

ผลของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่ผลิตด้วยการหล่อต่อ
โครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน



นางสาวอรอินท์ สีหะกุลัง

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CHULALONGKORN UNIVERSITY

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2556

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)

เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

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 University Graduate School.

EFFECT OF CHROMIUM AND NICKEL ADDITION IN316L STAINLESS STEEL PRODUCED
BY CASTING ON MICROSTRUCTURE AND OXIDATION RESISTANCE

Miss Ornin Srihakulung



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CHULALONGKORN UNIVERSITY

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

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2013

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

ผลของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลในเหล็กกล้าไร้
สนิมเกรด 316L ที่ผลิตด้วยการหล่อต่อโครงสร้างจุลภาค
และความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน

โดย

นางสาวอรอินท์ สีหะกุลัง

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้หัวข้อวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

(ศาสตราจารย์ ดร.บัณฑิต เอื้ออาภรณ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(อาจารย์ ดร.ปัญญาวัชร วังยาว)

..... กรรมการ

(รองศาสตราจารย์ ดร.กอบบุญ หล่อทองคำ)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย

(อาจารย์ ดร.ประทีป วงศ์บัณฑิต)

อรอินทุ สีหะกุลัง : ผลของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่ผลิตด้วยการหล่อต่อโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน. (EFFECT OF CHROMIUM AND NICKEL ADDITION IN 316 L STAINLESS STEEL PRODUCED BY CASTING ON MICROSTRUCTURE AND OXIDATION RESISTANCE) อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: อ. ดร.ปัญญาวัชร วัจยาว, 4หน้า.

วิทยานิพนธ์นี้ศึกษาผลการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลเพื่อปรับปรุงสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก เกรด 316L โดยเฉพาะสมบัติการต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส ข้อมูลที่ใช้ในการศึกษาวิเคราะห์ประกอบด้วย โครงสร้างจุลภาค การเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์ รวมไปถึงอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน ภายหลังจากการเตรียมชิ้นงานจากผงโลหะเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่มีส่วนผสมผงโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักผงนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักและ ผงโครเมียมกับนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนัก (ในอัตราส่วนโครเมียมและนิกเกิลอย่างละร้อยละ 50) แล้วส่วนผสมจะถูกหล่อเป็นชิ้นงานโดยเครื่องอาร์กสลุญญากาศ จากนั้นชิ้นงานจะตรวจสอบส่วนผสมทางเคมี แล้วจึงทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส ผลที่ได้พบว่า ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L จะมีโครงสร้างแบบออสเทนิติก ส่วนการเติมโครเมียมจะทำให้โครงสร้างเปลี่ยนโดยเกิดเฟสเฟอไรต์เพิ่มขึ้นกลายเป็นโครงสร้างจุลภาคระหว่างผสมออสเทนิติก และเฟอไรต์หรือโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ การเติมนิกเกิลยังคงทำให้โครงสร้างเป็นออสเทนิติก และในกรณีที่เติมทั้งสองธาตุจะทำให้เกิดโครงสร้างเป็นแบบดูเพล็กซ์ หลังจากการทดสอบออกซิเดชันพบว่า การเติมแต่ละธาตุล้วนแต่ช่วยทำให้อัตราการเกิดออกไซด์ลดลงทั้งสิ้น โดยเฉพาะการเติมโครเมียมจะให้ผลดีที่สุด ทั้งนี้การเติมธาตุผสมมีส่วนทำให้สารประกอบของชั้นฟิล์มเกิดการเปลี่ยนแปลง จากเดิมที่พบเพียงชั้นฟิล์ม Cr_2O_3 แต่ภายหลังจากการเติมธาตุผสมลงไปจะพบสารประกอบ Fe_2O_3 , $(Fe_{0.6}Cr_{0.4})_2O_3$, $NiFe_2O_4$ และ $NiCr_2O_4$ เพิ่มขึ้นมาจากสารประกอบเดิม ส่วนอัตราการเกิดออกไซด์ของชั้นฟิล์มส่วนใหญ่จะเป็นไปตามอัตรากฎพาราโบลิก $W = kt^n$ โดย W = น้ำหนักที่เพิ่มขึ้น (g/cm^2), t = เวลา (s), k คือ ค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยา ค่า n หมายถึงกลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ ถ้ามีค่าเป็น 0.5 กลไกปฏิกิริยาเป็นแบบพาราโบลิก การทดลองนี้ค่า n อยู่ในช่วง 0.44 - 0.88 กรณีที่ค่า n สูงกว่า 0.5 มากเช่น ที่ส่วนผสมโครเมียม 19.78 และนิกเกิล 13.66 ค่า $n = 0.88$ กลไกการเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์จะเป็นแบบผสมระหว่างลอการิทึมและพาราโบริก ทั้งนี้สันนิษฐานว่าเป็นผลมาจากความแตกหักหลุดร่อนออกไปของชั้นฟิล์มออกไซด์ซึ่งจะไม่สอดคล้องกับกลไกการเกิดปฏิกิริยาแบบพาราโบลิก

ภาควิชา วิศวกรรมโลหการ

ลายมือชื่อนิสิต

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ

ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

ปีการศึกษา 2556

#5370386421 :MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEYWORDS: AUSTENITIC STAINLESS STEEL/316L / CHROMIUM / NICKEL /

OXIDATION / CORROSION

ORNIN SRIHAKULUNG: EFFECT OF CHROMIUM AND NICKEL ADDITION IN 316 L STAINLESS STEEL PRODUCED BY CASTING ON MICROSTRUCTURE AND OXIDATION RESISTANCE. ADVISOR: PANYAWAT WANGYOA, Ph.D., 4 pp.

This research work had studied and investigated the effects of chromium and nickel additions in austenitic stainless steel grade 316L for chemical modification on microstructures and oxidation resistances, especially at elevated temperatures of 800 °C and 900 °C. The element additions for alloying modifications were performed by adding 1) chromium for 2, 4, 6, 8 and 10%, 2) Nickel 2, 4, 6, 8 and 10% and nickel + chromium (50:50) for 1, 2, 3, 4 and 5% by weight and casted by arc melting furnace under vacuum atmosphere. Then the received specimens after arc melting process were examined by chemical spectrometer before evaluating and analyzing the obtained microstructures after casting. Finally, oxidation tests at temperatures of 800°C and 900°C for 100 hours were carried out for all alloyed specimens to evaluate the types of oxide film and oxidation rate with its kinetics. From all received results of microstructure analysis, it was found that 1) chromium additions resulted in duplex microstructures, 2) nickel additions provided austenitic microstructures and 3) both nickel and chromium additions provided also duplex microstructures with more ferrite phase formation. The results of oxidation tests show that all types of alloying addition in stainless steel 316L provided better oxidation resistances resulting in lower oxidation weight gain, especially with chromium additions. From oxide film analysis, it was found that not only Cr_2O_3 film formation was found but also Fe_2O_3 , $(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$, NiFe_2O_4 and NiCr_2O_4 were observed in oxidation film layers of all alloyed specimens. Oxide formation in most cases obey the parabolic law, which $W = kt^n$. W = weight gain (g/cm^2), t = time (s), k = parabolic rate coefficient and n = the growth rate of oxide film reaction ($n=0.5$ for parabolic). From the intensive result analysis, it was found that the value of n is between 0.44 - 0.88. In cases of value of n is significantly higher than 0.5 such as $n = 0.88$ in 13.96% Cr and 13.87% Ni, the oxide film kinetic is found to be the combination of logarithm and parabolic. This might occur due to the oxide film fracture and spallation leading to higher rate of new oxide formation, which did not obey the only parabolic law.

Department: Metallurgical Engineering Student's Signature

Field of Study: Metallurgical Engineering Advisor's Signature

Academic Year: 2013

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยคำแนะนำและความช่วยเหลือของอาจารย์ ดร. ปัญญวัชร วังยาว ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงที่ท่านได้อบรมสั่งสอน ถ่ายทอดความรู้ คำแนะนำทั้ง ลำดับขั้นตอนการทำงาน วิธีการคิดการแก้ไขปัญหา การชี้แนะแนวทางการดำเนินงานวิจัย รวมทั้งตรวจสอบวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ ขอขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์ ศรีเจริญชัยซึ่งเป็นประธานคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร. กอบบุญ หล่อทองคำ ซึ่งเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ อีกทั้งยังได้ให้คำแนะนำ การสั่งสอนในเรื่องการเขียนงานวิจัย ทำให้รู้จักการคิด วิเคราะห์ข้อมูล รวมไปถึงการเอาใจใส่ในรายละเอียดของงานวิจัยตลอดเวลาและดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต ซึ่งเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ภายนอกมหาวิทยาลัยที่สละเวลาเพื่อเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์และให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ต่องานวิทยานิพนธ์นี้ขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ให้ความรู้ทั้งในตำราและการใช้ชีวิตประจำวัน รวมทั้งคอยให้กำลังใจข้าพเจ้าจนกระทั่งสำเร็จการศึกษาระดับปริญญามหาบัณฑิต ขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่านที่ให้คำแนะนำและอำนวยความสะดวกแก่ข้าพเจ้ามาโดยตลอด ขอขอบพระคุณคุณจินดา คุณภานุ เวทยานุกุล และบุคลากรของหน่วยวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีวัสดุผง ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่ให้ความกรุณาในการเผื่อนี้กชิ้นงานในเตาไฮโดรเจน ขอขอบพระคุณ คุณญดา พลเสน คุณนิรุช บุญชูและคุณอัฒม์ธนดล ประภาจรัสวงศ์ที่คอยแนะนำเรื่องการทดสอบและขึ้นรูปชิ้นงาน รวมไปถึงคุณสุภารัตน์ อุดมเลิศปรีชาและคุณสุเมธี ไพโรพฤกษ์ที่ช่วยในการหลอมชิ้นงานโดยใช้เครื่อง Arc furnace งานวิทยานิพนธ์นี้สำเร็จได้ด้วยดี ขอขอบพระคุณทุน 90 ปี จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กองทุนรัชดาภิเษกสมโภช ที่ให้ทุนการศึกษาแก่ข้าพเจ้าเป็นค่าใช้จ่ายอุดหนุนงานวิจัยในการศึกษาระดับปริญญา มหาบัณฑิต สุดท้ายนี้ขอกราบขอบพระคุณบิดามารดาอันเป็นที่เคารพรักของข้าพเจ้าที่คอยให้ความรัก กำลังใจ และสนับสนุนด้านการศึกษามาโดยตลอด และขอขอบคุณเพื่อนๆ พี่น้องที่ร่วมศึกษาในระดับปริญญา มหาบัณฑิต ที่ให้ความช่วยเหลือในด้านต่างๆ กับข้าพเจ้าเป็นอย่างดีเสมอมา

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญภาพ	ฌ
สารบัญตาราง.....	๗
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย	2
บทที่2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	3
2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเหล็กกล้าไร้สนิม	3
2.2 โครงสร้างจุลภาคปฐภูมิของเหล็กกล้าไร้สนิม	4
2.3 อิทธิพลจากการเติมธาตุในเหล็กกล้าไร้สนิม	5
2.4 เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนิติก (Austenitic Stainless Steels).....	10
2.5 เหล็กกล้าไร้สนิม AISI316L.....	11
2.6 ลักษณะการขึ้นรูปของ 316L	13
2.7 พฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง (Oxidation Behavior).....	20
2.8 ปัจจัยที่มีต่อสมบัติทางกล	27
บทที่ 3 วิธีการดำเนินการวิจัย	33
3.1 วัตถุประสงค์	33
3.2 อุปกรณ์ในการทดลอง.....	33

3.3 เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์	33
3.4 ขั้นตอนการทดลอง	33
บทที่ 4 ผลการทดลองและการอภิปราย	37
4.1 การคาดการณ์ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่เบื้องต้น	37
	หน้า
4.2 ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่	38
4.3 การทดสอบออกซิเดชัน	46
4.4 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและส่วนประกอบของชั้นฟิล์มหลังจากการทดสอบออกซิเดชัน	58
4.5 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มโดยเทคนิค XRD	64
4.6 การพิจารณาการทดสอบทางกลของชิ้นงาน	66
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	69
5.1 สรุปผลการทดลอง	69
5.2 ข้อเสนอแนะ	70
รายการอ้างอิง	70
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์	80

สารบัญรูปภาพ

หน้า

รูปที่ 2.1	เกรตของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เป็นผลจากการเติมธาตุผสมชนิดต่าง ๆ [5].....	4
รูปที่ 2.2	ความสัมพันธ์ระหว่าง Cr_{eq} และ Ni_{eq} ในแผนภูมิเชฟเฟอร์ (Shaeffler) [7]	5
รูปที่ 2.3	แผนภูมิสมดุลโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก-โครเมียมที่อุณหภูมิต่าง ๆ [9].....	6
รูปที่ 2.4	ผลการเติมโครเมียมกับอัตราการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิต่าง ๆ [10].....	7
รูปที่ 2.5	แผนภูมิสมดุลโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก-นิกเกิลที่อุณหภูมิต่าง ๆ [11]	8
รูปที่ 2.6	ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณนิกเกิลที่เพิ่มขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักที่เวลาใด ๆ [10].....	9
รูปที่ 2.7	แผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบของเหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล ที่แสดงเส้นทางอุณหภูมิการหลอมเหลว [13].....	9
รูปที่ 2.8	แผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบของเหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล [13]	10
รูปที่ 2.9	โครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก [15]	12
รูปที่ 2.10	เกรตของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกภายหลังการเติมธาตุผสมต่าง ๆ [16]	13
รูปที่ 2.11	กระบวนการขึ้นรูปโลหะผงโดยทั่วไป 1) การผสมผงโลหะ, 2) การอัด, 3) การเผาผนึก a) แสดงให้เห็นลักษณะของอนุภาคในแต่ละช่วยกระบวนการผลิต b) แสดงให้เห็นถึงกระบวนการผลิตและชิ้นงานที่ได้ [18].....	15
รูปที่ 2.12	กระบวนการอัดของผงโลหะ 1) การเติมผงโลหะยังช่องว่างของแม่พิมพ์โดยระบบการป้อนอัตโนมัติ, 2) การอัดเริ่มต้น, 3) ตำแหน่งสุดท้ายของตัวอัดด้านบนและด้านล่างภายหลังจากทำการอัด และ 4) กระบวนการการนำเอาชิ้นงานออก	16
รูปที่ 2.13	กระบวนการเผาผนึกในระดับโครงสร้างอนุภาค 1) จุดเริ่มต้นของจุดสัมผัสของแต่ละอนุภาค, 2) จุดสัมผัสเริ่มขยายกลายเป็นคอด, 3) ช่องว่างระหว่างอนุภาคมีขนาดลดลง และ 4) บริเวณขอบเกรนของอนุภาคมีการพัฒนามาจากคอดของแต่ละอนุภาค.....	17
รูปที่ 2.14	การวิเคราะห์ห้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของผิวชิ้นงาน P/M316L ที่ผ่านการเผาหลอมที่อุณหภูมิ 1,200, 1,250 และ 1,300 องศาเซลเซียสภายหลังจากผ่านการทดสอบแรงดึง [20]	18

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผง 316L ที่อุณหภูมิหลอมพ่น 1,200, 1,250 และ 1,300 องศาเซลเซียส [20]	19
รูปที่ 2.16 เตาหลอมและส่วนประกอบต่าง ๆ ของเตาอาร์กสัณญากาศ [22].....	20
รูปที่ 2.17 เฟสเฟร์ไรต์บนเนื้อพื้นเฟสออสเทนไนต์ มีรูปร่างของเดนไดรฟ์ปรากฏให้เห็นหลังจากการกัดกรวดโดยใช้ Glyceregia ที่กำลังขยาย 100 เท่า [13]	22
รูปที่ 2.18 แผนภูมิ Grobner แสดงปัจจัยด้านอุณหภูมิ และปริมาณนิกเกิลต่อเฟสที่เกิดขึ้น [23] ...	23
รูปที่ 2.19 แผนภูมิของ Ellingham/Richardson [16]	25
รูปที่ 2.20 การเกิดออกไซด์ ณ ช่วงเวลาใด ๆ ในกรณีที่เป็นไปตามกลไกการเกิดแบบลอกการิทึม [10]	26
รูปที่ 2.21 การเกิดออกไซด์ ณ ช่วงเวลาใด ๆ ในกรณีที่เป็นไปตามกลไกการเกิดแบบเส้นตรงและกลไกการเกิดแบบพาราโบลิก [10]	28
รูปที่ 2.22 แผนภูมิเฟส Fe-Cr-Ni แสดงการเกิดเฟสที่เหล็กร้อยละ 70 (โดยน้ำหนัก) [25]	32
รูปที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของทิศทางระหว่างการเกิดการเริ่มแข็งตัวของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิค Fe-Cr-Ni ก) การโตของเฟสออสเทนนิคที่ระนาบการแข็งตัวของเหล็กกล้าไร้สนิมและของเหลว และ ข) การโตแบบ cellular/dendritic	32
รูปที่ 2.24 การขยายตำแหน่ง 1 ก) การเกิดโครเมียมและโมลิบดีนัมคาร์ไบด์ที่โครงสร้างยูเทคติก และ ข) ภาพขยายของเฟสโครเมียมและโมลิบดีนัมคาร์ไบด์.....	33
รูปที่ 2.25 ทิศทางการเกิดของโครงสร้าง dendritic ($f_s \sim 0.7$) ณ ที่อัตราการโตของเกรน 1 เซนติเมตรต่อชั่วโมง (ตำแหน่งที่ 5 และ 7 บ่งบอกถึงตำแหน่งตรงกลางที่เกิดเดนไดรฟ์, ตำแหน่งที่ 6 เป็นตำแหน่งระหว่างการเกิดเดนไดรฟ์ [24].....	33
รูปที่ 2.26 โหมดการแข็งตัวในแบบต่าง ๆ ในภาคตัดแนวขวางของเหล็กกล้า Fe-Cr- Ni โดยเป็นผลในสถานะอุณหภูมิห้อง [26].....	34

สารบัญรูปร่างภาพ (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 2.27 โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก, ทิศทางของการแข็งตัวในแนวตั้ง เฟร์ไรต์เฟส จะเป็นเฟสที่มีสีเข้มกว่า ก) Skeletal ferrite ข) Lathy หรือ lacy ferrite ค) Acicular หรือ Widmanstätten Austenite ง) Globular จ) Cellular primary Austenite และ intercellular eutectic ferrite.....	35
รูปที่ 3.1 เตาเผาหลอมแบบสุญญากาศ (Vacuum sintering furnace)	38
รูปที่ 3.2 เตาอาร์กสุญญากาศ (Arc Melting furnace) และแม่พิมพ์ที่ใช้ในการหล่อ.....	38
รูปที่ 3.3 เครื่องวัดความแข็งแบบ Rockwell สเกล B.....	40
รูปที่ 4.1 ค่าที่ได้จากการคำนวณ Cr_{eq} และ Ni_{eq} ของชิ้นงานทั้งหมด [28]	41
รูปที่ 4.2 ชิ้นงานก่อนและหลังหล่อโดยเตาอาร์กสุญญากาศ	42
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายหลังกระบวนการหล่อโดยเตาอาร์ก สุญญากาศที่กำลังขยาย 100 เท่าและ 400 เท่า	43
รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่อง กราดและวิเคราะห์ห้องประกอบทางเคมีโดยเทคนิค EDS.....	44
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยลำดับโดยน้ำหนักและหล่อโดยเตาอาร์กสุญญากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า.....	45
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์ห้องประกอบทางเคมีโดย เทคนิค EDS	46
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักและหล่อโดยเตาอาร์กสุญญากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า	47
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์ห้องประกอบทางเคมีด้วย เทคนิค EDS	48

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิลในปริมาณร้อยละ 1-5 โดยน้ำหนักและหล่อโดยเตาอาร์กสฤณอากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า 49

รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมโครเมียมกับนิกเกิลในปริมาณร้อยละ 1 - 5 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค EDS..... 50

รูปที่ 4.11 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 6 และ 10 โดยน้ำหนัก..... 52

รูปที่ 4.12 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ต่อพื้นที่ผิว ณ ช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส 53

รูปที่ 4.13 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ต่อพื้นที่ผิว ณ ช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส 53

รูปที่ 4.14 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 6 และ 10 โดยน้ำหนัก 55

รูปที่ 4.15 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส 57

รูปที่ 4.16 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส 57

รูปที่ 4.17 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมและนิกเกิลอย่างละร้อยละ 1 3 และ 5 โดยน้ำหนัก..... 59

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 4.18 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติม 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์โครเมียม และ 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์นิกเกิล ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส.....	60
รูปที่ 4.19 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติม 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์โครเมียม และ 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์นิกเกิล ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส.....	60
รูปที่ 4.20 การเปรียบเทียบอัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 นิกเกิลร้อยละ 10 และโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส.....	62
รูปที่ 4.21 การเปรียบเทียบอัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 นิกเกิลร้อยละ 10 และโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส.....	63
รูปที่ 4.22 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส.....	64
รูปที่ 4.23 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสวิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping จากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....	64
รูปที่ 4.24 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ทดสอบออกซิเดชัน 100 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสตามลำดับ.....	65
รูปที่ 4.25 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping จากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด	66

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

หน้า

รูปที่ 4.26 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมหาตุผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดย น้ำนักถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส	67
รูปที่ 4.27 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมหาตุผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping.....	67
รูปที่ 4.28 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมหาตุผสมโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำนักถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ที่ อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส.....	68
รูปที่ 4.29 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมหาตุผสมโครเมียมร้อยละ 5 โดยน้ำนักและนิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping	69
รูปที่ 4.30 ผลการทดสอบโดยเทคนิค X-Ray Diffractometer.....	70
รูปที่ 4.31 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L กับ ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมหาตุผสมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10, นิกเกิล ร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 และโครเมียมนิกเกิลอย่างละ 1 2 3 4 และ 5 โดยน้ำนัก ...	73

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316 [17].....	13
ตารางที่ 2.2 มาตรฐานการเรียกชื่อของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L [16].....	13
ตารางที่ 2.3 มาตรฐานการทดสอบการกัดกร่อนรูปแบบต่าง ๆ ของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L [16]....	14
ตารางที่ 2.4 ค่าอุณหภูมิและเวลาที่เผาผนึกของผงโลหะ [19].....	17
ตารางที่ 2.5 ค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นงาน P/M316L ณ ที่อุณหภูมิต่าง ๆ [20].....	19
ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมที่ใช้ในการทดลอง [25].....	31
ตารางที่ 3.1 ปริมาณร้อยละโดยน้ำหนักของผงเหล็กกล้าไร้สนิมที่เป็นชิ้นงานตัวอย่างก่อนที่จะหลอม	37
ตารางที่ 4.1 Cr_{eq} และ Ni_{eq} จากการคำนวณ.....	42
ตารางที่ 4.2 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักในการ ทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง	54
ตารางที่ 4.3 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักในการ ทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง	58
ตารางที่ 4.4 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิลร้อยละ 1 2 3 4 และ 5 โดย น้ำหนักในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็น ระยะเวลา 100 ชั่วโมง.....	61
ตารางที่ 4.5 ค่าความแข็งจากการทดสอบความแข็งโดยเครื่องทดสอบความแข็ง Rockwell สเกล B	72

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

เหล็กกล้าไร้สนิมถือเป็นเหล็กที่ถูกสร้างขึ้นตั้งแต่ยุคเริ่มต้นของศตวรรษที่ 19 โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อแก้ไขปัญหาการกัดกร่อนของเหล็ก ซึ่งในอดีตเหล็กกล้าคาร์บอนมักจะเกิดการกัดกร่อนจากสภาวะแวดล้อมและความชื้นในอากาศ ในปัจจุบันการพัฒนาเหล็กกล้าไร้สนิมยังคงดำเนินต่อไป โดยมีการเพิ่มประสิทธิภาพโดยการมุ่งเน้นพัฒนาทางด้านสมบัติทางเคมี (Chemical property) ซึ่งสามารถทำได้โดยการเติมธาตุผสม ดังเช่น การเติมธาตุโครเมียมเพื่อเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนหรือการเติมนิกเกิลเพื่อเพิ่มความเสถียรของเฟสออสเทนิติก เป็นต้น เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมที่นิยมใช้งานมากที่สุดเพราะโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC (Face Center Cubic) ทำให้คุณสมบัติทางกลโดยเฉพาะการเปลี่ยนรูปได้ง่าย การยึดตัวสูงมีค่าอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงคุณสมบัติระหว่างเหนียวและเปราะ (Ductile Brittle Transition Temperature, DBTT) ต่ำจึงสามารถใช้งานที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิห้องได้ มีคุณสมบัติการเชื่อมที่ดี (Weldability) นอกจากนี้มีคุณสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนในหลาย ๆ สภาวะแวดล้อมที่ยอมรับได้ เหล็กกล้าไร้สนิม 316L จัดเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก ซึ่งมักจะถูกนำมาใช้งานในด้านต่าง ๆ อย่างกว้างขวาง เช่น ภาชนะหรืออุปกรณ์สำหรับอาหารที่ต้องสัมผัสกับสภาวะแวดล้อมที่มีคลอไรด์ เครื่องมือในห้องปฏิบัติการ อุปกรณ์การเดินเรือ ภาชนะใส่สารเคมี เครื่องมือหรือชิ้นส่วนที่เกี่ยวข้องกับการขนส่ง ชิ้นส่วนของเครื่องแลกเปลี่ยนความร้อน เครื่องจักรในการกลึงแร่ เครื่องมือหรือชิ้นส่วนทางการแพทย์ รวมไปถึงชิ้นส่วนน็อต สกรู สปริง การถูกนำมาใช้งานในด้านต่าง ๆ เหล่านี้เป็นผลเนื่องจากสมบัติในการทนต่อการกัดกร่อนที่ดีมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งการป้องกันการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting corrosion) และการกัดกร่อนแบบรอยแยก (Crevice corrosion) ในสภาวะแวดล้อมที่มีคลอไรด์ที่อุณหภูมิสูง รวมไปถึงการทนต่อการแตกร้าวจากแรงเค้นและการกัดกร่อน (Stress corrosion cracking) ที่อุณหภูมิสูงกว่า 60 องศาเซลเซียส

เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ถูกใช้งานในอุตสาหกรรมต่างๆ เป็นจำนวนมาก ระหว่างการใช้งานและหลังการใช้งานเสร็จสิ้นจะเกิดเศษหรือซากของโลหะชนิดนี้จำนวนมาก ดังนั้นผู้วิจัยจึงมี

แนวความคิดในการนำเศษเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เหล่านี้มาขึ้นรูปใหม่ด้วยกระบวนการหล่อขึ้นรูป เพื่อนำเหล็กกล้าไร้สนิมที่เหลือจากกระบวนการใช้งานหรือใช้งานมานานแล้วเสื่อมสภาพนำกลับมาใช้ใหม่อีกครั้ง นอกจากนี้สนใจเพิ่มความสามารถการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L โดยการเพิ่มส่วนผสมทางเคมีเฉพาะธาตุโครเมียมและนิกเกิล งานวิจัยนี้จึงศึกษาผลของการเพิ่มส่วนผสมธาตุทั้งสองต่อโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมที่หล่อจากผงเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก 316L เปรียบเทียบกับเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L ที่ได้จากการหล่อ

1.2 วัตถุประสงค์

- 1.2.1 ตรวจสอบและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อที่เพิ่มปริมาณธาตุโครเมียม ธาตุ นิกเกิล และธาตุโครเมียมกับนิกเกิล จากเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L
- 1.2.2 ตรวจสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เตรียมได้จากข้อ 1.2.1 ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

- 1.3.1 ตรวจสอบและเปรียบเทียบโครงสร้างจุลภาคจากการเพิ่มปริมาณธาตุโครเมียม ธาตุ นิกเกิล และธาตุโครเมียมกับนิกเกิล ในเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L ที่ผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อและผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง
- 1.3.2 เปรียบเทียบความแตกต่างความต้านทานการเกิดออกซิเดชันระหว่างชิ้นงานที่เพิ่มปริมาณธาตุโครเมียม, ธาตุ นิกเกิล และธาตุโครเมียมกับนิกเกิล ในเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L ที่ผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อและผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง
- 1.3.3 ตรวจสอบฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้นที่ผิวของชิ้นงานในข้อ 1.3.1 ที่ผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย

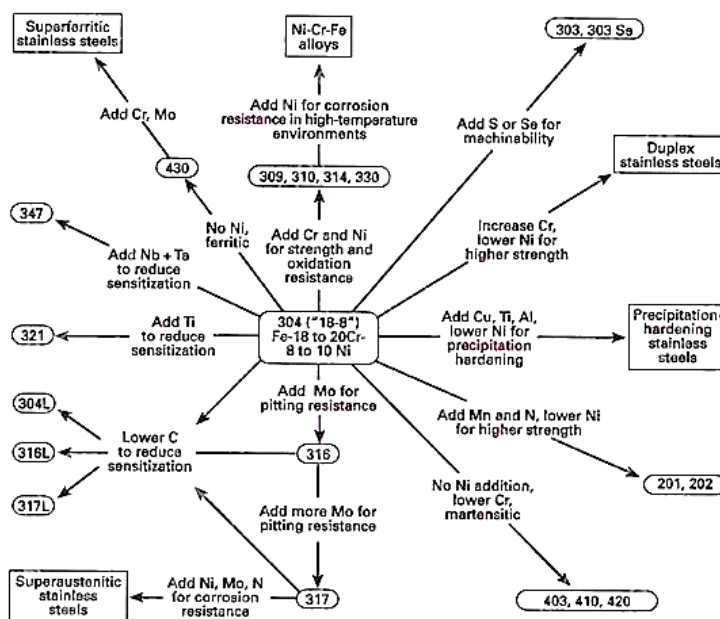
- 1.4.1 ทราบถึงลักษณะการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L ที่เพิ่มส่วนผสมโครเมียม นิกเกิล และโครเมียมกับนิกเกิลที่ผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อ
- 1.4.2 เสนอเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่ที่ทนทานต่อการเกิดออกซิเดชัน
- 1.4.3 เสนอแนวทางการปรับปรุงสมบัติการต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่ผลิตด้วยกรรมวิธีการหล่อเพื่อนำกลับมาใช้ใหม่

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ความรู้เบื้องต้นเกี่ยวกับเหล็กกล้าไร้สนิม

เหล็กกล้าไร้สนิมถือเป็นกลุ่มของเหล็กกล้าที่มีคุณสมบัติในด้านการต้านทานการกัดกร่อนได้เป็นอย่างดี ทั้งนี้เกิดจากการค้นพบของ Harry Brearly ที่สังเกตเห็นคุณสมบัติการต้านทานกัดกร่อนเป็นพิเศษภายหลังจากการเติมธาตุผสมโครเมียมอย่างน้อยร้อยละ 12.8 ลงในโลหะเนื้อพื้นเหล็ก [1-4] รวมไปถึงการเติมธาตุอื่น ๆ อาทิ นิกเกิล โมลิบดีนัม ไทเทเนียม ไนโอเบียม เป็นต้น ดังรูปที่ 2.1 แสดงให้เห็นถึงการเติมธาตุผสมต่าง ๆ จนกระทั่งเกิดเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดต่าง ๆ



รูปที่ 2.1 เกรดของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เป็นผลจากการเติมธาตุผสมชนิดต่าง ๆ [5]

การเติมธาตุผสมชนิดต่าง ๆ ทำให้เกิดเหล็กกล้าไร้สนิมหลากหลายเกรดที่มีคุณสมบัติแตกต่างกันออกไป โดยทั่วไปแล้วเหล็กกล้าไร้สนิมสามารถจัดได้เป็น 5 กลุ่มตามโครงสร้าง ดังนี้

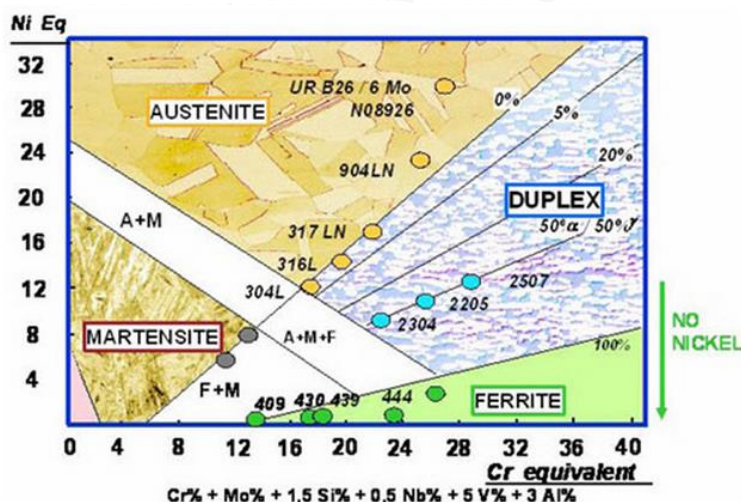
1. เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนิติก (Austenitic Stainless Steels)
2. เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มเฟอร์ริติก (Ferritic Stainless Steels)

3. เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มมาร์เทนซิดิก (Martensitic Stainless Steels)
4. เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มดูเพล็กซ์ (Duplex Stainless Steels)
5. เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มชุบแข็งโดยกลไกการตกตะกอน (Precipitation Hardening Stainless Steels)

2.2 โครงสร้างจุลภาคปฐมภูมิของเหล็กกล้าไร้สนิม

โดยทั่วไปธาตุผสมหลักของเหล็กกล้าไร้สนิม คือ **โครเมียม** ที่มีหน้าที่หลักในการสร้างชั้นฟิล์มที่ช่วยป้องกันการกัดกร่อน นอกจากนี้โครเมียมยังทำให้เฟสเฟอร์ไรต์หรือแอลฟาเสถียร (Ferrite stabilizer) เช่นเดียวกับกลุ่มของธาตุ โมลิบดีนัม ซิลิคอนและไนโอเบียม ธาตุผสมหลักอีกชนิด คือ **นิกเกิล** ซึ่งถือเป็นธาตุหลักในการช่วยปรับปรุงสมบัติการขึ้นรูปและการใช้งานที่อุณหภูมิสูง โดยจะทำให้เฟสออสเทนไนต์หรือแกมมามีความเสถียร (Austenite Stabilizer) นอกจากนี้นิกเกิลที่ทำให้โครงสร้างออสเทนไนต์เสถียรแล้วยังมีธาตุอื่นที่ช่วยให้โครงสร้างชนิดนี้เสถียร เช่น แมงกานีส คาร์บอน และไนโตรเจน เป็นต้น

การศึกษาผลของธาตุต่อโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม ดูได้จากแผนภูมิเชฟเฟอร์ (Shaeffler Diagram) [6] ที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างผลรวมของธาตุในรูปแบบของค่าโครเมียมเทียบเท่า (Chromium equivalent, Cr_{eq}) ที่ทำให้เฟสเฟอร์ไรต์เสถียร ต่อผลรวมของค่านิกเกิลเทียบเท่า (Nickel equivalent, Ni_{eq}) ที่ทำให้เฟสออสเทนไนต์เสถียร ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 ความสัมพันธ์ระหว่าง Cr_{eq} และ Ni_{eq} ในแผนภูมิเชฟเฟอร์ (Shaeffler) [7]

แผนภูมิเฟสเลอร์ใช้ทำนายโครงสร้างจุลภาคของเนื้อเชื่อมเหล็กกล้าไร้สนิมที่เย็นตัวในอากาศ ค่าโครเมียมเทียบเท่าและค่านิกเกิลเทียบเท่าในแผนภูมิเฟสเลอร์คำนวณได้จาก [8]

