90 Wt% และปริมาณของเหล็ก 87.18 Wt% และส่วนผสมอื่น 1.92 Wt% ซึ่งอัตราส่วนของปริมาณของอลูมิเนียมและเหล็กในแนวเชื่อมจากงานวิจัยของ M.J. Torkamany et al. ส่งผลให้เกิดสารประกอบ Fe₃Al [32] แต่เมื่อทำการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีบริเวณจุดที่ II พบว่ามีปริมาณอลูมิเนียมเพิ่มขึ้นที่อลูมิเนียม 11.55 Wt% และปริมาณ



Points	Main Elements (wt %)		
	Al	Fe	Others
I	10.90	87.18	1.92
II	11.55	86.61	1.84



รูปที่ 7 โครงสร้างจุลภาคแนวเชื่อมพอกผิวแข็ง และสเปกตรัมของการวิเคราะห์ด้วย EDS ความเร็วในการเติมลดอลูมิเนียม 5 เมตร/นาที่

ของเหล็ก 86.61 Wt% ซึ่งบริเวณดังกล่าวอาจส่งผลให้เกิดสารประกอบทางโลหะระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียมและสารละลายของแข็งระหว่างอะตอมของเหล็กกับอลูมิเนียม จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบโครงสร้างยูเทคติกของ Fe_3Al แทรกขึ้นในโครงสร้างหลักของ $\alpha Fe-Al$ และไม่เกิดรอยแตกของแนวเชื่อม

3.2 ความแข็งของรอยเชื่อม

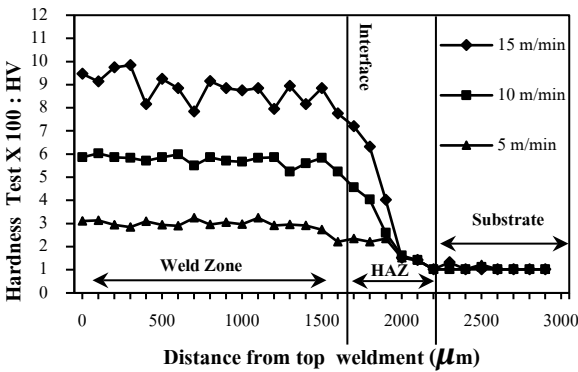
ความแข็งแนวเชื่อมทำการทดสอบผ่านแนวเชื่อมโดยใช้การทดสอบแบบไมโครวิกเกอร์บริเวณภาคตัดขวางรอยเชื่อมพอกแข็งทั้งสอง และการทดสอบความแข็งแต่ละจุดห่างกัน 100 ไมโครเมตร เริ่มต้นบนบริเวณผิวหน้ารอยเชื่อม ผ่านพื้นที่บริเวณภาคตัดขวางรอยเชื่อมและผ่านบริเวณรอยต่อระหว่างรอยเชื่อมกับชิ้นงานจนถึงบริเวณชิ้นงานที่ไม่ได้รับอิทธิพลของความร้อน ผลการทดสอบความแข็งทั้งสามความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมแสดงดังกราฟรูปที่ 8 พบว่าที่ความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียม 15 เมตร/นาท ความแข็งแนวเชื่อมสูงสุดมีค่าความแข็งแนวเชื่อมเฉลี่ยเท่ากับ 885.87 HV (66.5 HRC) ซึ่งมีค่าเฉลี่ยความแข็งสูงสุดเมื่อเทียบกับความเร็วในการเชื่อมอื่น แต่เมื่อลดความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมลดลงเป็น 10 เมตร/นาท ความแข็งแนวเชื่อมลดลงโดยมีค่าความแข็งเฉลี่ยที่ 575.73 HV (52.5 HRC) และเมื่อความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมต่ำสุดที่ความเร็วในการเติมลวด 5 เมตร/นาท ความแข็งแนวเชื่อมเฉลี่ยมีค่าต่ำสุดที่ 301.33 HV (30 HRC) ดังแสดงในรูปที่ 8 ซึ่งกรณีความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมที่ 15 เมตร/นาท ปริมาณอลูมิเนียมในแนวเชื่อมสูงส่งผลให้เกิดสารประกอบที่มีความแข็ง เช่น $FeAl_2$, Fe_2Al_5 และ $FeAl_3$ ที่มีค่าความแข็งระหว่าง 820-1050 HV [36,37] แต่เมื่อลดความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมเป็น 10 เมตร/นาท ปริมาณ

