

พฤติกรรมที่เกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409
ที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม

นางสาวทิพย์อุษา วงศ์พินิจ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2554

**OXIDATION BEHAVIOR OF STAINLESS STEEL
AISI 409 COATED BY DECORATIVE
CHROMIUM PLATING**

Thipusa Wongpinij

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

Suranaree University of Technology

Academic Year 2011

พฤติกรรมที่เกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409
ที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นักวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(อ. ดร.ฐาปนีย์ พัชรวิญญ์)

ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร.พรวิภา วงศ์ปัญญา)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(ผศ. ดร.ศิริโชค จีงถาวรณ)

กรรมการ

(อ. ดร.สงบ คำค้อ)

กรรมการ

(ศ. ดร.ชูกิจ ลิ้มปีจันทร์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

ทิพย์อุษา วงศ์พินิจ : พฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409
ที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม (OXIDATION BEHAVIOR OF STAINLESS
STEEL AISI 409 COATED BY DECORATIVE CHROMIUM PLATING) อาจารย์ที่
ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.พรวิสา วงศ์ปัญญา, 109 หน้า.

เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409 ปรับปรุงสมบัติที่พื้นผิวด้วยการชุบโครเมียมเพื่อความ
สวยงาม เบื้องต้นชิ้นงานตัวอย่าง (AISI 409) เตรียมผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180, 600 และ 1200
เพื่อเตรียมความหยาบผิวที่ต่างกัน จากนั้นชิ้นงานตัวอย่างชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลที่เวลาต่างกันคือ 0,
5, 10 และ 15 นาที ส่งผลให้มีความหนาต่างกัน สุดท้ายชุบด้วยชุบโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที แล้ว
ศึกษาการเกิดออกซิเดชัน และการติดแน่นด้วยวิธี Heat-quench test ของชิ้นงานที่ถูกเคลือบ สำหรับ
การทดสอบการเกิดออกซิเดชันชิ้นงานถูกให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียสใน
บรรยากาศปกติและบรรยากาศที่มีแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ หลังการทดสอบตรวจสอบความ
เสียหายของชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
ร่วมด้วยการวิเคราะห์ธาตุต่าง ๆ ด้วย EDX จากผลพบว่า ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันของ
ชิ้นงานมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อชิ้นงานชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลที่มีความหนามาก และความต้านทานต่อการเกิด
ออกซิเดชันของชิ้นงานมีค่าลดลงเมื่อชิ้นงานมีความหยาบผิวสูง นอกจากนี้ยังพบว่า การทดสอบการ
เกิดออกซิเดชันแบบวงรอบมีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง
ผลการทดสอบการติดแน่นพบว่าความหยาบผิวและความหนาของชั้นนิกเกิลที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้การ
ติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้นเพิ่มขึ้น จากผลการทดลองทั้งหมดสรุปได้ว่า
เงื่อนไขการเตรียมผิวชิ้นงานที่ดีที่สุดสำหรับการเคลือบผิวเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409 ด้วยการ
ชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม สำหรับใช้งานเป็นท่อไอเสียของรถจักรยานยนต์คือ เตรียมผิวให้มี
ความหยาบปานกลางด้วยกระดาษทรายเบอร์ 600 ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 15 นาที แล้วชุบ
ด้วยโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ
ปีการศึกษา 2554

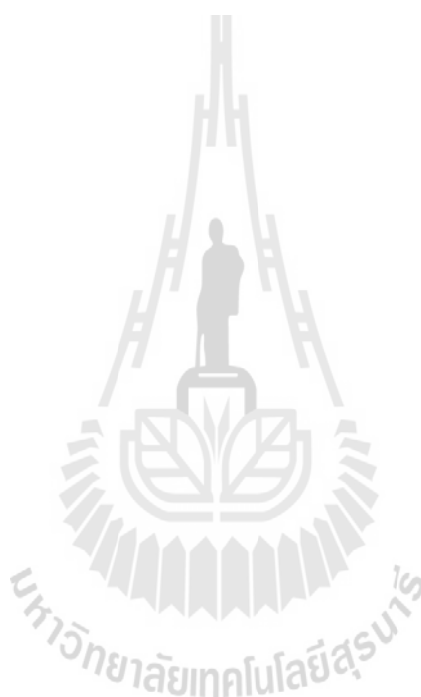
ลายมือชื่อนักศึกษา _____
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา _____

THIPUSA WONGPINIJ : OXIDATION BEHAVIOR OF STAINLESS
STEEL AISI 409 COATED BY DECORATIVE CHROMIUM PLATING.
THESIS ADVISOR : ASST. PROF. PORNWASA WONGPANYA, Ph.D.,
109 PP.

OXIDATION/DECORATIVE CHROMIUM PLATING/STAINLESS STEEL

Stainless steel AISI 409 was surface-modified with decorative Ni-Cr plating. Firstly, the samples were polished using silicon carbide paper with various grit numbers of 180, 600 and 1200 for preparing surface roughness of the samples. Then, the samples were pre-plated by nickel plating with various times, i.e., 0, 5, 10 and 15 minutes resulting in alteration of Ni thicknesses. Finally, the samples were coated by chromium plating for 5 minutes. After that the oxidation and adhesion behavior of the coated samples were studied. For the oxidation test, the samples were exposed at 200°C and 300°C in the normal and CO₂ atmospheres. After oxidation test and heat-quench test, the degradation of samples was characterized by optical microscope and scanning electron microscope (SEM) coupled with energy dispersive X-ray analysis (EDX). The results revealed that the oxidation resistance of the Ni-Cr plating samples increases with the thickness of the nickel pre-plating. And, the oxidation resistance of the Ni-Cr plating samples decreased with the surface roughness of substrate. Moreover, the cyclic oxidation test is more aggressive than the continuous oxidation test. From heat-quench test results, it was found that the adhesion between Ni-Cr plating layer and substrate increases with increasing the surface roughness of substrate and thickness of the nickel pre-plating. Finally, from all of the results, it concluded that the best condition for preparing the decorative Cr plating applied for the application of the exhaust tube system of motorcycle is to prepare surface of samples

under medium roughness with silicon carbide paper up to grit number of 600. Then, the samples were coated with Ni for 15 minutes; subsequently the samples were coated with Cr for 5 minutes.



School of Metallurgical Engineering

Academic Year 2011

Student's Signature _____

Advisor's Signature _____

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จได้ ด้วยความกรุณาของท่านอาจารย์ ผศ. ดร.พรวิสา วงศ์ปัญญา ผู้ให้ความรู้ทั้งทางด้านวิชาการ และการดำรงชีวิตอย่างมีคุณธรรม และจริยธรรม ท่านได้ให้คำแนะนำ และชี้แนวทางในการแก้ปัญหาในการทำวิทยานิพนธ์ และขอขอบคุณคณะกรรมการ ท่านอาจารย์ อ. ดร.ฐาปนี พัทธวิชัย และ อ. ดร.สงบ คำค้อ ที่ช่วยให้คำแนะนำสำหรับการทำวิทยานิพนธ์เล่มนี้

ขอขอบพระคุณ ทางสถาบันวิจัยและพัฒนา ได้มอบทุนอุดหนุน โครงการวิจัยเพื่อทำวิทยานิพนธ์ระดับบัณฑิตศึกษาครั้งนี้ และทุนอุดหนุนการนำเสนอผลงานระดับบัณฑิตศึกษา

ขอขอบพระคุณ เจ้าหน้าที่ประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (อาคารเครื่องมือ 6) และ ซึ่งให้คำแนะนำในการใช้เครื่องมือต่าง ๆ ตลอดการทำวิจัยครั้งนี้เป็นอย่างดี

ขอขอบคุณ สถานประกอบการ J&P ชูบโครเมียม ที่ให้ความอนุเคราะห์ชูบเคลือบผิวชิ้นงานสำหรับการศึกษาครั้งนี้

ขอขอบคุณ นายชาญณรงค์ พิมปาน นายนิสิต แ่งน้อย นายทวีศักดิ์ พัฒนาสันต์ นายธีระยุทธ อุดม และ นายธีรศักดิ์ สืบตระกูล ที่เสียสละเวลาในการเตรียมชิ้นงาน การทดสอบ เก็บข้อมูลการวิจัย และติดต่อประสานงานการขอใช้เครื่องมือ ณ อาคารเครื่องมือ 6

ขอกราบขอบพระคุณบิดา มารดา ครอบครัว และอาจารย์ประจำสาขาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีที่ให้การปรึกษา ให้ความช่วยเหลือ และเป็นกำลังใจที่ดีเสมอมาในการทำวิทยานิพนธ์ในครั้งนี้ คุณค่าและคุณประโยชน์ของวิทยานิพนธ์เล่มนี้ขอมอบเป็นเครื่องบูชา พระคุณบิดา มารดา ครูอาจารย์ทุกท่านที่ให้การอบรมสั่งสอนสร้างความรู้แก่ผู้เขียน

ทิพย์อุษา วงศ์พิณีจ

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ง
สารบัญ.....	จ
สารบัญตาราง.....	ช
สารบัญรูปภาพ.....	ญ

บทที่

1 บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
2 ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
2.1 การกััดกร่อน.....	5
2.2 การเกิดออกซิเดชันและการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง.....	5
2.3 การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า (electroplating).....	15
3 วัสดุ อุปกรณ์ สารเคมี และวิธีการทดลอง.....	22
3.1 วัสดุ อุปกรณ์ และสารเคมี.....	22
3.1.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย.....	22
3.1.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย.....	22
3.1.3 สารเคมีที่ใช้ในการวิจัย.....	25
3.2 ขั้นตอนและวิธีการดำเนินงานวิจัย.....	25
3.2.1 การเตรียมผิวชิ้นงานก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า.....	26
3.2.2 การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า.....	28

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

3.2.3	การทดสอบออกซิเดชัน.....	32
3.2.4	การทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบ.....	38
3.3	การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบ โครงสร้างจุลภาค ภาคตัดขวาง (cross-section)	40
4	ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	41
4.1	ผลการทดสอบออกซิเดชัน.....	41
4.1.1	อิทธิพลของอุณหภูมิการทดสอบออกซิเดชันใน บรรยากาศปกติ และความหนาของ ชิ้นงานต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน.....	43
4.1.2	อิทธิพลของเงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชัน ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน.....	45
4.1.3	อิทธิพลของการชุบร่องฟันด้วยนิกเกิลก่อนการชุบ เคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน.....	49
4.1.4	อิทธิพลของความหนาของชั้นชุบร่องฟันนิกเกิลก่อนการชุบ เคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม ต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน.....	54
4.1.5	ผลของบรรยากาศต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน.....	57
4.2	ผลและวิเคราะห์ผลของการทดสอบการติดแน่น.....	62
4.2.1	ผลของความหนาของชิ้นงาน โลหะพื้นต่อการติดแน่น ระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น.....	65
4.2.2	ผลของความหนาของชั้นชุบร่องฟันนิกเกิลก่อนการชุบเคลือบผิว การชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมต่อการติดแน่น ระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น.....	69
5	สรุปการทดลอง.....	72
	เอกสารอ้างอิง.....	73

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

ภาคผนวก	
ภาคผนวก ก.	ผลการทดสอบออกซิเดชัน.....76
ภาคผนวก ข.	การวิเคราะห์จำนวน ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ของรอย บกพร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างหลังการทดสอบ การติดแน่น (Adhesion test).....90
ภาคผนวก ค.	บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่.....98
ประวัติผู้เขียน.....	109

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1	ส่วนผสมของน้ำยาชุบเคลือบผิวและสภาวะการทำงาน ของกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า.....3
3.1	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409.....22
3.2	ค่าความหยาบผิวของชิ้นงานโลหะพื้นก่อนการชุบเคลือบด้วยวิธีทางไฟฟ้า.....27
3.3	ส่วนผสมของน้ำยาชุบและสภาวะการทำงานของกระบวนการ การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้าในงานวิจัย.....28
3.4	ค่าความหยาบผิวของชิ้นงานหลังการชุบเคลือบผิว โดยวิธีการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า.....30
3.5	ความหนาเฉลี่ยของชั้นนิกเกิลและชั้น โครเมียม โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า..... 32
3.6	เงื่อนไขในการทดสอบออกซิเดชัน.....34
3.7	อุณหภูมิในการทดสอบการติดแน่นด้วยวิธี Heat-Quench Test.....39
4.1	วิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน T4 ก่อนและหลัง การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ.....44
4.2	วิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน T4 ก่อนและหลัง การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ และแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียสในบรรยากาศปกติ.....47
4.3	การวิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน ก่อนและหลัง การทดสอบออกซิเดชัน ในบรรยากาศปกติ.....53
4.4	การวิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีภาคตัดขวางของชิ้นงาน T2 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส.....56

4.5 วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีที่ผิวของชิ้นงาน ก่อนและหลังการทดสอบ
 ออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์
 ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส.....61



สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1	ผลการวิเคราะห์ธาตุของออกไซด์ภายในเหล็กหล่อด้านทานความร้อนสูง หลังจากการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1080 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง.....6
2.2	แผนภาพ Ellingham การเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันของโลหะ.....8
2.3	การเกิดออกไซด์แบบพาราโบลิก (parabolic rate law)..... 10
2.4	การเกิดออกไซด์แบบเส้นตรง (linear law)..... 11
2.5	การเกิดออกไซด์แบบล็อกการิทึม (logarithmic rate law)..... 12
2.6	น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของเหล็กไร้สนิม (ก) ปริมาณ โครเมียมที่ต่างกันและ (ข) ปริมาณซิลิกอนที่ต่างกันใน เหล็กกล้าไร้สนิม 15 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ใน Ar+15% H_2O 13
2.7	น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปของเหล็ก (ก) 1%Cr และ (ข) 10%Cr..... 14
2.8	โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก 1%Cr และ 10%Cr หลังการทดสอบออกซิเดชัน ในบรรยากาศ Ar-50% H_2O ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส; (ก) 1%Cr และ (ข) 10%Cr..... 14
2.9	ภาพจำลองชั้นเคลือบโครเมียมที่ได้จากการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า (ก) การเกิดการกัดกร่อน และ (ข) การเกิดออกซิเดชันภายในรูพรุน.....16
2.10	ความหนาของชั้นเคลือบระหว่างการชุบด้วยไฟฟ้าขึ้นอยู่กับเวลา และความหนาแน่นกระแส..... 18
2.11	ความหนาของชั้นเคลือบผิวขึ้นอยู่กับเวลา ใน การชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า..... 20
2.12	โครงสร้างจุลภาค ภาคตัววางของเหล็กกล้าที่ชุบเคลือบผิวด้วย Ni-15W หลังการ ทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5 ชั่วโมง.....21

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.1	เตาเผาอุณหภูมิสูง (tube furnace) ยี่ห้อ CARBOLITE..... 23
3.2	หัวเร็กกูเลเตอร์ สำหรับแก๊สแรงดันสูงอย่าง CO ₂ ตัวเรือนและวาล์ว ทำจาก ทองเหลืองและประกอบกับอุปกรณ์ควบคุมการไหลของแก๊ส..... 24
3.3	ขนาดของชิ้นงานที่นำไปใช้ในการทดลอง..... 26
3.4	ขั้นตอนการเตรียมพื้นผิวชิ้นงานก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า..... 26
3.5	การแสดงความหยาบพื้นผิวด้วยค่าเฉลี่ยทางเลขคณิตของผิวที่วัด..... 27
3.6	หลักการพื้นฐานของการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า..... 29
3.7	ขั้นตอนการเตรียมพื้นผิวชิ้นงาน โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า..... 29
3.8	ขั้นตอนการวัดความหนาของชั้นเคลือบ โดยอาศัยเทียบแถบวัด..... 31
3.9	อุปกรณ์แขวนชิ้นงานสำหรับการทดสอบออกซิเดชัน..... 32
3.10	ขั้นตอนการทดสอบการเกิดออกซิเดชัน..... 33
3.11	เครื่องชั่งแบบดิจิทัล (digital)..... 34
3.12	การวัดขนาดชิ้นงานก่อนการทดสอบการเกิดออกซิเดชัน..... 35
3.13	ลักษณะการแขวนชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง..... 36
3.14	ลักษณะของการวางชิ้นงานในเตาเผาอุณหภูมิสูง..... 36
3.15	ลักษณะการแขวนชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชัน แบบวงรอบ (cyclic oxidation test)..... 37
3.16	ขั้นตอนการทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบ..... 38
3.17	ภาพจำลอง อุณหภูมิ และเวลาในการทดสอบการติดแน่น..... 39
4.1	น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานในการ ทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ในบรรยากาศปกติ เป็นเวลา 180 ชั่วโมง..... 42
4.2	น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานในการ ทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ในบรรยากาศปกติ เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ)..... 42

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.3	ลักษณะพื้นผิวชิ้นงานก่อนการทดสอบออกซิเดชัน และหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส และที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส.....43
4.4	การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล เป็นเวลา 15 นาที แล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T4) บนชิ้นงาน โลหะพื้นที่มีความหยาบผิวต่างกัน.....44
4.5	พื้นผิวชิ้นงานก่อน และหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ และแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส.....45
4.6	การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงาน T0 T1 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง และวงรอบ เป็นเวลา 180 ชั่วโมง.....46
4.7	การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงาน T0-180 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ).....47
4.8	การวิเคราะห์ SEM และ EDX ภาคตัดขวางของชิ้นงาน T4 ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง.....48
4.9	ลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานก่อนการทดสอบออกซิเดชัน หลังการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศปกติ ของชิ้นงาน T0-180 และ ชิ้นงาน T4-180.....50
4.10	การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงาน ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ).....51
4.11	การวิเคราะห์ EDX ของผลิตภัณฑ์จากการออกซิเดชัน.....52
4.12	พื้นผิวของชิ้นงาน T2 T3 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ).....54

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.13 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงาน T2-180 และ T4-180.....	55
4.14 บริเวณการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ ภาคตัดขวางของชิ้นงาน.....	55
4.15 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส (ก) และ (ข) ในบรรยากาศปกติและ (ค) และ (ง) ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์.....	57
4.16 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงาน T0 หลังการทดสอบออกซิเดชัน (ก) ในบรรยากาศปกติ และ (ข) ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์.....	58
4.17 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบ ออกซิเดชันแบบวงรอบ ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ เป็นเวลา 180 ชั่วโมง.....	59
4.18 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานในการทดสอบ ออกซิเดชันแบบวงรอบ และ แบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์.....	59
4.19 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานหลังการเกิดออกซิเดชัน แบบวงรอบที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง ในบรรยากาศปกติ และคาร์บอนไดออกไซด์.....	60
4.20 การวิเคราะห์รอยบกพร่องของพื้นผิวชิ้นงานด้วยโปรแกรม Image J ก่อนและหลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส.....	63
4.21 ปริมาตรรอยบกพร่องของพื้นผิวชิ้นงาน ก่อนและ หลังการทดสอบการติดแน่น.....	64
4.22 สัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องบนพื้นผิว ชิ้นงานก่อนและหลังการทดสอบการติดแน่น.....	64
4.23 การวิเคราะห์รอยบกพร่องของผิวชิ้นงานด้วยโปรแกรม Image J หลัง การทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....	65

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.24	โครงสร้างจุลภาค ภาควัดขวางของกลุ่มชิ้นงาน T2 และ T4 หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....67
4.25	การวิเคราะห์รอยบกพร่องของผิวชิ้นงาน T4 ด้วยโปรแกรม Image J หลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....68
4.26	การวิเคราะห์รอยบกพร่องของชิ้นงาน T2-1200 T3-1200 และ T4-1200 ด้วยโปรแกรม Image J หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....69
4.27	การวิเคราะห์ SEM ภาควัดขวางของชิ้นงาน T2-1200 หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....70
4.28	โครงสร้างจุลภาค ภาควัดขวางของชิ้นงาน T2-1200 T3-1200 และ T4-1200 หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส.....71

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ชิ้นส่วนยานยนต์ที่ผลิตจากวัสดุโลหะมักพบความเสียหายของวัสดุในระหว่างการใช้งาน เนื่องจากภาระกรรมทางกลและการกัดกร่อนเป็นสำคัญ ความเสียหายจากการกัดกร่อนมักเกิดจากการใช้งานในสิ่งแวดล้อมที่เป็นสารละลาย และการเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศ และสิ่งแวดล้อมที่เป็นแก๊สต่าง ๆ ที่อุณหภูมิห้องหรืออุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้องจนถึงหลายร้อยองศาเซลเซียส จากการทำปฏิกิริยาระหว่างสิ่งแวดล้อมและชิ้นส่วน โลหะทำให้ผิวของชิ้นงานเปลี่ยนไป เช่น มีออกไซด์ (ที่เรียกว่าสนิม ในกรณีการกัดกร่อนแบบเปียก) เกิดขึ้นที่ผิวส่งผลให้ชิ้นส่วนโลหะขาดความสวยงาม (เงางาม) และอาจทำให้ชิ้นงานไม่สามารถรับภาระกรรมทางกลได้ (Olive, D.C., Sephton, M., 2003) เพื่อป้องกันและแก้ไขปัญหาดังกล่าว จึงต้องมีการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวของวัสดุที่เป็นโลหะ การปรับปรุงพื้นผิวชิ้นงานโลหะให้มีความต้านทานการกัดกร่อน ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน และลักษณะพื้นผิวให้สวยงาม มีหลายวิธีแต่วิธีหนึ่งที่เป็นที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมคือการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า (Tyler, J.M., 1995) ซึ่งเป็นกระบวนการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวของชิ้นงานโลหะให้มีสมบัติตามโลหะที่นำมาชุบเคลือบผิว กระบวนการชุบเคลือบผิวโครเมียมด้วยไฟฟ้ามีการใช้งานอย่างแพร่หลายในการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวของเหล็กกล้า เนื่องจากโครเมียม (Cr) เป็นโลหะที่มีสีขาววาว สุกใส ไม่ขุ่นมัว แข็ง มีจุดหลอมตัวสูงที่ 1615 องศาเซลเซียส สามารถนำไฟฟ้าได้ดีและไม่เกิดสนิม (อนันต์ ทองมอย, 2535)

ดังนั้นโครเมียมจึงเป็นโลหะที่นิยมใช้ในการชุบเคลือบผิว เพื่อป้องกันการกัดกร่อน การเกิดออกซิเดชัน และเพื่อความสวยงาม (เงางาม) ของพื้นผิว การชุบเคลือบผิวโครเมียมด้วยไฟฟ้ามีการแบ่งประเภทตามความหนาของชั้นโครเมียม ดังต่อไปนี้

1) การชุบโครเมียมชนิดบางหรือชุบเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) การชุบเคลือบผิวชนิดนี้ มีจุดมุ่งหมายเพื่อป้องกันการเกิดสนิม ให้ความสวยงามแก่พื้นผิวชิ้นงานต้านทานการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชัน การชุบเคลือบผิวในลักษณะนี้มักจะมีการชุบเคลือบผิวโครเมียมค่อนข้างบางมาก ในการชุบโครเมียมชนิดบางจะต้องผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล (Ni) ก่อนที่จะนำมาชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม โดยทั่วไปแล้วความหนาของชั้นเคลือบโครเมียมมีค่าอยู่ระหว่าง 0.2-0.8 ไมครอน

2) การชุบโครเมียมแบบหนา (hard chromium plating) การชุบเคลือบผิวชนิดนี้นิยมใช้ในงานที่ต้องการความแข็ง ความต้านทานต่อการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชัน การชุบเคลือบผิวด้วยวิธีนี้จะแตกต่างจากการชุบโครเมียมชนิดบาง (decorative chromium plating) คือ ชั้นเคลือบผิวของโครเมียมจะหนากว่า โดยความหนาของชั้นเคลือบโครเมียมอยู่ระหว่าง 20 ไมครอนขึ้นไป

แม้ว่าโครเมียมเป็นโลหะที่แข็งแรง แต่ก็มีความเปราะมากเช่นกัน ทำให้ผิวโครเมียมที่ได้จากการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้ามีลักษณะแตกร้าวหรือรุกรุน ด้วยเหตุที่ผิวเคลือบโครเมียมมีรุกรุนจึงเป็นสาเหตุให้เกิดการกัดกร่อนและการออกซิเดชันภายในรุกรุน จากนั้นการกัดกร่อนจะขยายกว้างออกไปได้ชั้นเคลือบโครเมียม และในที่สุดชั้นเคลือบโครเมียมก็จะหลุดลอกออก (Yokoi, H., 1992) เพื่อแก้ไขปัญหาการหลุดลอกของชั้นเคลือบโครเมียม จึงนิยมใช้โลหะนิกเกิล (Ni) และ/หรือ ทองแดง (Cu) ชุบรองพื้นก่อนการชุบโครเมียม นอกจากนี้ยังพบว่า การชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลจะช่วยป้องกันการกัดกร่อน ด้านทานการเกิดออกซิเดชัน และช่วยให้โครเมียมมีความเงางาม (Snyder, D.L., 2000)

อย่างไรก็ตามยังไม่ปรากฏแน่ชัดว่าความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลมีผลต่อความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน และการติดแน่นของชั้นเคลือบ (adhesion) ของชิ้นส่วนยานยนต์ที่ชุบโครเมียมเพื่องานตกแต่งเช่นไร ดังนั้นในการวิจัยนี้จึงมีความสนใจในการศึกษาพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันและการติดแน่นของชั้นเคลือบของชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงามหรือการชุบโครเมียมชนิดบาง โดยศึกษาผลของความหนาชั้นนิกเกิล ความหยาบผิวของชิ้นงาน โลหะพื้นก่อนชุบเคลือบผิว ตลอดจนเงื่อนไขการเกิดออกซิเดชัน (แบบต่อเนื่องและแบบวงรอบ) เป็นสำคัญ โดยศึกษาจากกระบวนการชุบจริงในสถานประกอบการ และคาดว่าประโยชน์ที่ได้จากการวิจัยนี้สามารถนำไปประยุกต์ใช้กับอุตสาหกรรมประเภทเดียวกันได้

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน ของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกเกรด AISI 409 (ชิ้นงานโลหะพื้น) ที่มีความหยาบผิวต่างกัน ก่อนและหลังการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม ด้วยเทคนิคการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

1.2.2 เพื่อศึกษาผลของการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล และความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลของชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม ต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน

1.2.3 เพื่อศึกษาผลของความหยาบผิวของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกเกรด AISI 409 (ชิ้นงานโลหะพื้น) และความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ของชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม

1.2.4 เพื่อศึกษาเงื่อนไขการเกิดออกซิเดชัน คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่องและแบบวงรอบ ที่มีผลต่อพฤติกรรมของการเกิดออกซิเดชัน

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 โลหะที่ถูกเคลือบผิว หรือ โลหะพื้น (substrate) เพื่อปรับปรุงสมบัติพื้นผิว คือ เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409 โดยมีขนาดกว้าง 10 มิลลิเมตร ยาว 20 มิลลิเมตร และหนา 3 มิลลิเมตร

1.3.2 กระบวนการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวที่สนใจศึกษา คือ กระบวนการชุบเคลือบผิวโลหะด้วยไฟฟ้า (electroplating) โดยชั้นเคลือบผิวที่ต้องการศึกษา คือ ชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลร่วมกับชั้นชุบโครเมียม และชั้นชุบโครเมียม อย่างไรก็ตาม กระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า มีตัวแปรที่ต้องควบคุมดังแสดงในตารางที่ 1.1

ตารางที่ 1.1 ส่วนผสมของน้ำยาชุบเคลือบผิวและสภาวะการทำงานของกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า	ส่วนผสมของน้ำยาชุบเคลือบผิว	สภาวะการทำงาน		
		อุณหภูมิ (°C)	pH	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า (A/ dm ²)
การชุบเคลือบผิวด้วยนิกเกิล	นิกเกิลซัลเฟต 250.0 กรัม/ลิตร นิกเกิลคลอไรด์ 40.0 กรัม/ลิตร กรดบอริก 250.0 กรัม/ลิตร	40	3.5	3
การชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม	กรดโครมิก 250.0 กรัม/ลิตร กรดกำมะถัน 2.5 กรัม/ลิตร	46	3.5	35

1.3.3 เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409 ที่ผ่านการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า จะนำมาวิเคราะห์และศึกษาในหัวข้อต่อไปนี้

ก) การวิเคราะห์พื้นผิวและโครงสร้างจุลภาคของชั้นเคลือบโดย กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (optical microscope), กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope; SEM) และวิเคราะห์ธาตุต่าง ๆ ด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (energy dispersive X-ray analysis; EDX)

ข) การทดสอบการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น (adhesion test) ด้วยวิธี Heat-Quench Test ตามมาตรฐาน ASTM B571 (ASTM B571-97, 2000)

ค) พฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง (continuous oxidation) และแบบวงรอบ (cyclic oxidation) ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้องภายใต้สภาวะบรรยากาศปกติ และบรรยากาศแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ (CO_2) โดยเผาชิ้นงานที่อุณหภูมิระหว่าง 200 ± 5 และ 300 ± 5 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นช่วงอุณหภูมิการใช้งานของท่อไอเสียรถจักรยานยนต์ (Lai, C.-S. et al., 2002)

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 เข้าใจถึงพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน ก่อนและหลังการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) ของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409

1.4.2 เข้าใจผลของค่าความหนาผิวของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409 (ชิ้นงานโลหะพื้น) ที่มีต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน ก่อนและหลังการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating)

1.4.3 เข้าใจผลของการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล และความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน และการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ของชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating)

1.4.4 สามารถใช้เป็นแนวทางในการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวสำหรับอุตสาหกรรมที่มีความใกล้เคียงกัน

บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

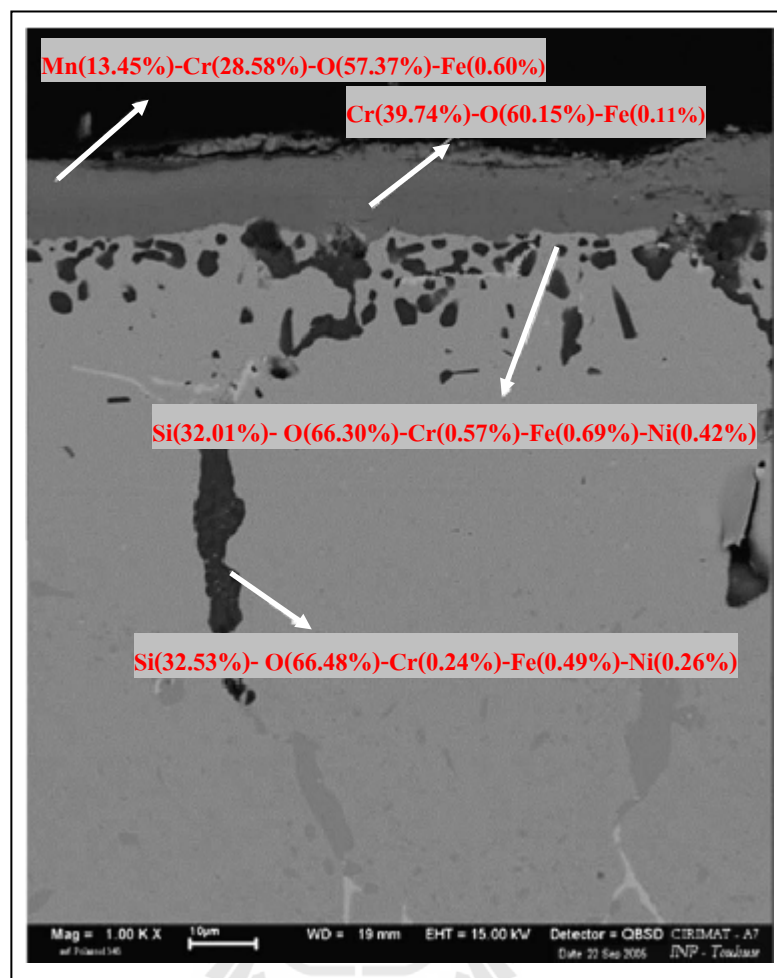
2.1 การกัดกร่อน

การกัดกร่อน (corrosion) หมายถึง การที่โลหะทำปฏิกิริยากับบรรยากาศหรือสิ่งแวดล้อม โดยอาจเป็นปฏิกิริยาเคมี หรือปฏิกิริยาไฟฟ้าเคมี ซึ่งทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อโลหะบางส่วนไป เนื้อโลหะที่สูญเสียไปอาจเกิดเป็นสารประกอบ เรียกว่า Corrosion products การกัดกร่อนอาจแบ่งได้เป็น 2 แบบ คือ การกัดกร่อนแบบชื้น (wet หรือ aqueous corrosion) และการกัดกร่อนแบบแห้ง (dry corrosion หรือ oxidation) การกัดกร่อนแบบชื้นจะเกิดขึ้นได้ต้องอาศัยความชื้น หรือสารละลายเป็นองค์ประกอบและต้องมีเซลล์ไฟฟ้าเคมี ส่วนการเกิดการกัดกร่อนแบบแห้งไม่จำเป็นต้องอาศัยความชื้น และเซลล์ไฟฟ้าเคมีเพราะปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นได้สารประกอบที่เป็นตัวนำ ซึ่งปกติแล้วเป็นปฏิกิริยาระหว่างโลหะกับแก๊ส (Principles of Corrosion and Oxidation - chapter 1, 2011)

2.2 การเกิดออกซิเดชันและการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง

การเกิดออกซิเดชันมีความสำคัญมาก เมื่อวัสดุที่เป็นโลหะใช้งานสัมผัสกับสภาวะบรรยากาศที่เป็นแก๊สที่อุณหภูมิห้องหรืออุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้อง การเกิดออกซิเดชันของโลหะหรือโลหะผสมจะเกิดขึ้นเมื่อมีความร้อนในบรรยากาศที่มีสภาวะการเกิดออกซิไดซ์สูง เช่น อากาศหรือแก๊สออกซิเจน การเกิดออกซิเดชันสามารถเกิดขึ้นในสภาวะแวดล้อมอื่นๆ เช่น ในบรรยากาศของคาร์บอนมอนอกไซด์ (CO) คาร์บอนไดออกไซด์ (CO₂) ซัลเฟอร์ไดออกไซด์ (SO₂) ไออน้ำคลอไรด์ และแก๊สไฮโดรเจนซัลไฟด์ (H₂S) ซึ่งมี Oxidation potentials ค่อนข้างต่ำ ในสภาวะการใช้งานของโลหะเมื่อแก๊สสัมผัสกับผิวโลหะเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันแล้วทำให้เกิดสารประกอบต่าง ๆ เช่น ออกไซด์ ซัลไฟด์ คาร์ไบด์ และอื่น ๆ การเกิดออกซิเดชันขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายอย่างได้แก่ อุณหภูมิ ความดันไอ ปริมาณออกซิเจน ซึ่งในสภาวะการใช้งานโลหะในบรรยากาศที่เป็นแก๊สออกซิเจนจะเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันแล้วเกิดเป็นออกไซด์บนผิวโลหะ (Khanna, A.S., 2002)

จากการศึกษางานวิจัยของ Nan, X., Daniel, M., David, Y., Jader, F., 2008 ศึกษาการเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศ CO/CO₂ ของเหล็กหล่อด้านทานความร้อนมีส่วนประกอบทางเคมี ดังนี้ Ni (32.60%) – Cr (25.50%) – Nb (1.00%) – Si (1.5%) เมื่อเหล็กหล่อสัมผัสกับแก๊ส CO/CO₂ ที่อุณหภูมิ 982 องศาเซลเซียส และ 1080 องศาเซลเซียส เป็นการจำลองสภาวะบรรยากาศเพื่อให้



รูปที่ 2.1 ผลการวิเคราะห์ธาตุของออกไซด์ภายในเหล็กหล่อด้านทานความร้อนสูงหลังจากการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1080 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง (Nan, X., Daniel, M., David, Y., Jader, F., 2008)

เหล็กหล่อสัมผัสกับคาร์บอน และออกซิเจน ผิวของชิ้นงานภายนอกทำปฏิกิริยาแล้วเกิดเป็นโครเมียมออกไซด์ ดังแสดงในรูปที่ 2.1 และผู้วิจัยยังได้พบการตกตะกอนของซิลิกอนออกไซด์ และคาร์ไบด์ระหว่างแกนของเดนไดรต์ โดยชิ้นงานโลหะผสมมีปริมาณซิลิกอนต่ำแต่เกิดซิลิกอนออกไซด์อย่างต่อเนื่อง นั่นจึงเป็นสาเหตุในการช่วยชะลอการเกิดขึ้นโครเมียมออกไซด์ภายนอกชิ้นงาน การเกิดออกซิเดชันระหว่างแกนของเดนไดรต์ และการแพร่ของออกซิเจนที่ผิวเกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว นอกจากนี้ชิ้นงานเกิด carburization ภายใต้อ่างรวดเร็ว แสดงให้เห็นว่า oxide scales ล้มเหลวในการป้องกันคาร์บอนแพร่เข้าสู่ภายในชิ้นงานภายใต้เงื่อนไขของการเกิดปฏิกิริยา

2.2.1 ปฏิกริยาออกซิเดชัน (oxidation reaction)

การเกิดออกซิเดชันอย่างง่าย โลหะ M ทำปฏิกิริยากับแก๊สออกซิเจน (O_2) ทำให้เกิดปฏิกิริยาทางเคมีที่ผิวเกิดเป็นออกไซด์ โดยออกไซด์จะช่วยชะลอการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันระหว่างโลหะกับสิ่งแวดล้อม อย่างไรก็ตามหากออกไซด์มีตำหนิ เช่น รูพรุน และรอยแตกขนาดเล็ก ทำให้ความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันลดลง การเกิดออกซิเดชันของโลหะ M กับแก๊สออกซิเจน (O_2) ในบรรยากาศปกติ ดังแสดงในสมการที่ 2.1



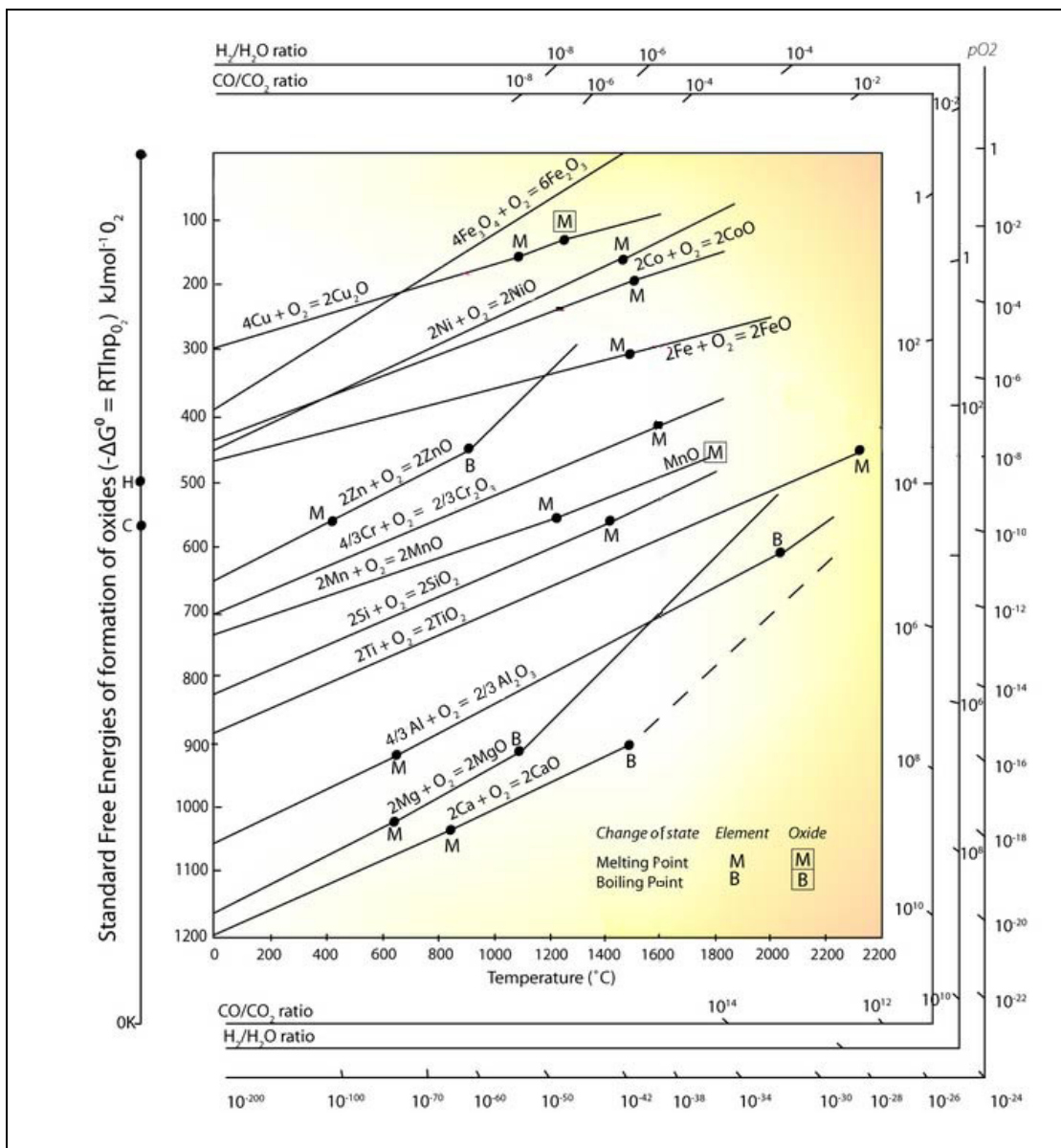
โดย M_xO_y จะเกิดอยู่บนพื้นผิวของโลหะซึ่งทำหน้าที่ป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันระหว่างโลหะกับสิ่งแวดล้อม โดยที่คุณสมบัติทางเคมีและทางกายภาพของออกไซด์จะเป็นสิ่งที่กำหนดอัตราการออกซิเดชันและอายุการใช้งานของโลหะดังกล่าว (Khanna, A.S., 2002)

2.2.2 อุณหพลศาสตร์ของการออกซิเดชัน (thermodynamic of oxidation)

ปฏิกิริยาการเกิดออกซิเดชันของโลหะจะถูกกำหนดโดยคุณลักษณะทางเทอร์โมไดนามิกส์โดยค่าของพลังงานอิสระ (standard gibbs free energy, ΔG°) ที่เปลี่ยนแปลงไป ทำให้เกิดออกไซด์บนพื้นผิวของโลหะนั้น ๆ เมื่อความดันของแก๊สออกซิเจนในสิ่งแวดล้อมสูงกว่าความดันย่อยของแก๊สออกซิเจนในสภาวะสมดุลของออกไซด์ ความดันของแก๊สออกซิเจนในสภาวะสมดุลจะพิจารณาจากพลังงานอิสระ (standard gibbs free energy, ΔG°) โดยพิจารณาจากสมการที่ 2.2

$$\Delta G^\circ = RT \ln(a_{MO} / a_M P_{O_2}^{1/2}) \quad (2.2)$$

เมื่อ	a_{MO} และ a_M	คือ Activities ของ ออกไซด์ และ โลหะ
	P_{O_2}	คือ ความดันย่อยของแก๊สออกซิเจน มีหน่วย พาสคัล (Pascal, Pa)
	R	คือ ค่าคงที่ของแก๊ส มีค่าเท่ากับ 8.314 จูลต่อโมล-เคลวิน (J/K*mol)
	T	คือ อุณหภูมิ มีหน่วย เคลวิน (K)



รูปที่ 2.2 แผนภาพ Ellingham การเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันของโลหะ
(The Ellingham diagram, 2012)

$$\Delta G^\circ = RT \ln P_{O_2}^{1/2} \tag{2.3}$$

- เมื่อ P_{O_2} คือ ความดันย่อยของแก๊สออกซิเจน มีหน่วย พาสคัล (Pascal, Pa)
- R คือ ค่าคงที่ของแก๊ส มีค่าเท่ากับ 8.314 จูลต่อโมล-เคลวิน (J/K* mol)
- T คือ อุณหภูมิ มีหน่วย เคลวิน (K)

