

ผลของกรรมวิธีละลายต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษ GTD-111

นางสาวปิยภัทร วงศ์นวปรีชาชัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2554

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)

เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

The abstract and full text of theses from the academic year 2011 in Chulalongkorn University Intellectual Repository(CUIR)

are the thesis authors' files submitted through the Graduate School.

EFFECT OF SOLUTION TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF
GTD-111 SUPERALLOY

Miss Piyapat Wongnawapreechachai

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

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2011

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของกรรมวิธีละลายต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม พิเศษ GTD-111
โดย	นางสาวปิยภัทร วงศ์นวปรีชาชัย
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก	รองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม	อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้หัวข้อวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์
(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศหิรัญวงศ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(รองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว)

..... กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล)

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

ปิยภัทร วงศ์นวปรัชายัย : ผลของกรรมวิธีละลายต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษ GTD-111 (Effect of Solution Treatment on Microstructure of GTD-111 Superalloy) อ. ที่ปริกษาวิทยานินพนธ์หลัก: รศ.ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ อ. ที่ปริกษาวิทยานินพนธ์ร่วม: อ.ดร. ปญญวัชร วังยาว, 115 หน้า

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 เป็นวัสดุที่นิยมใช้ที่อุณหภูมิสูงซึ่งมักเสื่อมสภาพจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จึงสามารถพื้นฟูโครงสร้างจุลภาคได้โดยการทำการวิธีทางความร้อน โดยทั่วไปกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้นฟูโครงสร้างจุลภาคนี้ประกอบด้วยขั้นตอนการทำละลายซึ่งทำที่อุณหภูมิ 1,165, 1,185 และ 1,205 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 3-4 ชั่วโมง จากนั้นจึงตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอนที่อุณหภูมิ 1055 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงและที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง อย่างไรก็ตามทางปฏิบัติของภาคอุตสาหกรรม การซ่อมบำรุงใบพัดกังหันก๊าซมักเกิดการลดลงของอุณหภูมิในระหว่างขั้นตอนการทำละลายของกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้นฟูโครงสร้างจุลภาคเป็นประจำ งานวิจัยนี้จึงศึกษาผลของการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายต่อโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 โดยจำลองการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบต่างๆ ซึ่งพบว่าการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายนี้ส่งผลต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของวัสดุ GTD-111 เป็นอย่างมาก

ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อ.....
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อ อ.ที่ปริกษาวิทยานินพนธ์หลัก.....
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อ อ.ที่ปริกษาวิทยานินพนธ์ร่วม.....
ปีการศึกษา 2554.....	

5170591521: MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEYWORDS : REHEAT TREATMENT / MICROSTRUCTURAL REPAIR /
TEMPERATURE DROPPING / NICKEL-BASE SUPERALLOY

PIYAPAT WONGNAWAPREECHACHAI: EFFECT OF SOLUTION TREATMENT
ON MICROSTRUCTURE OF GTD-111 SUPERALLOY. ADVISOR: ASSOC.
PROF. DR. GOBBOON LOTHONGKUM, CO-ADVISER: DR. PANYAWAT
WANGYAO, 115 pp.

The general standard reheat treatment condition to refurbishment long-term serviced turbine blades, which are made of cast nickel based superalloy, GTD – 111, is usually following by solution treatment at 1438 K, 1458 K and 1478 K for 10.8 to 14.4 ks, combination with primary aging at 1328 K for 3.6 ks, and secondary aging at 1118 K for 86.4 ks. However, in practical reheat treatment process, the change of temperature during any heat treating could occur accidentally any time. To simulate this effect, the droppings of temperatures during solution treatment were chosen and carried out to temperature level of 1118 K then heating again to the solution temperature levels. The temperature droppings (according to various simulated programs) were performed during solution treatment. From the results, it was found that effect of temperature dropping during solution treatment greatly influenced the final rejuvenated microstructures.

Department : Metallurgical Engineering.. Student's Signature

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

Field of Study : Metallurgical Engineering.. Co-Advisor's Signature

Academic Year : 2011.....

กิตติกรรมประกาศ

ขอแสดงความขอบคุณทุนบัณฑิตวิทยาลัยสำหรับทุนอุดหนุนการศึกษาและวิทยานิพนธ์ เพื่อเฉลิมฉลองวโรกาสที่พระบาทสมเด็จพระเจ้าอยู่หัวทรงเจริญพระชนมายุครบ 72 พรรษา (ทุน 72 พรรษาฯ)

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยคำแนะนำและความช่วยเหลืออย่างยิ่งของ รองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญหล่อทองคำ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก และอาจารย์ ดร. ปัญญวัชร วัจยาว อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ซึ่งได้ให้คำแนะนำ ข้อคิดเห็นต่างๆ รวมถึงชี้แนะแนวทางในการดำเนินงานวิจัย และตรวจเล่มวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ ขอกราบขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัย ประธานคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปฐมมา วิสุทธิพิทักษ์กุล กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ และ ดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ภายนอกมหาวิทยาลัยที่ได้สละเวลาเพื่อเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ทั้งนี้ขอขอบพระคุณคณาจารย์ทุกท่านในภาควิชาที่ได้ให้ความรู้ทางด้านโลหวิทยาทั้งระดับปริญญาบัณฑิตและระดับปริญญาโทมหาบัณฑิต รวมถึงเจ้าหน้าที่ทุกท่านในภาควิชาที่ได้ให้ความสนับสนุนและคำชี้แนะต่างๆจนเกิดเป็นงานวิจัยฉบับนี้

ผู้เขียนขอขอบคุณ คุณวีระศักดิ์ หอมกระจาย แห่งการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทยที่ให้ความอนุเคราะห์ตัวอย่างใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซ ขอขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ได้ให้ความสนับสนุนงานวิจัยฉบับนี้

สุดท้ายนี้ผู้เขียนขอบคุณครอบครัว เพื่อน พี่น้องชาววิศวกรรมโลหการ และบุคคลรอบข้างที่เป็นกำลังใจและให้ความช่วยเหลือเป็นอย่างดีเสมอมา

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	3
1.3 ขอบเขตการศึกษา.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
2 ปรีทัศน์วรรณกรรม.....	5
2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับโลหะผสมพิเศษ.....	5
2.2 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111.....	10
2.3 กรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมพิเศษ.....	15
2.4 กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับการฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111 (Rejuvenates heat treatment).....	21
2.5 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเครื่องจักรกังหันก๊าซ (Gas Turbine).....	24
3 ขั้นตอนและวิธีการทดลอง.....	31
3.1 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง.....	30
3.2 ขั้นตอนการทดลอง.....	30
4 ผลการทดลองและการอภิปราย.....	37
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ (As-received microstructure).....	37
4.2 กรรมวิธีทางความร้อนแบบจำลอง (Simulated heat treatment).....	37

บทที่	หน้า
5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	99
รายการอ้างอิง.....	101
ภาคผนวก.....	104
ภาคผนวก ก สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ.....	105
ภาคผนวก ข ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ.....	107
ภาคผนวก ค สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ.....	109
ภาคผนวก ง ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ.....	111
ภาคผนวก จ ความแข็ง.....	113
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	115

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
2.1	แสดงส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิลเกรด GTD-111 (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	11
2.2	แสดงผลของธาตุผสมต่าง ๆ ในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิลเกรด GTD-111.....	11
2.3	วัฏจักรการอบคลายความเค้นและการอบอ่อนสำหรับโลหะผสมพิเศษแบบรีด...	18
2.4	วัฏจักรการทำกระบวนการละลายและการบ่มแข็งสำหรับโลหะผสมพิเศษแบบรีด...	20
2.5	ข้อดีและข้อเสียของโรงผลิตไฟฟ้ากังหันก๊าซกับโรงผลิตไฟฟ้าแบบอื่นๆ.....	29

สารบัญภาพ

รูปที่		หน้า
1.1	ตัวอย่างใบพัดกังหันก๊าซ.....	1
2.1	ตะกอนแกมมาไพโรมโทรงเหลี่ยมบนเนื้อพื้นของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้น นิกเกิลเกรด GTD-111.....	13
2.2	โครงสร้างยูเทคติกที่พบในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD- 111.....	14
2.3	ตะกอนคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนเนื้อพื้นแกมมา พบในโลหะผสมพิเศษชนิด เนื้อพื้นนิกเกิล เกรด GTD-111.....	15
2.4	เฟสอีต้าที่พบในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล เกรด GTD-111.....	16
2.5	อนุภาคแกมมาไพโรมในชิ้นงานใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซวัสดุ GTD-111.....	21
2.6	กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับโลหะผสมพิเศษที่มีกลไกการเพิ่มความแข็งแรง แบบการตกตะกอน.....	22
2.7	โครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 ภายหลังจากการทำการละลายที่อุณหภูมิและ เวลาต่าง ๆ กัน, บ่มแข็งปฐมภูมิที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมงและบ่มแข็งทุติยภูมิที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง...	23
2.8	แบบจำลองภายในเครื่องจักรกังหันก๊าซและการไหลของอากาศและเชื้อเพลิง ภายในเครื่องจักรกังหันก๊าซ.....	25
2.9	เครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซที่ใช้งานจริงในโรงผลิตไฟฟ้า.....	27
3.1	รูปแบบกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 แบบ มาตรฐานของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย.....	31
3.2	ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A3, B3, C3, A12, B12, C12, A21, B21, C21.....	32
3.3	ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A111, B111, C111, A4, B4, C4, A13, B13, C13.....	33
3.4	ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A31, B31, C31, A112, B112, C112, A121, B121, C121.....	34

รูปที่	หน้า
3.5	35
4.1	37
4.2	39
4.3	42
4.4	44
4.5	47
4.6	49
4.7	53
4.8	56
4.9	58
4.10	61
4.11	64
4.12	67
4.13	70
4.14	90
4.15	90
4.16	91
4.17	91

รูปที่	หน้า
4.18	แผนภาพแสดงความแข็งโดยเฉลี่ยในชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง..... 92
4.19	ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง B111 และสภาวะที่มีการนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อทำการจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาคที่สภาวะนั้นๆ..... 93
4.20	ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B111 ที่มีการจุ่มชุบน้ำเพื่อตรวจดูโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการลดลงของอุณหภูมิในสภาวะต่างๆที่กำลังขยาย 10,000 เท่า..... 94
4.21	แผนภาพจำลองการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 เมื่อผ่านการลดลงของอุณหภูมิ รูปแบบ B111..... 98

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

ในปัจจุบันมีอุตสาหกรรมจำนวนมากที่ต้องการวัสดุสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง เช่น อุตสาหกรรมอากาศยาน อุตสาหกรรมยานยนต์ งานทางด้านอวกาศและโรงผลิตไฟฟ้า เป็นต้น ในกระบวนการผลิตไฟฟ้า ภายในโรงไฟฟ้านี้มีบางกระบวนการที่ต้องการวัสดุที่สามารถรับแรงที่อุณหภูมิสูงถึง 1200 องศาเซลเซียส โดยเฉพาะในส่วนของเครื่องจักรกังหันก๊าซภายในโรงผลิตไฟฟ้า ซึ่งใบพัดภายในเครื่องจักรกังหัน (ดังแสดงในรูปที่ 1.1) เป็นส่วนที่ต้องปะทะและรับแรงจากก๊าซร้อนที่จะผ่านเข้าไปยังเครื่องจักรกังหันอยู่ตลอดเวลา ปัญหาสำคัญที่เกิดขึ้นกับวิศวกรผู้ออกแบบ คือ วัสดุสูญเสียความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง การเกิดการกัดกร่อนในสภาพพร้อมการเกิดออกซิเดชัน การเกิดการคืบ และการเกิดความล้าจากการใช้งานเป็นเวลานาน



รูปที่ 1.1 ตัวอย่างใบพัดกังหันก๊าซ [1], [2], [3]

เพื่อแก้ปัญหาดังกล่าว วัสดุที่ถูกนำมาใช้เป็นพิเศษในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง คือ โลหะผสมพิเศษ (Superalloys) โดยในงานประเภทใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซนี้นิยมใช้โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล (Nickel-base Superalloys) ซึ่งมีคุณสมบัติที่สำคัญคือ มีความแข็งแรงสูงที่อุณหภูมิสูงได้ดี ซึ่งคุณสมบัติเชิงกลต่าง ๆ ดังกล่าวนี้นี้เป็นผลมาจากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล อันได้แก่ ความแข็งแรงที่ได้มาจากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยสารละลายของแข็ง การบ่มแข็งซึ่งทำให้เกิดตะกอนของสารประกอบเชิงโลหะหรือเฟสแกมมาไพรมบนเนื้อพื้นแกมมา ซึ่งช่วยขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ทำให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น และการตกผลึกของคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนอย่างไม่ต่อเนื่อง ซึ่งขัดขวางการเคลื่อนตัวของขอบเกรนเป็นผลให้มีความต้านทานการคืบเพิ่มขึ้น

คุณสมบัติที่โดดเด่นของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล คือ ความต้านทานต่อการคืบ อันเป็นผลมาจากโครงสร้างทางจุลภาคของวัสดุซึ่งมักเป็นแบบหลายเฟส (multiphases) ที่ประกอบไปด้วย เนื้อพื้นแกมมา (γ -matrix) , อนุภาคแกมมาไพรม (γ) , โครงสร้างยูเทคติกระหว่างแกมมา - แกมมาไพรม ($\gamma - \gamma$ eutectic) , คาร์ไบด์ และเฟสอื่น ๆ ที่อาจเป็นอันตรายต่อวัสดุเอง เช่น δ , σ , η และ laves เป็นต้น โดยเฟสที่มีความสำคัญต่อคุณสมบัติความต้านทานการคืบที่สุด คือ แกมมาไพรมซึ่งอยู่ในลักษณะของ อนุภาคทรงลูกบาศก์ที่ตกตะกอนอยู่บนเนื้อพื้นแกมมา โดยอนุภาคดังกล่าว จะทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและสูญเสียความสามารถในการต้านทานการคืบ จนกระทั่งการคืบซึ่งทำให้ชิ้นงานเปลี่ยนรูปร่างและไม่สามารถใช้งานต่อไปได้ในที่สุด

อย่างไรก็ตามเมื่อใช้งานโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานจะเกิดการเสื่อมสภาพของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ กล่าวคือ อนุภาคแกมมาไพรมที่มีอยู่ในเนื้อพื้นแกมมาจะเกิดการโตขึ้นและรวมตัวกันเป็นก้อนกลม รวมทั้งอาจเกิดการรวมตัวของคาร์ไบด์ขึ้นด้วย เป็นผลให้วัสดุสูญเสียความสามารถในการยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและสูญเสียความสามารถในการต้านทานการคืบ จนกระทั่งการคืบซึ่งทำให้ชิ้นงานเปลี่ยนรูปร่างและไม่สามารถใช้งานต่อไปได้ในที่สุด

ในทางปฏิบัติเราสามารถปรับปรุงคุณสมบัติของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลที่ยังไม่เกิดความเสียหายจากการคืบนี้ได้ โดยการทำการรมวิธีทางความร้อนที่เรียกว่า rejuvenated heat treatment เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่ใกล้เคียงกับโครงสร้างจุลภาคเดิม ซึ่งวิธีนี้ช่วยลดค่าใช้จ่ายที่ต้องสูญเสียไปกับการเปลี่ยนชิ้นงานใหม่ เมื่อเทียบ Heat Treatment กับชิ้นใหม่เนื่องจากโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้มีปริมาณธาตุผสมที่มีราคาแพงค่อนข้างสูง

แม้กระทั่งตัวเนื้อพื้ (นิกเกิล) เองก็ตาม การทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้ ในทางอุตสาหกรรมได้มีการกำหนดหลักเกณฑ์ไว้ค่อนข้างชัดเจนถึงขั้นตอนที่ต้องทำ ได้แก่

- การทำละลาย (solutioning) ซึ่งมักทำที่อุณหภูมิสูงและค้างไว้ในระยะเวลาหนึ่ง เพื่อให้อนุภาคต่าง ๆ ที่โตขึ้นเกิดการละลายกลับเข้าไปอยู่ที่เนื้อพื้
- การบ่ม (aging) ซึ่งมักทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าการทำละลาย แต่ทิ้งระยะเวลาค่อนข้างนาน เพื่อให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ในเนื้อพื้แกมมาอีกครั้ง

อย่างไรก็ตาม ในทางปฏิบัติแล้ว การทำกรรมวิธีทางความร้อนนี้มักเกิดปัญหาในช่วงของการทำละลาย เนื่องจากขั้นตอนดังกล่าวต้องทำที่อุณหภูมิสูงและต้องมีการทิ้งอุณหภูมิไว้ระยะหนึ่ง ซึ่งในช่วงดังกล่าว เตาที่ใช้เผาให้ความร้อนแก่ชิ้นงานอาจเกิดความผิดพลาดของเตาเผาได้ ซึ่งมักจะตัดไฟเองโดยอัตโนมัติ ทำให้เกิดการลดลงของอุณหภูมิในขณะที่ทำกรรมวิธีทางความร้อน และสามารถส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ นิกเกิลในรูปแบบต่าง ๆ กันตามแต่ลักษณะของกรรมวิธีทางความร้อนที่เปลี่ยนไปอันเนื่องมาจากปัญหาดังกล่าว

งานวิจัยนี้จึงมีแนวความคิดที่จะศึกษาผลของการลดลงของอุณหภูมิการทำละลาย ระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้ฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ นิกเกิล เกรด GTD – 111 ซึ่งเป็นเกรดที่เป็นที่นิยมในการใช้งานต่อโครงสร้างจุลภาคและความแข็งแรงของวัสดุ โดยการทดลองเปลี่ยนรูปแบบกรรมวิธีทางความร้อนให้สอดคล้องกับมาตรฐานที่กำหนดไว้สำหรับวัสดุ GTD – 111 และเปรียบเทียบหาความสัมพันธ์ระหว่างรูปแบบกรรมวิธีทางความร้อนกับโครงสร้างจุลภาคและความแข็งแรงที่ได้

1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 เพื่อศึกษาผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้ฟูโครงสร้างจุลภาคต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษ GTD – 111

1.2.2 เพื่อศึกษาผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้ฟูโครงสร้างจุลภาคต่อความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษ GTD – 111

1.2.3 เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ในการเกิดเฟสต่าง ๆ ที่ไม่ต้องการในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อพื้ฟูโครงสร้างจุลภาค เช่น TCP phases (δ , η)

1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของ GTD – 111 จากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายรูปแบบต่าง ๆ ตามที่กำหนดที่อุณหภูมิ 1,205 , 1,185 และ 1,165 องศาเซลเซียส โดยทำละลายเป็นเวลารวม 3 และ 4 ชั่วโมงตามลำดับโดยกล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope: OM) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope : SEM)

1.3.2 ศึกษาความแข็งของ GTD – 111 จากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายรูปแบบต่าง ๆ ตามที่กำหนดที่อุณหภูมิ 1,205 , 1,185 และ 1,165 องศาเซลเซียส โดยทำละลายเป็นเวลารวม 3 และ 4 ชั่วโมงตามลำดับ โดยเครื่องไมโครวิคเกอร์ (Microvicker)

1.3.3 ศึกษาเฟสต่าง ๆ ที่สนใจ เช่น คาร์ไบด์ประเภทต่าง ๆ และ TCP phases ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope : TEM) ในชิ้นงานที่สนใจ

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายในรูปแบบต่าง ๆ ต่อความแข็งของ GTD – 111

1.4.2 ทราบถึงผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายในรูปแบบต่าง ๆ ต่อโครงสร้างจุลภาคของ GTD – 111

1.4.3 ทราบถึงผลผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายในรูปแบบต่าง ๆ ต่อชนิดและลักษณะของเฟสต่าง ๆ เปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการขัดขวางการให้ความร้อนในการทำกรรมวิธีทางความร้อน

1.4.4 เพื่อเป็นแนวทางในการศึกษาถึงทราบถึงผลจากการลดลงของอุณหภูมิการทำละลายในรูปแบบต่าง ๆ ต่อคุณสมบัติทางกลด้านอื่น ๆ ของ GTD - 111

บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรม

2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับโลหะผสมพิเศษ

2.1.1 การพัฒนาโลหะผสมพิเศษ [4]

การพัฒนาโลหะผสมพิเศษเป็นไปอย่างรวดเร็วในช่วงหลังสงครามโลกครั้งที่ 2 (ค.ศ. 1938-1945) โดยในช่วงแรกนั้น เป็นการพัฒนาทางการทหารเพื่อสร้างเครื่องยนต์ไอพ่น โดยเฉพาะเครื่องบินไอพ่นเพื่อใช้ในสงคราม นำโดยสหรัฐอเมริกาและหลายชาติในทวีปยุโรป ได้แก่ อังกฤษ เยอรมัน และอิตาลี ต่อมาภายหลังสงคราม การพัฒนาโลหะผสมพิเศษเริ่มเปลี่ยนไปในทิศทางของการสร้างพลังงานโดยเฉพาะพลังงานไฟฟ้าภายในโรงผลิตไฟฟ้า ในช่วงนี้เองที่เครื่องจักรกังหันก๊าซ เริ่มเข้ามามีบทบาทในฐานะของเครื่องจักรที่ให้พลังงานสูง แต่เนื่องจากในวัฏจักรการทำงาน ของเครื่องจักรกังหันก๊าซนั้นมีส่วนที่ต้องสัมผัสกับก๊าซร้อนภายใต้สภาวะแรงดันสูง โดยเฉพาะใน ส่วนของใบพัดชิ้นแรกของเครื่องจักรที่เป็นส่วนแรกที่ต้องปะทะกับก๊าซร้อนแรงดันสูงดังกล่าว โลหะผสมพิเศษจึงเป็นคำตอบของการสร้างเครื่องจักรกังหันก๊าซ

จากนั้นโลหะผสมพิเศษอื่น ๆ ก็ได้ถูกพัฒนาขึ้น โดยพัฒนามาจากโลหะผสมนิกเกิล-โครเมียมเกรด FCC 80/20 ซึ่งมีการเติมธาตุผสมอื่น ๆ เช่น ไทเทเนียม, อะลูมิเนียม, โมลิบดีนัม เพื่อช่วยปรับปรุงคุณสมบัติต่าง ๆ ให้ดีขึ้นและมีการลดปริมาณของโครเมียมลงเล็กน้อย ส่วนผสม ทางเคมีของโลหะผสมพิเศษชนิดนี้ โดยมากอยู่ที่ 80%Ni+20%Cr+ (Ti,Al,Mo,Nb,Zr,B,Fe) โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมีความแข็งแรงสูงโดยอาศัยกลไกการเพิ่มความแข็งแรงจาก สารละลายของแข็งและกลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากการตกตะกอนของเฟสแกมมาไพรม์และ คาร์ไบด์

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเป็นโลหะผสมพิเศษที่ถูกใช้งานอย่างกว้างขวางถูกแบ่ง ออกเป็น 3 ประเภทตามชนิดของเนื้อพื้น ดังนี้

2.1.2.2 โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นโคบอลต์

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นโคบอลต์ถูกพัฒนาขึ้นมาในช่วงเวลาที่ไล่เลี่ยกับโลหะผสม พิเศษชนิดเนื้อ พื้นนิกเกิล โดยเริ่มจากระบบโคบอลต์ – โครเมียมและระบบโคบอลต์ – โครเมียม – ทังสเทน ซึ่งต่อมาได้มีการเติม ธาตุผสมอื่น ๆ เช่น แทนทาลัม, ไนโอเบียม, โมลิบดีนัม ฯลฯ เพื่อเพิ่ม

คุณสมบัติบางประการเช่นกัน ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษชนิดนี้โดยประมาณอยู่ที่ 50%Co+25%Cr+(Ta,Nb,Mo) โลหะผสมพิเศษชนิดนี้มีคุณสมบัติที่โดดเด่นกว่าโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลในด้านของอุณหภูมิการใช้งานที่สูงกว่า และมีความต้านการกัดกร่อนในสภาพร้อน (Hot corrosion) ที่ดีกว่าโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลอันเนื่องมาจากปริมาณโครเมียมที่สูงกว่า แต่ข้อด้อยของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นโคบอลท์คือไม่เหมาะสมกับการใช้งานประเภทที่มีการหมุน (non-rotating-part) อย่างไรก็ตามกลไกในการเพิ่มความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นโคบอลท์ มีเพียง กลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากสารละลายของแข็งและกลไกการเพิ่มความแข็งแรงจากการตกตะกอนของเฟสคาร์ไบด์

2.1.2.3 โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล – เหล็ก

โลหะผสมพิเศษในกลุ่มนี้พัฒนามาจากเหล็กกล้าไร้สนิม ซึ่งเพิ่มปริมาณโครเมียมและนิกเกิลเข้าไปให้มากขึ้น โลหะผสมพิเศษในกลุ่มนี้เป็นกลุ่มที่อาศัยการตกตะกอนของสารประกอบระหว่างโลหะเป็นกลไกสำคัญ ที่ใช้เพิ่มความแข็งแรงให้กับเนื้อพื้นของวัสดุ ซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ FCC (faced-center cubic) โลหะผสมพิเศษชนิดนี้มีข้อเด่นที่ราคาถูกเมื่อเปรียบเทียบกับชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลและเนื้อพื้นโคบอลท์ เนื่องจากมีปริมาณธาตุผสมราคาแพงน้อยกว่าโลหะผสมพิเศษ 2 ชนิดที่กล่าวมาแล้ว แต่โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล-เหล็ก ก็มีคุณสมบัติบางประการที่น้อยกว่า คือ มีอุณหภูมิที่ใช้งานต่ำกว่า และความทนทานการกัดกร่อนในสภาพแวดล้อมที่น้อยกว่า

2.1.3 โลหวิทยาเบื้องต้นของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล [4], [5], [6]

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมีโครงสร้างจุลภาคหลัก 3 ประเภท คือ

2.1.3.1 เนื้อพื้นแกมมา (Gamma matrix)

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล มีธาตุนิกเกิลเป็นส่วนผสมหลักของเนื้อพื้น ทำให้เนื้อพื้นมีลักษณะโครงสร้างผลึกแบบ FCC (faced-center cubic) โดยมีธาตุผสมอื่น ๆ ละลายอยู่ในเนื้อพื้นนิกเกิลที่วานี้ด้วย ธาตุผสมดังกล่าวได้แก่ โคบอลท์ , โครเมียม , โมลิบดีนัม และทังสเตน โดยธาตุผสมต่าง ๆ ที่ละลายอยู่ในเนื้อพื้นนิกเกิลนั้น มีส่วนช่วยให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็ง (Solid Solution Strengthening) กล่าวคืออาศัยความแตกต่างของขนาดอะตอม และความแตกต่างของค่าความยืดหยุ่นโมดูลัสระหว่างธาตุผสมอื่น ๆ กับโลหะเนื้อพื้นนิกเกิล ในการเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมพิเศษชนิด

นี้ โดยธาตุที่มีความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็งอย่างมาก ในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้ ได้แก่ ทังสเตน และโครเมียม

อย่างไรก็ตาม ที่อุณหภูมิประมาณ $0.6T_m$ หรือร้อยละ 60 ของอุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุนี้ ปฏิกิริยาการเกิดที่เพิ่มขึ้นในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล จะเป็นไปได้ในรูปแบบของการแพร่ของธาตุต่าง ๆ ในรูปของอะตอม ซึ่งโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้ ได้อาศัยธาตุโมลิบดีนัมและทังสเตน ซึ่งมีความแข็งแรงสูงและมีความสามารถในการแพร่ต่ำเป็นตัวขัดขวางการแพร่ของธาตุผสมตัวอื่น ๆ เป็นผลให้โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้สามารถคงความแข็งแรงที่อุณหภูมิดังกล่าวได้

2.1.3.2 แกมมาไพรม์ (Gamma prime : γ)

แกมมาไพรม์ คือ สารประกอบระหว่างโลหะที่มีสูตรทางเคมี คือ A_3B ซึ่งโดยมากแล้ว ในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้ ธาตุที่มักพบในรูปตำแหน่ง A คือ นิกเกิล, โคบอลต์ ส่วนธาตุที่มักพบในตำแหน่ง B คือ อะลูมิเนียม, ไทเทเนียม หรืออาจเรียกได้ว่า พบในรูป $(Ni,Co)_3(Al,Ti)$ โดยที่นิกเกิลและอะลูมิเนียมเป็นธาตุหลักสารประกอบรูปนี้

เรามักพบแกมมาไพรม์อยู่ในรูปของตะกอนบนเนื้อพื้นแกมมา ซึ่งตะกอนแกมมาไพรม์นี้มีความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้ได้โดยการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่งที่อุณหภูมิสูงขึ้น การเพิ่มความแข็งแรงโดยกลไกนี้จะโดดเด่นมากขึ้น ในขณะที่เดียวกันลักษณะของความเชื่อมโยงกันระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและตะกอนแกมมาไพรม์ทำให้รอยต่อระหว่างทั้งสองมีความเหนียวซึ่งจะช่วยป้องกันการเกิดการแตกหักที่บริเวณรอยต่ออีกด้วย

โดยมากแล้วลักษณะรูปร่างของตะกอนที่พบนี้จะขึ้นอยู่กับความแตกต่างของแลตทิซ (lattice mismatch) ที่เกิดขึ้น โดยเราสามารถพบในรูปของ ทรงกลม (0-0.2%) ลูกบาศก์ (0.5-1.0%) และแผ่น (<1.25%)

สิ่งที่ต้องพึงระวังเกี่ยวกับการเกิดตะกอนแกมมาไพรม์คือ การแทนที่ของธาตุอื่น ๆ ในตำแหน่ง B ซึ่งธาตุที่สามารถเข้าแทนที่ในตำแหน่งดังกล่าวได้แก่ ไทเทเนียม, ไนโอเบียม และแทนทาลัม เมื่อปริมาณของธาตุดังกล่าวนี้มีมากกว่าปริมาณของอะลูมิเนียม ตะกอนแกมมาไพรม์จะเกิดในรูปของ Ni_3Ti , Ni_3Nb หรือ Ni_3Ta โดยเรียกรวมสารประกอบเหล่านี้ว่า เฟสอีต้า (Eta : η) เป็นแกมมาไพรม์ที่อยู่ในลักษณะกึ่งเสถียร และมีลักษณะโครงสร้างแบบรูปหกเหลี่ยม (Hexagonal) ซึ่งมีความเหนียวต่ำกว่าโครงสร้างแบบ FCC อย่างมาก โดยตะกอนของเฟสอีต้ามี่มีแนวโน้มในการแยกตัวไปยังบริเวณขอบเกรน ทำให้เกิดการแตกที่ขอบเกรนได้โดยง่าย

ในการหน่วงไม่ให้เกิดการแปลงเฟสจากแกมมาไปเป็นเฟสอื่น เราสามารถทำได้ โดยการเติมธาตุทั้งสแตนเข้าไปในปริมาณที่เหมาะสม ในขณะที่เดียวกันการป้องกันไม่ให้เกิดการสะสมของตะกอนของเฟสอื่นที่บริเวณขอบเกรนนั้น เราสามารถทำได้โดยการเติมธาตุโบรอนซึ่งมีความสามารถในการจับของขอบเกรนได้ดีกว่าเฟสอื่น ก็จะเป็นการลดการแตกบริเวณขอบเกรน อันเนื่องจากการมีอยู่ของเฟสอื่นได้อีกทางหนึ่ง

2.1.3.3 คาร์ไบด์

สารประกอบคาร์ไบด์เกิดจากการรวมตัวกันของธาตุผสมต่าง ๆ ที่อยู่ในโลหะผสมพิเศษ ชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลกับธาตุคาร์บอน โดยสารประกอบคาร์ไบด์นี้มีลักษณะที่แข็งและเปราะ ดังนั้น การกระจายตัวและตำแหน่งที่อยู่ของคาร์ไบด์เป็นปัจจัยสำคัญที่ส่งผลถึงคุณสมบัติเชิงกลของวัสดุได้เช่นกัน

โดยมากแล้ว โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมักมีคาร์บอนอยู่ในปริมาณ 0.02-0.2% ซึ่งสามารถเกิดสารประกอบคาร์ไบด์ได้ทั้งในเกรนและขอบเกรน การมีอยู่ของสารประกอบคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลโดยการลดช่องว่างระหว่างเกรนลง ขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูงช่องว่างดังกล่าวจะเกิดการรวมตัวกันและเป็นเหตุให้เกิดการเคลื่อนตัวของขอบเกรนและทำให้วัสดุมีความแข็งแรงลดลงได้ ในขณะที่เดียวกันการมีสารประกอบคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนต่อเนื่องตลอดขอบเกรนนั้น อาจทำให้วัสดุสูญเสียความแข็งแรงได้ เนื่องจากคาร์ไบด์ทำหน้าที่ขัดขวางการเคลื่อนตัวของขอบเกรนจนเกิดเป็นความเค้นสะสมบริเวณขอบเกรนและมีปริมาณมากจนเกิดการแตกหักขึ้นได้ ดังนั้นสารประกอบคาร์ไบด์ที่ดีต่อโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนั้นจะต้องเป็นคาร์ไบด์ที่อยู่ตามบริเวณขอบเกรนอย่างต่อเนื่อง

สารประกอบคาร์ไบด์ที่พบบ่อยในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนั้น สามารถพบได้ใน 3 รูป คือ MC, $M_{23}C_6$ และ M_6C ซึ่งคาร์ไบด์แต่ละรูปมีความแตกต่างกันดังนี้

- MC เป็นคาร์ไบด์ที่เกิดในช่วงการแข็งตัวของงานหล่อโลหะผสมพิเศษ จึงเรียกว่า คาร์ไบด์ปฐมภูมิ (primary carbide) โดย MC ทำหน้าที่เป็นเสมือนแหล่งจ่ายคาร์บอนให้เกิดคาร์ไบด์รูปอื่น ๆ ต่อไป ในระหว่างการใช้งานหรือการทำกระบวนการทางความร้อน ซึ่งเราเรียกกระบวนการสลายของ MC นี้ว่า degeneration reaction ธาตุที่มีความสามารถในการสร้างคาร์ไบด์ประเภทนี้ได้แก่ ธาตุจำพวกโลหะทนความร้อน (refractory metal) เช่น ไทเทเนียม , ไนโอเบียม , แทนทาลัม และแฮฟเนียม โดยที่ไนโอเบียมและแทนทาลัมนั้นเพิ่มเสถียรภาพให้กับ

คาร์ไบด์ประเภท MC ให้สามารถคงอยู่แม้ในอุณหภูมิสูงถึง 1200 องศาเซลเซียส ในขณะเดียวกัน โมลิบดีนัมและทังสเตน คือธาตุที่มักทำให้เกิดการสลายตัวของคาร์ไบด์ MC ไปเป็นคาร์ไบด์รูปอื่น

เราสามารถพบคาร์ไบด์ประเภทนี้ได้ทั่วไปโดยมีลักษณะกระจายตัวเป็นหย่อม ๆ ที่บริเวณเนื้อพื้น หรือตามขอบเกรนก็ได้เช่นกัน

- $M_{23}C_6$ เป็นคาร์ไบด์ที่เกิดในกรณีที่โลหะผสมพิเศษมีปริมาณโครเมียมสูง มักเกิดในช่วงอุณหภูมิ 760 – 980 องศาเซลเซียส ซึ่งอาจเป็นช่วงอุณหภูมิที่ใช้งานหรือระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนก็ได้ คาร์ไบด์ชนิดนี้มีแหล่งที่มาของอะตอมคาร์บอน 2 แหล่ง คือ จากการสลายตัวของคาร์ไบด์ประเภท MC ดังที่ได้กล่าวไว้ข้างต้น และจากคาร์บอนอิสระที่ละลายอยู่ในเนื้อพื้นแกมมา

คาร์ไบด์ประเภท $M_{23}C_6$ นี้มักพบตามบริเวณขอบเกรน ซึ่งจากพฤติกรรมดังกล่าวนี้ ได้ส่งผลต่อความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลไปในทิศทางบวก กล่าวคือ หากมี $M_{23}C_6$ อยู่ตามบริเวณขอบเกรนของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลอย่างไม่ต่อเนื่องแล้ว จะเป็นการลดช่องว่างบริเวณขอบเกรน ซึ่งช่วยลดการเกิดการเลื้อนตัวของเกรน อันเป็นกลไกที่สำคัญกลไกหนึ่งที่ทำให้วัสดุเกิดการคืบ ในทางกลับกัน ถ้ามี $M_{23}C_6$ อยู่ตามขอบเกรนอย่างต่อเนื่อง หรือไม่มี $M_{23}C_6$ อยู่ตามขอบเกรนเลย โดยประโยชน์ที่ได้จากการมีอยู่ของ $M_{23}C_6$ ก็จะเป็นไปในทิศทางตรงกันข้าม ซึ่งก็คือลดความแข็งแรงของวัสดุนั่นเอง

ธาตุผสมที่เป็นตัวสร้างคาร์ไบด์ประเภทนี้ได้แก่ โครเมียม, โมลิบดีนัม และทังสเตน ซึ่งเราอาจพบคาร์ไบด์ประเภทนี้ในรูปของ $Cr_{21}(Mo,W)_2C_6$

สิ่งที่ต้องระวังสำหรับการเกิดคาร์ไบด์ประเภท $M_{23}C_6$ คือ การเกิดการแปลงเฟสจากคาร์ไบด์เป็นเฟสซิกมา (Sigma : σ) ซึ่งเป็นเฟสที่มีความแข็งแรงสูงและมีลักษณะเป็นแผ่น จึงเปรียบเสมือนเป็นแหล่งกำเนิดและเส้นทางการขยายตัวของรอยแตก อันจะส่งผลร้ายต่อคุณสมบัติทางกลของวัสดุ นอกจากนี้ เนื่องจากเฟสซิกมาที่เกิดขึ้นนี้ มีส่วนประกอบหลักเป็นโลหะทนความร้อน ทำให้ภายในเนื้อพื้นแกมมาหลงเหลือธาตุเหล่านี้ในปริมาณน้อย จึงเป็นเหตุให้ความแข็งแรงที่ได้จากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็งลดลง

