

ปัจจัยที่เหมาะสมสำหรับการเชื่อมประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ด้วยโลหะเติม AgCuZn ภายใต้บรรยากาศแบบอาร์กอน

Optimization of Brazing Parameters for 316L Stainless Steel with AgCuZn Filler Metal Under Argon Atmosphere

ภูเมศวร์ แสงระชัย*, อรจิตร แจ่มแสง, ปริญญา กวีกิจบัณฑิต, ภาสุรีย์ ล้ำสกุล และ นิวัฒน์ มูเก็ม
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการและการผลิต, คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์
วิทยาเขตวังไกลกังวล หนองแก หัวหิน ประจวบคีรีขันธ์ 77110

Phoometh Sangrayub*, Orajit Jamesang, Parinya Kaweejitbundit, Pasuree Lumsakul and Niwat Mookam
Department of Industrial and Production Engineering, Faculty of engineering, Rajamangala University of Technology
Rattanakosin, Wang Klai Kangwon Campus, Nong Kae, Hua Hin, Prachuap Khiri Khan 77110, Thailand.

*Corresponding Author E-mail: phoometh.san@rmutr.ac.th

Received: Jan 20, 2024; Revised: Mar 18, 2024; Accepted: Apr 18, 2024

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ศึกษาปัจจัยที่เหมาะสมสำหรับการเชื่อมประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยใช้โลหะเติมชนิด AgCuZn ภายใต้บรรยากาศแบบอาร์กอน ปัจจัยที่ศึกษาประกอบด้วย อุณหภูมิ เวลา และอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน การออกแบบการทดลองด้วยเทคนิคบ็อกซ์-เบห์นเคน และใช้ฟังก์ชันความพึงพอใจในการหาเงื่อนไขที่เหมาะสม การศึกษาสมบัติเชิงกลคือ แรงเฉือนและความแข็งจุลภาค การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและลักษณะการแตกหักของรอยต่อด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope: SEM) การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยการกระจายพลังงานรังสีเอกซ์ (Energy dispersive x-ray spectroscopy: EDS) ผลการศึกษาพบว่า อุณหภูมิ และเวลาเชื่อมประสาน มีผลต่อการรับแรงเฉือนของรอยต่ออย่างมีนัยสำคัญทางสถิติที่ระดับความเชื่อมั่น 95% ค่าปัจจัยที่เหมาะสมของการศึกษาคือ อุณหภูมิ 800°C เวลา 20 minutes โดยได้ค่าแรงเฉือนเฉลี่ยสูงสุด 5909.1 N ผลการศึกษาสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาค พบว่า ค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิและเวลาเชื่อมประสานจนถึงค่าที่เหมาะสมคือ อุณหภูมิ 800°C และเวลาเชื่อมประสาน 20 minutes เกิดเฟส Ag-rich เฟสอิควิแอกซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ที่ผสมกัน ในลักษณะโครงข่ายที่เกรนมีขนาดเล็กและสม่ำเสมอ และค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อเชื่อมประสานที่อุณหภูมิและเวลาสูงกว่าค่าที่เหมาะสมเนื่องจากขนาดเกรนของชั้นอินเตอร์เฟสเกิดการเติบโต

คำสำคัญ: การเชื่อมประสาน, เหล็กกล้าไร้สนิม 316L, โลหะเติม AgCuZn, การทดลองด้วยเทคนิคบ็อกซ์-เบห์นเคน

Abstract

This research studies the optimal parameters for brazing 316L stainless steel using AgCuZn as filler metal under an argon gas atmosphere. The brazing parameters included temperature, brazing time, and argon gas flow rate. The study employed Box-Behnken design for experimental design and desirability function as the optimization tool. Mechanical properties study included the measurements of shear force, microhardness, microstructure, and fracture of brazing joints

through a scanning electron microscope (SEM) as well as the chemical composition using an energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS). As a result, the temperature and the brazing time significantly affected the shear force of the brazed joint at a 95 percent confidence interval. The optimal condition of the study was 800°C of temperature and a 20-minutes brazing time which caused the maximum shear force at 5,909.1 N. The brazing joint strength was increased when the temperature and time of brazing were increased and reached the optimal point. Microstructure showed a formation of an Ag-rich phase, a Cu-rich equiaxed dendrite phase, and a eutectic Ag-rich phase, which completely combined as the network structure and evenly small fine grains. Moreover, the shear force of the brazed joint was decreased when the temperature and time of brazing exceeded the optimal point due to the grain growth of the interface layer.

Keywords: Brazing, Stainless steel 316L, AgCuZn filler metal, Box-Behnken design

1. บทนำ

เหล็กกล้าไร้สนิม 316L นิยมใช้ในอุตสาหกรรมการต่อเรือ อาหาร ทางการแพทย์ และอากาศยาน เนื่องจากมีความสามารถที่โดดเด่นด้านความต้านทานการกัดกร่อนที่ดี หรือมีชั้นออกไซด์ที่แข็งแรง [1],[2] นอกจากนี้หลังจากกระบวนการผลิตด้วยความร้อนหรือการเชื่อมแล้วเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ยังคงมีความสามารถด้านความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเยี่ยมไม่เปลี่ยนแปลง สาเหตุคือ มีปริมาณคาร์บอนต่ำทำให้ไม่เกิดการตกตะกอนและเกิดโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน [2],[3] อย่างไรก็ตามสำหรับกระบวนการต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ด้วยการใช้การเชื่อมหรือใช้กรรมวิธีทางความร้อนนั้นยังมีข้อจำกัด เนื่องจากเป็นโลหะที่มีชั้นออกไซด์ เมื่อได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูงภายใต้บรรยากาศแบบปกติจะทำให้ปฏิกิริยากับออกซิเจนเกิดเป็นชั้นออกไซด์ระหว่างผิวสัมผัสของรอยต่อทำให้เชื่อมติดได้ยาก [4] ดังนั้นเพื่อป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน จึงจำเป็นต้องเชื่อมภายใต้สภาวะสุญญากาศ (Vacuum atmosphere) [1],[5],[6] หรือใช้กระบวนการเชื่อมที่ทำให้เกิดความร้อนในช่วงเวลากระบวนการที่สั้น เช่น การเชื่อมด้วยความต้านทานแบบจุด (Resistance spot welding) เป็นกระบวนการที่สามารถเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมได้ดี นอกจากนี้ยังเป็นวิธีการที่มีประสิทธิภาพ อัตราการผลิตสูง และมีต้นทุนต่ำ [7],[8] แต่สำหรับการต่อโลหะที่มีพื้นที่รอยต่อขนาดใหญ่ นั้น การเชื่อมด้วยความต้านทานแบบจุดไม่สามารถเชื่อมให้ติดกันได้เต็มพื้นที่หน้าสัมผัสของรอยต่อ รวมถึงกระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายอื่น เช่น กระบวนการเชื่อมทิก (Tungsten Inert Gas: TIG) กระบวนการเชื่อมมิก

(Metal Inert Gas: MIG) สามารถเชื่อมได้เพียงบริเวณขอบของรอยต่อ ดังนั้นการถนอมประสาน (Brazing) เป็นวิธีการหนึ่งในกระบวนการเชื่อมที่ทราบกันดีว่า ให้ความแข็งแรงสูง โดยมีข้อเด่นคือ สามารถเชื่อมรอยต่อให้ติดกันได้เต็มพื้นที่รอยต่อ สามารถใช้ต่อวัสดุต่างชนิดได้ [9],[10] ดังนั้นการถนอมประสานจึงเป็นวิธีการต่อโลหะประเภทหนึ่งที่เหมาะสมสำหรับการเชื่อมรอยต่อที่ต้องการความแข็งแรงสูง

สำหรับการถนอมประสานการเลือกชนิดโลหะเติม (Brazing filler materials: BFM) เป็นปัจจัยหนึ่งที่สำคัญเนื่องจากชนิดของโลหะเติมที่เลือกใช้ต้องมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าโลหะพื้น และเมื่ออยู่ในสถานะหลอมเหลวต้องมีความแข็งแรงเชิงผิวต่ำมีการกระจายตัว (Wettability) ได้ดี มีความสามารถในการไหลสูงและสามารถแพร่เข้าสู่โลหะพื้นได้ดี [9],[11] สำหรับการถนอมประสานเหล็กกล้าไร้สนิมโลหะเติมกลุ่ม Ag-Cu เป็นชนิดที่มักถูกเลือกใช้เนื่องจากมีจุดหลอมเหลวต่ำ โดยเฉพาะกลุ่มที่มีส่วนผสมของสังกะสี (Zinc: Zn) หรือโลหะเติมระบบสามธาตุ AgCuZn การเติม Zn ช่วยให้ BFM มีจุดหลอมเหลวลดลง นอกจากนี้ยังช่วยเพิ่มความสามารถในการกระจายตัวได้ดี [12] ดังนั้นโลหะเติมชนิด AgCuZn จึงเป็นชนิดที่นิยมใช้สำหรับการต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 316L [12-14] อีกปัจจัยหนึ่งที่มีความสำคัญต่อการถนอมประสานสำหรับโลหะที่มีชั้นออกไซด์แข็งแรง คือ การควบคุมบรรยากาศ ซึ่งวัสดุกลุ่มนี้สามารถทำได้โดยถนอมประสานในเตาสุญญากาศ [1],[2],[10],[15] อย่างไรก็ตามกรณีที่ไม่มีความสุญญากาศ ยังมีอีกวิธีหนึ่งที่สามารถต่อวัสดุที่มีชั้น

ออกไซด์แข็งแรงได้เช่นกัน คือการเล่นประสานโดยใช้ก๊าซปกคลุม เช่น ก๊าซอาร์กอน โดยในงานวิจัยของ Anand et al. [16] ศึกษาผลกระทบของก๊าซปกคลุมที่ส่งผลต่อความแข็งแรงของรอยเชื่อมสำหรับการเชื่อมอาร์กโลหะก๊าซปกคลุม (Gas metal arc welding: GMAW) เหล็กกล้าไร้สนิม 304L ได้รายงานไว้ว่า ก๊าซปกคลุมไม่เพียงแต่ช่วยควบคุมบรรยากาศป้องกันการเกิดออกไซด์แต่ยังช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลของรอยต่อได้ Bermejo et al. [17] ศึกษาอิทธิพลของก๊าซปกคลุมในการเชื่อม GMAW ที่มีผลต่อความแข็งแรงของรอยเชื่อมระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิม 2205 และ 2507 โดยก๊าซปกคลุมที่ศึกษาประกอบด้วย อาร์กอน (Argon: Ar) ฮีเลียม (Helium: He) ไนโตรเจน (Nitrogen: N₂) และคาร์บอนไดออกไซด์ (Carbon dioxide: CO₂) ผลการศึกษาพบว่า ก๊าซปกคลุมมีผลกระทบต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งแรงของรอยต่อ ความแข็งแรงสูงสุดของรอยเชื่อมได้รับการเชื่อมภายใต้ก๊าซปกคลุม 70%Ar 30%He Xia et al. [18] ศึกษาอิทธิพลของก๊าซปกคลุมที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของการเชื่อมประสานด้วยเลเซอร์ระหว่าง เหล็กกล้า CR340 และอลูมิเนียมผสม 6061-T6 ได้รายงานไว้ว่า อิทธิพลของก๊าซปกคลุมไม่เพียงมีผลต่อขนาดรอยเชื่อมแต่ยังส่งผลต่อความสามารถในการเป็กของโลหะเดิมซึ่งส่งผลต่อความแข็งแรงของรอยต่อ Habibi et al. [19] ศึกษาผลกระทบของก๊าซปกคลุมที่มีผลต่อสมบัติเชิงกลของรอยเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ในการเชื่อม MIG รายงานไว้ว่า กระแสไฟฟ้าและอัตราส่วนผสมของก๊าซปกคลุมมีผลต่อความแข็งแรงของรอยเชื่อม ความแข็งแรงดึงเดือนสูงสุดได้รับการเชื่อมด้วยกระแสไฟฟ้า 120 A และอัตราส่วนผสมก๊าซปกคลุม 77.5%Ar 22.5%CO₂ Ahmed et al. [20] ศึกษาผลกระทบของการใช้ความร้อนและก๊าซปกคลุมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของรอยเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิม 316 ในกระบวนการเชื่อมอาร์กทั้งสแตนเลสคลุม (Gas tungsten arc welding: GTAW) ผลการศึกษาพบว่า ความแข็งแรงสูงสุดได้รับการเชื่อมด้วยกระแสไฟฟ้า 80 A และอัตราส่วน ก๊าซปกคลุม 98%Ar 2%N₂ จาก การศึกษางานวิจัยที่ผ่านมายังไม่พบการศึกษาเกี่ยวกับการ

เล่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ในเตาด้วยโลหะเดิมชนิด AgCuZn ภายใต้บรรยากาศแบบก๊าซปกคลุม ดังนั้น เพื่อศึกษาและพัฒนากระบวนการเชื่อมโลหะที่มีชั้นออกไซด์แข็งแรง และเพิ่มกระบวนการเชื่อมทางเลือกสำหรับการต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 316L สำหรับกรณีที่ต้องการรอยต่อที่มีความแข็งแรงสูง นักวิจัยจึงมีแนวคิดศึกษาปัจจัยที่เหมาะสมสำหรับการเล่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายใต้บรรยากาศแบบอาร์กอนด้วยโลหะเดิม AgCuZn

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาปัจจัยที่เหมาะสมสำหรับการเล่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ด้วยโลหะเดิมชนิด AgCuZn โดยใช้ก๊าซอาร์กอนปกคลุม ปัจจัยที่ศึกษาประกอบด้วย อุณหภูมิ เวลาเล่นประสาน และอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน การออกแบบการทดลองด้วยเทคนิคบ็อกซ์-เบห์นเคน และใช้ฟังก์ชันความพึงพอใจในการหาเงื่อนไขที่เหมาะสม การศึกษาสมบัติเชิงกล คือ แรงเฉือน และความแข็งแรงจุลภาค การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคตลอดจนลักษณะการแตกหักของรอยต่อด้วย SEM และวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วย EDS

2. วิธีดำเนินการวิจัย

การเตรียมโลหะพื้นใช้วัสดุชนิดแผ่นเหล็กกล้าไร้สนิม 316L หนา 0.5 mm มาต่อเข้าด้วยกันโดยใช้โลหะเดิมแบบแผ่นชนิด AgCuZn ตัดให้ได้ขนาด 19 × 2 × 0.15 mm ซึ่งองค์ประกอบทางเคมีของโลหะพื้นและโลหะเดิมแสดงดังตารางที่ 1 [3] และ ตารางที่ 2 [21] ตามลำดับ โดยออกแบบการต่อแบบต่อแยกตามมาตรฐานของการกำหนดขนาดชิ้นงานทดสอบสำหรับงานเล่นประสาน AWS C3.1-63 [22] แสดงดังรูปที่ 1 สำหรับการออกแบบการทดลองเพื่อศึกษาปัจจัยที่มีผลกระทบต่อความแข็งแรงของรอยต่อใช้การออกแบบการทดลองด้วยเทคนิคบ็อกซ์-เบห์นเคน (Box-Behnken design) ศึกษา 3 ปัจจัย คือ A: อุณหภูมิในการเล่นประสาน B: เวลาเล่นประสาน และ C: อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน ทำซ้ำ 3 ครั้ง รวมทั้งหมด 45 การทดลอง แสดงปัจจัยและระดับในการศึกษาดังตารางที่ 3 โดยปัจจัยและช่วงระดับในการทดลองเหล่านี้ได้มาจาก

ช่วงค่าแนะนำในคู่มือการเล่นประสาน และทดลองหาช่วงที่เหมาะสมสำหรับการศึกษา [11]

ก่อนการเล่นประสานนำตัวอย่างมาขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 400 ล้างทำความสะอาดด้วยอะซิโตน (Acetone) จากนั้นนำโลหะพื้นทั้งสองชนิดนำมาจุ่มฟลักซ์ชนิด Silver Power F-10HB เพื่อป้องกันการเกิดออกไซด์ (Oxidation) และช่วยให้ชิ้นงานประสานติดกันได้ง่าย หลังจากจุ่มชิ้นงานตัวอย่างลงในฟลักซ์แล้วนำมาวางหรือจัดยึดบนฟลักเจอร์โดยสอดแผ่นโลหะเติมไว้ระหว่างรอยต่อของโลหะพื้น ในการเล่นประสานใช้เตาอบไฟฟ้า Box type high temperature furnace รุ่น LH-18 EF-V-P ควบคุมอุณหภูมิ เวลา และอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนในการเล่นประสานตามแผนงานได้ออกแบบไว้ หลังจากการเล่นประสานนำชิ้นงานออกจากเตาอบแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ และนำมาตรวจสอบสมบัติเชิงกลด้วยการ

ทดสอบแรงเฉือนด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์ยี่ห้อ Zwick รุ่น ZO20 ทดสอบตามมาตรฐาน JIS Z 3192 ใช้ความเร็วที่ 10 mm/minutes [23]

สำหรับชิ้นงานอีกชุดหนึ่งนำมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope: OM) ยี่ห้อ Olympus รุ่น BX53M และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscopy :SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6510LV วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยการกระจายพลังงานรังสีเอ็กซ์ (Energy dispersive x-ray spectroscopy: EDS) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6510LV การทดสอบความแข็งจุลภาคด้วยเครื่องวัดค่าความแข็งจุลภาคนยี่ห้อ Wilson hardness รุ่น Tukon 1102/1202 ตามมาตรฐานการทดสอบแรงกด AWS D8.9 M-2012 [24] การกดความแข็งแบบวิกเกอร์ใช้แรงกด 300 g และใช้เวลาในการทดสอบ 10 s

