

ผลของการเติมซิลิคอนในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผ่งต่อชั้นเคลือบบนเหล็ก



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2562

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

Effect of silicon addition in pack aluminizing process on coating layer of steel



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

Department of Metallurgical Engineering

FACULTY OF ENGINEERING

Chulalongkorn University

Academic Year 2019

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของการเติมซิลิโคนในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงต่อ ชั้นเคลือบบนเหล็ก
โดย	น.ส.บวรรัตน์ เอมทิพย์
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการและวัสดุ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก	รองศาสตราจารย์ ดร.ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม	อาจารย์ ดร.ศิริชัย ลีลาเชาว์

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้หัวข้อวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง
ของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

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

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.ประสงค์ ศรีเจริญชัย)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(รองศาสตราจารย์ ดร.ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(อาจารย์ ดร.ศิริชัย ลีลาเชาว์)

..... กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร.ธำชัช เหลืองวรานันท์)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปิโยรส พรหมดิเรก)

บวรรัตน์ เอมทิพย์ : ผลของการเติมซิลิคอนในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงต่อชั้นเคลือบบนเหล็ก. (Effect of silicon addition in pack aluminizing process on coating layer of steel) อ.ที่ปรึกษาหลัก : รศ. ดร.ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล, อ.ที่ปรึกษาร่วม : อ. ดร.ศิริชัย ลีลาเชาว์

กระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงเป็นวิธีการปรับปรุงผิวชิ้นงานที่รู้จักกันดี โดยการสร้างชั้นเคลือบอะลูมิเนียม เช่น นิกเกิลอะลูมิเนียม (Ni_xAl_y) บนนิกเกิลอัลลอยด์ (nick alloys) และเหล็กอะลูมิเนียม (Fe_xAl_y) บนเหล็กกล้า (steel) โดยชั้นเคลือบอะลูมิเนียมสามารถปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันให้แก่ชิ้นงานได้โดยการเป็นแหล่งที่มาของอะลูมิเนียมในการเกิดชั้นอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3) ในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเติมซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO_2) ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงบนชิ้นงานเหล็ก (Fe 99.45 wt.%) เพื่อปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันแก่ชิ้นงาน โดยเติมซิลิคอนไดออกไซด์ในสองอัญรูปได้แก่ ควอตซ์ (Quartz) และแกลบ (Rice Husk Ash: RHA) กระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงทำที่อุณหภูมิ $1000^\circ C$ เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง เติมซิลิคอนไดออกไซด์ 9, 13.5 และ 18 wt.% และทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ $1000^\circ C$ เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมมาวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นของชั้นเคลือบโดยเทคนิค X-ray diffractometer (GIXD), วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานและความหนาของชั้นเคลือบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง (Optical microscope), วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบด้วย Scanning Electron Microscope (SEM) และ energy dispersive spectroscopy (EDS) ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงโดยเติมควอตซ์และแกลบสามารถสร้างชั้นเคลือบเหล็กอะลูมิเนียมได้ ชิ้นงานที่เติมควอตซ์มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีกว่าชิ้นงานอะลูมิเนียมในเชิงในช่วง 150 ชั่วโมงแรก และดีกว่าชิ้นงานที่เติมแกลบ โดยชิ้นงานที่เติมควอตซ์ น้ำหนักที่เพิ่มขึ้นในช่วงแรก 0 – 40 ชั่วโมง มาจากการโตของอะลูมิเนียมออกไซด์ ทำให้อัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักต่ำกว่าชิ้นงานที่เติมแกลบ จากนั้นทั้งชิ้นงานที่เติมควอตซ์และแกลบพบว่า น้ำหนักจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วซึ่งเป็นผลมาจากข้อบกพร่อง (defect) ในชั้นเคลือบ

สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการและวัสดุ

ปีการศึกษา 2562

ลายมือชื่อนิสิต

ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาหลัก

ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาร่วม

5971424321 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORD: aluminization, Oxidation, Silicon addition, surface improvement

Bovonrat Emtip : Effect of silicon addition in pack aluminizing process on coating layer of steel . Advisor: Assoc. Prof. Patama Visuttipitukul, Ph.D.
Co-advisor: SIRICHAJ LEELACHAO, D.Eng.

The aluminizing process has been widely used to improve the metal surface by the formation of an aluminide layer on the metal surface, iron aluminide (Fe_xAl_y) on steels. The aluminide layers improve the oxidation resistance by acting as an aluminium source for the formation of aluminium oxide (Al_2O_3) layer. In this research, the study of the effect of the silicon dioxide addition (SiO_2) in the pack aluminizing process on pure iron (99.45 wt.%). Two types of SiO_2 , quartz and rice husk ash (RHA) powders. The pack aluminizing process was heated to 1000 °C for 2.25 h by adding 9, 13.5, and 18 wt.% SiO_2 on the pack. The oxidation test was carried out at 1000°C for a total of 200 h. The aluminized specimens were analyzed by a glancing incident angle X-ray diffractometer (GIXD), an optical microscope, and a scanning electron microscope (SEM) with EDS. The aluminized specimens by SiO_2 addition were confirmed a successful formation of iron aluminide by GIXD analysis. Quartz-modified specimens had better oxidation resistance than the aluminized specimen in the first 150 hours and better than RHA-modified specimens. The weight of quartz-modified specimen increases in the initial stage due to the growth of Al_2O_3 . These cause the oxidation rate lower than the RHA-modified specimen. In the final stage, their weight increased in SiO_2 -modified specimens rapidly due to defects in the aluminized coating.

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

Academic Year: 2019

Advisor's Signature

Co-advisor's Signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี ด้วยความช่วยเหลือจากหลายฝ่าย ผู้วิจัยขอกราบ
ขอบพระคุณอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ รองศาสตราจารย์ ดร. ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล ซึ่งได้กรุณาให้
ความรู้ ความช่วยเหลือ ข้อเสนอแนะ แนวคิด ตลอดจนแนะนำข้อบกพร่องต่างๆให้ปรับปรุงมาโดยตลอด
จนวิทยานิพนธ์เล่มนี้เสร็จสมบูรณ์ และขอกราบขอบพระคุณอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม อาจารย์
ดร.ศิริชัย ลีลาเซาว์ ที่ให้ความรู้ คำแนะนำ เสนอแนะแนวคิดต่างๆแก่ผู้วิจัยด้วยดีตลอดมา ตลอดจน
อนุเคราะห์ผองอะลูมิเนียมบริสุทธ์ี่สำหรับงานวิจัย ขอกราบขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร. ประสงค์
ศรีเจริญชัย ประธานสอบวิทยานิพนธ์ ผู้อนุเคราะห์ชิ้นงานโลหะบริสุทธ์ี่สำหรับงานวิจัย รวมถึงให้
คำแนะนำอันเป็นประโยชน์ ขอกราบขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร. ธาชาย เหลืองวรานันท์ ที่ให้
ความอนุเคราะห์ผองเก้า้กลับ ขอกราบขอบพระคุณคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ทุกท่านที่ให้
คำแนะนำและข้อคิดเห็นที่เป็นประโยชน์ต่างๆ ขอขอบพระคุณ ดร. จตุพล โอภาไพบูลย์ และคุณ กำพล
ลีลาฤติ ที่ให้คำแนะนำ และการช่วยเหลือ ตลอดจนขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ประจำภาควิชาวิศวกรรม
โลหการทุกท่านที่ได้ให้ความช่วยเหลืองานวิจัยเล่มนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี ท้ายนี้ผู้วิจัยขอกราบ
ขอบพระคุณบิดา มารดา และครอบครัวที่สนับสนุนในด้านต่างๆด้วยดีตลอดจนสำเร็จการศึกษา และ
ขอบคุณพี่ๆ เพื่อนๆ น้องๆ ที่ให้ความช่วยเหลือและเป็นกำลังใจแก่ผู้วิจัยด้วยดีเสมอ

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY

บวรรัตน์ เอมทิพย์

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ค
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ง
กิตติกรรมประกาศ	จ
สารบัญ.....	ฉ
สารบัญตาราง.....	1
สารบัญรูปภาพ.....	2
บทที่ 1 บทนำ	10
1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา.....	10
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	11
1.3 ขอบเขตการศึกษา	11
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	11
บทที่ 2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม.....	12
2.1 เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low carbon steel).....	12
2.2 กระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง (Aluminizing process).....	12
2.3 ผลของซิลิคอนไดออกไซด์ต่อกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง	17
2.4 ผลของการเติมธาตุต่อกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง.....	23
บทที่ 3 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย.....	31
3.1 วัสดุและสารเคมีที่ใช้ในการทดลอง.....	31
3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ.....	31
3.3 ขั้นตอนกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง	31
3.4 ขั้นตอนการวิเคราะห์ชิ้นงานจากกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง.....	32

3.5 ขั้นตอนการทดสอบและวิเคราะห์ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน.....	32
บทที่ 4 ผลการทดลอง.....	33
4.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง.....	33
4.1.1 ลักษณะชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง	33
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นเคลือบ	33
4.1.3 โครงสร้างของสารประกอบในชั้นเคลือบ	35
4.2 ข้อบกพร่อง (Defect) ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง.....	37
4.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน	38
4.3.1 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชัน.....	38
4.3.2 โครงสร้างของสารประกอบที่เกิดขึ้นหลังการทดสอบออกซิเดชัน	40
บทที่ 5 วิเคราะห์ผลการทดลอง.....	42
5.1 ปฏิกริยาที่เกิดขึ้นจากการเติมซิลิคอนไดออกไซด์ในกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงแบบผง	42
5.2 ซิลิคอนที่พบในชั้นเคลือบ	42
5.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน	43
5.3.1 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเหล็กและชิ้นงานเหล็กเคลือบผิว	43
5.3.1 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเคลือบโดยเติมควอตซ์.....	45
5.3.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเคลือบโดยเติมแคลบ.....	49
บทที่ 6 สรุปผลการทดลอง	53
บรรณานุกรม.....	54
ภาคผนวก.....	56
ประวัติผู้เขียน.....	87

สารบัญตาราง

ตาราง	หน้า
ตารางที่ 2. 1 องค์ประกอบทางเคมีของแต่ละตำแหน่ง 5, 6 และ 7 ดังรูปที่ 2.17 ง. [16]	26
ตารางที่ 3. 1 ตารางธาตุองค์ประกอบของชิ้นงาน.....	31
ตารางที่ 3. 2 อัตราส่วนโดยมวลของผงอะลูมิเนียมในซิงตามสูตรต่างๆ.....	32
ตารางที่ 4. 1 โครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นเคลือบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง	34
ตารางที่ ก. 1 พื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง.....	83
ตารางที่ ก. 2 น้ำหนักของชิ้นงานที่นำมาทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง.....	84
ตารางที่ ก. 3 พื้นผิวของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง และผ่านการทดสอบออกซิเดชันทุก 10 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง.....	85

สารบัญรูปภาพ

รูป	หน้า
รูปที่ 2. 1	ขั้นตอนการเกิด single layer ของชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ [6] 14
รูปที่ 2. 2	แผนภูมิสมดุลเฟส (phase diagram) แสดงสัดส่วนอะตอมของ Fe และ Al [4]..... 15
รูปที่ 2. 3	ภาพจำลองการแพร่ของแก๊สอะลูมิเนียมไนต์ (ก.) ไม่เกิดเฟสควบแน่น ข.) เกิดเฟสควบแน่นบริเวณ aluminium-depleted zone [8] 16
รูปที่ 2. 4	SEM micrograph และ linear EDS analysis ของชิ้นงานผ่านกระบวนการ อะลูมิเนียมไนต์ (ก.) high activity ที่ 700°C เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง (ชิ้นงานที่1) ข.) low activity ที่ 900°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง (ชิ้นงานที่3) [7] 17
รูปที่ 2. 5	ภาพตัดขวางของชิ้นงาน CLAM steel ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนต์แบบ จุ่มร้อนของอ่างอะลูมิเนียมหลอมบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิต่างกัน (ก.) 700°C, ข.) 750°C, ค.) 800°C และ ง.) 850°C [2] 18
รูปที่ 2. 6	ภาพตัดขวางของชิ้นงาน CLAM steel ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนต์แบบ จุ่มร้อนของอ่างอะลูมิเนียมหลอมเติมซิลิคอนที่อุณหภูมิต่างกัน (ก.) 700°C, ข.) 750°C, ค.) 800°C และ ง.) 850°C [2] 18
รูปที่ 2. 7	ภาพตัดขวาง optical micrographs ของ AISI 1005 steel ผ่าน การจุ่มร้อนในอ่าง (ก.) อะลูมิเนียมบริสุทธิ์, ข.) Al-0.5Si, ค.) Al-2.5Si, ง.) Al-5Si และจ.) Al-10Si (wt.%) ที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 180 วินาที [10]..... 19
รูปที่ 2. 8	ภาพตัดขวาง BSE micrographs ของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะและ องค์ประกอบทางเคมี (EDS) ของ AISI 1005 steel ผ่านการจุ่มร้อนในอ่าง (ก.) Al-2.5 Si, ข.) Al-5 Si และ ค.) Al 10 Si (wt.%) ที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 180 วินาที โดย ตำแหน่งเฟส A, B, C และ D แทน $FeAl_3$, Fe_2Al_5 , $Al_2Fe_3Si_3$ และ Al_7Fe_2Si [10]..... 20
รูปที่ 2. 9	การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1100°C [11]. 20

รูปที่ 2. 10 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 700°C [12]. 21	21
รูปที่ 2. 11 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain ²) และเวลาของชิ้นงานในการทดสอบ ออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C [12].....	21
รูปที่ 2. 12 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบ และข.) ชิ้นงาน Cast-aluminizing ; กราฟเส้นตรง (weight gain ²) และเวลา ค.) ชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบ และง.) ชิ้นงาน Cast- aluminizing [13].....	22
รูปที่ 2. 13 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) กราฟแสดงน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) และข.) กราฟเส้นตรงแสดงน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain ²) และเวลา ; 1.) ชิ้นงาน Bare TiAl alloy, 2.) ชิ้นงาน E-SiO ₂ coating, 3.) ชิ้นงาน อะลูมิเนียมไนต์ และ 4.) ชิ้นงาน Si-Al composite [14].....	23
รูปที่ 2. 14 ก.) แผนภาพบริเวณวิเคราะห์ด้วย EDS และ ข.) ปริมาณ Zr (at.%) บน ชั้นเคลือบของชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนของแต่ละอ่างชุบนิเกิลซึ่งเติม 0.1–0.7 wt.%Zr [16].....	24
รูปที่ 2. 15 ก.) และ ข.) PSL spectra ของออกไซด์เมื่อทดสอบออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 1150°C ที่เวลาผ่านไป 10 และ 90 นาที [16].....	25
รูปที่ 2. 16 ลักษณะสัณฐานวิทยาของพื้นผิวออกไซด์บนชั้นเคลือบเมื่อออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1150°C เป็นเวลา 10 นาที ก.) ชิ้นงานไม่ซึ่งเติม Zr ที่กำลังขยายต่ำ, ข.) ชิ้นงานซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% ที่กำลังขยายต่ำ, ค.) ชิ้นงานไม่ซึ่งเติม Zr ที่กำลังขยายสูง และ ง.) ชิ้นงานซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% ที่กำลังขยายสูง [16].....	26
รูปที่ 2. 17 Cyclic oxidation tests ที่อุณหภูมิ 1100°C [17].....	27
รูปที่ 2. 18 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของ Mar M247 superalloy โดยเส้นที่ 1 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่เติม Zr และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ [18]	28
รูปที่ 2. 19 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของนิเกิลบริสุทธิ์ โดยเส้นที่ 1 แสดง ชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่เติม Zr [18]	29

รูปที่ 2. 20 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของ Mar M200 superalloy โดยเส้นที่ 1 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียม และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมที่เติม Zr [18]	29
รูปที่ 2. 21 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C และ 1100°C [19].....	30
รูปที่ 4. 1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง	33
รูปที่ 4. 2 ความหนาของชั้นฟิล์มโดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง.....	35
รูปที่ 4. 3 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานเคลือบไม่เติมซิลิคอน ข.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 9 wt.% ค.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 13.5 wt.% ง.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 18 wt.% จ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 9 wt.% ฉ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 13.5 wt.% และ	
จ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 18 wt.%.....	36
รูปที่ 4. 4 การวิเคราะห์พื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง	37
รูปที่ 4. 5 พื้นที่โดยรวม defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง	38
รูปที่ 4. 6 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time) ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง	39
รูปที่ 4. 7 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานไม่เติมซิลิคอน ข.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 9 wt.% ค.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 13.5 wt.% ง.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 18 wt.% และจ.) ชิ้นงานเติม RHA 9 wt.%.....	40
รูปที่ 5. 1 บริเวณชั้นเคลือบที่นำมาวิเคราะห์โดยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) ของ ก.) ชิ้นงานเติมแกลบ 13.5 wt.% ข.) กราฟ EDS spectrum บริเวณที่ 1 และ ค.) กราฟ EDS spectrum บริเวณที่ 2	43
รูปที่ 5. 2 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time)	

ของชิ้นงานเหล็ก (Bare) และชิ้นงานเหล็กที่ผ่านการเคลือบผิว (No-Si) ในการทดสอบ ออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง	44
รูปที่ 5.3 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักของชิ้นงาน (weight gain) กับเวลา (time) ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง	45
รูปที่ 5.4 แบบจำลอง oxidation stage ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักชิ้นงาน ที่ผ่านการเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) Initial stage ข.) Transition stage และ ค.) Final stage	46
รูปที่ 5.5 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ช่วง Initial stage ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ ก.) แสดงความสัมพันธ์ ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain) กับเวลา (time) และ ข.) กราฟ exponential function ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain) ² กับเวลา (time)	47
รูปที่ 5.6 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อน้ำหนักเริ่มต้นในการทดสอบออกซิเดชันที่ อุณหภูมิ 1000°C ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์และชิ้นงานเหล็ก (Bare)	48
รูปที่ 5.7 แบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเคลือบผิว โดยการเติมควอตซ์ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C	49
รูปที่ 5.8 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time) ของชิ้นงาน เคลือบผิวโดยการเติมแคลบในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C	50
รูปที่ 5.9 แบบจำลอง oxidation stage ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติม แคลบในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) Initial stage และ ข.) Final stage	51
รูปที่ 5.10 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อน้ำหนักเริ่มต้นในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมแคลบและชิ้นงานเหล็ก (Bare)	51
รูปที่ 5.11 แบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมแคลบใน การทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C	52

รูปที่ ก. 42 โครงสร้างจุลภาคและพื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง..... 82



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา

เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นเหล็กชนิดหนึ่งที่ถูกนำมาใช้งาน เนื่องจากราคาค่อนข้างต่ำและมีคุณสมบัติทางวัสดุที่เหมาะสมสำหรับงานหลากหลายประเภท ไม่เปราะ (brittle) หรือเหนียว (ductile) เนื่องจากมีองค์ประกอบของคาร์บอนต่ำ นอกจากนี้ยังมีความต้านทานแรงดึงต่ำ (tensile strength) และมีความสามารถดัดรูป (malleable) แต่อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำยังมีคุณสมบัติที่ควรปรับปรุงให้เหมาะสมกับการใช้งานนั้นคือ ความต้านทานการกัดกร่อน (corrosion resistance) และความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน (oxidation resistance) ด้วยเหตุนี้จึงนำมาสู่การพัฒนาปรับปรุงผิว ซึ่งเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่สามารถปรับปรุงคุณสมบัติและยืดอายุการใช้งานให้นานขึ้น

กระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงเป็นกระบวนการปรับปรุงผิวที่รู้จักกันดีเพื่อเพิ่มต้านทานการเกิดออกซิเดชันโดยการสร้างชั้นเคลือบอะลูมิเนียม โดยชั้นเคลือบอะลูมิเนียมเป็นแหล่งที่มาของอะลูมิเนียมสูง ชั้นเคลือบอะลูมิเนียมบนชิ้นงานเหล็กสามารถเกิดเฟส Fe_2Al_5 , $FeAl_2$, $FeAl$ หรือ Fe_3Al ส่งผลให้มีความต้านทานเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงได้โดยเกิดชั้นอะลูมิเนียมออกไซด์ซึ่งมีคุณสมบัติเป็นชั้นออกไซด์ที่สม่ำเสมอ มีความหนาแน่นสูง มีอัตราการโตที่ต่ำ และมีความเสถียรเมื่อใช้งานเป็นเวลานาน [1] การทำอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงโดยการเติมซิลิคอนไดออกไซด์ จากงานวิจัยของ Shilei Han และคณะ [2] พบว่าซิลิคอนที่เติมในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบจุ่มร้อนส่งผลต่อความหนา และลักษณะทางสัณฐานวิทยาของชั้นเคลือบ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะลดลง มีความเรียบมากขึ้น และไม่พบรูพรุน

โดยงานวิจัยนี้เล็งเห็นถึงความสำคัญของผลของการเติมซิลิคอนในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงต่อการเกิดชั้นเคลือบบนเหล็ก โดยเติมซิลิคอนไดออกไซด์สองรูปแบบได้แก่ควอตซ์ และ แกลบ เพื่อให้ทราบถึงโครงสร้างจุลภาคและเฟสของชั้นเคลือบ รวมถึงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 ศึกษาผลของปริมาณและชนิดของซิลิคอนไดออกไซด์ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงต่อเฟสและโครงสร้างของชั้นเคลือบบนเหล็ก

1.2.2 ศึกษาผลของปริมาณและชนิดของซิลิคอนไดออกไซด์ต่อความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 ศึกษาปริมาณซิลิคอนไดออกไซด์ 0-18 wt.% ซึ่งเติมในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงบนเหล็กที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

1.3.2 ศึกษาชนิดซิลิคอนไดออกไซด์ได้แก่ควอตซ์ (quartz) และแกลบ (rice husk ash; RHA) ซึ่งเติมในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

1.3.3 ศึกษาเฟสและโครงสร้างของชั้นเคลือบบนเหล็กที่ผ่านกระบวนการทำอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

1.3.4 ศึกษาความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงเฟสและโครงสร้างของชั้นเคลือบบนเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงซึ่งเติมซิลิคอนไดออกไซด์

1.4.2 ทราบถึงชนิดและปริมาณซิลิคอนไดออกไซด์ที่เหมาะสมต่อชั้นเคลือบบนเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

1.4.3 ทราบถึงความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันของเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงซึ่งเติมซิลิคอนไดออกไซด์

บทที่ 2

ปรีทรรคณ์วรรณกรรม

2.1 เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low carbon steel)

เหล็กกล้าคาร์บอน (carbon steel) คือเหล็กที่มีองค์ประกอบของคาร์บอนสูง มีการเติมธาตุ เช่น แมงกานีส ทองแดง ซิลิคอน เป็นต้น โดยเหล็กกล้าคาร์บอนสามารถแบ่งเป็น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (low carbon steel), เหล็กกล้าคาร์บอนปานกลาง (medium carbon steel) และเหล็กกล้าคาร์บอนสูง (high carbon steel) เหล็กกล้าที่มีองค์ประกอบของคาร์บอนต่ำจะมีสมบัติเชิงกลคล้ายกับเหล็ก (iron) เมื่อโลหะมีคาร์บอนเพิ่มขึ้นจะส่งผลต่อความแข็งเพิ่มขึ้น ความเหนียวลดลง ยากต่อการเชื่อม และจุดหลอมเหลวต่ำลง

เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำเป็นเหล็กชนิดหนึ่งที่นิยมนำมาใช้งานมากที่สุด เนื่องจากราคาค่อนข้างต่ำและมีคุณสมบัติทางวัสดุที่สามารถยอมรับได้สำหรับงานหลากหลายประเภท ไม่เปราะ (brittle) หรือเหนียว (ductile) เนื่องจากมีองค์ประกอบของคาร์บอนต่ำ ความต้านทานแรงดึงต่ำ (tensile strength) และมีความสามารถดัดรูป (malleable) [3]

นอกจากนี้เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำยังมีคุณสมบัติที่ควรปรับปรุงให้เหมาะสมกับการใช้งาน เช่น งานที่ต้องการความแข็งแรงต่อการล้า (fatigue strength), ความต้านทานการกัดกร่อน (corrosion resistance) และ ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน (oxidation resistance) ด้วยเหตุนี้จึงนำมาสู่การพัฒนาปรับปรุงผิว ซึ่งเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่สามารถปรับปรุงคุณสมบัติและยืดอายุการใช้งานให้นานขึ้น [4]

2.2 กระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง (Aluminizing process)

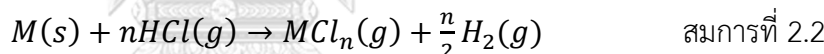
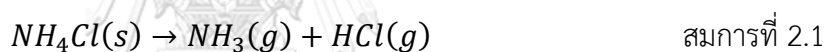
กระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงเป็นกระบวนการปรับปรุงผิวเพื่อเพิ่มต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน ซึ่งจะทำให้เกิดการเคลือบผิวโดยการเกิดชั้นเคลือบที่มีองค์ประกอบของธาตุอะลูมิเนียมสูง ส่งผลให้มีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันโดยการเกิดสารประกอบอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3) เมื่ออะลูมิเนียมแพร่เข้าสู่ชิ้นงานจะเกิดปฏิกิริยากับเหล็ก เกิดเป็นชั้นสารประกอบเหล็กอะลูมิเนียมไนด์

อุณหภูมิที่มีประสิทธิภาพสำหรับกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงเหล็ก โดยทั่วไปอุตสาหกรรมนิยมใช้อุณหภูมิสูงกว่า 900°C เป็นเวลาหลายชั่วโมงสำหรับกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง [5]

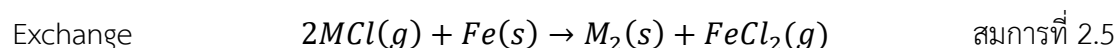
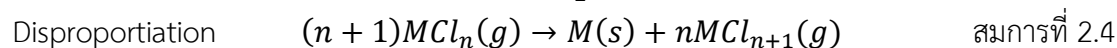
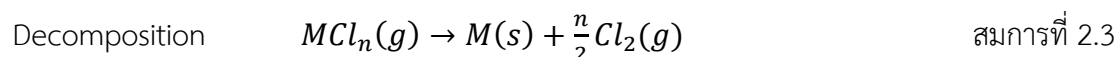
องค์ประกอบของกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงประกอบไปด้วย 3 ส่วนดังนี้ [6]

1. ผงโลหะ (metallic powder) : ในปริมาณ 1-10 wt.% ผงโลหะที่มีความละเอียดซึ่งจะไปเกิดการตกตะกอน (deposition) บนผิวของโลหะ เช่น อะลูมิเนียม, ซิลิคอน, โครเมียม และไทเทเนียม เป็นต้น
2. เกลือเฮไลต์ (halide salt activator) : ในปริมาณ 1-5 wt.% เป็นสารกระตุ้นการเกิดปฏิกิริยา เช่น NaCl, NH₄Cl, AlCl₃, NaF และ NH₄F เป็นต้น
3. อะลูมิเนียมออกไซด์ (Al₂O₃) : ในปริมาณ 85 wt.% ช่วยป้องกันการหลอมของผงต่างๆ ที่อุณหภูมิสูง

ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงขึ้นอยู่กับกาเกิดเฟสแก๊สของ halide เป็นดังสมการเกิดปฏิกิริยาดังนี้



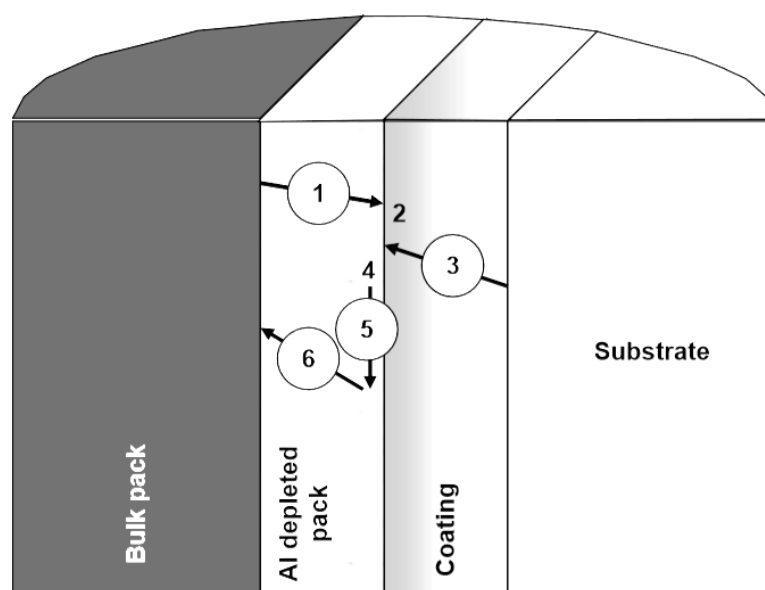
แก๊สของโลหะคลอไรด์ (MCl_n) หรือแก๊สอะลูมิเนียมเฮไลต์ (AlX_n) ที่เกิดขึ้นคือ AlCl₃, AlCl₂, AlCl, Al₂Cl₆ และ Al₂Cl₄ ในกระบวนการที่ใช้อุณหภูมิต่ำ แก๊สหลักที่เกิดขึ้นคือ AlCl₃ และสำหรับกระบวนการที่อุณหภูมิสูงคือ AlCl เมื่อเกิดสารประกอบแก๊สโลหะคลอไรด์จะผ่านบริเวณเฟสแก๊สเข้าสู่ผิวชิ้นงานเหล็ก สามารถเกิดปฏิกิริยาดังต่อไปนี้



เมื่อเกิดปฏิกิริยาดังกล่าวจะส่งผลให้ชั้นเคลือบจะโตขึ้น ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นจะขึ้นอยู่กับความเสถียรของแก๊ส halide นอกจากนี้ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงยังต้องคำนึงถึง องค์ประกอบทางเคมี ชนิดของเกลือเฮไลต์ อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิง [6]

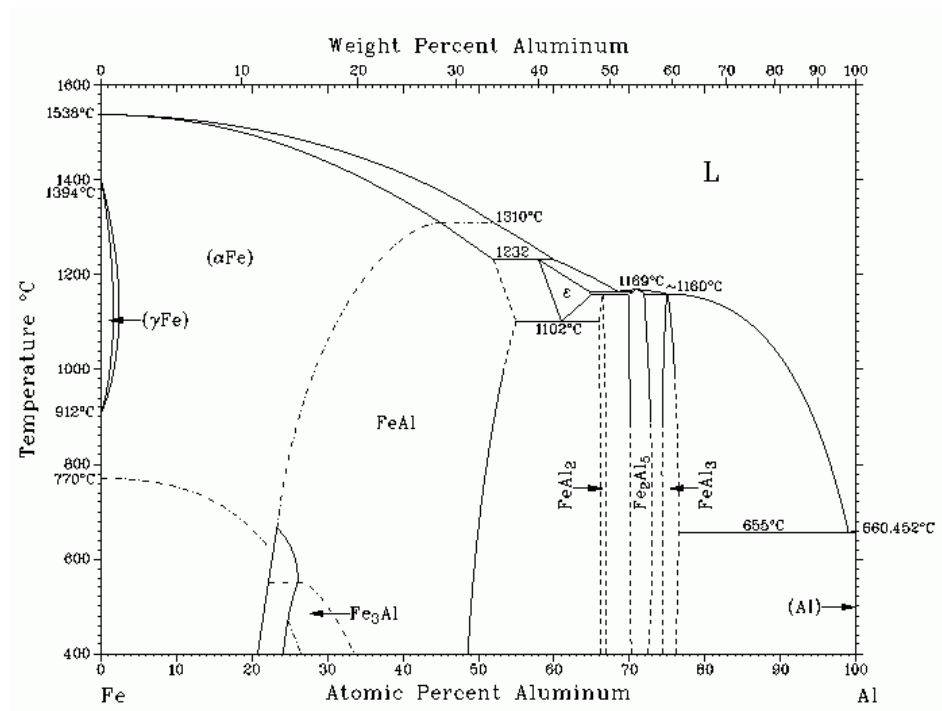
การเกิดขึ้นเคลือบอะลูมิเนียมประกอบด้วย 6 ขั้นตอน แสดงดังรูปที่ 2.1 สามารถอธิบายการเกิดได้ดังนี้ [6]

1. โมเลกุลแก๊สอะลูมิเนียมไนไตรด์แพร่จากผงอะลูมิเนียมในซึ่งสู่บริเวณผิวเคลือบข้าม Al depleted zone
2. เกิดการสะสมแก๊สอะลูมิเนียมไนไตรด์ ที่บริเวณ gas/coating interface
3. เกิดการแพร่แบบ solid state ของเหล็กผ่านชั้นเคลือบไปสู่บริเวณ coating/gas interface
4. เกิดการโตของเฟสชั้นเคลือบที่บริเวณ coating/gas interface
5. halogen species แพร่ออกจากบริเวณ gas/coating interface
6. แก๊ส halogen แพร่กลับออกมาสู่บริเวณผงอะลูมิเนียมในซึ่ง



