



ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและ

ความแข็งของโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111

EFFECTS OF REHEAT TREATMENT CONDITIONS ON
MICROSTRUCTURES AND HARDNESS OF CAST NICKEL
BASE SUPERALLOY GTD - 111

นางสาวจริยาพร นรชาญ รหัส 48365149

นายวิชา วิจิตรวิจิตร รหัส 48365262

ห้องสมุดคณะวิศวกรรมศาสตร์

วันที่รับ..... 13 ก.ค. 2553

เลขทะเบียน..... 1506083

เลขเรียกหนังสือ..... ฟส.

ปริญญานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของโครงการศึกษาหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

ปีการศึกษา 2552



ใบรับรองปริญญาานิพนธ์

ชื่อหัวข้อโครงการ ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาค
และความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษเบสแมกนีเซียมเกรด GTD – 111

ผู้ดำเนินโครงการ นางสาว จริยาพร นรชาญ รหัส 48365149
นาย ปรีชา วชิราศรีศิริกุล รหัส 48365262

อาจารย์ที่ปรึกษา อาจารย์ชูลีพรย์ ป่าไร่

สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

ภาควิชา วิศวกรรมอุตสาหการ

ปีการศึกษา 2552

คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร อนุมัติให้ปริญญาานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง
ของการศึกษาตามหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมวัสดุ

.....ที่ปรึกษาโครงการ
(อาจารย์ชูลีพรย์ ป่าไร่)

.....กรรมการ
(ดร.นพวรรณ ไม้ทอง)

.....กรรมการ
(อาจารย์กฤษณา พูลสวัสดิ์)

.....กรรมการ
(อาจารย์ศิริกาญจน์ ขันสัมฤทธิ์)

.....กรรมการ
(อาจารย์ปิยนันท์ บุญยัคฆ์)

ชื่อหัวข้อโครงการ ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาค
และความแข็งของโลหะผสมพิเศษเฟส निकเกิล เกรด GTD – 111

ผู้ดำเนินโครงการ นางสาวจริยาพร นรชาญ รหัส 48365149
นายปรีชา วชิราศรีศิริกุล รหัส 48365262

อาจารย์ที่ปรึกษา อาจารย์ ชูลีพรย์ ปาไร

สาขาวิชา วิศวกรรมวัสดุ

ภาควิชา วิศวกรรมอุตสาหการ

ปีการศึกษา 2552

.....

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ให้ความสำคัญกับกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อที่จะศึกษาโลหะผสมเบสนิกเกิล
เกรด GTD – 111 เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสมที่จะสามารถนำผลการทดลองที่ได้นั้น
นำไปปรับสภาพใบพัดกังหันก๊าซที่เสื่อมสภาพ เนื่องมาจากการใช้งานอย่างต่อเนื่องเป็นระยะ
เวลานาน ภายใต้สภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นสาเหตุที่จะทำให้เกิดการแตกหักเสียหาย
ต่อไปได้ เนื่องมาจากการที่อนุภาคแกมมาไฟร์รวมตัวกันเป็นกลุ่มต่อเนื่องทำให้ความสามารถใน
การต้านทานความเค้นลดลง โครงการงานวิจัยนี้ได้ทำกรรมวิธีทางความร้อนสภาวะต่าง ๆ กัน 4
สภาวะการทำละลายดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175 1185 1195 และ 1205 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง
ทำการบ่มแข็งอุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25 50 75 100 200 300
และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ แล้วจึงวิเคราะห์ผลเปรียบเทียบกัน พบว่าโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการทำ
ละลายที่ 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และมีการบ่มแข็งตามอีก 200 – 300 ชั่วโมง เป็น
กรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมที่สุดในการปรับปรุงหรือฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม
พิเศษเกรดนี้ต่อไป

กิตติกรรมประกาศ

โครงการนี้จะไม่สามารถสำเร็จล่วงได้หากปราศความช่วยเหลือ จากอาจารย์ที่ปรึกษา
โครงการ อาจารย์ ชูลิพย์ ปาไร ซึ่งเป็นผู้แนะนำการทำงานและคอยให้คำปรึกษาทั้งเรื่องงาน
รวมถึงการดำเนินชีวิตประจำวัน และอาจารย์ที่ปรึกษาโครงการร่วม ดร. ปัญวัชร วัชยาว ที่
คอยให้ความช่วยเหลือในทุกด้าน ทำให้มีสติพัฒนากระบวนการทางความคิดได้มากขึ้นทั้งเรื่อง
เรียนการใช้ชีวิตและการทำประโยชน์เพื่อผู้อื่น ขอขอบพระคุณท่านอาจารย์ทุกท่านในภาควิชา
วิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวรที่คอยให้คำปรึกษาและกำลังใจมา
โดยตลอด ตลอดจนความรู้และประสบการณ์ที่ดีในการเรียนตลอดระยะเวลาที่ผ่านมา รวมทั้งคุณ
วีระศักดิ์ หอมกระจ่าย เจ้าหน้าที่การไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย ที่ให้การสนับสนุนชิ้นงาน
ทดสอบและดูแลในหลาย ๆ เรื่องขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ของสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุจุฬาลงกรณ์
มหาวิทยาลัย ที่อำนวยความสะดวกในการทำงานวิจัยครั้งนี้เป็นอย่างดี รวมทั้งขอขอบพระ
สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่ให้การสนับสนุนในเรื่องการใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่อง
กวาด

ขอขอบพระคุณบิดา มารดา ที่คอยให้การสนับสนุนในทุก ๆ เรื่อง ให้คำชี้แนะ และความ
เข้าใจในการทำงานวิจัยในครั้งนี้ซึ่งเป็นระยะเวลาที่ยาวนาน ขอขอบคุณกำลังใจที่มอบให้เสมอมา ทำ
ให้ข้าพเจ้ามีกำลังใจทำงานร่วมไปถึงดำเนินชีวิตด้วยจิตใจที่มีความพยายาม และความอดทนมากขึ้น
ในทุกๆวัน ขอขอบคุณเพื่อน ๆ พี่ ๆ น้อง ๆ ที่คอยเป็นกำลังใจที่ดีเรื่อยมา และสุดท้ายนี้ขอขอบคุณ
บุคคลท่านอื่น ที่ไม่ได้กล่าวนามทุกท่าน ที่ได้ให้คำแนะนำและช่วยเหลือโครงการวิจัยนี้ ไว้ ณ ที่นี้

คณะผู้ดำเนินโครงการวิศวกรรม

จริยาพร นรชาญ

ปรีชา วชิราศรีศิริกุล

มีนาคม 2553

สารบัญ

	หน้า
ใบรับรองปริญญาโท.....ก	
บทคัดย่อภาษาไทย.....ข	
กิตติกรรมประกาศ.....ค	
สารบัญ.....ง	
สารบัญตาราง.....ช	
สารบัญรูป.....ซ	
บทที่ 1 บทนำ.....1	
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของโครงการ..... 1	
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการ.....2	
1.3 เกณฑ์ชี้วัดผลงาน (Output)..... 3	
1.4 เกณฑ์ชี้วัดผลสำเร็จ (Outcome) 3	
1.5 ขอบเขตการศึกษา..... 3	
1.6 สถานที่ในการดำเนินการวิจัย..... 3	
1.7 ระยะเวลาในการดำเนินการวิจัย..... 4	
1.8 ขั้นตอนดำเนินงานวิจัย..... 4	
บทที่ 2 หลักการและทฤษฎีเบื้องต้น..... 5	
2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับซูเปอร์อัลลอย.....5	
2.2 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111.....12	
2.3 กระบวนการทางความร้อนของซูเปอร์อัลลอย..... 15	
2.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด..... 20	
2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง..... 26	

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
บทที่ 3 วิธีดำเนินการโครงการ.....	27
3.1 อุปกรณ์การทดลอง.....	27
3.2 ขั้นตอนการทดลอง.....	31
3.3 ขั้นตอนและการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงาน.....	32
บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์.....	33
4.1 สภาพโครงสร้างทางจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซ ที่ทำจากวัสดุซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 หลังการใช้งาน.....	33
4.2 วิเคราะห์ผลจาก โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	37
4.3 วิเคราะห์ผลจาก โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	42
4.4 วิเคราะห์ผลจาก โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	47
4.5 วิเคราะห์ผลจาก โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	52
4.6 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของชิ้นงานหลังผ่าน กรรมวิธีทางความร้อน.....	57
4.7 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่าน กรรมวิธีทางความร้อน.....	59

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4.8 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังผ่าน กรรมวิธีทางความร้อน.....	61
บทที่ 5 บทสรุปและข้อเสนอแนะ.....	62
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	62
5.2 ข้อเสนอแนะ.....	63
เอกสารอ้างอิง.....	64
ภาคผนวก ก.....	65
ภาคผนวก ข.....	70
ภาคผนวก ค.....	75
ภาคผนวก ง.....	80
ภาคผนวก จ.....	85
ภาคผนวก ฉ.....	88
ประวัติผู้ดำเนินงาน.....	90

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1 คำเนินงานวิจัยประจำปีการศึกษา 2551.....	4
1.1 คำเนินงานวิจัยประจำปีการศึกษา 2552.....	4
2.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111.....	12
3.1 รายละเอียดเงื่อนไขกรรมวิธีทางความร้อนทั้ง 32 สภาวะ.....	28
4.1 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	36
4.2 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	41
4.3 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	46
4.4 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	51
4.5 แสดงพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไฟร์มของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน.....	56
4.6 แสดงสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร์มของชิ้นงานหลังผ่าน กรรมวิธีทางความร้อน.....	58
4.7 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน.....	60

สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 แสดงความสามารถและอายุในการใช้งานของโลหะผสมต่างๆที่อุณหภูมิสูง.....	6
2.2 แสดงส่วนประกอบของซูเปอร์อัลลอยชนิดต่าง ๆ ในเครื่องจักรกังหันก๊าซ.....	7
2.3 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอย.....	9
2.4 ลักษณะการเกิดการผุกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot Corrosion).....	11
2.5 ภาพแสดงความสามารถในการแยกแยะเชิงระยะ (Spatial Resolution) ของ SEM.....	21
2.6 ภาพแสดงหลักการทำงานของ SEM.....	22
2.7 ปืนอิเล็กตรอนชนิดต่างๆ.....	23
2.8 สัญญาณต่างๆที่เกิดขึ้นระหว่างอันตรกิริยาของอิเล็กตรอนกับสสาร.....	24
2.9 ภาพจากสัญญาณอิเล็กตรอนทุติยภูมิ แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม นิกเกิล – อะลูมิเนียม – โมลิบดีนัม – ซิลิกอน.....	24
2.10 ภาพจากสัญญาณอิเล็กตรอนอิเล็กตรอนกระเจิงกลับแสดง โครงสร้างจุลภาค ของโลหะผสมนิกเกิล – อะลูมิเนียม – โมลิบดีนัม – ซิลิกอนบริเวณเดียวกับรูปที่ 2.9.....	25
2.11 สเปกตรัมของเทคนิค EDS แสดงองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กกล้า ซึ่งประกอบด้วย Fe และ C.....	25
3.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope).....	29
3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope : SEM).....	29
3.3 เตาอบชิ้นงาน Reheat Treatment.....	30
3.4 เครื่องตัด.....	30
3.5 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงานกระดาดทรายและผ้าสักหลาดสำหรับขัดมันพร้อมผงขัดอะลูมินา....	31
4.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโลหะผสมนิกเกิลเกรด GTD – 111 หลังการใช้งานอุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 50,000 ชั่วโมงที่กำลังขยาย 10,000 เท่า.....	34

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	38
4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็ง ที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	39
4.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	40
4.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	43
4.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็ง ที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	44
4.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	45
4.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	48
4.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็ง ที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	49
4.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	50

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	53
4.12 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็ง ที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	54
4.13 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	55
4.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	57
4.15 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	59
4.16 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	61
ก.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	66
ก.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง.....	66
ก.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง.....	67
ก.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง.....	67

สารบัญรูป (ต่อ)

[illegible]

สารบัญรูป (ต่อ)

[illegible]

สารบัญรูป (ต่อ)

[illegible]

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
ง.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	84
จ.1 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไฟร์ม (Particle size) ใน ชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	86
จ.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการ บ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	87
ฉ.1 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ.....	89

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของโครงการ

เนื่องด้วยกระแสการผลิตกระแสไฟฟ้าของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย (กฟผ.) มีการใช้งานกลุ่มโลหะผสมที่มีสมบัติพิเศษหรือซูเปอร์อัลลอย (Super Alloy) เป็นอันมากเนื่องจากสมบัติพิเศษของซูเปอร์อัลลอยซึ่งเป็นวัสดุที่มีความสามารถสูง ทนต่อความล้า (Fatigue) และการเกิดคืบ (Creep) ที่อุณหภูมิสูงได้เป็นอย่างดี ซึ่งซูเปอร์อัลลอยนี้เป็นวัสดุที่อยู่ในส่วนประกอบของเครื่องยนต์กังหันก๊าซ (Gas Turbine Blade) ที่ใช้ในการผลิตกระแสไฟฟ้า

ในการทำงานของเครื่องยนต์กังหันก๊าซ เพื่อผลิตกระแสไฟฟ้าเป็นเวลานานนั้น ใบพัดกังหันก๊าซซึ่งทำด้วยโลหะผสมพิเศษที่ผลิตด้วยวิธีการหล่อ นั้น จะมีการเปลี่ยนแปลงและเสื่อมสภาพทางโครงสร้างจุลภาค เช่น มีการ โคขึ้น และรวมตัวกันของเฟสที่ตกตะกอนซึ่งให้ความแข็งแรง หรือ เฟสแกมมาไพรม์ (Gamma Prime) รวมถึงเฟสของคาร์ไบด์ที่รวมตัวกันเป็นขนาดใหญ่ขึ้น โดยจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและระยะเวลาที่สัมผัสความร้อนขณะใช้งาน ลักษณะโครงสร้างดังกล่าวจะส่งผลต่อความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง และความต้านทานต่อการคืบ นอกจากนี้การใช้งานไปนาน ๆ ก็มีผลของการคืบเข้ามาเกี่ยวข้องด้วยโดยจะเกิดช่องว่าง (Creep Void) และรอยแตกขนาดเล็ก (Fine Crack) ตามขอบเกรน โดยปริมาณขอบเกรนต่าง ๆ เหล่านี้จะแปรผันกับเวลาและอุณหภูมิที่ใบพัดกังหันก๊าซถูกใช้งานในการผลิตกระแสไฟฟ้า ซึ่งบริเวณเหล่านี้จะเป็นแหล่งกำเนิดของรอยแตกตามขอบเกรนและส่งผลให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก จากเหตุผลดังกล่าวจึงทำให้อายุการใช้งานของใบพัดกังหันก๊าซมีจำกัด

เมื่อเกิดการเสื่อมสภาพของตัวใบพัดกังหันก๊าซจึงจำเป็นต้องมีการสั่งซื้อ และนำเข้าจากต่างประเทศทำให้สิ้นเปลืองค่าใช้จ่ายเป็นจำนวนมาก ดังนั้นจึงมีการคิดวิธีต่าง ๆ เพื่อที่จะให้โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติเชิงกลของโลหะผสมพิเศษเบสิกนิกเกิล ซึ่งมีโครงสร้างเป็นแบบ Polycrystal ที่ได้จากการหล่อ และผ่านการใช้งานมาแล้ว ให้มีสภาพชิ้นงานใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ยังไม่เสื่อมสภาพมากที่สุด เพื่อประหยัดค่าใช้จ่ายในการทำงานของเครื่องยนต์กังหันก๊าซ โดยการยืดอายุของใบพัดกังหันก๊าซแทนการซื้อใหม่ซึ่งมีราคาสูงมาก สำหรับชิ้นงานที่เกิดช่องว่าง (Void) หรือรอยแตกขนาดเล็ก วิธีการโดยทั่วไปส่วนใหญ่นั้นจะใช้วิธีการอัดทุกทิศทางแบบร้อนให้กับใบพัดกังหันก๊าซ เพื่อให้ช่องว่างและรอยแตกที่เกิดจากการใช้งานมีปริมาณและขนาดเล็กลง ด้วยกลไกของการ Sintering ระหว่างการอัดขึ้นรูปด้วยความดันทุกทิศทางแบบร้อนโดยช่องว่างและรอยแตกเล็ก ๆ เหล่านี้ถูกอัดเชื่อมประสานเกือบเป็นเนื้อเดียวกัน นอกจากนี้กระบวนการอัดด้วยความดันทุกทิศทางแบบร้อนยังช่วยซ่อมคืนสภาพโครงสร้างทางจุลภาคให้มีความสม่ำเสมอเพิ่มขึ้น

ด้วย สำหรับชิ้นงานที่ยังไม่เกิดช่องว่างหรือรอยแตกเล็ก ๆ จะใช้กรรมวิธีการอบชุบด้วยความร้อนเพื่อซ่อมคืนสภาพโครงสร้างทางจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซที่ผ่านการใช้งานมาแล้ว นอกจากนั้นยังทำให้เฟสแกมมาไฟร์มีขนาดละเอียดกระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอในเนื้อโลหะพื้น ส่งผลให้โครงสร้างทางจุลภาคแบบนี้มีประสิทธิภาพสูงสุด ซึ่งช่วยในการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) เมื่อเกิดการแปรรูปแบบคืบ (Creep Deformation) เป็นผลให้ความต้านทานการคืบสูงขึ้น [1]

โครงการวิจัยนี้จึงได้นำแนวคิดเบื้องต้นโดยการได้นำซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 มาทำการศึกษาและเปรียบเทียบลักษณะทางโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานใบพัดกังหันก๊าซซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทยที่ผ่านการใช้งานแล้วและผ่านการอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ ทั้งนี้จะมีกระบวนการทดสอบความแข็งแรงของชิ้นงานที่มีการให้ความร้อนและเวลาที่แตกต่างกัน เพื่อที่จะหาปริมาณของเฟสแกมมาไฟร์ ที่กระจายตัวอยู่ในชิ้นงานและทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเพื่ออธิบายถึงความเปลี่ยนแปลงของเฟสแกมมาไฟร์ ที่เกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาคและบ่งบอกถึงสัดส่วนของพื้นที่ของเฟสแกมมาไฟร์ ที่อยู่ในชิ้นงานใบพัดกังหันก๊าซ

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการ

1.2.1 เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและสัดส่วนของเฟสแกมมาไฟร์ ของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่ได้ผ่านการอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ

1.2.2 เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงสมบัติของชิ้นงานทางด้านความแข็งแรงของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่ผ่านการให้ความร้อนต่อเนื่องเป็นระยะเวลานาน

1.2.3 เพื่อให้ได้ซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่มีโครงสร้างมีความเป็นผลึกและสัดส่วนเชิงปริมาตรของอนุภาคแกมมาไฟร์ ใกล้เคียงกับ โครงสร้างที่ยังไม่ผ่านการใช้งาน

1.3 เกณฑ์ชี้วัดผลงาน (Output)

1.3.1 โครงสร้างทางจุลภาคสัดส่วนของเฟสเกมมาไฟร์มของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่ได้ผ่านการอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ

1.3.2 สมบัติของชิ้นงานทางด้านความแข็งของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่ผ่านการให้ความร้อนต่อเนื่องเป็นระยะเวลานาน

1.4 เกณฑ์ชี้วัดผลสำเร็จ (Outcome)

สามารถนำข้อมูลที่ได้ทั้งหมดจากการศึกษา นำมาวิเคราะห์และเปรียบเทียบผลที่ได้เพื่อสรุปหาสภาวะที่มีประสิทธิภาพในการใช้งานได้สูงสุดรวมถึงกระบวนการต่าง ๆ ที่ได้ไปเป็นข้อมูลพื้นฐานและประยุกต์ใช้ในการซ่อมคืนสภาพและยืดอายุการใช้งานของใบพัดกังหันก๊าซให้กับการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย

1.5 ขอบเขตการทำโครงการ

1.5.1 ศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคตำแหน่งการกระจายตัวของเฟสเกมมาไฟร์ม ที่เกิดจากการปรับปรุงคุณภาพของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 การอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope : SEM) และ โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ Image – J

1.5.2 ศึกษาผลกระทบของการปรับปรุงคุณภาพของกระบวนการทางความร้อนที่ส่งผลถึงสมบัติของชิ้นงานทางด้านความแข็งของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ด้วยเครื่องทดสอบความแข็งระบบ ไมโครวิกเกอร์ (Micro Hardness Vicker)

1.6 สถานที่ในการดำเนินการวิจัย

1.6.1 สถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

1.6.2 คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

1.6.3 คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยนเรศวร

1.6.4 คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

1.7 ระยะเวลาในการดำเนินงานวิจัย

กรกฎาคม 2551 – มกราคม 2553

1.8 ขั้นตอนดำเนินงานวิจัย

ตารางที่ 1.1 ดำเนินงานวิจัยประจำปีการศึกษา 2551

ลำดับ	การดำเนินงาน	ก.ค.	ส.ค.	ก.ย.	ต.ค.	พ.ย.	ธ.ค.	ม.ค.
1	ศึกษาผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้องและน่าสนใจ							
2	ศึกษาและรวบรวมเนื้อหาเพื่อนำข้อมูลมาใช้ในการวิเคราะห์ห่ออกแบบการทดลอง							
3	จัดทำรายงาน IE-PROJECT บทที่ 1-3							
4	ทำการทดลองและจดบันทึกการทดลอง							
5	ศึกษาข้อมูลเพิ่มเติม							

ตารางที่ 1.2 ดำเนินงานวิจัยประจำปีการศึกษา 2552

ลำดับ	การดำเนินงาน	พ.ค.	มิ.ย.	ก.ค.	ส.ค.	ก.ย.	ต.ค.	พ.ย.
1	ทำการทดลองและจดบันทึกการทดลอง							
2	ศึกษาข้อมูลเพิ่มเติม							
3	สรุปและวิเคราะห์ผลการทดลอง							
4	ตรวจสอบรายละเอียดงาน							
5	จัดทำรูปเล่ม							

บทที่ 2

หลักการและทฤษฎีเบื้องต้น

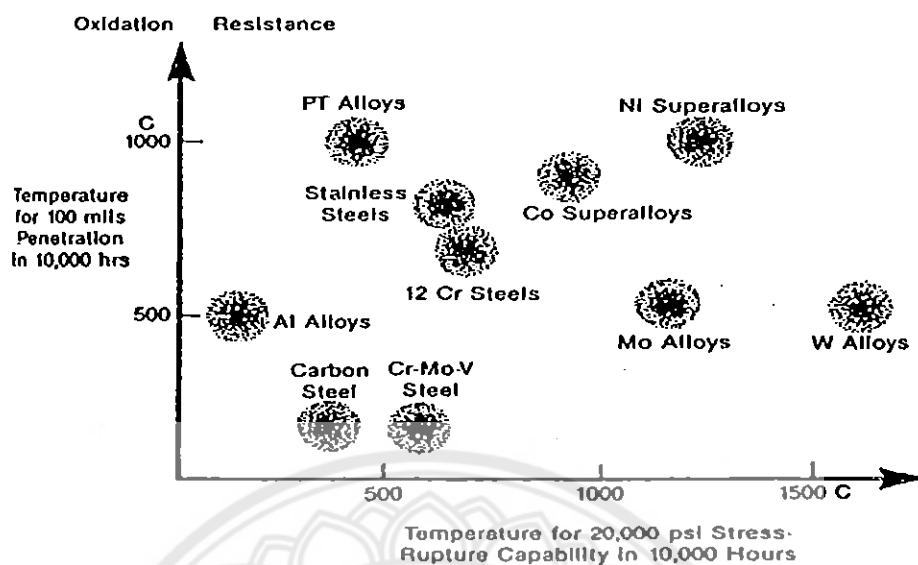
2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับซูเปอร์อัลลอย (Super Alloy)

2.1.1 พัฒนาการของซูเปอร์อัลลอย

ซูเปอร์อัลลอยเป็นกลุ่มของโลหะผสมที่มีสมบัติพิเศษ คือ ทนต่อความร้อนและทนต่อการกัดกร่อนได้ดีมาก ในปัจจุบันซูเปอร์อัลลอยได้ถูกนำไปใช้งานอย่างกว้างขวาง อาทิเช่น ในอุตสาหกรรมเคมี ปิโตรเคมี เครื่องยนต์เจ็ท (Jet Engine) เป็นต้น แต่ที่มีการนำซูเปอร์อัลลอยไปใช้งานกันมาก ได้แก่ ในงานเครื่องยนต์กังหันก๊าซ (Gas Turbine Engine) เนื่องจากเครื่องยนต์กังหันก๊าซมีการใช้งานที่อุณหภูมิสูง จึงต้องการวัสดุที่มีความสามารถในการรับแรงสูง ทนต่อความล้า (Fatigue) และการเกิดการคืบ (Creep) ได้ดี อีกทั้งยังต้องการสมบัติในการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงอีกด้วย

การพัฒนาซูเปอร์อัลลอย เริ่มจากโลหะผสมนิกโรม (Nicrom) ซึ่งมีส่วนผสมเป็น นิกเกิล 80 % และโครเมียม 20 % ประมาณปี 1940 ได้มีความพยายามในการพัฒนาโลหะให้สามารถใช้งานเป็นชิ้นส่วนของเครื่องจักรกังหันก๊าซของเครื่องบิน ในระยะแรกประเทศอังกฤษได้มีการทดลองนำเหล็กกล้าสแตนเลส (Stainless steel) มาทำเป็นใบจักรสำหรับเครื่องกังหันก๊าซ และพบว่าไม่สามารถทำได้เพราะสมบัติไม่ดีพอ จึงได้เริ่มมีการพัฒนาซูเปอร์อัลลอยชนิดแรก ได้แก่ นิมอนิก 75 (Nimonic 75) ซึ่งได้จากการนำโลหะผสมนิกโรมมา ไททาเนียม 0.3 % และคาร์บอน 0.1 % และพบว่ามีความแข็งแรงขึ้น จากนั้นก็มีการพัฒนาเพิ่มเติมอีกมากมายซึ่งส่วนใหญ่เป็นการเพิ่มปริมาณของธาตุต่าง ๆ ซึ่งช่วยเพิ่มความสามารถและอายุการใช้งานของโลหะผสมต่าง ๆ ที่อุณหภูมิสูงดังแสดงในรูปที่ 2.1 จนกระทั่งทำให้เข้าใจถึงกลไกการเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ทำให้ประเทศอังกฤษมีการพัฒนาซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนิกโรนิกชนิดต่าง ๆ เพิ่มขึ้นอีกมากมาย และประสบความสำเร็จอย่างรวดเร็ว [2]

ขณะเดียวกันในสหรัฐอเมริกาได้มีการพัฒนาซูเปอร์อัลลอยกลุ่มอินโคเนล (Inconel) อย่างรวดเร็วเช่นกัน ส่วนผสมหลักของอินโคเนล ได้แก่ โครเมียม 15 %, เหล็ก 7 % และ นิกเกิล 78 % เมื่อเติมอะลูมิเนียม ไนโอเบียม คาร์บอน จะได้อินโคเนลชนิดต่างและซูเปอร์อัลลอยอื่น ๆ อีกเป็นจำนวนมาก

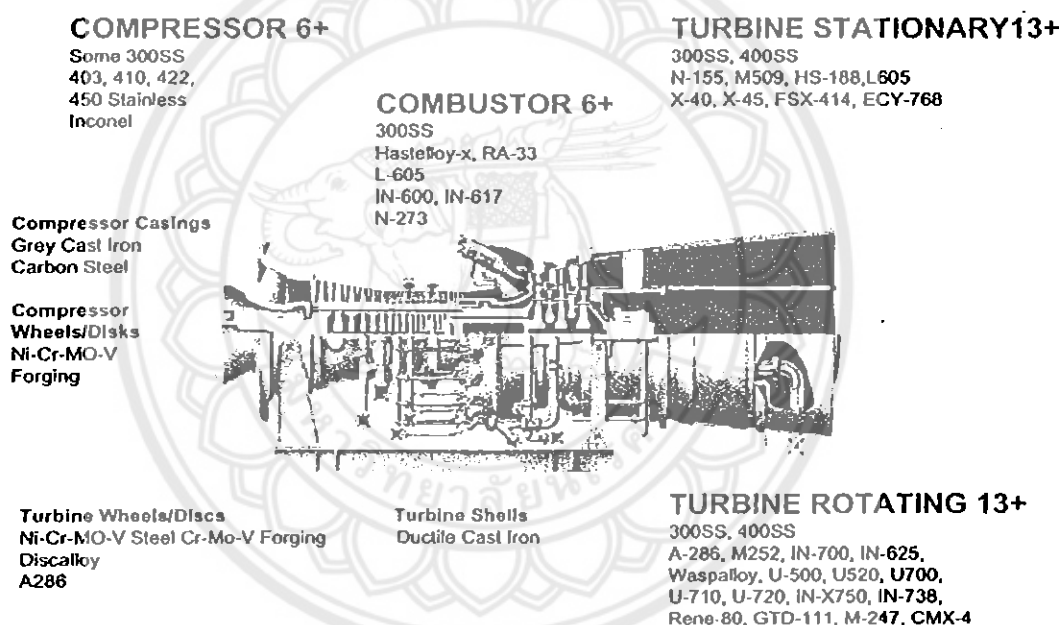


รูปที่ 2.1 แสดงความสามารถและอายุในการใช้งานของโลหะผสมต่างๆ ที่อุณหภูมิสูง [3]