- M_6C เป็นคาร์ไบด์ที่พบในกรณีที่โลหะผสมมีปริมาณโมลิบดีนัมและทังสเตนสูง ซึ่งมักเกิดที่อุณหภูมิสูงกว่าคาร์ไบด์ประเภท $M_{23}C_6$ เล็กน้อย คือที่ 815 – 980 องศาเซลเซียส โดยคาร์ไบด์ประเภทนี้มักพบในรูป $(Ni,Co)_3Mo_3C$ และ $(Ni,Co)_2W_4C$

เรามักพบคาร์ไบด์ประเภท M_6C ตามบริเวณขอบเกรนเช่นเดียวกับ $M_{23}C_6$ แต่เนื่องจาก M_6C เสถียรที่อุณหภูมิสูงกว่า ดังนั้นจึงส่งผลดีในการควบคุมขนาดของเกรนในโลหะผสมพิเศษ

ประเภทที่ 2 มากกว่าการเพิ่มความแข็งแรงโดยการยับยั้งการเคลื่อนตัวของเกรนในโลหะผสมพิเศษประเภทหล่อ

2.1.4 สมบัติทั่วไปของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล [4], [5], [6], [7]

2.1.4.1 ความต้านทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot Corrosion Resistance)

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง เนื่องจากมีธาตุโครเมียมและอะลูมิเนียมซึ่งสามารถเกิดเป็นสารประกอบออกไซด์ Cr_2O_3 และ Al_2O_3 ที่มีความเสถียรจนถึงอุณหภูมิสูง และทำหน้าที่ป้องกันการเกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อนเป็นผลให้ที่อุณหภูมิที่ใช้งานโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมีความต้านทานการกัดกร่อนดี อย่างไรก็ตาม การเติมโครเมียมมากเกินไปอาจทำให้เกิดเฟสที่เป็นอันตราย ได้แก่ เฟสซิกม่า ซึ่งโดยปกติแล้วจะป้องกันโดยเติมโครเมียมในปริมาณ 15 – 19 %

2.1.4.2 การนำความร้อน

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลมีค่าการนำความร้อนสูง ซึ่งเป็นคุณสมบัติที่เหมาะสมกับการนำวัสดุดังกล่าวไปใช้งานที่ต้องการการกระจายความร้อนที่ดี เช่น ชิ้นส่วนใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซหรือเครื่องบิน เพื่อลดปริมาณความเค้นเนื่องจากความร้อน (thermal stress) และความล้าเนื่องจากความร้อน (thermal fatigue) ซึ่งเมื่อสะสมเป็นปริมาณมากแล้วอาจนำมาซึ่งความเสียหายแก่ชิ้นงานนั้นได้

2.1.4.3 ความเสถียรของเฟสต่าง ๆ ที่อุณหภูมิสูง

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนี้ มีเฟสที่เสถียรที่สามารถรักษาความแข็งแรงที่เสถียรนี้ไว้ได้ถึงช่วงอุณหภูมิสูง เช่น ตะกอนแกมมาไพรม์ หรือ คาร์ไบด์ เป็นต้น ซึ่งเฟสดังกล่าวนี้ มีส่วนช่วยในการเพิ่มคุณสมบัติที่สำคัญให้กับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลที่อุณหภูมิได้เป็นระยะเวลานานเพียงพอกับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

2.2 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล เกรด GTD-111

2.2.1 ประวัติความเป็นมาของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิล เกรด GTD-111 [8]

โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 ถูกพัฒนาขึ้นในปี ค.ศ.1970 โดยบริษัท จี อี อิลคทริก จำกัด ซึ่ง GTD-111 ถูกพัฒนาขึ้นมาแทนที่ Rene 80 และ IN-738LC เนื่องจากด้วยคุณสมบัติด้านความร้อนที่ดีกว่า

2.2.2 สมบัติพิเศษของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111

จากการศึกษาของ Sajjadi et al. [8] โดยเปรียบเทียบคุณสมบัติด้านต่าง ๆ ของ GTD-111 กับ IN – 738LC ซึ่งเป็นวัสดุในกลุ่มโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิลเช่นเดียวกัน พบว่า GTD-111 มีสมบัติความต้านทาน ความเค็บที่อุณหภูมิสูงกว่า IN – 738LC ประมาณ 20 องศาเซลเซียส และ GTD-111 ยังมีความแข็งแรงจุดคราก (Yield strength) สูงกว่า IN – 738LC ในช่วงอุณหภูมิ 25 – 900 องศาเซลเซียส แต่ GTD-111 กลับมีความเหนียวในการทดสอบแรงดึง (Tensile ductility) ต่ำกว่า IN – 738LC เนื่องจากการมีสัดส่วนเชิงปริมาตรของธาตุทันทไฟและอนุภาคแกมมาไพรม์ใน GTD -111 ที่สูงกว่า ในขณะที่สมบัติด้านความต้านทานการเกิดออกซิเดชันและความต้านทานการกัดกร่อน ของ GTD-111 และ IN – 738LC มีความใกล้เคียงกัน เนื่องจากวัสดุทั้งสองมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายคลึงกัน

2.2.3 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111

ตารางที่ 2.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิลเกรด GTD-111 (ร้อยละโดยน้ำหนัก) [9]

Ni	Cr	Co	Ti	W	Al	Ta	Mo	Fe	C	B
Bal.	13.5	9.5	4.75	3.8	3.3	2.7	1.53	2.3	0.09	0.01

ตารางที่ 2.2 แสดงผลของธาตุผสมต่าง ๆ ในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิลเกรด GTD-111 [10], [11], [12]

ธาตุ	ผลที่ได้รับ
นิกเกิล	- โครงสร้างเนื้อพื้่นเป็นออสเตนไนท์ซึ่งทนต่อความร้อนสูงและสามารถละลายธาตุผสมอื่น ๆ ได้ดีโดยไม่เกิดเฟสอันตราย
โครเมียม	- เกิดฟิล์มพาสซีฟ Cr_2O_3 ซึ่งมีส่วนช่วยในการเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน และการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง - เกิดกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็ง - เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภท $M_{23}C_6$ ที่บริเวณขอบเกรน ช่วยให้มี ความต้านทานการเค็บที่ดี - หากมีมากเกินไปจะทำให้เกิดเฟสซิกมา , ลดอุณหภูมิหลอมเหลวของเฟสแกมมาไพรม์ และลดอุณหภูมิต้านทานแรงดึงสูงสุดลง
โคบอลท์	- ช่วยเพิ่มอุณหภูมิหลอมเหลวของเฟสแกมมาไพรม์ - ละลายในเนื้อพื้่นแกมมา

	- ปรับปรุงความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง
เหล็ก	- เพิ่มความหนาแน่น - ทำให้โครงสร้างเนื้อพื้นเป็นออสเตนไนท์
ไทเทเนียม	- เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงเนื่องจากเกิดฟิล์มออกไซด์ได้ - เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภท MC - อาจเกิดสารประกอบไนไตรด์ - หากมีมากเกินไป จะเกิดการแยกตัวที่ในเนื้อพื้นและบริเวณขอบเกรน ส่งผลให้ขึ้นรูปได้ยาก
อะลูมิเนียม	- เกิดฟิล์มพาสซีฟ Al_2O_3 ซึ่งมีส่วนช่วยในเพิ่มการความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง - หากมีมากเกินไปจะทำให้สารประกอบออกไซด์ที่เกิดขึ้นแยกตัวอยู่ตามบริเวณขอบเกรนและขึ้นรูปได้ยาก - เกิดกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบการตกตะกอนจากสารประกอบระหว่างโลหะกับนิกเกิลและไทเทเนียม : $Ni_3(Al,Ti)$
โมลิบดีนัม	- เกิดกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็งที่อุณหภูมิสูง - เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภท M_6C ที่บริเวณขอบเกรน ช่วยให้มี ความแข็งแรงดีขึ้น - หากมีมากเกินไปจะเกิดเป็นสารประกอบคาร์ไบด์มาก และมีความสามารถในการขึ้นรูปลดลง - เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง
ทังสเตน	- ละลายในเนื้อพื้นและเพิ่มความแข็งแรงโดยกลไกสารละลายของแข็ง - เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภท MC
แทนทาลัม	- เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภท M_6C ที่บริเวณขอบเกรน ช่วยให้มี ความแข็งแรงดีขึ้น
คาร์บอน	- เป็นส่วนประกอบของสารประกอบคาร์ไบด์ โดยรวมตัวกับธาตุผสมต่าง ๆ ที่เป็นส่วนผสมของวัสดุ เกิดเป็นสารประกอบคาร์ไบด์ในรูป $MC \cdot M_{23}C_6 \cdot M_6C$
โบรอน	- เกิดการแยกตัวที่บริเวณขอบเกรน - เกิดสารประกอบโบไรด์ - ปรับปรุง Rupture life โดยมีความเหนียวดีขึ้น

2.2.4 สมบัติทางโลหวิทยาของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 [13]

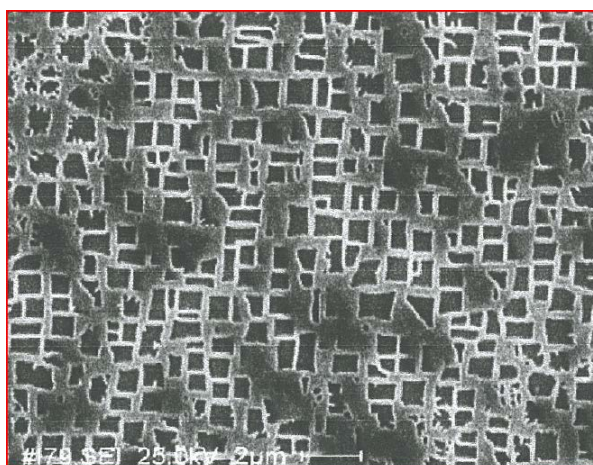
เนื่องจากภายในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 ประกอบด้วยธาตุผสมจำนวนมาก ซึ่งมีผลทำให้เกิดเฟสต่าง ๆ ทำให้โครงสร้างของ GTD-111 เป็นแบบโครงสร้างหลายเฟส (Multi – phase microstructure) ซึ่งเฟสต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นใน GTD-111 มีดังนี้

2.2.4.1 โลหะเนื้อพื้น (แกมมา : γ)

สำหรับ GTD-111 ซึ่งเป็นเกรดหนึ่งของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลนั้น มีโครงสร้างเนื้อพื้นต่อเนื่องเป็นแบบ FCC ซึ่งแม่เหล็กดูดไม่ติด โดนส่วนประกอบส่วนใหญ่ของเฟสเป็นธาตุที่ทำให้เกิดสารละลายของแข็งซึ่งสามารถละลายได้ดีในโครงสร้างแบบ FCC เช่น Co, Fe, Cr, Mo และ W

2.2.4.2 อนุภาคแกมมาไพรม์ (γ')

อนุภาคแกมมาไพรม์เป็นสารประกอบระหว่างโลหะนิกเกิลกับอะลูมิเนียมและไทเทเนียม โดยอยู่ในรูปของ $Ni_3(Al,Ti)$ โดยใน GTD-111 นี้ แกมมาไพรม์จะอยู่ในรูปของตะกอนทรงเหลี่ยม (และทรงกลม) และมีปริมาณอยู่ 60 % โดยปริมาตร ซึ่งช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับ GTD-111 โดยกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบการตกตะกอน

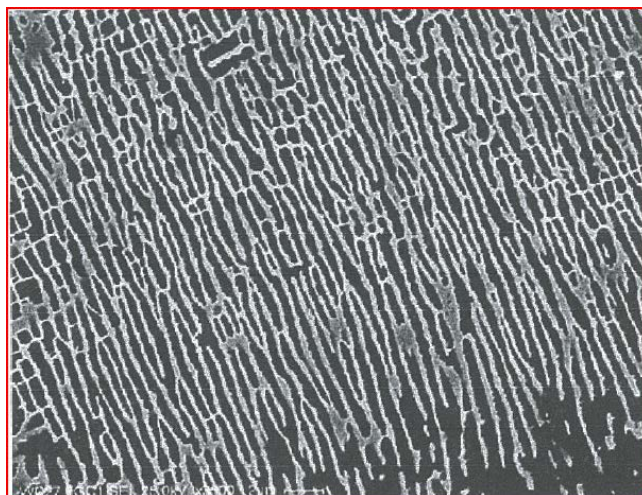


รูปที่ 2.1 ตะกอนแกมมาไพรม์ทรงเหลี่ยมบนเนื้อพื้นของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 [14]

2.2.4.3 โครงสร้างยูเทคติก (γ - γ' eutectic)

เป็นโครงสร้างที่เกิดขึ้นในช่วงสุดท้ายของการแข็งตัว เนื่องจากโครงสร้างยูเทคติกถูกพบกระจายอยู่ตามบริเวณขอบของเดนไดรต์ (dendrite boundary) ใกล้กับ Micropores (รูขนาด

จุลภาค) ซึ่งโครงสร้างยูเทคติกจะมีขนาดประมาณ 30 – 135 ไมครอน และมีสัดส่วนเชิงปริมาตรใน GTD-111 ประมาณร้อยละ 0.15 – 6.0



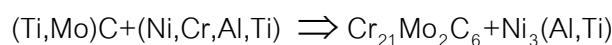
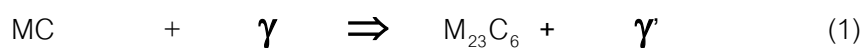
รูปที่ 2.2 โครงสร้างยูเทคติกที่พบในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิเกิลเกรด GTD-111 [5]

2.2.4.4 คาร์ไบด์

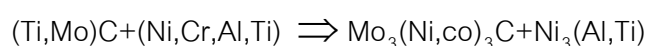
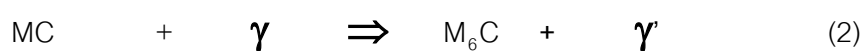
GTD-111 มีปริมาณคาร์บอน 0.02-0.2% โดยน้ำหนัก โดยธาตุที่มีความสามารถในการรวมตัวกับคาร์บอนสูง (strong affinity) เช่น ไทเทเนียม, แทนทาลัม และไนโอเบียม จะรวมตัวกับคาร์บอนเกิดเป็นสารประกอบคาร์ไบด์ของโลหะที่มีความแข็งสูงขึ้นภายในเนื้อวัสดุ โดยคาร์ไบด์นี้จะเกิดขึ้นระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อนและระหว่างการใช้งาน ซึ่งปฏิกิริยาการเกิดคาร์ไบด์ในโครงสร้างของ GTD-111 มีดังนี้

- MC เกิดในช่วงการแข็งตัวจากการหลอม ซึ่งเป็นแหล่งคาร์บอนให้เกิดสารประกอบคาร์ไบด์ประเภทอื่นต่อไป

- การเกิดคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ เป็นไปตามปฏิกิริยา ดังนี้



- การเกิดคาร์ไบด์ชนิด M_6C เป็นไปตามปฏิกิริยา ดังนี้



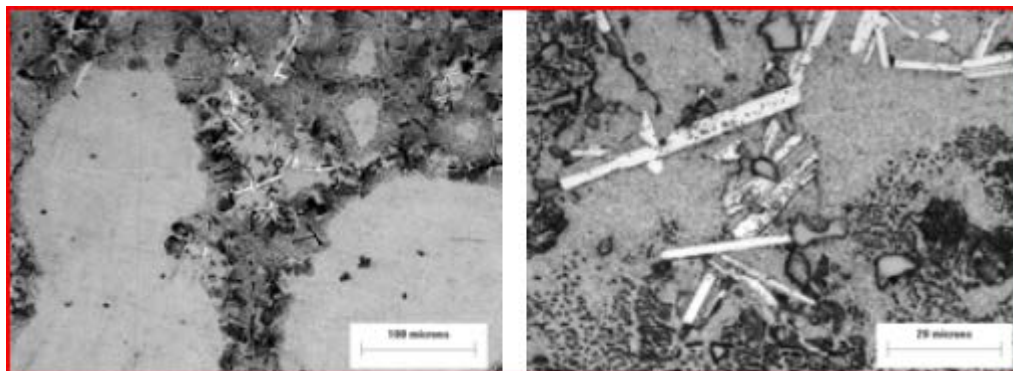
- การเกิดปฏิกิริยาย้อนกลับระหว่าง $M_{23}C_6$ และ M_6C



รูปที่ 2.3 ตะกอนคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนเนื้อพื้นแกมมา พบในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้น นิกเกิล เกรด GTD-111 [5]

2.2.4.5 เฟสที่เป็นอันตราย (TCP phase : Detrimental topologically close-packed phases)

เฟสที่เป็นอันตรายหรือ TCP phase เป็นเฟสที่เราไม่ต้องการให้เกิดขึ้นในวัสดุ GTD-111 เนื่องจากมีคุณสมบัติทางกลไม่ดีนัก เฟสที่เป็นอันตรายสามารถเกิดขึ้นได้ระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนหรือระหว่างการใช้งานในกรณีที่ควบคุมส่วนผสมทางเคมีไม่ดี โดยจะมีลักษณะเป็นแผ่นบางหรือเข็มที่มีความแข็งสูงและค่อนข้างเปราะ เช่น เฟสอีต้า (η -phase) ดังรูปที่ 2.4 ซึ่งมักเกิดที่บริเวณขอบเกรน จึงเป็นจุดกำเนิดของรอยแตกและการขยายตัวต่อไปเรื่อย ๆ จนทำให้เกิดการแตกแบบเปราะที่อุณหภูมิต่ำในที่สุด นอกจากนี้ยังมีผลทำให้ Rupture strength และความเหนียวต่ำลงอีกด้วย โดยเฟสที่เป็นอันตรายนี้จะเกิดที่บางส่วนของผสมและบางสภาวะเท่านั้น



รูปที่ 2.4 เฟสสีดำที่พบในโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 [21]

2.3 กรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมพิเศษ [4]

การทำกรรมวิธีทางความร้อน หรือ Heat treatment ให้กับโลหะผสมพิเศษนั้นเป็นการทำเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษให้พร้อมสำหรับกระบวนการขั้นต่อไป ไม่ว่าจะเป็นการขึ้นรูป เช่น การทุบขึ้นรูป (forging) หรือการเคลือบผิวซึ่งต้องอาศัยความร้อนและอุณหภูมิที่สูงเพื่อทำให้เกิดปฏิกิริยาเคมีขึ้นที่ผิวของโลหะผสมพิเศษ นอกจากนี้ยังช่วยปรับปรุงคุณสมบัติเชิงกลบางประการที่เกี่ยวข้องกับโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษให้ดีขึ้นอีกด้วย

สำหรับโลหะทั่วไปนั้น มีเป้าหมายในการทำกรรมวิธีทางความร้อน ดังนี้

- ลดความเค้นเหลือค้างภายในชิ้นงานซึ่งผ่านการขึ้นรูปมา
- ส่งเสริมให้เกิดการจัดเรียงอะตอมที่มีอยู่ในวัสดุใหม่
- ส่งเสริมการโตของเกรนเนื่องจากอุณหภูมิสูง ขอบเกรนจะสามารถแพร่ได้เร็วกว่าที่

อุณหภูมิต่ำ

- ส่งเสริมการเกิดเกรนที่ได้จากการตกผลึกใหม่
- ละลายเฟสบางเฟสกลับเข้าสู่เนื้อพื้น โดยมากจะทำกับเฟสที่ไม่ต้องการหรือเฟสที่เป็น

อันตรายต่อคุณสมบัติของวัสดุ เช่น TCP phase ในโลหะผสมพิเศษ เป็นต้น

- เพื่อให้เกิดเฟสใหม่ที่ต้องการ อย่างเช่น ตะกอน ซึ่งช่วยเสริมความแข็งแรงโดยกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบการตกตะกอน

- ทำให้ส่วนผสมทางเคมีที่ผิวของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงไปโดยการเติมธาตุผสมเฉพาะที่ผิว

- ทำให้เกิดเฟสใหม่อันเนื่องมาจากการเติมธาตุอื่นเข้าไป

-

2.3.1 กรรมวิธีทางความร้อนที่ใช้กันบ่อยสำหรับโลหะผสมพิเศษ [4]

ดังที่กล่าวไปในข้างต้นแล้วว่าการทำกรรมวิธีทางความร้อน มีวัตถุประสงค์เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเพื่อส่งเสริมขั้นตอนการผลิตขั้นต่อไปและปรับปรุงสมบัติบางประการของวัสดุ กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับโลหะผสมพิเศษก็มีวัตถุประสงค์ดังกล่าวเช่นกัน ซึ่งสามารถจำแนกออกเป็น 5 กรรมวิธี ดังนี้

2.3.1.1 การคลายความเค้น (Stress relieving)

วัตถุประสงค์ในการอบเพื่อคลายความเค้นนั้น คือ เพื่อลดปริมาณความเค้นตกค้างที่หลงเหลืออยู่ในเนื้อโลหะผสมพิเศษโดยปราศจากการตกผลึกใหม่ของเกรนให้ได้มากที่สุด โดยความเค้นตกค้างนี้เกิดจากการขึ้นรูปชิ้นงาน การแปลงเฟสในขณะที่โลหะเย็นตัวซึ่งเฟสที่เปลี่ยนแปลงไปนั้นได้มีความหนาแน่นแตกต่างจากเฟสเดิมและการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ซึ่งทำให้ในแต่ละบริเวณของชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงขนาดไม่เท่ากัน ความเค้นที่ตกค้างอยู่มากจะลดสมบัติทางกลบางประการของโลหะผสมพิเศษ เช่น ความแข็งแรงสูงสุด , ความต้านทาน , ความล้า และความต้านทานการกัดกร่อน เป็นต้น แต่ในทางกลับกัน ก็ต้องระมัดระวังเรื่องของผลจากอุณหภูมิที่สูงจากการอบคลายความเค้น ซึ่งอาจก่อให้เกิดเฟสที่ไม่ต้องการหรือเฟสที่เป็นอันตรายตามมา รวมทั้งความต้านทานการกัดกร่อนที่อาจลดลงจากอุณหภูมิที่สูงขึ้นด้วย

การอบคลายความเค้นจะกระทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิลบอ่อนหรืออุณหภูมิกการตกผลึกใหม่ของโลหะผสมพิเศษ โดยทั่วไปแล้วจะทำที่อุณหภูมิประมาณ 425-870 องศาเซลเซียส ขึ้นอยู่กับส่วนประกอบทางเคมี , ลักษณะทางโลหวิทยาของโลหะผสมพิเศษ , ปริมาณความเค้นตกค้าง และระดับการขึ้นรูปเย็น (Degree of Work hardening) ด้วย

โดยปกติแล้วโลหะผสมพิเศษประเภทหล่อนั้น ไม่จำเป็นต้องทำการอบคลายความเค้นเนื่องจากในกระบวนการการหล่อนั้นไม่ได้ใช้แรงหรือความเค้นในการขึ้นรูป ยกเว้นกรณีดังต่อไปนี้

- เป็นโลหะผสมพิเศษประเภทหล่อที่ไม่ได้เพิ่มความแข็งแรงโดยกลไกการตกตะกอน
- ชิ้นงานมีความซับซ้อนมาก และ/หรือ มีมุมแหลมคมที่เกิดจากเป็นจุดกำเนิดของรอยแตกระหว่างที่ให้ความร้อนเพื่อการใช้งาน
- ชิ้นงานต้องการความแม่นยำของขนาดมาก
- ชิ้นงานผ่านการเชื่อมมาก่อน

นอกจากนี้ในกรณีที่ต้องการคลายความเค้นให้กับชิ้นงานโลหะผสมพิเศษชนิดหล่อนั้น มีอีกทางเลือกหนึ่ง คือ การทำสมดุลทางความเค้น (Stress equalizing) ซึ่งเป็นกรรมวิธีทางความ

ร้อนที่ต่ำกว่าอุณหภูมิตำ่ โดยการนำชิ้นงานไปแช่แข็งก่อนการใช้งานเพื่อป้องกันไม่ให้เกิดการตกตะกอน

ตารางที่ 2.3 วัฏจักรการอบคลายความเค้นและการอบอ่อนสำหรับโลหะผสมพิเศษแบบรีด [4]

Alloy	Stress relieving			Annealing(a)		
	Temperature		Holding time per inch of section, h	Temperature		Holding time per inch of section, h
	°C	°F		°C	°F	
Iron-base and iron-nickel-chromium alloys						
19-9 DL	675(b)	1250(b)	4	980	1800	1
A-286	(c)	(c)	...	980	1800	1
Discaloy	(c)	(c)	...	1035	1900	1
Nickel-base alloys						
Astroloy	(c)	(c)	...	1135	2075	4
Hastelloy X	(c)	(c)	...	1175	2150	1
Incoloy 800	870	1600	1½	980	1800	¼
Incoloy 800H	1175	2150	...
Incoloy 825	980	1800	...
Incoloy 901	(c)	(c)	...	1095	2000	2
Inconel 600	900	1650	1	1010	1850	½(d)
Inconel 601	980	1800	...
Inconel 625	870	1600	1	980	1800	1
Inconel 690	1040	1900	½
Inconel 718	(c)	(c)	...	955	1750	1
Inconel X-750	880(c)	1625(c)	...	1035	1900	½
Nimonic 80A	(c)	(c)	...	1080	1975	2
Nimonic 90	(c)	(c)	...	1080	1975	2
Rene 41	(c)	(c)	...	1080	1975	2
*Udimet 500	(c)	(c)	...	1080	1975	4
*Udimet 700	(c)	(c)	...	1135	2075	4
*Waspaloy	(c)	(c)	...	1010	1850	4
Cobalt-chromium-nickel-base alloys						
L-605 (HS-25)	(f)	(f)	...	1230	2250	1
N-155 (HS-95)	(f)	(f)	...	1230	2150	...
S-816	(f)	(f)	...	1205	2200	1

2.3.1.2 การอบอ่อนแบบสมบูรณ์ (Annealing/Full annealing)

เป็นกรรมวิธีทางความร้อนที่ทำให้เกิดการตกผลึกใหม่อย่างสมบูรณ์ทั่วทั้งชิ้นงาน และทำให้เกิดความอ่อนตัวสูงสุดของวัสดุ ในกรณีของโลหะผสมพิเศษนั้น การอบอ่อนสามารถช่วยลดความแข็งและเพิ่มความเหนียวได้ดี ซึ่งเสริมการขึ้นรูปและช่วยให้ทำการกลึงได้งายในงานเชื่อมโลหะผสมพิเศษ การอบอ่อนช่วยเตรียมชิ้นงานให้พร้อมสำหรับการเชื่อม และยังช่วยคลายความเค้นภายหลังการเชื่อมอีกด้วย

นอกจากนี้ การอบอ่อนยังช่วยปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษ โดยเฉพาะในกรณีของโครงสร้างที่เกิดจากการบ่มแข็ง (Age hardening) ซึ่งจะทำให้เกิดการละลายกลับสู่นี้อพื้นของเฟสที่สอง (โดยมากเป็นตะกอนหรือสารประกอบบางประเภท) และในบางครั้งยังใช้การอบอ่อนในการทำให้ชิ้นงานหล่อมีความเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogenization) อีกด้วย

สำหรับโลหะผสมพิเศษ โดยปกติอุณหภูมิที่ทำการอบอ่อนจะอยู่ในช่วง 705 – 1,205 องศาเซลเซียส ขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคและระดับการขึ้นรูปเย็นของโลหะผสมพิเศษนั้น ๆ แต่ในทางปฏิบัติสามารถใช้ได้กับโลหะผสมพิเศษที่ผ่านการขึ้นรูปแบบไม่ทำให้แข็งขึ้นโดยเฟสแกมมาไพโรมเท่านั้น

2.3.1.3 การอบอ่อนในกระบวนการ (In-process annealing)

ในการขึ้นรูปเย็นของโลหะผสมพิเศษนั้น จำเป็นจะต้องพิจารณาถึงความรุนแรงของการขึ้นรูป เนื่องจากความรุนแรงที่มากอาจก่อให้เกิดความเสียหายในระหว่างการขึ้นรูปเย็น เช่น ในกรณีของการทอบขึ้นรูปแบบหลายขั้นตอน ซึ่งมีการเปลี่ยนอุณหภูมิในการทอบขึ้นรูปตามแต่ละขั้นตอน การทำการอบอ่อนในกระบวนการ จะช่วยลดโอกาสการเกิดความเสียหายที่อาจเกิดขึ้นกับชิ้นงานขณะผ่านการขึ้นรูปได้

สำหรับชิ้นงานที่ทำการขึ้นรูปร้อนนั้น การอบอ่อนในกระบวนการจะทำให้โลหะผสมพิเศษมีความสามารถในการขึ้นรูปสูงขึ้น โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการอบจะค่อนข้างกว้างขึ้นกับส่วนประกอบทางเคมีของโลหะผสมพิเศษที่ใช้และการใช้งานจริง

อย่างไรก็ตาม การทำการอบอ่อนในกระบวนการ บางครั้งต้องจำกัดอุณหภูมิในการอบไว้เพื่อไม่ให้เฟสที่สองถูกละลายหมดไป ทั้งนี้เพื่อให้เฟสที่สองช่วยทำหน้าที่ในการหน่วงและยับยั้งการโตของเกรน

2.3.1.4 กระบวนการละลาย (Solution treating/Solution annealing)

ในการทำสารละลายนั้น จะทำเพื่อละลายเฟสที่สอง ซึ่งอาจเป็นตะกอนหรือสารประกอบบางอย่างให้ละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้น ทั้งนี้เพื่อส่งเสริมความต้านทานการกัดกร่อนให้มีค่าสูงสุด และยังเป็นเตรียมชิ้นงานสำหรับการบ่มแข็ง ซึ่งวัสดุจะต้องมีโครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอก่อนทำการบ่มแข็งและการตกผลึกใหม่อย่างสมบูรณ์ซึ่งจะให้ได้ความเหนียวสูงสุด อย่างไรก็ตาม ในทางปฏิบัติ การทำละลายอาจไม่สามารถละลายเฟสที่สองทั้งหมดในกรณีของโลหะผสมพิเศษที่มีการเพิ่มความแข็งแรงโดยกลไกตกตะกอน ตัวอย่างการทำการกระบวนการละลายของโลหะผสมพิเศษดังตารางที่ 2.3 และ 2.4

ตารางที่ 2.4 วัฏจักรการทำกระบวนการละลายและการบ่มแข็งสำหรับโลหะผสมพิเศษแบบรีด [4]

Alloy	Heat treatment (temperature/duration in h/cooling)
Polycrystalline (conventional) castings	
B-1900/B-1900 + Hf	1080 °C (1975 °F)/4/AC + 900 °C (1650 °F)/10/AC
IN-100	1080 °C (1975 °F)/4/AC + 870 °C (1600 °F)/12/AC
IN-713	As-cast
IN-718	1095 °C (2000 °F)/1/AC + 955 °C (1750 °F)/1/AC + 720 °C (1325 °F)/8/FC + 620 °C (1150 °F)/8/AC
IN-718 with hot isostatic pressing (HIP)	1150 °C (2100 °F)/4/FC + 1190 °C (2175 °F)/4/15 ksi (HIP) + 870 °C (1600 °F)/10/AC + 955 °C (1750 °F)/1/AC + 730 °C (1350 °F)/8/FC + 665 °C (1225 °F)/8/AC
IN-738	1120 °C (2050 °F)/2/AC + 845 °C (1550 °F)/24/AC
IN-792	1120 °C (2050 °F)/4/RAC + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 845 °C (1550 °F)/24/AC
IN-939	1160 °C (2120 °F)/4/RAC + 1000 °C (1830 °F)/6/RAC + 900 °C (1650 °F)/24/AC + 700 °C (1290 °F)/16/AC
MAR-M-246 + Hf	1220 °C (2230 °F)/2/AC + 870 °C (1600 °F)/24/AC
MAR-M-247	1080 °C (1975 °F)/4/AC + 870 °C (1600 °F)/20/AC
Rene 41	1065 °C (1950 °F)/3/AC + 1120 °C (2050 °F)/0.5/AC + 900 °C (1650 °F)/4/AC
Rene 77	1163 °C (2125 °F)/4/AC + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 925 °C (1700 °F)/24/AC + 760 °C (1400 °F)/16/AC
Rene 80	1220 °C (2225 °F)/2/GFQ + 1095 °C (2000 °F)/4/GFQ + 1050 °C (1925 °F)/4/AC + 845 °C (1550 °F)/16/AC
Udimet 500	1150 °C (2100 °F)/4/AC + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 760 °C (1400 °F)/16/AC
Udimet 700	1175 °C (2150 °F)/4/AC + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 845 °C (1550 °F)/24/AC + 760 °C (1400 °F)/16/AC
Waspaloy	1080 °C (1975 °F)/4/AC + 845 °C (1550 °F)/4/AC + 760 °C (1400 °F)/16/AC
Directionally-solidified (DS) castings	
DS MAR-M-247	1230 °C (2250 °F)/2/GFQ + 980 °C (1800 °F)/5/AC + 870 °C (1600 °F)/20/AC
DS MAR-M-200 + Hf	1230 °C (2250 °F)/4/GFQ + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 870 °C (1600 °F)/32/AC
DS Rene 80H	1190 °C (2175 °F)/2/GFQ + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 870 °C (1600 °F)/16/AC
Single-crystal castings	
CMSX-2	1315 °C (2400 °F)/3/GFQ + 980 °C (1800 °F)/5/AC + 870 °C (1600 °F)/20/AC
PWA 1480	1290 °C (2350 °F)/4/GFQ + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 870 °C (1600 °F)/32/AC
Rene N4	1270 °C (2320 °F)/2/GFQ + 1080 °C (1975 °F)/4/AC + 900 °C (1650 °F)/16/AC
AC, air cooling; FC, furnace cooling; GFQ, gas furnace quench; RAC, rapid air cooling	

กรรมวิธีการตกตะกอนจะควบคุมการบ่ม (Aging) เพื่อให้เกิดตะกอนที่มีชนิด ขนาด รูปร่าง และปริมาณตามที่ต้องการ (ในกรณีของ TCP phases ถือเป็นเฟสที่ต้องควบคุมไม่ให้เกิดขึ้น)

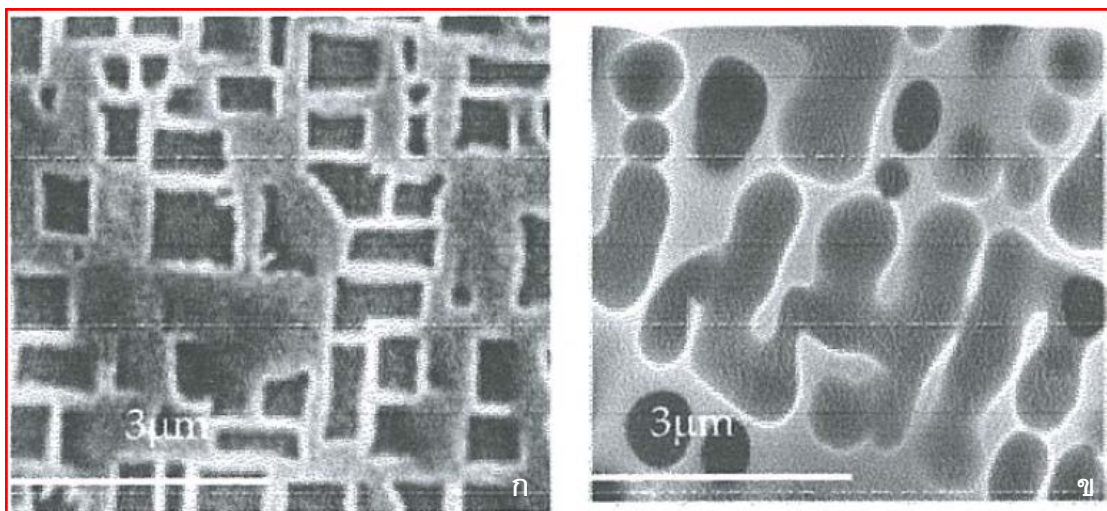
ปัจจัยที่มีผลต่อการเลือกจำนวนขั้นตอนการบ่มแข็งและอุณหภูมิในการตกตะกอน มีดังนี้

- ชนิดและปริมาณของเฟสที่ต้องการให้ตกตะกอน
- อุณหภูมิการใช้งาน
- ขนาดของเฟสที่ตกตะกอนที่ต้องการ
- ความแข็งแรงและความเหนียวที่ต้องการ
- กรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมพิเศษที่คล้ายคลึงกัน

2.4 กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับการฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111 (Rejuvenates heat treatment) [9]

ในระหว่างการใช้งานโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111 เป็นใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซนั้น เมื่อวัสดุได้รับความร้อนและความเค้นจากก๊าซร้อนแรงดันสูงที่ว่่านี้ จะทำให้ลักษณะโครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนไป กล่าวคือ อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนอยู่ในเนื้อพื้่นจะเกิดการละลายกลับเข้าไปยังเนื้อพื้่น และเกิดการแพร่ไปรวมตัวกับอนุภาคแกมมาไพรม์อื่นๆ ที่มีขนาดใหญ่กว่าและยังหลงเหลืออยู่ และมีลักษณะรูปร่างที่กลมเพื่อลดพลังงานของระบบตามหลักของอุณหพลศาสตร์ (thermodynamics) ทำให้ลักษณะโครงสร้างจุลภาคเดิมที่อนุภาคแกมมาไพรม์เป็นทรงหลายเหลี่ยม (polygonal) หรือ ทรงลูกบาศก์ (cuboid) กลายเป็นอนุภาคแกมมาไพรม์ทรงกลม (spheroid) ขนาดใหญ่ภายหลังการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน

ในการทำกรรมวิธีทางความร้อนหรือ Rejuvenated heat treatment ของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด GTD-111 ที่ถูกใช้งานเป็นใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซในโรงผลิตไฟฟ้าจะทำภายหลังการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานกว่า 70,000 ชั่วโมง เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 จากแกมมาไพรม์ที่มีลักษณะเป็นทรงกลม (ดังรูปที่ 2.5ข)) อันเนื่องมาจากความร้อนและเค้นที่เกิดระหว่างการใช้งาน เพื่อให้ชิ้นงานมีโครงสร้างจุลภาคคล้ายโครงสร้างจุลภาคก่อนการใช้งาน (ดังรูปที่ 2.5ก)) ซึ่งตะกอนแกมมาไพรม์มีลักษณะเป็นทรงหลายเหลี่ยมให้ได้มากที่สุด เพื่อเป็นการลดค่าใช้จ่ายทดแทนการซื้อใหม่

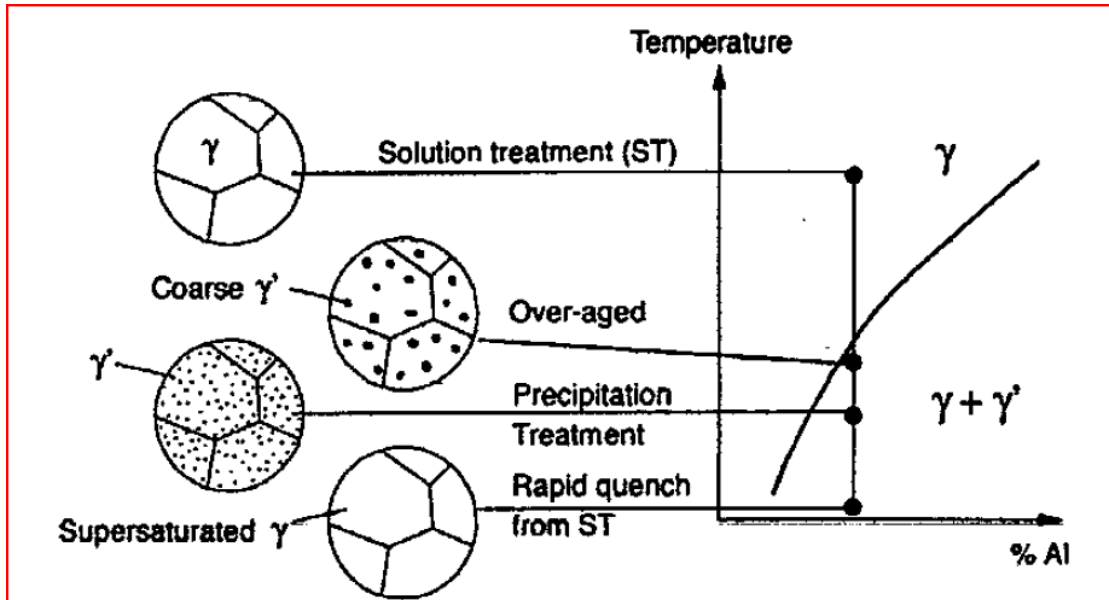


รูปที่ 2.5 อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานใบพัดเครื่องจักรกังหันก๊าซวัสดุ GTD-111

ก) ชิ้นงานก่อนการใช้งาน [14]

ข) ชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานมา 70,000 ชั่วโมง [15]

การทำกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 นั้น จะประกอบไปด้วยขั้นตอนต่าง ๆ ได้แก่ กระบวนการละลายและกระบวนการบ่มแข็ง ดังแสดงใน รูปที่ 2.6 ซึ่งมีรายละเอียด ดังนี้

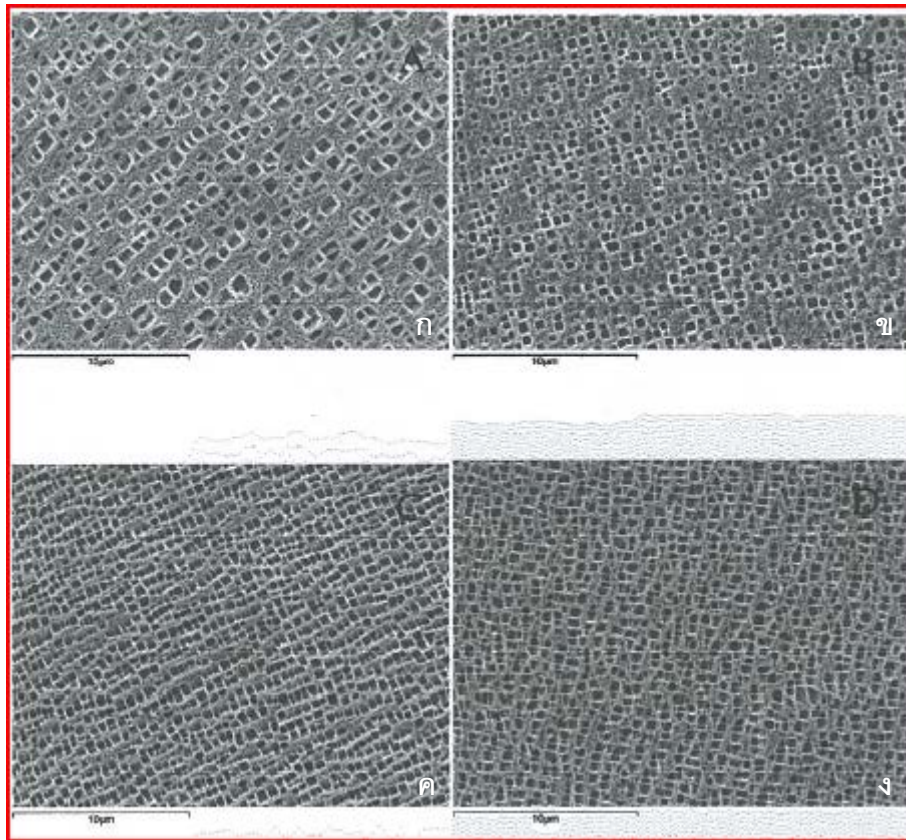


รูปที่ 2.6 กรรมวิธีทางความร้อนสำหรับโลหะผสมพิเศษที่มีกลไกการเพิ่มความแข็งแรงแบบการ ตกตะกอน [9]

2.4.1 การทำละลาย (Solution treating)

กรรมวิธีทางความร้อนในการละลายสำหรับโลหะพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 คือการละลายเฟสทุติยภูมิ (secondary phase) เช่น ตะกอนแกมมาไพร์ม และคาร์ไบด์บาง ประเภท ให้ละลายกลับสู่อเนื้อพื้น โดยทั่วไปจะทำที่อุณหภูมิ 1125-1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2-4 ชั่วโมง จากนั้นจึงทำให้เย็นในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง ซึ่งเป็นไปตามมาตรฐานกรรมวิธีทาง ความร้อนสำหรับโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111

แต่จากการศึกษาของ นางสาวพจนาด ยิ่งทวีสิทธิ์กุล [6] พบว่าการทำการละลายที่ อุณหภูมิ 1,185 และ 1,205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จะทำให้คุณภาพแกมมาไพร์ม หยาบที่มีอยู่ในชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานมาแล้วละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นได้ดี และพร้อมที่จะ ตกตะกอนกลับเป็นอนุภาคแกมมาไพร์มละเอียดในช่วงการบ่มแข็ง นอกจากนี้แล้วอุณหภูมิการ ละลายดังกล่าวยังทำให้อนุภาคแกมมาไพร์มที่ได้มีความเสถียรสูง, มีการกระจายตัวอย่าง สม่ำเสมอ, มีขนาดใกล้เคียงกันและแทบไม่เกิดการโตของตะกอนอนุภาคแกมมาไพร์มในระหว่าง การจำลองการใช้งานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 2.7 อีกด้วย



รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาพของ GTD-111 ภายหลังจากการทำการละลายที่อุณหภูมิและเวลาต่าง ๆ กัน ป่มแข็งปฐมภูมิที่อุณหภูมิ 1,120 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และป่มแข็งทุติยภูมิที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง [15]

ก) 1,185 องศาเซลเซียส, 3 ชั่วโมง

ข) 1,185 องศาเซลเซียส, 4 ชั่วโมง

ค) 1,205 องศาเซลเซียส, 3 ชั่วโมง

ง) 1,205 องศาเซลเซียส, 4 ชั่วโมง

2.4.2 การป่มแข็ง (Precipitate aging)

การป่มแข็งสำหรับโลหะผสมพิเศษชนิดนีออนิกเกิด เกรด GTD-111 ทำให้เกิดตะกอนอนุภาคแกมมาไพรม์ ซึ่งส่งผลดีต่อความแข็งแรงและสมบัติเชิงกลอื่น ๆ ของ GTD-111 อย่างมาก ตามมาตรฐานกรรมวิธีทางความร้อนสำหรับโลหะผสมพิเศษชนิดนีออนิกเกิด เกรด GTD-111 แล้วทำการป่มที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง แล้วจึงทำให้เย็นในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง

จากการศึกษาของ นางสาวปิยพร จันทราพาณิชกุล และ นายชาญณรงค์ โอบาสเสถียร [16] และ P. Wangyao et. Al.[15] ซึ่งทำให้การศึกษาสภาวะที่เหมาะสมในการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 พบว่า การทำการบ่มแข็งปฐมภูมิที่อุณหภูมิ 1,120 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และทำให้เย็นในอากาศ จากนั้นจึงทำการบ่มแข็งทุติยภูมิที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จะทำให้โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของ GTD-111 ที่มีอนุภาคแกมมาไพรมที่มีลักษณะเป็นทรงลูกบาศก์, มีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ, มีพื้นที่ระหว่างอนุภาคน้อย และมีสัดส่วนเชิงปริมาตรมากที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะอื่น ๆ ที่ทำการทดลอง ซึ่งโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการบ่มแข็งทั้งสองขั้นตอนนี้แสดงดังรูปที่ 2.7

นอกจากนี้ในงานวิจัยเดียวกันนี้ยังได้กล่าวถึงการบ่มแข็งปฐมภูมิที่สภาวะดังกล่าวว่าเป็นการส่งเสริมให้ตะกอนแกมมาไพรมมีขนาดใหญ่กว่ากรณีที่ทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียสเพียงอย่างเดียว

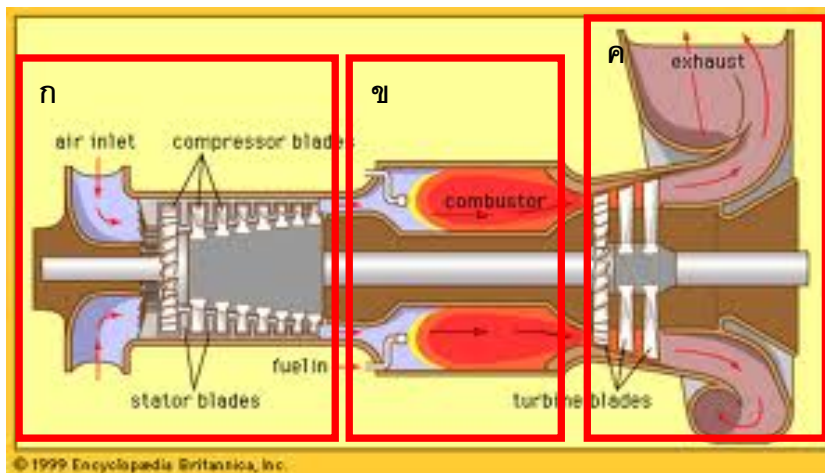
2.5 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเครื่องจักรกังหันก๊าซ (Gas Turbine) [4], [17]

เครื่องจักรกังหันก๊าซ (Gas Turbine) ถูกคิดค้นและจดทะเบียนสิทธิบัตรไว้โดย นายจอห์น บาร์เบอร์ (John Barber) ชาวอังกฤษ ในปี พ.ศ. 2334 โดยอาศัยวัฏจักรเบรย์ตัน(Brayton cyclic) เป็นต้นแบบของกลจักรความร้อนที่ก่อเกิดพลังงานกล (Heat engine) ในเวลาต่อมาได้มีการนำเครื่องจักรกังหันก๊าซมาใช้กันอย่างแพร่หลาย โดยเริ่มจากการใช้งานในเครื่องบิน, เรือเดินทะเล และเป็นต้นกำลังในการผลิตกระแสไฟฟ้า ต่อมาได้มีการนำไปใช้ในรถยนต์และยานพาหนะทั่วไปมากขึ้น

2.5.1 ส่วนประกอบของเครื่องจักรกังหันก๊าซ [17]

ส่วนประกอบของเครื่องจักรกังหันก๊าซแบ่งออกเป็น 3 ส่วนหลัก ดังนี้

- เครื่องอัดอากาศ (Air Compressor)
- ห้องเผาไหม้ (Combustion Chamber)
- เครื่องกังหัน (Turbine)



รูปที่ 2.8 แบบจำลองภายในเครื่องจักรกังหันก๊าซและการไหลของอากาศและเชื้อเพลิงภายในเครื่องจักรกังหันก๊าซ [18]

2.5.1.1 เครื่องอัดอากาศ (Air Compressor) (รูปที่ 2.8 ส่วน ก)

หน้าที่หลักของเครื่องอัดอากาศ คือ อัดอากาศให้มีความดันสูง เพื่อนำไปใช้ผสมกับเชื้อเพลิงในห้องเผาไหม้ โดยการดูดอากาศผ่านแผ่นกรอง ทางช่องรับอากาศเข้า เพื่อแยกฝุ่นละอองออก เป็นการป้องกันชิ้นส่วนภายในของเครื่องกังหัน ไม่ให้เกิดการกัดกร่อนและการสึกกร่อนได้ ปริมาณของอากาศที่ผ่านเข้าไปในเครื่องอัดอากาศ ของเครื่องกังหันก๊าซที่มีกำลังผลิตไฟฟ้าขนาด 20 เมกกะวัตต์ จะใช้ประมาณ 500,000 ลูกบาศก์ฟุต/นาที่ เครื่องอัดอากาศที่นิยมใช้มี 2 ชนิด คือ

1. แบบแรงเหวี่ยง (Centrifugal Compressor) ทำงานลักษณะเดียวกับปั๊มแรงเหวี่ยง มีใบพัดเรียงจากเล็กไปใหญ่ เหมาะที่จะใช้กับเครื่องกังหันก๊าซขนาดเล็กเท่านั้น
2. แบบอัดในแนวแกน (Axial Compressor) มีลักษณะคล้ายตัวกังหัน ประกอบด้วยใบพัดที่ติดอยู่บนเพลลาเป็นแถวๆ ระหว่างแถวของใบพัดจะมีใบพัดติดอยู่ที่ตัวเรือนสลับกันเป็นแถวๆ เช่นเดียวกัน เมื่ออากาศถูกดูดพร้อมกับอัดผ่านแต่ละแถวของใบพัดที่อยู่กับที่ และใช้ใบพัดหมุนที่ประกอบติดอยู่บนเพลลาแล้ว ปริมาณของมันจะลดลง ดังนั้นขนาดและความยาวของใบพัดก็จะลดลงตามทิศทางการไหลของอากาศเป็นสัดส่วนเรื่อยๆ

2.5.1.2 ห้องเผาไหม้ (Combustion Chamber)(รูปที่ 2.8 ส่วน ข)

ห้องเผาไหม้เป็นโลหะรูปทรงกระบอกมีสองชั้นประกบกันอยู่ ชั้นนอกเป็นช่องทางเข้าของอากาศความดันสูงที่ถูกอัดเข้ามาจากเครื่องอัดอากาศ ชั้นในเป็นท่อโลหะซ้อนกันอยู่โดยเจาะรูเล็ก ๆ ไว้เป็นระยะๆ เพื่อให้อากาศความดันสูงเข้าไปผสมกับเชื้อเพลิงทำให้เกิดการลุกไหม้ขยายตัวมีอุณหภูมิและความดันสูง ส่งเข้าไปขับเคลื่อนกังหัน ท่อภายในห้องเผาไหม้ที่ถูกถอด

ออกมาตรวจสอบและบำรุงรักษาตามระยะเวลาที่กำหนด โดยจะทำความสะอาดรูที่ท่อซึ่งอาจมีสิ่งสกปรก เช่น เศษเขม่า หรือผงถ่านสะสมตกค้างอยู่ เป็นการเพิ่มประสิทธิภาพในการเผาไหม้ อีกวิธีหนึ่ง

ห้องเผาไหม้มีส่วนมากจะติดตั้งอยู่ตรงกลางระหว่างเครื่องอัดอากาศและกังหันลมตรง ส่วนหัวของห้องเผาไหม้จะมีหัวฉีดเชื้อเพลิง (ก๊าซหรือน้ำมันดีเซล) ซึ่งห้องเผาไหม้จะมีหัวฉีดเชื้อเพลิงตั้งแต่ 6-18 หัว และจะมีหัวฉีดเชื้อเพลิงให้ลูกใหม่โดยควบคุมด้วยระบบอิเล็กทรอนิกส์ เพื่อให้การเผาไหม้สมบูรณ์ เป็นไปอย่างต่อเนื่องและมีประสิทธิภาพ

2.5.1.3 เครื่องกังหัน (Turbine) (รูปที่ 2.8 ส่วน ค)

กังหันก๊าซจะทำงานได้ต้องมีส่วนประกอบ 3 อย่างดังที่กล่าวมาแล้วข้างต้น คือ เครื่องอัดอากาศห้องเผาไหม้ และตัวกังหัน โดยมีการทำงานดังนี้ คือ อากาศจะถูกอัดด้วยเครื่องอัดอากาศมีความดันสูง 8-10 เท่า โดยใช้เครื่องอัดอากาศแบบโรตารี แบบอากาศไหลตามแนวแกนหรือไหลตามแนวรัศมี

อากาศความดันสูงจะส่งเข้าไปยังห้องเผาไหม้โดยผ่านท่อลม ในห้องเผาไหม้จะมีหัวฉีดเชื้อเพลิง เข้าไปอย่างต่อเนื่อง เมื่ออากาศผ่านเข้าไปยังห้องเผาไหม้จะทำให้เกิดอุณหภูมิสูงขึ้นและเกิดการขยายตัวทำให้ความดันเพิ่มขึ้นไปขับดันกังหันให้หมุนโดยเพลลาของกังหันสามารถต่อไปใช้งานได้ เช่น เครื่องกำเนิดไฟฟ้า หรือเรือเดินสมุทร แต่ในส่วนของเครื่องบิน จะไม่ส่งกำลังออกที่เพลลา แต่จะมีกังหันก๊าซและเครื่องอัดอากาศขนาดใหญ่ที่ให้กำลังและความเร็วสูงมาก ในการผลักดันเครื่องบินให้เคลื่อนที่ภายในอากาศได้ การเผาไหม้อย่างต่อเนื่องจะทำให้อุณหภูมิของห้องเผาไหม้และเครื่องอัดอากาศมีความร้อนสูง จึงต้องมีการระบายความร้อนให้กับเครื่อง

เนื่องจากกังหันก๊าซเป็นเครื่องที่ไม่สามารถเริ่มเดินเครื่องด้วยตนเองได้เหมือนเครื่องยนต์ ลูกสูบทั่วไป จึงจำเป็นต้องมีเครื่องช่วยหมุนจนได้ความเร็วรอบระดับหนึ่ง แล้วจึงทำการจุดเชื้อเพลิงให้ห้องเผาไหม้ โดยเครื่องช่วยหมุนนี้อาจใช้มอเตอร์ไฟฟ้าหรือกังหันก๊าซเล็กๆ ที่ออกแบบให้มีถึงเชื้อเพลิงและชุดอัดอากาศในตัว

2.5.2 หลักการทำงานเบื้องต้นของกังหันก๊าซ [4], [17]

เครื่องกังหันก๊าซทำงานโดยมีเครื่องอัดอากาศ (Air Compressor) ต่ออยู่บนเพลลาเดียวกับชุดกังหัน และต่อตรงไปยังเครื่องกำเนิดไฟฟ้า เมื่อเริ่มเดินเครื่อง อากาศจะถูกดูดจากภายนอกเข้าหาเครื่องอัดอากาศทางด้านล่าง ถูกอัดจนมีความดันและอุณหภูมิสูงขึ้น แล้วถูกส่งไปยังห้องเผาไหม้ ซึ่งใช้เชื้อเพลิงเป็นก๊าซธรรมชาติหรือน้ำมัน ซึ่งจะถูกเผาไหม้และให้ความร้อนแก่

อากาศก๊าซร้อนแรงดันสูงที่ออกจากห้องเผาไหม้จะผ่านต่อไปยังตัวกังหัน และทำให้กังหันหมุนเพื่อไปขับเครื่องอัดอากาศ โดยพลังงานที่ใช้ในการขับเครื่องอัดอากาศนี้คิดเป็น 60 % ของพลังงานที่ได้จากการหมุนของกังหัน พลังงานส่วนที่เหลือจะนำไปขับเครื่องกำเนิดไฟฟ้าและอุปกรณ์ประกอบช่วยงานอย่างอื่น ๆ จากนั้นความดันของก๊าซจะลดลงเมื่อผ่านตัวกังหันและออกสู่บรรยากาศ

2.5.3 เครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซ (Gas Turbine Generator) [17], [19]

เครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซเป็นเครื่องกำเนิดไฟฟ้าที่ผลิตไฟฟ้าโดยอาศัยเครื่องจักรกังหันก๊าซในการเปลี่ยนพลังงานความร้อนเป็นพลังงานกลและพลังงานกลที่ได้เปลี่ยนเป็นพลังงานไฟฟ้าซึ่งโดยทั่วไปแล้วมักใช้โรงไฟฟ้าประเภทนี้เป็นเครื่องจ่ายไฟสำรอง (Stand by) เนื่องจากความสามารถเดินเครื่องได้อย่างรวดเร็ว โดยใช้เวลาในการเดินเครื่องผลิตกระแสไฟฟ้าได้ใน 40-60 วินาทีเท่านั้น จึงเหมาะสมกับการใช้ในกรณีฉุกเฉิน และยังช่วยเสริมการผลิต ในกรณีที่เกิดความต้องการการใช้ไฟฟ้าสูงสุด (Peak load) โดยโรงไฟฟ้ากังหันก๊าซมีกำลังการผลิตตั้งแต่ 1-60 เมกะวัตต์ ตัวอย่างเครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซแสดงในรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 เครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซที่ใช้งานจริงในโรงผลิตไฟฟ้า [20]

อุปกรณ์ในการผลิตไฟฟ้าประกอบด้วยเครื่องอัดอากาศ, เครื่องกังหันก๊าซและเครื่องกำเนิดไฟฟ้าโดยใช้ก๊าซธรรมชาติหรือน้ำมันดีเซลเป็นเชื้อเพลิง เริ่มการทำงานโดยอาศัยก๊าซร้อนที่เผาไหม้ในห้องเผาไหม้ และจะมีอากาศจากเครื่องอัดอากาศถูกอัดให้มีความหนาแน่นและความดันเพิ่มขึ้น 8-10 เท่าโดยอากาศนี้จะถูกรองด้วยเครื่องกรองอากาศ (Air Filter) ให้สะอาดก่อนส่ง

เข้าเครื่องอัดอากาศ จากนั้นอากาศที่ถูกอัดเพิ่มความดันนี้จะถูกส่งไปยังเครื่องเผาไหม้ หรืออาจเป็นเชื้อเพลิงน้ำมันที่ถูกฉีดด้วยหัวฉีด (Spray) และใช้หัวเทียนเป็นจุดระเบิด เมื่อเชื้อเพลิงติดไฟ จะเกิดการเผาไหม้กลายเป็นก๊าซร้อนซึ่งรวมตัวกับอากาศที่อัดส่งเข้าไปจะเกิดการขยายตัว ทำให้ก๊าซมีแรงดันสูงและมีอุณหภูมิประมาณ 1100 องศาเซลเซียส ซึ่งถูกส่งเข้าไปขับเคลื่อนใบพัดของชุดกังหันก๊าซซึ่งอยู่บนเพลาดียวกันกับเครื่องอัดอากาศให้หมุนอย่างต่อเนื่อง

การเริ่มเดินเครื่อง (Start) จะใช้มอเตอร์ไฟฟ้า ซึ่งมีคลัตช์ต่อเชื่อมกับเพลาคือเป็นตัวขับเคลื่อนให้เพลาคือของเครื่องอัดอากาศหมุน จากนั้นมอเตอร์ไฟฟ้าจะหยุดและคลัตช์จะถูกปลดออกเมื่อเครื่องกังหันก๊าซเดินเครื่องเองได้แล้ว ปลายเพลาด้านหนึ่งจะต่อเพื่อเชื่อมกับเพลารอเตอร์ของเครื่องกำเนิดไฟฟ้าและให้กำเนิดแรงดันไฟฟ้าออกไป ก๊าซร้อนที่ถูกทิ้งออกจากเครื่องกังหันก๊าซจะมีอุณหภูมิประมาณ 550 องศาเซลเซียส แต่ที่อุณหภูมิดังกล่าว ก๊าซร้อนยังมีพลังงานความร้อนเพียงพอที่จะนำไปต้มน้ำเพื่อผลิตไฟฟ้าในหน่วยงานของกังหันไอน้ำเพื่อใช้งานต่อไป

ข้อดีของเครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซ

1. ต้นทุนต่ำ
2. มีน้ำหนักเบา
3. สามารถเริ่มเดินเครื่องได้รวดเร็ว ใช้เวลาเพียง 40-60 วินาทีเท่านั้น
4. อุปกรณ์ประกอบอื่น ๆ มีน้อย และประกอบอยู่ในชุดเดียวกัน
5. สามารถเคลื่อนย้ายไปติดตั้งในบริเวณที่ต้องการความสะดวกและความรวดเร็ว โดยใช้เวลาเพียงไม่กี่สัปดาห์ก็สามารถเดินเครื่องจ่ายไฟฟ้าได้เปรียบเทียบกับไฟฟ้าพลังงานไอน้ำซึ่งต้องใช้เวลานานในการออกแบบ, สร้าง และทดลองเดินเครื่องนานประมาณ 5 ปี

ข้อเสียของเครื่องกำเนิดไฟฟ้ากังหันก๊าซ

1. ความร้อนสูง ทำให้เกิดความเค้นต่อชิ้นส่วนภายในเครื่องจักรกังหันสูงมาก จึงต้องมีการตรวจสอบบำรุงบ่อย
2. ค่าใช้จ่ายในการผลิตสูง สิ้นเปลืองเชื้อเพลิงต่อหน่วยกิโลวัตต์-ชั่วโมงมาก
3. มีประสิทธิภาพต่ำ เนื่องจากกำลังที่ได้จากเครื่องจักรกังหันส่วนหนึ่งจะต้องนำไปใช้ขับเคลื่อนเครื่องอัดอากาศ (ประมาณร้อยละ 60 ของกำลังที่ได้จากเครื่องจักรกังหัน)

เมื่อนำข้อมูลข้างต้นมาเปรียบเทียบกับโรงผลิตไฟฟ้ากังหันก๊าซกับโรงผลิตไฟฟ้าแบบอื่น ๆ แล้ว สามารถสรุปข้อดีและข้อเสียได้ดังตารางที่ 2.6

ตารางที่ 2.5 ข้อดีและข้อเสียของโรงผลิตไฟฟ้ากังหันก๊าซกับโรงผลิตไฟฟ้าแบบอื่นๆ [17], [19]

ข้อดี	ข้อเสีย
1. สามารถผลิตกำลังไฟฟ้าเสริมเข้าระบบได้อย่างมีประสิทธิภาพ	1. การส่งก๊าซจากแหล่งผลิตก๊าซมายังโรงไฟฟ้าเป็นระยะทางไกล เช่น จากโรงแยกก๊าซจังหวัดระยองมายังโรงไฟฟ้าพลังงานความร้อนร่วมไทรน้อย จังหวัด หรือแหล่งจากก๊าซยามาประเทศพม่า มายังโรงไฟฟ้าจังหวัดราชบุรีเป็นระยะทางถึง 703 กิโลเมตร
2. ใช้ระยะเวลาในการก่อสร้างและติดตั้งน้อยกว่าโรงไฟฟ้าประเภทอื่นๆ เนื่องจากสามารถซื้อระบบกังหันก๊าซสำเร็จรูปทั้งหมดนำมาติดตั้งบนฐานรากที่เตรียมไว้ได้เลย	2. ต้องจัดซื้อเชื้อเพลิงจากต่างประเทศทำให้เสียเงินตราของประเทศ
3. สามารถนำไอเสียจากโรงไฟฟ้ากังหันก๊าซไปผลิตไฟฟ้าในระบบโรงไฟฟ้าพลังกังหันไอน้ำได้ (ไอเสียจากโรงผลิตไฟฟ้ากังหันก๊าซมีอุณหภูมิประมาณ 550°C)	
4. เชื้อเพลิงสำรองก๊าซธรรมชาติมีอย่างเพียงพอทั้งแหล่งผลิตในประเทศและต่างประเทศใกล้เคียงคือประเทศพม่า	
5. สามารถใช้น้ำมันดีเซลเป็นเชื้อเพลิงสำรองได้	
6. ช่วยลดมลภาวะจากไอเสีย เนื่องจากก๊าซธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิงที่สะอาด ไม่มีสี ไม่มีกลิ่น และไม่มีควัน	

บทที่ 3

ขั้นตอนและวิธีการทดลอง

3.1 อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

- 3.1.1 ชิ้นงานตัวอย่างโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้หนักเกิด เกรด GTD – 111
- 3.1.2 เครื่องตัด Dischotom
- 3.1.3 เตาเผาอุณหภูมิสูง
- 3.1.4 กระจกทรายและผงขัดอะลูมินา
- 3.1.5 เเรซินสำหรับขึ้นรูปตัวเรือนเย็น
- 3.1.6 สารละลายคอปเปอร์ซัลเฟต (CuSO_4)
- 3.1.7 กรดไฮโดรคลอริก (HCl)
- 3.1.8 แอลกอฮอล์
- 3.1.9 น้ำกลั่น

3.2 ขั้นตอนการทดลอง

3.2.1 เตรียมชิ้นงาน จำนวน 132 ชิ้น โดยนำชิ้นงานตัวอย่างไปตัดโดยแต่ละชิ้นมีขนาดประมาณ $1 \times 1 \times 1 \text{ cm}^3$

3.2.2 นำชิ้นงานที่ได้ไปทำกรรมวิธีทางความร้อนตามแต่ละสภาวะการทดลอง โดยสภาวะการทดลองถูกแบ่งออกเป็น 12 รูปแบบการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายในกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคและทำการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ซึ่งดัดแปลงจากกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 แบบมาตรฐานของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย ดังรูปที่ 3.1 โดยแบ่งอุณหภูมิการทำละลายออกเป็น 3 อุณหภูมิ สำหรับการทำให้ละลาย รวมมี 36 สภาวะการทดลอง ดังแสดงในรูปที่ 3.2-3.5

สัญลักษณ์ที่ใช้ในแผนภาพแบบจำลองกรรมวิธีทางความร้อน

“A” : การทำให้ละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส

“B” : การทำให้ละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส

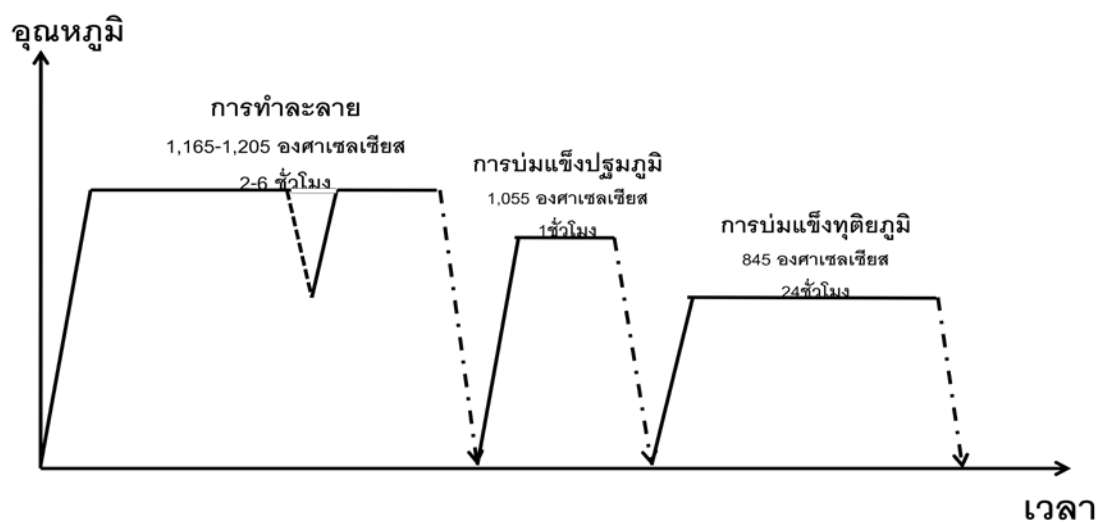
“C” : การทำให้ละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส

“1”, “2”, “3” : ระยะเวลาในการทำให้ละลายที่อุณหภูมินั้นในหน่วยชั่วโมงก่อนมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลาย

ตัวอย่าง

A121 : การทำละลายที่อุณหภูมิที่ 1,165 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงลดอุณหภูมิภายในเตาไปที่ 845 องศาเซลเซียส แล้วจึงเพิ่มอุณหภูมิไปที่ 1,165 องศาเซลเซียส ทำการทำละลายอีก 2 ชั่วโมง แล้วจึงลดอุณหภูมิภายในเตาไปที่ 845 องศาเซลเซียส แล้วเพิ่มอุณหภูมิไปที่ 1,165 องศาเซลเซียส และทำการทำละลายอีก 1 ชั่วโมง จากนั้นนำชิ้นงานออกจากเตาทิ้งให้เย็นตัวในอากาศจนกระทั่งถึงอุณหภูมิห้อง จากนั้นจึงทำการบ่มแข็งตามแบบมาตรฐาน 2 ขั้นตอน ซึ่งคือ บ่มแข็งปฐมภูมิที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงนำออกจากเตาทิ้งให้เย็นตัวในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง แล้วทำการบ่มแข็งทุติยภูมิที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นทิ้งเย็นในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง

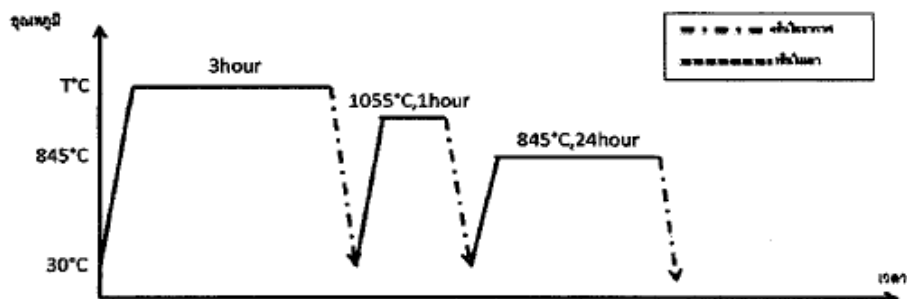
C4 : การทำละลายที่อุณหภูมิที่ 1,205 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นนำชิ้นงานออกจากเตาทิ้งให้เย็นตัวในอากาศจนกระทั่งถึงอุณหภูมิห้อง จากนั้นจึงทำการบ่มแข็งตามแบบมาตรฐาน 2 ขั้นตอน ซึ่งคือ บ่มแข็งปฐมภูมิที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงนำออกจากเตาทิ้งให้เย็นตัวในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง แล้วทำการบ่มแข็งทุติยภูมิที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นทิ้งเย็นในอากาศจนถึงอุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3.1 รูปแบบกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 แบบมาตรฐานของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย

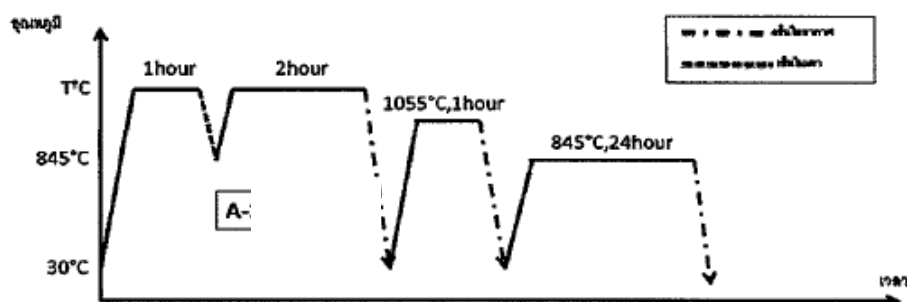
สภาวะ A-3

T°C มี 3 จุดอุณหภูมิ ได้แก่ 1165°C, 1185°C, 1205°C



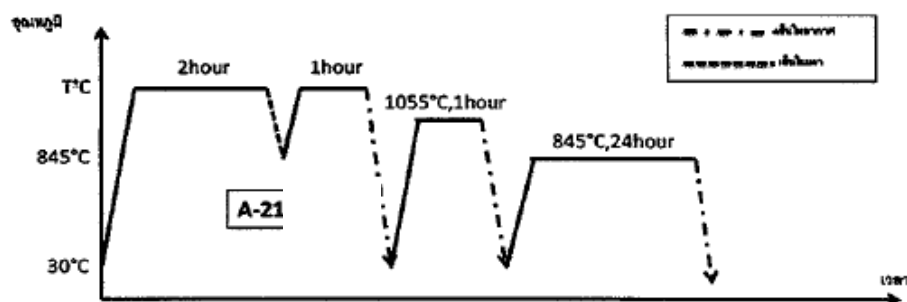
สภาวะ A-12

T°C มี 3 จุดอุณหภูมิ ได้แก่ 1165°C, 1185°C, 1205°C

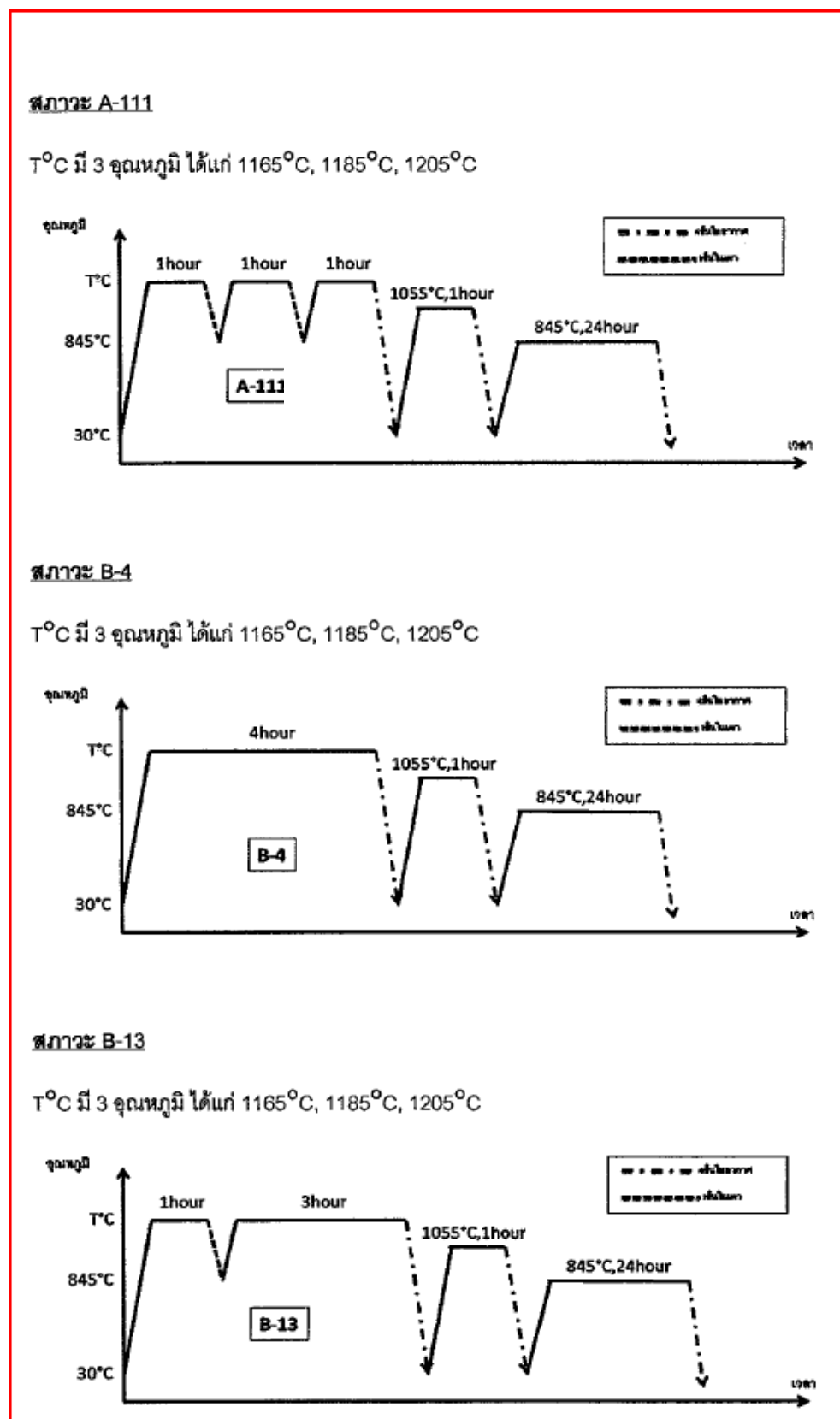


สภาวะ A-21

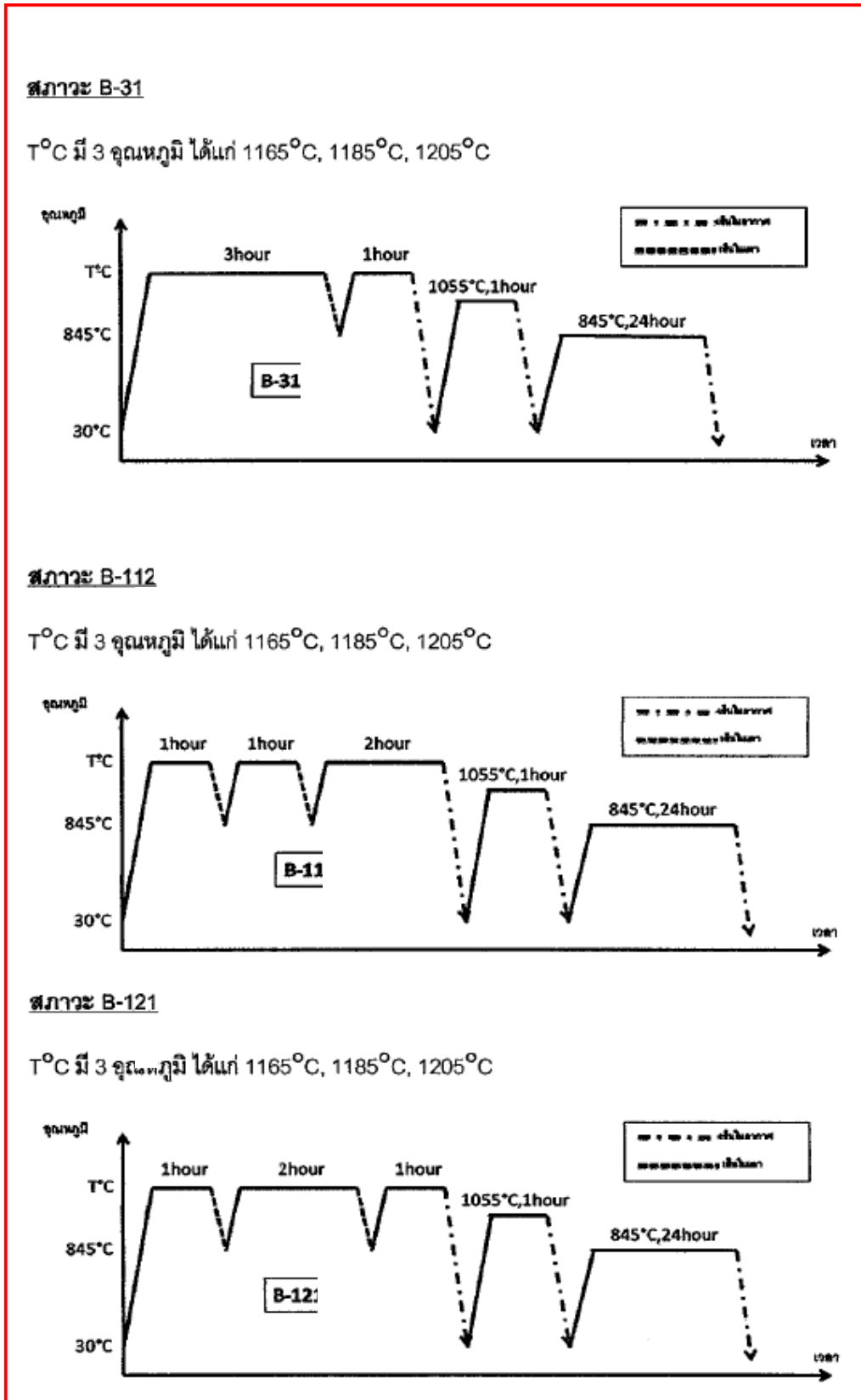
T°C มี 3 จุดอุณหภูมิ ได้แก่ 1165°C, 1185°C, 1205°C



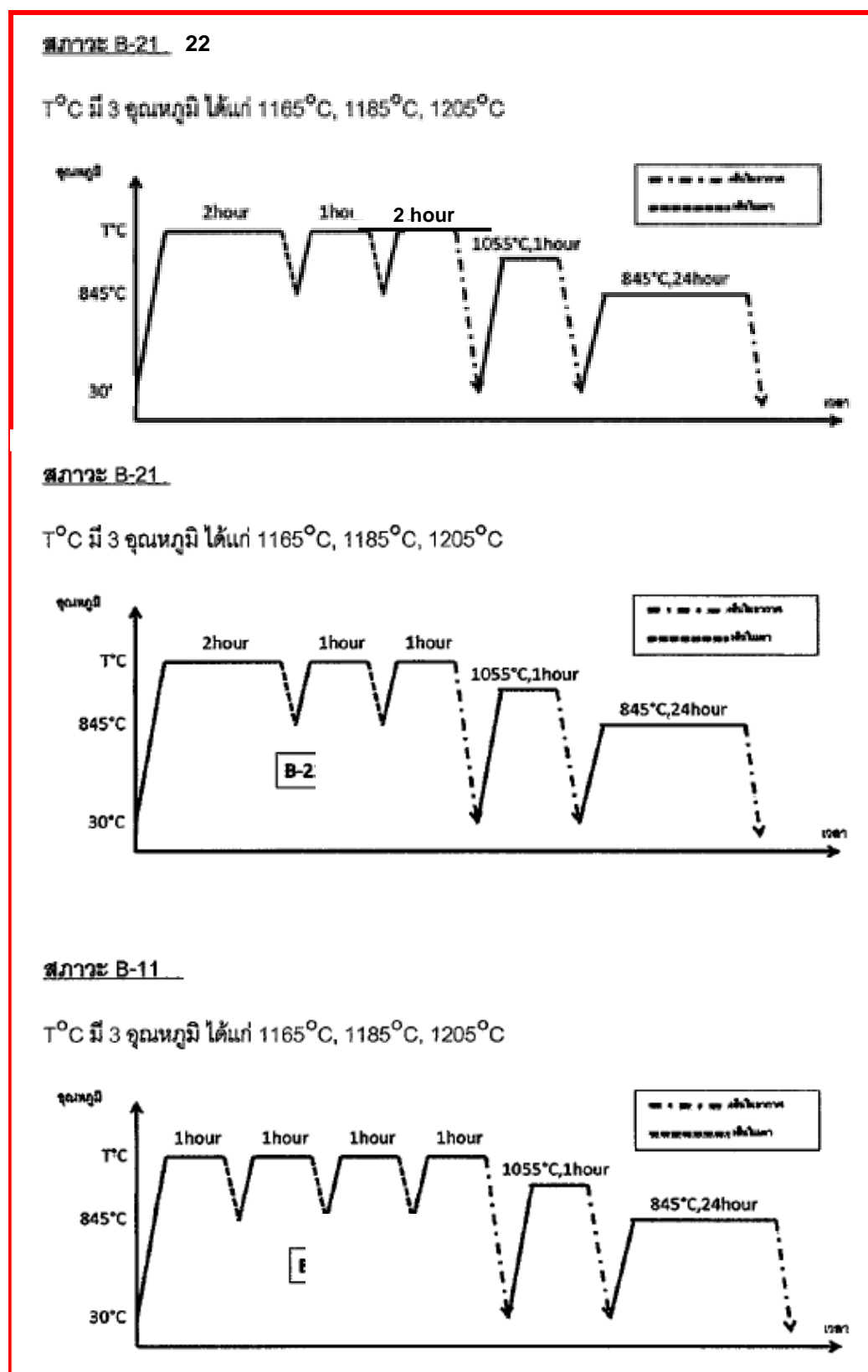
รูปที่ 3.2 ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A3, B3, C3, A12, B12, C12, A21, B21, C21



รูปที่ 3.3 ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A111, B111, C111, A4, B4, C4, A13, B13, C13



รูปที่ 3.4 ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A31, B31, C31, A112, B112, C112, A121, B121, C121



รูปที่ 3.5 ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง A22, B22, C22, A211, B211, C2111, A1111, B1111, C1111

3.2.3 นำชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนของแต่ละสภาวะการทดลองมาขึ้นรูปตัวเรือนแบบเย็น (cold mouting) โดยเรซิน

3.2.4 ชัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80, 120, 200, 400, 800, 1200, 2000 และขัดด้วยผงอะลูมินาจนได้ผิวมันเรียบ

3.2.5 กัดกรดชิ้นงานด้วยสารละลายหินอ่อน (Marble solution) ซึ่งมีส่วนผสมของ 10 กรัมของ CuSO_4 + 50 มิลลิลิตรของ HCl + 50 มิลลิลิตรของน้ำกลั่น เป็นเวลา 5-10 วินาที จากนั้นจึงล้างด้วยน้ำและฟันทาลคอสซอล และเป่าให้แห้ง

3.2.6 ตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่ผิวของชิ้นงานโดยกล้องจุลทรรศน์แสง

3.2.7 ตรวจสอบวัดสัดส่วนพื้นที่ (Area fraction) ของอนุภาคแกมมาไพรม์ โดยโปรแกรม Image Analyser

3.2.8 ตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคที่ผิวของชิ้นงาน โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (SEM : Scanning Electron Microscope) เพื่อดูโครงสร้างจุลภาคที่ผิวและถ่ายภาพ

3.2.9 ตรวจสอบวัดความแข็งของชิ้นงานโดยเครื่องไมโครวิคเกอร์

3.2.10 ในกรณีที่พบเฟสคาร์ไบด์ที่มีลักษณะคล้าย TCP phase จะทำการตรวจวิเคราะห์เฟสดังกล่าว โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านร่วมด้วย (TEM : Transmitted Electron Microscope)

3.2.11 รวบรวมและวิเคราะห์ผลการทดลอง

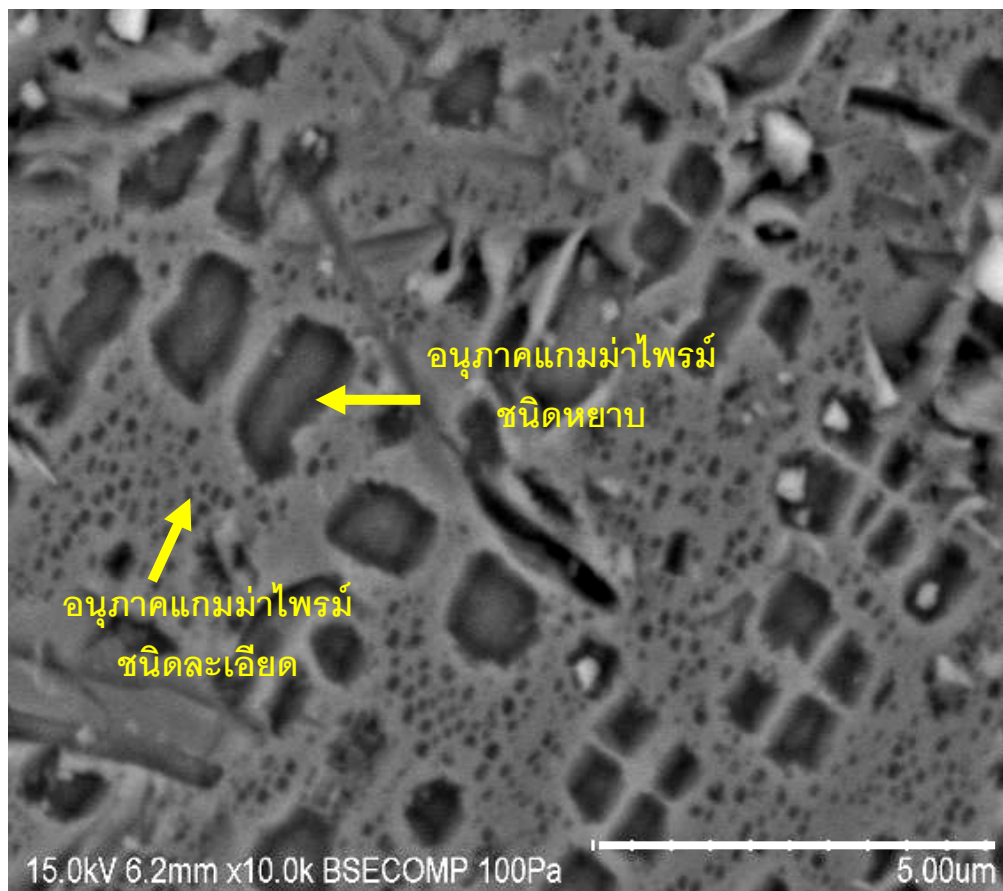
3.2.12 สรุปผลการทดลอง

บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปราย

4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ (As-received microstructure)

ชิ้นงานที่ได้รับจากการไฟฟ้าฝ่ายผลิตเป็นชิ้นงานจากใบพัดกังหันก๊าซที่ใช้ในการผลิตไฟฟ้า ซึ่งเป็นวัสดุโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิเกิลเกรด GTD-111 โดยลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับนี้ แสดงดังรูปที่ 4.1) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีรูปร่างแบบรียาวอยู่เป็นจำนวนมาก และมีรูปร่างแบบลูกบาศก์ซึ่งเป็นรูปร่างแบบดั้งเดิมในทางทฤษฎีของวัสดุเกรดนี้อยู่เพียงเล็กน้อยเท่านั้น นอกจากนี้พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่ทั่วไปในเนื้อพื้นของชิ้นงาน



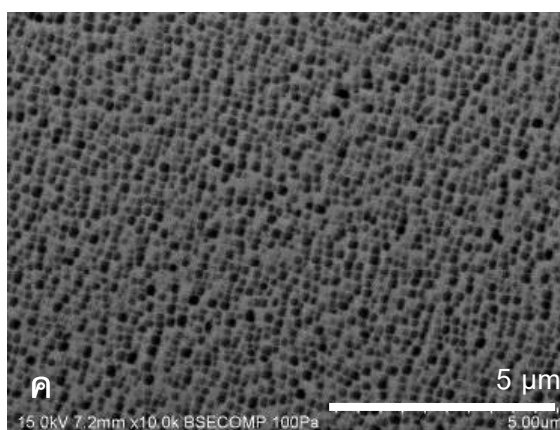
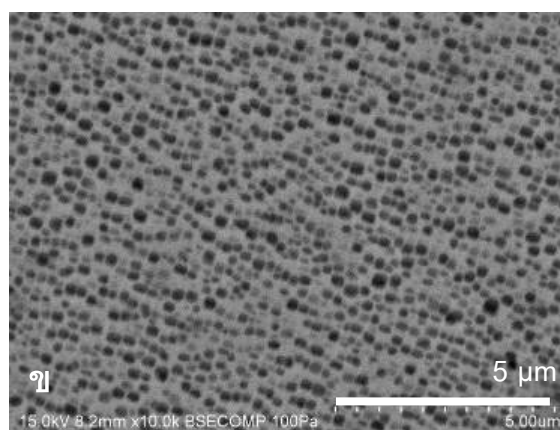
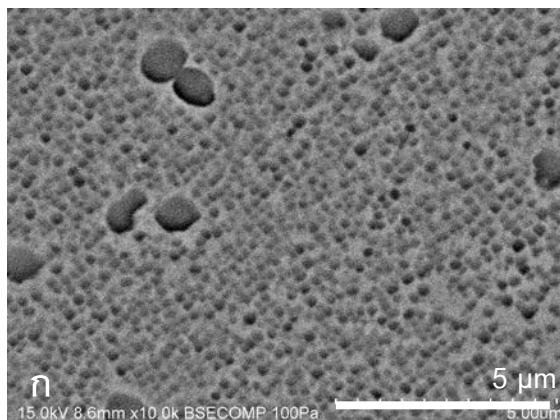
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2 กรรมวิธีทางความร้อนแบบจำลอง (Simulated heat treatment)

4.2.1 สภาวะทดลอง A3, B3 และ C3

โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายจากการทำละลายตามแบบมาตรฐาน (ไม่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย) โดยใช้ระยะเวลาในการทำละลายรวม 3 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1,165, 1,185 และ 1,205 องศาเซลเซียส ตามลำดับ และตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอนที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4.2ก), 4.2ข) และ 4.2ค) พบว่า การใช้อุณหภูมิในการละลายที่ 1,165 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 4.2ก) มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบตกค้างอยู่เป็นจำนวนมาก ในขณะที่การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 4.2ข) และที่ 1,205 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 4.2ค) เป็นเวลา 3 ชั่วโมง ไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด ซึ่งทั้งสองสภาวะ (รูปที่ 4.2ข) และ 4.2ค)) มีขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดนี้ใกล้เคียงกัน

สรุปได้ว่า การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมงนั้น ไม่เพียงพอในการละลายแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีมาก่อนหน้านี้ได้หมด แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการทำละลายเป็น 1,185 องศาเซลเซียส และ 1,205 องศาเซลเซียส แล้วตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอนนั้น พบว่าอุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิที่เพียงพอกับการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ ดังนั้นเมื่อทำการบ่มปฐมภูมิและทุติยภูมิตามกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐาน จึงเกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดออกมาอีกครั้งอย่างสม่ำเสมอและพร้อมเพรียงกัน โดยจะมีขนาดที่โตขึ้นและรูปร่างที่เป็นลูกบาศก์มากขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดใกล้เคียงกัน



รูปที่ 4.2 ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง ก) A3 ข) B3 ค) C3 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.2 สภาวะทดลอง A4, B4 และ C4

พิจารณาสภาวะการทำละลายตามแบบมาตรฐานซึ่งไม่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายใช้เวลาในการทำละลาย 4 ชั่วโมง และมีอุณหภูมิในการละลาย 3 อุณหภูมิที่พิจารณา และตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

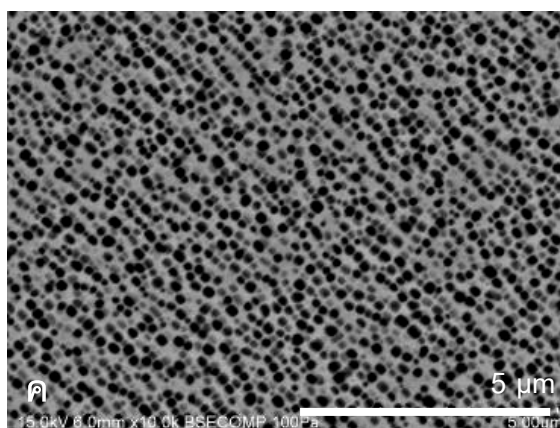
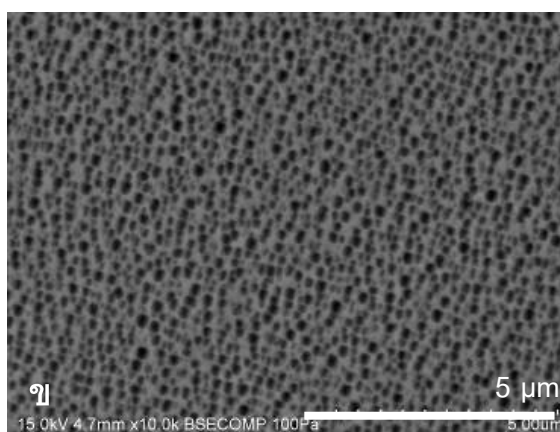
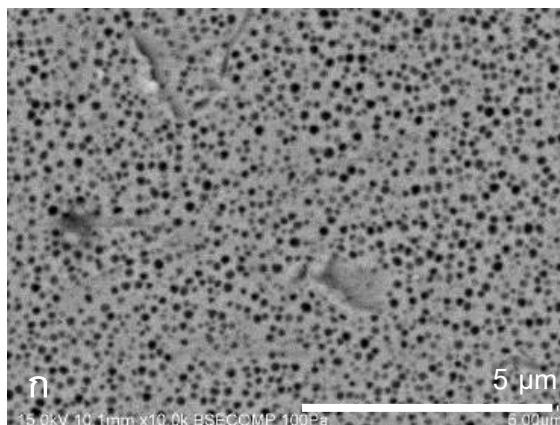
จากรูปที่ 4.3ก) (สภาวะทดลอง A4) เป็นรูปของชิ้นงานจากสภาวะ A4 ที่มีการทำให้ละลายตามแบบมาตรฐานเป็นเวลา 4 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส พบว่ามีร่องรอยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีขนาดเล็กหลงเหลืออยู่เพียงเล็กน้อย แต่พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายอย่างไม่สม่ำเสมอในรูปนี้ และมีความหนาแน่นเพียงเล็กน้อย ซึ่งแสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ระยะเวลา 4 ชั่วโมงที่ใช้ในการทำละลายตามแบบมาตรฐานนั้น ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมด ซึ่งส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นนั้นมีความหนาแน่นต่ำด้วย

จากรูปที่ 4.3ข) (สภาวะทดลอง B4) เป็นรูปของชิ้นงานจากสภาวะ B4 ซึ่งเป็นการทำให้ละลายตามแบบมาตรฐานเป็นเวลา 4 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในรูป ซึ่งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดนี้มีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.3ก) (สภาวะทดลอง A4) และมีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าในรูปที่ 4.3ก) ที่เห็นได้อย่างชัดเจน (ดังแสดงในรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ) แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้การทำละลายตามแบบมาตรฐานซึ่งใช้เวลา 4 ชั่วโมงเพียงพอต่อการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมดซึ่งส่งผลต่อการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในช่วงการบ่มและให้อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีขนาดใหญ่ มีปริมาณมาก มีความหนาแน่นสูง และมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวกันทั่วทั้งชิ้นงาน

จากรูปที่ 4.3ค) (สภาวะทดลอง C4) เป็นรูปของชิ้นงานจากสภาวะ C4 ซึ่งเป็นการทำให้ละลายตามแบบมาตรฐานเป็นเวลา 4 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ พบเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีขนาดใหญ่และมีความหนาแน่นสูงมาก ซึ่งเมื่อเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้จากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง

B4 ในรูปที่ 4.3๗) แล้ว จะพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C4 นี้มีขนาดและความหนาแน่นที่ใหญ่กว่าและมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B4 และ A4 แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมดและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นนี้ก็มี ความหนาแน่นสูงและมีการกระจายตัวสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

จากสภาวะการทดลองแบบ A3, B3, C3 และ A4, B4, C4 สามารถสรุปได้ว่าการทำละลายอย่างต่อเนื่องเป็นเวลา 3-4 ชั่วโมง ในช่วงอุณหภูมิการทำละลายระหว่าง 1,185-1,205 องศาเซลเซียส จะทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายภายหลังการบ่มแข็งที่มีลักษณะใกล้เคียงกันมาก และไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เลย

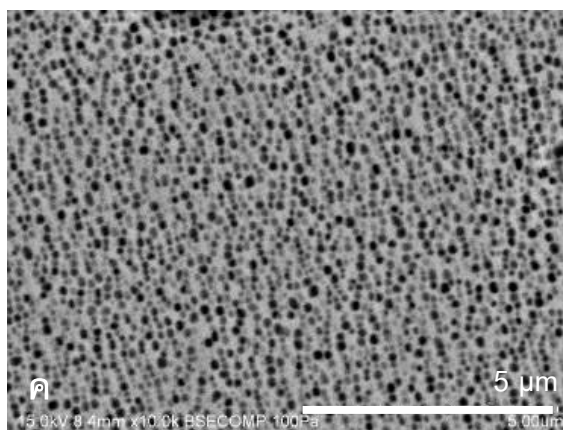
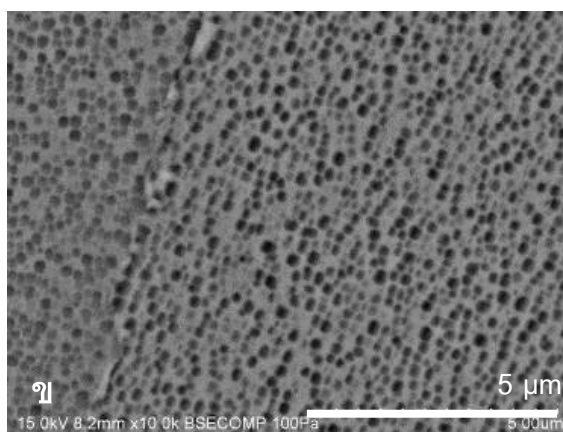
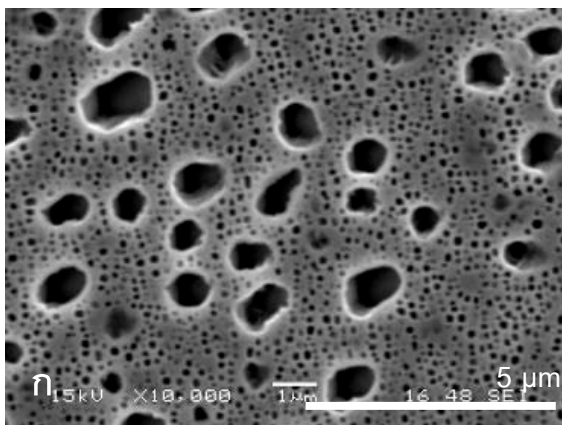


รูปที่ 4.3 ซึ้นงานจากสภาวะทดลอง ก) A4 ข) B4 ค) C4 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.3 สภาวะทดลอง A12, B12 และ C12

จากรูปที่ 4.4ก), 4.4ข) และ 4.4ค) ซึ่งเป็นชิ้นงานจากสภาวะการทำละลายแบบ 12 ที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายภายหลังการทำละลาย 1 ชั่วโมง และทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส (สภาวะทดลอง A12, รูปที่ 4.4ก)) นั้น พบว่ายังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบตกค้างอยู่พร้อมทั้งมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดอยู่ร่วมด้วย สำหรับที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส (สภาวะทดลอง B12) และอุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส (สภาวะทดลอง C12) ไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่ปรากฏอยู่ ซึ่งขนาดและรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของทั้งสองสภาวะมีลักษณะใกล้เคียงกัน แต่เป็นที่สังเกตว่าปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ข) (สภาวะทดลอง B12) และ 4.4ค) (สภาวะทดลอง C12) มีปริมาณมากกว่าของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ก) (สภาวะทดลอง A12) อยู่เล็กน้อย

ทั้งนี้สามารถอธิบายได้ว่า เมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิในช่วงที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส ไปแล้ว 1 ชั่วโมง ซึ่งระยะเวลาที่เหลืออยู่อีก 2 ชั่วโมงในการทำละลายดังกล่าวต่อ ยังไม่เพียงพอที่จะละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกลับสู่เนื้อพื้นได้หมด ซึ่งสอดคล้องกับผลที่ได้ในการทดลองแบบ A3 ด้วย นอกจากนี้ยังเป็นการเร่งให้เกิดการตกตะกอนใหม่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเล็กได้เพิ่มขึ้นอีกเล็กน้อยด้วย ในระหว่างที่มีการลดลงของอุณหภูมิในช่วงที่ความร้อนตกลงและการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิให้กลับเข้าไปสู่อุณหภูมิการทำละลายที่ต้องการใหม่อีกครั้ง



รูปที่ 4.4 ซึ่งานจากสภาวะทดลอง ก) A12 ข) B12 ค) C12 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.4 สภาวะทดลอง A13, B13 และ C13

พิจารณาสภาวะทดลองที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 1 ครั้งภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงทำละลายต่ออีก 3 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 3 องศาเซลเซียส และมีระยะเวลาในการทำละลายรวม 4 ชั่วโมง แล้วจึงตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.5ก) (สภาวะทดลอง A13) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่ในรูปโดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบนี้ รูปร่างค่อนข้างกลมมน มีขนาดและปริมาณในระดับปานกลางซึ่งมีค่าน้อยกว่าของสภาวะทดลอง A12 (รูปที่ 4.5ก)) นอกจากนี้ยังพบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดซึ่งมีขนาด ปริมาณ และความหนาแน่นมากกว่าของสภาวะทดลอง A12 เช่นกัน เนื่องจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A13 ซึ่งมีการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส และมีการลดลงของอุณหภูมิภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมง แล้วจึงทำละลายต่ออีก 3 ชั่วโมงจนมีระยะเวลาในการทำละลายรวม 4 ชั่วโมงนี้ พบว่ายังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิและรูปแบบการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายแบบ 13 นี้ ไม่เพียงพอต่อการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ให้หมดได้ แต่การละลายบางส่วนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบยังสามารถทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้บางส่วน ซึ่งผลที่ได้นี้สอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้จากสภาวะทดลองแบบ A3

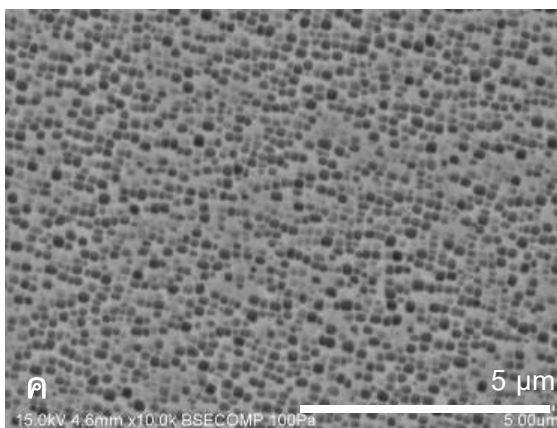
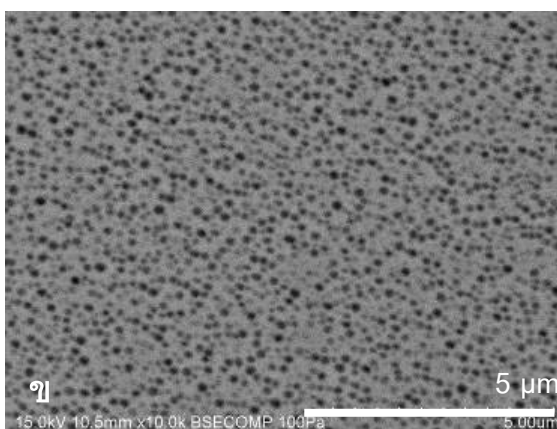
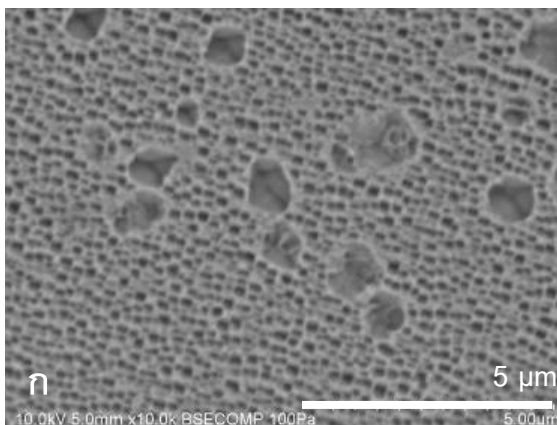
จากรูปที่ 4.5ข) (สภาวะทดลอง B13) พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบตกตะกอนหลงเหลืออยู่ในรูป มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด ซึ่งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.5ข) นี้ เมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.7ก) แล้วจะพบว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจากรูปที่ 4.5ข) (สภาวะทดลอง B13) มีขนาดเล็กกว่า (จากรูปที่ 4.17) แต่มีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจากรูปที่ 4.5ก) (สภาวะทดลอง A13) (จากรูปที่ 4.16))

เมื่อพิจารณาชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B13 จะพบว่าที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ การลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายภายหลังการทำละลาย 1 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 3 ชั่วโมงนี้สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมด และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นก็มีขนาด ปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A13 ซึ่งเป็นการทำละลายที่มีรูปแบบการลดลงของ

อุณหภูมิระหว่างการทำละลายในรูปแบบเดียวกัน แต่ใช้อุณหภูมิในการละลายที่ต่ำกว่า (เพียง 1,165 องศาเซลเซียส) จึงสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้น้อยกว่าและให้ออนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่น้อยกว่าและเล็กกว่านั่นเอง

จากรูปที่ 4.5ค) (สภาวะทดลอง C13) พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบปรากฏในรูป มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดซึ่งมีขนาดใหญ่ มีปริมาณมากและมีความหนาแน่นสูงกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งรูป ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ในรูปที่ 4.5ข) จะพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.5ค) มีขนาดที่ใหญ่กว่าเล็กน้อยและมีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.5ข) ดังแสดงในรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ

เมื่อพิจารณาชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C13 ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส พบว่าการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส โดยมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 1 ครั้ง ภายหลังจากทำละลายไป 1 ชั่วโมงและทำละลายต่ออีก 3 ชั่วโมงนี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ได้หมด และเมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A13 และ B13 จะพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C13 มีขนาดใหญ่ที่สุดและมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคสูงที่สุดเช่นกัน แสดงให้เห็นว่าการทำละลายในรูปแบบ 13 นี้ ที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส (สภาวะทดลอง C13) สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ดีที่สุดและก่อให้เกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีขนาดสม่ำเสมอและเหมาะสม รวมทั้งมีความหนาแน่นสูงที่สุด ดังรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ



รูปที่ 4.5 ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง ก) A13 ข) B13 ค) C13 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.5 สภาวะทดลอง A21, B21 และ C21

พิจารณาลักษณะการทำละลายแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิภายหลังการทำละลายไป 2 ชั่วโมงแล้วอุณหภูมิลดลงจนถึง 845 องศาเซลเซียส แล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบขนาดใหญ่ ตกตะกอนอยู่เป็นจำนวนมาก มีขนาดและรูปร่างแตกต่างกันออกไป บางอนุภาคมีลักษณะกลมมน บางอนุภาคมีลักษณะเป็นรูปร่างที่ไม่สมมาตร นอกจากนี้ในรูปเดียวกันนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมออยู่ด้วย โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดนี้มีปริมาณค่อนข้างน้อยและมีความหนาแน่นของอนุภาคต่ำ มีช่องว่างระหว่างอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดนี้ค่อนข้างมาก

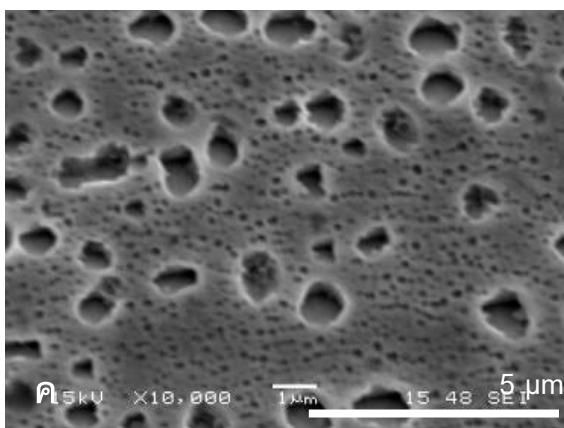
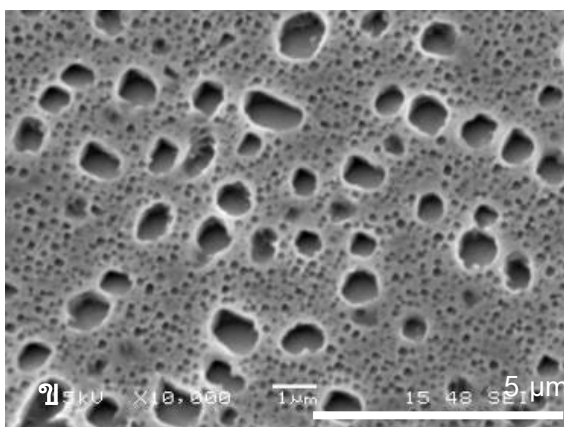
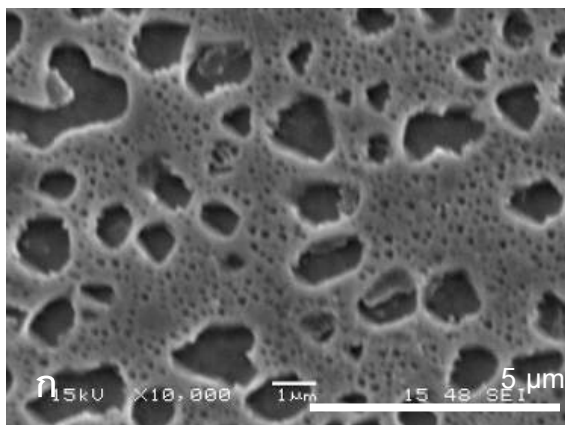
พิจารณารูปที่ 4.6ข) (สภาวะทดลอง B21) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบค่อนข้างมาก แต่มีรูปร่างลักษณะกลมมน และมีความหนาแน่นของอนุภาคสูงกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับสัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบระหว่างสภาวะทดลอง A21 และ B21 จากรูปที่ 4.14) อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ 4.6ข) กับรูปที่ 4.6ก) จะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของรูปที่ 4.6ข) นั้นมีขนาดที่ค่อนข้างเล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.6ก) (ดังแสดงในรูปที่ 4.15) และปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของทั้งสองรูปนี้มีพื้นที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน (ดังแสดงในรูปที่ 4.14)) อาจเป็นได้ว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ข) ถูกทำละลายได้ดีกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ก) เนื่องจากมีอุณหภูมิในการทำละลายที่สูงกว่าแบบแรก

จากรูปที่ 4.4ค) (สภาวะทดลอง C21) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่เป็นจำนวนมากเช่นกัน แต่มีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4B แต่มีขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ใกล้เคียงกัน นอกจากนี้ปริมาณ ความหนาแน่นและขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของทั้งสองรูปยังมีปริมาณใกล้เคียงกันอีกด้วย (ดังแสดงในรูปที่ 4.16) และ 4.17) ตามลำดับ)

จากรูปทั้ง 3 รูปนี้ แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 ซึ่งทำการละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบมีขนาดแตกต่างกันอยู่เป็นจำนวนมาก ในขณะที่ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B21 ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นั้น มีขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่เล็กกว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 แต่

มีปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่ใกล้เคียงกัน ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้ดีกว่าการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นอกจากนี้สำหรับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C21 ที่เป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส ซึ่งมีปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบลดลงจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B21 แสดงให้เห็นว่า การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้ดีกว่าการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส เช่นกัน

สรุปได้ว่า ในสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิภายหลังการทำละลายไป 2 ชั่วโมงและทำการละลายต่ออีก 1 ชั่วโมงนี้ ที่อุณหภูมิการทำละลายทั้ง 3 อุณหภูมิ (1,165 องศาเซลเซียส, 1,185 องศาเซลเซียส และ 1,205 องศาเซลเซียส) นั้น ไม่เพียงพอที่จะละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งเมื่อเกิดข้อผิดพลาดในการให้กรรมวิธีทางความร้อนแบบนี้ในโรงงานซ่อมชิ้นส่วนใบพัดกังหันก๊าซก็ควรที่จะเริ่มทำการละลายใหม่อีกครั้งหนึ่ง



รูปที่ 4.6 ซึ่่งงานจากสภาวะทดลอง ก) A21 ข) B21 ค) C21 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.6 สภาวะทดลอง A22, B22 และ C22

พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายภายหลังการทำละลายไป 2 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมง จากนั้นตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

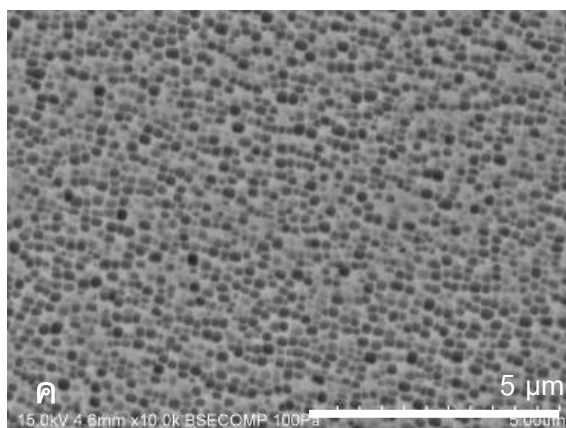
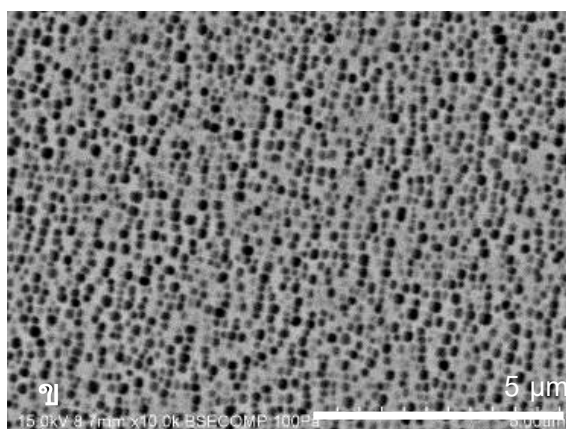
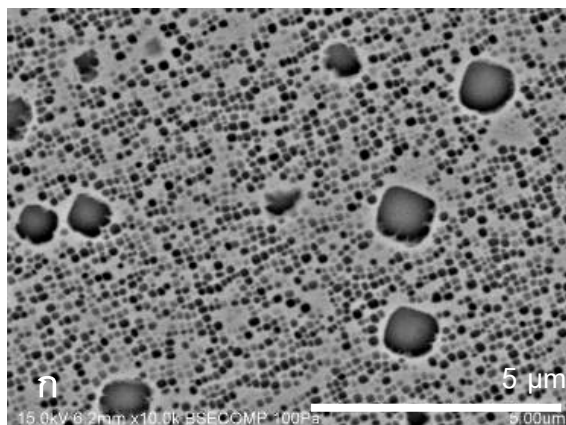
จากรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A22) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบในรูป ซึ่งอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบดังกล่าวนี้มีรูปร่างคล้ายสี่เหลี่ยมที่มีขอบและมุมที่กลมมน อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่พบนี้มีขนาดค่อนข้างใหญ่แต่มีปริมาณไม่มากนัก อย่างไรก็ตามยังพบอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในรูปนี้เช่นกัน แต่อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่พบนี้มีการกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอ แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ การลดลงของอุณหภูมิ 1 ครั้ง ภายหลังจากการทำละลายไป 2 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมงนี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบได้หมด และยังทำให้การตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในช่วงการบ่มนั้นไม่สามารถกระจายตัวอย่างสม่ำเสมออีกด้วย ซึ่งผลการทดลองที่ได้นี้สอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้จากสภาวะทดลองแบบ A3, A12 และ A13

จากรูปที่ 4.7ข) (สภาวะทดลอง B22) พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบปรากฏในรูปนี้ มีเพียงอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่มีปริมาณและความหนาแน่นค่อนข้างสูงปรากฏอยู่และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งรูป และอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.8 ข) นี้มีขนาดที่ใหญ่กว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.7ก) ค่อนข้างมาก จากข้อสังเกตดังกล่าวอาจกล่าวได้ว่า ที่สภาวะการทำละลายแบบ 22 ที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบได้หมด และช่วยให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่มีความหนาแน่นสูงและมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน และเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A22 ซึ่งเป็นการทำละลายในรูปแบบเดียวกันกับสภาวะ B22 แต่มีอุณหภูมิการละลายที่ต่ำกว่าพบว่า อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B22 มีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคที่มากกว่าและมีขนาดของอนุภาคที่ใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพโรมที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A22 กล่าวคือที่อุณหภูมิการทำละลายที่สูงกว่าย่อมมีความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่ดีกว่าและยังช่วยส่งเสริมการ

ตกตะกอนของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดให้มีขนาดที่สม่ำเสมอปะหนาแน่นกว่าด้วยเช่นกัน

จากรูปที่ 4.7ค) (สภาวะทดลอง C22) พบว่ามีเพียงอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูป โดยอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.9ค) นี้ มีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.7ข) โดยอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดนี้ มีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอทั่วทั้งรูป

เมื่อพิจารณาอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C22 เปรียบเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B22 จะเห็นได้ว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C22 มีขนาดที่ใหญ่กว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B22 อยู่เล็กน้อย (ดังแสดงในรูปที่ 4.17) และ 4.16)) นอกจากนี้อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C22 ยังมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงานอีกด้วย เนื่องจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C22 ซึ่งมีการทำลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นการทำลายที่อุณหภูมิที่สูงกว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B22 ซึ่งมีการทำลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส ซึ่งการทำลายที่อุณหภูมิสูงกว่า ส่งผลให้มีการละลายของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบกลับสู่เนื้อพื้นได้มากกว่าและสมบูรณ์กว่าที่อุณหภูมิต่ำกว่า เป็นผลให้เมื่อทำการบ่มแข็ง จึงมีการตกตะกอนของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่หนาแน่นและมีความสม่ำเสมอมากกว่า



รูปที่ 4.7 ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง ก) A22 ข) B22 ค) C22 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.7 สภาวะทดลอง A111, B111 และ C111

พิจารณาการทำละลายแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายในรูปแบบทำละลาย 1 ชั่วโมงแล้วเกิดการลดลงของอุณหภูมิจากนั้นเพิ่มอุณหภูมิขึ้นมาถึงอุณหภูมิทำละลายแล้วทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง แล้วเกิดการลดลงของอุณหภูมิขึ้นอีกครั้ง จึงเพิ่มอุณหภูมิขึ้นมาเพื่อทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นจึงตามด้วยการบ่มแข็งอีก 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

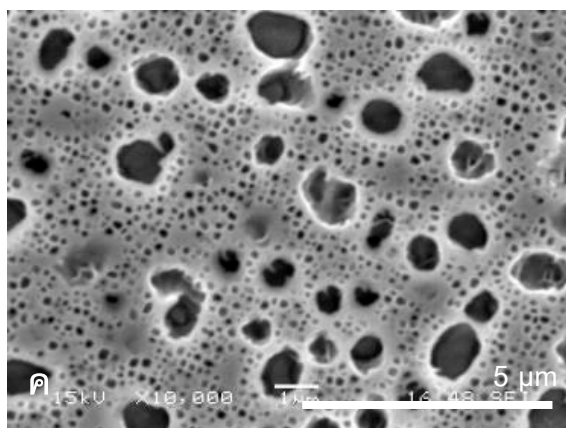
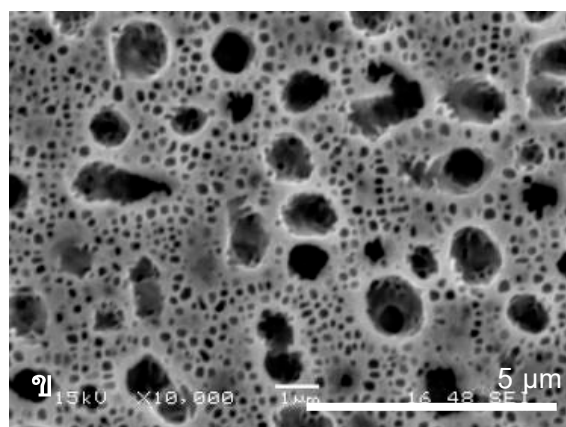
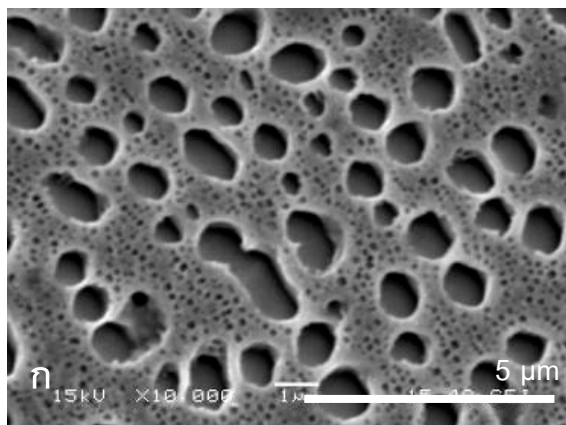
จากรูปที่ 4.8ก) (สภาวะทดลอง A111) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเหล่านี้ มีขนาดใหญ่และกระจายตัวอย่างค่อนข้างสม่ำเสมอ ลักษณะรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์เหล่านี้มีทั้งที่กลมมนและรียาว แต่เป็นที่น่าสังเกตว่า ความกว้างของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีรูปร่างรียาว มีขนาดใกล้เคียงกับเส้นผ่านศูนย์กลางของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีรูปร่างกลมมน และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีรูปร่างแบบรียาวบางอนุภาค ยังได้แสดงให้เห็นถึงการรวมตัวเป็นอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจากอนุภาคแบบกลมมน 2 อนุภาคโดยการสอดเข้าตามด้านยาวของอนุภาคอีกด้วย นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดซึ่งมีไม่มากนักและมีขนาดค่อนข้างเล็ก อีกทั้งยังกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมออีกด้วย

จากรูปที่ 4.8ข) (สภาวะทดลอง B111) พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเช่นกัน แต่มีขนาดและปริมาณลดลงจากอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.8ก) เล็กน้อย โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบนี้ โดยมากมีรูปร่างกลมมน แต่ก็มีบางอนุภาคเช่นกันที่ยังเชื่อมต่อกันคล้ายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบรูปร่างยาวรีที่พบในรูปที่ 4.8ก) แต่มีขนาดเล็กกว่ามาก นอกจากนี้อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบนั้นมีขนาดค่อนข้างใหญ่เมื่อเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.8ก) และยังคงมีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจากรูปที่ 4.8ก) อีกด้วย (จากรูปที่ 4.15) และ 4.14) ตามลำดับ) แต่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบนี้ยังคงมีการกระจายตัวค่อนข้างสม่ำเสมอเช่นกัน แต่มีปริมาณที่มากกว่า (ดังรูปที่ 4.16) และ 4.17) ตามลำดับ)

จากรูปที่ 4.8ค) (สภาวะทดลอง C111) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีรูปร่างลักษณะกลมมนอยู่ทั่วไปในรูป แต่เมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ 4.8ข) แล้ว พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.8ค) นี้ มีขนาดเล็กกว่าเล็กน้อย มีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อย

กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.8ข) อย่างเห็นได้ชัด อีกทั้งยังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคใกล้เคียงกับของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.8ข) อีกด้วย โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.8ค) นี้มีการกระจายตัวค่อนข้างสม่ำเสมอเช่นกัน

จากสภาวะการทดลองแบบ 111 ทั้งหมดนี้ สามารถสรุปได้ว่าการที่อุณหภูมิลดลงขณะทำการละลายบ่อยๆจะทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์หลายครั้ง ซึ่งทำให้ได้อนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดหยาบที่มีปริมาณมากขึ้นและมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นด้วย



รูปที่ 4.8 ซึ่่งานจากสภาวะทดลอง ก) A111 ข) B111 ค) C111 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

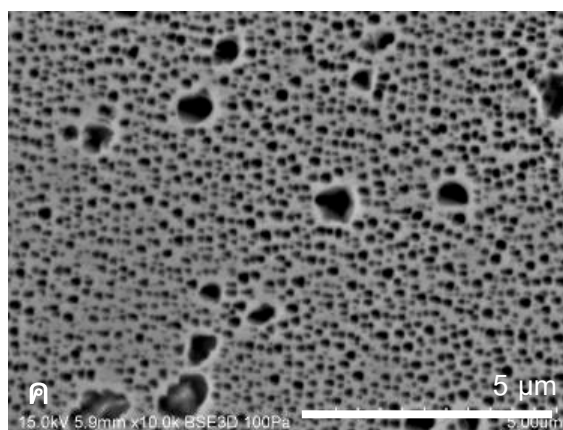
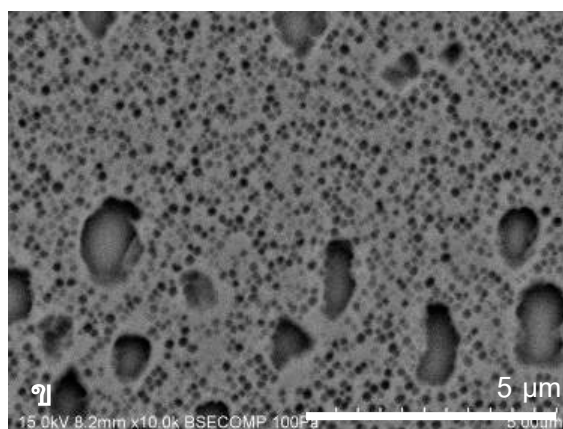
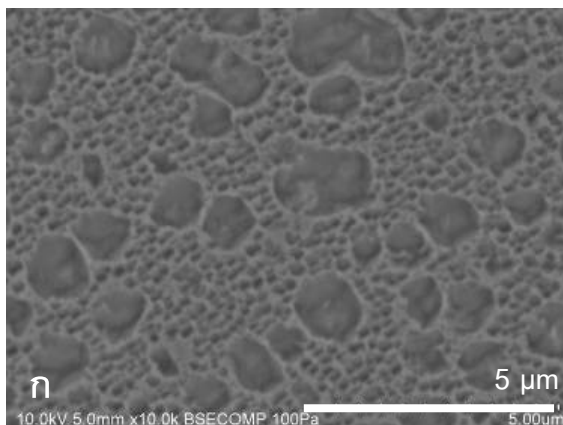
4.2.8 สภาวะทดลอง A31, B31, C31

พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายภายหลังการทำละลายไป 3 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง จากนั้นตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.9ก) (สภาวะทดลอง A31) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูป ซึ่งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบดังกล่าวนี้มีรูปร่างค่อนข้างเหลี่ยม อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบนี้มีขนาดค่อนข้างใหญ่และกระจายอยู่ในชิ้นงานอย่างไม่สม่ำเสมอ อย่างไรก็ตามยังพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่กระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอเช่นกัน แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ การลดลงของอุณหภูมิ 1 ครั้ง ภายหลังการทำละลายไป 3 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมงนี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมด

จากรูปที่ 4.9ข) (สภาวะทดลอง B31) พบว่ายังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบปรากฏอยู่เช่นกัน แต่มีปริมาณน้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.9ก) (สภาวะทดลอง A31) อย่างไรก็ตาม อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.9ข) (สภาวะทดลอง B31) นี้ มีขนาดที่ใหญ่กว่าและมีปริมาณที่มากกว่าของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.9ก) (สภาวะทดลอง A31) ดังจะเห็นได้จากรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ

จากรูปที่ 4.9ค) (สภาวะทดลอง C31) จะพบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เล็กน้อย และมีการกระจายตัวค่อนข้างห่างจากกันมาก ในขณะเดียวกัน มีอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอและหนาแน่นอยู่ทั่วทั้งชิ้นงาน ซึ่งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดดังกล่าวนี้ เมื่อเปรียบเทียบกับขนาดและปริมาณที่พบในรูปที่ 4.9ค) (สภาวะทดลอง C31) นี้กับรูปที่ 4.9ก) (สภาวะทดลอง A31) และ รูปที่ 4.9ข) (สภาวะทดลอง B31) จะเห็นได้ว่าของรูปที่ 4.9ค) (สภาวะทดลอง C31) นี้ มีค่าสูงกว่าค่อนข้างชัดเจน (จากรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ) ซึ่งผลการทดลองที่ได้ในชุดสภาวะทดลองนี้ มีความใกล้เคียงกับชุดสภาวะทดลองแบบ 21 ด้วย นั่นคือระยะเวลาการทำละลาย 1 ชั่วโมงหลังจากเกิดการลดลงของอุณหภูมิที่ไม่เพียงพอในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่เกิดขึ้นมา ไม่ว่าจะใช้การละลายที่อุณหภูมิใด (ในการทดลองนี้) ก็ตาม



รูปที่ 4.9 ซึ่รงานจากสภาวะทดลอง ก) A31 ข) B31 ค) C31 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.9 สภาวะทดลอง A112, B112 และ C112

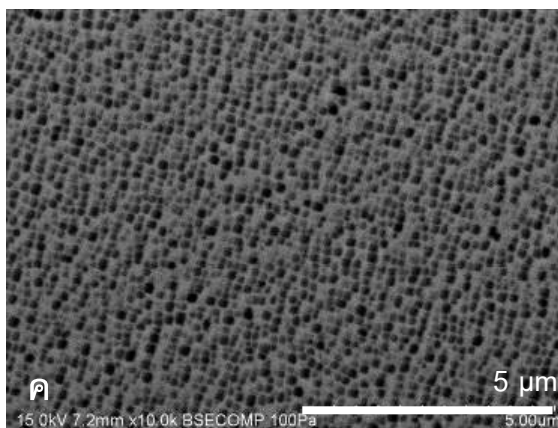
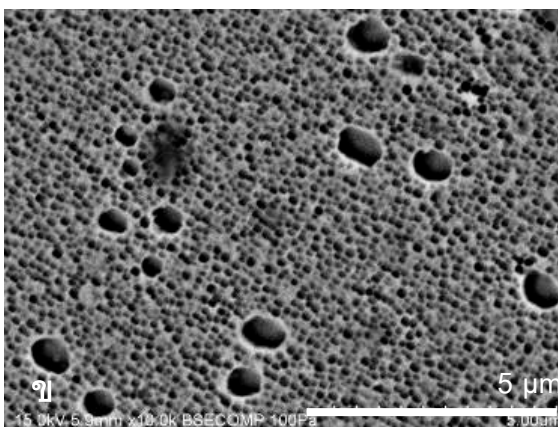
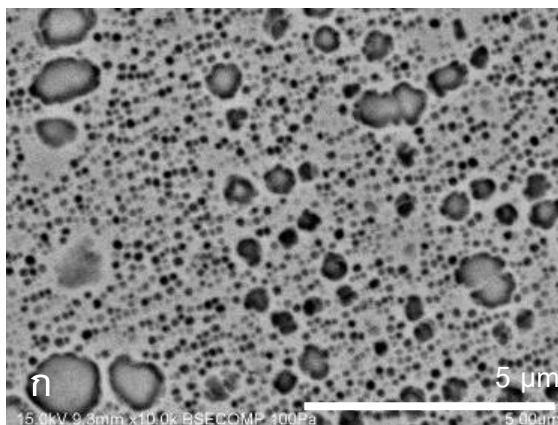
พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 2 ครั้ง โดยครั้งที่ 1 คือภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง แล้วจึงเกิดการลดลงของอุณหภูมิอีกครั้ง และกลับไปทำละลายต่ออีกเป็นเวลา 2 ชั่วโมง รวมระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายนี้ 4 ชั่วโมง แล้วจึงตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.10ก) (สภาวะทดลอง A112) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก (พิจารณาจากรูปที่ 4.14) โดยอนุภาคเหล่านี้มีขนาดค่อนข้างแตกต่างกันออกไป และมีการกระจายตัวกันอยู่ทั่วทั้งชิ้นงาน แต่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเหล่านี้มีรูปร่างค่อนข้างกลมมน อย่างไรก็ตาม ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอในรูปที่ 4.10ก) (สภาวะทดลอง A112) นี้ด้วย โดยมีขนาดที่ค่อนข้างเล็กและมีปริมาณเพียงเล็กน้อย

จากรูปที่ 4.10ข) (สภาวะทดลอง B112) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เล็กน้อย (น้อยกว่าในรูปที่ 4.10ข) (สภาวะทดลอง B31)) และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ มีรูปร่างลักษณะกลมมนและมีการกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอในชิ้นงาน มีขนาดที่เล็กกว่าและมีปริมาณที่น้อยกว่าของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบในรูปที่ 4.10ก) (สภาวะทดลอง A112) ค่อนข้างมาก แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ ยังไม่สามารถทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ แต่อย่างไรก็ตาม ที่อุณหภูมินี้ สามารถทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้มากกว่าที่การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส

จากรูปที่ 4.10ค) (สภาวะทดลอง C112) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส ไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ มีเพียงแค่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีการกระจายตัวอย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงานและมีปริมาณที่ค่อนข้างสูงเมื่อเทียบกับปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ในรูปที่ 4.10ก) (สภาวะทดลอง A112) และ รูปที่ 4.10ข) (สภาวะทดลอง B112) อาจกล่าวได้ว่าที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ถ้ามีการให้ระยะเวลาในการทำละลายช่วงสุดท้าย 2

ชั่วโมง ถึงแม้จะมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายถึง 2 ครั้งด้วยกัน ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้ในชุดสภาวะทดลองแบบ C12 และ C22



รูปที่ 4.10 ซึ่่งงานจากสภาวะทดลอง ก) A112 ข) B112 ค) C112 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.10 สภาวะทดลอง A121, B121, C121

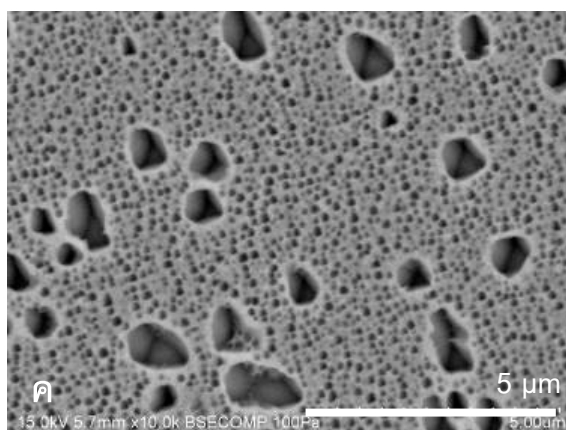
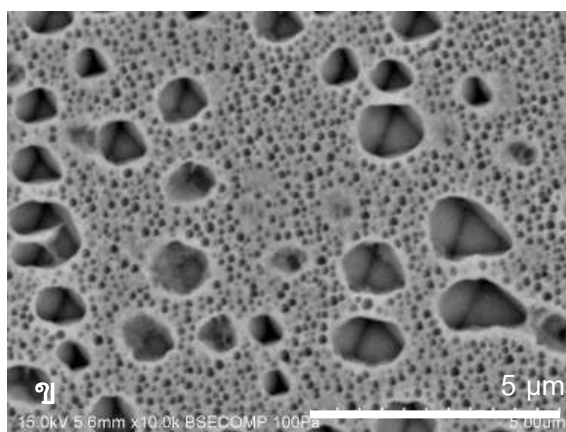
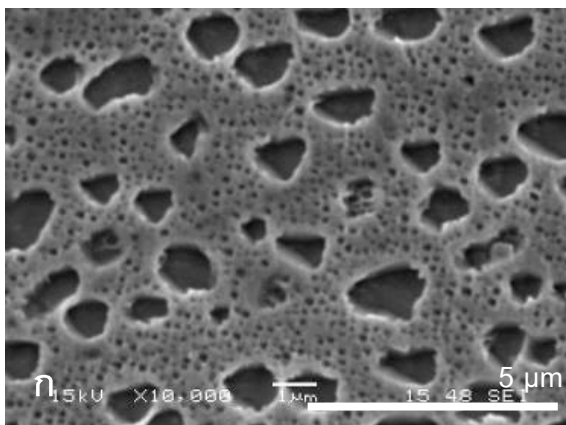
พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 2 ครั้ง โดยครั้งที่ 1 คือภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมง แล้วจึงเกิดการลดลงของอุณหภูมิอีกครั้ง และกลับไปทำละลายต่ออีกเป็นเวลา 1 ชั่วโมง รวมระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายนี้ 4 ชั่วโมงด้วยกัน

จากรูปที่ 4.11ก) (สภาวะทดลอง A121) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบกระจายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงานค่อนข้างมาก โดยอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบดังกล่าวนี้มีรูปร่างเหลี่ยม มีขนาดและปริมาณมาก นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่อย่างเบาบางที่เนื้อพื้นของรูปที่ 4.11ก) (สภาวะทดลอง A121) นี้เช่นกัน

จากรูปที่ 4.11ข) (สภาวะทดลอง B121) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบอยู่เป็นจำนวนมาก แต่มีปริมาณที่น้อยกว่าที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A121 (รูปที่ 4.11ก)) และมีรูปร่างลักษณะกลมมนที่ขอบกว่าเล็กน้อย อย่างไรก็ตาม ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในทั้ง 2 รูปนี้มีขนาดค่อนข้างใกล้เคียงกัน นอกจากนี้ พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.11ข) (สภาวะทดลอง B121) นี้เช่นกัน โดยที่อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดนี้กระจายตัวและมีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.11ก) (สภาวะทดลอง A121) อยู่เล็กน้อย ดังเห็นได้จากรูปที่ 4.16

จากรูปที่ 4.11ค) (สภาวะทดลอง C121) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบกระจายอยู่เพียงเล็กน้อย ซึ่งอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบดังกล่าวมีขนาดเล็กกว่าที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A121 และ B121 อย่างเห็นได้ชัด และอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบดังกล่าวนี้มีรูปร่างที่กลมมน นอกจากนี้ ยังพบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C121 อยู่เป็นจำนวนมากเช่นกัน แต่อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดนี้กับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A121 และ B121 จะไม่เห็นความแตกต่างมากนัก

จากสภาวะทดลองทั้ง 3 นี้ แสดงให้เห็นว่า ที่การทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิ ระหว่างการทำละลายถึง 2 ครั้ง และระยะเวลาในการทำละลายในช่วงสุดท้ายที่มีเพียง 1 ชั่วโมงนี้ ไม่สามารถทำละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่เหลือค้างและ/หรือ อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่เกิดการตกตะกอนขึ้นใหม่จากการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายได้อย่าง สมบูรณ์ แต่อุณหภูมิในการทำละลายที่สูงขึ้น จะช่วยส่งเสริมการทำละลายอนุภาคแกมมาไพโรม ชนิดหยาบได้มากขึ้นเช่นกัน



รูปที่ 4.11 ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง ก) A121 ข) B121 ค) C121 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.11 สภาวะทดลอง A211, B211 และ C211

พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 2 ครั้ง โดยครั้งที่ 1 คือภายหลังการทำละลายไป 2 ชั่วโมงแล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง แล้วจึงเกิดการลดลงของอุณหภูมิอีกครั้ง และกลับไปทำละลายต่ออีกเป็นเวลา 1 ชั่วโมง รวมระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายนี้ 4 ชั่วโมง จากนั้นตามด้วยการบ่มแข็ง 2 ขั้นตอน ที่อุณหภูมิ 1,055 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

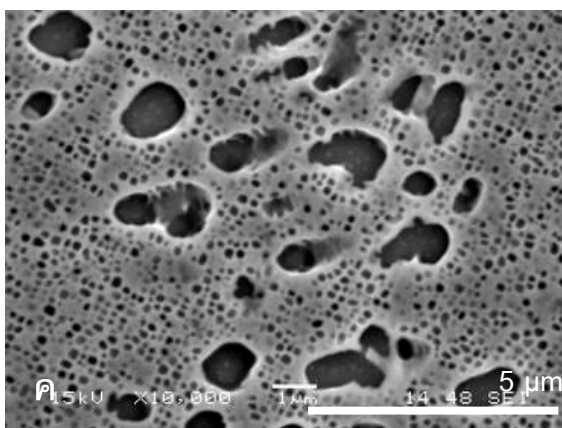
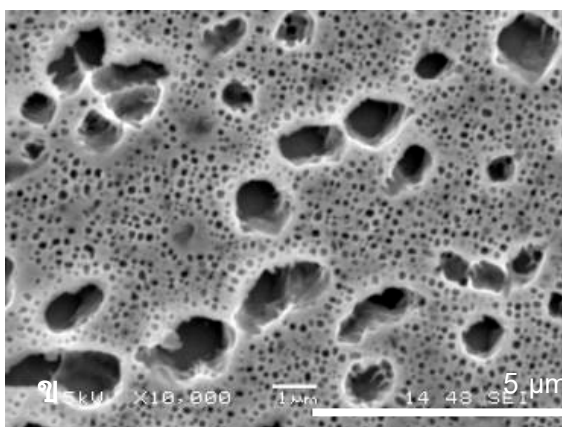
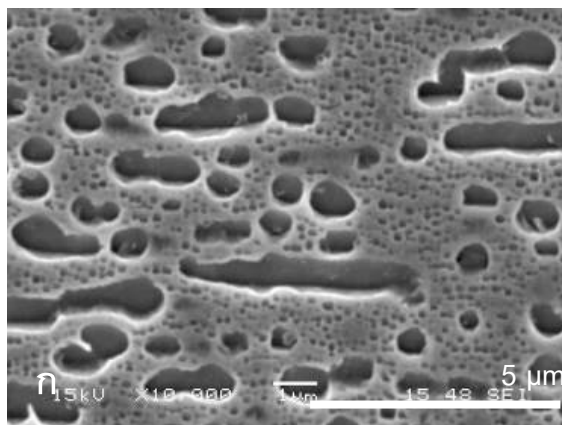
จากรูปที่ 4.12ก) (สภาวะทดลอง A211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส จะพบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกระจายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงานเป็นจำนวนมาก โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเหล่านี้มีทั้งรูปร่างรียาว และกลมมน ต่อเนื่องกัน โดยขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ปรากฏในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A211 นี้ มีขนาดและปริมาณที่สูงมากกว่าสภาวะทดลองอื่นๆ ที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เนื้อพื้นของชิ้นงานเช่นกัน แต่มีขนาดค่อนข้างเล็กและมีปริมาณค่อนข้างน้อย และกระจายตัวอยู่อย่างเบาบางเท่านั้น

จากรูปที่ 4.12ข) (สภาวะทดลอง B211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกระจายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงานเป็นจำนวนมากเช่นกัน แต่รูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบนี้มีลักษณะรียาว และคูมิต่อเนื่องกันเล็กน้อย เสมือนเป็นอนุภาคที่เกิดการคอดเข้าและแยกตัวออกมาจากอนุภาครียาวที่มีขนาดใหญ่กว่านี้ อย่างไรก็ตามขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ปรากฏในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B211 นี้ มีค่าน้อยกว่าขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.12ก) หรือชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A211 ที่เป็นการทำละลายที่อุณหภูมิต่ำกว่าอย่างเห็นได้ชัด นอกจากนี้ ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นของชิ้นงานค่อนข้างสม่ำเสมอ แต่มีขนาดเล็ก มีความหนาแน่นและปริมาณที่ต่ำมากเมื่อเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลองอื่นๆ ที่กล่าวมาก่อนหน้านี้ แต่อย่างไรก็ตาม ยังมีค่าสูงกว่าขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A211 (รูปที่ 4.12ก))

จากรูปที่ 4.12ค) (สภาวะทดลอง C211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกระจายอยู่ทั่วทั้งชิ้นงานเป็นจำนวนมากเช่นกัน โดยมีขนาดที่ใกล้เคียงกับขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะ

ทดลอง B211 หรือในรูปที่ 4.12ข) แต่กลับมีปริมาณที่น้อยกว่าอย่างเห็นได้ชัด อย่างไรก็ตามอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.12ค) (สภาวะทดลอง C211) นี้มีลักษณะรียาวเล็กน้อย มีการกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอ กระจุกตัวกันเป็นกลุ่มก้อน นอกจากนี้ ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอ มีปริมาณค่อนข้างน้อยเมื่อเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลองอื่นๆก่อนหน้านี้ แต่ก็ยังมีความหนาแน่น และปริมาณที่ใกล้เคียงกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A211 และ B211 (ดังแสดงในรูปที่ 4.16) และ 4.17) ตามลำดับ)

จากผลการทดลองดังกล่าว แสดงให้เห็นว่า ในกรณีที่มีการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบ 211 นี้ ที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ โดยยังคงมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก แต่อย่างไรก็ตาม อุณหภูมิในการทำละลายที่สูงขึ้น ส่งผลให้การทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเป็นไปในทางที่ดีขึ้นด้วย



รูปที่ 4.12 ซึ่รงานจากสภาวะทดลอง ก) A211, ข) B211, ค) C211 ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

