

ผลของการเติมเรเนียมและโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วย
วิธีการหลอมด้วยอาร์กต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟส



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีการศึกษา 2561
ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

EFFECT OF RHENIUM AND COBALT ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND PHASE
STABILITY OF NICKEL-BASE SUPERALLOYS, GRADE MGA 1400 PREPARED BY ARC
MELTING METHOD



A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Engineering in Metallurgical and Materials Engineering
Department of Metallurgical Engineering
Faculty of Engineering
Chulalongkorn University
Academic Year 2018
Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของการเติมเรเนียนและโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อ พื้หนักเกิลเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วย อาร์กต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟส
โดย	น.ส.อาภาพร นรารักษ์
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการและวัสดุ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญาวัชร ว่างยาว
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธนพร โรจน์หิรัญสกุล

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง
ของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์
(ศาสตราจารย์ ดร.สุพจน์ เตชวรสินสกุล)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ
(ศาสตราจารย์ ดร.กอบบุญ หล่อทองคำ)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญาวัชร ว่างยาว)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธนพร โรจน์หิรัญสกุล)

..... กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(รองศาสตราจารย์ ดร.สุรรัตน์ ผลศิลป์)

อภาพร นรารักษ์ : ผลของการเติมเรเนียมและโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้
 นิกเกิลเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วยอาร์กต่อโครงสร้างจุลภาคและ
 ความเสถียรของเฟส. (EFFECT OF RHENIUM AND COBALT ADDITIONS ON
 MICROSTRUCTURE AND PHASE STABILITY OF NICKEL-BASE SUPERALLOYS,
 GRADE MGA 1400 PREPARED BY ARC MELTING METHOD) อ.ที่ปรึกษาหลัก : ผศ.
 ดร.ปัญญาวัชร วังยาว, อ.ที่ปรึกษาร่วม : ผศ. ดร.ธนพร โรจนศิริรัฐกุล

การศึกษาผลของการเติมธาตุเรเนียมและโคบอลต์ต่อโครงสร้างจุลภาค และความเสถียร
 ของเฟสแกมมาไพรม์ของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นิกเกิล เกรด MGA 1400 ชิ้นงานที่ถูกหลอม
 ละลายแบบอาร์กสูญญากาศซึ่งมีปริมาณของธาตุเรเนียมและโคบอลต์แตกต่างกัน ซึ่งภายหลังจาก
 การทำกรรมวิธีทางความร้อนแล้ว พบว่าขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์มีการกระจายตัวอย่าง
 สม่ำเสมอเพิ่มมากขึ้น เมื่อปริมาณเรเนียมเพิ่มขึ้นและมีการทดสอบชิ้นงานโดยการให้ความร้อนที่
 อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง เพื่อศึกษาความเสถียรของโครงสร้าง พบว่า
 การเพิ่มปริมาณเรเนียม ทำให้อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ช้าลง นอกจากนี้รูปร่างของ
 อนุภาคแกมมาไพรม์มีความเป็นลูกบาศก์มากขึ้น อย่างไรก็ตามการเติมปริมาณเรเนียมมากกว่า
 1.21 %โดยน้ำหนัก กระตุ้นให้เกิดการก่อตัวของเฟสทอพอโลยีคอลลีโครส์แพค (Topologically
 Close-Packed) ภายหลังจากให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 100
 ชั่วโมงเป็นต้นไป สรุปได้ว่าการเพิ่มปริมาณเรเนียมสามารถลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์
 และการเติมธาตุโคบอลต์มีประโยชน์ในการขัดขวางหรือชะลอการตกตะกอนของเฟสทอพอโลยี
 คอลลีโครส์แพคที่อุณหภูมิสูงได้

วิทยาลัย
 CHULALONGKORN UNIVERSITY

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการและวัสดุ
 ปีการศึกษา 2561

ลายมือชื่อนิสิต
 ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาหลัก
 ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาร่วม

5870433721 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORD: Nickel-base superalloys, Rhenium, Cobalt, Gamma prime coarsening,
TCP phase

Arpaporn Nararak : EFFECT OF RHENIUM AND COBALT ADDITIONS ON
MICROSTRUCTURE AND PHASE STABILITY OF NICKEL-BASE SUPERALLOYS,
GRADE MGA 1400 PREPARED BY ARC MELTING METHOD. Advisor: Asst. Prof.
PANYAWAT WANGYAO, Ph.D. Co-advisor: Asst. Prof. Tanaporn
Rojhirunsakool, Ph.D.

The effect of rhenium and cobalt additions on the microstructure and gamma prime phase stability of modified nickel-based superalloy, grade MGA1400 by vacuum arc melting method with different contents of rhenium (Re) and cobalt (Co) were investigated. After subjected to heat treatment, the size of gamma prime particles was slightly reduced with increasing rhenium content. Then, the alloys were exposed at temperature of 900 °C for 500 hours. The results showed that increasing the rhenium addition leads to slower coarsening rate of gamma prime particles. Furthermore, shape of the gamma prime particles changed to be more cubic shape. However, excessive rhenium content (>1.21 wt.%Re) promotes a formation of topologically close-packed phase after 100 hours. exposure at 900°C. It can be concluded that with increasing of rhenium content can result in lower coarsening rate of gamma prime particles. Cobalt addition is beneficial to impede or slow the precipitation of topologically close-packed phases at the elevated temperature.

Field of Study: Metallurgical and Materials Engineering Student's Signature

Academic Year: 2018

Advisor's Signature

Co-advisor's Signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีจากความช่วยเหลือจากหลายฝ่าย ผู้วิจัยขอขอบพระคุณของ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปัญญวัชร วัชยาว ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธนพร โรจน์หิรัญสกุล ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงที่ท่านได้ถ่ายทอดความรู้ อบรมสั่งสอน และให้คำแนะนำอันเป็นประโยชน์อย่างยิ่งในระหว่างการค้าดำเนินงาน อีกทั้งยังช่วยคิดแก้ไขปัญหา ชี้แนะแนวทาง ตรวจสอบ และแก้ไขวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ ขอขอบพระคุณศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ ซึ่งเป็นประธานคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ สำหรับการตรวจสอบและแก้ไขวิทยานิพนธ์ รวมทั้งอบรมสั่งสอน และให้คำแนะนำต่างๆ ขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร. เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร และขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร. สุรรัตน์ ผลศิลป์ ซึ่งเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ที่สละเวลาเพื่อเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์และสำหรับคำแนะนำอันเป็นประโยชน์ต่อการเขียนวิทยานิพนธ์นี้ ขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านสำหรับการให้ความรู้ คำแนะนำทั้งทางวิชาการและการใช้ชีวิตประจำวัน ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ธุรการภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่คอยช่วยเหลือและให้คำแนะนำ รวมทั้งให้กำลังใจแก่ข้าพเจ้าตลอดมา ขอขอบพระคุณทุนจากโครงการแผนพัฒนาวิชาการจุฬาฯ สร้างเสริมพลังจุฬาฯ ก้าวสู่ศตวรรษที่ 2 ที่ให้ทุนสำหรับค่าใช้จ่ายอุดหนุนงานวิจัยในการศึกษาระดับปริญญาโทมหาบัณฑิต ขอขอบพระคุณ บริษัท อีแกท ไดมอนด์ เซอร์วิส จำกัด สำหรับชิ้นงานที่นำมาใช้ในงานวิจัยนี้ ขอขอบพระคุณ บุคลากรของสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุที่ให้ความกรุณาในการทดสอบชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ขอขอบคุณนายวิชเชศวร์ ก่อธรรมนิเวศน์ และนางสาวนภัศ เกียรติวิศาลกิจ มหาบัณฑิตภาควิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุที่ให้ความช่วยเหลือในเรื่องการอบชิ้นงานนี้สำเร็จด้วยดี ขอขอบคุณนางสาวเปมิกา อินทราลาม ที่คอยเป็นกำลังใจและช่วยเหลือตลอดงานวิจัยนี้ สุดท้ายนี้ ขอกราบขอบพระคุณบิดามารดาที่เคารพรักของข้าพเจ้าที่คอยให้กำลังใจ ให้ความรัก และสนับสนุนด้านการศึกษามาโดยตลอด รวมทั้งขอขอบคุณพี่น้องๆ ที่คอยให้กำลังใจเสมอมา

อาภาพร นรารักษ์

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญภาพ.....	ฎ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตงานวิจัย.....	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	3
บทที่ 2 ปริทรรศน์วรรณกรรม.....	4
2.1 โลหะผสมพิเศษ (Superalloys).....	4
2.2 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล.....	5
2.2.1 โครงสร้างจุลภาคและเฟสในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล.....	5
2.2.2 สมบัติเชิงกลทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล.....	7
2.2.3 สมบัติทางกายภาพทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล.....	9
2.3 บทบาทของธาตุต่างๆในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล.....	9
2.4 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิล เกรด MGA 1400.....	12
2.4.1 บทบาทธาตุต่างๆในโลหะผสมพิเศษ MGA 1400.....	12
2.5 กรรมวิธีทางความร้อน.....	14

2.5.1 การทำละลาย (Solution treatment)	14
2.5.2 การบ่มแข็ง (Precipitation aging)	15
2.6 ความเสียหายของโครงสร้างจุลภาคในวัสดุโลหะผสมพิเศษ	15
2.7 อิทธิพลของธาตุผสมต่อโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	15
2.7.1 ผลของธาตุเรเนียม	16
2.7.2 ผลของธาตุโคบอลต์	23
2.7.3 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนของโคบอลต์และเรเนียมต่อความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	29
2.8 อิทธิพลของอุณหภูมิต่อความเสถียรของแกมมาไพรม์ของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	31
2.8.1 อุณหภูมิของกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment temperature)	31
บทที่ 3 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	37
3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย	37
3.1.1 วัสดุและเครื่องมือในการเตรียมชิ้นงาน	37
3.1.2 อุปกรณ์และสารเคมีที่ใช้สำหรับเตรียมผิวชิ้นงาน	37
3.1.3 เครื่องมือทดสอบชิ้นงาน	37
3.1.4 เครื่องมือวิเคราะห์ชิ้นงาน	37
3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ	38
3.2.1 กระบวนการเตรียมชิ้นงาน	38
3.2.2 กระบวนการหลอมแบบอาร์กสฤฎยอากาศ	39
3.2.3 ตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี	40
3.2.4 กรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment)	40
3.2.5 ทดสอบความเสถียรของเฟส	40
3.2.6 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	40
บทที่ 4 ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล	42

4.1 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ ภายหลังจากหลอมละลายแบบอาร์กสุมญูญากาศด้วยเทคนิค EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy).....	42
4.2 การวิเคราะห์คุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาค	44
4.2.1 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง.....	44
4.2.2 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด	52
4.2.3 การวิเคราะห์เฟส	73
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	78
5.1 สรุปผลการทดลอง	78
5.2 ข้อเสนอแนะ	79
ภาคผนวก.....	80
บรรณานุกรม.....	93
ประวัติผู้เขียน.....	97

สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 2.1 แสดงเฟส TCP ที่พบในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล.....	7
ตารางที่ 2.2 แสดงสมบัติเชิงกลของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล.....	7
ตารางที่ 2.3 แสดงช่วงของปริมาณส่วนผสมที่เติมลงในโลหะผสมพิเศษ (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	10
ตารางที่ 2.4 แสดงบทบาทของธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล.....	11
ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษ MGA 1400 (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	12
ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเกรด MAR-M200 (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	16
ตารางที่ 2.7 อุณหภูมิและเวลาในการบ่มแข็ง	17
ตารางที่ 2.8 ขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาค γ ในแต่ละอุณหภูมิและเวลาของการบ่มแข็ง.....	18
ตารางที่ 2.9 ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	21
ตารางที่ 2.10 ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	24
ตารางที่ 2.11 แสดงส่วนผสมของโลหะผสมพิเศษนิกเกิล (ร้อยละโดยน้ำหนัก).....	29
ตารางที่ 2.12 กรรมวิธีทางความร้อน	29
ตารางที่ 2.13 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 (ร้อยละโดยน้ำหนัก)	31
ตารางที่ 2.14 แสดงอุณหภูมิและเวลาของกรรมวิธีทางความร้อน.....	32
ตารางที่ 2.15 ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด Inconel 738 (ร้อยละโดย น้ำหนัก).....	34
ตารางที่ 2.16 แสดงอุณหภูมิและเวลาของกรรมวิธีทางความร้อน.....	35
ตารางที่ 3.1 ปริมาณสัดส่วนร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุผสมที่เติมลงในชิ้นงานโลหะผสมพิเศษ	38
ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค EDS (%โดยน้ำหนัก)	39

ตารางที่ 4.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีที่คาดว่าจะได้ของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และเกรดใหม่ภายหลังการหลอมละลายแบบอาร์กสลุญญากาศด้วยการคำนวณจากผล EDS ของชิ้นงาน As-received 42

ตารางที่ 4.2 แสดงส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และเกรดใหม่ภายหลังการหลอมละลายแบบอาร์กสลุญญากาศที่ได้ด้วยเทคนิค EDS 43

ตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีของเฟสของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อน 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง ในรูปที่ 4.25 โดยใช้เทคนิค EDS (at.%/wt.%)..... 75



สารบัญญภาพ

	หน้า
รูปที่ 2.1 Y' ที่ตกตะกอนในเนื้อพื้น Y	5
รูปที่ 2.2 ลักษณะของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล.....	6
รูปที่ 2.3 แสดงความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษ.....	8
รูปที่ 2.4 แสดงธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล.....	10
รูปที่ 2.5 ชิ้นส่วนใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซ.....	12
รูปที่ 2.6 การเสื่อมสภาพของอนุภาค Y' เมื่อได้รับอุณหภูมิที่สูงเป็นเวลานานในโลหะผสมพิเศษ เนื้อพื้นนิกเกิล.....	15
รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1,065 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงของชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม 2 wt.%, 4 wt.% และ 6 wt.%.....	17
รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 815 °C เป็นเวลา 296 ชั่วโมงของชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม 2 wt.%, 4 wt.% และ 6 wt.%.....	18
รูปที่ 2.9 อัตราการโตของอนุภาค Y' ของชิ้นงานที่มีปริมาณการเติมเรเนียมแตกต่างกัน.....	19
รูปที่ 2.10 แสดงสัมประสิทธิ์การแพร่ข้ามของแทนทาลัม ทั้งสแตน และเรเนียมที่ความเข้มข้นและอุณหภูมิการทำละลายแตกต่างกัน.....	20
รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณเรเนียมกับเวลาในการบ่มแข็ง.....	21
รูปที่ 2.12 ลักษณะของอนุภาค Y' หลังจากผ่านการทำความร้อน.....	22
รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,093 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง (a, d, g, j) ชิ้นงาน 2.5Re ; (b, e, h, k) ชิ้นงาน 3Re ; (c, f, i, l) ชิ้นงาน 3-5Re ; (a, b, c) 100 h; (d, e, f) 200 h; (g, h, i) 500 h; (j, k, l) 1,000 h.....	23
รูปที่ 2.14 อุณหภูมิการทำละลาย.....	24
รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1, S2 และ S3 หลังการบ่มแข็ง.....	25

รูปที่ 2.16 แสดงขนาด Y' ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C เป็นเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง.....	25
รูปที่ 2.17 ลักษณะของอนุภาค Y' ที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C ที่เวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง.....	26
รูปที่ 2.18 ลักษณะของเฟส TCP ที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C ที่เวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง.....	26
รูปที่ 2.19 แสดงสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟส TCP ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C.....	27
รูปที่ 2.20 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมปริมาณโคบอลต์ 7.9 wt.% และ 15.8 wt.% หลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,100 °C เป็นเวลา 8, 50 และ 200 ชั่วโมง.....	28
รูปที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมปริมาณโคบอลต์ 7.9 wt.% และ 15.8 wt.% หลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,100 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	28
รูปที่ 2.22 เฟส TCP ของชิ้นงาน 4ReOCo หลังจากการอบที่อุณหภูมิ 1,050 °C ระยะเวลา 500, 800, 1,000, 1,500 และ 2,000 ชั่วโมง.....	30
รูปที่ 2.23 การเกิดเฟส TCP ของ (a), (c) ชิ้นงาน 4ReOCo (b), (d) ชิ้นงาน 4Re3Co ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,050 °C เวลา 800 และ 1,000 ชั่วโมง.....	30
รูปที่ 2.24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาด Y' กับเวลาในการเผาที่อุณหภูมิ (a) 950 °C (b) 1,050 °C ชิ้นงาน 4Re12Co, 2Re12Co และ 0Re12Co.....	31
รูปที่ 2.25 โครงสร้างจุลภาคโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานระยะเวลานานที่อุณหภูมิสูง.....	32
รูปที่ 2.26 โครงสร้างจุลภาคหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	33
รูปที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C.....	33
รูปที่ 2.28 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการบ่มแข็ง 2 ครั้ง ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C.....	33
รูปที่ 2.29 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของการทำละลาย, การบ่มแข็งและขนาดของอนุภาค Y' .	34

รูปที่ 2.30 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของการทำละลาย, การบ่มแข็ง และความหนาแน่นของอนุภาค Y'	34
รูปที่ 2.31 ขนาดโดยเฉลี่ยของ Y' หลังจากการเผาที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นระยะเวลา 500-2,500 ชั่วโมง.....	36
รูปที่ 2.32 ขนาดโดยเฉลี่ยของ Y' หลังจากการเผาที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นระยะเวลา 500-2,500 ชั่วโมง.....	36
รูปที่ 3.1 เตาหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ (vacuum arc melting furnace).....	39
รูปที่ 3.2 ชิ้นงานก่อนและหลังหลอมด้วยเตาหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ.....	39
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานแล้ว (As-received) ก.) กำลังขยาย 360 เท่า และ ข.) กำลังขยาย 7,200 เท่า และชิ้นงานที่ผ่านการหลอมอาร์กสุญญากาศ ค.) กำลังขยาย 3,600 เท่า และ ง.) กำลังขยาย 7,200 เท่า.....	44
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ ในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ (กำลังขยาย 720 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6.....	45
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ (กำลังขยาย 3,600 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6.....	46
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง(กำลังขยาย 720 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6.....	47
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6.....	48

รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เดิมเรเนียนและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ โดยเปรียบเทียบระหว่างหลังจากการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน ที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และภายหลังจากการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6..... 50

รูปที่ 4.6 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เดิมเรเนียนและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ โดยเปรียบเทียบระหว่างหลังจากการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน ที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และภายหลังจากการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6..... 51

รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานชิ้นงานที่เดิมเรเนียนและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6..... 52

รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน MGA 1400 ที่เดิมโคบอลต์และเรเนียนในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน (heat treatment) ที่กำลังขยาย 20,000 เท่า ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6..... 53

รูปที่ 4.9 กราฟแสดงขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน, การทำละลาย และการบ่มแข็ง..... 55

รูปที่ 4.10 กราฟแสดงเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นเชิงพื้นที่ของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน, การทำละลาย และการบ่มแข็ง..... 55

รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1 ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง..... 56

รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C2 ที่มีโคบอลต์ 13.94 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง 57

รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C3 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.91 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 1.21 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง.....	58
รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C4 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.22 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 2.56 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง.....	59
รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C5 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 10.70 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 5.76 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง.....	60
รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C6 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 9.25 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 6.40 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง.....	61
รูปที่ 4.17 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการให้ความร้อนชิ้นงานและเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นเชิงพื้นที่ของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ในระยะเวลาแตกต่างกัน.....	63
รูปที่ 4.18 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการให้ความร้อนชิ้นงานและขนาดของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ในระยะเวลาแตกต่างกัน.....	63
รูปที่ 4.19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของแกมมาไพรม์ที่เปลี่ยนไปกับเวลาในการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	64
รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1–C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6	67

รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 500 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6	71
รูปที่ 4.24 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 500 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6	72
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคของเฟส TCP ภายหลังจากการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง; ก.) ตำแหน่ง A ของชิ้นงาน C4, ข.) ตำแหน่ง B ของชิ้นงาน C5 และ ค.) ตำแหน่ง C ของชิ้นงาน C6.....	74
รูปที่ 4.26 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงาน C6, ข.) ชิ้นงาน C5, ค.) ชิ้นงาน C4, ง.) ชิ้นงาน C3, จ.) ชิ้นงาน C2 และ ฉ.) ชิ้นงาน C1.....	76
รูปที่ ก.1 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 1.....	81
รูปที่ ก.2 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 2.....	81
รูปที่ ก.3 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 3.....	82
รูปที่ ก.4 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 1	82
รูปที่ ก.5 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 2	83
รูปที่ ก.6 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 3	83
รูปที่ ก.7 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 1	84
รูปที่ ก.8 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 2	84
รูปที่ ก.9 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 3	85
รูปที่ ก.10 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C3 (ที่มีปริมาณ Co 12.91 wt.% และ Re 1.21 wt.%) บริเวณที่ 1	85
รูปที่ ก.11 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C3 (ที่มีปริมาณ Co 12.91 wt.% และ Re 1.21 wt.%) บริเวณที่ 2	86

รูปที่ ก.12 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C3 (ที่มีปริมาณ Co 12.91 wt.% และ Re 1.21 wt.%) บริเวณที่ 3	86
รูปที่ ก.13 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 1	87
รูปที่ ก.14 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 2	87
รูปที่ ก.15 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 3	88
รูปที่ ก.16 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 1	88
รูปที่ ก.17 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 2	89
รูปที่ ก.18 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 3	89
รูปที่ ก.19 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 1.....	90
รูปที่ ก.20 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 2.....	90
รูปที่ ก.21 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 3.....	91
รูปที่ ก.22 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C4.....	91
รูปที่ ก.23 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C5.....	92
รูปที่ ก.24 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C6.....	92

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา

ปัจจุบันโลหะผสมพิเศษ (superalloys) เป็นโลหะที่นำมาใช้ในชิ้นส่วนของใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซ (gas turbine blades) ของระบบเครื่องจักรการผลิตกระแสไฟฟ้าภาคพื้นดิน (land-based power generator) ทำหน้าที่เปลี่ยนพลังงานความร้อนเป็นพลังงานกลและทำงานที่อุณหภูมิสูงต่อเนื่องเป็นระยะเวลานาน โลหะที่เหมาะสมกับการใช้งานจึงจำเป็นต้องมีสมบัติทางกลที่ดี โดยเฉพาะอย่างยิ่งความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ส่วนใหญ่จึงนิยมใช้โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเพราะโลหะชนิดนี้ได้ถูกพัฒนาขึ้นมาสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูงโดยเฉพาะ เนื่องจากสามารถคงความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงได้ดี อีกทั้งโลหะผสมพิเศษกลุ่มนี้ยังถูกนำมาใช้เป็นชิ้นส่วนของเครื่องยนต์เครื่องบิน อุตสาหกรรมปิโตรเคมี ชิ้นส่วนในยานอวกาศ เครื่องยนต์ขับเคลื่อนของจรวด เตาปฏิกรณ์-ปรมาณู และเรือดำน้ำ เป็นต้น

โลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 เป็นหนึ่งในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่ได้รับการพัฒนาขึ้นโดยบริษัทญี่ปุ่น เพื่อใช้งานเป็นชิ้นส่วนใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซสำหรับการผลิตกระแสไฟฟ้า เมื่อเปรียบเทียบกับส่วนผสมทางเคมีจะมีค่าใกล้เคียงกับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด อินโคเนล 792 (Inconel 792) ที่ถูกพัฒนาโดยอเมริกา ซึ่งโลหะผสมพิเศษดังกล่าวมีความต้านทานการเปลี่ยนรูปที่อุณหภูมิสูงได้ดี เช่นความต้านทานแรงดึง ความต้านทานการล้า และความต้านทานการคืบสำหรับสภาพการทำงานของใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซ (1) แต่การใช้งานเป็นเวลานานภายใต้สภาวะอุณหภูมิสูงและรับแรงกระทำภายนอกตลอดเวลา จะทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลงไป โดยเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างและขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ (γ') รวมทั้งอาจเกิดการก่อตัวของเฟส Topologically close-packed (TCP) ส่งผลให้สมบัติทางกลลดลงและอายุการใช้งานสั้นลง ซึ่งค่าใช้จ่ายในการเปลี่ยนชิ้นส่วนใหม่มีราคาสูง จึงได้มีแนวคิดในการพัฒนาและปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคโดยการเติมธาตุผสมที่ช่วยเพิ่มความเสถียรของเฟสที่อุณหภูมิสูง เพื่อเพิ่มอายุการใช้งานให้ยาวนานยิ่งขึ้น รวมทั้งเพิ่มสมบัติอื่นๆที่ดียิ่งขึ้นในอนาคตต่อไปให้กับโลหะผสมพิเศษ

จากรายงานวิจัยที่ผ่านมาการเติมธาตุเรเนียม (Rhenium; Re) ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลจะช่วยลดอัตราการโตของแกมมาไพรม์เมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูงและปรับปรุงสมบัติความต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงให้ดีขึ้น เมื่อเติมเรเนียม 3% และ 6% โดยน้ำหนัก สามารถเพิ่มอุณหภูมิ

ของความแข็งแรงในสภาวะคืบ (creep strength) ได้ถึง 30 และ 60 องศาเซลเซียสตามลำดับ (2, 3) แต่มีข้อควรระมัดระวังในเรื่องของปริมาณเรเนียมที่เติมลงไป ถ้าเติมปริมาณมากจนเกินไปอาจเพิ่มโอกาสในการก่อตัวของเฟส TCP ซึ่งเป็นอันตรายต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ในทางกลับกันการเติมธาตุโคบอลต์ (Cobalt; Co) จะช่วยลดอัตราการโตของแกมมาไพรม์และช่วยขัดขวางการก่อตัวของเฟส TCP เมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง ซึ่งผลในการเติมโคบอลต์จะช่วยลดผลที่ไม่ดีของเรเนียมได้ จึงได้สังเกตเห็นว่าการเติมเรเนียมและโคบอลต์ลงในโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 จะสามารถเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคให้ดีขึ้น ซึ่งส่งผลต่อการเพิ่มความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงของโลหะได้ดียิ่งขึ้นและเพิ่มอายุการใช้งานของโลหะ รายงานวิจัยนี้ได้ศึกษาความเป็นไปได้ของผลการเติมเรเนียมและโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วยอาร์กต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟส เพื่อเป็นแนวทางในอนาคตสำหรับการผลิตโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดใหม่ที่สามารถนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดีขึ้น และคาดว่าจะส่งผลให้อายุการใช้งานของโลหะยาวนานยิ่งขึ้น

1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 ศึกษาและเปรียบเทียบผลของการเติมธาตุเรเนียม และโคบอลต์ต่อโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วยอาร์กสุญญากาศ

1.2.2 ศึกษาและเปรียบเทียบผลของการเติมธาตุเรเนียม และโคบอลต์ต่อความเสถียรของเฟสในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วยอาร์กสุญญากาศ

1.2.3 เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ในการผลิตโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดใหม่

1.3 ขอบเขตงานวิจัย

1.3.1 ศึกษาถึงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400 ที่เปลี่ยนไปในการเติมเรเนียมและโคบอลต์ที่ผ่านการหลอมด้วยวิธีการอาร์กสุญญากาศ

1.3.2 ศึกษาเฟสแกมมาไพรม์ (γ') ที่เกิดขึ้น โดยดูถึงเปอร์เซ็นต์ของความหนาแน่นเชิงพื้นที่และขนาดโดยเฉลี่ยของเฟสแกมมาไพรม์

1.3.3 ทำโฮโมจีไนซ์เซชัน (homogenization) ที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และทำละลาย (solution treatment) ที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นทำการบ่มแข็ง (aging) ที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

1.3.4 ศึกษาความเสถียรของเฟสที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 200 300 400 และ 500 ชั่วโมง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงผลของการเติมเรเนียม และโคบอลต์ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนไปในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400

1.4.2 ทราบถึงผลของการเติมเรเนียม และโคบอลต์ที่มีต่อความเสถียรของเฟสในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรด MGA 1400

1.4.3 ได้แนวทางการพัฒนาโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดใหม่ โดยการเติมธาตุผสมเพื่อเพิ่มสมบัติการใช้งานที่อุณหภูมิสูง



บทที่ 2

ปริทรรศน์วรรณกรรม

2.1 โลหะผสมพิเศษ (Superalloys)

โลหะผสมพิเศษเป็นกลุ่มโลหะที่มีสมบัติทางกลที่อุณหภูมิสูงที่ดีกว่าโลหะผสมชนิดอื่นๆทั่วไปทั้งในส่วนความสามารถในการคงความแข็งแรงเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง การทนต่อการคืบ (creep resistant) และทนการกัดกร่อน (corrosion resistant) มักจะถูกใช้เป็นชิ้นส่วนที่ใช้งานในสภาวะที่มีความดันและรับแรงกระทำที่อุณหภูมิสูง ได้แก่ กังหันก๊าซสำหรับเครื่องบินรบ เครื่องบินโดยสาร เรือเดินสมุทร รวมทั้งในโรงไฟฟ้าขนาดใหญ่ อุตสาหกรรมปิโตรเคมี นอกจากนี้ยังใช้ทำเป็นชิ้นส่วนในยานอวกาศ เครื่องยนต์ขับเคลื่อนของจรวด เตปฏิกิริยาปรมาณู เรือดำน้ำ และโรงไฟฟ้าไอน้ำ โดยทั่วไปโลหะผสมพิเศษที่มีส่วนผสมของธาตุ निकเกิล โครเมียม โคบอลต์ โมลิบดีนัม อะลูมิเนียม ไทเทเนียม เหล็ก คาร์บอน โบรอน เซอร์โคเนียม ทังสเทนและอื่นๆ ซึ่งธาตุแต่ละตัวก็จะมีหน้าที่ต่างกันไป โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าโลหะผสมพิเศษมีส่วนผสมของโคบอลต์หรือนิกเกิลมากกว่าธาตุอื่นๆ จะช่วยให้โลหะผสมพิเศษสามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานานๆได้ดี รวมทั้งยังคงความแข็งแรงไว้ได้ (4)

โลหะผสมพิเศษแบ่งออกเป็น 3 กลุ่มใหญ่ (5) คือ

กลุ่มที่ 1 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นฐานนิกเกิล (Nickel base superalloys) มีส่วนผสมหลัก คือนิกเกิล และยังมีธาตุอื่นผสมอีกลงไปอีกหลายธาตุที่สำคัญคือโครเมียมร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก นอกจากนี้ยังมีธาตุอื่นๆอีก เช่น ไทเทเนียม อะลูมิเนียม โมลิบดีนัม โคบอลต์ ไนโอเบียม เซอร์โคเนียม โบรอน เป็นต้น เพื่อปรับปรุงสมบัติของโลหะผสมพิเศษ และในปัจจุบันโลหะกลุ่มนี้ถูกใช้งานมากที่สุด ส่วนใหญ่มักใช้งานในอุตสาหกรรมเครื่องบิน อุตสาหกรรมการผลิตใบพัดของกังหันก๊าซสำหรับเครื่องบินไอพ่นและสำหรับโรงผลิตไฟฟ้า อุปกรณ์ทางนิวเคลียร์ เครื่องมือในอุตสาหกรรมปิโตรเคมี และงานอื่นๆ (6)

กลุ่มที่ 2 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นฐานนิกเกิล-เหล็ก (Nickel-Iron base superalloys) มีส่วนผสมทางเคมีเป็นนิกเกิล 25-60% โดยน้ำหนักและเหล็ก 15-60% โดยน้ำหนัก ข้อดีของโลหะพิเศษกลุ่มนี้จะมีราคาถูก เนื่องจากนำเหล็กมาใช้แทนนิกเกิล (6) แต่มีข้อด้อย คือ ความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงไม่ดีเท่ากับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นฐานนิกเกิล เพราะปริมาณของธาตุ निकเกิลลดลง เป็นผลทำ

ให้ความแข็งแรงที่ได้จากการเติมธาตุลงไป เช่น ไทเทเนียม อะลูมิเนียม และไนโอเบียม ทำให้ความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงโดยการบ่มแข็ง (precipitation aging) ลดลง

กลุ่มที่ 3 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นโคบอลต์ (Cobalt base superalloys) มีส่วนผสมทางเคมีหลักเป็นโคบอลต์ 50% และ โครเมียม 25% ความแข็งแรงได้จากสารละลายของแข็งและคาร์ไบด์สมบัติเด่นของโลหะกลุ่มนี้คือ ความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ดีมาก เนื่องจากมีปริมาณโครเมียมสูง แต่ความแข็งแรงจะลดต่ำลงเมื่อเทียบกับโลหะผสมพิเศษกลุ่มนิกเกิล-เหล็ก โดยโลหะผสมพิเศษกลุ่มนี้เหมาะกับการใช้งานที่ไม่มีการเคลื่อนที่หรือเคลื่อนไหวน้อย (non-rotating)

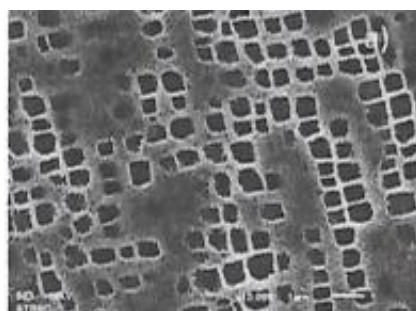
2.2 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

2.2.1 โครงสร้างจุลภาคและเฟสในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล โครงสร้างแบ่งออกเป็น 3 ส่วน คือ (7, 8)

ส่วนที่ 1 เนื้อพื้นแกมมา (γ -matrix) เป็นโครงสร้างแบบ FCC (Face-Centered Cubic) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่สามารถเกิดการสารละลายของแข็งโดยการเติมธาตุเพื่อเพิ่มความแข็งแรง (solid-solution elements) เช่น โคบอลต์ โครเมียม โมลิบดีนัม และทังสเตน

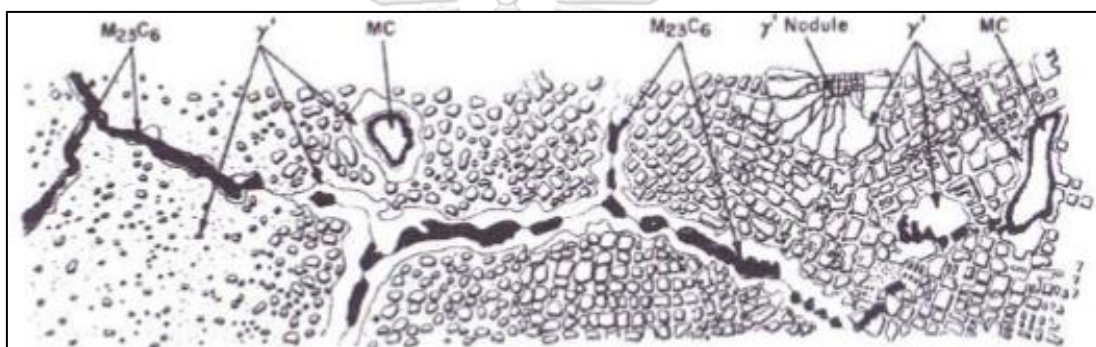
ส่วนที่ 2 แกมมาไพร์ม (γ') เป็นสารประกอบกึ่งโลหะที่มีโครงสร้างผลึกเป็น FCC ได้แก่ $Ni_3(Al,Ti)$ และ $(Ni,Co)_3(Al,Ti)$ จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงด้วยการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (dislocation) และการเคลื่อนที่ของอนุภาคผ่านระหว่างเนื้อพื้น γ และ γ' หรืออาจพบแกมมาดับเบิลไพร์ม (γ'') โครงสร้างผลึกเป็น BCT (Body-Centered Tetragonal) เป็นสารประกอบกึ่งโลหะที่มีองค์ประกอบของ Ni_3Nb หรือ Ni_3V และถูกใช้เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่อุณหภูมิใช้งานต่ำกว่า 650 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.1 γ' ที่ตกตะกอนในเนื้อพื้น γ (1)

ส่วนที่ 3 คาร์ไบด์ เป็นโครงสร้างที่มีความแข็งแต่เปราะ จะกระจายอยู่ตามขอบเกรน และภายในเกรน ประเภทของคาร์ไบด์จะแบ่งตามส่วนผสมทางเคมี ได้แก่

- MC เกิดในช่วงแรกของการแข็งตัว ส่วนใหญ่จะพบภายในเกรน ซึ่ง M แทนด้วย โลหะ เช่น ไทเทเนียม ทังสเทนและแทนทาลัม เป็นต้น
- $M_{23}C_6$ เกิดเมื่อมีปริมาณโครเมียมสูงและเกิดระหว่างการทำการรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิประมาณ 760-980 องศาเซลเซียส หรือเกิดจากการสลายตัวของ MC จะกระจายตัว อยู่ตามขอบเกรน ซึ่ง M แทนด้วยโลหะ เช่น โครเมียม เหล็ก ทังสเทน และโมลิบดีนัม
- M_6C เกิดเมื่อมีปริมาณทังสเทนและโมลิบดีนัมมากกว่า 6-8% ที่อุณหภูมิ ประมาณ 815-980 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.2 ลักษณะของโลหะผสมพิเศษเนื้ออ่อนนิกเกิล (9)