การพัฒนาซูเปอร์อัลลอยในระยะแรก ๆ จะเป็นการปรับเปลี่ยนส่วนผสมทางเคมีแล้วนำมาจัดขึ้นรูปเป็นหลัก เนื่องจากซูเปอร์อัลลอยขึ้นรูปได้ยาก การพัฒนาดังกล่าวจึงไม่ประสบความสำเร็จ ระยะหลังจึงได้เปลี่ยนมาเป็นพัฒนาเทคนิคการหล่อด้วยวิธีต่าง ๆ แทนจากการหล่อธรรมดาเป็นการหล่อในทิศทางเดียว (Directional Solidification) และในที่สุดเป็นการหล่อแบบผลึกเดี่ยว (Single Crystal) จากนั้นจึงมีการพัฒนาโดยกระบวนการควบคุมออกไซด์ในโครงสร้าง (Oxide Dispersion Strengthening) วัตถุประสงค์หลักของการพัฒนาคือต้องการเพิ่มการต้านทานการคืบ (Creep Resistance) ที่อุณหภูมิสูงให้กับโลหะในขณะเดียวกันก็ให้ขึ้นรูปได้ง่ายด้วย การเพิ่มความต้านทานการคืบสามารถทำได้ 2 วิธี คือ การลดปริมาณของเกรนและสามารถสร้างเฟสสารประกอบโลหะ (Intermetallic Compound) ซึ่งเรียกว่าแกมมาไพรม์ (γ') ขึ้นในเนื้อโลหะเพื่อกีดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันภายในเกรน [1]

2.1.2 ประโยชน์และการใช้งานของซูเปอร์อัลลอย

ซูเปอร์อัลลอยส่วนใหญ่จะถูกนำมาใช้ทำเป็นชิ้นส่วนต่าง ๆ ของเครื่องจักรกังหันก๊าซ ทั้งสำหรับเครื่องบินและสำหรับเครื่องบินและสำหรับการผลิตไฟฟ้าในโรงงาน ไฟฟ้าพลังความร้อนต่าง ๆ นอกจากนี้ซูเปอร์อัลลอยยังสามารถใช้กับงานอื่น ๆ ได้อีกมากมาย เช่น งานที่ใช้ในทะเล งานที่เกี่ยวข้องกับอุตสาหกรรมเครื่องจักรไอน้ำ จรวด เครื่องมือที่ใช้กับงานปิโตรเคมี เครื่องกำเนิดไอน้ำและงานอื่น ๆ ที่ต้องใช้อุณหภูมิสูง เครื่องจักรกังหันก๊าซสำหรับเครื่องบินซึ่งมีส่วนประกอบสำคัญ คือ Compressor, Burner และ Turbine ดังแสดงในรูปที่ 2.2 การทำงานของเครื่องจักรกังหันก๊าซจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่า 1000 °C ชิ้นงานส่วนต่าง ๆ ส่วนใหญ่ในเครื่องยนต์จึงต้องเป็นซูเปอร์อัลลอยจึงสามารถทนได้



รูปที่ 2.2 แสดงส่วนประกอบของซูเปอร์อัลลอยชนิดต่าง ๆ ในเครื่องจักรกังหันก๊าซ [1]

ซูเปอร์อัลลอยที่ใช้ทำส่วนประกอบของเครื่องจักรกังหันก๊าซ เช่น Ducts, Cases และ Liners ส่วนใหญ่ต้องทนอุณหภูมิได้ไม่ต่ำกว่า 540 °C สำหรับส่วนประกอบหลักคือ Turbine Blade, Vanes, Disks และ Combustion Cans จะต้องทนอุณหภูมิได้สูงกว่านี้ การเลือกวัสดุสำหรับแต่ละส่วนจึงต้องพิจารณาอย่างถี่ถ้วนเพื่อให้เกิดความเหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุด [4]

2.1.3 ชนิดของซูเปอร์อัลลอย [5]

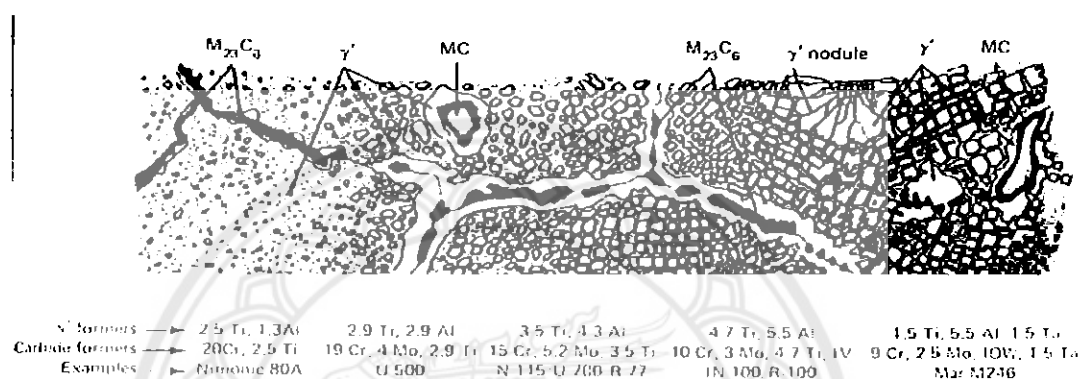
2.1.3.1 กลุ่มนิกเกิลซูเปอร์อัลลอย นอกจากจะมีนิกเกิลซึ่งเป็นส่วนผสมหลักแล้ว ซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้ยังมีธาตุผสมอื่น ๆ อีกหลายธาตุ ที่สำคัญ ได้แก่ โครเมียมประมาณ 20 % โดยน้ำหนัก จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากเกิดสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) เมื่อเติม ไทเทเนียม 2.25 %, อะลูมิเนียม 1 % โดยน้ำหนัก จะเกิด $Ni_3(Al, Ti)$ ซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังมีโมลิบดีนัม โคบอลต์ ไนโอเบียม เซอร์โคเนียม โบรอน เหล็กและธาตุอื่น ๆ ผสมอยู่ด้วยเพื่อปรับปรุงคุณภาพของซูเปอร์อัลลอย ปัจจุบัน ซูเปอร์อัลลอยที่มีนิกเกิลเป็นส่วนผสมหลักประมาณ 100 ชนิด ประโยชน์ส่วนใหญ่สำหรับ อุตสาหกรรมเครื่องบิน อุตสาหกรรมผลิตเครื่องกังหันก๊าซสำหรับเครื่องบินไอพ่น และสำหรับ โรงงานไฟฟ้าอุปกรณ์ทางนิวเคลียร์ เครื่องมือในงานอุตสาหกรรมทางปิโตรเคมีและงานอื่น ๆ ซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้เป็นกลุ่มที่ใช้กันมากที่สุดในปัจจุบัน

2.1.3.2 กลุ่มนิกเกิลเหล็กซูเปอร์อัลลอย ซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้ส่วนผสมทางเคมีเป็น นิกเกิล 25 – 60 % เหล็ก 15 – 60 % โดยน้ำหนัก เป็นส่วนผสมหลัก ข้อดีของซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้ คือ มีราคาถูกกว่ากลุ่มอื่น เนื่องจากนำเหล็กมาแทนนิกเกิลบางส่วน แต่ความสามารถในการใช้งาน ที่อุณหภูมิสูงไม่ดีเท่ากับกลุ่มซูเปอร์อัลลอย เช่น A - 286, V - 57 ใช้งานได้เพียง 650 °C และ Pyromet 860, Incoloy 901 สามารถใช้งานได้สูงสุด 815 °C เพราะปริมาณของนิกเกิลลดลง ความแข็งแรงได้จากการเติมธาตุต่าง ๆ เช่น ไทเทเนียม อะลูมิเนียม ไนโอเบียม ซึ่งจะช่วยให้สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็ง (Precipitation Hardening) โครเมียมช่วยเพิ่มการต้านทานการผุกร่อน โดยเติมประมาณ 15 – 28 % โดยน้ำหนัก ขณะที่เติมโมลิบดีนัมประมาณ 1 – 6 % โดยน้ำหนัก สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการเกิดสารละลายของแข็ง

2.1.3.3 โครเมียมซูเปอร์อัลลอย ซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้มีส่วนผสมทางเคมีเป็น โคบอลต์ 50 % และโครเมียม 25 % โดยน้ำหนัก เป็นส่วนผสมหลัก โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย โครงสร้างพื้นเป็น FCC และมีคาร์ไบด์ชนิดต่าง ๆ ความแข็งแรงได้จากสารละลายของแข็งและ คาร์ไบด์ สมบัติเด่นของซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้ คือ มีความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ดีมาก ๆ ซูเปอร์อัลลอยกลุ่มนี้เหมาะกับการใช้งานประเภท Non - Rotating

2.1.4 การพัฒนานิกเกิลซูเปอร์อัลลอย

พัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปและสมบัติทางกลของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอย จะเห็นได้ดังรูปที่ 2.3 ซึ่งแสดงถึงการพัฒนาของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอยในช่วงปี ค.ศ. 1940 – 1970 พบว่าสามารถเพิ่ม Rupture strength จาก 5 ksi ไปเป็น 30 ksi ที่อุณหภูมิ 870 °C เวลา 10,000 ชั่วโมง กลไกการเพิ่มความแข็งแรงนี้ได้จากสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) การบ่มแข็ง (Precipitation Hardening) และการเพิ่มการกระจายของคาร์ไบด์ (Carbide)



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอย [5]

โครงสร้างจุลภาคที่สำคัญของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอยประกอบด้วย

- เฟสแกมมา (Gamma, γ) เป็น โครงสร้างพื้นฐาน (Matrix)
- เฟสแกมมาไพร์ม (Gamma Prime, γ') เป็น Precipitate
- คาร์ไบด์ (Carbide) มีหลายชนิดส่วนใหญ่เป็น $M_{23}C_6$ และ MC

เฟสแกมมาเป็นโครงสร้างพื้นฐานของซูเปอร์อัลลอยทุกกลุ่ม กลุ่มนิกเกิลซูเปอร์อัลลอยสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการเติมธาตุที่ทำให้เกิดสารละลายของแข็ง เช่น โครเมียม โมลิบดีนัม หังสเทน โคบอลต์ เหล็ก ไทเทเนียม อลูมิเนียม ธาตุที่เติมเหล่านี้มีขนาดอะตอมแตกต่างกับนิกเกิลอยู่ระหว่าง 1-13 % ซึ่งมีผลต่อการเพิ่มความแข็งแรงเป็นอย่างมาก

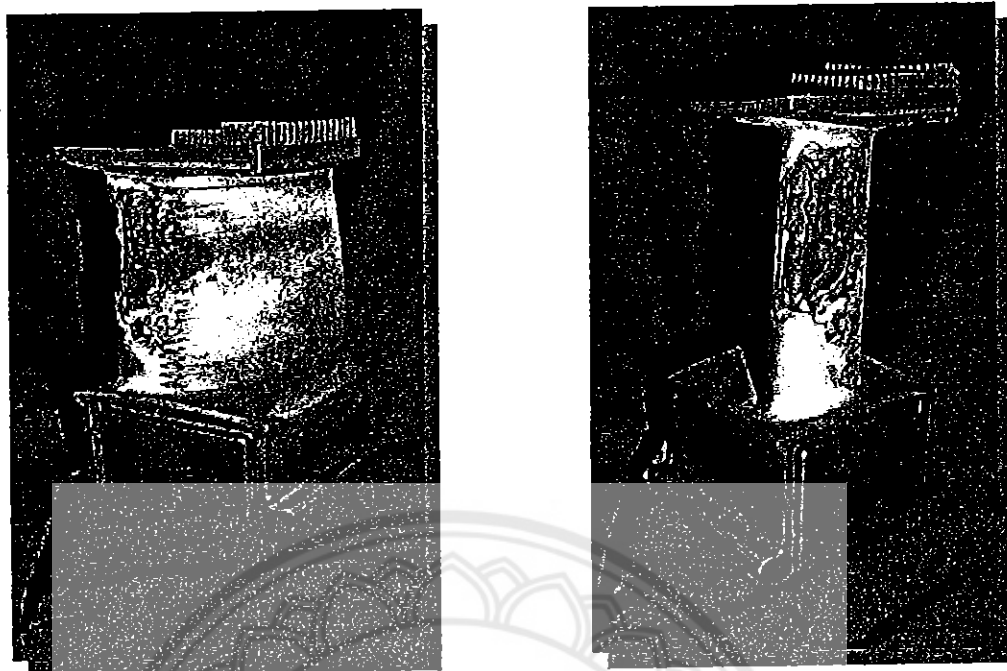
เฟสแกมมาไพร์ม เป็นสารประกอบระหว่างโลหะ มีโครงสร้างผลึกเป็น FCC มีสูตรทางเคมีเป็น A_3B โดยที่ A ได้แก่ ธาตุอิเล็กโตรเนกาทีฟ (Electronegative Elements) เช่น นิกเกิล โคบอลต์ เหล็ก และ B เป็นธาตุอิเล็กโตรโพสิทีฟ (Electropositive Elements) เช่น อลูมิเนียม ไทเทเนียม ไนโอเบียม สำหรับนิกเกิลซูเปอร์อัลลอยเฟสแกมมาไพร์มคือ $Ni_3(Al, Ti)$ ถ้าเติมโคบอลต์ลงไปจะเกิดเป็น $(Ni,Co)_3(Al, Ti)$ แกมมาไพร์มได้จากการบ่มแข็ง

คาร์ไบด์เป็นเฟสที่มีความแข็งและเปราะ การกระจายของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนจึงเป็นผลต่อความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นปริมาณและการกระจายของคาร์ไบด์จึงมีความสำคัญมากในกลุ่มซูเปอร์อัลลอยโดยทั่วไปจะมีคาร์บอนประมาณ 0.02 – 0.2 % ซึ่งจะทำให้เกิดคาร์ไบด์ทั้งบริเวณขอบเกรนและในเกรน ถ้าไม่มีคาร์ไบด์เกาะที่ขอบเกรน อาจเกิดการรวมตัวของช่องว่าง (Voids) ขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูง เป็นเหตุให้เกิดการเลื่อนของขอบเกรนทำให้ความแข็งแรงลดลง ในทางตรงกันข้ามถ้ามีคาร์ไบด์ต่อเนื่องตลอดขอบเกรนจะทำให้เกิดการแตกหัก ซึ่งเป็นจากการเคลื่อนของขอบเกรนถูกขัดขวางจนเกิดความเค้นสูงเกินไป นำไปสู่การแตกหักก่อนเวลาอันควร ถ้ามีคาร์ไบด์เชื่อมกันอย่างไม่ต่อเนื่องตามขอบเกรนจะขัดขวางการแตกที่ขอบเกรนได้ดีคาร์ไบด์มีหลายชนิดมีส่วนผสมดังนี้

- MC ซึ่ง M ได้แก่ ไทเทเนียม แทนทาลัม โคบอลต์ ทั้งสแตน พบว่าคาร์ไบด์ เหล่านี้มีความเสถียรภาพและเกิดในช่วงแรกของการแข็งตัว
- $M_{23}C_6$ ซึ่ง M ได้แก่ โครเมียม อาจแทนที่ด้วยเหล็ก ทั้งสแตน โมลิบดีนัม ปริมาณเล็ก $M_{23}C_6$ มักเกิดระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิต่ำหรือการใช้งานที่ 760 – 980 °C บางกรณีอาจเกิดจากการสลายตัวของ MC ก็ได้ มักเกิดที่ขอบเกรน
- M_6C คล้าย $M_{23}C_6$ มักเกิดที่อุณหภูมิสูงกว่า คือที่อุณหภูมิ 815 – 980 °C จะเกิดได้เมื่อมีปริมาณของทั้งสแตน และโมลิบดีนัมมากเช่น M – 252 และ Rene' 41 มีปริมาณของโมลิบดีนัมและทั้งสแตนมากกว่า 6 – 8 % จะเกิดคาร์ไบด์ M_6C รวมกับคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ที่ขอบเกรน Cr_7C_3 ไม่ค่อยเสถียรมักเปลี่ยนไปเป็น $M_{23}C_6$

2.1.5 สมบัติของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอย [5]

2.1.5.1 ความทนทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot Corrosion) เป็นการกัดกร่อนชนิดหนึ่งดังแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.4 พบครั้งแรกประมาณปี 1950 เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 760 – 1000 °C มักเกิดกับเครื่องจักรกังหันก๊าซ เป็นที่เชื่อกันว่าปรากฏการณ์ดังกล่าวเกิดขึ้นจากโซเดียมซัลเฟต (Sodium Sulfate : Na_2SO_4) เป็นตัวหลัก สาเหตุการเกิด Na_2SO_4 อาจเนื่องมาจากการใช้งานสัมผัสโดยตรงกับน้ำทะเลหรืออยู่ในสภาพแวดล้อมที่มีเกลือ เกิดจากการเผาไหม้ของน้ำมันเชื้อเพลิงที่มีโซเดียม (Na) และกำมะถัน (S) เกิดจากการเผาไหม้ของเชื้อเพลิงที่มีกำมะถัน (S) กับฝุ่นที่มีโซเดียม (Na) เจือปนในอากาศ



รูปที่ 2.4 ลักษณะการเกิดการผุกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot Corrosion) [3]

การปรับปรุงความต้านทานการผุกร่อนที่อุณหภูมิสูงสามารถทำได้โดยการเติมธาตุต่าง ๆ เข้าไป เช่น การเติมโครเมียมอย่างน้อย 15 % จึงจะป้องกันได้ดี เนื่องจากเกิดโครเมียมออกไซด์คลุมผิวงานไว้ในทางปฏิบัติพบว่า การเติมโครเมียมมีข้อจำกัด กล่าวคือถ้าเติมปริมาณมากเกินไป จะทำให้เกิดเฟสซิกมา (σ - Phase) ซึ่งจะส่งผลให้โลหะเปราะ และเกิดการแตกหักง่าย ดังนั้น ควรเติมอย่างมากไม่เกิน 18 - 19 % นอกจากนี้แล้วยังมีอะลูมิเนียมและไทเทเนียมที่สามารถช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ เนื่องจาก Al_2O_3 มีความต้านทานการผุกร่อนที่อุณหภูมิสูงน้อยกว่า Cr_2O_3 หมายความว่าอะลูมิเนียมจะเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ไม่ดีเท่าโครเมียม ในขณะที่ไทเทเนียมหรืออัตราส่วนของไทเทเนียมต่ออะลูมิเนียมในปริมาณสูง จะช่วยแก้ปัญหาดังกล่าวได้ ดังนั้น ถ้าจะให้ผลดี ส่วนผสมของนิกเกิลซูเปอร์อัลลอยควรมีอัตราส่วนผสมของไทเทเนียมต่ออะลูมิเนียมสูง ๆ ทั้งเนื่องจากจะทำให้เกิดฟิล์มของ Ti_2O_3 และ Cr_2O_3 คลุมผิวงานไว้

2.1.5.2 การนำความร้อน ซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลที่มีค่าการนำความร้อนสูง จะนำไปใช้ในชิ้นส่วนที่ต้องการกระจายความร้อนที่ดี เช่น ในเครื่องยนต์เทอร์โบไน์ เป็นต้น ซึ่งจะทำให้ลดความเค้นเนื่องจากความร้อน (Thermal Stress) ที่ทำให้เกิดความเสียหายจากการล้าเนื่องจากความร้อน (Thermal Fatigue Failure) ได้จึงเหมาะที่จะผลิตกระแสไฟฟ้า

2.1.5.3 ความเสถียรที่อุณหภูมิสูง โดยการคงเฟสกึ่งเสถียร (Metastable Phase) ไว้เป็นระยะเวลานานพอ สำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

2.2 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111

2.2.1 ประวัติของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111

ซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 เกิดเมื่อกลางปี 1970 โดยบริษัท General Electric โดยได้พัฒนามาจากโลหะผสมพิเศษ Rene 80 และ IN – 738LC และใช้งานในปี 1980 ในงานด้านเครื่องจักรกังหันก๊าซ (Gas Turbine) เช่น ในชิ้นส่วนกังหันก๊าซโดยซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 มีธาตุผสม เช่น Mo, Ta, Cr และ Co ซึ่งเป็นตัวที่ป้องกันการสึกกร่อนที่อุณหภูมิสูง [4]

2.2.2 สมบัติพิเศษของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111

จากการศึกษาของ Sajjadi พบว่าความต้านทานต่อการคืบของ GTD – 111 ที่อุณหภูมิ 20 °C ดีกว่าของ IN – 738LC และเมื่อศึกษาการเกิดออกซิเดชัน และความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงของ GTD – 111 จะมีสมบัติคล้าย ๆ กับ IN – 738LC เนื่องจากโครงสร้างระหว่าง GTD – 111 และ IN – 738LC คล้ายคลึงกัน และค่า Stress Rupture Strength ของ GTD – 111 มากกว่า IN – 738LC และได้ทดสอบการคืบ (Creep) ที่อุณหภูมิ และความเค้น (Stress) ที่รอบสูงหลาย ๆ ครั้ง พบว่าโครงสร้างของ GTD – 111 เหมาะสมที่จะใช้ที่อุณหภูมิสูงมากกว่า IN – 738LC และส่วนผสมทางเคมีของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 แสดงไว้ดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111

ธาตุ	Cr	CO	Ti	Al	W	Mo	Ta	C	Fe	B	Ni
%โดยน้ำหนัก	13.5	9.5	4.75	3.3	3.8	1.53	2.7	0.09	0.23	0.01	Bal

2.2.3 ส่วนผสมทางเคมีของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 [1]

ดังผลในตารางที่ 2.1 พบว่าซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 มีพวกธาตุที่ทนต่ออุณหภูมิสูง (Refractory Element) เช่น Mo, W, Ta, Cr และ Co ผสมอยู่เพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชันและป้องกันการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงซึ่งธาตุต่าง ๆ ที่ผสมใน GTD – 111 มีผลต่อสมบัติต่อไปนี้

นิกเกิล เป็นส่วนของโครงสร้างพื้นฐานแบบออสเทนไนท์ซึ่งเป็นโครงสร้างที่ทนความร้อน ช่วยให้เกิดการละลายของธาตุเติมแต่งโดยไม่เกิดเฟสที่เป็นอันตราย (Detrimental Phase)

โครเมียม	ช่วยเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน และกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง โดยที่โครเมียมจะทำให้เกิดฟิล์มป้องกัน (Protective Oxide : Cr_2O_3) ขึ้นนอกจากนั้นโครเมียมยังเป็นธาตุที่ก่อให้เกิด Solid Solution Strengthening ซึ่งจะทำให้โลหะผสมพิเศษมีความแข็งแรงมากขึ้น และโครเมียมยังทำให้เกิดคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนทำให้เกิดความแข็งแรงโดย M_{23}C_6 แต่ถ้ามีมากเกินไปจะทำให้ γ' Solvus Temperature ต่ำ และอุณหภูมิที่ทนต่อแรงดึงสูงสุดลดลง (Maximum Temperature of Tensile Strength)
โคบอลต์	ช่วยเพิ่ม γ' Solvus Temperature และปรับปรุงความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง
ไทเทเนียม	เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงและก่อให้เกิด MC คาร์ไบด์เป็น TiC และมีแนวโน้มที่จะจับตัวกับไนโตรเจนเป็น TiN ถ้ามีมากเกินไปจะมีผลเช่นเดียวกับอะลูมิเนียม
อะลูมิเนียม	เพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน เนื่องจากอะลูมิเนียมจะก่อตัวเป็นฟิล์มป้องกัน (Protective Oxide; Al_2O_3) ทำให้เกิด Age Hardening โดยการตกตะกอนของ γ' และเกิด FCC Coherent Intermetallic Phase : $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ทำให้ Rupture Strength สูงขึ้น หากมีมากเกินไปจะทำให้เกิด Oxide Film และ Segregation ในเนื้อโลหะพื้นหรือที่ขอบเกรนทำให้การขึ้นรูปทำได้ยาก
โมลิบดีนัม	ทำให้เกิด Solid Solution Strengthening ที่อุณหภูมิสูงและทำให้เกิดคาร์ไบด์ชนิด M_6C ที่ขอบเกรนทำให้ความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษดีขึ้นและช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง หากมีมากเกินไปจะทำให้เกิด Carbide Precipitation มากเกินไปจะทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปลดลง
เหล็ก	ช่วยทำให้โครงสร้างพื้นเป็น FCC Austenitic และช่วยเพิ่มความหนาแน่น
คาร์บอน	เป็นส่วนประกอบของคาร์ไบด์ โดยการก่อตัวของ Cr, Mo, W, V, Nb, Ta และ Ti เป็น MC, M_7C_3 , M_{23}C_6 และ M_6C
โบรอน	มีแนวโน้มที่จะทำให้เกิดการ Segregation ที่ขอบเกรนและก่อตัวเป็นโบไรด์ สามารถปรับปรุง Rupture Life ได้แม้ว่าความเหนียวจะเพิ่มขึ้น

2.2.4 สมบัติทางโลหะวิทยาของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 [4]

ซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 ประกอบด้วยโครงสร้างที่มีหลายเฟส (Multi – Phase Microstructure) ดังนี้

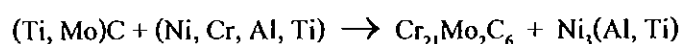
2.2.4.1 โลหะพื้น (γ : Matrix) เป็นโครงสร้างต่อเนื่องในระบบ FCC ของออสเทนไนท์ ซึ่งไม่เหนี่ยวนำแม่เหล็ก (Nonmagnetic Phase) และส่วนประกอบส่วนใหญ่เป็นธาตุที่ทำให้เกิด Solid Solution เช่น Co, Fe, Cr, Mo และ W เป็นต้น

2.2.4.2 แกมมาไพรม์ (γ') เกิดจากการก่อตัวจากอะลูมิเนียม และ ไทเทเนียม ทำปฏิกิริยากับนิกเกิลเกิดการตกตะกอนของเฟส Intermetallic Phase เช่น $Ni_3(Al,Ti)$ เชื่อมต่อกับ Austenitic γ Matrix และธาตุอื่น ๆ เช่น ไนโอเบียม แทนทาลัม และโครเมียม ซึ่งอยู่ใน γ' ซึ่ง γ' เป็นเฟสหลักที่สร้างความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ซึ่งมีทั้งรูปร่างทรงเหลี่ยมและทรงกลม

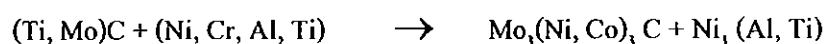
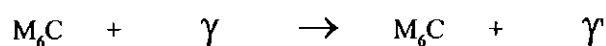
2.2.4.3 $\gamma' - \gamma'$ Eutectic จะเกิดการกระจายตัวบริเวณขอบเดนไดรต์ (Dendrite Boundaries) ใกล้ Micropores แสดงว่า Eutectic เกิดระหว่างขั้นตอนสุดท้ายของการแข็งตัว และขนาด Eutectic ประมาณ 30 - 135 ไมโครเมตร และ % Volume ประมาณ 0.15 - 0.6 % ขึ้นอยู่กับตำแหน่งชิ้นงานบน ใบพัด

2.2.4.4 คาร์ไบด์ ซูเปอร์อัลลอยนิกเกิลเกรด GTD – 111 มีคาร์บอนในปริมาณน้อย ในช่วง 0.02 - 0.2 % โดยน้ำหนัก พบว่าคาร์บอนจะรวมกับ Reactive Element เช่น Ti, Ta และ Nb แล้วก่อตัวกันเป็นคาร์ไบด์ของโลหะ โดยจะเกิดขณะทำการอบชุบด้วยกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment) และระหว่างการใช้งาน ซึ่งกระบวนการเกิดของ คาร์ไบด์ที่เกิดในโครงสร้างของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD - 111 มีดังนี้

- คาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ สามารถเกิดได้ดังนี้



- คาร์ไบด์ชนิด M_6C สามารถเกิดได้ดังนี้



- คาร์ไบด์ชนิด M_6C และ $M_{23}C_6$ สามารถก่อตัวย้อนกลับซึ่งกันและกันได้ดังนี้



2.2.4.5 Detrimental Topologically Close - Packed (TCP Phase) เป็นเฟสที่ไม่เป็นที่ต้องการ สามารถก่อตัวได้ระหว่างกระบวนการอบชุบทางความร้อน หรือระหว่างการใช้งานเมื่อส่วนผสมทางเคมีควบคุมไม่ดี เฟสที่เป็นอันตรายเหล่านี้จะมีลักษณะคล้ายแผ่นบางหรือเข็ม เช่น เฟส σ และเฟส Laves ซึ่งอาจจะก่อตัวที่ขอบเกรน ซึ่งจะเกิดที่บางส่วนผสม และบางสภาวะ เฟสเหล่านี้เป็นสาเหตุทำให้เกิดจุดเริ่มต้นของการเกิดรอยร้าว (Crack Initiation) และขยายตัวต่อไปเรื่อย ๆ เกิดความเสียหายแบบเปราะที่อุณหภูมิต่ำได้และมีความผลทำให้ Rupture Strength และความเหนียวต่ำ

2.3 กระบวนการทางความร้อนของซูเปอร์อัลลอย

การอบชุบด้วยความร้อนนั้นก็เพื่อตอบสนองความต้องการทางด้านการประดิษฐ์และการซ่อมบำรุง โครงสร้างโดยจุดประสงค์ของการอบชุบเพื่อให้เกิดการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) หรือการทำให้เป็น โลหะผสมที่มีเนื้อสม่ำเสมอ หรือสลายทุกเฟสที่อยู่ในโครงสร้างของโลหะพื้นที่เป็น FCC โลหะผสมส่วนใหญ่จะทำให้แข็งแรงโดยการตกตะกอน (Precipitation Hardening) ซึ่งต้องใช้ความร้อนในช่วงเวลาหนึ่ง เพื่อเตรียมสมบัติของวัสดุให้สามารถนำไปใช้ในกระบวนการต่อไปได้ เช่น การขึ้นรูปชิ้นส่วนต่าง ๆ เป็นต้น และในกระบวนการทางเคมี เช่นการเคลือบผิวจะต้องใช้ความร้อนและอุณหภูมิที่สูงพอที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทางเคมี การศึกษาปัจจัยที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของโลหะผสมพิเศษจะต้องใช้ความร้อนเข้ามาเกี่ยวข้อง เช่น กระบวนการอบชุบทางความร้อนซึ่งเป็นกระบวนการที่ใช้ปรับปรุงสมบัติของวัสดุให้เหมาะสมกับการใช้งาน โดยการควบคุมระดับความร้อนและเวลาที่ทำกรอบชุบรวมถึงการควบคุมอัตราการเย็นตัวภายหลังจากการอบแล้ว โดยมีวัสดุเพื่อให้เกิดสมบัติต่าง ๆ ที่ดีขึ้นและเหมาะสมต่อการใช้งานดังรายละเอียดต่อไปนี้ [1]

