

ผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียม
1% โดยน้ำหนัก และเตรียมด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียร
ของเฟสแกมมาไพรม์



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีการศึกษา 2562
ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

EFFECT OF COBALT AND NICKEL ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND GAMMA
PRIME PHASE STABILITY IN NICKEL-BASE SUPERALLOY GRADE GTD-111 WITH 1 WT.%
ALUMINIUM ADDITION PREPARED BY ARC MELTING PROCESS



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 2019
Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อ พื้มนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียม 1% โดย น้ำหนัก และเตรียมด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค ต่อ โครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์
โดย	น.ส.นภัส เกียรติวิศาลกิจ
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการและวัสดุ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธนพร โรจน์หิรัญสกุล

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง
ของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

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

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

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

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว)

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

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

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

นภัส เกียรติวิศาลกิจ : ผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล
เกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก และเตรียมด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบ
อาร์ค ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์. (EFFECT OF COBALT
AND NICKEL ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND GAMMA PRIME PHASE
STABILITY IN NICKEL-BASE SUPERALLOY GRADE GTD-111 WITH 1 WT.%
ALUMINIUM ADDITION PREPARED BY ARC MELTING PROCESS) อ.ที่ปรึกษาหลัก : ผศ.
ดร.ปัญญาวัชร วัชยาว, อ.ที่ปรึกษาร่วม : ผศ. ดร.ธนพร โรจน์หิรัญสกุล

การศึกษาผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลต่อโครงสร้างจุลภาคหลังจากขึ้นงานผ่านการทำ
กรรมวิธีทางความร้อนและการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจี
ทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก รวมทั้งการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในปริมาณที่แตกต่าง
กัน พบว่าหลังจากขึ้นงานผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน อนุภาคแกมมาไพรม์มีรูปร่างเป็นลูกบาศก์
มากขึ้นและมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น 1% โดยน้ำหนัก ในขณะที่ขนาดของอนุภาค
แกมมาไพรม์จะลดลงเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น หลังจากขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ
900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดที่โตขึ้น เมื่อ
เทียบกับอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากการทำการกรรมวิธีทางความร้อนก่อนข้างมาก อีกทั้งอนุภาค
แกมมาไพรม์จะเปลี่ยนรูปร่างจากลูกบาศก์เป็นทรงกลมมากขึ้น และอนุภาคจะมีอัตราการโตที่ช้าลงเมื่อ
ปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้นและนิกเกิลลดลง นอกจากนี้การเติมโคบอลต์ยังช่วยลดการเชื่อมกันของอนุภาค
แกมมาไพรม์ที่อยู่ใกล้เคียงกันอีกด้วย โดยยังพบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์
มากกว่า 13.06% โดยน้ำหนัก ยังคงพยายามที่จะรักษาความเป็นลูกบาศก์เอาไว้ หลังจากขึ้นงานผ่านการ
จำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการและวัสดุ

ปีการศึกษา 2562

ลายมือชื่อนิสิต

ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาหลัก

ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาร่วม

5971421421 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORD: Nickel-base superalloys, Cobalt, Nickel, Aluminium, Gamma prime
coarsening

Napat Kiatwisarnkij : EFFECT OF COBALT AND NICKEL ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND GAMMA PRIME PHASE STABILITY IN NICKEL-BASE SUPERALLOY GRADE GTD-111 WITH 1 WT.% ALUMINIUM ADDITION PREPARED BY ARC MELTING PROCESS. Advisor: Asst. Prof. PANYAWAT WANGYAO, Ph.D. Co-advisor: Asst. Prof. Tanaporn Rojhirunsakool, Ph.D.

The aim of this research is to study and evaluate the effects of cobalt and nickel additions on heat-treated and thermal-exposed microstructures in cast nickel-base superalloy grades based on GTD-111 with cobalt and nickel modifications. In the study, 1 wt.% aluminium, as well as various cobalt and nickel contents, was added to all the modified alloys. After standard heat treatment, it was found that increasing the 1 wt.% aluminium content affected the morphology of gamma prime particles, causing them to become more cuboidal in shape and larger in size. On the other hand, the size of gamma prime in all modified alloys decreased slightly with increasing cobalt contents. After long-term exposure at 900 °C and 1000 °C for 400 hours, these gamma prime particles were much larger in size than those of heat-treated ones. Also, the gamma prime particles became nearly spherical in shape and had lower coarsening rate with higher cobalt and lower nickel contents. Moreover, the addition of cobalt reduced the coalescence of gamma prime particles. Samples with cobalt content higher than 13.06 wt.% were able to maintain the cubic shape of the particles even after long-term exposure at 1000 °C for 400 hours.

Field of Study:	Metallurgical and Materials Engineering	Student's Signature
Academic Year:	2019	Advisor's Signature
		Co-advisor's Signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยดีจากความช่วยเหลือของบุคคลหลายฝ่าย ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วัชยาว อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ธนพร โรจน์หิรัญสกุล อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ในการถ่ายทอดความรู้ อบรมสั่งสอน ให้ข้อคิดเห็นและคำแนะนำต่าง ๆ อันเป็นประโยชน์แก่ข้าพเจ้า โดยเฉพาะแนวทางในการดำเนินงานและการแก้ไขปัญหาต่าง ๆ รวมทั้งการตรวจสอบความถูกต้องของงานจนทำให้ข้าพเจ้าสามารถเขียนวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ได้สำเร็จ

ขอขอบพระคุณศาสตราจารย์ ดร.กอบบุญ หล่อทองคำ ประธานกรรมการสอบ รองศาสตราจารย์ ดร.เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร กรรมการสอบ และรองศาสตราจารย์ ดร.สุรรัตน์ ผลศิลป์ กรรมการสอบภายนอก ที่สละเวลาสำหรับการสอบวิทยานิพนธ์นี้ อีกทั้งยังช่วยชี้แนะแนวทาง ให้ข้อคิดเห็นและคำแนะนำอันเป็นประโยชน์แก่การเขียนวิทยานิพนธ์

ขอพระขอบคุณอาจารย์ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน ในการถ่ายทอดความรู้ การอบรมสั่งสอนและชี้แนะแนวทางในการวางแผนทางการศึกษาและการทำงานในอนาคต

ขอพระขอบคุณครูชำนาญการภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน และดร.สิริวรรณ สกุดตันเจริญชัย ในการอบรมสั่งสอน การให้ความช่วยเหลือและคำแนะนำเกี่ยวกับเรื่องการใช้อุปกรณ์และเครื่องมือทดสอบ

ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ธุรการทุกท่านในภาควิชาวิศวกรรมโลหการ ที่คอยช่วยเหลือในเรื่องการใช้อุปกรณ์และเครื่องมือในภาควิชาตลอดจนงานเอกสารต่าง ๆ

ขอขอบพระคุณทุนจากโครงการแผนพัฒนาวิชาการจุฬาฯ สร้างเสริมพลังจุฬาฯ ก้าวสู่ศตวรรษที่ 2 ในการสนับสนุนทุนสำหรับการทำงานวิจัยในครั้งนี้

ขอพระขอบคุณศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี และสถาบันวิจัยโลหะและวัสดุ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในการรับทดสอบชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

ขอขอบคุณพี่ ๆ เพื่อน ๆ น้อง ๆ ในภาควิชาวิศวกรรมโลหการ โดยเฉพาะอย่างยิ่งนายวิชเวศร์ ก่อธรรมนิเวศน์, นางสาวอาภาพร นรารักษ์, นายสงกรานต์ วงศิลาทัย, นายกฤตยชญ์ วรรณโพธิ์กลาง, นายอำพล ะนิล และนายนริชชญ์ แก้วพลอย สำหรับความช่วยเหลือและกำลังใจ

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณบิดา มารดา และครอบครัวที่ให้โอกาสและการสนับสนุนทางการศึกษาแก่ข้าพเจ้ามาโดยตลอด รวมทั้งเป็นกำลังใจสำคัญที่ทำให้ข้าพเจ้าสามารถทำวิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ค
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
กิตติกรรมประกาศ	จ
สารบัญ.....	ฉ
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญรูปภาพ.....	ฎ
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย	3
บทที่ 2 ปรีทรีตเมนต์ความร้อน.....	4
2.1 โลหะผสมพิเศษ.....	4
2.2 การทำกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment)	5
2.3 โครงสร้างจุลภาคที่สำคัญในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล	6
2.3.1 เนื้อพื้นแกมมา (Gamma matrix, γ).....	6
2.3.2 อนุภาคแกมมาไพรม์ (Gamma prime, γ').....	6
2.3.3 เฟสคาร์ไบด์ (Carbides).....	7
2.4 การเติมธาตุผสมต่าง ๆ ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิล.....	8
2.5 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเกรดจีทีดี-111.....	9
2.5.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเกรดจีทีดี-111	9

2.5.2	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111	10
2.6	งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	12
2.6.1	ผลของการเติมนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	12
2.6.2	ผลของการเติมโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	12
2.6.3	ผลของการเติมอะลูมิเนียมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	18
บทที่ 3	ขั้นตอนและวิธีการทดลอง	27
3.1	วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้	27
3.2	ขั้นตอนการทำการวิจัย	28
บทที่ 4	ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล	32
4.1	ผลการทดลอง	32
4.1.1	ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับและชิ้นงาน S1-S6 ที่ทดสอบด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (SEM-EDS)	32
4.1.2	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ	35
4.1.3	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค	36
4.1.4	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำละลาย ..	36
4.1.5	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำกรรมวิธีทางความร้อน (การทำละลายและการบ่มแข็ง)	40
4.1.6	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง	43
4.1.7	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง	45
4.2	การวิเคราะห์ผลการทดลอง	49
4.2.1	การเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคระหว่างชิ้นงานที่ได้รับและชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำกรรมวิธีทางความร้อน	49

4.2.2 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายและการบ่มแข็ง	51
4.2.3 ผลของธาตุผสมต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์	53
4.2.4 ผลของธาตุผสมต่อขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์.....	55
4.2.5 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ของชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังการจำลองการใช้งานจริง	60
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	65
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	65
5.2 ข้อเสนอแนะ	66
บรรณานุกรม.....	67
ภาคผนวก.....	72
ภาคผนวก ก ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานในแต่ละบริเวณ ที่ตรวจสอบด้วย EDS.....	73
ภาคผนวก ข ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลาย.....	84
ภาคผนวก ค ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการบ่มแข็ง	87
ภาคผนวก ง ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	90
ภาคผนวก จ ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	93
ประวัติผู้เขียน.....	96

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 ช่วงปริมาณในการเติมธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	9
ตารางที่ 2.2 บทบาทของธาตุผสมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล	9
ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 จากงานวิจัยต่าง ๆ	10
ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ได้ที่รับ จากการ ทดสอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Spark-OES) และอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุ เชิงพลังงาน (SEM-EDS).....	28
ตารางที่ 3.2 เงื่อนไขในการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล เกรดจีทีดี-111	29
ตารางที่ 3.3 เงื่อนไขการทำการรวมวิธีทางความร้อน	31
ตารางที่ 4.1 น้ำหนักของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 และน้ำหนักของธาตุ อะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิลที่เติมเพิ่มขึ้นตามที่กำหนดไว้ในตารางที่ 3.2 เพื่อ เตรียมหลอมเป็นชิ้นงาน S1-S6	33
ตารางที่ 4.2 ปริมาณการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิล (% โดยน้ำหนัก) ที่เติมเพิ่มขึ้นจริง และปริมาณของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 (% โดยน้ำหนัก) ใน ชิ้นงาน S1-S6 เมื่อพิจารณาน้ำหนักของส่วนผสมต่าง ๆ ในตารางที่ 4.1	33
ตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานต่าง ๆ ที่ได้จากการคำนวณส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ ได้รับที่ทดสอบด้วย SEM-EDS (ตารางที่ 3.1) ร่วมกับปริมาณการเติมธาตุผสมต่าง ๆ ใน ตารางที่ 4.2.....	34
ตารางที่ 4.4 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1-S6 ที่ทดสอบด้วย SEM-EDS.....	34
ตารางที่ 4.5 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำให้ละลาย....	38
ตารางที่ 4.6 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำให้ละลายและ การบ่มแข็ง	42

ตารางที่ 4.7 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้
งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง..... 44

ตารางที่ 4.8 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้
งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง..... 47

ตารางที่ 4.9 ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่และอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้จากการคำนวณ 63



สารบัญรูปร่างภาพ

หน้า

รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึกแบบ fcc ของอนุภาคแกมมาไพรม์.....	6
รูปที่ 2.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลหลังผ่านการหล่อขึ้นรูป.....	7
รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111: ก) เนื้อพื้่นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน, ข) โครงสร้างยูเทคติกระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ และ ค) คาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน.....	11
รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคบริเวณแกนกลางเดนไดรต์ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป	12
รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคบริเวณขอบเดนไดรต์ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อของรูป.....	13
รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อน.....	13
รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 7.9% โดยน้ำหนัก (ชิ้นงาน ก) และ 15.8% โดยน้ำหนัก (ชิ้นงาน ข) หลังจากการจำลองใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส ที่เวลาต่าง ๆ: ก1) และ ข1) 8 ชั่วโมง, ก2) และ ข2) 50 ชั่วโมง, ก3) และ ข3) 200 ชั่วโมง, ก4) และ ข4) 400 ชั่วโมง.....	14
รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4.0% โดยน้ำหนัก: ก) หลังจากผ่านการขึ้นรูป และ ข) หลังจากผ่านการทำละลาย	15
รูปที่ 2.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 4.0%, ข) 8.5% และ ค) 11.5% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการบ่มแข็ง.....	15
รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ ก)-ง) 4.0%, จ)-ข) 8.5% และ ฉ)-ฎ) 11.5% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง.....	16

รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดแกมมาไพรม์และช่วงเวลาที่จำลองการใช้งานจริง 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4.0% 8.5% และ 11.5% โดยน้ำหนัก.....	17
รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคของเฟสที่ซีพีในชิ้นงานที่เติมโคบอลต์ ก)-ง) 4.0% จ)-ซ) 8.5% และ ฉ)-ญ) 11.5% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง ตามลำดับ	17
รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดซีเอ็ม-247 ชนิดคาร์บอนต่ำใน ชิ้นงานที่ ก) ไม่เติมอะลูมิเนียม และ ข) เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่าน การทำกรรมวิธีทางความร้อน.....	18
รูปที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อของรูป.....	19
รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐาน.....	20
รูปที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 110 ชั่วโมง	20
รูปที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 110 ชั่วโมง	21
รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐาน โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ข)-ฉ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-ฒ) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง.....	22
รูปที่ 2.19 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดพื้นที่เฉลี่ยของแกมมาไพรม์และอุณหภูมิการทำละลายของ ชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก.....	23
รูปที่ 2.20 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์และอุณหภูมิการทำละลายของ ชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก.....	23

รูปที่ 2.21	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ช)-ฉ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-ฒ) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง.....	25
รูปที่ 2.22	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ช)-ฉ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-ฒ) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง.....	26
รูปที่ 3.1	อุณหภูมิและเวลาในการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	31
รูปที่ 4.1	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย ก) 725 เท่า และ ข) 3,625 เท่า.....	35
รูปที่ 4.2	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอม ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 725 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6.....	35
รูปที่ 4.3	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอม ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 3625 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6.....	36
รูปที่ 4.4	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 725 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6.....	37
รูปที่ 4.5	โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 3625 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6.....	38
รูปที่ 4.6	โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6.....	39
รูปที่ 4.7	ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	39

- รูปที่ 4.8 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและ
การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง..... 40
- รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000
เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศา
เซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24
ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6 41
- รูปที่ 4.10 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำ
ละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845
องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง 42
- รูปที่ 4.11 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป
การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่
อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง 43
- รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000
เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศา
เซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6..... 44
- รูปที่ 4.13 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง
ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง..... 45
- รูปที่ 4.14 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการ
ใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง 45
- รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 7250 เท่า ของ
ชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็น
เวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6..... 46
- รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000
เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศา
เซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6..... 47
- รูปที่ 4.17 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง
ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง 48

รูปที่ 4.18 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง.....	48
รูปที่ 4.19 การเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ระหว่าง: ก) และ ข) ชิ้นงานที่ได้รับ, ค) และ ง) ชิ้นงาน S1 หลังจากการหล่อขึ้นรูป, จ) และ ฉ) ชิ้นงาน S1 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง, ช) และ ซ) ชิ้นงาน S1 ที่ผ่านทำละลายและการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	50
รูปที่ 4.20 การเปรียบเทียบค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการ ทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง.....	51
รูปที่ 4.21 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำ ละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	52
รูปที่ 4.22 การเปรียบเทียบสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการ ทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	52
รูปที่ 4.23 ความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่าง ก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	56
รูปที่ 4.24 ความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่าง ก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส	56
รูปที่ 4.25 การเปรียบเทียบความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 ที่ผ่านการจำลองการใช้งานมาแล้ว 400 ชั่วโมง กับผลการทดลองในการคำนวณ อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ ของ Wang, B. และคณะ ที่ผ่านการจำลองการใช้งาน จริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส	57
รูปที่ 4.26 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโคบอลต์และนิกเกิลต่อความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสาม ของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้ งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส	59

รูปที่ 4.27 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโคบอลต์และนิเกิลต่อความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสาม ของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลอง การใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส.....	59
รูปที่ 4.28 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่าน กรรมวิธีทางความร้อนและการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศา เซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (H.T. คือ กรรมวิธีทางความร้อน และ L.T. คือ การจำลอง การใช้งานจริง).....	60
รูปที่ 4.29 การเปรียบเทียบสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 ก่อนและ หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง	64
รูปที่ ก1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 1).....	73
รูปที่ ก2 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 2).....	73
รูปที่ ก3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 3).....	74
รูปที่ ก4 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 1).....	74
รูปที่ ก5 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 2).....	75
รูปที่ ก6 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 3).....	75
รูปที่ ก7 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 1).....	76
รูปที่ ก8 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 2).....	76
รูปที่ ก9 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 3).....	77
รูปที่ ก10 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 1).....	77
รูปที่ ก11 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 2).....	78
รูปที่ ก12 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 3).....	78
รูปที่ ก13 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 1).....	79
รูปที่ ก14 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 2).....	79
รูปที่ ก15 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 3).....	80

รูปที่ ก16 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 1).....	80
รูปที่ ก17 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 2).....	81
รูปที่ ก18 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 3).....	81
รูปที่ ก19 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 1).....	82
รูปที่ ก20 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 2).....	82
รูปที่ ก21 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 3).....	83
รูปที่ ข1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ถ่ายด้วย Hitachi รุ่น SU3500).....	84
รูปที่ ข2 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S2 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	84
รูปที่ ข3 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S3 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	85
รูปที่ ข4 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S4 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	85
รูปที่ ข5 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S5 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	86
รูปที่ ข6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S6 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง.....	86
รูปที่ ค1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง.....	87

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิล (Nickel-base superalloys) เป็นโลหะผสมพิเศษที่ประกอบด้วยธาตุนิกเกิล (Nickel, Ni) เป็นส่วนผสมหลักของเนื้อพื้่นและธาตุผสมอื่น ๆ เช่น โครเมียม (Chromium, Cr) โคบอลต์ (Cobalt, Co) อะลูมิเนียม (Aluminium, Al) ไทเทเนียม (Titanium, Ti) โมลิบดีนัม (Molybdenum, Mo) และทังสแตน (Tungsten, W) เป็นต้น วัสดุชนิดนี้มีสมบัติทางกลที่ดี ได้แก่ ความแข็งแรง ความต้านทานการล้า (Fatigue resistance) และความต้านทานการคืบสูง (Creep resistance) รวมถึงทนต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot corrosion) และการเกิดออกซิเดชัน (Oxidation) ได้ดีในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จึงนิยมนำมาผลิตเป็นกังหันก๊าซ (Gas turbine) ที่ใช้เป็นชิ้นส่วนเครื่องยนต์ของเครื่องบินและชิ้นส่วนเครื่องยนต์สำหรับการผลิตไฟฟ้า แม่พิมพ์ขึ้นรูป และขดลวดให้ความร้อน

ในปัจจุบันได้มีการพัฒนาโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลขึ้นมาหลากหลายเกรดเพื่อความเหมาะสมตามลักษณะการใช้งาน ซึ่งมีโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดหนึ่งที่ถูกพัฒนาและนำไปใช้ใน งานอุตสาหกรรมการผลิตไฟฟ้า ก็คือ โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ได้จากการหล่อขึ้นรูป

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 (GTD-111) เป็นโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลที่พัฒนาจากเกรดอินโคเนล-738 ชนิดคาร์บอนต่ำ (Inconel-738 LC) โดยการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมี ซึ่งส่งผลให้ความต้านทานการคืบและความแข็งแรงสูงกว่า เนื่องจากมีปริมาณของธาตุผสมและสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพรม์ (Gamma prime, γ') ที่เป็นโครงสร้างให้ความแข็งแรงแก่วัสดุขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูงมากกว่า [1-2] อย่างไรก็ตามการใช้งานวัสดุเนื้อพื้่นนี้ที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน จะส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลงไปจากเดิม กล่าวคืออนุภาคแกมมาไพรม์จะมีขนาดใหญ่ขึ้นจากการรวมตัวกัน และอาจเกิดการก่อตัวของเฟสที่เป็นอันตรายต่อวัสดุ (Topologically close-packed phase, TCP phase) ซึ่งส่งผลเสียต่อสมบัติต่าง ๆ โดยเฉพาะสมบัติทางกล ทำให้วัสดุเกิดการเสื่อมสภาพและไม่สามารถใช้งานต่อไปได้ในที่สุด จากเหตุผลข้างต้นจึงทำให้เกิดความสนใจที่จะพัฒนาโลหะผสมพิเศษประเภทนี้ให้มีความแข็งแรงและความเสถียรมากขึ้น พร้อมทั้งสามารถใช้งานได้นานยิ่งขึ้น เพื่อลดค่าใช้จ่ายในการซ่อมบำรุง รวมทั้งการเปลี่ยนวัสดุและอุปกรณ์ใหม่

ในทางปฏิบัติการเติมธาตุผสมต่าง ๆ ในโลหะผสมพิเศษ เป็นวิธีหนึ่ง ที่สามารถปรับปรุงสมบัติของชิ้นงานได้ เช่น การเติมโครเมียม ทังสเทนและโมลิบดีนัม เพื่อเพิ่มการต้านทานการกัดกร่อน เป็นต้น ซึ่งจากงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่า การเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษ เนื้อพื้ นนิกเกิล ทำให้ชิ้นงานวัสดุประเภทนี้ที่อุณหภูมิสูงได้นานยิ่งขึ้น โดยที่การเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลจะเป็นการเพิ่มความเสถียรทางโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิล ในขณะที่การเติมธาตุอะลูมิเนียมจะเป็นการเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์และเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ดังนั้นในการวิจัยนี้ จะศึกษาผลของการเติมอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ได้รับจากการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย โดยการเปลี่ยนปริมาณการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิล พร้อมทั้งเปรียบเทียบผลที่ได้ เพื่อหาความสัมพันธ์ต่าง ๆ ที่เกิดขึ้น

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาผลของการเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์

1.2.2 เพื่อศึกษาถึงความเป็นไปได้ในการเกิดเฟสอื่น ๆ ที่เป็นอันตรายต่อชิ้นงานในโครงสร้างจุลภาค

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 ศึกษาส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ก่อนและหลังการเติมธาตุอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก พร้อมกับการเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลที่ 0%, 1.5%, 3.0%, 4.5% และ 6.0% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์คในสุญญากาศ

1.3.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ก่อนและหลังการเติมธาตุอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก พร้อมกับการเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลที่ 0%, 1.5%, 3.0%, 4.5% และ 6.0% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์คและผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ประกอบด้วยการทำละลายและการบ่มแข็ง

1.3.3 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้ นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ก่อนและหลังการเติมธาตุอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก พร้อมกับการเติม

ธาตุโคบอลต์และนิกเกิลที่ 0%, 1.5%, 3.0%, 4.5% และ 6.0% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย

1.4.1 ทราบผลของการเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์

1.4.2 ทราบส่วนผสมทางเคมีที่เหมาะสมสำหรับการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 เพื่อผลิตโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดใหม่ ๆ ให้สามารถใช้งานได้ยาวนานยิ่งขึ้น

1.4.3 ลดค่าใช้จ่ายในการซ่อมบำรุงและการเปลี่ยนวัสดุ-อุปกรณ์ใหม่



บทที่ 2

ปริทรรศน์วรรณกรรม

2.1 โลหะผสมพิเศษ

โลหะผสมพิเศษ (Superalloys) เป็นวัสดุที่ถูกพัฒนาขึ้นมาทดแทนวัสดุอื่น ๆ ที่มีข้อจำกัดในการใช้งานภายใต้สภาวะแรงดันและอุณหภูมิสูง เช่น ความแข็งแรง การล้า (Fatigue) และการคืบ (Creep) โดยการเปลี่ยนธาตุที่ใช้เป็นเนื้อพื้นและเติมธาตุผสมอื่น ๆ เช่น นิกเกิล โคบอลต์ เหล็ก โครเมียม ไทเทเนียม อะลูมิเนียม โมลิบดีนัม คาร์บอน และทังสเตน เป็นต้น ส่งผลให้สมบัติทางกลที่อุณหภูมิสูงของวัสดุประเภทนี้ดีขึ้นและสามารถใช้งานได้ตั้งแต่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสขึ้นไป จนถึงอุณหภูมิสูงสุด ซึ่งขึ้นอยู่กับประเภทเนื้อพื้นและปริมาณการเติมธาตุผสมทนไฟ (Refractory elements) สำหรับความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษเกิดขึ้นได้จากกลไกการเพิ่มความแข็งแรง 3 แบบ [3-4] ได้แก่

1. กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเกิดสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) เป็นการอาศัยความต่างของขนาดอะตอมและการเกิดสารละลายแข็งระหว่างธาตุที่เป็นเนื้อพื้นและธาตุผสม ทำให้ความสามารถในการแพร่ของอะตอมของธาตุผสมอื่น ๆ ลดลง
2. กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน (Precipitation strengthening) ของเฟสอินเทอร์เมทัลลิก (Intermetallic phases) เป็นการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ภายในโครงสร้างด้วยตะกอนของสารประกอบอินเทอร์เมทัลลิกบนเนื้อพื้น
3. กลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอนของเฟสคาร์ไบด์ (Carbide strengthening) เป็นการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันภายในเกรนและการเลื่อนตัวของขอบเกรน (Grain boundary sliding) ด้วยตะกอนของคาร์ไบด์

โลหะผสมพิเศษสามารถแบ่งเนื้อพื้นตามส่วนผสมทางเคมีได้ 3 ประเภท ได้แก่ โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล-เหล็ก (Nickel-Iron base superalloys) โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นโคบอลต์ (Cobalt-base superalloys) และโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล (Nickel-base superalloys) ซึ่งทั้ง 3 ประเภทนี้ มีสมบัติต่าง ๆ และลักษณะการนำไปใช้งานที่แตกต่างกันออกไปตามความเหมาะสมและสภาพแวดล้อมที่ใช้งาน โดยที่โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลและเนื้อพื้นโคบอลต์จะถูกเลือกนำมาใช้งานที่อุณหภูมิสูง แต่โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลจะเป็นตัวเลือกที่ถูกใช้งานมากที่สุด [3-4]

วัสดุประเภทนี้สามารถขึ้นรูปได้ 2 รูปแบบ ได้แก่ แบบหล่อขึ้นรูป (cast) และแบบผ่านกระบวนการขึ้นรูปหลังจากการหล่อ (wrought) โดยแบบหล่อขึ้นรูปเป็นแบบนิยมนำมาพัฒนาและใช้งานได้ที่อุณหภูมิสูงกว่า เนื่องจากวัสดุที่หล่อขึ้นรูปจะมีขอบเกรนน้อยกว่า สามารถลดโอกาสการแพร่ของอะตอมและช่องว่างในโครงผลึก (Vacancy) ระหว่างเกรนขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ ซึ่งเป็นหนึ่งในสาเหตุของการเกิดการคืบที่เร็วขึ้นได้ [3-4]

2.2 การทำกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment)

การทำกรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมให้กับวัสดุหลังขึ้นรูป จะเป็นการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติบางประการให้กับโลหะผสมพิเศษได้ โดยกรรมวิธีทางความร้อนที่มักจะทำ เพื่อให้วัสดุประเภทนี้มีโครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสมและพร้อมนำไปใช้งานจริง มี 2 ขั้นตอน [5-6] ได้แก่

ขั้นตอนที่ 1 การอบให้เกิดสารละลายของแข็งเนื้อเดียวหรือการทำละลาย (Solution treatment) เป็นขั้นตอนการอบให้ความร้อนกับวัสดุในช่วงอุณหภูมิระหว่างเหนือเส้นโซลิวัส (Solvus temperature) และโซลิดัส (solidus temperature) หรือเรียกอีกอย่างหนึ่งว่า (solutioning window) ซึ่งเป็นบริเวณการเกิดสารละลายของแข็งเฟสเดียว เมื่อเนื้อวัสดุเป็นเฟสเดียวกันแล้ว ธาตุผสมจะถูกละลายอยู่ในโครงสร้างผลึกแบบแทนที่ (Substitutional solid solution) หรือแบบแทรกที่ (Interstitial solid solution) นั้น จะขึ้นอยู่กับชนิดและขนาดของอะตอมที่ถูกละลาย การเกิดสารละลายของแข็งเนื้อเดียวสามารถควบคุมได้จากอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการอบ เพื่อให้ส่วนผสมทางเคมีกระจายอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงานและลดผลของการแยกชั้นของธาตุต่าง ๆ (Coring effect) สำหรับการทำละลายในโลหะผสมพิเศษ จะเป็นการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ (Gamma prime) ทั้งบริเวณเดนไดรต์ (Dendrite core) และบริเวณระหว่างเดนไดรต์ (Interdendrite) กลับสู่เนื้อพื้นแกมมา (Gamma matrix) และทำการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เพื่อให้เกิดสารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวด (Supersaturated solid solution)

ขั้นตอนที่ 2 การบ่มแข็ง (Aging treatment) เป็นขั้นตอนการอบให้ความร้อนกับวัสดุที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้นโซลิวัส เพื่อให้เกิดการตกตะกอนที่มีขนาดเล็กและกระจายตัวอยู่ทั่วในเนื้อพื้นของวัสดุ ตะกอนอาจมีการเปลี่ยนแปลงขนาด ลักษณะรูปร่างและปริมาณได้ จากการควบคุมอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบ่มแข็ง สำหรับการบ่มแข็งในโลหะผสมพิเศษ จะเป็นการบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิเส้นโซลิวัสเพื่อให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีขนาดเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นแกมมา หากต้องการให้เกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ 2 ขนาด สามารถทำได้โดยการบ่มแข็ง 2 ครั้ง ประกอบไปด้วยการบ่มแข็งปฐมภูมิ (Primary aging) และการบ่มแข็งทุติยภูมิ (Secondary aging) ที่จะใช้อุณหภูมิต่ำกว่าการบ่มแข็งปฐมภูมิ

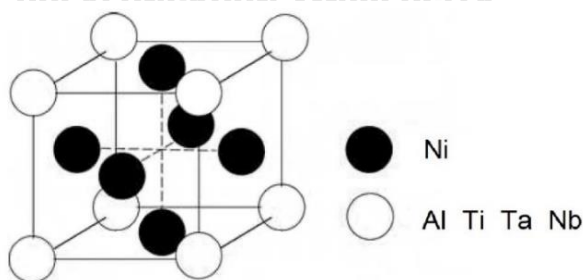
2.3 โครงสร้างจุลภาคที่สำคัญในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

2.3.1 เนื้อพื้นแกมมา (Gamma matrix, γ)

เนื้อพื้นแกมมาเป็นโครงสร้างจุลภาคที่มีนิกเกิลเป็นส่วนผสมหลักของเนื้อพื้น ทำให้มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ Face-centered cubic, fcc ตามโครงสร้างผลึกของนิกเกิล และมีธาตุผสมอื่น ๆ เช่น โคบอลต์ โครเมียม โมลิบดีนัม และเรเนียมละลายอยู่ในเนื้อพื้น ธาตุเหล่านี้ส่งผลให้เนื้อพื้นแกมมามีความแข็งแรงจากกลไกการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเกิดสารละลายของแข็ง ซึ่งเป็นสารละลายระหว่างนิกเกิลและธาตุผสมอื่น ๆ [3-4, 7]

2.3.2 อนุภาคแกมมาไพรม์ (Gamma prime, γ')

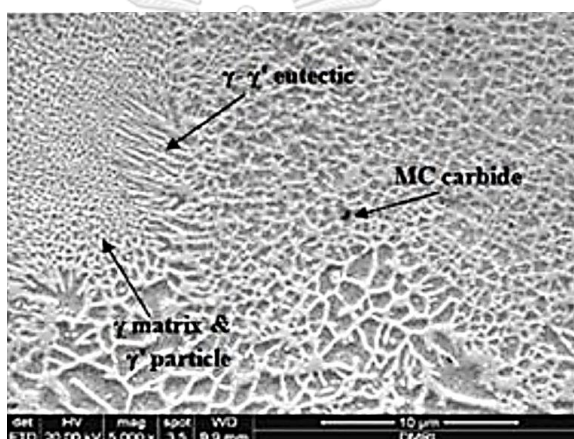
อนุภาคแกมมาไพรม์เป็นโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นหลังจากวัสดุผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยการตกตะกอนเป็นสารประกอบอินเทอร์เมทัลลิก (Intermetallic compound) และกระจายอยู่ทั่วบนเนื้อพื้นแกมมา สารประกอบที่เกิดขึ้นมีสูตรเคมี คือ A_3B โดยที่ธาตุ A เป็นธาตุของเนื้อพื้นและธาตุ B เป็นธาตุที่ละลายอยู่ในเนื้อพื้น เช่น อะลูมิเนียม ไทเทเนียมและแทนทาลัม สารประกอบที่พบในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลโดยส่วนใหญ่ คือ $Ni_3(Al, Ti)$ ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ fcc เช่นเดียวกับเนื้อพื้นแกมมาดังแสดงในรูปที่ 2.1 อนุภาคแกมมาไพรม์เป็นโครงสร้างจุลภาคที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่ถูกลงในอุณหภูมิสูงด้วยกลไกเพิ่มความแข็งแรงโดยการตกตะกอน ความแข็งแรงของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลที่ได้จากกลไกนี้จะแปรผันตามสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพรม์



รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึกแบบ fcc ของอนุภาคแกมมาไพรม์ (ดัดแปลงจาก [4])

โดยทั่วไปสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพรม์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลมีค่าประมาณ 50% อาจมีค่าเพิ่มขึ้นถึง 60% หรือมากกว่านั้นได้ หากอนุภาคแกมมาไพรม์ตกตะกอนในลักษณะรูปร่างและขนาดที่เหมาะสมและสามารถเรียงตัวกันแน่นมากขึ้น ลักษณะรูปร่างและขนาด

ของอนุภาคแกมมาไพรม์ จะถูกกำหนดด้วยความแตกต่างของโครงสร้างผลึก (Lattice mismatch) ระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและแกมมาไพรม์ อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในกรรมวิธีทางความร้อนโดยเฉพาะ ช่วงการบ่มแข็ง ลักษณะรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่พบหลังจากผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนส่วนใหญ่จะมีลักษณะเป็นทรงกลมกับลักษณะลูกบาศก์ แต่เมื่อวัสดุอยู่ในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน ความร้อนส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้น ลักษณะรูปร่างเปลี่ยนไปจาก 2 ลักษณะข้างต้น ซึ่งอาจเกิดการรวมตัวของอนุภาคแกมมาไพรม์ไปในทิศทางใดทิศทางหนึ่งจนเกิดเป็นลักษณะแพ (rafting) หรืออาจเกิดฟิล์มแกมมาไพรม์ เกาะอยู่บริเวณขอบเกรนได้ นอกจากนี้ในกรณีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลผลิตด้วยการหล่อขึ้นรูป อาจพบโครงสร้างยูเทคติกระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและแกมมาไพรม์ (γ - γ' eutectic) เกิดขึ้นได้ ดังรูปที่ 2.2 [3-4, 7-8]