ในกรณีที่มีการใช้งานที่อุณหภูมิสูงมากเกินไป, เกิดความผิดพลาดของอุณหภูมิที่ใช้ ทำกรรมวิธี หรือเติมส่วนผสมทางเคมีของธาตุโลหะทนไฟ (refractory elements) มากเกินไป เช่น ไนโอเบียม (Nb), แทนทาลัม (Ta), ทังสเทน (W), โมลิบดีนัม (Mo) และเรเนียม (Re) จะพบการก่อตัวของเฟสใหม่ คือ เฟส Topologically Close-Packed (TCP) เป็นเฟสที่ไม่ต้องการอยากให้เกิดขึ้น ภายในโครงสร้างจุลภาค เนื่องจากเป็นเฟสที่มีความเปราะสูงและเป็นจุดศูนย์รวมความเค้น ทำให้สมบัติทางกลและอายุการใช้งานของโลหะผสมพิเศษลดลง ซึ่งเฟส TCP ที่พบในโลหะผสมพิเศษเนื้ออ่อนนิกเกิลแสดงตามตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 แสดงเฟส TCP ที่พบในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล(10)

Phase	Stoichiometric composition	Unit cell type	Space group	Lattice parameters
μ	A_6B_7	Rhombohedral	166. R-3M	$a = b = 0.4755 \text{ nm}$ $c = 2.583 \text{ nm}$
P	e.g. $Cr_{18}Mo_{42}Ni_{40}$	Primitive orthorhombic	62. Pbnm	$a = 1.698 \text{ nm}$ $b = 0.475 \text{ nm}$ $c = 0.907 \text{ nm}$
R	e.g. $Cr_{18}Mo_{31}Co_{51}$	Rhombohedral	148. R-3	$a = b = 1.093 \text{ nm}$ $c = 1.934 \text{ nm}$
σ	A_2B	Tetragonal	136. $P4_2/mnm$	$a = b = 0.878 \text{ nm}$ $c = 0.454 \text{ nm}$
Laves	AB_2	Hexagonal (C14 and C36)	194. $P6_3/mmc$	$a = b = 0.475\text{-}0.495 \text{ nm}$ $c = 0.77\text{-}0.815 \text{ nm}$
		Cubic (C15)	227. $Fd-3m$	

2.2.2 สมบัติเชิงกลทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเป็นโลหะที่มีสมบัติเชิงกลที่เด่นในหลายๆด้าน เช่น มีความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง เนื่องจากมีธาตุอะลูมิเนียมและ/หรือไทเทเนียมช่วยในการตกตะกอนของอนุภาค γ' ในเนื้อพื้นและธาตุโคบอลต์ที่ช่วยเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูงให้ดีขึ้น รวมทั้งมีความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง เป็นผลจากการเติมอะลูมิเนียม โครเมียม และไทเทเนียม ทำให้เกิดเป็นออกไซด์ฟิล์ม รวมทั้งสมบัติอื่นๆ (7) ตามตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 แสดงสมบัติเชิงกลของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล (8, 11)

ความหนาแน่นโดยทั่วไป	7.9-8.5 g/cm ³
Yield Strength	800-1,200 MPa
Tensile/Strength	1,250-1,450 MPa
อุณหภูมิการใช้งานทั่วไป	650-1,100 °C

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลมีโครงสร้างเนื้อพื้นเป็น FCC ซึ่งความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษเกิดขึ้นผ่านกลไกการเพิ่มความแข็งแรง 3 วิธี (9, 12) คือ

1. Solid-solution hardening คือ การเพิ่มความแข็งแรงให้กับเนื้อพื้น โดยการเติมอะตอมของธาตุที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของอะตอมแตกต่างกันไม่เกิน 15 เปอร์เซ็นต์กับอะตอมเนื้อพื้น เช่น อะลูมิเนียม โครเมียม เรเนียม โคบอลต์ ไทเทเนียม เป็นต้น การกระจายตัวเข้าไปผสมกันของสารละลายของแข็งมีอยู่ด้วยกัน 2 แบบ คือ แบบแทรกที่และแบบแทนที่ ขึ้นอยู่กับขนาดของอะตอม ที่จะทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของแลตทิซ (lattice) ของอะตอมที่เกิดจากความไม่เข้ากัน (misfit) ของขนาดอะตอมซึ่งจะไปยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (dislocation) ถ้าใช้ธาตุผสมที่มี

จุดหลอมเหลวสูงเป็นตัวทำละลายจะช่วยให้แลตทิซยึดเกาะกันได้ดีและลดการแพร่โดยเฉพาะอย่างยิ่งที่อุณหภูมิสูง

2. Precipitation hardening คือ การตกตะกอนของอนุภาค γ' ในเนื้อพื้น โดยการเติมธาตุไทเทเนียม อะลูมิเนียมและไนโอเบียม ธาตุเหล่านี้มีความสามารถในการละลายได้น้อยในเนื้อพื้นนิกเกิลและจะลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่ออุณหภูมิลดลง ดังนั้นการตกตะกอนที่มีการกระจายอย่างสม่ำเสมอสามารถเกิดขึ้นได้ในเนื้อพื้นจากการเกิดการอิ่มตัวอย่างยิ่งยวด (supersaturated) ในระหว่างการกรรมวิธีทางความร้อน อนุภาคที่ตกตะกอนเป็นสารประกอบกึ่งโลหะ (intermetallic compound) ซึ่งจะไปยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (dislocation) ในเนื้อพื้น โดยปัจจัยที่ควบคุมประสิทธิภาพของกลไกนี้มีดังนี้

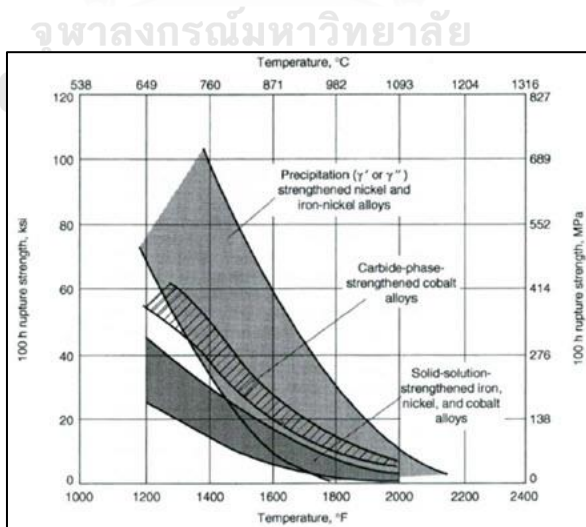
- Coherency strains ระหว่าง γ และ γ' เนื่องจากผลของความแตกต่างของแลตทิซพารามิเตอร์

- Anti-Phase-Boundary (APB) energy

- สัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ'

- ขนาดของอนุภาค γ'

3. Carbide hardening คือ การก่อตัวของคาร์ไบด์ที่บริเวณในเกรนและ/หรือขอบเกรน ซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงต่อการแตก แต่การก่อตัวของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จะเป็นสาเหตุทำให้บริเวณข้างเคียงเกิดการหายไปของสารละลายของแข็งทำให้บริเวณดังกล่าวมีความแข็งแรงลดลง



รูปที่ 2.3 แสดงความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษ (9)

2.2.3 สมบัติทางกายภาพทั่วไปของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

2.2.3.1 ความหนาแน่น

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล-เหล็ก มีความหนาแน่นต่ำสุดในกลุ่มโลหะผสมพิเศษ เนื่องจากเหล็กมีความหนาแน่นต่ำกว่านิกเกิลและโคบอลต์ ความหนาแน่นสำหรับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลสามารถเปลี่ยนแปลงได้ขึ้นอยู่กับปริมาณธาตุที่ผสม

2.2.3.2 การขยายตัวจากความร้อน

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลและโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นโคบอลต์มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่ใกล้เคียงกัน แต่ยังมีค่าต่ำกว่าโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล-เหล็ก ทำให้เกิดความเค้นจากความร้อน (thermal stresses) ลดลง มีผลให้โอกาสในการเกิดการแตกร้าวเนื่องจากความล้าที่อุณหภูมิสูง (thermal fatigue cracking) น้อยลง

2.2.3.3 การนำความร้อน

โดยส่วนมากโลหะผสมพิเศษจะถูกนำมาใช้งานที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นสมบัติการนำความร้อนจึงเป็นสิ่งที่จำเป็นมาก เนื่องจากความร้อนจะถูกถ่ายเทออกไปเพื่อลดความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิให้น้อยที่สุด อีกทั้งยังทำให้ความเค้นจากความร้อนและโอกาสในการเกิดการแตกร้าวเนื่องจากความล้าที่อุณหภูมิสูงลดลงอีกด้วย (6)

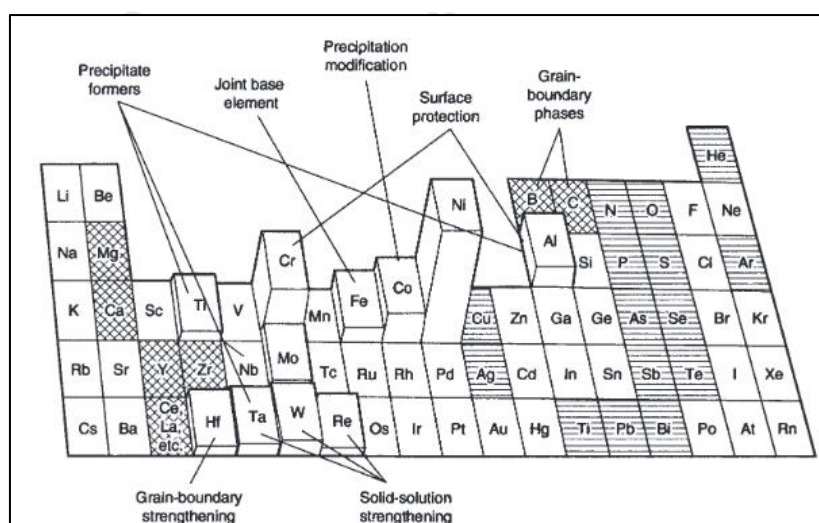
2.3 บทบาทของธาตุต่างๆในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

โลหะผสมพิเศษประกอบด้วยธาตุต่างๆจำนวนมากเพื่อสมบัติของโลหะที่ต้องการ โดยปริมาณธาตุผสมส่วนใหญ่ที่เติมลงในโลหะผสมพิเศษและบทบาทของธาตุต่างๆที่ส่งผลต่อโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลดังตารางที่ 2.3 และ 2.4 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.3 แสดงช่วงของปริมาณส่วนผสมที่เติมลงในโลหะผสมพิเศษ (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (9)

Element	Range %	
	Fe-Ni and Ni-base	Co-base
Cr	5-25	19-23
Mo, W	0-12	0-11
Al	0-6	0-4.5
Ti	0-6	0-4
Co	0-20*	...
Ni	...	0-22
Nb	0-5	0-4
Ta	0-12	0-9
Re	0-6*	0-2

จากตารางที่ 2.3 พบว่าโดยทั่วไปโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลมีการเติมธาตุผสมในช่วง 0-25 % โดยน้ำหนัก ซึ่งธาตุผสมที่สนใจคือ เรเนียมและโคบอลต์ ซึ่งมีปริมาณในการเติม 0-6 % โดยน้ำหนักและ 0-20 % โดยน้ำหนัก



รูปที่ 2.4 แสดงธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล (12)

ตารางที่ 2.4 แสดงบทบาทของธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล (9, 12)

Effect	Nickel-base
Solid-solution strengtheners	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Fcc matrix stabilizers	...
MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo, W, Nb
Carbonitrides : M(CN)	C, N
Promotes general precipitation of carbides	...
Form γ' , Ni ₃ (Al,Ti)	Al, Ti
Retards formation of hexagonal (eta phase)	...
Raise solvus temperature of γ'	Co
Hardening precipitates and/or intermetallics	Al, Ti, Nb
Oxidation resistance	Al, Cr, Y, La, Ce
Improve hot corrosion resistance	La, Th
Sulfidation resistance	Cr, Co, Si
Improve creep properties	B, Ta
Increases rupture strength	B(c)
Grain-boundary refiners	B, C, Zr, Hf
Facilitates working	...
Retard γ' coarsening	Re

2.4 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิล เกรด MGA 1400

โลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 เป็นหนึ่งในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลที่ได้รับการพัฒนาขึ้นโดยบริษัทมิทซูบิชิ เฮฟวี อินดัสทรี (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd) เพื่อใช้งานชิ้นส่วนใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซสำหรับการผลิตกระแสไฟฟ้าในประเทศไทย เมื่อเปรียบเทียบกับส่วนผสมทางเคมีกับโลหะผสมพิเศษที่พัฒนาโดยอเมริกา สามารถเทียบได้กับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลเกรดอินโคเนล 792 (Inconel 792) ซึ่งโลหะผสมพิเศษดังกล่าวมีความต้านทานการเปลี่ยนรูปที่อุณหภูมิสูงได้ดี เช่น ความต้านทานแรงดึง ความต้านทานการล้า และความต้านทานการคืบสำหรับสภาพการทำงานของใบพัดของกังหันก๊าซ นอกจากนี้ยังมีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง โดยความแข็งแรงของโลหะมาจากการเพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดสารละลายของแข็ง การตกตะกอนของสารประกอบของแข็งที่มีขนาดเล็ก และการเกิดคาร์ไบด์ อย่างไรก็ตาม ความแข็งแรงที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่มาจากการตกตะกอนของ γ' ที่มีขนาดและรูปร่างที่เหมาะสม รวมทั้งความหนาแน่นหรือสัดส่วนปริมาตรของอนุภาค γ' โดยมีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 2.5 (1)



รูปที่ 2.5 ชิ้นส่วนใบพัดของเครื่องจักรกังหันก๊าซ (ที่มา: EGAT Diamond Services Co., Ltd)
ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษ MGA 1400 (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (1)

Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Ta	Others
Bal.	14	10	2.7	4	4.3	1.5	-	4.7	C, etc.

2.4.1 บทบาทธาตุต่างๆในโลหะผสมพิเศษ MGA 1400

2.4.1.1 นิกเกิล

- เป็นโลหะพื้นฐานสร้างเนื้อพื้่นอสเทนไนต์ที่มีโครงสร้าง Face Centered Cubic (FCC) ทนต่อการเติมธาตุสารละลายของแข็งปริมาณมาก

2.4.1.2 โครเมียม

- เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน และความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงโดยการเกิดชั้นโครเมียมออกไซด์ฟิล์ม
- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง
- ก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และ M_7C_3 ที่บริเวณขอบเกรน
- เพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ'
- กระตุ้นการก่อตัวของเฟส TCP

2.4.1.3 โมลิบดีนัม

- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง
- ก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ M_6C และ MC เพิ่มความแข็งแรงที่บริเวณขอบเกรน ถ้ามีปริมาณโมลิบดีนัมมากเกินไป จะทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปลดลง
- เพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ'
- เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง
- กระตุ้นการก่อตัวของเฟส TCP

2.4.1.4 โคบอลต์*

- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง
- เพิ่มความเสถียรทางความร้อนของโครงสร้างจุลภาค
- เพิ่มอุณหภูมิการสลายตัวของแกมมาไพรม์ (solvus temperature)

2.4.1.5 ทังสเตน

- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง
- เพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ'
- ก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ M_6C
- กระตุ้นการก่อตัวของเฟส TCP

2.4.1.6 คาร์บอน

- จับตัวกับโลหะก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ ได้แก่ MC , $M_{23}C_6$ และ M_6C
- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง

2.4.1.7 แทนทาลัม

- เพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง
- เพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตรของ Y'

2.4.1.8 ไทเทเนียม

- เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง
- ก่อตัวเป็นคาร์ไบด์ ;TiC
- ถ้าเติมปริมาณของไทเทเนียมมากเกินไป ทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปลดลง
- เพิ่มการตกตะกอนของ Y' ในการบ่มแข็ง เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะ

2.4.1.9 อะลูมิเนียม

- เพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน โดยเกิดเป็นอะลูมิเนียมออกไซด์ฟิล์ม
- เพิ่มการตกตะกอนของ Y' ในการบ่มแข็ง เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะ
- ถ้าเติมปริมาณของอะลูมิเนียมมากเกินไป ทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปลดลง

2.4.1.10 เรเนียม*

- เพิ่มความแข็งแรงโดยเป็นสารละลายของแข็ง
- ลดอัตราการโต (coarsening rate) ของ Y'
- กระตุ้นการก่อตัวเฟส TCP

2.5 กรรมวิธีทางความร้อน

โลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ในงานหล่อนิยมใช้กรรมวิธีทางความร้อนเพื่อปรับปรุงโครงสร้างของชิ้นงาน ด้วยการเกิดอนุภาคของเฟสที่สอง นั่นคือ Y' กระจายอยู่อย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งของโลหะ

2.5.1 การทำละลาย (Solution treatment)

เป็นกระบวนการที่ทำให้สารละลายเป็นเนื้อเดียวกัน โดยการละลายอนุภาค Y' และคาร์ไบด์ รวมถึงเฟสที่ไม่ต้องการเกิดในโครงสร้างละลายกลับสู่เนื้อพื้น เพื่อให้อนุภาคที่ตกตะกอนออกมาใหม่มีรูปร่างและการกระจายตัวที่สม่ำเสมอในขั้นตอนการบ่มแข็ง

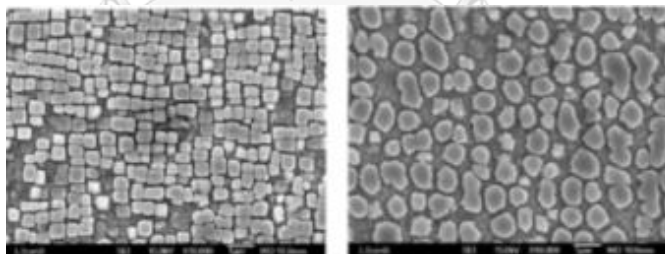
2.5.2 การบ่มแข็ง (Precipitation aging)

เป็นกระบวนการทำให้เกิดการตกตะกอน (precipitation) ใหม่ในโครงสร้างของวัสดุ เพื่อเพิ่มความแข็งแรงและควบคุมการก่อตัวของเฟสที่สอง นอกจากนี้ยังช่วยกำจัดความเค้นตกค้าง โดยอนุภาคที่ตกตะกอนออกมานี้จะได้มาจากธาตุตั้งแต่ 2-3 ธาตุขึ้นไปที่ละลายเป็นสารละลายของแข็งในผลึกถูกละลายออกมาใหม่ และรวมตัวกันจากนั้นตกตะกอนลงในเนื้อพื้น

2.6 ความเสียหายของโครงสร้างจุลภาคในวัสดุโลหะผสมพิเศษ

โลหะผสมพิเศษที่ใช้เป็นวัสดุในการทำใบพัดกังหันก๊าซจะถูกใช้งานในสภาวะที่อุณหภูมิสูงและมีความเค้นมากกระทำ ซึ่งช่วงอุณหภูมิในการใช้งานประมาณ 727-1,093 องศาเซลเซียส ยิ่งไปกว่านั้น เมื่อมีความเค้นจะเร่งให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลงเร็วขึ้น การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างที่เกิดขึ้นได้แก่ (13)

- การสลายตัวของคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (primary carbides) และ เกิดการก่อตัวของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (secondary carbides)
- เกิดการรวมตัวกันของ γ'
- เกิดการก่อตัวของเฟส TCP เช่น μ, σ , เลฟ (Laves) และอื่นๆ



รูปที่ 2.6 การเสื่อมสภาพของอนุภาค γ' เมื่อได้รับอุณหภูมิที่สูงเป็นเวลานานในโลหะผสมพิเศษ เนื้อพื้นนิคเกิล (13)

2.7 อิทธิพลของธาตุผสมต่อโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิคเกิล

โลหะผสมพิเศษเป็นกลุ่มของโลหะที่ทนความร้อนได้ดี ทนต่อความเค้นที่อุณหภูมิสูง และทนการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงได้ดี ปัจจุบันได้มีการพัฒนาโลหะผสมพิเศษด้วยการเติมธาตุผสม เช่น เร-เนียม ทังสแตน อะลูมิเนียม ไทเทเนียม แทนทาลัม โมลิบดีนัม โครเมียม และโคบอลต์ เป็นต้น เพื่อเพิ่มสมบัติเชิงกลและความเสถียรของโครงสร้างที่อุณหภูมิสูง ซึ่งธาตุผสมที่สนใจในรายงานวิจัยนี้ คือ

ธาตุผสมเรเนียมและโคบอลต์ ซึ่งเรเนียมและโคบอลต์เป็นธาตุผสมที่มีส่วนช่วยในเรื่องของการเพิ่มความแข็งแรงของโลหะโดยการเกิดสารละลายของแข็ง (solid solution strengthening) อีกทั้งยังเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูง โดยการลดอัตราการโตของ γ' และเพิ่มอุณหภูมิการสลายตัวของ γ' ซึ่งโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเกรด MGA 1400 ดั้งเดิมไม่มีส่วนผสมทางเคมีของธาตุเรเนียม ดังนั้นในงานวิจัยนี้จะศึกษาความเป็นไปได้ในการเติมเรเนียมและการเติมโคบอลต์ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสที่อุณหภูมิสูง ซึ่งคาดว่า การเติมเรเนียมและโคบอลต์จะช่วยเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง ส่งผลทำให้อายุการใช้งานของโลหะยาวนานยิ่งขึ้น โดยในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงเพียงผลของธาตุเรเนียมและโคบอลต์ที่มีต่อโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเกรด MGA 1400 เท่านั้น

2.7.1 ผลของธาตุเรเนียม

R.C Reed (2) กล่าวว่า iva การเติมเรเนียมลงในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลรุ่นที่ 2 และรุ่นที่ 3 สามารถยับยั้งหรือชะลออัตราการโตและการเกิดโครงสร้างร่างแห (rafting) ของอนุภาคแกมมาไพรม์ ส่งผลทำให้เพิ่มอุณหภูมิของความแข็งแรงในสภาวะคืบ (creep strength) ได้ถึง 30 และ 60 องศาเซลเซียส ตามลำดับ เป็นผลมาจากสัมประสิทธิ์การแพร่ของเรเนียมต่ำและพฤติกรรมการแยกตัว (partition behavior) ในเนื้อพื้นนิเกิล

Giamei and Anton (3) ได้ศึกษาผลของการเติมเรเนียมร้อยละ 2-6 โดยน้ำหนักต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลผลึกเดี่ยวเกรด MAR-M200 มีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 2.6 และผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน (homogenization) ที่อุณหภูมิ 1,290 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมงและทำละลายที่อุณหภูมิ 1,290 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 30 นาที จากนั้นทำการบ่มแข็งดังตารางที่ 2.7

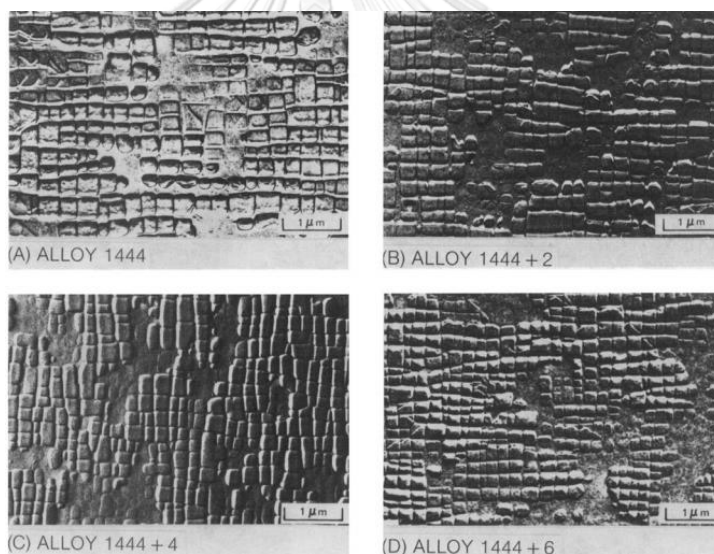
ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเกรด MAR-M200 (ร้อยละโดยน้ำหนัก)

Ni	Cr	W	Al	Ti	Nb
Bal.	9	12	5	2	1

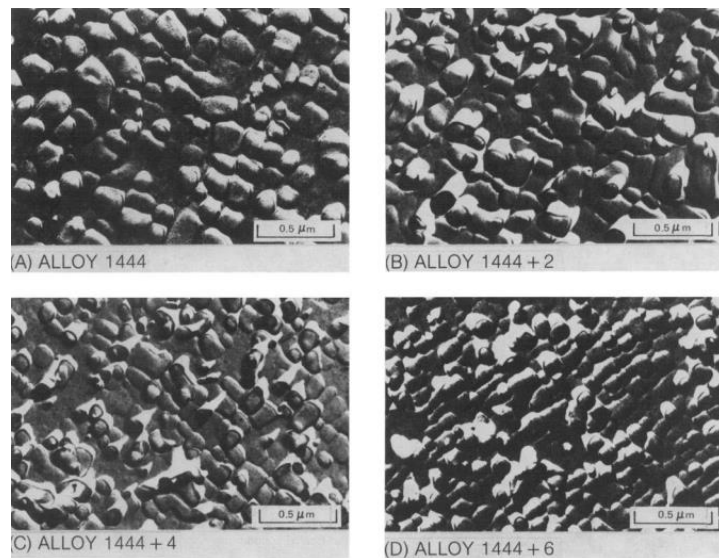
ตารางที่ 2.7 อุณหภูมิและเวลาในการบ่มแข็ง (3)

Temperature (°C)	Time (Hours)						
	0.5	2.0	8.0	16	32	148	296
1065	X	X	X	X			
982	X	X	X		X		
900		X	X		X	X	
815			X		X	X	X

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน หลังผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1,065 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง พบว่าในชิ้นงานที่ไม่มีการเติมเรเนียมอนุภาคของ γ' ที่ตกตะกอนมีขนาดใหญ่กว่าชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม ดังรูปที่ 2.7 และเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งให้นานขึ้น โดยทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 815 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 296 ชั่วโมงก็พบว่าขนาดของอนุภาค γ' ในชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม 6 wt.% มีขนาดเล็กกว่าชิ้นงานที่ไม่มีการเติมเรเนียม ดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1,065 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงของชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม 2 wt.%, 4 wt.% และ 6 wt.% (3)

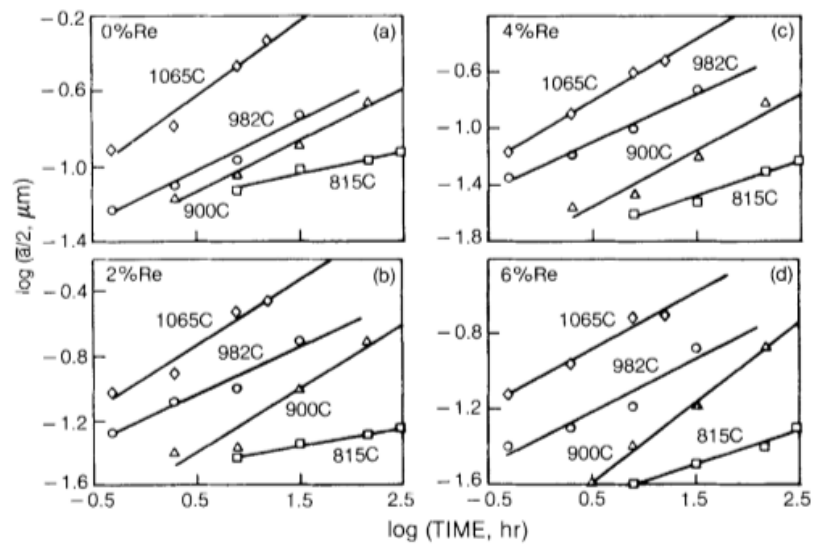


รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 815 °C เป็นเวลา 296 ชั่วโมงของชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียม 2 wt.%, 4 wt.% และ 6 wt.% (3)

และวัดขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาค γ' ในแต่ละอุณหภูมิและเวลาของการบ่มแข็ง ซึ่งค่าที่ได้แสดงในตารางที่ 2.8 และนำค่าที่ได้มาพล็อตกราฟระหว่างลอการิทึมของขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาค γ' กับลอการิทึมของเวลาในการบ่มแข็ง เพื่อดูผลของการเติมเรเนียมต่ออัตราการโตของอนุภาค γ' โดยความชันของกราฟจะบ่งบอกถึงอัตราการโตของ γ' ดังรูปที่ 2.9

ตารางที่ 2.8 ขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาค γ' ในแต่ละอุณหภูมิและเวลาของการบ่มแข็ง (3)

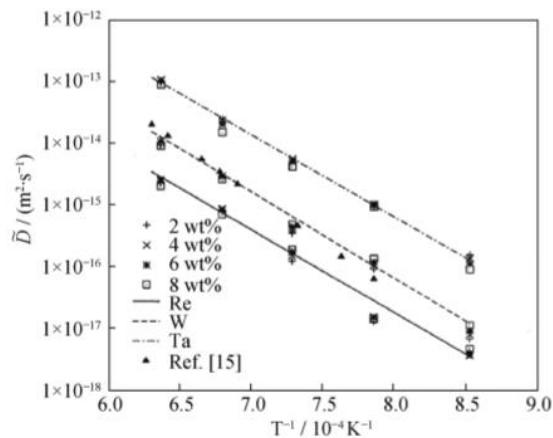
T (°C)	Time (Hours)	\bar{d} (μm)			
		0 Pct Re	2 Pct Re	4 Pct Re	6 Pct Re
815	0	0.08	0.06	0.08	0.07
	8	0.15	0.07	0.05	0.05
	32	0.19	0.09	0.06	0.06
	148	0.21	0.11	0.10	0.08
	296	0.24	0.12	0.12	0.10
900	0	0.08	0.06	0.08	0.07
	2	0.13	0.08	0.05	0.04
	8	0.18	0.09	0.07	0.08
	32	0.26	0.20	0.12	0.13
	148	0.44	0.40	0.30	0.27
982	0	0.08	0.06	0.08	0.07
	0.5	0.12	0.11	0.09	0.08
	2	0.16	0.17	0.13	0.10
	8	0.22	0.20	0.20	0.13
	32	0.38	0.40	0.37	0.27
1065	0	0.08	0.06	0.08	0.07
	0.5	0.25	0.19	0.14	0.15
	2	0.33	0.25	0.26	0.22
	8	0.69	0.60	0.50	0.39
	16	0.94	0.70	0.60	0.40



รูปที่ 2.9 อัตราการโตของอนุภาค γ' ของชิ้นงานที่มีปริมาณการเติมเรเนียมแตกต่างกัน (3)

จากรูปที่ 2.9 จะเห็นว่าเมื่อมีการเพิ่มปริมาณเรเนียมจะส่งผลให้อัตราการโตของอนุภาค γ' ลดลงโดยเทียบที่อุณหภูมิเดียวกัน และเมื่ออุณหภูมิในการบ่มแข็งเพิ่มขึ้นจะทำให้อัตราการโตของอนุภาค γ' มากขึ้นตามไปด้วย เนื่องจากเรเนียมมีขนาดอะตอมใหญ่กว่าอะตอมของนิกเกิล ทำให้สัมประสิทธิ์การแพร่ (diffusion coefficient) ต่ำ ส่งผลให้การแพร่ที่เกิดขึ้นในเนื้อพื้นซ้าลง ดังนั้นการโตของอนุภาค γ' ที่ควบคุมโดยการแพร่จึงถูกชะลอด้วยการเพิ่มขึ้นของปริมาณเรเนียม

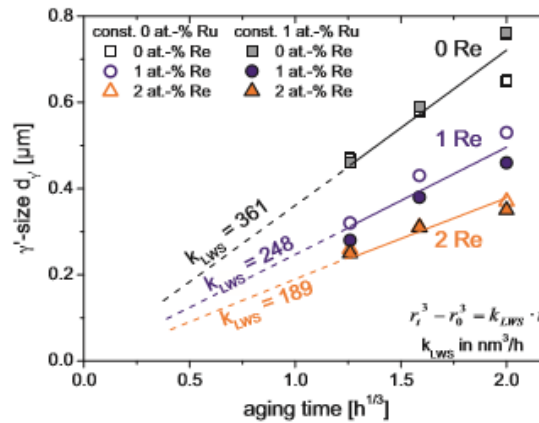
โดย R.C. Reed และคณะ (14-16) ได้ทำการศึกษาการแพร่ข้าม (interdiffusion) ของธาตุผสมในเนื้อพื้นนิกเกิล คู่ธาตุผสมที่ออกแบบมาเพื่อศึกษาสัมประสิทธิ์การแพร่ข้าม ได้แก่ นิกเกิล-แทนทาลัม, นิกเกิล-ทังสเตน และนิกเกิล-เรเนียม โดยทั้ง 3 ธาตุเป็นธาตุผสมที่ทนความร้อนและการสึกหรอสูงเป็นพิเศษ (refractory alloying elements) โดยนำไปทดสอบที่อุณหภูมิ 900-1,300 องศาเซลเซียส พบว่าเรเนียมมีสัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำที่สุดเมื่อเทียบกับธาตุผสมอื่นในเนื้อพื้นนิกเกิล โดยผลของค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ข้ามของทั้ง 3 ธาตุที่มีความเข้มข้นและอุณหภูมิการทำละลายแตกต่างกันดังรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 แสดงสัมประสิทธิ์การแพร่ข้ามของแทนทาลัม ทั้งสแตน และเรเนียมที่ความเข้มข้นและอุณหภูมิการทำละลายแตกต่างกัน (16)

เนื่องมาจากรัศมีอะตอม (atomic radius) ของธาตุเรเนียมมีขนาดใหญ่กว่านิกเกิล จึงทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของธาตุผสมในเนื้อพื้นนิกเกิลต่ำ ซึ่งส่งผลต่อการปรับปรุงความต้านทานการเกิดความคืบที่อุณหภูมิสูง

โดย A. Heckl และคณะ (17) ได้ศึกษาผลของการเติมเรเนียมในโลหะผสมพิเศษ CMSX-4 และ Astra-1 series ที่มีการเติมรูเทเนียมร่วมด้วย ได้กล่าวไว้ว่าการเติมเรเนียมในโลหะผสมพิเศษ CMSX-4 ส่งผลต่อการลดลงของสัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ' ที่ตกตะกอนหลังกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากผลของความสามารถในการละลายขององค์ประกอบในการเกิด γ' ลดลง ทำให้เกิดการอิ่มตัวยิ่งยวด (supersaturated) ในเนื้อพื้นลดลงและการตกตะกอนของ γ' ถูกทำให้ลดลงตามไปด้วย อีกทั้งการเติมเรเนียมยังส่งผลให้ขนาดและอัตราการโตของ γ' ลดลงเมื่อปริมาณเรเนียมเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลดีต่อความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูง ดังรูปที่ 2.11



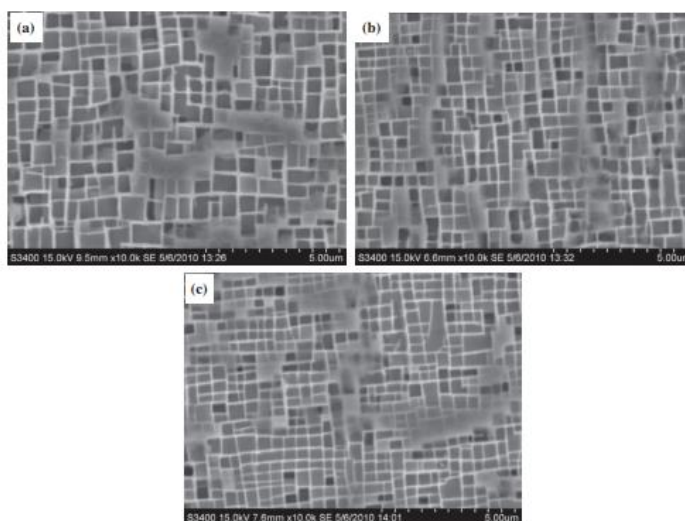
รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณเรเนียมกับเวลาในการบ่มแข็ง (12)

แต่มีข้อควรระมัดระวังในเรื่องของปริมาณการเติมเรเนียม ถ้าเติมในปริมาณมากเกินไป อาจทำให้เกิดการตกตะกอนของเฟสที่สอง ที่เรียกว่า Topologically Close-Packed phase หรือ เฟส TCP ได้ จากการศึกษาของ Liu Lirong และคณะ (18) ได้ทำการศึกษาผลของการเติมปริมาณ เรเนียมร้อยละ 2.5, 3 และ 3.5 โดยน้ำหนัก ซึ่งส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานแสดงดังตารางที่ 2.9 เพื่อ ดูการตกตะกอนของเฟส TCP ในระหว่างการทดสอบการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

ตารางที่ 2.9 ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (18)

	Al	Ta	Mo	W	Cr	Co	Re	Ni	C	Hf
2.5Re	6.2	7	2	5	7	8	2.5	Bal	0.05	0.2
3Re	6.2	7	2	5	7	8	3	Bal	0.05	0.2
3.5Re	6.2	7	2	5	7	8	3.5	Bal	0.05	0.2

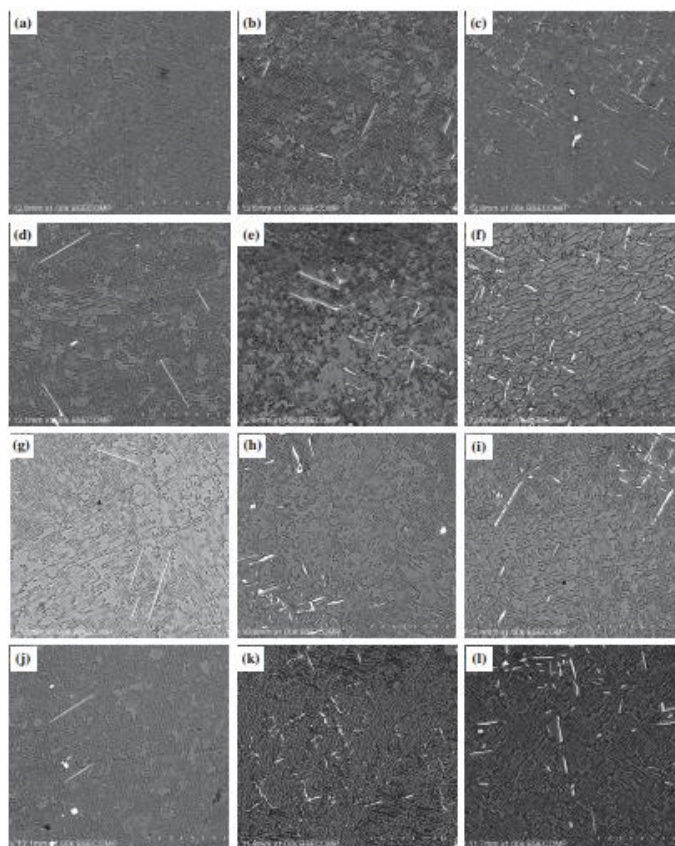
โดยชิ้นงานผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนดังนี้ 1,583 K (1,310 °C) / 2 h + 1,588 K (1,315 °C) / 4 h, air cooling (AC), 1,393 K (1,120 °C) / 4 h, AC + 1,172 K (899 °C) / 20 h, AC และตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโดยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด ดังรูปที่ 2.12