- เพื่อคลายความเค้น (Reduce Stresses)
- เพื่อปลดปล่อยอะตอมให้เคลื่อนที่ เพื่อให้เกิดการกระจายตัวอีกครั้งของธาตุเติมแต่ง (Alloying Elements) ที่มีอยู่
- เพื่อให้เกิดการ โตของเกรน (Grain Growth)
- เพื่อให้เกิดการก่อตัวของเกรนที่เกิดจากการเกิดผลึกใหม่ (New Recrystallized Grain Formation)
- ละลายเฟส
- เพื่อให้เกิดเฟสใหม่ เนื่องจากการตกตะกอนจากการทำ Solid Solution
- เปลี่ยนสมบัติทางเคมีโดยอะตอมอื่นที่เกิดขึ้น
- การพัฒนาความแข็งแรงของซูเปอร์อัลลอยอาจทำได้ดังนี้
- Solid Solution Strengthening (γ)

- เพิ่มสัดส่วนทางปริมาตร (Volume Percent) ของเฟสแกมมาไพร์ม
- เพิ่ม Fault Energy ของเฟสแกมมาไพร์ม
- Solid Solution ในเฟสแกมมาไพร์ม
- กรณีที่ใช้งานสูงมากกว่า $0.6 T_m$ (Melting Temperature) ควรลด เนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้งานมี Coherency Strains สูงซึ่งส่งผลให้ Ripening Rate สูงขึ้น
- กรณีที่ใช้งานที่อุณหภูมิมากกว่า $0.6 T_m$ (Melting Temperature) ควรลด Ripening Rate ให้เกิดการก่อตัวของเฟส η , Ni_3Nb , Laves และ σ ให้น้อยที่สุด
- ควบคุมการเกิดคาร์ไบด์เพื่อป้องกันการเกิดบริเวณสึกกร่อน (Denuded Zone) การเกิด $M_{23}C_6$ Carbide Film และ Widmanstatten M_6C เพื่อให้เกิดความแข็งแรงต่อแรงดึงที่ดี
- ควบคุมคาร์ไบด์ และ γ' ที่ขอบเกรนเพื่อให้เกิด Rupture strength ที่ดี
- ควบคุมขนาดของชิ้นส่วน (Component Thickness) เพื่อให้เกิดสัดส่วนของขนาดเกรนที่เหมาะสม

การพัฒนาสำหรับการปรับปรุงรูปเปอร์อัลลอยที่ผ่านการรีด (Wrought) สามารถทำได้โดย Solution Heat Treatment ที่อุณหภูมิสูงประมาณ $1040 - 1230^\circ C$ แล้วตามด้วยการบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่ำ เพื่อเพิ่มความแข็งแรง สำหรับกระบวนการหล่อรูปเปอร์อัลลอยในระยะแรก ๆ จะทำการอบชุบด้วยความร้อนอย่างง่าย ๆ โดยการอบที่ $760^\circ C$ เป็นเวลา 12 ชั่วโมง เพื่อสร้างเฟสแกมมาไพร์ม แต่เนื่องจากรูปเปอร์อัลลอยมีส่วนผสมและมีโครงสร้างที่ซับซ้อน กรรมวิธีทางความร้อนที่จะทำได้โครงสร้างที่ดีก็ยุ่งยาก และซับซ้อนเช่นกันกรรมวิธีทางความร้อนแบบหลายขั้นตอน (multistage Heat Treatment) จะทำให้ได้เฟสแกมมาไพร์มที่สม่ำเสมอ ซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงและความเหนียวให้กับโลหะ สำหรับขั้นตอนในการทำการอบชุบด้วยความร้อนของรูปเปอร์อัลลอยที่ส่วนผสมทางเคมีต่างกันก็จะมีรายละเอียดในการทำที่แตกต่างกันไปด้วยโดยโลหะผสมบางชนิด อาจใช้การทำ Solution Treatment หรือ Annealing ซึ่งทำให้โครงสร้างประกอบด้วยเนื้อโลหะพื้นเฟส γ และคาร์ไบด์ชนิด MC โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการทำ Solution Treatment อยู่ในช่วงอุณหภูมิ $1040 - 1230^\circ C$ กรรมวิธีทางความร้อนในขั้นตอนนี้มีเพื่อเตรียมเนื้อโลหะพื้นสำหรับการตกตะกอนของเฟส γ' ในขั้นตอนการบ่มแข็งต่อไป โดยหลังจากการทำ Solution Treatment แล้วจะเป็นขั้นตอนของการบ่มแข็งเพื่อเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมสำหรับโลหะที่ต้องการความต้านทานการคืบ และความแข็งแรงที่ดีที่อุณหภูมิสูงจะต้องใช้การบ่มแข็งปฐมภูมิ (Primary Aging) เพื่อให้มีการตกตะกอนของเฟส γ' ที่อุณหภูมิ $840 - 1100^\circ C$ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นจึงบ่มขั้นทุติยภูมิ (Secondary Aging) ที่อุณหภูมิ $760^\circ C$ เพื่อให้เกิดการตกตะกอนที่สมบูรณ์ และสำหรับโลหะผสมที่ต้องการความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิต่ำลงมาจะใช้

บ่มที่อุณหภูมิ 760 °C เท่านั้น เพื่อให้ได้อนุภาคที่มีขนาดเล็กละเอียด และยังสามารถลดการเกิดคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนได้อีกด้วย โดยไม่จำเป็นต้องบ่มแข็งปฐมภูมิ และในบางครั้งกรรมวิธีทางความร้อนสำหรับคาร์ไบด์ (Carbide Stabilization) ควรจะใช้ช่วง 1040 – 1230 °C และควรทำก่อนขั้นตอนการบ่มแข็งเพื่อให้เกิดคาร์ไบด์เริ่มต้นที่มีลักษณะตามที่ต้องการ โดยเฉพาะพวกคาร์ไบด์ที่มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูง [3]

2.3.1 วิธีการอบชุบด้วยความร้อนสำหรับชุบเปอร์อัลลอยแบ่งเป็น 5 วิธีใหญ่ ๆ ดังนี้ [5] คือ

2.3.1.1 การคายความเค้น (Stress Relieving) วัตถุประสงค์ของการคายความเค้นของชุบเปอร์อัลลอย เช่นใน Work – Hardened Non – Age – Hardenable Alloy ที่ปราศจากกระบวนการที่ทำให้เกรนตกผลึก (Recrystallized Grain Structure Process) คือ ช่วยลดความเค้นที่เหลืออยู่ให้ได้มากที่สุด โดยอุณหภูมิการคายความเค้นตามปกติจะต่ำกว่าอุณหภูมิในการอบอ่อน (Annealing) หรือการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization) เช่น อุณหภูมิของการคายความเค้นของนิกเกิลและโลหะผสมนิกเกิลอยู่ที่ 425 – 870 °C ซึ่งขึ้นอยู่กับองค์ประกอบทางเคมีและระดับของการขึ้นรูปเย็น (Degree of Work Hardening) โดยบางงานหล่อจะทำการคายความเค้นเมื่อโลหะชนิดนั้นไม่ได้ผ่านการทำให้แข็งแรงด้วยการตกตะกอน (Precipitation Hardened) หรือเมื่อโลหะนั้นมีรูปร่างที่ซับซ้อนมากซึ่งอาจเกิดการแตกร้าว (Crack) ระหว่างการเพิ่มความร้อนในช่วงเริ่มต้นระยะใช้งาน และหลังจากที่เชื่อมชิ้นงาน ซึ่งปกติชุบเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลที่ผ่านการหล่อ จะไม่ทำการคายความเค้น และ ในการคายความเค้นอาจมีการสร้างสมดุลทางความเค้น โดยใช้ Stress Equalizing ซึ่งเป็นกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิต่ำ ใช้เพื่อให้เกิดสมดุลทางความเค้น โดยการนำไปแช่แข็งก่อนการใช้งานเพื่อไม่ให้เกิดการตกตะกอน

2.3.1.2 การอบอ่อนแบบสมบูรณ์ (Full Annealing) การอบอ่อนเป็นการออกแบบการอบชุบ ด้วยความร้อนเพื่อให้โครงสร้างผลึกสมบูรณ์เกิดขึ้นในโลหะผสมที่ผ่านการใช้งานมาอย่างหนัก ซึ่งจะทำให้อุณหภูมิประมาณ 705 – 1205 °C ซึ่งขึ้นอยู่กับโครงสร้างของโลหะผสมและการขึ้นรูปเย็น Work Hardening โดยการอบอ่อนแบบสมบูรณ์เหมาะสำหรับโลหะรีดที่มีผลึกเดี่ยว (Wrought Single Crystal) ซึ่งไม่มีแกนมาไฟร์ม โดยเมื่อใช้โลหะผสมพิเศษ การอบอ่อนจะทำแบบสมบูรณ์ (Full Annealing) ซึ่งจะทำให้เกิดผลึกใหม่แบบสมบูรณ์และเกิดความอ่อน (Softness) มากที่สุดในทางปฏิบัติจะใช้วิธีนี้กับโลหะรีด (Wrought Alloy) ที่ไม่ได้ผ่านการทำการอบชุบแข็งมาเท่านั้น แต่สำหรับโลหะที่ผ่านการอบชุบแข็งมา กระบวนการอบอ่อนจะคล้ายกับการทำ Solution Treating ซึ่งทั้ง 2 วิธีมีวัตถุประสงค์ที่แตกต่างกันคือ

- Solution Treating ทำเพื่อละลายเฟสที่สอง (Secondary Phase) สำหรับการตกตะกอนใหม่

- Annealing ใช้เป็นวิธีหลักในการเพิ่มความเหนียว และลดความแข็งเพื่อให้สามารถขึ้นรูปและกลึงไสได้ง่ายเพื่อคายความเค้นหลังจากการเชื่อมและทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสมหรือทำให้เกิดโครงสร้างที่ Soften Age - Hardened โดยการทำให้ Re - Solution ของเฟสที่สองและการทำการอบอ่อนอาจจะทำให้ Homogenize พวก Cast - Ingot ด้วย

2.3.1.3 การอบอ่อนในกระบวนการ (In - Process Annealing) โลหะขึ้นรูปเย็นหลายชนิด อาจจะต้องใช้ Intermediate (In - Process) Annealing เพื่อปรับปรุงสมบัติ ซึ่งโดยปกติการขึ้นรูปเย็นจะใช้กับโลหะผสมที่ทำ Solution - Treated Condition มากกว่าโลหะที่ทำ Worked Condition หรือ Precipitation Hardened Condition ส่วนโลหะขึ้นรูปร้อนซึ่งอยู่ระหว่างการขึ้นรูปร้อนเพื่อที่จะละลายอินก๊อท (Ingot) โลหะผสมพิเศษจะเริ่มขึ้นด้วยการเก็บพลังงานภายในไว้สำหรับการให้ความร้อนใหม่ (Reheating) เพื่อให้เกิดกระบวนการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อให้โลหะมีความสามารถในการขึ้นรูปมากขึ้น โดยอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการจะค่อนข้างกว้าง ขึ้นอยู่กับโลหะผสมที่ใช้และการปฏิบัติงาน ซึ่งอุณหภูมินั้นมีผลต่อสมบัติของโลหะเนื่องจากมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงระดับของการเกิดผลึกใหม่ (Degree of Recrystallization) และในการปฏิบัติงานส่วนใหญ่การให้ความร้อน (Heating) หรือการให้ความร้อนใหม่ (Reheating) ในการขึ้นรูปร้อน เป็นการทำการอบอ่อนแบบเต็มขั้น (Full Annealing Step) โดยการเกิดผลึกใหม่และการละลายเฟสที่สองเป็นส่วนใหญ่และในบางครั้งการให้ความร้อนใหม่ (Reheating) สำหรับการขึ้นรูปร้อนต้องจำกัดอุณหภูมิไม่ให้ไปละลายเฟสที่สองทั้งหมด เพื่อให้เฟสที่ยังเหลืออยู่จะเป็นตัวจำกัดการไหลของเกรนได้ ซึ่งขั้นตอนการขึ้นรูปจะทำในกระบวนการ In - Process Annealing นี้เพราะว่าเป็นกระบวนการที่ให้ความแข็งแรงต่ำ และช่วยเพิ่มความเหนียวของวัสดุด้วย ซึ่งผลของความแข็งแรงและความเหนียวในกระบวนการขึ้นรูปเย็น มีผลต่อคุณสมบัติทางกลซึ่งมีอิทธิพลต่อการไหลของเกรนในกระบวนการต่อมา หรือในกระบวนการอบชุบด้วยความร้อนหรือกระบวนการบ่มแข็ง (Aging) และในซูเปอร์อัลลอยที่ใช้ในกระบวนการแบบใช้ความร้อนเท่ากันทุกทิศทาง (Isothermal Process) จะไม่ใช่ In - Process Annealing

2.3.1.4 กระบวนการการละลาย (Solution Treating) การทำ Solution Treating ทำเพื่อละลายเฟสที่สองเพื่อให้เกิดการต้านทานการกัดกร่อนที่สูงที่สุด หรือเพื่อเตรียมโลหะสำหรับการบ่มแข็ง (Aging) ซึ่งวัสดุจะต้องมีโครงสร้างที่สม่ำเสมอก่อนที่จะทำการบ่มแข็ง และทำการตกผลึกอย่างสมบูรณ์ (Fully Recrystallize) ของโครงสร้างจากการขึ้นรูปเย็น (Wrought Structure) เพื่อให้เกิดความเหนียวมากที่สุด การทำ Solution Treating ในระดับการผลิตอาจจะไม่สามารถละลายเฟสที่สองทั้งหมด ได้อย่างเต็มที่ในโลหะที่แข็งแรงโดยการตกตะกอน

2.3.1.5 การบ่มแข็ง (Aging) เป็นกระบวนการที่ทำให้เกิดความแข็งแรง โดยการตกตะกอน (Strengthening Precipitates) และควบคุมเฟสที่สองอื่น ๆ ซึ่งรวมถึงคาร์ไบด์ และเฟสที่

2.3.1.5 การบ่มแข็ง (Aging) เป็นกระบวนการที่ทำให้เกิดความแข็งแรง โดยการตกตะกอน (Strengthening Precipitates) และควบคุมเฟสที่สองอื่น ๆ ซึ่งรวมถึงคาร์ไบด์ และเฟสที่เป็นอันตราย (Detrimental Topologically Close – Phase) ด้วยซึ่งการทำ Precipitation Treatment ความสามารถคายความเค้นได้

2.3.2 ขั้นตอนการอบชุบด้วยความร้อนสำหรับซูเปอร์อัลลอย [1]

2.3.2.1 การทำ Heat Treating ในขั้นตอนแรกในการทำการอบชุบด้วยความร้อนสำหรับโลหะผสมที่แข็งโดยการตกตะกอน (Precipitation – Hardened Superalloys) ตามปกติจะใช้วิธีละลาย (Solution Treatment) และในบางโลหะผสมที่ขึ้นรูปจากการรีด (Wrought Alloys) อุณหภูมิในการละลาย (Solution Treating Temperature) จะขึ้นอยู่กับสมบัติที่ต้องการ โดยอุณหภูมิที่สูงกว่าจะใช้ในการปรับความต้านทานต่อการเกิดความเสียหายจากการคืบ (Creep) ให้เหมาะสม และอุณหภูมิที่ต่ำกว่าจะใช้ในการปรับความต้านทานแรงดึงในช่วงเวลาสั้น ๆ ขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูงที่เหมาะสม ปรับความต้านทานต่อการเกิดการล้า (Fatigue Resistance) โดยใช้เกรนที่ละเอียด หรือปรับความต้านทานต่อการเกิดความเสียหายจากรอยบาก (Resistance to Notch Rupture Sensitivity) อุณหภูมิในการละลายที่สูงกว่าจะทำให้บางเกรนเกิดการโตในโลหะที่ขึ้นรูปโดยการรีด และเกิดการละลายของคาร์ไบด์ที่มากขึ้น

2.3.2.2 การบ่มแข็ง (Aging Process) ในกระบวนการบ่มแข็งจะทำให้โลหะแข็งแรงโดยการตกตะกอนของเฟสหนึ่งหรือหลายเฟส คือ เฟส γ' และ γ'' จากโครงสร้างเนื้อพื้นที่อิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Matrix) ซึ่งถูกพัฒนาด้วยการทำละลาย (Solution Treating) และหลงเหลืออยู่โดยการเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิการละลาย (Solution Treating Temperature) กระบวนการบ่มแข็งไม่แปรเปลี่ยนที่อุณหภูมิคงที่ ซึ่งอาจจะอยู่ในช่วงอุณหภูมิต่ำ 621 °C ถึงอุณหภูมิ 1038 °C โดยอุณหภูมิในการบ่มแข็งมีอิทธิพลต่อการกระจายขนาด (Size Distribution) ชนิดของสารที่ตกตะกอน และอุณหภูมิในการตกตะกอนไม่ได้หาจากชนิดของสารที่ตกตะกอนเพียงอย่างเดียว แต่ยังหาจากการกระจายของขนาดสารที่ตกตะกอนด้วย (Size Distribution of Precipitate) สำหรับโลหะผสมที่ขึ้นรูปจากการรีด โดยทั่วไปจะทำ Multiple Precipitation Treatment ซึ่งต่างจากโลหะหล่อ (Cast Alloys) การเลือกใช้ Single Aging Temperature อาจทำให้ได้ปริมาณที่เหมาะสมของเฟสที่ตกตะกอนซึ่งหลาย และอาจจะมากกว่าหนึ่งเฟสที่ตกตะกอนจากโครงสร้างพื้น ในขณะที่การเลือกใช้ Double – Aging Treatment จะทำให้เกิดขนาดและชนิดของเฟสที่ตกตะกอนที่อุณหภูมิต่าง ๆ โดยเหตุผลหลักในการทำการ Two – Step – Aging นอกจากการควบคุมเฟส γ' และ γ'' ที่ต้องการให้เกิดการตกตะกอนแล้ว ยังต้องการควบคุมลักษณะของคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนอีกด้วย ซึ่งอาจจะใช้ Double Aging หรืออบ 4 ขั้น (Quadruple – Aging Treatments) ก็ได้โดยการทำ Aging Treatments ตามปกติจะใช้น้อยลำดับอย่างต่อเนื่อง (Sequentially Lower) เช่น ใช้กับโลหะ Wrought – Nickel Base Superalloys เฟสที่ตกตะกอนที่ทำให้เกิดความแข็งแรงในขั้นแรก

Phases เช่น σ ภายใต้สภาวะที่ไม่พึงประสงค์ (Unfavorable Condition) จะสามารถเกิดได้ระหว่างการทำ Aging

ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อการเลือกจำนวนขั้นตอนการบ่มแข็ง (Number of Aging Steps) เวลา และ อุณหภูมิในการตกตะกอน (Precipitation Time and Temperature) มีดังนี้

- ชนิดของเฟสที่ตกตะกอนที่ต้องการ
- อุณหภูมิที่ใช้ในการทำนาย (Anticipation Service Temperature)
- ขนาดของเฟสที่ตกตะกอนที่ต้องการ
- ความแข็งแรงและความเหนียวที่ต้องการ
- กระบวนการทางความร้อนของโลหะที่คล้าย ๆ กัน

2.3.2.3 การจุ่มชุบ (Quenching) มีวัตถุประสงค์เพื่อให้โลหะผสมยังคงสถานะสารละลายของแข็งที่อิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated Solid Solution) ที่ได้ระหว่างการทำละลาย (Solution Treating) ของ Precipitation – Hardened Alloys ที่อุณหภูมิห้อง การจุ่มชุบทำให้เกิดอนุภาคแกมมาไพร์มที่ละเอียดสำหรับการบ่มแข็งในภายหลัง วิธีการทำให้เย็นตัวโดยทั่วไปจะใช้การจุ่มลงในน้ำมันหรือน้ำ หรืออาจจะปล่อยให้เย็นตัวในอากาศหรือในสภาวะก๊าซเฉื่อยสิ่งที่สำคัญการจุ่มชุบเพื่อรักษารธาตุที่ให้ความแข็งแรง (Hardening Elements) เช่น อะลูมิเนียม ไทเทเนียม และ โนโบเบียมในสารละลายมากเท่าที่จะยอมให้มีในการกระจายของเฟส γ' หรือเฟส γ'' และเฟส γ' ที่เหมาะสมระหว่างการบ่มแข็ง (Precipitation Heat Treatment) ซึ่งโลหะที่ทำ Solid Solution และ Carbide – Hardened จะไม่ทำการจุ่มชุบเพราะผลจากความเค้นภายใน (Internal Stresses) จากการจุ่มชุบจะช่วยลดแรงการเกิด Over – Aging ในบางกรณี

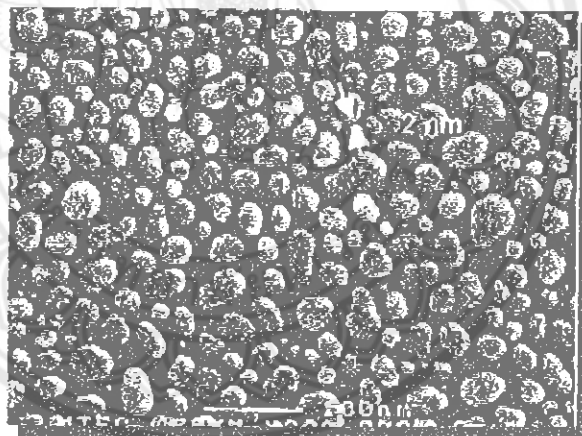
2.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope: SEM)

เทคนิคการศึกษาสิ่งเล็ก ๆ หรือเรียกว่า จุลทรรศน์ (Microscopy) ถือเป็นศาสตร์หนึ่งที่มีความสำคัญอย่างยิ่งในวิทยาการหลากหลายสาขา โดยปัจจุบันได้มีอุปกรณ์มากมายที่ใช้ในการขยายภาพ เช่น แว่นขยายที่มีกำลังขยาย 10 เท่า กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope) กำลังขยาย 10 – 1,000 เท่า หรือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron Microscopy) ที่มีกำลังขยาย 10 – 1,000,000 เท่า เทคนิคเฉพาะทางอื่น ๆ ก็ได้รับการพัฒนาขึ้นเพื่อใช้ศึกษาโครงสร้าง และ สมบัติบางประการของสาร [2]

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope: SEM) เป็นอุปกรณ์ที่แทบทุกสาขาไม่ว่าจะเป็นวัสดุศาสตร์ ไมโครอิเล็กทรอนิกส์ ชีววิทยา หรือการแพทย์ จำเป็นต้องมีไว้ใช้งาน แม้ว่า SEM จะมีความสามารถขยายภาพวัตถุได้เช่นเดียวกับกล้องจุลทรรศน์

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope: SEM) เป็นอุปกรณ์ที่แทบทุกสาขาไม่ว่าจะเป็นวัสดุศาสตร์ ไมโครอิเล็กทรอนิกส์ ชีววิทยา หรือการแพทย์ จำเป็นต้องมีไว้ใช้งาน แม้ว่า SEM จะมีความสามารถขยายภาพวัตถุได้เช่นเดียวกับกล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope : OM) แต่หลักการทำงานและรายละเอียดของอุปกรณ์ทั้งสองแตกต่างกันอย่างมาก

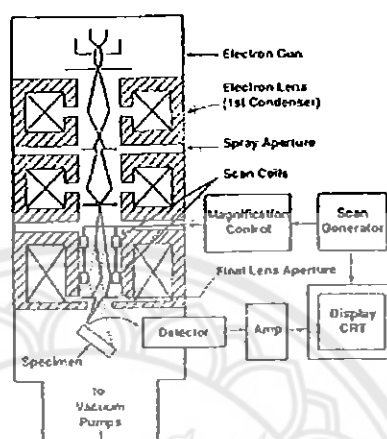
จุดเด่นของ SEM คือ มีความสามารถในการแยกแยะเชิงระยะ (Spatial Resolution) สูงกว่า OM ดังแสดงในภาพที่ 2.5 ทั้งนี้เป็นเพราะอุปกรณ์ทั้งสองใช้แทนแหล่งกำเนิดพลังงานที่มีความยาวคลื่นต่างกันโดย OM ใช้คลื่นแสงที่มีความยาวคลื่นอยู่ในช่วง 400 – 700 นาโนเมตร ทำให้ OM ไม่สามารถขยายภาพวัตถุที่มีขนาดเล็กกว่า 0.2 ไมครอนได้ ส่วน SEM จะมีสมบัติของอิเล็กตรอนซึ่งมีความยาวคลื่นสั้นกว่าแสง ทำให้ SEM มีอำนาจการแยกแยะได้มากถึง 0.2 นาโนเมตร และด้วยความสามารถในการบีบอิเล็กตรอนให้เป็นมุมแคบ ๆ ได้ ทำให้ได้ภาพที่มีความชัดลึกสูงนอกจากนี้ SEM ยังสามารถใช้ร่วมกับเทคนิคอื่น เช่น Energy Dispersive Spectrometry (EDS) และ Wavelength Dispersive Spectrometry (WDS) เพื่อให้ข้อมูลด้านส่วนผสมทางเคมีได้อีกด้วย



รูปที่ 2.5 ภาพแสดงความสามารถในการแยกแยะเชิงระยะ (Spatial Resolution) ของ SEM [2]

2.4.1 หลักการทำงานของ SEM

ส่วนประกอบและหลักการทำงานโดยสังเขปของ SEM แสดงไว้ดังรูปที่ 2.6 ในส่วนบนสุดเป็นแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน (Electron Source) หรือ ปืนอิเล็กตรอน (Electron Gun) ซึ่งนับได้ว่าเป็นหัวใจของ SEM



รูปที่ 2.6 ภาพแสดงหลักการทำงานของ SEM [4]

อิเล็กตรอนจากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งให้เคลื่อนที่ลงมาตามคอลัมน์ซึ่งภายในมีสภาพเป็นสุญญากาศด้วยความต่างศักย์ 0 - 30 kV โดยทิศทางการเคลื่อนที่จะถูกควบคุมด้วยเลนส์แม่เหล็กไฟฟ้า (Electromagnetic Lens) 2 ชุดหรือมากกว่าและปริมาณของอิเล็กตรอนจะควบคุมโดยช่องเปิด (Aperture) ซึ่งมีขนาดต่าง ๆ กันตามลักษณะการใช้งาน [2]

เลนส์คอนเดนเซอร์อันแรก (First Condenser Lens) อาจนับได้ว่าองค์ประกอบที่มีความสำคัญสูงสุดต่อการควบคุมทัศนศาสตร์ของอิเล็กตรอน (Electron Optics) เนื่องจากเป็นเลนส์ (Objective Lens) ซึ่งเป็นเลนส์อันสุดท้ายนั้นทำหน้าที่โฟกัสลำอิเล็กตรอนไปตกกระทบกับผิวของวัตถุเป้าหมายโดยมีคอยล์กวาดภาพ (Scan Coil) ทำหน้าที่กวาดลำอิเล็กตรอนบนผิววัตถุในกรอบสี่เหลี่ยม คล้ายกับการวาดภาพบนจอโทรทัศน์ ปฏิบัติการที่เกิดขึ้นอย่างซับซ้อนในเนื้อสารของวัตถุตัวอย่างจะให้สัญญาณต่าง ๆ ออกมาหลายประเภท ซึ่งแต่ละประเภทจะถูกตรวจจับและนำไปแสดงผลต่อไป

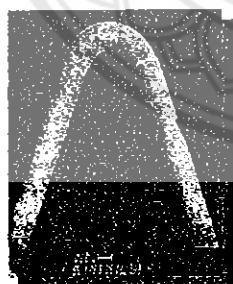
2.4.2 แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนใน SEM

แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนหรือปืนอิเล็กตรอนทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน ที่สามารถผลิตกระแสอิเล็กตรอนจำนวนมาก โดยตัววัสดุที่ใช้ทำเป็น ปืนอิเล็กตรอนนี้ต้องมีความเสถียรภาพ และภาพตัดขวางของลำอิเล็กตรอนที่ส่งออกไปต้องเป็นจุดขนาดเล็ก ในปัจจุบันมีปืนอิเล็กตรอนที่นิยมใช้งานอยู่ 3 ชนิดดังแสดงในรูปที่ 2.7

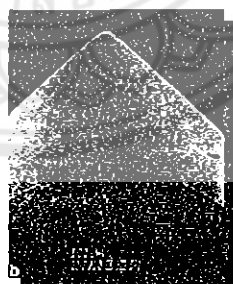
2.4.2.1 ลวดทังสเตน (Tungsten Filament) : ปืนอิเล็กตรอนแบบนี้เป็นที่นิยมมากที่สุดเนื่องจากมีราคาถูก และไม่ต้องการสภาพสุญญากาศที่พิเศษมากนัก ปืนชนิดนี้มีหลักการทำงานคือ จะให้ความร้อนแก่เส้นลวดและใช้ความต่างศักย์ดึงอิเล็กตรอนออกจากบริเวณปลายแหลม ซึ่งเป็นกลไกที่เรียกว่าแบบเทอร์มิออนิกอีมิชชัน (Thermionic Emission) หรือการปลดปล่อยอิเล็กตรอนเนื่องจากความร้อน

2.4.2.2 ผลึก LaB_6 (Lanthanum Hexaboride Crystal) : ปืนอิเล็กตรอนแบบนี้ทำจากทังสเตนใช้หลักการเทอร์มิออนิกอีมิชชัน เช่นเดียวกับแบบแรก แต่สามารถให้แสงสว่าง (Brightness) สูงกว่าลวดทังสเตนประมาณ 10 เท่ามีอายุยาวนาน และต้องการสภาพที่เป็นสุญญากาศที่พิเศษมากกว่ามีราคาที่สูงกว่าชนิดแรก