4.2.11 สภาวะทดลอง A1111, B1111 และ C1111

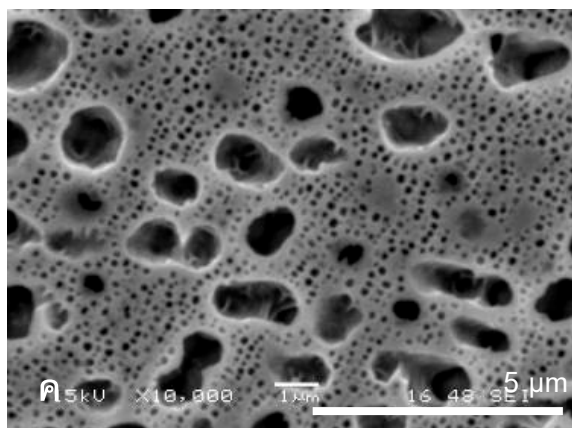
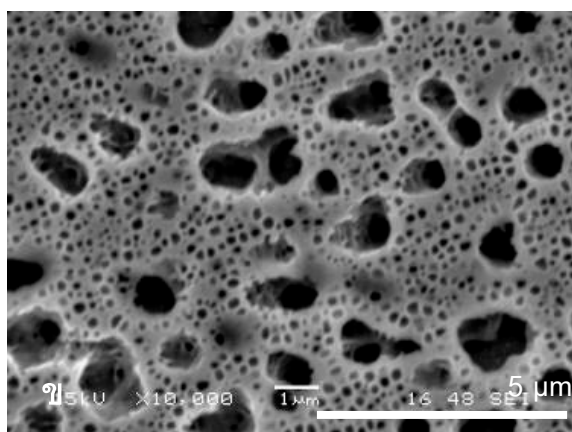
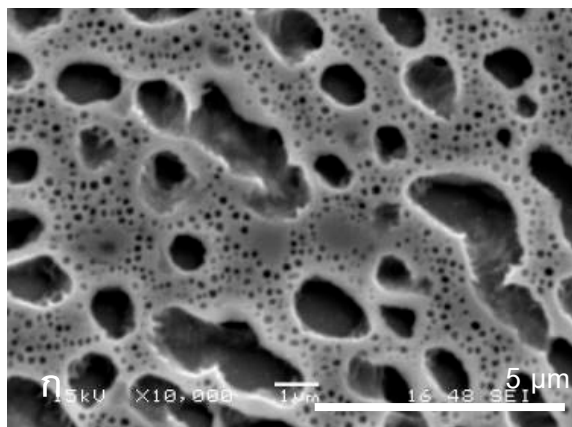
พิจารณาสภาวะการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 3 ครั้ง คือลดลงทุกครั้งภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมง เป็นเวลา 3 ครั้ง รวมระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายนี้ 4 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.13ก) (สภาวะทดลอง A1111) ซึ่งเป็นชิ้นงานจากการทำละลายที่อุณหภูมิ $1,165^{\circ}\text{C}$ ในรูปแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิ 3 ครั้งเท่าๆกันทุก 1 ชั่วโมงของการทำละลาย พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีลักษณะรูปร่างรียาวขนาดใหญ่และรูปร่างกลมมนขนาดเล็ก ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นส่วนหนึ่งของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นบางส่วนแล้ว นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดขนาดเล็ก ซึ่งปริมาณเพียงเล็กน้อยในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 นี้ แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิการละลายที่ $1,165^{\circ}\text{C}$ นี้ การลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายในรูปแบบที่มีการลดลง 3 ครั้งในระยะเวลา รวม 4 ชั่วโมง สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้เพียงเล็กน้อยเท่านั้น ซึ่งพิจารณาจากขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบระหว่างชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 กับชิ้นงานแรกเริ่มที่ได้รับ ดังแสดงในรูปที่ 4.15) และ 4.14) ตามลำดับ

จากรูปที่ 4.13ข) (สภาวะทดลอง B1111) เป็นชิ้นงานจากการทำละลายที่อุณหภูมิ $1,185^{\circ}\text{C}$ ในรูปแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิ 3 ครั้งเท่าๆกันทุก 1 ชั่วโมงของการทำละลาย จะเห็นได้ว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่เป็นจำนวนมากเช่นกัน แต่อนุภาคแกมมาไพรม์ดังกล่าวนี้ มีขนาดปานกลาง (จากรูปที่ 4.15)) มีลักษณะรูปร่างรียาวและบางส่วนกลมมน อย่างไรก็ตาม ยังสามารถพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เนื้อพื้นของชิ้นงานนี้เช่นกัน โดยพบในปริมาณที่มากกว่าในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิที่ต่ำกว่าสภาวะทดลองนี้ จากผลการทดลองนี้ แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิการทำละลายที่ $1,185^{\circ}\text{C}$ นี้ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ในกรณีที่เกิดการลดลงของอุณหภูมิ 3 ครั้งระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ $1,185^{\circ}\text{C}$

จากรูปที่ 4.13ค) (สภาวะทดลอง C1111) ซึ่งเป็นชิ้นงานจากการทำละลายที่อุณหภูมิ $1,205^{\circ}\text{C}$ ในรูปแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิ 3 ครั้งเท่าๆกันทุก 1 ชั่วโมงของการทำละลาย พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่หลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเหล่านี้ มีรูปร่างยาวรีแต่มีขนาดที่ค่อนข้างเล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์

ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 ค่อนข้างมาก และมีขนาดใกล้เคียงกับของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B1111 นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่ออนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอบนเนื้อพื้น และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดเหล่านี้ มีขนาดใกล้เคียงกับที่พบในรูปที่ 4.13ข) (สภาวะทดลอง B1111) แต่มีขนาดใหญ่กว่าที่พบในรูปที่ 4.13ก) ซึ่งเป็นชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 จากผลการทดลองดังกล่าว แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิ $1,205^{\circ}\text{C}$ การลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบที่มีการลดลง 3 ครั้งทุกๆ 1 ชั่วโมงนี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์



รูปที่ 4.13 ซึ่่งานจากสภาวะทดลอง ก) A1111 ข) B1111 ค) C1111 ที่กำลังขยาย 10,000เท่า

4.2.13 เปรียบเทียบระหว่าง A3-B3-C3 และ A12-B12-C12

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.2ก) (สภาวะทดลอง A3) กับ 4.4ก) (สภาวะทดลอง A12) พบว่า ในรูปที่ 4.2ก) มีปริมาณและขนาดเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่น้อยกว่าและเล็กกว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.4ก) ในขณะที่ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ก) มีขนาดใหญ่กว่า มีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.4ก) แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส ภายหลังจากการทำละลายไป 1 ชั่วโมง และทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมงภายหลังจากการลดลงของอุณหภูมินี้ มีผลต่อความสามารถในการทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ โดยการลดลงของอุณหภูมินี้ทำให้การทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเป็นไปอย่างไม่ต่อเนื่อง และเมื่อเกิดการลดลงและเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิของอุณหภูมิ ทำให้เกิดการโตขึ้นของตะกอนอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ ส่งผลให้ในชิ้นงานในสภาวะทดลอง A12 มีปริมาณและขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ใหญ่กว่า และมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 นอกจากนี้ในการลดลงของอุณหภูมิดังกล่าว ซึ่งทำให้การละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบลดลงนั้น ยังส่งผลให้มีการตกตะกอนอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 มีขนาด ปริมาณ และความหนาแน่นน้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 เนื่องจากชิ้นงานในสภาวะทดลอง A12 ซึ่งละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้น้อยกว่า ชิ้นงานในสภาวะทดลอง A3 ทำให้มีปริมาณธาตุต่างๆที่เป็นส่วนประกอบของอนุภาคแกมมาไพรม์ (Ni, Al) ละลายอยู่ในเนื้อพื้นน้อยกว่าปริมาณธาตุในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 อีกด้วย

เปรียบเทียบรูปที่ 4.2ข) (สภาวะทดลอง B3) กับ 4.4ข) (สภาวะทดลอง B12) พบว่าทั้งสองรูปมีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดเท่านั้น และไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ อยู่เลย อย่างไรก็ตาม อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ข) มีความหนาแน่นมากกว่าในรูปที่ 4.4ข) แต่มีขนาดเล็กกว่าในรูปที่ 4.4ข) เล็กน้อย (ดูรายละเอียดจากรูปที่ 4.14) แสดงให้เห็นว่าในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 ซึ่งทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส และมีการลดลงของอุณหภูมิตั้งแต่ระหว่างการทำให้ละลายภายหลังจากการทำละลาย 1 ชั่วโมง และทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมงภายหลังจากการลดลงของอุณหภูมินั้น สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้เกือบหมด เนื่องจากมีอุณหภูมิที่สูงเพียงพอที่จะละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ที่หลงเหลืออยู่ก่อนการลดลงของอุณหภูมิซึ่งอาจโตขึ้นในระหว่างช่วงการลดลงและเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิได้หมด หรืออาจกล่าวได้ว่าที่อุณหภูมิในการทำละลายนี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมด

โดยใช้เวลาในการทำละลายเพียง 2 ชั่วโมงซึ่งเพียงพอแล้ว แต่การทำละลายดังกล่าวไม่สมบูรณ์เท่าการทำละลายตามแบบมาตรฐานซึ่งในที่นี้คือสภาวะทดลอง B3 พิจารณาได้จากปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3 มีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 (ดังรูปที่ 4.4ข) ซึ่งความแตกต่างนี้ น่าจะเกิดขึ้นเนื่องจากปริมาณของธาตุผสมที่จำเป็นต่อการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพโรมละเอียดที่ละลายอยู่ในเนื้อพื้นของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 มีอยู่น้อยกว่าในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3 และสามารถตกตะกอนออกมาเป็นอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในช่วงการบ่มปฐุมภูมิและการบ่มทุติยภูมิได้น้อยกว่าในสภาวะทดลอง B3

พิจารณารูปที่ 4.2ค) (สภาวะทดลอง C3) เทียบกับรูปที่ 4.4ค) (สภาวะทดลอง C12) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส เช่นกัน จะพบว่ารูปทั้งสองมีเพียงอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดปรากฏในรูปเท่านั้น โดยที่ขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดนี้ใกล้เคียงกันมาก ในขณะที่ไม่พบอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบในทั้ง 2 รูปนี้เลย แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิการละลายที่ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ การลดลงของอุณหภูมิระหว่างการละลาย แทบไม่ส่งผลต่อความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบเลย เนื่องจากไม่มีอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ในขณะเดียวกันอาจกล่าวได้ว่า ความสามารถในการละลายของทั้ง 2 สภาวะทดลองนี้มีความใกล้เคียงกัน และค่อนข้างสมบูรณ์มาก เห็นได้จากการที่อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C12 มีขนาดและปริมาณใกล้เคียงกับของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 ซึ่งเป็นการทำละลายแบบมาตรฐาน และที่อุณหภูมิการละลายนี้ น่าจะสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ที่ระยะเวลาประมาณ 2 ชั่วโมงขึ้นไป

4.2.14 เปรียบเทียบระหว่าง A3-B3-C3 และ A21-B21-C21

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.2ก) (สภาวะทดลอง A3) กับ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) พบว่าในรูปที่ 4.2ก) มีปริมาณและขนาดเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่น้อยกว่าและเล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.6ก) ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ก) มีขนาดที่ใหญ่กว่า มีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.6ก) เนื่องจากในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 ซึ่งเป็นการทำละลายตามแบบมาตรฐานที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมงติดต่อกันนั้น สามารถละลาย

อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้เกือบสมบูรณ์ มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เพียงเล็กน้อยเท่านั้น แต่ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 ซึ่งมีการลดลงของอนุภาคในระหว่างการทำละลายหลังจากการทำละลายผ่านไป 2 ชั่วโมง จากนั้นจึงมีการลดลงของอนุภาคแล้วจึงเพิ่มอนุภาคกลับไปทำที่อนุภาคการทำละลายและทำการละลายต่ออีกเป็นเวลา 1 ชั่วโมงนั้น มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก แสดงให้เห็นว่าการลดลงของอนุภาคระหว่างการทำละลายที่อนุภาค 1,165 องศาเซลเซียส ภายหลังจากการทำละลายไป 2 ชั่วโมง จากนั้นจึงทำการละลายต่ออีก 1 ชั่วโมงนั้น มีผลต่อความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ของกระบวนการทำละลายเป็นอย่างมาก

ในที่นี้เราอาจกล่าวได้เช่นเดียวกับการเปรียบเทียบชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 กับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 ได้ว่า การลดลงของอนุภาคระหว่างการทำละลายนั้น มีผลต่อความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ โดยการลดลงของอนุภาคนี้ทำให้การทำละลายนั้นสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ลดลงและยังส่งผลต่อขนาดปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นอีกด้วย

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.2ข) (สภาวะทดลอง B3) กับ รูปที่ 4.6ข) (สภาวะทดลอง B21) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อนุภาค 1,185 องศาเซลเซียส เช่นเดียวกันนั้น พบว่าในรูปที่ 4.6ข) มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก ในขณะที่ ในรูปที่ 4.2ข) นั้นไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปเลย นอกจากนี้ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ข) ยังมีขนาดที่เล็กกว่าและปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคน้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ข) อย่างมากด้วยเช่นกัน

การทำละลายตามรูปแบบมาตรฐานที่อนุภาค 1,185 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมง ดังชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3 สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์และก่อให้เกิดการตกตะกอนใหม่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดอย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวกัน ในขณะที่ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B21 ซึ่งมีการลดลงของอนุภาคระหว่างการทำละลายในรูปแบบทำละลายที่อนุภาค 1,185 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมงแล้วเกิดการลดลงของอนุภาคแล้วจึงเพิ่มอนุภาคขึ้นมาที่ 1,185 องศาเซลเซียส และทำการละลายอีก 1 ชั่วโมงนั้น ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ดีพอ ซึ่งส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดมีขนาดเล็กกว่าและมีความหนาแน่นน้อยกว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3

เปรียบเทียบรูปที่ 4.2ค) (สภาวะทดลอง C3) กับ รูปที่ 4.6ค) (สภาวะทดลอง C21) พบว่า ในรูปที่ 4.6ค) นั้นมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่เป็นจำนวนมาก แต่ในรูปที่ 4.2ค) นั้น มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่กระจายตัวหนาแน่นอย่างสม่ำเสมอและไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เลย เมื่อพิจารณาอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของทั้ง 2 รูปนี้ จะสังเกตเห็นได้ว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ค) นั้นมีขนาดใหญ่กว่า มีความหนาแน่นและปริมาณที่มากกว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ค) นอกจากนี้การกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.2ค) ยังเป็นไปอย่างสม่ำเสมอมากกว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ค) อีกด้วย

จากการเปรียบเทียบรูปทั้ง 2 รูปนี้ แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C21 ซึ่งมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมงแล้ว จึงทำการละลายต่ออีก 1 ชั่วโมงภายหลังอุณหภูมิเพิ่มขึ้นและกลับสู่อุณหภูมิการทำให้ละลายอีกครั้ง นั้น ได้ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ควรถูกละลายจนหมดตามอย่างชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 (ซึ่งเป็นการทำให้ละลายตามแบบมาตรฐานที่อุณหภูมิเดียวกันนี้) ไม่สามารถละลายกลับสู่เนื้อพื้นได้หมดและยังคงหลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมาก โดยการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายที่ส่งผลต่อการลดลงของความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบนั้น ได้ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C21 มีขนาดเล็กกว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบในชิ้นงานจากสภาวะ C3 นอกจากนี้การกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C21 เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 นี้ ยังเป็นผลจากอิทธิพลของการลดลงและเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายอีกด้วย

4.2.15 เปรียบเทียบระหว่าง A12-B12-C12 และ A21-B21-C21

เพื่อเปรียบเทียบผลของระยะเวลาในการทำให้ละลายในช่วงก่อนและหลังการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำให้ละลายที่อุณหภูมิทั้ง 3 อุณหภูมิ โดยเมื่อเปรียบเทียบระหว่างรูปที่ 4.4ก) (สภาวะทดลอง A12) และรูปที่ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ก) มีปริมาณน้อยกว่าและมีขนาดเล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.6ก) ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ก) มีขนาดใกล้เคียงกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ก) แต่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ก) มีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ก) อย่างเห็นได้ชัด

เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 มีขนาดใหญ่กว่าในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 และยังมีปริมาณที่มากกว่าอีกด้วย แสดงให้เห็นว่าในระยะเวลารวมทั้ง 3 ชั่วโมงและอุณหภูมิในการทำละลายที่เท่ากันนั้น การทำละลายในช่วงหลังส่งผลต่อลักษณะการละลายของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบมากกว่า โดยในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง 12 ซึ่งมีช่วงเวลาในการทำละลายในช่วงหลังถึง 2 ชั่วโมง ซึ่งสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่เกิดการโตขึ้นในระหว่างการลดลงของอุณหภูมิได้มากกว่าจึงมีขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่เล็กกว่าและน้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 ที่มีเวลาในการทำละลายในช่วงหลังเพียง 1 ชั่วโมง อย่างไรก็ตาม เนื่องจากยังคงพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ทั้งในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A21 และ A12 ดังนั้น ที่อุณหภูมิในการทำละลาย 1,165 องศาเซลเซียส นี้ ระยะเวลาการทำละลายเพียง 1 หรือ 2 ชั่วโมงในช่วงหลังนี้ ไม่เพียงพอในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบให้สมบูรณ์ได้

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.4ข) (สภาวะทดลอง B12) กับรูปที่ 4.6ข) (สภาวะทดลอง B21) พบว่าในรูปที่ 4.6ข) นั้น มีอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีขนาดใหญ่และมีปริมาณมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ข) แต่เมื่อพิจารณาที่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดแล้วจะพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของรูปที่ 4.4ข) และรูปที่ 4.6ข) มีขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคใกล้เคียงกัน ดังแสดงในรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ

แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ ช่วงเวลาในการทำละลายภายหลังการลดลงของอุณหภูมิมะหว่างการทำละลายนั้น ส่งผลต่อขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบโดยพิจารณาจากการที่ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B21 ซึ่งมีระยะเวลาในการทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ 2 ชั่วโมง มีขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ใหญ่กว่าและมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 ซึ่งมีระยะเวลาในการทำละลายเพียง 1 ชั่วโมงภายหลังการลดลงของอุณหภูมิ แต่ที่อุณหภูมิการละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ การลดลงของอุณหภูมิมะหว่างการทำละลายนั้น ได้ขัดขวางการทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอย่างสมบูรณ์ ไม่ว่าจะระยะเวลาการทำละลายในช่วงหลังจากการลดลงของอุณหภูมิเกิดขึ้นนั้นจะเป็น 1 หรือ 2 ชั่วโมงก็ตาม แต่ปัจจัยเรื่องเวลาที่ 1 หรือ 2 ชั่วโมงดังกล่าวนี้ อาจส่งผลเล็กน้อยต่อขนาดปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 และ B21 เนื่องจากไม่เห็นความ

แตกต่างกันที่ชัดเจนของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทั้งสอง อย่างไรก็ตาม ถ้าทำละลายที่อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมด ขนาด ความหนาแน่น และลักษณะของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่ได้ ก็จะแตกต่างออกไปจากนี้

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.4ค) (สภาวะทดลอง C12) กับรูปที่ 4.6ค) (สภาวะทดลอง C21) ซึ่งมีความแตกต่างกันในระยะเวลาช่วงหลังการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ จากรูปที่ 4.6ค) พบว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่หลงเหลืออยู่นั้นมีขนาดใกล้เคียงกับขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ค) แต่อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.6ค) นั้นมีปริมาณมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.4ค) ในขณะเดียวกันอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.4ค) และรูปที่ 4.6ค) นี้มีขนาดปริมาณและความหนาแน่นค่อนข้างใกล้เคียงกัน และอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูปทั้งสองนี้ยังกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอในโครงสร้างจุลภาคของทั้ง 2 รูปเช่นเดียวกันอีกด้วย โดยพิจารณาจากรูปที่ 4.17) และ 4.16) ตามลำดับ

เนื่องจากอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C21 นั้น มีปริมาณมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C12 อย่างชัดเจน แต่ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ รวมทั้งขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากทั้ง 2 สภาวะทดลองค่อนข้างใกล้เคียงกัน แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิการละลายที่ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ การทำละลายต่อเป็นเวลา 2 ชั่วโมงสามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้ดีกว่าการทำละลายหลังการลดลงของอุณหภูมิเพียง 1 ชั่วโมง แต่ความแตกต่างของระยะเวลาในการทำละลายภายหลังการลดลงของอุณหภูมิตั้ง 1 หรือ 2 ชั่วโมงนี้อาจมีผลเล็กน้อยต่อขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดก็เป็นได้

4.2.16 เปรียบเทียบ A12-B12-C12 และ A111-B111-C111

เพื่อสังเกตผลของการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายในรูปแบบที่แตกต่างกันแต่มีระยะเวลารวมในการทำละลายที่เท่ากัน โดยเปรียบเทียบระหว่างสภาวะทดลองรูปแบบ 12 ซึ่งมีการลดลงของอุณหภูมิเพียง 1 ครั้ง ภายหลังการทำละลาย 1 ชั่วโมง และทำละลายต่ออีก 2 ชั่วโมง รวมระยะเวลาทำละลาย 3 ชั่วโมง เปรียบเทียบกับสภาวะทดลองรูปแบบ 111 ซึ่งมีการลดลงของอุณหภูมิถึง 2 ครั้งโดยเป็นการลดลงภายหลังการทำละลาย 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงทำละลายต่ออีก 1

ชั่วโมง และปล่อยให้อุณหภูมิลดลงอีกครั้ง แล้วจึงทำละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง รวมระยะเวลาทั้งหมดในการทำละลายเป็น 3 ชั่วโมง

เปรียบเทียบรูปที่ 4.4ก) (สภาวะทดลอง A12) กับรูปที่ 4.8ก) (สภาวะทดลอง A111) พบว่า ในรูปที่ 4.8ก) นั้น อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.4ก) และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.8ก) ยังมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคมากกว่าของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.4ก) อย่างมากอีกด้วย นอกจากนี้รูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบใน 2 รูปนี้ยังแตกต่างกันอีกด้วย โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.4ก) มีรูปร่างกลมมนและมีขนาดใกล้เคียงกัน ในขณะที่รูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.8ก) มีบางอนุภาคที่มีลักษณะรียาวและบางส่วนมีรูปร่างกลมมน เมื่อเปรียบเทียบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของทั้ง 2 รูปแล้ว พบว่า อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ก) มีขนาดที่ใหญ่กว่า มีความหนาแน่นและปริมาณมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.8ก)

จากข้อสังเกตดังกล่าวเหล่านี้ แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ เมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายในรูปแบบ 12 หรือ 111 จะไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ โดยสังเกตได้จากการที่ยังคงพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง 12 และชิ้นงานจากสภาวะทดลอง 111 แต่ความแตกต่างของรูปแบบการลดลงของอุณหภูมินี้ยังส่งผลถึงความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ ซึ่งมีผลต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคในแง่ของขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดอีกด้วย โดยสามารถสังเกตได้จากขนาดของแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 ที่มีรูปร่างรียาวและมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 และยังมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคมากกว่าของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 อีกด้วย ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการลดลงของอุณหภูมิตั้งที่ 2 ของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 ซึ่งเมื่อเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 ที่มีการลดลงของอุณหภูมิตั้งที่ 1 ระหว่างการทำละลายแค่ครั้งเดียวและยังมีระยะเวลาในการทำละลายช่วงสุดท้ายถึง 2 ชั่วโมง ทำให้สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้มากกว่ากรณีของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 ซึ่งมีการลดลงของอุณหภูมิตั้งที่ 2 ครั้ง และการทำละลายครั้งสุดท้ายมีเวลาเพียง 1 ชั่วโมง ซึ่งการลดลงของอุณหภูมิตั้งที่ 2 ครั้งนั้นได้ก่อให้เกิดการตกตะกอนและการโตขึ้นของอนุภาคแกมมา

ไพรม์ชนิดหยาบเดิมที่ยังละลายไม่หมด และการทำละลายครั้งสุดท้ายที่มีเวลาเพียง 1 ชั่วโมง ย่อมสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้น้อยกว่าระยะเวลา 2 ชั่วโมง จึงทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 มีขนาดใหญ่กว่า และมีปริมาณมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 นอกจากนี้ความสามารถในการทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ที่แตกต่างกันของรูปแบบการลดลงของอุณหภูมิทั้ง 2 รูปแบบ ยังส่งผลต่อขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด โดยแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 มีขนาดเล็กกว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 อย่างเห็นได้ชัด

พิจารณารูปที่ 4.4ข) (สภาวะทดลอง B12) เปรียบเทียบกับรูปที่ 4.8ข) (สภาวะทดลอง B111) พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.8ข) ค่อนข้างมาก โดยอนุภาคดังกล่าวมีขนาดใหญ่และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งโครงสร้าง และมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายอยู่ทั่วไปในรูปที่ 4.8ข) ในขณะที่ในรูปที่ 4.4ข) กลับไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปเลย มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งรูป และมีขนาดใหญ่และมีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด จากรูปที่ 4.8ข) หรืออาจกล่าวได้ว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B111 ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส โดยมีการลดลงของอุณหภูมิ 2 ครั้งหลังการทำละลายทุก 1 ชั่วโมง รวมระยะเวลาในการทำละลายทั้งหมด 3 ชั่วโมง พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบขนาดใหญ่หลงเหลืออยู่เป็นจำนวนมากและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดดังกล่าวยังกระจายตัวอย่างทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้ยังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายอยู่ทั่วไปในชิ้นงานอีกด้วย ในขณะที่เมื่อพิจารณาชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 จะพบว่า มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดเท่านั้น โดยเมื่อเปรียบเทียบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบนี้กับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B111 แล้ว จะพบว่าขนาดและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B12 นี้ มีขนาดใหญ่กว่าและมีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B111

แสดงให้เห็นว่าผลของการลดลงของอุณหภูมิมะหว่างการทำละลายในรูปแบบที่แตกต่างกันแต่มีระยะเวลารวมในการทำละลายที่เท่ากันนั้น มีผลต่อขนาด ปริมาณ ความหนาแน่นและรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบโดยการลดลงของอุณหภูมิมุ่งถึงการตกตะกอนของอนุภาค

แกมม่าไพรม์ขนาดเล็กและการโตขึ้นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ทั้งขนาดเล็กและ/หรือขนาดใหญ่ที่เหลือตกค้างและยังลดความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบลงอีกด้วย นอกจากนี้จะส่งผลต่อลักษณะของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบแล้ว ยังมีผลต่อลักษณะของอนุภาคแกมม่าไพรม์ละเอียดด้วย โดยการลดลงของอุณหภูมิซึ่งสัมพันธ์กับการลดความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ ส่งผลให้อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบนี้มีขนาดเล็กลงและมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่มาจากสภาวะทดลองที่มีระยะเวลารวมในการทำละลายเท่ากันแต่มีจำนวนครั้งการลดลงของอุณหภูมิที่น้อยกว่าอีกด้วย จึงกล่าวได้ว่าการลดลงของอุณหภูมิ ทำให้อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบมีขนาดและปริมาณที่เพิ่มขึ้น และอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดมีปริมาณ ขนาด และความหนาแน่นที่ลดลง

4.2.17 เปรียบเทียบรูป A3-B3-C3 และ A4-B4-C4

เป็นการเปรียบเทียบระหว่างการทำละลายแบบมาตรฐานซึ่งไม่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำเช่นกันแต่แตกต่างกันที่ระยะเวลารวมในการทำละลายเพื่อดูผลของระยะเวลาในการทำละลายที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน จากรูปที่ 4.2ก) (สภาวะทดลอง A3) และรูปที่ 4.3ก) (สภาวะทดลอง A4) พบว่าทั้ง 2 รูปมีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ทั้งคู่ แต่อุณหภูมิที่พบในรูปที่ 4.3ก) นั้นมีปริมาณที่น้อยกว่าและมีขนาดเล็กกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.2ก) อย่างเห็นได้ชัด และเป็นสิ่งที่สังเกตว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.3ก) นั้น มีลักษณะเป็นเพียงร่องรอยการมีอยู่ของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบเท่านั้น เมื่อพิจารณาอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดของทั้ง 2 รูป พบว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูปทั้ง 2 รูปมีขนาดใกล้เคียงกันแต่ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.3ก) นั้นมีมากกว่าของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.2ก) (ดังรูปที่ 4.17) และ 4.16))

แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิการทำละลาย 1,165 องศาเซลเซียส นี้ การทำละลายแบบมาตรฐานทั้ง 3 และ 4 ชั่วโมงนี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมด เนื่องจากยังสามารถพบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 และชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A4 อย่างไรก็ตามการทำละลายที่ใช้เวลา 4 ชั่วโมงสามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้ดีกว่าการทำละลายแบบ 3 ชั่วโมง สังเกตได้จากปริมาณและขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A4 ที่มีปริมาณที่น้อย

กว่าและมีขนาดที่เล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A3 และความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ที่แตกต่างกันนี้ก็มีผลต่อปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดด้วยเช่นกัน โดยระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายที่มากกว่าก็จะมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่มากกว่าด้วยเช่นกัน

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.2ข) (สภาวะทดลอง B3) กับรูปที่ 4.3ข) (สภาวะทดลอง B4) พบว่าไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบปรากฏในทั้ง 2 รูป มีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด ซึ่งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจากรูปที่ 4.2ข) มีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อยกว่าแต่มีขนาดที่ใกล้เคียงกันกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.3ข) แสดงให้เห็นว่าการทำละลายแบบมาตรฐานที่ไม่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมดเมื่อใช้เวลาในการทำละลายตั้งแต่ 3 ชั่วโมงขึ้นไป เนื่องจากไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3 และชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B4 และระยะเวลาในการละลายที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้การตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดนั้นมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดมากขึ้นด้วย

พิจารณารูปที่ 4.2ค) (สภาวะทดลอง C3) กับรูปที่ 4.3ค) (สภาวะทดลอง C4) พบว่ามีเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปทั้งสอง โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในทั้ง 2 รูปนี้ มีขนาด ปริมาณ และความหนาแน่นใกล้เคียงกันมาก อีกทั้งยังมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอทั่วทั้งรูปอีกด้วย

จากข้อสังเกตดังกล่าว แสดงให้เห็นว่า การทำละลายตามแบบมาตรฐานที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมดเมื่อใช้เวลาในการทำละลายตั้งแต่ 3 ชั่วโมงขึ้นไป และการละลายดังกล่าวยังสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ในระดับเดียวกันเนื่องจากขนาด ปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 และชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C4 มีความใกล้เคียงกันมาก และอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง 2 สภาวะนี้ยังมีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงานอีกด้วย

อาจกล่าวโดยสรุปได้ว่าที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นั้น การทำละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบเป็นไปอย่างไม่สมบูรณ์ไม่ว่าจะเป็นการใช้ระยะเวลาในการทำละลาย 3 หรือ 4 ชั่วโมง แต่ระยะเวลาที่ใช้ในการทำละลายที่มากกว่า สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบให้มีขนาดที่เล็กกว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นที่น้อยกว่าได้ และให้อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่มีปริมาณและความหนาแน่นที่มากกว่าระยะเวลาในการทำละลายที่น้อยกว่า

แต่ที่อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียส นั้น สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมดที่ระยะเวลาการทำละลายตั้งแต่ 3 ชั่วโมง แต่เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการทำละลายแล้ว จะพบว่าการเพิ่มระยะเวลาในการทำละลายจะให้อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่มีปริมาณและความหนาแน่นที่สูงขึ้นกว่าการทำละลายที่ใช้ระยะเวลาที่น้อยกว่า อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบกับผลการทดลองที่ได้จากสภาวะทดลอง B22 พบว่าการทำละลายที่อุณหภูมินี้เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมงสามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมดเช่นกัน

นอกจากนี้ที่อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,205 องศาเซลเซียส นั้น ที่อุณหภูมินี้ สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดได้หมดที่ระยะเวลาตั้งแต่ 3 ชั่วโมงขึ้นไปเช่นกัน แต่ระยะเวลาในการทำละลายที่เพิ่มขึ้นจาก 3 ชั่วโมงเป็น 4 ชั่วโมงนั้น ไม่ส่งผลกระทบต่อขนาด ปริมาณ ,ความหนาแน่นและการกระจายตัวของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดเลย นั้นแสดงว่าการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมงขึ้นไปสามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์แล้ว จึงไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่เห็นได้ชัดเจนเมื่อเพิ่มระยะเวลาในการทำละลายขึ้น

4.2.18 เปรียบเทียบ A3-B3-C3, A13-B13-C13

เพื่อพิจารณาผลของการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย โดยมีระยะเวลาในการทำละลายช่วงสุดท้ายที่เท่ากัน คือ 3 ชั่วโมง พิจารณารูปที่ 4.2ก) (สภาวะทดลอง A3) และรูปที่ 4.5ก) (สภาวะทดลอง A13) พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ในรูปทั้ง 2 รูป แต่อุณหภูมิแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.5ก) มีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.2ก) นอกจากนี้ในรูปที่ 4.5ก) ยังมีปริมาณอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.2ก) อีกด้วย สำหรับอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดนั้น พบว่าทั้ง 2 รูปมีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่มีขนาดใกล้เคียงกัน แต่ในรูปที่

4.2ก) มีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดมากกว่าที่พบในรูปที่ 4.5ก)

จะเห็นได้ว่า ชี้นำงานจากสภาวะทดลอง A13 ซึ่งมีการลดลงของอนุภาควิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นั้น มีปริมาณที่มากกว่าและขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่ใหญ่กว่าของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชี้นำงานจากสภาวะทดลอง A3 แสดงให้เห็นว่าการลดลงของอนุภาควิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ส่งผลให้ความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบลดลง นอกจากนี้จะเห็นว่า ชี้นำงานจากสภาวะทดลอง A13 ยังมีปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่น้อยกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชี้นำงานจากสภาวะทดลอง A3 อีกด้วย ทั้งนี้เนื่องมาจากความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่ลดลงของสภาวะทดลองที่มีการลดลงของอนุภาควิระหว่างการทำละลายเช่นสภาวะทดลอง A13 นี้ก็เช่นกัน ซึ่งการลดลงและเพิ่มขึ้นของอนุภาควิระหว่างการทำละลายนี้ น่าจะส่งผลในการโตขึ้นอย่างรวดเร็วของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่มีอยู่ก่อนหน้านั้นเป็นอย่างมาก

เปรียบเทียบรูปที่ 4.2ข) (สภาวะทดลอง B3) กับรูปที่ 4.3ข) (สภาวะทดลอง B13) พบว่า ไม่มีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ในรูปทั้ง 2 รูป มีเพียงอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่ปรากฏ อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดระหว่างรูปทั้ง 2 รูปนี้ จะพบว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.2ข) มีขนาดใหญ่กว่าและมีความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.3ข) อยู่เล็กน้อย อาจกล่าวได้ว่า ที่อุณหภูมิทำละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ การทำละลายแบบที่มีการลดลงของอนุภาควิระหว่างการทำละลายในรูปแบบ 13 นี้ สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมด เช่นเดียวกับการละลายตามแบบมาตรฐานเป็นเวลา 3 ชั่วโมงที่อุณหภูมิเดียวกันนี้ เนื่องจากไม่พบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในชี้นำงานจากสภาวะทดลอง B3 และชี้นำงานจากสภาวะทดลอง B13 แต่ความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบของสภาวะการละลายแบบมาตรฐานดีกว่าความสามารถในการละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบของสภาวะการละลายแบบ 13 อยู่เล็กน้อยที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส นี้ เนื่องจากชี้นำงานจากสภาวะทดลอง B3 มีปริมาณ ความหนาแน่นและขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในชี้นำงานจากสภาวะทดลอง B13 อยู่เล็กน้อย อันเนื่องมาจากการลดลงของอนุภาควิระหว่างการทำละลายนั้น ได้ทำให้เกิดการตกตะกอนอีกครั้งของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิด

หยาบ ซึ่งเมื่ออุณหภูมิกลับสู่อุณหภูมิการทำละลายอีกครั้ง ความร้อนที่ให้กับชิ้นงานจึงถูกแบ่งไปในการละลายอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบที่เกิดขึ้นนี้กลับสู่เนื้อพื้นอีกครั้ง

พิจารณารูปที่ 4.2ค) (สภาวะทดลอง C3) และรูปที่ 4.3ค) (สภาวะทดลอง C13) พบว่ารูปทั้ง 2 รูปไม่พบอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบในรูป มีเพียงอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดเท่านั้น อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณาอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดแล้ว จะเห็นได้ว่าในรูปที่ 4.2ค) นั้น อนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดมีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดในรูปที่ 4.3ค) อย่างเห็นได้ชัด จากข้อสังเกตดังกล่าวแสดงให้เห็นว่า ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 ซึ่งเป็นการทำละลายตามแบบมาตรฐานที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 ชั่วโมงนั้น สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบได้หมด ในขณะที่ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C13 ซึ่งมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส ภายหลังจากการทำละลายไป 1 ชั่วโมง และทำการละลายต่ออีก 3 ชั่วโมงนี้ สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบได้หมดเช่นกัน แต่ไม่สามารถละลายได้ดีเท่าสภาวะการละลายแบบมาตรฐานเนื่องจากปริมาณและความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C13 นี้มีน้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C3 อย่างเห็นได้ชัด อาจกล่าวได้ว่า การลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายนี้มีผลต่อความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบและลักษณะของอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นจากการบ่มภายหลังจากการทำละลาย โดยการลดลงของอุณหภูมิจะทำให้ความสามารถในการละลายอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบลดลงและส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดละเอียดที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กและมีปริมาณน้อยกว่าการทำละลายแบบมาตรฐานที่มีระยะเวลารวมในการทำละลายน้อยกว่าก็ตาม

4.2.19 เปรียบเทียบ A12-B12-C12, A13-B13-C13

เพื่อพิจารณาผลของระยะเวลาในการทำละลายในช่วงสุดท้ายก่อนการบ่ม เปรียบเทียบกันระหว่าง 2 รูปแบบการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย 1 ครั้ง ภายหลังจากการทำละลายไป 1 ชั่วโมงเท่ากัน แต่มีระยะเวลาในการทำละลายต่อจากการลดลงของอุณหภูมิที่ไม่เท่ากัน