รูปที่ 2.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลหลังผ่านการหล่อขึ้นรูป (ดัดแปลงจาก [9])

2.3.3 เฟสคาร์ไบด์ (Carbides)

โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลจะมีปริมาณคาร์บอนในส่วนผสมทางเคมี 0.02-0.2% โดยน้ำหนัก ทำให้เกิดการรวมตัวระหว่างคาร์บอนกับธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลและตกตะกอนเป็นสารประกอบคาร์ไบด์ ซึ่งสามารถเกิดได้ทั้งบริเวณภายในเกรนและขอบเกรน คาร์ไบด์มีลักษณะแข็งแต่เปราะที่อาจก่อให้เกิดผลเสียต่อสมบัติทางกลของวัสดุได้ หากตะกอนคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่และอยู่รวมกันเป็นแผ่นตามขอบเกรน แต่ในทางกลับกัน คาร์ไบด์สามารถเพิ่มสมบัติทางกลได้จากคาร์ไบด์ที่อยู่ในรูปของอนุภาคเล็กและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมออยู่ภายในเกรนและบริเวณขอบเกรน ซึ่งถ้าคาร์ไบด์อยู่ภายในเกรน จะทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันคล้ายกับอนุภาคแกมมาไพรม์แต่มีประสิทธิภาพน้อยกว่า ในขณะที่คาร์ไบด์แบบไม่ต่อเนื่องที่อยู่บริเวณขอบเกรนจะทำหน้าที่ป้องกันการเคลื่อนตัวของเกรนที่เป็นปัจจัยในการเกิดการคืบประเภทหนึ่ง คาร์ไบด์ที่

มักเกิดขึ้นในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลมีอยู่ 3 ประเภทหลัก ๆ ได้แก่ ซึ่งมีสูตรเคมี คือ MC $M_{23}C_6$ และ M_6C โดยที่ M เป็นตัวแทนของธาตุผสมโลหะ และ C เป็นตัวแทนของธาตุคาร์บอน [3, 7-8]

MC หรือเรียกอีกชื่อหนึ่งว่า คาร์ไบด์ปฐมภูมิ (Primary carbide) เป็นคาร์ไบด์ที่เกิดจากการรวมตัวของคาร์บอนกับธาตุผสม เช่น ไทเทเนียม แทนทาลัม และไนโอเบียม แล้วตกตะกอนอยู่ภายในเกรนเป็นส่วนใหญ่หลังจากหล่อขึ้นรูปวัสดุ และจะสลายตัวเมื่อวัสดุถูกนำไปผ่านกรรมวิธีทางความร้อนหรือระหว่างการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน แล้วเกิดเป็นตะกอน $M_{23}C_6$ และ/หรือ M_6C หรือเรียกอีกชื่อหนึ่งว่า คาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary carbide) ซึ่งมักพบอยู่ตามบริเวณขอบเกรน ธาตุผสมที่ส่งผลให้เกิดการสลาย MC เป็น $M_{23}C_6$ และ/หรือ M_6C เช่น โครเมียม โมลิบดีนัมและทังสเตน

นอกจากโครงสร้างที่กล่าวมาข้างต้นทั้ง 3 โครงสร้างนั้น ยังมีอีกโครงสร้างหนึ่งที่จะเกิดขึ้นในช่วงกรรมวิธีทางความร้อนหรือระหว่างการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูงก็คือ เฟสที่เป็นอันตรายต่อวัสดุ (Topologically close-packed phases) หรือเรียกสั้น ๆ ว่าเฟสที่ซีพี (TCP phases) เป็นเฟสที่เกิดจากการรวมตัวของธาตุผสมบางชนิดภายในโครงสร้างจุลภาค เช่น โครเมียม เนื่องจากการกำหนดส่วนผสมทางเคมีที่ไม่เหมาะสม ทำให้บริเวณที่ธาตุผสมรวมตัวกันนั้นเกิดเป็นเฟสใหม่ที่มีความเปราะและมีโครงสร้างเป็นลักษณะแผ่นบาง (Plate-like phase) หรือลักษณะเข็ม (Needle-like phase) โดยเฟสนี้จะเริ่มโตตามขอบของคาร์ไบด์และยื่นออกมาในเนื้อพื้น เฟสที่เป็นอันตรายต่อวัสดุที่มักพบในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล เช่น เฟสซิกมา (Sigma phase, σ) เฟสเลฟ (Lave phase) และเฟสมิว (mew phase, μ) เป็นต้น ซึ่งส่งผลเสียต่อโครงสร้างจุลภาค ทำให้วัสดุจะมีความเปราะมากขึ้น ความแข็งแรงลดลง และเกิดการแตกหักที่อุณหภูมิต่ำ ดังนั้นจึงต้องหลีกเลี่ยงส่วนผสมทางเคมีและการทำกรรมวิธีทางความร้อนที่ส่งผลให้เกิดเฟสที่เป็นอันตรายต่อวัสดุ [3-4, 8]

2.4 การเติมธาตุผสมต่าง ๆ ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

การเติมธาตุผสม (Alloying elements) ในโลหะผสมพิเศษเป็นปัจจัยหนึ่งที่สำคัญในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและพัฒนาสมบัติต่าง ๆ ให้ดีขึ้น ธาตุผสมที่มีบทบาทสำคัญต่อโลหะผสมพิเศษโดยส่วนใหญ่จะเป็นธาตุผสมทนไฟหรือธาตุผสมอื่น ๆ เช่น โครเมียม โคบอลต์ และอะลูมิเนียม เป็นต้น และผลที่ได้จากการเติมธาตุผสมจะขึ้นอยู่กับปริมาณและบทบาทของธาตุผสมแต่ละธาตุ ในตารางที่ 2.1 แสดงช่วงปริมาณของธาตุผสมที่สามารถเติมได้และตารางที่ 2.2 แสดงถึงบทบาทของธาตุผสมแต่ละธาตุในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล นอกจากธาตุผสมที่แสดงในตารางที่ 2.1 และ 2.2 ยังมีโบรอน (Boron, B) เซอร์โคเนียม (Zirconium, Zr) และ ฮาฟเนียม (Hafnium, Hf) ที่อาจถูกเติมลงในโลหะผสมพิเศษในปริมาณน้อย เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการเลื้อนตัวของขอบเกรน [3, 10]

ตารางที่ 2.1 ช่วงปริมาณในการเติมธาตุผสมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิล

ธาตุผสม	% โดยน้ำหนัก
โครเมียม (Cr)	5-25
โมลิบดีนัม (Mo), ทังสแตน (W)	0-12
อะลูมิเนียม (Al)	0-6
ไทเทเนียม (Ti)	0-6
โคบอลต์ (Co)	0-20
ไนโอเบียม (Nb)	0-5
แทนทาลัม (Ta)	0-12
เรเนียม (Re)	0-6

ตารางที่ 2.2 บทบาทของธาตุผสมโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิล

บทบาทของธาตุผสม	ธาตุผสม
เพิ่มความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
ทำให้โครงสร้าง FCC ที่เป็นเนื้อพื้่นเสถียร	Ni
สร้างคาร์ไบด์ ประเภท MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb
สร้างคาร์ไบด์ ประเภท $M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
สร้างคาร์ไบด์ ประเภท M_6C	Mo, W, Nb
สร้างอนุภาคแกมมาไพรม์ $Ni_3(Al, Ti)$	Al, Ti
เพิ่มอุณหภูมิการละลายของแกมมาไพรม์	Co
ลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์	Re
สร้างฟิล์มออกไซด์ (Oxide film)	Al, Cr

2.5 โลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจี้ทีดี-111

2.5.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจี้ทีดี-111

จากหนังสือและงานวิจัยต่าง ๆ [1-2, 4, 11] ได้รายงานส่วนผสมทางเคมีโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจี้ทีดี-111 ดังตารางที่ 2.3 แสดงให้เห็นว่าส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นนิกเกิลเกรดจี้ทีดี-111 ประกอบด้วยธาตุนิกเกิลเป็นธาตุเนื้อพื้่น และมีธาตุผสมหลัก ๆ ได้แก่ โครเมียม โคบอลต์ โมลิบดีนัม ทังสแตน อะลูมิเนียม ไทเทเนียม แทนทาลัม คาร์บอน และ

โบราณ ข้อมูลในหนังสือและในแต่ละงานวิจัยมีการรายงานชนิดและปริมาณของธาตุผสมบางธาตุแตกต่างกัน ซึ่งผู้ผลิตและผู้ทำวิจัยเกี่ยวกับโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 จะเป็นผู้ดัดแปลงชนิดและ/หรือปริมาณของธาตุผสมแต่ละธาตุจากส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ถูกคิดค้นโดยบริษัทเจเนอรัล อิเล็กทริก (General Electric Company) ประเทศสหรัฐอเมริกา เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและ/หรือสมบัติต่าง ๆ ตามลักษณะการนำไปใช้งาน

ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 จากงานวิจัยต่าง ๆ

ธาตุ	% โดยน้ำหนัก		
	Muktinutalapati, N. R. [1]	Sadjadi, S. A. และคณะ [2, 11]	Reed, R. C. [4]
Cr	14.0	13.5	14.0
Co	9.5	9.5	9.5
Mo	1.5	1.53	1.5
W	3.8	3.8	3.8
Al	3.0	3.3	3.0
Ti	4.9	4.75	5.0
Ta	2.8	2.7	3.15
Nb	-	-	0.07
C	0.10	0.09	0.10
B	0.01	0.01	0.014
Zr	-	-	0.007
Fe	-	0.23	-
Ni	Bal. (60.39)	Bal. (60.59)	Bal. (59.86)

2.5.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111

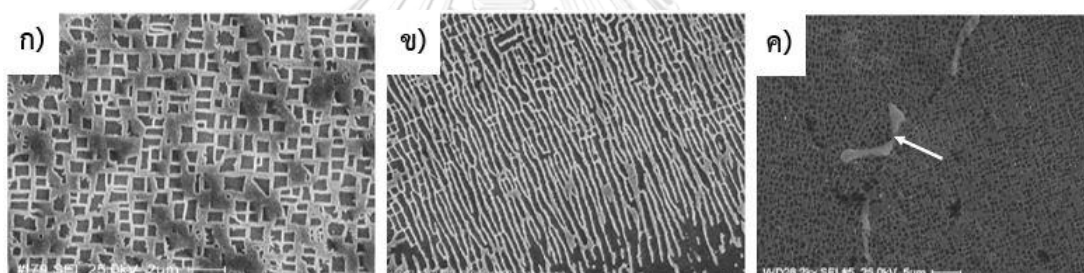
จากการศึกษาของ Sadjadi, S. A. และคณะ [2, 11] เกี่ยวกับโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 พบว่าจีทีดี-111 มีโครงสร้างหลายเฟส (Multi-phase) ประกอบด้วยเนื้อพื้นแกมมา อนุภาคแกมมาไพรม์ โครงสร้างยูเทคติกระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและแกมมาไพรม์ คาร์ไบด์และเฟสที่เป็นอันตรายต่อวัสดุ เช่น เฟสซิกมา โดยที่เฟสแกมมาไพรม์มีสัดส่วน

เชิงปริมาตรมากกว่า 60% อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นเป็นสารประกอบ $Ni_3(Al, Ti)$ และมีลักษณะรูปร่างได้ 2 แบบ ได้แก่

1. อนุภาคแกมมาไพรม์ปฐมภูมิ (Primary γ') เป็นตะกอนที่เกิดขึ้นขณะที่ชิ้นงานเย็นตัวลงจากอุณหภูมิ 1,200 องศาเซลเซียส มีลักษณะดังรูปที่ 2.3ก ซึ่งมีรูปร่างเป็นลูกบาศก์และขนาดความยาวขอบเฉลี่ย 0.8 ไมครอน (Micron, μm)

2. อนุภาคแกมมาไพรม์ทุติยภูมิ (Secondary γ') เป็นตะกอนที่เกิดขึ้นขณะทำการรมวิธีทางความร้อนในขั้นตอนการบ่มแข็งชิ้นงาน ซึ่งทำต่อจากการทำละลายเพียงบางส่วน (Partial solution treatment) มีรูปร่างเป็นทรงกลมและขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ย 0.1 ไมครอน

สำหรับโครงสร้างยูเทคติกระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและแกมมาไพรม์จะเกิดขึ้นและกระจายอยู่บริเวณขอบแดนเดนไดรต์ (Interdendrite) ขณะที่ชิ้นงานกำลังแข็งตัวในช่วงสุดท้าย (รูปที่ 2.3ข) มีขนาดของโครงสร้าง 30-135 ไมครอนและมีสัดส่วนเชิงปริมาตร 0.15-6% ขึ้นอยู่กับตำแหน่งของชิ้นงานที่นำมาทดสอบ



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิเกิลเกรดจีทีดี-111: ก) เนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน, ข) โครงสร้างยูเทคติกระหว่างแกมมาและแกมมาไพรม์ และ ค) คาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน (ดัดแปลงจาก [11])

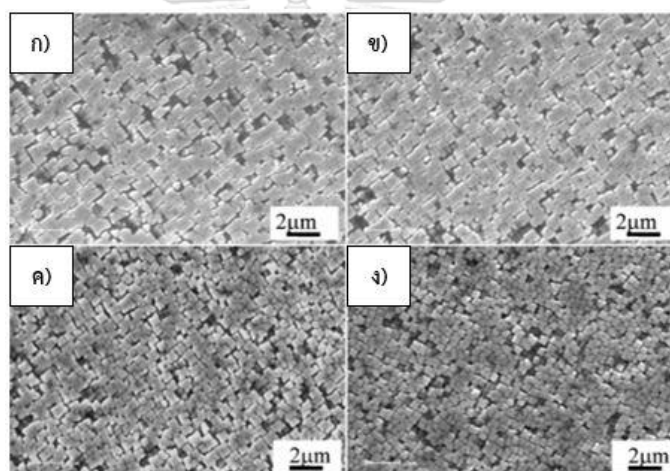
คาร์ไบด์ที่พบในจีทีดี-111 มี 2 ประเภท ได้แก่ ประเภท MC ที่พบอยู่ภายในเกรน และประเภท $M_{23}C_6$ ที่พบอยู่ตามขอบเกรนดังรูปที่ 2.3ค โดยที่ M จากประเภท MC เป็นตัวแทนของธาตุไทเทเนียม แทนทาลัมและทังสแตน ในขณะที่ M จากประเภท $M_{23}C_6$ เป็นตัวแทนของธาตุโครเมียมและโมลิบดีนัม

2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.6.1 ผลของการเติมนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล

จากการศึกษาของ Donachie, M. J. และ Donachie, S. J. [3] และ Reed, R. C. [4] เกี่ยวกับผลของธาตุนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษ พบว่าการเติมนิกเกิลจะเป็นการเพิ่มความเสถียรให้กับเนื้อพื้นแกมมา ซึ่งส่งผลให้โลหะผสมพิเศษมีโครงสร้างจุลภาคมีความเสถียรมากขึ้นและลดการเกิดเฟสที่ซีพีภายใต้การใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ รวมทั้งนิกเกิลยังช่วยเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์อีกด้วย

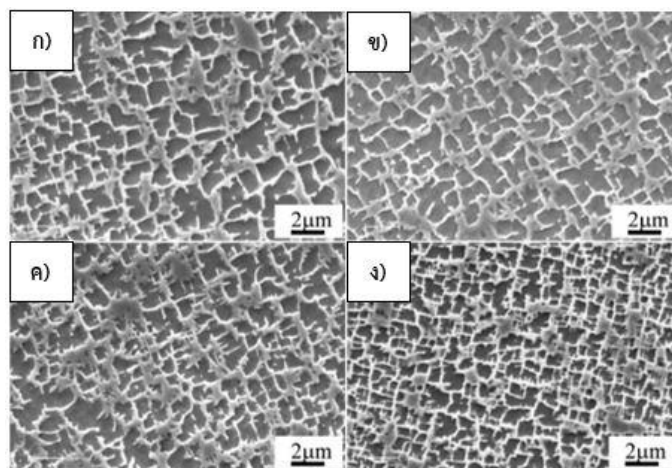
2.6.2 ผลของการเติมโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล



รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคบริเวณแกนกลางเดนไดรต์ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป (ดัดแปลงจาก [12])

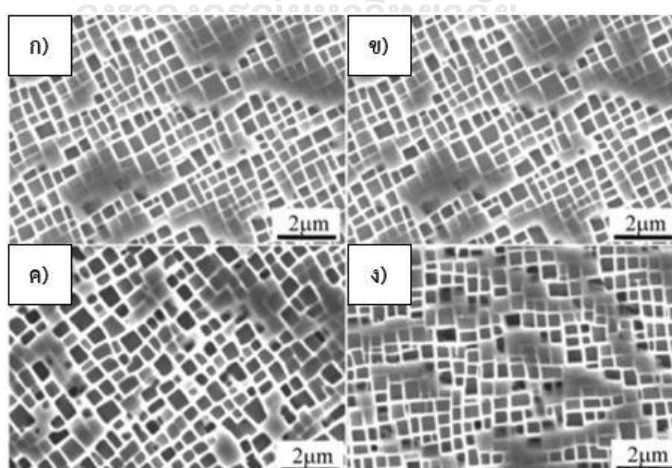
จากการศึกษาของ Liu, J. L. และคณะ [12] เกี่ยวกับผลของการเติมโคบอลต์ 5% 10% และ 15% โดยน้ำหนัก ต่อโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล พบว่าเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นบริเวณแกนกลางเดนไดรต์ (Dendrite core) หลังจากการหล่อขึ้นรูป มีลักษณะเป็นทรงลูกบาศก์และขนาดเล็กลง แต่มีจำนวนของอนุภาคแกมมาไพรม์ตกตะกอนในเนื้อพื้นแกมมามากขึ้น โดยเฉพาะชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 10% และ 15% โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.4 ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นบริเวณขอบเดนไดรต์ (Interdendrite) มีลักษณะความเป็นลูกบาศก์น้อยกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์บริเวณแกนกลางเดนไดรต์ แต่มีขนาดลดลงเช่นเดียวกัน ดังรูปที่ 2.5 การลดลงของขนาดและจำนวนที่เพิ่มมากขึ้นของอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้งสองบริเวณเกิดขึ้นจากอัตราการเกิดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เพิ่มมากขึ้น เมื่อปริมาณโคบอลต์

เพิ่มขึ้น เนื่องจากโคบอลต์ช่วยลดค่ารัศมีวิกฤติ (Critical radius) ในการเกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ ขณะที่ชิ้นงานกำลังเย็นตัว

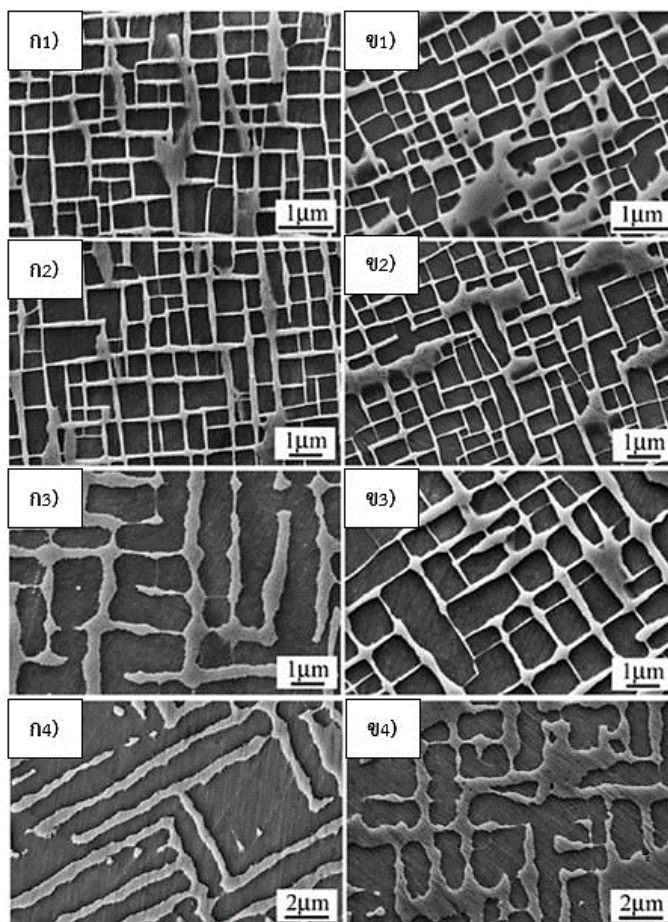


รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคบริเวณขอบเดนไดรต์ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนักร หลังจากผ่านการหล่อของรูป (ดัดแปลงจาก [12])

เมื่อชิ้นงานผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐานหลังจากหล่อชิ้นรูปอนุภาคแกมมาไพรม์ทั้งในบริเวณแกนกลางเดนไดรต์และบริเวณขอบเดนไดรต์มีลักษณะเป็นลูกบาศก์และมีขนาดใกล้เคียงกัน ดังรูปที่ 2.6 แสดงให้เห็นว่าโคบอลต์ไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากชิ้นงานผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อน



รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 0%, ข) 5%, ค) 10% และ ง) 15% โดยน้ำหนักร หลังจากผ่านการทำการกรรมวิธีทางความร้อน (ดัดแปลงจาก [12])

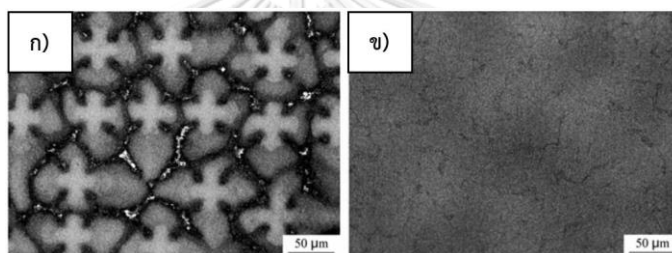


รูปที่ 2.7 โครงสร้างจุลภาคของชั้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 7.9% โดยน้ำหนัก (ชั้นงาน ก) และ 15.8% โดยน้ำหนัก (ชั้นงาน ข) หลังจากการจำลองใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส ที่เวลาต่าง ๆ: ก1) และ ข1) 8 ชั่วโมง, ก2) และ ข2) 50 ชั่วโมง, ก3) และ ข3) 200 ชั่วโมง, ก4) และ ข4) 400 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [13])

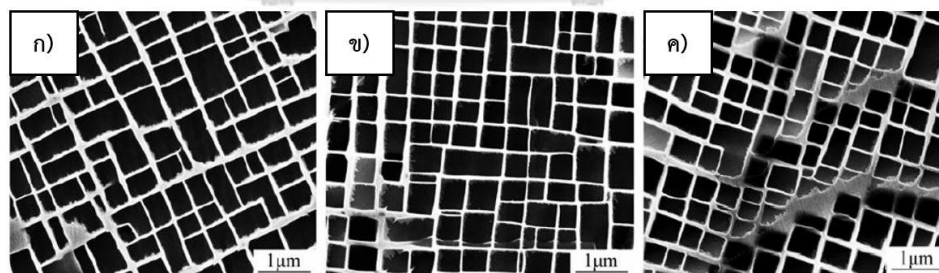
จากการศึกษาของ Shi, Q.Y. และคณะ [13] เกี่ยวกับผลของการเติมโคบอลต์เพิ่มจาก 7.9% เป็น 15.8% โดยน้ำหนัก ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลต่อโครงสร้างจุลภาคหลังจากชั้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริง พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ของชั้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 7.9% และ 15.8% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการใช้งาน 8 และ 50 ชั่วโมง มีลักษณะเป็นลูกบาศก์ และมีขนาดไม่แตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ ดังรูปที่ 2.7(ก1), 2.7(ข1), 2.7(ก2) และ 2.7(ข2) แต่เมื่อชั้นงานทั้งสองถูกใช้งานที่อุณหภูมิ 200 และ 400 ชั่วโมง พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ของชั้นงานที่เติมโคบอลต์ 15.8% โดยน้ำหนัก จะเกิดการโตและรวมตัวกันเป็นแพซึกว่าชั้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 7.9% โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.7(ก3), 2.7(ข3), 2.7(ก4) และ 2.7(ข4) ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเมื่อปริมาณ

โคบอลต์มากขึ้น ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพโรมิตซ์าลงและมีความเสถียรในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงมากขึ้น

จากการศึกษาของ Wang, B. และคณะ [14] เกี่ยวกับผลของการเติมโคบอลต์ต่อความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล พบว่าโครงสร้างเดนไดรต์ที่เกิดขึ้นจากการหล่อขึ้นรูปชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.8ก จะไม่ปรากฏในลักษณะของแยกชั้นของธาตุผสม (Coring effect) อีกหลังจากขึ้นงานผ่านการทำละลาย ดังรูปที่ 2.8ข โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังจากผ่านการบ่มแข็งแสดงในรูปที่ 2.9 อนุภาคแกมมาไพโรมิตซ์ที่เกิดขึ้นจากทั้งสามชิ้นงานมีลักษณะเป็นลูกบาศก์และมีขนาดลดลงเล็กน้อย เมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้นจาก 4.0% 8.5% และ 11.5% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ



รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4.0% โดยน้ำหนัก: ก) หลังจากผ่านการขึ้นรูป และ ข) หลังจากผ่านการทำละลาย (ดัดแปลงจาก [14])



รูปที่ 2.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์: ก) 4.0%, ข) 8.5% และ ค) 11.5% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการบ่มแข็ง (ดัดแปลงจาก [14])

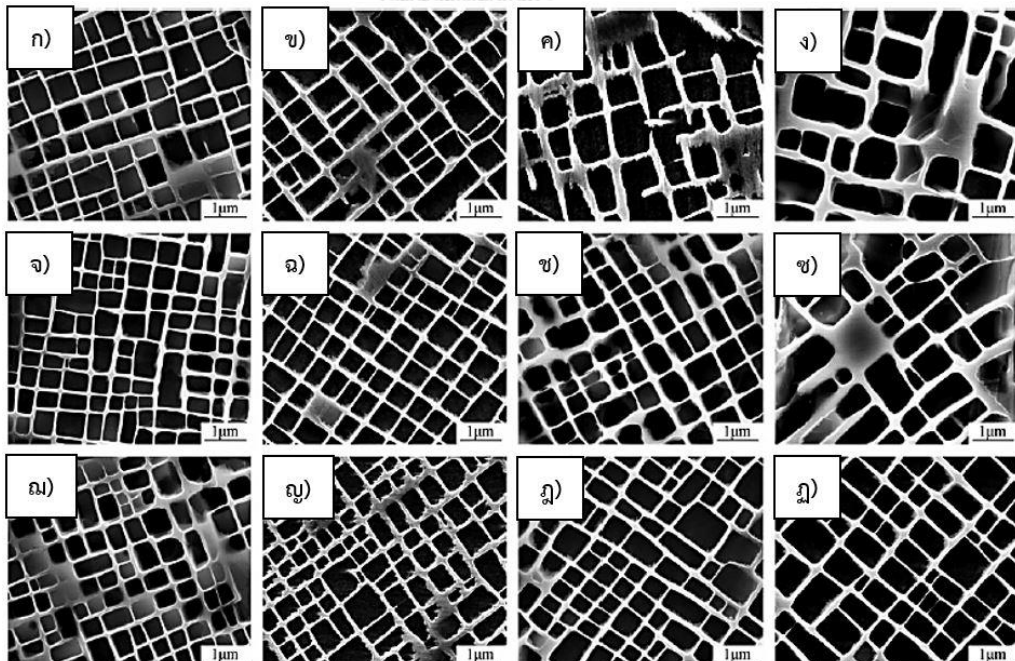
หลังจากขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง อนุภาคแกมมาไพโรมิตซ์ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4% และ 8.5% โดยน้ำหนัก มีขนาดที่ใหญ่ขึ้นและเริ่มเกิดการรวมตัวกันหลังจากเวลาผ่านไป 1000 ชั่วโมง ดังรูปที่ 2.10ก-2.10ง (4% โดยน้ำหนัก) และ 2.10จ-2.10ซ (8.5% โดยน้ำหนัก) ในขณะที่ชิ้นงานที่มี

ปริมาณโคบอลต์ 11.5% โดยน้ำหนัก อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้นแต่ยังคงสภาพเป็นลูกบาศก์เหมือนเดิม ดังรูปที่ 2.10ฉ-2.10ฎ (11.5% โดยน้ำหนัก)

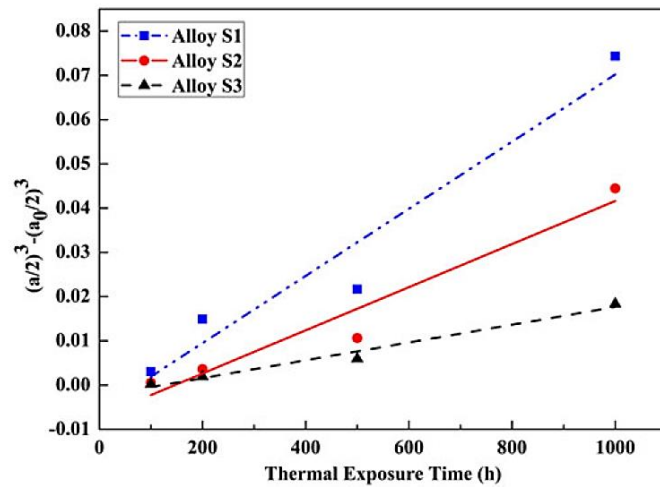
จากขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ในวัดได้จากรูปที่ 2.9 (ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์เริ่มต้น, a_0) และรูปที่ 2.10 (ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์หลังจากผ่านการใช้งาน, a) และทฤษฎีของ Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) ที่ว่าอนุภาคของเฟสที่สองมีลักษณะเป็นทรงกลมและการโตของเฟสทุติยภูมิถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอม [15] สามารถคำนวณอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้จากสมการที่ (2.1) โดยสมมติให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีลักษณะเป็นทรงกลมซึ่งมีค่า $r_0 = (a_0/2)$ และ $r = (a/2)$ ตามลำดับ

$$\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = Kt \quad (2.1)$$

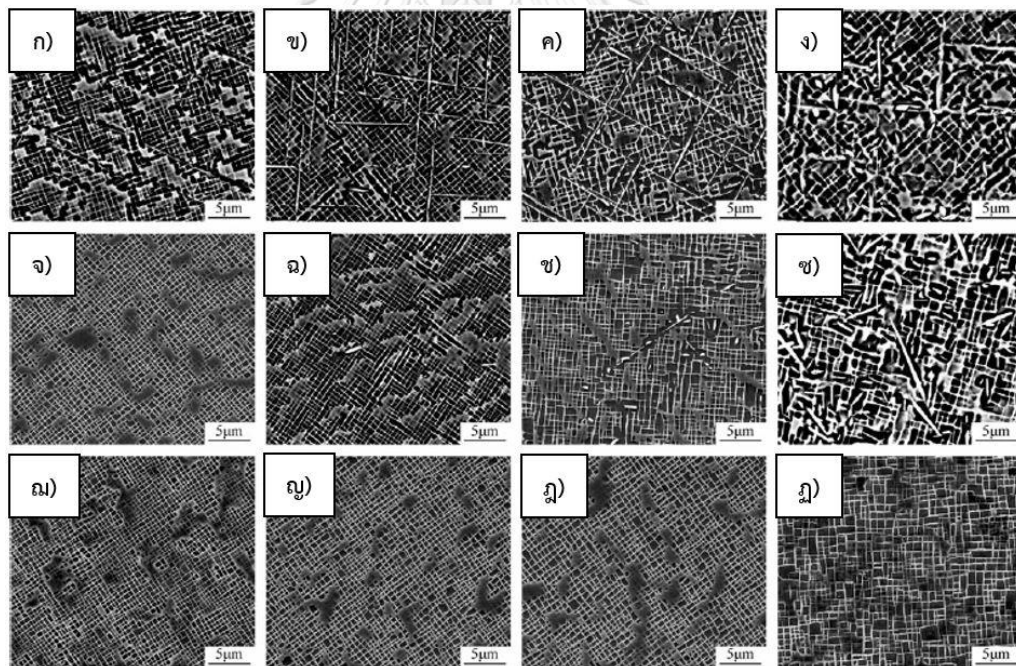
- โดยที่ \bar{r}_0 คือ รัศมีของอนุภาคเริ่มต้น
 \bar{r} คือ รัศมีของอนุภาคหลังจากผ่านการใช้งาน
 K คือ อัตราการโตของอนุภาค
 t คือ เวลาที่ใช้ในการใช้งาน



รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ ก)-ง) 4.0%, จ)-ซ) 8.5% และ ฅ)-ฎ) 11.5% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [14])



รูปที่ 2.11 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดแกมมาไพรม์และเวลาที่จำลองการใช้งานจริง 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส ของชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4.0% 8.5% และ 11.5% โดยน้ำหนัก [14]



รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคของเฟสที่ซีพีในชิ้นงานที่เติมโคบอลต์ ก)-ง) 4.0% จ)-ช) 8.5% และ ฉ)-ฎ) 11.5% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง ตามลำดับ (ดัดแปลงจาก [14])

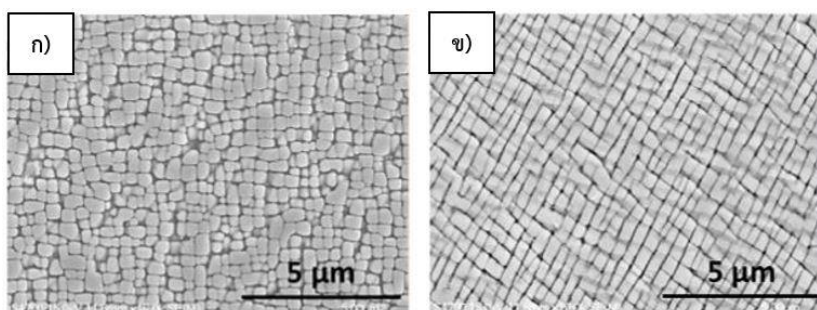
จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่คำนวณจากสมการที่ (2.1) กับเวลาที่จำลองการใช้งานจริง ดังรูปที่ 2.11 (Alloy S1, S2 และ S3 แทนปริมาณโคบอลต์

4%, 8.5% และ 11.5% โดยน้ำหนัก ตามลำดับ) แสดงให้เห็นให้ว่าเมื่อปริมาณโคบอลต์มากขึ้น อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพไรต์ที่แสดงอยู่ในรูปของความชันกราฟนั้นมีค่าลดลง เนื่องจากเมื่อเติมโคบอลต์มากขึ้น ความสามารถในการแพร่ของธาตุผสมอื่น ๆ ลดลง ส่งผลให้เฟสแกมมาไพไรต์มีความเสถียรมากขึ้น

สำหรับผลของการเติมโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลต่อการเกิดเฟสที่ซีพีขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 200 500 และ 1000 ชั่วโมง พบว่ามีเฟสที่ซีพีเกิดขึ้นที่ชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 4% และ 8.5 % โดยน้ำหนักเท่านั้น โดยเฟสที่ซีพีจะเกิดขึ้นช้าลง และมีสัดส่วนเชิงปริมาตรลดลงเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น ในขณะที่ไม่พบการเกิดเฟสที่ซีพีในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 11.5% โดยน้ำหนัก ตลอดการจำลองการใช้งาน 1000 ชั่วโมง ดังรูปที่ 2.12ฉ-2.12ฎ แสดงให้เห็นว่านอกจากโคบอลต์จะทำให้อนุภาคแกมมาไพไรต์มีความเสถียรขึ้นแล้ว ยังสามารถยับยั้งหรือลดการเกิดเฟสที่ซีพีที่เป็นอันตรายต่อวัสดุได้อีกด้วย