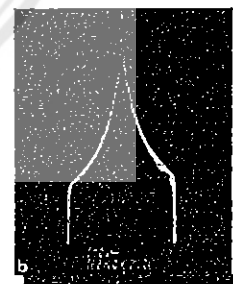
2.4.2.3 แหล่งกำเนิดแบบโคล์ฟิลด์อีมิชชัน (Cold Field Emission Source) : ปืนอิเล็กตรอนชนิดนี้ทำมาจากทังสเตนอีกเช่นกันแต่ไม่ได้ใช้หลักการแบบเทอร์มิออนิกอีมิชชันดังเช่น 2 แบบแรก ปืนอิเล็กตรอนแบบนี้ใช้หลักการ การทะลุผ่านกำแพงศักย์แบบควอนตัม (Quantum Tunnelling) และสามารถให้แสงสว่างสูงมาก



ลวดทังสเตน



ผลึก LaB_6

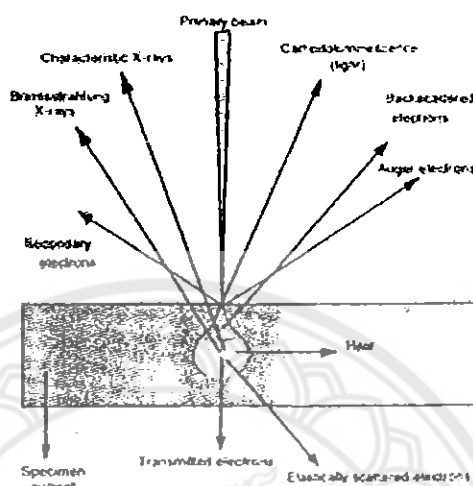


แหล่งกำเนิดแบบโคล์ฟิลด์อีมิชชัน

รูปที่ 2.7 ปืนอิเล็กตรอนชนิดต่าง ๆ [3]

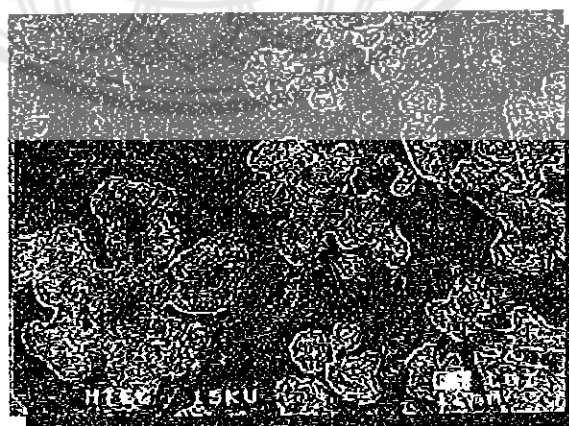
2.4.3 สัญญาณแบบต่าง ๆ (Various Types of Signal)

สัญญาณแบบต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นระหว่างอันตรกิริยาระหว่างอิเล็กตรอนกับสสาร และอันตรกิริยาอื่น ๆ ที่เกิดขึ้นตามมาแสดงไว้ในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 สัญญาณต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นระหว่างอันตรกิริยาของอิเล็กตรอนกับสสาร [3]

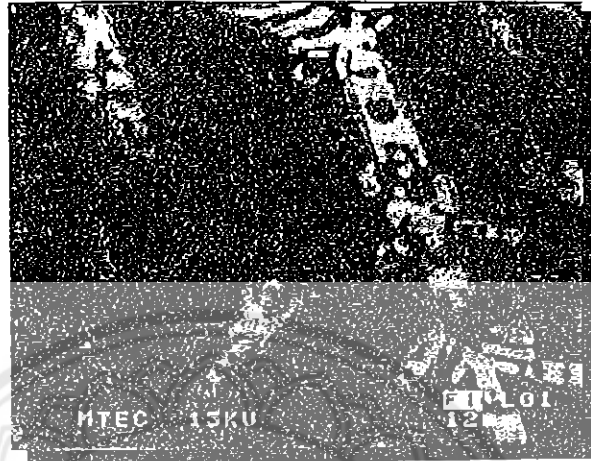
อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electrons : SE) เป็นสัญญาณที่ให้ข้อมูลลักษณะพื้นผิว และเป็นสัญญาณที่นำมาใช้ในการสร้างภาพดังแสดงรูปตัวอย่างใน รูปที่ 2.9 อิเล็กตรอน ทุติยภูมิยังมีแบบย่อย ๆ อีกหลายแบบตามกลไกและแหล่งกำเนิด



รูปที่ 2.9 ภาพจากสัญญาณอิเล็กตรอนทุติยภูมิ แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม

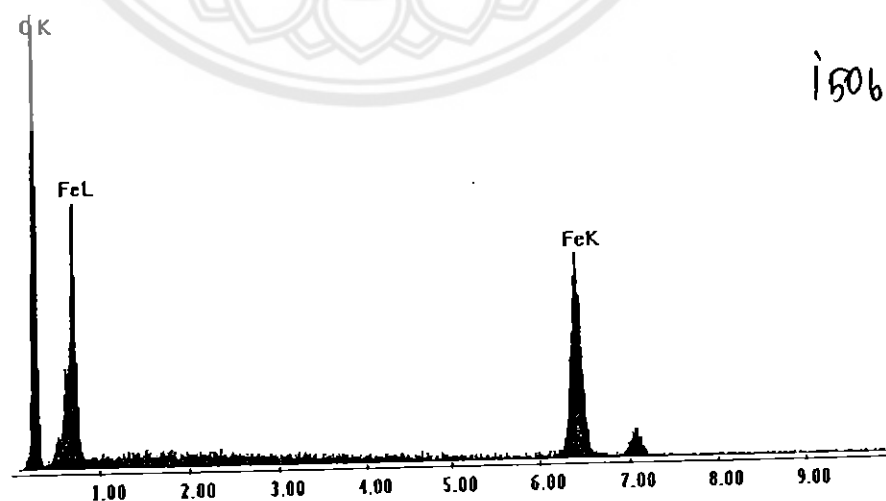
นิกเกิล – อะลูมิเนียม – โมลิบดีนัม - ซิลิกอน [3]

อิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Back Scattered Electron : BSE) เป็นข้อมูลเกี่ยวกับส่วนผสมทางเคมีและลักษณะความเป็นเนื้อเดียวกันของวัสดุ ดังแสดงรูปตัวอย่างในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 ภาพจากสัญญาณอิเล็กตรอนอิเล็กตรอนกระเจิงกลับแสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิล – อะลูมิเนียม – โมลิบดีนัม – ซิลิคอน บริเวณเดียวกับรูปที่ 2.9 [3]

รังสีเอ็กซ์ (X-Ray) ให้ข้อมูลเกี่ยวกับชนิดของธาตุองค์ประกอบเป็นสัญญาณที่ใช้ในเทคนิค EDS และ WDS ดังแสดงรูปตัวอย่างในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 สเปกตรัมของเทคนิค EDS แสดงองค์ประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าซึ่งประกอบด้วย Fe และ C [1]

2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ปวีร์ ชัยโถม [4] : ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและความเสถียรที่อุณหภูมิสูงของเฟสเกมมาของโลหะผสมนิกเกิล เกรด GTD - 111 งานวิจัยนี้มุ่งเน้นไปที่การตรวจสอบและปรับปรุงคุณภาพของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิล เกรด GTD - 111 เพื่อให้ได้โครงสร้างทางจุลภาคที่เหมาะสมที่สุดในการนำไปปรับสภาพใบพัดกังหันก๊าซที่เสื่อมคุณภาพของการไฟฟ้าฝ่ายผลิต อันเนื่องมาจากการใช้งานอย่างต่อเนื่องเป็นเวลานานภายใต้สภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นผลมาจากการที่อนุภาคเกมมาไฟร้อมเกิดการรวมตัวเป็นกลุ่มต่อเนื่องกัน ทำให้ความสามารถในการต้านทานความเครียดลดลง เป็นสาเหตุที่นำไปสู่การแตกหักและเสียหายของชิ้นงานในภายหลังได้ จึงได้มีการทำการอบชุบทางความร้อนเพื่อที่จะคืนสภาพให้กับใบพัดกังหันก๊าซ โดยได้มีการอบชุบทางความร้อนชิ้นงานตัวอย่างด้วยเงื่อนไขที่แตกต่างกัน 6 เงื่อนไข ภาพหลังจากผ่านการอบชุบทางความร้อนแล้ว ได้นำชิ้นงานตัวอย่างไปผ่านการจำลองสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 °C เพื่อพิจารณาถึงความเสถียรของอนุภาคเกมมาไฟร้อมเมื่อผ่านการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานาน โดยได้ทำการตรวจสอบสัดส่วนทางพื้นที่และขนาดของอนุภาคเกมมาไฟร้อมที่เปลี่ยนแปลงไปทุก ๆ 500 ชั่วโมง เริ่มตั้งแต่หลังผ่านการอบชุบทางความร้อนจนถึง 2500 ชั่วโมง ซึ่งพบว่าที่การจำลองสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิ 900 °C สภาวะการทำละลายที่ 1125 °C / 2 ชั่วโมง และตามด้วยการบ่มแข็งทุติยภูมิที่สภาวะ 845 °C / 24 ชั่วโมง เป็นสภาวะที่เหมาะสมแก่การนำไปใช้งานมากที่สุด และที่การจำลองสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิ 1000 °C สภาวะการทดลองที่ทำการละลายที่ 1175 °C / 2 ชั่วโมง ตามด้วยการบ่มแข็งปฐมภูมิที่สภาวะ 1055 °C / 1 ชั่วโมง และตามด้วยการบ่มแข็งทุติยภูมิที่สภาวะ 845 °C / 24 ชั่วโมง เป็นสภาวะที่เหมาะสมมากแก่การนำไปใช้งานมากที่สุด

บทที่ 3

วิธีดำเนินโครงการ

3.1 อุปกรณ์การทดลอง

3.1.1 วัสดุ

3.1.1.1 ชิ้นงานตัวอย่างนิเกิลซูเปอร์อัลลอยเกรด GTD – 111 ที่ผ่านการใช้งานแล้วจากการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย (กฟผ.) กรรมวิธีทางความร้อนที่มีผลจากชิ้นงานการผ่านการอบชุบด้วยสถานะต่าง ๆ กัน 4 สถานะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205°C ให้ผ่านสถานะอุณหภูมิ 845°C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับ โดยมีเงื่อนไขที่แตกต่างกันดังแสดงในตารางที่ 3.1



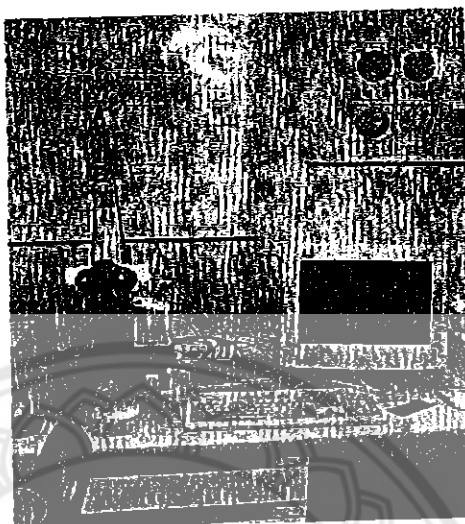
ตารางที่ 3.1 รายละเอียดเงื่อนไขกรรมวิธีทางความร้อนทั้ง 32 สภาวะ

จำนวนที่ (No.)	การทำละลายของแข็ง (Solution treatment)	ระยะเวลาการป่นแข็งที่ 845 °C (Aging)
A	1175 °C / 4hr.(AC)	-
A1	1175 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)
A2	1175 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)
A3	1175 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)
A4	1175 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)
A5	1175 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)
A6	1175 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)
A7	1175 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)
B	1185 °C / 4hr.(AC)	-
B1	1185 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)
B2	1185 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)
B3	1185 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)
B4	1185 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)
B5	1185 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)
B6	1185 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)
B7	1185 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)
C	1195 °C / 4hr.(AC)	-
C1	1195 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)
C2	1195 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)
C3	1195 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)
C4	1195 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)
C5	1195 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)
C6	1195 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)
C7	1195 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)
D	1205 °C / 4hr.(AC)	-
D1	1205 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)
D2	1205 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)
D3	1205 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)
D4	1205 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)
D5	1205 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)
D6	1205 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)
D7	1205 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)

*หมายเหตุ AC หมายถึง Air Cooling

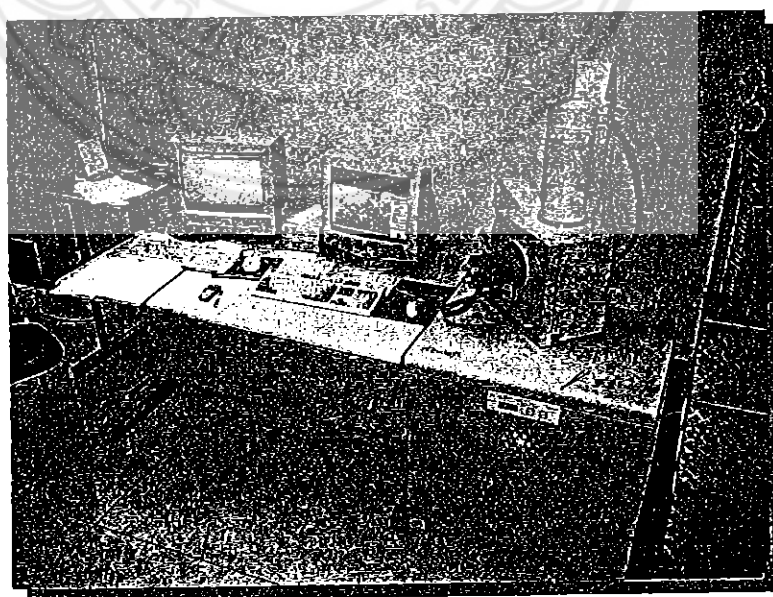
3.1.2 เครื่องมือวิเคราะห์

3.1.2.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope) ดังรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope) [4]

3.1.2.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope: SEM) ดังรูป 3.2



รูปที่ 3.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope: SEM) [4]

3.1.2.3 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ Image – J

3.1.2.4 เครื่องทดสอบความแข็งระบบ ไมโครวิกเกอร์ (Micro Hardness Vicker)

3.1.3 อุปกรณ์ปฏิบัติงาน



รูปที่ 3.3 เตาอบชิ้นงาน

3.1.4 อุปกรณ์เตรียมชิ้นงาน

3.1.4.1 เครื่องตัด ดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.4 เครื่องตัด

3.1.4.2 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน

3.1.4.3 กระดาษทรายและผ้าสักหลาดสำหรับขัดมันพร้อมผงขัดอะลูมินา ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน กระดาษทรายและผ้าสักหลาดสำหรับขัดมันพร้อมผงขัดอะลูมินา

3.1.5 สารเคมี

3.1.5.1 สารละลายคอปเปอร์ (II) ซัลเฟต (Copper (II) sulphate : Cu_2SO_4)

3.1.5.2 กรดไฮโดรคลอริก (Hydrochloric acid : HCl)

3.1.5.3 เอทานอล (Ethanol)

3.1.5.4 อะซิโตน (Acetone)

3.1.5.6 น้ำกลั่น

3.2 ขั้นตอนการทดลอง

3.2.1 ขั้นตอนการทดลองโดยรวม

3.2.1.1 กรรมวิธีทางความร้อนที่มีผลจากชิ้นงานการผ่านการอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับดังตารางที่ 3.1

3.2.1.2 ทำการเตรียมผิวชิ้นงานโดยทำการขัดหยาบด้วยเครื่องขัดหยาบและกระดาษทรายเรียงจากเบอร์ 120, 240, 400, 600, 800, 1000 และ 1200 ตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานไปขัดละเอียดด้วยเครื่องขัดมันโดยใช้ผงขัดอะลูมินาในการขัด

3.2.1.3 นำชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดหรือขัดมันแล้วมาทำการกัดกรดด้วยสารละลายที่เตรียมได้จากการผสม กรดไฮโดรคลอริก (HCl) 50 มิลลิลิตร คอปเปอร์ (II) ซัลเฟต (Cu_2SO_4) 10 กรัม และทำการตรวจสอบเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM)

3.2.1.4 นำชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวและทำการกัดกรดเสร็จสิ้นแล้วไปทำการวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาค และศึกษาตำแหน่งของเฟสแกมมาไพร์มด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด (SEM) ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

3.2.1.5 นำชิ้นงานมาทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคตรวจวัดปริมาณสัดส่วนทางพื้นที่ และขนาดอนุภาคเฉลี่ยของเฟสแกมมาไพร์มด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ Image – J [6]

3.2.1.6 นำชิ้นงานไปทำการทดสอบความแข็ง ด้วยเครื่องทดสอบความแข็งระบบไมโครวิกเกอร์ (Micro Hardness Vicker)

3.2.1.7 นำข้อมูลที่ได้ทั้งหมดมาทำการวิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

3.3 ขั้นตอนการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงาน

3.3.1 ขั้นตอนการขัดหยาบ

จุดประสงค์ของขั้นตอนขัดหยาบ และขัดละเอียดนั้นก็เพื่อกำจัดผิวหน้าของชิ้นงานที่สภาพไม่เหมาะสมต่อการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค โดยขั้นตอนนี้เริ่มจากการนำชิ้นงานมาทำการขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 120 แล้วหลังจากนั้นจะขัดกระดาษทรายเบอร์ที่สูงขึ้นไปเรื่อย ๆ คือเรียงเบอร์ 120, 240, 400, 600, 800, 1000 และ 1200 ตามลำดับ ซึ่งในระหว่างที่ทำการขัดหยาบนั้นจำเป็นที่จะต้องเปิดน้ำที่ตัวขัดด้วย เพื่อเป็นการถ่ายเทความร้อนระหว่างกระดาษทรายและชิ้นงานที่ทำการขัด แล้วนอกจากนี้ยังช่วยชะล้างเศษโลหะที่ถูกกระดาษทรายขัดออกไปให้หลุดออกนอกบริเวณการขัดด้วย โดยการขัดควรที่จะขัดไปในทิศทางเดียวกันในแต่ละเบอร์ของกระดาษทราย และเมื่อสังเกตเห็นรอยขัดบนผิวชิ้นงานเรียงตัวไปในทิศทางเดียวกันทั้งหมด แล้วเปลี่ยนเป็นกระดาษทรายที่ละเอียดมากขึ้นหรือเบอร์สูงขึ้นนั่นเอง และการขัดเมื่อทำการเปลี่ยนกระดาษทรายแล้วขัดให้ตั้งฉากกับแนวเดิม โดยการเปลี่ยนกระดาษทรายทุกครั้งจะต้องนำชิ้นงานไปทำการล้างน้ำหรือล้างด้วยเครื่องอัลตราโซนิก เพื่อให้เศษโลหะที่ติดอยู่บนผิวหน้าชิ้นงานหลุดออกก่อนที่จะทำการขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ถัดไป ทำเช่นนี้จนกระดาษทรายถึงเบอร์สูงสุด คือ 1200 เมื่อเสร็จสิ้นกระบวนการขัดหยาบแล้วให้ใช้แอลกอฮอล์ไล่ความชื้นที่อยู่บนผิวหน้าชิ้นงานและเป่าให้แห้ง แล้วนำไปสู่กระบวนการขัดมันต่อไป

3.3.2 ขั้นตอนการขัดมัน

ในขั้นตอนการขัดมันนั้นชิ้นงานจะถูกขัดด้วยผงอะลูมินา หรืออะลูมิเนียมออกไซด์ เพื่อให้ผิวชิ้นงานเรียบไร้รอยขีดข่วนซึ่งในขณะทำการขัดจะมีการนำสารหล่อลื่นมาใช้ในการขัดด้วยโดยปริมาณของสารหล่อลื่นที่ใช้นั้นจะขึ้นอยู่กับความแข็งของชิ้นงานเป็นหลัก หากวัสดุอ่อนควรใช้สารหล่อลื่นในปริมาณมากเพื่อป้องกันการเสียหายของชิ้นงาน สำหรับวัสดุที่แข็งนั้นก็จะใช้สารหล่อลื่นน้อยแต่ใช้ผงขัดมากขึ้น เนื่องจากมีการสึกหรอของผงขัดเร็ว โดยการขัดชิ้นงานจะทำการฉีบน้ำอะลูมินาลงบนผ้าสักหลาดแล้วทำการขัดชิ้นงานเบา ๆ จนผิวของชิ้นงานใสและเรียบคล้ายกระจก หลังจากนั้นจึงทำความสะอาดชิ้นงานด้วยน้ำสะอาดและเครื่องอัลตราโซนิก ทำการไล่ไล่ความชื้นและเป่าให้แห้ง จากนั้นนำไปเก็บไว้ในภาชนะไล่ความชื้น (Desiccators) เพื่อรอการกัดกรดในขั้นตอนต่อไป

3.3.3 การกัดกรด

ในขั้นตอนการกัดกรดนี้จะนำชิ้นงานที่ผ่านการขัดมันและตรวจสอบชิ้นงานเบื้องต้นแล้วมาทำการกัดด้วยสารกัด (Etchant หรือ Reactant) ซึ่งจะเกิดปฏิกิริยาระหว่างผิวหน้าของชิ้นงานกับสารเคมี ซึ่งในการทดสอบนี้จะใช้สารกัดคือ Marble Solution ซึ่งเตรียมได้จากการนำผสมกรดไฮโดรคลอริก (HCl) 50 มิลลิลิตร คอปเปอร์ (II) ซัลเฟต (Cu_2SO_4) 10 กรัม โดยสารกัดจะทำปฏิกิริยากับพื้นผิวส่วนต่าง ๆ ของชิ้นงานแตกต่างกันขึ้นอยู่กับโครงสร้างของผิวชิ้นงาน ทำให้สามารถตรวจสอบได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์

3.3.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

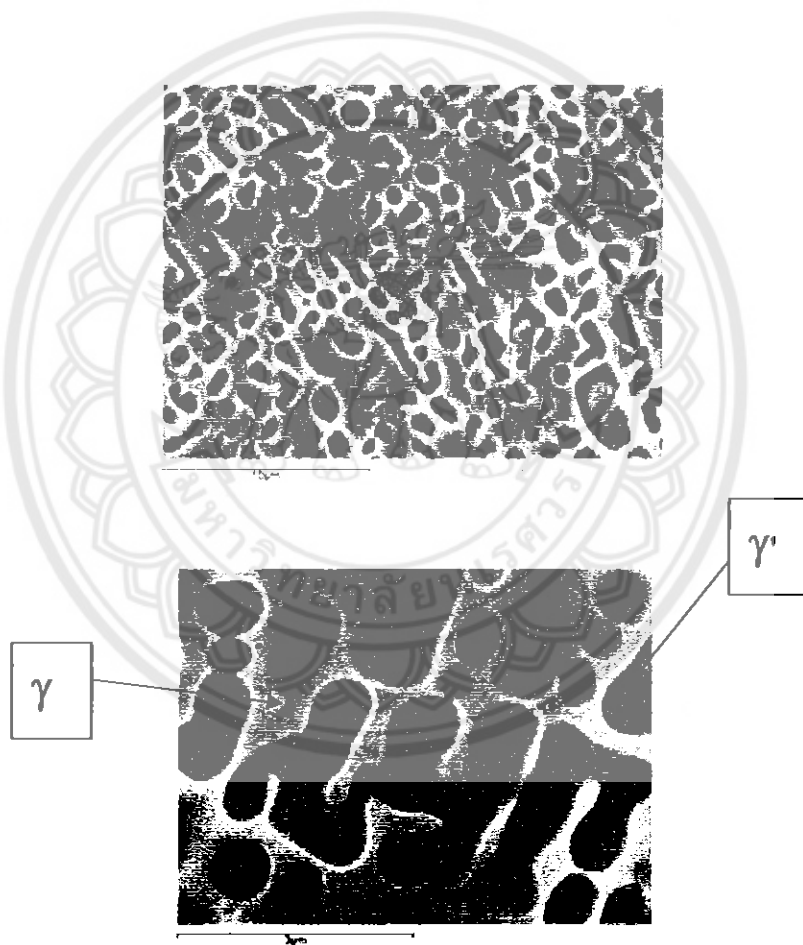
หลักการที่กัดกรดและตรวจสอบผิวชิ้นงานเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นงานที่ได้ไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของนิเกิลซูเปอร์อัลลอยเกรด GTD-111 ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่มีผลจากชิ้นงานการผ่านการอบชุบด้วยสภาวะต่าง ๆ กัน 4 สภาวะดังนี้ที่อุณหภูมิ 1175, 1185, 1195 และ 1205 °C ให้ผ่านสภาวะอุณหภูมิ 845 °C ระยะเวลาต่าง ๆ กัน ดังนี้ ที่เวลา 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง ตามลำดับด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด และนำชิ้นงานมาทำการตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคตรวจวัดปริมาณสัดส่วนทางพื้นที่ (Area fraction) และขนาดอนุภาคเฉลี่ยของเฟสแกมมาไพรม์ (Particle size) ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ Image – J [6]

บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์

4.1 สภาพโครงสร้างทางจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซที่ทำจากวัสดุซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิลเกรด GTD – 111 หลังการใช้งาน

จากการตรวจสอบโครงสร้างใบพัดกังหันก๊าซหลังผ่านการใช้งานมาเป็นเวลาประมาณ 50,000 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 900 °C ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดดังแสดงในรูปที่ 4.1

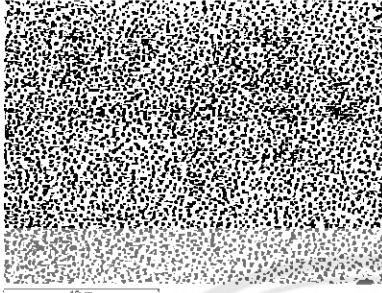
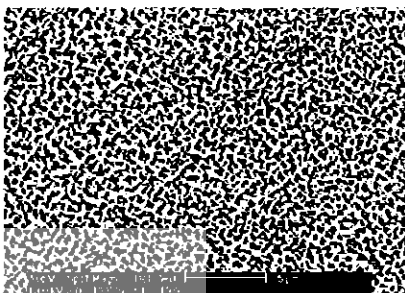
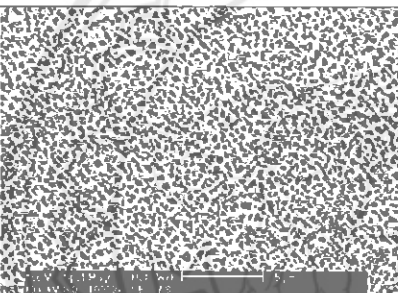
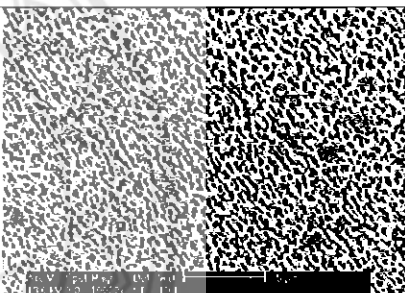
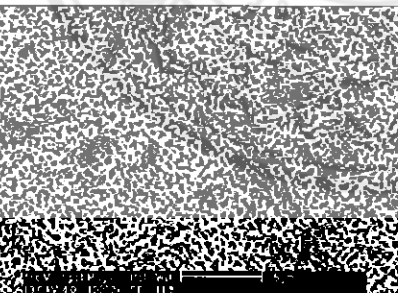
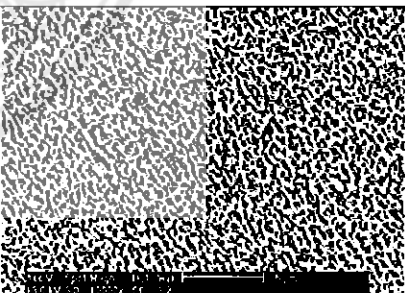
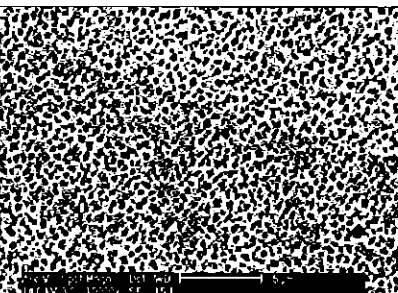
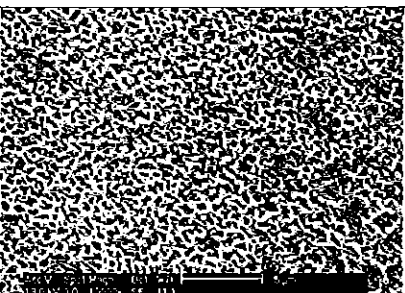


รูปที่ 4.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคโลหะผสมนิกเกิลเกรด GTD – 111 หลังการใช้งานอุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 50,000 ชั่วโมงที่กำลังขยาย 10,000 เท่า [7]

ดังรูปที่ 4.1 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซจากวัสดุซูเปอร์อัลลอยประเภท นิกเกิลเกรด GTD – 111 ที่ผ่านการใช้งานมาประมาณ 50,000 ชั่วโมง อนุภาคของเฟสแกมมาไฟร์ม ซึ่งปกติต้องเป็นรูปทรงลูกบาศก์มีขนาดที่ใกล้เคียงกัน และกระจายตัวอย่างหนาแน่นมีการเปลี่ยนแปลงสภาพภายหลังการใช้งานโดยเป็นอนุภาคแกมมาไฟร์มที่มีขนาดใหญ่ขึ้นและมีขนาดไม่สม่ำเสมอ เกิดการเสื่อมสภาพของโครงสร้าง ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากการโตของอนุภาค แกมมาไฟร์มขณะใช้งาน เมื่อได้รับความร้อนเป็นระยะเวลานาน โดยในระหว่างการใช้งาน อนุภาคแกมมาไฟร์มที่มีขนาดเล็กกว่าละลายในเนื้อโลหะพื้น และแพร่ซึมเข้ามารวมตัวกัน ทำให้อนุภาคเหล่านี้โคจรมีขนาดเชื่อมต่อกันเป็นเฟสที่ยาว และมีขนาดใหญ่ซึ่งเห็นได้อย่างชัดเจน นอกจากนี้ความเครียดระหว่างเนื้อโลหะพื้น (Matrix Phase) กับอนุภาคแกมมาไฟร์มที่เกิดขึ้นเมื่อได้รับความเค้นขณะใช้งาน และการรับโหลดที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานานยังส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดและรูปร่างของอนุภาคแกมมาไฟร์มเหล่านี้ด้วย

