

ผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในโลหะผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่อการเกิดออกซิเดชัน
ที่ 900 องศาเซลเซียสและแรงดัดโค้ง

นางสาวปรารค์ทิพย์ อุณหเศรษฐ์

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีการศึกษา 2555

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)
เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

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

EFFECTS OF NICKEL AND COBALT CONTENTS IN P/M STAINLESS STEEL 304L ON
OXIDATION AT 900^oC AND BENDING STRENGTH

Miss Prangtip Uoonahaseth

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

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2012

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

ผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในโลหะผง
เหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่อการเกิดออกซิเดชันที่ 900
องศาเซลเซียสและแรงค้ำโค้ง

โดย

นางสาวปรารักษ์ทิพย์ อุนหเศรษฐ์

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

อาจารย์ ดร.ณัฐฐิตา ชวนเกริกกุล

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

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

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

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

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(อาจารย์ ดร. ปัญญาวัชร วังยาว)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(อาจารย์ ดร. ณัฐฐิตา ชวนเกริกกุล)

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

.....กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(ดร.เรืองเดช ชงศรี)

ปรารภวิทยุ อุนหเศรษฐ์ : ผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในโลหะผงเหล็กกล้าไร้
 สนิม 304L ต่อการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสและแรงดัดโค้ง. (EFFECTS OF
 NICKEL AND COBALT CONTENTS IN P/M STAINLESS STEEL 304L ON
 OXIDATION AT 900°C AND BENDING STRENGTH) อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก :
 อาจารย์ ดร. ปัญญาวัชร วัชยาว อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม: อ. ดร.ณัฐจิตา
 ชวนเกริกกุล, 113 หน้า.

งานวิจัยนี้ เป็นการศึกษาผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในโลหะผงเหล็กกล้าไร้
 สนิม 304L ต่อการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสและสมบัติทางกล ซึ่งคือ ความแข็ง และแรง
 ดัดโค้ง โดยทำการอัดผงชิ้นงานด้วยเครื่องกดทิศทางเดียวด้วยแรง 498 MPa จากนั้นนำไปเผาผืนที่
 อุณหภูมิ 1300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ภายใต้บรรยากาศแบบไฮโดรเจน แล้วนำไปเผาขาว
 เพื่อศึกษาการเกิดออกซิเดชัน โดยนำไปเผาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2, 5, 10, 25, 40,
 60, 80 และ 100 ชั่วโมงในอากาศ จากผลการทดลองพบว่าการเติมธาตุโคบอลต์ สามารถเพิ่มความ
 หนาแน่น, ความแข็ง และแรงดัดโค้งได้ โดยเมื่อปริมาณธาตุโคบอลต์มากขึ้น สมบัติเหล่านี้จะดีขึ้น
 อย่างไรก็ตาม การเติมเพียง 1 % โดยน้ำหนักนั้นให้ผลด้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีที่สุด
 นอกจากนี้ทุกชิ้นงานที่ผ่านการให้ความร้อนพบออกไซด์ชนิดเดียวกัน คือ Cr_2O_3 , $Mn_{1.5}Cr_{1.5}O_4$ และ
 Fe_2O_3 ซึ่งการเติมธาตุนิกเกิลนั้นมีอิทธิพลเหนือกว่าการเติมธาตุโคบอลต์ เป็นผลสืบเนื่องมาจาก
 ขนาดของผง ดังนั้นการเติมธาตุผสมนิกเกิล และ โคบอลต์ร่วมกันนั้น จะให้ผลในทิศทางเดียวกันกับ
 การเติมเพียงธาตุนิกเกิล จากการวิจัยนี้สามารถสรุปได้ว่า สมบัติทางกล และการเกิดออกซิเดชันนั้น
 ขึ้นกับโครงสร้างจุลภาค ความพรุนของชิ้นงาน และขนาดผงที่ใช้

ภาควิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อนิสิต.....
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมโลหการ.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....
 ปีการศึกษา.....2555.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม.....

5370281121 : MAJOR METALLURGY ENGINEERING

KEYWORDS : AUSTENITIC STAINLESS STEEL / 304L / OXIDATION BEHAVIOUR / HIGH TEMPERATURE / POWDER METALLURGY, NICKEL AND COBALT

PRANGTIP UONAHASETH : EFFECTS OF NICKEL AND COBALT CONTENTS IN P/M STAINLESS STEEL 304L ON OXIDATION AT 900°C AND BENDING STRENGTH.
 ADVISOR: PANYAWAT WANGYAO, Ph.D., CO-ADVISOR : NUTTHITA CHUANKRERKKUL, Ph.D., 113 pp.

This research study had investigated the effect of varied Nickel and Cobalt additions in P/M stainless steel 304L on oxidation behaviour at 900°C and mechanical properties such as bending strength using a single action press at 498 MPa and hardness. The specimens were sintered at 1300°C for 30 minutes in hydrogen atmosphere following with heating at temperature of 900°C for 2, 5, 10, 20, 25, 40, 60, 80 and 100 hours in air for oxidation tests. It is clearly shown that Cobalt addition could improve density, hardness, bending strength and these properties could be more enhanced if more Cobalt powder was added. However, only 1 wt. % was the best condition for oxidation resistance. Furthermore, every specimen has been shown that 100 hour-oxidation at 900 °C in the air atmosphere leading to the presence of Cr₂O₃, Mn_{1.5}Cr_{1.5}O₄ and Fe₂O₃ in the oxide scales. Nevertheless, effect of Nickel addition dominated over effect of Cobalt addition due to its powder size. Therefore, the addition of Nickel together with Cobalt gave the similar results as adding only Nickel powder. Mechanical behaviours and oxidation behaviours depend on microstructures, porosity and powder size.

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

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

Academic Year : 2012..... Co-advisor's Signature.....

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยคำแนะนำและความช่วยเหลือจาก อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร วังยาว ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก และ อาจารย์ ดร. ณัฐจิตา ชวนเกริกกุล ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์รอง ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงที่ท่านได้อบรมสั่งสอน ถ่ายทอดความรู้ คำแนะนำ วิธีการคิดการแก้ไขปัญหา ชี้แนะแนวทางการดำเนินงานวิจัย รวมทั้ง ตรวจสอบวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ ขอขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ ซึ่งเป็นประธานคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล ซึ่งเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ และดร. เรืองเดช ชงศรี ซึ่งเป็นกรรมการสอบ วิทยานิพนธ์ภายนอกมหาวิทยาลัยที่สละเวลาเพื่อเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์และให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ต่องานวิทยานิพนธ์นี้ ขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ให้ความรู้ทั้งในตำราและการใช้ชีวิตประจำวัน รวมทั้งคอยให้กำลังใจข้าพเจ้าจนกระทั่งสำเร็จ การศึกษาระดับปริญญาโทมาบัดนี้ ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ ให้คำแนะนำและอำนวยความสะดวกแก่ข้าพเจ้ามาโดยตลอด

ขอขอบพระคุณคุณอดิศักดิ์ ถือพลอย และคุณสมจิต ชุ่มเมืองเย็น เจ้าหน้าที่สถาบันวิจัย โลหะและวัสดุที่ให้ความช่วยเหลือและดูแลในการใช้เครื่องอัดขึ้นงาน เครื่องวัดความแข็ง Rockwell และเครื่องทดสอบหาค่าแรงดัดโค้ง ขอขอบพระคุณคุณภาณุ เวทยนุกูล และคุณมนภาส มรภภูจินดา เจ้าหน้าที่ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่ให้ความอนุเคราะห์ในการเผานึก ขึ้นงานในเตาไฮโดรเจน ขอขอบพระคุณ คุณภัทรญา สระบัว เจ้าหน้าที่ศูนย์เครื่องมือวิจัย วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี และคุณพีรญา พิพัฒน์กุล เจ้าหน้าที่สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย ที่ช่วยวิเคราะห์ขึ้นงานด้วยเครื่อง SEM จนวิทยานิพนธ์นี้สำเร็จได้ด้วยดี และขอขอบพระคุณ MR. GREGG TIEDEMAN ผู้ดูแล ONEMINE.ORG ที่ได้อนุเคราะห์บทความให้ ข้าพเจ้าได้นำมาศึกษาเพื่อใช้ประกอบการทำวิทยานิพนธ์นี้

สุดท้ายนี้ขอกราบขอบพระคุณบิดามารดาอันเป็นที่เคารพรักของข้าพเจ้าที่คอยให้ความรัก กำลังใจ และสนับสนุนด้านการศึกษาโดยตลอด และขอขอบคุณเพื่อนๆ พี่น้องที่ร่วมศึกษาใน ระดับปริญญาโทมาบัดนี้ ที่ให้ความช่วยเหลือในด้านต่างๆ รวมถึงกำลังใจกับข้าพเจ้าเป็นอย่างดี เสมอมา

สารบัญ

| | หน้า |
|--|------|
| บทคัดย่อภาษาไทย..... | ง |
| บทคัดย่อภาษาอังกฤษ..... | จ |
| กิตติกรรมประกาศ..... | ฉ |
| สารบัญ..... | ช |
| สารบัญตาราง..... | ญ |
| สารบัญภาพ..... | ฎ |
| บทที่ 1 บทนำ..... | 1 |
| 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา..... | 1 |
| 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย..... | 3 |
| 1.3 ขอบเขตของการวิจัย..... | 3 |
| 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ..... | 4 |
| บทที่ 2 การศึกษาข้อมูลเบื้องต้น..... | 5 |
| 2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเหล็กกล้าไร้สนิม..... | 5 |
| 2.2 ชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิม..... | 7 |
| 2.3 อิทธิพลของธาตุ..... | 12 |
| 2.4 เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก..... | 14 |
| 2.4.1 ประเภทของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก..... | 14 |
| 2.4.2 โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก..... | 15 |
| 2.5 สมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก..... | 35 |
| 2.6 เหล็กกล้าไร้สนิมคาร์บอนต่ำ..... | 42 |
| 2.7 การเกิดออกซิเดชันในโลหะ..... | 44 |
| 2.8 ปรีทรีตเมนต์..... | 45 |
| บทที่ 3 วิธีการดำเนินงานวิจัย..... | 48 |
| 3.1 เครื่องมือ และอุปกรณ์ในการทดลอง..... | 48 |
| 3.2 ขั้นตอนการทดลอง..... | 53 |

| | หน้า |
|---|------|
| บทที่ 4 ผลการทดลอง และการอภิปราย..... | 59 |
| 4.1.1 ลักษณะทั่วไปของโลหะผง..... | 59 |
| 4.1.2 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผง..... | 59 |
| 4.2 โครงสร้างจุลภาค..... | 60 |
| 4.3 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน..... | 63 |
| 4.4 ความหนาแน่นรวม (Bulk Density)..... | 70 |
| 4.5 ความแข็ง..... | 72 |
| 4.6 แรงดัดโค้ง..... | 78 |
| 4.7 ผลของธาตุникเกิด..... | 83 |
| 4.8 ผลของธาตุโคบอลต์..... | 85 |
| 4.9 ผลของธาตุникเกิด และ โคบอลต์..... | 86 |
| 4.10 การเกิดออกซิเดชัน..... | 88 |
| 4.11 ออกไซด์ที่เกิดขึ้น..... | 91 |
| บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง..... | 99 |
| รายการอ้างอิง..... | 101 |
| ภาคผนวก..... | 104 |
| ภาคผนวก ก..... | 105 |
| ภาคผนวก ข..... | 109 |
| ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์..... | 113 |

สารบัญตาราง

| ตารางที่ | หน้า |
|---|------|
| 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม เกรดมาตรฐาน และ เกรดพิเศษ..... | 6 |
| 2.2 ตารางแสดงสมบัติที่สามารถปรับปรุงได้โดยธาตุต่างๆ..... | 13 |
| 2.3 ความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ที่อุณหภูมิห้องและ แรงดึง ของเหล็กกล้าไร้ สนิมพื้นออกสเทนนิติกบางเกรดที่ได้ผ่านการอบอ่อน..... | 36 |
| 2.4 ผลของอัตราการขึ้นรูปต่อความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึง..... | 36 |
| 2.5 ผลของอุณหภูมิในระยะสั้นต่อค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึง ของเหล็กกล้าไร้สนิมออกสเทนนิติกเกรดต่างๆ..... | 38 |
| 2.6 ค่าความเค้นสูงสุดต่ออัตราความคืบที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติก เกรด 304..... | 39 |
| 2.7 ค่าความล้าของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกที่ผ่านการอบอ่อนเกรดต่างๆ..... | 41 |
| 2.8 ส่วนผสมทางเคมีของ AISI 304L..... | 42 |
| 2.9 สมบัติทางกลของ AISI 304L..... | 43 |
| 2.10 สมบัติโดยทั่วไปของ AISI 304L..... | 43 |
| 3.1 สูตร และส่วนผสมของชิ้นงานในการทดลอง..... | 53 |
| 3.2 อุณหภูมิ และเวลาที่ใช้ในการอบชิ้นงาน..... | 54 |
| 3.3 ข้อมูลชิ้นงานที่นำมาวิเคราะห์ค่าน้ำหนักที่เปลี่ยนไปเนื่องจากการเกิดออกซิเดชัน..... | 56 |
| 3.4 ข้อมูลชิ้นงานที่นำมาวิเคราะห์การเกิดออกซิเดชันที่ผิว และในชิ้นงาน..... | 57 |
| 3.5 ข้อมูลชิ้นงานที่นำมาทดสอบการตัดโค้ง และทดสอบความแข็ง..... | 58 |
| 4.1.2 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผงโดยเครื่อง SEM-EDS..... | 60 |
| ข.1 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความหนาแน่นรวม..... | 109 |
| ข.2 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนหลังเผาผิวก..... | 109 |
| ข.3 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนหลังเผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง..... | 110 |
| ข.4 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความความแข็งหลังการเผาผิวก (HRB)..... | 110 |
| ข.5 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความความแข็งหลังเผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (HRB)..... | 111 |

| ตารางที่ | หน้า |
|--|------|
| ข.6 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าแรงค้ำโค้งหลังเผาผนึก (MPa)..... | 111 |
| ข.7 ค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าแรงค้ำโค้งเผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (MPa)..... | 112 |

สารบัญภาพ

| ภาพที่ | หน้า |
|--|------|
| 2.1 ความสัมพันธ์ระหว่างส่วนผสมทางเคมี และสมบัติเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดต่างๆ..... | 5 |
| 2.2 ผลของการขึ้นรูปเย็นต่อสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม..... | 10 |
| 2.3 ภาพตัดที่ความเข้มข้นคงที่ของแผนภูมิสมดุล 3 เฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล แสดงถึงผลในการทำให้เฟอร์ไรต์เสถียรของโครเมียม และผลในการทำให้ออสเทนไนต์เสถียรของนิกเกิล..... | 15 |
| 2.4 ภาพตัดที่อุณหภูมิคงที่ที่ 1000 องศาเซลเซียสของแผนภูมิสมดุล 3 เฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล..... | 16 |
| 2.5 ความสามารถในการละลายคาร์บอน ต่อคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ (M = Cr, Fe) ของเหล็กกล้าไร้สนิม 18%Cr – 8%Ni..... | 17 |
| 2.6 ผลของโมลิบดีนัมต่อแผนภาพสมดุลของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล ที่เย็นตัวในอากาศจาก 1100 – 1150 องศาเซลเซียส..... | 17 |
| 2.7 ผลของไนโตรเจนต่อเฟสออสเทนไนต์ (A) และเฟอร์ไรต์ (F) และ โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล..... | 18 |
| 2.8 ผลของคาร์บอนต่อกลไกการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ | 19 |
| 2.9 แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ในโลหะผสม 18Cr – 9Ni – 0.05C ที่ quench จาก 150 องศาเซลเซียส..... | 19 |
| 2.10 การตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ต่อเวลาที่ 650 องศาเซลเซียสในเหล็กกล้าไร้สนิม 18Cr – 12Ni – 2Mo..... | 20 |
| 2.11 ผลของไนโตรเจนต่อกลไกการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ในเหล็กกล้าไร้สนิม 17Cr – 13Ni – 5Mo - 0.05C..... | 20 |
| 2.12 แผนภูมิสมดุลเฟสของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล – ไนโตรเจน ที่ 18% โครเมียม อุณหภูมิที่ 900 องศาเซลเซียส..... | 21 |
| 2.13 ภาพตัดที่ 650 องศาเซลเซียสของแผนภูมิสมดุลเฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล | 23 |
| 2.14 อัตราการตกตะกอนของเฟสซิกมาที่ 700 องศาเซลเซียส..... | 23 |
| 2.15 แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของเฟสซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมที่นออสเทนไนติก 17Cr – 12Ni – 2.5 Mo – 0.5 Ti..... | 23 |

| ภาพที่ | หน้า |
|---|------|
| 2.16 ปริมาณการตกตะกอนของเฟสซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 17Cr – 12Ni – 2.5 Mo – 0.5 Ti เป็นฟังก์ชันของเวลา ณ อุณหภูมิคงที่ | 24 |
| 2.17 ค่าสัดส่วนน้ำหนัก และ ส่วนผสมทางเคมีของ M ₂₃ C ₆ (% โดยน้ำหนัก) ระหว่างการอบอ่อนที่อุณหภูมิคงที่ของเหล็กกล้าไร้สนิม 2 ชนิด | 25 |
| 2.18 ความสัมพันธ์ระหว่าง % โดยน้ำหนักของเฟสซิกมาต่อปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่ไม่เสถียร 25Cr – 20Ni | 26 |
| 2.19 แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 12Ni – 2Mo | 27 |
| 2.20 แผนภาพแสดงกลไกการเปลี่ยนไปของออสเทนไนต์ | 27 |
| 2.21 แผนภาพ TTT ของการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 10Ni – Ti | 28 |
| 2.22 แผนภาพ TTT ของการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 10Ni – 0.9Nb | 28 |
| 2.23 แผนภาพแสดงกลไกการเกิด Fe ₂ Nb และ M ₆ C (Fe ₃ Nb ₃ C) | 28 |
| 2.24 ผลของ Solid Solution Hardening ต่อออสเทนไนต์ | 29 |
| 2.25 กราฟ Work Hardening | 30 |
| 2.26 ผลของปริมาณนิกเกิลต่อกราฟความเค้น – ความเครียดที่แท้จริงของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 17% Cr | 31 |
| 2.27 ผลของปริมาณธาตุอะลูมิเนียม และไทเทเนียมต่อการตกตะกอนของเฟสในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 15Cr – 25Ni | 32 |
| 2.28 ค่าความแกร่งที่อุณหภูมิต่างของเหล็กกล้าไร้สนิม | 34 |
| 2.29 ผลของ a คาร์บอน และ b ไนโตรเจน ต่อค่าความแข็งแรง ณ จุดครากของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 12Ni ที่อุณหภูมิต่างๆ | 34 |
| 2.30 สามขั้นตอนของความคืบ | 38 |
| 2.31 กราฟ S-N curve แสดงสมบัติความล้า | 41 |
| 3.1 วัสดุ | 48 |
| 3.2 เครื่องอัดขึ้นรูป | 49 |
| 3.3 เตาเผาไฮโดรเจน | 49 |
| 3.4 เครื่องตัดชิ้นงาน | 50 |

| ภาพที่ | หน้า |
|--|------|
| 3.5 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน..... | 50 |
| 3.6 เตาเผาที่อุณหภูมิสูง..... | 51 |
| 3.7 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM)..... | 51 |
| 3.8 เครื่อง XRD (X-Ray Diffractometer)..... | 52 |
| 4.1.1 ภาพถ่ายลักษณะโลหะผจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด..... | 59 |
| 4.2.1 โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาผนิกจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า..... | 61 |
| 4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาผวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงจาก กล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า..... | 62 |
| 4.3.1 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาผนิก ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 64 |
| 4.3.2 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาผวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 65 |
| 4.3.3.1อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน โดยเปรียบเทียบ..... | 68 |
| 4.3.3.2อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน..... | 69 |
| 4.4.1 อัตราส่วนความหนาแน่น ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 70 |
| 4.4.2 อัตราส่วนความหนาแน่น ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 71 |
| 4.5.1 ความแข็ง หลังการเผาผนิก ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 73 |
| 4.5.2 ความแข็ง หลังการเผาผวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 74 |
| 4.5.3.1ความแข็งโดยเปรียบเทียบ..... | 76 |
| 4.5.3.2ความแข็ง..... | 77 |
| 4.6.1 แรงดัดโค้งหลังการเผาผนิก ต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 79 |
| 4.5.2 แรงดัดโค้งหลังการเผาผวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงต่อปริมาณธาตุที่ผสม..... | 80 |
| 4.6.3.1แรงดัดโค้งโดยเปรียบเทียบ..... | 81 |
| 4.6.3.2แรงดัดโค้ง..... | 82 |
| 4.7.1 ผลของชาตุนิกเกิด หลังการเผาผนิก..... | 84 |
| 4.7.2 ผลของชาตุนิกเกิด หลังการเผาผวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง..... | 84 |
| 4.8.1 ผลของชาตุนิกเกิด หลังการเผาผนิก..... | 85 |

| ภาพที่ | หน้า |
|--|------|
| 4.8.2 ผลของธาตุโคบอลต์ หลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง | 85 |
| 4.9.1 ผลของธาตุนิกเกิล และ โคบอลต์ หลังการเผาไหม้ | 87 |
| 4.9.2 ผลของธาตุนิกเกิล และ โคบอลต์ หลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง | 87 |
| 4.10.1 อัตราการเกิดออกซิเดชัน ต่อระยะเวลาในการเผา | 89 |
| 4.10.2 ผลของธาตุผสมต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน | 90 |
| 4.11.1 กราฟ Ellingham แสดงความสัมพันธ์ค่าพลังงานอิสระของกิบส์ ต่ออุณหภูมิ และความดันย่อยของก๊าซออกซิเจน | 92 |
| 4.11.2 ผลธาตุโครเมียมต่อการเกิดออกซิเดชัน และ โครงสร้างออกไซด์ | 93 |
| 4.11.3 ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L | 94 |
| 4.11.4 ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงนิกเกิล | 95 |
| 4.11.5 ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงโคบอลต์ | 97 |
| 4.11.6 ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงนิกเกิล และ โคบอลต์ ร่วมกัน | 98 |
| ก.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน 304 L หลังการเผาไหม้ และ หลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 105 |
| ก.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงโคบอลต์หลังการเผาไหม้จากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 105 |
| ก.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลหลังการเผาไหม้ จากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 106 |
| ก.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลและ โคบอลต์หลังการเผาไหม้ จากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 106 |
| ก.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงโคบอลต์หลังการเผาไหม้ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 107 |
| ก.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลหลังการเผาไหม้ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 107 |
| ก.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลและ โคบอลต์หลังการเผาไหม้ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า | 108 |

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ปัญหา ความสำคัญ และที่มาของงานวิจัย

เหล็กกล้าไร้สนิม เป็นโลหะผสมเบสเหล็กที่มีโครเมียมตั้งแต่ 11% เพื่อให้เกิดชั้นฟิล์มป้องกันเคลือบผิวไว้ ซึ่งสามารถป้องกันความเสียหายของเนื้อเหล็กกล้าไร้สนิมได้ ซึ่งปัจจุบันมีความนิยมในการใช้งานในอุตสาหกรรมต่างๆ ไม่ว่าจะเป็นอุตสาหกรรมการหล่อ อุตสาหกรรมยานยนต์ ในเครื่องจักรกลและส่วนประกอบต่างๆ หรือแม้กระทั่งอุปกรณ์ในครัวเรือน เป็นต้น เนื่องจากสมบัติที่ดีเลิศของเหล็กกล้าไร้สนิม เช่น ไม่เป็นสนิมในบรรยากาศปกติ ด้านทานการกัดกร่อนได้ดีที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูง มีความแข็งแรงที่ดี และราคาที่ไม่แพงจนเกินไป อย่างไรก็ตาม นอกจากที่เหล็กกล้าไร้สนิมจะมีสมบัติด้านทานการกัดกร่อนขึ้นอยู่กับโครเมียมเป็นหลักแล้ว แต่ก็ยังมีธาตุผสมอื่นๆลงไปเพื่อปรับปรุงโครงสร้าง และสมบัติพิเศษเฉพาะด้านของเหล็กกล้าไร้สนิม โดยเหล็กกล้าไร้สนิมแบ่งออกเป็น 5 กลุ่ม ดังนี้ เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริติก มีราคาถูกและทนทานต่อการกัดกร่อนภายใต้บรรยากาศคลอไรด์, เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นมาร์เทนซิติก มีความแข็งแรงสูง ความเหนียวและความแกร่งดี, เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก เป็นเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มที่ใหญ่ที่สุด และใช้ประโยชน์มากที่สุด มีความเหนียวสูง ขึ้นรูปได้ง่าย ด้านทานการกัดกร่อนดีเยี่ยม, เหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์ ซึ่งด้านทานการกัดกร่อนสูงกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก และมีความเหนียวกับความแกร่งที่มากกว่าในเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก และ โลหะผสมที่ผ่านการอบชุบทางความร้อนเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน (PH) ซึ่งคุณสมบัติทั่วไปนั้นสามารถนำไฟฟ้าได้ดี มีความแข็งแรงสูง ด้านทานต่อการกัดกร่อนปานกลาง-ดี ซึ่งเหล็กกล้าไร้สนิมแต่ละประเภทก็เหมาะแก่การใช้งานที่แตกต่างกัน โดยในท้องตลาดเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกมีการใช้งานมากถึง 70% ซึ่งหนึ่งในเกรดของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่มีการใช้งานอย่างกว้างขวาง และสามารถหาซื้อได้ง่ายคือ เกรด 304L นอกจากการใช้งานในสภาพหล่อ และรีดแล้ว ก็ยังมีการใช้งานที่ผลิตโดยกรรมวิธีโลหะผงอีกด้วย ซึ่งชิ้นงานที่ได้จากกรรมวิธีโลหะผงนั้นจะมีรู

พรุณอยู่ด้วย ซึ่งเมื่อมีการเผาขาวจะเกิดออกซิเดชันขึ้น งานวิจัยนี้จึงสนใจที่จะศึกษาการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส และสมบัติแรงดัดโค้งของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติก 304L โดยการเพิ่มปริมาณของธาตุ निकิล และธาตุ โคบอลต์ โดยกรรมวิธี โลหะผงซึ่งยังไม่เคยมีใครทำมาก่อน เนื่องจากธาตุผสมที่เติมเข้าไบนั้น จากการศึกษาของ Kopeliovich (2011) [1] พบว่า ธาตุ निकิล นั้นมีสมบัติเพิ่มความเสถียรของโครงสร้างอสเทนไนท์ ความต้านทานการกัดกร่อน ความแกร่ง ความสามารถในการเชื่อม และความสามารถในการยึดเกาะของฟิล์มออกไซด์ที่ผิวชิ้นงาน ในขณะที่ธาตุ โคบอลต์ นั้นมีสมบัติเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง magnetic permeability รวมทั้งเพิ่มสมบัติทางกายภาพ เช่น การนำความร้อนและลดการขยายหรือ หดตัวเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงความร้อน ซึ่งจะลดปัญหาด้านความล้าที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิลงได้ด้วย ดังนั้นผู้วิจัยเห็นว่าทั้งสองธาตุนี้นี้ล้วนมีสมบัติที่ดี จึงต้องการศึกษาผลของการผสมธาตุในสัดส่วนที่แตกต่างกันต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง และแรงดัดโค้งภายหลังการจำลองการเผาที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานาน โดยคาดว่าจะสามารถใช้เป็นแนวทางในการพัฒนาเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติก 304L เพื่อประโยชน์ในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงในอนาคตต่อไปได้

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1. เพื่อศึกษาและเปรียบเทียบถึงผลของปริมาณนิกเกิล โคบอลต์ และ นิกเกิลและโคบอลต์ผสมร่วมกัน ในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่อแรงคัดโค้งของชิ้นงานที่มีการเผาพูนิก และจำลองการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง
2. เพื่อศึกษาและเปรียบเทียบถึงผลของปริมาณนิกเกิล โคบอลต์ และ นิกเกิลและโคบอลต์ผสมร่วมกัน ในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสที่ผิวของชิ้นงาน
3. เพื่อศึกษาและเปรียบเทียบถึงผลของปริมาณนิกเกิล โคบอลต์ และ นิกเกิลและโคบอลต์ผสมร่วมกัน ในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่อออกไซด์ที่เกิดขึ้นในเนื้อพื้นที่ 900 องศาเซลเซียส

1.3 ขอบเขตการทำวิจัย

1. ศึกษาผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ที่ 1, 2, 3 และ 4% โดยน้ำหนัก ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียส
2. ศึกษาผลของปริมาณนิกเกิล และ โคบอลต์ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ที่ 1, 2, 3 และ 4% โดยน้ำหนัก ต่อแรงคัดโค้งที่ได้ของชิ้นงานที่มีการเผาพูนิกและจำลองการเผายาวที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง
3. ศึกษาชนิดของออกไซด์ที่เกิดขึ้นที่ผิวที่ระยะเวลา และ ในเนื้อของชิ้นงานที่สนใจ

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

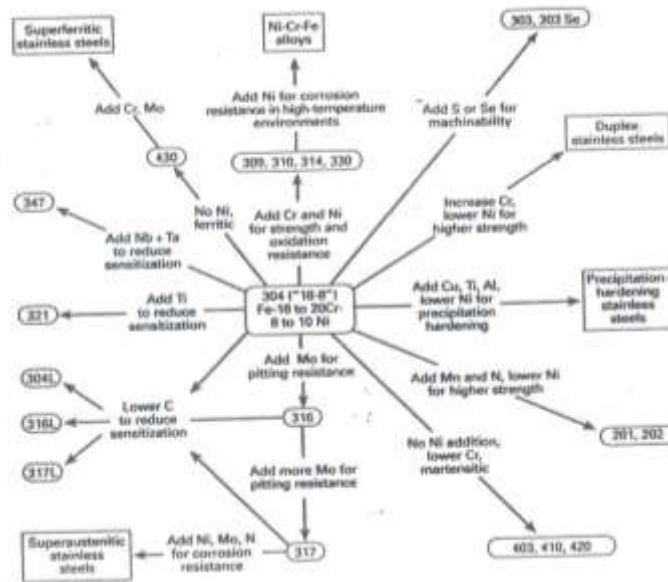
1. ทราบถึงผลของปริมาณนิกเกิล และโคบอลต์ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสในชิ้นงานที่มีส่วนผสมแตกต่างกัน
2. ทราบถึงผลของปริมาณนิกเกิล และโคบอลต์ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ต่อแรงตัดโค้งของชิ้นงานที่มีการเผาผนึกและจำลองการเผายาวที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงในส่วนผสมที่แตกต่างกัน
3. เป็นแนวทางในการพัฒนาเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เพื่อประโยชน์ในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง
4. เพื่อเผยแพร่ความรู้ที่ได้รับจากงานวิจัยนี้ผ่านการตีพิมพ์ในวารสารระดับชาติ หรือนานาชาติ

บทที่ 2

การศึกษาข้อมูลเบื้องต้น

2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเหล็กกล้าไร้สนิม [2]

เหล็กกล้าไร้สนิม เป็นโลหะผสมเบสเหล็ก ที่มีโครเมียมตั้งแต่ 11% ซึ่งเป็นปริมาณขั้นต่ำที่ป้องกันการเกิดสนิมในบรรยากาศที่ไม่เป็นมลพิษ โดยส่วนมากเหล็กกล้าไร้สนิมจะประกอบด้วยโครเมียมมากกว่า 30% หรือ เหล็กน้อยกว่า 50% เพื่อให้สามารถเกิดชั้นฟิล์มของโครเมียมออกไซด์ที่ผิวได้ นอกจากนี้ยังมีการเติมธาตุอื่นๆ เช่น นิกเกิล, โมลิบดีนัม, ทองแดง, ไทเทเนียม, อะลูมิเนียม, ซิลิกอน ไนโอเบียม ในโตรเจน ซัลเฟอร์ ซีรีเนียม เพื่อเพิ่มสมบัติต่างๆ โดยทั่วไปเกรดมาร์เทนไซต์มีคาร์บอน 0.03-1% ดังแสดงในตารางที่ 2.1 และ ภาพที่ 2.1 ซึ่งเป็นภาพที่แสดงถึงภาพรวมความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิม ต่อ ชนิดของธาตุผสมต่างๆ



ภาพที่ 2.1 : ภาพแสดงความสัมพันธ์ระหว่างส่วนผสมทางเคมี และสมบัติเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดต่างๆ

[2]

ตารางที่ 2.1 : ตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม เกรดมาตรฐาน และ เกรดพิเศษ [2]

| UNS designation | AISI type | Composition, wt% max | | | | | | | | | |
|---------------------------|----------------|----------------------|-------------|-----------|-----------|-----------|-------------|-------------|-----------|-----------|-------------------------------|
| | | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Nb | N | Others |
| Ferritic alloys | | | | | | | | | | | |
| S40500 | 405 | 0.08 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 11.50-14.50 | — | — | — | 0.10-0.30 Al 8 x C-0.75 Ti |
| S40900 | 409 | 0.08 | 1.00 | 1.00 | 0.045 | 0.045 | 10.50-11.75 | 0.50 | — | — | — |
| S43000 | 430 | 0.12 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | — | — | — | — |
| S43020 | 430F | 0.12 | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.15(a) | 16.00-18.00 | — | 0.60 | — | — |
| S43023 | 430FSe | 0.12 | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.060 | 16.00-18.00 | — | — | — | 0.15 min Se |
| S43400 | 434 | 0.12 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | — | 0.75-1.25 | — | — |
| S44200 | 442 | 0.20 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 18.00-23.00 | — | — | — | — |
| S44300 | 443(b) | 0.20 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 18.00-23.00 | 0.50 | — | — | 8.50-1.25 Cu |
| S44400 | 444(b) | 0.025 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 17.50-19.50 | 1.00 | 1.75-2.50 | 0.025 | 0.20 + 4 (C + N) 0.80 Ti + N |
| S44600 | 446(b) | 0.20 | 1.50 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 23.00-27.00 | — | — | — | 0.25 |
| S18200 | 18-2(74)(c) | 0.08 | 1.25-2.50 | 1.00 | 0.040 | 0.15(a) | 17.50-19.50 | — | 1.50-2.50 | — | — |
| Martensitic alloys | | | | | | | | | | | |
| S40300 | 403 | 0.15 | 1.00 | 0.50 | 0.040 | 0.030 | 11.50-13.00 | — | — | — | — |
| S41000 | 410 | 0.15 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 11.50-13.00 | — | — | — | — |
| S41400 | 414 | 0.15 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 11.50-13.50 | 1.25-2.50 | — | — | — |
| S41600 | 416 | 0.15 | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.15(a) | 12.00-14.00 | — | 0.60 | — | — |
| S41610 | 416 Plus X(i) | 0.15 | 1.50-2.50 | 1.00 | 0.060 | 0.15(a) | 12.00-14.00 | — | 0.60 | — | — |
| S41623 | 416Se | 0.15 | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.060 | 12.00-14.00 | — | — | — | 0.15 min Se |
| S43000 | 430 | 0.15(a) | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 12.00-14.00 | — | — | — | — |
| S43010 | Trim Nit(e) | 0.15-0.30 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 13.50-15.00 | 0.25-1.00 | 0.40-1.00 | — | — |
| S43020 | 430F | 0.15(a) | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.15(a) | 12.00-14.00 | — | 0.60 | — | — |
| S43023 | 430FSe(b) | 0.30-0.40 | 1.25 | 1.00 | 0.060 | 0.060 | 12.00-14.00 | — | 0.60 | — | 0.15 min Se, 0.60 Zr or Cu |
| S43100 | 431 | 0.30 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 13.00-17.00 | 1.25-2.50 | — | — | — |
| S44002 | 440A | 0.60-0.75 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | — | 0.75 | — | — |
| S44003 | 440B | 0.75-0.95 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | — | 0.75 | — | — |
| S44004 | 440C | 0.95-1.20 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | — | 0.75 | — | — |
| S44020 | 440F(b) | 0.95-1.20 | 1.25 | 1.00 | 0.040 | 0.10-0.35 | 16.00-18.00 | 0.75 | 0.60-0.60 | 0.08 | — |
| S44023 | 440FSe(b) | 0.95-1.20 | 1.25 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | 0.75 | 0.60 | 0.08 | 0.15 min Se |
| Austenitic alloys | | | | | | | | | | | |
| S20100 | 201 | 0.15 | 5.50-7.50 | 1.00 | 0.060 | 0.030 | 16.00-18.00 | 3.50-5.50 | — | 0.25 | — |
| S20141 | Call-Tough(i) | 0.15 | 4.00-6.00 | 3.00-4.00 | 0.040 | 0.040 | 15.00-18.00 | 4.00-6.00 | — | 0.08-0.20 | — |
| S20300 | 203EZ(f) | 0.08 | 5.00-6.50 | 1.00 | 0.040 | 0.18-0.35 | 16.00-18.00 | 5.00-6.50 | — | — | 1.75-2.25 Cu |
| S20010 | 22-13-5(c) | 0.06 | 4.00-6.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 20.50-22.50 | 11.50-13.50 | 1.50-1.80 | 0.20-0.40 | 0.10-0.30 V |
| S21000 | SCF19(e) | 0.10 | 4.00-7.00 | 0.60 | 0.030 | 0.030 | 18.00-22.00 | 16.00-20.00 | 4.00-6.00 | 0.15 | 2.00 Cu |
| S21300 | 15-15LC(x) | 0.25 | 15.00-18.00 | 1.00 | 0.050 | 0.050 | 16.00-21.00 | 3.00 | 0.50-3.00 | — | 0.50-2.00 Cu |
| S21800 | Nitronic 60(g) | 0.10 | 7.00-9.00 | 3.50-4.50 | 0.040 | 0.030 | 16.00-18.00 | 7.00-9.00 | — | — | 0.08-0.20 |
| S21904 | 21-4-9LC(x) | 0.04 | 8.00-10.00 | 1.00 | 0.060 | 0.030 | 19.00-21.50 | 5.50-7.50 | — | — | 0.15-0.40 |
| S24100 | 18-2Mod(i) | 0.15 | 11.00-14.00 | — | 0.060 | 0.030 | 16.50-19.50 | 0.50-2.50 | — | — | 0.20-0.45 |
| S28200 | 18-18 Phos(i) | 0.15 | 17.00-19.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | — | 0.50-1.50 | 0.40-0.60 | 0.50-1.50 Cu 1.00 Cu |
| — | Nitronic 30(g) | 0.10 | 7.00-9.00 | 1.00 | — | — | 15.00-17.00 | 1.50-3.00 | — | — | 0.15-0.30 |
| S30100 | 301 | 0.15 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 16.00-18.00 | 4.00-8.00 | — | — | — |
| S30200 | 302 | 0.15 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | 8.00-10.00 | — | — | — |
| S30300 | 303 | 0.15 | 2.00 | 1.00 | 0.30 | 0.15(a) | 17.00-19.00 | 8.00-10.00 | 0.60 | — | — |
| S30310 | 303 Plus X(i) | 0.15 | 3.50-4.50 | 1.00 | 0.30 | 0.25(a) | 17.00-19.00 | 7.00-10.00 | 0.75 | — | — |
| S30321 | 303Se | 0.15 | 2.00 | 1.00 | 0.30 | 0.060 | 17.00-19.00 | 8.00-10.00 | — | — | — |
| S30330 | 303 Cu(h) | 0.15 | 2.00 | 1.00 | 0.15 | 0.10(a) | 17.00-19.00 | 6.00-10.00 | — | — | 2.50-4.00 Cu, 0.10 Se |
| S30400 | 304 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 18.00-20.00 | 8.00-10.50 | — | — | — |
| S30403 | 304L | 0.03 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 18.00-20.00 | 8.00-12.00 | — | — | — |
| S30430 | 302 HQ(b) | 0.10 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | 8.00-10.00 | — | — | 3.00-4.00 Cu |
| S30431 | 302 HQ-F36(c) | 0.06 | 2.00 | 1.00 | 0.040 | 0.14 | 16.00-19.00 | 9.00-11.00 | — | — | 1.50-2.40 Cu |
| S30432 | 304 H(b) | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 18.00-20.00 | 8.00-10.50 | — | — | 0.14-0.30 |
| S30500 | 305 | 0.12 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | 10.00-13.00 | — | — | — |
| S30900 | 309 | 0.20 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 22.00-24.00 | 12.00-15.00 | — | — | — |
| S30908 | 309S | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 22.00-24.00 | 12.00-15.00 | — | — | — |
| S31000 | 310 | 0.25 | 2.00 | 1.50 | 0.045 | 0.030 | 24.00-26.00 | 19.00-22.00 | — | — | — |
| S31008 | 310S | 0.08 | 2.00 | 1.50 | 0.045 | 0.030 | 24.00-26.00 | 19.00-22.00 | — | — | — |
| S31600 | 316 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 16.00-18.00 | 10.00-14.00 | 2.00-3.00 | — | — |
| S31603 | 316L | 0.030 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 16.00-18.00 | 10.00-14.00 | 2.00-3.00 | — | — |
| S31620 | 316F | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.20 | 0.10(a) | 17.00-19.00 | 12.00-14.00 | 1.75-2.50 | — | — |
| S31700 | 317 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.30 | 18.00-20.00 | 11.00-13.00 | 3.00-4.00 | — | — |
| S31703 | 317L | 0.030 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 18.00-20.00 | 11.00-13.00 | 3.00-4.00 | — | — |
| S32100 | 321 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | 9.00-12.00 | — | — | 3 x C min Ti |
| S34700 | 347 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 17.00-19.00 | 9.00-13.00 | — | — | 10 x C min Nb |
| S34720 | 347F(b) | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.18-0.35 | 17.00-19.00 | 9.00-12.00 | — | — | 10 x C-1.10 Nb |
| S34723 | 347FSe(b) | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.11-0.17 | 0.030 | 17.00-19.00 | 9.00-12.00 | — | — | 10 x C-1.10 Nb; 0.15-0.35 Ti |
| S38400 | 384 | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.030 | 15.00-17.00 | 17.00-19.00 | — | — | — |
| N08020 | 29Cb-3(i) | 0.07 | 2.00 | 1.00 | 0.045 | 0.015 | 19.00-21.00 | 32.00-36.00 | 2.00-3.00 | — | 8 x C-1.00 Nb; 3.00-4.00 Cu |

(continued)

Note: All compositions include Fe as balance. (a) Minimum, rather than maximum, wt%. (b) Designation obsolete AISI type, but is not used in that system. (c) Common trade name, rather than AISI type. (d) Trade name of Crucible Inc. (e) Trade name of Carpenter Technology Corporation. (f) Trade name of Al-Tech Corp. (g) Trade name of Arcon Inc.