สมการที่ 2.3 ใช้คำนวณความดันย่อยของแก๊สออกซิเจนในสภาวะสมดุลกับออกไซด์ จากพลังงานอิสระ (standard gibbs free energy, ΔG°) ของการเกิดออกไซด์ เมื่อพล็อตค่าของพลังงานอิสระสำหรับการเกิดออกไซด์เป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิเราเรียกแผนภาพนี้ว่า Ellingham diagram ดังแสดงในรูปที่ 2.2 ซึ่งจะได้ข้อมูลของความดันย่อยที่สภาวะสมดุล (equilibrium partial pressure) ของแก๊สออกซิเจนที่จำเป็นสำหรับโลหะนั้น ๆ ในการเกิดออกไซด์ที่อุณหภูมิใด ๆ (Khanna, A.S., 2002)

2.2.3 อัตราการออกซิเดชัน (oxidation rate)

อัตราการเกิดออกซิเดชันของโลหะหรือโลหะผสมสามารถอธิบายโดยอาศัยหลักการทางจลนพลศาสตร์ จลนพลศาสตร์ถูกใช้เพื่อศึกษาหาเวลาสำหรับการเกิดออกซิเดชัน อัตราของการเกิดปฏิกิริยา และพฤติกรรมของออกไซด์ อัตราการเกิดปฏิกิริยาของโลหะหรือโลหะผสมขึ้นอยู่กับปัจจัยต่าง ๆ เช่น อุณหภูมิ ชนิดของแก๊สในบรรยากาศ พื้นที่ผิว แต่ปัจจัยที่มีผลต่อการออกซิเดชันมากที่สุด คือ อุณหภูมิ ความดันของแก๊สออกซิเจน การเตรียมพื้นผิว และการ Pre-treatment ของโลหะหรือโลหะผสม จลนพลศาสตร์ของการเกิดออกซิเดชันสามารถใช้ในการประเมินอายุการใช้งานของโลหะหรือโลหะผสม และสามารถนำมาใช้ในการเลือกใช้วัสดุที่เหมาะสมกับสภาวะสิ่งแวดล้อมที่ต้องการ และการดูแลวัสดุ ในการศึกษาการเกิดปฏิกิริยาระหว่างแก๊สออกซิเจนกับโลหะซึ่งแสดงด้วยอัตราการเกิดออกซิเดชัน อัตราการเกิดออกซิเดชันพิจารณาจากน้ำหนัก (oxide thickness) ที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ หรือความหนาชั้นออกไซด์ (weight change) เทียบกับระยะเวลา โดยทั่วไปแนวโน้มความเป็นไปได้ในการเกิดออกไซด์ของโลหะและโลหะผสม แบ่งเป็น การเกิดออกไซด์แบบพาราโบลิก (parabolic rate law) การเกิดออกไซด์แบบเชิงเส้น (linear rate law) และการเกิดออกไซด์แบบล็อกการิทึม (logarithmic rate law) (Khanna, A.S., 2002 ; Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S., 2006)

ก) การเกิดออกไซด์แบบพาราโบลิก (parabolic rate law)

การเกิดออกไซด์แบบพาราโบลิก (parabolic rate law) ดังแสดงในรูปที่ 2.3 การเติบโตของออกไซด์ถูกควบคุมโดยการแพร่ของไอออนหรืออิเล็กตรอนผ่านออกไซด์ การเติบโตของออกไซด์เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องกับอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ลดลง อัตราการเกิดปฏิกิริยาเป็นส่วนผกผันกับระดับความหนา (oxide thickness) หรือน้ำหนักของออกไซด์ (weight change) ที่เกิดขึ้น ดังแสดงในสมการที่ 2.4

$$\frac{dx}{dt} = \frac{K_p}{x} \quad (2.4)$$

หรือ

$$x dx = K_p dt \quad (2.5)$$

ซึ่งเมื่ออินทิเกรตจะได้สมการที่ 2.6

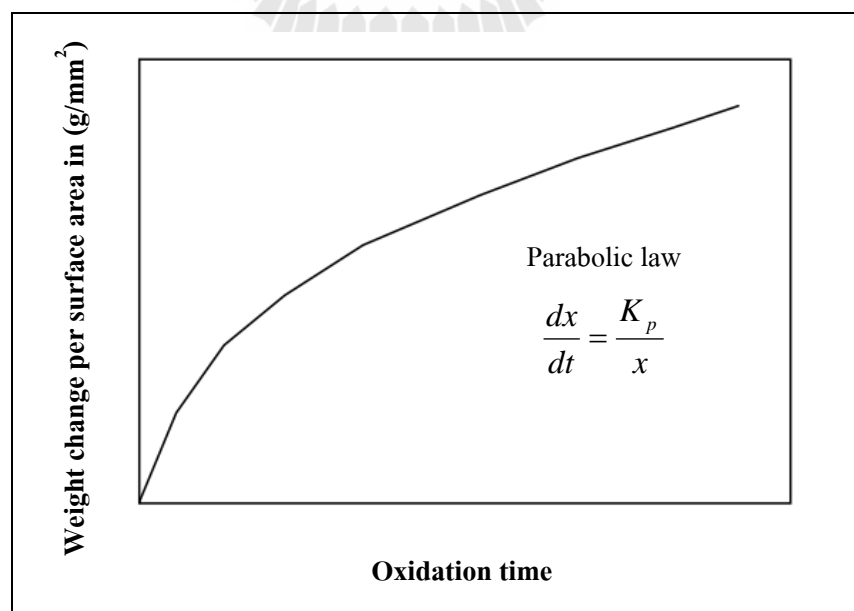
$$x^2 = 2K_p t \quad (2.6)$$

เมื่อ

x คือ การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อหน่วยพื้นที่ มีหน่วยเป็น กรัม/ตารางเมตร

t คือ เวลาการออกซิเดชัน มีหน่วยเป็น ชั่วโมง

K_p คือ ค่าคงที่ ซึ่งขึ้นอยู่กับโลหะแต่ละชนิด



รูปที่ 2.3 การเกิดออกไซด์แบบพาราโบลิก (parabolic rate law)

(Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S., 2006)

ข) การเกิดออกไซด์แบบเส้นตรง (linear law)

อัตราของปฏิกิริยาเป็นสัดส่วนโดยตรงกับเวลา และขึ้นอยู่กับปริมาณของแก๊สหรือโลหะที่ใช้ในปฏิกิริยา ซึ่งสามารถแสดงได้ดังสมการที่ 2.7

$$x = K_t t \quad (2.7)$$

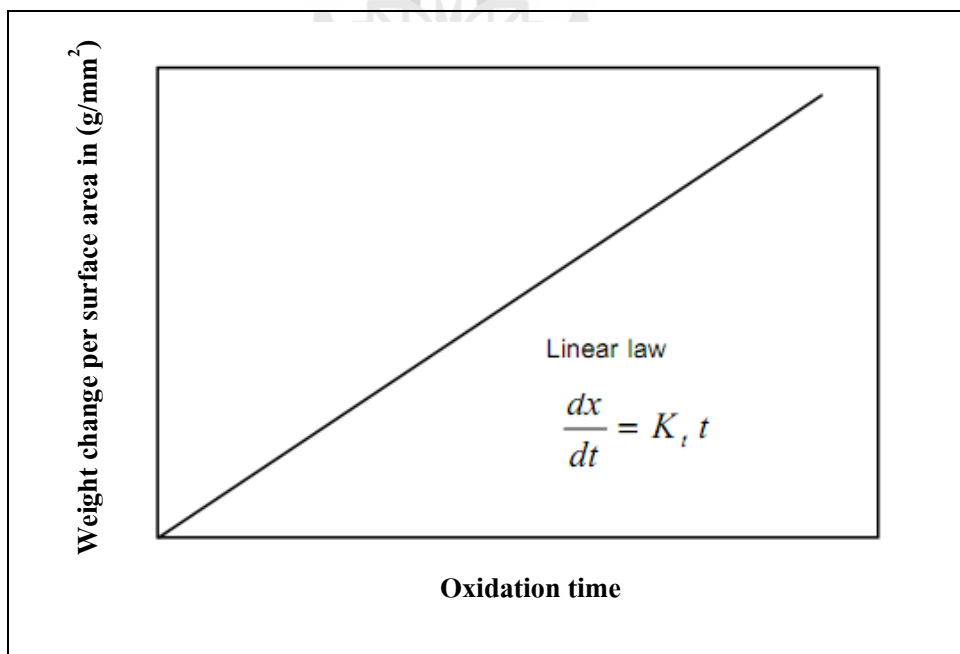
เมื่อ

x คือ การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อหน่วยพื้นที่ มีหน่วยเป็น กรัม/ตารางเมตร

t คือ เวลาการออกซิเดชัน มีหน่วยเป็น ชั่วโมง

K_t คือ อัตราคงที่ของการเกิดปฏิกิริยา

ปฏิกิริยาจะเกิดขึ้นทั้งที่ผิวหรือที่ขอบเฟส (phase boundary) เกี่ยวข้องกับ Steady state reaction และถูกจำกัดด้วยการดูดซับของสารตั้งต้นที่พื้นผิว หรือการแพร่ผ่านชั้นด้วยความหนาคงที่ ดังแสดงในรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 การเกิดออกไซด์แบบเส้นตรง (linear law) (Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S., 2006)

ค) การเกิดออกไซด์แบบล็อกการิทึม (logarithmic rate law)

กฎอัตราล็อกการิทึมแสดงการเกิดออกซิเดชันของชั้นออกไซด์บางในช่วงความร้อนของโลหะที่อุณหภูมิต่ำ ดังแสดงในสมการที่ 2.8

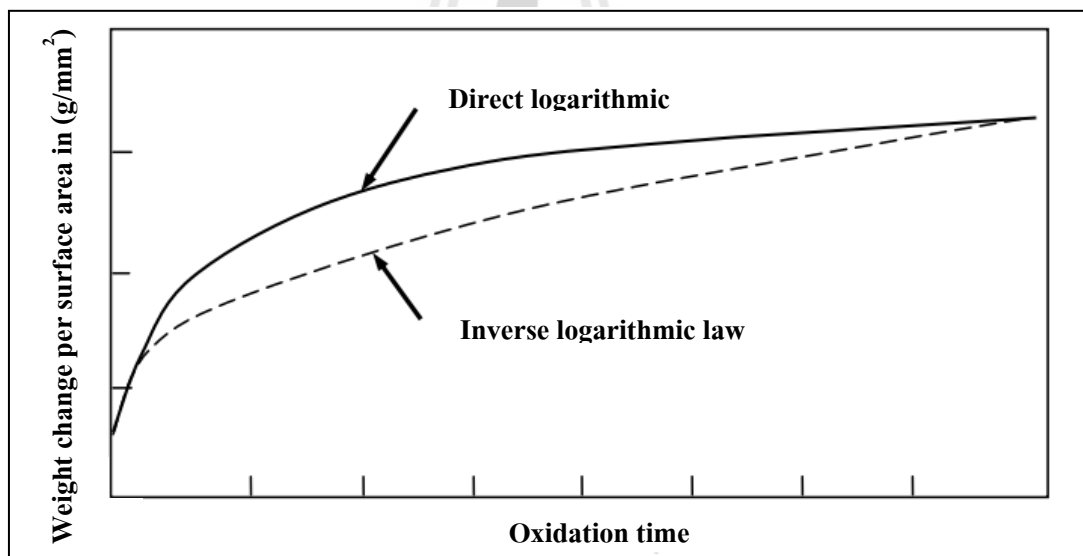
$$x = k_2 \log(at + 1) \quad (2.8)$$

เมื่อ

x คือ การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักออกไซด์ต่อพื้นที่ มีหน่วยเป็น
กรัม/ตารางเมตร

t คือ เวลาการออกซิเดชัน มีหน่วยเป็น ชั่วโมง

k_2 และ a คือ ค่าคงที่ ซึ่งขึ้นอยู่กับโลหะแต่ละชนิดและอุณหภูมิการทดลอง โดยการเกิดออกซิเดชันแบบกฎอัตราล็อกการิทึมดังแสดงในรูปที่ 2.5



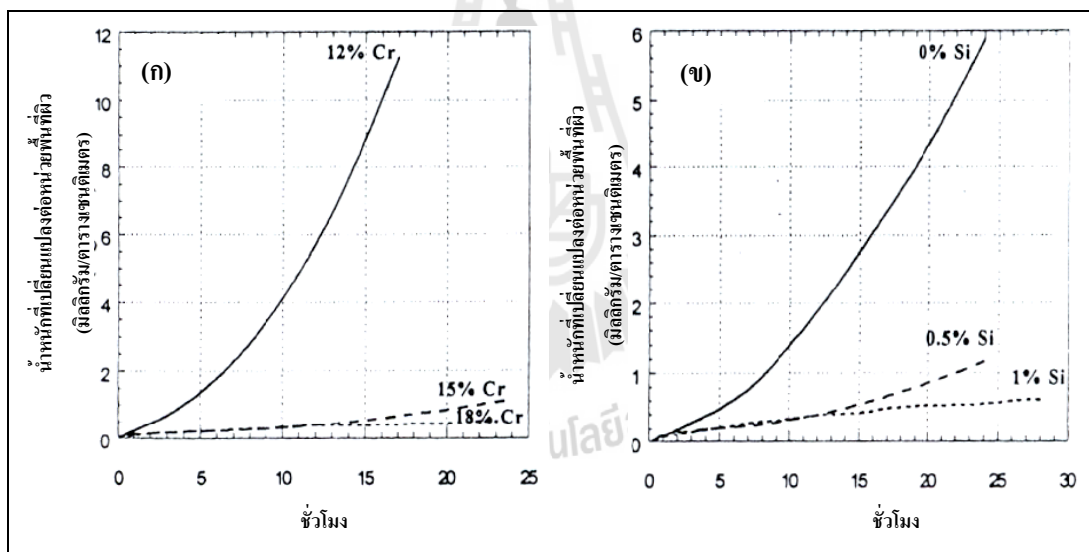
รูปที่ 2.5 การเกิดออกไซด์แบบล็อกการิทึม (logarithmic rate law)

(Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S., 2006)

(N'Dah, E., Tsipas, S., Hierro, M.P., Perez, F.J., 2007) ได้ศึกษาความต้านทานออกซิเดชันแบบวงรอบของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกที่เคลือบผิวด้วยออกไซด์ของโครเมียมโดยวิธี FB-CVD (chemical vapour deposition in fluidised bed reactor process) เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกมีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดี เนื่องจากเกิดโครเมียมออกไซด์ (protective chromia scale) ช่วยลดการเกิด

nucleation และการโตของเหล็กออกไซด์ระหว่างกระบวนการทางความร้อน (thermal treatment) แต่โครเมียมออกไซด์เกิดการหลุดร่อนหรือแตกหลังทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ การเคลือบอลูมิเนียมสามารถเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบให้เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกที่เคลือบด้วยอลูมิเนียมมีจำกัด เพราะออกไซด์อลูมิเนียมเกิดการหลุดร่อนแบบ spallation เนื่องจากช่องว่างบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นเคลือบและออกไซด์ ซึ่งช่องว่างบริเวณรอยต่อทำให้การยึดเกาะของชั้นเคลือบลดลง อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกที่ไม่เคลือบผิวแสดงค่า parabolic rate constant สูงที่สุด

(Henry, S., Galerie, A., Antoni, L., 2001) ได้ศึกษาการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานในบรรยากาศที่เป็นไอน้ำ ชิ้นงานแสดงการกัดกร่อนแบบแยกออก (breakaway) หลังจากทดสอบออกซิเดชัน 8 ชั่วโมงเท่านั้น แสดงให้เห็นผลกระทบของการเติม Cr ตั้งแต่ 12 ถึง 18 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และเติม Si ตั้งแต่ 0 ถึง 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

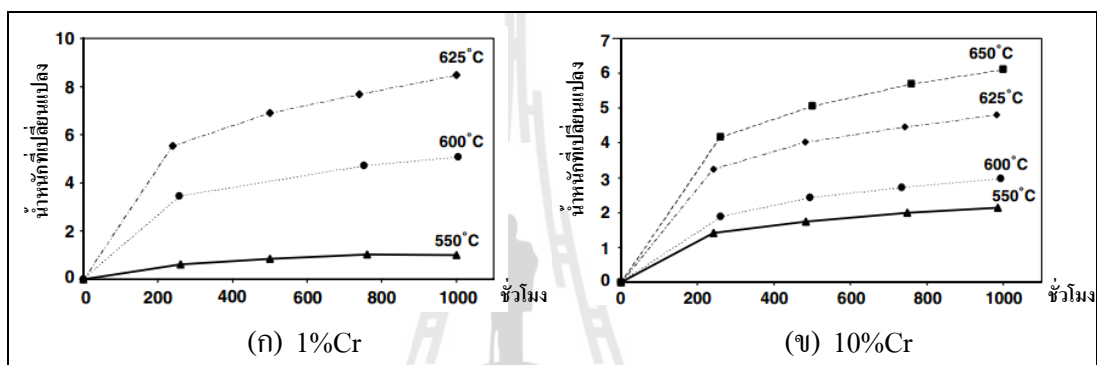


รูปที่ 2.6 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของเหล็กไร้สนิม (ก) ปริมาณโครเมียมที่ต่างกัน และ (ข) ปริมาณซิลิกอนที่ต่างกันในเหล็กกล้าไร้สนิม 15 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ใน Ar+15% H_2O

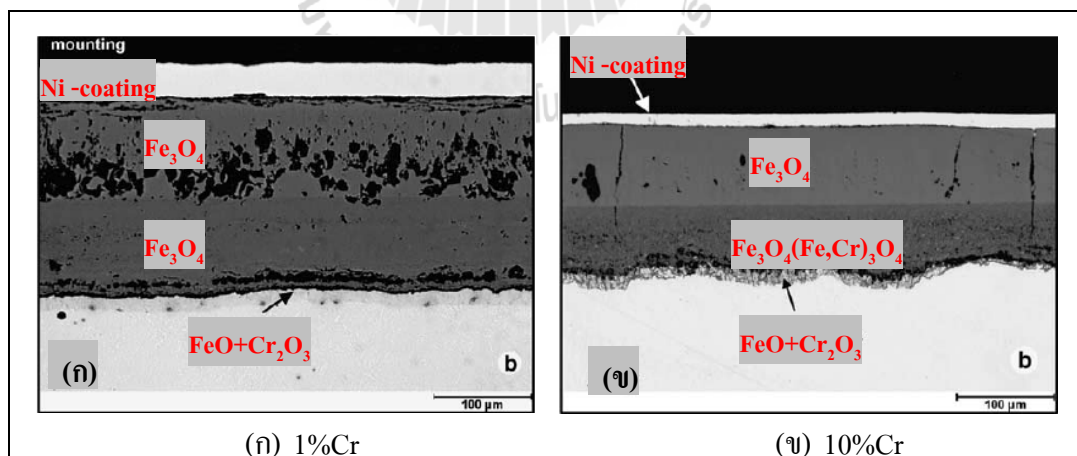
(Henry, S., Galerie, A., Antoni, L., 2001)

ผลของการศึกษาพบว่าปริมาณ Si ตั้งแต่ 0 ถึง 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในโลหะผสม Fe-15Cr การเพิ่มซิลิกอน 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ช่วยชะลอเวลาในการเกิดแยกออก (breakaway) จาก 2 ชั่วโมงเป็นมากกว่า 50 ชั่วโมง ผลของการเพิ่มปริมาณ Cr และ Si ของโลหะผสมต่อความ

ด้านทานการเกิดออกซิเดชันถูกแสดงให้เห็นว่ามีผลกระทบอย่างมาก ดังแสดงในรูปที่ 2.6 การเพิ่มขึ้นของปริมาณ Si ในโลหะผสมเหล่านี้ทำให้เกิด breakaway ซ้ำลง ทั้งนี้ SiO_2 ที่เกิดขึ้นช่วยป้องกันการแพร่ของ Cr ใน internal oxide และ continuous layer นอกจากนี้ Zurek, J. et al., 2004 ได้ศึกษาพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก (ferritic stainless steel) ที่มีปริมาณโครเมียมต่างกันคือ 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และ 10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ในสภาวะไอน้ำ ที่อุณหภูมิ 550 600 625 และ 650 องศาเซลเซียส พบว่าอัตราการเกิดออกซิเดชันของเหล็ก 1%Cr และ 10%Cr เพิ่มขึ้นด้วยอุณหภูมิการทดสอบออกซิเดชันที่สูงขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.7 (ก) และ (ข)



รูปที่ 2.7 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปของเหล็ก (ก) 1%Cr และ (ข) 10%Cr (Zurek, J. et al., 2004)



รูปที่ 2.8 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก 1%Cr และ 10%Cr หลังการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศ Ar-50% H_2O ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส; (ก) 1%Cr และ (ข) 10%Cr (Zurek, J. et al., 2004)

อัตราการแพร่ของ anion และ/หรือ cation ในออกไซด์เกิดขึ้นเช่นเดียวกับอัตราการเกิดปฏิกิริยาที่พื้นผิวเพิ่มขึ้นด้วยอุณหภูมิการทดสอบที่สูงขึ้น หลังการทดสอบออกซิเดชันองค์ประกอบและรูปร่างของออกไซด์ที่เกิดขึ้นบนเหล็ก 1%Cr และ 10%Cr ไม่แตกต่างกัน ดังแสดงในรูปที่ 2.8 พบว่าชั้นนอกสุด คือ ชั้นออกไซด์ของ Fe_3O_4 มีสีน้ำตาลเข้ม

จากวรรณกรรมงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง พบว่าออกไซด์ที่เกิดขึ้นทำให้ผิวของชิ้นงานสูญเสียความสวยงาม (เงางาม) ซึ่งเป็นปัญหากับชิ้นงานที่ต้องการความสวยงามของผิว เช่น ชิ้นส่วนยานยนต์ ดังนั้นในการป้องกันปัญหาดังกล่าว จึงมีความจำเป็นต้องมีการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวของวัสดุให้มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนหรือการเกิดออกซิเดชัน และมีการยึดติดระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้นที่ดีขึ้นเพื่อให้วัสดุใช้งานได้นานขึ้นและยังคงสภาพผิวของชิ้นงานที่สวยงาม การปรับปรุงสมบัติที่ผิวชิ้นงานให้มีความต้านทานการกัดกร่อน ด้านทานการเกิดออกซิเดชัน และคงสภาพผิวของชิ้นงานให้สวยงามมีหลายวิธี แต่มีวิธีหนึ่งที่เป็นที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมคือ การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า (Tyler, J.M., 1995)

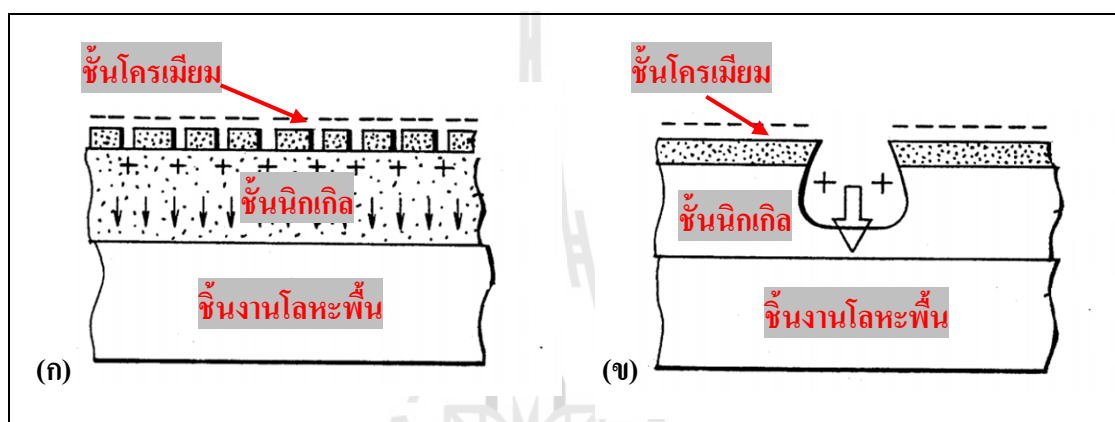
2.3 การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า (electroplating)

การปรับปรุงสมบัติที่ผิวของชิ้นงานมีหลายวิธี แต่มีวิธีหนึ่งที่เป็นที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมคือ การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า ซึ่งเป็นกระบวนการปรับปรุงสมบัติของผิวชิ้นงานให้มีสมบัติตามโลหะที่นำมาเคลือบผิว การชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมโดยวิธีทางไฟฟ้า มีการใช้งานอย่างแพร่หลายในการปรับปรุงสมบัติที่ผิวของเหล็กกล้า เนื่องจากโครเมียมเป็นโลหะที่มีสมบัติสีขาววาว สุกใส ไม่ขุ่นมัว แข็ง มีจุดหลอมตัวสูงที่ 1615 องศาเซลเซียส สามารถนำไฟฟ้าได้ดี และไม่เกิดสนิม ดังนั้นโครเมียมจึงเป็นที่นิยมใช้ในการชุบเคลือบผิวโลหะเพื่อป้องกันการกัดกร่อนหรือการเกิดออกซิเดชัน และเพื่อความสวยงาม การชุบโครเมียมมีการแบ่งประเภทตามความหนาของชั้นเคลือบโครเมียมดังต่อไปนี้ (อนันต์ ทองมอย, 2535)

ก) การชุบโครเมียมชนิดบางหรือชุบเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) การชุบชนิดนี้มีจุดมุ่งหมายป้องกันการเกิดสนิม ให้ความสวยงาม ด้านทานการกัดกร่อนและด้านทานการเกิดออกซิเดชัน การชุบเคลือบผิวในลักษณะนี้มักจะชุบโครเมียมค่อนข้างบางมาก ในการชุบโครเมียมแบบนี้จะต้องผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลก่อนที่จะนำมาชุบด้วยโครเมียม โดยทั่วไปความหนาของชั้นโครเมียมอยู่ในช่วง 0.2-0.8 ไมครอน

ข) การชุบโครเมียมแบบหนา (hard chromium plating) นิยมใช้ในงานที่ต้องการความแข็งแรง ทนทานต่อการกัดกร่อนและด้านทานการเกิดออกซิเดชัน การชุบด้วยวิธีนี้จะแตกต่างจากการชุบโครเมียมแบบบาง (decorative chromium plating) คือ ชั้นเคลือบของโครเมียมจะหนากว่าความหนาของชั้นเคลือบโครเมียมอยู่ระหว่าง 20 ไมครอนขึ้นไป

เนื่องจากโครเมียมเป็นโลหะที่แข็งมาก ดังนั้นมีความเปราะมากเช่นกัน ทำให้ชั้นเคลือบผิวโครเมียมที่ได้จากการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้ามีลักษณะแตกร้าวหรือรุกรุน ดังแสดงในรูปที่ 2.9 (ก) รุกรุนจึงเป็นสาเหตุให้เกิดการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันภายในรูพรุน จากนั้นการกัดกร่อนจะขยายกว้างออกไปได้ชั้นเคลือบโครเมียม และในที่สุดชั้นเคลือบโครเมียมก็จะหลุดลอกออก ดังแสดงในรูปที่ 2.9 (ข) (Yokoi, H., 1992) จากการศึกษาการหลุดลอกออกของชั้นเคลือบผิวโครเมียม การชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลก่อนการชุบโครเมียม การชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลก่อนการชุบโครเมียม



รูปที่ 2.9 ภาพจำลองชั้นเคลือบโครเมียมที่ได้จากการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า (ก) การเกิด การกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันภายในรูพรุน (ข) (Yokoi, H., 1992)

สามารถช่วยแก้ไขปัญหาในเรื่องดังกล่าวได้ นิกเกิลเป็นโลหะที่นิยมสำหรับการนำมาชุบรองพื้นก่อนการชุบด้วยโครเมียม เพราะการรองพื้นด้วยนิกเกิลจะช่วยป้องกันการกัดกร่อนด้านทานการเกิดออกซิเดชัน และช่วยให้ชั้นเคลือบโครเมียมมีความเงางาม (Snyder, D.L., 2000)

2.3.1 หลักการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

การชุบเคลือบผิวโลหะด้วยไฟฟ้า (electroplating) อาศัยหลักการของเซลล์อิเล็กโตรไลต์โดยผ่านไฟฟ้ากระแสตรง (direct current) เข้าไปในชุดเซลล์ โดยชุดเซลล์ประกอบด้วย

1. โลหะที่ต้องการชุบเคลือบต่อกับขั้วลบของแหล่งจ่ายไฟฟ้ากระแสตรงและเรียกว่าแคโทด
2. โลหะที่ทำหน้าที่เคลือบต่อกับขั้วบวกของแหล่งจ่ายไฟฟ้ากระแสตรงเรียกว่าแอโนด
3. สารละลายอิเล็กโตรไลต์ที่มีไอออนของโลหะที่ต้องการเคลือบ ตัวอย่างเช่น ถ้าต้องการเคลือบนิกเกิลบนผิวเหล็ก สารละลายอิเล็กโตรไลต์ที่ใช้ควรมีไอออนของนิกเกิลกระบวนการชุบ

เคลือบผิวโลหะด้วยไฟฟ้า (electroplating) เกิดขึ้นเมื่อผ่านกระแสไฟฟ้ากระแสตรงเข้าไปยัง ชุด เซลล์ทำให้สารละลายอิเล็กโทรไลต์จะเกิดขบวนการแยกสลายสารละลายด้วยไฟฟ้า (electrolysis) ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงที่ขั้วไฟฟ้าโดยเกิดปฏิกิริยา ออกซิเดชัน และรีดักชัน

ที่ขั้วบวก (แอโนด) เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน



ที่ขั้วลบ (แคโทด) เกิดปฏิกิริยารีดักชัน

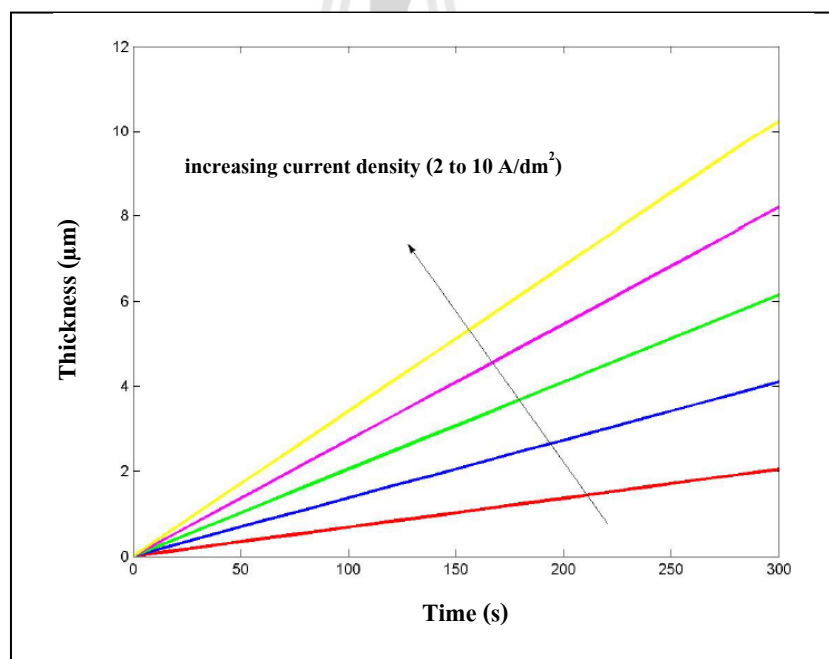


จากการเกิดขบวนการแยกสลายสารละลายด้วยไฟฟ้า (electrolysis) ทำให้อนุภาคที่มีประจุบวก เรียกว่า แคตไอออน (cation) เคลื่อนที่เข้าหาขั้วลบ (cathode) และอนุภาคที่มีประจุลบ เรียกว่า แอนไอออน (anion) เคลื่อนที่เข้าหาขั้วบวก (anode) ทำให้เกิดชั้นเคลือบผิวของโลหะมาเคลือบอยู่บน ผิวด้านนอกของชิ้นงานที่ต่อเข้ากับขั้วลบของแหล่งจ่ายไฟฟ้า (Kim, S.H., 2005)

2.3.2 ความหนาของชั้นเคลือบจากกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

ความหนาของชั้นเคลือบผิวที่ได้จากกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า ถูกกำหนดโดยระยะเวลาของการชุบเคลือบผิว โดยใช้กฎของฟาราเดย์ (faraday's law) เมื่อให้กระแสไฟฟ้าไหลผ่านลงในชุดเซลล์ ได้โลหะมาเกาะที่แคโทด ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นมากหรือน้อยมีส่วนสัมพันธ์โดยตรงกับปริมาณกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านเซลล์ และระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าไหลผ่าน ดังแสดงในรูปที่ 2.10 ฟาราเดย์ตั้งกฎการแยกสารละลายด้วยไฟฟ้าเพื่อใช้อธิบายความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณกระแสไฟฟ้าที่ผ่านลงในสารละลายอิเล็กโทรไลต์ และระยะเวลาที่กระแสไฟฟ้าไหลผ่านไว้ดังนี้

- ก) มวลของสารที่เกิดขึ้นที่ขั้วไฟฟ้าจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับปริมาณไฟฟ้าที่ไหลผ่านสารละลายนั้น
- ข) มวลของสารต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นที่ขั้วไฟฟ้าเมื่อใช้ปริมาณไฟฟ้าเท่ากันจะเป็นสัดส่วนเดียวกันกับน้ำหนักสมมูลของสารนั้น ๆ



รูปที่ 2.10 ความหนาของชั้นเคลือบระหว่างการชุบด้วยไฟฟ้าขึ้นอยู่กับเวลา และความหนาแน่นกระแส (Kim, S.H., 2005)

จากกฎข้อที่ 1 เราสามารถนำมาใช้ในการชุบเคลือบผิวโลหะได้ คือ ถ้าต้องการให้โลหะมาเกาะจับที่ความหนาค่าหนึ่ง เราอาจทำได้ 2 วิธี คือ ใช้กระแสไฟฟ้าต่ำแล้วใช้เวลานาน ๆ หรือเราอาจ

ใช้กระแสไฟฟ้าสูงแต่ใช้ระยะเวลาสั้น ก็จะได้โลหะไปเกาะจับที่แคโทดมีปริมาณที่ใกล้เคียงกัน

จากกฎข้อที่ 2 โลหะแต่ละชนิดมีสมบัติถูกแยกสลายต่างกันคือ ในปริมาณกระแสไฟฟ้าที่เท่า ๆ กันโลหะแต่ละชนิดจะแยกสลายออกมามีปริมาณไม่เท่ากัน โลหะบางชนิดแยกสลายออกมาน้อย โลหะบางชนิดแยกสลายออกมามาก ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับคุณสมบัติประจำตัวหรือสมมูลย์เคมีของโลหะนั้น ๆ (อนันต์ ทองมอย, 2535; Kim, S.H., 2005)

ผลรวมของน้ำหนักโลหะที่เคลือบ หาได้จากสมการ

$$m = \frac{ItM}{nF} \quad (2.11)$$

เมื่อ

- I คือ กระแสไฟฟ้า มีหน่วย แอมป์
 t คือ เวลาในการชุบเคลือบผิว มีหน่วย ชั่วโมง
 M คือ น้ำหนักโมเลกุลของโลหะที่เคลือบ (58.6943 g/mol สำหรับนิกเกิล)
 n คือ จำนวนอิเล็กตรอนในปฏิกิริยาเคมีไฟฟ้า (2 สำหรับนิกเกิล)
 F คือ ค่าคงที่ของฟาราเดย์ ซึ่งหมายถึงปริมาณประจุของอิเล็กตรอน 1 โมล และมีค่าเท่ากับ 96,487 C/mol

ความหนาของชั้นเคลือบคำนวณโดยการพิจารณาถึงปริมาตรชั้นเคลือบต่อพื้นที่ผิว โดยปริมาตรของชั้นเคลือบมีความสัมพันธ์กับน้ำหนักของชั้นเคลือบ และความหนาแน่นของวัสดุเคลือบ ดังนั้นความหนาของชั้นเคลือบได้จากสมการที่ 2.12

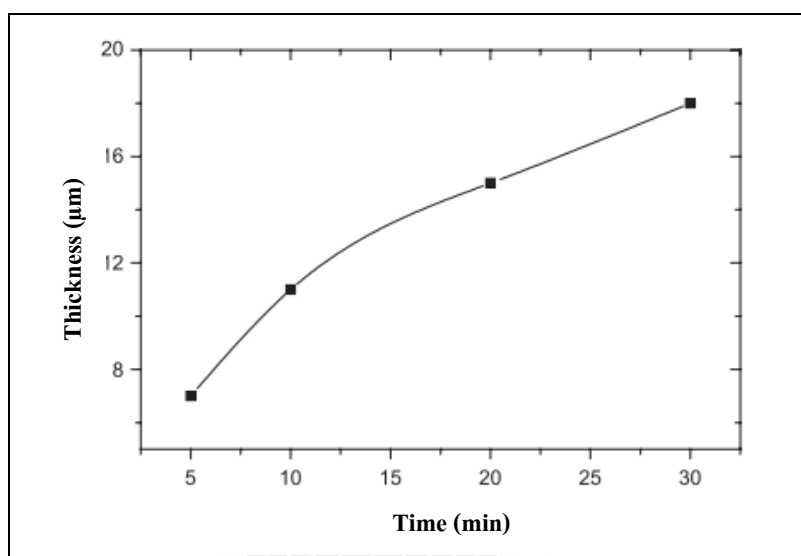
$$d = \frac{V}{S} = \frac{m}{\sigma S} = \frac{1}{\sigma S} \cdot \frac{ItM}{nF} = \frac{M}{\sigma nF} Jt \quad (2.12)$$

เมื่อ

- V คือ ปริมาตรของชั้นเคลือบ มีหน่วย ลูกบาศก์เมตร
 S คือ พื้นที่ผิวที่ถูกเคลือบ มีหน่วย ตารางเมตร
 σ คือ ความหนาแน่นของชั้นเคลือบ มีหน่วย กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร
 J คือ ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า มีหน่วย แอมป์/ตารางเมตร

แต่ในการทดลองจริงผลของโลหะที่เกาะที่ขั้วแคโทดจะมีค่าน้อยกว่าค่าที่คำนวณได้ เนื่องจากกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านน้ำยาชุบไม่ได้ไปทำหน้าที่ในการแยกโลหะในสารละลายเพียงอย่างเดียว แต่ยังมีสารละลายอื่นที่อยู่ในน้ำยาอีก เช่น แก๊สไฮโดรเจน เป็นต้น

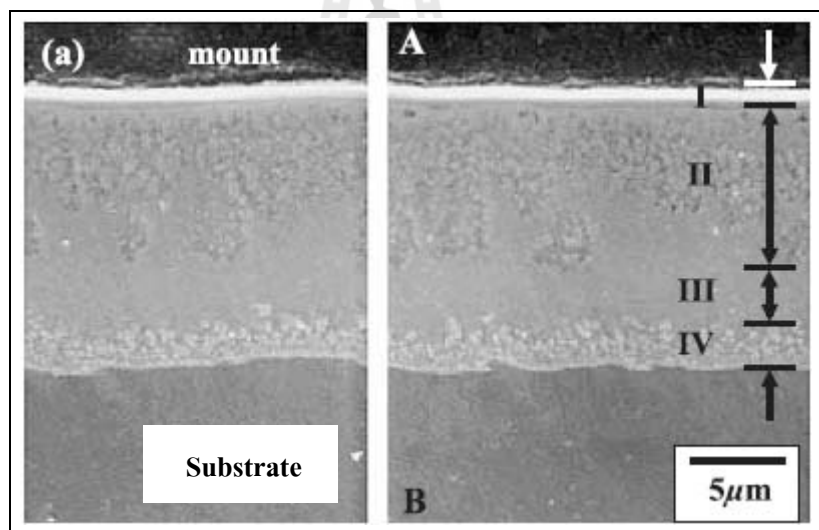
(Deqing, W., Ziyuan, S., Tangshan, K., 2005) ศึกษาผลของตัวแปรของกระบวนการชุบด้วยไฟฟ้า เช่น ความหนาแน่นกระแส อุณหภูมิ และเวลาในการชุบ ซึ่งตัวแปรดังกล่าวจะมีผลต่อความหนาของชั้นเคลือบนิเกิล ทองแดง และโครเมียม จากกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า ดังแสดงในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 ความหนาของชั้นเคลือบผิวขึ้นอยู่กับเวลาในการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า (Deqing, W., Ziyuan, S., Tangshan, K., 2005)

ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของการเคลือบนิเกิล และเวลาในการชุบ ค่าสูงสุดของความหนาชั้นเคลือบเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิหรือความหนาแน่นกระแส จากการศึกษาทำให้ได้ความหนาแน่นกระแส และอุณหภูมิที่ให้ความหนาของชั้นเคลือบสูงสุด ของชั้นเคลือบนิเกิล ทองแดงและโครเมียม และจากการศึกษาคุณสมบัติในการต้านทานการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (pitting) ในสารละลายโซเดียมคลอไรด์ร้อยละ 3.5 โดยน้ำหนักโดยทำการเปรียบเทียบระหว่างอะลูมิเนียมที่เคลือบผิวประกอบด้วยชั้นของ นิเกิล-ทองแดง - โครเมียม อะลูมิเนียมที่ไม่ผ่านการเคลือบผิว และเหล็กกล้าไร้สนิม (0.1 %C-13 %Cr) พบว่าอะลูมิเนียมที่ผ่านการเคลือบผิวมีการต้านทานการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (pitting) มากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิม (0.1 %C-13 %Cr) และอะลูมิเนียมที่ไม่ผ่านการชุบเคลือบผิว

นอกจากนี้ (Lee, D.B., Ko, J.H., Kwon, S.C., 2005) ได้ศึกษาการเกิดออกซิเดชันของชั้นเคลือบนิกเกิลที่มีวานาเดียมร้อยละ 12 ถึงร้อยละ 18 โดยน้ำหนัก จากกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้าบนเหล็กกล้าโดยทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 700 และ 800 องศาเซลเซียส ในอากาศพบว่าชั้นเคลือบถูกออกซิไดซ์ด้วยอัตราที่เหมือนกัน ดังแสดงในรูปที่ 2.12 บริเวณ I ชั้นนอกสุดของผิวชั้นงาน คือ นิกเกิลออกไซด์ (NiO) บริเวณ II คือชั้นออกไซด์ผสมระหว่าง NiWO_4 ร่วมกับ NiO บริเวณ III คือ ชั้นเคลือบของ Ni-W และบริเวณ IV คือ บริเวณที่เกิดสารประกอบของ Ni-W-Fe ระหว่างการเกิดออกซิเดชัน Ni ภายในแพร่เข้าเหล็กกล้าและ Ni ภายนอกเกิดเป็น NiO บนพื้นผิว โดย W ถูกผลักดันออกจาก NiO เหล็กกล้าที่ชุบเคลือบผิวด้วย Ni-(12-18%)W มีความต้านทานออกซิเดชันดีกว่าชุบเคลือบผิวด้วยนิกเกิลเพียงอย่างเดียว อาจเนื่องจากการเกิดออกไซด์ของ NiWO_4 โดยการแพร่ของออกซิเจนเข้าไปภายในชั้นเคลือบ ในเวลาเดียวกันการแพร่ของเหล็กสู่ผิวเคลือบในที่สุดก็จะเกิดการพอร์มของ Fe_2O_3 และ NiFe_2O_4 ในชั้น NiO



รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาค ภาคตัดขวางของเหล็กกล้าที่ชุบเคลือบผิวด้วย Ni-15W หลังการทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5 ชั่วโมง (Lee, D.B., Ko, J.H., Kwon, S.C., 2005)

บทที่ 3

วัสดุ อุปกรณ์ สารเคมี และวิธีการทดลอง

งานวิจัยนี้แบ่งขั้นตอนในการทดสอบออกเป็น 4 ส่วนดังต่อไปนี้

- 1) ขั้นตอนของการเตรียมผิวชิ้นงานก่อนชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า
- 2) การชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า
- 3) ขั้นตอนการทดสอบออกซิเดชันของชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม
- 4) ขั้นตอนการทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบ

แล้ววิเคราะห์พื้นผิวและโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชันและการติดแน่นของชั้นเคลือบ ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (optical microscope) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope; SEM) และวิเคราะห์ธาตุต่าง ๆ ด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (energy dispersive X-ray analysis; EDX)

3.1 วัสดุ อุปกรณ์และสารเคมี

3.1.1 วัสดุที่ใช้ในการวิจัย

เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกเกรด AISI 409 (โลหะพื้น) ชนิดแผ่นหนา 3 มิลลิเมตร โดยส่วนผสมทางเคมีของวัสดุที่ใช้ในการวิจัย แสดงในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409