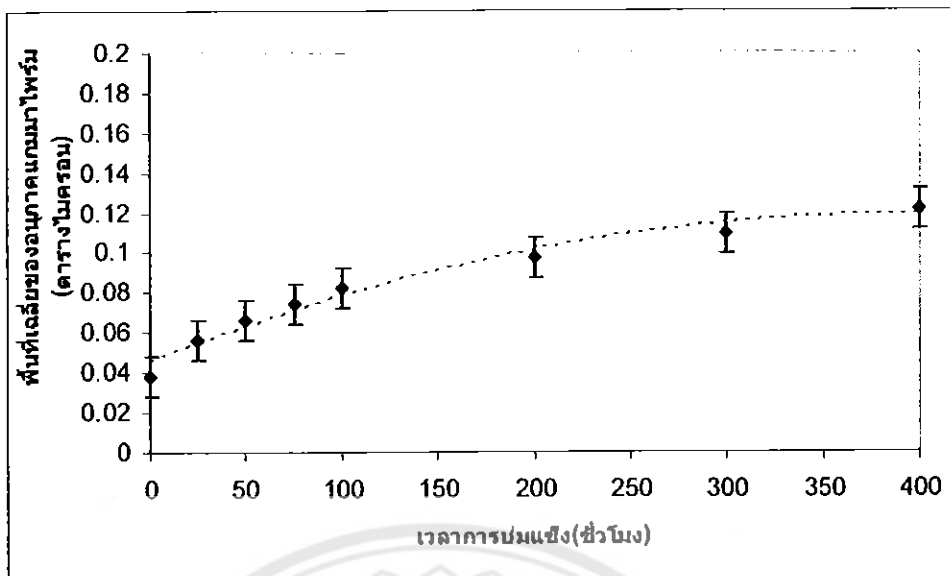
โดยทางทฤษฎีและปฏิบัติแล้วโครงสร้างแบบนี้จะส่งผลให้สมบัติเชิงกลด้านความต้านทานแรงดึงและความต้านทานการคืบมีค่าลดลง โดยเฉพาะความต้านทานต่อการคืบที่มีค่าลดลงมีผลตามมาคือทำให้อายุการใช้งานของใบพัดกังหันก๊าซลดลงด้วย จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานใบพัดกังหันก๊าซที่ยังไม่เสื่อมสภาพ จะมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ ของอนุภาคแกมมาไฟร์ม (Area fraction) ทั้งหมดในโครงสร้างประมาณ 60 % [7] ส่วนชิ้นงานที่เสื่อมสภาพจะมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร์มทั้งหมดในโครงสร้างประมาณ 38.94 % ดังนั้นจึงควรที่จะทำการทดลองกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่าง ๆ เพิ่มเติมต่อไป เพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคให้เหมือนใหม่ที่สึก่อนนำกลับมาใช้อีกครั้ง ซึ่งแสดงรายละเอียดกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่าง ๆ เพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคแสดงในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 4.1 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845°C ทั้ง 7 สถานะ

สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)}$	สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 100\text{hr. (AC)}$
A		A4	
สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 25\text{hr. (AC)}$	สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 200\text{hr. (AC)}$
A1		A5	
สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 50\text{hr. (AC)}$	สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 300\text{hr. (AC)}$
A2		A6	
สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 75\text{hr. (AC)}$	สถานะ ที่	$1175^{\circ}\text{C} / 4\text{hr. (AC)} + \text{Aging}$ $845^{\circ}\text{C} / 400\text{hr. (AC)}$
A3		A7	

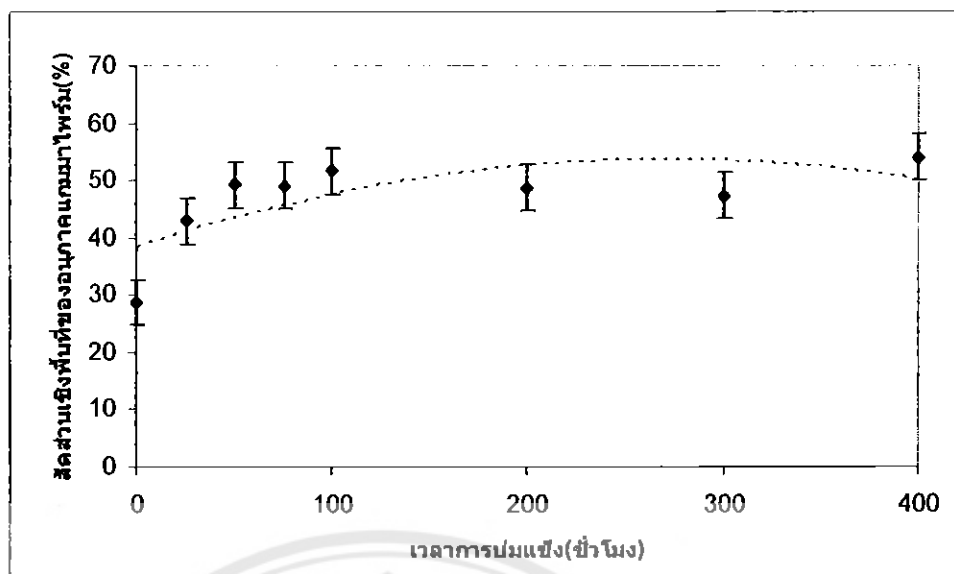
4.1 วิเคราะห์ผลจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากตารางที่ 4.1 แสดงให้เห็นถึงโครงสร้างจุลภาคที่ได้ของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยจากรูปโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน A พบว่าอนุภาคแกมมาไฟร์มที่มีขนาดหยาบ เนื่องจากการใช้งานมาเป็นระยะเวลานานทำให้สมบัติเชิงกลลดลงนั้นสามารถที่จะละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นได้ค่อนข้างมาก และพบว่ามีเพียงอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดเล็กเพียงเท่านั้นที่กระจายอยู่ทั่วบริเวณเนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอ ซึ่งน่าจะเป็นผลเนื่องมาจากสภาวะการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C นั้นไม่สามารถละลายอนุภาคเฟสแกมมาไฟร์มขนาดหยาบที่มีอยู่ก่อนได้หมดสมบูรณ์ ส่วนเมื่อทำการบ่มแข็งในช่วงเวลาที่นานขึ้นนั้นจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคไปตามเวลา โดยจะพบว่าชิ้นงานที่ A1 ซึ่งมีระยะเวลาในการบ่มแข็ง 25 ชั่วโมง จะเริ่มเกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดเล็กเป็นจำนวนมากกระจายตัวอย่างสม่ำเสมออยู่ทั่วเนื้อพื้น โดยจากรูปโครงสร้างทางจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ A1 - A4 นั้นพบการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดเล็กจะกระจายตัวในเนื้อพื้นอย่างเป็นระเบียบและมีสม่ำเสมอมากขึ้น โดยที่ขนาดของอนุภาคและความหนาแน่นที่เพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็ว หลังจากนั้นในชิ้นงานที่ A5 - A7 จะพบว่าอนุภาคแกมมาไฟร์มเริ่มมีขนาดที่โตขึ้น และความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ ตามระยะเวลาที่ทำการบ่มแข็ง และมีอัตราที่ค่อนข้างคงที่ โดยจะสังเกตเห็นว่าขนาด และความหนาแน่นมีความใกล้เคียงกันในแต่ละโครงสร้างจุลภาคที่พบในช่วง A5 - A7 ซึ่งชิ้นงาน A7 นั้นมีขนาดของอนุภาคที่โตที่สุดเนื่องมาจากมีระยะเวลาในการบ่มแข็งที่สูงที่สุด



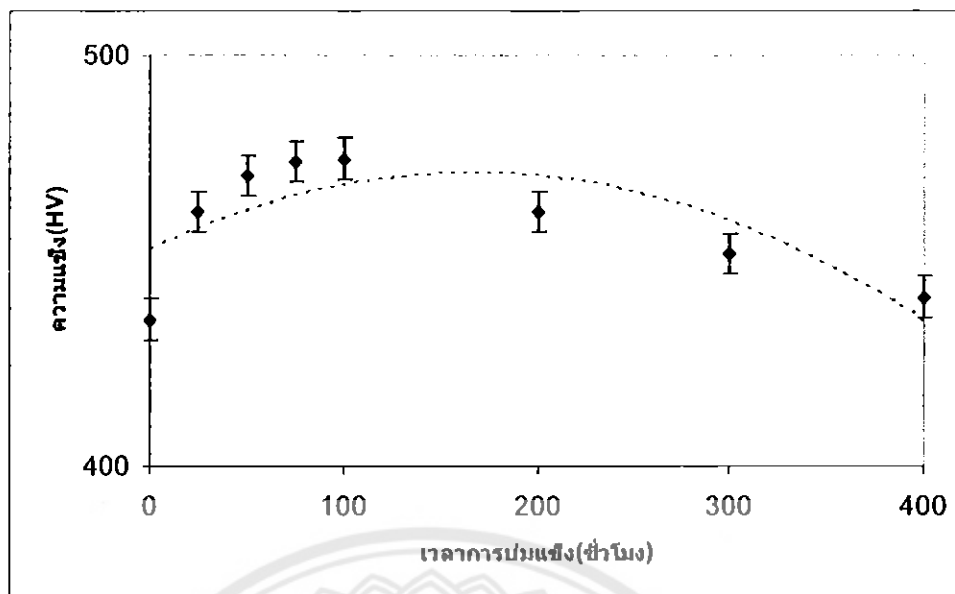
รูปที่ 4.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845°C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.2 ได้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของชิ้นงาน หลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845°C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ A มีขนาดของอนุภาคที่น้อยที่สุด เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพร์มแบบหยาบละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้น ทำให้ขนาดของอนุภาคที่วัดได้นั้นมีค่าน้อยที่สุด โดยขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มจะมีความชันของกราฟเพิ่มขึ้นในช่วงชิ้นงานที่ A1 – A4 โดยหลังจากนั้นจะพบว่าชิ้นงานที่ A5 – A7 นั้นจะความชันของกราฟลดลง และมีแนวโน้มที่คงที่ตามระยะเวลาในการบ่มแข็ง จากรูปที่ 4.2 จะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ A7 พื้นที่เฉลี่ยที่มีค่าที่สูงที่สุดเนื่องมาจากระยะเวลาในการบ่มแข็งที่นานที่สุดคือ 400 ชั่วโมง จะทำให้มีเวลาในการเพิ่มขนาดที่นานที่สุดส่งผลให้มีพื้นที่เฉลี่ยสูงที่สุด โดยสามารถอธิบายได้ว่าการที่ขนาดของแกมมาไพร์มเพิ่มขึ้นนั้นเกิดเนื่องจากแกมมาไพร์มพยายามที่จะลดพลังงานของภายในโครงสร้างหรือเนื้อวัสดุให้น้อยที่สุด เพื่อใหมันเสถียรมากยิ่งขึ้น



รูปที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแอมมาไฟร์ (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

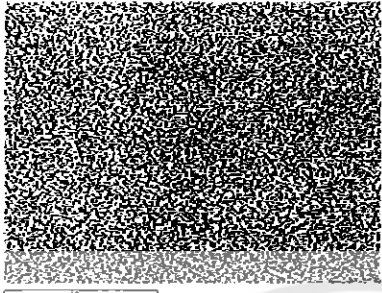
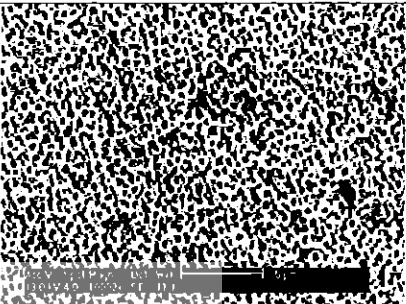
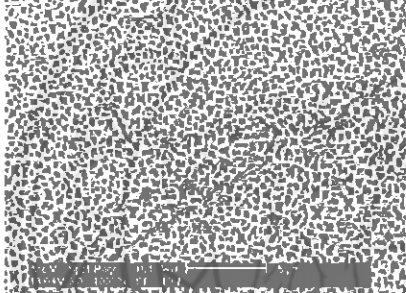
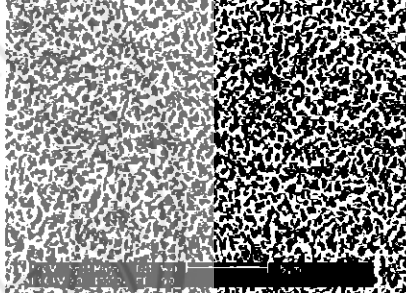
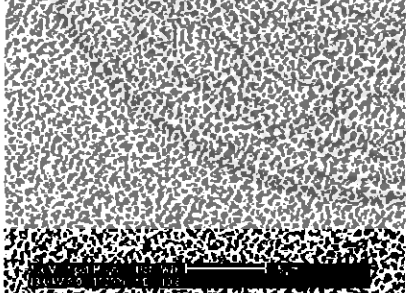
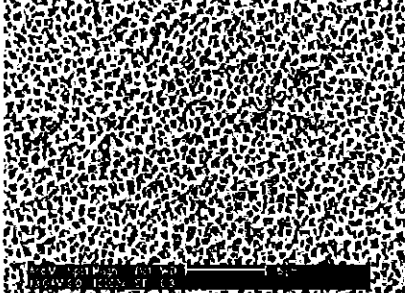
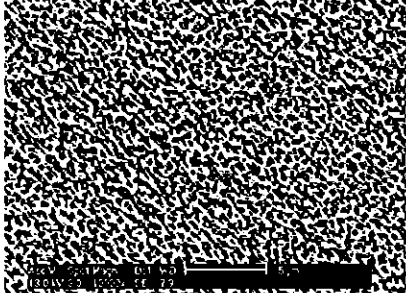
จากรูปที่ 4.3 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ A มีสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่น้อยที่สุดเนื่องจากอนุภาคละลายเข้าสู่เนื้อพื้นทำให้สัดส่วนเชิงพื้นที่ที่วัดได้นั้นมีค่าน้อยที่สุด เมื่อทำการบ่มแข็งชิ้นงานในระยะเวลาที่แตกต่างกันพบว่า จากรูปที่ 4.3 สามารถอธิบายได้ว่าชิ้นงานที่ A1 - A4 นั้นจะสังเกตเห็นว่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแอมมาไฟร์ มีความชันของกราฟเพิ่มมากขึ้นอย่างเห็นได้ชัดตามระยะเวลาในการทำการบ่มแข็งที่ช่วง 25 - 100 ชั่วโมง โดยหลังจากนั้นตั้งแต่ A5 ค่าของสัดส่วนเชิงพื้นที่ลดลงเล็กน้อยและเพิ่มขึ้นในชิ้นงานที่ A6 ก่อนข้างคงที่ไปจนถึงชิ้นงานที่ A7



รูปที่ 4.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

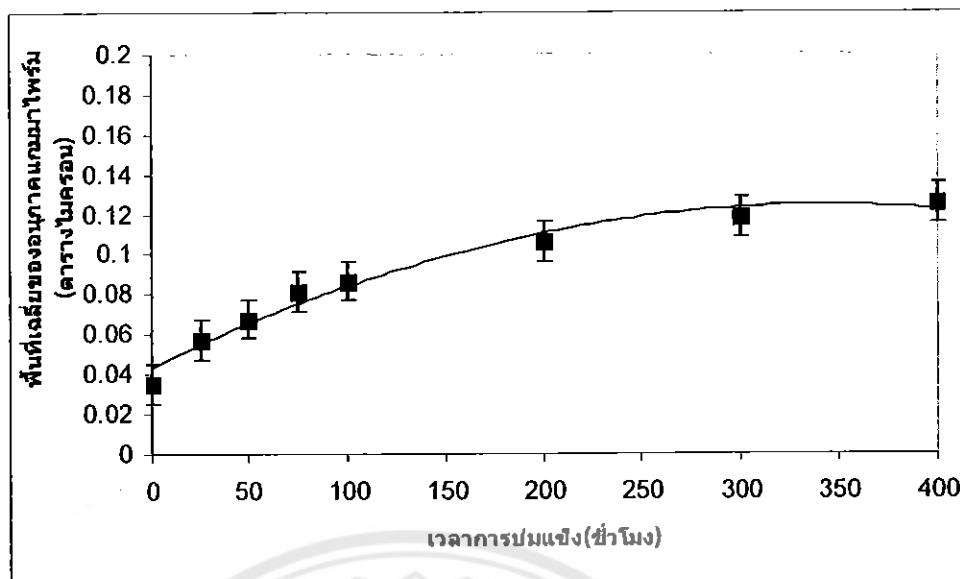
จากรูปที่ 4.4 ได้แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่ A – A4 ความชันของกราฟจะเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ A4 มีค่าความแข็งที่สูงที่สุดเนื่องจากมีสัดส่วนเชิงพื้นที่มากที่สุด ค่าความแข็งจะมีค่าสูงขึ้นเมื่อสัดส่วนเชิงพื้นที่มีค่ามากขึ้นเพราะนอกจากมีอนุภาคแกมมาไพร์มทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นอยู่เป็นจำนวนมากแล้ว ยังแกมมาไพร์มที่อยู่ใกล้กันมาก โดยการที่ดิสโลเคชันจะเคลื่อนที่ผ่านไปได้นั้นต้องใช้แรงที่มากขึ้นตามไปด้วย ซึ่งส่งผลต่อความแข็งที่เพิ่มสูงขึ้น โดยชิ้นงานที่ A5 เริ่มมีค่าความแข็งที่น้อยลงตามระยะเวลาในการบ่มแข็ง เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มแข็งให้เพิ่มขึ้นจนถึงชิ้น A7 เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดที่เพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 4.2 ทำให้ดิสโลเคชันใช้พลังงานในการเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคลดลง

ตารางที่ 4.2 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)	สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/100hr.(AC)
B		B4	
สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/25hr.(AC)	สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/200hr.(AC)
B1		B5	
สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/50hr.(AC)	สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/300hr.(AC)
B2		B6	
สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/75hr.(AC)	สภาวะ ที่	1185 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/400hr.(AC)
B3		B7	

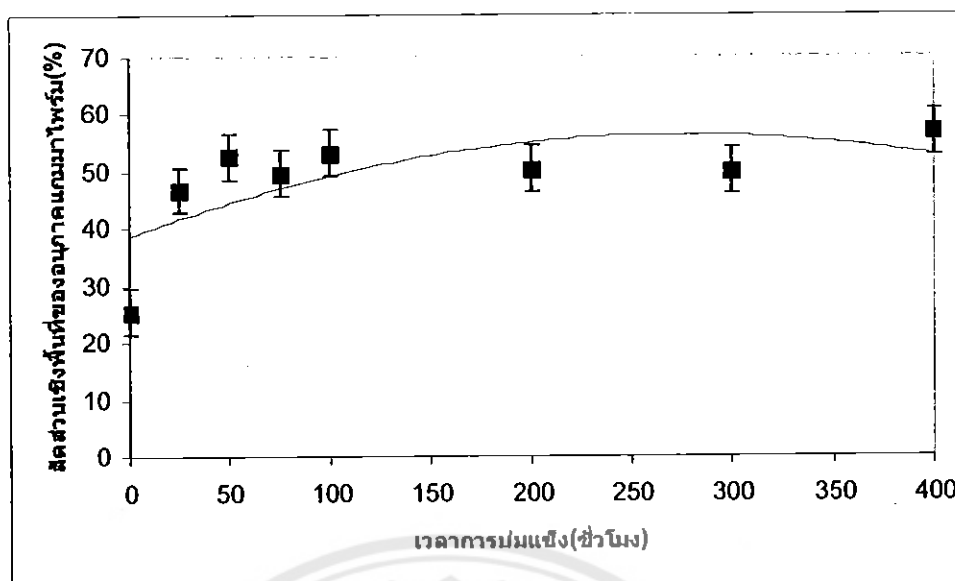
4.3 วิเคราะห์ผลจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากตารางที่ 4.2 แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยจากรูปโครงสร้าง จุลภาคชิ้นงานที่ B พบว่าและพบอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียดเพียงอย่างเดียวกระจายอยู่โดยทั่วบริเวณเนื้อพื้น แสดงว่าอนุภาคแกมมาไฟร์ม ที่มีขนาดหยาบ จะสามารถละลายเข้าไปสู่เนื้อพื้นได้มากขึ้น และเมื่อดูจากขนาดพบว่าชิ้นงานที่ B มีขนาดแกมมาไฟร์มที่เล็กกว่าชิ้นงานที่ A เนื่องมาจากอุณหภูมิในการทำละลายมากกว่าจึงสามารถทำให้แกมมาไฟร์มขนาดหยาบละลายเข้าสู่เนื้อพื้นได้มากกว่า ส่วนการเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งให้นานขึ้นนั้นทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปตามเวลา โดยจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ B1 จะเริ่มเกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียดเป็นจำนวนมาก และมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วเนื้อพื้น จากรูปโครงสร้างจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ B1 - B4 จะมีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียด กระจายตัวในเนื้อพื้นอย่างเป็นระเบียบและสม่ำเสมอมากยิ่งขึ้น และจะสังเกตเห็นว่าขนาด และความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มมีปริมาณเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็ว ในช่วงนี้ตามระยะเวลาในการบ่มแข็งโดยจากนั้นจะสังเกตเห็นว่าในชิ้นงานที่ B5 - B7 อนุภาคเริ่มมีขนาดที่โตและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มเพิ่มขึ้นและมีอัตราที่ค่อนข้างคงที่โดยจะสังเกตเห็นได้จากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน พบว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มมีความใกล้เคียงกันในแต่ละ โครงสร้าง



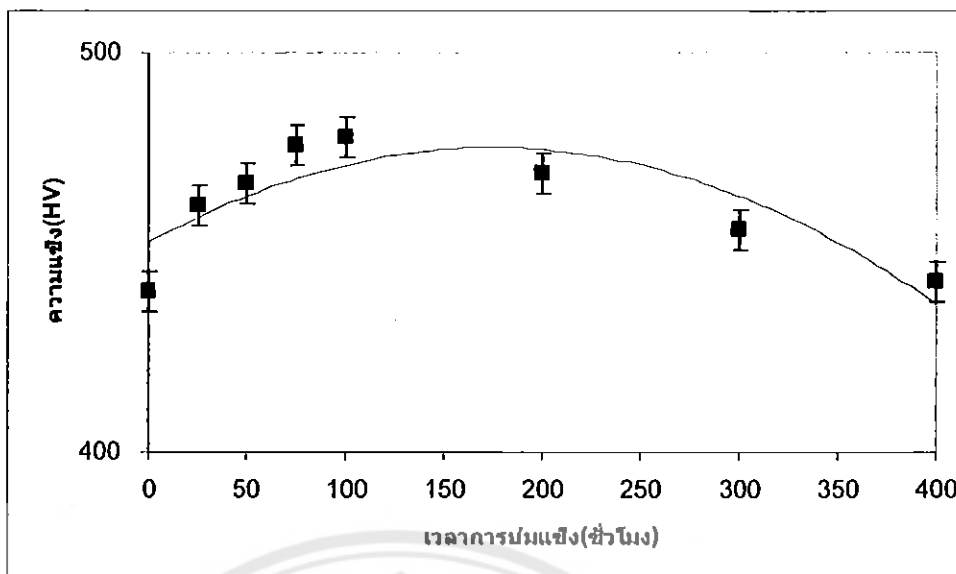
รูปที่ 4.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่ อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.5 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ B มีขนาดของอนุภาคที่เล็กที่สุด เนื่องจากผลของการทำละลายหลังจากการทำการบ่มแข็งแล้วจะเริ่มเกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพร์มขนาดละเอียดกระจายตัวอยู่ทั่วเนื้อพื้นจากนั้นขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นตามระยะเวลาในการบ่มแข็ง โดยสังเกตได้จากรูปที่ 4.5 พบว่าขนาดของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงาน B1 – B4 จะมีความชันกราฟที่เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นไปตามระยะเวลาในการบ่มแข็ง โดยหลังจากนั้นจะพบว่าในชิ้นงานที่ B5 – B7 นั้นจะความชันกราฟลดลงและมีแนวโน้มที่จะคงที่ไปตามระยะเวลาในการบ่มแข็งที่เพิ่มขึ้น จากรูปจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ B7 มีขนาดที่ใหญ่ที่สุด



รูปที่ 4.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สถานะ

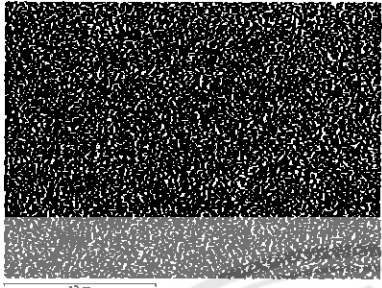
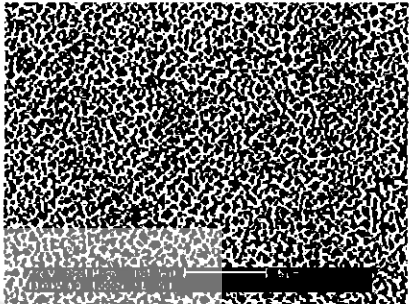
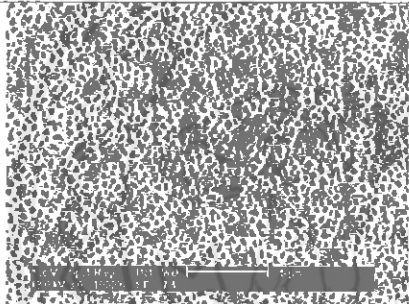
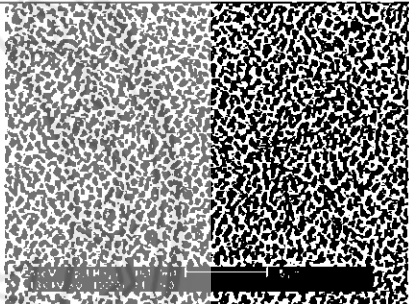
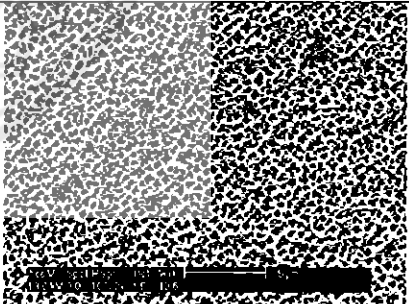
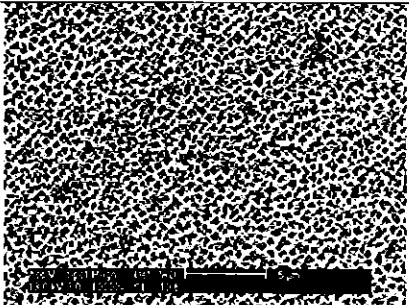
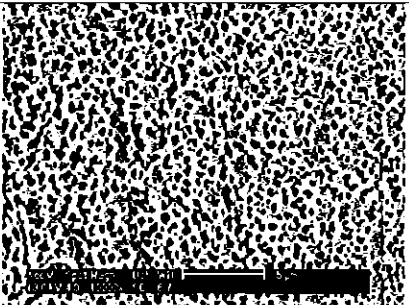
จากรูปที่ 4.6 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สถานะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ B มีค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มที่น้อยที่สุด เนื่องจากเป็นช่วงของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว เมื่อชิ้นงานผ่านการทำการบ่มแข็ง ณ เวลาต่างกันั้นพบว่า ชิ้นงานที่ B1 - B4 ค่าของสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มมีแนวโน้มความชันกราฟที่เพิ่มมากขึ้นอย่างเห็นได้ชัดตามระยะเวลาที่ได้ทำการบ่มแข็งโดยตั้งแต่ชิ้นงาน B5 จะเริ่มมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานที่ค่อนข้างคงที่ไปจนถึงชิ้นงานที่ B7



รูปที่ 4.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

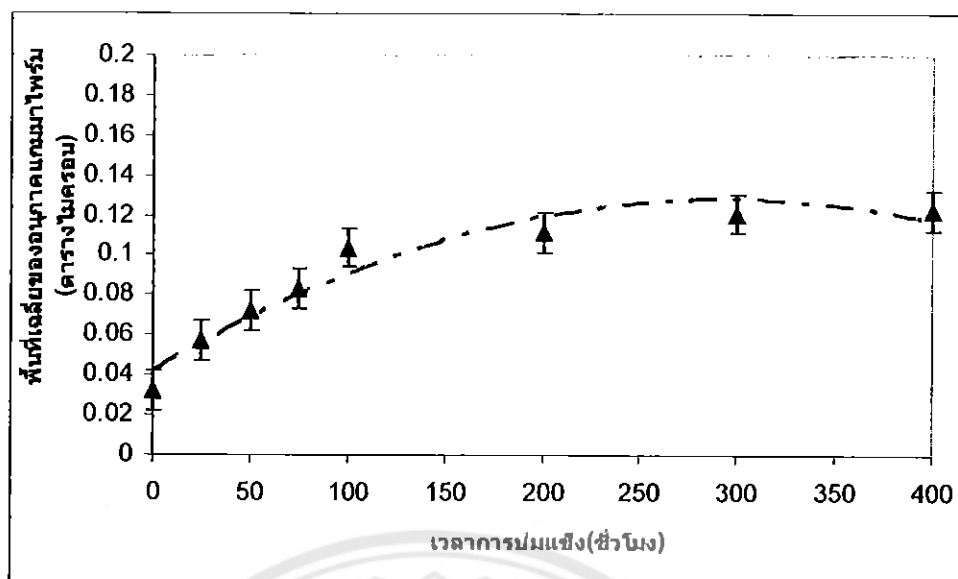
จากรูปที่ 4.7 ได้แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่ B – B4 มีความชันกราฟของค่าความแข็งเพิ่มมากขึ้นอย่างชัดเจนและจะพบว่าชิ้นงานที่ B4 มีค่าความแข็งที่สูงที่สุดเนื่องจากมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานมีค่ามากที่สุด ทำให้ค่าความแข็งนั้นจะมีค่าสูงมากที่สุดเนื่องจากสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มที่มีค่ามากขึ้น เพราะนอกจากมีอนุภาคแกมมาไพร์มที่ทำหน้าที่ในการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นจำนวนมากแล้วนั้นอนุภาคแกมมาไพร์มยังอยู่ใกล้กันมากขึ้นเท่าไร การที่ดิสโลเคชันจะผ่านไปได้นั้นต้องใช้แรงที่มากขึ้นเท่านั้น สาเหตุเบื้องต้นส่งผลต่อค่าความแข็งที่มีค่าเพิ่มสูงขึ้น โดยชิ้นงานที่ B5 เริ่มมีค่าความแข็งที่น้อยลงเมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มแข็งให้เพิ่มมากขึ้น จนถึงขั้น B7 เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดที่เพิ่มมากขึ้นดังรูปที่ 4.5 ให้ดิสโลเคชันใช้พลังงานในการเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคลดลง

ตารางที่ 4.3 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)	สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/100hr.(AC)
C		C4	
สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/25hr.(AC)	สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/200hr.(AC)
C1		C5	
สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/50hr.(AC)	สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/300hr.(AC)
C2		C6	
สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/75hr.(AC)	สภาวะ ที่	1195 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/400hr.(AC)
C3		C7	

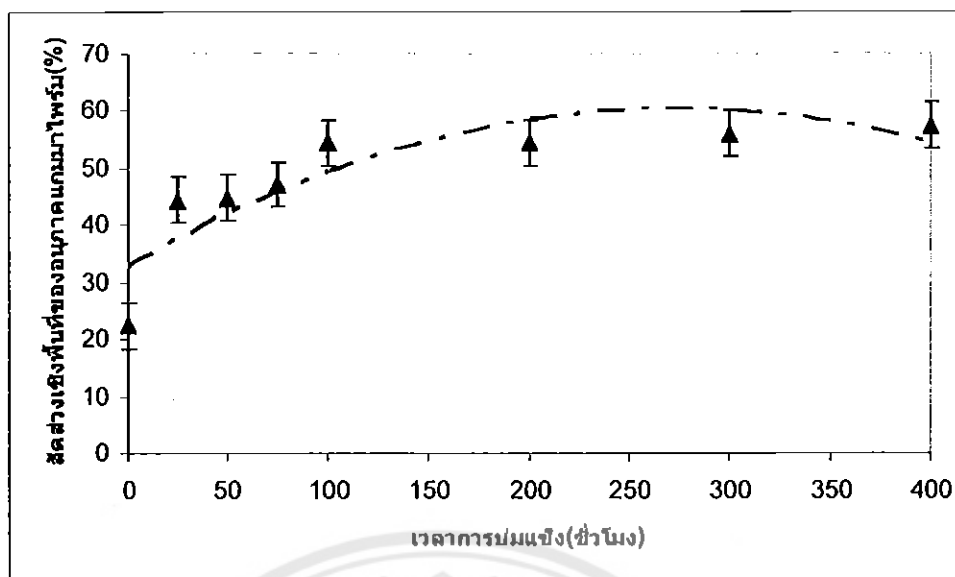
4.4 วิเคราะห์ผลจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากตารางที่ 4.3 แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยจากรูปโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่ C พบว่าอนุภาคแกมมาไฟร์ม ที่มีขนาดหยาบจะสามารถละลายเข้าไปสู่เนื้อพื้นได้มากขึ้น และพบอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียดเท่านั้นกระจายอยู่โดยทั่วบริเวณเนื้อพื้นเมื่อดูจากขนาดพบว่าชิ้นงานที่ C มีขนาดแกมมาไฟร์มที่เล็กกว่าชิ้นงานที่ B เนื่องจากอุณหภูมิในการทำละลายสูงมากกว่า ส่งผลให้ความสามารถในการทำละลายอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดหยาบนั้น ละลายเข้าสู่เนื้อพื้นได้มากกว่าหลังจากนั้นได้เพิ่มเวลาในการบ่มแข็งให้มีช่วงเวลาที่นานขึ้น ส่งผลทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานเปลี่ยนไปตามเวลา โดยจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ C1 จะเริ่มมีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียดเพียงเท่านั้นเป็นจำนวนมากและมีการกระจายอยู่โดยทั่วเนื้อพื้น จากรูปโครงสร้างทางจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ C1 - C4 จะมีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดละเอียดกระจายตัวในเนื้อพื้นและมีสม่ำเสมอมากขึ้น โดยจะสังเกตเห็นว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์ม มีปริมาณที่เพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงนี้ หลังจากนั้นจะสังเกตเห็นว่าในชิ้นงานที่ C5 - C7 อนุภาคเริ่มมีขนาดที่โตและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มนั้นเพิ่มขึ้นและมีอัตราที่ค่อนข้างคงที่ โดยจะสังเกตเห็นได้จากโครงสร้างพบว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มมีความใกล้เคียงกันในแต่ละโครงสร้าง



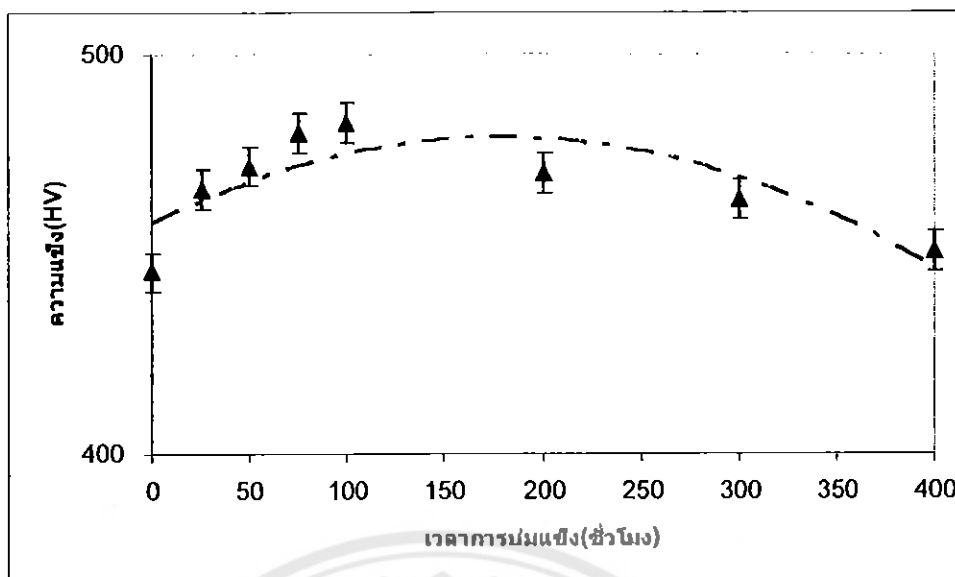
รูปที่ 4.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกรมาไฟรึม (Particle size) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.8 ได้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ C มีขนาดของอนุภาคที่เล็กที่สุด เพราะเป็นโครงสร้างของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียวเท่านั้น โดยหลังจากนั้นได้ทำการบ่มแข็งชิ้นงานในเวลาที่แตกต่างกัน พบว่าขนาดของแกรมาไฟรึมเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาในการบ่มแข็ง โดยสังเกตได้จากรูปที่ 4.8 ขนาดของอนุภาคแกรมาไฟรึมของชิ้นงานนั้นจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วตามระยะเวลาการทำการบ่มแข็ง ซึ่งอยู่ในช่วงชิ้นงานที่ C1 – C4 จะพบว่าความชันของกราฟเพิ่มขึ้น โดยหลังจากนั้นในชิ้นงานที่ C5 – C7 ความชันกราฟลดลงและมีแนวโน้มที่จะคงที่ไปตามระยะเวลาในการบ่มแข็งที่เพิ่มขึ้น จากรูปจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ C6 และ C7 มีขนาดที่ใหญ่ที่สุด เนื่องจากมีระยะเวลาในการบ่มแข็งที่นานถึง 300 - 400 ชั่วโมง



รูปที่ 4.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอสัณฐาน (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

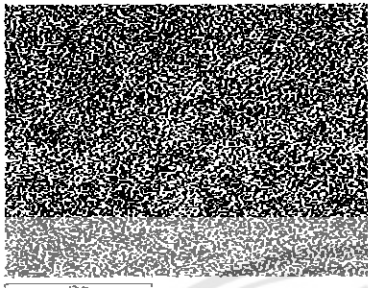
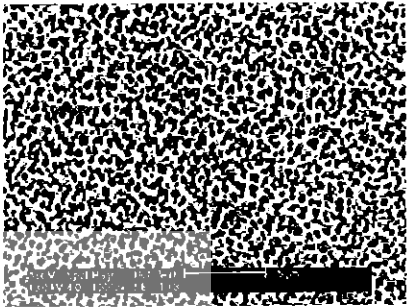
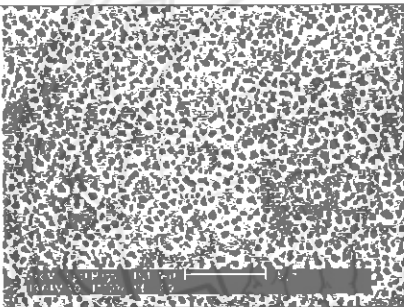
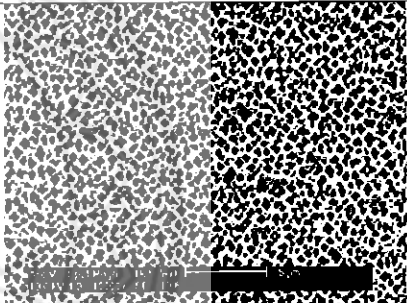
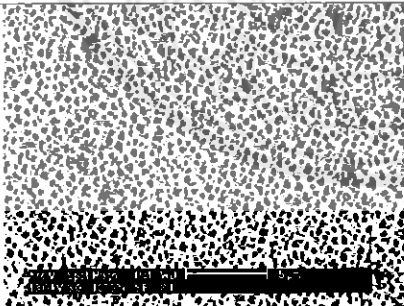
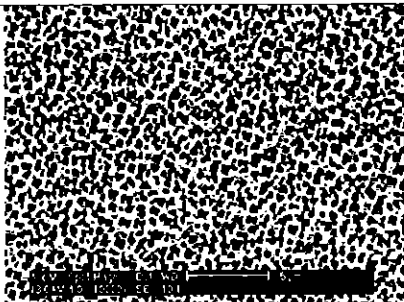
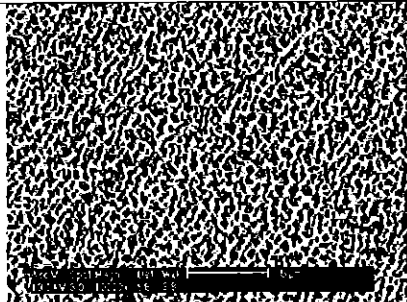
จากรูปที่ 4.9 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ C มีสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่น้อยที่สุด โดยหลังจากการทำการบ่มแข็ง ณ เวลาต่าง ๆ กัน พบว่าจากรูปที่ 4.9 จะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ C1 - C4 จะพบว่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอสัณฐานมีความชันกราฟที่เพิ่มขึ้นตามระยะเวลาที่ทำการบ่มแข็ง โดยตั้งแต่ชิ้นงาน C5 จะเริ่มมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานที่ค่อนข้างคงที่ไปจนถึงชิ้นงานที่ C7



รูปที่ 4.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

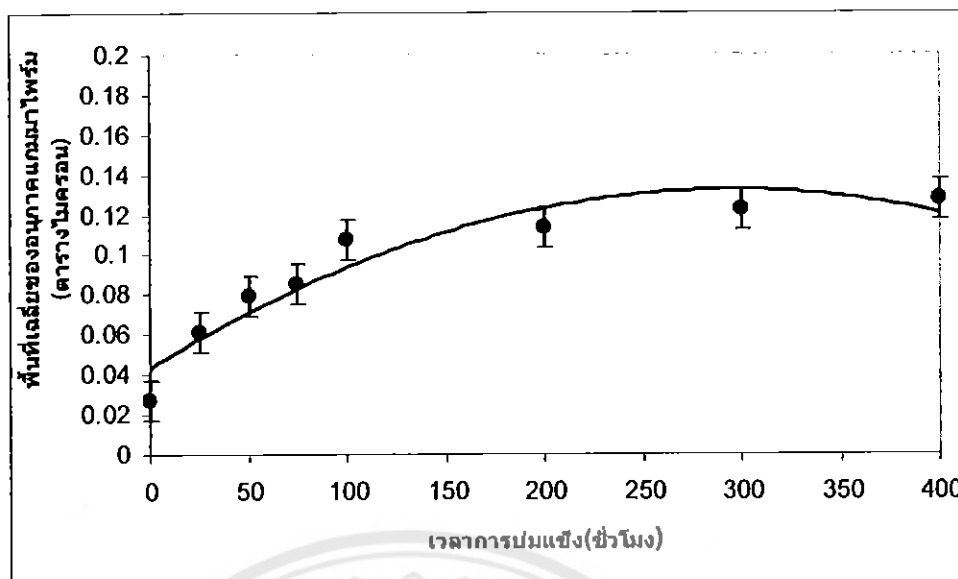
จากรูปที่ 4.10 ได้แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่ C – C4 มีความชันเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็ว จะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ C4 มีค่าความแข็งที่สูงที่สุด จากรูปที่ 4.9 พบว่าชิ้นงานที่ C4 นั้นมีค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่ค่อนข้างมากโดยค่าความแข็งของชิ้นงานนั้นจะมีค่าสูงขึ้นเมื่อสัดส่วนเชิงพื้นที่มีค่ามากขึ้น เพราะนอกจากมีอนุภาคที่คอยทำหน้าที่ในการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน เป็นจำนวนมากแล้ว และแกนมาไฟรน์ที่อยู่กันอย่างหนาแน่นนั้น ส่งผลให้การที่ดิสโลเคชันจะผ่านไปให้ได้มันต้องใช้แรงที่มากขึ้น ซึ่งมีผลต่อความแข็งที่เพิ่มสูงขึ้น โดยชิ้นงานที่ C5 เริ่มมีค่าความแข็งที่น้อยลงเมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มแข็งให้เพิ่มมากขึ้นเรื่อย ๆ จนถึงชิ้น C7 พบว่าชิ้นงาน C5 – C7 มีค่าใกล้เคียงกัน

ตารางที่ 4.4 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)	สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/100hr.(AC)
D		D4	
สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/25hr.(AC)	สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/200hr.(AC)
D1		D5	
สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/50hr.(AC)	สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/300hr.(AC)
D2		D6	
สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/75hr.(AC)	สภาวะ ที่	1205 °C / 4hr.(AC)+ Aging 845 °C/400hr.(AC)
D3		D7	

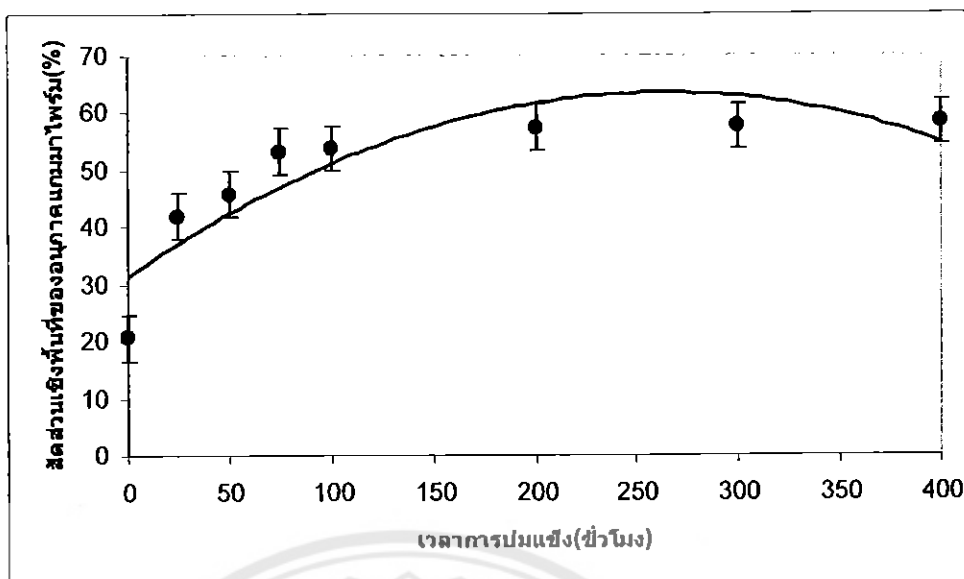
4.5 วิเคราะห์ผลจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากตารางที่ 4.4 แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยจากรูปโครงสร้าง จุลภาคชิ้นงานที่ D พบว่าอนุภาคแกมมาไฟร์มที่มีขนาดหยาบจะสามารถละลายเข้ากลับเข้าสู่เนื้อพื้นได้สมบูรณ์มากที่สุดเนื่องมาจากอุณหภูมิในการทำละลายที่มีมากที่สุด จึงสามารถทำให้แกมมาไฟร์มขนาดหยาบละลายเข้าสู่เนื้อพื้นได้มากกว่ากลุ่มชิ้นงานอื่นจากการเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งให้นานขึ้นนั้นจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างไปตามเวลา โดยจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ D1 จะเริ่มเกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดเล็กเป็นจำนวนมากและมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วเนื้อพื้น จากรูปโครงสร้างทางจุลภาคพบว่าชิ้นงานที่ D1 - D4 จะมีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไฟร์มขนาดเล็กกระจายตัวในเนื้อพื้นอยู่ทั่วเนื้อพื้นและมีสมันต์เสมอมากยิ่งขึ้น โดยจะสังเกตเห็นว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์ม มีปริมาณเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงนี้ หลังจากนั้นจะสังเกตเห็นว่าในชิ้นงานที่ D5 - D7 อนุภาคเริ่มมีขนาดที่โตและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มนั้นเพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ และมีอัตราที่ค่อนข้างคงที่โดยจะสังเกตเห็นได้จากโครงสร้างพบว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไฟร์มมีความใกล้เคียงกันในแต่ละ โครงสร้าง



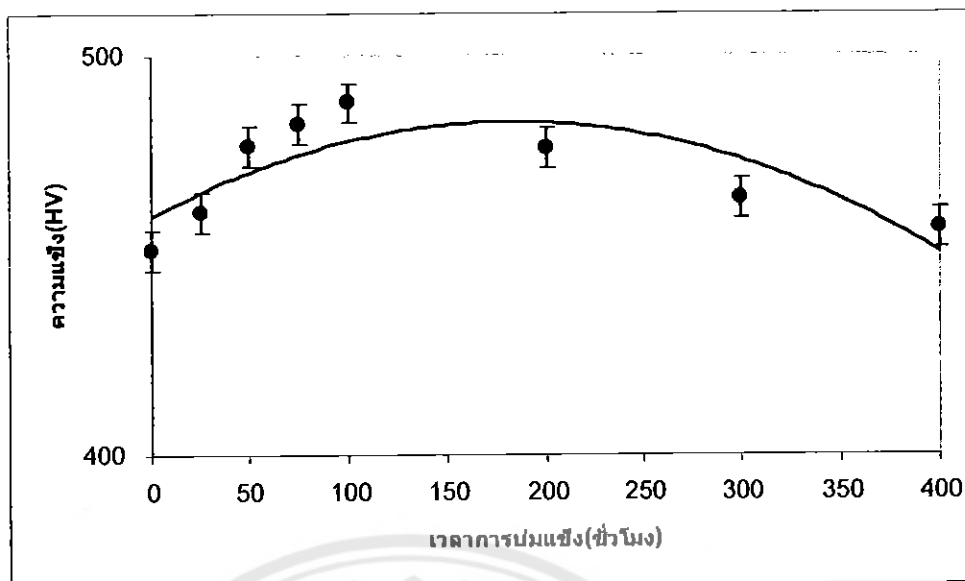
รูปที่ 4.11 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.11 ได้แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าขนาดแกมมาไพร์มของชุดชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C นั้นมีค่าเฉลี่ยสูงที่สุดของทุกช่วงการบ่มแข็งและมีค่าที่สูงกว่าของชุดชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195, 1185 และ 1175 °C ตามลำดับเรียงลงมา ทั้งนี้เนื่องมาจากอุณหภูมิในการทำละลายที่ 1205 °C เป็นการทำละลายที่ทำให้โครงสร้างทางจุลภาคของอนุภาคแกมมาไพร์มที่มีขนาดหยาบ เนื่องจากการใช้งานมาเป็นระยะเวลานาน ทำให้สมบัติเชิงกลลดลงจะสามารถละลายเข้าไปสู่เนื้อพื้นได้อย่างสมบูรณ์มากที่สุด ดังนั้นเมื่อนำชิ้นงานไปทำการบ่มแข็งชิ้นงานที่ D1 – D4 จะทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพร์มใหม่ออกมาในเนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอ และมีการเพิ่มขนาดที่รวดเร็วในช่วง D1 – D4 ความชันของกราฟเพิ่มมากขึ้น โดยหลังจากนั้นจะพบว่าในชิ้นงานที่ D5 – D7 นั้นจะมีความชันกราฟลดลง และมีแนวโน้มที่จะคงที่ไปตามระยะเวลาในการบ่มแข็งที่เพิ่มขึ้น จากรูปจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ D7 มีขนาดที่ใหญ่ที่สุด เนื่องมาจากมีระยะเวลาในการบ่มแข็งที่นานถึง 400 ชั่วโมง



รูปที่ 4.12 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.12 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ ดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง โดยพบว่าชิ้นงานที่ D เป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว จึงมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่น้อยที่สุด หลังจากทำการทำการบ่มแข็ง ณ เวลาต่าง ๆ กัน พบว่าจากรูปที่ 4.12 นั้นชิ้นงานที่ D1 - D4 กราฟจะมีความชันเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาที่ทำการบ่มแข็ง โดยตั้งแต่ชิ้นงาน D5 เป็นต้นไป จะเริ่มมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานที่ค่อนข้างคงที่ไปจนถึงชิ้นงานที่ D7



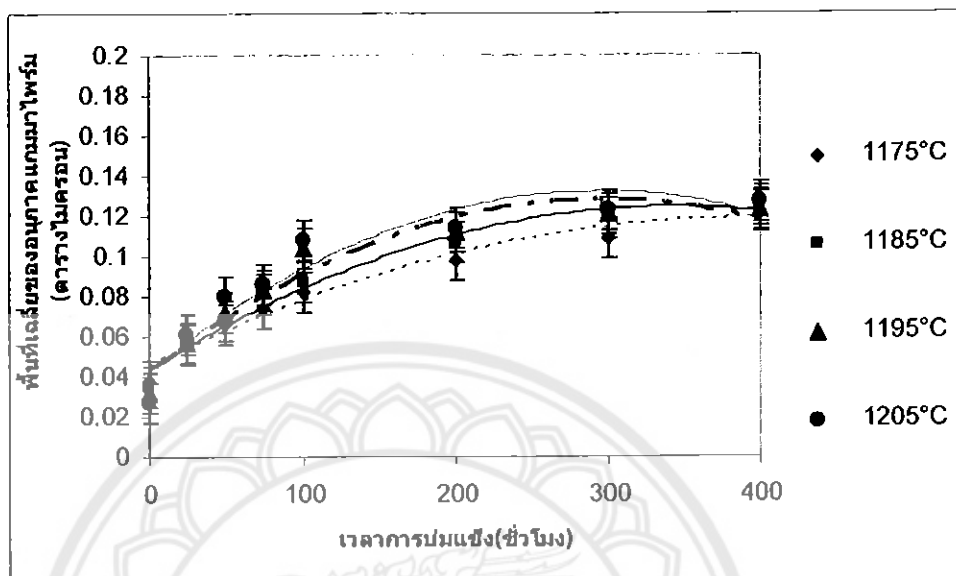
รูปที่ 4.13 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการอบแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.13 ได้แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการอบแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะดังนี้ 25, 50, 75, 100, 200, 300 และ 400 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่ D – D4 มีความชันกราฟเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วสังเกตเห็นว่าชิ้นงานที่ D4 มีค่าความแข็งที่สูงที่สุดเนื่องจากมีสัดส่วนเชิงพื้นที่มากและพื้นที่เฉลี่ยที่เหมาะสม ส่งผลให้ค่าความแข็งมีค่าสูงขึ้นเมื่อสัดส่วนเชิงพื้นที่มีค่ามากขึ้นเพราะนอกจากมีอนุภาคขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นจำนวนมากแล้ว ยังเกมมาไพร์มที่อยู่ใกล้กันมากขึ้นตามไปด้วย การที่ดิสโลเคชันจะผ่านไปได้นั้นต้องใช้แรงที่มากขึ้น ซึ่งส่งผลต่อความแข็งที่เพิ่มขึ้น โดยชิ้นงานที่ D5 เริ่มมีค่าความแข็งที่น้อยลงเมื่อเพิ่มระยะเวลาในการอบแข็งให้เพิ่มมากขึ้นเรื่อย ๆ จนถึงชิ้น D7 พบว่าชิ้นงาน D5 – D7 มีค่าใกล้เคียงกัน

ตารางที่ 4.5 แสดงพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคเกมมาไฟร์ในชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

ชิ้นงานที่ (No.)	การบำบัดของแข็ง (Solution treatment)	ระยะเวลาการบ่มแข็งที่ 845 °C (Aging)	พื้นที่เฉลี่ย (ตารางไมครอน)
A	1175 °C / 4hr.(AC)	-	0.0382
A1	1175 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	0.05595
A2	1175 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	0.0663
A3	1175 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	0.0741
A4	1175 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	0.0821
A5	1175 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	0.0979
A6	1175 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	0.1094
A7	1175 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	0.1218
B	1185 °C / 4hr.(AC)	-	0.0354
B1	1185 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	0.0573
B2	1185 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	0.0678
B3	1185 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	0.0814
B4	1185 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	0.0869
B5	1185 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	0.1068
B6	1185 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	0.1188
B7	1185 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	0.1254
C	1195 °C / 4hr.(AC)	-	0.032
C1	1195 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	0.0575
C2	1195 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	0.072
C3	1195 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	0.083
C4	1195 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	0.104
C5	1195 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	0.112
C6	1195 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	0.1211
C7	1195 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	0.1227
D	1205 °C / 4hr.(AC)	-	0.0274
D1	1205 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	0.0614
D2	1205 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	0.0797
D3	1205 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	0.0857
D4	1205 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	0.1078
D5	1205 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	0.114
D6	1205 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	0.123
D7	1205 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	0.1274

4.6 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์มในงานหลั่งผ่านกรรมวิธีทางความร้อน



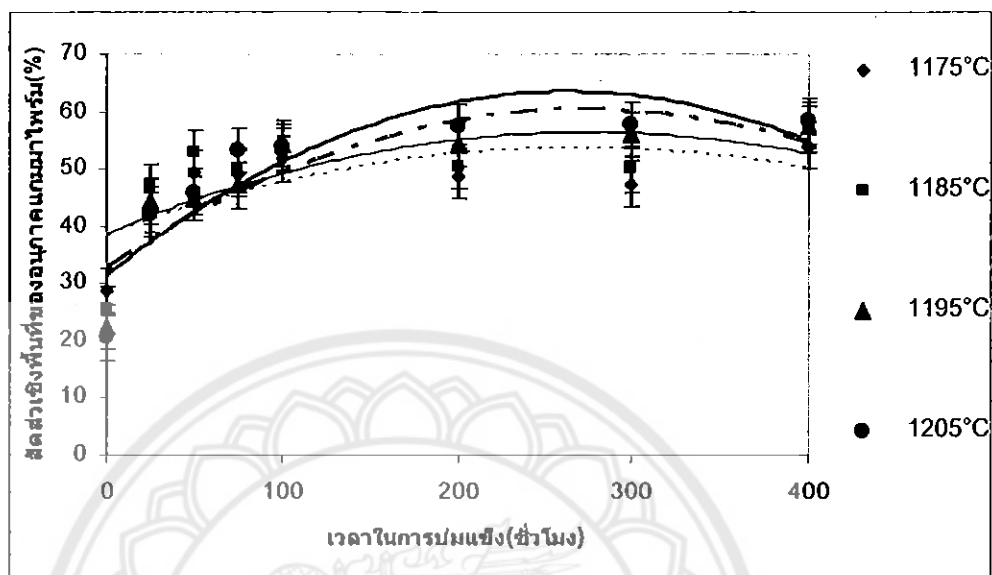
รูปที่ 4.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Particle size) ในชิ้นงานหลั่งผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของชิ้นงานหลั่งผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่างๆเป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ พบว่าขนาดของเฟสแกมมาไพร์ม มีขนาดเปลี่ยนแปลงไปตามระยะเวลาของการบ่มแข็งที่เพิ่มขึ้นโดยจากรูปจะสังเกตได้ว่าขนาดอนุภาคของแกมมาไพร์มมีขนาดที่เพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัด ในช่วงเวลาในการบ่มแข็งที่เวลา 25 ชั่วโมง ถึง 100 ชั่วโมง เมื่อเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นมากกว่า 100 ชั่วโมง จะพบว่าอนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดโตหรือเพิ่มขึ้น และมีอัตราที่ค่อนข้างจะคงที่ เมื่อพิจารณาจากเส้นกราฟทั้งหมด พบว่าขนาดแกมมาไพร์มของชุดชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C นั้นมีค่าเฉลี่ยสูงที่สุดของทุกช่วงระยะเวลาการบ่มแข็ง และมีค่าที่สูงกว่าของชุดชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195, 1185 และ 1175 °C ตามลำดับเรียงลงมา ทั้งนี้เนื่องมาจากอุณหภูมิในการทำละลายที่ 1205 °C เป็นการทำละลายที่ทำให้โครงสร้างทางจุลภาคของอนุภาคแกมมาไพร์มที่มีขนาดหยาบ เนื่องจากการใช้งานมาเป็นระยะเวลานาน สามารถละลายเข้าไปสู่เนื้อพื้นได้อย่างสมบูรณ์มากที่สุด ดังนั้นเมื่อนำชิ้นงานไปทำการบ่มแข็งจึงทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพร์มใหม่ออกมาในเนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอ และมีขนาดที่ค่อนข้างใหญ่กว่าของแบบอื่น ๆ

