

ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม
25Cr-35Ni ภายหลังจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงภายใต้บรรยากาศคาร์บูไรซิ่ง

นางสาวกรรณิการ์ เหมทัศน์

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีการศึกษา 2554
ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)
เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

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

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL
PROPERTIES OF 25CR-35NI STAINLESS STEEL AFTER HIGH TEMPERATURE
SERVICE UNDER CARBURIZING ENVIRONMENT

Miss Kannika Hemmatad

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

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2011

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni ภายหลังจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงภายใต้สภาวะคาร์บูไรซิ่ง

โดย

นางสาวกรรณิการ์ เหมทัศน์

สาขาวิชา

วิศวกรรมโลหการ

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร. ปัญญวัชร ว่างยาว

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัยรับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

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

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ชاکกร จารุพิสิฐธร)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(อาจารย์ ดร.ปัญญวัชร ว่างยาว)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล)

..... กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. เสกศักดิ์ อัสวะวิสิทธิ์ชัย)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(ดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต)

กรณีการ เหมทซ์ : ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni ภายหลังจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงภายใต้บรรยากาศคาร์บูไรซิ่ง (Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 25Cr-35Ni Stainless Steel after High Temperature Service under Carburizing Environment) อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: ดร. ปัญญวัชร วัจนาว, อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม: ผศ.ดร.ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล, 111 หน้า.

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันและผลของกรรมวิธีทางความร้อนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni ที่ผ่านการใช้งานภายใต้บรรยากาศคาร์บูไรซิ่งที่อุณหภูมิสูง พบว่าภายหลังจากการใช้งานในบรรยากาศคาร์บูไรซิ่งเกิดคาร์บูไรเซชันขึ้นในเนื้อวัสดุ ทำให้ร่างแหคาร์ไบด์ในโครงสร้างจุลภาคมีขนาดใหญ่ขึ้น และความแข็งของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แต่ความเค้นสูงสุดและร้อยละการยืดตัวลดลง

หลังจากที่นำชิ้นงานมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยการเผาทำละลายเป็นเวลา 6 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 1100, 1150 และ 1200°C และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800, 900 และ 1000 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง ตามลำดับ พบว่าร่างแหคาร์ไบด์มีขนาดเล็กลง และการกระจายตัวของคาร์ไบด์สม่ำเสมอขึ้น ความเค้นสูงสุดและร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้น โดยการเผาทำละลายที่ 1200 °C เพียงอย่างเดียวโดยไม่ผ่านการบ่มแข็ง ทำให้คาร์ไบด์ในชิ้นงานเหลือน้อยที่สุด และความเค้นสูงสุดของชิ้นงานมีค่ามากที่สุด

ภาควิชา ...วิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อ นิสิต.....
สาขาวิชา ...วิศวกรรมโลหการ	ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์.....
ปีการศึกษา 2554.....	ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม.....

5170208221: MAJOR METALLURGICAL ENGINEERING

KEYWORDS : 25Cr-35Ni / HP ALLOY / HEAT RESISTANT ALLOYS /
CARBURIZATION / HEAT TREATMENT / ETHYLENE CRACKING FURNACE

KANNIKA HEMMATAD: EFFECT OF HEAT TREATMENT ON
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 25Cr-35Ni
STAINLESS STEEL AFTER HIGH TEMPERATURE SERVICE UNDER
CARBURIZING ENVIRONMENT. ADVISOR : PANYAWAT WANGYAO, Ph.D.,
CO-ADVISOR : ASST. PROF. PATAMA VISUTTIPITUKUL, Ph. D., 111 pp.

This present research work studies and investigates the effect of carburization and effect of reheat treatment conditions of 25Cr- 35Ni or HP alloy after long-term service under high temperature carburization atmosphere on microstructures and hardness and tensile strength in order to prolong life time for further service. The as-received cast HP alloy microstructure consisted of carbide network and films in very high amount, resulted in higher hardness but lower tensile strength and elongation.

The as-received alloy specimens were reheat treated for solutioning treatment at temperatures of 1,100, 1,150 and 1,200°C for 6 hours then each aged at temperatures of 800, 900 and 1,000°C for 24 hours. From the results, it showed that the amount of carbide phase vastly decreased after applying reheat treatment in all conditions. Furthermore, the tensile strength and elongation of all reheat treated specimens were increased comparing to the as-received one. The specimens which solutioning treated at 1200°C had lowest amounts of carbide but highest tensile strength value when compare with the others

Department : Metallurgical Engineering.. Student's Signature

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

Academic Year : 2011..... Co-advisor's Signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยคำแนะนำและความช่วยเหลืออย่างดียิ่งของ ดร. ปัญญวัชร วัจนาว อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ และ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ปฐมา วิสุทธิพิทักษ์กุล อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ซึ่งได้ให้คำแนะนำ ข้อคิดเห็นต่างๆ รวมถึงชี้แนะแนวทางในการดำเนินงานวิจัย และตรวจเล่มวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ และตรวจเล่มวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์ ขอกราบขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ชاکกร จารุพิสิฐธร ประธานคณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เสกศักดิ์ อัสวะวิสิทธิ์ชัย กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ และ ดร. ประทีป วงศ์บัณฑิต กรรมการสอบวิทยานิพนธ์ภายนอกมหาวิทยาลัย ที่ได้สละเวลาเพื่อเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ รวมถึงรองศาสตราจารย์ ดร.กอบบุญ หล่อทองคำ ที่ได้ช่วยเหลือในการนำเสนอบทความของผู้เขียน ในวารสารที่ประเทศเยอรมัน รวมทั้งคณาจารย์และเจ้าหน้าที่ทุกท่านในภาควิชาวิศวกรรมโลหการที่ได้ให้คำแนะนำและความรู้ต่องานวิจัยฉบับนี้

ผู้เขียนขอขอบคุณบริษัทระยะของวิศวกรรมและซ่อมบำรุง จำกัด สำหรับตัวอย่างโลหะผสม 25Cr-35Ni และการเตรียมชิ้นงานทดสอบแรงดึง และการสนับสนุนค่าใช้จ่ายในการทำวิจัย และขอขอบคุณ คุณติยะวุฒิ ติยะวงศ์สกุล เพื่อนของข้าพเจ้า ในความช่วยเหลือเรื่องการติดต่อประสานงานกับบริษัทระยะของวิศวกรรมและซ่อมบำรุง

สุดท้ายนี้ผู้เขียนขอกราบขอบคุณครอบครัว และบุคคลรอบข้าง ที่เป็นกำลังใจและให้ความช่วยเหลือเป็นอย่างดีเสมอมา

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	3
1.3 ขอบเขตงานวิจัย.....	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
2 ปรีทัศน์วรรณกรรม.....	5
2.1 เหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน.....	5
2.2 ลักษณะโครงสร้างทางโลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน.....	9
2.3 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni.....	10
2.4 การใช้งานโลหะผสมทนความร้อน.....	13
2.5 เตาไฟโรไลซิส (เตาปฏิกรณ์แตกตัวไฮโดรคาร์บอน).....	15
2.6 ความเสียหายเนื่องจากคาร์บูไรเซชัน.....	19
2.7 การวัดค่าคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้นในงานด้วยเครื่อง KCD-100.....	20
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	22
3 ขั้นตอนและวิธีการทดลอง.....	42
3.1 เครื่องมือเตรียมผิวชิ้นงาน.....	42
3.2 เครื่องมือวิเคราะห์.....	42
3.3 วัสดุดิบ.....	42
3.4 สารเคมี.....	42

บทที่	หน้า
3.5 ขั้นตอนการทดลอง.....	43
4 ผลการทดลองและการอภิปราย.....	52
4.1 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โคโรเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ.....	52
4.2 ผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โคโรเมียมเกรด HP หลังจาก ผ่านการใช้งาน.....	56
4.3 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อชิ้นงานโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โคโรเมียมเกรด HP ที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120.....	66
5 สรุปผลการทดลอง.....	91
รายการอ้างอิง.....	93
ข้อเสนอแนะ.....	97
ภาคผนวก.....	98
ภาคผนวก ก Image Analysis.....	99
ภาคผนวก ข ผลวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy.....	103
ภาคผนวก ค ผลวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS.....	106
ภาคผนวก ง การทดสอบแรงดึง.....	109
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	111

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
2.1	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมที่ทำการศึกษา....	7
2.2	ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเกรดตามมาตรฐาน ACI (Alloy Casting Institute).....	8
2.3	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EDS ของโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ...	37
2.4	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสไนโอเบียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ.....	37
2.5	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสโครเมียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ.....	37
2.6	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EDS ของโลหะผสม HP หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง.....	39
2.7	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสโครเมียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง.....	39
2.8	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMAและสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสต่างๆในโลหะผสม HP-Nb ในสภาพหล่อ.....	41
2.9	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMAและสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสต่างๆในโลหะผสม HP-Nb หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 913°C เป็นเวลา 659 ชั่วโมง.....	41
4.1	ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ที่ทำการศึกษา (ทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy).....	52
4.2	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ด้วยเทคนิค EDS ของบริเวณคาร์ไบด์และโครงสร้างพื้นของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ.....	53
4.3	ความแข็งของโลหะผสมเหล็กนิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ.....	54
4.4	ความแข็งแรงดึงของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ...	55

ตารางที่		หน้า
4.5	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ด้วยเทคนิค EDS ของเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ ของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120.....	62
4.6	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) EDS ของคาร์ไบด์ ตามขอบเดนไดรท์ และเนื้อพื้นของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง.....	70
4.7	แสดงคาร์ไบด์ชนิดต่างๆในชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนต่างๆกัน.....	71

สารบัญภาพ

ภาพที่		หน้า
1.1	แผนผังการทำงานของระบบต่างๆในเตาเผาเอธิลีน.....	1
1.2	ท่อที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการใช้งาน	2
2.1	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสงแสดงโครงสร้างจุลภาคหน้าตัดขวางของ ชิ้นงานในสภาพหล่อที่กำลังขยาย 50 เท่า.....	11
2.2	ผลของการใช้งานโลหะผสมเกรด HP ที่อุณหภูมิต่างๆ ในระยะเวลาสั้นๆ ต่อ คุณสมบัติแรงดึง (tensile properties).....	12
2.3	ผลของปริมาณนิกเกิลต่อค่าความต้านทานคาร์บูไรเซชันของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม.....	14
2.4	Carbon concentration profile ของโลหะผสมเกรด HK และ HP ที่อุณหภูมิ 1050 °C เป็นเวลา 1200 ชั่วโมงในบรรยากาศ 3CH ₄ -20CO-40H ₂ -37N ₂	14
2.5	แผนผังแสดงการทำงานของระบบต่างๆในเตาเผาเอธิลีน.....	16
2.6	สภาพจำลองการใช้งานของท่อโลหะผสม Cr/Ni ในเตาปฏิกรณ์แตกตัว.....	16
2.7	แสดงการเปลี่ยนแปลงสภาพแม่เหล็กของโลหะผสม Fe-Ni-C.....	21
2.8	ภาพจำลองหลักการทำงานของเครื่องวัดค่าคาร์บูไรเซชัน KCD-100X.....	21
2.9	ความสัมพันธ์ระหว่างค่าคาร์บูไรเซชันที่อ่านได้จากเครื่อง KCD-100X กับความ ลึกของการเกิดคาร์บูไรเซชันในท่อโลหะผสม HP ที่มีความหนา 7 mm.....	22
2.10	(a) โครงสร้างมหภาคแสดงผิวด้านในท่อ (b) ภาพตัดขวางของท่อบริเวณผิว ด้านใน.....	23
2.11	แสดงผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณผิวด้านในท่อที่อยู่ใกล้กับรอย แตก.....	24
	(a) ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดในโหมด secondary electron	
	(b) รูปแบบการเลี้ยวเบนของเอกซ์เรย์ซึ่งตรวจสอบจากผิวในสภาพหลังขัด	
	(c) Energy dispersive X-ray Spectrum แสดงธาตุที่เป็นองค์ประกอบของท่อ.	
	(d) Energy dispersive X-ray spectrum ของเฟสคาร์ไบด์ในรูป (a)	

ภาพที่		หน้า
2.12	ผลการวิเคราะห์เฟสคาร์ไบด์ที่ปรากฏในเนื้อวัสดุด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน.....	25
	(a) Bright-field image แสดงคาร์ไบด์ Cr ₇ C ₃ ตามขอบเกรน	
	(b) energy dispersive spectrum แสดง ธาตุที่มีในคาร์ไบด์	
	(c) Dark-field image ของบริเวณที่ลูกศรชี้ในรูปแบบการสะท้อนแสงอนุภาคของ M ₂₃ C ₆ คาร์ไบด์ในเนื้อพื้น	
	(d) energy dispersive spectrum แสดง ธาตุที่มีในคาร์ไบด์	
2.13	ผลการตรวจสอบซิกม่าเฟสในวัสดุที่ใช้ทำท่อ.....	26
	(a) รูป Backscattered electron จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนในโหมด AEM แสดงเกิด sigma phase ที่อยู่ร่วมกับอนุภาคของคาร์ไบด์ M ₂₃ C ₆	
	(b) และ (c)รูปแบบการเลี้ยวเบนของซิกม่าเฟสในทิศทาง h001i และ h011i	
	(d) Energy dispersive spectrum แสดงธาตุที่มีในซิกม่าเฟส	
2.14	ตัวอย่างแสดงผลวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคตามหน้าตัดขวางของผิวและในเนื้อโลหะ.....	28
	(a) Backscattered electron image	
	(b) Energy dispersive spectrum ของชั้นคาร์ไบด์ตามลูกศรหมายเลข 1 ในรูป (a)	
	(c) Energy dispersive spectrum representative ของชั้นออกไซด์ตามลูกศรหมายเลข 2 ใน (a)	
	(d) Concentration profile ของ Cr ตามภาคตัดขวางในรูป (a)	
2.15	ลักษณะโครงสร้างบริเวณพื้นผิวบริเวณรอยแตก.....	29
	(a) แสดงรอยแตกตามยาว	
	(b) ภาพ Secondary electron แสดงลักษณะรอยแตกตามขอบเกรนบริเวณที่ชี้ในลูกศรตามรูป (a)	
2.16	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน 25Cr/20Ni ภายหลังจากการใช้งาน 2 ปี, แสดงการเกิดบริเวณปลอดโครเมียมคาร์ไบด์ และภาพเอกซเรย์ของธาตุโครเมียม (ขวาบน) ซิลิกอน (ซ้ายล่าง) และเหล็ก(ขวาล่าง).....	30

ภาพที่		หน้า
2.17	แสดงข้อมูลการวิเคราะห์ธาตุ Cr,Fe และ Ni จาก EPMA บริเวณโครงสร้าง จุลภาคที่แสดงในรูปที่ 2.13.....	31
2.18	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม HK-40 ภายหลังจากใช้งานเป็น ระยะเวลา 4 ปี.....	32
2.19	ภาพเอกซเรย์แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆในบริเวณใต้ผิวของโลหะผสม ที่มีโครงสร้างจุลภาคเช่นเดียวกับรูปที่ 2.15.....	33
2.20	แผนผังแสดงขั้นตอนการเกิดการเสื่อมสภาพของโครงสร้างจุลภาคภายใต้ บรรยากาศออกซิเจน-คาร์บอน.....	35
2.21	ภาพ SEM ในโหมด BSE แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP ในสภาพ หล่อ.....	36
2.22	ภาพ SEM ในโหมด BSE แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP หลังจาก ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง.....	38
2.23	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP-Nb ในสภาพหล่อที่เคลือบด้วยชั้น ZeSe...	40
2.24	โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP-Nb หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 913°C เป็นเวลา 659 ชั่วโมง และเคลือบด้วยชั้น ZeSe.....	40
3.1	แสดงกรรมวิธีทางความร้อนในข้อ 3.5.11 – 3.5.13.....	44
3.2	แสดงกรรมวิธีทางความร้อนในข้อ 3.5.14 – 3.5.16.....	45
3.3	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 – 3.5.13.....	46
3.4	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.14 – 3.5.16.....	47
3.5	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.14	47
3.6	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.15	48
3.7	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.16	48
3.8	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.14	49
3.9	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.15	49
3.10	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.16	50
3.11	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.14	50
3.12	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.15	51
3.13	แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.16	51