วัสดุ	ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)						
	Cr	Si	C	Mn	P	S	Fe
AISI 409	11.00	1.00	0.08	1.00	0.04	0.04	Bal

3.1.2 อุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัย

อุปกรณ์ที่ใช้ในการวิจัยสามารถแบ่งออกเป็นกลุ่มย่อยได้ดังนี้

ก) อุปกรณ์สำหรับการเตรียมชิ้นงาน

- เครื่องตัดโลหะ EDM WIRECUT รุ่น CHARMILLS TECHNOLOGIES

- ROBOFIL-190 พร้อมด้วยลวดตัดทำด้วยโลหะทองเหลืองขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.25 มิลลิเมตร
 - เครื่องขัดชิ้นงาน (grinding machine) แบบจานหมุนยี่ห้อ BUEHLER รุ่น ECOMET6 เป็นอุปกรณ์ช่วยขัดหยาบชิ้นงาน
 - สว่านเจาะรูชิ้นงานสำหรับแวนชิ้นงานเพื่อเข้าเตาเผาและดอกสว่านขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มิลลิเมตร
 - กระดาษทรายและผ้าสักหลาด โดยกระดาษทรายที่ใช้ในการเตรียมพื้นผิวชิ้นงาน ประกอบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 320 400 600 800 1000 และ 1200
- ข) อุปกรณ์สำหรับชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้าและวัดความหยาบผิว
- เครื่องแปลงกระแสไฟฟ้า (rectifier) สำหรับแปลงกระแสไฟฟ้าสลับ (AC) ไปเป็นไฟฟ้ากระแสตรง (DC)
 - ถังชุบ (plating tank) ขนาด 1000 ลิตร
 - เครื่องกวน (magnetic stirrer) ใช้การเป่าอากาศโดยใช้ปั๊มอากาศ
 - เครื่องทำความร้อน
 - ลวดทองแดง
 - อุปกรณ์วัดความหยาบ profile-meter (Veeco)



รูปที่ 3.1 เตาเผาอุณหภูมิสูง (tube furnace) ยี่ห้อ CARBOLITE

- ค) อุปกรณ์สำหรับการทดสอบออกซิเดชัน
- เตาเผาอุณหภูมิสูง (tube furnace) ยี่ห้อ CARBOLITE ดังแสดงในรูปที่ 3.1

- เครื่องชั่งน้ำหนักอย่างละเอียด เป็นเครื่องชั่งแบบดิจิทัล (digital) สามารถชั่งได้ละเอียดถึง 0.0001 กรัม
 - เวอร์เนียคาลิปเปอร์
 - อุปกรณ์เขานงานภายในเตาเผาอุณหภูมิสูง
 - เทอร์โมคัปเปิล ชนิด K สำหรับวัดอุณหภูมิ ณ แกนกลางของเตาเผาอุณหภูมิสูง ระยะทุก ๆ 2 เซนติเมตร ตลอดความยาวของเตาเผา เพื่อหาระยะของช่วงอุณหภูมิภายในเตาเผา ที่มีช่วงอุณหภูมิตามอุณหภูมิที่ใช้ในการทดสอบออกซิเดชัน
- ง) อุปกรณ์บรรจุแก๊สและมาตรวัดความดันแก๊ส
- ถังแก๊ส เป็นถังเหล็กขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 20 เซนติเมตร สามารถบรรจุแก๊สภายในได้ ประมาณ 15 กิโลกรัมแรง ต่อตารางเซนติเมตร หัวเร็กกูเลเตอร์ สำหรับแก๊สแรงดันสูงอย่าง CO₂ ตัวเรือนและวาล์วส่วนมากทำจากทองเหลือง เป็นเครื่องมือวัดความดันภายใน และประกอบด้วยอุปกรณ์ควบคุมการไหลของแก๊ส (flow meter) โดยมีลักษณะและส่วนประกอบ ดังแสดงในรูปที่ 3.2



รูปที่ 3.2 หัวเร็กกูเลเตอร์ สำหรับแก๊สแรงดันสูงอย่าง CO₂ ตัวเรือนและวาล์ว ทำจากทองเหลือง และประกอบด้วยอุปกรณ์ควบคุมการไหลของแก๊ส

จ) อุปกรณ์สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

- ชุดทำตัวเรือนแบบเรซินหล่อใส ใช้สำหรับทำตัวเรือนชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชัน เพื่อความสะดวกในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวัดความหนาของชั้นเคลือบ
- กล้องจุลทรรศน์แบบแสง รุ่น ZEISS AX10 สำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพร้อมด้วยโปรแกรม Image Analysis ใช้ในการวัดความหนาของชั้นเคลือบ
- การวิเคราะห์ชั้นเคลือบ (surface coating characterization) โดย Optical microscope; Scanning Electron Microscope (SEM) และวิเคราะห์ธาตุด้วย ด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (energy dispersive X-ray analysis; EDX)

3.1.3 สารเคมีที่ใช้ในการวิจัย

ก) สารเคมีที่ใช้ในการชุบเคลือบผิว

- นิกเกิลซัลเฟต (nickel sulfate)
- นิกเกิลคลอไรด์ (nickel chloride)
- กรดบอริก (boric acid)
- กรดโครมิก (chromic acid)
- กรดกำมะถัน (sulfuric acid)

ข) สารเคมีที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

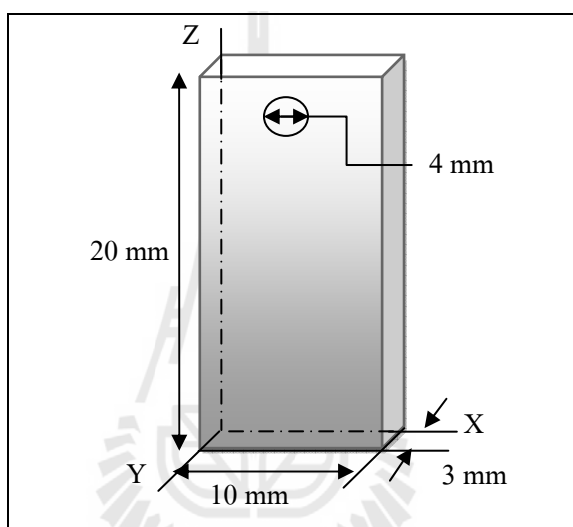
- น้ำกลั่น
- ผงอลูมินา
- เมทิลแอลกอฮอล์
- ซิลิกาเจลเป็นเม็ดดูดความชื้นให้กับชิ้นงาน

3.2 ขั้นตอนและวิธีการดำเนินงานวิจัย

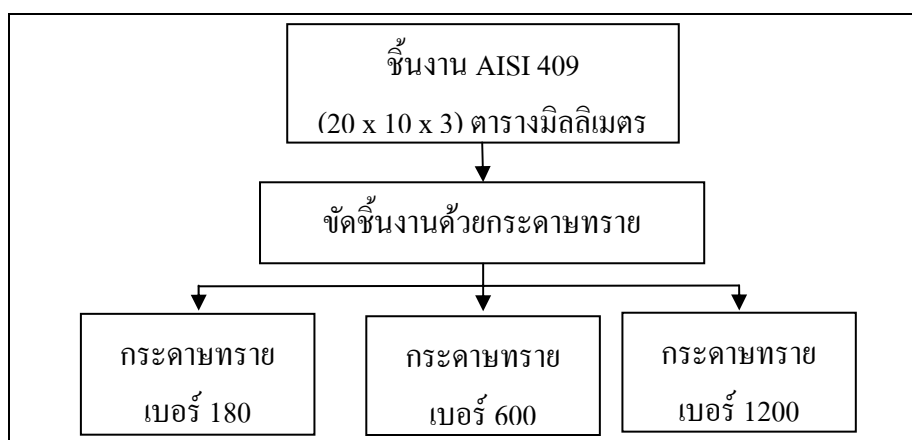
การวิจัยนี้มีหลายขั้นตอน เริ่มต้นตั้งแต่การเตรียมพื้นผิวชิ้นงานก่อนการทดสอบ ดังนี้ การเตรียมพื้นผิวของชิ้นงานโลหะพื้นก่อนการชุบเคลือบผิว และการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า หลังจากนั้นเป็นขั้นตอนการทดสอบ โดยแบ่งออกเป็น การทดสอบการเกิดออกซิเดชัน และการทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบผิว และขั้นตอนสุดท้าย คือ การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและส่วนผสมของชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชันและการติดแน่น โดยมีรายละเอียดดังนี้

3.2.1 การเตรียมชิ้นงานก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

การเตรียมผิวชิ้นงานกระทำโดยนำเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกเกรด AISI 409 แบบแผ่น ที่มีขนาดกว้าง 1200 มิลลิเมตร ยาว 2400 มิลลิเมตร และหนา 3 มิลลิเมตร ตัดด้วยเครื่องตัดโลหะให้มีขนาดกว้าง 10 มิลลิเมตร ยาว 20 มิลลิเมตร และหนา 3 มิลลิเมตร แล้วเจาะรูด้วยดอกสว่านที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 4 มิลลิเมตร ดังแสดงในรูปที่ 3.3 หลังจากนั้นทำการขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทราย และทำความสะอาดผิวชิ้นงานด้วยเมทิลแอลกอฮอล์ โดยในขั้นตอนนี้ได้แบ่งชิ้นงานออกเป็นสามค่าความหยาบผิวดังแสดงในรูปที่ 3.4

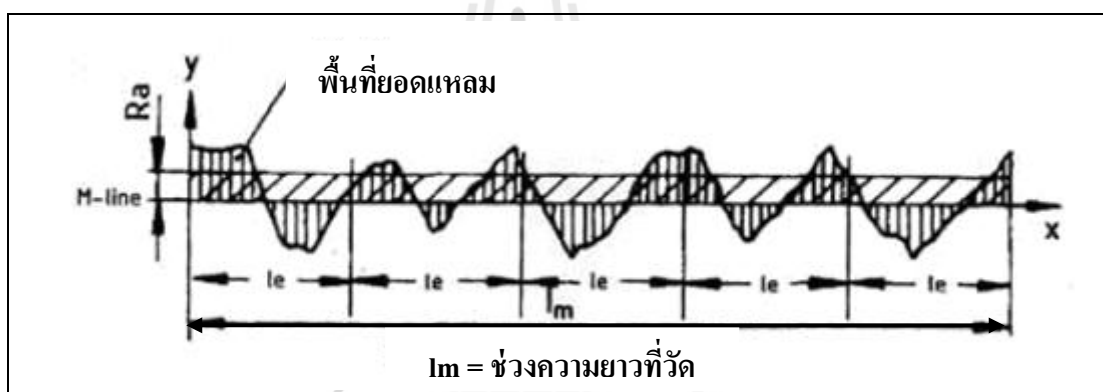


รูปที่ 3.3 ขนาดของชิ้นงานที่นำไปใช้ในการทดลอง



รูปที่ 3.4 ขั้นตอนการเตรียมพื้นผิวชิ้นงานก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

ซึ่งพื้นผิวชิ้นงานแต่ละชิ้นงานมีค่าความหยาบผิวต่างกัน โดยใช้กระดาษทรายเป็นตัวกำหนดค่าความหยาบผิวชิ้นงานดังนี้ ค่าความหยาบผิวที่หนึ่ง คือ ชิ้นงาน โลหะพื้นขัดผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 (แทนด้วย T0-180 ซึ่งเป็นชิ้นงานโลหะพื้นที่มีความหยาบผิวสูงที่สุด) ค่าความหยาบผิวที่สอง คือ ชิ้นงานโลหะพื้นขัดผิวด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 180 320 400 ถึงเบอร์ 600 ตามลำดับ (แทนด้วย T0-600) และค่าความหยาบผิวที่สาม คือ ชิ้นงานโลหะพื้นขัดผิวด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 180 320 400 600 800 1000 ถึงเบอร์ 1200 ตามลำดับ (แทนด้วย T0-1200 ซึ่งเป็นชิ้นงานโลหะพื้นที่มีความหยาบผิวต่ำที่สุด) ทำการวัดค่าความหยาบผิวของชิ้นงานด้วยเครื่องวัดความหยาบ profile-meter (Veeco) โดยผลความหยาบผิว (Ra) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวด้วยค่าเฉลี่ยทางเลขคณิตของผิวที่วัด ค่าความหยาบผิวได้จากการรวมพื้นที่ของยอดคลื่นทั้งหมดโดยไม่พิจารณาเครื่องหมาย (ทิศทาง) ทหารด้วยความยาวเฉลี่ย (l_m) ดังแสดงในรูปที่ 3.5 ความหยาบผิวของชิ้นงานแสดงในตารางที่ 3.2 จากนั้นทำการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้าในขั้นตอนต่อไป



รูปที่ 3.5 การแสดงความหยาบพื้นผิวด้วยค่าเฉลี่ยทางเลขคณิตของผิวที่วัด (Siamstainless, 2011)

ตารางที่ 3.2 ค่าความหยาบผิวของชิ้นงานโลหะพื้น ก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

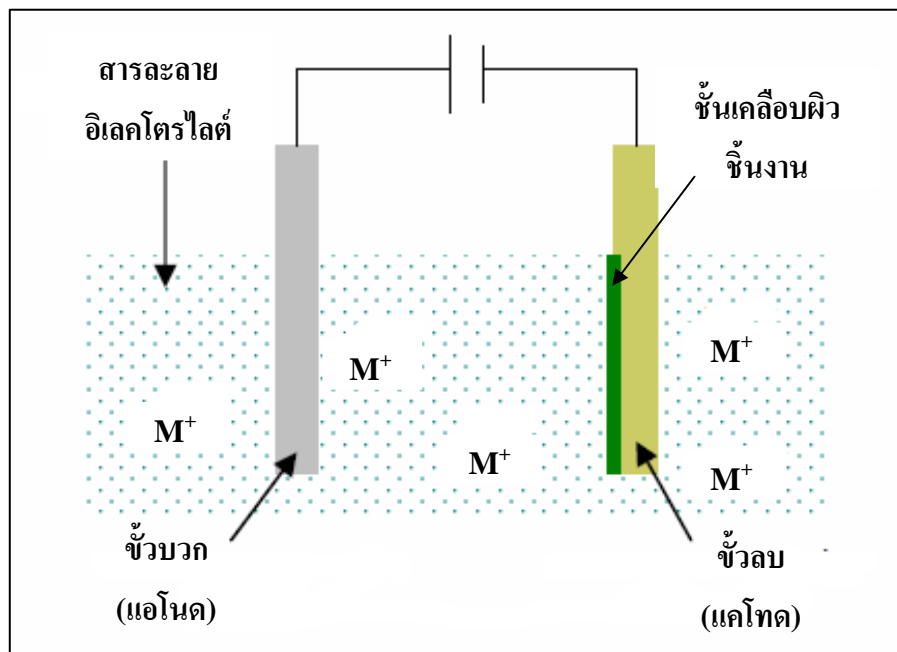
ชิ้นงาน	กระดาษทรายเบอร์สุดท้ายของการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้น	ค่าความหยาบผิว (Ra) (นาโนเมตร)
T0-180	ขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180	279.40
T0-600	ขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 600	207.58
T0-1200	ขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 1200	168.53

3.2.2 การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

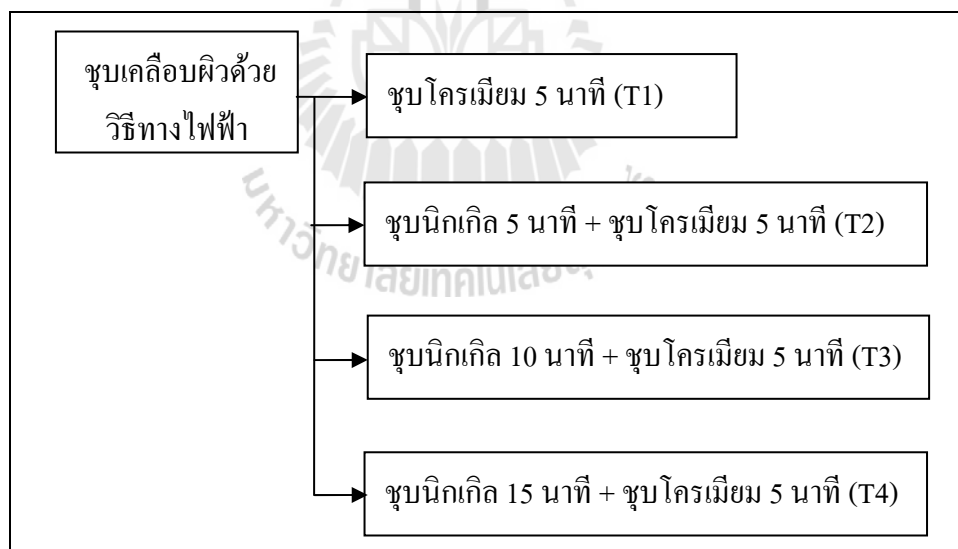
นำชิ้นงานจากขั้นตอนการเตรียมผิวด้วยกระดาษทรายที่มีค่าความหยาบผิวทั้งสามค่า (T0-180 T0-600 และ T0-1200) ไปชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม โดยมีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลที่มีความหนาต่างกัน ขั้นตอนการชุบเคลือบผิวมีรายละเอียดดังนี้ ขั้นตอนแรกนำชิ้นงานโลหะพื้นที่มีค่าความหยาบผิวทั้งสามค่า (T0-180 T0-600 และ T0-1200) จากขั้นตอนการเตรียมผิวด้วยกระดาษทรายร้อยด้วยลวดทองแดงบริเวณรูตรงกลางของชิ้นงานโลหะพื้น สาเหตุที่ใช้ลวดทองแดงในการร้อยชิ้นงานเพื่อเป็นสื่อนำไฟฟ้าไปยังชิ้นงานที่ต้องการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า จากนั้นนำชิ้นงานจุ่มลงในสารละลายกรดซัลฟิวริก เพื่อทำลายชั้นออกไซด์บนผิวชิ้นงานโลหะพื้น หลังจากนั้นนำชิ้นงานมาต่อเข้ากับขั้วลบ (cathode) แล้วจุ่มลงในอ่างน้ำยาชุบนิกเกิลและ/หรือ อ่างน้ำยาชุบโครเมียม ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีของน้ำยาชุบและสภาวะการทำงานของอ่างชุบ ดังแสดงในตารางที่ 3.3 โดยมีแผ่นนิกเกิลเป็นขั้วบวก (anode) จากนั้นผ่านกระแสไฟฟ้าลงในอ่างน้ำยาชุบ ซึ่งหลักการพื้นฐานของการชุบเคลือบผิวโลหะด้วยวิธีทางไฟฟ้า แสดงดังในรูปที่ 3.6

ตารางที่ 3.3 ส่วนผสมของน้ำยาชุบ และสภาวะการทำงานของกระบวนการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้าในงานวิจัย

การชุบผิวด้วยไฟฟ้า	ส่วนผสมของน้ำยาชุบเคลือบผิว		สภาวะการทำงาน		
			อุณหภูมิ (°C)	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า (A/dm^2)	
การชุบนิกเกิล	นิกเกิลซัลเฟต	250.0	กรัม/ลิตร	40	3
	นิกเกิลคลอไรด์	40.0	กรัม/ลิตร		
	กรดบอริก	40.0	กรัม/ลิตร		
การชุบโครเมียม	กรดโครมิก	250.0	กรัม/ลิตร	46	35
	กรดกำมะถัน	2.5	กรัม/ลิตร		



รูปที่ 3.6 หลักการพื้นฐานของการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า (Kim, S.H., 2005)



รูปที่ 3.7 ขั้นตอนการเตรียมพื้นผิวชิ้นงาน โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

ขั้นตอนการชุบเคลือบผิวแบ่งชิ้นงานออกเป็น 4 กลุ่ม ตามเวลาในการชุบรองพื้นนิกเกิล ดังแสดงในรูปที่ 3.7 กลุ่มชิ้นงาน T1 คือชิ้นงานที่ทำการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 0 นาที แล้วชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที (T1 ซึ่งเป็นกลุ่มชิ้นงานที่ไม่มีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล)

กลุ่มชิ้นงาน T2 คือชิ้นงานที่ทำการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 5 นาที แล้วตามด้วยการชุบโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที (T2 ซึ่งเป็นกลุ่มชิ้นงานที่มีชั้นนิกเกิลบางที่สุด) กลุ่มชิ้นงาน T3 คือชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 10 นาทีแล้วตามด้วยการชุบโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที และกลุ่มชิ้นงาน T4 คือชิ้นงานที่ทำการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 15 นาที แล้วตามด้วยการชุบโครเมียมเป็นเวลา 5 นาที (T4 ซึ่งเป็นกลุ่มชิ้นงานที่มีชั้นนิกเกิลหนาที่สุด)

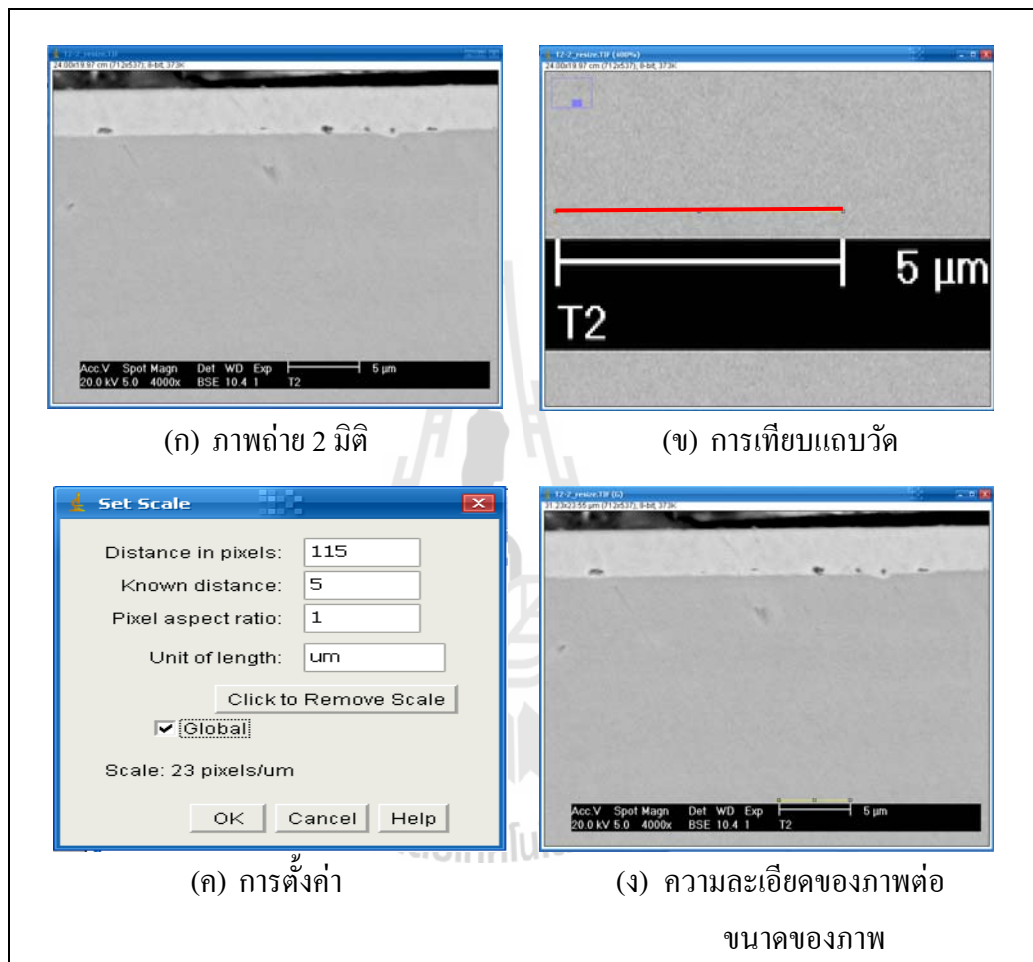
โดยชิ้นงานทั้ง 4 กลุ่มนี้ ชุบเคลือบผิวบนชิ้นงานโลหะพื้นที่มีความหยาบผิวทั้งสามค่า (T0-180 T0-600 และ T0-1200) ดังนั้นค่าความหยาบผิวของชิ้นงานหลังการชุบเคลือบผิวจึงมีค่าความหยาบผิวแตกต่างกัน ดังแสดงในตารางที่ 3.4 ตัวอย่างเช่น ในกลุ่มชิ้นงาน T1 แบ่งออกเป็นชิ้นงาน T1-180 คือชิ้นงานที่เตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 แล้วชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว T1-600 คือชิ้นงานที่เตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 180 320 400 ถึงเบอร์ 600 แล้วชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว และ T1-1200 คือชิ้นงานที่เตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายตั้งแต่เบอร์ 180 320 400 600 800 1000 ถึงเบอร์ 1200 แล้วชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว ทำเช่นเดียวกันสำหรับกลุ่มชิ้นงาน T2 T3 และ T4 จากนั้นนำชิ้นงานที่ได้จากขั้นตอนนี้ใช้ในการทดสอบการเกิดออกซิเดชันและการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้นในขั้นตอนต่อไป

ตารางที่ 3.4 ค่าความหยาบผิวของชิ้นงานหลังการชุบเคลือบผิว โดยวิธีการชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า

ชิ้นงาน	โลหะพื้นขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์	การชุบเคลือบผิวด้วยไฟฟ้า	ค่าความหยาบ Ra (นาโนเมตร)
T1-180	180	ชุบโครเมียม 5 นาที	157.91
T1-600	600	ชุบโครเมียม 5 นาที	148.31
T1-1200	1200	ชุบโครเมียม 5 นาที	90.21
T2-180	180	ชุบนิกเกิล 5 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	152.35
T2-600	600	ชุบนิกเกิล 5 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	138.86
T2-1200	1200	ชุบนิกเกิล 5 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	86.04
T3-180	180	ชุบนิกเกิล 10 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	148.88
T3-600	600	ชุบนิกเกิล 10 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	118.80
T3-1200	1200	ชุบนิกเกิล 10 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	70.65
T4-180	180	ชุบนิกเกิล 15 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	148.63
T4-600	600	ชุบนิกเกิล 15 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	114.47
T4-1200	1200	ชุบนิกเกิล 15 นาที + ชุบโครเมียม 5 นาที	66.96

หลังจากเสร็จสิ้นการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้าแล้ว วัดความหนาของชั้นเคลือบโดยอาศัยเทียบแถบวัด (scale bar) ของภาพถ่าย 2 มิติ โดยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

- ก) กำหนดความยาวของแถบวัด (scale bar) กับความละเอียดของภาพถ่าย (pixels) จะได้ความละเอียดของภาพต่อขนาดของภาพ ดังแสดงในรูปที่ 3.8



รูปที่ 3.8 ขั้นตอนการวัดความหนาของชั้นเคลือบโดยอาศัยเทียบแถบวัด (scale bar)

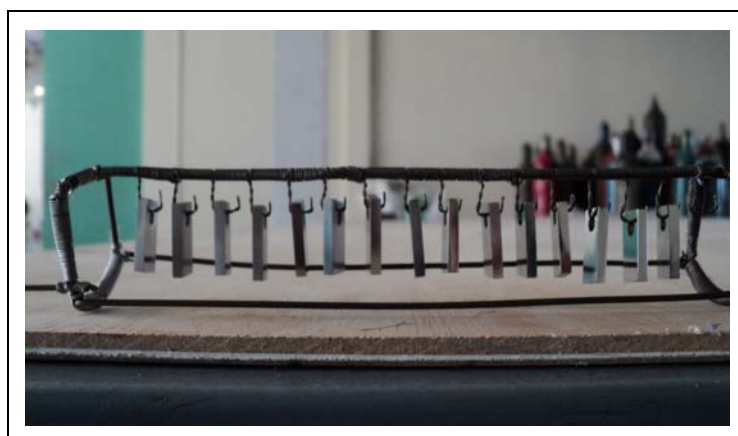
- ข) วัดขนาดความหนาของแต่ละชั้นเคลือบ โดยวัด 10 จุด (แสดงในภาคผนวก ก) แล้วหาค่าเฉลี่ยของความหนาชั้นเคลือบ ผลของค่าความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลและชั้นชุบเคลือบผิวโครเมียม ได้ทำการแสดงในตารางที่ 3.5

ตารางที่ 3.5 ความหนาเฉลี่ยของชั้นนิกเกิล และชั้นโครเมียม โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

ชั้นงาน	ความหนาชั้นชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล (ไมครอน)		ความหนาชั้นเคลือบผิวโครเมียม (ไมครอน)	
	ค่าเฉลี่ย	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน	ค่าเฉลี่ย	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน
T1-180	-	-	0.14	0.05
T1-600	-	-	0.21	0.05
T1-1200	-	-	0.24	0.07
T2-180	2.10	0.20	0.21	0.07
T2-600	2.55	0.33	0.22	0.04
T2-1200	2.72	0.25	0.19	0.05
T3-180	3.17	0.09	0.23	0.06
T3-600	3.33	0.09	0.24	0.05
T3-1200	3.65	0.10	0.24	0.05
T4-180	4.48	0.07	0.24	0.05
T4-600	5.12	0.24	0.23	0.05
T4-1200	6.28	0.15	0.25	0.05

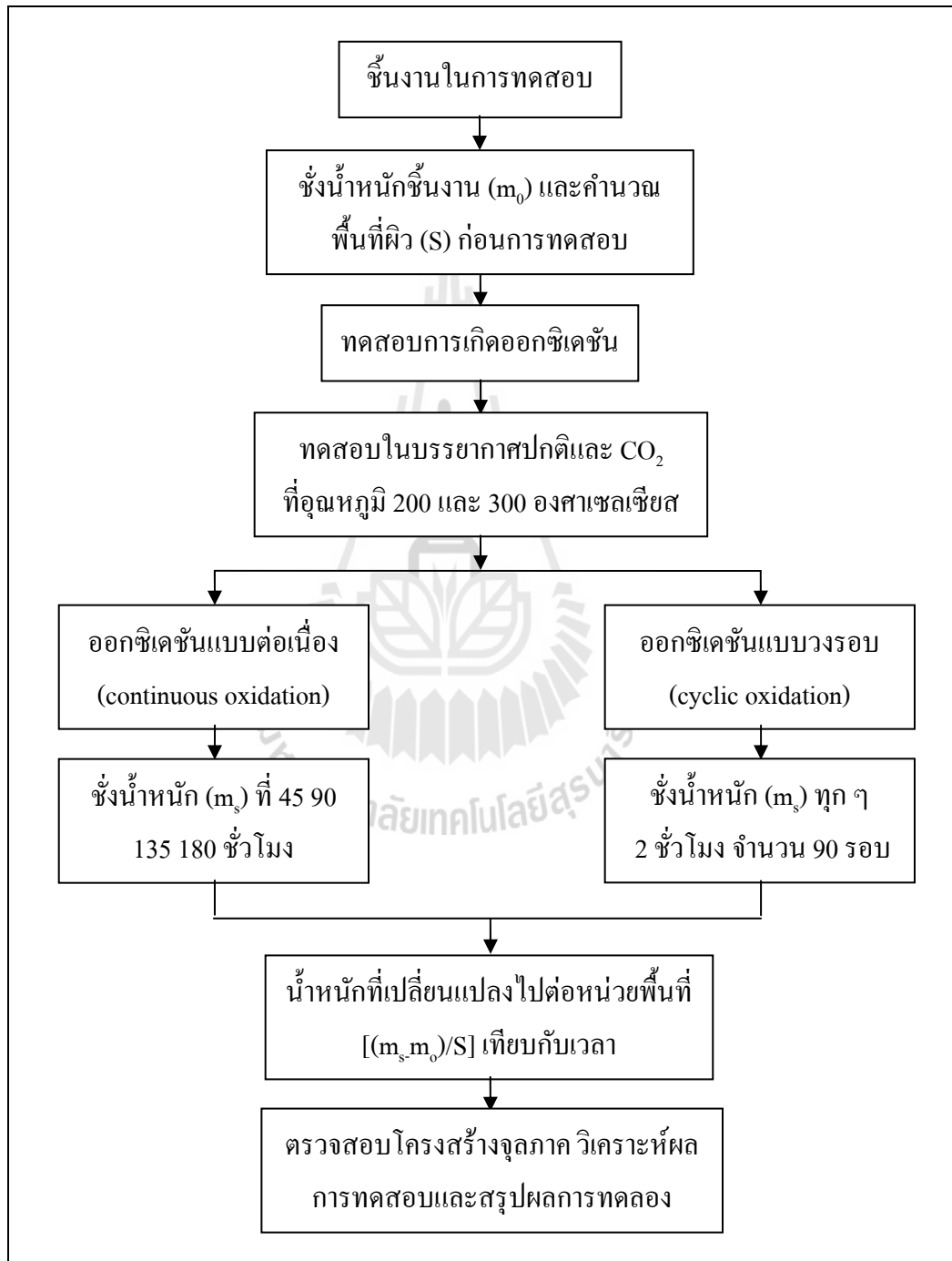
3.2.3 การทดสอบออกซิเดชัน

ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน วัสดุอุณหภูมิภายในเตาเผาอุณหภูมิสูง (tube furnace) ด้วยเทอร์โมคัปเปิล ชนิด K เพื่อหาช่วงอุณหภูมิภายในเตาเผาที่มีอุณหภูมิตามเงื่อนไขของอุณหภูมิที่ใช้ในการทดสอบออกซิเดชัน จากนั้นสร้างอุปกรณ์แขวนชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชัน ดังแสดงในรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 อุปกรณ์แขวนชิ้นงานสำหรับการทดสอบออกซิเดชัน

โดยขั้นตอนการทดสอบออกซิเดชันแสดงในรูปที่ 3.10 ทำการทดสอบออกซิเดชันทั้งในบรรยากาศปกติและบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ เพื่อง่ายในการทำความเข้าใจเงื่อนไขของการทดสอบออกซิเดชันได้นำเสนอในตารางที่ 3.6



รูปที่ 3.10 ขั้นตอนการทดสอบการเกิดออกซิเดชัน

ตารางที่ 3.6 เงื่อนไขในการทดสอบออกซิเดชัน

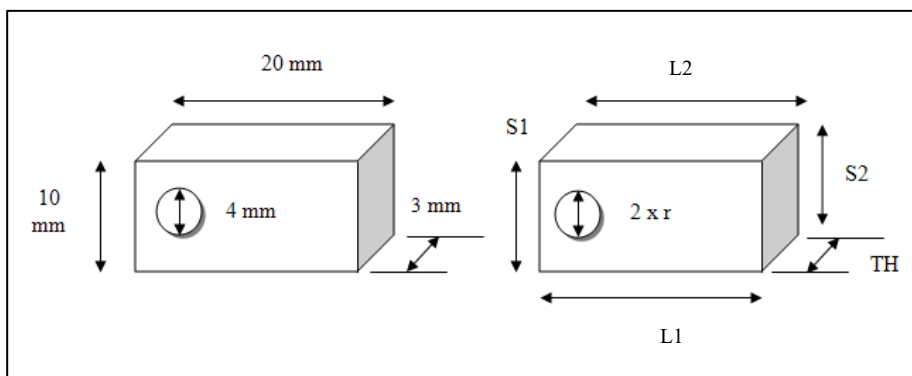
สัญลักษณ์	เงื่อนไข	บรรยากาศ	อุณหภูมิ (องศาเซลเซียส)
C-2	การเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบ	อากาศปกติ	200
C-3	การเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบ	อากาศปกติ	300
D-2	การเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง	อากาศปกติ	200
D-3	การเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง	อากาศปกติ	300
C-2-CO ₂	การเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบ	คาร์บอนไดออกไซด์	200
C-3-CO ₂	การเกิดออกซิเดชันแบบวงรอบ	คาร์บอนไดออกไซด์	300
D-2-CO ₂	การเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง	คาร์บอนไดออกไซด์	200
D-3-CO ₂	การเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง	คาร์บอนไดออกไซด์	300



รูปที่ 3.11 เครื่องชั่งแบบดิจิทัล (digital)

3.2.3.1 การทดสอบการเกิดออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง (continuous oxidation test)

การทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง (continuous oxidation test) ในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 200 ± 5 องศาเซลเซียส ชั่งน้ำหนักชิ้นงานก่อนเข้าเตาเผาอุณหภูมิสูง (m_0) ด้วยเครื่องชั่งแบบดิจิทัล (digital) ดังแสดงในรูปที่ 3.11 สามารถวัดได้ละเอียดถึง 0.0001 กรัม

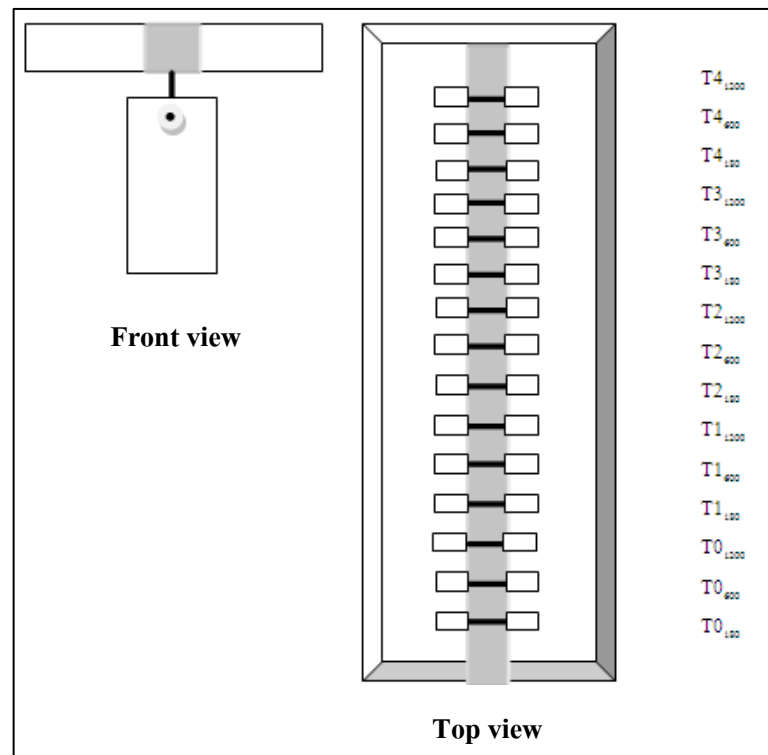


รูปที่ 3.12 การวัดขนาดชิ้นงานก่อนการทดสอบการเกิดออกซิเดชัน

จากนั้นวัดขนาดพื้นที่ผิวชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 3.12 และคำนวณพื้นที่ผิวที่มีการสัมผัสกับบรรยากาศของชิ้นงาน (S) ตามสมการที่ 3.1

$$S = \{(L1 \times S1) + (L2 \times S2) + (S2 \times TH) + (S1 \times TH) + (L1 \times TH) + (L2 \times TH) + (\pi \times 2 \times r \times TH) - (2\pi r^2)\} \quad (3.1)$$

แล้วนำชิ้นงานทำการแขวนดังแสดงในรูปที่ 3.13 เพื่อนำเข้าเตาเผาอุณหภูมิสูงดังแสดงในรูปที่ 3.14 การทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ได้ทำการแบ่งชิ้นงานออกเป็น 4 ชุด คือ ชุดที่ 1 เผาชิ้นงานเป็นเวลา 45 ชั่วโมง ชุดที่ 2 เผาชิ้นงานเป็นเวลา 90 ชั่วโมง ชุดที่ 3 เผาชิ้นงานเป็นเวลา 135 ชั่วโมง และชุดที่ 4 เผาชิ้นงานเป็นเวลา 180 ชั่วโมง ชิ้นงานแต่ละชุดเมื่อเผาครบตามเวลาที่กำหนด ปล่อยให้เย็นตัวภายในเตาเผาอุณหภูมิสูง (tube furnace) เป็นเวลา 30 นาที แล้วนำชิ้นงานออกจากเตาเผาเย็นตัวภายนอกเตาเป็นเวลา 30 นาที จากนั้นชั่งน้ำหนักชิ้นงาน (m_1) แล้วทำการคำนวณหาน้ำหนักของชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิว (m_p) ขั้นตอนสุดท้าย คือ นำข้อมูลที่ได้จากการทดลองมาเขียนกราฟระหว่าง m_p กับเวลาที่ใช้ในการเผาชิ้นงาน ทำการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่องตามขั้นตอนดังกล่าว เปลี่ยนอุณหภูมิและบรรยากาศที่ใช้ในการทดสอบตามเงื่อนไขดังแสดงในตารางที่ 3.6



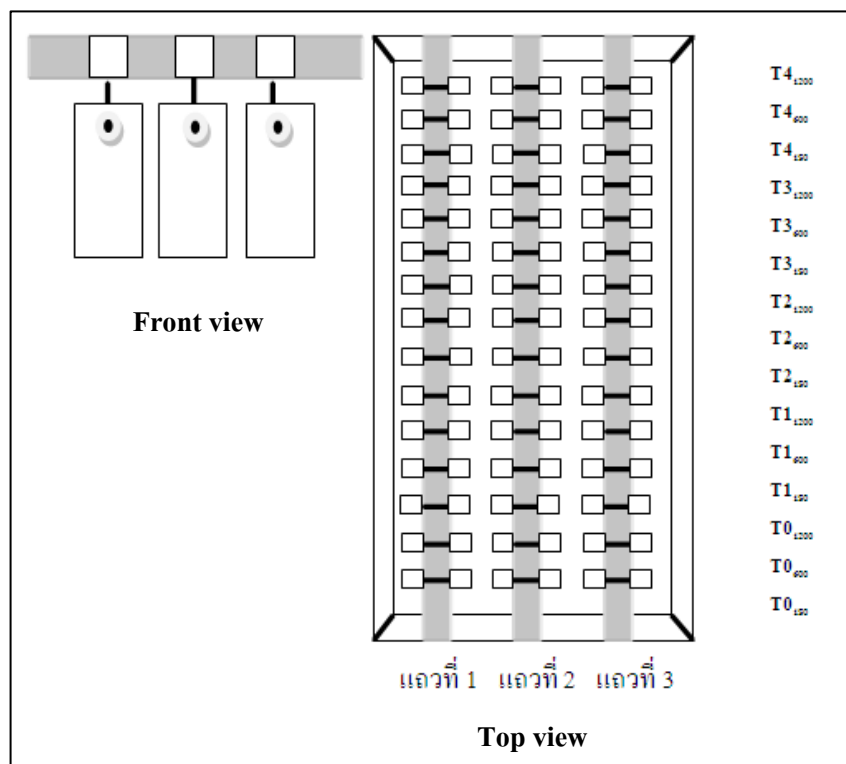
รูปที่ 3.13 ลักษณะการแขวนชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง



รูปที่ 3.14 ลักษณะของการวางชิ้นงานภายในเตาเผาอุณหภูมิสูง

3.2.3.2 การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test)

การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) ในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 200 ± 5 องศาเซลเซียส ชั่งน้ำหนักชิ้นงานก่อนเข้าเตาเผาอุณหภูมิสูง (m_0) และคำนวณหาพื้นที่ผิวของชิ้นงาน (S) ตามสมการที่ 3.1 แล้วนำชิ้นงานแขวนเพื่อนำเข้าเตาเผา ดังแสดงรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.15 ลักษณะการแขวนชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test)

สำหรับการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) เผาชิ้นงานจำนวน 90 รอบ โดยแต่ละรอบใช้เวลาในการเผา 2 ชั่วโมง (เวลาในการทดสอบออกซิเดชัน) แล้วทำการเย็นตัวภายในเตาเป็นเวลา 30 นาที จากนั้นนำชิ้นงานมาเย็นตัวภายนอกเตาเป็นเวลา 30 นาที ชั่งน้ำหนักชิ้นงาน (m_s) ขั้นตอนที่กำลังกล่าวมานี้ คือการทดสอบออกซิเดชันในหนึ่งรอบ จากนั้นคำนวณน้ำหนักของชิ้นงานที่เปลี่ยนไปต่อหน่วยพื้นที่ผิว (m) แล้วนำข้อมูลที่ได้จากการทดลองมาเขียนกราฟระหว่าง m กับจำนวนรอบ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ แบ่งชิ้นงานออกเป็น 3 ชุดดังแสดงในรูปที่ 3.15 ชุดที่ 1 เผาชิ้นงาน 30 รอบ (แถวที่ 1) ชุดที่ 2 เผาชิ้นงาน 60 รอบ (แถวที่ 2) และ ชุดที่ 3 เผาชิ้นงาน 90 รอบ (แถวที่ 3) การแบ่งชิ้นงานออกเป็นสามชุดเพื่อสังเกตการเปลี่ยนแปลงของชิ้นออกไซด์ในการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ จำนวนรอบที่ 30 60 และ 90 ทำการทดสอบ