อลูมิเนียมในแนวเชื่อมลดลงเฉลี่ยอยู่ในช่วงระหว่าง 22-31 Wt% ซึ่งทำให้เกิดสารประกอบในแนวเชื่อมเป็น $FeAl$ จากรายงานวิจัยมีความแข็งระหว่าง 400-520 HV หรืออาจสูงกว่า [36] และ ณ ความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม 5 เมตร/นาท ค่าความแข็งแนวเชื่อมลดลง จากการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีในแนวเชื่อมพบว่าปริมาณอลูมิเนียมอยู่ในช่วงระหว่าง 10-11 Wt% ส่งผลให้เกิดสารประกอบ Fe_3Al ระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียมและสารละลายของแข็งระหว่างเหล็กกับอลูมิเนียม ความแข็งจากการทดลองประมาณ 230-320 HV ทำให้ค่าความแข็งแนวเชื่อมน้อยสุด

3.3 อัตราการสึกกร่อนของแนวเชื่อม

การทดสอบอัตราการสึกกร่อนแนวเชื่อมแสดงดังรูปที่ 4 ที่ความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมที่ 5-15 เมตร/นาท รูปที่ 9 แสดงค่าความแข็งเฉลี่ยของแนวเชื่อมที่ได้จากการแปลงค่าจาก HV เป็น HRC กับอัตราการสึกกร่อนของแนวเชื่อมจากการทดสอบพบว่าที่ความเร็วในการเติมลวดเชื่อมที่ 15 เมตร/นาท ค่าความแข็งของแนวเชื่อมสูงสุดที่ 66.5 HRC แต่กลับพบว่าอัตราการสึกกร่อนมีค่าสูงสุด 0.421 กรัม/นาท เมื่อลดความเร็วในการเติมลวดลดลงที่ 10 เมตร/นาท ค่าความแข็งเฉลี่ยแนวเชื่อมลดลงที่ 52.5 HRC อัตราการสึกกร่อนแนวเชื่อมต่ำสุดที่ 0.123 กรัม/นาท และที่ความเร็วในการเติมลวด 5 เมตร/นาท ความแข็งแนวเชื่อมต่ำสุด 30 HRC แต่กลับพบว่าอัตราการสึกกร่อนเพิ่มขึ้นเป็น 0.314 กรัม/นาท ซึ่งมีอัตราการสึกกร่อนต่ำกว่าที่ความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียมที่ 15 เมตร/นาท ที่มีความแข็งของแนวเชื่อมสูง เนื่องจากที่ความเร็วการเติมลวดอลูมิเนียมที่ 15 เมตร/นาท จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูปที่ 5 เกิดรอยแตกภายในแนวเชื่อม เนื่องจากแนวเชื่อมมีปริมาณ

ของอลูมิเนียมสูงทำให้เกิดสารประกอบที่มีความแข็งแยกเฟสกันอย่างชัดเจนส่งผลให้แรงในขีดเกาะระหว่างอนุภาคต่ำเนื่องจากความแข็งเมื่อนำไปทำการตรวจสอบอัตราการสึกกร่อนระหว่างแนวเชื่อมกับทรายพบอัตราการสึกกร่อนแนวเชื่อมสูงกว่าความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม 10 เมตร/นาที่ ที่มีความแข็งของแนวเชื่อมน้อยกว่าแต่อัตราการสึกกร่อนมีค่าต่ำสุด การตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีพบ



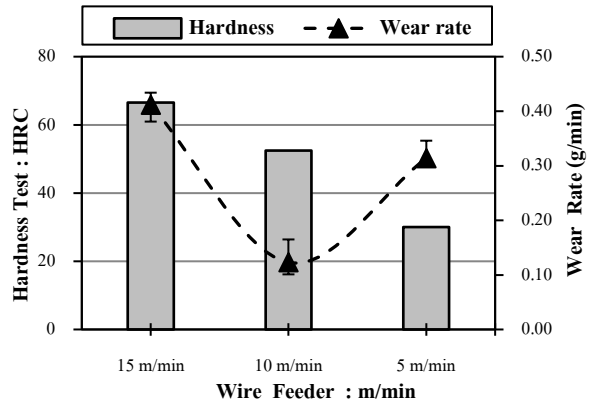
รูปที่ 8 ความแข็งแนวเชื่อมที่ความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียม 5-15 เมตร/นาที่

ปริมาณอลูมิเนียมในแนวเชื่อมลดลงส่งผลให้ความแข็งแนวเชื่อมลดลง ค่าความเหนียวของชิ้นงานเพิ่มขึ้น การขีดเกาะระหว่างอนุภาคสูงอัตราการสึกกร่อนของแนวเชื่อมจากการทดสอบต่ำกว่าความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียมที่ 15 เมตร/นาที่

4.สรุปผลการทดลอง

4.1 จากการทดลองพบว่าเกิดสารประกอบ FeAl, FeAl₂ และ Fe₂Al₃ จากปฏิกิริยาขุทศิกโดยที่ Fe₂Al₃ ค่าความแข็งสูงสุดรองลงมาเป็น FeAl₂ และ FeAl ตามลำดับ

4.2 ความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม 15 เมตร/นาที่ ค่าความแข็งแนวเชื่อมสูงสุดรองลงมาเป็น



รูปที่ 9 แสดงอัตราการสึกกร่อนของแนวเชื่อมพอกแข็งที่ความเร็วในการเติมลวดอลูมิเนียม 5-15 เมตร/นาที่

10 เมตร/นาที่ และ 5 เมตร/นาที่ ความแข็งแนวเชื่อมเฉลี่ย 885.87 HV 575.73 HV และ 301.33 HV ตามลำดับ

4.3 การตรวจสอบอัตราการสึกกร่อนพบว่าที่ความเร็วในการเติมลวดเชื่อมอลูมิเนียม 10 เมตร/นาที่ ให้ค่าความแข็งเฉลี่ย 575.73 HV (52.5 HRC) อัตราการสึกกร่อน 0.123 กรัม/นาที่ และมีความแข็งเหมาะสมเมื่อเทียบกับตัวแปรอื่นเนื่องจากแนวเชื่อมไม่เกิดรอยแตกร้าว

5. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีเนื่องจากได้รับความช่วยเหลือจากสาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลสุวรรณภูมิ ที่ให้การสนับสนุนอุปกรณ์ในการจัดงานวิจัยนี้ และกองทุนส่งเสริมงานวิจัย มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลสุวรรณภูมิ ปีงบประมาณ พ.ศ. 2561 ที่ให้ทุนสนับสนุนการจัดทำงานวิจัยนี้ ขอขอบพระคุณไว้ ณ โอกาสนี้

6. เอกสารอ้างอิง

- [1] H. K. D. H. Bhadeshia and S. Atamert, "Comparison of the microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding", *Metallurgical Transactions A*, 20(6), 1986, pp.1037-1054.
- [2] C. Muralidharan, C.S. Ramachandran, R. Varahamoorthy and V.Balasubramanian, "Selection of welding process for hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors". *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 40(9-10), 2009, pp.887-897.
- [3] A. Toro, J.C. Gutierrez, L.M. Leon and M. F. Buchely, "The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys". *Wear*, 259(1-6), 2005, pp. 52-61.
- [4] S. Chatterjee and T.K. Pal, "Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron". *Wear*, 255(1-6), 2003, pp. 417-425.
- [5] A. L.Gómez, J. J. Coronado and H. F. Caicedo, "The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits". *Tribology International*, 42(5), 2009, pp.745-749.
- [6] A.N.J. Stevenson and I.M. Hutchings, "Wear of hardfacing white cast irons by solid particle erosion". *Wear*, 186, 1995, pp. 150-158.
- [7] L. T. Wu and W. Wu, "The wear behavior between hardfacing materials". *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(11), 1996, pp. 3639-3648.
- [8] A. K. Lakshminarayanan, R. Varahamoorthy, S. Babu and V. Balasubramanian, "Application of response surface methodology to prediction of dilution in plasma transferred arc hardfacing of stainless steel on carbon steel". *Journal of Iron and Steel Research International*, 16(1), 2009, pp. 44-53.
- [9] D.G. Tecco, E.O. Correa, N.G Alcantara and R.V. Kumar, "The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system". *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(8), 2007, pp.1671-1680.
- [10] K. Nakata, S. Saji, S. Tomida and T. Kubo, "Formation of metal matrix composite layer on aluminum alloy with TiC-Cu powder by laser surface alloying process". *Surface and Coatings Technology*, 142, 2001, pp. 585-589.
- [11] A. Olsen and L. Gjønnes, "Laser-modified aluminium surfaces with iron". *Journal of Materials Science*, 29(3), 1994, pp.728-735.
- [12] K. Nakata and S. Tomida, "Fe-Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder". *Surface and Coatings Technology*, 174, 2003, pp. 559-563.