ภาพที่	หน้า
4.1	ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงแสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อ... 53
4.2	ภาพขยายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานในสภาพหล่อ... 54
4.3	ภาพโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของ ชิ้นงานในสภาพหล่อ..... 54
4.4	ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิด จากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานในสภาพหล่อ (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)..... 55
4.5	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 1-10..... 57
4.6	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 11-20..... 57
4.7	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 21-30..... 57
4.8	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 31-40..... 58
4.9	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 41-50..... 58
4.10	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 51-60..... 58
4.11	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 71-80..... 59
4.12	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 111-120..... 59
4.13	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 121-130..... 59
4.14	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรต์ในช่วง 131-140..... 60

ภาพที่	หน้า
4.15	โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 141-150..... 60
4.16	สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบต์ต่อพื้นที่ทั้งหมดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ชั้นต่างๆ 61
4.17	แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ชั้นต่างๆกัน..... 62
4.18	ความเค้นดึงของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ต่างๆ..... 64
4.19	ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)..... 64
4.20	ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ต่างๆ..... 65
4.21	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง..... 66
4.22	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง..... 66
4.23	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง..... 66
4.24	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง... 67
4.25	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง... 67
4.26	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ชั้น 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง. 67

ภาพที่	หน้า
4.27	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1150 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง... 67
4.28	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1150 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง... 67
4.29	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1150 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง 67
4.30	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง.. 68
4.31	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง 68
4.32	แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของ ชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง 68
4.33	สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ต่อพื้นที่ทั้งหมดของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทาง ความร้อน..... 69
4.34	ภาพโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของ ชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 หลังผ่านเผาทำละลายที่ 1100°C เป็น เวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่ 1000°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง..... 71
4.35	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้น ด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ ต่างๆกันเป็นเวลา 6 ชั่วโมง..... 72

ภาพที่	หน้า	
4.36	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง	73
4.37	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง	74
4.38	ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง	75
4.39	ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120.....	77
4.40	ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120 เมื่อใช้ อุณหภูมิบ่มแข็ง 800 องศาเซลเซียส.....	78
4.41	ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120 เมื่อใช้ อุณหภูมิบ่มแข็ง 900 องศาเซลเซียส.....	79
4.42	ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120 เมื่อใช้ อุณหภูมิบ่มแข็ง 1000 องศาเซลเซียส.....	81
4.43	ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่างๆ.....	81
4.44	ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทาง ความร้อนที่อุณหภูมิทำละลายต่างๆกัน โดยไม่ผ่านการบ่มแข็ง.....	82
4.45	ความเค้นดึงของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100 °C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	83
4.46	ความเค้นดึงของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1150°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	85
4.47	ความเค้นดึงของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	86

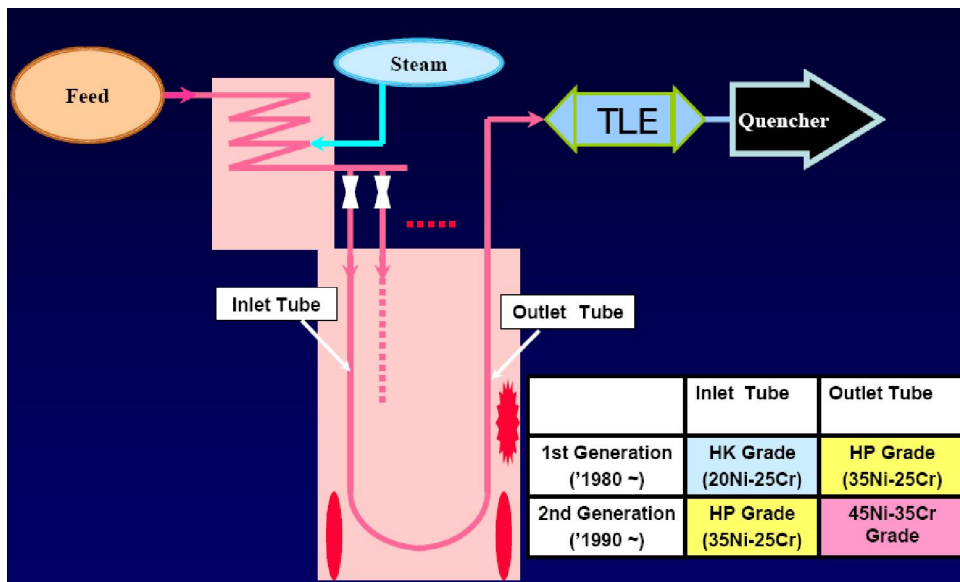
ภาพที่	หน้า	
4.48	ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C 6 ชั่วโมง (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า).....	86
4.49	ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800°C 24 ชั่วโมง (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า).....	87
4.50	ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลายต่างๆกัน.....	88
4.51	ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	88
4.52	ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1150°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	89
4.53	ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน.....	90

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญของงานวิจัย

ปัจจุบันประเทศไทยมีโรงงานในกลุ่มอุตสาหกรรมปิโตรเคมีเกิดขึ้นเป็นจำนวนมาก ทำให้มีความต้องการวัสดุที่เหมาะสมกับการใช้งาน เนื่องจากในกระบวนการผลิตต่างๆ ในอุตสาหกรรมปิโตรเคมีต้องใช้อุณหภูมิสูงอย่างต่อเนื่องเพื่อผลิตผลิตภัณฑ์ต่างๆ ซึ่งโลหะผสมหล่อทนความร้อน เหล็ก นิกเกิล โครเมียมมีคุณสมบัติที่สามารถใช้งานได้ดีที่อุณหภูมิสูง ทนต่อการกัดกร่อนและการเกิดออกซิเดชันได้ดี จึงเป็นที่นิยมในการนำมาใช้งานในอุตสาหกรรมปิโตรเคมีเช่น อุตสาหกรรม การผลิตเอซีลิน เป็นต้น



ภาพที่ 1.1 แผนผังการทำงานของระบบต่างๆ ในเตาเผาเอซีลิน[1]

จากภาพที่ 1.1 แสดงถึงกระบวนการแตกตัวไฮโดรคาร์บอนกระทำในเตาปฏิกรณ์ขนาดใหญ่ โดยมีไฮโดรคาร์บอนโมเลกุลใหญ่ ไอน้ำ และอากาศถูกผสมเข้าด้วยกัน และถูกส่งผ่านท่อที่ทำจากโลหะหล่อผสมทนความร้อน เหล็ก นิกเกิล โครเมียม โดยท่อเหล่านี้จะถูกให้ความร้อนจากหัวเผาไหม้ จนมีอุณหภูมิถึง 1000-1100 °C ซึ่งเมื่อใช้งานไประยะหนึ่งพบว่าท่อโลหะหล่อผสมทน

ความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ภายในเตาปฏิกรณ์เกิดความเสียหายเนื่องจากการบวม และการแตกหักของท่อซึ่งมีสาเหตุหนึ่งจากการเกิดคาร์บูไรเซชันดังแสดงในภาพที่ 1.2



ภาพที่ 1.2 ท่อที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการใช้งาน[1]

ภายใต้สภาวะการสลายไฮโดรคาร์บอนโมเลกุลใหญ่เพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์ไฮโดรคาร์บอนที่ ต้องการนั้นจะทำให้เกิดสภาวะคาร์บูไรเซชันซึ่งขึ้นภายในท่อนำก๊าซระหว่างการใช้งาน ซึ่งมีสาเหตุมาจากการแพร่ของคาร์บอนเข้าไปในเนื้อโลหะ เกิดชั้นของคาร์บอนบนผิวท่อซึ่งทำให้เกิดการแตกหัก

ที่พื้นผิวนอกจากนั้น การเกิดคาร์บูไรเซชันส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคเกิดการเปลี่ยนแปลง ซึ่งส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของวัสดุและทำให้เกิดการเสื่อมสภาพของวัสดุ ดังนั้น การศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันจึงมีความสำคัญต่อการเลือกกระบวนการประกอบท่อและการยืดอายุการใช้งาน

เนื่องจากท่อโลหะชนิดนี้มีราคาสูงมาก เพราะใช้ธาตุผสมที่มีราคาแพง และต้องนำเข้ามาจากต่างประเทศเพราะไม่สามารถผลิตได้เองภายในประเทศ เป็นเหตุให้มีความสนใจที่จะศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคซึ่งส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของวัสดุและศึกษาเงื่อนไขกรรมวิธีทางความร้อนต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค รวมไปถึงสมบัติทางกลของวัสดุ เพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุ ยืดอายุการใช้งานให้ยาวนานขึ้น เพื่อลดค่าใช้จ่ายจากการสั่งซื้อท่อโลหะใหม่และลดการใช้ทรัพยากรที่มีจำกัด

1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 ศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลในเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni

1.2.2 ศึกษาผลกระทบของกระบวนการทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni

1.3 ขอบเขตของการศึกษา

1.3.1 ศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อคุณสมบัติเชิงกล โดยจะศึกษาชิ้นงานในสภาพหล่อ และชิ้นงานที่เกิดความเสียหายจากการใช้งาน และชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานซึ่งมีเปอร์เซ็นต์คาร์บูไรเซชันที่แตกต่างกันแบ่งออกเป็น 15 ช่วง

1.3.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง (optical microscope) กล้องจุลทรรศน์ อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาด (scanning electron microscope) และวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS

1.3.3 ศึกษาผลของการให้กระบวนการทางความร้อนต่อการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานมาแล้ว

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลในเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni

1.4.2 ทราบผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลในเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni

1.4.3 ทราบความเป็นไปได้ในการยืดอายุและปรับปรุงวัสดุที่ผ่านการใช้งานมาแล้วโดยกรรมวิธีทางความร้อน

บทที่ 2

ปริทรรศน์วรรณกรรม

2.1 เหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน[8]

เหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนนิยมใช้ในงานที่อุณหภูมิสูงกว่า 650°C และอาจสูงถึง 1315°C การเลือกใช้งานจะพิจารณาถึงความต้านทานต่อการกัดกร่อนที่อุณหภูมิปานกลาง ความเสถียร ความทนต่อการคืบ และกำลังความเค้น-แตกหัก (stress-rupture strength)

ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนใกล้เคียงกับ wrought stainless steel และเหล็กกล้าไร้สนิมหล่อทนการกัดกร่อน (cast corrosion-resistance stainless steel) ความแตกต่างหลักคือปริมาณคาร์บอน ซึ่งในเหล็กกล้าไร้สนิมหล่อทนความร้อนมีคาร์บอน 0.3-0.6% ในขณะที่ wrought stainless steel และเหล็กกล้าไร้สนิมหล่อทนการกัดกร่อนมีคาร์บอนอยู่ 0.01-0.25% ปริมาณคาร์บอนที่แตกต่างกันทำให้คุณสมบัติต่างกันอย่างชัดเจน เช่น กำลังแตกหัก (rupture strength) ของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนสูงกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมหล่อทนการกัดกร่อน

การจำแนกประเภทของโลหะผสมทนความร้อนจะแบ่งตามส่วนผสมทางเคมี โดยอ้างอิงจากระบบของ ACI (Alloy Casting Institute) ตัวอักษรแรก (H) ระบุว่าโลหะผสมนี้เหมาะสมสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง อักษรตัวถัดมาแสดงถึงปริมาณของโครเมียม-นิกเกิลของโลหะผสม เมื่อปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้น อักษรตัวที่สองจะเปลี่ยนไป ตัวเลขหลังตัวอักษรบอกปริมาณคาร์บอนสูงสุดในโลหะผสมนั้นๆ เช่น HK-40 มีโครเมียม 26% นิกเกิล 20% โดยประมาณ และคาร์บอน 0.4%

โลหะผสมทนความร้อนมาตรฐานสามารถแบ่งได้อย่างง่ายโดยใช้โครงสร้างจุลภาคเป็นเกณฑ์

- เกรด HA และ HC ซึ่งมีโครเมียม 8-30% และโครเมียมสูงสุด 4% มีโครงสร้างเฟอริติก
- เกรด HD, HE, HF และ HH ซึ่งมีโครงสร้างดูเพล็กซ์ของเฟอร์ไรต์และออสเทนไนท์

- เกรดHK ถึง HX มีโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ทั้งหมด

นอกจากนั้นยังมีการแบ่งกลุ่มโดยจำแนกจากปริมาณธาตุหลักที่เพิ่มขึ้น ซึ่งจะจำแนกได้เป็นสี่ประเภท คือ กลุ่มโลหะผสมเหล็ก โครเมียม, โลหะผสมเหล็ก โครเมียม นิกเกิล, โลหะผสมนิกเกิล เหล็ก โครเมียม และโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

2.1.1 โลหะผสมเหล็ก โครเมียม

แบ่งออกเป็น 3 เกรด คือ เกรด HA ซึ่งถูกจัดอยู่ในกลุ่มโลหะผสมเหล็ก โครเมียมในทางเทคนิค เนื่องจากมีโครเมียมเพียง 8-10% ในขณะที่อีกสองเกรดคือ HC และ HD มีโครเมียมอยู่ระหว่าง 26-30% และมีนิกเกิลไม่เกิน 7% โลหะผสมเหล็ก โครเมียมนิยมใช้งานในสภาวะซัลเฟอร์และไม่ต้องการความแข็งแรงที่อุณหภูมิมากนัก

2.1.2 โลหะผสมเหล็ก โครเมียม นิกเกิล

ประกอบด้วยโครเมียม 18-32% และนิกเกิล 8-22% โดยที่ปริมาณโครเมียมมากกว่านิกเกิลเสมอ โลหะผสมส่วนใหญ่ในกลุ่มนี้เป็นออสเทนไนติก แต่ในบางเกรดที่มีนิกเกิลต่ำจะมีเฟอร์ไรต์อยู่บางส่วน และพบการเปลี่ยนแปลงของเฟอร์ไรต์เป็นซิกมาเฟสที่เปราะในโลหะผสมเหล็กโครเมียมนิกเกิล แม้ในเกรดที่มีนิกเกิลสูงก็ตาม ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงดีกว่าโลหะผสมเหล็กโครเมียมความทนต่อการคืบและกำลังการแตกหักดีขึ้นตามปริมาณนิกเกิลที่สูงขึ้น โลหะผสมกลุ่มนี้ได้แก่ HE, HF, HH, HI, HK และ HI