ออกซิเดชันแบบวงรอบตามขั้นตอนดังกล่าว แล้วเปลี่ยนอุณหภูมิและบรรยากาศที่ใช้ในการทดสอบตามเงื่อนไข ดังแสดงในตารางที่ 3.6

3.2.4 การทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบ

ขั้นตอนการทดสอบการติดแน่นด้วยวิธี Heat-Quench Test ดังแสดงในรูปที่ 3.16 โดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานที่ผ่านการชุบโครเมียมเพื่อความสวยงาม ในกลุ่มชิ้นงานที่มีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม โดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วยเตาอบชิ้นงานแบบดั้งเดิม รุ่น CARBOLITE TYPE CWF 12/13 จากนั้นทำการเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิห้องทันที ผลที่ผ่านการทดสอบคือจะต้องไม่มีรอยพุพองหรือหลุดลอกของชั้นเคลือบ โดยวัสดุพื้นแต่ละชนิดใช้อุณหภูมิในการทดสอบ ดังแสดงในตารางที่ 3.7

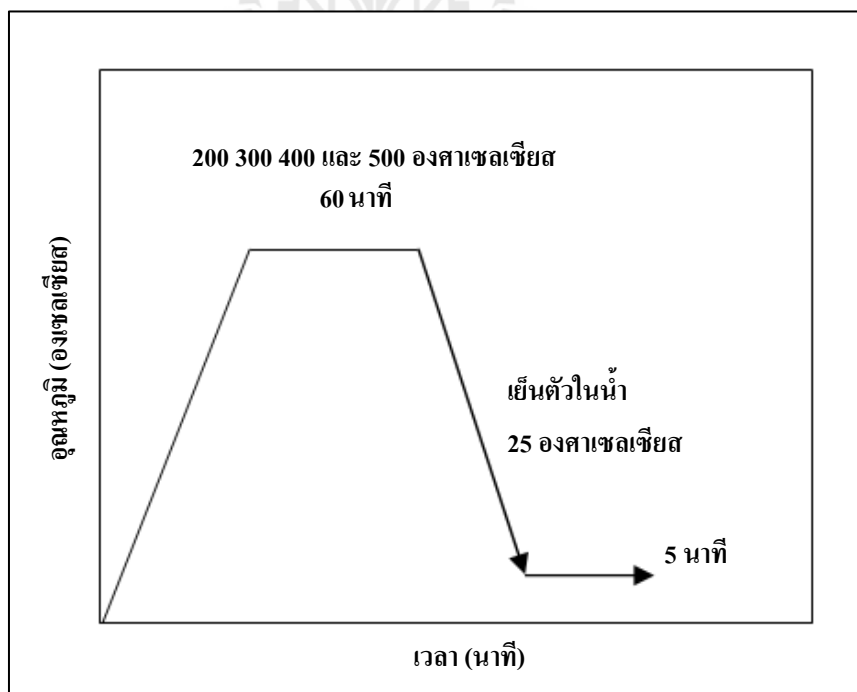


รูปที่ 3.16 ขั้นตอนการทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบ

ตารางที่ 3.7 อุณหภูมิในการทดสอบการติดแน่นด้วยวิธี Heat-Quench Test (ASTM B571-97, 2000)

วัสดุพื้น	ชั้นเคลือบ
	โครเมียม; นิกเกิล; นิกเกิล + โครเมียม; ทองแดง (องศาเซลเซียส)
เหล็กกล้า	250
โลหะผสมสังกะสี	150
ทองแดง และ โลหะผสมทองแดง	250
อะลูมิเนียม และ โลหะผสม	220
อะลูมิเนียม	

ในการทดสอบการติดแน่น โลหะพื้นเป็นเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 409 ที่ผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วตามด้วยการชุบโครเมียม อุณหภูมิทดสอบการติดแน่นของชั้นเคลือบด้วยวิธี Heat-quench test ที่อุณหภูมิ 200 300 400 และ 500 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 60 นาที หลังจากนั้นทำการเย็นตัวในน้ำอย่างรวดเร็วเป็นเวลา 5 นาที ดังแสดงในรูปที่ 3.17



รูปที่ 3.17 ภาพจำลอง อุณหภูมิ และเวลาในการทดสอบการติดแน่น

เมื่อเสร็จสิ้นการทดสอบ Heat-quench test ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง โครงสร้างจุลภาคพื้นผิวก่อนและหลังการทดสอบการติดแน่นที่กำลังขยาย 5x นำภาพโครงสร้างจุลภาคมาวิเคราะห์หา ขนาด ปริมาณ และสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องจากการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Image J ได้แสดงในภาคผนวก ข

3.3 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ภาคตัดขวาง (cross-section)

เมื่อเสร็จสิ้นการทดสอบออกซิเดชัน (oxidation test) และการทดสอบการติดแน่น (heat-quench test) ชุบเคลือบผิวด้วยทองแดงเพื่อในขั้นตอนขัดชิ้นงานไม่ให้เกิดการหลุดลอกของชั้นเคลือบและออกไซด์ของโลหะ (Norinsan, K.O., Jianqiang, Z., Seo, M., David, J., 2010) ทำให้ชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการทดสอบออกซิเดชันไม่ถูกทำลาย จากนั้นนำชิ้นงานไปหล่อด้วยเรซินแบบหล่อใสเพื่อความสะดวกในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค หลังจากการหล่อตัวเรือนด้วยเรซินแข็งตัวอย่างสมบูรณ์ นำชิ้นงานไปทำการขัดผิวด้วยกระดาษทรายเริ่มต้นจากกระดาษทรายเบอร์ 180 320 400 600 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ จากนั้นล้างด้วยน้ำสะอาด และนำชิ้นงานไปขัดละเอียดด้วยผ้าสักหลาดโดยใช้ผงอะลูมินาขนาด 0.5 และ 0.03 ไมครอนตามลำดับ จากนั้นล้างชิ้นงานด้วยน้ำ ตามด้วยเอทานอลแล้วเป่าให้แห้ง จากนั้นวิเคราะห์พื้นผิวและโครงสร้างจุลภาคของชั้นเคลือบ ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (optical microscope) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope; SEM) และวิเคราะห์ธาตุต่างๆ ด้วยเครื่องกระจายพลังงานของรังสีเอ็กซ์ (energy dispersive X-ray analysis; EDX)

บทที่ 4

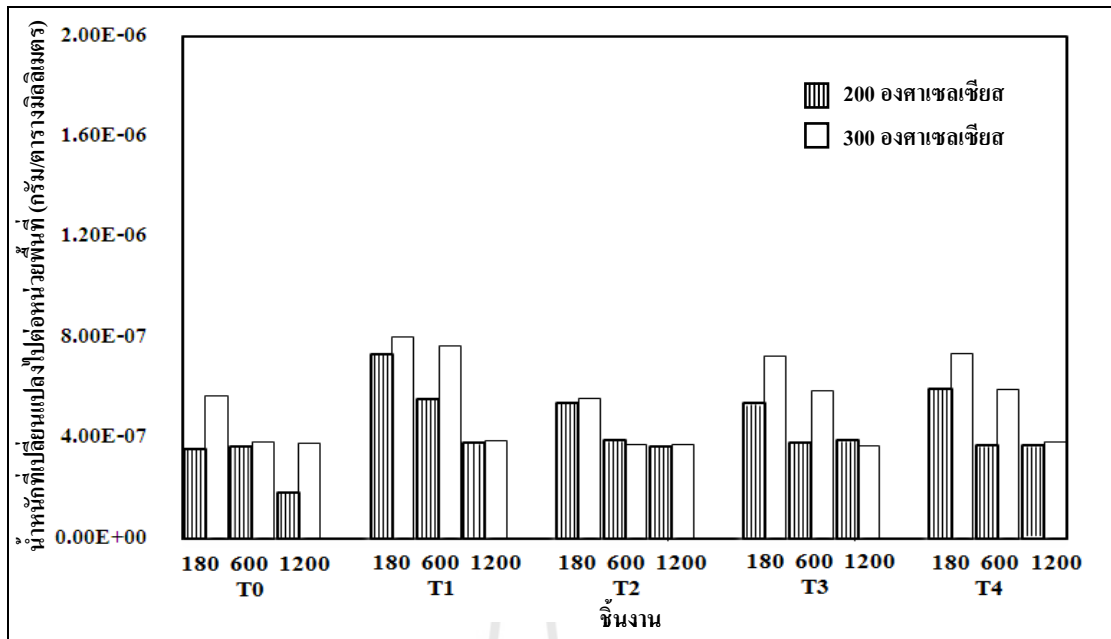
ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

จากการทดสอบออกซิเดชันและการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ของ เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เกรด AISI 409 (substrate) ชุบเคลือบผิวโครเมียมชนิดบางหรือชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) ด้วยวิธีการชุบเคลือบผิวโลหะด้วยไฟฟ้า (electroplating)

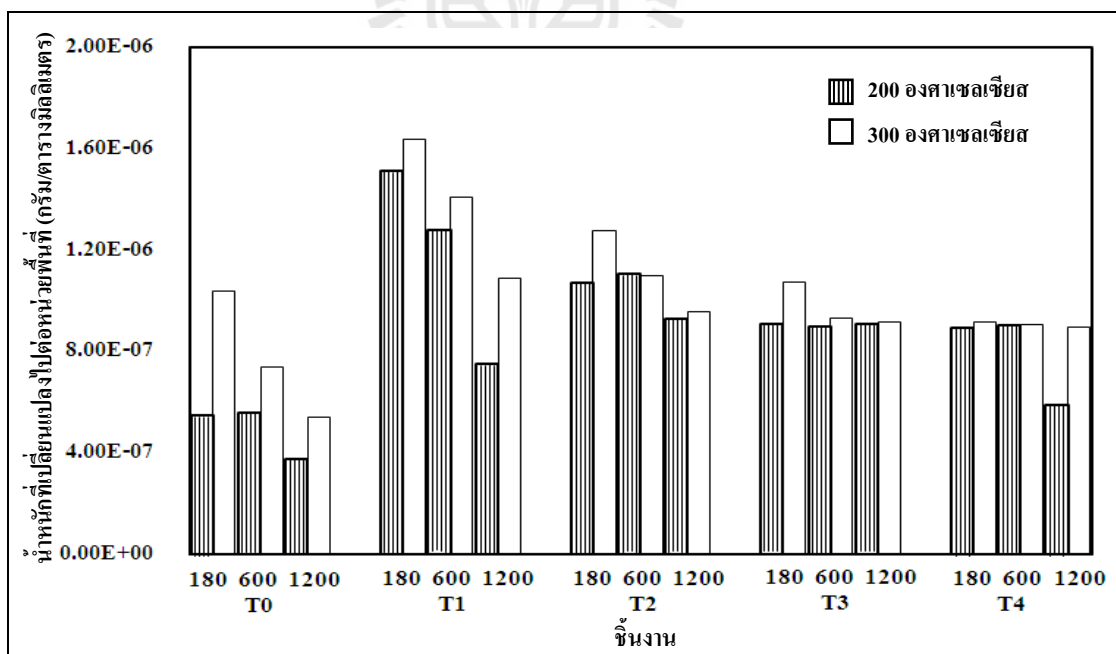
ชิ้นงานในการทดสอบแบ่งเป็น 3 กลุ่ม คือ กลุ่มที่ 1 ชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0-180 T0-600 และ T0-1200) กลุ่มที่ 2 ชิ้นงานชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเท่านั้น (T1-180 T1-600 และ T1-1200) และ กลุ่มที่ 3 ชิ้นงานชุบเคลือบผิว นิกเกิล – โครเมียม (T2 T3 และ T4) โดยกลุ่มที่ 3 แบ่งชิ้นงานออกเป็น 3 กลุ่ม ตามเวลาในการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล ชิ้นงาน T2-180 T2-600 และ T2-1200 ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 5 นาที แล้วตามด้วยการชุบโครเมียม 5 นาที ชิ้นงาน T3-180 T3-600 และ T3-1200 ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 10 นาที แล้วตามด้วยการชุบโครเมียม 5 นาที และชิ้นงาน T4-180 T4-600 และ T4-1200 ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 15 นาที แล้วตามด้วยการชุบโครเมียม 5 นาที ได้ผลการทดสอบออกซิเดชันและการติดแน่นของชั้นเคลือบดังนี้

4.1 ผลการทดสอบออกซิเดชัน

รูปที่ 4.1 และ 4.2 แสดงอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน ทั้งการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง และแบบวงรอบ ในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง อัตราการเกิดออกซิเดชันวัดจากน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ (น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ แสดงในภาคผนวก ก) เทียบกับเวลาในการทดสอบออกซิเดชัน และความสวยงามของลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานพิจารณาจาก สี และความเงางาม โดยการตรวจสอบด้วยตาเปล่า (visual inspection) ซึ่งได้รับการวิจารณ์ในหัวข้อต่อไป



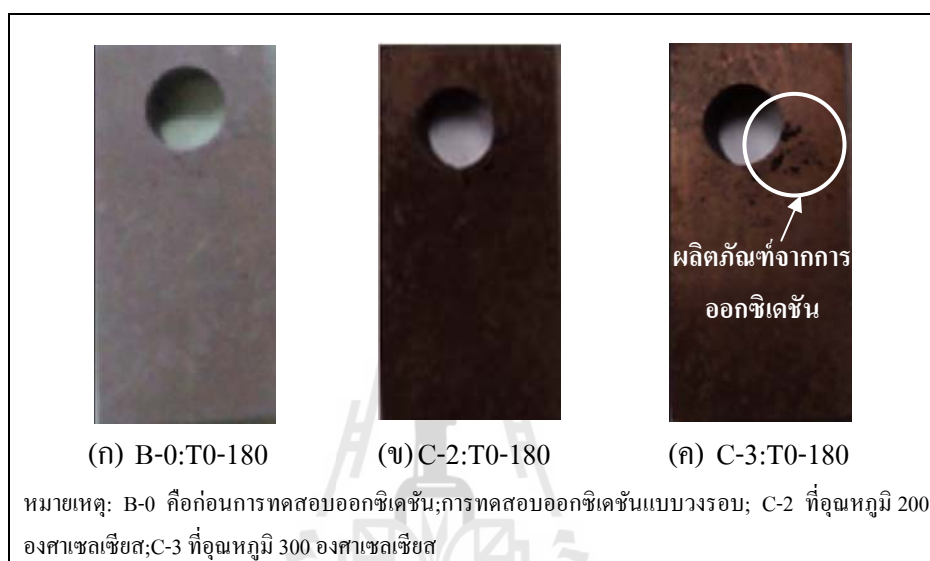
รูปที่ 4.1 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ในบรรยากาศปกติเป็นเวลา 180 ชั่วโมง



รูปที่ 4.2 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ในบรรยากาศปกติ เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ)

4.1.1 อิทธิพลของอุณหภูมิการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศปกติ และความหนาผิวของชิ้นงานต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

ผู้วิจัยได้สังเกตเห็นว่าการทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส สีผิวของชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงสีที่รุนแรงกว่า การทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.3



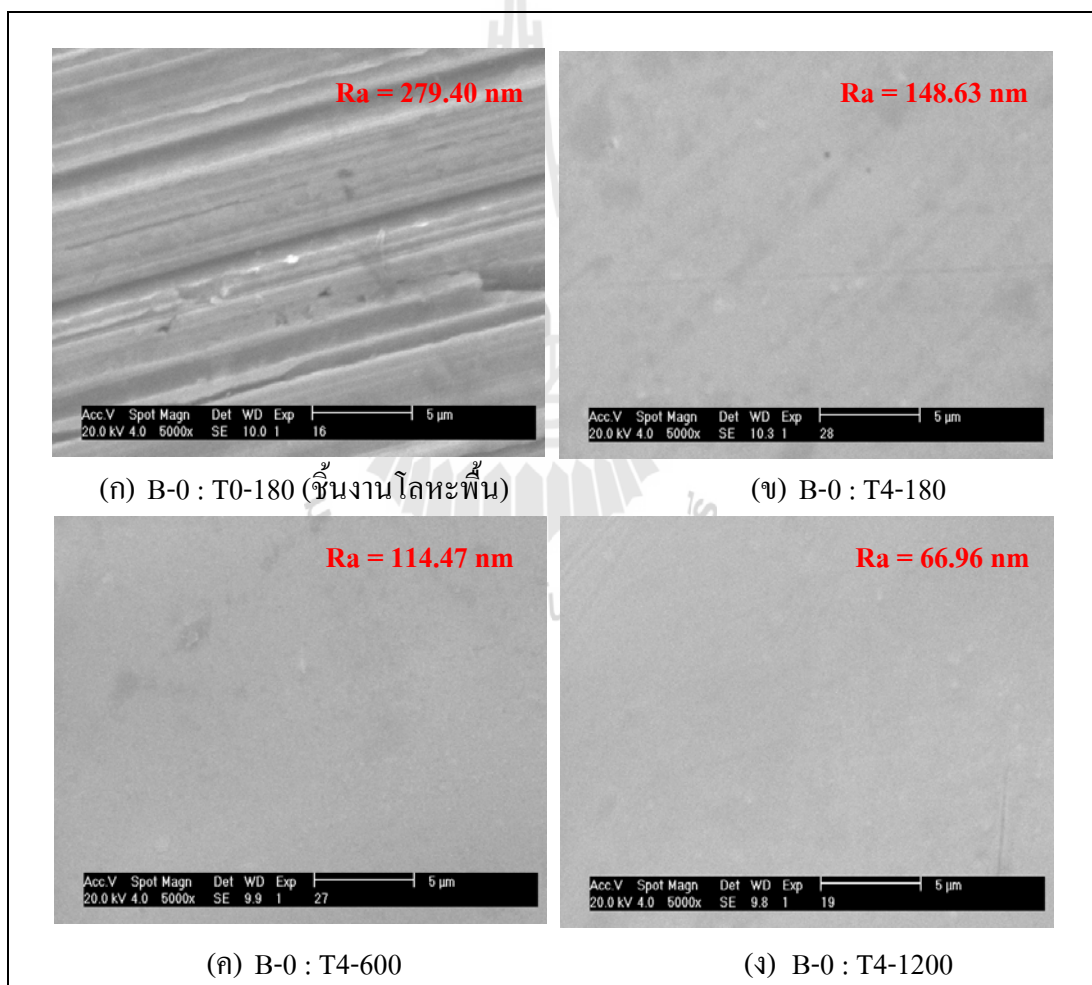
รูปที่ 4.3 ลักษณะพื้นผิวชิ้นงานก่อนการทดสอบออกซิเดชัน และหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส

ผู้วิจัยแสดงพื้นผิวของชิ้นงาน T0-180 เนื่องจากชิ้นงาน T0-180 มีการเปลี่ยนสีที่รุนแรงที่สุด จากรูปที่ 4.1 และ 4.2 พบว่าการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส มีน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานสูงกว่าการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส กล่าวคือที่อุณหภูมิสูงมีการแพร่ของอะตอมได้เร็วกว่าที่อุณหภูมิต่ำ การเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงส่งผลให้มีอัตราการเกิดปฏิกิริยาเพิ่มมากขึ้น (Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S., 2006) สามารถอธิบายได้ด้วยการวิเคราะห์ EDX ขององค์ประกอบธาตุนบนพื้นผิวชิ้นงาน T4 พบว่าบนพื้นผิวชิ้นงานหลังทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส มีปริมาณธาตุเหล็ก และ ออกซิเจน บนพื้นผิวมากกว่าการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ดังแสดงในตารางที่ 4.1 ผู้วิจัยได้แสดงการวิเคราะห์ EDX องค์ประกอบธาตุนบนพื้นผิวชิ้นงาน T4 เนื่องจากงานวิจัยนี้ ชิ้นงาน T4 มีการชุบร่องพื้นนิเกิลที่หนาที่สุด ทำให้เห็นผลการแพร่ของธาตุเหล็กจากโลหะพื้นได้ชัดเจน

ตารางที่ 4.1 วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน T4 ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	ธาตุ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)				
	O	Si	Cr	Fe	Ni
B-0 : T4	1.40	-	1.01	1.98	93.81
C-2 : T4	1.48	-	0.73	1.98	95.81
C-3 : T4	1.75	-	0.69	3.58	93.98

หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-2 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation) ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส; C-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.4 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลเป็นเวลา 15 นาที แล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T4) บนชิ้นงานโลหะพื้นที่มีความหยาบผิวต่างกัน

นอกจากนี้ความหยาบผิวของชิ้นงานก่อนการชุบเคลือบผิวส่งผลต่อความหยาบผิวหลังการชุบเคลือบผิวและอัตราการเกิดออกซิเดชัน ดังนั้น การเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้น (substrate) ที่มีค่าความหยาบผิว (Ra) ต่ำส่งผลให้ผิวชิ้นงานหลังการชุบเคลือบผิวมีค่าความหยาบผิวลดลง (Wongpinij, T. et al., 2012) ดังแสดงในรูปที่ 4.4 ผลของอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานที่มีความหยาบผิวต่างกัน พบว่าชิ้นงานโลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานสูงกว่าชิ้นงานที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 600 และ 1200 ตามลำดับ ซึ่งหมายความว่าชิ้นงานที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 (มีค่าความหยาบผิวสูงที่สุด) แสดงอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงที่สุด หรือมีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันต่ำที่สุด สำหรับทุกกลุ่มชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 4.1 และ 4.2 เนื่องจากชิ้นงานที่มีความหยาบสูงมีพื้นที่สัมผัสระหว่างผิวชิ้นงานและบรรยากาศเพิ่มขึ้น

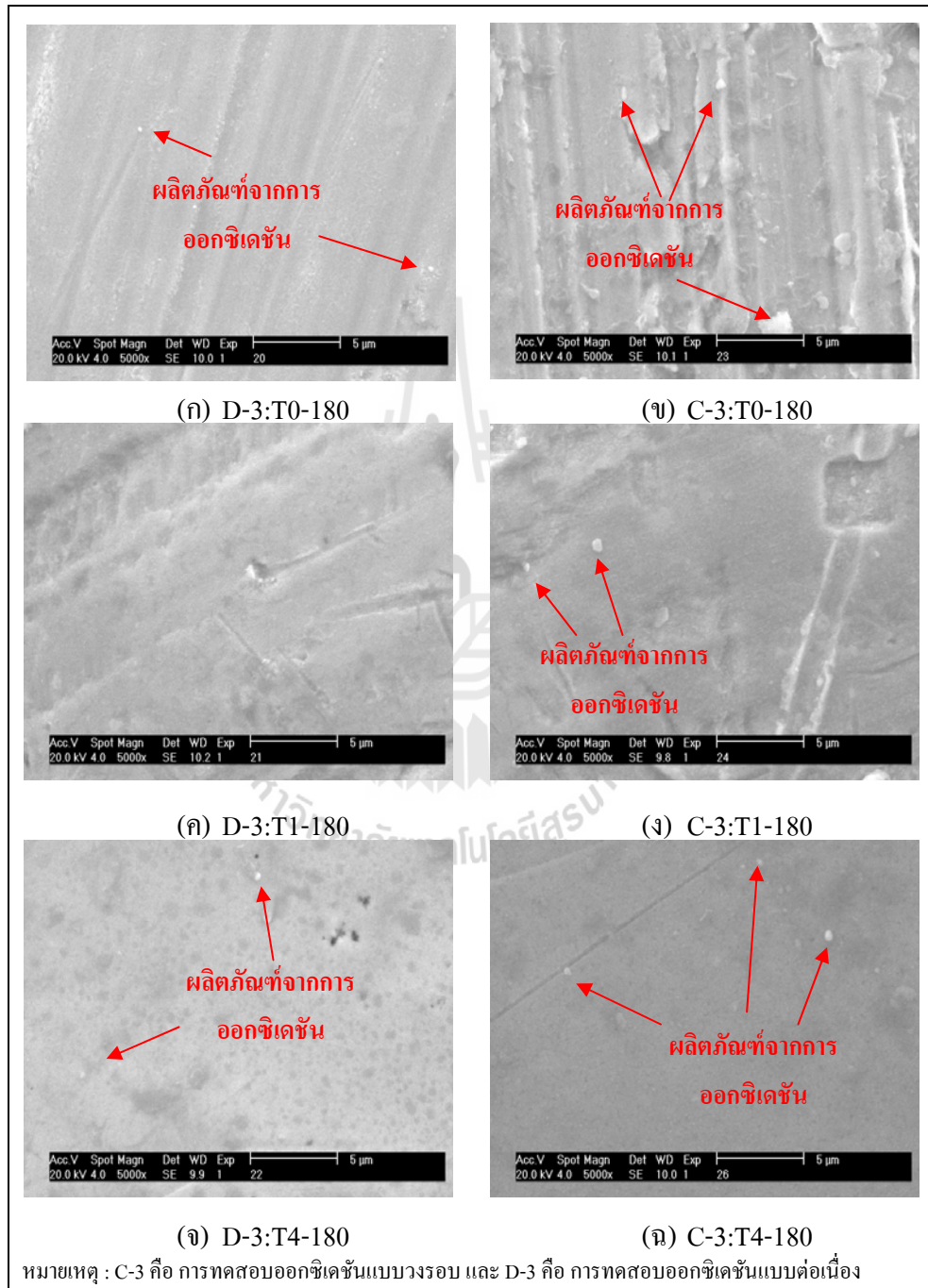
4.1.2 อิทธิพลของเงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชันต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

ผู้วิจัยได้สังเกตเห็นว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ สีผิวชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงสีที่รุนแรงกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ดังแสดงในรูปที่ 4.5 จากรูปที่ 4.1 และ 4.2 การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) มีอัตราการออกซิเดชันที่สูงกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง (continuous oxidation test)



รูปที่ 4.5 พื้นผิวชิ้นงานก่อน และหลังการทดสอบออกซิเดชัน แบบวงรอบ และแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

จากการตรวจสอบพื้นผิวชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชัน พบว่าบนพื้นผิวชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบมีออกไซด์จากการออกซิเดชัน (oxidation products) ในปริมาณที่มากกว่าผิวชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ดังแสดงในรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.6 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงาน T0 T1 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง และวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง

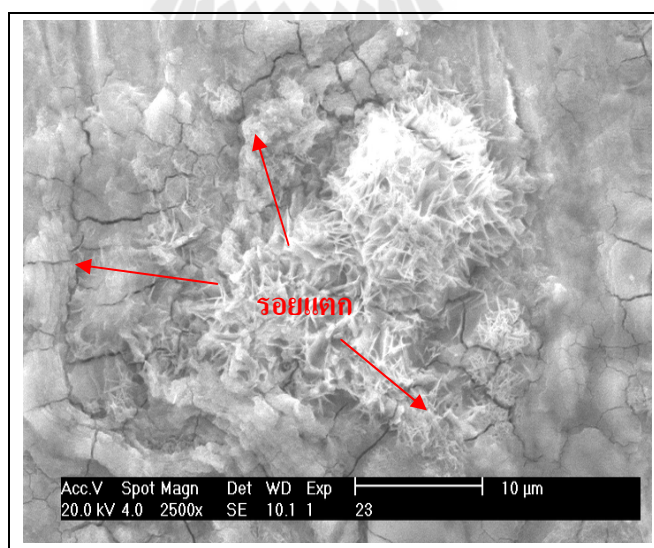
ตารางที่ 4.2 วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน T4 ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ และแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	ธาตุ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)				
	O	Si	Cr	Fe	Ni
B-0 : T4	1.40	-	1.01	1.98	93.81
C-3 : T4	1.75	-	0.69	3.58	93.98
D-3 : T4	2.10	-	2.55	1.02	94.32

หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส;

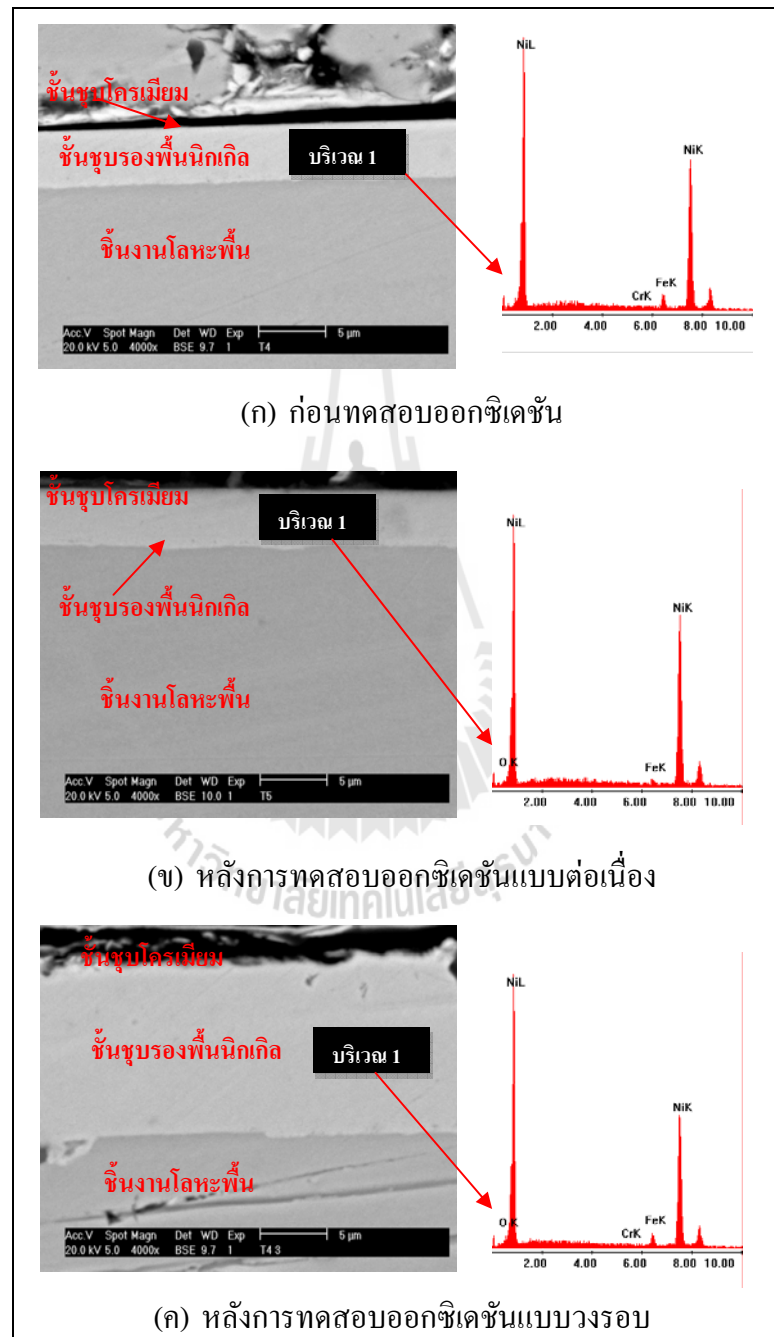
D-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

จากการวิเคราะห์ EDX ขององค์ประกอบธาตุบนพื้นผิวชิ้นงาน T4 พบว่า บนพื้นผิวชิ้นงานหลังทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบมีปริมาณธาตุเหล็กมากกว่าบนพื้นผิวชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ดังแสดงในตารางที่ 4.2 เนื่องจากการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) ชิ้นงานรับภาระการเปลี่ยนแปลงความร้อนแบบจับปล้น ส่งผลให้เกิดความเค้นตกค้าง เนื่องจากได้รับความร้อน และการเย็นตัว เป็นจำนวนหลายครั้ง (Sadique, S.E. et al., 2000) และออกไซด์ของโลหะ ชั้นเคลือบ และชิ้นงาน โลหะพื้น (substrate) มีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (coefficient of thermal expansion) ที่แตกต่างกัน



รูปที่ 4.7 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวชิ้นงาน T0-180 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบในบรรยากาศปกติ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ)

ระหว่างการเย็นตัว ออกไซด์ ชั้นเคลือบ และชั้นงานโลหะพื้น มีการหดตัวที่ไม่เท่ากัน จึงเกิดความเค้นในบริเวณรอยต่อดังกล่าว เหนียวทำให้เกิดรอยแตกและการหลุดล่อนของออกไซด์ในที่สุด ดังแสดงในรูปที่ 4.7



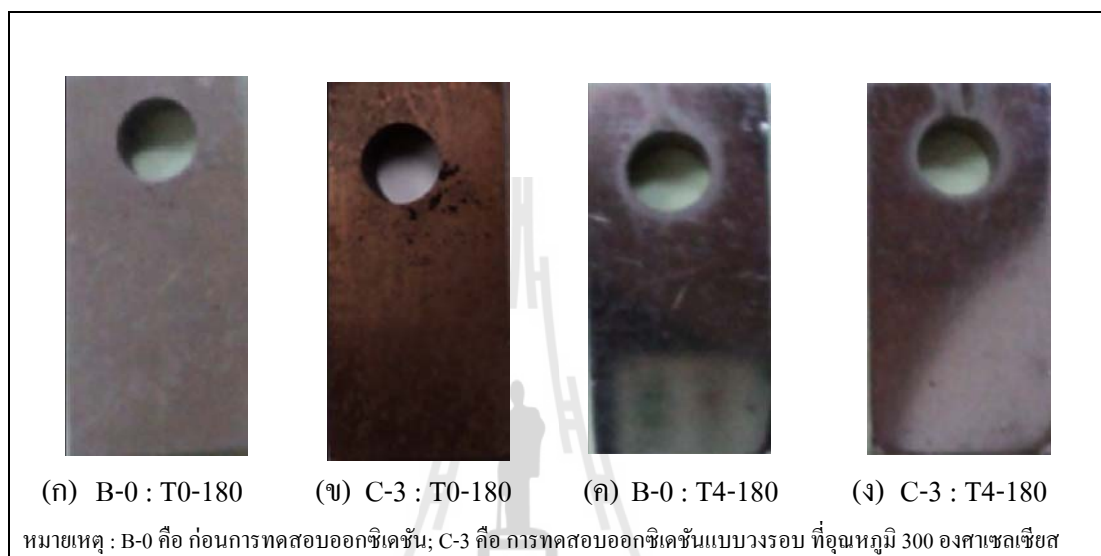
รูปที่ 4.8 การวิเคราะห์ SEM และ EDX ภาคตัดขวางของชิ้นงาน T4 ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง

รอยแตกร้าวดังกล่าวทำให้ออกซิเจนแพร่ผ่านเข้าชั้นเคลือบผิวจนถึงชั้นงานที่เป็น โลหะพื้น ทำให้เกิดการออกซิเดชันของโลหะพื้นต่อไป ทำให้การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ มีอัตราการออกซิเดชันที่สูงกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ผู้วิจัยได้ทำการวิเคราะห์ SEM และ EDX ภาคตัดขวางของชิ้นงาน T4 ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน ดังแสดงในรูปที่ 4.8 (ก) (ข) และ (ค) แสดงให้เห็นว่าชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชันเกิดออกไซด์ สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบภายใต้เงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบมีชั้นออกไซด์เกิดขึ้นมาก ดังแสดงรูปที่ 4.8 (ค) ทำให้ความหนาของชั้นซุบรองพื้นนิเกิลเพิ่มขึ้น (ชั้นออกไซด์ ร่วมกับชั้นซุบรองพื้นนิเกิล) เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบภายใต้เงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง นี่เป็นอีกสิ่งหนึ่งที่สามารถยืนยันว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบเกิดการออกซิเดชันที่รุนแรงกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง จากการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบมีการแพร่ของออกซิเจนเข้าชั้นเคลือบผิวได้ลึกกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ดังแสดงรูปที่ 4.8 (ค)

4.1.3 อิทธิพลของการซุบรองพื้นด้วยนิเกิลก่อนการซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงามต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

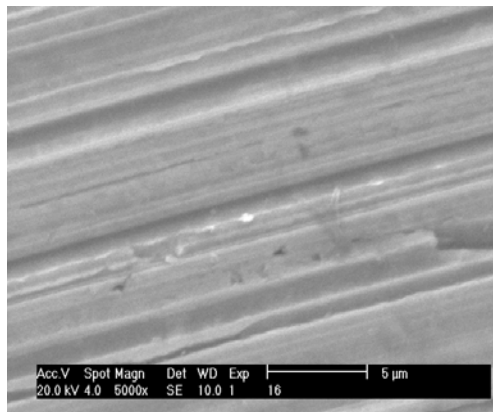
จากรูปที่ 4.1 และ 4.2 พบว่าชิ้นงานที่ซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว (T1) มีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าชิ้นงานที่ซุบรองพื้นด้วยนิเกิลก่อนซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (กลุ่มของชิ้นงาน T2 T3 และ T4) และ ชิ้นงานที่ไม่ซุบเคลือบผิว (T0) ตามลำดับ อย่างไรก็ตาม ชิ้นงานที่ไม่ซุบเคลือบผิวมีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันดีที่สุดในแง่ที่ไม่มี ความเงางามของผิวชิ้นงานซึ่งเป็นสิ่งจำเป็นสำหรับชิ้นส่วนท่อไอเสียของยานยนต์ที่เน้นความเงางามของพื้นผิว (Oliver, D.C., Sephton, M., 2003) พบผลเช่นนี้ ในทุกเงื่อนไขการทดลอง เพราะฉะนั้นการซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม การซุบรองพื้นด้วยนิเกิลก่อนซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม ยังมีความจำเป็นสำหรับชิ้นงานที่ต้องการความเงางามที่ผิว (Tyler J.M., 1995) เนื่องจากการทดสอบออกซิเดชัน ชิ้นงานที่มีการซุบรองพื้นด้วยนิเกิลแล้วตามด้วยการซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม เมื่อชิ้นงานผ่านการทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 200 ± 5 และ 300 ± 5 องศาเซลเซียส ชิ้นงานยังคงมีสภาพผิวที่เงางามกว่าชิ้นงานที่ไม่ซุบเคลือบผิว (T0) และชิ้นงานที่ซุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว ดังแสดงในรูปที่ 4.9 ซึ่งผู้วิจัยได้แสดงรูปของชิ้นงาน T0-180 คือ ชิ้นงานที่มีการเปลี่ยนสีที่รุนแรงที่สุด และ T4-180 คือชิ้นงานที่มีการเปลี่ยนแปลงของสีชิ้นงานน้อยที่สุด ลักษณะผิวชิ้นงานก่อนการทดสอบออกซิเดชัน ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (ก) และ (ค) ภายหลังการทดสอบออกซิเดชันผิวของชิ้นงาน T0-180 และ T4-180 มีการเปลี่ยนแปลงสี ดังแสดงในรูปที่ 4.9 (ข) และ (ง) นอกจากนี้การซุบรองพื้นด้วยนิเกิลยังช่วยลดอัตราการเกิดออกซิเดชันสำหรับชิ้นงานในกลุ่มเดียวกัน ที่ผ่านการเตรียมผิวด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180 600 และ 1200 สำหรับทุก

เงื่อนไขการทดสอบ เมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) และชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว (T1) จากความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลทำให้ความหยาบผิวของชิ้นงานที่ผ่านการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) มีค่าความหยาบผิวลดลง (Wongpinij, T. et al., 2012)

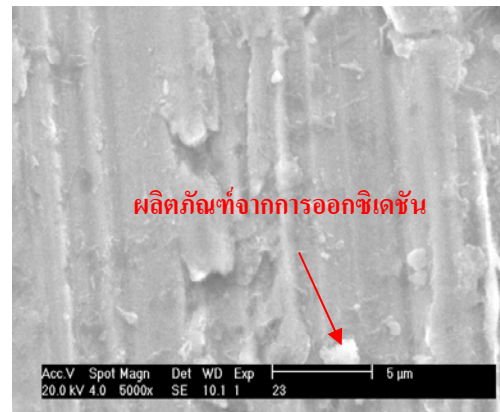


รูปที่ 4.9 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานก่อนการทดสอบออกซิเดชัน หลังการทดสอบออกซิเดชัน ในบรรยากาศปกติ ของชิ้นงาน T0-180 และ ชิ้นงาน T4-180

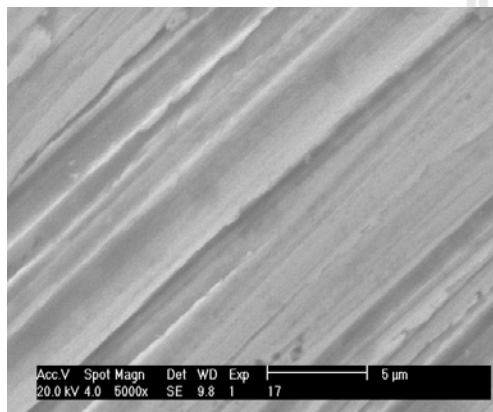
จากรูปที่ 4.10 แสดงพื้นผิวชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0-180) ชิ้นงานที่ชุบโครเมียมเท่านั้น (T1-180) และชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วย นิกเกิล-โครเมียม (decorative chromium plating) (T4-180) หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (ซึ่งเป็นเงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชันที่รุนแรงที่สุด) จากรูปแสดงให้เห็นว่าชิ้นงาน T0-180 มีปริมาณของผลิตภัณฑ์จากการเกิดออกซิเดชันมากกว่าชิ้นงาน T1-180 และ T4-180 ตามลำดับ



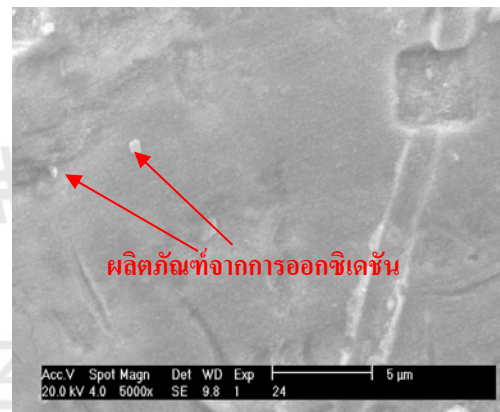
(ก) B-0 : T0-180



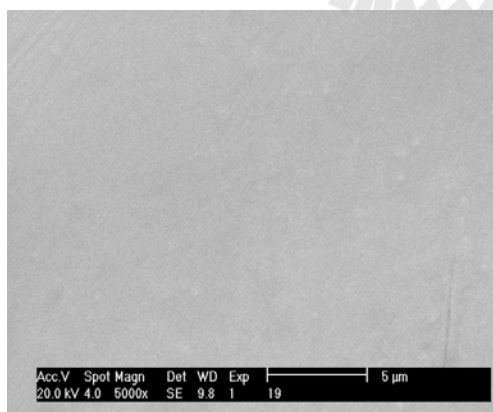
(ข) C-3 : T0-180



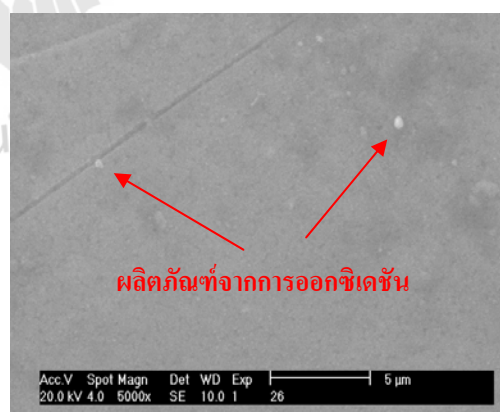
(ค) B-0 : T1-180



(ง) C-3 : T1-180



(ฉ) B-0 : T4-180



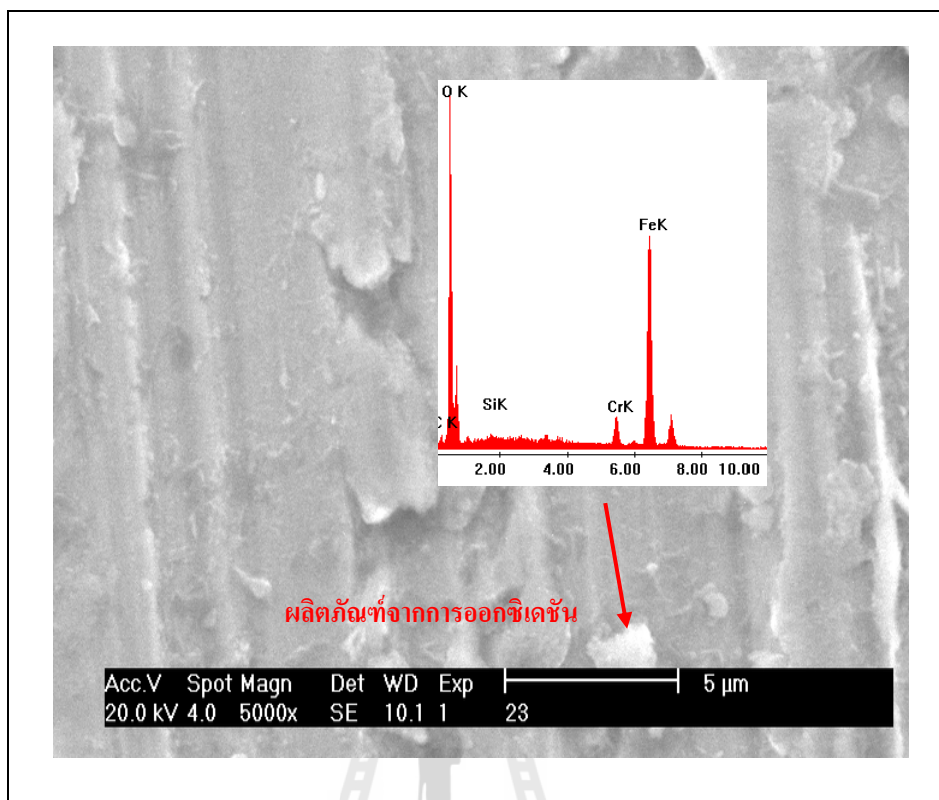
(ฉ) C-3 : T4-180

ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน

หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ

หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

รูปที่ 4.10 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงานก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน
ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ)