ตารางที่ 1 องค์ประกอบทางเคมีของโลหะพื้น

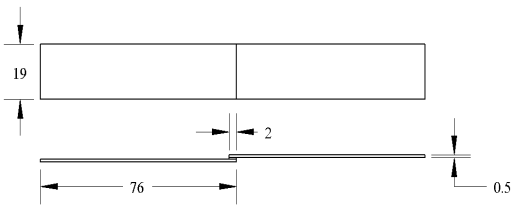
Item	Chemical composition (%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	
SS 316L	0.022	0.5	1.77	0.039	0.002	17.1	10.00	2.04	0.038	Fe Base

ตารางที่ 2 องค์ประกอบทางเคมีของโลหะเติมชนิด AgCuZn

Item	Chemical composition (%)							Solidus (°C)	Liquidus (°C)	Brazing temperature (°C)
	Ag	Cu	Zn	Cd	Sn	Ni	Mn			
AgCuZn	49	27.5	20.5	-	-	0.5	2.5	630	670	670–770

ตารางที่ 3 ปัจจัยและระดับในการทดลอง

Factors	Levels		
	-1	0	1
A: Brazing temperature (°C)	700	750	800
B: Brazing time (minutes)	10	15	20
C: Argon gas flow rate (L/minutes)	4	8	12

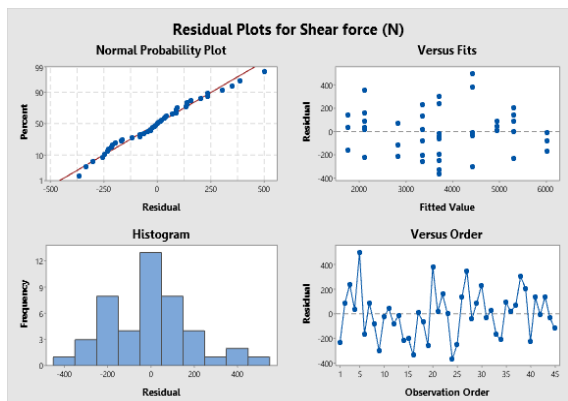


รูปที่ 1 รูปร่างและขนาดชิ้นงานทดสอบสำหรับการต่อเคยตามมาตรฐาน AWS C3.1-63

3. ผลการวิจัยและการอภิปรายผล

3.1 ผลวิเคราะห์ข้อมูลทางสถิติ

การตรวจสอบความถูกต้องของแบบจำลองและความผิดปกติจากกราฟในรูปที่ 2 พบว่า การทดสอบความเป็นการกระจายแบบปกติ (Normal probability plot) ค่าส่วนตกค้างเกาะกลุ่มกันในลักษณะเส้นตรง มีลักษณะการกระจายตัวแบบปกติ ส่วนตกค้าง (Versus fits) มีความแปรปรวนคงที่ และความเป็นอิสระของส่วนตกค้าง (Versus order) ลักษณะการกระจายตัวของส่วนตกค้าง ไม่มีรูปแบบหรือแนวโน้มใดๆ จึงสรุปได้ว่าไม่พบสิ่งผิดปกติในระหว่างการทดลอง ดังนั้นจึงนำข้อมูลไปวิเคราะห์ความแปรปรวนและหาค่าสัมประสิทธิ์ของปัจจัย (Analysis of variance; ANOVA) ต่อไป



รูปที่ 2 ส่วนตกค้างของข้อมูลการทดลอง

ผลการวิเคราะห์ค่าสัมประสิทธิ์และหาความแปรปรวนของแบบจำลองในเทอมต่าง ๆ พบว่า ปัจจัยหลักที่มีอิทธิพลต่อการรับแรงเฉือนของรอยต่อ คือ อุณหภูมิแผ่นประสาน (A) เวลาแผ่นประสาน (B) รวมทั้งอันตรกิริยาระหว่างเวลาแผ่นประสานและเวลาแผ่นประสาน (B*B) มีผลต่อค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่ออย่างมีนัยสำคัญทาง

สถิติที่ระดับความเชื่อมั่น 95% (P-value < 0.05) สำหรับปัจจัยอัตราการผลิตของก๊าซอาร์กอน (C) จากการศึกษาครั้งนี้พบว่า ไม่มีนัยสำคัญทางสถิติต่อความสามารถในการรับแรงเฉือนของรอยต่อ ดังนั้นจึงถูกตัดออกจากแบบจำลองแสดงค่าสัมประสิทธิ์หลังการปรับปรุงของแบบจำลองดังตารางที่ 4 โดยมีค่า R-Sq = 97.59% และ R-Sq (adj) = 97.17% และมี Lack-of-fit เท่ากับ 0.137

ตารางที่ 4 ปัจจัยที่ส่งผลต่อการรับแรงเฉือน

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value
Constant	3720.5	44.4	83.80	<0.001
A	1601.8	41.5	38.57	<0.001
B	538.1	41.5	12.96	<0.001
C	-54.5	40.1	-1.36	0.183
B*B	172.9	60.8	2.84	0.007

เมื่อนำค่าสัมประสิทธิ์ของเทอมต่าง ๆ ที่มีผลต่อค่าการรับแรงเฉือนสูงสุดของรอยต่อ ไปเขียนสมการทำนายสามารถเขียนได้ดัง สมการที่ (1) เมื่อ Y คือ ค่าการรับแรงเฉือนสูงสุดของรอยต่อ A คือ อุณหภูมิแผ่นประสาน B คือ เวลาแผ่นประสาน และค่าปัจจัยทั้งสามในสมการแทนด้วยตัวแปรถูกเข้ารหัส คือ

$$Y = 3720.5 + 1601.8A + 538.1B + 172.9B*B \quad (1)$$

การหาค่าที่เหมาะสมของปัจจัยที่มีผลต่อค่าการรับแรงเฉือนสูงสุดของรอยต่อ โดยใช้ฟังก์ชันปัจจัยตอบสนองที่เหมาะสม (Response Optimizer) ใน โปรแกรม MINITAB V.19 ผู้วิจัยเลือกกำหนดค่าเป้าหมายของผลตอบสนอง (Goal) เป็นค่ามากที่สุดของผลตอบสนอง (Maximum) เนื่องจากต้องการให้ได้รอยต่อที่มีค่าการรับแรงเฉือนสูงสุดและกำหนดค่าการรับแรงเฉือนต่ำสุด (Lower) เท่ากับค่าแรงเฉือนที่มีค่าน้อยที่สุดจากการทดลอง 1588.8 N และกำหนดค่าเป้าหมายของผลตอบสนอง (Target) เท่ากับค่าแรงเฉือนสูงสุดที่ได้รับจากการทดลองคือ 6024.47 N ค่าที่เหมาะสมของปัจจัยจากการทำนายด้วยโปรแกรม MINITAB แสดงผลดังตารางที่ 5

ค่าปัจจัยที่เหมาะสมจากการทำนายด้วยโปรแกรมคือ อุณหภูมิแผ่นประสาน (A) ที่ระดับ 1 (800°C) เวลาแผ่นประสาน (B) ที่ระดับ 1 (20 minutes) โดยได้ค่าผลตอบสนองจากการทำนายแรงเฉือนสูงสุดของรอยต่อ (Predicted response) เท่ากับ 6033.24 N และได้ค่าความพึงพอใจโดยรวมเท่ากับ 1.00 การทดลองเพื่อยืนยันผลจากค่าที่เหมาะสมของปัจจัยที่มีผลต่อความสามารถในการรับแรงเฉือนสูงสุดผู้วิจัยได้ทำการปรับค่าปัจจัยต่าง ๆ บนเดาอบไฟฟ้าให้ได้ตามค่าที่เหมาะสมจากการทำนาย โดยปรับค่าอุณหภูมิแผ่นประสาน 800°C เวลาแผ่นประสาน 20 minutes ทำการทำลองซ้ำ 5 ครั้ง เพื่อเพิ่มความเชื่อมั่น สำหรับอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนจากการศึกษาครั้งนี้ไม่มีนัยสำคัญทางสถิติต่อความสามารถในการรับแรงเฉือนของรอยต่อ แต่ไม่สามารถตัดออกจากกระบวนการแผ่นประสาน เนื่องจากก๊าซอาร์กอนทำหน้าที่ควบคุมบรรยากาศในเตาเพื่อป้องกันการเกิดออกไซด์ในการ

แผ่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ดังนั้น ปัจจัยนี้จึงไม่สามารถตัดออกได้ ผู้วิจัยได้กำหนดอัตราการไหลของก๊าซอาร์กอนไว้ที่ 4 L/minutes สำหรับทำการทดลองซ้ำ 5 ครั้ง เพื่อเพิ่มความเชื่อมั่นแสดงผลดังตารางที่ 6

ผลการทดลองเพื่อยืนยันผล 5 ครั้ง ได้ค่าแรงเฉือนสูงสุดของรอยต่อโดยเฉลี่ยเท่ากับ 5909.1 N ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับค่าที่ได้จากการทำนายจากตารางที่ 5 พบว่า ผลการวิเคราะห์ที่ระดับความเชื่อมั่น 95% และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของผลการทดลอง ตารางที่ 6 ค่าแรงเฉือนในการทดลองยืนยันผลทั้งหมดอยู่ในช่วงค่าทำนาย 95%PI (Prediction interval) คือ 5597.4–6469.0 N และมีค่าการเบี่ยงเบนมาตรฐานของการทดลองยืนยันผลที่มีค่าต่ำ ดังนั้นจึงสรุปได้ว่า ผลการทำนายค่าที่เหมาะสมจากการศึกษาครั้งนี้สามารถเชื่อถือได้

ตารางที่ 5 ผลตอบสนองเงื่อนไขที่เหมาะสม

Response Optimization						
Response	Goal	Lower	Target	Upper	Weight	Import
Shear force	Maximum	1588.87	6026.47		1	1
Global Solution						
A = 1		B = 1				
Predicted Responses						
Shear force = 6033.24, desirability = 1.00 Composite Desirability = 1.00						
95% CI (5888.0, 6178.5)		95% PI (5597.4, 6469.0)				

ตารางที่ 6 การทดลองเพื่อยืนยันผลการทำนายค่าที่เหมาะสม

No.	Factors			Shear force (N)
	Temperature (°C)	Time (minutes)	Argon gas flow rate (L/minutes)	
1	800	20	4	6018.96
2	800	20	4	5890.15
3	800	20	4	5900.04
4	800	20	4	5786.11
5	800	20	4	5950.02
Average				5909.1
SD				85.6

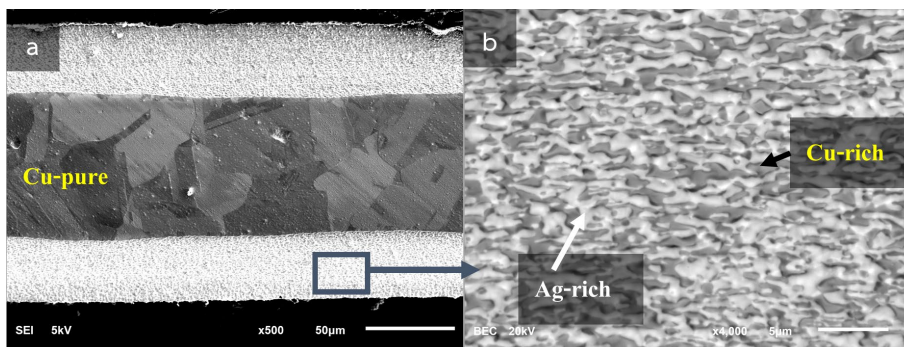
3.2 ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาค

การศึกษาโครงสร้างจุลภาค ผู้วิจัยได้นำโลหะเดิมที่ไม่ผ่านการเล่นประสานมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM และ EDS แสดงผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 3 โดยโลหะเดิมดั้งเดิมแบ่งออกเป็นสามชั้น ประกอบด้วยชั้นบนสุดคือเฟส Ag-rich ที่ผสมกับเฟส Cu-rich ในลักษณะโครงข่ายชั้นกลาง คือ Cu-pure และชั้นล่างคือ เฟส Ag-rich ที่ผสมกับเฟส Cu-rich ในลักษณะโครงข่ายเช่นกัน

การศึกษาโครงสร้างจุลภาค เพื่อศึกษาและวิเคราะห์เงื่อนไขที่เหมาะสมของอุณหภูมิเล่นประสาน 800°C และเวลา 20 minutes ผู้วิจัยได้ทำการทดลองเพิ่มเติมและได้กำหนดอุณหภูมิเล่นประสานครั้งที่ 800°C ตามค่าที่เหมาะสม เนื่องจากอุณหภูมิเป็นปัจจัยที่มีผลต่อค่าแรงเฉือนมากที่สุดและเลือกศึกษาเวลาเล่นประสานที่แตกต่างกันคือ 10 20 30 และ 40 minutes ตามลำดับ เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของรอยประสานที่มีผลต่อค่าแรงเฉือนสูงสุด

ผลการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของรอยต่อแสดงดังรูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคจากการถ่ายด้วย SEM ที่กำลังขยาย 100x โดยรูปที่ 4(a) คือ เวลาเล่นประสาน 10 minutes 4(b) คือ 20 minutes 4(c) คือ 30 minutes และ 4(d) คือ 40 minutes พบว่า อิทธิพลของเวลาเล่นประสานส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสและขนาดเกรน โดยเฟสสีขาวที่ต่อเนื่องกันเป็นโครงข่ายจากผลการวิเคราะห์ EDS และแผนภูมิเฟส AgCuZn (Ternary phase diagram) พบว่า คือเฟส Ag-rich ล้อมรอบเฟสสีเทา คือเฟสเดนไดรต์ (Dendrite) Cu-rich นอกจากนี้บริเวณขอบเกรนของโครงข่ายเดนไดรต์ Cu-rich พบเฟสที่มีการเรียงตัวสลับกันระหว่าง Cu-rich และ Ag-rich คือ เฟสยูเทคติก (Eutectic lamellae

phase) [25] โดยโลหะเดิมดั้งเดิมที่แบ่งออกเป็นสามชั้น เมื่อนำมาเล่นประสานที่อุณหภูมิ 800°C ที่เวลา 10 minutes พบว่าเฟส Cu-pure บริเวณชั้นกลางของโลหะเดิมเกิดการละลายและถูกแทนที่ด้วยเฟส Ag-rich เฟสอีควิแอกซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ซึ่งทั้งสามเฟสเกิดการผสมกันในลักษณะโครงข่ายตามพื้นฐานของโครงข่ายเดนไดรต์ที่เกรนมีขนาดเล็กและละเอียด แต่เวลาเล่นประสานเพียง 10 minutes ไม่เพียงพอที่จะทำให้เฟส Cu-pure บริเวณศูนย์กลางของโลหะเดิมเกิดการละลายได้หมด ดังนั้นรูปที่ 4(a) ยังคงพบพื้นที่เฟส Cu-pure หลงเหลือในระหว่างชั้นอินเตอร์เฟสของโลหะเดิม เมื่อใช้เวลาเล่นประสานที่ 20 minutes เฟส Cu-pure ที่หลงเหลือถูกละลายและกลายเป็นเฟสที่เกิดการผสมกันเป็นโครงข่ายระหว่าง Ag-rich เฟสเดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich แต่เมื่อเวลาเพิ่มขึ้นตามทฤษฎีกระบวนการทางความร้อนของโครงข่ายเดนไดรต์ [26] เวลาอบแห้งที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลต่อการเติบโตของขนาดเกรน (Grain growth) ดังในรูปที่ 5 พบว่าเกรนของเฟสเดนไดรต์ Cu-rich เติบโตขยายใหญ่ขึ้นจากเกรนที่มีลักษณะอีควิแอกซ์เดนไดรต์ (Equiaxed dendrite) (รูปที่ 5(a) และ 5(b)) เติบโตและขยายเป็นเกรนคอลัมน์าร์เดนไดรต์ (Columnar dendrite) (รูปที่ 5(c)) และสุดท้ายจะกลายเป็นเกรนที่มีขนาดใหญ่ดังรูปที่ 5(d) สาเหตุคือ พลังงานบริเวณขอบเกรนจะมีค่าลดลงเมื่อมีอุณหภูมิสูง ในขณะที่ยังคงอุณหภูมิ 800°C เวลาที่เพิ่มขึ้นส่งผลต่อการเกิดเกรนโตทำให้พื้นที่ขอบเกรนโดยรวมลดลงและพลังงานโดยรวมลดลง สิ่งนี้เป็นแรงขับเคลื่อนให้เกิดการโตของเกรน พฤติกรรมเกรนโตของขนาดเกรนเมื่ออุณหภูมิคงที่ขึ้นอยู่กับเวลาในการอบแห้งตามทฤษฎีการเติบโตของเกรนซึ่งสามารถอธิบายได้ตามสมการที่ (2) [25]

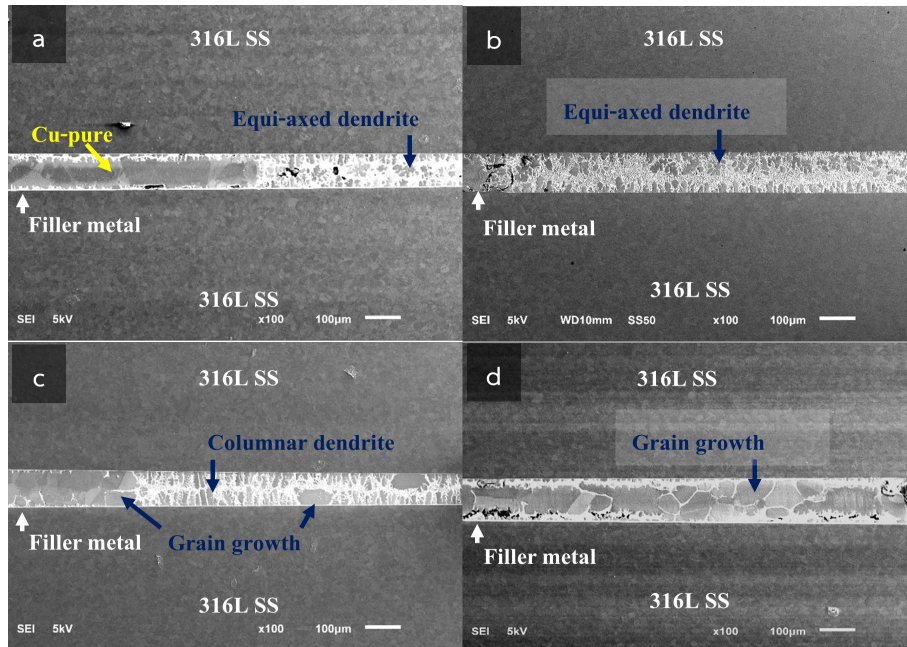


รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะเดิม AgCuZn ก่อนเล่นประสาน (a) ที่กำลังขยาย 500x และ (b) คือ บริเวณเฟส Ag-rich ที่ผสมกับเฟส Cu-rich ในลักษณะโครงข่ายที่กำลังขยาย 4000x

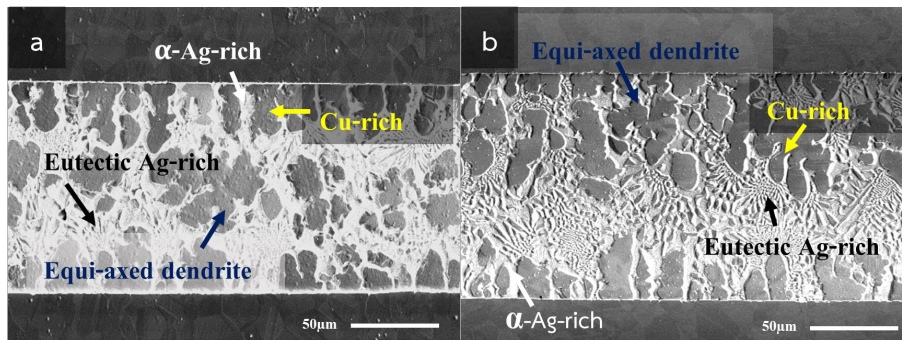
$$d^n - d_0^n = Kt \quad (2)$$

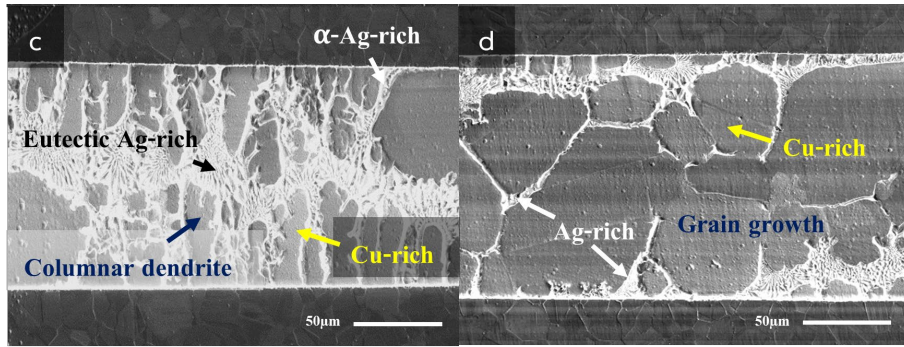
โดยที่ d_0 คือ เส้นผ่านศูนย์กลางของขนาดเกรนเริ่มต้นที่เวลา $t=0$ และ K และ n คือค่าคงที่ไม่ขึ้นกับเวลา ค่าของ n โดยปกติมีค่ามากกว่าหรือเท่ากับ 2 โดยเกรนที่เกิดการเติบโตจะลดพื้นที่บริเวณเกรนที่มีขนาดเล็กกว่า หรือเรียกว่าเกรนเล็กเกิดการหดตัว ดังนั้นขนาดเกรนเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาเพิ่มขึ้น อะตอมของเกรนที่มีขนาดเล็ก (อะตอม Cu ในเกรนยูเทคติก) เกิดการเคลื่อนที่แพร่เข้าสู่ฝั่งเกรนใหญ่ (Cu-rich) ทิศทางเคลื่อนที่ของขอบเกรนและอะตอมที่เกิดการแพร่จะมีทิศทางตรงข้ามกัน ดังนั้นที่เวลาเล่นประสาน 30 minutes และ 40 minutes ขนาดเกรนเติบโต

ขึ้นตามลำดับ ซึ่งสามารถมองเห็นได้ชัดเจนดังแสดงในรูปที่ 5(d) เวลาเล่นประสาน 40 minutes จากเฟส Ag-rich เฟสอีควิแอกซ์เคนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ที่มีลักษณะพसानกันเป็นโครงข่ายที่เกรนมีขนาดเล็กและละเอียดกลายเป็นเฟส Cu-rich ที่มีเกรนโตที่สุด นอกจากนี้บริเวณศูนย์กลางของชั้นอินเตอร์เฟสไม่พบเฟสยูเทคติก Ag-rich ในบริเวณขอบเกรนของเฟส Cu-rich เนื่องจากอะตอมของ Cu เคลื่อนที่และแพร่เข้าสู่ฝั่งเฟส Cu-rich ที่มีเกรนโตเป็นไปตามทฤษฎีการโตของเกรน สำหรับเฟส Ag-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ถูกพบหลงเหลืออยู่บริเวณขอบของชั้นอินเตอร์เฟสระหว่างรอยต่อของชั้นอินเตอร์เฟสและโลหะพื้นทั้งสองฝั่ง



รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาครอยต่อจากการถ่ายภาพด้วย SEM ที่กำลังขยาย 100x (a) คือ เวลาเล่นประสาน 10 minutes (b) คือ 20 minutes (c) คือ 30 minutes และ (d) คือ 40 minutes



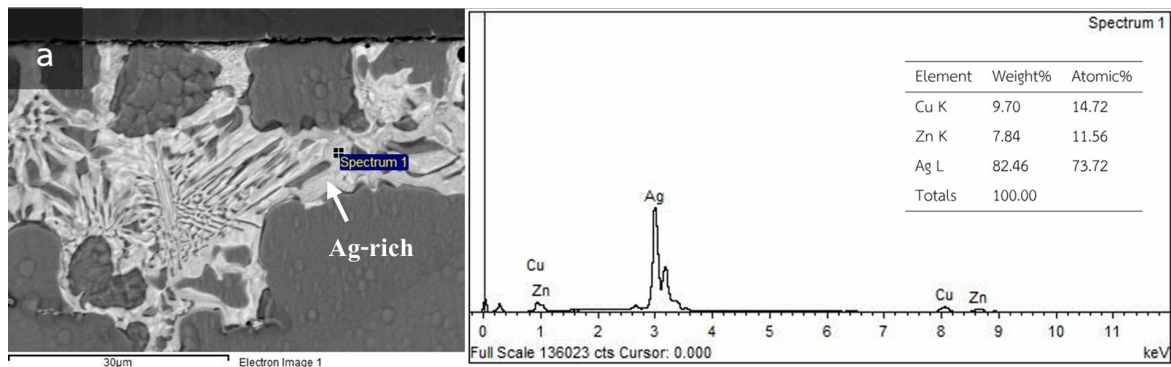


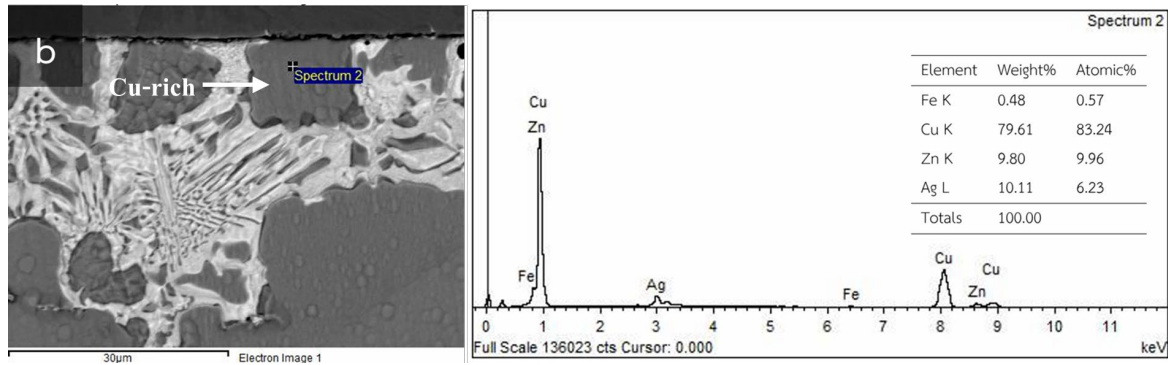
รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาครอยต่อจากการถ่ายด้วย SEM ที่กำลังขยาย 500x (a) คือ เวลาแล่นประสาน 10 minutes (b) คือ 20 minutes (c) คือ 30 minutes และ (d) คือ 40 minutes

รูปที่ 6 แสดงผลวิเคราะห์ EDS ตำแหน่งที่ 1 (รูปที่ 6(a)) ของเฟสสีขาว คือ 82Ag10Cu8Zn (%weight) และตำแหน่งที่ 2 (รูปที่ 6(b)) ของเฟสสีเทา คือ 80Cu10Ag10Zn (%weight) และเมื่อนำไปพิจารณารวมกับแผนภูมิเฟส AgCuZn (Ternary phase diagram) [27] ที่อุณหภูมิ 800°C พบว่าเฟสสีขาวคือเฟส Ag-rich และเฟสสีเทาคือเฟส Cu-rich ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Beura et al. [13]

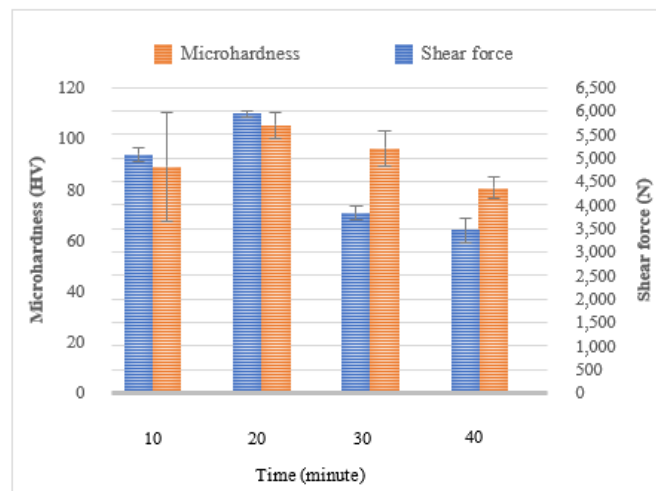
การศึกษาสมบัติเชิงกลของรอยต่อสำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเงื่อนไขที่เหมาะสมผู้วิจัยได้นำชิ้นงานทดสอบอีกหนึ่งชุด (เวลาแล่นประสาน 10 20 30 และ 40 minutes) มาทดสอบแรงเฉือนและความแข็งจุลภาค ผลการทดสอบแสดงดังรูปที่ 7 พบว่า ชิ้นงานทดสอบที่สามารถรับแรงเฉือนได้สูงสุด คือเวลา 20 minutes ลำดับถัดมาคือ 10 minutes 30 minutes และ 40 minutes ตามลำดับ ผลการพิจารณาค่าความแข็งของชั้นอินเตอร์เฟส พบว่า การผสมกันของเฟส Ag-rich เฟสอิกวิแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก

Ag-rich ในลักษณะโครงข่ายจากการแล่นประสานที่เวลา 20 minutes มีค่าความแข็งจุลภาคเฉลี่ยมากที่สุด ถัดมาคือที่เวลา 10 minutes แต่ที่เวลาแล่นประสาน 10 minutes มีค่าความคลาดเคลื่อนสูง เนื่องจากเวลาแล่นประสานน้อยไม่เพียงพอที่จะทำให้เฟส Cu-pure บริเวณศูนย์กลางรอยต่อเกิดการละลายได้หมด บริเวณนี้จึงมีความแข็งต่ำต่างบริเวณ ตำแหน่งขอบของรอยต่อมีค่าความแข็งสูงถึง 110 HV (บริเวณเฟสที่ผสมกัน ในลักษณะโครงข่ายระหว่าง Ag-rich เฟสอิกวิแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ที่เกรนมีขนาดเล็กและละเอียด) ดังนั้นจึงทำให้ที่เวลาในการแล่นประสาน 10 minutes ค่าความแข็งจึงมีความคลาดเคลื่อนสูงกว่าที่เวลาแล่นประสานอื่น ๆ ค่าความแข็งของชั้นอินเตอร์เฟสนั้นจะมีแนวโน้มลดลงตามขนาดเกรนที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากเพิ่มเวลาแล่นประสาน ดังนั้นที่เวลา 40 minutes ค่าความแข็งจึงต่ำที่สุดเนื่องจากขนาดเกรนโตที่สุดทำให้สามารถรับแรงเฉือนได้ต่ำ





รูปที่ 6 ผลวิเคราะห์ด้วย EDS (a) บริเวณเฟส α -Ag-rich และ (b) คือ เฟส β -Cu-rich



รูปที่ 7 ค่าแรงเฉือนและความแข็งจุลภาคบริเวณชั้นอินเตอร์เฟซของโลหะเดิมจากการแล่นประสานที่เวลาแตกต่างกัน

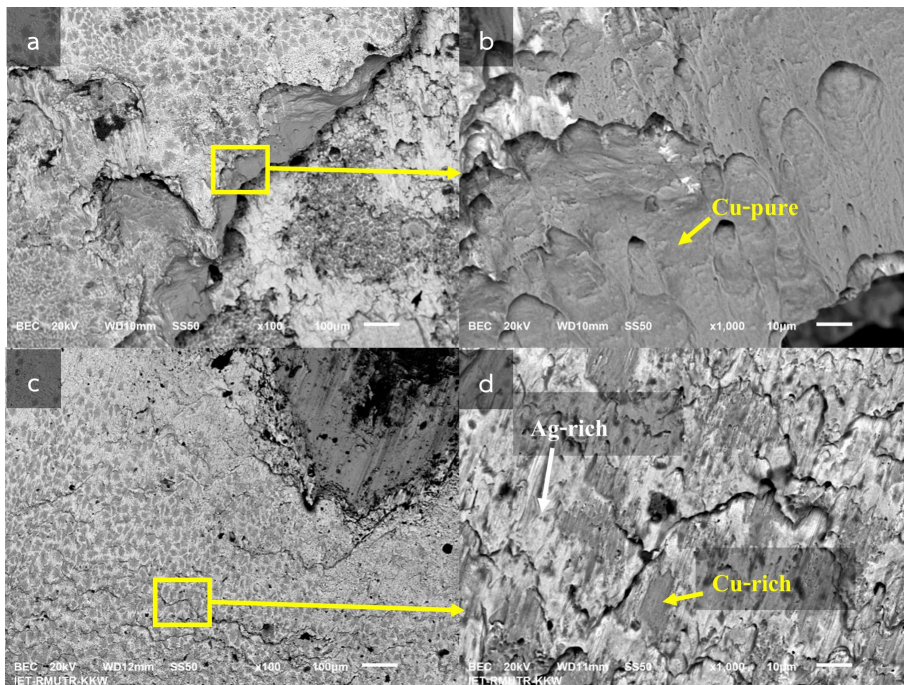
ซึ่งผลการศึกษาครั้งนี้สอดคล้องกับงานวิจัยของ Chen et al. [2] ซึ่งได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของการแล่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 1Cr18Ni9Ti/1Cr21Ni5Ti และรายงานไว้ว่า ความแข็งแรงดึงของรอยต่อจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อใช้อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม และจะมีแนวโน้มลดลงหลังเพิ่มอุณหภูมิและเวลาแล่นประสาน เนื่องจากการโตของเกรน

นอกจากนี้เมื่อพิจารณาร่วมกับรูปแบบการแตกหักของรอยต่อดังรูปที่ 8 และ 9 พบว่า ทุกเงื่อนไขการทดลองแตกหักผ่านชั้นอินเตอร์เฟซของโลหะเดิม แต่แตกต่างกันที่โครงสร้างจุลภาคของรูปแบบการแตกหัก ที่เวลาแล่นประสาน 10 minutes เส้นทางการแตกหักขยายตัวผ่านเฟสที่เกิดการผสมกันระหว่างเฟส Ag-rich เฟสอิกิวแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ในลักษณะโครงข่าย และพบเฟส Cu-pure อยู่บริเวณศูนย์กลางของชั้นอินเตอร์เฟซแสดงดังรูปที่ 8(a) และ 8(b) สำหรับเงื่อนไขที่

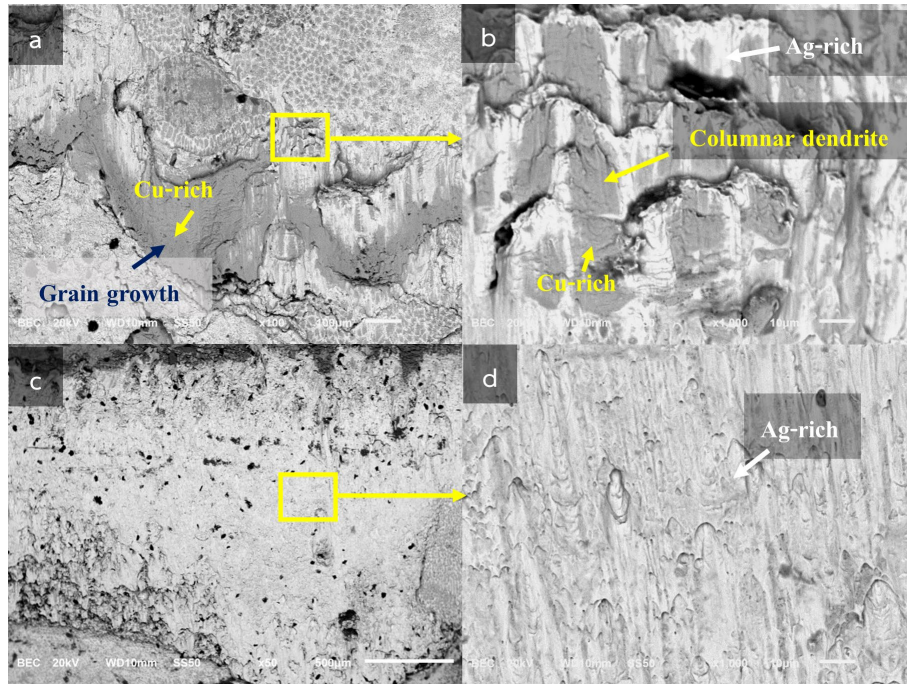
รับแรงเฉือนได้สูงสุดที่เวลาแล่นประสาน 20 minutes รูปแบบการแตกหักแสดงดังรูปที่ 8(c) และ 8(d) เส้นทางการแตกหักขยายตัวผ่านเฟส Ag-rich เฟสอิกิวแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ที่มีลักษณะโครงข่ายเช่นกัน แต่ขนาดพื้นที่ของโครงข่ายที่ผสมกันมีความสม่ำเสมอมากกว่าที่เวลาแล่นประสาน 10 minutes นอกจากนี้พบเฟส Cu-pure ที่หลงเหลืออยู่เพียงเล็กน้อย และเมื่อเพิ่มเวลาเป็น 30 minutes พบว่า เส้นทางการแตกหักขยายตัวผ่านเฟส Ag-rich ที่ผสมกับเฟส Cu-rich ที่มีเกรนขนาดใหญ่ในรูปแบบเกรนคอลลัมน์แสดงดังรูปที่ 9(a) และ 9(b) และเมื่อเวลาเพิ่มเวลาเป็น 40 minutes พบว่า การแตกหักเกิดขึ้นผ่านเฟส Ag-rich บริเวณขอบของชั้นอินเตอร์เฟซ และไม่พบเฟส Cu-rich ที่ผสมกับเฟส Ag-rich ในลักษณะโครงข่ายเหมือนกับเงื่อนไขอื่นดังแสดงในรูปที่ 9(c) และ 9(d) ในงานวิจัยของ Niknejad et

al. [28] ได้อธิบายว่าเกรนเดนไดรต์ที่มีขนาดเล็กและละเอียด ช่วยเพิ่มความต้านทานการขยายตัวของเส้นทางการแตกร้าวได้ สาเหตุคือ ความคดเคี้ยวตามสัณฐานโครงสร้างเดนไดรต์ ยังมีขนาดเล็กและละเอียดการเคลื่อนที่ของรอยแตกร้าวจะมีความยากมากขึ้น โดยเกรนที่มีขนาดเล็กและละเอียดที่สุดคือการแล่นประสานที่อุณหภูมิ 800°C เวลา 10 minutes แต่เวลาเพียง 10 minutes ไม่เพียงพอที่จะทำให้เฟส Cu-pure บริเวณศูนย์กลางของชั้นอินเตอร์เฟซเกิดการละลายได้หมด ทำให้รอยต่อที่สามารถรับแรงเฉือนได้สูงสุดเกิดขึ้นที่เวลาแล่นประสาน 20 minutes เนื่องจากเฟส Cu-pure ละลายได้ดีเกิดเป็นเฟสที่มีการผสมกันเป็นโครงข่ายระหว่างเฟส Ag-rich เฟสอิกวิแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ทั่วพื้นที่ชั้นอินเตอร์เฟซและเป็นโครงสร้างเดนไดรต์ที่มีขนาดเล็กและสม่ำเสมอ สำหรับการแล่นประสานที่เวลา 30 และ 40 minutes การคงอยู่ที่อุณหภูมิสูงแต่เวลาที่เพิ่มขึ้นทำให้เกรนเกิดการเติบโตตามกฎการแพร่ที่เวลาเพิ่มขึ้น ค่าการรับแรงเฉือนจึงมีค่าลดลง ดังนั้นจากผลการทดลองวิจัย

ข้างต้น จึงสรุปได้ว่า สำหรับการแล่นประสานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ด้วยโลหะเติมชนิด AgCuZn ภายใต้บรรยากาศแบบอาร์กอน ความสามารถในการรับแรงเฉือนของรอยต่อนั้นขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคของชั้นอินเตอร์เฟซ นอกจากนี้ต้องใช้อุณหภูมิที่เหมาะสมแล้ว เวลาที่เป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่สำคัญสำหรับการแล่นประสาน การใช้เวลาน้อยเกินไปไม่สามารถทำให้ชั้นอินเตอร์เฟซเกิดการละลายและเกิดเป็นเฟสใหม่ที่เกรนมีขนาดเล็กและละเอียดได้หมดและการใช้เวลาแล่นประสานที่มากเกินไปส่งผลให้เกิดเกรนโตมีค่าความแข็งแรงต่ำสอดคล้องกับงานวิจัยของ Tashi et al. [1] ศึกษาการแล่นประสานในเตาแบบสุญญากาศระหว่างไทเทเนียมผสม Ti6Al4V และเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยใช้โลหะเติมชนิด AgCuZn ได้รายงานผลไว้ว่า การเพิ่มอุณหภูมิ และเวลาในการแล่นประสานมากกว่าค่าที่เหมาะสมทำให้ความแข็งแรงของรอยต่อลดลงด้วยเหตุนี้ทำให้รอยต่อที่สามารถรับแรงเฉือนได้สูงสุดจากการศึกษาครั้งนี้ คือ การแล่นประสานที่อุณหภูมิ 800°C เวลา 20 minutes รับแรงเฉือนได้ 5909.1 N



รูปที่ 8 ภาพถ่าย SEM ลักษณะการแตกหักของการแล่นประสานที่อุณหภูมิ 800°C (a), (b) ที่เวลา 10 minutes และ (c), (d) ที่เวลา 20 minutes



รูปที่ 9 ภาพถ่าย SEM ลักษณะการแตกหักของการแล่นประสานที่อุณหภูมิ 800°C (a), (b) ที่เวลา 30 minutes และ (c), (d) ที่เวลา 40 minutes

4. สรุปผล

งานวิจัยนี้ศึกษาปัจจัยที่เหมาะสมสำหรับการแล่นประสานเหล็กไร้สนิม 316L ภายใต้บรรยากาศแบบอาร์กอน โดยใช้โลหะเติม AgCuZn ออกแบบการทดลองด้วยเทคนิคบ็อกซ์-เบห์นเคน และใช้ฟังก์ชันความพึงพอใจในการหาเงื่อนไขที่เหมาะสม ผลการศึกษาแสดงดังต่อไปนี้

1) ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อการรับแรงเฉือนของรอยต่อคือ อุณหภูมิแล่นประสาน เวลาแล่นประสาน มีผลต่อค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่ออย่างมีนัยสำคัญทางสถิติที่ระดับความเชื่อมั่น 95% ค่าปัจจัยที่เหมาะสมของการศึกษาครั้งนี้ คือ อุณหภูมิแล่นประสาน 800°C เวลา 20 minutes โดยได้ค่าแรงเฉือนเฉลี่ยสูงสุด 5909.1 N

2) สำหรับอิทธิพลของอัตราการไหลก๊าซอาร์กอน ถึงแม้ว่าไม่มีผลต่อค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อในทางสถิติที่ระดับ $\alpha = 0.05$ แต่สำหรับการต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ไม่สามารถแล่นประสานภายใต้บรรยากาศแบบปกติได้ ด้วยเหตุนี้ผู้วิจัยจึงเสนอแนะให้ใช้ค่าระดับต่ำสุดของช่วงที่ศึกษาคือ 4 L/minutes เนื่องจากอัตราการไหลก๊าซอาร์กอนไม่มีผลต่อการรับแรงเฉือนจากการวิเคราะห์ด้วย

เทคนิคสถิติ ดังนั้นการใช้ค่าที่ระดับต่ำสุดจะช่วยประหยัดต้นทุนมากกว่า

3) ผลการศึกษาสมบัติเชิงกลและโครงสร้างจุลภาคพบว่า ค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจนถึงค่าที่เหมาะสม คือ อุณหภูมิที่ 800°C และเวลาแล่นประสาน 20 minutes เกิดเฟส Ag-rich เฟสอีคิวแอคซ์เดนไดรต์ Cu-rich และเฟสยูเทคติก Ag-rich ที่ผสมกันในลักษณะโครงข่ายที่เกรนมีขนาดเล็กและสม่ำเสมอ และค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อแล่นประสานที่อุณหภูมิและเวลาเกินค่าที่เหมาะสมเนื่องจากขนาดเกรนของชั้นอินเตอร์เฟสเกิดการขยายโตทำให้ค่าการรับแรงเฉือนของรอยต่อลดลง

5. กิตติกรรมประกาศ

ขอบคุณศูนย์บริการวิชาการด้านการผลิตและทดสอบวัสดุ สำหรับอุตสาหกรรม สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรมและการผลิต คณะอุตสาหกรรมและเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์ วิทยาเขตวังไกลกังวล สำหรับการสนับสนุนเครื่องมือในการวิจัย

เอกสารอ้างอิง

- [1] R. S. Tashi, S. A. A. Mousavi and M. M. Atabaki, "Diffusion brazing of Ti-6Al-4V and stainless steel 316L using AgCuZn filler metal," *Metallurgical and Materials Engineering*, vol. 19, no. 3, pp. 189–201, 2013.
- [2] L. Chen, H. Chen, W. Yang, Q. Zhang, B. Yang, Y. Hu, X. Si, T. Lin, J. Cao, J. Qi and C. Li, "Interfacial microstructure and mechanical properties of 1Cr18Ni9Ti/1Cr21Ni5Ti stainless steel joints brazed with Mn-based brazing filler," *materials*, vol. 15, no. 19, 2022, Art. no. 7021, doi: 10.3390/ma15197021.
- [3] *316L Stainless Steel*, North American Stainless, May. 2024. [Online]. Available: <https://www.northamericanstainless.com/wp-content/uploads/T316L.pdf>.
- [4] L. Yajiang, Z. Zengda, F. Tao and W. Xinghong, "Oxidation resistance and phase constituents in the brazing interface of WC–TiC–Co hard alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 122, no. 1, pp. 51–55, 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00037-7.
- [5] A. Elrefaey and W. Tillmann, "Effect of brazing parameters on microstructure and mechanical properties of titanium joints," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 10, pp. 4842–4849, 2009, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.01.006.
- [6] A. Elrefaey and W. Tillmann, "Correlation between microstructure, mechanical properties, and brazing temperature of steel to titanium joint," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 487, no. 1–2, pp. 639–645, 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2009.08.029.
- [7] K. S. Pandya, V. Grolleau, C. C. Roth and D. Mohr, "Fracture response of resistance spot welded dual phase steel sheets: Experiments and modeling," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 187, 2020, Art. no. 105869, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2020.105869.
- [8] M. Eshraghi, M. A. Tschopp, M. A. Zaeem and S. D. Felicelli, "Effect of resistance spot welding parameters on weld pool properties in a DP600 dual-phase steel: A parametric study using thermomechanical-coupled finite element analysis," *Materials & Design*, vol. 56, pp. 387–397, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.11.026.
- [9] K. Kanlayasiri, "Brazing," in *Manufacturing Process*, 1st ed. Bangkok, Thailand: VJ. printing, 2008, ch. 6, sec. 6.1, pp. 81–86.
- [10] M. Minute, Y. Mao, Q. Deng, G. Wang and S. Wang, "Vacuum brazing of Mo to 316L stainless steel using BNi-2 paste and Cu interlayer," *Vacuum*, vol. 175, 2020, Art. no. 109282, doi: 10.1016/j.vacuum.2020.109282.
- [11] M. M. Schwartz, "Brazing filler metal," in *Brazing*, 2nd ed. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2009, ch.5, pp. 177–229.
- [12] F. Sui, W. Long, S. Liu, G. Zhang, L. Bao, H. Li and Y. Chen, "Effect of calcium on the microstructure and mechanical properties of brazed joint using Ag-Cu-Zn brazing filler metal," *Materials & Design*, vol. 46, pp. 605–608, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.11.021.
- [13] V. K. Beura, V. Xavier, T. Venkateswaran and K. N. Kulkarni, "Interdiffusion and microstructure evolution during brazing of austenitic martensitic stainless steel and aluminum-bronze with Ag-Cu-Zn based brazing filler material," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 740, pp. 852–862, 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.043.
- [14] H. Yu, L. Zhang, F. Cai, S. Zhong, J. Ma, L. Bao, Y. Jiu, B. Hu, S. Wei and W. Long, "Microstructure and mechanical properties of brazing joint of silver-based composite filler metal," *Nanotechnology Reviews*, vol. 9, no. 1, pp. 1034–1043, 2020, doi: 10.1515/ntrev-2020-0083.

- [15] Y. Xia, H. Dong, X. Hao, P. Li and S. Li, "Vacuum brazing of Ti6Al4V alloy to 316L stainless steel using a Ti-Cu-based amorphous filler metal," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 269, pp. 35–44, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.020.
- [16] N. R. Anand, V. M. Chavan and N. K. Sawant. "The effect of shielding gases on mechanical properties and microstructure of austenitic stainless-steel weldments," *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, vol. 2, no. 4, pp. 253–262, 2013.
- [17] M. A. V. Bermejo, L. Karlsson, L-E. Svensson, K. Hurtig, H. Rasmuson, M. Frodigh and P. Bengtsson, "Effect of shielding gas on welding performance and properties of duplex and superduplex stainless steel welds," *Welding in the World*, vol. 59, pp. 239–249, 2015, doi: 10.1007/s40194-014-0199-7.
- [18] H. Xia, C. Tana, R. Tianc, S. Menga, L. Lia and N. Mad, "Influence of shielding gas on microstructure and mechanical properties of laser welded–brazed Al/steel lapped joint," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 54, pp. 347–358, 2020, doi: 10.1016/j.jmappro.2020.03.030.
- [19] I. Habibi, J. T. Prasetyo, N. Muhayat, and T. Triyono, "Effect of shielding gas on the properties of stainless-steel SUS 304L plug welded," *Jurnal Rekayasa Mesin*, vol. 13, no. 3, pp. 899–910, 2023, doi: 10.21776/jrm.v13i3.1251.
- [20] R. Ahmed, A.R.S. Essa, A. EL-Nikhaily and E. Ahmed, "Effect of heat input and shielding gas on the performance of 316 stainless steel gas tungsten arc welding," *Journal of Petroleum and Mining Engineering*, vol. 22, no. 1, pp. 9–15, 2020, doi: 10.21608/jpme.2020.23038.1024.
- [21] *Brazing filler metals*, neis, May. 2024. [Online]. Available: <https://www.smri.asia/en/neis/products/>.
- [22] *Establishment of a Standard Test for Brazed Joints*, AWS C3.1-63, American Welding Society, Miami, FL, USA, 1963.
- [23] *Specification for resistance welding of carbon and low-alloy steels*, AWS C1.4M/C1.4:2009, American Welding Society, Miami, FL, USA, 2008.
- [24] *Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials*, AWS D8.9M:2012, American Welding Society, Miami, FL, USA, 2012.
- [25] W. D. Callister, "Dislocations and Strengthening Mechanisms," in *Materials Science and Engineering*, 7th ed. New York, NY, USA: John Wiley & Son, Inc., 2007, ch. 7, sec. 7.11–7.13, pp. 195–202.
- [26] M. Fleminutegs and R. Martinez, "Principles of Microstructural Formation in SemiSolid Metal Processing," *Solid State Phenomena*, vol. 116–117, pp 1–8, 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.116-117.1.
- [27] G. Effenberg, and S. Ilyenko, "Ternary Systems," in: *Non-Ferrous Metal Systems Part 3 Selected Soldering and Brazing Systems*, 1st ed. Springer Berlin, Heidelberg, 2007, ch. 2, sec. 9, pp. 75–85.
- [28] S. Niknejad, L. Liu, M.Y. Lee, S. Esmaili and N. Y. Zhou, "Resistance spot welding of AZ series magnesium alloys: Effects of aluminum content on microstructure and mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 618, pp. 323–334, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.08.013.