ตารางที่ 4.6 แสดงสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

ชิ้นงานที่ (No.)	การทำละลายของแข็ง (Solution treatment)	ระยะเวลาการบ่มแข็งที่ 845 °C (Aging)	สัดส่วนเชิงพื้นที่ (%)
A	1175 °C / 4hr.(AC)	-	28.7
A1	1175 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	42.9
A2	1175 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	49.3
A3	1175 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	49.1
A4	1175 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	51.7
A5	1175 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	48.8
A6	1175 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	47.4
A7	1175 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	54
B	1185 °C / 4hr.(AC)	-	25.5
B1	1185 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	46.8
B2	1185 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	52.7
B3	1185 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	49.7
B4	1185 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	53.2
B5	1185 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	50.4
B6	1185 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	50
B7	1185 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	56.9
C	1195 °C / 4hr.(AC)	-	22.4
C1	1195 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	44.4
C2	1195 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	44.8
C3	1195 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	47.1
C4	1195 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	54.4
C5	1195 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	54.4
C6	1195 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	56
C7	1195 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	57.5
D	1205 °C / 4hr.(AC)	-	20.6
D1	1205 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	42
D2	1205 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	45.9
D3	1205 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	53.2
D4	1205 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	53.8
D5	1205 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	57.4
D6	1205 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	57.7
D7	1205 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	58.4

4.7 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน



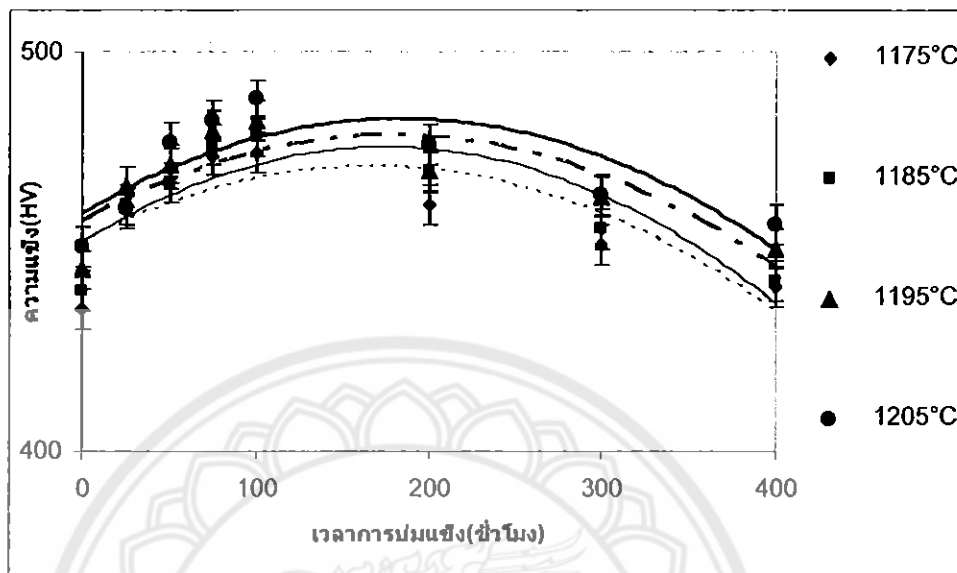
รูปที่ 4.15 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.15 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่างๆเป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ โดยพบว่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์ม จะมีปริมาณเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงระยะเวลาการบ่มแข็งที่ 25 ถึง 100 ชั่วโมง โดยสัดส่วนของอนุภาคแกมมาไพร์มจะมีความชันของกราฟที่ลดลง ตามระยะเวลาในการบ่มแข็งตั้งแต่ช่วง 200 ถึง 400 ชั่วโมง ซึ่งค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพร์มในชิ้นงานสุดท้ายภายหลังการบ่มแข็ง จะพบว่าชุดชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C มีสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่มีค่าเฉลี่ยสูงที่สุด โดยจะเริ่มสูงมากกว่าชิ้นงานชุดอื่นในช่วงที่มีเวลาในการทำการบ่มแข็ง 100 ชั่วโมง และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพร์มจะมีค่าเฉลี่ยลดลงไปเมื่อชิ้นงานนั้นผ่านการทำละลายที่ใช้อุณหภูมิต่ำลงไป ซึ่งเกิดจากโครงสร้างดั้งเดิมของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C มีค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่ต่ำที่สุด ดังนั้นเมื่อทำการบ่มแข็งต่อไปเรื่อย ๆ จะทำให้เกิดการตกตะกอนเพิ่มมากขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อเทียบกับโครงสร้างแบบอื่น ๆ ซึ่งมีโครงสร้างจุลภาคเริ่มต้นที่มีอนุภาคแกมมาไพร์มตกตะกอนออกมามากกว่าอยู่แล้ว จึงส่งผลให้มีพลังงานภายในสำหรับการผลักดันให้เกิดการตกตะกอนออกอีกครั้งน้อยกว่า

ตารางที่ 4.7 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

ชิ้นงานที่ (No.)	การทำละลายของแข็ง (Solution treatment)	ระยะเวลาการบ่มแข็งที่ 845 °C (Aging)	ค่าความแข็ง (HV)
A	1175 °C / 4hr.(AC)	-	435.8
A1	1175 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	461.9
A2	1175 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	470.7
A3	1175 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	474.1
A4	1175 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	474.8
A5	1175 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	461.9
A6	1175 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	451.7
A7	1175 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	441.2
B	1185 °C / 4hr.(AC)	-	440.3
B1	1185 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	461.6
B2	1185 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	467.2
B3	1185 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	476.9
B4	1185 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	479.1
B5	1185 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	469.7
B6	1185 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	455.9
B7	1185 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	442.8
C	1195 °C / 4hr.(AC)	-	445.5
C1	1195 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	466.1
C2	1195 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	472.1
C3	1195 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	480.3
C4	1195 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	482.7
C5	1195 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	470.4
C6	1195 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	463.8
C7	1195 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	450.7
D	1205 °C / 4hr.(AC)	-	451.2
D1	1205 °C / 4hr.(AC)	25hr.(AC)	460.9
D2	1205 °C / 4hr.(AC)	50hr.(AC)	477.4
D3	1205 °C / 4hr.(AC)	75hr.(AC)	482.7
D4	1205 °C / 4hr.(AC)	100hr.(AC)	488.2
D5	1205 °C / 4hr.(AC)	200hr.(AC)	477
D6	1205 °C / 4hr.(AC)	300hr.(AC)	464.5
D7	1205 °C / 4hr.(AC)	400hr.(AC)	456.6

4.8 วิเคราะห์ผลจากความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน



รูปที่ 4.16 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ

จากรูปที่ 4.16 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานหลังการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่างๆเป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ โดยพบว่าค่าความแข็งของทุกชิ้นงานมีค่าเพิ่มมากขึ้นในช่วงการบ่มแข็งที่ระยะเวลา 25 – 100 ชั่วโมง หลังจากนั้นค่าความแข็งของชิ้นงานทุกชิ้นงานเริ่มมีค่าที่ลดลงเมื่อระยะเวลาในการบ่มแข็งเพิ่มมากขึ้นไปเรื่อย ๆ จนถึง 400 ชั่วโมง โดยจะสังเกตเห็นว่าชิ้นงานทุกชิ้นที่ผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ ที่มีเวลาในการบ่มแข็งเท่ากันนั้น จะมีค่าความแข็งที่ค่อนข้างใกล้เคียงกันมาก โดยสามารถอธิบายได้ว่าการทำละลายที่ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงมีความแข็งเฉลี่ยสูงสุด โดยค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นในช่วงการบ่มแข็งที่ระยะเวลา 25 – 100 ชั่วโมง เนื่องจากสัดส่วนเชิงพื้นที่ที่มีค่ามากขึ้นตามระยะเวลาในการบ่มแข็งในช่วงเดียวกันดังรูปที่ 4.15 หลังจากนั้นค่าความแข็งเริ่มมีแนวโน้มที่ลดลงทั้งหมด เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบ่มแข็งไปเรื่อย ๆ เนื่องจากอนุภาคแกมมาไฟร์มีขนาดที่เพิ่มขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.14 ซึ่งคิสโลเตชันใช้พลังงานในการเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคลดลง

บทที่ 5

บทสรุปและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

5.1.1 อุณหภูมิการทำละลายมีผลต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้มา เมื่อผ่านการบ่มแข็งแล้ว โดยจากผลการทดลองทั้งหมดพบว่าการทำละลายที่ 1205°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง นั้นสามารถทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่มีความหนาแน่นสม่ำเสมอ และมีการกระจายตัวของแกมมาไฟร้มดีที่สุด รวมทั้งส่งผลให้มีขนาดที่ค่อนข้างเหมาะสมและมีความแข็งแรงเฉลี่ยสูงสุดอีกด้วย เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิต่ำกว่า

5.1.2 ระยะเวลาในการบ่มแข็งโดยทั่วไปส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค ซึ่งค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไฟร้ม และขนาดของเฟสแกมมาไฟร้มนั้นมีการเปลี่ยนแปลงไป รวมทั้งส่งผลให้ค่าความแข็งแรงมีการเปลี่ยนแปลงไปด้วย โดยที่ส่วนใหญ่แล้วค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไฟร้ม และค่าเฉลี่ยเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร้มมีการเพิ่มที่รวดเร็วในช่วงการบ่มแข็งที่ 25 – 100 ชั่วโมง หลังจากนั้นค่าจะคงที่หรือลดลงเล็กน้อย

5.1.3 จากภาพโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการทำละลายที่ 1205°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และมีการบ่มแข็งที่ 845°C เป็นเวลา 300 ชั่วโมง เป็นชิ้นงานที่มีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร้ม 57.7 % ซึ่งมีค่าที่ใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ยังไม่เสื่อมสภาพซึ่งมีสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไฟร้มทั้งหมดในโครงสร้างประมาณ 60 %

5.1.4 เมื่อพิจารณาจากการใช้งานพบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานและข้อมูล (สัดส่วนเชิงพื้นที่, พื้นที่เฉลี่ย และ ค่าความแข็งแรง) ของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่าง ๆ ทั้งหมดที่กล่าวมาพบว่าโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการทำละลายที่ 1205°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และมีการบ่มแข็งตามอีก 200 – 300 ชั่วโมง น่าจะเป็นกรรมวิธีทางความร้อนที่น่าจะเหมาะสมที่สุดในการปรับปรุงหรือฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเกรดนี้ เพื่อนำกลับมาใช้งานต่อไป

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 ศึกษาผลกระทบของการปรับปรุงคุณภาพของกระบวนการทางความร้อนของซูเปอร์อัลลอยประเภทนิกเกิล เกรด GTD - 111 ที่สถานะที่แตกต่างกันเพื่อนำไปตัดแปลงหรือประยุกต์ใช้งานในสภาพแวดล้อมที่แตกต่างกัน

5.2.2 เนื่องจากชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ในโครงการนี้มีราคาสูง จึงทำให้มีข้อจำกัดในการใช้ปริมาณชิ้นงาน หากต้องการเพิ่มความน่าเชื่อถือแก่โครงการวิจัยในลักษณะนี้ให้มากขึ้นจำเป็นต้องใช้ชิ้นงานปริมาณมากขึ้น ซึ่งจะมาพร้อมกับค่าใช้จ่ายที่สูงขึ้นด้วย รวมทั้งเวลาที่ใช้ในการทำวิจัยก็จะมากขึ้นตามไปด้วย

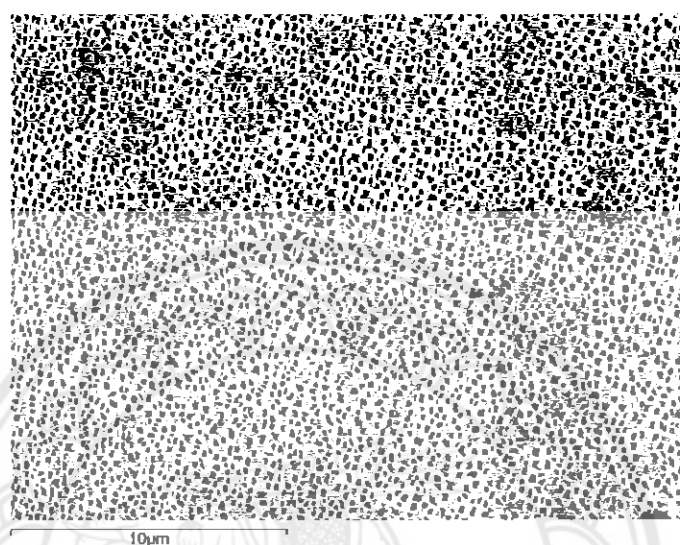


เอกสารอ้างอิง

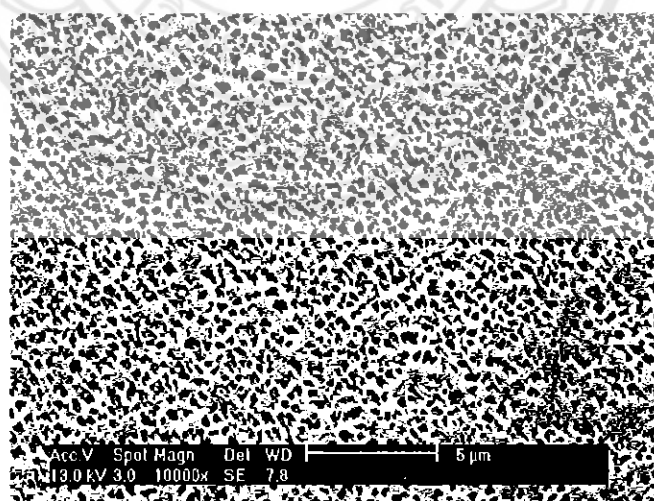
- [1] ปิญญวัชร วัชยาว. 2548. วิศวกรรมงานโลหะสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง, น. 1–2. ใน รายงานการสัมมนาทางวิชาการของศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติกรุงเทพฯ
- [2] ปิยพร จันทราพานิชกุล. 2551. การศึกษาถึงผลกระทบของสภาวะกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซที่ทำด้วยโลหะผสมพิเศษเบสนิกเกิลเกรด GTD - 111 ที่อุณหภูมิ 1000 °C. วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมโลหะการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
- [3] ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ. 2543. เปิดประตูโลกจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, กรุงเทพฯ
- [4] ปวีร์ชัย ชัยโถม. 2549. ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างทางจุลภาคและความเสถียรที่อุณหภูมิสูงของเฟสแกมมาไพร์มของโลหะผสมนิกเกิล เกรด GTD – 111 วิทยานิพนธ์. วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- [5] วิกรม วัชรคุปต์. Physical Metallurgy 1. จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย. กรุงเทพฯ
- [6] Image Processing and Analysis in Java. สืบค้นเมื่อ 14 สิงหาคม 2553. 2009. จาก <http://rsbweb.nih.gov/ij/index.html>
- [7] Krongtong V., Tuengsook P., Homkrajai W., Nisaratnaporn E., Wangyao P., 2005. The effect of re-heat treatments on microstructural restoration in cast nickel superalloy turbine blade. GTD-111 . Journal of Materials and Minerals. 2: 69 -79.



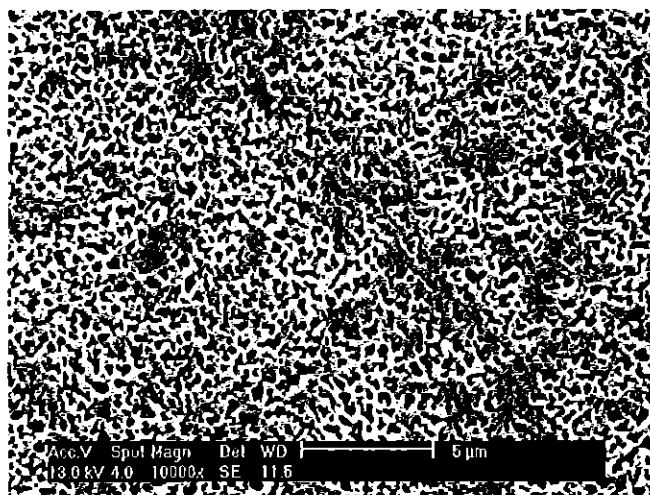
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง
 7 สภาวะ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope) ที่
 กำลังขยาย 10,000 เท่า



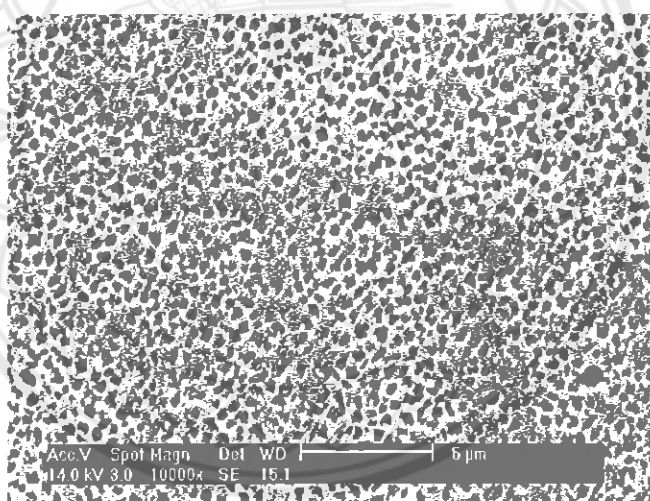
รูปที่ ก.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง



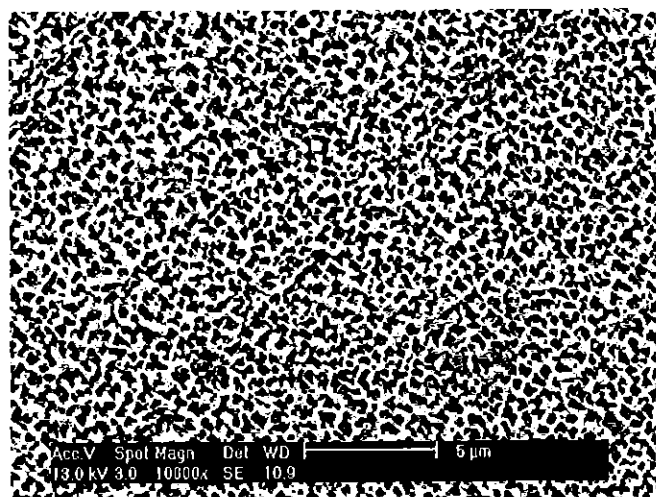
รูปที่ ก.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง



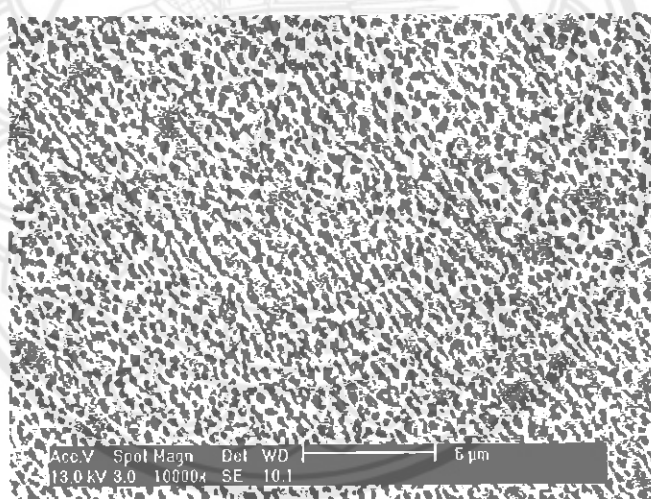
รูปที่ ก.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง



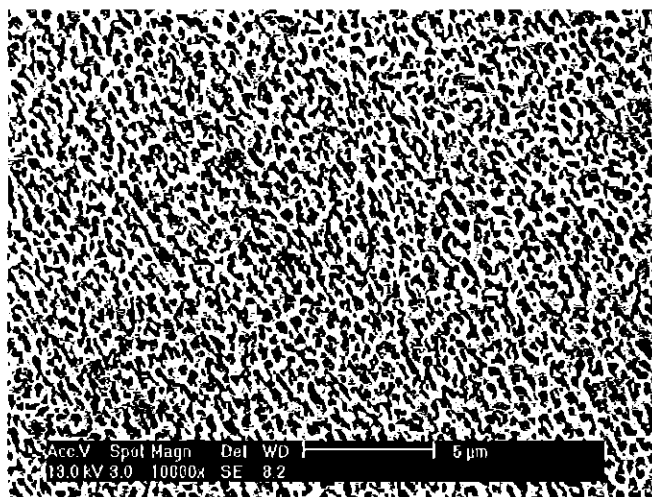
รูปที่ ก.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง



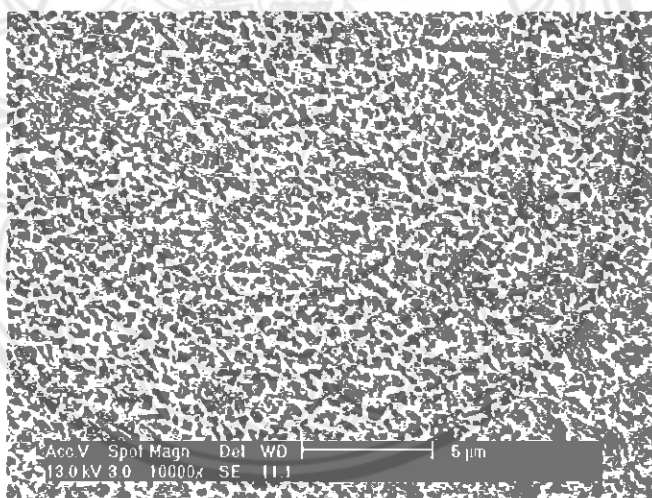
รูปที่ ก.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 200 ชั่วโมง



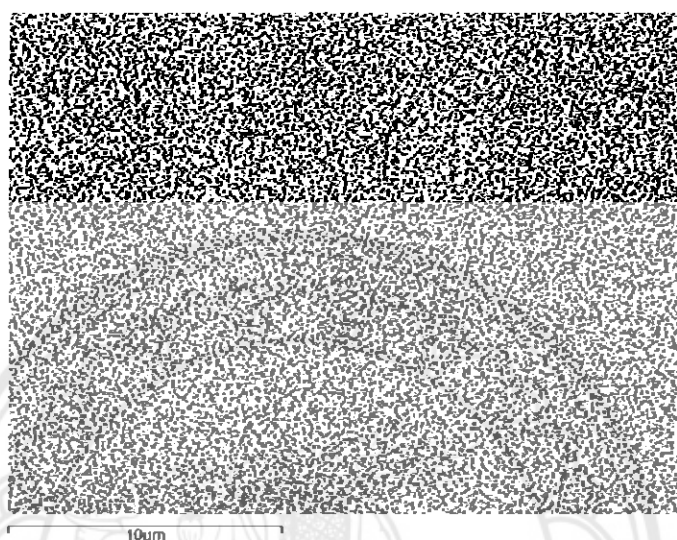
รูปที่ ก.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 300 ชั่วโมง



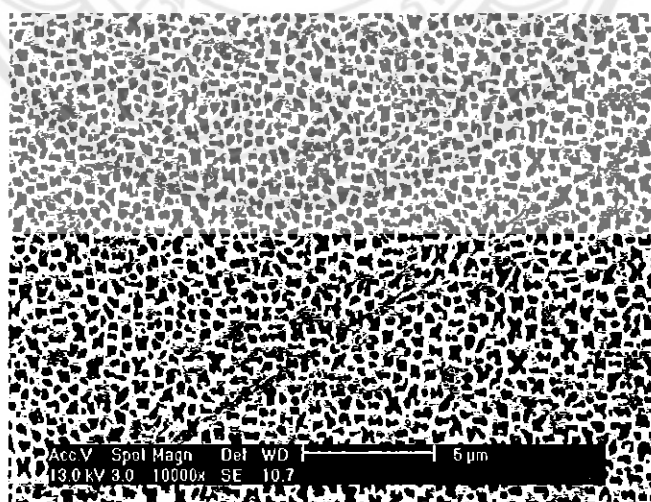
รูปที่ ก.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง



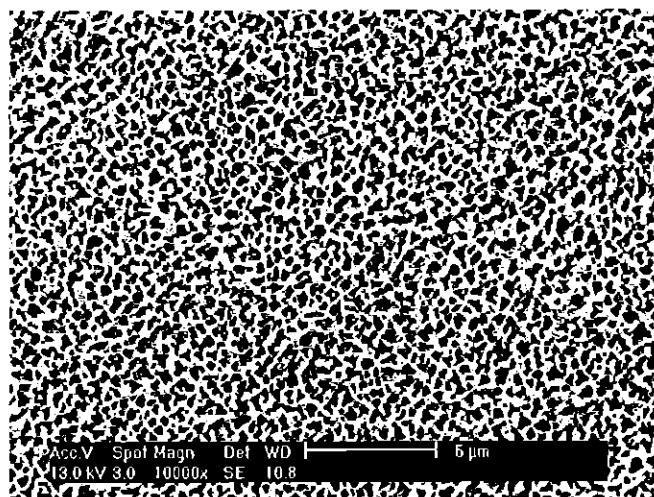
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง
 7 สภาวะ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope) ที่
 กำลังขยาย 10,000 เท่า



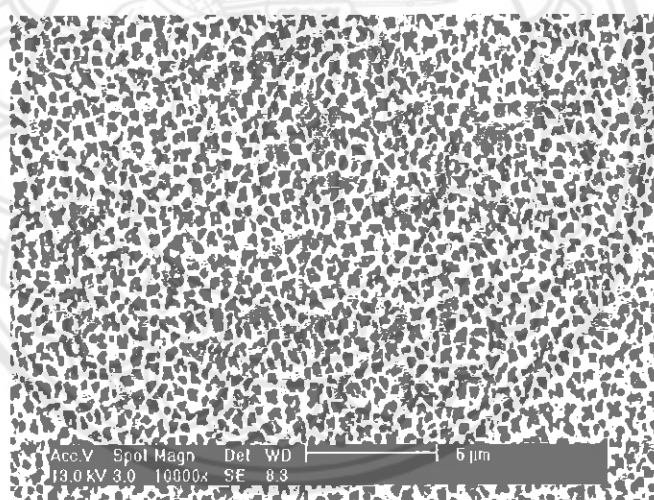
รูปที่ ข.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง



รูปที่ ข.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง



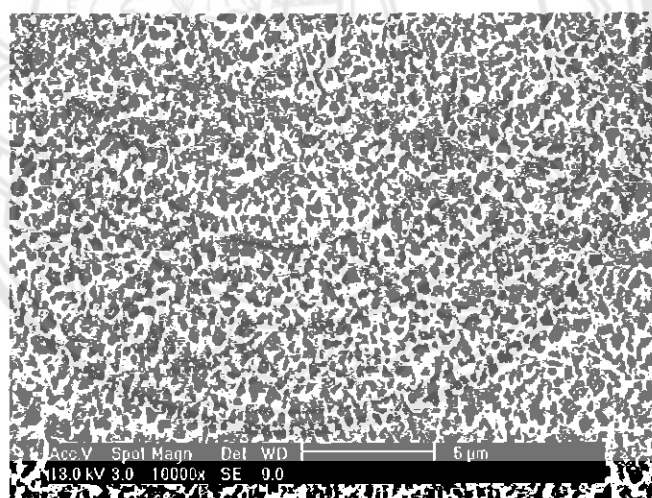
รูปที่ ข.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
845 °C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง



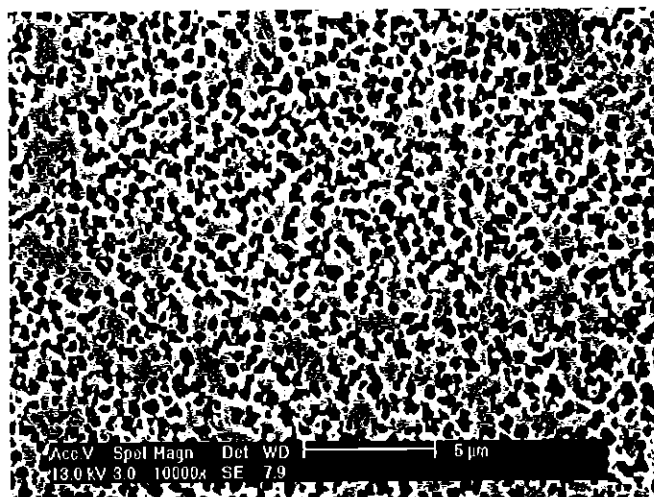
รูปที่ ข.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
845 °C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง



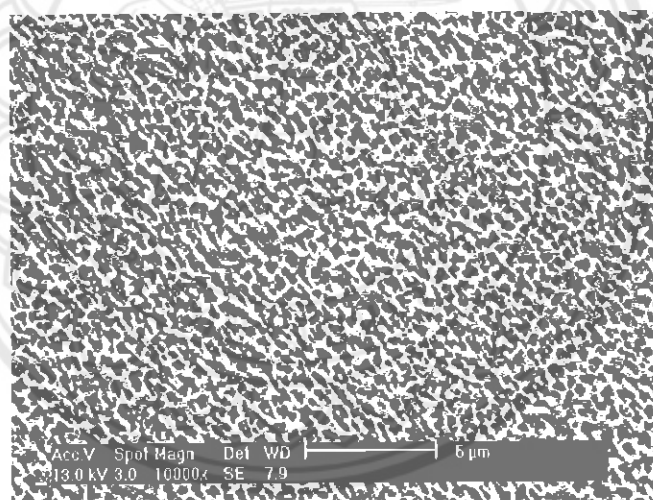
รูปที่ ข.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ข.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 200 ชั่วโมง