- [13] A. Coulet, F. Barbier and K. Bouche, "Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium". *Materials Science and Engineering: A*, 249(1-2), 1998, pp. 167-175.
- [14] S. Kobayashi and T. Yakou, "Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment". *Materials Science and Engineering: A*, 338(1-2), 2002, pp.44-53.
- [15] S.P. Gupta and T. Maitra, "Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part II". *Materials Characterization*, 49(4), 2002, p. 293-311.
- [16] D. Wang, W. Gao, Y. He and Z. Zhan, "Low-temperature processing of Fe–Al intermetallic coatings assisted by ball milling". *Intermetallics*, 14(1), 2006, pp. 75-81.
- [17] S.P. Gupta, "Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part I". *Materials Characterization*, 49(4), 2002, pp. 269-291.
- [18] C. L. Fan, C. L. Yang, J. L. Song and S.B. Lin, "Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum–steel TIG welding–brazing joint". *Journal of Alloys and Compounds*, 488(1), 2009, pp. 217-222.
- [19] H. Saka, K. Nunome, K. Kaneko and T. Kato, "Formation of the ζ phase at an interface between an Fe substrate and a molten 0.2 mass% Al–Zn during galvannealing". *Acta materialia*, 48(9), 2000, pp. 2257-2262.
- [20] K.N. Tandon and X.Y. Li, "Microstructural characterization of mechanically mixed layer and wear debris in sliding wear of an Al alloy and an Al based composite". *Wear*, 245(1-2), 2000, pp. 148-161.
- [21] C.O.N.G. Wei, P. Z. Zhang, X.D. Gu, X. L. Zhu and Z. J. Yao, "Microstructure and corrosion resistance of Fe–Al intermetallic coating on 45 steel synthesized by double glow plasma surface alloying technology". *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19(1), 2009, pp. 143-148.
- [22] W.H. Lee and R.Y. Lin, "Oxidation, sulfidation and hot corrosion of intermetallic compound Fe₃Al at 605 °C and 800 °C". *Materials Chemistry and Physics*, 58(3), 1999, pp. 231-242.
- [23] M.H. Enayati and M. Salehi, "Formation mechanism of Fe₃Al and FeAl intermetallic compounds during mechanical alloying". *Journal of Materials Science*, 40(15), 2005, pp. 3933-3938.
- [24] A. Radhakrishna and R.G. Baligidad, "Effect of alloying additions on structure and mechanical properties of high carbon Fe-16 wt.% Al alloy". *Materials Science and Engineering: A*, 287(1), 2000, pp. 17-24.
- [25] N.S. Stoloff, "Iron aluminides: present status and future prospects". *Materials Science and Engineering: A*, 258(1-2), 1998, pp. 1-14.

- [26] M. Palm, "Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe–Al-based alloys". *Intermetallics*, 13(12), 2005, pp. 1286-1295.
- [27] I. Ohnuma, K. Ishida, O. Ikeda and R. Kainuma, "Phase equilibria and stability of ordered BCC phases in the Fe-rich portion of the Fe–Al system". *Intermetallics*, 9(9), 2001, pp. 755-761.
- [28] G. Inden and M. Palm "Experimental determination of phase equilibria in the Fe-Al-C system". *Intermetallics*, 3(6), 1995, pp. 443-454.
- [29] J. Bruckner, M. Potesser, H. Antrekowitsch, and T. Schoeberl, "The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings". *The Minerals, Metals & Materials Society, EPD Congress*, 2006, pp. 167- 176.
- [30] J.L. Murray, L.H. Bennett, H. Baker and T.B. Massalski, "Binary alloy phase diagrams". vol. i and ii. *American Society for Metals*, 1986, pp. 2224.
- [31] ASTM E407-07. Standard practice for microetching metals and alloys. 2015.
- [32] ASTM Standard E-384. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken, PA, USA: ASTM. 2005.
- [33] ASTM, E. Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. ASTM G65-91, pp.231-243.1991.
- [34] M. Kutsuna and M.J. Rathod, "Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding". *Welding Journal-New York*, 83(1), 2004, pp. 16-26.
- [35] J. Sabbaghzadeh, M.J. Torkamany and S. Tahamtan, "Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd: YAG pulsed laser". *Materials & Design*, 31(1), 2010, pp. 458-465.
- [36] F.M. Ghaini, J. Sabbaghzadeh, M.J. Hamed and M.J. Torkamany, "Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding. *Scripta Materialia*, 56(11), 2007, pp. 955-958.
- [37] A. Matsunawa and V. Semak, "The simulation of front keyhole wall dynamics during laser welding". *Journal of Physics D: Applied Physics*, 30(5), 1997, pp. 798.