รูปที่ 2.12 ลักษณะของอนุภาค Y' หลังจากผ่านการทำความร้อน (18)

จากรูปที่ 2.12 จะเห็นได้ว่าอนุภาค Y' ที่เกิดขึ้นในทั้ง 3 ชั้นงานมีลักษณะเป็นทรงลูกบาศก์ มีขนาดโดยเฉลี่ยประมาณ 0.3 - 0.6 ไมครอนเมตร โดยอนุภาค Y' จะเริ่มมีขนาดเล็กลงเมื่อปริมาณเรเนียนเพิ่มขึ้นและไม่พบการก่อตัวของเฟส TCP หลังจากนั้นได้นำชิ้นงานไปทดสอบการใช้งานที่อุณหภูมิสูงโดยเผาที่อุณหภูมิ 1,093 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง และตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด แสดงดังรูปที่ 2.13

ชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียน 2.5 wt.% ที่ระยะเวลา 100 ชั่วโมง พบเพียงอนุภาค Y' ที่ตกตะกอนออกมา ส่วนในชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียน 3 wt.% พบเฟส TCP ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม และชิ้นงาน 3.5 wt.% พบปริมาณเฟส TCP ที่มีลักษณะเป็นแท่งและคล้ายเข็ม อีกทั้งปริมาณเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณเรเนียนเพิ่มขึ้น และหลังจากผ่านไป 200 ชั่วโมง ชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียน 2.5 wt.% พบการตกตะกอนของเฟส TCP ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม ในขณะที่ชิ้นงาน 3 wt.% และ 3.5 wt.% การตกตะกอนจะมีปริมาณมากกว่าในช่วง 100 ชั่วโมง และหลังจากผ่านไป 500 และ 1,000 ชั่วโมง ปริมาณและขนาดของการตกตะกอนไม่มีการเปลี่ยนแปลงที่เห็นได้ชัดเมื่อเทียบกับที่เวลา 200 ชั่วโมง



รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,093 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง (a, d, g, j) ชิ้นงาน 2.5Re ; (b, e, h, k) ชิ้นงาน 3Re ; (c, f, i, l) ชิ้นงาน 3.5Re ; (a, b, c) 100 h; (d, e, f) 200 h; (g, h, i) 500 h; (j, k, l) 1,000 h. (18)

ดังนั้นจึงสรุปผลของการเติมเรเนียมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลว่า มีข้อดีในเรื่องของการเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง โดยการลดอัตราการโตของอนุภาค γ' และช่วยในเรื่องเพิ่มความต้านทานการเกิดความคืบที่อุณหภูมิสูง แต่มีข้อควรระมัดระวังในเรื่องของปริมาณในการเติมเรเนียม ถ้าเติมปริมาณมากเกินไปจะเพิ่มโอกาสการตกตะกอนของเฟส TCP ที่อุณหภูมิสูง

2.7.2 ผลของธาตุโคบอลต์

Geddes และคณะ (19) ธาตุโคบอลต์นิยมเติมลงในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล ตัวอย่างเช่น Nimonic 90, Waspaloy และ Udimet 500, 700, 710 และ 720 เพื่อเพิ่มความต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงและจะเพิ่มสมบัติความต้านทานการแตกจากความเค้น (stress-rupture) ได้ดีก็ต่อเมื่อโลหะผสมพิเศษมีอัตราส่วนของอะลูมิเนียมต่อไทเทเนียมน้อยกว่า 1.0 โดยโคบอลต์จะไปเพิ่มอุณหภูมิการละลายของอะลูมิเนียมและไทเทเนียมในเนื้อพื้น γ จึงทำให้สัดส่วน

เชิงปริมาตรของการตกตะกอน Y' ในระหว่างการบ่มแข็งมากขึ้น ซึ่งการเพิ่มขึ้นของความสามารถในการละลายที่อุณหภูมิสูงของอะลูมิเนียมและไทเทเนียมไม่เพียงแต่จะช่วยเพิ่มสัดส่วนเชิงปริมาตร Y' เท่านั้น แต่ยังช่วยให้ความสามารถการขึ้นรูปร้อนดีขึ้นของโลหะผสมพิเศษ อีกทั้งยังช่วยขัดขวางการก่อตัวของเฟส TCP ในทางกลับกันโคบอลต์มีความสามารถในการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเป็นสารละลายของแข็งในเนื้อพื้นนิเกิลได้น้อยกว่าเมื่อเทียบกับเรเนียม เนื่องจากขนาดอะตอมโคบอลต์กับนิเกิลมีค่าใกล้เคียงกัน

จากรายงานวิจัยของ Bo Wang และคณะ (20) ได้ศึกษาผลของการเติมธาตุโคบอลต์ต่อการแยกตัวของธาตุผสมและโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล โดยเติมปริมาณของโคบอลต์ดังตารางที่ 2.10

ตารางที่ 2.10 ส่วนผสมทางเคมี (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (20)

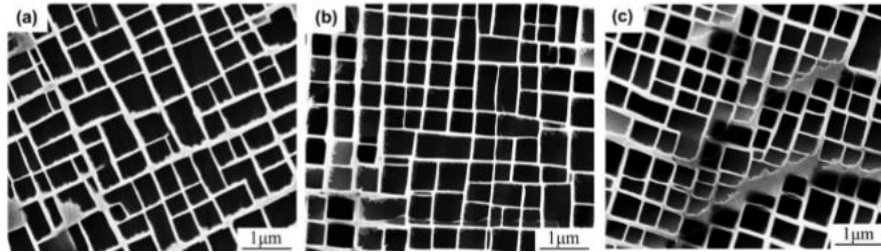
Alloy	Al	Ta	Mo	W	Re	Cr	Co	Ni
S1	5.8	8.0	1.0	6.0	5.0	2.4	4.0	Bal.
S2	5.7	7.9	1.0	6.1	5.1	2.4	8.5	Bal.
S3	5.7	8.0	1.0	6.0	5.0	2.5	11.5	Bal.

Alloy	Solution heat treatment
S1	1310 °C/1 h → 1315 °C/2 h → 1323 °C/2 h → 1328 °C/2 h → 1333 °C/3 h → 1338 °C/12 h → 1343 °C/24 h AC
S2	1304 °C/1 h → 1309 °C/2 h → 1317 °C/2 h → 1322 °C/2 h → 1327 °C/3 h → 1332 °C/12 h → 1337 °C/24 h AC
S3	1300 °C/1 h → 1305 °C/2 h → 1313 °C/2 h → 1318 °C/2 h → 1323 °C/3 h → 1328 °C/12 h → 1333 °C/24 h AC

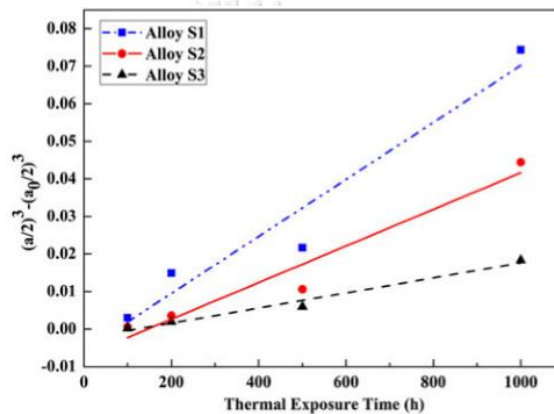
รูปที่ 2.14 อุณหภูมิการทำละลาย (20)

ทำการหลอมด้วยเตาสู่ญญากาศ จากนั้นทำการละลาย (solution treatment) ดังรูปที่ 2.14 และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1,170 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 870 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดพบเพียงเฟส Y และ Y' ดังรูปที่ 2.15 และหลังจากการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียสขนาดของ Y' ลดลง เนื่องมาจากอัตราการโตของ Y' ช้าลง สังเกตได้จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของ

γ' ที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเวลาในการเผามากขึ้น ซึ่งความชันของกราฟจะบ่งบอกถึงอัตราการโตของ γ' ที่เกิดขึ้น ดังรูปที่ 2.16



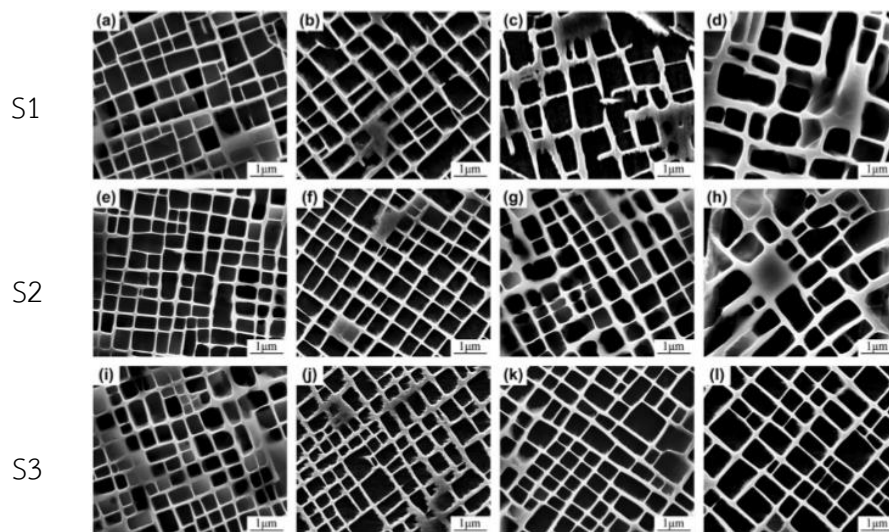
รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1, S2 และ S3 หลังการบ่มแข็ง (20)



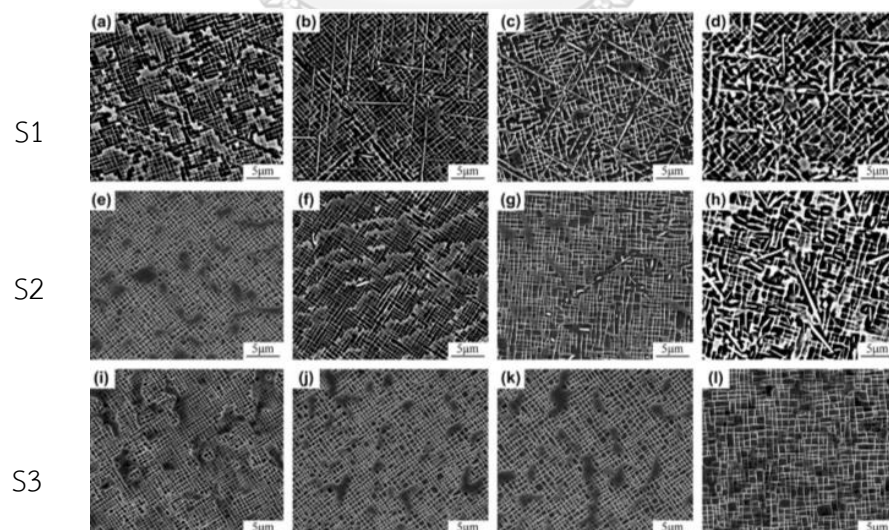
รูปที่ 2.16 แสดงขนาด γ' ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C เป็นเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง (20)

นำชิ้นงานไปทดสอบการใช้งานโดยนำไปเผาที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน พบว่าชิ้นงานที่มีการเติมโคบอลต์น้อยสุด อนุภาค γ' ที่เกิดขึ้นจะมีความหนาแน่นมากที่สุดและพบการก่อตัวของเฟส TCP ตั้งแต่ที่เวลา 100 ชั่วโมง และสัดส่วนเชิงปริมาตรเฟส TCP จะเพิ่มมากขึ้นเมื่อเวลาในการเผานานขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณโคบอลต์ 8.5 wt.% พบว่าการโตของ γ' ลดลงและระยะเวลาในการก่อตัวของเฟส TCP นานขึ้น โดยพบที่เวลาการเผามากกว่า 200 ชั่วโมง อีกทั้งสัดส่วนเชิงปริมาตรเฟส TCP ลดลงเมื่อเวลาในการเผามากขึ้น แต่ในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 11.5 wt.% γ' คงสภาพได้ดีที่สุดและไม่พบการก่อตัวของเฟส TCP ทุกช่วงเวลาในการเผา ดังรูปที่ 2.17 และ 2.18 นั้นสรุปได้ว่าการเติมโคบอลต์จะช่วยทำให้ลดอัตราการโตของ γ' และขัดขวางการก่อตัวของเฟส TCP ในโครงสร้าง ดังรูปที่ 2.19 เนื่องมาจากการเติมโคบอลต์จะไปลดสัดส่วนการแยกตัว (partition ratio) ระหว่าง γ และ γ' ของธาตุทั้งสแตน โครเมียม โมลิบดีนัม และเรเนียม ซึ่งธาตุดังกล่าวจะกระจายอยู่ในเนื้อพื้น

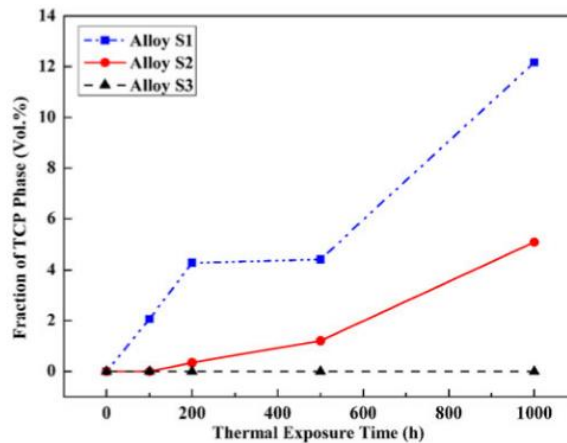
γ' น้อยลงโดยเฉพาะอย่างยิ่งธาตุเรเนียมจะลดลงมากที่สุด ส่งผลทำให้ค่า lattice misfit ลดลงทำให้ อัตราการโตของ γ' ลดลงเมื่อปริมาณโคบอลต์มากขึ้น อีกทั้งการลดสัดส่วนการแยกตัวของธาตุ ดังกล่าวในยังส่งผลให้เกิดการอิ่มตัวอย่างยิ่งยวดเฉพาะบริเวณ (local supersaturated) ในเนื้อพื้น γ' น้อยลง ทำให้การก่อตัวของเฟส TCP น้อยลงเมื่อปริมาณโคบอลต์มากขึ้น โดยการเกิดเฟส TCP ใน โครงสร้างของโลหะผสมพิเศษจะทำให้สมบัติทางกลของโลหะลดลง



รูปที่ 2.17 ลักษณะของอนุภาค γ' ที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C ที่เวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง (20)

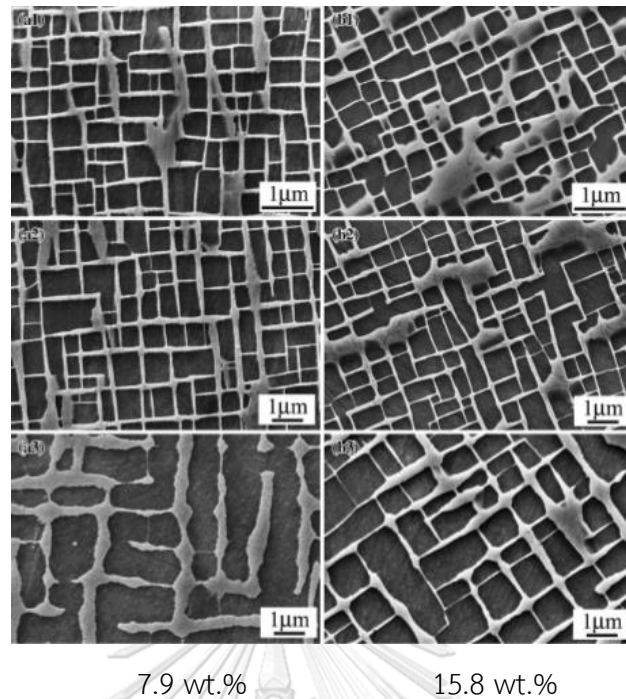


รูปที่ 2.18 ลักษณะของเฟส TCP ที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C ที่เวลา 100, 200, 500 และ 1,000 ชั่วโมง (20)

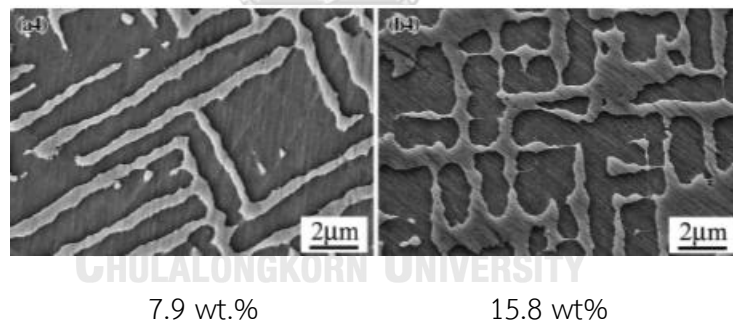


รูปที่ 2.19 แสดงสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟส TCP ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 °C (20)

รายงานวิจัยของ Q. shi และคณะ (21) ได้ศึกษาผลของการเติมโคบอลต์ 7.9 wt% และ 15.8 wt% ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพินิกเกิลที่มีส่วนผสมทางเคมีของเรเนียมและรูเทเนียมเพียงเล็กน้อยเพื่อดูความเสถียรของโครงสร้างจุลภาค กล่าวไว้ว่าการเพิ่มปริมาณโคบอลต์จะช่วยเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูง เป็นผลมาจากการลดสัดส่วนการแยกตัว (partition ratios) ของเรเนียม โมลิบดีนัม ทังสแตนและโครเมียม ซึ่งเป็นองค์ประกอบของธาตุที่ทำให้เกิดการก่อตัวของเฟสดังกล่าว และยังส่งผลให้ lattice misfit ระหว่าง γ และ γ' ลดลง ทำให้พลังงานความเครียดที่เกิดจากความสอดคล้องกันผลึก (coherency strain energy) ซึ่งเป็นแรงขับเคลื่อนหลักต่อการเปลี่ยนแปลงลักษณะของ γ' รวมไปถึงอัตราการโตและการเกิดโครงสร้างร่างแหของ γ' โดยโลหะผสมพิเศษที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์ 15.8 wt.% จะเกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะของ γ' ช้ากว่าโลหะผสมพิเศษที่เติมโคบอลต์ 7.9 wt.% จากนั้นนำไปทดสอบการเผาที่อุณหภูมิสูง พบว่า γ' ในโลหะผสมพิเศษที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์ 15.8 wt.% จะยังคงสภาพได้ดีและเกิดการโตของ γ' น้อยกว่าเมื่อเทียบกับที่อุณหภูมิการเผาเดียวกัน ดังรูปที่ 2.20 และ 2.21



รูปที่ 2.20 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมปริมาณโคบอลต์ 7.9 wt.% และ 15.8 wt.% หลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,100 °C เป็นเวลา 8, 50 และ 200 ชั่วโมง (21)



รูปที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมปริมาณโคบอลต์ 7.9 wt.% และ 15.8 wt.% หลังการเผาที่อุณหภูมิ 1,100 °C เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (21)

ดังนั้นจึงสรุปผลของการเติมโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิลว่า มีข้อดีในเรื่องของการเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง ทั้งในเรื่องของการลดอัตราการโตของ γ' และขัดขวางการก่อตัวของเฟส TCP หรือทำให้เฟส TCP เกิดขึ้นช้าลงได้

2.7.3 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนของโคบอลต์และเรเนียมต่อความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพินิกเกิล

จากการศึกษาของ W. Z. Wang และคณะ (22) ได้ศึกษาโลหะผสมพิเศษเนื้อพินิกเกิลตามส่วนผสมเคมีตามตารางที่ 2.11 ที่มีการเติมเรเนียมและโคบอลต์เพื่อพัฒนาโครงสร้างจุลภาคให้เสถียรมากขึ้น อีกทั้งช่วยเพิ่มความต้านการแตกหักเนื่องจากการคืบที่อุณหภูมิต่ำ

ตารางที่ 2.11 แสดงส่วนผสมของโลหะผสมพิเศษพินิกเกิล (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (22)

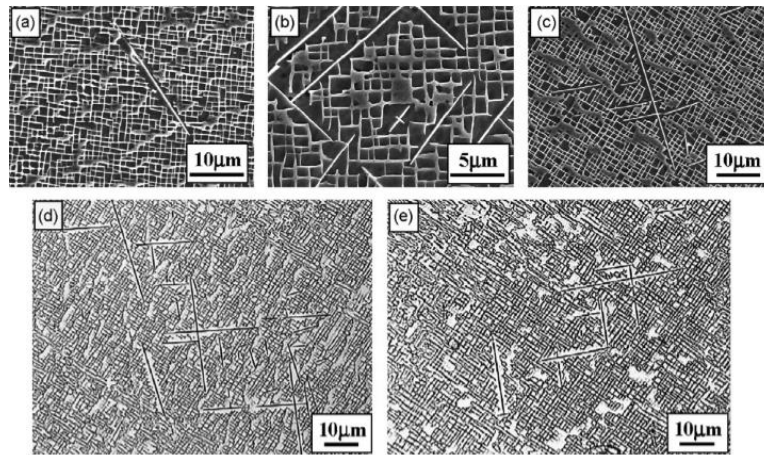
Nominal compositions of the seven alloys (mass fraction, %)									
Alloy	Re	Co	Cr	Mo	W	Ta	Al	Hf	Ni
1	4	12	3	1	6	8	6	0.1	Bal
2	4	3	3	1	6	8	6	0.1	Bal
3	4	0	3	1	6	8	6	0.1	Bal
4	2	12	3	1	6	8	6	0.1	Bal
5	0	0	3	1	6	8	6	0.1	Bal
6	0	3	3	1	6	8	6	0.1	Bal
7	0	12	3	1	6	8	6	0.1	Bal

ตารางที่ 2.12 กรรมวิธีทางความร้อน (22)

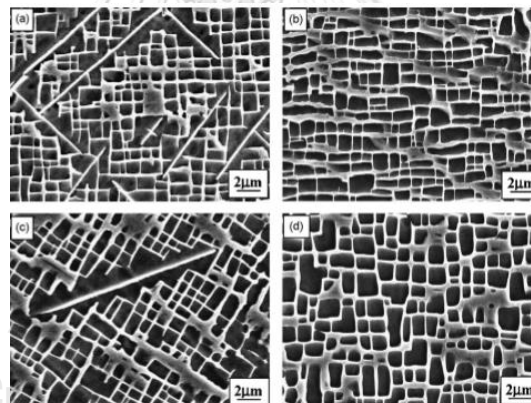
Heat treatment schedules of the seven alloys	
Alloy 1 (4Re12Co)	1320 °C/16 h → 1325 °C/16 h → 1180 °C/4 h → 870 °C/24 h AC (air cooling)
Alloy 2 (4Re3Co)	1340 °C/16 h → 1345 °C/24 h → 1350 °C/24 h → 1200 °C/4 h → 870 °C/24 h AC
Alloy 3 (4Re0Co)	1350 °C/8 h → 1355 °C/16 h → 1360 °C/24 h → 1200 °C/4 h → 870 °C/24 h AC
Alloy 4 (2Re12Co)	1310 °C/8 h → 1312 °C/8 h → 1150 °C/4 h → 870 °C/24 h AC
Alloy 5 (0Re0Co)	1340 °C/8 h → 1345 °C/8 h → 1050 °C/4 h → 870 °C/24 h AC
Alloy 6 (0Re3Co)	1340 °C/8 h → 1000 °C/4 h → 870 °C/24 h AC
Alloy 7 (0Re12Co)	1310 °C/8 h → 1000 °C/4 h → 870 °C/24 h AC

หลังการทำกรรมวิธีทางความร้อนดังตารางที่ 2.12 และทดลองการใช้งานโดยนำชิ้นงานเผาที่อุณหภูมิ 950 °C และ 1,050 °C เป็นเวลา 100-2,000 ชั่วโมง จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด พบว่าชิ้นงาน 4Re0Co ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียสไม่พบการก่อตัวของเฟส TCP แต่จะพบเฟส TCP เมื่อเผาที่อุณหภูมิ 1,050 องศาเซลเซียส ที่เวลาในการเผามากกว่าหรือเท่ากับ 500 ชั่วโมง ดังรูปที่ 2.22 เนื่องจากอะตอมของเรเนียมใหญ่กว่าอะตอมของนิกเกิล ทำให้การแพร่ของธาตุผสมในเนื้อพินิกเกิลต่ำ ดังนั้นจึงยากที่จะมีการกระจายของธาตุผสมได้อย่างสม่ำเสมอ ทำให้เกิดการอิมัตวียังยวดเฉพาะที่ที่อุณหภูมิสูง ทำให้เกิดการก่อตัวของเฟส TCP ได้ง่ายขึ้น และเมื่อเพิ่มปริมาณของโคบอลต์ร้อยละ 3 โดยน้ำหนัก (4Re3Co) พบว่าไม่เกิดการก่อตัวของเฟส TCP ที่อุณหภูมิ 950 และ 1,050 องศาเซลเซียสในทุกช่วงเวลา ดังรูปที่ 2.23 เนื่องจากโคบอลต์จะไปกระตุ้นการแพร่ของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในการก่อตัวเฟส TCP ซึ่งลด

โอกาสเกิดการอิ่มตัวยิ่งยวดเฉพาะที่ (local supersaturated) จึงทำให้การก่อตัวของเฟส TCP ลดลง ดังนั้นสรุปได้ว่าการเติมโคบอลต์เพียง 3 wt.% ก็สามารถช่วยขัดขวางการก่อตัวของเฟส TCP ได้

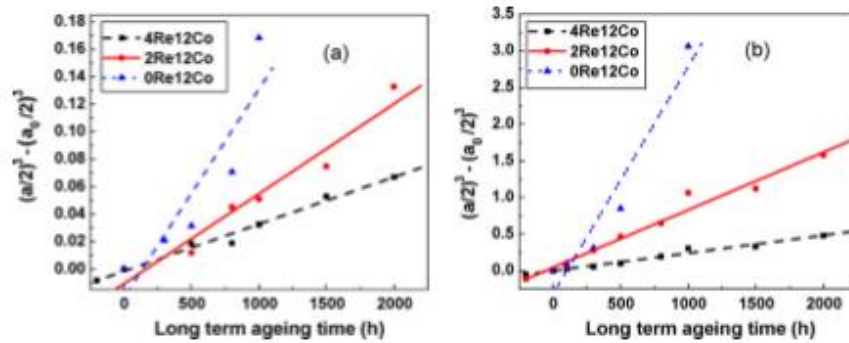


รูปที่ 2.22 เฟส TCP ของชิ้นงาน 4Re0Co หลังการอบที่อุณหภูมิ 1,050 °C ระยะเวลา 500, 800, 1,000, 1,500 และ 2,000 ชั่วโมง (22)



รูปที่ 2.23 การเกิดเฟส TCP ของ (a), (c) ชิ้นงาน 4Re0Co (b), (d) ชิ้นงาน 4Re3Co ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,050 °C เวลา 800 และ 1,000 ชั่วโมง (22)

ในส่วนผลของการเติมธาตุเรเนียมในโลหะผสมพิเศษนิกเกิลที่มีโคบอลต์ผสมอยู่ 12 wt.% พบว่าการเติมเรเนียมส่งผลให้อัตราการโตของ γ' ช้าลง สืบเกิดได้จากความชันของกราฟที่ลดลงเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมเรเนียม เนื่องจากธาตุเรเนียมเป็นธาตุที่มีสัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำในเนื้อนิกเกิล ส่งผลให้การแพร่ของธาตุผสมในเนื้อพื้นช้าลง ดังรูปที่ 2.24



รูปที่ 2.24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาด \bar{Y} กับเวลาในการเผาที่อุณหภูมิ (a) 950 °C (b) 1,050 °C ขึ้นงาน 4Re12Co, 2Re12Co และ 0Re12Co (22)

2.8 อิทธิพลของอุณหภูมิต่อความเสถียรของแกมมาไพรม์ของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

การใช้งานของโลหะผสมพิเศษส่วนใหญ่จะใช้ในสภาวะที่มีแรงดันและรับแรงกระทำที่อุณหภูมิสูง เมื่อใช้งานระยะเวลานานจะทำให้ความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคลดลง ในปัจจุบันจึงมีการพัฒนาแนวทางในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคด้วยการเติมธาตุผสมหรือการปรับอุณหภูมิและเวลาในการทำกรรมวิธีทางความร้อน เพื่อให้ได้โครงสร้างที่มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูง โดยการปรับอุณหภูมิในการทำกรรมวิธีทางความร้อนจะส่งผลต่อขนาด, สัดส่วนเชิงปริมาตร และการกระจายตัวของ γ' รวมทั้งความเสถียรซึ่งเป็นส่วนสำคัญในการควบคุมสมบัติทางกลที่อุณหภูมิสูง

2.8.1 อุณหภูมิของกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment temperature)

P. Wangyao และคณะ (1) ได้ศึกษาผลของอุณหภูมิการทำละลายและการบ่มแข็งต่อโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานเป็นชิ้นส่วนใบพัดกังหันก๊าซสำหรับการผลิตไฟฟ้า เพื่อฟื้นฟูโครงสร้างจุลภาคให้เหมาะสมทั้งการกระจายอย่างสม่ำเสมอ รูปร่างและขนาดของอนุภาค γ' รวมทั้ง ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ดังตารางที่ 2.13

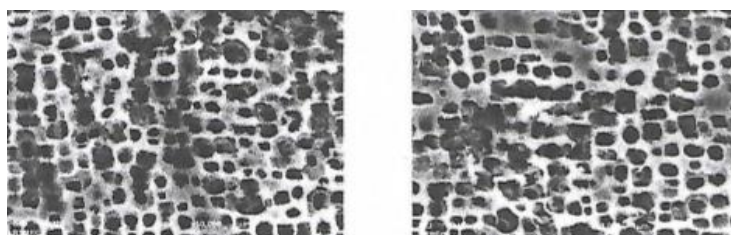
ตารางที่ 2.13 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (1)

Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Ta	Others
Bal.	14	10	2.7	4	4.3	1.5	-	4.7	C, etc.

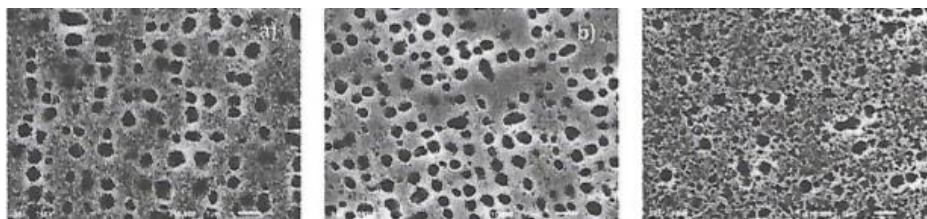
ตารางที่ 2.14 แสดงอุณหภูมิและเวลาของกรรมวิธีทางความร้อน (1)

Solution Treatment	Precipitation Aging	Primary precipitation aging	Secondary precipitation aging
1,125 °C/4 hr.(AC)	845 °C/25 hr. (AC)	-	-
1,150 °C/4 hr. (AC)	845 °C/25 hr. (AC)	-	-
1,175 °C/4 hr. (AC)	845 °C/25 hr. (AC)	-	-
1,125 °C/4 hr. (AC)	-	925 °C/2 hr. (AC)	845 °C/25 hr. (AC)
1,150 °C/4 hr. (AC)	-	925 °C/2 hr. (AC)	845 °C/25 hr. (AC)
1,175 °C/2 hr. (AC)	-	925 °C/2 hr. (AC)	845 °C/25 hr. (AC)

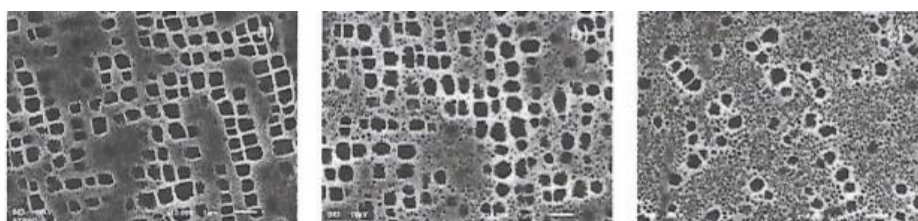
โลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 เมื่อผ่านการใช้งานระยะเวลาที่อุณหภูมิสูง โครงสร้างจุลภาคจะเกิดการเสื่อมสภาพซึ่งโครงสร้างประกอบด้วย γ' ที่มีลักษณะกลมและมีความหนาแน่นดังรูปที่ 2.25 เมื่อนำชิ้นงานไปทำกรรมวิธีทางความร้อนใหม่ (reheat treatment) ดังตารางที่ 2.14 พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลาย จะเกิดการสลายตัวของอนุภาค γ' กลับสู่เนื้อพื้นส่งผลให้อนุภาค γ' มีขนาดเล็กลง แม้จะใช้อุณหภูมิการทำละลายสูงที่สุด อนุภาคของ γ' ก็ไม่สามารถสลายตัวได้อย่างสมบูรณ์ในเนื้อพื้น เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่นำไปทำละลายมีอนุภาค γ' ทั้งอนุภาคหยาบและอนุภาคละเอียด ถ้าใช้อุณหภูมิการทำละลายสูงเกินไป บริเวณที่มีอนุภาคละเอียดจะสลายตัวได้เกือบหมด ส่วนบริเวณที่มีอนุภาคหยาบจะสลายตัวได้มากขึ้น แต่ธาตุผสมที่ออกมาจากการสลายตัวของอนุภาคอาจจะแพร่มารวมกันเป็นกลุ่มก้อน (cluster) ที่เสถียร และทำให้ยากต่อการตกตะกอนใหม่ของอนุภาค γ' ในระหว่างการบ่มแข็งและอนุภาค γ' ที่ได้มีโครงสร้างไม่สม่ำเสมอดังรูปที่ 2.26 และรูปที่ 2.27



รูปที่ 2.25 โครงสร้างจุลภาคโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานระยะเวลาที่อุณหภูมิสูง (1)

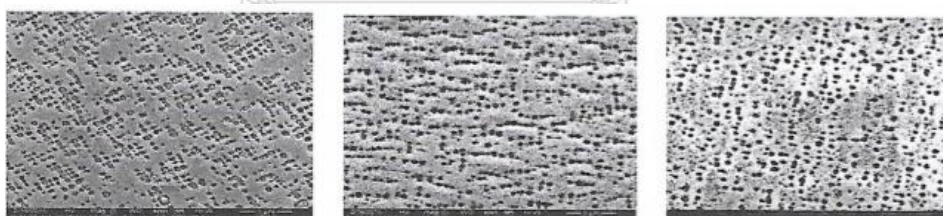


รูปที่ 2.26 โครงสร้างจุลภาคหลังการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (1)



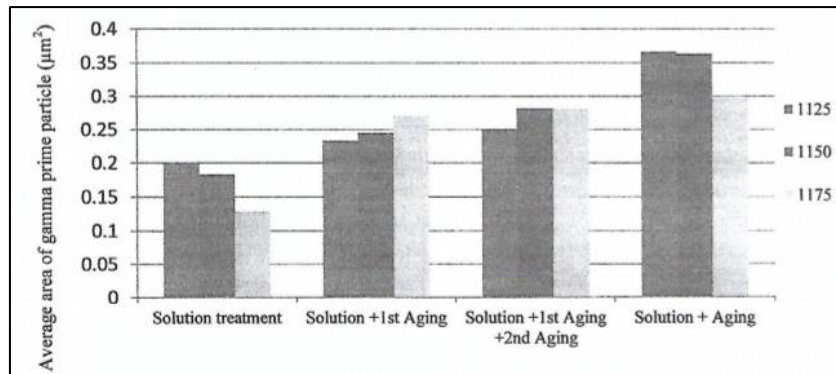
รูปที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 °C เป็นเวลา 25 ชั่วโมง ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C (1)

ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็ง 2 ครั้ง จะพบว่าหลังการบ่มแข็งในครั้งแรก โครงสร้างจุลภาคที่ได้ มีลักษณะคล้ายกับชิ้นงานข้างต้น โดยชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิต่ำสุด จะได้โครงสร้างที่เหมาะสมที่สุดของชิ้นงานที่ทำการบ่มแข็ง 2 ครั้ง ดังรูปที่ 2.28

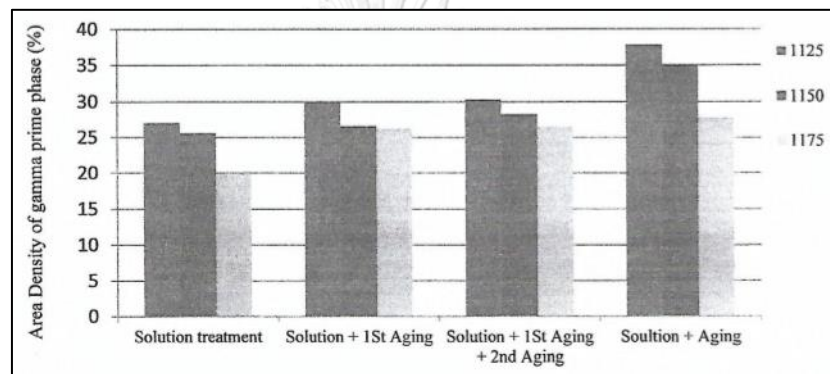


รูปที่ 2.28 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังการบ่มแข็ง 2 ครั้ง ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125, 1,150 และ 1,175 °C (1)

เมื่อเปรียบเทียบผลของชิ้นงานทั้งหมด ชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่ 1,125 องศาเซลเซียสและผ่านการบ่มแข็งครั้งเดียวที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียสจะได้โครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสมที่สุด เนื่องจากมีความหนาแน่นเชิงพื้นที่สูง พร้อมทั้งมีขนาดและรูปร่างเหมาะสม ดังรูปที่ 2.29 และ 2.30 ดังนั้นอุณหภูมิในการทำกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 คือ การทำละลายที่ 1,125 องศาเซลเซียส จากนั้นการบ่มแข็งครั้งเดียวที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.29 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของการทำละลาย, การบ่มแข็งและขนาดของอนุภาค γ' (1)



รูปที่ 2.30 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิของการทำละลาย, การบ่มแข็ง และความหนาแน่นของอนุภาค γ' (1)

นอกจากนี้ยังมีรายงานวิจัยอื่นๆที่ได้ศึกษาผลของอุณหภูมิของกรรมวิธีทางความร้อนต่อความเสถียรของเฟส γ' ในโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิลเกรด Inconel 738 (20) ที่มีส่วนผสมเคมีดังตารางที่ 2.15 เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้เหมาะสมรองรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาสูงถึง 50,000 ชั่วโมง สำหรับใบพัดกังหันก๊าซในโรงผลิตไฟฟ้า ซึ่งชิ้นงานที่จะนำมาทดสอบผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิต่างกันดังตารางที่ 2.16

ตารางที่ 2.15 ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิล เกรด Inconel 738 (ร้อยละโดยน้ำหนัก) (12)

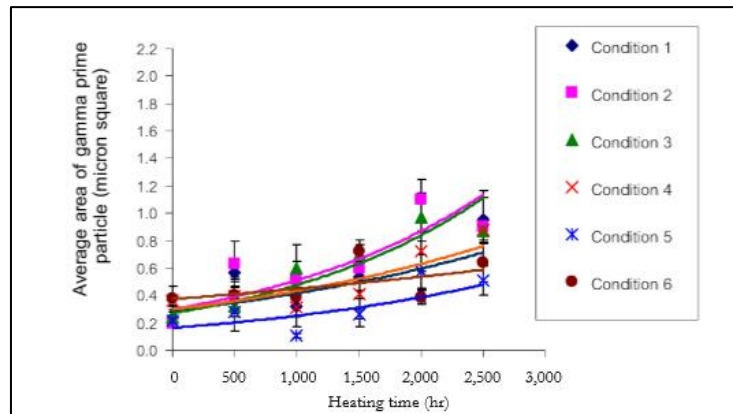
Ni	Cr	Co	Ti	Al	C	W	Mo	B	Nb	Ta	Zr	Fe
Bal.	15.84	8.5	3.47	3.46	0.11	2.48	1.88	0.12	0.92	1.69	0.04	0.07

ตารางที่ 2.16 แสดงอุณหภูมิและเวลาของกรรมวิธีทางความร้อน (12)

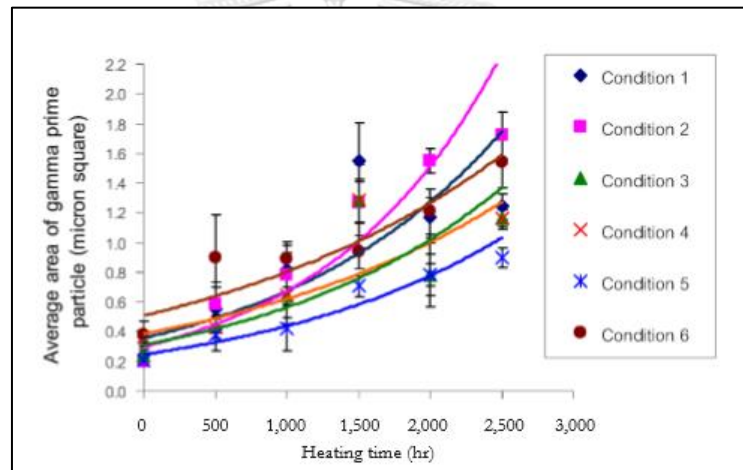
Condition No.	Solution Treatment	Primary precipitate aging	Secondary precipitate aging
1	1,125 °C/2 hr. (AC)	-	845 °C/24 hr. (AC)
2	1,125 °C/2 hr. (AC)	925 °C/1 hr. (AC)	845 °C/24 hr. (AC)
3	1,125 °C/2 hr. (AC)	1,055 °C/1 hr. (AC)	845 °C/24 hr. (AC)
4	1,175 °C/2 hr. (AC)	-	845 °C/24 hr. (AC)
5	1,175 °C/2 hr. (AC)	925 °C/1 hr. (AC)	845 °C/24 hr. (AC)
6	1,175 °C/2 hr. (AC)	1,055 °C/1 hr. (AC)	845 °C/24 hr. (AC)

ชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,175 องศาเซลเซียส จะมีแรงผลักดัน (driving-force) ในการตกตะกอนของ γ' ที่มีความหยาบ (coarse gamma prime) ต่ำระหว่างการบ่มแข็ง ส่งผลให้สัดส่วนปริมาตรของ γ' ที่มีความหยาบและขนาดของ γ' ลดลง การเพิ่มขึ้นตอนการบ่มแข็งปฐมภูมิไม่มีผลที่สำคัญต่อขนาด การกระจายตัวและสัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ' แต่จะส่งผลให้ γ' มีทั้งขนาดใหญ่และขนาดเล็กกระจายตัวอย่างไม่สม่ำเสมอ และเมื่อมีการบ่มแข็งทุติยภูมิจะทำให้สัดส่วนเชิงปริมาตรของ γ' สูงขึ้น

ชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 900 °C และ 1,000 °C เป็นระยะเวลา 500-2,500 ชั่วโมง จากการตรวจสอบด้วยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกวาด พบว่า γ' ของชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียสมีอัตราการโตของ γ' สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ทำให้ขนาดของ γ' เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากความต่างของจลนพลศาสตร์ (kinetics) การเพิ่มอุณหภูมิในการทดสอบความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคจะทำให้ γ' ทุติยภูมิละลายกลับสู่เนื้อพื้นและจากนั้นจะแพร่ไปรวมตัวกันทำให้ γ' มีขนาดใหญ่ขึ้น ดังรูปที่ 2.31 และ 2.32



รูปที่ 2.31 ขนาดโดยเฉลี่ยของ γ' หลังจากการเผาที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นระยะเวลา 500-2,500 ชั่วโมง (12)



รูปที่ 2.32 ขนาดโดยเฉลี่ยของ γ' หลังจากการเผาที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นระยะเวลา 500-2,500 ชั่วโมง (12)

บทที่ 3

ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

3.1.1 วัสดุและเครื่องมือในการเตรียมชิ้นงาน

1. ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษนิกเกิลเกรด MGA 1400
2. โคบอลต์ความบริสุทธิ์ 99.99%
3. เรเนียมความบริสุทธิ์ 99.97%
4. อะลูมิเนียมความบริสุทธิ์ 99.99%
5. เครื่องตัดชิ้นงานความละเอียดสูง
6. เตาลอมอาร์กสแตนเลส

3.1.2 อุปกรณ์และสารเคมีที่ใช้สำหรับเตรียมผิวชิ้นงาน

1. กระดาษทรายความละเอียด 80 180 240 320 400 600 800 1,000 และ 1,200
2. เครื่องขัดผิวโลหะ
3. อุปกรณ์ขึ้นเรือนแบบร้อนและแบบเย็น
4. ผ้าสักหลาดและผงอะลูมินา
5. กรดมาเบิล

3.1.3 เครื่องมือทดสอบชิ้นงาน

1. เตเผาความร้อนสูง
2. เครื่องชั่งน้ำหนักดิจิทัล 4 ตำแหน่ง

3.1.4 เครื่องมือวิเคราะห์ชิ้นงาน

1. กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope; OM)
2. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope; SEM)
3. โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (ImageJ program)
4. เครื่องวิเคราะห์หาปริมาณธาตุผสมในสารตัวอย่างและในเฟสโดยใช้เทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) ของเครื่อง Scanning Electron Microscope

(SEM) และของเครื่อง Field-Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) รุ่น JEOL JSM – 7610F

5. วิเคราะห์/ตรวจสอบเฟสด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) at 1°

3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ

3.2.1 กระบวนการเตรียมชิ้นงาน

นำชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีก่อนการเติมธาตุผสมด้วยเครื่อง Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) จากนั้นตัดชิ้นงานให้มีขนาดเล็กและขึงส่วนผสมของการเติมธาตุโคบอลต์และเรเนียม เพื่อเตรียมนำไปหลอม โดยมีปริมาณสัดส่วนร้อยละโดยน้ำหนักของโลหะผสมพิเศษและส่วนผสมทางเคมีของธาตุผสมดังตารางที่ 3.1 และ 3.2

ตารางที่ 3.1 ปริมาณสัดส่วนร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุผสมที่เติมลงในชิ้นงานโลหะผสมพิเศษ

conditions	MGA 1400 Superalloys (wt.%)	Al additions* (wt.%)	Co additions* (wt.%)	Re additions* (wt.%)
As-cast (C1)	100	-	-	-
C2	95	0.20	4.80	-
C3	95	0.20	3.60	1.20
C4	95	0.20	2.40	2.40
C5	95	0.20	1.20	3.60
C6	95	0.20	-	4.80

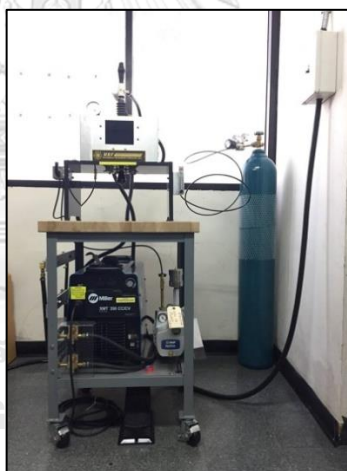
หมายเหตุ: - เติมปริมาณของอะลูมิเนียมคงที่ร้อยละ 0.2 โดยน้ำหนัก เพื่อไม่ให้ปริมาณการตกตะกอนของ γ' ลดลง

ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS (%โดยน้ำหนัก)

Conditions	Chemical compositions								
	Ni	Cr	Mo	W	Ta	Ti	Al*	Co*	Re*
As-received	55.73	13.02	1.87	5.43	7.66	3.13	3.80	9.35	-

3.2.2 กระบวนการหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ

หลังจากซังสัดส่วนของธาตุผสมตามตารางที่ 3.1 เรียบร้อยแล้ว จากนั้นนำชิ้นงานหลอมด้วยเตาหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ (vacuum arc melting furnace) ดังรูปที่ 3.1 และทำการปล่อยแก๊สอาร์กอนเพื่อไล่แก๊สออกซิเจน ทำให้โครงสร้างของชิ้นงานที่ได้มีออกซิเจนอยู่น้อยที่สุด โดยชิ้นงานที่ได้จะเป็นทรงกลม มีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 1-1.3 เซนติเมตร ดังรูปที่ 3.2



รูปที่ 3.1 เตาหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ (vacuum arc melting furnace)



รูปที่ 3.2 ชิ้นงานก่อนและหลังหลอมด้วยเตาหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ

3.2.3 ตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี

นำชิ้นงานที่ผ่านการหลอมเรียบร้อยแล้วมาตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

3.2.4 กรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment)

นำชิ้นงานที่ผ่านการหลอมละลายแบบอาร์กสตูญญากาศมาทำโฮโมจีไนซ์เซชัน (homogenization) ที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เพื่อสลายโครงสร้างที่เกิดจากการเย็นตัวหลังการหลอม เช่น โครงสร้างเดนไดรต์ และการเกิดส่วนผสมแตกต่างกันเป็นชั้นๆ (coring effect) และทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ปล่องให้เย็นตัวในบรรยากาศเพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคให้มีความสม่ำเสมอ จากนั้นทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ปล่องให้เย็นตัวในบรรยากาศ

3.2.5 ทดสอบความเสถียรของเฟส

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการในข้อ 3.2.4 มาจำลองการใช้งานโดยทำการเผาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 300 400 และ 500 ชั่วโมง เพื่อจำลองการใช้งานดูความเสถียรของเฟสที่เกิดขึ้น

3.2.6 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการในข้อ 3.2.2, 3.2.4 และ 3.2.5 มาตัดด้วยเครื่องตัดชิ้นงานความละเอียดสูง โดยตัดแบ่งออกเป็น 4 ชิ้นต่อ 1 ชิ้นงาน โดยชิ้นงานจะถูกนำขึ้นตัวเรือนแบบร้อน (hot mounting) หรือ แบบเย็น (cold mounting) ทำการขัดหยาบชิ้นงานด้วยกระดาษทรายและขัดละเอียดด้วยกระดาษทรายความละเอียด 80 180 240 320 400 600 800 1,000 และ 1,200 และผงอะลูมินา ตามลำดับ จากนั้นทำการกัดผิวชิ้นงานด้วยสารละลายกรดมาเบิลที่มีส่วนผสมของ คอปเปอร์ซัลเฟต (CuSO_4) 10 กรัม กรดไฮโดรคลอริก (HCl) 50 มิลลิลิตร และน้ำ (H_2O) 50 มิลลิลิตร จะทำให้สามารถมองเห็นโครงสร้างจุลภาคได้ชัดเจนยิ่งขึ้น จากนั้นนำไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด ร่วมกับการใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (ImageJ program) เพื่อวิเคราะห์ขนาดอนุภาคโดยเฉลี่ยและเปอร์เซ็นต์ของพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ รวมทั้งหาอัตราการใช้ของแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้น และนำชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง มาตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของเฟสที่สนใจ เช่น เฟส TCP ด้วยเครื่อง Field-Emission Scanning Electron Microscope

(FESEM) รุ่น JEOL JSM – 7610F ด้วยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) และตรวจสอบเฟสที่พบในโครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD)



บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

4.1 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ ภายหลังจากหลอมละลายแบบอาร์กสัณญาณอากาศด้วยเทคนิค EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)

จากการนำชิ้นงาน MGA 1400 (As-received) มาตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS หลังจากนั้นนำมาคำนวณส่วนผสมของแต่ละธาตุที่คาดว่าจะเกิดขึ้นตามอัตราส่วนที่กล่าวไว้ในตารางที่ 3.1 ซึ่งคาดว่าจะได้ส่วนผสมทางเคมีในแต่ละชิ้นงาน ดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 แสดงส่วนผสมทางเคมีที่คาดว่าจะได้ของโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และเกรดใหม่ภายหลังจากหลอมละลายแบบอาร์กสัณญาณอากาศด้วยการคำนวณจากผล EDS ของชิ้นงาน As-received

Conditions	Chemical compositions (wt.%)								
	Ni	Cr	Mo	W	Ta	Ti	Al*	Co*	Re*
As-received	55.73	13.02	1.87	5.43	7.66	3.13	3.80	9.35	-
As-cast (C1)	55.73	13.02	1.87	5.43	7.66	3.13	3.80	9.35	-
C2	52.94	12.37	1.78	5.16	7.28	2.97	3.81	13.68	-
C3	52.94	12.37	1.78	5.16	7.28	2.97	3.81	12.48	1.2
C4	52.94	12.37	1.78	5.16	7.28	2.97	3.81	11.28	2.4
C5	52.94	12.37	1.78	5.16	7.28	2.97	3.81	10.08	3.6
C6	52.94	12.37	1.78	5.16	7.28	2.97	3.81	8.88	4.8

ตารางที่ 4.2 แสดงส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และเกรดใหม่ภายหลังการหลอมละลายแบบอาร์กสตูญอากาศที่ได้ด้วยเทคนิค EDS

Conditions	Chemical compositions (wt.%)								
	Ni	Cr	Mo	W	Ta	Ti	Al*	Co*	Re*
As-cast (C1)	57.00	13.42	1.68	5.60	5.99	2.75	3.78	9.78	-
C2	55.07	12.80	1.48	5.10	5.21	2.61	3.80	13.94	-
C3	54.50	12.99	1.73	4.74	5.05	2.80	4.05	12.91	1.21
C4	55.66	12.99	1.58	5.14	3.89	2.18	3.77	12.22	2.56
C5	54.22	13.02	1.84	4.69	3.95	2.10	3.70	10.70	5.76
C6	54.75	12.82	1.46	4.04	4.89	2.51	3.85	9.25	6.40

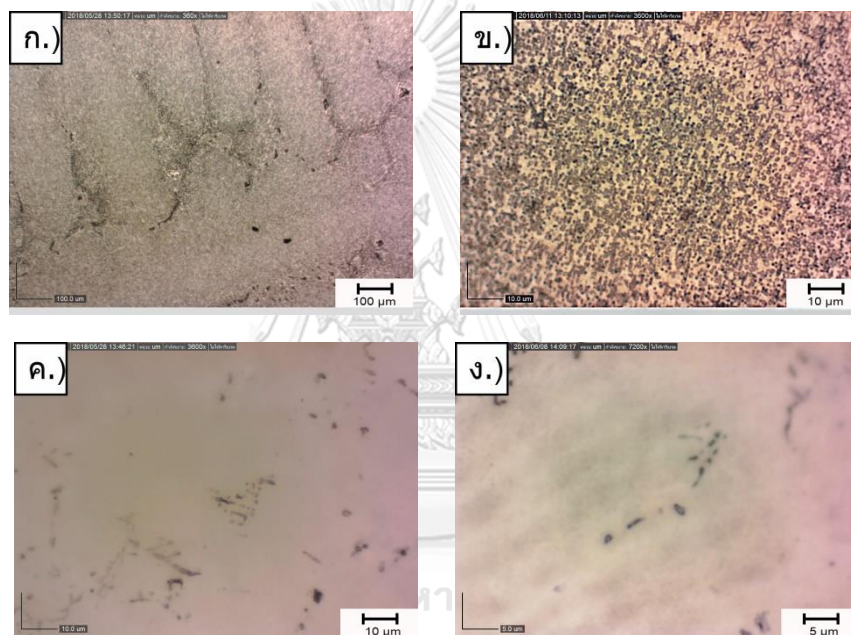
จากตารางที่ 4.2 เป็นตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี โดยมีการตัดธาตุที่คาดว่าไม่มีในโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า และ ขนาดลำแสงประมาณ 7- 8 ไมครอนเมตร) โดยตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีเป็นพื้นที่ 3 บริเวณต่อหนึ่งชิ้นงานแล้วหาค่าเฉลี่ยของส่วนผสม เมื่อนำผลที่ได้เทียบกับส่วนผสมทางเคมีที่ได้จากการคำนวณจากผล EDS ของชิ้นงาน As-received ในตารางที่ 4.1 จะเห็นได้ว่าค่าที่ได้ในแต่ละธาตุมีความคลาดเคลื่อนไปบ้าง ซึ่งคาดว่าอาจเกิดขึ้นจากการผิดพลาดในขั้นตอนการหลอม อาจมีธาตุบางธาตุทำปฏิกิริยากับออกซิเจนและ/หรือไนโตรเจนที่ยังคงตกค้างอยู่ในเตาหลอม และอาจเกิดจากผลของการกระจายตัวของธาตุผสมภายหลังจากการหลอม อีกทั้งความแม่นยำในการใช้เทคนิค EDS ในการวิเคราะห์ปริมาณของธาตุต่างๆ ซึ่งยังไม่ใช้เทคนิควิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีที่แม่นยำที่สุด เนื่องจากโลหะผสมพิเศษในงานวิจัยนี้ไม่สามารถใช้เทคนิควิเคราะห์อื่นๆ เช่น Spark Optical Emission Spectrometer (Spark-OES) ในการวิเคราะห์ปริมาณธาตุเรเนียมและธาตุผสมอื่นๆได้ เป็นผลเนื่องมาจากชิ้นงานภายหลังจากการหลอม มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 1-1.3 เซนติเมตร ซึ่งทำให้บริเวณพื้นที่ที่ใช้ในการตรวจสอบน้อยเกินไปต่อการนำไปวิเคราะห์ด้วย Spark-OES ซึ่งชิ้นงานต้องมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางมากกว่าหรือเท่ากับ 1.5 เซนติเมตร อีกทั้งเครื่อง Spark-OES ที่ใช้ในปัจจุบันไม่สามารถตรวจสอบธาตุเรเนียมได้

4.2 การวิเคราะห์คุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาค

4.2.1 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง

4.2.1.1 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานานมาแล้ว และชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสลุญญากาศ

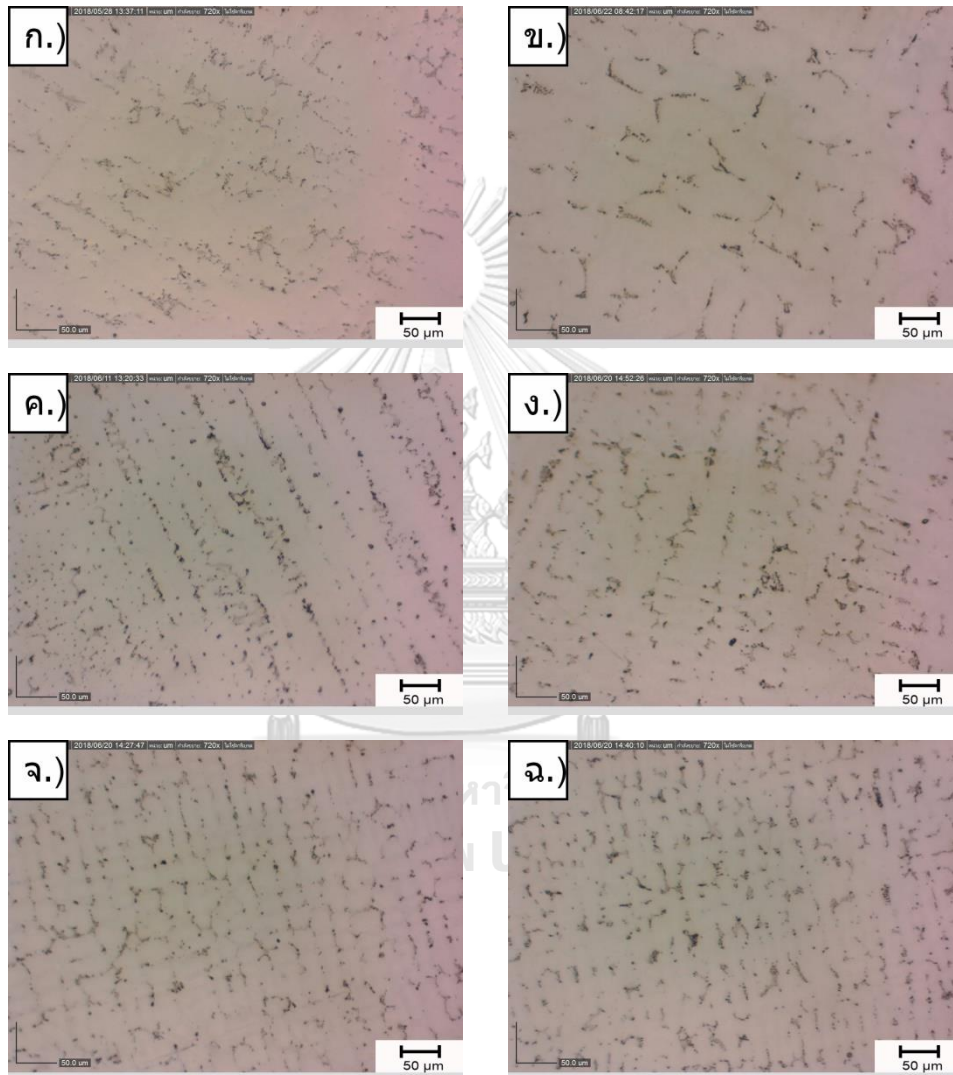
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานาน ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ดังรูปที่ 4.1



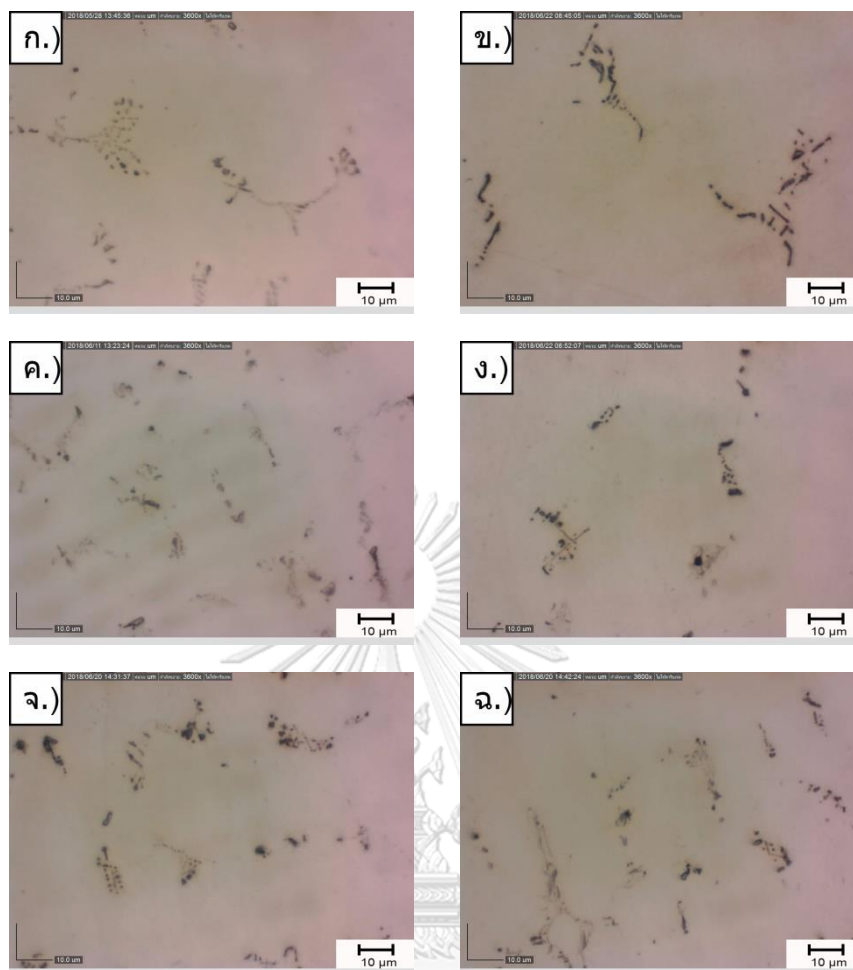
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่ผ่านการใช้งานแล้ว (As-received) ก.) กำลังขยาย 360 เท่า และ ข.) กำลังขยาย 7,200 เท่า และชิ้นงานที่ผ่านการหลอมอาร์กสลุญญากาศ ค.) กำลังขยาย 3,600 เท่า และ ง.) กำลังขยาย 7,200 เท่า

จากรูปที่ 4.1 ก.) และ ข.) โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน As-received พบอนุภาคสีเข้ม มีลักษณะเป็นจุดเล็กๆ ซึ่งคาดว่าเป็นอนุภาคของแกมมาไพรม์กระจายทั่วเนื้อพื้น โดยมีลักษณะกลมและมีความหยาบ พร้อมทั้งเฟสคาร์ไบด์ (carbides) กระจายอยู่ตามขอบเดนไดรต์ จากนั้นนำชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ทำการหลอมละลายแบบอาร์กสลุญญากาศ โครงสร้างจุลภาคที่ได้แสดงดังรูปที่ 4.1 ค.) และ ง.) พบโครงสร้างประกอบด้วยเนื้อพื้นสีอ่อน และอนุภาคสีเข้มกระจายในเนื้อพื้น โดยมีลักษณะเป็นโครงสร้างเดนไดรต์ เมื่อเปรียบเทียบโครงสร้าง

จุลภาคของชิ้นงาน As-received กับชิ้นงานที่ผ่านการหลอมละลายแบบอาร์กสลุญญากาศ จะเห็นได้ว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ละลายกลับสู่นี้อพื้นอย่างค่อนข้างสมบูรณ์ แต่ยังมีพบเฟสคาร์ไบด์อยู่บริเวณระหว่างแขนของเดนไดรต์ นอกจากนี้ได้นำชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมธาตุเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ และผ่านการหลอมละลายแบบอาร์กสลุญญากาศ มาวิเคราะห์โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง ที่กำลังขยาย 720 และ 3,600 เท่า ดังรูปที่ 4.2 - 4.3 ตามลำดับ



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ ในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสลุญญากาศ (กำลังขยาย 720 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



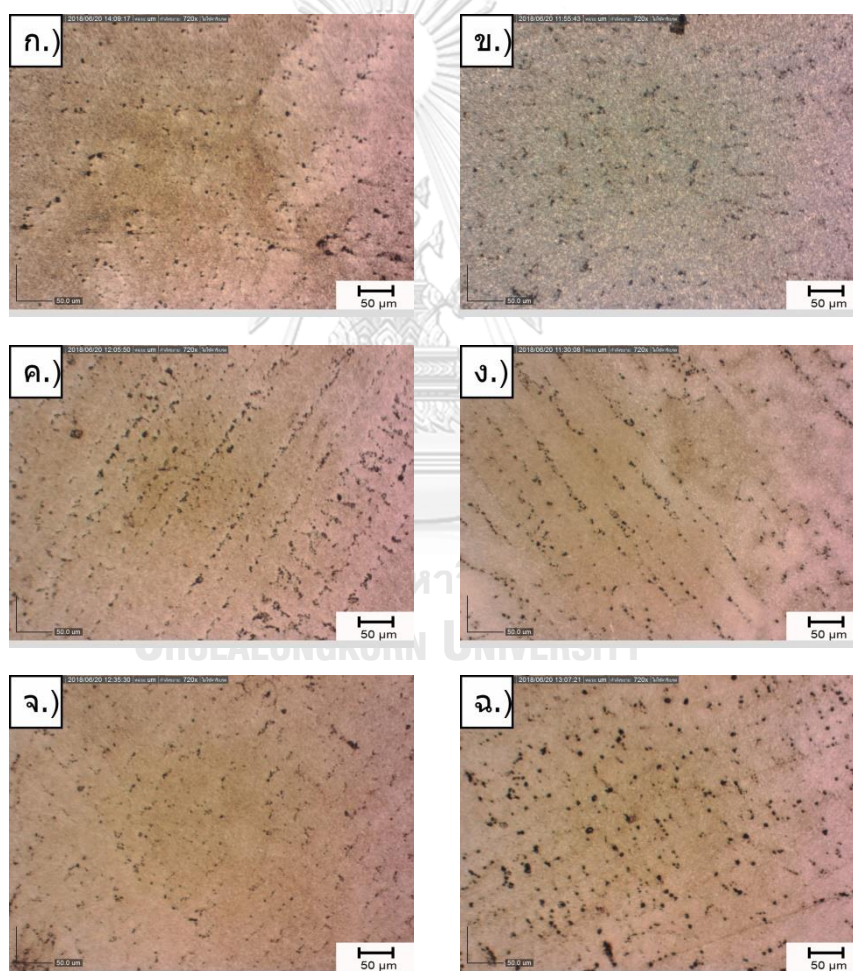
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสฤณูภาค (กำลังขยาย 3,600 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสฤณูภาค จะพบว่าโครงสร้างจุลภาคที่ได้มีลักษณะเป็นโครงสร้างเดนไดรต์ขนาดใหญ่และพบเฟสสี่เหลี่ยมอยู่บริเวณระหว่างแกนเดนไดรต์ ซึ่งคาดว่าจะเป็นเฟสคาร์ไบด์ประเภท MC หรือสารประกอบโลหะอื่นๆ อีกทั้งเมื่อพิจารณาทุกโครงสร้างพบว่าการชิ้นงานที่เติมปริมาณเรเนียมสูง โครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการหลอมอาร์กสฤณูภาคที่ได้มีโครงสร้างเดนไดรต์ที่มีขนาดเล็กกว่าชิ้นงานที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์สูง รวมทั้งการเพิ่มปริมาณเรเนียมยังทำให้เกิดการแยกส่วนผสมออกเป็นชั้นๆ (coring effect) เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่เติมธาตุผสมกับชิ้นงานที่มีเรเนียมน้อยกว่า แสดงรูปในภาคผนวก คาดว่าเป็นผลจากธาตุเรเนียมมีอะตอมขนาดใหญ่และความสามารถในการแพร่ในนิกเกิลต่ำ ซึ่งทำให้ขัดขวางหรือชะลอ

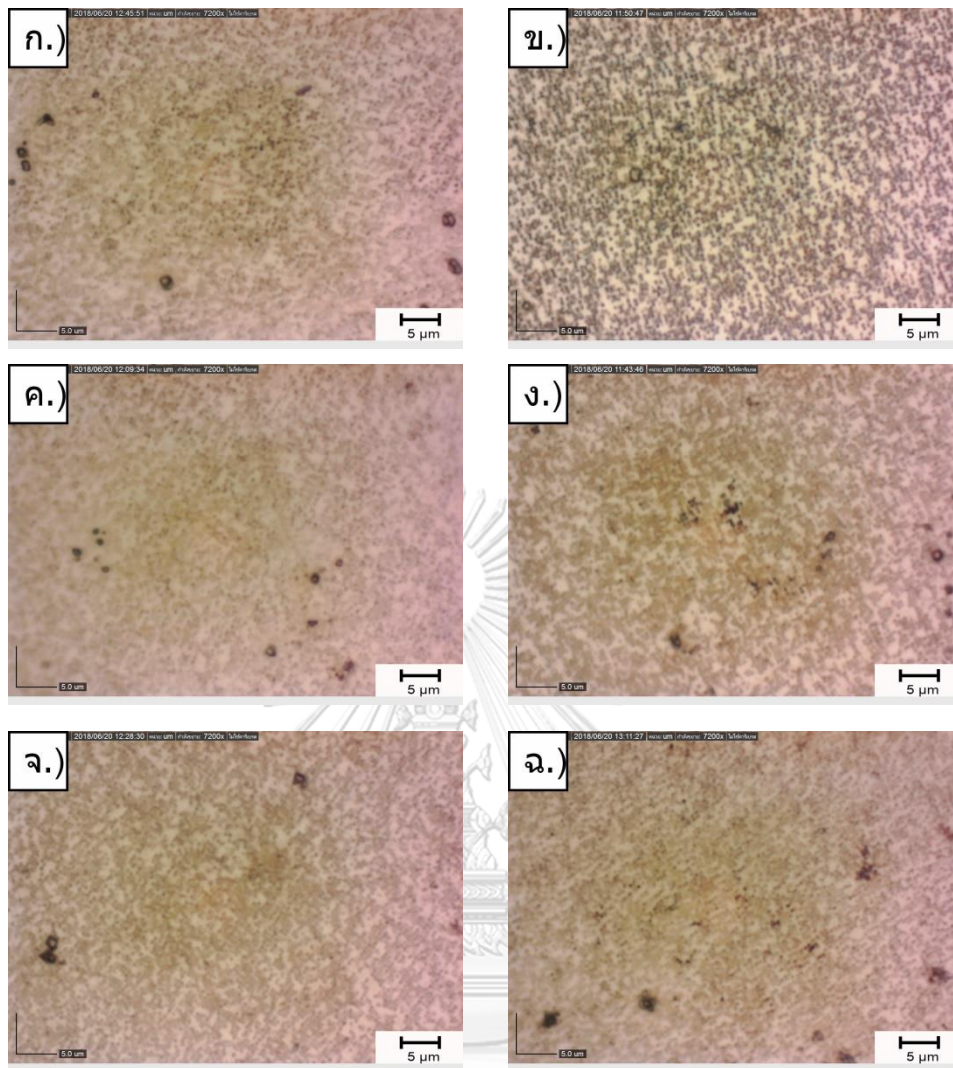
การแพร่ของธาตุผสม ซึ่งส่งผลต่อการแยกตัวของธาตุผสมอื่นๆ (segregation) ในระหว่างการเย็นตัวจากการหลอม

4.2.1.2 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสลุญญากาศ และการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 และชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียมและโคบอลต์ที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ภายหลังจากการหลอมแบบอาร์กสลุญญากาศ และการทำฮอโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ที่กำลังขยาย 720 เท่า และ 7,200 เท่า ดังรูปที่ 4.4 และ 4.5 ตามลำดับ

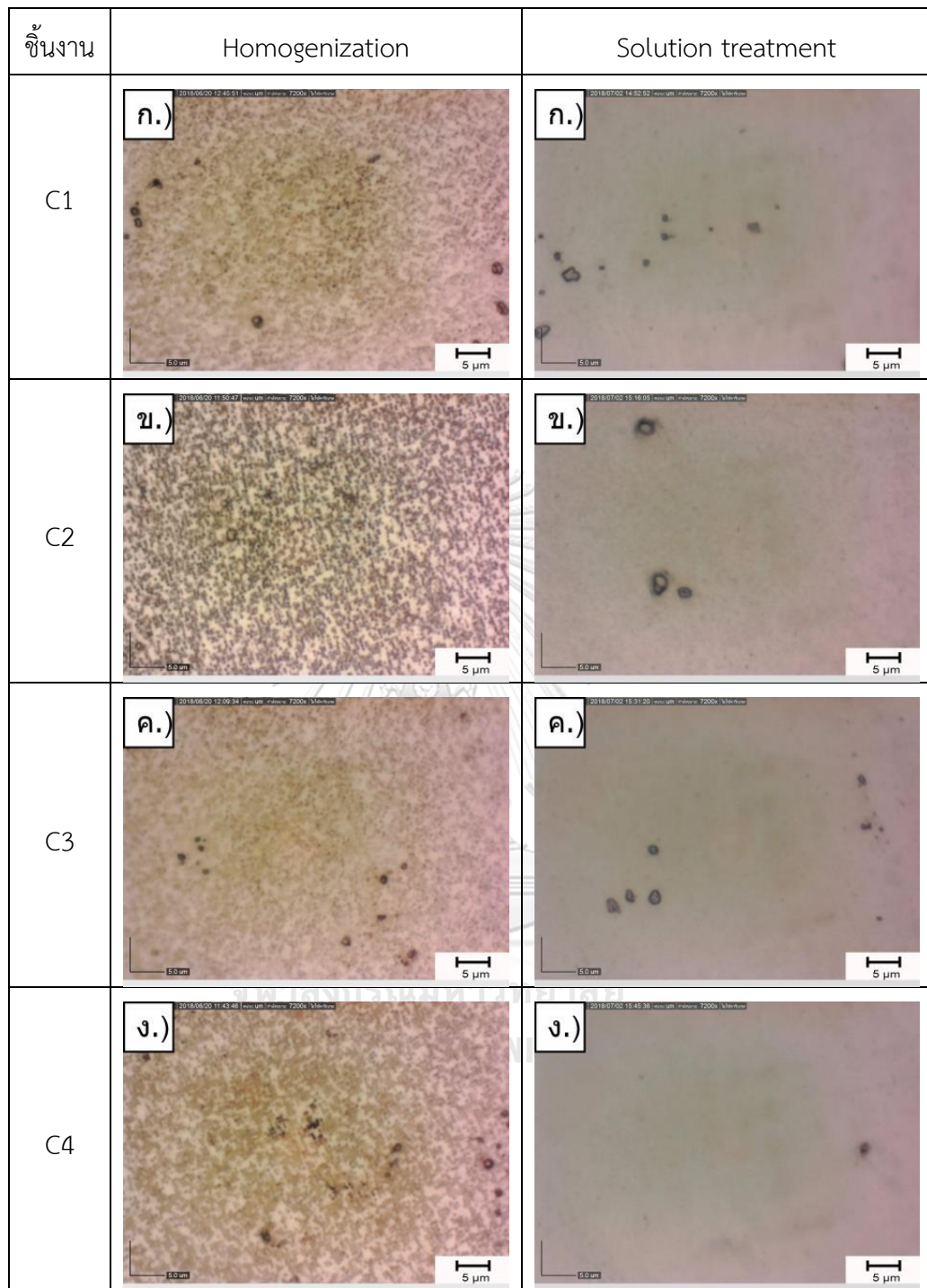


รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง (กำลังขยาย 720 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

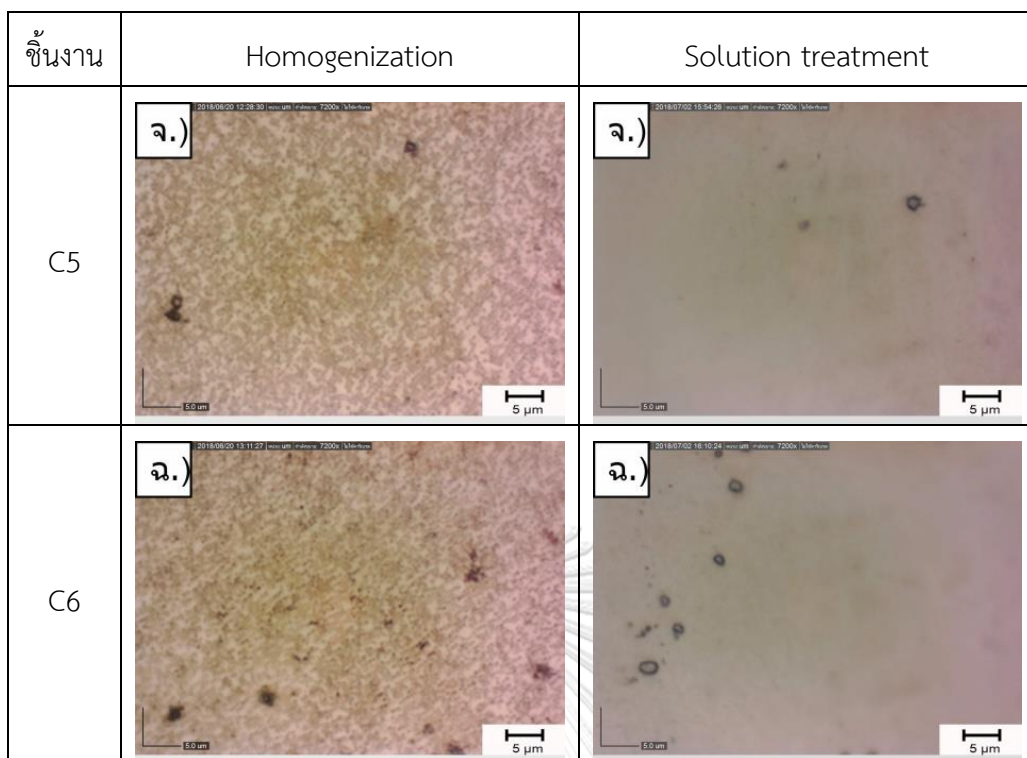


รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการทำฮอโมจีไนส์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคที่ผ่านการหลอมแบบอาร์กสลุญญากาศ และการทำฮอโมจีไนส์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จะเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคที่ได้มีลักษณะใกล้เคียงกัน อีกทั้งยังพบว่าโครงสร้างจุลภาคที่ได้ พบการตกตะกอนของเฟสซีเอ็ม มีลักษณะทรงสี่เหลี่ยมและมีขนาดเล็กกระจายทั่วเนื้อพื้น ซึ่งคาดว่าเป็นเฟสแกมมาไพรม์ที่กลับมาตกตะกอนอีกครั้งนั้นอาจเกิดขึ้นจากการนำชิ้นงานออกจากเตาเผาความร้อนสูงเพื่อปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศช้าเกินไป จึงทำให้มีเวลามากพอในการตกตะกอนของเฟสแกมมาไพรม์ หรืออาจเกิดจากอุณหภูมิสูงเพียงพอที่จะเกิดการตกตะกอนของแกมมาไพรม์อีกครั้ง อีกทั้งการกระจายตัวของธาตุผสม



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชั้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ โดยเปรียบเทียบระหว่างหลังจากการทำฮีตเทคซิ่งที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และภายหลังจากการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชั้นงาน C1, ข.) ชั้นงาน C2, ค.) ชั้นงาน C3, ง.) ชั้นงาน C4, จ.) ชั้นงาน C5 และ ฉ.) ชั้นงาน C6



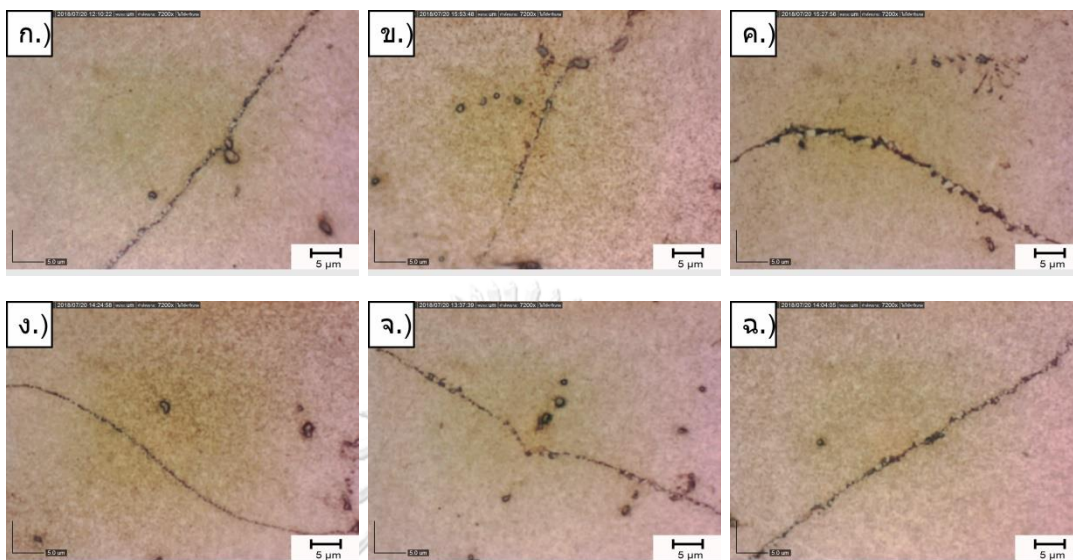
รูปที่ 4.6 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่เติมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ โดยเปรียบเทียบระหว่างหลังจากการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน ที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และภายหลังจากการทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.7 แล้วจะพบว่า การทำละลายส่งผลทำให้แกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนออกมาภายหลังจากการทำฮอโมจีไนซ์เซชันละลายกลับสู่อุณหภูมิทั้งหมด แต่ยังคงพบเฟสสี่เหลี่ยมขนาดเล็กกระจายอยู่บนเนื้อพื้น ซึ่งคาดว่าน่าจะเกิดจากผลของอุณหภูมิและเวลาในการทำละลายไม่เพียงพอที่จะทำให้เฟสที่เกิดขึ้นนี้ละลายกลับสู่อุณหภูมิทั้งหมดได้ โดยเฟสสี่เหลี่ยมขนาดเล็กที่พบนี้คาดว่าเฟสคาร์ไบด์ประเภท MC หรือสารประกอบระหว่างโลหะอื่นๆ ซึ่งต้องทำการศึกษาและอธิบายต่อไป

4.2.1.3 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากหลอมแบบอาร์ก-สุญญากาศ ผ่านการทำฮอโมจีไนซ์เซชัน การทำละลาย และผ่านการบ่มแข็ง

โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ

การห่อโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง, การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง โดยแสดงผลดังรูปที่ 4.7



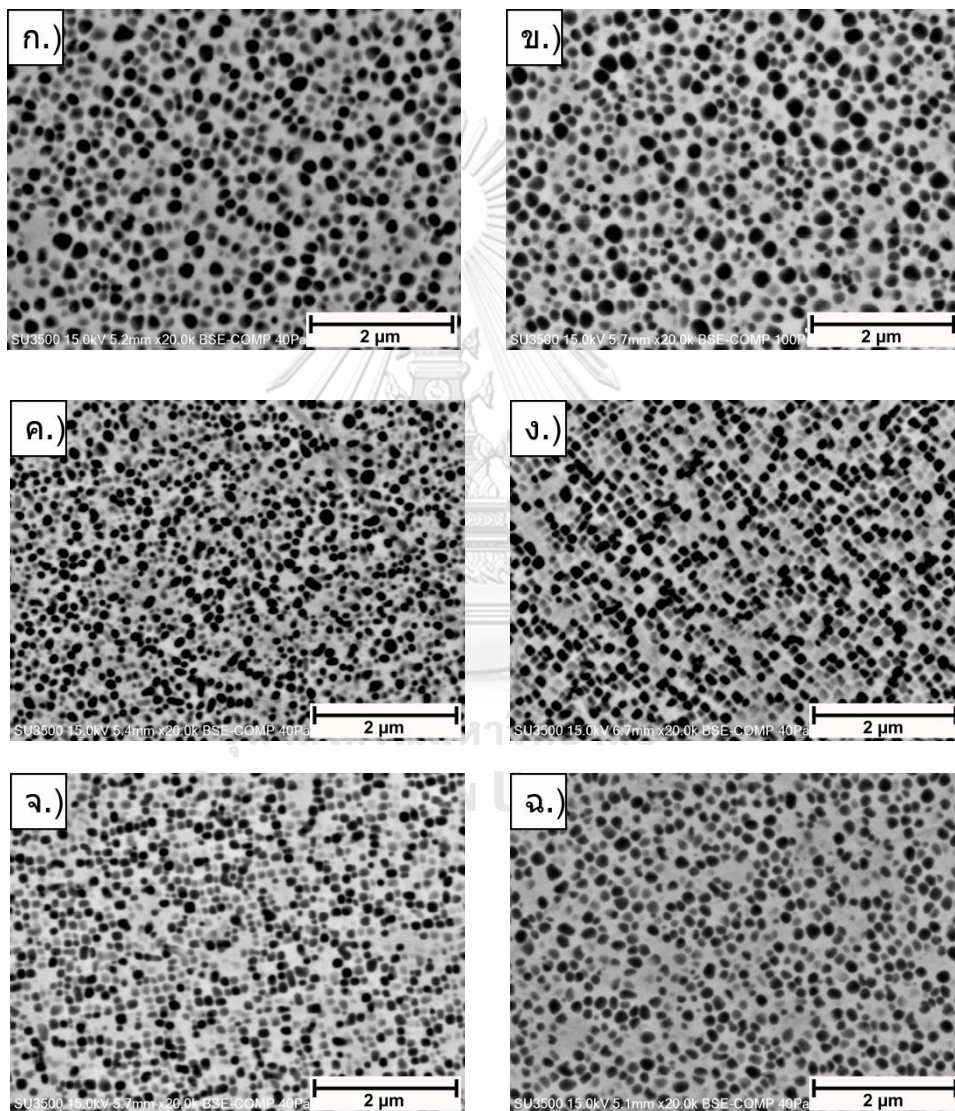
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานชิ้นงานที่เดิมเรเนียมและโคบอลต์ในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง (กำลังขยาย 7,200 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

จากโครงสร้างจุลภาคจะเห็นได้ว่า พบการตกตะกอนของเฟสสีเทาอ่อนกระจายตัวสม่ำเสมอที่บริเวณเนื้อพื้นโดยสามารถมองเห็นได้แต่ไม่สามารถเปรียบเทียบขนาดและรูปร่างที่เกิดขึ้นได้ ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีลักษณะและขนาดใกล้เคียงกัน อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนนั้นมีขนาดเล็กเมื่อเทียบกับแกมมาไพรม์ที่พบในขั้นตอนการทำห่อโมจีไนซ์เซชัน (ดังรูปที่ 4.5) โดยพบทั้งข้างในเดนไดรต์และตามขอบเดนไดรต์ อีกทั้งยังพบเฟสสีขาวที่คาดว่าน่าจะเป็นเฟสคาร์ไบด์ อยู่บริเวณข้างในเดนไดรต์และตามขอบเดนไดรต์ แต่พบในปริมาณที่ค่อนข้างน้อยมาก

4.2.2 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกาว

4.2.2.1 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสลุญภาค การห่อโมจีไนซ์เซชัน การทำละลาย และผ่านการบ่มแข็ง

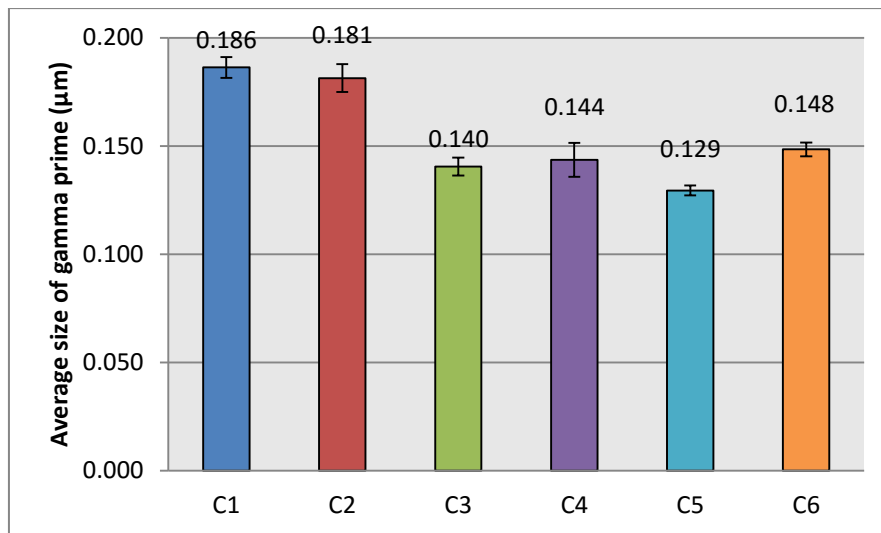
โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการวิเคราะห์ที่กำลังขยายสูงขึ้น ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (ที่กำลังขยาย 20,000 เท่า) ของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่มีการเติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสตูญญากาศ, การฮอโมจิไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง, การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.8



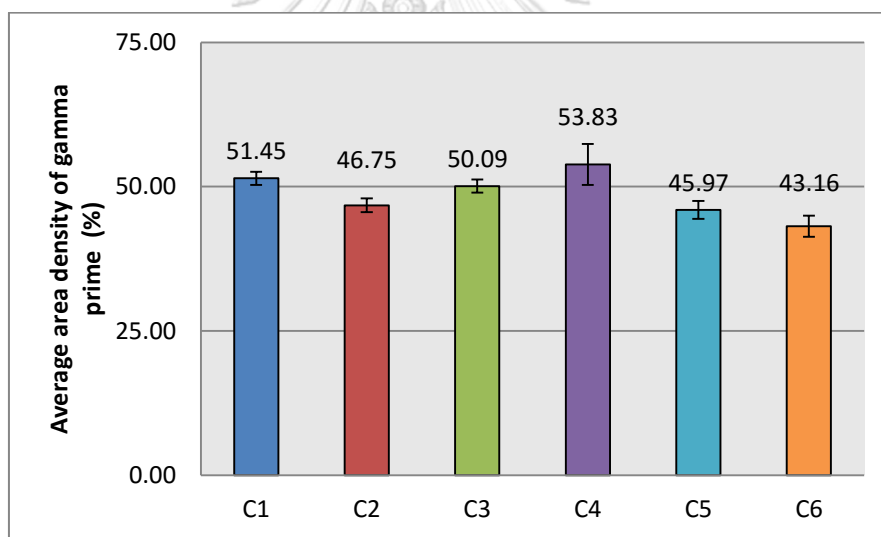
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน MGA 1400 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆ ที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน (heat treatment) ที่กำลังขยาย 20,000 เท่า ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

จากรูปที่ 4.8 ชี้นงานที่การเติมโคบอลต์และเรเนียมที่ผ่านการหลอมแบบอาร์กสุญญากาศ, การทำโฮโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง, การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง จะเห็นได้ชัดว่าพบเพียงอนุภาคแกมมาไพรม์ที่กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นแกมมา สามารถเห็นขนาดและรูปร่างได้ชัดเจนมากขึ้น จะเห็นได้ว่าอนุภาคแกมมาไพรม์มีลักษณะค่อนข้างกลม ขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ แต่ทว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเรเนียมและ/หรือลดปริมาณโคบอลต์ จะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์จากเดิมที่มีลักษณะรูปร่างคล้ายทรงกลมก็จะเริ่มมีรูปร่างเป็นสี่เหลี่ยมมากขึ้น ซึ่งเป็นผลจากการเติมเรเนียมทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงค่า V/V misfit ส่งผลให้รูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์เป็นสี่เหลี่ยมมากขึ้น (18) โดยขนาดเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่วัดได้จากโปรแกรมวิเคราะห์ภาพอยู่ที่ประมาณ 0.129 – 0.186 ไมครอนเมตร การเพิ่มปริมาณเรเนียม และ/หรือ ลดปริมาณโคบอลต์ โดยทั่วไปแล้วจะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดเล็กลง ดังรูปที่ 4.9 เนื่องจากธาตุเรเนียมเป็นธาตุมีพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ (diffusion activation energy) สูง การเพิ่มปริมาณเรเนียมจะสามารถเพิ่มพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ของธาตุผสมได้ อีกทั้งเรเนียมมีแนวโน้มที่จะแยกตัวออกมาอยู่ที่บริเวณเนื้อพื้น ดังนั้นการเพิ่มปริมาณเรเนียมในโลหะผสมพิเศษจะทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้มีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะผสมพิเศษที่มีปริมาณเรเนียมน้อยกว่า (18, 20) แต่เมื่อเทียบผลของการเพิ่มปริมาณโคบอลต์ต่อขนาดแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนภายหลังจากการบ่มแข็ง จะเห็นได้ว่าผลที่ได้สวนทางกันกับชิ้นงานที่เพิ่มปริมาณเรเนียม แต่แกมมาไพรม์ที่ได้ก็ยังคงมีขนาดเล็กกว่าชิ้นงานที่ไม่มีการเติมธาตุผสม

นอกจากนี้ได้ทำการวิเคราะห์ความหนาแน่นเชิงพื้นที่โดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์วัดได้อยู่ที่ประมาณ 43.19 – 53.83 เปอร์เซ็นต์ จากกราฟจะเห็นได้ว่าความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์มีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย เมื่อปริมาณโคบอลต์ลดลง และ/หรือปริมาณเรเนียมมากขึ้น เนื่องมาจากธาตุเรเนียมเป็นธาตุที่มีขนาดอะตอมใหญ่ ซึ่งจะไปลดอัตราการแพร่ของธาตุอื่นๆในเนื้อพื้นแกมมาลง ส่งผลให้การตกตะกอนของแกมมาไพรม์ลดลงไปด้วย (3, 20, 23) อย่างไรก็ตามชิ้นงาน C4 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.22 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 2.56 %โดยน้ำหนัก เป็นชิ้นงานที่มีโครงสร้างจุลภาคที่น่าจะเหมาะสมที่สุดภายหลังจากการทำการกรรมวิธีทางความร้อนเนื่องมาจากอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนออกมามีขนาดเล็กและความหนาแน่นสูง ดังรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.9 กราฟแสดงขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านการทำฮอโมจีไนส์เซชัน, การทำละลาย และการบ่มแข็ง

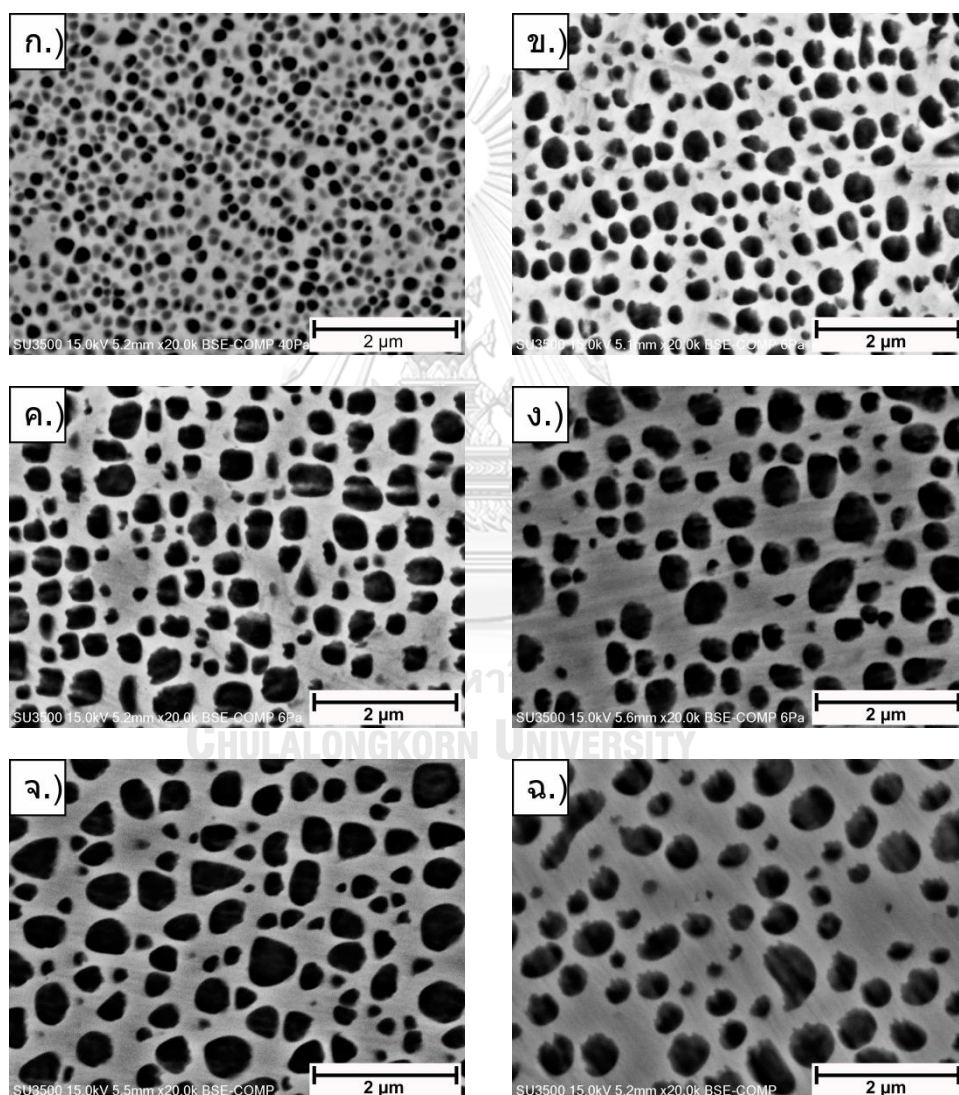


รูปที่ 4.10 กราฟแสดงเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นเชิงพื้นที่ของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านการทำฮอโมจีไนส์เซชัน, การทำละลาย และการบ่มแข็ง

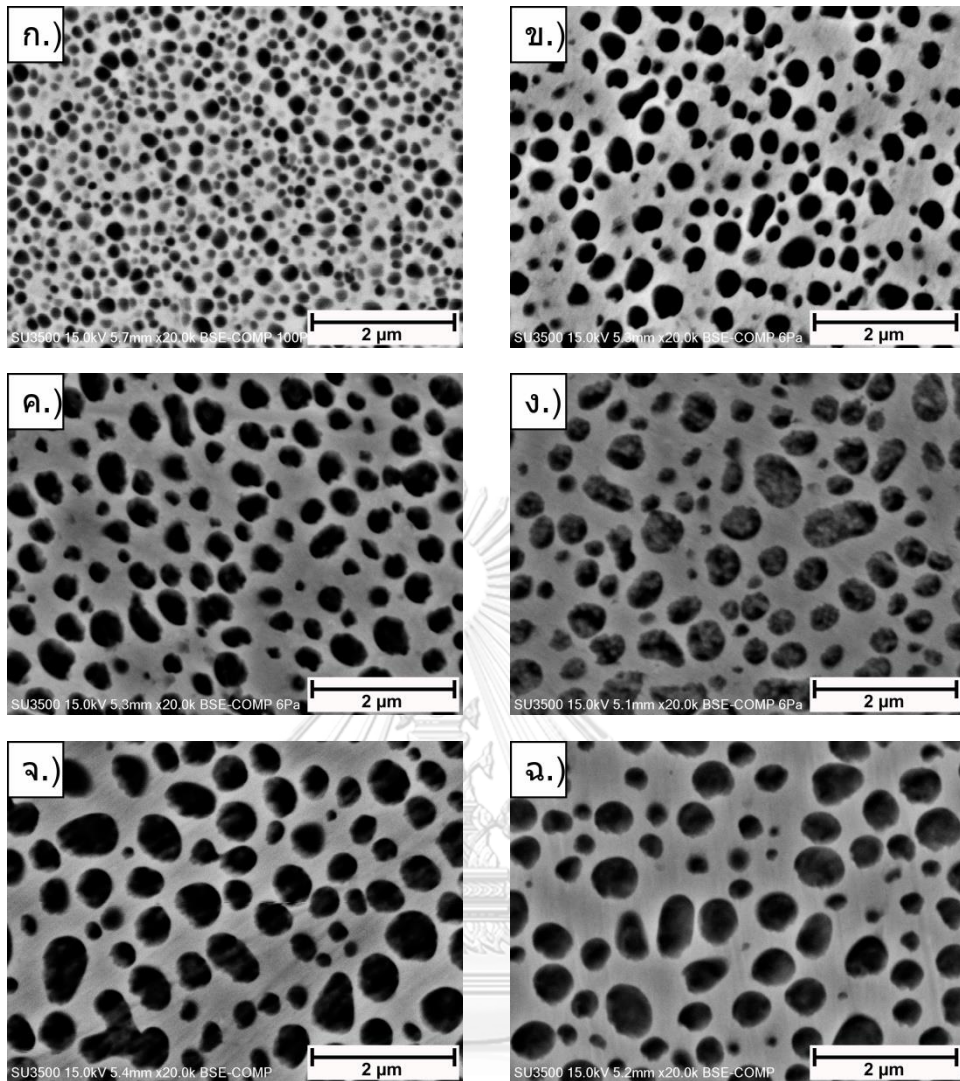
4.2.2.1 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ภายหลังจากหลอมแบบอาร์ก สฤญภาค การฮอโมจีไนส์เซชัน การทำละลาย การบ่มแข็ง และผ่านการจำลองการใช้งานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (ที่กำลังขยาย 20,000 เท่า) ของชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่มีการเติม

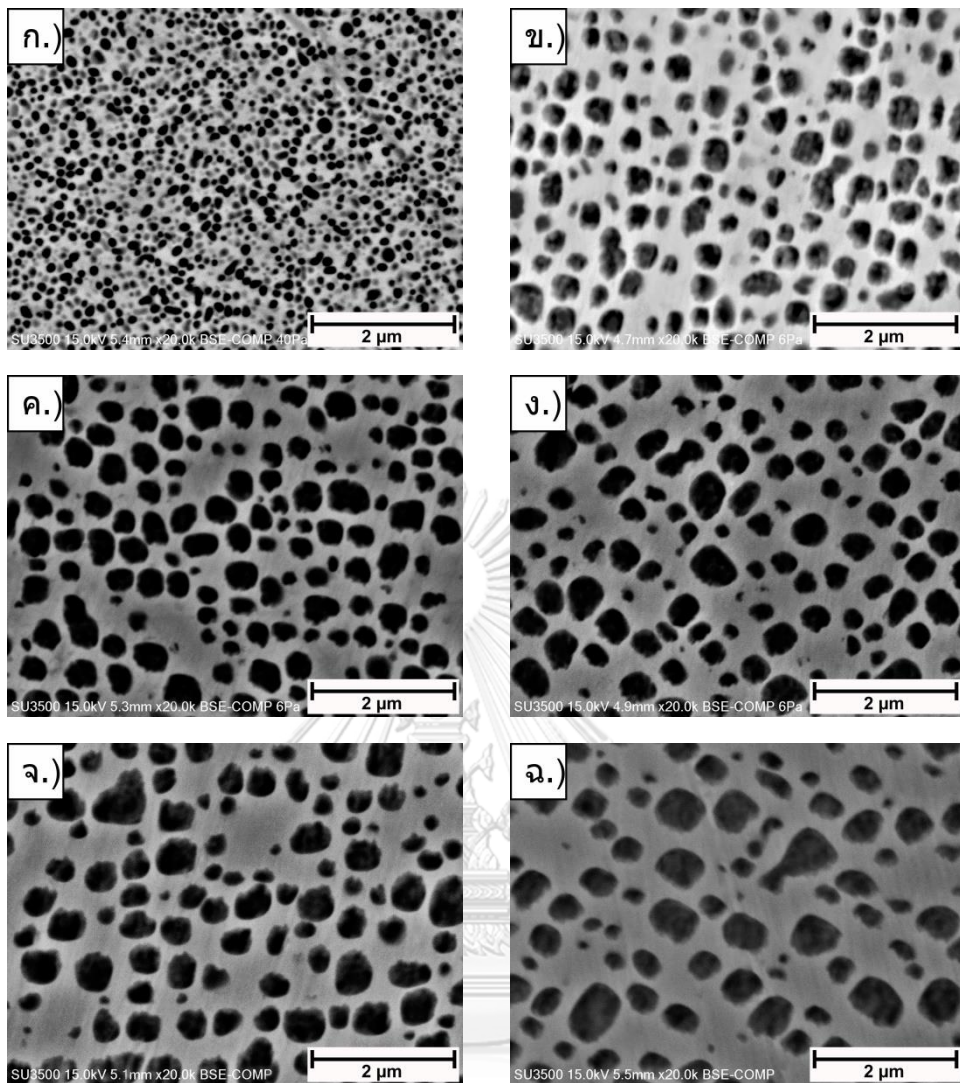
โคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆ ภายหลังจากหลอมแบบอาร์กสฤญญากาศ การอบโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง, การทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง, การบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง และให้ความร้อนขึ้นงานในแต่ละกลุ่มที่มีการเติมปริมาณเรเนียมและโคบอลต์แตกต่างกันที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100, 200, 300, 400 และ 500 ชั่วโมง เพื่อแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงขนาดและรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพร์มหรือความเสถียรของเฟสแกมมาไพร์มในระหว่างการจำลองการใช้งานโดยให้ความร้อนในระยะเวลาสั้น แสดงดังรูปที่ 4.11-4.16



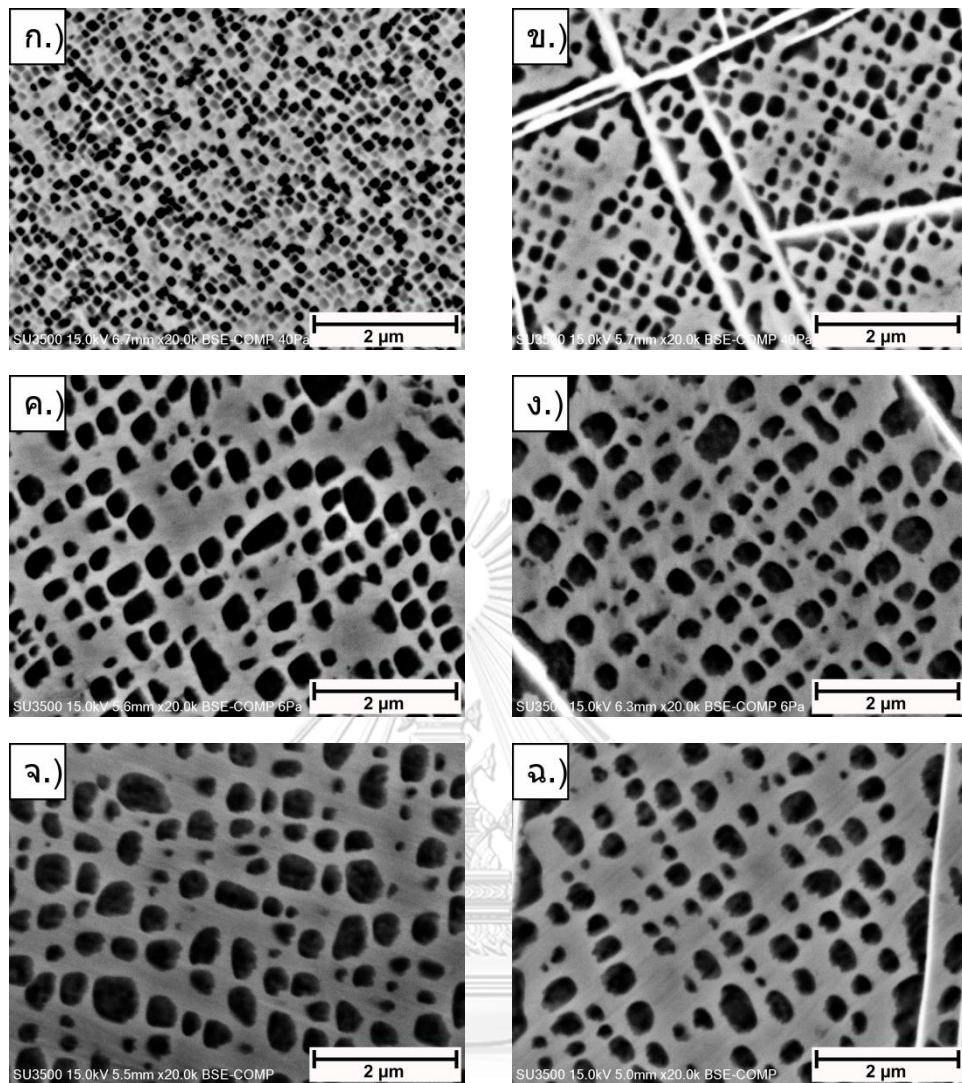
รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1 ที่ให้ความร้อนขึ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง



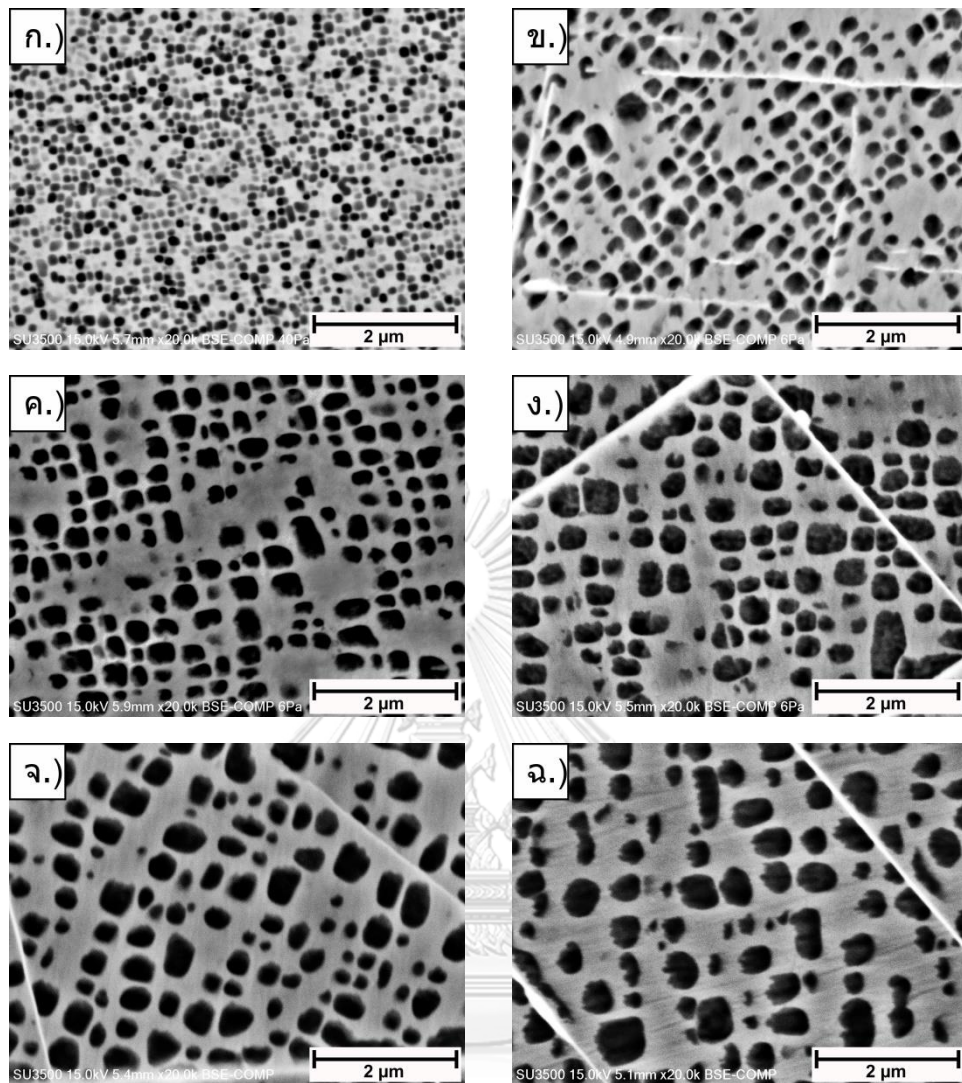
รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C2 ที่มีโคบอลต์ 13.94 % โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง



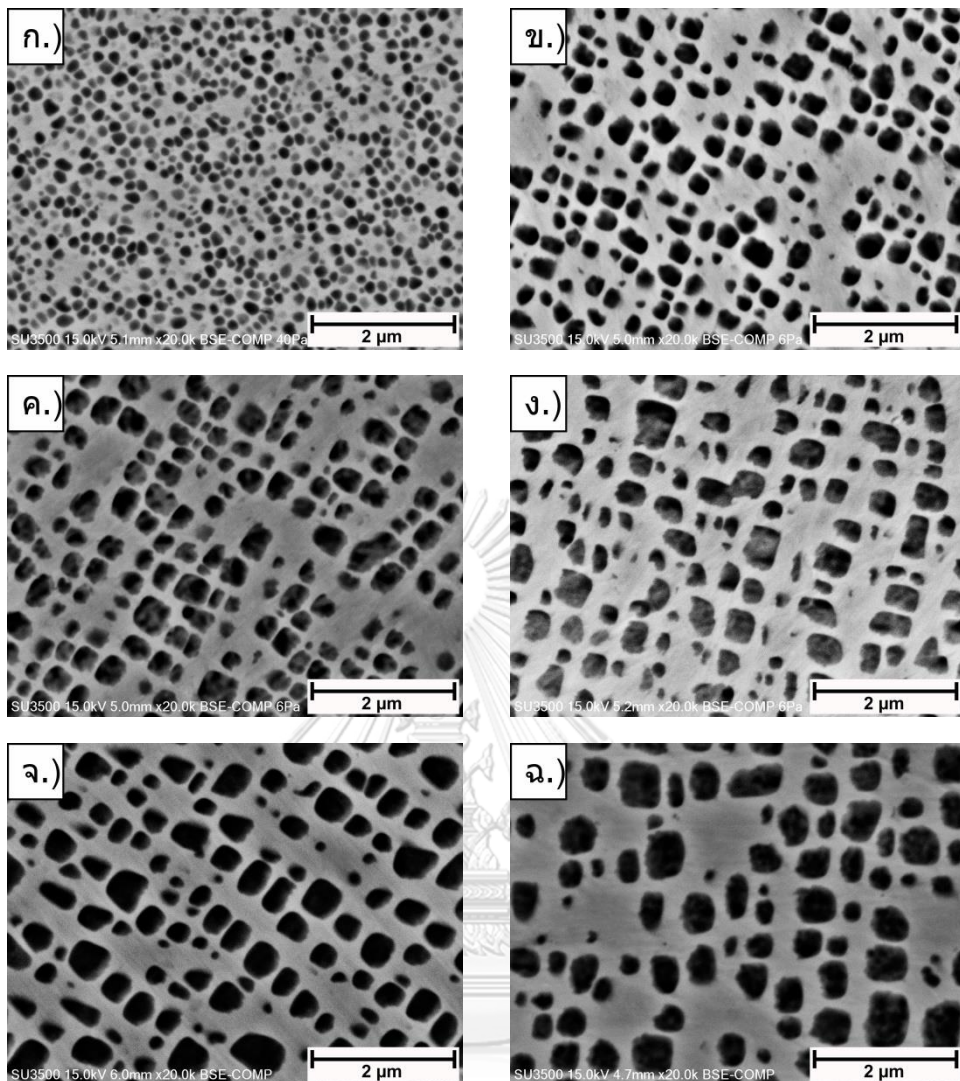
รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C3 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.91 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 1.21 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง



รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C4 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.22 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 2.56 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง



รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C5 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 10.70 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 5.76 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง



รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C6 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 9.25 %โดยน้ำหนัก และเรเนียม 6.40 %โดยน้ำหนัก ที่ให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ก.) หลังทำการบ่มแข็ง, ข.) 100 ชั่วโมง, ค.) 200 ชั่วโมง, ง.) 300 ชั่วโมง, จ.) 400 ชั่วโมง และ ฉ.) 500 ชั่วโมง

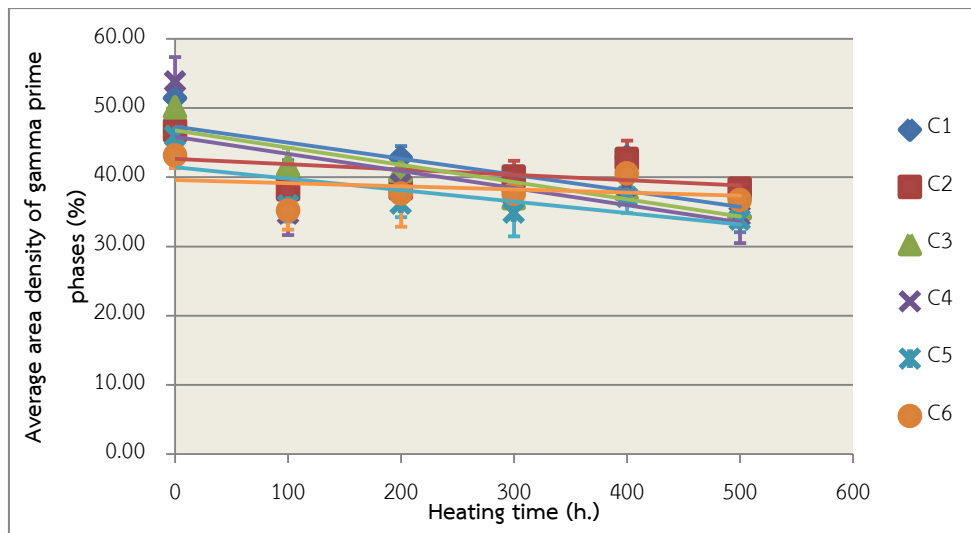
เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคทั้ง 6 ชิ้นงาน จะเห็นได้ว่าอนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อเวลาในการให้ความร้อนเพิ่มมากขึ้น โดยชิ้นงาน C1 และชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณโคบอลต์ 13.94 %โดยน้ำหนักและไม่มีเรเนียมเป็นส่วนผสม) ผ่านการให้ความร้อนเป็นระยะเวลา 100 - 500 ชั่วโมง จะเห็นได้ชัดว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ยังคงมีรูปร่างคล้ายทรงกลมเหมือนเดิมแต่มีขนาดโตมากขึ้น คาดว่าโคบอลต์น่าจะส่งผลต่อการแยกตัวของธาตุผสม ทำให้ปริมาณโมลิบดีนัม ทั้งสแตน โครเมียม และเรเนียมในเนื้อพื้นแกมมาลดลง โดยน่าจะทำให้ค่า lattice parameter ของแกมมาไพรม์ ($a_{\gamma'}$) มีค่ามากกว่าค่า lattice parameter ของแกมมา (a_{γ}) จึงส่งผลให้ค่า lattice

misfit ระหว่างแกมมา/แกมมาไพรม์เปลี่ยนแปลงไป ซึ่งส่งผลต่อรูปร่างของแกมมาไพรม์ (20) ความสัมพันธ์ดังสมการต่อไปนี้

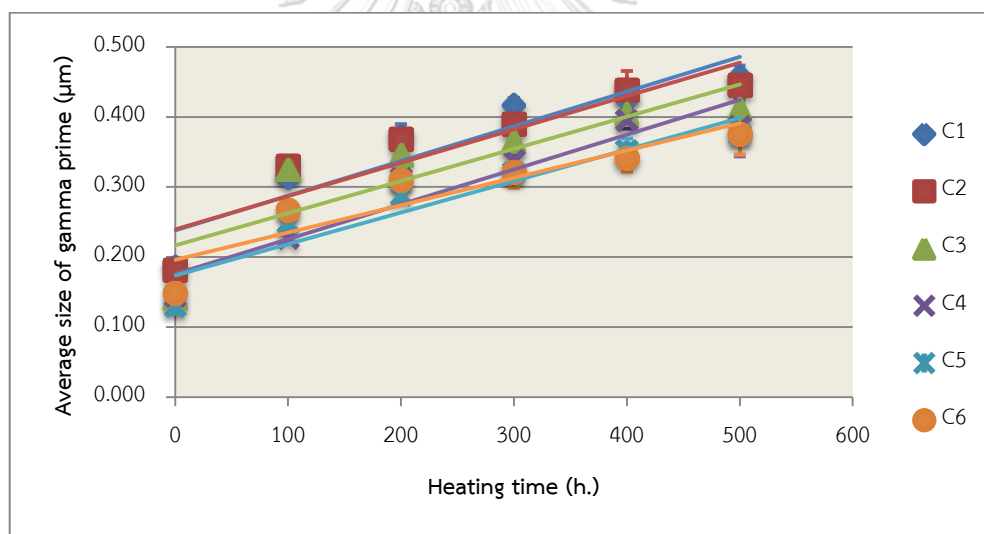
$$\delta = \frac{2(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma'} + a_{\gamma})} \quad [1]$$

ซึ่งค่า lattice misfit ที่มีค่าเข้าใกล้ศูนย์ อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้จะมีรูปร่างกลม ดังนั้นแกมมาไพรม์ที่ได้จึงมีรูปร่างกลมมากขึ้นเมื่อปริมาณโคบอลต์มากขึ้น (20) ส่วนชิ้นงาน C3 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.91% และเรเนียม 1.21% โดยน้ำหนัก, ชิ้นงาน C4 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.22% และเรเนียม 2.56% โดยน้ำหนัก, ชิ้นงาน C5 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 10.70% และเรเนียม 5.76% โดยน้ำหนัก และชิ้นงาน C6 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 9.25% และเรเนียม 6.40% โดยน้ำหนักที่ผ่านการให้ความร้อนเป็นระยะเวลา 100 – 500 ชั่วโมง รูปร่างของแกมมาไพรม์ที่โตขึ้นเริ่มมีความเป็นลูกบาศก์มากกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ของชิ้นงาน C1 และ C2 (ชิ้นงานที่ไม่มีการเติมเรเนียม) เนื่องจากเรเนียมมีแนวโน้มที่จะแยกตัวออกมาอยู่ที่เนื้อพื้นแกมมาทำให้ค่า lattice parameter ของแกมมาไพรม์ ($a_{\gamma'}$) น้อยกว่าค่า lattice parameter ของแกมมา (a_{γ}) ส่งผลให้ค่า lattice misfit ระหว่างแกมมา/แกมมาไพรม์มีค่าติดลบมากขึ้น ความสัมพันธ์แสดงดังสมการที่ 1 ข้างต้น ซึ่งค่า lattice misfit ระหว่างแกมมา/แกมมาไพรม์ส่งผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ ดังนั้นอนุภาคแกมมาไพรม์มีรูปร่างสี่เหลี่ยมมากขึ้นเมื่อปริมาณเรเนียมเพิ่มขึ้น (18) อีกทั้งความหนาแน่นเชิงพื้นที่ของอนุภาคแกมมาไพรม์ของชิ้นงานทั้งหมดมีแนวโน้มลดลง เมื่ออนุภาคมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น ตามระยะเวลาในการให้ความร้อนชิ้นงานเพิ่มมากขึ้น แสดงดังรูปที่ 4.17 และ 4.18

สรุปได้ว่าการเติมธาตุโคบอลต์ส่งผลให้ค่า γ/γ' misfit มีค่าเข้าใกล้ศูนย์ ซึ่งส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้มีรูปร่างกลม และการเติมธาตุเรเนียมส่งผลให้ค่า γ/γ' misfit มีค่าติดลบมากขึ้น ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้มีรูปร่างสี่เหลี่ยมมากขึ้น โดยชิ้นงาน C2 – C6 ได้ผลที่สอดคล้องกัน นั่นคือเมื่อลดปริมาณโคบอลต์ และเพิ่มปริมาณเรเนียม จะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้เป็นทรงสี่เหลี่ยมมากขึ้น และเมื่อพิจารณาชิ้นงาน C1 – C3 พบว่าการเติมเรเนียมจะส่งผลต่อรูปร่างของแกมมาไพรม์ที่มากกว่าผลของการเติมโคบอลต์



รูปที่ 4.17 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการให้ความร้อนขึ้นงานและเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นเชิงพื้นที่ของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ในระยะเวลาแตกต่างกัน



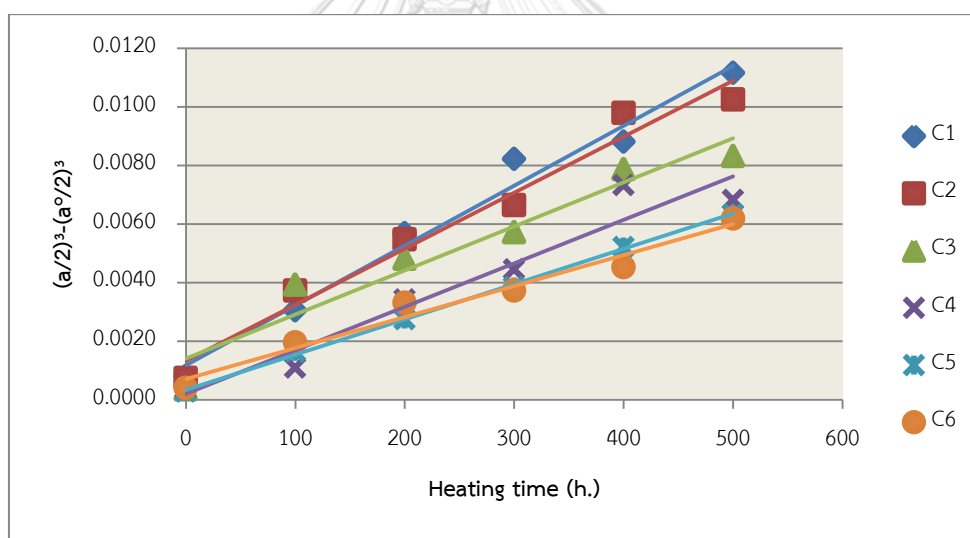
รูปที่ 4.18 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาในการให้ความร้อนขึ้นงานและขนาดของแกมมาไพรม์โดยเฉลี่ยที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ในระยะเวลาแตกต่างกัน

การให้ความร้อนเป็นระยะเวลานานส่งผลทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้นและความหนาแน่นเชิงพื้นที่ลดลง เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ยังไม่ได้ผ่านการให้ความร้อนระยะยาว เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีขนาดเล็กนั้นลดลงเมื่อเวลาในการให้ความร้อนมากขึ้น และอนุภาคแกมมาไพรม์ทุติยภูมิ (secondary gamma prime) จะละลายกลับสู่เนื้อพื้นและแพร่กระจายไปรวมตัวกับอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่ (12) เพื่อลดพลังงานภายใน หรือ อยู่ในรูปของพลังงานพื้นผิว (surface energy) ลง ตามกฎของเทอร์โมไดนามิกส์ที่ต้องลดพลังงานของระบบลง

อย่างที่รู้กันดีอัตราการโตของแกมมาไพรม์จะเกิดขึ้นโดยผ่านกระบวนการ Oswald ripening ซึ่งเป็นกระบวนการที่ควบคุมโดยการแพร่ (diffusion-controlled) สามารถอธิบายได้โดยทฤษฎีของ Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW theory) หลังจากนั้นนำข้อมูลของขนาดแกมมาไพรม์ และระยะเวลาในการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสมาคำนวณหาอัตราการโตของแกมมาไพรม์โดยใช้ทฤษฎี LSW ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้ (3, 18, 20, 22) :

$$\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = Kt \quad [2]$$

โดยที่ \bar{r}_0 คือ รัศมีของอนุภาคเริ่มต้น, \bar{r} คือ รัศมีของอนุภาค ณ เวลานั้นๆ, K คือ อัตราคงที่ (rate constant) และ t คือ เวลาในการให้ความร้อนขึ้นงาน (heating time) โดย $\bar{r}_0 = \frac{a_0}{2}$ และ $\bar{r} = \frac{a}{2}$ เพื่อนำมาอธิบายกลไกของอัตราการโตของแกมมาไพรม์ โดยนำมาพล็อตกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของแกมมาไพรม์ที่เปลี่ยนไป $(a/2)^3 - (a_0/2)^3$ กับเวลาในการให้ความร้อน (t) แสดงดังรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของแกมมาไพรม์ที่เปลี่ยนไปกับเวลาในการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

จากรูปที่ 4.19 เป็นการศึกษาลงของการเติมเรเนียมและโคบอลต์ที่ปริมาณแตกต่างกันที่มีต่ออัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ของขึ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนทดสอบโดยให้ความร้อนขึ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส และวัดขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ทุกๆ 100 ชั่วโมง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง เพื่อหาความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของแกมมาไพรม์ที่เปลี่ยนไปกับเวลาในการให้ความร้อน สามารถอธิบายพฤติกรรมอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์โดยแบ่งตามอัตราการโต (ค่า K) ออกได้เป็น 3 กลุ่ม ได้แก่

1. อัตราการโตสูง คือ ชีงงาน C1 และ C2 มีอัตราการโตเท่ากับ $2.04 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. และ $1.91 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. ตามลำดับ
2. อัตราการโตปานกลาง คือ ชีงงาน C3 และ C4 มีอัตราการโตเท่ากับ $1.50 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. และ $1.48 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. ตามลำดับ
3. อัตราการโตต่ำ คือ ชีงงาน C5 และ C6 มีอัตราการโตเท่ากับ $1.20 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. และ $1.06 \times 10^{-5} \mu\text{m}^3/\text{h}$. ตามลำดับ

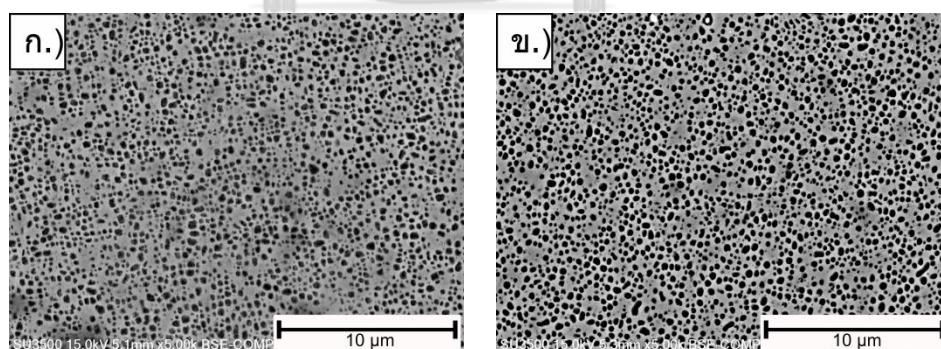
จากค่าอัตราการโตที่คำนวณได้ จะเห็นได้ว่าการเติมโคบอลต์และเรเนียมส่งผลต่ออัตราการโตของแกมมาไพรม์เมื่อเปรียบเทียบกับชีงงาน C1 ที่ไม่มีการเติมธาตุผสมอย่างเห็นได้ชัด โดยการมีปริมาณเรเนียม 6.40 % โดยน้ำหนักในชีงงาน C6 สามารถลดอัตราการโตของแกมมาไพรม์ได้ถึง 48% เมื่อเทียบกับชีงงาน C1 และเมื่อเทียบอัตราการโตของแกมมาไพรม์ของชีงงาน C2 (ที่มีการเพิ่มปริมาณโคบอลต์และมีปริมาณโคบอลต์ทั้งหมด 13.94% โดยน้ำหนัก) กับชีงงาน C1 การเพิ่มเฉพาะปริมาณโคบอลต์สามารถลดอัตราการโตได้เพียง 6.4% ทำให้ทราบว่าการเติมเรเนียนั้นส่งผลต่ออัตราการโตของแกมมาไพรม์ได้ดีกว่าการเพิ่มปริมาณโคบอลต์ นอกจากนี้เมื่อเปรียบเทียบอัตราการโตของแกมมาไพรม์ระหว่างชีงงาน C2 (มีปริมาณโคบอลต์ 13.94 % โดยน้ำหนัก) กับ ชีงงาน C3 ที่มีการลดการเติมปริมาณการเติมโคบอลต์ (มีปริมาณโคบอลต์โดยรวม 12.91 % โดยน้ำหนัก ซึ่งปริมาณโคบอลต์แตกต่างกับชีงงาน C2 เพียง 1.03 % โดยน้ำหนัก) แต่มีการเพิ่มปริมาณเรเนียม 1.21 % โดยน้ำหนัก ผลของการเพิ่มเรเนียมสามารถทำให้ชีงงาน C3 มีอัตราการโตของแกมมาไพรม์ต่ำกว่าชีงงาน C2 ประมาณ 21.5% จะเห็นได้ว่าเมื่อเพิ่มปริมาณเรเนียมและ/หรือลดปริมาณโคบอลต์ลงจะทำให้อัตราการโตของแกมมาไพรม์มีค่าต่ำกว่าการเพิ่มปริมาณโคบอลต์และ/หรือลดปริมาณเรเนียม คาดว่าเป็นผลมาจากธาตุเรเนียมในระหว่างการโตขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ ธาตุเรเนียมจะถูกผลักรอกจากแกมมาไพรม์มาอยู่บริเวณเนื้อพื้นแกมมา (3, 14, 24, 25) อีกทั้งธาตุเรเนียมมีสัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำ เนื่องมาจากรัศมีอะตอมของธาตุเรเนียมมากกว่าธาตุนิกเกิล จึงทำให้อัตราการแพร่เรเนียมในนิกเกิลต่ำ (14) จากรายงานวิจัยที่ผ่านมาของ J. Rüsing และคณะ (26), T. Zhu และคณะ (27), N. Wanderka และคณะ (28) และ D. Blavette และคณะ (29, 30) ได้มีการศึกษาและกล่าวถึงกลไกของเรเนียมที่คาดว่าจะมีผลต่อการขัดขวางการโตของแกมมาไพรม์และความแข็งแรงของโลหะ โดยกล่าวไว้ว่าอะตอมของธาตุเรเนียมมีแนวโน้มที่จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อน (clusters) ขนาดเล็กในเนื้อพื้นแกมมาใกล้กับบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ ซึ่ง J. Rüsing และคณะ (26) ได้กล่าวไว้ว่าพบว่ากลุ่มเรเนียมที่รวมตัวกันมีขนาดประมาณ 1 นาโนเมตร ในทางตรงกันข้ามจากรายงานวิจัยของ A. Mottura และคณะ (31-33) กล่าวไว้ว่าพบปริมาณของเรเนียมจำนวนมากบริเวณใกล้กับอินเตอร์เฟซระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ และบริเวณตรงกลางช่องของ

แกมมา (γ channel) แต่ไม่พบการจับตัวเป็นกลุ่มก้อนของอะตอมเรเนียม แต่อย่างไรก็ตามการพบเรเนียมปริมาณมากบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ และเรเนียมรวมตัวเป็นกลุ่มขนาดเล็ก กลไกที่เกิดขึ้นทั้งสองต่างเป็นสาเหตุที่ทำให้การโตของแกมมาไพรม์ช้าลงได้เช่นกัน เนื่องจากเมื่อโลหะใช้งานที่อุณหภูมิสูง เรเนียมจะพบมากที่บริเวณใกล้กับอินเตอร์เฟซระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ ซึ่งสามารถลดแรงขับเคลื่อน (driving force) ในการเคลื่อนย้ายของอินเตอร์เฟซเป็นผลทำให้อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ลดลง (14, 34) อย่างไรก็ตามจากงานวิจัยที่ผ่านมา รายงานว่าการเติมเรเนียมในปริมาณที่สูงเกินไป อาจเพิ่มโอกาสในการก่อตัวของเฟส TCP ในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งเป็นอันตรายต่อสมบัติทางกลที่อุณหภูมิสูง เช่น จุดเริ่มต้นของรอยแตกที่เกิดจากรูปร่าง และความแข็งแรงของเฟสที่นำไปสู่ความเสียหายและลดอายุการใช้งานของโลหะผสมพิเศษ (10, 18, 35)

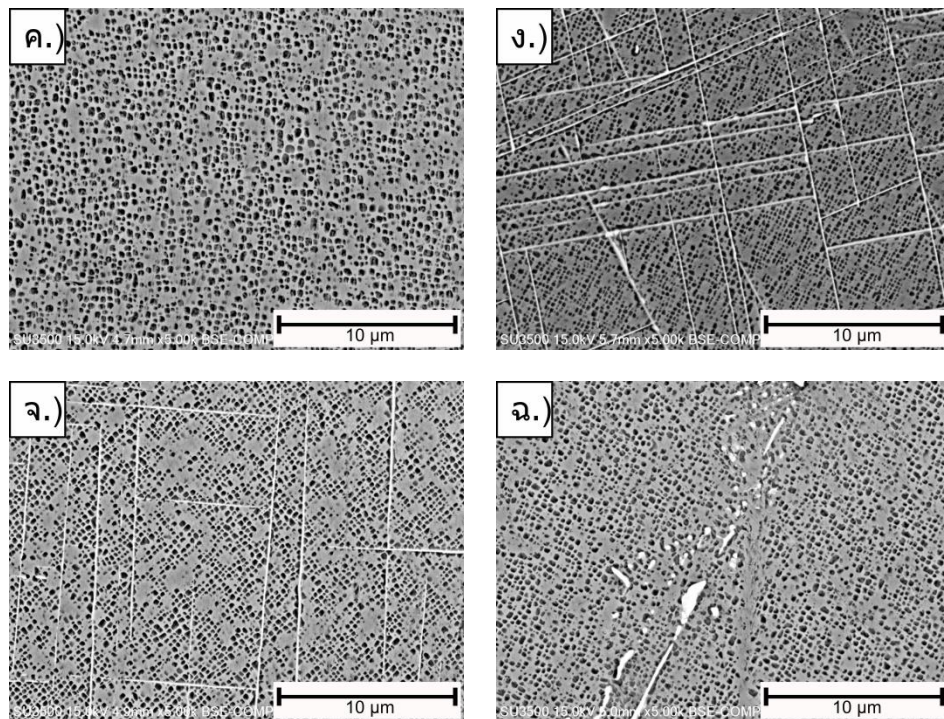
นอกจากนี้โครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (กำลังขยาย 5,000 เท่า) ยังพบเฟสสีขาวที่มีลักษณะรูปร่างคล้ายเข็ม (needle-like phase) หรือ ลักษณะเป็นแผ่น (plate-like phase) บางชิ้นงานมีการเรียงตัวคล้ายเป็นลักษณะโครงสร้างแบบ Widmanstätten สันนิษฐานว่าน่าจะเป็นเฟส topologically closed-pack phase (TCP) (3, 10, 18) ซึ่งพบในชิ้นงาน C4, C5 และ C6 ที่มีปริมาณเรเนียม 2.56%, 5.76% และ 6.40% โดยน้ำหนัก เริ่มพบเมื่อให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมงเป็นต้นไป แต่ชิ้นงาน C3 (ที่มีปริมาณโคบอลต์ 9.25% และเรเนียม 1.21% โดยน้ำหนัก) ไม่พบเฟส TCP ทุกช่วงเวลากการทดสอบ ดังรูปที่ 4.20 – 4.24 จากรูปจะเห็นได้ว่าส่วนใหญ่เฟส TCP จะเกิดขึ้นในบริเวณที่มีเฟสคาร์ไบด์ปรากฏอยู่ คาดว่าน่าจะเป็นบริเวณที่มีธาตุโลหะทนไฟ (refractory element) สูง ซึ่งเกิดจากธาตุเหล่านี้จะถูกผลักออกมาบริเวณเนื้อพื้นแกมมาใกล้กับเฟสคาร์ไบด์ (10) เนื่องมาจากการเติมธาตุผสมที่เป็น BCC stabilizer อันได้แก่ โมลิบดีนัม โครเมียม ทังสแตน เป็นต้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเติมธาตุเรเนียมอาจจะสูงมากเกินไป ซึ่งธาตุผสมเหล่านี้จะไปกระตุ้นการก่อตัวของเฟส TCP ยกตัวอย่างเช่น เฟส σ , μ , P และ R เป็นต้น (2, 18, 36) จากรายงานวิจัยที่ผ่านมา พบว่าเฟส TCP จะประกอบด้วยองค์ประกอบหลัก คือ Ni, Cr, Mo, W และ Re แต่ทว่าธาตุเหล่านี้มีผลต่อการต้านทานความคืบ ดังนั้นการเกิดเฟส TCP ในระหว่างใช้งานโลหะจะทำให้ธาตุดังกล่าวในเนื้อพื้นน้อยลง ซึ่งทำให้ผลที่เกิดจากการเพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดสารละลายของแข็ง (solid-solution strengthening) ลดลงตามไปด้วย (36)

เมื่อระยะเวลาในการให้ความร้อนมากขึ้น แกมมาไพรม์ก็จะมีขนาดใหญ่ขึ้น ทำให้ธาตุที่เป็น BCC stabilizer หรือ พวกรธาตุ refractory ดังกล่าว รวมทั้งธาตุเรเนียมจะถูกผลัก

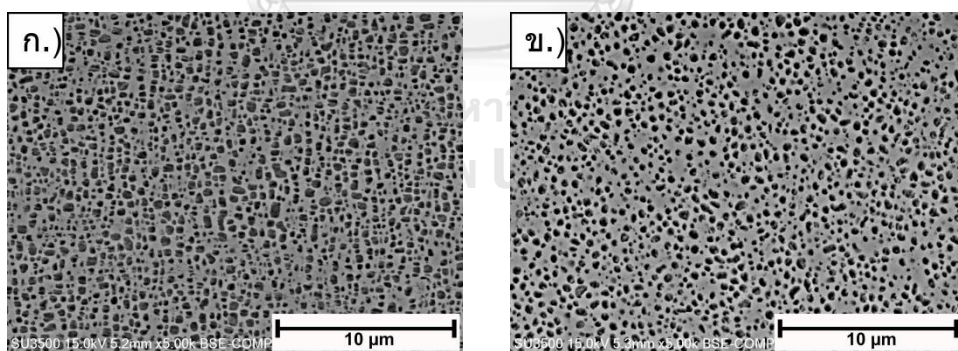
ออกมาอยู่บริเวณเนื้อพื้นแกมมามากขึ้น เป็นผลให้บริเวณนั้นๆมีปริมาณของธาตุดังกล่าวมากเกินไป ซีดจำกัดการละลาย อีกทั้งธาตุดังกล่าวมีความสามารถในการแพร่ต่ำ ทำให้เพิ่มโอกาสการเกิดเฟส TCP ได้ง่าย (18, 22, 37) ซึ่งการก่อตัวของเฟส TCP ควบคุมโดยการเกิดการอิ่มตัวยิ่งยวดเฉพาะ บริเวณ (local supersaturation) ในเนื้อพื้น เป็นผลจาก partition ratio ระหว่างเฟสแกมมาและแกมมาไพรม์ และค่า partition ratio ก็จะถูกควบคุมโดยการกระจายตัวของธาตุผสมระหว่างเฟสแกมมาและแกมมาไพรม์ (20) นอกจากนี้ชิ้นงาน C4, C5 และ C6 เมื่อดูปริมาณของส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน ดังตารางที่ 4.2 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณเรเนียมเพิ่มขึ้น ปริมาณโคบอลต์จะลดลงตามอัตราส่วนการเติมธาตุผสม ดังตารางที่ 3.1 ถึงแม้ว่าปริมาณของโคบอลต์โดยรวมในชิ้นงานค่อนข้างสูง แต่เมื่อเทียบอัตราส่วนระหว่างปริมาณของเรเนียม และธาตุที่เป็น BCC stabilizer กับปริมาณโคบอลต์ จะเห็นได้ว่าในชิ้นงาน C4, C5 และ C6 มีปริมาณของเรเนียม และธาตุที่เป็น BCC stabilizer ซึ่งเป็นธาตุที่เป็นองค์ประกอบของเฟส TCP มากกว่าปริมาณโคบอลต์ที่มีส่วนช่วยในเรื่องของการลดการก่อตัวของเฟส TCP ประมาณ 2-3 เท่า นั่นอาจเป็นอีกปัจจัยหนึ่งที่ทำให้ยังคงพบเฟส TCP ในโครงสร้าง แต่ชิ้นงาน C3 มีปริมาณโคบอลต์มากกว่าปริมาณของเรเนียม และธาตุที่เป็น BCC stabilizer จึงทำให้ไม่พบเฟส TCP ทุกช่วงเวลาทดสอบ คาดว่าเป็นผลจากการเติมโคบอลต์ ทำให้ partitioning ratio ของเรเนียม โมลิบดีนัม ทังสเตน แทนทาลัม และโครเมียมลดลง ทำให้ธาตุดังกล่าวกระจายตัวอยู่ที่เนื้อพื้นน้อยลง โอกาสในการก่อตัวของเฟส TCP ที่อุณหภูมิสูงจึงน้อยลงตามไปด้วย (20, 21) อีกทั้งอาจเป็นผลของการเติมเรเนียมปริมาณน้อย ทำให้โอกาสในการก่อตัวของเฟส TCP ลดน้อยลงไปด้วย



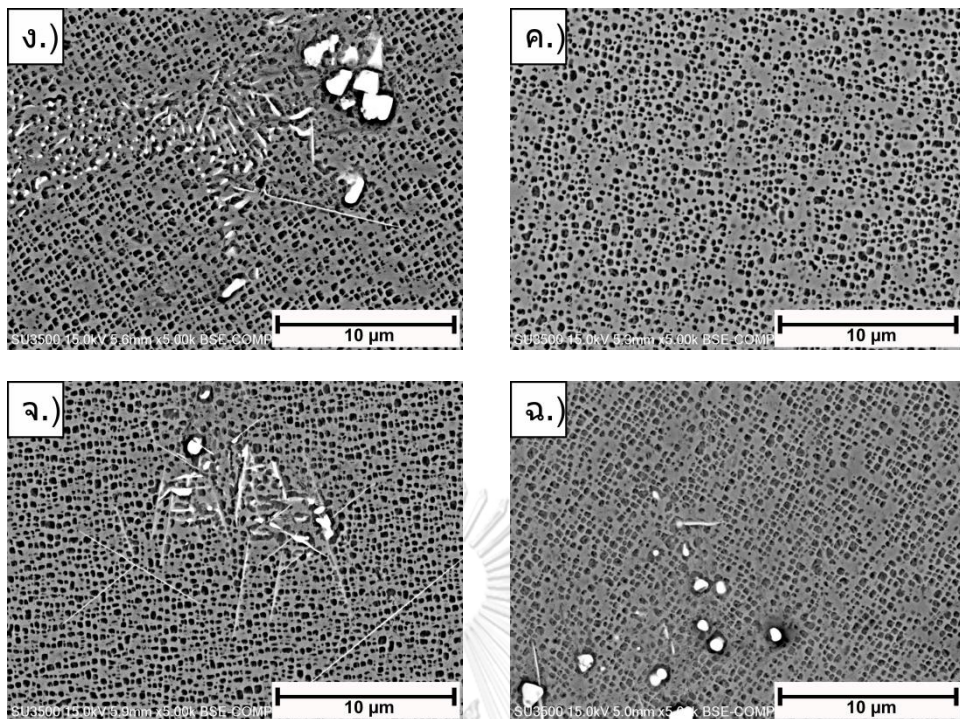
รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1–C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



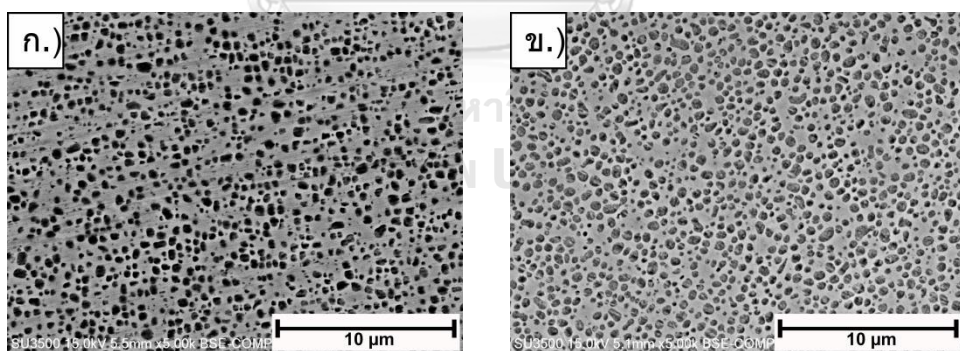
รูปที่ 4.20 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



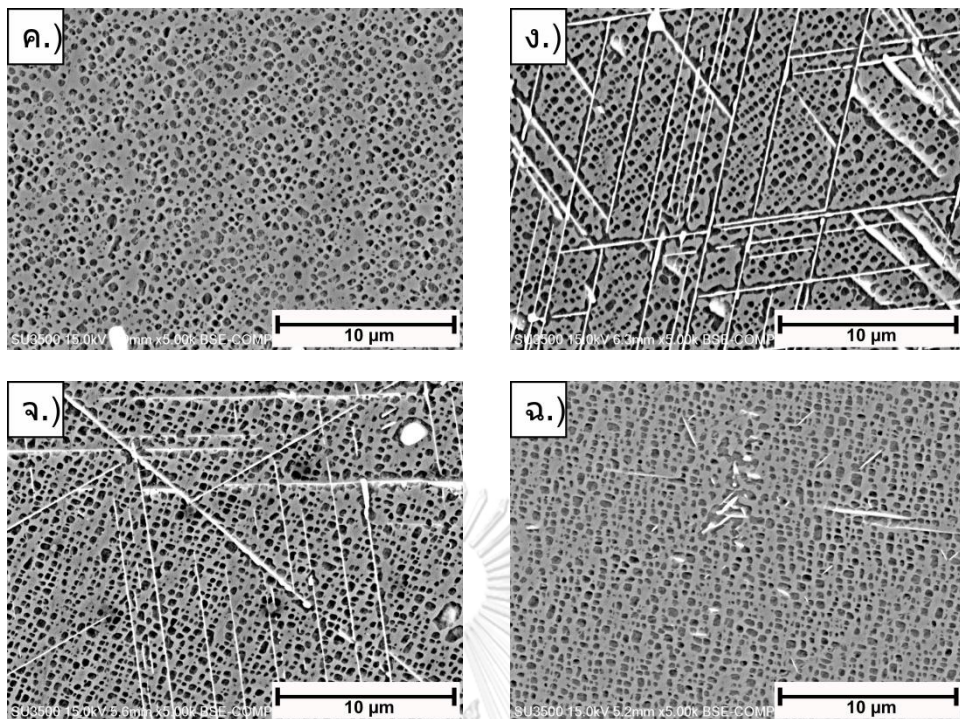
รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 200 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



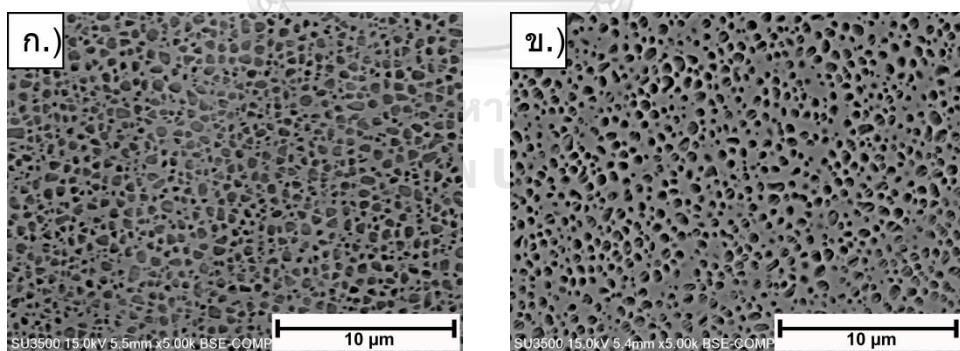
รูปที่ 4.21 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1–C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 200 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



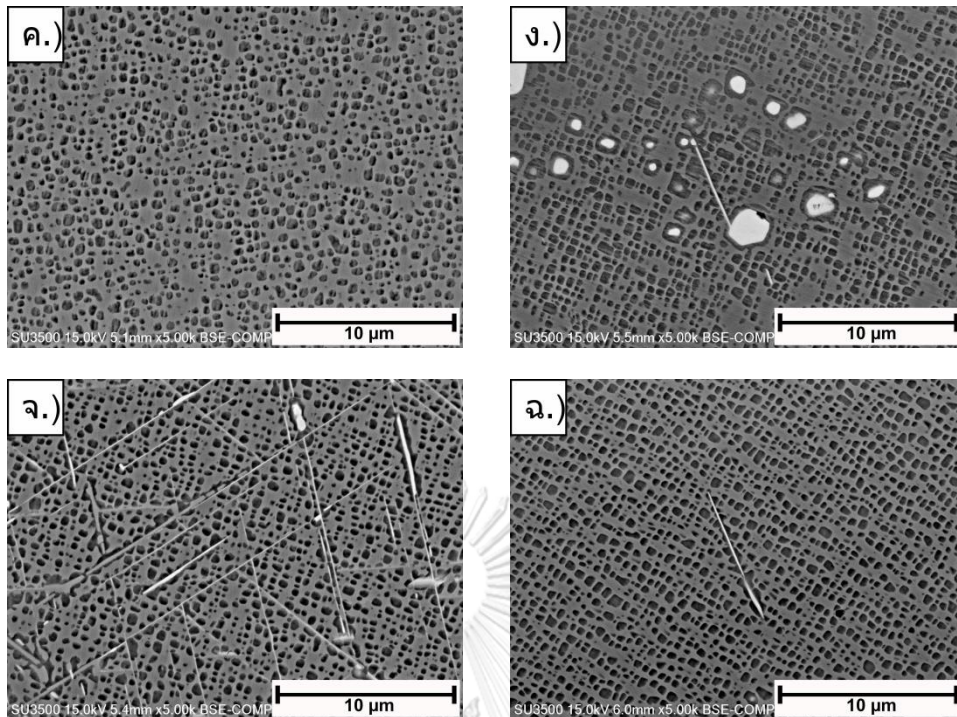
รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1–C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 300 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



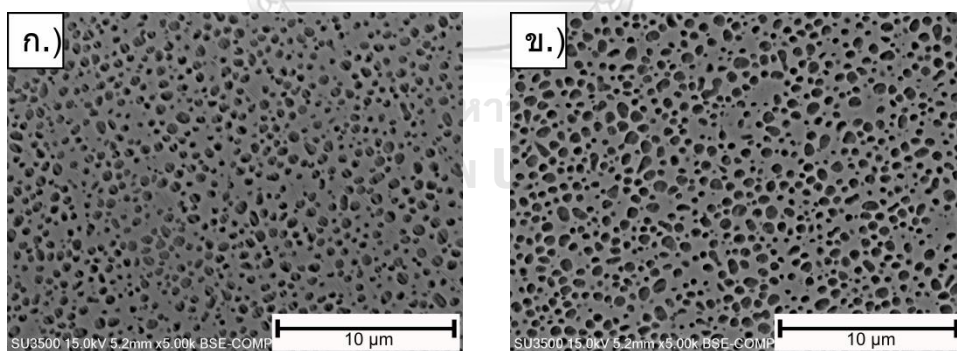
รูปที่ 4.22 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 300 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



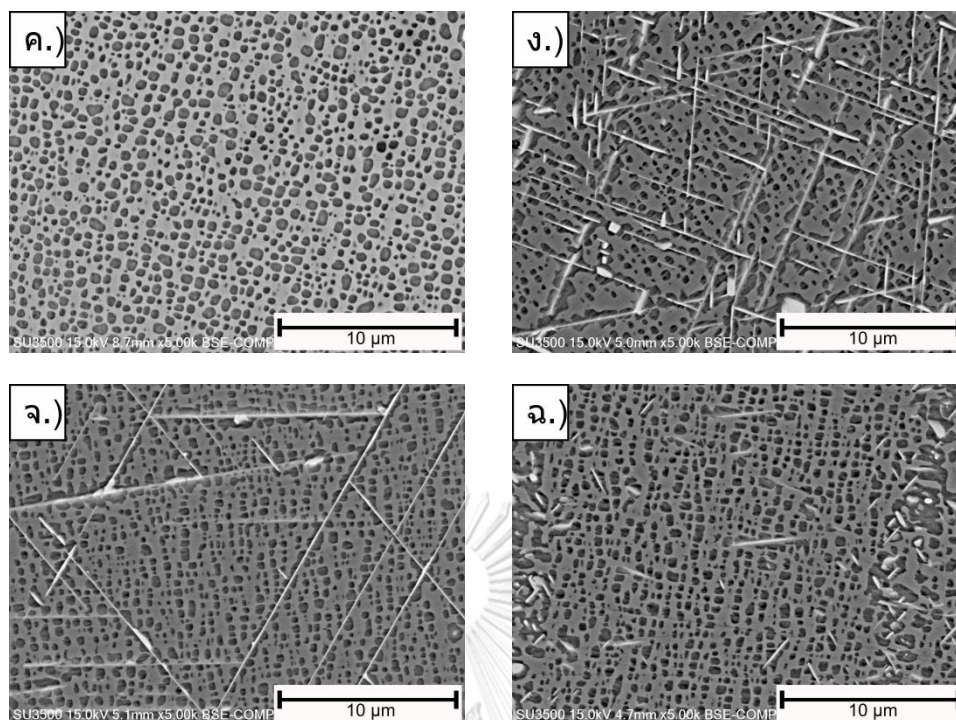
รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



รูปที่ 4.23 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6



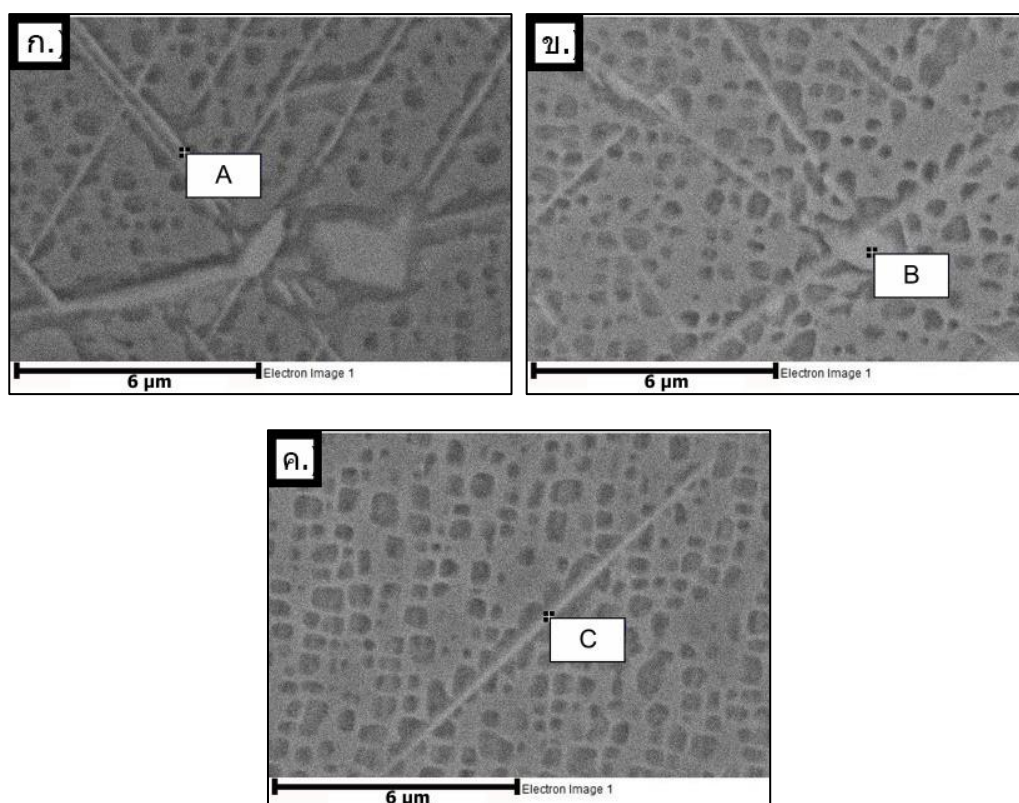
รูปที่ 4.24 (ต่อ) โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงาน C1-C6 ที่เติมโคบอลต์และเรเนียมในปริมาณต่างๆที่ผ่านการให้ความร้อนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (ที่กำลังขยาย 5,000 เท่า) ก.) ชิ้นงาน C1, ข.) ชิ้นงาน C2, ค.) ชิ้นงาน C3, ง.) ชิ้นงาน C4, จ.) ชิ้นงาน C5 และ ฉ.) ชิ้นงาน C6

การแพร่มีบทบาทสำคัญในการสร้างเฟส TCP แต่ถ้าหากว่าอยู่ในสภาวะที่อุณหภูมิต่ำและเวลาการแพร่กระจายระยะสั้น โลหะผสมมีธาตุผสมเหล่านี้ (Re, W, Mo และอื่นๆ) ในปริมาณน้อย จะไม่เกิดการก่อตัวของเฟส TCP หรือมีโอกาสเกิดน้อย ดังนั้นไม่จำเป็นว่าทุกๆโลหะผสมจะต้องเกิดเฟส TCP เมื่อใช้งานในระยะยาว ปัจจัยที่สำคัญในการก่อตัวของเฟส TCP จะต้องอยู่ในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูง, ระยะเวลาในการแพร่ยาวนาน และโลหะผสมมีธาตุผสม Re, W, Mo และอื่นๆ ในปริมาณที่มาก ซึ่งธาตุดังกล่าวมีอัตราการแพร่ต่ำ ทำให้ยากต่อการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นจึงทำให้เกิดการอิมิตัวอย่างยิ่งยวดเป็นบางบริเวณ จากนั้นจะเกิดการก่อตัวของเฟส TCP เมื่อนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน (22) ดังนั้นเมื่อต้องการเติมเรเนียมเพื่อปรับปรุงความเสถียรของอนุภาคแกมมาไพรม์ จำเป็นต้องระมัดระวังในเรื่องของการก่อตัวของเฟส TCP ที่เป็นอันตรายต่อสมบัติทางกลของโลหะ อาจเป็นผลมาจากเฟส TCP ซึ่งไม่เป็นเนื้อเดียวกัน (incoherence) กับเนื้อพื้น และอินเตอร์เฟซระหว่างเฟส TCP กับเนื้อพื้นแกมมาจะเป็นบริเวณจุดเริ่มต้นของการเกิดการแตกหักและเกิดการขยายตัวของรอยแตก (propagation) (22) อย่างไรก็ตาม MGA 1400 ถูกออกแบบมาเพื่อใช้ในช่วงอุณหภูมิ 700 – 800 องศาเซลเซียส ดังนั้นอุณหภูมิที่ดำเนินการในการ

ทดลองนี้ (900 องศาเซลเซียส) เพื่อเร่งอัตราการโต จึงมีค่าที่สูงเกินไปจากสภาพในการใช้งานจริง ซึ่งสามารถนำไปสู่การเกิดเฟส TCP ได้ง่ายขึ้น ดังนั้นจึงควรพิจารณาการทดลองในอนาคตที่มุ่งเน้นไปที่การทดสอบโดยการให้ความร้อนในระยะยาวที่มีอุณหภูมิต่ำกว่า 900 องศาเซลเซียส ในระยะเวลาการทดสอบที่นานขึ้น เพื่อตรวจสอบประโยชน์ของการเพิ่มปริมาณโคบอลต์ และ/หรือ เรเนียมต่อไปอย่างละเอียด

4.2.3 การวิเคราะห์เฟส

จากภาพโครงสร้างจุลภาคข้างต้น พบเฟสสีขาวที่มีลักษณะรูปร่างคล้ายเข็ม (needle-like phase) หรือ ลักษณะเป็นแท่ง (rod-like phase) สันนิษฐานว่าเป็นเฟส TCP และเฟสสีขาวที่มีลักษณะเป็นแผ่น (plate-like phase) สันนิษฐานว่าเป็นเฟสคาร์ไบด์ เกิดขึ้นในชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 500 ชั่วโมง เพื่อศึกษารายละเอียดเพิ่มเติมเกี่ยวกับเฟสที่พบ จึงนำไปวิเคราะห์ปริมาณธาตุผสมที่พบในเฟสดังกล่าวด้วยเทคนิค EDS ของเครื่อง JEOL JSM – 7610F Field-Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) ที่กำลังขยาย 15,000 เท่า ดังรูปที่ 4.25 และปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟสที่สนใจ แสดงดังตารางที่ 4.3 เหตุผลในการเลือกใช้เทคนิค EDS ในเครื่อง FESEM เนื่องจากขนาดลำแสงมีขนาดเล็กกว่าเครื่อง SEM ใช้การตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีแบบจุด (spot analysis) โดยขนาดลำแสงของเครื่อง FESEM อยู่ที่ประมาณ 2 ไมครอน ส่วนขนาดลำแสงของเครื่อง SEM อยู่ที่ประมาณ 6 - 8 ไมครอน ซึ่งอาจจะส่งผลให้การวิเคราะห์ธาตุของเฟสที่สนใจมีความแม่นยำมากขึ้น



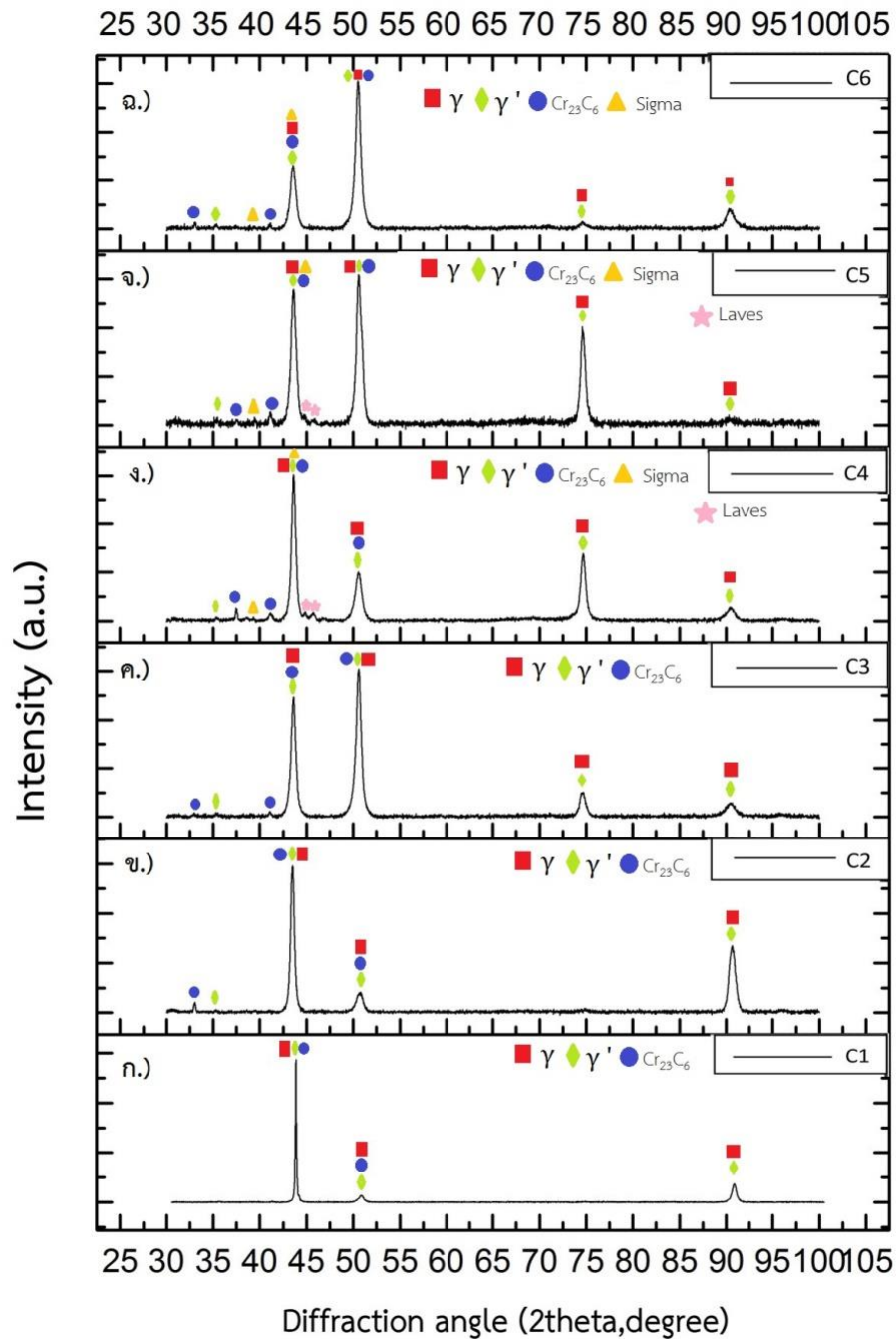
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคของเฟส TCP ภายหลังจากการให้ความร้อนขึ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง; ก.) ตำแหน่ง A ของชิ้นงาน C4, ข.) ตำแหน่ง B ของชิ้นงาน C5 และ ค.) ตำแหน่ง C ของชิ้นงาน C6

จากตารางที่ 4.3 ผลปรากฏว่า เฟส TCP ในชิ้นงาน C4, C5 และ C6 ส่วนใหญ่พบธาตุ Ni, Cr, Co, W, Al และ Re อย่างไรก็ตามค่าที่ได้อาจมีความคลาดเคลื่อน เนื่องจากเฟส TCP มีลักษณะคล้ายเข็มบาง ๆ และมีขนาดเล็กกว่าขนาดลำแสง ส่งผลให้พื้นที่การตรวจสอบธาตุอาจมีปริมาณธาตุจากบริเวณใกล้เคียงปะปนมาด้วย ซึ่งอาจรวมธาตุที่เป็นองค์ประกอบของอนุภาคแกมมา-ไพร์มหรือเฟสอื่นอยู่ในการวัด ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าโครงสร้างของเฟส TCP ที่พบทั้งสามชิ้นงานในงานวิจัยนี้มีลักษณะคล้ายกัน คือ มีลักษณะคล้ายเข็ม หรือ แท่งขนาดเล็ก บางชิ้นงานมีการเรียงตัวคล้ายเป็นลักษณะโครงสร้างแบบ Widmanstätten

ตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีของเฟสของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อน 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง ในรูปที่ 4.25 โดยใช้เทคนิค EDS (at.%/wt.%)

Alloy	A	B	C
Ni	36.73/29.85	17.58/12.27	41.51/36.18
Al	10.13/3.78	4.06/1.30	11.13/4.46
Ti	2.69/1.78	0.58/0.33	3.31/2.35
Cr	24.06/17.32	38.69/23.92	20.54/15.85
Co	9.61/7.84	12.60/8.83	10.71/9.37
Mo	2.97/3.95	4.82/5.49	2.53/3.61
Ta	0.55/1.39	-	1.28/3.44
W	2.88/7.33	4.87/10.63	3.48/9.53
Re	10.38/26.75	16.82/37.23	5.50/15.21

เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง มาวิเคราะห์ด้วยเทคนิค X-ray Diffraction (XRD) พบว่าชิ้นงานทั้งหมดมีเฟสแกมมาและแกมมาไพรม์เป็นหลัก และมีเฟส Cr_{23}C_6 ร่วมด้วย อีกทั้งผลที่ได้ยังสามารถยืนยันได้ว่าชิ้นงานที่มีปริมาณเรเนียมมากกว่า 1.21 %โดยน้ำหนัก พบเฟส TCP ในโครงสร้างจริง ซึ่งชิ้นงานที่มีปริมาณเรเนียม 2.56 %โดยน้ำหนัก และชิ้นงานที่มีปริมาณเรเนียม 5.76 %โดยน้ำหนัก (ชิ้นงาน C4 และ C5 ตามลำดับ) พบทั้งเฟสซิกมา (Sigma) และเฟสเลฟ (Laves) ในโครงสร้าง ในทางกลับกันชิ้นงานที่มีปริมาณเรเนียม 6.40 %โดยน้ำหนัก (ชิ้นงาน C6) ที่พบเพียงเฟสซิกมาเท่านั้น ดังรูปที่ 4.26 โดยเฟสซิกมาที่พบในงานวิจัยนี้มีสารประกอบทางเคมี คือ Cr_2Re_3 (38) และเฟสเลฟ มีสารประกอบทางเคมี คือ Co_2Ta (9)



รูปที่ 4.26 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 500 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงาน C6, ข.) ชิ้นงาน C5, ค.) ชิ้นงาน C4, ง.) ชิ้นงาน C3, จ.) ชิ้นงาน C2 และ ฉ.) ชิ้นงาน C1

ดังนั้นสรุปได้ว่าการเพิ่มปริมาณเรเนียมส่งผลทำให้อัตราการโตของแกมมาไพรม์ลดลง โดยชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณเรเนียม 6.40 %โดยน้ำหนัก) มีอัตราการโตต่ำที่สุด สามารถลดอัตราการโตของแกมมาไพรม์ได้ถึง 48% เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการเติมธาตุผสม แต่ทว่าการเพิ่มปริมาณเรเนียมมากกว่า 1.21 %โดยน้ำหนัก พบการก่อตัวของเฟส TCP ภายหลังจากให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ตั้งแต่ระยะเวลา 100 ชั่วโมงเป็นต้นไป โดยพบเฟสซิกมาและ/หรือเฟสเลฟ ซึ่งเป็นอันตรายต่อการใช้งานของโลหะที่อุณหภูมิต่ำ อีกทั้งเฟสดังกล่าวมีความเปราะสูงซึ่งส่งผลต่อสมบัติทางกลของโลหะ คาดว่าเป็นผลจากการเพิ่มปริมาณเรเนียมและลดปริมาณโคบอลต์ ตามอัตราส่วนการเติมธาตุผสม ดังตารางที่ 3.1 ทำให้ธาตุโคบอลต์ที่สามารถยับยั้งและ/หรือชะลอการก่อตัวของเฟส TCP ลดลงไปด้วยเมื่อเพิ่มปริมาณเรเนียม ส่งผลให้ชิ้นงาน C3 เหมาะสมต่อการใช้งานมากที่สุด ทั้งในเรื่องของความเสถียรของแกมมาไพรม์และไม่พบการเกิดเฟส TCP ที่อุณหภูมิสูง ในทางกลับกันการเพิ่มเฉพาะปริมาณโคบอลต์ก็สามารถลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้เช่นกันในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.91%โดยน้ำหนัก) สามารถลดอัตราการโตได้ 6.4% เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการเติมธาตุผสม และเมื่อเปรียบเทียบกับอัตราการโตของแกมมาไพรม์ระหว่างชิ้นงาน C2 กับ ชิ้นงาน C3 ที่มีการลดปริมาณการเติมโคบอลต์ (มีปริมาณโคบอลต์โดยรวม 12.91 %โดยน้ำหนัก) ซึ่งปริมาณโคบอลต์ของทั้งสองชิ้นงานแตกต่างกันเพียง 1.03 %โดยน้ำหนัก) และมีการเพิ่มปริมาณเรเนียมเป็น 1.21 %โดยน้ำหนัก ผลที่ได้คือชิ้นงาน C3 มีค่าอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ต่ำกว่าชิ้นงาน C2 ประมาณ 21.5% อีกทั้งชิ้นงาน C2 และ C3 ไม่พบเฟส TCP ในทุกช่วงระยะเวลาทดสอบ จึงสรุปได้ว่าการเพิ่มปริมาณเรเนียมส่งผลต่ออัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้ดีกว่าการเพิ่มปริมาณโคบอลต์ แต่ทว่าการเพิ่มปริมาณเรเนียมมากเกินไป (มากกว่า 1.21 %โดยน้ำหนัก) จะพบการก่อตัวของเฟส TCP ในโครงสร้างจุลภาค ดังนั้นผลของการเติมธาตุโคบอลต์และเรเนียมลงในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรด MGA 1400 ในงานวิจัยนี้ชิ้นงานที่เหมาะสมต่อการใช้งาน โดยเน้นในเรื่องของการเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาค อันได้แก่ การลดอัตราการโตของแกมมาไพรม์ และการก่อตัวของเฟส TCP ซึ่งเป็นเฟสที่เป็นอันตรายต่อสมบัติทางกลของโลหะเป็นต้น เพื่อเพิ่มความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและอายุการใช้งานของโลหะ คือ ชิ้นงาน C2 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 13.94 %โดยน้ำหนักและชิ้นงาน C3 ที่มีปริมาณโคบอลต์ 12.91 %โดยน้ำหนัก และมีปริมาณเรเนียม 1.21 %โดยน้ำหนัก

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ศึกษาความเป็นไปได้ของผลการเติมเรเนียมและโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเกรด MGA 1400 ที่เตรียมด้วยวิธีการหลอมด้วยอาร์กต่อโครงสร้างจุลภาค โดยการทำฮอโมจีไนซ์เซชันที่อุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมงและทำละลายที่อุณหภูมิ 1,125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง จากนั้นบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง และความเสถียรของเฟสซึ่งทดสอบโดยการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 100 ถึง 500 ชั่วโมง สามารถสรุปผลได้ดังนี้

1. ผลของการเติมเรเนียม ทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนออกมามีขนาดเล็กกว่าชิ้นงานที่มีปริมาณเรเนียมน้อยกว่าและชิ้นงานที่ไม่มีการเติมธาตุผสม
2. การเติมเรเนียมในปริมาณมากจะมีผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ จะทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้มีความเป็นลูกบาศก์มากขึ้น เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่มีการเติมเรเนียม หรือชิ้นงานที่เติมปริมาณเรเนียมต่ำกว่า เนื่องมาจากเรเนียมมีแนวโน้มที่จะแยกตัวออกมาอยู่ที่เนื้อพื้นแกมมา ส่งผลต่อค่า lattice misfit ระหว่างแกมมา/แกมมาไพรม์
3. การเติมเรเนียมอาจขัดขวางหรือชะลอการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์เมื่อให้ความร้อนเป็นระยะเวลานาน เนื่องจากเรเนียมไม่สามารถละลายได้ในเนื้อพื้นแกมมาอย่างสม่ำเสมอ (ความสามารถในการแพร่ต่ำ) ดังนั้นธาตุเรเนียมจึงแพร่ออกมาอยู่ที่บริเวณอินเตอร์เฟซ (interface) ระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ เมื่อเวลาในการให้ความร้อนนานขึ้น ปริมาณของเรเนียมจะสะสมอยู่ที่บริเวณดังกล่าวมากขึ้น ซึ่งอาจจะจับตัวรวมกันเป็นกลุ่มหรือไม่จับตัวกันเป็นกลุ่มก้อน โดยการมีเรเนียมสะสมอยู่บริเวณอินเตอร์เฟซจะช่วยลดแรงขับเคลื่อน (driving force) ในการเคลื่อนย้ายของอินเตอร์เฟซ เป็นผลทำให้อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ลดลง
4. ผลการให้ความร้อนกับชิ้นงานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสที่มีการเติมเรเนียม และ/หรือโคบอลต์ พบว่าการเติมปริมาณเรเนียมมากเกินไป ($>1.21 \text{ wt.}\%$) ทำให้เกิดเฟส TCP ขึ้นในโครงสร้างจุลภาค ที่ระยะเวลา 100 ชั่วโมงเป็นต้นไป ดังนั้นเมื่อต้องการเติมเรเนียมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเพื่อปรับปรุงความเสถียรของอนุภาคแกมมาไพรม์ จำเป็นต้องระมัดระวังการก่อตัวของเฟส TCP ที่อุณหภูมิสูง

5. การเพิ่มปริมาณเรเนียม และการเพิ่มปริมาณโคบอลต์ ไม่ส่งผลต่อความหนาแน่นของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ตกตะกอนออกมาอย่างเป็นนัยสำคัญ

6. การเติมโคบอลต์จะมีผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีความกลมมากขึ้น นี่เป็นผลมาจากการละลายของ W, Mo, Cr และ Re ในเนื้อพื้นแกมมาที่นำไปสู่การเปลี่ยนแปลงของค่า lattice misfit ระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ ส่งผลให้รูปร่างของแกมมาไพรม์หลังจากให้ความร้อนในระยะยาว

7. การเติมโคบอลต์สามารถยับยั้งหรือชะลอการก่อตัวของ TCP ได้เนื่องจากปริมาณโคบอลต์ที่เพิ่มขึ้นจะช่วยลดปริมาณการแยกตัวของธาตุ Re, Mo, W, Ta และ Cr ทำให้กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ส่งผลให้ลดโอกาสของการก่อตัวของ TCP

8. การเพิ่มโคบอลต์และ/หรือการลดการเติมเรเนียมจะส่งผลให้อัตราการโตต่ำกว่าชิ้นงานที่ไม่มีการเติมเรเนียม แต่อัตราการโตมากกว่าในชิ้นงานที่มีการเติมเรเนียมสูงกว่า ดังนั้นการเติมเรเนียมจะส่งผลให้อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์มากกว่าการเติมโคบอลต์

9. เฟส TCP ที่พบในชิ้นงาน มีลักษณะคล้ายเข็มหรือแท่งขนาดเล็ก โดยมีส่วนผสมของธาตุนิกเกิล, โครเมียม, โคบอลต์, ทังสเทน, อะลูมิเนียม และเรเนียม อยู่ในโครงสร้างสูง และเฟสที่พบเป็นเฟสเลฟ (Co_2Ta) และเฟสซิกมา (Cr_2Re_3)

5.2 ข้อเสนอแนะ

1. ควรศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับผลของความแตกต่างอุณหภูมิที่ให้ความร้อนระยะยาวที่มีต่อความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์ เพื่อสามารถเปรียบเทียบความหนาแน่นและขนาดของแกมมาไพรม์ที่เปลี่ยนไปในแต่ละอุณหภูมิ

2. ควรศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับวิธีในการระบุชนิดของเฟส TCP ที่เกิดขึ้นในโครงสร้าง โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope; TEM) เพื่อที่จะสามารถอธิบายผลของเรเนียมต่อชนิดของเฟส TCP, ทิศทางการเกิด และลักษณะของเฟส TCP ที่เกิดขึ้นในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลได้อย่างละเอียดและแม่นยำยิ่งขึ้น

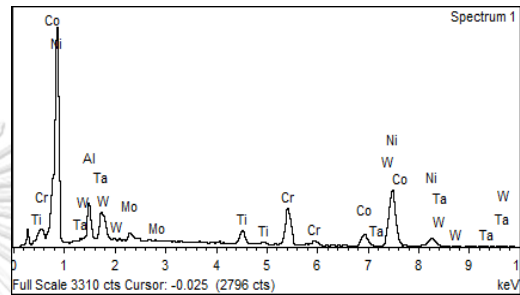
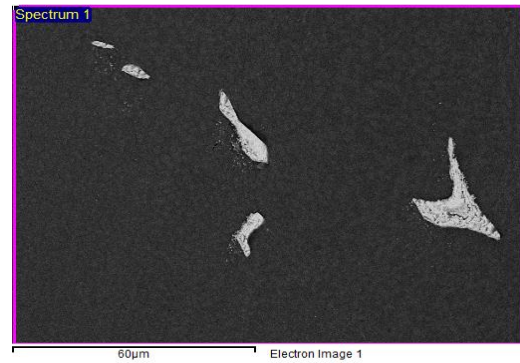
3. ควรศึกษาเพิ่มเติมในเรื่องของสมบัติทางกลที่เกิดขึ้นภายหลังจากการเติมเรเนียมและโคบอลต์ ได้แก่ ความแข็ง, ความต้านทานการคืบ เป็นต้น



ภาคผนวก

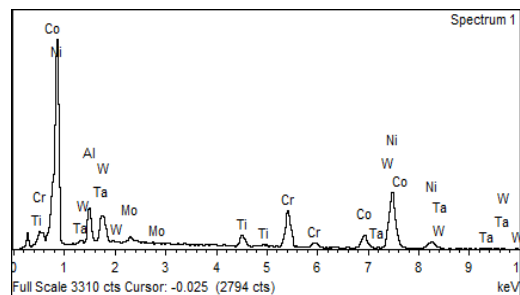
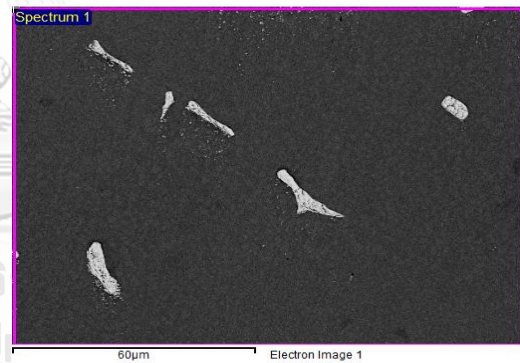
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.78	8.39
Ti K	3.07	3.85
Cr K	13.42	15.48
Co K	8.48	8.62
Ni K	57.00	58.23
Mo L	2.46	1.54
Ta M	7.26	2.41
W M	4.52	1.48
Totals	100.00	



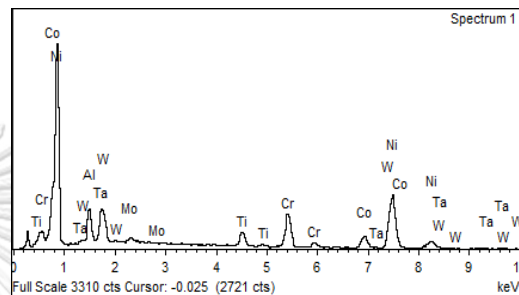
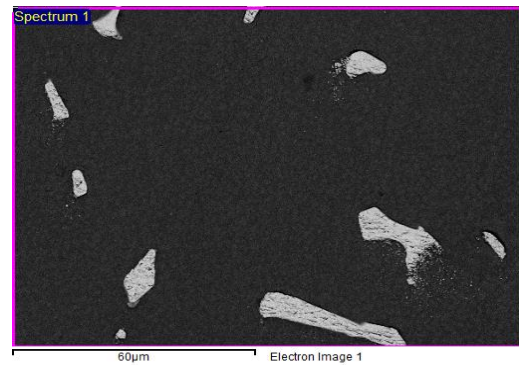
รูปที่ ก.1 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.91	8.68
Ti K	2.76	3.46
Cr K	13.19	15.22
Co K	10.20	10.38
Ni K	55.98	57.19
Mo L	1.62	1.01
Ta M	6.89	2.28
W M	5.45	1.78
Totals	100.00	



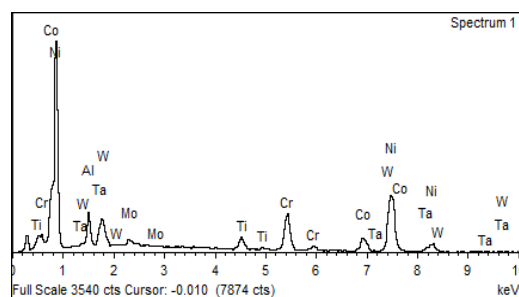
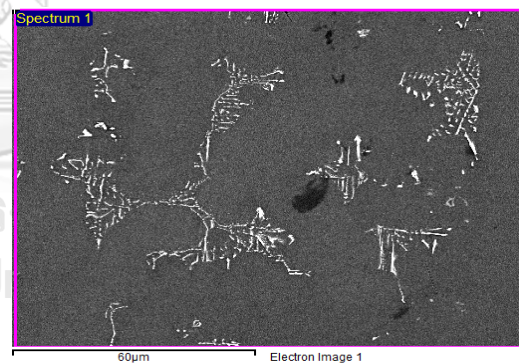
รูปที่ ก.2 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.72	8.45
Ti K	3.55	4.54
Cr K	12.44	14.65
Co K	9.37	9.74
Ni K	54.21	56.55
Mo L	1.54	0.98
Ta M	8.83	2.99
W M	6.33	2.11
Totals	100.00	



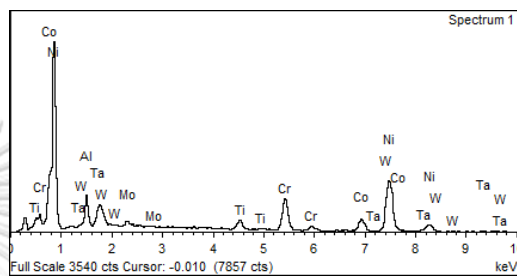
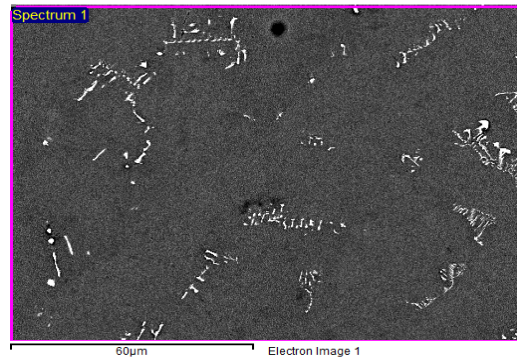
รูปที่ ก.3 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน as-received บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.59	8.00
Ti K	2.88	3.61
Cr K	13.51	15.64
Co K	9.75	9.96
Ni K	56.26	57.67
Mo L	1.66	1.04
Ta M	6.31	2.10
W M	6.04	1.98
Totals	100.00	



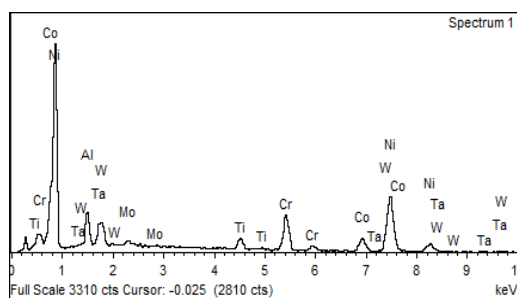
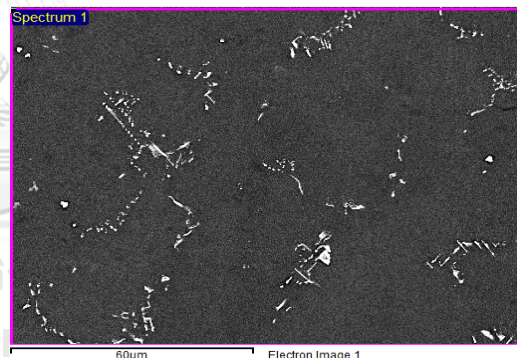
รูปที่ ก.4 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.93	8.67
Ti K	2.72	3.37
Cr K	13.53	15.47
Co K	9.69	9.77
Ni K	57.23	57.96
Mo L	1.87	1.16
Ta M	5.76	1.89
W M	5.26	1.70
Totals	100.00	



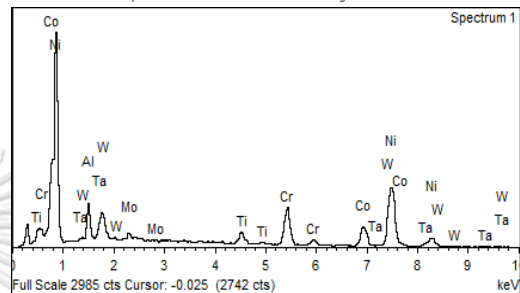
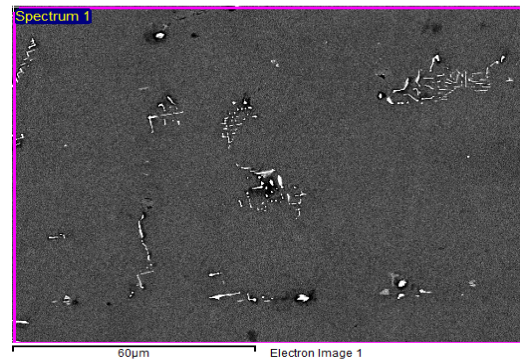
รูปที่ ก.5 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.83	8.47
Ti K	2.65	3.30
Cr K	13.21	15.15
Co K	9.89	10.01
Ni K	57.51	58.40
Mo L	1.50	0.93
Ta M	5.89	1.94
W M	5.50	1.78
Totals	100.00	



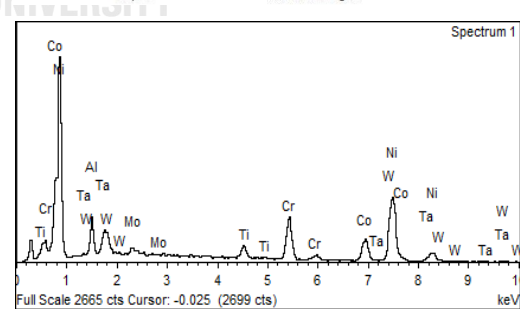
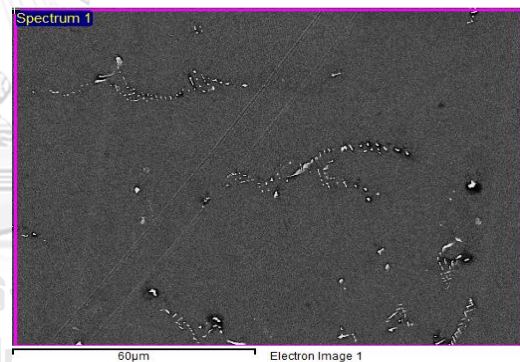
รูปที่ ก.6 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C1 (ไม่มีการเติมธาตุผสมใดๆ) บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.74	8.28
Ti K	2.65	3.30
Cr K	12.75	14.66
Co K	13.35	13.53
Ni K	54.48	55.45
Mo L	1.73	1.08
Ta M	5.51	1.82
W M	5.79	1.88
Totals	100.00	



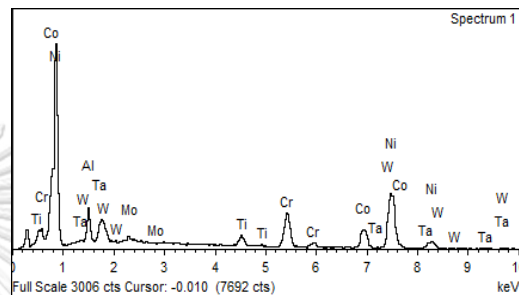
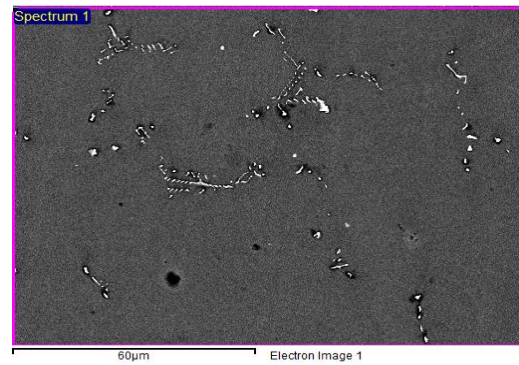
รูปที่ ก.7 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.79	8.28
Ti K	2.61	3.20
Cr K	13.32	15.07
Co K	14.01	14.00
Ni K	55.41	55.55
Mo L	1.34	0.82
Ta M	4.69	1.53
W M	4.83	1.55
Totals	100.00	



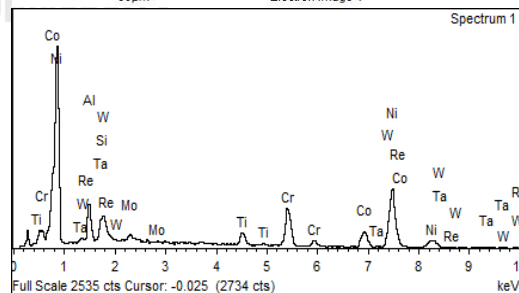
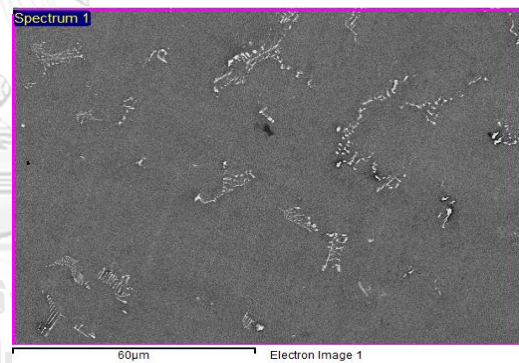
รูปที่ ก.8 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.86	8.45
Ti K	2.58	3.18
Cr K	12.33	14.02
Co K	14.46	14.51
Ni K	55.32	55.72
Mo L	1.36	0.84
Ta M	5.42	1.77
W M	4.67	1.50
Totals	100.00	



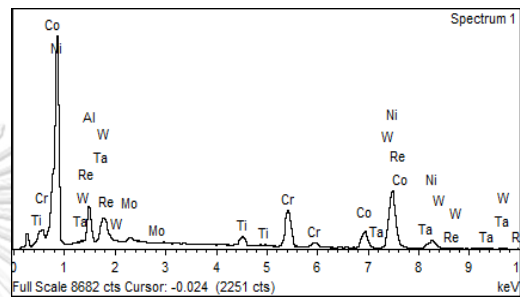
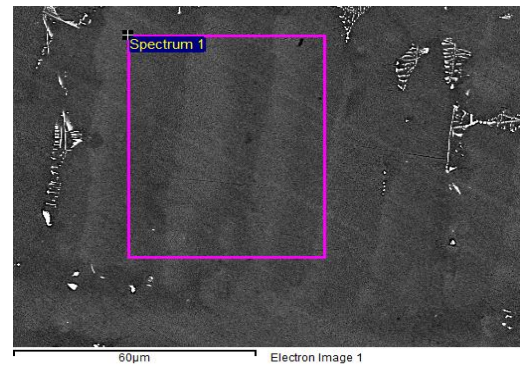
รูปที่ ก.9 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C2 (ที่มีปริมาณ Co 13.94 wt.%) บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.17	9.08
Ti K	2.90	3.56
Cr K	13.62	15.43
Co K	12.36	12.35
Ni K	54.73	54.92
Mo L	1.86	1.13
Ta M	4.87	1.58
W M	4.63	1.48
Re M	0.85	0.27
Totals	100.00	



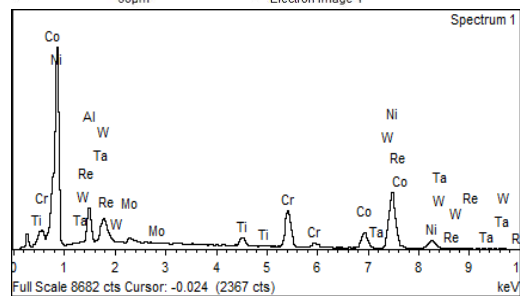
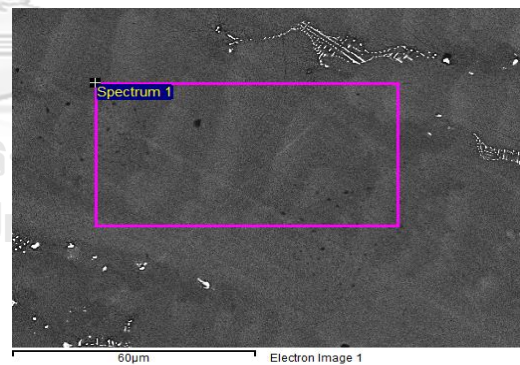
รูปที่ ก.10 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C3 (ที่มีปริมาณ Co 12.91 wt.% และ Re 1.21 wt.%) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.85	8.52
Ti K	2.18	2.71
Cr K	12.78	14.67
Co K	12.60	12.75
Ni K	56.00	56.90
Mo L	1.19	0.74
Ta M	3.65	1.20
W M	5.42	1.76
Re M	2.33	0.75
Totals	100.00	



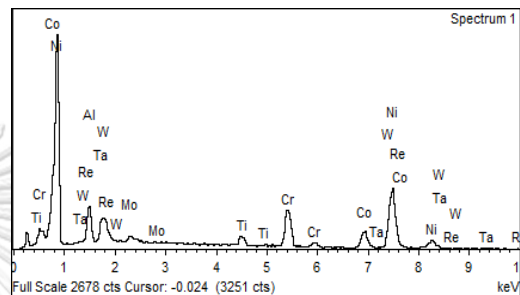
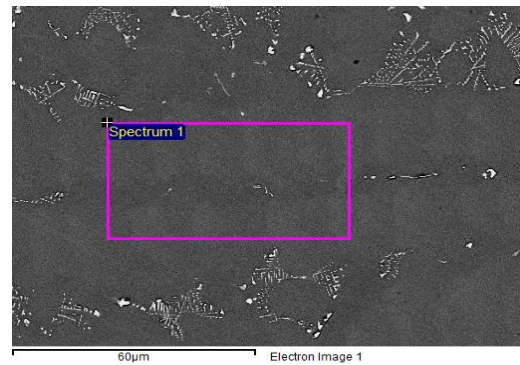
รูปที่ ก.13 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.92	8.66
Ti K	2.10	2.61
Cr K	13.13	15.03
Co K	12.18	12.31
Ni K	55.95	56.75
Mo L	1.73	1.07
Ta M	3.53	1.16
W M	4.96	1.61
Re M	2.49	0.80
Totals	100.00	



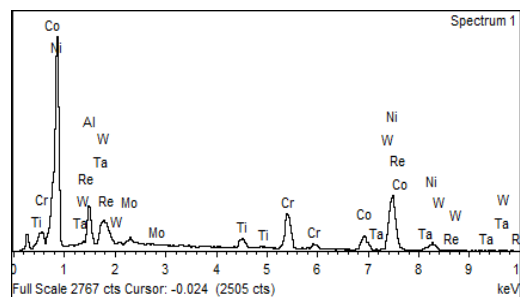
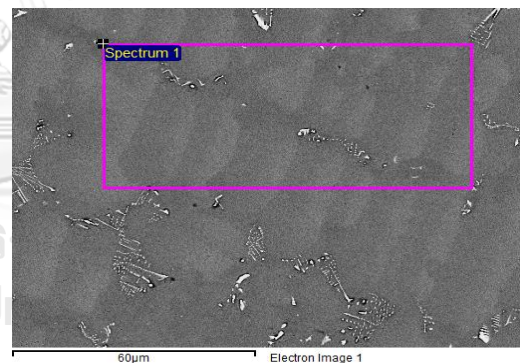
รูปที่ ก.14 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.55	7.94
Ti K	2.27	2.86
Cr K	13.05	15.16
Co K	11.88	12.18
Ni K	55.03	56.62
Mo L	1.82	1.15
Ta M	4.50	1.50
W M	5.04	1.66
Re M	2.86	0.93
Totals	100.00	



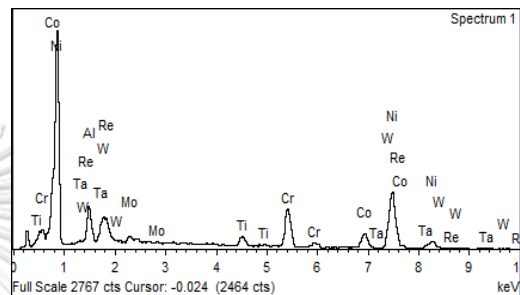
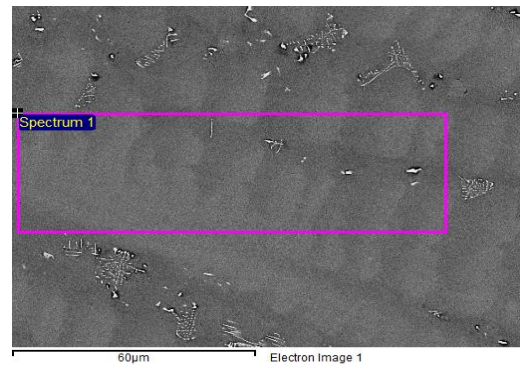
รูปที่ ก.15 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C4 (ที่มีปริมาณ Co 12.22 wt.% และ Re 2.56 wt.%) บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.99	9.02
Ti K	2.25	2.86
Cr K	12.82	15.03
Co K	10.33	10.68
Ni K	54.42	56.50
Mo L	1.79	1.14
Ta M	4.89	1.65
W M	4.16	1.38
Re M	5.35	1.75
Totals	100.00	



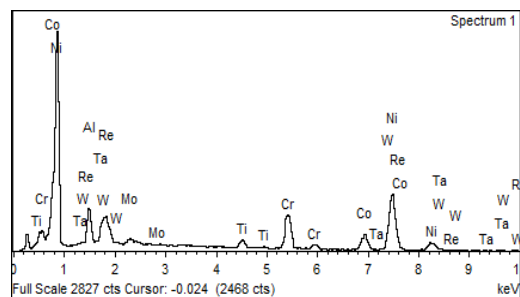
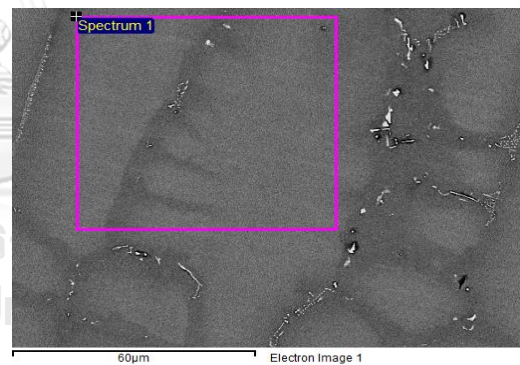
รูปที่ ก.16 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.39	7.71
Ti K	2.18	2.78
Cr K	13.54	15.96
Co K	10.46	10.88
Ni K	54.19	56.57
Mo L	2.27	1.45
Ta M	3.85	1.30
W M	4.87	1.62
Re M	5.25	1.73
Totals	100.00	



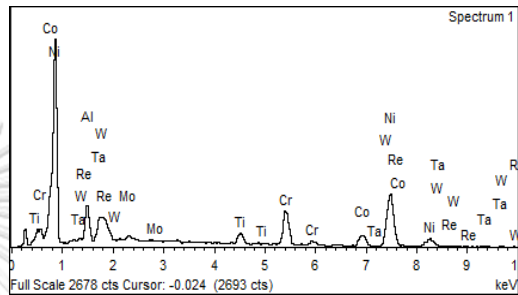
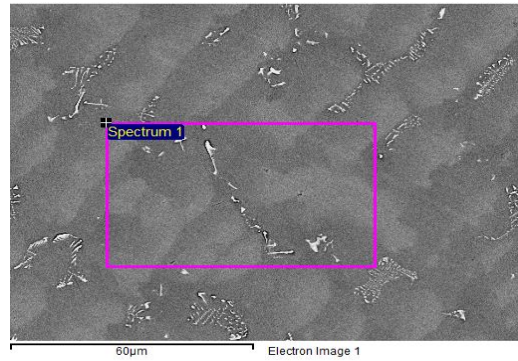
รูปที่ ก.17 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.73	8.49
Ti K	1.88	2.41
Cr K	12.71	14.99
Co K	11.31	11.77
Ni K	54.06	56.48
Mo L	1.46	0.93
Ta M	3.11	1.06
W M	5.05	1.68
Re M	6.69	2.20
Totals	100.00	



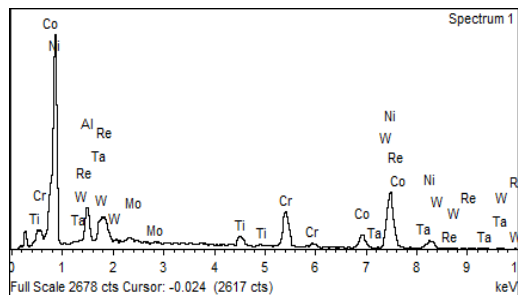
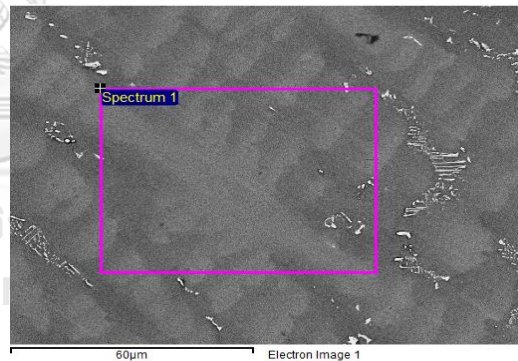
รูปที่ ก.18 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C5 (ที่มีปริมาณ Co 10.70 wt.% และ Re 5.76 wt.%) บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.07	9.18
Ti K	2.67	3.39
Cr K	12.90	15.09
Co K	8.84	9.12
Ni K	55.49	57.49
Mo L	1.39	0.88
Ta M	5.09	1.71
W M	3.55	1.18
Re M	6.00	1.96
Totals	100.00	



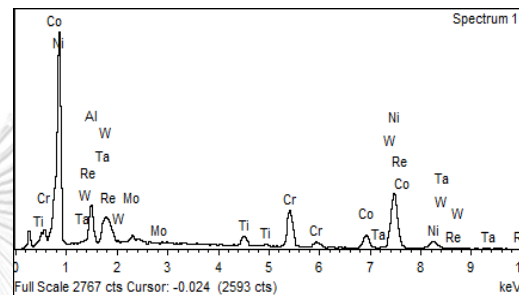
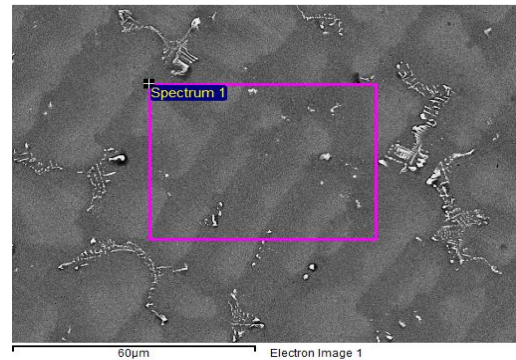
รูปที่ ก.19 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.67	8.42
Ti K	2.40	3.10
Cr K	12.37	14.72
Co K	9.61	10.09
Ni K	54.59	57.52
Mo L	1.01	0.65
Ta M	4.75	1.62
W M	4.29	1.44
Re M	7.31	2.43
Totals	100.00	



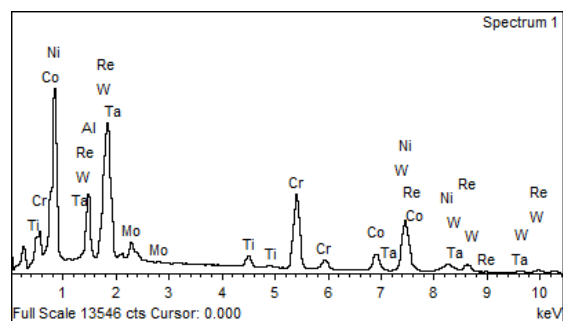
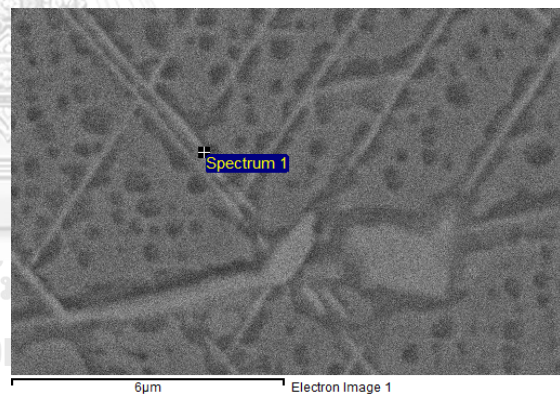
รูปที่ ก.20 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.82	8.69
Ti K	2.47	3.17
Cr K	13.20	15.57
Co K	9.31	9.69
Ni K	54.18	56.60
Mo L	1.97	1.26
Ta M	4.85	1.64
W M	4.29	1.43
Re M	5.89	1.94
Totals	100.00	



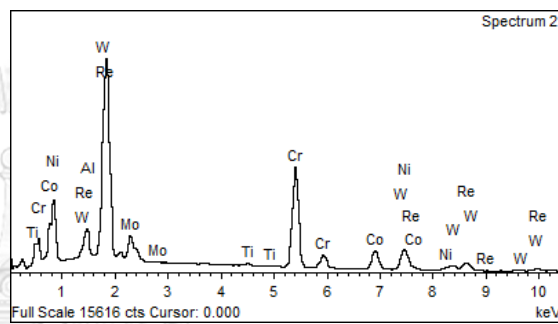
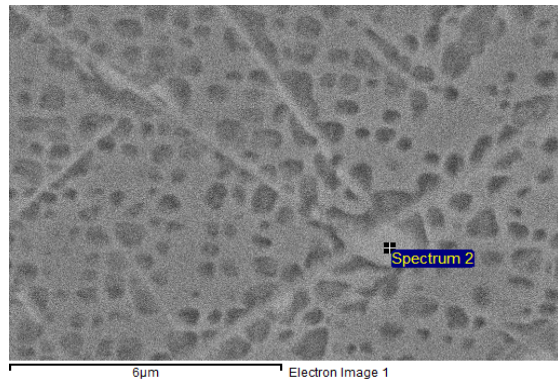
รูปที่ ก.21 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในชิ้นงาน C6 (ที่มีปริมาณ Re 6.40 wt.%) บริเวณที่ 3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.78	10.13
Ti K	1.78	2.69
Cr K	17.32	24.06
Co K	7.84	9.61
Ni K	29.85	36.73
Mo L	3.95	2.97
Ta M	1.39	0.55
W M	7.33	2.88
Re M	26.75	10.38
Totals	100.00	



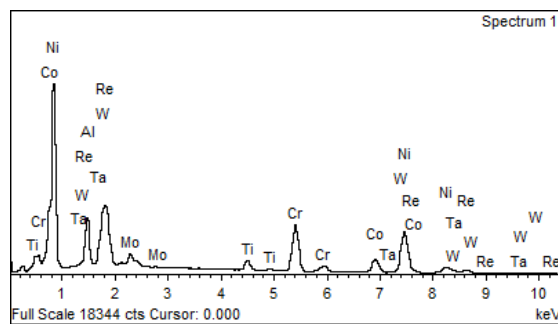
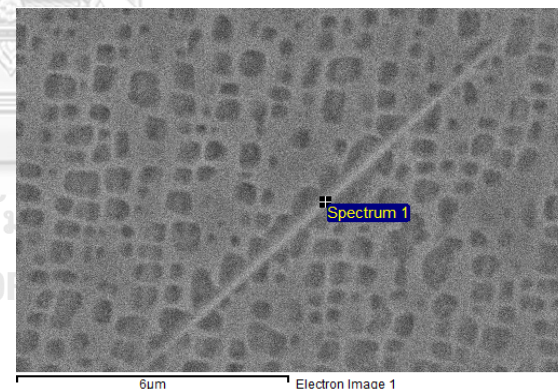
รูปที่ ก.22 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C4

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.30	4.06
Ti K	0.33	0.58
Cr K	23.92	38.69
Co K	8.83	12.60
Ni K	12.27	17.58
Mo L	5.49	4.82
W M	10.63	4.87
Re M	37.23	16.82
Totals	100.00	



รูปที่ ก.23 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C5

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.46	11.13
Ti K	2.35	3.31
Cr K	15.85	20.54
Co K	9.37	10.71
Ni K	36.18	41.51
Mo L	3.61	2.53
Ta M	3.44	1.28
W M	9.53	3.49
Re M	15.21	5.50
Totals	100.00	



รูปที่ ก.24 ปริมาณธาตุต่างๆที่พบในเฟส TCP ของชิ้นงาน C6

บรรณานุกรม

- (1) P. Wangyao, B. Adchariyapluk, P. Chantrapanichagul, J. Charoenyingwattana, P. Promchan, M.S.N. Ayudhaya, S. Pongsugitwat, "Effect of solution treatment and precipitation aging conditions on microstructural refurbishment in cast nickel base superalloy, grade MGA 1400", *Materials Today: Proceedings*, vol.5, no.3, pp.9399-9403, 2018.
- (2) R.C. Reed, *The superalloys: fundamentals and applications*, Cambridge university press, 2008.
- (3) A.F. Giamei, D.L. Anton, "Rhenium additions to a Ni-base superalloy: Effects on microstructure", *Metallurgical Transactions A*, vol.16, no.11, pp. 1997-2005, 1985.
- (4) ปัญญวัชร วั่งยาว, *เอกสารประกอบ TECHNICAL TRAINING*, วิศวกรรมโลหะสำหรับใช้ที่ อุณหภูมิสูง ศูนย์เทคโนโลยีและวัสดุแห่งชาติ (เอ็มเทค), สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ, กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี, 2548.
- (5) ปัญญวัชร วั่งยาว, *เอกสารประกอบวิชา High Temperature Materials*, ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ, คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2558.
- (6) ปาจริย์ ศรีเกี่ยวพัน, ผลของการเติมอะลูมิเนียมและไทเทเนียมในโลหะผสมพิเศษเกรด Hastelloy X ที่ผลิตด้วยการหลอมอาร์กต่อโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน, *วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต*, ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2556.
- (7) C.T. Sims, N.S Stoloff, W.C. Hagel, *Superalloys II*. United States: Wiley-Interscience, New York, NY, 1987.
- (8) C.T. Sims, W.C Hagel, *The Superalloys* United States: Wiley-Interscience, New York, NY, 1972.
- (9) M.J. Donachie, S.J. Donachie, *SUPERALLOYS: A Technical Guide*, United States: ASM International, 2008.
- (10) A.S. Wilson, "Formation and effect of topologically close-packed phases in nickel-base superalloys", *Materials Science and Technology*, vol.33, no.9, pp.1108-

1118, 2016.

(11) สิริินญา จันทรศักดิ์สูง, ผลของอุณหภูมิและเวลาต่อความหนาและโครงสร้างชั้นเคลือบในกระบวนการ Pack-Aluminizing ของโลหะผสมพิเศษนิกเกิลชนิด IN 738 และ GTD 111, [วิทยานิพนธ์ปริญญาโท]: ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ, คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2550.

(12) P. Wangyao, N.Chuankrerkkul, S.Polsilapa, P.Sopon, W.Homkrajai, "Gamma Prime Phase Stability after Long-Term Thermal Exposure in Cast Nickel Based Superalloy, IN-738", *Chiang Mai Journal Science*, vol.36, no.3, pp.312-319, 2009.

(13) Materials Innovation Center (MIC) KU, 2012 [Available from: http://www.mic.eng.ku.ac.th/materials-resources-detail.php?id_sub=28&id=128].

(14) M. Huang, J. Zhu, "An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys", *Rare Metals*, vol.35, no.2, pp. 127-139, 2016.

(15) C.L. Fu, R.C. Reed, A. Janotti, M. Krcmar, "On the diffusion of alloying elements in the nickel-base superalloys", *The Tenth International Symposium on Superalloys-Superalloys*, 2004.

(16) M.S.A. Karunaratne, P. Carter, R.C. Reed, "Interdiffusion in the face-centred cubic phase of the Ni-Re, Ni-Ta and Ni-W systems between 900 and 1300°C", *Materials Science and Engineering: A*, vol.281, no.1, pp.229-233, 2000.

(17) A. Heckl, S. Neumeier, M. Göken, R.F. Singer, "The effect of Re and Ru on γ/γ' microstructure, γ -solid solution strengthening and creep strength in nickel-base superalloys", *Materials Science and Engineering: A*, vol.528, no.9, pp.345-3444, 2011.

(18) L. Lirong, C. Maokai, T. Sugui, Z. Zhongyuan, J.Tao, "Effect of Re content on precipitation behaviour of secondary phases in a single-crystal Ni-based superalloy during high-temperature thermal exposure", *Materials at High Temperatures*, vol.35, no.4, pp. 355-362, 2018.

(19) B.H. Geddes, Xiao; Leon, Hugo, *Superalloys : Alloying and Performance*: ASM International, 2010.

(20) B. Wang, J. Zhang, T. Huang, W. Yang, H. Su, Z. Li, L. Liu, H. Fu, "Effect of Co on

microstructural stability of the third generation Ni-based single crystal superalloys", *Journal of Materials Research*, vol.31, no.9, pp.1328-1337, 2016.

(21) Q. Shi, X. Ding, M. Wang, Y. Zheng, J. He, S. Tin, Q. Feng, "Co Effect on As-cast and Heat-Treated Microstructures in Ru-Containing Single-Crystal Superalloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.45, no.4, pp.1833-1843, 2014.

(22) W.Z. Wang, T. Jin, J.L. Liu, X.F. Sun, H.R. Guan, Z.Q. Hu, "Role of Re and Co on microstructures and γ' coarsening in single crystal superalloys", *Materials Science and Engineering: A*, vol.479, no.1, pp.148-156, 2008.

(23) B. Wang, J. Zhang, T. Huang, H. Su, Z. Li, L. Liu, H. Fu, "Influence of W, Re, Cr, and Mo on microstructural stability of the third generation Ni-based single crystal superalloys", *Journal of Materials Research*, vol.31, no.21, pp.3381-3389, 2016.

(24) A. Mottura, R.C. Reed, editors, "What is the role of rhenium in single crystal superalloys? ", MATEC Web of conferences, *EDP Sciences*, 2014.

(25) P. Warren, A. Cerezo, G. Smith, "An atom probe study of the distribution of rhenium in a nickel-based superalloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol.250, no.1, pp.88-92, 1998.

(26) J. Rüsing, N. Wanderka, U. Czubyko, V. Naundorf, D. Mukherji, J. Rösler, "Rhenium distribution in the matrix and near the particle–matrix interface in a model Ni–Al–Ta–Re superalloy", *Scripta Materialia*, vol.46, no.3, pp.235-240, 2002.

(27) T. Zhu, C-y Wang, Y. Gan, "Effect of Re in γ phase, γ' phase and γ/γ' interface of Ni-based single-crystal superalloys", *Acta Materialia*, vol.58, no.6, pp.2045-2055, 2010.

(28) N. Wanderka, U.Glatzel, "Chemical composition measurements of a nickel-base superalloy by atom probe field ion microscopy", *Materials Science and Engineering: A*, vol.203, no.1-2, pp.69-74, 1995.

(29) D. Blavette, E. Cadel, C. Pareige, B. Deconihout, P.Caron, "Phase transformation and segregation to lattice defects in Ni-base superalloys", *Microscopy and microanalysis*, vol.13, no.6, pp.464-483, 2007.

- (30) D. Blavette, P. Caron, T. Khan, "An atom-probe study of some fine-scale microstructural features in Ni-based single crystal superalloys", *Superalloys 1988*, pp.305-314, 1988.
- (31) A. Mottura, M.K. Miller, R.C. Reed, editors, "Atom probe tomography analysis of possible rhenium clustering in nickel-based superalloys", *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*, 2008.
- (32) A. Mottura, M. Finnis, R.C. Reed, "On the possibility of rhenium clustering in nickel-based superalloys", *Acta Materialia*, vol.60, no.6-7, pp.2866-2872, 2012.
- (33) A. Mottura, N. Warnken, M.K. Miller, M. Finnis, R. Reed, "Atom probe tomography analysis of the distribution of rhenium in nickel alloys", *Acta Materialia*, vol.58, no.3, pp.931-942, 2010.
- (34) L. Mushongera, M. Fleck, J. Kundin, Y. Wang, H. Emmerich, "Effect of Re on directional γ -coarsening in commercial single crystal Ni-base superalloys: a phase field study", *Acta Materialia*, vol.93, pp.60-72, 2015.
- (35) N. El-Bagoury, "NI BASED SUPERALLOY: CASTING TECHNOLOGY, METALLURGY, DEVELOPMENT, PROPERTIES AND APPLICATIONS ", *International Journal of Engineering Sciences & Research technology*, vol.5, no.2, pp. 108, 2016.
- (36) C.M. Rae, R.C. Reed, "The precipitation of topologically close-packed phases in rhenium-containing superalloys", *Acta Materialia*, vol.49, no.19, pp.4113-4125, 2001.
- (37) M. Nathal, L. Ebert, "The influence of cobalt, tantalum, and tungsten on the microstructure of single crystal nickel-base superalloys", *Metallurgical Transactions A*, vol. 16, no.10, pp.1849-1862, 1985.
- (38) K. Matuszewski, Precipitation of Topologically Close Packed Phases in Ni-base Superalloys–the Effect of Re and Ru., *PhD Thesis Erlangen*, 2016.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-สกุล	อาภาพร นรารักษ์
วัน เดือน ปี เกิด	20 กรกฎาคม 2535
สถานที่เกิด	กรุงเทพมหานคร
วุฒิการศึกษา	เข้าศึกษาระดับมัธยมศึกษา โรงเรียนเบญจมราชาลัย ในพระบรมราชูปถัมภ์ ปีการศึกษา 2547 เข้าศึกษาระดับปริญญาบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล ปีการศึกษา 2554 เข้าศึกษาระดับปริญญาโทบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2558
ที่อยู่ปัจจุบัน	359/63 หมู่บ้านมหามงคล 2 ถนน ศาลายา-บางภาษี ตำบล ศาลายา อำเภอ พุทธมณฑล จังหวัด นครปฐม 73170