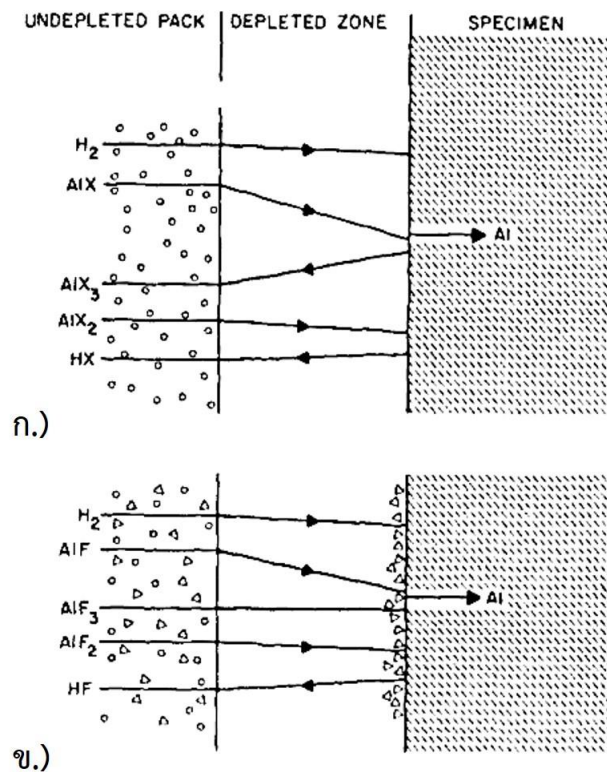
รูปที่ 2. 1 ขั้นตอนการเกิด single layer ของชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนไตรด์ [6]

เฟสที่เกิดขึ้นจากการทำปฏิกิริยาประกอบด้วย Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl และ Fe_3Al ดังเช่นงานวิจัยของ Levin และคณะ [7] โดยทำอะลูมิเนียมไนไตรด์บนเหล็กบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิ 900°C เป็นเวลา 2.5 ชั่วโมง พบเฟส Fe_2Al_5 , FeAl_2 และ FeAl เป็นไปตามแผนภูมิสมดุลเฟส (equilibrium diagram) ดังแสดงในรูปที่ 2.2



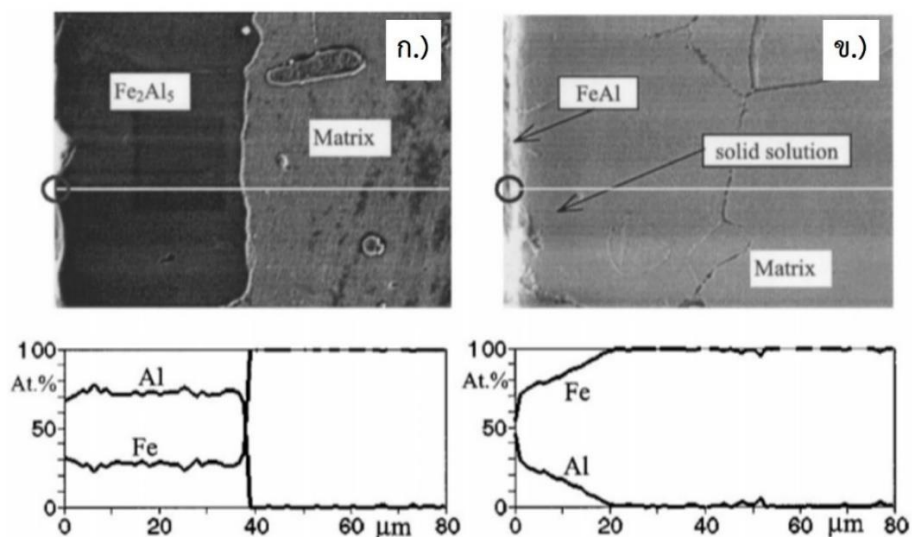
รูปที่ 2. 2 แผนภูมิสมดุลเฟส (phase diagram) แสดงสัดส่วนอะตอมของ Fe และ Al [4]

Halide salt activator คือเกลือเฮไลด์ที่ช่วยกระตุ้นการเกิดปฏิกิริยาในกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง จากงานวิจัยของ N. KANDASAMY และคณะ [8] กล่าวถึงสมมติฐานของ Levine และ Caves ว่า แก๊สอะลูมิเนียมเฮไลด์แพร่ผ่าน aluminium-depleted zone ไปสู่ชิ้นงาน ซึ่งการก่อตัวที่เกิดขึ้นแบ่งเป็น 2 กรณีคือ กรณีแรกเมื่อเกลือเฮไลด์เป็น NH_4Cl , NH_4I หรือ NH_4Br เมื่อเกิดปฏิกิริยาในระบบจะไม่เกิดการควบแน่นที่ผิวของชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.3 ก. จากปฏิกิริยาในสมการที่ 2.2 แก๊สอะลูมิเนียมเฮไลด์ที่เกิดคือ AlX และ AlX_2 ซึ่งแพร่เข้าสู่ผิวชิ้นงาน และทำปฏิกิริยากับผิวเกิดขึ้นเคลือบของอะลูมิเนียมดังสมการที่ 2.3 และได้ผลิตภัณฑ์เป็น AlX_3 แพร่กลับออกมาสู่ระบบอย่างเป็นวัฏจักร กรณีที่สองเมื่อเกลือเฮไลด์เป็น NH_4F , AlF_3 , NaF หรือ NaCl ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นจะก่อให้เกิดการควบแน่นของเฟส AlF_3 หรือ NH_4F ที่บริเวณ depleted zone เมื่อเฟสควบแน่นมีปริมาณมากขึ้นส่งผลขัดขวางการแพร่ของแก๊สในระบบเนื่องจากปิดรูพรุนที่ผิวของชิ้นงาน ทำให้ยากต่อการเกิดปฏิกิริยาดังรูปที่ 2.3 ข.



รูปที่ 2. 3 ภาพจำลองการแพร่ของแก๊สอะลูมิเนียมไฮไดรด์ ก.) ไม่เกิดเฟสควบแน่น ข.) เกิดเฟสควบแน่น บริเวณ aluminium-depleted zone [8]

จากงานวิจัยของ L. Levin และคณะ [7] ศึกษาการควบคุมการเกิดขึ้นเคลือบจาก กระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงบนชิ้นงานเหล็กบริสุทธิ์ แสดงในรูปที่ 2.4 แบ่งเป็น high activity และ low activity พบว่าชิ้นงาน high activity มีส่วนผสมของผงอะลูมิเนียมในเชิงคือ Al, Al_2O_3 และ NH_4Cl เผาชิ้นงานที่ 1 ที่อุณหภูมิ $700^{\circ}C$ เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง เกิดชั้น Fe_2Al_5 ส่วนชิ้นงานที่ 2 เผาที่ อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 2.5 ชั่วโมง เกิดชั้น Fe_2Al_5 , $FeAl_2$ และ $FeAl$ และชิ้นงานที่ 3 low activity มีส่วนผสมของผงอะลูมิเนียมในเชิงคือ Fe_2Al_5 , Al_2O_3 และ NH_4Cl ซึ่งผ่านการให้ความร้อนที่ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เพื่อเหนี่ยวนำเฟส Fe_2Al_5 ให้เกิดขึ้นก่อนจึงนำมาเผาชิ้นงานที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เกิดชั้น $FeAl$ และสารละลายของแข็ง (solid solution)



รูปที่ 2. 4 SEM micrograph และ linear EDS analysis ของชิ้นงานผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง ก.) high activity ที่ $700^{\circ}C$ เป็นเวลา 1.5 ชั่วโมง (ชิ้นงานที่1) ข.) low activity ที่ $900^{\circ}C$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง (ชิ้นงานที่ 3) [7]

เหล็กที่ผ่านการทำอะลูมิเนียมในซิงสามารถนำมาใช้งานได้หลากหลาย เช่น ส่วนประกอบในเครื่องทำน้ำอุ่น, เตาเผา, ผนังเตาอบแห้งและประตู, เครื่องแลกเปลี่ยนความร้อน, เตาเผาขยะสำหรับครัวเรือนและอุตสาหกรรม ท่อส่งแก๊สร้อน และท่อความดันในกระบวนการอุตสาหกรรม ซึ่งเป็นเครื่องมือที่ต้องใช้เหล็กที่มีสมบัติในการต้านทานการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง [4]

เมื่อชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงนำไปใช้งานในสภาวะแวดล้อมที่เกิดการกัดกร่อนทั้งจากน้ำและดิน เพื่อป้องกันการกัดกร่อนซึ่งเกิดจากการละลายของแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์ และการกัดกร่อนแบบกัดเซาะ ที่บริเวณผิวของชิ้นงานจะเกิดฟิล์มปกป้องชนิดอะลูมิเนียมออกไซด์ (passive aluminum oxide) [4]

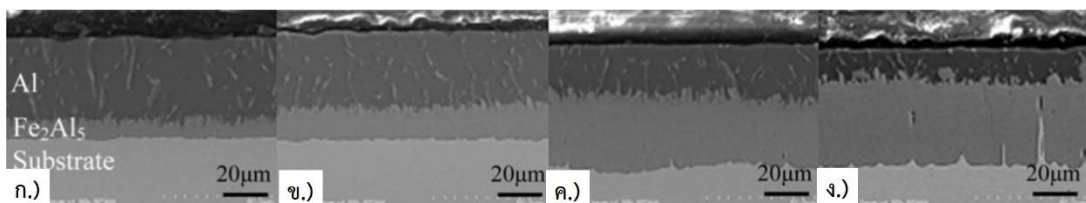
2.3 ผลของซิลิคอนไดออกไซด์ต่อกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง

จากงานวิจัยของ M.M. Al-Aiat และคณะ [9] กล่าวถึงผลของซิลิคอนต่อชิ้นโลหะผสมโดยชิ้นงานผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงแบบจุ่มร้อน (hot-dip aluminization) พบว่าชิ้นเคลือบมีความหนาลดลงอย่างมากเมื่อเติมซิลิคอน 7 wt.% ลงในอ่างหลอมอะลูมิเนียม โดยผลของซิลิคอนสามารถอธิบายความเป็นไปได้ 3 ทฤษฎี คือ

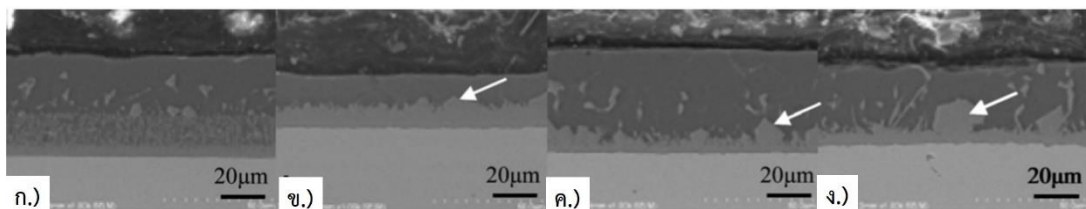
- ทฤษฎีที่ 1 ซิลิคอนส่งผลต่อการโตของชั้นเคลือบ เนื่องจากซิลิคอนลดความสามารถในการแพร่ของอะลูมิเนียมในชั้นงานและเพิ่มอัตราการละลายของชั้นสารประกอบในอ่างหลอม
- ทฤษฎีที่ 2 จะเกิดเฟส Fe-Al-Si เมื่อเติมซิลิคอน ซึ่งเป็นเฟสที่เกิดและโตช้ากว่าเฟส Fe_2Al_5 ซึ่งเป็นเฟสที่พบทั่วไปในกระบวนการทำอะลูมิเนียมในเชิงบ่งชี้งานเหล็ก
- ทฤษฎีที่ 3 ซิลิคอนเข้าแทรกที่ในตำแหน่ง c-axes ของโครงสร้าง orthorhombic ของเฟส Fe_2Al_5 และขัดขวางการแพร่ของอะตอมอะลูมิเนียมจากผิวชั้นงาน ส่งผลให้ลดอัตราการโตของเฟส Fe_2Al_5 [9]

นอกจากนี้การเติมซิลิคอนจะสามารถเพิ่มความสม่ำเสมอของชั้นเคลือบและเพิ่มความสามารถในการยึดเกาะระหว่างชั้นเคลือบและชั้นงานได้มากขึ้น

ซึ่งสอดคล้องกับรายงานวิจัยของ Shilei Han และคณะ [2] พบว่าในรูปที่ 2.5 แสดงให้เห็นชั้นเคลือบชั้นนอกสุดคือชั้นอะลูมิเนียม ถัดลงมาคือชั้นเหล็กอะลูมิเนียมไนต์ และชั้นงาน เมื่อเทียบกับรูปที่ 2.6 เมื่อเติมซิลิคอนในอะลูมิเนียมหลอมเหลวจะส่งผลต่อความหนาและลักษณะทางสัณฐานวิทยาของชั้นเคลือบ ความหนาของชั้นเคลือบลดลง มีความเรียบสม่ำเสมอมากขึ้น และไม่พบรูพรุน โดยซิลิคอนไปยับยั้ง solid-state growth ของเฟส $FeAl_3$ and Fe_2Al_5 ซึ่งเป็นเฟสที่เปราะ ทั้งนี้จะสนับสนุนความเป็นไปได้ของทฤษฎีที่ 3 ของ M.M. Al-Aiat และคณะ

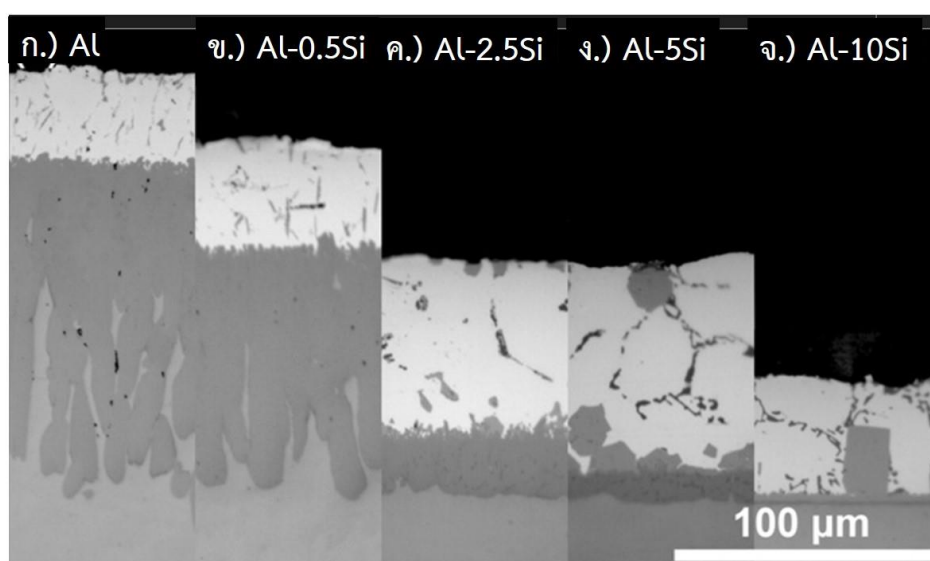


รูปที่ 2. 5 ภาพตัดขวางของชั้นงาน CLAM steel ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบจุ่มร้อนของอ่างอะลูมิเนียมหลอมบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิต่างกัน ก.) 700°C, ข.) 750°C, ค.) 800°C และ ง.) 850°C [2]



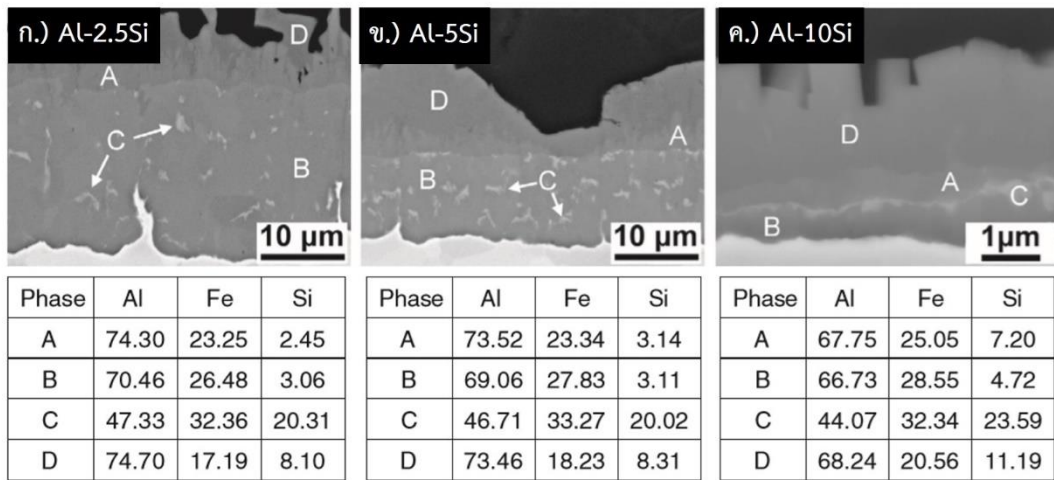
รูปที่ 2. 6 ภาพตัดขวางของชั้นงาน CLAM steel ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบจุ่มร้อนของอ่างอะลูมิเนียมหลอมเติมซิลิคอนที่อุณหภูมิต่างกัน ก.) 700°C, ข.) 750°C, ค.) 800°C และ ง.) 850°C [2]

จากงานวิจัยของ Wei-Jen Cheng และคณะ [10] พบว่า AISI 1005 steel ผ่านการจุ่มร้อนในอ่างอะลูมิเนียมหลอมบริสุทธิ์, Al-0.5 Si, Al-2.5 Si, Al-5 Si และ Al-10 Si (wt.%) ที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 180 วินาที เมื่อจุ่มร้อนในอ่าง Al-10 Si (wt.%) พบว่าชั้นเคลือบมีความหนาลดลงเหลือ 3.5 μm จาก 130 μm นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณซิลิคอนเพิ่มถึง 2.5 wt.% พื้นผิวรอยต่อระหว่างชั้นเคลือบและชิ้นงานเหล็กจะเกิดลักษณะไม่เป็นระเบียบ (irregular interface) แสดงดังรูปที่ 2.7



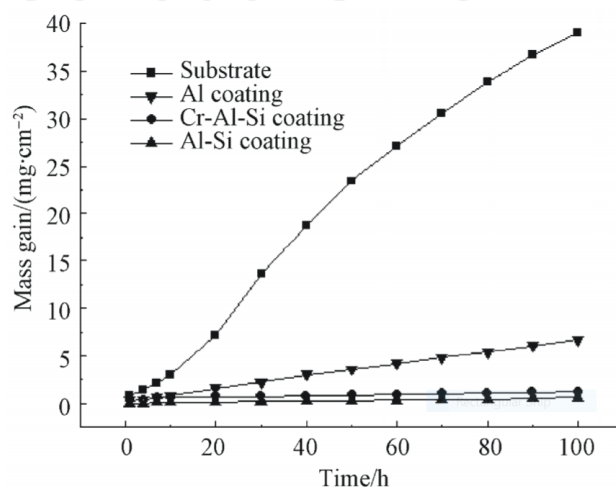
รูปที่ 2. 7 ภาพตัดขวาง optical micrographs ของ AISI 1005 steel ผ่านการจุ่มร้อนในอ่าง อะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (ก.) Al-0.5Si, (ข.) Al-0.5Si, (ค.) Al-2.5Si, (ง.) Al-5Si และ (จ.) Al-10Si (wt.%) ที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 180 วินาที [10]

ภาพตัดขวาง BSE micrographs ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานที่จุ่มร้อนใน อะลูมิเนียมบริสุทธิ์และ Al-0.5Si wt.% จากการพิสูจน์ Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) พบว่าชั้นของสารประกอบเชิงโลหะทั้งสองประกอบด้วย FeAl_3 และ Fe_2Al_5 ตามลำดับ เมื่อ ปริมาณซิลิคอนในอ่างจุ่มร้อนเพิ่มขึ้นจาก 2.5 wt.% จะพบเฟสดังนี้ FeAl_3 , Fe_2Al_5 , $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ และ $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Si}$ แสดงดังรูปที่ 2.8



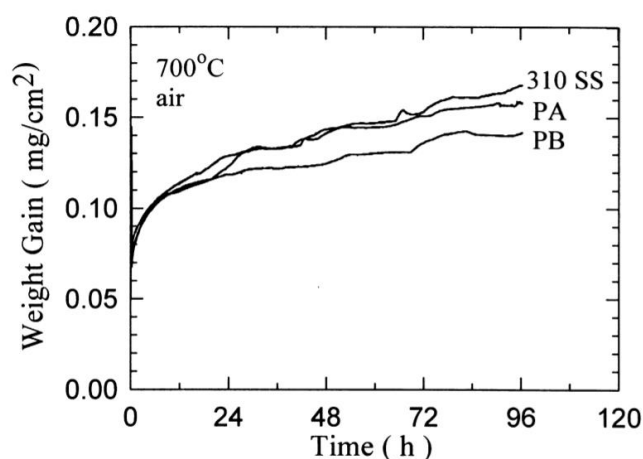
รูปที่ 2. 8 ภาพตัดขวาง BSE micrographs ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและองค์ประกอบทางเคมี (EDS) ของ AISI 1005 steel ผ่านการจุ่มร้อนในอ่าง ก.) Al-2.5 Si, ข.) Al-5 Si และ ค.) Al 10 Si (wt.%) ที่ อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 180 วินาที โดยตำแหน่งเฟส A, B, C และ D แทน $FeAl_3$, Fe_2Al_5 , $Al_2Fe_3Si_3$ และ Al_7Fe_2Si [10]

จากงานวิจัยของ Y. Ruibo และคณะ [11] ศึกษาการปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชั้นเคลือบ Al, Al-Si และ Cr-Al-Si บนชิ้นงาน IC20 alloy ซึ่งเตรียมโดยกระบวนการอะลูมิเนียมเชิงแบบผง พบว่าหลังจากทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการเคลือบผิวมีอัตราการเพิ่มน้ำหนักน้อยลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบผิว แสดงดังรูปที่ 2.9 ชิ้นงานที่เคลือบผิวที่เติม Si (Al-Si) มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดี ขณะที่ชิ้นงานที่เติม Cr (Cr-Al-Si) พบว่าจะเร่งให้เกิดการหลุดร่อน

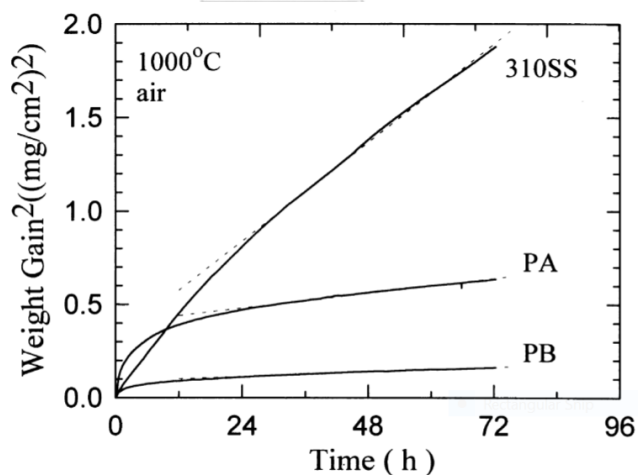


รูปที่ 2. 9 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1100°C [11]

จากงานวิจัยของ W.T. Tsai และคณะ [12] ศึกษาการปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของ AISI 310 SS โดยผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 48 ชั่วโมง โดยทดสอบออกซิเดชันด้วยเทคนิค thermal gravimetric analysis (TGA) ที่อุณหภูมิ 700 และ 1000°C พบว่าชิ้นงานที่มีปริมาณอะลูมิเนียมเนี่ยมสูง (PB) มีอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ต่ำ เนื่องจากเกิดเฟส Al_2O_3 แทนที่เฟส Cr_2O_3 แสดงดังรูปที่ 2.10 และ 2.11



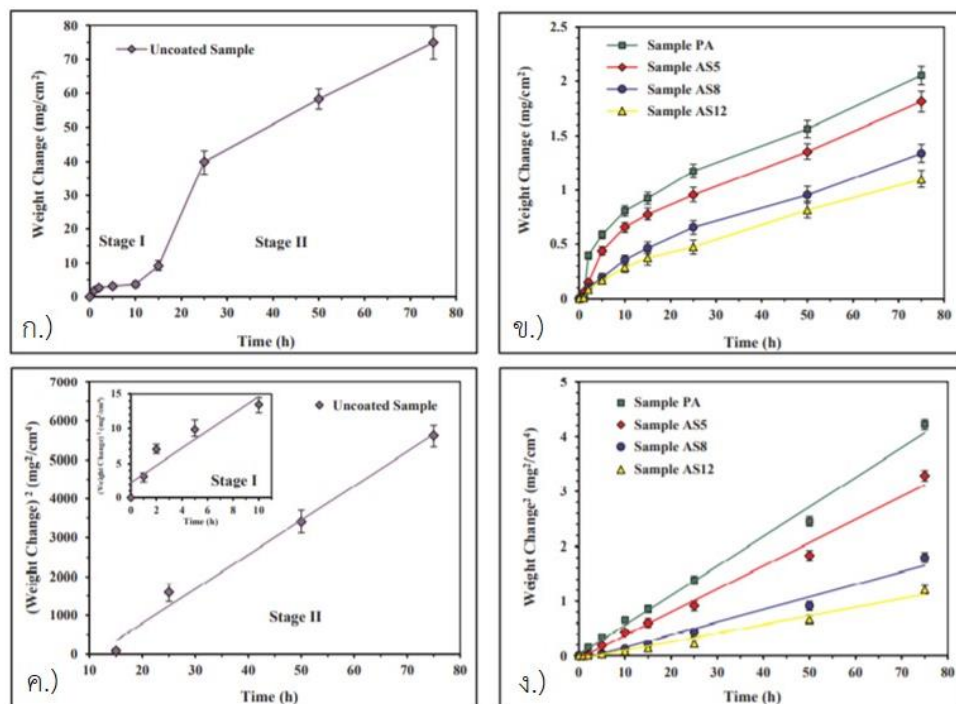
รูปที่ 2. 10 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 700°C [12]



รูปที่ 2. 11 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain²) และเวลาของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C [12]

จากงานวิจัยของ F. Zareia และคณะ [13] ศึกษาเกี่ยวกับปริมาณซิลิคอนที่ส่งผลต่อความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน HH309 stainless steel ที่ผ่านการปรับปรุงผิวด้วยวิธีการ Cast-aluminizing (CA) กับแผ่นอะลูมิเนียมอัลลอยด์ (Al-5wt%Si, Al-8wt%Si, and Al12wt%Si)

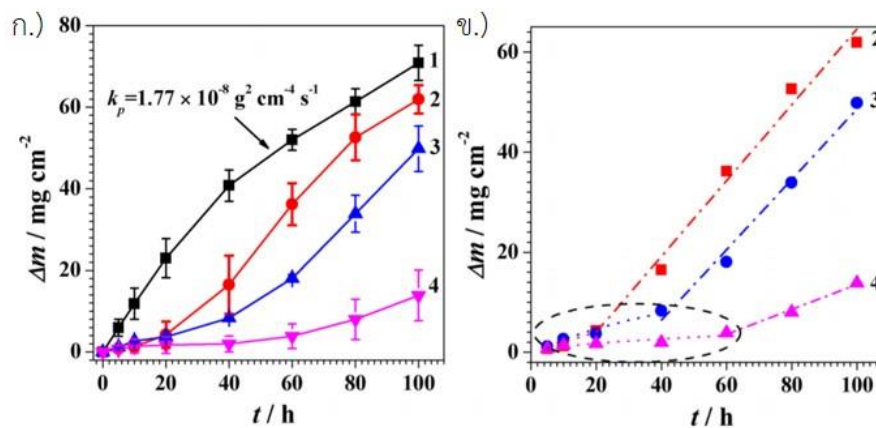
และผ่านการอบอ่อน (annealing) ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เมื่อนำมาทดสอบ ออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 75 ชั่วโมงพบว่าอัตราการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงาน ถูกควบคุมโดย diffusion-controlled โดยอัตราคงที่ของการเกิดออกซิเดชัน (parabolic rate constant; k_p) ของชิ้นงาน cast-aluminizing ซึ่งไม่มีซิลิคอนเท่ากับ $1.5 \times 10^{-11} \text{ g}^2\text{cm}^{-4}\text{s}^{-1}$ และ ค่า k_p ของชิ้นงานที่มีซิลิคอน 5, 8 และ 12 wt.% เท่ากับ 1.175×10^{-11} , 6.39×10^{-12} และ $4.36 \times 10^{-12} \text{ g}^2\text{cm}^{-4}\text{s}^{-1}$ ตามลำดับ ดังรูปที่ 2.12 ชิ้นงานที่พบซิลิคอนในชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์สามารถ ปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันแก่ชิ้นงานโดยการเกิดเฟสร่วมกันของ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ พบว่า การเติมซิลิคอนสามารถเปลี่ยนกลไกการเสื่อมสลาย (degradation mechanism) ของชั้นออกไซด์ จากการโตและหลุดร่อนเปลี่ยนเป็นการโตของออกไซด์แบบ nodular



รูปที่ 2. 12 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 75 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบ และข.) ชิ้นงาน Cast-aluminizing ; กราฟเส้นตรง (weight gain²) และเวลา ค.) ชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบ และง.) ชิ้นงาน Cast-aluminizing [13]

จากงานวิจัย L.K. Wu และคณะ [14] ศึกษาเกี่ยวกับการปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ของชิ้นงาน $\gamma\text{-TiAl}$ alloy โดยการสร้างชั้นเคลือบซิลิคอน-อะลูมิเนียม (Si-Al composite) จากกระบวนการอะลูมิเนียมไนต์แบบผงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และ

นำมาเคลือบ SiO_2 ด้วยเทคนิค cathodic electrodeposition นำมาเทียบกับชั้นงานอะลูมิเนียมไนต์ที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง (aluminizing coating) และ ชั้นงานที่เคลือบ SiO_2 ด้วยเทคนิค cathodic electrodeposition (E- SiO_2 coating) พบว่าชั้นงานอะลูมิเนียมไนต์และชั้นงาน E- SiO_2 มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักขึ้นงานที่ต่ำและสามารถต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้เพียงแคในช่วงระยะเวลาแรกเท่านั้น ขณะที่เวลาเพิ่มมากขึ้นชั้นงาน Si-Al composite ยังคงมีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักที่ต่ำกว่าและสามารถคงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันไว้ได้ แสดงดังรูปที่ 2.13 เนื่องจากชั้นเคลือบชั้นนอกสุดประกอบด้วยซิลิคอนและอะลูมิเนียมที่มีความหนาแน่นสูง และไม่มีรอยร้าว ทำหน้าที่เปรียบเสมือนชั้นขัดขวางการแพร่เข้าของออกซิเจน (inward diffusion)



รูปที่ 2. 13 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชั้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) กราฟแสดงน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) และข.) กราฟเส้นตรงแสดงน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain²) และเวลา ; 1.) ชั้นงาน Bare TiAl alloy, 2.) ชั้นงาน E- SiO_2 coating, 3.) ชั้นงานอะลูมิเนียมไนต์ และ 4.) ชั้นงาน Si-Al composite [14]

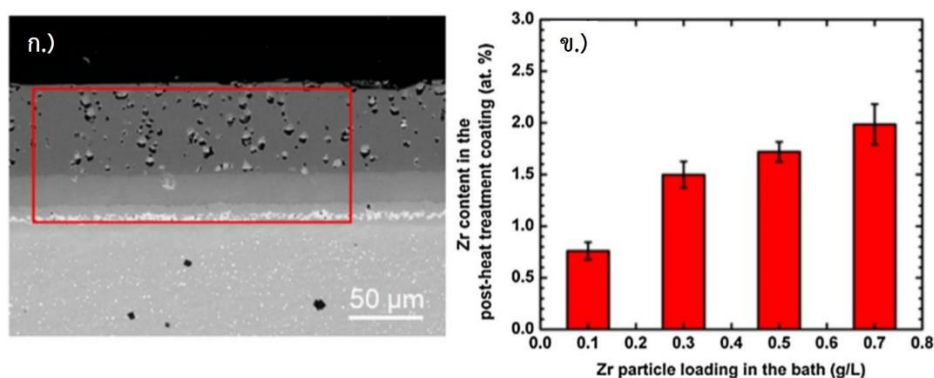
2.4 ผลของการเติมธาตุต่อกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง

จากงานวิจัยของ Robert Bianco และคณะ [15] กล่าวถึงการเติม reactive element: RE เช่น อิตเทรียม (Y), เซอร์โคเนียม (Zr), แฮฟเนียม (Hf), ทอเรียม (Th) และ ซีเรียม (Ce) ปริมาณ 1 wt.% ซึ่งสามารถปรับปรุงการยึดติด (adherence) ของโครเมียมและชั้นอะลูมิเนียมออกไซด์ที่ปกคลุมผิวบนโลหะผสม Ni, Co และ Fe โดยประสิทธิภาพของ RE นั้นเป็นที่ยอมรับดังนี้

- สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลของชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้น
- การแยกตัวของไอออน RE หรือการก่อตัวของ RE-rich precipitate ที่บริเวณขอบเกรนของออกไซด์สามารถลดการโตของออกไซด์
- การก่อตัวของ RE-rich ภายในชั้นออกไซด์สามารถเป็นตัวช่วยยึดติด (pegs) ระหว่างชั้นออกไซด์และโลหะผสม

นอกจากนี้ Robert Bianco และคณะได้ศึกษางานวิจัยอื่น ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเมื่อเติม Zr, Y และ Si ลงไปเล็กน้อยสามารถปรับปรุงการยึดติดของฟิล์มอะลูมินาบน β -NiAl ระหว่างการเกิดออกไซด์ขึ้น กระบวนการเคลือบที่เกิดขึ้นอาจเปลี่ยนแปลงไปเมื่อเติม RE ลงไปที่ผิวเคลือบของอะลูมิเนียม ในการเพิ่มปริมาณ RE oxide ส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของ $RECl_3$ เช่นการเพิ่ม Y_2O_3 จะลดปริมาณแก๊ส $AlCl_3$ แต่จะเกิดปฏิกิริยาได้ผลิตภัณฑ์เป็นแก๊ส YCl_3 มากขึ้น การเติม ZrO_2 ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงส่งผลให้ Cr ซึ่งเป็นองค์ประกอบบริเวณผิวลดลง ขณะที่ชั้นเคลือบอะลูมิเนียมเพิ่มขึ้นจาก 107, 115, และ 120 μm โดยเติม 2, 4, และ 6% ZrO_2

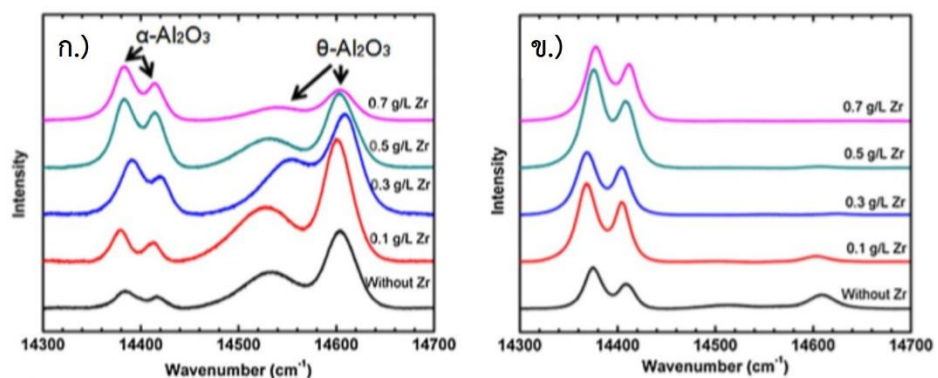
จากงานวิจัยของ Yuhua Zhou และคณะ [16] ศึกษาชั้นเคลือบ β -NiAl เติม Zr บน Hastelloy เตรียมโดยวิธี composite electrodeposition ซึ่งควบคุมปริมาณซึ่งเติม Zr ในแต่ละอ่างชุบนิเกิลแตกต่างกัน 0–0.7 wt.% และ pack cementation ที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง จากนั้นนำมาอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1050°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง พบว่าเกิดการแปลงเฟสของ δ - β และอัตราการแพร่ของ Zr, Al และ Ni แตกต่างกันจึงก่อให้เกิดรูพรุนขนาดเล็ก (void) โดยปริมาณ Zr แสดงในรูปที่ 2.14



รูปที่ 2.14 ก.) แผนภาพบริเวณวิเคราะห์ด้วย EDS และ ข.) ปริมาณ Zr (at.%) บนชั้นเคลือบของชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อนของแต่ละอ่างชุบนิเกิลซึ่งเติม 0.1–0.7 wt.%Zr [16]

เมื่อนำชิ้นงานทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1150°C ผ่านไป 12 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการชุบนิเกิลซึ่งไม่เติม Zr มีการหลุดร่อนที่ผิวสูง ส่วนชิ้นงานที่ผ่านการชุบนิเกิลซึ่งเติม Zr 0.1 และ 0.3 wt.% ปรากฏการหลุดร่อนของออกไซด์เมื่อผ่านไป 24 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการชุบนิเกิลซึ่งเติม Zr 0.5 และ 0.7 wt.% มีความคล้ายกันอย่างมากและปรากฏการหลุดร่อนเล็กน้อยที่ 48 ชั่วโมง ชิ้นงานที่ผ่านการชุบนิเกิลซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% ปรากฏชั้นเคลือบแยกออกจากผิวชิ้นงานเมื่อผ่านไป 60 ชั่วโมง ดังนั้นชิ้นงานผ่านการชุบนิเกิลซึ่งเติม Zr 0.5 wt.% เป็นชิ้นงานที่สามารถต้านทานการหลุดร่อนเนื่องจากการเกิดออกซิเดชันได้ดี

จากข้อมูลการเกิดออกซิเดชัน แสดงในรูปที่ 2.15 พบว่าปริมาณเฟส θ -Al₂O₃ ลดลงสอดคล้องกับการเพิ่มปริมาณเติม Zr ในอ่างชุบนิเกิลจาก 0.1-0.7 wt.% ดังนั้นแสดงให้เห็นว่า Zr สามารถเร่งการแปลงเฟส θ -Al₂O₃ เป็น α -Al₂O₃ เนื่องจากเมื่อเกิดออกซิเดชันจะเกิดการก่อตัวของ RE oxide ซึ่งทำหน้าที่เป็น nucleation sites สำหรับการโตของ α -Al₂O₃ โดยอัตราการโตของ θ -Al₂O₃ มีมากกว่า α -Al₂O₃ จึงส่งผลต่อความหนาของชั้นออกไซด์ที่ก่อตัวขึ้น

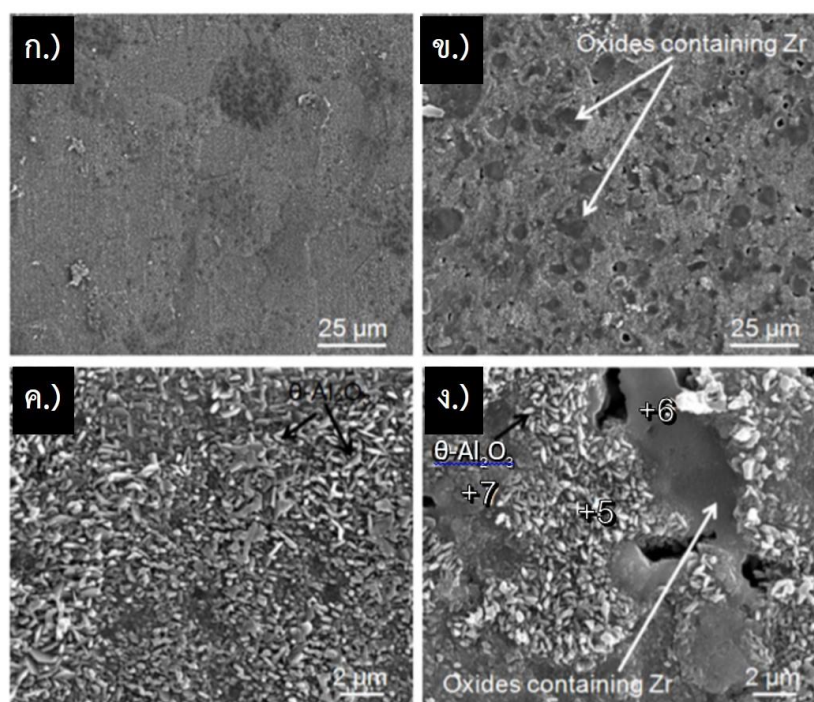


รูปที่ 2. 15 ก.) และ ข.) PLS spectra ของออกไซด์เมื่อทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1150°C ที่เวลาผ่านไป 10 และ 90 นาที [16]

เมื่อทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 10 นาที พบว่า θ -Al₂O₃ มีลักษณะสัณฐานวิทยาคล้ายเกล็ดเลือด (platelet) หรือเข็ม (needles) แสดงในรูปที่ 2.16 ก. และ ข. ซึ่งเป็นชิ้นงานที่ไม่ซึ่งเติม Zr ในชั้นเคลือบ ขณะที่ชิ้นงานซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% เมื่อวิเคราะห์ EDS ในแต่ละตำแหน่งพบธาตุดังตารางที่ 2.1 แสดงให้เห็นว่าเกิดออกไซด์ที่ซึ่งเติม Zr อยู่บริเวณผิวของชั้นเคลือบตำแหน่ง 6 และ 7 ดังรูปที่ 2.16 ง. นอกจากนี้ผิวของชิ้นงานซึ่งเติม Zr 0.1, 0.3 และ 0.5 wt.% พบลักษณะสัณฐานวิทยาเช่นเดียวกับชิ้นงานที่ซึ่งเติม Zr 0.7 wt.%

ตารางที่ 2. 1 องค์ประกอบทางเคมีของแต่ละตำแหน่ง 5, 6 และ 7 ดังรูปที่ 2.17 ง. [16]

Point	Element constant (in at.%)			
	O	Al	Zr	Ni
5	43.02	57.98	-	-
6	34.26	49.89	8.15	7.70
7	35.99	52.39	5.20	6.42

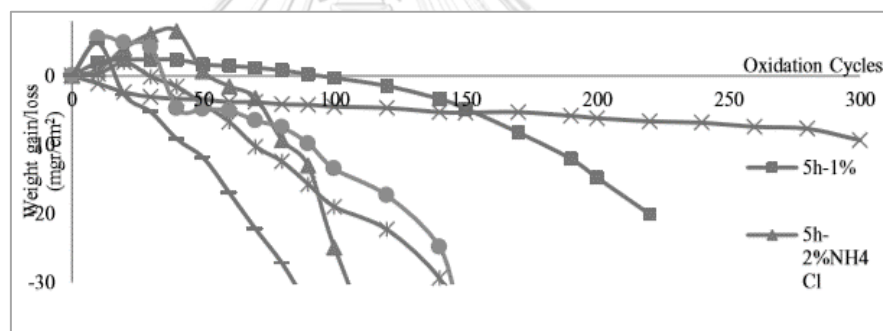


รูปที่ 2. 16 ลักษณะสัณฐานวิทยาของพื้นผิวออกไซด์บนชั้นเคลือบเมื่อออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1150°C เป็นเวลา 10 นาที ก.) ชั้นงานไม่ซึ่งเติม Zr ที่กำลังขยายต่ำ, ข.) ชั้นงานซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% ที่กำลังขยายต่ำ, ค.) ชั้นงานไม่ซึ่งเติม Zr ที่กำลังขยายสูง และ ง.) ชั้นงานซึ่งเติม Zr 0.7 wt.% ที่กำลังขยายสูง [16]

จากงานวิจัยของ I. khakpour และคณะ [17] กล่าวว่า การเติมธาตุ RE เช่น Y, Hf และ Zr ในชั้นเคลือบสามารถปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ซึ่ง Zr และ Hf สามารถปรับปรุงการลดความเค้น (stress relief) โดยการลดอัตราการเปลี่ยนแปลงความคืบของออกไซด์ (oxide creep rate) เซอร์โคเนียมไอออนที่ชอบเกรนของอะลูมิเนียมออกไซด์สามารถขัดขวางการแพร่ออกของอะลูมิเนียมและป้องกันการเกิดช่องว่างระหว่างออกไซด์และชั้นงาน สามารถปรับปรุงการยึดติดของ

α -Al₂O₃ และ Zr สามารถเร่งการแปลงเฟส θ -Al₂O₃ เป็น α -Al₂O₃ และลดความเครียดที่เกิดจากการแปลงเฟส (phase transformation stress) ซึ่งเป็นสาเหตุของการเกิดแตกร้าว (crack)

งานวิจัยของ I. khakpour และคณะศึกษาผลของการเติม Zr ในรูปของสารช่วยกระตุ้น (activator) ในกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงแบบผงที่อุณหภูมิ 1080°C ใช้เวลา 3-5 ชั่วโมงและใช้ 1-6% ZrOCl₂·8H₂O/NH₄Cl (activator) บนโลหะผสม Inc-738 เมื่อทดสอบออกซิเดชัน (cyclic oxidation tests) ที่อุณหภูมิ 1100°C พบว่า ชิ้นงานที่ใช้เวลาเผา 3 ชั่วโมงและใช้ activator 1, 2 และ 6 % มีน้ำหนักเพิ่มขึ้นเนื่องจากมีอัตราการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าชิ้นงานที่ใช้เวลาเผา 5 ชั่วโมงและใช้ activator 1 และ 2 % ซึ่งมีการก่อตัวของชั้นออกไซด์ช่วงแรกเกิดการโตของออกไซด์และเมื่อถึงความหนาวิกฤต (critical thickness) จึงเกิดการหลุดร่อนของออกไซด์ส่งผลให้น้ำหนักชิ้นงานลดลง แสดงดังรูปที่ 2.17



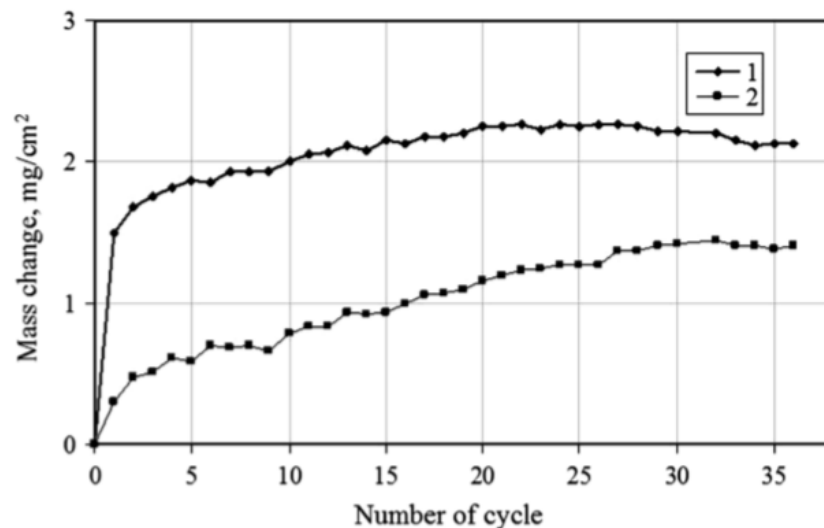
รูปที่ 2. 17 Cyclic oxidation tests ที่อุณหภูมิ 1100°C [17]

ดังนั้นการเติม Zr บนชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์สามารถปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงได้เมื่อเทียบกับชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่ไม่เติม Zr รวมถึงการเพิ่มเวลาในกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงและเพิ่มปริมาณ activator ส่งผลต่ออัตราการแพร่ของอะลูมิเนียม ไนซิงและเกิดและโตเป็นชั้นอะลูมิเนียมออกไซด์ปกคลุมผิวชิ้นงาน แต่เมื่อเติม activator ปริมาณมากเกินไปจะส่งผลให้เกิดรูพรุนและการเกิดตำหนิ (defect) ในชั้นเคลือบ

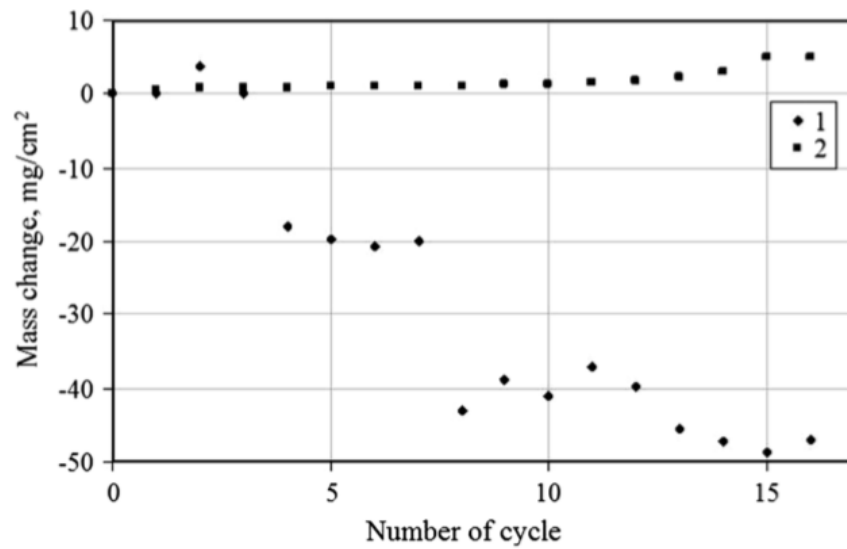
จากงานวิจัยของ Maryana และคณะ [18] ศึกษาชั้นเคลือบที่เติม Zr บนนิกเกิลบริสุทธ์, Mar M247 และ Mar M200 superalloys ซึ่งผ่านกระบวนการ chemical vapor deposition: CVD พบว่าเกิดชั้นเฟส β -NiAl และชั้น interdiffusion โดยพบว่าเมื่ออุณหภูมิมีองค์ประกอบ Zr เกิด

บนผิวของชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์บนชิ้นงานนิกเกิลบริสุทธ์มากกว่าบนชิ้นงาน superalloy เนื่องจากความสามารถในการละลาย (solubility) ของ Zr บนชั้นเคลือบของชิ้นงานนิกเกิลบริสุทธ์ต่ำกว่า

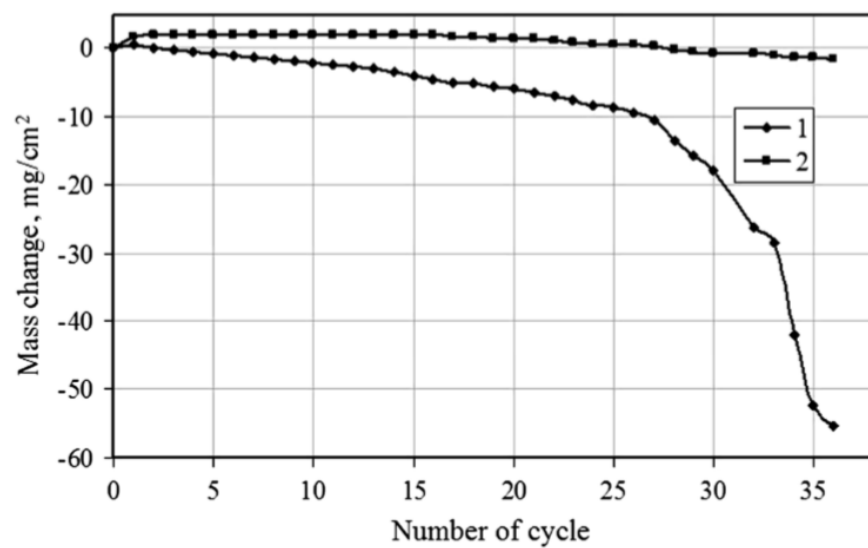
การเติม Zr สามารถปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน เมื่อทดสอบออกซิเดชันของชั้นเคลือบที่เติมและไม่เติม Zr บน Mar M247 มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันสูงแสดงในรูปที่ 2.18 เช่นเดียวกับชั้นเคลือบที่เติม Zr บนนิกเกิลบริสุทธ์ และบน Mar M200 มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันสูงกว่าชั้นเคลือบที่ไม่เติม Zr แสดงดังรูปที่ 2.19 และ 2.20 เซอร์โคเนียมออกไซด์จะก่อตัวที่ผิวชั้นเคลือบระหว่างเกิดออกซิเดชันสามารถเพิ่มการยึดติระหว่างอะลูมิเนียมออกไซด์และชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์จึงสามารถลดการหลุดร่อนได้



รูปที่ 2. 18 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของ Mar M247 superalloy โดยเส้นที่ 1 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่เติม Zr และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ [18]



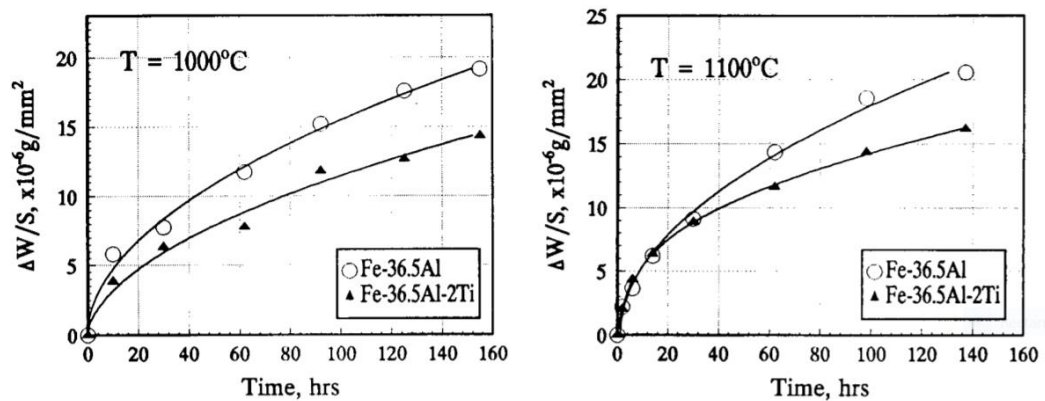
รูปที่ 2. 19 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของนิกเกิลบริสุทธ์ โดยเส้นที่ 1 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่เติม Zr [18]



รูปที่ 2. 20 การเปลี่ยนแปลงเชิงมวลของ Mar M200 superalloy โดยเส้นที่ 1 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ และเส้นที่ 2 แสดงชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่เติม Zr [18]

จากงานวิจัยของ D. li และคณะ [19] ศึกษาผลของการเติม Ti ต่อพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงของ FeAl intermetallic alloys พบว่าอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานสามารถอธิบายได้โดย Parabolic rate law โดยพบว่าชิ้นงาน Fe-36.5Al alloy ที่ทดสอบออกซิเดชัน

ที่อุณหภูมิ 1000°C มีอัตราคงที่การเกิดออกซิเดชัน (k_p) เท่ากับ $2.4 \text{ mg}^2\text{cm}^{-4}\text{h}^{-1}$ ที่อุณหภูมิ 1100°C มีค่า k_p เท่ากับ $3.3 \text{ mg}^2\text{cm}^{-4}\text{h}^{-1}$ และชิ้นงาน Fe-36.5Al-2Ti alloy อุณหภูมิ 1000°C มีค่า k_p เท่ากับ $1.3 \text{ mg}^2\text{cm}^{-4}\text{h}^{-1}$ ที่อุณหภูมิ 1100°C มีค่า k_p เท่ากับ $2.0 \text{ mg}^2\text{cm}^{-4}\text{h}^{-1}$ แสดงดังรูปที่ 2.21 ความแตกต่างของอัตราการเกิดออกซิเดชันเนื่องจากความแตกต่างของลักษณะสัณฐานวิทยาของพื้นผิวและเฟสที่เกิดขึ้น โดยชิ้นงาน Fe-36.5Al alloy พบเฟส Al_2O_3 ที่ผิว ขณะที่ ชิ้นงาน Fe-36.5Al-2Ti alloy พบเฟส TiO และ Al_2O_3 โดยการเติม Ti สามารถปรับปรุงความต้านทานการเกิดออกซิเดชันแก่ชิ้นงาน Fe-36.5Al alloy เนื่องจากเกิดเฟส TiO



รูปที่ 2. 21 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C และ 1100°C [19]

บทที่ 3

ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.1 วัสดุและสารเคมีที่ใช้ในการทดลอง

3.1.1 ชิ้นงานเหล็ก มีองค์ประกอบดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3. 1 ตารางธาตุองค์ประกอบของชิ้นงาน

Elements	Fe	Mn	Cu	C	Al	Ni	Co	Cr
Composition (wt.%)	Balance	0.226	0.089	0.067	0.05	0.029	0.026	0.0211
Elements	S	Si	P	V	Mo	Nb	Ti	B
Composition (wt.%)	0.0153	0.0077	0.0058	0.0015	0.0014	0.0011	0.0008	0.0001

3.1.2 ผงซิลิคอนไดออกไซด์ (quartz, RHA)

3.1.3 ผงอะลูมิเนียม

3.1.4 ผงอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3)

3.1.5 ผงแอมโมเนียมคลอไรด์ (NH_4Cl)

3.1.6 อะซิโตน (Acetone)

3.1.7 ถ้วยอะลูมินา (Alumina crucible)

3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานทดสอบ

3.3.1 ตัดชิ้นงานเหล็กกล้า

3.3.2 ขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 220 - 2000

3.3.3 ทำความสะอาดชิ้นงานด้วยอะซิโตนและจัดเก็บไว้ในภาชนะป้องกันความชื้น

3.3 ขั้นตอนกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง

3.3.1 เตรียมผงอะลูมิเนียมในซิงด้วยเครื่องซังติจิตอลมีองค์ประกอบดังตารางที่ 3.2

3.3.2 นำผงอะลูมิเนียมในซิงเทลงถ้วยอะลูมินา โดยนำชิ้นงานวางไว้ตรงใจกลาง จากนั้นใช้ผงอะลูมิเนียมในซิงและผงอะลูมิเนียมไดออกไซด์ปิดด้านบนสุด และอัดให้แน่น

3.3.3 ปิดฝาถ้วยอะลูมินา และใช้ลวดเหล็กกล้าโรสนิมมัดฝาให้แน่น

3.3.4 นำถ้วยอะลูมินาเข้าเตา ควบคุมบรรยากาศด้วยแก๊สอาร์กอน 3.5 L/min

3.3.5 ตั้งค่าอุณหภูมิ และเวลาในการเผาอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง โดยใช้อัตราการให้ความร้อนที่ 5°C/min จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในเตา

3.3.6 นำชิ้นงานจาก 3.3.5 ไปวิเคราะห์

ตารางที่ 3. 2 อัตราส่วนโดยมวลของผงอะลูมิเนียมไนซิงตามสูตรต่างๆ

ชิ้นงาน (Specimens)	องค์ประกอบ (Composition, wt.%)				
	Quartz	RHA	Al	Al ₂ O ₃	NH ₄ Cl
No-Si	-	-	38		
9Q	9	-	29		
13.5Q	13.5	-	24.5		
18Q	18	-	20	60	2
9R	-	9	29		
13.5R	-	13.5	24.5		
18R	-	18	20		

3.4 ขั้นตอนการวิเคราะห์ชิ้นงานจากกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิง

3.4.1 นำชิ้นงานไปวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นของชั้นเคลือบโดยเทคนิค X-ray diffractometer (XRD) โดยใช้เป้าทองแดง รังสีเอกซ์ชนิด Ka** a=alpha

3.4.2 ตัดชิ้นงานตามแนวขวางด้วยเครื่องตัดละเอียด

3.4.3 นำชิ้นงานที่ตัดมาหล่อตัวเรือน (Mounting press) จากนั้นนำมาขัดระนาบ, ขัดละเอียด (Grinding) และขัดเงา (Polishing)

3.4.4 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานและความหนาของชั้นเคลือบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง (Optical microscope)

3.4.5 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบด้วย Scanning Electron Microscope (SEM) และ energy dispersive spectroscopy (EDS)

3.5 ขั้นตอนการทดสอบและวิเคราะห์ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน

3.5.1 นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงมาบันทึกขนาดของพื้นที่ผิว และชั่งน้ำหนัก

3.5.2 นำชิ้นงานเผาที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง โดยนำชิ้นงานออกมาชั่งน้ำหนัก ทุก 10 ชั่วโมง

3.5.3 เมื่อเผาชิ้นงานครบ 50 ชั่วโมง นำชิ้นงานมาวิเคราะห์เฟสที่เกิดขึ้นโดยเทคนิค X-ray diffractometer (XRD) โดยใช้เป้าทองแดง รังสีเอกซ์ชนิด Ka** a=alpha

บทที่ 4

ผลการทดลอง

4.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง

4.1.1 ลักษณะชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิง

ชิ้นงานเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานมีลักษณะพื้นผิวดังรูปที่ 4.1 ชิ้นงานที่เติมควอตซ์และแคลบ 18 wt.% (ง. และช.) ปรากฏผิวเคลือบสีน้ำตาลแดงซึ่งเป็นเอกลักษณ์ของสนิมเหล็ก แตกต่างจากชิ้นงานอื่นที่ปรากฏผิวเคลือบโทนสีดำและสีเงิน



รูปที่ 4. 1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

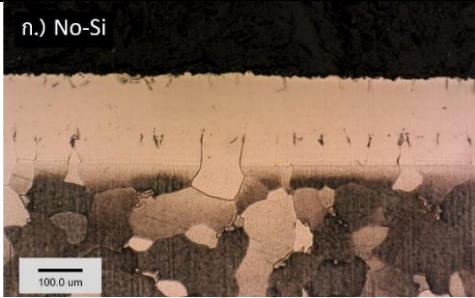
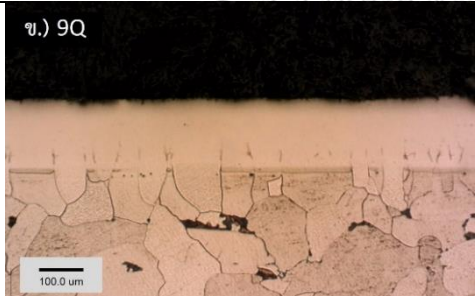
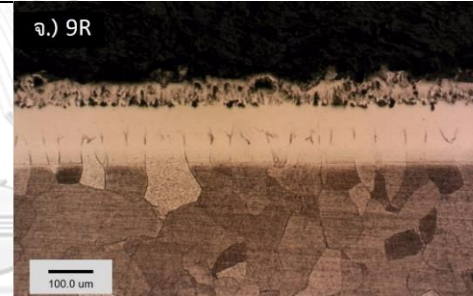
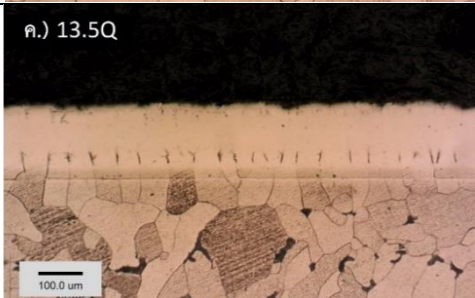
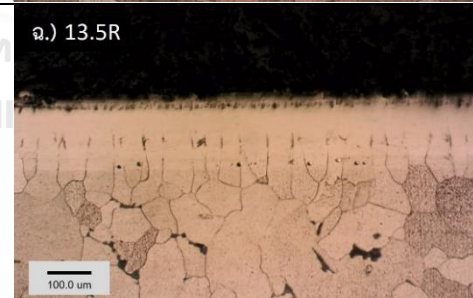
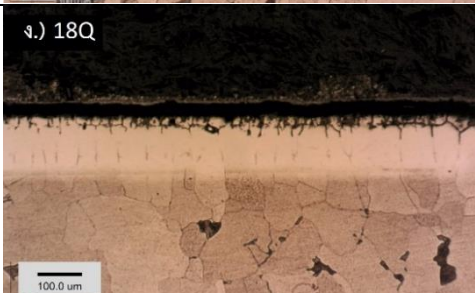
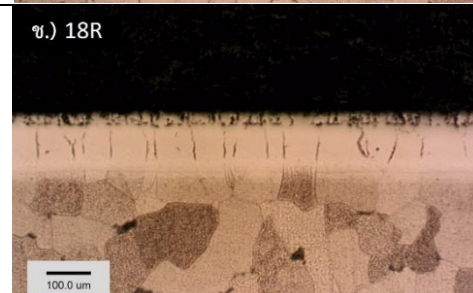
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นเคลือบ

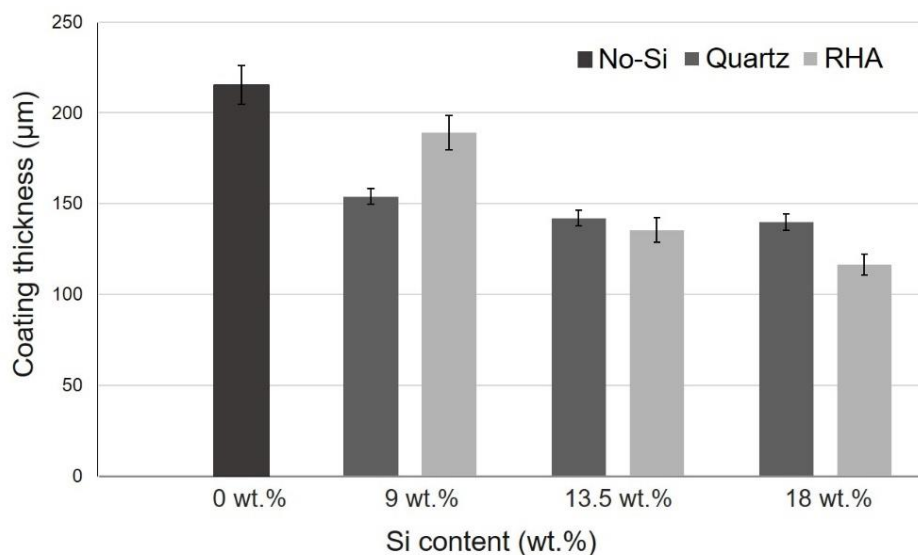
ชิ้นงานเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง เมื่อผ่านการตัดและขัดชิ้นงานพบว่าสามารถสร้างชั้นเคลือบบนชิ้นงานได้แสดงดังตารางที่ 4.1 โดยลักษณะของผิวเคลือบมีความสม่ำเสมอและความหนาแตกต่างกันตามชนิดและปริมาณของซิลิคอนไดออกไซด์ที่เติมลงไป การเติมในปริมาณที่เท่ากันพบว่าชิ้นงานที่เติมควอตซ์มีผิวเรียบสม่ำเสมอมากกว่าชิ้นงานที่เติมแคลบ

ความหนาของชั้นเคลือบลดลงเมื่อเติมซิลิคอนไดออกไซด์มากขึ้นแสดงดังรูปที่ 4.2 ชิ้นงานเคลือบที่ไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์มีความหนาเฉลี่ย 215.29 μm ชิ้นงานที่เติมควอตซ์ 9, 13.5, 18

wt.% มีความหนาเฉลี่ย 153.86, 142.01 และ 139.8 μm ตามลำดับ และชั้นงานที่เติมแกลบ 9, 13.5, 18 wt.% มีความหนาเฉลี่ย 189.14, 135.42 และ 116.37 μm ตามลำดับ โดยสังเกตเห็นว่าชั้นงานที่เติมแกลบความหนาลดลงอย่างมีนัยสำคัญ

ตารางที่ 4. 1 โครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นเคลือบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

ปริมาณ SiO ₂ (wt.%)	ชิ้นงานเติมควอตซ์ (Quartz)	ชิ้นงานเติมแกลบ (RHA)
0	<p>ก.) No-Si</p> 	
9	<p>ข.) 9Q</p> 	<p>จ.) 9R</p> 
13.5	<p>ค.) 13.5Q</p> 	<p>ฉ.) 13.5R</p> 
18	<p>ง.) 18Q</p> 	<p>ช.) 18R</p> 

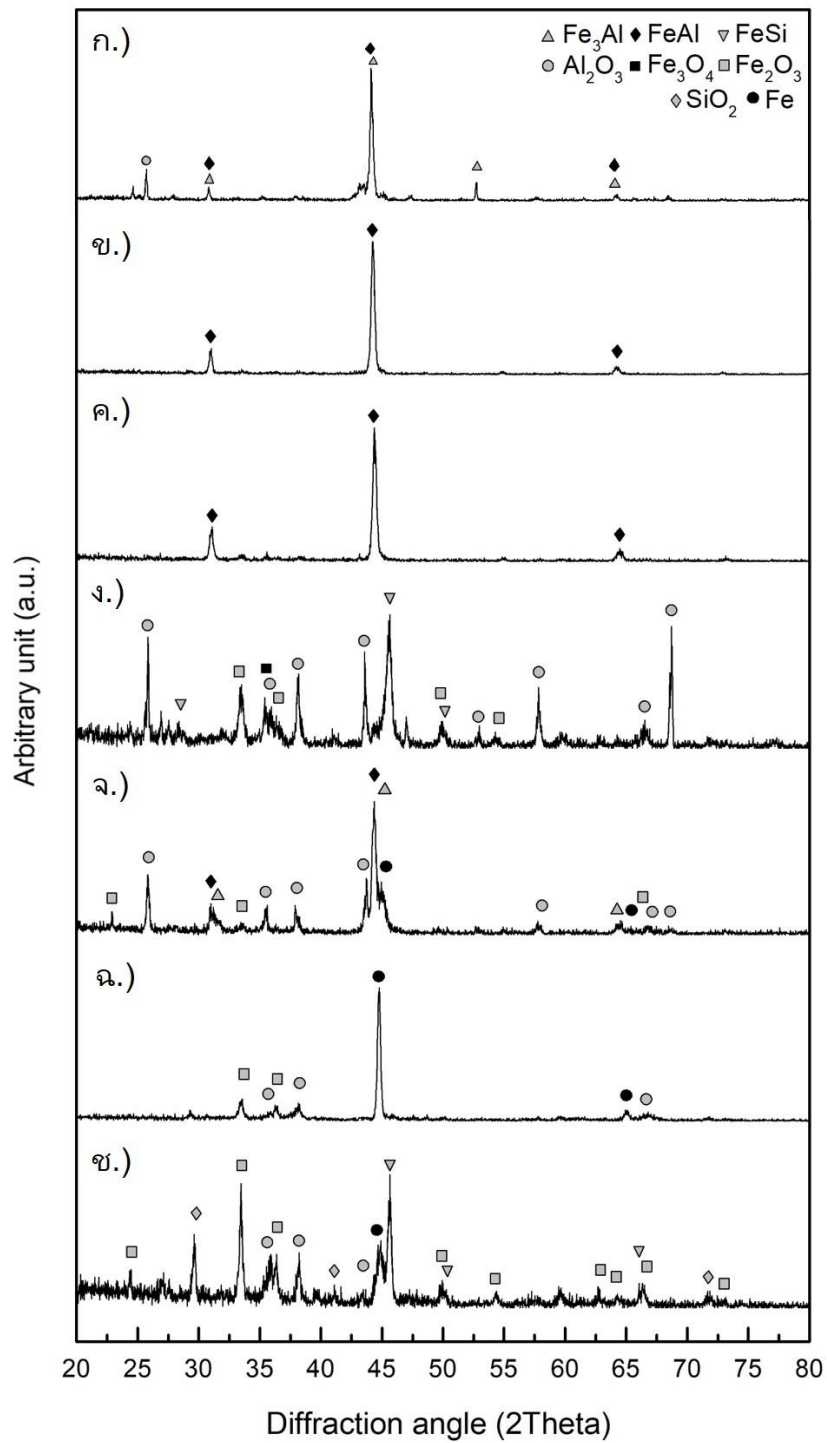


รูปที่ 4. 2 ความหนาของชั้นฟิล์มโดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

4.1.3 โครงสร้างของสารประกอบในชั้นเคลือบ

ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง พบว่า ชิ้นงานที่ไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ (No-Si) เกิดเฟส FeAl, Fe₃Al และ Al₂O₃ ชิ้นงาน 9Q และ 13.5Q เกิดเฟส FeAl ชิ้นงาน 18Q พบเฟส Al₂O₃, FeSi, Fe₂O₃ และ Fe₃O₄ แสดงดังรูปที่ 4.3

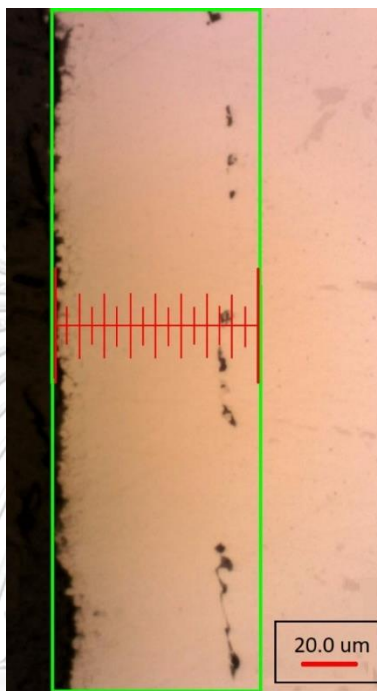
ชิ้นงานที่เติมแคลบ 9R เกิดเฟส FeAl, Fe₃Al, Al₂O₃ และ Fe₂O₃ ชิ้นงานเติมแคลบ 13.5R เกิดเฟส Al₂O₃ และ Fe₂O₃ ชิ้นงานที่เติมแคลบ 18R พบเฟส Fe₂O₃, FeSi และ Al₂O₃ แสดงดังรูปที่ 4.3



รูปที่ 4. 3 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานเคลือบไม่เติมซิลิคอน ข.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 9 wt.% ค.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 13.5 wt.% ง.) ชิ้นงานเคลือบเติมควอตซ์ 18 wt.% จ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 9 wt.% ฉ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 13.5 wt.% และจ.) ชิ้นงานเคลือบเติม RHA 18 wt.%

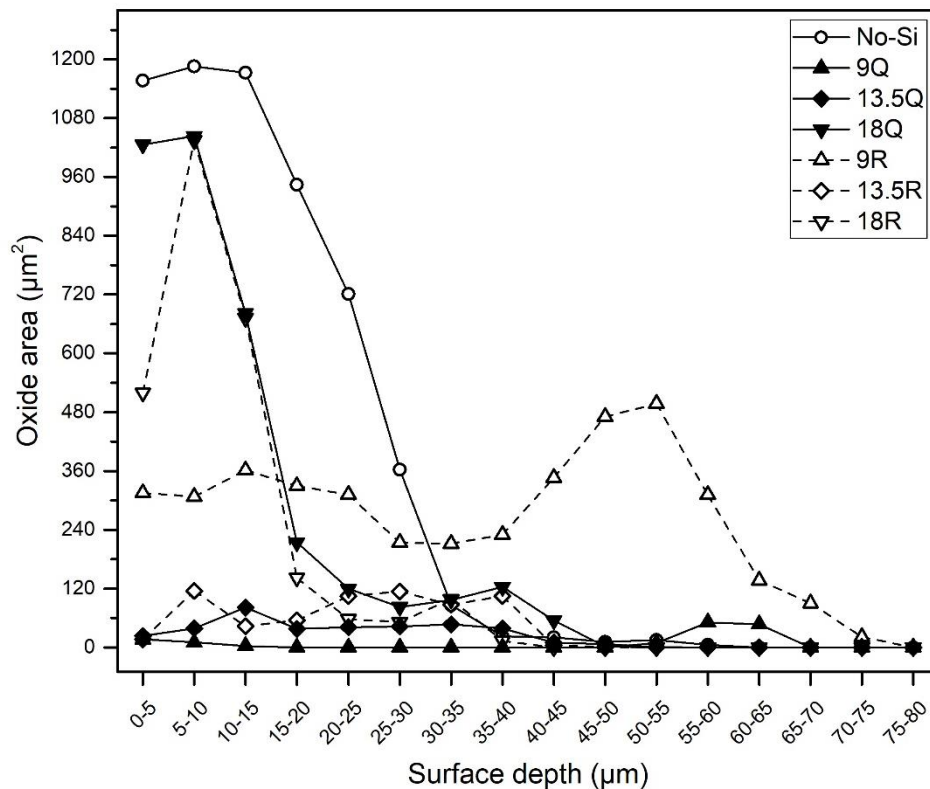
4.2 ข้อบกพร่อง (Defect) ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมขึ้น

ชิ้นงานที่ผ่านการตัดขวางและขัด เมื่อนำมาวิเคราะห์โดยกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 1485 เท่า เพื่อหาพื้นที่โดยรวมของ defect ที่เกิดขึ้นตามความลึกจากผิวชิ้นงาน โดยแบ่งพิจารณา ช่วงละ 5 μm จากผิวชิ้นงานจนถึงบริเวณที่ไม่มี defect ปรากฏ แสดงดังรูปที่ 4.4



รูปที่ 4. 4 การวิเคราะห์พื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมขึ้นที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

ชิ้นงาน 9Q พบการเกาะกลุ่มของ defect ที่ความลึก 55-65 μm ชิ้นงาน 13.5Q พบ defect ที่ความลึก 5-40 μm และพบมากที่สุดที่ความลึก 10-15 μm ขณะที่ชิ้นงานเดิมกลับพบ defect จำนวนมากในชั้นเคลือบ ชิ้นงานเดิมกลับ 9R มี defect กระจายตัวอยู่ที่ความลึก 0-60 μm แต่จะพบหนาแน่นที่ความลึก 40-60 μm และชิ้นงานที่เดิมกลับ 13.5R พบกระจายตัวอยู่ที่ความลึก 5-40 μm โดยพบ defect ในชั้นเคลือบของชิ้นงานเดิมกลับ 13.5R น้อยกว่าชิ้นงานที่เดิมกลับ 9R นอกจากนี้ชิ้นงานที่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ 18 wt.% มีลักษณะการกระจายตัวของ defect ในชั้นเคลือบที่คล้ายกัน โดยพบมากที่สุดที่ผิวบริเวณ 0-20 μm เช่นเดียวกับชิ้นงานที่ไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ พบ defect มากสุดบริเวณผิวชั้นเคลือบแสดงดังรูปที่ 4.5



รูปที่ 4.5 พื้นที่โดยรวม defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง

4.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน

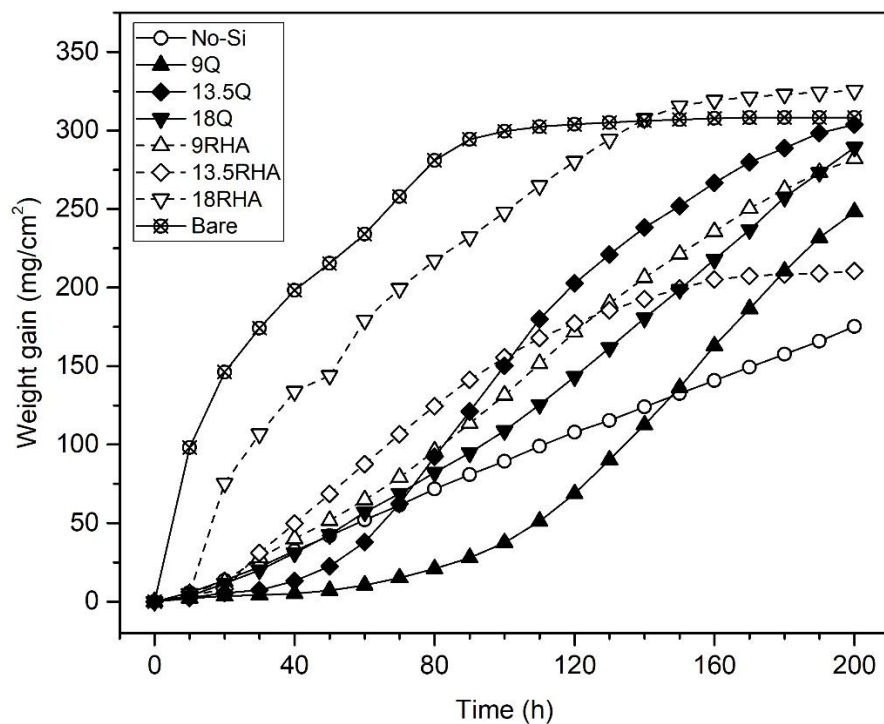
4.3.1 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานในการทดสอบออกซิเดชัน

ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงโดยเดิมซิลิคอนไดออกไซด์ พบว่าชิ้นงานเดิมควอตซ์ 9Q, 13.5Q และ 18Q เมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 100 ชั่วโมง มีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 37.48, 150.27 และ 108.93 mg/cm² ตามลำดับ และเมื่อผ่านไป 200 ชั่วโมง มีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 248.15, 303.73 และ 289.26 mg/cm² ตามลำดับ แสดงดังรูปที่ 4.6 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลงต่อพื้นที่กับเวลาในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C

ชิ้นงานเดิมแถบ 9R, 13.5R และ 18R เมื่อผ่านการทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 100 ชั่วโมง มีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 131.42, 155.51 และ 247.80 mg/cm² ตามลำดับ เมื่อเวลาในการทดสอบ

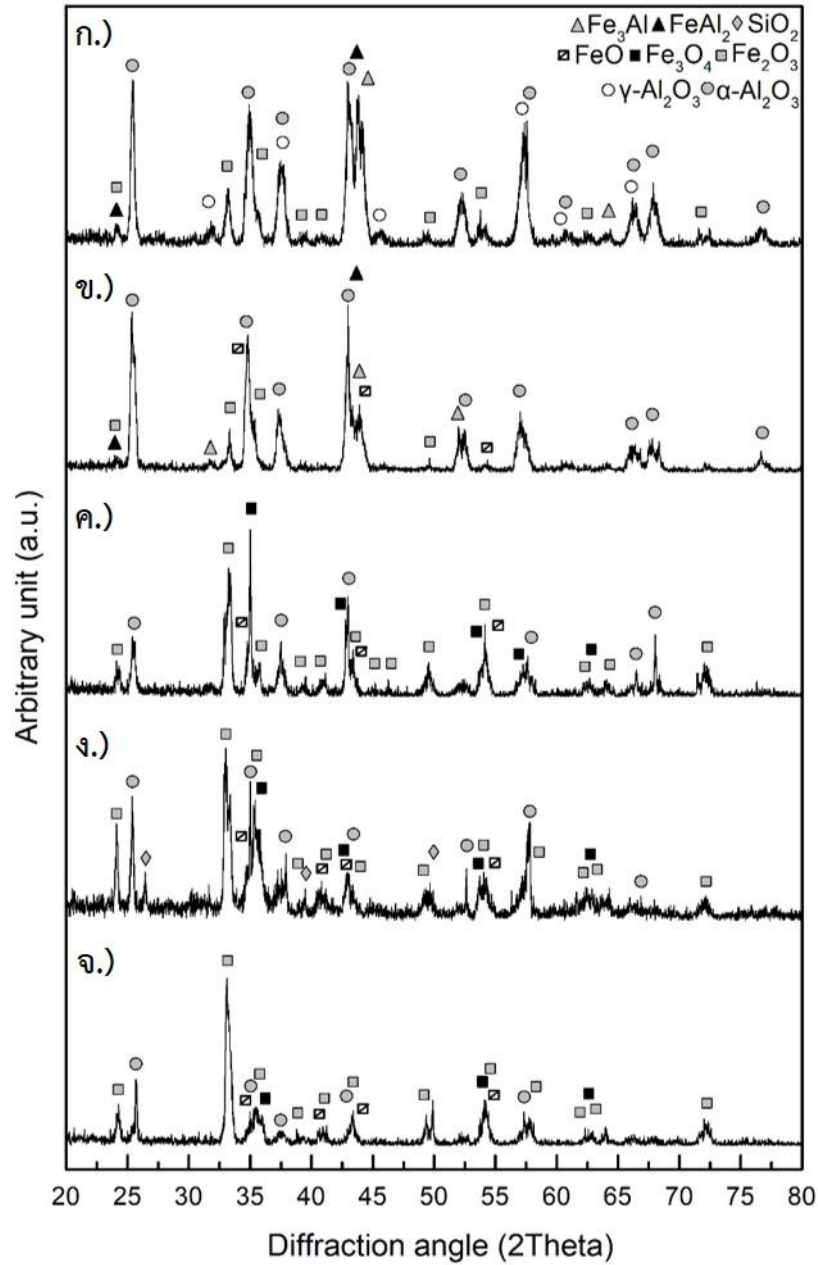
ออกซิเดชันเพิ่มขึ้นจนถึง 200 ชั่วโมง พบว่ามีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 282.51, 210.49 และ 325.41 mg/cm² ตามลำดับ

ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงโดยไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ (No-Si) เมื่อทดสอบออกซิเดชันที่เวลาผ่านไป 100 และ 200 ชั่วโมง พบว่ามีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 89.39 และ 175.71 mg/cm² ตามลำดับ และชิ้นงานเหล็ก (bare sample) เมื่อนำมาทดสอบออกซิเดชัน 100 และ 200 ชั่วโมง พบว่ามีน้ำหนักเพิ่มขึ้น 299.56 และ 308.24 mg/cm² ตามลำดับ



รูปที่ 4. 6 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time) ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง

4.3.2 โครงสร้างของสารประกอบที่เกิดขึ้นหลังการทดสอบออกซิเดชัน



รูปที่ 4. 7 XRD pattern ของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง ก.) ชิ้นงานไม่เติมซิลิคอน ข.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 9 wt.% ค.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 13.5 wt.% ง.) ชิ้นงานเติมควอตซ์ 18 wt.% และจ.) ชิ้นงานเติม RHA 9 wt.%

ชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานที่เติมควอตซ์ 9Q พบเฟส $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Fe_3Al , Fe_2O_3 , FeAl_2 และ FeO สังเกตได้ว่ายังคงพบเฟสของสารประกอบเหล็กอะลูมิเนียมไนต์อยู่ ชิ้นงานที่เติมควอตซ์ 13.5Q พบเฟส Fe_3O_4 , Fe_2O_3 , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ และ

FeO เมื่อพิจารณาความเข้มสัมพันธ์ของพีค Al_2O_3 ใน XRD pattern ของชิ้นงานเดิมควอตซ์ 9Q จะเห็นได้ว่ามีความเข้มของพีคสูงกว่าเฟสอื่นในชั้นเคลือบ ขณะที่ชิ้นงานที่เดิมควอตซ์ 18Q พบเฟส Fe_2O_3 , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Fe_3O_4 , SiO_2 และ FeO แสดงดังรูปที่ 4.7

ชิ้นงานที่เดิมแกลบ 9R พบเฟส Fe_2O_3 , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Fe_3O_4 และ FeO โดยที่ไม่พบเฟสของสารประกอบเหล็กอะลูมิเนียม นอกจากนี้ชิ้นงานที่ไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ (No-Si) พบเฟส $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, FeAl_2 , Fe_3Al , $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ และ Fe_2O_3 โดยเฟส $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ปรากฏความเข้มสัมพันธ์ของพีคสูงกว่าเฟสอื่นในชั้นเคลือบ เมื่อพิจารณาชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง จะสังเกตได้ว่าทุกชิ้นงานจะพบเฟสอะลูมิเนียมออกไซด์และเหล็กออกไซด์

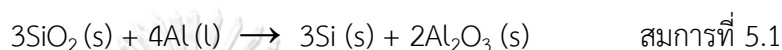


บทที่ 5

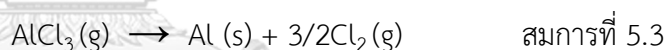
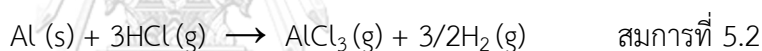
วิเคราะห์ผลการทดลอง

5.1 ปฏิริยาที่เกิดขึ้นจากการเติมซิลิคอนไดออกไซด์ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง

การเติมซิลิคอนไดออกไซด์ในกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงจะส่งผลต่อปฏิริยาที่เกิดขึ้นในระบบ โดยซิลิคอนไดออกไซด์จะสามารถเกิดปฏิริยารีดักชันกับอะลูมิเนียมตามสมการที่ 5.1 ส่งผลให้ปริมาณอะลูมิเนียมในระบบลดลง

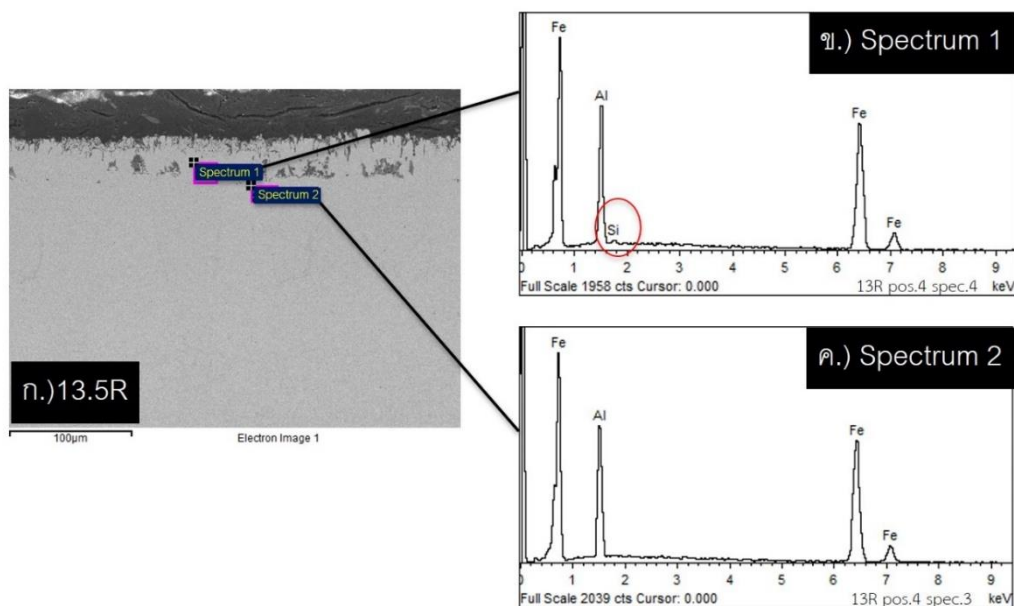


เมื่อปริมาณอะลูมิเนียมในระบบลดลงจะส่งผลต่อความดันไอของ $\text{AlCl}_3(\text{g})$ ที่เกิดจากปฏิริยาดังสมการที่ 5.2 ลดลงไปด้วย โดยสารประกอบ $\text{AlCl}_3(\text{g})$ เป็นสารตั้งต้นในขั้นตอนการเกิดปฏิริยาแตกตัว (decomposition) บริเวณผิวของชิ้นงานได้ผลิตภัณฑ์เป็น $\text{Al}(\text{s})$ ดังสมการที่ 5.3 และ $\text{Al}(\text{s})$ จะแพร่และเกิดเป็นชั้นเคลือบเหล็กอะลูมิเนียม



5.2 ซิลิคอนที่พบในชั้นเคลือบ

ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงโดยเติมซิลิคอนไดออกไซด์ผ่านการวิเคราะห์โดยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) โดยเครื่อง JEOL JSM-IT300/Oxford X-Max 20 จากผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS แสดงให้เห็นว่าซิลิคอนในชั้นเคลือบมีปริมาณน้อยมากกว่าค่าขอบเขตของเครื่องมือที่จะทำการวิเคราะห์ออกมาเป็นเชิงปริมาณได้ (quantitative analysis) นั่นคือน้อยกว่า 0.1–0.2 %wt. ทั้งนี้สามารถบ่งชี้ถึงการพบซิลิคอนในชั้นเคลือบได้จากกราฟแสดง EDS spectrum ของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในชั้นเคลือบ แสดงดังรูปที่ 5.1 ชิ้นงานเคลือบเติมแกลบ 13.5 wt.% พบว่าเมื่อวิเคราะห์ EDS spectrum 1 แสดงดังรูปที่ 5.1 ข. พบพีคเอกลักษณ์ของซิลิคอน ในขณะที่ EDS spectrum 2 แสดงดังรูปที่ 5.1 ค. ตำแหน่งที่ลึกลงมาจากผิวของชิ้นงานกราฟไม่แสดงพีคเอกลักษณ์ของซิลิคอน



รูปที่ 5. 1 บริเวณชั้นเคลือบที่นำมาวิเคราะห์โดยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) ของ ก.) ชิ้นงานเติมแกลบ 13.5 wt.% ข.) กราฟ EDS spectrum บริเวณที่ 1 และ ค.) กราฟ EDS spectrum บริเวณที่ 2

5.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน

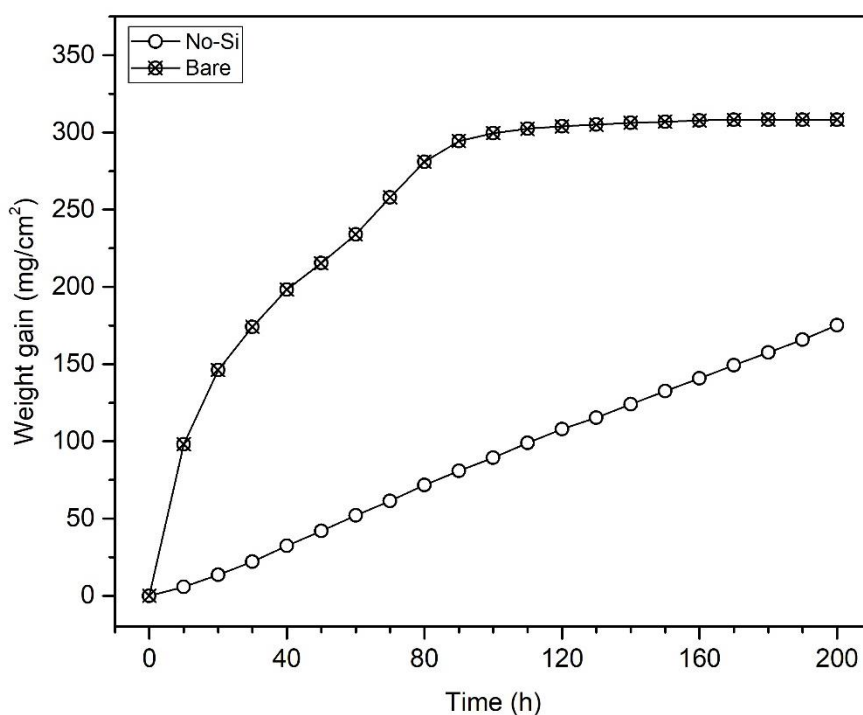
5.3.1 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเหล็กและชิ้นงานเหล็กเคลือบผิว

ชิ้นงานเหล็กที่ไม่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผง (Bare) โดยผ่านกระบวนการขัดผิว มาทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักแสดงดังรูปที่ 5.2 พบว่าน้ำหนักของชิ้นงานมีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว และน้ำหนักของชิ้นงานเริ่มคงที่เมื่อเวลาผ่านไป 100 ชั่วโมงจึงได้แบ่งช่วงในการวิเคราะห์การเพิ่มขึ้นของน้ำหนักของชิ้นงานออกเป็นสองช่วงคือ ช่วง 0 – 100 ชั่วโมง และช่วง 110 – 200 ชั่วโมง

ช่วงแรกของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักที่เวลา 0 – 100 ชั่วโมง น้ำหนักของชิ้นงานมีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วจากการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน จากกราฟจะแสดงให้เห็นความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อเวลาที่มีรูปแบบเป็นพาราโบลา (parabolic relationship) โดยขณะที่น้ำหนักชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องแต่อัตราการเกิดออกซิเดชันกลับลดลง จึงคำนวณอัตราคงที่ของการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงาน (k_p) โดยใช้ความสัมพันธ์เชิงพาราโบลาพบว่าอัตราคงที่ของการเกิดออกซิเดชัน (k_p) เท่ากับ $2.63 \times 10^{-7} \text{ g}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ เมื่อพิจารณาค่าที่คำนวณมาได้เทียบกับอัตราคงที่ของการเกิดออกซิเดชันใน

เหล็ก พบว่าเป็นค่าที่อยู่ในช่วง 1.6×10^{-7} ถึง $7.9 \times 10^{-6} \text{ g}^2.\text{cm}^{-4}.\text{s}^{-1}$ ของการเกิดเหล็กออกไซด์ (FeO) ซึ่งรายงานไว้ในงานวิจัย [20-23] ทำให้การโตของออกไซด์จะเกิดจากการเคลื่อนที่ (migration) ของไอออนผ่านชั้นออกไซด์ที่มีลักษณะหนาแน่น (compact) และมีการยึดติดที่ดี (adherent) ดังนั้น อัตราการโตของชั้นออกไซด์ถูกควบคุมโดยการแพร่ (diffusion-controlled)

หลังจากขึ้นงานเหล็กผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง พบว่าน้ำหนักของชิ้นงานเริ่มคงที่ และน้ำหนักของชิ้นงานไม่เปลี่ยนแปลงหลังจากเวลาผ่านไป 170 ชั่วโมง จึงคาดว่าชิ้นงานเหล็กที่นำมาทดสอบออกซิเดชันเกิดเป็นเหล็กออกไซด์ทั้งชิ้นงาน



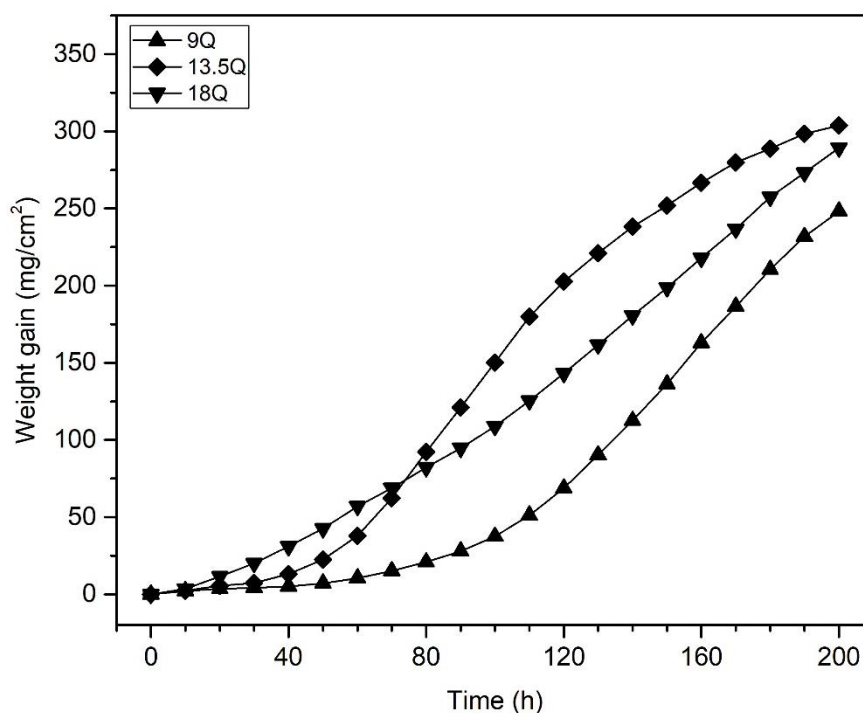
รูปที่ 5. 2 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time) ของชิ้นงานเหล็ก (Bare) และชิ้นงานเหล็กที่ผ่านการเคลือบผิว (No-Si) ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง

ชิ้นงานเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงแบบผง (No-Si) เมื่อทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C แสดงดังรูปที่ 5.2 พบว่าน้ำหนักของชิ้นงานเพิ่มขึ้นคงที่กับเวลาเป็นความสัมพันธ์แบบเส้นตรง (linear relationship) อัตราคงที่ของการเกิดออกซิเดชัน (k_1) เท่ากับ $2.49 \times 10^{-7} \text{ g}.\text{cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ ซึ่งการโตของออกไซด์จะถูกควบคุมโดย reaction-controlled โดยชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นมีความพรุน (porosity) และมีรอยแตกร้าวขนาดไมครอน (microcrack) จะเห็นได้ว่าการปรับปรุงผิวโดย

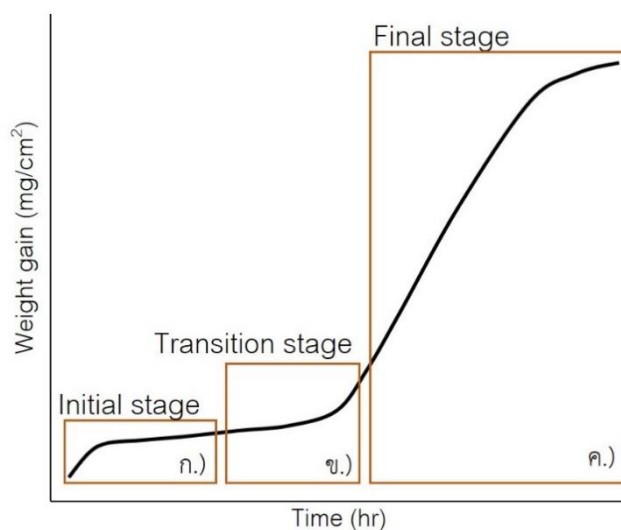
กระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงบนชิ้นงานเหล็ก (No-Si) สามารถต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านการเคลือบ (Bare)

5.3.1 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเคลือบโดยเติมควอตซ์

ชิ้นงานเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในเชิงแบบผงโดยเติมควอตซ์ 9Q, 13.5Q และ 18Q ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง และนำมาทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานแสดงดังรูปที่ 5.3 จะเห็นได้ว่าในช่วงแรกมีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานเล็กน้อย จากนั้นน้ำหนักของชิ้นงานจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นและเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว จึงสามารถแบ่งช่วงในการวิเคราะห์ออกเป็น 3 ช่วง ได้แก่ initial stage, transition stage และ final stage แสดงดังรูปที่ 5.4

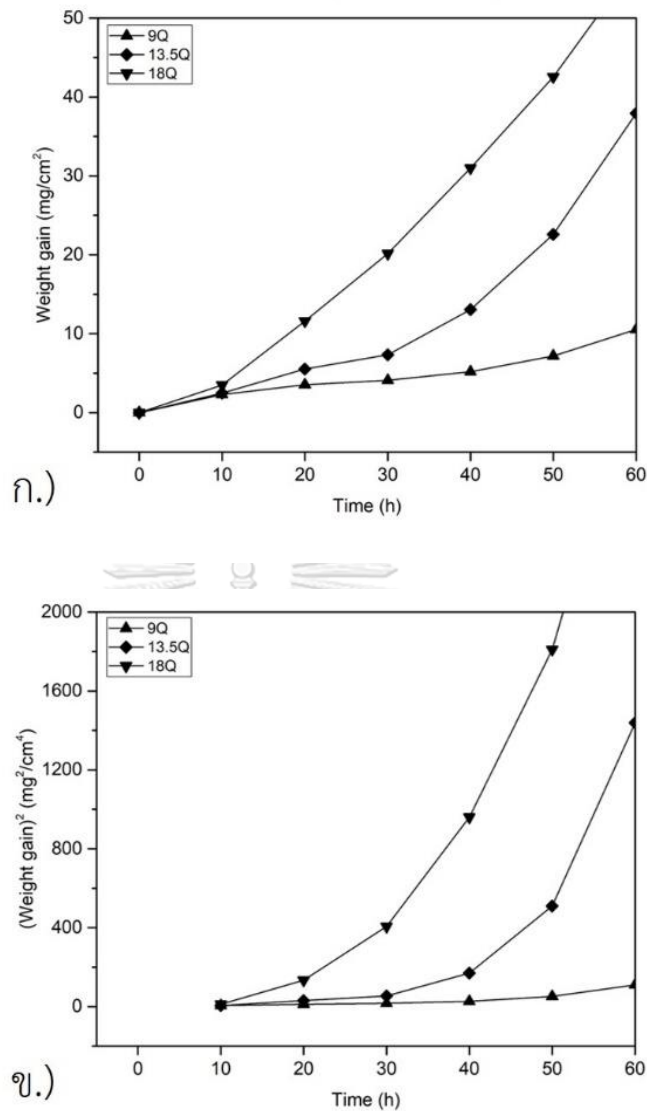


รูปที่ 5.3 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักของชิ้นงาน (weight gain) กับเวลา (time) ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง



รูปที่ 5.4 แบบจำลอง oxidation stage ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักชิ้นงานที่ผ่านการเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ การทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) Initial stage ข.) Transition stage และ ค.) Final stage

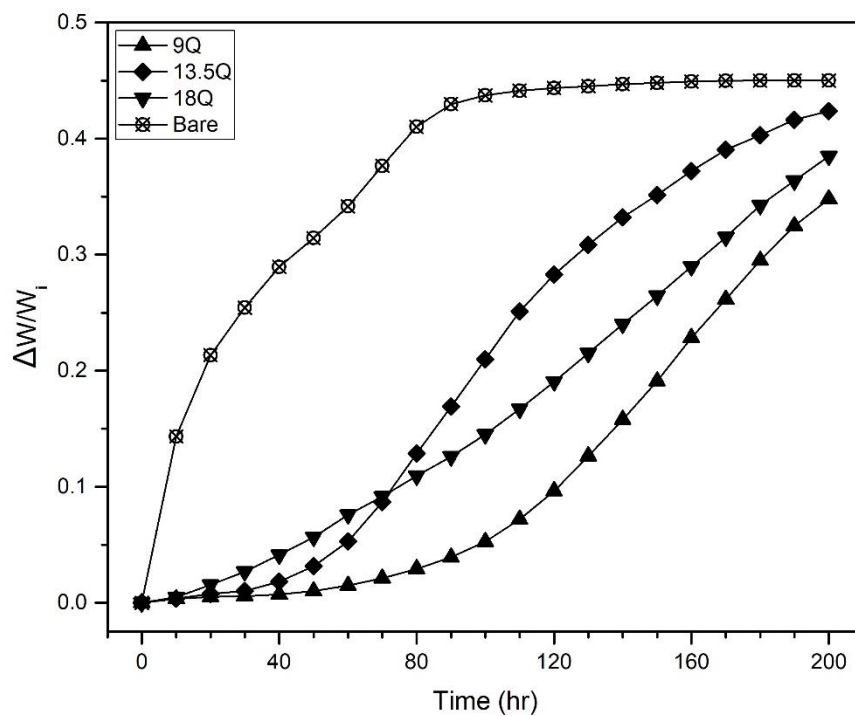
ในช่วง initial stage แสดงดังรูปที่ 5.5 ก. พบว่าชิ้นงานเคลือบที่เติมควอตซ์ 9Q มีน้ำหนักชิ้นงานที่ต่ำกว่า 13.5Q และ 18Q ตามลำดับ น้ำหนักที่เพิ่มขึ้นต่อเวลามีรูปแบบเป็นพาราโบลา ดังนั้นจึงนำมาสร้างกราฟรูปแบบ exponential function ดังรูป 5.5 ข. เพื่อแสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงาน (weight gain)² กับเวลา (time) ในลักษณะกราฟเส้นตรง ชิ้นงาน 9Q พบว่ามีช่วง initial stage ที่เวลา 0 – 40 ชั่วโมง มีค่า k_p เท่ากับ $1.92 \times 10^{-10} \text{ g}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ ชิ้นงาน 13.5Q พบว่ามีช่วง initial stage ที่เวลา 0 – 30 ชั่วโมง มีค่า k_p เท่ากับ $6.61 \times 10^{-10} \text{ g}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ และคาดว่าชิ้นงาน 18Q มีช่วง initial stage ที่น้อยกว่า 10 ชั่วโมง เมื่อนำค่า k_p ที่ได้จากการคำนวณมาเทียบกับค่าอัตราคงที่การเกิดออกซิเดชันในโลหะ พบว่ามีค่าใกล้เคียงกับ k_p ของการโตของ Al_2O_3 ($k_p = 6.67 \times 10^{-10} \text{ g}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$) [19] โดยจากผลการวิเคราะห์ X-ray diffractometer (XRD) ของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.7 พบว่าในชิ้นงานที่เติมควอตซ์พบเฟส Al_2O_3 จึงสรุปได้ว่าในช่วง initial stage น้ำหนักเพิ่มขึ้นจากการโตของ Al_2O_3 กลไกการโตของออกไซด์ถูกควบคุมโดย diffusion-controlled ซึ่งได้จำลองโครงสร้างจุลภาคของการทดสอบออกซิเดชันในช่วง initial stage ดังรูปที่ 5.7 ก. และ ข.



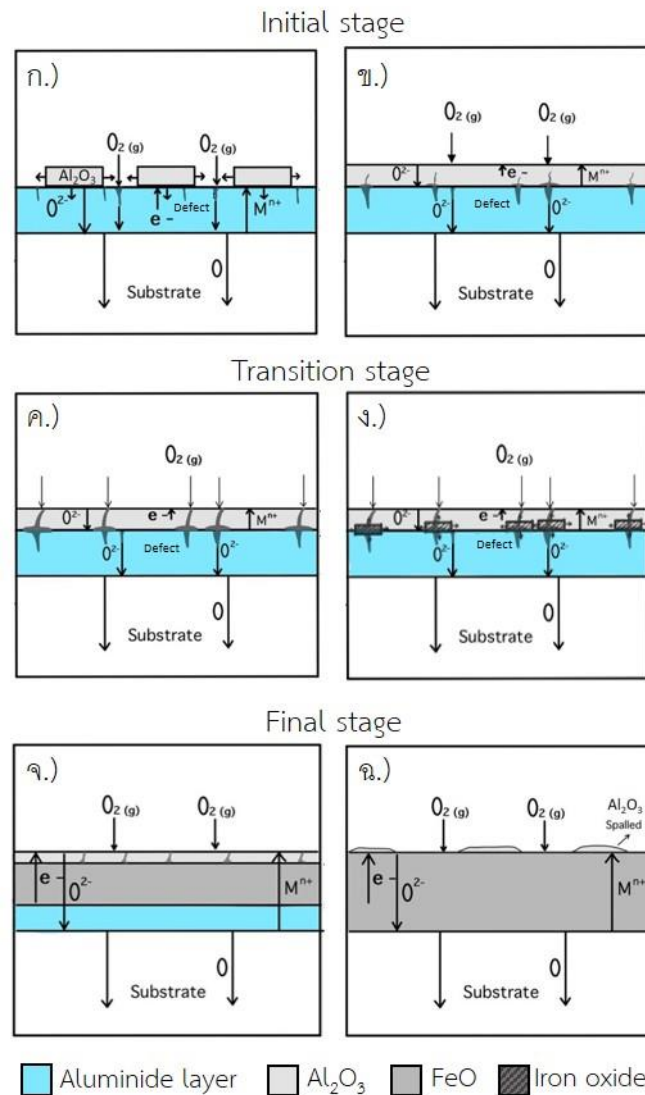
รูปที่ 5.5 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ช่วง Initial stage ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ ก.) แสดงความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain) กับเวลา (time) และ ข.) กราฟ exponential function ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนัก (weight gain)² กับเวลา (time)

เมื่อผ่านช่วง initial stage น้ำหนักของชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเป็นช่วง transition stage โดยจำลองโครงสร้างจุลภาคของการเกิดออกซิเดชันในช่วง transition stage ดังรูปที่ 5.7 ค. และ ง. พบว่า defect ที่มีอยู่ในชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์จะส่งผลอย่างมากต่อการเสื่อมสภาพของชั้น Al₂O₃ โดยผลจาก thermal expansion coefficient (TEC) ทำให้ microcrack ที่มีอยู่ในชั้นเคลือบโตขึ้น และส่งผลให้น้ำหนักเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วง final stage

เมื่อพิจารณาช่วง final stage พบว่าอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเดิมควอตซ์คล้ายกับอัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานเหล็ก (Bare) ในหัวข้อ 5.3.1 พบว่าช่วงหลังจาก 100 ชั่วโมง ชิ้นงานเหล็ก (Bare) มีแนวโน้มเกิดเป็นออกไซด์ทั้งชิ้นงาน ดังนั้นเพื่อลดผลของมวลชิ้นงานเหล็กที่มีขนาดเล็ก ซึ่งจะส่งผลต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานที่เวลามากขึ้น จึงได้ตั้งสมมติฐาน “ชิ้นงานเหล็กที่มีขนาดเล็ก เวลาที่ใช้ในการทดสอบออกซิเดชันควรสั้น” หมายถึงในการทดสอบออกซิเดชันของชิ้นงานเหล็กที่มีขนาดเล็ก เวลาที่ใช้ในการทดสอบออกซิเดชันควรจำกัดอยู่เพียงระยะสั้นที่เพียงพอจะไม่ทำให้ผลของปริมาณเหล็กในชิ้นงานส่งผลต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันเมื่อเวลาเพิ่มขึ้น จึงได้ออกแบบการวิเคราะห์ในช่วง final stage โดยการสร้างกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างน้ำหนักของชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไปต่อน้ำหนักเริ่มต้น ($\Delta W/W_i$) และเวลา (time) แสดงดังรูปที่ 5.6 จะเห็นได้ว่าอัตราการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานเดิมควอตซ์ในช่วง final stage คล้ายกับชิ้นงานเหล็ก (Bare) ดังนั้นน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นเป็นการโตของชั้นเหล็กออกไซด์ ซึ่งได้จำลองโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 5.7 จ. และ ฉ



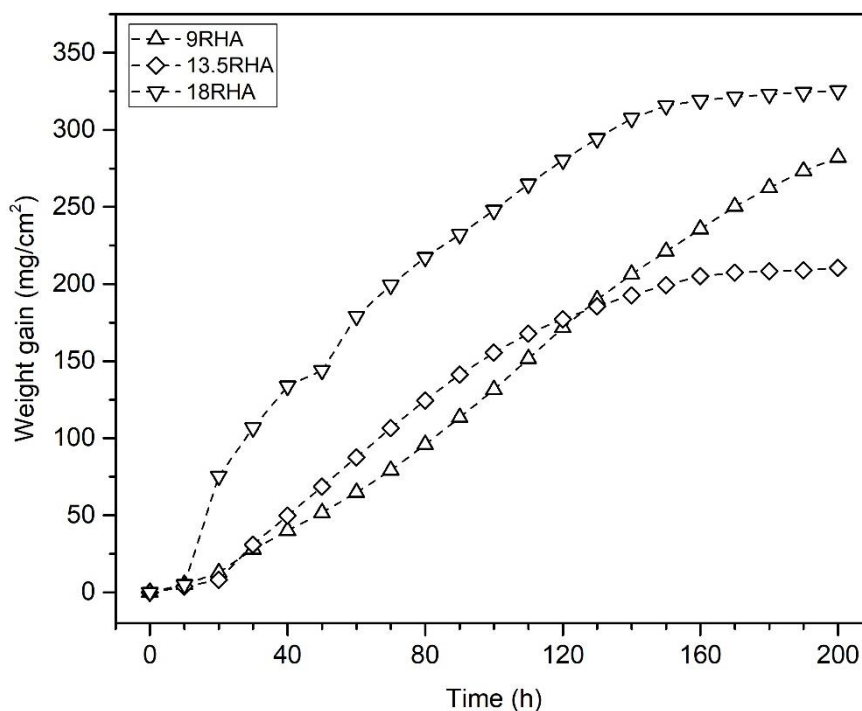
รูปที่ 5. 6 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อน้ำหนักเริ่มต้นในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเดิมควอตซ์และชิ้นงานเหล็ก (Bare)



รูปที่ 5. 7 แบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชั้นงานเคลือบผิวโดยการเติมควอตซ์ในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C

5.3.3 ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชั้นงานเคลือบโดยเติมแคลบ

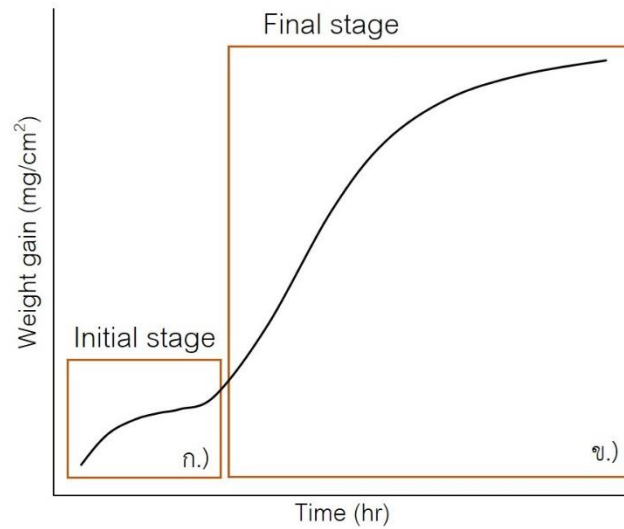
ชิ้นงานเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงโดยเติมแคลบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง นำมาทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 5.8 เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของชิ้นงานพบว่าน้ำหนักที่เพิ่มขึ้นจากการทดสอบออกซิเดชันแบ่งเป็น 2 ช่วง นั่นคือ initial stage และ final stage ดังแสดงดังรูปที่ 5.9



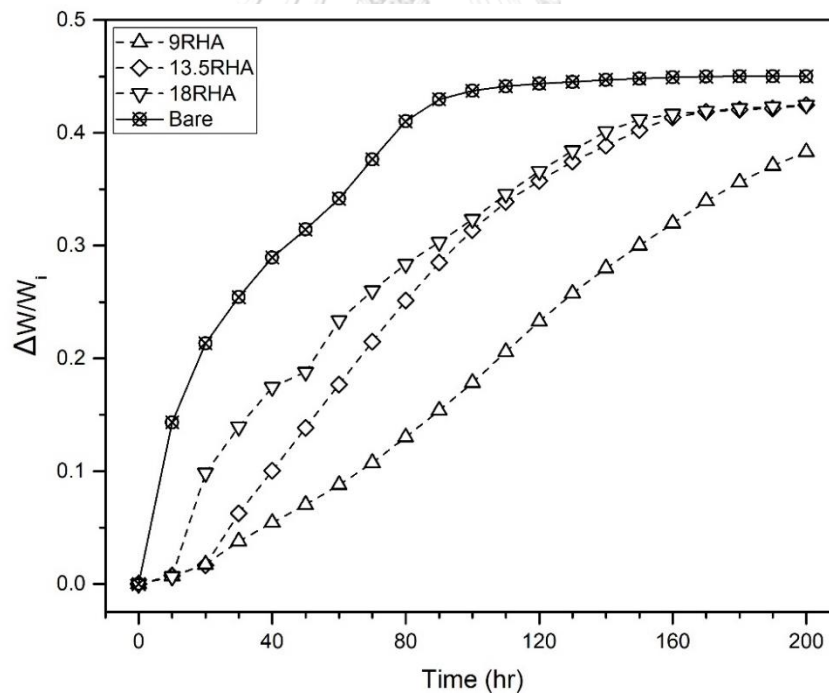
รูปที่ 5. 8 ความสัมพันธ์ของน้ำหนักที่เปลี่ยนแปลง (weight gain) กับเวลา (time) ของชิ้นงานเคลือบผิว โดยการเติมแกลบในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง

ช่วง initial stage ของชิ้นงานที่เติมแกลบอยู่ที่ 0 – 20 ชั่วโมง มีอัตราการเกิดออกซิเดชันที่ต่ำกว่าช่วง final stage คาดว่าเป็นผลมาจากการโตของเฟส $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ยืนยันได้จากผลการวิเคราะห์ X-ray diffractometer (XRD) ของชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 50 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 4.7 การโตของเฟส $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ทำให้น้ำหนักของชิ้นงานจากการเกิดออกซิเดชันเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ซึ่งชั้น $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ สามารถคงอยู่ได้เพียงช่วงระยะสั้น 0 - 20 ชั่วโมง โดยได้จำลองโครงสร้างจุลภาคของการเกิดออกซิเดชันในช่วง initial stage ดังรูปที่ 5.11 ก.

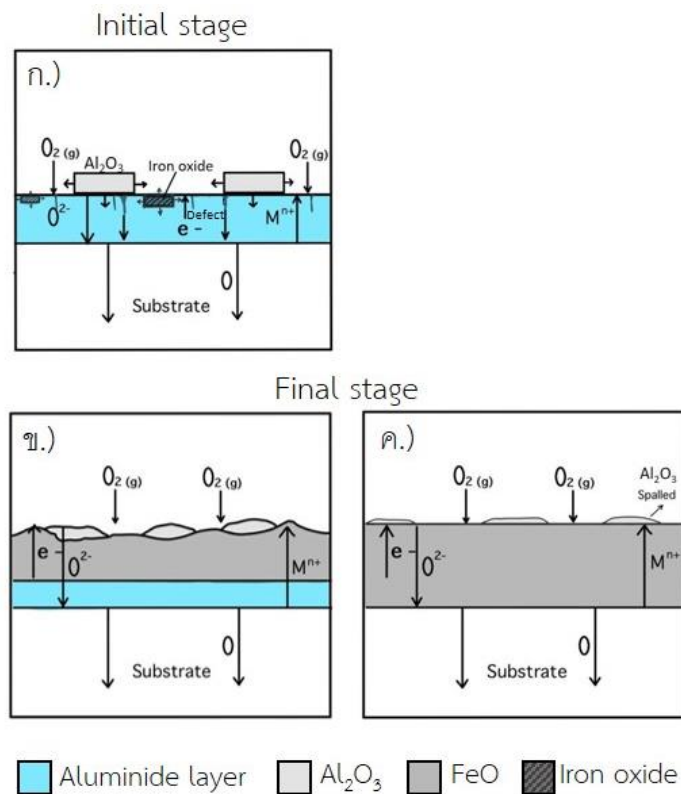
ช่วง final stage น้ำหนักของชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างมากเป็นผลจากการมีอยู่ของ defect และเหล็กออกไซด์ที่พบจากผลการวิเคราะห์ XRD ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C รูปที่ 4.3 ดังนั้นเพื่อพิจารณาในช่วง final stage จึงนำกราฟระหว่างน้ำหนักของชิ้นงานที่เปลี่ยนแปลงไปต่อน้ำหนักเริ่มต้น ($\Delta W/W_i$) และเวลา (time) มาวิเคราะห์ แสดงดังรูปที่ 5.10 เมื่อนำชิ้นงานเคลือบที่เติมแกลบ มาเทียบกับชิ้นงานเหล็ก (Bare) พบว่ามีอัตราการเกิดออกซิเดชันคล้ายกัน ดังนั้นน้ำหนักของชิ้นงานเคลือบที่เติมแกลบเพิ่มขึ้นเนื่องจากการโตของชั้นเหล็กออกไซด์ โดยได้จำลองโครงสร้างจุลภาคของการเกิดออกซิเดชันในช่วง final stage ดังรูปที่ 5.11 ข.



รูปที่ 5. 9 แบบจำลอง oxidation stage ของการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติม
 แกลบในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ก.) Initial stage และ ข.) Final stage



รูปที่ 5. 10 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อน้ำหนักเริ่มต้นในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C ของ
 ชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมแกลบและชิ้นงานเหล็ก (Bare)



รูปที่ 5. 11 แบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเคลือบผิวโดยการเติมแกลบในการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C

บทที่ 6

สรุปผลการทดลอง

ชิ้นงานเหล็กที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง พบว่า ชิ้นงานที่เติมควอตซ์และแคลบสามารถสร้างชั้นเคลือบเหล็กอะลูมิเนียมได้ เมื่อเติมซิลิคอนไดออกไซด์มากขึ้นความหนาของชั้นเคลือบลดลง เนื่องจากอะลูมิเนียมที่อยู่ในระบบถูกนำมาใช้ในการเกิดปฏิกิริยารีดิวซ์ซิลิคอนไดออกไซด์จึงส่งผลต่อความหนาของชั้นเคลือบ ชิ้นงานที่เติมควอตซ์และแคลบน้อยกว่า 18wt% สามารถเกิดเฟสเหล็กอะลูมิเนียม นอกจากนี้การเติมแคลบจะส่งผลให้เกิดเหล็กออกไซด์ในชั้นเคลือบ

จากการทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมงพบว่า ชิ้นงานที่เติมควอตซ์มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีกว่าชิ้นงานที่เติมแคลบ ชิ้นงานที่เติมควอตซ์สามารถแบ่งกลไกออกเป็น 3 ช่วง ได้แก่ initial stage, transition stage และ final stage ในช่วง initial stage มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักโดยกลไก diffusion-controlled ของการเกิดเฟส Al_2O_3 จากนั้น defect ที่มีอยู่ในชิ้นงานจะส่งผลต่ออัตราการเกิดออกซิเดชันจึงเกิดช่วง transition stage และน้ำหนักของชิ้นงานเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วง final stage โดยคาดว่ามีความหนาจากการเกิดเฟส FeO เนื่องจากอัตราการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักชิ้นงานที่เติมควอตซ์คล้ายกับชิ้นงาน Bare sample โดยชิ้นงานเติมควอตซ์ 9 wt.% มีความสามารถในการต้านทานการออกซิเดชันได้ดีกว่าชิ้นงานที่ไม่เติมซิลิคอนไดออกไซด์ในช่วง 0-150 ชั่วโมง

การทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานที่เติมแคลบพบว่าสามารถแบ่งกลไกออกเป็น 2 ช่วง ได้แก่ initial stage และ final stage ในช่วง initial stage การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเป็นผลของการเกิดเฟส Al_2O_3 เช่นเดียวกับชิ้นงานที่เติมควอตซ์ แต่มีช่วงที่สั้นกว่าเนื่องมาจากการเกิดเหล็กออกไซด์หลังจากผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมในซิงจึงส่งผลให้เกิดช่วง final stage เร็วขึ้น ช่วง final stage พบว่ามีการเพิ่มน้ำหนักของชิ้นงานที่คล้ายกับชิ้นงาน Bare sample น้ำหนักที่เพิ่มขึ้นเป็นผลมาจากการเกิดเฟส FeO

บรรณานุกรม

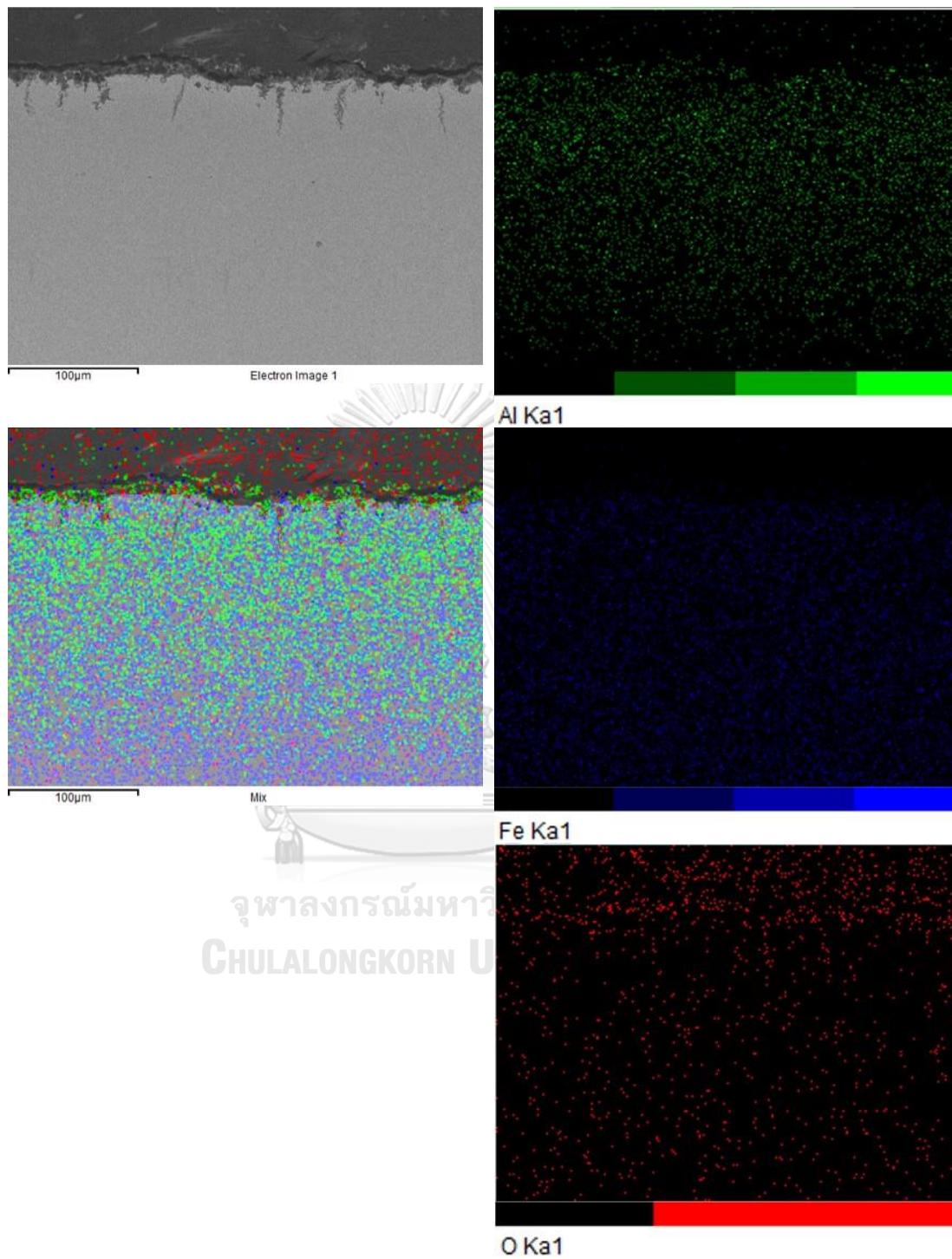
1. Hou, P.Y., *1.10 - Oxidation of Metals and Alloys*. 2010: p. 195 - 239.
2. S. Han, et al., *Influence of silicon on hot-dip aluminizing process and subsequent oxidation for preparing hydrogen/tritium permeation barrier*. International Journal of Hydrogen Energy, 2010. **35**(7): p. 2689 - 2693.
3. Jaypuria, S.K., *Heat treatment of low carbon steel*, in *Department of Mechanical Engineering 2008*, National Institute of Technology Rourkela-769008.
4. Isiko, M.B., *Aluminizing of plain carbon steel - Effect of temperature on coating and alloy phase morphology at constant holding time*, in *Department of Materials Science and Engineering*. 2012, Norwegian University of Science and Technology.
5. Si, X., B. Lu, and Z. Wang, *Aluminizing Low Carbon Steel at Lower Temperatures*. Journal of Materials Science and Technology, 2009. **25**.
6. Behrani, V., *Surface modifications of steels to improve corrosion resistance in sulfidizing-oxidizing environments*, in *Philosophy in Materials Science and Engineering 2007*, Georgia Institute of Technology.
7. L. Levin, et al., *Controlled formation of surface layers by pack aluminization*. Surface and Coatings Technology, 1998. **106**(2): p. 209 - 213.
8. N. Kandasamy, L.L. Seigle, and F.J. Pennisi, *The kinetics of gas transport in halide-activated aluminizing packs*. Thin Solid Films, 1981. **84**(1): p. 17 - 27.
9. Aziz, E.-S., *Effect of hot dip aluminizing on surface microstructure of an AISI 316L stainless steel*. 2009.
10. W.J. Cheng and C.J. Wang, *Microstructural evolution of intermetallic layer in hot-dipped aluminide mild steel with silicon addition*. Surface and Coatings Technology, 2011. **205**(19): p. 4726 - 4731.
11. R. Yang, et al., *Microstructure and Oxidation Behavior of Modified Aluminide Coating on Ni₃Al-based Single Crystal Superalloy*. Chinese Journal of Aeronautics, 2012. **25**(5): p. 825 - 830.

12. W.T. Tsai and K.E. Huang, *Microstructural aspect and oxidation resistance of an aluminide coating on 310 stainless steel*. Thin Solid Films, 2000. **366**(1): p. 164 - 168.
13. F. Zarei, H. Nuranian, and K. Shirvani, *Effect of Si addition on the microstructure and oxidation behaviour of formed aluminide coating on HH309 steel by cast-aluminizing*. Surface and Coatings Technology, 2020. **394**: p. 125901.
14. L.K. Wu, J.J. Wu, and W.Y. Wu, *High temperature oxidation resistance of γ -TiAl alloy with pack aluminizing and electrodeposited SiO₂ composite coating*. Corrosion Science, 2019. **146**: p. 18 - 27.
15. R. Bianco and R.A. Rapp, *Pack cementation aluminide coatings on superalloys: codeposition of Cr and reactive elements* The Electrochemical Society, Inc. , 1993. **Vol. 140**(No. 4): p. 10.
16. Y. Zhou and e. al, *The oxidation performance for Zr-doped nickel aluminide coating by composite electrodepositing and pack cementation*. Corrosion Science, 2017. **123**: p. 103 - 115.
17. I. Khankpour, R. Soltani, and M.H. Sohi, *Microstructure and High Temperature Oxidation Behaviour of Zr-Doped Aluminide Coatings Fabricated on Nickel-based Super Alloy*. Procedia Materials Science, 2015. **11**: p. 515 - 521.
18. Z. Yavorska, et al., *The Effect of Zirconium Addition on the Oxidation Resistance of Aluminide Coatings*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015. **24**: p. 1614-1625.
19. Li, D., D. Lin, and T. Lin, *The Effect of Ti Addition on Oxidation Behavior of FeAl Intermetallic Alloy*. MRS Proceedings, 2011. **460**.
20. Sneha, S., *High -Temperature Oxidation of Metals*. 2016.
21. D.R. Poirier and G.H. Geiger, *Transport Phenomena in Materials Processing*. 2016, The Minerals, Metals, and Materials Society 2016: Springer, Cham.
22. *Chapter 3 - Oxidation of Pure Metals*. 2016: p. 85 - 144.
23. *Chapter 2 - FUNDAMENTAL CONCEPTS*. 2007: p. 5 - 16.

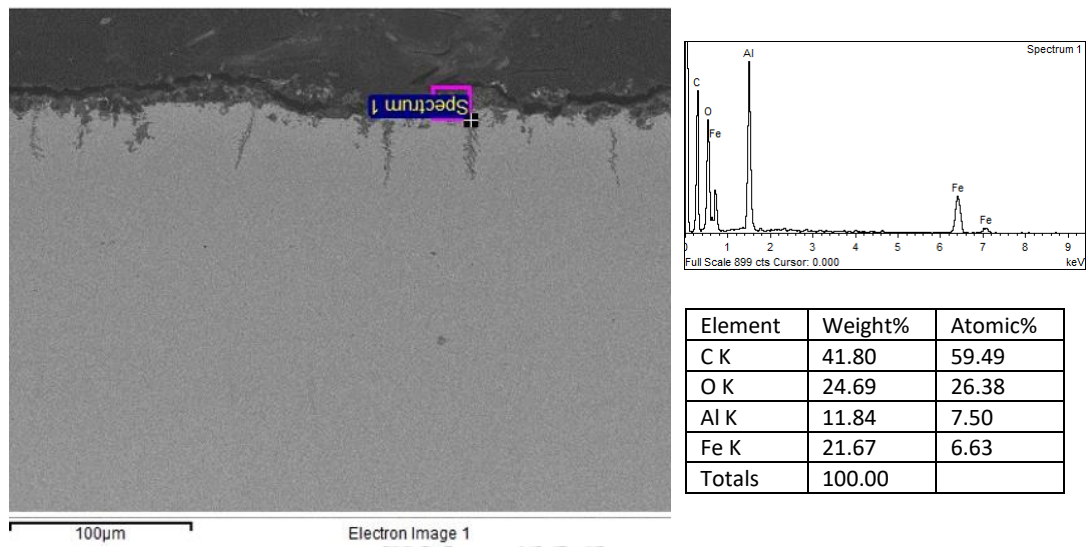


ภาคผนวก

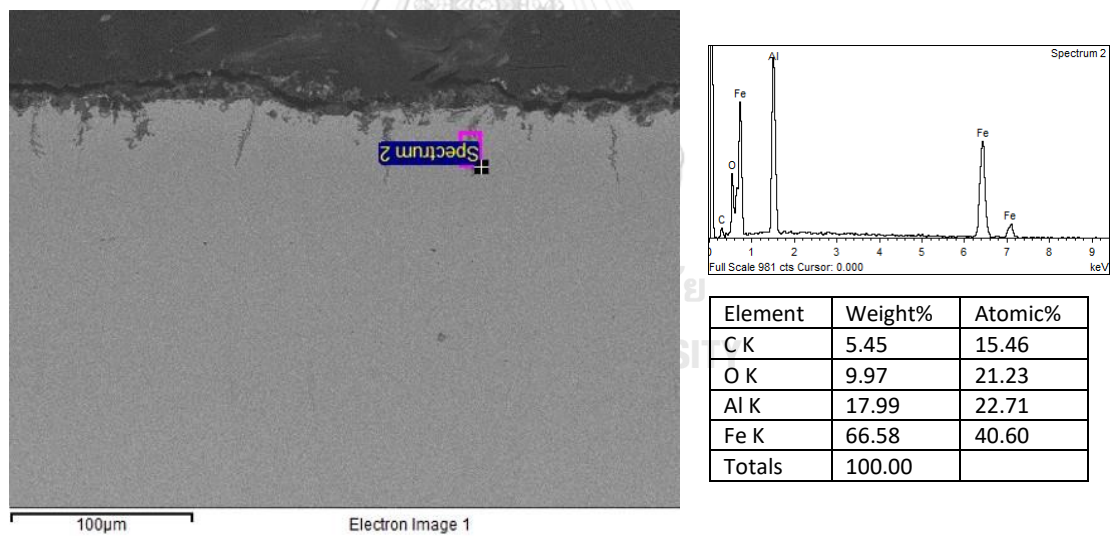
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
CHULALONGKORN UNIVERSITY



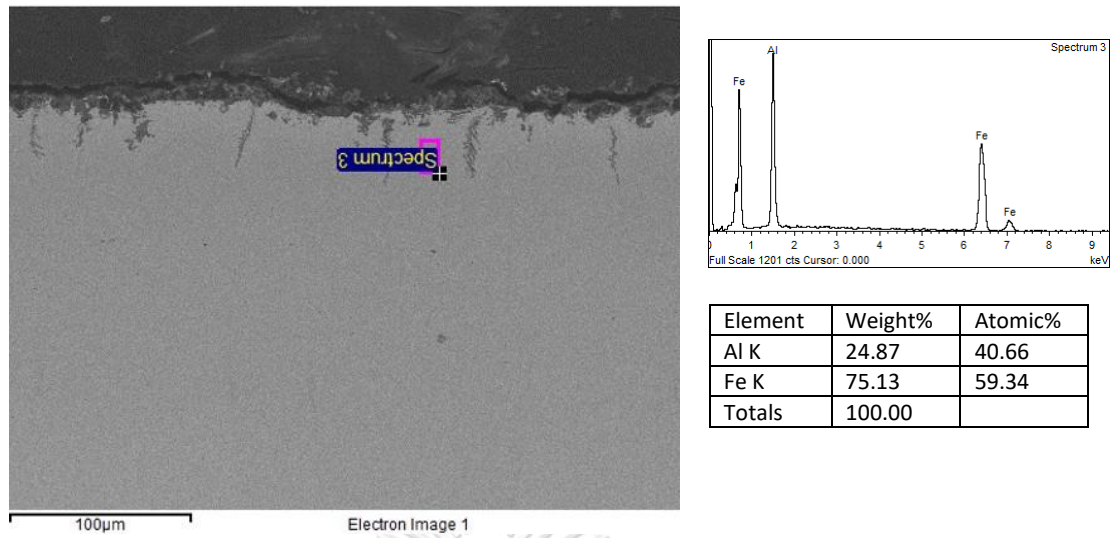
รูปที่ ก. 1 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



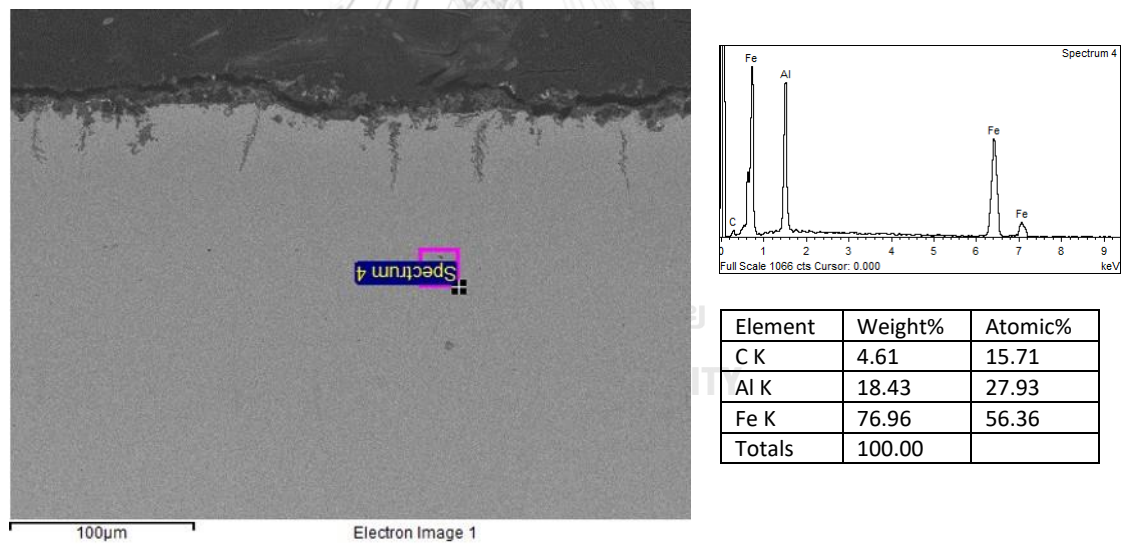
รูปที่ ก. 2 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



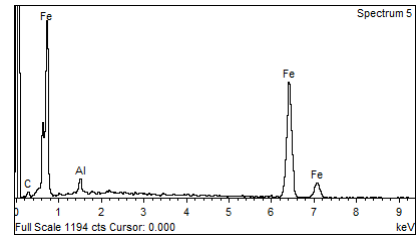
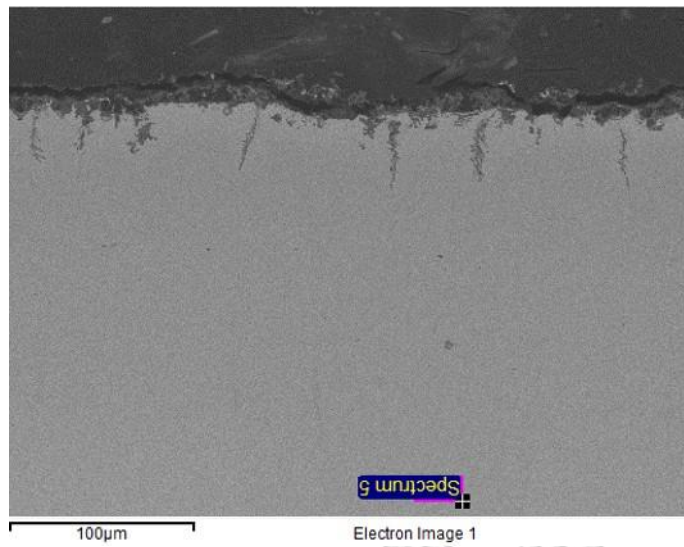
รูปที่ ก. 3 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 4 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



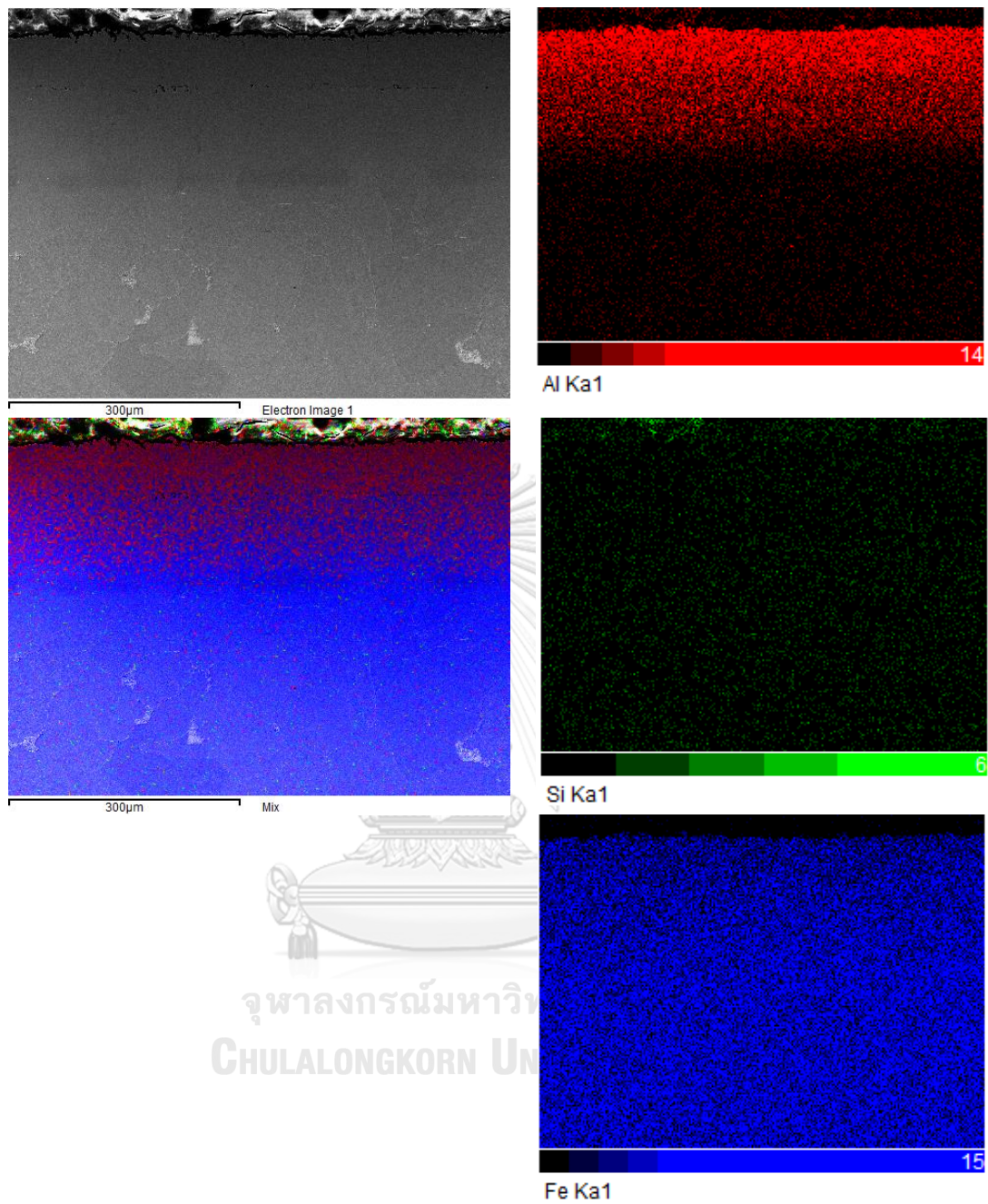
รูปที่ ก. 5 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum4 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



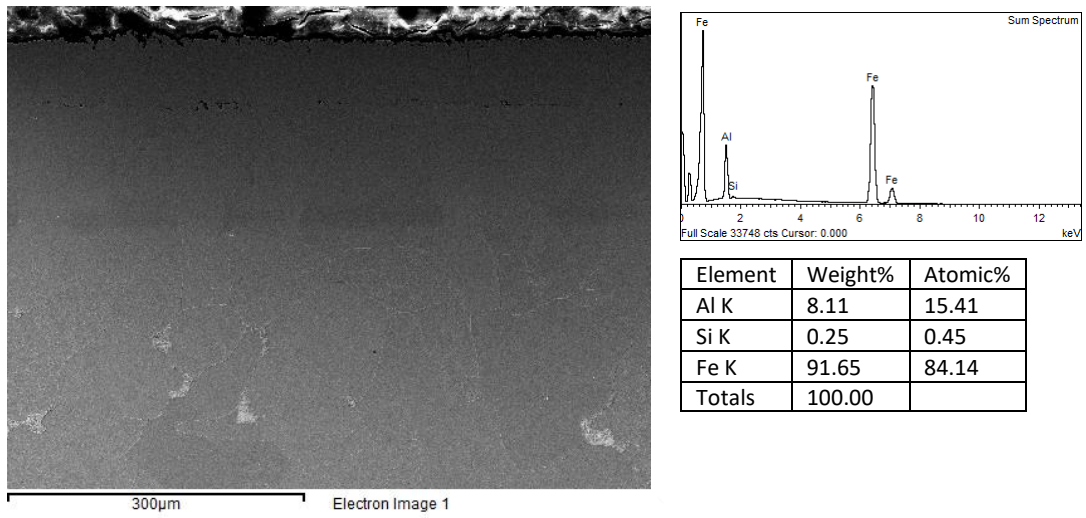
Element	Weight%	Atomic%
C K	4.13	16.35
Al K	2.12	3.74
Fe K	93.76	79.91
Totals	100.00	

รูปที่ ก. 6 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน No-Si บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum5 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

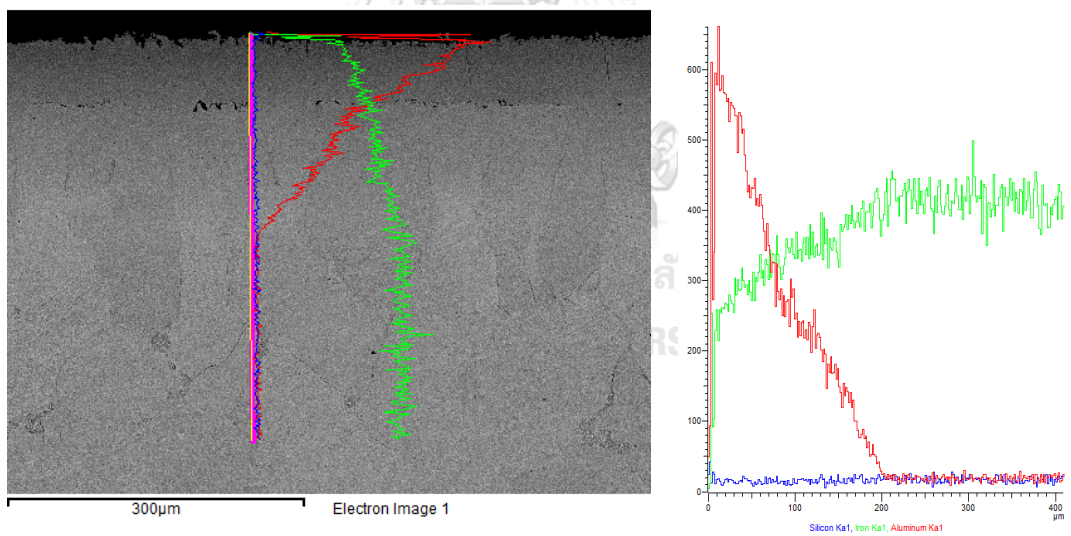




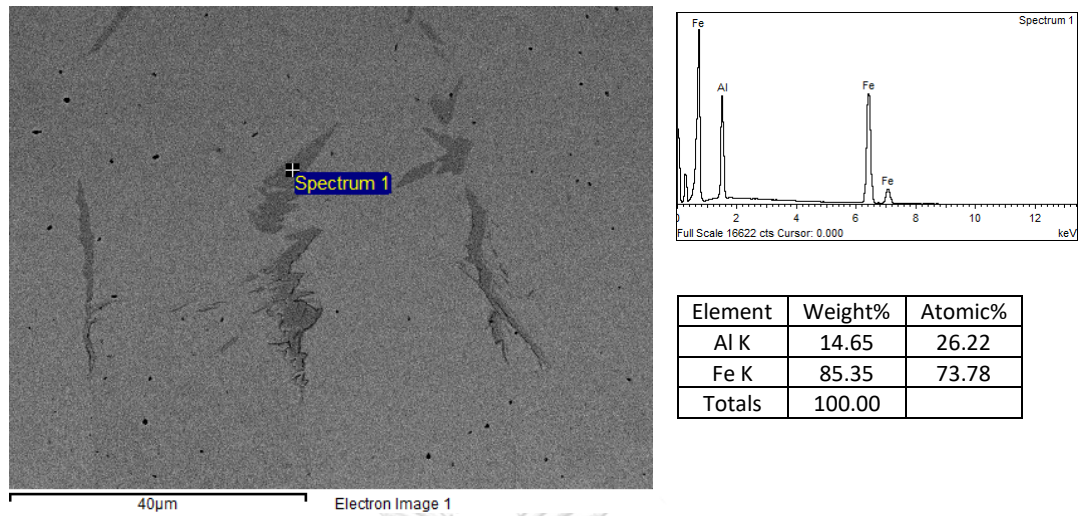
รูปที่ ก. 7 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



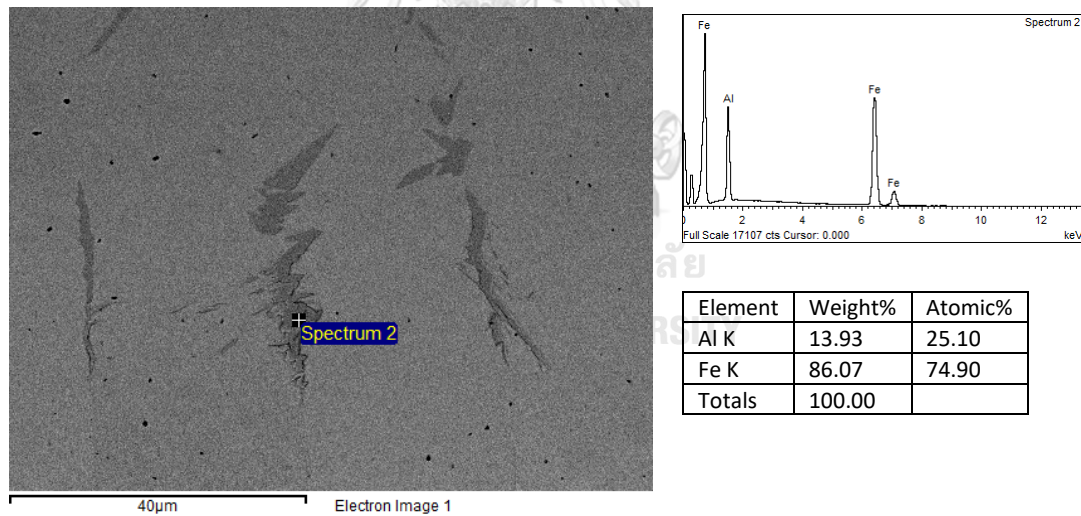
รูปที่ ก. 8 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



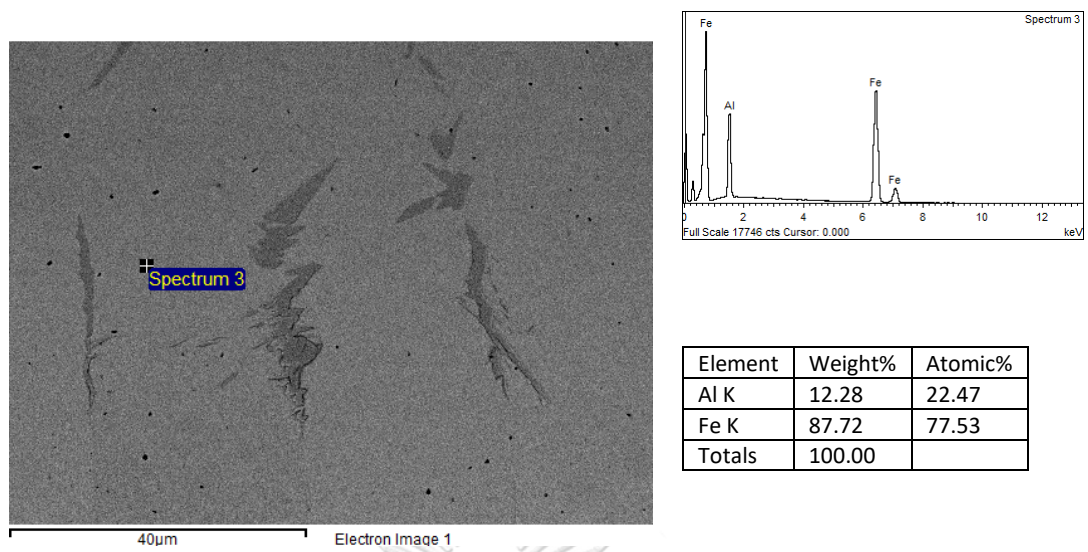
รูปที่ ก. 9 ปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



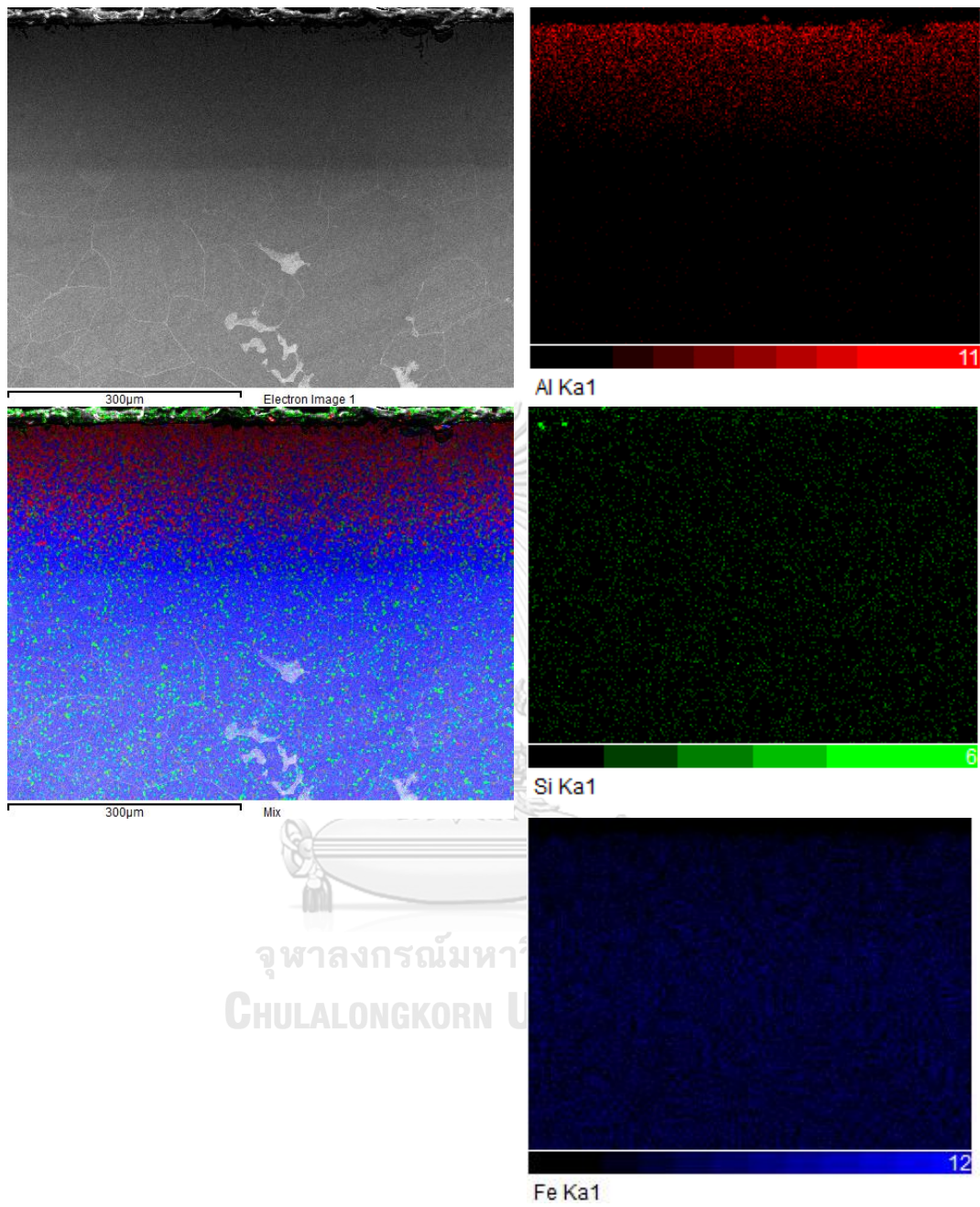
รูปที่ ก. 10 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



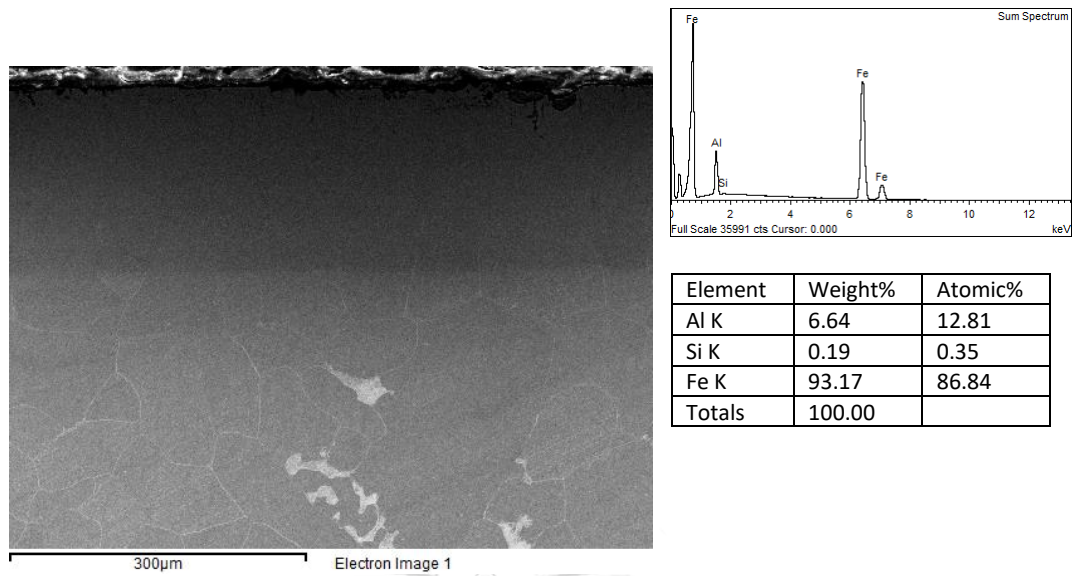
รูปที่ ก. 11 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 12 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9Q บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

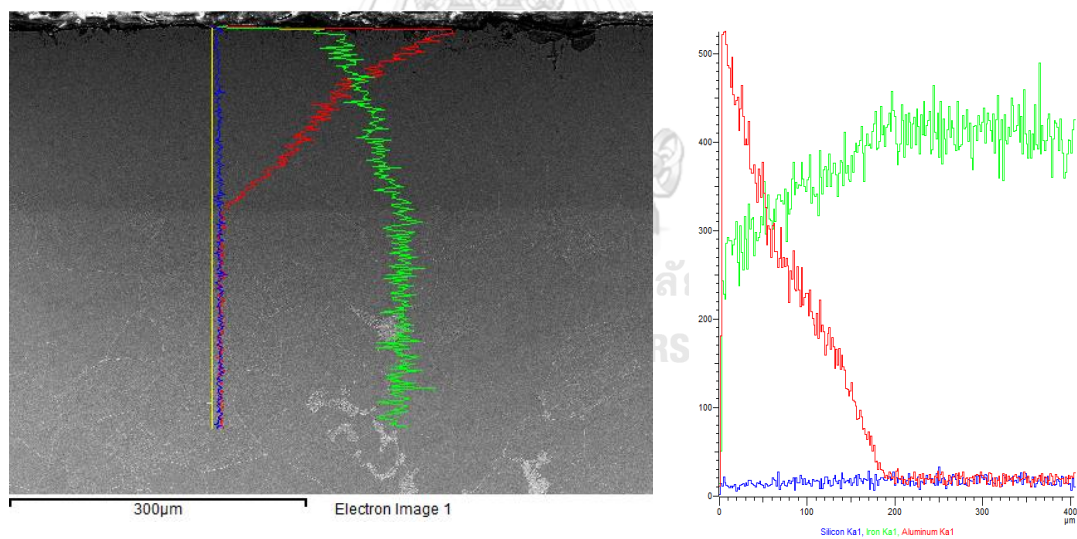


รูปที่ ก. 13 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

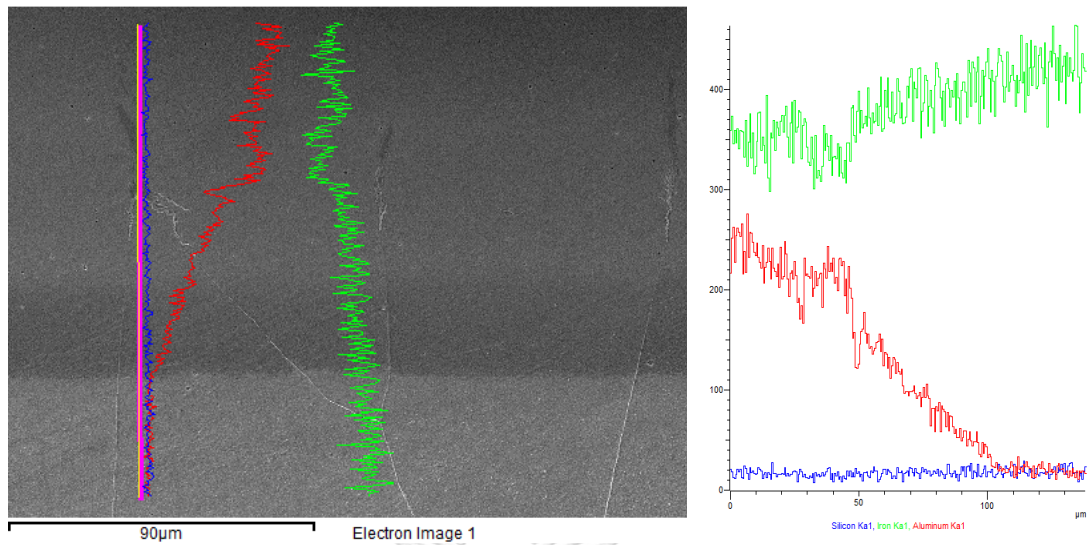


รูปที่ ก. 14 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค

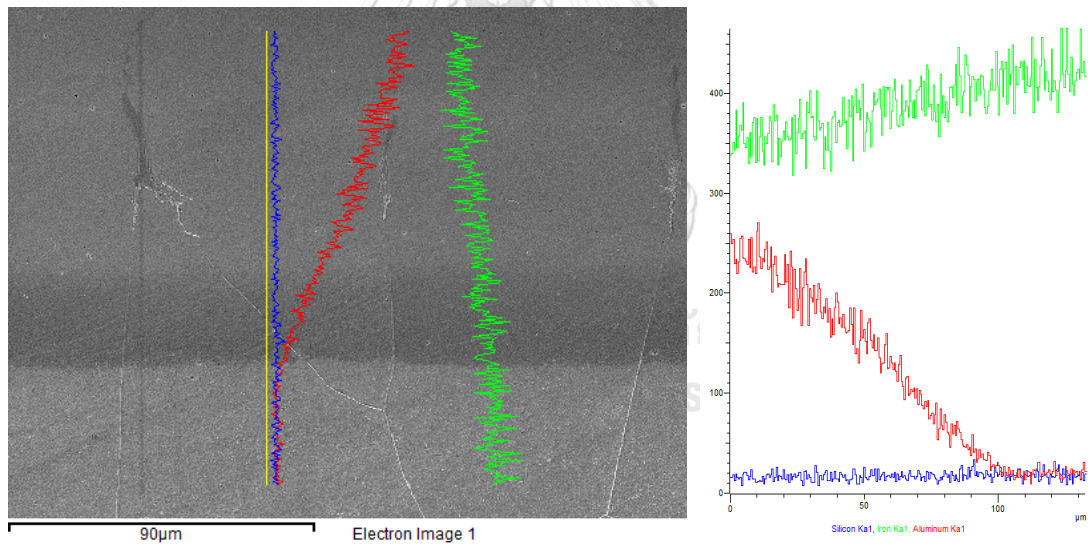
SEM และ EDS



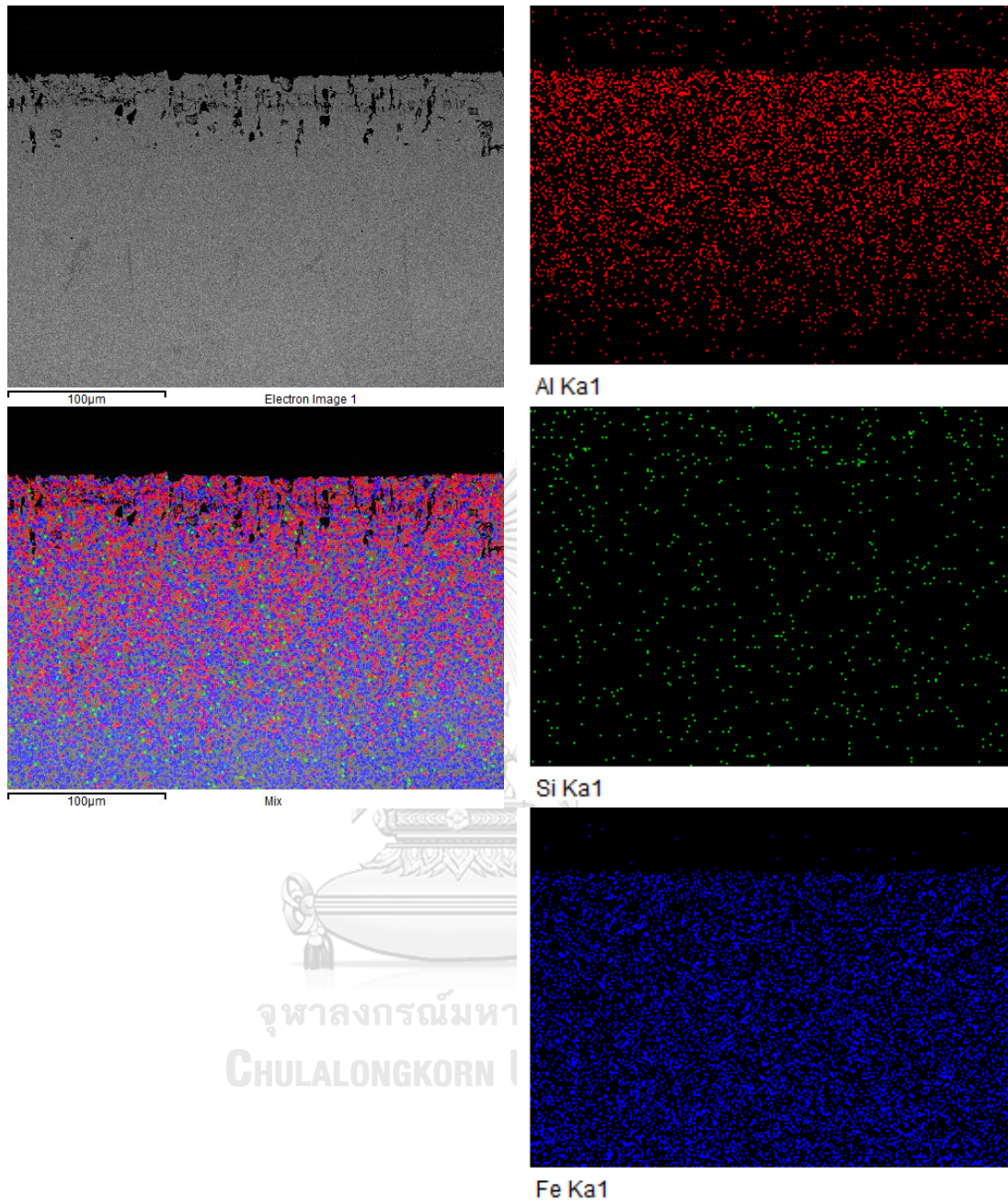
รูปที่ ก. 15 ปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



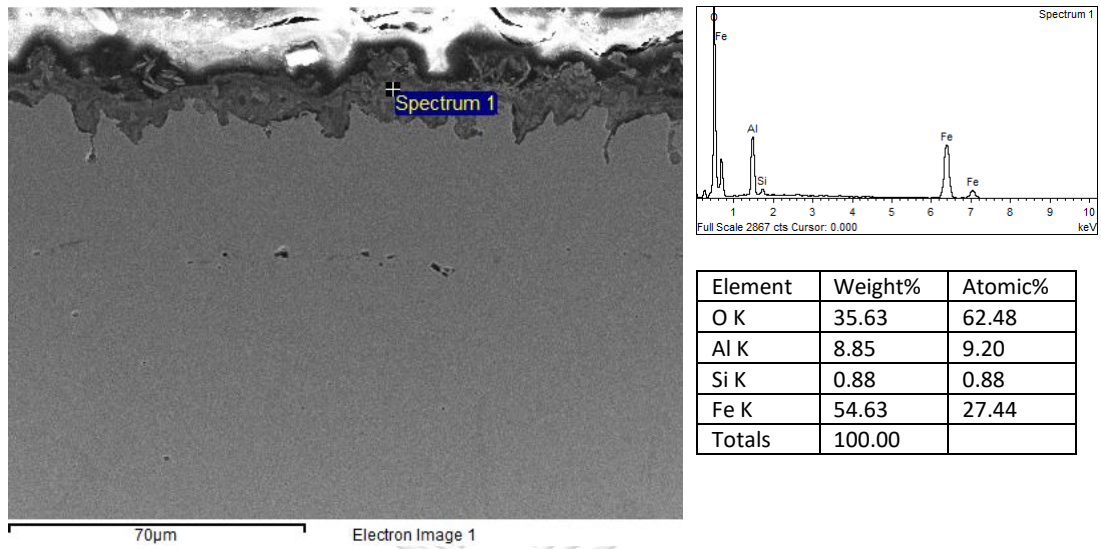
รูปที่ ก. 16 ปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 2 ตำแหน่งที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 17 ปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 2 ตำแหน่งที่ 2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

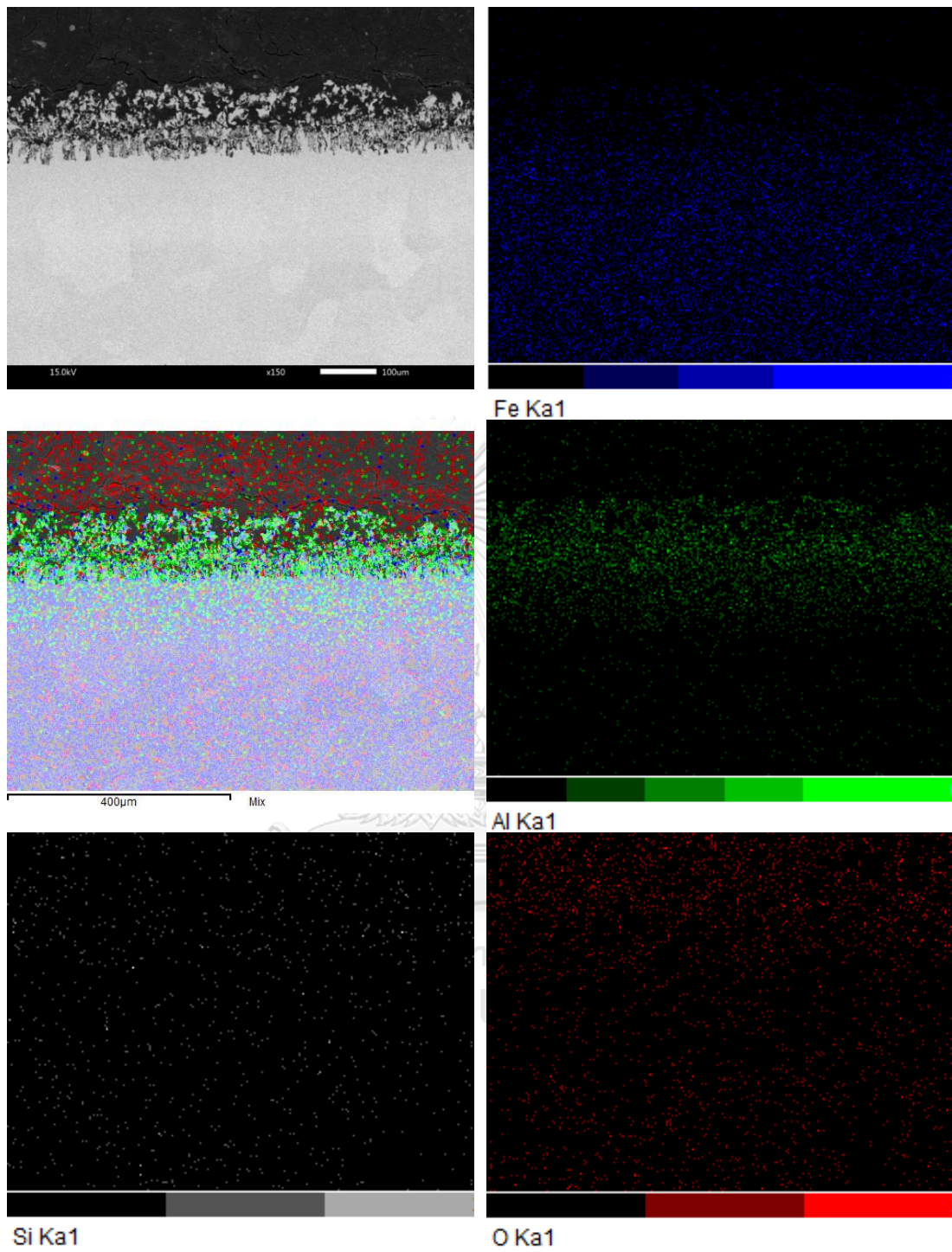


รูปที่ ก. 18 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5Q บริเวณที่ 3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

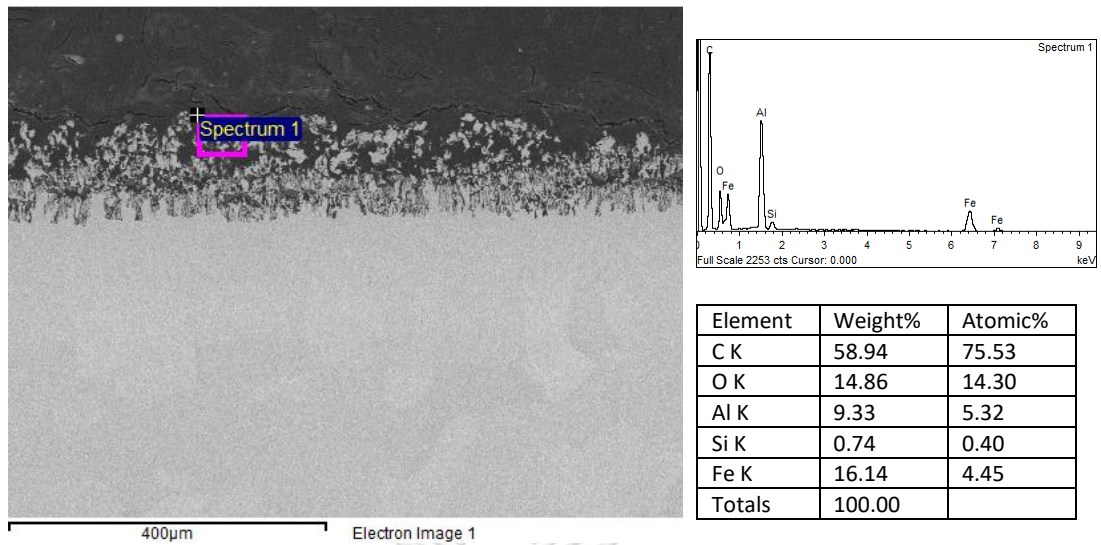


รูปที่ ก. 19 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุผิวของชิ้นงานเคลือบ 18Q บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS

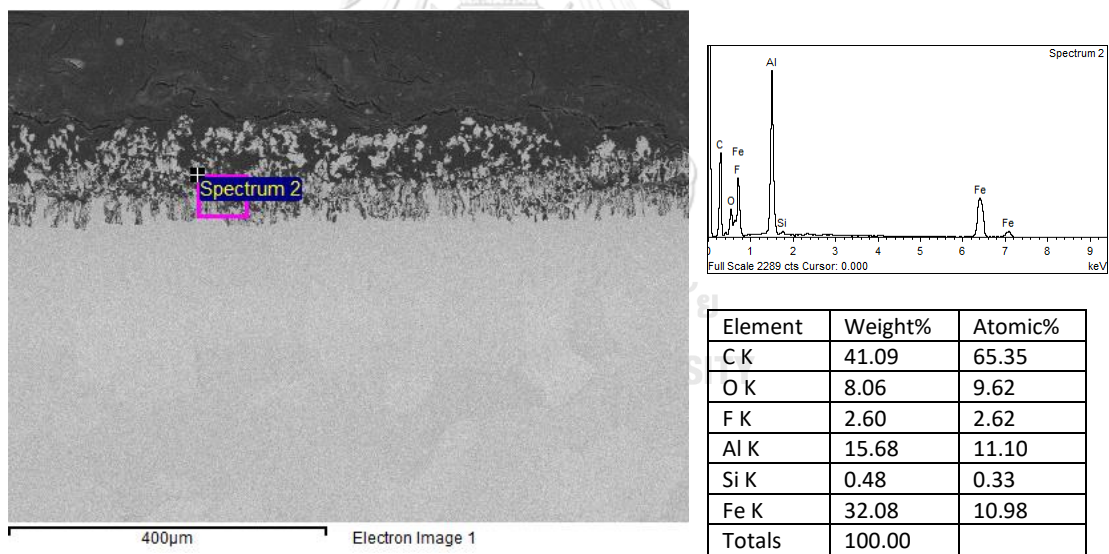




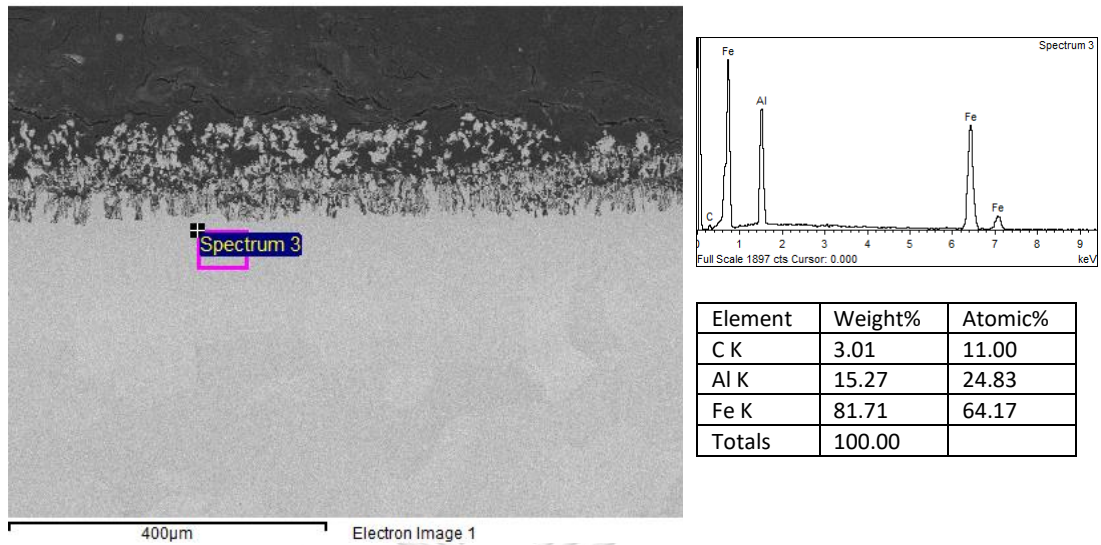
รูปที่ ก. 20 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



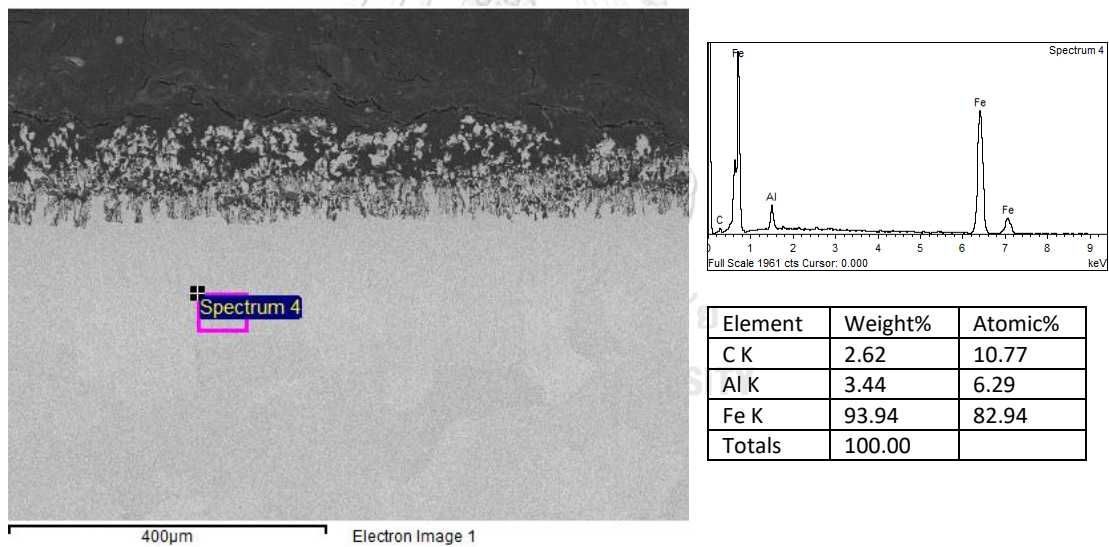
รูปที่ ก. 21 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



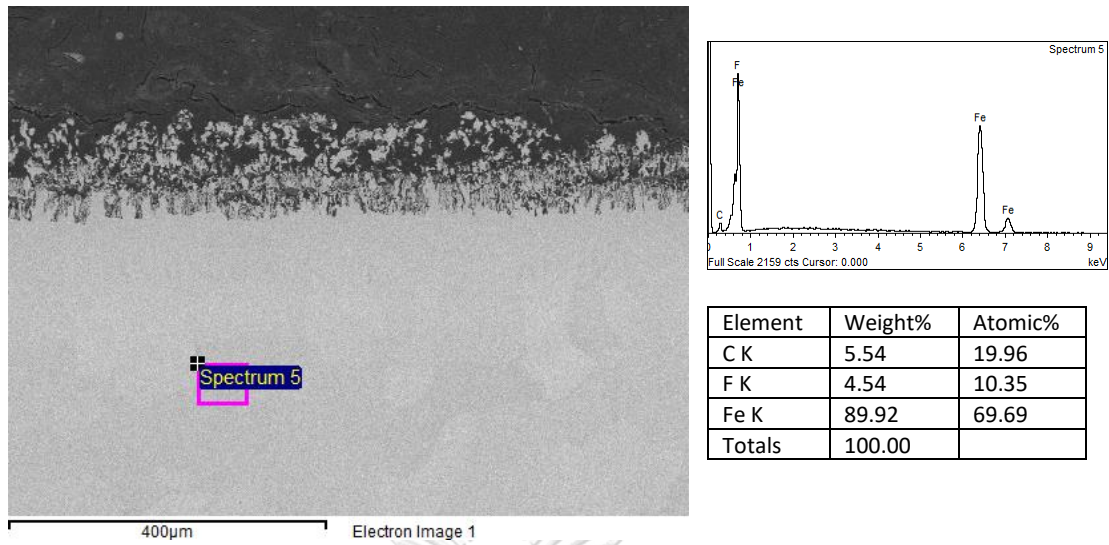
รูปที่ ก. 22 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



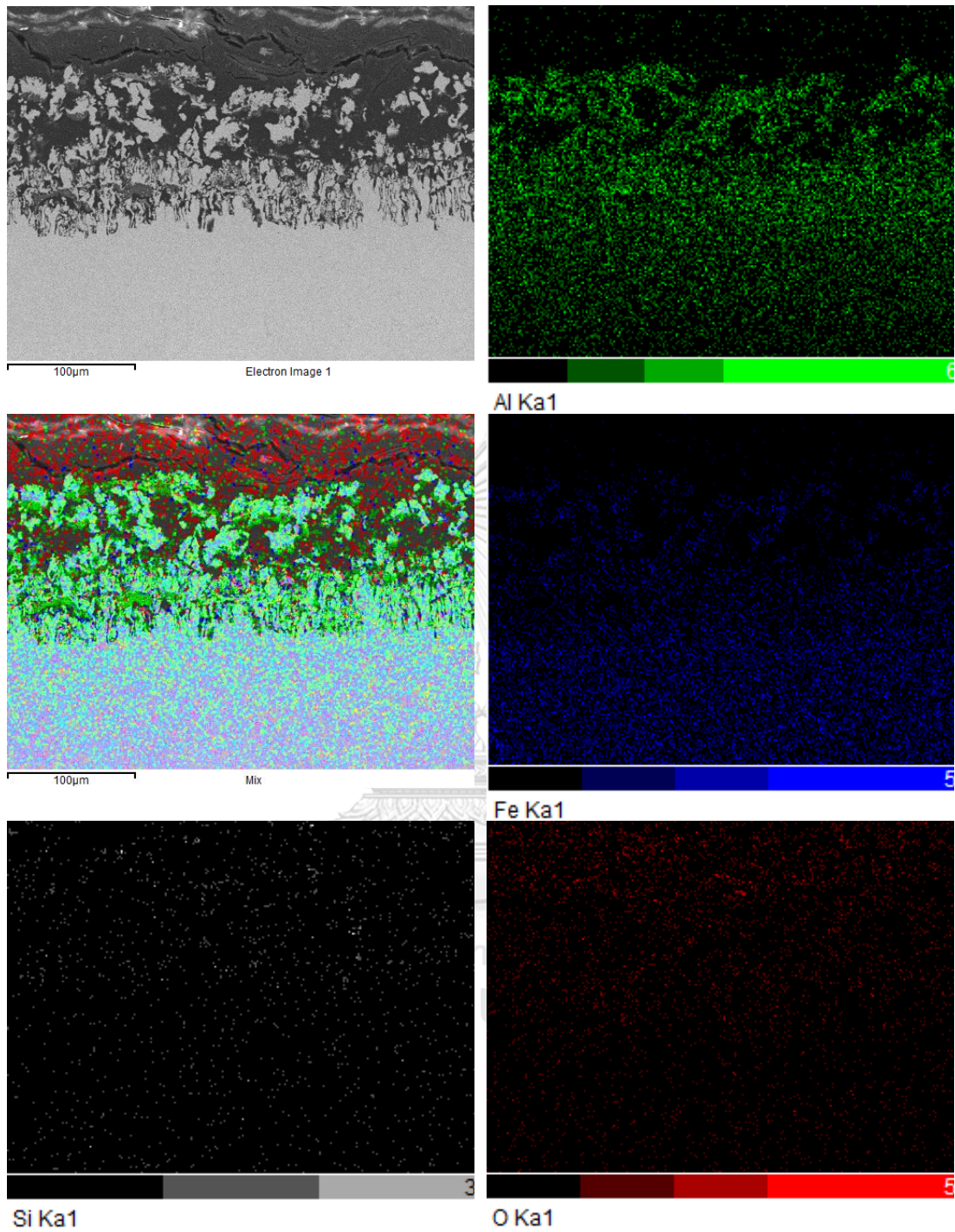
รูปที่ ก. 23 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



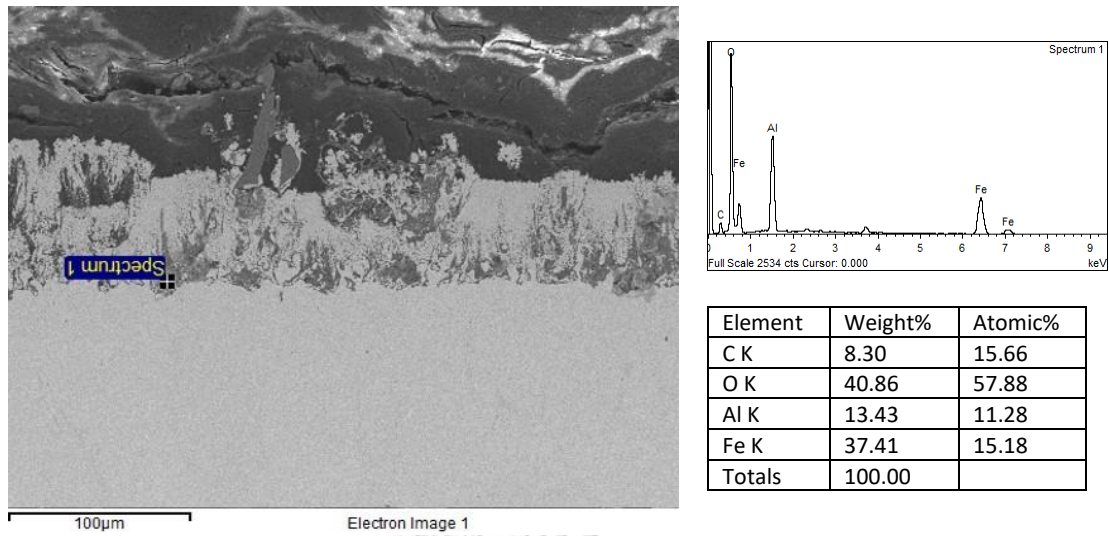
รูปที่ ก. 24 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum4 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



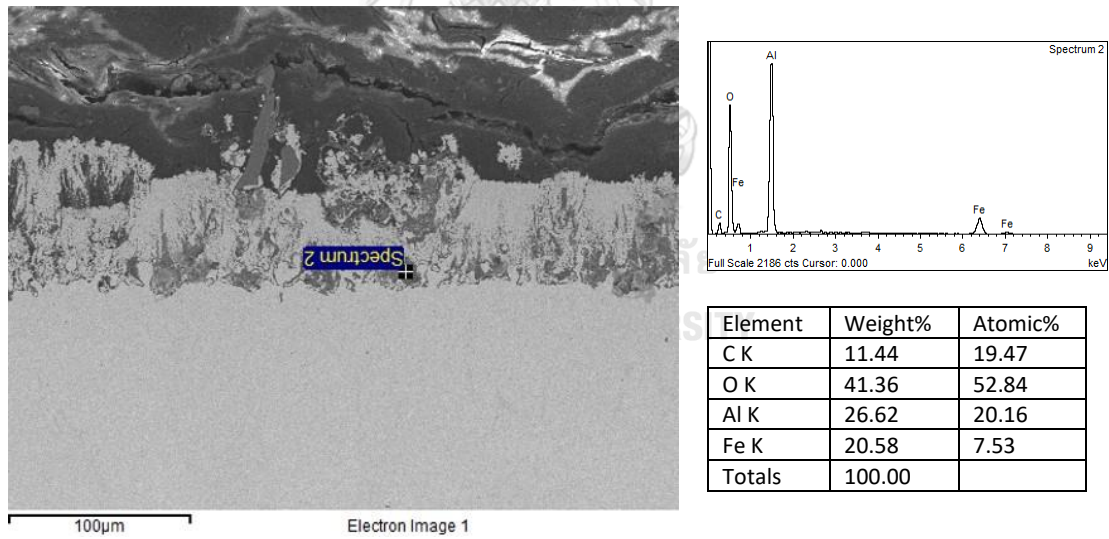
รูปที่ ก. 25 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum5 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



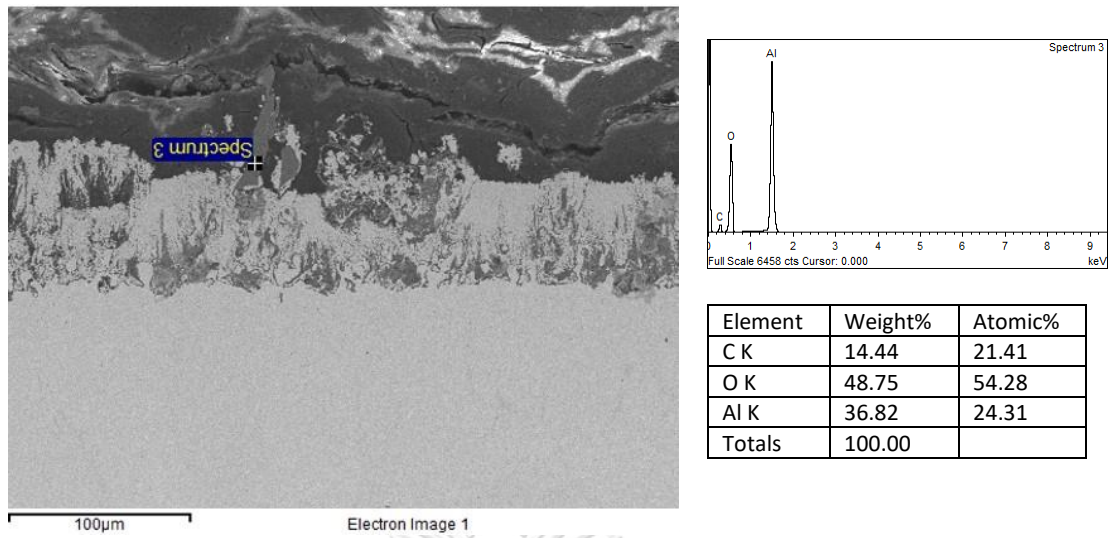
รูปที่ ก. 26 โครงสร้างจุลภาคและการกระจายตัวของธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



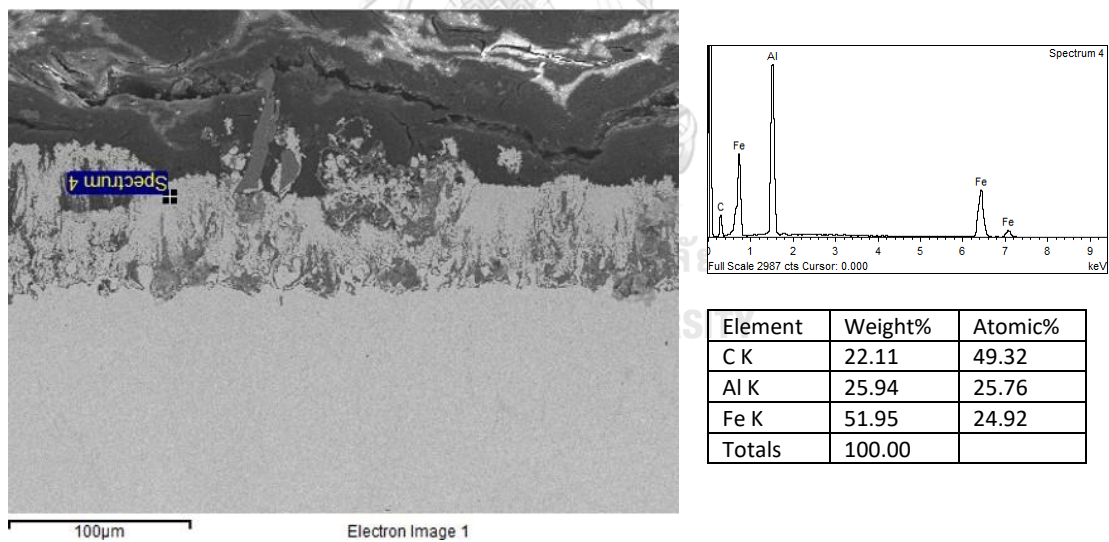
รูปที่ ก. 27 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 3 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



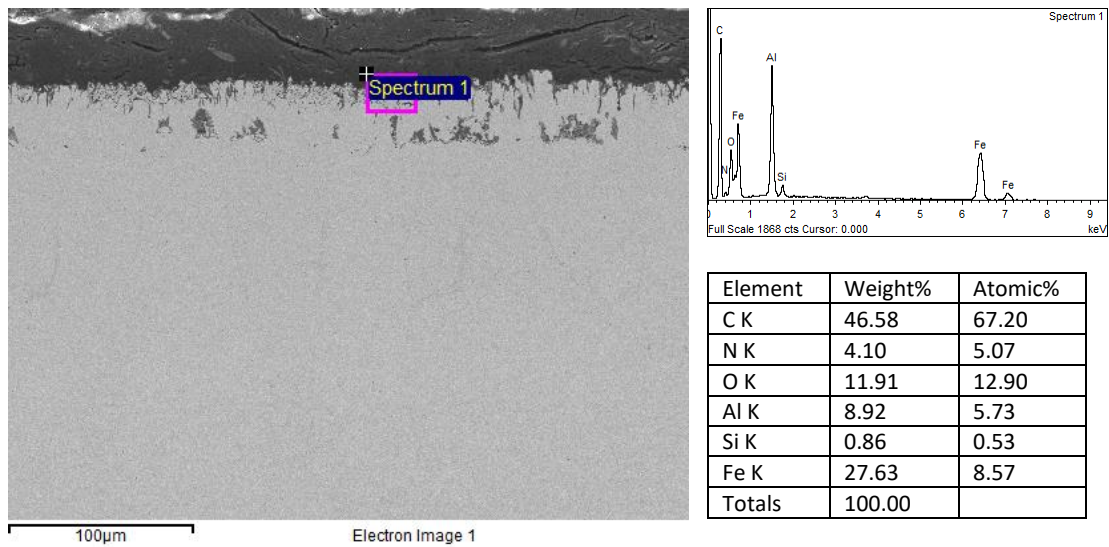
รูปที่ ก. 28 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 3 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



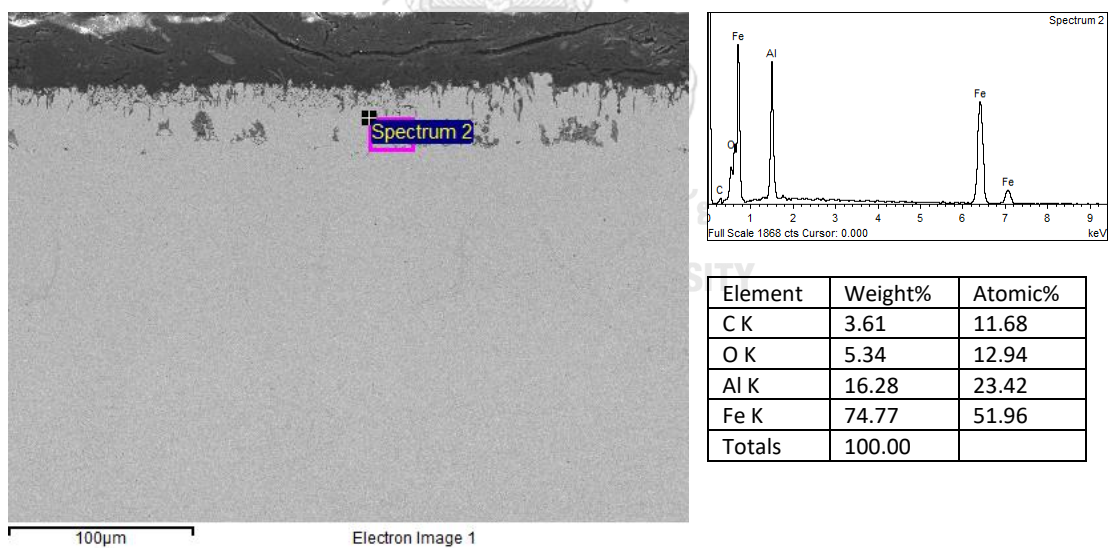
รูปที่ ก. 29 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 3 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



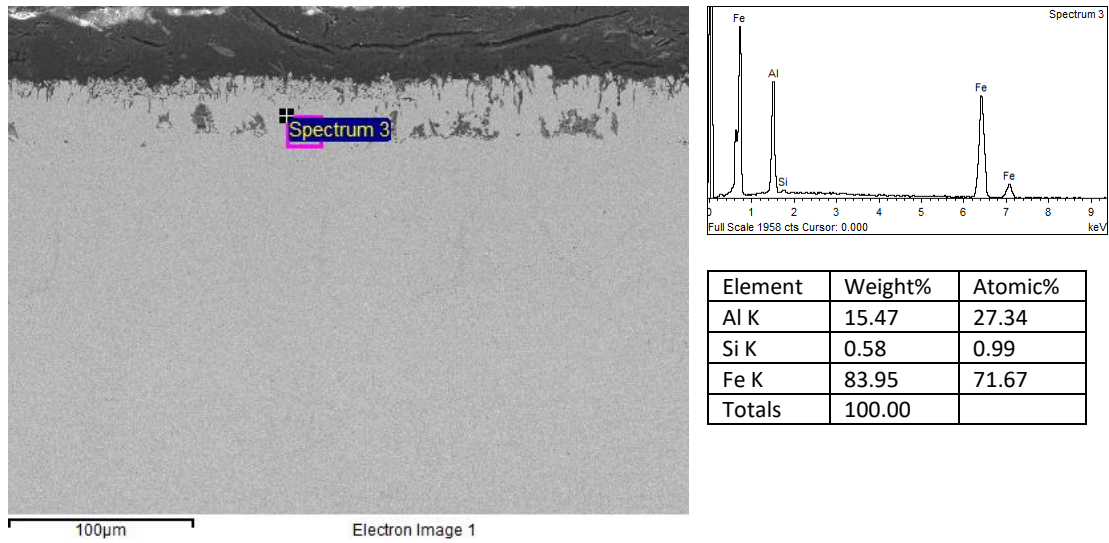
รูปที่ ก. 30 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 9R บริเวณที่ 3 ตำแหน่ง spectrum4 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



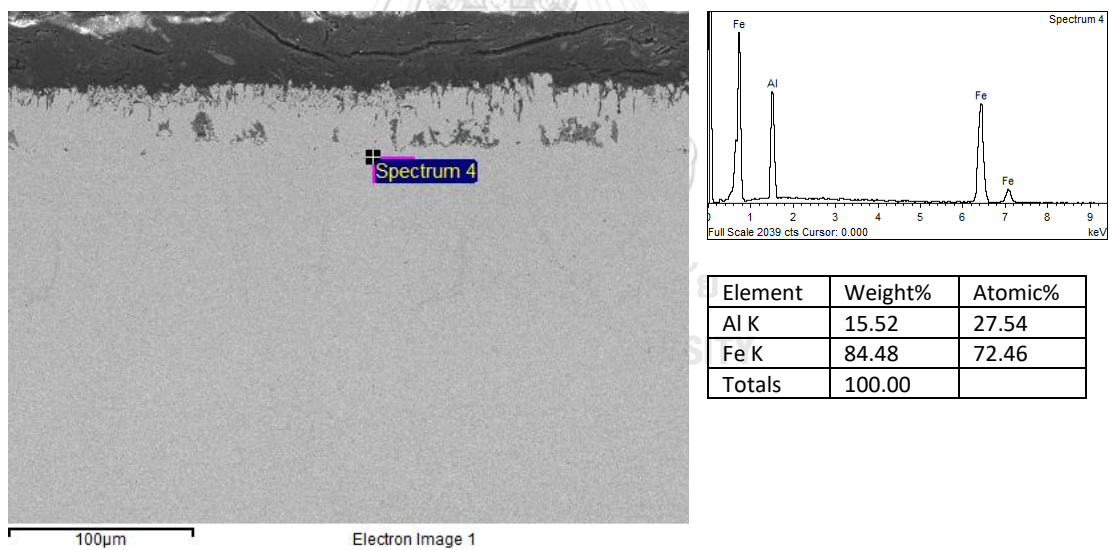
รูปที่ ก. 31 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



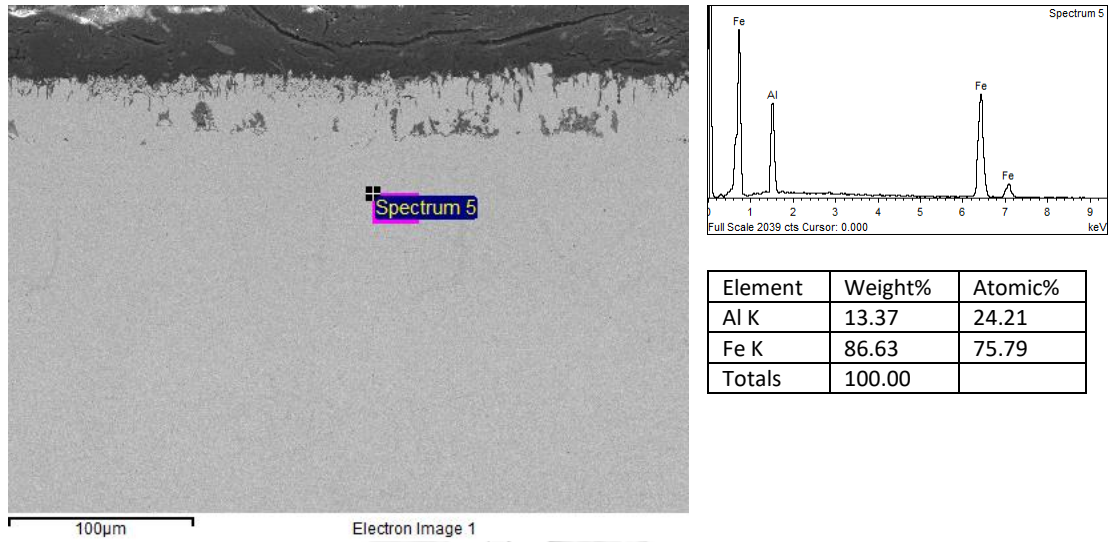
รูปที่ ก. 32 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



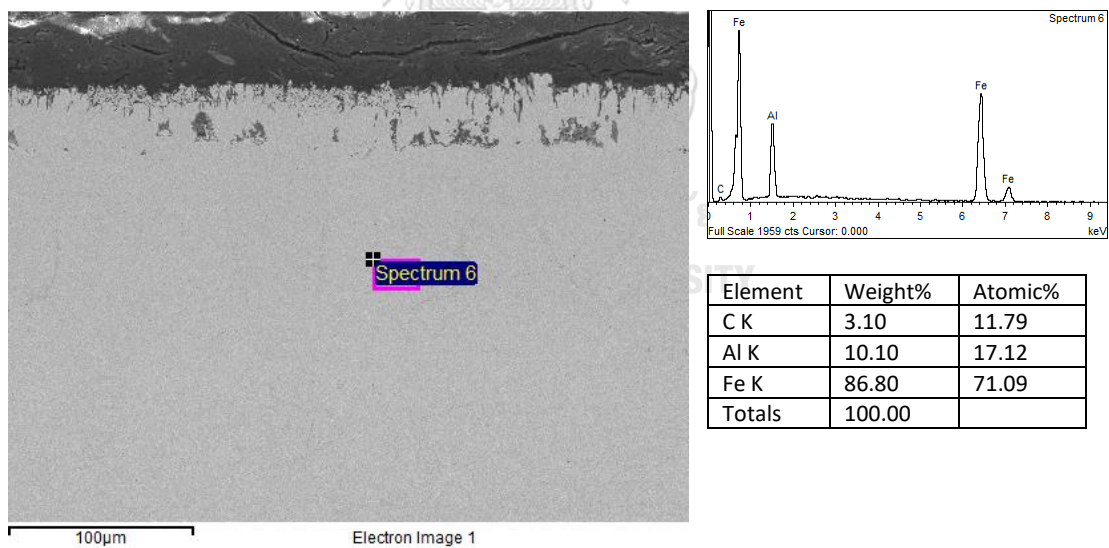
รูปที่ ก. 33 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



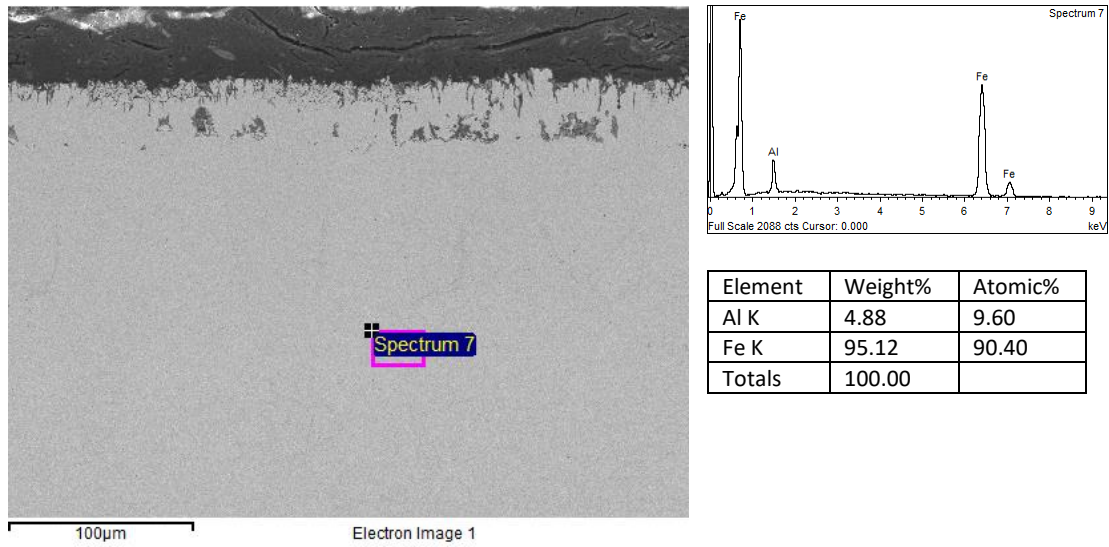
รูปที่ ก. 34 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum4 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



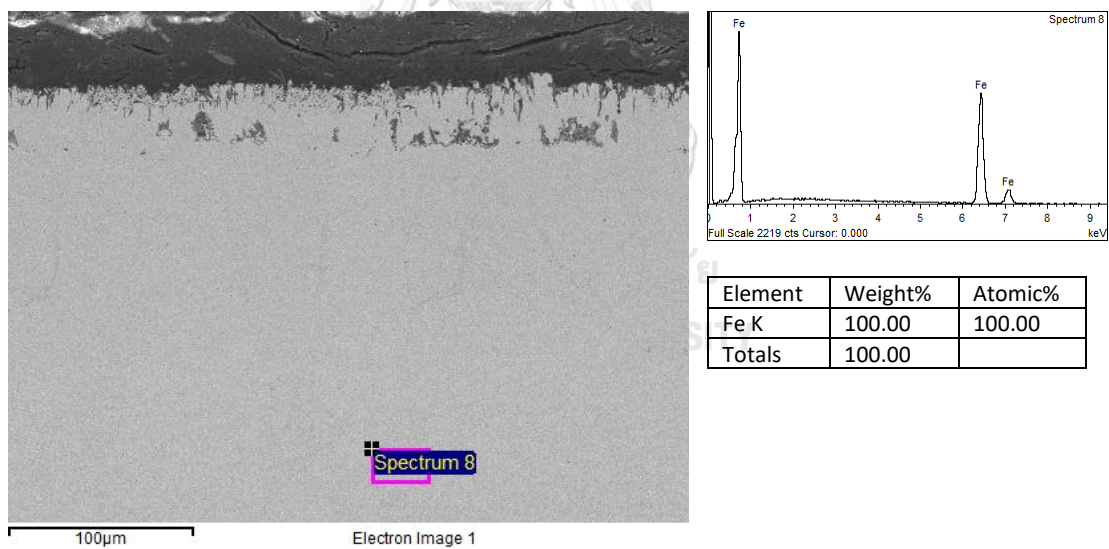
รูปที่ ก. 35 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum5 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



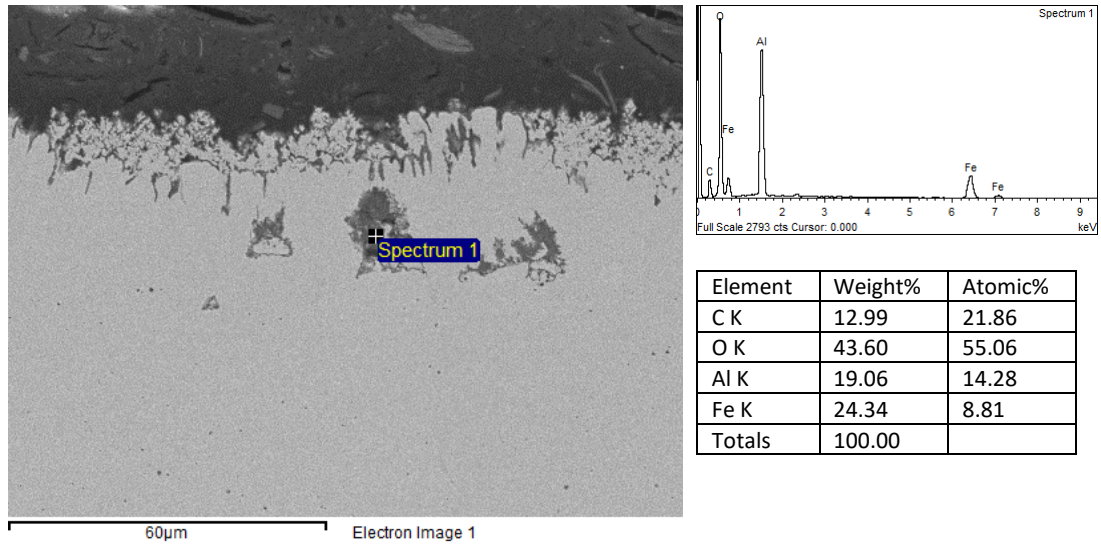
รูปที่ ก. 36 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum6 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



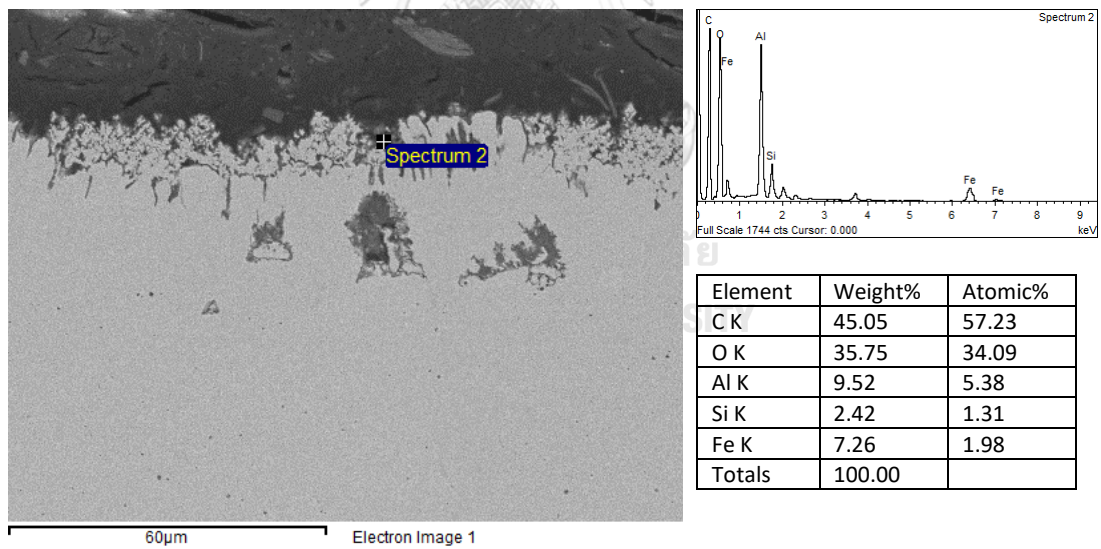
รูปที่ ก. 37 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum7 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



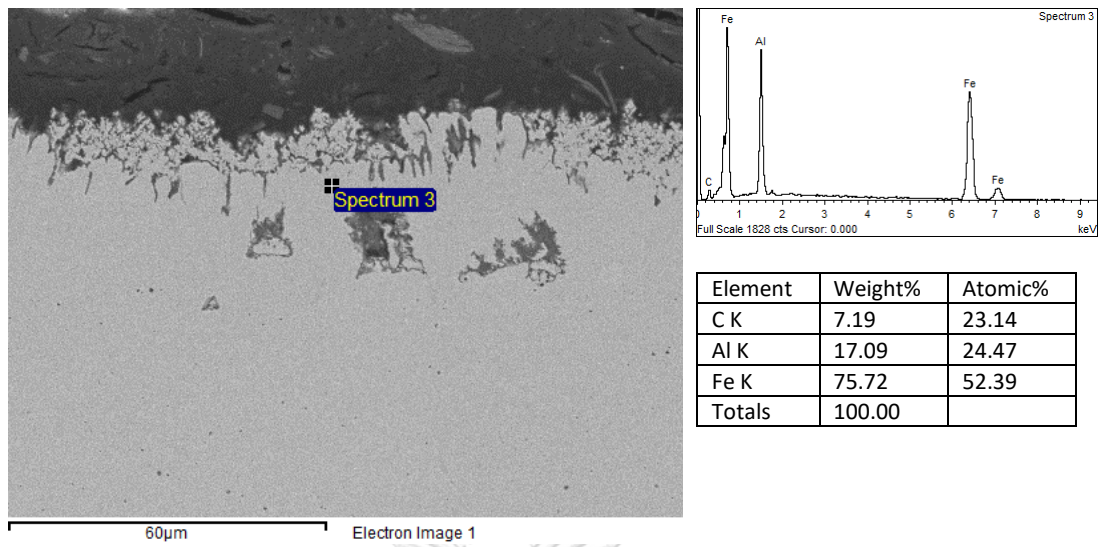
รูปที่ ก. 38 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 1 ตำแหน่ง spectrum8 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



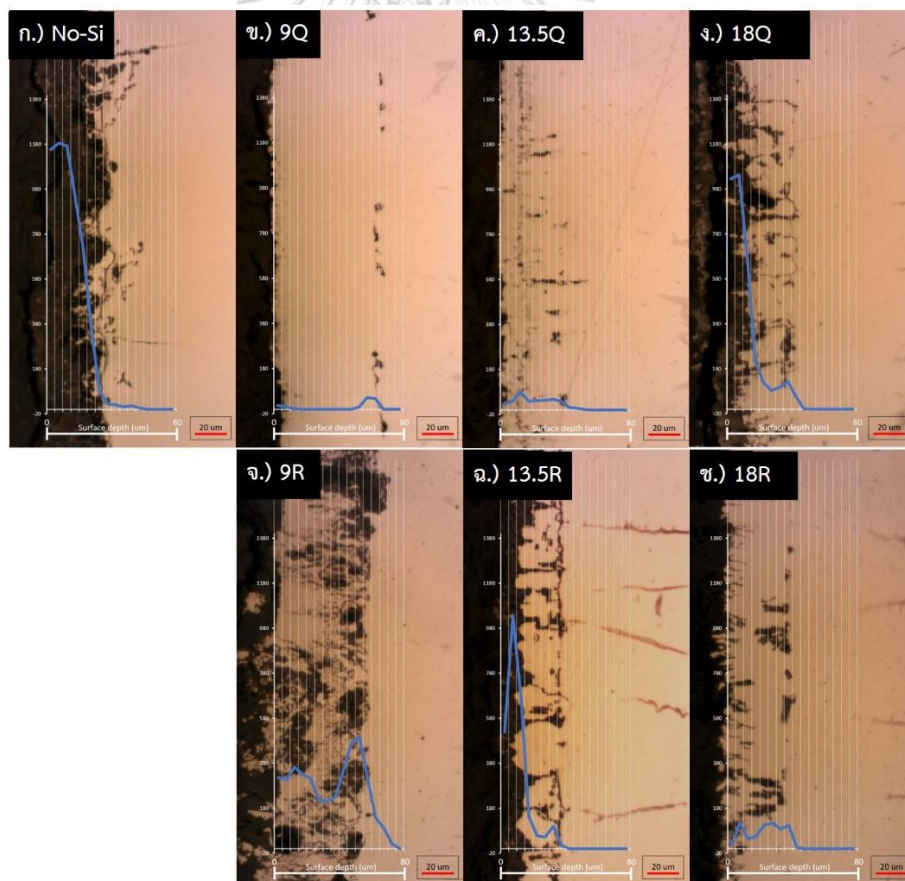
รูปที่ ก. 39 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum1 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 40 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum2 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 41 โครงสร้างจุลภาคและปริมาณธาตุในชั้นเคลือบของชิ้นงาน 13.5R บริเวณที่ 2 ตำแหน่ง spectrum3 ด้วยเทคนิค SEM และ EDS



รูปที่ ก. 42 โครงสร้างจุลภาคและพื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง




















































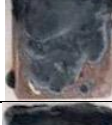
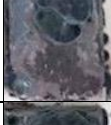
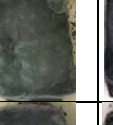




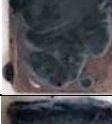




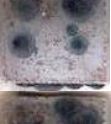


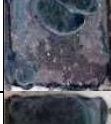
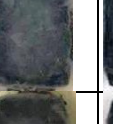








ตารางที่ ก. 1 พื้นที่โดยรวมของ defect ที่พบตามช่วงความลึกจากผิวชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง













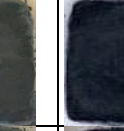





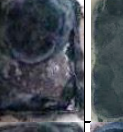




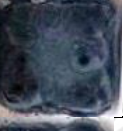
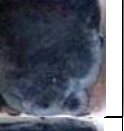
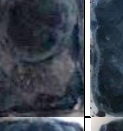






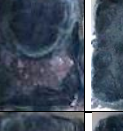






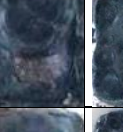




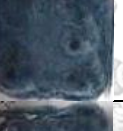

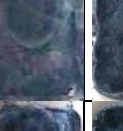






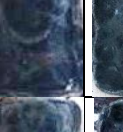
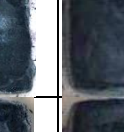





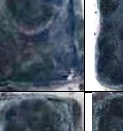









Depth (μm)	No-Si	9Q	13.5Q	18Q	9R	13.5R	18R
0-5	1156.48	16.622	23.279	1025.991	315.104	16.45	519.554
5-10	1185.658	10.394	38.975	1043.229	307.639	115.278	1034.939
10-15	1172.221	2.982	81.256	681.554	361.892	43.099	671.962
15-20	944.32	0	37.917	214.41	329.644	55.339	142.188
20-25	720.849	0	41.311	119.618	311.762	104.601	57.726
25-30	362.713	0	42.722	82.726	214.106	114.41	51.736
30-35	86.016	0	47.043	97.135	211.502	87.283	98.524
35-40	22.853	0	38.622	123.611	229.948	104.76	13.585
40-45	20.099	0	9.964	55.165	346.181	4.601	0
45-50	11.576	0	7.098	1.997	470.573	0	0
50-55	15.186	9.079	0.485	0	497.266	0	0
55-60	5.323	51.358	0	0	311.285	0	0
60-65	0	47.586	0	0	136.936	0	0
65-70	0	0	0	0	90.321	0	0
70-75	0	0	0	0	21.484	0	0
75-80	0	0	0	0	0.043	0	0
sum	5703.294	138.021	368.672	3445.436	4155.686	645.821	2590.214

ตารางที่ ก. 2 น้ำหนักของชิ้นงานที่นำมาทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง

Times (h)	Weight of specimens (g)							
	No-Si	9Q	13.5Q	18Q	9R	13.5R	18R	Bare
0	3.2175	3.1577	3.03	3.1813	3.6476	2.3563	3.5063	3.0478
10	3.2419	3.1678	3.0405	3.1961	3.673	2.374	3.5292	3.4845
20	3.275	3.1733	3.0534	3.2304	3.711	2.3959	3.8511	3.6981
30	3.3108	3.1758	3.061	3.2666	3.7858	2.505	3.9949	3.8226
40	3.3544	3.1806	3.0852	3.3125	3.8457	2.5939	4.1184	3.9301
50	3.3951	3.1895	3.1255	3.3614	3.9035	2.6843	4.165	4.0058
60	3.4384	3.2043	3.1904	3.4226	3.9683	2.7751	4.3255	4.0891
70	3.4778	3.2244	3.2934	3.4728	4.0391	2.8652	4.418	4.1954
80	3.5213	3.2501	3.4203	3.5289	4.1223	2.9513	4.5003	4.298
90	3.5606	3.2813	3.5425	3.5821	4.209	3.0312	4.5685	4.3574
100	3.5963	3.3236	3.6653	3.6424	4.2981	3.0991	4.6401	4.3804
110	3.6368	3.3845	3.7907	3.7123	4.398	3.1581	4.718	4.3929
120	3.6746	3.4619	3.8868	3.7874	4.4969	3.2029	4.7889	4.3998
130	3.7057	3.557	3.9644	3.8657	4.5868	3.2427	4.853	4.4045
140	3.7428	3.6561	4.0368	3.9454	4.6689	3.2767	4.9131	4.41
150	3.7792	3.7609	4.0948	4.0225	4.7427	3.3089	4.9507	4.413
160	3.8141	3.8784	4.157	4.1034	4.8138	3.3358	4.9669	4.4165
170	3.85	3.9831	4.213	4.1836	4.8861	3.3472	4.9761	4.4187
180	3.8852	4.0893	4.2512	4.2708	4.9467	3.3517	4.9842	4.4192
190	3.9203	4.183	4.2917	4.3379	5.0004	3.3546	4.9899	4.4192
200	3.9598	4.256	4.3141	4.4058	5.0442	3.3617	4.9952	4.4192

ตารางที่ ก. 3 พื้นผิวของชิ้นงานเหล็กกล้าที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมไนซิงที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง และผ่านการทดสอบออกซิเดชันทุก 10 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลารวม 200 ชั่วโมง

Oxidation times (h)	Specimens						
	No-Si	9Q	13.5Q	18Q	9R	13.5R	18R
0							
10							
20							
30							
40							
50							
60							
70							
80							
90							
100							

110							
120							
130							
140							
150							
160							
170							
180							
190							
200							

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-สกุล	นางสาว บวรรัตน์ เอมทิพย์
วัน เดือน ปี เกิด	14 กุมภาพันธ์ 2537
สถานที่เกิด	จังหวัดราชบุรี
วุฒิการศึกษา	- ประถมศึกษา โรงเรียนมารีวิทย์ - มัธยมศึกษา โรงเรียนสิงห์สมุทร - วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวัสดุขั้นสูงและนาโนเทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร
ที่อยู่ปัจจุบัน	19/189 ม.7 ต.พุดตาลหวง อ.สัตหีบ จ.ชลบุรี 20180
ผลงานตีพิมพ์	B. Emtip, P. Visuttipitukul, S. Leelachao. Effect of Silicon Addition on Oxidation Resistance of Pack Aluminized Commercial Pure Iron. AIP conference proceedings.