ตารางที่ 2.1 (ต่อ) : ตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม เกรดมาตรฐาน และ เกรดพิเศษ [2]

| UNS designation | AISI type | Composition, wt% max | | | | | | | | | |
|--|---------------|----------------------|-----------|------|-------|-------|-------------|-----------|-----------|-----------|---|
| | | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | N | Others |
| Duplex alloys | | | | | | | | | | | |
| S31803 | 2205(c) | 0.030 | 2.00 | 1.00 | 0.030 | 0.020 | 21.0-23.0 | 4.50-6.50 | 2.50-3.50 | 0.06-0.20 | --- |
| S32550 | Alloy 255(c) | 0.04 | 1.50 | 1.00 | 0.04 | 0.03 | 24.0-27.0 | 4.50-6.50 | 2.00-4.00 | 0.10-0.25 | 1.50-2.50 Cu |
| S32900 | 329 | 0.20 | 1.00 | 0.75 | 0.040 | 0.030 | 23.00-28.00 | 2.50-5.00 | 1.00-2.00 | --- | --- |
| S32950 | 7-Mo Plus(c) | 0.03 | 2.00 | 0.60 | 0.025 | 0.010 | 26.0-29.0 | 3.50-5.20 | 1.00-2.50 | 0.15-0.35 | --- |
| Precipitation-hardenable alloys | | | | | | | | | | | |
| S13800 | PH13-8 Mo(g) | 0.05 | 0.20 | 0.10 | 0.010 | 0.006 | 12.25-13.25 | 7.50-8.50 | 2.00-2.50 | 0.01 | 0.90-1.35 Al |
| S15500 | 15-5PH(g) | 0.07 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 14.00-15.50 | 3.50-5.50 | --- | --- | 0.15-0.45 Nb; 2.90-4.50 Cu |
| S15700 | 15-7PH(g) | 0.09 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 14.00-16.00 | 6.50-7.25 | 2.00-3.00 | --- | 0.75-1.50 Al |
| S17400 | 17-4PH(g) | 0.07 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 15.50-17.50 | 3.00-5.00 | --- | --- | 0.15-0.45 Nb; 3.00-5.00 Cu |
| S17700 | PH17-7(g) | 0.09 | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.040 | 16.00-18.00 | 6.50-7.75 | --- | --- | 0.75-1.50 Al |
| S35800 | 633(h) | 0.07-0.11 | 0.50-1.25 | 0.50 | 0.040 | 0.030 | 16.00-17.00 | 4.00-5.00 | 2.50-3.25 | 0.07-0.13 | --- |
| S35900 | 634(h) | 0.10-0.15 | 0.50-1.25 | 0.50 | 0.040 | 0.030 | 15.00-16.00 | 4.00-5.00 | 2.50-3.25 | 0.07-0.13 | --- |
| S64000 | Custom 450(e) | 0.05 | 1.00 | 1.00 | 0.030 | 0.030 | 14.00-16.00 | 5.00-7.00 | 0.50-1.00 | --- | 8 w/Custom; 1.25-1.75 Cu |
| S45500 | Custom 455(e) | 0.05 | 0.50 | 0.50 | 0.040 | 0.030 | 11.00-12.50 | 7.50-9.50 | 0.50 | --- | 0.10-0.50 Nb; 1.50-2.50 Cu |
| S66286 | A286(c) | 0.08 | 2.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 13.50-16.00 | 24.0-27.0 | 1.00-1.50 | --- | 0.80-1.40 Ti 0.35 Al; 0.0010-0.010 B 1.90-2.35 Ti; 0.10-0.50V |

Note: All compositions include Fe as balance. (a) Minimum, rather than maximum, wt%. (b) Designation resembles AISI type, but is not used in that system. (c) Custom trade name, rather than AISI type. (d) Trade name of Crucible Inc. (e) Trade name of Carpenter Technology Corporation. (f) Trade name of A2-Tech Corp. (g) Trade name of Amec Inc.

2.2 ชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิม [2]

เหล็กกล้าไร้สนิมสามารถแบ่งได้เป็น 5 กลุ่ม โดยที่ 4 กลุ่มแรกแบ่งตามลักษณะ โครงสร้างจุลภาค และกลุ่มสุดท้ายแบ่งตามการอบชุบความแข็ง คือเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริติก ,เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นมาร์เทนซิติก,เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก, เหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์ (พื้นเป็นออสเทนนิติกและ เฟอร์ริติก) และ โลหะผสมที่ผ่านการอบชุบทางความร้อนเพิ่มความแข็งด้วยการตกตะกอน

1) เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริติก

มีโครงสร้างผลึกแบบ body-centered-cubic (bcc) เหมือนกับธาตุเหล็กที่อุณหภูมิห้อง โลหะผสมประเภทนี้แม่เหล็กสามารถดูดติด แต่ไม่สามารถเพิ่มความแข็งโดยกรรมวิธีทางความร้อนได้ โดยทั่วไปความแข็งแรงไม่สูง ความแข็งแรง ณ จุดคราก (yield strength) อยู่ในช่วง 275-350 MPa, ความแกร่งต่ำ, เกิดการกัดกร่อนได้ง่าย ข้อเด่นคือ ด้านทานการกัดกร่อนภายใต้บรรยากาศที่มีคลอไรด์, ด้านทานการกัดกร่อนภายใต้บรรยากาศปกติ และ ออกซิเดชัน ราคาไม่สูง เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้แบ่งย่อยได้ 3 ประเภท ตามปริมาณ โครเมียม

1.1 โครเมียมต่ำ (11% Cr) - ความต้านทานการกัดกร่อน และออกซิเดชัน ปานกลาง, fabricability ดี ราคาถูก

1.2 โครเมียมปานกลาง (16-18% Cr) - ใช้เป็นวัสดุในการทำโรตารี่และอุปกรณ์ทำคริว แต่โลหะผสมประเภทนี้ยังไม่นิยมผลิตเนื่องจากปริมาณโครเมียมที่น้อยจึงทำให้มีความแกร่งต่ำ และความสามารถในการเชื่อมก็ต่ำเช่นกัน

1.3 โครเมียมสูง (19-30% Cr) - มักถูกเรียกว่าเป็น superferritics (ดังแสดงในภาพที่ 2.1) ใช้สำหรับทำเครื่องมือที่ต้องการความต้านทานการกัดกร่อน และออกซิเดชันสูง เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริติกเกรดนี้ มักมีการเติมอะลูมิเนียม หรือ โมลิบดีนัม รวมถึงปริมาณคาร์บอนต่ำ ทำให้ผลิตได้ โดยเทคนิคพิเศษในการหลอม ซึ่งสามารถผลิตโลหะที่ คาร์บอน หรือไนโตรเจนต่ำมากๆได้

ธาตุที่ทำให้เฟสเฟอร์ไรท์เสถียร คือ ไทเทเนียม และ ไนโอเบียม เติมเพื่อป้องกัน sensitization และเพิ่มความสามารถในการเชื่อม

2) เหล็กกล้าไร้สนิม พื้นมาร์เทนซิติค

เหล็กกล้าไร้สนิมที่มีพื้นมาร์เทนซิติคนี้ เช่นเดียวกับโลหะผสมเบสเหล็ก คือ เป็นออสเทนไนท์เหมือนกัน ทำให้แข็งขึ้นโดยการชุบแข็ง จากนั้นอบชุบเพื่อเพิ่มความเหนียว และความแกร่ง เหล็กกล้าไร้สนิมเกรดนี้แม่เหล็กสามารถดูดติด และ โครงสร้างที่ผ่านการอบชุบแล้วเป็นแบบ body-centered tetragonal (bct) ซึ่งมี yield strength ประมาณ 275 MPa, กัดง่าย, สามารถขึ้นรูปเย็นได้ ความแข็งแรงของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดนี้มากจากกรรมวิธีทางความร้อน ซึ่งแปรตามปริมาณคาร์บอนที่ผสมอยู่ โดยที่เมื่อปริมาณคาร์บอนสูงขึ้นความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้น ในขณะที่ความเหนียวและความแกร่งลดลง ในประเภทนี้เกรดที่นิยมใช้คือ S41000 ซึ่งมี โครเมียม 12% คาร์บอน 0.1% ซึ่งเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้อบชุบได้ความแข็งที่หลากหลายตั้งแต่ 20-40 HRC ซึ่งพบว่าปริมาณคาร์บอนมากขึ้น ส่งผลให้คาร์ไบด์ปฐมภูมิสูงขึ้น โดยส่งผลให้ความต้านทานการสึกหรอสูงขึ้น ในเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีพื้น

มาร์เทนซิติคนี้สามารถเติมธาตุโมลิบดีนัม และนิกเกิล เพื่อปรับปรุงสมบัติในการต้านทานการกัดกร่อน และความแข็งแรงได้

3) เหล็กกล้าไร้สนิม พื้นออสเทนนิติก

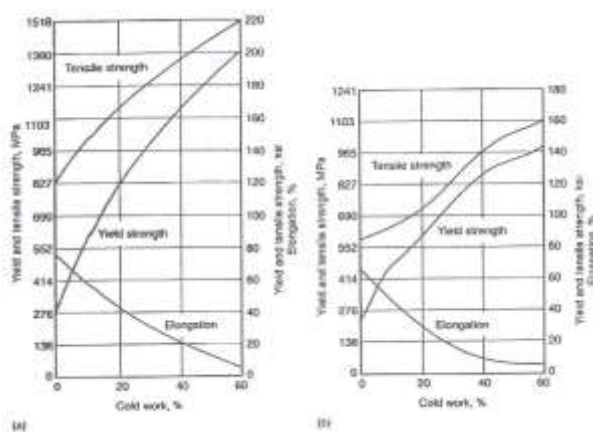
เป็นกลุ่มเหล็กกล้าไร้สนิมที่ใหญ่ที่สุด และใช้ประโยชน์มากที่สุด แต่ไม่สามารถเพิ่ม

ความแข็งแรงได้โดยกรรมวิธีทางความร้อน เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มนี้แม่เหล็กไม่สามารถดูดติดได้ มีโครงสร้างแบบ face-centered-cubic (fcc) เหมือนโครงสร้างของเหล็กที่อุณหภูมิสูง (900-1400°C) เหล็กกล้าไร้สนิมเกรดนี้มีความเหนียวที่ดีมาก, ความสามารถในการขึ้นรูปสูง, ความแข็งแรงที่อุณหภูมิต่ำมากสูง นอกจากนี้ยังสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยการขึ้นรูปเย็น อย่างไรก็ตาม นิกเกิลเป็นธาตุหลักที่ถูกใช้ทำให้เฟสออสเทนไนท์เสถียร คาร์บอนและไนโตรเจนก็เช่นกัน เนื่องจากสามารถละลายในโครงสร้าง fcc ได้ นอกจากนี้การเพิ่มความต้านทานในการกัดกร่อนให้สูงขึ้นทำได้โดยรักษาสมดุลระหว่างธาตุที่ทำให้เป็นเฟสเฟอไรท์ เช่น โครเมียม และโมลิบดีนัม กับธาตุที่ทำให้เป็นเฟสออสเทนไนท์ เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มนี้สามารถแบ่งย่อยได้ 2 ประเภท คือ

1. โลหะผสมโครเมียม และนิกเกิล เช่น S30400, 31600
2. โลหะผสมโครเมียม แมงกานีส และไนโตรเจน เช่น S20100 และ S24100

ซึ่งกลุ่มโลหะผสมโครเมียม แมงกานีสนี้ ปกติจะมีนิกเกิลน้อยกว่า ดังนั้นการคงโครงสร้างให้เป็นออสเทนไนท์จะต้องมีแมงกานีส 5-20 % ที่ไนโตรเจนสูง สำหรับโลหะผสมที่มีนิกเกิลต่ำ เพื่อเพิ่มการละลายของไนโตรเจนในออสเทนไนท์ เพื่อป้องกันการเปลี่ยนเฟสจากออสเทนไนท์ เป็นมาร์เทนไซต์ ดังนั้นเมื่อปริมาณ ไนโตรเจนสูงขึ้น ความแข็งแรงของโลหะผสมออสเทนนิติกก็จะสูงขึ้นเช่นกัน โดยทั่วไปโลหะผสมโครเมียม และนิกเกิลที่ผ่านการอบอ่อน จะมี yield strength 200-275 MPa ในขณะที่โลหะผสมที่มีไนโตรเจนสูงมี yield strength มากถึง 500 MPa ดังที่กล่าวมาข้างต้น โลหะผสมพื้นออสเทนไนท์สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการขึ้นรูปเย็นได้ ซึ่งปริมาณความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้น ขึ้นกับปริมาณธาตุผสม เมื่อธาตุผสมมากขึ้น อัตราการเพิ่มความแข็งแรงจะต่ำลง ดังแสดงในภาพที่ 2.2 ซึ่งเกรด 301 นั้นมี

ปริมาณนิกเกิล 7% และเกรด 305 มีปริมาณนิกเกิล 11.5% โดย yield strength ขึ้นกับปริมาณธาตุผสมโลหะผสมอสเทนนิติกที่มีปริมาณธาตุผสมต่ำ เช่น S20100, S20161, S30100 และ S30400 มักมีสมบัติที่แม่เหล็กดูดติดได้ เนื่องจากการเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์เมื่อปริมาณการขึ้นรูปเย็นมากเพียงพอหรือผ่านการกลึงไสตัดเจาะมา อัตราการเพิ่มความแข็งแรงอย่างทันทีทันใดของ S20161 เป็นข้อดีของการสีกหรือแบบไหล ในเกรด S30400 ทองแดงถูกเติมเพื่อลดอัตราการเพิ่มความแข็งแรง เพื่อเพิ่มอัตราการผลิต



ภาพที่ 2.2: ผลของการขึ้นรูปเย็นต่อสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม (a) เกรด 301 และ (b) เกรด 305 [2]

นอกจากนี้สมบัติในการต้านทานการกัดกร่อน ยังขึ้นกับปริมาณของธาตุผสมเช่นกัน การเติมโมลิบดีนัมลงโลหะผสมเกรด S31700 และ S31600 เพื่อเพิ่มสมบัติในการต้านทานการกัดกร่อนภายใต้บรรยากาศที่มีคลอไรด์ ส่วนเกรดที่มีปริมาณโครเมียมสูงนั้น เช่น S30900 และ S31000 ถูกใช้งานในบรรยากาศที่มีออกซิเดชัน และอุณหภูมิสูง ในขณะที่โลหะผสมเกรดที่มีปริมาณนิกเกิลสูง เช่น N08020 ถูกใช้ในบรรยากาศที่มีกรดอย่างรุนแรง นอกจากนี้ยังมีการเติมธาตุไทเทเนียม หรือไนโอเบียม เพื่อให้คาร์บอนใน S32100 หรือ S34700 เสถียร เพื่อป้องกันการแตกระหว่างเกรนหลังจากใช้งานที่อุณหภูมิสูง เช่นเดียวกับเกรดที่มีคาร์บอนต่ำ (AISI L หรือ S) เช่น S30403 (ประเภท 304L) บางประเภทอาจมีการเติมธาตุนิกเกิลสูงมากถึง 38% เพื่อเพิ่มความต้านทานในการกัดกร่อนให้สูงขึ้น

ประเภทนี้เราจะจัดเป็นโลหะผสมเบสนิเกิล โลหะผสมที่มีนิเกิล, โมลิบดีนัม (6%) และไนโตรเจน (0.20%) เราจะเรียกว่า *superaustenitics* ดังแสดงในภาพที่ 2.1

4) เหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์ (พื้นเป็นออสเทนนิติกและเฟอริติก)

เหล็กกล้าไร้สนิมประเภทนี้ คือโลหะผสมระหว่างโครเมียม โมลิบดีนัม และนิเกิล เพื่อให้ได้โครงสร้างที่เป็นออสเทนไนต์ และเฟอไรต์ โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมประเภทนี้เมื่อเทียบกับเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกแล้วมีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนสูงกว่า และมีความเหนียว กับความแกร่งที่มากกว่าในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอริติก เหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์นี้มีความแข็งแรง ณ จุดคราก ตั้งแต่ 550 – 690 MPa ในสภาพอบอ่อน ซึ่งมีค่ามากกว่า 2 เท่าเมื่อเทียบกับการมีเพียงโครงสร้างเพียงแบบเดียว โลหะผสมดั้งเดิมในประเภทนี้ เช่น S32900 หรือประเภทที่มีการเติมธาตุไนโตรเจนเข้าไป เช่น S32950 และ S31803 ซึ่งมีปริมาณออสเทนไนต์ถึง 50% นอกจากนี้การเติมธาตุไนโตรเจนยังเพิ่มสมบัติในการเชื่อม ความต้านทานการสึกหรอในบรรยากาศที่มีคลอไรด์ และความแกร่งอีกด้วย ความแกร่งที่เพิ่มขึ้นนั้นขึ้นกับปริมาณออสเทนไนต์ที่ปรากฏ ซึ่งทำให้สามารถผลิตเป็นผลิตภัณฑ์ที่หนักได้ เช่น ผลิตภัณฑ์แบบ plate และแบบ bar ได้

5) โลหะผสมที่ผ่านการอบชุบทางความร้อนเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน (PH)

โลหะผสมโครเมียมนิเกิล ที่สามารถชุบแข็งได้ มีหลายเกรด เช่น ออสเทนนิติก (S66286) กึ่งออสเทนนิติก (S1700) หรือมาร์เทนซิติก (S17400) เหตุที่ชื่อเรียกแตกต่างกันไปนั้น ก็ด้วยโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการผ่านกระบวนการละลายและอบอ่อน (Solution-annealed microstructure) นั้นแตกต่างกัน สารกึ่งออสเทนนิติก เป็นผลพลอยได้จากการกระบวนการให้ความร้อนแก่ออสเทนนิติก เพื่อเปลี่ยนออสเทนไนต์ ให้เป็นมาร์เทนไซต์ การขึ้นรูปแบบเย็นบางครั้งถูกใช้เพื่อเพิ่มผลลัพท์หรือปฏิกิริยาของกระบวนการบ่มแข็ง นอกจากนี้ในการอบชุบยังมีการเติมธาตุจำพวก อะลูมิเนียม (Aluminum), ไทเทเนียม (Titanium), ไนโอเบียม (Niobium) และ ทองแดง (Copper) ด้วย เพื่อให้ได้สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) แต่จากการใช้ มาร์เทนซิติก (S17400) จะได้ตะกอนของสารประกอบทองแดง

โลหะผสมที่ผ่านการอบชุบทางความร้อนเพิ่มความแข็งแรงด้วยการตกตะกอน มีค่าความเค้นดึง ณ จุดครากสูง (Tensile yield strength) เหมือนกับเหล็กกล้าไร้สนิมพีนมาร์เทนซิติก โดยสูงถึง 1700 MPa การขึ้นรูปแบบเย็นก่อนการทำการบ่มแข็ง อาจส่งผลให้ค่าความแข็งแรง (Strength) สูงขึ้น คุณสมบัติโดยทั่วไปของเกรด PH สามารถนำไฟฟ้าได้ดี มีความแข็งดี ทนทานต่อการกัดกร่อนปานกลาง-ดี เมื่อเปรียบเทียบความแข็งแรงและการทนต่อการกัดกร่อนเหล็กกล้าไร้สนิมพีนมาร์เทนซิติก กับ PH พบว่า PH มีความแข็งแรงมากกว่าและทนต่อการกัดกร่อนได้ดีกว่า ทั้งนี้ เป็นเพราะ PH มี องค์ประกอบของ โครเมียม, นิกเกิล, โมลิบดีนัมที่สูงกว่า และยังมีองค์ประกอบของคาร์บอนที่ต้องควบคุมไว้โดยระดับสูงสุดที่ 0.04 สำหรับองค์ประกอบคาร์บอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพีนมาร์เทนซิติก ส่วน PH จัดว่ามีอยู่ในระดับต่ำ ทั้งนี้ ระดับที่ต่ำของคาร์บอนนี้เป็นตัวสำคัญที่กำหนดความแข็งแรงและการนำไฟฟ้า ให้มีความแข็งแรงสูงและการนำไฟฟ้าได้ดี แต่ในทางตรงกันข้าม จะไม่ค่อยต้านทานการสึกหรอได้ดึ้นัก โดยเกรด S17400 เป็น Percipitation-hardenable (PH) Stainless steel ที่รู้จักมากที่สุด S17400 นั้นประกอบด้วย โครเมียม นิกเกิล เหมือนกับ Percipitation-hardenable (PH) Stainless steel ทั่วไป จะต้องมียุทธ์ประกอบของ ทองแดง สำหรับการบ่มแข็ง และ ไนโอเบียม สำหรับกระบวนการทำให้คาร์บอนเสถียร กระบวนการบ่มแข็งยังถูกนำไปใช้กับธาตุอื่นด้วย เช่น ไทเทเนียม (S45500), อะลูมิเนียม (S13800) และ ไนโอเบียม (S45000) ในกระบวนการบ่มแข็ง อาจเติมธาตุโมลิบดีนัม เพื่อเพิ่มคุณสมบัติทางกายภาพ หรือ ความต้านทานต่อการกัดกร่อน สำหรับการเพิ่มความต้านทานในการกัดกร่อนให้แก่ ไทเทเนียม (S45500) ต้องใส่ทองแดงและ โมลิบดีนัมร่วมกัน ส่วนระดับของคาร์บอนได้ถูกควบคุมไว้แล้วว่าต้องอยู่ในระดับใด ยกเว้นในกึ่งออสเทนนิติก (S35500) ต้องมีคาร์บอนอยู่ในระดับที่จะเปลี่ยนไปอยู่ในรูปที่ต้องการได้ (desired phase transformation)

2.3 อิทธิพลของธาตุ [1]

โลหะผสมมีส่วนผสมเคมีที่เปลี่ยนไปจากการเติมธาตุต่างๆ เพื่อปรับปรุงสมบัติต่างๆ โดยสมบัติที่สามารถปรับปรุงได้เป็นไปตามตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 : ตารางแสดงสมบัติที่สามารถปรับปรุงได้โดยธาตุต่างๆ

| Function | Elements |
|---|---------------------------------|
| Stabilizing austenite | Ni, Mn, Co and Cu |
| Stabilizing ferrite | Cr, W, Mo, V, Al and Si |
| Carbide forming | Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, Ta and Zr |
| Graphitizing | Si, Ni, Co and Al |
| Decrease of the eutectoid concentration | Ti, Mo, W, Si, Cr and Ni |
| Increase of corrosion resistance | Al, Si, and Cr |

ธาตุแมงกานีส (Mn) - เพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ความเหนียว และความต้านทานการสึกหรอ นอกจากนี้แมงกานีสสามารถยับยั้งการเกิดเหล็กซัลไฟด์ ทำให้ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงเพิ่มขึ้น

ธาตุนิเกิล (Ni) - เพิ่มความแข็งแรง แรงกระแทก ความแกร่ง และเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนโดยเกิดสารประกอบกับธาตุอื่น

ธาตุโครเมียม (Cr) - เพิ่มความสามารถในการชุบแข็ง ความแข็งแรง ความต้านทานการสึกหรอ และเพิ่มความต้านทานในการกัดกร่อนอย่างสูงเมื่อมีปริมาณมากกว่า 12%

ธาตุซิลิกอน (Si) - เพิ่มความแข็งแรง ความยืดหยุ่น ความต้านทานต่อกรด และช่วยให้เกรนมีขนาดใหญ่ ซึ่งส่งผลดีต่อ magnetic permeability

ธาตุโคบอลต์ (Co) - เพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง และ magnetic permeability รวมทั้งเพิ่มสมบัติทางกายภาพ เช่น การนำความร้อนและลดการขยาย หรือหดตัวเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงความร้อนซึ่งจะลดปัญหาด้านความล้าที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

2.4 เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติก [3]

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติก ที่มีชื่อเรียกดังนี้ เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้มีโครงสร้าง F.C.C. ที่อุณหภูมิห้อง โดยมีปริมาณโครเมียม และนิกเกิล ประมาณ 18 – 8 หรือ 18 – 10 ในเกรดทั่วไป โดยเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติกนี้มีความเหนียว และความต้านทานในการกัดกร่อนสูงมาก จึงทำให้สามารถใช้งานได้หลากหลาย เช่น ที่อุณหภูมิติดลบ ใช้เป็นอุปกรณ์บรรจุก๊าซเหลว และที่อุณหภูมิสูง ใช้เป็นอุปกรณ์แลกเปลี่ยนความร้อน เช่นเดียวกับในเกรดเฟอร์ริติก เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติกไม่สามารถทำให้แข็งขึ้นได้โดยการชุบแข็งที่อุณหภูมิห้อง อย่างไรก็ตาม อัตราการเย็นตัวไม่ทำให้ออสเทนไนต์เปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ การเปลี่ยนแปลงนี้อาจเกิดขึ้นในกรณีขึ้นรูปเย็น ส่วนการเชื่อม หรือการใช้งานที่อุณหภูมิ 425 – 800 องศาเซลเซียส อาจส่งผลให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (intergranular corrosion) ในเหล็กกล้าไร้สนิมคาร์บอนสูง ในขณะที่เฟส intermetallic เช่น ซิกมา อาจตกตะกอนในโลหะผสมที่มีโครเมียม และ โมลิบดีนัมสูง ส่งผลให้เปราะที่อุณหภูมิห้อง

2.4.1 ประเภทของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นอสเทนนิติก [3]

1. เกรด 18 – 10 ซึ่งประกอบด้วยคาร์บอน 0.02 – 0.05 % โดยความไวในการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (intergranular corrosion) นั้นขึ้นกับปริมาณคาร์บอนที่มี
2. โลหะผสมที่มีการเติมไททานเนียม และไนโอเบียม เพื่อทำให้เสถียรเพื่อต่อต้านการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (intergranular corrosion)
3. เหล็กกล้าที่มีปริมาณนิกเกิลต่ำ สามารถทำให้แข็งขึ้นได้ (work-hardening)
4. เหล็กกล้าที่มีปริมาณนิกเกิลสูง สำหรับใช้งานที่อุณหภูมิตดลบ และเพิ่มความสามารถในการขึ้นรูปลึก
5. เกรดที่มีความแข็งแรงสูง จะมีไนโตรเจนเป็นส่วนประกอบ
6. โลหะผสมที่มีการเติมแมงกานีสแทนที่นิกเกิล
7. เกรดที่มีโมลิบดีนัม และทองแดง เพื่อปรับปรุงความต้านทานในการกัดกร่อน
8. เกรดที่มีซิลิคอน เพื่อปรับปรุงความต้านทานในการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง

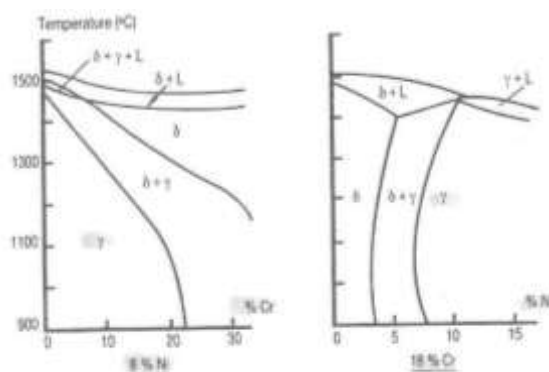
9. โลหะผสมที่มีความต้านทานในความร้อนมาก จะมี นิกเกิล, โมลิบดีนัม, ทังสเตน, วานาเดียม, ไทเทเนียม, ไนโอเบียม หรือ โบรอน เป็นส่วนประกอบ
10. เกรดสำหรับทำอิเล็กทรอนิกส์
11. โลหะผสมที่มีการเติมซิลิโคน, ซีรีเนียม หรือทองแดง เพื่อปรับปรุงความสามารถในการกลึง
ไสตัดเจาะ (machinability)

2.4.2 โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก [3]

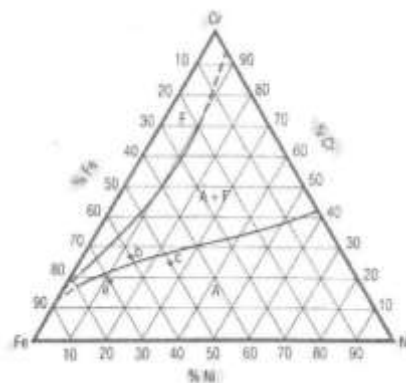
1. ผลของธาตุผสมหลัก

1.1 นิกเกิล และ โครเมียม

โครงสร้างของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล (Fe-Cr-Ni) ที่อุณหภูมิสูงขึ้นอยู่กับปริมาณของธาตุโครเมียม(ธาตุที่ทำให้เฟสเฟอร์ไรท์เสถียร) และปริมาณของธาตุนิกเกิล (ธาตุที่ทำให้เฟสออสเทนไนท์เสถียร) เมื่อเพิ่มปริมาณธาตุนิกเกิลในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริติกที่มีโครเมียม 18 % โครงสร้างจะเปลี่ยนเป็นออสเทนไนท์ ดังภาพที่ 2.3 ผลของปริมาณธาตุโครเมียม และนิกเกิลที่อุณหภูมิสูง สามารถอธิบายได้ดีโดยการตัดแผนภูมิสมมูล 3 เฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิลที่อุณหภูมิคงที่ ดังภาพที่ 2.4



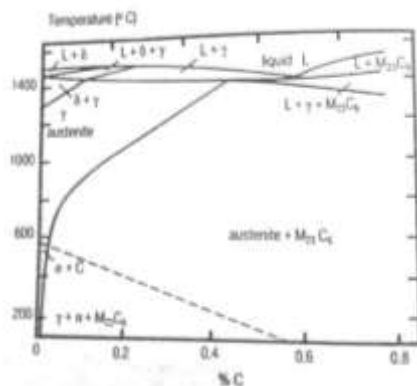
ภาพที่ 2.3 : ภาพตัดที่ความเข้มข้นคงที่ของแผนภูมิสมมูล 3 เฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล แสดงถึงผลในการทำให้เฟอร์ไรท์เสถียรของโครเมียม และผลในการทำให้ออสเทนไนท์เสถียรของนิกเกิล [3]



ภาพที่ 2.4 : ภาพตัดที่อุณหภูมิคงที่ที่ 1000 องศาเซลเซียสของแผนภูมิสมดุล 3 เฟสระหว่างเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล [3]

1.2 คาร์บอน

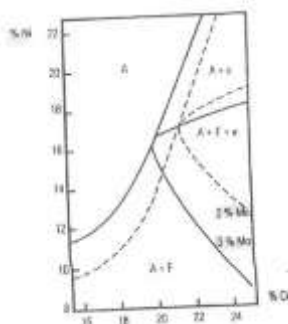
ที่อุณหภูมิสูงโลหะผสมอสเทนนิติก เหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล (Fe-Cr-Ni) สามารถละลายคาร์บอนได้ปริมาณหนึ่ง ซึ่งส่งผลให้แกมมา (γ) เสถียร ดังภาพที่ 2.5 เมื่ออุณหภูมิลดลงความสามารถในการละลายจะต่ำลง และคาร์บอนจำนวนหนึ่งจะตกตะกอนอย่างช้าๆ ในรูปของคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง สามารถหลีกเลี่ยงการตกตะกอนนี้ได้โดยกรรมวิธีทางความร้อนโดยการละลาย solution annealing ซึ่งให้ความร้อนไปที่ 1000 – 1150 องศาเซลเซียสจากนั้นให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้ออสเทนไนท์ที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงสามารถคงโครงสร้างนี้ที่อุณหภูมิได้



ภาพที่ 2.5 : ความสามารถในการละลายคาร์บอน ต่อคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Fe$) ของเหล็กกล้าไร้สนิม 18%Cr – 8%Ni [3]

1.3 โมลิบดีนัม

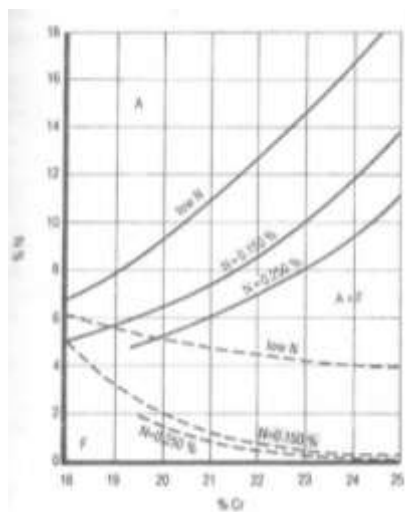
การทำให้โครงสร้างเฟอร์ไรต์เสถียรเนื่องจากโมลิบดีนัม ดูได้จากภาพที่ 2.6 ซึ่งแสดงโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม 18%Cr – 8%Ni – 2%Mo ที่อุณหภูมิห้องซึ่งพบว่ามี 2 เฟส ประกอบไปด้วย ออสเทนไนต์ (A) และเฟอร์ไรต์ (F) หากต้องการโครงสร้างออสเทนไนต์เพียงอย่างเดียวสำหรับเหล็กกล้า 18% Cr – 2% Mo จะต้องมีปริมาณนิกเกิลมากกว่า 10% หรือ 12% สำหรับที่ 3% Mo นอกจากนี้โมลิบดีนัมยังทำให้เกิดเฟส intermetallic เช่น เฟส ซิกมาซึ่งเป็นสาเหตุให้เปราะที่อุณหภูมิห้อง



ภาพที่ 2.6 : ผลของโมลิบดีนัมต่อแผนภาพสมดุลของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล ที่เย็นตัวในอากาศจาก 1100 – 1150 องศาเซลเซียส[3]

1.4 ไนโตรเจน

เช่นเดียวกับคาร์บอน ไนโตรเจนทำให้แกมมา (γ) เสถียร ซึ่งแสดงผลดังภาพที่ 2.7



ภาพที่ 2.7 : ผลของไนโตรเจนต่อเฟสออสเทนไนท์ (A) และเฟอร์ไรท์ (F) และโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล [3]

1.5 ไทเทเนียม และไนโอเบียม

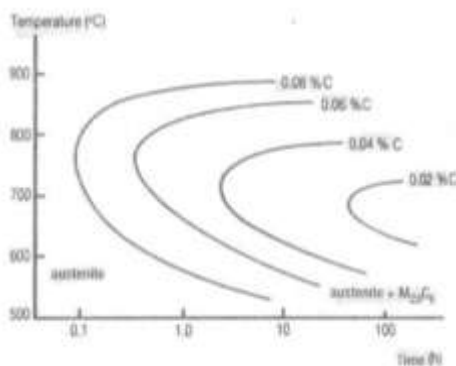
ทั้งสองธาตุนี้ทำให้โครงสร้างเฟอร์ไรท์เสถียร และดึงธาตุที่ทำให้โครงสร้างออสเทนไนท์เสถียรอย่างคาร์บอน และไนโตรเจน มาอยู่ในรูปของคาร์ไบด์ และไนไตรด์

2. การตกตะกอนของคาร์ไบด์ และไนไตรด์ [3]

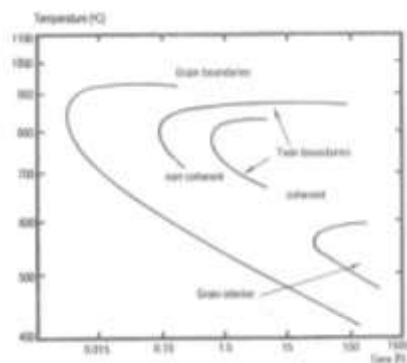
2.1 เกรดที่ไม่เสถียร

เหล็กกล้าไร้สนิมที่ออสเทนไนติกสามารถมีคาร์บอนได้ถึง 0.15% ความสามารถในการละลายคาร์บอนของโลหะผสม 18 – 8 แสดงดังภาพที่ 2.5 เส้นที่แบ่งระหว่างเฟสที่เป็นแกมมา (γ) ออกจากบริเวณที่เป็น แกมมา (γ) ร่วมกับคาร์ไบด์ ซึ่งตะกอนคาร์ไบด์นี้มีสูตร $M_{23}C_6$ โดยทั่วไปที่พบ M มักเป็นธาตุโครเมียม หรืออาจเป็นเหล็ก, โมลิบดีนัม และนิกเกิล ซึ่งอาจเขียนได้ (Cr, Fe, Mo, Ni) $_{23}C_6$ หรือเฉพาะเกรดที่มีคาร์บอนสูง ซึ่งปริมาณ

คาร์บอนนี้จะสูงกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นฐาน อาจพบ M_7C_3 หลังกระบวนการ austenitizing ที่ 1100 องศาเซลเซียสจะยังมีคาร์บอนอยู่เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็ว หากโลหะผสมที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 500 – 800 องศาเซลเซียส จะเกิดการตกตะกอนของคาร์บอนตามขอบเกรนในรูปของ $M_{23}C_6$ ซึ่งมีโครเมียมสูง ทำให้รอบๆ คาร์ไบด์นี้มีปริมาณโครเมียมที่ต่ำกว่า ทำให้วัสดุไวต่อการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน อัตราการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนมากขึ้นดังภาพที่ 2.8 เริ่มแรก $M_{23}C_6$ จะตกตะกอนที่เกรน และขอบ incoherent twin ก่อนที่จะเกิดในเกรนของออสเทนไนท์ ดังภาพที่ 2.9 ขอบเขตที่เหล็ก และ โมลิบดีนัมจะแทนที่โครเมียมขึ้น ขึ้นกับอุณหภูมิ, เวลา และปริมาณคาร์บอน หากเหล็กกล้ามีปริมาณเฟอร์ไรต์น้อย ตะกอนจะเกิดขึ้นที่รอยต่อระหว่างเฟอร์ไรต์ และออสเทนไนท์



ภาพที่ 2.8 : ผลของคาร์บอนต่อกลไกการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ในเหล็กกล้าไร้สนิม 18-10 [3]

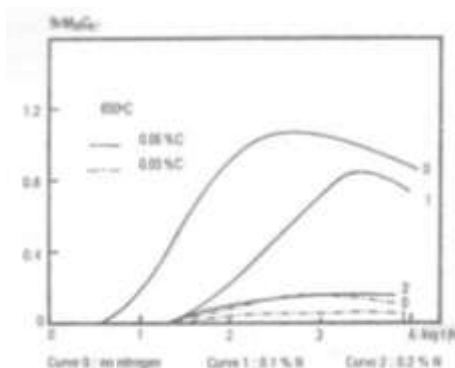


ภาพที่ 2.9 : แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ในโลหะผสม 18Cr – 9Ni – 0.05C ที่ quench จาก 150 องศาเซลเซียส [3]

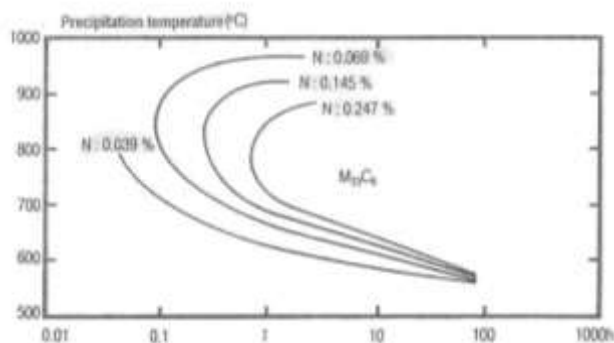
ความสามารถในการละลายคาร์บอนของโลหะผสม 18Cr – 12Ni – 2Mo มีความสัมพันธ์

$$\text{ดังสมการ : } \log (C \text{ ppm}) = 7.771 - 6.272 / T (K)$$

โมลิบดีนัมลดความสามารถในการละลายคาร์บอนในออสเทนไนท์ และเร่งการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ เมื่อปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้นก็มีผลเช่นเดียวกัน ส่วนไนโตรเจนนั้นสามารถละลายได้ดีในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกคาร์บอนต่ำ (มากกว่า 0.1% ที่สูงกว่า 550 องศาเซลเซียส) ชะลอการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ดังแสดงในภาพที่ 2.10 และ 2.11 ที่ระดับไนโตรเจนสูงจะลดความสามารถในการแพร่ของโครเมียม และคาร์บอนในออสเทนไนท์

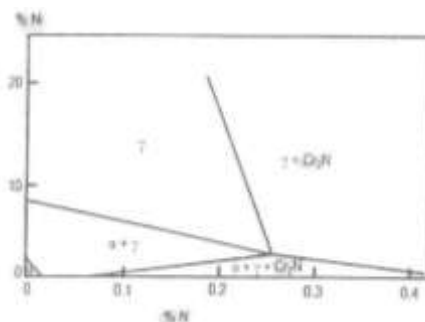


ภาพที่ 2.10 : การตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ต่อเวลาที่ 650 องศาเซลเซียสในเหล็กกล้าไร้สนิม 18Cr – 12Ni – 2Mo[3]