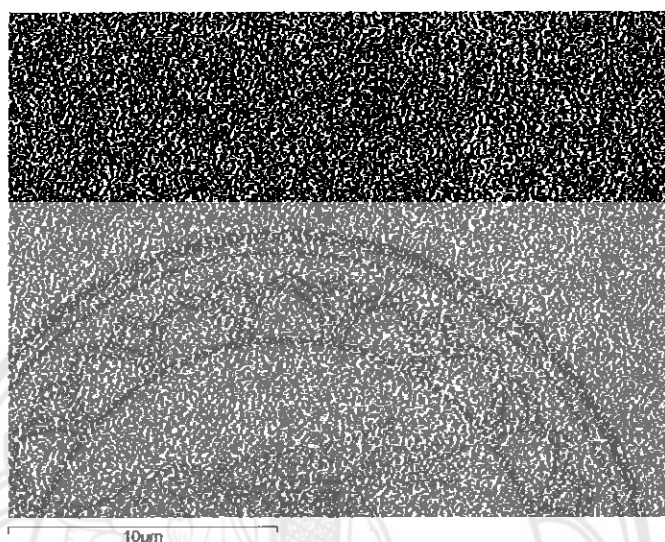
รูปที่ ข.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 300 ชั่วโมง



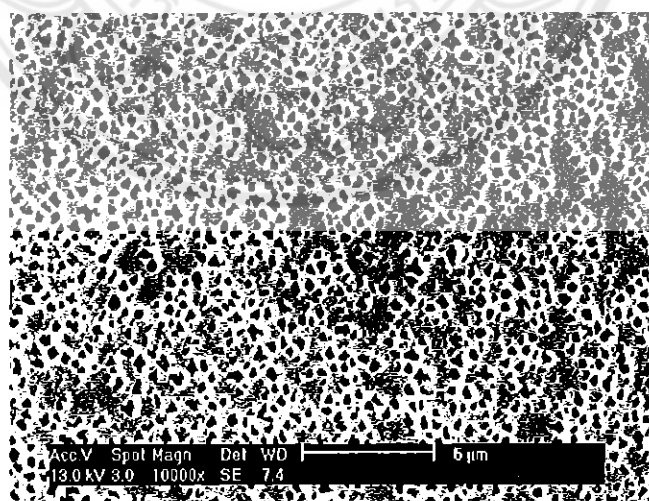
รูปที่ ข.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1185 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง



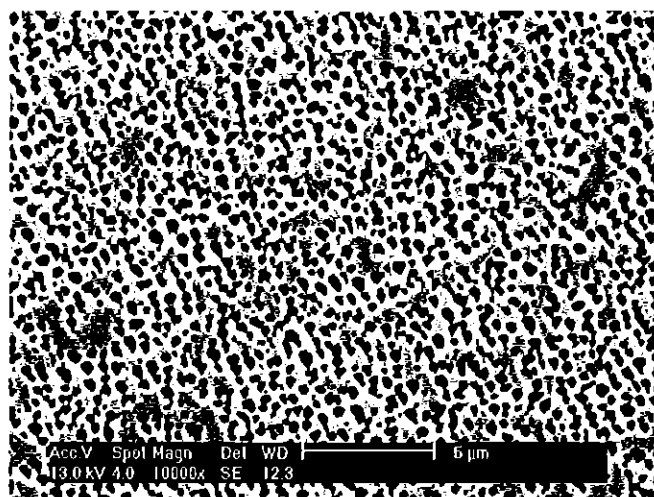
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845°C ทั้ง
 7 สภาวะ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope) ที่
 กำลังขยาย 10,000 เท่า



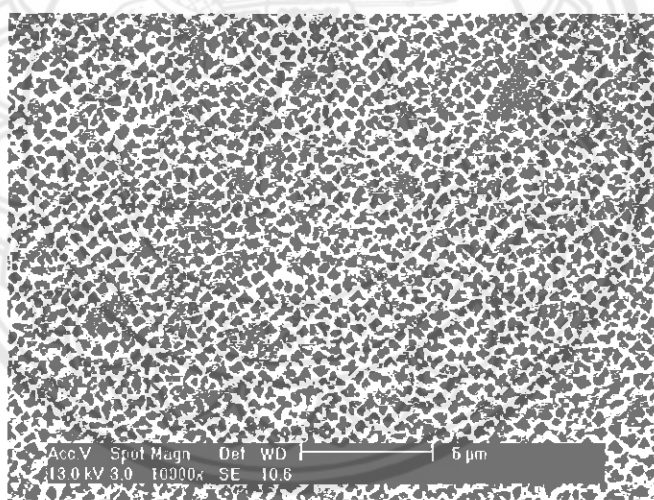
รูปที่ ค.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง



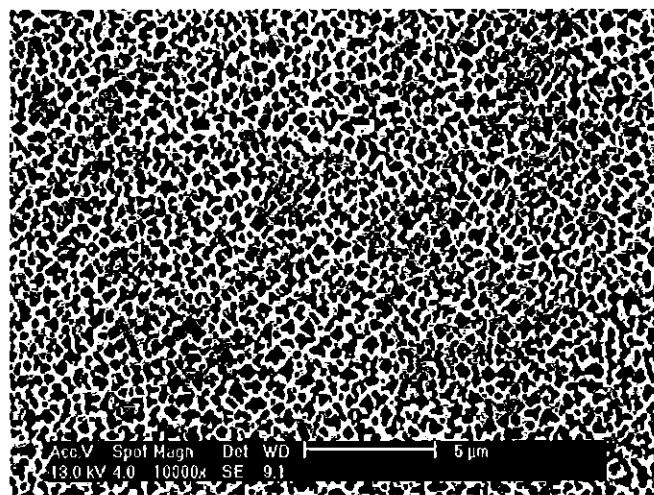
รูปที่ ค.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845°C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง



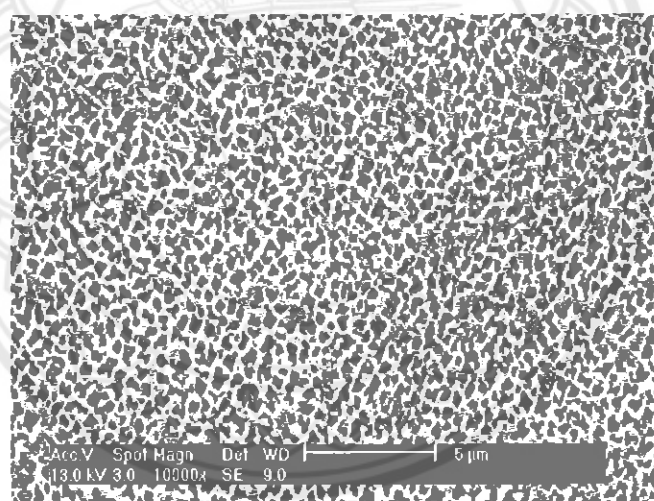
รูปที่ ค.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง



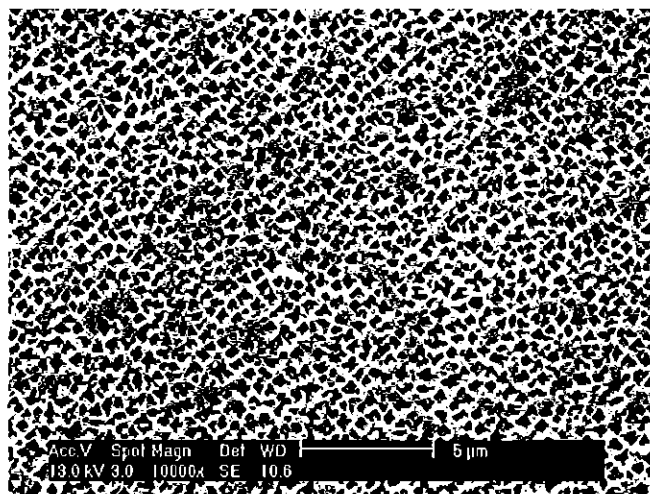
รูปที่ ค.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง



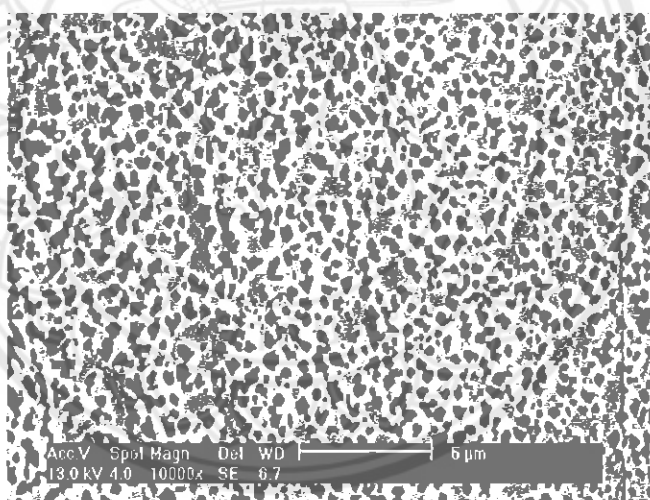
รูปที่ ก.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 200 ชั่วโมง



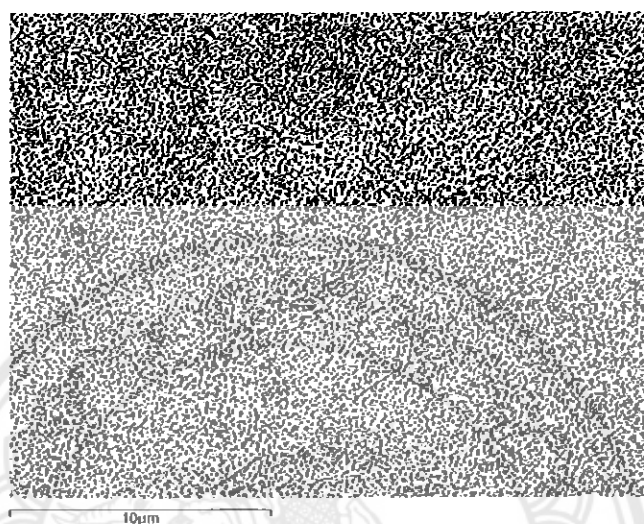
รูปที่ ค.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 300 ชั่วโมง



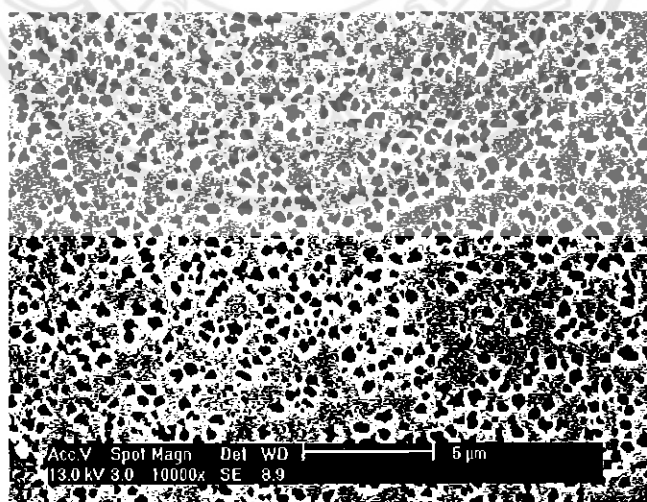
รูปที่ ค.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1195 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง



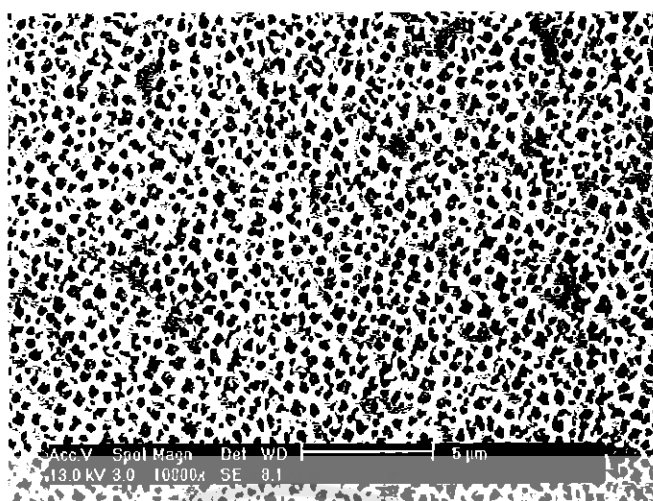
ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง
 7 สภาวะ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope)
 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า



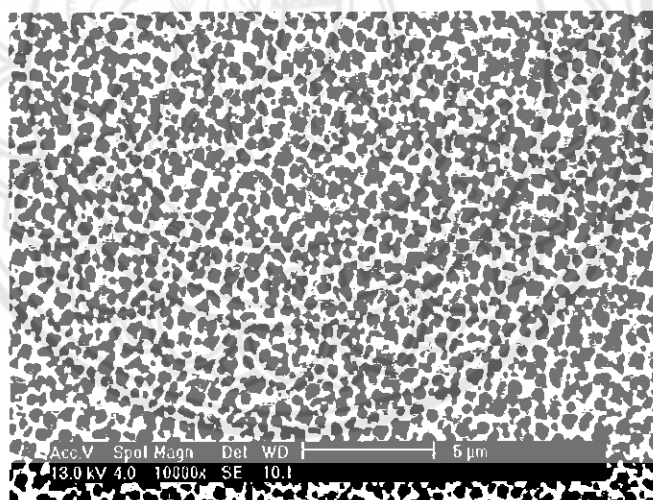
รูปที่ ง.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C



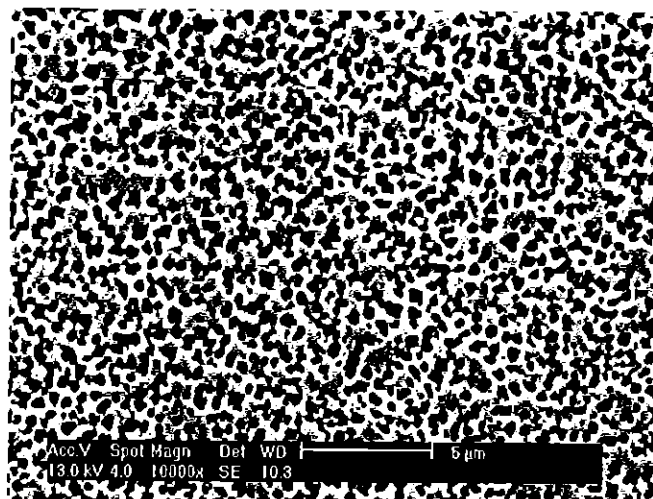
รูปที่ ง.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD - 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง



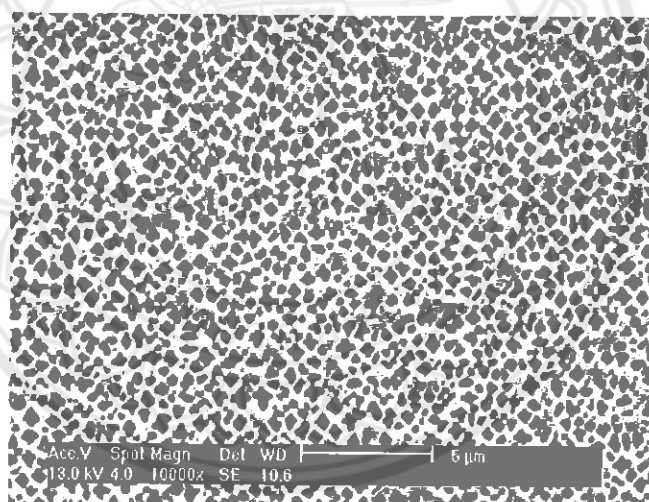
รูปที่ ง.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง



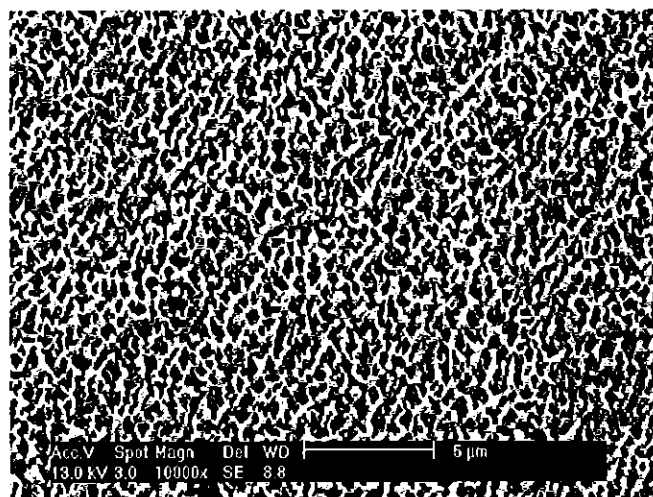
รูปที่ ง.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เวลา 75 ชั่วโมง



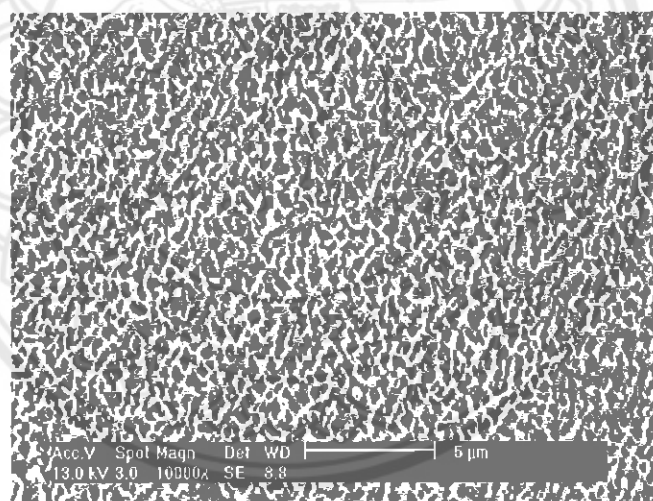
รูปที่ ง.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ง.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 200 ชั่วโมง

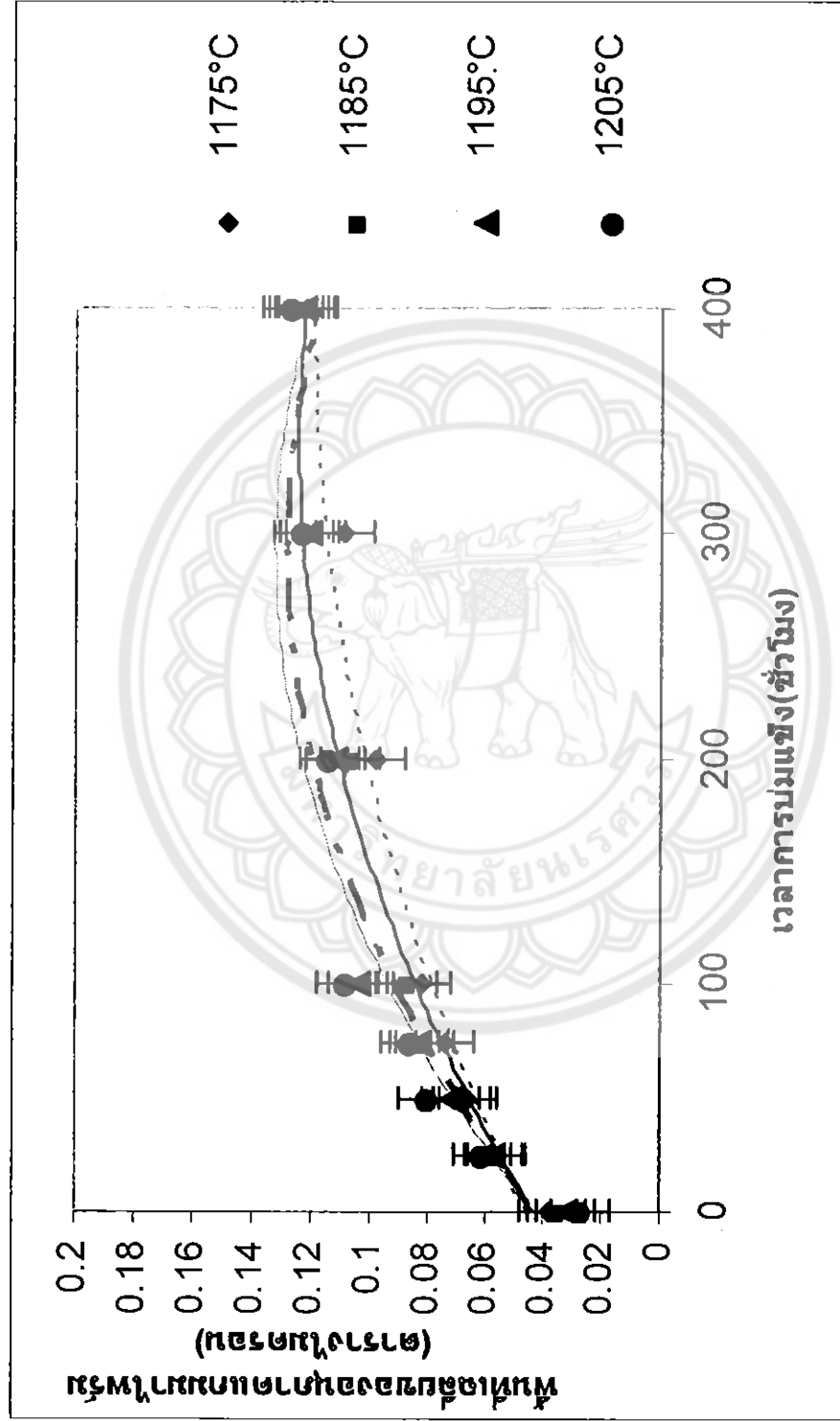


รูปที่ ง.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 300 ชั่วโมง

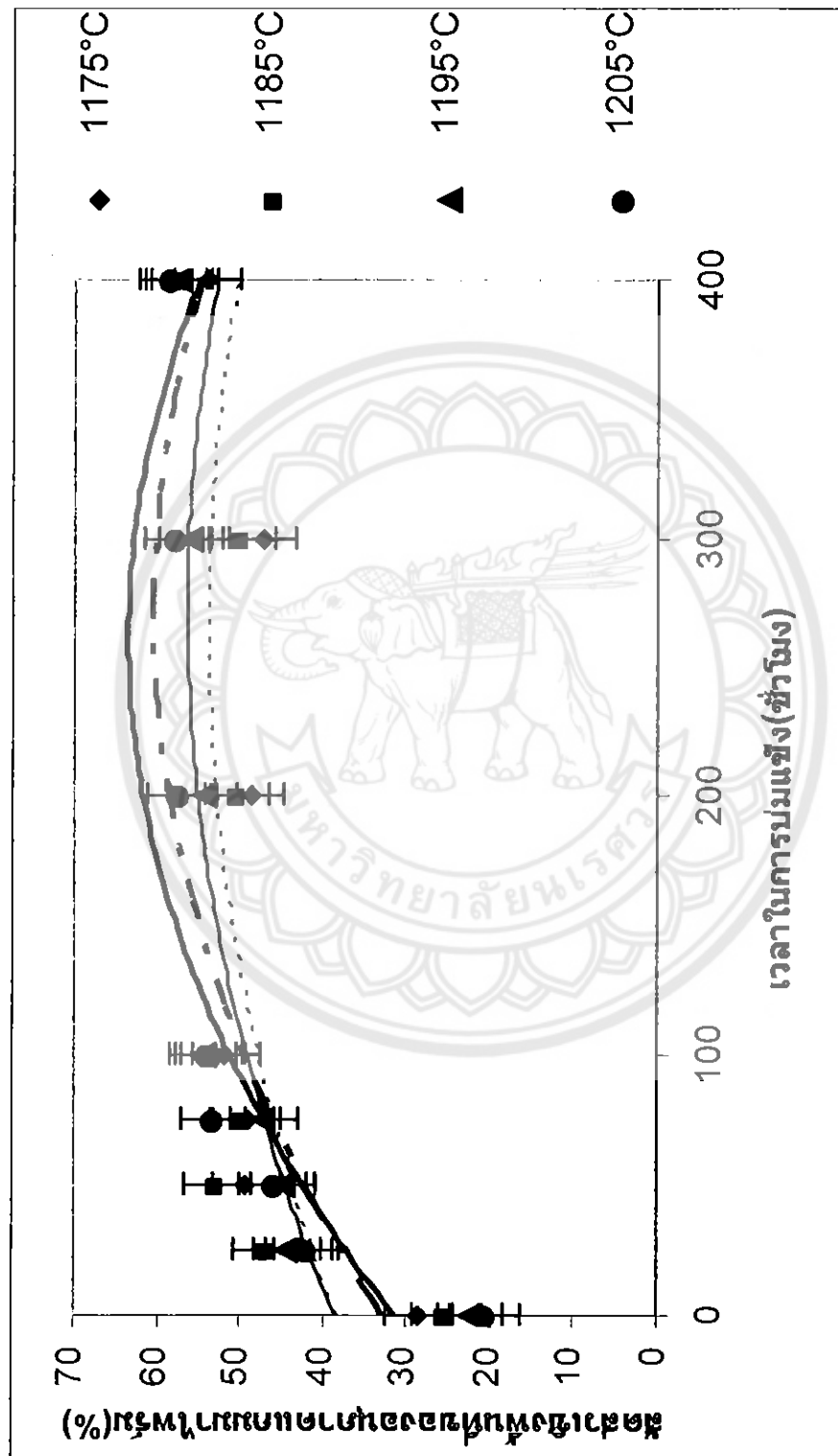


รูปที่ ง.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเบสนิเกิลเกรด GTD – 111 หลัง
 ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1205 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ
 845 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง



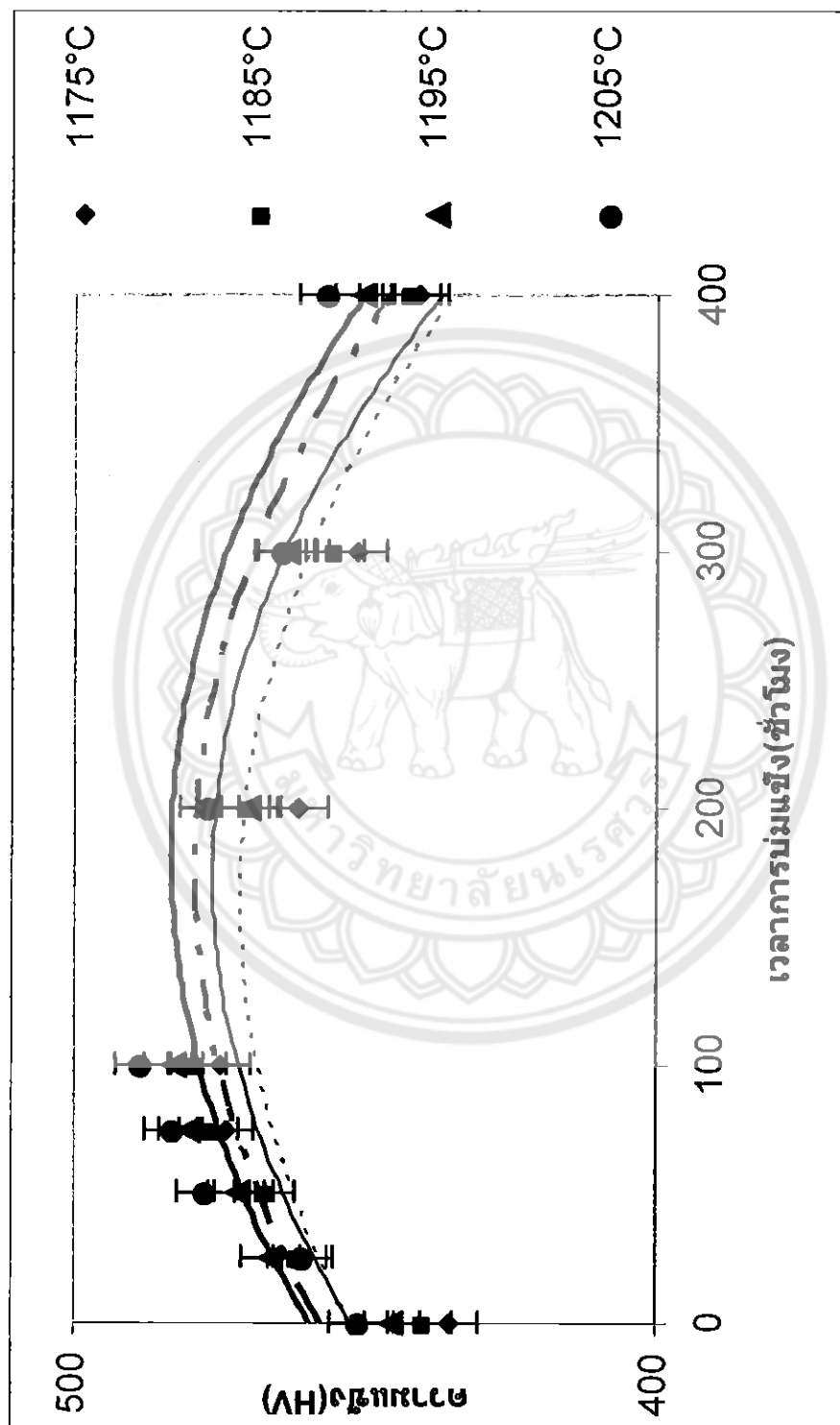


รูปที่ ๑.๑ แสดงความสัมพันธ์ระหว่างพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ (Particle size) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำการทำลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ



รูปที่ จ.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของอนุภาคเกมมาไพร์ม (Area fraction) ในชิ้นงานหลังผ่านการทำลาย ณ อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง กับเวลาการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง 7 สภาวะ





รูปที่ ๑.1 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานหลังผ่านการทำละลาย ณ อุณหภูมิต่าง ๆ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงกับการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C ทั้ง