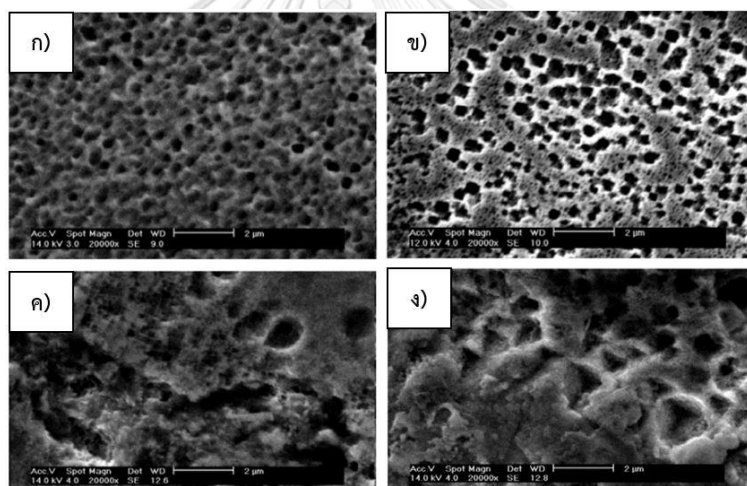
2.6.3 ผลของการเติมอะลูมิเนียมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล

จากการศึกษาของ Chiou, M. S. และคณะ [16] เกี่ยวกับผลของการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดซีเอ็ม-247 ชนิดคาร์บอนต่ำ (CM-247 LC) ต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าอนุภาคแกมมาไพไรต์ของชิ้นงานที่เติมและไม่เติมอะลูมิเนียมหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน มีขนาดใกล้เคียงกันประมาณ 0.5 ไมครอน แต่ชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก มีสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพไรต์เพิ่มขึ้นมากกว่าของชิ้นงานที่ไม่มีการเติมอะลูมิเนียมถึง 7% ดังรูปที่ 2.13 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอะลูมิเนียมเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพไรต์



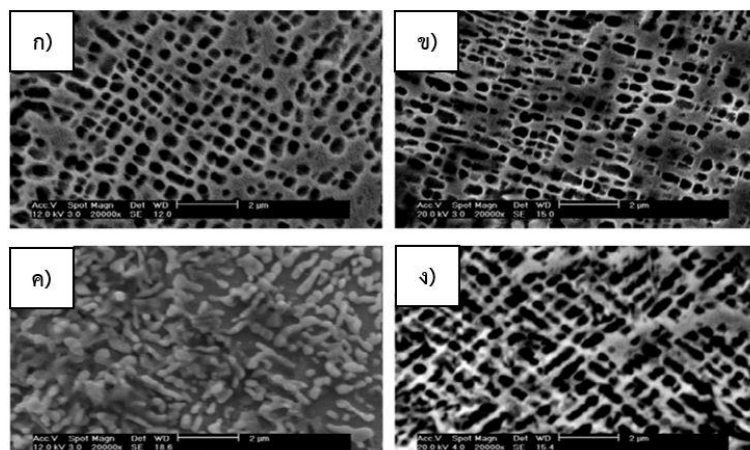
รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดซีเอ็ม-247 ชนิดคาร์บอนต่ำในชิ้นงานที่ ก) ไม่เติมอะลูมิเนียม และ ข) เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน (ดัดแปลงจาก [16])

จากการศึกษาของ Wangyao, P. และคณะ [17] เกี่ยวกับผลของการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่หล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค (Arc melting process) ต่อโครงสร้างจุลภาค พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ของชิ้นงานหลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป มีลักษณะเป็นทรงกลมกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในชิ้นงานที่ไม่ได้เติมอะลูมิเนียมดังรูปที่ 2.14ก สำหรับชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก พบทั้งอนุภาคแกมมาไพรม์ปฐมภูมิและอนุภาคแกมมาไพรม์ทุติยภูมิ โดยอนุภาคแกมมาไพรม์ปฐมภูมิมีลักษณะค่อนข้างเป็นทรงลูกบาศก์และมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ทุติยภูมิ การกระจายตัวของอนุภาคแกมมาไพรม์ไม่สม่ำเสมอเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ได้เติมอะลูมิเนียม ดังรูปที่ 2.14ข ในขณะที่ชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 2% และ 3% โดยน้ำหนัก อนุภาคแกมมาไพรม์มีลักษณะและการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ รวมถึงเกิดการรวมตัวการเป็นอนุภาคที่มีขนาดใหญ่เกินไป ดังรูปที่ 2.14ค และ 2.14ง

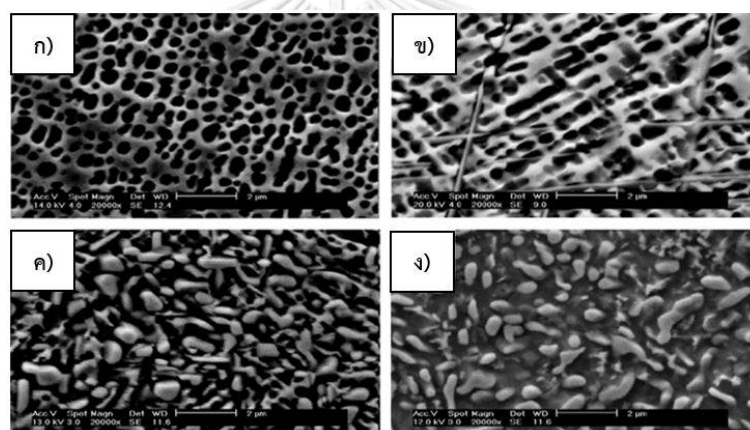


รูปที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านการหล่อของรูป (ดัดแปลงจาก [17])

เมื่อชิ้นงานผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐานหลังจากหล่อขึ้นรูป อนุภาคแกมมาไพรม์ของชิ้นงานทั้งที่เติมและไม่เติมอะลูมิเนียมมีขนาด รูปร่างและการกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น เนื่องจากในขั้นตอนการทำละลายสามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้น หลังจากหล่อขึ้นรูปกลับสู่เนื้อพื้นแกมมาได้ทั้งหมด เมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มมากขึ้น แกมมาไพรม์จะมีขนาดใหญ่มากขึ้นและเริ่มเกิดการเปลี่ยนจากลักษณะลูกบาศก์และทรงกลมเป็นลักษณะของแพ ดังรูปที่ 2.15



รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐาน (ดัดแปลงจาก [17])

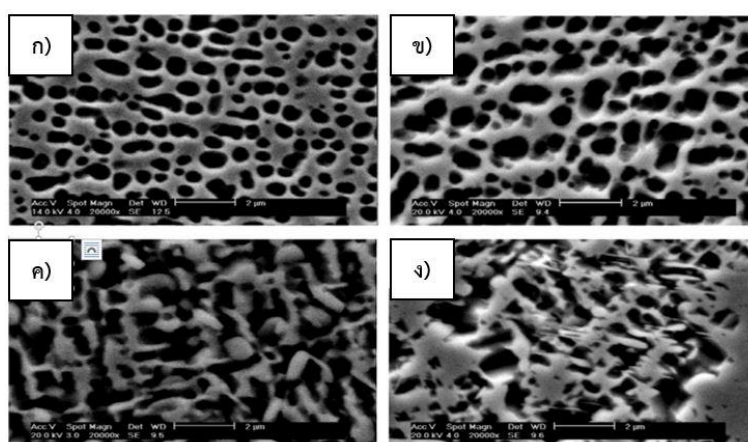


รูปที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 110 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [17])

หลังจากชิ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 110 ชั่วโมง ทำให้อนุภาคแกมมาไพไรต์ของชิ้นงานที่ไม่เติมอะลูมิเนียมและเติมอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก มีขนาดใหญ่ขึ้นและเริ่มรวมตัวต่อกันดังรูปที่ 2.16ก และ 2.16ข เมื่อเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในรูปที่ 2.15ก และ 2.15ข ตามลำดับ นอกจากนี้ยังพบเฟสที่ซีพีในชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.16ข ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพไรต์ของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 2% และ 3% โดยน้ำหนัก มีขนาดใหญ่ขึ้นและรวมตัวกันจนมีขนาดรูปร่างไม่สม่ำเสมอ ดังรูปที่ 2.16ค และ 2.16ง

เมื่อทำการเปลี่ยนอุณหภูมิที่จำลองการใช้งานจริงจาก 900 เป็น 1000 องศาเซลเซียส ส่งผลให้เมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น อนุภาคแกมมาไพโรรมจะมีขนาดใหญ่ขึ้นและรวมตัวกันจนมีขนาดและรูปร่างไม่สม่ำเสมอ ดังรูปที่ 2.17ข – 2.17ง ในขณะที่อนุภาคแกมมาไพโรรม์ของชิ้นงานที่ไม่มีการเติมอะลูมิเนียม มีความเสถียรของแกมมาไพโรรม์มากที่สุด ดังรูปที่ 2.17ก

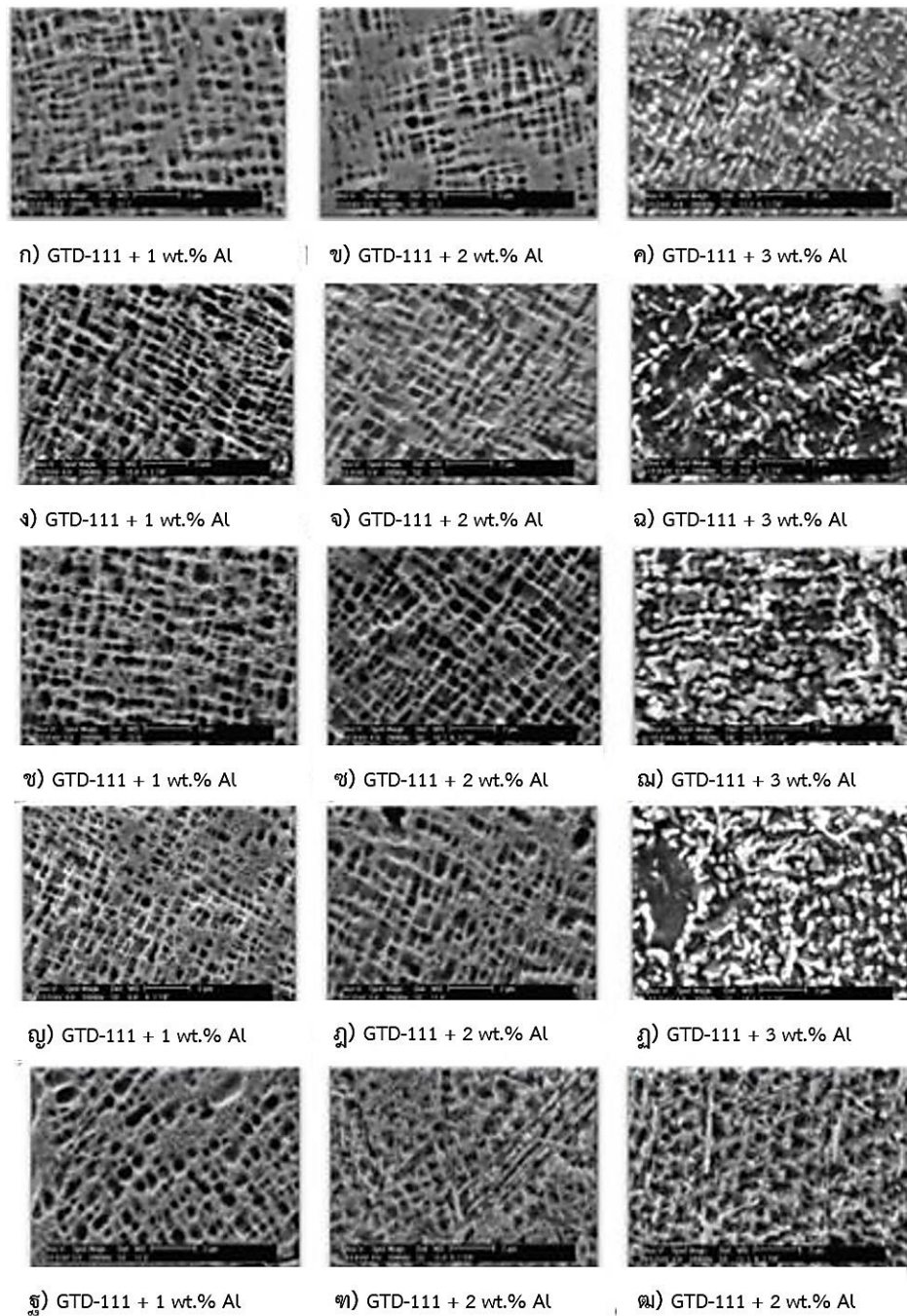
จากโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 2.15 2.16 และ 2.17 สามารถสรุปได้ว่าเมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น อนุภาคแกมมาไพโรรม์มีอัตราการโตเพิ่มสูงขึ้น รวมถึงขนาดและรูปร่างที่ไม่สม่ำเสมอมากขึ้น ซึ่งส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของชิ้นงาน



รูปที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม ก) 0%, ข) 1%, ค) 2% และ ง) 3% โดยน้ำหนัก ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 110 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [17])

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

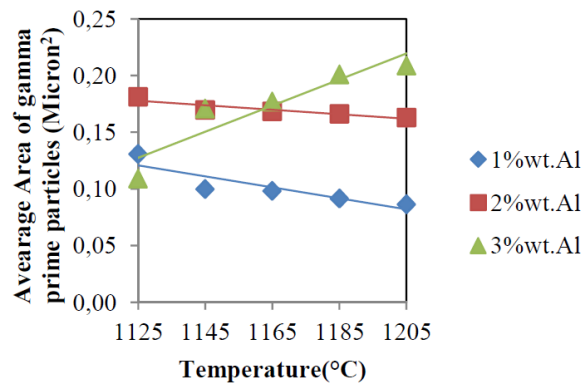
จากการศึกษาของ Polsilapa, S. และคณะ [18] เกี่ยวกับผลของการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้กเกิดเกรตจิติดี-111 ต่อโครงสร้างจุลภาคเช่นเดียวกับ Wangyao, P. และคณะ [17] โดยในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาเงื่อนไขที่ใช้ในการทำละลายเพิ่มเติม พบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐานด้วยเงื่อนไขต่าง ๆ เป็นไปดังรูปที่ 2.18 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1-2% โดยน้ำหนัก เพียงพอต่อการสร้างอนุภาคแกมมาไพโรรม์ที่มีลักษณะลูกบาศก์และกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ในขณะที่การเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 3% โดยน้ำหนัก ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคมีลักษณะไม่เป็นลูกบาศก์ ขนาดและการกระจายตัวไม่สม่ำเสมอ ดังรูปที่ 2.18ค, 2.18ฉ, 2.18ฉ, 2.18ฉ และ 2.18ฉ ซึ่งส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของชิ้นงาน นอกจากนี้ยังพบการเกิดเฟสที่ซีพีในชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 2-3% โดยน้ำหนัก ดังรูปที่ 2.18ช และ 2.18ฉ ที่ใช้อุณหภูมิการทำละลาย 1205 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 6 ชั่วโมง



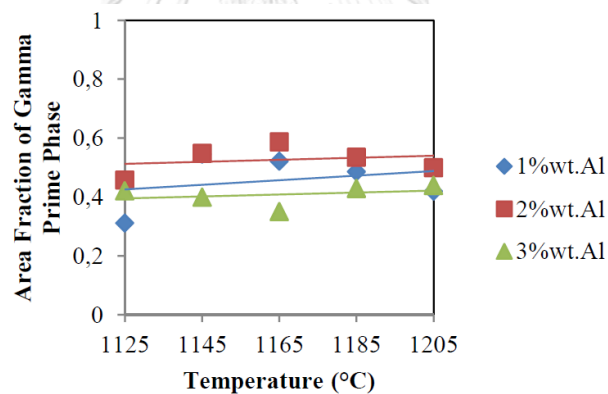
รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบมาตรฐาน โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ช)-ฅ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-๓) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [18])

เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างขนาดพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์มและอุณหภูมิในการทำละลาย รวมทั้งปริมาณการเติมอะลูมิเนียมในรูปที่ 2.19 พบว่าอนุภาคแกมมาไพร์ม

ของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก มีพื้นที่เฉลี่ยเล็กที่สุด ในขณะที่สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ที่แสดงในรูปที่ 2.20 ชี้ให้เห็นว่าไม่มีความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญ เมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น



รูปที่ 2.19 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดพื้นที่เฉลี่ยของแกมมาไพรม์และอุณหภูมิการทำละลายของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก [18]



รูปที่ 2.20 ความสัมพันธ์ระหว่างสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์และอุณหภูมิการทำละลายของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก [18]

จากการศึกษาของ Wangyao, P. และคณะ [19] เกี่ยวกับผลของการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก ในโลหะผสมพิเศษเนื้อฟีนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ต่อโครงสร้างจุลภาค โดยในงานวิจัยนี้จะทำการศึกษาต่อจาก Polsilapa, S. และคณะ [18] ในส่วนของการจำลองการใช้งานอุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง เพิ่มเติม พบว่าชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก มีโครงสร้างจุลภาคที่เสถียรที่สุด และเมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น ความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคจะลดลง ดังรูปที่ 2.21 และ 2.22

นอกจากนี้การจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ทำให้โครงสร้างจุลภาคมีความเสถียรน้อยกว่าการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส อาจมีสาเหตุจากอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส มีค่าใกล้เคียงกับอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มแข็ง (845 องศาเซลเซียส) ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์เกิดการโตได้รวดเร็วกว่าและต่อเนื่องกว่า

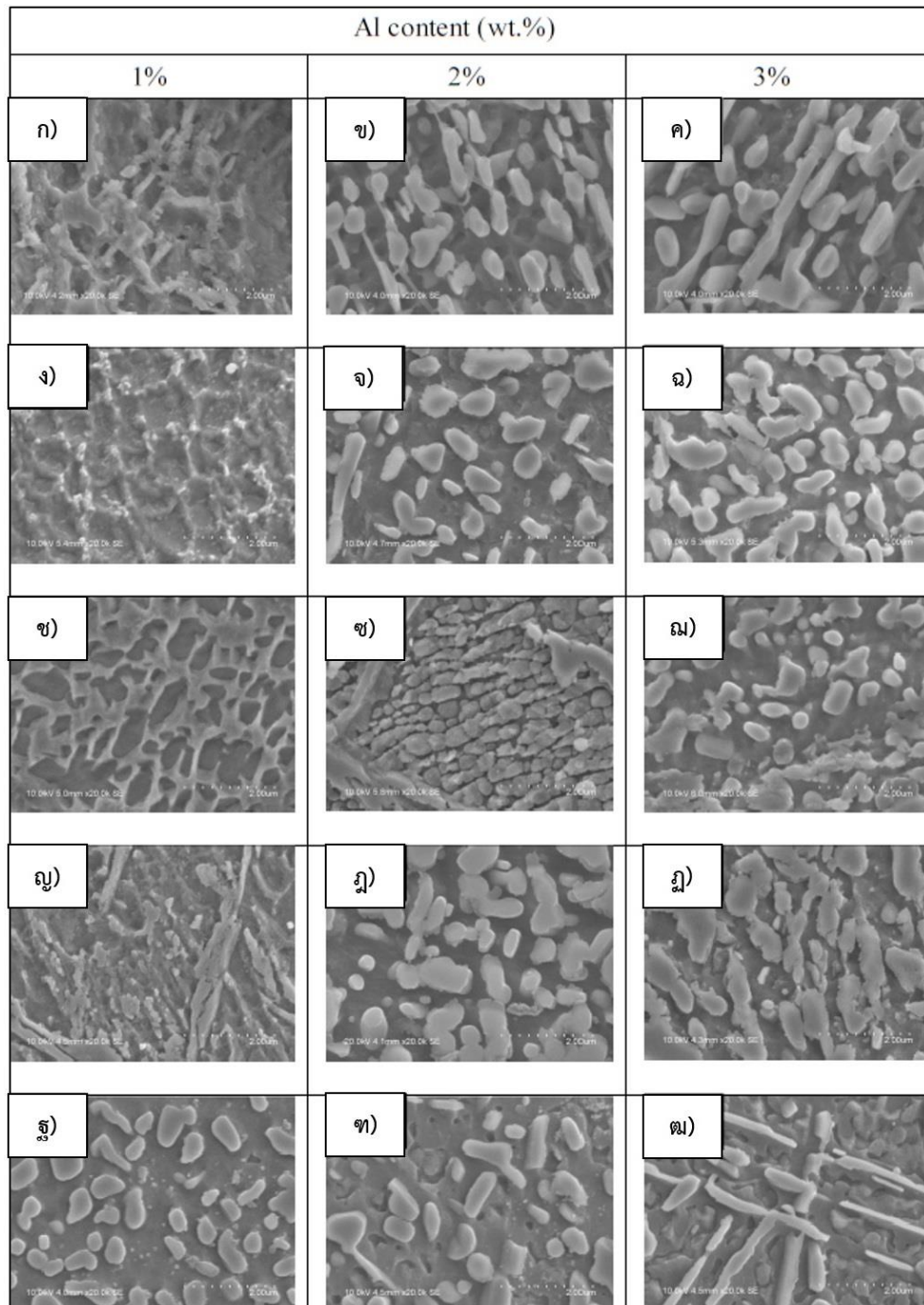
จากการทบทวนวรรณกรรม สามารถสรุปได้ดังนี้

1. การเติมนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล จะเพิ่มความเสถียรให้กับโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูงและลดการเกิดเฟสที่ซีพี เนื่องจากการเติมนิกเกิลเป็นการเติมธาตุที่เป็นเนื้อพ่นที่ช่วยทำให้โครงสร้างจุลภาคเสถียรมากที่สุด เมื่อเทียบกับเนื้อพ่นของธาตุอื่น ๆ รวมทั้งนิกเกิลยังช่วยเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์อีกด้วย

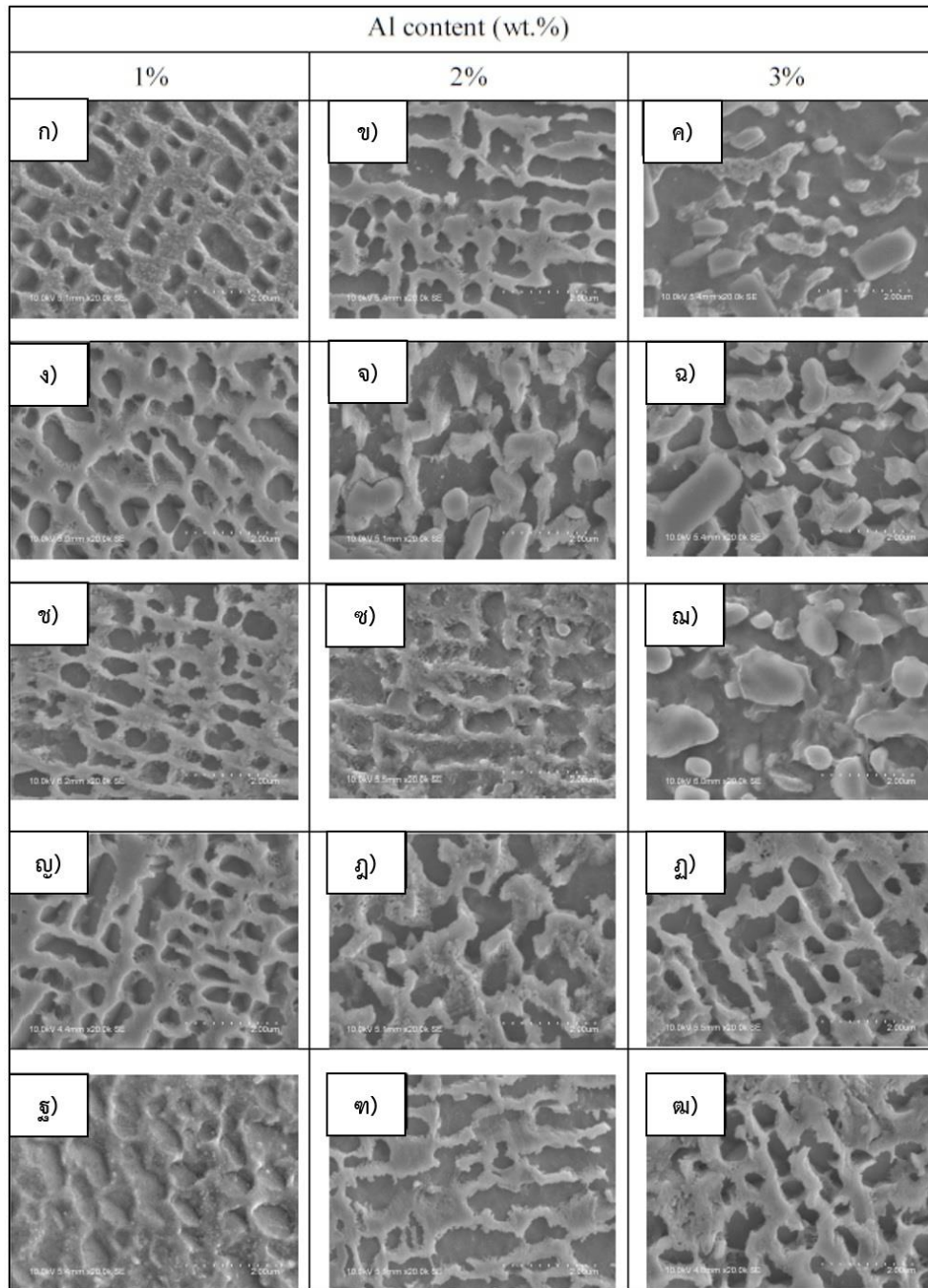
2. การเติมโคบอลต์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิล ช่วยลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์และทำให้เฟสแกมมาไพรม์มีความเสถียรมากขึ้น ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง รวมทั้งยับยั้งหรือลดการเกิดเฟสที่ซีพีได้

3. การเติมอะลูมิเนียมในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก เพียงพอสำหรับการเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์และคงความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคไว้ได้ รวมทั้งขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นจะมีขนาดเล็ก

ดังนั้นในงานวิจัยนี้ จะทำการศึกษาผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก โดยการตั้งสมมติฐานว่าเมื่อทำการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก และเติมโคบอลต์และนิกเกิลเพิ่มตามปริมาณที่กำหนดในโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 จะเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเล็กเป็นจำนวนมาก เฟสแกมมาไพรม์มีความเสถียรมากขึ้นและลดโอกาสในการเกิดเฟสที่ซีพีที่ไม่ต้องการในโครงสร้างจุลภาค ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง



รูปที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ช)-ฌ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-ฒ) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [19])



รูปที่ 2.22 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% 2% และ 3% โดยน้ำหนัก หลังจากจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง โดยใช้อุณหภูมิการทำละลาย ก)-ค) 1125, ง)-ฉ) 1145, ช)-ฌ) 1165, ญ)-ฎ) 1185 และ ฐ)-ฒ) 1205 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง (ดัดแปลงจาก [19])

บทที่ 3

ขั้นตอนและวิธีการทดลอง

3.1 วัสดุ อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้

- 3.1.1 ชิ้นงานโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้เหล็กเกรดจีทีดี-111 จากการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย
- 3.1.2 ลวดอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ 99.999% ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.81 มิลลิเมตร จาก Alfa Aesar
- 3.1.3 ลวดโคบอลต์บริสุทธิ์ 99.95% ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.5 มิลลิเมตร จาก Alfa Aesar
- 3.1.4 ลวดนิกเกิลบริสุทธิ์ 99.98% ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.25 มิลลิเมตร จาก Alfa Aesar
- 3.1.5 เครื่องชั่งน้ำหนักแบบแสดงจุดทศนิยม 4 ตำแหน่ง
- 3.1.6 เตาหลอมแบบอาร์คของ Materials Research Furnaces, รุ่น SA-200
- 3.1.7 เครื่องตัดชิ้นงานของ Struers รุ่น Accutom-5/-50
- 3.1.8 เตาเผาอุณหภูมิสูงของ Carbolite (Muffle furnace)
- 3.1.9 เครื่องขึ้นรูปตัวเรือนชิ้นงานแบบร้อน (Hot mounting press) ของ Buehler รุ่น Simplimet 2
- 3.1.10 เครื่องขัดชิ้นงานจาก Struers
- 3.1.11 กระดาษทรายเบอร์ 80 120 240 320 400 600 800 1000 และ 2000
- 3.1.12 ผงอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน
- 3.1.13 ผงเพชรขนาด 1 ไมครอน
- 3.1.14 ผ้าสักหลาด
- 3.1.15 สารละลายหินอ่อน (Marble etchant) ที่ประกอบด้วยจุนสี (CuSO_4) 10 กรัม กรดไฮโดรคลอริก (HCl) 50 มิลลิลิตร และน้ำกลั่น (H_2O) 50 มิลลิลิตร
- 3.1.16 เอทิลแอลกอฮอล์ (Ethyl alcohol) บริสุทธิ์ 99.9%
- 3.1.17 เครื่องวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมี หรือสปาร์กออฟทิกคอลิมิสชันสเปกโทรมิเตอร์ (Spark optical emission spectrometer, Spark-OES) ของ BRUKER รุ่น Q8 Magellan
- 3.1.18 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM) พร้อมกล้องไดโนอาย (dino-eye) จาก Dino-lite

- 3.1.19 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM) และอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (Energy- dispersive X-ray Spectroscopy, EDS) ของ Hitachi รุ่น SU3500 สำหรับตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีและถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค และ JEOL รุ่น JSM IT-500HR สำหรับถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาค
- 3.1.20 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ ImageJ™

3.2 ขั้นตอนการทำการวิจัย

3.2.1 ชัดชิ้นงานตัวอย่างที่ได้รับมาด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80 เพื่อขัดชิ้นฟิล์มที่เคลือบผิวชิ้นงานออกให้หมด

3.2.2 ตัดแบ่งชิ้นงานเป็นชิ้นเล็ก ๆ จากนั้นขัดชิ้นงานอีกครั้งด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80 เพื่อขัดบริเวณที่มีรอยไหม้จากการตัดแบ่งชิ้นงาน

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมพิเศษเนื้อพ่นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ได้ที่รับ จากการทดสอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Spark-OES) และอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (SEM-EDS)

ธาตุ	% โดยน้ำหนัก	
	Spark-OES (ก)	SEM-EDS (ข)
โครเมียม (Cr)	13.9	13.97
โมลิบดีนัม (Mo)	1.4	1.84
ทังสแตน (W)	3.5	5.45
ไทเทเนียม (Ti)	4.1	4.45
แทนทาลัม (Ta)	4.2	2.58
ไนโอเบียม (Nb)	0.2	0.27
คาร์บอน (C)	0.06	0.24
โบรอน (B)	0.03	-
เซอร์โคเนียม (Zr)	0.03	0.24
เหล็ก (Fe)	0.05	-
อะลูมิเนียม (Al)	3.8	3.13
โคบอลต์ (Co)	9.6	9.67
นิกเกิล (Ni)	59.1	58.65

ตารางที่ 3.2 เงื่อนไขในการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111

ชั้นงาน	ธาตุ (% โดยน้ำหนัก)			
	GTD-111	อะลูมิเนียม (Al)	โคบอลต์ (Co)	นิกเกิล (Ni)
ชั้นงานที่ 1	100	-	-	-
ชั้นงานที่ 2	93	1	0	6.0
ชั้นงานที่ 3	93	1	1.5	4.5
ชั้นงานที่ 4	93	1	3.0	3.0
ชั้นงานที่ 5	93	1	4.5	1.5
ชั้นงานที่ 6	93	1	6.0	0

3.2.3 นำชั้นงานที่ผ่านการขัดแล้ว 1 ชั้น มาตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี จากนั้นนำชั้นงานมาขัดหยาบด้วยกระดาษเบอร์ 80 – 2000 แล้วนำมาขัดละเอียดด้วยผงอะลูมินา ก่อนจะนำไปตรวจสอบด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานที่ติดตั้งอยู่กับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดเพื่อตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีเริ่มต้น ซึ่งเป็นส่วนผสมที่การไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทยเป็นผู้กำหนดขึ้น ได้ผลทดลองดังตารางที่ 3.1

3.2.4 นำส่วนผสมทางเคมีที่ได้จากการทดสอบด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานในตารางที่ 3.1 แถว ข มาแปลงค่าปริมาตรของธาตุต่าง ๆ จาก 100% โดยน้ำหนัก ให้เหลือเพียง 93% โดยน้ำหนัก จากนั้นรวมปริมาณส่วนผสมทางเคมีเริ่มต้น 93% กับปริมาณของธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลที่ต้องเติมลงไปโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ดังเงื่อนไขในตารางที่ 3.2

3.2.5 เตรียมชั้นงาน 6 ชั้น โดยเริ่มจากการชั่งน้ำหนักชั้นงานที่ได้รับให้ได้ชั้นละประมาณ 6 กรัม จำนวน 6 ชั้น จากนั้นคำนวณน้ำหนักของธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลที่ต้องเติมในชั้นงาน 5 ชั้น ให้ตรงกับปริมาณ (%โดยน้ำหนัก) ในตารางที่ 3.2 แล้วชั่งน้ำหนักรวม พร้อมบันทึกค่า

3.2.6 หลอมชั้นงานที่เตรียมไว้ทั้ง 6 ชั้น ด้วยเตาหลอมแบบอาร์ค โดยมีขั้นตอนดังนี้

3.2.6.1 เลือกอิเล็กโทรดที่ใช้ให้เหมาะสมกับวัสดุที่ต้องการจะหลอม ซึ่งในงานโลหะผสมพิเศษจะใช้ทั้งสแตนเป็นอิเล็กโทรด (Electrode)

3.2.6.2 นำชั้นงานใส่ลงในเบ้าทองแดง แล้วนำเบ้าทองแดงใส่กลับไปเตาหลอม

3.2.6.3 ทำการปั๊มไล่อากาศออกจากบริเวณที่หลอมชั้นงาน (Chamber) และทำให้เป็นสุญญากาศ จากนั้นเปิดวาล์วของก๊าซอาร์กอน (Argon, Ar) ให้ก๊าซไหลเข้าไปแทนจนกระทั่งความ

ดันบริเวณที่หลอมชิ้นงานมีค่าเป็น 0 จึงทำการปิดวาล์ว ทำการป้อนสลับกับเปิด/ปิดวาล์วให้ก๊าซอาร์กอนไหลประมาณ 8 ครั้ง แล้วเปิดวาล์วของก๊าซอาร์กอนให้ไหลผ่านบริเวณที่หลอมชิ้นงานตลอดการหลอม

3.2.6.4 ตั้งค่ากระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการหลอมให้เหมาะสมกับวัสดุที่ต้องการจะหลอม โดยในงานโลหะผสมพิเศษเนื้อพูนิกเกิลจะตั้งค่าที่ประมาณ 100 แอมแปร์

3.2.6.5 ทำการหลอมชิ้นงาน โดยต้องระวังไม่ให้หัวอิเล็กโทรดแตะโดนชิ้นงานที่หลอม เมื่อหลอมเสร็จเรียบร้อย รอให้ชิ้นงานเย็นตัวก่อนที่จะปิดวาล์วก๊าซอาร์กอน แล้วนำชิ้นงานออกมา

3.2.6.6 ทำความสะอาดเข้าทองแดงให้เรียบร้อย ก่อนที่จะนำชิ้นงานที่หลอมเสร็จในข้อ 3.2.6.5 วางลงไป โดยให้พลิกชิ้นงานสลับให้ด้านล่างไปอยู่ด้านบนแทน เพื่อให้ส่วนผสมทางเคมีมีความสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน แล้วทำซ้ำในข้อ 3.2.6.3 ถึง 3.2.6.5 อย่างน้อย 4 ครั้ง

3.2.7 ชั่งน้ำหนักชิ้นงานหลังหลอมเสร็จ พร้อมบันทึกค่า

3.2.8 นำชิ้นงานที่ผ่านการหลอมเรียบร้อยแล้ว มาตัดแบ่งชิ้นงานที่หล่อขึ้นรูปทั้ง 6 ชิ้น เป็นชิ้นละ 4 ส่วนเท่า ๆ กัน

3.2.9 นำชิ้นงาน 1 ส่วนจาก 4 ส่วน จากทั้ง 6 ชิ้นงาน ไปหล่อขึ้นรูปตัวเรือน (Mounting)

3.2.10 ขัดหยาบผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 80-2000

3.2.11 ขัดละเอียดผิวชิ้นงานด้วยผงอะลูมินาหรือผงเพชร ขนาด 1 ไมครอน

3.2.12 กัดกรดผิวชิ้นงานด้วยสารละลายกรด โดยการใช้น้ำส้ม (Cotton bud) ทาสารละลายลงบนผิวชิ้นงานที่ผ่านการขัดเรียบร้อยแล้ว จากนั้นนำชิ้นมาล้างด้วยน้ำและแอลกอฮอล์ ก่อนเป่าให้แห้งด้วยลมร้อนจากเครื่องเป่าผม

3.2.13 นำชิ้นงานที่กัดกรดแล้วไปถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่มีเลนไดโน-อาย และตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน โดยใช้อุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานที่ติดตั้งอยู่กับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด การทดสอบส่วนผสมทางเคมีจะทำการสุ่มพื้นที่บนผิวชิ้นงาน ชิ้นงานละ 3 บริเวณ ที่กำลังขยายเดียวกันทั้งหมด โดยแต่ละพื้นที่มีขนาด 25 x 18 ตารางไมครอน

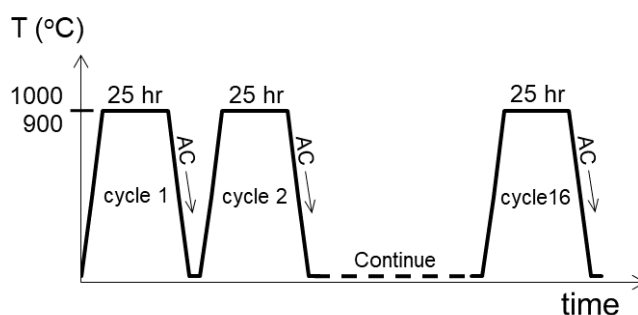
3.2.14 นำชิ้นงานส่วนที่ผ่านการถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคและตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีเรียบร้อยแล้ว มาหุบตัวเรือนออกและทำความสะอาดชิ้นงานให้เรียบร้อย

3.2.15 นำชิ้นงานส่วนที่หุบตัวเรือนออกกับชิ้นงานส่วนที่เหลืออยู่ 3 ส่วนในตอนต้น ไปทำกรรมวิธีทางความร้อนดังตารางที่ 3.3 และปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ จากนั้นทำซ้ำข้อ 3.2.9 – 3.2.12

3.2.16 ถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่มีเลนไดโน-อาย และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด โดยการนำชิ้นงาน 1 ส่วนไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคหลังจาก

การทำละลายให้เกิดสารละลายของแข็งเนื้อเดียว และนำชิ้นงานส่วนที่ 2 จาก 3 ส่วนที่เหลืออยู่ ไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นหลังจากการบ่มแข็ง

3.2.17 นำชิ้นงานที่เหลืออยู่อีก 2 ส่วน ไปจำลองการใช้งานจริง (Thermal exposure) ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส 1 ส่วนและที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส 1 ส่วน เป็นเวลา 400 ชั่วโมง โดยการนำชิ้นงานทั้ง 2 ส่วน เข้าไปในเตาแล้วตั้งค่าอุณหภูมิที่ต้องการ เมื่ออุณหภูมิภายในเตาสูงขึ้นจนกระทั่งถึงค่าที่ตั้งไว้แล้ว เริ่มจับเวลาการจำลองการใช้งานทันที เมื่อถึงระยะเวลาที่กำหนดไว้ นำชิ้นงานออกจากเตาและปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ซึ่งในขั้นตอนนี้จะทำการจำลองการใช้งานแบบสละเวลา รอบละ 25 ชั่วโมง จำนวน 16 รอบ จนกระทั่งครบ 400 ชั่วโมง ดังรูปที่ 3.1 จากนั้นนำชิ้นงานทั้งสองไปขึ้นรูปตัวเรือน เตรียมผิวชิ้นงานและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้น (ทำซ้ำ ข้อ 3.2.9 – 3.2.12 และ ข้อ 3.2.16)



รูปที่ 3.1 อุณหภูมิและเวลาในการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

3.2.18 วัดค่าความกลม (Circularity) และขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพร์ม รวมทั้งสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพร์มจากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานจำนวน 5 รูป ต่อ 1 เงื่อนไข โดยการใช้โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ ImageJ™

3.2.19 วิเคราะห์ผลที่ได้และสรุปผลการทดลอง

ตารางที่ 3.3 เงื่อนไขการทำการรวมวิธีทางความร้อน

เงื่อนไข	อุณหภูมิ (องศาเซลเซียส)	เวลา (ชั่วโมง)
การทำละลายให้เกิดสารละลายของแข็งเนื้อเดียว	1175	4
การบ่มแข็ง	845	24

บทที่ 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์ผล

4.1 ผลการทดลอง

4.1.1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับและชิ้นงาน S1-S6 ที่ทดสอบด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (SEM-EDS)

เมื่อทำการคำนวณปริมาณของธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิล (% โดยน้ำหนัก) ที่เติมเพิ่มขึ้นจริงจากน้ำหนักของชิ้นงานที่เตรียมขึ้นเพื่อทำการหลอมในตารางที่ 4.1 จะได้ผลดังตารางที่ 4.2 และเมื่อทำการเปรียบเทียบปริมาณการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิล ที่เติมเพิ่มขึ้นจริงในตารางที่ 4.2 กับปริมาณที่คาดว่าจะเติมเพิ่มขึ้นในตารางที่ 3.2 จะเห็นได้ว่ามีความคลาดเคลื่อนไปบ้าง เนื่องจากในการเตรียมชิ้นงานจริง จะต้องมีการคำนวณความยาวของลวดอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิลที่ใช้ก่อนทำการตัด ซึ่งการตัดลวดของธาตุผสมต่าง ๆ อาจไม่สามารถตัดความยาวหรือน้ำหนักตามที่ต้องการแบบพอดีมากนัก จากการที่ลวดของแต่ละธาตุมีความแข็งที่ไม่เท่ากัน เมื่อลวดมีความแข็งมาก อาจทำให้การตัดแบ่งให้ได้ความยาวที่พอดี สามารถทำได้ยากมากขึ้น อีกทั้งความคลาดเคลื่อนที่เกิดจากอุปกรณ์การวัดความยาวและเครื่องชั่งน้ำหนัก ซึ่งส่งผลต่อความคลาดเคลื่อนของน้ำหนักและปริมาณการเติมธาตุผสมทั้งสาม รวมทั้งปริมาณของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่ใช้จริงก็จะมีคลาดเคลื่อนไปจาก 93 % โดยน้ำหนักเช่นเดียวกัน

ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1-S6 ที่ได้จากการคำนวณระหว่างส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับที่ทดสอบจากอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานในตารางที่ 3.1 และปริมาณการเติมธาตุต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นจริงในตารางที่ 4.2 ได้แสดงในตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1-S6 ภายหลังจากการหล่อขึ้นรูปเรียบร้อยแล้ว ที่ทดสอบได้จริงจากอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานแสดงในตารางที่ 4.4 (ผลการทดสอบในแต่ละบริเวณแสดงในภาคผนวก ก) เมื่อเปรียบเทียบปริมาณของธาตุต่าง ๆ ในตารางที่ 4.3 และ 4.4 พบว่าปริมาณธาตุต่าง ๆ ที่ทดสอบได้จริงมีความคลาดเคลื่อนไปจากปริมาณธาตุต่าง ๆ ที่ได้จากการคำนวณไปบ้าง ความแตกต่างของปริมาณธาตุในแต่ละธาตุ มีความเป็นไปได้ว่าอาจเกิดขึ้นจากวิธีการ/ขั้นตอนการหล่อขึ้นรูป ที่ทำให้ส่วนผสมทางเคมีกระจายไม่สม่ำเสมอทั้งชิ้นงานหรืออาจเกิดจากการสูญเสียธาตุบางธาตุไประหว่างการหล่อขึ้นรูป เนื่องจากอาจเกิดการออกซิเดชันของธาตุที่ทำปฏิกิริยากับอากาศได้ง่าย เช่น อะลูมิเนียมและโครเมียม นอกจากนี้ชิ้นงานที่ใช้เป็นวัสดุตั้งต้นถูกตัดแบ่งมาจากชิ้นงานใหญ่ ซึ่งมีความเป็นไปได้ว่าชิ้นงานแต่ละส่วนที่

นำมาเป็นวัสดุตั้งต้นมีส่วนผสมทางเคมีที่คลาดเคลื่อนจากชิ้นงานที่นำไปทดสอบและได้ผลในตารางที่ 3.1 ไปบ้าง

ตารางที่ 4.1 น้ำหนักของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลเกรดจีทีดี-111 และน้ำหนักของธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิลที่เติมเพิ่มขึ้นตามที่กำหนดไว้ในตารางที่ 3.2 เพื่อเตรียมหลอมเป็นชิ้นงาน S1-S6

ชิ้นงาน	น้ำหนัก (กรัม)				น้ำหนักรวม
	น้ำหนัก GTD-111	น้ำหนักของธาตุของที่เติมเพิ่ม			
		อะลูมิเนียม	โคบอลต์	นิกเกิล	
S1	5.9002	0	0	0	5.9002
S2	5.8875	0.0634	0	0.3797	6.3306
S3	6.0938	0.0656	0.1005	0.2947	6.5546
S4	6.1569	0.0663	0.1985	0.1985	6.6202
S5	6.0435	0.0649	0.2931	0.0973	6.4988
S6	6.3561	0.0685	0.4107	0	6.8353

ตารางที่ 4.2 ปริมาณการเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์ และนิกเกิล (% โดยน้ำหนัก) ที่เติมเพิ่มขึ้นจริง และปริมาณของโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้่นิกเกิลเกรดจีทีดี-111 (% โดยน้ำหนัก) ในชิ้นงาน S1-S6 เมื่อพิจารณาน้ำหนักของส่วนผสมต่าง ๆ ในตารางที่ 4.1

ชิ้นงาน	ปริมาณของธาตุผสม (%โดยน้ำหนัก)				
	ปริมาณของธาตุของที่เติมเพิ่ม			ปริมาณธาตุผสมรวม	ปริมาณ GTD-111
	อะลูมิเนียม	โคบอลต์	นิกเกิล		
S1	-	-	-	-	100
S2	1.0015	0.0000	5.9979	6.9993	93.0007
S3	1.0008	1.5333	4.4961	7.0302	92.9698
S4	1.0015	2.9984	2.9984	6.9983	93.0017
S5	0.9986	4.5101	1.4972	7.0059	92.9941
S6	1.0022	6.0085	0.0000	7.0107	92.9893

ตารางที่ 4.3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานต่าง ๆ ที่ได้จากการคำนวณส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับที่ทดสอบด้วย SEM-EDS (ตารางที่ 3.1) ร่วมกับปริมาณการเติมธาตุผสมต่าง ๆ ในตารางที่ 4.2

ชิ้นงาน	ส่วนผสมทางเคมี (% โดยน้ำหนัก)										
	Cr	Mo	W	Ti	Ta	Nb	Zr	Fe	Al	Co	Ni
S1	13.97	1.84	5.45	4.45	2.58	0.27	0.24	-	3.13	9.67	58.65
S2	13.00	1.71	5.07	4.14	2.40	0.25	0.22	-	3.91	8.99	60.54
S3	12.99	1.71	5.07	4.14	2.40	0.25	0.22	-	3.91	10.52	59.02
S4	13.00	1.71	5.07	4.14	2.40	0.25	0.22	-	3.91	11.99	57.54
S5	12.99	1.71	5.07	4.14	2.40	0.25	0.22	-	3.91	13.50	56.04
S6	12.99	1.71	5.07	4.14	2.40	0.25	0.22	-	3.91	15.00	54.54

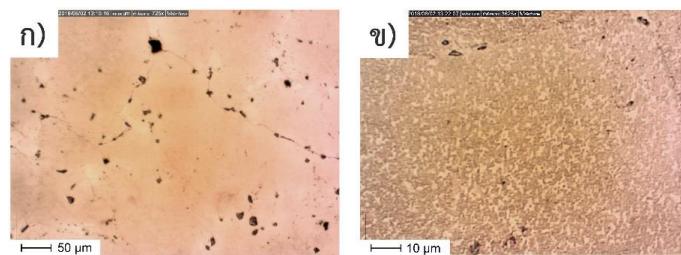
ตารางที่ 4.4 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1-S6 ที่ทดสอบด้วย SEM-EDS

ชิ้นงาน	ส่วนผสมทางเคมี (% โดยน้ำหนัก)										
	Cr	Mo	W	Ti	Ta	Nb	Zr	Fe	Al	Co	Ni
S1	14.09	1.85	5.25	4.63	2.66	0.17	0.30	0.21	3.20	10.07	57.91
S2	13.23	1.74	4.45	4.38	2.46	0.23	0.20	0.17	4.06	8.83	60.51
S3	12.82	1.73	4.67	4.47	2.60	0.34	0.48	-	3.97	10.53	58.38
S4	13.22	1.89	4.81	4.24	2.63	0.07	0.21	0.04	3.80	12.25	56.97
S5	12.77	1.75	4.77	4.23	2.35	0.30	0.33	0.09	3.96	13.06	56.49
S6	12.90	1.91	4.78	4.46	2.80	0.34	0.35	0.11	3.79	14.42	54.64

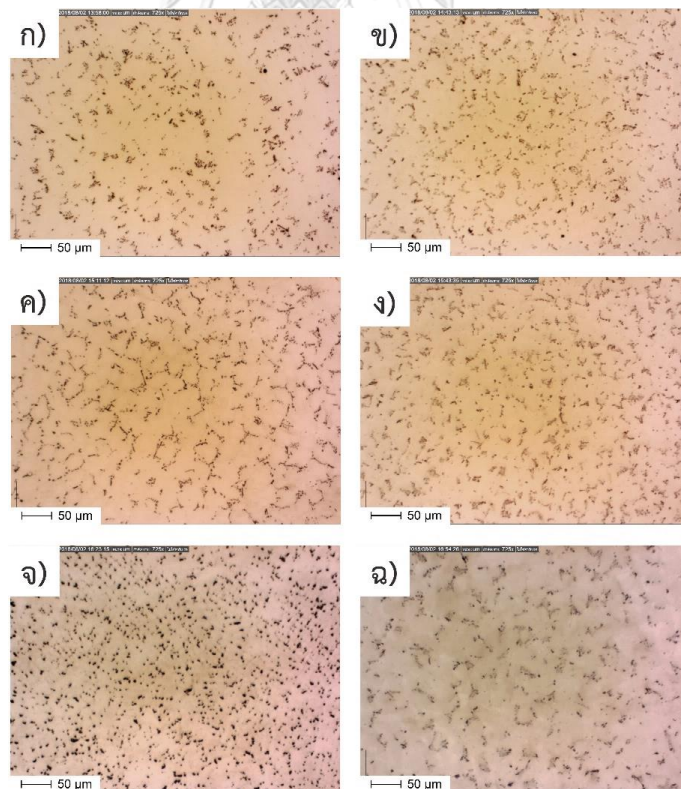
ในการศึกษานี้เลือกใช้อุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานในการทดสอบส่วนผสมทางเคมี เนื่องจากชิ้นงานที่หลอมได้มีขนาดน้อยกว่า 1.5 เซนติเมตร ซึ่งเป็นขนาดเล็กที่สุดของชิ้นงานที่สามารถทดสอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมี (spark-OES) ที่มีความแม่นยำมากกว่าเครื่องมือนี้ได้ แต่เมื่อเปรียบเทียบผลการทดสอบชิ้นงานเดียวกันจากเครื่องมือทั้ง 2 เครื่อง ในตารางที่ 3.1 พบว่าปริมาณของธาตุผสมที่วัดได้ในหลาย ๆ ธาตุมีค่าแตกต่างกันไม่มากนัก ยกเว้นธาตุบางธาตุที่มีการเติมในปริมาณที่น้อยมาก เช่น เหล็ก เซอร์โคเนียม ไนโอเบียม เป็นต้น หรือธาตุที่มีน้ำหนักเบา เช่น คาร์บอน โบรอน เป็นต้น เนื่องจากเป็นข้อจำกัดในการทดสอบด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน

4.1.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับเป็นดังรูปที่ 4.1 ซึ่งประกอบไปด้วยคาร์ไบด์ที่คาดว่าเป็นประเภท $M_{23}C_6$ และ M_6C ที่จะเกิดขึ้นอยู่บริเวณขอบเกรนเป็นส่วนใหญ่ และคาร์ไบด์ประเภท MC มักจะพบอยู่ภายในเกรน [3, 8, 11] รวมทั้งมีอนุภาคแกมมาไพรม์รูปร่างกลมขนาดใหญ่กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นแกมมา โครงสร้างที่เกิดขึ้นเหล่านี้ เกิดจากการที่ชิ้นงานนี้ถูกใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน



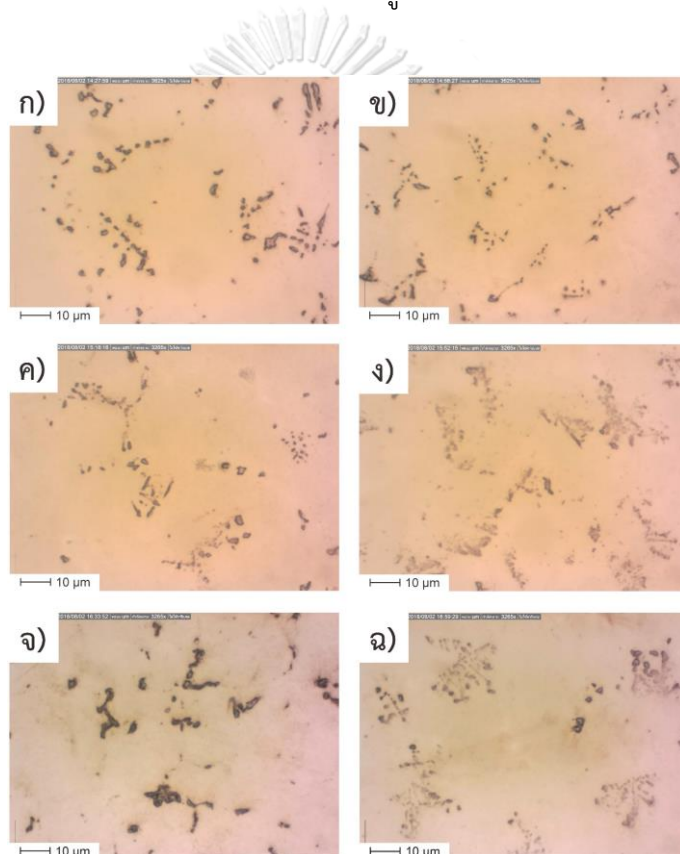
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ได้รับ ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย ก) 725 เท่า และ ข) 3,625 เท่า



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอม ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 725 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

4.1.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค

ชิ้นงานที่ถูกนำมาหล่อขึ้นรูปใหม่ รวมทั้งเติมธาตุอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลในอัตราส่วนต่าง ๆ แสดงในรูปที่ 4.2 และ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 ที่เกิดขึ้น มีลักษณะเป็นเดนไดรต์ โดยที่มีคาร์ไบด์อยู่ตามขอบเดนไดรต์ คาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นคาดว่าเป็นประเภท MC โครงสร้างเดนไดรต์ที่เกิดขึ้นเป็นผลจากแยกชั้นของธาตุผสมต่าง ๆ (Coring effect) กล่าวคือ เมื่อเดนไดรต์โตขึ้นจะมีการผลัดอะตอมของธาตุผสมออกมาอยู่ที่บริเวณขอบเดนไดรต์มากขึ้น ซึ่งการเกิดลักษณะนี้จะสามารถสังเกตได้ชัดเจนหลังจากที่ชิ้นงานถูกกัดกรดอย่างเหมาะสม

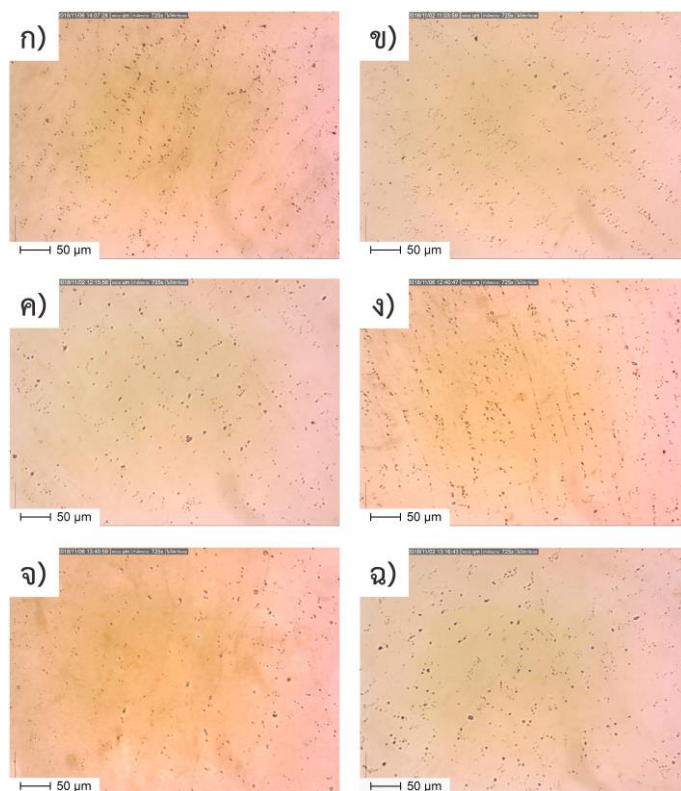


รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอม ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 3625 เท่า: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

4.1.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำละลาย

เมื่อนำชิ้นงานที่หล่อขึ้นรูปแล้วมาอบทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง พบว่าโครงสร้างจุลภาคยังคงมีลักษณะของเดนไดรต์อยู่ แต่ไม่เห็นเป็นลักษณะของ Coring effect แล้ว และคาดว่าเมื่ออุณหภูมิแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นจากการเย็นตัว ซึ่งสามารถสังเกตได้

จากการที่กัดกรดผิวชิ้นงานแล้วพบว่าเนื้อพื้นมีสีเข้มขึ้น อีกทั้งยังมีเฟสคาร์ไบด์หลงเหลืออยู่ ดังรูปที่ 4.4 และ 4.5 โดยที่คาร์ไบด์ขนาดเล็กลงและมีการกระจายตัวกันมากขึ้นเมื่อเทียบจากชิ้นงานหลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป

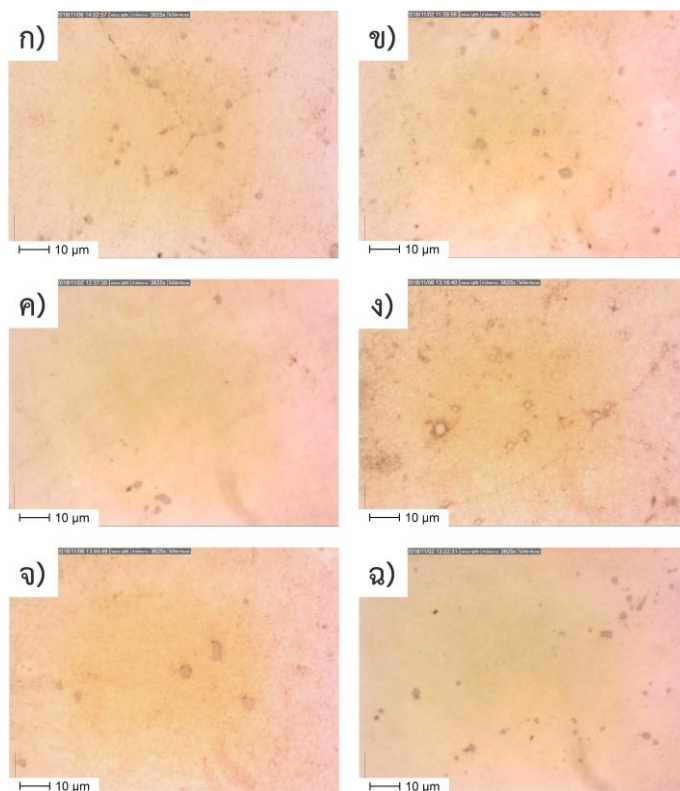


รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 725 เท่า:

ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

จากการกัดกรดแล้วพบว่าเนื้อพื้นมีสีที่เข้มขึ้น จึงทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า เพิ่มเติม พบว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์กระจายตัวอยู่เนื้อพื้นแกมมา อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นมีขนาดแตกต่างกันและมีลักษณะค่อนข้างเป็นลูกบาศก์ (cubic) ในชิ้นงานที่มีการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก รวมทั้งมีการเติมปริมาณนิกเกิลเพิ่มมากกว่าการเติมโคบอลต์ (ชิ้นงาน S2-S3) ดังรูปที่ 4.6 เพื่อให้ทราบผลของรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่แน่ชัด จึงทำการวัดค่าความกลม (Circularity) ของอนุภาคแกมมาไพรม์โดยใช้โปรแกรม ImageJ™ ซึ่งจะแสดงผลที่ได้เป็นค่า 0-1 โดยที่หากวัดได้ค่าเท่ากับ 1 หมายความว่ารูปร่างของอนุภาคมีลักษณะเป็นวงกลม ในขณะที่หากวัดได้ค่าเท่ากับ 0 หมายความว่ารูปร่างอนุภาคมีลักษณะเป็นรูปหลายเหลี่ยมที่ยืดยาวคล้ายเส้นใย [20] ผลที่ได้แสดงดังตารางที่ 4.5 และสามารถสรุป

ได้ว่าชั้นงาน S1 มีค่าความกลมสูงที่สุด ในขณะที่ชั้นงาน S2 มีค่าความกลมน้อยที่สุด เมื่อพิจารณาเฉพาะชั้นงาน S2-S6 จะเห็นได้ว่าค่าความกลมมีค่าเพิ่มขึ้นจากชั้นงาน S2 ไปยังชั้นงาน S6 ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับรูปโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.6

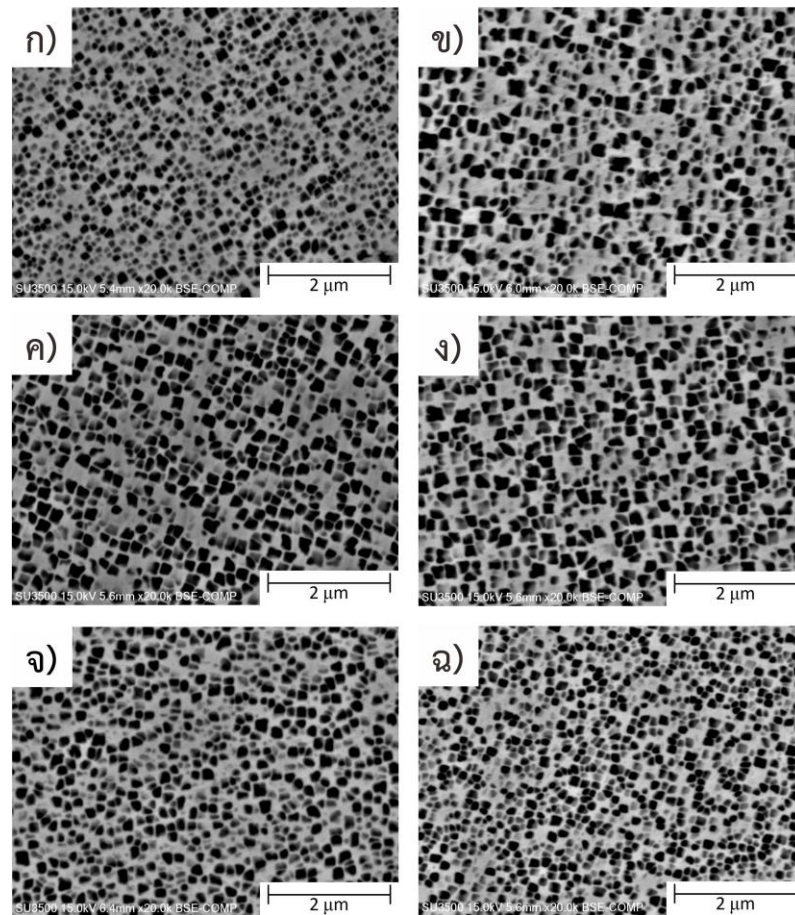


รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชั้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 3625 เท่า:

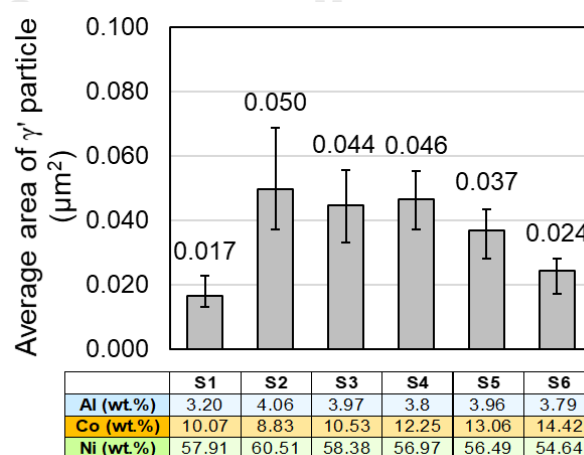
ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

ตารางที่ 4.5 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชั้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลาย

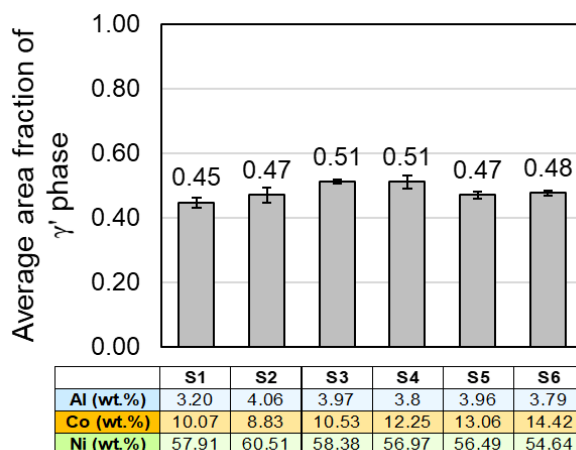
ชั้นงาน	ค่าความกลม
S1	0.90 ± 0.03
S2	0.79 ± 0.07
S3	0.78 ± 0.06
S4	0.80 ± 0.07
S5	0.85 ± 0.04
S6	0.87 ± 0.03



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6



รูปที่ 4.7 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง



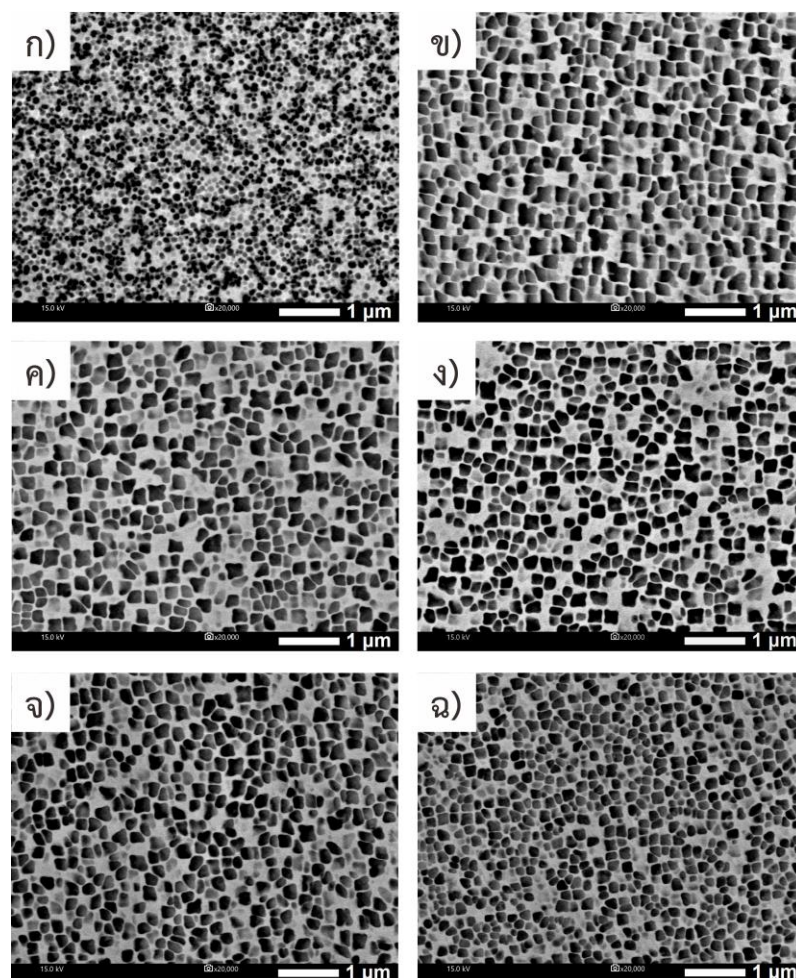
รูปที่ 4.8 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหลอมและการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

เมื่อทำการวัดขนาดโดยเฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดอยู่ในช่วง 0.017-0.050 ตารางไมครอน (μm^2) อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ที่สุดในชิ้นงาน S2 และมีขนาดเล็กที่สุดในชิ้นงาน S1 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อปริมาณอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น 1 % โดยน้ำหนัก และเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงาน S2-S6 จะเห็นว่าขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เริ่มมีขนาดเล็กลง เมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้นและนิกเกิลลดลงดังรูปที่ 4.7 สำหรับสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ในขั้นตอนนี้มีค่าอยู่ในช่วง 0.45-0.51 ซึ่งมีค่าไม่แตกต่างกันมากนัก ดังรูปที่ 4.8

4.1.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำกรรมวิธีทางความร้อน (การทำละลายและการบ่มแข็ง)

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากการหลอม การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง แสดงในรูปที่ 4.9 อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นแกมมานิกเกิล และโคบอลต์ พบว่าชิ้นงานที่มีการเติมอะลูมิเนียมจะมีขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ใหญ่กว่าและมีความเป็นลูกบาศก์มากขึ้น นอกจากนี้เมื่อทำการเปรียบเทียบเฉพาะชิ้นงาน S2-S6 จะพบว่าการเติมนิกเกิลจะเพิ่มขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์เช่นเดียวกันกับการเติมอะลูมิเนียม ซึ่งสามารถสังเกตได้ชัดเจนในชิ้นงาน S2 และ S3 เช่นเดียวกันกับขั้นตอนการทำละลาย เนื่องจากการเติมนิกเกิลและอะลูมิเนียม จะเป็นการเพิ่มธาตุผสมหลักของอนุภาคแกมมาไพรม์ (Ni_3Al) แต่การเพิ่มปริมาณ

โคบอลต์มากขึ้น จะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดเล็กลง สำหรับการเติมนิกเกิลและโคบอลต์เมื่อพิจารณาโดยภาพรวมจะพบว่าการเติมธาตุทั้งสองนั้นไม่ส่งผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์อย่างมีนัยสำคัญในขั้นตอนนี้ โดยที่อนุภาคเหล่านี้ยังมีรูปร่างเป็นลูกบาศก์อยู่ แต่เมื่อทำการวัดค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์และผลที่ได้ดังแสดงในตารางที่ 4.6 พบว่าการเติมอะลูมิเนียมและนิกเกิลเพิ่มขึ้น ส่งผลให้มีค่าความกลมน้อยลงอย่างชัดเจน ในขณะที่การเติมโคบอลต์ส่งผลให้ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์มีค่าเพิ่มขึ้น ซึ่งหมายความว่าเมื่อปริมาณอะลูมิเนียมและนิกเกิลลดลง แต่ปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น ทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีแนวโน้มที่จะมีลักษณะรูปร่างกลมมากขึ้น

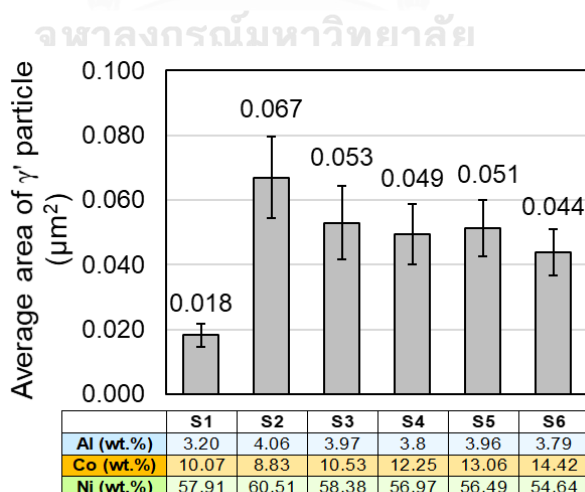


รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

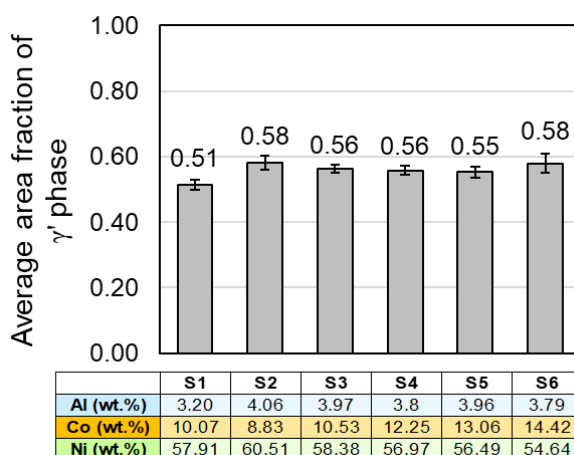
ตารางที่ 4.6 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพโรรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายและการบ่มแข็ง

ชิ้นงาน	ค่าความกลม
S1	0.89 ± 0.03
S2	0.75 ± 0.06
S3	0.78 ± 0.05
S4	0.79 ± 0.05
S5	0.78 ± 0.05
S6	0.83 ± 0.04

สำหรับขนาดของอนุภาคแกมมาไพโรรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่เฉลี่ยของเฟสแกมมาไพโรรม์หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปการทำละลายและการบ่มแข็งเป็นดังรูปที่ 4.10 และ 4.11 ตามลำดับ ขนาดของอนุภาคแกมมาไพโรรม์มีค่าอยู่ในช่วง 0.018-0.067 ตารางไมครอน โดยที่ชิ้นงาน S1 มีขนาดเล็กที่สุดและชิ้นงาน S2 มีขนาดใหญ่ที่สุด ขนาดของอนุภาคแกมมาไพโรรม์จะลดลง เมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้นและปริมาณนิกเกิลลดลง สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพโรรม์มีค่าอยู่ในช่วง 0.51-0.58 โดยที่การเพิ่มอะลูมิเนียม โคบอลต์และนิกเกิลจะส่งผลต่อการเพิ่มสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพโรรม์ เมื่อเปรียบเทียบค่าที่วัดได้จากชิ้นงาน S2-S6 เทียบกับชิ้นงาน S1 ที่มีค่าน้อยที่สุดอยู่ที่ 0.51



รูปที่ 4.10 ขนาดอนุภาคแกมมาไพโรรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

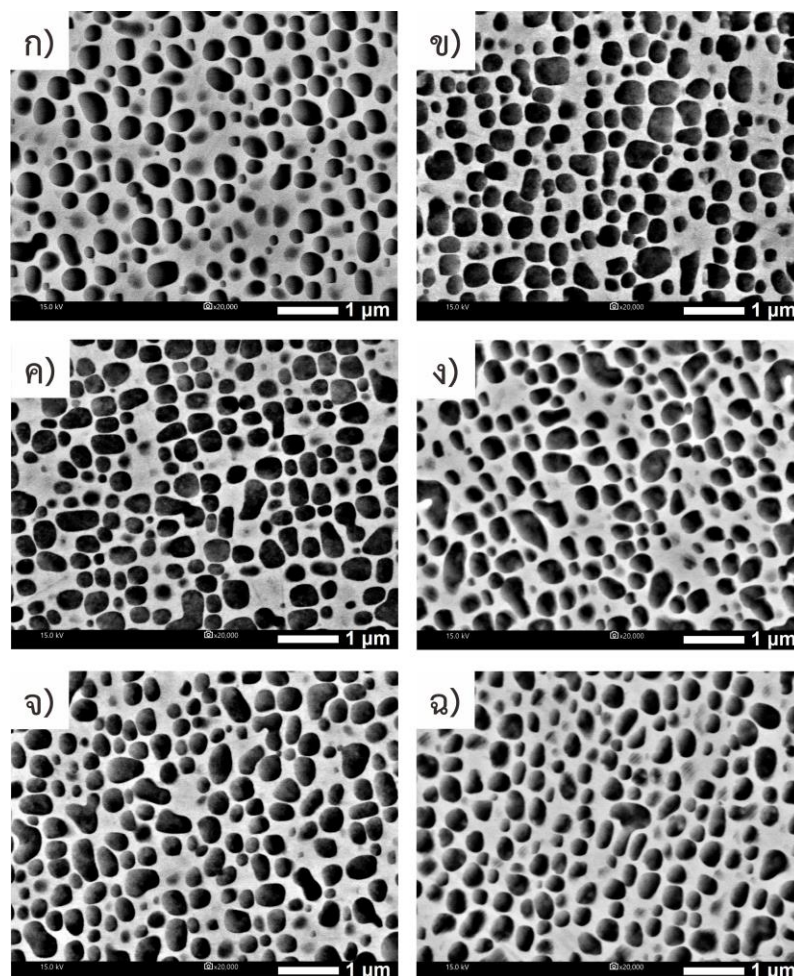


รูปที่ 4.11 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

4.1.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่ อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนและการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง แสดงในรูปที่ 4.12 เมื่อทำการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในขั้นตอนนี้กับโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นหลังจากกรรมวิธีทางความร้อนในรูปที่ 4.9 พบว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน S2-S6 มีความเหลื่อมลดลงอย่างชัดเจน ค่าความกลมอนุภาคแกมมาไพรม์แสดงในตารางที่ 4.7 ค่าความกลมที่วัดได้มีค่าไม่แตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญมากนัก แสดงว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ในทุกชิ้นงานมีลักษณะไม่แตกต่างกันมาก โดยที่ปริมาณโคบอลต์ที่เพิ่มขึ้นและปริมาณนิกเกิลที่ลดลงมีแนวโน้มทำให้รูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์มีความเหลื่อมลดลงและเป็นรูปร่างกลมมากขึ้น (ชิ้นงาน S2-S6) เพียงเล็กน้อยเท่านั้น

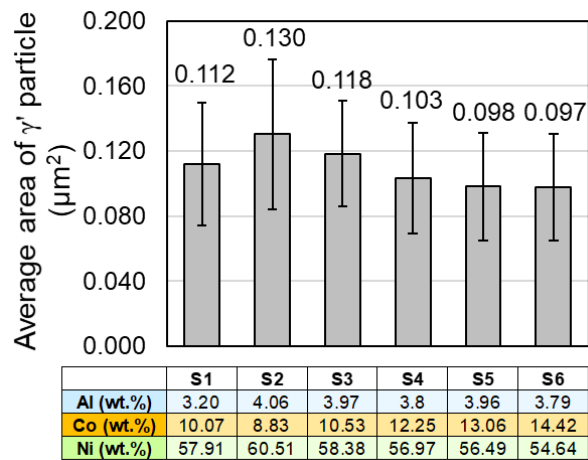
ขนาดพื้นที่เฉลี่ยของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่เฉลี่ยของเฟสแกมมาไพรม์หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง เป็นดังรูปที่ 4.13 และ 4.14 ตามลำดับ ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์มีค่าอยู่ในช่วง 0.097-0.130 μm^2 จากผลที่ได้แสดงให้เห็นว่าลักษณะการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์มีความใกล้เคียงกับลักษณะการโตที่เกิดขึ้นในขั้นตอนก่อนหน้า (ข้อ 4.1.5) เพียงแต่อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนนี้มีขนาดใหญ่กว่า (ดูรูปที่ 4.10 และ 4.13) สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์มีค่าอยู่ในช่วง 0.53-0.58 ซึ่งมีค่าไม่แตกต่างกันมากนัก



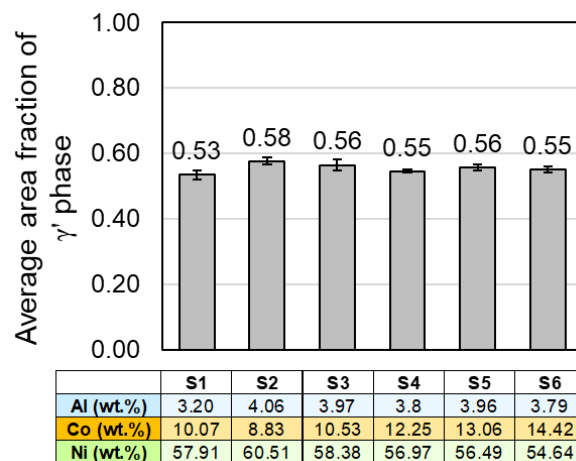
รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

ตารางที่ 4.7 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน	ค่าความกลม
S1	0.88 ± 0.02
S2	0.84 ± 0.03
S3	0.86 ± 0.03
S4	0.86 ± 0.03
S5	0.87 ± 0.02
S6	0.87 ± 0.02



รูปที่ 4.13 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

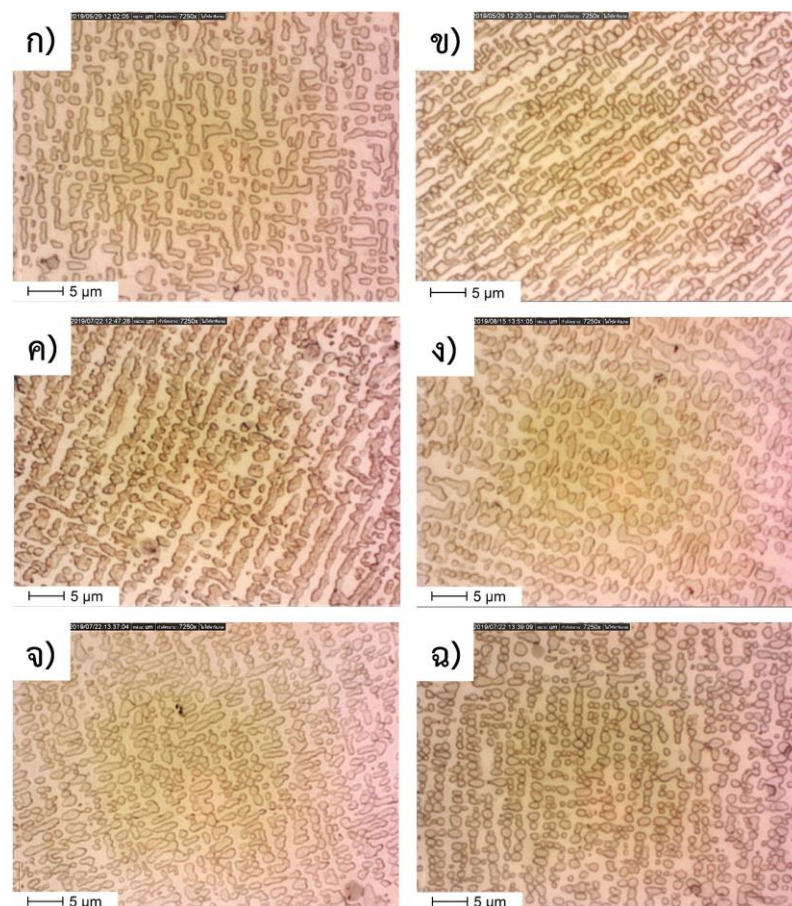


รูปที่ 4.14 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

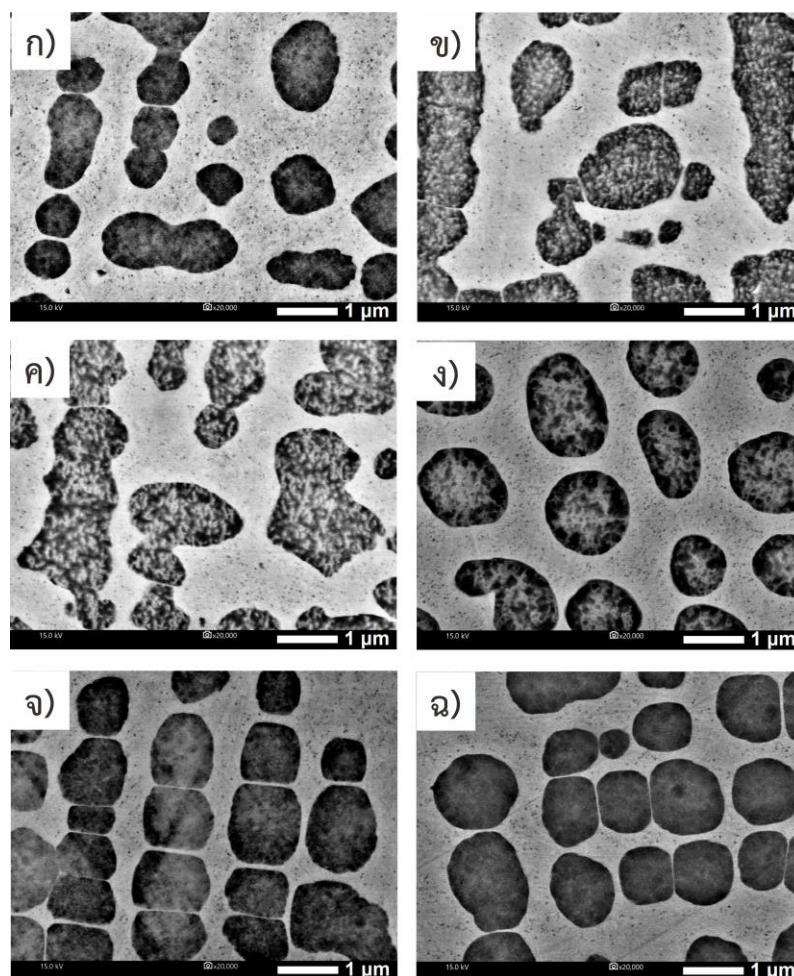
4.1.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังจากผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนและนำมาจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.15 และ 4.16 อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้น มีขนาดใหญ่ขึ้นมาก เมื่อเทียบกับขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ในรูปที่ 4.9 และ 4.12 สำหรับขั้นตอนนี้อุณหภูมิแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่มีลักษณะที่แตกต่างกันออกไปในแต่ละชิ้นงาน ซึ่งมีทั้งลักษณะทรงกลม ไม่มีความเป็นรูปร่างที่แน่ชัด รวมทั้งมีลักษณะเป็นแท่งยาว

นอกจากนี้ยังพบอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเล็กมากตกตะกอนอยู่ในเนื้อพื้นแกมมาในทุกชั้นงาน แต่อย่างไรก็ตามอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่ที่เกิดขึ้นในชั้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์สูง (ชั้นงาน S5-S6) ยังคงพยายามที่จะรักษาความเป็นเหลี่ยมของอนุภาคแกมมาไพรม์ไว้ เมื่อพิจารณาร่วมกับความกลมที่วัดได้จากอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่จากโครงสร้างจุลภาคที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดในตารางที่ 4.8 พบว่าชั้นงาน S2 และ S3 ที่มีการเติมอะลูมิเนียมและนิกเกิลเพิ่มขึ้น มีค่าความกลมน้อยที่สุด แสดงว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ที่อยู่ใกล้กันเริ่มเกิดการเชื่อมกันมากกว่าชั้นงานอื่น ๆ



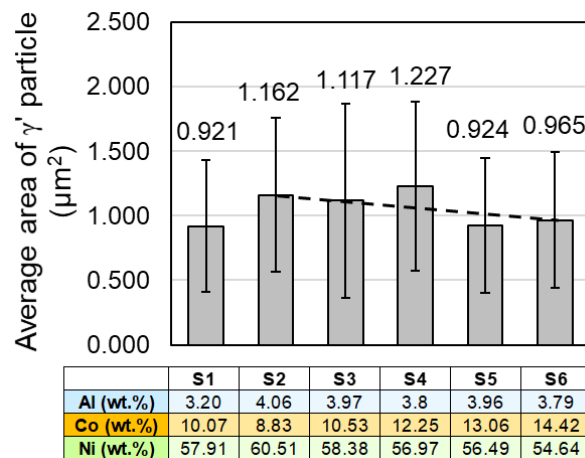
รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงที่กำลังขยาย 7250 เท่า ของชั้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6



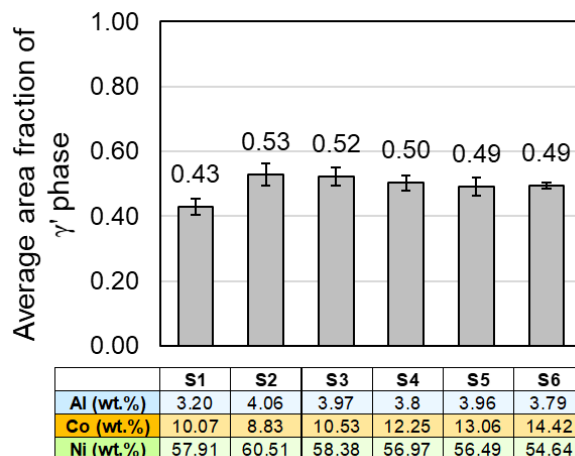
รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง: ก) S1, ข) S2, ค) S3, ง) S4, จ) S5 และ ฉ) S6

ตารางที่ 4.8 ค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน	ค่าความกลม
S1	0.76 ± 0.10
S2	0.65 ± 0.13
S3	0.64 ± 0.14
S4	0.81 ± 0.08
S5	0.75 ± 0.10
S6	0.79 ± 0.07



รูปที่ 4.17 ขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริง ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง



รูปที่ 4.18 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

เมื่อทำการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S2-S6 พบว่าเมื่อชิ้นงานถูกใช้งานที่อุณหภูมิสูง โคบอลต์สามารถลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้มากกว่านิกเกิล ทำให้ชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์สูง มีขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เล็กกว่า ดังรูปที่ 4.17 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์หลังจากชิ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง ที่คำนวณจากรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ค่าที่ได้อยู่ในช่วง 0.43-0.53 ดังรูปที่ 4.18 จากรูปจะเห็นได้ว่าการเติมอะลูมิเนียมร่วมกันกับการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในชิ้นงาน S2-S6 ส่งผลให้ค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์มีค่าสูงกว่าชิ้นงาน S1 ที่เป็นชิ้นงาน

อ้างอิง แต่เมื่อพิจารณาเฉพาะชิ้นงาน S2-S6 พบว่าการเติมโคบอลต์เพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากการจำลองการใช้งานจริงมีค่าลดลงเล็กน้อย

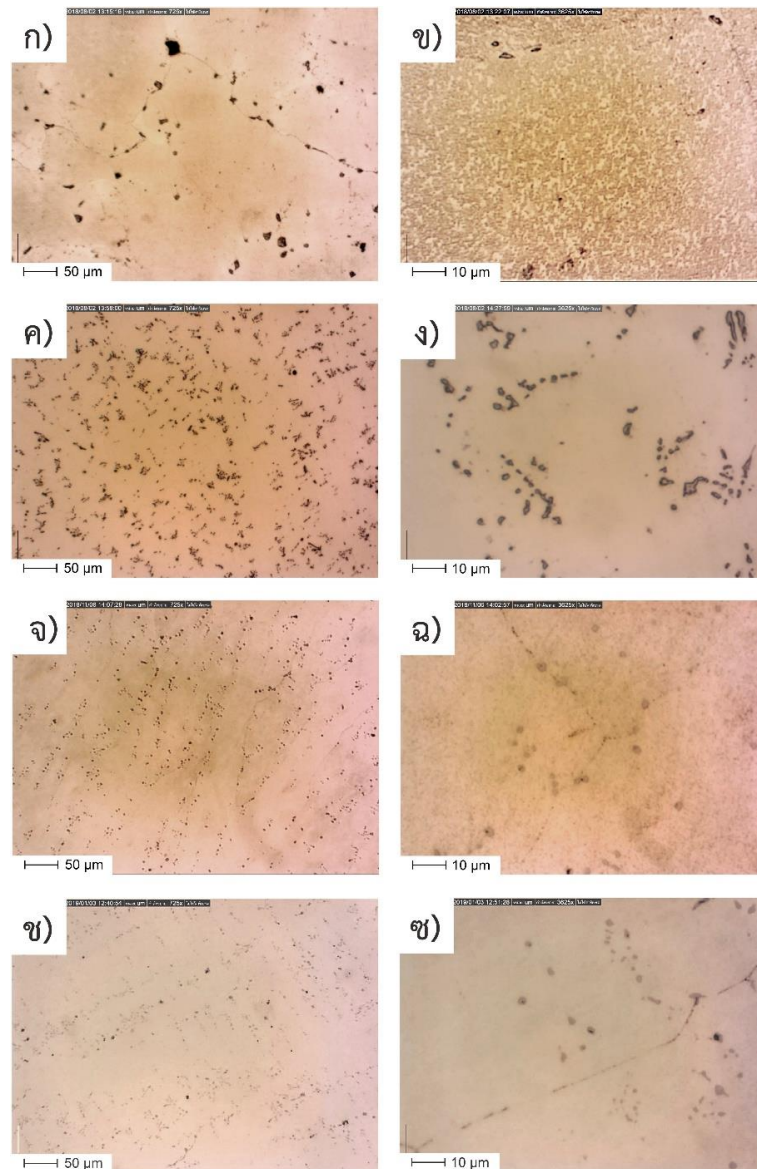
4.2 การวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.2.1 การเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคระหว่างชิ้นงานที่ได้รับและชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการหล่อขึ้นรูปและการทำกรรมวิธีทางความร้อน

จากรูปที่ 4.19 แสดงให้เห็นว่าเมื่อทำการหลอมชิ้นงานใหม่ที่ต้องใช้อุณหภูมิที่สูงและการเย็นตัวภายใต้บรรยากาศก๊าซอาร์กอน ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่ละลายกลับสู่เนื้อพื้น ทำให้เมื่อหลอมชิ้นงานใหม่แล้ว จึงเห็นเพียงโครงสร้างเดนไดรต์เท่านั้น

การแยกชั้นของธาตุผสม หรือ coring effect ที่ทำให้เกิดลักษณะของเดนไดรต์ขึ้น เกิดจากการผลึกอะตอมของธาตุผสมออกจากแกนกลางของเดนไดรต์ ซึ่งจากงานวิจัยของ Wang, B. และคณะ [14] และ Shi, Z. และคณะ [21] แสดงให้เห็นว่าธาตุผสมต่าง ๆ มีการแยกกันอยู่ระหว่างบริเวณแกนกลางของเดนไดรต์และบริเวณขอบเดนไดรต์ โดยธาตุที่แยกมาอยู่ในแกนกลางของเดนไดรต์ เช่น โคบอลต์ โครเมียม โมลิบดีนัม ทั้งสแตน ในขณะที่ธาตุอะลูมิเนียม แทนทาลัม ไนโอเบียม จะถูกผลึกมาอยู่ที่ขอบเดนไดรต์มากกว่า ด้วยเหตุนี้ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มักจะตกตะกอนบริเวณขอบเดนไดรต์มากกว่าและมีขนาดที่ใหญ่กว่า รวมทั้งคาร์ไบด์ประเภท MC ที่เกิดขึ้นหลังจากการหล่อขึ้นรูปและจะเกิดขึ้นบริเวณขอบเดนไดรต์มากกว่าเช่นเดียวกัน

เมื่อพิจารณาส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้จากการทดสอบด้วยสปาร์กออพติคอลอิมีสชันสเปกโทรมิเตอร์ (Spark-OES) และอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (SEM-EDS) ในตารางที่ 3.1 จะเห็นว่าธาตุที่มีค่าแตกต่างกันธาตุหนึ่ง คือ แทนทาลัม ทำให้สันนิษฐานได้ว่าคาร์ไบด์ที่อาจจะเกิดขึ้นเป็นส่วนใหญ่คือ แทนทาลัมคาร์ไบด์ที่เป็นประเภท MC เนื่องจากการทดสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน ได้มีการเลือกทดสอบบริเวณที่ไม่มีคาร์ไบด์อยู่ เมื่อทำการเปรียบเทียบค่ากันจะเห็นว่าปริมาณของแทนทาลัมที่วัดได้ด้วยอุปกรณ์วิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานมีค่าน้อยกว่าการวัดด้วยวิธีสปาร์กออพติคอลอิมีสชันสเปกโทรมิเตอร์ นอกจากนี้เมื่อศึกษาในงานวิจัยอื่น ๆ เพิ่มเติมเกี่ยวกับธาตุที่รวมตัวกับคาร์บอนแล้วเกิดเป็นคาร์ไบด์ประเภท MC ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล พบว่าแทนทาลัมเป็นหนึ่งในธาตุที่มักจะตรวจพบในคาร์ไบด์ประเภทนี้ [11, 22-24]



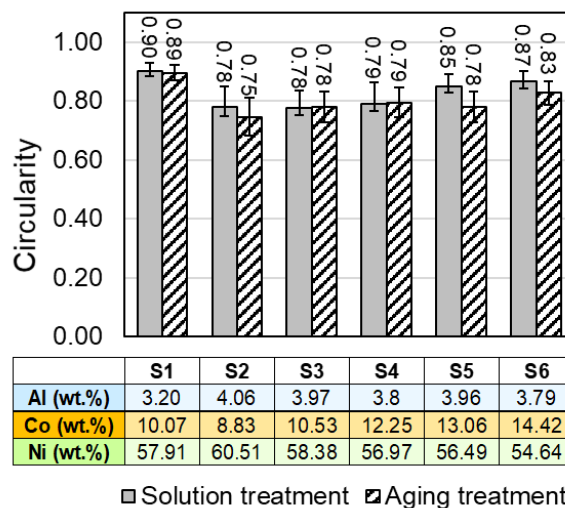
รูปที่ 4.19 การเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ระหว่าง: ก) และ ข) ชิ้นงานที่ได้รับ, ค) และ ง) ชิ้นงาน S1 หลังจากการหล่อขึ้นรูป, จ) และ ฉ) ชิ้นงาน S1 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง, ช) และ ซ) ชิ้นงาน S1 ที่ผ่านการทำละลายและการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

เมื่ออบทำละลายหลังจากการหล่อขึ้นรูป โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นยังคงมีความเป็นเดนไดรต์อยู่ และตามหลักทฤษฎีในขั้นตอนนี้จะไม่พบลักษณะของการแยกชั้นของธาตุผสมแล้ว เนื่องจากการทำละลายจะเป็นการทำให้ส่วนผสมทางเคมีมีความสม่ำเสมอทั้งชิ้นงานมากขึ้น รวมทั้งยังละลายเฟสทุติยภูมิต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นกลับสู่เฟสเนื้อพื้นอีกด้วย [6] ซึ่งส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพโรมและคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้น มีขนาดเล็กลงและละลายกลับสู่เนื้อพื้นแกมมา แต่อย่างไรก็ตาม จากโครงสร้าง

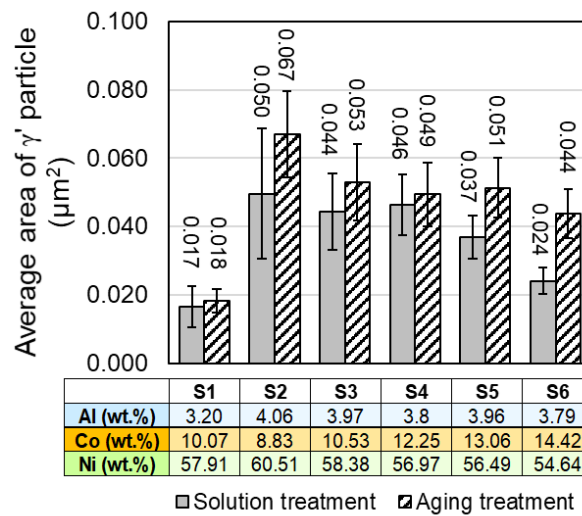
จุลภาคที่เกิดขึ้นดังรูปที่ 4.19จ และ 4.19ข ที่มีอนุภาคแกมมาไพรม์หลงเหลืออยู่ แสดงให้เห็นว่าในขั้นตอนการทำละลายนี้ ไม่สามารถละลายอนุภาคแกมมาไพรม์กลับสู่เนื้อพื้นได้ทั้งหมด ซึ่งอาจเกิดขึ้นได้เนื่องจากการเย็นตัวในอากาศที่ไม่รวดเร็วมากพอหลังจากขึ้นงานผ่านการทำละลาย จึงทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเล็กขึ้นมาใหม่ ปัญหานี้อาจทำการแก้ไขได้ โดยการใช้ก๊าซอาร์กอนเป่าบริเวณขึ้นงานขณะที่นำออกมาเย็นตัวนอกเตา เพื่อช่วยให้ขึ้นงานเย็นตัวได้เร็วยิ่งขึ้น

เมื่อทำการบ่มแข็งขึ้นงานต่อจากการทำละลาย โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นยังคงมีลักษณะเป็นเดนไดรต์เช่นเดียวกัน แต่มีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ในเนื้อพื้นแกมมาที่มากขึ้น รวมทั้งมีคาร์ไบด์ตกตะกอนทั้งแกนกลางเดนไดรต์และขอบเดนไดรต์ รวมทั้งบริเวณขอบเกรนอีกด้วย ซึ่งคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นคาดว่าจะพบทั้งคาร์ไบด์ประเภท MC อยู่ภายในเกรนและคาร์ไบด์ประเภท $M_{23}C_6$ และ M_6C ที่เกิดจากการสลายตัวของคาร์ไบด์ประเภท MC อยู่บริเวณขอบเกรนเป็นส่วนใหญ่ [3, 8, 11]

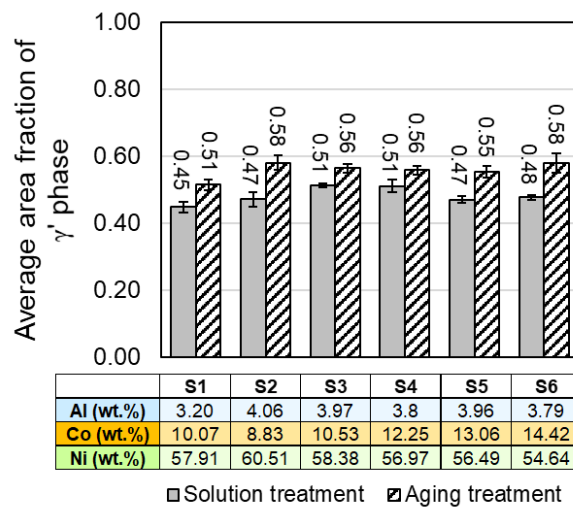
4.2.2 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ของขึ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายและการบ่มแข็ง



รูปที่ 4.20 การเปรียบเทียบค่าความกลมของอนุภาคแกมมาไพรม์ในขึ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



รูปที่ 4.21 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



รูปที่ 4.22 การเปรียบเทียบสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

เมื่อทำการบ่มแข็งหลังจากการทำละลายจะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีลักษณะเป็นทรงเหลี่ยมมากขึ้น เนื่องจากค่าความกลมที่ลดลงและมีค่าอยู่ในช่วงรูปสี่เหลี่ยมจัตุรัส (0.78) ดังรูปที่ 4.20 อีกทั้งยังเป็นการเพิ่มขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ ดังรูปที่ 4.21 และ 4.22 ตามลำดับ เมื่อทำการเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 4.6 และ

4.9 จะเห็นได้ว่ามีอนุภาคแกมมาไพรม์ตกตะกอนและกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นแกมมาอย่างสม่ำเสมอมากขึ้นหลังจากทำการบ่มแข็ง ซึ่งเป็นขั้นตอนที่ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ตกตะกอนเพิ่มมากขึ้น และสามารถเห็นผลได้ชัดเจนในชิ้นงาน S2-S6 ที่มีการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก เนื่องจากอะลูมิเนียมเป็นธาตุที่รวมกับนิกเกิลแล้วจะเกิดเป็นสารประกอบ Ni_3Al ซึ่งก็คืออนุภาคแกมมาไพรม์จากการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ลักษณะทรงเหลี่ยมที่เพิ่มมากขึ้นหลังจากการบ่มแข็ง แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานมีโครงสร้างจุลภาคที่พร้อมต่อการนำไปจำลองการใช้งานจริงมากขึ้น

4.2.3 ผลของธาตุผสมต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์

โดยทั่วไปรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้น จะขึ้นอยู่กับค่าความแตกต่างของโครงผลึกสัมบูรณ์ (Absolute lattice misfit, $|\delta|$) ซึ่งค่านี้จะแปรผันตามค่าตัวแปรของโครงผลึก (Lattice parameter, a) ของเนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพรม์ ดังสมการที่ (4.1) [3, 25]

$$|\delta| = \frac{2|a_{\gamma'} - a_{\gamma}|}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}} \quad (4.1)$$

เมื่อ $|\delta|$ คือ ความแตกต่างของโครงผลึกสัมบูรณ์ (Absolute lattice misfit)

$a_{\gamma'}$ คือ ตัวแปรของโครงผลึกของอนุภาคแกมมาไพรม์ (Lattice parameter of γ' particle)

a_{γ} คือ ตัวแปรของโครงผลึกของเนื้อพื้นแกมมา (Lattice parameter of γ matrix)

นอกจากนี้ ค่าตัวแปรของโครงผลึกจะเปลี่ยนแปลงตามการแยกกันอยู่ของอะตอมของธาตุผสมต่าง ๆ ในเนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพรม์ (partitioning of solute atoms) อนุภาคแกมมาไพรม์จะมีลักษณะรูปร่างกลม เมื่อค่า $|\delta|$ มีค่าเข้าใกล้ศูนย์ แต่เมื่อค่า $|\delta|$ มากขึ้น อนุภาคแกมมาไพรม์จะกลายรูปร่างเป็นทรงเหลี่ยมมากขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม เมื่อค่า $|\delta|$ มีค่ามากเกินไป จะส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์เกิดการโตเป็นรูปร่างกลมอย่างรวดเร็วมากขึ้น ก่อนจะรวมตัวกันจนมีลักษณะไม่เป็นรูปร่างที่ชัดเจน รวมทั้งเกิดเป็นลักษณะแบบแพ (Rafting) [3, 14, 25]

อะตอมของธาตุผสมประเภทโคบอลต์ โครเมียม โมลิบดีนัม เรเนียม และรูเทเนียม จะแยกไปอยู่ที่เนื้อพื้นแกมมาแบบแทนที่ (Substitutional solid solution) มากกว่า ซึ่งอะตอมเหล่านี้จะส่งผลต่อค่าตัวแปรของโครงผลึกของเนื้อพื้นแกมมาเป็นหลัก โดยจะส่งผลมากหรือน้อยจะขึ้นอยู่กับขนาดอะตอมของแต่ละธาตุผสม ในขณะที่อะตอมของธาตุผสมประเภทอะลูมิเนียม

ไทเทเนียม และแทนทาลัม มักจะแยกไปอยู่ที่อนุภาคแกมมาไพโรมมากกว่าและส่งผลต่อค่าตัวแปรของโครงสร้างของอนุภาคแกมมาไพโรมเป็นหลัก [3, 25]

ดังนั้น การเติมธาตุผสมต่าง ๆ ในปริมาณที่แตกต่างกันในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล จะส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงค่าตัวแปรของโครงสร้างของอนุภาคแกมมาไพโรม ซึ่งทำให้ค่า $|\delta|$ และรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพโรมที่เกิดขึ้นเปลี่ยนแปลงไปเช่นเดียวกัน

การเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ในชิ้นงาน S2-S6 จะเป็นการเพิ่มค่า $|\delta|$ ซึ่งทำให้อนุภาคแกมมาไพโรมมีความเป็นสี่เหลี่ยมมากขึ้น [16] ซึ่งสามารถสังเกตได้ชัดเจนในรูปที่ 4.9 แต่เมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้นจะเป็นการลดค่า $|\delta|$ ทำให้อนุภาคแกมมาไพโรมมีรูปร่างที่มีความกลมมากขึ้น [13-14] ในขณะที่นิกเกิลจะไม่ส่งผลต่อค่า $|\delta|$ อย่างมีนัยสำคัญมากนัก เนื่องจากอะตอมของนิกเกิลสามารถละลายได้ดีทั้งในเนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพโรม [3, 26]

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคและค่าความกลมในตารางที่ 4.6 แสดงให้เห็นว่าอะลูมิเนียมและโคบอลต์ส่งผลต่อลักษณะรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพโรมในขั้นตอนการทำกรรมวิธีทางความร้อน แต่เมื่อนำชิ้นงานมาจำลองการใช้งานจริง พบว่าการเติมอะลูมิเนียม, โคบอลต์และนิกเกิลไม่ส่งผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพโรมที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส มากนัก เนื่องจากค่าความกลมที่วัดได้ในตารางที่ 4.7 ของทุกชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกัน โดยการเติมอะลูมิเนียมร่วมกับนิกเกิลจะช่วยให้อนุภาคแกมมาไพโรมคงความเหลี่ยมไว้ ซึ่งสังเกตได้จากรูปที่ 4.12ข ในขณะที่โคบอลต์จะส่งผลให้ลักษณะของอนุภาคแกมมาไพโรมมีแนวโน้มเป็นรูปร่างกลมมากขึ้น ดังรูปที่ 4.12จ

เมื่อพิจารณาอนุภาคแกมมาไพโรมที่เกิดขึ้นหลังจากจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส จะเห็นได้ว่าการเติมอะลูมิเนียมร่วมกับการเติมนิกเกิลจะส่งผลให้เกิดการเชื่อมกันของอนุภาคแกมมาไพโรมมากขึ้น ซึ่งจะส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของชิ้นงาน เนื่องจากอะลูมิเนียมจะเป็นธาตุที่เพิ่มค่า $|\delta|$ โดยมีนิกเกิลเป็นธาตุที่ส่งผลร่วม แต่ในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์ 13.06% โดยน้ำหนัก ขึ้นไป (ชิ้นงาน S5 และ S6) ยังคงรักษาความเสถียรของอนุภาคแกมมาไพโรมไว้ได้มากกว่าชิ้นงานอื่น ๆ เนื่องจากโคบอลต์เป็นธาตุที่ช่วยในการลดค่า $|\delta|$ และยังช่วยลดการสูญเสียความเป็น coherency ระหว่างเนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพโรม รวมทั้งยับยั้งการเชื่อมกันของอนุภาคแกมมาไพโรมที่อยู่ใกล้กันดังรูปที่ 4.15 และ 4.16 อีกด้วย [13]

นอกจาก 3 ธาตุที่กล่าวมานั้น ยังมีอีก 1 ธาตุที่สำคัญ คือ โครเมียม ซึ่งเป็นธาตุที่เพิ่มค่า $|\delta|$ [27-28] โดยที่ชิ้นงาน S1 มีปริมาณโครเมียมมากกว่าชิ้นงาน S2-S6 ประมาณ 1% โดยน้ำหนัก (ดูตารางที่ 4.4) ปริมาณโครเมียมที่น้อยลง 1% โดยน้ำหนัก จะส่งผลให้ค่า $|\delta|$ ลดลง และความเหลี่ยมของอนุภาคแกมมาไพโรมลดลง แต่ลักษณะรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพโรมในชิ้นงาน S2-S6 ยังคงมีความเหลี่ยมอยู่ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอะลูมิเนียมส่งผลต่ออนุภาคแกมมาไพโรมมากกว่า

โครเมียมในขั้นตอนการทำกรรมวิธีทางความร้อน ในขณะที่เมื่อจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง โครเมียมเป็นธาตุที่เพิ่มการโอกาสในการเกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ในลักษณะแพ่มากขึ้น [28]

4.2.4 ผลของธาตุผสมต่อขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์

การเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก เป็นการเพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ [16] เนื่องจากอะลูมิเนียมเป็นธาตุที่เมื่อรวมกับนิกเกิลแล้วจะเกิดเป็นสารประกอบ Ni_3Al ซึ่งก็คือ อนุภาคแกมมาไพรม์ นอกจากนี้จากงานวิจัยของ Long, H. และคณะ [25] และ Wu, Q. และคณะ [29] ได้รายงานว่าอะตอมของอะลูมิเนียมสามารถแพร่ในสารละลายของแข็งนิกเกิลได้อย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์มากขึ้นและอนุภาคแกมมาไพรม์จะมีขนาดใหญ่มากขึ้น เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพรม์จะมีการโตอย่างรวดเร็วมากขึ้น

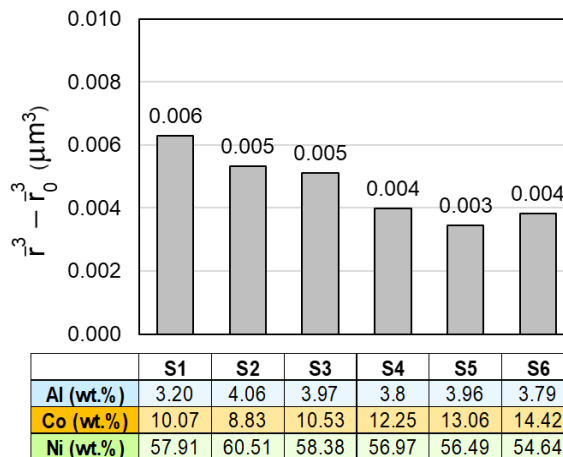
สำหรับการเติมนิกเกิล เมื่อปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้น จะทำให้นิกเกิลละลายได้ดีทั้งในเนื้อพื้นแกมมาและอนุภาคแกมมาไพรม์ [26] ซึ่งส่งผลให้มีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เพิ่มขึ้น ในขณะที่นิกเกิลในเนื้อพื้นแกมมาจะส่งผลต่อความเสถียรของเฟสต่าง ๆ ดังนั้นการเติมนิกเกิลจะเป็นการเพิ่มขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมา รวมทั้งยับยั้งการเกิดเฟสที่ซีพี (TCP phases) ได้อีกด้วย [3]

การเติมโคบอลต์จะเป็นการลดคาร์ซีพีวิกฤตของการเกิดอนุภาคแกมมาไพรม์ [12] และอุณหภูมิเส้นโซวัสของเฟสแกมมาไพรม์ [13-14] ซึ่งส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดเล็กลง นอกจากนี้การเติมโคบอลต์ยังเป็นการลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ [14, 30] เนื่องจากโคบอลต์จะลดการแพร่ของธาตุผสมต่าง ๆ ในเนื้อพื้นแกมมา [14] จึงส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 มีขนาดลดลงเมื่อมีปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น

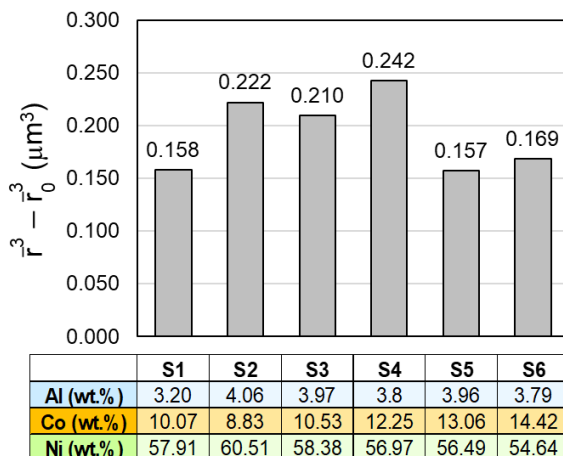
อย่างไรก็ตามเมื่อพิจารณารูปที่ 4.11 โดยภาพรวม พบว่าการเติมอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น 1% โดยน้ำหนัก จะเป็นปัจจัยหลักต่อการเพิ่มสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ ในขณะที่การเติมโคบอลต์และนิกเกิลในชิ้นงาน S2-S6 ไม่ส่งผลต่อความแตกต่างของสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์อย่างมีนัยสำคัญมากนัก ในขั้นตอนการทำกรรมวิธีทางความร้อน รวมทั้งการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 4.14

แต่เมื่อจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส สัดส่วนเชิงพื้นที่จะลดลงเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 4.18 มีความเป็นไปได้ว่าโคบอลต์จะช่วยลดการแยกกันของธาตุผสมระหว่างบริเวณเนื้อพื้นแกมมาและเฟสแกมมาไพรม์ของธาตุโครเมียม โมลิบดีนัม และ

ทั้งสแตนด์ขณะการจำลองการใช้งานจริง โดยการลดสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพรม์ ส่งผลให้ความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคเพิ่มขึ้น (ค่า $|\delta|$ ลดลง) รวมทั้งยับยั้งการเกิดเฟสที่ซีพีได้อีกด้วย [13]



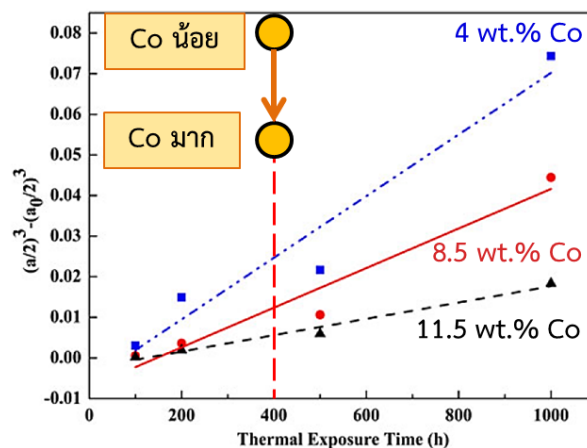
รูปที่ 4.23 ความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.24 ความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส

เมื่อทำการหาค่าความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสาม ($r^3 - r_0^3$) ซึ่งแสดงอยู่ในสมการที่ 2.1 ของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง จากทฤษฎีของ LSW ที่ได้กล่าวไว้ในบทที่ 2 โดยใช้รูปภาพโครงสร้างจุลภาคที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบ

ส่องกราดในการคำนวณ เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของขนาดและการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากการจำลองการใช้งานจริงที่ทั้งสองอุณหภูมิ ผลการคำนวณที่ได้แสดงในรูปที่ 4.23 และ 4.24 ตามลำดับ ในกรณีที่ขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ค่าความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามในชิ้นงาน S2-S6 ที่มีการเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก รวมทั้งมีการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในปริมาณที่ต่างกันไป มีค่าน้อยกว่าชิ้นงาน S1 และค่าความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามจะลดลงอีก เมื่อทำการเติมโคบอลต์เพิ่มขึ้นและลดปริมาณการเติมนิกเกิลลง แสดงให้เห็นว่าการเติมนิกเกิลและโคบอลต์จะช่วยลดการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้ โดยคาดว่าโคบอลต์จะเป็นธาตุที่ส่งผลมากกว่า เช่นเดียวกับในกรณีขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส ที่จะเห็นได้ว่าการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S5 และ S6 ที่มีปริมาณโคบอลต์มากกว่าชิ้นงานอื่น ๆ มีแนวโน้มที่จะโตช้ากว่าในชิ้นงานที่มีปริมาณนิกเกิลมากกว่า เนื่องจากโคบอลต์เป็นธาตุที่ส่งผลต่อการลดการแพร่ของธาตุผสมต่าง ๆ ในเนื้อพื้นแกมมา นอกจากนี้ยังมีความเป็นไปได้ว่า แมวนิกเกิลเป็นธาตุที่เพิ่มความเสถียรของโครงสร้างจุลภาค แต่นิกเกิลยังเป็นธาตุที่เพิ่มการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์เช่นเดียวกัน จึงทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานที่มีการเติมนิกเกิลมากกว่าการเติมโคบอลต์ ร่วมกับการเติมอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น 1% โดยน้ำหนัก (ชิ้นงาน S2-S3) เกิดการโตที่รวดเร็วกว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงานที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์มากกว่านิกเกิลด้วยเหตุผลข้างต้น จึงเห็นได้ว่าการลดลงของนิกเกิลจะส่งผลร่วมกับการเพิ่มขึ้นของโคบอลต์ต่อการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ลดลง



รูปที่ 4.25 การเปรียบเทียบความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 ที่ผ่านการจำลองการใช้งานมาแล้ว 400 ชั่วโมง กับผลการทดลองในการคำนวณอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ ของ Wang, B. และคณะ ที่ผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส (ดัดแปลงจาก [14])

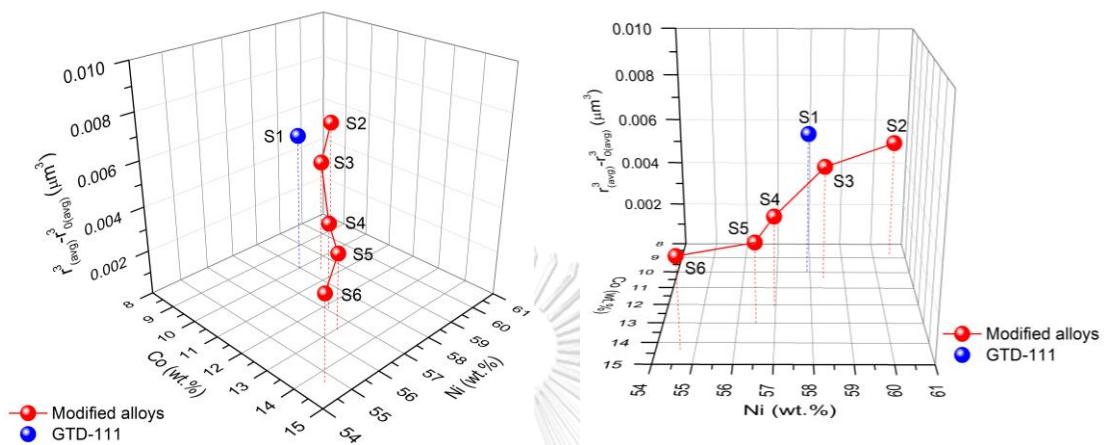
เมื่อนำค่าความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 ที่ผ่านการจำลองการใช้งานมาแล้ว 400 ชั่วโมง (รูปที่ 4.24) มาเปรียบเทียบกับผลการทดลองในการคำนวณอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ต่อปริมาณโคบอลต์ที่เปลี่ยนแปลงไปของ Wang, B. และคณะ [14] ดังรูปที่ 2.11 ที่ผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เช่นเดียวกัน พบว่าในชิ้นงานที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์มากกว่านิกเกิล (ชิ้นงาน S5 และ S6) มีแนวโน้มในการลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ได้ดังรูปที่ 4.25 ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองของ Wang, B. และคณะ

เพื่อให้เห็นผลของการเติมธาตุโคบอลต์และนิกเกิลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดและการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ชัดเจนขึ้น ในงานวิทยานิพนธ์นี้จึงทำการวาดกราฟ 3 แกน ที่แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโคบอลต์และนิกเกิลในชิ้นงาน S1-S6 ที่ตรวจสอบด้วย SEM-EDS ต่อค่าความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4.26 และ 4.27 ตามลำดับ โดยจุดสีน้ำเงินเป็นตัวแทนของชิ้นงาน S1 ที่เป็นชิ้นงานอ้างอิง และจุดสีแดงเป็นตัวแทนของชิ้นงาน S2-S6 ที่มีปริมาณโคบอลต์และนิกเกิลที่แตกต่างกัน

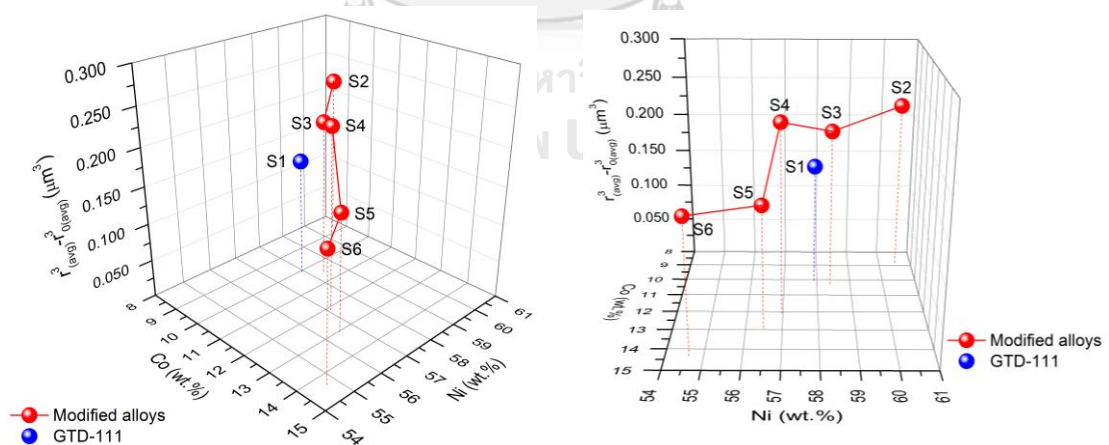
เมื่อพิจารณาเฉพาะผลที่เกิดขึ้นในชิ้นงาน S2-S6 จากทั้งสองกราฟ (รูปที่ 4.26 และ 4.27) จะพบว่าในช่วงแรกที่มีการเติมปริมาณโคบอลต์น้อยกว่าการเติมปริมาณนิกเกิล (ชิ้นงาน S2 และ S3) กราฟมีแนวโน้มโค้งไปทางแกนของโคบอลต์มากกว่า ซึ่งหมายความว่า ในช่วงแรกการเพิ่มปริมาณโคบอลต์มีแนวโน้มที่จะส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์มากกว่า เนื่องจากอัตราการเปลี่ยนแปลงของปริมาณโคบอลต์น้อยกว่าอัตราการเปลี่ยนแปลงของปริมาณนิกเกิล แต่ให้ผลการเปลี่ยนแปลงของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เท่ากัน ในทางกลับกันเมื่อทำการเติมปริมาณโคบอลต์มากกว่าปริมาณนิกเกิล (ชิ้นงาน S5 และ S6) กราฟจะโค้งไปทางแกนของนิกเกิล ซึ่งหมายความว่า การลดลงของปริมาณนิกเกิลมีแนวโน้มที่จะส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์มากกว่า จากผลที่ได้แสดงให้เห็นว่าทั้งการเพิ่มปริมาณโคบอลต์และการลดลงของปริมาณนิกเกิลส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดและการโตอนุภาคแกมมาไพรม์หลังจากการจำลองการใช้งานจริงทั้งสองอุณหภูมิ

แต่อย่างไรก็ตาม เมื่อมองแนวโน้มของผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นโดยภาพรวม ทั้งในรูปที่ 4.26 และ 4.27 จะเห็นได้ว่ากราฟทั้งสองไม่ได้แสดงผลในการโค้งเข้าหาแกนของโคบอลต์ หรือแกนของนิกเกิลอย่างชัดเจนมากนัก เนื่องจากการเติมธาตุผสมทั้งสองธาตุนี้ เป็นการเติมในปริมาณที่เท่า ๆ กันและมีการกำหนดเงื่อนไขในการเติมแบบสวนทางกัน เพื่อลดผลกระทบที่อาจเกิดขึ้นได้จากส่วนผสมทางเคมีของธาตุผสมอื่น ๆ เช่น โครเมียม ไทเทเนียม ทังสเทน เป็นต้น ที่จะเปลี่ยนแปลงไป หากทำการเติมธาตุผสม

ทั้งสองพร้อม ๆ กัน ทำให้เห็นผลที่เกิดขึ้นจากการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในปริมาณที่แตกต่างกันได้ ไม่ชัดเจนมากนักในงานวิทยานิพนธ์นี้ หากต้องการเห็นผลของการเติมธาตุทั้งสองที่ชัดเจนมากขึ้น ควรทำเพิ่มขึ้นงานที่เติมเฉพาะโคบอลต์ และชิ้นงานที่เติมเฉพาะนิกเกิลในปริมาณที่เพิ่มขึ้นเท่า ๆ กัน



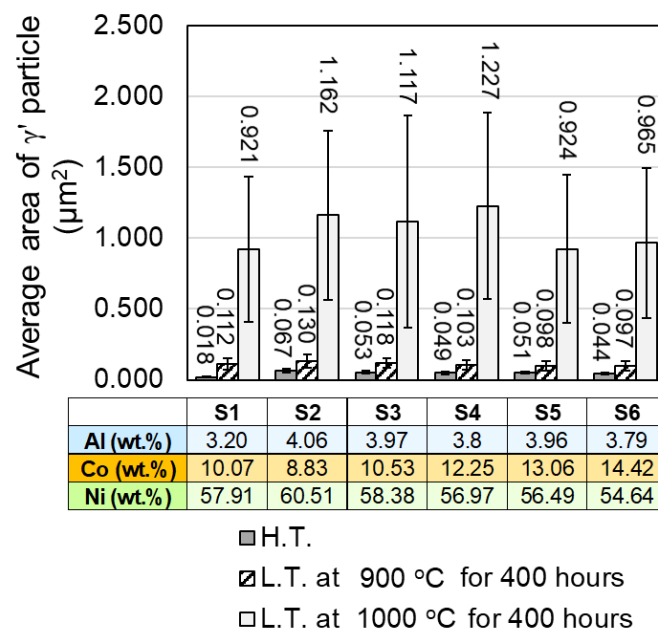
รูปที่ 4.26 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโคบอลต์และนิกเกิลต่อความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.27 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณโคบอลต์และนิกเกิลต่อความแตกต่างของรัศมีเฉลี่ยกำลังสามของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส

นอกจากผลของธาตุทั้งสามธาตุนี้ ยังมีธาตุโครเมียมที่ส่งผลต่ออนุภาคแกมมาไพรม์ โดยที่โครเมียมส่งผลในการลดอุณหภูมิโซลัสของเฟสแกมมาไพรม์ [27] และการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ ดังนั้นโครเมียมที่ลดลงประมาณ 1% โดยน้ำหนัก ในชิ้นงาน S2-S6 อาจส่งผลให้มีการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์มากขึ้น รวมทั้งอนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้น หลังจากการขึ้นงานผ่านการบ่มแข็ง [28] ผลจากการที่ปริมาณของโครเมียมลดลงและการเพิ่มปริมาณอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 มีขนาดใหญ่ขึ้น

4.2.5 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์ของชิ้นงาน S1-S6 ระหว่างก่อนและหลังการจำลองการใช้งานจริง



รูปที่ 4.28 การเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนและการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (H.T. คือ กรรมวิธีทางความร้อน และ L.T. คือ การจำลองการใช้งานจริง)

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังจากผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อนและนำมาจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง จะทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้นในทุกชิ้นงาน เนื่องจากการจำลองการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพรม์ที่มีขนาดเล็กละลายกลับสู่นีออนเฟสแกมมาไพรม์ แล้วธาตุต่าง ๆ ที่ละลายกลับสู่นีออนเฟสจะแพร่ไปยังอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่ ทำให้อนุภาคแกมมาไพรม์มีขนาดใหญ่ขึ้น เพื่อ

รักษาความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์ โดยการลดพลังงานพื้นผิวและรักษาสัดส่วนเชิงปริมาตรของเฟสแกมมาไพรม์ไว้ [31-33] ซึ่งแสดงในรูปที่ 4.9 และ 4.12

รูปที่ 4.28 แสดงการเปรียบเทียบขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ก่อนและหลังการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง จากรูปแสดงให้เห็นว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากการจำลองการใช้งานจริงมีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อเทียบกับขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้หลังจากการทำผ่านกรรมวิธีทางความร้อน รวมทั้งเมื่อปริมาณโคบอลต์เพิ่มขึ้น จะช่วยลดขนาดและอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ขณะจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง ซึ่งสามารถสังเกตได้ชัดในชิ้นงาน S5 และ S6 นอกจากนี้อุณหภูมิการใช้งานที่เพิ่มขึ้น 100 องศาเซลเซียส จาก 900 เป็น 1000 องศาเซลเซียส ส่งผลต่อการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์อย่างมาก เนื่องจากอุณหภูมิการใช้งานส่งผลต่อการแพร่ของธาตุผสมต่าง ๆ ซึ่งสามารถอธิบายได้จากสมการอาร์เรเนียส (Arrhenius equation) [24, 33] ดังสมการที่ (4.2)

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4.2)$$

เมื่อ	D	คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient)
	D_0	คือ ค่าคงที่ของการแพร่ (Diffusion constant)
	Q	คือ ค่าพลังงานการกระตุ้นสำหรับการแพร่ (Activation energy for diffusion)
	R	คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (Gas constant)
	T	คือ อุณหภูมิ

จากสมการที่ 4.2 แสดงให้เห็นว่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของธาตุผสมจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ จากทฤษฎี Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) ได้กล่าวไว้ว่า กระบวนการแพร่ของอะตอมเป็นกลไกที่ควบคุมการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ [15, 33] โดยการละลายอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดเล็กกลับสู่อุณหภูมิ แล้วแพร่ไปรวมกับอนุภาคแกมมาไพรม์ขนาดใหญ่ ดังนั้น อนุภาคแกมมาไพรม์จะโตขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิการใช้งานเพิ่มสูงขึ้น

เพื่อให้เห็นผลที่ชัดเจนของอุณหภูมิต่อการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ จึงทำการคำนวณค่าอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์จากสมการที่ 4.3 [34] ซึ่งเป็นสมการที่สัมพันธ์กับทฤษฎีของ LSW โดยค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (D) คำนวณได้จากสมการที่ 4.2 และใช้ค่าคงที่ของการแพร่และพลังงานการกระตุ้นสำหรับการแพร่ของอะลูมิเนียมในสารละลายของแมกนีเซียม (ค่า D_0 , A_L และ Q_{AL}) จากงานวิจัยที่มีมาก่อน [29, 35-36] ในการคำนวณ รวมทั้งลดรูปสมการที่ 4.3 เหลือเพียง

2 ตัวแปร คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่และอุณหภูมิ โดยการสมมติให้ผลคูณของตัวแปร A, V_m, C_e, σ และ $1/R$ มีค่าอยู่ในช่วงประมาณ 10^{-7} [34, 37-38] แสดงดังสมการ 4.4

$$K = \frac{ADV_m C_e \sigma}{RT} \quad (4.3)$$

เมื่อ	K	คือ อัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์
	A	คือ ค่าคงที่ไม่มีหน่วย มีค่าเท่ากับ 8/9 (จากความสัมพันธ์ของทฤษฎี LSW)
	D	คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient)
	V_m	คือ ปริมาตรต่อโมล (Molar volume) ของอนุภาคแกมมาไพรม์
	C_e	คือ สัดส่วนเชิงอะตอมของอะลูมิเนียมในอนุภาคแกมมาไพรม์ในสภาวะสมดุล
	σ	คือ พลังงานพื้นผิว (Interfacial energy) ระหว่างอนุภาคแกมมาไพรม์และเนื้อพื้น แกมมา
	R	คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (Gas constant)
	T	คือ อุณหภูมิ

ลดรูปสมการที่ 4.3 เหลือเพียง 2 ตัวแปร;

$$K = \frac{D}{T} \times 10^{-7} \quad (4.4)$$

ค่าคงที่ของการแพร่ พลังงานการกระตุ้นสำหรับการแพร่ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ และอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่อุณหภูมิการใช้งาน 900 และ 1000 องศาเซลเซียส ที่ได้จากการคำนวณจากสมการที่ 4.4 แสดงในตารางที่ 4.9 เมื่อพิจารณาค่าอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่คำนวณได้ พบว่าเมื่ออุณหภูมิการใช้งานเพิ่มขึ้น 100 องศาเซลเซียส การแพร่ของอะลูมิเนียมในสารละลายของแมกนีเซียมจะเพิ่มขึ้นประมาณ 5-10 เท่า ซึ่งส่งผลให้เมื่อจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูงเพิ่มขึ้น อนุภาคแกมมาไพรม์โตเร็วมากขึ้นประมาณ 5-10 เท่า เช่นเดียวกันด้วยเหตุนี้ ขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่ 1000 องศาเซลเซียส จึงมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นมาก เมื่อเทียบกับขนาดของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นหลังจากขึ้นงานผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่ 900 องศาเซลเซียส

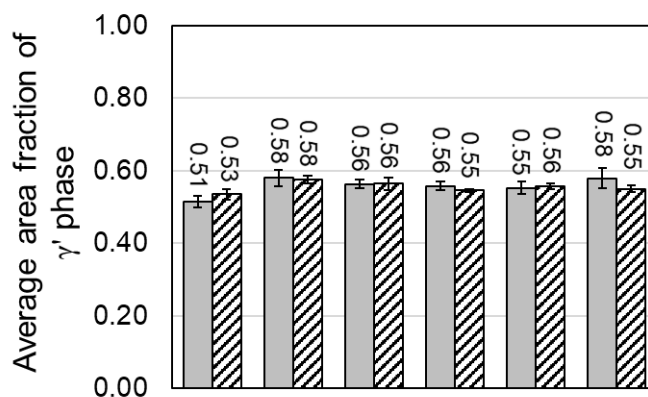
ตารางที่ 4.9 ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่และอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ที่ได้จากการคำนวณ

อ้างอิง	$D_{0, Al}$ (m^2/s)	Q_{Al} (kJ/mol)	T ($^{\circ}C$)	T (K)	D (m^2/s)	K (m^3/s)
Wu, Q. และ คณะ [29]	9.03×10^{-4}	283	900	1173	2.36×10^{-16}	2.01×10^{-26}
			1000	1273	2.29×10^{-15}	1.80×10^{-25}
Smithells Metals Reference Book [35]	1×10^{-4}	260	900	1173	2.64×10^{-16}	2.25×10^{-26}
			1000	1273	2.14×10^{-15}	1.68×10^{-25}
Allison, H. W. และคณะ [36]	1.1×10^{-4}	258	900	1173	3.42×10^{-16}	2.91×10^{-26}
			1000	1273	2.74×10^{-15}	2.15×10^{-25}

นอกจากนี้ จากงานวิจัยก่อนหน้า [24, 33] ได้รายงานว่าค่าพลังงานการกระตุ้นสำหรับการแพร่ของธาตุที่ช่วยในเรื่องของการตกตะกอนของอนุภาคแกมมาไพรม์ส่งผลต่อการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้นนิกเกิล เกรดจีทีดี-111 เนื่องจากค่าพลังงานการกระตุ้นในการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์มีความสอดคล้องกับค่าพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ของอะลูมิเนียมและไทเทเนียมในสารละลายของแข็งนิกเกิล ดังนั้น อนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S2-S6 ที่มีการเติมอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้น 1% โดยน้ำหนักควรมีขนาดใหญ่กว่าอนุภาคแกมมาไพรม์ในชิ้นงาน S1 เพราะว่าอะตอมของอะลูมิเนียมสามารถแพร่ได้อย่างรวดเร็ว ดังที่ได้กล่าวไว้ก่อนหน้านี้ แต่เมื่อพิจารณาผลที่ได้จากการทดลองนี้ พบว่าหลังจากการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส อนุภาคแกมมาไพรม์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีปริมาณโคบอลต์สูง (ชิ้นงาน S4-S6) มีขนาดเล็กกว่าชิ้นงาน S1 และไม่พบความแตกต่างของขนาดอนุภาคแกมมาไพรม์อย่างมีนัยสำคัญในชิ้นงาน S1 S5 และ S6 หลังจากการใช้งานที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส ซึ่งจากผลที่ได้แสดงให้เห็นว่าโคบอลต์ช่วยในการลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ รวมทั้งเพิ่มความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์จากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้

รูปที่ 4.29 แสดงการเปรียบเทียบสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยที่เกิดขึ้นในชิ้นงานก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง จากรูปแสดงให้เห็นว่าในแต่ละชิ้นงานไม่มีความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญของสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ย เนื่องจากขณะการใช้งานจริงที่อุณหภูมิสูง ระบบพยายามจะรักษาสัดส่วนเชิงพื้นที่

ของเฟสแกมมาไพรม์ให้ใกล้เคียงกับโครงสร้างที่เกิดขึ้นหลังจากขึ้นงานผ่านกรรมวิธีทำความร้อน ซึ่ง 2 อุณหภูมินี้มีค่าใกล้เคียงกัน คือ 900 และ 845 องศาเซลเซียส ตามลำดับ นอกจากนี้สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1 มีค่าน้อยกว่าชิ้นงานอื่น ๆ เนื่องจากมีปริมาณอะลูมิเนียม โคบอลต์และ/หรือนิกเกิลน้อยกว่า แต่มีปริมาณโครเมียมมากกว่า



	S1	S2	S3	S4	S5	S6
Al (wt.%)	3.20	4.06	3.97	3.8	3.96	3.79
Co (wt.%)	10.07	8.83	10.53	12.25	13.06	14.42
Ni (wt.%)	57.91	60.51	58.38	56.97	56.49	54.64

□ H.T. ▨ L.T. at 900 °C for 400 hours

รูปที่ 4.29 การเปรียบเทียบสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพรม์เฉลี่ยของชิ้นงาน S1-S6 ก่อนและหลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาผลของการเติมโคบอลต์และนิกเกิลในโลหะผสมพิเศษเนื้อพื้มนิกเกิลเกรดจีทีดี-111 ที่เติมอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก และเตรียมด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค ต่อโครงสร้างจุลภาคและความเสถียรของเฟสแกมมาไพร์ม หลังจากขึ้นงานผ่านการหล่อขึ้นรูปด้วยกรรมวิธีการหลอมแบบอาร์ค การทำละลาย การบ่มแข็ง และการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 และ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง สามารถสรุปผลการทดลองได้ ดังนี้

1. การเติมอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดใหญ่ขึ้นและมีลักษณะรูปร่างเป็นลูกบาศก์มากขึ้น เนื่องจากการเติมอะลูมิเนียมจะเป็นการเพิ่มค่า $|\delta|$ ระหว่างเนื้อพื้มนิกเกิลและอนุภาคแกมมาไพร์ม อีกทั้งยังส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพร์มหลังจากขึ้นงานผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน
2. การเติมอะลูมิเนียม 1% โดยน้ำหนัก ร่วมกับการเติมนิกเกิลส่งผลต่อการเพิ่มขนาดและการเชื่อมกันของอนุภาคแกมมาไพร์ม หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงทั้งสองอุณหภูมิ
3. การเติมนิกเกิลส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของขนาดอนุภาคแกมมาไพร์ม แต่ไม่ส่งผลต่อรูปร่างของอนุภาคแกมมาไพร์มอย่างมีนัยสำคัญ เนื่องจากนิกเกิลละลายได้ดีทั้งในเนื้อพื้มนิกเกิลและอนุภาคแกมมาไพร์ม
4. การเติมโคบอลต์ส่งผลให้อนุภาคแกมมาไพร์มมีขนาดเล็กลงและมีลักษณะรูปร่างเป็นทรงกลมมากขึ้น เนื่องจากการเติมโคบอลต์จะเป็นการลดค่า $|\delta|$ ระหว่างเนื้อพื้มนิกเกิลและอนุภาคแกมมาไพร์ม หลังจากขึ้นงานผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน
5. การเติมโคบอลต์ช่วยลดอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพร์มและลดการเชื่อมต่อกันของอนุภาคแกมมาไพร์ม หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงทั้งสองอุณหภูมิ
6. การเติมนิกเกิลและโคบอลต์ช่วยลดโอกาสในการเกิดเฟสซีซีพี หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงทั้งสองอุณหภูมิ
7. ขึ้นงาน S2 เป็นขึ้นงานที่เหมาะสมต่อการนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงต่อไป เนื่องจากอนุภาคแกมมาไพร์มที่เกิดขึ้นหลังจากผ่านการทำกรรมวิธีทางความร้อน มีลักษณะเป็นทรงเหลี่ยมและมีค่าสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสแกมมาไพร์มมากที่สุด ซึ่งส่งผลต่อการเพิ่มความแข็งแรงของขึ้นงาน

8. ชัยงาน S6 เป็นชัยงานที่คงความเสถียรของเฟสแกมมาไพรม์ไว้ได้มากที่สุดหลังจากผ่านการจำลองการใชงานจริงทั้งสองอุณหภูมิ

5.2 ข้อเสนอแนะ

1. ควรศึกษาผลของความแตกต่างในเรื่องระยะเวลาที่ใช้ในการจำลองการใชงานจริง เพื่อที่จะทำการศึกษาผลของอัตราการโตของอนุภาคแกมมาไพรม์ต่อการเติมธาตุผสมต่าง ๆ ได้
2. ควรศึกษาผลของการจำลองการใชงานจริงในระยะเวลาที่ยาวนานขึ้น เพื่อศึกษาโอกาสในการเกิดเฟสที่ซีพีจากการใชงานจริงเป็นเวลานานมากขึ้น
3. ควรเพิ่มชัยงานที่เติมเฉพาะอะลูมิเนียมเพิ่ม 1% โดยน้ำหนัก, ชัยงานที่เติมเฉพาะโคบอลต์เพิ่ม 6% โดยน้ำหนัก และชัยงานที่เติมเฉพาะนิกเกิลเพิ่ม 6% โดยน้ำหนัก ที่ผ่านการหล่อขึ้นรูป การทำกรรมวิธีทางความร้อน และการจำลองการใชงานจริงด้วยเงื่อนไขเดียวกับในงานวิทยานิพนธ์นี้ เพื่อศึกษาผลของแต่ละธาตุได้อย่างชัดเจนมากขึ้น
4. ควรทดสอบสมบัติทางกลเพิ่มเติม เช่น ความแข็ง ความต้านทานแรงดึง ความต้านทานความคืบ ความต้านทานการล้าที่อุณหภูมิสูง

บรรณานุกรม

- [1] Muktinutalapati, N. R. (2011). Materials for gas turbines—an overview. In *Advances in Gas Turbine Technology*: InTech.
- [2] Sajjadi, S. A., Nategh, S., & Guthrie, R. I. (2002). Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111. *Materials Science and Engineering: A*, 325(1-2), 484-489.
- [3] Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (2002). *Superalloys: a technical guide*: ASM international.
- [4] Reed, R. C. (2008). *The superalloys: fundamentals and applications*. United Kingdom: Cambridge University.
- [5] ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร (2557). เอกสารคำสอน เรื่อง วัสดุโลหะ (*Metallic Material*): ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.
- [6] Kearsy, R., Hegde, S., & Beddoes, J. (2008). Design of Solutionizing Heat Treatments for an Experimental Single Crystal Superalloy. *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. doi:10.7449/2008/Superalloys_2008_301_310
- [7] Durand-Charre, M. (1998). *The Microstructure of Superalloys*: Taylor & Francis.
- [8] *The Superalloys*. (1972). (C. T. Sims & W. C. Hagel Eds.). General Electric Company: John Wiley & Sons, Inc.
- [9] Lavakumar, A., Singh, P. S., Srivastava, S., Kori, S., & Kumar, L. A. (2013). Gamma Prime Coarsening Behavior of Nickel Super alloy Super cast 247 A after Prolonged Thermal Exposures. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)*, 37-42.
- [10] Sowa, R., Arabasz, S., & Parlinska-Wojtan, M. (2016). Classification and microstructural stability of high generation single crystal Nickel-based superalloys. *Zastita materijala*, 57, 274-281. doi:10.5937/ZasMat1602274S
- [11] Sajjadi, S. A., Zebarjad, S. M., Guthrie, R., & Isac, M. (2006). Microstructure evolution

- of high-performance Ni-base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters. *Journal of materials processing technology*, 175(1-3), 376-381.
- [12] Liu, J. L., Zhang, J., Meng, J., Jia, Y. X., & Jin, T. (2014). The effect of Co on the microstructure and stress rupture properties of a single crystal superalloy. *Materials Research Innovations*, 18(sup4), S4-414-S414-420. doi:10.1179/1432891714Z.000000000713
- [13] Shi, Q., Ding, X., Wang, M., Zheng, Y., He, J., Tin, S., & Feng, Q. (2014). Co Effect on As-cast and Heat-Treated Microstructures in Ru-Containing Single-Crystal Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4), 1833-1843. doi:10.1007/s11661-013-2147-3
- [14] Wang, B., Zhang, J., Huang, T., Yang, W., Su, H., Li, Z., . . . Fu, H. (2016). Effect of Co on microstructural stability of the third generation Ni-based single crystal superalloys. *Journal of Materials Research*, 31(9), 1328-1337.
- [15] Baldan, A. (2002). Review Progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys Part I: Ostwald ripening theories. *Journal of Materials Science*, 37(11), 2171-2202. doi:10.1023/a:1015388912729
- [16] Chiou, M. S., Jian, S.-R., Yeh, A.-C., & Kuo, C.-M. (2015). Effects of aluminum addition on the high temperature oxidation behavior of CM-247LC Ni-based superalloy. *International Journal of Electrochemical Science*, 10, 5981-5993. doi:10.1002/9781118792148.ch63
- [17] Wangyao, P., Eiriyakul, T., Polsilapa, S., Srigiofun, P., & Srihakulang, O. (2014). Effect of Al Addition in Cast Nickel Base Superalloy, GTD-111 on Microstructures and Oxidation Behaviors at 900°C and 1000°C. *Applied Mechanics and Materials*, 548-549, 268-273. doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.548-549.268
- [18] Polsilapa, S., Wangyao, P., Boonpou, P., Promboobpa, A., & Pongsugitwat, S. (2014). New Nickel Based Superalloys Development by Vacuum Arc Melting Process Based on Aluminum Addition of GTD-111. *Advanced Materials Research*, 1025-1026, 455-460. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.1025-1026.455

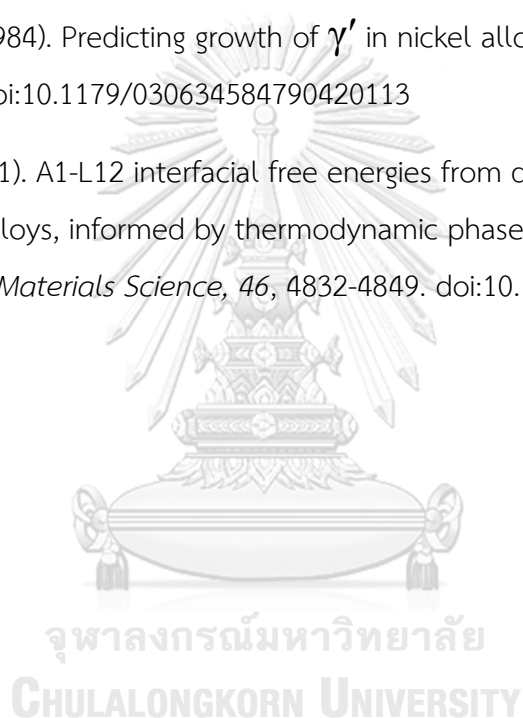
- [19] Wangyao, P., Meechoorit, A., Pattaraumpornchai, P., & Asavavisithchai, S. (2015). Effects of Aluminum Addition on Microstructural Characteristics in Modified Coated Nickel-Based Superalloy, GTD-111, by Arc Melting. *Advanced Materials Research, 1101*, 129-133. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.1101.129
- [20] Olson, E. (2011). Particle shape factors and their use in image analysis—part 1: theory. *Journal of GXP Compliance, 15*(3), 85–96.
- [21] Shi, Z., Liu, S., Wang, X., Yue, X.-d., & Li, J.-r. (2015). Effect of Melting Temperature on the Microstructure Stability of a Ni-based Single Crystal Superalloy. *Procedia Engineering, 99*, 1415-1420. doi:https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.12.677
- [22] Lvov, G., Levit, V. I., & Kaufman, M. J. (2004). Mechanism of primary MC carbide decomposition in Ni-base superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A, 35*(6), 1669-1679. doi:10.1007/s11661-004-0076-x
- [23] Nathal, M. V., Maier, R. D., & Ebert, L. J. (1982). The Influence of Cobalt on the Microstructure of the Nickel-Base Superalloy MAR-M247. *Metallurgical Transactions A, 13*(10), 1775-1783. doi:10.1007/BF02647833
- [24] Choi, B. G., Kim, I. S., Kim, D. H., & Jo, C. Y. (2008). Temperature dependence of MC decomposition behavior in Ni-base superalloy GTD 111. *Materials Science and Engineering: A, 478*(1-2), 329-335.
- [25] Long, H., Mao, S., Liu, Y., Zhang, Z., & Han, X. (2018). Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys — A review. *Journal of Alloys and Compounds, 743*, 203-220. doi:https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.224
- [26] Llewelyn, S. C. H., Christofidou, K. A., Araullo-Peters, V. J., Jones, N. G., Hardy, M. C., Marquis, E. A., & Stone, H. J. (2017). The effect of Ni:Co ratio on the elemental phase partitioning in γ - γ' Ni-Co-Al-Ti-Cr alloys. *Acta Materialia, 131*, 296-304. doi:https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.067
- [27] MacKay, R. A., Gabb, T. P., Garg, A., Rogers, R. B., & Nathal, M. V. (2012).

Compositional Effects on Nickel-Base Superalloy Single Crystal Microstructures (NASA/TP-2012-217626). Retrieved from <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20120017919>

- [28] Shi, Z.-x., Liu, S.-z., Wang, X.-g., & Li, J.-r. (2015). Effects of Cr content on microstructure and mechanical properties of single crystal superalloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(3), 776-782. doi:[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63663-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63663-9)
- [29] Wu, Q., Li, S.-S., Ma, Y., & Gong, S.-K. (2012). First principles calculations of alloying element diffusion coefficients in Ni using the five-frequency model. *Chinese Physics B*, 21(10), 109102. doi:10.1088/1674-1056/21/10/109102
- [30] Nararak, A., Wangyao, P., Rojhirunsakool, T., & Lothongkum, G. (2019). Effect of rhenium and cobalt additions on the microstructure and gamma prime phase stability of vacuum arc melted modified nickel-based superalloys grade MGA 1400. *Materials Testing*, 61(7), 609-617. doi:10.3139/120.111361
- [31] Wangyao, P., Chuankrerkkul, N., Polsilapa, S., Sapon, P., & Homkrajai, W. (2009). Gamma prime phase stability after long-term thermal exposure in cast nickel based superalloy, IN-738. *Chiang Mai Journal of Science*, 36, 312-319.
- [32] Tang, S., Ning, L. K., Xin, T. Z., & Zheng, Z. (2016). Coarsening Behavior of Gamma Prime Precipitates in a Nickel Based Single Crystal Superalloy. *Journal of Materials Science & Technology*, 32(2), 172-176. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2015.10.005>
- [33] Berahmand, M., & Sajjadi, S. A. (2012). An investigation on the coarsening behavior of γ' precipitate in GTD-111 Ni-base superalloy. *Phase Transitions*, 85(1-2), 1-12. doi:10.1080/01411594.2011.594985
- [34] Meher, S., Rojhirunsakool, T., Hwang, J. Y., Nag, S., Tiley, J., & Banerjee, R. (2013). Coarsening behaviour of gamma prime precipitates and concurrent transitions in the interface width in Ni-14 at.% Al-7 at.% Cr. *Philosophical Magazine Letters*,

93(9), 521-530. doi:10.1080/09500839.2013.816446

- [35] 13 - Diffusion in metals. (2004). In W. F. Gale & T. C. Totemeier (Eds.), *Smithells Metals Reference Book (Eighth Edition)* (pp. 13-11-13-120). Oxford: Butterworth-Heinemann.
- [36] Allison, H. W., & Samelson, H. (1959). Diffusion of Aluminum, Magnesium, Silicon, and Zirconium in Nickel. *Journal of Applied Physics*, 30, 1419. Retrieved from <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/1959JAP....30.1419A>
- [37] McLean, D. (1984). Predicting growth of γ' in nickel alloys. *Metal Science*, 18(5), 249-256. doi:10.1179/030634584790420113
- [38] Ardell, A. (2011). A1-L12 interfacial free energies from data on coarsening in five binary Ni alloys, informed by thermodynamic phase diagram assessments. *Journal of Materials Science*, 46, 4832-4849. doi:10.1007/s10853-011-5395-x





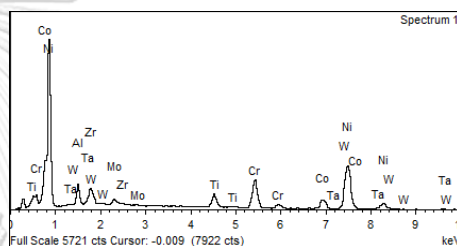
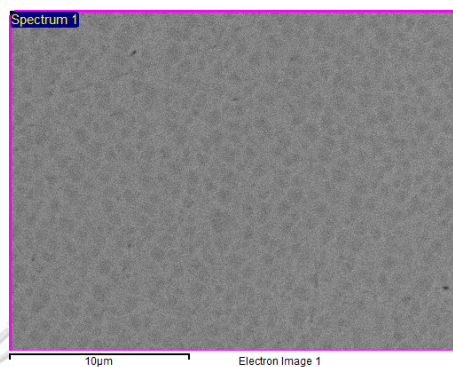
ภาคผนวก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY

ภาคผนวก ก ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานในแต่ละบริเวณ ที่ตรวจสอบด้วย EDS

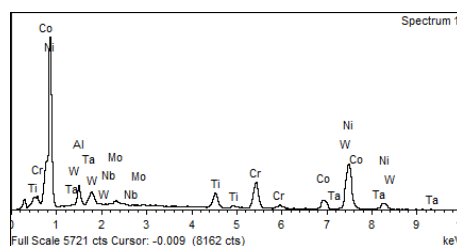
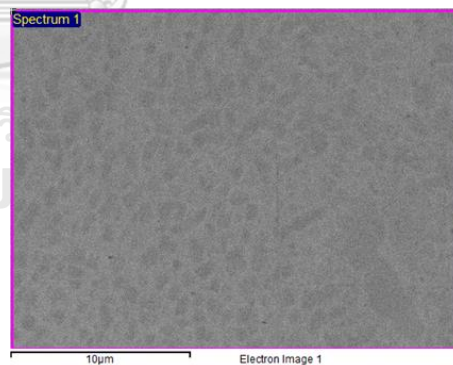
ชิ้นงานที่ได้รับ

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.26	7.09
Ti K	4.37	5.35
Cr K	14.31	16.14
Co K	9.24	9.20
Ni K	58.19	58.13
Zr L	0.08	0.05
Mo L	2.27	1.38
Ta M	2.56	0.83
W M	5.73	1.83
Totals	100.00	



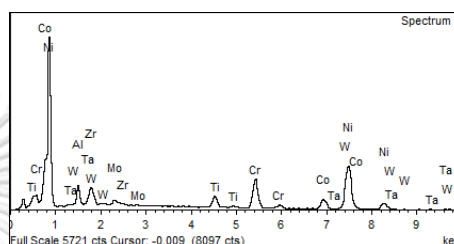
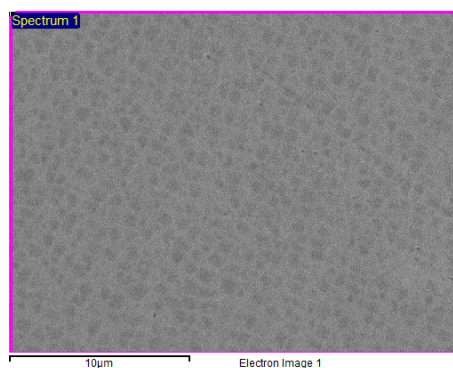
รูปที่ ก1 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.08	6.64
Ti K	4.99	6.07
Cr K	13.18	14.76
Co K	9.86	9.75
Ni K	59.90	59.41
Nb L	0.27	0.17
Mo L	1.45	0.88
Ta M	2.94	0.95
W M	4.32	1.37
Totals	100.00	



รูปที่ ก2 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 2)

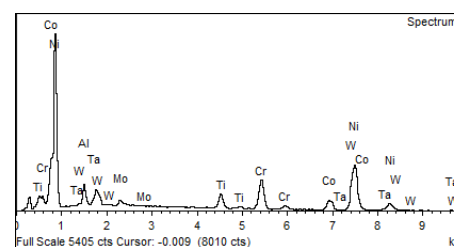
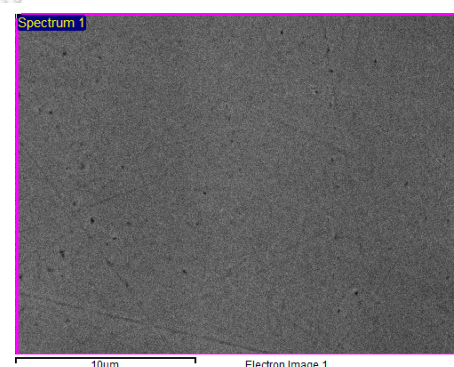
Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.05	6.66
Ti K	4.00	4.92
Cr K	14.43	16.35
Co K	9.91	9.90
Ni K	57.86	58.06
Zr L	0.40	0.26
Mo L	1.81	1.11
Ta M	2.23	0.73
W M	6.31	2.02
Totals	100.00	



รูปที่ ก3 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่ได้รับ (บริเวณที่ 3)

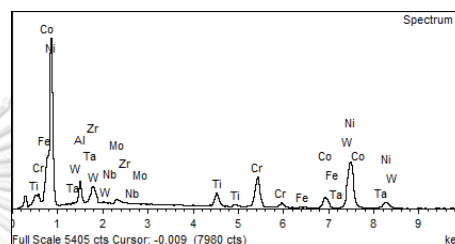
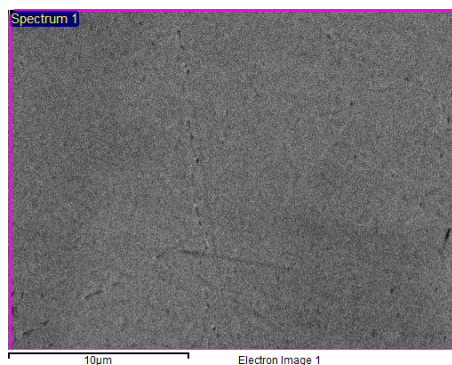
ชิ้นงาน S1

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.03	6.58
Ti K	4.85	5.94
Cr K	14.18	16.00
Co K	10.10	10.06
Ni K	57.54	57.50
Mo L	2.09	1.28
Ta M	3.15	1.02
W M	5.07	1.62
Totals	100.00	



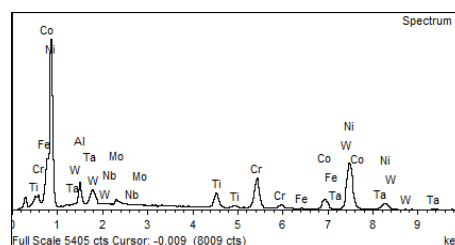
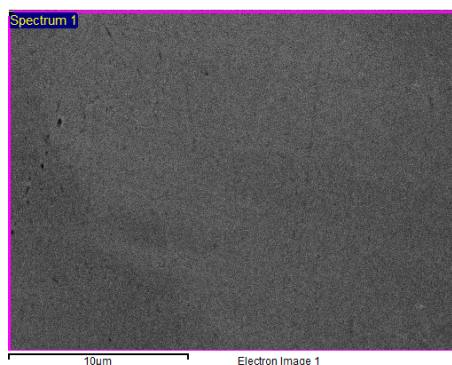
รูปที่ ก4 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.28	7.11
Ti K	4.14	5.06
Cr K	14.09	15.85
Fe K	0.19	0.20
Co K	10.13	10.05
Ni K	57.97	57.76
Zr L	0.30	0.20
Nb L	0.30	0.19
Mo L	1.77	1.08
Ta M	1.98	0.64
W M	5.85	1.86
Totals	100.00	



รูปที่ ก5 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 2)

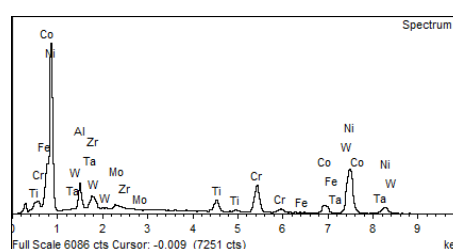
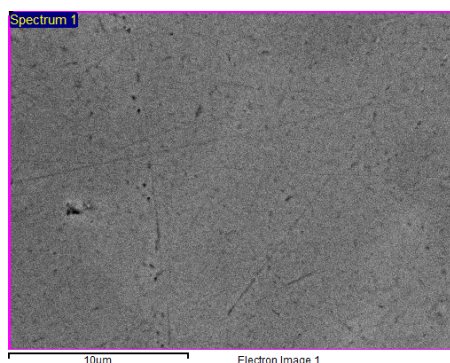
Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.28	7.07
Ti K	4.91	5.96
Cr K	13.99	15.66
Fe K	0.23	0.24
Co K	9.97	9.85
Ni K	58.23	57.73
Nb L	0.03	0.02
Mo L	1.68	1.02
Ta M	2.85	0.92
W M	4.83	1.53
Totals	100.00	



รูปที่ ก6 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S1 (บริเวณที่ 3)

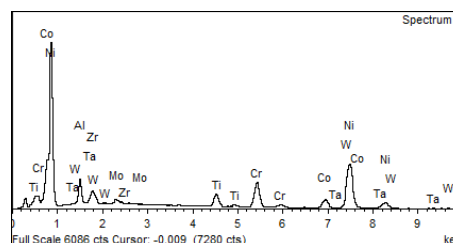
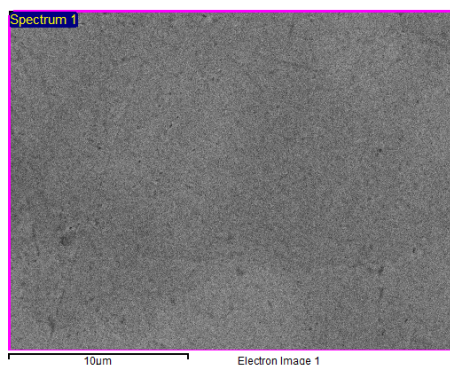
ชิ้นงาน S2

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.02	8.57
Ti K	3.96	4.76
Cr K	13.61	15.04
Fe K	0.17	0.17
Co K	8.81	8.59
Ni K	61.05	59.76
Zr L	0.19	0.12
Mo L	1.44	0.86
Ta M	2.39	0.76
W M	4.36	1.36
Totals	100.00	



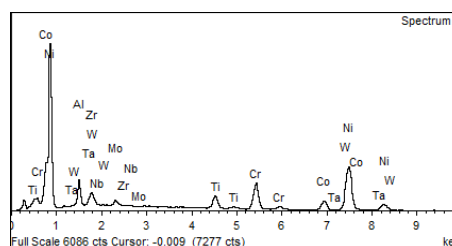
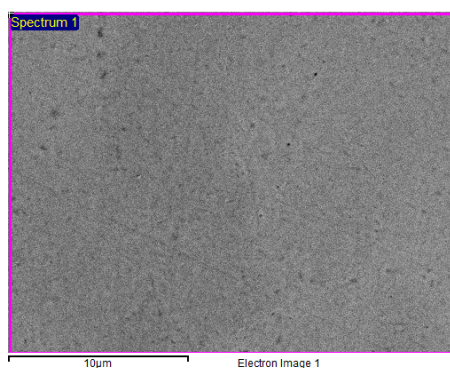
รูปที่ ก7 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.09	8.70
Ti K	4.63	5.55
Cr K	12.93	14.27
Co K	8.49	8.27
Ni K	61.33	59.95
Zr L	0.29	0.18
Mo L	1.75	1.05
Ta M	2.15	0.68
W M	4.34	1.35
Totals	100.00	



รูปที่ ก8 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 2)

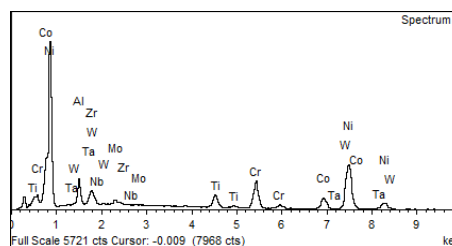
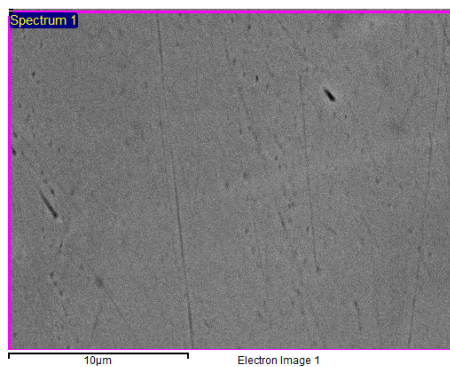
Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.08	8.74
Ti K	4.55	5.50
Cr K	13.14	14.62
Co K	9.20	9.04
Ni K	59.14	58.28
Zr L	0.12	0.08
Nb L	0.23	0.14
Mo L	2.04	1.23
Ta M	2.84	0.91
W M	4.66	1.47
Totals	100.00	



รูปที่ ก9 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S2 (บริเวณที่ 3)

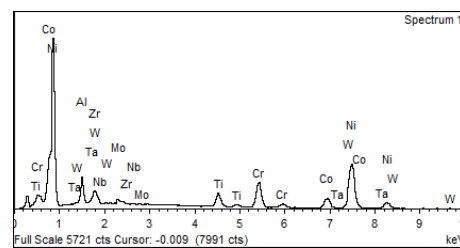
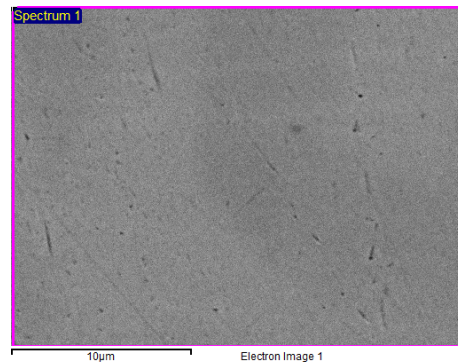
ชิ้นงาน S3

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.96	8.52
Ti K	4.18	5.07
Cr K	12.67	14.15
Co K	10.77	10.61
Ni K	58.44	57.81
Zr L	0.43	0.28
Nb L	0.22	0.14
Mo L	1.60	0.97
Ta M	2.92	0.94
W M	4.81	1.52
Totals	100.00	



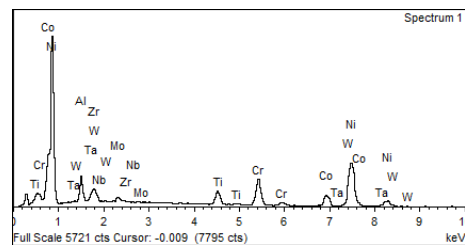
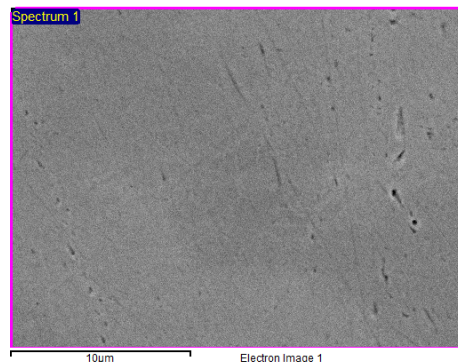
รูปที่ ก10 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.13	8.82
Ti K	4.52	5.44
Cr K	13.10	14.51
Co K	10.02	9.80
Ni K	58.80	57.72
Zr L	0.35	0.22
Nb L	0.37	0.23
Mo L	1.78	1.07
Ta M	2.13	0.68
W M	4.80	1.50
Totals	100.00	



รูปที่ ก11 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 2)

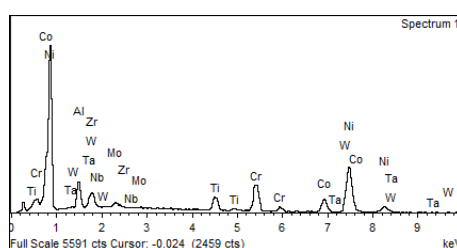
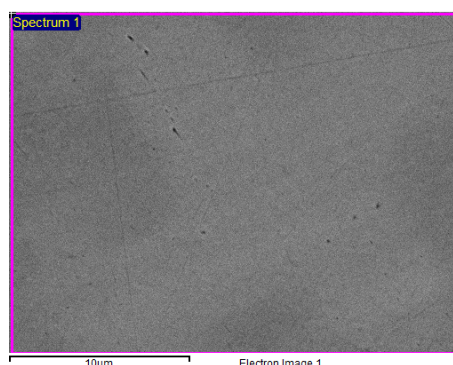
Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.81	8.20
Ti K	4.71	5.70
Cr K	12.68	14.16
Co K	10.80	10.64
Ni K	57.90	57.22
Zr L	0.67	0.43
Nb L	0.44	0.28
Mo L	1.81	1.10
Ta M	2.76	0.89
W M	4.40	1.39
Totals	100.00	



รูปที่ ก12 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S3 (บริเวณที่ 3)

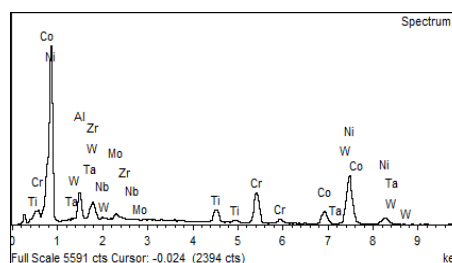
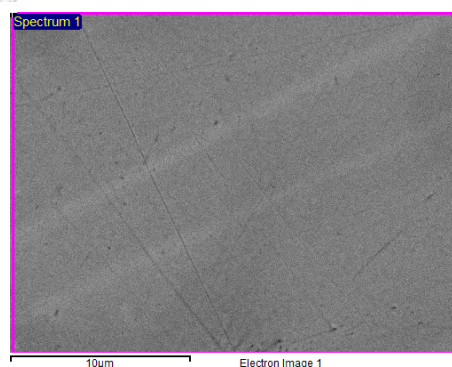
ชิ้นงาน S4

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.81	8.17
Ti K	4.32	5.21
Cr K	13.20	14.67
Co K	12.41	12.17
Ni K	57.21	56.34
Zr L	0.16	0.10
Nb L	0.04	0.02
Mo L	1.77	1.07
Ta M	2.55	0.81
W M	4.54	1.43
Totals	100.00	



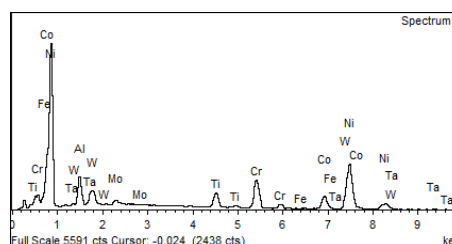
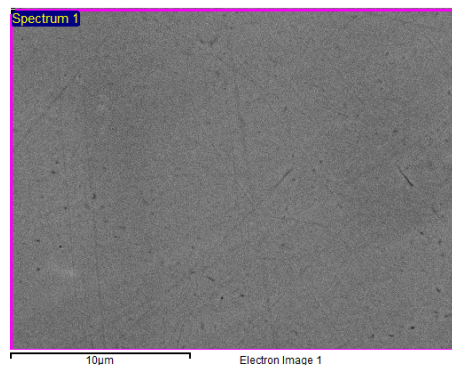
รูปที่ ก13 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.69	7.96
Ti K	3.90	4.73
Cr K	13.44	15.03
Co K	12.33	12.16
Ni K	56.85	56.28
Zr L	0.25	0.16
Nb L	0.09	0.06
Mo L	2.16	1.31
Ta M	2.10	0.68
W M	5.17	1.64
Totals	100.00	



รูปที่ ก14 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 2)

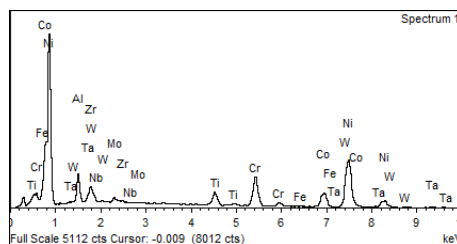
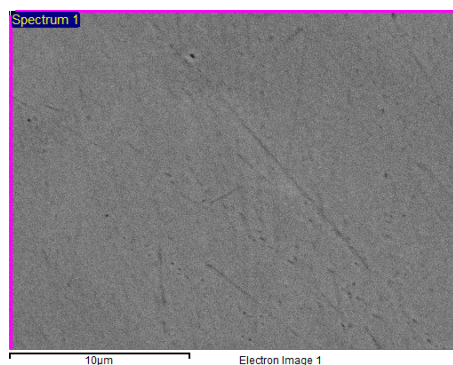
Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.89	8.36
Ti K	4.51	5.46
Cr K	13.03	14.54
Fe K	0.04	0.04
Co K	12.01	11.83
Ni K	56.84	56.19
Mo L	1.74	1.05
Ta M	3.25	1.04
W M	4.71	1.49
Totals	100.00	



รูปที่ ก15 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S4 (บริเวณที่ 3)

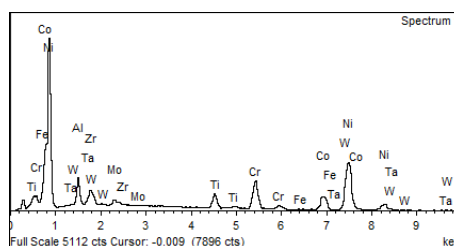
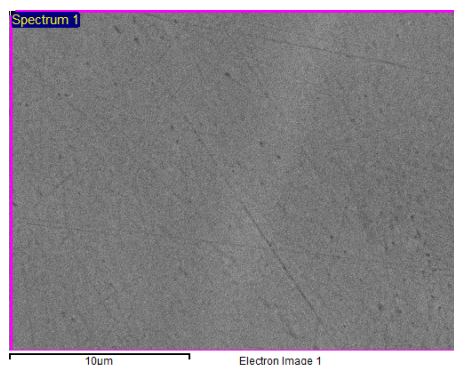
ชิ้นงาน S5

Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.13	8.87
Ti K	3.96	4.78
Cr K	12.97	14.45
Fe K	0.12	0.13
Co K	12.94	12.72
Ni K	55.89	55.14
Zr L	0.59	0.38
Nb L	0.33	0.20
Mo L	1.60	0.97
Ta M	2.74	0.88
W M	4.73	1.49
Totals	100.00	



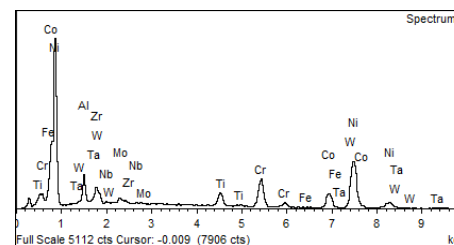
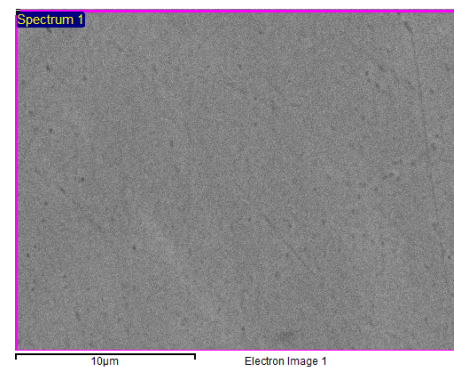
รูปที่ ก16 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.78	8.13
Ti K	4.39	5.31
Cr K	12.49	13.93
Fe K	0.16	0.17
Co K	12.95	12.74
Ni K	56.80	56.10
Zr L	0.26	0.16
Mo L	1.88	1.13
Ta M	2.68	0.86
W M	4.62	1.46
Totals	100.00	



รูปที่ ก17 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 2)

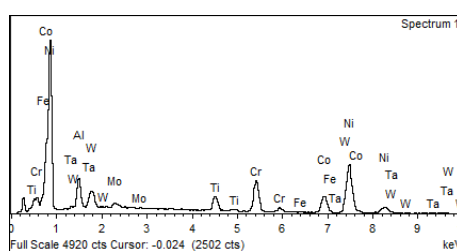
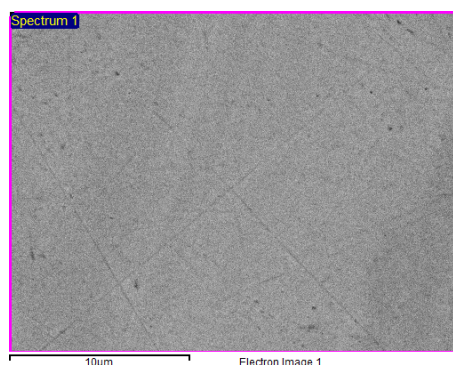
Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.97	8.47
Ti K	4.33	5.21
Cr K	12.84	14.22
Fe K	0.00	0.00
Co K	13.30	13.00
Ni K	56.77	55.70
Zr L	0.15	0.10
Nb L	0.27	0.17
Mo L	1.77	1.06
Ta M	1.64	0.52
W M	4.96	1.55
Totals	100.00	



รูปที่ ก18 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S5 (บริเวณที่ 3)

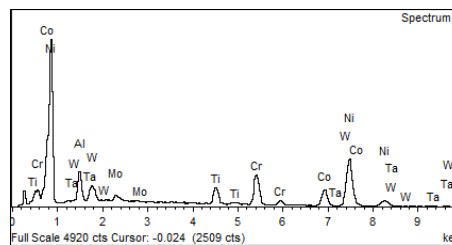
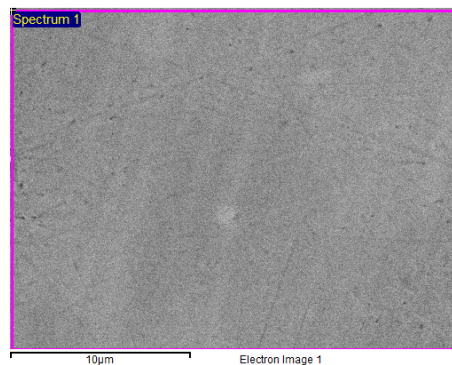
ชิ้นงาน S6

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.83	8.26
Ti K	4.08	4.96
Cr K	12.79	14.32
Fe K	0.18	0.19
Co K	14.62	14.44
Ni K	54.74	54.27
Mo L	1.57	0.95
Ta M	2.79	0.90
W M	5.39	1.71
Totals	100.00	



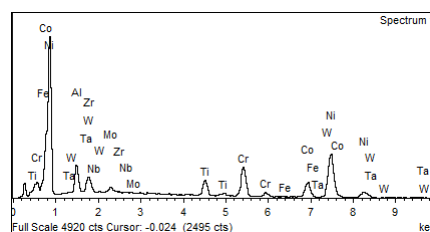
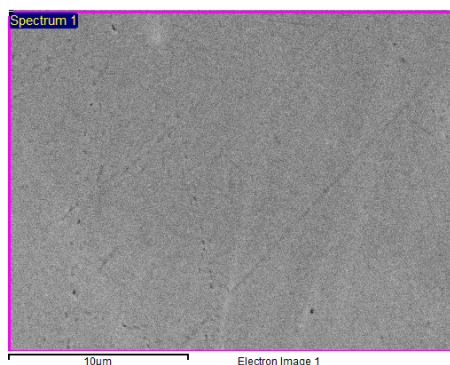
รูปที่ ก19 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 1)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.86	8.26
Ti K	4.68	5.65
Cr K	12.93	14.36
Co K	14.68	14.39
Ni K	54.73	53.85
Mo L	2.14	1.29
Ta M	2.95	0.94
W M	4.04	1.27
Totals	100.00	



รูปที่ ก20 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 2)

Element	Weight%	Atomic%
Al K	3.67	7.91
Ti K	4.61	5.61
Cr K	12.99	14.55
Fe K	0.04	0.04
Co K	13.97	13.81
Ni K	54.44	54.01
Zr L	0.35	0.23
Nb L	0.34	0.22
Mo L	2.01	1.22
Ta M	2.65	0.85
W M	4.91	1.56
Totals	100.00	

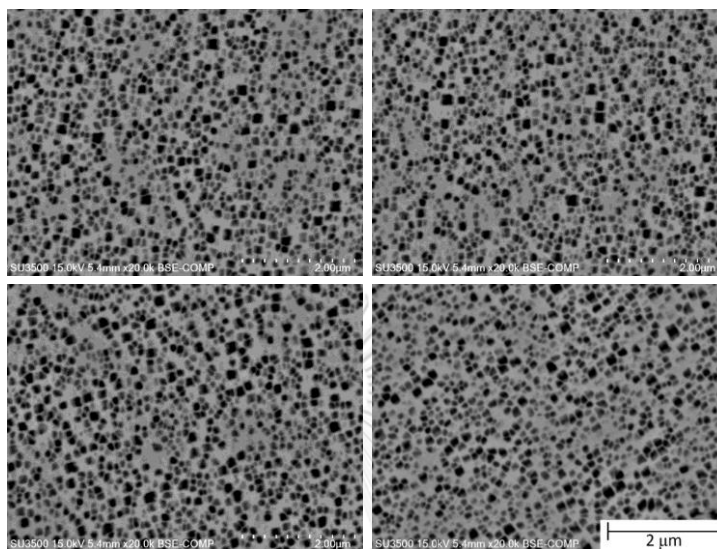


รูปที่ ก21 ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน S6 (บริเวณที่ 3)



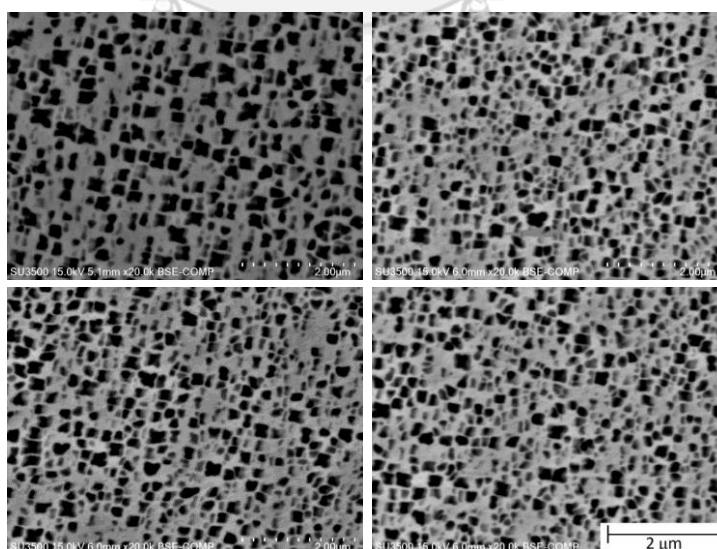
ภาคผนวก ข ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการทำละลาย

ชิ้นงาน S1



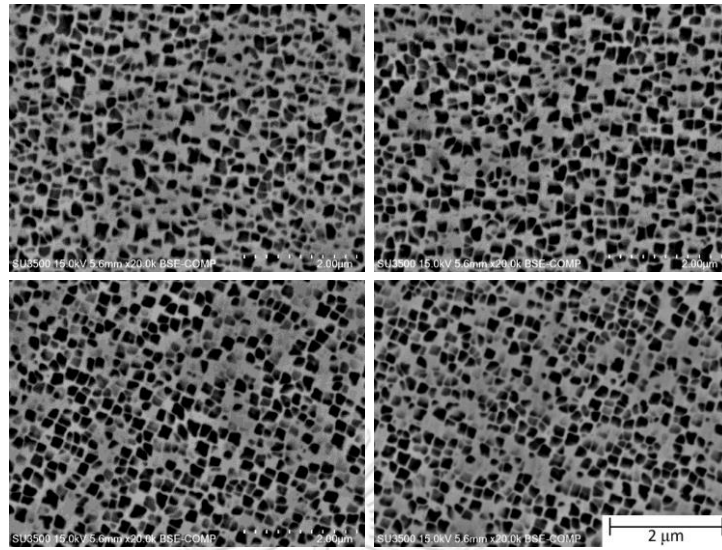
รูปที่ ข1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (ถ่ายด้วย Hitachi รุ่น SU3500)

ชิ้นงาน S2



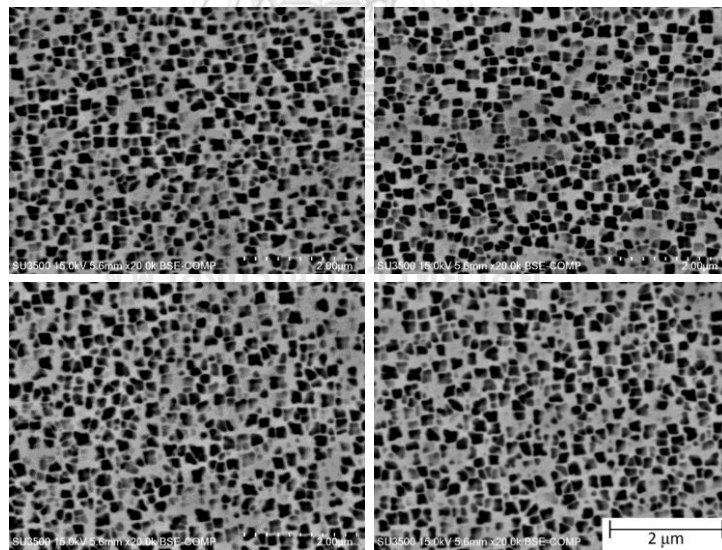
รูปที่ ข2 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S2 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S3



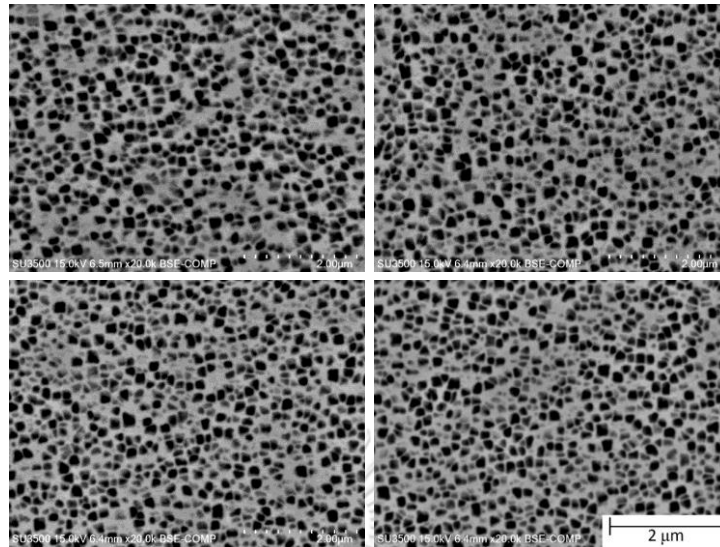
รูปที่ ข3 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S3 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S4



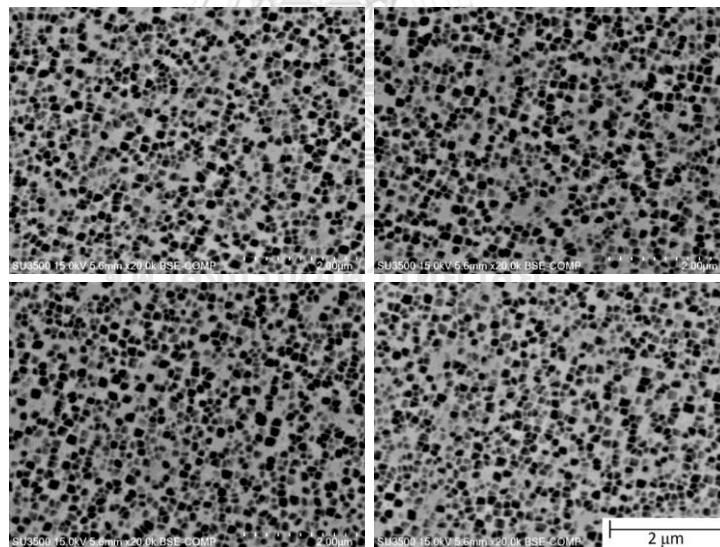
รูปที่ ข4 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S4 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S5



รูปที่ ข5 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S5 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

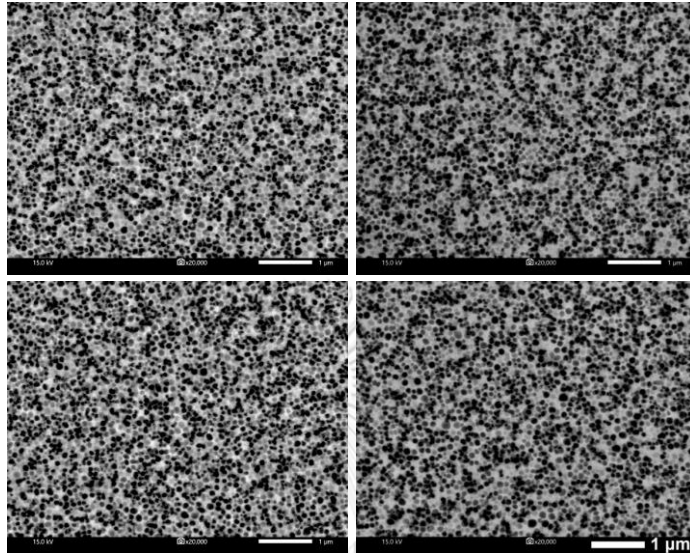
ชิ้นงาน S6



รูปที่ ข6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S6 หลังจากผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1175 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

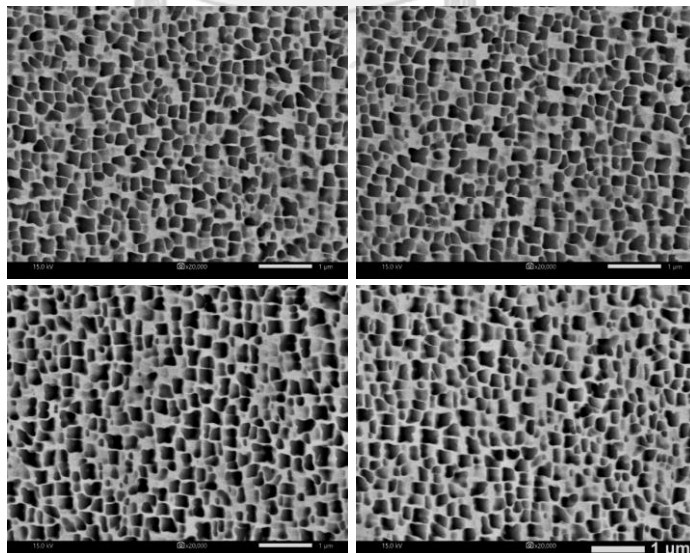
ภาคผนวก ค ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการบ่มแข็ง

ชิ้นงาน S1



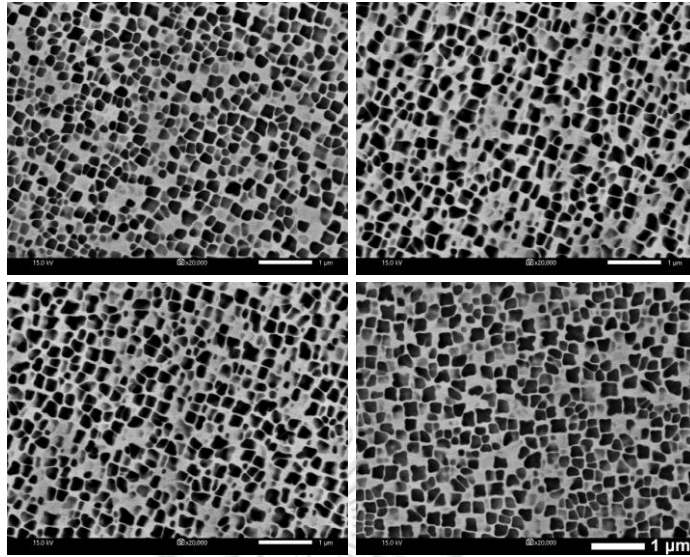
รูปที่ ค1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง (ถ่ายด้วย JEOL รุ่น JSM IT-500HR)

ชิ้นงาน S2



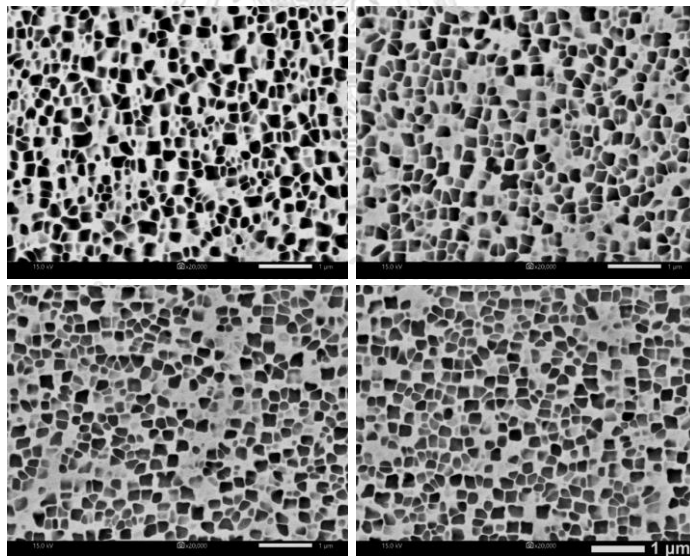
รูปที่ ค2 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S2 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S3



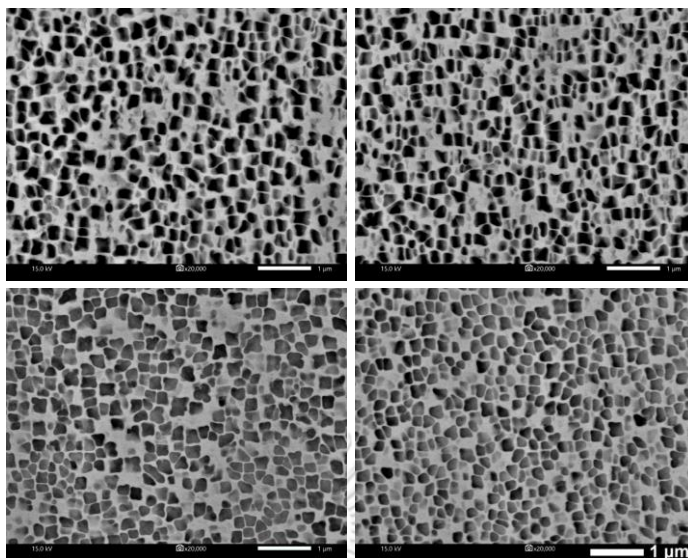
รูปที่ ค3 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S3 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S4



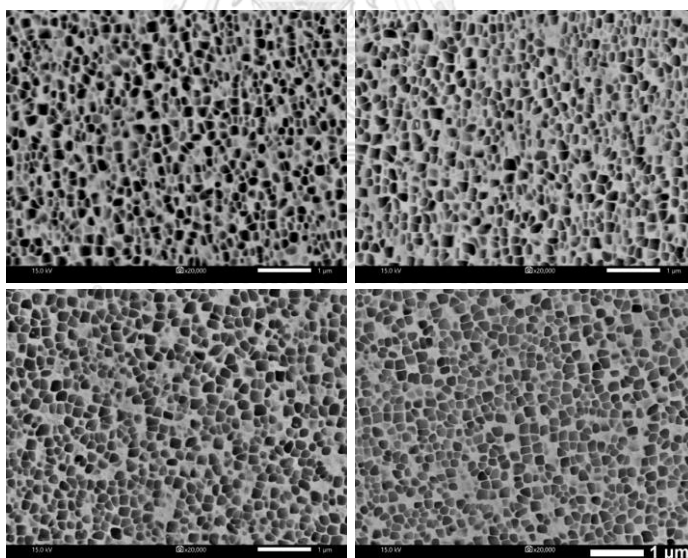
รูปที่ ค4 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S4 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S5



รูปที่ ค5 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S5 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

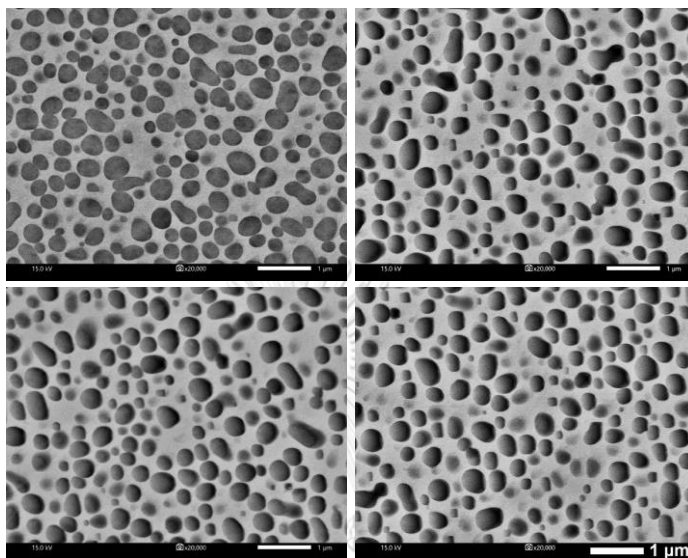
ชิ้นงาน S6



รูปที่ ค6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S6 หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 845 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

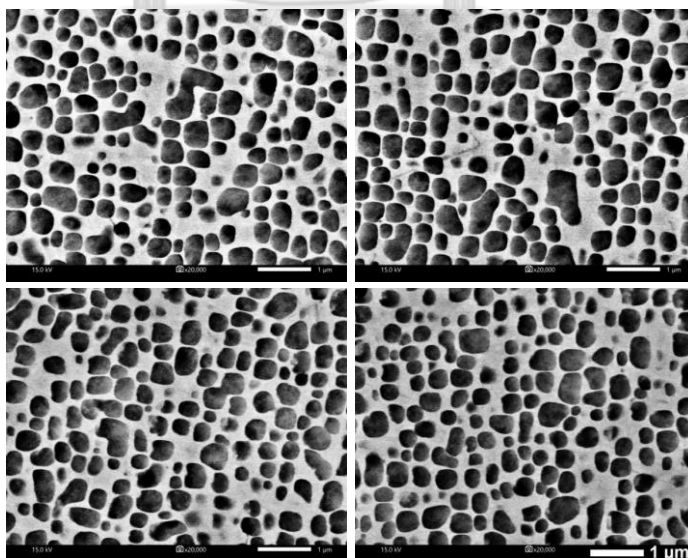
ภาคผนวก ง ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งาน
จริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S1



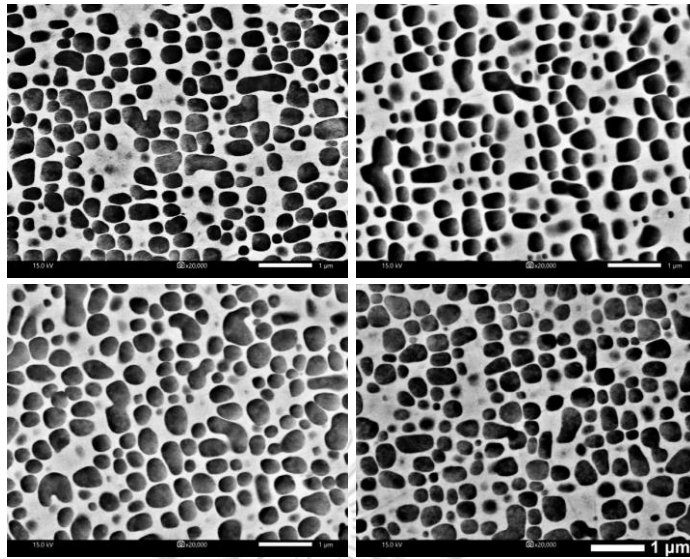
รูปที่ ง1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (ถ่ายด้วย JEOL รุ่น JSM IT-500HR)

ชิ้นงาน S2



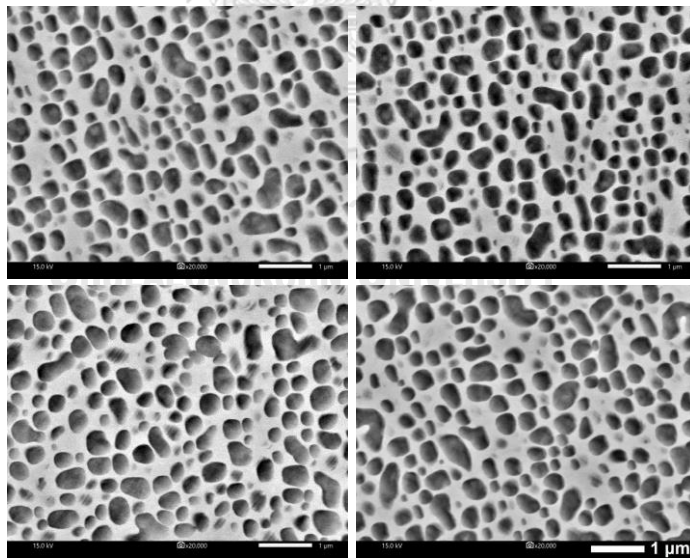
รูปที่ ง2 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S2 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S3



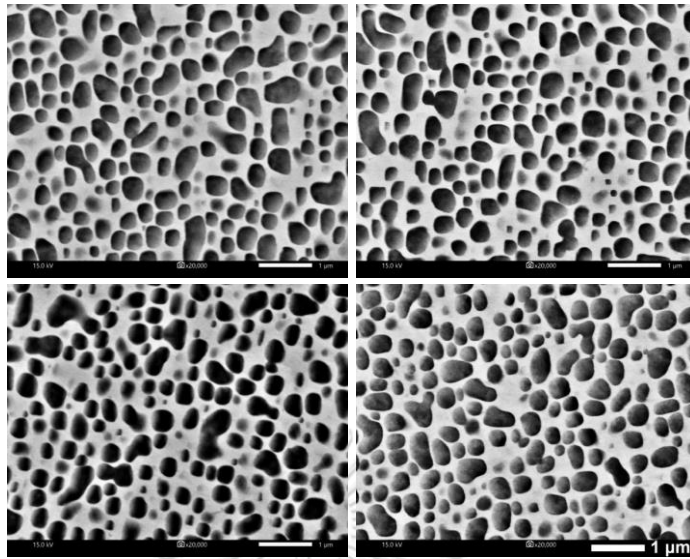
รูปที่ ง3 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S3 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S4



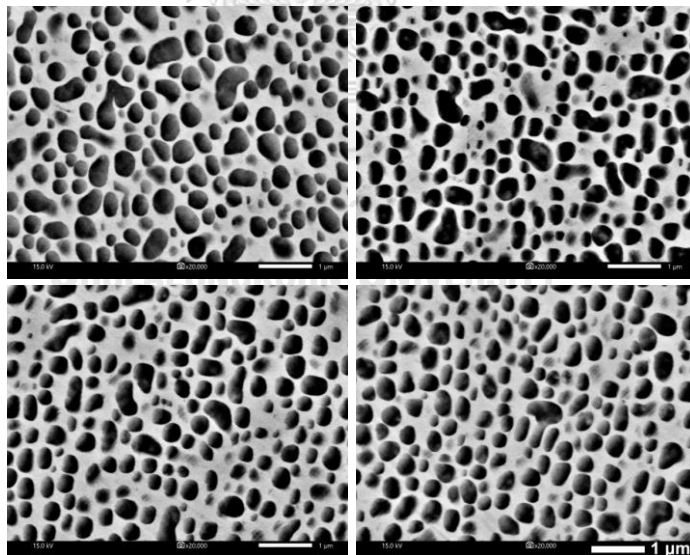
รูปที่ ง4 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S4 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S5



รูปที่ ง5 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S5 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

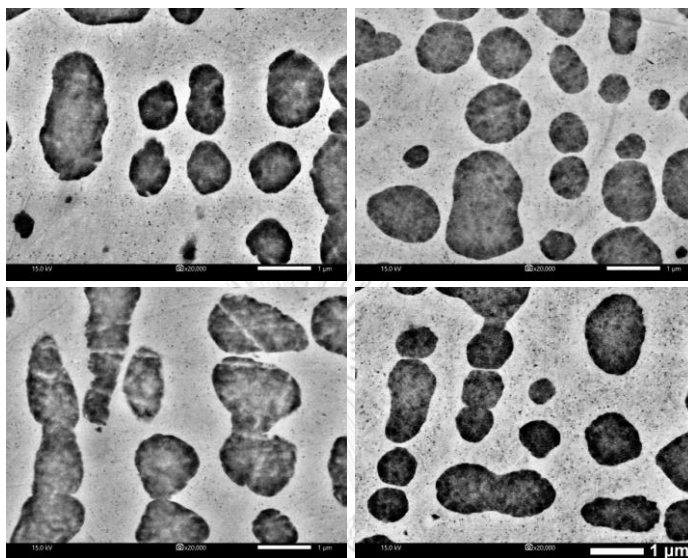
ชิ้นงาน S6



รูปที่ ง6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

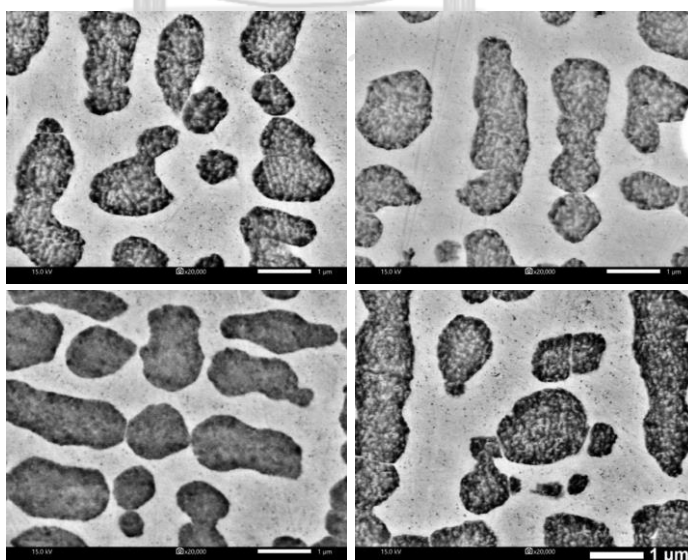
ภาคผนวก จ ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน S1-S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งาน
จริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S1



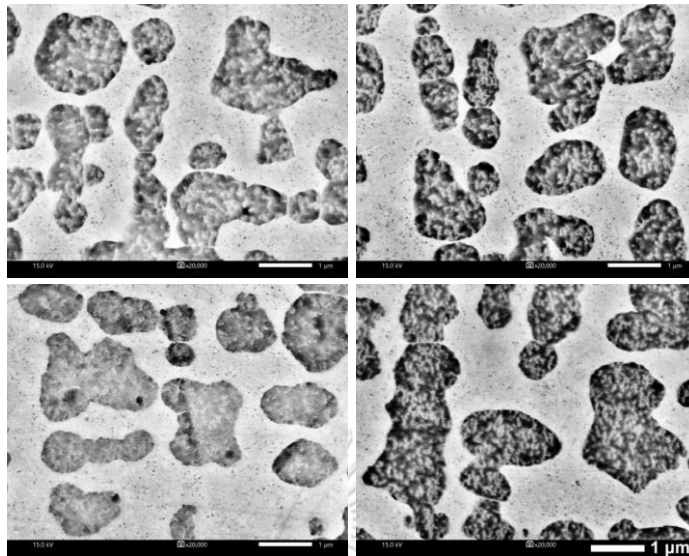
รูปที่ จ1 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S1 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง (ถ่ายด้วย JEOL รุ่น JSM IT-500HR)

ชิ้นงาน S2



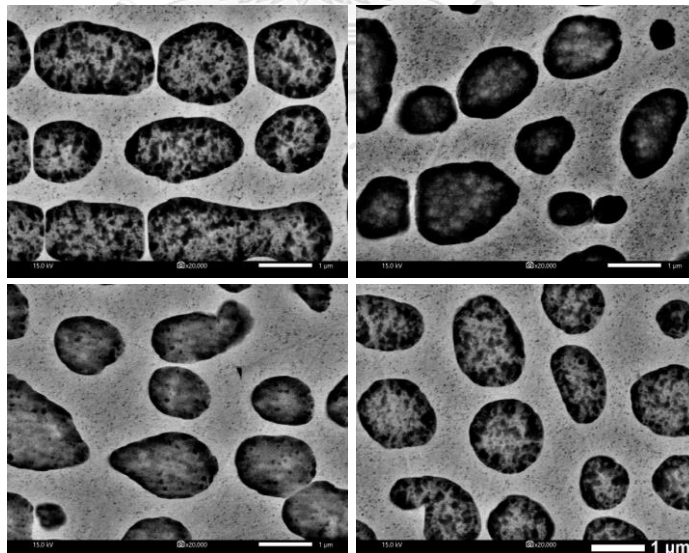
รูปที่ จ2 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S2 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S3



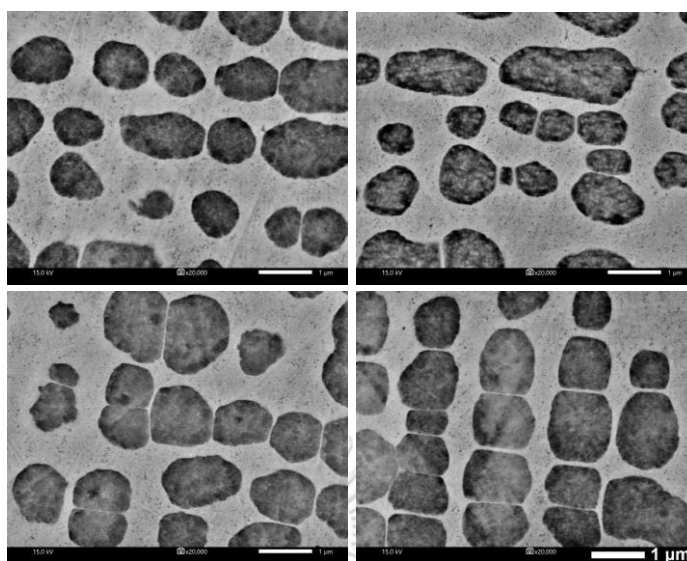
รูปที่ จ3 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S3 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S4



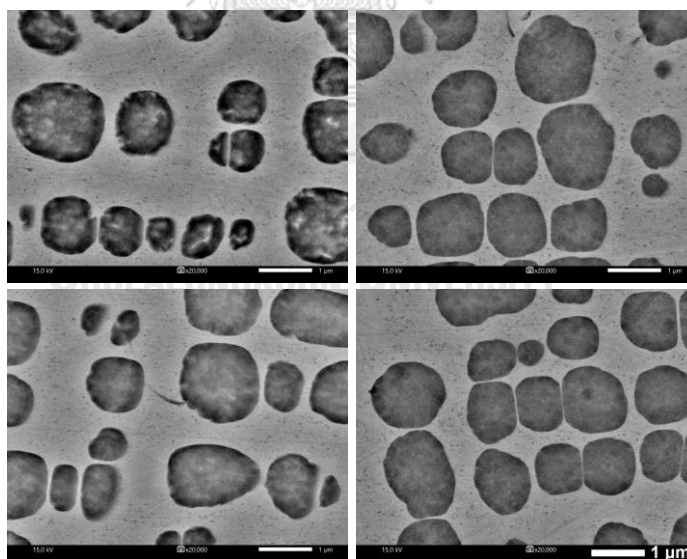
รูปที่ จ4 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S4 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S5



รูปที่ จ5 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S5 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ชิ้นงาน S6



รูปที่ จ6 โครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 20000 เท่า ของชิ้นงาน S6 หลังจากผ่านการจำลองการใช้งานจริงที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 400 ชั่วโมง

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-สกุล	นภัส เกียรติวิศาลกิจ
วัน เดือน ปี เกิด	30 กรกฎาคม 2536
สถานที่เกิด	กรุงเทพมหานคร
วุฒิการศึกษา	จบการศึกษาระดับชั้นมัธยมศึกษาจากโรงเรียนพระหฤทัยคอนแวนต์ ปีการศึกษา 2554 จบการศึกษาระดับปริญญาบัณฑิตจากภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2558 เข้าศึกษาระดับปริญญาโทบัณฑิตที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2559
ที่อยู่ปัจจุบัน	1105/55 ซอยเพชรบุรี 31 ถนนเพชรบุรีตัดใหม่ แขวงมักกะสัน เขตราชเทวี กรุงเทพฯ 10400