ภาพที่ 2.11 : ผลของไนโตรเจนต่อกลไกการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ในเหล็กกล้าไร้สนิม 17Cr – 13Ni – 5Mo - 0.05C [3]

อย่างไรก็ตามคาร์บอนสามารถแทนที่ด้วยไนโตรเจนได้ใน $M_{23}C_6$ เป็น $M_{23}(C,N)_6$ ดังนั้นเมื่อมีปริมาณคาร์บอน 0.08% หรือมากกว่า การเติมไนโตรเจนจะให้ผลที่ตรงข้าม และเร่งการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ และในภาพที่ 2.12 แสดงแผนภูมิสมมูลเฟสของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล – ไนโตรเจน ที่ 18% โครเมียม อุณหภูมิที่ 900 องศาเซลเซียส พบว่าตะกอน โครเมียมไนไตรด์เกิดขึ้นในรูป Cr_2N ที่ไนโตรเจนสูง และเป็นเฟสที่ไม่เสถียร



ภาพที่ 2.12 : แผนภูมิสมมูลเฟสของโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล – ไนโตรเจน ที่ 18% โครเมียม อุณหภูมิที่ 900 องศาเซลเซียส [3]

การเพิ่มอุณหภูมิในการทำ austenitizing ทำให้เกิดการโตของเกรน และเร่งให้เกิดการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ รวมถึงการขึ้นรูปเย็นยังเพิ่มอัตราการตกตะกอนของคาร์ไบด์ภายในเกรนด้วย

2.2 เกรดที่เสถียร

การเติมไทเทเนียม และไนโอเบียมชะลอการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ ส่งผลให้ความต้านทานการกัดกร่อนตามขอบเกรนสูงขึ้น การกำจัดให้คาร์บอนในออสเตนไนท์นั้นทำได้โดยการทำให้เกิดคาร์บอนไนไตรด์ $Ti(C,N)$ และ $Nb(C,N)$ และคาร์บอนซัลไฟด์ $Ti_4C_2S_2$ โดยเมื่อปริมาณนิกเกิลที่เพิ่มขึ้น ส่งผลให้การละลายของ NbC และ TiC ในออสเตนไนท์ดีขึ้น โดย $M(C,N)$ นี้จะตกตะกอนภายในเกรน

3. การเกิด intermetallic phase [3]

โลหะผสมที่ประกอบไปด้วยธาตุ transition A เช่น Fe, Ni, Mn, Co และอื่นๆ ร่วมกับธาตุ transition B เช่น Cr, Ti, V และอื่นๆนั้นส่งผลให้เกิดเฟส intermetallic ซึ่งมีสูตรตั้งแต่ A_4B ไปถึง AB_4

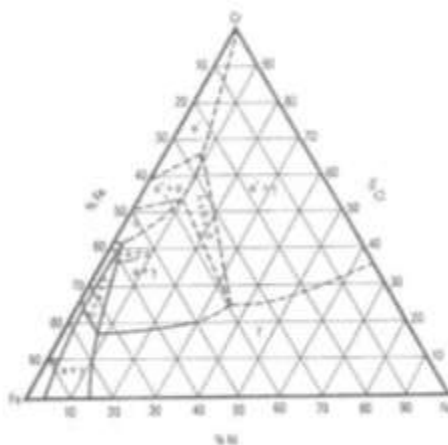
3.1 เฟสซิกมา (Sigma phase)

ค่า Cr และ Ni เทียบเท่านำมาใช้ในการหาความเป็นไปได้ในการเกิดเฟสซิกมาในโลหะผสมเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิลที่อุณหภูมิสูง ดังภาพที่ 2.13 และในภาพที่ 2.14 ได้แสดงถึงผลของธาตุผสมต่างๆต่อกลไกการตกตะกอนของเฟสซิกมา โดยที่โครเมียม, โมลิบดีนัม, ไทเทเนียม และไนโอเบียมล้วนแต่เร่งให้เกิดเฟสซิกมา ในขณะที่อัตราการผลิตถูกเร่งโดยการเติมซิลิกอน 2 – 3% การขึ้นรูปเย็นลงช่วง incubation ซึ่งเป็นช่วงในการเกิดเฟสซิกมาในทางตรงกันข้ามขนาดเกรนของออสเตนไนท์จะโตขึ้นระหว่างการอบอ่อนที่อุณหภูมิสูงเพื่อชะลอการตกตะกอน โดยปกติกลไกการตกตะกอนในออสเตนไนท์ช้ากว่าในเฟอร์ไรท์มาก ในการเชื่อมการมีเฟอร์ไรท์ (เคลดต้า) อาจเป็นสาเหตุให้เกิดซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกได้

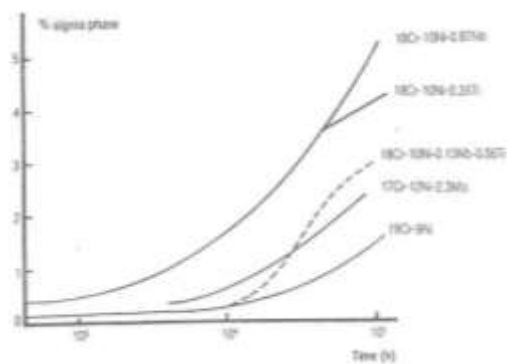
(ค่าโครเมียมเทียบเท่า และค่านิกเกิลเทียบเท่าหาได้จาก

$$\text{Cr equivalent} = \text{Cr} + 3(\text{Si}) + \text{Mo} + 10(\text{Ti}) + 4(\text{Nb})$$

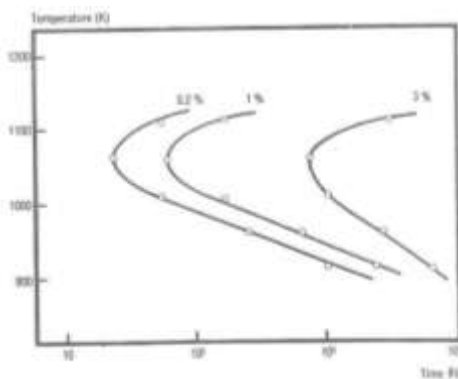
$$\text{Ni equivalent} = \text{Ni} + 0.5(\text{Mn}) + 21(\text{C}) + 11.5(\text{N}) \quad [3]$$



ภาพที่ 2.13: ภาพตัดที่ 650 องศาเซลเซียสของแผนภูมิสมดุลเฟสระหว่างเหล็ก –โครเมียม – นิกเกิล [3]

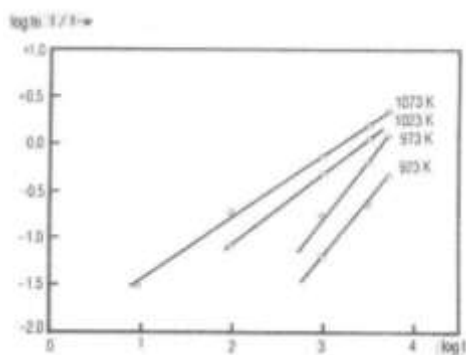


ภาพที่ 2.14 : อัตราการตกตะกอนของเฟสซิกมาที่ 700 องศาเซลเซียส [3]



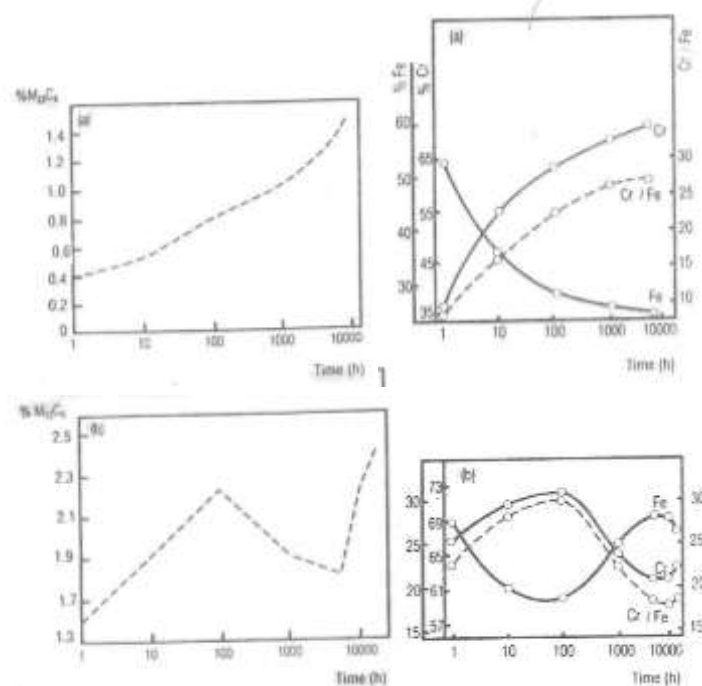
ภาพที่ 2.15 : แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของเฟสซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมพ่นออสเทนนิติก
17Cr – 12Ni – 2.5 Mo – 0.5 Ti [3]

แผนภาพ TTT ในภาพที่ 2.15 ใช้สำหรับทำนายปริมาณเฟสซิกมาที่ตกตะกอนออกมาที่อุณหภูมิคงที่ ณ เวลาต่างๆกัน นอกจากนี้ความเค้นยังเร่งให้เฟสซิกมาตกตะกอน และขยายช่วงในการเกิดไปที่อุณหภูมิต่ำลง การตกตะกอนของเฟสซิกมาสามารถควบคุมได้จากอัตราการแพร่ของโครเมียม และธาตุอื่นๆที่ทำให้เกิดซิกมา และ โหมมของ nucleation โดยกลไกเป็นไปตามกฎของ Johnson – Mehl : $\log [\ln 1 / (1-W)] = n \log t - n \log T$ ดังแสดงในภาพที่ 2.16 ซึ่งกลไกการเกิดเฟสซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกขึ้นกับส่วนผสมทางเคมีของออสเทนไนท์ที่เหลืออยู่หลังการตกตะกอนของคาร์ไบด์และไนไตรด์



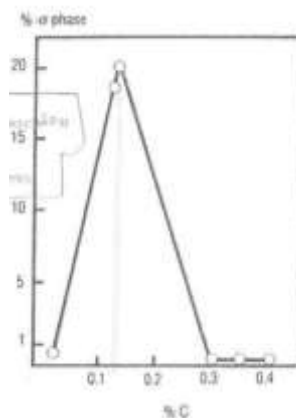
ภาพที่ 2.16 : ปริมาณการตกตะกอนของเฟสซิกมาในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 17Cr – 12Ni – 2.5 Mo – 0.5 Ti เป็นฟังก์ชันของเวลา ณ อุณหภูมิคงที่ [3]

เมื่อไม่มีการตกตะกอนของเฟสซิกมา ดังภาพที่ 2.17a ปริมาณของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และปริมาณโครเมียมที่มีอยู่ในคาร์ไบด์นั้นจะเพิ่มขึ้น เมื่อเวลาเพิ่มขึ้น ณ อุณหภูมิคงที่ อย่างไรก็ตามจะมีผลที่แตกต่างกันเมื่อพิจารณาในเหล็กกล้าที่ชอบเกิดเฟสซิกมา ดังแสดงในภาพที่ 2.17b โดยเวลาจะลดลงหลังการเกิดเฟสแรกขึ้นมา โดยเมื่อเฟสซิกมาเริ่มเกิดขึ้น $M_{23}C_6$ จะเริ่มสลายไป ซึ่งเฟสซิกมานี้เกิดขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนที่มีต่ำกว่าค่าวิกฤต และเมื่อค่าโครเมียมเทียบเท่ามากกว่า 18%



ภาพที่ 2.17 : ค่าสัดส่วนน้ำหนัก และ ส่วนผสมทางเคมีของ $M_{23}C_6$ (%โดยน้ำหนัก) ระหว่างการอบอ่อนที่อุณหภูมิคงที่ของเหล็กกล้าไร้สนิม 2 ชนิด ซึ่ง a มีการตกตะกอนของเฟสซิกมา ในขณะที่ b ไม่มีการตกตะกอนของเฟสซิกมา [3]

ปริมาณของคาร์บอนที่มีเป็นปัจจัยหลักในการควบคุมการตกตะกอนของเฟสซิกมา ดังภาพที่ 2.18 ในอุตสาหกรรมเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกเทนนิติกเหล็ก – โครเมียม – นิกเกิล เกรด 25Cr – 20Ni มีคาร์บอนถึง 0.20 % มักเกิดเฟสซิกมา ถ้าคาร์บอนเกิน 0.35% แนวโน้มการเกิดเฟสซิกมาจะหายไป ในเหล็กกล้า 18Cr – 8Ni และ 18Cr – 12Ni ที่มีคาร์บอนมากกว่า 0.1 % จะไม่พบเฟสซิกมา และเฟสซิกมาตกตะกอนในเฟอร์ไรต์เร็วกว่าในออสเทนไนต์ถึง 100 เท่า

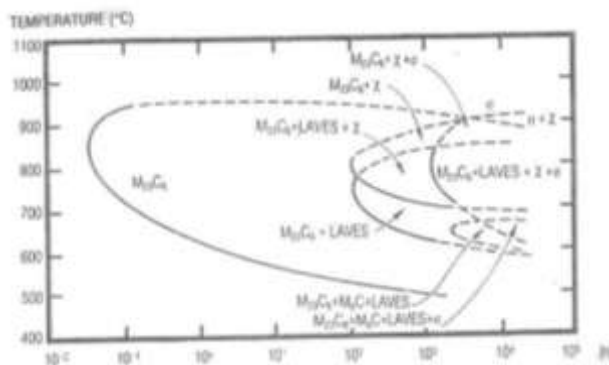


ภาพที่ 2.18 : ความสัมพันธ์ระหว่าง % โดยน้ำหนักของเฟสซิกมาต่อปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่ไม่เสถียร 25Cr – 20Ni [3]

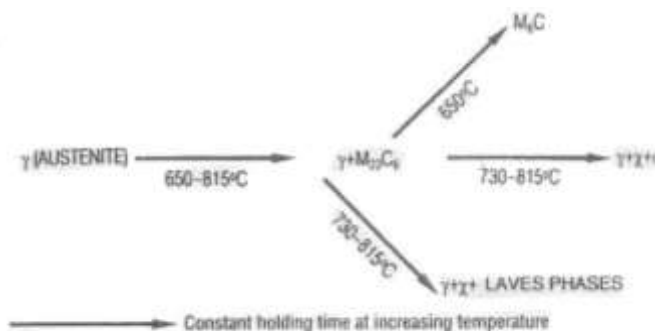
ส่วนผสมทางเคมีของเฟสซิกมาถูกกำหนดในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกเกรดต่างๆ (17Cr – 12Ni – 2.5Mo – Ti, 25Cr – 20Ni – 0.03 และ 0.13C, 0.6 และ 2Si) เมื่อเวลา 10 – 5000 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 650 – 900 องศาเซลเซียส ที่สมดุลการวิเคราะห์ตะกอนเฟสซิกมาในเหล็กกล้า 25Cr – 20Ni ที่ไม่เสถียรตรงกับสูตร $Cr_{23}Fe_2Ni_4$ การมีโมลิบดีนัมในเหล็กกล้าที่มีไทเทเนียมส่งผลให้เกิดการลดลงของปริมาณโครเมียมที่อยู่ในเฟสซิกมา และเพิ่มความเข้มข้นของเหล็ก โดยส่วนผสมแสดงได้ดังสูตร $(Cr, Mo)_{35}(Fe, Ni)_{65}$ ส่วนซิลิกอนเป็นธาตุที่ทำให้เฟสซิกมาเสถียรได้ดีที่สุด

3.2 เฟส intermetallic อื่นๆ

แผนภาพ TTT ของการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีโมลิบดีนัมในภาพที่ 2.19 แสดงให้เห็นการเกิดเฟส chi และ laves phase ที่อุณหภูมิ และเวลาหนึ่งๆ โมลิบดีนัมเพิ่มความเสถียรของ เฟส intermetallic นี้ กลไกการเกิดแสดงดังภาพที่ 2.20

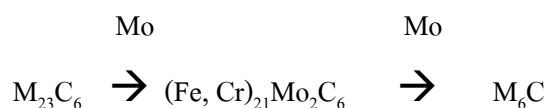


ภาพที่ 2.19 : แผนภาพ TTT สำหรับการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 12Ni – 2Mo [3]

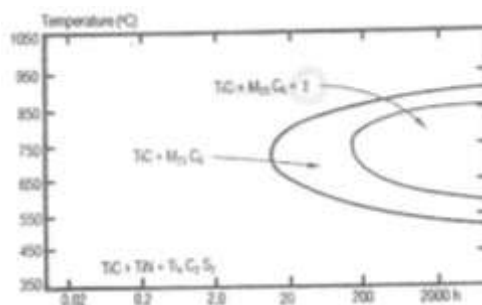


ภาพที่ 2.20 : แผนภาพแสดงกลไกการเปลี่ยนไปของออสเทนไนต์ [3]

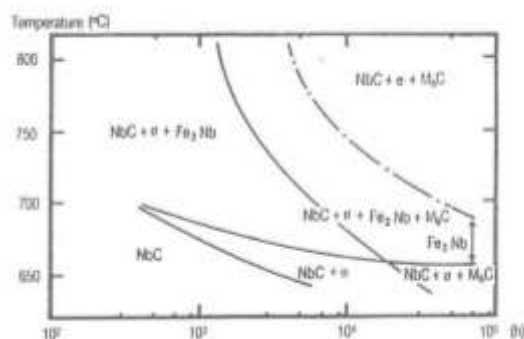
ส่วนประกอบของ chi phase ใกล้เคียงกับ Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀ ซึ่ง lave phase สูตรคือ Fe₂Mo ซึ่งคาร์ไบด์ M₂₃C₆ เกิดที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส ในปฏิกิริยาดังนี้



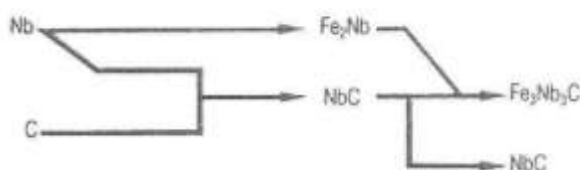
Chi phase นี้สามารถตกตะกอนในเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีไทเทเนียมเป็นธาตุที่ทำให้เสถียร 18Cr – 10 Ni แสดงในภาพที่ 2.21 ปฏิกิริยาเกิดโดยการเปลี่ยน TiC ส่วนหนึ่งไปเป็น M₂₃C₆ ในขณะที่ Fe₂Nb lave phase ตกตะกอนหลังการให้ความร้อนที่ 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1000 ชั่วโมงในโลหะผสมที่มีไนโอเบียมสูง 18Cr – 10Ni ดังภาพที่ 2.22 โดยกลไกการเกิด Fe₂Nb และ M₆C (Fe₃Nb₃C) แสดงดังแผนภาพที่ 2.23



ภาพที่ 2.21 : แผนภาพ TTT ของการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้носเทนนิติก 18Cr – 10Ni – Ti [3]



ภาพที่ 2.22 : แผนภาพ TTT ของการตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้носเทนนิติก 18Cr – 10Ni – 0.9Nb [3]



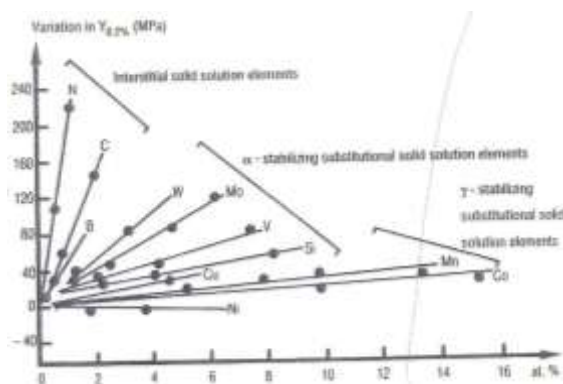
ภาพที่ 2.23 : แผนภาพแสดงกลไกการเกิด Fe_2Nb และ M_6C ($\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$) [3]

4. การเพิ่มความแข็งให้แก่อสเทนไนท์ Hardening of the austenite [3]

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้носเทนนิติกมีความแข็งแรง ณ จุดคราก และแรงดึงสูงสุดต่ำ มีค่าน้อยกว่า 300 และ 650 MPa ตามลำดับ อย่างไรก็ตามค่าเหล่านี้สามารถปรับปรุงให้ดีขึ้นได้โดยกระบวนการเพิ่มความแข็งหลายๆ วิธี ดังนี้

4.1 Solid Solution Hardening

ธาตุในโลหะผสมที่ช่วยเพิ่มความแข็ง คือ ไนโตรเจน, คาร์บอน และโบรอน แสดงดังภาพที่ 2.24 ในทางตรงกันข้ามการเพิ่มความแข็งแรง ณ จุดครากขึ้นกับธาตุที่ไปละลายแล้วเพิ่มความแข็งมากกว่า ธาตุที่ทำให้เฟสออสเทนไนต์เสถียร ความแข็งเพิ่มขึ้นเนื่องจากการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน โดยการบิดเบี้ยวของ lattice เนื่องจากอะตอมที่ถูกละลาย วิธีเพิ่มความแข็งแรง ณ จุดครากในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่ได้ผลที่สุดคือ การเติมไนโตรเจน โดยการเพิ่มไนโตรเจน 0.1% ทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น 50 MPa เหล็กกล้าไร้สนิมทั้งพื้นออสเทนนิติก และเฟอร์ริติกสามารถทำให้แข็งขึ้นได้โดยลดขนาดเกรนซึ่งสัมพันธ์กันตาม Hall – Petch relation : $Y = Y_0 + Kd^{-1/2}$ โดย Y = ความแข็งแรง ณ จุดคราก และ Y_0 และ d คือค่าคงที่ขึ้นกับอุณหภูมิ โดยค่า K ของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกมีค่าต่ำกว่า 2 เท่าของเหล็กกล้าไร้สนิมทั้งพื้นเฟอร์ริติก นอกจากนี้การมีเฟสเฟอร์ไรต์ในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกทำให้ค่าความแข็งแรง ณ จุดครากและแรงดึงสูงขึ้น

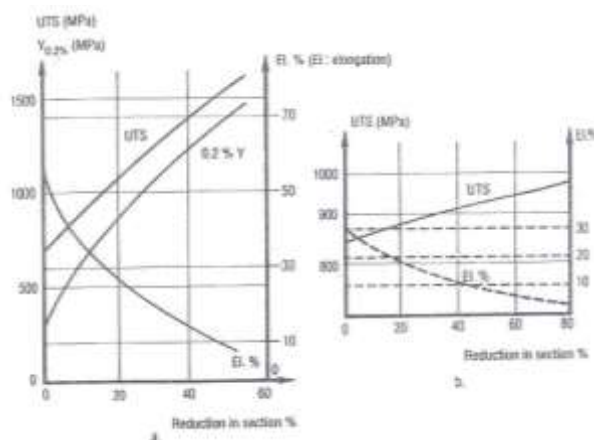


ภาพที่ 2.24 : ผลของ Solid Solution Hardening ต่อออสเทนไนต์ [3]

4.2 Strain Hardening

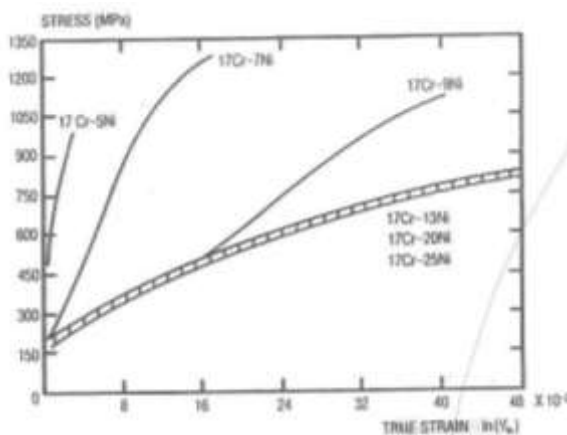
ทั้งความแข็งแรง ณ จุดคราก และแรงดึงสามารถเพิ่มได้โดยการขึ้นรูปเย็น แต่ความเหนียวจะลดลง จำนวนความเครียดยิ่งมาก ความเค้นที่ต้องใช้ในการขึ้นรูปยิ่งมากขึ้น

ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า Strain Hardening หรือ Work Hardening ซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากเมื่อขึ้นรูปความหนาแน่นเพิ่มขึ้นทำให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ได้ยากขึ้น สำหรับเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นเฟอร์ริคนั้นแข็งขึ้นเนื่องจาก Work Hardening เพียงปานกลางในขณะที่เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกความเครียดสูงขึ้นทันทีทันใด ความแตกต่างนี้เนื่องจากสมบัติทางกลของโลหะผสมออสเทนนิติกดังแสดงในภาพที่ 2.25 อัตราการขึ้นรูปเย็นหาได้จากการลดลงของพื้นที่หน้าตัด (%)



ภาพที่ 2.25 : กราฟ Work Hardening ของ a คือ เกรดออสเทนนิติก 18Cr – 10Ni – 0.10C และ b คือ เกรดเฟอร์ริติก 17Cr – 0.08C [3]

บางส่วนผสมทางเคมีก็สามารถเพิ่มอัตรา Work Hardening ในเหล็กกล้าออสเทนนิติกได้ ดังนั้นเกรดที่มีนิกเกิลต่ำจะเสถียรน้อย และมีแนวโน้มที่จะเปลี่ยนเฟสเป็นมาร์เทนไซต์ระหว่างการขึ้นรูปเย็น ซึ่งทำให้ความแข็งเพิ่มขึ้น ดังภาพที่ 2.26 ในทำนองเดียวกัน เนื่องจากผลของคาร์บอนซึ่งเป็นธาตุที่ทำให้แกมมาเสถียรมาก ที่ 0.02% C จะแข็งขึ้นเร็วกว่าพวกที่มีคาร์บอนมากกว่า 0.06% นอกจากนี้ทองแดงยังลด Strain hardening ในขณะที่ไนโตรเจน และซิลิกอนให้ผลตรงข้าม



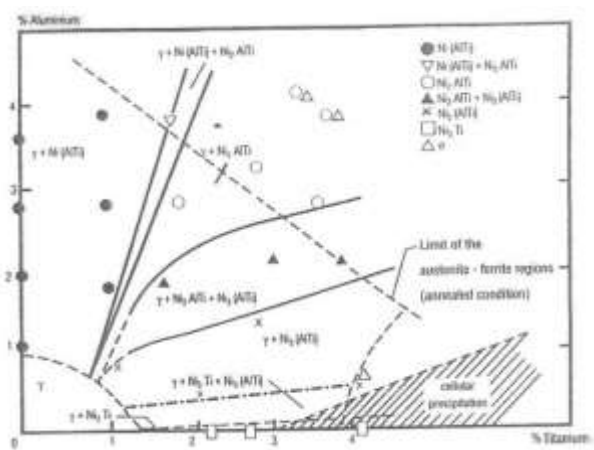
ภาพที่ 2.26 : ผลของปริมาณนิกเกิลต่อกราฟความเค้น – ความเครียดที่แท้จริงของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้น ออสเทนนิติก 17% Cr [3]

4.3 Precipitation hardening การชุบแข็งตกตะกอน

แรงดึง หรือ UTS' ของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกเพิ่มเมื่ออุณหภูมิที่เริ่มเกิดมาร์เทนไซต์ M_s มากกว่า 20 องศาเซลเซียส ซึ่งสัมพันธ์กันตามสมการ :

$UTS' \text{ (MPa)} = 15.4 [UTS + 12 + 0.82(\%M)]$ โดย UTS' คือแรงดึง และ %M คือ % ของ มาร์เทนไซต์ก่อนขึ้นรูปเย็น การตกตะกอนภายในเกรนนั้นขึ้นกับธาตุเป็นหลัก เช่น คาร์บอน, ไนโตรเจน, โบรอน, วานาเดียม, ไนโอเบียม หรือไทเทเนียม ซึ่งสำคัญกับกลไก การเพิ่มความแข็งในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก โดยตะกอนที่ละเอียดและกระจาย ตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นจะให้ผลในการขัดขวางการเคลื่อนที่ดิสโลเคชันได้ดี หลัง กระบวนการทำละลายตะกอนของ TiC และ TiN จะปรากฏอยู่ในเกรน ซึ่งช่วยเพิ่มความ คืบ ในกรณีที่มีปริมาณคาร์บอนสูง และขึ้นรูปเย็นมาจะทำให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ภายในเกรน ในขณะที่หากเป็นเกรดที่มีโบรอนสูงจะช่วยให้ตะกอน $M_{23}(C,B)_6$ เสถียร, ละเอียด และมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ นอกจากนี้การเติมไทเทเนียมและ อะลูมิเนียมสามารถเพิ่มความแข็งได้จากการตกตะกอนของ intermetallic phases ในภาพที่

2.27 แสดงผลของปริมาณไทเทเนียม และอะลูมิเนียม ต่อโครงสร้างของโลหะผสม 15Cr – 25Ni



ภาพที่ 2.27 : ผลของปริมาณธาตุอะลูมิเนียม และไทเทเนียมต่อการตกตะกอนของเฟสในเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 15Cr – 25Ni [3]

5. การใช้งาน [3]

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกถูกนำไปใช้งานที่หลากหลาย ทั้งอุปกรณ์ในการสื่อสาร, เครื่องใช้ภายในบ้าน, การขนส่ง, อุตสาหกรรมอาหาร, ชิ้นส่วนในอุตสาหกรรม และอุตสาหกรรมก่อสร้าง ซึ่งในที่นี้จะแบ่งการใช้งาน ได้เป็น

5.1 การใช้งานซึ่งคำนึงถึงความต้านทานในการกัดกร่อนเป็นหลัก [3]

อุตสาหกรรมเคมี, ปิโตรเคมีมักใช้งานด้านนี้เป็นหลัก โดยปัญหาการกัดกร่อนจะมีปัญหา มาก และเสียค่าใช้จ่ายสูงกว่าปัญหาทางกล โดยทั่วไปความต้านทานการกัดกร่อนใน สภาวะที่เป็นกรดจะเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณธาตุโครเมียม, นิกเกิล และโมลิบดีนัมเพิ่มขึ้น โดย โมลิบดีนัมนั้นปรับปรุงความต้านทานการกัดกร่อนเฉพาะที่เป็นคลอไรด์ให้ดีขึ้น โดยถ้าสภาวะรุนแรงจะใช้งาน โลหะผสมเกรด 20Cr – 25Ni – 4.5Mo – 1.5Cu ส่วนใน

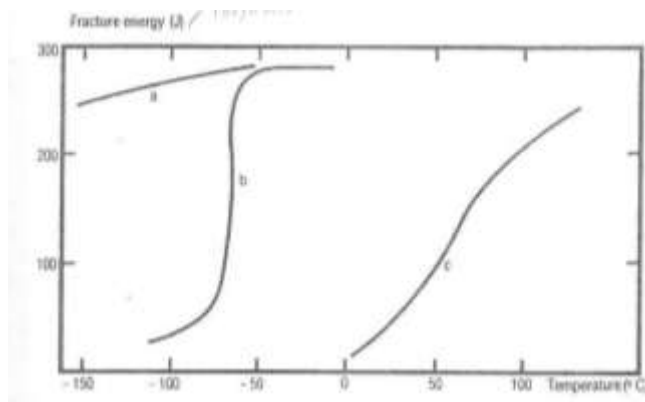
อุตสาหกรรมยาจะใช้เหล็กกล้าไร้สนิมโครเมียม – นิกเกิล และ โครเมียม – นิกเกิล – โมลิบดีนัมเพื่อป้องกันการปนเปื้อนของผลิตภัณฑ์จากโลหะที่ถูกกัดกร่อน นอกจากนี้ยังมีการใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมในวงการอุตสาหกรรมอาหารมากกว่า 40 ปีแล้ว เช่น ทำภาชนะบรรจุนม, ไวน์ และเบียร์ ซึ่งพื้นผิวที่ผ่านการรีดเย็นมานั้นป้องกันการปนเปื้อนได้ดีเท่ากับแก้ว แต่ที่เป็นที่รู้จักมากที่สุด คือ เกรด 18Cr – 10Ni ซึ่งนำไปทำอุปกรณ์ในครัวเรือน เนื่องจากสามารถนำความร้อนได้ดี นอกจากนี้ยังมีการใช้งานในวงการแพทย์ อุปกรณ์การแพทย์ และการก่อสร้างทั้งภายในและภายนอก

5.2 การใช้งานซึ่งคำนึงถึงการขึ้นรูป [3]

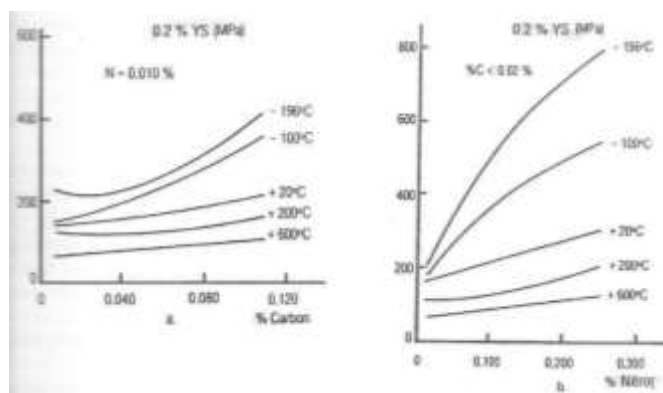
เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกถูกนำไปใช้ในการขึ้นรูปลึก โดยเฉพาะเกรด AISI 304L (18Cr – 10Ni) ซึ่งมีสมบัติในการขึ้นรูปลึกที่ดีเยี่ยม นอกจากนี้ยังมีการใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกในงานที่รูปร่างซับซ้อน เช่น กันชนรถ, คมล้อรถ เป็นต้น และเนื่องจากหลังการขึ้นรูปเย็นแล้ว เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกยังคงความเป็น non – magnetic ทำให้เหมาะแก่การใช้งานทางไฟฟ้า

5.3 การใช้งานที่อุณหภูมิต่ำ [3]

เช่นเดียวกับทุกโลหะที่มีโครงสร้าง FCC พบว่าจะไม่มีการแตกแบบเปราะที่อุณหภูมิต่ำ ดังภาพที่ 2.28 เนื่องจากไม่มีอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกเป็นทางเลือกหนึ่งที่ถูกนำไปใช้งานที่อุณหภูมิต่ำ (cryogenic) และยังมีสมบัติในการเชื่อมที่ดีที่อุณหภูมิต่ำ โดยการจำกัดการเกิดเฟสที่เปราะในรอยเชื่อมอีกด้วย ส่วนการเพิ่มความแข็งแรง จุดครากโดยการเติมคาร์บอน และไนโตรเจนให้ผลที่ดีกว่าที่อุณหภูมิต่ำ ดังแสดงในภาพที่ 2.29 ซึ่งทำให้สามารถออกแบบโครงสร้างที่เบาได้ในการใช้งานที่อุณหภูมิต่ำ



ภาพที่ 2.28 : ค่าความแข็งแรงที่อุณหภูมิต่างๆของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้น a ออสเทนนิติก b เฟอริติก c ดูเพล็กซ์ [3]



ภาพที่ 2.29 : ผลของ a คาร์บอน และ b ไนโตรเจน ต่อค่าความแข็งแรง ณ จุดครากของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก 18Cr – 12Ni ที่อุณหภูมิต่างๆ [3]

5.4 การใช้งานที่อุณหภูมิสูง [3]

นอกเหนือจากความต้านทานในการเกิดออกซิเดชันจากการเติมซิลิกอนแล้ว การเพิ่มปริมาณโครเมียมและนิกเกิลยังช่วยให้ความแข็งแรงของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกดีที่อุณหภูมิสูงด้วย จึงมีการใช้งานที่หลากหลาย เช่น superheaters, heat exchangers, เตา recuperator, boilers, เตาสำหรับการใช้งานทางปิโตรเคมี, ใบพัดกังหันก๊าซ เป็นต้น

นอกจากออสเทนไนต์มีความคืบที่มากกว่าเฟอร์ไรท์มากแล้ว ยังสามารถเพิ่มความคืบได้อีกโดยการเติมธาตุ โมลิบดีนัม, ทังสแตน, วานาเดียม, ไทเทเนียม, ไนโอเบียม และ โบรอน

5.5 การใช้งานที่อุณหภูมิห้อง [3]

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกถูกใช้ในการทำโครงยานพาหนะและห้องโดยสารอย่างแพร่หลาย ในการขึ้นรูปเย็นของเกรด $18\text{Cr} - 7\text{Ni} - 0.03\text{C} - 0.2\text{N}$ ยังมีความแข็งที่สูงถึงแม้ความหนาจะลดลง การเติมไนโตรเจนช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลให้แก่เกรดที่มีคาร์บอนต่ำ ซึ่งน้อยกว่า 0.03% เพื่อหลีกเลี่ยงความไวต่อการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนในบริเวณที่ได้รับผลของความร้อนในการเชื่อม

2.5 สมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก [4]

- ความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึง

ความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ที่อุณหภูมิห้องและ แรงดึง ของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกบางเกรดที่ได้ผ่านการอบอ่อน แสดงไว้ในตารางที่ 2.3 เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าคาร์บอน ซึ่งมีความแข็งแรง ณ จุดครากที่ 270 MPa และแรงดึงที่ 465 MPa ซึ่งพบว่าเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกมีสมบัติที่เหนือกว่า นอกจากนี้เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกนี้ยังสามารถเพิ่มความแข็งแรง ณ จุดคราก และ แรงดึง โดยการขึ้นรูปเย็น ผลของส่วนผสมทางเคมีส่งผลต่ออัตราการเพิ่มความแข็ง โดยเฉพาะธาตุที่ทำให้โครงสร้างออสเทนไนต์เสถียร เช่น Ni ดังแสดงในตารางที่ 2.4 โดยเกรด 301 ซึ่งไม่ธาตุที่ช่วยให้โครงสร้างออสเทนไนต์เสถียร เปรียบเทียบกับเกรด 304 และ 310 และแสดงให้เห็นถึงการมีผลที่น้อยต่อการเพิ่มความแข็ง (work hardening) ดังนั้นเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกสามารถเพิ่มความแข็งได้มาก

ตารางที่ 2.3 : ตารางแสดงความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ที่อุณหภูมิห้องและ แรงดึง ของ เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเตนนิติกบางเกรดที่ได้ผ่านการอบอ่อน [4]

| AISI | 301 | 304 | 304L | 309S | 310S | 316 | 316L |
|---|-----|-----|------|------|------|-----|------|
| Yield strength (0.2% offset) MPa | 275 | 290 | 270 | 310 | 310 | 290 | 290 |
| Tensile strength MPa | 755 | 580 | 560 | 620 | 655 | 580 | 560 |

ตารางที่ 2.4 : ตารางแสดงผลของอัตราการขึ้นรูปต่อความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึง [4]

| Grade | %Cold work | Yield strength (0.2% offset) MPa | Tensile strength MPa |
|------------|---------------|-------------------------------------|----------------------|
| 301 | 10% Cold work | 585 | 1,035 |
| | 30% Cold work | 1,035 | 1,275 |
| | 50% Cold work | 1,310 | 1,445 |
| 304 | 10% Cold work | 480 | 685 |
| | 30% Cold work | 825 | 860 |
| | 50% Cold work | 1,000 | 1,100 |
| 310 | 10% Cold work | 470 | 744 |
| | 30% Cold work | 854 | 965 |
| | 50% Cold work | 1,010 | 1,145 |

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติก มักใช้งานที่อุณหภูมิสูง ความแข็งแรงจึงอาจแบ่งได้เป็น 2 ประเภท คือ

- เมื่อใช้งานระยะสั้น

ผลของอุณหภูมิที่สูงขึ้นต่อค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึง ได้แสดงในตารางที่ 2.5 โดยทั่วไปจะพบว่า เกรดที่มี L นั้นสมบัติจะลดลงมากกว่าเกรดปกติเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

- เมื่อใช้งานระยะยาว

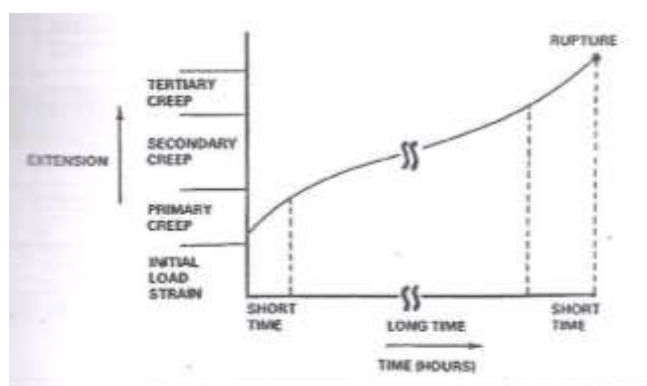
ที่อุณหภูมิสูงโลหะจะเกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างช้าๆ ความเค็บบางเกิดขึ้นเมื่อความเค้นอยู่ต่ำกว่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ที่ใช้ใช้งานระยะสั้น โดยความเค็บบางเป็น 3 ชั้นตามภาพที่ 2.30

1. ชั้นปฐมภูมิ ความเค็บบริเริ่มต้นสัมพันธ์กับเวลา โดยอัตราความเค็บบลดลงเมื่อเวลามากขึ้น
2. ชั้นทุติยภูมิ ความเค็บบมีอัตราคงที่เมื่อเวลาผ่านไปที่อัตราความเค็บบที่ต่ำที่สุด
3. ชั้นสุดท้าย ความเค็บบ สัมพันธ์กับระยะเวลาสั้น ซึ่งอัตราความเค็บบเพิ่มขึ้น จนชิ้นงานแตกหัก

โดยค่าความเค็บบแสดงดังตารางที่ 2.6

ตารางที่ 2.5 : ตารางแสดงผลของอุณหภูมิในระยะสั้นต่อค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) และ แรงดึงของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรดต่างๆ (ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (YS) และ แรงดึง (TS) อยู่ในหน่วย MPa) [4]

| Temp °C | 304 | | 304L | | 316 | | 316L | | 321 | | 347 | |
|------------|-----|-----|------|-----|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|-----|
| | YS | TS | YS | TS | YS | TS | YS | TS | YS | TS | YS | TS |
| 150 | 191 | 465 | 180 | 431 | 205 | 510 | 176 | 450 | 156 | 475 | 224 | 480 |
| 260 | 166 | 445 | 152 | 409 | 173 | 500 | 149 | 435 | 131 | 468 | 198 | 437 |
| 370 | 150 | 445 | 140 | 400 | 157 | 500 | 134 | 435 | 121 | 468 | 182 | 426 |
| 480 | 137 | 428 | 130 | 382 | 152 | 475 | 123 | 415 | 116 | 468 | 176 | 426 |
| 595 | 125 | 365 | 116 | 327 | 144 | 407 | 109 | 360 | 112 | 400 | 173 | 402 |
| 705 | 112 | 266 | - | 245 | 134 | 298 | - | 272 | 102 | 276 | 161 | 324 |
| 815 | 79 | 145 | - | 142 | 112 | 172 | - | 168 | 95 | 141 | 113 | 168 |



ภาพที่ 2.30 : สามขั้นตอนของความคืบ [12]

ตารางที่ 2.6 : ตารางแสดงค่าความเค้นสูงสุดต่ออัตราความคืบที่แตกต่างกันของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้น ออสเทนนิติก เกรด 304 [4]

| Temperature | 538 °C | 648 °C | 734 °C | 815 °C |
|-----------------------------------|---------|----------|--------|--------|
| Stress for 1% in 10,000 hours | 138 MPa | 56 MPa | 25 MPa | 19 MPa |
| Stress for 1% in 100,000 hours | 76 MPa | 27.5 MPa | 12 MPa | 9 MPa |

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกจะมีความแข็งแรงที่เพิ่มมากขึ้น เมื่ออุณหภูมิต่ำลง แม้กระทั่งที่ อุณหภูมิต่ำมากๆ เช่น -200 °C เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่มีปริมาณธาตุผสมที่มากกว่า (เช่น ธาตุที่ทำให้โครงสร้างออสเทนไนท์เสถียร เช่น นิกเกิล และไนโตรเจน) มีแนวโน้มการเพิ่มแรงดึงที่ต่ำกว่า แต่ความแข็งแรง ณ จุดครากจะเพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัด เมื่ออุณหภูมิลดลง ในโลหะผสมที่มีปริมาณ ธาตุ นิกเกิล และไนโตรเจนต่ำอาจเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเมื่ออุณหภูมิลดลง

- ความเหนียว

เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่ผ่านการอบอ่อนมีค่าการยึดตัวที่สูงมาก (โดยทั่วไปอยู่ที่ 50 – 60% หรือมากกว่านั้น) ดังนั้นจึงสามารถขึ้นรูปเย็น, กดขึ้นรูป, ดึงขึ้นรูป และขึ้นรูปทรงลึกได้ดีมาก การขึ้นรูปเย็นเป็นสาเหตุทำให้ความเหนียวลดลง ค่าการยึดตัวโดยประมาณที่ 20% เป็นค่าที่วัสดุต้องเผชิญ เมื่อขึ้นรูปเย็น 30% ซึ่งเป็นความเหนียวที่ยังอยู่ในช่วงที่มาตรฐานยอมรับ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 0 องศาเซลเซียสการยึดตัวนั้นจะลดลงเล็กน้อย มีค่าประมาณ 40 -50 %

- ความแข็ง

ในสภาพอบอ่อน ความแข็งโดยทั่วไปจะมีค่าประมาณ 150 – 160 HB ปริมาณการขึ้นรูปเย็นเพียงเล็กน้อยส่งผลให้ความแข็งเพิ่มอย่างรวดเร็วไปที่ 250 HB โดยประมาณ การขึ้นรูปเย็นต่อไปเป็นการ

เพิ่มความแข็งอย่างช้าๆ สปริงลวดที่ผ่านการอบคืนตัว (temper) และเกรด 301 รีดขึ้นรูปเย็นเพื่อให้อบคืนตัวเต็มที่ ทำให้ได้ความแข็งอยู่ในช่วง 340 – 380 HB

- ความแกร่ง

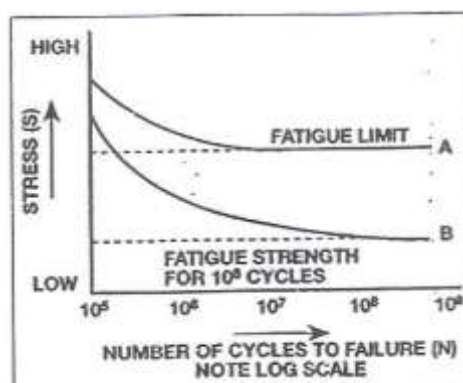
เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกที่ผ่านการอบอ่อนมีความแกร่งที่ดีเยี่ยม ที่มีร่องตัว V ที่อุณหภูมิห้องมีค่าความแกร่งถึง 165 J ร่องตัว V ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 0 องศาเซลเซียสจะมีค่าลดลง แต่อย่างไรก็ตามค่าที่ต่ำ เช่น - 200 องศาเซลเซียส ก็ยังมีค่าความแกร่งถึง 90 -120 J ถ้าไม่ถึงค่านี้นี้เราจะถือว่าวัสดุนั้นเปราะ การขึ้นรูปเย็นยังส่งผลให้ค่าความแกร่งลดลงด้วย โดยการลดลงนั้นขึ้นกับปริมาณในการขึ้นรูปเย็น แม้เหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นมาอย่างหนัก ยังคงมีความแกร่ง และไม่เคยลดลงจนกระทั่งถูกพิจารณาเป็นวัสดุเปราะเลย จากข้างต้น อาจสรุปได้ว่าเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกมีสมบัติทางกลที่ดีที่อุณหภูมิต่ำ ดังนั้นจึงถูกใช้งานอย่างแพร่หลาย รวมถึงนำไปเก็บก๊าซเหลวที่อุณหภูมิต่ำมากๆ ได้ โดยยังคงความแข็งแรงที่ดีอยู่ เช่น เกรด 304N อย่างไรก็ตาม อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าไร้สนิมออกสเทนนิติกนี้ จะมีความแกร่งที่ต่ำ เมื่อพบกับ 2 ปัจจัย คือ

1. ส่วนผสมทางเคมี อาจส่งผลให้เกิดเฟสที่เปราะ คือ เฟสซิกมา ซึ่งจะเกิดในโครงสร้างผลึกเมื่อถูกทำให้ร้อนในช่วงอุณหภูมิ 600 – 850 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลาสั้น ความเปราะของเฟสซิกมานี้ไม่เป็นอันตรายที่อุณหภูมิสูง แต่ลดความแกร่งมากเมื่ออุณหภูมิลดลง รวมถึงอุณหภูมิห้อง
2. เมื่อเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเทนนิติกถูกขึ้นรูปเย็นครั้งแรก และถูกทำให้ร้อนมีอุณหภูมิอยู่ในช่วง 550 -850 องศาเซลเซียสเป็นเวลาพอสมควร จะทำให้เกิดตะกอนของคาร์ไบด์ ซึ่งจะทำให้ความแกร่งลดลงที่อุณหภูมิ -100 องศาเซลเซียส

- ความล้า

หากโลหะได้รับแรงกลับไปกลับมาที่บริเวณหนึ่งๆ ภายใต้อุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น อาจส่งผลให้เกิดรอยแตกเนื่องจากความล้า จำนวนรอบที่เพิ่มขึ้น ความเสียหายจากรอยแตกยิ่งปรากฏ ความต้านทานความล้าจึงเป็นสมบัติที่สำคัญสำหรับการใช้งานทางวิศวกรรม ซึ่งสามารถหาค่าได้โดยการนำชิ้นงานไปทดสอบความ

เส้นที่กลับ ไปกลับมาเพื่อดูจำนวนรอบจนถึงการแตกหัก ความเค้นยิ่งสูงจำนวนรอบจนกระทั่งเสียหาย จะยิ่งต่ำ ผลการทดสอบจะถูกแสดงในกราฟ S-N curve คือกราฟระหว่างความเค้นกับจำนวนรอบ ซึ่งแสดงดังภาพที่ 2.31 โดยส่วนมากเหล็กกล้าที่ได้รับความเค้นที่ต่ำจนไม่เกิดการเสียหาย เราจะเรียกความเค้นนั้น ว่าความเค้นจำกัด หรือ endurance limit อย่างไรก็ตาม ในกรณีของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้น ออสเทนนิติก การใช้งานไม่ถึงขอบเขตจำกัด ยิ่งลดความเค้น จำนวนรอบ (จนกระทั่งเสียหาย) ที่ได้ยิ่ง มากขึ้น ความเค้นที่ทำให้เกิดความเสียหายในจำนวนรอบสูงๆนั้น ถูกเรียกว่า fatigue strength ดังแสดง ตัวอย่างในตารางที่ 2.7



ภาพที่ 2.31 : กราฟ S-N curve แสดงสมบัติความล้า โดย A แทนวัสดุที่แสดงค่าความล้าจำกัด fatigue limit และ B แทนเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติก ซึ่งแสดงค่า fatigue strength [4]

ตารางที่ 2.7 : ตารางแสดงค่าความล้าของเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออสเทนนิติกที่ผ่านการอบอ่อนเกรดต่างๆ [4]

| Steel grades | Fatigue strength (MPa) |
|--------------|------------------------|
| 301 | 245 |
| 304 | 245 |
| 316 | 265 |
| 321 | 260 |

ในทางปฏิบัติ การลดความเค้นลงเล็กน้อย ทำให้จำนวนรอบที่ได้นั้นเพียงพอที่ต้องการ เราอาจถือความเค้นนั้นเป็น คลามล้าจำกัดได้ การขึ้นรูปเย็น และการใช้งานที่อุณหภูมิต่ำกว่า 0 องศาเซลเซียส เพิ่มนั้นช่วยเพิ่มความล้าได้ การมีตำหนิที่พื้นผิวชิ้นงานส่งผลต่อค่าความล้าในทางลบ

2.6 เหล็กกล้าไร้สนิมคาร์บอนต่ำ : AISI 304L [5]

เหล็กกล้าประเภทนี้ประกอบไปด้วย คาร์บอนมากถึง 0.03% เพื่อที่จะลดกระบวนการเซนซิไทซ์เซชันในการเชื่อม หรือ ในขณะที่กระบวนการลดความเค้น เกรดคาร์บอนต่ำนี้ได้รับการลำดับความสำคัญมากกว่าเหล็กที่มีความเสถียร โดยเฉพาะตั้งแต่ กระบวนการ Argon-Oxygen Decarburization (AOD) ที่พัฒนาเพื่อเศรษฐกิจในการผลิตเหล็กกล้า ความแข็งแรง ณ จุดคราก ของเกรดคาร์บอนต่ำ ต่ำกว่า เหล็กกล้า 304 และ 316 ที่คล้ายกัน สำหรับเหตุผลของการออกแบบที่ยอมให้ต่ำกว่าได้ การแก้ปัญหานี้จะต้องปรับปรุงเกรดคาร์บอนต่ำ โดยเพิ่มของไนโตรเจน 304LN และ 316LN ซึ่งมีการพัฒนา โดยการเพิ่มไนโตรเจน 0.18% โดยที่ไนโตรเจนนั้นแข็งทำให้มีการเพิ่มความแข็งแรง ณ จุดคราก อย่างน้อยที่สุดจะเท่ากับ 304 และ 316 นอกจากนี้ ไนโตรเจนยังชะลอกระบวนการเซนซิไทซ์เซชัน โดยทั่วไปเกรด 304L มีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 2.8 และค่าสมบัติทางกลตามตารางที่ 2.9 และ 2.10

ตารางที่ 2.8 : ตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีของ AISI 304L [6]

| Element | C | Mn | Si | Cr | Ni | P | S | Fe |
|----------|------|-------|-------|---------|--------|-------|------|------|
| Weight % | 0.03 | Max 2 | Max 1 | 18 - 20 | 8 - 12 | 0.045 | 0.03 | Rem. |

ตารางที่ 2.9 : ตารางแสดงสมบัติทางกลของ AISI 304L [6]

| Properties | | Conditions | |
|--|-----------|------------|--|
| | | T (°C) | Treatment |
| Density ($\times 1000 \text{ kg/m}^3$) | 8 | 25 | |
| Poisson's Ratio | 0.27-0.30 | 25 | |
| Elastic Modulus (GPa) | 190-210 | 25 | |
| Tensile Strength (Mpa) | 480 | 25 | hot finished and annealed (plate, sheet, strip) <u>more</u> |
| Yield Strength (Mpa) | 170 | | |
| Elongation (%) | 40 | | |
| Reduction in Area (%) | 50 | | |
| Hardness (HRB) | 88 (max) | 25 | annealed (plate, sheet, strip) |

ตารางที่ 2.10 : ตารางแสดงสมบัติโดยทั่วไปของ AISI 304L [7]

| GENERAL PROPERTIES (Physical, Mechanical, Thermal, Electrical, Optical) | | |
|---|---|--------------------|
| Nature | Typical Value | Remarks |
| Specific Gravity | 8.0 | @ Room Temperature |
| Ultimate Tensile Strength | 564 MPa | @ Room Temperature |
| Proof Stress (0.2%) | 210 MPa | @ Room Temperature |
| Elongation at Break | 58% | @ Room Temperature |
| Thermal Conductivity | $16.2 \text{ W m}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ | @ Room Temperature |
| Thermal Expansion Coefficient | $17.3 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ | @ Room Temperature |
| Electrical Resistivity | $7.2 \times 10^{-7} \Omega \text{ m}$ | @ Room Temperature |

2.7 การเกิดออกซิเดชันในโลหะ

PER KOFSTAD (1958) [8] ทำการศึกษาการเกิดออกซิเดชันในโลหะ พบว่ามีอัตราการเกิดออกซิเดชันที่แตกต่างกัน ขึ้นกับชนิดของโลหะธรรมชาติและสมบัติกึ่งนำไฟฟ้าของออกไซด์ที่เกิดขึ้น และอุณหภูมิ โดยปกติที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า 200 -300 องศาเซลเซียส) มีอัตราการเกิดออกซิเดชันดังนี้

$$\text{แบบเส้นตรง ซึ่งมีสมการ } \frac{d(m/A)}{dt} = k_1$$

$$\text{แบบพาราโบลิก ซึ่งมีสมการ } \frac{m}{A} \frac{d(m/A)}{dt} = k_2$$

$$\text{แบบคิวบิก ซึ่งมีสมการ } \frac{m}{A^2} \frac{d(m/A)}{dt} = k_3$$

โดยจากทั้งสามสมการนี้ $\frac{m}{A}$ คือค่าน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อพื้นที่ ณ เวลา t

k_1 k_2 k_3 คือค่าคงที่อัตราการเกิดออกซิเดชัน โดยเป็นแบบเส้นตรง พาราโบลิก และคิวบิกตามลำดับ

ส่วนอุณหภูมินั้นขึ้นกับกลไกการเกิดออกซิเดชัน ซึ่งเป็นไปตามสมการของอาร์เรเนียส

$k = B \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ โดย k คือค่าคงที่อัตราการเกิดออกซิเดชัน ณ อุณหภูมิ T โดย B คือค่าพารามิเตอร์ของมิติ ซึ่งแปรตามหน่วยของ k และ Q คือค่าพลังงานกระตุ้น

เกตนันภา สุวรรณวิทย์ (2549) [9] ได้ศึกษาจลนพลศาสตร์ของการเกิดสเกล พบว่า A.S. Khanna (2002) [10] และ PER KOFSTAD (1966) [11] อัตราการเกิดปฏิกิริยา กับเวลาหรือกฎอัตราที่พบบ่อยนั้น มี 4 ประเภทคือ

แบบเส้นตรง ซึ่งมีการเกิดปฏิกิริยาที่ผิว หรือรอยต่อของเฟส เช่น การเกิดออกไซด์ที่ผิวรอยต่อของโลหะกับออกไซด์ในสถานะคงที่, กระบวนการแพร่ผ่านชั้นป้องกัน (Protective Layer) เป็นต้น

แบบพาราโบลา โดยทั่วไปแล้วพบมากในการเกิดออกซิเดชันของโลหะและโลหะผสมที่อุณหภูมิค่อนข้างสูง อัตราการเกิดปฏิกิริยานั้นจะแปรผกผันกับความหนาของออกไซด์หรือน้ำหนักของออกไซด์ที่เพิ่มขึ้น

แบบลอการิทึม พบในการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิต่ำ โดยมีลักษณะอัตราการเกิดปฏิกิริยาเร็วในช่วงแรกและลดลงอย่างต่อเนื่อง

แบบผสม การเกิดออกซิเดชันในโลหะบางประเภทอาจมีอัตราการเกิดปฏิกิริยาเป็นแบบผสม เช่น ความสัมพันธ์เป็นแบบผสมระหว่างแบบลอการิทึมในตอนแรก และเป็นแบบพาราโบลา

2.8 ปริทรรศน์วรรณกรรม

เสกศักดิ์ อัสวะวิสิทธิ์ชัย และปัญญาวัชร วัชยาว (2553) [12] ได้ศึกษาอิทธิพลของการเติมนิกเกิลและโครเมียมในเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 316L ที่ผลิตโดยกรรมวิธีโลหะผงเพื่อปรับปรุงความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ได้กล่าวไว้ว่า เหล็กกล้าไร้สนิม เมื่อมีธาตุโครเมียม 11 – 12 % โดยน้ำหนัก จะสามารถรวมตัวกับออกซิเจนได้เป็นโครเมียมออกไซด์บนพื้นผิวของเหล็กกล้าไร้สนิม ซึ่งป้องกันการเกิดออกซิเดชัน และการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้โครเมียมยังเป็นธาตุที่สามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับวัสดุได้ด้วยกระบวนการละลายแบบของแข็ง แต่หากเกิดเฟสซิกมา ซึ่งมีสมบัติที่แข็งแต่เปราะแล้วจะทำให้สมบัติทางกลลดต่ำลง ในขณะที่นิกเกิลนั้นเป็นธาตุที่เพิ่มความเสถียรของโครงสร้างออสเทนไนต์ หากเหล็กกล้าไร้สนิมมีโครเมียมสูง มีโอกาสเกิดเฟสซิกมาสูง แต่นิกเกิลสามารถช่วยลดโอกาสในการเกิดเฟสซิกมาได้โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้หากเกิดนิกเกิลออกไซด์ขึ้น จะส่งผลทำให้ฟิล์มโครเมียมออกไซด์ยึดเกาะติดที่พื้นผิวได้ดีขึ้น หากมีปริมาณนิกเกิลพอเพียง ส่งผลให้สมบัติทางกลดีขึ้น โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง และเพิ่ม stress corrosion cracking

คณะศ เสนทิ (2552) [13] ได้ศึกษาวัสดุผสมเหล็กกล้าไร้สนิม 304L และทังสเตนคาร์ไบด์ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีอัดผง (Powder pressing) พบว่า ความแข็งของวัสดุที่ผ่านการเผาผนึกแล้วมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อสัดส่วนของผงทังสเตนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น หรือขนาดของผงทังสเตนคาร์ไบด์ลดลง

Christophe, Henri, Eric et al. (2004) [14] ทำการศึกษาผลการเคลือบไนไตรดิงลงบนเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 304 ต่อการเกิดออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสด้วย XRD พบว่า เหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3) นั้นเกิดขึ้นพร้อมๆกับการเกิดโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) และ แมงกานีสโครเมียมออกไซด์ ($\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$)

Huntz, Reckmann, Haut et al. (2007) [15] ทำการศึกษาการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 304 และ 439 ที่ 800, 850, 900 และ 950 องศาเซลเซียส พบว่าที่ 850 องศาเซลเซียสนั้นมีการเกิดออกซิเดชันเป็นแบบพาราโบลิก ซึ่งในช่วงแรกนั้นเกิดโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) แล้วตามด้วยเหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3) ซึ่งมีผลต่อการเพิ่มของอัตราการเกิดออกซิเดชันสูง

Hussain, Shahid et al. (1994) [16] ได้ศึกษาการเกิดออกซิเดชันในซูเปอร์อัลลอยเกรดต่างๆที่อุณหภูมิสูง โดยมีการสังเกตการเกิดออกซิเดชันเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 304L ที่ 600 ถึง 1200 องศาเซลเซียส ตั้งแต่ 1 ถึง 400 ชั่วโมง พบว่าโครเมียมมีความสามารถในการรวมตัวกับออกซิเจนเป็นออกไซด์ได้ดีกว่าธาตุอื่น ทำให้ได้ฟิล์มออกไซด์ (Cr_2O_3) ที่ช่วงป้องกันพื้นผิวที่ 800 องศาเซลเซียส ซึ่งมีลักษณะการเกิดเป็นแบบพาราโบลิก

Goutier, Valette, Verdelle et al. (2010) [17] ศึกษาการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ที่ 1193 และ 1293 เคลวิน พบว่าช่วงแรกนั้นกลไกการเกิดออกไซด์นั้นช่วงแรก เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว จากนั้นเป็นแบบพาราโบลิกตาม Langmuir pressure law และหลังอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ 1.15 มิลลิกรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตรมีกลไกการเกิดออกซิเดชันเป็นเส้นตรง

Karimi, Riffard, Rabaste et al. (2008) [18] ศึกษาการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ 1000 องศาเซลเซียส พบว่ามีการเกิด เหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3) เหล็กโครเมียมออกไซด์ (FeCr_2O_4)

โครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) และ แมงกานีสโครเมียมออกไซด์ ($\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$) ซึ่ง 10 ชั่วโมงแรกนั้นเกิด ($\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Cr_2O_3 ก่อนจากนั้นชั่วโมงที่ 10 ถึง 12 มีการสลายตัวจาก Cr_2O_3 ไปเป็น FeCr_2O_4 และ Fe_2O_3 ซึ่ง 12 ชั่วโมงเป็นต้นไปจนถึง 100 ชั่วโมงที่ทำการศึกษานั้นการเกิดออกซิเดชันมีกลไกการเกิดแบบพาราโบลิก ขึ้นกับความสามารถในการแพร่เข้าไปของเหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3)

Franklin, Allison, and Pittsburgh (1927) [19] วิจัยเปรียบเทียบผลของธาตุ निकิล และ โคบอลต์ในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดต่างๆ พบว่าทั้ง निकิล และ โคบอลต์นั้นมีสมบัติที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน และสามารถละลายกับเหล็กเป็นเนื้อเดียวกันได้ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1800 องศาฟาเรนไฮต์ ซึ่งอุณหภูมิที่ทำการวิจัยนั้น ไม่พบข้อแตกต่างที่ชัดเจนของธาตุทั้งสองตัว อย่างไรก็ตามผลของธาตุทั้งสองนี้ขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมที่เป็นองค์ประกอบหลัก

นันทวัน พิษขยงศ์ (2554) [20] ได้ศึกษาผลของธาตุผสม निकิล และ โคบอลต์ในโลหะผสมเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อน พบว่าเมื่อตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสม 316L ที่มีการเติมผสม निकิลที่ 4 % หลังจากเผาผืนิกที่ 1300 องศาเซลเซียสในบรรยากาศไฮโดรเจน เป็นเวลา 30 นาที พบว่า มีบริเวณที่มีปริมาณ निकิลสูงกว่าบริเวณอื่นเนื่องจากผสม निकิลมีขนาดที่ใหญ่กว่ามาก จึงไม่สามารถละลายได้หมดในเวลาเผาผืนิกเพียงเท่านั้น จึงทำให้โลหะผสมที่ผสมนั้น มีความแข็งที่น้อยลงเนื่องจาก Ni-rich phase นั้นเอง

บทที่ 3

วิธีการดำเนินงานวิจัย

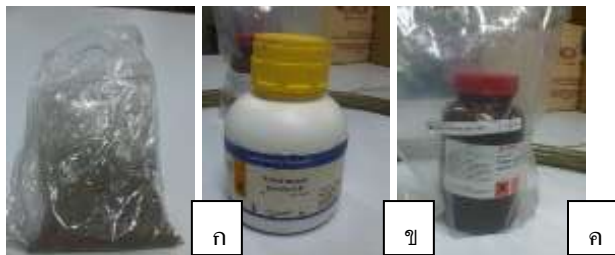
3.1 เครื่องมือ และอุปกรณ์ในการทดลอง

3.1.1 วัสดุ

3.1.1.1 ผง SS304L

3.1.1.2 ผงนิกเกิล

3.1.1.3 ผงโคบอลต์



ภาพที่ 3.1 : วัสดุ (ก) ผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L (ข) ผงนิกเกิล (ค) ผงโคบอลต์

3.1.2 อุปกรณ์เตรียมชิ้นงาน

3.1.2.1 ขวดแก้วสำหรับผสมผงโลหะ

3.1.2.2 ช้อนสำหรับตักผงโลหะ

3.1.2.3 เครื่องชั่งน้ำหนัก 4 ตำแหน่ง

3.1.2.4 เครื่องอัดชิ้นรูป



ภาพที่ 3.2 : เครื่องอัดขึ้นรูป

3.1.2.5 เตาเผาไฮโดรเจน ใช้สำหรับการเผาผนึก



ภาพที่ 3.3 : เตาเผาไฮโดรเจน

3.1.2.6 เครื่องตัดชิ้นงาน (Discotom)



ภาพที่ 3.4 : เครื่องตัดชิ้นงาน

3.1.2.7 Molding cup

3.1.2.8 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน



ภาพที่ 3.5 : เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน

3.1.3 อุปกรณ์อื่นงาน

3.1.3.1 เตาเผาที่อุณหภูมิสูง (ประมาณ 900 องศาเซลเซียส)



ภาพที่ 3.6 : เตาเผาที่อุณหภูมิสูง

3.1.4 เครื่องมือวิเคราะห์

3.1.4.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM)



ภาพที่ 3.7 : กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM)

3.1.4.2 เครื่อง XRD (X-Ray Diffractometer)



ภาพที่ 3.8 : เครื่อง XRD (X-Ray Diffractometer)

3.1.4.3 เครื่องทดสอบ bending

Universal Testing Machine (UTM) ยี่ห้อ Hounsfield รุ่น H 10 KM

3.1.4.4 โปรแกรมวิเคราะห์ภาพ ImageJ

3.1.5 สารเคมี [21]

สารเคมี – etchant สำหรับกัดพื้นผิว เพื่อดูโครงสร้างจุลภาคซึ่งประกอบด้วย

1 part of HNO_3

1part of HCl

1 part of H_2O

3.2 ขั้นตอนการทดลอง

3.2.1 การเตรียมชิ้นงาน

3.2.1.1 ชั่งน้ำหนักผงทั้งหมด 13 สูตร สูตรละ 5 - 6 ชิ้น โดยมีส่วนผสมดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1: ตารางแสดงสูตร และส่วนผสมของชิ้นงานในการทดลอง

| สูตรที่ | ชื่อสูตร | ส่วนผสม |
|---------|----------|---------------------------------------|
| 1. | Pure | Pure 304L |
| 2. | 1Ni | 1 wt% Ni with 304L |
| 3. | 2Ni | 2 wt % Ni with 304L |
| 4. | 3Ni | 3 wt % Ni with 304L |
| 5. | 4Ni | 4 wt % Ni with 304L |
| 6. | 1Co | 1 wt % Co with 304L |
| 7. | 2Co | 2 wt % Co with 304L |
| 8. | 3Co | 3 wt % Co with 304L |
| 9. | 4Co | 4 wt % Co with 304L |
| 10. | 1NiCo | 0.5 wt % Ni and 0.5 wt % Co with 304L |
| 11. | 2NiCo | 1 wt % Ni and 1 wt % Co with 304L |
| 12. | 3NiCo | 1.5 wt % Ni and 1.5 wt % Co with 304L |
| 13. | 4NiCo | 2 wt % Ni and 2 wt % Co with 304L |

3.2.1.2 เมื่อชั่งผงได้น้ำหนักตามตารางแล้ว ให้เทผงใส่ขวดแก้วสำหรับผสมผงโลหะ

3.2.1.3 ผสมผงโลหะให้เข้ากัน โดยเอียงขวดไปมาอย่างเบามือ จนผงกระจายเข้ากันดี

3.2.1.4 ทำซ้ำจนครบจำนวนชิ้นงานทั้งหมด

3.2.2 การอัดขึ้นรูปชิ้นงาน

3.2.2.1 นำผงโลหะที่ผสมเข้ากันดีแล้ว ไปอัดด้วยเครื่องอัดขึ้นรูป ใช้แรงกด 15 ตัน เป็นเวลา 30 วินาที ต่อชิ้นงาน ได้ชิ้นงานขนาด กว้าง 1 cm x ยาว 1 cm x หนา 0.3 cm

3.2.2.2 ทำซ้ำจนครบจำนวนชิ้นงานทั้งหมด

3.2.3 การเผาพูนึก

3.2.3.1 เมื่อได้ชิ้นงานที่อัดขึ้นรูปเรียบร้อยแล้ว นำไปเผาพูนึกโดยใช้เตาเหนี่ยวนำไฟฟ้า (induction furnace) โดยการเผาพูนึกนี้ จะเป็นการเผาภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน ที่ 1300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที [22]

3.2.3.2 จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้ ไปชั่งน้ำหนัก, วัดขนาด โดยการชั่งน้ำหนักนั้น จะชั่งน้ำหนักแห้ง, น้ำหนักเปียก และน้ำหนักหมาด เพื่อหาค่าความหนาแน่น

3.2.4 การอบชิ้นงาน

3.2.4.1 นำชิ้นงานไปเผาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2, 5, 10, 20, 25, 40, 60, 80 และ 100 ชั่วโมง ดังแสดงตามตารางที่ 3.2 โดยที่หลังการเผาจะนำชิ้นงานมาทิ้งไว้เย็นตัวในเตา

ตารางที่ 3.2: ตารางแสดงอุณหภูมิ และเวลาที่ใช้ในการอบชิ้นงาน

| อุณหภูมิ (องศาเซลเซียส) | เวลา (ชั่วโมง) |
|-------------------------|--------------------------------------|
| 900 | 2, 5, 10, 20, 25, 40, 60, 80 และ 100 |

3.2.4.2 จากนั้นนำชิ้นงานทั้งหมดที่ได้ ไปสู่ขั้นตอนการทดลองขั้นต่อไป คือ การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค, การวิเคราะห์อัตราการผลิตออกซิเดชัน และการทดสอบการกัดโค้ง

3.2.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

- 3.2.5.1 ทำการขึ้นตัวเรือนแบบเย็น (Cold Mounting) โดยการผสมเรซินหล่อใส และสารที่ทำให้แข็งในอัตราส่วนที่เหมาะสม จากนั้นผสมให้เข้ากัน โดยคนช้าๆอย่างเบา มือ เพื่อให้เกิดฟองอากาศให้น้อยที่สุด จากนั้นบรรจุเรซินที่ผสมแล้วลงไปรอบๆ ตัวอย่างซึ่งถูกจัดเรียงอยู่ใน Molding cup จากนั้นทิ้งไว้จนแข็งตัวจึงนำออกจากแบบ
- 3.2.5.2 นำมาทำการขัดหยาบ และการขัดละเอียด โดยการขัดขั้นนี้จะเป็นการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย โดยไล่จากเบอร์ที่ละเอียดน้อยไปเบอร์ที่ละเอียดมาก คือ 80, 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานไปล้างน้ำสะอาด ทิ้งไล่ความชื้นด้วยแอลกอฮอล์ แล้วเป่าให้แห้งจึงนำไปขัดมันต่อ
- 3.2.5.3 การขัดมัน การขัดขั้นนี้ เป็นการขัดชิ้นงานด้วยผงอะลูมินา หรืออะลูมินาออกไซด์ จนได้ชิ้นงานที่เรียบเงาคล้ายกระจก เมื่อนำไปส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง จะไม่พบรอยขีด
- 3.2.5.4 จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้มาทำการกรดด้วยสารเคมี (Etchant หรือ Reactant) ซึ่งในการทดลองนี้ได้ผสมสารเคมีตาม [21] ซึ่งประกอบไปด้วย HNO_3 1 ส่วน, HCl 1 ส่วน และน้ำปราศจากไอออน (Deionized water) 1 ส่วน
- 3.2.5.5 นำชิ้นงานที่ผ่านการกัดกรดมาตรวจสอบ และวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด (SEM)
- 3.2.5.6 นำภาพโครงสร้างจุลภาคที่ได้จากการส่องกล้องจุลทรรศน์แบบแสง มาวิเคราะห์หาสัดส่วนเชิงพื้นที่ โดยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ ImageJ
- 3.2.5.7 นำค่าที่ได้มาวิเคราะห์ เปรียบเทียบ และสรุปผลร่วมกับสมบัติอื่นๆ

3.2.6 การวิเคราะห์อัตราการเกิดออกซิเดชัน แบ่งเป็น

3.2.6.1 วิเคราะห์อัตราการเกิดออกซิเดชัน โดยวิเคราะห์ค่าน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง เนื่องจากการออกซิเดชัน ทำได้โดยชั่งน้ำหนักก่อนการเผาชิ้นงาน และชั่งน้ำหนัก หลังการเผาชิ้นงาน โดยในที่นี้ชิ้นงานที่นำมาทดสอบปรากฏตามตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 : ตารางแสดงข้อมูลชิ้นงานที่นำมาวิเคราะห์ค่าน้ำหนักที่เปลี่ยนไปเนื่องจากการเกิดออกซิเดชัน

| | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ผ่านการเผาที่ (องศาเซลเซียส) | เป็นระยะเวลา (ชั่วโมง) |
|---|---------|-----------|-----------|---------------|---------------------------------|---------------------------|
| 1 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 2 |
| 2 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 5 |
| 3 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 10 |
| 4 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 20 |
| 5 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 40 |
| 6 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 60 |
| 7 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 80 |
| 8 | Pure | 1Ni - 4Ni | 1Co - 4Co | 1NiCo - 4NiCo | 900 | 100 |

3.2.6.2 วิเคราะห์การเกิดออกซิเดชันที่ผิว และในเนื้อชิ้นงาน ซึ่งคือการวิเคราะห์สารประกอบที่ผิว และในเนื้อชิ้นงาน ทำได้โดยนำชิ้นงานที่ต้องการวิเคราะห์ที่ผ่านการอบชิ้นงานมาแล้ว มาตัดด้วยเครื่องตัดชิ้นงาน Discotom ให้ได้ขนาดที่ต้องการ จากนั้นนำชิ้นงานเข้าเครื่อง X-ray Diffractometer (XRD) โดยพิจารณามุม 2θ ที่ $20 - 90^\circ$ [23] นำข้อมูลดิบที่ได้มาเทียบกับฐานข้อมูล เพื่อดูว่ามีสารประกอบใด โดยในที่นี้ชิ้นงานที่นำมาทดสอบปรากฏตามตารางที่ 3.4

ตารางที่ 3.4 : ตารางแสดงข้อมูลชิ้นงานที่นำมาวิเคราะห์การเกิดออกซิเดชันที่ผิว และในชิ้นงาน

| | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ชิ้นงาน | ผ่านการเผาที่ (องศาเซลเซียส) | เป็นระยะเวลา (ชั่วโมง) |
|---|---------|---------|---------|---------|---------------------------------|---------------------------|
| 1 | Pure | 4Ni | 4Co | 4NiCo | - | - |
| 2 | Pure | 4Ni | 4Co | 4NiCo | 900 | 2 |
| 3 | Pure | 4Ni | 4Co | 4NiCo | 900 | 10 |
| 4 | Pure | 4Ni | 4Co | 4NiCo | 900 | 25 |
| 5 | Pure | 4Ni | 4Co | 4NiCo | 900 | 100 |

3.2.7 การทดสอบสมบัติทางกล แบ่งเป็น

3.2.7.1 การทดสอบการดัดโค้ง (bending test)

นำชิ้นงานตามตารางที่ 3.5 มาทดสอบการดัดโค้งแบบ 3 จุด ด้วยเครื่องทดสอบ Universal Testing Machine (UTM) นำค่าที่ได้มาวิเคราะห์ เปรียบเทียบ และสรุปผลร่วมกับสมบัติอื่นๆ

3.2.7.2 การทดสอบความแข็ง (hardness)

นำชิ้นงานตามตารางที่ 3.5 มาทดสอบความแข็ง ด้วยเครื่องทดสอบความแข็ง Rockwell นำค่าที่ได้มาวิเคราะห์ เปรียบเทียบ และสรุปผลร่วมกับสมบัติอื่นๆ

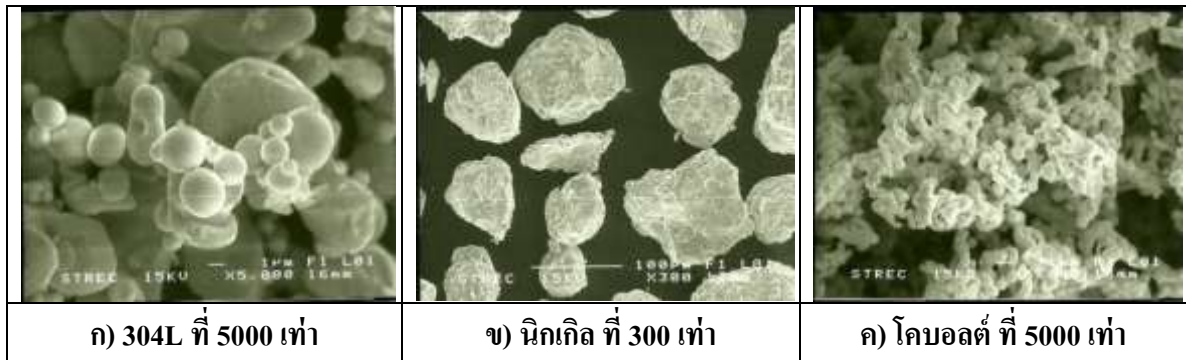
ตารางที่ 3.5 : ตารางแสดงข้อมูลชิ้นงานที่นำมาทดสอบการตัดโค้ง และทดสอบความแข็ง

| | ชิ้นงาน | ผ่านการเผาที่ (องศาเซลเซียส) | เป็นระยะเวลา (ชั่วโมง) |
|-----|---------|------------------------------|------------------------|
| 1. | Pure | As sintered | - |
| 2. | 1Ni | As sintered | - |
| 3. | 2Ni | As sintered | - |
| 4. | 3Ni | As sintered | - |
| 5. | 4Ni | As sintered | - |
| 6. | 1Co | As sintered | - |
| 7. | 2Co | As sintered | - |
| 8. | 3Co | As sintered | - |
| 9. | 4Co | As sintered | - |
| 10. | 1NiCo | As sintered | - |
| 11. | 2NiCo | As sintered | - |
| 12. | 3NiCo | As sintered | - |
| 13. | 4NiCo | As sintered | - |
| 14. | Pure | 900 | 100 |
| 15. | 1Ni | 900 | 100 |
| 16. | 2Ni | 900 | 100 |
| 17. | 3Ni | 900 | 100 |
| 18. | 4Ni | 900 | 100 |
| 19. | 1Co | 900 | 100 |
| 20. | 2Co | 900 | 100 |
| 21. | 3Co | 900 | 100 |
| 22. | 4Co | 900 | 100 |
| 23. | 1NiCo | 900 | 100 |
| 24. | 2NiCo | 900 | 100 |
| 25. | 3NiCo | 900 | 100 |
| 26. | 4NiCo | 900 | 100 |

บทที่ 4

ผลการทดลอง และการอภิปราย

4.1.1 ลักษณะทั่วไปของโลหะผง



ภาพที่ 4.1.1 : ภาพถ่ายลักษณะโลหะผงจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด

ภาพที่ 4.1.1 แสดงภาพถ่ายลักษณะของโลหะผงจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกวาด ซึ่งพบว่า ภาพที่ 4.1.1 ก) ผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ที่กำลังขยาย 5000 เท่า นั้นที่มีรูปร่างค่อนข้างกลม มีขนาดผงเฉลี่ยโดยประมาณ 12 ไมโครเมตร เกาะกลุ่มกันคละขนาด ในขณะที่ ภาพที่ 4.1.1 ข) เป็นภาพที่ได้จากผงนิกเกิลที่กำลังขยาย 300 เท่าพบว่า มีรูปร่างไม่สมบูรณ์ ซึ่งมีขนาดผงเฉลี่ยโดยประมาณ 120 ไมโครเมตรแยกกันอยู่ ในขณะที่ผงโคบอลต์นั้นมีขนาดผงค่อนข้างเล็กกว่ามาก แต่เกาะกลุ่มกันมีขนาดเฉลี่ยโดยประมาณ 12 ไมโครเมตรซึ่งใกล้เคียงกับ ขนาดของผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ซึ่งเกาะกลุ่มรวมกันเป็นกิ่งก้านสาขา ดังแสดงในภาพที่ 4.1.1 ค)

4.1.2 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผง

โลหะผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L มีธาตุเหล็ก โครเมียม และนิกเกิลเป็นองค์ประกอบหลัก ซึ่งมีค่า ประมาณ 68, 22 และ 9%โดยมวล ตามลำดับ ซึ่งผงนิกเกิลนั้นมี ธาตุนิกเกิลและออกซิเจนเป็นองค์ประกอบ ในขณะที่ผงโคบอลต์นั้น มีธาตุโคบอลต์ และออกซิเจนเป็นองค์ประกอบดังแสดงตามตารางที่ 4.1.2 ก), ข) และ ค) ตามลำดับ ซึ่งอาจมีออกไซด์ฟิล์มปกคลุมอนุภาคอยู่บ้าง เนื่องจากผงนั้นมีพื้นที่ผิวซึ่งสัมผัสกับอากาศอยู่มาก


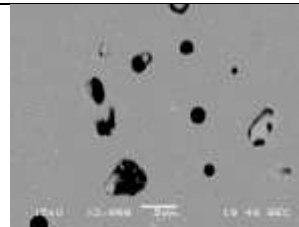
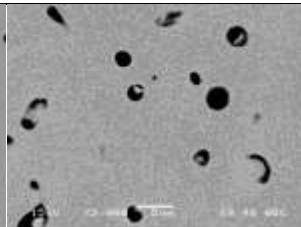
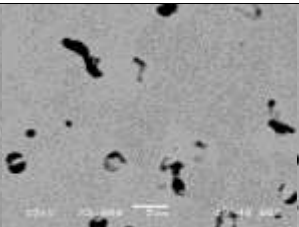
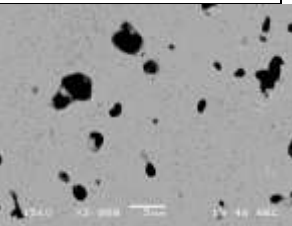
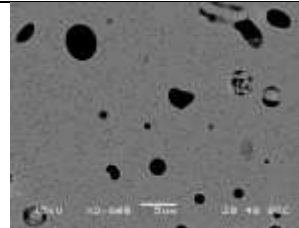
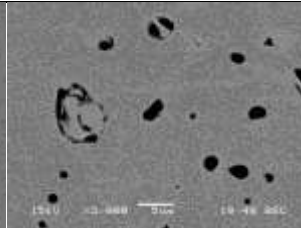
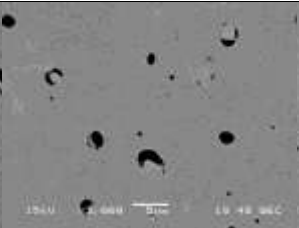
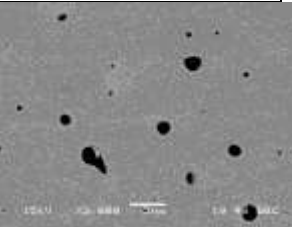
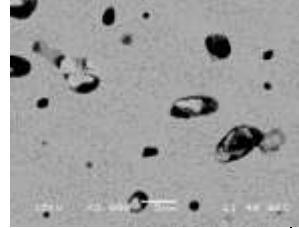
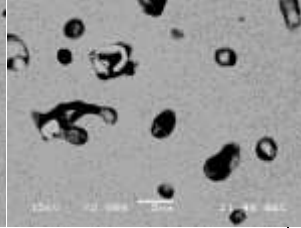
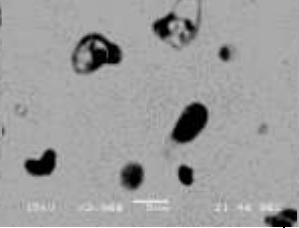
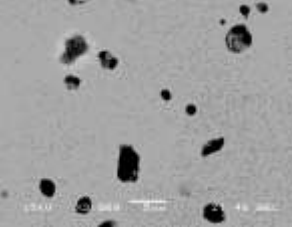
ตารางที่ 4.1.2 แสดงผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผงโดยเครื่อง SEM-EDS

| ก) 304L | | ข) นิกเกิล | | ค) โคบอลต์ | |
|--------------|---------------|--------------|---------------|--------------|---------------|
| ธาตุ | % | ธาตุ | % | ธาตุ | % |
| Si | 1.43 | O | 4.876667 | O | 6.146667 |
| Cr | 22.41667 | Ni | 95.12333 | Co | 93.85333 |
| Fe | 67.57333 | - | - | - | - |
| Ni | 8.58 | - | - | - | - |
| Total | 100.00 | Total | 100.00 | Total | 100.00 |

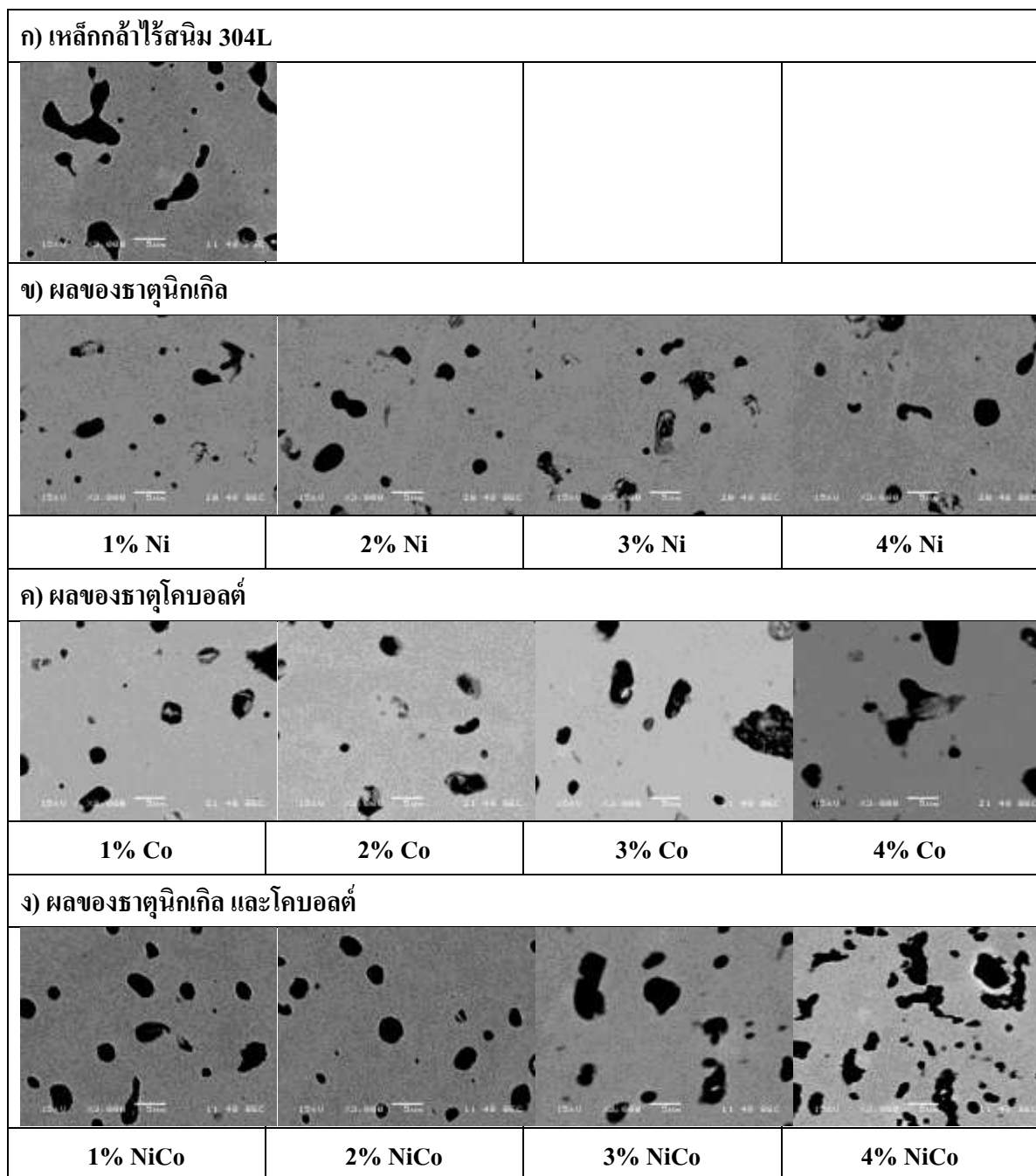
4.2 โครงสร้างจุลภาค

4.2.1 โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาผนึกจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า

จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคหลังการเผาผนึกพบว่า ภาพที่ 4.2.1 ก) แสดงโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง หรือชิ้นงานที่มีเพียงโลหะผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้นมีรูพรุนเกิดขึ้นกระจายตัวอยู่ทั่วเนื้อพื้น เมื่อผสมผงนิกเกิลเพิ่มลงไปดังแสดงในภาพที่ 4.2.1 ข) จะสังเกตเห็นได้ว่ารูพรุนนั้นมีขนาดใหญ่กว่าในชิ้นงานโลหะผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ซึ่งรูพรุนมีปริมาณมากขึ้น เมื่อผสมธาตุ นิกเกิลสูงขึ้น ในทางตรงกันข้าม เมื่อผสมผงโคบอลต์ดังสังเกตได้จากภาพที่ 4.2.1 ค) พบว่าเมื่อปริมาณธาตุโคบอลต์สูงขึ้น ขนาดและปริมาณของรูพรุนลดลง ในขณะที่ผสมผงโคบอลต์และ นิกเกิลร่วมกัน นั้น มีรูพรุนทั้งขนาดใหญ่ และเล็กกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้น ดังแสดงดังภาพที่ 4.2.1 ง) ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากผงนิกเกิลมีขนาดประมาณ 122 ไมโครเมตร ในขณะที่ผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L และผงโคบอลต์มีขนาดใกล้เคียงกันประมาณ 13 และ 12 ไมโครเมตรตามลำดับ

| ก) เหล็กกล้าไร้สนิม 304L | | | |
|---|---|--|---|
|  | | | |
| ข) ผลของธาตุ निकเกิล | | | |
|  |  |  |  |
| 1% Ni | 2% Ni | 3% Ni | 4% Ni |
| ค) ผลของธาตุ โคบอลต์ | | | |
|  |  |  |  |
| 1% Co | 2% Co | 3% Co | 4% Co |
| ง) ผลของธาตุ निकเกิล และ โคบอลต์ | | | |
|  |  |  |  |
| 1% NiCo | 2% NiCo | 3% NiCo | 4% NiCo |

ภาพที่ 4.2.1 : โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาพูนีจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า



ภาพที่ 4.2.2 : โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า

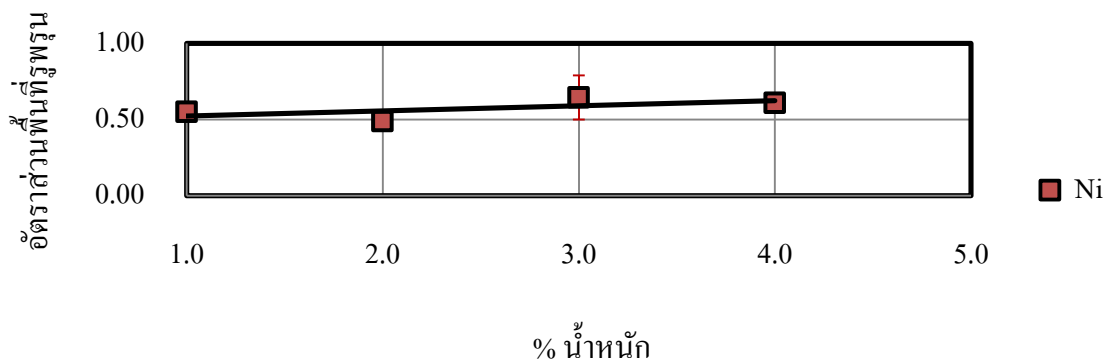
4.2.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคหลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบส่องกวาดที่กำลังขยาย 3000 เท่า จากภาพที่ 4.2.2 ก) พบว่าชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้นมีรูพรุนที่ค่อนข้างใหญ่ และมีการเชื่อมกันของรูพรุนบ้าง กระจายตัวในเนื้อพื้น ในขณะที่ การผสมธาตุ निकิล โคบอลต์ และ निकิล โคบอลต์ นั้น มีแนวโน้มเป็นเช่นเดียวกันกับโครงสร้างจุลภาคที่ได้หลังการเผาไหม้ คือ รูพรุนมีการกระจายตัวทั่วๆพื้น โดยเมื่อปริมาณ निकิล โคบอลต์ และ โคบอลต์ รวมกัน สูงขึ้นนั้น รูพรุนจะมีปริมาณมากขึ้น ในขณะที่เมื่อปริมาณ โคบอลต์ ที่ผสมมากขึ้น รูพรุนมีปริมาณลดลง ดังแสดงในภาพที่ 4.2.2 ข) – ง)

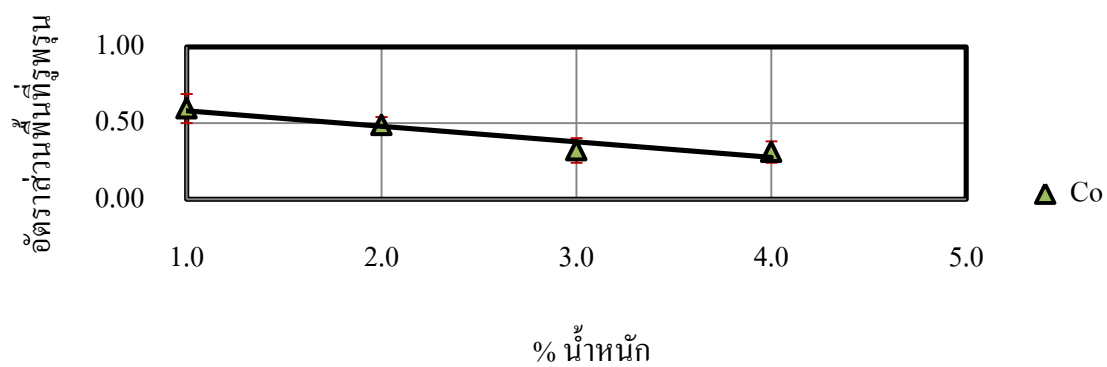
4.3 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน

4.3.1 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้

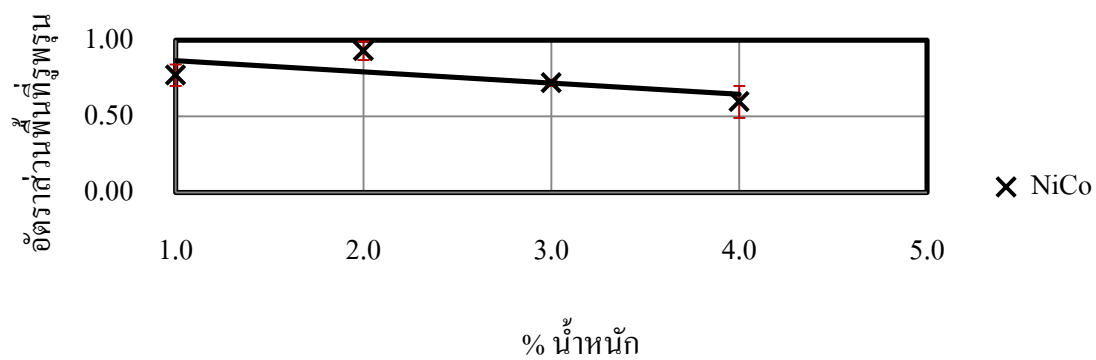
อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้ของ 304L มีค่า 0.5 และ เมื่อพิจารณาสืบเนื่องจากผลในหัวข้อ 4.1 พบว่าผง निकิล ที่ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้นมีขนาดใหญ่กว่า ขนาดผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ถึง 10 เท่า จึงส่งผลทำให้อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้สูงกว่า ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L และอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้นั้นมีค่าสูงขึ้นเมื่อปริมาณผง निकิล ที่ผสมสูงขึ้น ดังแสดงในกราฟที่ 4.3.1 (ก) และจากกราฟที่ 4.3.1 (ข) พบว่าเมื่อปริมาณผง โคบอลต์ ที่ผสมมากขึ้น ส่งผลให้อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าลดลง ซึ่งเมื่อผสมมากกว่า 1% โดยน้ำหนักจะทำให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน ต่ำกว่าชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L และกราฟที่ 4.3.1 (ค) จะพบว่าเมื่อผสมผง निकิล โคบอลต์ รวมกันในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L มากขึ้นส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนลดลง ซึ่งมีแนวโน้มเดียวกันกับการเติมธาตุ โคบอลต์ เพียงอย่างเดียว อย่างไรก็ตามค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนที่ได้ นั้น มีค่าสูงกว่าชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เนื่องจากผง โคบอลต์ มีขนาดเล็กกว่าผง โลหะเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ซึ่งสามารถแทรกตัว และทำให้รูพรุนลดลงได้



ก) ผลของธาตุนิเกิล



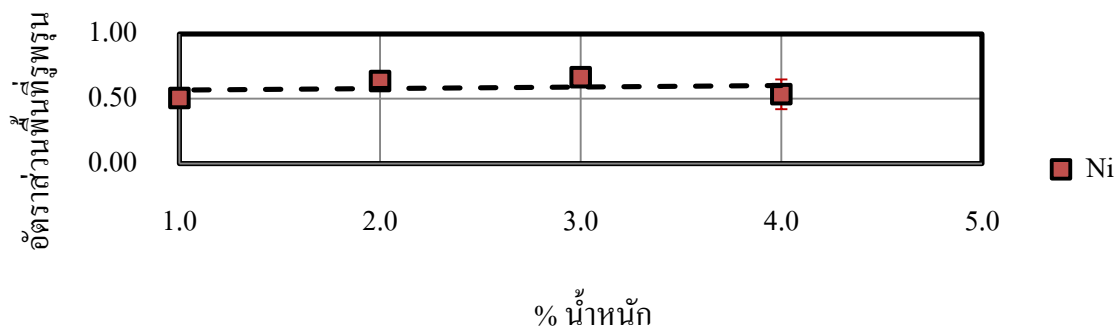
ข) ผลของธาตุโคบอลต์



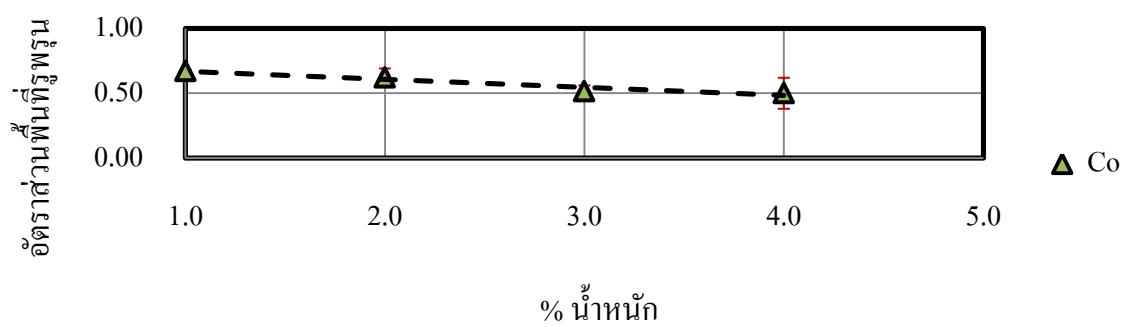
ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.3.1: กราฟแสดงอัตราส่วนพื้นที่ของรุกรานหลังการเผาผลาญ ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

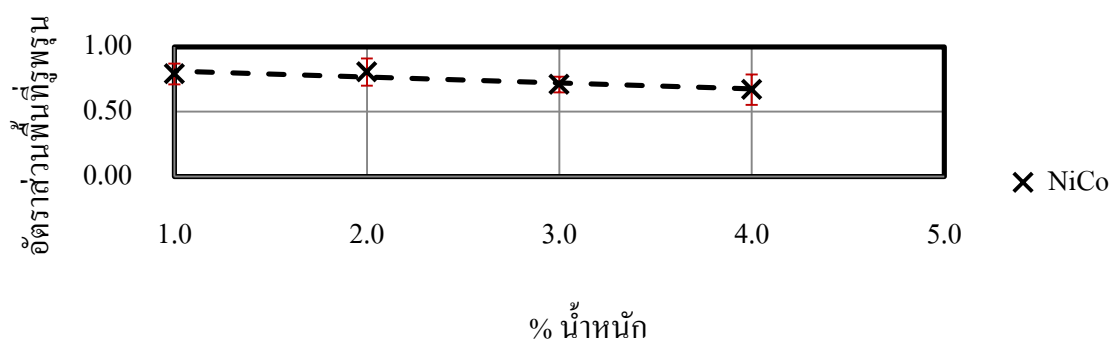
4.3.2 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง



ก) ผลของธาตุนิเกิล



ข) ผลของธาตุโคบอลต์



ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.3.2 : กราฟแสดงอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนหลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

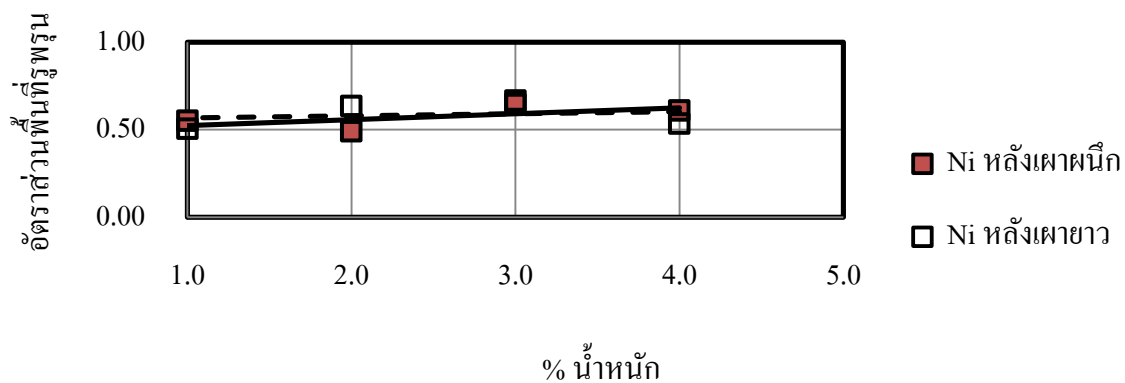
หลังการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงพบว่า อัตราส่วนพื้นที่รูพรุนของ 304L มีค่าเป็น 0.825 ซึ่งเมื่อพิจารณาจากกราฟ 4.3.2 (ก) พบว่าผลของธาตุникเกิดเป็นไปในแนวทางเดียวกับกับผลที่ได้หลังการเผาผนิก คือ เมื่อปริมาณนิกเกิดมากขึ้น ส่งผลให้ อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าสูงขึ้นเล็กน้อย แต่สามารถเห็นได้ชัดว่า ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนนั้นมีค่าต่ำกว่าชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อพิจารณากราฟ 4.3.2 (ข) และ (ค) ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน มีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณธาตุที่ผสมสูงขึ้น ซึ่งมีค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนใกล้เคียง หรือต่ำกว่า ในชิ้นงานที่ไม่ได้มีการปรับปรุง เนื่องจากผงโคบอลต์มีขนาดเล็กกว่าผงโลหะเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ซึ่งสามารถแทรกตัว และทำให้รูพรุนลดลงได้ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว

4.3.3 อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนโดยเปรียบเทียบ

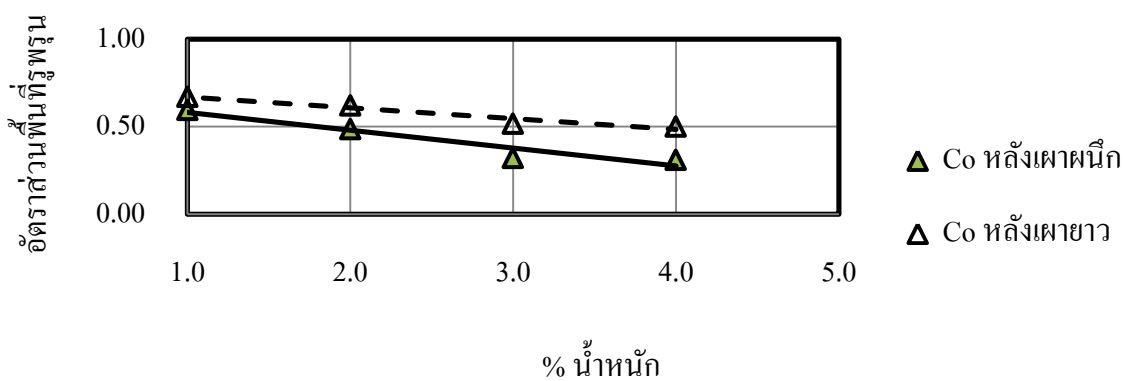
หลังการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมงพบว่าในทุกชิ้นงาน มีแนวโน้มของค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนสูงกว่า เมื่อเทียบกับค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนที่ได้หลังจากการเผาผนิก ซึ่งอาจมีสาเหตุเนื่องจากเกิดการโตของอวกไซค์ในรูพรุน จึงเปรียบเสมือนมีการโตขึ้นของรูพรุน ซึ่งเมื่อพิจารณาจากกราฟที่ 4.3.3.1 ก) พบว่าทั้งหลังการเผาผนิก และผ่านการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมงมาแล้วนั้น ธาตุนิกเกิดส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าสูงขึ้น เมื่อเติมปริมาณมากขึ้น อย่างไรก็ตาม หลังการเผาขาวนั้นมีอัตราการเพิ่มขึ้นที่ต่ำกว่า เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.3.3.1 ข) จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณธาตุโคบอลต์มากขึ้น ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าลดลง ซึ่งในชิ้นงานที่ผ่านการเผาขาวนั้นมีอัตราการลดลงของค่าอัตราส่วนที่ต่ำกว่า หลังการเผาผนิก ส่วนการผสมผงโคบอลต์ และนิกเกิดและโคบอลต์ร่วมกันนั้นเป็นไปในทิศทางเดียวกับกับการผสมเพียงธาตุโคบอลต์ ดังแสดงในกราฟที่ 4.3.3.1 ค)

ซึ่งสามารถสรุปได้ว่าจากกราฟที่ 4.3.3.1 และ 4.3.3.2 จะพบว่า เมื่อนิกเกิดที่ผสมมีปริมาณสูงขึ้น ส่งผลให้ ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าสูงขึ้นเล็กน้อย ในขณะที่การผสมผงโคบอลต์ และนิกเกิดและโคบอลต์ร่วมกันนั้น ส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าลดลง เมื่อปริมาณสูงขึ้น

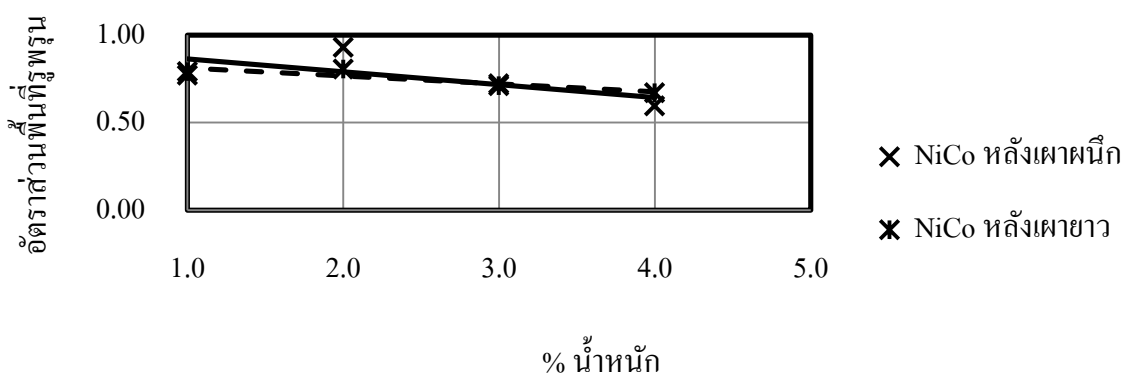
ทั้งนี้อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนของชิ้นงานที่ผ่านการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมงมาแล้วนั้น มีค่าสูงกว่า หรือใกล้เคียงกับค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนที่ได้จากชิ้นงานที่ผ่านการเผาผิวกที่ส่วนผสมเท่ากัน เนื่องจากเมื่อเผาขาวแล้ว มีออกไซด์เพิ่มขึ้นตามรูพรุน แต่จากภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคนั้นไม่สามารถแยกเฟสที่เป็นออกไซด์ได้ จึงทำให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนที่ได้หลังการเผาขาวนั้นมีค่าสูงขึ้น



ก) ผลของธาตุนิกเกิล

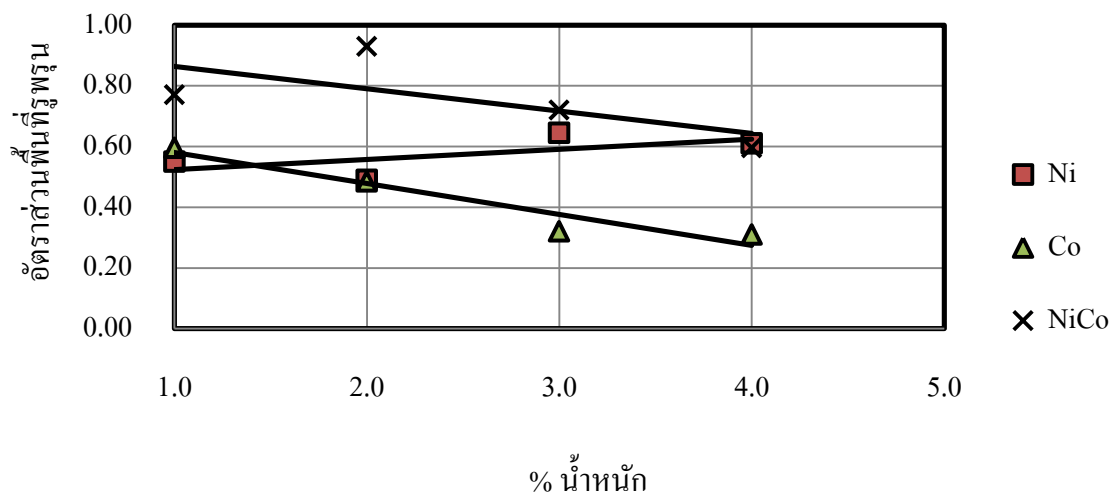


ข) ผลของธาตุโคบอลต์

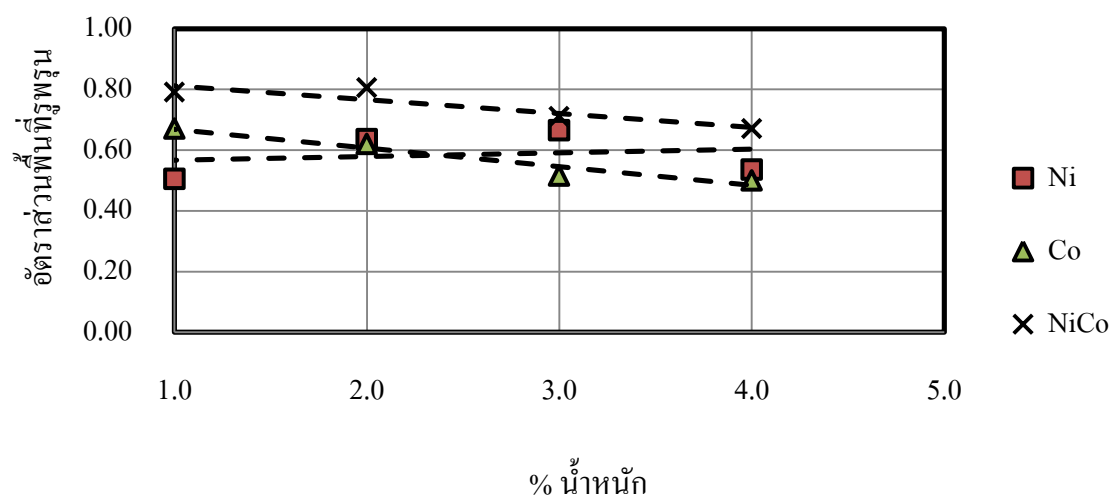


ค) ผลของธาตุนิกเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.3.3.1: อัตราส่วนพื้นที่ของรูดเปรียบเทียบ



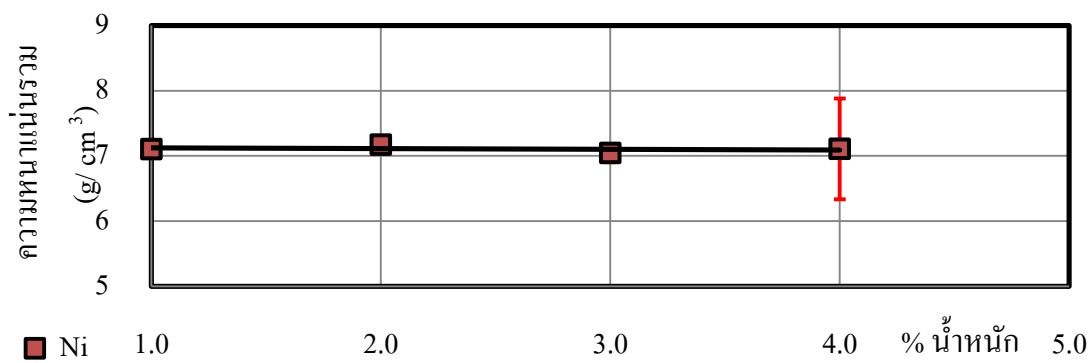
ก) หลังการเผาพริก



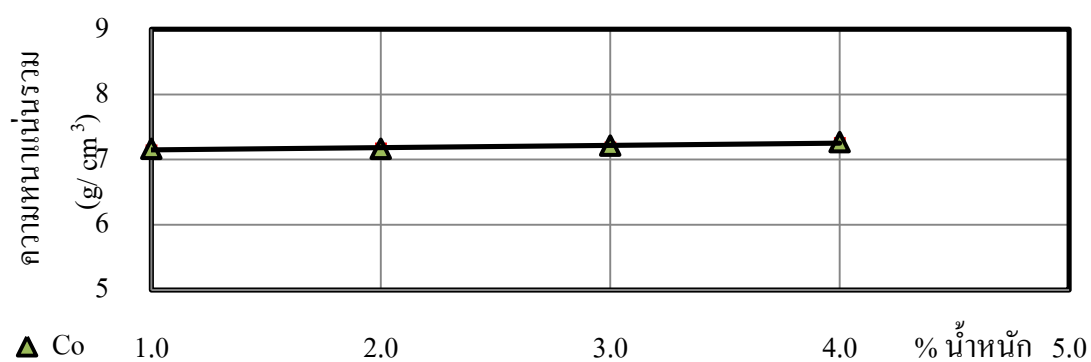
ข) หลังการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

ภาพที่ 4.3.3.2 : กราฟแสดงอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุน

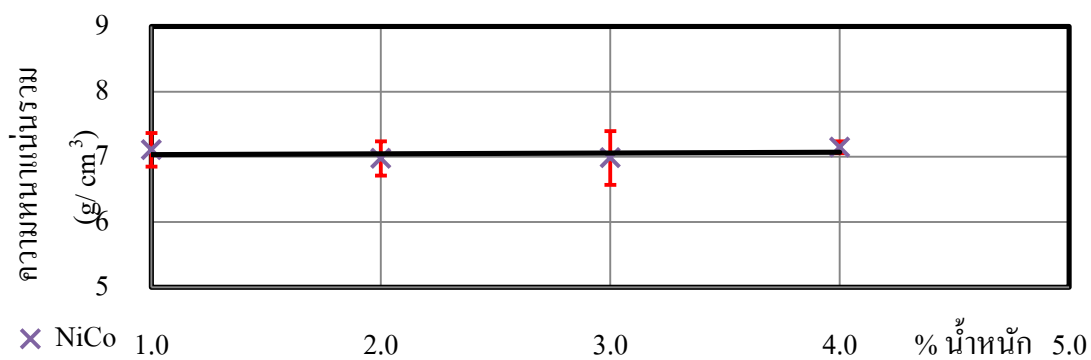
4.4 ความหนาแน่นรวม (Bulk Density)



ก) ผลของธาตุนิเกิล



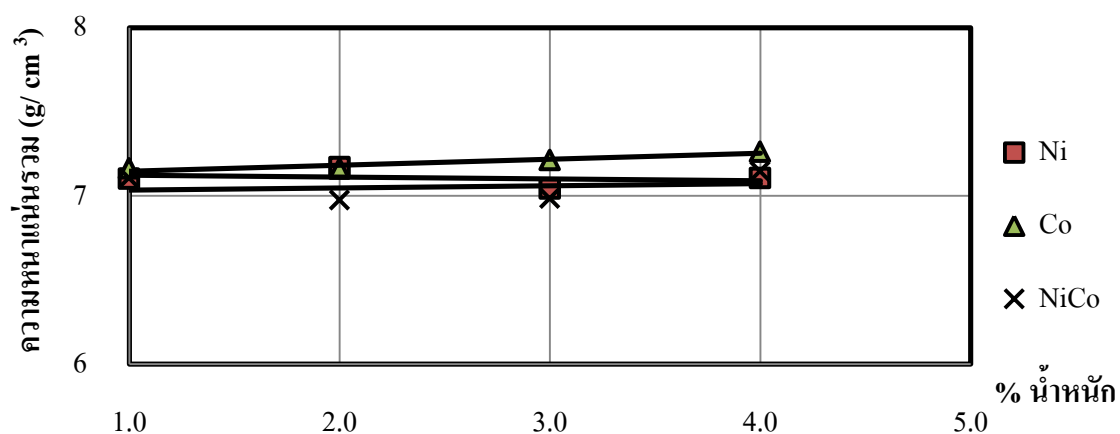
ข) ผลของธาตุโคบอลต์



ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.4.1 : กราฟแสดงอัตราส่วนความหนาแน่น ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

ความหนาแน่นรวมของชิ้นงาน 304L มีค่าเท่ากับ 7.13 g/cm^3 จากกราฟ 4.4.1 (ก) พบว่า ความหนาแน่นรวมมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย หรือแทบไม่เปลี่ยนแปลง เมื่อปริมาณผงนิกเกิลที่ผสมมากขึ้น และมีค่าใกล้เคียงเมื่อเทียบกับชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ซึ่งเป็นผลสืบเนื่องจากขนาดของผงนิกเกิลที่ใหญ่กว่าผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L มาก ดังที่กล่าวไว้ในหัวข้อ 4.1 ที่ทำให้มีรูพรุนมากกว่า สำหรับเมื่อพิจารณากราฟ 4.4.1 (ข) และ (ค) นั้นพบว่า การผสมผงโคบอลต์ ส่งผลให้ความหนาแน่นรวมมีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย เมื่อปริมาณ โคบอลต์ที่เติมสูงขึ้น เนื่องจากผงโคบอลต์มีขนาดที่เล็กกว่าผง 304L จึงสามารถเข้าไปเติมช่องว่างระหว่างผง 304L ได้ และการผสมผงนิกเกิลและโคบอลต์ร่วมกันนั้น เมื่อปริมาณที่เติมมากขึ้น เนื่องจากการเติมธาตุโคบอลต์ และนิกเกิลโคบอลต์ร่วมกันนั้น พบว่าค่าความหนาแน่นรวมนั้นมีค่าใกล้เคียงกัน โดยธาตุโคบอลต์นั้น ทำให้ได้ค่าความหนาแน่นรวมสูงกว่าเมื่อไม่ได้มีการผสมธาตุใดๆ อย่างไรก็ตามการเติมผงนิกเกิลและโคบอลต์ร่วมกันนั้น ส่งผลให้ค่าความหนาแน่นรวมที่ต่ำกว่า ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L โดยสามารถเปรียบเทียบกันได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.4.2

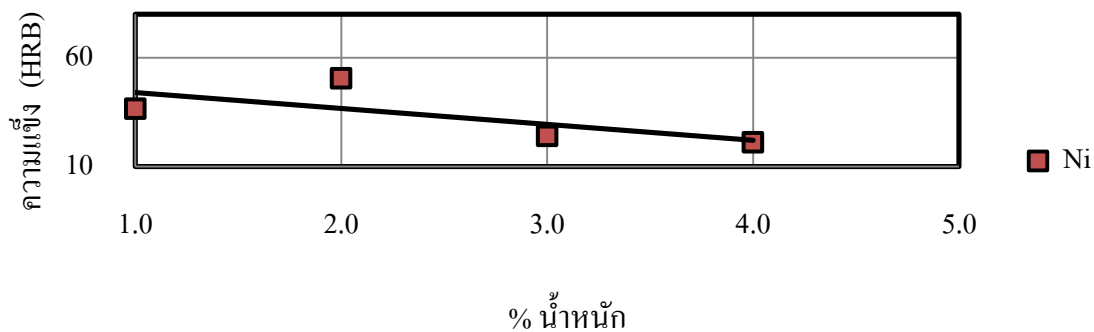


ภาพที่ 4.4.2 : กราฟแสดงอัตราส่วนความหนาแน่น ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

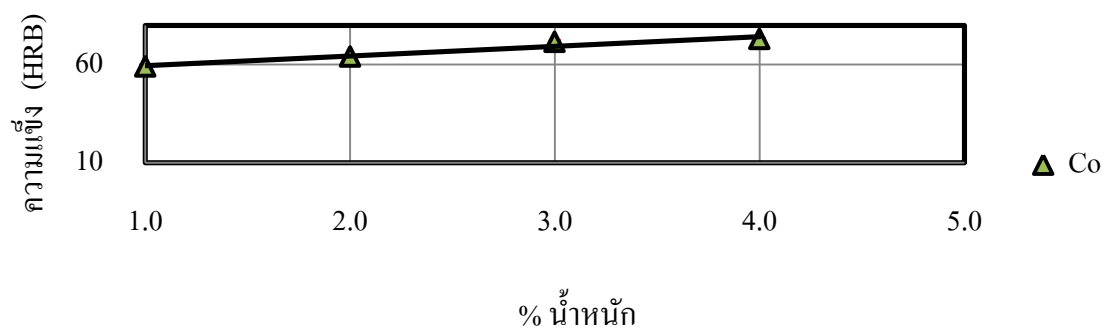
4.5 ความแข็ง

4.5.1 ความแข็ง หลังการเผาผืนึก

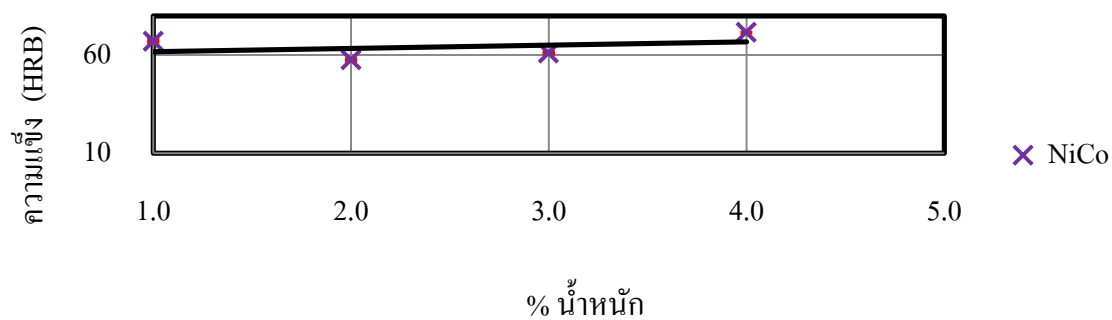
เมื่อพิจารณาความแข็ง หลังการเผาผืนึก พบว่าชิ้นงาน 304L มีค่าความแข็ง 72 HRB และเมื่อพิจารณากราฟที่ 4.5.1 พบว่าเมื่อปริมาณธาตุ निकเกิดสูงขึ้น จะได้ค่าความแข็งที่ต่ำลง และมีค่าต่ำกว่าชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจาก ค่าอัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนที่มีมาก ค่าอัตราส่วนความหนาแน่นต่ำ และผลของธาตุนิกเกิดเอง ซึ่งเป็นธาตุที่ช่วยให้เฟสออสเทนไนท์เสถียรซึ่งมีโครงสร้างเป็นแบบ FCC จึงทำให้นิ่ม ร่วมกับผงนิกเกิดนั้นมีขนาดใหญ่ ซึ่งละลายไม่หมด ตกค้างในเนื้อพื้นเป็นเฟสที่นิ่มได้ จึงทำให้ค่าความแข็งต่ำกว่า [20] ดังแสดงในภาพ 4.5.1 (ก) และจากกราฟที่ 4.5.1 (ข) ชิ้นงานที่มีส่วนผสมของธาตุโคบอลต์นั้น จะมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณสูงขึ้น เป็นผลเนื่องจากค่าอัตราส่วนพื้นที่ลดลง ค่าอัตราส่วนความหนาแน่นสูงขึ้น สำหรับชิ้นงานที่เติมทั้งธาตุนิกเกิดและโคบอลต์ร่วมกันนั้นมีผลในทิศทางเดียวกับการเติมเพียงโคบอลต์ คือ เมื่อปริมาณธาตุที่เติมสูงขึ้น ความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นซ้ำๆ อย่างไรก็ตามอิทธิพลของการเติมธาตุนิกเกิดยังชัดเจนอยู่ คือชิ้นงานนั้นนิ่มกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้เติมธาตุใดๆซึ่งแสดงดังกราฟที่ 4.5.1 (ค)



ก) ผลของธาตุนิเกิล



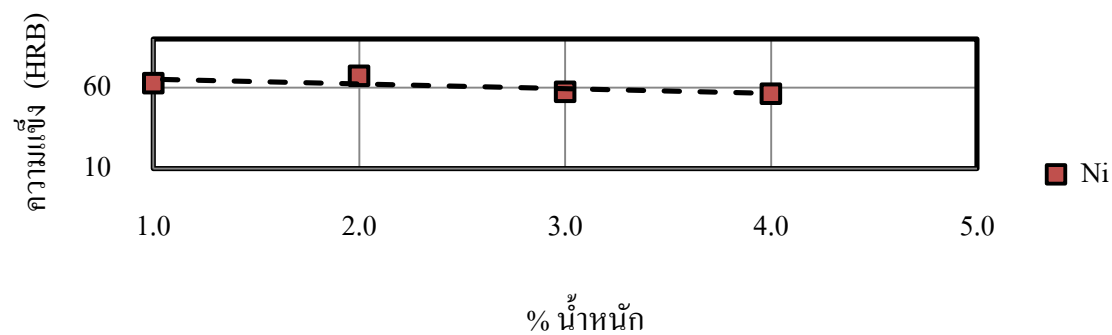
ข) ผลของธาตุโคบอลต์



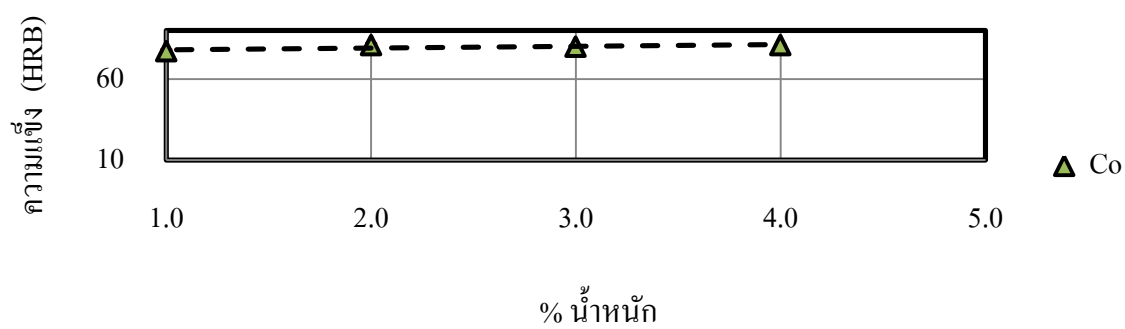
ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.5.1 : กราฟแสดงความแข็ง หลังการเผาผนึ่ง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

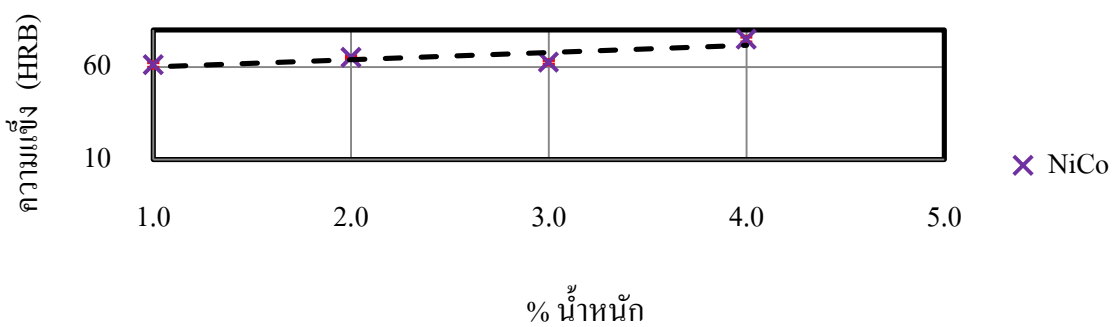
4.5.2 ความแข็ง หลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง



ก) ผลของธาตุนิเกิล

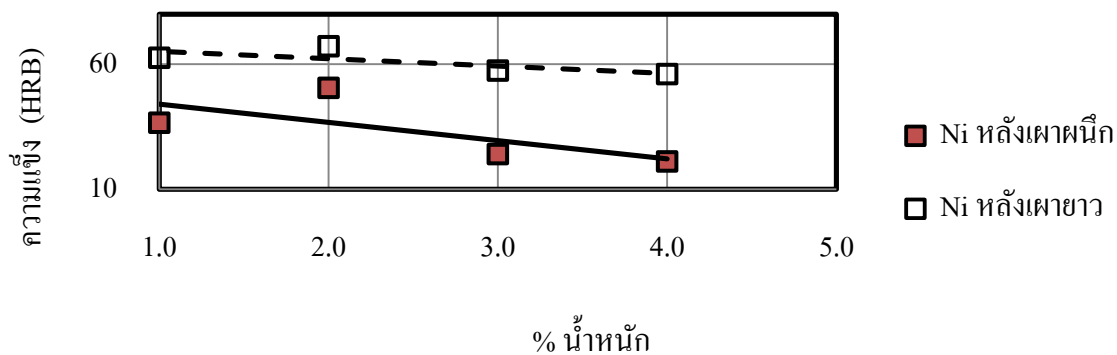


ข) ผลของธาตุโคบอลต์

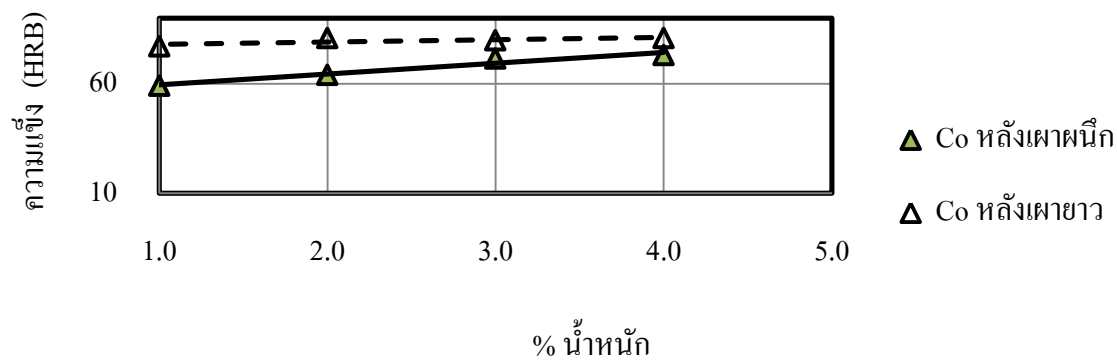


ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

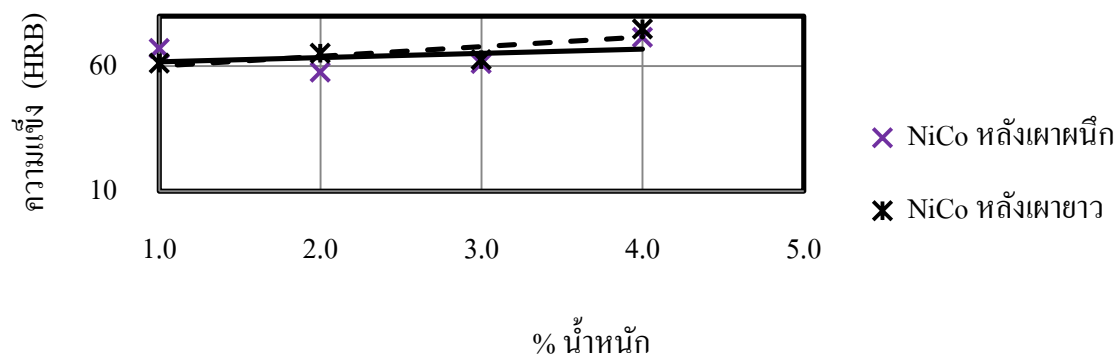
ภาพที่ 4.5.2 : กราฟแสดงค่าความแข็ง หลังการเผาไหม้ที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม



ก) ผลของธาตุนิเกิล

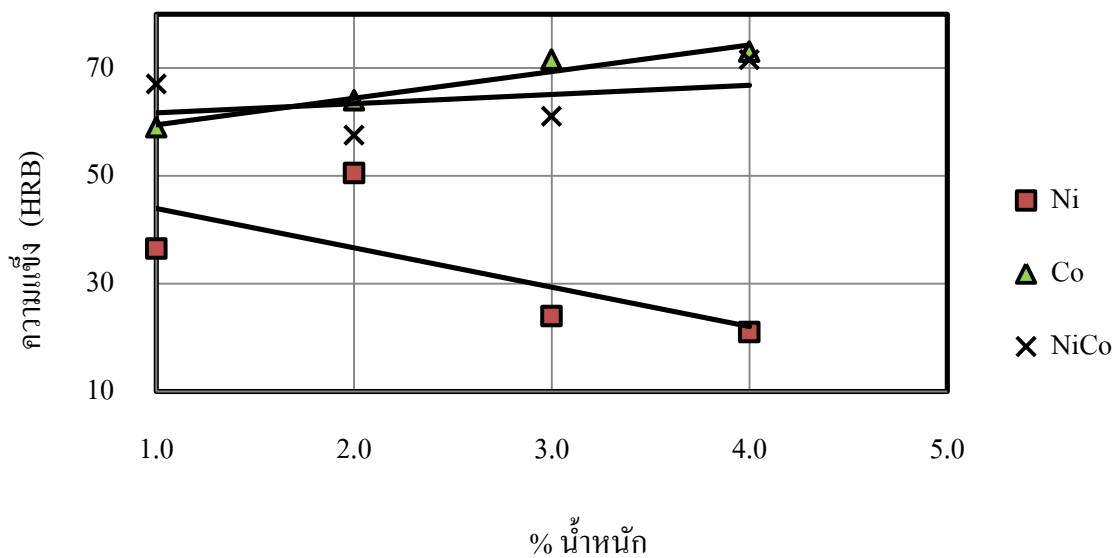


ข) ผลของธาตุโคบอลต์

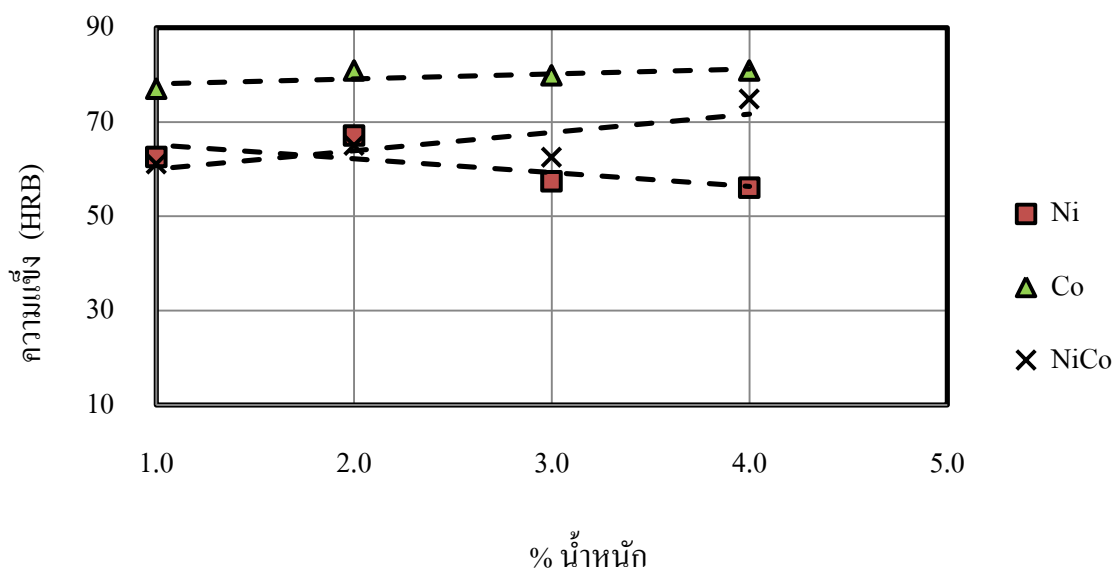


ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.5.3.1: ความแข็งโดยเปรียบเทียบ



ก) หลังการเผาผืนึก



ข) หลังการเผาขาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

ภาพที่ 4.5.3.2 : กราฟแสดงความแข็ง

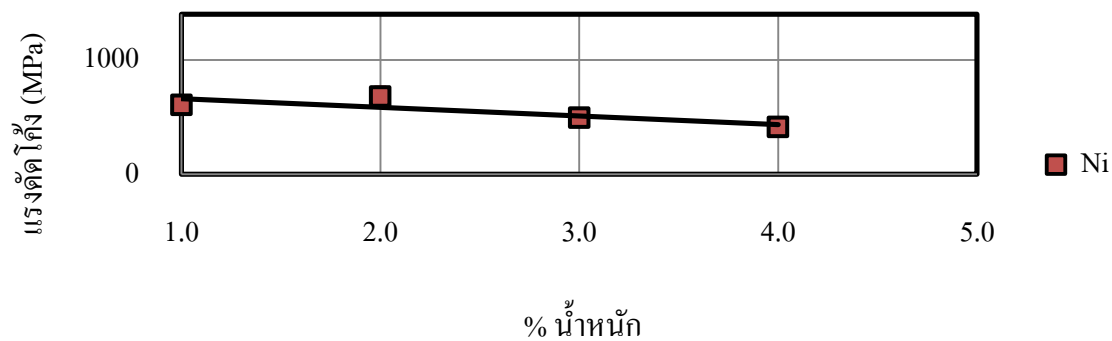
4.6 แรงดัดโค้ง

4.6.1 แรงดัดโค้งหลังการเผาผนึก

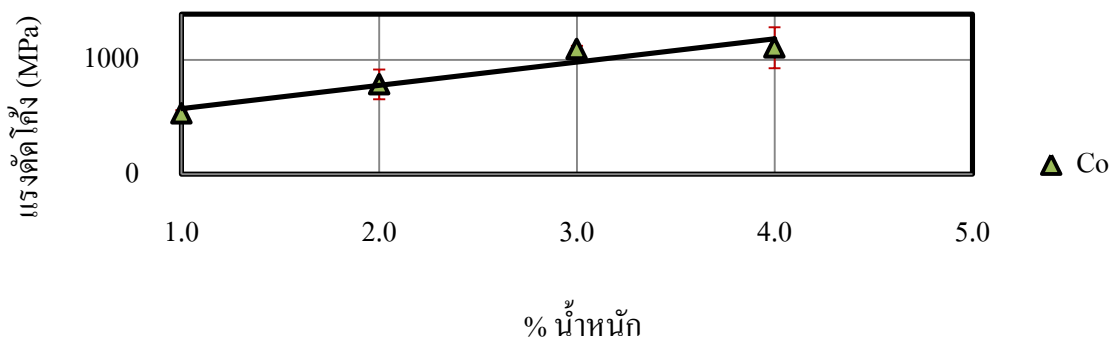
แรงดัดโค้งหลังการเผาผนึกของชิ้นงาน 304L มีค่าเท่ากับ 688 MPa สำหรับแรงดัดโค้งหลังการเผาผนึกของชิ้นงานที่มีการผสมผงนิกเกิล มีค่าแรงดัดโค้งที่ต่ำกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และเมื่อปริมาณธาตุนิกเกิลมากขึ้น แรงดัดโค้งมีแนวโน้มที่ลดลง ดังแสดงในกราฟที่ 4.6.1 (ก) ซึ่งสอดคล้องกับค่าความแข็งที่ได้ หลังการเผาผนึก ทั้งนี้เนื่องจากค่าอัตราส่วนรูพรุนของพื้นที่ที่สูงกว่า และค่าอัตราส่วนความหนาแน่นที่ต่ำกว่าของชิ้นงานที่เติมธาตุนิกเกิล ต่อชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง สำหรับกราฟที่ 4.6.1 (ข) นั้นพบว่าการเติมธาตุโคบอลต์ตั้งแต่ 2% ส่งผลให้ค่าแรงดัดโค้งเพิ่มขึ้น และมีค่าสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ทั้งนี้เนื่องจากสมบัติของธาตุโคบอลต์ที่เป็นธาตุที่ทำให้เนื้อพื้นแข็ง stiffness จึงทำให้ค่าแรงดัดโค้งสูงขึ้นได้ นอกจากนี้ยังเป็นผลสืบเนื่องมาจากค่าความพรุนที่ต่ำ และความหนาแน่นสูงสำหรับการผสมนิกเกิล และโคบอลต์รวมกันนั้น พบว่าโคบอลต์มีส่วนช่วยให้ค่าแรงดัดโค้งสูงขึ้นได้ แต่การที่มีนิกเกิลปรากฏอยู่ร่วมกันนั้นจึงทำให้ค่าแรงดัดโค้งมีแนวโน้มลดลง เมื่อปริมาณธาตุผสมสูงขึ้น ดังแสดงในกราฟที่ 4.6.1 (ค)

4.6.2 แรงดัดโค้ง หลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

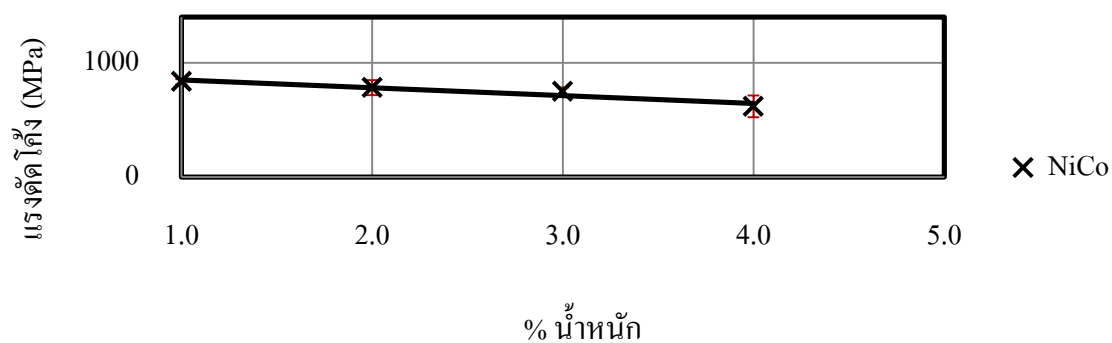
เมื่อพิจารณาแรงดัดโค้ง หลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงสำหรับชิ้นงาน 304L มีค่าเท่ากับ 750 MPa เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.6.2 (ก), (ข) และ (ค) พบว่า เมื่อปริมาณธาตุที่เติมมีค่ามากขึ้น ค่าแรงดัดโค้งหลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงมีแนวโน้มลดลง อย่างไรก็ตาม ถึงแม้ว่ามีแรงดัดโค้งที่ได้หลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงนั้นมีแนวโน้มลดลง เป็นผลสืบเนื่องมาจาก ในชิ้นงานหลังการเผาผนึกนั้นธาตุที่เติมลงไป อาจยังละลายได้ไม่สมบูรณ์นัก แต่เมื่อผ่านการเผายาวแล้ว มีเวลาให้ธาตุที่เติมเข้าไปละลายและแพร่เข้าไปในเนื้อพื้นได้อย่างสมบูรณ์ แต่ยังมีค่าสูงกว่าแรงดัดโค้งของชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุงแต่อย่างใด นอกจากนี้เมื่อเปรียบเทียบกับข้อมูลของ 4.6.1 ยังพบด้วยว่า แรงดัดโค้งที่ได้ใน 4.6.2 นี้มีค่าที่สูงกว่า ทั้งนี้ น่าจะเนื่องมาจากสาเหตุหลักคือ มีการฟอร์มของออกไซด์ภายในชิ้นงานนี้ ทำหน้าที่เป็นตัวเสริมแรง โดยเฉพาะในแรงดัดโค้ง หรือ แรงกด [19,20]



ก) ผลของธาตุนิเกิล

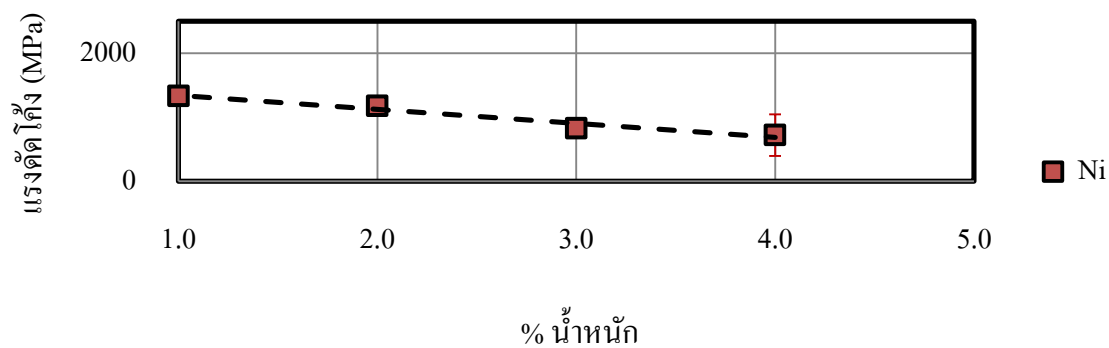


ข) ผลของธาตุโคบอลต์

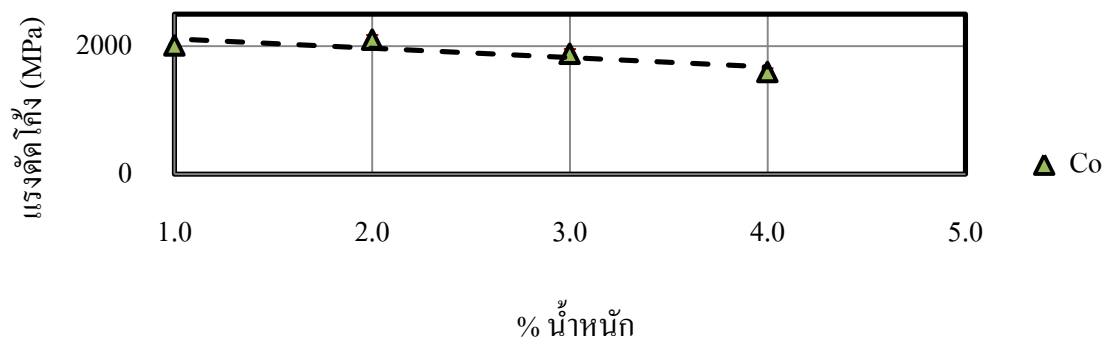


ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

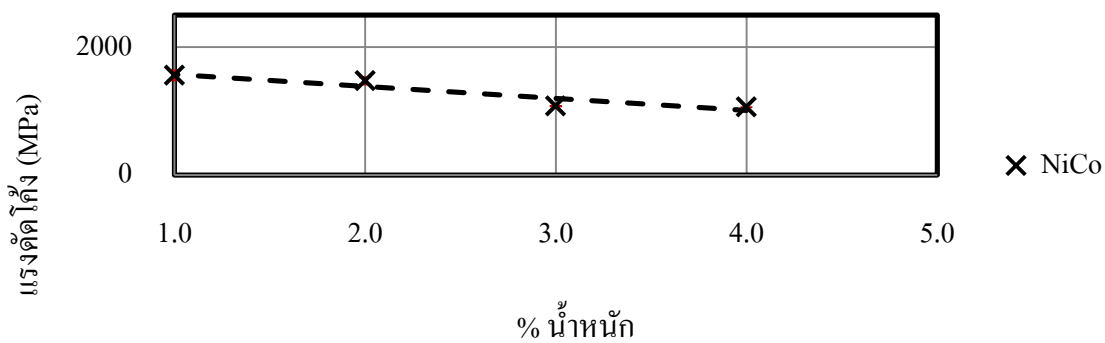
ภาพที่ 4.6.1 : กราฟแสดงแรงตัดโค้งหลังการเผาผนึก ต่อปริมาณธาตุที่ผสม



ก) ผลของธาตุนิเกิล



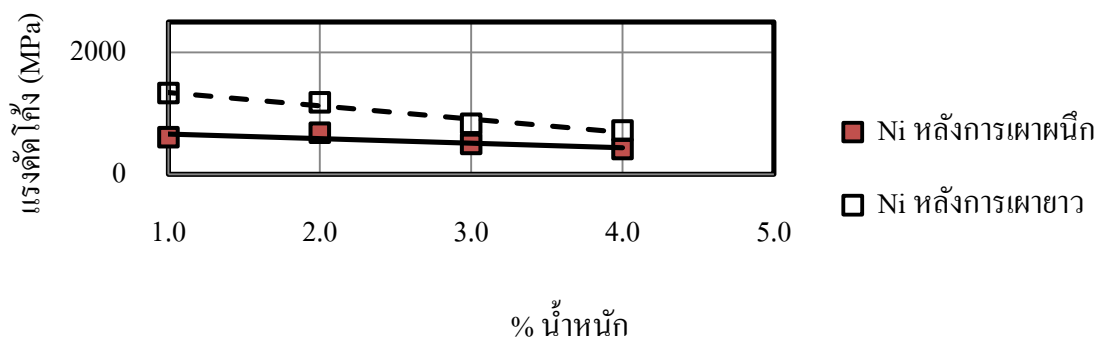
ข) ผลของธาตุโคบอลต์



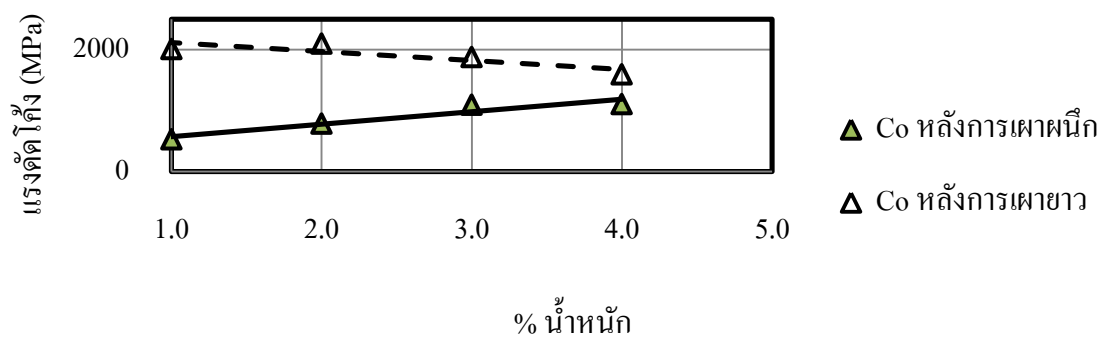
ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.6.2 : กราฟแสดงแรงดึงโค้งหลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงต่อปริมาณธาตุที่ผสม

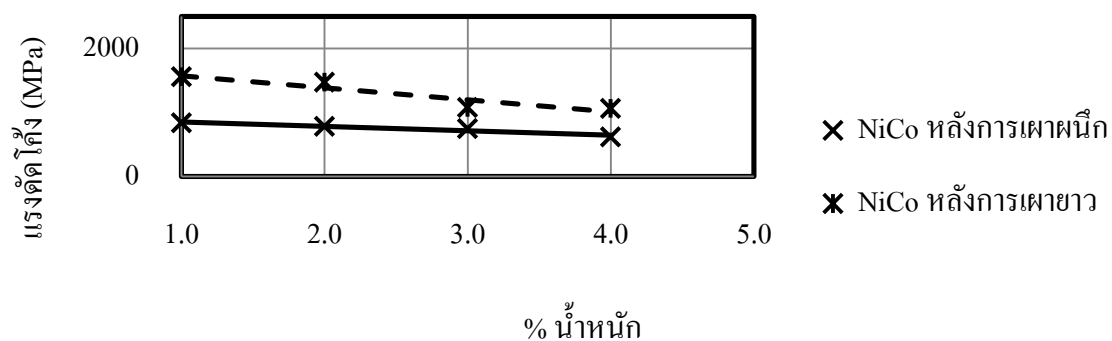
4.6.3 แรงดัดโค้งโดยเปรียบเทียบ



ก) ผลของธาตุนิเกิล

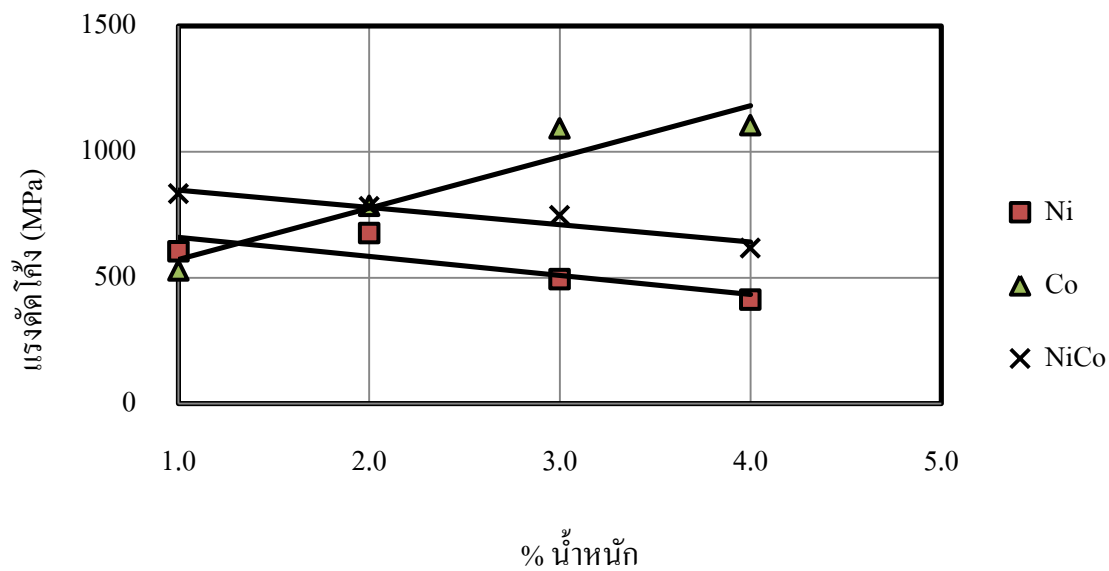


ข) ผลของธาตุโคบอลต์

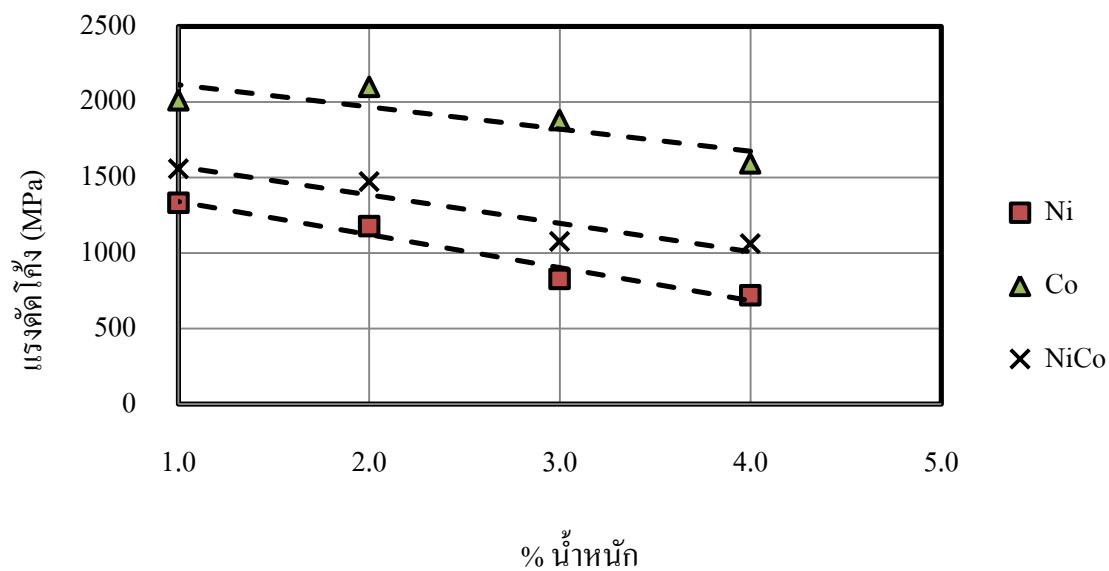


ค) ผลของธาตุนิเกิล และโคบอลต์

ภาพที่ 4.6.3.1: แรงดัดโค้งโดยเปรียบเทียบ



ก) หลังการเผาผืนิก



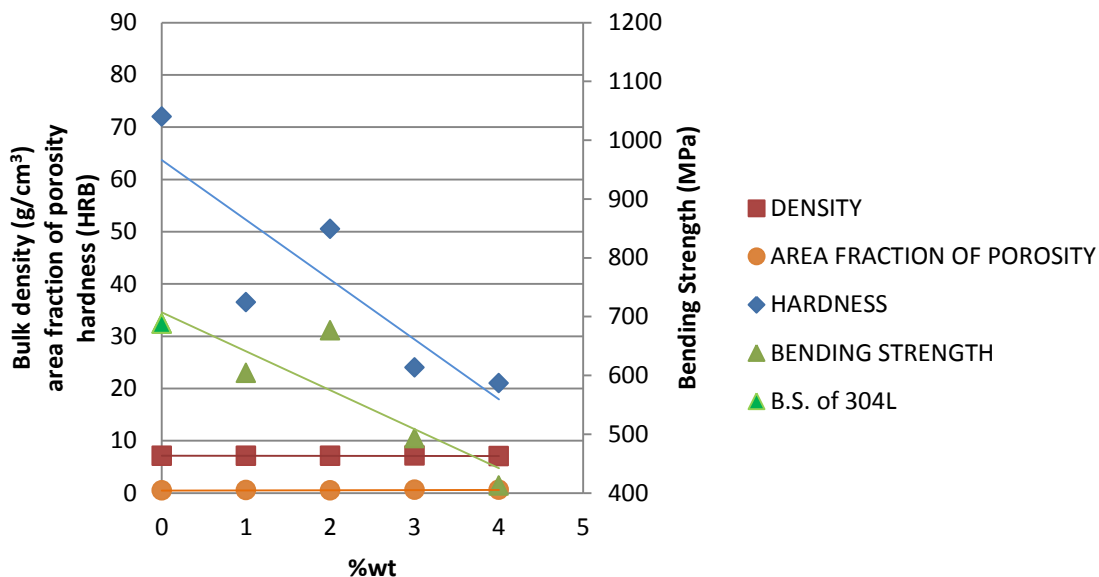
ข) หลังการเผาผืนิกที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ต่อปริมาณธาตุที่ผสม

ภาพที่ 4.6.3.2 : กราฟแสดงแรงดัดโค้ง

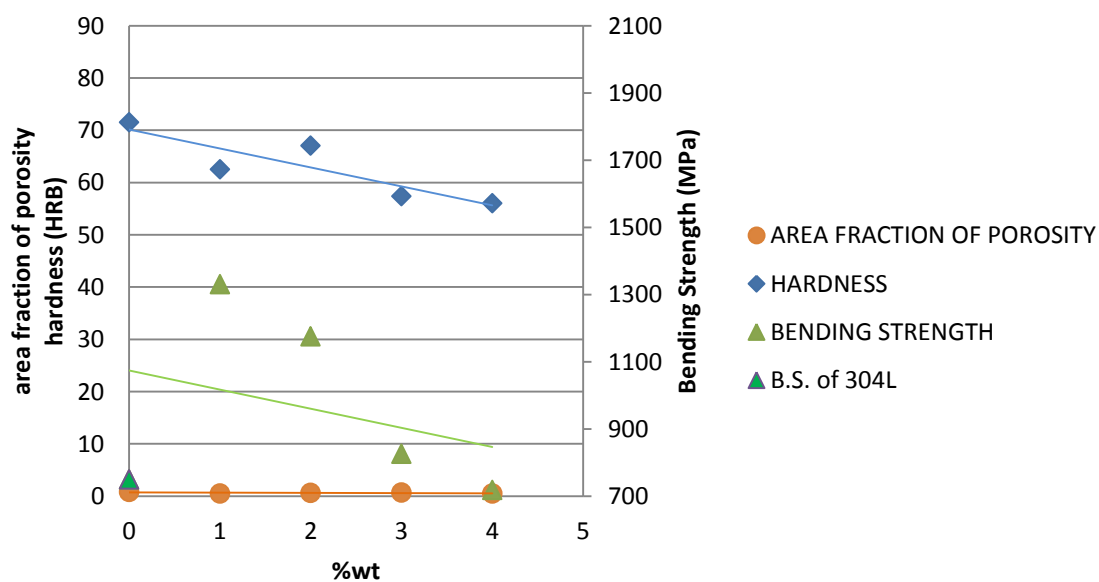
เมื่อพิจารณาแรงค้ำโค้งโดยเปรียบเทียบ พบว่า หลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงนั้นมีค่าสูงกว่า แรงค้ำโค้งหลังการเผาผืนในทุกระดับขึ้นงาน ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากออกไซด์ที่เกิดขึ้นในรูปพรุน อย่างไรก็ตามใน นิกเกิล และ นิกเกิลมีแนวโน้มเหมือนกันทั้งในชิ้นงานหลังการเผาผืน และการเผายาว สำหรับผลของธาตุโคบอลต์แล้ว จะพบว่าหลังเผาผืน และหลังเผายาวให้ผลตรงข้ามกัน ทั้งนี้อาจเนื่องมาจาก เมื่อเผายาวแล้วธาตุโคบอลต์ละลายในเนื้อพื้นได้ดีขึ้น ทำให้สูญเสียความเป็น stiffness ในเนื้อพื้นไป นอกจากนี้พบว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่มีส่วนผสมของโคบอลต์นั้น เมื่อฟอร์มแล้วเกาะติดกับเนื้อพื้นได้ไม่มั่นคง จึงทำให้แรงค้ำโค้งมีแนวโน้มที่ลดลง แสดงคังกราฟที่ 4.6.3.1 และ 4.6.3.2

4.7 ผลของธาตุนิกเกิล

จากกราฟที่ 4.7.1 สามารถสรุปได้ว่า การผสมผงนิกเกิลในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้น ส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนเพิ่มขึ้น ความหนาแน่นลดลงเล็กน้อยจึงส่งผลให้ ค่าความแข็ง และแรงค้ำโค้งลดลง เมื่อมีการเติมธาตุนิกเกิลในปริมาณสูงขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าการใช้งานหลังจากการเผาผืนแล้วนั้น นิกเกิลไม่ได้ช่วยปรับปรุงสมบัติด้านความแข็ง และแรงค้ำโค้ง ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากขนาดผงนิกเกิลที่ใหญ่ ทำให้รูพรุนเริ่มต้นที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่ รวมถึงธาตุนิกเกิลเองไม่สามารถละลายได้หมด จึงเป็นเฟสที่นิ่ม และด้วยสมบัติที่เป็นธาตุที่ทำให้โครงสร้างอสเตนไนท์เสถียร ในขณะที่จากกราฟที่ 4.7.2 แสดงผลของธาตุนิกเกิล หลังการเผายาวที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ซึ่งเมื่อปริมาณธาตุนิกเกิลสูงขึ้น ค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนลดลงเล็กน้อย แต่ความแข็งลดลงแต่ยังมีค่าที่สูงกว่าชิ้นงานที่มีการเผาผืนเพียงอย่างเดียว ในขณะที่แรงค้ำโค้งมีแนวโน้มลดลงเช่นเดียวกัน แต่ที่ 1-3 % ช่วยปรับปรุงให้มีแรงค้ำโค้งสูงกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง เป็นผลสืบเนื่องมาจากค่าความต้านทานการค้ำโค้งขึ้นกับลักษณะของรูพรุน [19] และน่าจะเป็นผลสืบเนื่องมาจากผลของออกไซด์ที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานช่วยในการรับแรง

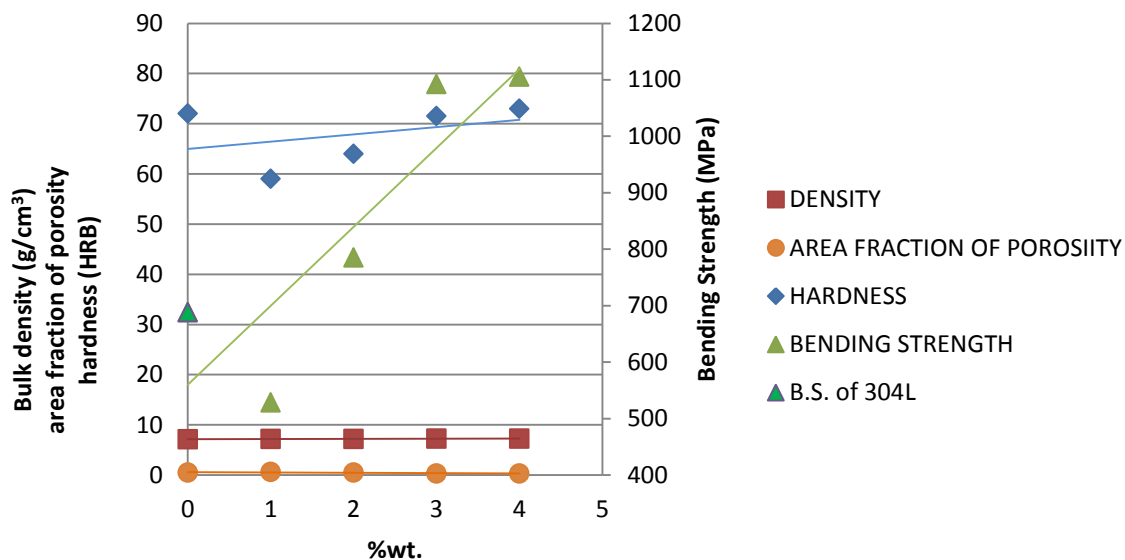


ภาพที่ 4.7.1 : กราฟแสดงผลของธาตุникเกิด หลังการเผาผน้ก

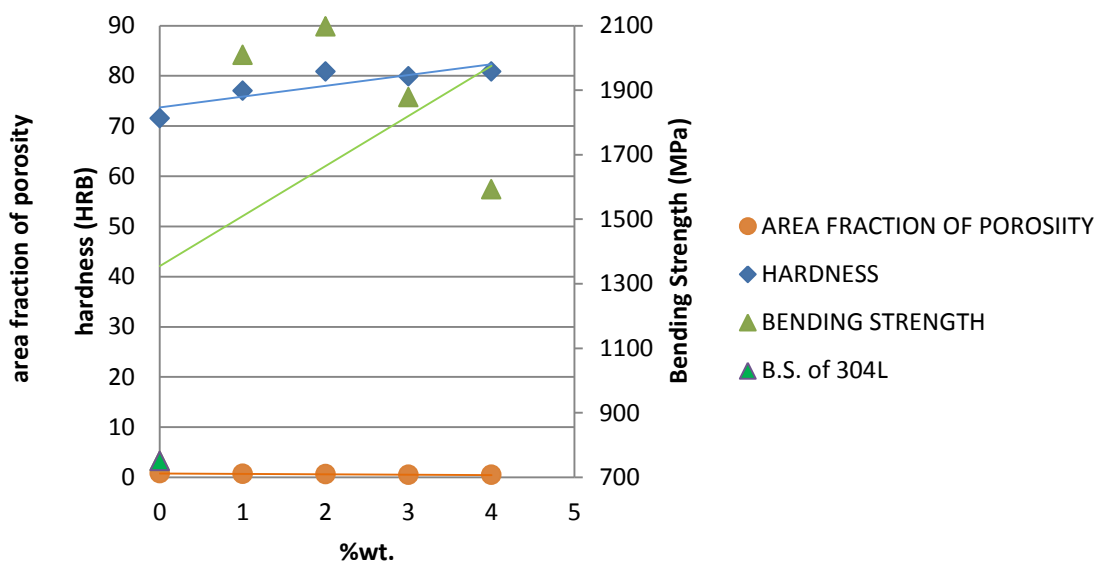


ภาพที่ 4.7.2 : กราฟแสดงผลของธาตุникเกิด หลังการเผาหวาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

4.8 ผลของธาตุโคบอลต์



ภาพที่ 4.8.1 : กราฟแสดงผลของธาตุโคบอลต์ หลังการเผาผนึก

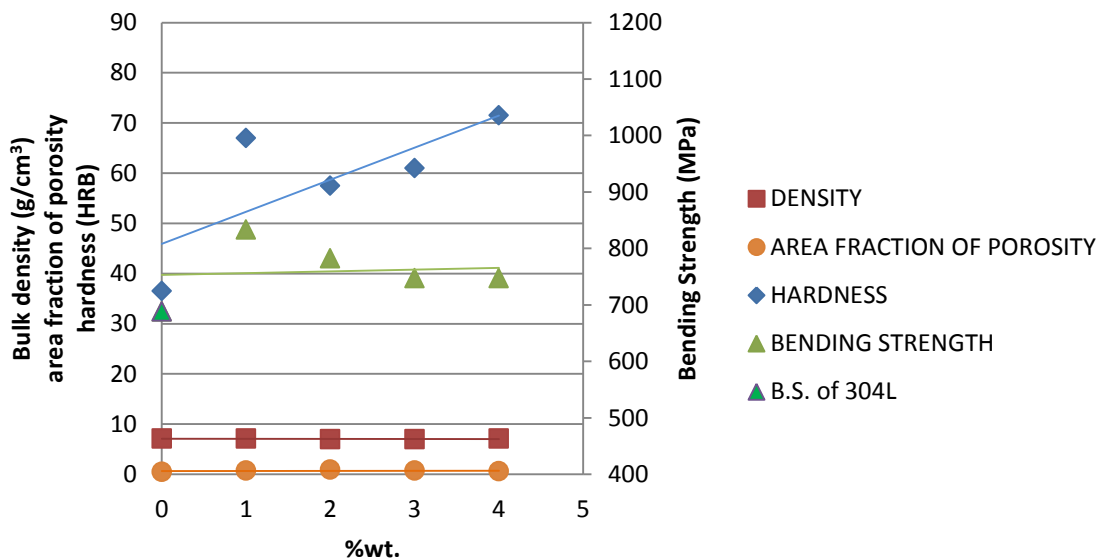


ภาพที่ 4.8.2 : กราฟแสดงผลของธาตุโคบอลต์ หลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

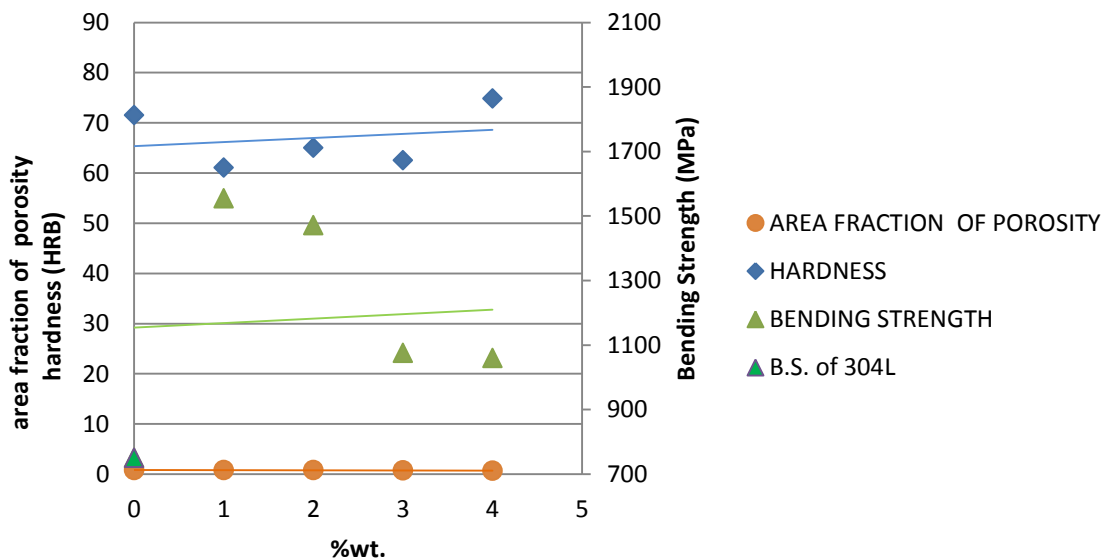
เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.8.1 พบว่า การผสมผงโคบอลต์ในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้น ส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนลดลง ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ค่าความแข็งเพิ่มขึ้น เมื่อธาตุโคบอลต์มีปริมาณสูงขึ้น และแรงคัดโค้งเพิ่มขึ้นที่ปริมาณโคบอลต์ตั้งแต่ 2% ขึ้นไป จากข้างต้นจึงพบว่าการใช้งานหลังจากการเผาผนึกแล้วนั้น โคบอลต์ได้ช่วยปรับปรุงให้มีอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนลดลง และสมบัติแรงคัดโค้งดีขึ้นเมื่อมีปริมาณตั้งแต่ 2% ขึ้นไป ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากผงโคบอลต์ที่ใช้ มีขนาดใกล้เคียงกับผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L และธาตุโคบอลต์ เป็นธาตุที่ช่วยเพิ่ม stiffness ให้แก่เนื้อพื้น ในขณะที่กราฟที่ 4.8.2 แสดงผลของธาตุโคบอลต์ หลังการเผาผนึกที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ซึ่งเมื่อปริมาณธาตุโคบอลต์เพิ่มขึ้น ค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนมีแนวโน้มลดลง ความแข็งมีแนวโน้มสูงขึ้น ในขณะที่แรงคัดโค้งมีแนวโน้มลดลง เนื่องจากชิ้นงานที่ได้ในช่วงแรกนั้น การละลายของโคบอลต์ในเนื้อพื้นนั้นยังไม่สมบูรณ์เต็มที่ ทำให้โคบอลต์ทำหน้าที่เพิ่ม stiffness ในเนื้อพื้นได้อย่างดี แต่ในขณะที่ชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกมานั้น โคบอลต์สามารถละลายได้ค่อนข้างสมบูรณ์ในเนื้อเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเตนนิติก จึงส่งผลให้ผลของโคบอลต์ที่เป็น stiffness นั้นลดลงไป จึงมีแนวโน้มที่ลดลง อย่างไรก็ตามแต่ก็ยังมีค่าสูงกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุงอย่างเห็นได้ชัด รวมทั้งมีค่าสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกมาก่อนข้างมากด้วย ดังนั้นโคบอลต์ช่วยปรับปรุงสมบัติแรงคัดโค้งให้แก่เหล็กกล้าไร้สนิม 304L ได้

4.9 ผลของธาตุนิกเกิล และโคบอลต์

เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.9.1 พบว่า เมื่อปริมาณนิกเกิลและโคบอลต์ที่ผสมในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L มีค่าเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนลดลงแต่มีค่าสูงกว่า ชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ค่าความแข็งเพิ่มขึ้น และแรงคัดโค้งลดลง แต่ยังมีค่าสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ดังนั้นการใช้งานหลังจากการเผาผนึกแล้วนั้น ถือว่าการผสมนิกเกิล และโคบอลต์ร่วมกันนั้นปรับปรุงให้มีความแข็ง และสมบัติแรงคัดโค้งดีขึ้น และเมื่อพิจารณาผลของธาตุนิกเกิล และโคบอลต์ หลังการเผาผนึกที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ในกราฟที่ 4.9.2 ซึ่งเมื่อปริมาณธาตุผสมสูงขึ้น แม้อัตราส่วนพื้นที่รูพรุนมีแนวโน้มสูงขึ้น ทำให้ความแข็งมีค่าลดลง และต่ำกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ในขณะที่แรงคัดโค้งมีแนวโน้มลดลงเนื่องจากโคบอลต์สามารถทำละลายได้สมบูรณ์ในเนื้อเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นออกสเตนนิติกดังที่กล่าวไว้ข้างต้น แต่มีค่าสูงกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และที่ผ่านการเผาผนึกมาอย่างเห็นได้ชัด เป็นผลเนื่องจากสมบัติของธาตุโคบอลต์ที่ได้กล่าวไว้ข้างต้น



ภาพที่ 4.9.1 : กราฟแสดงผลของชาตุนิกเกิด และโคบอลต์ หลังการเผาผนึก

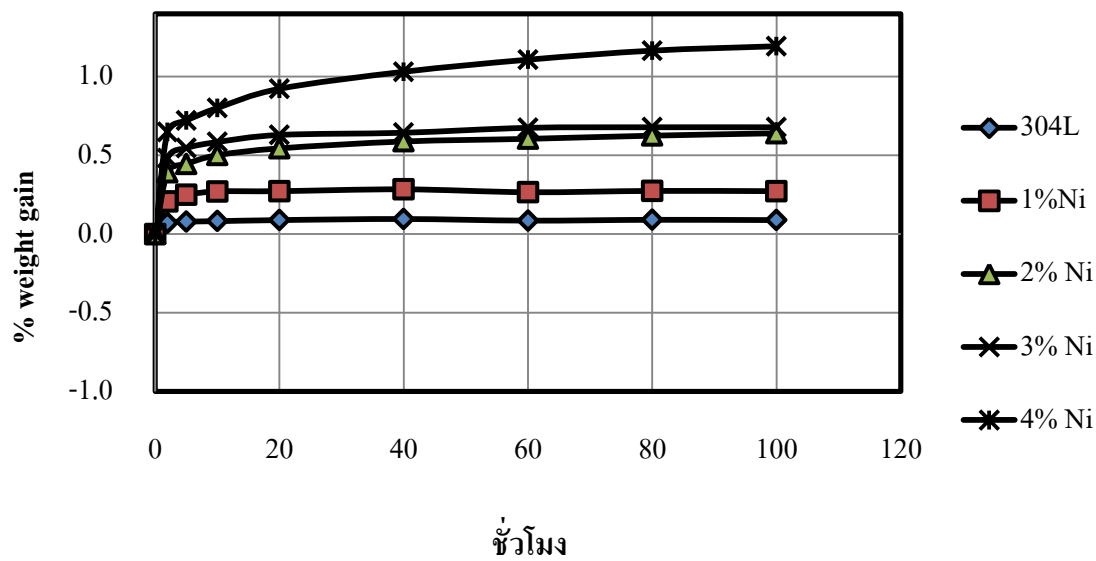


ภาพที่ 4.9.2 : กราฟแสดงผลของชาตุนิกเกิด และโคบอลต์ หลังการเผาหวาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

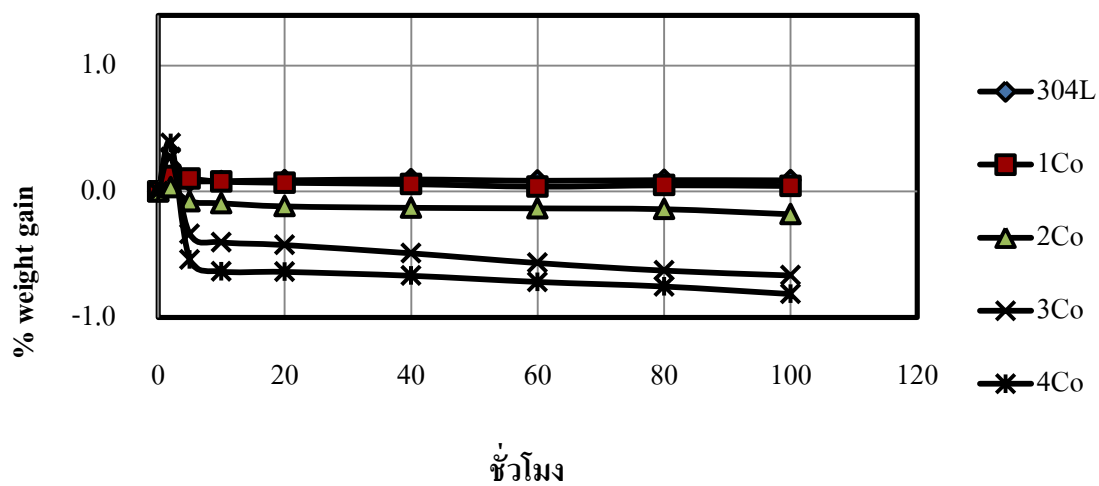
4.10 การเกิดออกซิเดชัน

การเกิดออกซิเดชันในงานวิจัยนี้พบว่าเมื่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน เป็นไปตาม cubic law ซึ่งช่วงแรกที่อุณหภูมิต่ำนั้นมีกลไกการเกิดแบบลอการิทึมแล้วตามด้วยแบบพาราโบลา [10-12]

จากกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง น้ำหนักที่เปลี่ยนไป เนื่องจากการเกิดออกซิเดชัน ต่อระยะเวลา พบว่า เมื่อผสมผงนิกเกิลในผงเหล็กกล้าไร้สนิม 304L นั้นส่งผลให้อัตราการเกิดออกซิเดชันสูงขึ้น ตามปริมาณธาตุที่เพิ่มขึ้น ซึ่งสูงกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง โดย 10 ชั่วโมงแรกในการเผา มีอัตราการเกิดออกซิเดชันที่สูงมาก และเริ่มเพิ่มขึ้นคงที่อย่างช้าๆ หลังจากนั้นเป็นต้นไป ทั้งนี้เนื่องจากที่ 4% นิกเกิลโดยน้ำหนักนั้น มีค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนที่ผิวสูงที่สุด จึงสามารถเกิดออกซิเดชันได้ในปริมาณที่มากที่สุดที่ผิวชิ้นงาน หลังจากนั้นเมื่อเกิดออกไซด์ปกคลุมผิวชิ้นงานทั่วแล้ว ทำให้การแพร่ออกซิเจนค่อนข้างจำกัดช้า จึงเกิดได้ดีในช่วง 10 ชั่วโมงแรกที่เริ่มต้น ออกไซด์ที่เกิดขึ้นทำให้การแพร่ของออกซิเจนเป็นไปได้ยากมากขึ้น จึงมีแนวโน้มค่อนข้างคงที่ที่หลังจาก 10 ชั่วโมงนั้นดังแสดงในกราฟที่ 4.10.1 (ก) สำหรับผลของธาตุโคบอลต์นั้น แสดงในกราฟที่ 4.10.1 (ข) โดยพบว่า ที่ 5 ชั่วโมงแรกเริ่มต้นมีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงขึ้น แต่หลังจากนั้นพบว่าฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้นนั้น ไม่ติดกับเนื้อพื้น มีการหลุดร่อนออกไป จึงเกิดการลดลงของน้ำหนักของชิ้นงาน ซึ่งเมื่อพิจารณาตั้งแต่ 10 ชั่วโมงเป็นต้นไป มีแนวโน้มคงที่เช่นเดียวกับผลของธาตุนิกเกิล แต่ในทิศทางตรงกันข้าม ซึ่งจะพบว่าการเติมโคบอลต์เพียง 1 % นั้นมีอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ต่ำที่สุด และต่ำกว่าในชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และเมื่อผสมผงนิกเกิล และโคบอลต์ร่วมกัน ดังแสดงในกราฟที่ 4.10.1 (ค) นั้นพบว่า กราฟมีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันกับการเติมนิกเกิลเพียงอย่างเดียว คืออัตราการเกิดออกซิเดชันสูงขึ้น เมื่อปริมาณธาตุที่ผสมสูงขึ้น และเริ่มคงที่หลังจาก 10 ชั่วโมงเป็นต้นไป แต่เนื่องจากมีผลของธาตุโคบอลต์ร่วมด้วย อัตราการเกิดออกซิเดชันที่ได้จึงน้อยกว่า ในชิ้นงานที่เติมนิกเกิลเพียงอย่างเดียว

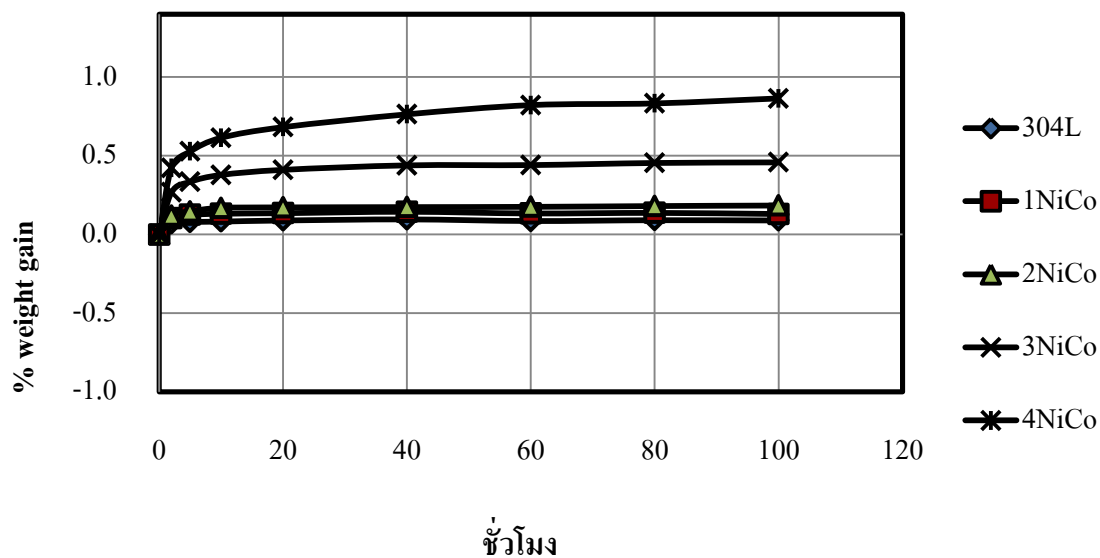


ก) ผลของธาตุนิเกิล



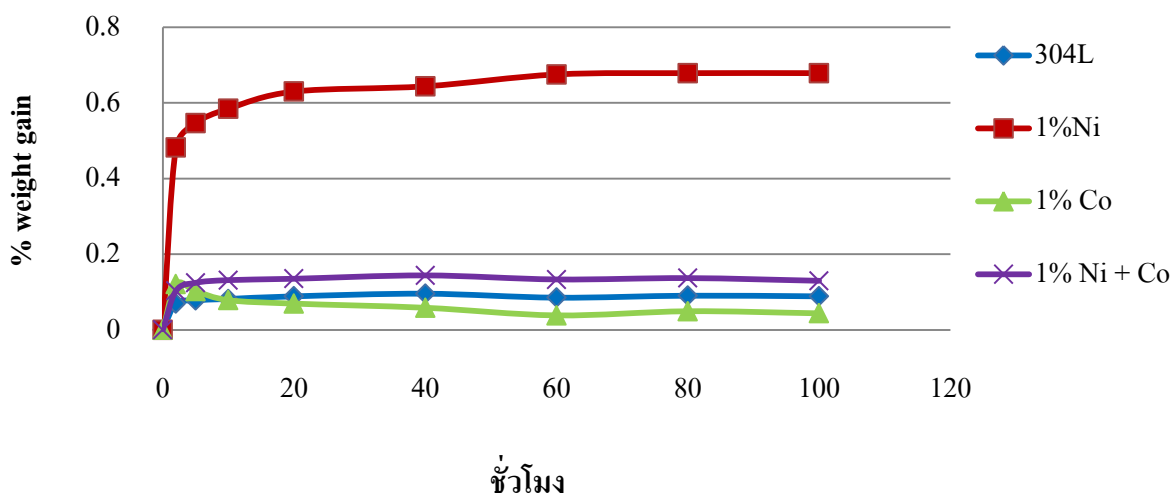
ข) ผลของธาตุโคบอลต์

ภาพที่ 4.10.1 : กราฟแสดงอัตราการเกิดออกซิเดชัน ต่อระยะเวลาในการเผา



ค) ผลของธาตุ निकิล และ โคบอลต์

ภาพที่ 4.10.1 : กราฟแสดงอัตราการเกิดออกซิเดชัน ต่อระยะเวลาในการเผา

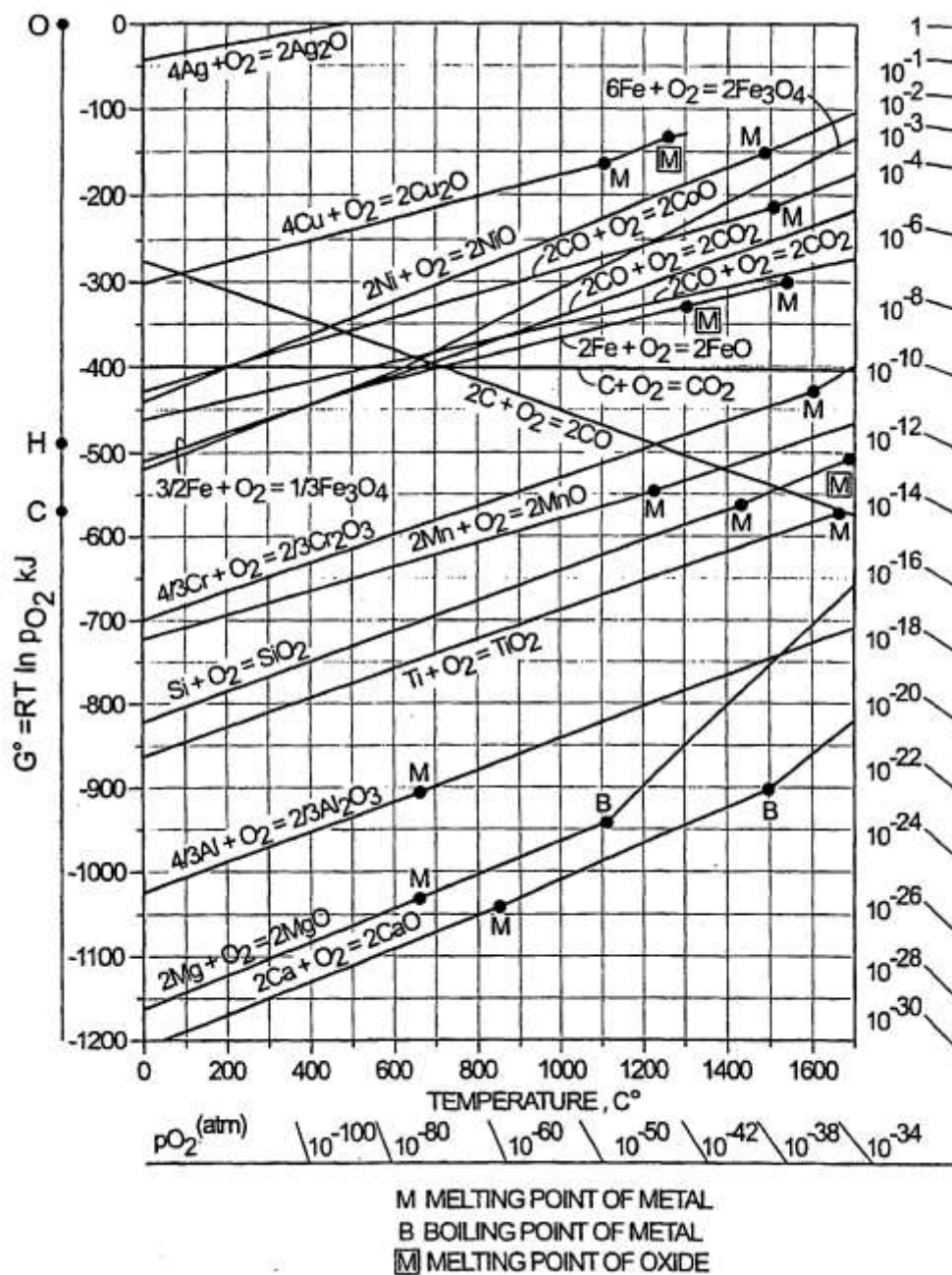


ภาพที่ 4.10.2 : กราฟเปรียบเทียบผลของธาตุผสมต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

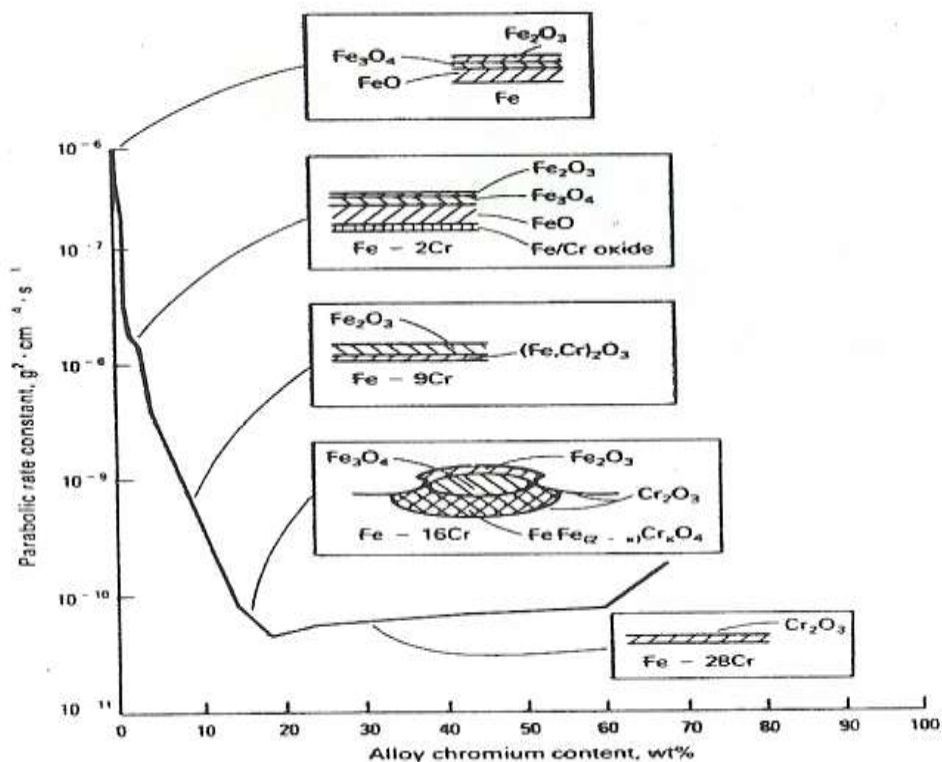
จากกราฟ 4.10.2 ข้างต้นจะพบว่า การที่เติมธาตุผสมเข้าไปในเงื่อนไขต่าง ๆ นั้น ที่ 1% โดยน้ำหนักถือว่าดีที่สุด เพราะให้ค่าน้ำหนักเปลี่ยนแปลงน้อยมาก ซึ่งในที่นี่พบว่า โคบอลต์ดีที่สุด รองลงมาคือชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และการเติมนิกเกิล และโคบอลต์ร่วมกัน ส่วนนิกเกิลนั้นเติมแล้วทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักมากที่สุด ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับความหนาแน่นของชิ้นงาน โดยเมื่อผสมโคบอลต์แล้วจะทำให้ได้ค่าความหนาแน่นสูงสุด รองลงมาเป็นชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ชิ้นงานที่เติมทั้งนิกเกิล และโคบอลต์ และความหนาแน่นน้อยที่สุด พบในชิ้นงานที่เติมนิกเกิลเพียงอย่างเดียว ทั้งนี้เป็นผลมาจากขนาดของผงเริ่มต้นดังที่ได้กล่าวมาแล้ว สามารถสรุปได้ว่า ผลของรูพรุนซึ่งนิกเกิล มีผลสูงกว่า ผงนิกเกิลและโคบอลต์ร่วมกัน และผงโคบอลต์ จึงเกิดฟิล์มออกไซด์ได้มาก และมีอัตราการเกิดที่สูงกว่ามาก

4.11 ออกไซด์ที่เกิดขึ้น

เมื่อพิจารณากราฟ Ellingham ในภาพที่ 4.11.1 พบว่า ออกไซด์ของนิกเกิล และออกไซด์ของธาตุโคบอลต์นั้น ไม่สามารถเอาชนะ หรือเสถียรสู่ออกไซด์ของเหล็ก โครเมียม และ แมงกานีสได้ นอกจากนี้จากภาพที่ 4.11.2 ประกอบกับงานวิจัย [17,18] ที่มีมาก่อนหน้านี้ พบว่าการเกิดออกซิเดชันใน 304L นั้นไม่ค่อยพบ Fe_3O_4 หากพบแต่ Fe_2O_3 และ $FeCr_2O_4$ อย่างไรก็ตามในงานวิจัยชิ้นนี้ไม่พบฟิล์มของ Fe_3O_4 และ $FeCr_2O_4$ นอกจากนี้ยังพบว่าชนิดของออกไซด์ที่เกิดขึ้นนั้นไม่ได้บริสุทธิ์ อาจมีธาตุอื่นเจือปน [20]

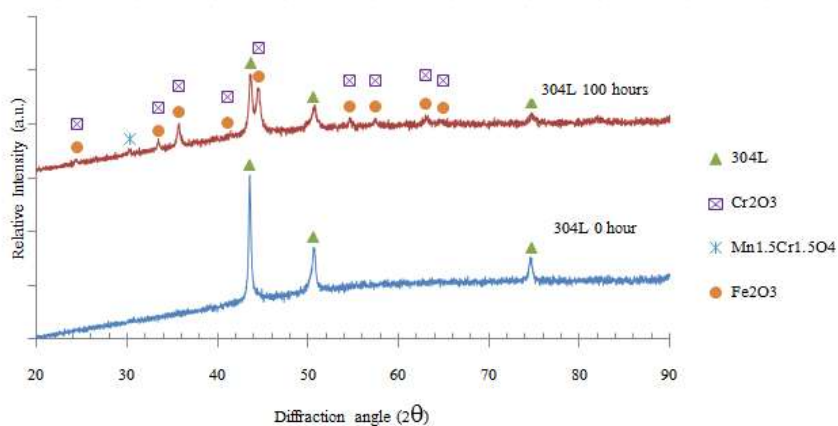


ภาพที่ 4.11.1 : กราฟ Ellingham แสดงความสัมพันธ์ค่าพลังงานอิสระของกิบส์ ต่ออุณหภูมิ และความดันย่อยของก๊าซออกซิเจน [10]

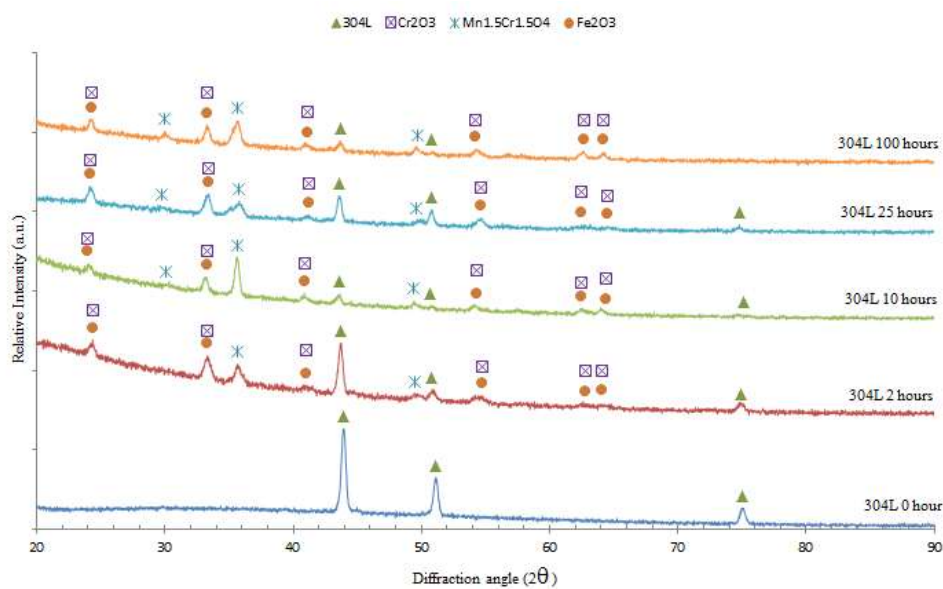


ภาพที่ 4.11.2 : กราฟแสดงผลธาตุโครเมียมต่อการเกิดออกไซด์ชั้น และ โครงสร้างออกไซด์ [2]

เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.11.3 (ก) พบว่าเมื่อผ่านการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง แล้วนั้น ที่เนื้อชิ้นงานจะพบออกไซด์ชั้น โดยออกไซด์ที่เกิดขึ้น คือ Cr_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Fe_2O_3 ในขณะที่กราฟที่ 4.11.3 (ข) แสดงให้เห็นว่าที่ 2 ชั่วโมงเริ่มเกิดออกไซด์ต่างๆขึ้น Cr_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Fe_2O_3 ซึ่งออกไซด์ที่เกิดขึ้นนี้คาดว่า เกิดขึ้นและโตในรูปรูพรุนจึงส่งผลให้ค่าสมบัติทางกลเมื่อเผาแล้ว ที่สมบัติที่ดีขึ้น แม้เพิ่มจำนวนชั่วโมงในการเผาเพิ่มขึ้นก็ยังพบพิคของออกไซด์ เช่นเดียวกับที่ 2 ชั่วโมง

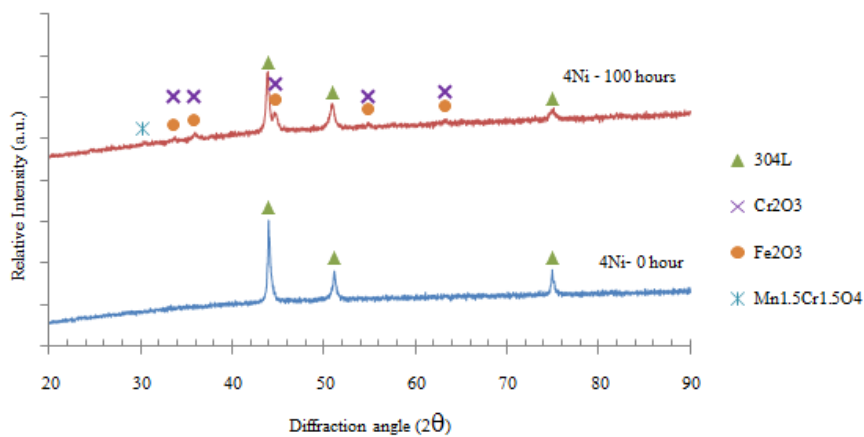


ก) ในเนื้อพื้นที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0 และ 100 ชั่วโมง

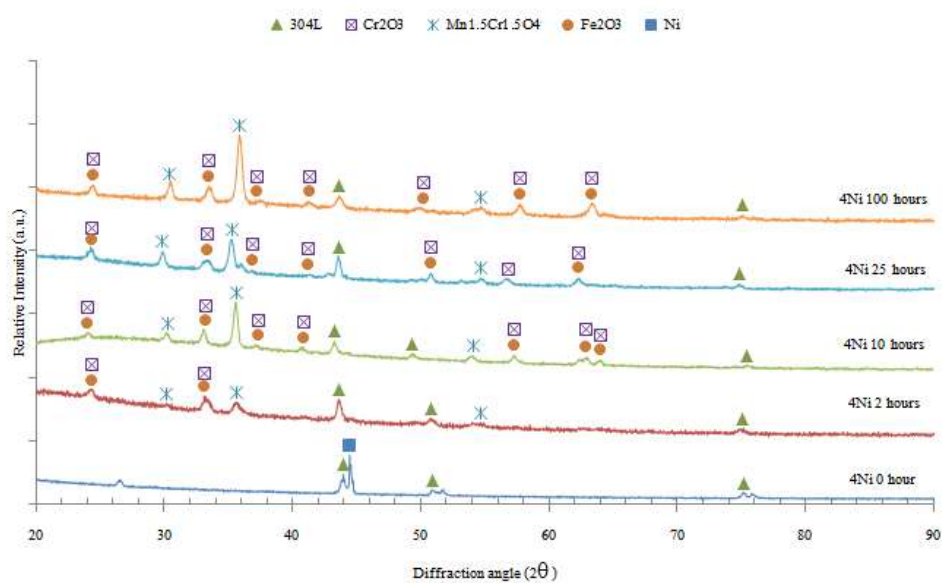


ข) ที่ผิวผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0, 2, 10, 25 และ 100 ชั่วโมง

ภาพที่ 4.11.3 : ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชั้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L



ก) ในเนื้อพื้นที่ผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0 และ 100 ชั่วโมง

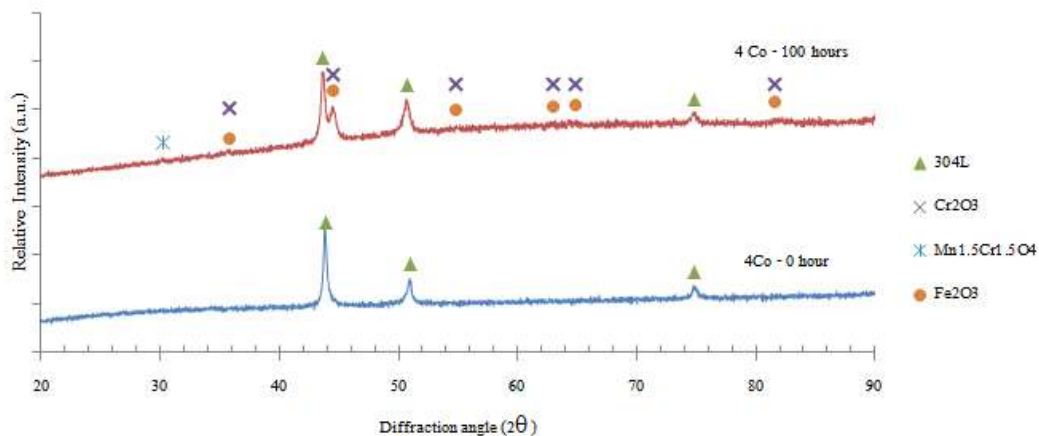


ข) ที่ผิวผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0, 2, 10, 25 และ 100 ชั่วโมง

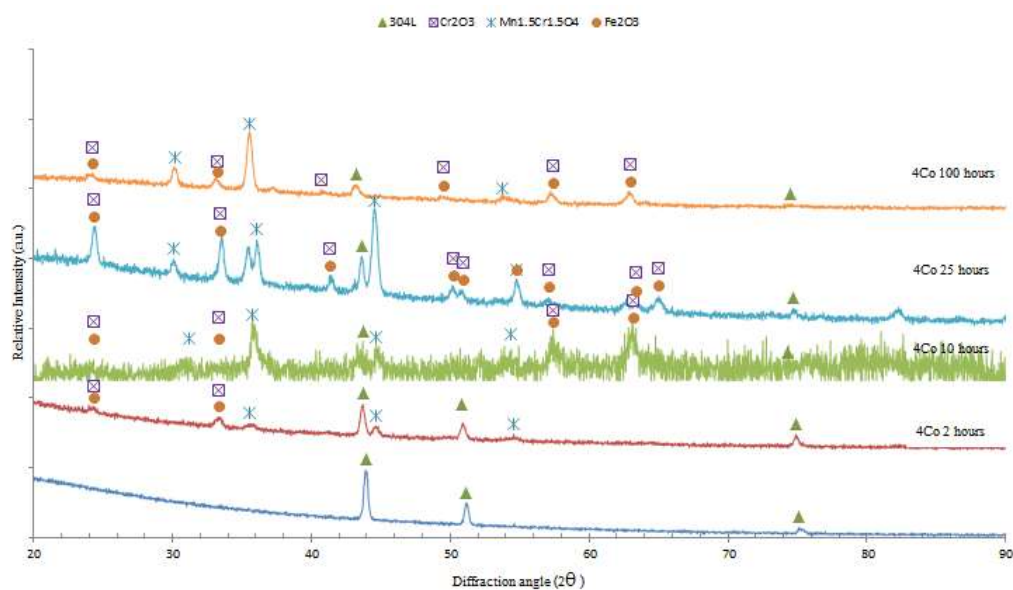
ภาพที่ 4.11.4 : ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชั้นงานหลักกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงนิกเกิล

กราฟที่ 4.11.4 แสดงออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผง निकิล เมื่อพิจารณากราฟที่ 4.11.4 (ก) พบว่าเมื่อผ่านการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงแล้วนั้น ที่เนื้อชิ้นงานจะพบออกไซด์ขึ้น โดยออกไซด์ที่เกิดขึ้น คือ Cr_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Fe_2O_3 ซึ่งเหมือนกับชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ในขณะที่กราฟที่ 4.11.4 (ข) แสดงให้เห็นว่าที่ 0 ชั่วโมงนั้น นอกจากฟีดของ 304L แล้วยังพบฟีดของ Ni ซึ่งแตกต่างกับกรณีอื่นๆ ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากนิกเกิลมีขนาดผงที่ใหญ่ จึงไม่สามารถละลายได้หมดในช่วงเผาผืนิก [20] แต่ตั้งแต่ที่ 2 ชั่วโมงพบว่าฟีด Ni นั้นหายไป การเผาผืนิกนั้นเปรียบเสมือนเป็นการเผาผืนิกอีกครั้ง ทั้งยังช่วยให้นิกเกิลละลายในเนื้อพื้นได้ดียิ่งขึ้น จึงส่งผลให้สมบัติทางกลของชิ้นงานหลังเผาผืนิก และหลังการเผาผืนิกมีค่าที่แตกต่างกัน นอกจากนี้พบการเกิดออกไซด์ของ Fe_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Cr_2O_3 ขึ้น และเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาในการผามากขึ้น และไม่มีการเปลี่ยนแปลงชนิดออกไซด์ ซึ่งเมื่อพิจารณากราฟที่ 4.11.5 (ก) พบว่าเมื่อผ่านการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงแล้วนั้น ที่เนื้อชิ้นงานจะพบออกไซด์ขึ้น โดยออกไซด์ที่เกิดขึ้น คือ Cr_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Fe_2O_3 ซึ่งเหมือนกับชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง ในขณะที่กราฟที่ 4.11.5 (ข) แสดงให้เห็นว่าที่ 2 ชั่วโมงมีการเกิด $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Cr_2O_3 และพบเกิด Fe_2O_3 เกิดขึ้นตั้งแต่ที่ 2 ชั่วโมงเป็นต้นไป เช่นเดียวกับในชิ้นงาน 304L และชิ้นงานที่มีการเติมผงนิกเกิล

เมื่อพิจารณาออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงนิกเกิล และโคบอลต์ร่วมกัน จากกราฟที่ 4.11.6 (ก) พบว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นเป็นเช่นเดียวกับ ชิ้นงานที่ไม่ได้รับการปรับปรุง และชิ้นงานที่มีการเติมนิกเกิล หรือ โคบอลต์ คือที่ 100 ชั่วโมงในเนื้อพื้นจะพบ Cr_2O_3 และ $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Fe_2O_3 เกิดขึ้น และเมื่อพิจารณาที่ผิวของชิ้นงานดังแสดงในกราฟ ที่ 4.11.6 (ข) ก็เป็นเช่นเดียวกันกับผลที่ได้จากการเติมเพียงธาตุนิกเกิล และธาตุโคบอลต์ คือ 2 ชั่วโมงแรกมีการเกิด $\text{Mn}_{1.5}\text{Cr}_{1.5}\text{O}_4$ และ Cr_2O_3 และ Fe_2O_3 เกิดขึ้นตั้งแต่ที่ 2 ชั่วโมงเป็นต้นไป ที่ผลเป็นเช่นนี้ เนื่องมาจากออกซิเจนที่มีอยู่นั้นสามารถทำปฏิกิริยาได้ดีในช่วงต้นที่ฟิล์มออกไซด์ยังไม่มี หรือเพิ่งเริ่มเกิดขึ้น แต่เมื่อเกิดขึ้นไประยะหนึ่งแล้ว ออกไซด์เหล่านั้นจะขัดขวาง การแพร่ของออกซิเจน ทำให้ออกซิเดชันที่เกิดขึ้นเป็นไปอย่างจำกัด

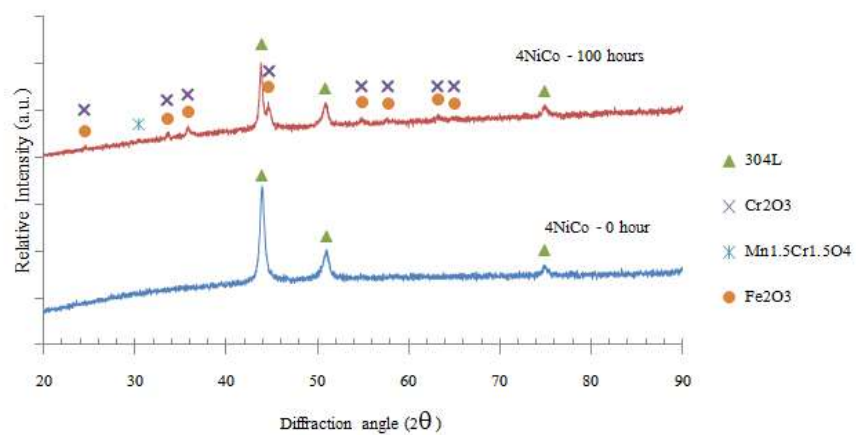


ก) ในเนื้อพื้นที่ผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0 และ 100 ชั่วโมง

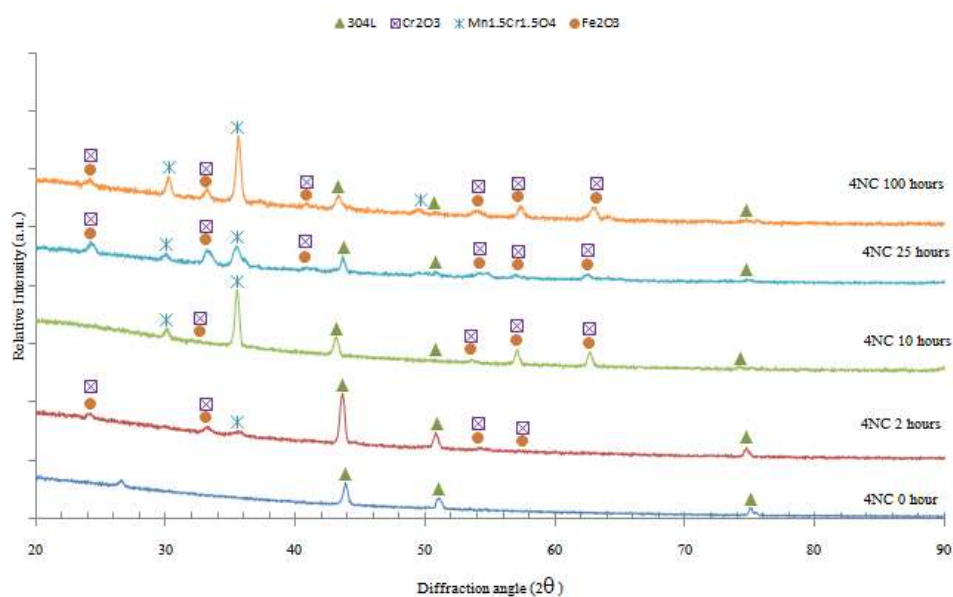


ข) ที่ผิวผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0, 2, 10, 25 และ 100 ชั่วโมง

ภาพที่ 4.11.5 : ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงโคบอลต์



ก) ในเนื้อพื้นที่ผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0 และ 100 ชั่วโมง



ข) ที่ผิวผ่านการเผาอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 0, 2, 10, 25 และ 100 ชั่วโมง

ภาพที่ 4.11.6 ออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชั้นงานหลักกล้าไร้สนิม 304L เมื่อมีการเติมผงนิกเกิล และโคบอลต์
ร่วมกัน

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

1. เมื่อผสมผงนิกเกิลพบว่าขนาดของรูพรุนในชิ้นงานมีขนาดใหญ่กว่า และมีปริมาณมากขึ้น เมื่อเติมปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับ 304L ที่ไม่ได้ปรับปรุง หากผสมปริมาณธาตุโคบอลต์สูงขึ้น ขนาดและปริมาณของรูพรุนลดลง ในขณะที่การผสมผงโคบอลต์และนิกเกิลร่วมกันนั้น มีรูพรุนทั้งขนาดใหญ่ และเล็กกระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้น
2. เมื่อปริมาณนิกเกิลที่ผสมสูงขึ้น ทำให้อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีค่าสูงขึ้น ในขณะที่การผสมโคบอลต์ และ นิกเกิลโคบอลต์ร่วมกันนั้นหากปริมาณสูงขึ้น อัตราส่วนพื้นที่ของรูพรุนมีแนวโน้มลดลง
3. เมื่อผสมปริมาณผงนิกเกิลเพิ่มขึ้น ความหนาแน่นจะลดลงเป็นผลเนื่องมาจากสัดส่วนพื้นที่ของรูพรุน ที่มากขึ้นจากขนาดของผงนิกเกิล ส่วนการผสมผงโคบอลต์นั้นจะให้ความหนาแน่นมากขึ้น โดยสูงกว่าในชิ้นงาน 304L ในขณะที่ผลของนิกเกิล และ โคบอลต์ร่วมกันนั้นผลของผลนิกเกิลค่อนข้างเด่นชัด ประกอบกับผงโคบอลต์ ขนาดใกล้เคียงกับ 304L ด้วยแล้ว จึงส่งผลให้เพิ่มขึ้นเล็กน้อย
4. ชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมีความแข็งแรงสูงกว่าชิ้นหลังหลังเผาพูนิก เนื่องจากกรรมวิธีทางความร้อนที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง ทำให้ผงสามารถผนึกเข้าหากันได้ดียิ่งขึ้น นอกจากนี้ยังเป็นผลจากออกไซด์ที่เพิ่มขึ้นในเนื้อพื้น ซึ่งการผสมธาตุโคบอลต์ช่วยเพิ่มความแข็งแรงได้ดีที่สุด เพราะมีรูพรุนเริ่มต้นที่ต่ำที่สุด
5. เมื่อปริมาณธาตุนิกเกิลที่ผสมมากขึ้น แรงดัดโค้งมีแนวโน้มที่ลดลง ซึ่งสอดคล้องกับค่าความแข็งแรงที่ได้ สำหรับการเติมธาตุโคบอลต์ตั้งแต่ 2% ส่งผลให้ค่าแรงดัดโค้งเพิ่มขึ้น และมีค่าสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และ สำหรับการผสมนิกเกิล และ โคบอลต์ร่วมกันนั้นพบว่าโคบอลต์มีส่วนช่วยให้ค่าแรงดัดโค้งสูงขึ้นได้ แต่การที่มีนิกเกิลปรากฏอยู่ร่วมกันจึงทำให้ค่าแรงดัดโค้งมีแนวโน้มลดลง

6. แรงค้ำโคล้งของชิ้นงานที่ผ่านการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงนั้น มีค่าสูงกว่าค่าแรงค้ำโคล้งของชิ้นงานที่ผ่านการเผาฟีนิก ที่ส่วนผสมเดียวกัน เป็นผลเนื่องจากออกไซด์ที่เกิดขึ้นในเนื้อพืชนั้น ช่วยในการเสริมแรงรับ โหลดแทนที่รูพรุนเดิม
7. การที่เติมธาตุผสมเข้าไปในเงื่อนไขต่างๆนั้น ที่ 1% โดยน้ำหนักถือว่าดีที่สุด เพราะให้ค่าน้ำหนักที่เพิ่มขึ้น หรือลดลงจากการเกิดออกซิเดชันนั้น เปลี่ยนแปลงน้อยมาก ซึ่งในที่นี่พบว่า โคลบอลต์ดีที่สุด รองลงมาคือชิ้นงานที่ไม่ได้ปรับปรุง และการเติมนิกเกิล และ โคลบอลต์ร่วมกัน ส่วนนิกเกิลนั้นเติมแล้วทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักมากที่สุด
8. อิทธิพลทางบวกของโคลบอลต์นั้นมีน้อยกว่าอิทธิพลทางลบของนิกเกิลทั้งในด้านรูพรุน ความหนาแน่น ความแข็ง และแรงค้ำโคล้ง

รายการอ้างอิง

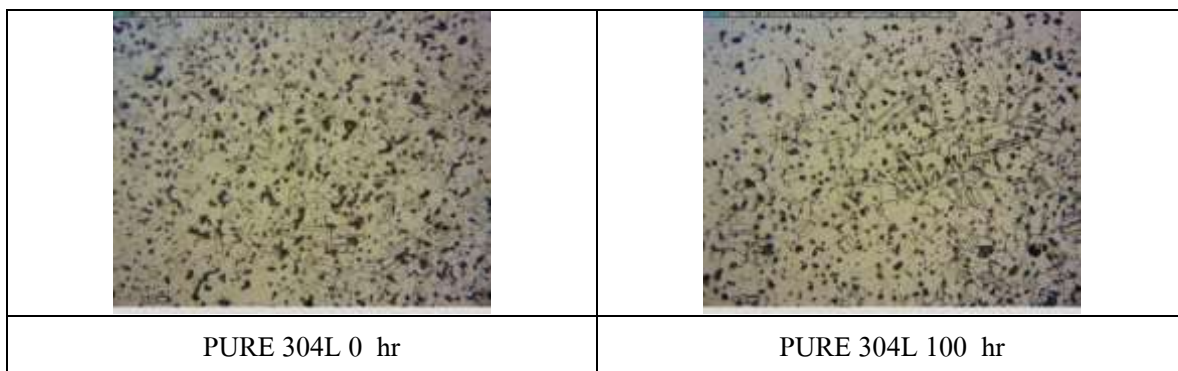
- [1] Kopeliovich , D. Effect of alloying elements on steel properties [Online]. 2011. Available from:http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=effect_of_alloying_elements_on_steel_properties [2011,November 18]
- [2] Davis, J.R. ,and Davis & Associates. Stainless Steels. Second Printing. ASM Specialty Handbook. Ohio. ASM International, 1996.
- [3] Lacombe, L., Baroux, B., and Beranger, G. Stainless Steels Scientific Editors. By Davinson, James H.,and Lindquist, John B. France: Les Ulis Cedex A, 1993.
- [4] Australian Stainless Steel Development Association. Stainless Steel specialist course. Worldstainless. Brussels. International Stainless Steel Forum, 2002.
- [5] Lula, R.A. Stainless Steel. Fourth Printing. The United States of America. American Society for Metals, 1985.
- [6] Efundu. Stainless Steel AISI Type 304L [online]. Available from : http://www.efunda.com/materials/alloys/stainless_steels/show_stainless.cfm?ID=AISI_Type_304L&prop=all&Page_Title=AISI%20Type%20304L [2011,November 11]
- [7] Esmat. Stainless Steel AISI 304L [online]. Available from : http://esmat.esa.int/Services/Preferred_Lists/Materials_Lists/a62.htm[2011,November 11]
- [8] PER KOFSTAD. Oxidation of Metals: Determination of Activation Energies. ACTA CHEMICA SCANDINAVICA 12 (1958) : 701-707.
- [9] เกตน์นิกา สุขวรรณวิทย์, การวิเคราะห์เทอร์โมกราวิเมตริก และ โครงสร้างของสเกลตติยภูมิ ที่เกิดบนเหล็กแผ่นแถบรีดร้อน ระหว่างม้วนเก็บและเย็นตัว, (ปริชญานิพนธ์, จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย 2549)
- [10] A.S. Khanna. High Temperature Oxidation and Corrosion. United State of America: ASM International, 2002.

- [11] PER KOFSTAD. High-Temperature Oxidation of Metal. United State of America: John Wiley & Sons, Inc., 1966.
- [12] เสกศักดิ์ อัสวะวิสิทธิ์ชัย และปัญญวัชร ว่างยาว, อิทธิพลของการเติมนิกเกิล และ โครเมียมใน เหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 316L ที่ผลิตโดยกรรมวิธี โลหะผงเพื่อปรับปรุงความสามารถในการ ใช้งานที่อุณหภูมิสูง, 2553. (เอกสารไม่ตีพิมพ์เผยแพร่)
- [13] คณศ แสนทิ, การศึกษาการผลิต โครงสร้างจุลภาค และสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 304L กับทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่ได้จากกระบวนการทางโลหะผงวิทยา, (ปริญญานิพนธ์, มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์, 2552)
- [14] Christophe, I., Henri, B., Eric, C., Regis, C., Frederic, R., Samira El, M., Sebastien, P., Philippe, J., and Michel, L. Nitridation effect on the oxidation of a austenitic stainless steel AISI 304 at 900 °C. Surface Science 225 (2004) : 14-20.
- [15] Huntz, A.M., Reckmann, A., Haut, C., Severac, C., Herbst, M., Resende, F.C.T., and Sabioni A.C.S. Oxidation of AISI 304 and AISI 439 stainless steels. Materials Science and Engineering A 447 (2007) : 266-276.
- [16] Hussain, N., Shahid, K.A., Khan, I.H. and Rahman, S. Oxidation of high – temperature alloys (superalloys) at elevated temperature in Air. Oxidation of Metals 41 (1994) : 251- 269.
- [17] Goutier, S., Valette, A., Verdelle, P., and Lefort. Oxidation of stainless steel 304L in carbon dioxide. Corrosion Science 52 (2010) : 2403 – 2412.
- [18] Karimi, N., Riffard, F., Rabaste, F., Perrier, S., Cueff, R. , Issartel, C., and Buscail, H. Characterization of the oxides formed at 1000 °C on the AISI 304 stainless steel by X-ray diffraction and infrared spectroscopy. Surface Science 254 (2008) : 2292 – 2299.
- [19] Franklin, H., Allison, J.R., and Pittsburgh, P.A. A comparison of the effect of Nickel and Cobalt in steel. Paper presented at New York Meeting. February, 1927 : 235 – 244.

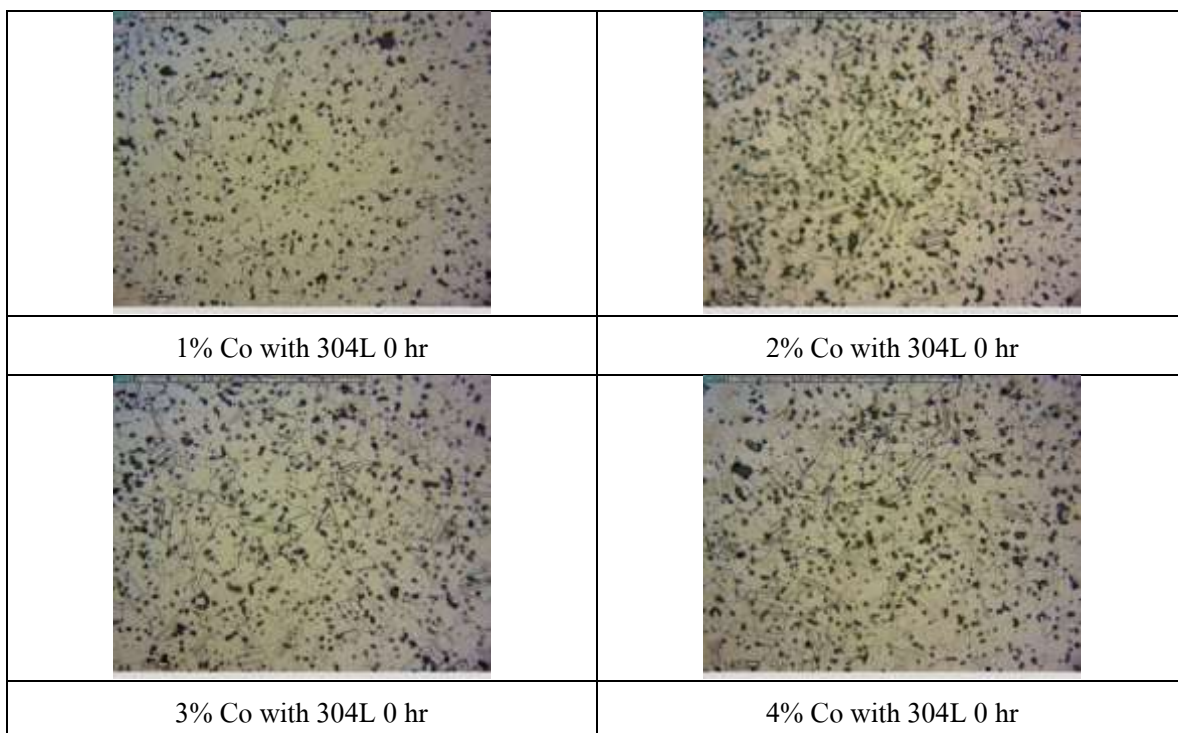
- [20] นันทวัน พิษขยวงค์, ผลของธาตุผสมนิกเกิลและโคบอลต์ในโลหะผงเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ต่อโครงสร้างจุลภาค ความแข็ง และความต้านทานการดัดโค้ง, (ปริชญานิพนธ์, จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย 2554)
- [21] Lee, W.S., Lin, C.F., Chen, T.H., and Yang, M.C. High temperature microstructural evolution of 304L stainless steel as function of pre-strain and strain rate. Materials Science and Engineering A 527 (2010) : 3127-3137.
- [22] Klar, E., and Samal, P. Powder metallurgy stainless steels. First Printing. Processing, microstructures, and properties. The United States of America. ASM International, 2007.
- [23] Riffard, F., Buscail, H., Caudron, E., Cueff, R., Issartel, C., and Perrier, S. Yttrium implantation effect on 304L stainless steel high temperature oxidation at 1000°C. Journal of Materials Science 37 (2002) : 3925 – 3933.

ภาคผนวก

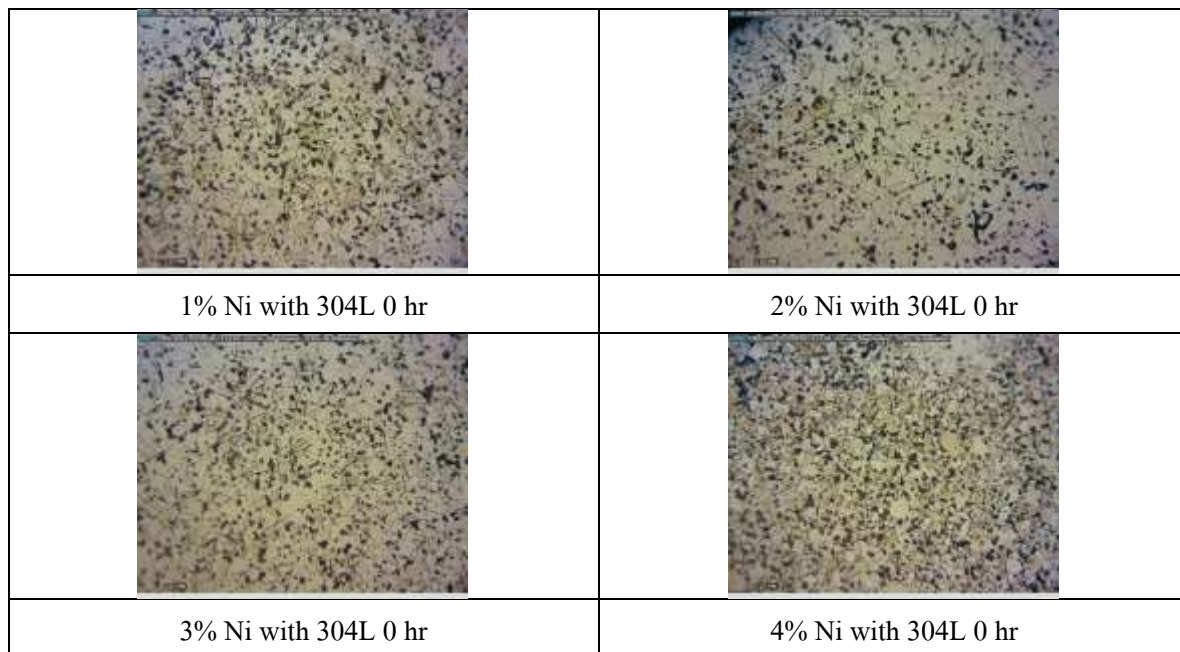
ภาคผนวก ก



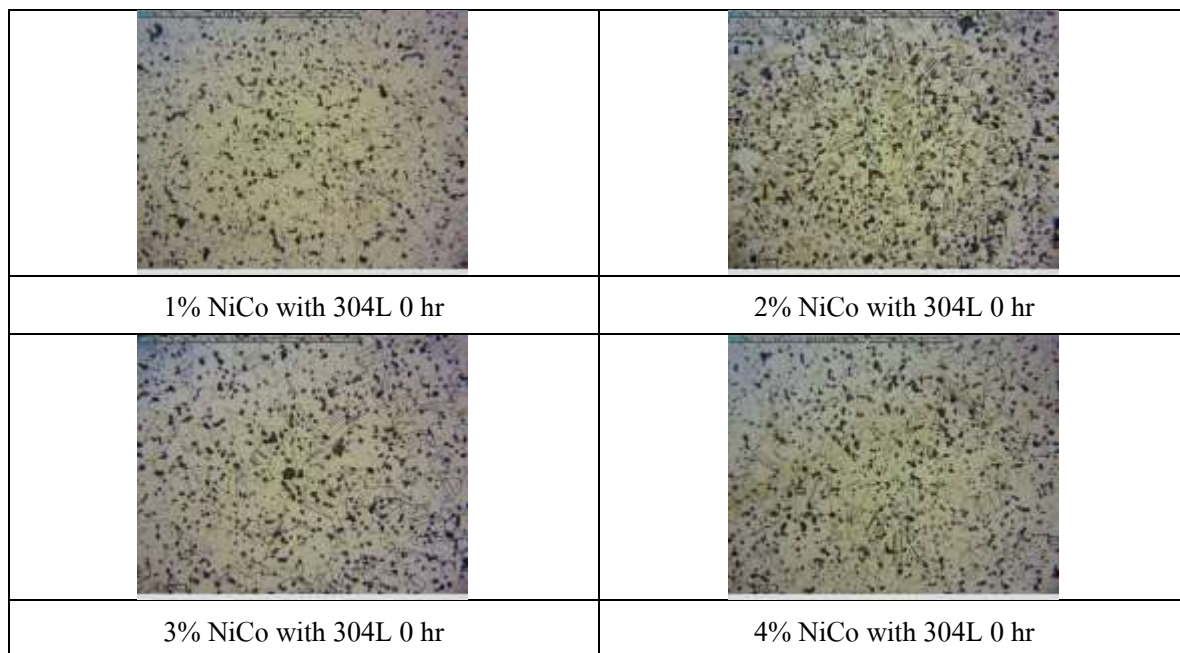
ภาพที่ ก.1: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงาน 304 L หลังการเผาผนึก และหลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า



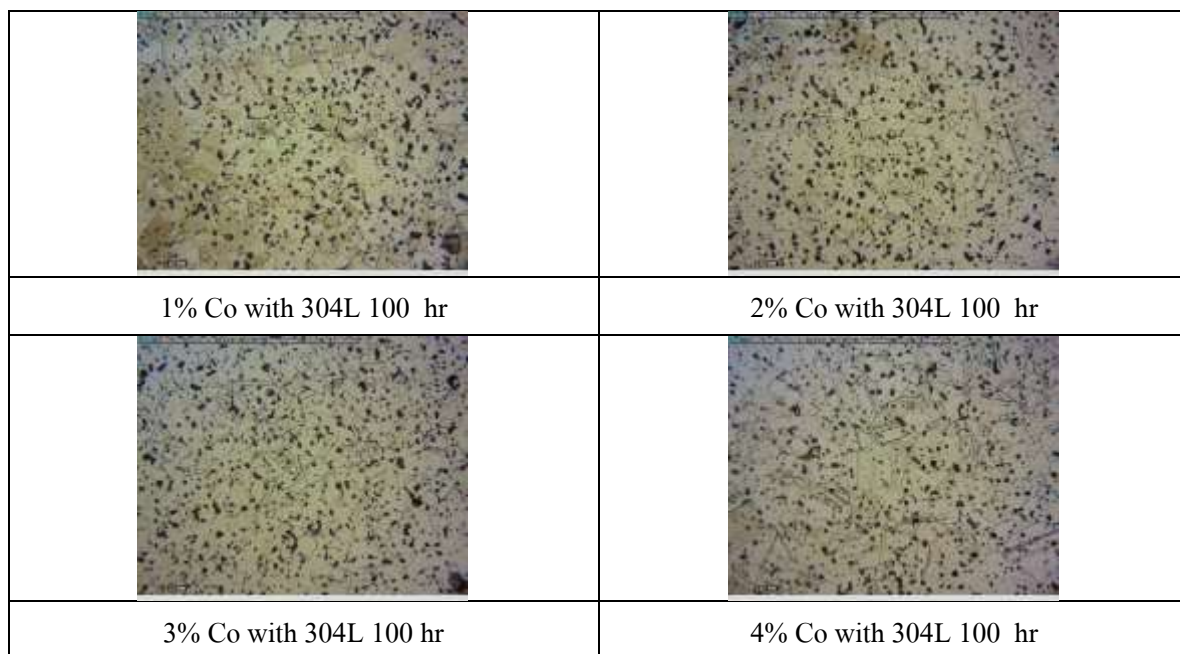
ภาพที่ ก.2: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผง โคบอลต์หลังการเผาผนึกจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า



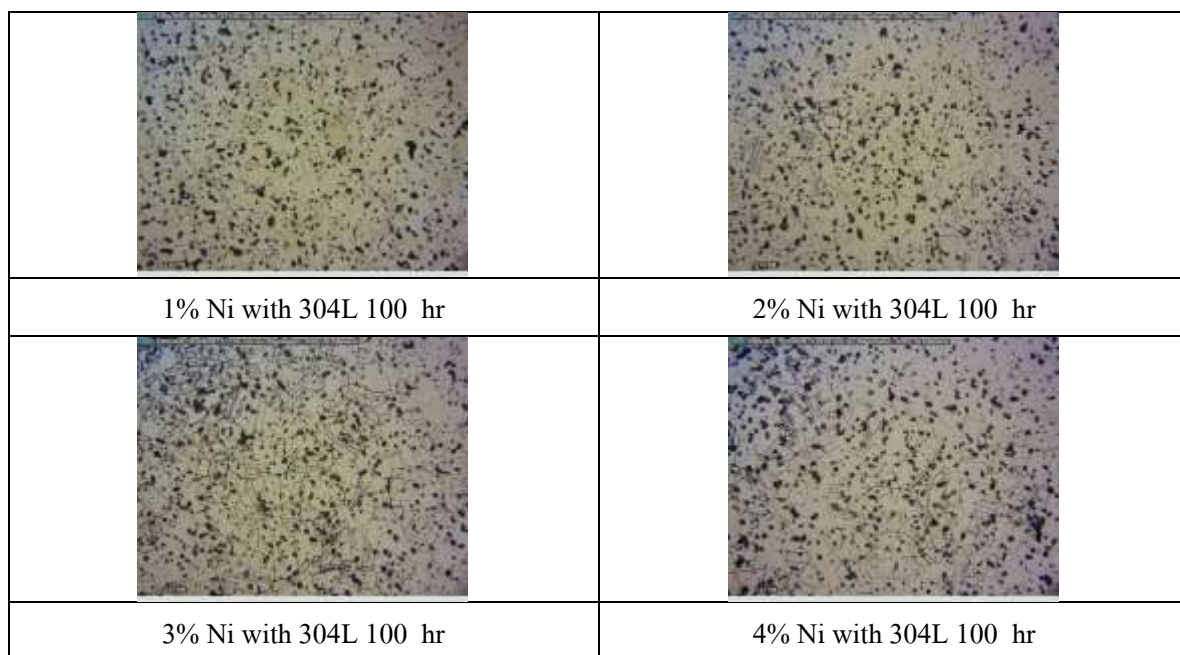
ภาพที่ ก.3: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลหลังการเผาพูนิก จากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า




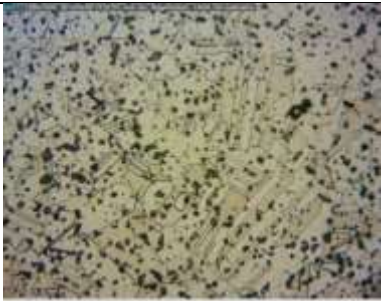


ภาพที่ ก.4: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลและ โคบอลต์หลังการเผาพูนิก จากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า



ภาพที่ ก.5: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงโคบอลต์หลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า



ภาพที่ ก.6: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลหลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า

| | |
|---|--|
|  |  |
| 1% NiCo with 304L 100 hr ที่ 20x | 2% NiCo with 304L 100 hr ที่ 20x |
|  |  |
| 3% NiCo with 304L 100 hr ที่ 20x | 4% NiCo with 304L 100 hr ที่ 20x |

ภาพที่ ก.7: ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่เติมผงนิกเกิลและ โคบอลต์หลังการเผาที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมงจากกล้องถ่ายภาพจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า

ภาคผนวก ข

ตารางที่ ข.1 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความหนาแน่นรวม

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 304L | 7.127134 | | | | |
| Ni | 7.127134 | 7.101936 | 7.172054 | 7.172054 | 7.043888 |
| Co | 7.127134 | 7.162851 | 7.162031 | 7.212716 | 7.263455 |
| NiCo | 7.127134 | 7.10724 | 6.974283 | 6.983999 | 7.146753 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 0.091712 | | | | |
| Ni | 0.091712 | 0.028631 | 0.059986 | 0.139927 | 0.773373 |
| Co | 0.091712 | 0.038442 | 0.072181 | 0.0365 | 0.054611 |
| NiCo | 0.091712 | 0.258272 | 0.264922 | 0.412693 | 0.089429 |

ตารางที่ ข.2 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนหลังเผาผนึก

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|------|-------|-------|-------|-------|
| 304L | 0.5 | | | | |
| Ni | 0.5 | 0.55 | 0.49 | 0.645 | 0.61 |
| Co | 0.5 | 0.595 | 0.485 | 0.32 | 0.31 |
| NiCo | 0.5 | 0.77 | 0.93 | 0.72 | 0.595 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 0.03 | | | | |
| Ni | 0.03 | 0.02 | 0 | 0.145 | 0.05 |
| Co | 0.03 | 0.095 | 0.055 | 0.08 | 0.07 |
| NiCo | 0.03 | 0.07 | 0.06 | 0.02 | 0.105 |

ตารางที่ ข.3 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าอัตราส่วนพื้นที่รูพรุนหลังเผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 304L | 0.825 | | | | |
| Ni | 0.825 | 0.505 | 0.635 | 0.665 | 0.535 |
| Co | 0.825 | 0.67 | 0.62 | 0.515 | 0.5 |
| NiCo | 0.825 | 0.79 | 0.805 | 0.71 | 0.67 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 0.215 | | | | |
| Ni | 0.215 | 0.045 | 0.065 | 0.015 | 0.115 |
| Co | 0.215 | 0.01 | 0.07 | 0.045 | 0.119 |
| NiCo | 0.215 | 0.08 | 0.105 | 0.06 | 0.118 |

ตารางที่ ข.4 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความความแข็งหลังการเผาผนิก (HRB)

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 304L | 72 | | | | |
| Ni | 72 | 36.5 | 50.5 | 24 | 21 |
| Co | 72 | 59 | 64 | 71.5 | 73 |
| NiCo | 72 | 67 | 57.5 | 61 | 71.5 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 0.849837 | | | | |
| Ni | 0.849837 | 0 | 0.707107 | 0.62361 | 1.027402 |
| Co | 0.849837 | 0.62361 | 0.235702 | 0.408248 | 0.235702 |
| NiCo | 0.816497 | 0.816497 | 0.408248 | 0.471405 | 0 |

ตารางที่ ข.5 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าความความแข็งหลังเผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (HRB)

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|---------|----------|----------|----------|----------|
| 304L | 71.5 | | | | |
| Ni | 71.5 | 62.53333 | 67.06667 | 57.36667 | 56 |
| Co | 71.5 | 77 | 80.8333 | 79.8333 | 80.8333 |
| NiCo | 71.5 | 61.06667 | 65 | 62.5 | 74.83333 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 1.47196 | | | | |
| Ni | 1.47196 | 0.974109 | 0.899383 | 1.065624 | 2.94392 |
| Co | 1.47196 | 0.62361 | 0.849837 | 0.62361 | 0 |
| NiCo | 1.47196 | 1.463633 | 0.707107 | 1.224745 | 1.545603 |

ตารางที่ ข.6 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าแรงตัดโค้งหลังเผาพูนิก (MPa)

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 304L | 688.0999 | | | | |
| Ni | 688.0999 | 604.0896 | 676.6589 | 493.2745 | 412.5331 |
| Co | 688.0999 | 528.2515 | 785.1858 | 1092.134 | 1105.209 |
| NiCo | 688.0999 | 833.5653 | 782.2438 | 746.9398 | 616.5114 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 57.2624 | | | | |
| Ni | 57.2624 | 67.1499 | 88.84991 | 14.23373 | 32.44933 |
| Co | 57.2624 | 29.8562 | 130.46 | 30.56712 | 179.0638 |
| NiCo | 57.2624 | 22.80266 | 66.12685 | 36.09712 | 95.24519 |

ตารางที่ ข.7 : ตารางแสดงค่าเฉลี่ย และค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานของค่าแรงตัด โคง์เผาที่ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (MPa)

| ค่าเฉลี่ย | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 304L | 750.0908 | | | | |
| Ni | 750.0908 | 1330.877 | 1175.617 | 826.381 | 718.0447 |
| Co | 750.0908 | 2008.427 | 2097.238 | 1877.565 | 1592.568 |
| NiCo | 750.0908 | 1554.975 | 1471.53 | 1075.135 | 1060.015 |
| SD | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 |
| 304L | 76.17377 | | | | |
| Ni | 76.17377 | 53.37671 | 40.82726 | 0.733459 | 325.6112 |
| Co | 76.17377 | 13.98917 | 73.87512 | 76.65433 | 61.48523 |
| NiCo | 76.17377 | 78.37051 | 57.40625 | 0.999481 | 0 |

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

- ชื่อ - นามสกุล** : นางสาวปรารักษ์ทิพย์ อุณหเศรษฐ์
- วัน - เดือน - ปีเกิด** : วันอังคารที่ 19 เมษายน 2531
- ที่อยู่** : บ้านเลขที่ 173/1 ซอยสันติภาพ ถนนนเรศ
แขวงสี่พระยา เขตบางรัก กรุงเทพฯ 10500
- วุฒิการศึกษา** : เข้าศึกษาระดับมัธยมศึกษา โรงเรียนเซนต์โยเซฟคอนเวนต์
ปีการศึกษา 2543
- : เข้าศึกษาระดับปริญญาบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2549
- : เข้าศึกษาระดับปริญญาโทบัณฑิต ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2553
- อีเมล** : u.nanp@hotmail.com