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.4ก) (สภาวะทดลอง A12) กับรูปที่ 4.5ก) (สภาวะทดลอง A13) พบว่าในรูปทั้ง 2 รูปมีอนุภาคแกมมาไพโรมิชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ แต่อนุภาคแกมมาไพโรมิชนิด

หยาบที่พบในรูปที่ 4.4ก) มีขนาดใหญ่กว่าและมีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.5ก) อย่างมาก และอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.4ก) ก็มีขนาดใหญ่กว่า มีปริมาณและความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในรูปที่ 4.4ก) อีกด้วย

ทั้งนี้ เนื่องจากชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A13 ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส และมีการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบ 13 นี้มีปริมาณและขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่น้อยกว่าและเล็กกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 ซึ่งเป็นการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบเดียวกันคือการลดลงของอุณหภูมิ 1 ครั้งภายหลังการทำละลายไป 1 ชั่วโมง แต่มีระยะเวลาในการทำละลายช่วงสุดท้ายเพียง 2 ชั่วโมง และอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A13 ก็มีขนาด ปริมาณ และความหนาแน่นมากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A12 อีกด้วย แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ ระยะเวลาในการละลายที่เพิ่มขึ้นในช่วงสุดท้ายหลังการลดลงของอุณหภูมินั้น ช่วยให้สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้ดีขึ้น และยังช่วยส่งเสริมการตกตะกอนของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดให้มีขนาดใหญ่และมีปริมาณมากขึ้นอีกด้วย แต่อย่างไรก็ตามการลดลงของอุณหภูมิทั้งในรูปแบบ 12 และ 13 ที่ทำการละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งสอดคล้องกับผลที่ได้จากสภาวะทดลองแบบ A3 และ A4

อย่างไรก็ตาม เมื่อพิจารณาสภาวะทดลอง B12 เปรียบเทียบกับ B13 และ C12 เปรียบเทียบกับ C13 จะเห็นว่าสภาวะทดลองทั้ง 4 นี้ ไม่พบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงาน มีเพียงแค่อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดที่ขนาดและความหนาแน่นแตกต่างกันเพียงเล็กน้อย ดังรูปที่ 4.16) และ 4.17) ตามลำดับ ยกเว้นสภาวะทดลอง B12 ซึ่งมีปริมาณน้อยกว่าสภาวะทดลอง B13, C12 และ C13 อย่างเห็นได้ชัด เนื่องมาจากการทำละลายดังกล่าวยังไม่สมบูรณ์นัก กล่าวคือ ที่อุณหภูมิดังกล่าว สามารถทำละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้หมด แต่ยังขาดคุณสมบัติบางส่วนที่ไม่สามารถแพร่ไปยังส่วนต่างๆของโครงสร้างได้อย่างสม่ำเสมอ

4.2.20 เปรียบเทียบสภาวะทดลอง A21-B21-C21 และ A22-B22-C22

เพื่อพิจารณาความเหมาะสมของอุณหภูมิและระยะเวลาในช่วงสุดท้ายของการทำละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบเมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิ 1 ครั้งภายหลังการทำละลายไป 2

ชั่วโมง เมื่อเปรียบเทียบระหว่างรูปที่ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) กับรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A22) จะเห็นได้ว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ปรากฏในรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A21) มีขนาดใหญ่กว่าและมีปริมาณที่มากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A22) ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) กลับมีปริมาณที่น้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A22) อย่างชัดเจน อีกทั้งยังมีการกระจายตัวอยู่อย่างเบาบางอีกด้วย นอกจากนี้ ลักษณะอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.6ก) (สภาวะทดลอง A21) นั้นยังมีความเป็นเหลี่ยมคมหลงเหลืออยู่มาก เมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในรูปที่ 4.7ก) (สภาวะทดลอง A22)

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบระหว่างรูปที่ 4.6ข) (สภาวะทดลอง B21) กับ รูปที่ 4.7ข) (สภาวะทดลอง B22) และ รูปที่ 4.6ค) (สภาวะทดลอง C21) กับ รูปที่ 4.7ค) (C22) จะพบว่า ในรูปที่ 4.6ข) (B21) และรูปที่ 4.6ค) (C21) นั้นยังคงพบเห็นอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจำนวนมาก และมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่เพียงเล็กน้อยในรูปทั้งสอง ในขณะที่ในรูปที่ 4.6ค) (สภาวะทดลอง C21) กับ รูปที่ 4.7ค) (สภาวะทดลอง C22) นั้นกลับพบเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่กระจายตัวอยู่อย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน แสดงให้เห็นว่า ที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส และ 1,205 องศาเซลเซียส นั้น การทำละลายแบบที่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างกระบวนการละลายนั้น สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมดถ้าหากมีระยะเวลาในการละลายช่วงสุดท้าย 2 ชั่วโมง ในขณะที่ถ้ามีการละลายช่วงสุดท้ายเพียง 1 ชั่วโมงนั้น จะไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้หมด ในขณะเดียวกันที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นั้น หากมีการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบเช่นนี้ จะไม่สามารถละลายแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้เลย

4.2.21 เปรียบเทียบสภาวะทดลอง A111-B111-C111 และ A1111-B1111-C1111

เพื่อเปรียบเทียบผลของจำนวนครั้งในการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ ซึ่งมีระยะเวลาในการทำละลายรวมที่ไม่เท่ากัน แต่มีลักษณะรูปแบบการลดลงของอุณหภูมิที่ใกล้เคียงกัน เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.8ก) (สภาวะทดลอง A111) และรูปที่ 4.13ก) (สภาวะทดลอง A1111) พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 นั้นมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A111 เป็นอย่างมาก (จากรูปที่ 4.15) นอกจากนี้ ปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A1111 ยังสูงกว่าของ A111 ค่อนข้างมากด้วยเช่นกัน (จากรูปที่ 4.14) อย่างไรก็ตาม

ตาม เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดชิ้นงานจากสภาวะทดลองทั้งสอง จะพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดมีขนาดและปริมาณที่ใกล้เคียงกันมากในชิ้นงานจาก สภาวะทดลองทั้งสองสภาวะ

เมื่อเปรียบเทียบรูปที่ 4.8ข) (สภาวะทดลอง B111), รูปที่ 4.13ข) (สภาวะทดลอง B1111), รูปที่ 4.8ค) (สภาวะทดลอง C111) และ รูปที่ 4.13ค) (สภาวะทดลอง C1111) จะพบว่าชิ้นงาน จากสภาวะทดลองทั้ง 4 สภาวะนี้ มีขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่ ใกล้เคียงกันมาก แต่กลับมีขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบแตกต่างกัน ค่อนข้างมาก ซึ่งอาจกล่าวได้ว่าที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส และ 1,205 องศาเซลเซียส นี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์เมื่อมีรูปแบบการลดลงของ อุณหภูมิระหว่างการทำละลายเช่นนี้ และการให้ความร้อนเพื่อการทำละลายเพิ่มอีก 1 ชั่วโมง ภายหลังจากการลดลงของอุณหภูมิจากการทำละลาย 3 ชั่วโมงแบบไม่ต่อเนื่องนี้ ส่งผลให้มีอนุภาค แกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มากกว่าแบบที่ไม่มีการให้ความร้อนเพิ่มอีก 1 ชั่วโมง ซึ่งคาดว่าสาเหตุ มาจากการตกตะกอนใหม่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ระหว่างการลดลงและเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิตั้งแต่ ผ่านช่วงอุณหภูมิตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ นอกจากนี้ ที่อุณหภูมิที่สูงขึ้น ช่วย ส่งผลให้การทำละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเป็นไปได้ยิ่งขึ้นอีกด้วย

4.2.22 เปรียบเทียบสภาวะทดลอง A112-B112-C112, A121-B121-C121 และ A211-B211-C211

เพื่อพิจารณาผลของรูปแบบในการลดลงของอุณหภูมิตั้งแต่มีระยะเวลาการให้ความร้อนรวม ที่เท่ากันและมีจำนวนครั้งในการลดลงของอุณหภูมิตั้งแต่ระหว่างการทำละลายที่เท่ากันต่อโครงสร้าง จุลภาค เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบรูปที่ 4.10ก) (สภาวะทดลอง A112), 4.11ก) (สภาวะทดลอง A121) กับ 4.12ก) (สภาวะทดลอง A211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส เช่นเดียวกัน จะพบว่า ชิ้นงานจากทั้ง 3 สภาวะทดลองนี้มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกระจาย อยู่ในชิ้นงาน แต่มีปริมาณและขนาดที่แตกต่างกันดังนี้ คือ ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A211 มี ขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่ใหญ่และมากที่สุด จากนั้นจึงเป็นชิ้นงาน จากสภาวะทดลอง A121 และ A112 ตามลำดับ

นอกจากนี้สำหรับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด จะพบว่าขนาดและปริมาณของ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A112 มีขนาดและปริมาณที่มาก

ที่สุด ในขณะที่ขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A121 และ A211 มีค่าใกล้เคียงกัน อาจกล่าวได้ว่าที่อุณหภูมิ 1,165 องศาเซลเซียส นี้รูปแบบการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิ 2 ครั้งระหว่างการทำละลายนั้น ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์ถึงแม้ว่าจะมีระยะเวลารวมในการทำละลายถึง 4 ชั่วโมง อย่างไรก็ตาม ระยะเวลาที่มากขึ้นในช่วงการทำละลายช่วงสุดท้ายภายหลังการลดลงของอุณหภูมินั้น ช่วยให้สามารถทำละลายอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบกลับสู่เนื้อพื้นได้มากขึ้น ซึ่งส่งผลช่วยในการตกตะกอนของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดเพิ่มขึ้น ดังแสดงให้เห็นจากปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A112 ที่มากกว่าของชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A121 และ A211 อย่างเห็นได้ชัด

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบรูปที่ 4.10ข) (สภาวะทดลอง B112), 4.11ข) (สภาวะทดลอง B121) และ 4.12ข) (สภาวะทดลอง B211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสนั้น พบว่ามีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในรูปทั้ง 3 รูปนี้ แต่อนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B112 มีขนาดและปริมาณที่น้อยที่สุดใน 3 รูปนี้ และยังมีปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดสูงที่สุดใน 3 รูปนี้อีกด้วย ในขณะที่ขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B121 และ B211 มีค่าค่อนข้างใกล้เคียงกัน ขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากสภาวะทดลองทั้ง 2 สภาวะนี้ ก็มีค่าใกล้เคียงกันเช่นกัน ซึ่งผลการทดลองนี้มีแนวโน้มเหมือนกับการเปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานจากสภาวะทดลอง A112, A121, A211 ที่กล่าวมาแล้วในข้างต้น

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบรูปที่ 4.10ค) (สภาวะทดลอง C112), 4.11ค) (สภาวะทดลอง C121) และ 4.12ค) (สภาวะทดลอง C211) ซึ่งเป็นการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียสนั้น จะพบว่าในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C112 นั้นไม่พบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เลย และยังมีการกระจายตัวที่หนาแน่นและสม่ำเสมอของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดเป็นจำนวนมาก ในขณะที่ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C121 และ C211 นั้น ยังคงพบอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบที่มีลักษณะกลมมนกระจายตัวอยู่ในชิ้นงาน ซึ่งขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมม่าไพรม์ที่ปรากฏในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C211 มีขนาดที่ใหญ่กว่าและปริมาณที่มากกว่าอนุภาคแกมม่าไพรม์ในชิ้นงานจากสภาวะทดลอง C121 (ดังรูปที่ 4.14) และ 4.15))

แสดงให้เห็นว่า ระยะเวลาในช่วงการทำละลายช่วงสุดท้ายที่เพียงพอร่วมกับอุณหภูมิในการทำลายที่สูงพอ (ในที่นี้คืออุณหภูมิ 1,205 องศาเซลเซียส) สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้อย่างสมบูรณ์เช่นกันถึงแม้ว่าจะมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำลายถึง 3 ครั้งก็ตาม และอุณหภูมิที่สูงขึ้นช่วยเพิ่มความสามารถในการละลายของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบได้ดีขึ้นอีกด้วย

4.2.23 เปรียบเทียบขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ

จากรูปที่ 4.14) ซึ่งแสดงปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง เมื่อพิจารณาโดยแบ่งตามกลุ่มสภาวะทดลองที่มีอุณหภูมิการละลายแตกต่างกัน แต่มีการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบเดียวกัน พบว่า เมื่อใช้อุณหภูมิการละลายที่สูงกว่า จะมีปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่น้อยกว่า และในบางกลุ่มสภาวะทดลอง อุณหภูมิการละลายที่สูงกว่า ไม่พบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เลย

นอกจากนี้ เมื่อเปรียบเทียบระหว่างกลุ่มสภาวะทดลอง จะพบว่ารูปแบบการลดลงของอุณหภูมิที่มีการลดลงของอุณหภูมิจำนวนครั้งมากขึ้น ส่งผลให้ยังมีปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบมากขึ้นตามไปด้วย

จากรูปที่ 4.15) ซึ่งแสดงขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบในชิ้นงานจากสภาวะทดลองต่างๆ พบว่า ในชิ้นงานจากสภาวะทดลองที่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่นั้น มีขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบตั้งแต่ 0.6 ตารางไมครอนขึ้นไป

4.2.24 เปรียบเทียบขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด

จากรูปที่ 4.16) ซึ่งแสดงปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง เมื่อพิจารณาโดยแบ่งตามกลุ่มสภาวะทดลอง พบว่า ในกลุ่มสภาวะทดลองที่มีรูปแบบการลดลงของอุณหภูมิต่างกันนั้น ที่อุณหภูมิการทำละลายที่สูงขึ้น มีปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดมากกว่าชิ้นงานจากสภาวะทดลองที่มีอุณหภูมิการทำละลายที่ต่ำกว่า โดยเฉพาะจากสภาวะทดลองที่ไม่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ (จากรูปที่ 4.14)) ที่มีปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดสูงกว่าร้อยละ 40 ทั้งสิ้น อันได้แก่ ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3, C3, B12, C12, B4, C4, C13 และ C112

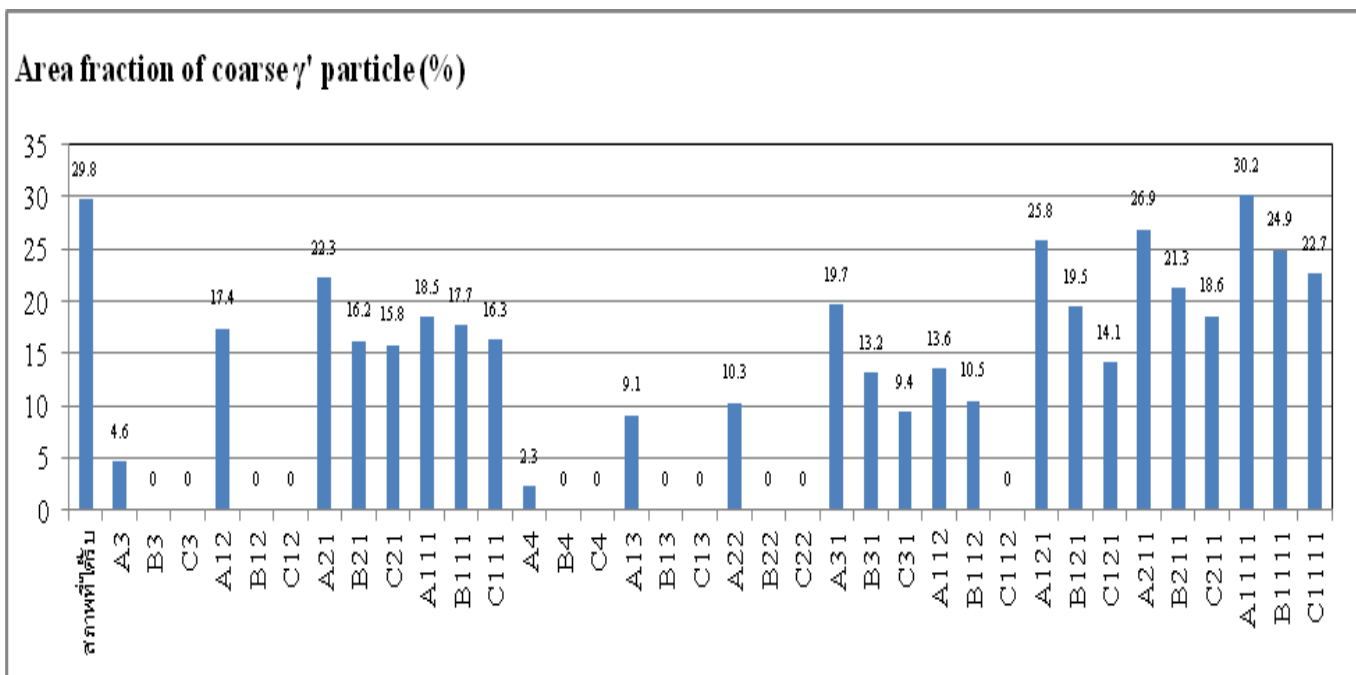
จากรูปที่ 4.17) ซึ่งแสดงขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดของชิ้นงานจากสภาวะทดลองต่างๆ พบว่า ขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียดนี้อยู่ในช่วงระหว่าง 0.1-0.2 ตารางไมครอนทั้งสิ้น

4.2.25 ความแข็ง

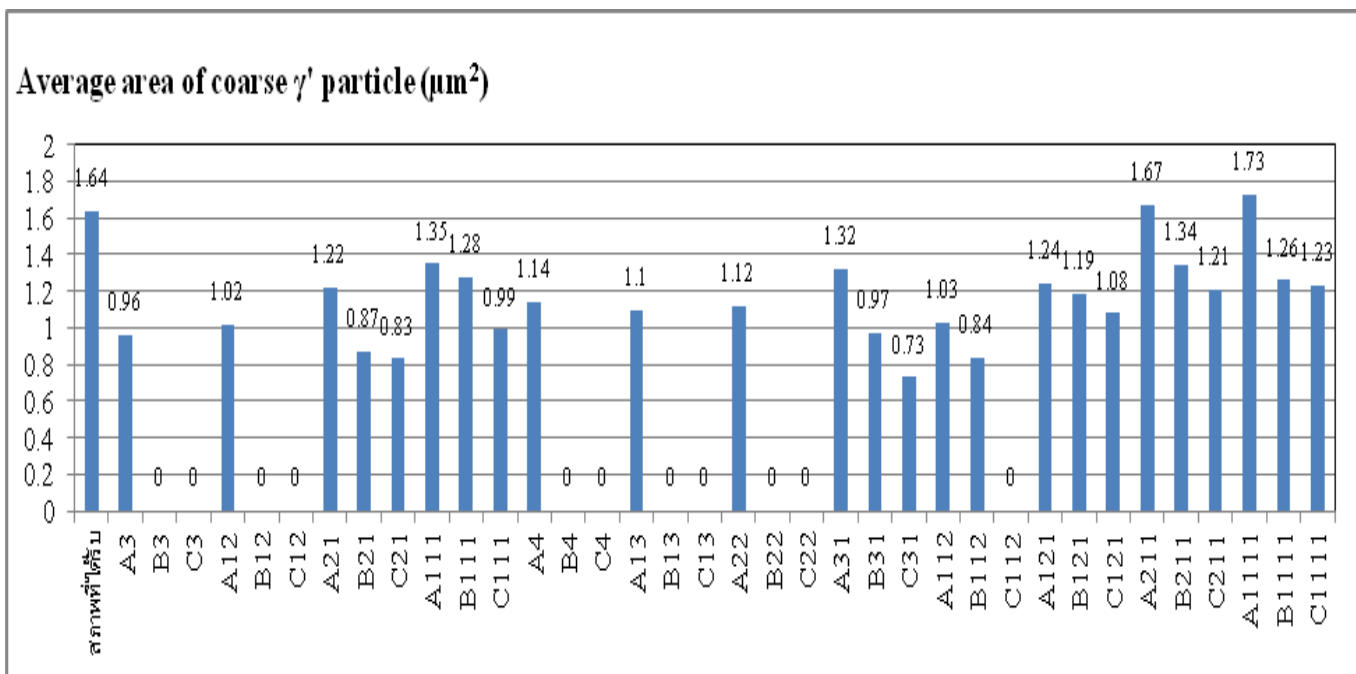
เมื่อพิจารณาความแข็งที่ได้จากการวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ของชิ้นงานในทุกสภาวะทดลองดังรูปที่ 4.18) แล้ว จะเห็นได้ว่า ชิ้นงานทั้งหมดมีความแข็งอยู่ระหว่าง 410-560 ไมโครวิกเกอร์ แต่เมื่อพิจารณาชิ้นงานจากสภาวะทดลองที่ไม่ปรากฏอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่ ดังเช่น ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B3, C3, B12, C12, B4, C4, C13 และ C112 นั้น ให้ความแข็งชิ้นงานที่ค่อนข้างต่ำ เมื่อเทียบกับชิ้นงานจากสภาวะทดลองที่มีอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบปรากฏหลงเหลืออยู่ร่วมกับอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียด ซึ่งให้ค่าความแข็งอยู่ในระดับ 500 ไมโครวิกเกอร์ขึ้นไป

4.2.26 เฟสที่เป็นอันตราย (TCP Phase: Topologically close-packed phases)

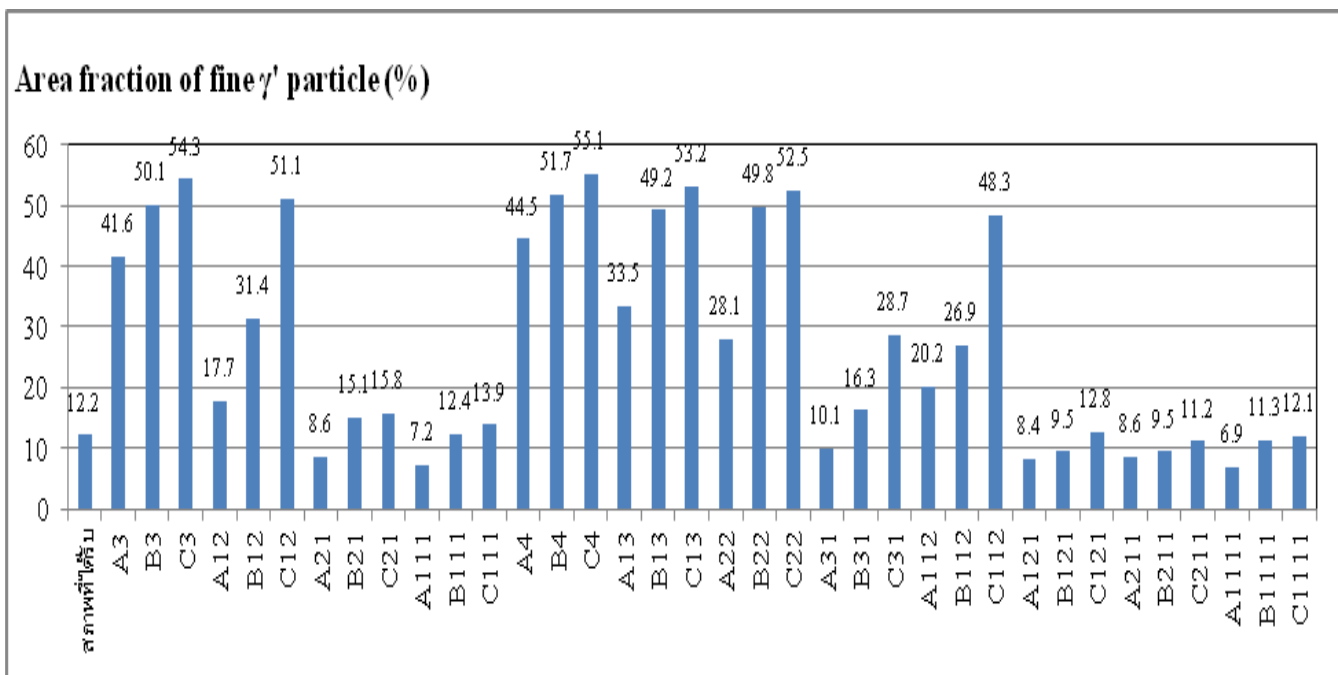
พิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลองโดยกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 50 และ 100 เท่า ไม่พบว่ามีเฟสที่เป็นอันตราย (เฟสอืด้า) ในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจากสภาวะทดลองใดๆทั้งสิ้น



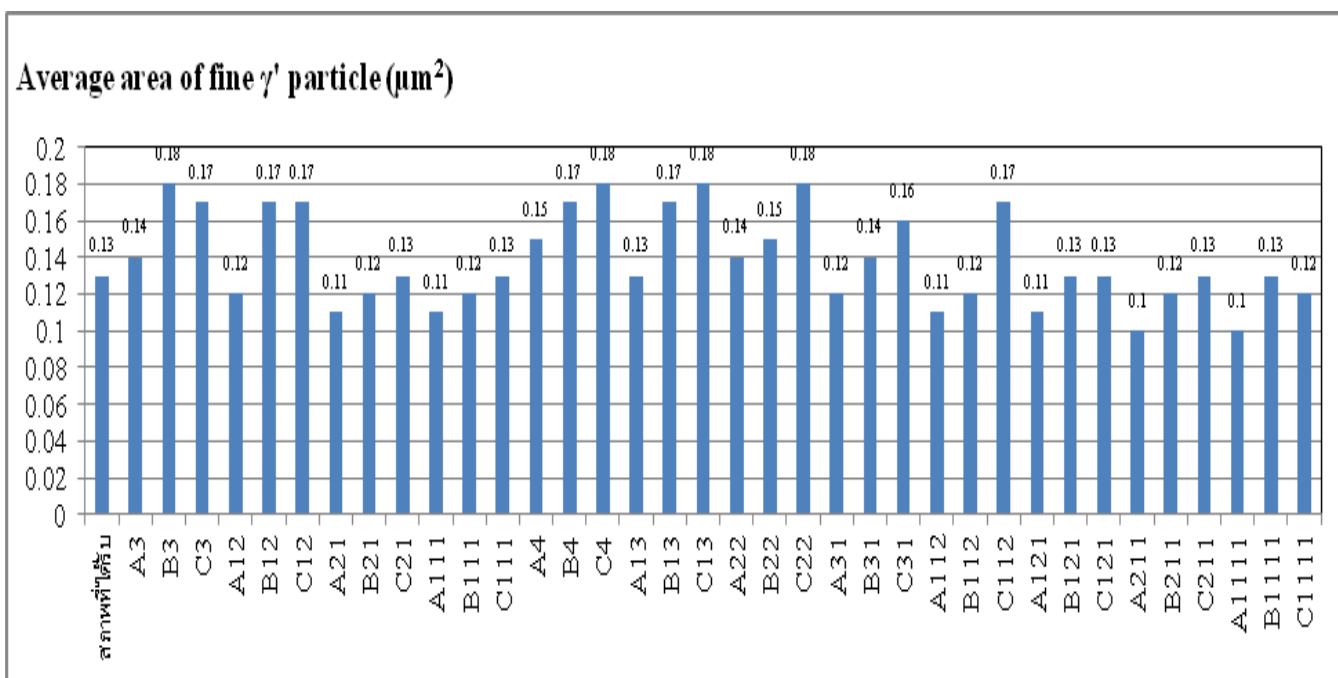
รูปที่ 4.14 สัดส่วนพื้นที่โดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง



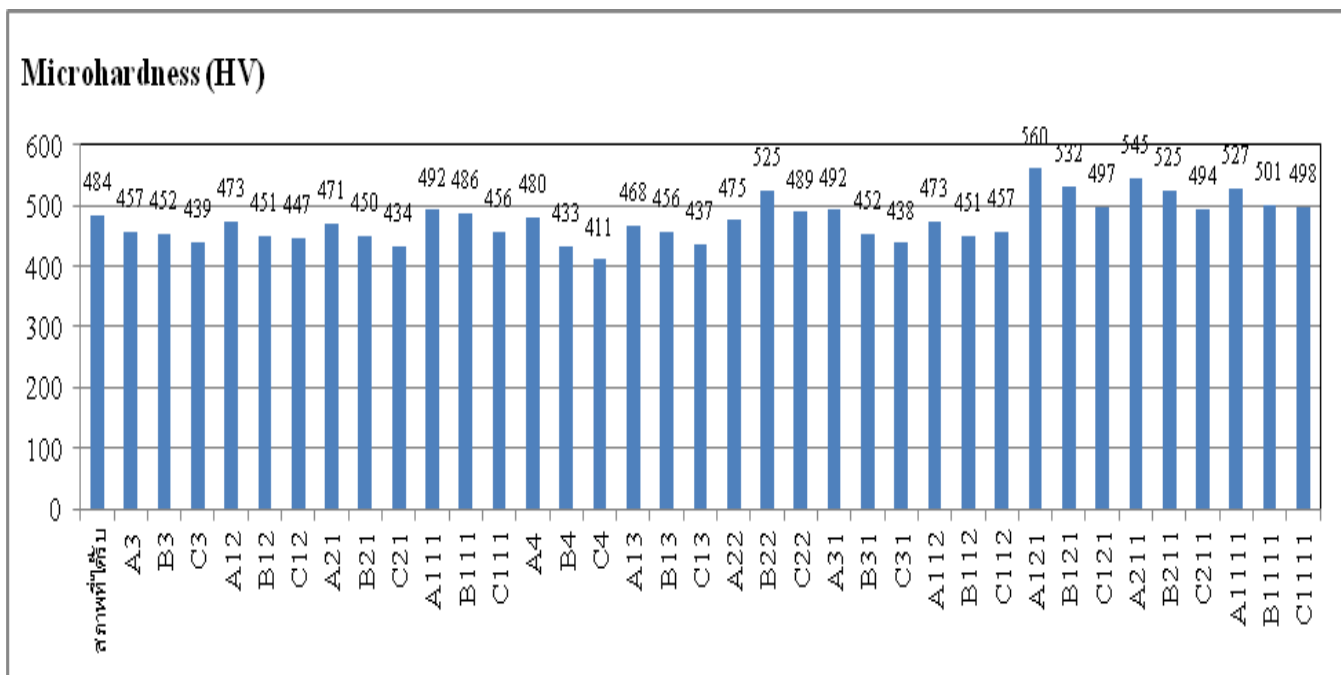
รูปที่ 4.15 ขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง (μm^2)



รูปที่ 4.16 สัดส่วนพื้นที่โดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง



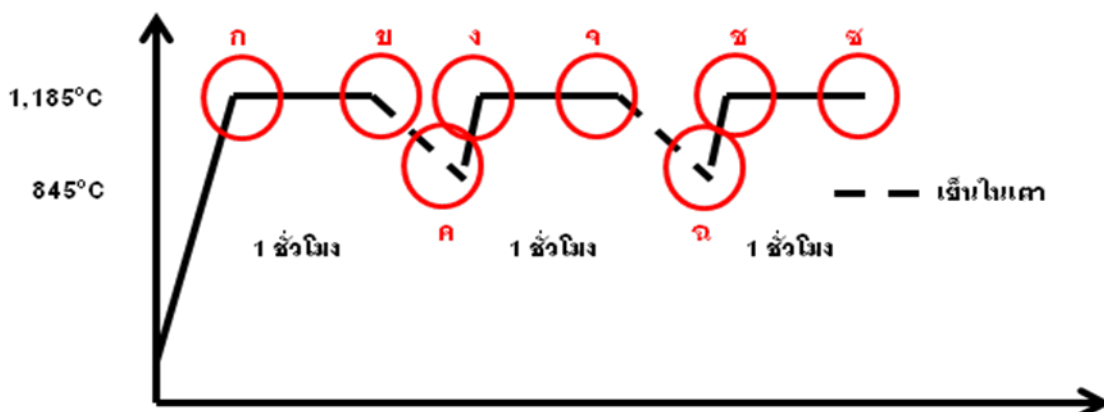
รูปที่ 4.17 ขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง (μm^2)



รูปที่ 4.18 ความแข็งโดยเฉลี่ยของชิ้นงานจากแต่ละสภาวะทดลอง (ไมโครวิกเกอร์)

4.2.27 การตรวจดูโครงสร้างจุลภาคในแต่ละสภาวะระหว่างการทำละลายที่มีการลดลงของอุณหภูมิในรูปแบบ B111 โดยการจุ่มชุบน้ำและถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด

เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นและเปลี่ยนแปลงไปในแต่ละช่วงเวลาและสภาวะภายใต้การลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย จึงเลือกสภาวะทดลอง B111 เป็นตัวอย่างในการศึกษา โดยทำการจุ่มชุบน้ำให้กับชิ้นงานเพื่อหยุดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่สภาวะต่างๆ รวมทั้งสิ้น 8 สภาวะ ซึ่งชิ้นงานจากแต่ละสภาวะถูกแทนที่ด้วยตัวเลข 1-8 ดังรูปที่ 4.19



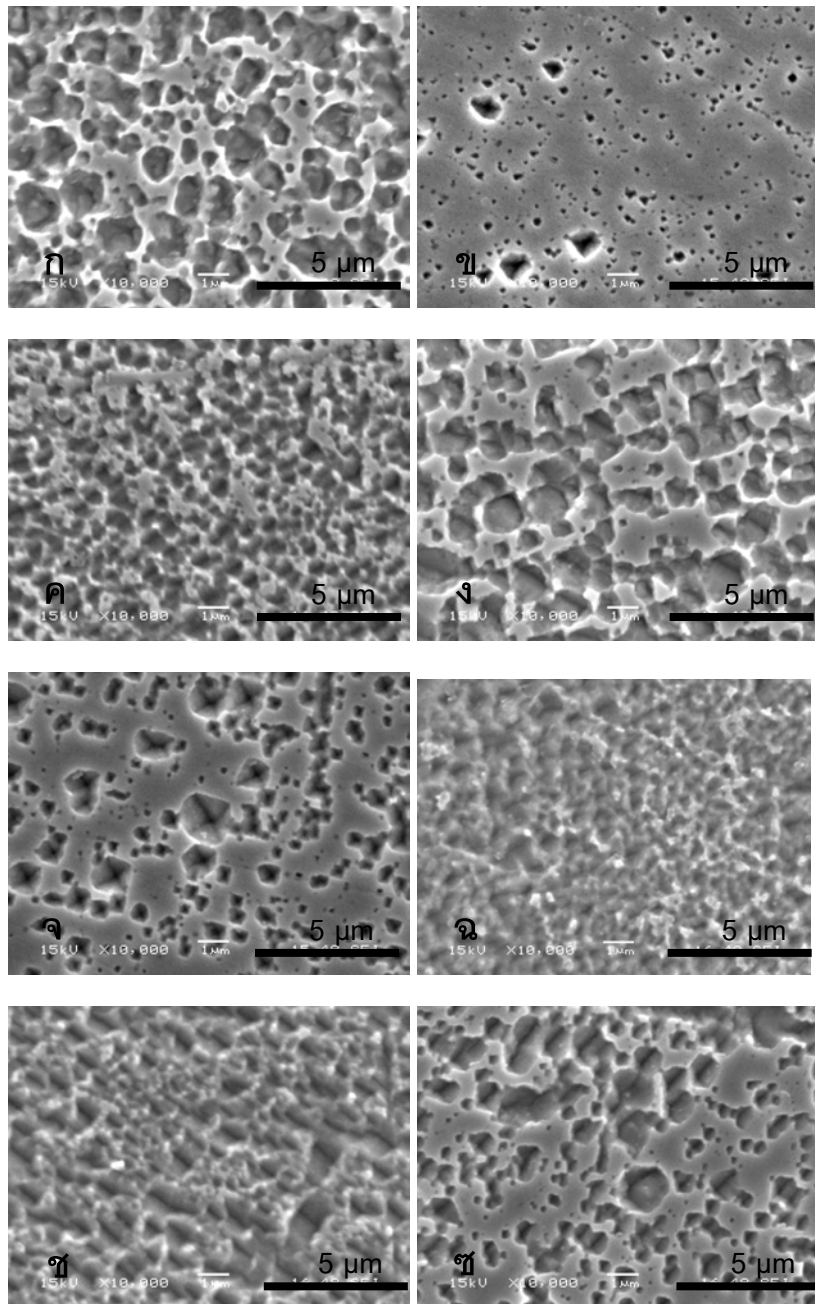
รูปที่ 4.19 ขั้นตอนของกรรมวิธีทางความร้อนในสภาวะทดลอง B111 และสภาวะที่มีการนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อทำการจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาคที่สภาวะนั้นๆ

จากรูปที่ 4.20ก) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนจากอุณหภูมิห้องไปจนถึงอุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส แล้วนำออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่า ในชิ้นงานนี้มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบอยู่อย่างมาก อนุภาคส่วนใหญ่มีขนาดโต รูปทรงกลมมน มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดอยู่เพียงเล็กน้อยตามเนื้อพื้น อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบขนาดใหญ่บางกลุ่มมีลักษณะของการรวมตัวกันเกิดขึ้น

จากรูปที่ 4.20ข) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วนำออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เล็กน้อย และมีขนาดลดลงอย่างมากเมื่อเทียบกับรูปที่ 4.20 ไม่ปรากฏอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เห็นได้ชัดบนเนื้อพื้น

จากรูปที่ 4.20ค) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการลดลงของอุณหภูมิทำละลายจนถึงอุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่า มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกระจายตัวอย่างสม่ำเสมออยู่ทั่วทั้งชิ้นงาน นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจำนวนหนึ่งในชิ้นงานเช่นกัน

จากรูปที่ 4.20ง) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการลดลงของอุณหภูมิทำละลายจนถึงอุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส แล้วให้ความร้อนกลับมาที่อุณหภูมิทำละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียส อีกครั้ง จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มี



รูปที่ 4.20 ชิ้นงานจากสภาวะทดลอง B111 ที่มีการจุ่มชุบน้ำเพื่อตรวจดูโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงระหว่างการลดลงของอุณหภูมิในสภาวะต่างๆ ที่กำลังขยาย 10,000 เท่า

ขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่พบในรูปที่ 4.22 อย่างไรก็ตามพบว่าไม่ปรากฏอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดในชิ้นงานนี้

จากรูปที่ 4.20จ) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการลดลงของอุณหภูมิทำละลายจนถึงอุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส แล้วให้ความร้อนกลับมาที่อุณหภูมิทำละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียสและทำการละลายต่อเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีขนาดเล็ก และมีปริมาณลดลงจากรูปที่ 4.20ง) นอกจากนี้ไม่พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดปรากฏในชิ้นงานนี้เช่นกัน

จากรูปที่ 4.20ข) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วมีการลดลงของอุณหภูมิทำละลายจนถึงอุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส แล้วทำการละลายต่อที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วจึงลดอุณหภูมิลงไปที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่า มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจำนวนมากกระจายตัวค่อนข้างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน และมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวตามเนื้อพื้นอยู่เป็นจำนวนมากเช่นกัน ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ 4.20จ) จะพบว่าในรูปที่ 4.20ข) นี้ มีปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้งชนิดหยาบและชนิดละเอียดมากกว่าในรูปที่ 4.20จ) อย่างเห็นได้ชัด

จากรูปที่ 4.20ข) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง ลงไปที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส ถึงสองครั้งด้วยกัน แล้วทำการให้ความร้อนกับชิ้นงานไปที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่า มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบค่อนข้างมากและมีการกระจายตัวอยู่ทั่วทั้งชิ้นงาน และพบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดหลงเหลืออยู่เล็กน้อย

จากรูปที่ 4.20ข) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ผ่านการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง ลงไปที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส ถึงสองครั้งด้วยกัน แล้วทำการให้ความร้อนกับชิ้นงานไปที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสและทำการละลายเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงนำชิ้นงานออกจากเตาเพื่อจุ่มชุบน้ำและตรวจดูโครงสร้างจุลภาค พบว่า ชิ้นงานมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบหลงเหลืออยู่เล็กน้อยมีขนาดที่

เล็กกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจากรูปที่ 4.20ข) และยังมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดเพียงเล็กน้อยเท่านั้นเมื่อเทียบกับรูปที่ 4.20ข)

เมื่อพิจารณาภาพถ่ายชิ้นงานจากรูปแบบการทดลอง B111 ทั้ง 8 สภาวะแล้ว พบว่า ในแรกเริ่มเมื่อมีการให้ความร้อนกับชิ้นงานขึ้นไปที่อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,185 องศาเซลเซียสนั้น อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบจะมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานในสภาวะที่ที่ได้รับ แต่มีปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่ลดลงอย่างเห็นได้ชัด เนื่องจากการเพิ่มอุณหภูมิจากอุณหภูมิห้องมาที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียสนั้น อุณหภูมิที่สูงขึ้นส่งเสริมให้อนุภาคแกมมาไพรม์เกิดการโตขึ้น (Growth, Coarsening) จนถึงอุณหภูมิการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาซึ่งโดยทั่วไปอยู่ที่ 845-1,120 องศาเซลเซียส ทำให้มีอนุภาคแกมมาไพรม์ตกตะกอนออกมาเพิ่มมากขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิอยู่ระหว่าง 1,120-1,165 องศาเซลเซียส อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่ตกตะกอนออกมาในระยะเวลานั้นจะโตขึ้นเล็กน้อยในขณะที่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบถูกส่งเสริมให้เกิดการโตขึ้น และเมื่อการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิผ่านช่วง 1,165-1,205 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิการทำละลายของอนุภาคแกมมาไพรม์ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดซึ่งมีขนาดเล็กจะเกิดการละลายกลับสู่เนื้อพื้น ซึ่งในระหว่างนี้เอง อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่มีความเสถียรกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด ก็จะละลายกลับสู่เนื้อพื้นบางส่วนด้วยเช่นกัน

เมื่อทำการละลายที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง จะพบว่าในการทำละลายนั้นได้ละลายทั้งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกลับสู่เนื้อพื้น ซึ่งเห็นได้จากขนาดและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้ง 2 ชนิดที่ลดลงอย่างเห็นได้ชัด

เมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิลงมาที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส จะเห็นว่า มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดเพิ่มขึ้นมาอย่างมาก เนื่องจาก เมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิผ่านช่วง 1,120-1,165 องศาเซลเซียสเป็นการส่งเสริมให้เกิดการโตขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบซึ่งไม่สามารถละลายได้หมดจากการทำละลายก่อนหน้านี้นี้ และเมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิผ่านช่วง 845-1,120 องศาเซลเซียส ได้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้งชนิดหยาบและชนิดละเอียดค่อนข้างมาก เป็นผลให้โครงสร้างจากสภาวะนี้มีทั้งอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

จากนั้น เมื่อให้ความร้อนแก่ชิ้นงานกลับไปยังอุณหภูมิการทำละลาย พบว่าในช่วงที่ชิ้นงานผ่านช่วงอุณหภูมิตกตะกอนนั้นก็อาจทำให้มีอนุภาคออกมาไพรม์ชนิดละเอียดตกตะกอนออกมาเพิ่มขึ้น แต่เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมินั้นเป็นไปอย่างรวดเร็วกว่าการลดลงของอุณหภูมิ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจึงอาจไม่สามารถตกตะกอนออกมาได้มาก แต่เมื่อผ่านช่วงการตกตะกอนไปแล้ว คาดว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดจะเริ่มขาดความเสถียรและละลายกลับสู่น้ำมันเป็นจำนวนมาก ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบมีขนาดใหญ่ขึ้นเนื่องจากการโตขึ้นและการรวมตัวเมื่อผ่านช่วงอุณหภูมิ 1,120-1,165 องศาเซลเซียส ก่อนจะมีการละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นบางส่วนเมื่อผ่านช่วงอุณหภูมิการทำละลาย

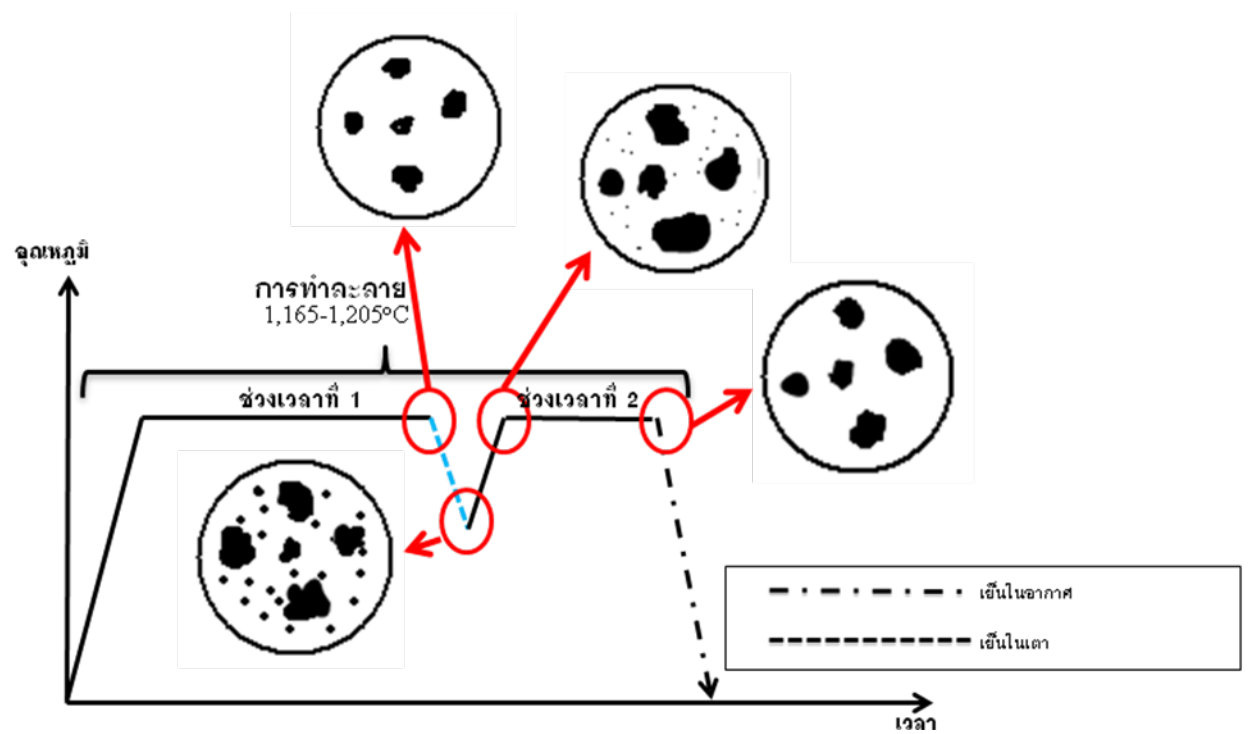
เมื่อทำการละลายต่ออีก 1 ชั่วโมง ก็พบว่าในช่วงการทำละลายนี้ อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด จะเกิดการละลายกลับเข้าสู่เนื้อพื้นเนื่องจากอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้ง 2 ชนิดมีขนาดและปริมาณที่ลดลง

จากนั้นเมื่อมีการลดลงของอุณหภูมิกครั้งหนึ่ง จึงเป็นการส่งเสริมให้เกิดการโตขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเมื่อผ่านช่วงการโตขึ้นระหว่างการลดลงของอุณหภูมิ และส่งเสริมให้มีการตกตะกอนออกมามากขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด ซึ่งเห็นได้จากขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบที่เพิ่มขึ้นและปริมาณของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดที่เพิ่มขึ้น

เมื่อมีการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานเพื่อทำการละลายต่อ สิ่งที่เกิดขึ้นก็คือ การเพิ่มอุณหภูมินี้ได้ละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียดกลับเข้าสู่เนื้อพื้นอีกครั้ง แต่อนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบกลับมีการโตขึ้นเมื่ออุณหภูมิถูกเพิ่มขึ้นผ่านช่วงการโตของอนุภาค

จากนั้นการทำละลายต่อเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมงจะทำให้มีปริมาณอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและชนิดละเอียดที่ลดลงและยังมีขนาดที่เล็กลงอีกด้วย

จากคำบรรยายที่กล่าวมาข้างต้นนี้ สามารถสรุปเป็นแผนภาพจำลองการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 เมื่อผ่านการลดลงของอุณหภูมิ รูปแบบ B111 ได้ดังแสดงในรูปที่ 4.21



รูปที่ 4.21 แผนภาพจำลองการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 เมื่อผ่านการลดลงของอุณหภูมิ รูปแบบ B111

ซึ่งจะเห็นได้ว่าในทุกๆครั้งที่มีการลดลงของอุณหภูมิตั้งแต่ระหว่างการทำให้ละลาย โครงสร้างจุลภาคที่ได้จะมีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบเพิ่มขึ้นและมีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการลดลงของอุณหภูมิตั้งแต่ระหว่างการทำให้ละลาย เนื่องจากการลดลงของอุณหภูมินั้นผ่านช่วงการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบและผ่านช่วงการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของการลดและเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายซึ่งเป็นขั้นตอนหนึ่งในกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของวัสดุโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 ซึ่งได้รับความอนุเคราะห์จากการไฟฟ้าผลิตแห่งประเทศไทย และจากงานวิจัย สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังต่อไปนี้

1. อุณหภูมิที่ลดลงในช่วงการทำละลายของกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 นั้น ส่งผลเสียต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของวัสดุ
2. อุณหภูมิที่ลดลงในช่วงต้นของการทำละลายของกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 ส่งผลเสียต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายของวัสดุน้อยกว่าการลดลงของอุณหภูมิในช่วงท้ายของการทำละลาย
3. จำนวนครั้งที่มากขึ้นของการลดลงของอุณหภูมิในช่วงการทำละลายของกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 โดยมีระยะเวลารวมในการทำละลายที่เท่ากัน เป็นผลให้วัสดุมีความสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวของโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายน้อยลง
4. การลดลงของอุณหภูมิในช่วงการทำละลายของกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 ที่สามารถยอมรับให้เกิดขึ้นได้อันเนื่องมาจากโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้มีความใกล้เคียงกับโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้รับจากกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคที่ไม่มีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลาย คือ สภาวะ B12, C12, B13, C13, B22, C22 และ C112
5. โลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้ निकเกิดเกรด GTD-111 หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาค โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่มีอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบปรากฏร่วมกับอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด (โครงสร้างแบบ 2 ลักษณะ) จะให้ความแข็งแรงระดับ

จุลภาคที่สูงกว่าโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่มีเพียงอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดละเอียดเพียงเฟสเดียว

6. อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,205 องศาเซลเซียส ในกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 นำที่จะสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบได้หมดในระยะเวลาการทำละลายเพียง 2 ชั่วโมง ถึงแม้จะมีการลดลงของอุณหภูมิระหว่างการทำละลายก่อนหน้านั้นก็ตาม
7. อุณหภูมิการทำละลายที่ 1,165 องศาเซลเซียส ในกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 ต้องการระยะเวลาในการทำละลายที่มากกว่า 4 ชั่วโมง เพื่อให้ได้โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่มีความสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวกัน
8. ในการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษชนิดเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด GTD-111 อุณหภูมิในการทำละลายที่สูงขึ้นส่งผลให้การทำละลายเป็นไปในทางที่ดีขึ้น เนื่องจากมีความสม่ำเสมอของโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายเพิ่มขึ้นและมีปริมาณอนุภาคแกมมาไพโรมชนิดหยาบลดลง

การทดลองขั้นต่อไปที่น่าสนใจในการศึกษาผลของการลดของอุณหภูมิการทำละลายระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111

1. ศึกษาสมบัติทางกลด้านอื่นๆของวัสดุซึ่งสอดคล้องโดยตรงกับสมบัติหลักในการใช้งาน เช่น ความต้านทานแรงดึง (Tensile Strength) ที่อุณหภูมิสูง เป็นต้น เพื่อศึกษาถึงคุณสมบัติสำคัญต่างๆในการใช้งานของวัสดุชนิดนี้
2. ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุโดยการจุ่มชุบน้ำที่สภาวะต่างๆที่อุณหภูมิ 1,185 องศาเซลเซียส เพื่อทำความเข้าใจเกี่ยวกับกลไกการเกิดใหม่ (Nucleation) และการโตขึ้น (Growth) ของอนุภาคแกมมาไพโรมในวัสดุ GTD-111

บทที่ 6

ข้อเสนอแนะ

การทดลองขั้นตอนต่อไปที่น่าสนใจในการศึกษาผลของการลดลงของอุณหภูมิการทำ
ละลายระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคของ GTD-111 แนะนำให้

1. ศึกษาสมบัติทางกลด้านอื่นๆของวัสดุซึ่งสอดคล้องโดยตรงกับสมบัติหลักในการใช้งาน
เช่น ความต้านทานแรงดึง (Tensile Strength) ที่อุณหภูมิสูง เป็นต้น

รายการอ้างอิง

- [1] TurboCare Group, Gas Turbine Blades and Buckets [Online], 2011, Available from:http://www.turbocare.com/gas_turbine_blades_buckets.html, [2010, August 13]
- [2] Mapna Turbine Blade Engineering & Manufacturing Company (PARTO), Parto Blades Products [Online], 2012, Available from: <http://www.mapnablade.com/en/welcome.aspx>, [2012, April 19]
- [3] KOTRA, Korea Trade-Investment Promotion Agency, Turbine Blade/Products [Online], 2011, Available from: http://kotraseal.kotra.or.kr/korea/recipients/product.jsp?product_id=P0000001&serial_no=2010-082-01&lang=US, [2011, January 9]
- [4] Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C Hagel, Superalloys II, John Wiley & Sons, Superalloys Vol.1.
- [5] Matthew J. Donachie, Stephen J. Donachie, Superalloy: A Technical Guide, 2nd edition, Library of Congress Cataloging, The United States of America
- [6] พจนานายิ่งทวีสิทธิ์กุล, การศึกษาถึงผลกระทบของการให้ความร้อนที่อุณหภูมิสูงเป็นช่วงๆ ต่อการให้ความร้อนขึ้นงานที่อุณหภูมิสูงปกติของใบพัดกังหันก๊าซที่ทำด้วยโลหะผสมพิเศษ ประเภทนิกเกิลเกรด GTD-111 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ของการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย, วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบริหารบัณฑิต, ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์, 2551
- [7] ดร. ปัญญาวัชร วัจนาว, เอกสารการสอนวิชา High Temperature Materials, ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2548
- [8] Seyed Abdolkarim Sajjadi, Said Nategh, Roderick I.L. Guthrie, Study of microstructure and mechanical properties of high performance Nickel base superalloy GTD-111, Journal of Materials Science & Engineering, Volume 325, Issue 1-2, February 2002, pp.484-489
- [9] Meetham G.W., Van de Voorde M.H., Materials for High Temperature

- Engineering Applications, 1st Edition, Springer, 2000
- [10] ดร. ปัญญวิชร์ ้วยาว, เอกสารประกอบ Technical Training วิศวกรรมงานโลหะสำหรับ
การใช้งานที่อุณหภูมิสูง, ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC)
สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี, 2548
- [11] Wangyao P., Korath T., Harnvirojkul T., Saengkiattiyut L., Hormkrajai V., Effect of Re-heat Treatment Conditions on Microstructural Refurbishment of Nickel Based Superalloy Turbine Blades, IN-738, after Long-term Service, Journal of Metals, Materials and Minerals, Volume 14, No.1, pp.49-59, 2004
- [12] Wangyao P., Polsilapa S., Nisaratanaporn E., The Application of Hot Isostatic Process to Rejuvenate Serviced Cast Superalloy Turbine Blades, Acta Metallurgica Slovaca, Volume 11, No. 2, pp.196-206, 2005
- [13] S.A. Sajjadi, S.M. Zevarjad, R.I.L. Guthrie, M. Isac, Microstructure Evolution of High-performance Ni-base Superalloy GTD-111 with Heat Treatment Parameters, Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, Volume 175, Issues 1-3, pp.376-381, June 2006
- [14] Panyawat WANGYAO, Viyaporn KRONGTONG, Pongsak TUENGSOOK, Weerasak HORMKRAJAI and Nurot PANICH, The Relationship Between Reheat-Treatment and Hardness Behaviour of Cast Nickel Superalloy, GTD-111, Journal of Materials and Minerals, Volume 16, No.1, pp.55-62, 2006
- [15] P. Wangyao, P. Suvanchai, N. Chuankrerkkul, A. Thuepoly, V. Krongtong, Microstructural Analysis after Reheat Treatments and Long-Term Heating in Cast Nickel Base Superalloy GTD-111, High Temperature Materials and Processes, Volume 29, Issues 4, pp. 277-286, May 2011
- [16] ปิยพร จันทรภาพานิชกุล, ชาญณรงค์ ไชภาสเสถียร, การศึกษาดังผลของสภาวะกรรมวิธี

ทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคของใบพัดกังหันก๊าซที่ทำด้วยโลหะผสมพิเศษแบบเบสนิคเกิลเกรด GTD-111 ที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส, ปริญานิพนธ์, ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2551

- [17] วิทยาลัยเทคนิคสุโขทัย, โรงไฟฟ้าพลังงานก๊าซ (Gas Turbine Power Plant), 2551, Available from: <http://www.sukhothaitc.ac.th/faifa/article/gas2.htm>, [2010, December 16]
- [18] Britannica Encyclopedia, Energy Conversion/Open-cycle Gas Turbine Engine [Online], 2011, Available from: <http://www.britannica.com/EBchecked/topic/187279/energy-conversion?overlay=true&assemblyId=19424>, [2010, August 22]
- [19] มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี, Steam Turbine and Gas Turbine, 2550, Available from: mte.kmutt.ac.th/elearning/Steam_turbine_and_Gas_turbine/frame/chapter2/lesson3.htm, [2010, December 20]
- [20] Turbine Photos, Gas Turbine Power Plant [Online], 2010, Available from: <http://turbinesint.com/navotas-gas-turbine-power-plant/>, [2011, March 8]
- [21] Panyawat WANGYAO, Viyaporn Krongtong, Weerasak Homkrajai, Nurot PANICH and Gobboon LOTHONGKUM, OM Study of Effect of HIP and Heat Treatments on Microstructural Restoration in Cast Nickel-Based Superalloy, GTD-111, Journal of Metals, Materials and Minerals, Volume 17, No. 1, pp.87-92, 2007

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก

สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ

สภาวะ ทดลอง	สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ(ร้อยละ)										
	สัดส่วนพื้นที่ โดยเฉลี่ย	สัดส่วนพื้นที่ในแต่ละครั้งที่วัด									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
สภาพที่ได้รับ	29.8	29.3	30.2	28.1	27.9	30.4	31.1	29.2	31.6	30.5	29.7
A3	4.6	5.2	4.5	4.6	4.3	5.1	5.2	4.4	5	4.1	3.6
B3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A12	17.4	18.9	15.8	15.2	19.2	17.3	18.1	18.7	15.6	16.3	18.9
B12	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C12	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A21	22.3	24.1	22.4	21.7	22.8	21.3	19.9	22.5	23.2	21.9	23.2
B21	16.2	15.3	16.8	18.1	17.5	15.9	16.4	17.1	14.7	15.3	14.9
C21	15.8	14.5	13.8	16.7	18	16.9	15.3	15.7	16.2	16.4	14.5
A111	18.5	19.2	17.1	18.3	17.5	19.7	16.8	20.2	19.4	17.6	19.2
B111	17.7	18.7	16.5	18.9	16.9	16.3	16.4	18.6	17.8	18.2	18.7
C111	16.3	16.4	17.2	17.6	18.2	15.7	15.4	14.7	15.9	16.2	15.7
A4	2.3	2.2	2.4	2.4	2.5	2.3	2.1	2.5	2.2	2.1	2.3
B4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A13	9.1	9.4	9.2	8.7	8.9	9.2	8.6	9.2	8.8	9.5	9.5
B13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A22	10.3	11.3	11.4	10.9	9.8	9.5	10.1	10.6	9.9	9.2	10.3
B22	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C22	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A31	19.7	20.5	20.1	18.9	19.7	19.2	20.2	19.4	19.9	18.7	20.4
B31	13.2	15	14.2	13	12.7	12.5	13.1	12.8	12.5	12.9	13.3
C31	9.4	9.8	9.3	9.8	9.4	9.1	8.7	8.9	9.5	9.6	9.9
A112	13.6	13.1	14.2	13.7	13.8	13.9	13.2	13.3	13.4	13.5	13.9
B112	10.5	9.8	10.2	11.1	11.3	10.4	11.5	10.7	10.8	9.5	9.7
C112	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A121	25.8	26.7	25.2	25.4	25.3	26.1	26.4	26.3	26.8	25.1	24.7
B121	19.5	20.1	19.2	18.8	19.4	18.7	20.1	20.4	19.1	19	20.2
C121	14.1	14.2	14.7	14	13.8	13.5	14.2	14.6	14.1	13.5	14.4
A211	26.9	28.3	25.4	25.7	26.8	27.5	27.2	25.9	26.1	27.8	28.3
B211	21.3	21.4	22.4	20.9	21.2	22.1	20.7	20.6	21.1	20.4	22.2
C211	18.6	19.2	19.5	17.6	18.1	19.4	19.7	18.3	18.4	17.5	18.3
A1111	30.2	31.4	30.4	29.2	28.6	29.5	28.7	31.2	31.6	29.5	31.9
B1111	24.9	25.6	25.4	22.2	23.7	23.9	24.8	25.6	26.1	25.9	25.8
C1111	22.7	22.5	21.7	21.8	22.1	23.2	23.4	23.5	22.4	23.8	22.6

ภาคผนวก ข

ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดหยาบ

สภาวะ ทดลอง	ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดหยาบ (ตารางไมโครเมตร)										
	ขนาดโดยเฉลี่ย	ขนาดในแต่ละครั้งที่วัด									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
สภาพที่ได้รับ	1.64	1.73	1.65	1.58	1.59	1.64	1.66	1.57	1.59	1.61	1.78
A3	0.96	1.19	0.65	0.73	0.72	1.08	1.13	1.12	0.81	1.26	0.91
B3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A12	1.02	0.98	0.96	1.14	0.82	0.84	0.81	1.12	1.21	1.25	1.07
B12	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C12	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A21	1.22	1.21	1.24	1.28	1.25	1.21	1.19	1.23	1.17	1.2	1.22
B21	0.87	0.77	0.9	0.83	0.75	0.97	0.84	0.85	0.92	0.86	1.01
C21	0.83	0.75	0.81	0.92	0.95	0.8	0.79	0.74	0.82	0.83	0.89
A111	1.35	1.28	1.32	1.37	1.38	1.41	1.33	1.41	1.29	1.24	1.47
B111	1.28	1.32	1.27	1.25	1.33	1.31	1.28	1.24	1.22	1.3	1.28
C111	0.99	0.93	0.87	0.95	1.1	1.04	1.08	0.96	0.89	1.02	1.06
A4	1.14	1.15	1.3	1.21	1.04	1.17	1.18	1.2	1.16	0.92	1.07
B4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A13	1.1	1.03	1.09	1.05	1.08	1.14	1.11	1.2	1.12	1.1	1.08
B13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A22	1.12	1.07	1.13	1.05	1.09	1.14	1.11	1.18	1.16	1.08	1.19
B22	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C22	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A31	1.32	1.34	1.35	1.26	1.32	1.28	1.33	1.31	1.3	1.36	1.35
B31	0.97	0.89	0.93	1.04	1.02	0.97	1.01	0.94	0.95	0.96	0.99
C31	0.73	0.67	0.78	0.81	0.69	0.66	0.71	0.68	0.73	0.75	0.82
A112	1.03	0.98	0.99	1.02	1.04	1.07	1.02	1.1	0.98	1.01	1.09
B112	0.84	0.76	0.79	0.82	0.85	0.88	0.84	0.82	0.85	0.87	0.92
C112	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A121	1.24	1.24	1.25	1.21	1.22	1.27	1.21	1.24	1.23	1.27	1.26
B121	1.19	1.13	1.18	1.15	1.27	1.16	1.23	1.22	1.21	1.16	1.19
C121	1.08	1.04	1.03	1.11	1.09	1.12	1.06	1.05	1.07	1.12	1.11
A211	1.67	1.82	1.58	1.65	1.76	1.6	1.59	1.63	1.68	1.71	1.68
B211	1.34	1.41	1.3	1.31	1.35	1.36	1.39	1.33	1.34	1.31	1.3
C211	1.21	1.22	1.19	1.17	1.18	1.19	1.23	1.23	1.25	1.21	1.23
A1111	1.73	1.83	1.84	1.78	1.75	1.66	1.69	1.72	1.7	1.65	1.68
B1111	1.26	1.24	1.18	1.21	1.23	1.31	1.28	1.29	1.31	1.24	1.31
C1111	1.23	1.16	1.25	1.23	1.32	1.31	1.2	1.19	1.22	1.31	1.11

ภาคผนวก ค

สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด

สภาวะ ทดลอง	สัดส่วนพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด(ร้อยละ)										
	สัดส่วนพื้นที่ โดยเฉลี่ย	สัดส่วนพื้นที่ในแต่ละครั้งที่วัด									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
สภาพที่ได้รับ	12.2	12.5	11.7	11.6	12.1	12.3	11.9	12.4	11.8	12.5	13.2
A3	41.6	39	42	45	43	37	41	45	38	42	44
B3	50.1	47	45	54	56	53	48	55	47	51	45
C3	54.3	54	56	51	50	55	58	53	52	56	58
A12	17.7	21	17	19	22	16	15	16	18	13	20
B12	31.4	33	29	34	31	29	33	28	31	34	32
C12	51.1	48	51	52	49	53	55	51	45	52	55
A21	8.6	8.2	8.4	9.1	8.5	8.3	8.7	9	8.9	8.2	8.7
B21	15.1	16.4	16.3	14.7	15.2	14.3	14.5	14.9	14.8	14.7	15.2
C21	15.8	15.3	15.7	16.2	15.4	16.3	15.8	15.5	15.6	15.9	16.3
A111	7.2	6.5	7.3	6.8	7.2	7.4	7.5	7.1	7.3	7.7	7.2
B111	12.4	12.6	12.8	11.4	12.1	11.6	12.9	12.6	13.2	12.8	12
C111	13.9	14.9	15.1	14.2	13.6	12.9	13.1	13.4	14.6	14.9	12.3
A4	44.5	47.8	45.6	43.4	42.8	45.3	44.7	44.2	46.5	42.2	42.5
B4	51.7	51.4	52.2	51.8	51.6	51.1	52.3	51.9	52.5	51.7	50.5
C4	55.1	55.3	55.1	56.2	54.4	54.7	55.2	55.7	54.7	54.5	55.2
A13	33.5	29.7	34.2	33.9	35.1	32.6	32.9	31.5	34.3	35.6	35.2
B13	49.2	48.2	51.1	50.3	49.2	48.7	47.4	48.3	49.6	50.4	48.8
C13	53.2	55.1	52.6	53.4	55.2	55.3	56.4	50.7	51.8	50.9	50.6
A22	28.1	28.2	26.6	26.9	27.1	28.4	28.9	27.8	29.1	28.6	29.4
B22	49.8	50.8	49.2	50.5	49.3	49.6	49.5	50.2	51	49.1	48.8
C22	52.5	52.4	53.1	52.6	51.7	50.9	51.3	52.5	52.8	53.2	54.5
A31	10.1	10.4	11.2	10.1	9.6	10.1	10.2	9.8	9.5	9.7	10.4
B31	16.3	17.1	16.4	16.5	15.7	15.8	16.2	16.1	16.3	16.3	16.6
C31	28.7	29.2	29.3	28.4	28.9	27.8	29.5	28.6	28.5	27.1	29.7
A112	20.2	21.1	21.3	20.2	19.7	20.5	19.4	19.6	20	19.2	21
B112	26.9	26.5	27.4	26.3	26.8	27.1	27.5	27.4	26.8	26.2	27
C112	48.3	49.1	49.2	48	48.4	47.9	48.1	47.6	48.3	48.5	47.9
A121	8.4	9	8.7	8.4	8.3	8.1	8.2	8.2	8.5	8.3	8.3
B121	9.5	9.6	9.7	9.5	9.2	9.8	9.9	9.2	9.3	9.5	9.3
C121	12.8	14.3	12.7	12.5	11.9	12.6	13.1	13.5	12.8	12.5	12.1
A211	8.6	8.5	8.9	8.3	8.4	8.5	9.2	8.7	8.6	8.5	8.4
B211	9.5	9.7	9.3	9.5	10.1	9.2	9.1	9.3	9.5	9.7	9.6
C211	11.2	11.8	11.3	10.6	10.8	11.2	11.4	12.1	11.5	10.4	10.9
A1111	6.9	6.7	6.9	7.1	7.2	7.4	6.8	6.5	7	6.6	6.8
B1111	11.3	11.5	11.6	12.1	10.5	10.9	11.1	10.3	12.4	11.6	11
C1111	12.1	12.6	12.4	11.2	11.5	11.9	11.2	12.3	12.2	12.9	12.8

ภาคผนวก ง

ขนาดของอนุภาคแกมม่าไพรม์ชนิดละเอียด

สภาวะ ทดลอง	ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ชนิดละเอียด (ตารางไมโครเมตร)										
	ขนาดโดยเฉลี่ย	ขนาดในแต่ละครั้งที่วัด									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
สภาพที่ได้รับ	0.13	0.11	0.13	0.15	0.14	0.15	0.12	0.13	0.12	0.14	0.11
A3	0.14	0.12	0.19	0.12	0.11	0.17	0.13	0.14	0.13	0.15	0.14
B3	0.18	0.22	0.14	0.18	0.17	0.19	0.16	0.21	0.21	0.13	0.19
C3	0.17	0.15	0.18	0.19	0.14	0.16	0.17	0.18	0.21	0.18	0.14
A12	0.12	0.09	0.15	0.11	0.08	0.09	0.14	0.13	0.12	0.14	0.15
B12	0.17	0.19	0.2	0.18	0.15	0.16	0.14	0.21	0.16	0.15	0.16
C12	0.17	0.18	0.17	0.16	0.23	0.14	0.15	0.19	0.16	0.14	0.18
A21	0.11	0.09	0.08	0.12	0.09	0.11	0.12	0.13	0.08	0.14	0.14
B21	0.12	0.1	0.14	0.08	0.09	0.11	0.12	0.14	0.15	0.13	0.14
C21	0.13	0.11	0.15	0.13	0.14	0.09	0.15	0.16	0.13	0.11	0.13
A111	0.11	0.08	0.12	0.08	0.11	0.12	0.13	0.15	0.09	0.09	0.13
B111	0.12	0.15	0.14	0.15	0.09	0.12	0.11	0.08	0.13	0.12	0.11
C111	0.13	0.11	0.08	0.08	0.15	0.14	0.12	0.15	0.16	0.14	0.17
A4	0.15	0.17	0.16	0.13	0.15	0.14	0.17	0.18	0.14	0.11	0.15
B4	0.17	0.18	0.19	0.16	0.15	0.18	0.14	0.19	0.18	0.17	0.16
C4	0.18	0.18	0.15	0.17	0.19	0.21	0.16	0.19	0.17	0.2	0.18
A13	0.13	0.12	0.14	0.15	0.15	0.11	0.13	0.14	0.12	0.11	0.13
B13	0.17	0.19	0.2	0.16	0.18	0.15	0.14	0.19	0.16	0.15	0.18
C13	0.18	0.17	0.19	0.18	0.19	0.16	0.18	0.17	0.2	0.18	0.18
A22	0.14	0.15	0.17	0.13	0.11	0.13	0.12	0.15	0.17	0.15	0.12
B22	0.15	0.14	0.15	0.11	0.12	0.16	0.17	0.18	0.15	0.13	0.19
C22	0.18	0.17	0.17	0.16	0.18	0.19	0.19	0.2	0.18	0.19	0.17
A31	0.12	0.13	0.15	0.14	0.09	0.11	0.12	0.11	0.1	0.12	0.13
B31	0.14	0.13	0.15	0.14	0.13	0.14	0.12	0.15	0.16	0.13	0.15
C31	0.16	0.18	0.14	0.15	0.16	0.15	0.16	0.16	0.17	0.16	0.17
A112	0.11	0.13	0.12	0.1	0.09	0.11	0.12	0.09	0.11	0.12	0.11
B112	0.12	0.13	0.12	0.14	0.11	0.12	0.09	0.1	0.1	0.15	0.14
C112	0.17	0.19	0.17	0.16	0.17	0.15	0.19	0.18	0.16	0.16	0.17
A121	0.11	0.11	0.09	0.1	0.11	0.1	0.12	0.11	0.13	0.12	0.11
B121	0.13	0.15	0.14	0.12	0.11	0.16	0.1	0.12	0.13	0.14	0.13
C121	0.13	0.17	0.12	0.15	0.11	0.12	0.13	0.11	0.14	0.13	0.12
A211	0.1	0.08	0.11	0.09	0.09	0.1	0.13	0.12	0.08	0.11	0.09
B211	0.12	0.11	0.12	0.13	0.12	0.13	0.11	0.12	0.11	0.12	0.13
C211	0.13	0.14	0.13	0.14	0.12	0.11	0.13	0.13	0.14	0.13	0.13
A1111	0.1	0.08	0.09	0.08	0.1	0.12	0.11	0.09	0.11	0.12	0.1
B1111	0.13	0.14	0.14	0.13	0.11	0.12	0.13	0.14	0.12	0.14	0.13
C1111	0.12	0.13	0.12	0.11	0.13	0.12	0.11	0.12	0.1	0.13	0.13

ภาคผนวก จ

ความแข็ง

สภาวะ ทดลอง	ความแข็ง (ไมโครวิดเกอร์)					
	ความแข็งเฉลี่ย	ความแข็งในแต่ละครั้งที่วัด				
		1	2	3	4	5
สภาพที่ได้รับ	484	498	492	478	460	492
A3	457	462	467	469	436	451
B3	452	455	441	460	462	442
C3	439	440	430	434	447	444
A12	473	462	479	483	456	485
B12	451	448	462	451	450	444
C12	447	450	452	441	444	448
A21	471	468	461	440	487	499
B21	450	448	459	436	461	446
C21	434	439	431	432	434	434
A111	492	478	502	506	485	489
B111	486	490	497	502	483	458
C111	456	443	460	450	465	462
A4	480	460	478	491	493	478
B4	433	425	434	438	436	432
C4	411	402	413	412	415	413
A13	468	433	498	465	477	467
B13	456	459	442	461	448	470
C13	437	442	434	432	435	442
A22	475	486	489	439	465	496
B22	525	531	517	509	530	538
C22	489	485	479	493	495	493
A31	492	478	492	483	504	503
B31	452	461	453	472	441	433
C31	438	420	419	450	461	440
A112	473	474	478	463	482	468
B112	451	466	452	443	451	443
C112	457	463	438	462	454	468
A121	560	576	548	559	535	582
B121	532	542	563	519	521	515
C121	497	447	495	510	512	521
A211	545	555	543	527	548	552
B211	525	531	528	515	526	525
C211	494	483	486	502	498	501
A1111	527	545	523	517	528	522
B1111	501	510	489	494	503	509
C1111	498	511	506	497	489	487

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวปิยภัทร วงศ์นวปรีชาชัย เกิดวันที่ 7 มกราคม พุทธศักราช 2528 จบการศึกษา
ระดับประถมศึกษาและมัธยมศึกษาจากโรงเรียนอัสสัมชัญคอนแวนต์ และจบการศึกษาระดับ
ปริญญาบัณฑิต จากภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
เมื่อปี พุทธศักราช 2550 จากนั้นได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท ภาควิชาวิศวกรรม
โลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ตั้งแต่เดือนมิถุนายน พุทธศักราช 2551
เป็นต้นมา