รูปที่ 4.11 การวิเคราะห์ EDX ของผลิตภัณฑ์จากการออกซิเดชัน

จากรูปที่ 4.11 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผลิตภัณฑ์จากการออกซิเดชัน บนผิวชิ้นงาน T0 ด้วยการวิเคราะห์ EDX พบว่าผลิตภัณฑ์จากการออกซิเดชัน ประกอบด้วยธาตุ ออกซิเจน 60.07 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก เหล็ก 25.18 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โครเมียม 4.40 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และ ซิลิกอน 0.61 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก การเกิดออกซิเดชันดังกล่าวสามารถอธิบายได้ด้วยผลการวิเคราะห์ EDX ขององค์ประกอบธาตุบนพื้นผิวชิ้นงาน จะพบว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านการชุบเคลือบผิว (T0) และชิ้นงานที่มีชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงเท่านั้น (T1) มีองค์ประกอบของ ออกซิเจน ซิลิกอน โครเมียม และเหล็ก ส่วนในชิ้นงานที่ผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลและตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (ชิ้นงาน T4) มีองค์ประกอบของ ออกซิเจน โครเมียม เหล็ก และนิกเกิล ดังแสดงในตารางที่ 4.3 (การวิเคราะห์ EDX บริเวณภาคตัดขวาง แสดงในภาคผนวก ก)

ตารางที่ 4.3 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีที่ผิวชิ้นงาน ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน
ในบรรยากาศปกติ

เงื่อนไข	ชิ้นงาน	ธาตุ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)				
		O	Si	Cr	Fe	Ni
B-0	T0	2.90	0.96	10.66	85.53	-
	T1	2.77	0.70	11.10	85.43	-
	T4	1.40	-	1.01	1.98	93.81
C-2	T0	3.10	1.01	11.16	84.72	-
	T1	3.08	0.71	11.25	84.96	-
	T4	1.48	-	0.73	1.98	95.81
C-3	T0	4.23	0.63	10.89	84.26	-
	T1	3.46	0.94	10.77	84.81	-
	T4	1.75	-	0.69	3.58	93.98
D-3	T0	3.39	0.87	10.78	81.96	-
	T1	3.29	0.72	12.82	83.16	-
	T4	2.10	-	2.55	1.02	94.32

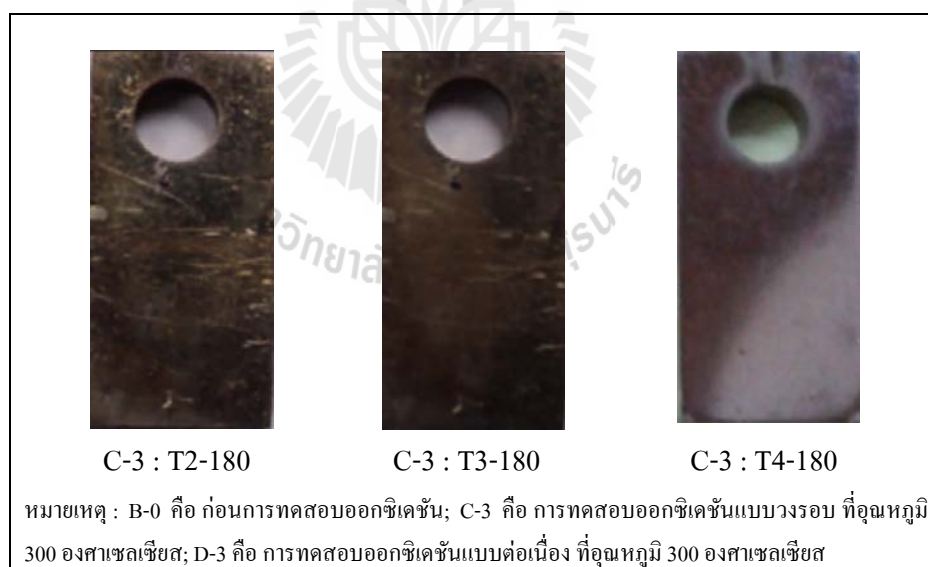
หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-2 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส;
C-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส; D-3 คือ การทดสอบ
ออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

ผลของธาตุซิลิกอน ซึ่งเป็นสาเหตุทำให้ชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) มีอัตราการเกิดออกซิเดชันต่ำที่สุด เนื่องจากเมื่อชิ้นงานเกิดการออกซิเดชัน ธาตุซิลิกอนทำปฏิกิริยากับออกซิเจนแล้วเกิดเป็นซิลิกอนออกไซด์ เนื่องจากซิลิกอนออกไซด์มีเสถียรภาพสูง เกิดขึ้นได้ง่าย เพราะซิลิกอนออกไซด์มีค่าของพลังงานอิสระ (standard gibbs free energy) ที่มีค่าเป็นลบมากที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับธาตุ โครเมียม เหล็ก และนิกเกิล นอกจากนี้ซิลิกอนออกไซด์ที่เกิดขึ้นบนผิวชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) ยังช่วยชะลอการแตกหักของออกไซด์และป้องกันการแพร่ของโครเมียมออกจากชิ้นงานโลหะพื้น (Khanna, A.S., 2002 ; Henry, S. et al., 2001) เป็นผลให้ชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่าชิ้นงานกลุ่มอื่น ๆ สำหรับชิ้นงานชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T1) แสดงอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงที่สุด เนื่องจากชั้นเคลือบด้านบนของชิ้นงานเป็นชั้นเคลือบผิวโครเมียม เมื่อเกิดการออกซิเดชันแล้วเกิดเป็นโครเมียมออกไซด์ (Wongpinij, T. et al., 2012) เป็นที่รู้กันดีว่าโครเมียมมีโครงสร้างผลึกแบบ BCC (body centered cubic) และนิกเกิลมีโครงสร้างผลึกแบบ FCC (face centered cubic) โครงสร้างผลึกแบบ FCC มีการจัดเรียงตัวของ

อะตอมที่หนาแน่นกว่าโครงสร้างผลึกแบบ BCC ส่งผลให้โครงสร้างผลึกแบบ BCC มีค่าสัมประสิทธิ์การแพร่สูงกว่าโครงสร้างผลึกแบบ FCC ทำให้มีการแพร่ของอะตอมเข้าไปในโครงสร้างได้ง่ายกว่า (ชนิด คุ่มปากพิง, 2545) นอกจากนี้ ชั้นเคลือบโครเมียมที่ได้จากการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้ามีลักษณะแตกร้าวหรือรุกรุน (Yokoi, H., 1992) ทำให้อะตอมออกซิเจนมีการแพร่ผ่านชั้นเคลือบโครเมียมที่บริเวณรอยแตกร้าวหรือรุกรุนทำให้โครเมียมถูกออกซิไดซ์ (reducer) เป็นโครเมียมออกไซด์ได้โดยง่าย และเมื่ออะตอมออกซิเจนแพร่ผ่านชั้นเคลือบโครเมียมจนถึงชั้นงานโลหะพื้น ทำให้เกิดซัลไฟด์ออกไซด์เช่นเดียวกับชั้นงานที่ไม่ชุบเคลือบ (T0) ทำให้ชั้นงานในกลุ่ม T1 มีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าชั้นงานในกลุ่มอื่น ๆ

4.1.4 อิทธิพลของความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงามต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

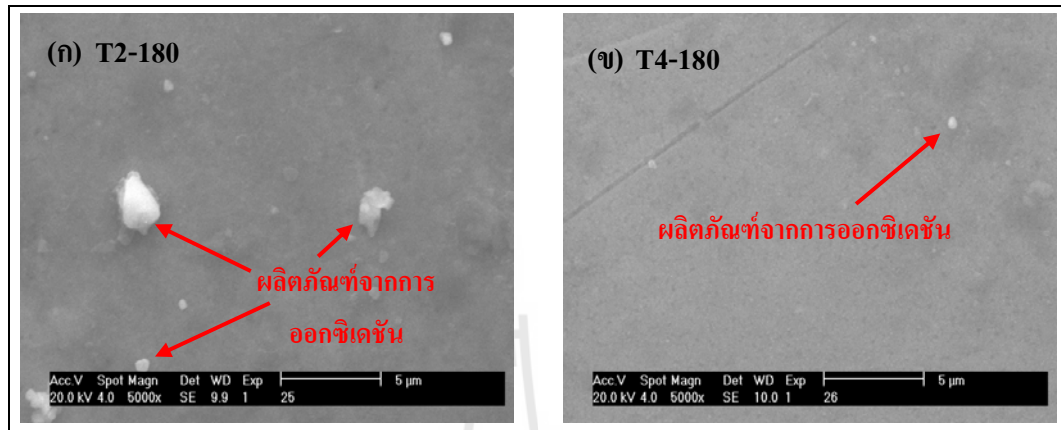
จากรูปที่ 4.1 และ 4.2 ชั้นงาน T2 ซึ่งมีการชุบด้วยนิกเกิลบางที่สุดมีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าชั้นงาน T3 และ T4 ตามลำดับ โดยชั้นงาน T2 หลังการทดสอบออกซิเดชันมีการเปลี่ยนแปลงสีของชั้นงานจากสีเงินและความเงาเป็นสีน้ำตาลเหลืองดังแสดงในรูปที่ 4.12



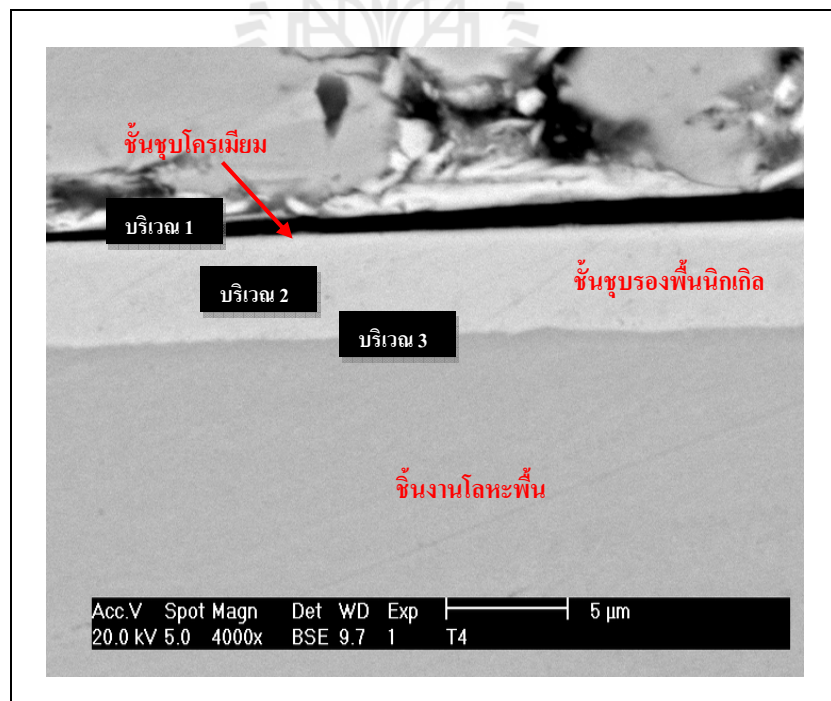
รูปที่ 4.12 พื้นผิวของชิ้นงาน T2 T3 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง (90 รอบ)

ส่วนชิ้นงานของ T3 และ T4 ยังคงมีสีเงินและความเงาเหมือนก่อนการทดสอบออกซิเดชัน (Wongpinij, T. et al., 2012) และจากการวิเคราะห์ด้วย EDX พื้นผิวชิ้นงาน T2-180 และ T4-180

หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ พบว่า พื้นผิวชิ้นงาน T2-180 มีปริมาณผลิตภัณฑ์จากการออกซิเดชัน มากกว่าพื้นผิวชิ้นงาน T4-180 ดังแสดงในรูปที่ 4.13 ดังนั้นชิ้นงานที่ผ่านการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพื่อความสวยงาม ที่มีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลบางที่สุด (T2)



รูปที่ 4.13 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงาน T2-180 และ T4-180



รูปที่ 4.14 บริเวณการวิเคราะห์ห้วงค์ประกอบของธาตุ ภาคตัดขวางของชิ้นงาน

และชิ้นงานที่มีการชุบรองพื้นหนาที่สุด (T4) จึงถูกนำมาตัดภาคตัดขวางของชิ้นงานเพื่อทำการวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุด้วย EDX ในบริเวณที่กำหนดไว้ ดังแสดงในรูปที่ 4.14 จากการวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุด้วย EDX ภาคตัดขวางของชิ้นงานในตารางที่ 4.4 แสดงให้เห็นได้ว่าบริเวณ 2 คือบริเวณชั้นชุบรองพื้นของนิกเกิล จากการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ พบว่าในชิ้นงาน T4 มีธาตุเหล็กและโครเมียมต่ำกว่าชิ้นงาน T2 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งหมายความว่าชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลสามารถยับยั้งการแพร่ของธาตุเหล็กและโครเมียม โดยความสามารถในการยับยั้งการแพร่ของธาตุเหล็กและโครเมียมขึ้นอยู่กับความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิล (Wongpinij, T. et al., 2012)

ตารางที่ 4.4 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีภาคตัดขวางของชิ้นงาน T2 และ T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ในบรรยากาศปกติที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

ชิ้นงาน	ธาตุ	บริเวณการวิเคราะห์ EDX (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)		
		บริเวณ 1	บริเวณ 2	บริเวณ 3
B-0 : T2	O	7.56	-	-
	Si	2.77	-	-
	Cr	2.15	1.98	9.42
	Fe	5.06	14.30	73.37
	Ni	71.04	83.72	17.21
B-0 : T4	O	-	-	-
	Si	-	-	-
	Cr	2.81	0.80	9.57
	Fe	13.32	4.74	79.85
	Ni	70.89	94.46	10.58
C-3 : T2	O	6.29	-	-
	Si	2.70	-	1.39
	Cr	2.60	2.45	8.91
	Fe	15.85	15.05	69.70
	Ni	72.56	82.50	20.00
C-3 : T4	O	2.24	1.05	-
	Si	-	-	-
	Cr	2.76	-	8.86
	Fe	1.34	1.79	76.74
	Ni	93.65	97.16	14.41

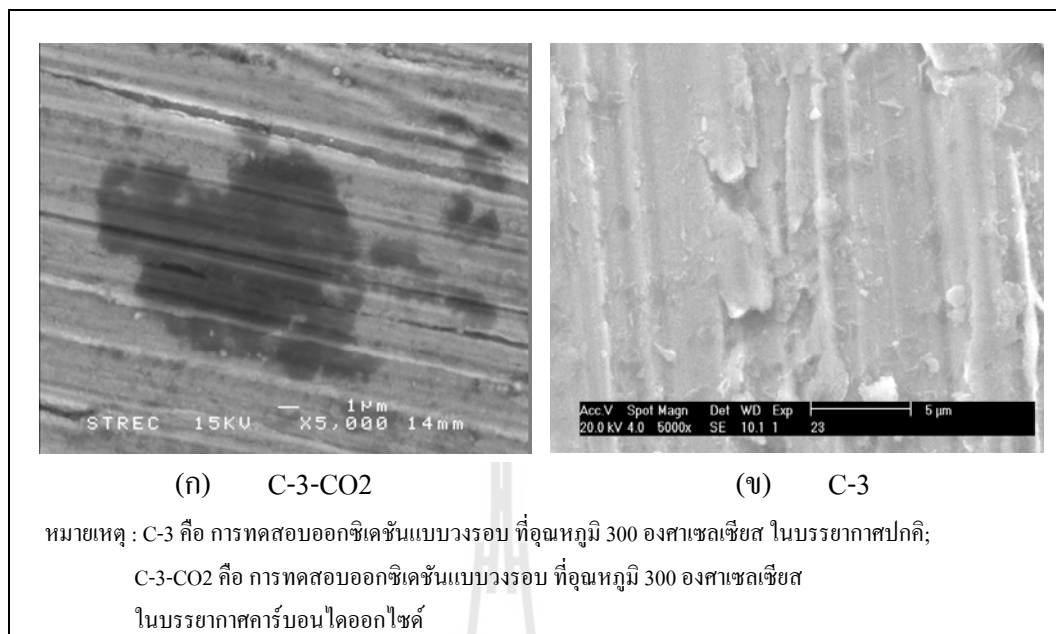
หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-3 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

4.1.5 ผลของบรรยากาศต่ออัตราการเกิดออกซิเดชัน

การเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์หลังจากการทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง สิ่งแรกที่เราได้สังเกตเห็น พบว่า ลักษณะสีของชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงไปจากสีเดิมน้อยมาก ๆ เมื่อเปรียบเทียบกับ การทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศปกติ ดังแสดงรูปที่ 4.15 จากรูปที่ 4.15 แสดงลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ (cyclic oxidation test) ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นเงื่อนไขในการทดสอบออกซิเดชันที่รุนแรงที่สุด สีของชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0-180) มีการเปลี่ยนแปลงจากสีเงินเป็นสีดำร่วมกับสีน้ำตาล



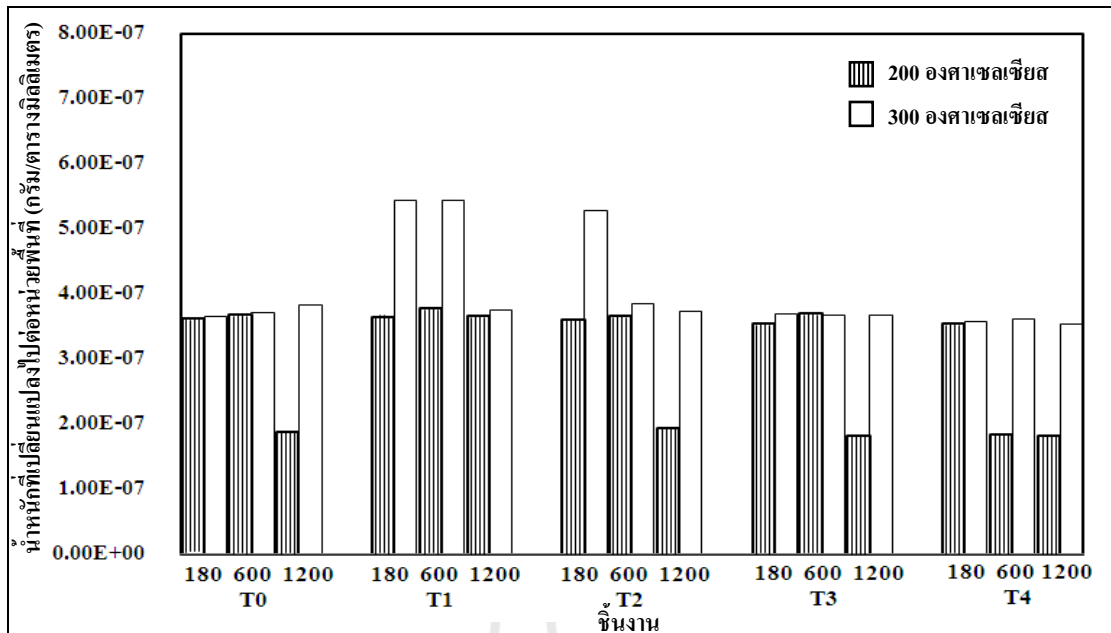
รูปที่ 4.15 ลักษณะพื้นผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส (ก) และ (ข) ในบรรยากาศปกติ และ (ค) และ (ง) ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์



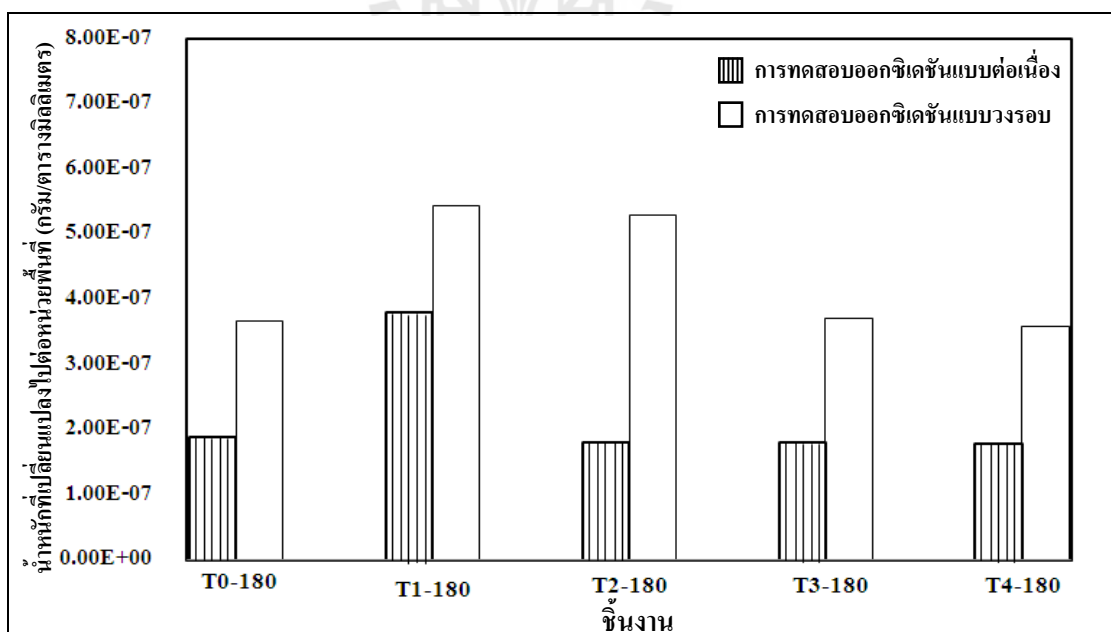
รูปที่ 4.16 การวิเคราะห์ SEM พื้นผิวของชิ้นงาน T0 หลังการทดสอบออกซิเดชัน
 (ก) ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ และ (ข) ในบรรยากาศปกติ

เมื่อเราทำการวิเคราะห์ผิวชิ้นงานด้วย SEM พบรอยสีดำขนาดใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 4.16 (ก) และเมื่อวิเคราะห์ธาตุด้วย EDX พบว่าบริเวณพื้นผิวสีดำมีปริมาณคาร์บอนสูงมาก ส่วนชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว (กลุ่มชิ้นงาน T1) และชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (กลุ่มชิ้นงาน T2 T3 และ T4) ยังคงมีลักษณะของผิวที่เงางามดังเดิมภายหลังการทดสอบออกซิเดชัน เนื่องจากฟิล์มของโครเมียมมีผิวที่เรียบ จึงส่งผลให้คาร์บอนมีการเกาะติดพื้นผิวชิ้นงานได้น้อยลง (ผศ.ศิริลักษณ์ นิวิฐจรรงค์, 2549)

จากผลของอัตราการเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์มีแนวโน้มคล้ายคลึงกับผลของอัตราการเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศปกติ กล่าวคือ กลุ่มชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว (กลุ่มชิ้นงาน T1) มีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่า กลุ่มชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (กลุ่มชิ้นงาน T2 T3 และ T4) ผลของความหยาบผิว และ อุณหภูมิการทดสอบออกซิเดชันต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันมีแนวโน้มเช่นเดียวกัน คือ ชิ้นงานที่มีค่าความหยาบผิวต่ำที่สุด และชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส แสดงอัตราการเกิดออกซิเดชันต่ำกว่าชิ้นงานที่มีค่าความหยาบผิวสูง และทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.17



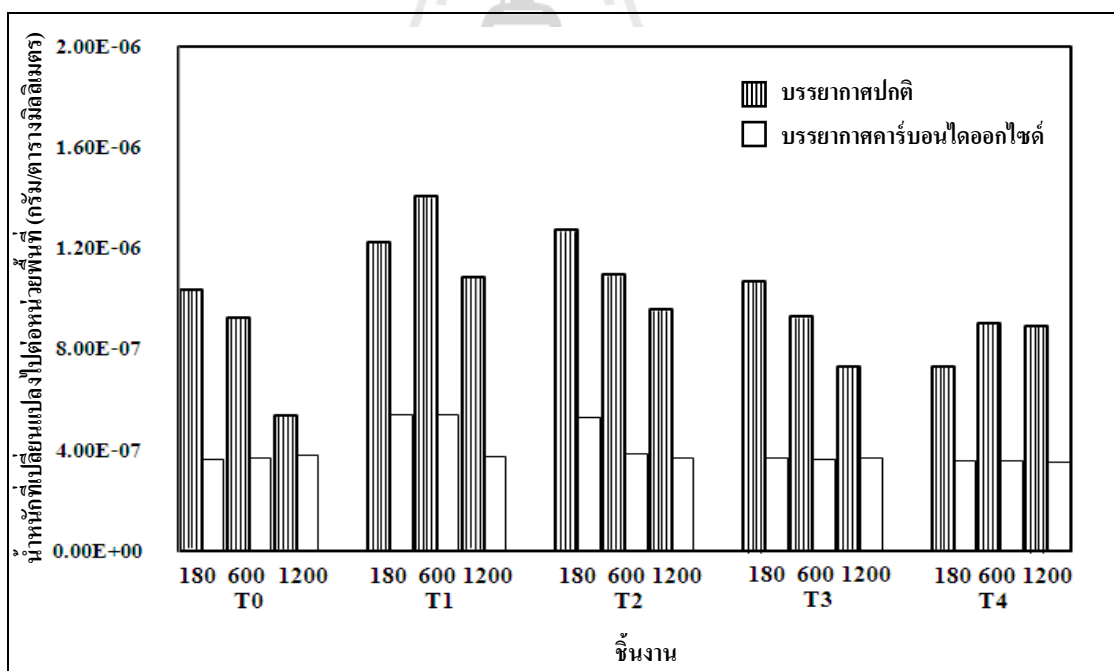
รูปที่ 4.17 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชั้นงาน หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์เป็นเวลา 180 ชั่วโมง



รูปที่ 4.18 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชั้นงาน ในการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ และแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์

สำหรับผลของเงื่อนไขของการทดสอบออกซิเดชันพบว่า การทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่องมีอัตราการเกิดออกซิเดชันต่ำกว่าการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ โดยได้นำชิ้นงานที่ชิ้นงานโลหะพื้นเตรียมพื้นผิวด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180 มาทำการแสดงในรูปที่ 4.18 เนื่องจากมีการเกิดออกซิเดชันที่รุนแรงที่สุด (Wongpinij, T. et al., 2012)

แต่ในการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ มีอัตราการเกิดออกซิเดชันต่ำกว่าการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศปกติ ดังแสดงในรูปที่ 4.19 การเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ เกิดขึ้นได้ช้ามาก เนื่องจากโมเลกุลของ CO₂ มีขนาดใหญ่กว่าโมเลกุลของ O₂ และการเกิดออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์มีการเกิดปฏิกิริยาที่พื้นผิวของชิ้นงาน 2 ชั้นตอน (Nan, X., Daniel, M., David, Y., Jader, F., 2008) คือ



รูปที่ 4.19 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงไปต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 180 ชั่วโมง ในบรรยากาศปกติ และคาร์บอนไดออกไซด์

ตารางที่ 4.5 วิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีที่ผิวของชิ้นงาน ก่อนและหลังการทดสอบออกซิเดชัน
ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

สภาวะ การทดสอบ	ชิ้นงาน	ธาตุ (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)					
		C	O	Si	Cr	Fe	Ni
B-0	T0	-	2.90	0.96	10.66	85.53	-
	T1	-	2.77	0.70	11.10	85.43	-
	T2	-	1.45	-	1.89	6.14	90.52
	T3	-	1.86	-	1.44	1.07	95.63
	T4	-	1.40	-	1.01	1.98	93.81
C-2-CO2	T0	5.99	-	0.80	10.21	83.00	-
	T1	4.39	4.16	0.65	10.32	80.48	-
	T2	5.79	1.42	-	1.40	6.43	84.96
	T3	5.60	1.34	-	0.69	3.93	88.45
	T4	6.22	1.55	-	1.05	1.09	90.08
C-3-CO2	T0	4.24	3.77	0.90	12.96	78.13	-
	T1	5.45	2.90	0.74	10.44	80.47	-
	T2	6.01	1.97	-	2.08	4.54	85.39
	T3	5.29	1.71	-	1.35	0.92	90.73
	T4	4.26	1.30	-	-	0.92	93.53
D-3-CO2	T0	7.16	4.27	0.68	9.86	78.03	-
	T1	4.15	3.34	0.64	10.63	81.24	-
	T2	4.49	1.58	-	1.28	4.37	88.28
	T3	5.11	1.71	-	1.80	1.07	90.31
	T4	5.08	1.56	-	1.31	1.11	90.94

หมายเหตุ : B-0 คือ ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน; C-2-CO2 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส;
C-3-CO2 คือ การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส; D-3-CO2 คือ การทดสอบ
ออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์

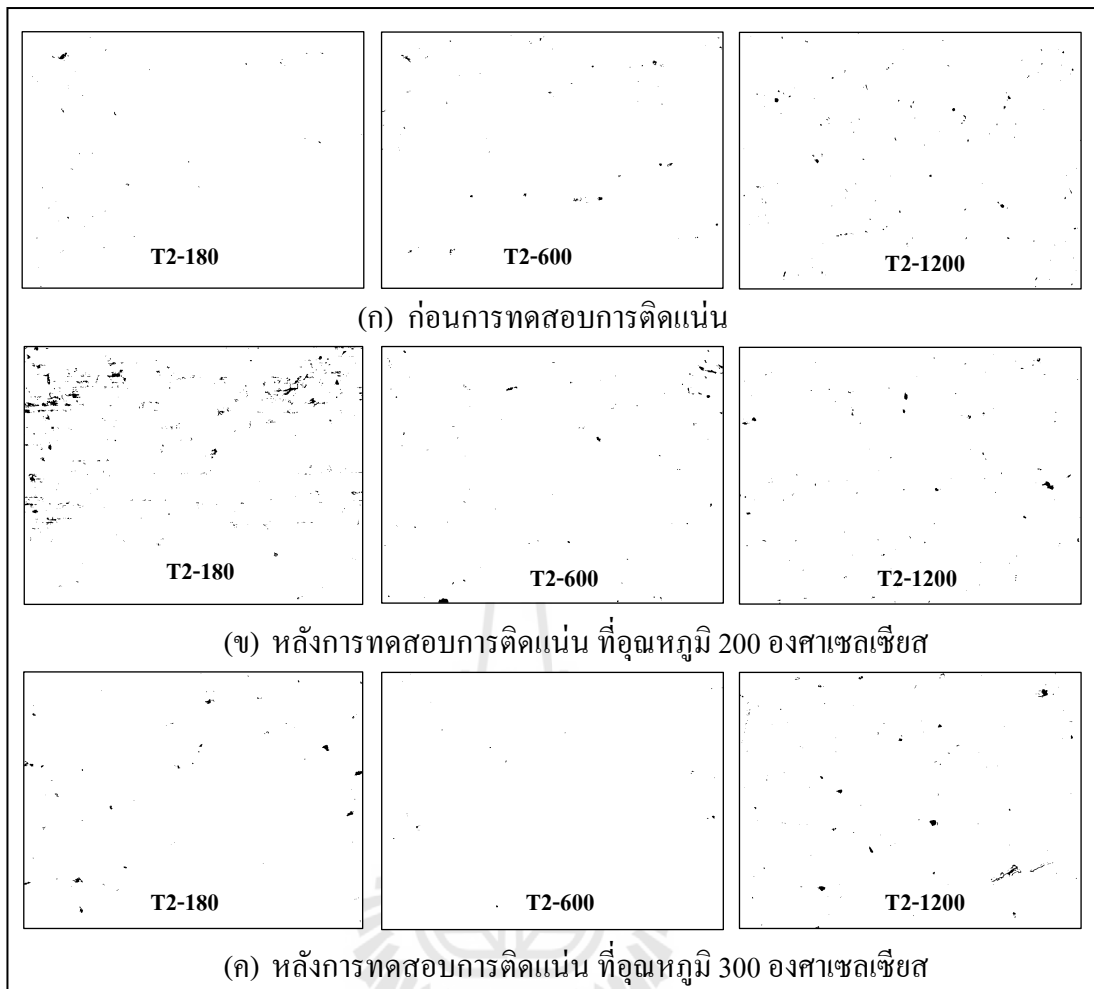
จากการวิเคราะห์ EDX ขององค์ประกอบธาตุบนพื้นผิวของชิ้นงาน แสดงในตารางที่ 4.5 พบว่าชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) และชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T1) มีองค์ประกอบที่เหมือนกันคือ คาร์บอน ออกซิเจน ซิลิกอน โครเมียม และเหล็ก ส่วนในกลุ่มของชิ้นงานที่ชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (ชิ้นงาน T2 T3 และ T4) มีองค์ประกอบของธาตุ คาร์บอน ออกซิเจน โครเมียม เหล็ก และนิกเกิล ซึ่งไม่พบธาตุซิลิกอน เมื่อพิจารณาความเข้มข้นของธาตุ ออกซิเจน พบว่าชิ้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว (T0) และ ชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T1) มีปริมาณออกซิเจนสูงกว่ากลุ่มชิ้นงานที่ผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (ชิ้นงาน T2 T3 และ T4) นั้นหมายความว่าบนพื้นผิวของชิ้นงานที่ไม่

ชุบเคลือบผิว (T0) และชิ้นงานที่ชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม (T1) เกิดออกไซด์มากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลแล้วตามด้วยการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียม

4.2 ผลและวิเคราะห์ผลของการทดสอบการติดแน่น

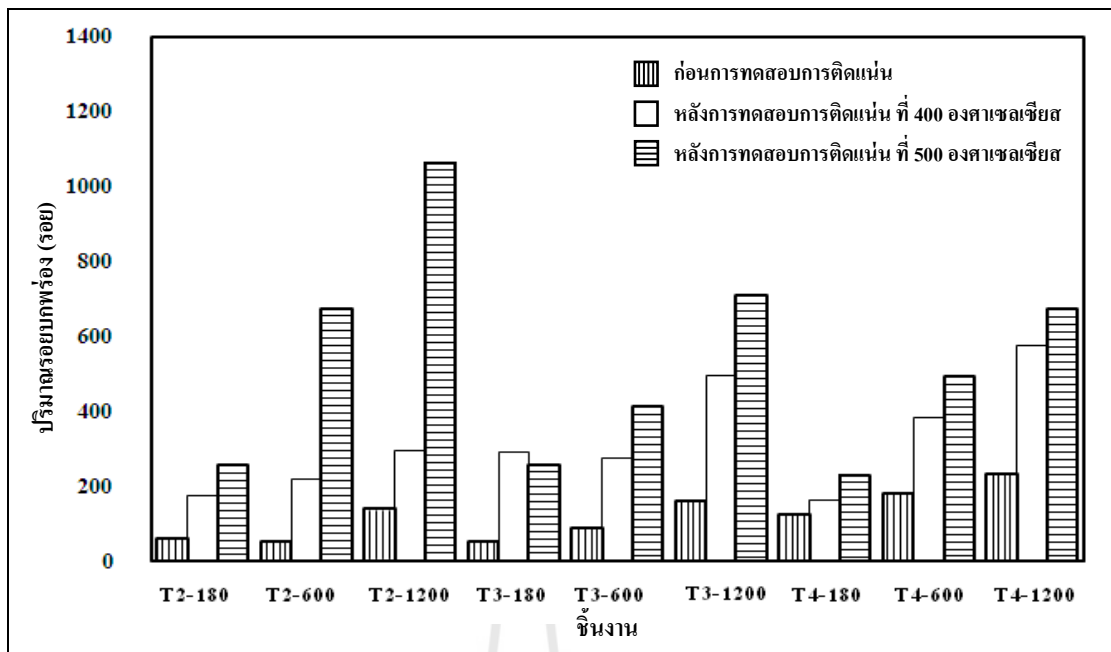
ทดสอบการติดแน่น (adhesion test) ด้วยวิธี Heat-Quenched Test โดยการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วยเตาเผา ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นอุณหภูมิการใช้งานของท่อไอเสียรถจักรยานยนต์ (Lai, C.-S. et al., 2002) เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นทำการเย็นตัวในน้ำที่อุณหภูมิห้องทันที ผลการทดสอบการติดแน่น พิจารณาจากชั้นเคลือบผิวมีการติดแน่นที่ดีหรือไม่ นั้นพิจารณาจากรอยบกพร่อง (defect) ได้แก่ รอยพุพอง (blistering) หรือการหลุดลอก (peeling) ของชั้นเคลือบผิว โดยชั้นเคลือบที่มีการติดแน่นที่ดีต้องไม่มีรอยบกพร่อง (defect) ได้แก่ รอยพุพอง (blistering) หรือการหลุดลอก (peeling) ของชั้นเคลือบผิว (ASTM B571-97, 2000)

โครงสร้างจุลภาคพื้นผิวของชิ้นงานที่ผ่านชุบเคลือบผิวโครเมียมเพื่อความสวยงาม (decorative chromium plating) ที่มีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลด้วยความหนาต่างกัน (กลุ่มชิ้นงาน T2 T3 และ T4) ก่อนการทดสอบการติดแน่นด้วยวิธี Heat-Quenched Test เนื่องจากการชุบเคลือบผิวดังกล่าวต้องการศึกษาผลของความหนาผิวของชิ้นงานโลหะพื้น (substrate) และความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิล ที่ส่งผลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ดังนั้นก่อนการทดสอบการติดแน่น จึงมีการตรวจสอบปริมาณ สัดส่วนพื้นที่ (area fraction) และขนาดของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงาน โดยโปรแกรม Image J (ดังแสดง ในภาคผนวก ข) หลังการทดสอบการติดแน่นด้วยวิธี Heat-Quenched Test ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส พบว่าพื้นผิวชิ้นงานมีปริมาณรอยบกพร่องของชั้นเคลือบใกล้เคียงกับชิ้นงานก่อนการทดสอบการติดแน่น ดังแสดงในรูปที่ 4.20 จากผลดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบเคลือบผิว ในกรณีกลุ่มชิ้นงาน T2 T3 และ T4 สามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส ดังนั้นผู้วิจัยจึงทำการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิสูงขึ้น โดยทำการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 400 และ 500 องศาเซลเซียส โดยพื้นที่ที่ทำการตรวจสอบการติดแน่นคิดเป็น 1.05 เปอร์เซ็นต์ของพื้นที่ทั้งหมด ทำการพิจารณาบริเวณที่มีความเสียหายของชั้นเคลือบมากที่สุด สัดส่วนพื้นที่ของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงาน หลังการทดสอบการติดแน่น สัดส่วนพื้นที่ของรอยบกพร่องหาจากรอยบกพร่องที่มีขนาด สูงกว่าหรือเท่ากับ 10.3 ตารางไมโครเมตร

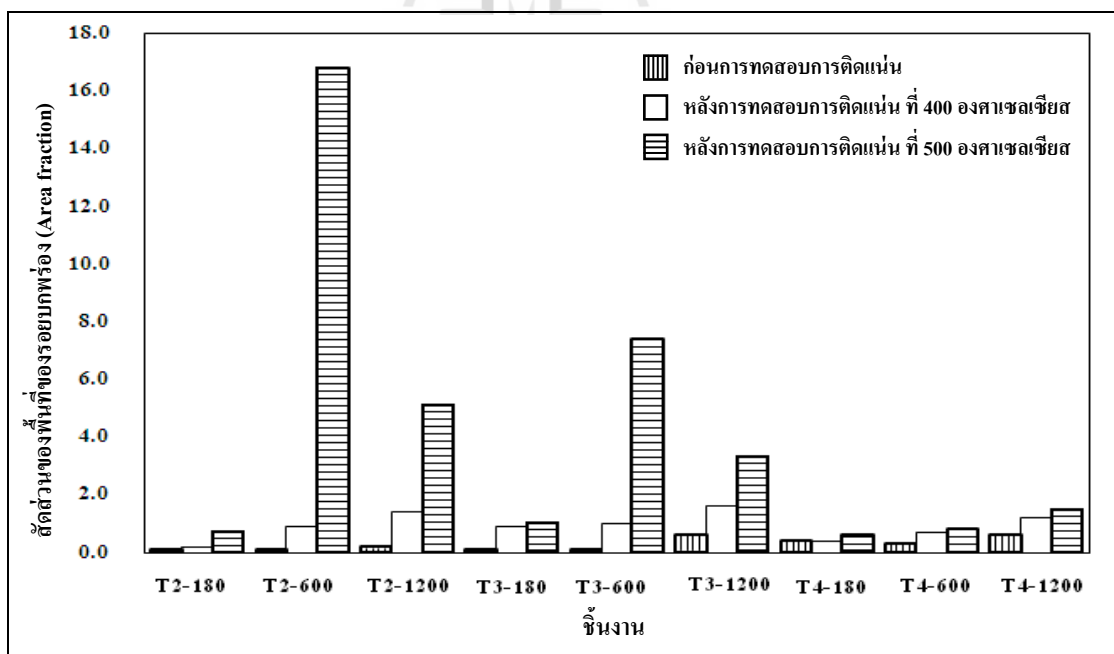


รูปที่ 4.20 การวิเคราะห์ห้รอยบกพร่องของพื้นผิวชิ้นงานด้วยโปรแกรม Image J ก่อนและหลังการทดสอบการอัดแน่น ที่อุณหภูมิ 200 และ 300 องศาเซลเซียส

หลังการทดสอบการอัดแน่นที่อุณหภูมิ 400 และ 500 องศาเซลเซียส พบว่าชิ้นงานกลุ่ม T2 T3 และ T4 ที่มีการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180 มีปริมาณ และสัดส่วนพื้นที่ ของรอยบกพร่องน้อยกว่าชิ้นงานที่มีการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 600 และ 1200 ตามลำดับ โดย ปริมาณ และค่าสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องบนผิวชิ้นงานมีค่าใกล้เคียงกับชิ้นงานก่อนการทดสอบการอัดแน่น สำหรับการทดสอบการอัดแน่นที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส ดังแสดงในรูปที่ 4.21 และ 4.22