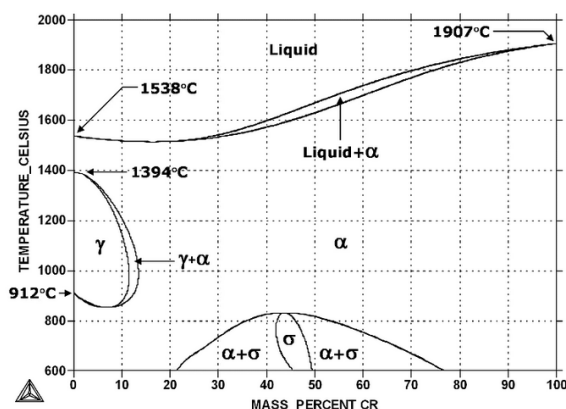
$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb \quad (2.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn \quad (2.2)$$

2.3 อิทธิพลจากการเติมธาตุในเหล็กกล้าไร้สนิม

การเติมธาตุผสมในเหล็กกล้าไร้สนิมจะมีผลต่อโครงสร้าง สมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมโดยตรง ธาตุที่นิยมเติมในเหล็กกล้าไร้สนิมเพื่อทำการปรับปรุงคุณสมบัติมีหลายชนิด ได้แก่ โครเมียม นิกเกิล โมลิบดีนัม แมงกานีส ซิลิคอน คาร์บอนและไนโตรเจน โดยการเติมธาตุแต่ละประเภทจะส่งผลกระทบต่อเหล็กกล้าไร้สนิมโดยมีรายละเอียดต่างๆ ดังนี้

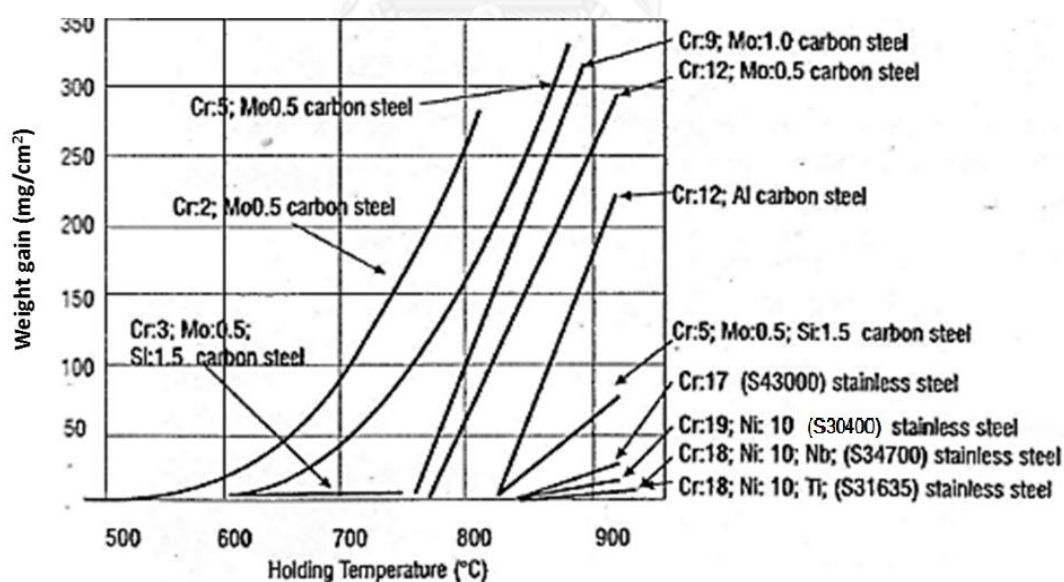
2.3.1 โครเมียม (Chromium; Cr) การเติมธาตุโครเมียมจะช่วยให้เหล็กกล้าไร้สนิมทนต่อการกัดกร่อนได้สูงขึ้น ทั้งนี้เป็นผลมาจากการสร้างชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ชั้นที่บริเวณผิวเหล็กกล้าไร้สนิม ชั้นฟิล์มนี้มีหน้าที่ในการป้องกันความชื้น และสารละลายต่าง ๆ ไม่ให้สัมผัสถูกเนื้อโลหะ ซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้เกิดการกัดกร่อนตามมา นอกจากนี้ โครเมียมยังเป็นธาตุที่ทำให้โครงสร้างเหล็กเกิดการเปลี่ยนแปลง ดังรูปที่ 2.3 แสดงแผนภูมิสมดุลโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก - โครเมียมที่อุณหภูมิต่าง ๆ จะเห็นได้ว่า เมื่อเพิ่มปริมาณโครเมียมที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ BCC (Body center cubic) มากขึ้นจะทำให้เหล็กมีโครงสร้างเปลี่ยนไปจากเฟสออสเทนไนต์ (γ) กลายเป็นเฟสเฟอร์ไรต์ (α) แสดงว่าโครเมียมเป็นธาตุที่มีส่วนช่วยทำให้เฟสเฟอร์ไรต์มีความเสถียรมากขึ้น (Ferrite Stabilizer) [6]



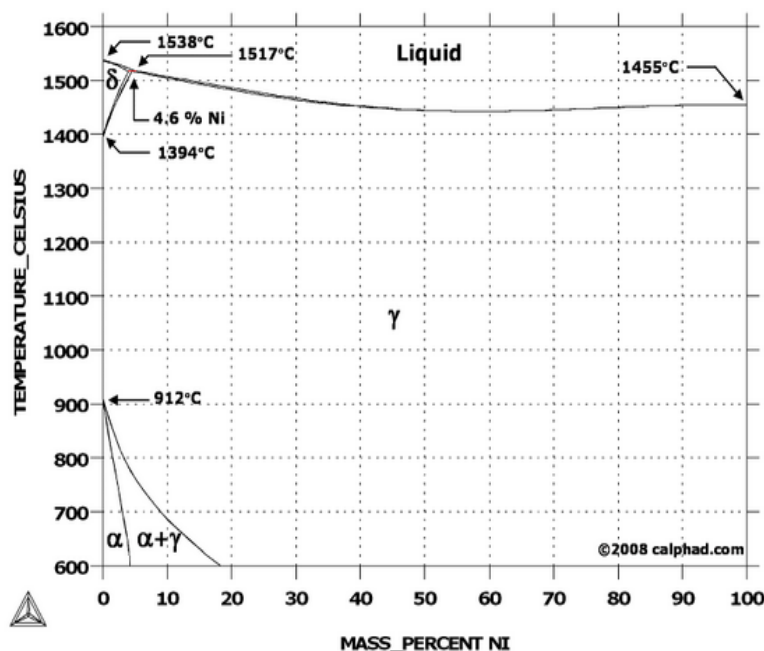
รูปที่ 2.3 แผนภูมิสมดุลโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก-โครเมียมที่อุณหภูมิต่าง ๆ [9]

โดยจากภาพที่อุณหภูมิตั้งแต่ 912 - 1,394 องศาเซลเซียส ในกรณีที่มีปริมาณโครเมียมสูงกว่าร้อยละ 13 โดยน้ำหนัก โครเมียมจะเป็นตัวที่จำกัดโครงสร้างของเฟสออสเทนไนต์หรือแกมมาให้อยู่ในกรอบ (γ loop) แผนภูมิเหล็ก-โครเมียมแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างเริ่มมีเฟสเฟอไรต์ เกิดขึ้นในช่วงแคบ ๆ ของ ($\gamma + \alpha$) เป็นช่วงที่มีโครเมียมอยู่ระหว่างร้อยละ 12-13 โดยน้ำหนัก นอกจากนี้อาจพบซิกมาเฟส (σ) ซึ่งเป็นสารประกอบเชิงโลหะ (intermetallic FeCr compound) เกิดมาจากการรวมตัวของเหล็กและโครเมียม (Fe-Cr alloys) เช่นในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 316 หรือ AISI 310 เฟสนี้จะส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม เช่น ความเหนียวและความต้านทานการกัดกร่อน ซึ่งมีหลายงานวิจัยที่กล่าวถึงเรื่องดังกล่าว

โครเมียมจัดว่าเป็นอีกหนึ่งธาตุที่ถูกลำมาศึกษาในด้านการต้านทานการกัดกร่อนในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูง [10] เพราะชั้นฟิล์มของโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) จะช่วยป้องกันการเกิดออกซิเดชันโดยการเป็นตัวแทรกระหว่างเนื้อโลหะชั้นในกับอุณหภูมิภายนอกที่สูง โดยในกรณีที่เติมโครเมียมสูง ยิ่งเป็นการช่วยป้องกันการกัดกร่อนโดยทำให้ปริมาณการเกิดออกซิเดชันลดลง ดังรูปที่ 2.4

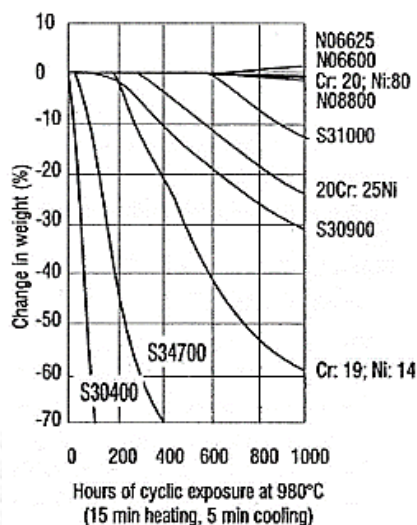


รูปที่ 2.4 ผลการเติมโครเมียมกับอัตราการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิต่าง ๆ [10]



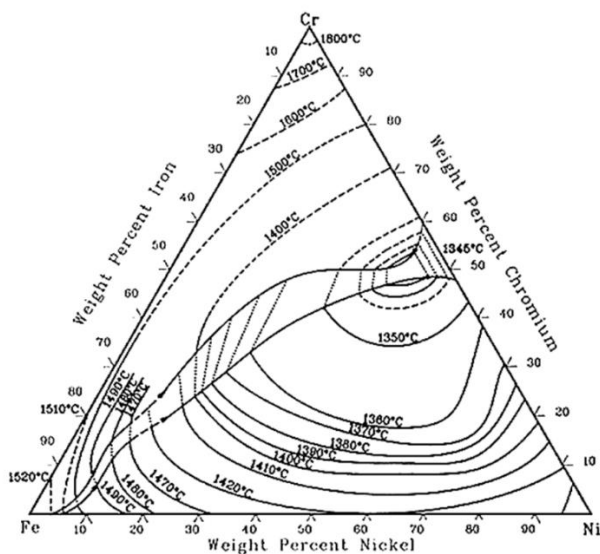
รูปที่ 2.5 แผนภูมิสมดุลโครงสร้างจุลภาคของเหล็ก-นิกเกิลที่อุณหภูมิต่าง ๆ [11]

ในสภาวะที่อุณหภูมิและความดันปกติ นิกเกิลจะสร้างชั้นออกไซด์เพียงชนิดเดียว คือ นิกเกิลออกไซด์ (NiO) ออกไซด์ชนิดนี้จะเป็นชนิด p-type ซึ่งจะไปแทรกระหว่างอะตอมของโลหะ โดยเฉพาะที่บริเวณผิวด้านนอกของชิ้นงาน ดังนั้น ลักษณะของกลไกการเกิดออกไซด์ชั้นนี้ จะเกิดเพียงด้านนอกของชิ้นงาน ซึ่งเป็นบริเวณที่เกิดการแพร่ระหว่างไอออนและอิเล็กตรอน แตกต่างจากสภาวะที่อุณหภูมิสูง ซึ่งจะเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์เพียงชนิดเดียว นอกจากนี้ การเกิดชั้นฟิล์มจะทำให้อัตราการเกิดออกไซด์ชั้นเป็นไปตามกลไกการเกิดแบบพาราโบลิก (parabolic rate constant) [12] ในกรณีที่เติมนิกเกิลมาก จะช่วยให้ชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นมีความเข้มข้นของนิกเกิลเพิ่มมากขึ้น ปริมาณความเข้มข้นของนิกเกิลที่เพิ่มขึ้นจะช่วยให้การยึดติดของชั้นฟิล์มออกไซด์ดียิ่งขึ้น เป็นผลทำให้อัตราการเกิดออกไซด์ชั้นลดลง ดังภาพที่ 2.6 ซึ่งจะกล่าวรายละเอียดต่อไปภายหลัง



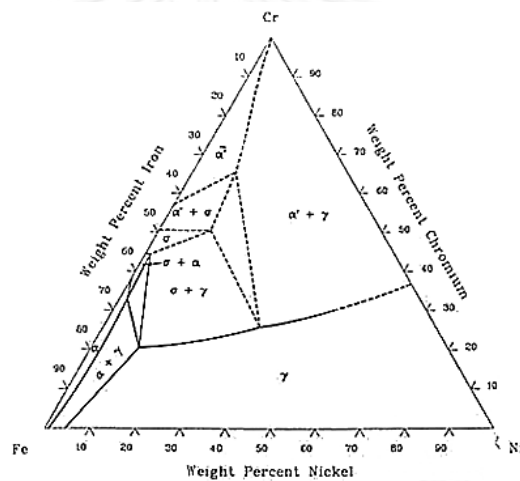
รูปที่ 2.6 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณนิกเกิลที่เพิ่มกับการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักที่เวลาใด ๆ [10]

เนื่องจากเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เป็นเหล็กกล้าที่มีธาตุผสมหลักเป็น เหล็ก โครเมียมและนิกเกิล ดังนั้นในการพิจารณาเรื่องการเย็นตัวหรือลักษณะโครงสร้างต่าง ๆ มักถูกพิจารณาจากแผนภาพของธาตุทั้ง 3 ชนิด ดังรูปที่ 2.7 ที่แสดงให้เห็นถึงแผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบ (Ternary Phase Diagram) ของเหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล (Cr-Fe-Ni) ซึ่งแสดงให้เห็นจุดหลอมเหลวของธาตุแต่ละชนิด และช่วงอุณหภูมิในการเย็นตัวของแต่ละส่วนผสมตามร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุทั้งสาม

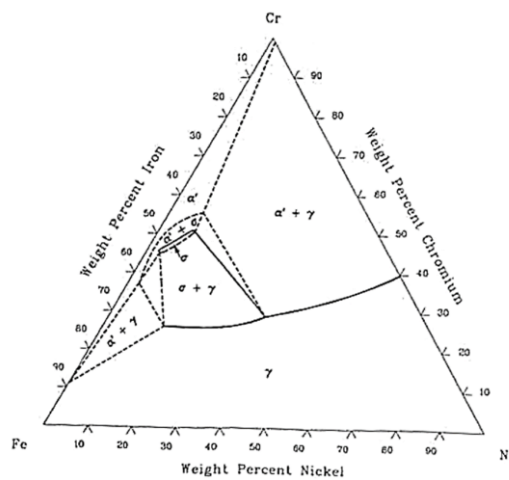


รูปที่ 2.7 แผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบของเหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล ที่แสดงเส้นทางอุณหภูมิการหลอมเหลว [13]

การศึกษาช่วงอุณหภูมิใด ๆ (Isothermal) ดังรูปที่ 2.8 ก และ ข ที่แสดงให้เห็นการเย็นตัวของอุณหภูมิที่ 800 และ 900 องศาเซลเซียสตามลำดับ จากแผนภูมิจะเห็นเฟสที่เกิดขึ้นได้อย่างชัดเจนในช่วงของส่วนผสมใด ๆ ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นประกอบไปด้วย $\alpha = (\alpha\text{Fe, Cr})$ และ $\gamma = (\gamma\text{Fe, Ni})$ ในบางพื้นที่จะเห็นได้ว่าจะเกิดสารละลายของแข็งที่มีเฟสทั้งสองชนิดรวมกัน หรือเกิดการละลายระหว่างธาตุผสมจนเกิดเป็นเฟสใหม่ เช่น α' และ σ ซึ่งเฟสของสารละลายของแข็งชนิดนี้อาจส่งผลเสียต่อคุณสมบัติเชิงกลและสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิม ดังที่ได้กล่าวมาเบื้องต้น ดังนั้นการศึกษาหรือพิจารณาถึงแผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบ (Ternary phase diagram) จะช่วยให้สามารถปรับธาตุผสม หรืออุณหภูมิที่เสี่ยงต่อการเกิดเฟสหรือโครงสร้างที่เราไม่ต้องการได้ล่วงหน้า



ก) อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



ข) อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

รูปที่ 2.8 แผนภูมิเฟส 3 องค์ประกอบของเหล็ก-โครเมียม-นิกเกิล [13]

2.3.3 โมลิบดีนัม (Molybdenum; Mo) โมลิบดีนัมเป็นธาตุที่ช่วยให้เหล็กกล้าไร้สนิมมีการต้านทานการกัดกร่อนที่ดีขึ้น ทั้งแบบที่เกิดทั่วพื้นผิวและเฉพาะจุด โมลิบดีนัมเป็นธาตุผสมที่มีส่วนอย่างมากในการช่วยเสริมทำให้เกิดเฟสเฟอไรต์ และยังเป็นเฟสทุติยภูมิ (Secondary phase) เช่น σ (ซิกมาเฟส) ในเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดต่าง ๆ อาทิ เฟอริติก ดูเพล็กซ์และออสเทนนิติก ในกรณีเหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติก โมลิบดีนัมจะช่วยเพิ่มความแข็งที่อุณหภูมิเทมเปอร์ิง (Tempering Temperature) จากการตกตะกอนคาร์ไบด์ [12]

2.3.4 แมงกานีส (Manganese; Mn) แมงกานีสทำหน้าที่เพิ่มความเหนียวที่อุณหภูมิสูง (Hot Ductility) แต่เนื่องจากแมงกานีสมีผลต่อสัดส่วนสมดุลของเฟสเฟอไรต์กับออสเทนไนต์ จึงทำให้สัดส่วนเปลี่ยนไปตามอุณหภูมิ โดยเมื่ออยู่ที่อุณหภูมิต่ำแมงกานีสจะเป็นธาตุที่ช่วยให้เฟสออสเทนไนต์เสถียร แต่เมื่ออยู่ที่อุณหภูมิสูง แมงกานีสจะกลายเป็นธาตุที่ช่วยให้เฟสเฟอไรต์เสถียร นอกจากนี้ แมงกานีสทำให้ความสามารถในการละลายของไนโตรเจนสูงขึ้น จึงทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกมีปริมาณของไนโตรเจนละลายอยู่ในปริมาณที่สูงขึ้น [12]

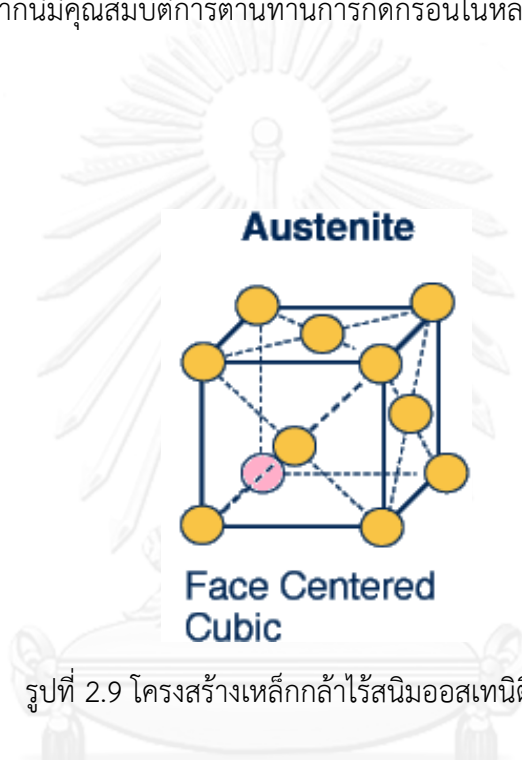
2.3.5 ซิลิคอน (Silicon; Si) ซิลิคอนเป็นตัวเพิ่มความสามารถด้านการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง อีกทั้งยังเป็นธาตุที่ช่วยให้เกิดเฟสเฟอไรต์ด้วย [12]

2.3.6 คาร์บอน (Carbon; C) คาร์บอนเป็นธาตุผสมที่ช่วยเสริมเฟสออสเทนไนต์ และทำให้เฟสออสเทนไนต์เสถียรสูงธาตุหนึ่ง มีส่วนช่วยในการเพิ่มความแข็งแรง แต่คาร์บอนเป็นตัวที่ทำให้เกิดการกัดกร่อนที่ขอบเกรน (Intergranular Corrosion) ในเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอริติก ดังนั้นหากปริมาณคาร์บอนสูง จะทำให้ความแข็งแรงสูงแต่ความต้านทานการกัดกร่อนลดลงอย่างมาก สำหรับในเหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติกและดูเพล็กซ์นั้น คาร์บอนจะช่วยเพิ่มความแข็ง แต่ในเหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติก เมื่อความแข็งแรงและความแข็งเพิ่มขึ้นจะทำให้ความแกร่งลดลง [10, 12]

2.3.7 ไนโตรเจน (Nitrogen; N) ไนโตรเจนก็เป็นธาตุผสมที่ช่วยเสริมเฟสออสเทนไนต์และช่วยรักษาเสถียรภาพของเฟสชนิดนี้ที่สูงอีกธาตุหนึ่ง ไนโตรเจนช่วยเพิ่มการต้านทานการกัดกร่อนเฉพาะจุด (Localized Corrosion) โดยเฉพาะเมื่อรวมกับโมลิบดีนัม สำหรับเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดเฟอริติก ไนโตรเจนจะลดความแกร่งและความต้านทานการกัดกร่อนอย่างมาก แต่ถ้าในเหล็กกล้าไร้สนิมประเภทมาร์เทนซิติกและดูเพล็กซ์ ไนโตรเจนจะช่วยเพิ่มความแข็งแรง แต่ส่งผลให้ความแกร่งลดลง เช่นเดียวกับกรณีที่มีคาร์บอน [10, 12]

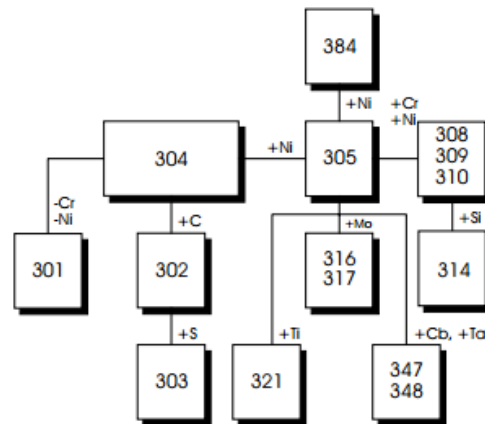
2.4 เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนติก (Austenitic Stainless Steels)

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนติกเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดที่นิยมใช้งานมากที่สุด เพราะโครงสร้างผลึกเป็นแบบ FCC ดังรูปที่ 2.9 ทำให้มีคุณสมบัติโดดเด่นในการขึ้นรูปได้ง่าย การยืดตัวสูงและมีค่าอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงคุณสมบัติระหว่างเหนียวและเปราะ (Ductile brittle transition temperature, DBTT) ต่ำจึงสามารถใช้งานที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิห้องได้ มีคุณสมบัติการเชื่อมที่ดี (Weldability) นอกจากนี้มีคุณสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนในหลาย ๆ สภาพแวดล้อมที่ยอมรับได้ [14]



รูปที่ 2.9 โครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนติก [15]

โดยทั่วไปแล้วเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้จะมีเกรดพื้นฐานที่มีส่วนผสมของ โครเมียม ร้อยละ 18 นิกเกิลร้อยละ 10 และมีคาร์บอนอยู่ในช่วงร้อยละ 0.02 - 0.15 ในบางเกรดอาจมีการเติมธาตุอื่น ๆ เพื่อเสริมคุณสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมในด้านต่าง ๆ ดังรูปที่ 2.10 ที่แสดงให้เห็นถึงการเติมหรือลดธาตุผสม โดยทำให้เกิดเกรดเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนติกชนิดต่าง ๆ อาทิ การเติมโมลิบดีนัมในเกรดเหล็ก 316 เพื่อเสริมสมบัติด้านการต้านทานการกัดกร่อน หรือในเกรด 303 ที่มีการเติมกำมะถัน เพื่อเพิ่มความสามารถในการกลึงให้กับชิ้นงาน เป็นต้น



รูปที่ 2.10 เกรดของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกภายหลังการเติมธาตุผสมต่าง ๆ [16]

2.5 เหล็กกล้าไร้สนิม AISI316L

เหล็กกล้าไร้สนิม AISI316L จัดเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมประเภท ออสเทนิติก (Austenitic Stainless Steels) โดยมีส่วนผสมทางเคมี ดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316 [17]

Grade		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N
316	Min	-	-	-	0	-	16	2	10	-
	Max	0.08	2	0.75	0.045	0.03	18	3	14	0.1
316L	Min	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	Max	0.03	2	0.75	0.045	0.03	18	3	14	0.1
316H	Min	0.04	0.04	0	-	-	16	2	10	-
	Max	0.1	0.1	0.75	0.045	0.03	18	3	14	-

2.5.1 มาตรฐานหรือชื่อ โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้มีชื่อเรียกตามมาตรฐานต่าง ๆ ที่แตกต่างกัน ตามแต่ละประเทศหรือแต่ละองค์กร ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 มาตรฐานการเรียกชื่อของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L [16]

STANDARD	NAME
1. EURONORM	1.4404X2CrNiMo 17.12.2
2. AFNOR	Z3 CND 17-11-02
3. DIN	W1.4404
4. ASTM	A 240 TP 316L UNS S31603

2.5.2 ข้อมูลเบื้องต้น

เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ ถูกนำมาใช้งานในหลาย ๆ ด้านในอุตสาหกรรม เช่น อุตสาหกรรมปิโตรเลียม อุตสาหกรรมยาและอาหาร เครื่องมือในห้องปฏิบัติการ อุปกรณ์การเดินเรือ ภาชนะใส่สารเคมี เครื่องมือหรือชิ้นส่วนที่เกี่ยวข้องกับการขนส่ง ชิ้นส่วนของเครื่องแลกเปลี่ยนความร้อน เครื่องจักรในการถลุงแร่ เครื่องมือหรือชิ้นส่วนทางการแพทย์ รวมไปถึงชิ้นส่วนน็อต สกรู สปริง ทั้งนี้เป็นผลมาจากสมบัติทางกลและสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้สูง โดยเฉพาะอย่างยิ่งในสภาวะอุณหภูมิและการกัดกร่อนที่สูง ทั้งนี้เป็นผลมาจากเหล็กกล้าไร้สนิมประเภทนี้มีปริมาณคาร์บอนที่ต่ำ (น้อยกว่าร้อยละ 0.03) ดังนั้นจึงทำให้เกิดการตกตะกอนที่บริเวณขอบเกรนต่ำ ปัญหาการพร่องของโครเมียมในเนื้อพื้นน้อย โดยทั่วไปแล้วเหล็กกล้าไร้สนิมประเภทนี้จะถูกใช้ในงานเชื่อม ชิ้นส่วนที่มีขนาดใหญ่

นอกจากนี้ เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ มีส่วนผสมของโมลิบดีนัมถึงร้อยละ 2-3 โดยน้ำหนัก เพื่อเป็นการเสริมทางด้านสมบัติการต้านทานการกัดกร่อน โดยสามารถป้องกันการกัดกร่อนได้สูงกว่าเกรด 304L ในสภาวะที่มีความชื้นและอุณหภูมิที่สูงกว่า อย่างไรก็ตามสภาวะแวดล้อมที่มีการเจือปนของคลอไรด์ (Chloride) หรือฟลูออไรด์ (Fluoride) จะทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ไม่สามารถทนการกัดกร่อนได้ เช่น จากน้ำทะเล แต่สามารถใช้งานที่มีกรดซัลฟิวริกเจือจาง หรือสารละลายกรดจากธรรมชาติได้ การทดสอบสมบัติด้านการต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ตามมาตรฐานต่าง ๆ จะเป็นไปตามตารางที่ 2.3

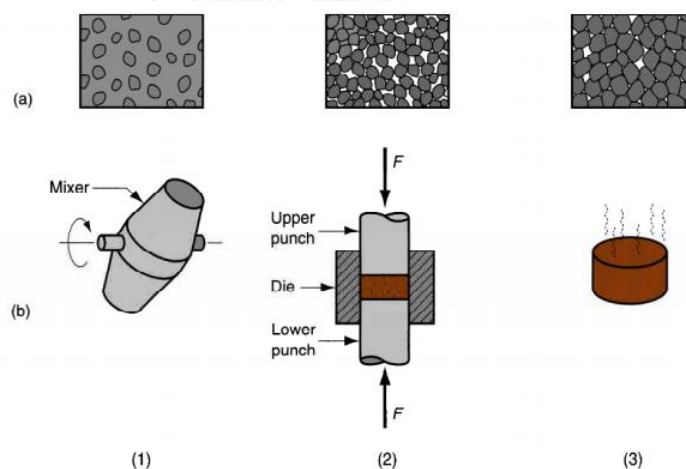
ตารางที่ 2.3 มาตรฐานการทดสอบการกัดกร่อนรูปแบบต่าง ๆ ของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L [16]

TEST	Other name	Corrosion	Results
ASTM A 262 A		Intergranular	Step or dual structure
ASTM A 262 B	STREICHER	Intergranular	≤ 1mm/year (not sensitized)
ASTM A 262 C	HUEY	Intergranular	< 0,6mm/year*
ASTM A 262 E DIN 50914 RCCM	STRAUSS	Intergranular	No cracking after bending
ASTM G48 A		Pitting	Not recommended (typical CCT 5°)
ASTM G48 B	ASTM G78	Crevice	Not recommended (typical CCT 5°)

2.6 ลักษณะการขึ้นรูปของ 316L

การขึ้นรูปของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้มีหลายประเภท ขึ้นอยู่กับลักษณะของชิ้นงาน อาทิ ในกรณีชิ้นงานเป็นอุปกรณ์ทางการแพทย์หรือชิ้นส่วนที่ต้องการความแม่นยำสูง จะนิยมขึ้นรูปโดยกระบวนการขึ้นรูปผงโลหะ (Powder Metallurgy) ส่วนกรณีที่ชิ้นงานเป็นท่ออาจทำการขึ้นรูปโดยการอัดขึ้นรูปหรือการรีด ซึ่งเป็นกระบวนการเดียวกับชิ้นงานที่เป็นแผ่น ส่วนในกรณีการทำชิ้นส่วนขนาดใหญ่หรือเป็นชิ้นส่วนเครื่องจักรที่มีรูปร่างเฉพาะจะนิยมทำการขึ้นรูปโดยการหล่อ [12] โดยงานวิจัยฉบับนี้มีความเกี่ยวข้องถึงการขึ้นรูป 2 ประเภท ได้แก่ การขึ้นรูปโลหะผง และการหล่อ โดยมีรายละเอียด ดังนี้

2.6.1 การขึ้นรูปโลหะผง (Powder Metallurgy) ในเบื้องต้น การขึ้นรูปลักษณะนี้จะประกอบไปด้วย 4 กระบวนการ ดังรูป 2.11 ซึ่งแสดงภาพรวมของกระบวนการขึ้นรูปโลหะผง โดยรายละเอียดของแต่ละกระบวนการจะประกอบไปด้วยหัวข้อต่าง ๆ ดังนี้



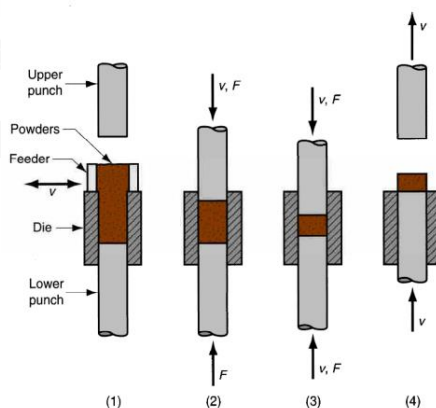
รูปที่ 2.11 กระบวนการขึ้นรูปโลหะผงโดยทั่วไป 1) การผสมผงโลหะ, 2) การอัด, 3) การเผาผนึก a) แสดงให้เห็นลักษณะของอนุภาคในแต่ละช่วงกระบวนการผลิต b) แสดงให้เห็นถึงกระบวนการผลิตและชิ้นงานที่ได้ [18]

2.6.1.1 กระบวนการผลิตผงโลหะ กระบวนการผลิตจะแตกต่างกันออกไป ขึ้นอยู่กับชนิดของสาร โดยทั่วไปแล้ว ลักษณะโครงสร้างของอนุภาค ขนาด และรูปร่าง ล้วนทำให้กระบวนการในการผลิตนั้นแตกต่างกัน ในโลหะผงบางชนิด อาจจะมีกระบวนการผลิตผงมากกว่า 1 กระบวนการ

ซึ่งในอุตสาหกรรมที่ผลิตผงโลหะนั้นจะมีความแตกต่างในด้านการผลิตผงโลหะ แต่โดยทั่วไปแล้วกระบวนการกระจายตัวเป็นอนุภาคหรือผงขนาดเล็ก ๆ (Atomization) ถือเป็นกระบวนการที่ได้รับความนิยมในการผลิตโลหะผง ส่วนกระบวนการอื่นๆ เช่น รีดักชัน (Reduction) การแยกสารประกอบคาร์บอนิล (Carbonyl Decomposition) การตกตะกอนจากสารละลาย กระบวนการทางกล การควบแน่น และการแยกด้วยไฟฟ้า ล้วนถูกนำมาใช้ในกระบวนการผลิตผงโลหะทั้งสิ้น

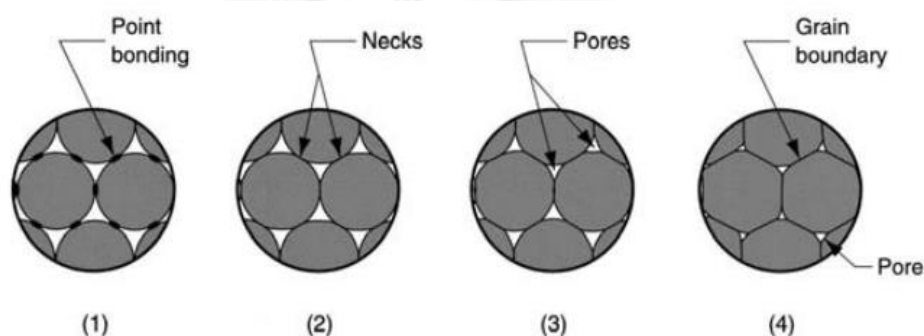
2.6.1.2 กระบวนการผสมผงโลหะ ก่อนจะเข้าสู่กระบวนการผลิต การทำให้ผงเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) นั้นเป็นสิ่งสำคัญ เพราะการกระจายตัวของอนุภาคที่แตกต่างกัน จะมีผลโดยตรงกับคุณสมบัติของเนื้อสาร ซึ่งการกระจายตัวที่สม่ำเสมอของอนุภาคผงโลหะ จะเป็นส่วนสำคัญที่ช่วยทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นสม่ำเสมอทั้งชิ้น นอกจากนี้แล้วยังเป็นการช่วยให้ผงโลหะนั้นพร้อมสำหรับการขึ้นรูปต่อไป สำหรับในบางกรณีที่ผงโลหะประกอบไปด้วยสารมากกว่า 1 ชนิด เช่น สารหล่อลื่น สารช่วยการกระจาย (Deflocculates) และสารที่เป็นเนื้อประสาน (binders) เป็นต้น

2.6.1.3 กระบวนการอัดผงโลหะ กระบวนการนี้จะเป็นกระบวนการที่มีความสัมพันธ์ระหว่างผงโลหะกับกระบวนการอัดขึ้นรูป ในกรณีนี้สารหล่อลื่นสามารถเสริมประสิทธิภาพในการอัด โดยการอัดแน่นนั้นจะแตกต่างจากการออกแรงกดอัดธรรมดา โดยจะมีการวัดซึ่งดูจาก ความแข็งแรงของโครงสร้างภายหลังจากการอัด หรือที่เรียกว่ากรีนคอมแพคต์ (green compact) ส่วนตัวเนื้อประสาน จะเป็นตัวช่วยในการอัดแน่นของตัวผงโลหะ โดยทั่วไปแล้วกระบวนการอัดขึ้นรูปกรีนคอมแพคต์จะเป็นไปตามรูปที่ 2.12



รูปที่ 2.12 กระบวนการอัดของผงโลหะ 1) การเติมผงโลหะยังช่องว่างของแม่พิมพ์โดยระบบการป้อนอัตโนมัติ, 2) การอัดเริ่มต้น, 3) ตำแหน่งสุดท้ายของตัวอัดด้านบนและด้านล่างภายหลังจากทำการอัด และ 4) กระบวนการการนำเอาชิ้นงานออก

2.6.1.4 กระบวนการเผาหลอม (Sintering) เป็นกระบวนการให้ความร้อนกับชิ้นงาน กรีนคอมแพคต์จนมีอุณหภูมิสูงพอที่ทำให้อนุภาคของผงโลหะหลอมผนึกติดกัน จนเกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างอะตอม (Atomic force) โดยแรงยึดเหนี่ยวนี้ จะมีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น คุณภาพของงานภายหลังจากกระบวนการนี้จะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิในการหลอม โดยแต่ละช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการนี้ จะขึ้นอยู่กับประเภท หรือชนิดของผงโลหะ ทั้งนี้เพราะอุณหภูมิจะเกี่ยวข้องกับการหลอมประสานกันระหว่างอนุภาค ดังตารางที่ 2.4 นอกจากนี้ยังขึ้นอยู่กับลักษณะผิวอนุภาคผงโลหะ และเวลาที่ใช้ [18] โดยกระบวนการนี้จะเป็นดังรูปที่ 2.13

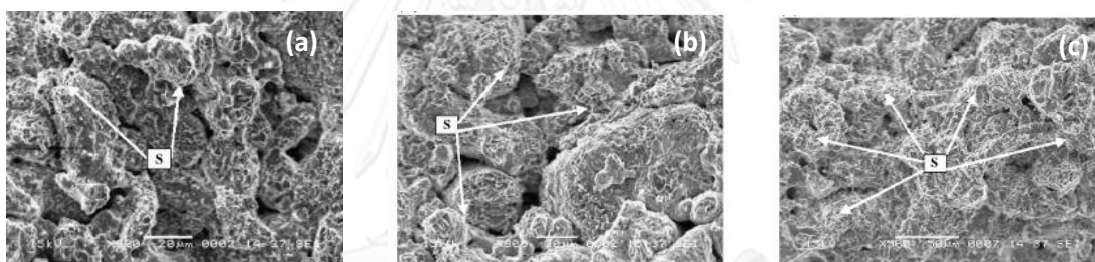


รูปที่ 2.13 กระบวนการเผาผนึกในระดับโครงสร้างอนุภาค 1) จุดเริ่มต้นของจุดสัมผัสของแต่ละอนุภาค, 2) จุดสัมผัสเริ่มขยายกลายเป็นคอคอด, 3) ช่องว่างระหว่างอนุภาคมีขนาดลดลง และ 4) บริเวณขอบเกรนของอนุภาคมีการพัฒนามาจากคอคอดของแต่ละอนุภาค

ตารางที่ 2.4 ค่าอุณหภูมิและเวลาที่เผาผนึกของผงโลหะ [19]

วัสดุ	อุณหภูมิ (°C)	เวลา (นาที)
Cu , Brass , Bronz	760 -900	10-45
Fe , Fe-G	1000-1150	8-45
Ni	1000-1150	30-45
Stainless	1100-1290	30-60
AlNiCo alloys	1200-1300	120-150
Ferrite	1200-1500	10-600
Tangsten Carbide	1430-1500	20-30
Mo	2050	120
Tangsten	2350	480
Ta	2400	480

ในงานวิจัยนี้ ได้ทำการขึ้นรูปเหล็กกล้าไร้สนิมโดยกรรมวิธีโลหะผง ทั้งนี้เพื่อเป็นการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลให้ดียิ่งขึ้นจากส่วนผสมที่มีความแม่นยำมากขึ้นตามที่ต้องการ ก่อนที่จะนำชิ้นงานเข้าสู่กระบวนการหล่อ การขึ้นรูปด้วยวิธีการโลหะผงนั้นมีขั้นตอนที่ยุ่งยาก อีกทั้งต้องมีอุปกรณ์และเครื่องมือจำนวนมาก รวมไปถึงปัญหาด้านการยึดเกาะของพันธะที่ต่ำ ซึ่งถ้ามีการเผาหลอมที่ความร้อนไม่เพียงพอ อาจจะทำให้เกิดโพรงหรือช่องว่างภายในโครงสร้างได้ และในที่สุดอาจทำให้เกิดปัญหาการแตกหักระหว่างเกรนแบบคอคอด (Intergranular neck) ดังภาพที่ 2.14 (a) ซึ่งจะส่งผลต่อสมบัติทางกลและสมบัติการต้านทานการกัดกร่อนให้มีประสิทธิภาพที่ต่ำลง [20] ดังนั้นการหล่อจึงเป็นทางเลือกที่น่าสนใจเพราะวิธีการนี้เป็นการทำให้การยึดติดระหว่างโมเลกุลสมบูรณ์มากกว่า ชิ้นงานมีความหนาแน่นสูงกว่า สามารถลดจุดอ่อนและปัญหาของเทคโนโลยีโลหะผงได้เป็นอย่างดี



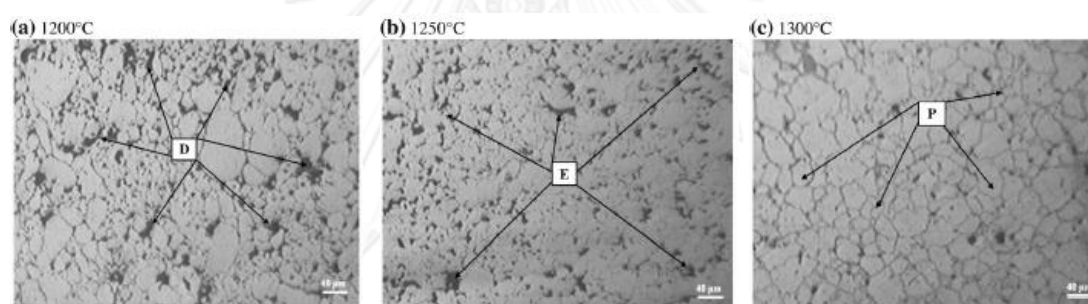
รูปที่ 2.14 การวิเคราะห์กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของผิวชิ้นงาน P/M316L ที่ผ่านการเผาหลอมที่อุณหภูมิ 1,200, 1,250 และ 1,300 องศาเซลเซียสภายหลังจากผ่านการทดสอบแรงดึง [20]

จากตารางที่ 2.5 ค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) ที่ได้จะแปรผันตรงกับอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาผนึก จะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่เผาผนึกที่อุณหภูมิ 1,200 และ 1,250 องศาเซลเซียสนั้นจะได้ค่าการทดสอบความต้านทานแรงดึงต่ำกว่าการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1,300 องศาเซลเซียส ซึ่งสามารถอธิบายเหตุการณ์นี้ได้จากการเผาผนึกที่อุณหภูมิและเวลาสูงไม่พอ โดยจะส่งผลถึงการสร้างพันธะระหว่างโครงสร้าง และถ้าปัจจัยไม่เพียงพอ จะทำให้เกิดโพรงอากาศภายใน ซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้เกิดการแตกหักแบบคอคอดที่ขอบเกรนระหว่างทำการทดสอบแรงดึง

ตารางที่ 2.5 ค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นงาน P/M316L ณ ที่อุณหภูมิต่าง ๆ [20]

Sintering temperature (°C)	1200	1250	1300
R_m (MPa)	116	132	302

การวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาค ดังภาพที่ 2.15 จะพบโพรงอากาศปริมาณน้อยลง ในกรณีที่มีการใช้อุณหภูมิในการหลอมพ่นมากขึ้น โพรงอากาศที่เกิดขึ้นในอนุภาคเหล่านี้จะเป็นจุดที่ทำให้เกิดการสะสมของความเครียด ส่งผลทำให้สมบัติทางกลลดลงตามมา ซึ่งจากการสรุปผลจากงานวิจัยชิ้นนี้ [20] จะพบว่า อุณหภูมิที่ใช้ในการเผาพ่น จะมีผลโดยตรงต่อการทดสอบแรงดึง และความหนาแน่นของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ซึ่งผ่านการขึ้นรูปโดยกรรมวิธีโลหะผง



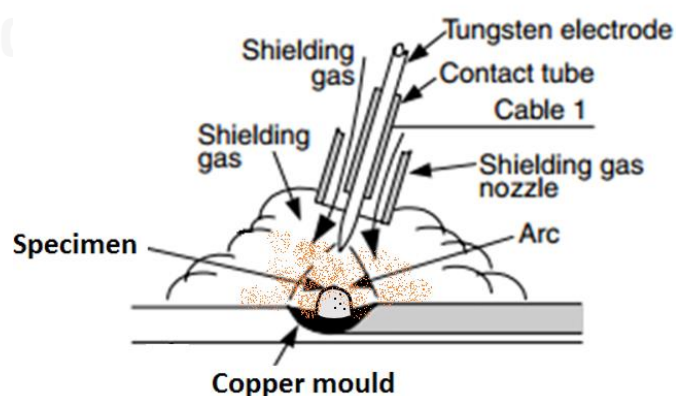
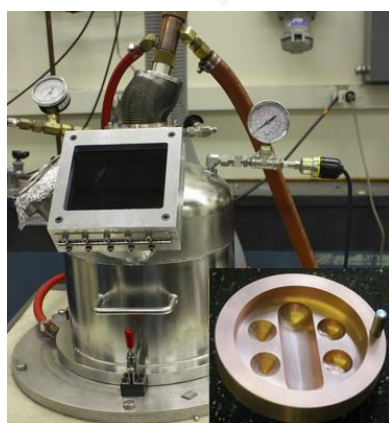
รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผง 316L ที่อุณหภูมิหลอมพ่น 1,200, 1,250 และ 1,300 องศาเซลเซียส [20]

เพื่อความแม่นยำของส่วนผสมทางเคมีในชิ้นงานแต่ละสูตร ผู้วิจัยได้เลือกใช้ผงโลหะในการขึ้นรูป จากนั้นจึงเติมผงโครเมียมและนิกเกิลเพื่อเป็นการปรับสูตร และเสริมคุณสมบัติในด้านการต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง โดยหวังว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่ที่ผ่านกรรมวิธีการหล่อนี้ จะสามารถนำมาใช้งานกันอย่างกว้างขวางมากยิ่งขึ้นในอนาคต ซึ่งความสนใจในการเพิ่มขีดจำกัดของการใช้งานนี้ ยังอาศัยคุณสมบัติพื้นฐานจากสมบัติข้อดีของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L แล้วนำมาปรับปรุงส่วนผสมทางเคมีโดยอาศัยการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิล โดยจะทำการศึกษาผลของธาตุทั้งสองที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและความต้านทานการเกิดออกซิเดชันเปรียบเทียบกับเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติกเกรด 316L ที่ได้จากการหล่อเช่นกัน

2.6.2 การขึ้นรูปโดยการหล่อ (Casting) ถือเป็นอีกกระบวนการที่ช่วยเสริมประสิทธิภาพและลดข้อจำกัดของการขึ้นรูปชิ้นงานโลหะผง โดยหลักการและผลต่อโครงสร้างของชิ้นงานที่มาจาก การขึ้นรูปโดยวิธีนี้ จะมีรายละเอียด ดังนี้

2.6.2.1 หลักการของเตาอาร์กสฤญญากาศ (Arc Melting Furnace)

ในงานวิจัยนี้ได้ใช้การหลอมในการขึ้นรูปชิ้นงาน โดยปัจจัยด้านสิ่งแวดล้อม หรือ เครื่องเตาหลอมที่มีปัจจัยต่อคุณภาพของชิ้นงาน ดังนั้น ในการหล่อชิ้นงานตัวอย่าง จึงใช้เตาอาร์กสฤญญากาศ โดยเตาหลอมชนิดนี้ง่ายต่อการใช้งาน รวดเร็วและมีความบริสุทธิ์ในการหลอมสูง เหมาะสำหรับการทำชิ้นงานที่ต้องการความบริสุทธิ์ ปราศจากการปนเปื้อนของสิ่งเจือปน โดยเตาหลอมจะประกอบไปด้วยแท่งอิเล็กโทรด (Electrode stinger) ซึ่งเป็นแท่งทะลุผ่านฝาครอบด้านบน วัสดุทำมาจากแท่งทังสเตนและซีเลียมร้อยละ 2 เพื่อช่วยให้การผ่านของอิเล็กตรอนทำได้ดียิ่งขึ้น การอาร์กมีความเสถียรมากกว่าปกติ [21] โดยทั้งข้อต่อและชุดป้องกันการรั่วทำมาจากเหล็กกล้าไร้สนิม ส่วนของแม่พิมพ์ที่หลอมชิ้นงาน ทำมาจากทองแดงที่มีระบบน้ำหล่อเย็นช่วยลดอุณหภูมิของชิ้นงานภายหลังจากการหลอมเสร็จสิ้น แท่นแม่พิมพ์ที่ใช้สำหรับหลอม จะประกอบไปด้วยช่องหลาย ๆ ช่อง สำหรับการหล่อชิ้นงานหลายชิ้น และมีช่องกระจกใสที่ช่วยในการสังเกตดูกระบวนการหลอมชิ้นงาน ตัวเครื่องจะมีตัวจับยึดในขณะที่มีการทำงานภายใต้ความดัน ซึ่งเป็นการออกแบบที่ช่วยให้มั่นใจในการป้องกันการรั่วไหลของอากาศระหว่างการหล่อ นอกจากนี้ยังมีระบบการเติมแก๊สเฉื่อยเข้าสู่ระบบ โดยมีเกจวัดค่าระดับของแก๊สเฉื่อย [22] ดังรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.16 เตาหลอมและส่วนประกอบต่าง ๆ ของเตาอาร์กสฤญญากาศ [22]

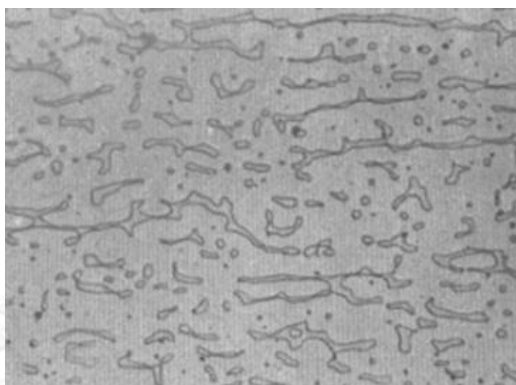
เตาหลอมชนิดนี้สามารถหลอมชิ้นงานทั่วไปที่น้ำหนัก 200 กรัม ก่อนทำการหลอม ต้องทำความสะอาดแม่พิมพ์ให้สะอาดโดยปราศจากเศษเซรามิก อุณหภูมิของการหลอมทำได้สูงกว่า 3,000 องศาเซลเซียส

2.6.2.2 ส่วนผสมและโครงสร้างทางจุลภาคภายหลังจากการหล่อ

เหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อสามารถแบ่งโครงสร้างพื้นฐานได้เป็น โครงสร้างออสเทนติก เฟอร์ริติก มาร์เทนซิติกและดูเพล็กซ์ โดยโครงสร้างจะเกี่ยวข้องกับเกรด หรือ ส่วนผสมของเหล็กกล้าไร้สนิม โครเมียม โมลิบดีนัมและซิลิคอน จะเป็นตัวที่ช่วยเสริมโครงสร้าง เฟอร์ริติก ส่วนคาร์บอน นิกเกิล ไนโตรเจนและแมงกานีสเป็นธาตุที่เสริมโครงสร้างออสเทนติก

เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ได้จากการหลอมมีเฟสเฟร์ไรต์บนโครงสร้างออสเทนติก โดยมีเฟสเฟร์ไรต์กระจายอยู่ประมาณร้อยละ 5-20 การกระจายตัวจะอยู่ในรูปของเฟสเฟร์ไรต์ที่ไม่ต่อเนื่อง (discontinuous pools) บนเนื้อพื้น [13] ดังรูปที่ 2.17 โดยเปอร์เซ็นต์ของเฟสเฟร์ไรต์จะขึ้นอยู่กับปริมาณส่วนผสมของนิกเกิล โครเมียมและคาร์บอน โดยโครงสร้างชนิดนี้จะมีประโยชน์โดยขึ้นอยู่กับการนำเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้มาใช้ แต่โดยเบื้องต้นโครงสร้างนี้ทำให้สมบัติการต้านทานการกัดกร่อนสูงขึ้น และพัฒนาสมบัติการเชื่อมโดยจะช่วยให้เกิดการแตกหักจากความร้อน (Hot cracking) และทำให้ทนต่อการกัดกร่อนในสภาวะแวดล้อมที่พิเศษ เฟสเฟร์ไรต์ยังคงช่วยเสริมความแข็งแรงของเหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์ อีกทั้งยังมีส่วนในการป้องกันการเกิดการแตกหักที่ขอบเกรน (Intergranular fracture) โดยในกรณีของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 304 ได้แสดงให้เห็นว่าเฟสเฟร์ไรต์ในเนื้อพื้นออสเทนไนต์ช่วยให้การแตกหักที่ขอบเกรนทำได้ยากขึ้น แต่เนื่องจากเฟสเฟร์ไรต์เป็นเฟสที่มีการตกตะกอนของคาร์บอนที่สูงกว่าเฟสออสเทนไนต์ ดังนั้นจึงเป็นบริเวณที่ต้องระวังเกี่ยวกับความแกร่งที่ลดลง โดยปัญหานี้ไม่ได้เป็นปัญหาหลักในกรณีที่เนื้อพื้นที่เป็นเฟสออสเทนติกมีความแกร่งที่สูงอยู่แล้ว แต่จะต้องพิจารณาในกรณีที่น่ามาใช้งานที่ช่วงอุณหภูมิสูงกว่า 315 องศาเซลเซียสเป็นต้นไป เพราะอุณหภูมิที่สูงขึ้นจะทำให้สมบัติทางโลหวิทยามีการเปลี่ยนแปลง ซึ่งอาจทำให้เกิดความเสียหายต่อไปได้ ดังนั้น ก่อนที่จะนำเอาชิ้นงานไปใช้งานจะต้องนำเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดนี้ไปให้ความร้อนที่ช่วงอุณหภูมิ 425-650 องศาเซลเซียส เพื่อให้คาร์ไบด์เกิดการตกตะกอนที่บริเวณขอบของเฟสเฟร์ไรต์ แทนที่จะไปอยู่ในบริเวณขอบของโครงสร้างออสเทนติก และเมื่อทำการให้ความร้อนไปยังอุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียสเป็นต้นไป เฟสเฟร์ไรต์จะเปลี่ยนไปเป็น σ หรือ χ เฟส และถ้าการกระจายตัวของ

เฟสนี้เป็นแบบต่อเนื่องและเชื่อมต่อกัน อาจส่งผลทำให้เกิดการเปราะของรอยเชื่อมต่อและทำให้เกิดการกัดกร่อนแทรกขึ้นมาได้ ความเสียหายจะมีลักษณะคล้ายกับการกัดกร่อนที่ขอบเกรน [10]



รูปที่ 2.17 เฟสเฟอไรต์บนเนื้อพื้นเฟสออสเทนไนต์ มีรูปร่างของเดนไดรฟ์ปรากฏให้เห็นหลังจากการกัดกรดโดยใช้ Glyceregia ที่กำลังขยาย 100 เท่า [13]

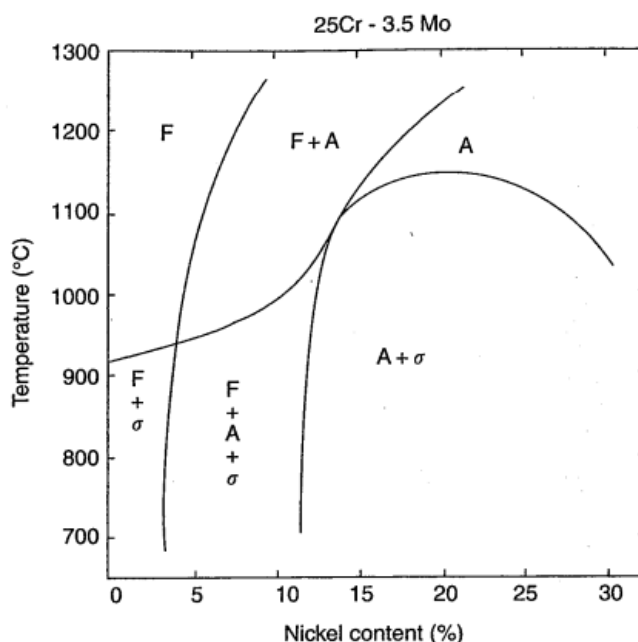
2.7 พฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง (Oxidation Behavior)

การเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงเป็นปฏิกิริยาที่สำคัญ โดยการเกิดออกซิเดชันในโลหะหรือในอัลลอยจะเกิดขึ้น ในกรณีที่มีการให้ความร้อนและอยู่ในสภาวะที่พร้อมทำปฏิกิริยาออกไซด์ เช่น ในกรณีที่มีอากาศหรือออกซิเจน ซึ่งปฏิกิริยาจะเริ่มจากการดูดซับโมเลกุลออกซิเจนจากสภาวะแวดล้อม แล้วก่อตัวเป็นออกไซด์ จากนั้นจะฟอร์มตัว จนเกิดเป็นชั้นฟิล์มบาง ๆ ความหนาของชั้นฟิล์มจะขึ้นอยู่กับอัตราการโต (Growth rate) ของปฏิกิริยานั้นๆ โดยในกระบวนการเกิดออกซิเดชันจะขึ้นอยู่กับลักษณะการเกิด และการหลุดร่อนของชั้นออกไซด์ รวมไปถึงกระบวนการสร้างและการขยายตัวตามธรรมชาติของออกไซด์นั้น ๆ ทั้งหมดนี้ล้วนเป็นปัจจัยที่ต้องพิจารณา ทั้งนี้เพราะส่วนที่สำคัญที่สุดของการเกิดชั้นฟิล์มคือหลักการทางเทอร์โมไดนามิก (Thermodynamic) นั่นเอง

2.7.1 การตกตะกอนของเฟสทุติยภูมิในเหล็กกล้าไร้สนิมในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

นอกจากการเกิดของชั้นฟิล์มแล้ว การที่ชิ้นงานจะต้องอยู่ในสภาวะที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาอันยาวนานจะเป็นสาเหตุที่ทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบเชิงโลหะหรือเฟสทุติยภูมิได้ เฟสทุติยภูมิที่มีการตกตะกอนมีหลายประเภท โดยขึ้นอยู่กับปัจจัยหลาย ๆ อย่าง เช่น ปริมาณธาตุผสม ช่วงอุณหภูมิ และเวลา เป็นต้น เฟสทุติยภูมิที่มีโอกาสเกิดได้ในเหล็กกล้าไร้สนิม 25 โครเมียม - 3.5

โมลิบดีนัมและนิกเกิลเป็นไปตามรูปที่ 2.18 สารประกอบที่ตกตะกอนประกอบไปด้วยสารประกอบต่าง ๆ ดังนี้



รูปที่ 2.18 แผนภูมิ Grobner แสดงปัจจัยด้านอุณหภูมิ และปริมาณนิกเกิลต่อเฟสที่เกิดขึ้น [23]

2.7.1.1 คาร์ไบด์ จะเกิดที่บริเวณขอบเกรน สามารถเกิดขึ้นได้กับเหล็กกล้าไร้สนิม ออสเทนิติกที่ถูกให้ความร้อนในช่วงอุณหภูมิ 425-870 องศาเซลเซียส ที่ระยะเวลาหนึ่ง ปัจจัยทางด้านเวลาและอุณหภูมิจะส่งผลต่อปริมาณการตกตะกอนของคาร์ไบด์ เมื่อโครเมียมคาร์ไบด์ ตกตะกอนที่ขอบเกรนในบริเวณส่วนต่าง ๆ ก็จะทำให้เกิดการพร่องของโครเมียมลง คาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมประเภทนี้ได้แก่ $(Cr, Fe)_{23}C_6$ หรือ $M_{23}C_6$ ภายหลังจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่ขอบเกรน จะส่งผลเสียต่อชิ้นงานเพราะจะทำให้เกิดการกัดกร่อนที่บริเวณขอบเกรนเนื่องจากมีปริมาณโครเมียมที่ลดลง โดยที่บริเวณที่พร่องโครเมียมเป็นสาเหตุที่เกิดการกัดกร่อนในลักษณะนี้

2.7.1.2 สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Phases) ดังเช่นการตกตะกอนของซิกมาเฟส (Sigma Phase) หรือสารประกอบระหว่างโลหะตัวอื่นๆ การตกตะกอนของสารประกอบเหล่านี้ จะเพิ่มการเกิดการกัดกร่อนและยังส่งผลทำให้ชิ้นงานเปราะ เช่น ซิกมาเฟสเป็นเฟสที่มีปริมาณโครเมียมและโมลิบดีนัมปริมาณสูง และเกิดการตกตะกอนอยู่ในช่วงอุณหภูมิ 540-900 องศาเซลเซียส การตกตะกอนของเฟสนี้เป็นสาเหตุทำให้เกิดการพร่องของโครเมียมในเนื้อเหล็กกล้าไร้สนิม จึงทำให้เกิดการกัดกร่อนที่บริเวณขอบเกรน การกัดกร่อนแบบหลุม การกัดกร่อนแบบชอก เป็นต้น

2.7.1.3 เฟสมาร์เทนไซต์ (Martensitic Formation) เกิดขึ้นในระหว่างการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนดิก จนกระทั่งอุณหภูมิอยู่ที่อุณหภูมิห้อง หรืออาจเกิดจากการขึ้นรูปเย็น ปัจจัยที่ส่งผลต่อการเกิดอย่างมากคือ ปริมาณของคาร์บอนและไนโตรเจนในเนื้อโลหะ หากมีการรวมตัวกันจะส่งผลกระทบต่ออย่างสูงในการเกิดโครงสร้างมาร์เทนซิติค เมื่อ $M_{23}C_6$ เกิดที่ขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมจะเกิดการพร่องทั้งโครเมียมและนิกเกิลขึ้น ส่งผลทำให้ M_s (Martensite start temperature) ในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้นและทำให้เกิดการสร้างเฟสมาร์เทนซิติคขึ้นที่บริเวณขอบเกรน และจะถูกพัฒนาเป็นโครงสร้างมาร์เทนไซต์ต่อไป [13]

2.7.2 เทอร์โมไดนามิกของการเกิดออกซิเดชัน (Thermodynamic of Oxidation)

ปฏิกิริยาการเกิดออกซิเดชัน เป็นปฏิกิริยาระหว่างโลหะ (M) และออกซิเจน (O) สามารถเขียนได้ดังสมการ 2.3



ในหลักเทอร์โมไดนามิก ชั้นของออกไซด์จะเกิดที่บริเวณผิวของโลหะ เมื่อปริมาณความเข้มข้นของออกซิเจนในอากาศสูงกว่าในสภาวะสมดุล จะทำให้เกิดการสร้างชั้นออกไซด์ ทั้งนี้เป็นผลเนื่องมาจากค่าพลังงานการสร้างออกไซด์ที่สภาวะมาตรฐาน (25 องศาเซลเซียส และค่าความดัน 1 atm) เพียงพอต่อค่าพลังงานการก่อตัวอิสระของกิบส์ (The standard Gibbs free energy of formation) ค่านี้จะสามารถหาได้จากสมการ 2.4

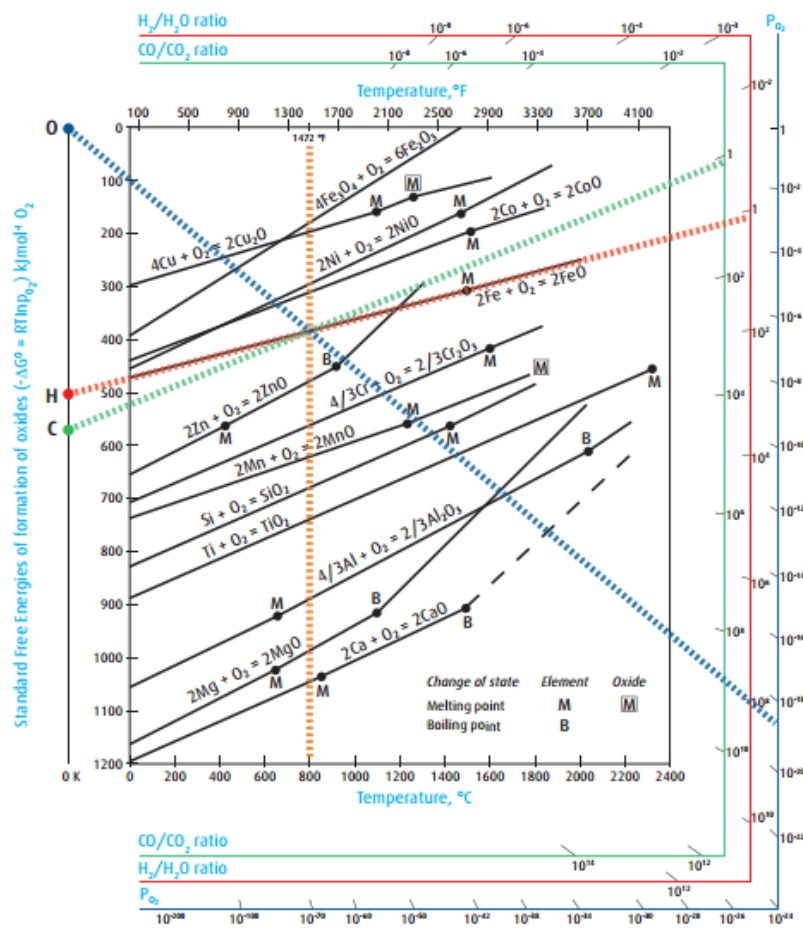
$$\Delta G^\circ = -RT \ln (a_{MO_2}/a_M \cdot p_{(O_2)}) \quad (2.4)$$

โดย a_{MO_2} และ a_M เป็นค่า activities ของออกไซด์และโลหะตามลำดับ ส่วน $p_{(O_2)}$ คือค่าปริมาณความเข้มข้นของความดันแก๊สออกซิเจน โดยทั่วไปแล้วค่า activities ของธาตุในโลหะผสมจะหาค่าได้จาก $a_M = \gamma_M X_M$ โดย γ_M คือค่า Activity coefficient และค่า X_M คือค่าสัดส่วนโดยโมล (mole fraction) ในกรณีของโลหะผสม จะเป็นค่าที่ไม่สามารถหาค่าได้จากการทดลอง จึงมักถูกกำหนดค่าอยู่ที่ 1 ดังนั้นสมการที่ใช้คำนวณจึงเหลือเพียง สมการ 2.5 - 2.6

$$\Delta G^\circ = -RT \ln p_{(O_2)} \quad (2.5)$$

หรือ
$$p_{(O_2)} = \exp(\Delta G^\circ/RT) \quad (2.6)$$

โดยทั่วไปแล้วค่าความดันของออกซิเจนในสภาวะสมดุลกับค่าพลังงานการสร้างชั้นฟิล์มที่สภาวะมาตรฐาน สามารถสร้างเป็นกราฟได้โดยมีตัวแปรที่แปรผันคืออุณหภูมิ กราฟชนิดนี้เป็นที่รู้จักกันดีในนามของแผนภูมิ Ellingham/Richardson ซึ่งกราฟนี้ถูกนำมาใช้ในการศึกษาเกี่ยวกับการสร้างออกไซด์มากมายดังรูปที่ 2.19



รูปที่ 2.19 แผนภูมิของ Ellingham/Richardson [16]

2.7.3 จลนศาสตร์การเกิดออกซิเดชัน (Kinetic of Oxidation)

เนื่องจากแผนภูมิของ Ellingham มีข้อจำกัดในการพิจารณาทางจลนศาสตร์ ซึ่งสามารถบอกได้เพียงสภาวะที่อุณหภูมิและความดันในสภาวะสมดุล และทราบเพียงโอกาสการเกิดออกไซด์ว่าสามารถเกิดได้หรือไม่เท่านั้น แต่ในบางกรณีควรจะทราบถึงอัตราในการเกิด หากเกิดออกไซด์จะต้องใช้ระยะเวลาเท่าไร ดังนั้นจึงต้องมีการศึกษาพิจารณาเพิ่มเติมในด้านนี้ ซึ่งสามารถอธิบายเพิ่มเติม

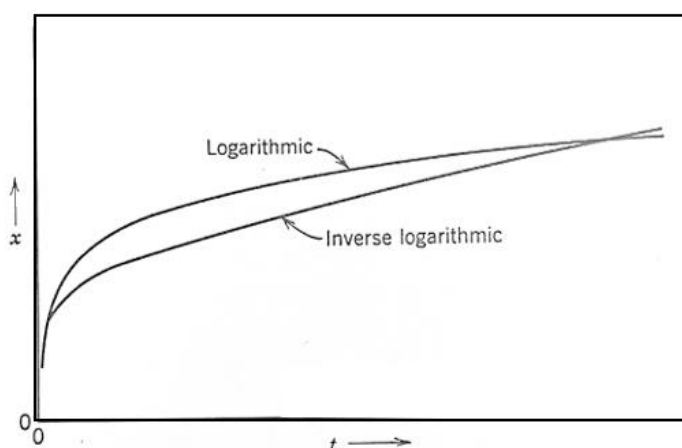
ในหลักการทางจลนศาสตร์ เบื้องต้น อัตราการเกิดออกซิเดชัน สามารถแบ่งออกเป็น 4 ประเภทหลักได้แก่

2.7.3.1 กลไกการเกิดแบบลอการิทึม (Logarithmic Law) การเกิดของชั้นฟิล์มในลักษณะนี้มักจะเกิดกับชั้นฟิล์มที่บาง หรือในกรณีที่ชิ้นงานอยู่ในสภาวะที่อุณหภูมิไม่สูงมาก จลนศาสตร์การเกิดออกไซด์จะเป็นไปตามกฎนี้เมื่ออัตราการเกิดปฏิกิริยาเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงเริ่ม และค่อย ๆ ลดลง ดังเช่นสมการ ที่ 2.7 และ 2.8

$$\text{Direct logarithmic law} \quad x = K \log t + A \quad (2.7)$$

$$\text{Inverse logarithmic law} \quad 1/x = B + K' \log t \quad (2.8)$$

ค่า x จะแทนน้ำหนักที่เปลี่ยนไป จากผลของการเกิดออกซิเดชัน อาจเป็นความหนาของชั้นฟิล์ม หรือปริมาณออกซิเจนที่รับเข้าไปต่อจำนวนพื้นที่ผิวของเนื้อโลหะที่เปลี่ยนไปเป็นออกไซด์ t หมายถึงเวลา ส่วนค่า K และ K' หมายถึง ค่าคงที่ของอัตราการเกิดปฏิกิริยา (Rate constant) สำหรับกรณีกลไกการเกิดแบบลอการิทึมและส่วนกลับของกลไกนี้ จะแสดงได้ดังกราฟอัตราการเกิดออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ดังรูปที่ 2.20



รูปที่ 2.20 การเกิดออกไซด์ ณ ช่วงเวลาใด ๆ ในกรณีที่เป็นการเกิดแบบลอการิทึม [10]

2.7.3.2 กลไกการเกิดแบบพาราโบลา (Parabolic Oxidation) กรณีหลักของการเกิดออกซิเดชัน โดยทั่วไปกลไกการเกิดแบบพาราโบลาถือได้ว่าเป็นรูปแบบที่มีความสำคัญ เพราะชั้นฟิล์มออกไซด์จะเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง จากนั้นจึงค่อย ๆ ลดอัตราการเกิดของชั้นฟิล์มออกไซด์ลง โดยอัตรา

การเกิดปฏิกิริยาจะสวนทางกับความหนาของชั้นฟิล์มหรือน้ำหนักของออกไซด์ที่เพิ่มขึ้น สามารถแสดงค่าอัตราการเกิดปฏิกิริยาได้ดังสมการที่ 2.9 และ 2.10

$$dx/dt = K_p/x \quad (2.9)$$

หลังจากอินทิเกรตจะได้สมการ $x^2 = 2K_p t + C$ (2.10)

ค่า K_p คือ ค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันแบบพาราโบลิค โดยโลหะเกือบทั้งหมดรวมไปถึงโลหะผสมที่ถูกนำมาใช้งานทางวิศวกรรม ล้วนจะแสดงพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันตามกฎของกลไกการเกิดแบบพาราโบลิค ในขณะที่อุณหภูมิสูงชั้นออกไซด์จะเพิ่มปริมาณสูงขึ้น เนื่องจากมีการแพร่ของไอออนหรืออิเล็กตรอนของโลหะและออกซิเจนผ่านชั้นฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้น

2.7.3.3 กลไกการเกิดแบบเส้นตรง (Linear Equation) ยังมีโลหะบางชนิด ที่มีอัตราการเกิดออกซิเดชันไม่เกี่ยวข้องกับปริมาณแก๊สหรือโลหะที่ถูกทำปฏิกิริยา แต่กลับเกี่ยวข้องกับเวลาโดยตรง ดังสมการที่ 2.11 และ 2.12

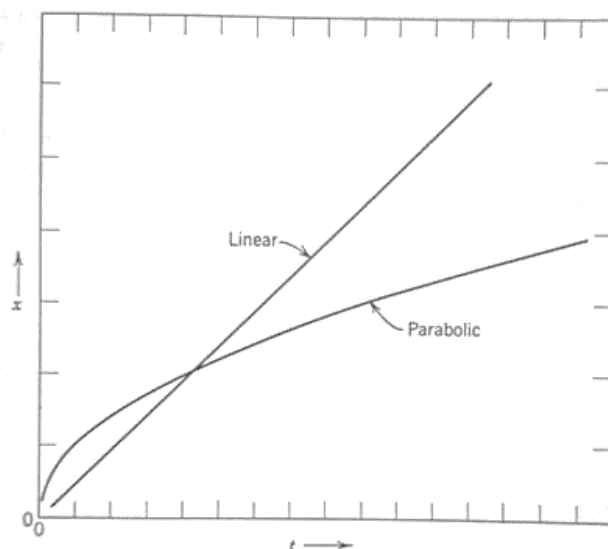
$$dx/dt = K_l \quad (2.11)$$

$$x = K_l t + D \quad (2.12)$$

โดยกำหนดให้ค่า K_l เป็นอัตราการเกิดปฏิกิริยาแบบเส้นตรง ปฏิกิริยานี้จะเกิดขึ้นที่บริเวณผิวหรือบริเวณขอบของเฟสที่เกิดปฏิกิริยา เช่น ในกรณีที่เกิดปฏิกิริยาที่ อาจจะมีข้อจำกัดในด้าน การดูดซับที่ผิวสัมผัส โดยการเกิดปฏิกิริยาจะเกิดการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ที่ผิว และมีการแพร่ผ่านชั้นฟิล์มของโลหะที่มีความหนาคงที่ อัตราการเกิดออกไซด์เป็นแบบเส้นตรง จะมีเพียงแคโลหะบางชนิด เช่น Alkali และ Alkaline earth metal การเกิดปฏิกิริยาในลักษณะนี้มักจะเกิดเมื่อชั้นฟิล์มเกิดการแตกหักแล้วหลุดร่อนออกมา จนอากาศสามารถสัมผัสเข้าถึงโลหะได้ ผลที่เกิดขึ้นคืออัตราการเกิดปฏิกิริยาที่เร็วมาก

2.7.3.4 กลไกการเกิดแบบผสม สำหรับบางกรณีที่อัตราการเกิดปฏิกิริยาไม่เป็นไปตามทั้ง 3 กรณีดังที่กล่าวมา การเกิดปฏิกิริยาอาจเกิดที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งอาจเป็นไปตามกลไกคิวบิก (Cubic law) หรือในบางกรณี มีการเกิดแบบผสมระหว่างกลไกการเกิดแบบลอการิทึมและกลไกแบบพาราโบลิค ซึ่งในกรณีนี้มีความสำคัญมากในการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง โดยการเกิดปฏิกิริยาที่ผิวจะเป็นไปตามกลไกการเกิดแบบเส้นตรงและระหว่างการเริ่มเกิดปฏิกิริยาจะเป็นกลไกการเกิดแบบพาราโบลิค

ในกรณีกลับกัน การเกิดออกซิเดชันก็สามารถเป็นแบบพาราโบลาในช่วงแรกแล้วเปลี่ยนมาเกิดปฏิกิริยาแบบเส้นตรงได้เช่นกัน ในกรณีนี้อาจเป็นผลมาจากการเกิดการแตกหักแบบเล็ก ๆ ที่บริเวณผิวของชิ้นงาน จากนั้นจึงมีแก๊สหรือออกซิเจนรั่วซึมเข้าไปข้างใน ทำให้เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันอีกช่วงอย่างรวดเร็วตามมา



รูปที่ 2.21 การเกิดออกไซด์ ณ ช่วงเวลาใด ๆ ในกรณีที่เป็นไปตามกลไกการเกิดแบบเส้นตรงและกลไกการเกิดแบบพาราโบลา [10]

2.7.4 การเกิดออกซิเดชันของธาตุโครเมียมและนิกเกิล

การเติมธาตุในเหล็กกล้าไร้สนิมย่อมส่งผลโดยตรงต่อคุณสมบัติของชิ้นงาน โดยเฉพาะอย่างยิ่ง ธาตุโครเมียมและนิกเกิลทั้งนี้เพราะธาตุทั้งสองมีคุณสมบัติที่โดดเด่นในด้านการป้องกันการเกิดออกซิเดชัน โดยหลักการและรายละเอียดประกอบไปด้วย

2.7.4.1 นิกเกิล ภายใต้ความดันและอุณหภูมิปกติ นิกเกิลจะสร้างออกไซด์เพียงชนิดเดียวคือ นิกเกิลออกไซด์ (NiO) ซึ่งจะเป็นออกไซด์ชนิด p-type เป็นสารกึ่งตัวนำที่เกิดขึ้นระหว่างช่องว่างของอะตอมโลหะ (metal vacancies) กลไกของปฏิกิริยา คือ มีการแพร่ของไอออนและอิเล็กตรอนที่ผิวด้านนอกของชิ้นงาน และมีการสร้างชั้นฟิล์มเดี่ยวของ NiO ขึ้นมา ดังที่ได้กล่าวในเบื้องต้น

นอกจากนี้การเกิดออกซิเดชันของนิกเกิล โดยส่วนมากจะมีปัจจัยที่ขึ้นอยู่กับปริมาณความบริสุทธิ์ของนิกเกิลที่ผสม ในกรณีที่ความไม่บริสุทธิ์ต่ำกว่าร้อยละ 0.002 จะแสดงให้เห็นถึงค่า

อัตราการเกิดปฏิกิริยาแบบกลไกพาราโบลิกที่ต่ำกว่าในกรณีที่มีความไม่บริสุทธิ์สูง นอกจากนี้ยังมีปัจจัยค่าพลังงานจากการกระตุ้น หรืออุณหภูมิที่เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน หากอุณหภูมิสูงค่าความบริสุทธิ์ของนิกเกิลจะไม่ช่วยให้อัตราการเกิดออกซิเดชันแบบกลไกพาราโบลิกลดลง ยังพบว่ารูปร่างของผลึกของฟิล์มยังมีผลมาจากความบริสุทธิ์ของนิกเกิล หากชั้นฟิล์มมีความบริสุทธิ์สูง การยึดติดของชั้นฟิล์มจะสูงขึ้นตาม ชั้นฟิล์มจะมีความหนาแน่นและสมบูรณ์ โดยในกรณีที่นิกเกิลไม่บริสุทธิ์เพียงพอก็เกิดการแพร่ของออกซิเจนบริเวณผิวด้านใน ทำให้ชั้นของฟิล์มออกไซด์เกิดการแยกตัวกับเนื้อพื้นเหล็ก ส่งผลทำให้บริเวณพื้นที่ระหว่างชั้นฟิล์มทั้งสองจะมีโพรงเกิดขึ้นทั้งด้านในและด้านนอกของชั้น NiO ที่เกาะกันแน่น ณ จุด ๆ หนึ่ง หากมีแรงมากกระทำที่เพียงพอจะทำให้ชั้นของออกไซด์แตกและหลุดออกมาได้ หลังจากนั้นออกซิเจนไอออนอาจมีการเคลื่อนตัวข้ามผ่านโพรง หรือช่องว่างแล้วสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ใหม่ที่ผิวของเนื้อพื้นโลหะ

เมื่อเปรียบเทียบค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาแบบพาราโบลิกของนิกเกิล ค่าจะสูง ทั้งนี้เป็นเพราะลักษณะของพื้นผิวและการจัดเรียงตัวของโครงสร้างผลึก นอกจากนี้การเกิดปฏิกิริยาที่อุณหภูมิต่ำก็อาจจะไม่สอดคล้องกับกรณีกลไกการเกิดแบบพาราโบลิก ทั้งนี้เพราะการแพร่ของนิกเกิลไอออนได้กระจายไปทั่วบริเวณขอบเกรนซึ่งสามารถมองเห็นผลจากการแพร่ได้อย่างชัดเจน โดยทั่วไปเราจะพิจารณาจากสมการ $X = K_p t^n$ ค่า n จะมีค่าน้อยกว่า 0.5 ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส ส่วนค่า K_p จะอยู่ในช่วง 10^3 - 10^7

2.7.4.2 โครเมียม ถือเป็นธาตุที่สำคัญอย่างมากในด้านการต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ทั้งนี้เพราะการเติมธาตุโครเมียมจะเห็นผลอย่างชัดเจน โดยเฉพาะการต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่สภาวะที่มีอุณหภูมิสูง ทั้งนี้เพราะการเติมโครเมียมจะทำให้เกิดชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ ที่ช่วยป้องกันการเกิดออกไซด์ของโลหะผสมที่อุณหภูมิสูง เป็นกระบวนการที่ไม่ซับซ้อน

ในกรณีที่เกิดปฏิกิริยาในสภาวะที่ออกซิเจนบริสุทธิ์จะมีการแพร่ของไอออน Cr^{+3} ผ่านชั้นโครเมียมออกไซด์ โดยอัตราการเกิดจะเป็นไปตามกลไกแบบพาราโบลิก ในกรณีนี้การเกิดการแตกของชั้นฟิล์มจะน้อย ดังนั้นจึงเป็นการยากมากที่ออกซิเจนจะแทรกเข้าไป เพื่อทำให้เกิดชั้นออกไซด์เพิ่มขึ้น หากอุณหภูมิในการเกิดปฏิกิริยาอยู่ในช่วง 700 - 1,300 องศาเซลเซียส ที่ความดันออกซิเจน 1 atm อัตราการเกิดของปฏิกิริยาจะเป็นไปตามสมการ 2.10

ในกรณีการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงกว่า 800 องศาเซลเซียสขึ้นไป ออกไซด์จะเกิดการขยายตัวซึ่งเป็นผลมาจากการแพร่จากด้านนอกของไอออน Cr^{+3} เป็นผลทำให้อัตราการเกิดปฏิกิริยาเป็นแบบกลไกพาราโบลิก หากปฏิกิริยาออกซิเดชันเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิสูง 1,100 องศาเซลเซียส การเพิ่มขึ้นของชั้นฟิล์มออกไซด์จะเร็วมาก ทั้งนี้เป็นผลสืบเนื่องมาจากการแพร่ที่สูงของไอออน Cr^{+3} ทำให้ชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นไม่สมบูรณ์เพียงพอจึงเกิดการแตกของชั้นฟิล์ม และทำให้เกิดการแพร่ของออกซิเจนเข้าไปยังเนื้อโลหะ แล้วเกิดการสร้างชั้นออกไซด์ของโลหะต่อเนื่องเพิ่มขึ้น [10]

2.8 ปัจจัยที่มีต่อสมบัติทางกล

จากงานวิจัยของ P.L Ferrandini, C.T. Rios, A.T.Dutra, M.A. Jaime, P.R.Meil และ R.Caram [24] ได้ทำการศึกษากายการแยกชั้นของสารละลายและโครงสร้างของการเย็นตัวโดยตรงของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก ซึ่งงานวิจัยนี้มีแนวความคิดว่า โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมขึ้นอยู่กับส่วนผสมระหว่างโครเมียม ซึ่งเป็นธาตุที่ทำให้เฟสเฟอร์ไรต์เสถียร และการเติมนิเกิลที่ทำให้เฟสออสเทนิตเสถียร ดังสมการที่ (2.1) และ (2.2) นอกจากนี้แล้วโครงสร้างยังขึ้นกับปัจจัยทางด้านอุณหภูมิ ได้แก่

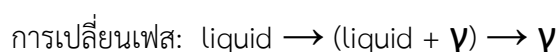
1. อัตราการเย็นตัว
2. อัตราการขยายตัวของเกรน
3. และการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนในขณะที่ของแข็งและของเหลวมีการเคลื่อนที่

$$Ni_{eq} = \%Ni + a (\%Mn) + b (\%C) + c (\%N) \quad (2.1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + d (\%Si) + e (\%Mo) + f (\%Ti) + g (\%Nb) \quad (2.2)$$

ในการพิจารณาด้านส่วนผสมทางเคมีนั้นจะเป็นการพิจารณาที่โครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นภายหลังจากการเกิดการแข็งตัว (Solidification) ซึ่งลักษณะการแข็งตัวจะเกี่ยวข้องกับส่วนผสมโดยจะดูจากสัดส่วนระหว่างธาตุโครเมียมและนิเกิล (Cr_{eq}/Ni_{eq}) ซึ่งสัดส่วนนี้จะมีด้วยกันหลายกรณี [25] ได้แก่

1. กรณี $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.25$ (โหมด A)



2. กรณี $1.25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.48$ (โหมต AF)

การเปลี่ยนเฟส: liquid \rightarrow (liquid + γ) \rightarrow (liquid + $\gamma + \delta$) \rightarrow ($\gamma + \delta$)

3. กรณี $1.48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.95$. (โหมต FA)

การเปลี่ยนเฟส: liquid \rightarrow (liquid + δ) \rightarrow (liquid + $\delta + \gamma$) \rightarrow ($\delta + \gamma$)

4. กรณี $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.95$ (โหมต F)

การเปลี่ยนเฟส: liquid \rightarrow liquid \rightarrow (liquid + δ) \rightarrow δ \rightarrow ($\delta + \gamma$)

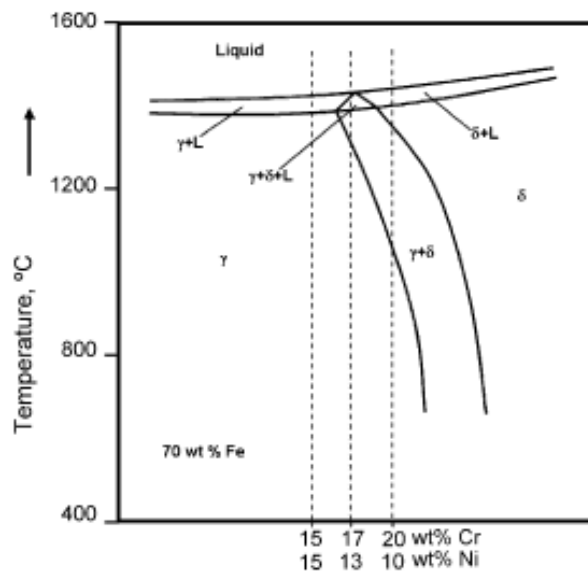
การทดลองในครั้งนี้ได้ใช้เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ซึ่งมีค่าส่วนผสมดังตารางที่ 2.6 จากนั้นนำชิ้นงานมาหลอมโดยใช้วิธี DTA (Differential thermal analysis) ซึ่งจะทำการหลอมในถ้วย ภายใต้สภาวะสุญญากาศและใช้แก๊สอาร์กอน กำหนดให้อัตราการให้ความร้อนและการเย็นตัวอยู่ที่ 5 และ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที อุณหภูมิที่ใช้มีค่าเป็น 1,600 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมที่ใช้ในการทดลอง [25]

Chemical composition of the austenitic stainless steel (wt.%)

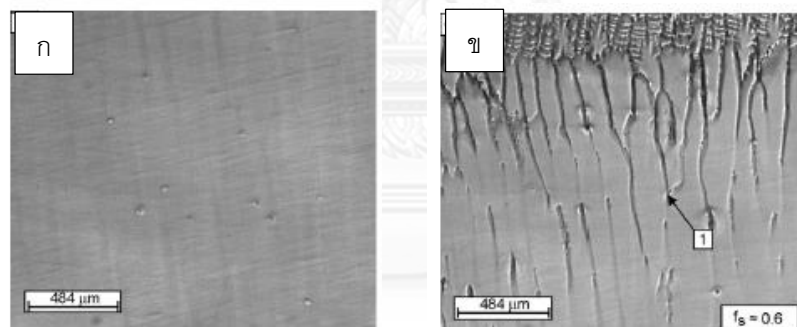
Fe	Balance
Cr	16.6
Ni	10.1
C	0.03
Mn	1.4
Mo	2.2
Si	0.47
Cu	0.20
P	0.001

ผลจากการทดลองโดย DTA plot ในรูปที่ 2.22 จะเห็นถึงการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิการหลอมเหลวและการแข็งตัว ซึ่งเป็นผลเนื่องมาจากอัตราการเย็นตัว และอัตราการเย็นตัวเป็นปัจจัยที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลง อย่างไรก็ตามอัตราการเย็นตัวที่สูงเกินไปอาจส่งผลทำให้เทคนิค DTA ไม่สามารถตรวจจับการเกิดโครงสร้างเฟสไรต์ได้ดังนั้นจึงมีความจำเป็นต้องควบคุมอัตราการเย็นตัวโดยการทดลองนี้ตั้งค่าอัตราการเย็นตัวอยู่ที่ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที ทำให้พบการเกิดเฟสเฟสไรต์ที่อุณหภูมิ 1,395 องศาเซลเซียส และที่ 10 องศาเซลเซียสต่อนาทีจะพบที่อุณหภูมิ 1,323 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.22 แผนภูมิเฟส Fe-Cr-Ni แสดงการเกิดเฟสที่เหล็กร้อยละ 70 (โดยน้ำหนัก) [25]

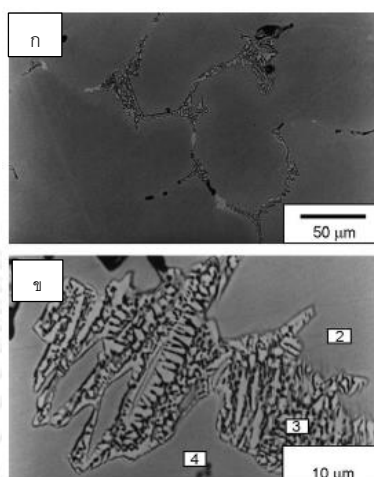
การเกิดเฟสของแข็งใน Fe-Cr-Ni ที่อัตราการเย็นตัวร้อยละ 70 ของโลหะผสมเหล็ก จะเป็นไปตามรูปที่ 2.22 จากภาพจะเห็นได้ว่าที่ T_s และ T_L จะมีโอกาสที่จะเกิดเฟส δ น้อยมาก



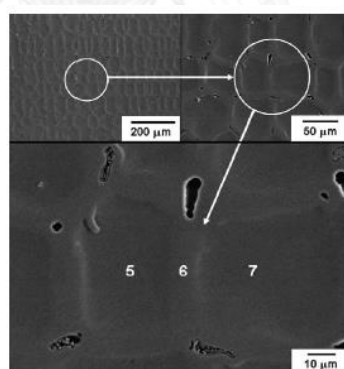
รูปที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของทิศทางระหว่างการเกิดการเริ่มแข็งตัวของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก Fe-Cr-Ni ก) การโตของเฟสออสเทนิติกที่ระนาบการแข็งตัวระหว่างของแข็งและของเหลว และ ข) การโตแบบ cellular/dendritic

เมื่อเวลาผ่านไปเกิดการตกตะกอนของเฟสที่ตกค้างก็ยังมีปริมาณเพิ่มมากขึ้นตามภาพ 2.23 เมื่อปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัว ได้มีการนำเอาชิ้นงานไปทดสอบเพื่อหาค่าผสมทางเคมีโดยใช้เทคนิค X-ray fluorescence ผลจากการทดสอบทำให้พบว่ามีการแยกตัวของคาร์บอนจากน้ำโลหะ และเปลี่ยนรูปเป็นคาร์ไบด์ คาร์ไบด์ได้ตกผลึกออกมาในโครงสร้างยูเทคติกซึ่งแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.24 เมื่อทำ

การวัดค่าจะพบได้ว่ามีธาตุโครเมียม โมลิบดีนัม และคาร์บอนเป็นปริมาณสูง จะเห็นได้ว่าสารละลายจะถูกแยกออกมาเมื่อมีการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว



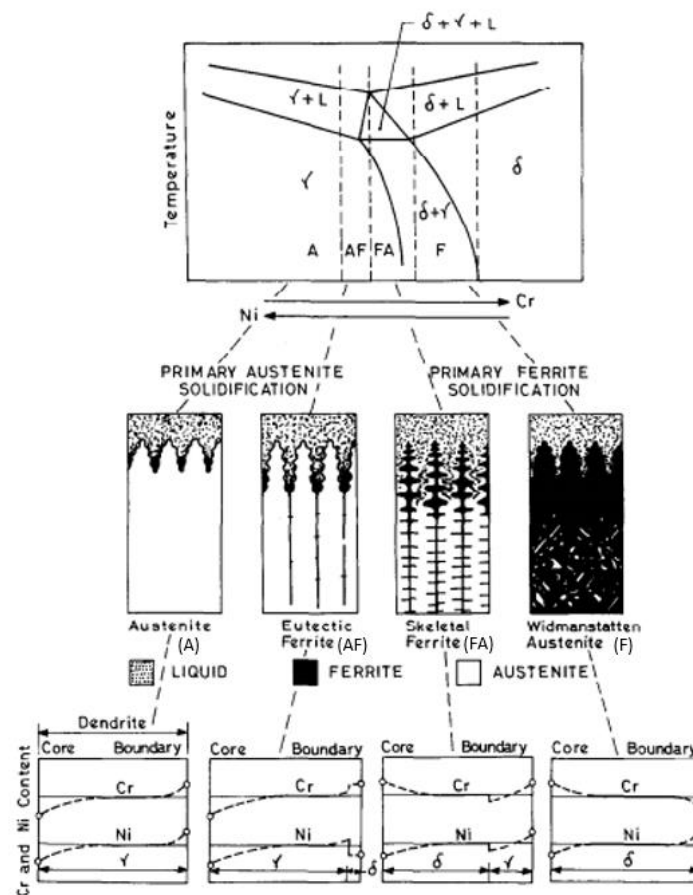
รูปที่ 2.24 การขยายตำแหน่ง 1 ก) การเกิดโครเมียมและโมลิบดีนัมคาร์ไบด์ที่โครงสร้างยูเทคติก และ ข) ภาพขยายของเฟสโครเมียมและโมลิบดีนัมคาร์ไบด์



รูปที่ 2.25 ทิศทางการเกิดของโครงสร้าง dendritic ($f_s \sim 0.7$) ณ ที่อัตราการโตของเกรน 1 เซนติเมตร ต่อชั่วโมง (ตำแหน่งที่ 5 และ 7 บ่งบอกถึงตำแหน่งตรงกลางที่เกิดเดนไดรฟ์ ตำแหน่งที่ 6 เป็นตำแหน่งระหว่างการเกิดเดนไดรฟ์ [24])

ซึ่งผลจากการทดลองนี้จะแสดงให้เห็นว่าสารละลายจะมีการกระจายตัว และมีการตกตะกอนเมื่อเริ่มแข็งตัว อาจเกิดขึ้นได้ทั้งในกรณีงานหล่อและงานเชื่อม กรณีที่มีการตกผลึกแยกนี้จะมีการโตของผลึกและเกิดเดนไดรฟ์ขึ้น ซึ่งจากภาพที่ 2.25 ได้แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคของเดนไดรฟ์ จากนั้นได้นำไปทดสอบหาค่าส่วนผสมของธาตุพบว่าเจอธาตุโครเมียม นิกเกิล โมลิบดีนัม แมงกานีส ซิลิคอนและฟอสฟอรัส

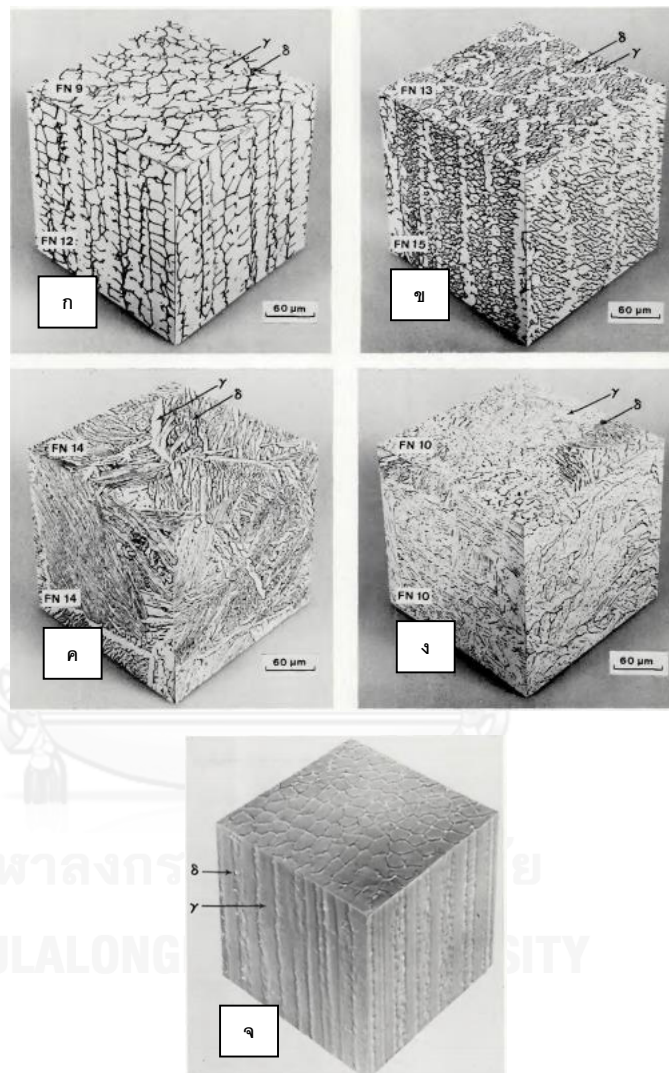
สรุปผลจากการทดลองในครั้งนี้พบว่า อุณหภูมิการหลอมเหลวและอุณหภูมิการแข็งตัวอยู่ที่ ช่วง 1,387 และ 1,434 องศาเซลเซียส และมีการปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวจะพบโครเมียม นิกเกิล โมลิบดีนัม แมงกานีส ซิลิคอนและฟอสฟอรัสมีการตกผลึกออกมา นอกจากนี้แล้วยังมีการแยกตัวของ ผลึก เกิดเป็นโครเมียมและโมลิบดีนัมคาร์ไบด์จากโครงสร้างยูเทคติกซึ่งจะเป็นสาเหตุของการเกิด การโตแบบ Planar growth degeneration และการโตแบบ Cellular ตามการโตของเดนไดรฟ์



รูปที่ 2.26 โหมดการแข็งตัวในแบบต่าง ๆ ในภาคตัดแนวขวางของเหล็กกล้า Fe-Cr- Ni โดยเป็นผลใน สภาวะอุณหภูมิห้อง [26]

สรุปได้ว่าการทำนายโครงสร้างทางจุลภาคเบื้องต้นจะสามารถคำนวณได้จาก Cr_{eq}/Ni_{eq} จากนั้นจึงทำการเปรียบเทียบค่าว่าชิ้นงานของเราอยู่ในช่วงลักษณะการเกิดโครงสร้างแบบใด อาทิ A AF FA หรือ F ซึ่งเมื่อทราบว่าจะอยู่ในช่วงไหนแล้วจะสามารถพิจารณาจากการเย็นตัวได้ว่า จะเกิด โครงสร้างแบบไหน ดังรูปที่ 2.26 แต่ทั้งนี้ก็ต้องพิจารณาถึงขนาดที่เดนไดรฟ์แข็งตัวด้วย เช่นกันกับ

งานวิจัยของ S.A. David [27] ดังรูปที่ 2.27 แสดงภาพสามมิติของโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิม ออสเทนิติก, ทิศทางของการแข็งตัวในแนวตั้ง โดยการเกิดโครงสร้างของเฟอไรต์ในรูปที่ 2.27 ก) – ง) จะมีค่า Cr_{eq}/Ni_{eq} อยู่ที่ 1.66 เป็นต้นไป ส่วนในกรณี 2.27 จ) จะเป็นกรณีที่มีค่าสัดส่วน Cr_{eq}/Ni_{eq} ที่ต่ำทำให้เฟสเฟอไรต์ไม่ต่อเนื่อง



รูปที่ 2.27 โครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก, ทิศทางของการแข็งตัวในแนวตั้ง เฟอไรต์เฟส จะเป็นเฟสที่มีสีเข้มกว่า ก) Skeletal ferrite ข) Lathy หรือ lacy ferrite ค) Acicular หรือ Widmanstätten Austenite ง) Globular จ) Cellular primary Austenite และ intercellular eutectic ferrite

บทที่ 3

วิธีการดำเนินการวิจัย

3.1 วัสดุดิบ

- 3.1.1 ผงเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 316L ขนาด 70 ไมครอน
- 3.1.2 ผงโลหะโครเมียม ขนาด 30 ไมครอน
- 3.1.3 ผงโลหะนิกเกิล ขนาด 120 ไมครอน

3.2 อุปกรณ์ในการทดลอง

- 3.2.1 เครื่องตัดชิ้นงานโลหะ Discotom
- 3.2.2 อุปกรณ์ทำตัวเรือนชนิดร้อน
- 3.2.3 กระดาษทรายเบอร์ 80 – 1,200 ไมครอน
- 3.2.4 ผ้าสักหลาด
- 3.2.5 ผงอะลูมินา ขนาด 3 ไมครอน
- 3.2.6 เครื่องขัดผิวชิ้นงาน
- 3.2.7 เครื่องอัดชิ้นงาน hydraulic press
- 3.2.8 เตาเผาผนึกบรรยากาศไฮโดรเจน
- 3.2.9 เตาเผาชิ้นงาน
- 3.2.10 เตาอาร์กสุมุญญากาศ (Arc Melting Furnace)
- 3.2.11 เครื่องซั่งน้ำหนักสี่ตำแหน่ง

3.3 เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์

- 3.3.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope)
- 3.3.2 กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope)
- 3.3.3 เครื่องวัดความแข็งแบบ Rockwell
- 3.3.4 เครื่อง X-Ray Diffractometer (XRD)

3.4 ขั้นตอนการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ประกอบไปด้วย 4 ขั้นตอน ได้แก่ การเตรียมชิ้นงาน การทดสอบการเกิดออกซิเดชัน และทดสอบสมบัติทางกล ซึ่งมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

3.4.1 การเตรียมชิ้นงาน

เนื่องจากงานวิจัยนี้เป็นการทดลองเพื่อปรับสูตรเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่ เพื่อความแม่นยำในการเตรียมชิ้นงาน จึงเลือกใช้โลหะผงในการเตรียมชิ้นงาน โดยมีกระบวนการต่าง ๆ ดังนี้

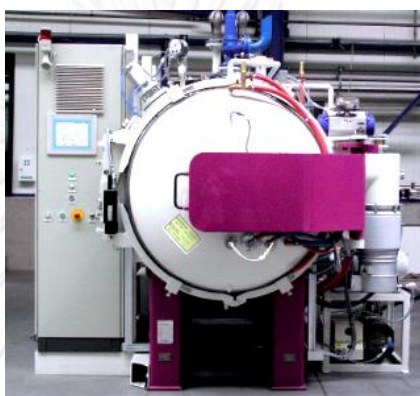
3.4.1.1 นำผงเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 316L ผงโครเมียม และผงนิกเกิล มาชั่งและผสมตามสัดส่วนเป็นร้อยละโดยน้ำหนักดังตารางที่ 3.1 โดยแต่ละชิ้นน้ำหนักรวม 10 กรัมทำเงื่อนไขละ 3 ชิ้น

ตารางที่ 3.1 ปริมาณร้อยละโดยน้ำหนักของผงเหล็กกล้าไร้สนิมที่เป็นชิ้นงานตัวอย่างก่อนที่จะหลอม

Condition	เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด316L	โครเมียม (wt%)	นิกเกิล (wt%)
316L	100	-	-
2Cr	98	2	-
4Cr	96	4	-
6Cr	94	6	-
8Cr	92	8	-
10Cr	90	10	-
2Ni	98	-	2
4Ni	96	-	4
6Ni	94	-	6
8Ni	92	-	8
10Ni	90	-	10
1Cr1Ni	98	1	1
2Cr2Ni	96	2	2
3Cr3Ni	94	3	3
4Cr4Ni	92	4	4
5Cr5Ni	90	5	5

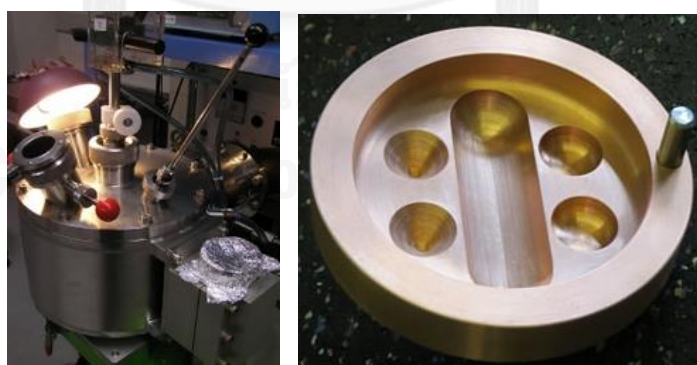
3.4.1.2 นำผงโลหะที่ได้หลังจากการผสมแล้วไปอัดขึ้น รูปด้วยเครื่อง hydraulic press โดยใช้แรงที่ 15 ตันระยะเวลาในการอัด 30 วินาที จะได้ชิ้นงานขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.5 เซนติเมตร สูง 1.5 เซนติเมตร

3.4.1.3 ชิ้นงานหลังจากการอัดขึ้นรูปจะถูกนำไปผ่านการเผาขึ้นที่อุณหภูมิ 1,300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศไฮโดรเจน เป็นเวลา 45 นาที



รูปที่ 3.1 เตาเผาหลอมแบบสุญญากาศ (Vacuum sintering furnace)

3.4.1.4 นำชิ้นงานที่ผ่านการเผาขึ้นมาทำการหลอมโดยใช้เตาหลอมอาร์กจะได้ชิ้นงานทรงเครื่องทรงกลมซึ่งมีเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.5 เซนติเมตร



รูปที่ 3.2 เตาอาร์กสุญญากาศ (Arc Melting furnace) และแม่พิมพ์ที่ใช้ในการหล่อ

3.4.1.5 นำชิ้นงานที่ผ่านการหลอมมาอบ Homogenization ที่อุณหภูมิ 1,080 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 3 ชั่วโมง [13]

3.4.2 การทดสอบการเกิดออกซิเดชัน

3.4.2.1 นำชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกแล้วไปเผาที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 0-100 ชั่วโมง โดยจะชั่งน้ำหนักทุก 10 ชั่วโมง

3.4.3 ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

3.4.3.1 นำชิ้นงานมาตัดด้วยเครื่องตัดโลหะ Discotom ให้เป็นชิ้นเล็กขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.5 เซนติเมตร

3.4.3.2 ขึ้นรูปตัวเรือนแบบร้อน โดยวางชิ้นงานลงบนแม่พิมพ์ จากนั้นใช้เรซินผงใส่ลงไป ในเครื่องขึ้นรูปแม่พิมพ์ร้อน ก่อนที่จะใช้แม่พิมพ์อัด เปิดเครื่องอัดและให้ความร้อนตามระยะเวลาที่กำหนดก่อนที่จะนำเอาชิ้นงานที่ขึ้นรูปตัวเรือนออกมาจากเครื่อง

3.4.3.3 ใช้กระบวนการทาง metallography โดยการขัดชิ้นงานหยาบด้วยกระดาษทราย ซิลิกอนคาร์ไบด์ตั้งแต่ความละเอียดเบอร์ 80-1200

3.4.3.4 หลังจากขัดหยาบแล้ว ตามด้วยการขัดละเอียดโดยใช้ผงอะลูมินา ขัดจนได้ผิวเรียบเป็นมันไม่มีรอยเมื่อส่องด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง เพื่อเป็นการเตรียมชิ้นงานในการศึกษา โครงสร้างจุลภาค

3.4.3.5 นำไปกัดกรด (Etching) บนผิวที่ขัดแล้ว โดยใช้สารละลายออกซาลิก (Oxalic) ร้อยละ 10 เป็นสารละลายกัดกรด (Etchant) และใช้กระแสไฟฟ้าช่วยโดยตั้งค่ากระแสไฟฟ้าอยู่ที่ 4 แอมแปร์จะช่วยให้เห็นโครงสร้างจุลภาคที่ชัดเจนมากยิ่งขึ้น

3.4.3.6 ใช้กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope; OM) กล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) พร้อมเครื่องตรวจสอบ องค์ประกอบทางเคมี EDS (Energy Disperse Spectroscopy) ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาค และ ตรวจสอบฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่สนใจด้วย X-Ray Diffractometer (XRD)

3.4.4 ทดสอบสมบัติทางกล

นำชิ้นงานไปวัดความแข็งโดยใช้เครื่องวัดความแข็งแบบ Rockwell โดยเลือกใช้สเกล B



รูปที่ 3.3 เครื่องวัดความแข็งแบบ Rockwell สเกล B



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY

บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปราย

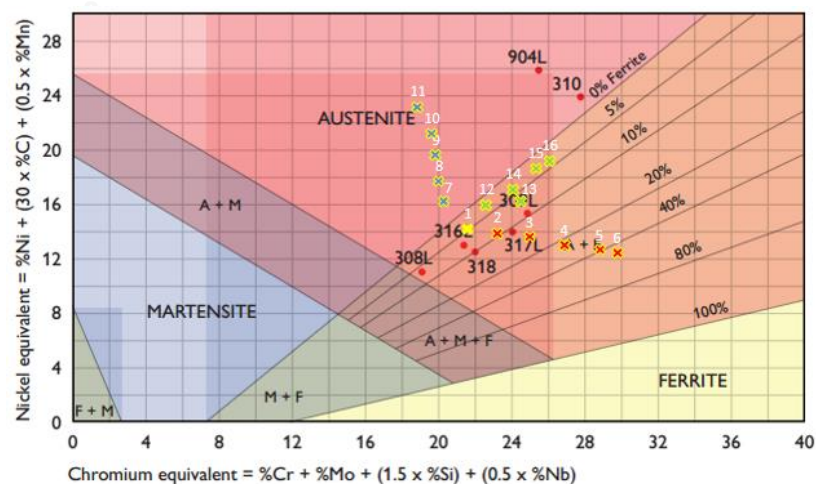
4.1 การคาดการณ์ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่

การพิจารณาลักษณะโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่ สามารถใช้วิธีคำนวณจากค่า Cr_{eq} และ Ni_{eq} ซึ่งค่าที่ใช้ในการคำนวณจะมาจากผลการทดสอบส่วนผสมทางเคมีโดยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ ในภาคผนวก ก-2 ซึ่งการคำนวณจะใช้สมการ 4.1 และ 4.2 เพื่อหาค่า Cr_{eq}/ Ni_{eq} จากงานวิจัยของ P.Lacombe และ G.Beranger [6]

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb \quad (4.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn \quad (4.2)$$

ผลจากการคำนวณเป็นดังตารางที่ 4.1 จากนั้น นำค่า Cr_{eq}/ Ni_{eq} พล็อตยังแผนภูมิเซฟเลอร์ เพื่อพิจารณาดำแหน่งจุดบนแผนภูมิ ตำแหน่งจุดตกจะแสดงโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้น เช่น บริเวณจุดสีเหลืองที่แสดงค่า Cr_{eq} และ Ni_{eq} ของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L จะพบว่าโครงสร้างที่อาจเกิดขึ้นจะเป็นโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ โดยจะเป็นโครงสร้างออสเทนิติกที่พบเฟสเฟร์ไรต์ที่ร้อยละ 5 ส่วนในกรณีที่เติมโครเมียมลงในชิ้นงานตัวอย่างนั้น ชิ้นงานจะมีโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ โดยมีเปอร์เซ็นต์ของเฟสเฟร์ไรต์สูงขึ้นที่ร้อยละ 20 - 60 และในกรณีที่เติมนิกเกิล โครงสร้างจะเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างแบบออสเทนิติก และในกรณีสุดท้ายการเติมธาตุทั้งสองโครงสร้างที่ได้จะเป็นโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ โดยมีเปอร์เซ็นต์เฟสเฟร์ไรต์อยู่ระหว่างร้อยละ 5-10



รูปที่ 4.1 ค่าที่ได้จากการคำนวณ Cr_{eq} และ Ni_{eq} ของชิ้นงานทั้งหมด [28]

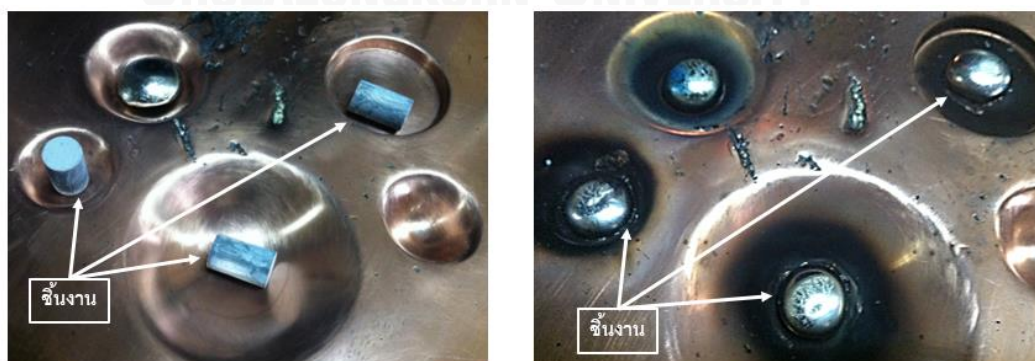
ตารางที่ 4.1 Cr_{eq} และ Ni_{eq} จากการคำนวณ

no.	Group.	condition	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Microstructure	Mode[23]
1	base	316L	22.48	14.53	1.55	A+(~5%)F	FA
2	Cr	2Cr	24.23	14.31	1.69	A+(~20%)F	FA
3		4Cr	26.52	13.97	1.90	A+(~20%)F	FA
4		6Cr	28.35	13.63	2.08	A+(~30%)F	F
5		8Cr	30.26	12.98	2.33	A+(~50%)F	F
6		10Cr	31.19	12.64	2.47	A+(~60%)F	F
7	Ni	2Ni	21.28	16.63	1.28	A	AF
8		4Ni	21.25	18.43	1.15	A	A
9		6Ni	20.89	20.18	1.04	A	A
10		8Ni	20.29	22.02	0.92	A	A
11		10Ni	19.45	24.23	0.80	A	A
12	Cr+NI	1Cr1Ni	23.41	16.30	1.44	A+(~5%)F	AF
13		2Cr2Ni	25.63	16.77	1.53	A+(~10%)F	FA
14		3Cr3Ni	25.15	17.62	1.43	A+(~5%)F	AF
15		4Cr4Ni	26.64	19.28	1.38	A+(~5%)F	AF
16		5Cr5Ni	27.00	19.67	1.37	A+(~5%)F	AF

เมื่อพิจารณาค่า Cr_{eq}/Ni_{eq} กับช่วงการเกิดโครงสร้างภายหลังการแข็งตัวตามงานวิจัยของ Brooks J.A. [25] สามารถประเมินโครงสร้างที่เกิดได้ดังตารางที่ 4.1 ในหัวข้อ Mode โครงสร้างที่ประเมินโดยวิธีนี้จะสอดคล้องกับการประเมินโดยแผนภูมิเซฟเลอร์ โดยผลการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลในงานวิจัยนี้ จะได้เหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่หลายเกรด สามารถแบ่งได้เป็น 3 ประเภท ได้แก่ เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนิติก เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกและเหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์

4.2 ลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดใหม่

ภายหลังการคาดการณ์โครงสร้างทางจุลภาคเบื้องต้นจากการคำนวณจากค่า Cr_{eq}/Ni_{eq} ได้นำชิ้นงานภายหลังการหล่อ รูปที่ 4.2 มาตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคโดยการวิเคราะห์นี้จะใช้กล้องจุลทรรศน์แสง

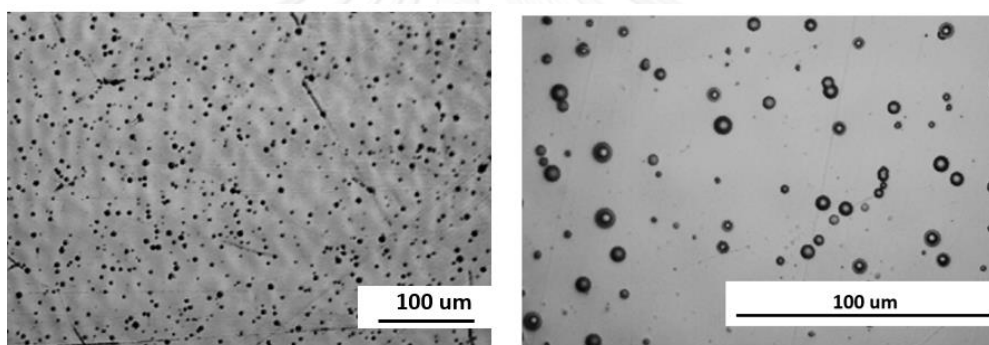


รูปที่ 4.2 ชิ้นงานก่อนและหลังหล่อโดยเตาอาร์กสฤณยูภาค

4.2.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L

4.2.1.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L หลังจากผ่านกระบวนการหล่อโดยเตาอาร์กสุญญากาศ จะถูกนำมาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค โครงสร้างจุลภาคจะมีลักษณะดังรูปที่ 4.3 ซึ่งพบว่าโครงสร้างประกอบด้วยเนื้อพื้นสีขาวและมีอนุภาคลักษณะเป็นวงกลมกระจายอยู่อย่างสม่ำเสมอ ในรูปที่ 4.3 ก) ที่มีกำลังขยาย 100 เท่าจะพบว่า เนื้อพื้นจะมีระนาบที่ไม่สม่ำเสมอ และอนุภาคกระจายอยู่เฉพาะบริเวณที่เนื้อพื้นสีอ่อนกว่า ขนาดของเกรนจะใหญ่ เมื่อพิจารณาที่กำลังขยาย 400 เท่า ดังรูปที่ 4.3 ข) ลักษณะเนื้อพื้นจะเป็นพื้นที่มีความเรียบ ซึ่งมีลักษณะคล้ายงานหล่อโลหะผง 316L ทั่วไปดังเช่นผลงานวิจัยของ Wendy Fredriksson [29]



ก) กำลังขยาย 100 เท่า

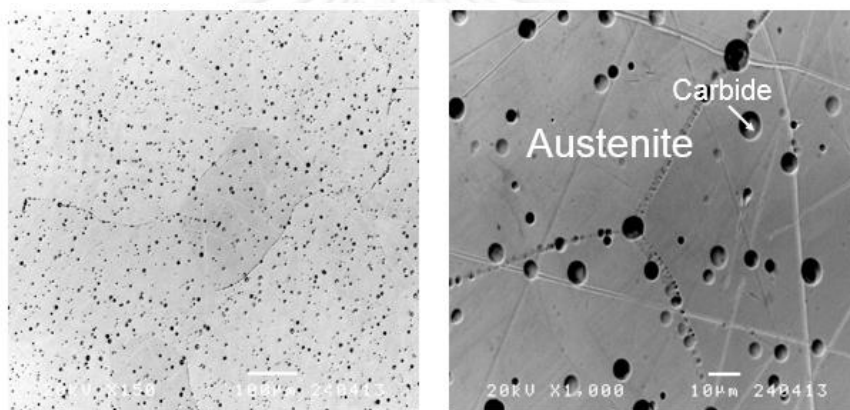
ข) กำลังขยาย 400 เท่า

รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายหลังจากกระบวนการหล่อโดยเตาอาร์กสุญญากาศที่กำลังขยาย 100 เท่าและ 400 เท่า

4.3.1.2 การวิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

การวิเคราะห์ด้วยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด เป็นการยืนยันผลการวิเคราะห์โครงสร้างโดยกล้องจุลทรรศน์แสงดังแสดงในรูปที่ 4.4 จากรูปจะพบบริเวณเนื้อพื้นสีอ่อน และอนุภาคสีดำกระจายอยู่ที่เนื้อพื้น โดยเมื่อเพิ่มกำลังขยายเป็น 1,000 เท่าจะพบว่า ส่วนที่เป็นอนุภาคสีดำจะมีลักษณะเป็นหลุมวงกลม และพบรอยของขอบเกรนบริเวณเนื้อพื้น ภายหลังจากการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณโดยเทคนิค EDS จะพบว่าบริเวณเนื้อพื้นสีอ่อนเป็นเฟสออสเทนไนต์ โดยผลมีค่าใกล้เคียงกับค่ามาตรฐานของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ซึ่งมีเหล็กร้อยละ 63.46 โดยน้ำหนัก, โครเมียมร้อยละ 16.99

โดยน้ำหนัก นิกเกิลร้อยละ 16.67 โดยน้ำหนักและโมลิบดีนัมร้อยละ 2.16 โดยน้ำหนัก บริเวณหลุมสีดำจะมีปริมาณคาร์บอนสูงกว่าบริเวณเนื้อพื้น หรืออาจกล่าวได้ว่า เป็นบริเวณที่พบอนุภาคคาร์ไบด์ โดยสรุปอนุภาคที่พบจะเป็นอนุภาคของคาร์ไบด์และสิ่งเจือปน (Inclusion) กระจายอยู่บนเนื้อพื้นที่มีโครงสร้างออสเทนติก แต่เนื่องจากส่วนผสมเดิมของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดนี้จะมีปริมาณคาร์บอนที่ต่ำมาก (น้อยกว่าร้อยละ 0.03 โดยน้ำหนัก) แต่หลังจากกระบวนการหล่อมีการแพร่ของอะตอมคาร์บอนสูงเพราะอะตอมคาร์บอนมีขนาดเล็กจึงสามารถแทรกที่บริเวณช่องว่างอะตอมได้ง่าย จึงทำให้เกิดการแทรกและรวมตัวของคาร์บอนจนมีปริมาณที่สูงขึ้นดังกล่าว ลักษณะการรวมตัวเช่นนี้พบบ่อยในหลาย ๆ งานวิจัย [30-31]



รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีโดยเทคนิค EDS

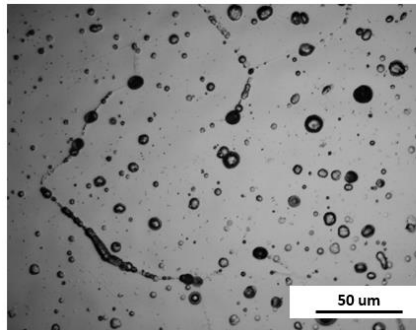
4.2.2 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่เติมโครเมียม

การวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคจะแบ่งออกเป็น 2 กระบวนการ ได้แก่ การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง และการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

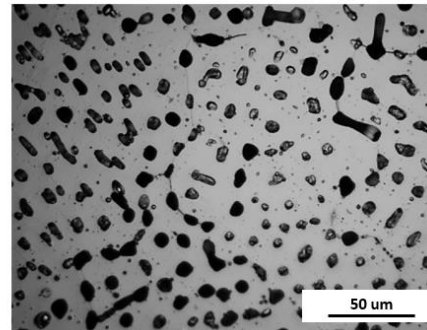
4.2.2.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายหลังจากเติมธาตุโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักจะพบว่าโครงสร้างภายในของชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายหลังจากเติมโครเมียม โครงสร้างนี้จะมีการกระจายตัวของเฟสเฟรไรต์ที่เนื้อพื้นดังแสดงในรูปที่ 4.5 ก) - จ) โดยจะเห็นชัดเจนที่ภาพ 4.5 ค) ภายหลังจากการเติมโครเมียมร้อยละ 6

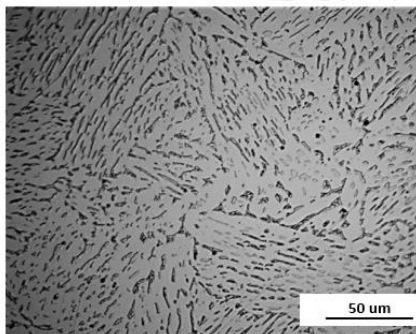
โดยน้ำหนักเป็นต้นไป จะพบเฟสเฟรไรต์ที่มีขนาดเล็ก มีการกระจายตัวที่เนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอและมีทิศทาง เมื่อเติมโครเมียมเพิ่มขึ้นเฟสเฟรไรต์จะมีขนาดใหญ่ขึ้น รวมไปถึงมีสีที่เข้มขึ้น



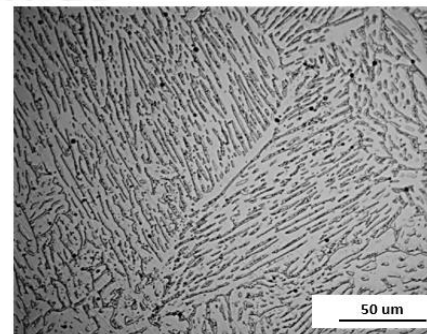
ก) Cr ร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก



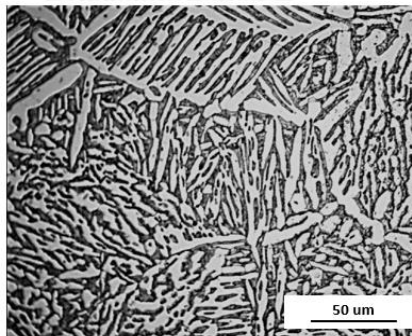
ข) Cr ร้อยละ 4 โดยน้ำหนัก



ค) Cr ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก



ง) Cr ร้อยละ 8 โดยน้ำหนัก



จ) Cr ร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

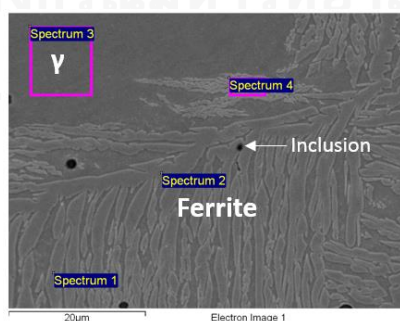
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักตามลำดับและหล่อโดยเตาอาร์คสูญญากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า

การเติมโครเมียมร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก ดังภาพที่ 4.5ก) จะมีโครงสร้างลักษณะเช่นเดียวกับเหล็กกล้าไร้สนิม 316L แต่พบการตกตะกอนของอนุภาค ที่บริเวณขอบเกรนและเนื้อพื้นอย่างชัดเจน และเมื่อเพิ่มปริมาณโครเมียมในช่วงร้อยละ 6 - 10 โดยน้ำหนักจะพบว่าโครงสร้างเริ่มเปลี่ยน โดยมี

โครงสร้างสีเข้มของเฟสเฟร์ไรต์แทรกในโครงสร้าง ซึ่งโครงสร้างนี้จะคล้ายกับงานวิจัยของ David S.A. [32] กล่าวคือ พบการขยายตัวของเดนไดรฟ์ที่เนื้อพื้นออสเทนไนต์ และมีในลักษณะการจัดเรียงตัวของเฟสเฟร์ไรต์รูปแบบเข็ม (Acicular) หรือโครงสร้างแบบวิดแมนสแตนเทน ออสเทนไนต์ (Widmanstätten Austenite) การจัดเรียงตัวจะมีทิศทางที่ชัดเจน ซึ่งโครงสร้างลักษณะนี้จะเกิดขึ้นในกรณีที่ค่า Cr_{eq}/Ni_{eq} มากกว่า 2 [27] โดยผลวิเคราะห์ดังกล่าวจะสอดคล้องกับชิ้นงานที่เติมโครเมียมร้อยละ 6 - 10 โดยน้ำหนักโดยค่าจากตารางที่ 4.1 แสดงค่า Cr_{eq}/Ni_{eq} มีค่า 2.08 - 2.47 โดยเป็นค่าในช่วงดังกล่าว

4.2.2.2 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

โครงสร้างประกอบด้วยเฟสเนื้อพื้นที่มีสีเข้มและเฟสสีอ่อนกว่าของเฟสเฟร์ไรต์ และมีการกระจายตัวอย่างหนาแน่นและสม่ำเสมอของเฟสเฟร์ไรต์ที่เนื้อพื้นออสเทนไนต์ ลักษณะของเฟสนี้จะมีรูปร่างเรียวยาวและเรียงไปในทิศทางเดียวกัน ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีโดยเทคนิค EDS จะพบว่า บริเวณเนื้อพื้นและส่วนที่เป็นเฟสเฟร์ไรต์จะพบปริมาณส่วนผสมทางเคมีใกล้เคียงเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยมีเหล็กอยู่ร้อยละ 53 - 58 โดยน้ำหนัก, โครเมียมร้อยละ 24 - 25 โดยน้ำหนัก, นิกเกิลร้อยละ 11 - 14 โดยน้ำหนักและโมลิบดีนัมร้อยละ 2-3 โดยน้ำหนัก ในเฟสเฟร์ไรต์จะมีปริมาณคาร์บอนเพิ่มสูงขึ้นมีค่าร้อยละ 7.06 โดยน้ำหนัก ส่วนอนุภาคสีดำเป็นเพียงสิ่งปนเปื้อนที่สามารถพบได้โดยทั่วไปในโครงสร้างลักษณะนี้ [21] จากการวิเคราะห์โครงสร้างโดยรวม การเติมโครเมียมจะทำให้เกิดโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ และเมื่อเปอร์เซ็นต์ของโครเมียมในชิ้นงานสูงขึ้น เฟสเฟร์ไรต์ที่กระจายตัวอยู่ก็จะมีปริมาณหนาแน่นขึ้นอย่างชัดเจน



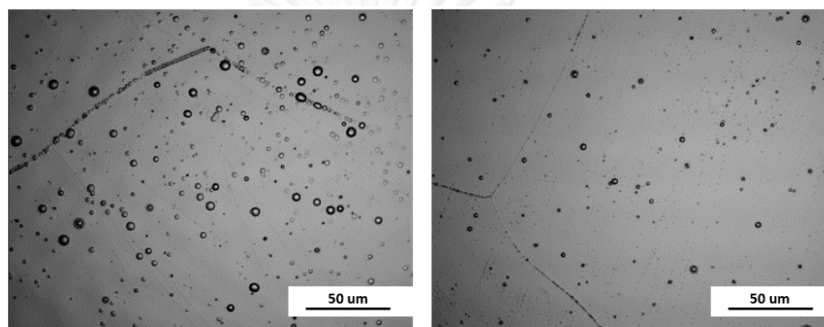
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีโดยเทคนิค EDS

4.2.3 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่เติมนิกเกิล

การวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคจะแบ่งออกเป็น 2 กระบวนการ ได้แก่ การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง และการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

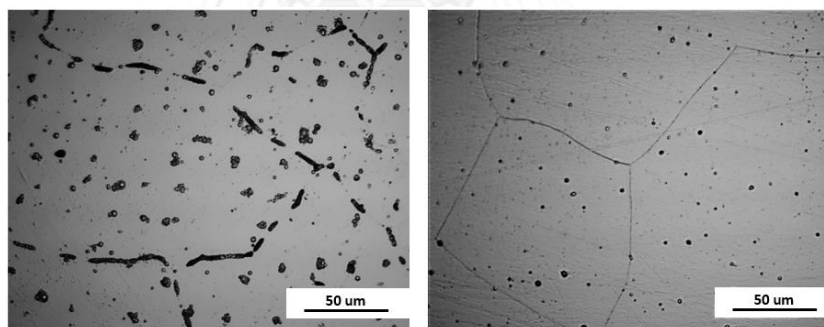
4.2.3.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

พบว่าหลังจากที่ทำการเติมธาตุนิกเกิลที่ร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L จะมีโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 4.7 ก) - จ)



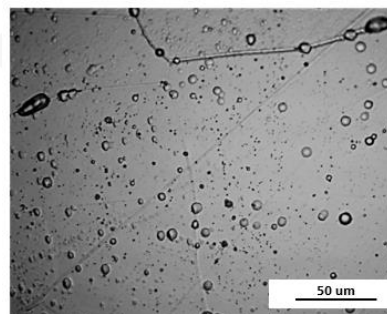
ก) Ni ร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก

ข) Ni ร้อยละ 4 โดยน้ำหนัก



ค) Ni ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

ง) Ni ร้อยละ 8 โดยน้ำหนัก



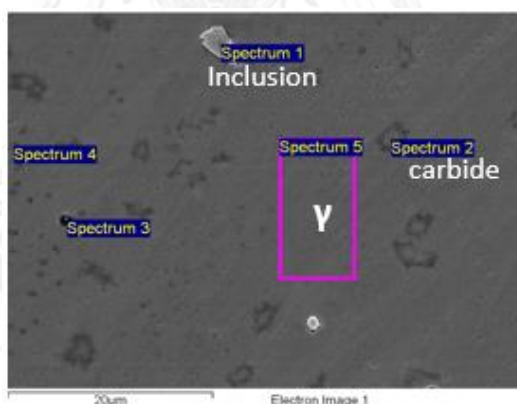
จ) Ni ร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักและหล่อโดยเตาอาร์กสุมญูญากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า

โครงสร้างภายในของชิ้นงานจะเริ่มมีการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยพบอนุภาคกระจายอยู่ที่เนื้อพื้นออสเทนไนต์เป็นจำนวนมาก และหนาแน่น มีทั้งอนุภาคที่มีขนาดเล็กและใหญ่ นอกจากนี้ยังมีอนุภาคที่ตกตะกอนอยู่ที่บริเวณขอบเกรนอย่างเห็นได้ชัด เฟสที่ตกตะกอนนี้คาดว่าจะจะเป็นคาร์ไบด์เช่นเดียวกันกับในกลุ่มแรก เมื่อพิจารณาแล้วพบว่าชิ้นงานในกลุ่มนี้จะมีเกรนขนาดใหญ่กว่ากลุ่มที่เติมโครเมียม ดังรูปที่ 4.7

4.2.3.2 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

จากรูปที่ 4.8 จะพบว่าโครงสร้างซึ่งมีลักษณะคล้ายกับโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยพบเนื้อพื้นที่ประกอบไปด้วยธาตุเหล็ก โครเมียมและนิกเกิล ส่วนอนุภาคที่กระจายอยู่บนเนื้อพื้นที่มีสีเข้มจะมีเปอร์เซ็นต์ของธาตุคาร์บอนโดยน้ำหนักอยู่ที่ร้อยละ 13.81 โดยน้ำหนัก ซึ่งเป็นค่าที่สูงขึ้นจากค่าปกติ โดยคาดว่าจะอนุภาคคาร์ไบด์ ส่วนบริเวณอนุภาคสีอ่อนพบเปอร์เซ็นต์ของธาตุดีบุก ทองแดงและคาร์บอนค่อนข้างสูง คาดว่าอนุภาคนี้จะเป็นสิ่งเจือปน (Inclusions) ซึ่งเป็นอนุภาคที่สามารถพบได้โดยทั่วไปในงานหล่อ [30-31]



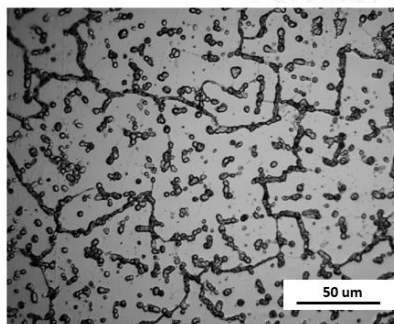
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค EDS

4.2.4 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316L ที่เติมโครเมียมกับนิกเกิล

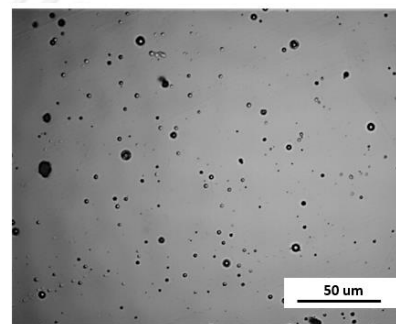
การวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคจะแบ่งออกเป็น 2 กระบวนการ ได้แก่ การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง และการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

4.2.4.1 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แสง

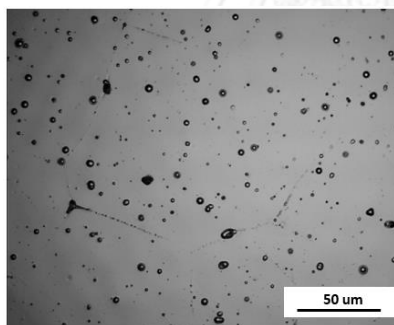
พบว่าหลังจากเติมธาตุผสมโครเมียมและนิกเกิลที่ส่วนผสมของธาตุแต่ละธาตุที่ร้อยละ 1-5 โดยน้ำหนัก (รวมกันเป็นร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนัก) พบว่าโครงสร้างภายในของชิ้นงานจะมีการเปลี่ยนแปลงดังภาพที่ 4.9 ก) – จ) และพบว่าเมื่อเติมธาตุทั้งสองในปริมาณที่สูงขึ้น ปริมาณของอนุภาคที่กระจายบนเนื้อพื้นออสเทนไนต์จะสูงขึ้นอย่างเห็นได้ชัด นอกจากปริมาณที่เพิ่มขึ้นมาแล้วยังพบว่าขนาดของอนุภาคมีขนาดที่ใหญ่ขึ้นเช่นกัน



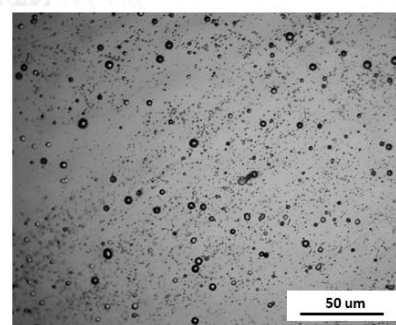
ก) Cr-Ni ธาตุละร้อยละ 1 โดยน้ำหนัก



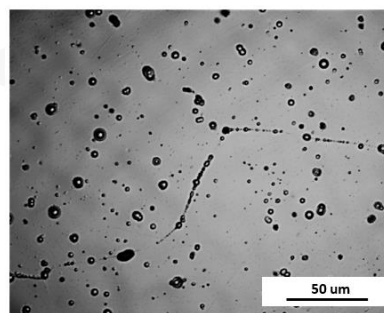
ข) Cr-Ni ธาตุละร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก



ค) Cr-Ni ธาตุละร้อยละ 3 โดยน้ำหนัก



ง) Cr-Ni ธาตุละร้อยละ 4 โดยน้ำหนัก

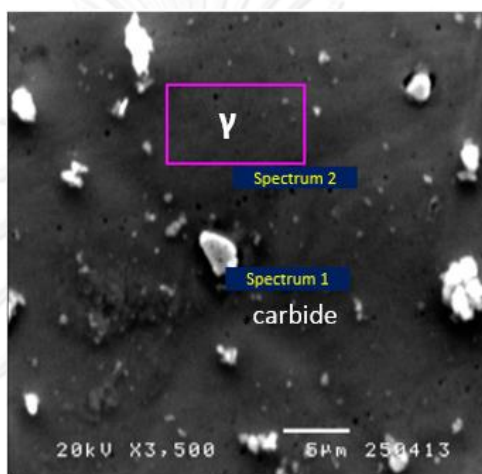


จ) Cr-Ni ธาตุละร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก

รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิลในปริมาณร้อยละ 1-5 โดยน้ำหนักและหล่อโดยเตาอาร์กสุมุญญากาศที่กำลังขยาย 400 เท่า

4.2.4.2 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

จากรูป 4.10 พบว่าโครงสร้างประกอบไปด้วยเนื้อพื้นที่มีส่วนผสมของธาตุเหล็ก โครเมียม และนิกเกิลไม่ต่างจากเนื้อพื้นของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L แต่พบว่ามีปริมาณของคาร์บอน และออกซิเจนเจือปนในปริมาณที่สูงขึ้น สันนิษฐานว่าเนื้อพื้นจะเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์ แต่ในส่วน ของอนุภาคจะพบเปอร์เซ็นต์คาร์บอนโดยน้ำหนักสูง คาดว่าเป็นอนุภาคคาร์ไบด์กระจายตัวอยู่ เช่นเดียวกันกับในสองกลุ่มแรก



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ผสมโครเมียมกับนิกเกิลในปริมาณ ร้อยละ 1 - 5 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและวิเคราะห์ องค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค EDS

4.3 การทดสอบออกซิเดชัน

การทดสอบออกซิเดชันจะทำการศึกษาในหัวข้ออัตราการเกิดออกซิเดชันและการเปรียบเทียบ อัตราการเกิดชั้นออกไซด์ฟิล์มที่ผิวของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิล

4.3.1 อัตราการเกิดออกซิเดชัน (Oxidation Rate)

ข้อมูลที่ได้จากการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็น ระยะเวลา 100 ชั่วโมง เป็นข้อมูลที่สำคัญในการวิเคราะห์จลนศาสตร์การเกิดปฏิกิริยา (Kinetics) ซึ่ง ข้อมูลนี้จะถูกนำมาวิเคราะห์อัตราการเกิดออกซิเดชัน (Oxidation rate) โดยจากบทที่ 2 ได้กล่าวถึง ลักษณะกลไกการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันในรูปแบบต่าง ๆ โดยเฉพาะในโลหะผสมที่มีการเติมธาตุ

ผสมโครเมียมและนิกเกิล ในกรณีที่เติมธาตุทั้ง 2 ชนิดจะทำให้เกิดอัตราการเกิดออกซิเดชันในลักษณะเดียวกัน คือ กลไกการเกิดแบบพาราโบลิก (Parabolic law) หรือเป็นดังสมการ 4.3 [10]

$$W = kt^n \quad (4.3)$$

โดย W คือ น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงอันเนื่องมาจากการเกิดออกไซด์ (mg), k = ค่าคงที่ของอัตราการเกิดปฏิกิริยา, t = เวลา (s) และ n = ค่าแสดงกลไกการเกิดออกซิเดชัน [32]

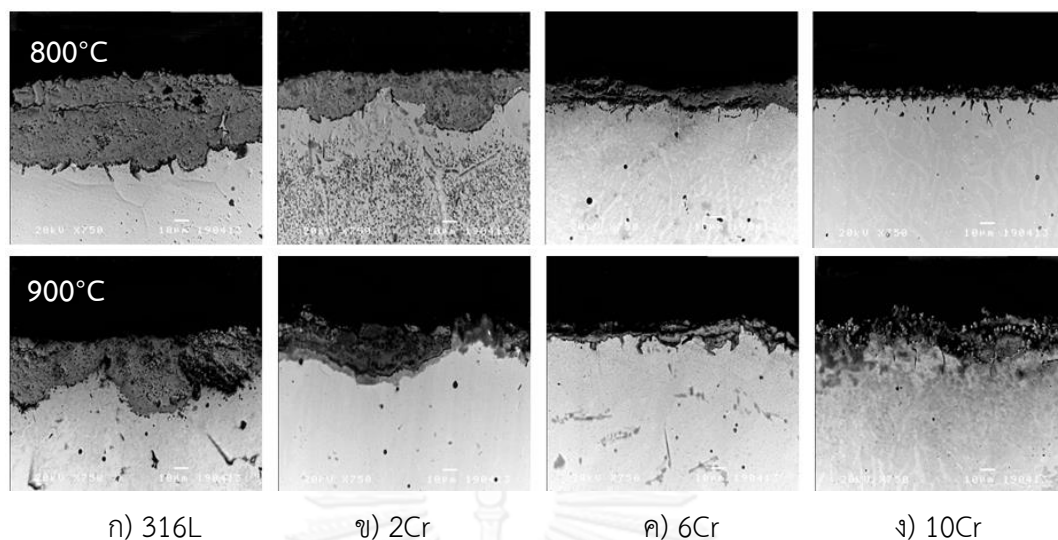
4.3.1.1 อัตราการเกิดออกซิเดชันกรณีที่เติมธาตุผสมโครเมียม

ผลของการเติมธาตุโครเมียมลงในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L จะพบว่า ชั้นออกไซด์จะมีความหนาที่ลดลง จากรูป 4.11 พบว่าโครเมียมมีคุณสมบัติป้องกันการเกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อนอย่างเห็นได้ชัด เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงาน 316L ที่ไม่เติมโครเมียม จะมีการกัดกร่อนเกิดขึ้นที่ผิวชิ้นงาน และชั้นฟิล์มออกไซด์ที่เกิด มีความหนาสูง โดยเมื่อเติมโครเมียมร้อยละ 2 โดยน้ำหนักจะพบว่าชั้นฟิล์มของออกไซด์จะมีความหนาลดลง โดยการกัดกร่อนที่ผิวชิ้นงานก็ลดลงเช่นเดียวกัน และภายหลังจากที่ได้เพิ่มปริมาณการเติมโครเมียมเป็นร้อยละ 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักจะพบว่าปริมาณชั้นฟิล์มออกไซด์บางลงและการกัดกร่อนที่ผิวมีความลึกลดลง และการทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสจะพบว่าเมื่ออัตราการเกิดออกไซด์ที่สูงกว่าที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ทั้งนี้เป็นผลตามสมการพลังงานอิสระของกิบส์ (Gibbs Free Energy) ตามสมการ 4.4 [33]

$$\Delta G^0 = -RT \ln k \quad (4.4)$$

จากสมการแสดงให้เห็นว่า กรณีอุณหภูมิสูงขึ้นจะส่งผลทำให้ค่าพลังงานอิสระของกิบส์มีค่าลดลง ทำให้การเกิดปฏิกิริยาทำได้ง่ายมากขึ้น และทำให้ชิ้นงานตัวอย่างที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสมีอัตราการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันที่สูงกว่า รวมถึงปริมาณออกไซด์ที่พบจึงสูงกว่าเช่นกันดังภาพที่แสดงในรูปที่ 4.11

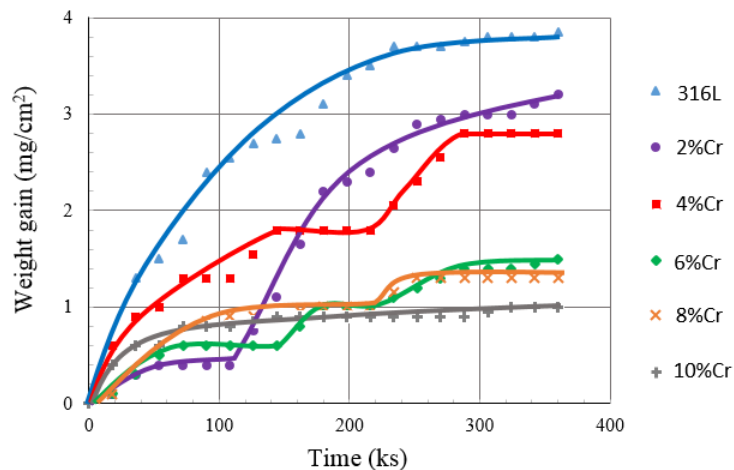
การเก็บข้อมูลของน้ำหนักที่เปลี่ยนไปต่อพื้นที่ผิวเนื่องจากการเกิดขึ้นของออกไซด์ ณ เวลาใด ๆ ของชิ้นงานภายหลังจากการทดสอบออกซิเดชันนั้นเป็นข้อมูลที่สำคัญ เพราะเป็นข้อมูลที่ใช้สำหรับการคำนวณอัตราของการเกิดปฏิกิริยาหรือจลนพลศาสตร์ของการเกิดปฏิกิริยา ซึ่งแสดงดังรูปที่ 4.12 และ 4.13



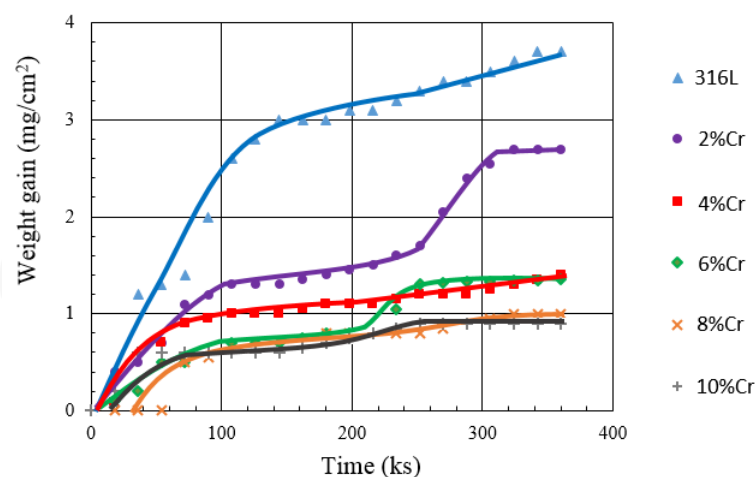
รูปที่ 4.11 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 6 และ 10 โดยน้ำหนัก

จากกราฟแสดงอัตราการเกิดออกไซด์ขึ้นนั้นจะพบว่า เมื่อระยะเวลาเพิ่มขึ้น ปริมาณ น้ำหนักของออกไซด์ต่อหน่วยพื้นที่จะเพิ่มขึ้นตาม สามารถอธิบายได้ว่าอัตราการเกิดออกไซด์ที่ผิวของแต่ละชิ้นงานเพิ่มขึ้นตามเวลาใด ๆ โดยชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เป็นชิ้นงานที่มีอัตราการเกิดออกไซด์สูงที่สุด อย่างไรก็ตามเมื่อเติมโครเมียมเพิ่มขึ้น พบว่าอัตราการเกิดออกไซด์จะลดลง ส่วนชิ้นงานที่มีอัตราการเกิดออกไซด์ต่ำที่สุดเป็นชิ้นงานที่เติมโครเมียมสูงที่สุดที่ร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก โดยการทดสอบออกไซด์ขึ้นที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส จะพบอัตราการเกิดออกไซด์ขึ้น 3 ประเภท ประเภทแรกจะมีลักษณะกราฟชัน อัตราการเกิดออกไซด์ต่อเนื่อง แสดงว่าชิ้นงานมีการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ขึ้นมาตลอดเวลา 100 ชั่วโมง กราฟจะมีลักษณะเป็นพาราโบลา ชิ้นงานที่มีลักษณะดังกล่าวคือ ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L การเกิดออกไซด์ประเภทที่สอง มีอัตราการเพิ่มขึ้นของออกไซด์สูงขึ้นในช่วงแรกและช่วงท้ายจะลดลงจนเกือบคงที่ ชิ้นงานที่มีพฤติกรรมลักษณะนี้จะเป็นชิ้นงานที่มีการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงแรกที่ผิวของชิ้นงาน จากนั้นออกไซด์จะเกิดขึ้นเพียงด้านนอกของผิวชิ้นงานโดยไม่ได้สัมผัสเนื้อโลหะด้านใน จึงทำให้อัตราการเกิดออกไซด์ขึ้นในช่วงหลังคงที่ ชิ้นงานที่มีลักษณะใกล้เคียงกรณีดังกล่าวคือ ชิ้นงานที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 ส่วนอัตราการเกิดออกไซด์แบบสุดท้ายจะเป็นการเพิ่มสูงในช่วงแรกและค่อย ๆ คงที่ จนกระทั่งมีการเพิ่มขึ้นอีกครั้งในภายหลัง กราฟที่แสดงจะไม่ต่อเนื่อง อัตราการเพิ่มขึ้นในลักษณะนี้แสดงว่ามีการสร้างชั้นฟิล์มที่ผิวชิ้นงานในช่วงแรก

จากนั้นชั้นฟิล์มออกไซด์ที่ผิวมีการแตกหัก หรือมีช่องลึกจนถึงชั้นผิวโลหะด้านในและทำให้ออกซิเจนแพร่เข้าไปได้และเกิดการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ต่อเนื่องอีกครั้งในช่วงท้าย ชิ้นงานที่มีอัตราการเกิดออกไซด์ลักษณะนี้ ได้แก่ ชิ้นงานที่มีส่วนผสมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 และ 8 โดยน้ำหนัก



รูปที่ 4.12 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ต่อพื้นที่ผิว ณ ช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.13 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ต่อพื้นที่ผิว ณ ช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

กลไกการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ของโครเมียมจะเริ่มจากไอออนของโครเมียมไปรวมตัวกับไอออนของออกซิเจนในขณะที่ทำการทดสอบออกซิเดชันในเตา จากนั้นจึงเกิดสร้างชั้นโครเมียมออกไซด์ที่ผิวของชิ้นงาน ซึ่งชั้นฟิล์มนี้ถือเป็นชั้นฟิล์มที่ช่วยป้องกันการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ของโลหะอื่น ๆ ที่เกิดขึ้นที่ผิวได้ โดยปริมาณการเติมธาตุโครเมียมจะมีผลต่อการสร้างชั้นฟิล์มโดยตรง ในกรณีที่มีการโครเมียมสูงจะมีผลต่อการสร้างชั้นฟิล์มด้านนอกสุดที่สมบูรณ์ การแทรกของไอออนจากอากาศหรือสารละลายจะทำได้ต่ำกว่าพวกชิ้นงานที่มีเปอร์เซ็นต์ของโครเมียมที่ต่ำกว่า [34] ดังนั้นการเติมโครเมียมในปริมาณที่สูงจึงทำให้อัตราการลดลงของชั้นฟิล์มออกไซด์ที่ชัดเจน เมื่อทำการวิเคราะห์ถึงค่าตัวเลขจากการคำนวณถึงอัตราการเกิดออกซิเดชันเทียบกับเวลา โดยใช้การพิจารณาตามสมการ 4.1 จะได้ค่าดังตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4.2 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

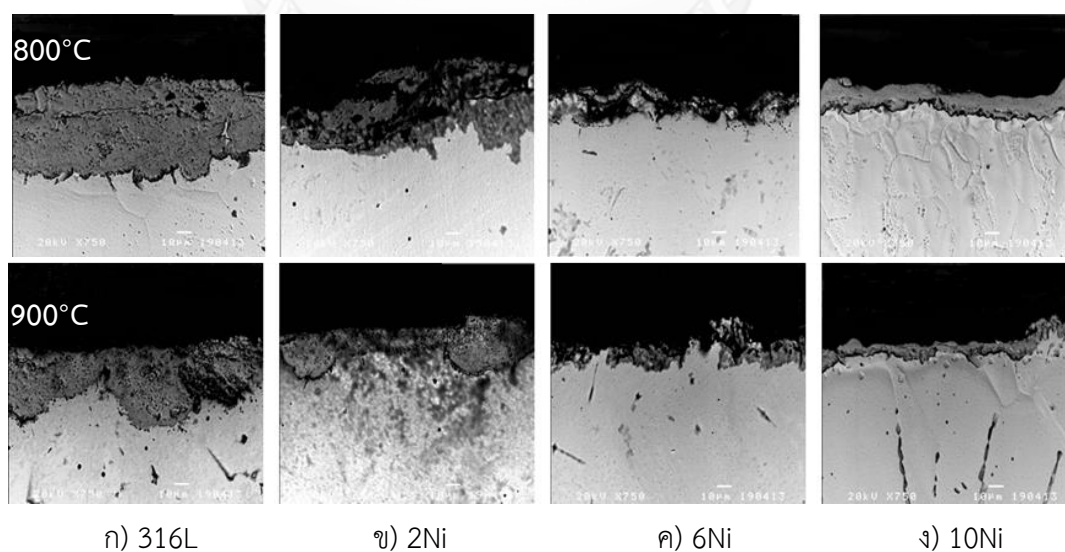
Sample	800°C		900°C	
	k	n	k	n
316L	6.9×10^{-8}	0.88	6.4×10^{-8}	0.88
2Cr	2.37×10^{-9}	0.83	5.95×10^{-8}	0.63
4Cr	1.29×10^{-7}	0.52	4.84×10^{-8}	0.59
6Cr	1.55×10^{-8}	0.78	1.35×10^{-8}	0.81
8Cr	4.03×10^{-8}	0.62	7.26×10^{-8}	0.44
10Cr	2.30×10^{-7}	0.45	1.06×10^{-7}	0.44

ค่าที่ได้จากการคำนวณพบว่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสให้ผลที่ไม่แตกต่างกัน โดยค่าคงที่ของปฏิกิริยาออกซิเดชันหรือค่า k จะมีค่าอยู่ในช่วง 2.37×10^{-9} - 1.06×10^{-7} $\text{gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ ค่านี้จะแสดงให้เห็นถึงความชันของเส้นกราฟ โดยชิ้นงานที่เติมโครเมียมเพิ่มมากขึ้นจะมีค่าความชันสูงขึ้นแสดงว่ามีอัตราการเกิดปฏิกิริยาสูงในช่วงเริ่ม แต่เมื่อพิจารณาถึงค่า n ที่แสดงถึงกลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์หรือแนวโน้มการดำเนินต่อไปของปฏิกิริยากลับพบว่า ค่า n มีแนวโน้มลดลงโดยจากตารางค่า n จะอยู่ในช่วง 0.44 - 0.83 แสดงให้เห็นถึงแนวโน้มของการขยายตัวของชั้นฟิล์มออกไซด์จะลดลงในกรณีที่เติมโครเมียมนั่นเอง [10] ในกรณีที่ร้อยละ 6 โดยน้ำหนักของโครเมียม อาจแสดงถึงค่าที่สูงขึ้น ทั้งนี้อาจเป็นผลเนื่องมาจากการแตกหักของชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้น ทำให้กลไกของการเกิดปฏิกิริยาเป็นแบบผสม ดังงานวิจัยที่มีมาก่อนหน้านี้ [35-36]

4.3.1.2 อัตราการเกิดออกซิเดชันหลังจากเติมธาตุผสมนิกเกิล

การเติมนิกเกิลลงในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L จะช่วยให้อัตราการเกิดออกซิเดชันลดลงเช่นเดียวกัน ทั้งนี้เป็นผลมาจากการเติมนิกเกิลช่วยให้เกิดชั้นฟิล์ม NiO ที่เป็นชั้นที่ช่วยให้เกิดความเสถียรที่ผิวของชิ้นงาน ทั้งนี้เป็นผลมาจากนิกเกิลออกไซด์จะมีโครงสร้างออสเทนไนต์คล้ายกับโครงสร้างที่ผิวชิ้นงาน ดังนั้นเมื่อชิ้นงานมีการสัมผัสกับความร้อนอัตราการขยายตัวระหว่างเนื้อโลหะกับชั้นฟิล์มจะไม่ต่างกันมากเมื่อเทียบกับของออกไซด์ตัวอื่น ๆ การแตกหักของชั้นฟิล์มจึงลดลง ดังนั้นการเติมนิกเกิลในปริมาณที่สูงขึ้นจะช่วยให้ชั้นฟิล์มมีความบริสุทธิ์ของนิกเกิลสูงขึ้น การยึดติดของชั้นฟิล์มจะยิ่งสูงขึ้นตามที่ได้กล่าวมาเบื้องต้น ดังนั้นเมื่อการหลุ่ร้อนหรือการแตกตัวของชั้นฟิล์มลดลง และการแพร่ของออกซิเจนเพื่อทำให้เกิดชั้นฟิล์มออกไซด์จากภายในจึงลดลง

จากรูปที่ 4.14 จะเห็นว่าชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L มีชั้นออกไซด์ฟิล์มหนาและมีการเกิดการกัดกร่อนที่ชัดเจนบริเวณผิวของชิ้นงาน แต่เมื่อเพิ่มปริมาณการเติมนิกเกิล (ร้อยละ 2 โดยน้ำหนัก) พบว่าชั้นออกไซด์จะมีความหนาลดลง ส่วนชิ้นงานที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสจะพบว่าชั้นฟิล์มออกไซด์ภายนอกมีรูพรุนกระจายอยู่ ซึ่งมีลักษณะคล้ายกันกับชิ้นงานที่เติมนิกเกิลร้อยละ 8 โดยน้ำหนักที่อุณหภูมิเดียวกัน แต่เมื่อเติมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนักจะพบว่าชั้นผิวของฟิล์มจะมีชั้นของนิกเกิลออกไซด์เกิดขึ้นที่ผิว ชั้นฟิล์มออกไซด์มีความสมบูรณ์ ไม่มีรูพรุนหรือการแตกของชั้นฟิล์ม ในกรณีที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสให้ผลในทิศทางเดียวกัน

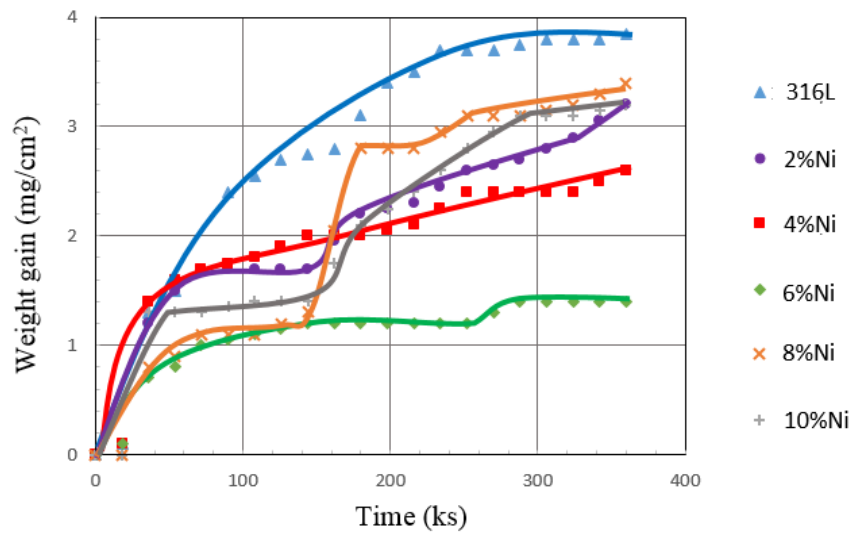


รูปที่ 4.14 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 6 และ 10 โดยน้ำหนัก

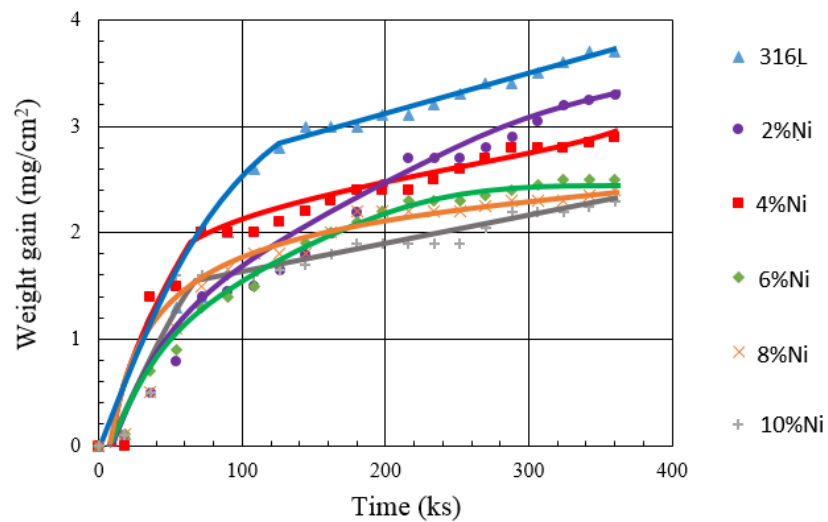
ผลจากการวิเคราะห์กราฟ แสดงอัตราการเพิ่มขึ้นของชั้นฟิล์มออกไซด์ ณ เวลาใดๆ พบว่าเมื่อเติมนิกเกิลเพิ่มขึ้น อัตราการเกิดออกไซด์จะลดลงเมื่อเทียบกับกรณีที่ไม่มีการเติมนิกเกิล โดยในกรณีที่ 900 องศาเซลเซียสจะเห็นได้ชัดเจนว่า เมื่อปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้นจะมีผลทำให้อัตราการเกิดออกไซด์ลดลง อาจมีบางกรณีที่อัตราการเกิดออกไซด์ไม่ต่อเนื่องดังเช่นในกรณีร้อยละ 2 6 8 และ 10 โดยน้ำหนัก เมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4.15 พบว่า ลักษณะของอัตราการเพิ่มขึ้นของชั้นออกไซด์ มี 2 ประเภท โดยจะมีกรณีที่อัตราการเพิ่มของชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องคล้ายกับกลไกการเกิดแบบพาราโบลิก ได้แก่ ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานที่เติมนิกเกิลร้อยละ 4 กรณีที่ 2 เป็นกรณีที่ชิ้นงานที่มีการเพิ่มขึ้นของอัตราการเกิดออกไซด์ 2 ช่วง ซึ่งอาจเป็นผลจากการหลุตร้อนของชั้นฟิล์มเช่นกรณีของโครเมียม

กรณีที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสหรือรูปที่ 4.16 พบว่าการเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์จะลดลงตามปริมาณการเติมนิกเกิล โดยลักษณะของกราฟเป็นไปตามกลไกแบบพาราโบลิกเพียงชนิดเดียว และไม่พบการแตกหักของชั้นฟิล์ม

ทั้งนี้การเติมนิกเกิลจะมีผลทำให้เปอร์เซ็นต์โครเมียมในชิ้นงานลดลง โดยจะอยู่ในช่วงร้อยละ 15 -17 โดยน้ำหนัก ดังนั้นการเกิดชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ในกรณีนี้อาจจะไม่สมบูรณ์เท่าในกรณีที่ชิ้นงานมีเปอร์เซ็นต์โครเมียมสูง ที่ส่งผลทำให้ค่าการต้านทานการเกิดออกไซด์ที่ต่ำกว่าในกรณีการเติมโครเมียมอย่างเดียว ส่วนนิกเกิลจะทำหน้าที่เป็นเพียงธาตุที่ช่วยให้ชั้นฟิล์มของโครเมียมมีความเสถียรและไม่หลุตร้อน แต่ในกรณีการทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสพบว่าการแตกหักของชั้นฟิล์มและพบอัตราการเกิดออกไซด์แบบผสมอยู่ในชิ้นงานที่มีส่วนผสมอยู่ร้อยละ ได้แก่ 2 6 8 และ 10 ทั้งนี้อาจเป็นผลมาจากการสร้างชั้นฟิล์มที่ไม่สมบูรณ์ของโครเมียมออกไซด์ซึ่งเป็นผิวที่อยู่ด้านในติดกับเนื้อโลหะ [37] เมื่อชั้นฟิล์มที่ช่วยป้องกันไม่สมบูรณ์ จึงส่งผลทำให้เกิดการแตกหักของชั้นฟิล์มหรือเกิดการสร้างชั้นออกไซด์ในบริเวณชั้นฟิล์มที่ไม่สมบูรณ์ได้อย่างต่อเนื่อง [36]



รูปที่ 4.15 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 ที่ อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.16 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดย น้ำหนักที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.3 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุ निकเกิลร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 โดยน้ำหนักในการ ทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

Sample	800°C		900°C	
	k	n	k	n
316L	6.9×10^{-8}	0.88	6.4×10^{-8}	0.88
2Ni	4.2×10^{-8}	0.76	2.7×10^{-7}	0.74
4Ni	1.49×10^{-7}	0.51	3.3×10^{-6}	0.54
6Ni	7.9×10^{-6}	0.47	1.4×10^{-6}	0.6
8Ni	2.6×10^{-6}	0.55	1.1×10^{-7}	0.81
10Ni	9.9×10^{-7}	0.58	9.9×10^{-8}	0.8

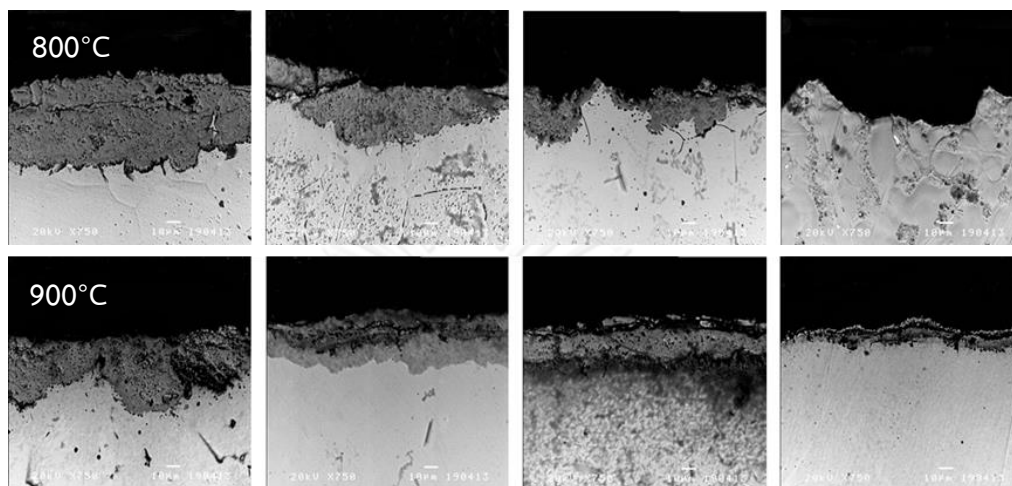
เมื่อทำการวิเคราะห์ข้อมูลจากการคำนวณในตารางที่ 4.3 พบว่าค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกซิเดชันจะมีค่าอยู่ในช่วง 9.9×10^{-8} - 7.9×10^{-6} $\text{gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ และค่า n หรือลักษณะกลไกการเกิดปฏิกิริยาจะอยู่ในช่วง 0.47 – 0.81 โดยในกรณี 900 องศาเซลเซียสจะเห็นแนวโน้มของค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาที่ลดลง แต่กรณีค่า n หรือค่าแสดงรูปแบบกลไกของปฏิกิริยายังคงเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากการเกิดออกไซด์ยังคงดำเนินอยู่ ณ เวลาที่เพิ่มขึ้น

4.3.1.3 อัตราการเกิดออกซิเดชันหลังจากเติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิล

กรณีการเติมธาตุผสม 2 ธาตุได้แก่ โครเมียมและนิกเกิลพบว่าชิ้นงานจะได้รับอิทธิพลจากทั้ง 2 ธาตุผสม โดยชิ้นงานจะมีการสร้างชั้นฟิล์มของโครเมียมออกไซด์ และเนื้อพื้นของชิ้นงานจะพบเฟสเฟร์ไรต์กระจายปนกันกับเนื้อพื้นออสเทนไนต์ และในขณะเดียวกันชั้นฟิล์มที่พบจะมีความต่อเนื่องไม่หลุดร่อนซึ่งเป็นลักษณะเดียวกันกับการพบในกรณีที่เติมนิกเกิลตามที่ได้กล่าวด้านบน ดังรูปที่ 4.17

เมื่อชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมที่ยังไม่เติมธาตุใด ๆ จะมีชั้นฟิล์มออกไซด์ที่หนาดังภาพ 4.17 ก) และเมื่อเติมโครเมียมกับนิกเกิลอย่างละร้อยละ 1 และ 3 โดยน้ำหนัก พบว่าชั้นฟิล์มจะมีความหนาที่ลดลง สำหรับในกรณีชิ้นงานที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสจะเห็นได้ว่าที่บริเวณผิวของชิ้นงานส่วนที่ติดกับชั้นฟิล์มจะมีความเรียบและสม่ำเสมอของชั้นนิกเกิลออกไซด์และโครเมียมออกไซด์ดังที่ได้ทดสอบในเบื้องต้น แม้แต่ชั้นฟิล์มออกไซด์ด้านนอกก็สม่ำเสมอและไม่แตกร้าว แต่ในกรณีที่เติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลอย่างละร้อยละ 5 โดยน้ำหนักพบว่า ในกรณีชิ้นงานที่ทดสอบที่

อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสไม่พบชั้นฟิล์มออกไซด์ ส่วนชิ้นงานที่ทดสอบที่ 900 องศาเซลเซียสพบเพียงชั้นฟิล์มบาง ๆ และมีร่องรอยการแตกของชั้นฟิล์มเพียงเล็กน้อย



ก) 316L

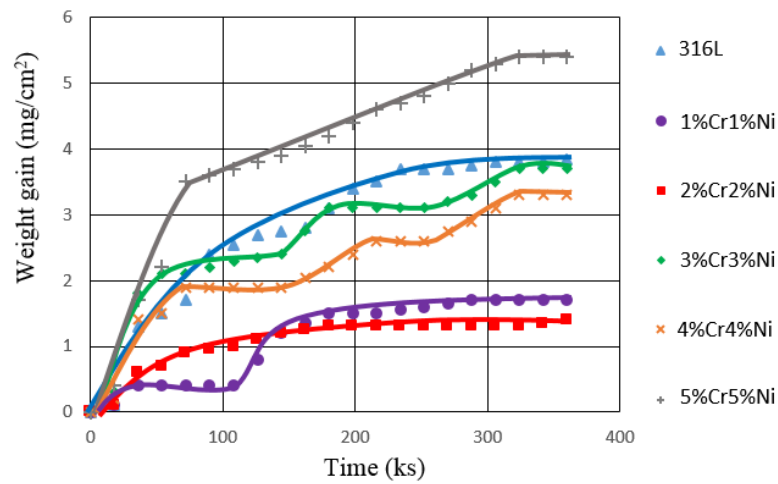
ข) 1Cr1Ni

ค) 3Cr3Ni

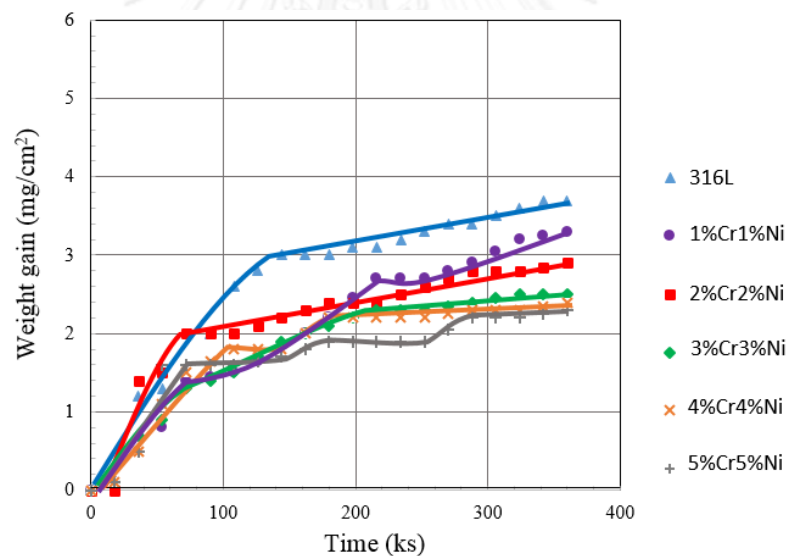
ง) 5Cr5Ni

รูปที่ 4.17 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมและนิกเกิลอย่างละร้อยละ 1 3 และ 5 โดยน้ำหนัก

จากรูปที่ 4.18 และ 4.19 แสดงกราฟของอัตราการเกิดออกไซด์ฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมที่เติมโครเมียมและนิกเกิล พบว่า ผลการทดสอบแตกต่างจากทั้งสองกรณี โดยการเติมธาตุไม่ผันตรงต่ออัตราการเกิดชั้นฟิล์มออกไซด์ โดยในกรณีการทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสพบว่าการเติมโครเมียมกับนิกเกิลอย่างละร้อยละ 5 โดยน้ำหนักจะส่งผลทำให้อัตราการเกิดออกไซด์สูงที่สุด โดยสูงกว่าในกรณีเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ไม่เติมธาตุใด ๆ นอกจากนี้ยังพบว่าอัตราการเกิดออกไซด์ของชั้นฟิล์มเป็นแบบผสมหรือแสดงว่ามีการแตกของชั้นฟิล์มทั้ง 3 กรณี ได้แก่ กรณีการเติมร้อยละ 1Cr1Ni, 3Cr3Ni และ 4Cr4Ni เป็นต้น ในกรณีที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ปริมาณการเติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิลยังแปรผันตรงกับการอัตราการต้านทานการเกิดออกไซด์ โดยชิ้นงานที่เติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลที่ร้อยละ 5 โดยน้ำหนักจะมีอัตราการต้านทานการเกิดออกไซด์สูงเกินกว่าชิ้นงานที่เติมโครเมียมและนิกเกิลที่ร้อยละ 1 2 3 และ 4 โดยน้ำหนัก



รูปที่ 4.18 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติม 1 2 3 4 และ 5 เปอร์เซ็นต์โครเมียม และ 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์นิกเกิล ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.19 อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติม 1 2 3 4 และ 5 เปอร์เซ็นต์โครเมียม และ 1 3 และ 5 เปอร์เซ็นต์นิกเกิล ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส

ในกรณีการเติมทั้งโครเมียมและนิกเกิลนั้นพบการแตกหักของชั้นฟิล์มในหลายส่วนผสม ซึ่งสามารถสังเกตได้จากกราฟแสดงอัตราการเกิดของชั้นฟิล์ม ทั้งนี้ สันนิษฐานว่าเป็นผลมาจากในกรณีที่ทำการเติมธาตุทั้ง 2 ในปริมาณสูงหรือที่ร้อยละ 5 การสร้างชั้นฟิล์มของโครเมียม

ออกไซด์จะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์ เช่นเดียวกับในกรณีของการเกิดชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ แต่เนื่องจากโครงสร้างของชั้นฟิล์มไม่เหมือนกันรวมไปถึงคุณสมบัติการขยายตัวทางความร้อนที่ต่างต่างกัน มีผลทำให้ชั้นฟิล์มเกิดความเค้นและความเครียดจนอาจเกิดการแตกหักในชั้นฟิล์ม ซึ่งส่งผลต่อเนื่องทำให้อัตราการเกิดออกซิเดชันเพิ่มขึ้นในช่วงเวลาต่อมา [38]

ตารางที่ 4.4 ค่าคงที่ของอัตราการเกิดออกไซด์และค่ากลไกของปฏิกิริยาชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุโครเมียมกับนิกเกิลร้อยละ 1 2 3 4 และ 5 โดยน้ำหนักในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง

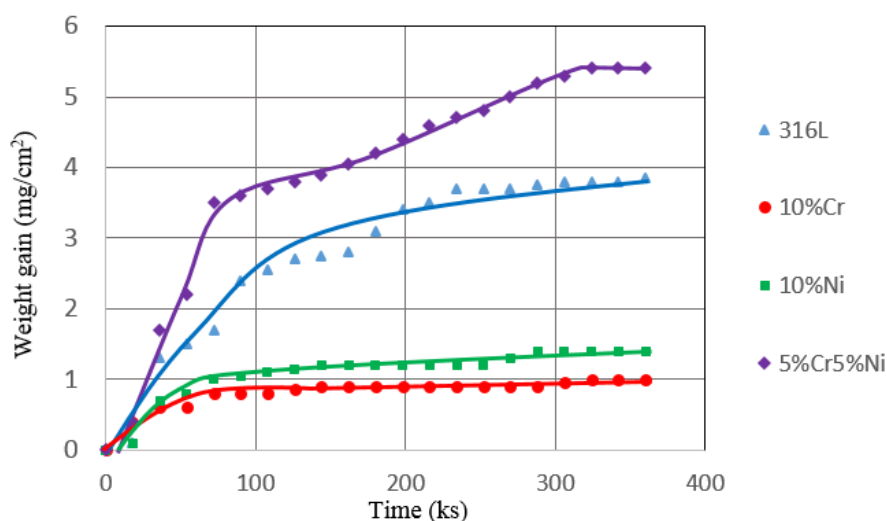
Sample	800°C		900°C	
	k	n	k	n
316L	6.9×10^{-8}	0.88	6.4×10^{-8}	0.88
1Cr1Ni	8.71×10^{-9}	0.85	1.32×10^{-8}	0.87
2Cr2Ni	4.49×10^{-8}	0.62	4.78×10^{-7}	0.51
3Cr3Ni	1.36×10^{-7}	0.58	2.53×10^{-8}	0.83
4Cr4Ni	7.86×10^{-8}	0.65	2.82×10^{-8}	0.81
5Cr5Ni	1.28×10^{-7}	0.67	3.78×10^{-8}	0.74

จากตารางที่ 4.4 พบว่าค่าคงที่ของการเกิดออกซิเดชันจะอยู่ในช่วง 8.71×10^{-9} - 4.78×10^{-7} $\text{gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ และค่า n ที่แสดงถึงกลไกของการเกิดปฏิกิริยามีค่าอยู่ในช่วง 0.51 – 0.87 ทั้งนี้ค่าที่ได้อาจสูงกว่ากลไกแบบพาราโบลิกทั้งนี้อาจเป็นผลเนื่องจากความไม่สม่ำเสมอของเส้นกราฟ ทั้งที่มาจากกรณีการแตกหักของชั้นฟิล์ม รวมถึงการทดลองที่เป็นแบบวงรอบที่มีการเปิดและปิดเตาทุก ๆ 10 ชั่วโมง เพราะฉะนั้นค่าของข้อมูลที่ได้จึงไม่สอดคล้องตามทฤษฎีทั้งหมด [10]

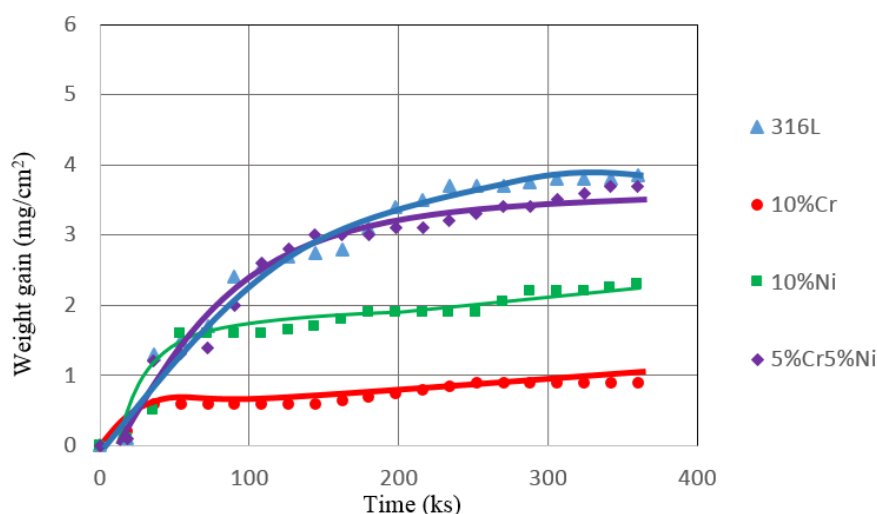
4.3.2 การเปรียบเทียบอัตราการเกิดชั้นออกไซด์ฟิล์มที่ผิวของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิล

ภายหลังจากการวิเคราะห์อัตราการเกิดออกซิเดชันในแต่ละกรณีของการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิล การเปรียบเทียบผลในแต่ละกรณีก็มีส่วนสำคัญ เพื่อให้เห็นอัตราการเกิดออกซิเดชันในช่วงอุณหภูมิที่ต่างกัน และสามารถสรุปผลได้ว่าการเติมธาตุผสมใดให้ผลที่ดีที่สุด จึงได้นำข้อมูลของการเติมร้อยละโดยน้ำหนักของธาตุที่สูงที่สุดของแต่ละสูตรมาเปรียบเทียบกัน โดยได้ผลการเปรียบเทียบ

ดังรูปที่ 4.20 และ 4.21 โดยจะเห็นได้ว่าการเติมโครเมียมที่ร้อยละ 10 จะช่วยทำให้อัตราการเพิ่มขึ้นต่อเวลาใด ๆ ต่ำที่สุด หรือเป็นการแสดงถึงอัตราการเกิดออกไซด์ที่มีค่าน้อยที่สุดแม้จะทดสอบออกซิเดชันที่ทั้งอุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส โดยการเติมธาตุ निकิลมีค่าอัตราการเกิดออกไซด์ต่ำเป็นอันดับ 2 ส่วนในกรณีการเติมธาตุโครเมียมและนิกเกิลมีผลทำให้อัตราการเกิดที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส มีค่าสูงขึ้นจากชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทั้งนี้อาจเป็นผลมาจากโครงสร้างที่แตกต่างกันระหว่างชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์และนิกเกิลออกไซด์ เป็นผลทำให้ชั้นฟิล์มและเนื้อโลหะเกิดความเค้นและความเครียด จนเป็นผลทำให้ชั้นฟิล์มเกิดการแตกหัก ส่งผลให้อัตราการเกิดออกซิเดชันเพิ่มขึ้น ในกรณีนี้อาจเกิดขึ้นในกรณีการทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ด้วยเช่นกัน โดยให้ผลการต้านทานออกซิเดชันที่ต่ำกว่าทั้งในกรณีของการเติมโครเมียมร้อยละ 10 และในกรณีการเติมนิกเกิลร้อยละ 10 แต่ดีกว่าเมื่อเทียบกับของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทั้งนี้อาจเป็นผลมาจากการสร้างชั้นฟิล์มที่สมบูรณ์ขึ้นของชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์ และการช่วยเสริมคุณสมบัติการยึดติดของชั้นฟิล์มจากการเติมนิกเกิลในการทดสอบที่อุณหภูมิสูงกว่า [10]



รูปที่ 4.20 การเปรียบเทียบอัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 นิกเกิลร้อยละ 10 และโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.21 การเปรียบเทียบอัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชั้นฟิล์มออกไซด์ในช่วงเวลาใด ๆ ของชิ้นงาน เหล็กกล้าไร้สนิม 316L และชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 นิกเกิลร้อยละ 10 และโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

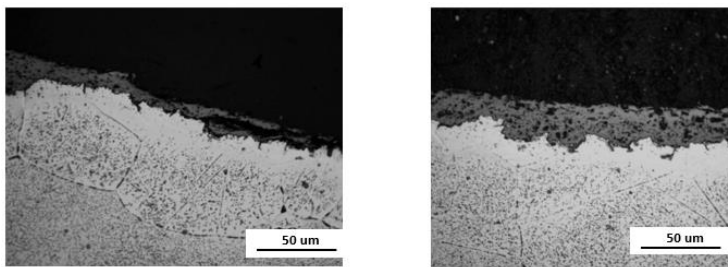
4.4 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคและส่วนประกอบของชั้นฟิล์มหลังการทดสอบออกซิเดชัน

เมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงตามที่กำหนดแล้ว ที่ผิวชิ้นงานจะถูกปกคลุมไปด้วยชั้นฟิล์มออกไซด์ ในลักษณะที่แตกต่างกัน โดยขึ้นอยู่กับปริมาณและตามชนิดธาตุที่ผสมนั้น ๆ เพื่อให้ง่ายในการพิจารณาโครงสร้างชั้นฟิล์มต่าง ๆ จึงได้นำชิ้นงานที่เติมธาตุผสมที่สูงที่สุดมาทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

4.4.1 โครงสร้างจุลภาคและส่วนประกอบเบื้องต้นของชั้นฟิล์มของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

4.4.1.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

จากรูปที่ 4.22 จะเห็นได้ว่า ฟิล์มออกไซด์ที่เกิดขึ้นของชิ้นงานที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสจะมีชั้นฟิล์มออกไซด์ที่บางกว่าและพบความไม่สม่ำเสมอที่ชั้นฟิล์ม มีการแตกและหลุดร่อนอย่างเห็นได้ชัด ส่วนในกรณีภาพ ข) หรือชิ้นงานที่ได้ทำการทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส พบว่าชั้นฟิล์มออกไซด์มีความหนาแน่นกว่าที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส และตัวชั้นฟิล์มมีโพรงกระจายตัวอยู่โดยทั่ว แต่การแตกหักและหลุดร่อนพบไม่มากเท่าในกรณีที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



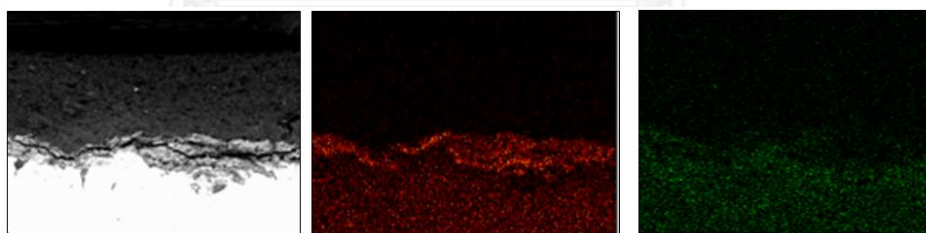
ก) การทดสอบที่อุณหภูมิ 800°C

ข) การทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C

รูปที่ 4.22 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่ถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสงกำลังขยาย 400 เท่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส

4.4.1.2 การวิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยเทคนิค Mapping

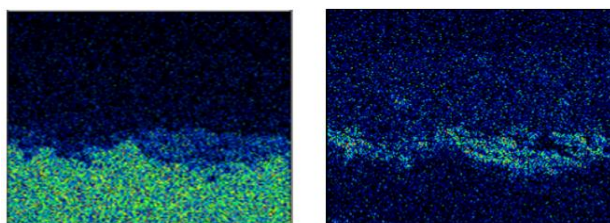
การยืนยันตำแหน่งของธาตุบริเวณชั้นฟิล์มโดยเทคนิค mapping จะช่วยให้มองเห็นภาพบริเวณตำแหน่งที่เกิดของสารประกอบได้เบื้องต้น เนื่องจากภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสงทำให้เห็นว่าการเกิดชั้นฟิล์มระหว่าง 2 อุณหภูมิไม่ต่างกันจึงได้ทำการทดสอบกับกลุ่มตัวอย่างที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส โดยจากรูป 4.23 พบว่าบริเวณชั้นฟิล์มออกไซด์หรือบริเวณที่อยู่ถัดจากชั้นของโลหะเนื้อพื้นสีอ่อน จะเป็นชั้นฟิล์มที่แตกหัก ในบริเวณนี้จากภาพ 4.23 ข) และ 4.23 จ) แสดงให้เห็นว่าในบริเวณนี้จะพบโครเมียมและออกไซด์ในปริมาณมาก ส่วนในบริเวณชั้นถัดมาในส่วนของเนื้อพื้นโลหะจะพบเหล็กและนิกเกิลกระจายตัวอยู่



ก) โครงสร้างชั้นฟิล์ม

ข) โครเมียม

ค) นิกเกิล



ง) เหล็ก

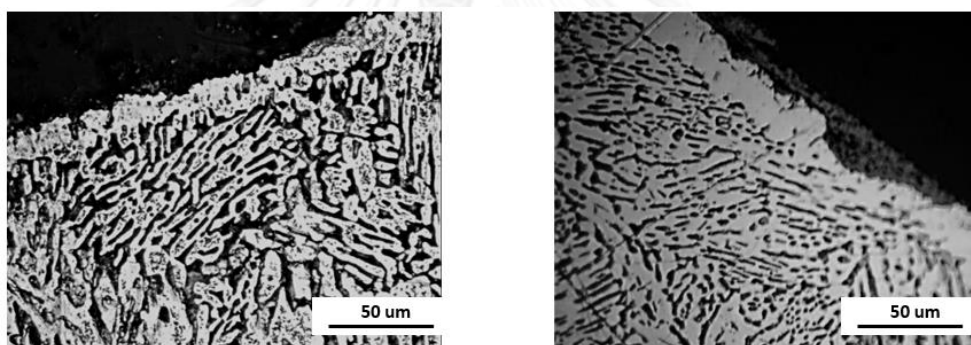
จ) ออกซิเจน

รูปที่ 4.23 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสวิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping จากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

4.4.2 โครงสร้างจุลภาคของชั้นฟิล์มของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

4.4.2.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงดังรูปที่ 4.24 ก) และ ข) จะเห็นได้อย่างชัดเจนว่า โครงสร้างเนื้อพื้นของชิ้นงานยังเป็นโครงสร้างแบบดิวเพล็กซ์ โดยมีการกระจายตัวของเฟสเฟอไรต์บนเนื้อพื้นออสเทนไนต์ ส่วนชั้นฟิล์มพบว่าปริมาณของออกไซด์ลดลงจากชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L สำหรับชิ้นงานที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสจะมีความหนาของชั้นฟิล์มสูงกว่าชิ้นงานที่ 800 องศาเซลเซียสเล็กน้อย บริเวณชั้นที่อยู่ติดกับชั้นฟิล์มออกไซด์ไม่พบเฟสเฟอไรต์กระจายดังที่พบในเนื้อชิ้นงาน



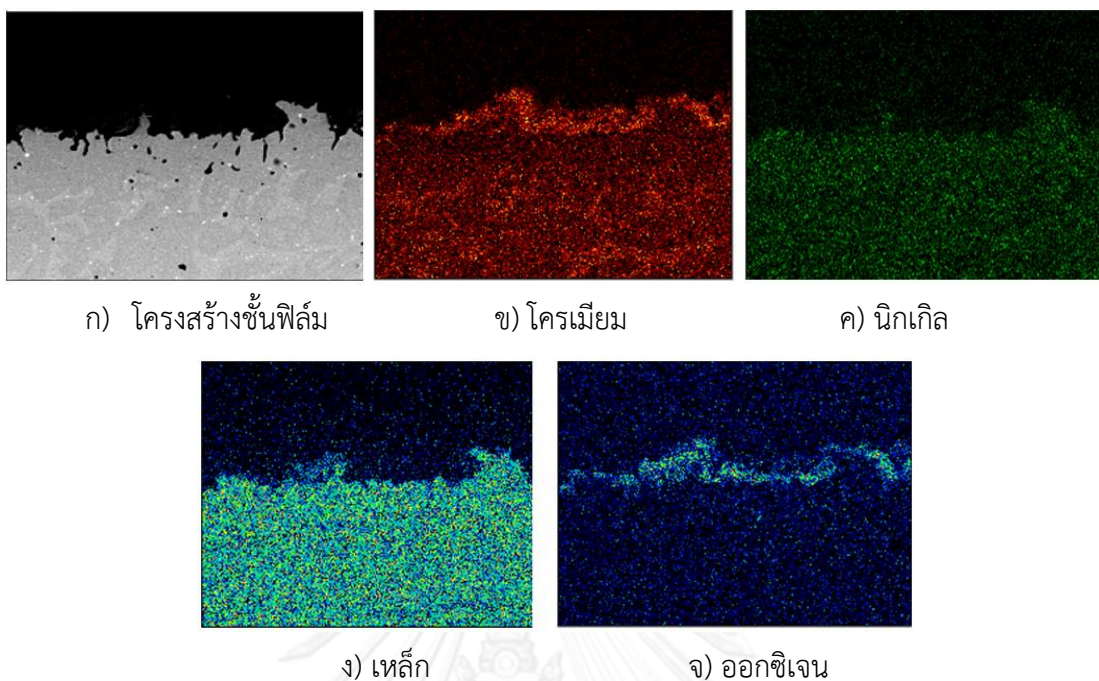
ก) การทดสอบที่อุณหภูมิ 800°C

ข) การทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C

รูปที่ 4.24 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก วิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ทดสอบออกซิเดชัน 100 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสตามลำดับ

4.4.2.2 การวิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยเทคนิค Mapping

ผลจากการวิเคราะห์ชั้นฟิล์มจากรูปที่ 4.25 พบว่าบริเวณของชั้นฟิล์มที่อยู่ติดกับเนื้อโลหะ จะประกอบไปด้วยธาตุโครเมียมและออกซิเจนอย่างชัดเจน อาจมีการกระจายตัวของโครเมียมและเหล็กบริเวณชั้นฟิล์มเล็กน้อย เมื่อพิจารณาถึงเนื้อพื้นโลหะจะพบเหล็ก ส่วนนิกเกิลจะกระจายอยู่ทั่วไป นอกจากนี้ยังมีโครเมียมบางส่วนกระจายตัวอยู่บนเนื้อพื้นของโลหะ โดยตำแหน่งการกระจายตัวจะอยู่บริเวณเฟสเฟอไรต์

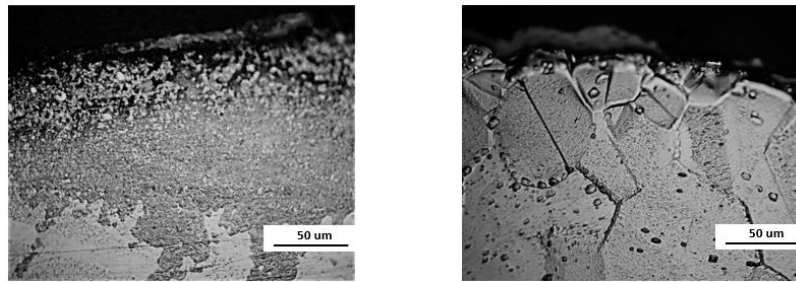


รูปที่ 4.25 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุผสมโครเมียม ร้อยละ 10 โดยน้ำหนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping จากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราด

4.4.3 โครงสร้างจุลภาคของชั้นฟิล์มของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

4.4.3.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงในรูปที่ 4.26 ก) และ ข) แสดงให้เห็นถึงชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นที่ผิวของชิ้นงานโดยภาพของชิ้นงานที่ทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสอาจจะมองได้ไม่ชัดเจนแต่พอที่จะสังเกตเห็นว่าจะมีอนุภาคกระจายอยู่ที่บริเวณชั้นฟิล์มออกไซด์ ซึ่งในชิ้นงานที่ทดสอบที่ 900 องศาเซลเซียสจะพบอนุภาคที่ตกตะกอนออกมาที่บริเวณชั้นถัดจากชั้นฟิล์มออกไซด์ ได้ชัดเจนกว่า เมื่อพิจารณาชั้นถัดจากชั้นฟิล์มลงมาจะเห็นโครงสร้างแบบอสเทไนติคอย่างชัดเจน ซึ่งบริเวณขอบเกรนของโครงสร้างจะพบอนุภาคตกตะกอนเป็นแนวยาวตามขอบเกรนอย่างเห็นได้ชัดเจน



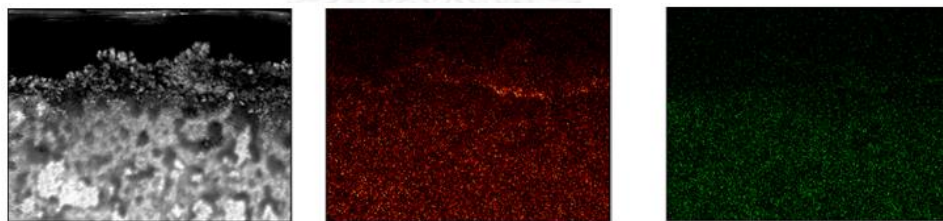
ก) การทดสอบที่อุณหภูมิ 800°C

ข) การทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C

รูปที่ 4.26 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมธาตุผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนักถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส

4.4.3.2 การวิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยเทคนิค Mapping

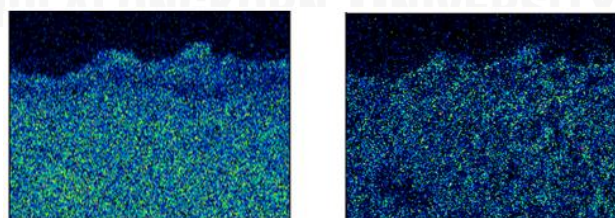
เมื่อทำการพิจารณาจากรูปที่ 4.27 พบว่าชั้นฟิล์มออกไซด์จะมีส่วนผสมของโครเมียม เหล็ก นิกเกิลและออกซิเจนอยู่อย่างเห็นได้ชัด โดยชั้นฟิล์มที่อยู่ด้านนอกสุดพบว่าจะมีส่วนผสมของนิกเกิลและเหล็กเป็นองค์ประกอบ ส่วนชั้นฟิล์มที่อยู่ติดกับเนื้อโลหะจะพบโครเมียมและออกซิเจนอยู่อย่างเห็นได้ชัด บริเวณเนื้อพื้นพบการกระจายตัวของเหล็ก โครเมียมและนิกเกิลอยู่โดยรอบ



ก) โครงสร้างชั้นฟิล์ม

ข) โครเมียม

ค) นิกเกิล



ง) เหล็ก

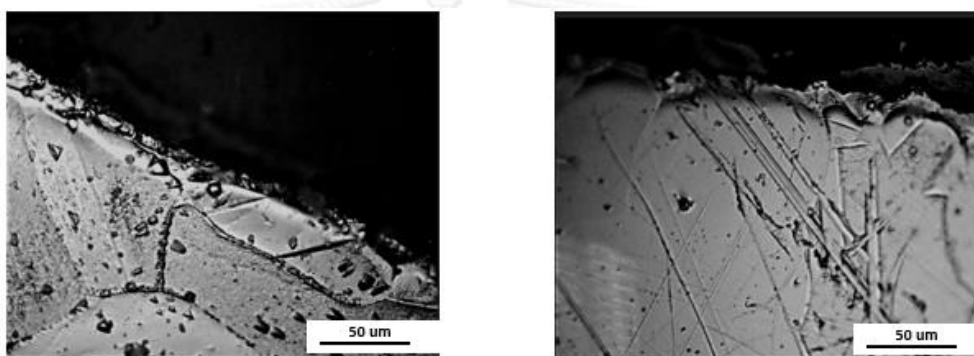
จ) ออกซิเจน

รูปที่ 4.27 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping

4.4.4 โครงสร้างจุลภาคของชั้นฟิล์มของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 5 กับ นิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก

4.4.4.1 การวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสง

จากรูปที่ 4.28 พบว่าที่ผิวด้านนอกของชิ้นงานทั้งสองอุณหภูมิมีการสร้างชั้นฟิล์มที่ผิวของชิ้นงาน ในบริเวณดังกล่าวยังพบการกระจายตัวของอนุภาคอย่างเห็นได้ชัด โดยเฉพาะที่ขอบเกรน สำหรับชิ้นงานอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียสจะพบอนุภาคขนาดเล็กกระจายเต็มเนื้อพื้นที่ส่งผลในการเตรียมชิ้นงาน (การขัด) ทำให้เนื้อพื้นมีรอยเกิดขึ้นดังภาพที่แสดง



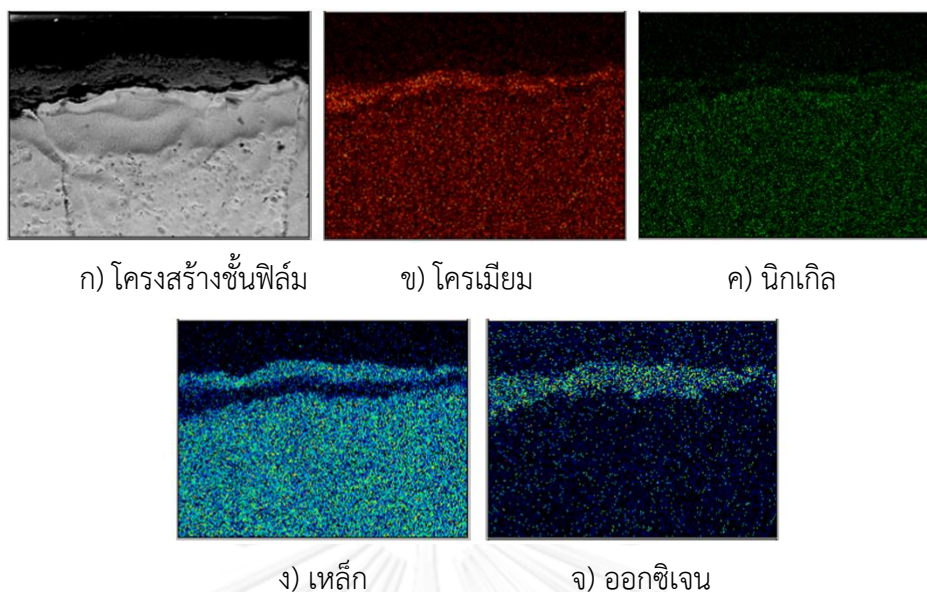
ก) การทดสอบที่อุณหภูมิ 800°C

ข) การทดสอบที่อุณหภูมิ 900°C

รูปที่ 4.28 โครงสร้างชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เติมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนักถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กำลังขยาย 400 เท่า ที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส

4.4.4.2 การวิเคราะห์โดยกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดโดยเทคนิค Mapping

จากรูปที่ 4.29 ทั้งนี้จะเห็นจากภาพได้อย่างชัดเจนว่าชั้นฟิล์มนอกสุดจะพบเหล็กและออกซิเจนกระจายอยู่ ส่วนชั้นฟิล์มถัดมาจะพบโครเมียม ออกซิเจน และนิกเกิลบางส่วน ส่วนชั้นเนื้อพื้นโลหะจะพบการกระจายตัวของเหล็ก โครเมียม และนิกเกิลอยู่ทั่วไป

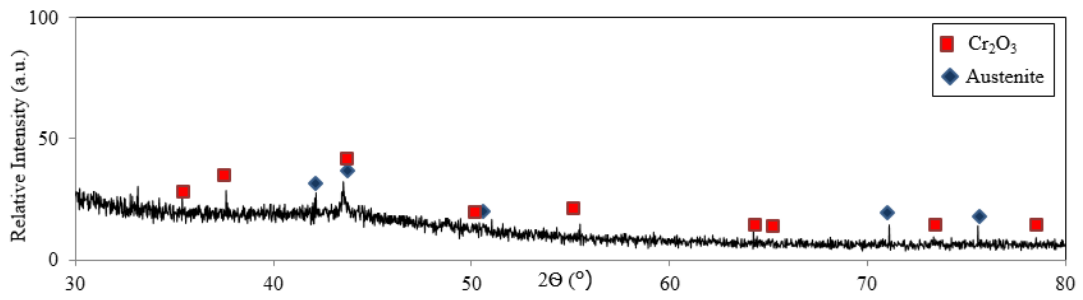


รูปที่ 4.29 ธาตุชนิดต่าง ๆ ในชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุผสมโครเมียม ร้อยละ 5 โดยน้ำหนักและนิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนักเมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่ 900 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 100 ชั่วโมง วิเคราะห์ภาพโดยวิธีการ mapping

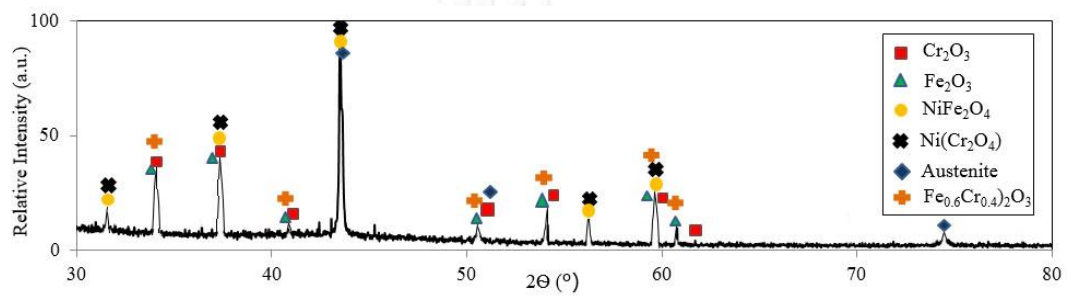
จากการวิเคราะห์ชั้นฟิล์ม พบว่าชั้นฟิล์มโครเมียมออกไซด์จะเป็นชั้นที่อยู่ติดกับชั้นเนื้อพื้นโลหะ โดยจะเป็นชั้นฟิล์มที่ป้องกันสิ่งแวดล้อมสัมผัสกับเนื้อเหล็ก โดยชั้นนี้จะไม่ใช่โครเมียมออกไซด์บริสุทธิ์ ฟิล์มประกอบด้วยออกไซด์ของโครเมียม เหล็ก และนิกเกิลเพื่อเป็นการยืนยันชนิดของสารประกอบที่อยู่บริเวณชั้นฟิล์มจึงได้ทำการทดสอบชั้นฟิล์มโดยเทคนิค XRD เพื่อตรวจสอบชนิดของสารประกอบที่แน่ชัดต่อไป

4.5 การวิเคราะห์ชั้นฟิล์มโดยเทคนิค XRD

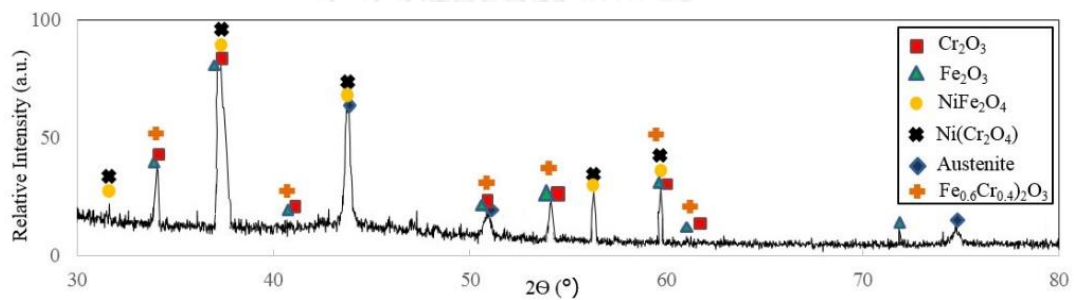
การวิเคราะห์ XRD pattern ในชิ้นงานตัวอย่างจะวิเคราะห์ภายหลังการหล่อโดยเตาอาร์ก สุธัญญากาศได้ผลตามภาคผนวก ข กล่าวคือชิ้นงานจะมีฟิสิกของเฟสออสเทนไนต์ทุกกรณี แต่ภายหลังจากที่ผ่านการทดสอบโดยการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส ชิ้นงานจะเริ่มมีการเปลี่ยนแปลงโดยการเกิดชั้นฟิล์มขึ้นที่ผิวด้านนอก เบื้องต้นได้วิเคราะห์โครงสร้างโดยเทคนิคอิเล็กตรอนแบบส่องกราดและใช้เทคนิค EDS เพื่อวิเคราะห์ส่วนผสมเบื้องต้น เพื่อเป็นการยืนยันผลจากการทดสอบโดยเทคนิค EDS และการทำ mapping ว่าการสันนิษฐานเกี่ยวกับชั้นฟิล์มที่พบเป็นจริงหรือไม่ โดยผลจากการทดสอบชั้นฟิล์มโดยเทคนิค XRD เป็นไปตามรูปที่ 4.30 โดยการเทียบฟิสิกจะพิจารณาร่วมกับงานวิจัยที่เกี่ยวข้องของ N. Karimi [39]



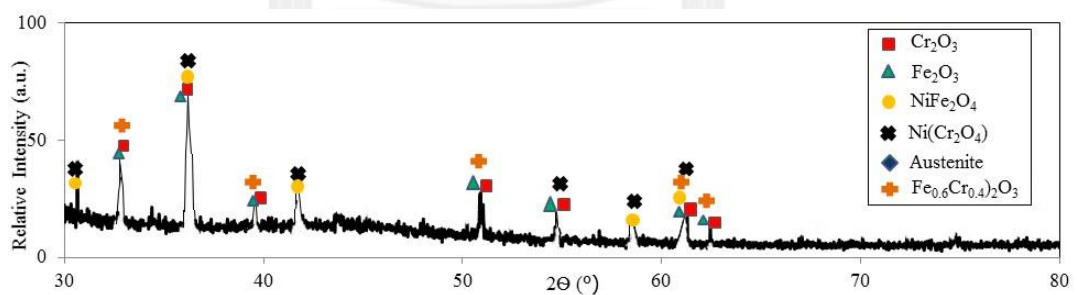
ก) เหล็กกล้าไร้สนิม 316L



ข) เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก



ค) เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก



ง) เหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 5 นิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก

รูปที่ 4.30 ผลการทดสอบโดยเทคนิค X-Ray Diffractometer

4.5.1 ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

XRD pattern ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ในรูปที่ 4.30 ก) ปรากฏพีคที่ทับซ้อนกับเฟสออสเทนไนต์และออกไซด์ โดยออกไซด์ที่พบคือ Cr_2O_3 ซึ่งผลการทดสอบอาจต่างจากการวิเคราะห์ส่วนประกอบด้วยเทคนิค EDS และการ Mapping เล็กน้อยที่พบปริมาณของเหล็กออกไซด์

4.5.2 ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

เมื่อนำชิ้นงานมาวิเคราะห์ด้วย XRD ได้ผลดังภาพที่ 4.30 ข) พบออกไซด์ที่เกิดขึ้นที่เป็นไปได้ คือ โครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) เหล็ก (II) ออกไซด์ (Fe_2O_3) ออกไซด์ของเหล็กโครเมียม ($(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$) NiFe_2O_4 และ NiCr_2O_4 ซึ่งพีคของออกไซด์ทั้ง 5 ชนิด ค่อนข้างทับซ้อนกัน ไม่สามารถระบุได้ว่าเป็นพีคของออกไซด์ชนิดใด เป็นไปได้ว่าอาจเกิดออกไซด์ขึ้นทั้ง 5 ชนิด

4.5.3 ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

ได้ผลเช่นเดียวกับการเติมโครเมียม โดยเมื่อนำชิ้นงานมาวิเคราะห์ด้วย XRD ได้ผลดังภาพที่ 4.30 ค) พบออกไซด์ที่เกิดขึ้นที่เป็นไปได้ คือ โครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) เหล็ก (II) ออกไซด์ (Fe_2O_3) ออกไซด์ของเหล็กโครเมียม ($(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$) NiFe_2O_4 และ NiCr_2O_4 ซึ่งพีคของออกไซด์ทั้ง 5 ชนิด ค่อนข้างทับซ้อนกัน ไม่สามารถระบุได้ว่าเป็นพีคของออกไซด์ชนิดใด เป็นไปได้ว่าเกิดออกไซด์ขึ้นทั้ง 5 ชนิดเมื่อพิจารณาพร้อมกับผล SEM และ EDS ของชิ้นงานที่เติมโครเมียมร้อยละ 10

4.5.4 ชั้นฟิล์มของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมกับนิกเกิลอย่างละร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก

ได้ผลเช่นเดียวกับการเติมโครเมียมและนิกเกิลดังที่กล่าวมา โดยเมื่อนำชิ้นงานมาวิเคราะห์ด้วย XRD ได้ผลดังภาพที่ 4.30 ง) พบออกไซด์ที่เกิดขึ้นที่เป็นไปได้ คือ โครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) เหล็ก (II) ออกไซด์ (Fe_2O_3) ออกไซด์ของเหล็กโครเมียม ($(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$) NiFe_2O_4 และ NiCr_2O_4 ซึ่งพีคของออกไซด์ทั้ง 5 ชนิด ค่อนข้างทับซ้อนกัน ไม่สามารถระบุได้ว่าเป็นพีคของออกไซด์ชนิดใด เป็นไปได้ว่าเกิดออกไซด์ขึ้นทั้ง 5 ชนิดโดยน่าจะเกิด Cr_2O_3 Fe_2O_3 และ $(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$ เป็นหลัก เนื่องจากปริมาณที่พบองค์ประกอบของเหล็กและโครเมียมบริเวณออกไซด์ ส่วนธาตุอื่นๆที่ปรากฏในผล EDS อาจเป็น ธาตุหรือสารประกอบปะปนมาในปริมาณน้อยมากและอาจพบเฉพาะจุด ดังนั้นจึงไม่ปรากฏพีคอื่นขึ้นใน XRD pattern

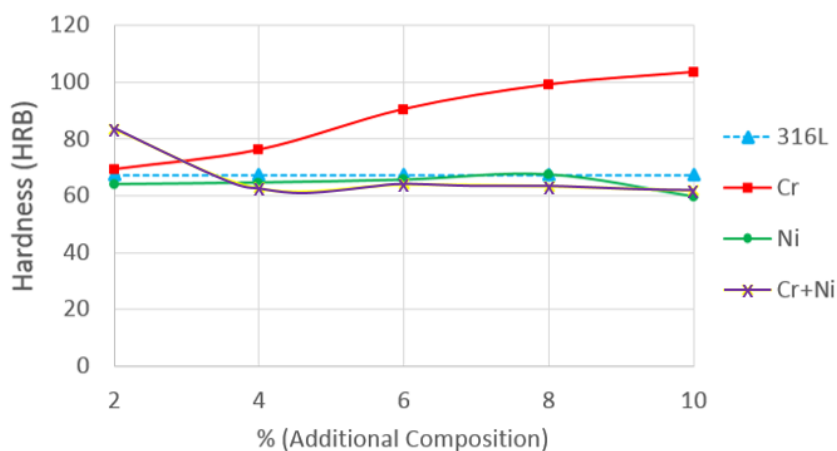
4.6 การพิจารณาการทดสอบทางกลของชิ้นงาน

การทดสอบทางกลส่วนใหญ่จะต้องมีการตัดหรือเตรียมชิ้นงานให้ได้ขนาดตามที่กำหนด แต่เนื่องจากชิ้นงานตัวอย่างมีขนาดเล็กจึงยากจะนำมาทดสอบทางกลในหลาย ๆ ประเภท การทดสอบความแข็ง (Hardness Test) เป็นการทดสอบอีกวิธีหนึ่งที่ย่ง่ายในการเตรียมชิ้นงาน โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมจะใช้สเกลในการทดสอบเป็นสเกล B เพราะเป็นสเกลที่ใช้ในการทดสอบชิ้นงานประเภทเหล็กกล้าไร้สนิม โดยผลการทดสอบเป็นไปตามตารางที่ 4.5

ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทดสอบแล้วได้ค่าความแข็งโดยเฉลี่ยอยู่ที่ 67.3 HRB ในกรณีที่เติมโครเมียมจะพบว่าค่าความแข็งโดยเฉลี่ยจะมีค่าค่อยๆ สูงขึ้น จากที่เติมโครเมียมร้อยละ 2 โดยน้ำหนักมีค่าความแข็งโดยเฉลี่ยอยู่ที่ 69.3 HRB เมื่อเติมโครเมียมเพิ่มขึ้นเป็นร้อยละ 10 โดยน้ำหนักค่าความแข็งจะเพิ่มขึ้นเป็น 103.4 HRB แตกต่างจากการเติมธาตุผสมนิกเกิล ในกรณีที่เติมนิกเกิลร้อยละ 2 และ 4 โดยน้ำหนักปรากฏว่าค่าความแข็งลดลงโดยมีค่าความแข็งอยู่ที่ 64 HRB แต่พอเติมเพิ่มขึ้นเป็นร้อยละ 6 และ 8 ปรากฏว่าค่าความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเล็กน้อยประมาณ 53 - 67 HRB และพอเติมจนครบร้อยละ 10 โดยน้ำหนักนิกเกิลพบว่าค่าความแข็งกลับลดลงอยู่ที่ 59.6 HRB ในกรณีสุดท้ายสำหรับการเติมโครเมียมกับนิกเกิล ในช่วงแรกที่เติมโครเมียมกับนิกเกิลอย่างละ 1 เปอร์เซ็นต์ โดยน้ำหนักปรากฏว่าค่าความแข็งเพิ่มขึ้นจากเดิมโดยมีค่าความแข็งโดยเฉลี่ยอยู่ที่ 83.4 HRB แต่เมื่อเติมเปอร์เซ็นต์โครเมียมกับนิกเกิลเพิ่มขึ้นผลปรากฏว่าค่าความแข็งโดยเฉลี่ยลดลง กลับมาอยู่ในช่วง 62-64 HRB ดังแสดงในรูปที่ 4.31

ตารางที่ 4.5 ค่าความแข็งจากการทดสอบความแข็งโดยเครื่องทดสอบความแข็ง Rockwell สเกล B

Sample	Hardness Test (HRB)			ค่าเฉลี่ย
	1	2	3	
316L	69.4	67.8	64.7	67.3
2Cr	68.2	70.0	69.7	69.3
4Cr	77.4	74.2	76.9	76.2
6Cr	90.6	90.7	90.0	90.4
8Cr	99.5	98.2	99.5	99.1
10Cr	103.7	102.5	104.1	103.4
2Ni	62.2	64.7	65.0	64.0
4Ni	66.5	63.7	63.4	64.5
6Ni	66.5	63.7	63.4	65.5
8Ni	64.5	65.8	70.4	67.4
10Ni	61.5	57.3	61.6	59.6
1Cr1Ni	82.4	83.7	84.0	83.4
2Cr2Ni	66.3	62.5	58.6	62.7
3Cr3Ni	60.8	64.2	64.5	64.0
4Cr4Ni	64.8	65.7	61.6	63.5
5Cr5Ni	60.4	63.4	60.6	61.9



รูปที่ 4.31 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L กับ ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 2 4 6 8 และ 10, นิกเกิล ร้อยละ 2 4 6 8 และ 10 และโครเมียมนิกเกิลอย่างละ 1 2 3 4 และ 5 โดยน้ำหนัก

การเติมธาตุผสมนิกเกิลและธาตุผสมโครเมียมกับนิกเกิลส่งผลทำให้ค่าความแข็งโดยเฉลี่ย ไม่ต่างไปจากค่าเริ่มต้นของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ทั้งนี้เพราะการเติมนิกเกิล ซึ่งเป็นธาตุที่เสริมเฟส ออสเทนไนต์ เป็นเฟสที่มีโครงสร้างเป็นแบบ FCC ซึ่งโครงสร้างนี้เป็นโครงสร้างที่มีคุณสมบัติทางกล เช่น ความแกร่ง และความแข็งลดลง แต่จะเป็นเฟสที่มีคุณสมบัติที่ดีในการขึ้นรูป การเชื่อมและสมบัติ การต้านทานกัดกร่อนโดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูง ส่วนกรณีชิ้นงานที่เติมโครเมียมและมีค่าความแข็งโดย เฉลี่ยเพิ่มขึ้น สาเหตุเป็นเพราะโครเมียมเป็นธาตุที่เสริมโครงสร้างเฟอร์ไรต์ ซึ่งโครงสร้างชนิดนี้จะมี โครงสร้างเป็นแบบ BCC เป็นโครงสร้างที่ทำให้สมบัติทางกลดีขึ้น ประกอบกับหลังจากที่ได้เห็น โครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานชนิดนี้จะเห็นได้ว่าภายในโครงสร้างจะประกอบไปด้วยเฟสเฟอร์ไรต์ บนเนื้อพื้นออสเทนไนต์ โครงสร้างผสมและสลับกันดังกล่าวจะมีเฟสเฟอร์ไรต์เสริมแรงให้กับโครงสร้าง ดังนั้นการเติมโครเมียมจึงเป็นการเสริมสมบัติความแข็งแรงของชิ้นงานตามผลที่ได้แสดงไว้

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

จากงานวิจัยที่ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของโครเมียมและนิกเกิล ต่อโครงสร้างจุลภาคเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ภายหลังจากการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมงผลการวิจัยที่ได้ ประกอบด้วย

5.1.1 ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L และในกรณีที่เติมโครเมียมและนิกเกิล ภายหลังจากผ่านการขึ้นรูปโดยเตาอาร์กสφυญากาศ พบว่าโครงสร้างทางจุลภาคจะประกอบด้วยกัน 3 แบบ โดยชิ้นงานเหล็กกล้า 316L จะมีโครงสร้างออสเทนติก โดยเมื่อเติมโครเมียมเพิ่มสูงขึ้นโครงสร้างจะถูกเปลี่ยนเป็นโครงสร้างแบบดูเพล็กซ์ ส่วนชิ้นงานที่เติมนิกเกิลในปริมาณที่สูงขึ้น โครงสร้างจะเป็นโครงสร้างแบบออสเทนติก และชิ้นงานที่เติมโครเมียมกับนิกเกิลโครงสร้างจะเป็นแบบดูเพล็กซ์

5.1.2 อัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมที่เติมโครเมียมจะลดลงตามปริมาณโครเมียมที่เพิ่มขึ้น โดยในกรณีนี้สามารถคำนวณเพื่อหาค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาอยู่ในช่วง 2.37×10^{-9} - $1.06 \times 10^{-7} \text{ gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ และค่าแสดงกลไกการเกิดออกซิเดชันหรือค่า n จะมีค่าอยู่ในช่วง 0.44 - 0.83 ในกรณีการเติมนิกเกิลการเติมในปริมาณที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้อัตราการเกิดออกซิเดชันลดลงอย่างชัดเจน ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ส่วนที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส พบการแตกหักของชั้นฟิล์มจึงไม่สามารถสรุปได้ กรณีนี้สามารถคำนวณเพื่อหาค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาโดยค่าอยู่ในช่วง 9.9×10^{-8} - $7.9 \times 10^{-6} \text{ gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ และค่าแสดงกลไกการเกิดออกซิเดชันจะมีค่าอยู่ในช่วง 0.44 - 0.88 ในกรณีสุดท้ายการเติมโครเมียมกับนิกเกิลอัตราการเกิดออกซิเดชันจะลดลงอย่างชัดเจนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ส่วนที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียสชั้นฟิล์มเกิดการแตกหัก จึงไม่สามารถสรุปผลได้ ค่าคงที่ของการเกิดปฏิกิริยาอยู่ในช่วง 8.71×10^{-9} - $4.78 \times 10^{-7} \text{ gcm}^{-2}\text{s}^{-n}$ และค่าแสดงกลไกการเกิดออกซิเดชันจะมีค่าอยู่ในช่วง 0.51 - 0.87

5.1.3 การเติมโครเมียมจะช่วยลดอัตราการเกิดออกซิเดชันได้ดีที่สุด นิกเกิลเป็นธาตุที่ช่วยลดออกไซด์ลำดับถัดมา ส่วนการเติมโครเมียมกับนิกเกิลจะช่วยลดอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ต่ำกว่าเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ในกรณีที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

5.1.4 การเติมนิกเกิลทำให้อัตราการกัดกร่อนสูงกว่าการเติมโครเมียม ทั้งนี้เป็นผลมาจากชั้นฟิล์มที่ต่างกัน โดยปกติในกรณีที่เติมโครเมียม ชั้นฟิล์มที่เกิดจะเป็น Cr_2O_3 แต่ในกรณีที่เติมนิกเกิล ชั้นฟิล์มที่พบด้านบนอกจะเป็น Fe_2O_3 แทน ซึ่งความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันจะต่ำกว่าฟิล์ม Cr_2O_3 ทำให้อัตราการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมนิกเกิลสูงกว่าชิ้นงานที่เติมโครเมียม

5.1.5 ชั้นฟิล์มออกไซด์ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L เมื่อทดสอบดูส่วนประกอบแล้วจะพบเพียงชั้นฟิล์มของ Cr_2O_3 แต่สำหรับในกรณีที่เติมโครเมียมและนิกเกิลเพิ่มเติมชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นจะพบสารประกอบตัวอื่น ๆ เพิ่มเติม ได้แก่ Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , $(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})_2\text{O}_3$, NiFe_2O_4 และ NiCr_2O_4

5.1.6 ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่เติมโครเมียมจะมีค่าความแข็งเฉลี่ยสูงสุด โดยเมื่อเพิ่มร้อยละของโครเมียม ยิ่งทำให้โครงสร้างของชิ้นงานมีเฟสเฟอร์ไรต์แทรกระหว่างเนื้อพื้นออสเทนไนต์ ทำให้โครงสร้างลักษณะนี้มีความแข็งแรงสูงกว่าชิ้นงานที่เติมนิกเกิล และโครเมียมกับนิกเกิล โดยค่าความแข็งที่สูงขึ้นเมื่อเติมโครเมียมร้อยละ 2-10 โดยน้ำหนักคิดเป็นร้อยละ 49.2

5.2 ข้อเสนอแนะ

การทดสอบออกซิเดชันเพื่อเก็บข้อมูลของฟิล์มออกไซด์ที่เพิ่มขึ้น ควรเลือกเครื่องมือที่ใช้ในการทดสอบที่เหมาะสม โดยงานวิจัยทั่วไปจะใช้เครื่อง Thermo Gravimetric Analysis (TGA) ในการวัดปริมาณของน้ำหนักที่เปลี่ยนไป ณ เวลาใด ๆ เนื่องจากข้อจำกัดของเครื่องมือในงานวิจัยนี้จึงใช้เตาและทำการชั่งค่าน้ำหนักทุก ๆ 10 ชั่วโมง ซึ่งการทดสอบเช่นนี้จะส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของชั้นฟิล์มอย่างชัดเจน โดยการสร้างชั้นฟิล์มจะไม่ต่อเนื่อง เป็นผลทำให้เกิดการแตกหักของชั้นฟิล์มในเวลาต่อมา เพื่อแก้ไขปัญหาในด้านการเก็บข้อมูล ดังนั้นจึงควรเลือกเครื่องมือสำหรับการทดสอบให้ถูกต้อง

รายการอ้างอิง

1. A.G.Larkin. Metallurgia. 1966. 165.
2. Elliott, E. Metallurgia. 1971.
3. C.A.Zapffe, *Stainless Steels*. 1949: The American Society for Metals.
4. C.A.Zapffe, *Iron Age*. 1948.
5. *Stainless Steel Grade Diagram*. Available from: <http://www.niloon.com/newsinfo/29/stainless-steel-grade-diagram.html>.
6. P.Lacombe and G.Beranger, *Structure and equilibrium diagram of various stainless steel grades*. Physique, 1993.1: p. 15-58.
7. *Shaeffler Diagram*. Available from: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=364>.
8. LONG, C.J. and W.T. DeLONG, *The Ferrite Content of Austenitic Stainless Steel Weld Metal*/SUPPLEMENT TO THE WELDING JOURNAL, 1973.
9. *Fe-Cr phase diagram*. Available from: <http://www.calphad.com/iron-chromium.html>.
10. Khanna, A.S., *Introduction to High Temperature Oxidation and corrosion*. 2002, Material Park, OH: ASM International.
11. Peckner, D., *Handbook of Stainless Steels*. 1977: Mcgraw-Hill.
12. *Fe-Ni phase diagram*. Available from: <http://www.calphad.com/iron-nickel.html>.
13. Davis, J.R. and Associates, *Stainless Steels*, ed. A.I. Handbook. 2010, US: The Material Information Society.
14. หล่อทองคำ, ก., เหล็กกล้าไร้สนิม (*Stainless Steels*). 2011.
15. IMOA. 2555; Available from: http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_stainless_steels/metallurgy_of_Mo_in_stainless_steel.php.
16. *Austenitic Stainless steels grade*. Available from: http://www.sppusa.com/reference/white_paper/wp_ss.pdf.
17. Autralia., A.s. 2012; Available from: <http://www.azom.com/suppliers.aspx?supplierID=197>.
18. Groover, M.P., *Fundamentals of Modern Manufacturing*. 5 ed. 2012: Wiley.
19. มุลทา, ส., โลหะวิทยาผง (*Powder Metallurgy*) สาขาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีปทุมวัน.
20. Kurgana, N. and R. Varol, *Mechanical properties of P/M 316L stainless steel materials*. Powder Technology, 2010. **201**: p. 242–247.
21. Kou, S., *WELDING METALLURGY*. 2003, University of Wisconsin: A JOHN WILEY & SONS, INC.
22. *ARC Melting Furnace*. 2013; Available from: <http://www.thermaltechnology.com/arc-melting-furnace.html#sthash.lKa2EG47.dpuf>.
23. JOHN C. LIPPOLD, D.J.K., *WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEELS*. 2005, , Hoboken, New Jersey: A JOHN WILEY & SONS, INC.
24. P.L Ferrandini, C.T.R., A.T.Dutra, M.A. Jaime, P.R.Mei, R.Caram, *Solute segregation and microstructure of directionally solidified austenitic stainless steel*. ELSEVIER, 2006: p. 139-144.

25. Brooks, J.A. and A.W. Thompson, *Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds*. International Materials Reviews, 1991. **36**(1): p. 16-44.
26. Rajasekhar, K., et al., *Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: A color metallographic and electron microprobe analysis study*. Materials Characterization, 1997. **38**(2): p. 53-65.
27. S.A. David, *Ferrite Morphology and variations in ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds*. Welding 1981. **63**.
28. *Weldability of Stainless Steel*. 2007; Available from: <http://www.bocworldofwelding.com.au/media/pdf/WELDING%20CONSUMABLES-Stainless%20Steel.pdf>.
29. Fredriksson, W., et al., *Corrosion resistances and passivation of powder metallurgical and conventionally cast 316L and 2205 stainless steels*. Corrosion Science, 2013. **67**(0): p. 268-280.
30. Babu, S.S., et al., *Effect of high energy density welding processes on inclusion and microstructure formation in steel welds*. Science and Technology of Welding and Joining, 1999. **4**(2): p. 63-73.
31. Ganesh, P., et al., *Studies on pitting corrosion and sensitization in laser rapid manufactured specimens of type 316L stainless steel*. Materials & Design, 2012. **39**(0): p. 509-521.
32. Linder, M., et al., *Cr₂O₃ scale growth rates on metallic interconnectors derived from 40,000 h solid oxide fuel cell stack operation*. Journal of Power Sources, 2013. **243**(0): p. 508-518.
33. G.S. Upadhyaya and R.K. Dube, *Problems in Metallurgical Thermodynamics and Kinetics*. 1977: Pergamon Press.
34. Baroux, B., G. Beranger, and C. Lememaitre, *passivity and Passivity Breakdown in stainless steels*. Les Editions de physique, 1993: p. 161-182.
35. Kofstad, P., *High Temperature Corrosion*. 1988: ELSEVIER APPLIED SCIENCE.
36. Sadique, S.E., et al., *Influence of Aluminium Additions on the Rate of Oxidation of Iron-Chromium Alloys*. The Journal of corrosion Science and engineering, 1999. **1**.
37. Panter, J., et al., *Influence of oxide films on primary water stress corrosion cracking initiation of alloy 600*. Centre Inter-Universitaire de Recherche et d'Ingénierie des Matériaux (CIRIMAT).
38. Grosseau-Poussard, J.L., B. Panicaud, and S. Ben Afia, *Modelling of stresses evolution in growing thermal oxides on metals. A methodology to identify the corresponding mechanical parameters*. Computational Materials Science, 2013. **71**(0): p. 47-55.
39. Karimi, N., et al., *Characterization of the oxides formed at 1000 8C on the AISI 304 stainless steel by X-ray diffraction and infrared spectroscopy*. Applied Surface science, 2008. **254**: p. 2292-2299.



ภาคผนวก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY

ภาคผนวก ก. ตารางแสดงค่าส่วนผสมของชิ้นงานในแต่ละ condition

ก่อนที่จะผ่านกระบวนการผสม การชั่งสารจะต้องเป็นไปตามสัดส่วนที่คำนวณ ซึ่ง ร้อยละโดยน้ำหนักของแต่ละธาตุผสมจะเป็นไปตามตาราง ก-1 และเพื่อเป็นการยืนยันว่าธาตุผสม เป็นไปตามการคำนวณหรือใกล้เคียงจึงได้มีการนำชิ้นงานไปตรวจสอบธาตุผสมโดยเครื่อง Spectrometer ผลที่ได้เป็นไปตามตารางที่ ก-2

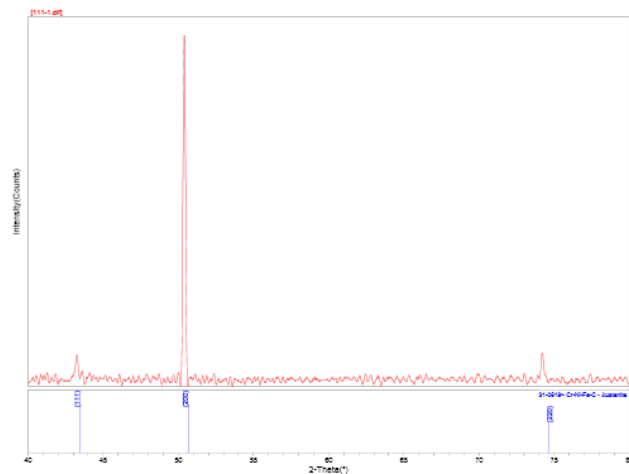
ตาราง ก-1) แสดงค่าส่วนผสมต่าง ๆ ตามการคำนวณ

no.	Group.	condition	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Fe
1	base	316L	0.03	2	0.75	0.045	0.03	18	3	14	0.1	62.045
2	Cr	2Cr	0.02927	1.95122	0.73171	0.0439	0.02927	20	2.92683	13.6585	0.09756	60.5317
		4Cr	0.02854	1.90244	0.71341	0.0428	0.02854	22	2.85366	13.3171	0.09512	59.0184
		6Cr	0.0278	1.85366	0.69512	0.04171	0.0278	24	2.78049	12.9756	0.09268	57.5051
		8Cr	0.02707	1.80488	0.67683	0.04061	0.02707	26	2.70732	12.6341	0.09024	55.9918
		10Cr	0.02634	1.7561	0.65854	0.03951	0.02634	28	2.63415	12.2927	0.0878	54.4785
3	Ni	2Ni	0.0293	1.95349	0.73256	0.04291	0.0293	17.5814	2.93023	16	0.09767	60.6021
		4Ni	0.0286	1.90698	0.71512	0.04291	0.0286	17.1628	2.86047	18	0.09535	59.1592
		6Ni	0.02791	1.86047	0.69767	0.04186	0.02791	16.7442	2.7907	20	0.09302	57.7163
		8Ni	0.02721	1.81395	0.68023	0.04081	0.02721	16.3256	2.72093	22	0.0907	56.2734
		10Ni	0.02651	1.76744	0.66279	0.03977	0.02651	15.907	2.65116	24	0.08837	54.8305
4	Cr+NI	1Cr1Ni	0.02912	1.94118	0.72794	0.04368	0.02912	19	2.91176	15	0.09706	60.2201
		2Cr2Ni	0.02755	1.88235	0.70588	0.04235	0.02824	20	2.82353	16	0.09412	58.3953
		3Cr3Ni	0.02602	1.82353	0.68382	0.04103	0.02735	21	2.73529	17	0.09118	56.5704
		4Cr4Ni	0.02453	1.76471	0.66176	0.03971	0.02647	22	2.64706	18	0.08824	54.7456
		5Cr5Ni	0.02309	1.70588	0.63971	0.03838	0.02559	23	2.55882	19	0.08529	52.9207

ตาราง ก-2) ค่าส่วนผสมต่าง ๆ ภายหลังจากการทดสอบโดยเครื่อง spectrometer

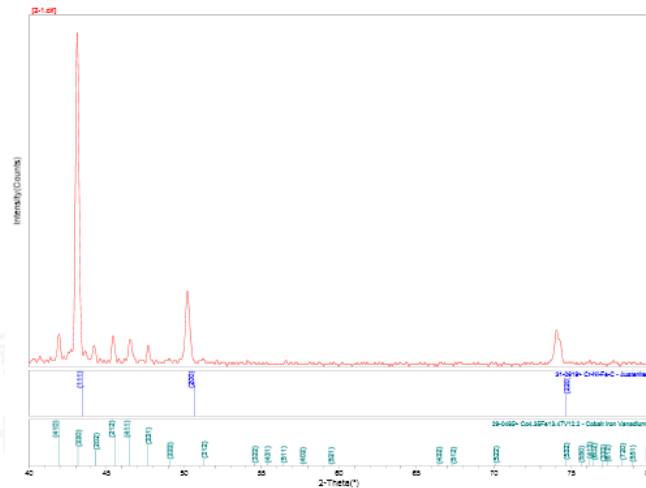
no.	Group.	condition	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Fe
1	base	316L	0.02	0.11	0.97	0.01	0.002	17.96	2.19	13.87	0.1	64.768
2	Cr	2Cr	0.02	0.1	0.94	0.01	0.002	19.78	2.17	13.66	0.1	63.218
		4Cr	0.02	0.1	0.94	0.01	0.002	22.11	2.14	13.32	0.1	61.258
		6Cr	0.02	0.1	0.93	0.01	0.002	23.96	2.14	12.98	0.1	59.758
		8Cr	0.01	0.1	0.92	0.01	0.002	26.07	2.01	12.63	0.1	58.148
		10Cr	0.01	0.1	0.91	0.01	0.002	27.07	1.97	12.29	0.1	57.538
3	Ni	2Ni	0.02	0.1	0.94	0.01	0.002	16.89	2.13	15.98	0.1	63.828
		4Ni	0.02	0.1	0.94	0.01	0.002	16.97	2.05	17.78	0.1	62.028
		6Ni	0.01	0.1	0.93	0.01	0.002	16.53	2.12	19.83	0.1	60.368
		8Ni	0.01	0.1	0.91	0.01	0.002	16.12	2	21.67	0.1	59.078
		10Ni	0.01	0.1	0.91	0.01	0.002	15.34	1.96	23.88	0.1	57.688
4	Cr+NI	1Cr1Ni	0.02	0.1	0.95	0.01	0.002	18.92	2.19	15.65	0.1	62.058
		2Cr2Ni	0.02	0.1	0.93	0.01	0.002	21.22	2.15	16.12	0.1	59.348
		3Cr3Ni	0.02	0.1	0.93	0.01	0.002	20.76	2.14	16.97	0.1	58.968
		4Cr4Ni	0.01	0.1	0.92	0.01	0.002	22.31	2.11	18.93	0.1	55.508
		5Cr5Ni	0.01	0.1	0.92	0.01	0.002	22.86	1.97	19.32	0.1	54.708

ภาคผนวก ข. การยืนยันผลเนื้อพื้นของชิ้นงานหลังหล่อโดยเทคนิค XRD



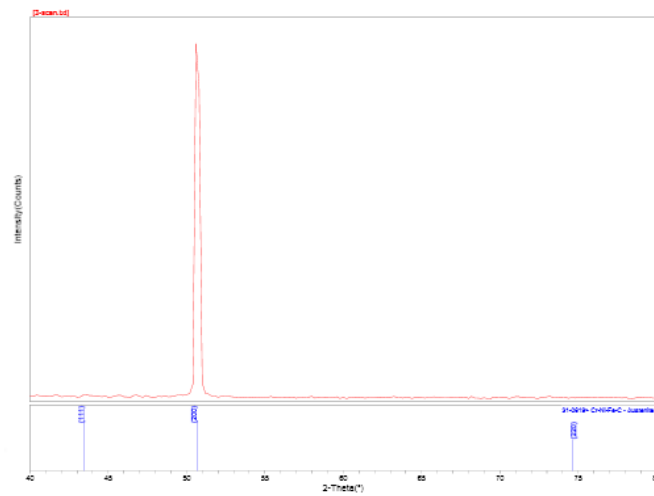
ข-1) ชิ้นงาน 316L

ผลจากการทดสอบ XRD ยืนยันว่าเนื้อพื้นเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์

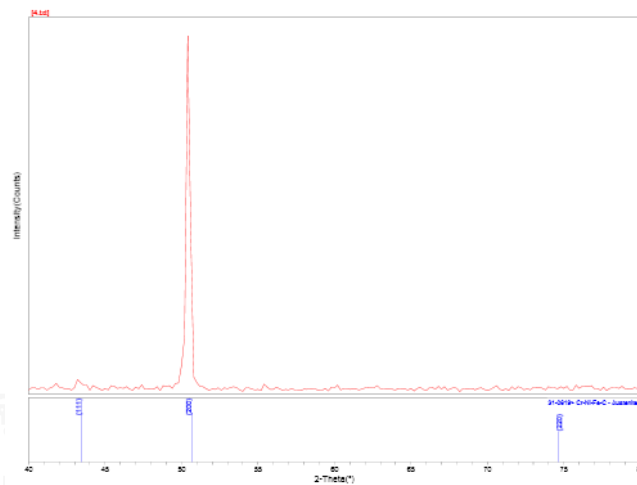


ข-2) ชิ้นงาน 316L ผสมธาตุผสมโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก

ผลจากการทดสอบ XRD ยืนยันว่าเนื้อพื้นเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์และมีจุดบางจุดที่แสดงว่ามีส่วนผสมคล้ายกับ เหล็กผสมโคบอลต์ แต่ยังไม่สามารถยืนยันได้เนื่องจากในบริเวณช่วงทำยหรือตั้งแต่ที่ช่วง 60 องศาเซลเซียสเป็นต้นไป พิคแสดงผลไม่ตรงกับข้อมูล

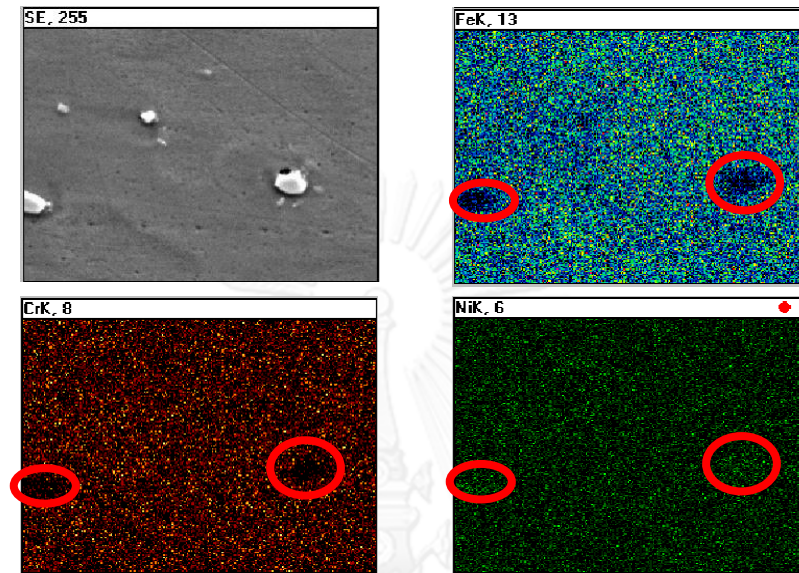


ข-3) ชิ้นงานเนื้อพื้น 316L ผสมธาตุผสมนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก
ผลจากการทดสอบ XRD ยืนยันว่าเนื้อพื้นเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์

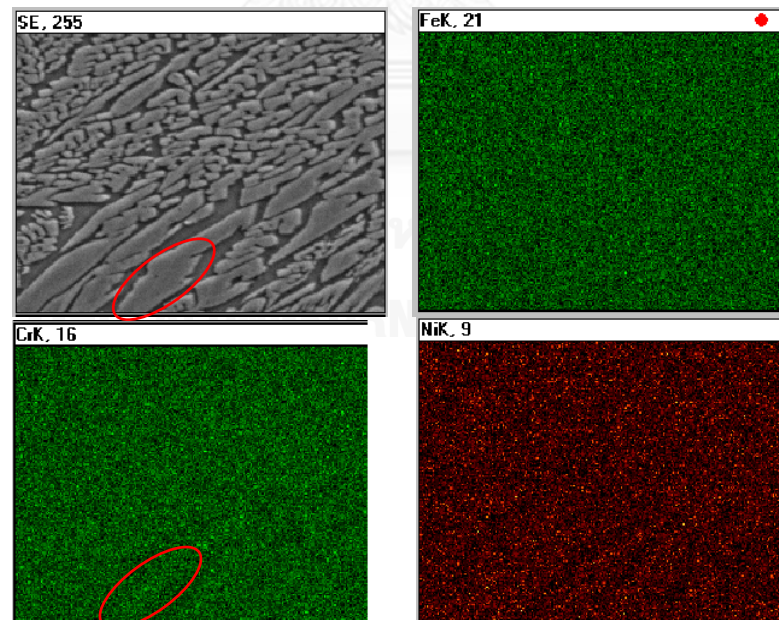


ข-4) ชิ้นงานเนื้อพื้น 316L ธาตุผสมร้อยละ 5 โครเมียมและนิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก
ผลจากการทดสอบ XRD ยืนยันว่าเนื้อพื้นเป็นโครงสร้างออสเทนไนต์

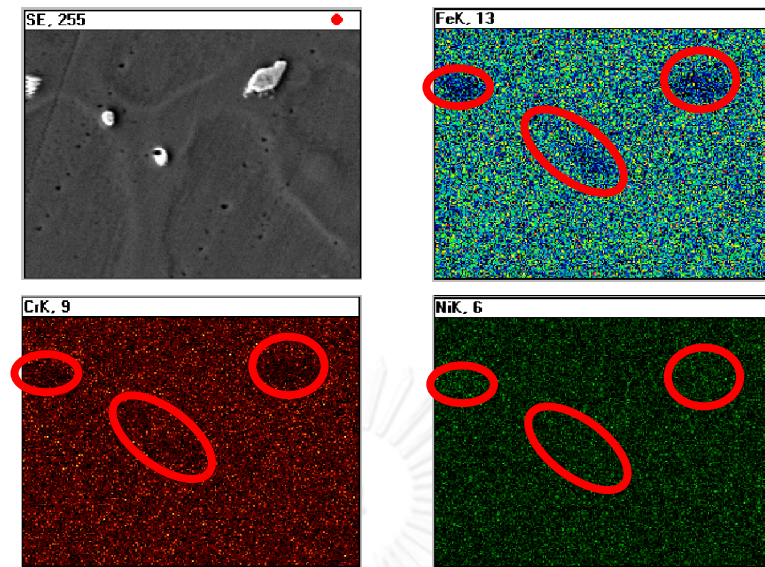
ภาคผนวก ค. การยืนยันผลเนื้อพื้นของชิ้นงานหลังหล่อโดยเทคนิค mapping ภายหลังจากทดสอบออกซิเดชัน



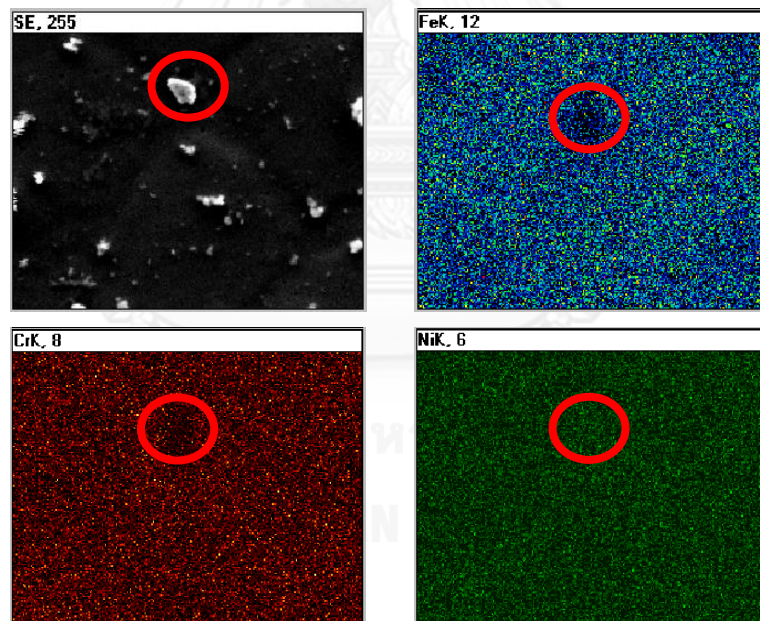
ค-1) ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L



ค-2) ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L กับโครเมียมร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก



ค-3) ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L กับนิกเกิลร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก



ค-4) ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 316L กับโครเมียมร้อยละ 5 โดยน้ำหนักและนิกเกิลร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก

รูปที่ ค ผลการ mapping จุดวงกลมแสดงตำแหน่งของอนุภาคที่ตกตะกอนภายหลังการทดสอบ ออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 800 และ 900 องศาเซลเซียส ระยะเวลา 100 ชั่วโมง

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

ชื่อ - นามสกุล : นางสาวอรอินท์ สีหะกุลัง

วัน - เดือน - ปีเกิด : 25 กรกฎาคม 2528

ที่อยู่ : สถาบันเทคโนโลยีป้องกันประเทศ (องค์การมหาชน) กระทรวงกลาโหม, กลุ่มงานวิจัยและพัฒนา เลขที่ 47/345-352 ชั้น 9 อาคารไคตัด (ตรงข้ามสำนักงานปลัดกระทรวงกลาโหม) ถนนแจ้งวัฒนะ ตำบลบ้านใหม่ อำเภอปากเกร็ด จังหวัดนนทบุรี 11120

วุฒิการศึกษา : มัธยมศึกษาตอนปลาย

ศูนย์การศึกษานอกโรงเรียนวัดศรีสุพรรณ เชียงใหม่ ปีการศึกษา 2544

: วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาอุตสาหกรรม

คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ปีการศึกษา 2550

: เข้าศึกษาระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2553

โทรศัพท์ติดต่อ : 082-017-3335

E-mail : nam.ornin@gmail.com

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY