

การศึกษาการเชื่อมสภาพของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมอสเตนนิกเกรด AISI 310 ในสภาวะอุณหภูมิสูง

นายสยาม แก้วคำไสย์ วศ.บ. (วิศวกรรมโลหการ)

โครงการวิจัยอุตสาหกรรมนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร
ปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
พ.ศ. 2549

คณะกรรมการสอบโครงการวิจัยอุตสาหกรรม

.....
(ดร.พงษ์ศักดิ์ ถึงสุข)

ประธานกรรมการโครงการวิจัยอุตสาหกรรม

.....
(รศ.ดร.เชาวลิต ถิ่นมณีวิจิตร)

กรรมการ

.....
(รศ.ดร.บวรโชค ผู้พัฒน์)

กรรมการ

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

เอกสารแนบ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

หัวข้อโครงการวิจัยอุตสาหกรรม	การศึกษาการเสื่อมสภาพของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนนิติกเกรด AISI 310 ในสภาวะอุณหภูมิสูง
หน่วยกิต	6
ผู้เขียน	นายสยาม แก้วคำไสย์
อาจารย์ที่ปรึกษา	ดร.พงษ์ศักดิ์ ถึงสุข
หลักสูตร	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมโลหการ
ภาควิชา	วิศวกรรมอุตสาหกรรม
คณะ	วิศวกรรมศาสตร์
พ. ศ.	2549

บทคัดย่อ

โครงการวิจัยอุตสาหกรรมนี้ได้อธิบายการเสื่อมสภาพของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนนิติกเกรด AISI 310 ซึ่งเป็นชิ้นส่วนประกอบของเตาเผาวัสดุทนไฟ ที่เกิดการเสื่อมสภาพหลังจากผ่านการใช้งานได้ประมาณ 1 เดือน ผลการตรวจสอบชิ้นส่วนที่เกิดการเสียหาย พบการเสื่อมสภาพจากการบูโรเซชัน ส่งผลให้เกิดการหลุดร่อนของสเกลที่ผิวภายในของท่อ และโครงสร้างจุลภาคเกิดการเสื่อมสภาพ กระบวนการที่ใช้ในการศึกษาประกอบด้วย การตรวจสอบบริเวณที่เกิดการเสียหาย การศึกษาสภาวะการใช้งาน คัดเลือกชิ้นงานมาตรวจสอบด้วยเทคนิคกล้องจุลทรรศน์แบบแสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน เทคนิคจุลวิเคราะห์ห้องค์ประกอบทางเคมี เอกซเรย์ฟลูออเรสเซนซ์ การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ และการทดสอบความแข็ง ผลการตรวจสอบได้ชี้ให้เห็นว่า ผิวภายในของท่อเกิดการหลุดร่อนของสเกล อันเนื่องมาจากผลของการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเกินขีดจำกัดของวัสดุ และสภาวะการใช้งานของแก๊สที่เกิดจากการสันดาปแบบ Reducing/Carburizing ซึ่งเนื่องมาจากการเผาไหม้ที่ไม่เหมาะสมบริเวณส่วนปลายของท่อ หรือการเลือกใช้วัสดุที่ไม่ถูกต้อง ผิวหน้าที่มีสเกลหลุดร่อนสามารถตรวจสอบพบการตกตะกอนของสารประกอบประเภทคาร์ไบด์ ซึ่งส่งผลต่อการเสื่อมสภาพของท่อ แนวทางแก้ปัญหาคือการตรวจสอบเป็นระยะๆ และควบคุมอุณหภูมิในตำแหน่งที่วิกฤติของวัสดุดังกล่าวให้มีค่าต่ำกว่าค่าที่ออกแบบไว้ และเลือกวัสดุที่เหมาะสมต่อการใช้งานในสภาวะดังกล่าวมาทดแทน

คำสำคัญ : เหล็กกล้าไร้สนิม / การบูโรเซชัน / ออกซิเดชัน / ท่อพ่นแก๊ส / อุณหภูมิสูง

Special Research Study Title	Study of the Degradation of Austenitic Stainless Steel Pipe AISI 310 at High Temperature
Special Research Study Credits	6
Candidate	Mr. Siam Kaewkumsai
Special Research Study Advisors	Dr. Pongsak Tuengsook
Program	Master of Engineering
Field of Study	Metallurgical Engineering
Department	Production Engineering
Faculty	Engineering
B.E.	2549

Abstract

This industrial research project described degradation of austenitic stainless steel pipe grade AISI310, which was investigated after having been in service for nearly 1 month. It failed by internal carburization, scale spallation, and degradation of microstructure. The investigation included onsite investigation, visual inspection, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray fluorescence (XRF), X-ray diffraction (XRD), and hardness analysis. Analysis revealed that spalling only found in internal surface of the pipe was caused by overheating of the pipes and exposure with the reducing/carburizing gas because of inappropriate burning of burner tip section or improper material used. Significant growth of precipitates of carbide was observed in the failed zones which results in the drastic reduction of material ductility. It is necessary to check the pipe temperature periodically in critical positions and one should ensure that the temperature is less than the design temperature. Material selection is proposed as the choice for improvement.

Keywords: Stainless Steel / Carburization / Oxidation / Burner Pipe / High Temperature

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัยอุตสาหกรรมฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยดี เนื่องมาจากความกรุณาของ ดร. พงษ์ศักดิ์ ถึงสุข อาจารย์ที่ปรึกษา ซึ่งเป็นผู้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้ตลอดหลักสูตร ตลอดจนให้คำปรึกษาชี้แนะแนวทางการแก้ไขปัญหา และเป็นกำลังใจให้กับผู้วิจัยมาทุกขั้นตอนของการดำเนินการวิจัย ขอบพระคุณ รศ.ดร.เชาวลิต ลิ้มมณีวิจิตร ผศ.ดร.สมบุญ เจริญวิไลศิริ ดร.ไพบุลย์ ช่างทอง อ.เชาว์ เนียมสอน คณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ คณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรีทุกท่าน ตลอดจนทั้งอาจารย์พิเศษ ซึ่งได้แก่ ผศ.ดร.อิทธิพล เดี่ยวนิษฐ์ จากภาควิชาวิศวกรรมโลหการ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และ ดร.จอห์น เพียร์ส ผู้เชี่ยวชาญ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาและถ่ายทอดประสบการณ์อันมีค่าให้แก่ผู้วิจัยตลอดระยะเวลาของการศึกษาในระดับมหาบัณฑิต ณ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรีแห่งนี้ ขอบพระคุณอย่างสูงสำหรับคุณสมยศ ตั้งมีลาภ กรรมการผู้จัดการ คุณนิยม โสชนะพันธุ์ ผู้จัดการส่วนซ่อมบำรุงและวิศวกรรม และ คุณณัฐพล โคมทอง วิศวกรประจำส่วนซ่อมบำรุงและวิศวกรรม บริษัท สยามอุตสาหกรรมวัสดุทนไฟ จำกัด ที่อนุญาตให้ทำการศึกษาและเผยแพร่ความรู้ที่ได้จากการวิจัย ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์ต่อการวิจัย และชิ้นส่วนตัวอย่างที่ใช้ในการวิจัยครั้งนี้ ขอขอบคุณพนักงานเจ้าหน้าที่หน่วยปฏิบัติการวิเคราะห์การประลัยและการเสื่อมสภาพของวัสดุ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติทุกท่าน ที่ให้ความช่วยเหลือในทุกๆ ด้าน

ขอบคุณคุณพัฒนัสสา แก้วคำไสย์ ที่คอยให้กำลังใจ และช่วยเหลือด้านเอกสาร ทำยี่สิบสุดขอกราบขอบพระคุณคุณแม่และสมาชิกในครอบครัวทุกคนที่เป็นกำลังใจให้ผู้วิจัยมีความอดทนและเพียรพยายามจนประสบความสำเร็จ หากโครงการวิจัยอุตสาหกรรมฉบับนี้ได้ก่อให้เกิดประโยชน์ต่อผู้ที่สนใจ ผู้วิจัยขอมอบเป็นเครื่องบูชาพระคุณบุพการี ครูบาอาจารย์และผู้มีพระคุณทุกท่าน

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย	ข
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	ค
กิตติกรรมประกาศ	ง
สารบัญ	จ
รายการตาราง	ช
รายการรูปประกอบ	ฉ
รายการสัญลักษณ์	ฏ
ประมวลศัพท์และคำย่อ	ฒ

บทที่

1. บทนำ	1
1.1 ที่มาและหลักการของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย	3
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	3
1.4 ขอบเขตการวิจัย	4
2. ทฤษฎีและเอกสารที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย	5
2.1 เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก	5
2.2 ออกซิเดชัน	8
2.3 การบูโรไนเซชันและการเกิดฝุ่นโลหะ	11
2.4 ก๊าซธรรมชาติ	22
2.5 การพิจารณาเลือกใช้วัสดุเพื่อเป็นอุปกรณ์ใช้งานที่อุณหภูมิสูง	23
2.6 การวิเคราะห์ความเสียหายของวัสดุ	25
2.7 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	30
3. การดำเนินงานวิจัย	33
3.1 บทนำ	33

3.2 การศึกษาปัญหาที่เกิดขึ้นที่โรงงาน	34
3.3 การศึกษาข้อมูลของวัสดุและสภาวะแวดล้อม	34
3.4 การวางแผนเพื่อดำเนินการวิจัย	35
3.5 ดำเนินการตรวจสอบ	35
3.6 วิเคราะห์ผลการตรวจสอบ	38
3.7 สรุปผล	38
3.8 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง	38
3.9 เครื่องมือและเทคนิคที่ใช้ในการวิจัย	38
3.10 การเลือกวัสดุใช้งานในสภาวะอุณหภูมิสูง	40
4. ผลการตรวจสอบ	41
4.1 การตรวจสอบด้วยสายตา	41
4.2 ข้อมูลเบื้องต้นของชิ้นงานท่อ	43
4.3 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของท่อ	44
4.4 การตรวจสอบความหนาของท่อ	45
4.5 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกล	45
4.6 การวิเคราะห์ภาคตัดขวางและโครงสร้างจุลภาค	57
4.7 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM และ EDS	64
4.8 การทดสอบความแข็ง	68
4.9 การวัดขนาดเกรน	69
4.10 วิเคราะห์ผล	74
5. สรุปผล	86
5.1 สรุปผล	86
เอกสารอ้างอิง	87
ภาคผนวก	
ก เตาเผาวัสดุทนไฟและลักษณะการใช้งานของท่อ	92
ข ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกล	97
ค โครงสร้างจุลภาค	104
ง EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมี	121

จ การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ด้วยเทคนิค EDS และ SEM	126
ฉ องค์ประกอบทางเคมีของท่อและสเกล	129
ช ผลการวัดความแข็ง	132
ซ ข้อมูลการวัดค่าความหนาของท่อ	135
ณ ข้อมูลการเลือกใช้วัสดุ	137
ประวัติผู้วิจัย	145

รายการรูปประกอบ

รูป	หน้า
2.1 ไดอะแกรมแสดงกลุ่มของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเตนนิก	6
2.2 การฟอร์มตัวของชั้นโครเมียมออกไซด์ที่มีอัตราคงที่แบบพาราโบลบนโลหะผสมโครเมียมและการฟอร์มตัวของชั้นอะลูมินาบนโลหะผสมที่สามารถฟอร์มเป็นอะลูมินา	10
2.3 แผนภูมิแสดงความต้านทานต่อออกซิเดชันแบบคาบของวัสดุที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูงต่างๆ	11
2.4 Ellingham Diagram ของโลหะคาร์ไบด์ต่างๆ	14
2.5 การเกิดคาร์บูไรเซชันภายในโลหะผสม 800 (Alloy 800)	15
2.6ก ความสามารถในการละลายได้ของคาร์บอนในโลหะผสม เหล็ก-นิกเกิล ที่ 1,000 °C	17
2.6ข ความสามารถในการแพร่ของคาร์บอนในโลหะผสม เหล็ก-นิกเกิล ที่อุณหภูมิ 1,000 °C	18
2.7 โมเดลของการเกิดฝุ่นโลหะในโลหะผสมนิกเกิล	19
2.8 แผนผังแสดงการเกิดฝุ่นโลหะบนโลหะผสมที่สามารถฟอร์มชั้นโครเมียมออกไซด์	20
2.9 อัตราการเกิดขยะโลหะ (Metal Wastage) เนื่องจากการเกิดฝุ่น	21
3.1 แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	34
4.1 แสดงลักษณะของท่อระหว่างปฏิบัติการ	41
4.2 แสดงหัวพันแก๊สที่เกิดการเสียหายและสเกลที่เกิดการหลุดร่อน	42
4.3 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าด้านในท่อบริเวณที่เกิดการเสียหายอย่างรุนแรง	42
4.4 แผนผังแสดงขนาดของท่อ	43
4.5 แผนผังแสดงขนาดของหัวฉีดพันแก๊สที่สวมอัดเข้ากับท่อ	44
4.6 สเปกตรัมแสดงชนิดของสารประกอบของสเกลที่เกิดการหลุดร่อน	46
4.7 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าท่อด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน	47
4.8 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนและตำแหน่งที่ใช้ในการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี	47
4.9 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 1 (Spectrum 1)	48
4.10 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 2 (Spectrum 2)	49
4.11 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 3 (Spectrum 3)	49
4.12 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนภายในท่อ ด้านที่สัมผัสกับท่อ	50
4.13 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่มีลักษณะพูนและสารประกอบที่ตกค้างและบริเวณที่ใช้ในการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี	50
4.14 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 4 (Spectrum 4)	51
4.15 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 5 (Spectrum 5)	52

4.16	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 6 (Spectrum 6)	52
4.17	สารประกอบสีขาวที่ตกค้างภายในบริเวณที่มีลักษณะพรุณ	53
4.18	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบสีขาว	53
4.19	สารประกอบสีขาวที่ตกค้างภายในบริเวณที่มีลักษณะพรุณ	54
4.20	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบสีขาว	54
4.21	ผิวหน้าภาคตัดขวางของท่อบริเวณที่เกิดความเสียหายรุนแรงที่ผ่านการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan	55
4.22	สัญลักษณ์ของธาตุต่างๆ ที่ปรากฏในการตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ	56
4.23	โครงสร้างจุลภาคของผิวด้านนอกท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	58
4.24	โครงสร้างจุลภาคของผิวด้านนอกท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	58
4.25	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณตรงกลางของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	59
4.26	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณตรงกลางของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	59
4.27	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	60
4.28	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle	60
4.29	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านนอกบริเวณตรงกลางของท่อ	61
4.30	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านนอกบริเวณตรงกลางของท่อ	61
4.31	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในบริเวณตรงกลางของท่อ	62
4.32	โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในบริเวณตรงกลางของท่อ	62
4.33	โครงสร้างจุลภาคของวัสดุบริเวณส่วนปลายท่อ (ด้ามจับ)	63
4.34	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	63
4.35	โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณผิวด้านนอกของท่อ	64
4.36	โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณตรงกลางของผนังท่อ	65
4.37	โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณด้านในของผนังท่อ	65
4.38	ภาพขยายโครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณด้านในของผนังท่อ	66
4.39	องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างที่เกิดขึ้นบริเวณผนังด้านในของท่อ	67
4.40	ชิ้นงานภาคตัดขวางที่ใช้ทดสอบความแข็ง	68
4.41	ภาพสเกตซ์ภาคตัดขวางของท่อและทิศทางการกดความแข็ง	68
4.42	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานท่อตามแนวภาคตัดขวาง	69
4.43	ผลการวัดขนาดเกรนบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	70
4.44	ผลการวัดขนาดเกรนบริเวณชั้นที่เกิดการเสื่อมสภาพของท่อ	71
4.45	ผลการวัดขนาดเกรนบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกของท่อ	72
4.46	ผลการวัดขนาดเกรนของท่อที่มีสภาพปกติ	73

4.47	ค่า Environmental oxygen partial pressures (P_{O_2})	79
ก.1	เตาเผาวัสดุทนไฟและลักษณะทางกายภาพของท่อระหว่างการใช้งาน	93
ก.2	ตัวอย่างท่อที่เกิดการเสียหาย	93
ก.3	บริเวณส่วนปลายท่อที่เกิดการเสื่อมสภาพ	94
ก.4	ชิ้นส่วน Nozzle ที่เกิดการเสียหาย	94
ก.5	ส่วนปลายของท่อที่ติดกับชิ้นส่วน Nozzle ที่เกิดการเสียหายอย่างรุนแรง	95
ก.6	ผิวหน้าด้านในของท่อเกิดการแยกตัวของชั้นสเกล (1)	95
ก.7	ผิวหน้าด้านในของท่อเกิดการแยกตัวของชั้นสเกล (2)	96
ก.8	การเสื่อมสภาพของส่วนปลายสุดของท่อที่ติดกับชิ้นส่วน Nozzle	96
ข.1	ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	98
ข.2	ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	98
ข.3	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	99
ข.4	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	99
ข.5	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	100
ข.6	ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	100
ข.7	ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	101
ข.8	ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	101
ข.9	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	102
ข.10	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	102
ข.11	ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก	103
ค.1	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	105
ค.2	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	105
ค.3	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	106
ค.4	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	106
ค.5	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	107
ค.6	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	107
ค.7	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ	108
ค.8	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	108
ค.9	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	109
ค.10	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	109
ค.11	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกสุด	110
ค.12	โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกสุด	110

ค.13	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณใกล้กับด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	111
ค.14	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณใกล้กับด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	111
ค.15	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	112
ค.16	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	112
ค.17	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	113
ค.18	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	113
ค.19	โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณที่สัมผัสกับแก๊สร้อน	114
ค.20	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	114
ค.21	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก	115
ค.22	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	115
ค.23	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	116
ค.24	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	116
ค.25	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านในของท่อ	117
ค.26	โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านในของท่อ	117
ค.27	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านนอกท่อ	118
ค.28	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านนอกท่อ	118
ค.29	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	119
ค.30	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาต่อ	119
ค.31	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณผิวหน้าด้านในท่อ	120
ค.32	โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณผิวหน้าด้านในท่อ	120
ค.33	โครงสร้างจุลภาควัสดุบริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านนอกของท่อตัวอย่างที่ 1	130
ง.1	EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีขาว	122
ง.2	EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีเทา	122
ง.3	EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีดำ	123
ง.4	EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างพื้น	123
ง.5	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบที่มีโครเมียมปริมาณสูง	124
ง.6	แสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบที่มีแคลเซียมปริมาณสูง	124
ง.7	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีขาวบนผิวหน้าสเกล	125
ง.8	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีขาวบนผิวหน้าสเกล	125
จ.1	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ของผ่านภาคตัดขวาง	127
จ.2	สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ของชั้นสเกล	128
ฉ.1	องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างที่เกิดขึ้นบริเวณผนังด้านในของท่อ	131

รายการตาราง

ตาราง	หน้า
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 (Wt.%)	7
2.2 องค์ประกอบทางเคมีของแก๊สธรรมชาติทั่วไปและที่ใช้ในกระบวนการผลิตวัสดุทนไฟ	23
4.1 ส่วนผสมทางเคมีของท่อ	44
4.2 ความหนาของท่อใหม่และท่อที่เกิดความเสียหายที่ตำแหน่งต่างๆ	45
4.3 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้วยเทคนิค XRF	45
4.4 องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ บนแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อน	48
4.5 องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ บนแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อน (2)	51
4.6 ผลการวัดความแข็งแรงเทียบกันทั้ง 3 บริเวณ	69
4.7 แสดงค่าอุณหภูมิและความดันย่อยในการสลายตัวของ Cr_2O_3	80
4.8 แสดงค่าอุณหภูมิ ความดันย่อยของออกซิเจนและใช้ในการสลายตัว Cr_2O_3	80
ฉ.1 ค่าความหนาของผนังท่อ	130
ฉ.2 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้วยเทคนิค XRF	130
ฉ.3 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้านที่สัมผัสกับเนื้อวัสดุด้วยเทคนิค EDS	130
ฉ.4 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อนด้วยเทคนิค EDS	130
ช.1 ผลการวัดความแข็งแรงเทียบกันทั้ง 3 บริเวณ	133
ช.1 ค่าความหนาผนังท่อ	136
ฌ.1 เปรียบเทียบสมบัติต่างๆ ของวัสดุที่ใช้งานอุณหภูมิสูง	138

ช.1	ตำแหน่งที่ใช้ทดสอบความแข็ง	133
ช.2	ภาพสเกตช์ภาคตัดขวางของท่อและทิศทางการกดความแข็ง	133
ช.3	กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานท่อตามแนวภาคตัดขวาง	134

รายการสัญลักษณ์

PRE	=	ความต้านทานสนิมชุมเทียบเท่า
a_C	=	ค่า carbon activity
D	=	ความสามารถในการแพร่
c	=	ความสามารถในการละลายได้
$D_C c_C$	=	ความสามารถในการซึมผ่านของคาร์บอน
T_m	=	จุดหลอมเหลวของโลหะ
ΔG	=	ความแตกต่างระหว่างพลังงานอิสระของระบบ
ΔH	=	ความแตกต่างระหว่าง Enthalpy ของของแข็งกับของเหลว
P_{O_2}	=	ค่าความดันย่อยของออกซิเจน

ประมวลศัพท์และคำย่อ

Boundary Condition	=	สภาวะที่ใช้แบ่งขอบเขต
Burner Pipe	=	ท่อสำหรับพ่นแก๊สร้อนเข้าเตาเผา
Carbon Bearing Environment	=	สภาวะแวดล้อมที่มีคาร์บอนเป็นประกอบ
Carbon Permeability	=	ความสามารถในการซึมผ่านของคาร์บอนเข้าไปในวัสดุ
Chromium Rich Phase	=	เฟสที่มีโครเมียมเป็นองค์ประกอบในปริมาณสูง
Cyclic Thermal	=	การรับความร้อนแบบคาบ
Diffusivity	=	ความสามารถในการแพร่
Grain boundary	=	ขอบเกรน
Heat Resistance	=	ความต้านทานต่อความร้อน
Hot Air	=	อากาศร้อน
Kinetic Behavior	=	พฤติกรรมด้านจลศาสตร์
Metal Dusting	=	การเกิดผงฝุ่นโลหะ
Oxidizing/Carburizing	=	สภาวะแบบผสมออกซิไดซิ่ง/คาร์บูไรซิ่ง
Oxygen Partial Pressure	=	ค่าความดันย่อยของออกซิเจน
PRE	=	ค่าความต้านทานต่อการเกิดสนิมขุมเทียบเท่า
Precipitation	=	การตกตะกอน
Reducing/Carburizing	=	สภาวะแบบผสมรีดิวซิ่ง/คาร์บูไรซิ่ง
Protective Film	=	ฟิล์มออกไซด์ที่ป้องกันการกัดกร่อน
Segregation	=	การแยกตัวตกตะกอน
Solubility	=	ความสามารถในการละลายได้
Spallation	=	การหลุดร่อน
Stress Corrosion Cracking	=	การแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน
Toughness	=	ความแกร่งของวัสดุ

บทที่ 1 บทนำ

1.1 ที่มาและหลักการของงานวิจัย

ปัจจุบันนี้โรงงานอุตสาหกรรมส่วนใหญ่ โดยเฉพาะอุตสาหกรรมผลิตวัสดุทนไฟ หรือหลอมโลหะ ได้หันมาใช้เชื้อเพลิงทางเลือกใหม่ คือ แก๊สธรรมชาติ เนื่องจากเชื้อเพลิงน้ำมันเตาที่เคยใช้ก่อนหน้านี้ มีราคาเพิ่มสูงขึ้น ส่งผลต่อค่าใช้จ่ายของต้นทุนการผลิตที่เพิ่มขึ้น และไม่สามารถแข่งขันทางการค้ากับผู้ผลิตรายอื่นได้ รวมทั้งส่งผลกระทบต่อผู้บริโภค

บริษัท สยามอุตสาหกรรมวัสดุทนไฟ จำกัด ก่อตั้งขึ้นโดยบริษัทปูนซีเมนต์ไทย จำกัด (มหาชน) เพื่อให้เป็นอีกอุตสาหกรรมหนึ่ง ที่จะช่วยเสริมสร้างรากฐานอันมั่นคงให้กับการพัฒนาอุตสาหกรรม และเศรษฐกิจของประเทศ บริษัทฯ เป็นผู้มีประสบการณ์และมีความรู้ ความเชี่ยวชาญทางด้านการผลิต ตลอดจนการวิจัยและพัฒนาสินค้าอย่างต่อเนื่อง ทำให้ผลิตภัณฑ์วัสดุทนไฟ ภายใต้อเครื่องหมายตราช้าง มีคุณภาพสูง ได้มาตรฐานระดับโลก และได้รับการยอมรับอย่างกว้างขวาง ด้วยคุณภาพที่เป็นเลิศทั้งสินค้าและบริการภายใต้หลักการบรรษัทภิบาลของเครือซีเมนต์ไทย

ปัจจุบันบริษัทฯ ได้ผลิตวัสดุทนไฟหลากหลายชนิด ได้แก่ อิฐทนไฟ ประเภทไฟร์เคลย์ ไฮอะลูมินา-เบสิกและอิฐทนไฟทนความร้อน ผลิตภัณฑ์โมโนลิทิก เช่น คอนกรีตทนไฟ ปูนทนไฟ ผงกันนํ้า ผงสเปร์ย ผงฉาบ และพลาสติกทนไฟ เป็นต้น

โดยในเบื้องต้น ผู้วิจัยซึ่งปฏิบัติงานอยู่ที่ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ได้มีโอกาสรับงานบริการทางเทคนิค เพื่อวิเคราะห์สมบัติทางเคมีและโครงสร้างทางจุลภาคของท่อลำเลียงแก๊สธรรมชาติร้อนเข้าสู่เตาเผา เพื่อใช้ในการสันดาป หลังจากตรวจพบปัญหาการเสื่อมสภาพของอุปกรณ์เตาเผาวัสดุทนไฟ คือ ท่อที่ใช้สำหรับพ่นเชื้อเพลิงแก๊สธรรมชาติเข้าสู่เตาเผาวัสดุทนไฟ (Burner Pipe) โดยอุณหภูมิของอากาศร้อน (Hot Air) รอบท่อส่วนที่อยู่ใกล้รูเตามีค่าประมาณ 900 องศาเซลเซียส และอุณหภูมิของผิวท่อโดยทำการวัดแบบทันทีทันใด หลังจากนำออกมาจากเตามีค่าประมาณ 1,050 ถึง 1,100 องศาเซลเซียส ท่อดังกล่าวมีการใช้งานตลอด 24 ชั่วโมง

ก่อนหน้านี้จะมีการเลือกใช้แก๊สธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิงในการผลิตวัสดุทนไฟ ทางบริษัทได้ใช้น้ำมันเตาเป็นเชื้อเพลิง แต่ในระยะเวลาต่อมา พบว่าราคาน้ำมันดังกล่าวได้เพิ่มสูงขึ้นมาก นำไปสู่ต้นทุนการผลิตที่สูงตามมาด้วย ทำให้ไม่สามารถแข่งขันกับตลาดโลกได้ ในช่วงระยะเวลาเดียวกันทางรัฐบาลได้ส่งเสริมให้ใช้แก๊สธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิงภายในประเทศ ซึ่งเป็นเชื้อเพลิงราคาถูก

ให้ประสิทธิภาพด้านความร้อนที่สูง และมีแหล่งผลิตภายในประเทศ ดังนั้นทางบริษัทจึงได้พิจารณาเปลี่ยนมาใช้แก๊สธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิงในการผลิตวัสดุทนไฟ

ในการติดตั้งวัสดุ อุปกรณ์ภายในเตาเผาวัสดุทนไฟ ทางบริษัทฯ ได้ว่าจ้างบริษัทแห่งหนึ่งจากประเทศจีนให้ทำการออกแบบเตาเผา รวมทั้งเลือกชนิดของวัสดุ

หลังจากติดตั้งและใช้งานได้ประมาณ 1 เดือน พนักงานที่ควบคุมหน้าเตาได้ตรวจพบว่า ท่อที่ใช้ในการพ่นแก๊สธรรมชาติเข้าสู่เตาเผา นั้น เกิดการเสื่อมสภาพอย่างรุนแรง คือ เกิดสเกลของแผ่นโลหะภายในท่อและเกิดการหลุดร่อน ทำให้เศษโลหะที่เกิดการหลุดร่อนไปอุดตันรูสำหรับฉีดพ่น (Nozzle) ของท่อ (Burner Pipe) ซึ่งเป็นการเสื่อมสภาพของวัสดุในเวลาที่รวดเร็วเกินไป ปัญหาดังกล่าวจึงทำให้เกิดความสงสัยว่า วัสดุที่เลือกใช้เป็นท่อพ่นแก๊สธรรมชาติร้อนนั้น มีคุณสมบัติที่เหมาะสมกับสภาวะการใช้งานหรือไม่

ปัญหาที่เกิดขึ้นดังกล่าว ทำให้ทางบริษัทสูญเสียงบประมาณในการจัดซื้อชุดอุปกรณ์เพื่อถอดเปลี่ยนเป็นจำนวนมาก ซึ่งในบางครั้งต้องมีการหยุดการทำงานของบางเตา ทำให้สูญเสียกำลังการผลิต นอกจากนี้ยังเพิ่มต้นทุนการผลิตอีกด้วย ดังนั้น ผู้วิจัยจึงได้ขออนุญาตทางบริษัท เพื่อทำการศึกษาสาเหตุของความเสียหายที่เกิดขึ้น เพื่อเป็นการตรวจสอบว่าการเสื่อมสภาพในระยะเวลารวดเร็วของท่อนั้นเกิดจากการเลือกใช้วัสดุที่ไม่เหมาะสมหรือไม่ หรือเกิดจากปัจจัยอื่นๆ เพื่อจะนำข้อมูลที่ได้ไปเผยแพร่เป็นสาธารณะประโยชน์ ซึ่งทางบริษัทได้อนุญาตและให้ความอนุเคราะห์เป็นอย่างดียิ่ง

คาร์บูไรเซชัน (Carburization) เป็นการเสียหายของวัสดุที่ใช้งานในสภาวะอุณหภูมิสูงอีกรูปแบบหนึ่ง โดยวัสดุสัมผัสกับสภาวะแวดล้อมที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบ (Carbon Bearing Environment) การเสียหายด้วยรูปแบบดังกล่าวมักจะเกิดขึ้นกับอุตสาหกรรมจำพวก โรงงานผลิตสารเคมี ปิโตรเคมี และวัสดุทนไฟ เช่น โรงงานผลิตปุ๋ย ผลิตภัณฑ์เบียร์ และอุปกรณ์พลังงานไฟฟ้านิวเคลียร์ เป็นต้น ซึ่งโรงงานอุตสาหกรรมดังกล่าวนี้จะเลือกใช้วัสดุจำพวกเหล็กกล้าไร้สนิมเป็นจำนวนมาก โดยเฉพาะเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีความต้านทานการกัดกร่อนได้เกือบทุกสภาวะ หลักการเบื้องต้นของวัสดุจำพวกเหล็กกล้าไร้สนิมที่เสียหายด้วยรูปแบบคาร์บูไรเซชัน คือ การเสื่อมสภาพของสมบัติทางกลที่เกิดจากการแพร่ของธาตุคาร์บอนเข้าไปในเนื้อวัสดุ และเกิดการฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ขึ้นภายใน ในสภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบคาร์บูไรซิง โดยเฉพาะในช่วงอุณหภูมิมากกว่า 800 องศาเซลเซียส เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 (310SS) เป็นโลหะผสมที่มีธาตุประกอบหลักได้แก่ เหล็ก-นิกเกิล-โครเมียม (Fe-Ni-Cr) เป็นโลหะผสมที่มักถูก

เลือกมาในสภาวะที่มีฤทธิ์กัดกร่อน เนื่องจากโลหะผสมดังกล่าวได้ถูกพัฒนาเพื่อใช้ในงานที่มีอุณหภูมิสูงและด้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง มีหลายกรณีศึกษา [3, 6, 19, 21] ได้กล่าวเกี่ยวกับการใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมในสภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบคาร์บูไรซิ่ง แต่การศึกษาในเชิงลึกของโลหะผสมเกรดนี้ค่อนข้างจะน้อยมาก การศึกษาในก่อนหน้านี้ ได้พบว่า เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ที่ใช้งานในสภาวะแวดล้อมแบบคาร์บูไรซิ่งที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะเกิดการเสื่อมสภาพแบบคาร์บูไรเซชันที่ผิวด้านนอก โดยไม่ปรากฏการเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ขึ้นภายในเนื้อวัสดุ ในการศึกษาครั้งนี้ได้ตรวจพบการเสื่อมสภาพของท่อด้วยรูปแบบคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้นเนื่องจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเกินค่าที่ออกแบบไว้ โดยพบการแยกตัวตกตะกอน (Segregation) ของเฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูง (Chromium Rich Phase) ซึ่งเป็นผลมาจากอุณหภูมิที่ส่งผลให้เกิดการฟอร์มตัวชั้นสเกลด้านนอกที่ไม่มีความต่อเนื่องหรือกิ่งค่อเนื่อง

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1. เพื่อศึกษาสาเหตุของการเสื่อมสภาพ ของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 บริเวณผิวหน้าด้านในของท่อที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน
2. เพื่อศึกษากลไกที่ทำให้วัสดุเกิดการเสียหาย
3. เพื่อการเลือกใช้วัสดุที่เหมาะสมสำหรับการใช้งานในสภาวะดังกล่าว
4. เพื่อลดค่าใช้จ่ายที่เกิดจากการจัดซื้อท่อใหม่ทดแทนท่อที่เสียหายในระยะเวลาอันสั้น
5. เพื่อนำข้อมูลที่ได้จากการศึกษาไปเผยแพร่เป็นสาธารณะประโยชน์

1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ทราบถึงสาเหตุและกลไกของการเสียหายของท่อเหล็กกล้าไร้สนิม
2. สามารถเลือกใช้วัสดุที่เหมาะสมกับสภาพแวดล้อมการใช้งานได้
3. ยืดอายุการใช้งานของอุปกรณ์ดังกล่าวและลดค่าใช้จ่ายของบริษัทฯ

4. ข้อมูลที่ได้จากการศึกษาทำให้โรงงานอุตสาหกรรมที่หันมาใช้แก๊สธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิงสามารถนำไปป้องกันปัญหาที่เกิดขึ้นได้
5. เลือกใช้วัสดุที่เหมาะสมกับสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิต่างๆ
6. สามารถป้องกันปัญหาที่จะเกิดขึ้นอีกในอนาคตได้

1.4 ขอบเขตการวิจัย

ศึกษาปัจจัยที่ทำให้วัสดุเกิดการเสื่อมสภาพ และการเลือกวัสดุที่เหมาะสม โดยเน้นที่

1. วัสดุ คือ มีความเหมาะสมกับสภาพแวดล้อมการใช้งานหรือไม่ โดยศึกษาเฉพาะชิ้นส่วนท่อสำหรับ ฟันแก๊สธรรมชาติร้อนเข้าสู่เตาเผาที่เกิดการเสียหาย และเปรียบเทียบกับท่อที่มีสภาพปกติ (ยังไม่ผ่านการใช้งาน)
2. สิ่งแวดล้อม คือ มีอันตรายหรือทำปฏิกิริยากับวัสดุอย่างไร โดยศึกษาสภาวะที่เกิดขึ้นจากการสันดาปของแก๊สธรรมชาติว่ามีสภาวะเป็นแบบใด (Carburisation หรือ Oxidation) และศึกษาแบบย้อนรอย (Reverse Study) จากสิ่งที่ปรากฏกับท่อที่เสียหาย และเปรียบเทียบกับกรณีการศึกษาและงานวิจัยต่างๆ
3. เงื่อนไขการใช้งาน คือ มีความถูกต้องเหมาะสมหรือไม่
4. หากกลไกของการเสียหายที่แท้จริงของท่อเหล็กกล้าไร้สนิม
5. เลือกวัสดุที่เหมาะสมกับสภาวะการใช้งาน หลังจากทราบสภาวะแวดล้อมการใช้งาน ของแก๊สธรรมชาติที่เกิดจากการสันดาป

บทที่ 2 ทฤษฎีและเอกสารที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

2.1 เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก

แม้ว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเป็นเหล็กกล้าที่มีความต้านทานการกัดกร่อนสูง (High Corrosion Resistance) รวมถึงเป็นเหล็กกล้าที่ถูกรออกแบบเพื่อใช้ในงานที่มีสภาวะในการกัดกร่อนที่รุนแรง แต่ในการใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมนั้น ต้องให้ความสำคัญกับคุณสมบัติความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เราใช้งาน เนื่องจากการกัดกร่อนนั้นเป็นสาเหตุสำคัญที่ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมเกิดความเสียหายและมีอายุการใช้งานต่ำกว่าปกติ ซึ่งสาเหตุที่ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมเกิดการกัดกร่อนนั้นบ่อยครั้งพบว่า มีสาเหตุมาจากการใช้เลือกใช้เหล็กกล้าไร้สนิมไม่เหมาะสมกับสภาวะแวดล้อมในการใช้งาน รวมถึงการออกแบบและกระบวนการผลิตและขึ้นรูปเหล็กกล้าไร้สนิมที่ไม่เหมาะสม ซึ่งสาเหตุต่าง ๆ เหล่านี้เป็นปัจจัยสำคัญที่ทำให้การกัดกร่อนในเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดขึ้นได้อย่างรวดเร็ว โดยการหาสาเหตุของความเสียหายอันเนื่องมาจากการกัดกร่อนนั้น จำเป็นเป็นอย่างยิ่งที่จะต้องทราบถึงรูปแบบและลักษณะของการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิม เนื่องจากรูปแบบและลักษณะของความเสียหายนั้น ทำให้เราสามารถหาสาเหตุที่ก่อให้เกิดความเสียหายในเหล็กกล้าไร้สนิมได้

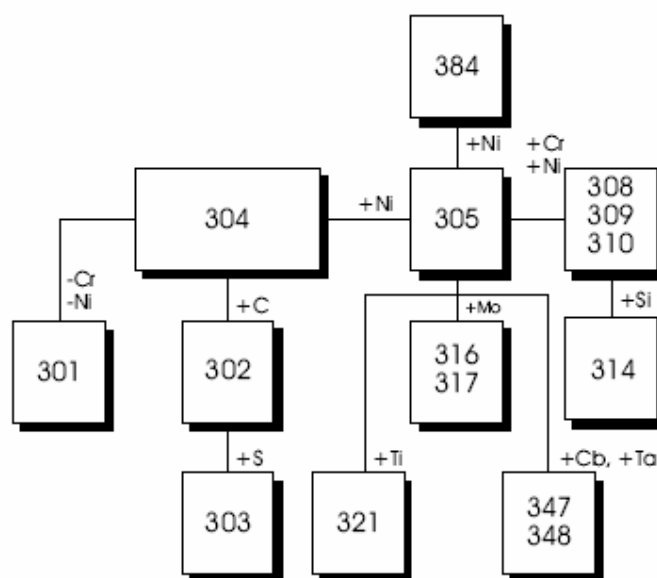
โลหะที่ผสมนิกเกิลจะลดอัตราการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าโครเมียม (Chromium Steel) และทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกจาก BCC (เฟอร์ไรต์) ไปเป็น FCC (ออสเทนไนต์) เหล็กกล้าผสมโครเมียม-นิกเกิล มีสมบัติเชิงกลที่ดี และมีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันพอสมควร ดังนั้นวัสดุเกรดนี้จึงนิยมนำมาใช้งานในสภาวะอุณหภูมิสูง เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกมีสมบัติความต้านทานแรงดึงและต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงได้มากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติก เนื่องจากโครงสร้างผลึกของออสเทนไนต์มีความเสถียรที่อุณหภูมิสูงมากกว่า ดังนั้นความต้านทานของแลตทิซ (Lattice) ต่อการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation Movement) จะไม่ไวต่ออุณหภูมิในเฟสออสเทนไนต์ และอัตราการแพร่จะต่ำกว่าในเฟสเฟอร์ไรต์

เหล็กกล้าไร้สนิมในอนุกรม AISI 300 เช่นเกรด AISI 304 และ AISI 316 สามารถใช้งานในช่วงอุณหภูมิไม่เกิน 900-950 องศาเซลเซียส ถ้าเหนืออุณหภูมินี้ขึ้นไปชั้นฟิล์มปกป้องโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) เริ่มสลายตัว ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันของเหล็กกล้าไร้สนิมสามารถปรับปรุงได้โดยการเพิ่มธาตุผสมในปริมาณเล็กน้อย เช่น ซิลิกอน และโลหะหายาก (Rare Earth) ยกตัวอย่างเช่น AISI 310 และเหล็กกล้า MA252 สามารถใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิไม่เกิน 1,150 องศาเซลเซียส และเหล็กกล้า MA353 ที่อุณหภูมิไม่เกิน 1,175 องศาเซลเซียส เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกอนุกรม AISI 300 จะมีความไวต่อการแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน (Stress Corrosion

Cracking) ในสภาวะแวดล้อมที่มีคลอไรด์เป็นองค์ประกอบ ความต้านทานต่อการกัดกร่อนและการแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน ได้ทำการปรับปรุงและพัฒนาไปเป็นวัสดุที่เรียกกันว่า Superaustenitic โดยการเติมธาตุผสมในปริมาณที่เพียงพอ เช่น โมลิบดีนัม ไนโตรเจน หรือ นิกเกิล

2.1.1 สมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310

เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 310 จัดอยู่ในกลุ่มของออสเทนนิติก ซึ่งแสดงในรูปที่ 2.1 ดังนี้



รูปที่ 2.1 ไดอะแกรมแสดงกลุ่มของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก [14]

จากรูปจะเห็นว่าเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 เป็นโลหะผสมที่มีธาตุองค์ประกอบหลักคือ เหล็ก-นิกเกิล-โครเมียม (Fe-Ni-Cr) ซึ่งมีความพิเศษกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเกรดอื่นๆ ในกลุ่มเดียวกัน คือ มีปริมาณของโครเมียมและนิกเกิลสูง หรือบางที่เรียกกันว่า โลหะ 25Cr20Ni

จากข้อมูลพบว่า เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 มีคุณสมบัติการใช้งานที่อุณหภูมิสูงที่ดีเยี่ยม โดยมีความเหนียวและความสามารถในการเชื่อมที่ดี ด้านทานการเกิดออกซิเดชัน อุณหภูมิขีดจำกัดสูงสุดมีค่าประมาณ 1,150 องศาเซลเซียส ในสภาวะการใช้งานที่มีสิ่งแวดล้อมเป็นแบบออกซิไดซิ่งโดยปราศจากซัลเฟอร์ แต่ถ้ามีซัลเฟอร์อยู่ในระดับ 100 mg/m³ ก็จะสามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิประมาณไม่เกิน 1,100 องศาเซลเซียส และต้องเป็นการทำงานแบบต่อเนื่อง หรือถ้ามีการ

ใช้งานที่ไม่ต่อเนื่องก็สามารถใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิประมาณไม่เกิน 1,025 และ 975 องศาเซลเซียส ในสภาวะที่ไม่มีและมีซิลเฟอร์เป็นองค์ประกอบ ตามลำดับ [14]

สมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ที่คล้ายกับเหล็กกล้าไร้สนิมทั่วไป คือ จะมีความแข็งแรง (Toughness) ที่ดีเยี่ยม แม้ในสภาวะที่อุณหภูมิต่ำ (Cryogenic Condition)

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 มีส่วนผสมทางเคมีดังแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 (Wt. %)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
min	-	-	-	-	-	24.0	19.0
max	0.25	2.00	1.50	0.045	0.03	26.0	22.0

2.1.2 ความต้านทานการกัดกร่อน (Corrosion Resistance)

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 เป็นโลหะที่มีโครเมียมผสมในปริมาณสูง ทำให้มีสมบัติเหมาะต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ดังนั้น จึงมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนในสารละลายที่ดี โดยมีค่าความต้านทานต่อการเกิดสนิมขุมเทียบเท่า (Pitting Resistance Equivalent ; PRE) ประมาณ 25 และต้านทานต่อการกัดกร่อนจากน้ำทะเลที่อุณหภูมิ 22 องศาเซลเซียส และมีสมบัติคล้ายกับเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 316 คือ มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิทั่วไปอย่างดีเยี่ยม เมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูงจะมีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันและคาร์บูไรเซชัน (Oxidation and Carburisation Resistance) ต้านทานต่อการครัดในตริกที่อุณหภูมิห้องและในเตาที่อุณหภูมิต่ำกว่า 425 องศาเซลเซียส ปริมาณคาร์บอนที่สูงจะทำให้วัสดุกลุ่มนี้มีความไวต่อการตกตะกอนของคาร์ไบด์ (Carbide Precipitation) หรือเกิด Sensitization และเหนี่ยวนำให้เกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) เมื่อผ่านการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและสัมผัสกับสิ่งแวดล้อมที่มีฤทธิ์กัดกร่อน หรือสามารถทำปฏิกิริยากับวัสดุได้ นอกจากนั้นยังสามารถเกิดการแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน (Stress Corrosion Cracking; SCC) ได้ดี แต่ยังคงมีความต้านทานมากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 304 และ AISI 316

2.1.3 ความต้านทานต่อความร้อน (Heat Resistance)

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 จะมีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันได้ดีในสภาวะการใช้งานที่ไม่ต่อเนื่อง คือในช่วงอุณหภูมิไม่เกิน 1,050 องศาเซลเซียส ในสภาวะแวดล้อมที่เป็นอากาศ และถ้าเป็นการใช้งานอย่างต่อเนื่อง จะต้านทานได้ดีที่อุณหภูมิไม่เกิน 1,150 องศาเซลเซียส

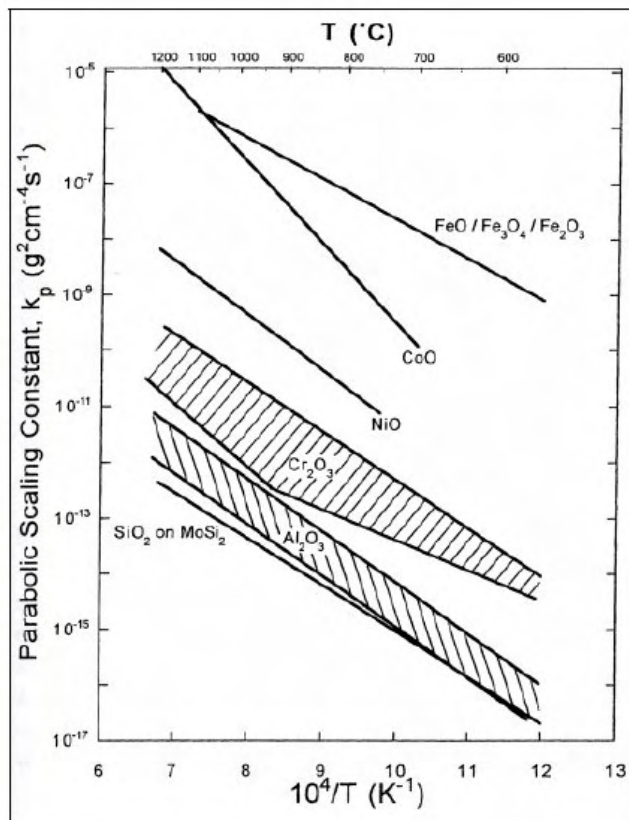
มีความต้านทานต่อการล้าที่อุณหภูมิสูงเป็นอย่างดี โดยเฉพาะการใช้งานที่ได้รับอุณหภูมิสูงเป็นคาบ (Thermal Cyclic Condition) ในกรณีการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและมีแก๊สซัลเฟอร์ไดออกไซด์เป็นส่วนผสม สามารถใช้เหล็กกล้าดังกล่าวในช่วงกว้าง แต่ไม่แนะนำให้ใช้งานอย่างต่อเนื่องในช่วงอุณหภูมิ 425 ถึง 860 องศาเซลเซียส เนื่องจากจะเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ ถ้าต้องการใช้งานที่ต้านทานต่อการกัดกร่อนในสารละลายที่อุณหภูมิตั้งแต่ 800 หรือ 900 องศาเซลเซียส แนะนำให้ใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่าและต่ำกว่าช่วงดังกล่าว

2.2 ออกซิเดชัน (Oxidation)

ออกซิเดชันจะลดปริมาณธาตุที่ผสมภายในวัสดุ เนื่องจากการทำปฏิกิริยาของธาตุผสมกับออกซิเจน ในระหว่างการเกิดออกซิเดชัน จะเกิดขึ้นออกไซด์ขึ้นบนผิวหน้าโลหะ เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจะทำให้อัตราการเกิดออกซิเดชันเพิ่มสูงขึ้น ในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูงวัสดุบางชนิดจะเกิดออกไซด์อย่างรวดเร็ว โดยเฉพาะวัสดุที่ไม่มีชั้นฟิล์มปกป้อง (ไม่มีฟิล์มออกไซด์หรือผิวเคลือบ)

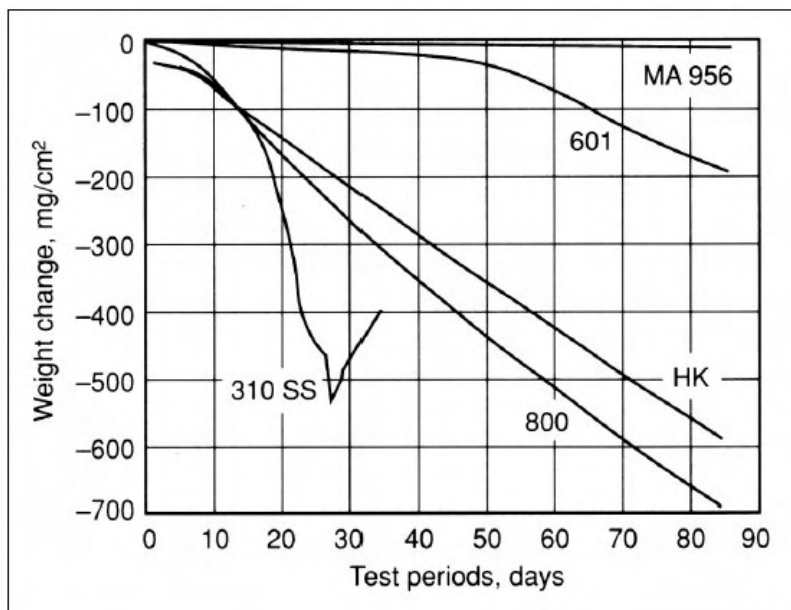
การเกิดออกซิเดชันทำให้วัสดุมีความหนาลดลง นำไปสู่การเป็นออกไซด์ที่ระเหยได้ หรือบางครั้งอาจเกิดเป็นออกไซด์ในรูปของเหลว ซึ่งออกไซด์ที่เกิดขึ้นค่อนข้างจะอันตราย ถ้าวัสดุไม่สามารถฟอร์มตัวของชั้นฟิล์มปกป้องหรือสามารถทำลายการปกป้องของออกไซด์ที่มีความเสถียรอื่นๆ (การเกิดออกซิเดชันอย่างรุนแรง) ซึ่งโลหะโดยส่วนใหญ่ นั้น ชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าจะมีประโยชน์ในการป้องกันไม่ให้เกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อน ซึ่งขึ้นอยู่กับความสามารถของสเกลออกไซด์ที่จะลดอัตราการกัดกร่อน โดยทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางหรือเป็นตัวกลางที่จะเกิดการแลกเปลี่ยนอิเล็กตรอนระหว่างวัสดุและสิ่งแวดล้อมที่กัดกร่อน การยึดเกาะของชั้นออกไซด์สามารถหาได้จากสัดส่วนของ Molar Volume ของโลหะที่มีออกไซด์เกิดขึ้น ซึ่งเรียกว่าสัดส่วน Pilling-Bedford (PBR) เมื่อไม่มีความแตกต่างของ Molar Volume ระหว่างวัสดุและออกไซด์ (PBR ratio เท่ากับหรือใกล้เคียง 1) สเกลจะยึดติดกับวัสดุ ถ้ามีสัดส่วนที่ต่างกันมาก ก็จะทำให้เกิดการหลุดร่อน (ถ้าค่า ratio มีค่ามากกว่า 1 การหลุดร่อนจะเกิดขึ้นเนื่องจากความเค้นแรงอัด และมีค่าน้อยกว่า 1 เนื่องจากความเค้นแรงดึง) อย่างไรก็ตาม มีหลายปัจจัยที่มีผลต่อการหลุดร่อนของสเกล นอกจากค่า PBR จะเป็นดัชนีชี้วัดได้เป็นอย่างดีแล้ว ปัจจัยอื่นที่มีผลได้แก่ รูพรุน ความสมบูรณ์ของการยึดเกาะระหว่างชั้นออกไซด์ และโลหะ ความแตกต่างระหว่างสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน จุดหลอมเหลว และความสามารถในการเปลี่ยนรูปอย่างถาวรของชั้นสเกลปกป้องที่เป็นออกไซด์จะขยายตัวอย่างช้าๆ และมีความเสถียรสูง โดยไม่มีหรือมีรูพรุนหรือจุดบกพร่องในปริมาณเล็กน้อย อย่างไรก็ตาม ชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นนี้ไม่อาจที่จะเสถียรได้ทุกสภาวะ ปฏิกิริยาระหว่างชั้นออกไซด์และออกซิเจน อาจจะทำให้เกิดการกลั่นตัวของผลิตภัณฑ์และมีการสูญหายของธาตุบางตัวที่อุณหภูมิสูง ทั้งนี้แรงทางกลอาจจะทำลายชั้นออกไซด์ ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของออกไซด์นั้นๆ

สเกลออกไซด์สามารถฟอร์มตัวในระหว่างปฏิบัติการ โดยการทำปฏิกิริยาของธาตุที่เป็นองค์ประกอบของวัสดุกับออกซิเจน หรือสามารถเกิดขึ้นได้โดยการเกิดออกซิเดชันเบื้องต้น โดยทั่วไป ความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง ของโลหะผสมจะขึ้นอยู่กับสเกลที่มีองค์ประกอบของโครเมียมออกไซด์ (Chromia, Cr_2O_3) อะลูมินา (Alumina, Al_2O_3) และซิลิกา (Silica, SiO_2) หรือออกไซด์ที่ซับซ้อนมากกว่า ธาตุผสมที่มีความสำคัญมากคือ โครเมียม อะลูมิเนียม และซิลิกอน เมื่อไม่นานมานี้ ได้มีความพยายามปรับปรุงส่วนผสมของโลหะผสม มากกว่าที่จะพัฒนาโลหะผสมใหม่ๆ เช่นปรับปรุงการยึดเกาะของสเกลโดยเพิ่มธาตุที่ไวต่อ การทำปฏิกิริยา เช่น Y, Ce และ La ภายใต้สภาวะรับอุณหภูมิสูงเป็นคาบ (Thermal Cyclic) ผิวหน้าสเกลจะประกอบไปด้วยธาตุอื่นๆ เช่นธาตุที่เป็นองค์ประกอบของชิ้นส่วน การทำหน้าที่ปกป้อง ของสเกลออกไซด์ จะอยู่บนพื้นฐานความไม่สามารถซึมผ่านของธาตุบางตัว เช่น C, N และ S ซึ่งสามารถทำให้วัสดุเกิดการเสียหายในรูปของการกัดกร่อนภายใน ความสามารถในการละลายของธาตุในออกไซด์เหล่านี้ค่อนข้างจะต่ำ ดังนั้นรูพรุนและรอยร้าวขนาดเล็กในสเกลจะทำให้ธาตุเหล่านี้แพร่ผ่านชั้นออกไซด์ สเกลออกไซด์สามารถเกิดขึ้นได้เป็น 3 รูปแบบ ในกรณีแรก การเกิดออกซิเดชันของธาตุผสมต่างๆ ทั้งหมด เกิดขึ้นในรูปของออกไซด์ผสม และตามด้วยการขยายตัวของออกไซด์ ที่เสถียร กรณีที่สอง การเกิดออกซิเดชันเฉพาะธาตุนำไปสู่การฟอร์มตัวของออกไซด์เดี่ยว และเป็นไปได้ที่จะเกิดการแตกของชั้นออกไซด์ และกรณีที่สาม การตกตะกอนของออกไซด์ภายในเนื้อวัสดุพื้นฐาน และยังเกิดการฟอร์มตัวของสเกลออกไซด์ที่ผิวด้านนอก การมีปริมาณออกไซด์ที่เกิดขึ้นภายในเพียงเล็กน้อยอาจทำให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แต่ถ้ามีปริมาณมาก ออกไซด์เหล่านี้จะอยู่รอบๆ และแพร่ออกไปจากเกรน การต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันของวัสดุที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูงทั้งหมด เช่นเหล็กกล้าไร้สนิมและโลหะผสมที่มีโครงสร้างเป็นคอร์รันดัม เป็นโครเมียมออกไซด์ที่มีความเสถียรทางเทอร์โมไดนามิกส์ที่อุณหภูมิสูงประมาณ 1,000-1,100 องศาเซลเซียส ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุ Cr_2O_3 จะทำปฏิกิริยากับออกซิเจน และฟอร์มตัวเป็น Chromium Trioxide (CrO_3) ที่อาจกลายเป็นไอได้ ในกรณีที่มีน้ำมาเกี่ยวข้องกับ CrO_3 จะเปลี่ยนสถานะไปเป็นแก๊ส Chromium Oxyhydroxide ซึ่งจะเรียกกันว่าการเสื่อมสภาพของโครเมียม โดยลดประสิทธิภาพการต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันของวัสดุ ในสภาวะบรรยากาศที่มีคลอไรด์เป็นองค์ประกอบ Cr_2O_3 จะไม่ทำหน้าที่ปกป้องเนื่องจากเกิดผลิตภัณฑ์การกัดกร่อนที่ระเหยได้ รูปที่ 2.2 จะเห็น Al_2O_3 มีความต้านทานต่อการเกิด Sulphidation ในเรื่องการเกิดออกซิเดชัน โลหะผสมที่ฟอร์มอะลูมินาที่ผิวจะสามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดีกว่าโลหะผสมที่ฟอร์มตัวเป็นโครเมียมออกไซด์ จุดหลอมเหลวของ Al_2O_3 มีค่า 2,072 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.2 การฟอร์มตัวของชั้นโครเมียมออกไซด์ที่มีอัตราคงที่แบบพาราโบลาบนโลหะผสมโครเมียม และการฟอร์มตัวของชั้นอะลูมินาบนโลหะผสมที่สามารถฟอร์มเป็นอะลูมินา [10]

ผลกระทบจากการทำงานเป็นคาบเนื่องจากการปิดเพื่อซ่อมบำรุง การเสื่อมสภาพจากออกซิเดชันสามารถเพิ่มขึ้นโดยการแตกและหลุดร่อนของสเกลออกไซด์ระหว่างการเย็นตัว ความไวต่อการเกิดออกซิเดชันแบบเป็นคาบขึ้นอยู่กับโลหะผสมแต่ละชนิด รูปที่ 2.3 แสดงความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันแบบเป็นคาบของโลหะผสมที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูงโดยทั่วไป



รูปที่ 2.3 แผนภูมิแสดงความต้านทานต่อออกซิเดชันแบบคาบของวัสดุที่ใช้งานอุณหภูมิสูงต่างๆ ในสภาวะ อากาศ -5H₂O ที่อุณหภูมิ 1,100 °C สำหรับเวลาไม่เกิน 2,016 ชั่วโมง ด้วยคาบ 24 ชั่วโมง [10]

2.3 คาร์บูไรเซชันและการเกิดฝุ่นโลหะ (Carburization and Metal Dusting)

[10]

ที่อุณหภูมิสูงเกิน 900 องศาเซลเซียส และในสภาวะที่ความดันย่อยของออกซิเจน (Oxygen Partial Pressure, P_{O_2}) มีค่าต่ำ และมีค่า Carbon Activity (A_c) สูง ชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นจะไม่เสถียรอีกต่อไป และมีโอกาสเปลี่ยนไปเป็นคาร์ไบด์แทน การเสื่อมสภาพจากคาร์บูไรเซชัน โดยทั่วไปจะทำให้เกิดคาร์ไบด์ภายในวัสดุที่อยู่ในโครงสร้างพื้นฐานหรือตามขอบเกรน ส่งผลให้วัสดุมีความเปราะและมีสมบัติทางกลที่ลดลง ทั้งนี้กราฟที่หลุดออกมาสามารถฟอร์มตัวบนผิวหน้าชิ้นงานได้ และส่งผลต่อการเสียหายของผิวหน้าวัสดุเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเติบโตของกราฟไฟต์ในรอยร้าวและรูพรุนของชั้นออกไซด์ นำไปสู่การหลุดร่อนของชั้นออกไซด์ ชั้นสเกลออกไซด์ที่มีความแน่นของอะลูมินา (Al_2O_3) โครเมีย (Cr_2O_3) และซิลิกา (SiO_2) สามารถที่จะปกป้องจากการเกิดคาร์บูไรเซชันภายใน เนื่องจากคาร์บอนสามารถละลายในออกไซด์ดังกล่าวได้น้อยมาก ซึ่งธาตุที่ผสมลงไปโลหะผสมที่มีผลมากที่สุดในการปรับปรุงสมบัติการต้านทานต่อคาร์บูไรเซชัน คือ ซิลิคอน

ทั้งสเกลซิลิกาและอะลูมินาจะยินยอมให้เกิดคาร์บูไรเซชันได้น้อยกว่าสเกลที่เป็นโครเมียมออกไซด์ การปรับปรุงผิวหน้าชิ้นสุดท้าย พบว่าทำให้เพิ่มความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันได้ดียิ่งขึ้น การเกิดฝุ่นโลหะเป็นอีกรูปแบบหนึ่งของการถูกโจมตีจากคาร์บูไรเซชัน ที่เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิ

ระหว่าง 400-800 องศาเซลเซียส และในบรรยากาศที่มีค่าความดันย่อยของออกซิเจนค่อนข้างต่ำ และมีค่า Carbon Activities (A_c) เหนือจุดที่เป็นเอกภาพ (ในการเกิดคาร์บูไรเซชันค่า A_c จะต่ำกว่าค่าที่ทำให้เกิดเอกภาพ) การเกิดผุพังโลหะทำให้เกิดขยะของโลหะ (Metal Wastage) เช่น สนิมขุม หรือการบางลง นำไปสู่การแยกชั้นของโลหะ ในรูปของผงกราไฟต์และอนุภาคโลหะ ซึ่งคล้ายกับวัสดุกลายเป็นฝุ่น วัสดุที่มีความไวต่อการเกิดปรากฏการณ์ผุพังโลหะ ได้แก่ เหล็กกล้าคาร์บอน เหล็กกล้าผสมระหว่างโครเมียมและโมลิบดีนัม เหล็กกล้าไร้สนิม และโครเมียมผสม ความไวในการเกิดผุพังโลหะสามารถลดลงได้โดยการเพิ่มปริมาณไอของน้ำหรือสารประกอบซัลเฟอร์ในบรรยากาศที่ใช้งาน ซัลเฟอร์ที่ดูดซึมจะหน่วงไม่ให้คาร์บอนแพร่เข้าสู่ผิวชิ้นงาน คือการบล็อกที่ผิวหน้าชิ้นงาน จุดบกพร่องทางกายภาพของชิ้นสเกลจะนำไปสู่การเกิดแรงเค้นทางกล ซึ่งสามารถปิดจุดบกพร่องนั้นโดยซัลเฟอร์ จนกว่าชั้นออกไซด์จะเต็มเต็มจนหมด

2.3.1 คาร์บูไรเซชัน (Carburisation)

คาร์บูไรเซชัน คือ การแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในโลหะและโลหะผสมเมื่อสัมผัสในสภาวะบรรยากาศที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบ (Carbon Bearing Environment) โลหะคาร์ไบด์ (Metal Carbide) จะฟอร์มตัวขึ้นเมื่อคาร์บอนมีความสามารถในการละลาย (Solubility) เกินขีดจำกัด กระบวนการดังกล่าวทำให้วัสดุมีสมบัติเปราะ (Embrittlement) และเกิดการแตกร้าว (Cracking) เนื่องจากมีการเปลี่ยนแปลงปริมาตรค่อนข้างสูงจากการฟอร์มตัวของคาร์ไบด์ หลักการเบื้องต้นทางอุณหพลศาสตร์และจลศาสตร์สำหรับการเกิดปฏิกิริยานี้ Albertsen [33] ได้กล่าวว่า คาร์ไบด์ที่จะฟอร์มขึ้นบนผิวหน้าวัสดุจะขึ้นอยู่กับค่า Carbon Activity และปริมาณธาตุที่สามารถฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ (Carbide Former) ในเนื้อวัสดุหลัก (Base Materials) การศึกษาของ Ul-Hamid และคณะ [36] พบว่าในระหว่างที่วัสดุถูกโจมตีจากคาร์บูไรเซชัน คาร์บอนที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาการสลายตัวของแก๊สที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบ จะแพร่เข้าไปในวัสดุและทำปฏิกิริยากับธาตุที่สามารถฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ โดยเฉพาะโครเมียม และนำไปสู่การฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์หลายๆ ตัว การตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่มีลักษณะเป็นกลุ่มก้อนขนาดใหญ่ โดยเฉพาะที่เกิดเป็นโครงสร้างตาข่าย (Network) ตามขอบเกรน จะทำให้วัสดุมีสมบัติเปราะและมีความต้านทานต่อการคืบลดลง

ความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน ในเบื้องต้นจะขึ้นอยู่กับปฏิกิริยาที่ป้องกันการสร้างฟิล์มที่ต่อเนื่องบนผิวหน้าด้านนอกมากกว่าปริมาณของนิเกิลที่ผสมอยู่ภายใน ที่อุณหภูมิประมาณ 1,100 องศาเซลเซียสในสภาวะแก๊สที่เป็นแบบรีดิวซิง/คาร์บูไรซิง จะเกิดคาร์บูไรเซชันที่ผิวด้านนอก และชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นบนผิวด้านนอกจะไม่ต่อเนื่องอันประกอบไปด้วย โครเมียมคาร์ไบด์ เหล็กคาร์ไบด์ หรือเฟสเชิงโลหะของเหล็กกับโครเมียม ทั้งนี้ความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันจะขึ้นอยู่กับปริมาณของธาตุนิกเกิลเป็นสำคัญ

โลหะผสมประเภท Fe-Ni-Cr ยกตัวอย่างเช่น เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 310 เหล็กกล้าผสม Incoloy 800HT และ Haynes 556 เป็นต้น เป็นเกรดของวัสดุที่นิยมนำมาใช้งานในสภาวะแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงและมีฤทธิ์กัดกร่อนรุนแรง เนื่องจากวัสดุดังกล่าวมีความต้านทานต่อความร้อนและการกัดกร่อน (Heat & Corrosion Resistant) ที่ดี แต่จากการศึกษาที่ผ่านมา [31] พบว่า ความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันของวัสดุจำพวก Incoloy 800HT กับ Haynes 556 จะดีกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 310 ในสภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบ Reducing/Carburizing บรรยากาศที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบนั้น จะเป็นได้ทั้งแบบ Reducing และ Carburizing ที่มีลักษณะเฉพาะ คือ มีค่า Carbon Activity สูง และมีค่า Oxygen Potential ที่ต่ำ ซึ่งทำให้ฟิล์มโครเมียมออกไซด์ไม่สามารถฟอร์มตัวให้มีความต่อเนื่องบนผิวหน้ารอยต่อระหว่างแก๊สกับโลหะได้

2.3.1.1 กลไกการเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburisation Mechanisms) [10, 26]

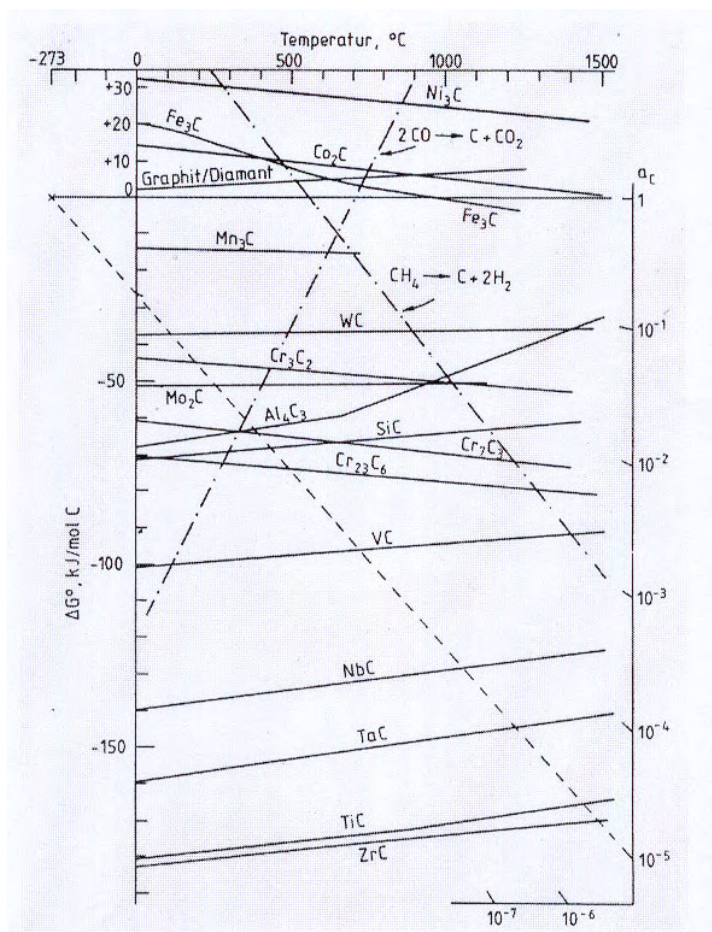
ในกระบวนการเกิดคาร์บูไรเซชันนั้น ค่า Activity Gradient ของคาร์บอนจะเริ่มจากที่ผิวหน้าเข้าสู่ภายในเนื้อวัสดุ การตกตะกอนของโลหะคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นบนหรือภายในโลหะผสมจะเกิดขึ้นเมื่อค่า A_c มากกว่าค่าสมดุลของคาร์ไบด์ (Carbide Equilibrium) ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นแสดงได้ดังนี้



ที่สภาวะสมดุลค่าการเปลี่ยนแปลงของ (Gibbs Free Energy, ΔG) ของปฏิกิริยาดังกล่าวจะเป็นศูนย์ ค่า Activity ที่ต่ำสุดของคาร์บอนที่ต้องการในการสร้างคาร์ไบด์คือ

$$a_c^y = \exp(\Delta G^0/RT) \cdot (a_{MxCy}/a_M^x) \quad (2.2)$$

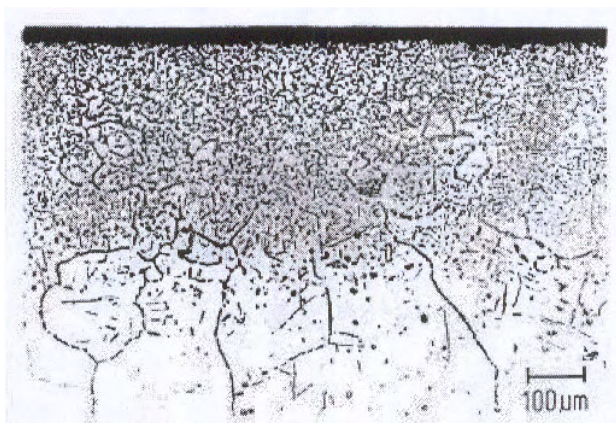
ค่าความดันที่ใช้ในการสลายคาร์ไบด์ (Dissociation Pressure) บางประเภทที่เป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิแสดงในรูปที่ 2.4 โดยเส้นที่อยู่ในตำแหน่งยิ่งต่ำของแผนผังยิ่งมีความเสถียรของคาร์ไบด์มาก



รูปที่ 2.4 Ellingham Diagram ของโลหะคาร์ไบด์ต่างๆ [26]

สำหรับโลหะผสมที่มีโครเมียมเป็นองค์ประกอบนั้น คาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ ($M=Cr, Fe$ ฯลฯ) จะตกตะกอนเป็นอันดับแรกที่กำลัง Carbon Activity ต่ำสุด หลังจากนั้น $M_{23}C_6$ จะเปลี่ยนเป็นคาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 ที่ค่า Carbon Activity สูงสุดใกล้กับผิวหน้าที่สัมผัสกับบรรยากาศดังที่ปรากฏในรูปที่ 2.5 ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นสามารถเขียนเป็นสมการได้ดังนี้





รูปที่ 2.5 การเกิดคาร์บูไรเซชันภายในโลหะผสม 800 (Alloy 800) โดยที่ผิวด้านนอกจะเป็นโซนที่เกิดการตกตะกอนของ M_7C_3 และโซนด้านในเป็นการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ [26]

สำหรับโลหะผสมที่มีไทเทเนียม ไนโอเบียม หรือเซอร์โคเนียมเป็นธาตุผสมนั้น พบว่าคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนชนิดแรกจะอยู่ในรูปของ MC ของธาตุผสมเหล่านี้ ลักษณะที่เกิดขึ้นดังกล่าวเป็นการยืนยันว่า ความสามารถในการเกิดผลิตภัณฑ์ที่ได้จากการละลายในรูปของ MC จะต่ำกว่าคาร์ไบด์ที่อยู่ในรูปของ $M_{23}C_6$ และ M_7C_3

2.3.1.2 จลศาสตร์การเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburisation Kinetics)

จากการศึกษาที่ผ่านมา [26] ได้กล่าวว่าความลึกของชั้นคาร์บูไรเซชัน (ξ) ในโลหะผสมเป็นไปตามกฎอัตราพาราโบลา (Parabolic Rate Law) ดังนี้

$$\xi = [2k_p t]^{1/2} \quad (2.5)$$

อัตราการขยายตัวของชั้นที่เกิดคาร์บูไรเซชันลดลงไปในชั้นงานจะพิจารณาจากอัตราที่ Oxidant Species มาถึงปฏิกิริยาก่อนหน้า เนื่องจากโครเมียมมีความสามารถในการแพร่ต่ำมาก ๆ ทำให้คาร์บอนแพร่อย่างรวดเร็วผ่านไปยังชั้นที่สูญเสียโครเมียมของโซนที่เกิดการตกตะกอน ซึ่งจะเป็นตัวควบคุมอัตราการเกิดคาร์บูไรเซชัน ภายใต้สภาวะดังกล่าว ($D_c N_c^{(s)} \gg D_{Cr} N_{Cr}^{(o)}$) โดย k_p ในสมการที่ 2.5 สามารถอธิบายได้โดย

$$k_p = \epsilon \cdot D_c N_c / V \cdot N_M \quad (2.6)$$

- เมื่อ D_c และ N_c คือ ความสามารถในการแพร่และละลายได้ของคาร์บอน
 N_M คือ ค่าสัดส่วนโมลของธาตุที่ฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ที่ปรากฏเริ่มต้นในโลหะผสม
 V คือ Stoichiometric Ratio สำหรับคาร์ไบด์
 E คือ “Labyrinth factor” ที่ใช้ในการนับสารที่ตกตะกอนจากการบดระหว่างการแพร่

2.3.1.3 ปัจจัยที่มีผลต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน

ความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันโลหะผสมโดยทั่วไปแล้วสามารถแยกได้ 2 กลไก คือ

- ก) การสร้างฟิล์มปกป้องออกไซด์ (Protective Oxide Film) ที่จำกัดการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในโลหะผสม
- ข) การเติมธาตุผสมที่สามารถต้านทานการแพร่ของคาร์บอนหรือทำปฏิกิริยากับคาร์บอนในโลหะผสม

2.3.1.4 การฟอร์มตัวของชั้นฟิล์มปกป้อง (Formation of Protective Oxides)

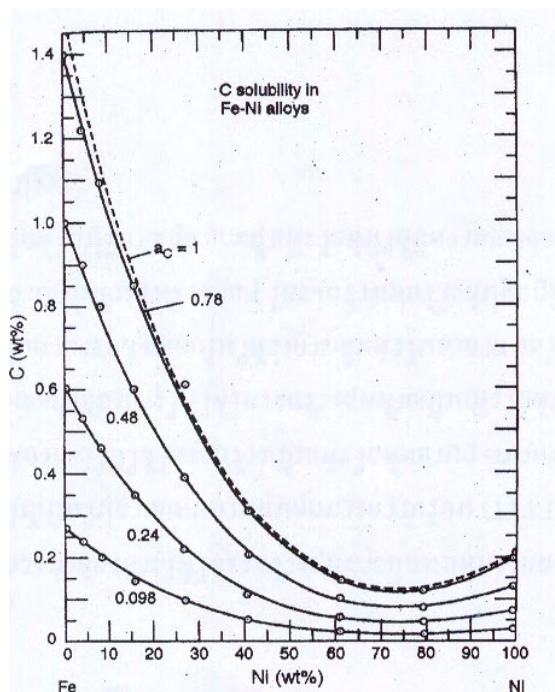
การฟอร์มตัวของ Cr_2O_3 และ SiO_2 เป็นสเกลบนผิวหน้าวัสดุเพื่อต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชัน โดย Wolf และ Grabke [11] ได้วัดค่าความสามารถในการละลายได้ของคาร์บอนใน Cr_2O_3 ที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส โดยใช้เทคนิค ^{14}C tracer พบว่าไม่สามารถตรวจจับได้ในปริมาณต่ำๆ (ขีดจำกัดในการตรวจจับได้ประมาณ 0.01 ppm) ดังนั้นคาร์บอนที่จะแพร่ผ่านแลเทททิซต์ของออกไซด์โดยการแพร่ในระดับอะตอม (Atomic Diffusion) จะถูกยับยั้ง แต่อย่างไรก็ตาม การซึมผ่านของคาร์บอนผ่านชั้นออกไซด์ สามารถเกิดขึ้นได้ที่บริเวณที่เป็นจุดบกพร่องในแลเทททิซต์ของออกไซด์ ที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการคืบ (Creep) หรือผ่านรูพรุน (Pores) ขอบเกรน (Grain Boundaries) และดิสโลเคชัน (Dislocation)

2.3.1.5 ความสามารถในการซึมผ่านของคาร์บอนในโครงสร้างพื้นของโลหะ

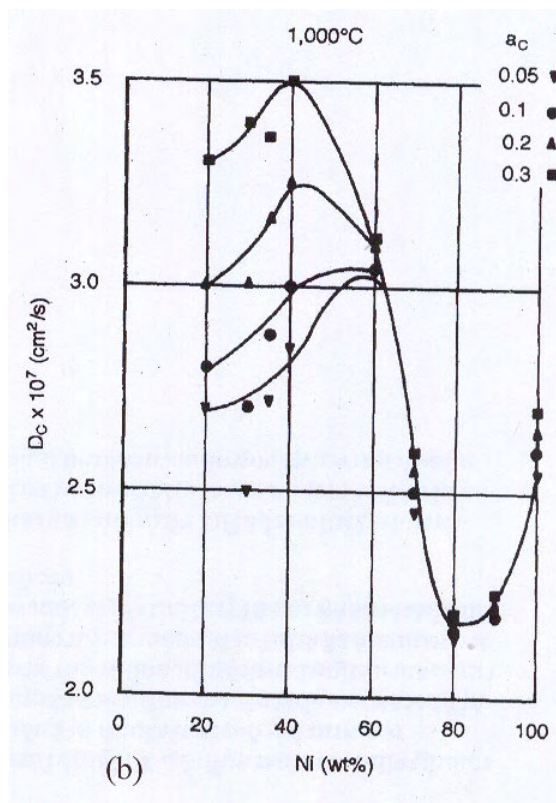
การไม่ปรากฏของชั้นฟิล์มปกป้องกัน จลศาสตร์ของคาร์บูไรเซชันจะถูกควบคุมโดยความสามารถในการแพร่และการละลายได้ของคาร์บอนในโครงสร้างพื้นฐานของโลหะ

ความสามารถในการละลายได้และการแพร่ของคาร์บอนได้มีการศึกษาในโลหะผสมเหล็ก-นิกเกิล (Fe-Ni) ที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส ซึ่งพารามิเตอร์ทั้งสองจะลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณของนิกเกิล และลดลงไปถึงค่าต่ำสุดที่ประมาณ 70 ถึง 80 w/o นิกเกิลดังแสดงในรูปที่ 2.6 สำหรับโลหะผสมที่มีส่วนผสมของนิกเกิลจนถึงนิกเกิลบริสุทธิ์ จะทำให้ค่าความสามารถในการแพร่และละลายได้ของคาร์บอนมีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

นอกจากธาตุโครเมียมแล้ว ยังมีธาตุที่มีความสามารถทำปฏิกิริยากับคาร์บอน เกิดเป็นคาร์ไบด์ได้ เช่น โมลิบดีนัม ทังสเตน ไนโอเบียม ฮาฟเนียม และไทเทเนียม การฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ของธาตุเหล่านี้ จะทำให้คาร์บอนที่ละลายเข้ามาถูกจับ ดังนั้นจึงส่งผลให้มีปริมาณโครเมียมมากพอที่จะสร้างชั้นโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3)



รูปที่ 2.6 ก) ความสามารถในการละลายได้ของคาร์บอนในโลหะผสม เหล็ก-นิกเกิล
ที่ 1,000 องศาเซลเซียส [26]



(ข)

รูปที่ 2.6 ข) ความสามารถในการแพร่ของคาร์บอนในโลหะผสม เหล็ก-นิกเกิล
ที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส [26]

2.3.2 การเกิดฝุ่นโลหะ (Metal Dusting)

การเกิดฝุ่นโลหะเป็นอีกรูปแบบหนึ่งของการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเกิดขึ้นในบรรยากาศแก๊สที่มีค่า Carbon Activity สูง ($a_c > 1$) กระบวนการที่เกิดขึ้นสามารถแสดงให้เห็นโดยการกัดกร่อนแบบสม่ำเสมอทั่วผิวหน้า เช่นที่เกิดในเหล็กกล้าผสมต่ำ (Low Alloy Steel) ที่ไม่มีชั้นฟิล์มปกป้อง หรือการกัดกร่อนแบบสนิมขุมบนวัสดุที่ชั้นฟิล์มปกป้อง แต่จะเกิดการเสียหายเฉพาะจุด

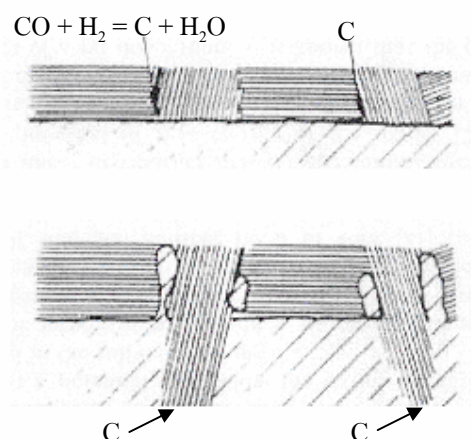
2.3.2.1 กลไกการเกิดฝุ่นโลหะในโลหะผสมนิกเกิลและโลหะผสมที่มีนิกเกิลเป็นธาตุผสมหลัก

(Dusting Mechanism of Nickel and Nickel-Based Alloys)

คาร์ไบด์ชนิด M_3C จะมีความเสถียรทางเทอร์โมไดนามิกส์ลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณธาตุนิกเกิลในโลหะผสม จึงทำให้สามารถคาดการณ์ได้ว่าจะต้านทานการเกิดฝุ่นโลหะได้ และมีความเป็นไปได้ที่โลหะผสมที่มีนิกเกิลในปริมาณสูงจะต้านทานได้เช่นเดียวกัน ถ้าควบคุมในระบบปฏิบัติการอันเดียวกัน ในกรณีดังกล่าวนี้ Grabke และคณะ [11] ได้ศึกษาโลหะผสมเหล็ก-นิกเกิลและนิกเกิลบริสุทธิ์ที่สัมผัสกับบรรยากาศของแก๊สผสมระหว่าง $CO-H_2-H_2O$ ซึ่งมีค่า $a_c > 1$ และที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส

ผลที่ได้จากการศึกษาได้พิสูจน์การเกิดฝุ่นโลหะที่มีลักษณะแตกต่างกันไป ที่สำคัญคือ พบว่า ซีเมนต์ไคต์จะตรวจพบเฉพาะในโลหะผสมที่มีปริมาณนิกเกิล 30% หรือน้อยกว่า [11]

ฉะนั้น กลไกที่แตกต่างกันที่ไม่เกี่ยวกับการฟอร์มตัวของซีเมนต์ไคต์กึ่งเสถียร (Metastable Cementite) จะสามารถตรวจพบในโลหะผสมนิกเกิลและโลหะผสมที่มีนิกเกิลเป็นผสมหลัก กลไกที่เกิดขึ้นแสดงเป็นแผนผังในรูปที่ 2.7 ในกรณีของเหล็ก เกิดจากปริมาณคาร์บอนที่อิ่มตัวในโครงสร้างของโลหะพื้นฐาน ถ้าค่า Carbon Activity ในโครงสร้างของโลหะพื้นฐานมีความสม่ำเสมอ การเกาะติดของกราไฟต์หรือผงถ่านจะเกิดขึ้นในทิศทางที่ต่างกัน ระบายของกราไฟต์จะขยายตัวเข้าไปโดยพ่วงติดคาร์บอนเข้าไปจากโครงสร้างพื้นฐานที่อิ่มตัวอย่างยิ่งยวด ซึ่งเป็นตัวส่งเสริมให้เกิดผงถ่านมากขึ้น

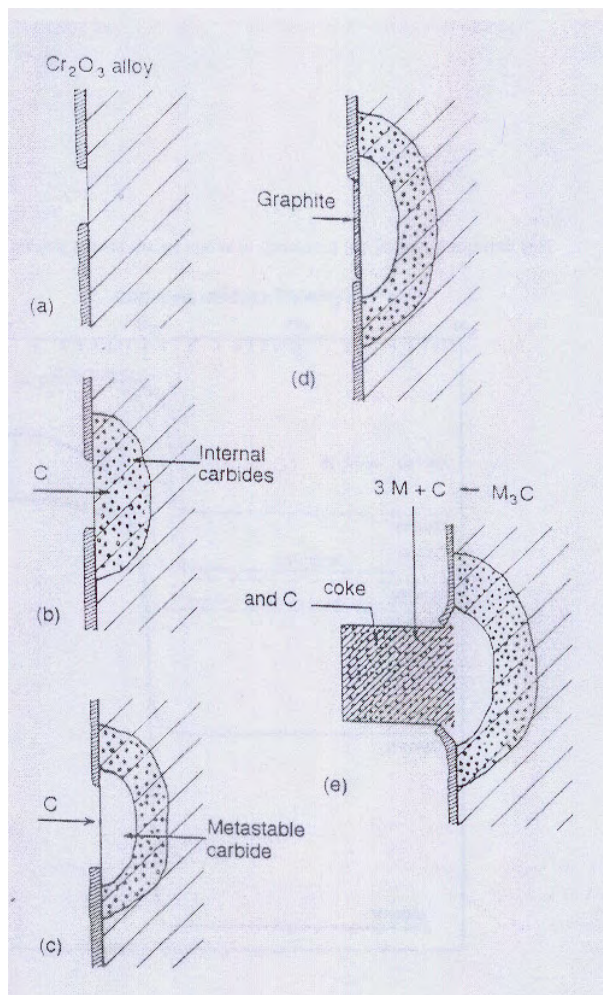


รูปที่ 2.7 โมเดลของการเกิดฝุ่นโลหะในโลหะผสมนิกเกิล [26]

2.3.2.2 โลหะผสมที่สามารถฟอร์มเป็นโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3)

Grabke [11] ได้ศึกษาการเกิดฝุ่นโลหะผสมที่สามารถสร้างฟิล์มโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) ในบรรยากาศของแก๊สผสมระหว่าง $\text{CO-H}_2\text{-H}_2\text{O}$ ที่ช่วงอุณหภูมิระหว่าง 450-650 องศาเซลเซียส จากการศึกษาได้ชี้ให้เห็นว่ากลไกพื้นฐานมีลักษณะคล้ายที่เกิดขึ้นกับเหล็กกล้าและเหล็กกล้าผสมต่ำ แต่จะถูกแทรกแซงโดยการปรากฏของชั้นโครเมียมออกไซด์ที่มีความต่อเนื่อง (ดูรูปที่ 2.8) การเกิดฝุ่นโลหะเริ่มเกิดขึ้นจากบริเวณที่โครเมียมออกไซด์ถูกทำลาย คาร์บอนละลายเข้าไปในโลหะบริเวณที่เกิดเป็นจุดบกพร่องของชั้นสเกล ลักษณะดังกล่าวนี้นำไปสู่การฟอร์มตัวของคาร์ไบด์ที่มีความเสถียร เช่นที่อยู่ในรูปของ MC , M_{23}C_6 และ M_7C_3 ($\text{M}=\text{Cr, Fe, Ni}$) เมื่อโลหะพื้นฐานมีปริมาณคาร์บอนเกินจุดอิ่มตัว ฝุ่นโลหะจะเกิดขึ้นจากหนึ่งหรือสองกลไกคือ การเกิด Graphitization โดยตรง เช่นในกรณี

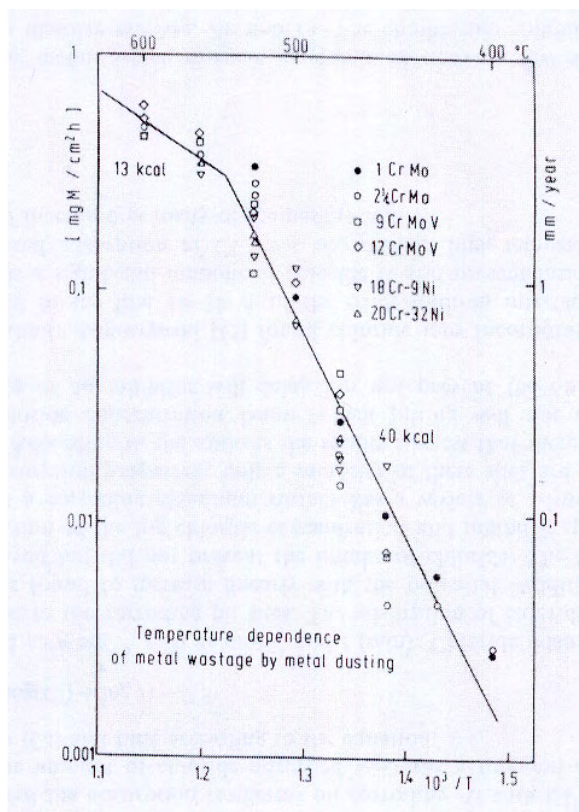
ของโลหะที่มีนิคเกิลเป็นธาตุผสมหลัก หรือ การสลายตัวของซีเมนต์ไคต์ เช่นในกรณีของโลหะผสมที่มีเหล็กเป็นธาตุผสมหลัก



รูปที่ 2.8 แผนผังแสดงการเกิดฝุ่นโลหะบนโลหะผสมที่สามารถฟอร์มชั้นโครเมียมออกไซด์ [26]

2.3.2.3 จลศาสตร์การเกิดฝุ่น (Dusting Kinetics)

สำหรับเหล็กกล้าคาร์บอนและเหล็กกล้าผสมต่ำที่ไม่สามารถฟอร์มชั้นฟิล์มปกป้องได้ จลศาสตร์ของฝุ่นโลหะในแก๊สผสมระหว่าง $\text{CO-H}_2\text{-H}_2\text{O}$ ดังที่ปรากฏในรูป 2.9 ที่อุณหภูมิระหว่าง 400 และ 540 องศาเซลเซียส ซึ่งให้เห็นว่าอัตราการเกิดฝุ่นโลหะจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่มีค่าพลังงานประมาณ 167 kJ/mole ที่อุณหภูมิสูงกว่า 540 องศาเซลเซียส อัตราการเกิดฝุ่นโลหะจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่มีค่าพลังงานประมาณ 54 kJ/mole จลศาสตร์ที่เปลี่ยนแปลงส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนชั้นของพลังงานที่อุณหภูมิ 540 องศาเซลเซียส



รูปที่ 2.9 อัตราการเกิดขยะโลหะ (Metal Wastage) เนื่องจากการเกิดฝุ่นในสถานะของ
74% H_2 -24% CO -2% H_2O [26]

ขั้นตอนการเกิดฝุ่นโลหะในเหล็กและโลหะเหล็กผสม มีขั้นตอนที่สามารถอธิบายได้ดังนี้

- ก) คาร์บอนเข้าไปที่ผิวหน้าชิ้นงานจนเกินจุดอิ่มตัว
- ข) เกิดการฟอร์มตัวเป็นซีเมนไต์ ซึ่งทำให้คาร์บอนแพร่เข้าไปมากขึ้น
- ค) เกิดการตกตะกอนของกราไฟต์บนผิวหน้าของวัสดุ ในขณะที่คาร์บอนไม่เพิ่มขึ้นอีก ค่า Carbon Activity ของคาร์ไบด์โลหะจะลดลง ดังนั้นคาร์ไบด์จะไม่เสถียรและสลายตัว
- ง) เกิดการเพิ่มปริมาณของกราไฟต์เข้าไปในคาร์ไบด์ ในรูปของคาร์บอนอะตอมจากกระบวนการสลายตัว การแพร่ของอะตอมโลหะผ่านเข้าไปยังกราไฟต์ และนำไปสู่การรวมกันเป็นก้อนอนุภาคขนาดเล็ก
- จ) เกิดการขยายตัวของผงถ่านเนื่องจากปรากฏการณ์เร่งปฏิกิริยาของอนุภาคโลหะ เป็นผลทำให้เกิดตะกอนของคาร์บอน

ลำดับการเกิดปฏิกิริยาของฝุ่นโลหะในวัสดุเหล็กผสมและเหล็กกล้า ไม่ได้ครอบคลุมถึงการฟอร์มตัวของโลหะคาร์ไบด์ที่ไม่เสถียร หลังจากเกินจุดอิ่มตัว กราไฟต์จะขยายตัวโดยตรงในเฟสที่เป็นโลหะ

นำไปสู่การทำลายวัสดุ ซึ่งรูปที่ 2.8 แสดงการเกิดฝุ่นโลหะในวัสดุที่มีโครเมียมปริมาณสูง ลำดับการเกิดปฏิกิริยาแสดงได้ดังนี้

- ก) เกิดจุดบกพร่องเฉพาะจุด (รอยร้าวขนาดเล็ก รอยร้าว รูพรุน เป็นต้น) ทำให้คาร์บอนสามารถแพร่เข้าไปได้จากสถานะแวดล้อมที่เป็นคาร์บูไรซ์ซึ่งที่ผิวหน้ารอยต่อระหว่างโลหะกับออกไซด์ และละลายในโลหะชั้นที่อยู่ลึกลงไป
- ข) คาร์บอนที่ละลายเข้าไปในเนื้อวัสดุจะเกิดเป็นคาร์ไบด์ที่เสถียรและตกตะกอน
- ค) หลังจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ จะมีค่าสูงกว่าค่า Carbon Activity
- ง) วัสดุจะเริ่มแยกตัวออกจากกัน โดยขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของโลหะพื้น ในเหล็กกล้าที่มีนิเกิลผสมในปริมาณต่ำ จะเกิดการฟอร์มตัวของเหล็กคาร์ไบด์ที่ไม่เสถียร และในเหล็กกล้าที่มีนิเกิลผสมสูง การแยกตัวกันของวัสดุจะเกิดขึ้นจากการเพิ่มปริมาณของกราฟไฟต์ในวัสดุ
- จ) Carbon Deposition อันเนื่องจากอนุภาคโลหะที่เป็นตัวเร่งปฏิกิริยา ทำให้เกิดเป็นผงถ่าน

2.4 แก๊สธรรมชาติ (Natural Gas)

แก๊สธรรมชาติเป็นสารที่เกิดจากการรวมตัวกันของสารประกอบไฮโดรคาร์บอน ที่สามารถลุกติดไฟได้ โดยมีสารมีเทน (Methane) เป็นองค์ประกอบหลัก นอกจากนั้นยังมีส่วนผสมของอีเทน (Ethane) โพรเพน (Propane) บิวเทน (Butane) และเพนเทน (Pentane) ส่วนผสมของแก๊สธรรมชาติมีความแปรผันในช่วงกว้าง โดยขึ้นอยู่กับแหล่งธรรมชาติที่ค้นพบ แต่ตารางที่ 2.2 ข้างล่างนี้เป็นตารางแสดงส่วนผสมทางเคมีทั่วไปของแก๊สธรรมชาติก่อนที่จะมีการกลั่น และส่วนผสมของแก๊สธรรมชาติที่ทางบริษัทฯ ซื้อมาจากโรงกลั่นปิโตรเคมีไทย (PTTPLC) เพื่อใช้ในกระบวนการผลิตวัสดุทนไฟ

ตารางที่ 2.2 องค์ประกอบทางเคมีของแก๊สธรรมชาติทั่วไปและที่ใช้ในกระบวนการผลิตวัสดุทนไฟ

แก๊ส	ส่วนสมโดยทั่วไป	แก๊สที่ใช้เป็นเชื้อเพลิง จาก ปตท.
Methane (CH_4)	70-90%	73-75%
Ethane (C_2H_6)	0-20%	6.2-6.5%
Propane (C_3H_8)		1.9-2.3%
Butane (C_4H_{10})		0.4-0.5%
Carbon Dioxide (CO_2)	0-8%	13-14%
Oxygen (O_2)	0-0.2%	-
Nitrogen (N_2)	0-5%	1.7-1.9%
Hydrogen sulphide (H_2S)	0-5%	-
Rare gases (Ar, He, Ne, Xe)	trace	-

เมื่ออยู่ในรูปที่บริสุทธิ์ แก๊สธรรมชาติจะมีองค์ประกอบส่วนใหญ่เป็นมีเทน ซึ่งเป็นโมเลกุลที่มีองค์ประกอบของออกซิเจน 1 อะตอม และไฮโดรเจนอีก 4 อะตอม มีสัญลักษณ์ทางเคมีเป็น CH_4 ส่วนผสมรองลงมา คือ คาร์บอนไดออกไซด์

2.5 การพิจารณาเลือกใช้วัสดุเพื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง

วัสดุประเภทโลหะสำหรับใช้งานที่อุณหภูมิสูง หรือโลหะผสมที่ใช้งานในกระบวนการที่มีความร้อน เช่น เตา อุปกรณ์ให้ความร้อน เตาอบ เตาถลุง เป็นต้น จะมีผลอย่างมากต่อประสิทธิภาพการให้ความร้อน ความสามารถในการผลิต และค่าใช้จ่ายในการปฏิบัติการของอุปกรณ์ วัสดุเหล่านี้จะใช้ทำเป็นอุปกรณ์ที่ให้ความร้อน (Burner) ชิ้นส่วนสำหรับให้ความร้อนทางไฟฟ้า ขนถ่ายวัสดุ รองรับภาระกรรม และท่อนำความร้อน (Heater Tube) เป็นต้น

มีหลายปัจจัยที่จะต้องพิจารณา เพื่อเลือกวัสดุที่เหมาะสม เพื่อปรับปรุงประสิทธิภาพด้านพลังงานของอุปกรณ์ ในขณะที่เดียวกันก็ต้องมีอายุการใช้งานที่ยาวนานและค่าใช้จ่ายต่ำ ปัจจัยที่ต้องพิจารณา

ประกอบด้วย สมบัติทางกล ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันหรือการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง ใช้ชิ้นส่วนที่ผลิตขึ้นมาหรือประกอบเอา และความสามารถในการใช้งานของวัสดุ

ข้อมูลทางเทคนิคได้อธิบายสมบัติของโลหะผสมที่ต้านทานต่อความร้อน (Heat Resistant) ซึ่งเป็นสิ่งที่จำเป็นต้องใช้ในการเลือกวัสดุ อย่างไรก็ตามพฤติกรรมของโลหะผสมระหว่างการใช้งานเป็นเวลานาน ในสถานะแวดล้อมการใช้งานที่อุณหภูมิสูงต่างๆ ที่ซับซ้อน ข้อมูลการใช้งานที่อุณหภูมิสูงของอุปกรณ์เป็นสิ่งที่ต้องการใช้ในการตัดสินใจเลือกวัสดุที่มีส่วนสำคัญในหลายๆ หัวข้อที่เกี่ยวข้อง

2.5.1 แนวทางการเลือก (Selection Criteria)

2.5.1.1 อุณหภูมิการใช้งาน (Operating Temperature)

อุณหภูมิเป็นสิ่งที่ต้องนำมาพิจารณา บางครั้งอาจเป็นปัจจัยตัวเดียวด้วยซ้ำที่ต้องพิจารณาในการเลือกใช้วัสดุ อย่างไรก็ตาม บางครั้งอุณหภูมิการใช้งานไม่ได้เป็นปัจจัยเดียวที่ใช้ในการเลือกใช้วัสดุ แนวทางหนึ่งที่จะช่วยในการเลือกใช้วัสดุ คือ การประมาณค่าอุณหภูมิสูงสุดสำหรับวัสดุนั้นๆ มีสมบัติทางวิศวกรรมที่จะต้องใช้งานในระยะเวลายาวนาน การพิจารณาเรื่องการเกิดออกซิเดชันในอากาศเป็นปัจจัยที่มีขีดจำกัด ถ้าเป็นแผ่นบางจะมีขีดจำกัดของอุณหภูมิต่ำสุด ซึ่งต่ำกว่าวัสดุที่มีลักษณะเป็นแผ่น เนื่องจากสัดส่วนการสูญเสียเนื้อวัสดุจากการเกิดออกซิเดชันที่สูงกว่า

2.5.1.2 ความเสถียรต่อความร้อน (Thermal Stability)

หลังจากผ่านการใช้งานเป็นระยะเวลายาวนานในช่วงอุณหภูมิ 590-870 องศาเซลเซียส โลหะผสมที่โครเมียมสูงจะตกตะกอนของสารประกอบกับโลหะที่เปราะ ซึ่งเป็นที่ทราบกันดี คือ ซิกมาเฟส (Sigma Phase) โมลิบดีนัมส่งเสริมให้เกิดเฟสดังกล่าว ซึ่งช่วยลดความต้านทานต่อแรงกระแทกและความเหนียวที่อุณหภูมิห้อง ปริมาณและรูปร่างของซิกมาเฟสจะมีผลต่อการแตกเปราะ โดยปกติโลหะจะแตกเปราะในช่วงอุณหภูมิห้อง และยังคงความเหนียวไว้ได้กับการใช้งานในช่วงอุณหภูมิ 315-540 องศาเซลเซียส โลหะผสมที่มีนิกเกิลผสมสูง เช่น N08811 N08330 N06600 หรือ N06601 จะไม่มีความไวต่อการแตกเปราะโดยซิกมาเฟส

2.5.1.3 ความแข็งแรง (Strength)

สมบัติการแตกหักเนื่องจากการคืบที่อุณหภูมิสูงของวัสดุ มีการผลิตมาใช้งานมากมายและสามารถเลือกใช้งานได้หลากหลาย และโลหะผสมหลายตัวก็อยู่ภายในข้อกำหนดของ ASME Boiler and Pressure Vessel Code

2.5.1.4 การชุบไครเซชัน (Carburization)

ธาตุโครเมียม นิกเกิล และซิลิกอน เป็น 3 ธาตุผสมหลัก ที่ให้สมบัติด้านทานการแพร่ของคาร์บอน เข้าไปในวัสดุ โดยนิกเกิลและซิลิกอนจะลดค่าความสามารถในการละลายได้สูงสุดของคาร์บอน และไนโตรเจน การเกิดคาร์บูไรเซชันจะเกิดขึ้นได้ยากถ้ามีปริมาณคาร์บอนเกิน 1 เปอร์เซ็นต์ โลหะผสมที่เกิดคาร์บูไรเซชันจะมีสมบัติเปราะ โลหะผสมที่ต้านทานต่อความร้อน (Heat Resistant) ทุกประเภทจะไม่สามารถวัดค่าความเหนียวได้ที่อุณหภูมิห้อง การเกิดฝุ่นโลหะ (Metal Dusting) หรือ เป็นที่ทราบกันดี คือ การเกิดคาร์บูไรเซชันที่รุนแรง ถือว่าเป็นขยะของโลหะ (Waste Metal) จะไม่มีสมบัติเปราะในสภาวะการใช้งานที่ถูกต้อง แต่สามารถแสดงให้เห็นว่าโลหะสามารถเกิดฝุ่นโลหะได้ เช่น ในอุตสาหกรรมกระบวนการอบชุบทางความร้อน

2.5.1.5 การเกิดออกซิเดชัน (Oxidation)

โครเมียมเป็นธาตุที่ปรากฏในโลหะที่ต้านทานต่อความร้อน และสเกลที่เป็นโครเมียมออกไซด์ จะมีสมบัติด้านทนต่อสภาวะแวดล้อมการใช้งานที่อุณหภูมิสูง นิกเกิลเป็นธาตุที่สำคัญลำดับถัดมา ตามด้วยซิลิกอน อะลูมิเนียม และธาตุหายาก (Rare Earth) อัตราการเกิดออกซิเดชันในระหว่างการใช้งานจะขึ้นอยู่กับจำนวนคาบของความร้อนที่ได้รับและการคืบ ซึ่งจะเพิ่มการหลุดร่อนของสเกล สารแปลกปลอม เช่น โลหะเกลืออัลคาไลน์ สามารถทำลายฟิล์มโครเมียมออกไซด์ ที่มีผลกระทบ ต่ออัตราการแพร่ของโครเมียม และสภาวะบรรยากาศมีส่วนเกี่ยวข้องกับอัตราการเกิดออกซิเดชัน ที่สำคัญคือ สภาวะที่มีไอน้ำผสมอยู่ด้วย จะเพิ่มอัตราการเกิดออกซิเดชัน

2.6 การวิเคราะห์ความเสียหายของวัสดุ

เนื่องจากโครงงานวิจัยอุตสาหกรรมดังกล่าวนี้ ได้นำเทคนิคการวิเคราะห์ความเสียหายเข้ามาช่วย ในการค้นหาสาเหตุการเสื่อมสภาพในระยะเวลาอันรวดเร็วของท่อเหล็กกล้าไร้สนิม ดังนั้นเทคนิค การวิเคราะห์ความเสียหายจึงมีความสำคัญอย่างยิ่งในงานวิจัยนี้ ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้

ความเสียหายที่เกิดขึ้นกับชิ้นส่วนอุปกรณ์ของโครงสร้างหรือเครื่องจักร เป็นปัญหาที่มักพบได้เสมอ ในอุตสาหกรรมประเภทต่างๆ แม้ว่าในปัจจุบันจะมีอุปกรณ์ช่วยในการออกแบบ และมีการใช้เทคนิค ในการซ่อมบำรุงที่ทันสมัยในการตรวจสอบสภาพการใช้งานของอุปกรณ์หรือเครื่องจักรมากขึ้นก็ตาม แต่สภาวะการทำงานจริงที่มักไม่เป็นไปตามที่ออกแบบไว้ ทำให้มีโอกาสดังกล่าวส่วนใดส่วนหนึ่งของโครงสร้างหรืออุปกรณ์ได้รับการกระทบกระเทือน ซึ่งนำไปสู่การแตกหักเสียหายในที่สุด ความเสียหายที่เกิดขึ้นทำให้เกิดผลเสียทางเศรษฐกิจ สุขภาพ หรือชีวิต ดังนั้นจึงต้องมีการวิเคราะห์ ความเสียหาย เพื่อลดความสูญเสียที่อาจเกิดขึ้นในอนาคต

การวิเคราะห์ความเสียหาย หมายถึง การวินิจฉัยหาสาเหตุที่แท้จริงของความเสียหายที่เกิดขึ้น สำหรับใช้เป็นแนวทางพิจารณาในการแก้ไข ซ่อมแซม หรือออกแบบใหม่ เพื่อป้องกันความเสียหายที่อาจเกิดขึ้นในอนาคต

2.6.1 ขั้นตอนการวิเคราะห์ความเสียหาย

การวิเคราะห์ความเสียหายของชิ้นส่วนอุปกรณ์ต่างๆ ต้องเริ่มต้นจากประวัติหรือข้อมูลความเป็นมาของชิ้นส่วนที่เสียหายนั้นๆ เช่น ชนิดของวัสดุ ส่วนผสมทางเคมี ข้อกำหนดต่างๆ (specification) กระบวนการผลิต การอบชุบ การอบชุบทางความร้อนตลอดจนสภาวะการใช้งาน บางกรณีก็อาจจำเป็นต้องมีแบบของชิ้นส่วนที่เสียหายด้วยหากสามารถหาได้ นอกจากนี้หากสามารถทราบได้ว่าขณะที่ชิ้นส่วนเกิดความเสียหาย สภาวะแวดล้อม เช่น อุณหภูมิ บรรยากาศรอบๆ เป็นอย่างไรอาจจะเป็นประโยชน์ต่อการวิเคราะห์ต่อไปเมื่อได้รับชิ้นส่วนที่เสียหายแล้ว ต้องวางแผนการวิเคราะห์ทดสอบก่อนว่า ส่วนใดต้องนำมาทดสอบอะไร แล้วจึงทำการตัดชิ้นส่วนที่เสียหายไปทดสอบ การวางแผนต้องพิจารณาถึงความจำเป็นของข้อมูลเพื่อประหยัดเวลาและค่าใช้จ่าย และมีความยืดหยุ่นและพิจารณาลำดับขั้นของการวิเคราะห์ การเลือกตำแหน่งการทดสอบไม่ควรจะก่อให้เกิดประโยชน์แต่อย่างใด เมื่อทราบข้อมูลเบื้องต้นเกี่ยวกับข้อมูลที่เสียหายแล้ว ขั้นตอนต่อไปในการวิเคราะห์คือ

2.6.1.1 บันทึกประวัติการทำงาน

ลำดับแรกควรสอบถาม หรือบันทึกข้อมูล รายละเอียดเกี่ยวกับประวัติการใช้งานของชิ้นส่วนที่เสียหาย เช่นการใช้งานในสภาวะปกติเป็นอย่างไร โดยอาจจะสอบถามถึง แรงที่กระทำเป็นแรงคงที่ เป็นรอบหรือแรงกระทำเกินพิกัด (Overload) บ้างเป็นครั้งคราวหรือไม่ อุณหภูมิการใช้งานมีการเปลี่ยนแปลงหรือไม่ มีการเปลี่ยนแปลงไปมาน้อยเพียงใด เนื่องจากอุณหภูมิมีผลต่อการกัดกร่อนของโลหะ หากชิ้นส่วนของโลหะนั้นอยู่ในสภาวะที่มีฤทธิ์กัดกร่อน นอกจากนี้โลหะผสมเมื่ออยู่ในสภาวะที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานๆ อาจทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลงไปหรือมีอนุภาคตกตะกอน (Precipitate) อยู่ตามขอบเกรน ประวัติการใช้งานของชิ้นส่วนที่เสียหายที่สมบูรณ์ มีความสำคัญต่อการวิเคราะห์ความเสียหายมาก ซึ่งเป็นส่วนที่ช่วยให้การทำงานให้ง่ายขึ้นและมีความมั่นใจในผลการวิเคราะห์ว่าเป็นไปในทางที่ถูกด้วย นอกจากนี้ประวัติการซ่อมแซมชิ้นส่วนที่เสียหายว่าเคยซ่อมเมื่อใด บ่อยหรือไม่ เหตุที่ต้องซ่อมแซมและวิธีการซ่อมเป็นข้อมูลที่ต้องบันทึกไว้ด้วยเช่นกัน อีกสิ่งหนึ่งที่ต้องทำคือ ควรถ่ายภาพชิ้นส่วนที่เสียหายเอาไว้ทุกแง่ทุกมุม ก่อนที่จะนำชิ้นส่วนนั้นไปทำการวิเคราะห์ต่อไป

2.6.1.2 การตรวจสอบด้วยสายตา (Visual Inspection)

ชิ้นส่วนที่เสียหายทั้งหมด ควรได้รับการตรวจสอบด้วยสายตาอย่างละเอียด ก่อนที่จะมีการทำความสะอาด แล้วบันทึกเอาไว้ เช่น หากพบว่ารอยแตกเก่ามีอยู่ แสดงว่ารอยแตกเกิดขึ้นมาเป็นระยะเวลาช่วงหนึ่งแล้ว ก่อนที่จะเกิดความเสียหายและรอยแตกอาจจะถูกพบมาก่อน แต่ไม่ได้ให้ความสำคัญเท่าที่ควร ลักษณะเช่นนี้ควรบันทึกเอาไว้ด้วย นอกจากนี้ลักษณะของรอยแตก สีของผิวที่แตกหักเสียหายเป็นอย่างไร รอยแตกเริ่มมาจากทิศทางใด ขนาดและรูปร่างของชิ้นส่วนที่เสียหายควรบันทึกเอาไว้อย่างละเอียด หรืออาจจะใช้ภาพวาดหรือภาพถ่ายช่วย บางครั้งอาจจะต้องใช้กล้องกำลังขยายต่ำหรือแว่นขยาย

2.6.1.3 การเลือกตำแหน่งที่จะนำมาทดสอบ

ผู้วิเคราะห์ต้องตัดสินใจเลือกตำแหน่งในการตัดชิ้นส่วนที่เสียหาย เพื่อจะได้ตำแหน่งที่สามารถชี้ไปถึงสาเหตุการเสียหายได้ บางกรณีอาจต้องเปรียบเทียบชิ้นส่วนที่เสียหายกับชิ้นส่วนประกอบประเภทเดียวกันที่ไม่เกิดความเสียหายหรือจากชิ้นเดียวกันแต่ห่างออกไปจากบริเวณที่เสียหาย ทั้งนี้จะสามารถชี้ได้ว่าความเสียหายที่เกิดขึ้นเนื่องมาจากสภาวะการใช้งานหรือจากกระบวนการผลิต เช่น ท่อของเตาเผาเกิดความเสียหาย หากมีโครงสร้างที่ต่างกัน แสดงว่าสภาวะการใช้งานทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลง ซึ่งอาจจะเป็นสาเหตุหนึ่งในข้อสันนิษฐานว่าสาเหตุของความเสียหายอาจเกิดขึ้นเนื่องจากการใช้งาน

2.6.1.4 การทำความสะอาด การตัด และการรักษาผิวหน้าที่เสียหาย

ผิวที่แตกหักเสียหายหรือเกิดการหลุดร่อนของชิ้นส่วนที่ต้องการวิเคราะห์ เป็นหลักฐานที่สำคัญอย่างยิ่ง ดังนั้นจึงควรรักษา สภาพผิวที่เสียหายไว้ เพราะผิวที่เสียหายอาจเป็นสนิมหรือเกิดออกไซด์เมื่อเก็บไว้ในบรรยากาศ หรืออาจจะลบเลือนไปจากการเสียดสีหรือกระทบกับชิ้นส่วนอื่นๆ ขณะทำการเก็บตัวอย่างหรือขนส่งได้ ที่สำคัญไม่ควรเช็ดผิวหน้าที่เสียหายด้วยผ้าเพราะอาจทำให้อนุภาคที่อยู่ผิวหน้าหลุดไป ซึ่งอนุภาคเหล่านี้ อาจจะเป็นสิ่งบ่งชี้ถึงสาเหตุความเสียหายได้ และการแตะผิวแตกหักด้วยนิ้วมือไม่ควรทำอย่างยิ่ง รวมทั้งไม่ควรประกอบชิ้นส่วนที่แตกหักเข้าด้วยกัน โดยที่ผิวแตกหักสัมผัสกัน สิ่งเหล่านี้ไม่ช่วยต่อการวิเคราะห์แต่อย่างใด สนิมหรือการกัดกร่อนที่อาจเกิดขึ้นที่ผิวหน้าที่แตกหักอาจจะป้องกันได้โดยการพ่นด้วยอากาศอัดกระป๋องบนผิวที่แตกหักเพื่อกำจัดสิ่งสกปรก แล้วใส่ในตู้ดูดความชื้น (Descicator) ควรหลีกเลี่ยงการเคลือบผิวหน้าที่แตกหักที่ยังไม่ได้ทำการวิเคราะห์ ส่วนผิวหน้าที่เสียหายหากสัมผัสน้ำทะเลหรือสิ่งสกปรกอื่นๆ หากจำเป็นต้องล้างผิวที่เสียหายด้วยน้ำและตามด้วยแอลกอฮอล์หรืออะซิโตนเป่าให้แห้งแล้วเก็บไว้ในตู้ดูดความชื้น การทำความสะอาดผิวหน้าที่แตกหักเพื่อส่งดูด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน ในขั้นแรกเป่าด้วยอากาศอัดกระป๋อง ล้างในแอลกอฮอล์หรืออะซิโตนในอ่างอุลตราโซนิก หรือล้างในกรดหรือด่าง

อ่อนๆ เพื่อกำจัดชั้นของผลิตภัณฑ์การกัดกร่อน ที่อยู่ผิวหน้าชิ้นส่วนที่เสียหาย การตัดชิ้นส่วนตัวอย่างที่เสียหายไปทดสอบ ควรวาดรูปอย่างคร่าวๆ ไว้ว่าตัดจากส่วนใด การตัดควรเป็นการตัดแบบแห้ง ในขณะที่ตัดควรคำนึงถึงความร้อนที่เกิดขึ้น หากการตัดทำให้อุณหภูมิสูงขึ้นมาก โครงสร้างของวัสดุอาจเปลี่ยนแปลงได้ ดังนั้นจึงควรตัดห่างผิวแตกพอประมาณ หากตัดด้วยความร้อนต้องระวังไม่ให้โลหะเหลวจากการตัดไปติดที่ผิวหน้าที่แตกหักได้ การตัดแห้งดีกว่าแบบที่ใช้น้ำหล่อเย็นเพราะน้ำหล่อเย็นอาจจะกัดกร่อนผิวหน้าที่แตกหักหรือทำให้อนุภาคที่อยู่ผิวหลุดออกไปได้

2.6.1.5 ลำดับขั้นตอนการวิเคราะห์และการทดสอบ

การวิเคราะห์และทดสอบ จะเลือกใช้วิธีการทดสอบต่างๆ ตามความเหมาะสมในขณะนั้น โดยทั่วไปการทดสอบจะมีวิธีการทดสอบต่างๆ ดังนี้

การตรวจสอบสภาพผิวแตก (Fracture Surface Analysis)

การตรวจสอบผิวแตกในระดับมหภาค (Macroscopic) โดยการใช้แว่นขยายหรือกล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิดสเตอริโอ (Stereo Microscope) ระดับจุลภาค (Microscopic) โดยการใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (Scanning Electron Microscope; SEM) การตรวจสอบสภาพผิวแตกทำให้ทราบข้อมูลเกี่ยวกับจุดเริ่มต้นของรอยแตก ชนิดและลักษณะการขยายตัวของรอยแตก และลักษณะการแตกว่าเป็นการแตกแบบเปราะ แบบเหนียวหรือการล้าตัว เป็นต้น

การวิเคราะห์ทางเคมี (Chemical Analysis)

การวิเคราะห์สารปนเปื้อน และผลิตภัณฑ์ที่เกิดจากการกัดกร่อน การตกตะกอน (Precipitation) เพื่อวิเคราะห์หาสิ่งเจือปนที่มีอิทธิพลต่อการกัดกร่อน หรือชนิดของสารฝังในซึ่งจะเป็นสาเหตุให้วัสดุลดความสามารถในการรับภาระกรรม

การวิเคราะห์ส่วนผสมของวัสดุเพื่อให้พบว่าวัสดุที่ใช้เป็นวัสดุชนิดใด เลือกใช้ถูกต้องตามข้อกำหนดที่ออกแบบไว้หรือไม่

การวิเคราะห์องค์ประกอบของตัวกลางที่ใช้ร่วมกับชิ้นงานที่เสียหาย เพื่อหาตัวกลางที่ทำให้เกิดการกัดกร่อน

การทดสอบทางกล

การทดสอบความแข็ง เป็นการทดสอบทางกลที่ง่ายที่สุด ขึ้นทดสอบที่ใช้มีขนาดเล็กและไม่ต้องเตรียมชิ้นทดสอบมากนักเมื่อเปรียบเทียบกับทดสอบทางกลอื่นๆ ความแข็งเป็นสิ่งที่บ่งชี้ว่าชิ้นส่วนที่เสียหาย ผ่านกระบวนการอบชุบทางความร้อนมาตรงตามที่ระบุไว้ในข้อกำหนดของวัสดุนั้นหรือไม่ การเปรียบเทียบความแข็งชิ้นส่วนที่เสียหายกับไม่เสียหาย สามารถสะท้อนถึงลักษณะการใช้งาน เช่น มี Work Hardening, Softening หรือมีการสูญเสียคาร์บอนที่ผิว เหล็กกล้าค่าความแข็งบรินเนลล์สามารถใช้ประมาณค่าความต้านทานแรงดึงได้ (Tensile strength)

$$UTS = 0.35 \text{ HB (เหล็กกล้ารีด)}$$

$$UTS = 0.21 \text{ HB (เหล็กกล้าอบชุบ)}$$

$$UTS = 0.22 \text{ HB (เหล็กกล้าผสมคาร์บอนปานกลาง)}$$

$$UTS = 0.23 \text{ HB (เหล็กกล้าผสมคาร์บอนต่ำ)}$$

(UTS คือ Ultimate Tensile Strength)

การทดสอบความต้านทานแรงดึงและแรงกระแทก การทดสอบโดยวิธีนี้ชิ้นทดสอบต้องมีขนาดใหญ่พอสมควร ทั้งนี้เป็นไปตามมาตรฐานด้วย ในบางครั้งอาจต้องทำการทดสอบที่อุณหภูมิต่ำหรือสูงกว่าอุณหภูมิห้องเพื่อให้สอดคล้องกับสภาพการทำงานจริง การประเมินผลการทดสอบ หากผลการทดสอบมีค่า 5-10% ต่างไปจากค่าที่ควรเป็น (ตาม specification) ไม่ได้หมายความว่า ชิ้นส่วนนี้มีค่าความแข็งแรงลดลงหรือมีคุณภาพต่ำลง จนเป็นสาเหตุของการแตกหักได้ เพราะชิ้นทดสอบมีขนาดเล็ก ซึ่งไม่สามารถจะแทนชิ้นส่วนทั้งชิ้นได้ เช่น ชิ้นส่วนที่เสียหายอาจจะแตกหักแบบเปราะได้ที่อุณหภูมิปกติ แต่ถ้านำชิ้นส่วนมาทดสอบการกระแทก พบว่า วัสดุชนิดเดียวกันจะแตกหักที่อุณหภูมิต่ำกว่าศูนย์เซลเซียส (ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับคุณสมบัติของวัสดุ ชิ้นทดสอบด้วยว่าขึ้นอยู่กับขนาดของชิ้นทดสอบด้วยหรือไม่)

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง ทำให้ได้รับข้อมูลรอยร้าวขนาดเล็ก ขนาดและรูปร่างของเกรน (Grain Size) สิ่งเจือปน (Impurity) การตกตะกอน รูพรุน โพรงอากาศ ลักษณะและคุณภาพของการผลิต เช่น การหล่อ การทุบ การเชื่อมต่อ การเคลือบผิว การกลึง การไส และการอบชุบ เป็นต้น

การตรวจสอบแบบไม่ทำลาย เพื่อตรวจหารอยบกพร่อง

เช่น รอยร้าวขนาดเล็กบนผิวชิ้นงาน และรอยบกพร่องที่มีอยู่ภายในชิ้นงานหรือรอยแตกร้าวที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน

การวิเคราะห์ความเค้นและการทดสอบจำลอง (Stress Analysis and Simulation Test)

การวิเคราะห์ความเค้นด้วยสเตรนเกจ หรือทรานสดิวเซอร์เพื่อหาภาระกรรม (Load) ที่เกิดกับชิ้นงาน ในขณะทำงานตามสภาวะที่ใช้งานของชิ้นงาน จะช่วยทำให้ทราบสาเหตุของความเสียหายได้นอกจากนั้นยังมีวิธีการทำการทดสอบจำลองหลายวิธี เพื่อวิเคราะห์สาเหตุของความเสียหาย เช่น การนำชิ้นงานไปทดสอบสภาพทนต่อการกัดกร่อน (Corrosion Test) หรือการทดสอบการคืบ (Creep Test) เป็นต้น

2.6.1.6 การประเมินผลและการสรุปผลวิเคราะห์

ต้องนำข้อมูลผลการวิเคราะห์ทั้งหมด รวมทั้งประวัติและข้อมูลเกี่ยวกับชิ้นงานมาประกอบกันอย่าง สมเหตุสมผลบางครั้งความเสียหายอาจมีสาเหตุมาจากหลายเหตุผล ดังนั้นในการหาสาเหตุของความเสียหาย ควรแยกสาเหตุแรกหรือสาเหตุหลักออกจากสาเหตุอื่นที่อาจมีผลทำให้เกิดความเสียหายได้ ง่ายขึ้นเท่านั้น

2.6.1.7 ข้อเสนอแนะและวิธีการแก้ไข

ข้อเสนอแนะและวิธีการแก้ไขเพื่อป้องกันความเสียหายที่เกิดขึ้นได้ในอนาคตขึ้นอยู่กับชนิดของความเสียหาย เช่น ความเสียหายอาจเกิดเนื่องจากการติดตั้งโครงสร้าง การออกแบบ การผลิต การใช้งาน หรือการเลือกใช้วัสดุ

2.7 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

การศึกษาของ Harrison และคณะ [27] ในหัวข้อ “The Gaseous Carburization of Austenitic Steels” โดยศึกษาพฤติกรรมการเสื่อมสภาพของชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด 25Cr – 20Ni หรือ AISI 310 ที่สัมผัสกับบรรยากาศของแก๊สที่เป็นแบบคาร์บูไรซิ่งที่ผสมกันระหว่าง H_2 กับ CH_4 ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 825-1,000 องศาเซลเซียส จากข้อมูลทางจุลศาสตร์สำหรับการสัมผัสกับบรรยากาศดังกล่าวในช่วงระยะเวลาไม่เกิน 1,100 ชั่วโมง พบว่าชิ้นงานเกิดคาร์บูไรเซชันอย่างรุนแรง หลังจากแช่ในบรรยากาศแก๊สที่มีอุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลาไม่นาน นอกจากนั้น ยังพบว่า ส่วนผสมทางเคมีและสภาพของผิวหน้าของชิ้นงานมีความสำคัญอย่างมากในช่วงอุณหภูมิ 825 องศาเซลเซียส

การศึกษาของ Grabke [11] ได้กล่าวว่าโลหะผสมระหว่าง Fe-Ni-Cr ถ้าอยู่ได้สภาวะที่เป็นคาร์บูไรซิ่ง โลหะผสมนั้นจะปกป้องตัวเองด้วยชั้นโครเมียมออกไซด์ คาร์บอนที่แพร่เข้าไปในโลหะผสมเกิดขึ้นจากการแพร่ของคาร์บอนในรูปโมเลกุลผ่านบริเวณที่เป็นรูพรุนของสเกล คาร์บอนที่แพร่เข้าไปนั้น

จะมีผลกระทบต่อสมบัติความต้านทานการคืบของวัสดุ หรือในสภาวะอื่นจะทำให้เกิดการแตกร้าวของสเกลได้ เช่น การขยายตัวของปริมาณกราไฟต์ที่ผิวหน้าสัมผัสระหว่างชั้นออกไซด์และโลหะพื้น นอกจากนั้นแล้วชั้นออกไซด์สามารถเสียหายได้โดยการเกิดปฏิกิริยารีดักชันหรือการกลายสภาพจาก Cr_2O_3 ไปเป็นคาร์ไบด์ ที่มักจะเกิดขึ้นในช่วงการใช้งานที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า 1,100 องศาเซลเซียส) และมีค่า Carbon Activity สูง นอกจากนั้น Grabke ยังได้ศึกษาวัสดุ NiCr 32 20 และ NiCrSi 6016 ในสภาวะบรรยากาศที่ผสมกันระหว่าง CH_4 กับ H_2 ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 900-1,000 °C ซึ่งจากการตรวจสอบ พบว่าภายใต้สภาวะคาร์บูไรเซชันดังกล่าวทำให้เกิดคาร์ไบด์ขึ้นภายในเนื้อวัสดุ ในรูปของ M_7C_3 และ M_{23}C_6 เกิดขึ้น (โดย M ส่วนใหญ่อยู่ในรูปของ Cr) อัตราการเกิดคาร์บูไรเซชันจะวัดจากการแพร่ของคาร์บอนในโลหะพื้น Fe-Ni โดยการตกตะกอนของคาร์ไบด์ จากการศึกษาสามารถยืนยันได้ว่าความต้านทานการกัดกร่อนจะขึ้นอยู่กับความเสถียรภาพของชั้นโครเมียมออกไซด์

Zeng [7] ได้กล่าวถึงการเกิดฝุ่นโลหะว่ามักจะสังเกตเห็นได้ที่อุณหภูมิสูงและอยู่ในสภาวะออกซิไดซ์สูง และคาร์บูไรซ์ และพบว่ามีสองวิธีที่สามารถป้องกันโลหะผสมจากการเกิด Metal Dusting Corrosion คือ

1. การปรับปรุงชั้นออกไซด์บนผิวหน้าโลหะผสม นั้นหมายถึงการลดปริมาณของคาร์บอนที่สามารถส่งผ่านเนื้อวัสดุไปได้ คือ การทำให้ความสามารถในการละลายได้ของคาร์บอนในออกไซด์มีค่าต่ำกว่าโลหะและต่อต้านการส่งผ่านคาร์บอนเข้าสู่โลหะผสมโดยชั้นออกไซด์ ซึ่งวิธีการดังกล่าวจะขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีเป็นสำคัญ นอกจากนั้นยังขึ้นอยู่กับโครงสร้างที่เป็นจุดบกพร่องและความแข็งแรงของชั้นออกไซด์ด้วย
2. ใช้ตัวยับยั้ง เช่น H_2S ซึ่งจะลดการเร่งปฏิกิริยาบนผิวหน้าโลหะ ถ้ามีจุดบกพร่องที่มีอนุภาคนิกเกิลปรากฏอยู่ในชั้นโครเมียมออกไซด์ จะทำให้การแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในโลหะผสมและการเกิดฝุ่นโลหะสามารถเกิดขึ้นได้บริเวณจุดบกพร่องดังกล่าว

อนุภาคนิกเกิลเป็นธาตุที่สามารถทำให้เพิ่มอัตราการแพร่ของคาร์บอนสูงขึ้น

เนื่องจากอะตอมของออกซิเจนมีขนาดใหญ่กว่าอะตอมของคาร์บอนมาก ทำให้อัตราการแพร่ของออกซิเจนไม่สูงพอที่จะสร้างชั้นโครเมียมออกไซด์ที่มีความต่อเนื่องได้ จึงทำให้คาร์บอนเกิดการแพร่เข้าไปในโลหะได้อย่างต่อเนื่อง แต่จะต้านทานการแพร่ของออกซิเจน

Yoon และ Jeong [12] ได้กล่าวว่า การแตกร้าวของสเกลที่เกิดขึ้นบนเหล็กกล้าผสมโครเมียม นิกเกิล จะต้องเกิดขึ้นเนื่องจากสาเหตุหลักคือ ความแตกต่างของค่าสัมประสิทธิ์การนำความร้อนระหว่างชั้น

สเตลออกไซด์และโลหะ นอกจากนั้นยังได้กล่าวว่าถ้าใช้งานโลหะผสมดังกล่าวในสภาวะอุณหภูมิสูงเกิน 1,000-1,100 องศาเซลเซียส จะทำให้ Cr_2O_3 ที่มีความเสถียรเปลี่ยนไปเป็น CrO_3 ที่ระเหยได้ และจะเกิดการออกซิเดชันในอัตราที่รวดเร็ว

ความสามารถของเหล็กกล้าไร้สนิมที่จะฟอร์มชั้นสเกลโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) ขึ้นอยู่กับความเข้มข้นของโครเมียมที่สามารถใช้งานได้บนผิวหน้าชิ้นงาน ความเข้มข้นนี้สามารถที่จะต่ำกว่าองค์ประกอบที่เป็นส่วนผสมของวัสดุ โดยการตกตะกอนภายในเนื้อโลหะผสมในรูปของสารประกอบที่มีโครเมียมปริมาณสูง นอกจากนั้นโครเมียมยังสามารถลดลงได้โดยการฟอร์มตัวและการหลุดร่อนของชั้นดังกล่าวที่มีลักษณะการเกิดเป็นคาบ [1] งานวิจัยนี้ให้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์เกี่ยวกับการกัดกร่อนของโลหะผสมระหว่าง Fe-Ni-Cr ที่สามารถฟอร์มชั้นโครเมียมออกไซด์ที่ผิวหน้าและมีความเสถียร แต่กลับมีความอึดตัวอย่างยิ่งยวดของธาตุคาร์บอน เมื่อได้รับอุณหภูมิสูงแบบเป็นคาบ (Cyclic Thermal) จะเป็นการเร่งให้เกิดการสูญเสียของโลหะผสม เช่น โครเมียม และเกิดการตกตะกอนของสารประกอบภายในเนื้อวัสดุ

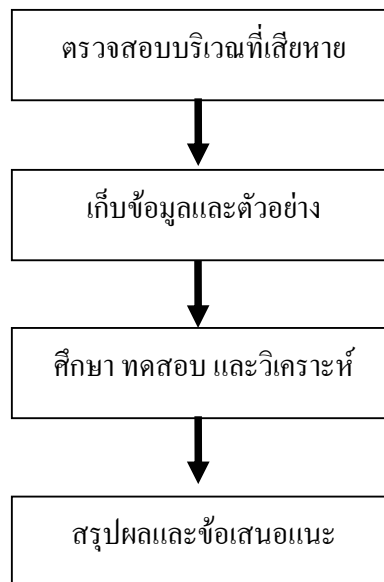
และจากการศึกษาของ Yin [3] พบว่า การเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburisation) ของเหล็กกล้าไร้สนิม ออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง และมีแก๊สมีเทน (CH_4) และไฮโดรเจน (H_2) เป็นองค์ประกอบ ในการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์ ได้ชี้ให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เป็นสภาวะที่แบ่งขอบเขต (Boundary Condition) คือ ที่ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะได้สภาวะแบบผสมเป็น Oxidizing/Carburizing ในขณะที่ในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะมีสภาวะเป็นแบบ Reducing/Carburizing ผลที่ได้จากการทดสอบและทดลองให้ผลที่สอดคล้องกับการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์ ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1,000 องศาเซลเซียส เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 เกิดคาร์บูไรเซชันและออกซิเดชันที่ผิวด้านนอก และเกิดคาร์บูไรเซชันภายในเนื้อวัสดุ ส่วนที่สภาวะอุณหภูมิสูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะเกิดคาร์บูไรเซชันที่ผิวด้านนอก และไม่เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ที่ผิวด้านนอก การแยกตัวตกตะกอน (Segregation) ของโครเมียม แสดงให้เห็นถึงผลของอุณหภูมิที่มีต่อการฟอร์มตัวที่ต่อเนื่องของชั้นสเกลที่ก่อตัวบนผิวหน้าวัสดุ และพฤติกรรมของกระบวนการคาร์บูไรเซชัน

บทที่ 3 การดำเนินการวิจัย

3.1 บทนำ

งานวิจัยนี้ทำการศึกษาถึงผลของสภาวะการใช้งานในบรรยากาศของเตาเผาวัสดุทนไฟ ที่เกิดจากการสันดาปของแก๊สธรรมชาติที่อุณหภูมิสูง และส่งผลต่อท่อเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนนิติกเกรด AISI 310 เพื่อศึกษาปัจจัยและกลไกที่ทำให้เกิดการเสื่อมสภาพของวัสดุ และการเลือกใช้วัสดุที่เหมาะสมกับสภาวะดังกล่าว โดยเฉพาะในกรณีที่ไม่สามารถเปลี่ยนแปลงสภาวะการใช้งานได้

เพื่อให้ทราบถึงปัจจัยและกลไกที่ทำให้เกิดการเสื่อมสภาพของ Burner Pipe จึงได้ทำการวางแผนการศึกษาตามขั้นตอนดังแสดงในรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 แผนผังขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

จากแผนผังที่แสดงในรูปที่ 3.1 สามารถขยายรายละเอียดของกระบวนการศึกษาที่เกี่ยวข้องทั้งหมดได้คือ

3.2 การศึกษาปัญหาที่เกิดขึ้นที่โรงงาน

การศึกษาปัญหาที่เกิดขึ้นที่โรงงาน เพื่อศึกษาลักษณะทางกายภาพต่างๆ ของเตา และสอบถาม ปัญหาที่เกิดขึ้นจากผู้ปฏิบัติงาน เนื่องจากเป็นแนวทางที่ได้ข้อมูลจริง พร้อมทั้งได้รับทราบข้อมูล ต่างๆ ที่จำเป็นต่อการวิเคราะห์ ได้แก่ สภาพการใช้งาน การติดตั้งชิ้นส่วนอุปกรณ์ การควบคุม สภาพะการใช้งาน การถอดเปลี่ยน นอกจากนั้นยังสามารถเลือกตัวอย่างที่เหมาะสมและเพียงพอ มาใช้ในการตรวจสอบในห้องปฏิบัติการ

3.2.1 การใช้เทคนิคการตรวจสอบด้วยสายตา

ศึกษาลักษณะการใช้งานของวัสดุและอุปกรณ์ที่เกี่ยวข้อง ขั้นตอนการปฏิบัติงาน องค์ประกอบของ สิ่งแวดล้อมที่เกี่ยวข้อง โดยรวบรวมข้อมูลเกี่ยวกับอุณหภูมิ ลักษณะการรับแรง บรรยากาศภายใน ท่อและภายในเตา ลักษณะที่ปรากฏระหว่างการใช้งาน ตำแหน่งที่เกิดการเสียหาย ลักษณะที่ปรากฏ ของท่อหลังเกิดการเสียหาย

3.2.2 เก็บตัวอย่างของชิ้นส่วน

ทำการเก็บตัวอย่างท่อที่เกิดการเสียหาย ชิ้นส่วนที่เกิดการหลุดร่อน และข้อมูลต่างๆ ที่เกี่ยวข้อง เพื่อนำมาใช้วิเคราะห์ในห้องปฏิบัติการ โดยทำการบันทึกข้อมูลที่ได้จากการสอบถามเจ้าหน้าที่ที่ เกี่ยวข้อง พนักงานที่ควบคุมการใช้งานของท่อ ถ่ายภาพในบริเวณการใช้งานของอุปกรณ์ พร้อม ข้อมูลการใช้งานและการตรวจสอบที่ผ่านมา

3.3 ศึกษาข้อมูลของวัสดุและสภาวะแวดล้อม

เนื่องจากการเสื่อมสภาพของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ดังกล่าว เกิดจากการ ใช้งานในสภาวะแวดล้อมที่มีการสั่นดาบของแก๊สธรรมชาติที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นจึงจำเป็นต้องศึกษา ข้อมูลทางวิชาการที่เกี่ยวข้องกับวัสดุและสภาวะการใช้งานจากเอกสารอ้างอิงทั่วไป นอกจากนี้ยัง ได้ทำการศึกษาข้อมูลจากกรณีความเสียหายของวัสดุเกรดดังกล่าวและถูกใช้งานในสภาวะใกล้เคียง กัน โดยค้นคว้าข้อมูลเกี่ยวกับชนิดของวัสดุ ในเรื่องเกี่ยวกับคุณสมบัติเชิงกล ทางเคมี และ ความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ศึกษาหลักการทางเทอร์โมไดนามิกส์ของฟิล์มโครเมียม ออกไซด์ ศึกษาสภาวะที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงของแก๊สธรรมชาติ ซึ่งได้แก่ปฏิกิริยาออกซิเดชัน คาร์บูไรเซชัน เป็นต้น ศึกษาข้อมูลเกี่ยวกับวัสดุเหล็กกล้าไร้สนิมเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง ศึกษา กรณีความเสียหายที่ใกล้เคียงจากบทความที่ตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ และหนังสือคู่มือต่างๆ

3.4 วางแผนเพื่อดำเนินการวิจัย

เมื่อได้ข้อมูลที่เป็นประโยชน์จากการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพ สภาพแวดล้อมของเตา ระหว่างปฏิบัติการ ข้อมูลสภาวะการใช้งานของท่อและเตา และชิ้นงานตัวอย่างที่เกิดการเสียหาย และที่มีสภาพปกติ โดยนำข้อมูลทั้งหมดไปร่วมปรึกษากับทางบริษัทและอาจารย์ที่ปรึกษา เพื่อใช้เป็นแนวทางในการดำเนินการวิจัย

3.5 ดำเนินการตรวจสอบ

เมื่อทำการวางแผนเพื่อดำเนินการหาสาเหตุและสาเหตุที่ทำให้เกิดการเสียหายของท่อแล้ว จากนั้นจึงได้ดำเนินการวิเคราะห์หาปัจจัยและกลไกที่ทำให้ชิ้นส่วนเกิดการเสียหาย ประกอบด้วยขั้นตอนต่างๆ ดังนี้

3.5.1 การตรวจสอบด้วยสายตา

ตรวจสอบลักษณะทางกายภาพของชิ้นงานที่เกิดการเสียหาย ด้วยเทคนิคการตรวจสอบด้วยสายตา (Visual Inspection) และกล้องถ่ายภาพกำลังขยายต่ำ ได้แก่ กล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิดสเตอริโอ (Optical Stereo Microscope) และกล้องถ่ายภาพระบบดิจิทัล (Digital Camera) เพื่อศึกษาลักษณะการเสียหายที่เกิดขึ้นเบื้องต้น

3.5.2 การตรวจสอบความหนาของท่อ

ทำการวัดความหนาของท่อใหม่ที่ยังไม่ผ่านการใช้งาน โดยเปรียบเทียบกับท่อที่เกิดความเสียหาย ด้วยเวอร์เนียสแคลิเปอร์ ในหน่วยมิลลิเมตร ที่ค่าความแม่นยำจุดทศนิยม 2 ตำแหน่ง โดยท่อที่เกิดการเสียหายได้ทำการสุ่มมาวัดความหนาในบริเวณที่เกิดความเสียหายรุนแรงจำนวน 3 ท่อ และท่อใหม่ที่ยังไม่ผ่านการใช้งานจำนวน 1 ท่อ

3.5.3 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกล

3.5.3.1 วิเคราะห์องค์ประกอบของแผ่นสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค XRF

เก็บตัวอย่างแผ่นสเกลที่เกิดการหลุดร่อนภายในท่อ เตรียมตัวอย่างด้วยการบดแผ่นสเกลให้ละเอียด แล้วอัดขึ้นรูปเป็นเม็ดให้มีขนาดที่เหมาะสม เพื่อไปทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกลที่หลุดร่อนด้วยเทคนิคเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ (X-Ray Fluorescence; XRF) ผลที่ได้จากการตรวจสอบจะแสดงองค์ประกอบทางเคมีของธาตุต่างๆ พร้อมปริมาณในสัดส่วนโดยปริมาตร

3.5.3.2 วิเคราะห์หาสารประกอบของสเกลที่หลุดร่อนด้วยเทคนิค XRD

เก็บตัวอย่างแผ่นสเกลที่เกิดการหลุดร่อนภายในท่อ เตรียมตัวอย่างด้วยการบดแผ่นสเกลให้ละเอียด แล้วอัดขึ้นรูปให้มีขนาดที่เหมาะสมกับอุปกรณ์สำหรับวางตัวอย่าง เพื่อไปทำการวิเคราะห์หาชนิดของสารประกอบของสเกลหรือโครงสร้างที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffraction; XRD) ค่าที่ได้จากการตรวจสอบจะแสดงชนิดของโครงสร้าง (Structure) ที่ฟอร์มตัวเป็นสารประกอบ

3.5.3.3 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค EDS

เก็บตัวอย่างแผ่นสเกลที่เกิดการหลุดร่อนภายในท่อ เตรียมตัวอย่าง 2 ตัวอย่าง ได้แก่ ผิวหน้าของสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน และด้านที่ติดกับเนื้อวัสดุ (Base Metal) เพื่อไปทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Energy Dispersive Spectrometry; EDS) ผลที่ได้จากการตรวจสอบจะแสดงธาตุองค์ประกอบที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าสเกลทั้งสองด้านทั้งเชิงคุณภาพ (Qualitative) และเชิงปริมาณ (Quantitative)

3.5.3.4 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีตามแนวภาคตัดขวางแบบ Line Scan

นำชิ้นงานที่ตัดตามแนวภาคตัดขวางบริเวณที่มีการเสียหายรุนแรง มาเตรียมผิวหน้าโดยขัดหยาบและละเอียด แล้วนำไปตรวจสอบลักษณะทางกายภาพที่ปรากฏบนตัวอย่างทดสอบ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (SEM) แล้วทำการตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุที่เป็นองค์ประกอบของวัสดุ ด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan

3.5.3.5 วิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ

ตัดตัวอย่างชิ้นส่วนท่อที่เกิดการเสียหายไปทดสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยเครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Spark Emission Spectrometer) โดยผลที่ได้จากการตรวจสอบจะแสดงธาตุที่เป็นองค์ประกอบพร้อมเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก (Wt.%) ของธาตุนั้นๆ และเปรียบเทียบส่วนผสมตามมาตรฐานที่กำหนดของวัสดุ คือ AISI Standard

3.5.3.6 วิเคราะห์ภาคตัดขวางและโครงสร้างจุลภาค

ตัดชิ้นงานตัวอย่างจากท่อที่เกิดการเสียหาย จำนวน 3 ตัวอย่างบริเวณด้ามจับ ตรงกลางและส่วนที่ติดกับ Nozzle เพื่อนำไปตรวจสอบลักษณะที่ปรากฏตามแนวภาคตัดขวางและโครงสร้างจุลภาค โดยเริ่มจากการขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดผิวหน้าด้วยกรด (Glyceregia เป็นระยะเวลาประมาณ 30 วินาที) จากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Reflected Light Microscope)

จุดประสงค์ของการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค คือ ศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค เปรียบเทียบกันตั้งแต่ผิวด้านนอกท่อเข้าสู่ผิวด้านในท่อ โดยเฉพาะบริเวณผิวด้านในท่อ ที่เกิดการก่อตัวของสเกล (Scale Formation)

3.5.3.7 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM และ EDS

ศึกษาโครงสร้างและเฟสต่างๆ ที่ปรากฏในโครงสร้างจุลภาค ของชิ้นส่วนที่มีความเสียหายรุนแรงมากที่สุด คือ ส่วนที่ติดกัน Nozzle ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (Scanning Electron Microscope; SEM) และทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของ โครงสร้างและเฟสที่ปรากฏต่างๆ ด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Energy Dispersive Spectrometry; EDS) นอกจากนั้น ยังศึกษาการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ผ่านหน้าตัดของท่อด้วยเทคนิค Line Scan

3.5.3.8 ทดสอบความแข็งตามแนวภาคตัดขวาง

นำชิ้นงานที่ผ่านการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคทั้งชิ้นส่วนท่อที่มีสภาพปกติและชิ้นส่วนที่เกิดการเสียหายไปทดสอบความแข็งในระดับจุลภาค (Micro-hardness) ในหน่วยวิกเกอร์ส (Vickers Hardness) ด้วยแรงกด 300 กรัม ($Hv_{0.3}$) โดยทำการวัดความแข็งผ่านภาคตัดขวาง (Cross Section) ของท่อด้วยระยะห่างของรอยกด 0.5 มิลลิเมตร จากนั้นนำค่าที่ได้จากการทดสอบไปพล็อตกราฟ เพื่อแสดงการเปลี่ยนแปลงของค่าความแข็งระหว่างท่อที่มีสภาพปกติและท่อที่เสียหาย

3.5.3.9 การทดลองด้วยกระบวนการทางความร้อน

ตัดชิ้นงานจากท่อที่ยังไม่ผ่านการใช้งานและจากท่อที่เกิดการเสียหายอย่างละ 6 ชิ้น นำไปเผาเพื่อให้ความร้อนด้วยเตาเหนี่ยวนำ (Induction Furnace) ซึ่งมีขั้นตอนดังนี้

1. แยกชิ้นงานเป็น 2 ชุด แต่ละชุดประกอบด้วยชิ้นงานจากท่อใหม่และท่อเก่าอย่างละ 3 ชิ้น
2. ชุดแรกทำการให้ความร้อนไปที่ 1,000 องศาเซลเซียส แล้วทำการชุบในน้ำ
3. ชุดที่สองทำการให้ความร้อนไปที่ 1,000 องศาเซลเซียส แช่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วทำการชุบในน้ำ (Water Quench)
4. นำไปเตรียมตัวอย่างเพื่อใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาค โดยการขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดผิวหน้าด้วยกรด ซึ่งมีส่วนผสมระหว่างกรดไนตริก (Nitric; HNO_3) 1 ส่วน และกรดไฮโดรคลอริก (Hydrochloric; HCl) 3 ส่วน
5. นำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิดแสงสะท้อน (Optical Reflected Light Microscope)

การทดลองดังกล่าวมีจุดประสงค์เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่เกิดการเสื่อมสภาพแล้ว เพื่อตรวจสอบว่ามีการตกตะกอนของเฟสที่มีโครเมียมสูงเป็นองค์ประกอบและมีการเปลี่ยนแปลงไปอย่างไรบ้าง เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่มีสภาพปกติ

3.6 วิเคราะห์ผลการตรวจสอบ

รวบรวมผลที่ได้จากการศึกษาทุกขั้นตอน เพื่อทำการวิเคราะห์และวิจารณ์ผล โดยใช้ข้อมูลที่ได้จากการศึกษาจากงานวิจัยต่างๆ และจากหนังสือวิชาการสนับสนุนการอธิบายด้วยความเป็นเหตุเป็นผล โดยการอธิบายกลไกที่ทำให้เกิดการเสียหาย ตัวแปรที่เกี่ยวข้องต่างๆ และรูปแบบของการเสียหายที่เกิดขึ้น

3.7 สรุปผล

นำข้อมูลที่ได้จากการวิเคราะห์และวิจารณ์ผลไปสรุปหาเหตุความน่าจะเป็นของการเสื่อมสภาพของท่อ

3.8 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

ดังที่กล่าวมาแล้วข้างต้นในการวิจัยครั้งนี้ได้ใช้ท่อเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ซึ่งเป็น Burner Pipe ที่บริษัทผู้รับออกแบบและติดตั้งเลือกใช้ในระบบการพ่นแก๊สธรรมชาติเข้าสู่เตาเผา เพื่อทำการสันดาปและให้พลังงานความร้อน โดยท่อที่เลือกใช้ในการวิเคราะห์และทดสอบครั้งนี้ คัดเลือกจากชิ้นส่วนที่เกิดการเสียหายในระหว่างการใช้งาน จำนวน 3 ท่อ และท่อที่ยังไม่ผ่านการใช้งาน คือมีสภาพปกติจำนวน 1 ท่อ เพื่อใช้ในการเปรียบเทียบบัติต่างๆ นอกจากนี้ยังได้เก็บตัวอย่างสเกลที่เกิดการหลุดร่อนภายในท่อที่เกิดการเสียหาย เพื่อไปศึกษาลักษณะทางกายภาพและองค์ประกอบทางเคมี

3.9 เครื่องมือและเทคนิคที่ใช้ในการวิจัย

3.9.1 กล้องถ่ายภาพระบบดิจิทัล (Digital Camera)

ใช้ในการถ่ายภาพบริเวณเตาที่กำลังใช้งาน ลักษณะทางกายภาพของท่อระหว่างปฏิบัติการ ชิ้นส่วนท่อที่เกิดการเสียหาย เพื่อนำภาพที่ได้มาประกอบการอธิบายลักษณะทางกายภาพที่ปรากฏของเตาและชิ้นส่วนท่อที่เกิดการเสียหาย

3.9.2 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง ชนิดแสงสะท้อน (Reflected Light Microscope)

เป็นกล้องที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน โดยมีกำลังขยายตั้งแต่ 50 ถึง 1,000 เท่า ชิ้นงานที่ใช้ในการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงจะผ่านการเตรียมตัวอย่างด้วยการขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดกรดเพื่อให้ปรากฏโครงสร้างจุลภาค ลักษณะที่ปรากฏของโครงสร้างจุลภาคสามารถบันทึกภาพและบอกขนาดพร้อมทั้งกำลังขยายได้

3.9.3 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (Scanning Electron Microscope)

ในการศึกษาลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลที่เกิดการหลุดร่อน และลักษณะที่ปรากฏของโครงสร้างจุลภาคของท่อที่เกิดการเสียหาย โดยชิ้นงานที่จะสามารถนำไปตรวจสอบจะผ่านการอบไล่ความชื้น และสามารถตรวจสอบได้ตั้งแต่กำลังขยายตั้งแต่ 20 ถึงประมาณ 200,000 เท่า ลักษณะที่ปรากฏสามารถบันทึกภาพและขนาดพร้อมทั้งกำลังขยายได้

3.9.4 เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (X-Ray Diffraction)

ใช้ในการศึกษาโครงสร้างของสารประกอบที่ฟอร์มตัวเป็นสเกล รวมทั้งหาชนิดของสารประกอบที่เกิดขึ้น ผลที่ได้จากการตรวจสอบด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชันสามารถบ่งบอกถึงโครงสร้างของสารประกอบที่เกิดขึ้นภายในสเกล โดยแสดงออกมาในรูปของสเปกตรัม เมื่อเทียบกับโครงสร้างที่ได้ทำการสอบเทียบไว้แล้ว จะสามารถบ่งบอกโครงสร้างเหล่านั้น

3.9.5 เครื่องเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนซ์ (X-Ray Fluorescence)

ใช้ในการศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของสเกลในเชิงปริมาณ ผลที่ได้จากการตรวจสอบจะแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสเกลและปริมาณของธาตุนั้นๆ

3.9.6 เครื่องวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Spark Emission Spectrometer)

ใช้ในการศึกษาส่วนผสมทางเคมีของท่อที่เกิดการเสียหาย และเพื่อนำค่าที่ได้ไปเปรียบเทียบกับมาตรฐานที่กำหนดของวัสดุ ค่าที่ได้จากการทดสอบสามารถนำไปหาชนิดและเกรดของวัสดุ โดยแสดงค่าออกมาในรูปของธาตุองค์ประกอบและปริมาณ

3.9.7 เทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Energy Dispersive Spectrometry)

ใช้ในการศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของผลิตภัณฑ์ที่เกิดจากการกัดกร่อน (สเกล) ทั้งในเชิงคุณภาพและปริมาณ ค่าที่ได้จะแสดงออกมาในรูปของสเปกตรัมที่ระบุธาตุต่างๆ และปริมาณ

3.9.8 เทคนิคการศึกษาโครงสร้างจุลภาคจากภาพถ่าย (Metallography)

เป็นเทคนิคที่ใช้ในการศึกษาลักษณะที่ปรากฏของโครงสร้างจุลภาคที่บริเวณต่างๆ ของท่อที่เกิดการเสียหาย และใช้ในการเปรียบเทียบกับท่อที่มีสภาพปกติ

3.10 การเลือกวัสดุใช้งานในสภาวะอุณหภูมิสูง

ศึกษาวัสดุที่อุตสาหกรรมวัสดุทนไฟนิยมนำมาใช้กันในปัจจุบัน และสามารถป้องกันปัญหาการเสื่อมสภาพของเหล็กกล้าไร้สนิมในระยะเวลาอันรวดเร็ว

บทที่ 4 ผลการตรวจสอบ

4.1 การตรวจสอบด้วยสายตา

ทำการเก็บข้อมูลการใช้งานและสถานะแวดล้อมที่เกี่ยวข้องที่หน้างาน พร้อมทั้งทำการบันทึกภาพจากการสอบถามพนักงาน พบว่า Burner ถูกใช้งานตลอด 24 ชั่วโมง มีอายุการใช้งานค่อนข้างสั้น คือประมาณ 1 เดือน และต้องทำการเปลี่ยนชิ้นส่วนท่อในอัตราที่ถี่ขึ้น ทำให้เกิดการสูญเสียกำลังการผลิตและค่าใช้จ่าย จากการตรวจสอบท่อที่เกิดการเสียหาย พบการเสื่อมสภาพบริเวณหัวเผาส่วนที่ติดกับหัวพ่นแก๊ส (Nozzle) โดยภายในท่อเกิดการแยกตัวของชั้นสเกล และเกิดการหลุดร่อนเป็นแผ่น ที่มีลักษณะเป็นสีดำและเปราะ เมื่อตรวจสอบที่หน้าเตา พบว่าบริเวณส่วนปลายของท่อที่สอดเข้าไปในเตา มีสีเหลือง-ส้ม ดังแสดงในรูปที่ 4.1 ส่วนบริเวณที่ไม่มีท่อสอดเข้าไปในเตา จะพบว่ามีเปลวเพลิงจากการสันดาปพุ่งออกมา เมื่อทำการวัดอุณหภูมิของท่อบริเวณส่วนปลายหลังจากถอดจากเตา แล้วทำการวัดแบบทันทีทันใด พบว่ามีอุณหภูมิอยู่ในช่วงระหว่าง 1,050-1,100 องศาเซลเซียส ส่วนอุณหภูมิภายในเตาประมาณ 1,730 องศาเซลเซียส ลักษณะของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนออกเป็นแผ่นภายในท่อแสดงในรูปที่ 4.2 และลักษณะทางกายภาพที่ปรากฏของส่วนปลายของท่อที่มีการเสื่อมสภาพอย่างรุนแรงแสดงในรูปที่ 4.3



รูปที่ 4.1 แสดงลักษณะของท่อระหว่างปฏิบัติการ



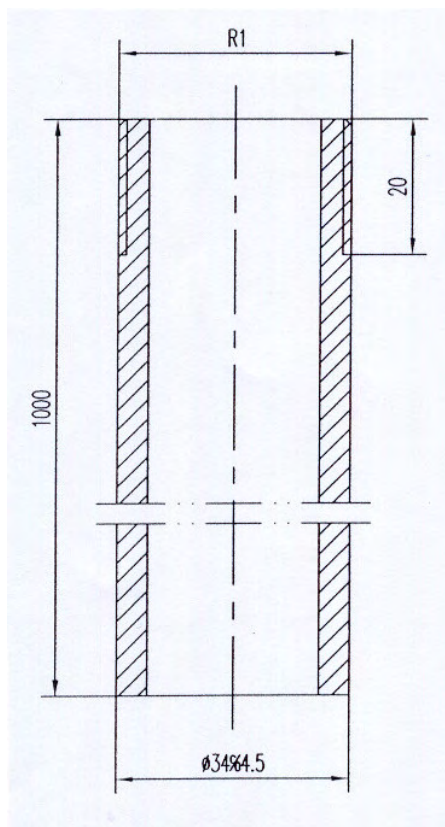
รูปที่ 4.2 แสดงหัวพ่นแก๊สที่เกิดการเสียหายและสเกลที่เกิดการหลุดร่อน



รูปที่ 4.3 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าด้านในท่อบริเวณที่เกิดการเสียหายอย่างรุนแรง

4.2 ข้อมูลเบื้องต้นของชิ้นงานท่อ

จากการตรวจสอบข้อมูลเบื้องต้นของชิ้นงานท่อ พบว่า เป็นท่อที่ผ่านกระบวนการอัดขึ้นรูป (Extrusion) ไม่มีรอยเชื่อมตะเจ็บ ตามแผนผัง (Drawing) ที่ได้ออกแบบไว้ดังแสดงในรูปที่ 4.4 พบว่า ท่อมีความยาว 1 เมตร เส้นผ่านศูนย์กลางรอบนอกท่อ 40 มม. และมีความหนาของผนังท่อ 3 มม.



รูปที่ 4.4 แผนผังแสดงขนาดของท่อ

ในระหว่างการใช้งาน ท่อดังกล่าวจะสวมอัดอยู่กับหัวฉีดพ่นแก๊ส (Nozzle) ที่มีลักษณะและขนาด ดังแสดงในรูปที่ 4.5

4.4 การตรวจสอบความหนาของท่อ

เมื่อทำการวัดความหนาของท่อใหม่ที่ยังไม่ผ่านการใช้งานเปรียบเทียบกับท่อที่เกิดความเสียหายพบว่า ท่อที่เกิดความเสียหายมีความหนาลดลงดังแสดงในตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4.2 ความหนาของท่อใหม่และท่อที่เกิดความเสียหายที่ตำแหน่งต่างๆ

ชิ้นงาน	ความหนาของผนังท่อ (มม.)					เฉลี่ย
	ตำแหน่งที่ 1	ตำแหน่งที่ 2	ตำแหน่งที่ 3	ตำแหน่งที่ 4	ตำแหน่งที่ 5	
ท่อใหม่	3.55	3.53	3.53	3.53	3.54	3.54
ท่อเก่า 1	2.81	2.82	2.83	2.79	2.80	2.81
ท่อเก่า 2	2.92	2.68	2.69	2.71	2.72	2.74
ท่อเก่า 3	2.65	2.67	2.83	2.92	2.86	2.79

จากตารางจะเห็นว่า ท่อที่เกิดความเสียหายมีค่าความหนาของผนังท่อลดลงประมาณ 20 เปอร์เซ็นต์เมื่อเทียบกับท่อใหม่ แต่ถ้าเทียบกับความหนาท่อตามที่ได้ออกแบบไว้ คือ หนา 3 มิลลิเมตร พบว่า มีความหนาลดลงประมาณ 10 เปอร์เซ็นต์ (ในระยะเวลา 1 เดือน)

4.5 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกล

4.5.1 การวิเคราะห์องค์ประกอบของแผ่นสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค XRF

ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกลที่หลุดร่อนด้วยเทคนิคเอกซเรย์ฟลูออเรสเซนส์ (XRF) พบว่ามีองค์ประกอบของธาตุและปริมาณดังแสดงในตารางที่ 4.3

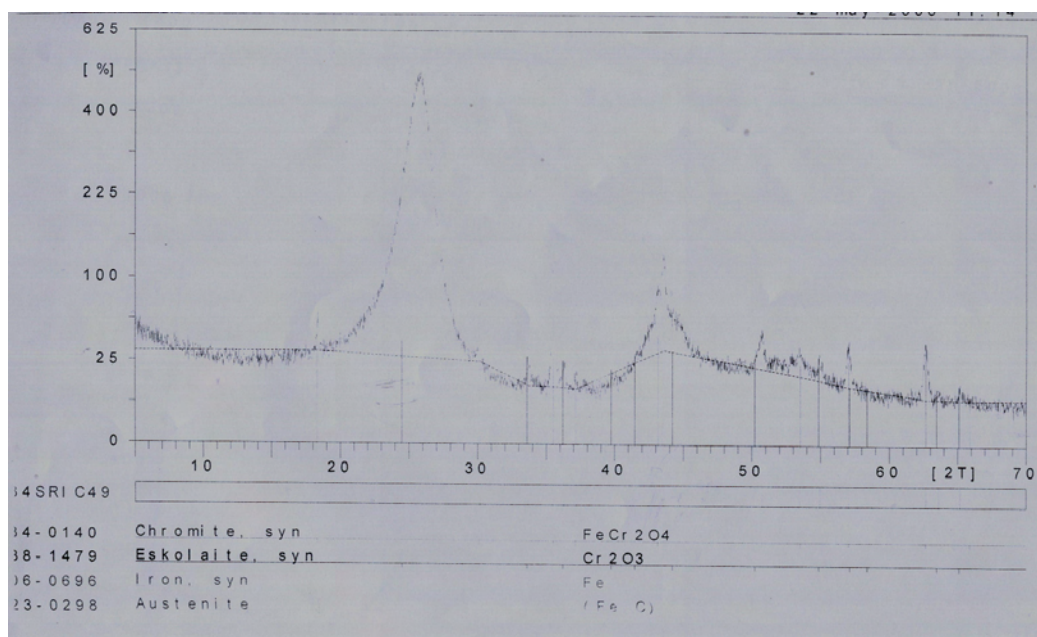
ตารางที่ 4.3 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้วยเทคนิค XRF

ธาตุ	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	อื่นๆ
Conc (%)	0.08	0.28	0.88	0.63	0.17	28.89	2.57	44.89	0.53	10.21	0.20	10.66

จากตารางแสดงให้เห็นว่า สเกลที่หลุดร่อนมีองค์ประกอบของเหล็ก โครเมียมและนิกเกิลเป็นส่วนใหญ่ ซึ่งเป็นองค์ประกอบหลักของวัสดุ

4.5.2 การวิเคราะห์หาชนิดสารประกอบของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค XRD

ผลการวิเคราะห์หาชนิดของสารประกอบของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค XRD พบว่าสเกลเป็นสารประกอบของ โครไมต์ (Chromite; FeCr_2O_4) และ เอสโคไลต์ (Eskolaite; Cr_2O_3) เป็นองค์ประกอบหลักดังแสดงในรูปที่ 4.6

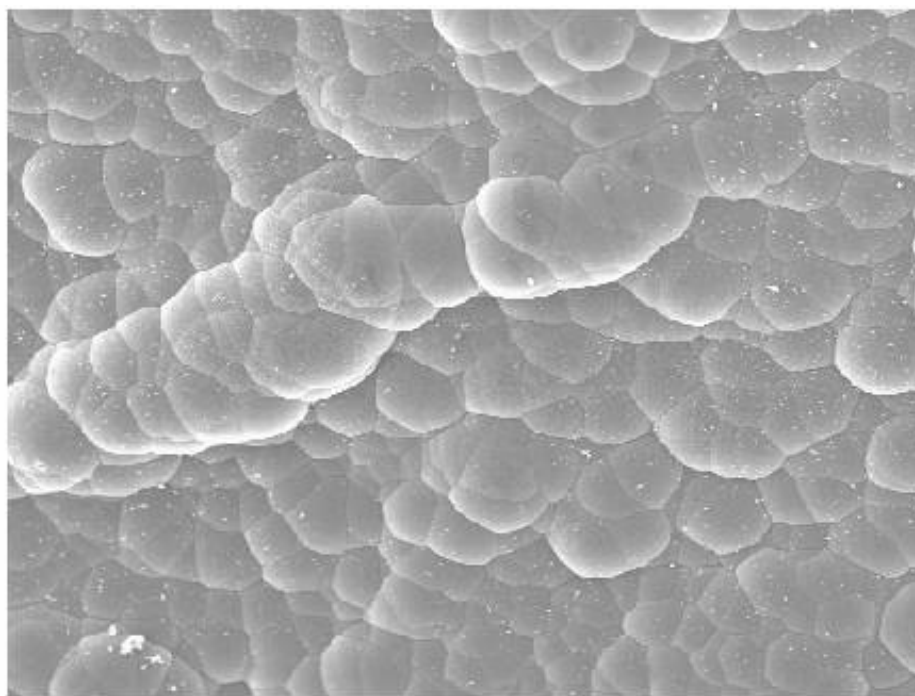


รูปที่ 4.6 สเปกตรัมแสดงชนิดของสารประกอบของสเกลที่เกิดการหลุดร่อน

จากการวิเคราะห์หาชนิดของสารประกอบด้วยเทคนิค XRD พบว่าไม่ปรากฏสารประกอบที่มีนิกเกิลเป็นองค์ประกอบ ซึ่งเป็นไปได้ว่า สารประกอบที่เกิดขึ้นไม่ได้อยู่ในรูปของผลึกที่มีความสมบูรณ์

4.5.3 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนด้วยเทคนิค EDS

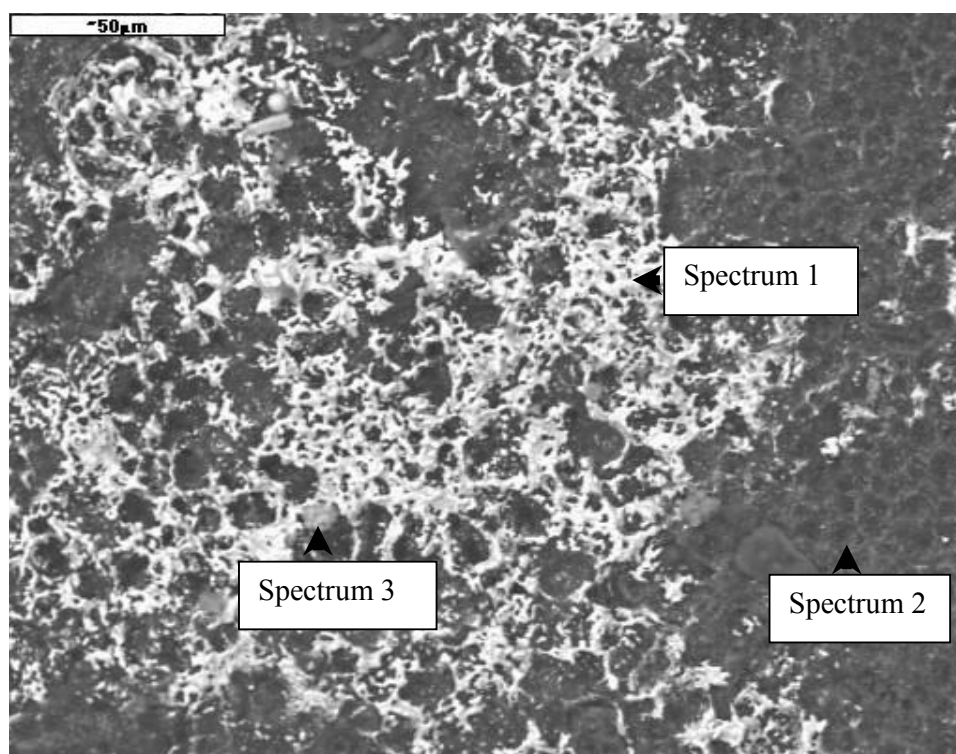
ผลการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนบนผิวด้านในท่อด้วย SEM บนผิวหน้าด้านที่สัมผัสกับแก๊ส (รัศมีด้านใน) พบว่ามีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 4.7 เมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้น พบว่ามีลักษณะที่ปรากฏ 3 ลักษณะ คือ คราบของพื้นหลักมีสีดำ และคราบที่เกิดการตกตะกอนเป็นก้อนมีสีเทา จากลักษณะที่ปรากฏดังกล่าว จึงได้ทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของผิวหน้าบริเวณต่างๆ 3 บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 4.8 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแสดงในตารางที่ 4.4 และรูปที่ 4.9-4.10 ตามลำดับ



1mm

Electron Image 1

รูปที่ 4.7 ลักษณะทางกายภาพของผิวหนังที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน

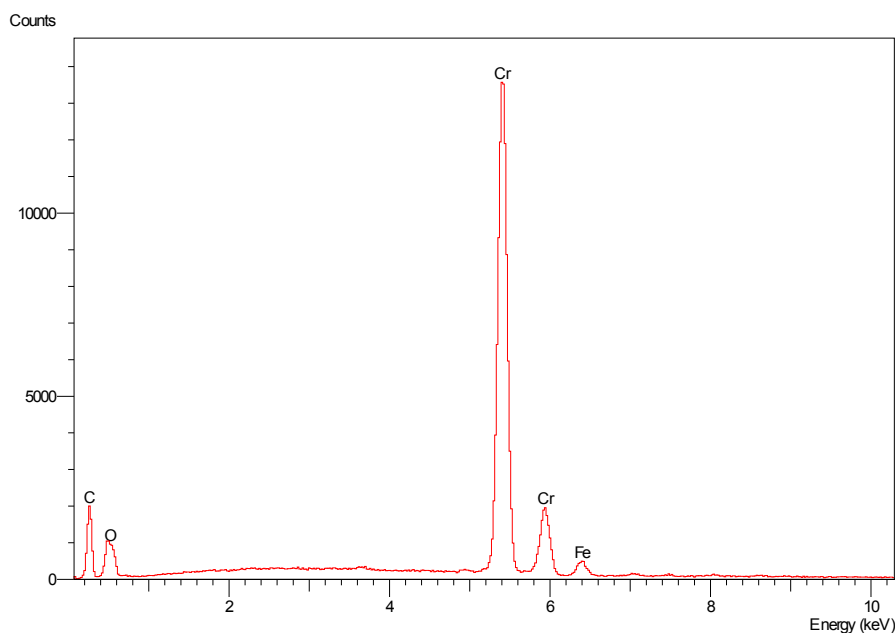


รูปที่ 4.8 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนและตำแหน่งที่ใช้ในการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี

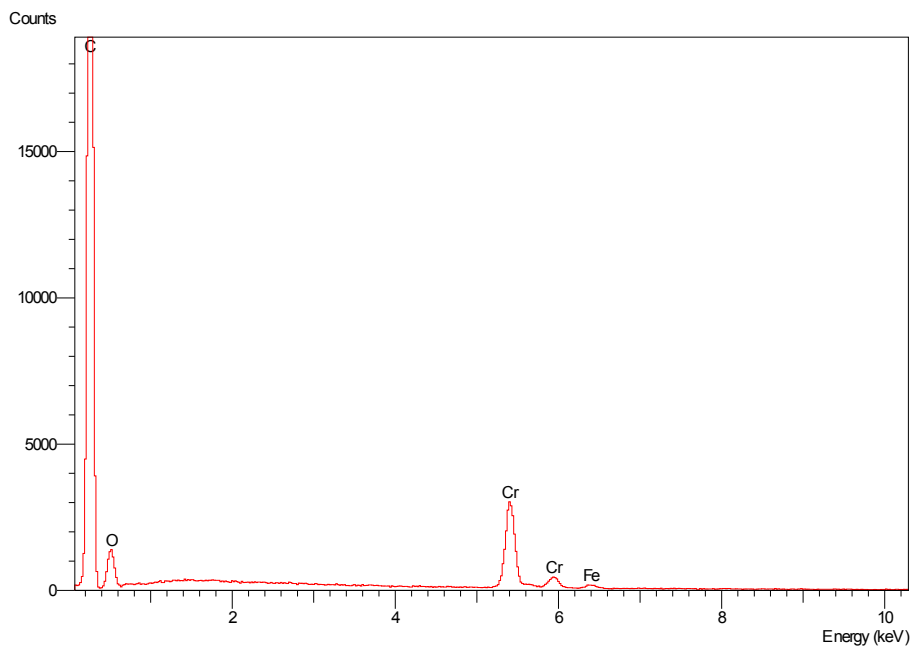
ตารางที่ 4.4 องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ บนแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อน

บริเวณที่ตรวจสอบ	ธาตุที่พบ
Spectrum ที่ 1	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) และเหล็ก (Fe)
Spectrum ที่ 2	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) และเหล็ก (Fe)
Spectrum ที่ 3	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) แมกนีเซียม (Mg) ซิลิคอน (Si) โครเมียม (Cr) และแมงกานีส (Mn)

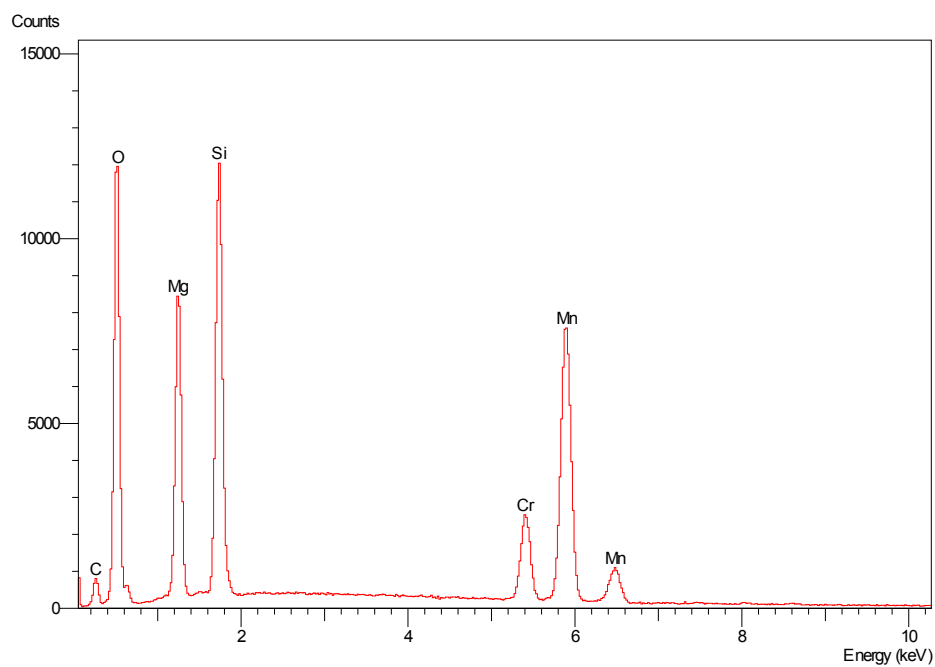
จากผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีด้วย EDS พบว่า บริเวณที่ 1 (Spectrum 1) และบริเวณที่ 2 (Spectrum 2) มีองค์ประกอบทางเคมีเป็นธาตุชนิดเดียวกัน แต่มีปริมาณของธาตุแตกต่างกัน กล่าวคือ บริเวณที่ 1 มีปริมาณของธาตุโครเมียมสูงกว่า ซึ่งเป็นไปได้ว่า คราบสีขาวที่ปรากฏในรูปที่ 4.7 เป็นสารประกอบของโครเมียมออกไซด์ และบริเวณที่ 2 มีปริมาณคาร์บอนสูงกว่า ซึ่งเป็นไปได้ว่าคราบสีดำที่ปรากฏเป็นสารประกอบประเภทเขม่า ที่เกิดจากโลหะทำปฏิกิริยากับคาร์บอน ส่วนบริเวณที่ 3 (Spectrum 3) พบว่ามีธาตุที่แตกต่างจากบริเวณที่ 1 และ 2 คือ ธาตุ แมกนีเซียม (Mg) ซิลิคอน (Si) และแมงกานีส (Mn) นอกจากนั้นยังไม่พบธาตุเหล็ก (Fe) ดังแสดงในรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.9 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 1 (Spectrum 1)



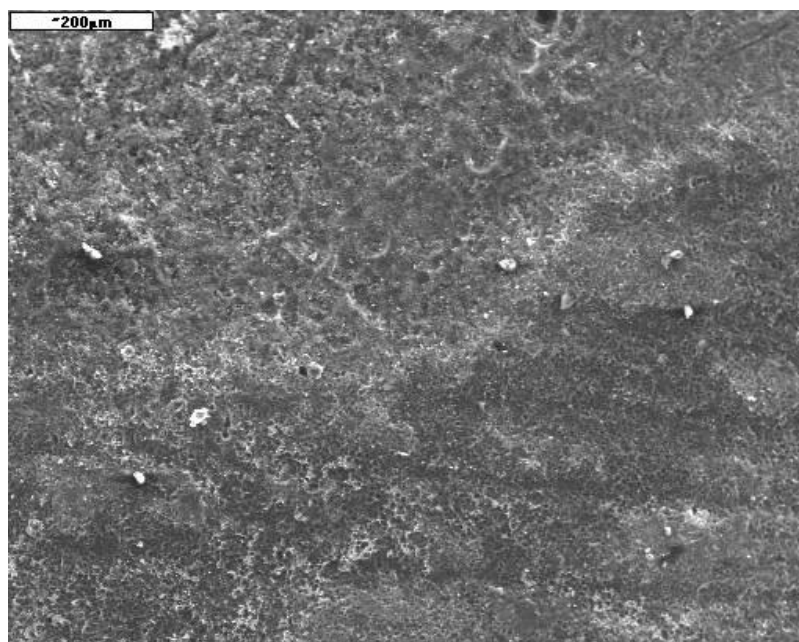
รูปที่ 4.10 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 2 (Spectrum 2)



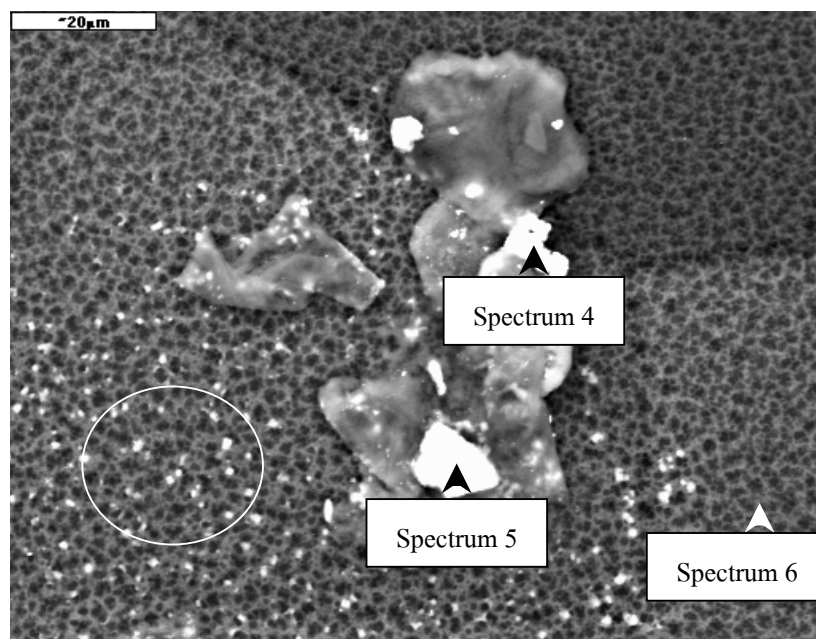
รูปที่ 4.11 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 3 (Spectrum 3)

จากนั้นได้ทำการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อนบนผิวด้านในท่อด้วย SEM บนผิวด้านที่สัมผัสกับเนื้อวัสดุ (รัศมีด้านนอก) พบว่ามีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 4.12 เมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงขึ้น พบว่ามีลักษณะที่พรุณ และมีการตกตะกอนของสารประกอบที่มีขาว

และเทา และได้ทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ 3 บริเวณ ดังแสดงในรูปที่ 4.13 นอกจากนั้นยังพบว่า บริเวณที่มีลักษณะพรุณ ยังมีสารประกอบตกค้างภายใน องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ แสดงในตารางที่ 4.5



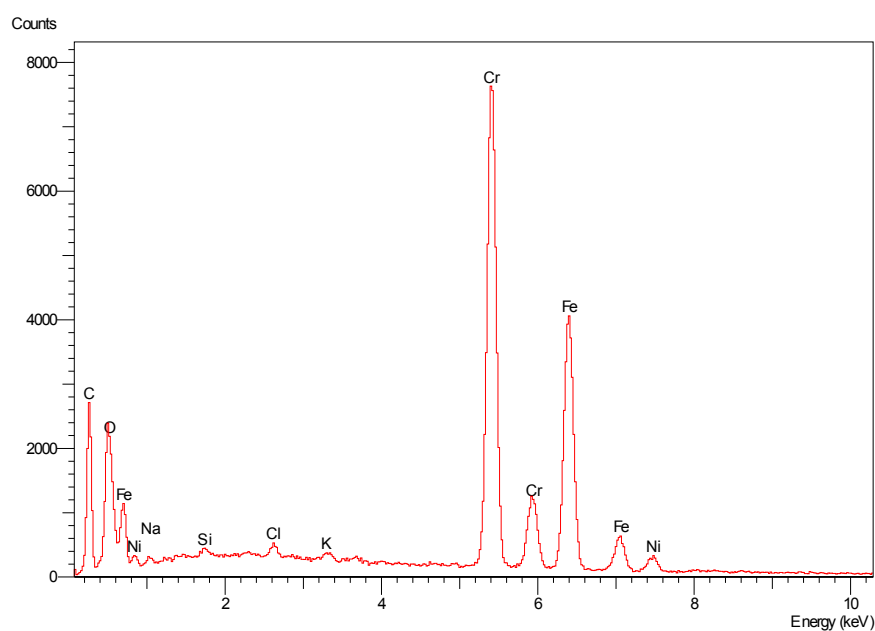
รูปที่ 4.12 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่เกิดการหลุ่ร่อนภายในท่อ ด้านที่สัมผัสกับท่อ



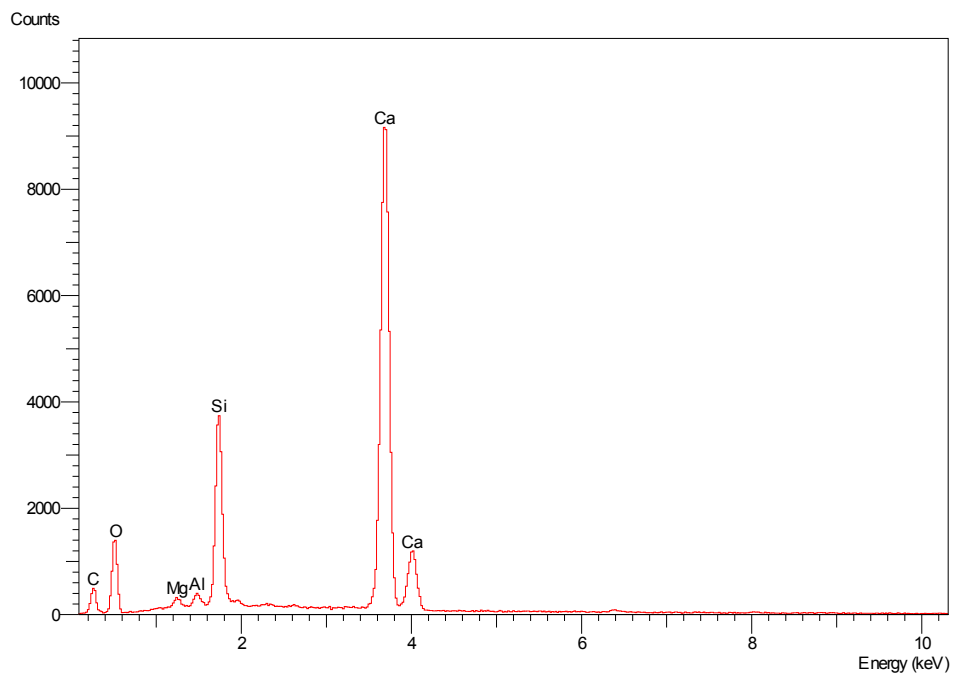
รูปที่ 4.13 ลักษณะทางกายภาพของแผ่นโลหะที่มีลักษณะพรุณและสารประกอบที่ตกค้าง และบริเวณที่ใช้ในการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี

ตารางที่ 4.5 องค์ประกอบทางเคมีของบริเวณต่างๆ บนแผ่นโลหะที่เกิดการหลุดร่อน

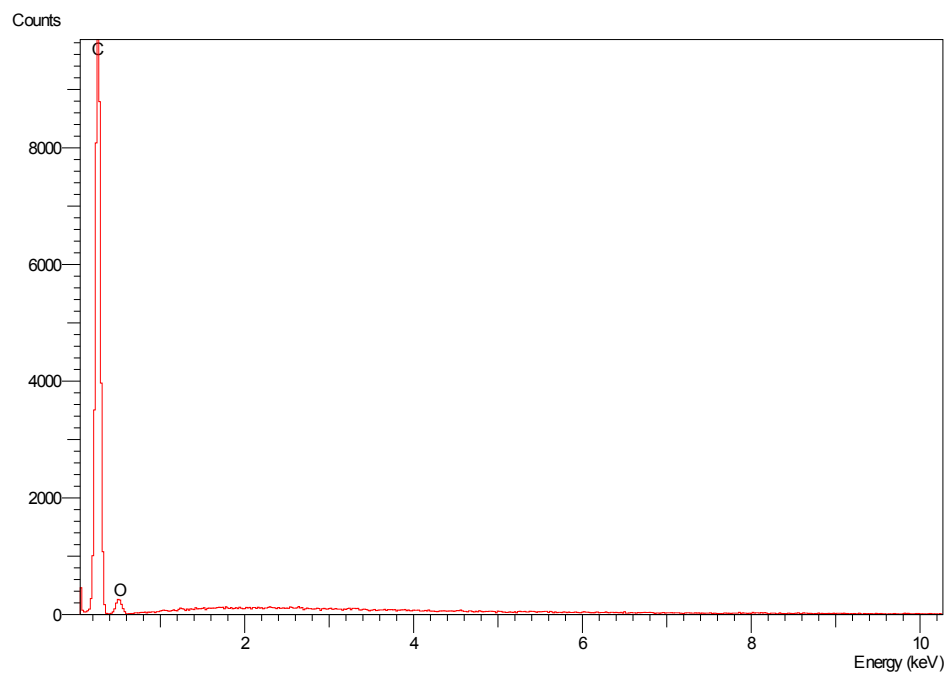
บริเวณที่ตรวจ	ธาตุที่พบ
Spectrum ที่ 4	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) เหล็ก (Fe) นิกเกิล (Ni) โซเดียม (Na) ซิลิคอน (Si) คลอรีน (Cl) และ โพแทสเซียม (K)
Spectrum ที่ 5	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) แมกนีเซียม (Mg) อะลูมิเนียม (Al) ซิลิคอน (Si) และ แคลเซียม (Ca)
Spectrum ที่ 6	คาร์บอน (C) และ ออกซิเจน (O)



รูปที่ 4.14 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 4 (Spectrum 4)

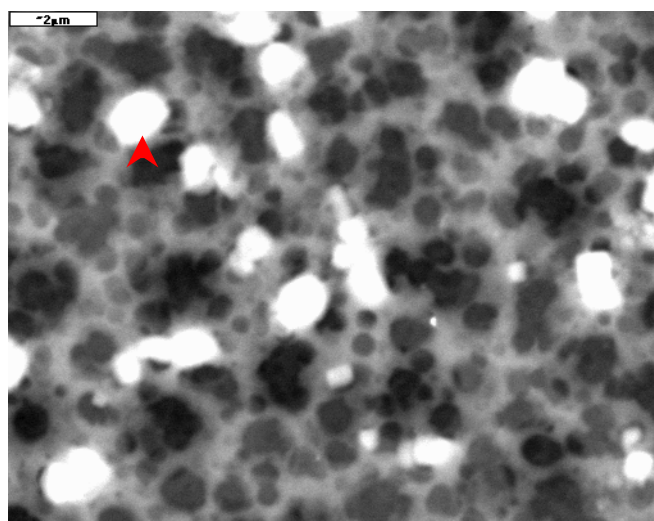


รูปที่ 4.15 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 5 (Spectrum 5)

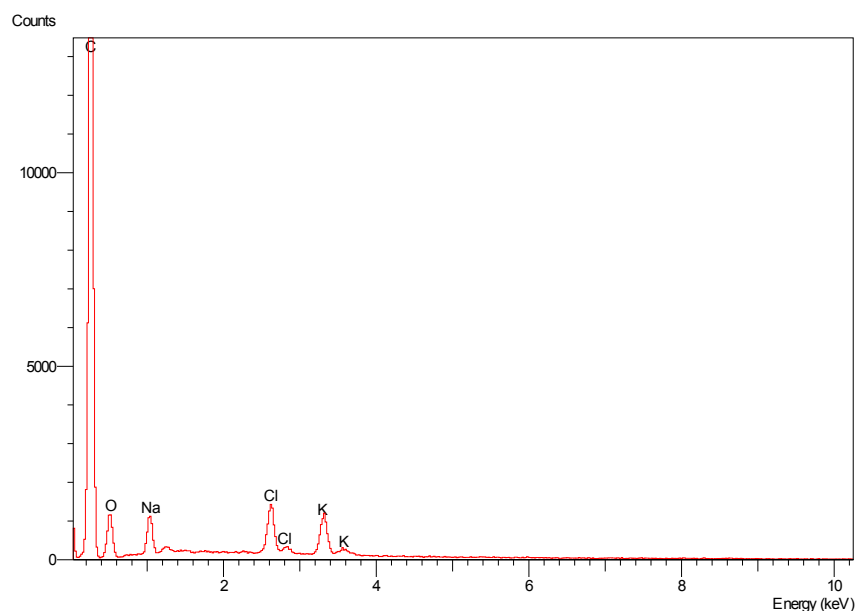


รูปที่ 4.16 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของบริเวณที่ 6 (Spectrum 6)

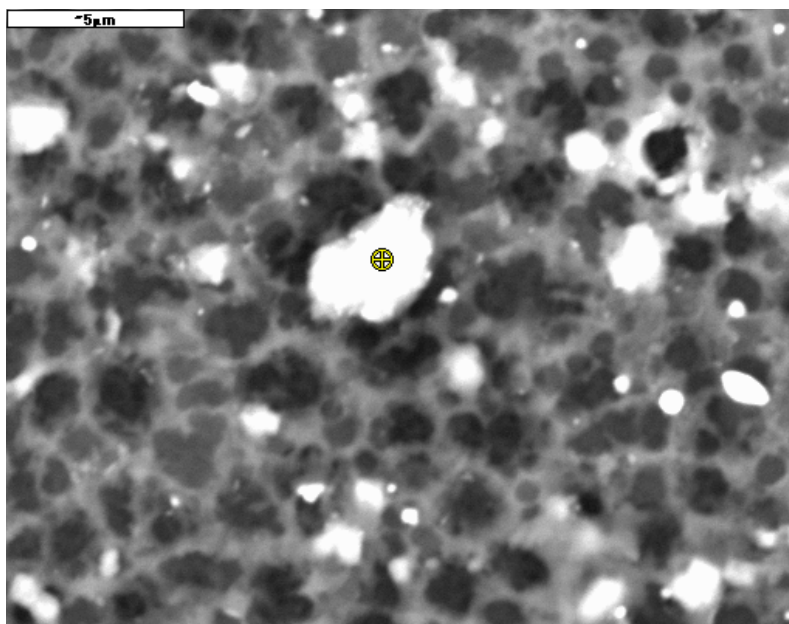
เมื่อตรวจสอบที่กำลังขยายสูงบริเวณที่มีลักษณะพรุน (วงกลมในรูปที่ 4.13) ปรากฏว่ามีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 4.17 ซึ่งพบสารประกอบหรือตะกอนสีขาวตกค้างอยู่ภายใน หลังจากวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี พบว่าสารประกอบสีขาวมีองค์ประกอบของธาตุ คาร์บอน ออกซิเจน โซเดียม คลอรีน และ โพแทสเซียม ดังแสดงในรูปที่ 4.18 และเมื่อตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบสีขาวอีกบริเวณ (รูปที่ 4.19) พบว่ามีองค์ประกอบที่แตกต่างออกไป คือ มีธาตุ คาร์บอน ออกซิเจน เหล็ก โซเดียม คลอรีน โพแทสเซียม และนิกเกิล เป็นองค์ประกอบ (รูปที่ 4.20)



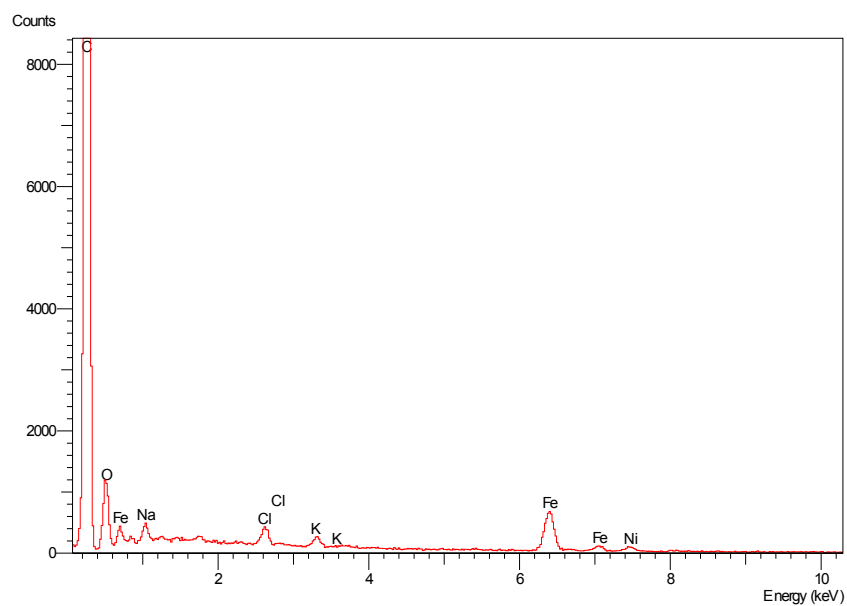
รูปที่ 4.17 สารประกอบสีขาวที่ตกค้างภายในบริเวณที่มีลักษณะพรุน



รูปที่ 4.18 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบสีขาว



รูปที่ 4.19 สารประกอบสีขาวที่ตกค้างภายในบริเวณที่มีลักษณะพรุน



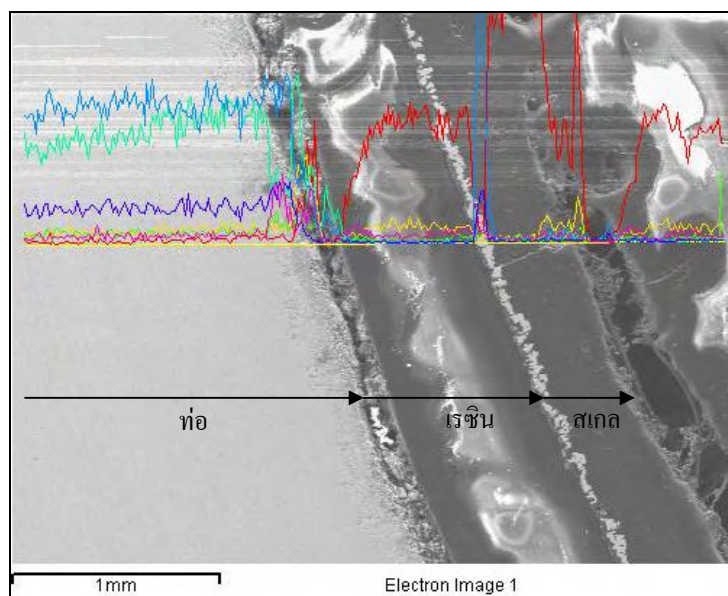
รูปที่ 4.20 สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบสีขาว

4.5.4 การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีตามแนวภาคตัดขวางแบบ Line Scan

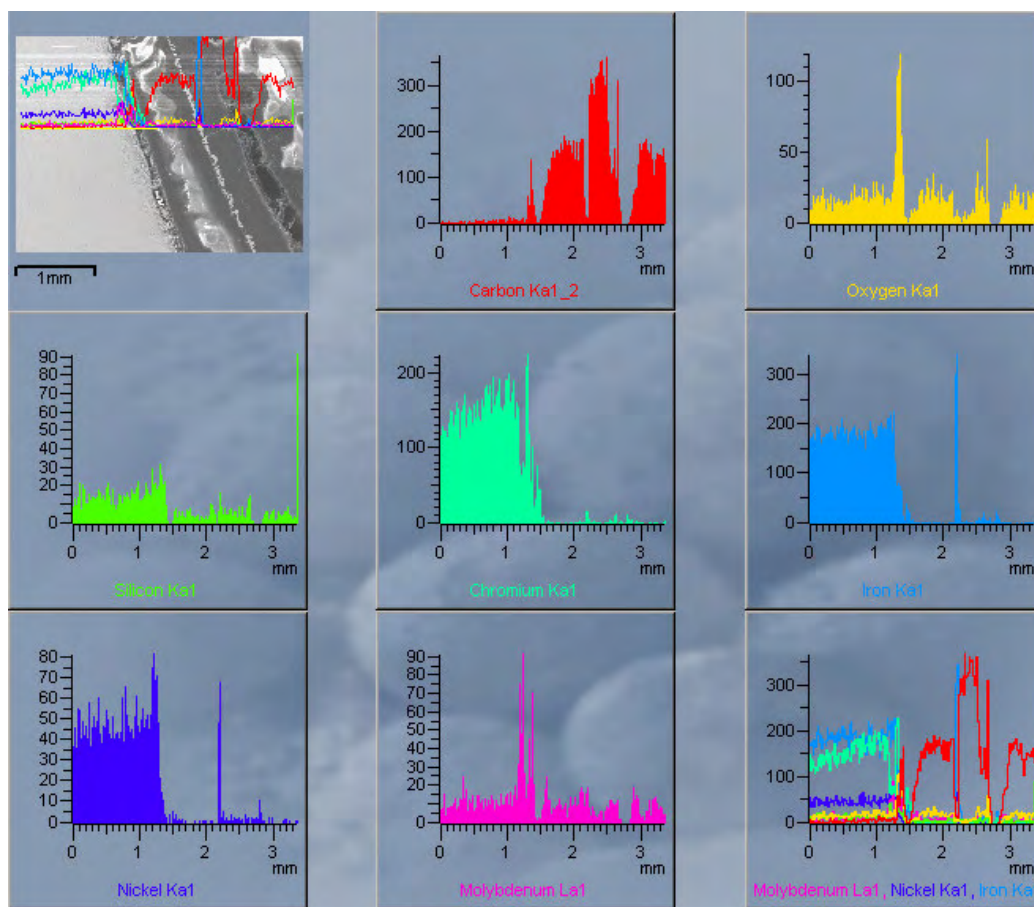
นำชิ้นงานที่ตัดตามแนวภาคตัดขวางบริเวณที่มีการเสียหายรุนแรง มาเตรียมผิวหน้าโดยขัดหยาบและละเอียด แล้วนำไปตรวจสอบลักษณะทางกายภาพที่ปรากฏบนตัวอย่างทดสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์

อิเล็กตรอนแบบสแกน (SEM) แล้วทำการตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุที่เป็นองค์ประกอบของวัสดุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan

จากการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพของท่อบริเวณที่เกิดความเสียหายรุนแรง พบว่า เกิดการแยกชั้นของสเกล ดังแสดงในรูปที่ 4.21 ซึ่งมีความหนาประมาณ 0.5 มม. และเมื่อตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุองค์ประกอบผ่านผิวหน้าดังกล่าว พบว่า ชั้นสเกลที่แยกตัวออกจากวัสดุท่อ มีองค์ประกอบของเหล็กและคาร์บอนในปริมาณสูง นอกจากนั้นยังพบว่ามีนิกเกิลในปริมาณต่ำ (รูปที่ 4.22)



รูปที่ 4.21 ผิวหน้าภาคตัดขวางของท่อบริเวณที่เกิดความเสียหายรุนแรงที่ผ่านการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan



รูปที่ 4.22 สัญลักษณ์ของธาตุต่างๆ ที่ปรากฏในการตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ

จากรูปที่ 4.22 ซึ่งแสดงการกระจายตัวของธาตุแต่ละธาตุที่ตรวจพบผ่านภาคตัดขวางของท่อ ในบริเวณที่เป็นเนื้อวัสดุ พบว่า ตลอดหน้าตัดมีปริมาณที่สม่ำเสมอของธาตุที่เป็นส่วนผสมหลักคือ เหล็ก โครเมียม นิกเกิล และธาตุผสมอื่นๆ ที่บริเวณใกล้ผิวหน้าสัมผัสระหว่างท่อกับสเกล พบว่าโครเมียม มีปริมาณลดลง และพบธาตุนิกเกิลที่ผิวหน้าสัมผัสดังกล่าวมีปริมาณสูงและใกล้เคียงกัน ส่วนบริเวณที่เป็นช่องว่างที่เกิดจากการแยกตัวของวัสดุกับสเกล นอกจากจะมีเศษของสเกลที่หลุดร่อนแล้ว ในขั้นตอนการเตรียมตัวอย่างโดยการขึ้นเรือนเย็น (Cold Mounting) ด้วยเรซินยังทำให้ช่องว่างดังกล่าวถูกแทรกตัวด้วยเรซิน ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีจึงพบคาร์บอนในปริมาณสูง ส่วนหน้าตัดของชั้นสเกลที่แยกตัวออกจากท่อ พบธาตุคาร์บอน เหล็กและออกซิเจนเป็นองค์ประกอบหลัก

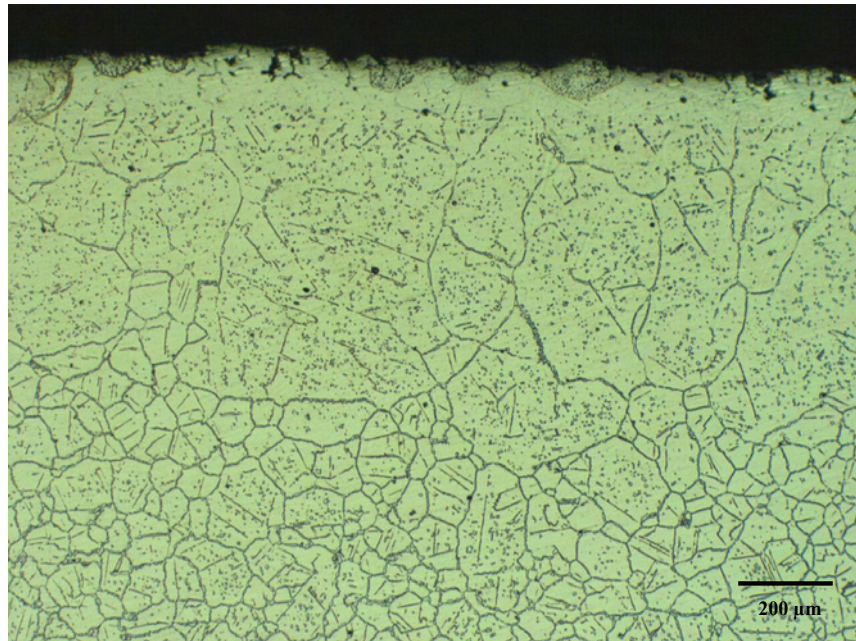
4.6 การวิเคราะห์ภาคตัดขวางและโครงสร้างจุลภาค

ตัดชิ้นงานตัวอย่างจากท่อที่เกิดการเสียหาย จำนวน 3 ตัวอย่างจากบริเวณด้ามจับ ตรงกลางและส่วนที่ติดกับหัวพ่นแก๊ส (Nozzle) เพื่อนำไปตรวจสอบลักษณะที่ปรากฏตามแนวภาคตัดขวางและโครงสร้างจุลภาค โดยเริ่มจากการขัดหยาบ ขัดละเอียด และกัดผิวหน้าด้วยกรด (Etchant) ที่มีส่วนผสมระหว่าง HNO_3 1 ส่วนและ HCl 4 ส่วน ที่ผสมกับ H_2O_2 ซึ่งเป็น Catalyst เป็นระยะเวลาประมาณ 30 วินาที จากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงชนิดแสงสะท้อน (Reflected Light Microscope) จุดประสงค์ของการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค คือ ศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเปรียบเทียบกับตั้งแต่ผิวด้านนอกท่อเข้าสู่ผิวด้านในท่อ โดยเฉพาะบริเวณผิวด้านในท่อ ที่เกิดการก่อตัวของสเกล (Scale Formation) และศึกษาความหนาของชั้นคาร์บูไรเซชัน

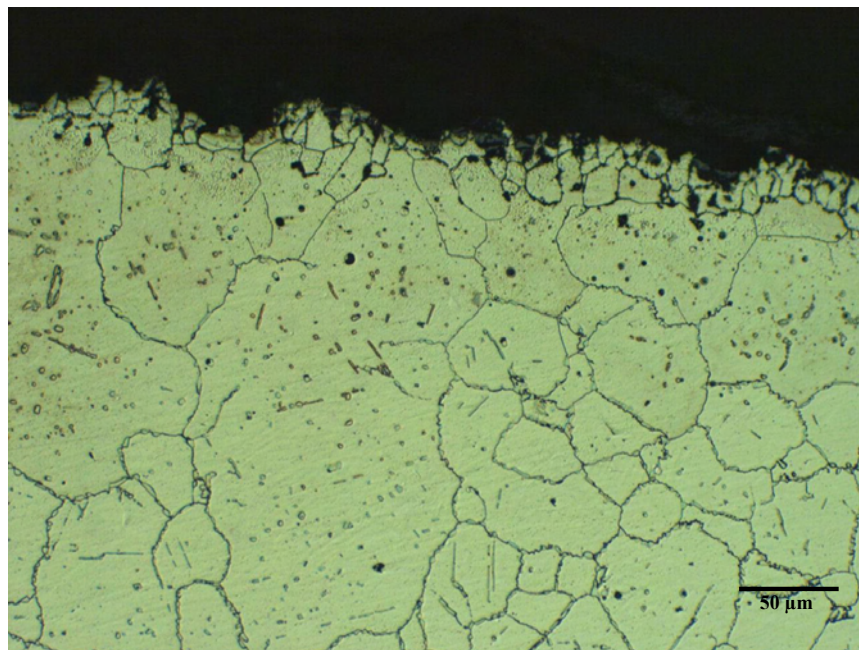
ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของชิ้นส่วนท่อที่เกิดการเสียหายบริเวณที่เสียหายรุนแรงที่สุด คือ ส่วนที่ติดกับหัวพ่นแก๊ส (Nozzle) พบว่า ที่ผิวด้านนอกของท่อมีการขยายตัวของเกรน ทำให้มีขนาดที่หยาบขึ้น (Grain Coarsening) มีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและภายในเกรนปริมาณเล็กน้อย (รูปที่ 4.23-24) บริเวณตรงกลางของความหนา (Semi-thickness) มีขนาดเกรนเล็กกว่าบริเวณผิวด้านนอกท่อ มีการเรียงตัวของคาร์ไบด์เป็นสายโซ่ตามขอบเกรน (Grain Boundaries Carbide Network) และมีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ภายในเกรนปริมาณเล็กน้อย (รูปที่ 4.25-26) โดยคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนภายในเกรนมีทั้งลักษณะเป็นจุดและแท่งยาว ส่วนโครงสร้างจุลภาคบริเวณผิวด้านในของท่อ พบว่ามีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทั้งในขอบเกรนและภายในเกรนในปริมาณที่หนาแน่น และโครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านในสุด แสดงให้เห็นการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุ โดยเฉพาะบริเวณขอบเกรนมีกัดเซาะจนทำให้เกิดเป็นช่องว่าง วัสดุบริเวณรอยต่อกับชั้นที่เกิดการเสื่อมสภาพ แสดงให้เห็นการถูกทำลายของขอบเกรน คาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กและละเอียดกระจายทั่วไป (รูปที่ 4.27-28)

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นส่วนบริเวณตรงกลางของท่อ พบว่าบริเวณใกล้ผิวด้านนอกของท่อเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Grain Boundary Attacked) เกรนมีขนาดโต ขนาดเกรนไม่สม่ำเสมอ ไม่พบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทั้งตามขอบเกรนและภายในเกรน ส่วนโครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านในของท่อ พบการเสื่อมสภาพของขอบเกรน และเกิดการกัดกร่อนในบริเวณดังกล่าว (รูปที่ 4.29-32)

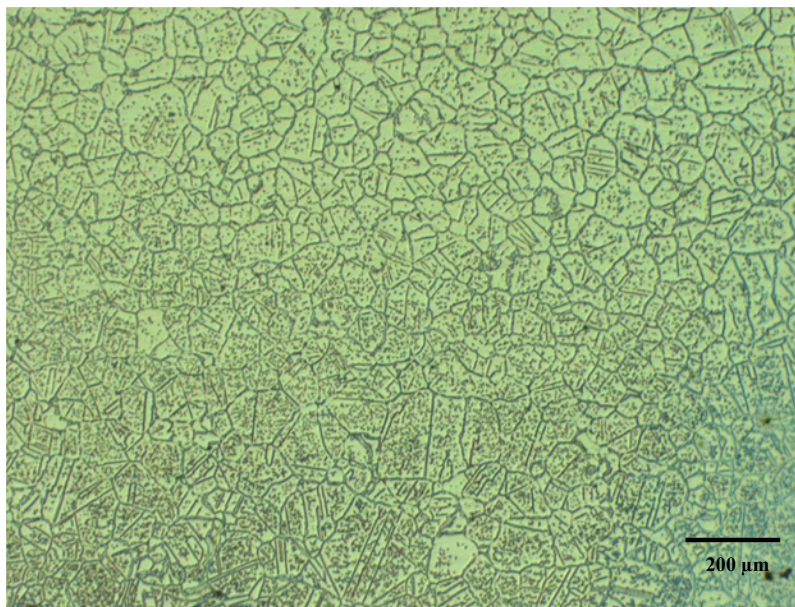
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นส่วนท่อบริเวณส่วนปลายที่เป็นด้ามจับ พบโครงสร้างจุลภาคที่เป็นสภาพปกติของวัสดุ คือเป็นโครงสร้างแบบออสเทนนิติก แต่มีขนาดเกรนที่ไม่สม่ำเสมอ มีเกรนคู่แฝด (Twin Grains) ไม่พบการกัดกร่อนและการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุทั้งผิวด้านในและด้านนอกท่อ ดังแสดงในรูปที่ 4.33 ส่วนโครงสร้างจุลภาคของท่อที่ยังไม่ผ่านการใช้งานแสดงในรูปที่ 4.34



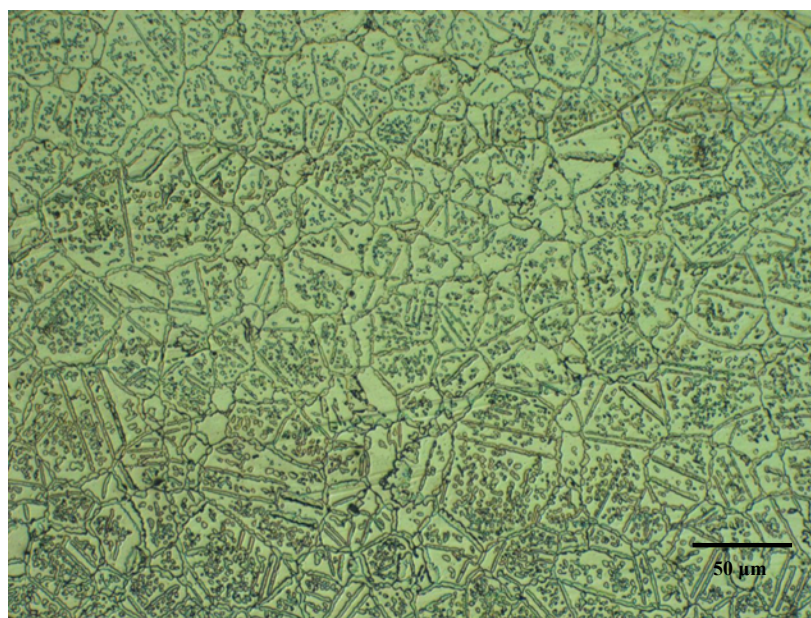
รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของผิวด้านนอกท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการขยายตัวของเกรน



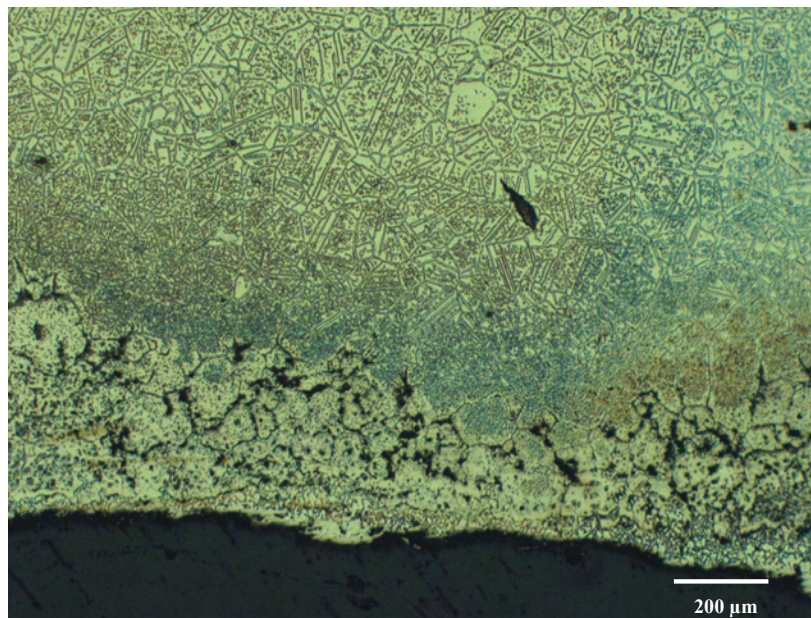
รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคของผิวด้านนอกท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการขยายตัวของเกรนที่กำลังขยายสูงขึ้น



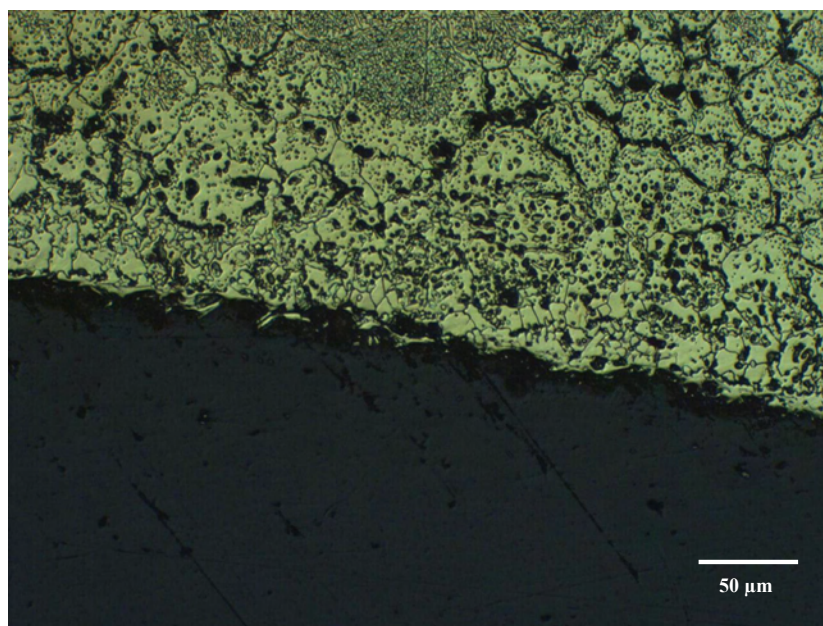
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณตรงกลางของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการตกตะกอนของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและภายในเกรน



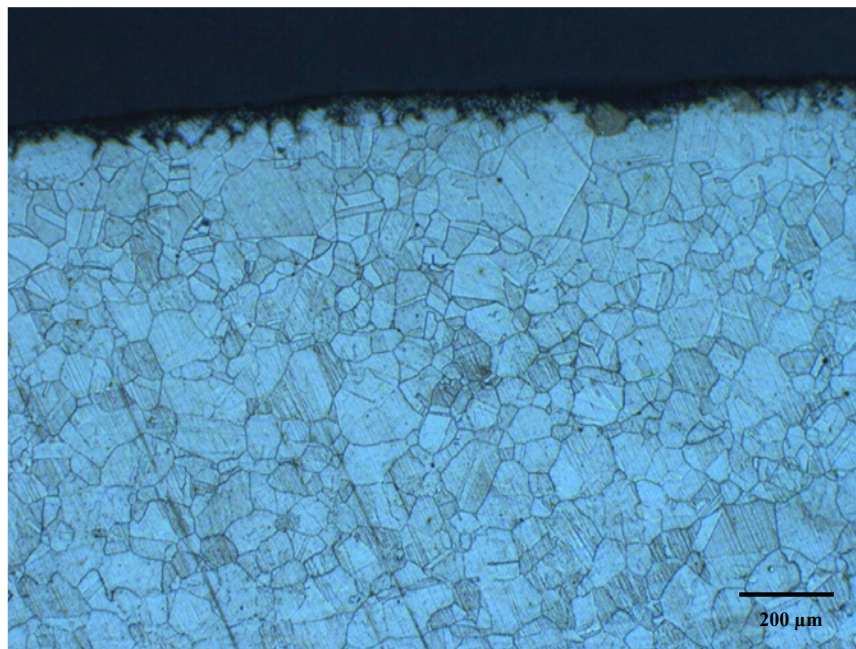
รูปที่ 4.26 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณตรงกลางของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการตกตะกอนของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและภายในเกรนที่กำลังขยายสูงขึ้น



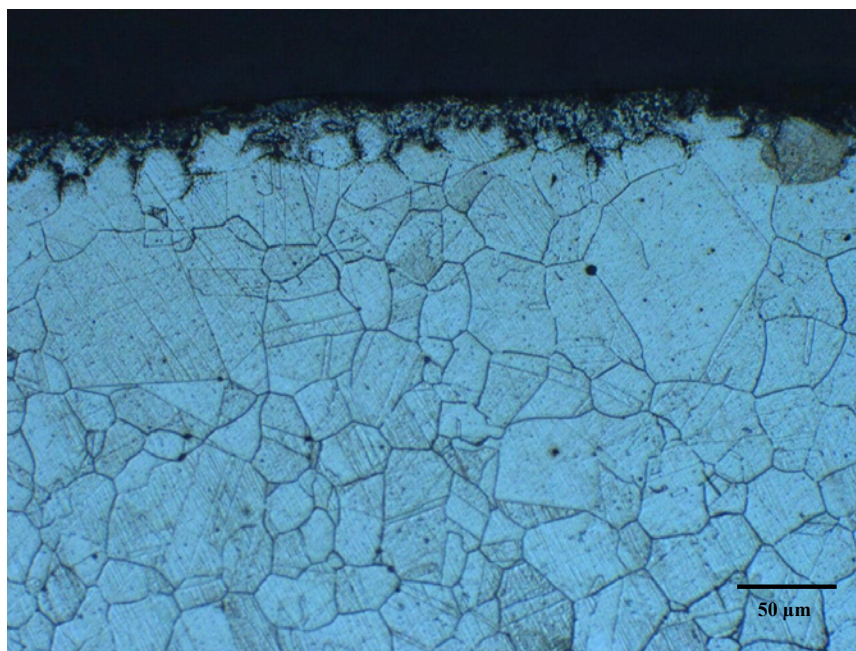
รูปที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุและขอบเกรน และการตกตะกอนของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและภายในเกรน



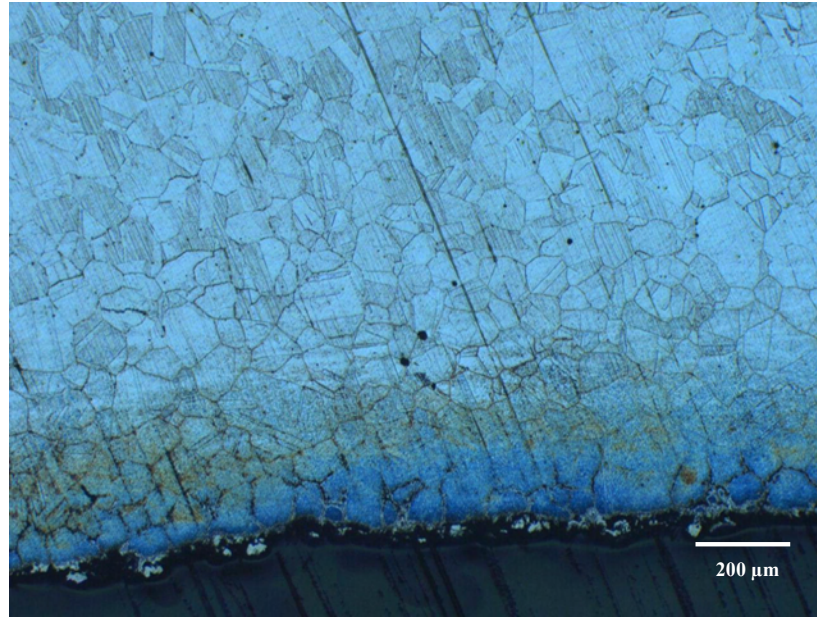
รูปที่ 4.28 โครงสร้างจุลภาคของบริเวณผิวด้านในของท่อส่วนที่ติดกับ Nozzle แสดงให้เห็นการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุและขอบเกรน และการตกตะกอนของคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและภายในเกรนที่กำลังขยายสูงขึ้น



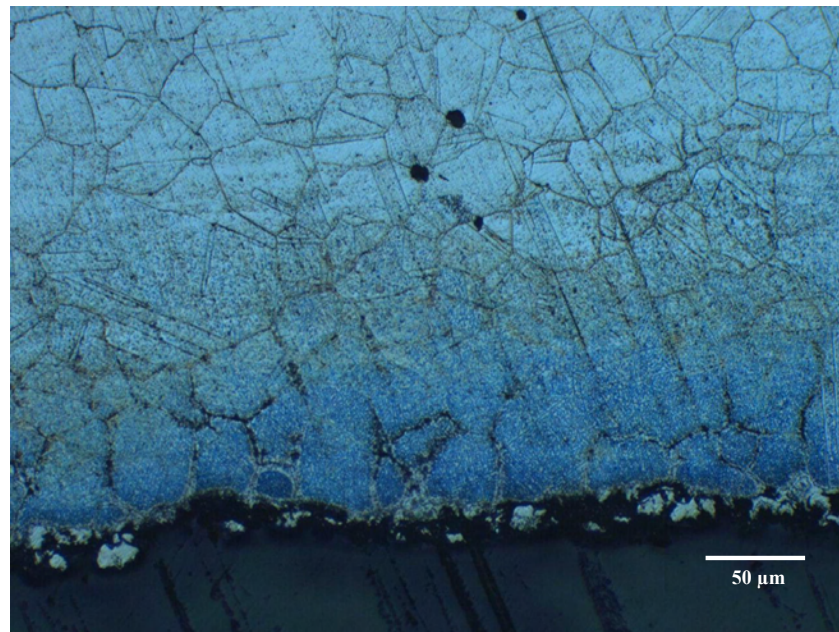
รูปที่ 4.29 โครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านนอกบริเวณตรงกลางของท่อ แสดงให้เห็นการโตของเกรน และการกักร่อนตามขอบเกรนบริเวณผิวด้านนอกสุดและความไม่สม่ำเสมอของเกรน



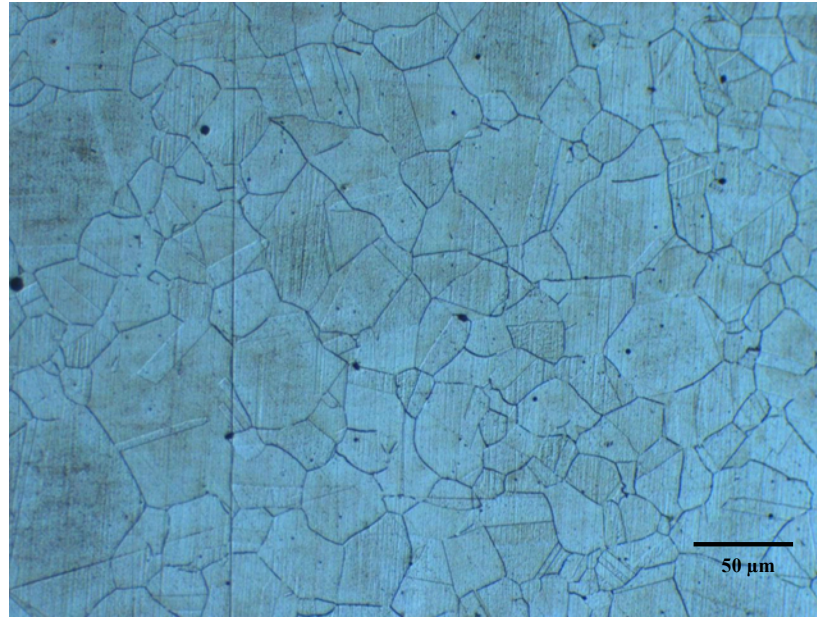
รูปที่ 4.30 โครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านนอกบริเวณตรงกลางของท่อ แสดงให้เห็นการโตของเกรน และการกักร่อนตามขอบเกรนบริเวณผิวด้านนอกสุด และความไม่สม่ำเสมอของเกรนที่กำลังขยายสูงขึ้น



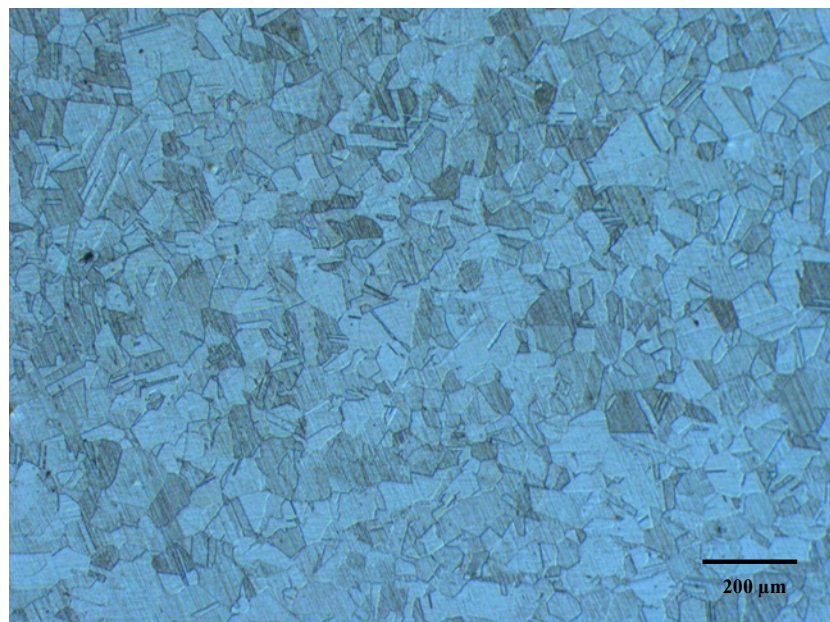
รูปที่ 4.31 โครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านในบริเวณตรงกลางของท่อ แสดงให้เห็นการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุและการกัดกร่อนตามขอบเกรนบริเวณผิวด้านนอกสุด



รูปที่ 4.32 โครงสร้างจุลภาคที่ผิวด้านในบริเวณตรงกลางของท่อ แสดงให้เห็นการเสื่อมสภาพของเนื้อวัสดุและการกัดกร่อนตามขอบเกรนบริเวณผิวด้านนอกสุดที่กำลังขยายสูงขึ้น



ภาพที่ 4.33 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุบริเวณส่วนปลายท่อ (ด้ามจับ) แสดงให้เห็นโครงสร้างปกติของท่อและไม่พบการกัดกร่อน

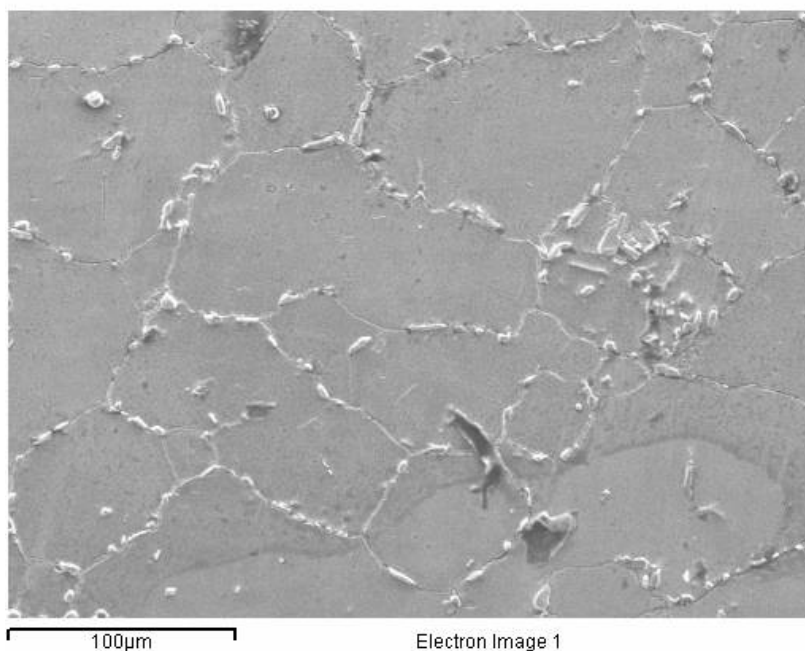


รูปที่ 4.34 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ

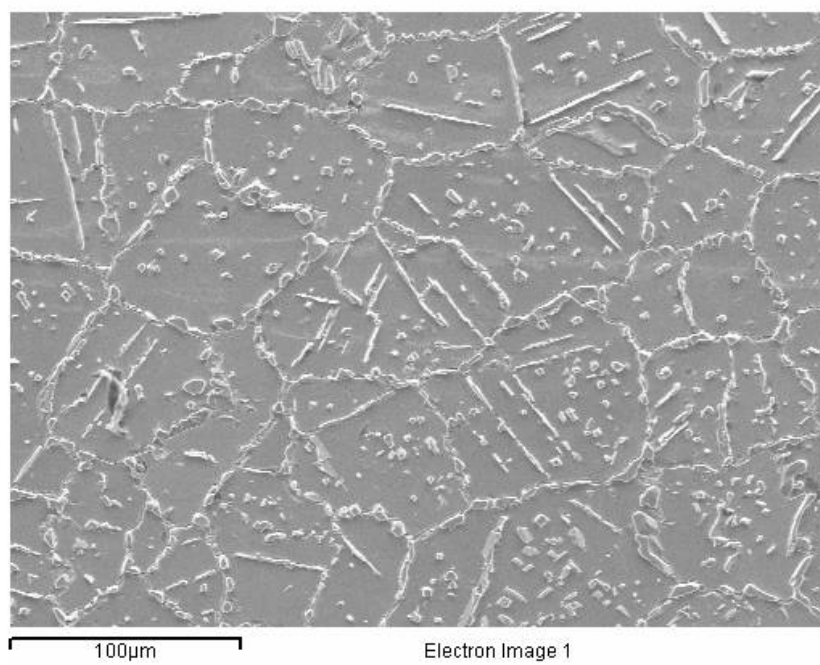
4.7 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM และ EDS

ศึกษาโครงสร้างและเฟสต่างๆ ที่ปรากฏในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นส่วนที่มีความเสียหายรุนแรงมากที่สุด คือ ส่วนที่ติดกับหัวพ่นแก๊ส (Nozzle) ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (Scanning Electron Microscope; SEM) และทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างและเฟสที่ปรากฏต่างๆ ด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี (Energy Dispersive Spectrometry; EDS) นอกจากนี้ยังศึกษาการกระจายตัวของธาตุต่างๆ ผ่านหน้าตัดของท่อด้วยเทคนิค Line Scan

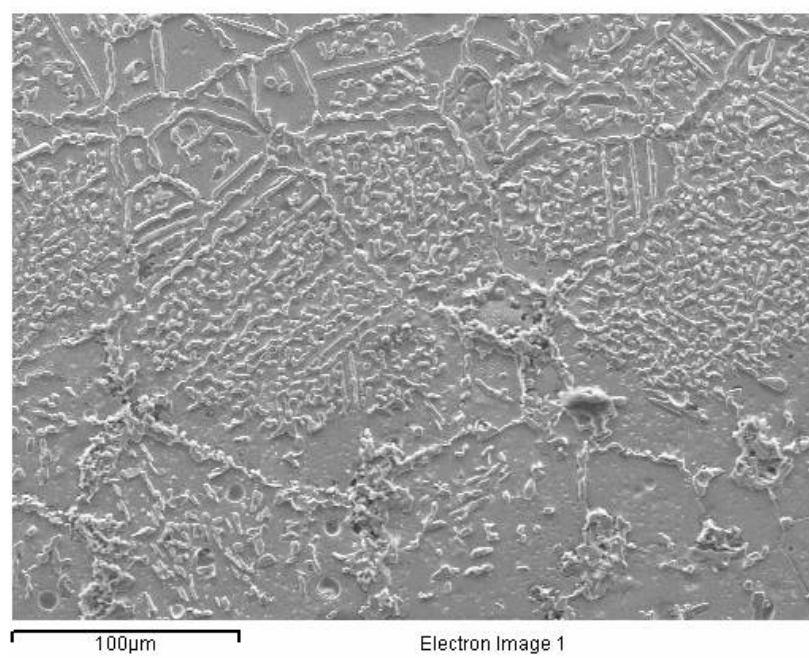
ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วย SEM แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาคบริเวณใกล้ผิวท่อด้านนอก ตรงกลางท่อ และใกล้ผิวด้านในท่อ ซึ่งแสดงในรูปที่ 4.35-4.38 ตามลำดับ เมื่อทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างจุลภาคที่ปรากฏต่างๆ พบว่ามีองค์ประกอบดังแสดงในรูปที่ 4.39



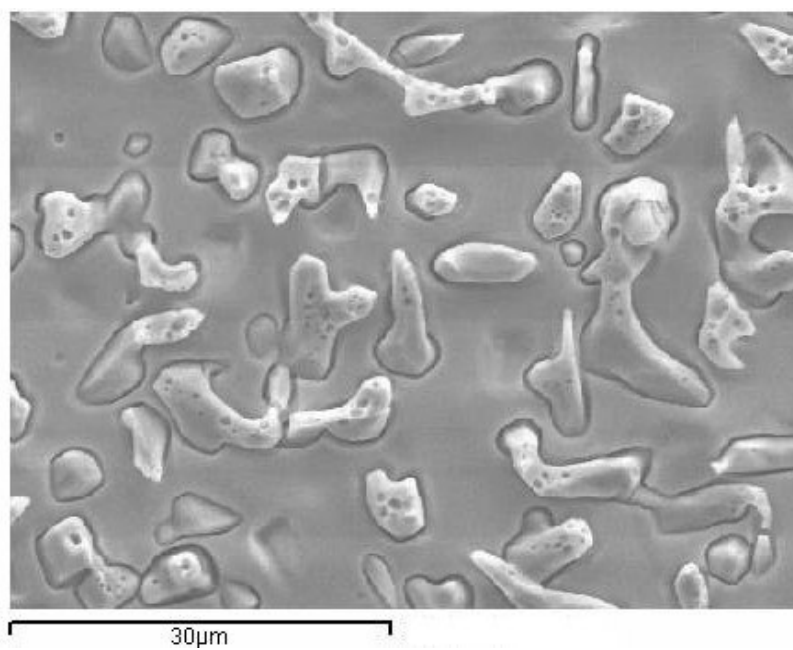
รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณผิวน้ำด้านนอกของท่อ



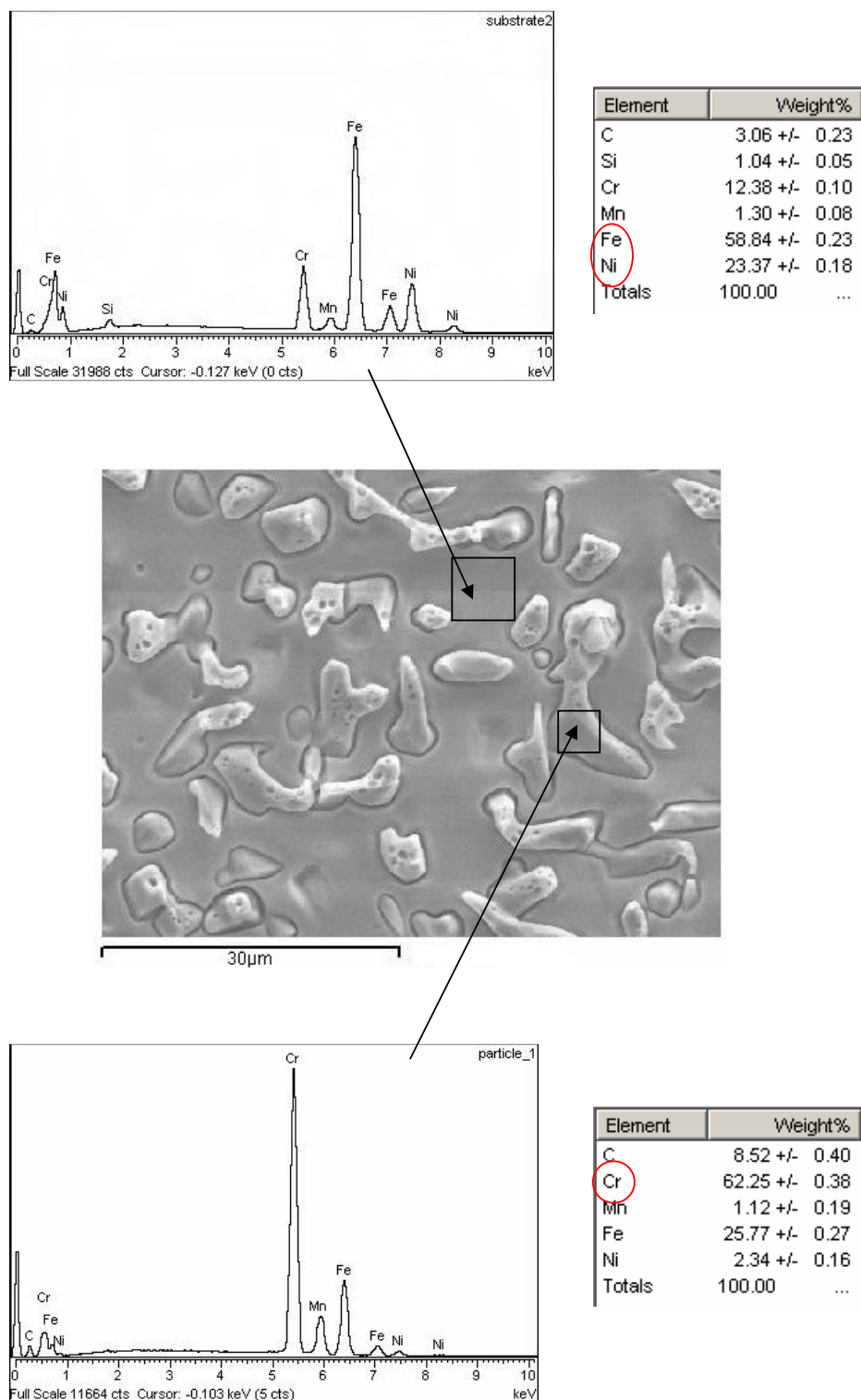
รูปที่ 4.36 โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณตรงกลางของผนังท่อ



รูปที่ 4.37 โครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณด้านในของผนังท่อ



รูปที่ 4.38 ภาพขยายโครงสร้างจุลภาคของเนื้อวัสดุบริเวณด้านในของผนังท่อ

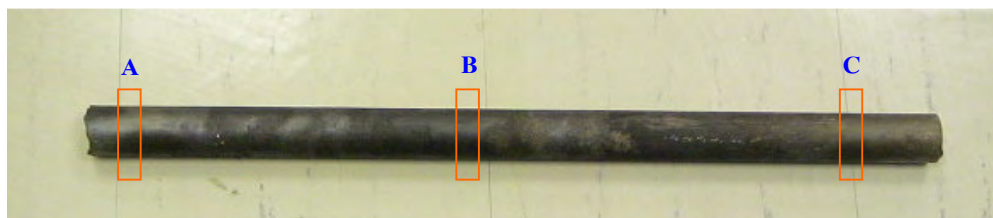


รูปที่ 4.39 องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างที่เกิดขึ้นบริเวณผนังด้านในของท่อ

4.8 การทดสอบความแข็ง

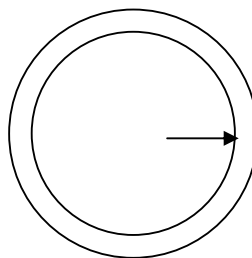
เนื่องจากสภาวะการใช้งานของวัสดุสัมผัสกับบรรยากาศที่เกิดจากการสันดาปของเชื้อเพลิงแก๊สธรรมชาติ ซึ่งมีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบหลัก ดังนั้นเพื่อศึกษาผลกระทบที่เกิดจากการแพร่ของธาตุคาร์บอนเข้าไปในเนื้อวัสดุ ซึ่งมีผลทำให้วัสดุมีความแข็งเพิ่มขึ้น

การทดสอบความแข็งได้ทำการคัดเลือกชิ้นงานที่เกิดความเสียหายและชิ้นงานที่มีสภาพปกติ (ยังไม่ผ่านการใช้งาน) โดยชิ้นงานที่เกิดการเสียหายได้ทำการศึกษา 3 บริเวณ (ภาพที่ 1) คือ บริเวณที่เกิดความเสียหายรุนแรงมากที่สุด (บริเวณ C) บริเวณตรงกลาง (บริเวณ B) และบริเวณด้ามจับ (บริเวณ A) โดยทำการตัดตามแนวภาคตัดขวาง จากนั้นนำไปเตรียมเป็นชิ้นงานเพื่อวัดความแข็งโดยการขัดหยาบและละเอียด แล้วทดสอบความแข็งด้วยเครื่องทดสอบความแข็งระดับจุลภาค (Micro-hardness Tester) ตามมาตรฐาน ASTM E18 C2001 ในหน่วยวิกเกอร์ส (Vickers Hardness) ด้วยน้ำหนักกด 300 กรัม ($Hv_{0.3}$) ตัวอย่างชิ้นงานที่เกิดความเสียหายและใช้ทดสอบความแข็งแสดงในรูปที่ 4.40 การวัดความแข็งเริ่มจากบริเวณใกล้กับขอบผิวท่อด้านนอก และวัดต่อเนื่องเข้าไปในเนื้อวัสดุ ด้วยระยะห่างระหว่างรอยกดแต่ละจุดเป็นระยะ 0.5 มม. (รูปที่ 4.41) ผลการทดสอบค่าความแข็งของชิ้นงานแสดงในตารางที่ 4.6 และกราฟความแข็งแสดงในรูปที่ 4.42



รูปที่ 4.40 ชิ้นงานที่ใช้ทดสอบความแข็ง

- หมายเหตุ :
- A คือ ส่วนด้ามจับของท่อ
 - B คือ ส่วนตรงกลางของท่อ
 - C คือ ส่วนปลายของท่อที่ติดกับ Nozzle

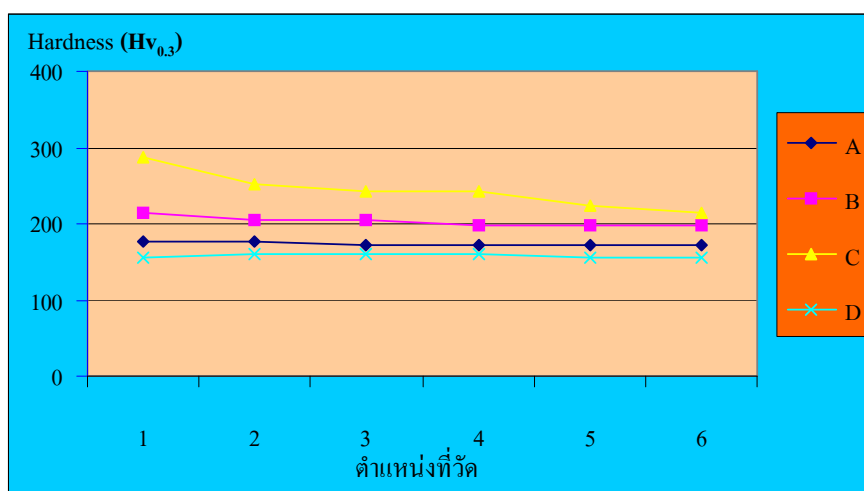


ทิศทางการกดความแข็งของวัสดุ

รูปที่ 4.41 ภาพสเกตซ์ภาคตัดขวางของท่อและทิศทางการกดความแข็ง

ตารางที่ 4.6 ผลการวัดความแข็งเทียบกันทั้ง 3 บริเวณ

ตำแหน่ง	ค่าความแข็ง ($Hv_{0.3}$)					
	ตำแหน่งที่ 1	ตำแหน่งที่ 2	ตำแหน่งที่ 3	ตำแหน่งที่ 4	ตำแหน่งที่ 5	ตำแหน่งที่ 6
A	177.3	177.3	171.1	171.1	171.1	171.1
B	213.8	205.7	205.7	198	198	198
C	287.7	251.8	241.4	241.4	222.4	213.8
ชิ้นงานปกติ	154.5	159.7	159.7	159.7	154.5	154.5



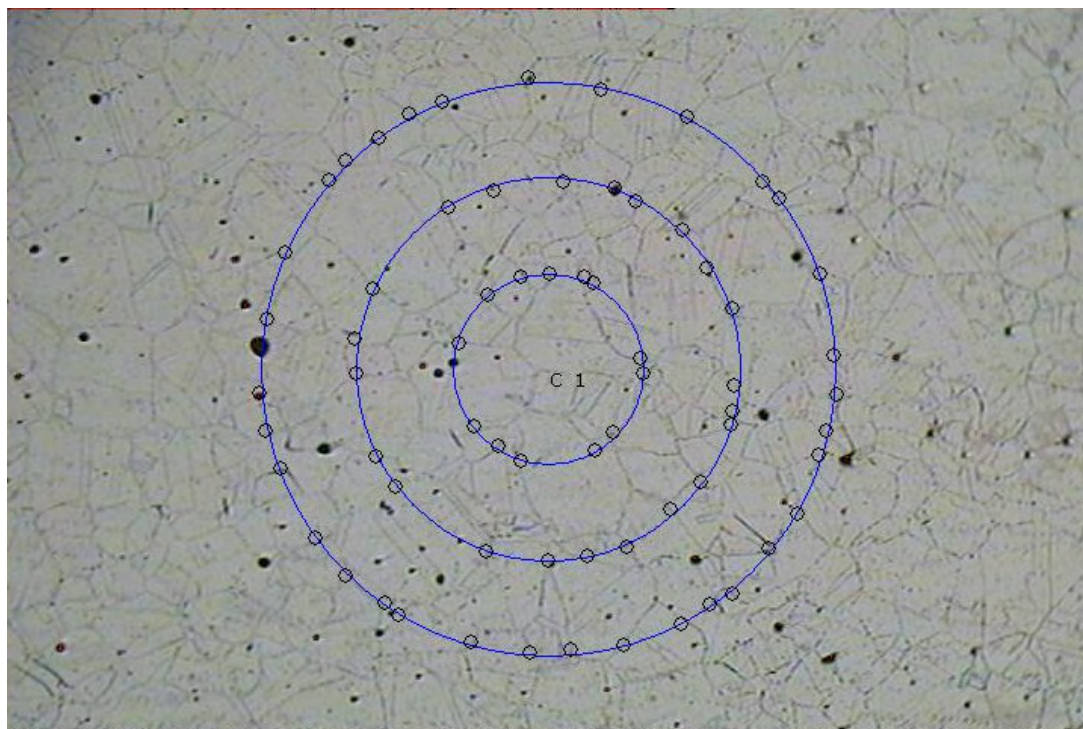
รูปที่ 4.42 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานต่อตามแนวภาคตัดขวาง

หมายเหตุ :
 A คือ ส่วนด้ามจับของท่อ
 B คือ ส่วนตรงกลางของท่อ
 C คือ ส่วนปลายของท่อที่ติดกับ Nozzle
 D คือ ท่อใหม่
 ทำการวัดความแข็งจากผิวด้านในออกสู่ผิวด้านนอก

4.9 การวัดขนาดเกรน

จากการวัดขนาดเกรนของโครงสร้างจุลภาคท่อที่เกิดการเสียหายจำนวน 3 บริเวณ ได้แก่ บริเวณด้านนอก บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ และบริเวณที่เกิดการเสื่อมสภาพของโครงสร้างจุลภาคจากการสั่นตัวอย่างวัดขนาดเกรน พบว่า ผิวน้ำบริเวณตรงกลางความหนาท่อและบริเวณใกล้กับผิวน้ำด้านในท่อมิขนาดเกรนเท่ากันคือ มิขนาดมาตรฐาน ASTM เล็กๆเท่ากับ 5 ดังแสดงตัวอย่างการวัดในรูปที่ 4.43 และ รูปที่ 4.44 ตามลำดับ และบริเวณใกล้กับผิวน้ำด้านนอกสุดซึ่งมี

การขยายตัวของเกรน มีขนาดตามมาตรฐาน ASTM เล็กกว่า 4 ดังแสดงตัวอย่างการวัดในรูปที่ 4.45 ส่วนชิ้นส่วนต่อที่มีสภาพปกติมีขนาดเกรนตามมาตรฐาน ASTM เล็กกว่า 5 ดังแสดงตัวอย่างการวัดในรูปที่ 4.46



Manual Line ASTM	Automatic CircleASTM	Automatic LineASTM	Automatic Circle BSI
Automatic Line BSI	Automatic Circle JIS	Automatic Line JIS	
Automatic Circle ISO	Automatic Line ISO	ISO-643	
Comparison	Manual	Grain Selection	ALA Grain
		Gost	Manual Circle ASTM

Set Intensity Range

Automatic
Set Threshold....

Set Parameter
Magnificaton : 100

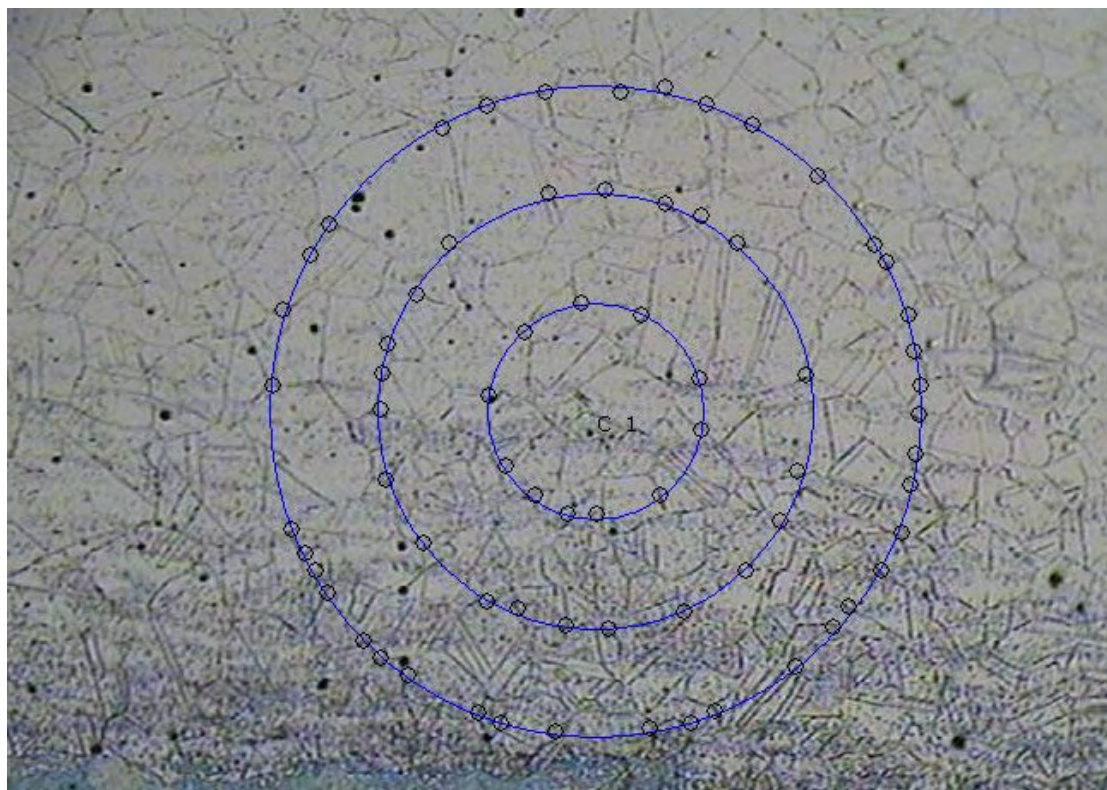
Processing

Draw Circles

Apply

Result
Sr.No. : 3
No. of Intercepts 68
Grain Size (G) 5

รูปที่ 4.43 ผลการวัดขนาดเกรนแบบ manual circle ASTM บริเวณตรงกลางของความหนาต่อ



Manual Line ASTM	Automatic CircleASTM	Automatic LineASTM	Automatic Circle BSI
Automatic Line BSI	Automatic Circle JIS	Automatic Line JIS	
Automatic Circle ISO	Automatic Line ISO	ISO-643	
Comparison	Manual	Grain Selection	ALA Grain
		Gost	Manual Circle ASTM

Set Intensity Range

Automatic Set Threshold....

Set Parameter

Magnification : 100

Processing

Draw Circles

Apply

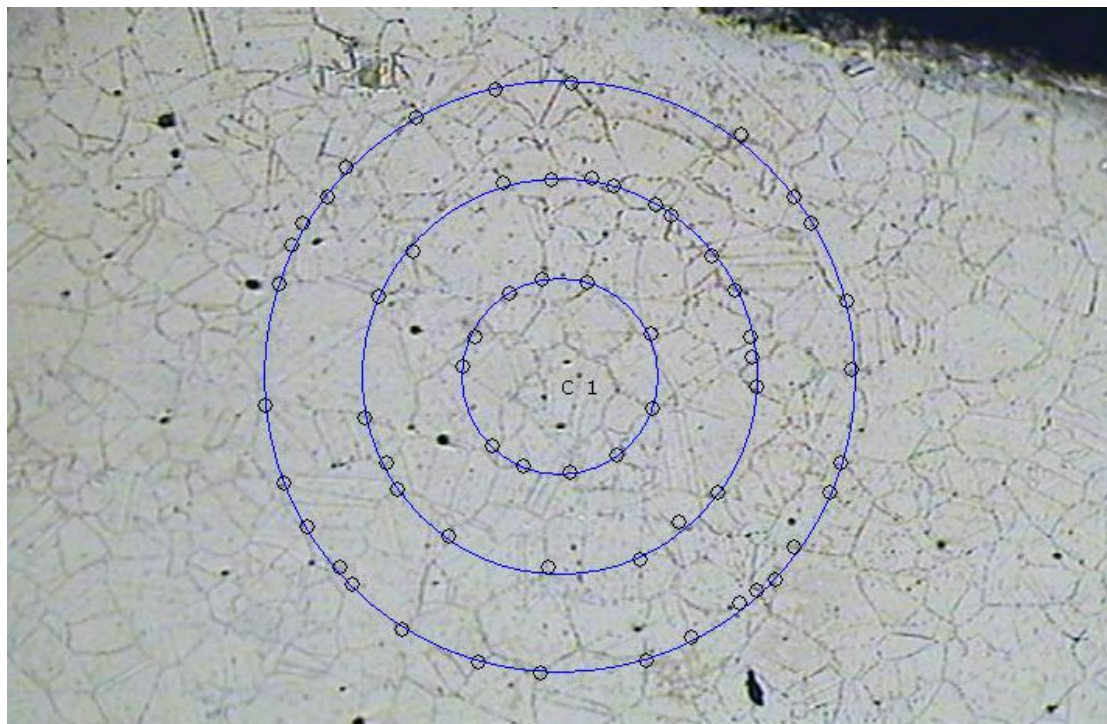
Result

Sr.No. : 2

No. of Intercepts 70

Grain Size (G) 5

รูปที่ 4.44 ผลการวัดขนาดเกรนแบบ manual circle ASTM บริเวณชั้นที่เกิดการเสื่อมสภาพของท่อ



Manual Line ASTM	Automatic CircleASTM	Automatic LineASTM	Automatic Circle BSI
Automatic Line BSI	Automatic Circle JIS	Automatic Line JIS	
Automatic Circle ISO	Automatic Line ISO	ISO-643	
Comparison	Manual	Grain Selection	ALA Grain
		Gost	Manual Circle ASTM

Set Intensity Range

Automatic Set Threshold....

Set Parameter

Magnificaton : 100

Processing

Draw Circles

Apply

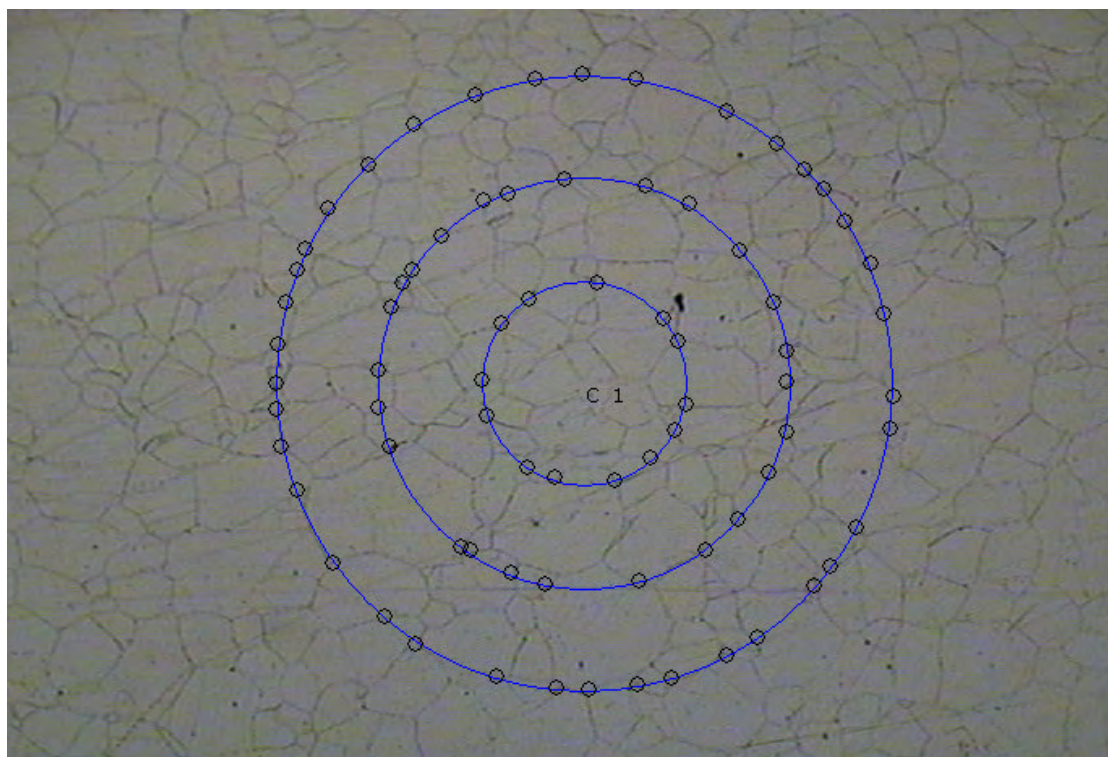
Result

Sr.No. : 3

No. of Intercepts 61

Grain Size (G) 4

รูปที่ 4.45 ผลการวัดขนาดเกรนแบบ manual circle ASTM บริเวณใกล้กับผิวด้านนอกของท่อ



Manual Line ASTM	Automatic CircleASTM	Automatic LineASTM	Automatic Circle BSI
Automatic Line BSI	Automatic Circle JIS	Automatic Line JIS	
Automatic Circle ISO	Automatic Line ISO	ISO-643	
Comparison	Manual	Grain Selection	ALA Grain
		Gost	Manual Circle ASTM

Set Intensity Range

Automatic Set Threshold....

Set Parameter

Magnification : 100

Processing

Draw Circles

Apply

Result

Sr.No. : 1

No. of Intercepts 75

Grain Size (G) 5

รูปที่ 4.46 แสดงผลการวัดขนาดเกรนแบบ manual circle ASTM ของท่อที่มีสภาพปกติ

4.10 วิเคราะห์ผล

จากการตรวจสอบด้วยสายตา จะเห็นได้ว่าส่วนปลายของท่อเกิดความเสียหายเนื่องจากการเสื่อมสภาพที่อุณหภูมิสูง มีการเปลี่ยนสีของผิวหน้าชิ้นงานเป็นสีเทา-ดำ และเกิดการหลุดร่อนของสเกลอย่างรุนแรงที่ผิวหน้าด้านในของท่อ ซึ่งเป็นด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน โดยเฉพาะบริเวณที่ติดกับหัวพ่นแก๊ส ลักษณะการเสียหายที่อุณหภูมิสูงของเหล็กกล้าไร้สนิมนี้ ส่วนใหญ่จะเกิดขึ้นเนื่องจากการควบคุมอุณหภูมิและสภาวะของบรรยากาศที่ไม่ถูกต้องเหมาะสม คือ อุณหภูมิการใช้งานมีค่าเกินกว่าช่วงอุณหภูมิที่กำหนดไว้ [4] ซึ่งอาจเกิดขึ้นเนื่องจากปัจจัยทางด้านการออกแบบและการประกอบ ทำให้ค่าอุณหภูมิที่บริเวณส่วนปลายของท่อ เกินค่าที่ออกแบบไว้ คือ 900 องศาเซลเซียส ซึ่งสามารถยืนยันได้โดยการวัดอุณหภูมิส่วนปลายของท่อแบบทันทีทันใดหลังจากนำออกจากเตา พบว่ามีอุณหภูมิอยู่ในช่วง 1,050-1,100 องศาเซลเซียส

ในระหว่างการใช้งานท่อหัวเผา สามารถสังเกตเห็นสีของท่อเปลี่ยนเป็นสีส้ม-เหลือง ซึ่งคาดว่าวัสดุท่อดังกล่าวถูกใช้งานในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 1,300-1,500 องศาเซลเซียส [8] ในส่วนปลายของท่อจะมีฟลักซ์ความร้อนที่ค่อนข้างสูง รวมทั้งผลที่เกิดจากการสัมผัสกับเปลวเพลิงภายในเตา ดังนั้นจึงเป็นผลทำให้เกิดการสัมผัสกับอุณหภูมิที่สูงเกินไป (Overheating) และเกิดขึ้นเฉพาะจุดเท่านั้น ในขณะที่ผิวหน้าด้านนอกของท่อสัมผัสกับอากาศร้อน ซึ่งมีสภาวะเป็นแบบออกซิไดซ์ ดังนั้น บรรยากาศที่สัมผัสกับผิวหน้าด้านนอกของท่อจึงมีความรุนแรงน้อยกว่าผิวหน้าด้านใน และส่งผลให้เกิดการเสื่อมสภาพที่ผิวหน้าด้านนอกน้อยกว่า

จากข้อมูลเบื้องต้นของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ที่มีกนิยมนามาประยุกต์ใช้กับงานที่มีสภาวะการกัดกร่อนที่รุนแรง [29] เนื่องจากโลหะดังกล่าวมีความสามารถต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูง และต้านทานต่อการกัดกร่อนได้ดี อุณหภูมิขีดจำกัดสูงสุดมีค่าประมาณ 1,150 องศาเซลเซียส ในสภาวะการใช้งานที่เป็นแบบออกซิไดซ์โดยปราศจากซัลเฟอร์ แต่ถ้ามีซัลเฟอร์อยู่ในระดับ 100 mg/m^3 ก็จะสามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิประมาณ 1,100 องศาเซลเซียส และเป็นการใช้งานแบบต่อเนื่อง หรือถ้ามีการใช้งานที่ไม่ต่อเนื่องก็สามารถใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิประมาณ 1,025 และ 975 องศาเซลเซียส ในสภาวะที่ไม่มีและมิซัลเฟอร์เป็นองค์ประกอบ ตามลำดับ

ถ้าเหล็กกล้าไร้สนิมสัมผัสอยู่กับสภาวะการใช้งานในบรรยากาศที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบ (Carbon Bearing Environment) ที่อุณหภูมิสูง จะมีความเสี่ยงต่อการเสียหายด้วยรูปแบบคาร์บูไรเซชัน อันส่งผลให้ท่อเกิดการเสื่อมสภาพที่รุนแรงและในอัตราที่รวดเร็วได้ โดยการเสื่อมสภาพแบบคาร์บูไรเซชันจะไม่เกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิ 800-1,000 องศาเซลเซียส เนื่องมาจากมีชั้นโครเมียมออกไซด์เกิดขึ้นอย่างต่อเนื่องและสม่ำเสมอบนผิวหน้า แต่โลหะจะสูญเสียความต้านทานต่อการกัดกร่อนเมื่อมีการใช้งานที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,050 องศาเซลเซียส [3] เนื่องจากโครเมียมออกไซด์ได้กลายเป็น

โครเมียมคาร์ไบด์ ซึ่งไม่มีคุณสมบัติในการป้องกันการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงที่ดี นอกจากนั้นแล้ว ออกซิเจนยังมีศักยภาพต่ำในการฟอร์มเป็นออกไซด์ เพราะความสามารถในการแพร่เข้าไปทำปฏิกิริยาเป็นโครเมียมออกไซด์มีน้อย และที่อุณหภูมิสูงดังกล่าวนี้ โครเมียมคาร์ไบด์จะมีความเสถียรทางเทอร์โมไดนามิกส์มากกว่าโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) ถ้าปราศจากชั้นสเกลที่เป็นออกไซด์แล้ว จะเหนี่ยวนำให้เกิดคาร์บูไรเซชันภายในเนื้อวัสดุจากการแพร่ของอะตอมคาร์บอนเข้าไปในโลหะ และเกิดการฟอร์มตัวเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ภายใน มีการเรียงตัวตามขอบเกรนและ/หรือภายในเกรน และในขณะเดียวกันที่ผิวด้านนอกสุดของวัสดุก็สามารถเกิดคาร์บูไรเซชันได้ โดยการทำปฏิกิริยาโดยตรงระหว่างโครเมียมที่มีปริมาณมากบนผิวหน้าและคาร์บอนที่อยู่ในรูปของแก๊สที่แตกตัว

4.10.1 การเกิดคาร์บูไรเซชันของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310

การเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburisation) ของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง และมีแก๊สมีเทน (CH_4) และไฮโดรเจน (H_2) เป็นองค์ประกอบ ในการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์ [3] ได้ชี้ให้เห็นว่าที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เป็นสภาวะที่แบ่งขอบเขต (Boundary Condition) คือ ที่ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะได้สภาวะแบบผสมเป็น Oxidizing/Carburizing ในขณะที่ในช่วงอุณหภูมิที่สูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส จะมีสภาวะเป็นแบบ Reducing/Carburizing และผลที่ได้จากการทดสอบและทดลองให้ผลที่สอดคล้องกับการวิเคราะห์ทางเทอร์โมไดนามิกส์ คือ เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของท่อบริเวณที่ได้รับอุณหภูมิต่ำกว่า 1,000 องศาเซลเซียส (ตรงกลางของท่อลงมาหาส่วนค้ำจับ) พบว่า เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 เกิดคาร์บูไรเซชันและออกซิเดชันที่ผิวด้านนอก และเกิดคาร์บูไรเซชันภายในเนื้อวัสดุ ส่วนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของท่อบริเวณที่ได้รับสภาวะอุณหภูมิสูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส (ส่วนปลายของท่อ) พบการเกิดคาร์บูไรเซชันที่ผิวด้านนอก และไม่เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ที่ผิวด้านนอก แต่เกิดการแยกตัวตกตะกอน (Segregation) ของโครเมียม เป็นเฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูง (Chromium Rich Phase) แสดงให้เห็นถึงผลของอุณหภูมิที่มีต่อการฟอร์มตัวที่ต่อเนื่องของชั้นสเกลที่ก่อตัวบนผิวหน้าวัสดุ และพฤติกรรมของกระบวนการคาร์บูไรเซชัน [3]

โลหะผสมที่ใช้งานในสภาวะอุณหภูมิสูง เมื่อสัมผัสกับสิ่งแวดล้อมที่มีคาร์บอนเป็นองค์ประกอบจะมีความไวต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน เป็นผลทำให้วัสดุเกิดการเสื่อมสภาพอย่างรุนแรง รูปแบบการเสียหายที่เกิดขึ้นนี้มักเกิดขึ้นกับอุตสาหกรรมผลิตสารเคมี ปิโตรเคมี กระบวนการที่มีไฮโดรคาร์บอนเป็นองค์ประกอบ เช่น อุปกรณ์ในโรงงานผลิตปิโตรเคมีและโรงไฟฟ้านิวเคลียร์ เป็นต้น [35] จากการศึกษาเบื้องต้นเกี่ยวกับเรื่อง คาร์บูไรเซชัน พบว่ารูปแบบการเสียหายดังกล่าวมักเกิดขึ้นในรูปของการแตกร้าวของท่อในโรงงานที่ผลิตเอทิลีน [4] ซึ่งสิ่งแวดล้อมโดยส่วนใหญ่จะเป็นแบบ Reducing โดยมีค่าความดันย่อยของออกซิเจนที่ต่ำ และมีคาร์บอนแอคติวิตี (A_c) สูง โลหะผสมทางการค้าส่วน

ใหญ่ (เช่น HK40, HP40, Alloy 800 และ 802 เป็นต้น) และโลหะผสมโมเดล (เช่น 25Cr-20Ni) ที่ใช้งานสภาวะที่เป็นแบบคาร์บูไรซิ่ง คือมีแก๊สผสมกันระหว่าง $\text{CO-H}_2\text{-H}_2\text{O}$ และ CO-CO_2 พบว่าการเสียหายด้วยรูปแบบคาร์บูไรเซชันไม่สามารถเกิดขึ้นได้ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 800–1,000 องศาเซลเซียส เนื่องจากการสร้างฟิล์มโครเมียมออกไซด์ที่ต่อเนื่องบนผิวหน้าวัสดุ แต่วัสดุจะสูญเสียความต้านทานต่อการกัดกร่อน เมื่อชั้นโครเมียมออกไซด์กลายเป็นโครเมียมคาร์ไบด์เหนืออุณหภูมิ 1,050 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นช่วงที่ความดันย่อยของออกซิเจน (Oxygen Partial Pressure) มีค่าต่ำ ส่งผลให้โครเมียมคาร์ไบด์ (Cr_7C_3 หรือ Cr_3C_2) มีความเสถียรทางเทอร์โมไดนามิกมากกว่าอยู่ในรูปของโครเมียมออกไซด์ เมื่อผิวหน้าเหล็กกล้าไร้สนิมปราศจากชั้นออกไซด์ปกคลุมแล้ว กระบวนการเกิดคาร์บูไรเซชันจะดำเนินโดยการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในเนื้อของวัสดุ และค่าความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันจะสูงสุดที่สัดส่วนของนิกเกิลกับเหล็ก (Ni/Fe) มีค่า 4 ต่อ 1 ซึ่งมีค่าความสามารถในการซึมผ่านของออกซิเจนต่ำสุด [29]

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 (310 Stainless Steel) เป็นโลหะที่มีเหล็กเป็นธาตุผสมหลัก (Fe-base Alloy) จัดอยู่ในกลุ่มของเหล็กกล้าผสมระหว่างเหล็ก-นิกเกิล-โครเมียม (Fe-Ni-Cr) ซึ่งนิยมนำไปใช้งานในสิ่งแวดล้อมที่กัดกร่อนรุนแรง เนื่องจากมีความต้านทานต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและการกัดกร่อน การเกิดคาร์บูไรเซชันภายในเกิดขึ้นเนื่องจากการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในเนื้อวัสดุ และส่งผลให้เกิดการฟอร์มตัวของโครเมียมคาร์ไบด์ (M_{23}C_6 และ M_7C_3) ตามขอบเกรน และ/หรือภายในเกรน ในขณะที่เกิดการเกิดคาร์บูไรเซชันที่ผิวด้านนอกสุด สามารถเกิดขึ้นได้โดยการทำปฏิกิริยากันระหว่างผิวหน้าโลหะผสม ที่มีโครเมียมในปริมาณสูง (Chromium Enriched) และธาตุคาร์บอนที่อยู่ในแก๊ส

ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี จะเห็นว่า ธาตุที่เป็นองค์ประกอบหลักและให้คุณสมบัติต้านทานต่อคาร์บูไรเซชัน ได้แก่ ธาตุโครเมียมและนิกเกิล ถึงแม้จะมีค่าอยู่ในช่วงที่กำหนด แต่อยู่ในขอบเขตล่างของช่วงที่กำหนดไว้ สมบัติความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน จึงยังไม่เพียงพอต่อการใช้งานในสภาวะดังกล่าว ดังนั้นค่าส่วนผสมที่เหมาะสมของธาตุทั้งสอง จึงควรอยู่ใกล้กับค่าขีดจำกัดสูงสุด ซึ่งจะส่งผลให้วัสดุมีความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันได้ดีขึ้น

4.10.2 ผลของอุณหภูมิต่อโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการเกิดคาร์บูไรเซชัน

จากการศึกษาพฤติกรรมการเกิดคาร์บูไรเซชันและความต่อเนื่องในการเกิดสเกลที่ผิวด้านนอกสามารถอธิบายได้ดังนี้

- (1) ความต่อเนื่องในการเกิดชั้นฟิล์มปกป้องที่ผิวด้านนอกของท่อ จะเปลี่ยนแปลงจากการฟอร์มตัว

ของชั้นที่ต่อเนื่องบนผิวหน้าวัสดุ ไปเป็นการเกิดเป็นกลุ่มกระจายบนผิวหน้าท่อที่อุณหภูมิสูงขึ้นเรื่อยๆ

(2) การเกิดโครเมียมคาร์ไบด์ภายในเนื้อวัสดุจะลดต่ำลงที่อุณหภูมิสูงกว่าค่าขีดจำกัดสูงสุด

ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1,050 องศาเซลเซียส โครเมียมที่มีปริมาณสูงบนผิวหน้าวัสดุจะมีปริมาณเพียงพอสำหรับการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์ที่ต่อเนื่องของเฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูง (Chromium Rich Phase) บนผิวหน้าของวัสดุ ซึ่งการเกิดชั้นที่มีโครเมียมปริมาณสูงของโครเมียมออกไซด์และคาร์ไบด์เกิดในสถานะที่เป็นแบบ Oxidizing/Carburizing ชั้นที่เกิดขึ้นจะประกอบด้วยสองส่วน โดยโครเมียมออกไซด์จะเป็นองค์ประกอบหลักของชั้นที่เกิดด้านใน ตามด้วยชั้นของ Cr/Fe Carbides ซึ่งเกิดด้านนอก และถัดลงไปจะเป็นชั้นที่เกิดการสูญเสียของโครเมียม (Cr-depletion Zone) ซึ่งจะฟอร์มตัวต่ำกว่าชั้นที่ผิวด้านนอก และ/หรือใกล้เคียงขอบเกรน จนกว่าความเข้มข้นของโครเมียมภายในโซนที่เกิดการสูญเสียโครเมียมจะต่ำกว่าค่าขีดจำกัดที่อุณหภูมิที่มีโครเมียมสูงจะเกิดขึ้นได้ ในขณะเดียวกันชั้นออกไซด์ที่ต่อเนื่องบนผิวหน้าด้านนอกจะไม่สมบูรณ์ คือเกิดรูพรุนและรอยร้าว เป็นต้น วัสดุที่ส่งผลให้เกิดคาร์บูไรซิงจะยังคงแพร่เข้าไปภายในเนื้อวัสดุผ่านช่องทางการแพร่ที่ง่ายที่สุด โครเมียมที่มีปริมาณสูงและความเข้มข้นของคาร์บอนตามขอบเกรน ส่งผลให้เกิดโครเมียมคาร์ไบด์ภายในได้ชั้นที่เกิดการสูญเสียของโครเมียม โครเมียมคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นภายในวัสดุสามารถที่จะฟอร์มตัวได้เนื่องจากคาร์บอนมีค่าความสามารถในการซึมผ่าน ($c_c D_c$) ได้ดีกว่าโครเมียม ($c_M D_M$, $M = \text{Cr, Fe}$)

เมื่ออยู่ในสถานะการใช้งานที่มีอุณหภูมิสูงกว่า 1,050 องศาเซลเซียส จะทำให้เฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูงแพร่เข้าไปในผิวหน้าวัสดุ ทำให้ไม่มีโครเมียมเพียงพอที่จะฟอร์มเป็นเฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูงบนผิวหน้าอย่างต่อเนื่องได้ จึงทำให้เกิดการฟอร์มของชั้นที่ต่อเนื่องและไม่ต่อเนื่อง บนผิวหน้าด้านนอก ซึ่งเป็นชั้นของโครเมียมหรือเหล็กคาร์ไบด์ (Cr/Fe-Carbides) อันเกิดขึ้นภายใต้สถานะสิ่งแวดล้อมที่เป็นแบบ Reducing/Carburizing การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ ทำให้ลดความต่อเนื่องของชั้นที่ก่อตัวบนผิวด้านนอก และทำให้เกิดชั้นที่มีการสูญเสียของโครเมียมน้อยลง ชั้นที่ก่อตัวบนผิวด้านนอกแบบไม่ต่อเนื่องจะไม่มีสมบัติในการป้องกันการกัดกร่อนที่ผิวหน้า จึงทำให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในเนื้อของวัสดุได้

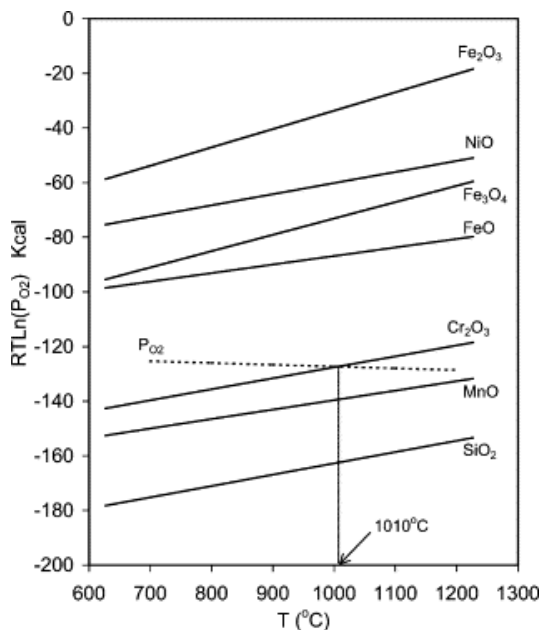
4.10.3 การพิจารณาทางเทอร์โมไดนามิกส์

ส่วนผสมที่สำคัญในแก๊สธรรมชาติ คือ CH_4/H_2 เมื่อได้รับความร้อนที่อุณหภูมิสูง จะเกิดสถานะแวดล้อมเป็นแบบคาร์บูไรซิง ซึ่งที่อุณหภูมิสูง สมการที่สามารถเกิดขึ้นได้ มี 2 สมการคือ





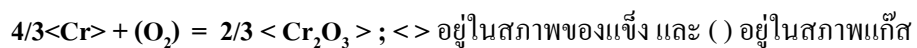
จากสมการดังกล่าว ค่า Partial Pressure ของออกซิเจนในสิ่งแวดล้อมดังกล่าวสามารถคำนวณโดยใช้สมการของ Gibbs Free Energy จากรูปที่ 4.47 แสดงไดอะแกรมของ $\Delta G^\circ - T$ สำหรับออกไซด์ ซึ่งพบว่าโครเมียมออกไซด์ (Cr-oxides) จะมีความเสถียรที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1,000 °C แต่จะไม่เสถียรที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,000 °C เป็นที่เข้าใจกันทั่วไปว่าความเสถียรภาพของ Cr_2O_3 จะนำมาใช้เป็นเกณฑ์ในการตัดสินชนิดของสภาวะแวดล้อมการใช้งานว่าจะมีลักษณะเป็นแบบ Reducing หรือ Oxidizing [3] โดยรูปที่ 4.55 ได้แสดงให้เห็นค่าความดันย่อย (Partial Pressure) ของออกซิเจนในสภาวะแวดล้อมที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าประมาณ 1,000 องศาเซลเซียส จะสูงกว่าค่าความดันที่ทำให้เกิดการสลายตัวของโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) นั่นคือ โครเมียมออกไซด์จะเสถียร อย่างไรก็ตาม เหนืออุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส ค่าความดันย่อยของออกซิเจนในสภาวะแวดล้อมมีค่าต่ำกว่าค่าความดันที่ทำให้เกิดการสลายตัวของโครเมียมออกไซด์ นั่นคือ โครเมียมออกไซด์จะไม่เสถียร จากสภาวะการใช้งานที่สูงเกินกว่า 1,000 องศาเซลเซียส ของท่อได้ชี้ให้เห็นว่าที่ผิวหน้าวัสดุไม่สามารถสร้างชั้นโครเมียมออกไซด์ได้อย่างสมบูรณ์ คือชั้นโครเมียมออกไซด์ที่เกิดขึ้นมีความไม่ต่อเนื่อง หรือสามารถเกิดขึ้นได้น้อย จึงทำให้มีโอกาสที่จะเกิดชั้นของโครเมียมคาร์ไบด์มากกว่า ซึ่งผลดังกล่าวได้สอดคล้องกับผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกล คือมีองค์ประกอบของ คาร์บอน โครเมียมและเหล็กเป็นส่วนใหญ่



รูปที่ 4.47 Ellingham Diagram แสดงค่าความดันย่อยของออกซิเจนในสิ่งแวดล้อม (P_{O_2})
ที่วัสดุสัมผัสสำหรับออกไซด์ [11]

4.10.4 Ellingham Diagram ของโครเมียมออกไซด์ [37]

การทำปฏิกิริยาของโครเมียมกับออกซิเจนทำให้เกิดเป็นโครเมียมออกไซด์ตามสมการ ดังนี้



สำหรับปฏิกิริยาข้างบน สามารถประยุกต์ใช้สำหรับช่วงอุณหภูมิระหว่าง 298 ถึง 2100 K

โดยมีค่า $\Delta G^\circ (T) = -746844 + (173.2176T)$

ดังนั้น $8.314 \times T \ln P_{O_2} = -746844 + (173.2176T)$

ที่อุณหภูมิ ประมาณ 1000 องศาเซลเซียส (หรือ 1298 K) ค่า partial pressure ของออกซิเจน

จะมีค่าประมาณ $= 1.0 \times 10^{-21} \text{ atm}$

และสามารถคำนวณค่า Decomposition Temperature and Partial Pressure ได้ดังตารางที่ 4.7

ตารางที่ 4.7 แสดงค่าอุณหภูมิและความดันย่อยในการสลายตัวของ Cr_2O_3

Temperature	Threshold partial pressure for formation
900K	4.84E-35atm
1,000K	1.05E-30atm
1,100K	3.71E-27atm
1,200K	3.36E-24atm
1,300K	1.07E-21atm
1,400K	1.49E-19atm
1,500K	1.08E-17atm
1,600K	4.55E-16atm
1,700K	1.24E-14atm

ดังนั้นค่าอุณหภูมิ ความดันย่อยของออกซิเจนและใช้ในการสลายตัวของ Cr_2O_3 สามารถสรุปผลได้ ตารางที่ 4.8

ตารางที่ 4.8 แสดงค่าอุณหภูมิ ความดันย่อยของออกซิเจนและใช้ในการสลายตัวของ Cr_2O_3

อุณหภูมิ (K)	Oxygen Partial Pressure; Po_2 (atm)	Decomposition partial pressure ของ Cr_2O_3 (atm)
1,100	1.0E-26	3.71E-27
1,300	1.0E-21	1.07E-21
1,600	1.0E-15	4.55E-16

จากตารางจะเห็นว่าค่า Decomposition Partial Pressure ของ Cr_2O_3 จะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ในขณะที่ค่า Oxygen Partial Pressure ที่อุณหภูมิ 1,300 K มีค่าใกล้เคียงกับค่า Decomposition Partial Pressure ของ Cr_2O_3 ซึ่งที่สภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูงจะทำให้ค่า A_c สูงตามไปด้วย ดังนั้นจึงมีแนวโน้มที่จะเกิดการสลายตัวของโครเมียมออกไซด์ได้มากขึ้นเช่นกัน

ถ้าการใช้งานหลักกล้าไร้สนิมที่อุณหภูมิสูงและมีลักษณะเป็นคาบ (Cyclic Thermal) อันเนื่องมาจากการหยุดเดินของเตาแบบทันทีทันใดนั้น จะนำไปสู่การหลุ่ร่อนของสเกลช้าแล้วช้าเล่า ซึ่งเป็นการเร่งให้โครเมียมเกิดการหลุดหายจากผิวหน้าวัสดุภายใต้ชั้นออกไซด์ที่ผิวด้านใน (ด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน) เป็นผลต่อเนื่องให้เกิดการสลายตัวของคาร์บอนและออกซิเจนเข้าไปในเนื้อวัสดุ และส่งผลให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์และออกไซด์ภายในวัสดุ โดยสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

การแพร่ของคาร์บอนผ่านชั้นสเกลที่เป็นโครเมียมออกไซด์ (Cr_2O_3) จะขึ้นอยู่กับความเข้มข้นของโครเมียม ที่สามารถฟอร์มเป็นออกไซด์ที่ผิวหน้าวัสดุ [1]

การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคได้แสดงให้เห็นว่าส่วนที่เสียหายอย่างรุนแรงของท่อเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค เนื่องมาจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูง และอยู่ในสภาวะบรรยากาศที่มีฤทธิ์กัดกร่อน ที่บริเวณด้านนอกสุดของท่อพบการแยกตัวตกตะกอนของโครงสร้างที่มีโครเมียมในปริมาณสูง (Chromium Rich Phase) ซึ่งการเกิดโครงสร้างดังกล่าวเป็นส่วนที่ช่วยอธิบายให้เห็นว่า เกิดขึ้นเนื่องจากอิทธิพลของอุณหภูมิ และความต่อเนื่องของชั้นออกไซด์ที่ฟอร์มบนผิวหน้าไม่สมบูรณ์เป็นพฤติกรรมที่เกิดจากกระบวนการคาร์บูไรเซชัน

ในสภาวะการใช้งานที่มีอุณหภูมิเกิน 1,050 องศาเซลเซียส โครเมียมที่ผิวหน้าวัสดุมีปริมาณไม่เพียงพอต่อการสร้างชั้นออกไซด์ที่มีโครเมียมสูง ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าของวัสดุที่เป็นแบบกึ่งต่อเนื่องและไม่ต่อเนื่องของชั้นที่มีโครเมียมสูงของโครเมียม/เหล็กคาร์ไบด์นั้น เกิดขึ้นจากการใช้งานในสภาวะบรรยากาศที่เป็นแบบ Reducing/Carburizing ถ้าอุณหภูมิการใช้งานเพิ่มสูงขึ้น จะส่งผลให้เกิดการลดความต่อเนื่องของชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าวัสดุ ชั้นที่ไม่ต่อเนื่องดังกล่าวจะส่งเสริมให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในโลหะมากขึ้น การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนได้ชี้ให้เห็นว่า วัสดุด้านที่สัมผัสกับแก๊สอุณหภูมิสูงมีแนวโน้มที่จะแยกเฟสออกเป็นเฟสที่มีโครเมียมสูง (Chromium Rich Phase) และ เฟสที่มีเหล็กสูง (Iron Rich Phase) ซึ่งเป็นเฟสของโครงสร้างพื้นฐาน (Matrix) และไม่มีอนุภาคเกิดขึ้นระหว่างขอบเกรนและภายในเกรน ดังนั้นการไม่ปรากฏให้เห็นโครเมียมคาร์ไบด์เกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุ เนื่องจากเฟสดังกล่าวได้สลายตัวเข้าสู่ภายในเนื้อวัสดุ ทำให้มีคาร์บอนจำนวนมากละลายเข้าสู่เนื้อวัสดุ ทำให้เกิดการอัดแน่นของแลตทิซ (Lattice) และมีการขยายตัว จึงนำไปสู่การแยกชั้นของสเกลในระหว่างการใช้งาน ซึ่ง Palmer [8] ได้กล่าวว่าอุณหภูมิที่ทำให้เกิดการหลุดร่อนของสเกลของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 310 นั้นจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 1,050 องศาเซลเซียส ซึ่งสัมพันธ์กับข้อมูลที่ได้จากการเก็บข้อมูลของพนักงานที่ควบคุมเตา โดยการวัดอุณหภูมิที่เกิดขึ้นระหว่างการใช้งานของท่อนั้น พบว่า มีค่าอยู่ในช่วงระหว่าง 1,050-1,100 องศาเซลเซียส ซึ่งเป็นการวัดแบบทันทีทันใดหลังจากนำท่อออกมาจากเตา ซึ่งในสภาวะการใช้งานจริงๆ อุณหภูมิน่าจะมากกว่าค่าที่ได้จากการวัดดังกล่าว และความเสียหายโดยการหลุดร่อนของสเกลจะมีอัตราเร็วในการเกิดมาก

ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสเกลที่เกิดการหลุดร่อน พบว่าให้ผลที่สอดคล้องกับข้อมูลทางเทอร์โมไดนามิกส์ ผลที่ได้ยังแสดงให้เห็นว่าชิ้นงานท่อเกิดการเสียหายด้วยรูปแบบคาร์บูไรเซชันที่ผนังด้านในท่อ รวมทั้งการเกิดออกซิเดชัน และการโจมตีจากคาร์บูไรเซชันภายในเนื้อวัสดุ

ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD ของสเกลที่เกิดการหลุดร่อนจากวัสดุท่อที่เกิดการเสียหาย แสดงให้เห็นอย่างชัดเจนว่า ผลิตภัณฑ์ที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าท่อด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อนประกอบด้วย Fe-Ni, Ni-Cr-Fe และ FeCr_2O_4 การไม่ปรากฏ Cr-oxides ที่ผิวหน้าของท่อ นอกจากจะสนับสนุนว่ามีการระเหิดกลายเป็นไอของ CrO_3 ที่อุณหภูมิเหนือกว่า 1,000 องศาเซลเซียสแล้ว [29] ยังยืนยันการไม่พบเฟสที่สามารถฟอร์มตัวเป็นออกไซด์ได้ดีที่อุณหภูมิสูง คือ แมงกานีส

4.10.5 การพิจารณาทางจลศาสตร์ (Kinetics)

เมื่อเหล็กกล้าไร้สนิมสัมผัสกับบรรยากาศแบบคาร์บูไรซิ่ง ซึ่งทำให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในเนื้อวัสดุ ส่งผลให้วัสดุมีน้ำหนักเพิ่มขึ้น ลักษณะดังกล่าวเกิดจากปัจจัยต่างๆ เหล่านี้

- 1) การแพร่และการสลายตัวของคาร์บอน และ/หรือ ออกซิเจน ภายในโลหะผสม
- 2) การฟอร์มตัวของผลิตภัณฑ์ที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาทั้งบนผิวด้านนอกและภายในเนื้อวัสดุเมื่อสัมผัสกับบรรยากาศที่เป็นแบบ Carburization และ/หรือ Oxidation
- 3) การหลุดร่อน (Spallation) ของสเกลที่อุณหภูมิสูงเป็นปัจจัยเสริมที่ทำให้สูญเสียน้ำหนักของวัสดุ ซึ่งสังเกตได้จากความหนาที่ลดลงของท่อ

การสลายตัวของออกซิเจนภายใต้สภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบ Reducing จะเกิดการสลายตัวของคาร์บอนเข้าไปในชิ้นงาน การเพิ่มน้ำหนักของเหล็กกล้าไร้สนิมเกิดขึ้นเนื่องจาก

- 1) ชั้นออกไซด์ที่เกิดขึ้นอย่างไม่ต่อเนื่องบนผิวหน้าวัสดุ ทำให้เกิดการปกป้องที่ไม่ดี ซึ่งเฟสที่เกิดขึ้นอยู่ในรูปของ CrFe หรือ Cr-carbides
- 2) การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิจะส่งผลให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนและออกซิเจนเข้าไปในโลหะ
- 3) การหลุดร่อน (Exfoliation และ Spallation) ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,000 องศาเซลเซียส เป็นผลให้เกิดการสูญเสียน้ำหนัก คือเกิดการบางลงของผนังท่อ

4.10.6 ประสิทธิภาพในการเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburization Performance)

จากที่กล่าวมา การฟอร์มตัวอย่างต่อเนื่องของชั้นออกไซด์บนผิวด้านนอกที่สัมผัสกับสภาวะคาร์บูไรซิ่งจะลดลง หรือมีลักษณะเป็นขั้นกึ่งต่อเนื่องหรือไม่ต่อเนื่อง ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,050 องศาเซลเซียส การแยกตัวตกตะกอนของโครเมียม ที่อยู่ในรูปของเฟสที่มีโครเมียมปริมาณสูง (Chromium Rich Phase) เป็นการอธิบายผลของอุณหภูมิต่อความต่อเนื่องของชั้นออกไซด์/คาร์ไบด์ที่ผิวหน้าสำหรับเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเกรด AISI 310 นั้น ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1,050 องศาเซลเซียส โครเมียมจะแพร่เข้าสู่ผิวหน้าวัสดุเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากมีปริมาณเพียงพอที่จะฟอร์มชั้นที่มีโครเมียมสูงที่ผิวหน้า ชั้นที่มีความต่อเนื่องของโครเมียมปริมาณสูงดังกล่าวนี้ จะมีองค์ประกอบหลักเป็น

โครเมียมออกไซด์และโครเมียมคาร์ไบด์ที่ฟอร์มตัว เนื่องจากสภาพแวดล้อมแบบผสมระหว่าง Oxidizing และ Carburizing เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นถึง 1,050 องศาเซลเซียส โครเมียมจะแพร่ผ่าน ผิวหน้าโลหะผสมในปริมาณสูงจากการแยกตัว ทำให้ไม่เพียงพอต่อการฟอร์มเป็นชั้นที่มีโครเมียมสูงอย่างต่อเนื่องที่ผิวด้านนอก การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิจะลดความต่อเนื่องของชั้นที่ฟอร์มตัวที่ผิวด้านนอก ชั้นที่มีโครเมียมสูงที่ฟอร์มตัวก็ต่อเนื่องหรือไม่ต่อเนื่อง ประกอบด้วยเฟสที่มีโครเมียมสูงกระจายตัวทั่วไป (Cr/Fe or Carbides) เป็นผลเนื่องจากสภาพแวดล้อมที่เป็นแบบ Reducing /Carburizing การไม่ปรากฏ Cr-Oxides เกิดขึ้นเนื่องจากสภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบรีดิวซ์ซึ่งของสภาวะการเผาไหม้ภายในท่อ ในกรณีศึกษา (อุณหภูมิมากกว่า 1,000 องศาเซลเซียส) โครงสร้างจุลภาคตามภาคตัดขวางของชิ้นงานประกอบด้วย 2 ส่วนหลักๆ คือ Cr-Rich Phase และ Fe-Rich Phase โดยไม่ปรากฏการฟอร์มตัวของอนุภาคตามขอบเกรน และ/หรือภายในเนื้อวัสดุ คาร์บอนปริมาณมากได้ละลายเข้าไปในโลหะผสม และทำให้เกิดการขยายตัวของแลตทิซในปริมาณสูง (+1.022%, 1,100 องศาเซลเซียส ในสภาวะ 10% CH_4/H_2) [3] เป็นผลทำให้เกิดการหลุดร่อนของสเกล (Exfoliation และ Spallation)

การที่ Cr-Rich Phases มีขนาดหยาบขึ้นบนผิวหน้าเกิดขึ้นจาก

- 1) การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิเป็นผลให้คาร์บอนมีศักยภาพในการทำปฏิกิริยามากขึ้น ดังนั้นจึงมีแรงผลักดันให้ Cr-rich Phase เกิดได้เร็วขึ้น
- 2) การเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิจะเร่งให้ Cr (อาจจะเป็น Fe) และ/หรือเกิดการแพร่ของคาร์บอนเพื่อฟอร์มตัวบนผิวหน้าเป็น Cr-rich Phases

จากการศึกษาของ UI-Hamid และคณะ [13] ได้กล่าวว่ามีอยู่ 2 ปัจจัยที่มีผลต่อความแข็งแรงของวัสดุ เหล็กกล้าผสมระหว่าง Fe-Ni-Cr ที่สัมผัสอยู่ในสภาวะบรรยากาศแบบรีดิวซ์และอุณหภูมิสูง คือ การเกิดคาร์บูไรเซชัน และผลของ Thermal Aging โดยการที่วัสดุที่สัมผัสกับบรรยากาศแบบคาร์บูไรเซชัน และมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนที่บริเวณผิวด้านนอกสุดของวัสดุท่อ ในทางกลับกันถ้าเป็นผลของ Thermal Aging ค่าความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ จากผิวด้านที่เกิดคาร์บูไรเซชัน การเพิ่มขึ้นของค่าความแข็งแรงในโซนที่เกิดคาร์บูไรเซชัน สามารถอ้างได้ว่าเกิดจากการตกตะกอนของคาร์ไบด์ในปริมาณที่สูง และรวมทั้งคาร์บอนสามารถแพร่เข้าสู่ชิ้นงานได้ในสภาวะแก๊สที่เป็นคาร์บูไรเซชัน ซึ่งจากการศึกษาในครั้งนี้ได้ผลที่สอดคล้องกัน กล่าวคือ ผิวด้านด้านนอกสุดของผิวด้านด้านในท่อ ซึ่งสัมผัสกับแก๊สร้อน มีค่าความแข็งแรงสูงกว่าบริเวณที่อยู่ถัดไป โดยเฉพาะส่วนปลายของท่อที่เกิดความเสียหายรุนแรง

การวัดค่าความแข็งแรงรวมทั้งการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ได้ผลว่า กระบวนการคาร์บูไรเซชันได้นำไปสู่การฟอร์มตัวของชั้นผิวแข็งบนผิวหน้าชิ้นงาน ซึ่งเป็นการลดความเหนียวของวัสดุ การฟอร์ม

ตัวของชั้นดังกล่าวนี้ ยังเป็นการยืนยันว่าชิ้นงานไม่สามารถฟอร์มขึ้นออกไซด์ที่มีความต่อเนื่องบนผิวหน้าชิ้นงานได้

โครงสร้างจุลภาคโดยทั่วไปของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก จะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานที่เป็นออสเทนไนต์ และคาร์ไบด์ที่ตกตะกอน การเลือกวัสดุที่มีปริมาณของธาตุโครเมียม และนิกเกิลในโลหะผสมจะพิจารณาตามสมบัติที่ได้ เช่น ความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน และต้านทานการกัดกร่อนในสถานะแก๊สร้อน โดยการควบคุมความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง นิกเกิลเป็นธาตุที่เพิ่มความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิแบบทันทีทันใด และการล้าเนื่องจากอุณหภูมิที่มีการแกว่งค่า (Thermal Fatigue) ในขณะที่โครเมียมจะเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนและต้านทานการเกิดออกซิเดชัน การกระจายตัวของคาร์ไบด์ที่มีขนาดละเอียดในโครงสร้างพื้นฐานที่เป็นออสเทนไนต์ จะเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง (High Tensile Strength) การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิสูงใกล้จุดหลอมเหลวของวัสดุ เป็นผลให้เกิดการอิมตัวของคาร์บอนอย่างยั่งยืน เมื่อมีการให้ความร้อนใหม่อีกครั้ง (ระหว่างการใช้งาน) จะส่งผลให้เกิดการตกตะกอนของ คาร์ไบด์ ยิ่งเราให้ความร้อนที่อุณหภูมิเท่าไร คาร์ไบด์ที่ตกตะกอนก็จะมีขนาดเล็กลงมากขึ้น การมี คาร์ไบด์กระจายตัวอย่างละเอียดจะเพิ่มความต้านทานต่อการคืบของวัสดุ อย่างไรก็ตามการสัมผัสกับสถานะที่อุณหภูมิสูง จะส่งผลให้คาร์ไบด์มีขนาดหยาบขึ้น มีการจับตัวเป็นกลุ่มก้อน และมีรูปร่างกลม จะลดประสิทธิภาพด้านความแข็งแรง ในขณะการเย็นตัวอย่างช้าๆ ที่อุณหภูมิสูงจะส่งผลให้เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ในโครงสร้างพื้นฐานที่เป็นออสเทนไนต์บริเวณขอบเกรน ขนาดของคาร์ไบด์สามารถชี้ให้เห็นได้ว่า โลหะผสมสัมผัสกับอุณหภูมิสูงเกินไประหว่างการใช้งาน ตัวอย่างที่ก่อให้เกิดความเสียหาย พบว่า เป็นการเสียหายจากคาร์บูไรเซชัน มีขนาดของอนุภาคที่แยกตัวตกตะกอนขนาดเล็กและละเอียดกระจายตัวอยู่ทั่วไป ลักษณะดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าระยะเวลาที่เกิดอนุภาคดังกล่าวค่อนข้างสั้น [34]

การตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่มีลักษณะเป็นก้อน เป็นลักษณะโดยทั่วไปของการเกิดคาร์บูไรเซชัน การศึกษานี้จึงได้ชี้ให้เห็นว่า โลหะผสมสัมผัสกับอุณหภูมิที่สูงเกินไปในระหว่างการใช้งาน ความแข็งแรงบริเวณที่เกิดคาร์บูไรเซชัน พบว่า มีความแข็งแรงสูงกว่าบริเวณอื่นๆ มาก แสดงให้เห็นว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์ในปริมาณสูง และมีคาร์บอนแพร่เข้าไปในชิ้นงาน การสะสมและเกาะติดของผงถ่านคาร์บอนที่ผิวหน้าด้านในของท่อ จะส่งเสริมให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนและการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (Secondary Carbide) ภายในเนื้อโลหะผสม จากที่กล่าวมาข้างต้น จะเห็นได้ว่าท่อโลหะผสมได้สร้างฟิล์มที่ไม่มีสมบัติปกป้องบนผิวหน้าชิ้นงาน คาร์บอนที่เกาะติดบนผิวหน้าชิ้นงานสามารถที่จะแทรกตัวผ่านชั้นออกไซด์เข้าไปยังเนื้อวัสดุภายใน และทำปฏิกิริยากับธาตุ

ที่สามารถฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ โดยเฉพาะ โครเมียม ซึ่งสามารถตรวจพบในรูปของเฟสที่มีโครเมียมในปริมาณสูง (Chromium Rich Phase)

จากการตรวจสอบความแข็งของท่อให้ผลที่สอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาคที่ปรากฏ และสอดคล้องกับกระบวนการเสื่อมสภาพของท่อจากการบูโรเซชัน โดยเฉพาะบริเวณปลายท่อที่มีการเสื่อมสภาพอย่างรุนแรง ความแข็งที่ผิวหน้าด้านนอกท่อที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติร้อน พบว่า มีความแข็งเพิ่มขึ้นมาก เมื่อเปรียบเทียบกับบริเวณอื่นๆ

บทที่ 5 สรุปผล

5.1 สรุปผล

1. ท่อลำเลียงแก๊สเข้าสู่เตาเผาวัสดุทนไฟ (Burner Pipe) ถูกใช้งานเกินอุณหภูมิที่ออกแบบไว้ คือเกิน 900 องศาเซลเซียส และเกินกว่าค่าอุณหภูมิสูงสุดที่ใช้งานได้ในสภาวะแบบคาร์บูไรซิ่ง เป็นผลทำให้เกิดคาร์บูไรเซชัน และเกิดการหลุดร่อนของชั้นสเกล ทำให้อายุการใช้งานของท่อสั้นลง
2. การเกิดคาร์บูไรเซชันของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด AISI 310 ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1,050 องศาเซลเซียส เป็นผลจากการเกิดชั้นโครเมียมคาร์ไบด์และเหล็กคาร์ไบด์แบบกึ่งต่อเนื่องและไม่ต่อเนื่องที่ผิวหน้าด้านในท่อที่สัมผัสกับแก๊ส และคาร์บอนสามารถแพร่เข้าไปในวัสดุได้มากขึ้น
3. ควรพิจารณาคัดเลือกวัสดุชนิดใหม่เพื่อให้เหมาะสมกับสภาวะการใช้งาน (รายละเอียดการเลือกวัสดุแสดงในภาคผนวก ฉ)

เอกสารอ้างอิง

1. Hänsel, M., Boddington, C.A., Young, D.J., 2002, “Internal Oxidation and Carburization of Heat-resistant Alloys”, **Corrosion Science** **45** (2003), pp. 967-981.
2. Ruchuan Yin, 2004, “Carburization Behavior of Haynes 556 Exposed to CH₄/H₂ Gas Mixtures”, **Material at High Temperatures** **21**(2), pp. 111-117.
3. Ruchuan Yin, 2005, “Cyclic and Isothermal Exposures of 310SS to 10% CH₄/H₂ Carburizing Gas Mixture at High Temperatures”, **Materials Science and Engineering A**, pp.19-28.
4. Kaishu Guan, Hong Xu, Zhiwen Wang, 2005, “Analysis of Failed Ethylene Cracking Tubes”, **Engineering Failure Analysis**, Vol. 12, pp. 420-431.
5. Wate Bakker, 2004, “High Temperature Corrosion in Gasifiers”, **Materials Research**, Vol. 7, No. 1, pp. 53-59.
6. Hung-Wen Hsu, Wen-Ta Tsai, 2000, “High Temperature Corrosion Behavior of Siliconized 310 Stainless Steel”, **Materials Chemistry and Physics**, Vol. 64, pp. 147-155.
7. Zeng, Z., Natesan, K., 2006, “Control of Metal Dusting Corrosion in Ni-based Alloys”, **International of Hydrogen Energy**.
8. Palmer, G., 1989, “Petrographic Examination of Refractory Damage to a Burner Pipe”, **World Cement**, pp. 266-270.
9. Hunter, D., **An Interesting Case Study of Combustion Tube Failure** [Online], Available: <http://www.industrialheating> [2006].

10. Savolainen, K., Mononen, J., Ilola, R., Hänninen, H., 2005, “Materials Selection for High Temperature Applications”, **Laboratory of Engineering Materials Publications**, Department of Mechanical Engineering, Helsinki University of Technology.

11. Grabke, H.J., Wolf, I., 1986, “Carburization and Oxidation”, **First International Symposium on High Temperature Corrosion of Materials and Coating for Energy Systems and Turbo Engines**; 7-11 July 1986.

12. Yoon, K.B., Jeong, D.G., 1998, “Oxidation Failure of Radiant Heater Tubes”, **Engineering Failure Analysis**, pp. 101-112.

13. Kelly, J., **Materials Selection Considerations for Thermal Process Equipment** [Online], Available: http://www1.eere.energy.gov/industry/bestpractices/pdfs/proc_heat_tech_brief.pdf, U.S. Department of Energy.

14. **Grade datasheet: 310 310S 310H** [Online], Available: <http://www.atlasmembers.com.au> [2006, June]

15. Yin, R.C., 2004, “Carburization Performance of Incoloy 800HT in CH₄/H₂ Gas Mixtures”, **Materials Science and Engineering A**, pp. 281-289.

16. Pandey, R.K., 2006, “Failure Analysis of Styrene Reactor Tubes”, **Engineering Failure Analysis**, pp. 1314-1325.

17. Zhang, J., Young, D.J., 2007, “Kinetics and Mechanisms of Nickel Metal Dusting I. Kinetics and Morphology”, **Corrosion Science**, Vol. 49, pp. 1496–1512.

18. Hu, T.L., et al., 2006, “The Microstructure of Aluminized Type 310 Stainless Steel”, **Surface & Coatings Technology**.

19. Swindeman, R.W., 1992, "The Potential of Modified Type 310 Stainless Steel for Advanced Fossil Energy Applications", **Oak Ridge National Laboratory**.
20. Asteman, H., Svensson, J.E., Johansson, L.G., 2002, "Oxidation of 310 Steel in H_2O/O_2 Mixtures at 600 °C: The Effect of Water-Vapour-enhanced Chromium Evaporation", **Corrosion Science**, Vol. 44, pp. 2635–2649.
21. Sourmail, T., Okuda, T., Taylor, J.E., 2004, "Formation of Chromium Borides in Quenched Modified 310 Austenitic Stainless Steel", **Scripta Mater**, Vol. 50, pp. 1271-1276.
22. Hoelzel, M., Danilkin, S.A., Ehrenberg, H., Toebbens, D.M., Udovic, T.J., Fuess, H., Wipf, H., 2004, "Effects of High-pressure Hydrogen Charging on the Structure of Austenitic Stainless Steels", **Materials Science and Engineering A**, Vol. 384, pp. 255–261.
23. Farrell, K., Specht, E.D., Pang, J., Walker, L.R., Rar, A., Mayotte, J.R., 2005, "Characterization of A Carburized Surface Layer on An Austenitic Stainless Steel", **Journal of Nuclear Materials**, Vol. 343, pp.123–133.
24. Simms, N.S., Heikinheimo, L., Encinas-Oropesa, A., Tuurna, S., Kilgallon, P.J, Nicholls, J.R., Oakey, J.E, 2003, "Predicting Type II Hot Corrosion in Industrial Gas Turbines", **The Journal of Corrosion Science and Engineering; JCSE**, Vol. 6.
25. **A Brief Overview of Stainless Steel** [Online], Available: <http://www.sppusa.com> [2006].
26. TOH, C.H., 2002, "Metal Dusting on Heat-Resistant Alloys under Thermal Cyclic Conditions" **A Thesis Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy**, School of Materials Science and Engineering, University of New South Wales.
27. Harrison, J.M., Norton, J.F., Derricott, R.T., Marriott, J.B., 2004, "The Gaseous Carburisation of Austenitic Steels", **Materials and Corrosion**, Vol. 30, Issue 11, pp. 785–794.

28. Michael Kasprzyk, **Heat & Corrosion Resistant Materials/Composites: When “Good Enough” Just Isn’t Anymore** [Online], Available: <http://www.industrialhetaing.com> [2006].
29. Yin, R.C., 2005, “Carburization of 310 Stainless Steel Exposed at 800-1,100 °C in 2%CH₄/H₂ Gas Mixture”, **Corrosion Science**, Vol. 47, pp. 1896-1910.
30. Elliot, P., 2001, “Choose Materials for High-Temperature Environments”, **International 55th Annual Conference and Exhibition**, 26-31 March 2000, USA, pp.75-81.
31. Farrell, K., Specht, E.D., Pang, J., Walker, L.R., Rar, A., Mayotte, J.R., 2005, “Characterization of a Carburized Surface Layer on an Austenitic Stainless Steel”, **Journal of Nuclear Materials**, Vol. 343, pp. 123-133.
32. West, C., Trindade, V.B., Krupp, U., Christ, H.J., 2005, “Theoretical and Experimental Study of Carburisation of a Meta-Stable Austenitic Steel”, **Materials Research**, Vol. 8, No. 4, pp. 469-474.
33. Albertsen, J.Z., 2007, “Experimental and Theoretical Investigations of Metal Dusting Corrosion in Plant Exposed Nickel-based Alloys”, **A Thesis Submitted For the Degree of Doctor of Philosophy**, Norwegian University of Science and Technology, Faculty of Natural Sciences and Technology, Department of Materials Science and Engineering.
34. Udyavar, M., Young, D.J., 2000, “Precipitate Morphologies and Growth Kinetics in the Internal Carburisation and Nitridation of Fe-Ni-Cr Alloys”, **Corrosion Science**, Vol. 42, pp. 861- 883.
35. Kaya, A.A., 2002, “Microstructure of HK40 Alloy After High-temperature Service in Oxidizing/Carburizing Environment II. Carburization and Carbide Transformations”, **Materials Characterization**, Vol. 49, pp. 23– 34.
36. Hamid, A.U., Tawancy, H.M., Mohammed, A.R., Abbas, N.M., 2006, “Failure Analysis of Furnace Radiant Tubes Exposed to Excessive Temperature”, **Engineering Failure Analysis**, Vol. 13, pp. 1005–1021.

37. Li, H., **Ellingham Web Tool** [Online], Available: <http://www.engr.sjsu.edu/ellingham/>.

ภาคผนวก ก

เตาเผาวัสดุทนไฟและลักษณะการใช้งานของท่อ



รูปที่ ก.1 เตาเผาวัสดุทนไฟและลักษณะทางกายภาพของท่อระหว่างการใช้งาน



รูปที่ ก.2 ตัวอย่างท่อที่เกิดการเสียหาย



รูปที่ ก.3 บริเวณส่วนปลายท่อที่เกิดการเสื่อมสภาพ



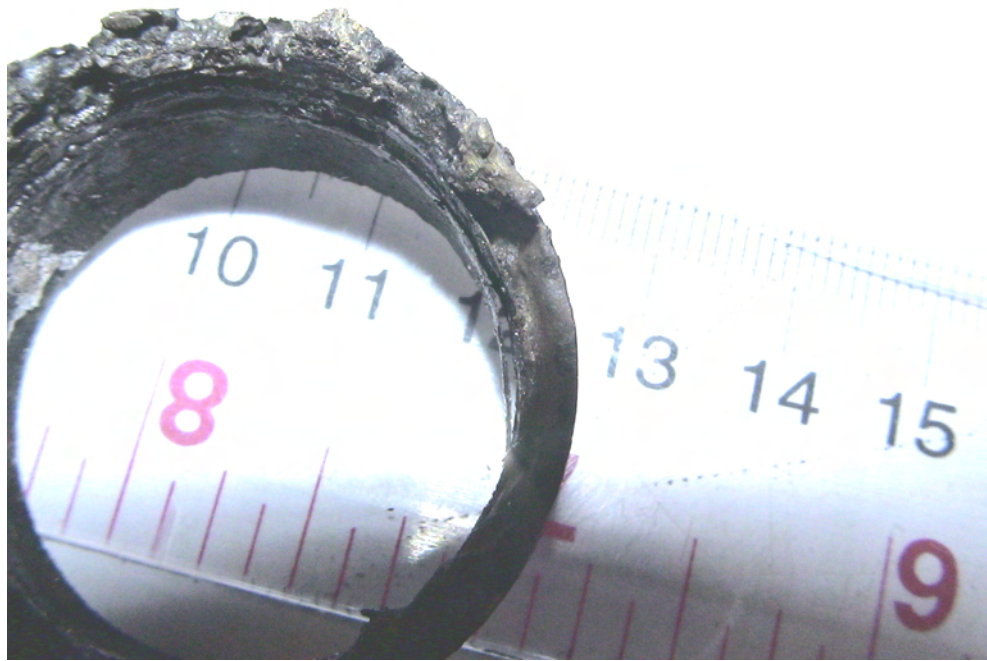
รูปที่ ก.4 ชิ้นส่วน Nozzle ที่เกิดการเสียหาย



รูปที่ ก.5 ส่วนปลายของท่อที่ติดกับชิ้นส่วน Nozzle ที่เกิดการเสียหายอย่างรุนแรง



รูปที่ ก.6 ผิวหน้าด้านในของท่อเกิดการแตกตัวของชั้นสเกล (1)



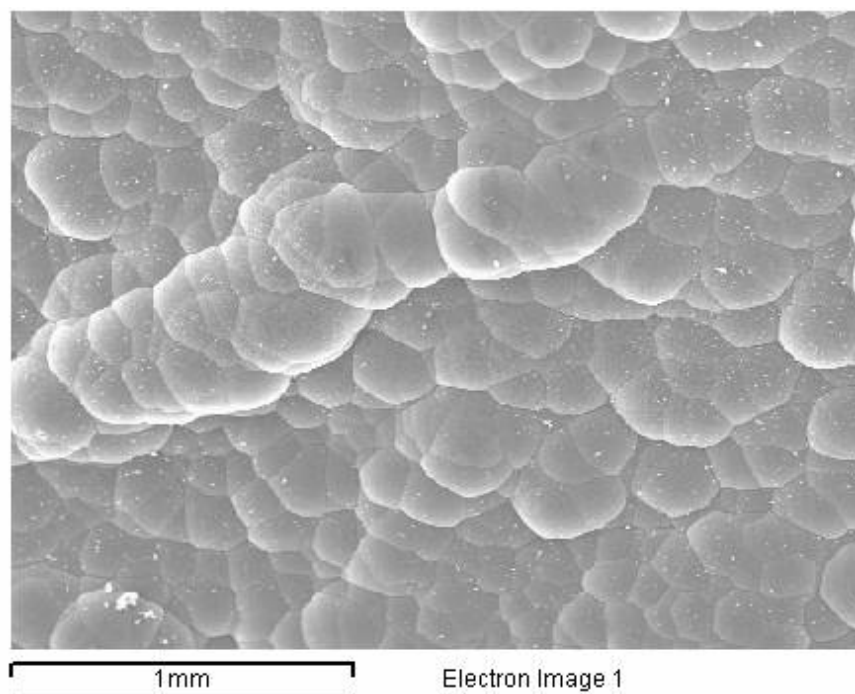
รูปที่ ก.7 ผิวหน้าด้านในของท่อเกิดการแยกตัวของชั้นสเกล (2)



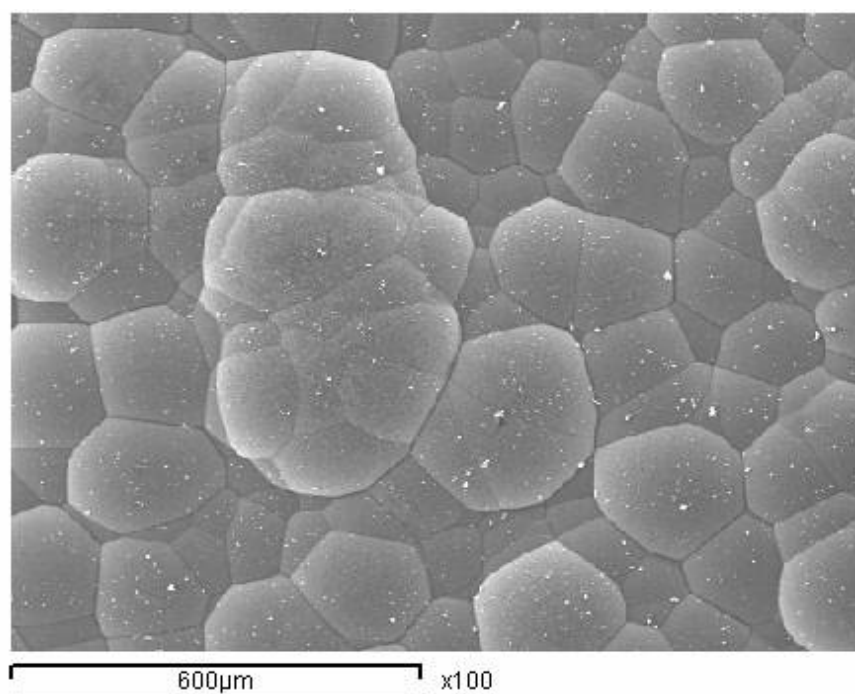
รูปที่ ก.8 การเสื่อมสภาพของส่วนปลายสุดของท่อที่ต่อกับชิ้นส่วน Nozzle

ภาคผนวก ข

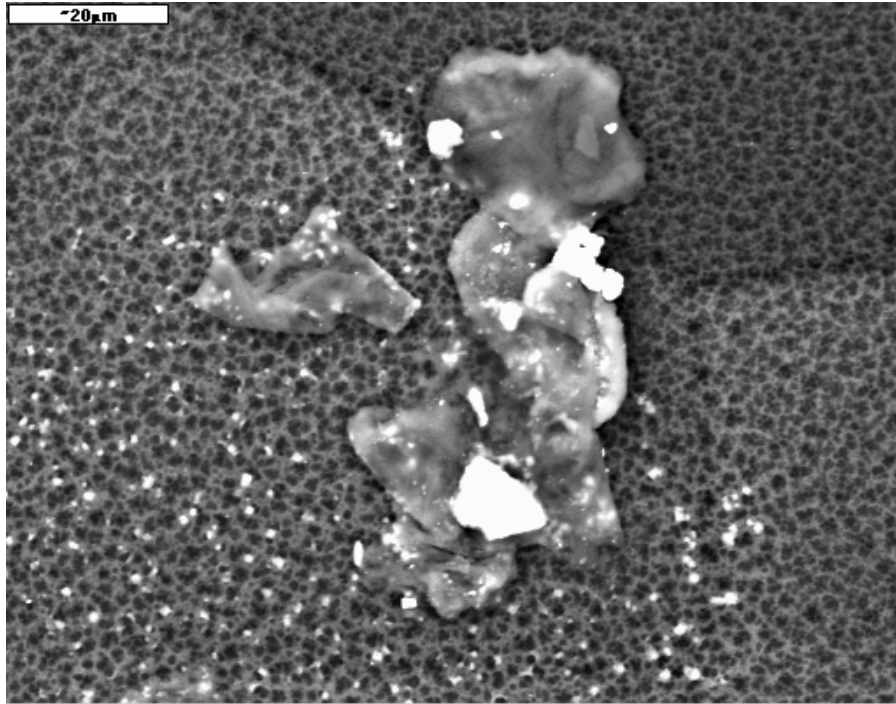
ลักษณะทางกายภาพของผิวหนังัสเกล



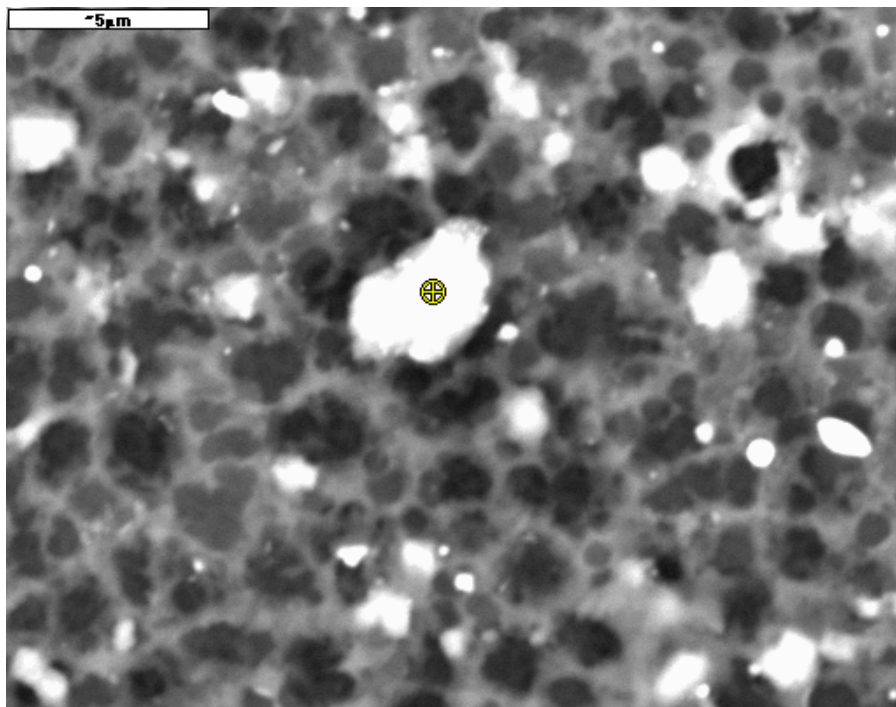
รูปที่ ข.1 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน (1)



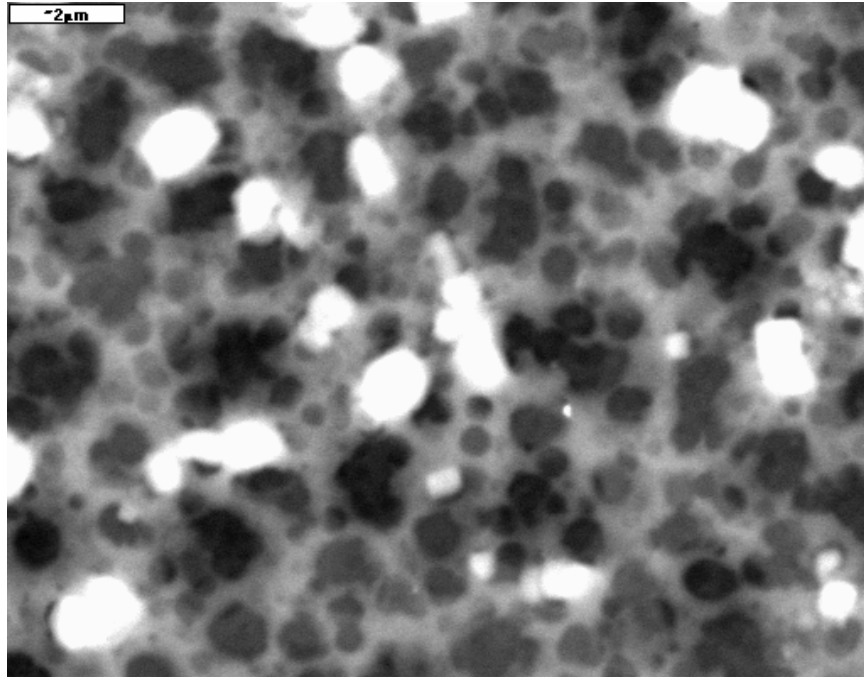
รูปที่ ข.2 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน (1)



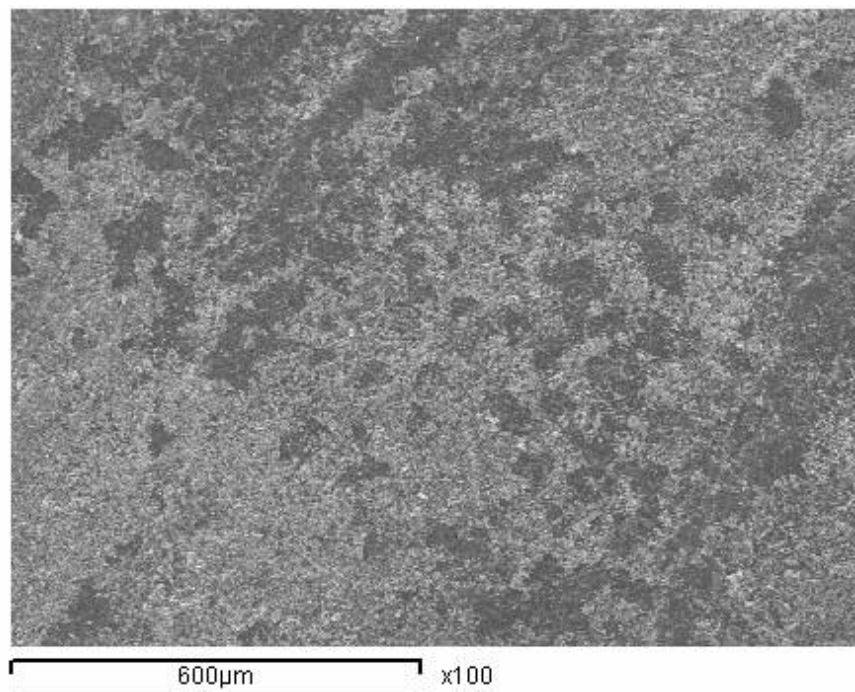
รูปที่ ข.3 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



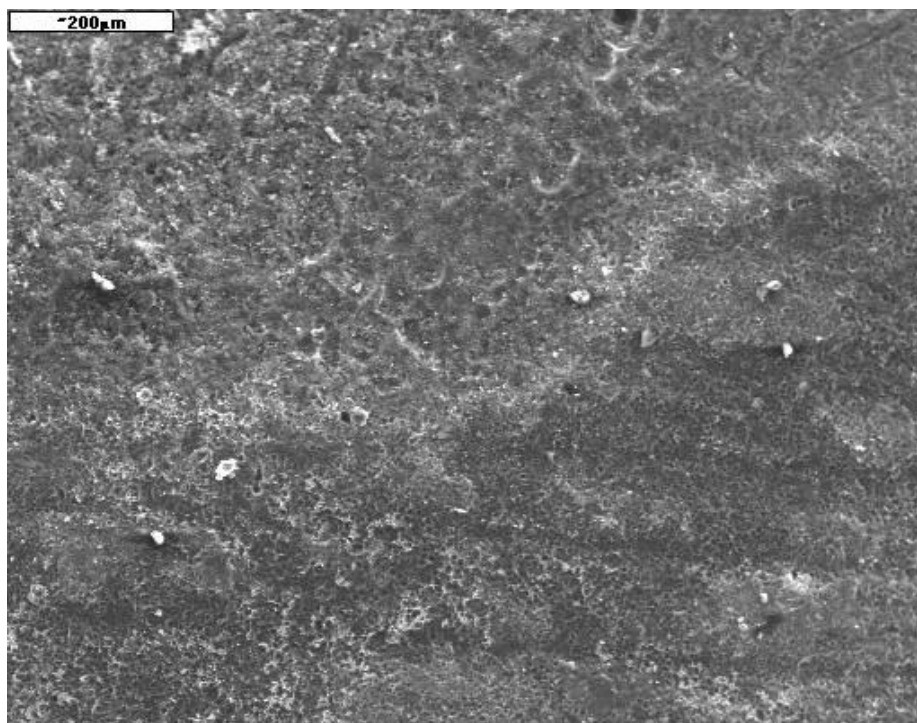
รูปที่ ข.4 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



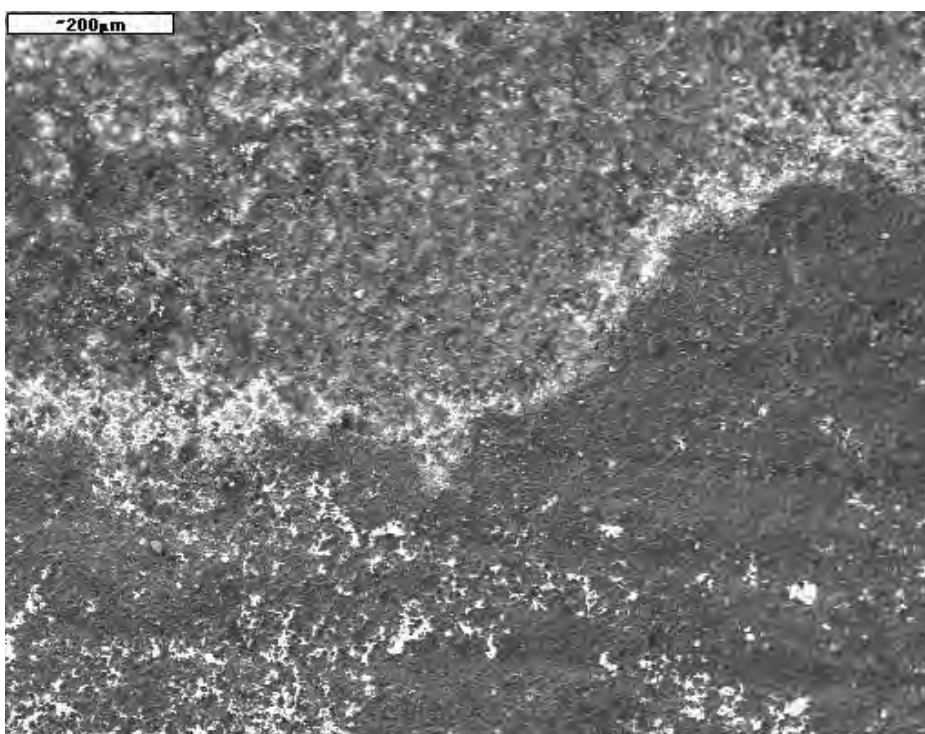
รูปที่ ข.5 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



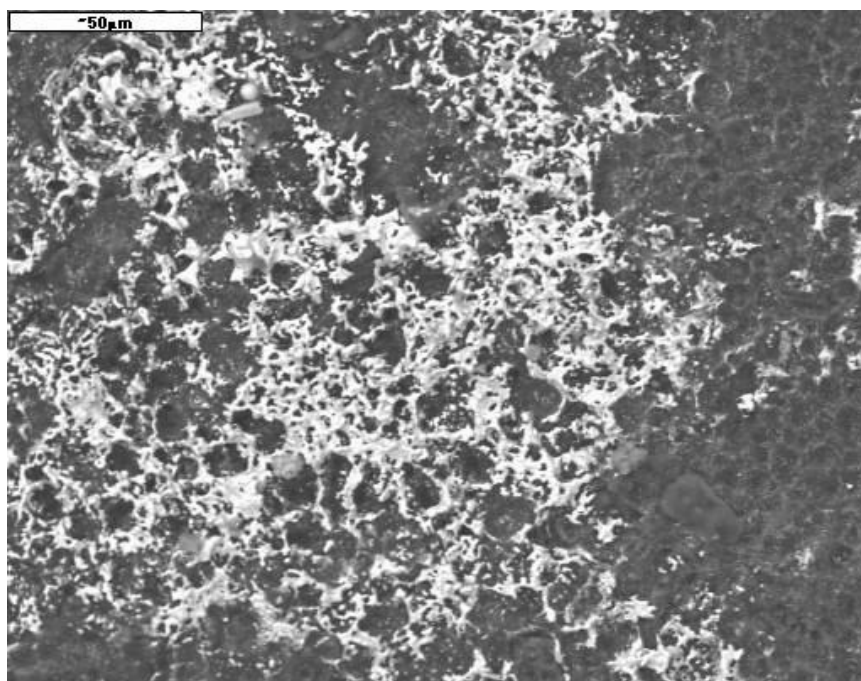
รูปที่ ข.6 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก



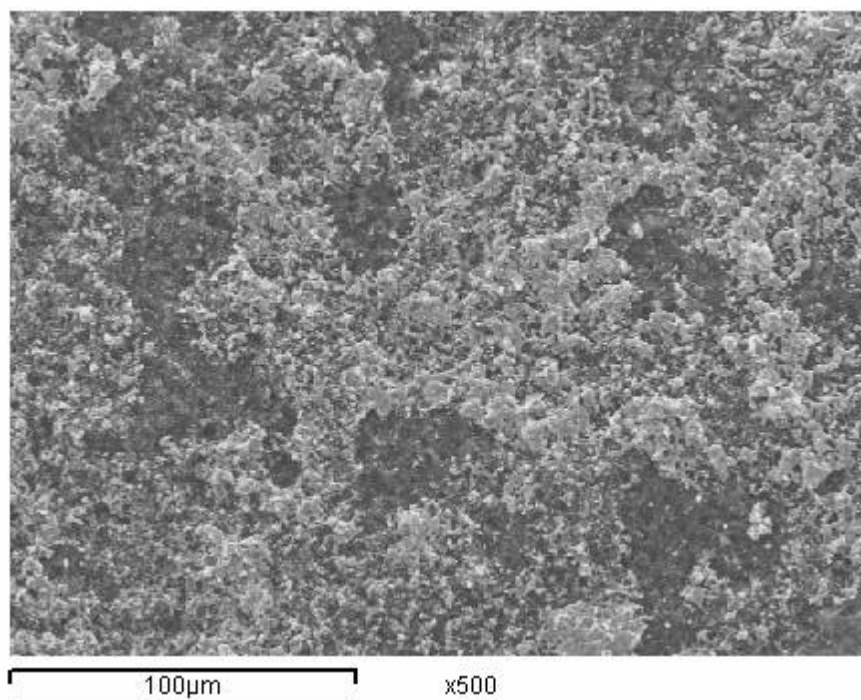
รูปที่ ข.7 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก



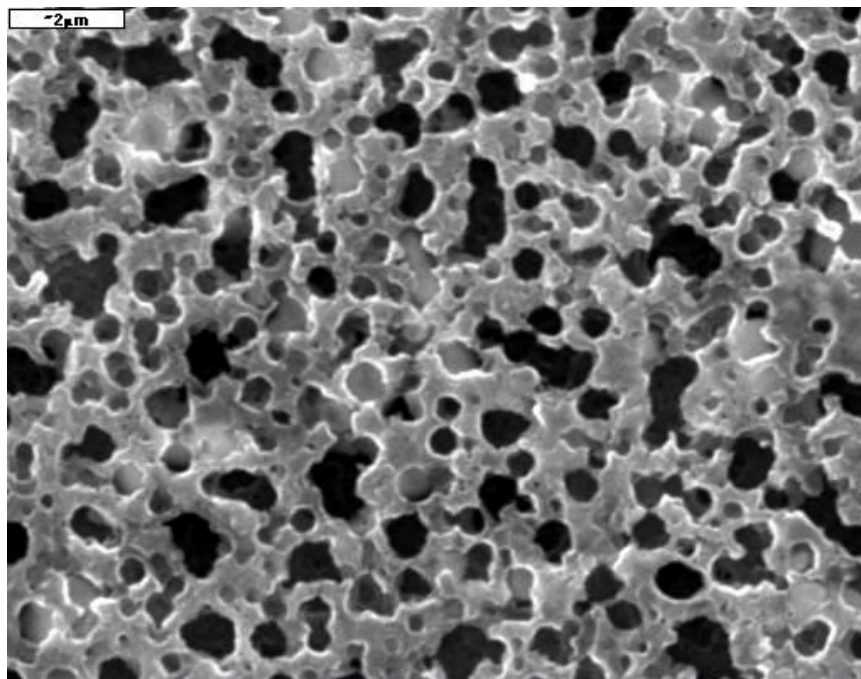
รูปที่ ข.8 ลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก



รูปที่ ข.9 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก

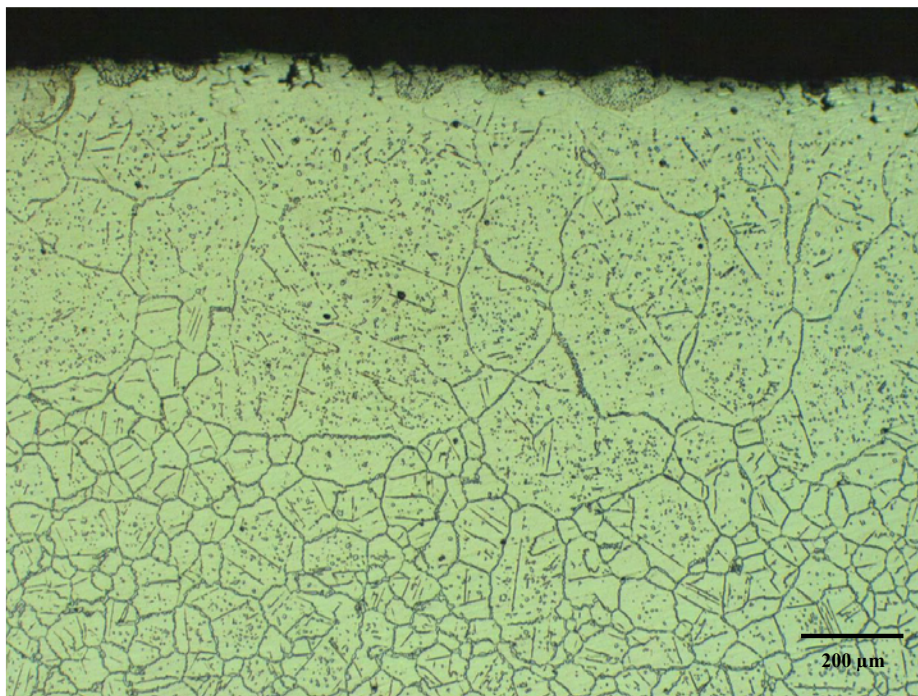


รูปที่ ข.10 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก

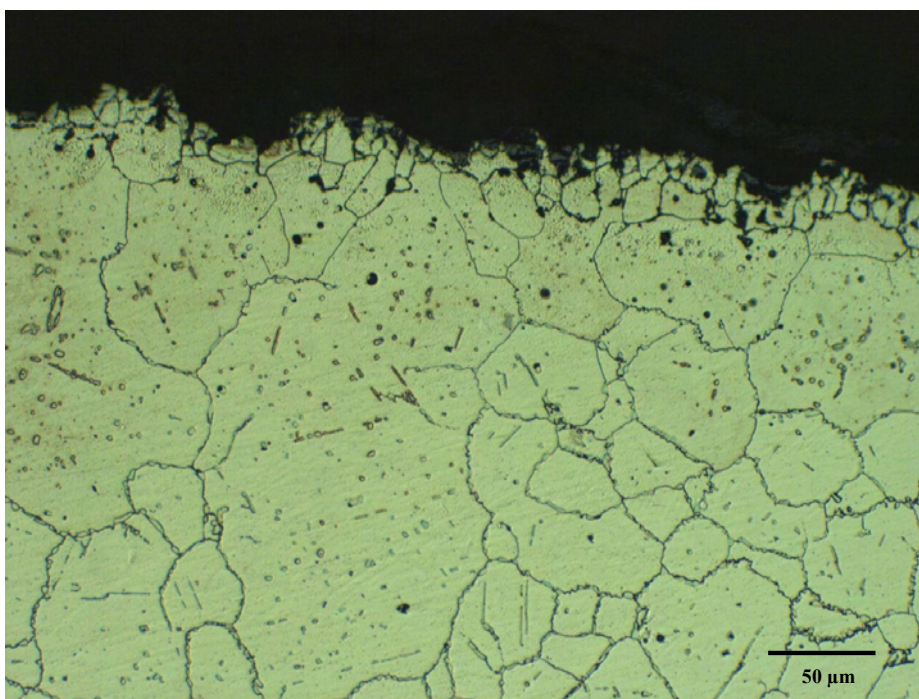


รูปที่ ข.11 ภาพขยายแสดงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับโลหะหลัก

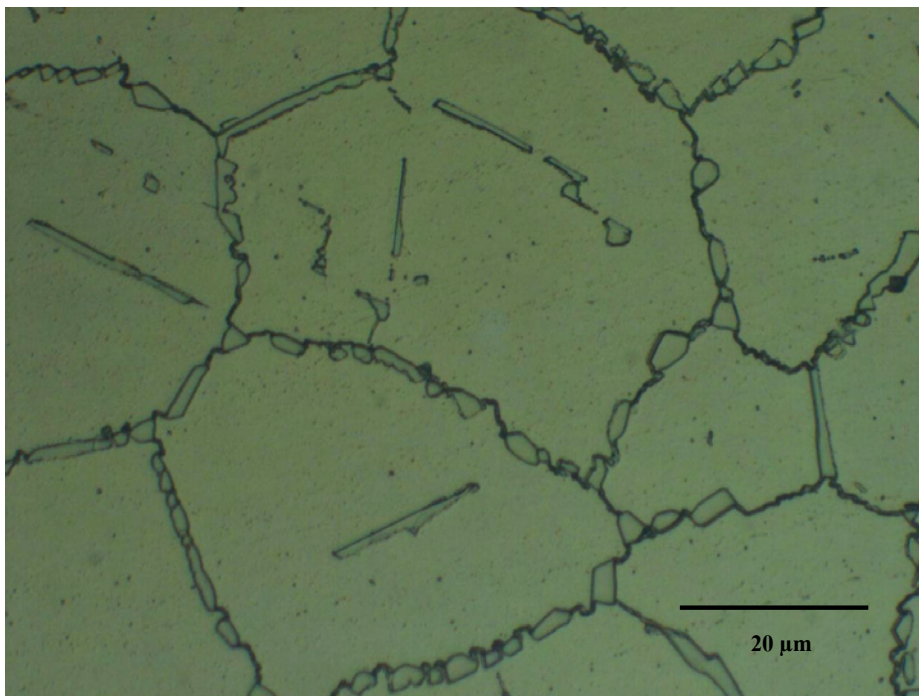
ภาคผนวก ค
โครงสร้างจุดภาค



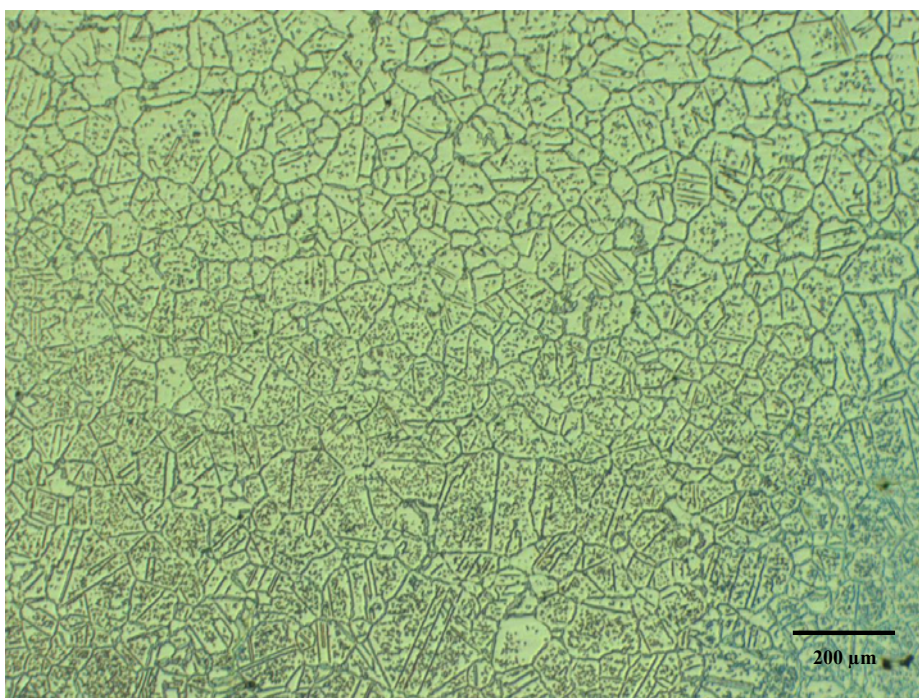
รูปที่ ค.1 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก



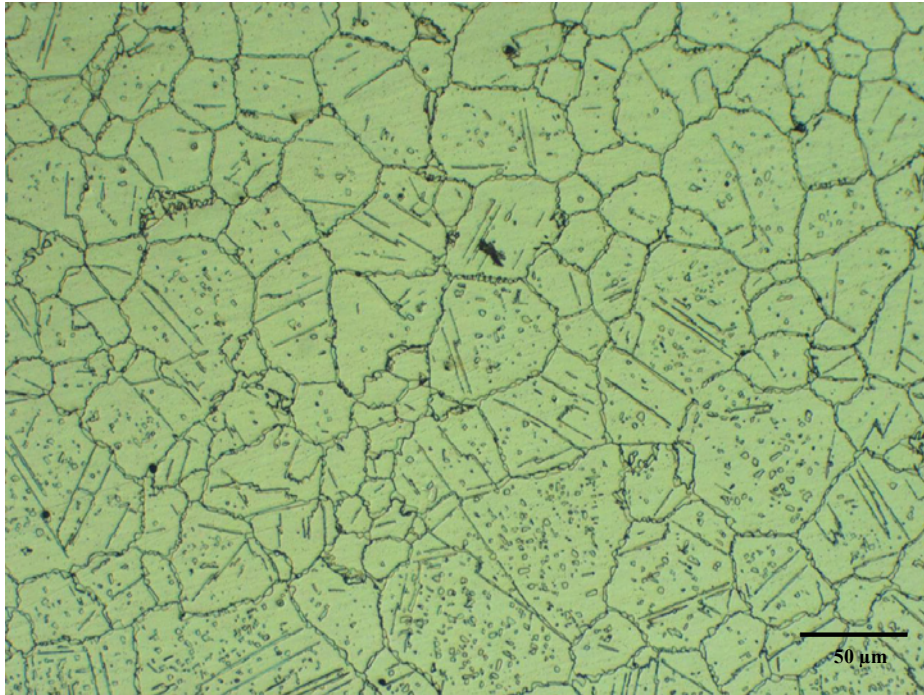
รูปที่ ค.2 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก
ที่กำลังขยายสูงขึ้น



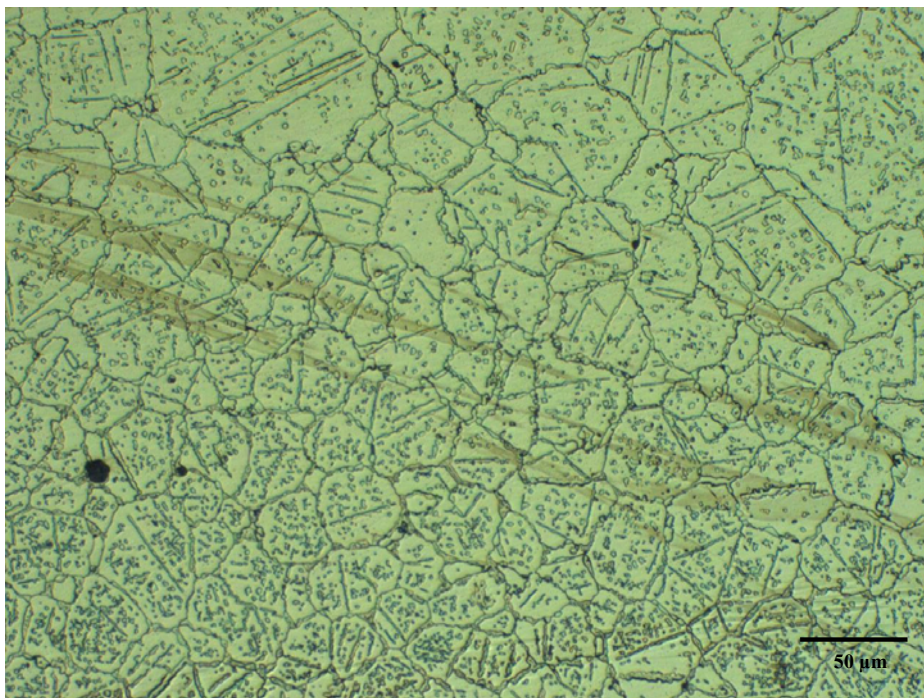
รูปที่ ค.3 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายที่อบบริเวณใกล้กับผิวด้านที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอกที่กำลังขยายสูงขึ้น



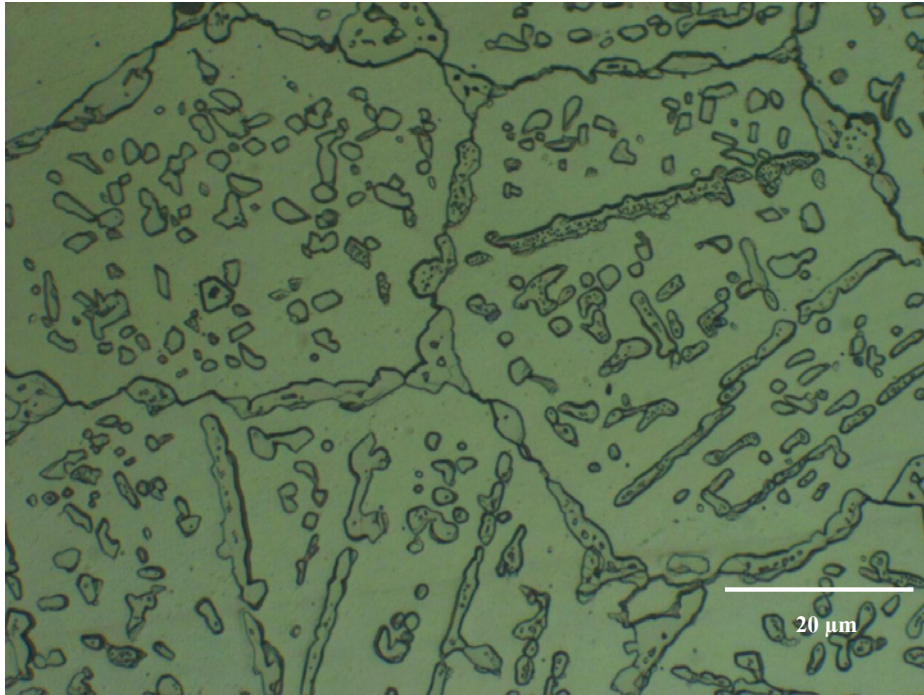
รูปที่ ค.4 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายที่อบบริเวณตรงกลางของความหนาต่อ



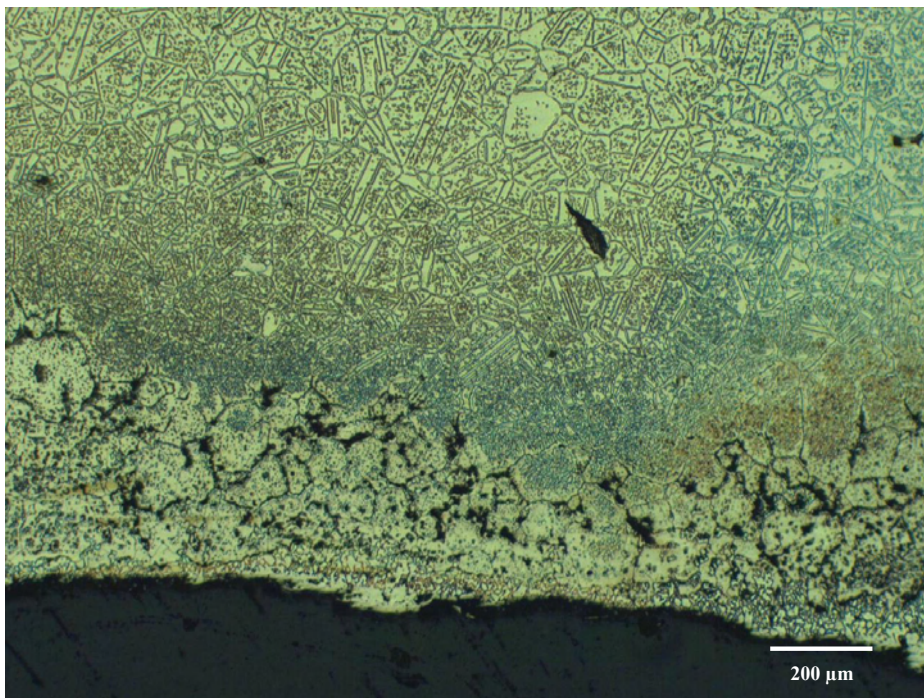
รูปที่ ค.5 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาที่กำลังขยายสูงขึ้น



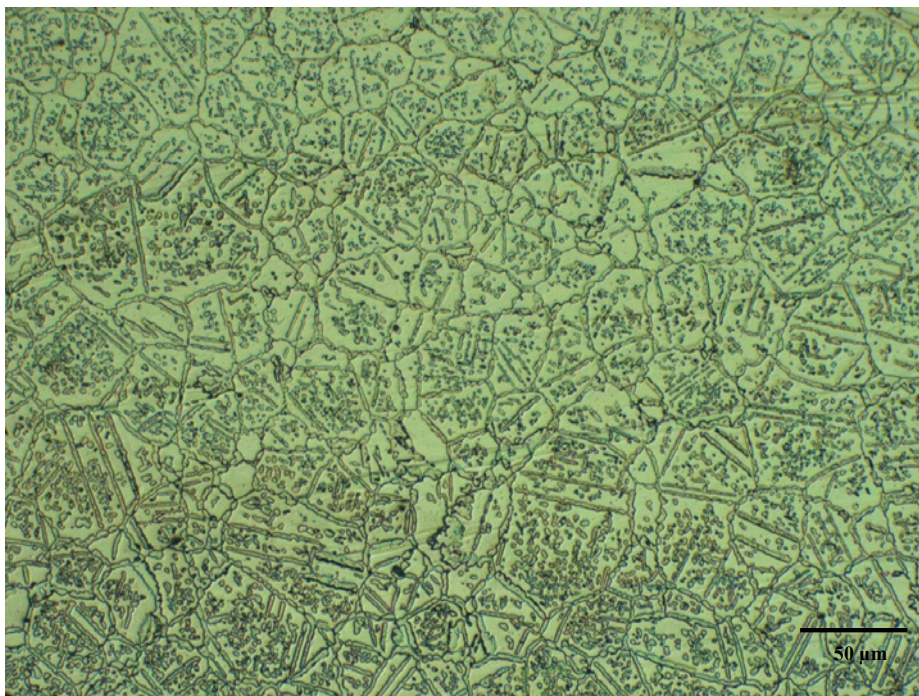
รูปที่ ค.6 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาที่



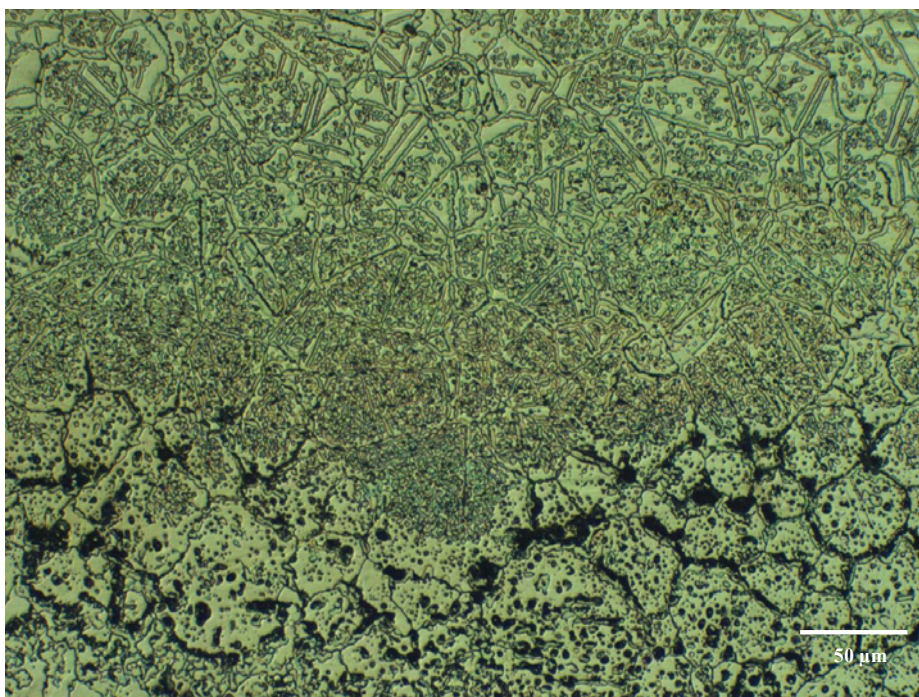
รูปที่ ค.7 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณตรงกลางของความหนาที่ กำลังขยายสูงขึ้น



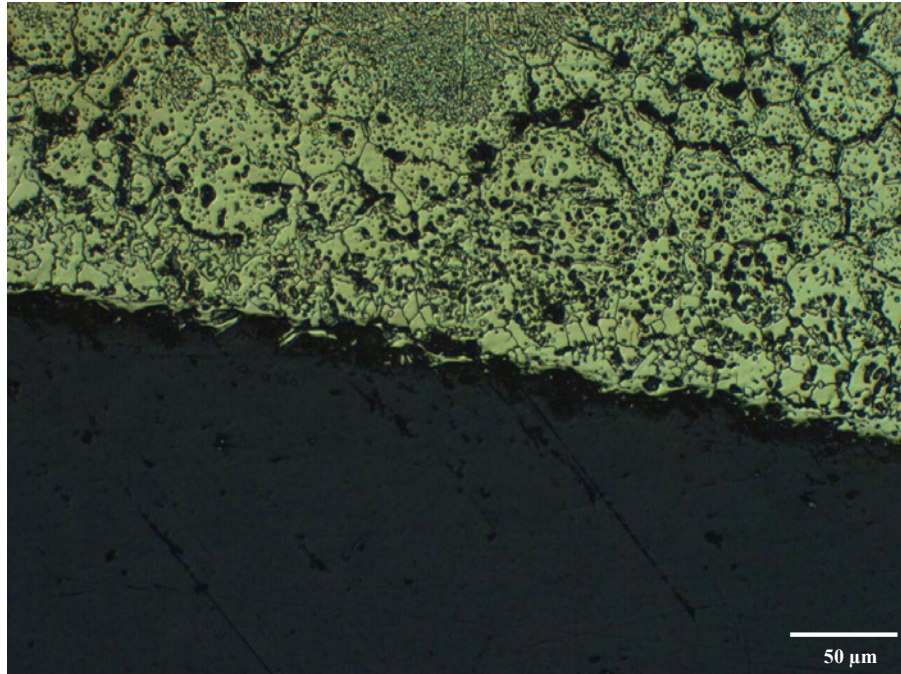
รูปที่ ค.8 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



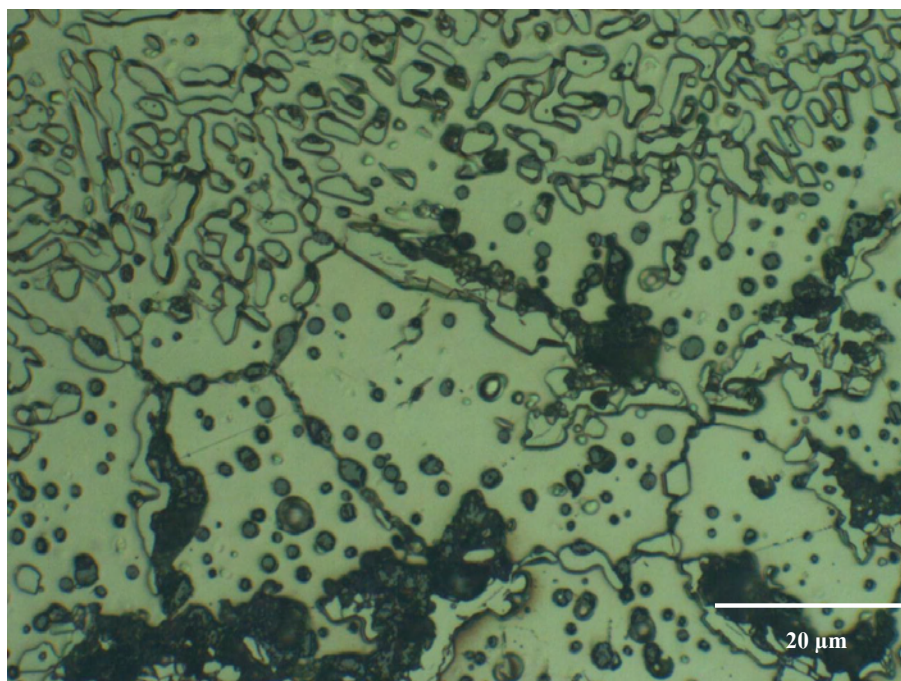
รูปที่ ค.9 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



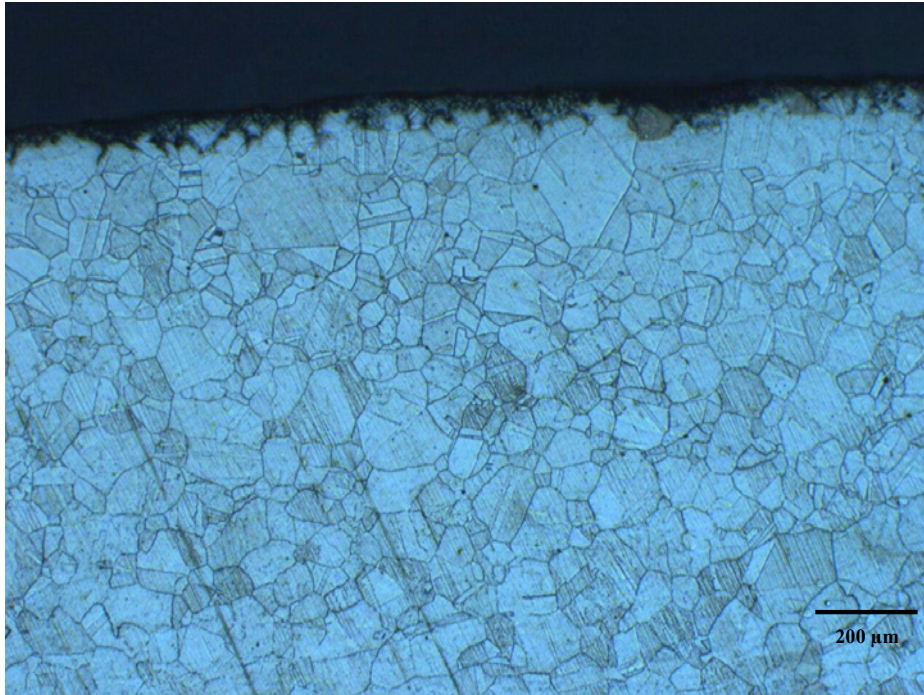
รูปที่ ค.10 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



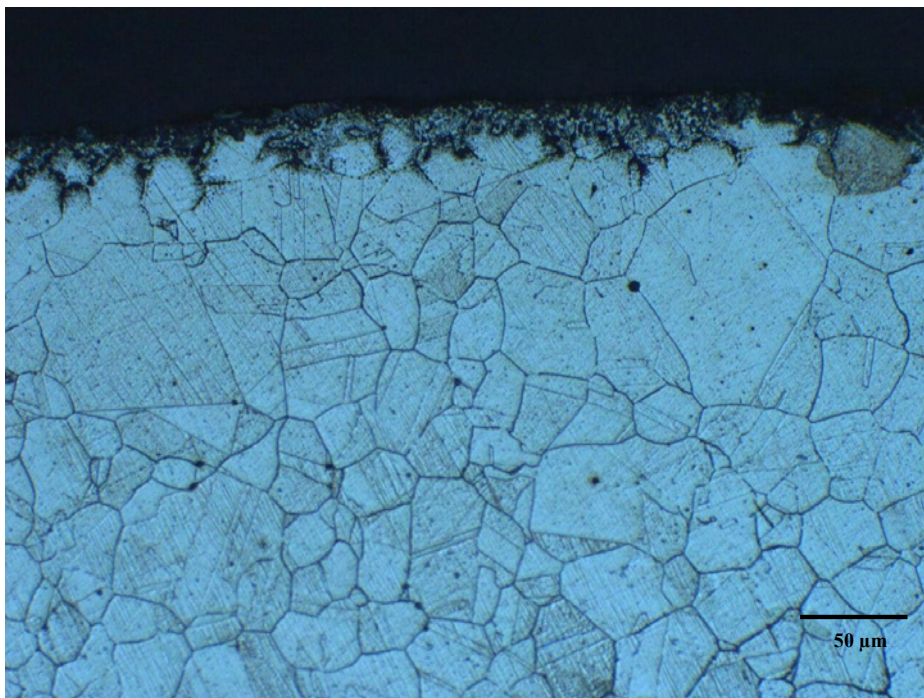
รูปที่ ค.11 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกสุดที่สัมผัสกับแก๊สร้อนที่เกิดการเสื่อมสภาพ



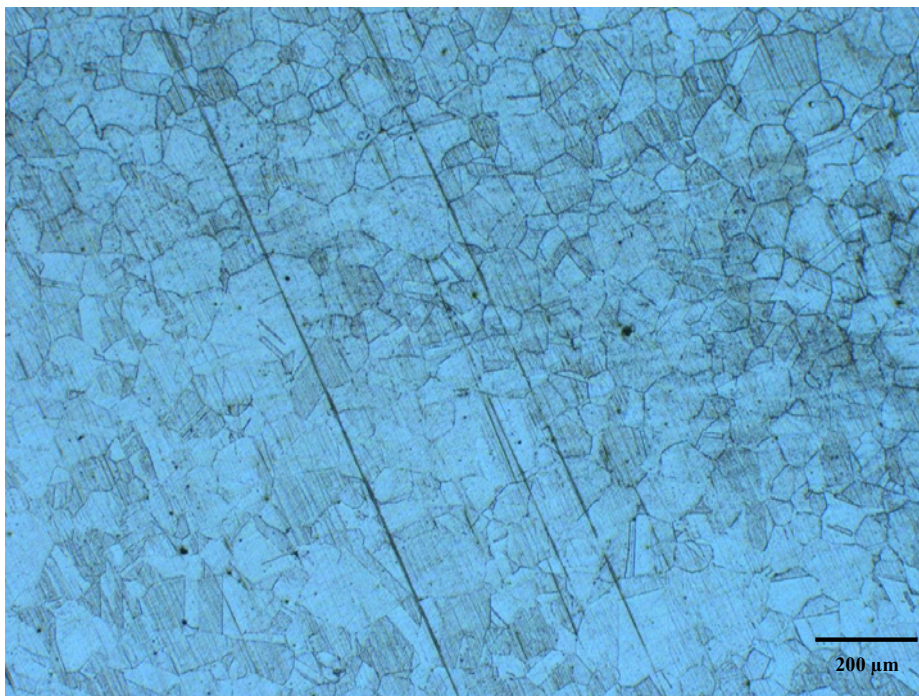
รูปที่ ค.12 โครงสร้างจุลภาคส่วนปลายท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านนอกสุดที่สัมผัสกับแก๊สร้อนที่เกิดการเสื่อมสภาพที่กำลังขยายสูงขึ้น



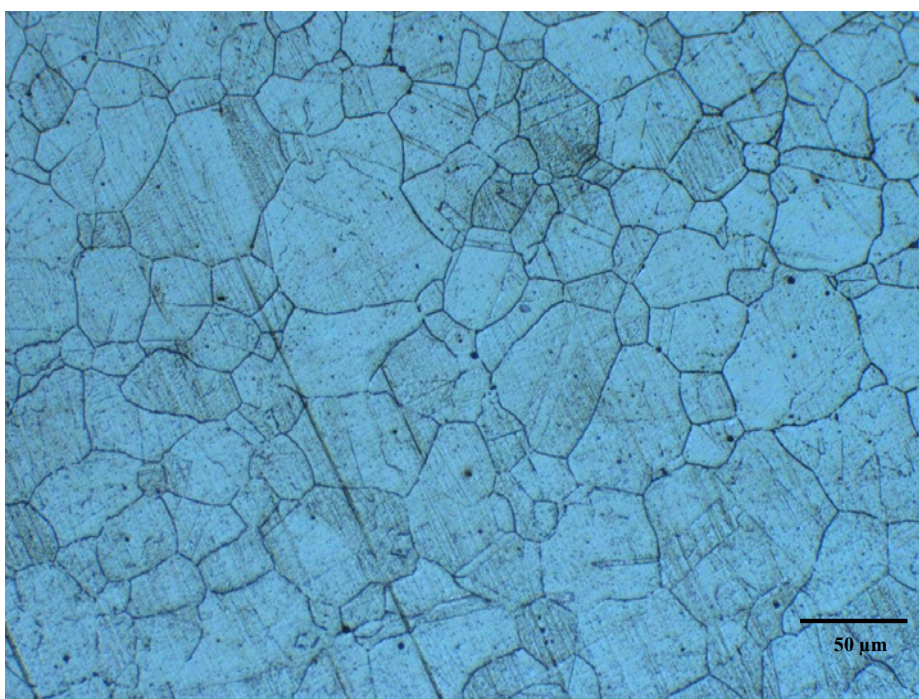
รูปที่ ค.13 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก



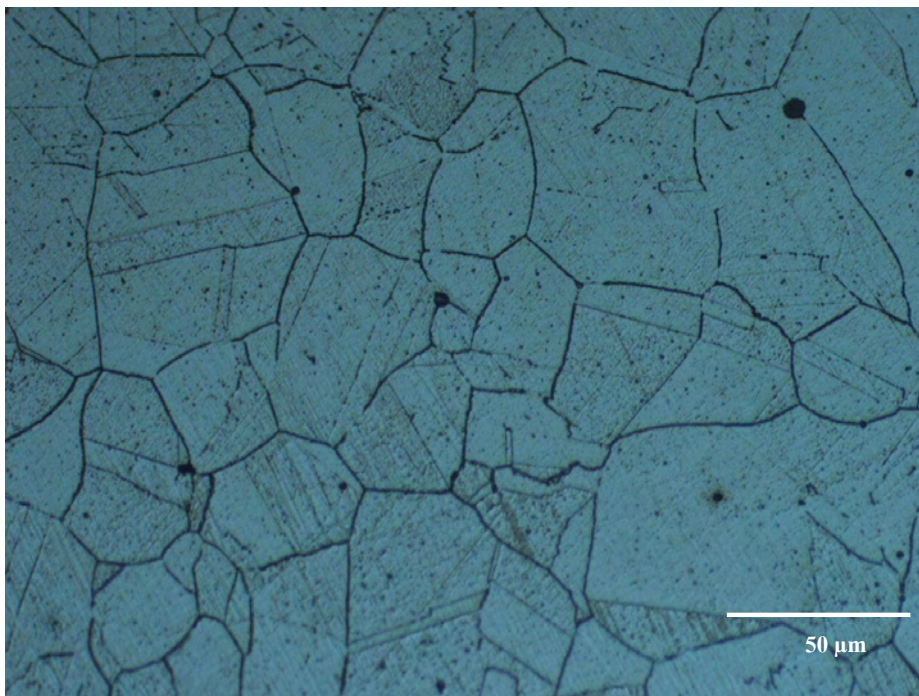
รูปที่ ค.14 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอกที่กำลังขยายสูงขึ้น



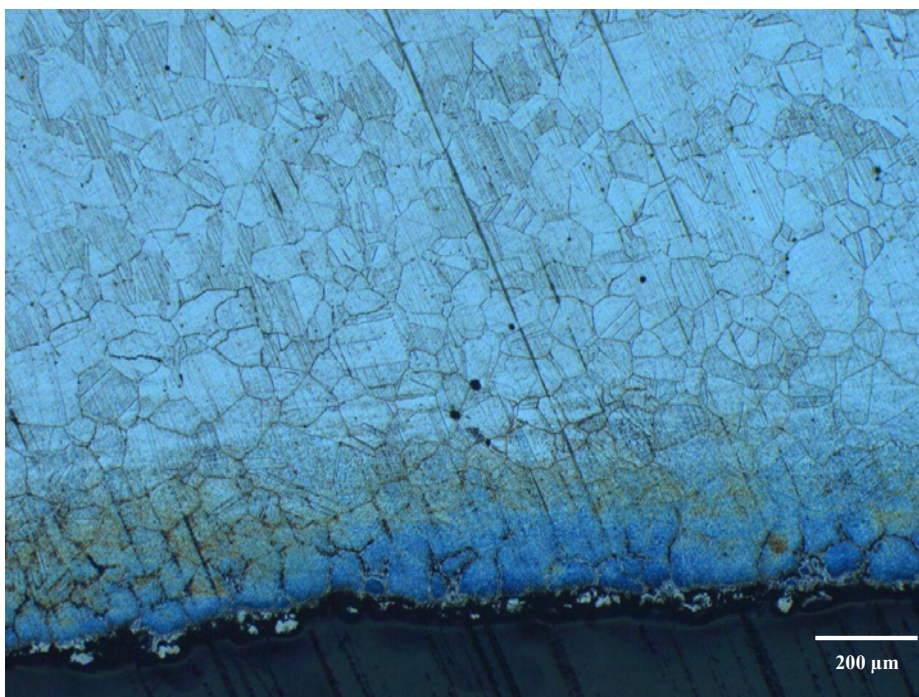
รูปที่ ค.15 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางที่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



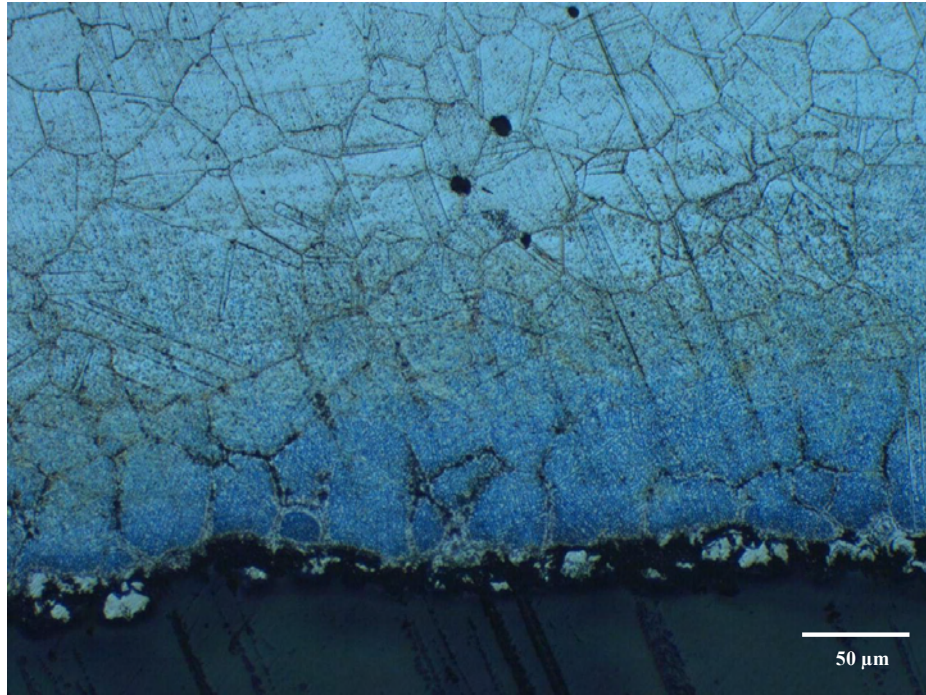
รูปที่ ค.16 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางที่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



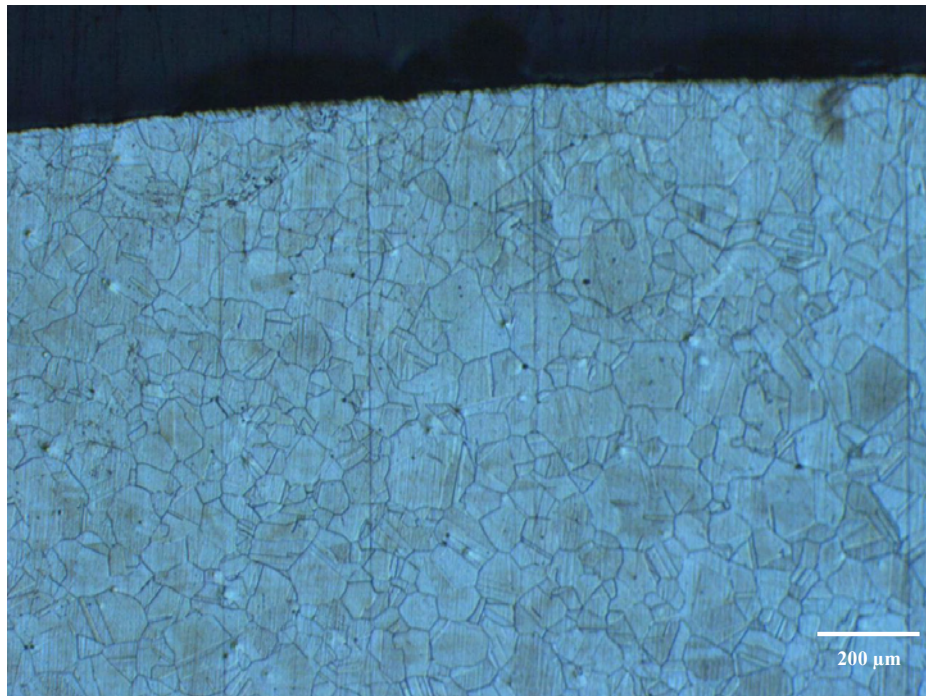
รูปที่ ค.17 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางที่บริเวณตรงกลางของความหนาที่ก้ำถึงขยายสูงขึ้น



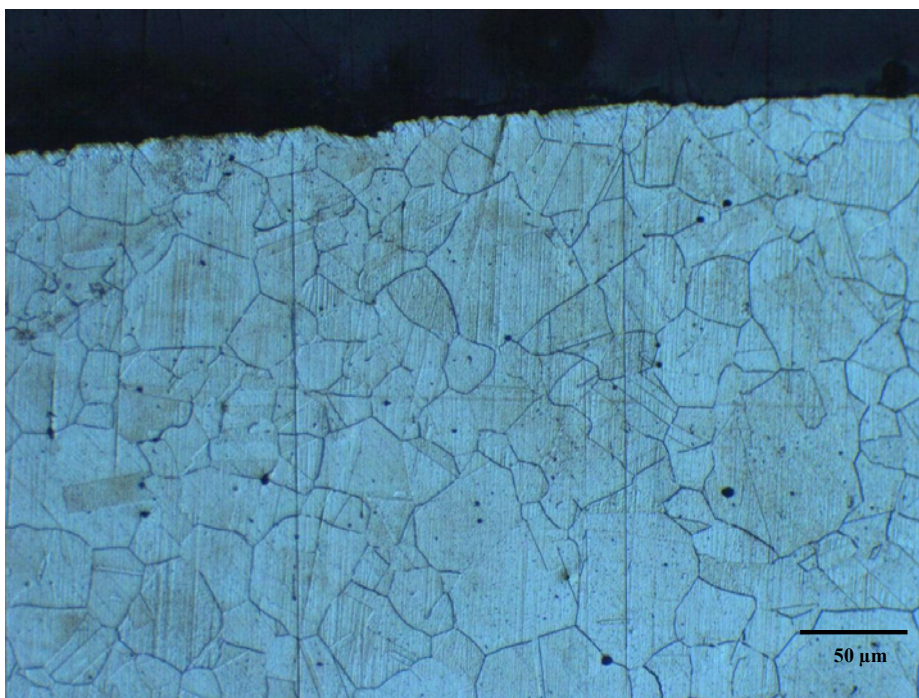
รูปที่ ค.18 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางที่บริเวณที่สัมผัสกับแก๊สร้อน



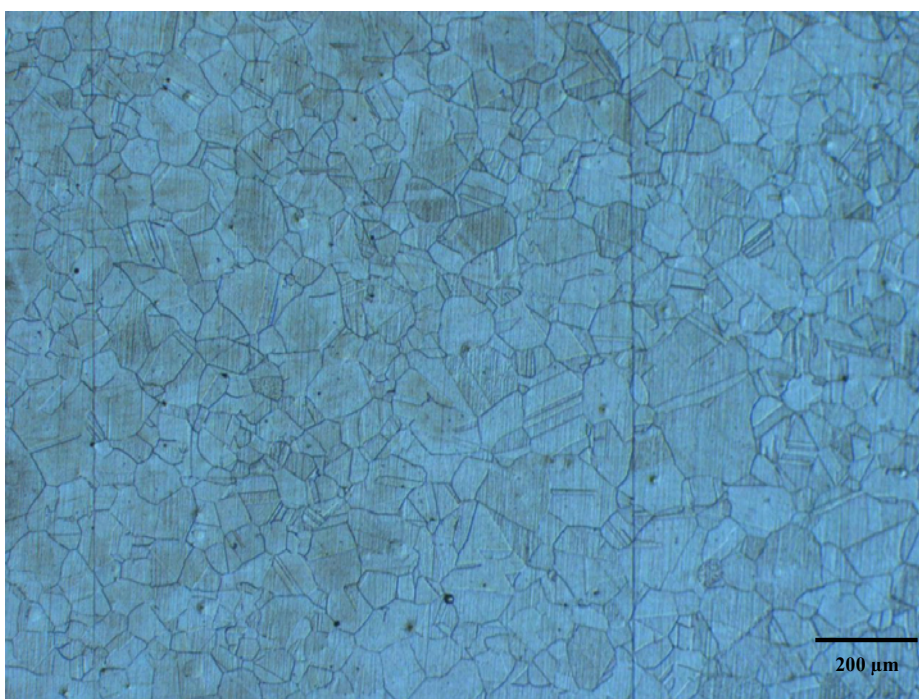
รูปที่ ค.19 โครงสร้างจุลภาคส่วนกลางท่อบริเวณที่สัมผัสกับไกล์ร้อนที่กำลังขยายสูงขึ้น



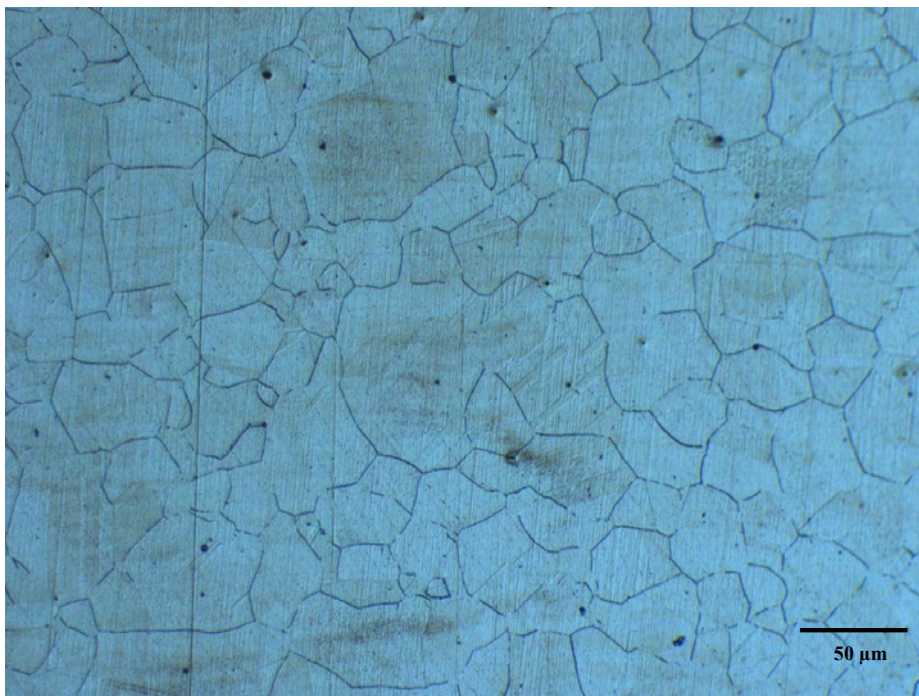
รูปที่ ค.20 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณที่สัมผัสกับบรรยากาศภายนอก



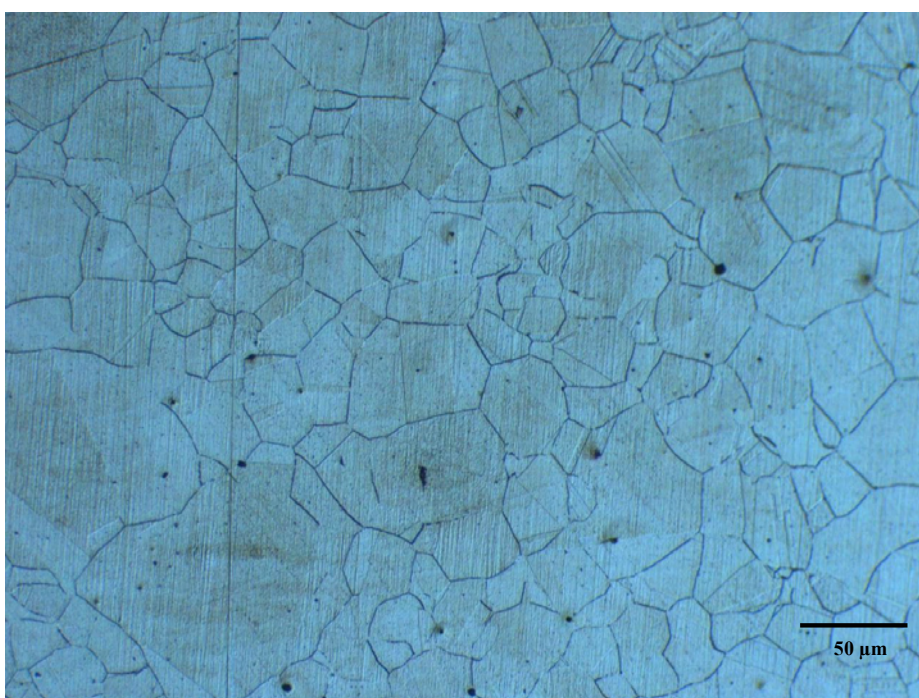
รูปที่ ค.21 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณสัมผัสบรรยากาศภายนอกที่กำลังขยายสูงขึ้น



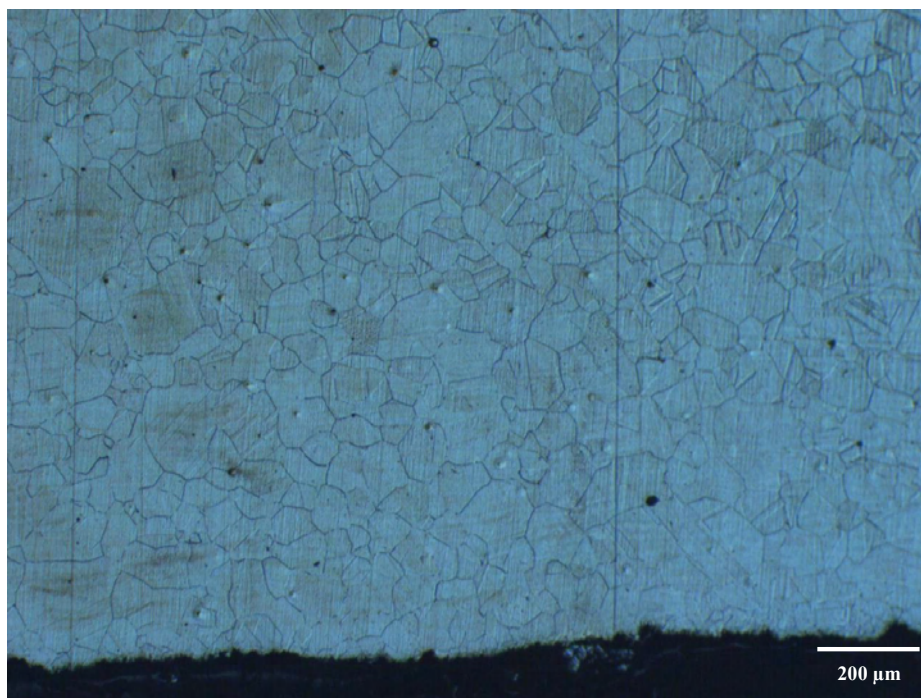
รูปที่ ค.22 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



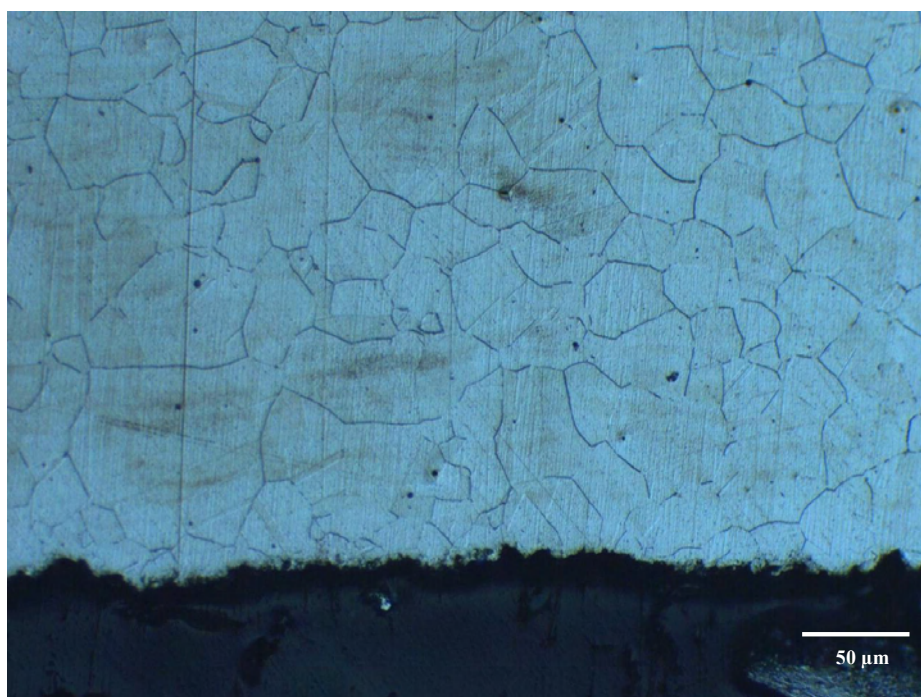
รูปที่ ค.23 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



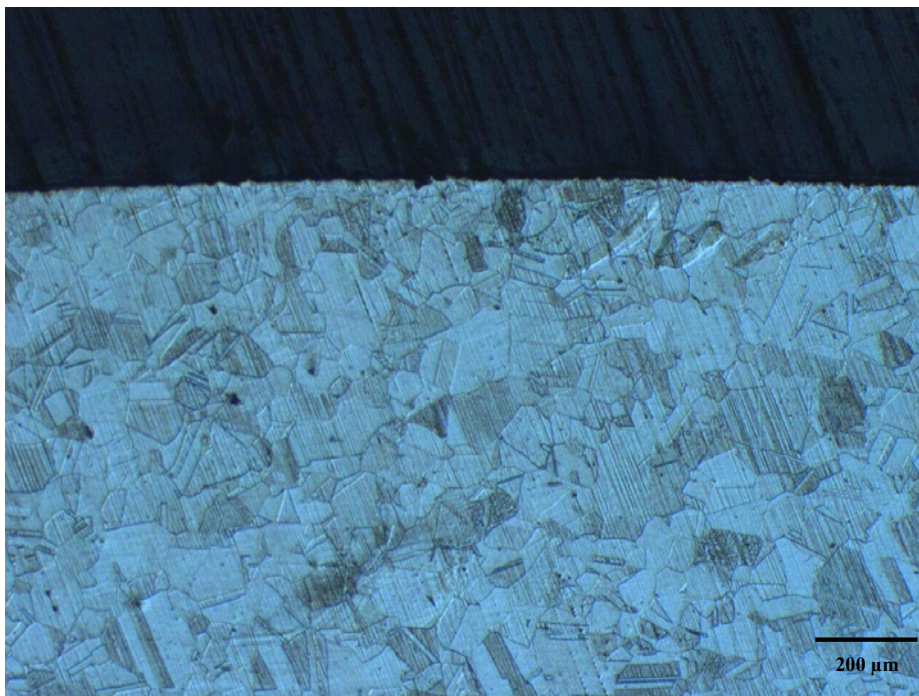
รูปที่ ค.24 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



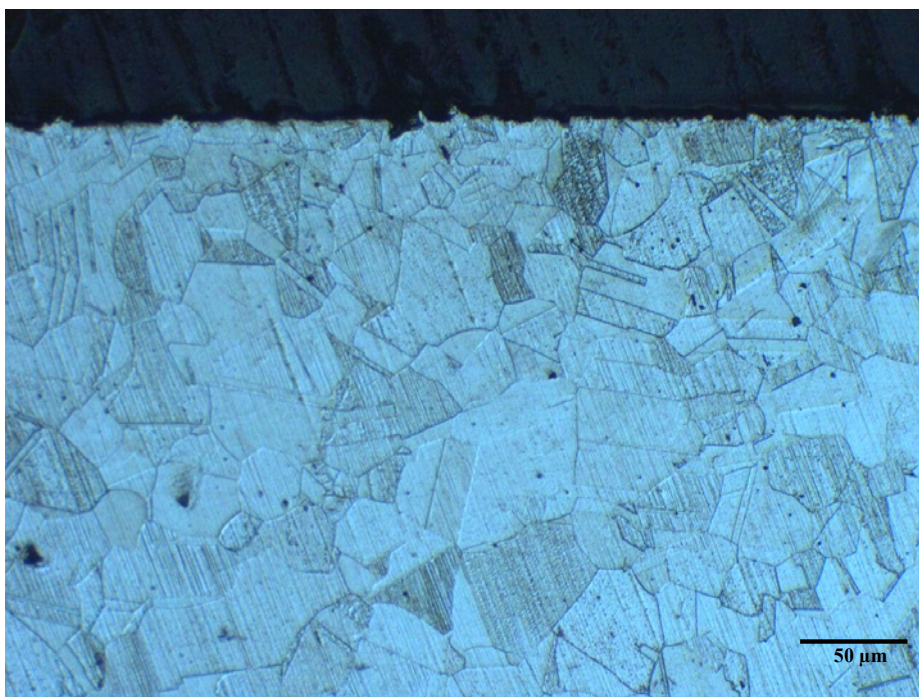
รูปที่ ค.25 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณใกล้กับผิวด้านในของท่อ



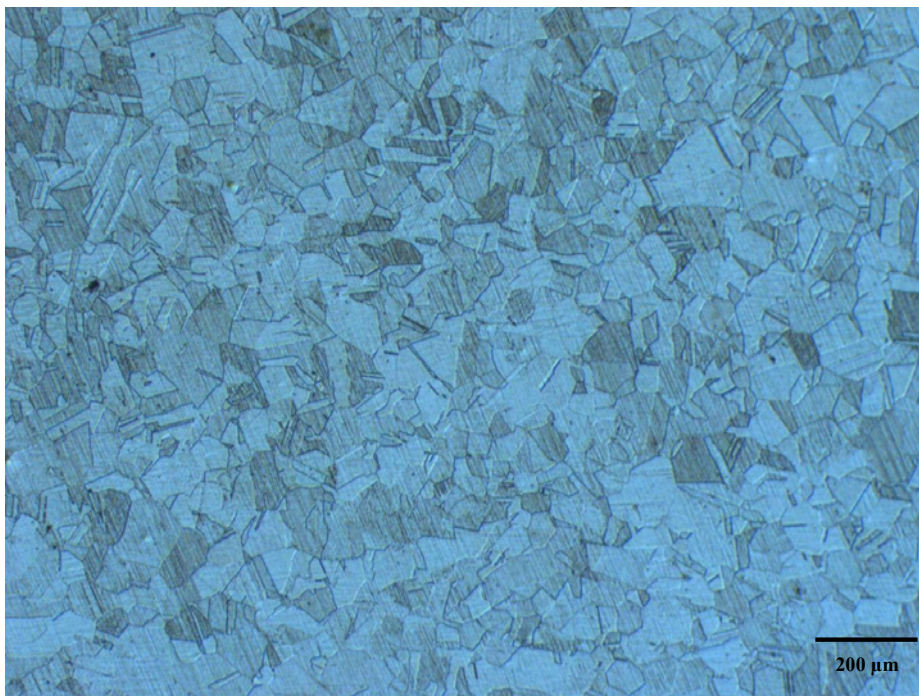
รูปที่ ค.26 โครงสร้างจุลภาคส่วนด้ามจับของท่อบริเวณ ใกล้กับผิวด้านในของท่อที่กำลังขยายสูงขึ้น



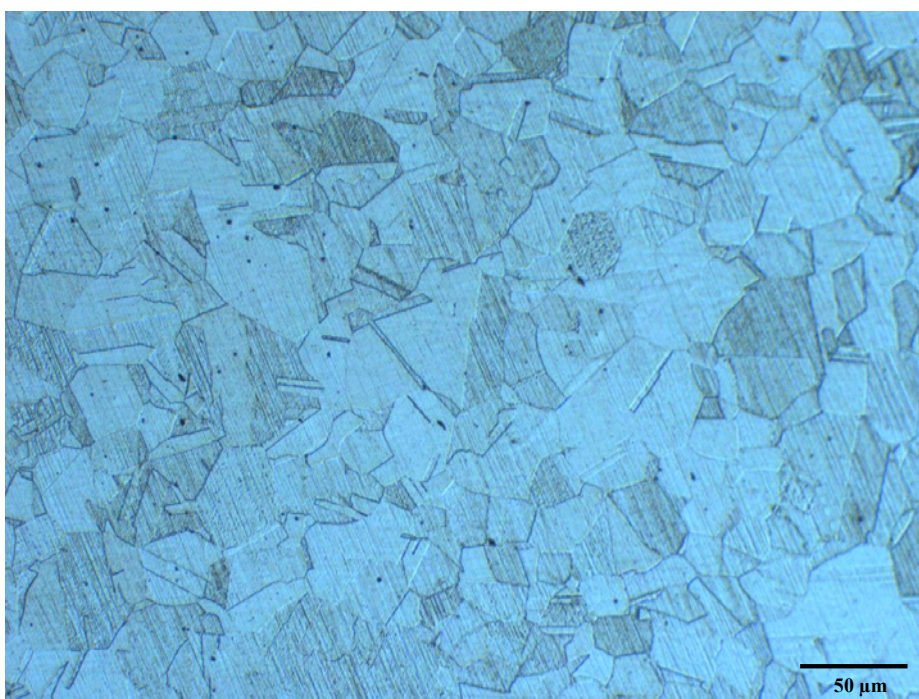
รูปที่ ค.27 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านนอกท่อ



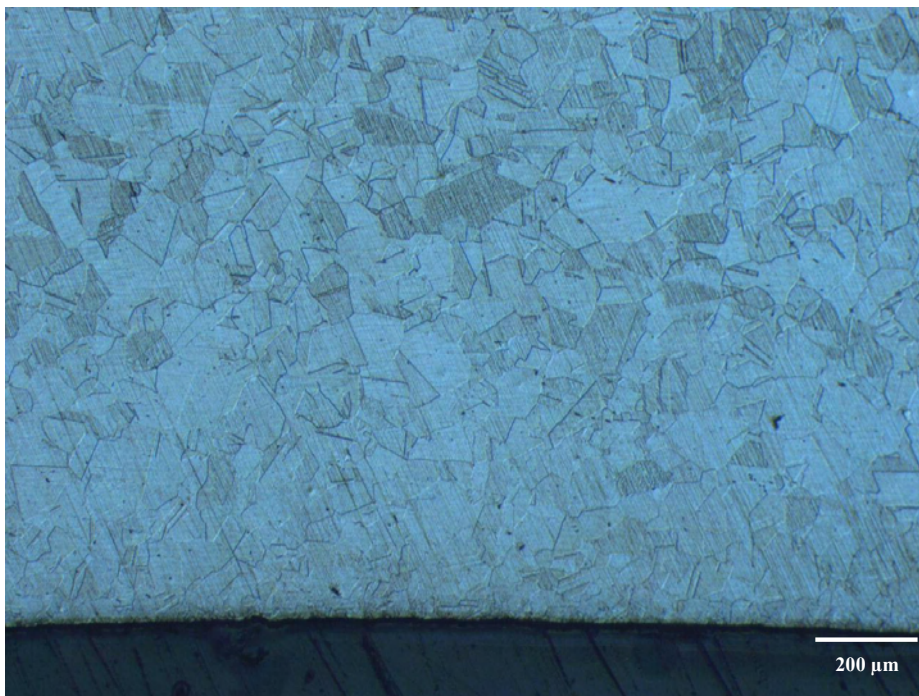
รูปที่ ค.28 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณใกล้กับผิวหน้าด้านนอกท่อที่กำลังขยายสูงขึ้น



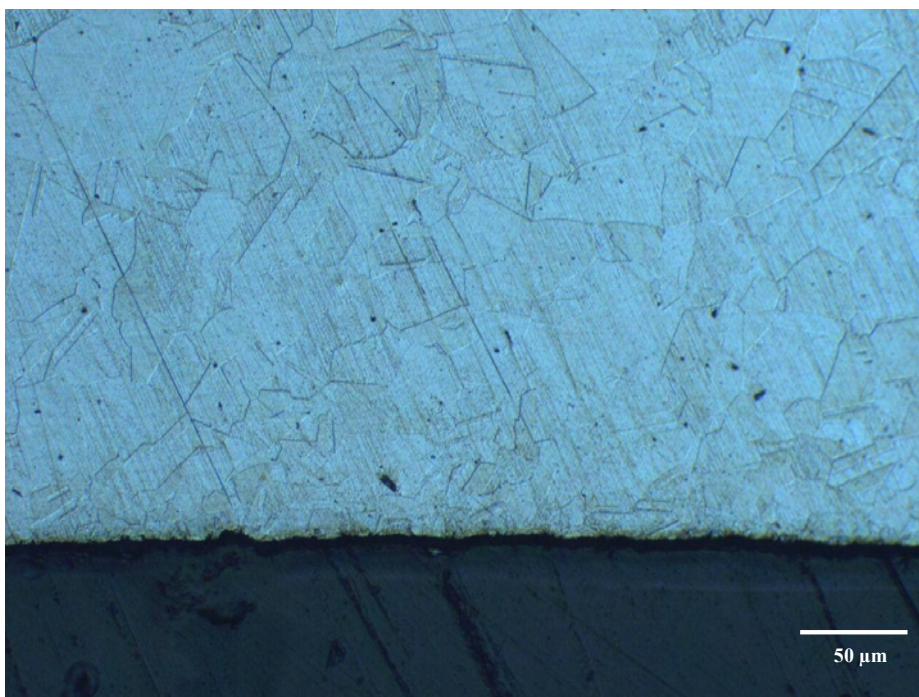
รูปที่ ค.29 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อ



รูปที่ ค.30 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณตรงกลางของความหนาท่อที่กำลังขยายสูงขึ้น



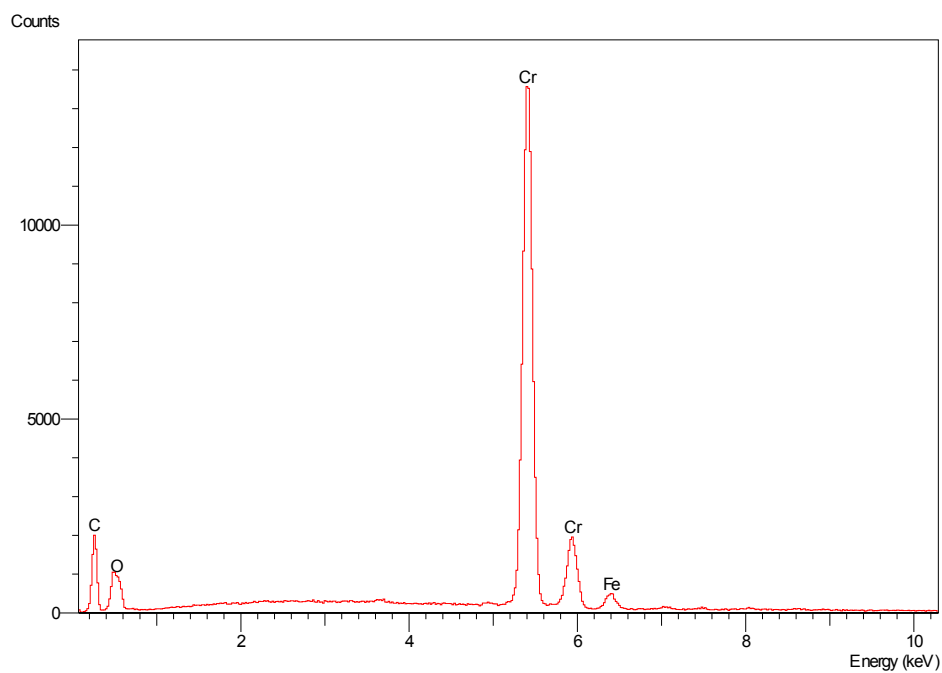
รูปที่ ค.31 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณผิวหน้าด้านในท่อ



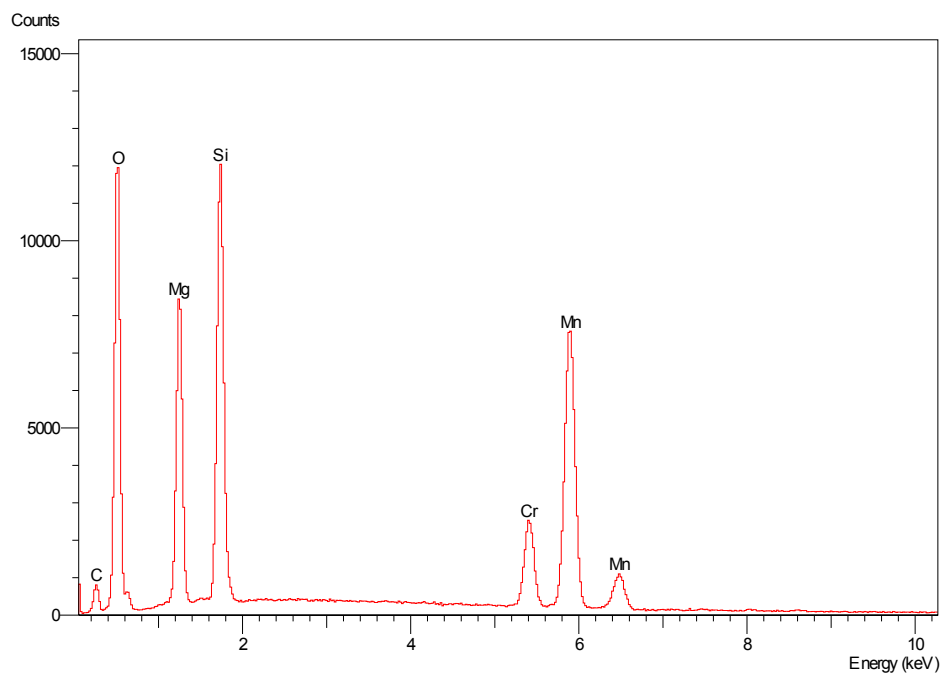
รูปที่ ค.32 โครงสร้างจุลภาคของท่อใหม่บริเวณผิวหน้าด้านในท่อที่กำลังขยายสูงขึ้น

ภาคผนวก ง

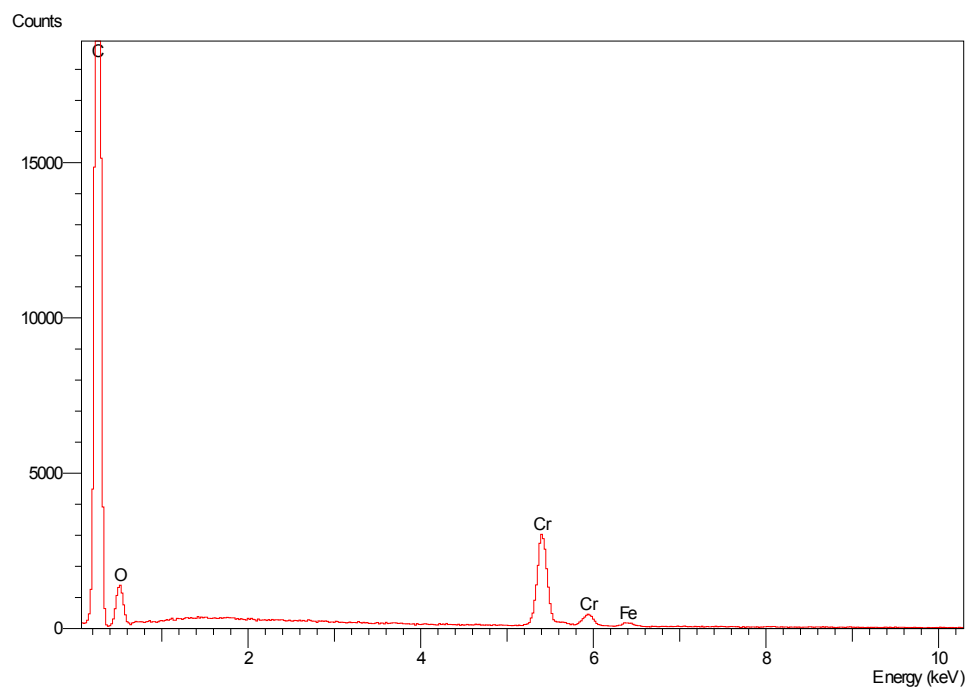
EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมี



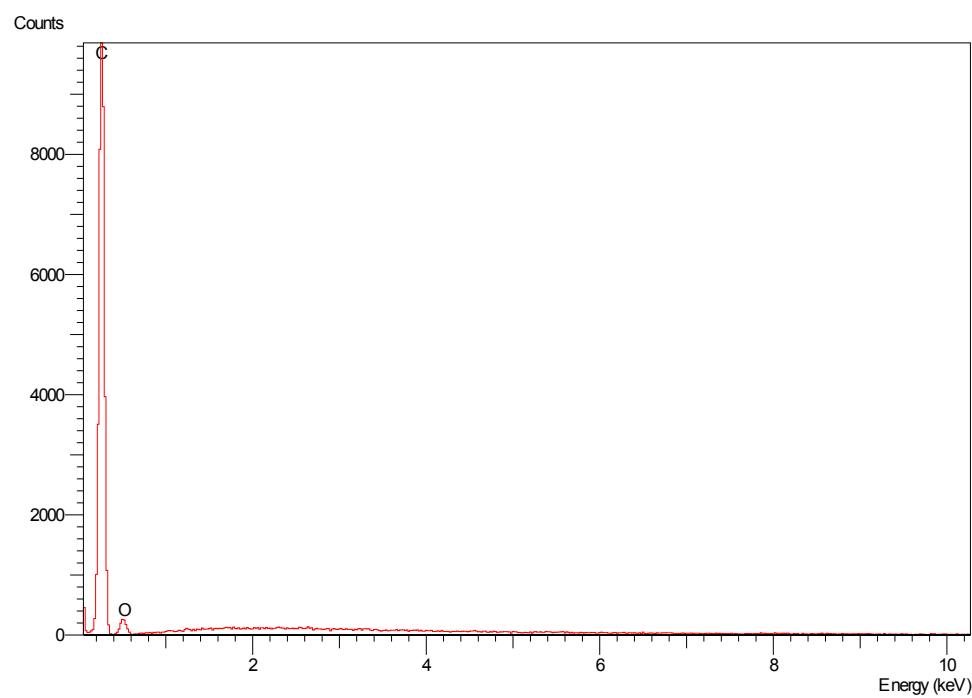
รูปที่ ง.1 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภากลีขาวบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสท่อ



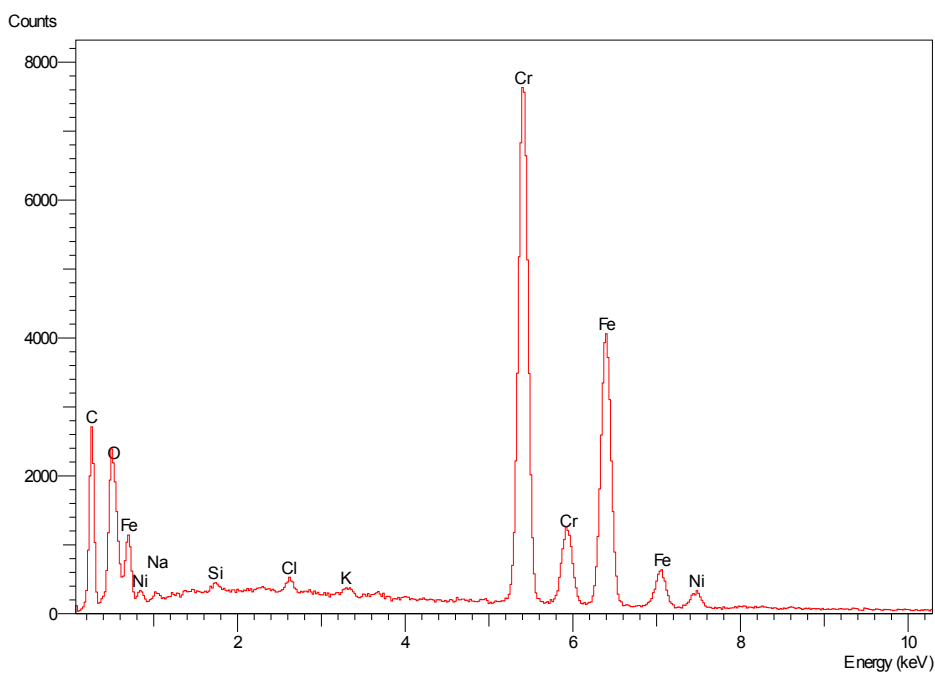
รูปที่ ง.2 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภากลีเทาบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสท่อ



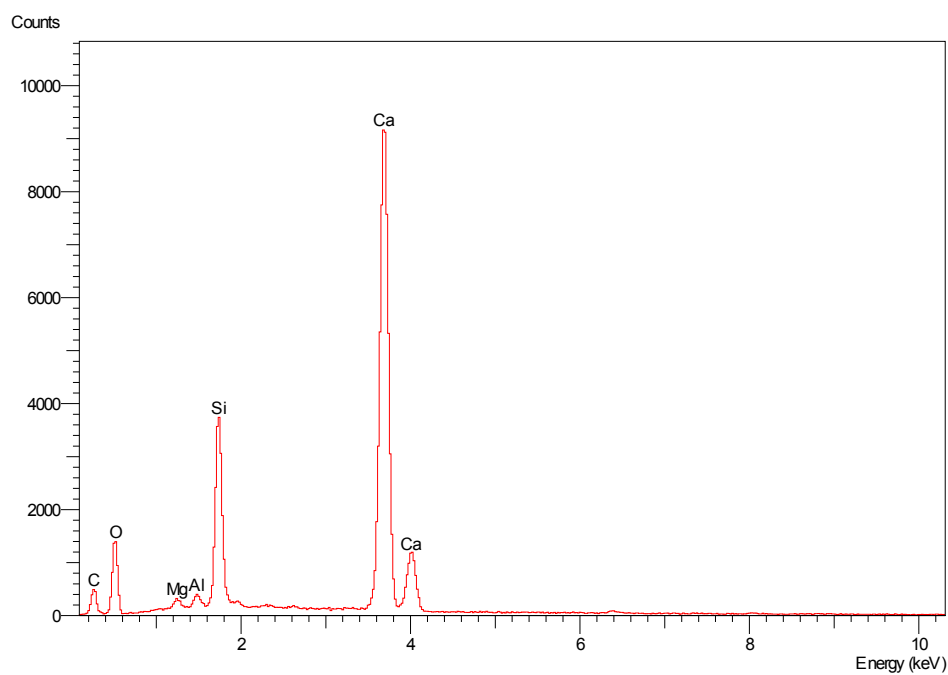
รูปที่ ง.3 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคลีดบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสท่อ



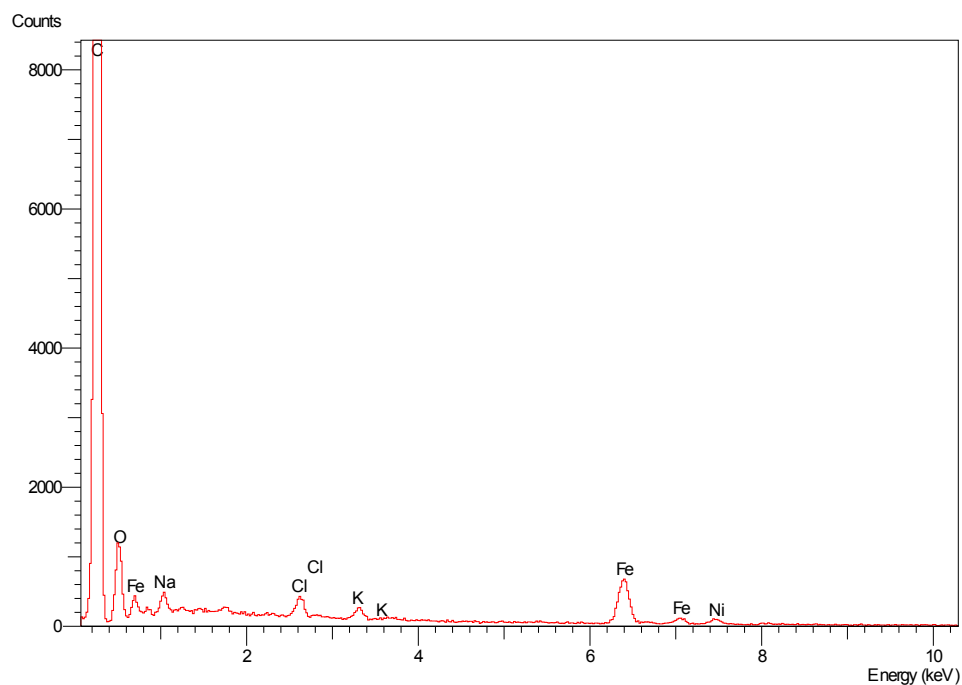
รูปที่ ง.4 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างพื้นบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติ



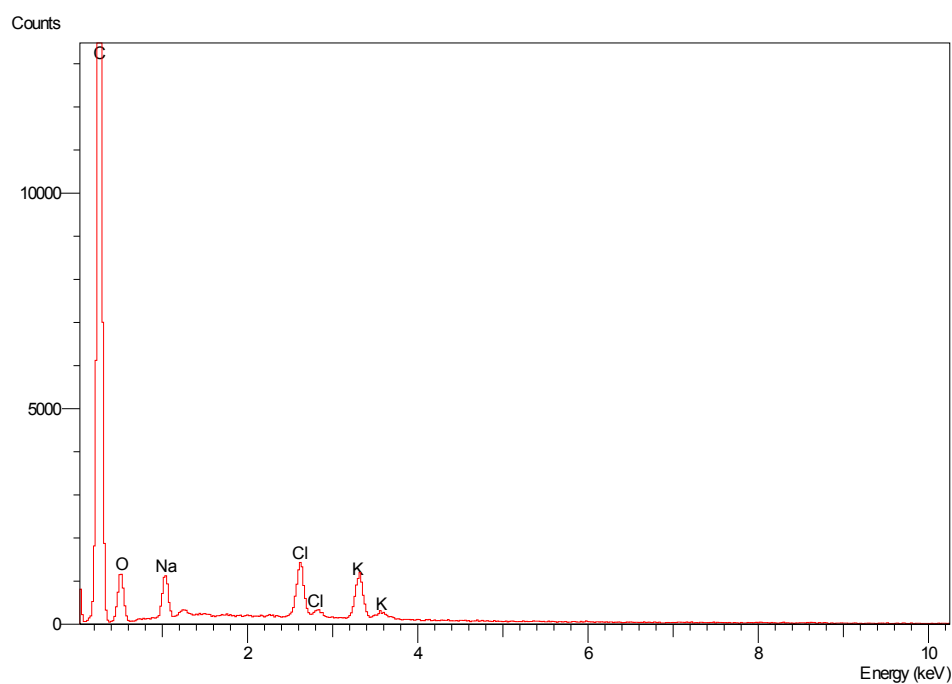
รูปที่ ๓.5 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบที่มีโครเมียมปริมาณสูงบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติ



รูปที่ ๓.6 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบที่มีแคลเซียมปริมาณสูงบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สธรรมชาติ



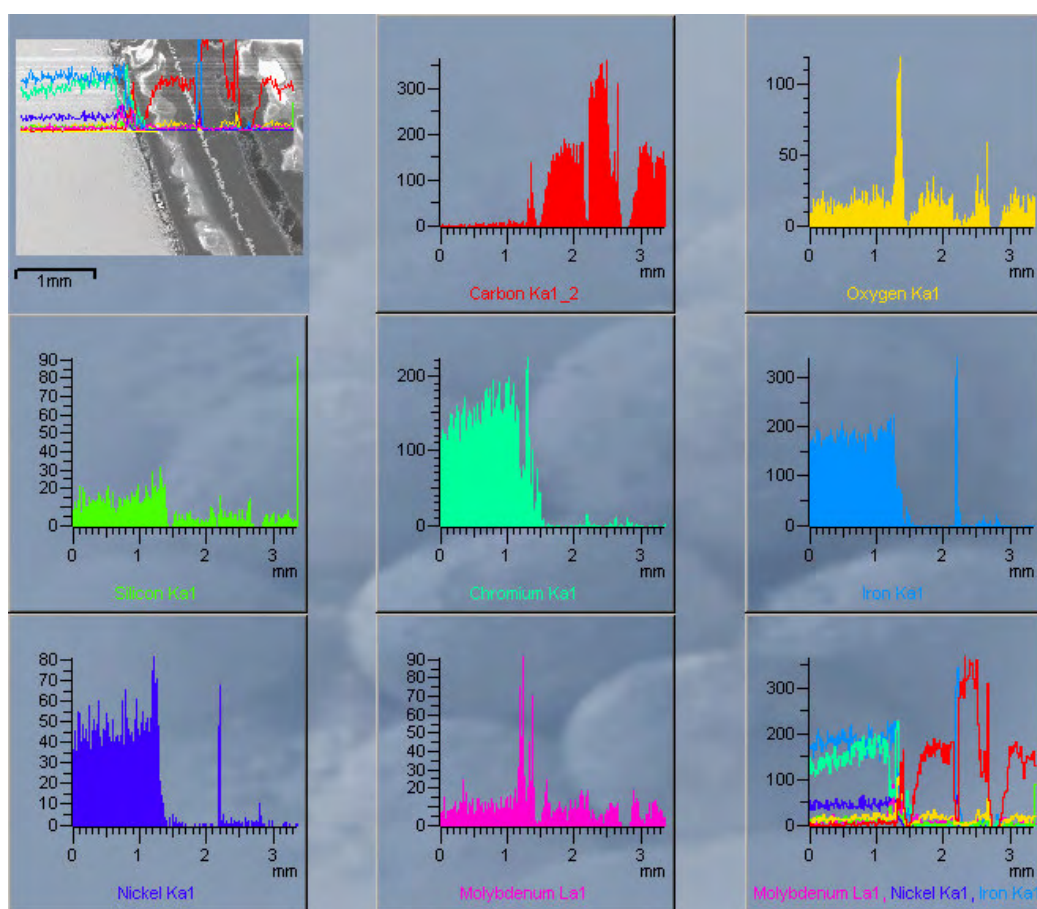
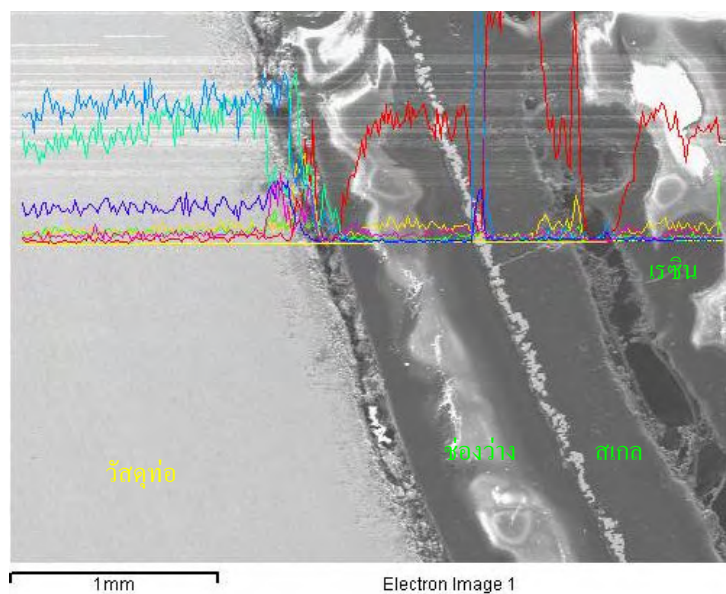
รูปที่ ง.7 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีขาวยบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับ
แก๊สธรรมชาติ



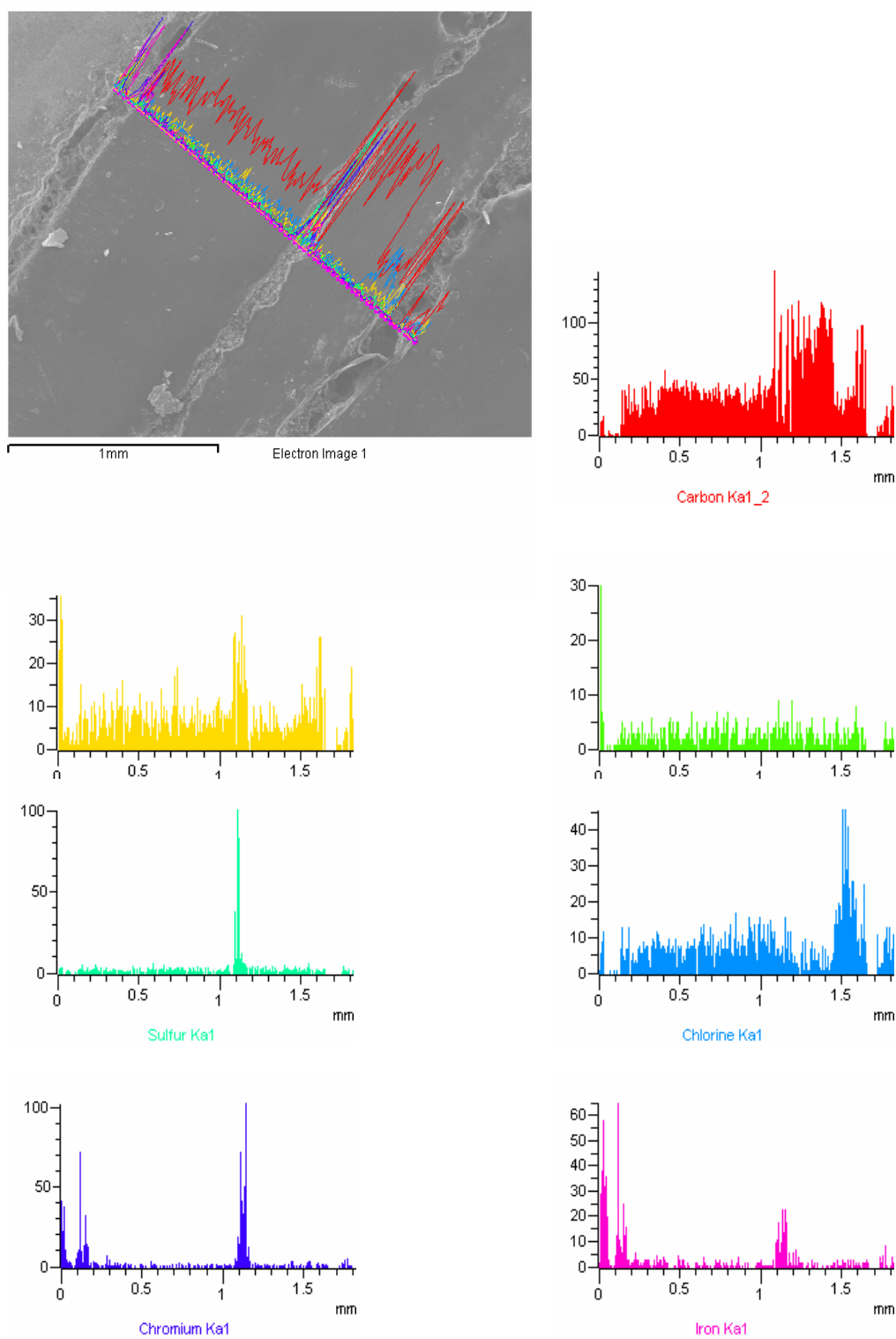
รูปที่ ง.8 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีของอนุภาคสีขาวยบนผิวหน้าสเกลด้านที่สัมผัสกับ
แก๊สธรรมชาติ

ภาคผนวก จ

การวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ด้วยเทคนิค EDS และ SEM



รูปที่ จ.1 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ผ่านภาคตัดขวางของชิ้นงาน



รูปที่ จ.2 EDS สเปกตรัมแสดงองค์ประกอบทางเคมีแบบ Line Scan ของชิ้นสเกล

ภาคผนวก จ

องค์ประกอบทางเคมีของท่อและสเกล

ตารางที่ ๑.1 ส่วนผสมทางเคมีของท่อ

วัสดุ	ส่วนผสมทางเคมี (Wt. %)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
AISI 310	0.25 m	2.0 m	1.5 m	0.045m	0.03 m	24-26	-	19-22
ท่อ	0.064	1.37	0.77	0.030	0.011	24.70	0.16	19.49

หมายเหตุ: 1. ค่าที่ได้มาจากการทดสอบจำนวน 3 ครั้ง แล้วหาค่าเฉลี่ย
2. ผลการทดสอบมีค่าความแม่นยำที่จุดทดสอบ 2 ตำแหน่ง

ตารางที่ ๑.2 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้วยเทคนิค XRF

ธาตุ	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	W
Conc (%)	0.08	0.28	0.88	0.63	0.17	28.89	2.57	44.89	0.53	10.21	0.20	10.66

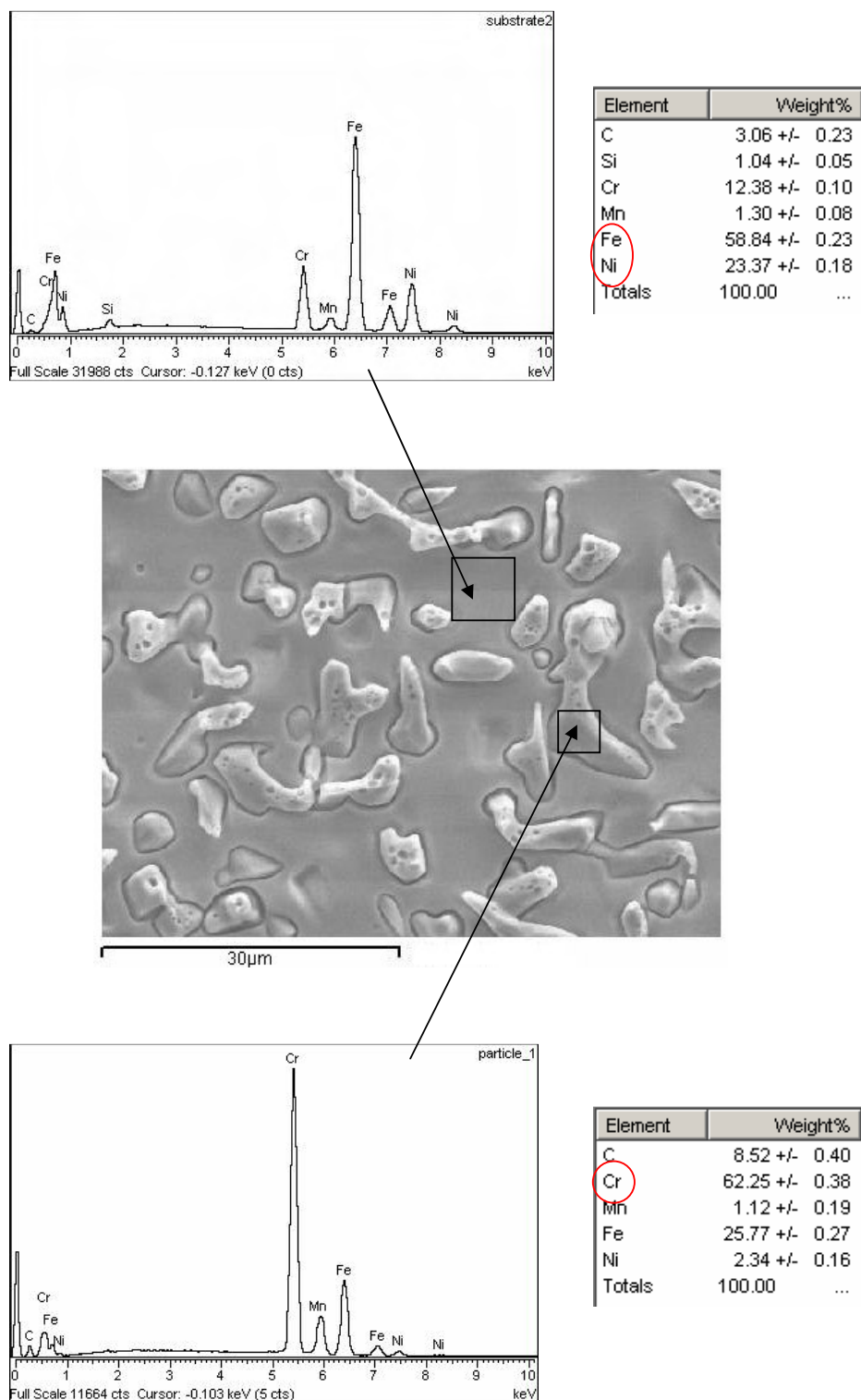
ตารางที่ ๑.3 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้านที่สัมผัสกับเนื้อวัสดุด้วยเทคนิค EDS

บริเวณที่ตรวจสอบ	ธาตุที่พบ
อนุภาคสีขาว	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) และเหล็ก (Fe)
อนุภาคสีดำ	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) และเหล็ก (Fe)
อนุภาคสีดำ	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) แมกนีเซียม (Mg) ซิลิคอน (Si) โครเมียม (Cr) และ แมงกานีส (Mn)

หมายเหตุ : ทำการทดสอบกับอนุภาคที่มีลักษณะทางกายภาพแตกต่างกัน 3 ประเภท

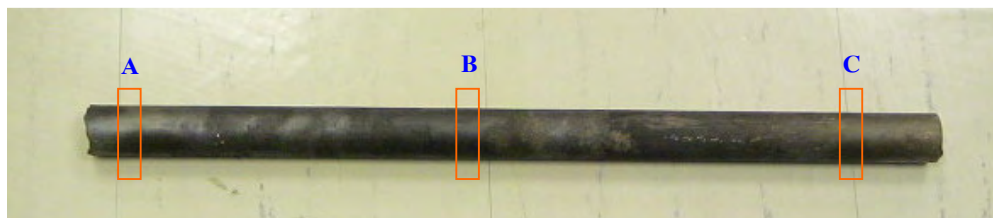
ตารางที่ ๑.4 องค์ประกอบทางเคมีของสเกลด้านที่สัมผัสกับแก๊สร้อนด้วยเทคนิค EDS

บริเวณที่ตรวจสอบ	ธาตุที่พบ
อนุภาคสีขาวที่ 1	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) โครเมียม (Cr) เหล็ก (Fe) นิกเกิล (Ni) โซเดียม (Na) ซิลิคอน (Si) คลอรีน (Cl) และ โพแทสเซียม (K)
อนุภาคสีขาวที่ 2	คาร์บอน (C) ออกซิเจน (O) แมกนีเซียม (Mg) อะลูมิเนียม (Al) ซิลิคอน (Si) และ แคลเซียม (Ca)
อนุภาคสีดำ	คาร์บอน (C) และ ออกซิเจน (O)



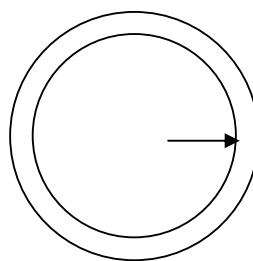
รูปที่ ๑.1 องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างที่เกิดขึ้นบริเวณผนังด้านในของท่อ

ภาคผนวก ข
ผลการวัดความแข็งแรง



รูปที่ ข.1 ตำแหน่งที่ใช้ทดสอบความแข็ง

หมายเหตุ : A คือ ส่วนด้ามจับของท่อ
 B คือ ส่วนตรงกลางของท่อ
 C คือ ส่วนปลายของท่อที่ติดกับ Nozzle

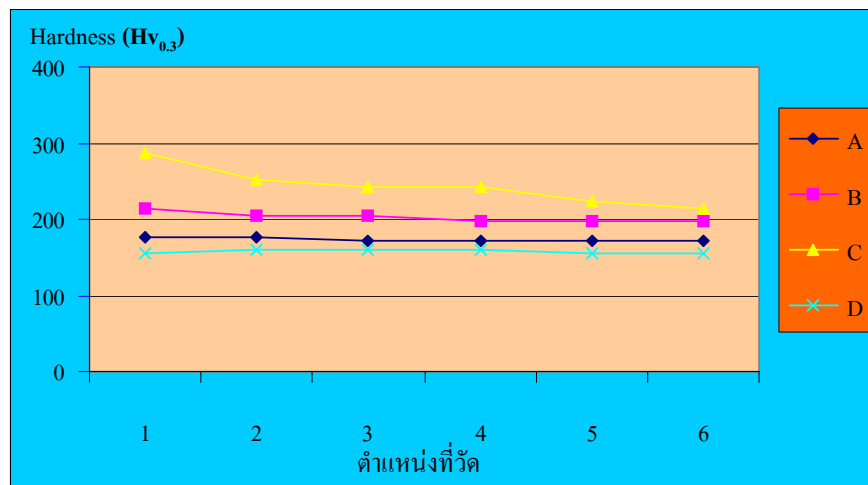


ทิศทางการกดความแข็งของวัสดุ

รูปที่ ข.2 ภาพสเกตซ์ภาคตัดขวางของท่อและทิศทางการกดความแข็ง

ตารางที่ ข.1 ผลการวัดความแข็งเทียบกันทั้ง 3 บริเวณ

ตำแหน่ง	ค่าความแข็ง ($H_{V_{0.3}}$)					
	ตำแหน่งที่ 1	ตำแหน่งที่ 2	ตำแหน่งที่ 3	ตำแหน่งที่ 4	ตำแหน่งที่ 5	ตำแหน่งที่ 6
A	177.3	177.3	171.1	171.1	171.1	171.1
B	213.8	205.7	205.7	198	198	198
C	287.7	251.8	241.4	241.4	222.4	213.8
ชิ้นงานปกติ	154.5	159.7	159.7	159.7	154.5	154.5



รูปที่ ข.3 กราฟแสดงค่าความแข็งของชิ้นงานท่อตามแนวภาคตัดขวาง

- หมายเหตุ :
- A คือ ส่วนด้ามจับของท่อ
 - B คือ ส่วนตรงกลางของท่อ
 - C คือ ส่วนปลายของท่อที่ติดกับ Nozzle
 - D คือ ท่อใหม่

ภาคผนวก ข

ข้อมูลการวัดค่าความหนาของท่อ

ตารางที่ ข.1 ค่าความหนาของผนังท่อ

ชั้นงาน	ความหนาของผนังท่อ (มม.)					เฉลี่ย
	ตำแหน่งที่ 1	ตำแหน่งที่ 2	ตำแหน่งที่ 3	ตำแหน่งที่ 4	ตำแหน่งที่ 5	
ท่อใหม่	3.55	3.53	3.53	3.53	3.54	3.54
ท่อเก่า 1	2.81	2.82	2.83	2.79	2.80	2.81
ท่อเก่า 2	2.92	2.68	2.69	2.71	2.72	2.74
ท่อเก่า 3	2.65	2.67	2.83	2.92	2.86	2.79

ภาคผนวก ฅ
ข้อมูลการเลือกใช้วัสดุ

ตารางที่ ฅ.1 เปรียบเทียบสมบัติต่างๆ ของวัสดุที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูง [10]

วัสดุ	λ W/mK	$T_{\max}$ °C	T_m °C	σ_{ys} MPa	K_{IC} MPa $\sqrt{m}$	ราคา ปอนด์/กก.
เหล็กกล้า						
AISI 316L	13-17	750-925	1375-1400	170-310	112-278	3-5
AISI 310	11-16	1050-1150	1400-1500	205-310	117-228	5-7
AISI 446	19-23	1075-1175	1425-1510	275-350	72-122	2-4
ซูเปอร์อัลลอยด์						
Inconel 625	9.9-10.7	882-982	1290-1350	365-434	120-150	15-23
Hastelloy X	9.1-27.2	1050-1200	1260-1355	320-400	120-150	10-21
เซรามิกส์						
SiC	76.9-83.2	1500-1650	2300-2500	570-630	3-3.5	10-15
Si ₃ N ₄	31.7-34.3	1080-1230	2390-2500	952-1050	4.8-5.3	26-40
Al ₂ O ₃	18-20.5	1465-1535	2000-2100	330-350	3.33-3.67	7-11
วัสดุผสม						
Al ₂ O ₃ matrix	16.3-29	1435-1845	2000-2100	480-798	2.9-5.4	37-75
C matrix	10-87	2000-2100	3200-3500	17-247	5.7-6.3	150-170

หมายเหตุ : λ คือ ค่าความนำไฟฟ้า

$T_{\max}$ คือ ค่าอุณหภูมิสูงสุดที่สามารถใช้งานได้

T_m คือ ช่วงอุณหภูมิจุดหลอมเหลว

σ_{ys} คือ ค่าความต้านทานต่อการคราก

K_{IC} คือ ค่าความต้านทานต่อการแตกหัก

ฅ.1 การเลือกวัสดุสำหรับสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

Savolainen และคณะ [10] ได้กล่าวว่า ชั้นออกไซด์ที่มีความแน่นของอะลูมินา โครเมียมออกไซด์ และซิลิกา สามารถต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชันภายในเนื้อวัสดุ โดยคาร์บอนสามารถละลายเข้าไปในเนื้อวัสดุได้น้อยมาก ธาตุผสมที่เติมลงไปและมีผลกระทบอย่างมากต่อการปรับปรุงความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน คือธาตุ ซิลิคอน โดยทั้งชั้นซิลิกา (SiO₂) และ ชั้นอะลูมินา (Al₂O₃) จะต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชันได้ดีกว่าชั้นโครเมียมออกไซด์ (Chromia; Cr₂O₃) และพบว่า การปรับปรุงผิวหน้าชิ้นงาน มีความสำคัญมากต่อการเพิ่มความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน

สิ่งที่ต้องคำนึงถึงในการเลือกใช้วัสดุ นอกจากจะเป็นเรื่องคุณสมบัติความต้านทานต่อการกัดกร่อน และสมบัติทางกลแล้ว ยังต้องพิจารณา การหาง่าย ความสามารถในการใช้งานได้ และราคาของวัสดุ

ผลกระทบของวัสดุจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

สำหรับวัสดุโดยส่วนใหญ่แล้ว สมบัติทางกลจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิการใช้งาน ความแข็งแรงของวัสดุจะลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ในโครงสร้างที่ต้องรับภาระความเค้น มักจะเกิดความเสียหายจากการคืบ (Creep) การเสียหายด้วยรูปแบบดังกล่าวของวัสดุจะมีผลมากที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า $0.4T_m$) การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิอย่างรวดเร็วจะเหนี่ยวนำให้เกิดความเค้นเนื่องจากอุณหภูมิ (Thermal Stress) ซึ่งนำไปสู่การเสียหายของวัสดุในรูปแบบของการแตกเปราะ (Brittleness) หรือกลไกการล้าเนื่องจากรับอุณหภูมิเป็นคาบ

ถ้าการขยายตัวเนื่องจากอุณหภูมิสูงของวัสดุถูกจำกัด การเกิด Thermal Shock หรือมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ สามารถทำให้เกิดความเค้นเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างรวดเร็วบนผิวหน้าชิ้นงานได้ เช่น ในระหว่างการปิดเพื่อซ่อมบำรุง หรือเมื่อแก๊สที่มีอุณหภูมิต่างกันมารวมกันแบบปั่นป่วน (Turbulent Mixed) วัสดุจะต้านทานการเสียหายจาก Thermal Stress ได้โดยการเพิ่มความแข็งแรงต่อการแตกหักให้สูงขึ้น และทำให้ค่าการนำความร้อนมีค่าสูงขึ้น มีค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นต่ำ ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากการความร้อนต่ำ (Low Coefficient Thermal Expansion) และมีค่าการส่งผ่านความร้อนที่ต่ำ (Low Heat Transfer Rate)

วัสดุที่มีค่าความแกร่ง (Stiffness) ที่อุณหภูมิสูง และต้านทานต่อการเสื่อมสภาพจากสิ่งแวดล้อมที่มีฤทธิ์กัดกร่อน (เซรามิกส์) จะมีความไวต่อการเสียหายเนื่องจาก Thermal Shock มาก ในกรณีที่มีการเปลี่ยนแปลงค่าความเค้น การเกิด Thermal Fatigue อาจเกิดขึ้นได้ การเกิดรอยร้าวเนื่องจาก Thermal Fatigue โดยส่วนใหญ่จะเริ่มเกิดในส่วนที่เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Plastic Deformation) ดังนั้น ค่าความต้านทานต่อการคราก (Yield Strength) สูง จะเพิ่มความต้านทานต่อ Thermal Fatigue ค่าความยืดหยุ่นและค่าความแกร่ง (Toughness) ที่สูงจะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและสภาวะแวดล้อมที่กัดกร่อน

การกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง

ที่สภาวะอุณหภูมิสูงในอากาศหรือในสภาวะแวดล้อมแบบออกซิไดซ์อย่างรุนแรง โลหะจะมีความไวต่อการเกิดออกซิเดชัน ส่งผลให้เกิดการฟอร์มชั้นออกไซด์ที่ไม่ใช่โลหะ (Non-metallic Oxide Layer) บนผิวหน้าโลหะ การกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง (Hot Corrosion) การกัดกร่อนเนื่องจากซัลเฟอร์ (Sulfidation) การเกิดคาร์บูไรเซชัน (Carburization) และการเกิดไนไตรเดชัน (Nitridation) สามารถเกิดขึ้นได้ ส่วนการกัดกร่อนในรูปแบบอื่น (ที่ไม่ใช่ออกซิเดชัน) จะเกิดขึ้นในสิ่งแวดล้อมที่เป็นแบบ ริคซ์ ซึ่งคือมีค่า Oxygen Potential ต่ำ ผิวหน้าที่ส่งผ่านความร้อนจะเกิดการกัดกร่อนในอัตราที่รวดเร็วกว่าผิวหน้าที่อยู่ภายใต้สภาวะที่มีอุณหภูมิเกือบคงที่ (Isothermal Equivalent) เนื่องจาก

การเสียหายแบบ Thermal Stress บนชั้นออกไซด์ที่มีความต้านทานการกัดกร่อน ในสภาวะสิ่งแวดล้อม ที่เป็นแบบออกไซด์ซึ่งที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า 1,000 องศาเซลเซียส) ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน มักจะเป็นสมบัติที่มีขีดจำกัดสูงสุดในการเลือกวัสดุที่เหมาะสม โดยเฉพาะที่ระดับความเค้นต่ำๆ

ในการปฏิบัติการ ชิ้นส่วนอาจจะสัมผัสอยู่กับสารแปลกปลอมพวกไถ่ถ่าน แก๊สที่เกิดจากการสันดาป และสภาวะแวดล้อมที่มีฤทธิ์กัดกร่อนอื่นๆ อาจมีการเจือปนของสารที่มีฤทธิ์กัดกร่อน เช่น โมเลกุลของซัลเฟอร์ (SO_2 และ SO_3) ไถ่ถ่านและเกลือ เป็นต้น นำไปสู่การเกิดออกซิเดชัน การกัดกร่อนจากซัลเฟอร์ คาร์บูไรเซชัน และการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง การลดลงของความแข็งแรงต่อการแตกหัก (Reduction of Rupture Strength) และความเหนียว (Ductility) มักจะเกิดจากปัจจัยต่างๆ ดังนี้

- การสูญเสียความหนา และการเพิ่มขึ้นของความเค้น
- การกัดกร่อนตามขอบเกรนส่งผลให้เกิด Notch Effect และการแตกเปราะ
- การเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีเฉพาะบริเวณ

โครเมียมเป็นธาตุผสมที่มีความสำคัญมากในการสร้างชั้นฟิล์มออกไซด์บนผิวหน้าชิ้นงานเหล็กกล้า การฟอร์มตัวของชั้นเหล็กออกไซด์จะหยุดลงเมื่อมีปริมาณโครเมียมสูงเพียงพอ ธาตุผสมอื่นๆ ที่มีความสำคัญในการสร้างฟิล์ม ได้แก่ อะลูมิเนียม ซึ่งจะปรับปรุงประสิทธิภาพของเหล็กกล้าที่อุณหภูมิสูง ซิลิกอนจะปรับปรุงความต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง โดยเฉพาะในสภาวะแวดล้อมแบบคาร์บูไรเซชัน

NI-base Superalloys

โดยทั่วไป Ni-base Superalloys จะมีความเสถียรทางโลหะวิทยาสูงมาก วัสดุกลุ่มนี้จะต้านทานต่อการคืบ (Creep) และมีความต้านทานอย่างดีต่อการเกิดออกซิเดชัน คาร์บูไรเซชัน และการโจมตีจากธาตุกลุ่มฮาโลเจนได้มากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก แต่นิกเกิลจะมีสมบัติที่แย่เมื่อใช้งานอยู่ในสภาวะที่มีซัลเฟอร์เป็นองค์ประกอบ Ni-base Superalloys สามารถทำให้เกิดการแข็งแรงขึ้นโดยการเติมธาตุผสมจำพวกอะลูมิเนียมและไทเทเนียม ซึ่งจะเกิดการตกตะกอนของสารประกอบที่เพิ่มความแข็งแรง (Precipitation Hardening) เนื่องจากการตกตะกอนของสารประกอบกึ่งโลหะจำพวก $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ในโครงสร้างพื้นฐานที่เป็น FCC ของนิกเกิล กลไกอื่นๆ ที่สามารถทำให้วัสดุแข็งแรงขึ้นได้แก่ Solid Solution Hardening การตกตะกอนของคาร์ไบด์ และการควบคุมขอบเกรน การทำให้มีความแข็งแรงมากขึ้นโดยการกระจายตัวของออกไซด์ ใน Ni-base Superalloys ซึ่งเป็นสารประกอบจำพวก Y_2O_3 หรือ ThO_2 ซึ่งเป็นออกไซด์ อนุภาคของออกไซด์เหล่านี้ทำให้ชั้นฟิล์มปกป้องออกไซด์มีความเสถียร และลดการคืบที่อุณหภูมิสูงโดยการตรึงบริเวณขอบเกรน โครงสร้างจุลภาคของโลหะ

ผสมที่ทำให้แข็งโดยการกระจายตัว จะมีความเสถียรมากกว่าโลหะผสมที่ทำให้เกิดการแข็งตัวโดยการตกตะกอนที่อุณหภูมิสูง

ความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันของ Ni-base Superalloys จะขึ้นอยู่กับชั้นสเกลที่เป็นโครเมียม-ออกไซด์และอะลูมินา โดยโครเมียมจะมีผลต่อการต้านทานการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูง โลหะผสมที่สามารถฟอร์มเป็นชั้นอะลูมินา จะให้สมบัติความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่า รวมทั้งให้สมบัติด้านความแข็งแรงและความต้านทานต่อการคืบที่เพียงพอที่อุณหภูมิสูง (ชั้นฟิล์มโครเมียม-ออกไซด์จะระเหยที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส) ธาตุผสมพวกโบรอน เซอร์โคเนียม จะเติมลงไปเพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความเหนียวที่อุณหภูมิสูง รวมทั้งปรับปรุงความต้านทานต่อการคืบ

ฉ.2 วัสดุที่แนะนำให้ใช้ในสภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิสูง

มีวัสดุอยู่ 4 ชนิดที่เหมาะสมสำหรับใช้ในงานโครงสร้างทั่วไป โดยวัสดุที่จะนำมาเสนอในนี้จะกล่าวเพียงคร่าวๆ ซึ่งประกอบไปด้วยรายละเอียดของโครงสร้าง คุณสมบัติ รูปแบบที่นำมาประยุกต์ใช้งาน

353MA

วัสดุประเภท 353MA เป็นเหล็กกล้าอสเทนนิติกที่มีโครเมียมและนิกเกิลเป็นส่วนผสมหลัก ซึ่งเจือโลหะผสมลงไป ได้แก่ไนโตรเจนและโลหะที่หายาก มีการผลิตออกมาใช้หลายรูปแบบ ได้แก่ท่อแบบไร้ตะเข็บ แท่ง ลวดเชื่อม ลวดเติม และอิเล็กทรอนิกส์ โลหะผสมนี้สามารถใช้ได้ในสภาวะอุณหภูมิไม่เกิน 1,175 องศาเซลเซียส คุณสมบัติของโลหะผสม 353MA ประกอบด้วย

- มีความต้านทานต่อการคืบที่สูง
- มีความต้านทานต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูงและสภาวะที่เป็นออกซิเดชันแบบคาบ
- มีความต้านทานต่อการใช้งานในสภาวะแก๊สสันดาปที่ดีเยี่ยม
- มีความต้านทานต่อการใช้งานในสภาวะคาร์บูไรเซชันที่ดีเยี่ยม
- มีความต้านทานต่อการใช้งานในสภาวะแก๊สไนโตรดิงที่ดี
- มีความเสถียรของโครงสร้างจุลภาคที่อุณหภูมิสูงดี
- มีความสามารถในการเชื่อมที่ดี

MA956

โลหะผสมอินโคลอยประเภท MA956 (UNS S67956) คือวัสดุที่มีส่วนผสมของ เหล็ก โครเมียม และอะลูมิเนียมเป็นหลัก โดยอยู่ในรูปของการกระจายตัวของเฟอริติกออกไซด์ที่มีความแข็งแรง มีความสามารถในการใช้งานในช่วงกว้างทั้งที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นและร้อน ถ้าผ่านการเชื่อมด้วยวิธี

TIG จะให้ความแข็งแรงที่บริเวณเชื่อมค่อนข้างต่ำ ในขณะที่รอยต่อที่ให้ความแข็งแรงสูงได้จากการเชื่อมด้วยกระบวนการเชื่อมแบบเลเซอร์หรือลำแสงอิเล็กตรอน โลหะประเภทนี้จะต้องควบคุมการขึ้นรูปที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวสูงๆ คุณสมบัติของโลหะผสมดังกล่าวประกอบไปด้วย

- มีความแข็งแรงที่ดีเยี่ยม
- มีความสามารถในการประกอบที่ดีเยี่ยม
- ด้านทานต่อการใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานานได้ไม่เกิน 1,300 องศาเซลเซียส
- มีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงได้ไม่เกิน 1,300 องศาเซลเซียส
- มีความต้านทานต่อการคืบตัวได้ดีที่อุณหภูมิสูงจนถึงจุดหลอมของวัสดุ คือ 1,428 องศาเซลเซียส

Nicrofer 6025 HT

วัสดุประเภท Nicrofer 6025 HT คือโลหะผสมยิ่งยวดที่มีนิกเกิลเป็นองค์ประกอบหลัก เป็นโลหะที่เกิดจากการผสมกันระหว่าง นิกเกิล โครเมียม และเหล็ก และมีการบ่มผสมในปริมาณที่สูง โลหะผสมนี้ได้เติมโลหะผสมในระดับจุลภาคคือ ไทเทเนียมและเซอร์คอนเข้าด้วยกันกับอะลูมิเนียมและยิตเรียม สามารถขึ้นรูปได้ทั้งแบบเย็นและร้อน รวมทั้งสามารถกลึงได้ง่าย สามารถเชื่อมด้วยกระบวนการ TIG พลาสมาอาร์ค MAG และ MMA คุณสมบัติของโลหะผสมดังกล่าวประกอบด้วย

- มีสมบัติที่ต้านทานต่อการคืบที่อุณหภูมิสูง
- มีความต้านทานต่อการล้าตัวที่ดีเยี่ยม
- มีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงในสภาวะที่เป็นคาบ
- มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิสูงในสภาวะที่เป็นแบบคาร์บูไรซิ่งและสารที่อยู่ในสภาวะที่เป็นออกซิไดซิ่ง/คลอรีเนตติ้ง หรือแม้ในสภาวะที่ทำให้เกิดฝุ่นโลหะได้
- สามารถทำเป็นวัสดุทนแรงดันที่อุณหภูมิสูงได้ไม่เกิน 1,150 องศาเซลเซียส

Haynes 214

วัสดุประเภทเฮนส 214 คือ โลหะผสมอย่างยิ่งยวด ซึ่งมีส่วนผสมหลักได้แก่ นิกเกิล โครเมียม อะลูมิเนียม และเหล็ก ด้วยความสามารถในการทำงานได้ที่อุณหภูมิสูงที่ 955 องศาเซลเซียส และสูงกว่าอุณหภูมิ 955 องศาเซลเซียส ขึ้นที่มีหน้าปกป้องการกัดกร่อน คืออะลูมินาจะเกิดการสลายตัว แต่ถ้าที่อุณหภูมิต่ำกว่า 955 องศาเซลเซียส จะเกิดออกไซด์ผสมระหว่างโครเมียม ออกไซด์และอะลูมินา โลหะผสมนี้อาจขึ้นรูปด้วยกระบวนการตีขึ้นรูป (Forging) หรือการขึ้นรูปเย็น (Cold Working) ก็ได้ สามารถเชื่อมได้หลายกระบวนการ ไม่ว่าจะเป็น TIG, MIG หรือ SMAW มักอยู่ในรูปของแผ่นบาง แผ่นหนา แผ่นม้วน บิลเลต แท่ง และเส้นลวด คุณสมบัติของโลหะผสมดังกล่าวประกอบไปด้วย

- มีความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน
- สามารถขึ้นรูปและเชื่อมประกอบได้หลากหลายวิธี
- มีความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันและไนไตรดิงได้เป็นอย่างดี และยังมีความต้านทานต่อการกัดกร่อนในสภาวะแวดล้อมที่เป็นแบบออกซิไดซิงและมีคลอไรด์เป็นองค์ประกอบ

ซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC)

วัสดุประเภทเซรามิก ซิลิคอนคาร์ไบด์ คือเซรามิก เป็นวัสดุที่มีเฟสเดียว อยู่ในรูปของซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่ผ่านการซินเทอริง วัสดุดังกล่าวนิยมใช้กันมากในลักษณะของท่อที่มีขนาดยาวๆ คุณสมบัติของเซรามิก ซิลิคอนคาร์ไบด์ประกอบด้วย

- มีความสามารถในการนำความร้อนสูง
- มีความต้านทานต่อการกัดกร่อนอยู่ในเกณฑ์สูง
- มีความแข็งและความแข็งแรงสูงมาก

ณ.3 ข้อมูลเกี่ยวกับการใช้งานวัสดุแก้วหน้าต่างไม่โซลาร์

ชิ้นส่วนโลหะผสม เช่น ท่อนำความร้อน ถาด ตะกร้า ชิ้นส่วนอุปกรณ์เผา จำเป็นต้องมีการถอดเปลี่ยนตามอายุการใช้งาน จิตจำกัของการใช้งานถูกควบคุมโดยการยึดตัวเนื่องจากการคืบ ซึ่งเป็นที่รู้จักกันดีในกลุ่มนักอบชุบทางความร้อน อย่างไรก็ตามราคาที่เกิดจากการเปลี่ยนชิ้นส่วนโลหะผสมแต่ละครั้งมักจะถูกนำมาพิจารณาเป็นอันดับแรก โดยเฉพาะในสถานการณ์ปัจจุบันที่ราคาของนิกเกิลซึ่งสูงขึ้นอย่างต่อเนื่อง และเป็นตัวควบคุมราคาในการเปลี่ยนชิ้นส่วน ในระบบของหัวเผาและท่อที่สอดเข้าไปในเตาจะมีผลอย่างมากต่อค่าใช้จ่าย ถ้าระบบได้ทำการประกอบติดตั้งด้วยโลหะผสมนิกเกิล/โครเมียม มักจะมีขีดจำกัดในการใช้งาน คือ มีอายุการใช้งานที่ต่ำและความสามารถในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงของโลหะจะลดลง

การพัฒนาวัสดุซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ผ่านมาได้เริ่มพัฒนาขึ้นที่ประเทศสหรัฐอเมริกา โดยสถาบันวิจัยแก๊ส (ซึ่งเป็นส่วนหนึ่งของสถาบันเทคโนโลยีแก๊ส) ในช่วงคริสต์ศตวรรษที่ 80 และ 90 ได้ทำการพัฒนาวัสดุดังกล่าวขึ้นมาเรื่อยๆ นอกจากนี้ในแถบยุโรปก็มีการใช้กันอย่างกว้างขวาง แต่ในปัจจุบันก็นิยมใช้ซิลิคอนคาร์ไบด์ทำเป็นอุปกรณ์ ชิ้นส่วนหัวเผา ท่อทนความร้อน และชิ้นส่วนเตาเผากันอย่างกว้างขวาง

การใช้ระบบหัวเผาที่ทันสมัยด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์ จึงนิยมนำมาใช้กันในสถานที่ต่างๆ ไป เมื่อไม่นานมานี้ วัสดุผสมระหว่าง คาร์บอน/คาร์บอน ที่ใช้ในเตาสัญญากาศ ก็เริ่มนำมาประยุกต์ใช้กัน

คุณสมบัติที่ต้องคำนึงถึงเป็นอันดับแรกและมากที่สุด คือ ความต้านทานต่อการคืบ โดยการคืบเป็นรูปแบบการเสียหายของวัสดุผสมที่มักใช้งานในกระบวนการทางความร้อนเป็นหลัก ซึ่งเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปร่างตามระยะเวลาภายใต้สภาวะที่มีแรงมากระทำ อัตราการคืบเป็นสัดส่วนโดยตรงกับเวลา แรง และอุณหภูมิ ถ้าสภาวะการใช้งานมีอุณหภูมิสูงและให้แรงในปริมาณสูง ก็จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงได้ในระยะเวลาอันสั้น ความแตกต่างของอายุการใช้งานของท่อบางครั้งขึ้นอยู่กับธาตุที่ผสมลงไป แต่เบื้องต้นจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและสภาวะบรรยากาศที่ใช้งาน จนกระทั่งได้มีการเลือกใช้วัสดุแก้วหน้า ซึ่งมีความต้านทานต่อการคืบที่ดีเยี่ยม

บริษัทที่ผลิตวัสดุหุ้มเผาในปัจจุบันนี้ได้ใช้ซิลิกอนคาร์ไบด์หรือวัสดุแก้วหน้าอื่นๆ อุปกรณ์ที่ใช้ในการเผาไหม้ และอุปกรณ์ที่ใช้ในเตาเผา ก็ต้องการสมบัติความต้านทานต่อการคืบทั้งนั้น โดยส่วนใหญ่แล้วท่อที่ผลิตจากโลหะผสมมักจะเกิดความเสียหาย ซึ่งสิ่งที่มีผลต่ออายุการใช้งาน คือ ชนิดของวัสดุ สภาวะแวดล้อมที่ใช้งาน และอุณหภูมิ วัสดุเซรามิกส์แก้วหน้า มักจะใช้งานได้ไม่บ่อยได้ เนื่องจากสมบัติด้านความต้านทานต่อแตกหักที่ค่อนข้างต่ำ และควรหลีกเลี่ยงการใช้งานในสภาวะที่มีแรงกระแทก การออกแบบและการติดตั้งที่เหมาะสมสามารถช่วยป้องกันปัญหาเหล่านี้ได้

ฅ.4 ระบบเผาไหม้ที่มีประสิทธิภาพสูง

ระบบการเผาไหม้ที่ให้ประสิทธิภาพสูงส่วนใหญ่จะใช้วัสดุแก้วหน้า ซึ่งถือเป็นมาตรฐานที่ใช้กันในแถบยุโรป และก็แพร่หลายในประเทศสหรัฐอเมริกา และที่อื่นๆ โดยจะให้ความร้อนด้วยอากาศก่อนเพื่อปรับปรุงประสิทธิภาพ บางชิ้นส่วนของระบบนี้ยังคงใช้วัสดุดั้งเดิม แต่เนื่องจากการออกแบบด้านการทนแรงกระแทกและการให้พลังงานความร้อนที่สูง ทำให้ชิ้นส่วนโลหะเกิดความเสียหายในระยะเวลาอันสั้น

ประวัติผู้วิจัย

ชื่อ — สกุล	นายสยาม แก้วคำไสย์
วัน เดือน ปีเกิด	21 พฤษภาคม 2518
ประวัติการศึกษา	
ระดับมัธยมศึกษา	ประโยคมัธยมศึกษาตอนปลาย โรงเรียนสุวรรณภูมิพิทยไพศาล พ.ศ. 2537
ระดับปริญญาตรี	วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี พ.ศ. 2541
ระดับปริญญาโท	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี พ.ศ. 2549
ประวัติการทำงาน	วิศวกร หน่วยปฏิบัติการวิเคราะห์การประลัยและการเสื่อมสภาพของวัสดุ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ พ.ศ. 2541 — ปัจจุบัน

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
ข้อตกลงว่าด้วยการโอนลิขสิทธิ์ในโครงการวิจัยอุตสาหกรรม

วันที่ 16 เดือน กรกฎาคม พ.ศ. 2550

ข้าพเจ้า (นาย/นาง/นางสาว) นายสยาม แก้วคำไสย์ รหัสประจำตัว 45411913

เป็นนักศึกษาของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ระดับปริญญา ☒ โท ☐ เอก

หลักสูตร วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชา วิศวกรรมโลหการ คณะ วิศวกรรมศาสตร์
อยู่บ้านเลขที่ 59/183 หมู่ที่ 7 ตระกือ/ซอย หมู่บ้านฐานมั่นคง ถนน เลียบคลองสอง ตำบล/แขวง คลองสอง
อำเภอ/เขต คลองหลวง จังหวัด ปทุมธานี รหัสไปรษณีย์ 12120 ขอโอนลิขสิทธิ์ในโครงการวิจัย
อุตสาหกรรมให้กับมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี โดยมี รศ.ดร.เอก ไชยสวัสดิ์ ตำแหน่ง
คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์ เป็นผู้รับโอนลิขสิทธิ์และมีข้อตกลงดังนี้

1. ข้าพเจ้าได้จัดทำโครงการวิจัยอุตสาหกรรมเรื่อง การศึกษาการเสื่อมสภาพของท่อเหล็กกล้าไร้สนิม
ออสเทนนิติกเกรด AISI 310 ในสภาวะอุณหภูมิสูง ซึ่งอยู่ในความควบคุมของ ดร.พงษ์ศักดิ์ ถึงสุข ตามมาตรา
14 แห่ง พ.ร.บ. ลิขสิทธิ์ พ.ศ. 2537 และถือว่าเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรของมหาวิทยาลัย
เทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
2. ข้าพเจ้าตกลงโอนลิขสิทธิ์จากผลงานทั้งหมดที่เกิดขึ้นจากการสร้างสรรค์ของข้าพเจ้าในโครงการวิจัย
อุตสาหกรรมให้กับมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ตลอดอายุแห่งการคุ้มครองลิขสิทธิ์ตามมาตรา
23 แห่งพระราชบัญญัติลิขสิทธิ์ พ.ศ. 2537 ตั้งแต่วันที่ได้รับอนุมัติโครงร่างโครงการวิจัยอุตสาหกรรมจาก
มหาวิทยาลัย
3. ในกรณีที่ข้าพเจ้าประสงค์จะนำโครงการวิจัยอุตสาหกรรมไปใช้ในการเผยแพร่ในสื่อใด ๆ ก็ตาม
ข้าพเจ้าจะต้องระบุว่าโครงการวิจัยอุตสาหกรรมเป็นผลงานของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี
ทุก ๆ ครั้งที่มีการเผยแพร่
4. ในกรณีที่ข้าพเจ้าประสงค์จะนำโครงการวิจัยอุตสาหกรรมไปเผยแพร่หรืออนุญาตให้ผู้อื่นทำซ้ำหรือ
ดัดแปลง หรือเผยแพร่ต่อสาธารณชนหรือกระทำการอื่นใดตามมาตรา 27 มาตรา 28 มาตรา 29 และมาตรา 30
แห่งพระราชบัญญัติลิขสิทธิ์ พ.ศ. 2537 โดยมีค่าตอบแทนในเชิงธุรกิจ ข้าพเจ้าจะกระทำมิได้เมื่อได้รับความ
ยินยอมเป็นลายลักษณ์อักษรจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี

ลงชื่อ..... ผู้โอนลิขสิทธิ์
(นายสยาม แก้วคำไสย์)

ลงชื่อ..... ผู้รับโอนลิขสิทธิ์
(รศ.ดร.เอก ไชยสวัสดิ์)

ลงชื่อ..... พยาน
(ดร.พงษ์ศักดิ์ ถึงสุข)

ลงชื่อ..... พยาน
(รศ.ดร.บวรโชค ผู้พัฒน์)