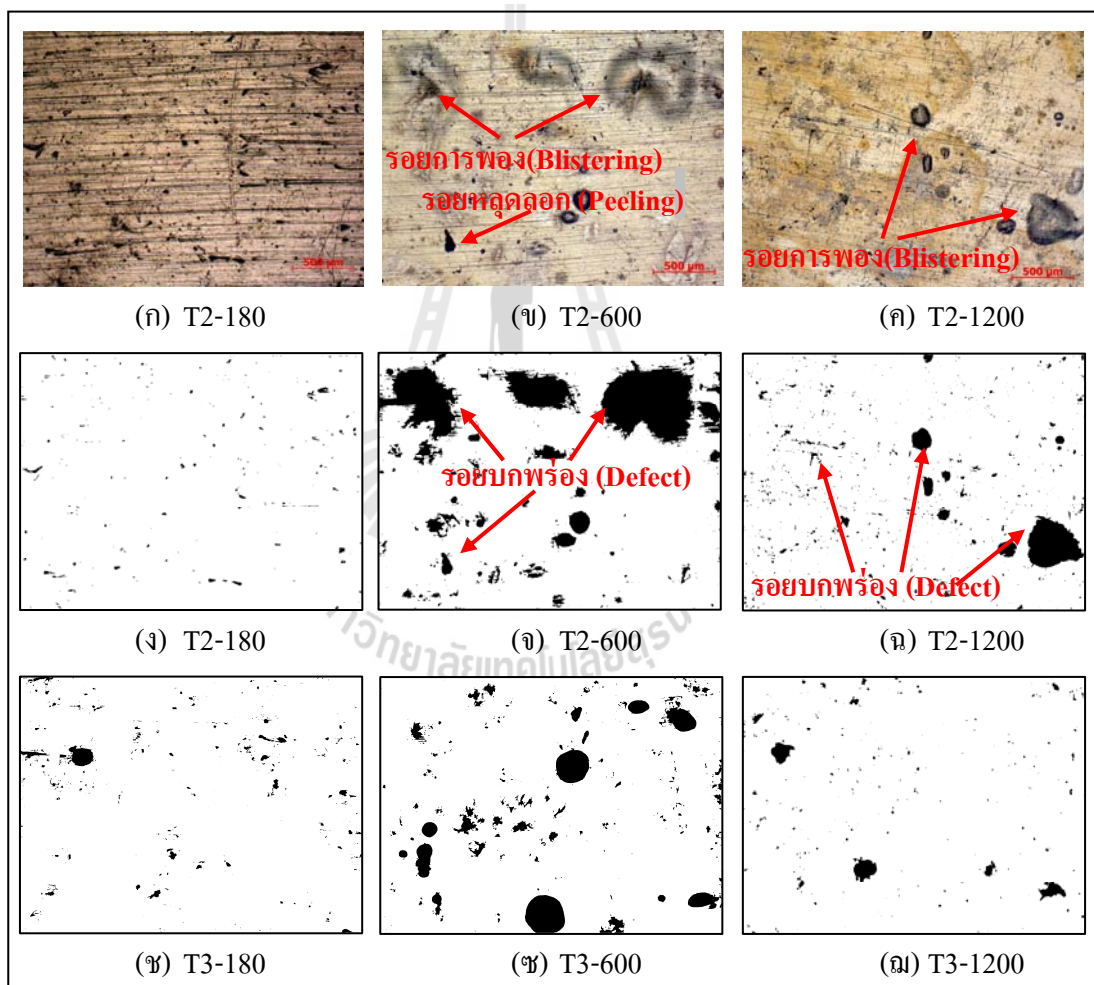
รูปที่ 4.21 ปริมาณของขยะของพื้นที่ปฏิบัติงาน ก่อนและหลังการทดสอบการติดยึด



รูปที่ 4.22 สัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของของขยะบนพื้นที่ปฏิบัติงาน ก่อนและหลังการทดสอบการติดยึด

4.2.1 ผลของความหยาบผิวของชิ้นงานโลหะพื้นต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงาน โลหะพื้น

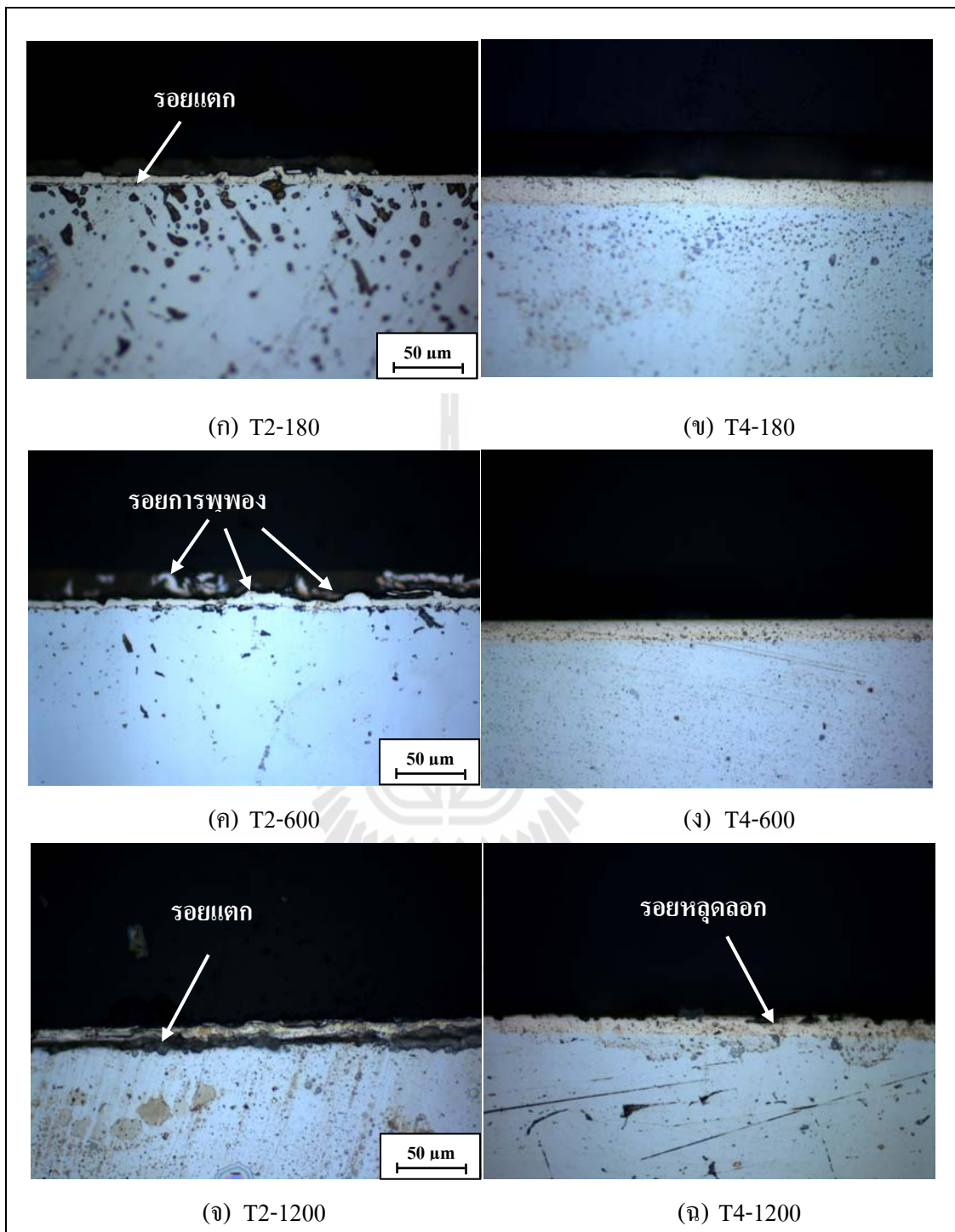
สำหรับการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส ชั้นเคลือบเกิดความเสียหายอย่างชัดเจน เนื่องจากอุณหภูมิที่สูงขึ้น ดังนั้นจึงได้นำกลุ่มชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส มาใช้ในการอธิบายผลของความหยาบผิวของชิ้นงานโลหะพื้นต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงาน โลหะพื้น ความเสียหายของชั้นเคลือบเกิดขึ้นเนื่องจากชิ้นงานมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน



รูปที่ 4.23 การวิเคราะห์รอยบกพร่องของผิวชิ้นงานด้วยโปรแกรม Image J หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

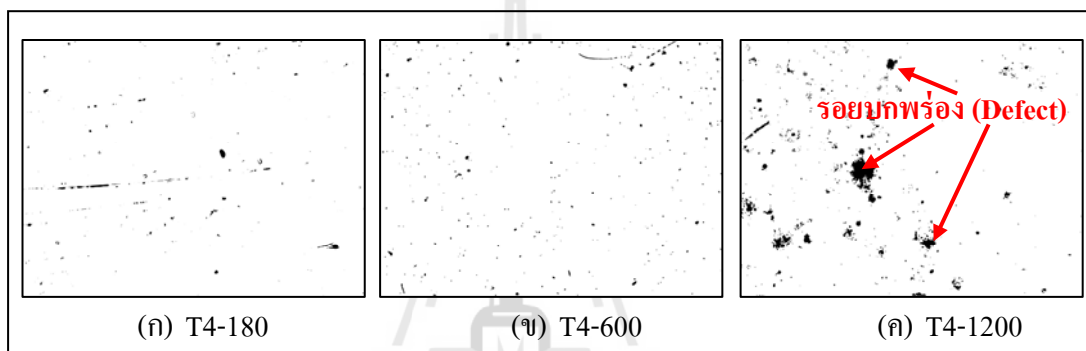
เมื่ออุณหภูมิลดลงอย่างรวดเร็วทำให้ชิ้นงานเกิดการหดตัว แต่เนื่องจากชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น มีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่ต่างกัน จึงทำให้การหดตัวของชิ้นงานโลหะพื้นและชั้นเคลือบไม่สัมพันธ์กันทำให้เกิดความเค้น (thermal stress) ระหว่างรอยต่อของชิ้นงานโลหะพื้นและชั้นเคลือบ (ปนัดดา นิรนาทล้ำพงส์, 2545) ส่งผลให้เกิดการหลุดลอกของชั้นเคลือบ จากภาพโครงสร้างจุลภาคของผิวชิ้นงาน T2 ดังแสดงในรูปที่ 4.23 (ก) (ข) และ (ค) และผลการวิเคราะห์รอยบกพร่อง (พื้นที่สีดำ) ด้วยโปรแกรม Image J ดังแสดงในรูปที่ 4.23

จากผลของสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องบนพื้นผิวของกลุ่มชิ้นงาน T2 และ T3 พบว่า ชิ้นงานที่มีการเตรียมผิวของชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180 มีสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องน้อยกว่าชิ้นงานที่มีการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 1200 และ 600 ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.22 ซึ่งแตกต่างจากผลของการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส ผู้วิจัยจึงพิจารณาภาคตัดขวางของชิ้นงาน T2 และ T4 ดังแสดงในรูปที่ 4.24 ชิ้นงาน T2 (ซึ่งมีการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลบางที่สุด) พบว่าชิ้นงานที่มีการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยกระดาษทรายเบอร์ 180 พบรอยแตกระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ก) ส่วนชิ้นงาน T2-600 ชั้นเคลือบผิวบางบริเวณเกิดการสูญเสียแรงยึดเหนี่ยวทางกล (mechanical interlocking) และบางบริเวณยังมีการติดแน่นที่ดี ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ค) ทำให้พื้นผิวของชั้นเคลือบเกิดรอยบกพร่องขนาดใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 4.23 (จ) แต่สำหรับชิ้นงาน T2-1200 พบว่าชั้นเคลือบได้สูญเสียการยึดเกาะอย่างสิ้นเชิง ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ฉ) ทำให้ชิ้นงาน T2-600 มีสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงานมากกว่าชิ้นงาน T2-1200 เช่นเดียวกันกลุ่มชิ้นงาน T3 โดยชิ้นงาน T3-600 มีสัดส่วนพื้นที่ผิวของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงานมากกว่าชิ้นงาน T3-1200 ดังแสดงในรูปที่ 4.22 แต่ในความเป็นจริงแล้วชิ้นงาน T3-1200 เกิดความเสียหายที่รุนแรงกว่าชิ้นงาน T3-600 สาเหตุเพราะบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นเคลือบกับชิ้นงานโลหะพื้นเป็นบริเวณที่มีความเค้นสูงที่สุด (ปนัดดา นิรนาทล้ำพงส์, 2545) และความหยาบผิวของชิ้นงานโลหะพื้นทีลดลง ส่งผลให้กลไกของการยึดเกาะ ทั้งแรงยึดเหนี่ยวทางกล (mechanical interlocking) และพันธะเคมีลดลง โดยกลไกของการยึดเกาะเกิดขึ้นเนื่องจากไอออนของนิกเกิลแทรกตัวเข้าไปตามพื้นที่ ที่เป็นช่องว่างบนพื้นผิวของชิ้นงานโลหะพื้น และมีการแพร่ผ่านของนิกเกิลแทรกลงในชิ้นงานโลหะพื้น (diffusion theory) การที่ชิ้นงานโลหะพื้นมีค่าความหยาบผิวสูงเป็นการเพิ่มพื้นที่สัมผัสระหว่างชั้นเคลือบนิกเกิลและชิ้นงาน โลหะพื้น (Ramazan, K., Mehmet, S., Bekir, Y., 2008)



รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาค ภาคตัดขวางของกลุ่มชิ้นงาน T2 และ T4 หลังการทดสอบการกดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

สำหรับกลุ่มชิ้นงาน T4 เท่านั้น ที่ชิ้นงานมีการเตรียมผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180 มีสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องน้อยกว่าชิ้นงานที่เตรียมพื้นผิวชิ้นงานโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 600 และ 1200 ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.22 เพื่อยืนยันว่าการเตรียมพื้นผิวชิ้นงานโลหะพื้นที่มีค่าความหยาบผิวสูงยิ่งส่งผลดีต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบกับชิ้นงานโลหะพื้น ซึ่งจะเห็นว่ากลุ่มชิ้นงาน T2-180 T3-180 และ T4-180 คือกลุ่มชิ้นงานที่ชิ้นงานโลหะพื้นเตรียมพื้นผิวด้วยการกัดกระดาษทรายเบอร์ 180 มีปริมาณของรอยบกพร่อง และสัดส่วนของพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่อง มีค่าใกล้เคียงกับชิ้นงานก่อนการทดสอบการติดแน่นมากกว่าชิ้นงานกลุ่มอื่น ดังแสดงในรูปที่ 4.21 และรูปที่ 4.22



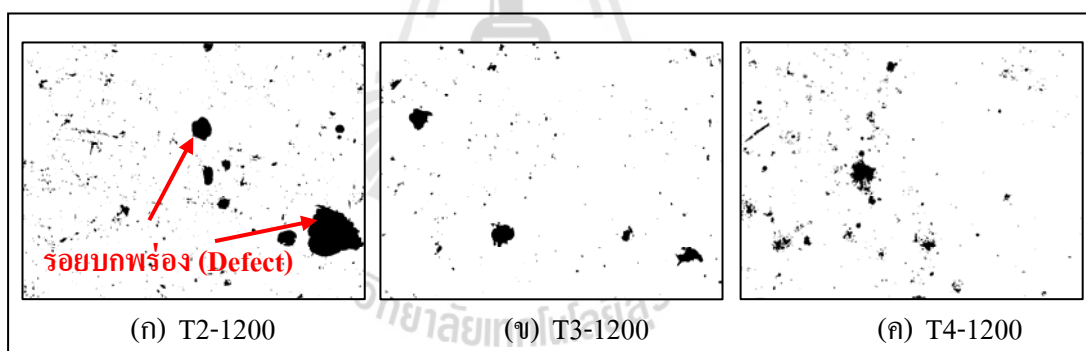
รูปที่ 4.25 การวิเคราะห์รอยบกพร่องของผิวชิ้นงาน T4 ด้วยโปรแกรม Image J หลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

สำหรับชิ้นงาน T4-1200 มีสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องสูงที่สุด เนื่องจากมีขนาดของรอยบกพร่อง (พื้นที่สีดำ) ขนาดใหญ่ ดังแสดงในรูปที่ 4.25 (ค) และพิจารณาภาคตัดขวางของชิ้นงาน T4-1200 บริเวณชั้นบนสุดของชั้นเคลือบ (ชั้นโครเมียม) มีการหลุดลอกอย่างชัดเจน ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ก) จากข้อมูลดังกล่าว ทำให้ทราบว่าความหนาของชั้นนิกเกิลมีผลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น กล่าวคือ ชั้นนิกเกิลที่ชุบเคลือบบนชิ้นงานโลหะพื้นที่มีความหยาบผิวสูง (ชิ้นงานโลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 180) ส่งผลให้มีการติดแน่นที่ดีระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ข) สำหรับการชุบเคลือบผิวบนชิ้นงานโลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวที่เรียบขึ้น (ชิ้นงานโลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 600) ชิ้นงาน T4-600 พบว่า มีการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบกับชิ้นงานโลหะพื้นที่ดีเช่นกัน ดังแสดงในรูปที่ 4.24 (ค) แต่สำหรับชิ้นงาน T4-1200 การชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลที่หนานบนชิ้นงานโลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวที่เรียบ (ชิ้นงาน

โลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 1200) ส่งผลให้พื้นผิวหลังการชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลมีความหยาบผิวลดลง ส่งผลให้ความสามารถในการยึดเกาะระหว่างชั้นนิกเกิลและชั้นโครเมียมลดลง

4.2.2 ผลของความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลก่อนการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น

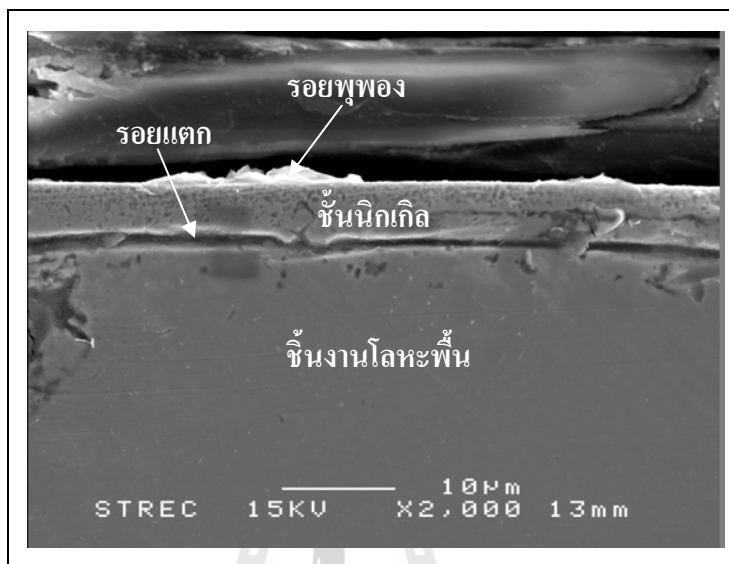
ผลของความหนาของชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบกับชิ้นงานโลหะพื้น (substrate) พิสูจน์โดยการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส โดยเลือกชิ้นงาน T2-1200 T3-1200 และ T4-1200 เนื่องจากเป็นกลุ่มชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมพื้นผิวโลหะพื้นด้วยการขัดกระดาษทรายเบอร์ 1200 และเกิดความเสียหายระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้นมากที่สุด จากการทดสอบการติดแน่นพบว่าชิ้นงาน T2-1200 มีสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่อง (พื้นที่สีดำ) บนพื้นผิวของชิ้นงานมากกว่า ชิ้นงาน T3-1200 และ T4-1200 ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.26



รูปที่ 4.26 การวิเคราะห์รอยบกพร่องของผิวชิ้นงาน T2-1200 T3-1200 และ T4-1200 ด้วยโปรแกรม Image J หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

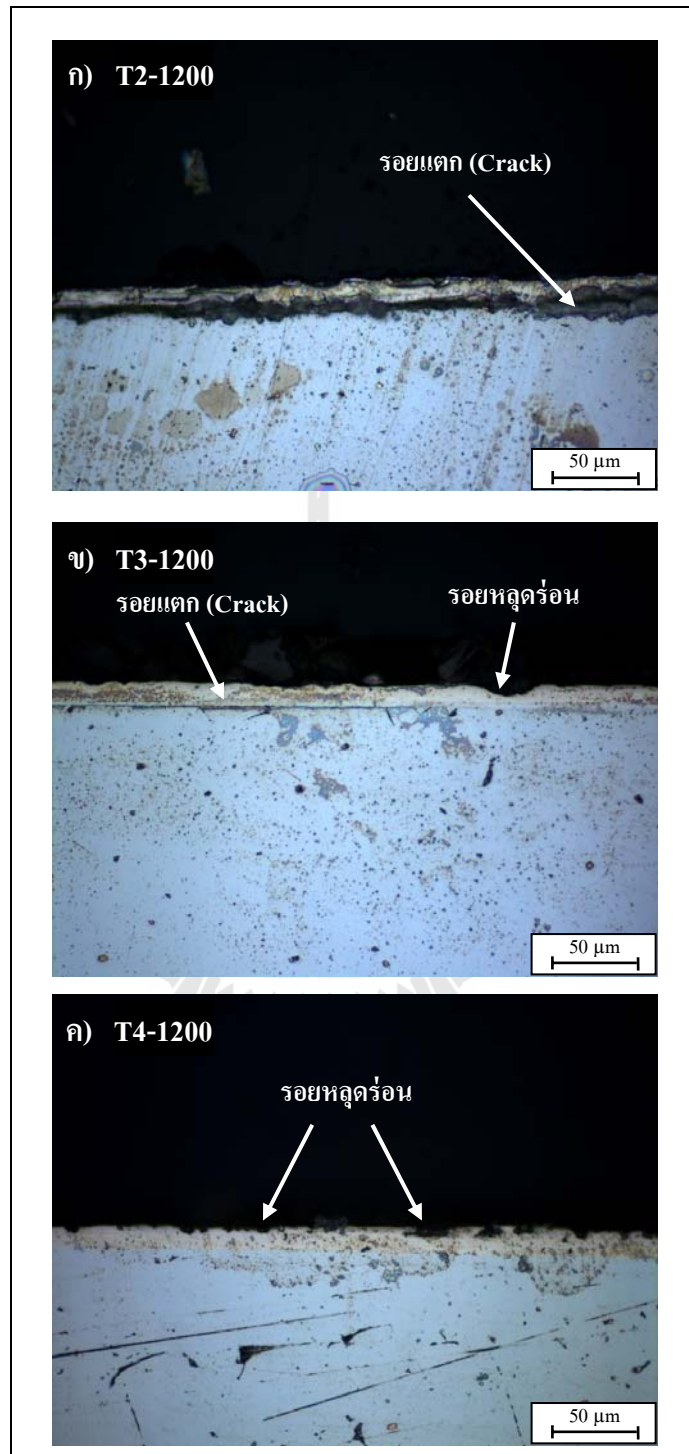
ชิ้นงาน T2-1200 (ซึ่งมีชั้นชุบรองพื้นด้วยนิกเกิลบางที่สุด) พบรอยแตกระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานโลหะพื้น เนื่องจากชั้นชุบรองพื้นนิกเกิลที่บางทำให้ออกซิเจนแพร่เข้าชั้นเคลือบเมื่อออกซิเจนสัมผัสกับชิ้นงานโลหะพื้นทำปฏิกิริยากับซัลฟอนเกิดเป็น ซัลฟอนออกไซด์ (ผลการวิเคราะห์ธาตุ ได้แสดงในภาคผนวก ข) ชั้นของซัลฟอนออกไซด์ ส่งผลให้ความสามารถในการยึดเกาะลดลง (Ramazan, K., Mehmet, S., Bekir, Y., 2008) เมื่อมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่าง

ฉับพลัน จึงทำให้เกิดความเค้นบริเวณรอยต่อระหว่าง ออกไซด์และชั้นงานโลหะพื้น (Abdallah, A.A., Lu, K., Ovchinnikov, C.D., Bulle-Lieuwna C.W.T., de With, G., 2009 ; ปนัดดา นิรนาทล้ำ พงส์, 2545) จึงทำให้เกิดการแยกออกของชั้นเคลือบอย่างชัดเจน ดังแสดงในรูปที่ 4.27



รูปที่ 4.27 การวิเคราะห์ SEM ภาคตัดขวางของชั้นงาน T2-1200 หลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

ในกรณี T3-1200 และ T4-1200 พบว่าชั้นงานเกิดการหลุดร่อนด้านบนสุดของชั้นเคลือบ ดังแสดงในรูปที่ 4.28 นอกจากนี้ชั้นงาน T3-1200 ยังพบรอยแตกระหว่างชั้นเคลือบและชั้นงานโลหะพื้น เนื่องจากในระหว่างที่ชั้นงานได้รับความร้อนทำให้ชั้นโครเมียมด้านบนสุดเกิดเป็นโครเมียมออกไซด์ ออกไซด์ดังกล่าวช่วยป้องกันการแพร่ของออกซิเจน (ปนัดดา นิรนาทล้ำ พงส์, 2545) หลังจากนั้นทำการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้ชั้นโครเมียมเกิดการหลุดร่อน นอกจากนี้ยังมีผลเนื่องมาจากความหนาของชั้นซุบรองพื้นนิกเกิลที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ความหนาของชั้นงานลดลง ทำให้การยึดเหนี่ยวด้วยแรงทางกล และพันธะเคมี ระหว่างชั้นโครเมียมและชั้นซุบรองพื้นนิกเกิลลดลงเช่นกัน



รูปที่ 4.28 โครงสร้างจุลภาค ภาคตัดขวางของชิ้นงาน T2-1200 T3-1200 และ T4-1200 หลังการทดสอบการอัดแน่นที่อุณหภูมิ 50 องศาเซลเซียส

บทที่ 5

สรุปการทดลอง

5.1 จากการศึกษาอิทธิพลของ ความหนาแน่นของชั้นงาน โลหะพื้น การชุบร่องพื้นด้วย นิกเกิล ความหนาแน่นของชั้นงานที่ผ่านการชุบ โครเมียมเพื่อความสวยงาม และ เงื่อนไขในการทดสอบต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน ซึ่งสามารถสรุปใจความสำคัญได้ดังนี้

5.1.1 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันเพิ่มขึ้นเมื่อความหนาแน่นของชั้นงาน โลหะพื้น

5.1.2 ชั้นงานที่มีการชุบร่องพื้นด้วยนิกเกิลก่อนการชุบ โครเมียม มีอัตราการเกิด ออกซิเดชันสูงกว่าชั้นงานที่ผ่านการชุบเคลือบผิวด้วยโครเมียมเพียงอย่างเดียว และมีความ เงามงของผิวชั้นงานมากกว่าชั้นงานที่ไม่ชุบเคลือบผิว

5.1.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันเพิ่มขึ้นเมื่อความหนาแน่นของชั้นงานของชั้นงาน นิกเกิลเพิ่มขึ้น ของชั้นงานที่ผ่านการชุบ โครเมียมเพื่อความสวยงาม

5.1.4 เงื่อนไขการทดสอบออกซิเดชันต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชัน พบว่า การทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบมีการเกิดออกซิเดชันที่รุนแรงกว่าการทดสอบ ออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง

5.1.5 การทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศปกติมีความรุนแรงของการเกิด ออกซิเดชันมากกว่าการทดสอบออกซิเดชันในบรรยากาศคาร์บอน ไดออกไซด์

5.2 จากการศึกษาอิทธิพลของ ความหนาแน่นของชั้นงาน โลหะพื้น และความหนาแน่นของชั้นงาน นิกเกิลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชั้นงาน โลหะพื้น ซึ่งสามารถสรุปใจความสำคัญ ได้ดังนี้

5.2.1 ความหนาแน่นของชั้นงาน โลหะพื้นต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและชั้นงาน โลหะพื้น พบว่าชั้นงาน โลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวที่หนาแน่นก่อนการชุบเคลือบผิวมีการติดแน่น ระหว่างชั้นเคลือบและชั้นงาน โลหะพื้นที่ดีกว่าชั้นงาน โลหะพื้นที่มีการเตรียมพื้นผิวเรียบ

5.2.2 ความหนาแน่นของชั้นงาน นิกเกิลต่อการติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและ ชั้นงาน โลหะพื้น พบว่าชั้นงาน นิกเกิลที่หนาแน่นส่งผลให้การติดแน่นระหว่างชั้นเคลือบและ ชั้นงาน โลหะพื้นดีขึ้น แต่ส่งผลให้ชั้นบนสุดของชั้นเคลือบ (ชั้น โครเมียม) เกิดการหลุดลอก

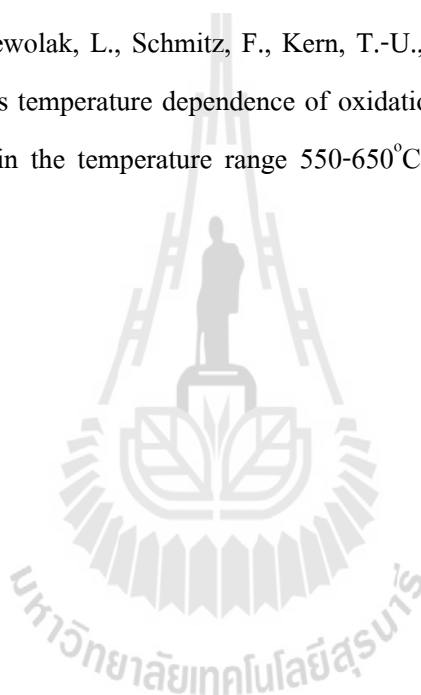


เอกสารอ้างอิง

- ชนิด คุ่มปากพิง. (2545). การศึกษาพฤติกรรมของการออกซิเดชัน และการเกิดสพอลเลชันของผิวเคลือบ CoNiCrAlY ที่ผลิตโดยการพ่นเคลือบด้วยเปลวพลาสมา และการพ่นเคลือบด้วยเปลวเพลิงความเร็วสูงที่อุณหภูมิสูง. วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาเทคโนโลยีวัสดุ คณะพลังงานและวัสดุ บัณฑิตวิทยาลัย พระจอมเกล้าธนบุรี.
- ปนัดดา นิรนาทลำพองศ์. (2545). การเกิดออกซิเดชันและกลไกการเสียหายแบบ Spallation ของผิวเคลือบอุณหภูมิร้อนที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส. วารสารวิจัยและพัฒนา มจร. (25): 55-65.
- ผศ. ศิริลักษณ์ นิวิฐจรรยงค์ (2549). Passivity of stainless steels. [On-line].
Available: <http://202.28.17.1/article/atc42/atc00264.html>
- อนันต์ ทองมอญ. (2548). ชูโลหะด้วยไฟฟ้า. กรุงเทพฯ: สถาบันพัฒนาอุตสาหกรรมเครื่องจักรกล. 279 หน้า.
- Abdallah, A.A., Lu, K., Ovchinnikov, C.D., Bulle-Lieuwna C.W.T., de With, G. (2009). The adhesion of SiNx thin layers on silica-acrylate coated polymer substrates. **Surface and Coatings Technology**. (191): 324-329.
- ASTM B571-97. (2000). Standard Practice for Qualitative Adhesion Testing of Metallic Coatings¹. Annual book of ASTM standard.
- Birks, N., Meier, G.H., Pettit, F.S. (2006). Introduction to High Temperature Oxidation of Metals: 338.
- Lai, C.-S., Lin, T.-M., Lee, S.-S., Chen, T.-H., Chang, K.-P.C., Tsai, C.-C., Lin, S.-D. (2002). Case studies in contact burns caused by exhaust pipes of motorcycles. **Burns**. (28): 370-373.
- Deqing, W., Ziyuan, S., Tangshan, K. (2005). Composite plating of hard chromium on aluminum substrate. **Surface and Coatings Technology**. (191): 324-329.
- Henry, S., Galerie, A., Antoni, L. (2001). Abnormal oxidation of stabilized ferritic stainless steels in water vapour. **Materials Science Forum**. (369-372): 353-360.

- Khanna, A.S. (2002). Introduction to High Temperature Oxidation and corrosion. Publisher: ASM International: 325.
- Kim, S.H. (2005). Experimental Study of the Residual Stress-Induced Self-Assembly of memsstructures during deposition (Dissertation). **Texas A&M University**. 117.
- Lee, D.B., Ko, J.H., Kwon, S.C. (2005). Oxidation of Ni–W coatings at 700 and 800°C in air. **Surface and Coatings Technology**. (193): 292-296.
- Nan, X., Daniel, M., David, Y., Jader, F. (2008). High temperature corrosion of cast heat resisting steels in CO + CO₂ gas mixtures. **Corrosion Science**. (50): 2398-2406.
- N'Dah, E., Tsipas, S., Hierro, M.P., Perez, F.J. (2007). Study of the cyclic oxidation resistance of Al coated ferritic steels with 9 and 12%Cr. **Corrosion Science**. (46): 2850-2865.
- Norinsan, K.O., Jianqiang, Z., Seo, M., David, J.Y. (2010). Temperature and water vapour effects on the cyclic oxidation behavior of Fe-Cr alloys. **Corrosion Science**. (52): 2827-2836.
- Oliver, D.C., Sephton, M. (2003). External corrosion resistance of steel and ferrit stainless steel Exhaust systems. **The Journal of The South African Institute of mining and Metallurgy**: 93-100.
- Principles of Corrosion and Oxidation - chapter 1. (2011) [On-line].
<http://refinerypedia.blogspot.com/2011/10/principles-of-corrosion-and-oxidation.html>
- Ramazan, K., Mehmet, S., Bekir, Y. (2008). Influence of adhesive thickness and filler content on the mechanical performance of aluminum single-lap joints bonded with aluminum powder filled epoxy adhesive. **Journal of Materials Processing Technology**. (205): 183-189.
- Sadique, S.E., Mollah, A.H., Islam, M.S., Ali, M.M., Megat, M.H.H., Basri, S. (2000). High-temperature oxidation behavior iron-chromium-aluminum alloys. **Oxidation of Metals**. (54): 385-400.
- Siamstainless. ความหยาบผิวของสแตนเลสแผ่น. (2011)
<http://siamstainless.com/?p=1110>
- Snyder, D.L. Atotech USA Inc of Rock Hill. (2000). Decorative chromium plating. **Metal finishing**. (98): 215-222.
- The Ellingham diagram. (2012) [On-line].
http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/ellingham_diagrams/ellingham.php

- Wongpinij, T., U-dom, T., Suptrakun, T., Puttanasan, T., Pimpan, C., Nangnoi, N., Wongpanya, P. (2012). The oxidation behaviour of stainless steel AISI 409 coated by decorative nickel-chromium plating. **Proceedings of the 5th Thailand Metallurgy Conference**.
- Tyler, J.M. Atotech USA Inc of Cleveland. (1995). Automotive applications for chromium. **Metal finishing**. (93): 11-14.
- Yokoi, H. Kanto kasei Co., Lid., assignee. (1992). Nickel Plating Solution, Nickel-Chromium Electroplating Method and Nickel-Chromium Plating Film. United states patent US005160423A. Oct30.
- Zurek, J., Wessel, E., Niewolak, L., Schmitz, F., Kern, T.-U., Singheiser, L., Quadackers, W.J. (2004). Anomalous temperature dependence of oxidation kinetics during steam oxidation of ferritic steels in the temperature range 550-650°C. **Corrosion Science**. (46): 2310-2317.





ตารางที่ 1 ความหนาเฉลี่ยของชั้นนิกเกิล โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

ครั้งที่	ความหนาชั้นชุบรองพื้นด้วยนิกเกิล (ไมครอน)								
	กลุ่มชิ้นงาน								
	T2			T3			T4		
	180	600	1200	180	600	1200	180	600	1200
1	1.70	1.70	2.20	180	600	1200	4.40	4.70	6.00
2	2.20	3.00	3.20	3.10	3.20	3.70	4.50	5.20	6.50
3	2.00	2.60	2.50	3.20	3.30	3.50	4.50	5.00	6.10
4	2.30	2.70	2.70	3.00	3.40	3.60	4.40	5.20	6.10
5	2.20	2.50	2.70	3.20	3.20	3.60	4.60	5.40	6.30
6	2.30	2.80	2.80	3.30	3.30	3.70	4.60	4.80	6.30
7	2.40	2.40	2.60	3.20	3.30	3.70	4.50	5.40	6.40
8	2.00	2.60	2.90	3.20	3.50	3.90	4.40	5.40	6.40
9	1.90	2.50	2.80	3.10	3.30	3.60	4.40	5.00	6.30
10	2.00	2.70	2.80	3.10	3.40	3.60	4.50	5.10	6.40
ค่าเฉลี่ย	2.10	2.55	2.72	3.17	3.33	3.65	4.48	5.12	6.28
ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน	0.20	0.33	0.25	0.09	0.09	0.10	0.07	0.24	0.15

ตารางที่ 2 ความหนาเฉลี่ยของชั้น โครเมียม โดยการชุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

ครั้งที่	ความหนาชั้นโครเมียม (ไมครอน)					
	กลุ่มชิ้นงาน					
	T1			T2		
	180	600	1200	180	600	1200
1	0.10	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20
2	0.10	0.20	0.20	0.10	0.20	0.10
3	0.10	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20
4	0.10	0.20	0.20	0.10	0.20	0.10
5	0.20	0.20	0.30	0.20	0.20	0.20
6	0.10	0.30	0.40	0.30	0.30	0.20
7	0.10	0.30	0.20	0.20	0.20	0.30
8	0.20	0.20	0.20	0.30	0.30	0.20
9	0.20	0.20	0.30	0.30	0.20	0.20
10	0.20	0.10	0.20	0.20	0.20	0.20
ค่าเฉลี่ย	0.14	0.21	0.24	0.21	0.22	0.19
ค่าเบี่ยงเบน มาตรฐาน	0.05	0.05	0.07	0.07	0.04	0.05

ตารางที่ 3 ความหนาเฉลี่ยของชั้น โครเมียม โดยการหุบเคลือบผิวด้วยวิธีทางไฟฟ้า

ครั้งที่	ความหนาชั้นโครเมียม (ไมครอน)					
	กลุ่มชิ้นงาน					
	T3			T4		
	180	600	1200	180	600	1200
1	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20
2	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20	0.30
3	0.30	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20
4	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20	0.20
5	0.30	0.20	0.30	0.20	0.30	0.30
6	0.30	0.30	0.20	0.30	0.30	0.20
7	0.20	0.30	0.30	0.30	0.20	0.30
8	0.30	0.20	0.20	0.20	0.30	0.20
9	0.20	0.30	0.30	0.30	0.20	0.30
10	0.20	0.30	0.30	0.30	0.20	0.30
ค่าเฉลี่ย	0.23	0.24	0.24	0.24	0.23	0.25
ค่าเบี่ยงเบน มาตรฐาน	0.06	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05

ตารางที่ 4 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
ต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.9713	3.9718	554.4665	9.0176E-07
T0-600	3.8553	3.8558	539.8165	9.2624E-07
T0-1200	3.7704	3.7708	537.2615	7.4451E-07
T1-180	3.7847	3.7854	541.8102	1.2919E-06
T1-600	3.6853	3.6859	537.9990	1.1152E-06
T1-1200	3.5953	3.5958	517.4881	9.6620E-07
T2-180	3.9035	3.9041	553.0965	1.0848E-06
T2-600	3.3808	3.3813	509.3765	9.8159E-07
T2-1200	3.8169	3.8174	542.2952	9.2200E-07
T3-180	3.9456	3.9462	553.7202	1.0835E-06
T3-600	3.6465	3.6470	521.6973	9.5841E-07
T3-1200	3.4454	3.4459	507.9440	9.8436E-07
T4-180	3.6694	3.6700	502.4015	1.1942E-06
T4-600	3.7934	3.7939	537.7831	9.2974E-07
T4-1200	3.7453	3.7458	533.9115	9.3648E-07

ตารางที่ 5 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
ต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.7217	3.7223	526.2198	1.1402E-06
T0-600	3.6567	3.6572	521.1969	9.5933E-07
T0-1200	3.7154	3.7159	527.0915	9.4860E-07
T1-180	3.4458	3.4465	498.0640	1.4054E-06
T1-600	3.5535	3.5542	521.2081	1.3430E-06
T1-1200	3.5471	3.5477	515.8348	1.1631E-06
T2-180	3.8844	3.8850	538.2948	1.1146E-06
T2-600	3.7874	3.7879	530.2827	9.4289E-07
T2-1200	3.8238	3.8243	533.5061	9.3719E-07
T3-180	3.9963	3.9970	549.2898	1.2743E-06
T3-600	3.6310	3.6316	508.2198	1.1805E-06
T3-1200	3.0408	3.0413	540.2140	9.2555E-07
T4-180	4.0225	4.0232	543.7148	1.2874E-06
T4-600	3.6505	3.6511	506.7786	1.1839E-06
T4-1200	3.7548	3.7553	522.2798	9.5734E-07

ตารางที่ 6 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
วงรอบ (รอบที่ 90) ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.7963	3.7967	545.7931	7.3287E-07
T0-600	3.7516	3.7519	534.9302	5.6100E-07
T0-1200	3.8150	3.8152	528.3386	3.7854E-07
T1-180	3.9210	3.9218	528.3386	1.5100E-06
T1-600	3.6881	3.6888	546.5077	1.2800E-06
T1-1200	3.8006	3.8010	532.7256	7.5100E-07
T2-180	4.0451	4.0457	559.9248	1.0715E-06
T2-600	3.7801	3.7807	541.8690	1.1072E-06
T2-1200	3.8109	3.8114	538.0398	9.2929E-07
T3-180	3.9467	3.9472	550.1090	9.0891E-07
T3-600	3.9516	3.9521	555.4665	9.0014E-07
T3-1200	3.9078	3.9083	550.1343	9.0900E-07
T4-180	3.9266	3.9271	558.5510	8.9500E-07
T4-600	3.9332	3.9337	554.1673	9.0200E-07
T4-1200	3.4778	3.4781	507.3452	5.9100E-07

ตารางที่ 7 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
วงรอบ (รอบที่ 90) ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศปกติ

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.2319	3.2324	481.0498	1.0393E-06
T0-600	3.8719	3.8728	540.7040	9.2500E-07
T0-1200	3.9247	3.9250	553.0965	5.4240E-07
T1-180	3.3049	3.3055	488.7981	1.2300E-06
T1-600	3.4457	3.4464	496.9090	1.4087E-06
T1-1200	3.8687	3.8693	550.5043	1.0899E-06
T2-180	3.7978	3.7985	548.5160	1.2761E-06
T2-600	3.7920	3.7922	546.4598	1.0979E-06
T2-1200	3.6100	3.6105	521.9948	9.5786E-07
T3-180	3.9890	3.9896	558.7798	1.0737E-06
T3-600	3.6986	3.6991	536.5706	9.3184E-07
T3-1200	3.8643	3.8647	543.6665	7.3600E-07
T4-180	3.8060	3.8064	544.0265	7.3500E-07
T4-600	3.8943	3.8948	550.8148	9.0800E-07
T4-1200	3.8950	3.8955	557.9981	8.9600E-07

ตารางที่ 8 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
ต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_i (g/mm ²)
T0-180	3.6921	3.6922	532.8473	1.8800E-07
T0-600	3.7684	3.7684	535.9997	0.0000E-07
T0-1200	3.8286	3.8286	511.2923	0.0000E-07
T1-180	3.5568	3.5570	525.1310	3.8100E-07
T1-600	3.7364	3.7365	536.8915	1.8600E-07
T1-1200	3.9487	3.9488	556.5398	1.8000E-07
T2-180	3.9392	3.9393	551.6129	1.8100E-07
T2-600	3.9133	3.9134	558.5223	1.7900E-07
T2-1200	3.8497	3.8498	543.1673	1.8400E-07
T3-180	3.8520	3.8521	556.9119	1.8000E-07
T3-600	3.8783	3.8784	551.7683	1.8100E-07
T3-1200	3.8295	3.8296	537.8573	1.8600E-07
T4-180	3.9411	3.9412	560.0600	1.7900E-07
T4-600	3.4238	3.4239	508.5472	1.9700E-07
T4-1200	3.7972	3.7973	543.4515	1.8400E-07

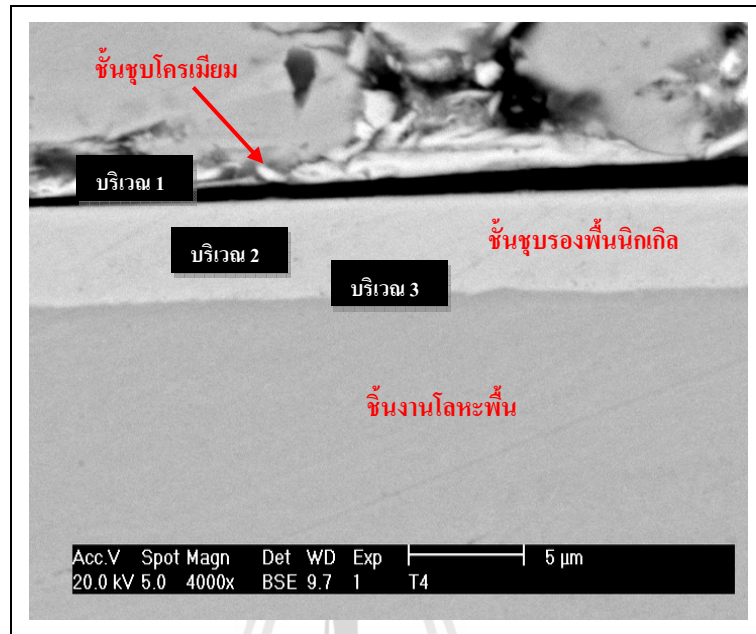
ตารางที่ 9 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
วงรอบ (รอบที่ 90) ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.8512	3.8514	551.6408	3.6255E-07
T0-600	3.7655	3.7657	542.8705	3.6800E-07
T0-1200	3.6691	3.6692	529.3722	1.8890E-07
T1-180	3.8518	3.8520	547.2473	3.6500E-07
T1-600	3.7835	3.7837	529.7018	3.7800E-07
T1-1200	3.8744	3.8746	544.2198	3.6700E-07
T2-180	3.8481	3.8483	553.0598	3.6162E-07
T2-600	3.8484	3.8486	545.4623	3.6666E-07
T2-1200	3.6135	3.6136	516.1233	1.9375E-07
T3-180	4.0173	4.0175	562.3983	3.5562E-07
T3-600	3.8614	3.8616	540.6653	3.6991E-07
T3-1200	3.8361	3.8362	548.0464	1.8200E-07
T4-180	3.9832	3.9834	562.3983	3.5600E-07
T4-600	3.9211	3.9212	540.6653	1.8500E-07
T4-1200	3.9620	3.9621	548.0464	1.8200E-07

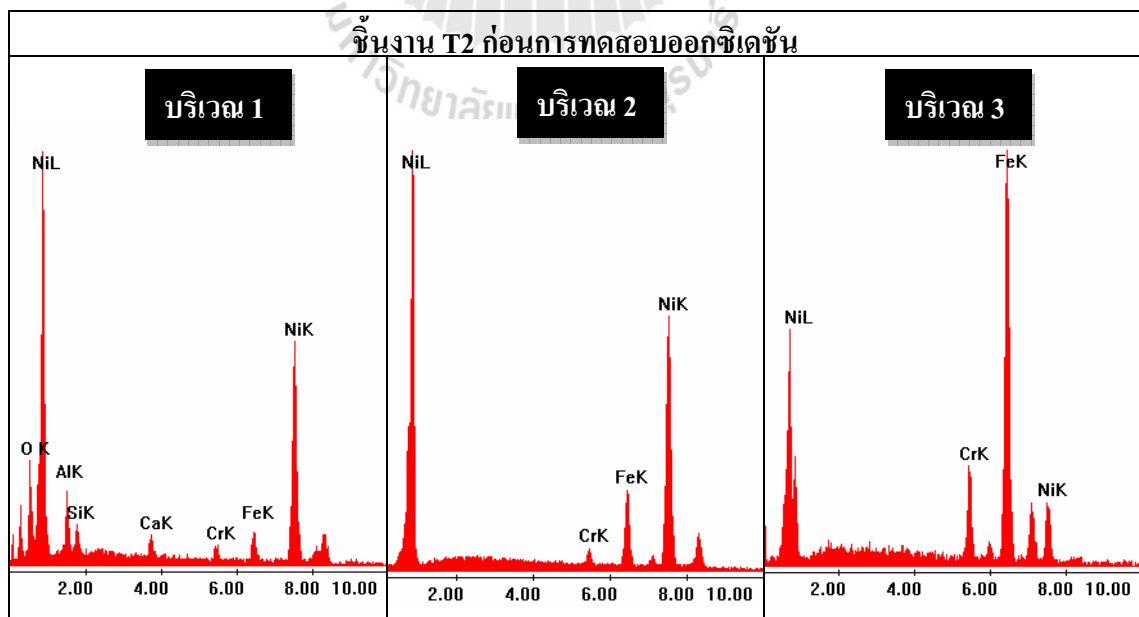
ตารางที่ 10 น้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันแบบ
วงรอบ (รอบที่ 90) ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส ในบรรยากาศคาร์บอนไดออกไซด์

ชิ้นงาน	m_0 (g)	m (g)	S (mm ²)	m_t (g/mm ²)
T0-180	3.9005	3.9007	546.1658	3.6600E-07
T0-600	3.9101	3.9103	538.8026	3.7100E-07
T0-1200	3.6041	3.6043	522.4385	3.8300E-07
T1-180	3.9795	3.9798	551.5995	5.4400E-07
T1-600	3.8979	3.8982	550.4116	5.4500E-07
T1-1200	3.6733	3.6735	532.2533	3.7600E-07
T2-180	4.0129	4.0132	566.6504	5.2900E-07
T2-600	3.5442	3.5444	518.9948	3.8500E-07
T2-1200	3.7479	3.7481	536.4548	3.7300E-07
T3-180	3.7293	3.7295	540.1289	3.7000E-07
T3-600	3.8004	3.8006	545.0710	3.6700E-07
T3-1200	3.8221	3.8223	542.4864	3.6900E-07
T4-180	3.9646	3.9648	559.4914	3.5700E-07
T4-600	3.8916	3.8918	552.6823	3.6200E-07
T4-1200	3.9413	3.9415	564.3741	3.5400E-07

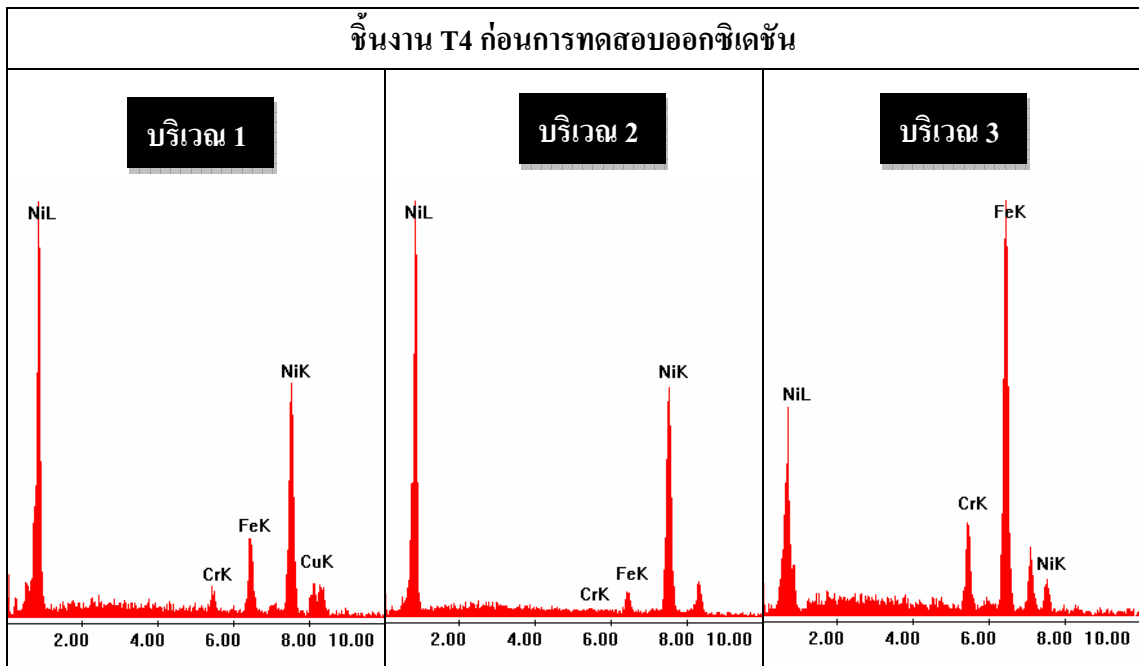
การวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ บริเวณภาคตัดขวางของชิ้นงาน ก่อนและหลังการทดสอบ ออกซิเดชัน ในบรรยากาศปกติ



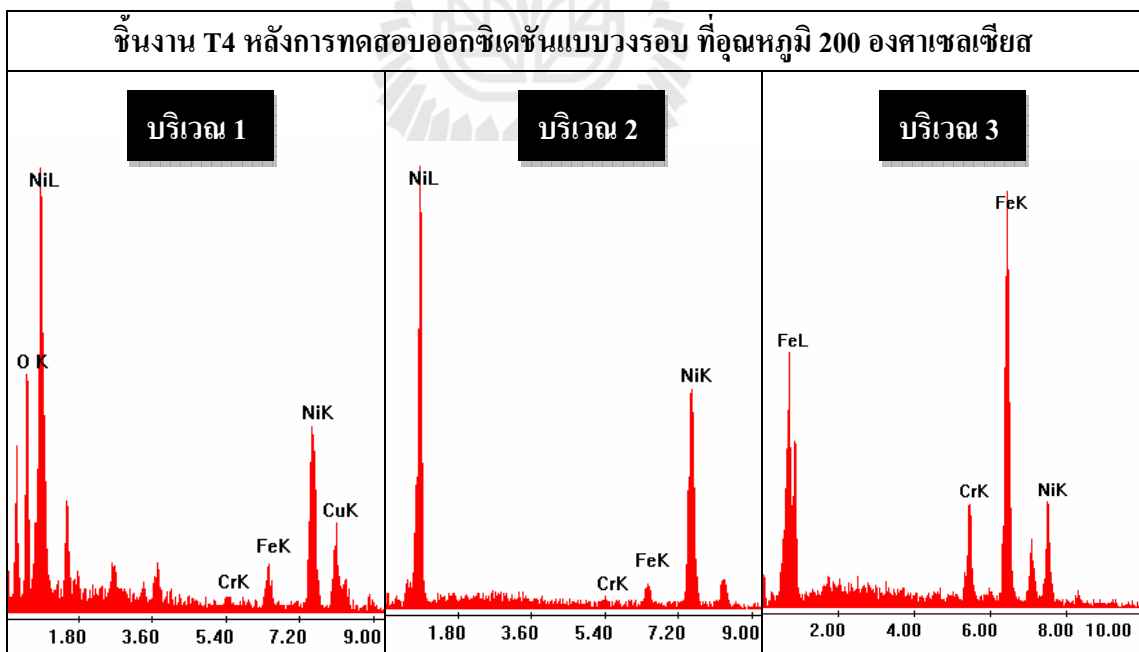
รูปที่ 1 บริเวณการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ ภาคตัดขวางของชิ้นงาน



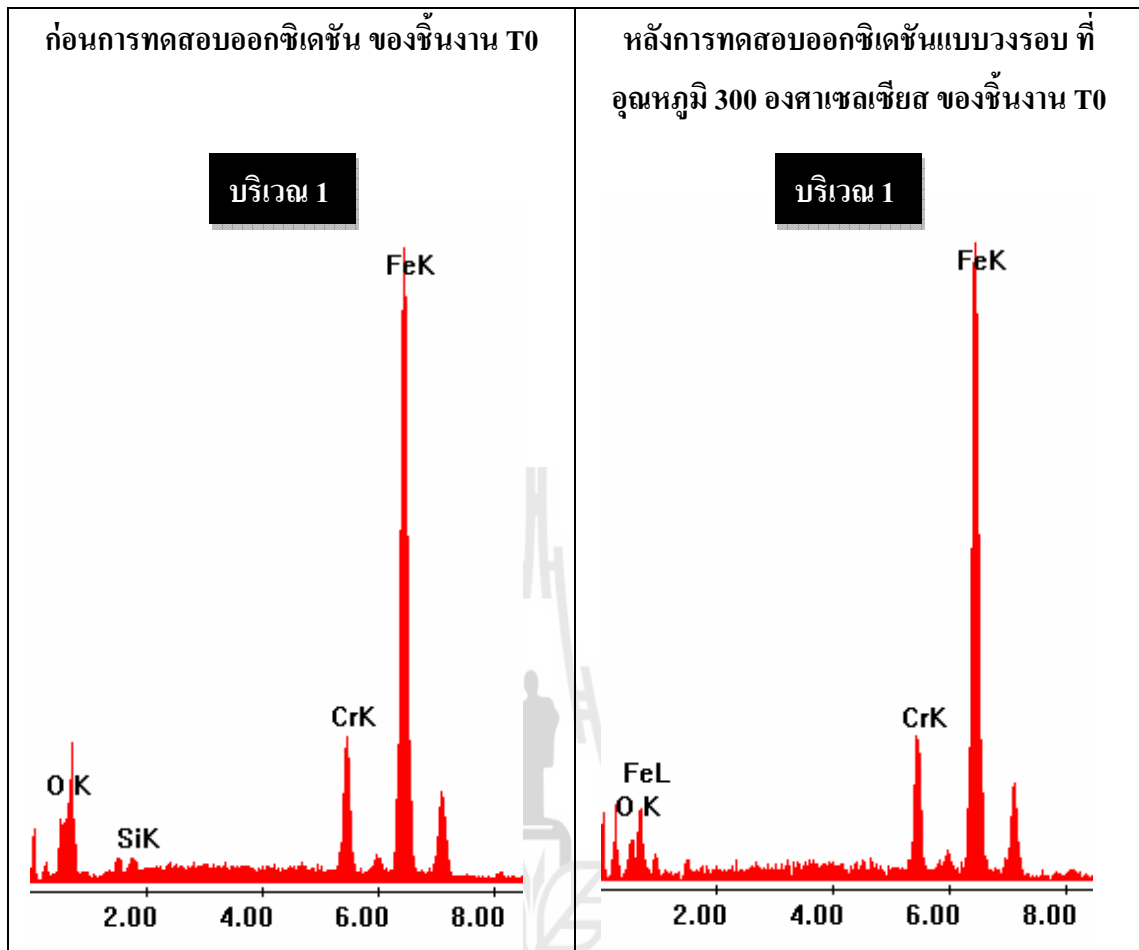
รูปที่ 2 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T2 ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน



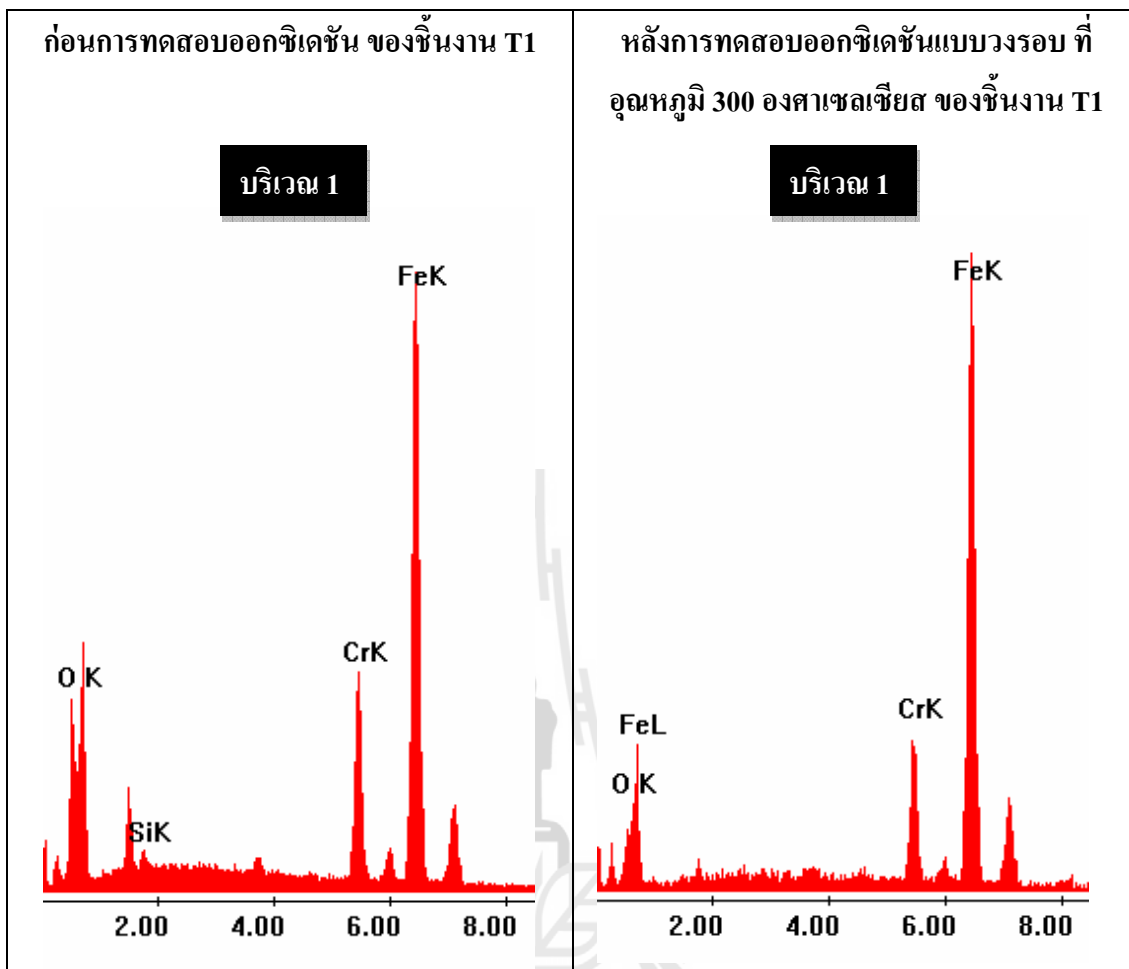
รูปที่ 3 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T4 ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน



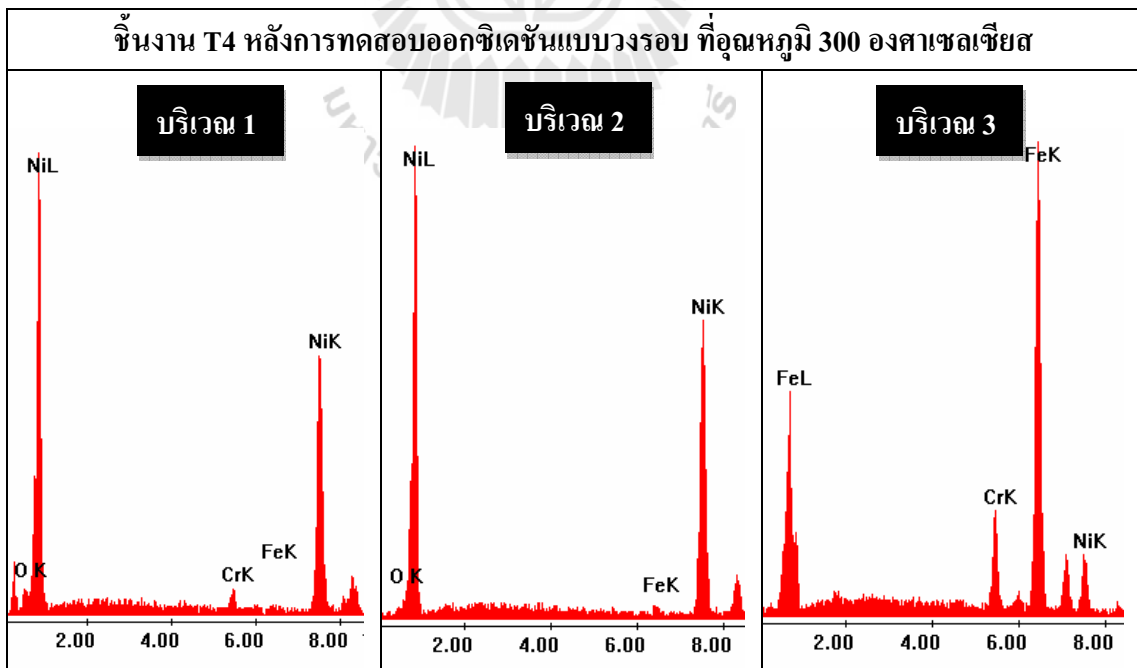
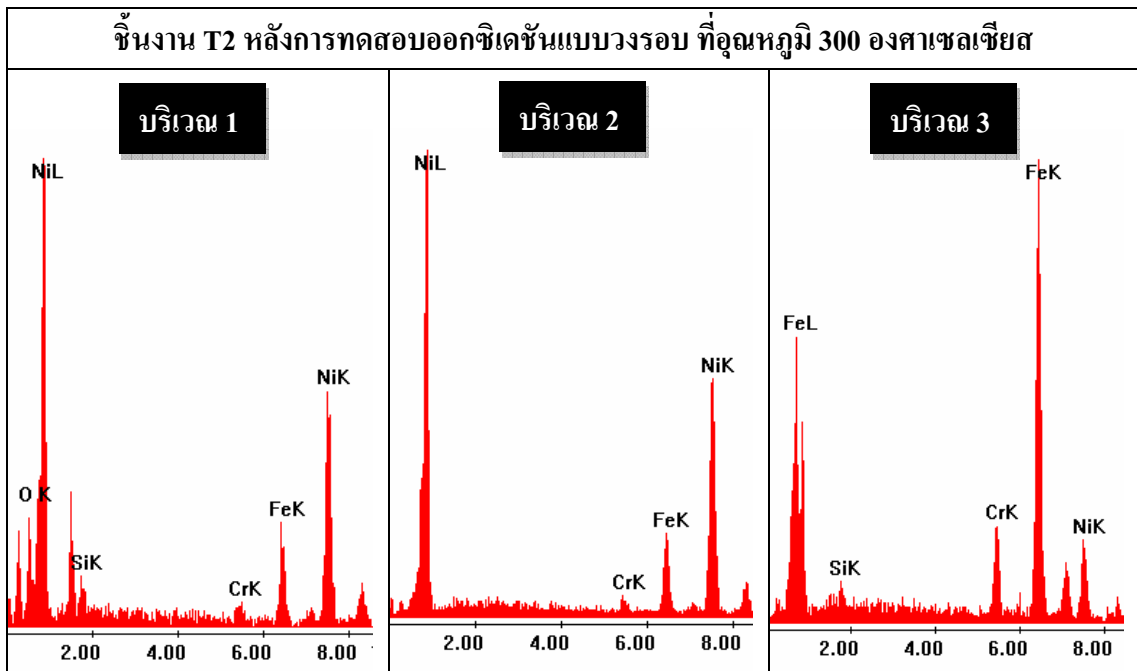
รูปที่ 4 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส

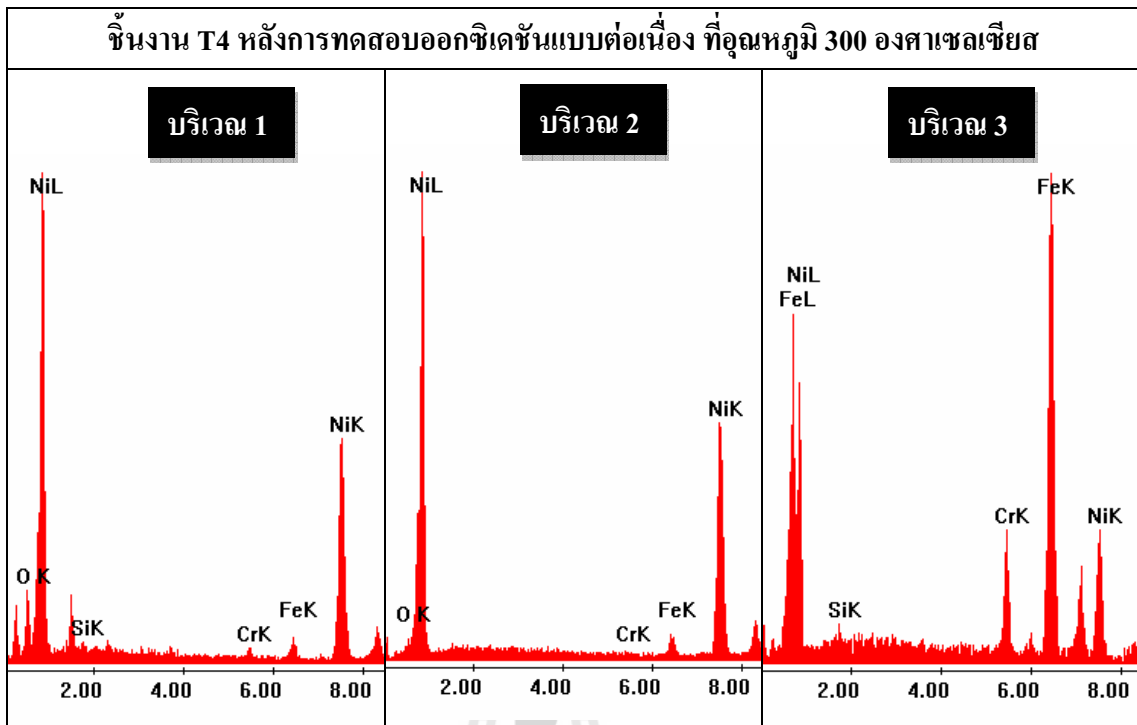


รูปที่ 5 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T0 ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน และหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส

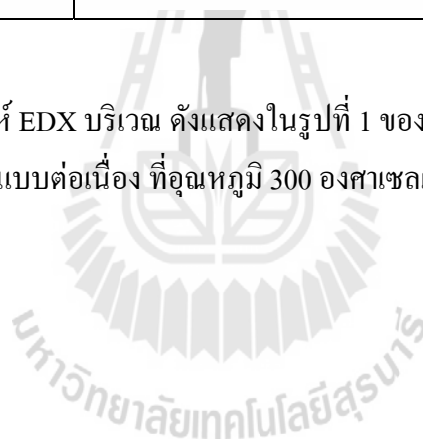


รูปที่ 6 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T0 ก่อนการทดสอบออกซิเดชัน และหลังการทดสอบออกซิเดชันแบบวงรอบ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส





รูปที่ 9 การวิเคราะห์ EDX บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 1 ของชิ้นงาน T4 หลังการทดสอบออกซิเดชันแบบต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส



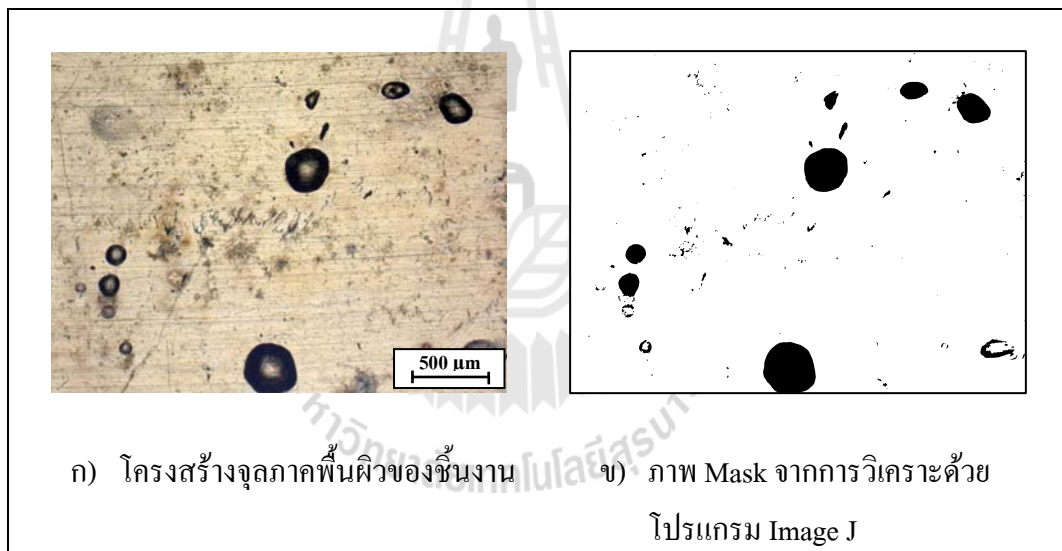


ภาคผนวก ข

การวิเคราะห์จำนวน ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ของรอย
บกพร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างหลังการทดสอบการติดแน่น (Adhesion test)

การวิเคราะห์จำนวน ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ของรอยบกพร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างหลังการ
ทดสอบการติดแน่น (Adhesion test)

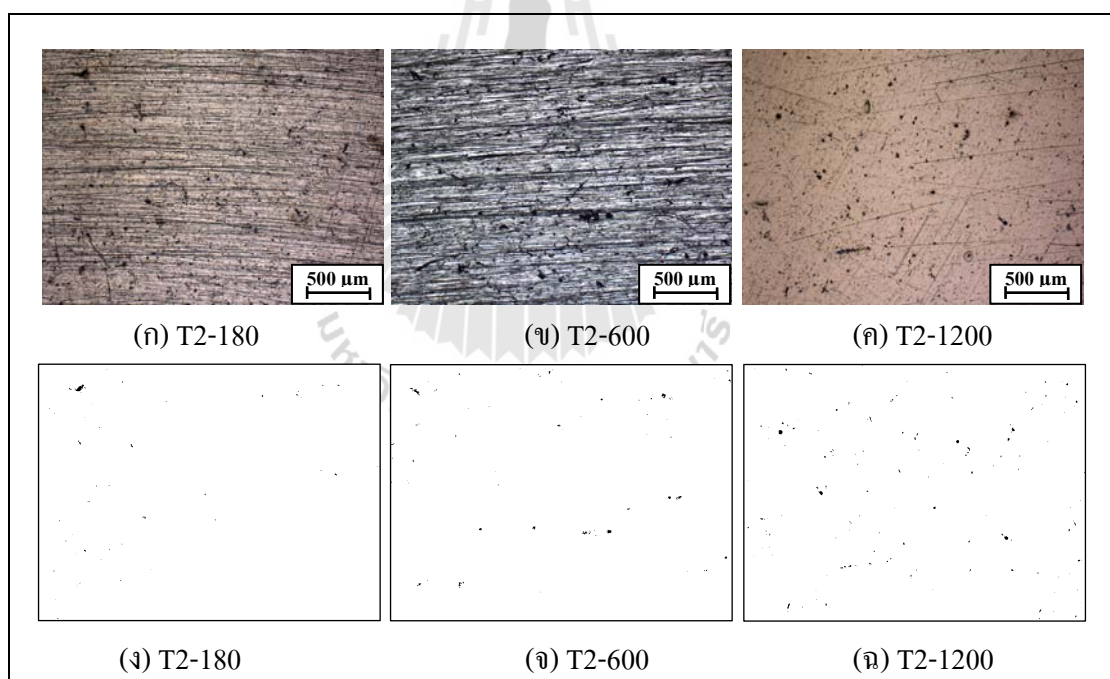
การวิเคราะห์พื้นผิวของชิ้นงานตัวอย่างหลังจากการทดสอบ การติดแน่นโดยวิธี Heat-Quenched Test โดยทำการวิเคราะห์หาจำนวน ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ของรอยบกพร่องของพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างหลังการทดสอบการติดแน่น ด้วยวิธีการนำภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างดังแสดงในรูปที่ 1 ก) มาทำการวิเคราะห์ด้วยโปรแกรม Image J ซึ่งจะได้ผลของภาพ Mask ดังแสดงในรูปที่ 1 ข) ผลการวิเคราะห์ขนาดของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างของแต่ละรอยบกพร่องด้วยโปรแกรม Image J ซึ่งขนาดที่ได้จากการวัดเป็นหน่วยของพื้นที่ (μm^2) และสามารถแสดงผลในรูปของสัดส่วนพื้นที่ของรอยบกพร่อง (area fraction)



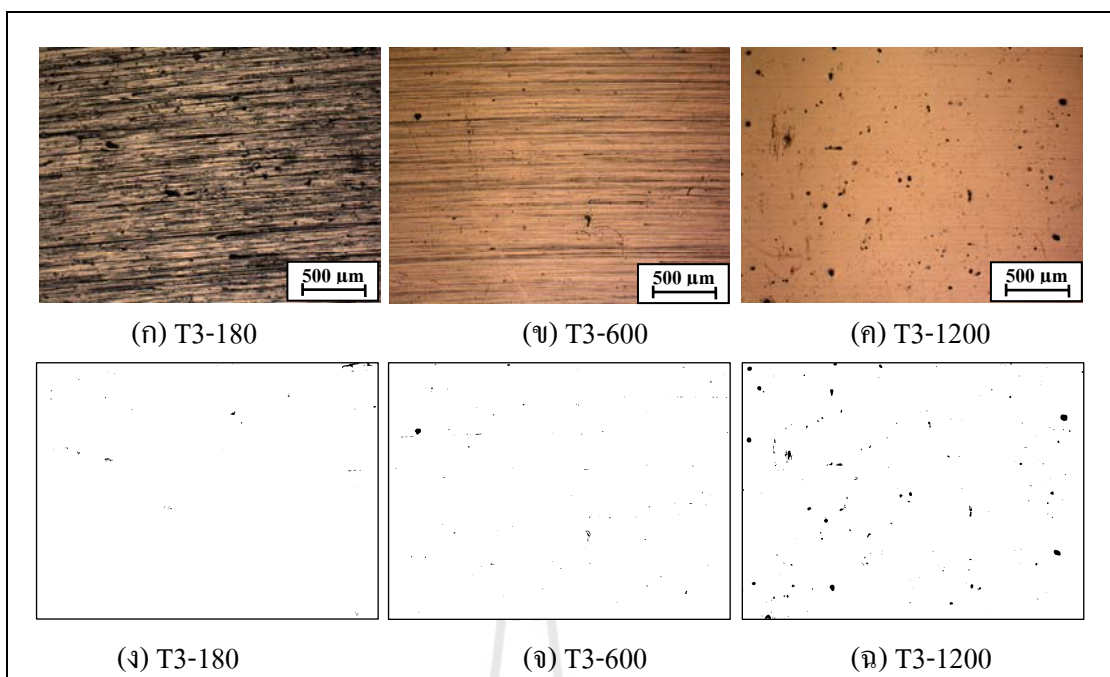
รูปที่ 1 การวิเคราะห์ภาพโครงสร้างจุลภาคพื้นผิวของชิ้นงานตัวอย่างด้วยโปรแกรม Image J

ตารางที่ 1 ปริมาณ ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกดร่องก่อนการทดสอบการติดแน่นในภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของพื้นผิวชิ้นงาน

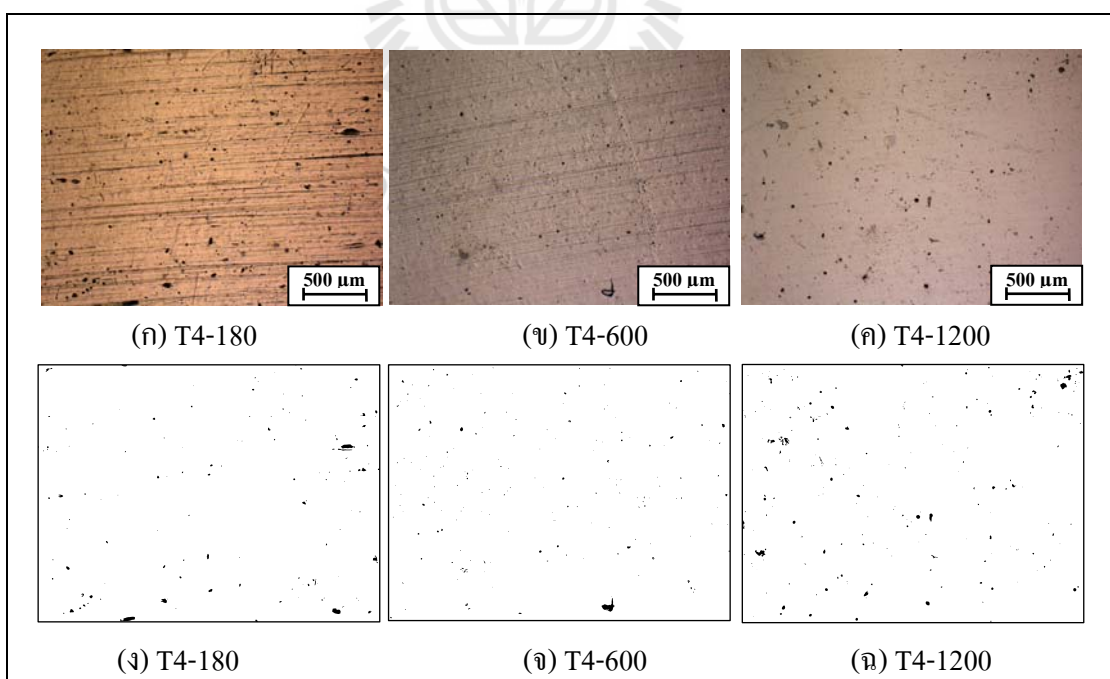
ชิ้นงาน	จำนวนของ รอยบกดร่อง	ขนาดเฉลี่ย μm^2	ขนาดต่ำสุด μm^2	ขนาดที่สูงที่สุด μm^2	Area fraction
T2-180	60.0	94.2	10.3	603.8	0.1
T2-600	54.0	40.4	10.3	1659.6	0.1
T2-1200	141.0	92.6	10.3	870.9	0.2
T3-180	55.0	101.6	10.3	1830.8	0.1
T3-600	90.0	77.2	10.3	1725.7	0.1
T3-1200	163.0	200.7	10.3	2416.2	0.3
T4-180	126.0	200.8	10.3	2612.5	0.3
T4-600	181.0	90.8	10.3	4468.7	0.3
T4-1200	234.0	142.2	10.3	2277.1	0.4



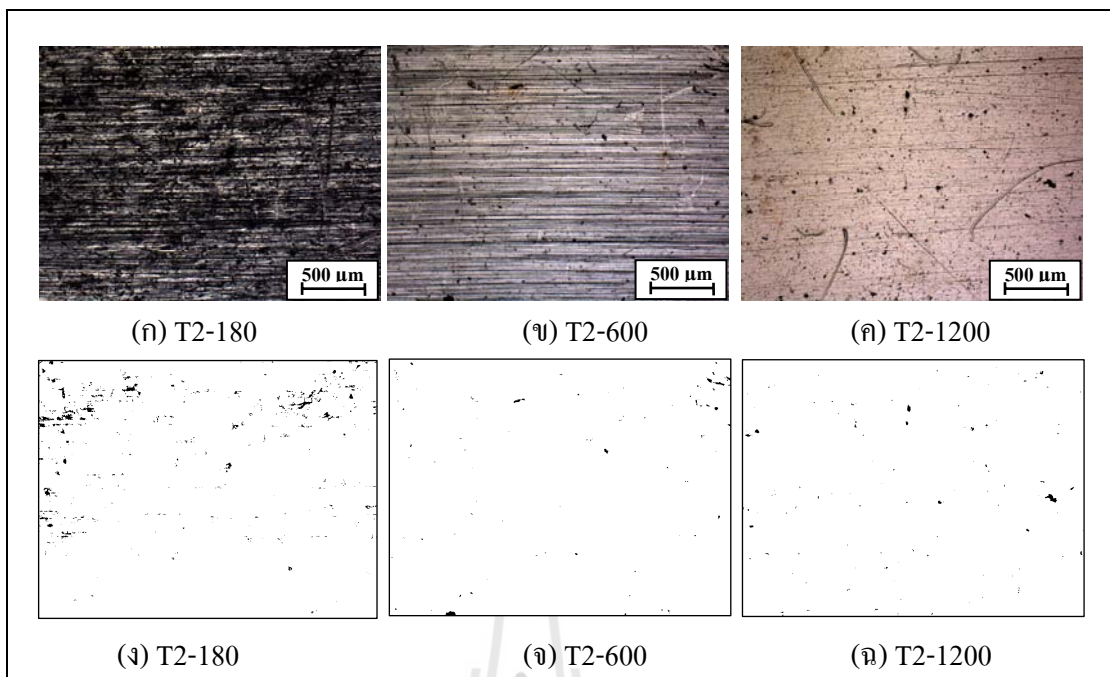
รูปที่ 2 โครงสร้างจุลภาคผิวชิ้นเคลือบชิ้นงาน T2 ก่อนการทดสอบการติดแน่น และภาพการวิเคราะห์รอยบกดร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างโดยโปรแกรม Image J



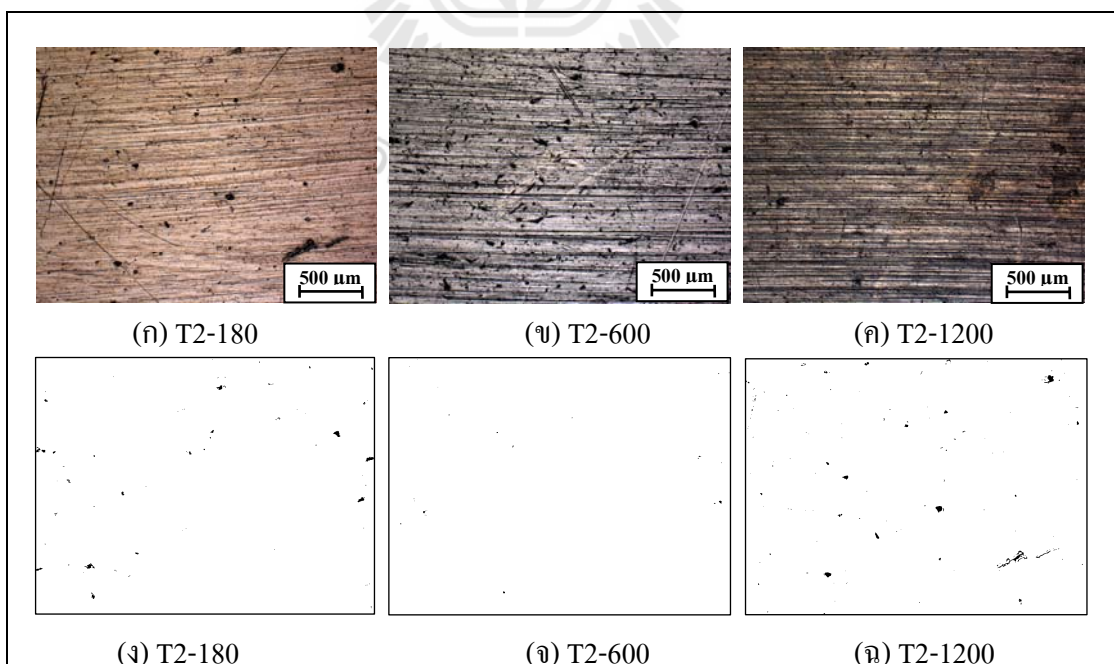
รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคผิวชั้นเคลือบชิ้นงาน T3 ก่อนการทดสอบการติดแน่น และภาพการวิเคราะห์รอยบกพร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างโดยโปรแกรม Image J



รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคผิวชั้นเคลือบชิ้นงาน T4 ก่อนการทดสอบการติดแน่น และภาพการวิเคราะห์รอยบกพร่องบนผิวชิ้นงานตัวอย่างโดยโปรแกรม Image J



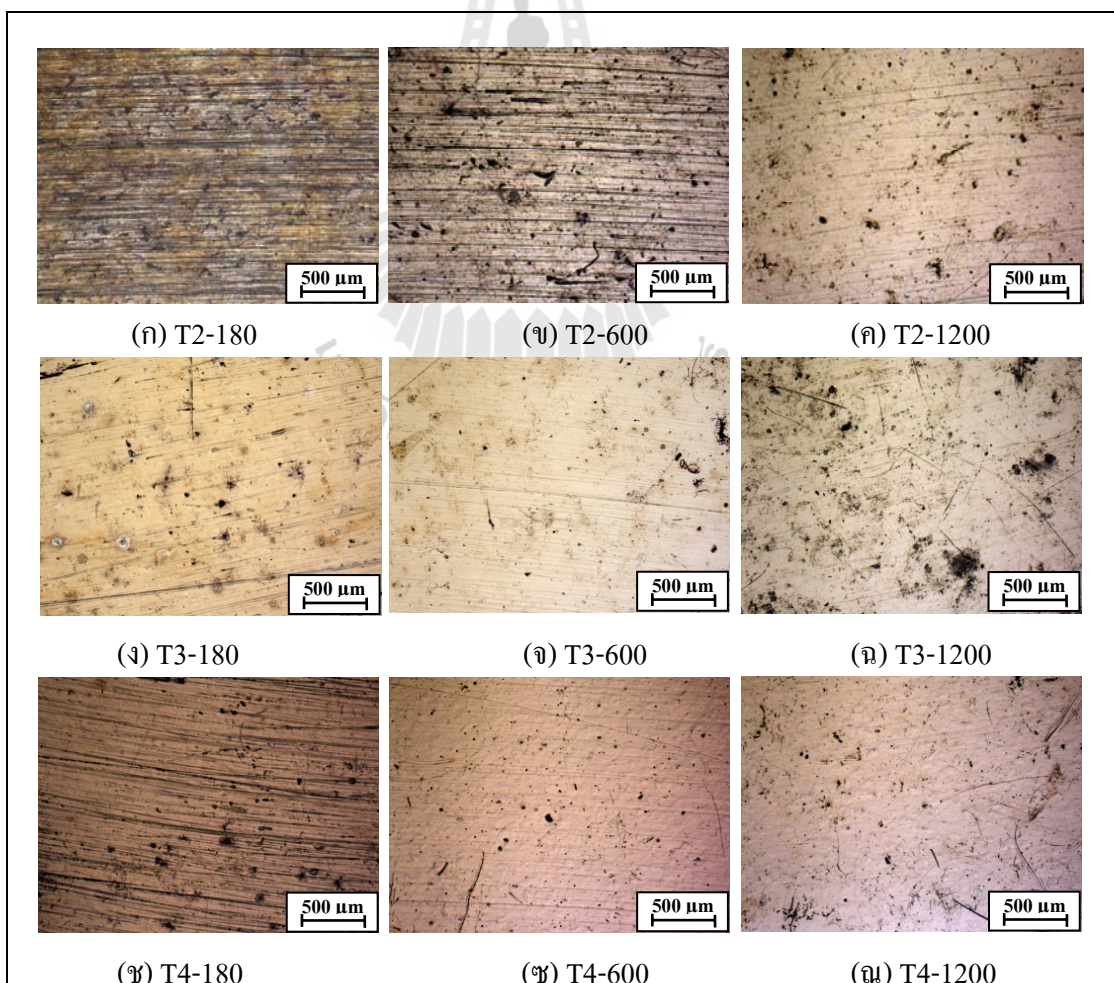
รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคผิวชั้นเคลือบชิ้นงาน T2 หลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส และภาพการวิเคราะห์รอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงาน



รูปที่ 6 โครงสร้างจุลภาคผิวชั้นเคลือบชิ้นงาน T2 หลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส และภาพการวิเคราะห์รอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงาน

ตารางที่ 2 ปริมาณ ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่องบนพื้นผิวชิ้นงานหลังการทดสอบการติดแน่น ที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส

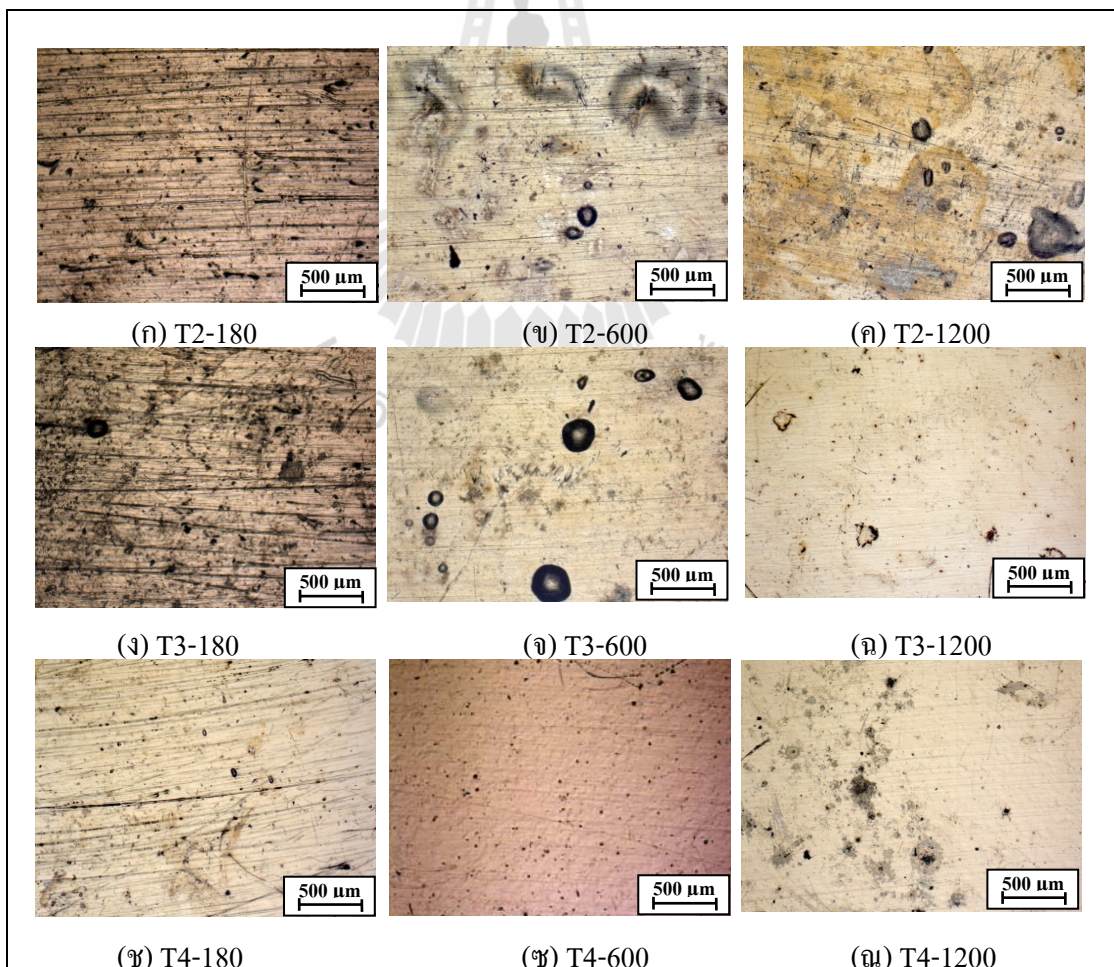
ชิ้นงาน	จำนวนของ รอยบกพร่อง	ขนาดเฉลี่ย μm^2	ขนาดต่ำสุด μm^2	ขนาดสูงสุด μm^2	Area fraction
T2-180	36	40.2	10.3	187.2	0.0
T2-600	401	184.8	10.3	3555.5	1.3
T2-1200	535	140.9	10.3	5206.1	1.3
T3-180	151	224.5	10.3	4750.6	0.6
T3-600	353	133.3	10.3	7191.0	0.8
T3-1200	496	184.5	10.3	11269.3	1.6
T4-180	165	151.0	10.3	1910.7	0.4
T4-600	411	105.6	10.3	2426.7	0.8
T4-1200	575	117.8	10.3	3303.3	1.2



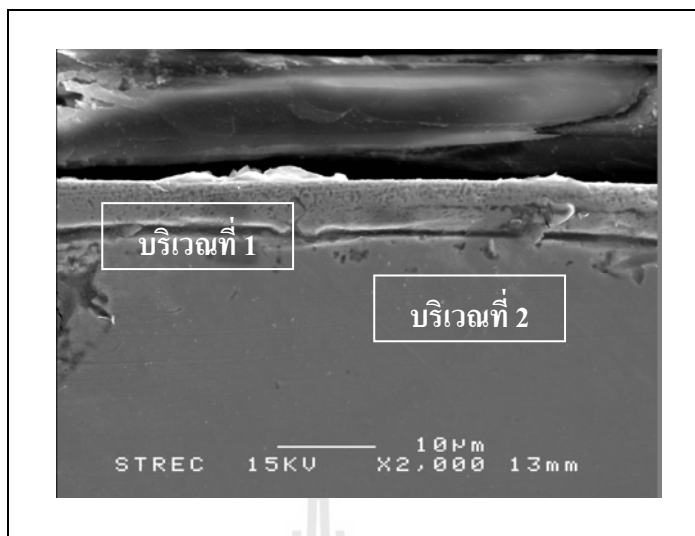
รูปที่ 7 โครงสร้างจุลภาคผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบการติดแน่นที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 3 ปริมาณ ขนาด และสัดส่วนพื้นที่ (area fraction) ของรอยบกพร่อง บนผิวของกลุ่มชิ้นงาน หลังการทดสอบการดัดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส

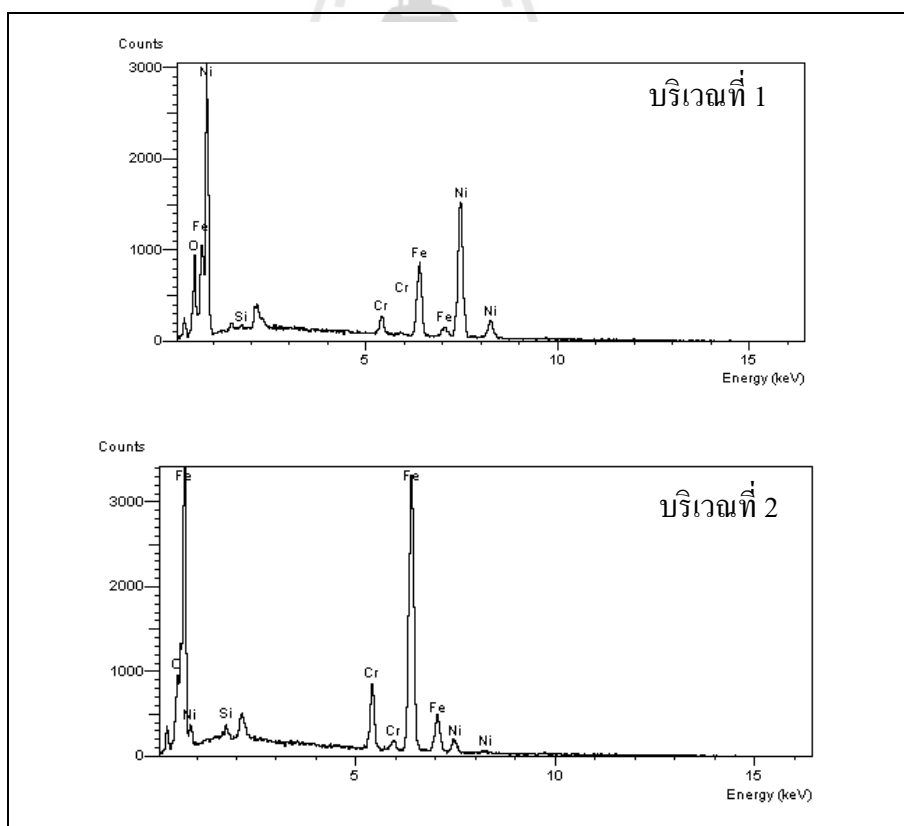
ชิ้นงาน	จำนวนของ รอยบกพร่อง	ขนาดเฉลี่ย μm^2	ขนาดต่ำสุด μm^2	ขนาดสูงสุด μm^2	Area fraction
T2-180	257	152.7	10.3	2611.6	0.7
T2-600	979	570.5	10.3	181468.7	9.8
T2-1200	1527	230.1	10.3	125652.9	6.2
T3-180	259	227.1	10.3	20706.6	1.0
T3-600	188	1303.7	10.3	77808.8	4.3
T3-1200	401	254.9	10.3	19342.6	1.8
T4-180	312	85.4	10.3	3496.2	0.5
T4-600	380	93.6	10.3	1582.0	0.6
T4-1200	674	192.3	10.3	28951.2	2.3



รูปที่ 8 โครงสร้างจุลภาคผิวของชิ้นงานหลังการทดสอบการดัดแน่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส



รูปที่ 9 ภาพ SEM ภาคตัดขวางของกลุ่มชิ้นงาน T2-1200 หลังการทดสอบ
การตีคั่นที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส



รูปที่ 9 การวิเคราะห์ EDX บริเวณที่ 1 และ บริเวณที่ 2 ดังแสดงในรูปที่ 9



ภาคผนวก ค

บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

Wongpinij, T., U-dom, T., Suptrakun, T., Puttanasun, T., Pimpan, C., Nangnoi, N., Wongpanya, P. (2012). The oxidation behaviour of stainless steel AISI 409 coated by decorative nickel-chromium plating. **Proceedings of the 5th Thailand Metallurgy Conference** ; Jan 19-20; Bangkok, Thailand. (อยู่ในระหว่างดำเนินการตีพิมพ์)



The 5th Thailand Metallurgy Conference (TMETC-5)

SE008

The Oxidation Behaviour of Stainless Steel AISI 409 Coated by Decorative Nickel-Chromium Plating

*Thipusa Wongpinij, Theerayut U-dom, Thamrong Suptrakun, Tawesuk Puttanasun, Channarong Pimpan, Nisit Nangnoi and Pornwasa Wongpanya**

*School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering,
Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, 30000, Thailand
(* Corresponding author. E-mail address: pornwasa@sut.ac.th)*

Abstract

*The continuous and cyclic oxidation behaviour of ferritic stainless steel AISI 409 surface-coated by decorative nickel-chromium plating was studied. Firstly, the plated AISI 409 steel samples were cut into rectangular pieces of 20*10*3 mm. Nickel plating was electroplated with various times, i.e., 0, 5, 10 and 15 minutes; subsequently the decorative chromium plating was performed for 5 minutes. Then, the samples were exposed to 200°C and 300°C. The degradation of samples was evaluated by considering weight alteration after oxidation test. The oxidation products and surface of samples were characterized by optical microscope and scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive X-ray analysis (EDX). From the results, it is obvious that the samples with the nickel pre-plating before chromium plating show higher oxidation resistance than the samples with only the chromium plating. Moreover, the oxidation resistance of the samples gradually increases with the thickness of nickel pre-plating. In addition, surface roughness of the samples prior to nickel and/or chromium plating and temperature of testing drastically affect oxidation rate. The best condition to approaching the high oxidation resistance and the beautiful appearance is that the samples have to be nickel pre-plated for 15 minutes subsequently they are immersed in the chromium plating bath for 5 minutes.*

Keywords: Oxidation behaviour, Ferritic stainless steel AISI 409, Decorative nickel-chromium plating

The Oxidation Behaviour of Stainless Steel AISI 409 Coated by Decorative Nickel-Chromium Plating

*Thipusa Wongpinij, Theerayut U-dom, Thamrong Suptrakun, Tawesuk Puttanasun, Channarong Pimphan, Nisit Nangnoi and Pornwasa Wongpanya**

*School of Metallurgical Engineering, Institute of Engineering,
Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima, 30000 Thailand*

(Corresponding author. E-mail address: pornwasa@sut.ac.th)*

Abstract

*The continuous and cyclic oxidation behaviour of ferritic stainless steel AISI 409 surface-coated by decorative nickel-chromium plating was studied. Firstly, the plated AISI 409 steel samples were cut into rectangular pieces of 20*10*3 mm. Nickel plating was electroplated with various times, i.e., 0, 5, 10 and 15 minutes; subsequently the decorative chromium plating was performed for 5 minutes. Then, the samples were exposed to 200°C and 300°C. The degradation of samples was evaluated by considering weight alteration after oxidation test. The oxidation products and surface of samples were characterized by optical microscope and scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive X-ray analysis (EDX). From the results, it is obvious that the samples with the nickel pre-plating before chromium plating show higher oxidation resistance than the samples with only the chromium plating. Moreover, the oxidation resistance of the samples gradually increases with the thickness of nickel pre-plating. In addition, surface roughness of the samples prior to nickel and/or chromium plating and temperature of testing drastically affect oxidation rate. The best condition to approaching the high oxidation resistance and the beautiful appearance is that the samples have to be nickel pre-plated for 15 minutes subsequently they are immersed in the chromium plating bath for 5 minutes.*

Keywords: *Oxidation behaviour, Ferritic stainless steel AISI 409, Decorative nickel-chromium plating*

1 Introduction

Ferritic stainless steel is generally used in many industrial applications such as sink, washing-machine part, furniture and exhaust systems of motor vehicles because its price, mechanical property and corrosion resistance are reasonable [1]. In general, the ferritic stainless steel can be used to resist atmosphere and exhaust gas corrosion as well but the corrosion product, which is rust, on the surface is not desirable for decorative application [2]. Therefore, surface modification has been extensively used for improvement of surface of engineering parts. The most important technique using for surface improvement is chromium plating. The chromium plating is versatile and can be applied to a variety of substrates, including steel and stainless steel [3]. However, it is easy to obtain flaws or cracks in the chromium surface plating. In order to improve chromium plating process and reduce defects, nickel is necessarily pre-plated prior to chromium plating [4]. Moreover, it is well known that nickel not only protects the substrate from corrosion, but

it also supports chromium plating to have a white color that is desirable for decorative applications. Therefore, nickel-chromium plating is frequently made on the surfaces of automobile cars, electrical products and engineering parts for the purpose of improving the corrosion resistance of the basic materials and improving the decorative effect by combination with decorating [5]. However, it still remains in question about the effective thickness of nickel pre-plating on the decorative chromium plating in particular for the exhaust tube system of motorcycle. In order to understand effect of Ni pre-plating on the oxidation behaviour of decorative chromium-nickel plating on AISI 409 stainless steel, firstly the samples were Ni pre-plated with various times, i.e., 0, 5, 10 and 15 minutes before they were Cr plated at a constant time of 5 minutes. Then, they were exposed to the temperatures of 200°C and 300°C, which are typical temperature ranges of the exhaust system of motorcycle, in the normal atmosphere of the tube furnace. After the oxidation test, degradation

of the samples was evaluated by weight alteration of each sample. For oxidation products, they were characterized by optical microscope and scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive X-ray analysis (EDX).

2 Experimental

2.1 Sample preparation

The AISI 409 ferritic stainless steel was selected to be a substrate in this study. The chemical composition of the AISI 409 steel was measured at the Center for Scientific and Technological Equipment, Suranaree University of Technology. The result is presented in Table 1.

Table 1: Chemical composition of the studied stainless steel AISI 409 (in wt. %)

Grade	Cr	Si	C	Mn	P	S	Fe
409	11.00	1.00	0.08	1.00	0.04	0.04	Bal.

Figure 1 shows the preparation of samples. Firstly, the samples were cut into rectangular pieces of 20 x 10 x 3 mm. Then, the samples were surface-prepared with alteration of surface roughness prior to the decorative nickel-chromium plating in order to monitor effect of surface roughness of substrate on degradation at temperature above room temperature of the decorative nickel-chromium plating. The samples were polished by a silicon carbide paper with various grit numbers such as 180, 600 and 1200 for preparing surface roughness of the substrate. In addition, a profile-meter (Veeco) model was used to measure surface roughness in terms of Ra (μm) of samples before and after plating.

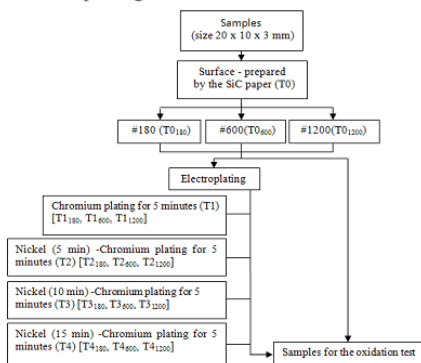


Figure 1: Flow chart of sample preparation.

For electroplating process, the samples were immersed in a nickel plating bath (pH 3.5) containing 250 g/l of nickel sulfate, 40 g/l of nickel chloride, 40 g/l of boric acid at 40°C and 3 A/dm² at various times, i.e., 0, 5, 10 and 15 minutes. After being nickel plating, the samples were then immersed in a chromium plating bath (pH 3.5) containing 250 g/l of Chromic acid, 2.5 g/l of sulfuric acid, at 46°C and 35 A/dm² at a constant time of 5 minutes. The thickness of nickel and/or chromium plating was measured by SEM and the results were presented in Table 2.

Table 2: Thickness of decorative Ni-Cr plating and surface roughness of samples before and after electroplating

Samples	Thickness of decorative Ni-Cr plating (in μm)		Surface roughness (in Ra)	
	Ni	Cr	Before plating	After plating
T0 ₁₈₀	none	none	279.40	none
T0 ₆₀₀	none	none	207.58	none
T0 ₁₂₀₀	none	none	168.53	none
T1 ₁₈₀	none	0.10	294.32	157.91
T1 ₆₀₀	none	0.20	215.42	148.31
T1 ₁₂₀₀	none	0.20	167.53	90.21
T2 ₁₈₀	2.00	0.20	267.53	152.35
T2 ₆₀₀	2.00	0.20	198.60	138.86
T2 ₁₂₀₀	2.50	0.20	165.56	86.04
T3 ₁₈₀	3.00	0.30	225.30	148.88
T3 ₆₀₀	3.40	0.20	185.35	118.80
T3 ₁₂₀₀	3.60	0.20	156.74	70.65
T4 ₁₈₀	4.00	0.20	284.56	148.63
T4 ₆₀₀	5.00	0.20	195.45	114.47
T4 ₁₂₀₀	5.00	0.20	177.35	66.96

As shown in Table 2, it is clearly demonstrated that the surface roughness of the samples significantly changed with the SiC paper. For example, the samples polished with the SiC paper of up to number 180 have rougher surface than the samples that are polished with the SiC paper of up to number 600 and 1200, respectively. In addition, it is found that surface roughness of substrate prior to electroplating significantly affects roughness of the electroplating.

2.2 Experimental procedure

The degradation of bare and coated AISI 409 stainless steel was studied by heating at the temperature of 200°C and 300°C in the normal atmosphere of the tube furnace. The degradation of the samples was evaluated by measuring the weight alteration per the exposure area ($\Delta W/S$) versus the oxidation time. Firstly, the weight and the exposure area of the samples were measured before oxidation test. Then, the samples were exposed to a given temperature with various exposure procedures, i.e., continuous and cyclic oxidation tests. Effect of exposure time on the degradation of the samples also has been evaluated. For example, the oxidation times were 45, 90, 135 and 180 hours for the continuous oxidation test. For the thermal-cycle test, the oxidation time were 90 cycles and each cycle is performed by heating for 2 hours at the given temperature; subsequently cooling in the tube furnace for 30 minutes and finally cooling in the air for 30 minutes. The deterioration of each sample was measured after high temperature exposure by weight measurement in each condition, i.e., every 45, 90, 135 and 180 hours for the continuous oxidation test and every cycle for thermal-cycle test.

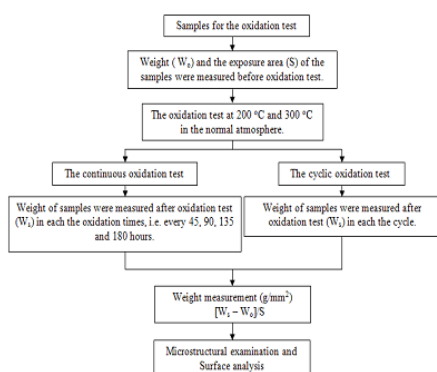


Figure 2: Experimental procedure.

Figure 2 shows the procedure of weight measurement and oxidation test. After exposure, the oxidation products were characterized by optical microscope, scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive X-ray analysis (EDX). Before mounting the samples for metallographic cross-section analyses, the samples were electroplated by copper in order to avoid evolution of oxide layer during grinding and

polishing. In addition, the copper electroplating is useful for a better optical contrast between oxide and mounting material [6].

3 Results

As described previously in the introduction and the experiment procedure, the degradation of bare and decorative plating samples in terms of weight change per exposure area have been studied with various parameters such as surface roughness, exposure temperature, thickness of nickel pre-plating and condition of oxidation test. The important results are shown as followings.

3.1 Oxidation behaviour

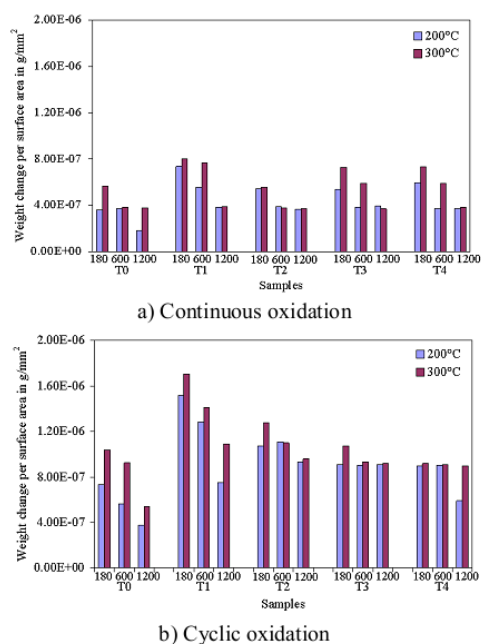


Figure 3: Weight change of bare, Cr plating and Ni-Cr plating samples at 200°C and 300°C with different exposure techniques:

a) Continuous oxidation and b) Cyclic oxidation.

Figure 3 shows weight change of bare, Cr plating and Ni-Cr plating samples at 200°C and 300°C for 180 hours with different exposure techniques, i.e., continuous and cyclic oxidation. It is obvious that exposure techniques significantly affect oxidation rate, representing in terms of weight change per surface area (g/mm^2), of all samples. The

oxidation rate of all samples tested under the cyclic oxidation test is higher than that of all samples tested under the continuous oxidation test. This might be explained that metal firstly reacts with oxygen in air at temperature above room temperature; subsequently metal oxide produces on such surface. At high temperature, the metal oxide is still ductile and it adheres on the surface. However, the metal oxide losses adhesion force between its self and metal substrate during cooling process due to the difference of thermal expansion coefficient between the metal substrate and metal oxide. As a result, the metal oxide is removed easily during the cyclic oxidation test [7]. By considering surface roughness, it is obvious that surface roughness prior to electroplating significantly affects the oxidation rate. The samples prepared under the finer surface roughness, i.e., 600 and 1200, have lower oxidation rate than the samples prepared under the rough surface (180) for all exposure techniques (Figure 3a and Figure 3b). In addition, it is found that the surface roughness of all samples is changed to be finer, after the Cr and/or Cr-Ni plating have been applied to such surface of samples, as shown in Table 2. This implies that the oxidation resistance is better since the Cr and/or Ni-Cr plating have been coated on the surface of AISI 409 stainless steel. Those are certainly observed by monitoring weight change per surface area of T1, T2, T3 and T4 samples, respectively. It is found that the weight change per surface area is gradually decreased since the Cr and/or Ni-Cr plating have been applied on the surface. And, the best oxidation resistance can be found in T4 sample that is prepared by the nickel pre-plating for 15 minutes and chromium plating for 5 minutes. However, it is remarkable that the bare sample shows higher oxidation resistance than the Cr and/or Ni-Cr plating samples for all conditions, i.e., at 200°C and 300°C and for continuous and cyclic exposures. This can be explained by considering EDX analysis of elements on surface of each sample as demonstrated in Table 3. It is clearly demonstrated that the bare sample (T0) and the Cr plating sample (T1) have the same elements on the surface in particular for silicon, while the Ni-Cr plating samples, i.e., T2, T3 and T4, do not have silicon on the surface after oxidation test. This implies that the silicon is a helpful element to reduce oxidation of AISI 409 stainless steel. This might be the fact that a silicon-rich layer was

developed at the surface of bare sample (T0) during oxidation process. The reason why the silicon-rich layer occurred easily is that the silicon dioxide (SiO₂) has the largest negative value of ΔG^0 for the bare sample (T0). In addition, the SiO₂ produced on the surface of the bare sample (T0) is helpful to delay oxide fracture and to prevent the chromium diffusion away from the substrate [8, 9]. As a result, the bare sample (T0) has better oxidation resistance than the other samples. However, the Ni-Cr plating is still important for the decorative application because its appearance after high temperature exposure is more beautiful than the appearance of the bare sample as shown in Figure 4. From Figure 4, it can be seen that the color of the T0 and T1 samples changed from silver-white to dark-brown, while the T2 sample changed from silver-white to yellow. And, the color of Ni-Cr plating with the thickest of Ni is brighter than the other samples as can be seen in the T4 sample.

Table 3: EDX analysis of elements on surface of the samples.

Element		T0	T1	T2	T3	T4
O	B-0	2.90	2.77	1.45	1.86	1.40
	C-2	3.10	3.08	1.76	2.24	1.48
	C-3	4.23	3.46	2.24	2.31	1.75
	D-3	3.39	3.29	1.48	1.94	2.10
Si	B-0	0.96	0.70	-	-	-
	C-2	1.01	0.71	-	-	-
	C-3	0.63	0.96	-	-	-
	D-3	0.87	0.72	-	-	-
Cr	B-0	10.66	11.10	1.89	1.44	1.01
	C-2	11.16	11.25	2.12	3.10	0.73
	C-3	10.89	10.77	1.00	2.12	0.69
	D-3	10.78	12.82	1.15	2.65	2.55
Fe	B-0	85.53	85.43	6.14	1.07	3.79
	C-2	84.73	84.96	6.25	1.14	1.98
	C-3	84.26	84.81	5.07	1.25	3.58
	D-3	84.96	83.16	5.35	1.22	1.03
Ni	B-0	-	-	90.52	95.63	93.81
	C-2	-	-	89.86	93.52	95.81
	C-3	-	-	91.47	94.32	93.98
	D-3	-	-	91.95	94.19	94.32

*Remarks: B-0 – Before oxidation, C-2 – Cyclic oxidation at 200 °C, C-3 – Cyclic oxidation at 300 °C and D-3 – Continuous oxidation at 300 °C

From Figure 3, the Cr plating sample (T1) shows the highest weight change. This is due to the fact that such sample was only Cr plated. And, after the T1 sample was subjected to the given temperatures, the chromium layer was oxidized to

chromium oxide easily [10]. And, it is well known that the Cr layer, performed by electroplating method, normally has flaws or cracks in its layer [5]. As a result, oxygen atoms diffuse through the flaws or cracks and chromium oxide to oxidize the substrate easily. In contrast to the chromium oxide, it is not easy for the oxygen atoms to diffuse through the SiO₂ and to react with the substrate [9]. Therefore, the Cr plating sample (T1) shows higher weight change than the bare sample (T0).

samples at the temperature of 300°C is higher than that of all samples at the temperature of 200°C. This is due to the fact that the higher temperature atmosphere in general accelerates the diffusion of metal or oxygen atoms through the oxide layer than the lower temperature atmosphere [11]. This means that the metal reacted with the oxygen easily at the high temperature.

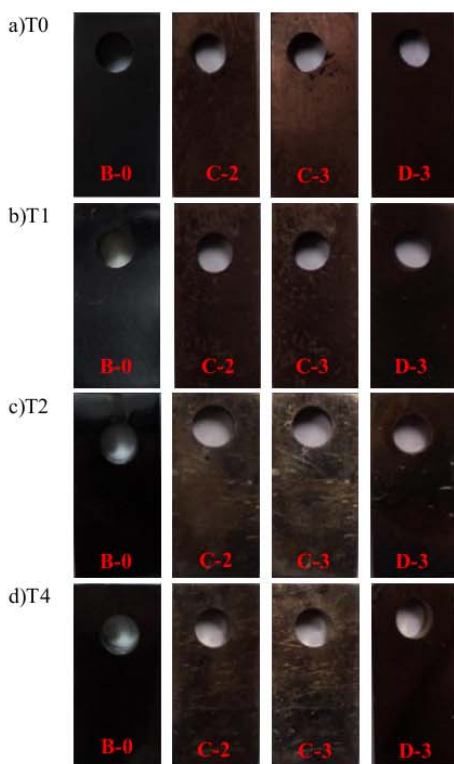


Figure 4: The surface color of samples after oxidation test at 300°C for 180 hours.
 a) Bare samples b) Cr plating samples
 c) Ni-Cr plating samples (thinnest Ni layer)
 d) Ni-Cr plating samples (thickest Ni layer)

As to be expected, the weight change of all samples significantly increased with the test temperature. As shown in Figures 3a and Figure 3b, it is obvious that the oxidation rate of all

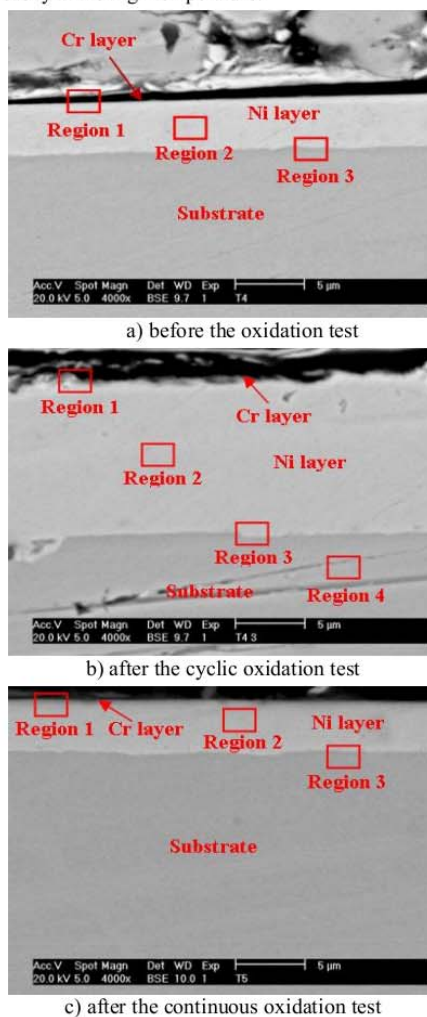


Figure 5: The SEM images on cross-section of Ni-Cr plating samples with the thickest Ni layer (T4) tested at 300°C for 180 hours.

Table 4: EDX analysis of elements on cross section of each sample.

Sample	Element	Region			
		1	2	3	4
T0 B-0	O	2.24	-	-	-
	Si	0.70	0.78	-	-
	Cr	10.04	11.08	-	-
	Fe	87.02	88.14	-	-
	Ni	-	-	-	-
T1 B-0	O	5.90	2.40	-	-
	Si	0.98	0.93	-	-
	Cr	14.72	11.09	-	-
	Fe	78.40	85.52	-	-
	Ni	-	-	-	-
T2 B-0	O	7.56	-	-	-
	Si	2.77	-	-	-
	Cr	2.15	1.98	9.42	-
	Fe	5.06	14.30	73.37	-
	Ni	71.04	83.72	17.21	-
T4 B-0	O	-	-	-	-
	Si	-	-	-	-
	Cr	2.81	0.80	9.57	-
	Fe	13.32	4.74	79.85	-
	Ni	70.89	94.46	10.58	-
T0 C-3	O	1.50	-	-	-
	Si	-	0.57	-	-
	Cr	10.68	10.85	-	-
	Fe	87.97	88.58	-	-
	Ni	-	-	-	-
T1 C-3	O	1.91	1.70	-	-
	Si	-	-	-	-
	Cr	10.57	10.55	-	-
	Fe	87.52	87.65	-	-
	Ni	-	-	-	-
T2 C-3	O	6.29	-	-	-
	Si	2.70	-	1.39	-
	Cr	2.60	2.45	8.91	-
	Fe	15.85	15.05	69.70	-
	Ni	72.56	82.50	20.00	-
T4 C-3	O	2.24	1.05	-	-
	Si	-	-	-	0.93
	Cr	2.76	-	8.86	10.61
	Fe	1.34	1.79	76.74	87.84
	Ni	93.65	97.16	14.41	1.08
T4 D-3	O	5.69	1.37	-	-
	Si	0.98	-	0.98	-
	Cr	1.44	0.49	8.48	-
	Fe	4.09	4.49	64.72	-
	Ni	87.80	93.65	25.81	-

*Remarks: B-0 – Before oxidation, C-2 – Cyclic oxidation at 200 °C, C-3 – Cyclic oxidation at 300 °C and D-3 – Continuous oxidation at 300 °C

From Figure 3 and Figure 4, the Ni-Cr plating sample with the thickest Ni layer (T4) shows

better oxidation resistance and better appearance than the other plating samples, i.e., T1, T2 and T3. In order to understand such behaviour, the T4 sample was cut and was chemical analyzed as shown in Figure 5. For a comparison, the other interesting samples such as T0, T1 and T2 also were cut and were chemical analyzed as shown in Table 4. As shown in Table 4 in particular for region 2 that is the Ni layer, it is obvious that the T4 has iron and chromium lower than T0, T1 and T2 after exposure to 300°C. This means that the ability to inhibit oxidation of iron and chromium depends on the thickness of the Ni layer. The thicker the Ni layer, the greater the oxidation resistance. Figure 5b and Figure 5c show that the sample tested under cyclic oxidation test exhibits much thicker oxide layer than the sample tested under continuous oxidation test. This can be used to confirm that the cyclic oxidation test is more aggressive than the continuous oxidation test.

3.2 Microstructure evaluation

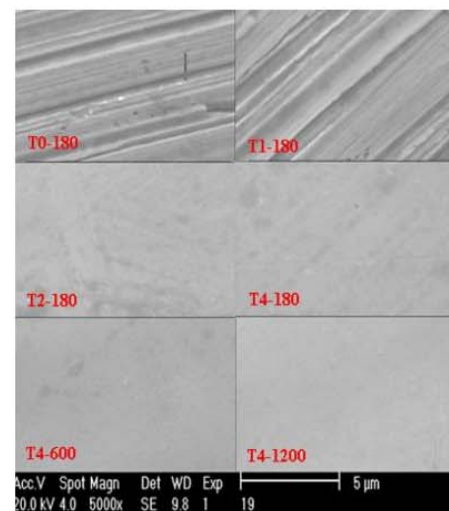


Figure 6: The SEM images of the samples before oxidation test.

Figure 6 shows SEM images of surface of the bare (T0), the Cr plating only (T1) and the Ni-Cr plating samples (T2 and T4) before oxidation test. It is seen that at the same surface-prepared by polishing with SiC No. 180, i.e., T0-180, T1-180, T2-180 and T4-180, the plated samples have smoother surface than the bare sample. Moreover, it is found that the smoother surface of the plated

samples can be approached by polishing the substrate with SiC No. 600 and 1200. Figure 7 shows the surface of the bare (T0), the Cr plating only (T1) and the Ni-Cr plating samples (T4) after oxidation test at 300°C for 180 hours (the worst case). It is obvious that the exposure procedures, i.e., continuous and cyclic oxidation tests, significantly affect the degradation of samples. The cyclic oxidation test is more severe than the continuous oxidation test. Those can be observed by considering the corrosion products and cracks produced on the sample surface. The corrosion products formed on surface of the bare (T0) and Cr plating (T1) samples. Figure 8 shows the crack area of the bare sample after the cyclic oxidation test at 300°C for 180 hours. The EDX analysis confirms the content of Fe and O within corrosion products as shown in Figure 9.

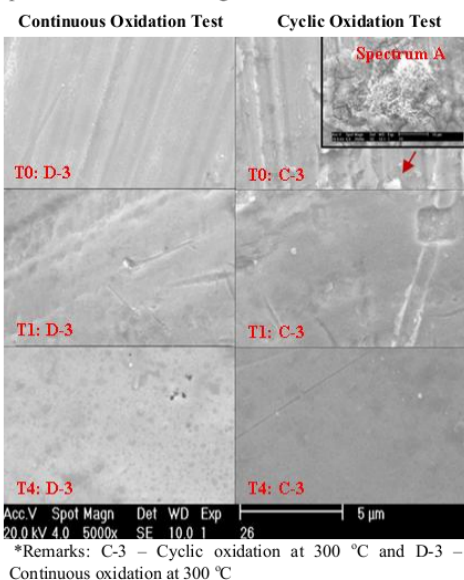


Figure 7: The SEM images of the samples after the oxidation test at 300°C for 180 hours.

4 Conclusions

From the first investigation of oxidation resistance of nickel-chromium decorative plating on AISI 409 stainless steel at the temperature of 200°C and 300°C in the normal atmosphere, the following conclusion can be drawn:

[1] The surface roughness of substrate prior to decorative Ni-Cr plating significantly affected the

oxidation resistance. The smoother substrate yielded better oxidation resistance.

[2] The bare samples represented lower weight change than the Ni-Cr plating samples. However, the appearance of the Ni-Cr plating samples after oxidation test was more beautiful than that of the bare samples. As a result, the Ni-Cr plating is necessary for the exhaust tube system of motorcycle.

[3] The surface roughness of the decorative Ni-Cr plating decreased with immersion time of nickel pre-plating prior to chromium plating. And, the Ni-Cr plating samples showed lower weight change than that of the Cr plating samples.

[4] It was observed that the beautiful appearance and good oxidation resistance strongly depended on the thickness of nickel layer. And, the best condition for decorative Ni-Cr plating in this study was 15 minutes for Ni pre-plating and subsequently 5 minutes for Cr plating.

[5] The oxidation of samples were strongly affected by exposure procedures, i. e. continuous and cyclic oxidation tests. The degradation of samples were increased significantly by the cyclic oxidation test.

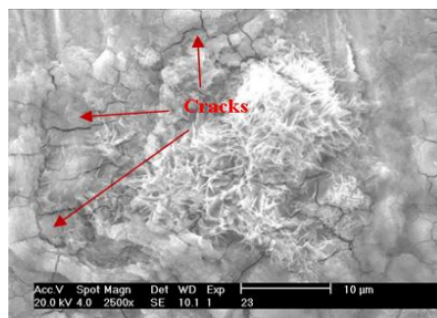


Figure 8: The SEM images of surfaces of the bare sample after the cyclic oxidation test at 300 °C for 180 hours.

Acknowledgments

The authors gratefully appreciate to J&P Chromium Plating for preparation of the nickel-chromium decorative plating and Pradabot project that is the one of vital projects from Suranaree University of Technology to giving financial supports for graduate students.

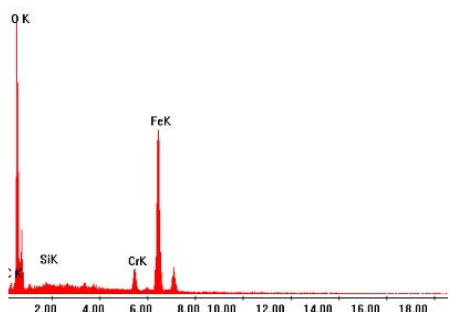


Figure 9: The EDX analysis of spectrum A.

References

- [1] Charles J., Mithieux J.D., Santacreu P.O. and Peguet L., 2008. *The ferritic stainless steel family: The appropriate answer to nickel volatility*, 6th European Stainless Steel Conference Science and Market Helsinki, Finland.
- [2] Zurek J., Wessel E., Niewolak L., Schmitz F., Kern T.U., Singheiser L. and Quadackers W.J., 2004. Anomalous temperature dependence of oxidation kinetics during steam oxidation of ferritic steels in the temperature range 550–650 °C, *Corrosion Science*, 46(9): 2301-2317.
- [3] Tyler J.M., 1995. Automotive application for chromium, *Metal Finishing*, 93(10):11-14.
- [4] Snyder D.L., 2000. Decorative Chromium Plating, *Metal Finish*, 98(1): 215-222.
- [5] Yokoi H., 1992. Nickel plating solution, nickel-chromium electroplating method and nickel-chromium plating film, *United States Patent*, 5160423, Japan.
- [6] Norinsan K.O., Jianqiang Z. and David J.Y., 2010. Temperature and water vapour effects on the cyclic oxidation behaviour of Fe-Cr alloys, *Corrosion Science*, 52(9):2827-2836.
- [7] Jones D. A., 1996. *Principles and Prevention of Corrosion*, Prentice Hall, London.
- [8] Khanna A. S., 2002. *Introduction to High Temperature Oxidation and corrosion*, ASM International.
- [9] Henry S., Galerie A. and Antoni L., 2001. Abnormal Oxidation of Stabilized Ferritic Stainless Steels in Water Vapour, High Temperature Corrosion and Protection of Materials 5, *Materials Science Forum* (369-372): 353-360.
- [10] Voorwald H.J.C., Padilha R., Costa M.Y.P., Pigatin W.L. and Cioffi M.O.H., 2007. Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel, *International Journal of Fatigue* 29(4):695-704.
- [11] Birks N., Meier G. H. and Pettit F.S., 2006. *Introduction to High Temperature Oxidation of Metals*, Second Edition.

ประวัติผู้เขียน

นางสาวทิพย์อุษา วงศ์พินิจ เกิดเมื่อวันที่ 20 กรกฎาคม พุทธศักราช 2529 สำเร็จการศึกษา ระดับชั้นมัธยมศึกษาจากโรงเรียนสตรีศรีสวัสดิ์ผดุงวิทยา จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปีพุทธศักราช 2548 และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปีพุทธศักราช 2551 หลังจากสำเร็จ การศึกษาในระดับปริญญาตรี ได้เข้าศึกษาต่อระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปีพุทธศักราช 2552 โดยได้รับทุนการศึกษา แก่นักศึกษาระดับบัณฑิตศึกษาที่คณาจารย์ได้รับทุนวิจัยจากแหล่งทุนภายนอกจากกองทุน สนับสนุนการวิจัยและพัฒนา มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

โดยมีบทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ดังนี้

Thipusa, W., Theerayut, U., Thamrong, S., Tawesuk, P., Channarong, P., Nisit, N., Pornwasa, W. (2012). The oxidation behaviour of stainless steel AISI 409 coated by decorative nickel-chromium plating. Proceedings of the 5th Thailand Metallurgy Conference ; Jan 19-20; Bangkok, Thailand.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี