

การศึกษาการเชื่อมอาร์คทั้งสแตงก๊าศคลุมและการเชื่อมเลเซอร์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล  
ชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยใช้โลหะเติมอินโคเนล 625

นางสาวทิตยา อธิโรจน์



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)

เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

The abstract and full text of theses from the academic year 2011 in Chulalongkorn University Intellectual Repository (CUIR)  
are the thesis authors' files submitted through the University Graduate School.

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2558

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

STUDY OF GTAW AND LASER WELDING OF NICKEL-BASED SUPERALLOY  
GTD-111 WITH INCONEL 625 FILLER METAL

Miss Athittaya Athiroj



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical and Materials

Engineering

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2015

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

การศึกษาการเชื่อมอาร์คทั้งสแตงก๊าศคลุมและการเชื่อม  
เลเซอร์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้หนักเกล็ดชั้นคุณภาพจีทีดี-  
111 โดยใช้โลหะเติมอินโคเนล 625

โดย

นางสาวอติทยา อธิโรจน์

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการและวัสดุ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน  
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

.....คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์  
(ศาสตราจารย์ ดร. บัณฑิต เอื้ออาภรณ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ  
(รองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก  
(อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว)

.....กรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ณ อยู่ชยา)

.....กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย  
(ดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต)

อติยา อธิโรจน์ : การศึกษาการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคัลมและการเชื่อมเลเซอร์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยใช้โลหะเติมอินโคเนล 625 (STUDY OF GTAW AND LASER WELDING OF NICKEL-BASED SUPERALLOY GTD-111 WITH INCONEL 625 FILLER METAL) อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: อ. ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว, 108 หน้า.

งานวิจัยนี้มุ่งศึกษาเพื่อลดปัญหาการแตกจากการเชื่อมในชิ้นงานที่ไม่มีการอบความร้อนเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคก่อนการเชื่อมซึ่งเป็นการลดเวลาและค่าใช้จ่ายในการคืนสภาพวัสดุจีทีดี-111 ที่ได้รับความเสียหาย โดยให้ความสนใจกับการกำหนดค่าตัวแปรและพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมที่เหมาะสมเพื่อให้เกิดผลกระทบต่อโครงสร้างจุลภาคและการแตกหลังการเชื่อมและการอบความร้อนหลังการเชื่อมน้อยที่สุด งานวิจัยนี้ทำการทดลองเชื่อมจีทีดี-111 โดยใช้ลวดเชื่อมอินโคเนล 625 โดยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคัลมที่พลังงานการเชื่อม 180, 198, 243, 297 และ 315 วัตต์ และการเชื่อมเลเซอร์ที่พลังงานการเชื่อม 195, 197, 236, 252 และ 295 วัตต์ หลังจากนั้นทำการอบความร้อนหลังการเชื่อมใน 2 ขั้นตอน โดยการอบละลายที่ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และอบบ่มที่ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคัลมมีบริเวณกระแทกที่ชัดเจนกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์อย่างมาก นอกจากนี้ยังพบการเกิดอนุภาคแกมมาไพรมขนาดเล็กขึ้นใหม่ในบริเวณรอยต่อของโลหะพื้นกับโลหะเติมในบางกรณีซึ่งเป็นผลจากปริมาณความร้อนที่ให้ระหว่างเชื่อม ผลการศึกษารอยแตกในบริเวณรอยเชื่อมและบริเวณกระแทกที่ร้อนนั้นไม่พบการแตกตามขอบเกรนซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของการแตกจากการเชื่อมที่พบในงานวิจัยอื่นทั้งในชิ้นงานหลังการเชื่อมและชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอบความร้อนหลังการเชื่อม อย่างไรก็ตามพบการแตกของบริเวณรอยต่อเนื้อพื้นกับโลหะเติมในชิ้นงานเลเซอร์ที่ใช้พลังงานการเชื่อม 236 วัตต์ และการแตกที่ตะกอนคาร์ไบด์ที่อยู่ใกล้รอยเชื่อมในการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคัลมที่พลังงาน 243 และ 315 วัตต์ ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการหดตัวเฉพาะที่ระหว่างเชื่อม

ภาควิชา	วิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อนิสิต	.....
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการและวัสดุ	ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาหลัก	.....
ปีการศึกษา	2558		

# # 5470521921 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORDS: NICKEL BASE SUPERALLOY / GTD-111 / STRAIN-AGE CRACKING / LIQUATION CRACKING

ATHITTAYA ATHIROJ: STUDY OF GTAW AND LASER WELDING OF NICKEL-BASED SUPERALLOY GTD-111 WITH INCONEL 625 FILLER METAL. ADVISOR: DR. PANYAWAT WANGYAO, 108 pp.

This work aims to minimizing crack occurrence from welding in sample that is not pre-weld heat treated to adjust its microstructure prior to welding processes which could help reducing time and cost required for refurbishment of deteriorated GTD-111. Key interests in this study is setting of welding parameters and welding energy that would minimally affect to microstructure and crack occurrence after welding and post-weld heat treatment. The study had been conducted by joining GTD-111 with INCONEL 625 filler wire by Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) at welding energy levels of 180, 198, 243, 297 and 315 Watts and by Laser welding at welding energy levels of 195, 197, 236, 252 and 295 Watts. After welding processes, all samples were subjected to post-weld heat treatment in 2 stages by solutionizing at 1200 degree Celsius for 2 hours and aging at 845 degree Celsius for 24 hours. Then all welded and heat treated samples were examined for their microstructure. The results showed that GTAW created larger Heat-affected zone (HAZ) than laser welding at similar welding energy level, and there were small gamma prime precipitates found at boundary between base metal and filler metal in some cases. Crack occurrence was also investigated in all samples. However, no intergranular cracking which is unique crack morphology reported in other previous researches was found in any samples. It is noteworthy that cracks were found at base metal-filler metal boundary in sample with laser welding at welding energy level of 236 Watts and at carbide near the boundary in samples with GTAW at welding energy levels of 243 and 315 Watts, which were expected to be results of localized contraction during welding.

Department: Metallurgical Engineering Student's Signature .....

Field of Study: Metallurgical and Materials Engineering Advisor's Signature .....

Academic Year: 2015

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จได้โดยความช่วยเหลือจากบุคคลหลายฝ่ายซึ่งข้าพเจ้าขอแสดงความขอบพระคุณและขอขอบคุณมา ณ ที่นี้ โดยเฉพาะอาจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลักที่ให้โอกาส และความรู้ตลอดมา ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. มาวิน สุประดิษฐ์ ณ อยู่ธยา และดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต สำหรับเวลาที่ท่านได้สละเพื่อมาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รวมทั้งคำแนะนำอันมีค่าสำหรับปรับปรุงงานวิจัยนี้ให้สมบูรณ์ยิ่งขึ้น นอกจากนี้ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณคณาจารย์ทุกท่านในภาควิชาวิศวกรรมโลหการที่ได้ให้ความรู้ คำแนะนำ กำลังใจ รวมทั้งคำสั่งสอนอย่างมากมายทั้งในเชิงวิชาการและการใช้ชีวิตตลอดช่วงการศึกษาในระดับมหาบัณฑิตของข้าพเจ้า

ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณการสนับสนุนทางการศึกษารวมทั้งค่าใช้จ่ายในงานวิจัยบางส่วนจากบัณฑิตวิทยาลัยผ่านทางกรให้ทุน 72 พรรษา นอกจากนั้นข้าพเจ้าขอขอบพระคุณคุณวีรศักดิ์ หอมกระจาย แห่งการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย ผู้ให้ความอนุเคราะห์ชิ้นงานเพื่อการวิจัย รวมทั้งขอบพระคุณบริษัท DSI Laser-Service บริษัท EGAT Diamond สำหรับเครื่องมือเชื่อมและบุคลากรในการเชื่อมชิ้นงานทดลอง และ ดร.คันสนีย์ รักไทยเจริญชีพ แห่งกรมวิทยาศาสตร์บริการสำหรับความช่วยเหลือในการทดสอบด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน

ข้าพเจ้าขอแสดงความขอบคุณต่อคุณลาวัลย์ บุญประคอง คณะทันตแพทย์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และสถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทยที่ได้ช่วยเหลือและอำนวยความสะดวกในการทดสอบต่างๆ ในงานวิจัยของข้าพเจ้าแม้จะอยู่นอกเวลาราชการ

ข้าพเจ้าขอแสดงความขอบคุณต่อนางสาวนิรดา พินทุพีร์โกวิท นายจตุพล โอภาไพบูลย์ นายปัญญา วิโรจน์ นางสาวกฤษณานีย์ แซ่ลื้อ นิสิตปริญญาโท ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ รวมทั้งหัวหน้าและเพื่อนที่บริษัทเซพรอนประเทศไทยสำรวจและผลิต เจ้าหน้าที่ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านสำหรับคำแนะนำ ความช่วยเหลือ ตลอดจนคอยติดตามความคืบหน้าในงานวิจัยของข้าพเจ้า

ท้ายสุดนี้ ข้าพเจ้าขอกราบขอบพระคุณบิดาของข้าพเจ้า รวมถึงพี่น้องของข้าพเจ้าที่คอยให้การสนับสนุน ทางการศึกษา และกำลังใจทั้งในยามสุขและยามเศร้า สิ่งเหล่านี้เป็นสิ่งสำคัญอย่างยิ่งทั้งในการเรียนและการดำเนินชีวิตของข้าพเจ้าทั้งในอดีต ปัจจุบันและในอนาคตสืบไป

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ .....	จ
กิตติกรรมประกาศ .....	ฉ
สารบัญ.....	ช
บทที่ 1     บทนำ.....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย .....	2
1.3 ขอบเขตการศึกษา.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ .....	3
บทที่ 2     วรรณกรรมปริทรรศน์.....	5
2.1 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 .....	5
2.2 การเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลและปัญหาที่พบ.....	9
2.3 การซ่อมแซมใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ผลิตจากโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล .....	19
2.4 ปรัชศน์วรรณกรรม.....	21
บทที่ 3     ระเบียบวิธีวิจัย.....	39
3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย .....	39
3.1.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย .....	39
3.1.2 การเชื่อมและการอบละลาย .....	39
3.1.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....	39
3.1.4 การตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี .....	40
3.1.5 การทดสอบความแข็ง .....	40
3.2 ระเบียบวิธีการวิจัย.....	40

3.2.1	ชิ้นงานที่ใช้ในการเชื่อม .....	40
3.2.2	การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกลุ่ม .....	40
3.2.3	การเชื่อมเลเซอร์ .....	41
3.2.4	การอบความร้อนหลังการเชื่อม .....	42
3.2.5	การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมทางเคมีของเฟส .....	42
3.2.6	การวัดความแข็ง .....	43
บทที่ 4	ผลการทดลองและการอภิปรายผล .....	44
4.1	โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุของชิ้นงานที่ได้รับ .....	44
4.2	ผลการเชื่อมชิ้นงานด้วยการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกลุ่ม .....	46
4.2.1	รูปร่างรอยเชื่อม .....	46
4.2.2	โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังการเชื่อม .....	48
4.2.3	โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม 54	
4.2.4	ขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไฟร์ม .....	58
4.2.5	ความแข็งไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานหลังการเชื่อมและหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม .....	59
4.3	ผลการเชื่อมชิ้นงานด้วยการเชื่อมเลเซอร์ .....	64
4.3.1	รูปร่างรอยเชื่อม .....	64
4.3.2	โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังการเชื่อม .....	66
4.3.3	โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม 72	
4.3.4	ขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไฟร์ม .....	76
4.3.5	ความแข็งไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานหลังการเชื่อมและหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม .....	79



4.4	เปรียบเทียบผลการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังคลุมและการเชื่อมเลเซอร์ .....	82
บทที่ 5	สรุปผลการทดลอง .....	85
บทที่ 6	ข้อเสนอแนะสำหรับการวิจัยในอนาคต .....	87
	รายการอ้างอิง .....	88
	ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์ .....	108



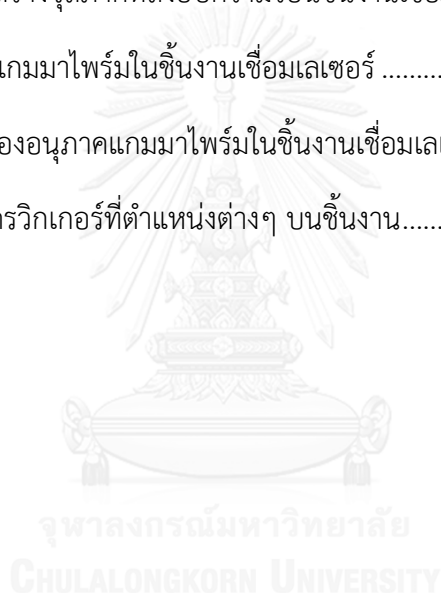
## สารบัญรูปภาพ

รูปที่ 2-1 สมบัติทางกลของจีทีดี-111 ที่อุณหภูมิต่างๆ [2].....	6
รูปที่ 2-2 เปรียบเทียบสมบัติทางกลระหว่างจีทีดี 111 ชนิดเกรนสมำเสมอและชนิดแข็งตัว ทิศทางเดียว [6].....	7
รูปที่ 2-3 โครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล [7].....	9
รูปที่ 2-4 การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังคลุม [10].....	11
รูปที่ 2-5 การเชื่อมเลเซอร์ชนิดสารตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็ง (Solid –state laser) [10].....	12
รูปที่ 2-6 บริเวณต่างๆ ของรอยเชื่อม (ดัดแปลงจาก [5]) .....	12
รูปที่ 2-7 โครงสร้างจุลภาคในบริเวณหลอมละลาย (ดัดแปลงจาก [11]) .....	14
รูปที่ 2-8 จุดบกพร่องงานเชื่อม [13].....	15
รูปที่ 2-9 ความเค้นที่บริเวณต่างๆระหว่างการเชื่อม [14].....	15
รูปที่ 2-10 ภาพจำลองลักษณะการแตกขณะแข็งตัว [5].....	16
รูปที่ 2-11 ลักษณะการแตกขณะแข็งตัว [15].....	16
รูปที่ 2-12 การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 718 [7].....	17
รูปที่ 2-13 ผลของปริมาณไททานเนียมและอะลูมิเนียมต่อการแตกระหว่างการอบความร้อน [12]....	18
รูปที่ 2-14 ภาพจำลองขั้นตอนการแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อม [10].....	18
รูปที่ 2-15 ความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีความโค้งของคอรอยเชื่อมกับการแตกจาก การหลอมเหลว ของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 718 [16].....	21
รูปที่ 2-16 ความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานที่ให้ในการเชื่อมกับการแตกจาก .....	22
รูปที่ 2-17 ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วในการเชื่อมกับความเครียด ที่อุณหภูมิสูงในอินโคเนล 718 [16] .....	22
รูปที่ 2-18 คาร์ไบด์และอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ไม่หลอมละลายระหว่างการเชื่อม [18].....	24
รูปที่ 2-19 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติและรอยร้าวระดับจุลภาคที่รอยต่อระหว่างชั้นเชื่อม [18].....	24

รูปที่ 2-20 การเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติและรอยร้าวระดับจุลภาคที่สัดส่วนการซ้อนทับต่างๆ [18] .....	25
รูปที่ 2-21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19] .....	27
รูปที่ 2-22 การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในบริเวณกระบร้อน [19] ....	28
รูปที่ 2-23 การแตกที่บริเวณกระบร้อนในตำแหน่งคอรอยเชื่อม [19] .....	28
รูปที่ 2-24 ผลของเวลาในการอบความร้อนก่อนการเชื่อมที่ 1120 องศาเซลเซียส ต่อการแตกที่เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำระหว่างการเชื่อม [19] .....	29
รูปที่ 2-25 ผลของพลังงานเลเซอร์และความเร็วในการเชื่อมต่อการเกิดรอยร้าว [20] .....	30
รูปที่ 2-26 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติจากการเย็นตัวในทิศทางแตกต่างจากการเรียงตัวของเนื้อพื้น [20] .....	31
รูปที่ 2-27 ความสัมพันธ์ระหว่างทิศทางการถ่ายเทความร้อนกับการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติ [20] .....	31
รูปที่ 2-28 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติจากการมีเฟสที่สองในเนื้อพื้น [20] .....	31
รูปที่ 2-29 ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วในการเชื่อมและการแตกในบริเวณกระบร้อน [21] .....	32
รูปที่ 2-30 การแตกเนื่องจากความไม่เสถียรของกระบวนการเชื่อม [21] .....	33
รูปที่ 2-31 ตัวแปรการเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้ในการศึกษาการแตกจากการเชื่อมในเรเน80 [22] .....	34
รูปที่ 2-32 ผลของความเร็วในการเชื่อมและพลังงานในการเชื่อมต่อการแตกหลังการเชื่อม [22] .....	34
รูปที่ 2-33 ผลของขนาดบริเวณกระบร้อนต่อการแตกจากการอบความร้อนหลังการเชื่อม [22] ....	35
รูปที่ 2-34 ผลของอัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมต่อความยาวเฉลี่ยของรอยแตก [22] .....	36
รูปที่ 2-35 โครงสร้างจุลภาคที่พบจากการทดลองอบละลายและอบบ่มที่สภาวะต่างๆ [4] .....	38
รูปที่ 3-1 ลักษณะชิ้นงานทดลองเชื่อม .....	40
รูปที่ 3-2 การตัดชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค .....	42
รูปที่ 4-1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง .....	46

รูปที่ 4-2 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงขนาดและพื้นที่อนุภาคแกมมาไพร์มใน ชิ้นงาน.....	46
รูปที่ 4-3 รูปร่างรอยเชื่อมจากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม.....	47
รูปที่ 4-4 อัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม.....	47
รูปที่ 4-5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคบริเวณโลหะเติมแสดงให้เห็นถึงคาร์ไบด์ที่กระจายตัวบนเนื้อ พื้น.....	49
รูปที่ 4-6 ภาพถ่ายบริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม.....	51
รูปที่ 4-7 ภาพถ่ายกำลังขยายสูงบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 1.....	52
รูปที่ 4-8 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 1.....	52
รูปที่ 4-9 ขนาดแกมมาไพร์มในบริเวณกระแทกร้อน.....	55
รูปที่ 4-10 การกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณเนื้อพื้นและ บริเวณใกล้รอยเชื่อม หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน.....	57
รูปที่ 4-11 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 1 ในสภาพหลัง ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม.....	58
รูปที่ 4-12 ขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม.....	61
รูปที่ 4-13 สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม.....	62
รูปที่ 4-14 ความแข็งไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน.....	63
รูปที่ 4-15 รูปร่างรอยเชื่อมจากการเชื่อมเลเซอร์.....	65
รูปที่ 4-16 อัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมเลเซอร์.....	65
รูปที่ 4-17 ภาพถ่ายบริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์.....	67
รูปที่ 4-18 ภาพถ่ายบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์ 1.....	68
รูปที่ 4-19 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1.....	68
รูปที่ 4-20 คาร์ไบด์และยูเทคติกที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1.....	69

รูปที่ 4-21 โครงสร้างที่บริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเลขเซอร์ 2 .....	70
รูปที่ 4-22 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลขเซอร์หมายเลข 2 .....	70
รูปที่ 4-23 รอยแตกและส่วนผสมทางเคมีของโครงสร้างที่รอยแตก ที่บริเวณหลอมเหลวต่อเนื่อง กับบริเวณกระทบบร้อนในชิ้นงานเลขเซอร์ 3 .....	72
รูปที่ 4-24 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 1 .....	73
รูปที่ 4-25 ขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระทบบร้อนใกล้รอยเชื่อม.....	74
รูปที่ 4-26 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคหลังอบความร้อนชิ้นงานเชื่อมเลขเซอร์.....	75
รูปที่ 4-27 ขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานเชื่อมเลขเซอร์ .....	77
รูปที่ 4-28 สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานเชื่อมเลขเซอร์ .....	78
รูปที่ 4-29 ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน.....	81



## สารบัญตาราง

ตารางที่ 2-1 ส่วนผสมทางเคมีทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี 111 .....	6
ตารางที่ 2-2 สรุบบทบาทของธาตุผสมในจีทีดี-111 [7].....	8
ตารางที่ 2-3 เฟสที่แตกต่างจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในโลหะผสมต่างๆ [5] .....	17
ตารางที่ 2-4 ส่วนผสมทางเคมีของอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19] .....	26
ตารางที่ 2-5 ตัวแปรการเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้ในการศึกษาการแตกที่เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19].....	26
ตารางที่ 2-6 แปรในการอบละลายและอบบ่มที่ใช้ในงานวิจัย [4].....	37
ตารางที่ 3-1 ค่าตัวแปรในการเชื่อมชิ้นงานด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียม ..... 41	41
ตารางที่ 3-2 ค่าตัวแปรในการเชื่อมชิ้นงานด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์ .....	41
ตารางที่ 4-1 ปริมาณธาตุผสมที่แตกต่างกันในจีทีดี-111 และอินโคเนล 625 .....	50
ตารางที่ 4-2 ตารางแสดงค่าพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมและค่าความร้อนที่ชิ้นงานได้รับ .....	82

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล (Nickel-based Superalloy) เป็นโลหะที่ได้รับการพัฒนาขึ้นเพื่อตอบสนองต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูงทดแทนการใช้เหล็กกล้าผสมพิเศษ (Special steel) ซึ่งมีข้อจำกัดในด้านความแข็งแรง (Strength) การสึกกร่อน (Erosion) การกัดกร่อน (Corrosion) การล้า (Fatigue) และการคืบ (Creep) ที่อุณหภูมิสูง โดยเฉพาะอย่างยิ่งในเครื่องจักรแก๊สเทอร์ไบน์ (Gas Turbine) เช่น เครื่องผลิตกระแสไฟฟ้าภาคพื้นดิน (Land-based Power Generator) โดยเฉพาะอย่างยิ่งในการผลิตชิ้นส่วนที่มีอัตราความเสียหายสูงเช่น ใบพัด (Blade) ซึ่งทำหน้าที่ในการเปลี่ยนพลังงานความร้อนจากอากาศที่ถูกอัดและเผาไหม้เป็นพลังงานกลเพื่อใช้ในการผลิตกระแสไฟฟ้า ลักษณะการทำงานดังกล่าวนี้ทำให้ใบพัดต้องเผชิญกับการสึกกร่อนและการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงอย่างต่อเนื่อง โดยเฉพาะที่บริเวณปลายของใบพัด (Tip) ซึ่งจำเป็นต้องมีการตรวจสอบคุณภาพและซ่อมบำรุงอย่างสม่ำเสมอที่ระยะเวลาหนึ่งๆ ซึ่งโดยทั่วไปจะเท่ากับ 24,000 ชั่วโมงทำงานเทียบเท่า (Equivalent Operating Hour – E.O.H.) [1] เพื่อคงประสิทธิภาพและป้องกันความเสียหายจากการแตกหักของใบพัดต่อเครื่องจักรโดยรวม

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 (GTD-111) เป็นหนึ่งในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลที่ได้รับการพัฒนาขึ้นโดยบริษัทเจเนอรัล อิเล็กทริก (General Electric; GE) เพื่อใช้งานในส่วนใบพัดของเครื่องจักรแก๊สเทอร์ไบน์ โดยการปรับปรุงส่วนผสมทางเคมีจากโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพเรเน 80 (Rene 80) และอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ (Inconel 738 LC) โดยการเพิ่มเติมและ/หรือทดแทนส่วนผสมด้วยธาตุผสมทนความร้อนสูง (Refractory element) อาทิเช่น แทนทาลัม (Tantalum; Ta) ทังสเตน (Tungsten; W) โคบอลต์ (Cobalt; Co) โครเมียม (Chromium; Cr) และโมลิบดีนัม (Molybdenum; Mo) เพื่อเพิ่มสมบัติในด้านความต้านทานการกัดกร่อนเฉพาะที่และความต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูง [2, 3] มีการรายงานว่าใบพัดที่ผลิตจากจีทีดี-111 นั้นสามารถใช้งานในสภาพวิกฤติดังกล่าวได้กว่า 70,000 ชั่วโมง [4]

การเชื่อม (Welding) เป็นวิธีการสำคัญในการซ่อมแซมและฟื้นฟูสภาพใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ ซึ่งเป็นการลดต้นทุนการใช้งานและบำรุงรักษาโดยลดการเปลี่ยนใบพัดใหม่ซึ่งมีราคาสูงและใช้เวลาในการผลิตยาวนานเนื่องจากเป็นวัสดุชนิดพิเศษที่มีกระบวนการผลิตที่ซับซ้อน การเชื่อมที่ดัดนั้นต้องไม่เกิดข้อบกพร่องงานเชื่อมต่างๆ (Welding defects) เช่น การแตกระหว่างการเชื่อม การแตกหลัง

การเชื่อมหรือระหว่างกรอบความร้อน รวมทั้งต้องไม่ทำให้สมบัติทางกลต่ำลงจากการเกิดโครงสร้างจุลภาคที่ไม่พึงประสงค์อีกด้วย

ปัญหาที่พบบ่อยในการเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลที่มีการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเกิดอนุภาคนาโนขนาดเล็กบนเนื้อพื้น เช่น จีทีดี-111 คือการแตกร้าวระหว่างการเชื่อมจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ (Liquation cracking) และการแตกร้าวระหว่างการอบความร้อนหลังการเชื่อม (Strain-age cracking) ในบริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone) [5] เนื่องจากลักษณะเฉพาะด้านส่วนผสมทางเคมีและโครงสร้างจุลภาคที่มีส่วนผสมของโลหะที่เพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน ได้แก่ ไทเทเนียม (Titanium; Ti) และอะลูมิเนียม (Aluminium; Al) ในปริมาณมากกว่าร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ซึ่งการมีอนุภาคนาโนดังกล่าวมีผลในการขัดขวางการหลุดตัวของเนื้อโลหะขณะร้อนและทำให้เกิดความเค้นสูงในเนื้อโลหะในขณะที่โลหะมีความแข็งแรงต่ำ

แม้จะมีการใช้งานใบพัดที่ผลิตจากจีทีดี-111 ในเครื่องจักรแก๊สเทอร์โบไนท์ที่ใช้ในโรงผลิตไฟฟ้าภาคพื้นดินอย่างแพร่หลาย แต่วิธีการและการกำหนดค่าตัวแปรในการเชื่อมต่างๆ สำหรับโลหะผสมขั้นคุณภาพนี้ยังคงเป็นวิธีการเฉพาะของผู้ผลิตที่ไม่ได้รับการเปิดเผย และจากการเอกสารทางวิชาการที่พบเป็นการศึกษาการป้องกันการแตกจากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและสแตนเลสคาร์บอนต่ำและการเชื่อมเลเซอร์ที่มีการอบความร้อนเพื่อปรับปรุงลักษณะอนุภาคแกมมาไพร์มก่อนการเชื่อม และโดยมากจะเป็นการศึกษาผลของตัวแปรการเชื่อมเลเซอร์ในอินโคเนล 738 และเรเน 80 ซึ่งยังมีความแตกต่างด้านส่วนผสมทางเคมีจากจีทีดี-111 นอกจากนี้ยังพบว่าวิธีการต่างๆ เหล่านี้ยังไม่ได้ข้อสรุปที่ชัดเจนแน่นอน ดังนั้นงานวิจัยฉบับนี้จึงเลือกศึกษาความเป็นไปได้และผลของตัวแปรในการเชื่อมต่อคุณภาพหลังงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคาร์บอนต่ำและการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำในจีทีดี-111 ซึ่งเป็นกระบวนการเชื่อมที่เกิดบริเวณกระทบร้อนขนาดเล็กและมีความเป็นไปได้ในการลดการแตกร้าวระหว่างการอบความร้อนในจีทีดี-111 ได้ โดยไม่ต้องมีการอบความร้อนก่อนการเชื่อมซึ่งจะช่วยลดเวลาและค่าใช้จ่ายในการบำรุงรักษาใบพัดได้ทางหนึ่ง

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

เพื่อศึกษาความเป็นไปได้และทราบผลของพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมโดยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคาร์บอนต่ำและการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำต่อโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณรอยเชื่อมและการแตกของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลขั้นคุณภาพจีทีดี-111 ระหว่างการเชื่อมและระหว่างการอบความร้อนหลังการเชื่อมโดยไม่มีกรอบความร้อนเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคก่อนการเชื่อม



### 1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและการแตกจากสาเหตุทางโลหวิทยาที่บริเวณรอยเชื่อมและบริเวณกระทันของจีทีดี-111 ที่ผ่านกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมโดยใช้โลหะเติมอินโคเนล 625 (Inconel 625) ที่พลังงานการเชื่อมที่ระบุบนเครื่องเชื่อม 180, 198, 243, 297 และ 315 วัตต์ (Watt) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รวมทั้งศึกษาความแข็งแรงในแต่ละบริเวณโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์และศึกษาส่วนผสมทางเคมีของเฟสในบริเวณกระทันด้วยเครื่องวิเคราะห์เอ็กซ์เรย์สเปกโตรสโคปีชนิดกระจายพลังงาน

1.3.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและการแตกจากสาเหตุทางโลหวิทยาที่บริเวณรอยเชื่อมและบริเวณกระทันของจีทีดี-111 ที่ผ่านกระบวนการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำโดยใช้โลหะเติมอินโคเนล 625 (Inconel 625) ที่พลังงานการเชื่อมที่ระบุบนเครื่องเชื่อม 195, 197, 236, 252 และ 295 วัตต์ (Watt) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รวมทั้งศึกษาความแข็งแรงในแต่ละบริเวณโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์และศึกษาส่วนผสมทางเคมีของเฟสในบริเวณกระทันด้วยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปกโตรสโคปีชนิดกระจายพลังงาน

1.3.3 ศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและการแตกจากสาเหตุทางโลหวิทยาที่บริเวณรอยเชื่อมและบริเวณกระทันหลังอบความร้อนขึ้นงานในข้อ 3.1-3.2 โดยการอบละลาย (Solutionizing) ที่ 1,200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และอบบ่ม (Aging) ที่ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รวมทั้งศึกษาความแข็งแรงในแต่ละบริเวณโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์และศึกษาส่วนผสมทางเคมีของเฟสในบริเวณกระทันด้วยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปกโตรสโคปีชนิดกระจายพลังงาน

### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 เข้าใจผลกระทบของตัวแปรงานเชื่อมและสามารถกำหนดวิธีการและค่าตัวแปรสำหรับงานเชื่อมจีทีดี-111 ได้อย่างเหมาะสม

1.4.2 เข้าใจแนวทางการควบคุมและสามารถแก้ไขปัญหาด้านโครงสร้างจุลภาคและความบกพร่องงานเชื่อมจีทีดี-111 ซึ่งเกิดจากการกำหนดค่าตัวแปรอย่างไม่เหมาะสมได้

1.4.3 เป็นแนวทางในการศึกษาการเชื่อมจีทีดี-111 โดยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกาซ  
คลุ่มและกระบวนการเชื่อมเลเซอร์ในอนาคต



## บทที่ 2

### วรรณกรรมปริทรรศน์

#### 2.1 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111

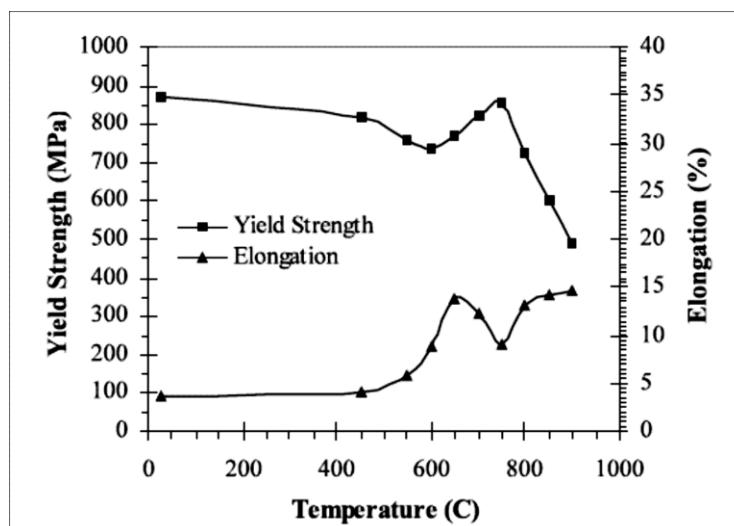
โลหะผสมพิเศษคือโลหะกลุ่มที่มีสมบัติทนต่อความร้อนและการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ดีนั่นคือมีความแข็งแรงสูง ทนทานต่อความเค้นและการล้าที่อุณหภูมิสูง นอกจากนั้นยังต้องมีการนำความร้อนที่ดีและมีอัตราการขยายตัวเนื่องจากความร้อนต่ำ ซึ่งสมบัติทางกลและทางความร้อนเหล่านี้พบได้มากในโลหะที่มีเนื้อพื้่นิกเกิลและโคบอลต์ ดังนั้นจึงมีการนำโลหะที่มีเนื้อพื้่นทั้งสองนี้มาใช้อย่างแพร่หลายในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ทั้งนี้สามารถแบ่งโลหะผสมพิเศษดังกล่าวออกได้เป็น 3 กลุ่มตามส่วนผสมทางเคมี ได้แก่ กลุ่มนิกเกิล กลุ่มนิกเกิล-เหล็ก และกลุ่มโคบอลต์ ซึ่งมีลักษณะการใช้งานที่เหมาะสมแตกต่างกันไป ธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลชั้นคุณภาพต่าง ๆ สามารถแบ่งออกได้เป็น 3 กลุ่มหลักตามลักษณะการอยู่ในเนื้อพื้่น ดังนี้

1. กลุ่มที่ละลายอยู่ในโลหะเนื้อพื้่น ได้แก่ นิกเกิล โคบอลต์ เหล็ก โครเมียม โมลิบดีนัม ทังสแตนและวานาเดียม
2. กลุ่มที่ช่วยให้เกิดสารประกอบในรูปอนุภาค ได้แก่ ไทเทเนียม อะลูมิเนียม ไนโอเบียมและแพนทาลัม
3. กลุ่มที่เกิดการแยกตัวตามขอบเกรน ได้แก่ คาร์บอน แมกนีเซียม โบรอน และเซอร์โคเนียม

จีทีดี-111 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีพื้นฐานดังแสดงในตารางที่ 2-1 เป็นโลหะผสมพิเศษในกลุ่มเนื้อพื้่นิกเกิลที่ได้รับการพัฒนาโดยบริษัทเจเนอรัล อิเล็กทริก (General Electric) ในทศวรรษ 1980 จากโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลชั้นคุณภาพเรเน 80 และอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ โดยเพิ่มปริมาณธาตุทนไฟ (Refractory element) ได้แก่ โมลิบดีนัม ทังสแตน แพนทาลัม โครเมียม และโคบอลต์ เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการกัดกร่อนเฉพาะที่ที่อุณหภูมิสูง (localized hot corrosion) นอกจากนั้นจากการทดลองโดย S. A. Sajjadi ยังพบว่าจีทีดี-111 มีความแข็งแรงและความต้านทานต่อการคืบที่อุณหภูมิสูงดีกว่าอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำซึ่งเป็นโลหะต้นแบบจากการมีโครงสร้างจุลภาคที่เสถียรกว่า [2] สมบัติทางกลที่อุณหภูมิต่างๆ ของจีทีดี-111 แสดงในรูปที่ 2-1

ตารางที่ 2-1 ส่วนผสมทางเคมีทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี 111

	Cr	Ni	Co	W	Mo	Ti	Al	C	B	Ta
จีทีดี-111	14	Bal.	9.5	3.8	1.5	4.9	3.0	0.10	0.01	2.8



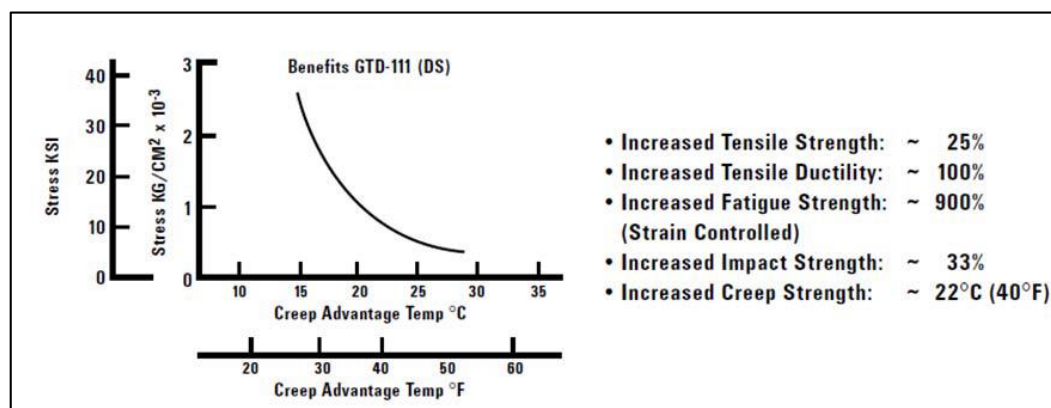
รูปที่ 2-1 สมบัติทางกลของจีทีดี-111 ที่อุณหภูมิต่างๆ [2]

จีทีดี-111 มีการผลิตในเชิงพาณิชย์ใน 2 รูปแบบ คือ ชนิดเกรนสม่ำเสมอ (Equiaxed) และ ชนิดแข็งตัวทิศทางเดียว (Directionally Solidified) โดยสมบัติทางกลของจีทีดี-111 ชนิดแข็งตัวทิศทางเดียวนั้นได้รับการปรับปรุงให้ดีกว่าชนิดเกรนสม่ำเสมอในหลายด้านดังแสดงในรูปที่ 2-2 ดังนั้นจึงมักใช้จีทีดี-111 ชนิดแข็งตัวทิศทางเดียวในการผลิตใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ในขั้นที่ 1 และใช้จีทีดี-111 ชนิดเกรนสม่ำเสมอในการผลิตใบพัดขั้นอื่นๆ ซึ่งมีสภาพการใช้งานที่รุนแรงน้อยกว่า

ในจีทีดี-111 นั้นประกอบไปด้วยธาตุผสมที่หลากหลายดังที่ได้กล่าวมาแล้วซึ่งจะเห็นได้ว่าธาตุแต่ละชนิดมีลักษณะการกระจายตัวในเนื้อพื้นต่างๆ กันไป นอกจากนั้นธาตุเหล่านี้ยังสามารถเกิดสารประกอบโลหะได้แตกต่างกัน ดังนี้

1. ธาตุผสมกลุ่มเกิดสารประกอบคาร์ไบด์ (Carbide former) ได้แก่ โครเมียม โมลิบดีนัม ทังสแตน แทนทาลัม และไทเทเนียม ซึ่งทำให้เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ที่มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูงซึ่งช่วยในการป้องกันการเคลื่อนของเกรน หรืออีกนัยหนึ่งคือการเพิ่มความต้านทานต่อการคืบที่อุณหภูมิสูง [2]

2. ธาตุผสมกลุ่มเกิดสารประกอบออกไซด์ (Oxide former) ได้แก่ โครเมียม และอะลูมิเนียม โดยการเกิดสารประกอบออกไซด์นี้จะมีลักษณะเป็นชั้นฟิล์มซึ่งช่วยป้องกันเนื้อโลหะจิที้-111 จากการกัดกร่อนโดยสภาพแวดล้อม



รูปที่ 2-2 เปรียบเทียบสมบัติทางกลระหว่างจิที้ 111 ชนิดเกรนสม่ำเสมอและชนิดแข็งตัวทิศทางเดียว [6]

ผลของธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพจิที้-111 สามารถสรุปได้ดังตารางที่ 2-2 โดยโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลแสดงไว้ดังรูปที่ 2-3 โดยจะประกอบด้วยโครงสร้างหลักเป็นเนื้อพื้นแกมมา (Face-Centered Cubic) ที่มีส่วนผสมหลักเป็นนิเกิลที่ความแข็งแรงต่ำและมีกลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเกิดสารละลายของแข็ง (Solid Solution) ระหว่างนิเกิลและธาตุอื่น ได้แก่ โครเมียม โมลิบดีนัมและทังสเทน ซึ่งธาตุดังกล่าวโดยเฉพาะโมลิบดีนัมและทังสเทนเป็นส่วนสำคัญอย่างยิ่งที่เพิ่มความต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงในจิที้-111 เนื่องจากทั้งสองธาตุนี้มีอัตราการแพร่ในเนื้อนิเกิลต่ำที่อุณหภูมิสูง จึงทำหน้าที่ขัดขวางการแพร่ของอะตอมอื่นได้เป็นอย่างดี

นอกจากการเนื้อพื้นแกมมาแล้ว โครงสร้างหลักที่มีความสำคัญอย่างยิ่งต่อสมบัติทางกลของจิที้-111 ที่อุณหภูมิสูง คือ อนุภาคแกมมาไพรม์ (Gamma Prime ;  $\gamma'$ ) ซึ่งเป็นสารประกอบโลหะที่มีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ และมีสูตรเคมี  $Ni_3(Ti,Al)$  การมีอนุภาคแกมมาไพรม์ในขนาดที่เหมาะสมจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงของจิที้-111 ได้เป็นอย่างมากจากการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) อนุภาคแกมมาไพรม์นี้มีความเสถียรแม้ที่อุณหภูมิสูงถึงร้อยละ 70 ของอุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุ ซึ่งทำให้จิที้-111 ยังคงความแข็งแรงได้ที่สภาวะดังกล่าว อย่างไรก็ตามการใช้งานจิที้-111 ที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทางเคมีโดยการ

แทนที่ของธาตุอื่นๆ ในตำแหน่งของอะลูมิเนียม ซึ่งจะทำให้เกิดเฟสอีต้า ( $\eta$ ;  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ta}$ ) ที่มีโครงสร้างผลึกแบบหกเหลี่ยมและความเปราะสูง ซึ่งเป็นเฟสที่อันตรายต่อสมบัติโดยรวมของจิทิตี-111

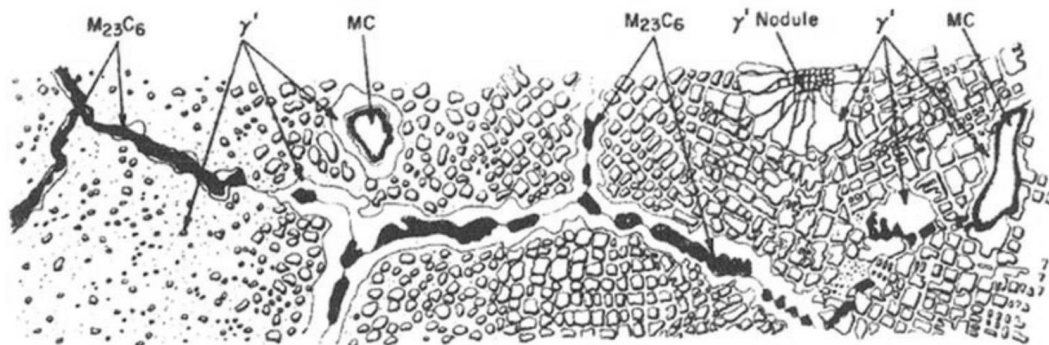
คาร์ไบด์ที่พบในจิทิตี-111 เป็นอีกหนึ่งในเฟสที่ส่งผลอย่างมากต่อสมบัติทางกลของโลหะชนิดนี้ โดยเป็นผลจากสมบัติเฉพาะตัวของคาร์ไบด์ที่มีความแข็งและความเปราะสูง การมีคาร์ไบด์ตามขอบเกรนอย่างไม่ต่อเนื่องจะส่งผลให้การเคลื่อนตัวของขอบเกรนที่อุณหภูมิสูงเกิดขึ้นได้ยาก จึงเป็นอีกกลไกหนึ่งในการเพิ่มความแข็งแรงของจิทิตี-111 อย่างไรก็ตามการมีคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนในลักษณะที่ต่อเนื่องกันกลับส่งผลในทางตรงข้าม คือเป็นตัวขัดขวางการลดความเค้นในเนื้อวัสดุและทำให้เกิดการแตกตามขอบเกรนได้ง่าย

ตารางที่ 2-2 สรุปบทบาทของธาตุผสมในจิทิตี-111 [7]

บทบาทในโลหะผสม		ธาตุผสม
Solid solution strengtheners		Co, Cr, Mo, W, Ta
Carbide Former	MC Type	W, Ta, Ti, Mo
	$\text{M}_7\text{C}_3$ Type	Cr
	$\text{M}_{23}\text{C}_6$ Type	Cr, Mo, W
	$\text{M}_6\text{C}$ Type	Mo, W
$\gamma'$ [ $\text{Ni}_3(\text{Ti,Al})$ ] Former		Ti, Al
Oxidation Resistance		Al, Cr
Raise solvus temperature of $\gamma'$		Co
Sulfidation resistance		Cr
Creep property improvement		B, Ta
Rupture strength improvement		B
Grain boundary refiners		B, C

โดยสรุป จะเห็นได้ว่าจิทิตี 111 นั้นมีความแข็งแรงจาก 3 กลไก ได้แก่ การเกิดสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) การเกิดอนุภาคแกมมาไพร์ม (Precipitation Strengthening) และการเกิดสารประกอบคาร์ไบด์ (Carbide Forming) นอกจากนี้เฟสพื้นฐานเหล่านี้แล้วจิทิตี-111 ยังประกอบด้วยโครงสร้างแบบอื่นๆ ได้แก่ โครงสร้างแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติก ( $\gamma$ - $\gamma'$  eutectic) รวมถึงเฟสที่เปราะและส่งผลเสียแก่สมบัติของจิทิตี-111 ได้แก่ เฟสเดลต้า ( $\delta$ ), เฟส

อีต้า ( $\eta$ ), เฟสซิกม่า ( $\sigma$ ) และเฟสเลฟ (Laves) ซึ่งเกิดจากการสลายตัวของเฟสพื้นฐานที่กล่าวมาข้างต้นในปริมาณเล็กน้อยอีกด้วย [2]



รูปที่ 2-3 โครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล [7]

ไทเทเนียมและอะลูมิเนียมเป็นธาตุผสมหลักที่ส่งผลในการเพิ่มความแข็งแรงให้แก่เนื้อพื้นแกมมา โดยการเกิดอนุภาคแกมมาไพร์มจากกระบวนการอบบ่ม (Aging) โดยอนุภาคขนาดเล็กเหล่านี้จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้แก่เนื้อโลหะด้วยกลไกการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันดังที่ได้กล่าวมาแล้ว อย่างไรก็ตามการผสมไทเทเนียมหรืออะลูมิเนียมในปริมาณที่มากเกินไปอาจส่งผลเสียต่อความสามารถในการขึ้นรูปร้อนและการเชื่อม รวมทั้งทำให้เกิดการแยกตัวออกจากเนื้อพื้นและอยู่ตามขอบเกรนซึ่งจะกลายเป็นจุดบกพร่องในเนื้อโลหะ ทั้งนี้มีการแนะนำให้เติมธาตุผสมทั้งสองนี้ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลในปริมาณร้อยละ 0.0 – 6.0 โดยน้ำหนักเท่านั้น

## 2.2 การเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลและปัญหาที่พบ

การเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลแบ่งออกได้เป็น 3 วิธีหลัก คือ

1. การเชื่อมแบบหลอมละลาย (Fusion Welding) เป็นการเชื่อมที่แพร่หลายที่สุด โดยเป็นการใช้ความร้อนในการละลายเนื้อวัสดุของชิ้นงานที่ต้องการต่อเชื่อมและทำให้เกิดการประสานกันเมื่อเย็นตัวลง ทั้งนี้การเชื่อมต่ออาจมีหรือไม่มีโลหะเติม (Filler metal) ซึ่งช่วยเพิ่มเนื้อประสานและความแข็งแรงของรอยเชื่อมก็ได้
2. การเชื่อมในสภาวะของแข็ง (Solid state welding) เป็นการเชื่อมชิ้นงานโดยอาศัยความร้อนและความดันในการประสานชิ้นงานด้วยกระบวนการแพร่ (Diffusion bonding) หรือการเปลี่ยนรูป (Deformation) โดยไม่มีการละลายของเนื้อวัสดุ

3. การบัดกรีแข็ง (Brazing) เป็นการต่อเชื่อมชิ้นงานโดยการละลายโลหะเติมเข้าไปในรอยเชื่อมเพื่อประสานชิ้นงานโดยไม่มีการละลายเนื้อวัสดุของชิ้นงานที่ต้องการต่อเชื่อม

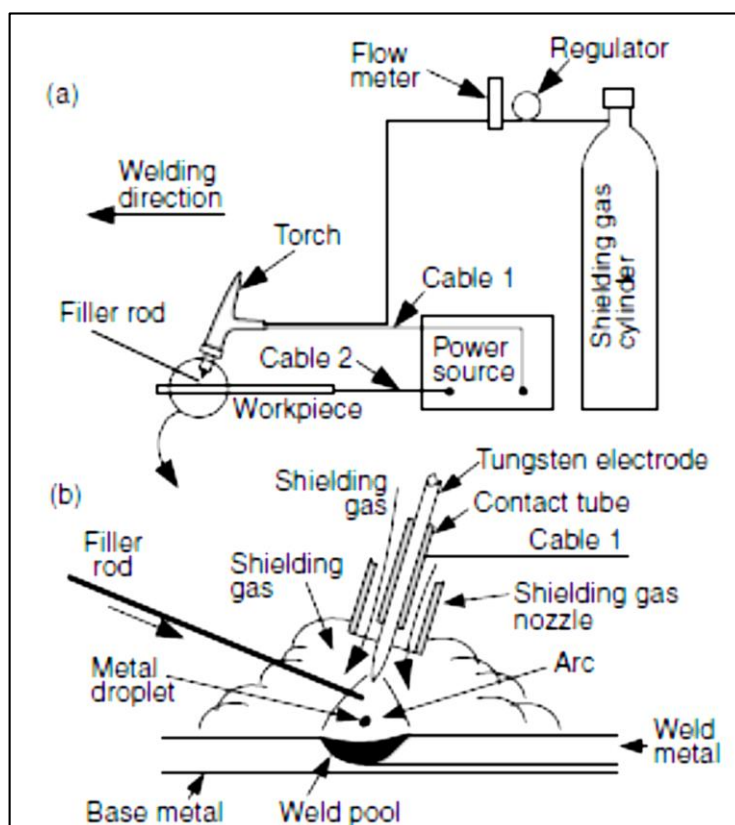
การเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุม (Gas Tungsten Arc Welding; GTAW) และการเชื่อมเลเซอร์ (Laser Welding) เป็นกระบวนการเชื่อมที่สนใจในงานวิจัยฉบับนี้ โดยทั้งสองวิธีนี้เป็นการเชื่อมแบบหลอมละลายซึ่งมีลักษณะดังนี้

1. การเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุม (Gas Tungsten Arc Welding; GTAW) เป็นวิธีการเชื่อมหลอมละลายที่มีการใช้งานอย่างแพร่หลายอย่างมากในชิ้นงานบางซึ่งไม่สามารถเชื่อมได้ด้วยการเชื่อมอื่นที่มีการให้พลังงานแก่รอยเชื่อมสูง โดยความร้อนที่ใช้ในการหลอมละลายพื้นผิวที่ต้องการเชื่อมมาจากการอาร์คระหว่างอิเล็กโทรดทังสเตนและโลหะที่ต้องการเชื่อม ข้อดีหลักในการเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นิกเกิลด้วยวิธีการนี้ในประเทศไทยคือมีความสะดวกจากการมีผู้ประกอบการเชื่อมด้วยวิธีนี้จำนวนมาก แต่ข้อเสียที่สำคัญอย่างยิ่งคือมีบริเวณกระทบร้อนขนาดใหญ่และมีความเสี่ยงต่อการแตกของรอยเชื่อมโดยเฉพาะในโลหะพิเศษเนื้อพื้นิกเกิลชนิดเพิ่มความแข็งแรงด้วยกลไกการตกตะกอน ซึ่งการลดความเสี่ยงดังกล่าวทำได้หลายวิธี อาทิเช่น การใช้โลหะเติมที่มีความแข็งแรงต่ำ รวมถึงการอบความร้อนก่อนและหลังการเชื่อมเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้เหมาะสม ซึ่งเป็นการเพิ่มค่าใช้จ่ายรวมในการซ่อมบำรุงและยังเป็นการจำกัดสมบัติของโลหะผสมหลังการเชื่อมอีกด้วย แผนภาพแสดงการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุมแสดงดังรูปที่ 2-4 ประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงาน (Energy Transfer Efficiency) ในการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุมอยู่ในช่วงร้อยละ 67-80 โดย Fuerschbach เสนอแนะให้ใช้ค่าประสิทธิภาพที่ร้อยละ 75 เป็นค่ากลางในการประมาณ [8]

2. การเชื่อมเลเซอร์ (Laser Welding) เป็นการเชื่อมที่มีการหลอมเหลวบริเวณพื้นผิวของชิ้นงานที่ต้องการเชื่อม โดยความร้อนที่ใช้ในการเชื่อมมาจากแสงความเข้มสูงหรือเลเซอร์ (LASER; light amplification by stimulated emission of radiation) การเชื่อมเลเซอร์นี้มีข้อดีสำคัญคือใช้พลังงานต่ำ มีบริเวณกระทบร้อนเล็กและไม่มีปัญหาการบิดตัวของชิ้นงานนอกจากนั้นยังสามารถเชื่อมได้อย่างรวดเร็วเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุม [9] การเชื่อมเลเซอร์นี้สามารถแบ่งได้เป็นหลายรูปแบบโดยขึ้นกับชนิดของสารตัวกลางที่ใช้ในการสร้างเลเซอร์ซึ่งส่งผลต่อความยาวคลื่นแสง พลังงานที่ให้แก่ชิ้นงาน รวมทั้งความเสถียรของลำแสงเลเซอร์ (Laser beam) ด้วย ทั้งนี้ในงานวิจัยฉบับนี้ใช้การเชื่อมเลเซอร์ชนิดสารตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็งในการทดลองแสดงไว้ดังรูปที่ 2-5 ประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงานของกระบวนการเชื่อมเลเซอร์ชนิดสารตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็งนี้อยู่



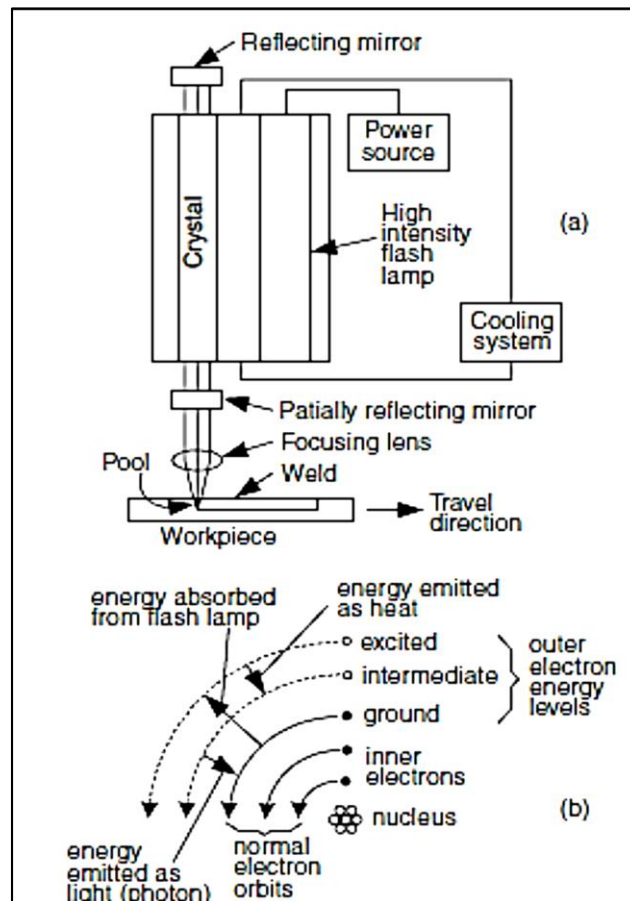
ในช่วงร้อยละ 38-67 โดย Fuerschbach เสนอแนะให้ใช้ค่าประสิทธิภาพที่ร้อยละ 50 เป็นค่ากลางในการประมาณ [8]



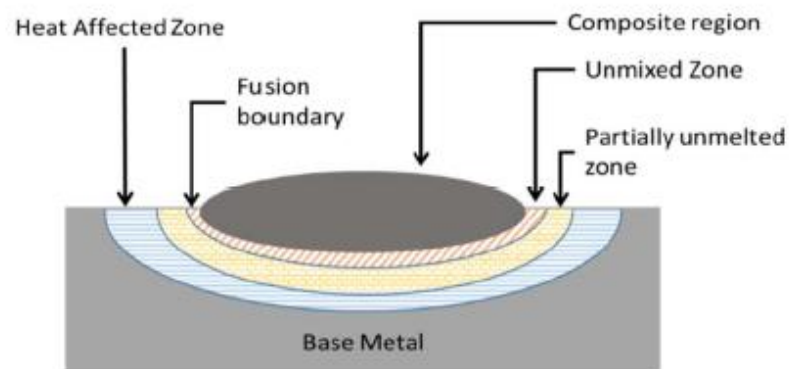
รูปที่ 2-4 การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม [10]

โครงสร้างของชิ้นงานเชื่อมที่มีการหลอมละลายแบ่งได้เป็น 3 บริเวณใหญ่ ได้แก่ บริเวณหลอมละลาย (Fusion Zone; FZ) บริเวณกระทบร้อน (Heat Affected Zone; HAZ) และบริเวณเนื้อพื้น (Base Metal) ที่ไม่ได้รับผลจากความร้อนในการเชื่อม ในกรณีที่มีการใช้โลหะเติมช่วยประสานรอยเชื่อมนั้นบริเวณหลอมละลายสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 บริเวณย่อย ได้แก่ บริเวณโลหะเติมและโลหะเนื้อพื้นหลอมเหลวผสมกันอย่างสมบูรณ์ (Composite region) บริเวณโลหะเติมและโลหะเนื้อพื้นหลอมเหลวไม่ผสมกัน (Unmixed Zone) และบริเวณโลหะเนื้อพื้นหลอมเหลวไม่สมบูรณ์ (Partially Unmelted Zone) ดังรูปที่ 2-6 และรูปที่ 2-7 บริเวณที่เกิดการหลอมเหลวจะมีการแข็งตัวเมื่อแหล่งความร้อน (Heat Source) ห่างออกไปในลักษณะที่คล้ายคลึงกับโครงสร้างงานหล่อ

อย่างไรก็ตามเนื่องจากอัตราการเย็นตัวในการเชื่อมสูงกว่าอัตราการเย็นตัวในการหล่ออย่างมากจากการถ่ายเทความร้อนสู่เนื้อพื้นของชิ้นงานทำให้ลักษณะโครงสร้างที่ได้แตกต่างกัน [5]



รูปที่ 2-5 การเชื่อมเลเซอร์ชนิดสารตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็ง (Solid-state laser) [10]



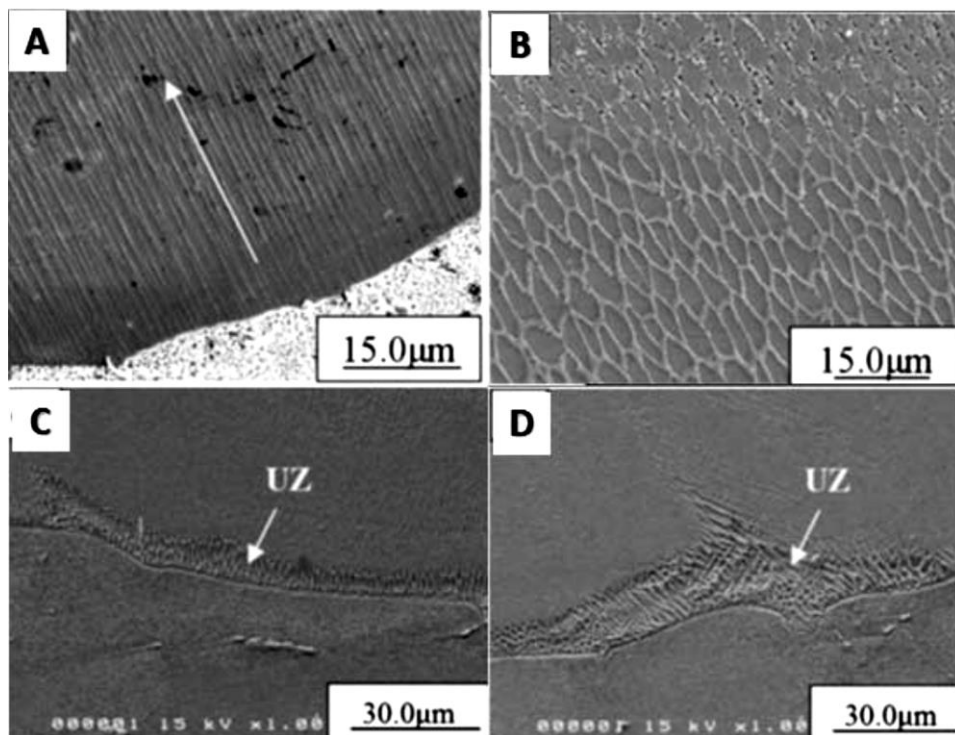
รูปที่ 2-6 บริเวณต่างๆ ของรอยเชื่อม (ดัดแปลงจาก [5])

ในการเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่มีอนุภาคแกมมาไพร์มเป็นกลไกสร้างความแข็งแรงนั้น นอกจากข้อบกพร่องการเชื่อมในระดับมหภาคที่พบโดยทั่วไปดังแสดงในรูปที่ 2-8 แล้ว ปัญหาหลักที่พบมากคือการแตกระหว่างและ/หรือการแตกหลังการเชื่อมในบริเวณหลอมละลายและบริเวณกระทร้อน โดยทั่วไปสามารถแบ่งการแตกจากการเชื่อมได้ 2 ประเภทหลัก คือ การแตกขณะร้อน (hot cracking) ซึ่งเป็นการแตกที่บริเวณหลอมละลายหรือบริเวณกระทร้อนขณะแข็งตัวระหว่างการเชื่อมหรือในขั้นตอนการอบความร้อนหลังการเชื่อม และการแตกระหว่างใช้งาน การแตกที่พบมากและเป็นที่สนใจในงานวิจัยฉบับนี้คือการแตกขณะร้อนซึ่งเป็นไปใน 3 ลักษณะ ได้แก่ การแตกขณะแข็งตัว (Solidification cracking) การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ (Liquation cracking) และการแตกขณะอบความร้อน (Strain age cracking) ซึ่งมีลักษณะดังนี้

#### การแตกขณะแข็งตัว (Solidification cracking)

การแตกขณะแข็งตัวเกิดขึ้นในบริเวณหลอมละลายของรอยเชื่อมจากการที่โลหะในสภาพกึ่งแข็งกึ่งเหลวที่เกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัวไม่สามารถรับความเค้นและความเครียดจากการเปลี่ยนแปลงขนาดในบริเวณหลอมละลายและบริเวณกระทร้อนระหว่างการเย็นตัวดังแสดงในรูปที่ 2-9 ได้ การตกตะกอนเฟสที่สองในเนื้อพื้นส่งผลให้การหดตัวเกิดขึ้นมากกว่าปกติ ดังนั้นโลหะที่มีการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอนจึงมีโอกาสดเกิดการแตกระหว่างการแข็งตัวได้มาก ธาตุผสมบางตัว เช่น โบรอน คาร์บอนและไททาเนียม ซึ่งมีสัมประสิทธิ์การแยกตัว (partitioning coefficient) ต่ำในเนื้อพื้นแกมมามีแนวโน้มที่จะเกิดเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำและโครงสร้างยูเทคติกระหว่างการแข็งตัวช่วงสุดท้ายซึ่งเฟสเหล่านี้จะเกิดเป็นฟิล์มของเหลวที่บริเวณขอบเกรน (grain boundary) ทำให้ความแข็งแรงโดยรวมของชิ้นงานลดลงอย่างมากในขณะที่ชิ้นงานได้รับความเค้นจากการหดและขยายตัวระหว่างการเย็นตัว ในกรณีที่มีความเค้นที่เกิดขึ้นนั้นสูงกว่าความแข็งแรงแตกหัก (rupture strength) ของขอบเกรนจะส่งผลให้ขอบเกรนแยกออกจากกันเป็นรอยแตก ความรุนแรงในการเกิดรอยแตกขึ้นกับปัจจัยหลายประการ เช่น ช่วงอุณหภูมิการแข็งตัว (solidification temperature range) การกระจายตัวของเฟสของเหลวระหว่างการแข็งตัว ปริมาณความเค้นจากการเย็นตัว เป็นต้น

แบบจำลองการแตกระหว่างการแข็งตัวแสดงในรูปที่ 2-10 และลักษณะการแตกระหว่างการแข็งตัวแสดงดังรูปที่ 2-11



รูปที่ 2-7 โครงสร้างจุลภาคในบริเวณหลอมละลาย (ดัดแปลงจาก [11])

(A) Composite Zone บริเวณใกล้เส้นแบ่งเขตหลอมเหลว

(B) บริเวณใจกลาง Composite Zone

(C) Unmixed Zone ระหว่างโลหะเดิมกับเนื้อพื้น และ

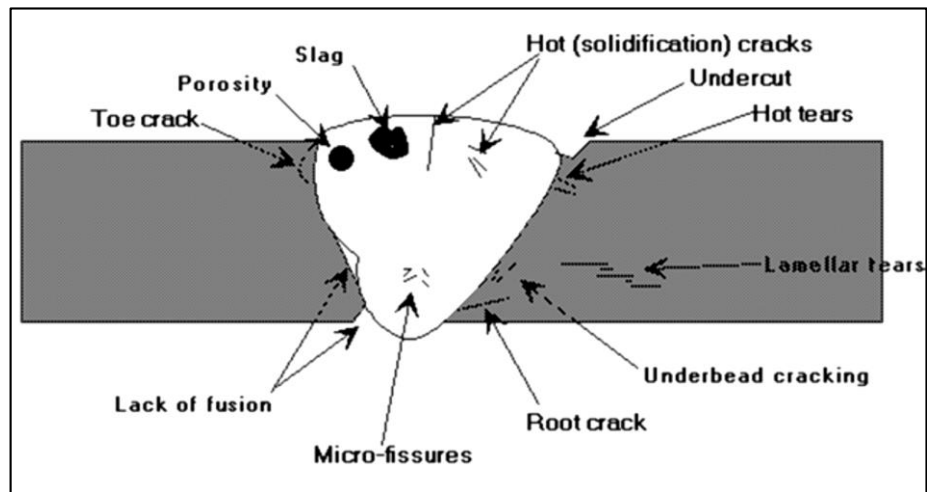
(D) Unmixed Zone ระหว่างชั้นการเชื่อม

CHULALONGKORN UNIVERSITY

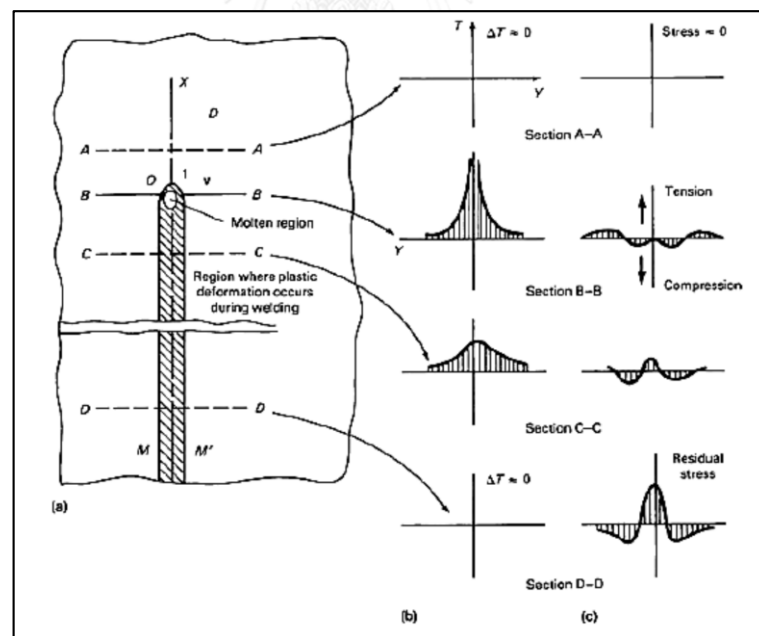
### การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ (Liquation cracking)

การแตกการแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำดังแสดงในรูปที่ 2-12 เกิดในบริเวณกระแทกร้อนโดยเป็นผลจากการหลอมเหลวของเฟสต่างๆ ที่มีจุดหลอมเหลวต่ำที่บริเวณขอบเกรน เช่น คาร์ไบด์ เฟสเลฟและเฟสซิกม่า เป็นต้น ความรุนแรงในการเกิดการแตกจากการหลอมเหลวบางส่วนนี้ขึ้นกับส่วนผสมทางเคมีของโลหะ ดังแสดงในตารางที่ 2-3 นอกจากนั้นยังขึ้นกับขนาดเกรน ลักษณะของขอบเกรน รวมถึงการให้และถ่ายเทความร้อนจากรอยเชื่อม ทั้งนี้พบว่าในโลหะผสมพิเศษบางชั้นคุณภาพ เช่น อินโคเนล 718 และเวสปาลอยด์ สามารถลดการแตกลักษณะนี้ได้โดยการควบคุมส่วนผสมทางเคมี ขนาดเกรน ความเร็วในการเชื่อม และปริมาณความร้อนในการเชื่อม อย่างไรก็ตามการแตกลักษณะนี้ยังคงเป็นปัญหาในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลจำนวนมากที่

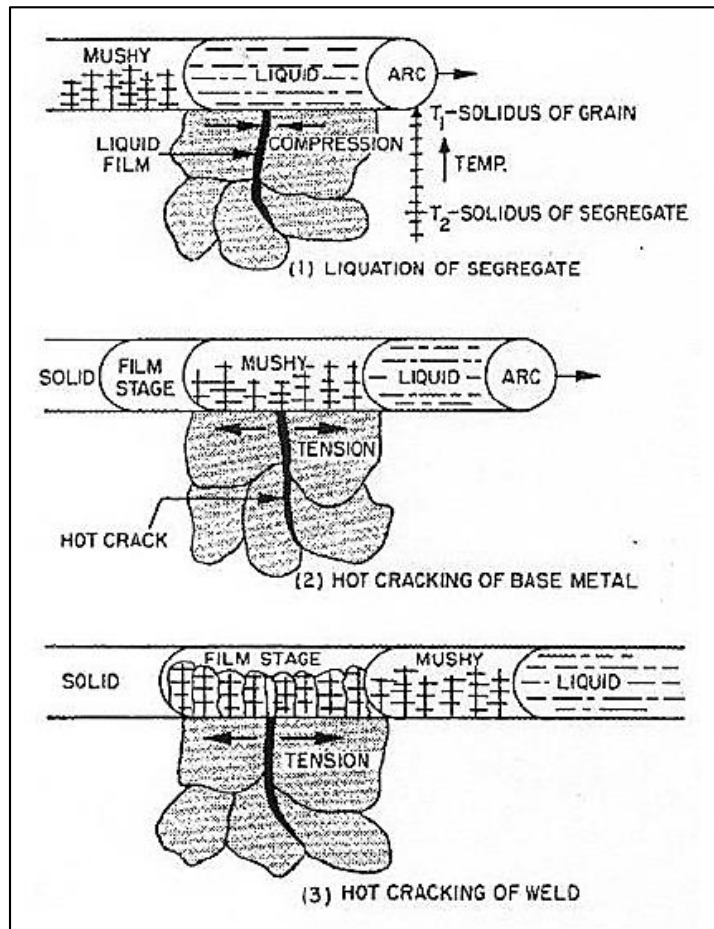
มีกลไกการเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน เช่น อินโคเนล 738 [12] ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีคล้ายคลึงกับจี้ทีดี-111 ซึ่งเป็นโลหะที่สนใจในงานวิจัยนี้



รูปที่ 2-8 จุดบกพร่องงานเชื่อม [13]

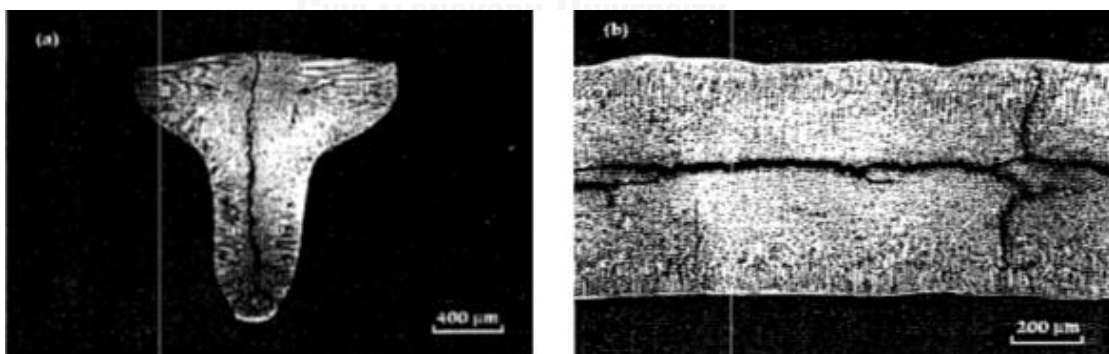


รูปที่ 2-9 ความเค้นที่บริเวณต่างๆระหว่างการเชื่อม [14]

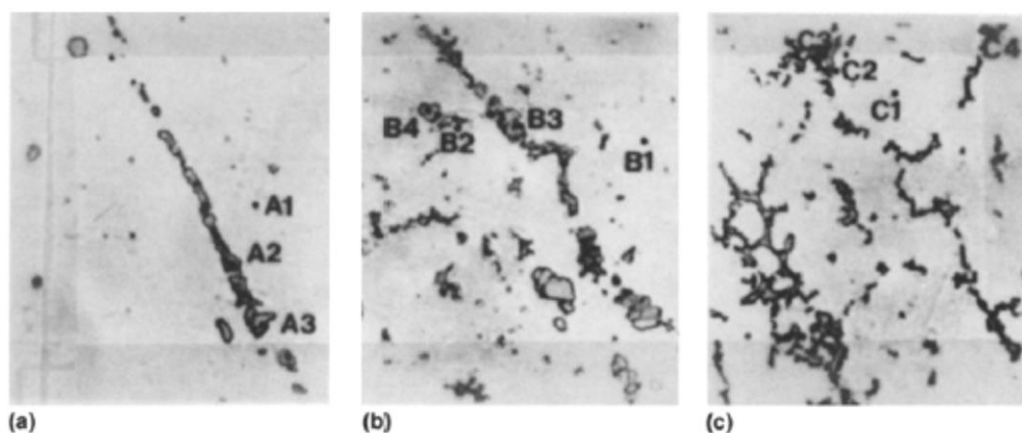


รูปที่ 2-10 ภาพจำลองลักษณะการแตกขณะแข็งตัว [5]

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 2-11 ลักษณะการแตกขณะแข็งตัว [15]



รูปที่ 2-12 การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 718 [7]

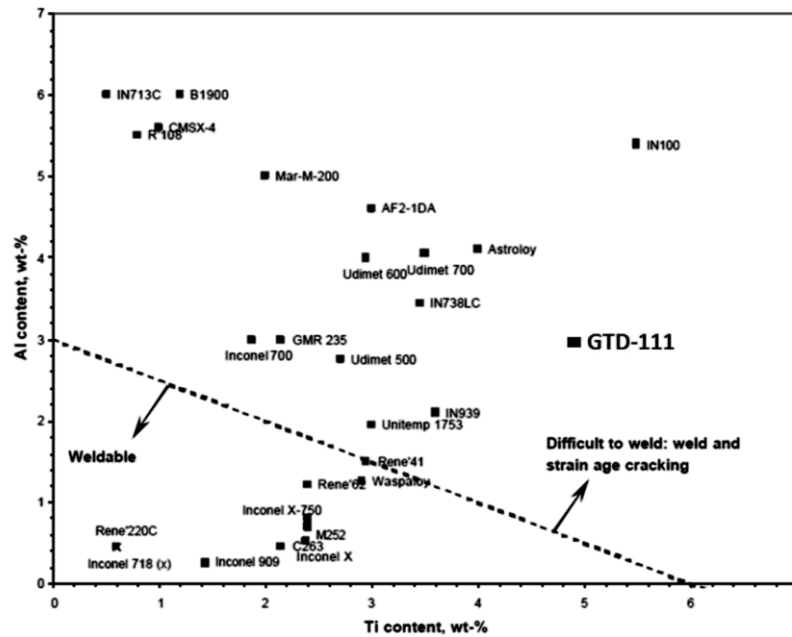
ตารางที่ 2-3 เฟสที่แตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในโลหะผสมต่างๆ [5]

ชั้นคุณภาพของโลหะ	เฟสที่ทำให้เกิด Liquefaction Cracking
Udimet 700	$M_3B_2$
18 Ni Maraging Steel	Titanium Sulphide
Hastelloy X	$M_6C$
Incoloy 903	MC and MNP Phosphides
<b>Inconel 738</b>	<b>MC-type carbide, gamma prime, <math>M_2SC</math>, <math>M_3B_2</math></b>
Inconel 600	Ti(CN), $Cr_7C_3$
Inconel 718	NbC, Laves
<b>DS Rene 80</b>	<b>MC-type carbide, gamma prime, <math>M_5B_3</math></b>
Austenitic A286	TiC
Allvac 718 Plus	MC-type carbides

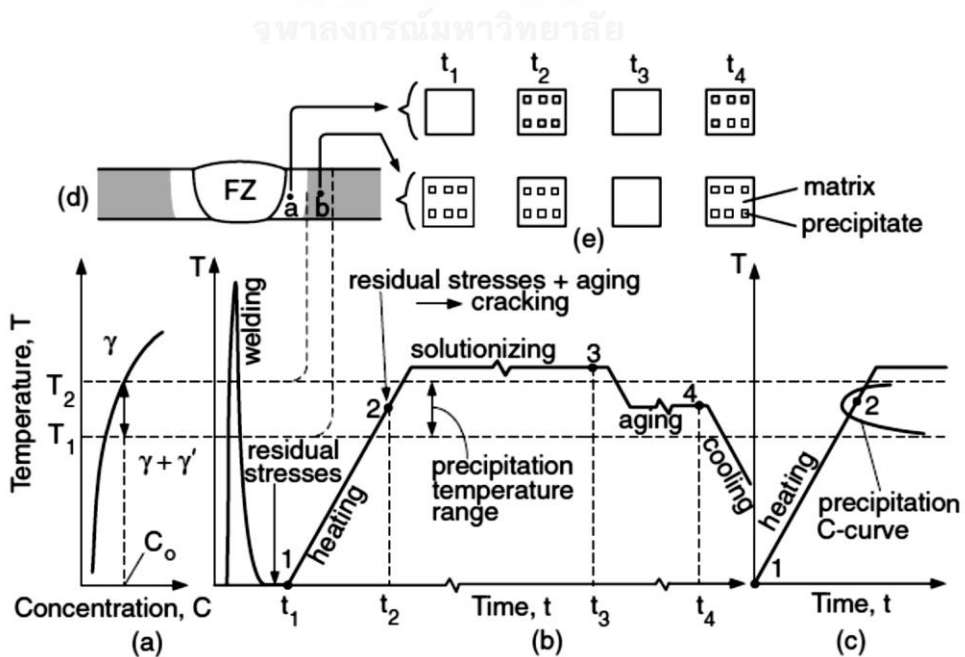
### การแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อม (Post-weld heat treatment cracking)

การแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อมหรือการแตกจากความเครียดในการอบบ่ม (strain age cracking) มีจุดเริ่มต้นในบริเวณกระแทบร้อนและการแตกร้าวอาจขยายวงกว้างไปถึงบริเวณหลอมละลายรวมถึงบริเวณวัสดุพื้นระหว่างกระบวนการทางความร้อนหรือการทำงานที่อุณหภูมิสูง การประเมินความสามารถในการเชื่อม (Weldability) ของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลในด้านความต้านทานต่อการแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อมเบื้องต้นสามารถทำได้โดยการพิจารณาปริมาณ

ไททาเนียมและอะลูมิเนียมซึ่งมีผลต่อการเกิดเฟสแกมมาไพรม์ดังรูปที่ 2-13 การแตกขณะได้รับความร้อนหลังการเชื่อมนี้เป็นผลจากการจำกัดความสามารถในการคลายความเค้น (stress relaxation) เนื่องจากการเกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ระหว่างการให้ความร้อนซึ่งมีผลให้เนื้อพื้มีความเหนียว (ductility) ลดลง ขั้นตอนการแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อมแสดงในรูปที่ 2-14



รูปที่ 2-13 ผลของปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมต่อการแตกระหว่างการอบความร้อน [12]



รูปที่ 2-14 ภาพจำลองขั้นตอนการแตกขณะอบความร้อนหลังการเชื่อม [10]



## 2.3 การซ่อมแซมใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ผลิตจากโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

เมื่อใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ผ่านการใช้งานในสภาวะที่รุนแรง นั่นคือมีอุณหภูมิสูง รวมทั้งมีอัตราการไหลของลมผ่านใบพัดที่รุนแรง ทำให้ส่วนต่างๆ ของใบพัดมีการสึกหรอ โดยทั่วไปการซ่อมแซมเบื้องต้นจะกระทำที่หน้างาน (field) เนื่องจากเครื่องยนต์แก๊สเทอร์ไบน์นี้มักใช้กับอุตสาหกรรมที่มีการลงทุนสูงและต้องการความต่อเนื่องในการผลิต การซ่อมแซมเบื้องต้นที่สามารถทำได้ที่หน้างาน เช่นการหยุดการแตกโดยการกำจัดจุดแหลมคมที่เป็นจุดสะสมความเค้น (stress concentration) การซ่อมแซมเบื้องต้นนี้มีจุดประสงค์เพื่อให้สามารถนำใบพัดกลับไปใช้งานได้เร็วที่สุดแม้ว่าประสิทธิภาพในการขับเพลลาโดยรวมจะลดลง

อย่างไรก็ตามเมื่อใช้งานใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์ไประยะหนึ่งมักพบความเสียหายซึ่งไม่สามารถซ่อมแซมที่หน้างานได้ อาทิเช่น รอยแตกที่หน้าใบพัด (airfoil) หรือการแตกที่บริเวณปลายของใบพัด ซึ่งจำเป็นต้องใช้การเชื่อมซ่อมอย่างเป็นระบบ ลักษณะความเสียหายที่พบในใบพัดนั้นมีความแตกต่างกันไปตามชนิดและลักษณะการขึ้นรูปของใบพัด เช่น ใบพัดจีทีดี-111 ที่เป็นชนิดเกรนสม้าเสมอมักพบการแตกแบบแยกชิ้น แต่ในใบพัดจีทีดี-111 ชนิดแข็งตัวทิศทางเดียวมักพบความเสียหายเป็นรอยแตกที่มีแขนงบนหน้าใบพัด นอกจากความเสียหายดังกล่าวแล้วบริเวณหนึ่งที่เกิดความเสียหายอย่างมากจากการสึกหรอคือบริเวณปลายของใบพัดซึ่งเป็นส่วนหลักที่สนใจในงานวิจัยนี้

ในประเทศไทยนั้นการซ่อมแซมใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์นั้นทำโดยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลส-คูลัมเป็นหลักโดยมีผู้ให้บริการเพียงไม่กี่ราย สำหรับการซ่อมแซมใบพัดด้วยการเชื่อมเลเซอร์นั้นนับว่าเป็นกระบวนการที่ค่อนข้างใหม่ในประเทศไทย อย่างไรก็ตามกระบวนการพื้นฐานที่ใช้ในการซ่อมแซมใบพัดที่เกิดความเสียหายนั้นมีความคล้ายคลึงกัน โดยจะประกอบด้วยขั้นตอนต่างๆ ดังนี้

1. การตรวจสอบก่อนการซ่อมแซม เพื่อพิจารณาความรุนแรงของความเสียหายและประเมินวิธีการซ่อมและตรวจสอบคุณภาพที่เหมาะสม

2. การกำจัดชิ้นเคลือบ โดยทั่วไปใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์จะมีการเคลือบสารประกอบโลหะชนิดพิเศษเพื่อเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันจากการใช้งานในอุณหภูมิสูง ส่วนประกอบสำคัญในชั้นเคลือบนี้ได้แก่นิกเกิล โครเมียม ยิบเทรียม และอะลูมิเนียมซึ่งอาจส่งผลให้สมบัติของรอยเชื่อมเปลี่ยนแปลงไปจากการมีธาตุผสมแปลกปลอม นอกจากนั้นกระบวนการเดียวกันนี้ยังช่วยกำจัดออกไซด์ที่ตกค้างบนผิวชิ้นงานได้อีกด้วย

3. การตรวจสอบรอยแตกที่บริเวณผิวโดยการทำการทดสอบแบบแทรกซึม (penetration test) โดยใช้ของเหลวที่เป็นชนิดเรืองแสง (Florescence penetrant) ซึ่งมีความไวในการตรวจสอบรอย

แตกสูงกว่าสารแทรกซึมชนิดอื่น นอกจากนั้นยังอาจมีการทำการวิเคราะห์ความหนาขึ้นงานโดยใช้คลื่นเสียง (ultrasonic testing) เพื่อพิจารณาความหนาที่เหลืออยู่ว่าเพียงพอต่อการเชื่อมซ่อมหรือไม่

4. การซ่อมแซมเพื่อคืนขนาด (Dimensional repair) ทำได้โดยการเชื่อมลงบนบริเวณที่สึกหรอ โดยความหนาและจำนวนชั้นของรอยเชื่อมที่ต้องการนั้นขึ้นกับความเสียหายของใบพัด โดยทั่วไป ความเสียหายที่บริเวณปลายของใบพัดชั้นที่ 1 นั้นมักต้องการการเชื่อมเพียง 1-2 มิลลิเมตรและใช้การเชื่อมเพียง 1-2 แถว (pass) เท่านั้น อย่างไรก็ตาม แม้จะเป็นการเชื่อมเพียงเล็กน้อยแต่โดยทั่วไปผู้ให้บริการจะทำการอบความร้อนก่อนการเชื่อมเสมอเพื่อลดโอกาสการแตกหลังการเชื่อมและหลังการอบความร้อนหลังการเชื่อม

5. การตกแต่งขึ้นงานให้ได้ขนาดที่เหมาะสม (Machining) โดยเป็นการขัดเอาเนื้อรอยเชื่อมส่วนเกินออกเพื่อให้ใบพัดมีขนาดและรูปร่างเหมือนใบพัดใหม่ตามการออกแบบจากผู้ผลิตซึ่งเป็นเป้าหมายหลักในการซ่อมแซมใบพัดแก๊สเทอร์ไบน์

6. การอบความร้อนหลังการเชื่อมเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคทั้งหมดของขึ้นงานให้กลับสู่สภาพที่เหมาะสมกับการใช้งาน

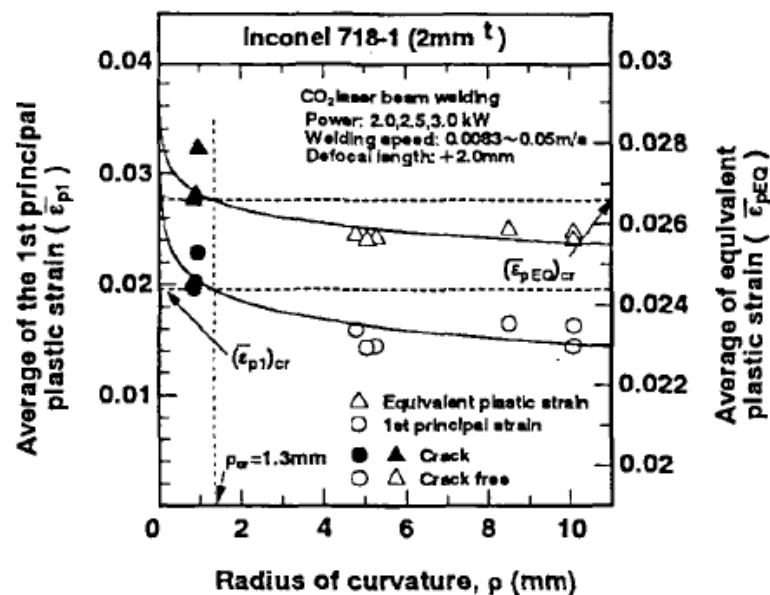
7. การเคลือบผิวเพื่อป้องกันการเกิดการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันจากการใช้งานในอุณหภูมิสูง

นอกจากขั้นตอนการตรวจสอบก่อนการซ่อมแซมเพื่อคืนขนาดแล้ว ยังมีการใช้การทดสอบแบบแทรกซึมด้วยสารเรืองแสงในการตรวจสอบรอยแตกที่เปิดสู่ผิวในขั้นตอนต่างๆ ได้แก่ขั้นตอนหลังการเชื่อม หลังการอบความร้อน รวมทั้งในขั้นตอนหลังการตกแต่งขึ้นงาน โดยทั่วไปผู้ให้บริการจะให้ความสนใจกับรอยแตกที่เปิดขึ้นสู่ผิวในขั้นตอนต่างๆ มากกว่ารอยแตกซึ่งอยู่ลึกลงไปเนื้อเชื่อม ทั้งนี้เนื่องจากการที่ชั้นเชื่อมมีความบางเพียง 1-2 มิลลิเมตร จึงมักทำให้สามารถพบรอยแตกที่ไม่ยอมรับ (unacceptable crack) ได้ในการตรวจสอบด้วยการทดสอบแบบแทรกซึมด้วยสารเรืองแสงในแต่ละขั้นตอน อย่างไรก็ตามมีทางเลือกในการใช้การตรวจสอบด้วยรังสี (Radiographic testing) เพื่อตรวจสอบรอยแตกใต้ผิวซึ่งมักทำหากเป็นความต้องการเพิ่มเติมจากผู้รับบริการเท่านั้น

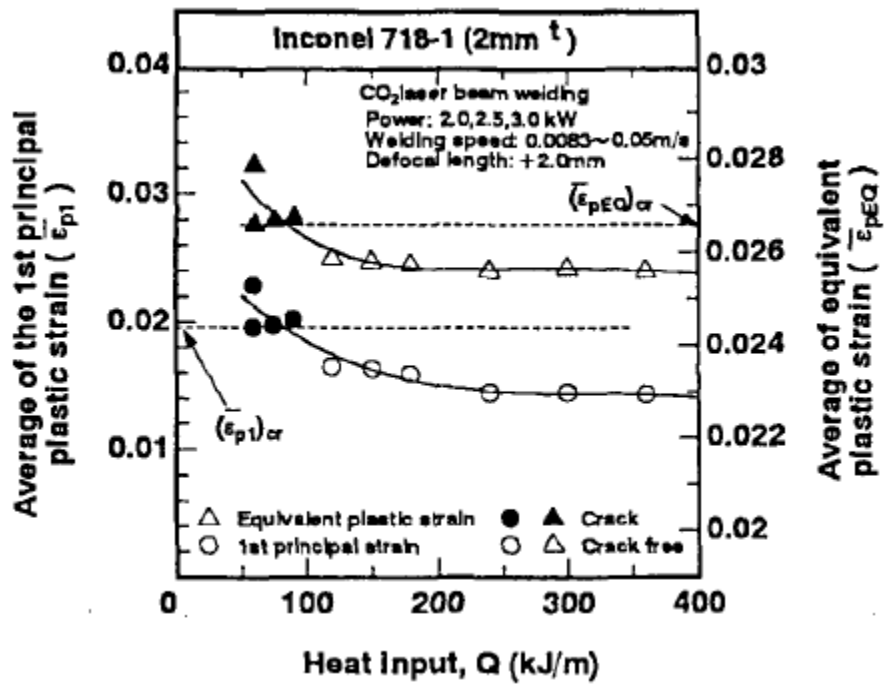
## 2.4 ปรีทัศน์วรรณกรรม

### 2.4.1 Analysis of temperature and elevated temperature plastic strain distributions in Laser Welding HAZ : Study of laser weldability of Ni-base superalloys [16]

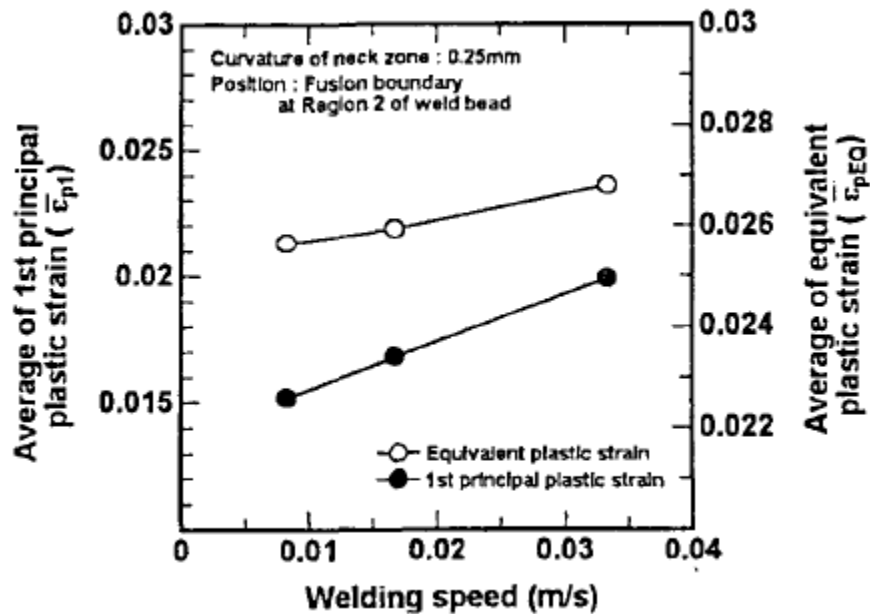
งานวิจัยฉบับนี้มุ่งศึกษาผลของความเร็วในการเชื่อมและรูปร่างรอยเชื่อมต่อการเกิดความเค้นพลาสติก (plastic strain) ที่อุณหภูมิสูงระหว่างการเชื่อมซึ่งส่งผลต่อการแตกจากการลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในบริเวณกระหนร้อนในอินโคเนล 718 ซึ่งจากงานวิจัยอื่นแสดงให้เห็นว่าการแตกนี้มีจุดเริ่มต้นจากการลอมเหลวของไนโอเบียมคาร์ไบด์ (NbC) ที่บริเวณขอบเกรน [17] งานวิจัยนี้ทำการศึกษาโดยใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์และการเชื่อมทดสอบในชิ้นงานจริงซึ่งผลจากการคำนวณและการทดลองชี้ให้เห็นว่าการแตกจากการลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำนั้นเกิดมากที่สุดบริเวณคอรอยเชื่อม (Neck Zone) ซึ่งเป็นบริเวณที่เกิดความเครียดที่อุณหภูมิสูงมากกว่าบริเวณอื่น โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อคอรอยเชื่อมมีรัศมีความโค้งต่ำกว่า 1.3 มิลลิเมตร ดังแสดงในรูปที่ 2-15 นอกจากนี้รัศมีความโค้งของคอรอยเชื่อมแล้วความเร็วในการเชื่อมเป็นอีกปัจจัยที่ส่งผลต่อการแตกจากการลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ โดยผลการคำนวณแสดงให้เห็นว่าความเร็วในการเชื่อมแปรผันตรงกับความเครียดที่อุณหภูมิสูงดังแสดงในรูปที่ 2-16



รูปที่ 2-15 ความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีความโค้งของคอรอยเชื่อมกับการแตกจากการลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 718 [16]



รูปที่ 2-16 ความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานที่ให้ในการเชื่อมกับการแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 718 [16]

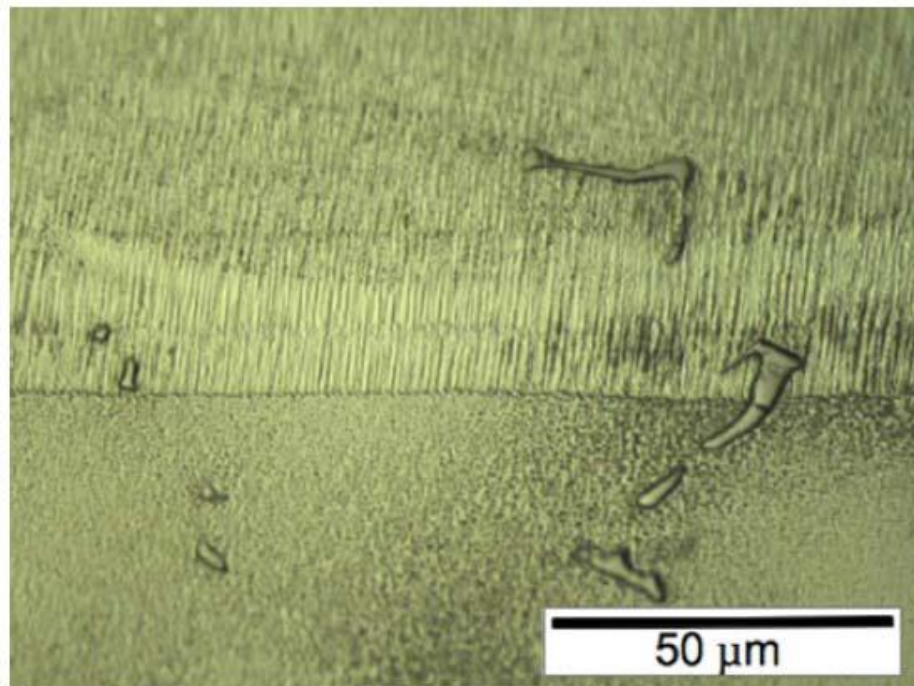


รูปที่ 2-17 ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วในการเชื่อมกับความเครียดที่อุณหภูมิสูงในอินโคเนล 718 [16]

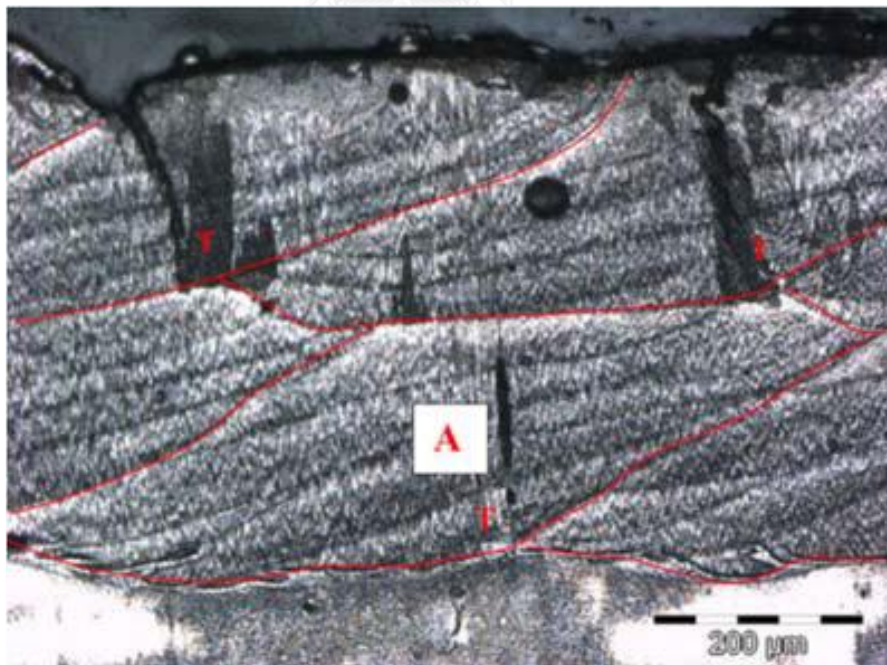
#### 2.4.2 Effect of Process Parameters on Pulsed-Laser Repair of a Directionally Solidified Superalloy [18]

งานวิจัยฉบับนี้ทำการศึกษาผลของรูปร่างรอยเชื่อมที่แตกต่างกันไปตามค่าตัวแปรการเชื่อมต่อบทบาทในการเชื่อม เช่นการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติ (stray grain) การร้าวระดับจุลภาค (microfissure) ที่เกิดจากลักษณะการกระจายความร้อนที่แตกต่างกันในการเชื่อมจิติดี-111 ชนิดแข็งตัวในทิศทางเดียวโดยใช้โลหะเติมชนิดผงอินโคเนล 625 และเรเน 80 ในการเชื่อมเลเซอร์ ชนิดมีตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็งที่ใช้พลังงานเฉลี่ย 50 วัตต์ และพลังงานสูงสุด 50 กิโลวัตต์ การเชื่อมดังกล่าวให้โครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 2-18 ซึ่งแสดงให้เห็นถึงคาร์ไบด์และอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ไม่หลอมละลายระหว่างรอยเชื่อม ซึ่งเป็นผลจากความเร็วในการเชื่อมที่สูงเกินไปอย่างไรก็ตามการมีเฟสที่ไม่ละลายเหล่านี้ไม่ส่งผลให้เกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติซึ่งเป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดรอยร้าวระดับจุลภาค

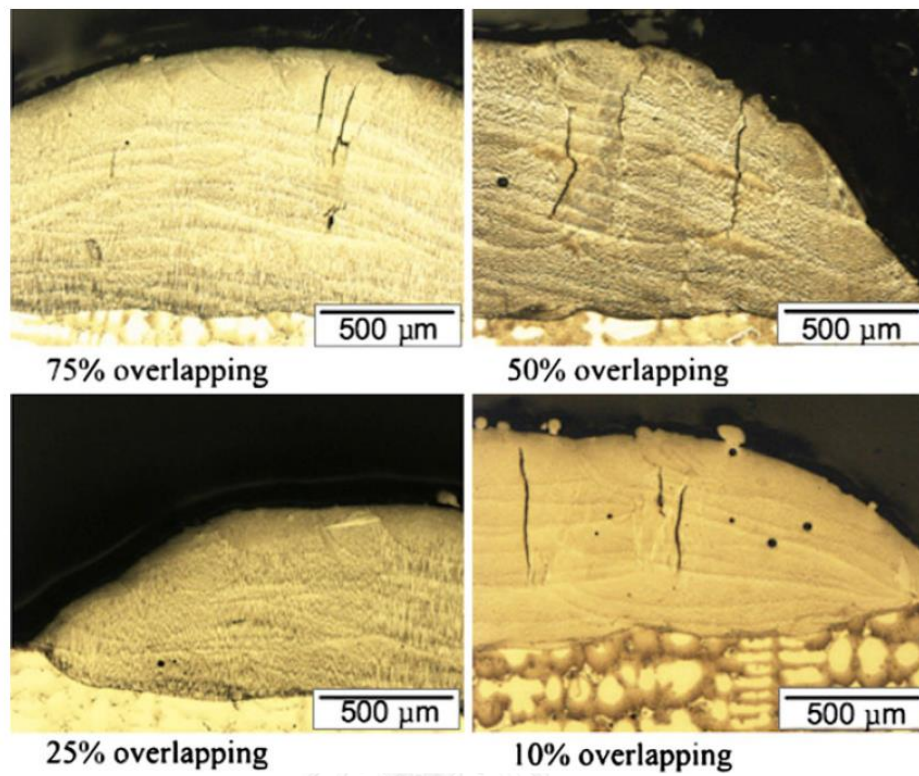
เกรนที่เรียงตัวผิดปกติพบได้มากในการเชื่อมหลายชั้น (multilayer deposits) โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่บริเวณจุดต่อระหว่างรอยเชื่อม (weld toe) บริเวณที่เกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกตินี้เป็นบริเวณที่มีความเข้มข้นของความเค้นสูงกว่าบริเวณอื่น นอกจากนั้นยังเป็นบริเวณที่เกิดการรวมตัวของธาตุผสมที่อุณหภูมิสูงซึ่งเป็นปัจจัยหลักที่ทำให้เกิดการแตกขณะร้อนได้ง่าย ดังแสดงในรูปที่ 2-19 การเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติสามารถอธิบายได้โดยทฤษฎีความแตกต่างของอุณหภูมิ โดยเมื่อความแตกต่างของอุณหภูมิมี่ค่ามากจะทำให้ปริมาณการเกิดเดนไดรต์ชนิดเกรนสม่ำเสมอลดลงและลดโอกาสการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติ ดังแสดงให้เห็นจากการที่รอยเชื่อมที่บางและแบนจะพบเกรนที่เรียงตัวผิดปกติได้น้อยจากการที่รอยเชื่อมลักษณะดังกล่าวมีความแตกต่างของอุณหภูมิต่างระหว่างรอยเชื่อมกับบริเวณโดยรอบสูงกว่ารอยเชื่อมที่มีลักษณะลึก นอกจากนั้นยังสามารถใช้ทฤษฎีเดียวกันนี้อธิบายผลของสัดส่วนการซ้อนทับของรอยเชื่อมต่อการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติและการเกิดรอยร้าวระดับจุลภาคได้ โดยที่สัดส่วนการซ้อนทับที่ร้อยละ 25 ซึ่งจากการคำนวณพบว่าให้ความแตกต่างของอุณหภูมิสูงสุดนั้นให้ผลการเชื่อมที่ปราศจากเกรนที่เรียงตัวผิดปกติและการร้าวระดับจุลภาคในขณะที่พบข้อบกพร่องงานเชื่อมดังกล่าวในการเชื่อมที่มีสัดส่วนการซ้อนทับค่าอื่นดังแสดงในรูปที่ 2-20



รูปที่ 2-18 คาร์ไบด์และอนุภาคแกมมาไฟร์มที่ไม่หลอมละลายระหว่างการเชื่อม [18]



รูปที่ 2-19 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติและรอยร้าวระดับจุลภาคที่รอยต่อระหว่างชั้นเชื่อม [18]



รูปที่ 2-20 การเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติและรอยร้าวระดับจุลภาคที่สัดส่วนการซ้อนทับต่างๆ [18]

#### 2.4.3 The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd:YAG pulsed laser welding [19]

อินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำเป็นโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้กเกิดต้นแบบของจีทีดี-111 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 2-4 ส่วนผสมทางเคมีของอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำจะเห็นได้ว่าโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้กเกิดชั้นคุณภาพนี้มีปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมรวมสูงกว่าร้อยละ 6 โดยน้ำหนักซึ่งทำให้อินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำนี้มีโอกาสเกิดการแตกที่บริเวณกระทบร้อนจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำที่บริเวณขอบเกรนระหว่างการเย็นตัวจากการเชื่อมซึ่งทำให้เกิดความเค้นแรงดึง (tensile stress) ปัจจัยที่ส่งผลต่อโอกาสในการเกิดการแตกลักษณะดังกล่าวนี้ได้แก่ ปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเกรน ความเครียดจากการเปลี่ยนอุณหภูมิ ความเหนียวของขอบเกรน ชนิดและปริมาณคาร์ไบด์ปริมาณโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพรม์ยูเทคติก การแยกตัวของธาตุผสมและการเกิดสารประกอบบริเวณขอบเกรน เช่นโบไรต์ ปริมาณความร้อนที่ให้การเชื่อม การจับยึดชิ้นงาน ความแข็งของโลหะพื้ก รวมถึงความหนาของชั้นโลหะหลอมเหลว

ตารางที่ 2-4 ส่วนผสมทางเคมีของอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19]

Ni	C	Cr	Co	W	Mo	Nb	Fe	Al	Ti	Ta	Zr	B
Bal.	0.10	15.5	9.80	3.04	2.27	0.70	0.09	4.36	3.15	1.81	0.04	0.01

วิธีการที่ใช้กันอย่างแพร่หลายในการลดการเกิดการแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวคือการเลือกใช้โลหะเติมที่มีความแข็งแรงต่ำ และการอบความร้อนก่อนการเชื่อม โดยงานวิจัยฉบับนี้เป็นอีกหนึ่งงานวิจัยที่ศึกษาผลของการอบความร้อนก่อนการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำต่อการแตกจากการหลอมเหลวที่ขอบเกรน ตัวแปรการเชื่อมที่ใช้ในงานวิจัยนี้แสดงในตารางที่ 2-5

ตารางที่ 2-5 ตัวแปรการเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้ในการศึกษาการแตกที่เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19]

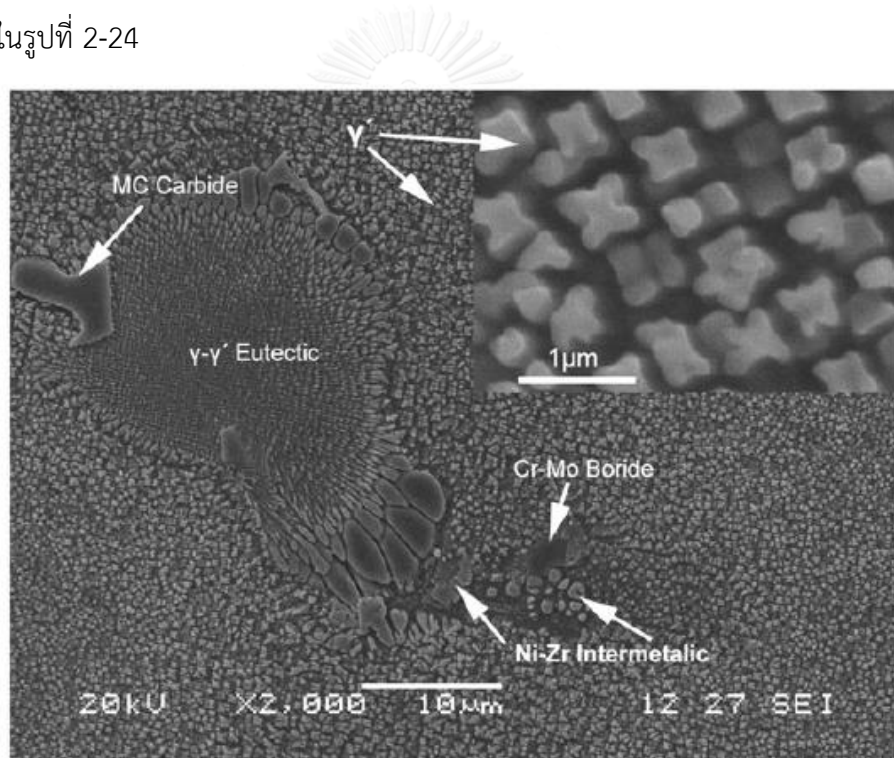
ตัวแปรการเชื่อม	ค่าที่ใช้
พลังงานเฉลี่ย (วัตต์)	240
ความถี่ (เฮิร์ต)	20
ช่วงพัลส์ (มิลลิวินาที)	6
พลังงานสูงสุด (กิโลจูล)	2
พลังงานพัลส์ (จูล)	12
ระยะซ้อนทับ (ร้อยละ)	75
ความเร็วในการเชื่อม (มิลลิเมตรต่อวินาที)	8
ระยะโฟกัส (มิลลิเมตร)	-1.5

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานก่อนการอบความร้อนแสดงในรูปที่ 2-21 โดยมีเฟสต่างๆ ประกอบด้วยเนื้อพื้นแกมมา อนุภาคแกมมาไพรม์ คาร์ไบด์ โบไรด์ โครงสร้างยูเทคติกและสารประกอบโลหะอื่นๆ การอบความร้อนก่อนการเชื่อมที่ 1120 องศาเซลเซียสส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคโดยเฉพาะการละลายของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีอะลูมิเนียมผสมอยู่มากที่บริเวณแกนกลางของเดนไดรต์และการสลายตัวของสารประกอบโบไรด์ อย่างไรก็ตามการอบความร้อนที่อุณหภูมิดังกล่าวนี้ไม่สามารถกำจัดสารประกอบคาร์ไบด์และโครงสร้างยูเทคติกได้ดี ทั้งนี้การทดลองอบความร้อนที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1120 องศาเซลเซียสพบว่าไม่มีการสลายตัวของอนุภาคแกมมาไพรม์และโบไรด์เกิดขึ้นการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำนั้นมีอัตราการให้ความร้อนสูงและเสี่ยงต่อการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในบริเวณกระทบบร้อน เช่น โครงสร้างยูเทคติก คาร์ไบด์

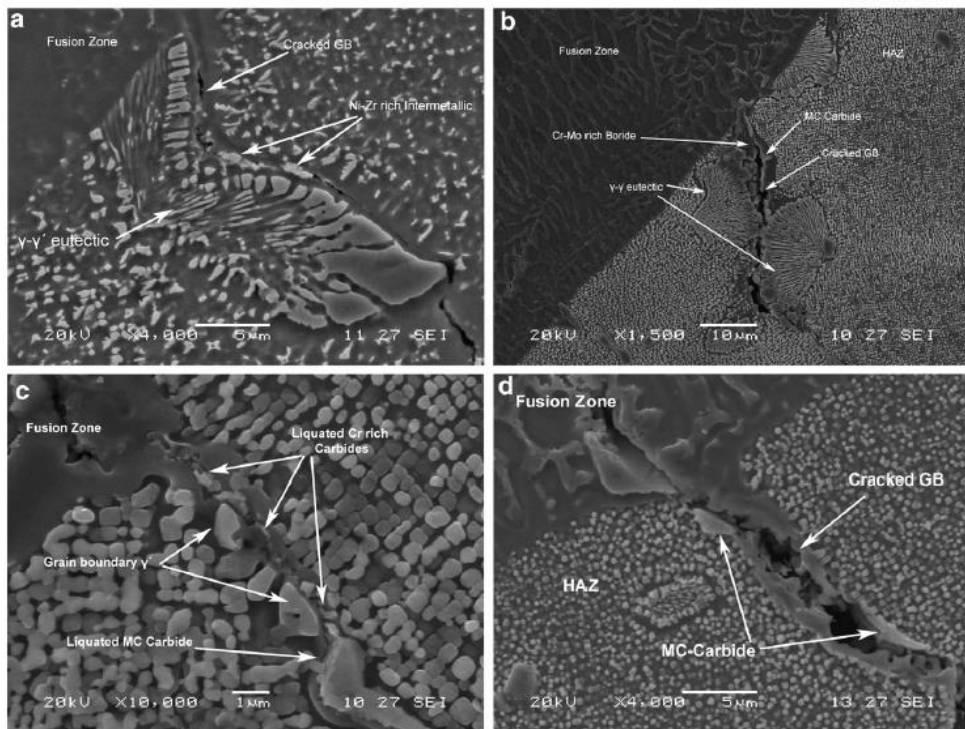


โบไรด์ และสารประกอบโลหะนิกเกิล-เซอร์โคเนียมดังแสดงในรูปที่ 2-22 ทั้งนี้บริเวณที่เกิดการหลอมเหลวนี้จะเกิดการแตกได้ง่ายเมื่อได้รับความเค้นแรงดึงสูงจากการเย็นตัวหลังการเชื่อม โดยบริเวณที่พบการแตกสูงสุดคือบริเวณคอรอยเชื่อมดังแสดงในรูปที่ 2-23

ความแข็งของโลหะพื้นเป็นอีกหนึ่งปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อการแตกของรอยเชื่อมที่บริเวณกระทวร้อน โดยเมื่อโลหะพื้นมีความแข็งสูงการคลายความเค้น (Stress Relaxation) จะเกิดขึ้นได้ยากและเกิดความเค้นสูงที่เกรนหลอมเหลวในบริเวณกระทวร้อน ในกรณีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่มีการเกิดอนุภาคแกมมาไพร์มั้น หากอนุภาคดังกล่าวไม่ถูกละลายระหว่างการให้ความร้อนจะเป็นปัจจัยสำคัญที่ทำให้โลหะพื้นมีความแข็งสูงและเพิ่มความเสี่ยงต่อการแตกจากการเชื่อมมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2-24

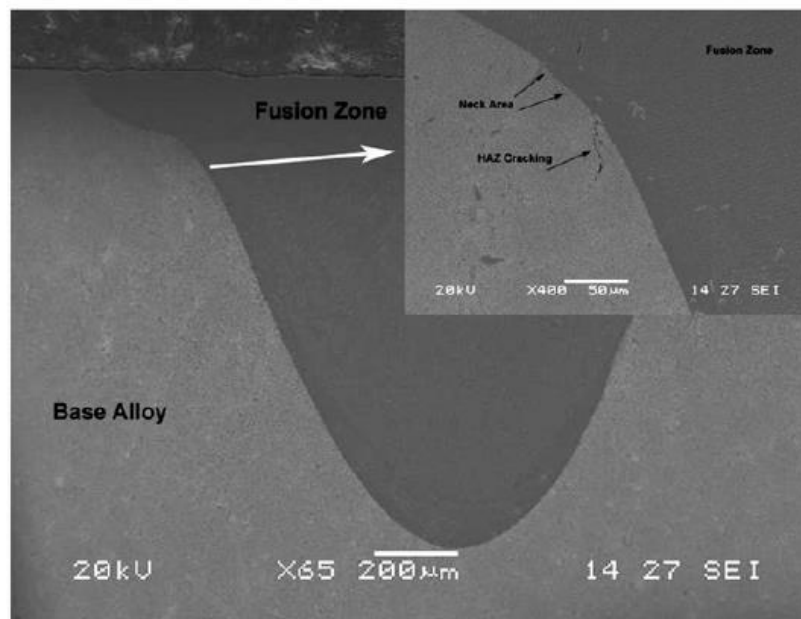


รูปที่ 2-21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหล่ออินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำ [19]



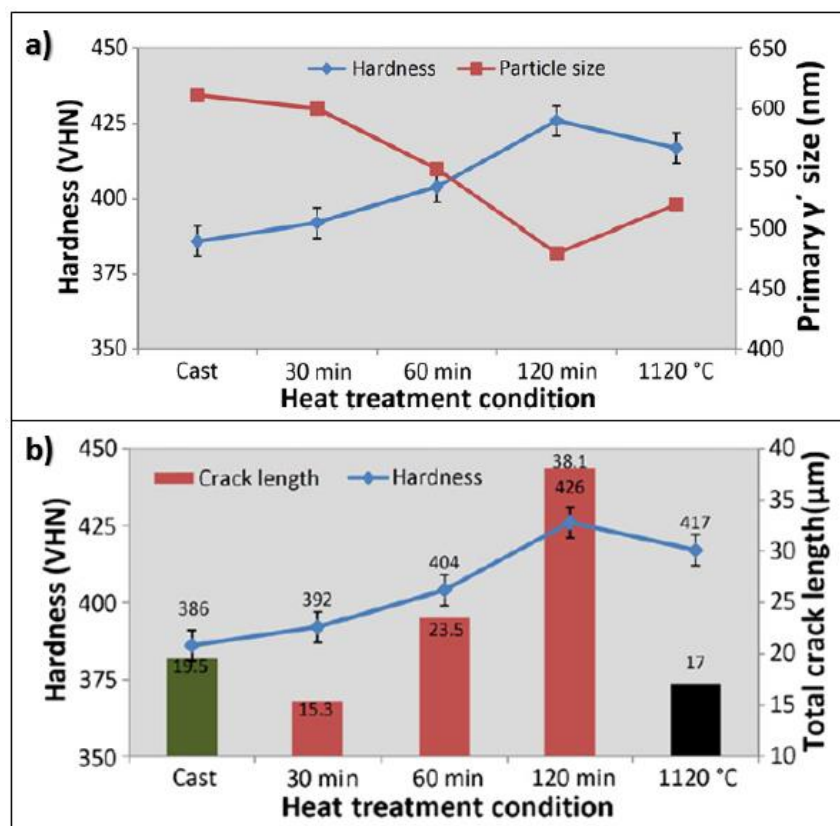
รูปที่ 2-22 การแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำในบริเวณกระแทบร้อน [19]

- a) สารประกอบโลหะนิกเกิล-เซอร์โคเนียม    b) แกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติก  
 c) คาร์ไบด์ที่มีโครเมียมผสมปริมาณมาก    d) คาร์ไบด์ที่มีแทนทาลัมผสมสูง



รูปที่ 2-23 การแตกที่บริเวณกระแทบร้อนในตำแหน่งคอรอยเชื่อม [19]

ความกว้างของช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวของโลหะพื้นเป็นอีกหนึ่งปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อการแตกที่บริเวณกระทบบร้อนจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ โดยการมีช่วงอุณหภูมิดังกล่าวที่กว้างจะส่งผลเสียต่อความสามารถของโลหะในบริเวณกระทบบร้อนในการคืนความเหนียวระหว่างรอบการให้ความร้อน โบรอนเป็นธาตุผสมหนึ่งที่ส่งผลเสียอย่างมากต่อช่วงอุณหภูมิการแข็งตัวของอินโคเนล 738 โดยเฉพาะการเกิดไบไรต์ที่บริเวณขอบเกรนจะทำให้เกิดเฟสหลอมเหลวที่อุณหภูมิต่ำซึ่งเป็นอนุภาคที่เกิดความเค้นแรงดึงสูงจากการหดตัวของโลหะโดยรอบ



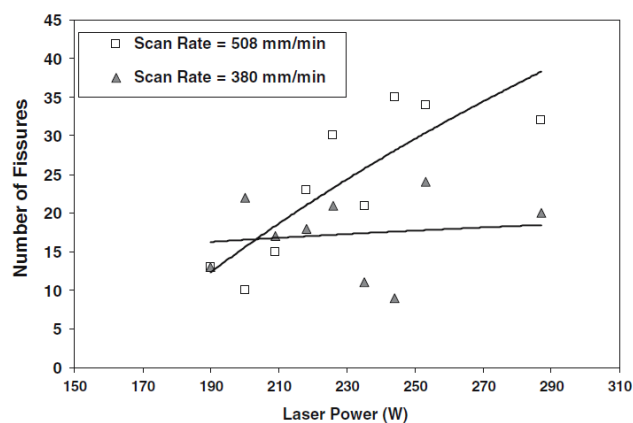
รูปที่ 2-24 ผลของเวลาในการอบความร้อนก่อนการเชื่อมที่ 1120 องศาเซลเซียสต่อการแตกที่เฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำระหว่างการเชื่อม [19]

#### 2.4 4 Repair of directionally solidified superalloy GTD-1 1 1 by laser-engineered net shaping [20]

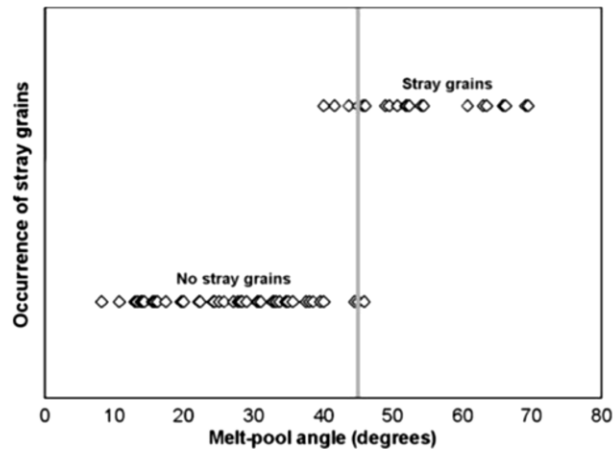
LENS เป็นวิธีการหนึ่งซึ่งใช้ในการซ่อมแซมใบพัดของเครื่องบิน โดยการหลอมละลายโลหะเติมชนิดผงบนชิ้นงานที่ต้องการซ่อมแซม ในงานวิจัยฉบับนี้ Li ใช้เลเซอร์พลังงาน 500 วัตต์เป็นตัวให้ความร้อน และใช้โลหะเติมเป็นผงเรเน 80 ในการเชื่อมพอกบนชิ้นงานจีทีดี-111

โครงสร้างจุลภาคของเนื้อเชื่อมที่ได้มีลักษณะเป็นเดนไดรท์ที่โตในทิศทางเดียวกับเนื้อพื้นเนื้อที่ตี-111 จุดบกพร่องงานเชื่อมที่พบบ่อยคือรูพรุนและการหลอมละลายไม่สมบูรณ์ซึ่งเป็นธรรมชาติของการเชื่อมด้วยโลหะเติมชนิดผงและการใช้พลังงานการเชื่อมต่ำ นอกจากนี้จุดบกพร่องดังกล่าวแล้วยังพบการร้าวระดับจุลภาคในรอยเชื่อมโดยเฉพาะอย่างยิ่งที่ขอบเกรนและมีความสัมพันธ์กับค่าตัวแปรในการเชื่อม ได้แก่ พลังงานในการเชื่อมและความเร็วในการเชื่อม ดังแสดงในรูปที่ 2-25 ซึ่งความสัมพันธ์ดังกล่าวสามารถอธิบายได้โดยการเกิดความเค้นอันเนื่องจากการขยายตัว-หดตัวทางความร้อน (thermal stress) และการเกิดโครงสร้างจุลภาคที่ไม่พึงประสงค์ที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ เช่นคาร์ไบด์และโบไรด์ตามขอบเกรนในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัวนอกจากสาเหตุดังกล่าวแล้ว งานวิจัยฉบับนี้ยังชี้ให้เห็นว่าการร้าวระดับจุลภาคมีความสัมพันธ์กับการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติ (stray grain) ซึ่งเป็นขอบเกรนชนิดมุมใหญ่ (large angle grain boundary) ที่มีความเค้นสูง เกรนที่เรียงตัวผิดปกตินี้เกิดใน 2 ลักษณะ คือ

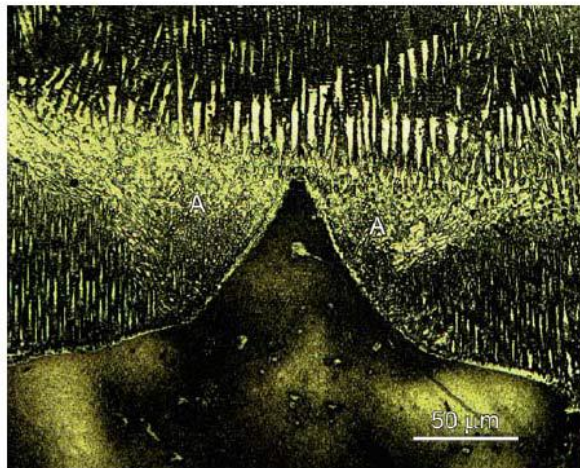
1. เกิดจากการถ่ายเทความร้อนในทิศทางตรงข้ามกับการเรียงตัวของเนื้อพื้น เกรนที่เรียงตัวผิดปกติจากสาเหตุนี้มีลักษณะดังรูปที่ 2-26 โดยจะเกิดเมื่อทิศทางการเย็นตัวทำมุมกับแกน z มากกว่า 45 องศาแสดงในรูปที่ 2-27
2. เกิดจากการมีเฟสที่สองในเนื้อพื้นใกล้ขอบบริเวณหลอมละลายดังแสดงในรูปที่ 2-28 การสลายตัวของเฟสที่สองระหว่างการเชื่อมทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะรอบๆต่ำลงกว่าบริเวณอื่นและเกิดการเย็นตัวที่แตกต่างออกไป



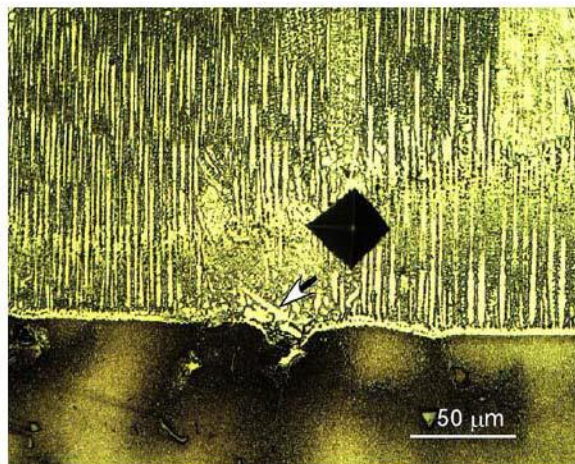
รูปที่ 2-25 ผลของพลังงานเลเซอร์และความเร็วในการเชื่อมต่อการเกิดรอยร้าว [20]



รูปที่ 2-26 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติจากการเย็นตัวในทิศทางแตกต่างจากการเรียงตัวของเนื้อพื้น [20]



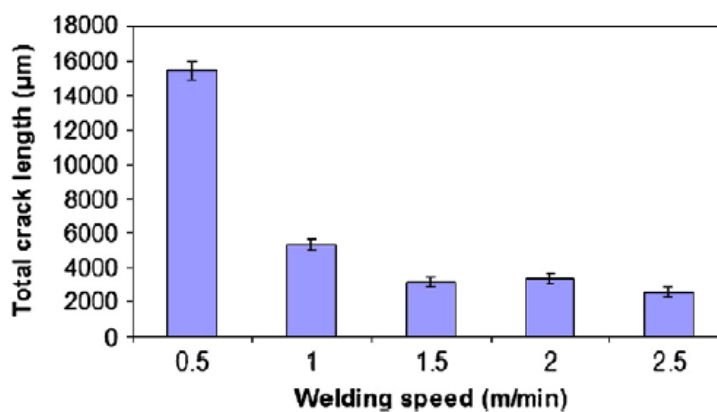
รูปที่ 2-27 ความสัมพันธ์ระหว่างทิศทางการถ่ายเทความร้อนกับการเกิดเกรนที่เรียงตัวผิดปกติ [20]



รูปที่ 2-28 เกรนที่เรียงตัวผิดปกติจากการมีเฟสที่สองในเนื้อพื้น [20]

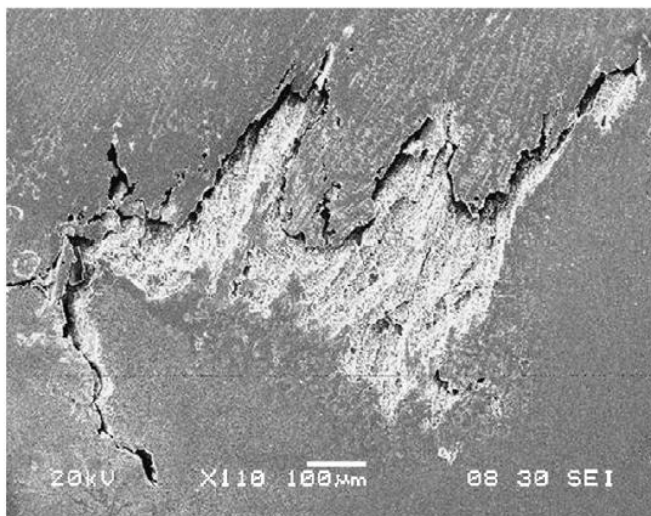
#### 2.4.5 Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy [21]

งานวิจัยฉบับนี้นำเสนอความสัมพันธ์ระหว่างการหลอมละลายที่ขอบเกรน (Intergranular liquation) และความเร็วในการเชื่อมเลเซอร์ต่อการแตกที่บริเวณกระแทกร้อนในอินโคเนล 738 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงกับจิติดี-111 โดยการเชื่อมในงานวิจัยฉบับนี้เป็นการเชื่อมเลเซอร์ชนิดแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์โดยไม่ใช้โลหะเติมที่พลังงาน 2.5 กิโลวัตต์ และความเร็วในการเชื่อมในช่วง 0.5 – 2.5 เมตรต่อนาที จากการศึกษพบว่าความอ่อนไหวต่อการแตกที่บริเวณกระแทกร้อนแปรผกผันกับความเร็วในการเชื่อมซึ่งขัดแย้งกับงานวิจัยอื่นที่ได้กล่าวมาแล้ว ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วในการเชื่อมและการแตกในบริเวณกระแทกร้อนจากงานวิจัยฉบับนี้แสดงในรูปที่ 2-29



รูปที่ 2-29 ความสัมพันธ์ระหว่างความเร็วในการเชื่อมและการแตกในบริเวณกระแทกร้อน [21]

Egbewande และคณะอธิบายความสัมพันธ์ดังกล่าวโดยการเกิดความไม่เสถียรของกระบวนการเชื่อม (Welding process instability-induced cracking) ซึ่งแสดงให้เห็นโดยโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 2-30 ความไม่เสถียรของกระบวนการเชื่อมนี้เกิดจากการที่ไอโลหะดูดซับพลังงานจากเลเซอร์ก่อนจะถึงพื้นผิวชิ้นงาน ทำให้ลักษณะการหลอมเหลวและการกระจายความร้อนไม่สม่ำเสมอในรอยเชื่อมและบริเวณกระแทกร้อนซึ่งนำไปสู่ความเค้นในบริเวณดังกล่าว นอกจากนี้ไอโลหะบางส่วนยังถูกกักในบ่อหลอมและทำให้เกิดรูพุนที่มีขอบแหลมและเป็นบริเวณที่มีความเค้นสูง (Localized stress concentration) ซึ่งเป็นจุดเริ่มต้นการแตกได้ง่าย ทั้งนี้จากงานวิจัยอื่นชี้ให้เห็นว่าความไม่เสถียรของกระบวนการเชื่อมนี้สามารถลดลงได้เมื่อเพิ่มความเร็วในการเชื่อมและลดระยะระหว่างหัวเชื่อมกับชิ้นงาน



รูปที่ 2-30 การแตกเนื่องจากความไม่เสถียรของกระบวนการเชื่อม [21]

#### 2.4.6 Liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds [22]

งานวิจัยหลายฉบับที่ Rush และคณะได้อ้างอิงถึงในงานวิจัยฉบับนี้ซึ่งทำการศึกษาผลของปัจจัยการเชื่อมได้นำเสนอผลการทดลองและแนวโน้มที่แตกต่างกัน โดยเฉพาะผลของความเร็วในการเชื่อมและพลังงานที่ใช้ในการเชื่อม สมมติฐานหนึ่งของความแตกต่างในผลการทดลองนี้คือการมีจำนวนการทดลองที่น้อยเกินไป ดังนั้น Rush และคณะจึงเลือกทำการศึกษาผลของพลังงานในการเชื่อม ความเร็วในการเชื่อม ขนาดลำแสงเลเซอร์รวมถึงรูปร่างรอยเชื่อมต่อการแตกระหว่างการเชื่อมและการแตกระหว่างการอบความร้อนหลังการเชื่อมโดยมีการกำหนดค่าตัวแปรที่หลากหลายและใช้ชิ้นงานตัวอย่างจำนวนมาก ดังแสดงในรูปที่ 2-31 ทั้งนี้การเชื่อมในงานวิจัยฉบับนี้เป็นการเชื่อมในเรเน80 โดยไม่ใช้ลวดเติมซึ่งจากการศึกษาพบว่าเป็นการเชื่อมที่มีความเสี่ยงต่อการแตกมากที่สุด

ผลการทดลองในงานวิจัยฉบับนี้ได้แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของตัวแปรการเชื่อมกับการแตกจากการเชื่อม ดังนี้

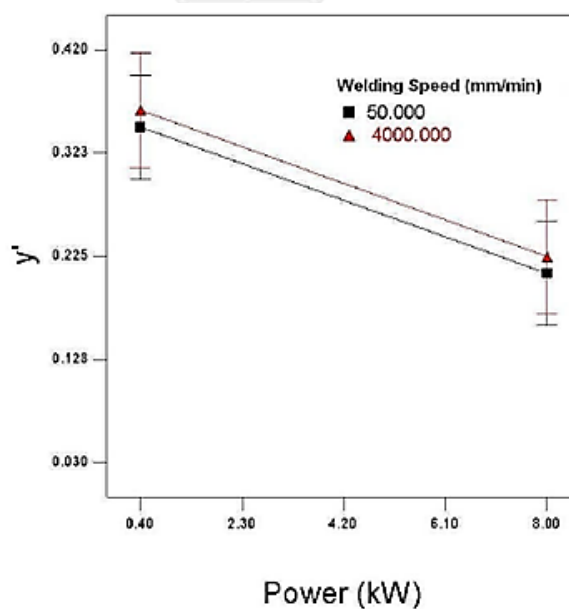
##### ความเร็วในการเชื่อม

ความเร็วในการเชื่อมส่งผลเพียงเล็กน้อยต่อการแตกของบริเวณกระแทกร้อนและบริเวณรอยเชื่อมจากการแตกจากการหลอมเหลวของเฟสที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ ดังแสดงในรูปที่ 2-31 อย่างไรก็ตามการใช้ความเร็วในการเชื่อมสูงส่งผลดีต่อการแตกหลังการอบความร้อนหลังการเชื่อมซึ่ง

คณะผู้วิจัยเสนอว่าเป็นผลจากการลดขนาดของบริเวณกระทบร้อนซึ่งมีความสัมพันธ์กับการแตกหลังการอบความร้อนดังแสดงในรูปที่ 2-32

Set	Beam Diameter (mm)	Power (kW)	Welding speed (mm.min <sup>-1</sup> )	Total number of trials
1	0.7	0.4, 0.86, 1.725, 2.6	100, 200, 400, 600, 800, 1000, 2000, 4000	56
	1.71	1.72, 3.44, 6.9	100, 200, 400, 600, 800, 1000, 2000, 4000	
2	2.5	0.5, 1, 2, 4, 8	200, 600, 1000, 2000, 4000	50
	5.0	0.5, 1, 2, 4, 8	200, 600, 1000, 2000, 4000	
3	2.5	0.5, 0.6, 0.8, 1, 1.5	50, 100, 150	30
	5.0	0.5, 0.6, 0.8, 1, 1.5	50, 100, 150	

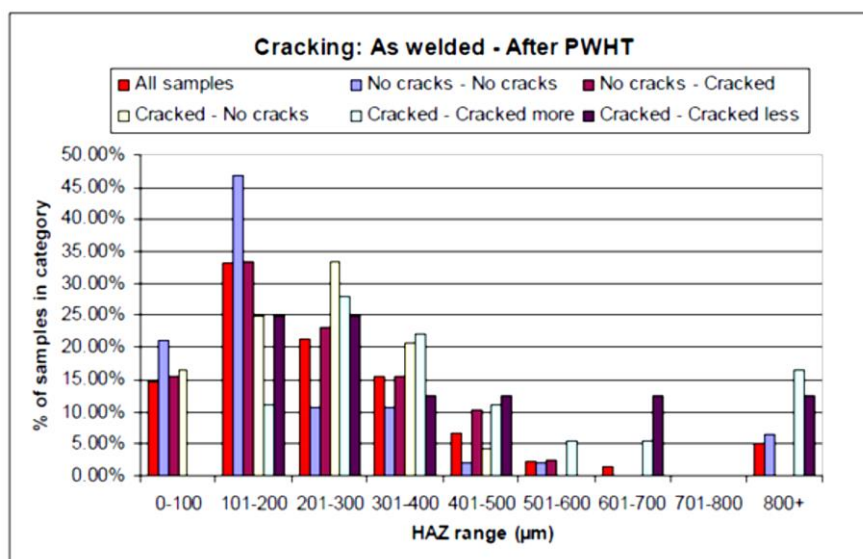
รูปที่ 2-31 ตัวแปรการเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้ในการศึกษาการแตกจากการเชื่อมในเรเน80 [22]



รูปที่ 2-32 ผลของความเร็วในการเชื่อมและพลังงานในการเชื่อมต่อการแตกหลังการเชื่อม [22]

(หมายเหตุ: ไม่พบการแตกที่ค่า  $\gamma' = 0.365$  หรือสูงกว่า)





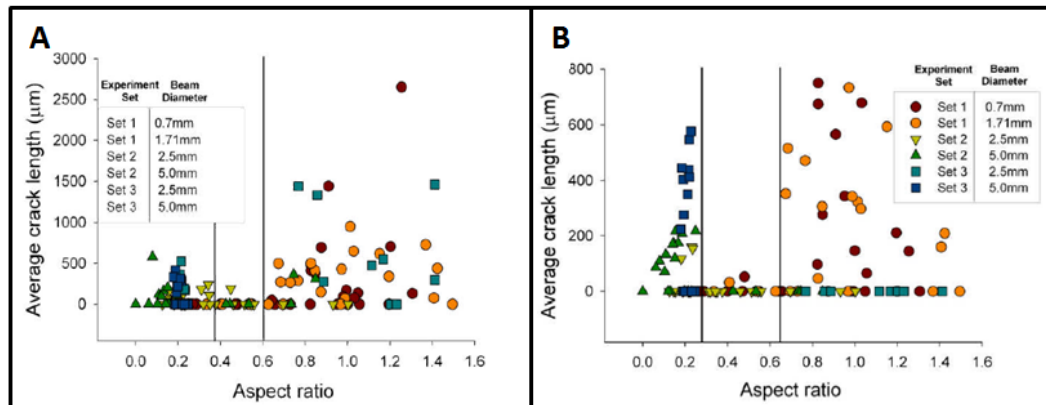
รูปที่ 2-33 ผลของขนาดบริเวณกระทบร้อนต่อการแตกจากการอบความร้อนหลังการเชื่อม [22]

### พลังงานในการเชื่อมและขนาดลำแสงเลเซอร์

ตัวแปรทั้งสองนี้มีความสัมพันธ์กันและมีความสำคัญอย่างมากในแง่ผลต่อการแตกที่บริเวณรอยเชื่อมและบริเวณกระทบร้อนดังแสดงในรูปที่ 2-34 โดยพบการแตกลดลงเมื่อใช้พลังงานการเชื่อมต่ำร่วมกับขนาดลำแสงเลเซอร์เล็กและเมื่อใช้พลังงานการเชื่อมสูงร่วมกับขนาดลำแสงเลเซอร์ใหญ่ ลักษณะความสัมพันธ์ดังกล่าวเป็นผลจากการเปลี่ยนรูปร่างของรอยเชื่อมซึ่งเป็นอีกหนึ่งปัจจัยหลักที่จะกล่าวถึงต่อไป ทั้งนี้ขนาดลำแสงเลเซอร์ที่แนะนำจากงานวิจัยชิ้นนี้คือ 2.5 มิลลิเมตรซึ่งเป็นขนาดลำแสงที่พบการแตกน้อยที่สุดในทั้งสองกรณี

### รูปร่างรอยเชื่อม

คณะผู้วิจัยได้แสดงให้เห็นว่าการแตกจากการเชื่อมมีความสัมพันธ์อย่างมากกับรูปร่างรอยเชื่อมทั้งในสภาพหลังการเชื่อมและหลังการอบความร้อน โดยสัดส่วนความลึกต่อความกว้างที่เหมาะสมและเกิดการแตกน้อยอยู่ในช่วง 0.25 – 0.65 ในสภาพหลังเชื่อมและ 0.35 – 0.65 ในสภาพหลังอบความร้อนดังแสดงในรูปที่ 2-34



รูปที่ 2-34 ผลของอัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมต่อความยาวเฉลี่ยของรอยแตก [22]

#### 2.4.7 Microstructure evolution of high-performance Ni-base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters [4]

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 มีโครงสร้างจุลภาคที่ซับซ้อนและประกอบด้วยหลายเฟสซึ่งมีความเสถียรซึ่งลักษณะดังกล่าวส่งผลดีต่อสมบัติทางกลในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง อย่างไรก็ตามการใช้งานจีทีดี-111 ที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคโดยเฉพาะปริมาณและขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการสร้างความแข็งแรงให้แก่วัสดุ ดังนั้นจึงจำเป็นต้องทำการฟื้นฟูสภาพ (Rejuvenation) โดยการอบความร้อนอย่างเหมาะสมเพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลที่ต้องการโดยไม่เกิดเฟสที่ส่งผลเสียต่างๆ รวมถึงจุดบกพร่องอื่น เช่น รอยแตกหรือการเกิดออกซิเดชันระหว่างการใช้งาน อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการอบละลายจีทีดี-111 นั้นกำหนดด้วยขนาดและปริมาณตั้งต้นของอนุภาคแกมมาไพรม์และสารประกอบโลหะอื่นๆ ในเนื้อโลหะ งานวิจัยฉบับอื่นเสนอว่าอุณหภูมิที่เหมาะสมในการละลายสมบูรณ์สำหรับจีทีดี-111 อยู่ที่ 1180-1235 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิต่ำที่สุดในการอบละลายในงานวิจัยฉบับนี้ นอกจากนี้ยังมีงานวิจัยบางฉบับได้แสดงผลสำเร็จในการทดลองการอบละลายอินโคเนล 738 ชนิดคาร์บอนต่ำอย่างสมบูรณ์ที่ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และทำให้เกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ละเอียดโดยการเย็นตัวในน้ำ ตัวแปรต่างๆ ในการอบละลายและอบบ่มในงานวิจัยนี้แสดงในตารางที่ 2-6

ผลการทดลองในงานวิจัยฉบับนี้พบว่าตัวแปรต่างๆ มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคหลังการอบละลายและอบบ่มดังนี้

ตารางที่ 2-6 แปรในการอบละลายและอบบ่มที่ใช้ในงานวิจัย [4]

Cycle	Homogenization			Partial solution			Aging		
	Cooling rate (°C/min)	Time (min)	Temperature (°C)	Cooling rate (°C/min)	Time (min)	Temperature (°C)	Cooling rate (°C/min)	Time (h)	Temperature (°C)
A	18	240	1200	25	120	1120	25	24	845
B	5	240	1200	25	120	1120	25	24	845
C	18	120	1200	32	120	1120	25	24	845
D	5	120	1200	25	120	1120	25	24	845
E	–	–	–	32	120	1120	25	24	845
F	–	–	–	25	120	1120	25	24	845
G	5	120	1180	18	120	1120	25	24	845
H	5	240	1180	18	120	1120	25	24	845
I	5	120	1200	18	120	1120	25	24	845

### อัตราการเย็นตัวจากอุณหภูมิการอบละลายอย่างสมบูรณ์และการอบละลายบางส่วน

ผลการเปรียบเทียบชิ้นงาน A กับ B และชิ้นงาน D และ I ใน รูปที่ 2-35 จะเห็นได้ว่าอัตราการเย็นตัวทั้งสองขั้นตอนมีผลต่อปริมาณและขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มโดยเมื่ออัตราการเย็นตัวสูงจะให้อนุภาคแกมมาไพร์มที่มีขนาดเล็กกว่า มีปริมาณน้อยกว่า และมีกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอเมื่อเปรียบเทียบกับการให้อัตราการเย็นตัวต่ำเวลาที่ใช้ในการอบละลายอย่างสมบูรณ์

จากการเปรียบเทียบชิ้นงานเวลาในการอบละลายที่ 2 และ 4 ชั่วโมง (เปรียบเทียบชิ้นงาน A กับ C และ B กับ D ในรูปที่ 2-35) ไม่พบความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญของโครงสร้างจุลภาค ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าการอบละลายที่ 2 ชั่วโมงนั้นเพียงพอต่อการละลายอนุภาคแกมมาไพร์มลงสู่เนื้อพื้นแกมมา

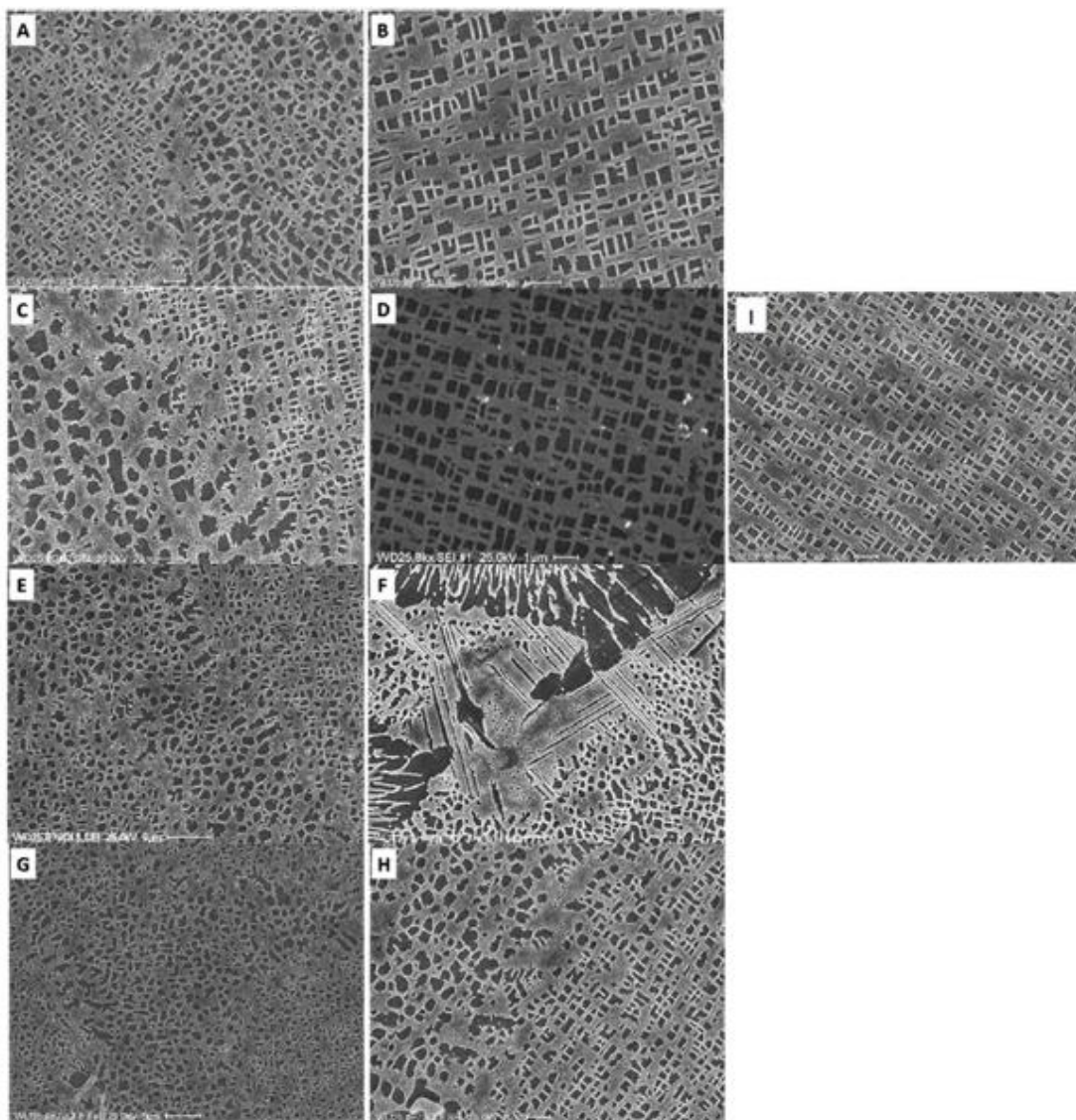
### การทำละลายอย่างสมบูรณ์

ความสำคัญของการทำละลายอย่างสมบูรณ์แสดงให้เห็นจากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน E และ F ในรูปที่ 2-35 ซึ่งผ่านเฉพาะกระบวนการทางความร้อนมาตรฐานสำหรับจีทีดี-111 โดยไม่ผ่านการอบละลายอย่างสมบูรณ์ที่อุณหภูมิสูง โคนจะเห็นได้ว่าโครงสร้างจุลภาคที่ได้ในชิ้นงานทั้งสองนี้จะมีอนุภาคแกมมาไพร์มที่ไม่สม่ำเสมอและพบโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติก รวมถึงเฟสที่ส่งผลเสียต่อสมบัติวัสดุอื่นๆ ในปริมาณมากจากการที่อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการละลายโครงสร้างและเฟสเหล่านี้ต่ำเกินไป ซึ่งจากงานวิจัยอื่นเสนอไว้ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1180 องศาเซลเซียส ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว

### อุณหภูมิการทำละลายอย่างสมบูรณ์

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน G และ H ใน รูปที่ 2-35 รูปที่ 2-35 โครงสร้างจุลภาคที่พบจากการทดลองอบละลายและอบบ่มที่สภาวะต่างๆ พบว่าการอบละลายอย่างสมบูรณ์ที่

1180 องศาเซลเซียสไม่สามารถทำให้เกิดอนุภาคแกมมาไพร์มที่มีความสม่ำเสมอได้แม้จะใช้เวลาอบนานถึง 4 ชั่วโมง ดังนั้นอุณหภูมิที่เหมาะสมในการอบละลายอย่างสมบูรณ์สูงถึง 1200 องศาเซลเซียส จากผลของตัวแปรต่างๆที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคหลังกระบวนการทางความร้อนสรุปได้ว่า อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสมในการอบละลายอย่างสมบูรณ์คือ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง



รูปที่ 2-35 โครงสร้างจุลภาคที่พบจากการทดลองอบละลายและอบบ่มที่สภาวะต่างๆ [4]

### บทที่ 3 ระเบียบวิธีวิจัย

#### 3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย

##### 3.1.1 วัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

1. ชิ้นส่วนใบพัดเครื่องผลิตไฟฟ้าภาคพื้นดินซึ่งเป็นโลหะจี้ทีดี-111
2. ลวดเชื่อมอินโคเนล 625 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 มิลลิเมตร

##### 3.1.2 การเชื่อมและการอบละลาย

1. เครื่องเชื่อมเลเซอร์ชนิดสารตัวกลางเป็นแท่งผลึกแข็ง Alphasaser AL 300CWS
2. เครื่องเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคลุม
3. แก๊สอาร์กอน
4. กล้องถ่ายภาพความร้อน
5. เตอบความร้อน

##### 3.1.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

1. เครื่องตัดชิ้นงาน
2. อุปกรณ์ขึ้นเรือนเย็น
3. กระดาษทรายความละเอียด 80 120 220 320 600 1000 1200 และ 2000
4. งานขัดและผ้าสักหลาด
5. ผงอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน
6. กรดมาเบิล
7. กล้องจุลทรรศน์แบบแสง
8. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
9. โปรแกรมวิเคราะห์ภาพอิมเมจเจ (Image Analyzer; ImageJ)

### 3.1.4 การตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี

1. เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน
2. เครื่องเอ็กซ์เรย์สเปคโตรสโคปแบบกระจายพลังงาน

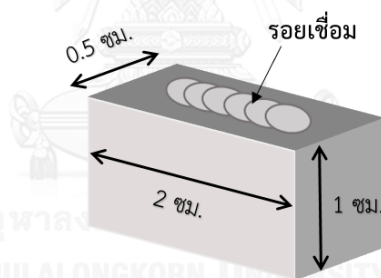
### 3.1.5 การทดสอบความแข็ง

1. เครื่องวัดความแข็งไมโครวิกเกอร์

## 3.2 ระเบียบวิธีการวิจัย

### 3.2.1 ชิ้นงานที่ใช้ในการเชื่อม

ชิ้นงานที่ใช้ในการเชื่อมมีความสูง 1 เซนติเมตรและมีขนาดโดยประมาณในแนวกว้างและแนว ยาว 0.5 และ 2 เซนติเมตรตามลำดับ รูปที่ 3-1 แสดงให้เห็นถึงลักษณะชิ้นงานที่ใช้ในการเชื่อมรวมถึง แนวรอยเชื่อมบนชิ้นงาน



รูปที่ 3-1 ลักษณะชิ้นงานทดลองเชื่อม

### 3.2.2 การเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุม

ทำการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุมโดยใช้คนเชื่อม (manual welding) ในลักษณะการเชื่อมแบบหยดบนแผ่น (bead-on-plate) ดังแสดงในรูปที่ 3-1 บนชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยใช้โลหะเติมเป็นลวดเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิลชั้นคุณภาพอินโคเนล 625 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 มิลลิเมตร และควบคุมความเร็วในการเชื่อม 60 มิลลิเมตรต่อนาที ค่าตัวแปรการเชื่อมแสดงในตารางที่ 3-1 ทั้งนี้มีการทำความสะอาดผิวชิ้นงานโดยการขัดด้วยแปรงลวดเพื่อกำจัดชั้นฟิล์มออกไซด์ก่อนทำการเชื่อม และมีการปกคลุมชิ้นงานด้วยแก๊สอาร์กอนตลอดการเชื่อม

ตารางที่ 3-1 ค่าตัวแปรในการเชื่อมชิ้นงานด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม

ชิ้นงาน	ความต่างศักย์ (โวลต์)	กระแสไฟฟ้า (แอมแปร์)	พลังงาน* (วัตต์)
จี้ทีเอดับบลิว 1	9	20	180
จี้ทีเอดับบลิว 2	9	22	198
จี้ทีเอดับบลิว 3	9	27	243
จี้ทีเอดับบลิว 4	9	33	297
จี้ทีเอดับบลิว 5	9	35	315

\* พลังงานที่ระบุบนเครื่องเชื่อม

### 3.2.3 การเชื่อมเลเซอร์

ทำการเชื่อมเลเซอร์โดยใช้คนเชื่อมบนชิ้นงานจี้ทีดี-111 โดยใช้โลหะเติมเป็นลวดเชื่อมอินโคเนล 625 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.6 มิลลิเมตร และใช้ความเร็วในการเชื่อม 120 มิลลิเมตรต่อนาที ค่าตัวแปรการเชื่อมดังตารางที่ 3-2 ทั้งนี้มีการทำความสะอาดผิวชิ้นงานโดยการยิงไอออนเพื่อกำจัดชั้นฟิล์มออกไซด์ก่อนทำการเชื่อม และมีการปลกคลุมชิ้นงานด้วยแก๊สอาร์กอนตลอดการเชื่อม

ตารางที่ 3-2 ค่าตัวแปรในการเชื่อมชิ้นงานด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์

ชิ้นงาน	ความต่างศักย์ (โวลต์)	ความถี่ (เฮิร์ต)	พลังงาน* (วัตต์)	ช่วงพัลส์ (วินาที)	พลังงานสูงสุด (กิโลวัตต์)	ขนาดเลเซอร์ (มิลลิเมตร)
เลเซอร์ 1	370	15	295	0.005	3	1.8
เลเซอร์ 2	350	15	252	0.005	3	1.8
เลเซอร์ 3	370	12	236	0.005	3	1.8
เลเซอร์ 4	370	10	197	0.005	3	1.8
เลเซอร์ 5	320	15	195	0.005	3	1.8

\* พลังงานที่ระบุบนเครื่องเชื่อม

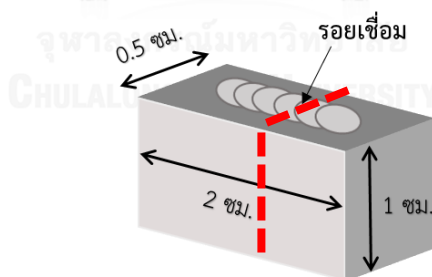
### 3.2.4 การอบความร้อนหลังการเชื่อม

นำชิ้นงานที่ได้จากการเชื่อมตามข้อ 3.2.2 – 3.3.3 ไปอบละลายที่ 1,200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และอบบ่มที่ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้มีความสม่ำเสมอ

### 3.2.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมทางเคมีของเฟส

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมทางเคมีของเฟสทำใน 2 ขั้นตอนคือ 1) หลังการเชื่อม และ 2) หลังการอบความร้อนหลังการเชื่อม โดยการนำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการในข้อ 3.2.1 - 3.2.3 มาวิเคราะห์โครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ร่วมกับการใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพเพื่อวิเคราะห์ขนาดอนุภาคโดยเฉลี่ยและการกระจายตัวของเฟส

ทำการเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเริ่มจากการตัดชิ้นงานที่กึ่งกลางรอยเชื่อมตามเส้นประในรูปที่ 3-2 ด้วยเครื่องดิสโคทอมโดยมีการหล่อเย็นด้วยน้ำตลอดการตัด จากนั้นจึงขึ้นเรือนเย็นและนำไปขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80 -2000 และขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ขนาด 1 ไมครอนตามวิธีการทางโลหวิทยา จนได้ชิ้นงานที่มีผิวเรียบมันจึงทำการกัดกรด (Etch) ด้วยกรด Marble เพื่อให้สามารถเห็นโครงสร้างจุลภาคได้อย่างชัดเจนยิ่งขึ้น



รูปที่ 3-2 การตัดชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

มีความพยายามในการการวิเคราะห์เฟสต่าง ๆ โดยการใช้เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน อย่างไรก็ตามเนื่องจากขนาดบริเวณรอยเชื่อมมีขนาดเล็กมาก (เล็กกว่า 1 มิลลิเมตร) จึงไม่เหมาะสมที่จะทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชันซึ่งมีพื้นที่ในการตรวจวัดใหญ่กว่า 5 มิลลิเมตร ดังนั้นการวิเคราะห์สัดส่วนธาตุผสมโดยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปคโตรสโคปแบบกระจายพลังงานซึ่งเป็นอุปกรณ์เสริมในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดจึงถูกนำมาใช้เพื่อการวิเคราะห์ธาตุทดแทน



### 3.2.6 การวัดความแข็ง

ทดสอบความแข็งของชิ้นงานด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบไมโครวิกเกอร์



## บทที่ 4

### ผลการทดลองและการอภิปรายผล

โลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกลชันคุณภาพจีทีดี-111 มีสมบัติทางกลต่างๆ ขึ้นกับชนิด ขนาดและการกระจายตัวของโครงสร้างจุลภาคและความสม่ำเสมอของส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานเป็นอย่างมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มซึ่งเป็นกลไกหลักในการสร้างความแข็งแรงแม้ที่อุณหภูมิสูงโดยการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันซึ่งเป็นจุดกำเนิดของความเสียหายรูปแบบต่างๆ อนุภาคแกมมาไพร์มรวมถึงโครงสร้างจุลภาคชนิดอื่นที่พบได้ในจีทีดี-111 นั้นเกิดการเปลี่ยนแปลงได้มากเมื่ออยู่ในอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน รวมทั้งอาจเกิดความเสียหายในระดับมหภาคเช่น การสึกหรอจากการขัดสีรวมไปถึงการแตกที่บริเวณผิวของใบพัด จึงจำเป็นต้องมีการซ่อมแซมและคืนสภาพวัสดุ (Refurbishment) เมื่อใช้งานได้ระยะหนึ่ง การซ่อมแซมดังกล่าวนี้มักประกอบด้วยการเชื่อมพอกโดยวิธีต่างๆ และกรรมวิธีทางความร้อนซึ่งเป็นที่ทราบกันดีว่าอาจส่งผลให้เกิดการแตกเพิ่มเติมในชิ้นงานโลหะผสมที่ได้ความแข็งแรงจากการตกตะกอนดังที่ได้กล่าวมาแล้วในบทที่ 2 การค้นคว้าวิจัยเกี่ยวกับการคืนสภาพวัสดุลักษณะดังกล่าวมีอย่างแพร่หลายโดยมุ่งเน้นในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและการเกิดรอยแตกหลังกระบวนการเชื่อมและกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมซึ่งเป็นสิ่งไม่พึงประสงค์

#### 4.1 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุของชิ้นงานที่ได้รับ

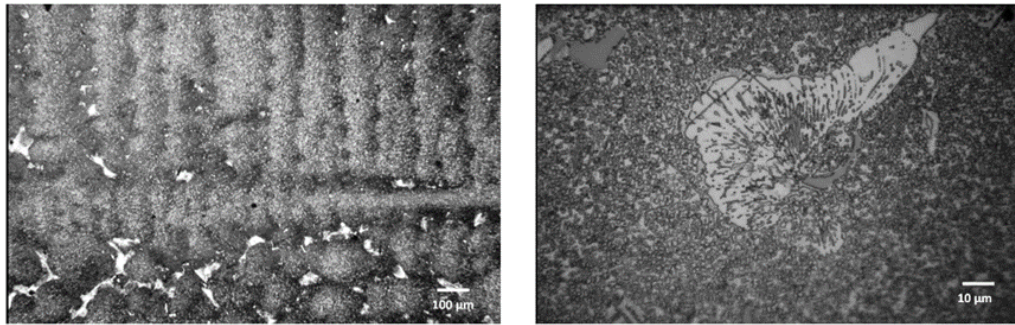
ชิ้นงานจีทีดี-111 ที่ได้รับความอนุเคราะห์จากการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทยนั้นเป็นชิ้นส่วนที่ตัดแบ่งออกมาจากชิ้นงานที่เกิดความเสียหายภายหลังการใช้งานเป็นใบพัดขั้นที่ 1 ในเครื่องผลิตกระแสไฟฟ้าระบบแก๊สเทอร์โบนั้น ดังนั้นจึงสามารถคาดการณ์ได้ว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานดังกล่าวจะถูกทำลายไปจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน โดยยังคงแสดงลักษณะของโครงสร้างแบบเดนไดรต์ (Dendritic Structure) ซึ่งเป็นลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยวิธีการหล่อ (Casting) เฟสต่างๆ กระจายอยู่ในเนื้อพื้นแกมมาในชิ้นงานที่ได้รับ ประกอบด้วยอนุภาคแกมมาไพร์ม คาร์ไบด์ชนิดต่างๆ และโครงสร้างยูเทคติกแกมมา-แกมมาไพร์ม ดังแสดงในรูปที่ 4-1 และรูปที่ 4-2

อนุภาคแกมมาไพร์มซึ่งเป็นปัจจัยหลักที่สร้างความแข็งแรงให้กับจีทีดี-111 ที่พบในชิ้นงานที่ได้รับนั้นมีลักษณะที่แตกต่างกันทั้งในด้านขนาดและสัณฐาน (morphology) ของอนุภาคเมื่ออยู่ในชิ้นงาน

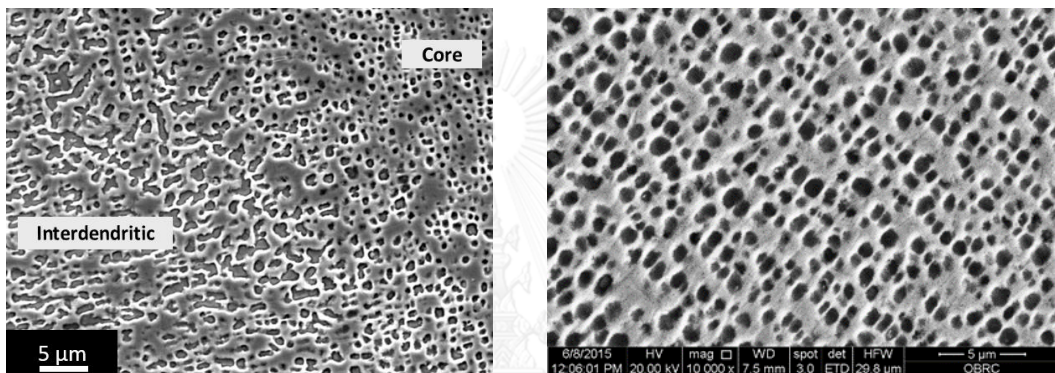
เดียวกันโดยขนาดเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์มที่พบ คือ 0.62 ตารางไมโครเมตร และมีสัดส่วนพื้นที่ร้อยละ 53.34 บนเนื้อพื้นแกมมา โดยสัดส่วนของอนุภาคแกมมาไพร์มที่พบมากที่สุดได้แก่ แกมมาไพร์มที่มีลักษณะรียาว (oval) แกมมาไพร์มที่มีลักษณะเป็นสี่เหลี่ยม (cuboidal) รวมทั้งแกมมาไพร์มที่มีลักษณะกลม (spheroidal) และมีขนาดเล็ก

ลักษณะความแตกต่างของอนุภาคแกมมาไพร์มดังกล่าวนี้เป็นผลจากการที่ชิ้นงานได้รับความร้อนเป็นเวลานานจนเกิดการรวมตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มเป็นอนุภาคขนาดใหญ่ (coarsening) เมื่อเปรียบเทียบกับขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานหลังการอบความร้อนที่มีขนาดต่ำกว่า 0.2 ตารางไมโครเมตร [23] โดยลักษณะสัดส่วนที่ต่างกันนี้คาดว่าเกิดจากการที่แกมมาไพร์มในเนื้อพื้นเกิดขึ้นไม่พร้อมกันหรือได้รับความร้อนที่แตกต่างกันระหว่างการใช้งาน [24] ทั้งนี้จากรูปจะสามารถสังเกตเห็นได้ว่าขนาดของอนุภาคที่บริเวณแกนกลางของเดนไดรต์ (core) จะมีขนาดเล็กกว่าอนุภาคที่บริเวณระหว่างแขนของเดนไดรต์ (Interdendritic) นอกจากนี้ยังสามารถสังเกตเห็นได้ว่าคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นนั้นจะอยู่ที่บริเวณแขนของเดนไดรต์มากกว่าที่บริเวณแกนกลางอย่างเห็นได้ชัด ทั้งนี้เป็นผลจากการที่คาร์บอนมีค่าสัมประสิทธิ์การแยกตัว (partitioning coefficient) ในเนื้อพื้นนิกเกิลที่ต่ำมาก ซึ่งส่งผลให้คาร์บอนถูกผลักเข้าไปอยู่ในบริเวณหลอมเหลวระหว่างการแข็งตัวในกระบวนการหล่อ [19]

ผลการวิเคราะห์ธาตุในเฟสต่างๆ ด้วยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปคโตรสโคปีชนิดกระจายพลังงาน (EDS) ในชิ้นงานตั้งต้นพบว่ามีความไม่สม่ำเสมอของธาตุผสมในบริเวณต่างๆ ของโครงสร้างจุลภาค โดยพบโครเมียม อะลูมิเนียมและไททาเนียมมากที่บริเวณระหว่างแขนของเดนไดรต์เมื่อเปรียบเทียบกับสัดส่วนของธาตุดังกล่าวที่บริเวณแกนกลาง ซึ่งลักษณะดังกล่าวเป็นผลจากการที่ธาตุต่างๆ เหล่านี้มีสัมประสิทธิ์การแยกตัวในเนื้อพื้นนิกเกิลที่ค่อนข้างสูง อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาปริมาณในแง่ของร้อยละโดยอะตอมของไททาเนียมและอะลูมิเนียมจะพบว่าที่บริเวณแกนกลางนั้นมีปริมาณอะลูมิเนียมที่สูงกว่าไททาเนียมมาก ในขณะที่บริเวณระหว่างแขนของเดนไดรต์จะมีปริมาณไททาเนียมสูงกว่าอย่างเห็นได้ชัด ลักษณะการกระจายตัวของไททาเนียมและอะลูมิเนียมดังกล่าวนี้ส่งผลต่อการละลาย (dissolution) ของอนุภาคแกมมาไพร์มที่อุณหภูมิสูง เช่น ขณะได้รับความร้อนจากการเชื่อมหรือขณะอบความร้อนหลังการเชื่อม โดยบริเวณแกนกลางของเดนไดรต์ที่อนุภาคแกมมาไพร์มประกอบด้วยอะลูมิเนียมเป็นหลักจะมีอุณหภูมิการละลาย (solvus temperature) ที่ 1120 -1130 องศาเซลเซียส ซึ่งต่ำกว่าบริเวณที่มีอนุภาคที่ประกอบด้วยไททาเนียมเป็นหลักซึ่งมีอุณหภูมิละลายที่ 1170 - 1180 องศาเซลเซียส [25]



รูปที่ 4-1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง



รูปที่ 4-2 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงขนาดและพื้นที่อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน

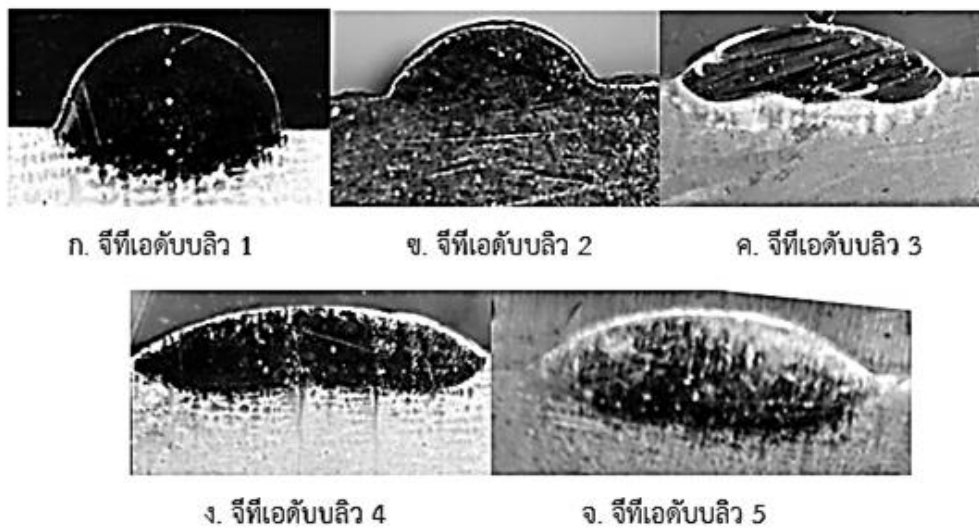
## 4.2 ผลการเชื่อมชิ้นงานด้วยการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุม

### 4.2.1 รูปร่างรอยเชื่อม

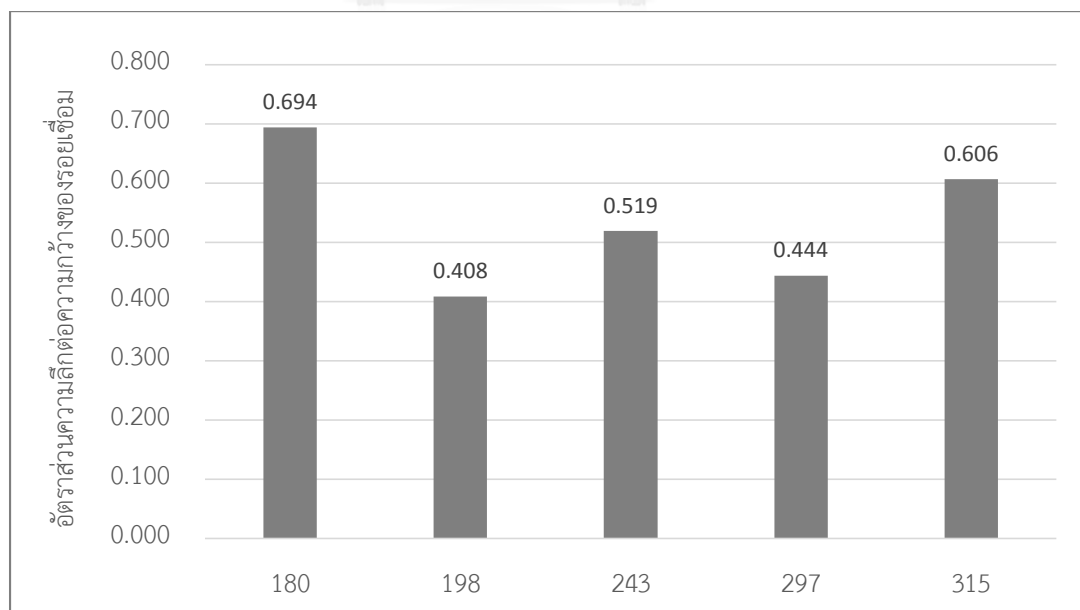
กระบวนการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุมที่ใช้ในอยู่ในระดับพลังงานค่อนข้างต่ำ นั่นคือระหว่าง 180 – 315 วัตต์ ซึ่งเมื่อนำไปคำนวณร่วมกับค่าประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงานของกระบวนการเชื่อมอาร์คทังสเตนก๊าซคลุมที่ร้อยละ 75 และความเร็วในการเชื่อมที่ 60 มิลลิเมตรต่อนาที จะได้ว่า ความร้อนที่ให้แก่ชิ้นงานในการทดลองนี้อยู่ในช่วงระหว่าง 135 - 236 จูลต่อมิลลิเมตร

ดังที่ได้กล่าวไว้แล้วในบทที่ 2 ว่าผลการเชื่อมรูปแบบหนึ่งซึ่งสามารถใช้พิจารณาโอกาสการเกิดรอยแตกจากการเชื่อมได้คือรูปร่างของรอยเชื่อม โดยในที่นี้จะใช้ค่าสัดส่วนความลึกต่อความกว้าง (depth-to-width ratio) ของรอยเชื่อมในการแสดงรูปร่างของรอยเชื่อมซึ่งแตกต่างกันไปในแต่ละชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 4-3 นอกจากนั้นจากรูปที่ 4-4 จะเห็นได้ว่าค่าสัดส่วนดังกล่าวไม่แสดงความสัมพันธ์ที่ชัดเจนกับค่าพลังงานการเชื่อมที่ระบุจากเครื่องเชื่อม ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการควบคุมความเร็วในการเชื่อมไม่มีประสิทธิภาพจากการใช้คนในการเชื่อม อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบกับ

งานวิจัยอื่นที่นำเสนอช่วงสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมที่เหมาะสมที่ 0.35-0.65 พบว่าค่าตัวแปรการเชื่อมที่ทำการทดลองนั้นให้สัดส่วนดังกล่าวในระดับที่เหมาะสมยกเว้นเพียงในชิ้นงานที่ใช้ค่าพลังงานการเชื่อมที่ 180 วัตต์ หรือคำนวณเป็นค่าความร้อนโดยใช้ค่าประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงานที่ร้อยละ 75 ได้เท่ากับ 135 จูลต่อมิลลิเมตร



รูปที่ 4-3 รูปร่างรอยเชื่อมจากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและอลูมิเนียม



รูปที่ 4-4 อัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและอลูมิเนียม

#### 4.2.2 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังการเชื่อม

การเชื่อมเป็นวิธีการทำให้โลหะติดกัน (Joining) โดยอาศัยการหลอมละลายของเนื้อโลหะสองฝั่ง ดังนั้นสิ่งที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการเชื่อมคือความร้อนปริมาณมากที่จำเป็นใช้ในการเปลี่ยนสถานะของโลหะเนื้อพื้นและโลหะเติมให้กลายเป็นของเหลวที่สามารถผสมกลายเป็นเนื้อเดียวกันได้ นอกจากการหลอมเหลวแล้วความร้อนดังกล่าวยังส่งผลต่อบริเวณใกล้เคียงโดยเฉพาะในการทำการทำให้ส่วนผสมทางเคมีเฉพาะที่และโครงสร้างจุลภาคในบริเวณดังกล่าวเปลี่ยนแปลงไป

โครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงไปหลังการเชื่อมนั้นมีความแตกต่างกันขึ้นกับปริมาณความร้อนที่ได้รับ รวมถึงส่วนผสมทางเคมีที่บริเวณต่างๆ ในที่นี้จะแบ่งการรายงานและการอภิปรายผลออกเป็น 4 บริเวณที่มีโครงสร้างที่แตกต่างกันเห็นได้ชัด ได้แก่

**1. บริเวณโลหะเติม** ในที่นี้คือ อินโคเนล 625 ซึ่งเป็นโลหะพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลที่มีความเหนียวสูงเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะพื้นจีทีดี-111 ทั้งนี้โลหะเติมอินโคเนล 625 เป็นโลหะเติมพื้นฐานที่ใช้ในการเชื่อมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลที่ได้รับความแข็งแรงจากการตกตะกอนแกมมาไพร์ม เช่น จีทีดี-111 อินโคเนล 738 รวมทั้งเรนเน 80

**2. บริเวณที่มีการหลอมละลายและมีการแข็งตัวใหม่** เป็นบริเวณที่มีการหลอมละลายทั้งโลหะเติมและเนื้อพื้น บริเวณดังกล่าวนี้ยังสามารถแยกออกได้เป็น 3 บริเวณย่อยได้แก่ บริเวณที่มีการผสมกันทางเคมี (Composite zone) บริเวณโลหะเนื้อพื้นที่มีการละลายอย่างสมบูรณ์แต่ไม่มีการผสมกันทางเคมีกับโลหะเติม (Unmixed Zone) และบริเวณโลหะเนื้อพื้นที่มีการละลายไม่สมบูรณ์ (Partially Unmelted Zone) ซึ่งแต่ละบริเวณจะมีความแตกต่างของลักษณะโครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมทางเคมีอย่างชัดเจน

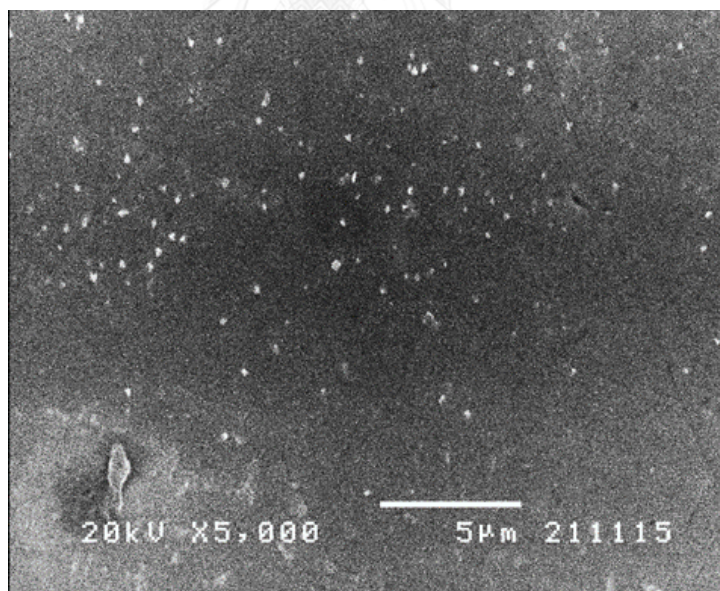
**3. บริเวณกระทบร้อน** เป็นบริเวณในโลหะเนื้อพื้นจีทีดี-111 ที่เกิดการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างจุลภาคหรือสมบัติทางกลจากความร้อนจากกระบวนการเชื่อมที่กระจายมาถึงบริเวณดังกล่าว ทั้งนี้การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลดังกล่าวเกิดขึ้นในสภาพของแข็งโดยไม่มีการละลายของจีทีดี-111

**4. บริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111** เป็นบริเวณที่ไม่ได้รับผลกระทบจากความร้อนในการเชื่อม หรือกล่าวอีกนัยหนึ่งคือ เป็นบริเวณที่มีโครงสร้างจุลภาคใกล้เคียงกับโลหะตั้งต้นก่อนเริ่มกระบวนการเชื่อมซึ่งได้อภิปรายไปแล้วในหัวข้อก่อนหน้า ดังนั้นจึงจะไม่กล่าวซ้ำอีกในหัวข้อนี้

#### 4.2.2.1 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุในบริเวณโลหะเต็ม

จากผลการวิเคราะห์ธาตุโดยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปคโตรสโคปีชนิดกระจายพลังงาน (EDS) พบว่า บริเวณโลหะเต็มเป็นบริเวณที่มีโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลชั้นคุณภาพอินโคเนล 625 เป็นองค์ประกอบหลัก โดยอินโคเนล 625 นั้นเป็นโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลในกลุ่มที่ได้รับความแข็งแรงจากการเกิดสารละลายของแข็ง (Solid solution) ในเนื้อพื้น โดยมีปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมต่ำมากเพียงร้อยละ 0.4 โดยน้ำหนัก ดังนั้นจึงไม่สามารถเห็นอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณดังกล่าวได้ อย่างไรก็ตามจากภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราดดังแสดงในรูปที่ 4-5 นั้นแสดงให้เห็นถึงการตกตะกอนของคาร์ไบด์จำนวนมากในบริเวณนี้ซึ่งเกิดจากการมีธาตุผสมในกลุ่มทำให้เกิดคาร์ไบด์ ได้แก่ ไนโอเบียม โมลิบดีนัม และโครเมียม ชนิดของคาร์ไบด์ที่พบนั้นมีการรายงานว่าเป็นชนิด MC และ  $M_{23}C_6$

เนื่องจากบริเวณโลหะเต็มนี้มีลักษณะเช่นเดียวกันในทุกชิ้นงานและเป็นโลหะที่มีความเหนียวสูงและมีความเสี่ยงต่อการแตกจากการเชื่อมซึ่งเป็นเป้าหมายหลักในการศึกษานี้ จึงขอกล่าวไว้เพียงครั้งเดียวในที่นี้



รูปที่ 4-5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคบริเวณโลหะเต็มแสดงให้เห็นถึงคาร์ไบด์ที่กระจายตัวบนเนื้อพื้น

#### 4.2.2.2 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุในบริเวณที่มีการหลอมละลาย (Fusion Zone)

บริเวณที่มีการหลอมละลายเป็นบริเวณที่ได้รับผลโดยตรงจากการเปลี่ยนแปลงค่าพลังงานในการเชื่อม โดยจากรูปที่ 4-6 ซึ่งเป็นภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนโดยใช้สัญญาณภาพจาก

อิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (backscattered electron image, BEI) ที่กำลังขยายต่ำจะเห็นได้ว่าบริเวณเชื่อมต่อระหว่างโลหะเนื้อพื้นและโลหะเติมในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกับเหล็กกล้าชนิดอื่นค่อนข้างเลือนรางไม่ชัดเจน โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณรอยเชื่อมที่ได้จากการเชื่อมเลเซอร์ซึ่งจะกล่าวถึงในหัวข้อ 4.3

### ชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 1

ชิ้นงานหมายเลข 1 เป็นชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกับเหล็กกล้าชนิดอื่นที่ระดับพลังงาน 180 วัตต์ซึ่งเป็นระดับพลังงานที่ต่ำที่สุดในการทดลองนี้ โดยมีการกำหนดค่าความต่างศักย์ในการเชื่อมที่ 9 โวลต์และใช้กระแสไฟฟ้าในการเชื่อม 20 แอมแปร์ เมื่อพิจารณาถึงความเร็วในการเชื่อมที่ 60 มิลลิเมตรต่อนาทีและประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงานที่ร้อยละ 75 จะได้ว่าความร้อนที่ให้กับชิ้นงานต่อ 1 มิลลิเมตรจะเท่ากับ 135 จูล

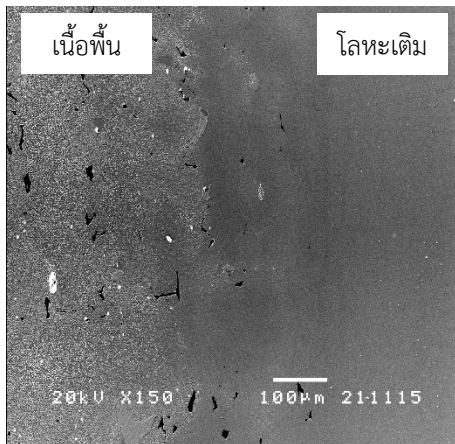
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่อง-กราดในรูปที่ 4-7 แสดงให้เห็นว่าบริเวณหลอมละลายซึ่งเป็นรอยต่อของโลหะเนื้อพื้นกับโลหะเติมนี้มีปริมาณแกมมาไพร์มที่สังเกตเห็นได้น้อยกว่าบริเวณเนื้อพื้นอย่างเห็นได้ชัด นอกจากนี้ยังพบคาร์ไบด์ที่ไม่ละลายตัวระหว่างการเชื่อมรวมถึงโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติดอีกด้วย

ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในรูปที่ 4-8 พบว่าบริเวณหลอมละลายนี้มีการผสมกันเป็นอย่างดีระหว่างเนื้อโลหะจี้ที-111 และอินโคเนล 625 โดยสังเกตได้จากความกว้างของช่วงการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมี โดยเฉพาะโมลิบดีนัม โครเมียม และโคบอลต์ซึ่งเป็นธาตุที่มีปริมาณต่างกัน 2 วัสดุ ดังแสดงในตารางที่ 4-1

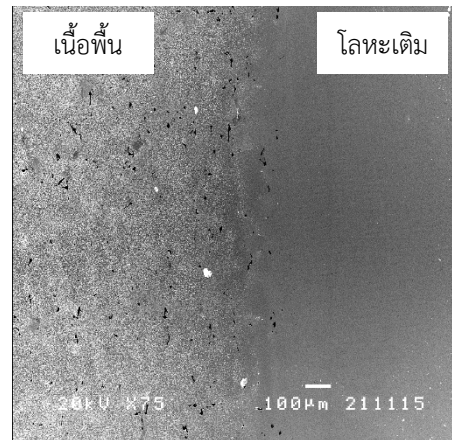
ตารางที่ 4-1 ปริมาณธาตุผสมที่แตกต่างกันในจี้ที-111 และอินโคเนล 625

ชั้นคุณภาพ	โมลิบดีนัม (wt.%)	โครเมียม (wt.%)	โคบอลต์ (wt.%)
อินโคเนล 625	8	20	< 1.0
จี้ที-111	1.5	14	9.5

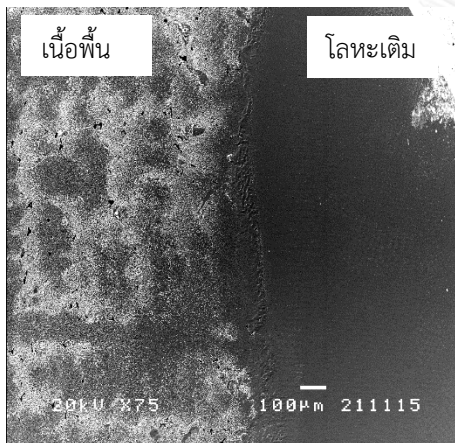




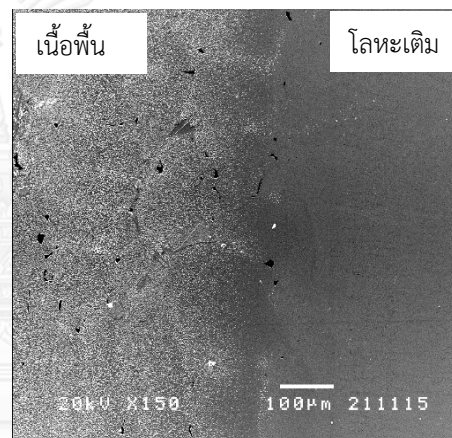
ก. ชั้นงานจี้ทีเอดับบลิว 1



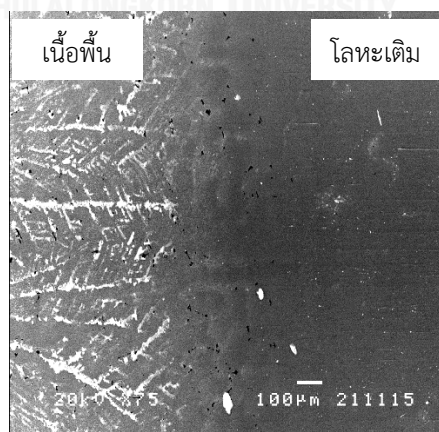
ข. ชั้นงานจี้ทีเอดับบลิว 2



ค. ชั้นงานจี้ทีเอดับบลิว 3

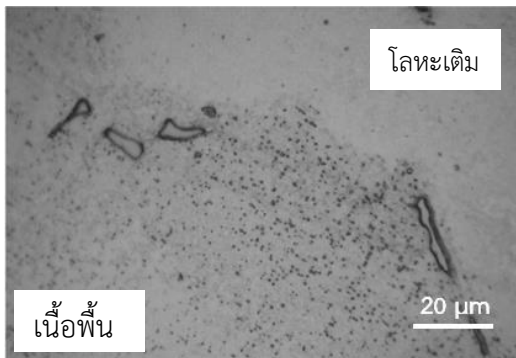


ง. ชั้นงานจี้ทีเอดับบลิว 4

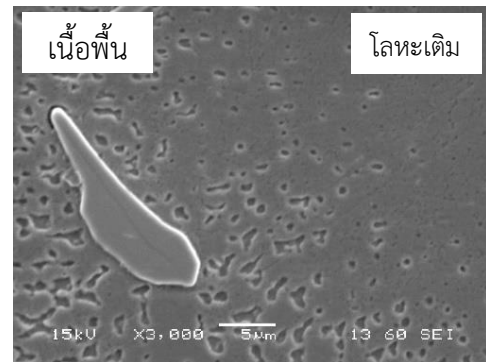


จ. ชั้นงานจี้ทีเอดับบลิว 5

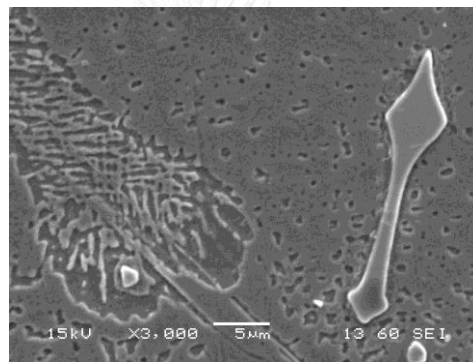
รูปที่ 4-6 ภาพถ่ายบริเวณหลอมละลายในชั้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม



ก ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง

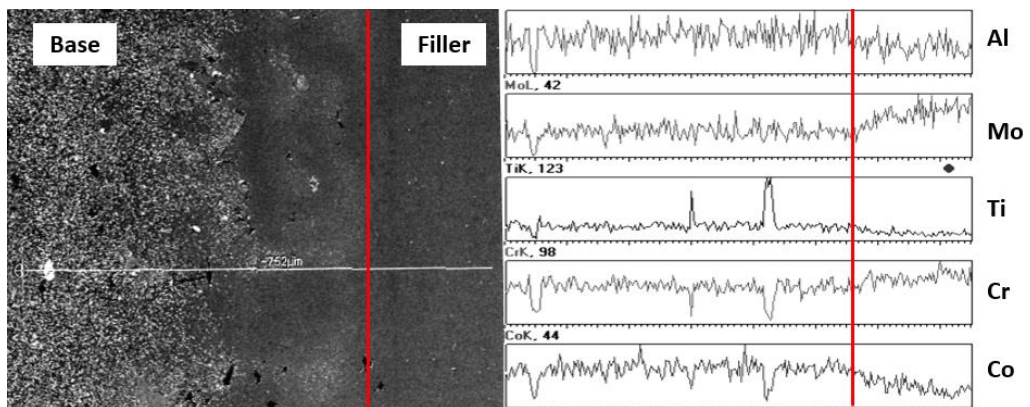


ข ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด



ค คาร์ไบด์และโครงสร้างยูเทคติกที่บริเวณรอยเชื่อม (ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด)

รูปที่ 4-7 ภาพถ่ายกำลังขยายสูงบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 1



รูปที่ 4-8 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 1

## ชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 2 – จี้ทีเอดับบลิว 5

ชิ้นงานหมายเลข 2 – 5 มีการควบคุมระดับพลังงานการเชื่อมที่ 198, 243, 297 และ 315 วัตต์ ซึ่งสามารถเปรียบเทียบเป็นค่าพลังงานความร้อนที่ให้แก่นิววัสดุได้เท่ากับ 149, 182, 223 และ 236 จูลต่อมิลลิเมตรตามลำดับ

ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มรวมถึงการเกิดเฟสต่าง ๆ และผลการวิเคราะห์ธาตุผ่านแนวรอยเชื่อมในชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 2 – 5 นั้นเป็นไปในลักษณะเดียวกับชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 1 จึงขอผลการกล่าวถึงไว้โดยรูปที่เกี่ยวข้องได้แสดงไว้ในภาคผนวก

โดยสรุปเกี่ยวกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสที่ระดับพลังงานที่ส่งออกจากเครื่องเชื่อมที่ 180, 198, 243, 297 และ 315 วัตต์ โดยความแตกต่างของพลังงานที่ใช้ทำให้เกิดจากการเปลี่ยนค่ากระแสในขณะที่ยังคงค่าความต่างศักย์ที่ 9 โวลท์ไว้ในทุกการทดลอง การเปลี่ยนแปลงค่าพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมในช่วงที่สนใจไม่มีผลอย่างมีนัยสำคัญต่อโครงสร้างจุลภาคของบริเวณหลอมละลายในโลหะเนื้อพื้นจี้ทีดี-111 โดยจะพบว่าทุกชิ้นงานมีการกระจายตัวของขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มจากขนาดใหญ่และมีสัดส่วนที่ไม่สม่ำเสมอในบริเวณเนื้อพื้นไปสู่บริเวณที่มีแกมมาไพร์มขนาดเล็ก สัดส่วนกลมในบริเวณที่เข้าใกล้บริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 อนุภาคแกมมาไพร์มขนาดเล็กและกลมนี้เป็นลักษณะของแกมมาไพร์มที่เกิดขึ้นใหม่ ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าพลังงานที่ให้แก่ชิ้นงานโดยกระบวนการเชื่อมนี้ส่งผลให้เกิดการสลายและตกตะกอนใหม่ในบริเวณหลอมละลาย อย่างไรก็ตามพบว่าความร้อนปริมาณเท่ากันนั้นไม่สามารถสลายคาร์ไบด์ที่อยู่ในชิ้นงานได้ โดยยังคงพบคาร์ไบด์จำนวนมากอยู่รอบๆ หรือพาดผ่านรอยเชื่อมด้วย โครงสร้างแกมมาไพร์ม ยุทเทคติกเป็นโครงสร้างที่พบได้ในทุกชิ้นงาน โดยส่วนหนึ่งคาดว่าเป็นยูทเทคติกที่อยู่ห่างออกไปและได้รับความร้อนไม่เพียงพอที่จะสลายตัว อีกส่วนหนึ่งคาดว่าเป็นยูทเทคติกใหม่ที่เกิดขึ้นระหว่างการเย็นตัวจากอุณหภูมิหลอมเหลวของชิ้นงาน

### 4.2.2.3 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุในบริเวณกระแทกร้อน

กระบวนการเชื่อมแบบหลอมละลายทุกวิธีการล้วนมีความร้อนเข้ามาเกี่ยวข้องในปริมาณที่มากพอที่จะส่งผลกระทบต่อบริเวณข้างเคียงโดยเฉพาะในทางโครงสร้างจุลภาคซึ่งมีความอ่อนไหวอย่างยิ่งต่ออุณหภูมิที่เกิดขึ้น ณ บริเวณโครงสร้างเหล่านั้น โดยอาจส่งผลให้เฟสต่างๆ เกิดการเปลี่ยนแปลง เช่นสลายตัว เกิดเฟสใหม่ หรือเปลี่ยนโครงสร้าง เป็นต้น สำหรับการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสที่ระดับพลังงาน

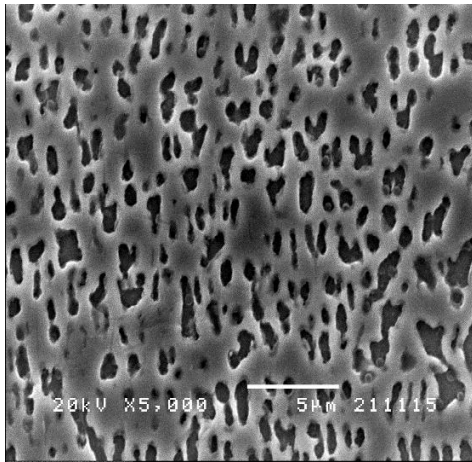
เป็นวิธีการหนึ่งซึ่งนิยมใช้ในการเชื่อมชิ้นงานที่ต้องการให้มีบริเวณกระทบบร้อนน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับ การเชื่อมแบบดั้งเดิม เช่นการเชื่อมอาร์คโลหะก๊าซคลุม (Gas Metal Arc Welding) การเชื่อมโลหะ พิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่ได้รับความแข็งแรงจากการตกตะกอนดังเช่น จีทีดี-111 ด้วยกระบวนการเชื่อม อาร์คทั้งสแตนเลสก๊าซคลุมนั้นมีข้อพึงระวังสำคัญคือการแตกบริเวณกระทบบร้อน ซึ่งโดยมากมักเกิดจาก การหลอมเหลวของเฟสหรือโครงสร้างที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ เช่นโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพรม ยูเทคติก สารประกอบไบไรต์ และสารประกอบโลหะบางชนิด

ผลการทดลองโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยใช้โลหะเดิมที่เป็นอิน- โคนเนล 625 ที่พลังงานในการเชื่อมที่ส่งออกจากเครื่องเชื่อมที่ 180, 198, 243, 297 และ 315 วัตต์ นั้น พบว่าบริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 นั้นมีการเกิดอนุภาคแกมมาไพรมใหม่ขนาดเล็กดังที่รายงานไปใน หัวข้อก่อนหน้า สำหรับอนุภาคที่เกิดขึ้นก่อนและมีขนาดใหญ่ขึ้นจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็น เวลานานนั้นไม่ได้รับผลกระทบจากความร้อนที่กระจายมาถึงบริเวณกระทบบร้อนดังแสดงในรูปที่ 4-9 อีกประเด็นหนึ่งที่ควรกล่าวถึงในที่นี้คือการเกิดเฟสหลอมเหลวที่บริเวณกระทบบร้อน ซึ่งในกรณีนี้ สามารถสังเกตได้ภายใต้กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงเนื่องจากจีทีดี-111 และอินโคนเนล 625 มีความไว ต่อกรดมาเบิลแตกต่างกันอย่างมาก การเกิดเฟสหลอมเหลวนี้อาจยังไม่ทำให้เกิดการแตกในชิ้นงาน ทดสอบ แต่มีการรายงานว่าบริเวณหลอมเหลวเหล่านี้จะเป็นจุดเสี่ยงต่อการแตกหลังการอบความร้อน [19]

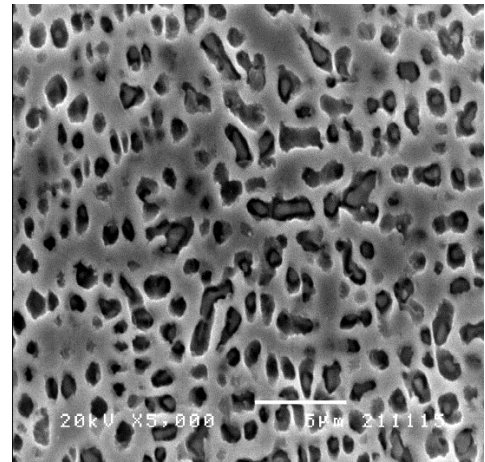
ดังแสดงในหัวข้อก่อนหน้าว่าบริเวณกระทบบร้อนและบริเวณหลอมเหลวนั้นมีเฟสคาร์ไบด์แทรก อยู่เป็นจำนวนมาก ซึ่งคาร์ไบด์เหล่านี้เป็นเฟสที่มีความเปราะสูงและอาจไม่สามารถทนต่อความเค้นที่ เกิดขึ้นระหว่างการให้ความร้อนและการเย็นตัวในกระบวนการเชื่อมได้ ดังนั้นจึงสามารถคาดการณ์ได้ ว่ามีโอกาสที่จะพบการแตกของเฟสคาร์ไบด์ขนาดใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 4-9 (จ)

#### 4.2.3 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

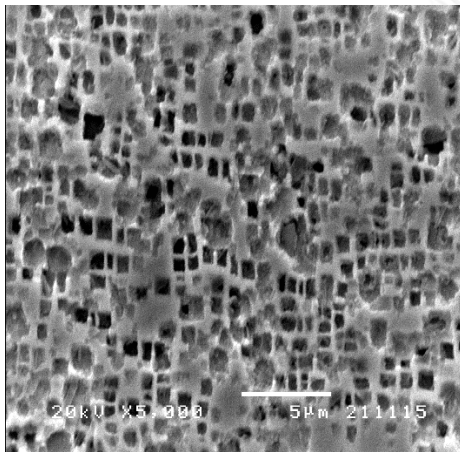
กรรมวิธีทางความร้อนโดยการอบละลายและการอบบ่มในชิ้นงานที่ผลิตจากโลหะผสมพิเศษเนื้อ พื้นนิกเกิลที่ได้รับความแข็งแรงจากการตกตะกอน เช่น จีทีดี-111 นั้นมีความสำคัญเป็นอย่างมาก โดยเฉพาะในชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมโดยไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนก่อนการเชื่อม ดังเช่นชิ้นงาน เชื่อมทั้งหมดในการทดลองนี้ ทั้งนี้เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานได้ถูกทำลายไปทั้งจากการใช้ งานในสภาพที่รุนแรงและความร้อนจากกระบวนการเชื่อมจึงไม่อยู่ในสภาพที่จะนำกลับไปใช้งานได้ อย่างมีประสิทธิภาพ ลักษณะโครงสร้างที่ถูกทำลายดังกล่าวนี้จะอยู่ในรูปแบบของการมีอนุภาคแกม-



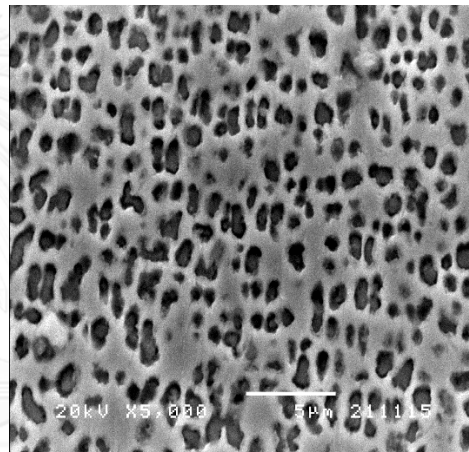
ก. ชี้นงานจีทีเอ็ดับบลิว 1



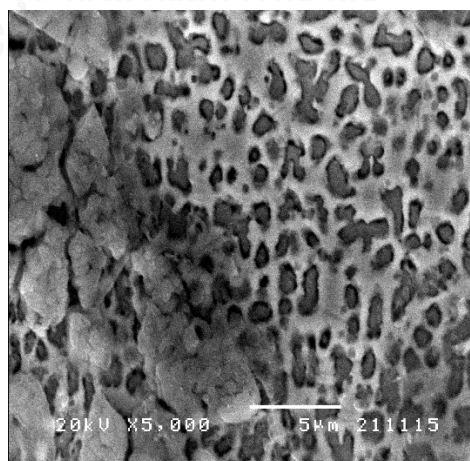
ข. ชี้นงานจีทีเอ็ดับบลิว 2



ค. ชี้นงานจีทีเอ็ดับบลิว 3



ง. ชี้นงานจีทีเอ็ดับบลิว 4



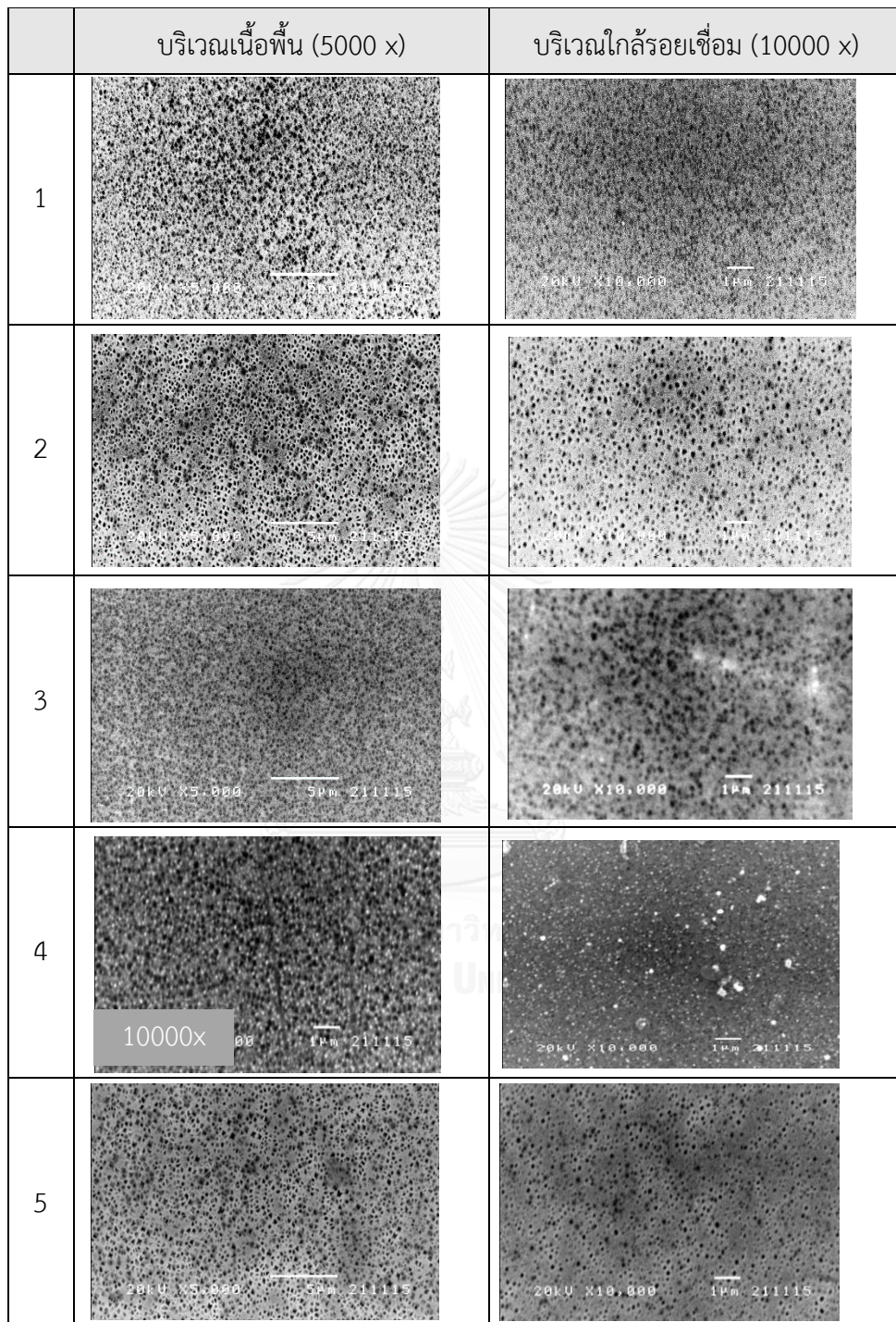
จ. ชี้นงานจีทีเอ็ดับบลิว 5

รูปที่ 4-9 ขนาดแกมมาไพร์มในบริเวณกระทบร้อน

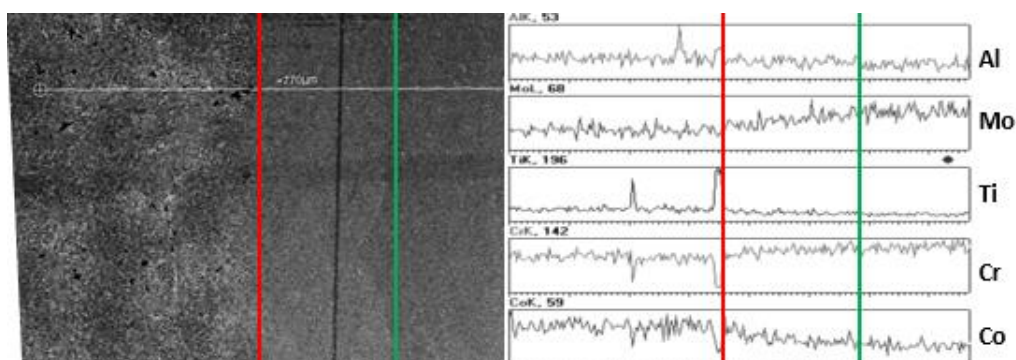
มาไพร์มที่มีขนาดไม่สม่ำเสมอ การเกิดสารประกอบโบไรด์ การสลายตัวของคาร์ไบด์และการเกิดเฟสที่ไม่พึงประสงค์ อาทิเช่น อีต้าเฟส ( $\eta$ , Ni<sub>3</sub>Ti) ซิกมาเฟส เป็นต้น กรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมจะช่วยสลาย หรือลดขนาดเฟสเหล่านี้และทำให้สมบัติโดยรวมของวัสดุกลับสู่สภาพปกติ

รูปที่ 4-10 แสดงให้เห็นถึงขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยการอบละลายที่ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และอบบ่มที่ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากรูปจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าขนาดอนุภาคที่บริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 (ภาพในช่องทางซ้าย) มีขนาดใหญ่กว่าและมีปริมาณมากกว่าอนุภาคที่บริเวณใกล้ขอบรอยเชื่อมอย่างเห็นได้ชัด ทั้งนี้เป็นผลจากความแตกต่างของปริมาณธาตุผสมที่ทำให้เกิดอนุภาคแกมมาไพร์มที่แตกต่างกันใน 2 บริเวณดังกล่าว ทั้งนี้นอกจากขนาดและลักษณะของอนุภาคที่เปลี่ยนไปแล้ว ยังพบว่าหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนปริมาณเฟสแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติกนั้นลดลงอย่างมาก และยังพบการแยกตัวของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนได้อย่างชัดเจน

ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงดังตัวอย่างจากชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 1 ดังแสดงในรูปที่ 4-11 จะเห็นได้ว่าการกระจายของธาตุต่างๆ เกิดขึ้นได้ดีกว่าในกรณีของชิ้นงานก่อนการทำกรรมวิธีทางความร้อน อันเป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ของอะตอมของธาตุต่างๆ ที่เป็นไปได้อย่างดียิ่งขึ้นที่อุณหภูมิสูง และมีเวลาเพียงพอให้เกิดการแพร่ถึงกัน ลักษณะดังกล่าวนี้เกิดขึ้นกับชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 2 – 5 เช่นกันจึงขอละไว้ ณ ที่นี้ และนำไปแสดงอีกครั้งในภาคผนวก



รูปที่ 4-10 การกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่บริเวณเนื้อพื้นและบริเวณใกล้รอยเชื่อมหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน



รูปที่ 4-11 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 1  
ในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

#### 4.2.4 ขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์ม

จากรูปที่ 4-12(ก) จะเห็นได้ว่าขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มหลังการเชื่อมจะมีขนาดเล็กกว่าขนาดอนุภาคในชิ้นงานที่ได้รับทั้งในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและบริเวณกระแทกร้อน โดยจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าขนาดอนุภาคที่บริเวณใกล้รอยเชื่อมนั้นมีขนาดเล็กมากในระดับที่ใกล้เคียงกับอนุภาคแกมมาไพร์มในจีทีดี-111 ที่ผ่านกระบวนการคืนสภาพด้วยกรรมวิธีทางความร้อน อย่างไรก็ตามเนื่องจากความร้อนที่ให้ในกระบวนการเชื่อมนั้นมีปริมาณมาก แต่เป็นการให้ความร้อนในช่วงเวลาสั้นๆ จึงเป็นไปได้ที่อนุภาคแกมมาไพร์มนี้จะเป็อนุภาคที่เกิดขึ้นใหม่และโตจากการให้ความร้อนในกระบวนการเชื่อม ดังนั้นความน่าจะเป็นสำหรับแกมมาไพร์มขนาดเล็กที่บริเวณดังกล่าวคือ การที่ความร้อนจากกระบวนการเชื่อมนี้ทำให้แกมมาไพร์มที่มีขนาดใหญ่สลายตัวละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นแกมมา แต่ด้วยเวลาในการให้ความร้อนที่สั้นและอัตราการเย็นตัวที่รวดเร็วส่งผลให้อนุภาคที่มีขนาดใหญ่ไม่สามารถสลายตัวได้อย่างสมบูรณ์และหลงเหลือเป็นอนุภาคขนาดเล็กที่บริเวณใกล้รอยเชื่อม

ปรากฏการณ์ดังกล่าวนี้เกิดขึ้นในบริเวณกระแทกร้อนเช่นกัน แต่เนื่องจากความร้อนที่ส่งมาถึงบริเวณดังกล่าวมีน้อยกว่าในบริเวณใกล้รอยเชื่อมเป็นอย่างมาก รวมทั้งอัตราการเย็นตัวในบริเวณดังกล่าวยังสูงกว่าบริเวณใกล้รอยเชื่อมจากความแตกต่างของอุณหภูมิกับบริเวณใกล้เคียงที่มากกว่า ทำให้พบว่าชิ้นงานทั้งหมดมีขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระแทกร้อนเล็กกว่าที่บริเวณเนื้อพื้น แต่สูงกว่าในบริเวณใกล้รอยเชื่อมอย่างเห็นได้ชัด เมื่อทำการพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานที่จ่ายจากเครื่องเชื่อมกับขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณทั้งสองหลังการเชื่อม พบว่าไม่สามารถบ่งบอกแนวโน้มความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรทั้งสองได้อย่างชัดเจน ทั้งนี้อาจเป็นผลจากการควบคุมการทดลองที่ผิดพลาด อย่างไรก็ตามพบความสัมพันธ์ในทิศทางเดียวกันระหว่างอัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมต่ออัตราการลดลงของขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณกระแทกร้อน



รวมถึงสัดส่วนระหว่างขนาดอนุภาคที่บริเวณใกล้รอยเชื่อมต่อขนาดอนุภาคที่บริเวณกระทบร้อน ซึ่งแสดงถึงผลของความร้อนที่กระจายไปยังบริเวณต่างๆ จากรอยเชื่อมได้เป็นอย่างดี

จากรูปที่ 4-12(ข) พบว่าอนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดเล็กและมีความสม่ำเสมอขึ้นอย่างมาก โดยจะสามารถพบอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระทบร้อนที่มีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณรอยเชื่อมได้ในทุกชิ้นงาน ซึ่งส่วนหนึ่งคาดว่าเป็นผลจากการที่บริเวณใกล้รอยเชื่อมนี้มีการแพร่ของอนุภาคแกมมาไพร์มไปสู่บริเวณโลหะเติมบางส่วน ทำให้มีปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมน้อยกว่าบริเวณห่างออกไป ทั้งนี้ผลดังกล่าวสอดคล้องกับผลการวัดความแข็งที่จะกล่าวถึงในหัวข้อต่อไป

จากรูปที่ 4-13(ก) จะพบว่าปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและบริเวณกระทบร้อนมีน้อยกว่าปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานตั้งต้นและในบริเวณที่ไม่ได้รับผลกระทบจากความร้อนในการเชื่อม ปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มที่ลดลงนี้ไม่มีความสัมพันธ์ที่ชัดเจนกับพลังงานในการเชื่อมที่ใช้ นอกจากนี้จะเห็นได้ว่าปริมาณอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมนั้นมีน้อยกว่าในบริเวณกระทบร้อนเป็นอย่างมากซึ่งเป็นผลจากการที่ความร้อนในการเชื่อมทำให้อนุภาคที่มีขนาดเล็กสลายไปดังที่ได้กล่าวมาแล้ว

ในสภาพหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนดังแสดงในรูปที่ 4-13(ข) จะเห็นได้ว่าปริมาณอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระทบร้อนนั้นลดลง ในขณะที่ปริมาณอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมมีมากขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้จากการที่อนุภาคแกมมาไพร์มขนาดใหญ่ที่บริเวณกระทบร้อนถูกละลายในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อนและยังไม่เกิดการตกตะกอนอย่างสมบูรณ์ในช่วงเวลาการอบบ่ม 24 ชั่วโมง สำหรับการที่พบอนุภาคแกมมาไพร์มมากขึ้นหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนในบริเวณใกล้รอยเชื่อมนั้นเป็นผลจากที่โครงสร้างจุลภาคหลังการเชื่อมมาจากการสลายตะกอนจากความร้อนในการเชื่อมโดยไม่ให้เวลาในการอบบ่ม จึงทำให้ไม่สามารถมองเห็นตะกอนที่เกิดขึ้นใหม่ได้

#### 4.2.5 ความแข็งไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานหลังการเชื่อมและหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

ความแข็งของชิ้นงานที่บริเวณต่างๆ เป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อการแตกของชิ้นงานระหว่างการเชื่อมและการแตกหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยบริเวณที่มีความแข็งสูงจะมีความสามารถในการคลายความเค้น (stress relaxation) ที่เกิดจากการขยายตัวและหดตัวจากความร้อนได้ต่ำ ซึ่งเป็นการเพิ่มโอกาสที่จะเกิดการแตกจากการเชื่อมได้ง่ายกว่าชิ้นงานที่มีความแข็งต่ำหรือมีความเหนียวสูง

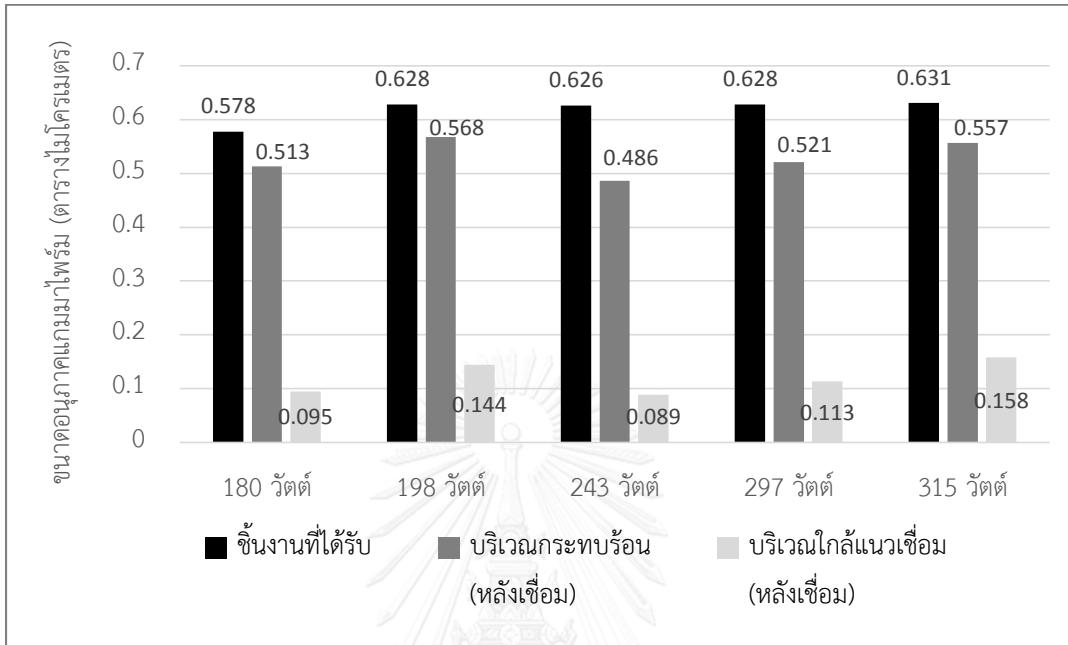
[19, 26] นอกจากนั้นการวัดความแข็งในระดับจุลภาคในชิ้นงานเชื่อมยังสามารถใช้เป็นแนวทางในการประมาณระยะกระทบร้อนจากการเชื่อมได้อีกทางหนึ่งด้วย [27]

ความแข็งไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมโดยใช้พลังงานการเชื่อมที่ส่งออกจากเครื่องเชื่อมที่ 180, 198, 243, 297 และ 315 วัตต์นั้นสรุปไว้ในรูปที่ 4-14 จากภาพจะเห็นได้ว่าบริเวณโลหะเติมซึ่งเป็นโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้กเกิดชั้นคุณภาพอินโคเนล 625 นั้นมีความแข็งประมาณ 200 วิกเกอร์ และบริเวณเนื้อพื้กจีทีดี-111 นั้นมีความแข็งประมาณ 370 - 400 วิกเกอร์ นอกจากนั้นยังสามารถสังเกตได้ว่าบริเวณที่รอยเชื่อมในพื้กจีทีดี-111 นั้นจะมีความแข็งสูงกว่าบริเวณอื่น และความแข็งที่วัดได้นั้นเริ่มคงที่ที่ระยะ 1.0 มิลลิเมตรไปทางโลหะเนื้อพื้ก ดังนั้นจากผลการวัดความแข็งจึงสามารถสรุปได้ว่าบริเวณกระทบร้อนจากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมในช่วงที่สนใจนี้มีระยะประมาณ 1.0 มิลลิเมตรเท่านั้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยอื่น [27] นอกจากนั้นยังอาจสรุปได้อีกว่าพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมในช่วง 180 - 315 วัตต์ส่งผลให้ความแข็งในบริเวณที่ใกล้กับแหล่งความร้อนมีความแข็งเพิ่มขึ้น ทั้งนี้คาดว่าเป็นผลจากการเกิดอนุภาคใหม่ขนาดเล็กดังที่ได้รายงานไปแล้ว ทั้งนี้มีอีกหนึ่งประเด็นที่น่าสนใจในกรณีความแข็งในพื้กโลหะเติมอินโคเนล 625 เพิ่มสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัดในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมที่ 315 วัตต์ สาเหตุที่คาดว่าเป็นไปได้คือการมีไททาเนียมและอะลูมิเนียมแพร่เข้าไปในเนื้อโลหะเติมจำนวนมาก ดังจะเห็นได้จากผลการวิเคราะห์ธาตุในแนวเส้นตรงพาดผ่านรอยเชื่อมของชิ้นงานดังกล่าวซึ่งแสดงให้เห็นว่าปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมในพื้กเนื้อพื้กและพื้กโลหะเติมมีความใกล้เคียงกันมาก

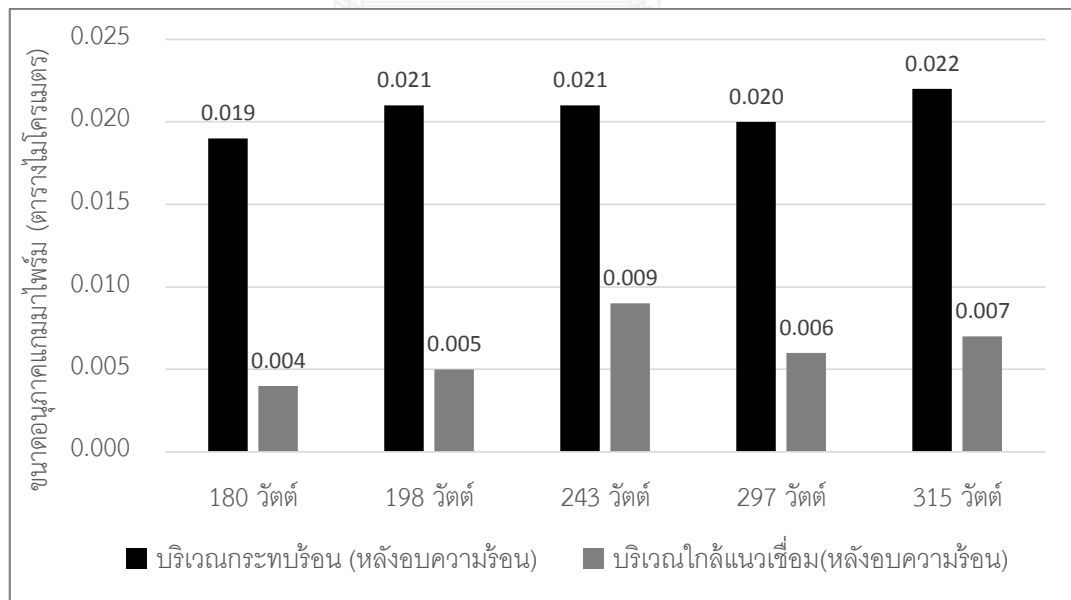
กลไกสำคัญที่เกิดขึ้นระหว่างกรรมวิธีทางความร้อนคือการสลายตัวและเกิดใหม่ของอนุภาคแกมมาไพรม์บนเนื้อพื้กเกิด ซึ่งกระบวนการดังกล่าวนี้จะทำให้ขนาดของแกมมาไพรม์เล็กลงอย่างมาก โดยเป้าหมายหลักของกรรมวิธีทางความร้อนนี้คือทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดเล็กกว่า 0.48 ไมครอน [19] เพื่อให้อนุภาคดังกล่าวสามารถขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและสร้างความแข็งแรงให้กับวัสดุได้อย่างเหมาะสม

จากรูปที่ 4-14(ข) แสดงให้เห็นถึงผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งที่บริเวณต่างๆ ของการเชื่อม โดยจะเห็นได้ว่าความแข็งของชิ้นงานในบริเวณเนื้อพื้กจีทีดี-111 นั้นเพิ่มขึ้นจากประมาณ 400 วิกเกอร์ในสภาพหลังเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมมาเป็น 450 วิกเกอร์หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ความแตกต่างของความแข็งที่บริเวณเนื้อพื้กนี้คาดว่าเป็นผลจากการสลายและตกตะกอนใหม่ที่มีขนาดที่เหมาะสมในจีทีดี-111 นอกจากผลในการเพิ่มความแข็งแรงในเนื้อพื้กจีทีดี-111 แล้วกรรมวิธีทางความร้อนในการทดลองนี้ยังส่งผลต่อความแข็งในบริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 อย่าง

เห็นได้ชัด โดยเฉพาะอย่างยิ่งในบริเวณ 0 - 0.7 มิลลิเมตรจากรอยเชื่อมซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการแพร่ของไททา-เนียมและอะลูมิเนียมเข้าสู่บริเวณอินโคเนล 625

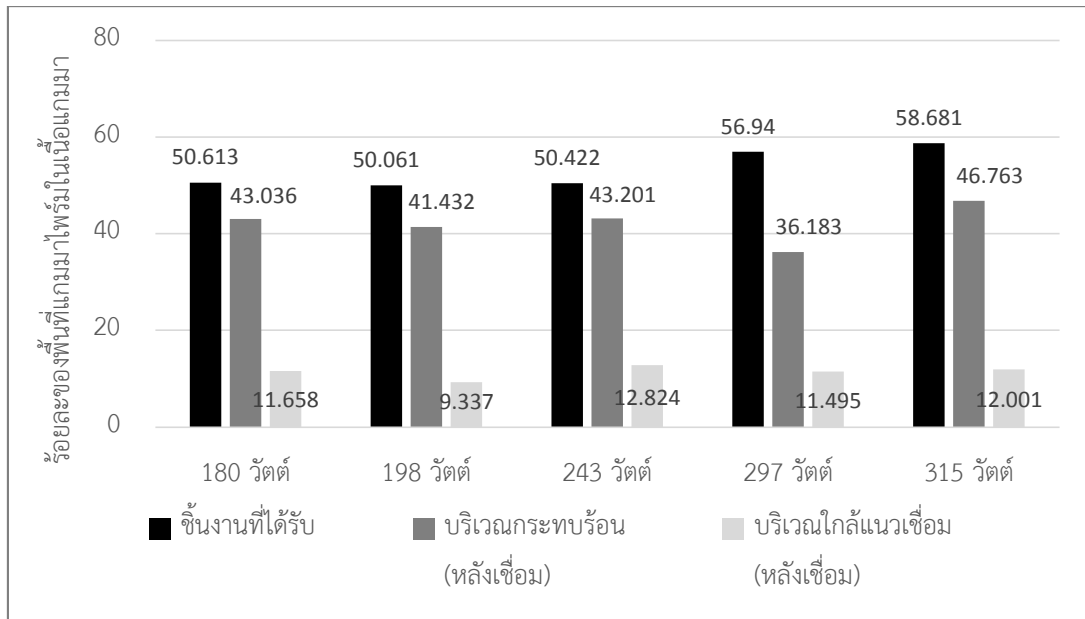


ก. สภาพหลังการเชื่อม (ก่อนการทำกรรมวิธีทางความร้อน)

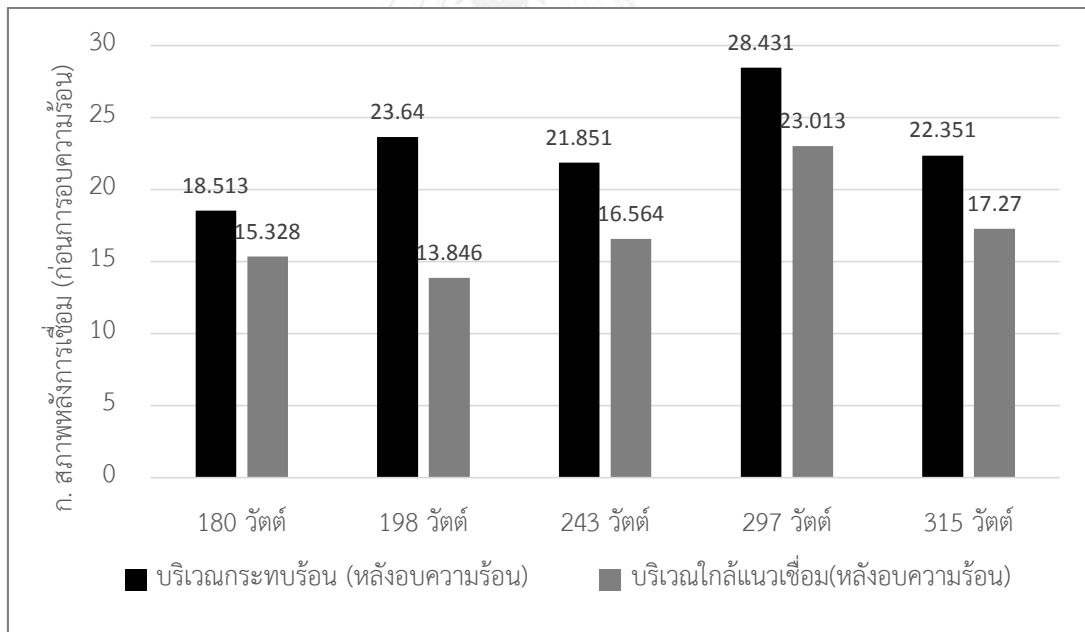


ข. สภาพหลังการผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

รูปที่ 4-12 ขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่ม

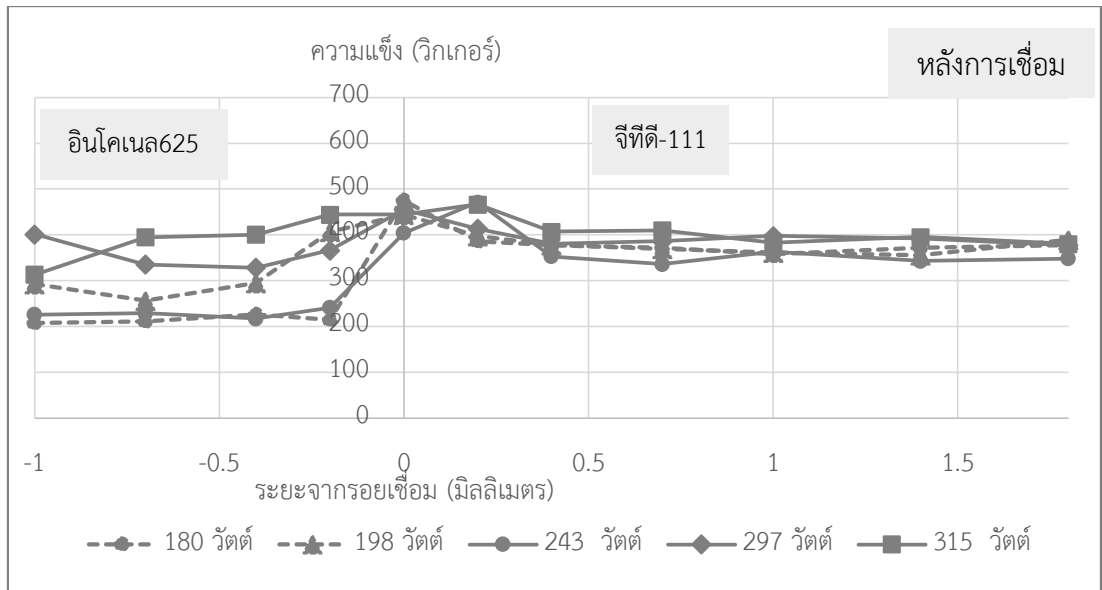


ก. สภาพหลังการเชื่อม (ก่อนการทำการไหม้ทางความร้อน)

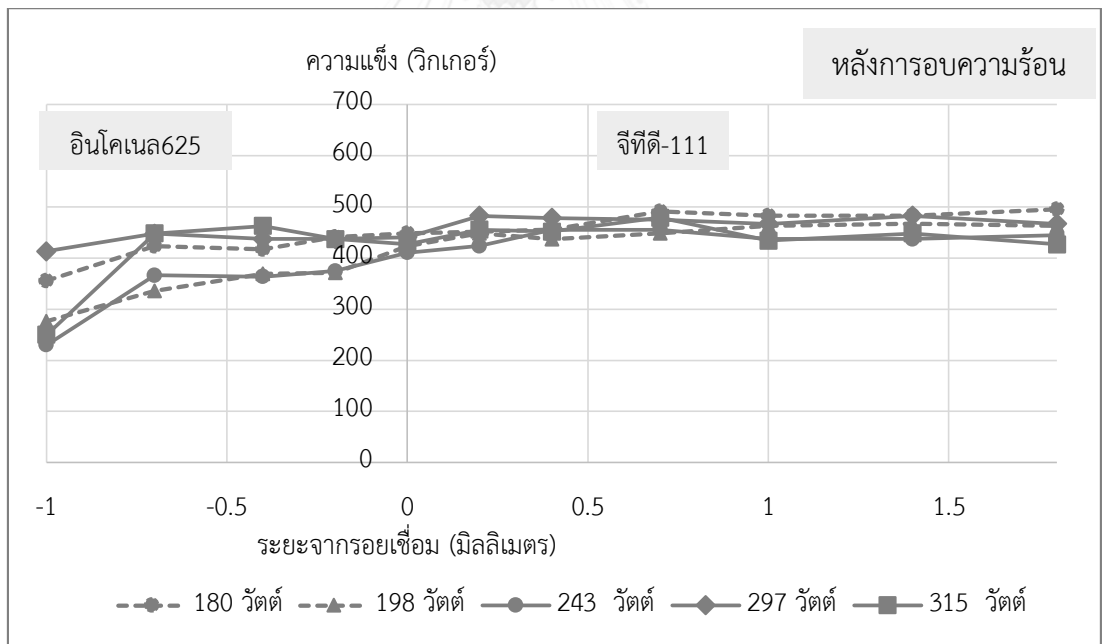


ข. สภาพหลังการผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

รูปที่ 4-13 สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแถมมาไฟร์มในชั้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอน



ก. ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ที่ระยะต่างๆ จากรอยเชื่อมในสภาพหลังการเชื่อม



ข. ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ที่ระยะต่างๆ จากรอยเชื่อมในสภาพหลังการเชื่อม

รูปที่ 4-14 ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน

(ก) หลังการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม

(ข) หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

โดยสรุปจากผลการทดลองในหัวข้อ 4.2 นั้นพบว่าการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและอลูมิเนียมในช่วงพลังงานที่ส่งออกจากเครื่องเชื่อมที่ 180 – 315 วัตต์นั้นให้บริเวณกระทบร้อนในชิ้นงานหลังการเชื่อมที่ไม่แตกต่างกัน โดยมีระยะดังกล่าวที่ประมาณ 1.0 มิลลิเมตรจากรอยเชื่อม และจากลักษณะการกระจายตัวของความแข็งจะสังเกตได้ว่าในชิ้นงานทุกชิ้นจะมีลักษณะของการลดความแข็งจากบริเวณกระทบร้อนเข้าสู่บริเวณเนื้อพื้น ซึ่งคาดว่า เป็นผลจากการที่ความร้อนในการเชื่อมทำให้อนุภาคแกมมาไฟร์มเกิดการสลายตัวบางส่วนและลดขนาดลงสู่ขนาดที่เหมาะสมยิ่งขึ้นต่อการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน

ผลจากกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมซึ่งเป็นขั้นตอนสำคัญในการลดความเสี่ยงต่อความเสียหายที่จะเกิดขึ้นจากความไม่สม่ำเสมอหรือข้อบกพร่องต่างๆ จากการเชื่อม นั้นแสดงให้เห็นอย่างชัดเจนถึงการเกิดใหม่ของอนุภาคแกมมาไฟร์มที่มีขนาดเล็กและส่งผลอย่างมากต่อความแข็งที่เพิ่มขึ้นของบริเวณเนื้อพื้นจี้ทีดี-111 รวมถึงบริเวณที่มีการแพร่ถึงของไททาเนียมและอะลูมิเนียมในบริเวณพื้นที่อินโคเนล 625 ด้วย

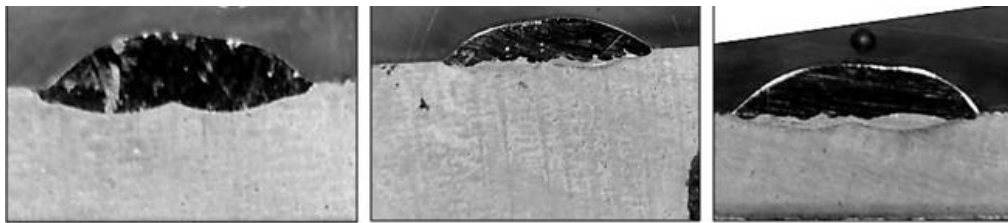
### 4.3 ผลการเชื่อมชิ้นงานด้วยการเชื่อมเลเซอร์

การเชื่อมเลเซอร์เป็นการเชื่อมที่ใช้พลังงานที่มีความเข้มข้นสูงในการหลอมละลายพื้นที่ขนาดเล็ก ดังนั้นการเชื่อมเลเซอร์จึงมีข้อดีสำคัญคือการลดขนาดของบริเวณกระทบร้อนในโลหะเนื้อพื้น ซึ่งส่งผลดีต่อการลดขนาดบริเวณกระทบร้อนซึ่งเป็นจุดอ่อนหลักของชิ้นงานหลังการเชื่อม นอกจากนี้การให้ความร้อนเฉพาะจุดจะเปลี่ยนแปลงรูปแบบการเกิดความเค้นในชิ้นงานในทางที่จะทำให้ชิ้นงานเกิดความเค้นตกค้างที่ต่ำลงเมื่อเปรียบเทียบกับ การเชื่อมแบบเก่า เช่น การเชื่อมอาร์ค การเชื่อมเลเซอร์ถูกนำไปใช้ในงานหลากหลายเพื่อลดการบิดตัวรวมทั้งลดการแตกหลังการเชื่อมรวมทั้งงานซ่อมและคืนสภาพโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลด้วย

#### 4.3.1 รูปร่างรอยเชื่อม

กระบวนการเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้นี้เป็นการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำ โดยมีพลังงานที่ส่งออกจากเครื่องเชื่อมในช่วง 195 – 295 วัตต์ ซึ่งเมื่อนำไปคำนวณร่วมกับค่าประสิทธิภาพการถ่ายเทพลังงานของกระบวนการเชื่อมเลเซอร์ชนิดแห้งที่ร้อยละ 50 และความเร็วในการเชื่อมที่ 120 มิลลิเมตรต่อนาที จะได้ว่าความร้อนที่ให้แก่ชิ้นงานในการทดลองนี้อยู่ในช่วงระหว่าง 195 - 295 จูลต่อมิลลิเมตร

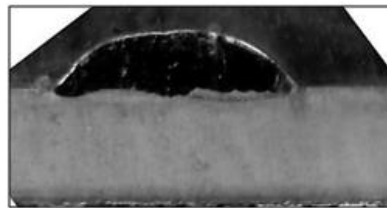
ค่าสัดส่วนความลึกต่อความกว้าง (depth-to-width ratio) ของรอยเชื่อมในการแสดงรูปร่างของรอยเชื่อมซึ่งแตกต่างกันไปในแต่ละชิ้นงานดังแสดงในรูปที่ 4-15 นอกจากนั้นจากรูปที่ 4-16 จะเห็นได้ว่าค่าสัดส่วนดังกล่าวไม่แสดงความสัมพันธ์ที่ชัดเจนกับค่าพลังงานการเชื่อมที่ระบุจากเครื่องเชื่อม ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการควบคุมความเร็วในการเชื่อมไม่มีประสิทธิภาพจากการใช้คนในการเชื่อม เช่นเดียวกับกรณีการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก็้าซคลุม อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นที่นำเสนอช่วงสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมที่เหมาะสมที่ 0.35-0.65 พบว่าค่าตัวแปรการเชื่อมที่ทำการทดลองนั้นให้สัดส่วนดังกล่าวในระดับที่เหมาะสมในทุกชิ้นงาน



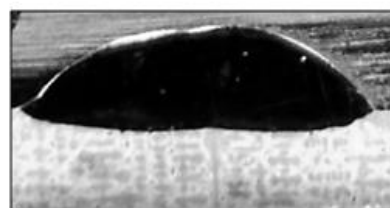
ก. ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ 1

ข. ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ 2

ค. ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ 3

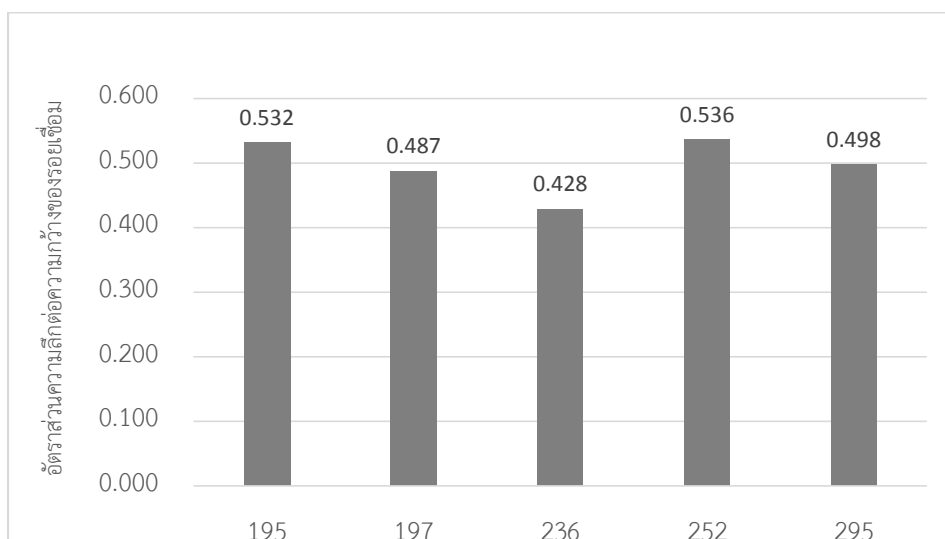


ง. ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ 4



จ. ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ 5

รูปที่ 4-15 รูปร่างรอยเชื่อมจากการเชื่อมเลเซอร์



รูปที่ 4-16 อัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมเลเซอร์

#### 4.3.2 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังการเชื่อม

บริเวณต่างๆ หลังการเชื่อมเลเซอร์นั้นถูกแบ่งเช่นเดียวกับในผลการทดลองการเชื่อมอาร์ค ทั้งสแตนเลสกลุ่ม นั้นคือ บริเวณโลหะเติม บริเวณหลอมละลาย บริเวณกระทบร้อน และบริเวณโลหะเนื้อพื้น โดยในหัวข้อนี้จะไม่กล่าวถึงผลในบริเวณโลหะเติมและโลหะเนื้อพื้นเนื่องจากมีลักษณะเดียวกันกับที่กล่าวไว้แล้วในหัวข้อ 4.2.2.1 และ 4.1 ตามลำดับ

##### 4.3.2.1 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุในบริเวณที่มีการหลอมละลาย

บริเวณที่มีการหลอมละลายเป็นหนึ่งในบริเวณที่ได้รับผลโดยตรงจากการเปลี่ยนแปลงพลังงานในการเชื่อม โดยรูปที่ 4-17 เป็นภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนโดยใช้สัญญาณภาพจากอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (backscattered electron image, BEI) ที่กำลังขยายต่ำจะเห็นได้ว่าบริเวณเชื่อมต่อระหว่างโลหะเนื้อพื้นและโลหะเติมนั้นมีความชัดเจนอย่างมาก โดยในบางชิ้นงานจะสามารถสังเกตเห็นความแตกต่างของลักษณะโครงสร้างจุลภาคหลายลักษณะภายในบริเวณนี้ได้แม้จะใช้เพียงกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยายต่ำ

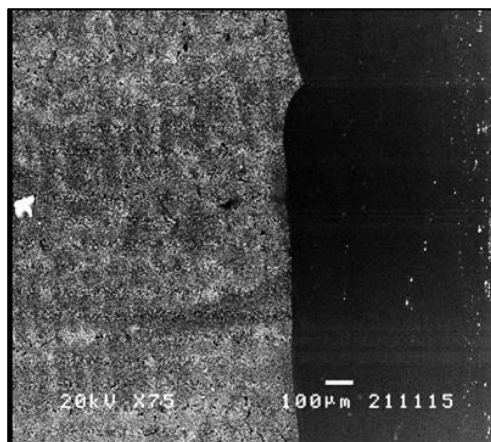
#### ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1

ชิ้นงานหมายเลข 1 เป็นชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำที่ 195 วัตต์ โดยกำหนดค่าความต่างศักย์ในการเชื่อมที่ 320 โวลต์และความถี่ที่ 15 เฮิร์ต ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงดังแสดงในรูปที่ 4-18(ก) ซึ่งให้เห็นความแตกต่างของรูปแบบโครงสร้างในบริเวณหลอมละลายเป็น 2 บริเวณย่อย โดยเมื่อใช้กำลังขยายที่สูงขึ้นดังรูปที่ 4-18(ข) จะเห็นได้ว่าที่บริเวณหลอมละลายที่ใกล้โลหะเติมอินโคเนล 625 จะมีลักษณะการแข็งตัว (Solidification) แบบเหมือนเซลล์ลัวร์ (Cellular-like) ที่มีลักษณะเกรนยาวและหยาบซึ่งเป็นลักษณะของบริเวณที่โลหะหลอมเหลวไม่เกิดการผสมกันอย่างเหมาะสมระหว่างจิติดี-111 และอินโคเนล 625 (Unmixed Zone) สำหรับบริเวณที่ใกล้กับเนื้อพื้นจิติดี-111 นั้นจะเห็นได้ว่าการเกิดบริเวณที่ไม่สามารถเห็นรายละเอียดโครงสร้างจุลภาคได้ ทั้งนี้คาดว่าเกิดจากการที่โลหะหลอมละลายและเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและสม่ำเสมอจนกระทั่งอนุภาคแกมมาไพร์มที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กมากจนไม่สามารถสังเกตเห็นได้ที่กำลังขยายต่ำ

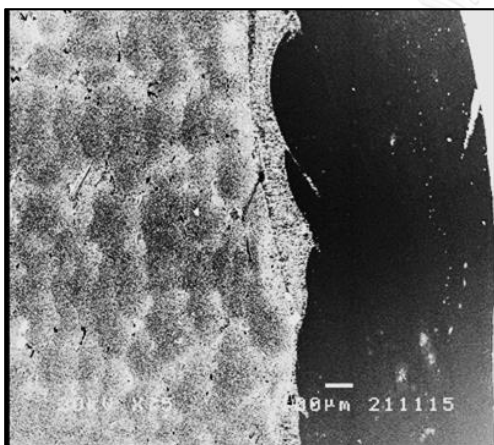




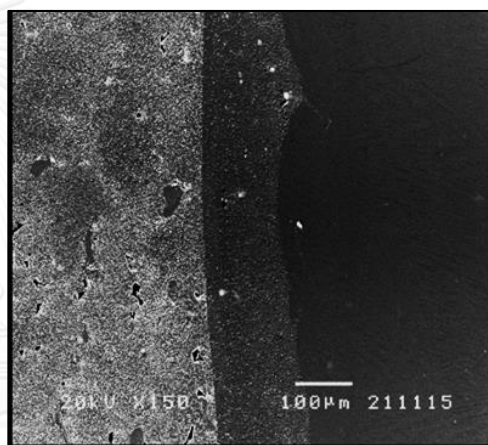
ก. ชิ้นงานเลเซอร์ 1



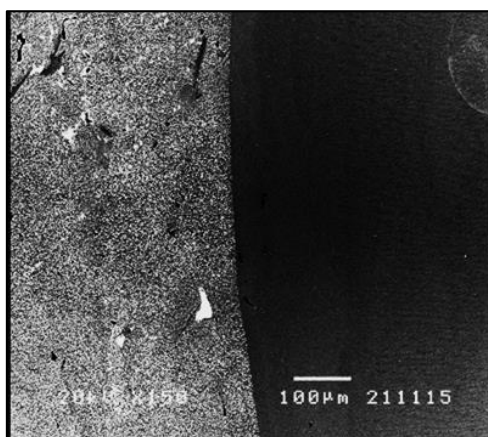
ข. ชิ้นงานเลเซอร์ 2



ค. ชิ้นงานเลเซอร์ 3



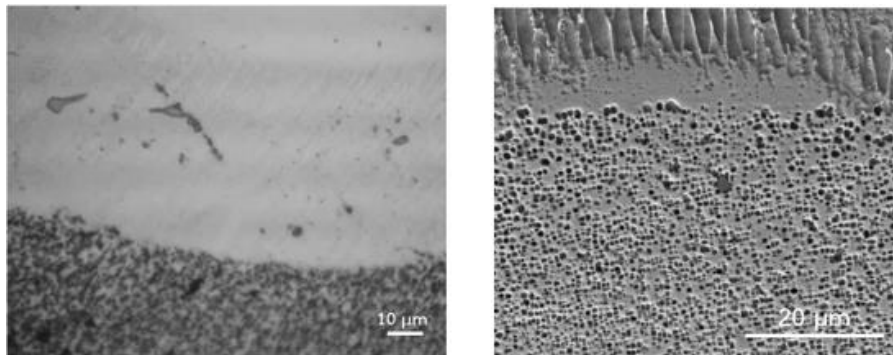
ง. ชิ้นงานเลเซอร์ 4



จ. ชิ้นงานเลเซอร์ 5

รูปที่ 4-17 ภาพถ่ายบริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์

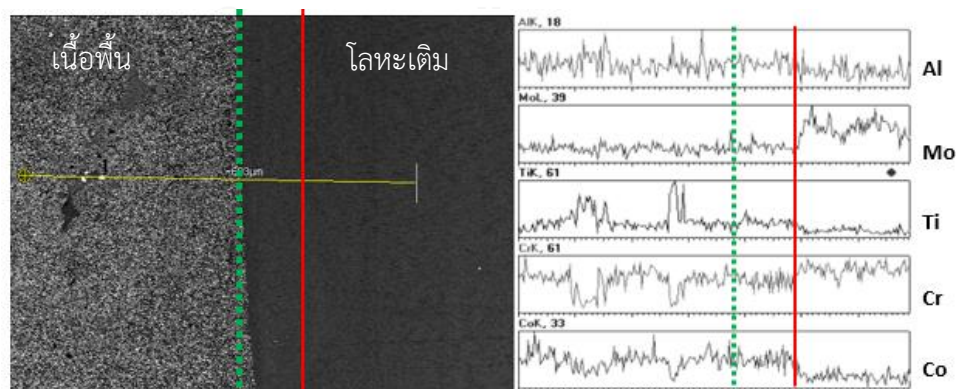
นอกจากนั้นผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงดังรูปที่ 4-19 ยังแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงของปริมาณธาตุผสมผ่านบริเวณดังกล่าวอย่างชัดเจน ดังสังเกตได้จากการเปลี่ยนแปลงของปริมาณโครเมียมและโมลิบดีนัมซึ่งแตกต่างกันในอินโคเนล 625 และจีทีดี-111 ดังแสดงในตารางที่ 4-1 นอกจากอนุภาคแกมมาไพร์มซึ่งเห็นได้อย่างชัดเจนในบริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 แล้ว จากรูปโครงสร้างจุลภาคจะสามารถสังเกตเห็นว่ามีเฟสอื่นๆ กระจายอยู่ในทั้งสองบริเวณ ได้แก่ โครงสร้างแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติก และคาร์ไบด์ ทั้งนี้จากผลการวิเคราะห์ธาตุพบว่าคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นบริเวณเนื้อจีทีดี-111 นั้นประกอบด้วยไททาเนียมและแทนทาลัมเป็นหลัก



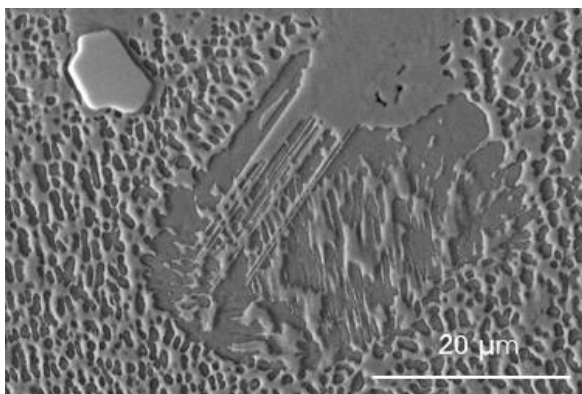
ก. ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ข. ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

รูปที่ 4-18 ภาพถ่ายบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์ 1

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 4-19 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1



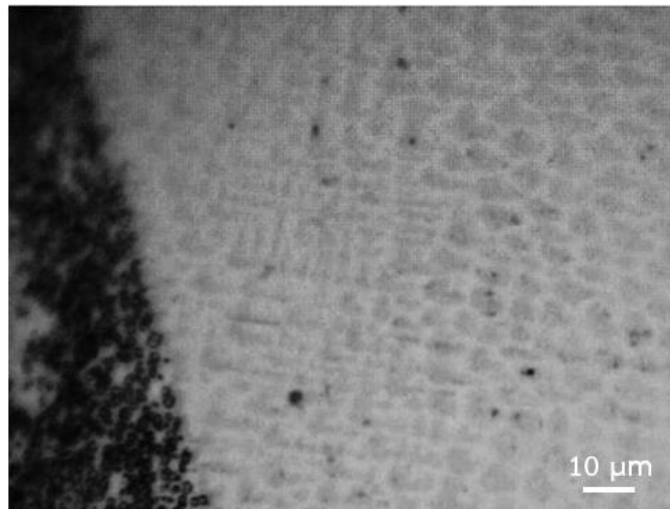
รูปที่ 4-20 คาร์ไบด์และยูเทคติกที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1

## ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 2

ชิ้นงานหมายเลข 2 เป็นชิ้นงานที่ใช้พลังงานในการเชื่อมใกล้เคียงกับชิ้นงานหมายเลข 1 โดยมีข้อแตกต่างกันในรายละเอียดของการกำหนดตัวแปรการเชื่อม โดยพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมหมายเลข 2 นั้นมีค่า 197 วัตต์ ค่าความต่างศักย์และความถี่ในการเชื่อมในชิ้นงานหมายเลข 2 นี้กำหนดที่ 370 โวลท์และ 10 เฮิร์ต ตามลำดับ ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบเป็นค่าพลังงานความร้อนที่ให้แก่เนื้อโลหะจะเท่ากับ 197 จูลต่อมิลลิเมตร

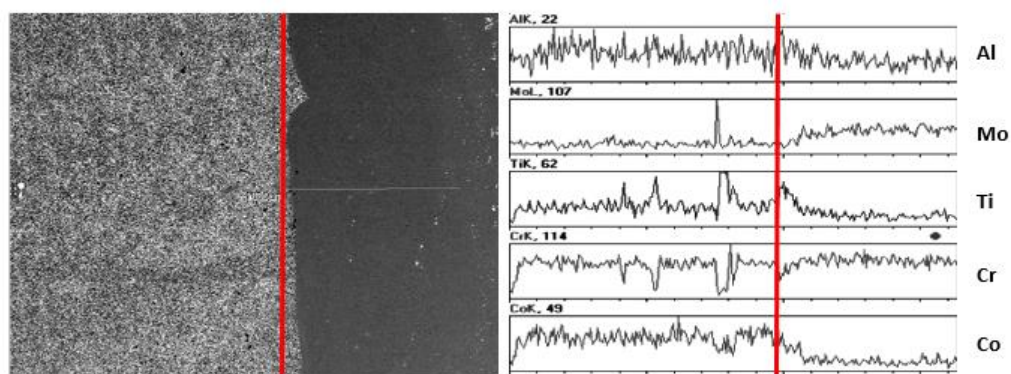
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูปที่ 4-21 จะเห็นได้ว่าโครงสร้างจุลภาคในบริเวณหลอมละลายของชิ้นงานหมายเลข 2 นี้มีความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญจากโครงสร้างจุลภาคที่พบในชิ้นงานหมายเลข 1 แม้ว่าจะใช้พลังงานในการเชื่อมที่ใกล้เคียงกัน โดยบริเวณหลอมละลายในชิ้นงานหมายเลข 2 นี้จะมีโครงสร้างที่เป็นเกรนที่โตขึ้นในทิศทางเดียวกับเนื้อพื้น (epitaxial) ในบริเวณหลอมละลายที่ติดกับเนื้อจิติดี-111 สำหรับบริเวณที่ห่างออกไปนั้น จะเห็นได้ว่าเกรนมีลักษณะของบริเวณที่มีการผสมกันของโลหะหลอมเหลว 2 ชนิด (Composite zone) อย่างชัดเจน ลักษณะดังกล่าวเกิดจากอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันในแต่ละระยะจากโลหะเนื้อพื้น

สำหรับเฟสต่างๆ ที่พบในสองบริเวณระหว่างรอยเชื่อมในชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 2 นั้นมีลักษณะเช่นเดียวกับที่พบในชิ้นงานที่ 1 นั่นคือโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพรม์ยูเทคติก และคาร์ไบด์ ในทั้งสองบริเวณ โดยเมื่อพิจารณาร่วมกับผลการวิเคราะห์ธาตุจะพบว่ามีเกิดการเกิดสารประกอบที่มีโมลิบดีนัมและไททาเนียมเป็นธาตุผสมหลักซึ่งคาดว่าเป็นคาร์ไบด์ชนิด MC



รูปที่ 4-21 โครงสร้างที่บริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเลเซอร์ 2

ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานหมายเลข 2 ดังรูปที่ 4-22 สอดคล้องกับลักษณะโครงสร้างที่แสดงในภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนเป็นอย่างดี โดยจะสามารถสังเกตเห็นได้ว่าในชิ้นงานเลเซอร์ 2 นี้จะไม่พบบริเวณที่มีส่วนผสมทางเคมีเป็นจีโอทีดี-111 แต่ไม่ปรากฏอนุภาคแกมมาไพร์มซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของบริเวณที่โลหะเนื้อพื้นหลอมเหลวแต่ไม่ผสมกับโลหะเดิมซึ่งพบในชิ้นงานเลเซอร์ 1 ดังรูปที่ 4-19



รูปที่ 4-22 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 2

### ชิ้นงานเลเซอร์ 3 - 5

ชิ้นงานหมายเลข 3-5 เป็นชิ้นงานที่ใช้พลังงานในการเชื่อมสูงกว่าชิ้นงานหมายเลข 1 และ 2 โดยใช้ค่าพลังงานการเชื่อมที่ 236, 252 และ 295 วัตต์โดยการเปลี่ยนแปลงการกำหนดค่าความต่าง

ศักย์ไฟฟ้าและความถี่ในการเชื่อม ทั้งนี้เมื่อแปลงค่าพลังงานจากเครื่องเชื่อมดังกล่าวมาเป็นค่าพลังงานความร้อนที่ส่งสู่อิวโลหะจะพบว่าค่าอยู่ที่ 236, 252 และ 295 จูลต่อมิลลิเมตรตามลำดับ

ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงให้เห็นถึง 2 บริเวณย่อยในบริเวณหลอมละลายที่มีความแตกต่างของโครงสร้างของชิ้นงานอย่างชัดเจนในลักษณะเดียวกับชิ้นงานเลขเซอร์ 1 นอกจากนั้นเฟสต่างๆ ที่พบในบริเวณหลอมละลายในชิ้นงาน 3-5 นี้ยังคงมีความคล้ายคลึงกับเฟสที่พบในชิ้นงานหมายเลข 1 และ 2 โดยประกอบด้วยอนุภาคแกมมาไพร์มที่มีขนาดไม่สม่ำเสมอ โครงสร้างแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติกและคาร์ไบด์ นอกจากนั้นยังสามารถพบเฟสที่มีลักษณะเป็นเฟสที่ซีพี (Topologically closed pack) ในบริเวณรอยเชื่อมที่ติดกับจีทีดี-111 ในชิ้นงานที่ 3 ด้วย

ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานหมายเลข 3-5 ดังแสดงไว้ในภาคผนวก โดยผลดังกล่าวยังแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงของปริมาณธาตุผสมผ่านบริเวณหลอมละลายอย่างชัดเจนในลักษณะเดียวกันกับชิ้นงานหมายเลข 1 และ 2

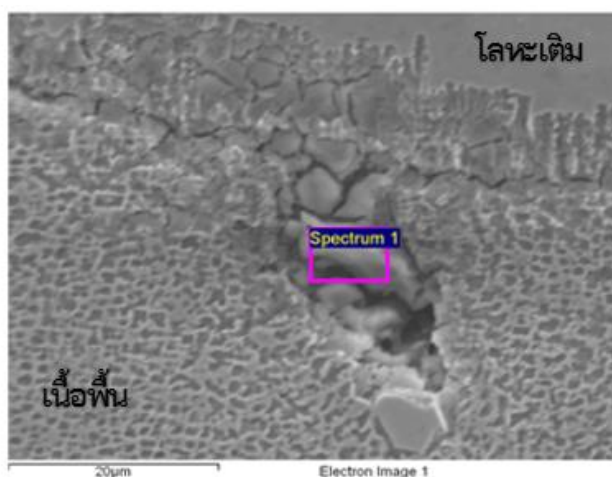
#### 4.3.2.2 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุในบริเวณกระตบร้อน

บริเวณกระตบร้อนเป็นบริเวณในเนื้อจีทีดี-111 ที่มีโครงสร้างและสมบัติทางกลที่เปลี่ยนแปลงไปจากการรับความร้อนและการเย็นตัวที่รวดเร็วระหว่างการเชื่อมโดยไม่มีการหลอมละลาย บริเวณดังกล่าวนี้เป็นบริเวณที่มีความเค้นตึงค้ำจากการเชื่อมสูงและเป็นบริเวณที่พบรอยแตกภายหลังการเชื่อมในงานวิจัยจำนวนมากดังที่ได้กล่าวถึงในบทที่ 2

พลังงานที่ให้กับชิ้นงานเชื่อมเลขเซอร์นั้นมีความเข้มข้นสูงและส่งผลกระทบต่อบริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 ขนาดของบริเวณกระตบร้อนจากการเชื่อมเลขเซอร์มีขนาดเล็กและปริมาณความร้อนที่กระทบต่อบริเวณดังกล่าวไม่มากพอที่จะเห็นความเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคได้ ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4-25 แสดงให้เห็นถึงขนาดและสัณฐานของอนุภาคแกมมาไพร์มในแต่ละชิ้นงานในบริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 ซึ่งจะเห็นได้ว่ามีขนาดไม่ต่างจากชิ้นงานตั้งต้นที่ได้รับ นอกจากนั้นจะพบว่าเฟสต่างๆ ที่มีอยู่ในเนื้อพื้นยังคงอยู่และไม่ถูกทำลายจากความร้อนในการเชื่อม

ในชิ้นงานเชื่อมเลขเซอร์นี้สามารถพบรอยแตกได้ในชิ้นงานเลขเซอร์ 3 ที่ใช้พลังงานในการเชื่อมที่ระบุที่เครื่องเชื่อม 236 วัตต์ โดยจากผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเครื่องเอ็กซ์เรย์สเปกโตรสโคปีพบว่าการแตกนี้เกิดขึ้นในบริเวณแกมมา-แกมมาไพร์มยูเทคติกซึ่งเป็นบริเวณที่มีการวิจัยยืนยันว่าเป็นโครงสร้างที่เกิดการแตกจากกลไกการแตกในเฟสที่จุดหลอมเหลวต่ำในจีทีดี-111 นอกจากนั้นยังเห็นได้ว่าการ

แตกดังกล่าวแตกแขนงต่อไปในบริเวณรอยต่อระหว่างบริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 กับบริเวณหลอมเหลวที่ไม่มีการผสมกันทางเคมี ลักษณะการแตกดังกล่าวนี้เชื่อได้ว่าจะทำให้ความแข็งแรงของรอยเชื่อมลดต่ำลงอย่างมากจากการมีจุดสะสมความเค้นภายในเนื้อวัสดุ



Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Nb	Mo
3.64	5.29	9.47	6.56	59.44	2.21	4.65	8.75

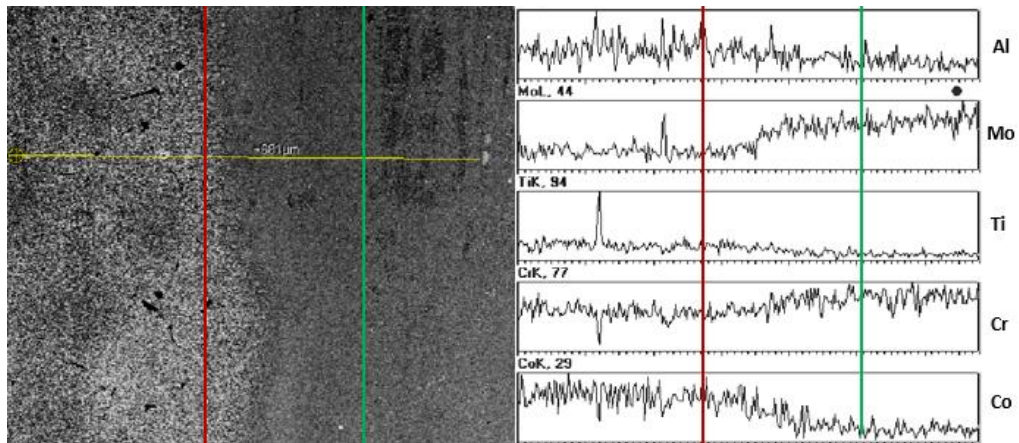
รูปที่ 4-23 รอยแตกและส่วนผลมทางเคมีของโครงสร้างที่รอยแตกที่บริเวณหลอมเหลวต่อเนื่อกับบริเวณกระทบร้อนในชิ้นงานเลเซอร์ 3

#### 4.3.3 โครงสร้างจุลภาคและผลการวิเคราะห์ธาตุหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

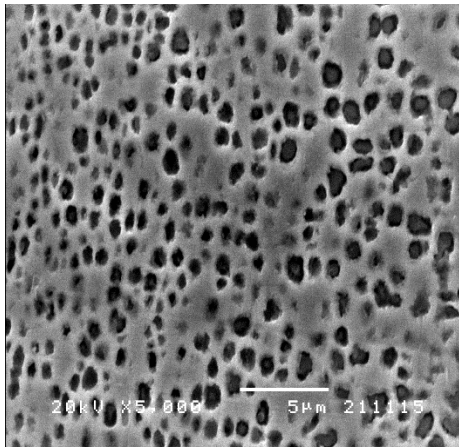
ดังที่ได้กล่าวมาแล้วว่ากรรมวิธีทางความร้อนนั้นมีความสำคัญอย่างมากในการฟื้นคืนสภาพของวัสดุโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล โดยจากรูปที่ 4-26 จะเห็นได้ว่าหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยการเผาทำลายที่ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง และอบบ่มที่ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง จะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่บริเวณเนื้อพื้นจีทีดี-111 (ภาพในช่องทางซ้าย) มีขนาดใหญ่กว่าและมีปริมาณมากกว่าอนุภาคที่บริเวณใกล้ขอบรอยเชื่อมอย่างเห็นได้ชัด ทั้งนี้เป็นผลจากความแตกต่างของปริมาณธาตุผสมที่ทำให้เกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่แตกต่างกันใน 2 บริเวณดังกล่าว

นอกจากขนาดและลักษณะของอนุภาคที่เปลี่ยนไปแล้ว ยังพบว่าหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนปริมาณเฟสแกมมา-แกมมาไพรม์ยูเทคติกนั้นลดลงอย่างมาก และยังพบการแยกตัวของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนได้อย่างชัดเจน สำหรับโครงสร้างจุลภาคของบริเวณที่โลหะผสมหลอมเหลวไม่รวมตัวกันนั้นสลายไปเกือบทั้งหมด

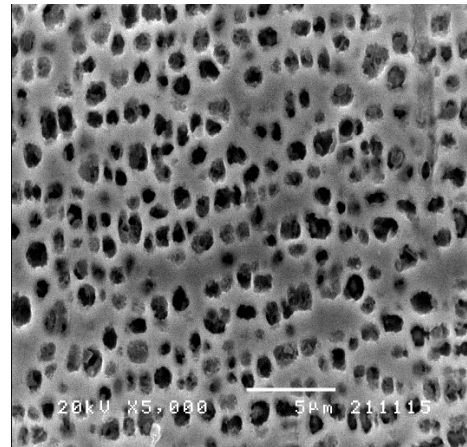
ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นดังแสดงในรูปที่ 4-24 จะเห็นได้ว่าการกระจายของธาตุต่างๆ เกิดขึ้นได้ดีกว่าในกรณีของชิ้นงานก่อนการทำการรมวิธีทางความร้อน อันเป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ของอะตอมของธาตุต่างๆ ที่เป็นไปได้ดียิ่งขึ้นที่อุณหภูมิสูง และมีเวลาเพียงพอให้เกิดการแพร่ถึงกัน



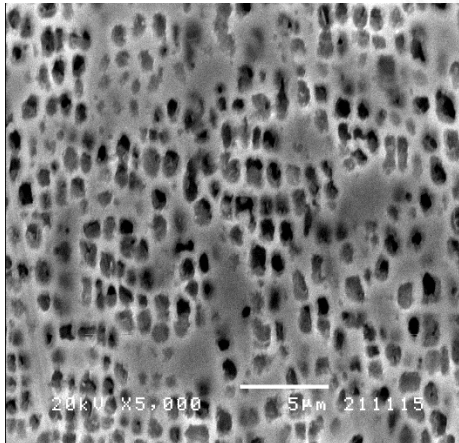
รูปที่ 4-24 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 1



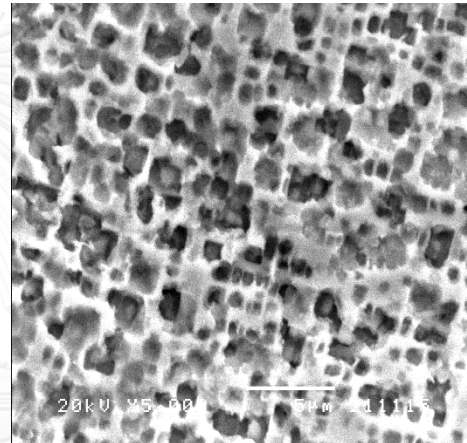
ก) ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 1



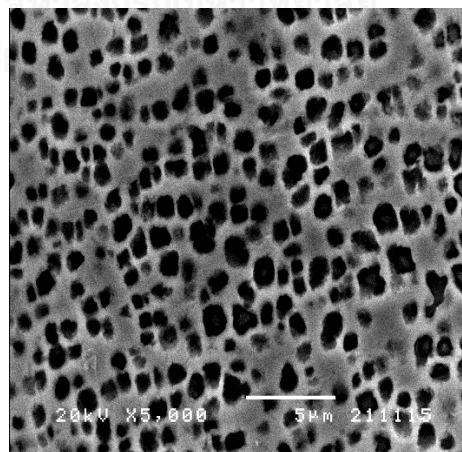
ข) ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 2



ค) ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 3



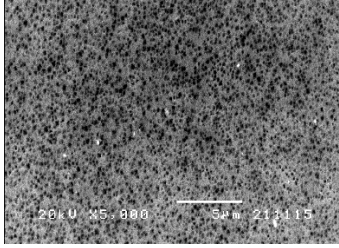
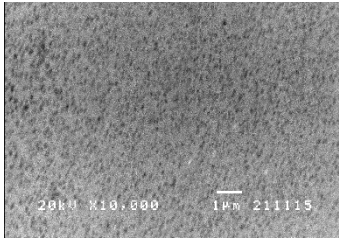
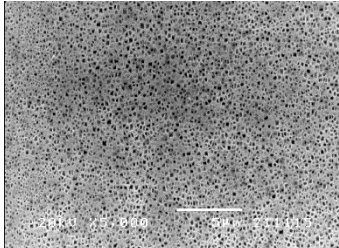
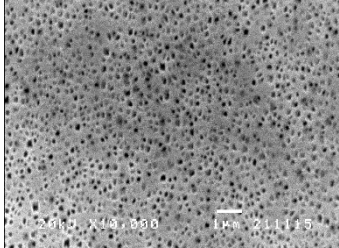
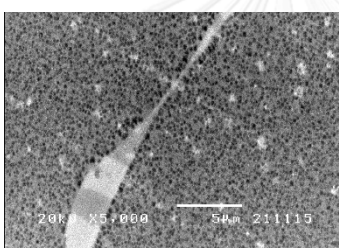
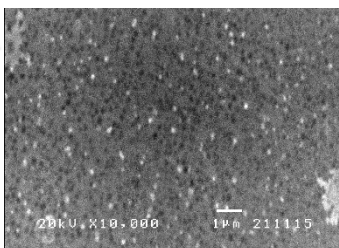
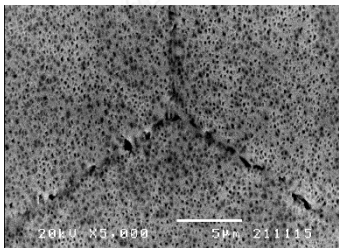
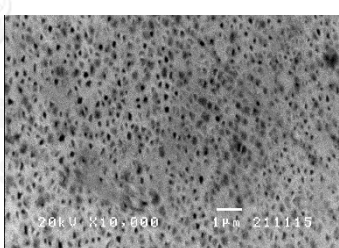
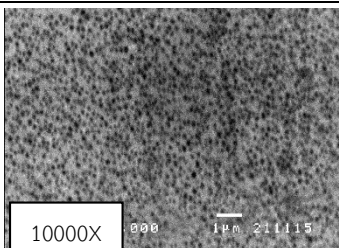
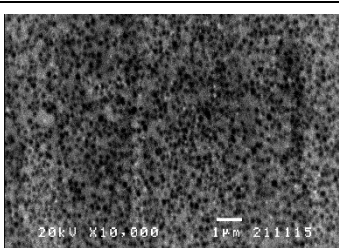
ง) ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 4



จ) ชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 5

รูปที่ 4-25 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่บริเวณกระทบบร้อนใกล้รอยเชื่อม



	บริเวณเนื้อพื้น (5000 x)	บริเวณใกล้รอยเชื่อม (10000 x)
1		
2		
3		
4		
5		

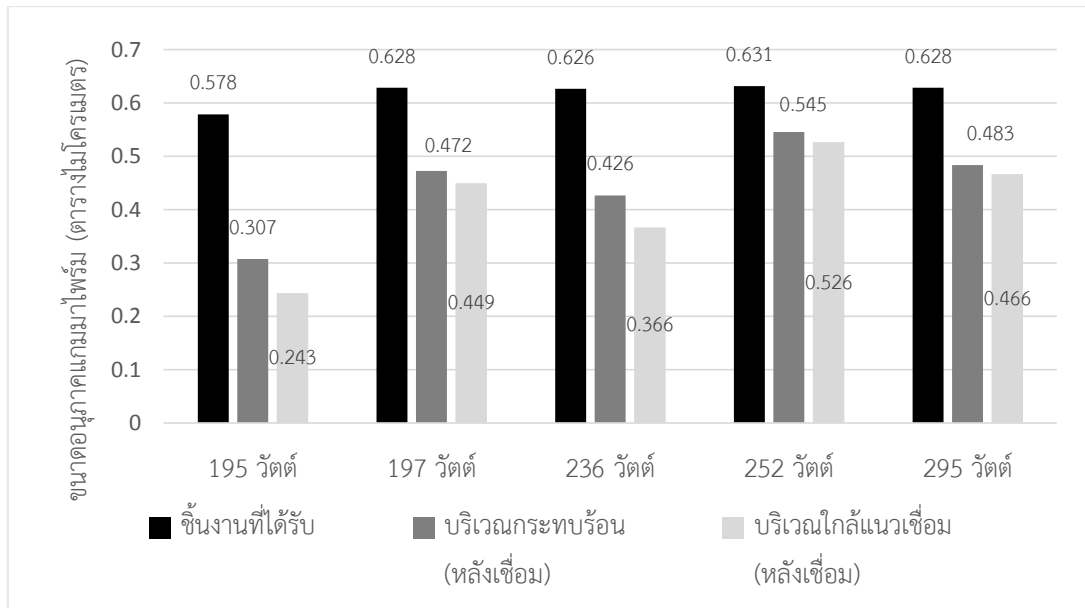
รูปที่ 4-26 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคหลังอบความร้อนขึ้นงานเชื่อมเลเซอร์

#### 4.3.4 ขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์ม

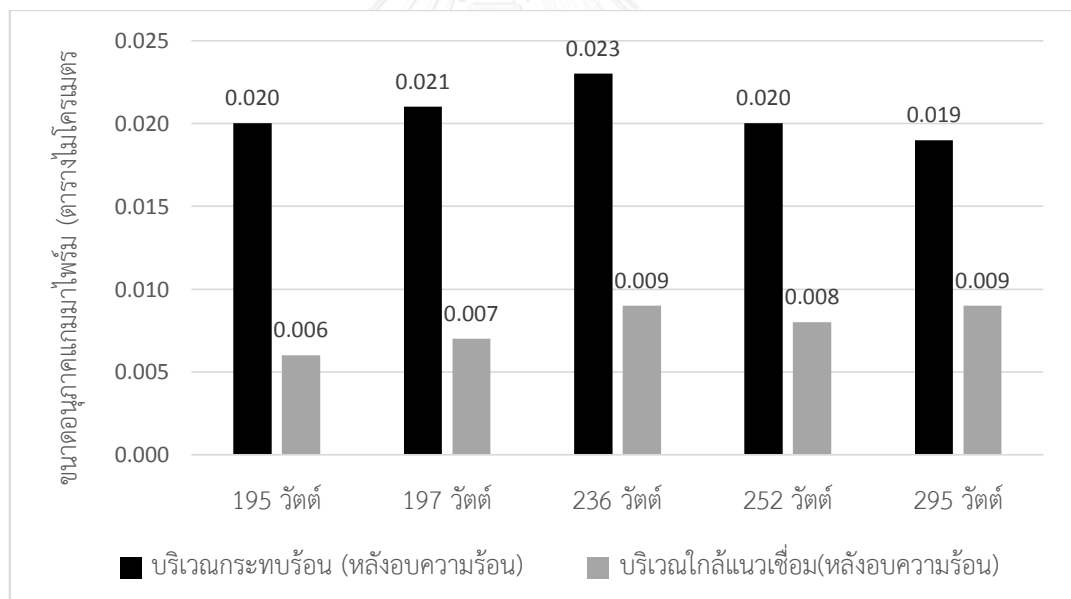
จากรูปที่ 4-27(ก) จะเห็นได้ว่าขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มหลังการเชื่อมจะมีขนาดเล็กกว่าขนาดอนุภาคในชิ้นงานที่ได้รับทั้งในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและบริเวณกระแทกร้อน โดยจะเห็นได้ว่าอัตราการลดลงของขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มนี้ค่อนข้างต่ำและไม่มีความแตกต่างกันมากนักในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและบริเวณกระแทกร้อนซึ่งแตกต่างอย่างมากจากกรณีการเชื่อมด้วยกระบวนการอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม ทั้งนี้เป็นผลจากการที่กระบวนการเชื่อมเลเซอร์นั้นมีการให้ความร้อนในปริมาณมากในบริเวณขนาดเล็ก หรือกล่าวได้ว่าเป็นวิธีที่ให้ความเข้มข้นของพลังงานสูงโดยมีอัตราการให้ความร้อนและอัตราการเย็นตัวที่รวดเร็วกว่าการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม จึงทำให้การสลายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมมีค่าสูง ในขณะที่มีการสลายตัวของอนุภาคในบริเวณกระแทกร้อนน้อยกว่ากรณีการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนก๊าซคลุม

จากรูปที่ 4-27(ข) พบว่าอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและในบริเวณกระแทกร้อนมีขนาดเล็กลงอย่างมากหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งขนาดอนุภาคที่พบนั้นมีความใกล้เคียงกันมากในทุกตัวอย่าง ซึ่งเป็นผลจากการใช้รูปแบบความร้อนในกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมือนกัน ทั้งนี้จะสามารถพบอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระแทกร้อนที่มีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณรอยเชื่อมได้ในทุกชิ้นงาน ซึ่งส่วนหนึ่งคาดว่าเป็นผลจากการที่ปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมในบริเวณใกล้รอยเชื่อมมีน้อยกว่าบริเวณห่างออกไปจากการแพร่ระหว่างกรรมวิธีทางความร้อน ทั้งนี้ผลดังกล่าวสอดคล้องกับผลการวัดความแข็งที่จะกล่าวถึงในหัวข้อต่อไป

จากรูปที่ 4-28(ก) จะพบว่าปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมและบริเวณกระแทกร้อนมีน้อยกว่าปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานตั้งต้นและในบริเวณที่ไม่ได้รับผลกระทบจากความร้อนในการเชื่อม ปริมาณของอนุภาคแกมมาไพร์มที่ลดลงนี้ไม่มีความสัมพันธ์ที่ชัดเจนกับพลังงานในการเชื่อมที่ใช้ นอกจากนั้นจะเห็นได้ว่าปริมาณอนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมนั้นมีน้อยกว่าในบริเวณกระแทกร้อนเป็นอย่างมากซึ่งเป็นผลจากการที่ความร้อนในการเชื่อมทำให้อนุภาคที่มีขนาดเล็กสลายไปดังที่ได้กล่าวมาแล้ว ในสภาพหลังผ่านกระบวนการทางความร้อน ดังแสดงในรูปที่ 4-28(ข) จะเห็นได้ว่าปริมาณอนุภาคแกมมาไพร์มที่บริเวณกระแทกร้อนและในบริเวณใกล้รอยเชื่อมมีมากขึ้น ซึ่งเป็นผลจากที่โครงสร้างจุลภาคหลังการเชื่อมมาจากการสลายตะกอนจากความร้อนในการเชื่อมโดยไม่ให้เวลาในการอบบ่ม จึงทำให้ไม่สามารถมองเห็นตะกอนที่เกิดขึ้นใหม่ได้



ก. สภาพหลังการเชื่อม (ก่อนการทำกรรมวิธีทางความร้อน)

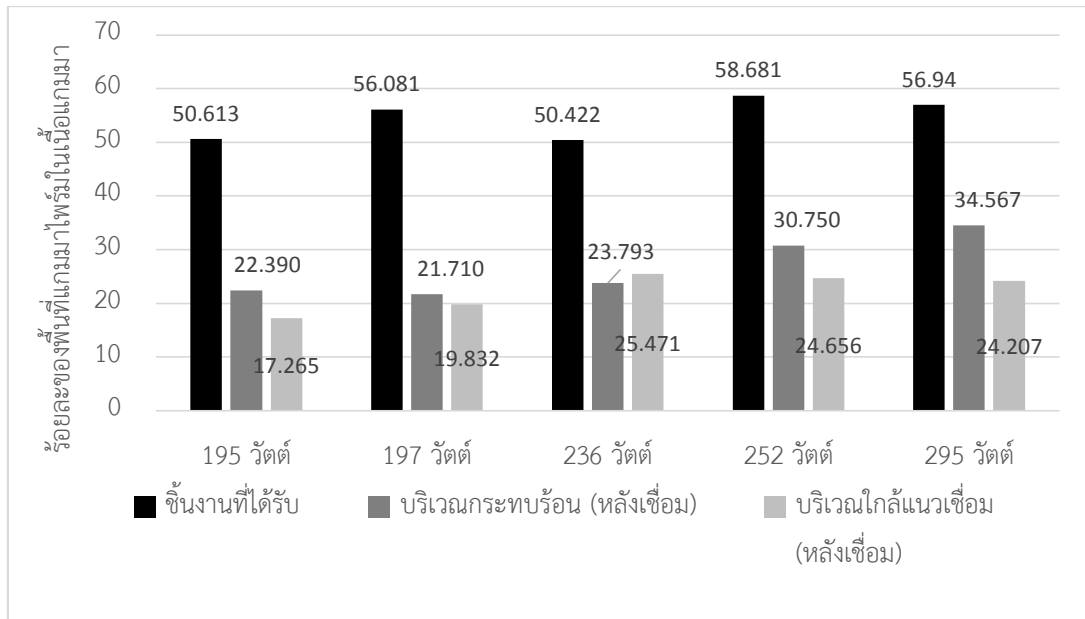


ข. สภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

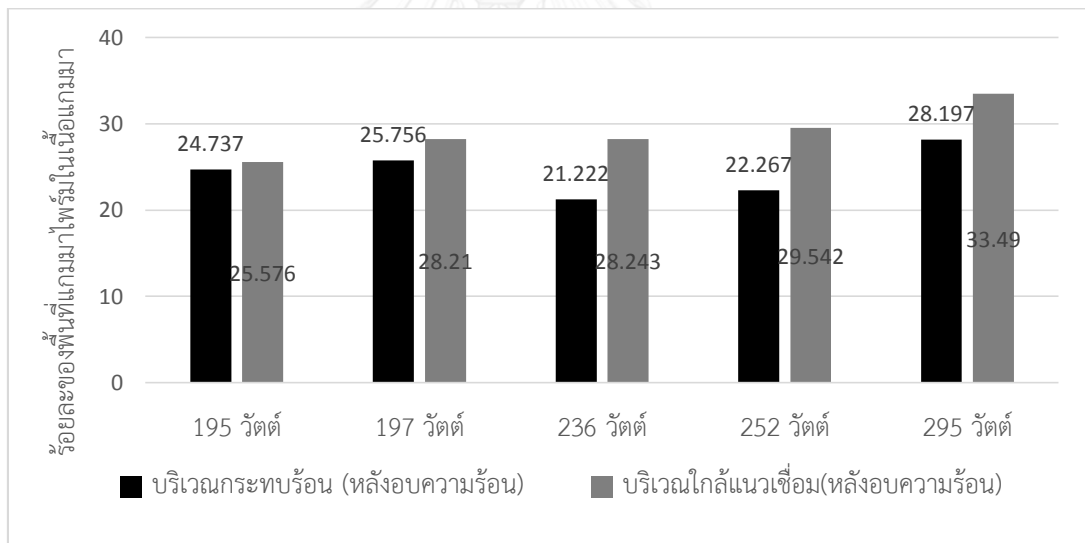
รูปที่ 4-27 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ในชั้นงานเชื่อมเลเซอร์

(ก) หลังการเชื่อมเลเซอร์

(ข) หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม



ก. สภาพหลังการเชื่อม (ก่อนการทำการรื้อวิธีทางความร้อน)



ข. สภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

รูปที่ 4-28 สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์

(ก) หลังการเชื่อมเลเซอร์

(ข) หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

#### 4.3.5 ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานหลังการเชื่อมและหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

ความแข็งแรงไมโครวิกเกอร์ของชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำโดยใช้พลังงานการเชื่อมที่ 195, 197, 236, 252 และ 295 วัตต์นั้นสรุปไว้ในรูปที่ 4-29 (ก) จากภาพจะเห็นได้ว่าบริเวณโลหะเติมซึ่งเป็นโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลชั้นคุณภาพอินโคเนล 625 นั้นมีความแข็งแรงประมาณ 260 วิกเกอร์ และบริเวณเนื้อพื้นจิติดี-111 นั้นมีความแข็งแรงประมาณ 370 วิกเกอร์ นอกจากนี้ยังสามารถสังเกตได้ว่าบริเวณที่รอยเชื่อมนั้นจะมีความแข็งแรงอยู่ในช่วงระหว่างความแข็งแรงของวัสดุทั้งสอง และความแข็งแรงที่วัดได้นั้นเริ่มคงที่ที่ระยะ 0.4 มิลลิเมตร และ 0.7 มิลลิเมตรไปทางโลหะเติมและโลหะเนื้อพื้นตามลำดับในทั้งสามกรณี ดังนั้นจากผลการวัดความแข็งแรงจึงสามารถสรุปได้ว่าบริเวณกระทบร้อนจากการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำในช่วงที่สนใจนี้มีระยะประมาณ 0.7 มิลลิเมตรเท่านั้น นอกจากนี้ยังอาจสรุปได้อีกว่าพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมเลเซอร์ในช่วง 195 - 295 วัตต์ไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อความแข็งแรงและความกว้างของบริเวณกระทบร้อนในชิ้นงานหลังการเชื่อม

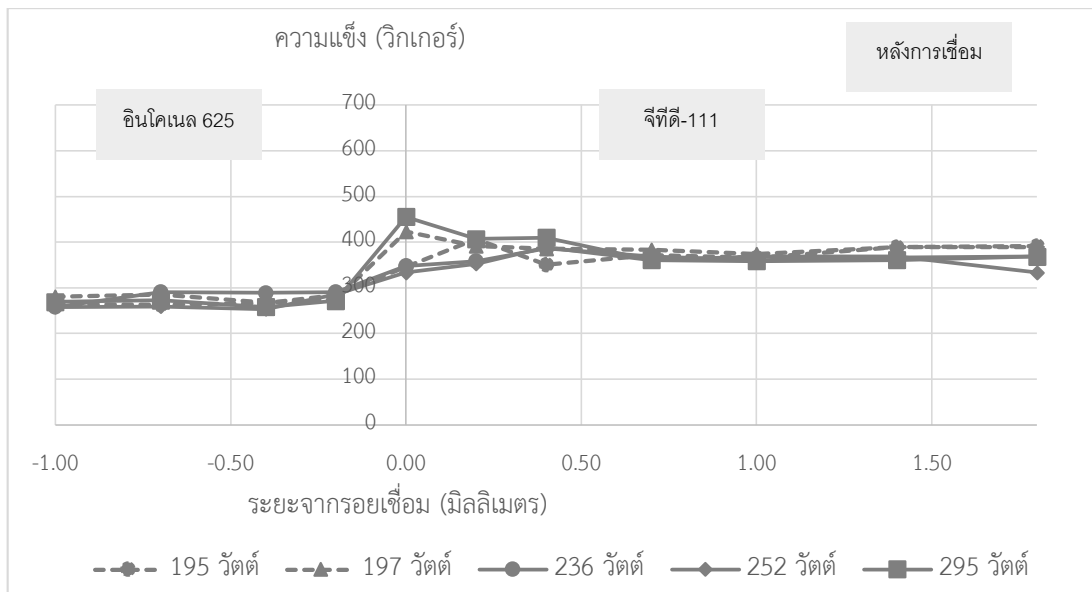
จากรูปที่ 4-29(ข) แสดงให้เห็นถึงผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความแข็งแรงที่บริเวณต่างๆ ของการเชื่อม โดยจะเห็นได้ว่าความแข็งแรงของชิ้นงานในบริเวณเนื้อพื้นจิติดี-111 นั้นเพิ่มขึ้นจาก 370 วิกเกอร์ในสภาพหลังเชื่อมเลเซอร์มาเป็น 450 วิกเกอร์หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ความแตกต่างของความแข็งแรงที่บริเวณเนื้อพื้นนี้คาดว่าเป็นผลจากการสลายและตกตะกอนใหม่ที่มีขนาดที่เหมาะสมในจิติดี-111 ดังที่ได้กล่าวไว้แล้ว

นอกจากผลในการเพิ่มความแข็งแรงในเนื้อพื้นจิติดี-111 แล้ว กรรมวิธีทางความร้อนในการทดลองนี้ยังส่งผลต่อความแข็งแรงในบริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 อย่างเห็นได้ชัด โดยเฉพาะอย่างยิ่งในชิ้นงานที่เชื่อมด้วยเลเซอร์พลังงาน 196 วัตต์ซึ่งมีความแข็งแรงเฉลี่ยลดลงอย่างมากจาก 260 วิกเกอร์ในสภาพหลังเชื่อมเป็น 196 วิกเกอร์หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนซึ่งเกิดจากการคลายความเครียดของเนื้อพื้นอินโคเนล 625 ซึ่งเป็นโลหะที่ได้ความแข็งแรงจากการเกิดสารละลายของแข็งจากการผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเป็นเวลานาน นอกจากนี้ยังสามารถสังเกตได้ว่าชิ้นงานดังกล่าวมีการเปลี่ยนแปลงความแข็งแรงข้ามรอยเชื่อมอย่างกะทันหัน ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการที่มีปริมาณไททาเนียมและอะลูมิเนียมปนอยู่ในโลหะหลอมเหลวขณะเชื่อมในปริมาณน้อยจึงไม่ทำให้เกิดการตกตะกอนแกมมาไฟร์มในบริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 สำหรับชิ้นงานที่เชื่อมด้วยพลังงาน 252 วัตต์นั้นพบว่ามีความแข็งแรงที่บริเวณรอยเชื่อมเพิ่มขึ้นอย่างมากจนอยู่ในระดับที่ใกล้เคียงกับโลหะเนื้อพื้นจิติดี-111 และมีอัตราการลดความแข็งแรงอย่างรวดเร็วตามระยะที่ห่างออกไปทางโลหะเติมอินโคเนล 625 อย่างไร

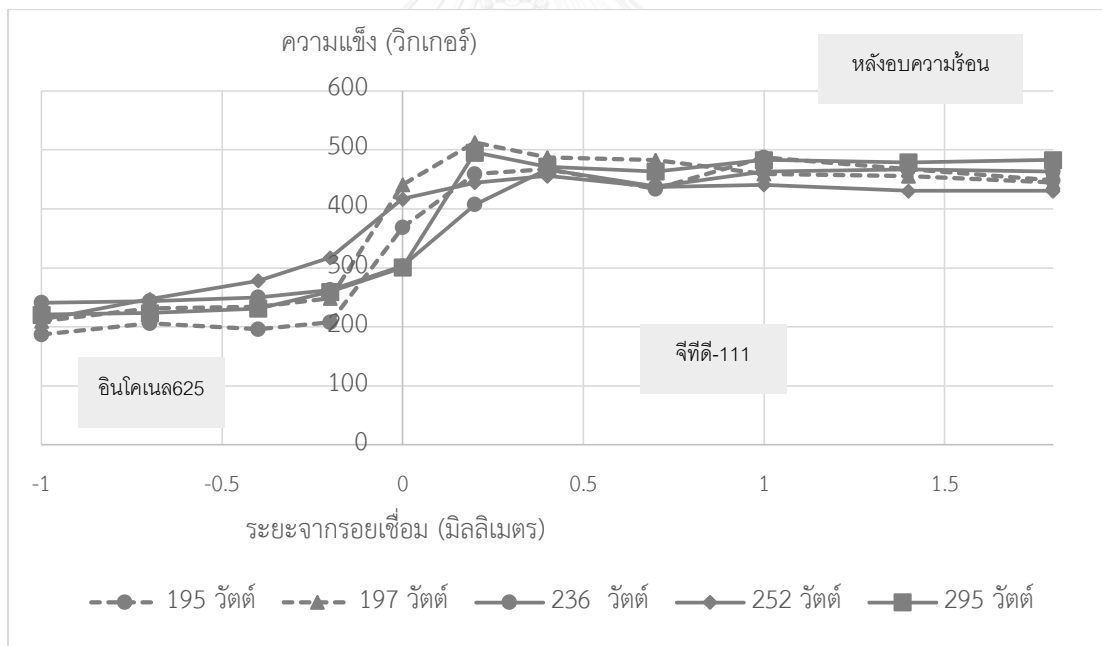
ก็ตามพบว่าความแข็งแรงของบริเวณโลหะเติมในชิ้นงานที่เชื่อมด้วยพลังงาน 236 วัตต์นั้นมีความต่างของความแข็งแรงใน 2 สภาพไม่มากนัก

โดยสรุปจากผลการทดลองในหัวข้อ 4.3 นั้นพบว่าการเชื่อมเลเซอร์พลังงานต่ำในช่วงพลังงาน 195 – 295 วัตต์นั้นให้บริเวณกระทบร้อนในชิ้นงานหลังการเชื่อมที่ไม่แตกต่างกัน โดยมีระยะดังกล่าวที่ประมาณ 0.7 มิลลิเมตรจากรอยเชื่อม และจากลักษณะการกระจายตัวของความแข็งแรงจะสังเกตได้ว่าในชิ้นงานทุกชิ้นจะมีลักษณะของการลดความแข็งแรงจากบริเวณกระทบร้อนเข้าสู่บริเวณเนื้อพื้น ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการที่ความร้อนในการเชื่อมทำให้เกิดการตกตะกอนแกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมลดขนาดลงจนเข้าสู่สภาพที่สามารถขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้ดียิ่งขึ้น

ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้พลังงานแตกต่างกันในช่วง 195 – 295 วัตต์ที่แสดงในภาคผนวก ค.-ง. แสดงให้เห็นว่าการเปลี่ยนแปลงค่าพลังงานการเชื่อมในช่วงดังกล่าว รวมถึงการเปลี่ยนแปลงปัจจัยการเชื่อม อันได้แก่ ความต่างศักย์ในการเชื่อมในช่วง 320 – 370 โวลท์ และความถี่ของพลังงานในช่วง 10 – 15 เฮิร์ต นั้นไม่ส่งผลกระทบต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทั้งในแง่ขนาดและการกระจายตัวของแกมมาไพร์ม รวมทั้งการสลายตัวของเฟสต่างๆ ด้วย



ก. ความแข็งไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ ในสภาพหลังการเชื่อมเลเซอร์



ข. ความแข็งไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ ในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

รูปที่ 4-29 ความแข็งไมโครวิกเกอร์ที่ตำแหน่งต่างๆ บนชิ้นงาน

(ก) หลังการเชื่อมเลเซอร์

(ข) หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

#### 4.4 เปรียบเทียบผลการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลและการเชื่อมเลเซอร์

การทดลองการเชื่อมจากงานวิจัยนี้ทำโดยใช้กระบวนการเชื่อมใน 2 วิธีการ คือ การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลและการเชื่อมเลเซอร์ โดยเป็นการเชื่อมโดยใช้คนควบคุม ค่าพลังงานในการเชื่อมรวมถึงค่าเปรียบเทียบความร้อนที่ชิ้นงานได้รับดังแสดงในตารางที่ 4-2

ตารางที่ 4-2 ตารางแสดงค่าพลังงานที่ใช้ในการเชื่อมและค่าความร้อนที่ชิ้นงานได้รับ

ชิ้นงาน หมายเลข	พลังงานในการเชื่อม (วัตต์)		ความร้อนที่ชิ้นงานได้รับ (จูล/มม)	
	จี้ทีเอดับบลิว	เลเซอร์	จี้ทีเอดับบลิว	เลเซอร์
1	180	195	135	195
2	198	197	149	197
3	243	236	182	236
4	297	252	223	252
5	315	295	236	295

จากการศึกษาเปรียบเทียบการเชื่อมในระดับมหภาค พบว่าการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลให้รอยเชื่อมที่มีขนาดกว้างและลึกกว่าการเชื่อมเลเซอร์ที่ระดับพลังงานการเชื่อมที่ระบุจากเครื่องเชื่อมที่ใกล้เคียงกันแม้ความร้อนที่ชิ้นงานได้รับต่อหนึ่งหน่วยความยาวจะน้อยกว่าก็ตาม เมื่อทำการพิจารณาสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของชิ้นงานพบว่าวิธีการเชื่อมทั้งสองนี้ให้ผลที่ไม่แตกต่างกันมากนัก โดยอยู่ในช่วง 0.40 – 0.60 ยกเว้นเพียงตัวอย่างเดียว คือ ชิ้นงานอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลที่ใช้ระดับพลังงานการเชื่อมต่ำ 180 วัตต์ ซึ่งให้ค่าสัดส่วนดังกล่าวสูงถึง 0.69 ซึ่งเป็นค่าที่อยู่นอกช่วงสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมที่เกิดการแตกต่าซึ่งเสนอโดย Rush [22] ที่ 0.35-0.65 ดังนั้นจึงสามารถกล่าวได้ในเบื้องต้นว่าค่าตัวแปรการเชื่อมที่สนใจนี้มีความเหมาะสมสำหรับการเชื่อมจี้ทีดี-111 ทั้งนี้จากภาพถ่ายระดับมหภาคจะเห็นว่าแนวเชื่อมของชิ้นงานอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลนั้นอยู่ลึกลงไปใต้อันพื้นมากกว่าในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์อย่างเห็นได้ชัด ซึ่งลักษณะดังกล่าวนี้จะส่งผลต่อความแข็งแรงของรอยเชื่อมที่ดีกว่าจากการเกิดพันธะเคมีระหว่างเนื้อโลหะทั้งสองอย่างสมบูรณ์ อย่างไรก็ตามควรมีการศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงของรอยเชื่อมและความลึกของแนวเชื่อมเพิ่มเติมเพื่อยืนยันสมมติฐานดังกล่าวอีกครั้ง

เมื่อทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค การกระจายตัวของธาตุผสมต่างๆ รวมถึงความแข็งที่ระยะต่างๆ จากรอยเชื่อมในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและคาร์บอนสตีลพบว่าการเชื่อมทั้ง



สองวิธีการให้ระยะกระพร้อนที่ใกล้เคียงกัน โดยอยู่ที่ 0.7 มิลลิเมตรจากแนวเชื่อม ความแข็งในสภาพหลังการเชื่อม (ก่อนการทำกรรมวิธีทางความร้อน) ในบริเวณกระพร้อนของชิ้นงานอาร์ค ทั้งสแตนเลสกลุ่มนั้นมีความสูงกว่าความแข็งในบริเวณเดียวกันของชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์อย่างมาก นอกจากนั้นจะเห็นได้ว่าความแข็งในบริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 ในชิ้นงานอาร์คทั้งสแตนเลสกลุ่มเพิ่มสูงขึ้นด้วย ทั้งนี้เป็นผลจากการหลอมละลายผสมกันของเนื้อโลหะจิติดี-111 ที่มีความแข็งสูงกว่าอินโคเนล 625 ซึ่งเกิดขึ้นน้อยมากในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ ดังจะเห็นได้จากการเกิดบริเวณหลอมละลายที่ไม่มีการผสมทางเคมี (unmixed zone) และการมีเส้นแบ่งช่วงธาตุผสมที่ชัดเจนในชิ้นงานส่วนใหญ่ที่ผ่านการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมเลเซอร์ อย่างไรก็ตามการเกิดปรากฏการณ์ดังกล่าวนี้ในการเชื่อมเลเซอร์สามารถลดได้โดยการลดความเร็วในการเชื่อม [28] ซึ่งเป็นอีกหนึ่งหัวข้อซึ่งควรที่จะต้องมีการศึกษาต่อไป

ในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนซึ่งเป็นสภาพที่จะถูกนำไปใช้งานจริงพบว่าความแข็งในบริเวณใกล้รอยเชื่อมในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์มีการลดลงอย่างรวดเร็วจากประมาณ 460 วิกเกอร์ในบริเวณกระพร้อนในเนื้อจิติดี-111 ไปสู่ความแข็งประมาณ 260 วิกเกอร์ในระยะเพียง 0.4 มิลลิเมตร ซึ่งแตกต่างจากในกรณีของความแข็งในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกลุ่มที่มีการเปลี่ยนแปลงความแข็งข้ามแนวเชื่อมต่ำมาก กล่าวคือมีการเปลี่ยนแปลงจาก 460 วิกเกอร์ ไปสู่ระดับความแข็ง 400 วิกเกอร์ในระยะถึง 0.9 มิลลิเมตร ลักษณะการเปลี่ยนแปลงความแข็งอย่างรวดเร็วในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์นี้อาจส่งผลเสียในการใช้งานจริงที่มีการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิอยู่ตลอดเวลาและอาจทำให้เกิดการล้าที่บริเวณที่มีความแตกต่างกันของสมบัติทางกลดังกล่าวได้อย่างมาก นอกจากนั้น เนื่องจากบริเวณที่ทำการการเชื่อมซ่อมนั้นเป็นบริเวณที่เกิดการสึกหรอสูง ดังนั้นการมีความแข็งของบริเวณดังกล่าวต่ำจะทำให้อายุการใช้งานของบริเวณดังกล่าวลดต่ำลงกว่าที่ควร

ขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพร์มนี้เป็นอีกหนึ่งในปัจจัยหลักที่ควรศึกษาในการเปรียบเทียบผลระหว่างการเชื่อมใน 2 วิธีการ โดยพบว่าความแตกต่างของขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มนี้พบได้เฉพาะในชิ้นงานในสภาพหลังการเชื่อมเท่านั้น โดยในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสกลุ่มนั้นจะเห็นได้ว่าการลดขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มอย่างมากในบริเวณใกล้รอยเชื่อมซึ่งเกิดจากการสลายตัวของแกมมาไพร์มบางส่วนลงในเนื้อพื้นซึ่งส่งผลดีต่อความแข็งในบริเวณดังกล่าว เนื่องจากการเพิ่มความสามารถในการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันของอนุภาคแกมมาไพร์ม สำหรับในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์นั้นจะพบว่าที่บริเวณแนวเชื่อมนั้นมีขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มที่ค่อนข้างเท่ากับขนาดอนุภาคแกมมาไพร์มในเนื้อพื้น ทั้งนี้คาดว่าความร้อนที่ใช้ในการเชื่อมเลเซอร์มีความเข้มข้นมาก (มีปริมาณมาก ในพื้นที่ขนาดเล็ก) จนทำให้เกิดการหลอมละลายและทำให้

เนื้อพื้นในบริเวณใกล้เคียงมีอุณหภูมิสูงขึ้นจนอยู่ในช่วงอุณหภูมิการละลายของอนุภาคแกมมาไพร์มจึงทำให้ไม่สามารถสังเกตเห็นอนุภาคขนาดเล็กดังกล่าวที่บริเวณใกล้รอยเชื่อมได้ ซึ่งเมื่อพิจารณาถึงการเปลี่ยนแปลงของสัดส่วนพื้นที่แกมมาไพร์มในบริเวณใกล้รอยเชื่อมในชิ้นงานอาร์คทั้งสแตนเลสและชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ในสภาพก่อนและหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน จะพบว่าในชิ้นงานอาร์คทั้งสแตนเลสและชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์นั้นมีสัดส่วนพื้นที่แกมมาไพร์มที่ลดลงหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งเป็นผลจากการที่อนุภาคแกมมาไพร์มที่ถูกละลายไปยังเกิดใหม่ไม่สมบูรณ์ แต่สำหรับในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์นั้นจะเห็นแนวโน้มที่ตรงข้าม คือมีสัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มที่เพิ่มขึ้นหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนจากการที่อนุภาคแกมมาไพร์มในบริเวณรอยเชื่อมในสภาพหลังการเชื่อมถูกละลายลงในเนื้อพื้น โดยไม่มีการอบบ่มให้มีขนาดใหญ่ขึ้น

โดยสรุปผลจากการพิจารณาผลการเชื่อมทั้งในระดับมหภาค จุลภาค รวมถึงความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการเชื่อมใน 2 วิธีการคือการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและเชื่อมเลเซอร์พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสให้แนวเชื่อมที่ดีกว่าในแง่อัตราส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อม รวมทั้งการกระจายธาตุผสมและความสม่ำเสมอของความแข็งแรงผ่านแนวเชื่อมจากเนื้อพื้นจิติดี-111 และโลหะเติมอินโคเนล 625

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลอง

1. การเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมโดยใช้พลังงานการเชื่อมต่ำในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้เหล็กชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยมีอินโคเนล 625 เป็นโลหะเติมนั้นไม่ทำให้เกิดรอยแตกที่บริเวณกระตบร้อนทั้งในสภาพหลังการเชื่อมและในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน รูปร่างรอยเชื่อมที่ได้จากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมในระดับพลังงานที่สนใจให้ค่าสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมที่ 0.4-0.6 ซึ่งเป็นระดับที่เหมาะสม ยกเว้นแต่เพียงในชิ้นงานที่เชื่อมที่ระดับพลังงาน 180 วัตต์ที่ให้อัตราส่วนดังกล่าวสูงถึง 0.69 ซึ่งสูงกว่าระดับที่ยอมรับได้ที่ 0.35-0.65 เพียงเล็กน้อย
2. การเชื่อมเลเซอร์พลังงานการเชื่อมต่ำในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้เหล็กชั้นคุณภาพจีทีดี-111 โดยมีอินโคเนล 625 เป็นโลหะเติมนั้นไม่ทำให้เกิดรอยแตกทางโลหวิทยาที่บริเวณกระตบร้อนทั้งในสภาพหลังการเชื่อมและในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนในชิ้นงานที่ใช้พลังงานการเชื่อม 195, 197, 252 และ 295 วัตต์ สำหรับในชิ้นงานที่ใช้พลังงานการเชื่อม 236 วัตต์นั้นพบรอยแตกซึ่งอาจเป็นไปได้ว่าเกิดจากการแตกที่โครงสร้างแกมมา-แกมมาไพรม์ยูเทคติกซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำ อย่างไรก็ตามลักษณะการแตกนั้นแตกต่างจากการแตกด้วยกลไกเดียวกันนี้ในงานวิจัยอื่น จึงอาจสรุปได้ว่าการแตกดังกล่าวเป็นผลร่วมจากการหลอมเหลวของโครงสร้างแกมมา-แกมมาไพรม์ยูเทคติกและความเค้นที่เกิดระหว่างการเย็นตัวจากการเชื่อม รูปร่างรอยเชื่อมที่ได้จากการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมในระดับพลังงานที่สนใจให้ค่าสัดส่วนความลึกต่อความกว้างของรอยเชื่อมที่ 0.4-0.6 ซึ่งเป็นระดับที่เหมาะสมทั้งสิ้น
3. พบการเกิดบริเวณหลอมละลายที่ไม่มีการผสมกันทางเคมีในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์ที่ใช้ระดับพลังงาน 195, 236, 252 และ 295 วัตต์โดยบริเวณดังกล่าวนี้อาจเกิดการแตกระหว่างชั้นเชื่อมได้ดังแสดงในชิ้นงานที่ใช้ระดับพลังงาน 236 วัตต์
4. กรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมส่งผลให้ชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสและไทเทเนียมมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นทั้งในบริเวณเนื้อพื้จีทีดี-111 บริเวณกระตบร้อน รวมถึงบริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 ในบริเวณใกล้รอยเชื่อมซึ่งเป็นผลจากการตกตะกอนแกมมาไพรม์ในบริเวณดังกล่าว
5. กรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อมส่งผลให้ชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นในบริเวณเนื้อพื้จีทีดี-111 และบริเวณกระตบร้อน แต่ทำให้บริเวณโลหะเติมอินโคเนล 625 มีความแข็งแรงลดลง

ทั้งนี้เนื่องจากการกระจายตัวของไททาเนียมและอะลูมิเนียมจากจีทีดี-111 ไปสู่อินโคเนล 625 ในกรณีการเชื่อมเลเซอร์เกิดขึ้นได้น้อย

6. จากการวัดความแข็งไมโครวิกเกอร์ สามารถสรุปได้ว่าระยะกระทบร้อนในการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังงาน 180-315 วัตต์อยู่ที่ประมาณ 0.7 มิลลิเมตร เช่นเดียวกันกับระยะของบริเวณกระทบร้อนในการเชื่อมเลเซอร์ที่ 195-295 วัตต์



## บทที่ 6

### ข้อเสนอแนะสำหรับการวิจัยในอนาคต

- 1 ศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับสมบัติทางกลของรอยเชื่อม ได้แก่ ความแข็งแรง ความต้านทานการล้า ความต้านทานการคืบ ซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญในการใช้งานโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลชั้นคุณภาพ จีทีดี-111
- 2 จำลองการใช้งานชิ้นงานจีทีดี-111 ที่เชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมอาร์คทั้งสแตนกำลังกลุ่มและการเชื่อมเลเซอร์ที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาสั้นเพื่อศึกษาผลของการเชื่อมในสภาวะการใช้งานจริง
- 3 ศึกษาและเปรียบเทียบการเชื่อมด้วยตัวแปรการเชื่อมในงานทดลองนี้กับชิ้นงานที่ผ่านการเชื่อมด้วยตัวแปรชุดเดียวกันที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนก่อนการเชื่อม
- 4 ทำการทดลองเปรียบเทียบวิธีการเชื่อมทั้งสองวิธีโดยกำหนดค่าความร้อนที่ให้แก่ชิ้นงานเท่ากัน และทำการควบคุมการทดลอง เช่น ความเร็วในการเชื่อม การกำจัดชั้นเคลือบให้มีประสิทธิภาพมากยิ่งขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งการกำหนดความเร็วในการเชื่อมเลเซอร์ควรให้มีความเร็วต่ำกว่า 120 มิลลิเมตรต่อนาทีเพื่อลดการเกิดบริเวณหลอมเหลวที่ไม่มีการผสมทางเคมี

### รายการอ้างอิง

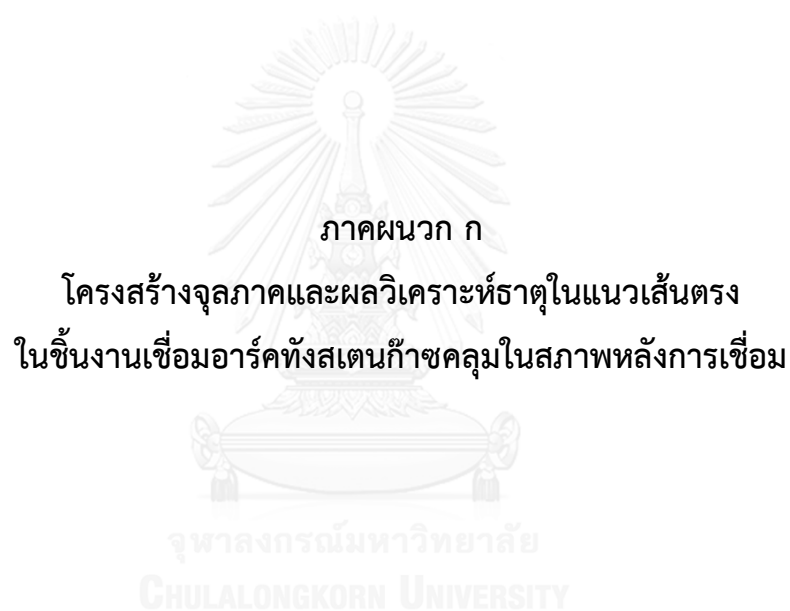
1. Hoefft, R.F. and G.T.D. General Electric Co., *Heavy Duty Gas Turbine Operating and Maintenance Considerations*. 1993: General Electric Company, Gas Turbine Division.
2. Sajjadi, S.A., *Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111*. Materials Science and Engineering A, 2002.
3. G. Feng, A.P., S. J. Balsone, T. Carneiro, *Weldability and Mechanical Behavior of GTD-141 SUPERALLOYS*, 2004: p. 8.
4. Sajjadi, S.A., et al., *Microstructure evolution of high-performance Ni-base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters*. Journal of materials processing technology, 2006. **175**(1): p. 376-381.
5. Osoba, L.O., *A study on laser weldability improvement of newly developed Haynes 282 superalloy*. 2012.
6. Schilke, P., A. Foster, and J. Pepe, *Advanced gas turbine materials and coatings*. 1991: General Electric Company.
7. Donachie, M.J. and S.J. Donachie, *Superalloys: a technical guide*. 2002: ASM international.
8. Fuerschbach, P.W. *Energy Transfer Efficiencies (ETE) for Fusion Welding Processes* 2004 [cited 2015 13 December].
9. Zafirain, F., et al., *Development of Laser Welding of Ni based Superalloys for Aeronautic Engine Applications (Experimental Process and Obtained Properties)*. Physics Procedia, 2011. **12**: p. 105-112.
10. Kou, S., *Frontmatter*. Welding Metallurgy, Second Edition, 2003: p. i-xiv.
11. Wang, H.-S., et al., *Microstructure evolution of laser repair welded Rene 77 nickel-based superalloy cast*. Materials Transactions, 2011. **52**(12): p. 2197-2204.

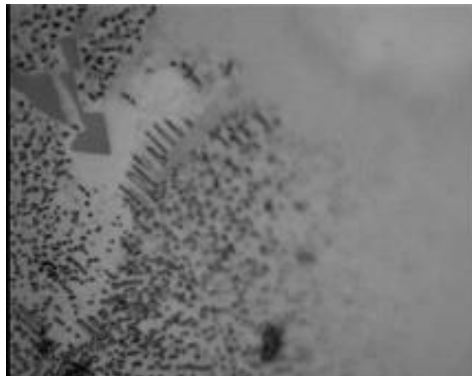
12. Henderson, M.B., et al., *Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications*. Science and Technology of Welding and Joining, 2004. **9**(1): p. 13-21.
13. Ariyanto, T. *Cara Mengelas Dengan Baik Dan Benar*. 2013; Available from: <http://mahyareksa.blogspot.com/2012/04/materi-training-welder.html>.
14. Masubuchi, K., *Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences*. 1980: Pergamon Press.
15. David, S.A., S.S. Babu, and J.M. Vitek, *Weldability and microstructure development in nickel-base superalloys*. 1997. Medium: ED; Size: 30 p.
16. Luo, X., et al., *Analysis of temperature and elevated temperature plastic strain distributions in laser welding HAZ study of laser weldability of Ni-base superalloys (Report 5)*. 2002.
17. Shinozaki, K., et al., *Effects of welding parameters on laser weldability of Inconel 718. Study of laser weldability of Ni-base, heat-resistant superalloys (1st Report)*. Welding international, 1999. **13**(12): p. 945-951.
18. Li, L., A. Deceuster, and C. Zhang, *Effect of Process Parameters on Pulsed-Laser Repair of a Directionally Solidified Superalloy*. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2012. **1**(2): p. 92-98.
19. Montazeri, M. and F. Ghaini, *The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding*. Materials Characterization, 2012. **67**: p. 65-73.
20. Li, L., *Repair of directionally solidified superalloy GTD-111 by laser-engineered net shaping*. Journal of materials science, 2006. **41**(23): p. 7886-7893.
21. Egbewande, A., R. Buckson, and O. Ojo, *Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy*. Materials characterization, 2010. **61**(5): p. 569-574.

22. Rush, M.T., et al., *Liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds*. Journal of Materials Processing Technology, 2012. **212**(1): p. 188-197.
23. Wongnawapreechachai, P., et al., *Effect of Temperature Dropping During Reheat Treatments on GTD-111 Microstructure*. High Temperature Materials and Processes, 2012. **31**(2): p. 113-123.
24. Naeem, M.T., N. Rezamahdi, and S. Jazayeri, *Failure analysis of gas turbine blades*. Engineering Technology Opens the Door to a World of Opportunity, 2009: p. 29.
25. Ojo, O., N. Richards, and M. Chaturvedi, *On incipient melting during high temperature heat treatment of cast Inconel 738 superalloy*. Journal of materials science, 2004. **39**(24): p. 7401-7404.
26. González, M.A., et al., *Microstructural response to heat affected zone cracking of prewelding heat-treated Inconel 939 superalloy*. Materials Characterization, 2011. **62**(12): p. 1116-1123.
27. Said , A.R., J. Syarif , and Z. Sajuri *HAZ CHARACTERIZATION OF GTD-111 NICKEL BASED SUPERALLOY WELDING*. International Journal of Materials Engineering and Technology, 2009. **2**(2): p. 133-139.
28. Committee, A.I.H. and D.L. Olson, *ASM handbook: Welding, brazing, and soldering*. 1993: ASM International.

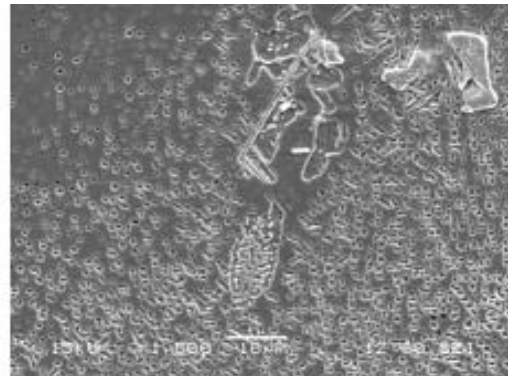






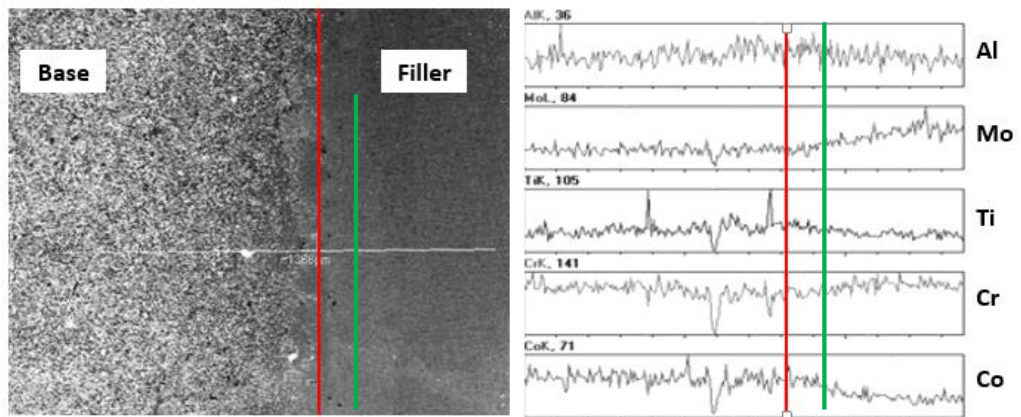


ก) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง

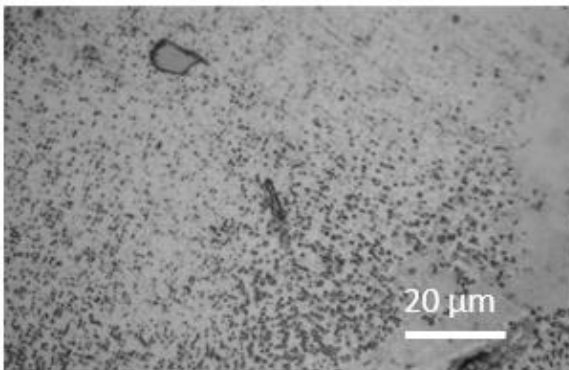


ข) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด

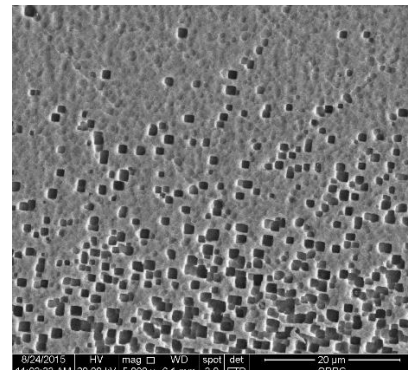
รูปที่ ก- 1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 2



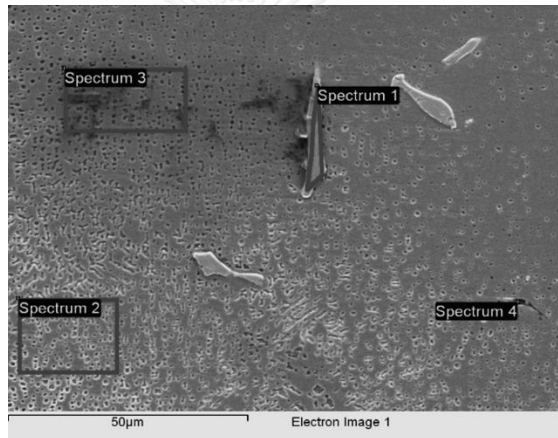
รูปที่ ก- 2 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 2



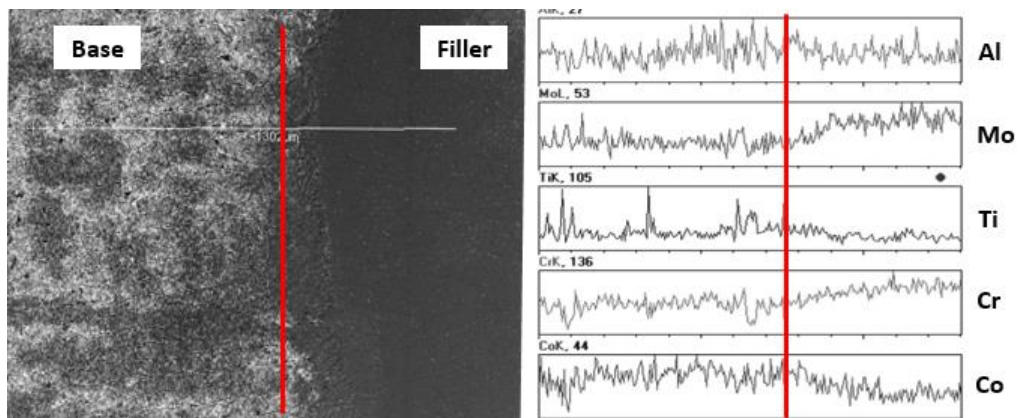
ก) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง



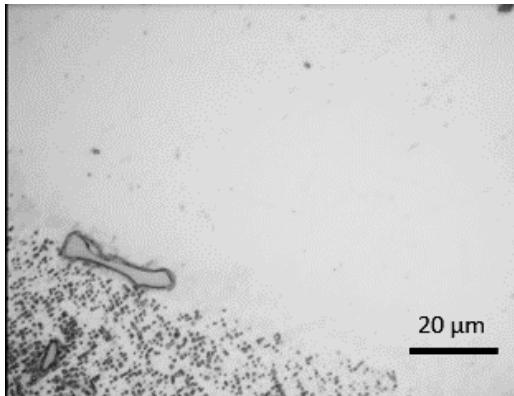
ข) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด



ค) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราดแสดงเฟสต่างๆ ที่พบบริเวณรอยเชื่อม  
รูปที่ ก- 3 ภาพถ่ายกำลังขยายสูงบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 3



รูปที่ ก-4 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 3

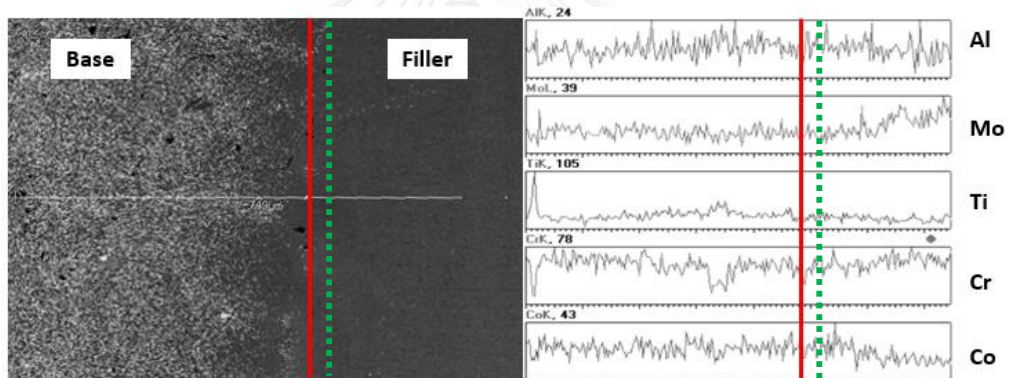


ก) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง

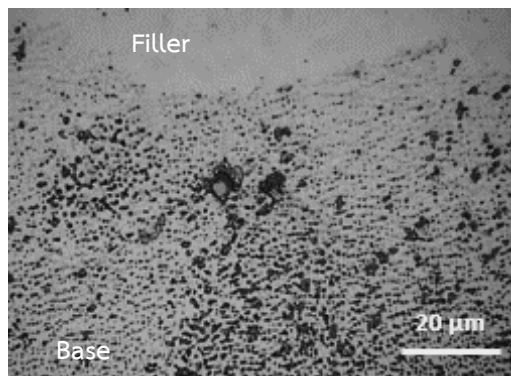


ข) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน  
ชนิดส่องกราด

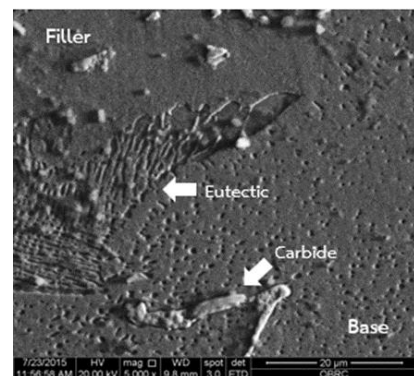
รูปที่ ก-5 ภาพถ่ายกำลังขยายสูงบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 4



รูปที่ ก-6 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานชิ้นงานจีทีเอดับบลิว 4

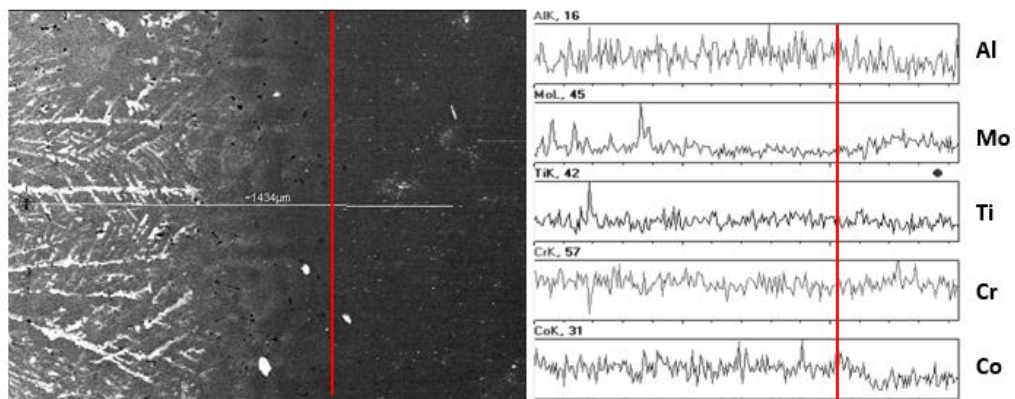


ก) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง



ข) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน  
ชนิดส่องกราด

รูปที่ ก- 7 ภาพถ่ายกำลังขยายสูงบริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 5

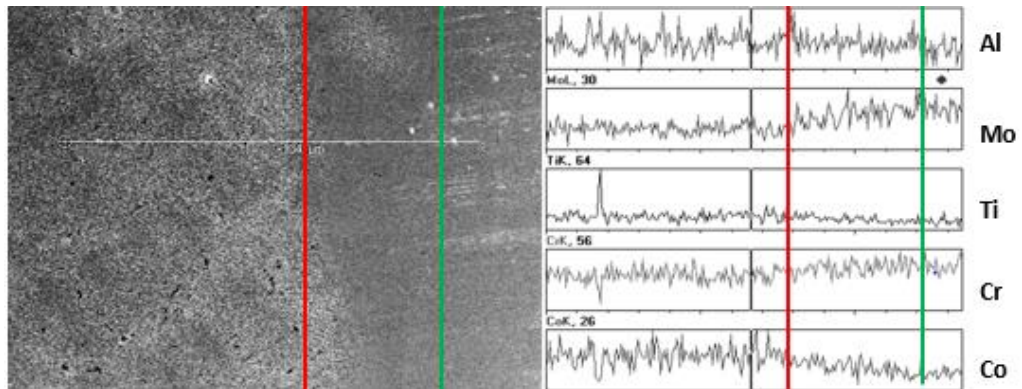


รูปที่ ก- 8 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นตรงในชิ้นงานจี้ทีเอดับบลิว 5

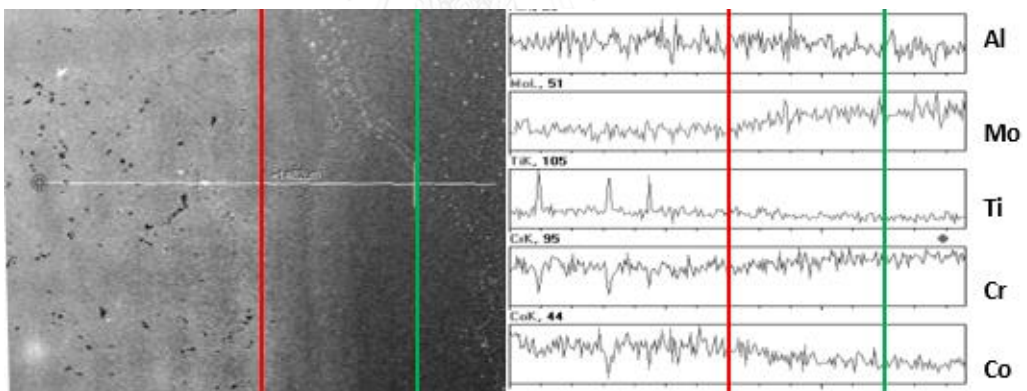
ภาคผนวก ข

ผลวิเคราะห์ธาตุในแนวเส้นตรงในชิ้นงานเชื่อมอาร์คทั้งสแตนเลสคลุม  
ในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

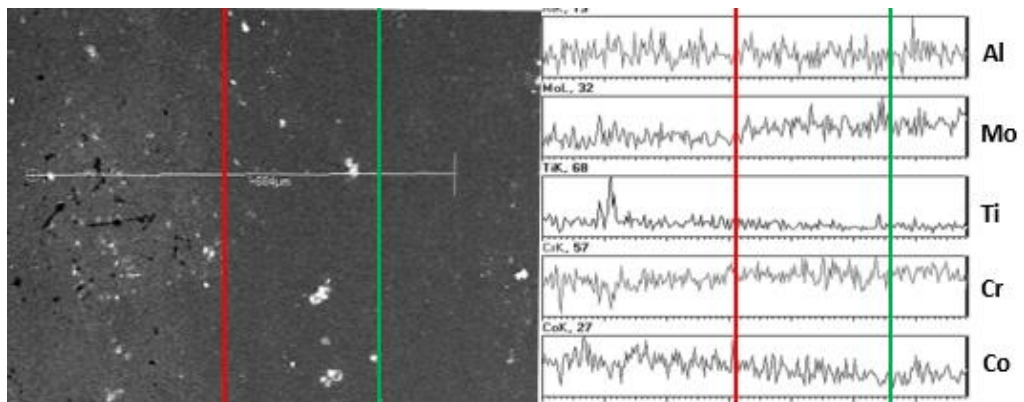


รูปที่ ง-1 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 2

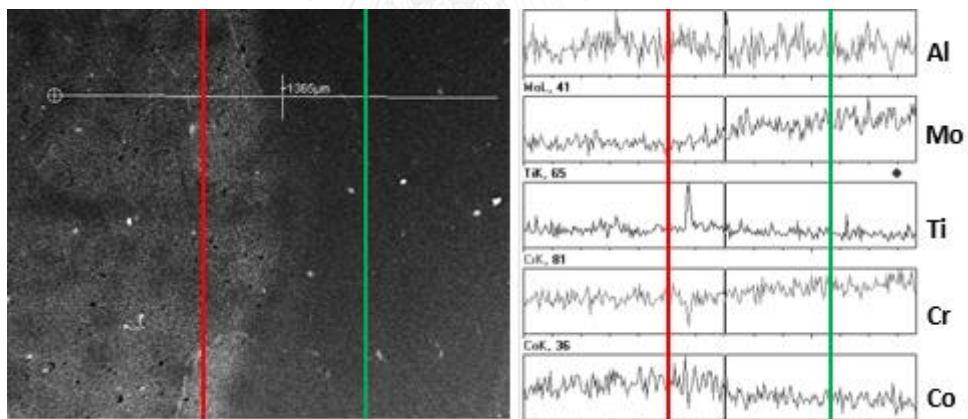


รูปที่ ง-2 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 3





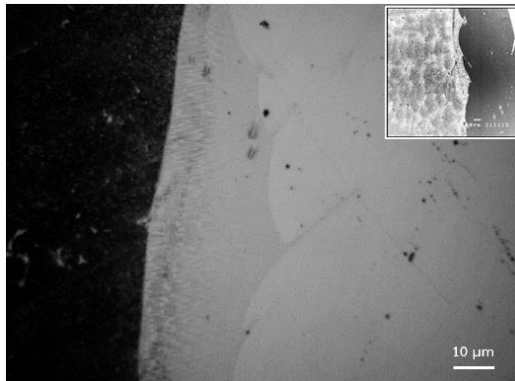
รูปที่ ง-3 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 4



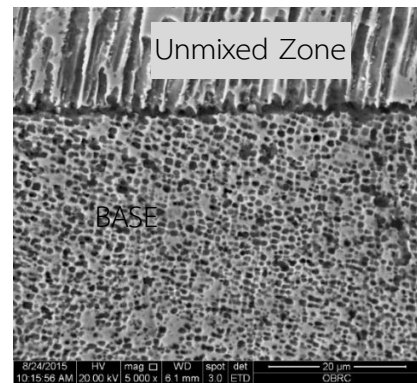
รูปที่ ง-4 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานหมายเลข 5

ภาคผนวก ค  
โครงสร้างจุลภาคและผลวิเคราะห์ธาตุในแนวเส้นตรงในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์  
ในสภาพหลังการเชื่อม

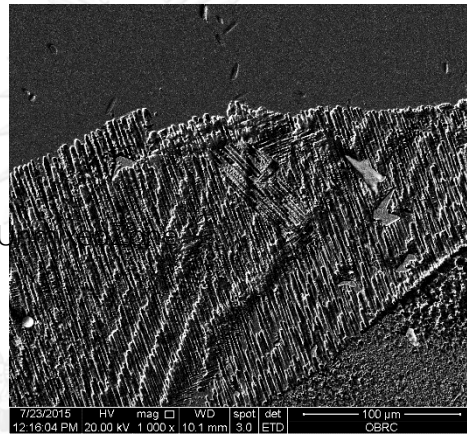
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY



ก) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสง

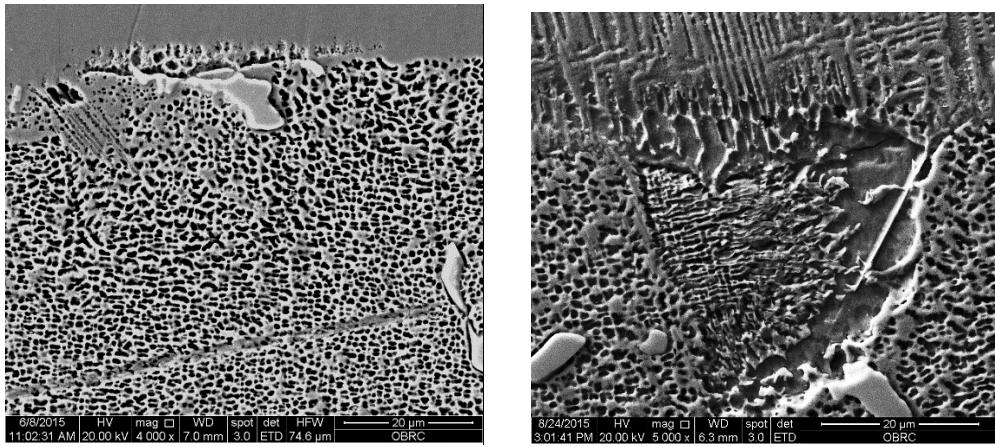


ข) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็ก-  
ตรอนชนิดส่องกราด

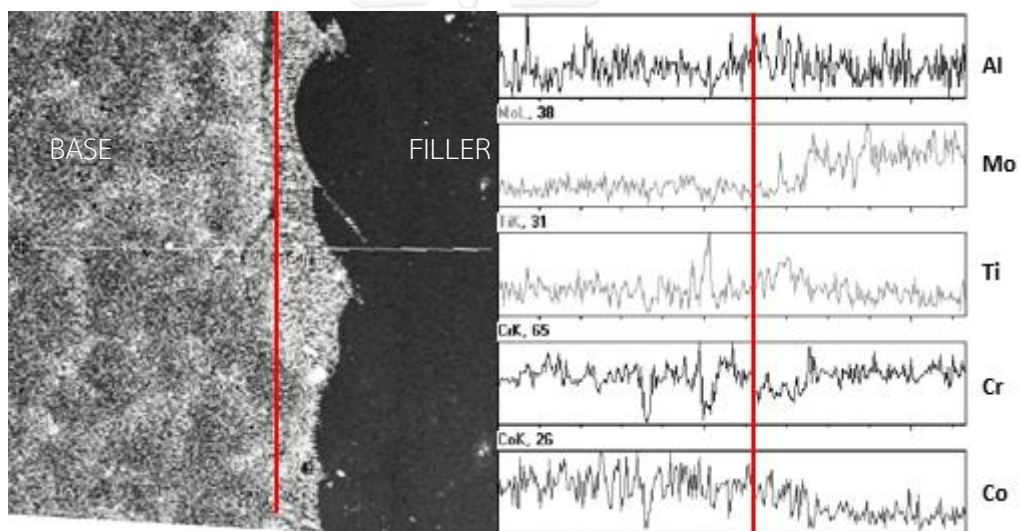


ค) ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด  
แสดงรูปแบบการแข็งตัวบริเวณที่ติดกับจีทีดี-111

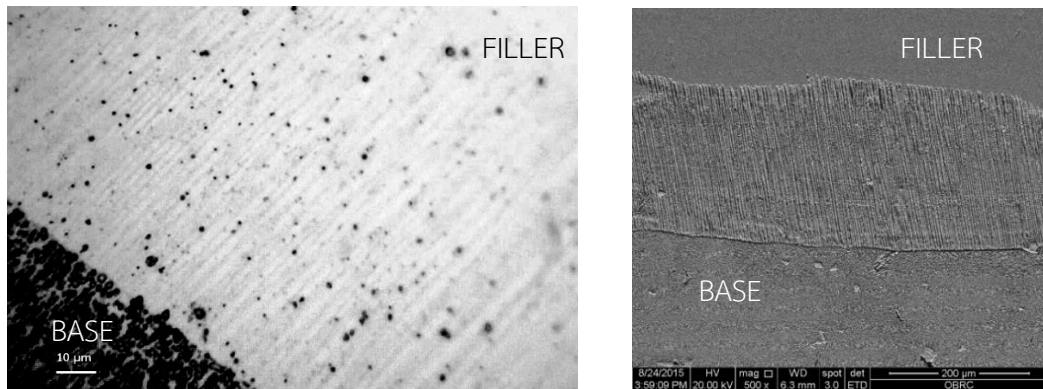
รูปที่ ค- 1 โครงสร้างที่บริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 3



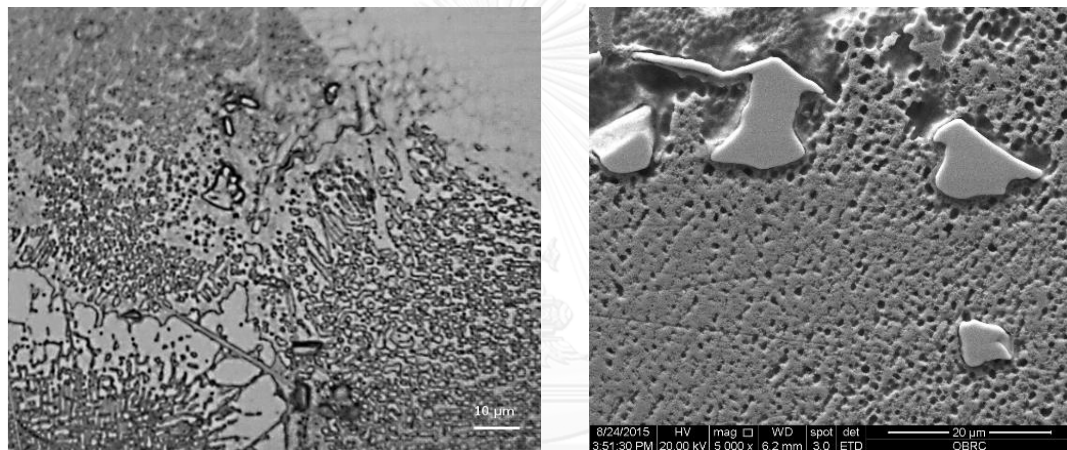
รูปที่ ค-2 คาร์ไบด์และยูเทคติกที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 3



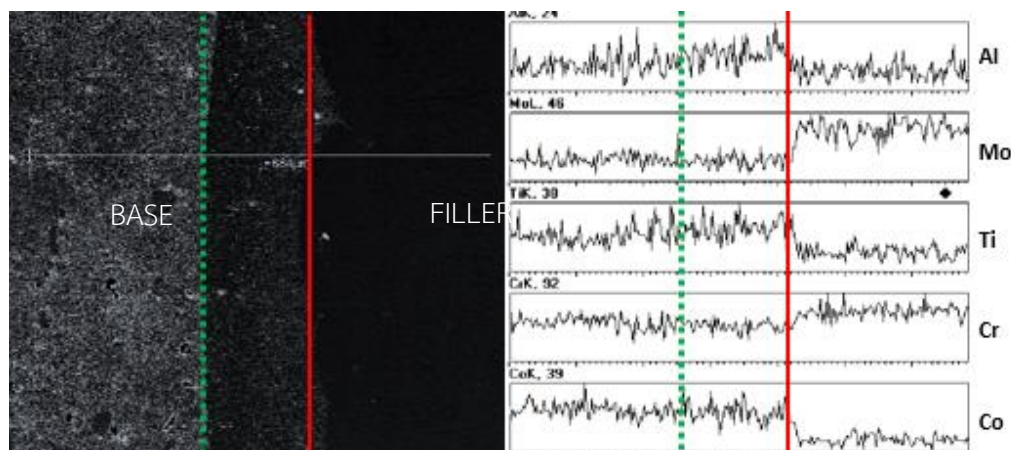
รูปที่ ค-3 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 3



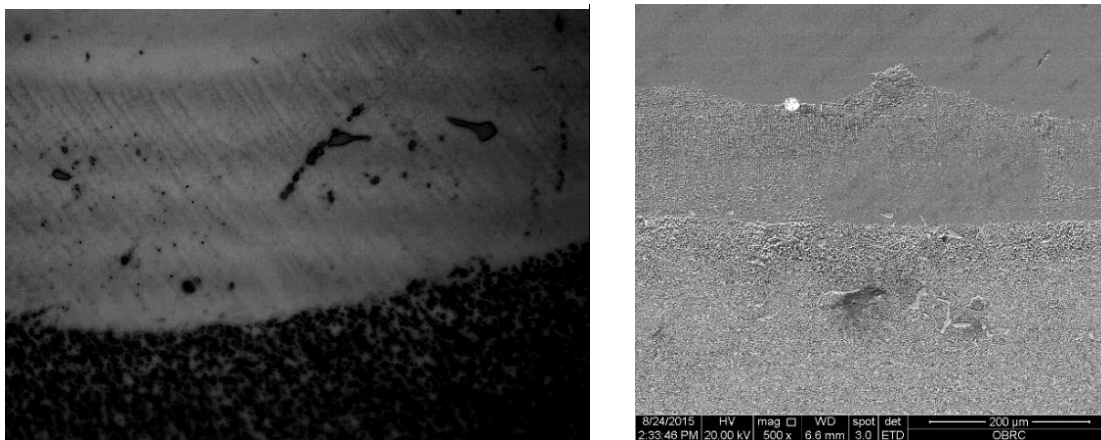
รูปที่ ค-4 โครงสร้างที่บริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 4



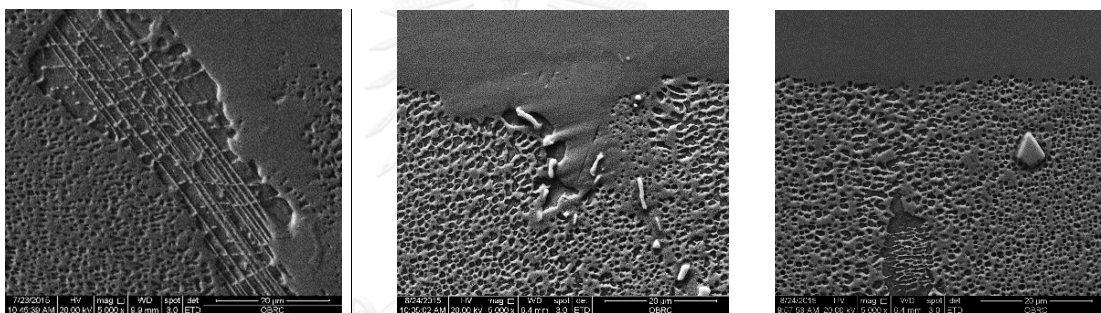
รูปที่ ค-5 เฟลที่พบที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 4



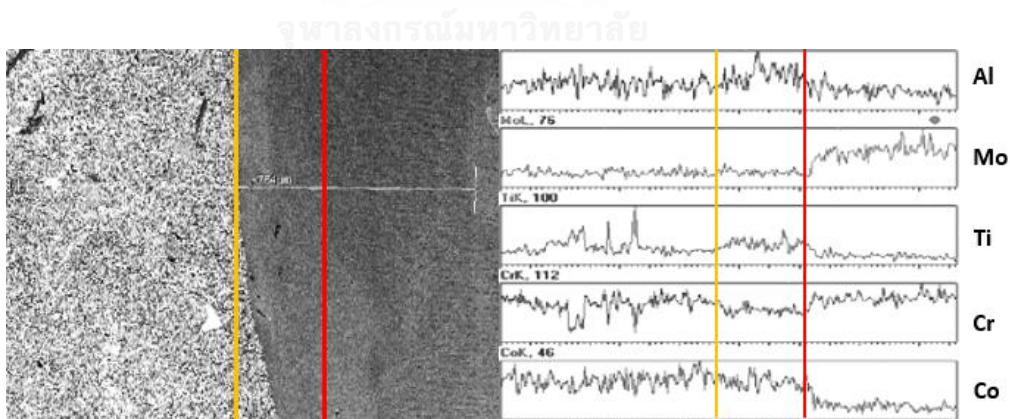
รูปที่ ค-6 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 4



รูปที่ ค-7 โครงสร้างที่บริเวณหลอมละลายในชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 5



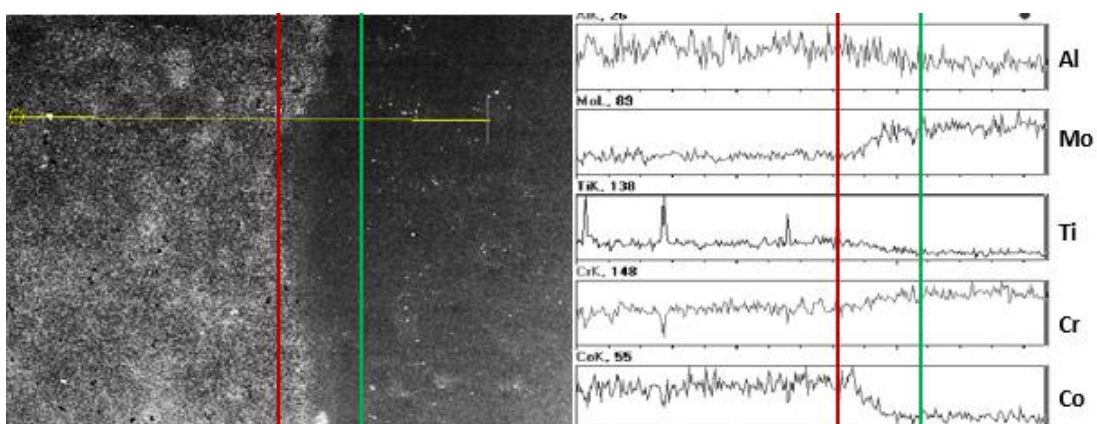
รูปที่ ค-8 เฟสที่พบที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 5



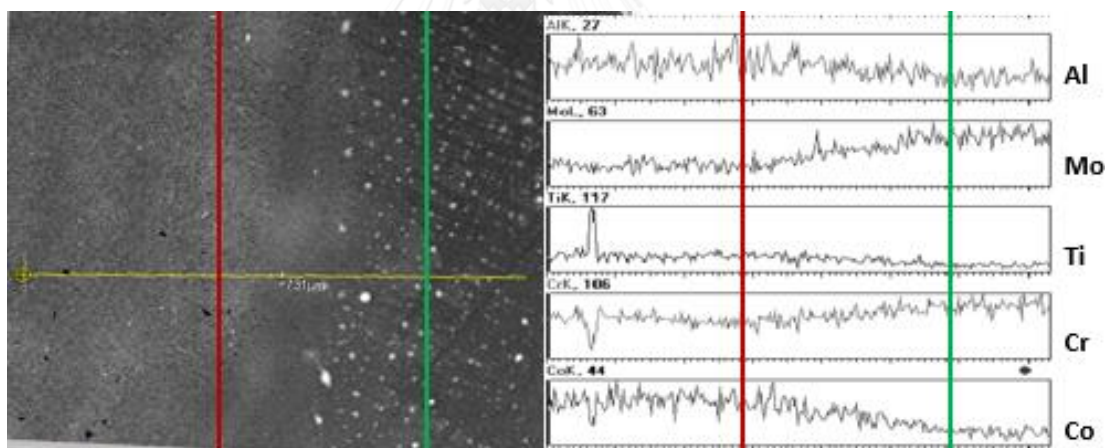
รูปที่ ค-9 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงเส้นที่บริเวณรอยเชื่อมของชิ้นงานเลเซอร์หมายเลข 5

ภาคผนวก ง  
โครงสร้างจุลภาคและผลวิเคราะห์ธาตุในแนวเส้นตรงในชิ้นงานเชื่อมเลเซอร์  
ในสภาพหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหลังการเชื่อม

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

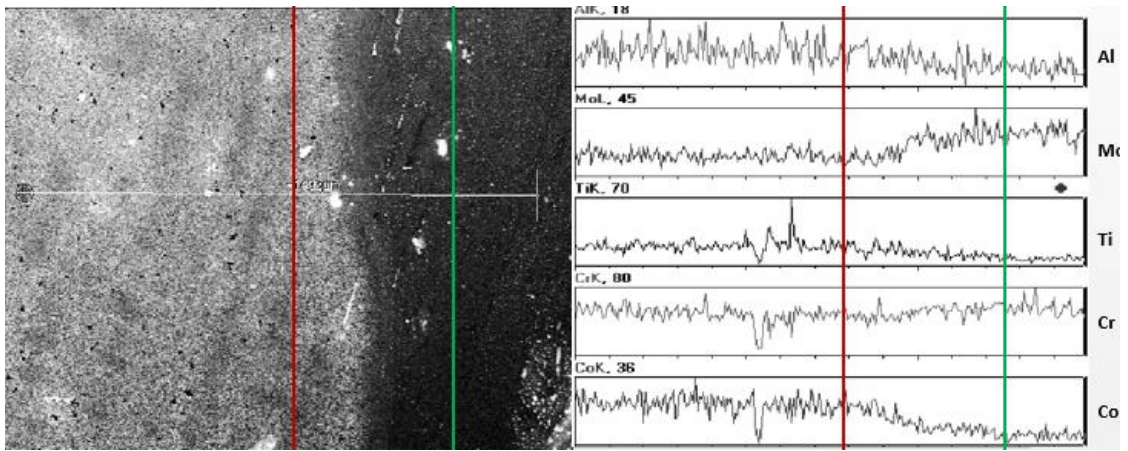


รูปที่ ๕- 5 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานเลขเซอร์ 2

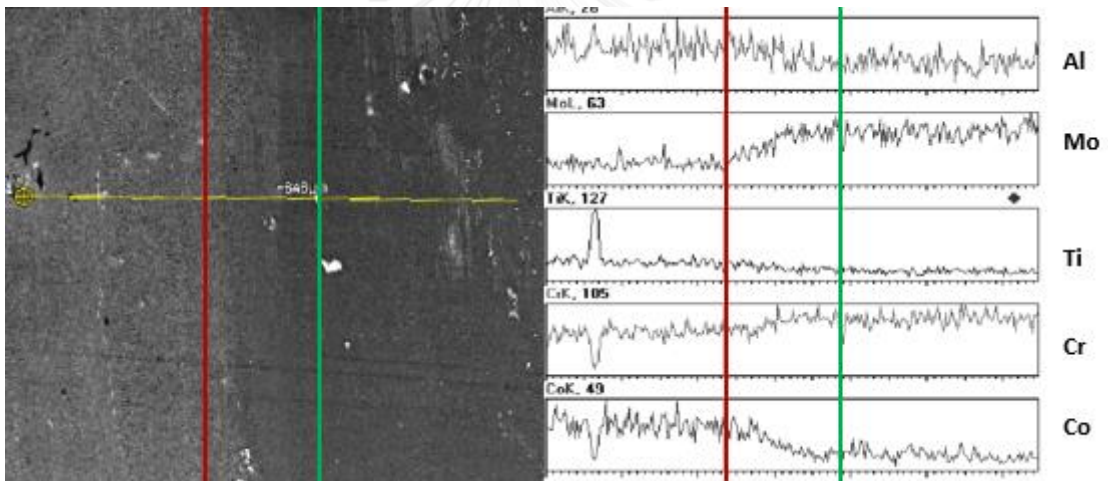


รูปที่ ๖- 6 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานเลขเซอร์ 3





รูปที่ ง- 7 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานเลเซอร์ 4



รูปที่ ง-8 ผลการวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพในแนวเส้นของชิ้นงานเลเซอร์ 5

## ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ-นามสกุล : อติตยา อธิโรจน์

วัน-เดือน-ปีเกิด : วันอาทิตย์ 2 กันยายน 2527

ที่อยู่ : 1422/25 ซ.ประชาสงเคราะห์16 ดินแดง กทม. 10400

การศึกษา :

ประถมศึกษา - มัธยมศึกษา (2534-2546): โรงเรียนอัสสัมชัญคอนแวนต์

ปริญญาตรี (2546-2550) : ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปริญญาโท (2554-2558) : ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