2.1.3 โลหะผสมนิกเกิล เหล็ก โครเมียม

โลหะผสมในกลุ่มนี้ได้แก่ HX และ HW ซึ่งมีนิกเกิล 58-68% โครเมียม 10-19% โลหะผสมนิกเกิล เหล็ก โครเมียม จัดอยู่ในโลหะผสมนิกเกิลเบส (nickel base alloy) มีกำลังการแตกหักสูงที่อุณหภูมิปานกลาง แต่ความทนต่อการคืบต่ำ โลหะผสมในกลุ่มนี้มีความต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชันสูงสุดในกลุ่มโลหะผสมมาตรฐาน ACI

2.1.4 โลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

เหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมแบ่งออกเป็นสี่กลุ่มมาตรฐาน คือ HN, HP, HT และ HU ซึ่งประกอบไปด้วยโครเมียม 15-28% นิกเกิล 23-41% โดยปริมาณนิกเกิลต้องมากกว่าปริมาณโครเมียมเสมอ โลหะผสมเหล่านี้มีโครงสร้างอสเทนไนท์ที่เสถียร มีความแข็งแรงดีที่อุณหภูมิสูง ทนต่อความเค้นเนื่องจากความร้อน (thermal stress) และการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิแบบเป็นวัฏจักร (thermal cycling)

เหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม สามารถใช้งานได้ดีทั้งในบรรยากาศออกซิไดซ์ และบรรยากาศรีดิวซ์ ยกเว้นในบรรยากาศที่มีซัลเฟอร์ โลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรซ์ได้ดี และไม่ดูดซับไฮโดรเจนจากบรรยากาศไนโตรดิ่ง คุณสมบัติเหล่านี้ดีขึ้นเมื่อปริมาณนิกเกิลเพิ่มขึ้น ปริมาณนิกเกิลที่เพิ่มขึ้นยังทำให้อายุการใช้งานภายใต้สภาวะคาร์บูไรซ์และไนโตรดิ่งเพิ่มขึ้น โลหะผสมอสเทนนิติกเหล็ก นิกเกิล โครเมียมใช้งานอย่างกว้างขวางในงานที่มีความผันผวนทางอุณหภูมิอย่างรุนแรง

ท่อเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียมที่ใช้ในงานวิจัยนี้ทำจากการขึ้นรูปโดยวิธีหล่อเหวี่ยง มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 นิ้ว หนา 7 mm สำหรับใช้ในเตาปฏิกรณ์เผาเอริลีน ส่วนผสมทางเคมีของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียมที่ทำการศึกษานี้ได้แสดงไว้ในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมที่ทำการศึกษา[2]

	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Nb	%Ti	%P	%S
min	0.45	-	-	24	33	-	-	-	-
max	0.55	2.0	2.0	27	37	1.0	Add.	0.03	0.03

จากตารางที่ 2.1 พบว่าส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมที่จะทำการศึกษานี้จัดอยู่ในกลุ่ม HP ตามเกรดมาตรฐานดังแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเกรดตามมาตรฐาน ACI (Alloy Casting Institute)[3]

ACI designation	UNS number	ASTM specification (a)	Composition % (b)			
			C	Cr	Ni	Si (max)
HA	-	A217	0.20 max	8-10	-	1.00
HC	J92605	A297, A608	0.50 max	26-30	4 max	2.00
HD	J93005	A297, A608	0.50 max	26-30	4 - 7	2.00
HE	J93043	A297, A608	0.20-0.50	26-30	8 - 11	2.00
HF	J92603	A297, A608	0.20-0.40	19-23	9 - 12	2.00
HH	J93503	A297, A608	0.20-0.50	24-28	11 - 14	2.00
HI	J94003	A297, A567, A608	0.20-0.50	26-30	14 - 18	2.00
HK	J94224	A297, A351, A567, A608	0.20-0.60	24-28	18 - 22	2.00
HL	J94604	A297, A608	0.20-0.60	28-32	18 - 22	2.00
HN	J94213	A297, A608	0.20-0.50	19-23	23 - 27	2.00
HP	-	A297	0.35-0.75	24-28	33 - 37	2.00
HP-50WZ	-	-	0.45-0.55	24-28	33 - 37	2.50
HT	J94605	A297, A351, A567, A608	0.35-0.75	13-17	33 - 37	2.50
HU	-	A297, A608	0.35-0.75	17-21	37 - 41	2.50
HW	-	A297, A608	0.35-0.75	10-14	58 - 62	2.50
HX	-	A297, A608	0.35-0.75	15-19	64 - 68	2.50

2.2 ลักษณะโครงสร้างทางโลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน[8]

เหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม และเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก โครเมียม นิกเกิล มีโครงสร้างพื้นฐานเป็นออสเทนไนท์ทั้งหมด หรือเป็นออสเทนไนท์บางส่วนโดยมีเฟอร์ไรท์แทรกเล็กน้อย ซึ่งขึ้นกับปริมาณนิกเกิลและโครเมียม ซึ่งต้องควบคุมปริมาณให้เหมาะสม เพื่อให้ได้โครงสร้างที่มีความแข็งแรง ทนต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันและการกัดกร่อนจากแก๊สร้อน อนุภาคคาร์ไบด์ละเอียดที่ตกตะกอนอย่างสม่ำเสมอบนเนื้อพื้นออสเทนไนท์จะทำให้ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงเพิ่มขึ้น โลหะผสมกลุ่มนี้จึงมีปริมาณคาร์บอนสูงกว่ากลุ่มโลหะผสมต้านทานการกัดกร่อนที่มีปริมาณนิกเกิลและโครเมียมเท่ากันจากการคงอุณหภูมิไว้ที่อุณหภูมิที่ทำให้คาร์บอนแพร่อย่างรวดเร็ว (เหนือกว่า 1200°C) จากนั้นทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วจะทำให้เกิดคาร์บอนในเนื้อพื้นได้ถึง 0.20% และบางครั้งพบโครเมียมคาร์ไบด์ในโครงสร้างของโลหะผสมที่มีคาร์บอนเกิน 0.20%

การหล่อทำให้เกิดการแยกตัว (segregation) ของอนุภาคจำนวนมากระหว่างการเย็นตัวของน้ำโลหะในกลุ่มมาตรฐานหากทำให้น้ำโลหะเย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิใกล้จุดหลอมเหลวจะได้สารละลายของแข็งอิ่มตัวยิ่งยวดที่มีคาร์บอนละลายอยู่เป็นจำนวนมาก ซึ่งเมื่อมีการให้ความร้อนภายหลัง คาร์บอนส่วนเกินจะตกตะกอนออกมาในรูปของคาร์ไบด์ หากใช้ความร้อนที่อุณหภูมิต่ำ อัตราการตกตะกอนจะช้าลงและได้คาร์ไบด์ที่ละเอียดขึ้น ทำให้ความทนต่อความเค้นเพิ่มขึ้น แต่ความเหนียวลดลง หากเกิดสารประกอบเชิงโลหะเช่น Ni_3Al ก็ให้ผลในทำนองเดียวกัน การให้ความร้อนแก่โครงสร้างที่มีคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 980-1200°C จะทำให้คาร์ไบด์มีลักษณะเป็นเม็ดกลม และรวมตัวกันซึ่งทำให้ความทนต่อความเค้นลดลง และความเหนียวเพิ่มขึ้น เมื่อให้ความร้อนที่อุณหภูมิสูงกว่า 1100°C คาร์ไบด์ละเอียดจะละลายกลับเข้าไปในเนื้อพื้นหรือมีลักษณะเป็นเม็ดกลม ทำให้วัสดุสูญเสียความแข็งแรงไปจึงมีการพัฒนาโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมขึ้นเพื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูงกว่า 1100°C โดยมีการผสมทั้งสแตนเพื่อให้เกิดทั้งสแตนคาร์ไบด์ซึ่งเสถียรกว่าโครเมียมคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิสูง

การบ่มที่อุณหภูมิ 760°C จะให้โครงสร้างที่มีคาร์ไบด์ละเอียดกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ ทำให้ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง แต่เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้นความเหนียวจะลดลงและนิยมทำการปรับปรุงโครงสร้างด้วยกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อให้ได้ความทนต่อความเค้นสูงสุด ในโลหะผสม

บางชนิดการอบชุบทางความร้อนปรับปรุงความแข็งแรงจะแก้ไข้ปัญหาที่เกิดคาร์ไบด์ตามขอบเกรนที่เปราะและส่งผลดีกับความเหนียวและความแข็งแรง แต่การปรับปรุงโครงสร้างนี้มีราคาสูง ทำให้สิ้นเปลืองต้นทุนในการผลิต จึงมีการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคด้วยกระบวนการทางความร้อนในงานที่ต้องการคุณสมบัติเป็นพิเศษเท่านั้น

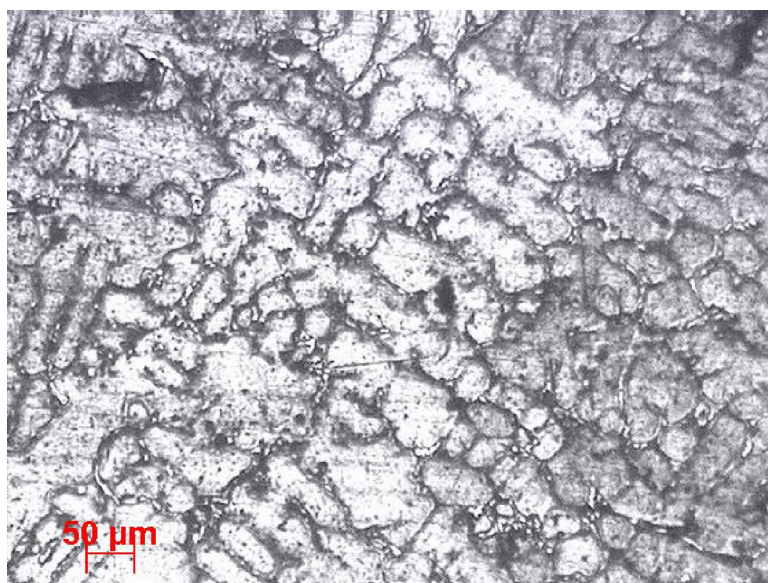
โลหะผสมทนความร้อนที่มีส่วนผสมหลักเป็นเหล็กและมีคาร์บอนสูง หรือโลหะผสมที่มีการเย็นตัวช้าๆ จากอุณหภูมิสูงจะทำให้คาร์บอนส่วนเกินในออสเทนไนท์แพร่ออกมาที่บริเวณขอบเกรนมากกว่าที่จะเกิดอนุภาคที่กระจายตัวสม่ำเสมอ ทำให้ความเปราะเพิ่มขึ้นตามปริมาณคาร์ไบด์ที่ขอบเกรน นอกจากนี้คาร์ไบด์ที่มีลักษณะเป็นตาข่ายจะถูกกัดกร่อนได้ง่ายในบรรยากาศเกลือหลอมเหลว ซึ่งทำให้สูญเสียความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ดังนั้น ในงานที่ต้องการความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงและความต้านทานการกัดกร่อนจึงนิยมใช้โลหะผสมที่มีคาร์บอนไม่เกิน 0.08%

2.3 โลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni[3],[8]

โลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม 25Cr-35Ni ถูกพัฒนาจากโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในทศวรรษที่ 1960 โดยใช้ธาตุกลุ่มสร้างคาร์ไบด์ (carbide forming) เช่น ไนโอเบียม โมลิบดีนัม ไทเทเนียม ทังสเตน และเซอร์โคเนียม ร่วมกับธาตุกลุ่มที่ไม่ก่อให้เกิดคาร์ไบด์ (noncarbide forming) เช่น อลูมิเนียม ทองแดง และโคบอลต์ เพื่อเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชัน และมักเติมซิลิกอนลงไปด้วย เนื่องจากซิลิกอนในปริมาณน้อยสามารถเพิ่มกำลังการคืบตัว (creep strength) และกำลังแตกหักของวัสดุ (Rupture strength) และในปริมาณมากเพื่อเพิ่มความต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชัน ในบางกรณีมีการลดคาร์บอนซึ่งใช้เพิ่มความแข็งแรง เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน (thermal shock) และการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิแบบเป็นวัฏจักร

โลหะผสมชนิดนี้มีคุณสมบัติเป็นออสเทนไนติกทั้งหมดทุกช่วงอุณหภูมิ และไม่อ่อนไหวต่อการเกิดซิกม่าเฟส มีความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันและออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูง โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิหยาบ (massive) บนเนื้อพื้นออสเทนไนท์ (รูปที่ 2.1) ซึ่งในบางครั้งอาจเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิซึ่งมีโครเมียมสูงอยู่ภายในเกรนของออสเทน

ไนท์เนื่องจากการใช้งานที่อุณหภูมิสูงขึ้น ซึ่งตะกอนคาร์ไบด์เหล่านี้เป็นตัวทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิตั้งแต่ 500-750 °C



รูปที่ 2.1 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แสงแสดงโครงสร้างจุลภาคหน้าตัดขวางของชิ้นงานในสภาพหล่อที่กำลังขยาย 50 เท่า

โลหะผสมเกรดนี้มีส่วนผสมของนิกเกิล 35% โครเมียม 25% และคาร์บอน 0.35-0.75% สามารถใช้งานได้ทั้งในสภาพที่ทนต่อความคืบแตกหัก (creep rupture) ที่อุณหภูมิระหว่าง 980-1095°C ภายใต้บรรยากาศทั้งออกซิไดซ์และรีดิวซ์ โครงสร้างหลังหล่อจะพบยูเทคติกคาร์ไบด์กระจายอยู่ในโครงสร้างพื้นออสเทนไนท์ การใช้งานนิยมใช้งานสภาพหลังหล่อเสร็จโดยไม่ต้องนำไปอบชุบใดๆทั้งสิ้น

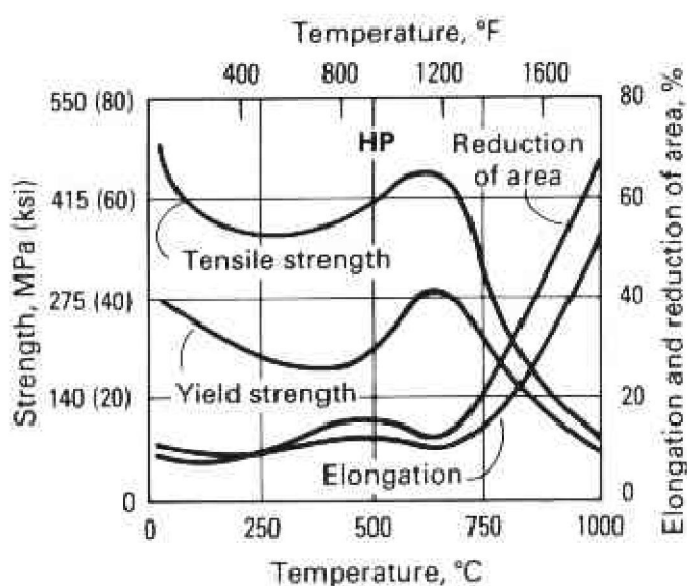
การปรับปรุงคุณสมบัติของโลหะผสม HP ที่ได้ผลดีและทำกันอย่างกว้างขวางวิธีหนึ่งคือการเติมไนโอเบียมปริมาณ 0.5-1.5% เช่นเดียวกับการใช้ไทเทเนียมในปริมาณเล็กน้อยเพื่อเพิ่มความแข็งแรง

2.3.1 คุณสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน 25Cr-35Ni ในสภาพหล่อ ที่อุณหภูมิห้อง[3]

ความแข็งแรงสูงสุด (Ultimate tensile strength)	490 MPa
ความเค้นจุดคราก (0.2% offset Yield strength)	276MPa
ร้อยละของการยืดตัว (Elongation in 50 mm)	11.5%
โมดูลัสของการยืดหยุ่น (Elastic modulus, Tension)	186 GPa
ความแข็ง (Hardness)	170 HB

2.3.2 คุณสมบัติต้านทานแรงดึงของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน 25Cr-35Ni ในสภาพหล่อ ที่อุณหภูมิสูง[8]

คุณสมบัติต้านทานแรงดึง จะมีการเปลี่ยนแปลงไปมากที่อุณหภูมิสูงโดยค่าความเค้นจุดคราก (yield strength) จะมีค่าลดลง ในขณะที่เปอร์เซ็นต์การยืดตัว และเปอร์เซ็นต์การลดลงของพื้นที่หน้าตัดกับแนวแกนแรงดึงจะสูงขึ้น การทดสอบสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูง ทำโดยการให้ความร้อนกับชิ้นงานทดสอบจนทั่วชิ้นงาน แล้วทำการทดสอบแรงดึงด้วยอัตราความเครียดตามที่มาตรฐานกำหนดจนกระทั่งชิ้นงานขาดออกจากกัน นำค่าความเค้นดึงของโลหะผสมเหล็กหล่อ-นิกเกิล-โครเมียมตามเกรดมาตรฐาน HP อุณหภูมิต่างๆ มาเขียนกราฟ ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 ผลของการใช้งานโลหะผสมเกรด HP ที่อุณหภูมิต่างๆ ในระยะเวลาสั้นๆ ต่อคุณสมบัติแรงดึง (tensile properties) [8]

2.4 การใช้งานโลหะผสมทนความร้อน[3],[8]

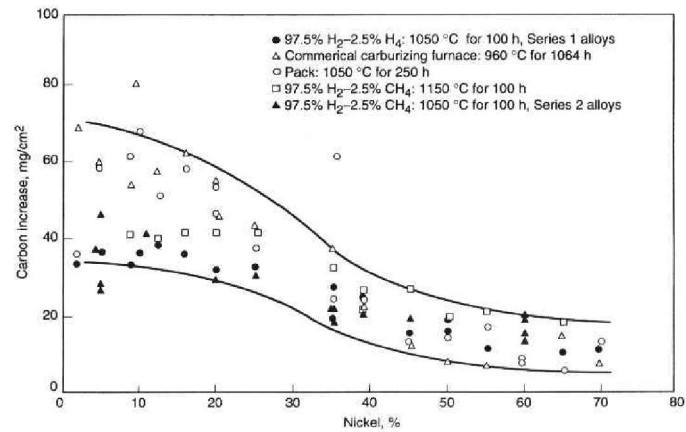
การเลือกวัสดุสำหรับชิ้นส่วนที่ใช้ในการผลิตชิ้นส่วนในเตาจะพิจารณาจากเงื่อนไขในการทำงานและพิจารณาความเค้นที่เกิดขึ้นจากการใช้งาน รวมไปถึงปัจจัยอื่นๆ เช่น คุณสมบัติของวัสดุใช้งาน ลักษณะการรับน้ำหนัก อัตราการให้ความร้อน การเย็นตัวของเตา บรรยากาศภายในเตา การปนเปื้อนของบรรยากาศภายในเตา การเปลี่ยนแปลงทางความร้อนขณะใช้งาน ฯลฯ ปัจจัยต่างๆ เหล่านี้ถูกนำมาพิจารณาในการเลือกวัสดุและออกแบบเตา เพื่อให้ได้อายุการใช้งานที่เหมาะสม

2.4.1 การใช้งานเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

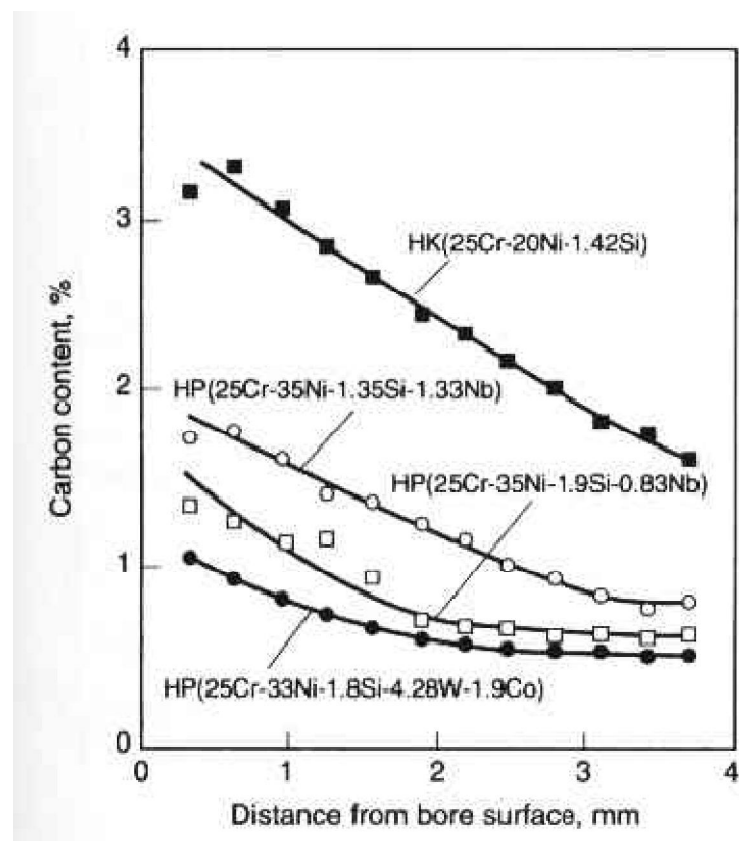
โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียมมีความเสถียรกว่าโลหะผสมเหล็กและไม่พบการเปลี่ยนแปลงไปเป็นซิกม่าเฟสที่เปราะ จึงเหมาะกับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังเหมาะกับการใช้งานในอุตสาหกรรมปิโตรเคมีเนื่องจากมีความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรเซชันและออกซิเดชันได้ดีที่อุณหภูมิสูง

หลักการต่างๆ เหล่านี้ถูกนำไปใช้พิจารณาในการเลือกใช้งานโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

- ปริมาณนิกเกิลสูงขึ้น ทำให้ความสามารถในการดูดซับคาร์บอนจากบรรยากาศคาร์บูไรเซชันลดลง
- ปริมาณนิกเกิลสูงขึ้น ทำให้ความทนทานต่อการขยายตัวและหดตัวเนื่องจากความร้อนและความทนทานต่อความล้าเนื่องจากความร้อนดีขึ้นแต่ปริมาณนิกเกิลที่สูงขึ้นกลับทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิสูงลดลง
- ปริมาณโครเมียมสูงขึ้นทำให้ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันและการต้านทานการกัดกร่อนในสภาวะที่มีสารเคมีสูงขึ้น
- ปริมาณคาร์บอนสูงขึ้นทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิสูงเพิ่มขึ้น
- ปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น ทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิสูงลดลง แต่ความต้านทานการเกิดคาร์บูไรเซชันดีขึ้น



รูปที่ 2.3 ผลของปริมาณนิกเกิลต่อค่าความต้านทานคาร์บูไรเซชันของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิลโครเมียม[8]



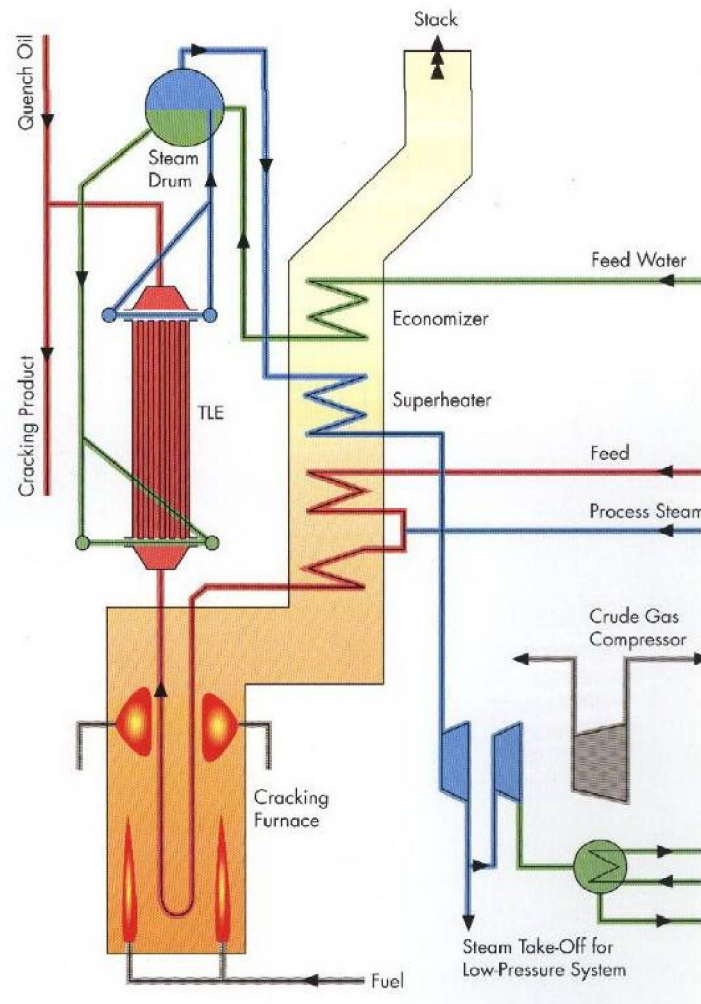
รูปที่ 2.4 Carbon concentration profile ของโลหะผสมเกรด HK และ HP ที่อุณหภูมิ 1050 °C เป็นเวลา 1200 ชั่วโมงในบรรยากาศ 3CH₄-20CO-40H₂-37N₂ [8]

2.5 เตาไพโรไลซิส (เตาปฏิกรณ์แตกตัวไฮโดรคาร์บอน)[4]

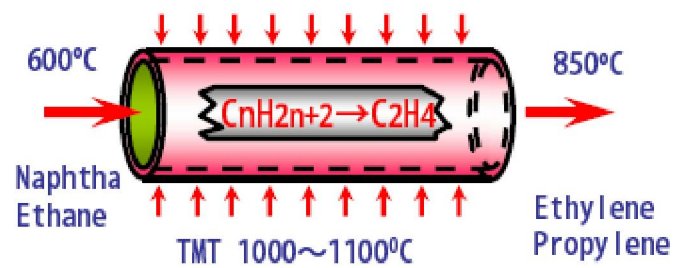
เนื่องจากชิ้นงานที่ทำการวิเคราะห์นำมาจากท่อในเตาปฏิกรณ์แตกตัวไฮโดรคาร์บอน ในที่นี้จะกล่าวถึงความรู้เบื้องต้นและหลักการทำงานของเตาปฏิกรณ์แตกตัวไฮโดรคาร์บอน โดยสังเขป

Pyrolysis หรือ steam cracking เป็นกระบวนการพื้นฐานในการผลิตโอเลฟินจากไฮโดรคาร์บอนโมเลกุลใหญ่ โอเลฟินเป็นสารตั้งต้นสำหรับผลิตโมโนเมอร์และอีลาสโตเมอร์ หรือนำไปพัฒนาเป็น แอลกอฮอล์ แอลดีไฮด์ ก๊าซเซอรอล ฯลฯ ซึ่งปฏิกิริยาไพโรไลซิสนี้เป็นปฏิกิริยาในสถานะก๊าซที่เกิดที่อุณหภูมิสูง ในลักษณะของปฏิกิริยาคูดความร้อน การสลายโมเลกุลของไฮโดรคาร์บอนนี้จะเกิดในเขตท่อโลหะซึ่งอยู่ภายในเตาเผา

เตาปฏิกรณ์แตกตัวไฮโดรคาร์บอนในอุตสาหกรรมประกอบด้วยอุปกรณ์ที่ซับซ้อนซึ่งทำหน้าที่เป็นทั้ง reactor และ high-pressure steam generator ปฏิกิริยาไพโรไลซิสนี้เกิดภายในท่อที่ทำจากโลหะผสม Cr/Ni โดยท่อเหล่านี้จะแขวนตามแนวตั้งในห้องเผาไหม้ โดยจำนวนท่อเหล่านี้จะขึ้นอยู่กับแบบของเตา ซึ่งอยู่ระหว่าง 16-128 ท่อต่อห้องเผาไหม้ หัวเผาจะเรียงตัวบนกำแพงและบนพื้นของห้องเผาไหม้เพื่อให้ความร้อนกับท่อให้ได้อุณหภูมิที่เหมาะสมกับการทำปฏิกิริยา ส่วนนี้จะถูกเรียกว่า radiant section เมื่อถึงจุดสิ้นสุดของไพโรไลซิส ปฏิกิริยาจะถูกหยุดอย่างรวดเร็วเพื่อหลีกเลี่ยงการสลายตัวของโอเลฟินที่ต้องการ ซึ่งการหยุดปฏิกิริยาทำได้โดยการให้ความเย็นทางอ้อมด้วยการใช้ quench exchanger หรือให้ความเย็นโดยตรงด้วยการฉีดน้ำมันหล่อเย็น (quench oil) เข้าไปในก๊าซเสียความร้อนที่ออกไปกับก๊าซเสียจะถูกนำกลับไปที่ convection section ของเตาเผา ซึ่งส่วนนี้จะประกอบไปด้วย tube bank ซึ่งเป็นที่ที่ความร้อนจะถูกนำกลับมาใช้ใหม่เพื่อ ให้ความร้อนกับไอน้ำ ให้ความร้อนกับไฮโดรคาร์บอนก่อนที่จะใส่เข้าไปในระบบ, น้ำที่จะใส่เข้าไปในหม้อต้ม



รูปที่ 2.5 แผนผังแสดงการทำงานของระบบต่างๆในเตาเผาเอธิลีน[5]



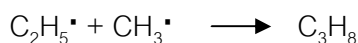
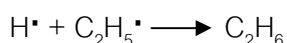
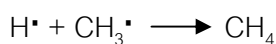
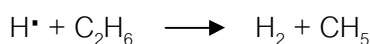
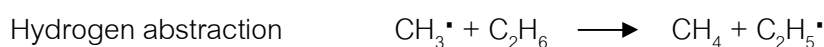
รูปที่ 2.6 สภาพจำลองการใช้งานของท่อโลหะผสม Cr/Ni ในเตาปฏิกรณ์แตกตัว[2]

ผลิตภัณฑ์ที่ต้องการจากปฏิกิริยา pyrolysis คือโอเลฟินเบา เช่น เอธิลีน โพรพีลีน และ บิวตะไดอิน อย่างไรก็ตาม จากธรรมชาติของวัตถุดิบตั้งต้น ทำให้มีผลพลอยได้จากปฏิกิริยาหลาย ชนิดเกิดขึ้น เช่น ไฮโดรเจน ,มีเทน,อะเซทิลีน,บิวทีน,เบนซีน,โทลูอิน,ไซลีน และไฮโดรคาร์บอนชนิด อื่นๆที่มีความยาวถึง C12 วัตถุดิบที่ใช้กันโดยทั่วไปสำหรับเตาเผาละลายไฮโดรคาร์บอนคือ อีเทน และแนฟทา แต่นอกจากนี้แล้วยังมีการใช้ โพรเพน, ก๊าซปิโตรเลียมเหลว (ของผสมระหว่างโพรเพน และบิวเทน),เคโรซีน และซีฟี่ง

ปฏิกิริยาที่เกิดในเตาไพโรไลซิสคือปฏิกิริยาการสลายตัวของไฮโดรคาร์บอนโมเลกุลที่มี โครงสร้างแบบพาราฟินไปเป็นไฮโดรคาร์บอนที่มีโครงสร้างแบบโอเลฟิน โดยปฏิกิริยาอย่างง่ายคือ ปฏิกิริยาการสลายตัวของอีเทนเป็นเอธิลีน เขียนเป็นสมการเคมีได้ ดังนี้



กลไกการเกิดปฏิกิริยานี้เกี่ยวข้องกับอนุกรมของปฏิกิริยาฟรีแรดิคัล ซึ่งเสนอโดย Rice และ Herzfeld โดยอนุกรมนี้แบ่งออกเป็น 4 ขั้น คือ initiation, hydrogen abstraction, radical decomposition และ termination โดยสามารถเขียนในรูปสมการเคมีได้ดังนี้



ในการไฟโรไลซิสของอนุภาคไฮโดรคาร์บอนที่ใหญ่กว่า ขั้นตอนตั้งต้นของการสลายพันธะ C-C จะปรากฏในหลายรูปแบบ ขึ้นกับโครงสร้างของโมเลกุล ปฏิกิริยาถูกใช้แบบเต็มที่เกิดขึ้นอย่างฉับพลันจะเกิดขึ้นพร้อมๆกัน ในสภาพแวดล้อมที่มีความเสี่ยงสูง (อุณหภูมิขณะทำปฏิกิริยาสูงมาก) โอลิฟินที่เกิดขึ้นในขั้นสิ้นสุดปฏิกิริยาสามารถเกิดการสลายตัวต่อไปได้

นอกจากปฏิกิริยาการสลายตัวของอัลเคนแล้วยังมีปฏิกิริยาอื่นๆเกิดขึ้นพร้อมกัน เช่น ดีไฮโดรจีเนชัน และปฏิกิริยาควบแน่น ปฏิกิริยาดีไฮโดรจีเนชัน เป็นปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นขณะที่โมเลกุลโอลิฟิน สลายตัวเป็นไดโอลิฟิน หรือกลุ่มอัลไคน์ ($C\equiv C$) อย่างเช่นการเกิดอะเซทิลีน, เมทิลอะเซทิลีน และโพรพาไดอิน



การเกิดดีไฮโดรจีเนชันทำให้โอลิฟินที่ได้มีปริมาณลดลง และผลิตภัณฑ์จากปฏิกิริยาดีไฮโดรจีเนชันเป็นสารปนเปื้อน ในกรณีของอะเซทิลีน, เมทิลอะเซทิลีน และโพรพาไดอิน จะถูกลดปริมาณลงด้วย เตาปฏิกรณ์ palladium-based hydrogenation ซึ่งมีราคาแพงและใช้งานยาก

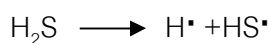
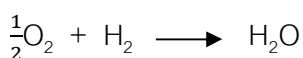
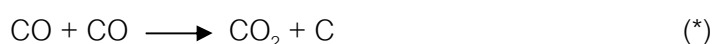
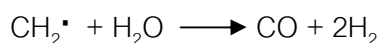
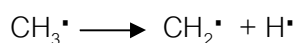
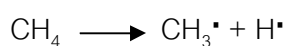
ปฏิกิริยาควบแน่นเกิดขึ้นขณะที่โมเลกุลเล็กอย่างน้อยสองโมเลกุลรวมตัวกันเพื่อสร้างโครงสร้างขนาดใหญ่ขึ้น เช่น ไฮโคล-ไดโอลิฟิน และสารประกอบอะโรมาติก ปฏิกิริยานี้เกิดขึ้นในขั้นตอนหลังจากการไฟโรไลซิส และเกิดขึ้นเมื่อสารเคมีอยู่ในเตาปฏิกรณ์เป็นเวลานาน ในทางปฏิบัติการเกิดการควบแน่นสังเกตได้จากความเข้มข้นของอะโรมาติกในสายแก๊สไฟโรไลซิสและในน้ำมันเชื้อเพลิงเหลือค้างมีปริมาณสูง

การเกิดการควบแน่นและดีไฮโดรจีเนชันที่มากเกินไปเป็นการทำให้เกิดถ่านโค้กขึ้น ถ่านโค้กเกิดเมื่อไฮโดรเจนอะตอมถูกนำออกไปจากไฮโดรคาร์บอนเรดิคัล จนกระทั่งเหลือไว้เพียงชั้นของคาร์บอนหรือถ่านโค้ก ถึงแม้ว่าอะโรมาติกจะเป็นโมเลกุลที่มีความเสถียร แต่สารอะโรมาติกเหล่านี้ก็สามารถเกิดปฏิกิริยาได้โดยเกิดกระบวนการการควบแน่น เพื่อสังเคราะห์สายของวงแหวนเบนซีน ผลิตภัณฑ์ของการควบแน่นจะออกไปกับแก๊ส และเหลือชั้นของถ่านโค้กที่ติดแน่นอยู่กับผนังท่อ

การเกิดถ่านโค้กเป็นปัญหาที่รุนแรงในอุตสาหกรรมไฟโรไลซิส การอุดตันอย่างรุนแรงในผนังท่อของไฟโรไลซิสคอยล์และที่พื้นผิวของ quench exchanger เกิดขึ้นตลอดกระบวนการการผลิต ผลกระทบหลักจากการเกิดถ่านโค้กในเตาเผาละลายไฮโดรคาร์บอนแบ่งออกเป็น 4 อย่าง ดังนี้

- อุณหภูมิผิวของท่อสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องและสามารถเพิ่มสูงถึงอุณหภูมิสูงสุด ทำให้ระยะเวลาใช้งานของเตาปฏิกรณ์ถูกจำกัด
- การลดลงของความดันมากขึ้นเมื่อระยะเวลาในการทำงานนานขึ้น
- ประสิทธิภาพทางความร้อนของเตาลดลงอย่างมาก
- ปริมาตรที่สามารถทำปฏิกิริยาได้ลดลงอย่างมาก

ปฏิกิริยาเบื้องต้นในการเกิดถ่านโค้กบนพื้นผิวของท่อโลหะเป็นไปตามสมการดังต่อไปนี้



จะเห็นว่าจากสมการ (*) มีคาร์บอนเกิดขึ้น ซึ่งเป็นสาเหตุของการคาร์บูไรเซชันในท่อโลหะ

2.6 ความเสียหายเนื่องจากคาร์บูไรเซชัน[6],[7]

ความเสียหายชนิดนี้เกิดเมื่อมีการใช้งานภายใต้สภาพแวดล้อมที่มีก๊าซคาร์บอนมอนอกไซด์ (CO) มีเทน (CH₄) หรือก๊าซไฮโดรคาร์บอนชนิดอื่นๆ เช่น โพรเพน (C₃H₈) การเกิดคาร์บูไรเซชันทำให้โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเปลี่ยนแปลงซึ่งส่งผลถึงคุณสมบัติทางกลของวัสดุด้วย

การเกิดคาร์บูไรเซชันในโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมมักเกิดควบคู่กับออกซิเดชัน ที่มักจะเรียกกันว่าปรากฏการณ์ green rot ปรากฏการณ์นี้ทำให้เกิดตะกอนซึ่งมักจะอยู่ในรูปของโครเมียมคาร์ไบด์ซึ่งทำให้ปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นลดลง เป็นผลให้เกิดออกซิเดชันได้ง่ายขึ้น โดยเฉพาะบริเวณขอบเกรนที่เกิดคาร์ไบด์ ทำให้วัสดุสูญเสียความแข็งแรงที่ขอบเกรน และยังเกิดการหลุดร่อนของเกรนและเกิดการกัดเซาะของเนื้อโลหะตามมานอกจากนี้แล้วการเกิดคาร์ไบด์ยังส่งผลให้ความเหนียว (ductility) ของวัสดุลดลง เกิดการเปราะแตกของเนื้อวัสดุได้ง่ายทำให้โลหะผสมไวต่อความเสียหายแบบเปราะมากขึ้นและการเกิดคาร์บูไรเซชันอย่างหนักจะทำให้โอกาสในการเชื่อมซ่อมลดลง

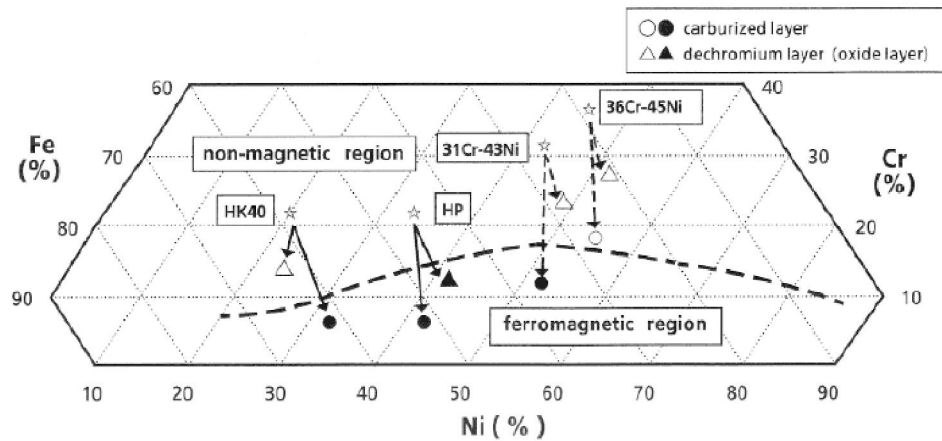
ในการใช้งานในอุตสาหกรรมปิโตรเคมีเช่น ท่อภายในเตาเผาไฮโดรคาร์บอน มักจะเกิดคาร์บูไรเซชันขึ้นกับอุปกรณ์ที่ใช้งานคาร์บูไรเซชันทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรเนื่องจากคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีปริมาตรน้อยกว่าโลหะผสม ซึ่งการเปลี่ยนแปลงปริมาตรทำให้เกิดความเค้นภายในที่สูงมากภายในท่อนอกจากนี้แล้วคาร์บูไรเซชันยังเกิดที่ผิวด้านในของท่อ ทำให้เกิดชั้นด้านในซึ่งถูกคาร์บูไรซ์ และชั้นด้านนอกที่ไม่เกิดคาร์บูไรซ์ ทั้งสองชั้นนี้มีความหนาแน่นและค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกัน ระหว่างการใช้งานที่เปลี่ยนแปลงทางความร้อนจะทำให้เกิดความเค้นเนื่องจากความร้อน (thermal stress) สูงมาก เป็นผลให้ท่อเกิดความเสียหายได้

2.7 การวัดค่าคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้นงานด้วยเครื่อง KCD-100X

ปัจจุบันนี้การเปรียบเทียบการเกิดคาร์บูไรเซชันในอุตสาหกรรมปิโตรเคมี มีการใช้เครื่องมือวัดค่าคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้น โดยค่าคาร์บูไรเซชันที่วัดได้ จะมีความสัมพันธ์กับปริมาณการเกิดคาร์บูไรเซชันในเนื้อวัสดุ

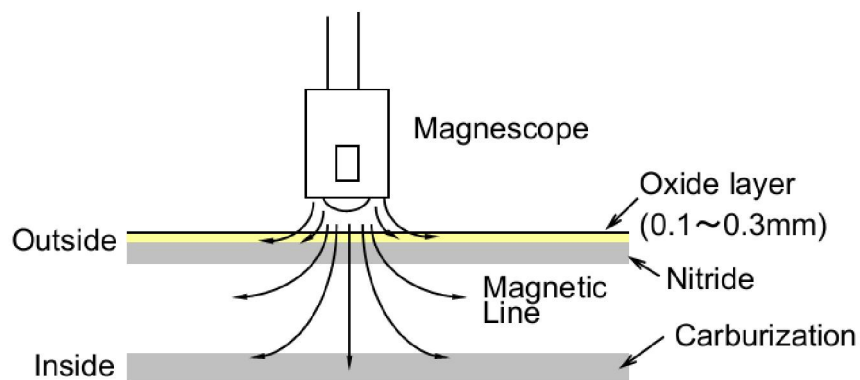
ในโรงงานผลิตเอทิลีนจากไฮโดรคาร์บอนโมเลกุลใหญ่ จะมีการประเมินอายุการใช้งานของท่อเป็นระยะๆระหว่างการใช้งานด้วยกรรมวิธีต่างๆกัน เพื่อป้องกันการเกิดความเสียหายระหว่างการใช้งาน ซึ่งการวัดค่าคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้นด้วยเครื่องมือเฉพาะก็เป็นหนึ่งในวิธีประเมินอายุการใช้งานของท่อในเตาไฟโรไลซิส

จากงานวิจัยต่างๆ [20-22] พบว่า โลหะผสมเกรด HP ในสภาพหล่อ มีสภาพแม่เหล็กเป็น non-magnetic และจะเปลี่ยนสภาพแม่เหล็กเป็น ferro-magnetic ซึ่งแสดงดังภาพที่ 2.7 ภายหลังจากการเกิดคาร์บูไรเซชันในชิ้นงานเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงอัตราส่วนของ Cr/Ni ในเนื้อพื้น



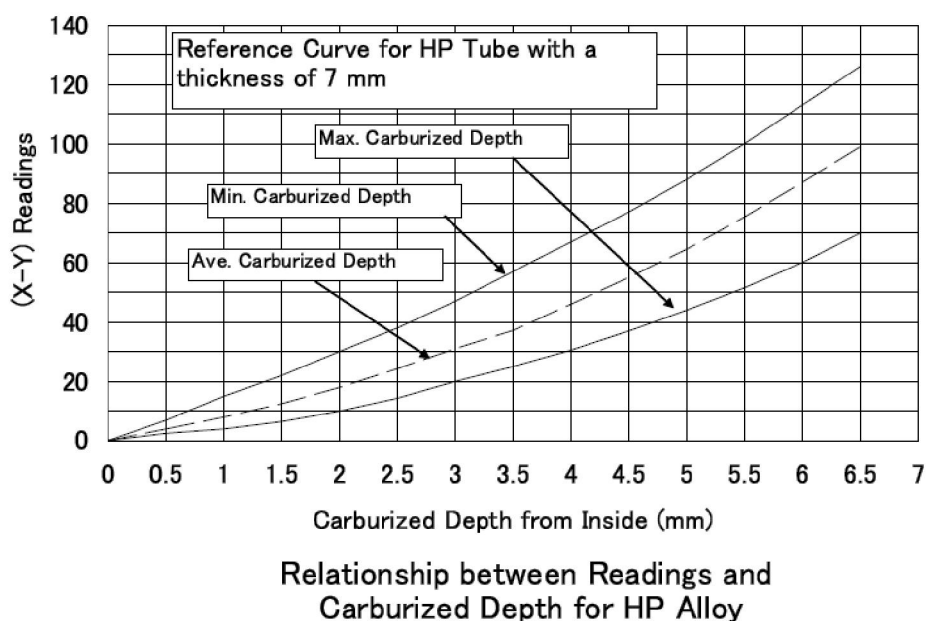
ภาพที่ 2.7 แสดงการเปลี่ยนแปลงสภาพแม่เหล็กของโลหะผสม Fe-Ni-C[1]

เครื่องมือวัดค่าคาร์บูไรเซชันจะวัดการเปลี่ยนแปลง magnetic permeability ของวัสดุเมื่อเกิดการคาร์บูไรเซชัน ซึ่งในเครื่อง KCD-100X ที่ใช้ในงานวิจัยนี้จะทำการวัดค่าคาร์บูไรเซชันโดยการสร้างสนามแม่เหล็กเข้าไปในท่อและตรวจจับการเปลี่ยนแปลงของสนามแม่เหล็กที่ทำการปล่อยเข้าสู่ชิ้นงาน ดังแสดงในภาพที่ 2.8



ภาพที่ 2.8 ภาพจำลองหลักการทำงานของเครื่องวัดค่าคาร์บูไรเซชัน KCD-100X[1]

ซึ่งทางผู้ผลิตเครื่องวัดค่าคาร์บูไรเซชัน KCD-100x ได้ทำกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าที่อ่านได้จากเครื่อง KCD-100x เทียบกับความลึกของการเกิดคาร์บูไรเซชันในท่อโลหะผสม HP หนา 7 mm ดังแสดงในภาพที่ 2.9 ซึ่งเห็นได้ว่าความลึกเฉลี่ยสูงขึ้นเมื่อค่าคาร์บูไรเซชันมากขึ้นตามลำดับ



ภาพที่ 2.9 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าคาร์บูไรเซชันที่อ่านได้จากเครื่อง KCD-100X กับความลึกของการเกิดคาร์บูไรเซชันในท่อโลหะผสม HP ที่มีความหนา 7 mm[1]

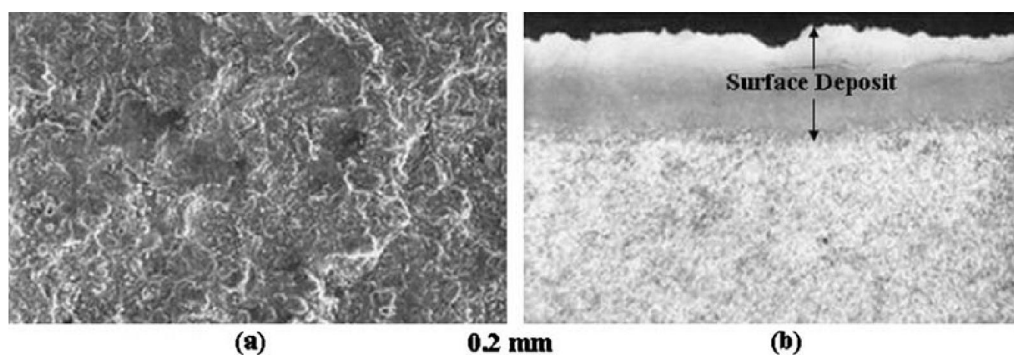
2.8 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

H.M. Tawancy[9] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับการเสื่อมสภาพของความแข็งแรงทางกลของท่อภายในเตาปฏิกรณ์เผาผลาญไฮโดรคาร์บอน จากการคาร์บูไรเซชันที่อุณหภูมิสูงในโรงงานปิโตรเคมี โดยท่อที่ใช้ในการศึกษาครั้งนี้ผลิตขึ้นจากเหล็กกล้าไร้สนิมเหล็ก โครเมียม นิกเกิลเกรด HP45 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายใน 220 มิลลิเมตรหนา 20 มิลลิเมตร ซึ่งท่อถูกออกแบบมาให้ใช้งานได้ถึง 100,000 ชั่วโมง แต่กลับเกิดรอยแตกตามยาวหลังจากใช้งานเพียง 22,000 ชั่วโมง ภายใต้สภาวะการใช้งานที่อุณหภูมิ $850 \pm 20^{\circ}\text{C}$ ความดัน 1 บรรยากาศ ซึ่งภายในท่อเกิดการคาร์บูไรเซชัน

อย่างสูงเนื่องจากสภาวะใช้งานในการสลายเอธิลีน ตามปฏิกิริยา $C_2H_4 \rightarrow CH_4 + C$ ซึ่งเป็นปฏิกิริยาประเภท reducing (ศักร์ออกซิเจนต่ำ และคาร์บอนแอคทีวิตีสูง)

ส่วนที่เสียหายของท่อได้ถูกนำมาตรวจสอบเพื่อหาสาเหตุของการเสียหาย โดยทำการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีของท่อและทำการส่องดูโครงสร้างจุลภาค โดยทำการตรวจสอบทั้งในสภาพหลังจากขัดผิว และหลังจากกัดผิวขึ้นงานด้วยสารละลายมาร์เบิล

จากการตรวจสอบท่อที่เสียหายด้วยตาเปล่าพบว่าท่อมีรอยแตกตามยาวซึ่งแตกทะลุความหนาของท่อ บริเวณผิวด้านในของท่อพบคราบสีดำ ดังแสดงในรูปที่ 2.10a และพบว่าคราบนี้เกาะแน่นอยู่กับพื้นผิว (รูปที่ 2.10b) และยังพบว่าท่อมีความหนาเท่าเดิม แสดงให้เห็นว่าผิวด้านในท่อเกิดการบูโรเซชันที่อุณหภูมิสูง

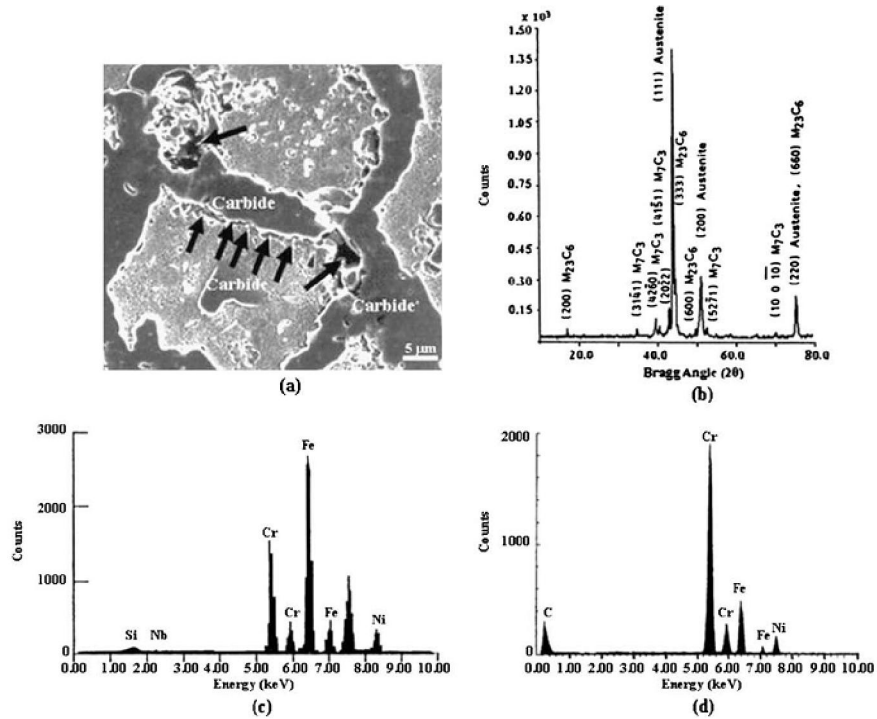


รูปที่ 2.10 (a) โครงสร้างมหภาคแสดงผิวด้านในท่อ (b) ภาพตัดขวางของท่อบริเวณผิวด้านใน[9]

ผิวในท่อบริเวณใกล้กับรอยแตกถูกนำมาตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่าเนื้อโลหะประกอบด้วยโครงข่ายขนาดใหญ่ของตะกอนคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรนและตะกอนละเอียดในเนื้อพื้น (รูปที่ 2.11a) พบบริเวณที่ปราศจากตะกอนในพื้นที่ถัดจากขอบเกรน และยังพบรอยแตกระหว่างขอบเกรนอีกด้วย จากการตรวจสอบด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (รูปที่ 2.11b) พบว่าคาร์ไบด์อย่างน้อยสองชนิด ($M_{23}C_6$ และ Cr_7C_3) ลักษณะการสะท้อนของเหล็กกล้าออสเทนนิติกปรากฏในรูปแบบการเลี้ยวเบน (diffraction pattern) ตามรูป 2b รูปที่ 2.11c แสดงองค์ประกอบพื้นฐานของเนื้อพื้น หลังจากวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของอนุภาคพบว่าอนุภาคนี้เป็นคาร์ไบด์ที่มี

โครเมียมสูงมาก (Cr-rich carbide) ดังแสดงในสเปกตรัมการกระจายตัวของพลังงานในรูปแบบที่

2.11d



รูปที่ 2.11 แสดงผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณผิวด้านในท่อที่อยู่ใกล้กับรอยแตก[9]

(a) ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดในโหมด secondary electron

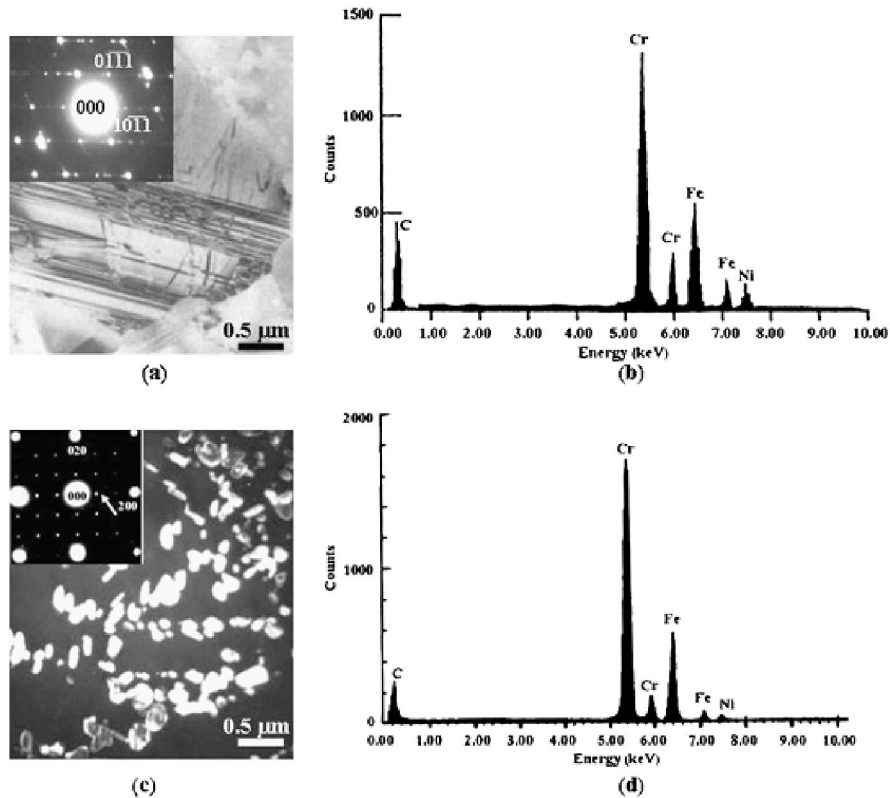
(b) รูปแบบการเลี้ยวเบนของเอกซ์เรย์ซึ่งตรวจสอบจากผิวในสภาพหลังขัด

(c) Energy dispersive X-ray Spectrum แสดงธาตุที่เป็นองค์ประกอบของท่อ

(d) Energy dispersive X-ray spectrum ของเฟสคาร์ไบด์ในรูป (a)

หลังจากทำการตรวจสอบคาร์ไบด์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน ซึ่งแสดงผลดังรูปที่ 2.12 พบว่าคาร์ไบด์ตามขอบเกรนส่วนใหญ่เป็นคาร์ไบด์ชนิด Cr_7C_3 ที่มีโครงสร้างแบบเฮกซะโกนอล ($a = 1.396\text{nm}$, $c = 0.451\text{nm}$) ซึ่งระบุได้จากความหนาแน่นของความบกพร่องเชิงระนาบ ภายใต้สภาวะศักยภาพออกซิเจนต่ำ และคาร์บอนแอคทีวิตีสูง Cr_7C_3 สามารถเกิดขึ้นได้จากปฏิกิริยา $7\text{Cr}_2\text{O}_3 + 33\text{CO} \longrightarrow 2\text{Cr}_7\text{C}_3 + 27\text{CO}_2$ ซึ่งปฏิกิริยานี้จะขัดขวาง

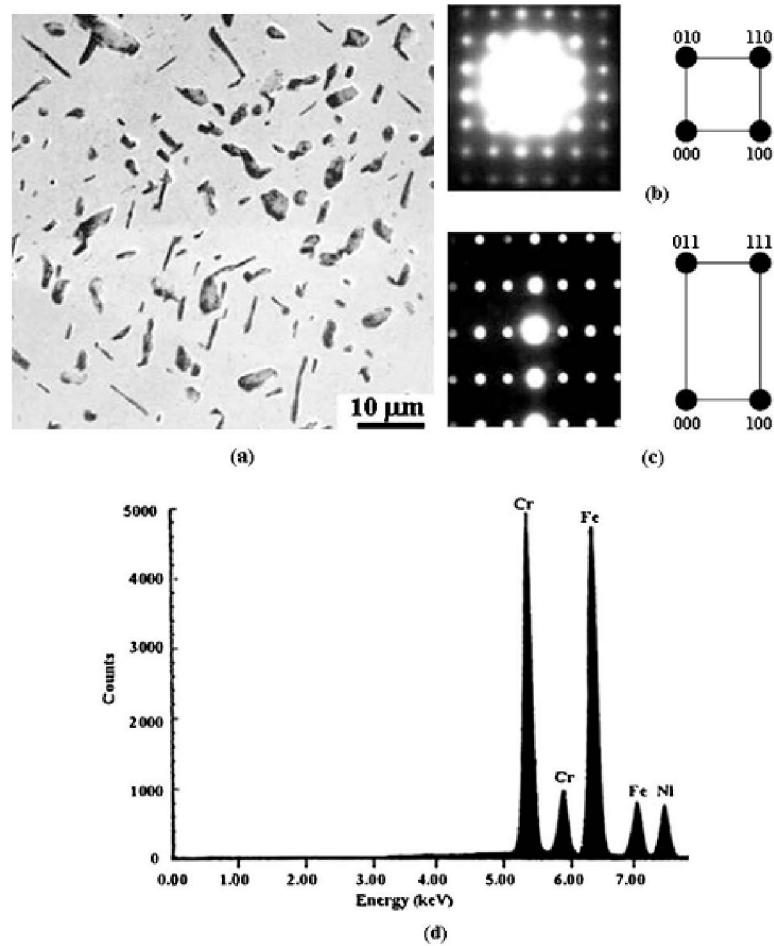
การเกิดของออกไซด์ Cr_2O_3 ถึงแม้ว่าจะมีการตรวจพบ Cr_7C_3 แต่คาร์ไบด์ที่โดดเด่นเป็นคาร์ไบด์ชนิด M_{23}C_6 ตามตัวอย่างในรูปที่ 2.11b โดย M_{23}C_6 คาร์ไบด์มีโครงสร้างแบบ FCC ซึ่งมีค่าคงที่ผลึกมากกว่าค่าคงที่ผลึกของเนื้อพื้น 3 เท่า ลักษณะการสะท้อนของคาร์ไบด์ปรากฏทุกตำแหน่งหนึ่งในสามของการสะท้อนของเนื้อพื้นดังแสดงในรูปที่ 2.12b



รูปที่ 2.12 ผลการวิเคราะห์เฟสคาร์ไบด์ที่ปรากฏในเนื้อวัสดุด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน[9]

- (a) Bright-field image แสดงคาร์ไบด์ Cr_7C_3 ตามขอบเกรน
- (b) energy dispersive spectrum แสดง ธาตุที่มีในคาร์ไบด์
- (c) Dark-field image ของบริเวณที่ถูกสร้างขึ้นในรูปแบบการสะท้อนแสดงอนุภาคของ M_{23}C_6 คาร์ไบด์ในเนื้อพื้น
- (d) energy dispersive spectrum แสดง ธาตุที่มีในคาร์ไบด์

นอกจากเฟสคาร์ไบด์แล้วยังพบเกิดตัวของซิกม่าเฟส Cr-Fe ในเนื้อพื้นดังแสดงในรูปที่ 2.13 เฟสซิกม่าที่พบมีลักษณะโครงสร้างผลึกที่สัมพันธ์กันกับเฟสคาร์ไบด์ จึงเป็นไปได้ว่าซิกม่าเฟสเกิดจากการสลายตัวของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ ระหว่างการใช้งาน



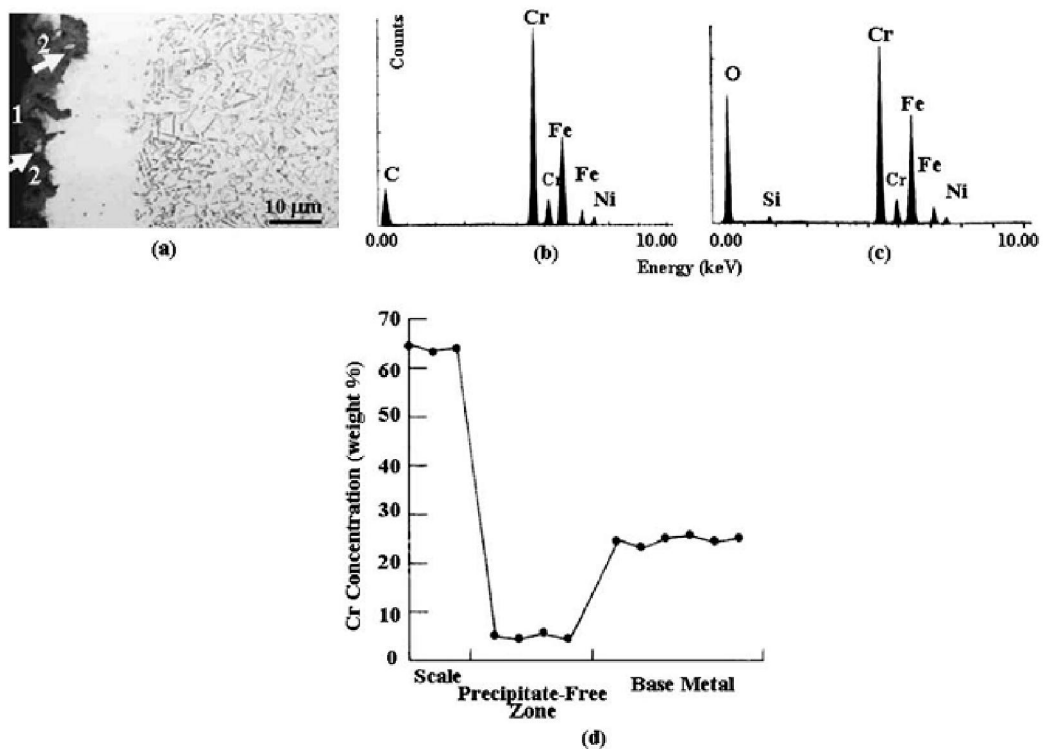
รูปที่ 2.13 ผลการตรวจสอบซิกม่าเฟสในวัสดุที่ใช้ทำท่อ[9]

- (a) รูป Backscattered electron จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนในโหมด AEM แสดงเกิด sigma phase ที่อยู่ร่วมกับอนุภาคของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$
- (b) และ (c) รูปแบบการเลี้ยวเบนของซิกม่าเฟสในทิศทาง h001i และ h011i
- (d) Energy dispersive spectrum แสดงธาตุที่มีในซิกม่าเฟส

พื้นที่ปราศจากตะกอนที่อยู่ติดกับขอบเกรนมีความแข็งแรงน้อยกว่าเนื้อพื้นที่เต็มไปด้วยคาร์ไบด์และซิกม่าเฟสที่มีความแข็งแรงสูง ภายใต้การใช้งานที่อุณหภูมิสูงและความเค้นน้อย การเปลี่ยนแปลงรูปแบบการเกิดขึ้นอย่างมากตามขอบเกรนทำให้เกิดความเสียหายตามขอบเกรนได้เร็วขึ้น เนื่องจากคาร์บอนแพร่ได้เร็วกว่าโครเมียม ทำให้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูงในเนื้อพื้นที่เกิดขึ้นก่อนที่โครเมียมจะแพร่เข้าไปสู่บริเวณที่ปลอดโครเมียม พฤติกรรมเช่นเดียวกันนี้เกิดขึ้นตามหน้าตัดขวางที่มีการเกิดคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูงบริเวณพื้นผิวทำให้เกิดบริเวณที่ปราศจากโครเมียมใกล้กับพื้นผิว

ตัวอย่างแสดงการขาดขวางการสร้างชั้นป้องกัน (protective scale) ภายใต้สภาวะการใช้งานแสดงในรูปที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคตามหน้าตัดขวางภายใต้ชั้นผิวและภายในเนื้อโลหะดังรูปที่ 2.14a จากรูปพบว่าชั้นหนาของบริเวณที่ปราศจากตะกอน (precipitate free zone) เกิดขึ้นได้ชั้นผิวต่อ (surface scale) จากการวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีพบว่าชั้นผิวต่อประกอบด้วยคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง (รูปที่ 2.14b) ซึ่งผลการตรวจสอบนี้สอดคล้องกับผลที่แสดงไปก่อนหน้านี้ อย่างไรก็ตามพบออกไซด์ที่มีโครเมียมสูงอยู่ใต้ชั้นคาร์ไบด์ในปริมาณน้อย ดังแสดงในสเปกตรัมรูปที่ 2.14c ซึ่งเป็นผลการวิเคราะห์อนุภาคที่ชี้ด้วยลูกศรในรูปที่ 2.14a เพราะฉะนั้นคาร์ไบด์นี้ (ส่วนมากเป็น Cr_3C_2) เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาเคมีที่ได้อธิบายไปแล้วข้างต้น

สรุปจากผลข้างต้น วัสดุที่ใช้ทำท่อเกิดคาร์บูไรเซชันที่อุณหภูมิสูง ทำให้เกิดคาร์ไบด์ขนาดใหญ่ตามขอบเกรนและเกิดซิกม่าเฟสกับคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นที่ ซึ่งส่งผลต่อ creep-rupture strength นอกจากนี้สภาวะขณะใช้งานทำให้วัสดุไม่สามารถสร้างและรักษาชั้นออกไซด์ที่ผิวไว้ได้



รูปที่ 2.14 ตัวอย่างแสดงผลวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคตามหน้าตัดขวางของผิวและในเนื้อโลหะ[9]

(a) Backscattered electron image.

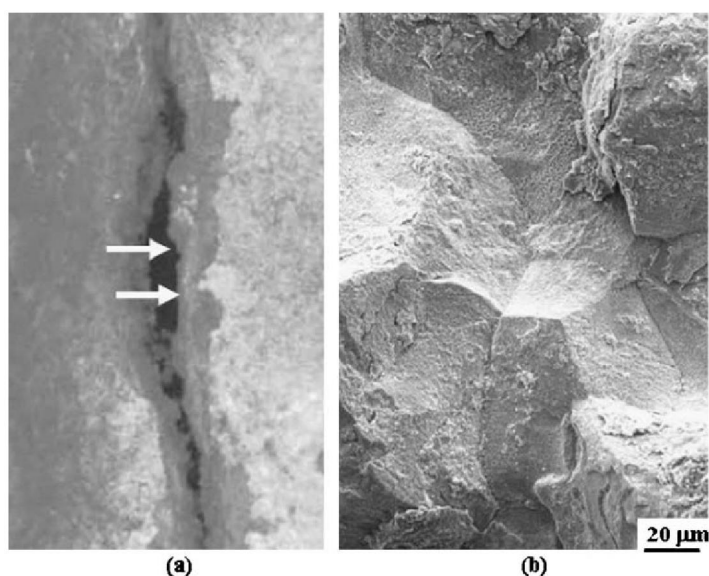
(b) Energy dispersive spectrum ของชั้นคาร์ไบด์ตามลูกศรหมายเลข 1 ในรูป (a).

(c) Energy dispersive spectrum representative ของชั้นออกไซด์ตามลูกศรหมายเลข 2 ใน (a).

(d) Concentration profile ของ Cr ตามภาคตัดขวางในรูป (a).

จากการตรวจสอบบริเวณผิวของรอยแตกปกคลุมไปด้วยคาร์ไบด์ อย่างไรก็ตาม บางบริเวณมีชั้นคาร์ไบด์บางกว่าบริเวณอื่นๆ รายละเอียดบริเวณพื้นผิวหลังจากกำจัด scale ออกไปได้ แสดงไว้ในรูปที่ 2.15a และในรูปที่ 2.15b พบว่าการแตกมีลักษณะการแตกตามขอบเกรน เมื่อสังเกตรูปที่ 2.15b อย่างใกล้ชิดพบรอยปุ่มซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของการแตกแบบเหนียว จากข้อสังเกตเหล่านี้ทำให้สรุปได้ว่ารอยแตกเกิดหลังจากเกิดการแปรรูปถาวรอย่างมากในบริเวณใกล้ขอบเกรน ซึ่งพฤติกรรมเหล่านี้เป็นผลจากการที่บริเวณนี้ปราศจากตะกอนหรือธาตุผสม ทำให้มีความแข็งแรงน้อยกว่าเนื้อพื้น สรุปได้ว่าความเสียหายเกิดในลักษณะการแตกแบบเหนียว สาเหตุของ

การแตกคือวัสดุไม่สามารถสร้างชั้นออกไซด์ Cr_2O_3 ขึ้นมาได้ เนื่องจากสภาวะรีดักชันอย่างมากในท่อ ทำให้ชั้นออกไซด์เปลี่ยนเป็นชั้นคาร์ไบด์ซึ่งโตเข้าไปในเนื้อท่อ ทำให้เกิดบริเวณปลอดโครเมียมใกล้กับพื้นผิว ส่งผลให้ความต้านทานการกัดกร่อนของวัสดุลดลง คาร์บอนแพร่เข้าไปในเนื้อท่อได้มากขึ้น นอกจากบริเวณปลอดโครเมียมจะเกิดขึ้นที่ผิวท่อแล้วยังเกิดตามขอบเกรน ทำให้เกิดความเสียหายตามแนวขอบเกรนได้



รูปที่ 2.15 ลักษณะโครงสร้างบริเวณพื้นผิวบริเวณรอยแตก[9]

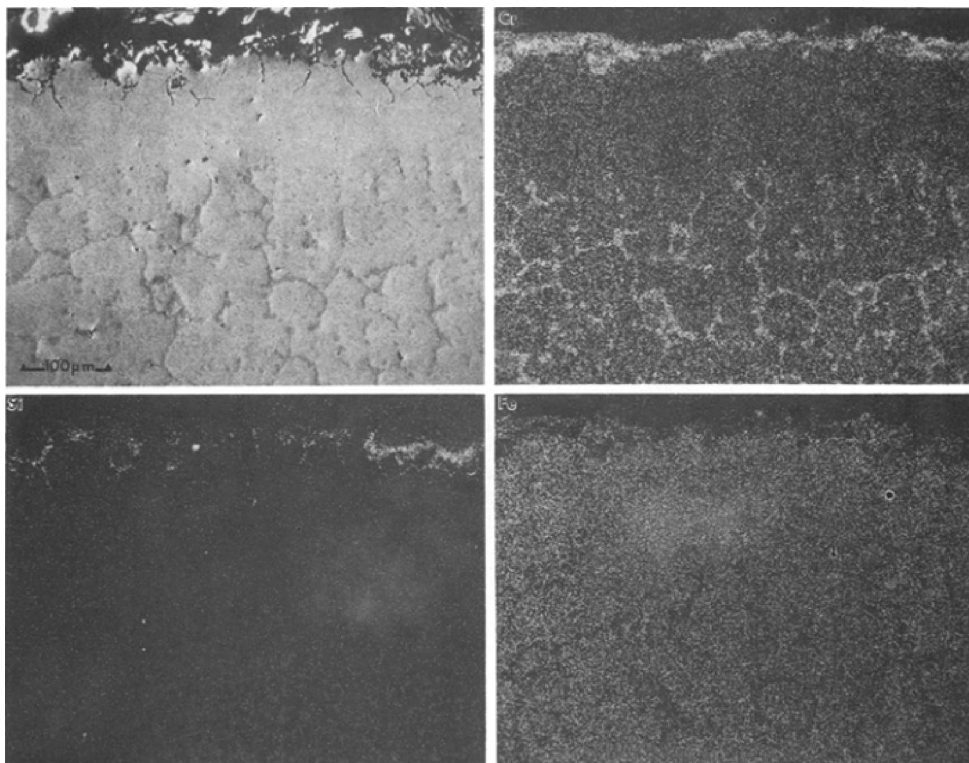
(a) แสดงรอยแตกตามยาว (b) ภาพ Secondary electron แสดงลักษณะรอยแตกตามขอบเกรน บริเวณที่ชี้ในลูกศรตามรูป (a)

Petkovic-Luton และ Ramanarayanan[10] ได้ทำการศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อนชนิดต่างๆภายหลังจากการใช้งานภายใต้บรรยากาศออกซิเจน-คาร์บอน เป็นเวลานานพบว่าโครงสร้างจุลภาคมีเปลี่ยนแปลงอย่างรุนแรง การเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นนี้แบ่งได้เป็น 5 ลำดับ

ในขั้นแรก ชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด HK-40 (25Cr/20Ni) อยู่ภายใต้บรรยากาศออกซิเจน ที่อุณหภูมิสูง 550-950 °C ความดันย่อยออกซิเจน 10^{-7} atm พบว่าโลหะผสมเกิดออกซิเดชันบางส่วนในขั้นตอนนี้ หลังจากนั้น เริ่มให้ชิ้นงานอยู่ภายใต้บรรยากาศคาร์บอน ($a_c = 1$) ลด

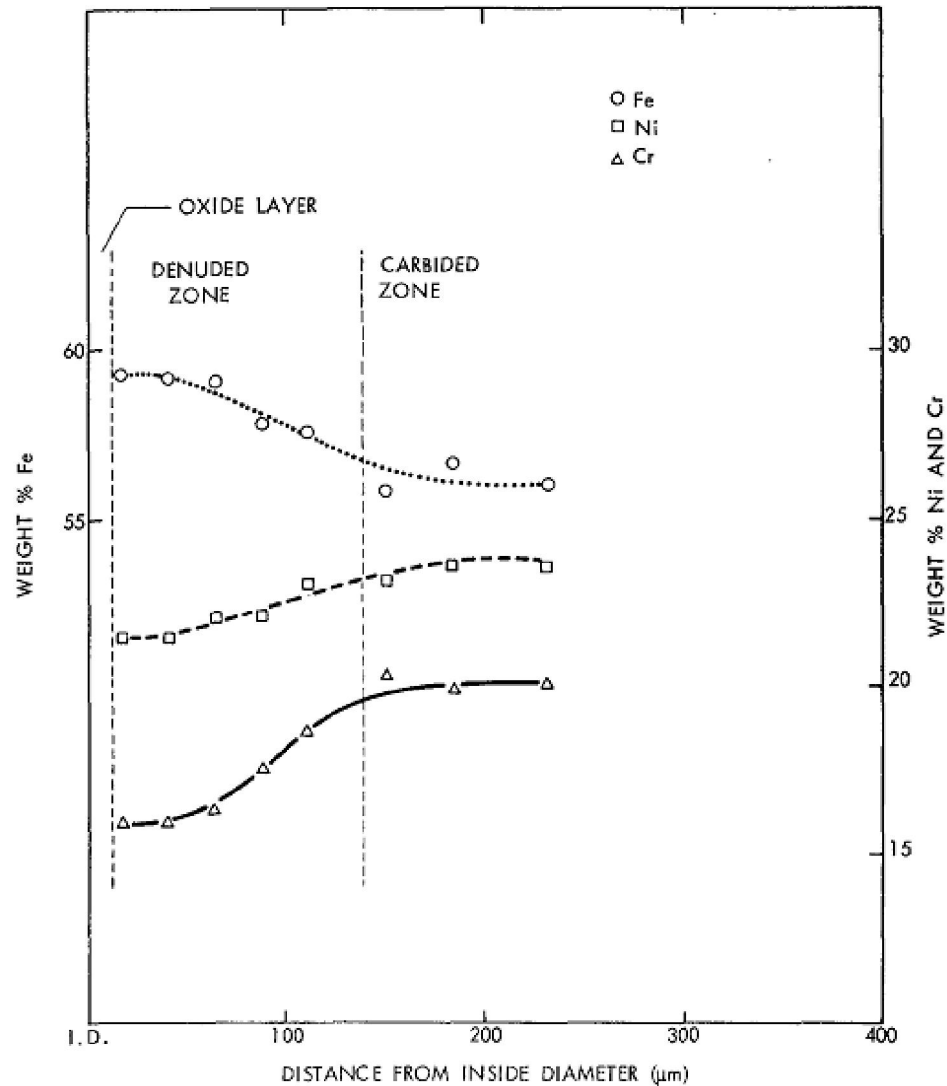
ความดันย่อยออกซิเจนลง แต่ให้สูงกว่าสมดุล $\text{Cr}/\text{Cr}_2\text{O}_3$ ในช่วงนี้อุณหภูมิถูกเพิ่มเป็น $850\text{-}1000^\circ\text{C}$ ภาพโครงสร้างของโลหะผสม HK-40 ภายหลังจากการใช้งานเป็นระยะเวลา 2 ปีได้แสดงไว้ในรูปที่

2.16



รูปที่ 2.16 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน 25Cr/20Ni ภายหลังจากการใช้งาน 2 ปี, แสดงการเกิดบริเวณปลดโครเมียมคาร์ไบด์ และภาพเอกซเรย์ของธาตุโครเมียม (ขวามบน) ซิลิกอน (ซ้ายล่าง) และเหล็ก(ขวาล่าง) [10]

โครงสร้างจุลภาคหลักๆที่พบประกอบด้วยชั้นออกไซด์ที่ผิดปกติ และมีบริเวณที่ปลดโครเมียมคาร์ไบด์หนา 150 ไมครอน ความหนาแน่นของเหล็ก นิกเกิล และโครเมียมหาได้จากการใช้ EPMA ดังแสดงในรูปที่ 2.17

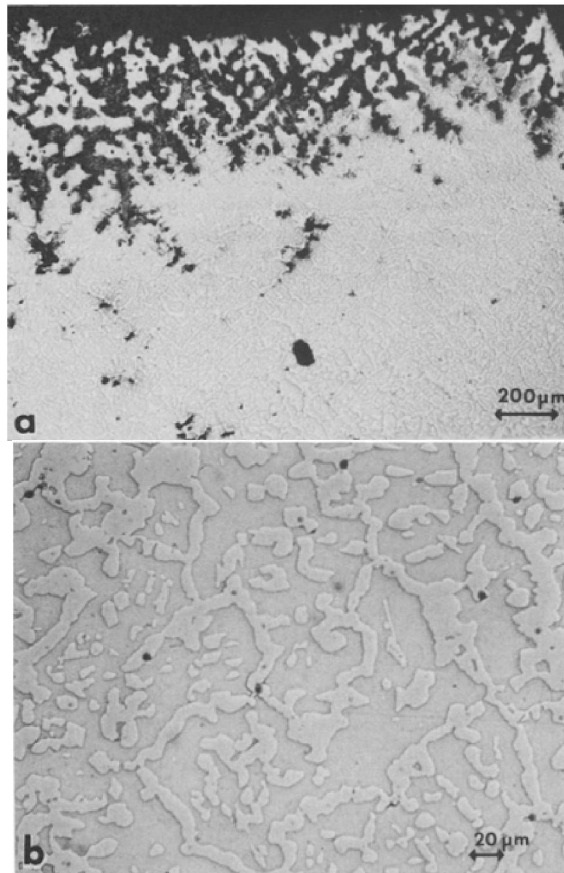


รูปที่ 2.17 แสดงข้อมูลการวิเคราะห์ธาตุ Cr, Fe และ Ni จาก EPMA บริเวณโครงสร้างจุลภาคที่แสดงในรูปที่ 2.13 [10]

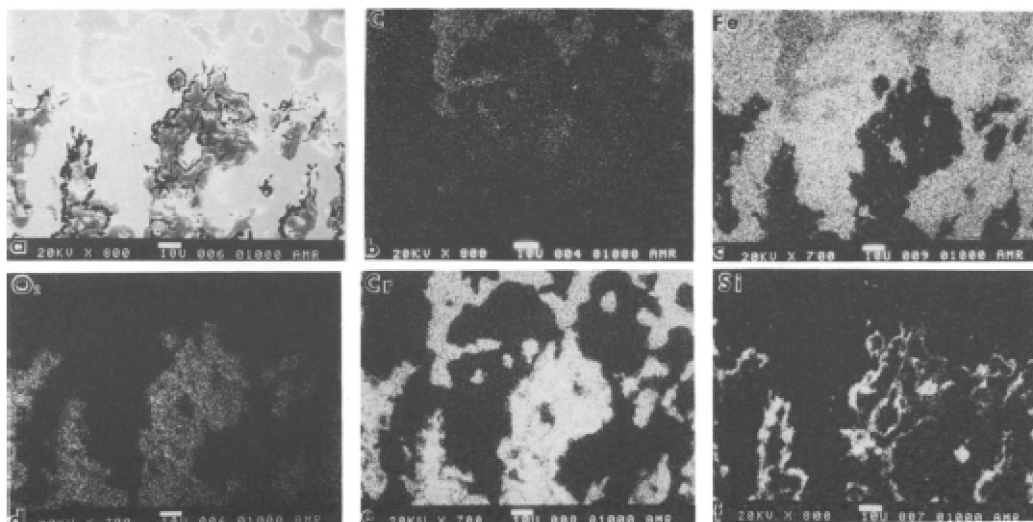
ปริมาณโครเมียมในบริเวณที่ปลดโครเมียมคาร์ไบด์ลดลงจนเหลือเพียง 15% ในขณะที่ค่าเฉลี่ยโครเมียมที่พื้นผิวบริเวณที่ปลดโครเมียมคาร์ไบด์คิดเป็น 17% โดยประมาณ เมื่อเทียบกับเนื้อโลหะที่มีโครเมียม 20% และพบว่าปริมาณเหล็กในบริเวณที่ปลดโครเมียมคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเนื่องจากการลดลงของโครเมียมเมื่อเทียบกับเนื้อพื้น

จากนั้นได้ทำการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด HK-40 อีกครั้งหลังจากใช้งานเป็นระยะเวลา 4 ปี ดังแสดงในรูปที่ 2.18 จะเห็นได้ชัดว่าไม่พบบริเวณปลดโครเมียมคาร์ไบด์ (รูปที่ 2.18a) แต่กลับพบชั้นออกไซด์ของโครเมียมซึ่งปรากฏเป็นเฟสสีเข้มเห็นได้

ชัดว่าเฟสระหว่างขอบเกรนที่อยู่ใกล้ผิวมีความหนากว่าด้านในของท่อโลหะ และคาร์ไบด์ภายในเกรนมีขนาดใหญ่ขึ้น ภาพเอกซเรย์ของพื้นที่ใกล้กับผิวแสดงในรูปที่ 2.19 พบว่าคาร์ไบด์บริเวณใต้ผิวถูกแทนที่ด้วยออกไซด์ที่มีโครเมียมสูง นอกจากนี้ยังพบว่าเฟสออกไซด์นั้นถูกเฟสที่มีซิลิกอนสูงห่อหุ้มอยู่



รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม HK-40 ภายหลังจากใช้งานเป็นระยะเวลา 4 ปี[10]



รูปที่ 2.19 ภาพเอกซเรย์แสดงการกระจายตัวของธาตุต่างๆในบริเวณใต้ผิวของโลหะผสมที่มีโครงสร้างจุลภาคเช่นเดียวกับรูปที่ 2.15[10]

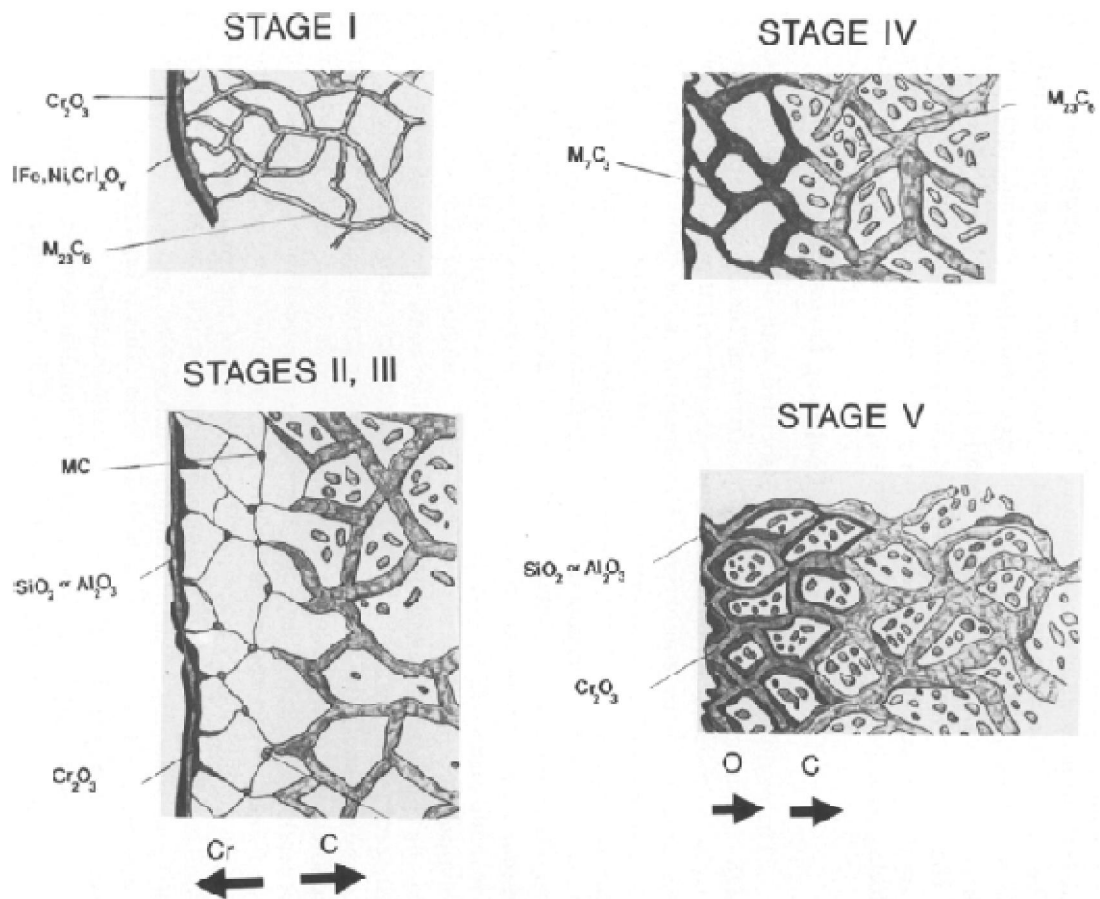
จากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคข้างต้นพบว่าความสัมพันธ์ระหว่างสภาวะการใช้งานและโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมทนความร้อนแบ่งออกเป็นชั้นๆอย่างชัดเจน เริ่มต้นด้วยการเกิดออกไซด์ชั้นและตามด้วยการเกิดคาร์บูไรด์ชั้นอย่างรุนแรง แสดงให้เห็นว่ามีการเสียหายของชั้นออกไซด์และเกิดการแพร่ของคาร์บอน ซึ่งระยะเวลาที่เริ่มเกิดความเสียหายมีความเกี่ยวข้องกับส่วนผสมของโลหะผสม และสรุปขั้นตอนของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคได้ 5 ขั้นตอนหลักดังแสดงในรูปที่ 2.20

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมทนความร้อนที่มีปริมาณโครเมียม 20-25% ภายใต้สภาวะความดันย่อยออกซิเจนสูง เกิดขึ้นโดยเริ่มมี FeO, NiO และ Cr₂O₃ เกิดขึ้นที่ผิวของโลหะผสม เนื่องจาก FeO, NiO เกิดได้เร็วกว่า Cr₂O₃ ทำให้เกิดชั้นออกไซด์ซึ่งมีเหล็กและนิกเกิลสูงบนผิวของโลหะผสม ภายใต้ออกไซด์ชั้นนอกนี้พบชั้นต่อเนื่องของโครเมียมออกไซด์ซึ่งเกิดจากการโตในแนวข้างของอนุภาคโครเมียมออกไซด์ ซึ่งภายใต้ชั้นโครเมียมออกไซด์จะเกิดอนุภาคหรือชั้นของซิลิกาหรืออลูมินา ขึ้นอยู่กับปริมาณของซิลิกอนและอลูมิเนียมในโลหะผสม สำหรับในโลหะผสมที่มีอนุภาคคาร์ไบด์ในโครงสร้าง ลักษณะการเกิดออกไซด์ชั้นจะเป็นการเกิดชั้นที่ปราศจากคาร์ไบด์ภายใต้ชั้นออกไซด์ บริเวณนี้จะเกิดระหว่างชั้นที่หนึ่งและต่อเนื่องไปยังชั้นที่สอง

ในขั้นที่สองนี้การเกิดออกซิเดชันจะลดลงเนื่องจากเริ่มมีคาร์บอนสูงในบรรยากาศ เมื่อแอกติวิตี้ของคาร์บอนเข้าใกล้หนึ่ง ทำให้เกิดความดันย่อยออกซิเจนลดลงอย่างมากเมื่อพิจารณาจากสมดุลคาร์บอน - ออกซิเจน แต่ความดันย่อยของออกซิเจนยังสูงพอที่จะทำให้โครเมียมออกไซด์มีความเสถียร อย่างไรก็ตาม การเกิดออกซิเดชันเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่องถึงแม้อัตราการเกิดลดลงเนื่องจากการแพร่ของโครเมียมไอออนผ่านชั้นโครเมียมออกไซด์ เป็นผลให้เกิดความผันผวนของความร้อนและเกิดการกัดกร่อน (erosion) ขึ้น ชั้นออกไซด์มีแนวโน้มที่จะหลุดร่วง ทำให้ผิวโลหะสัมผัสกับบรรยากาศการทำงานโดยตรง แต่ชั้นโครเมียมออกไซด์สามารถเกิดขึ้นได้ใหม่เนื่องจากปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นที่ติดกับผิวยังสูงอยู่ วัฏจักรการหลุดร่วงและการเกิดใหม่ของชั้นโครเมียมออกไซด์ทำให้เนื้อพื้นใต้ผิวสูญเสียโครเมียมด้วยอัตราเร็วสูง ทำให้เกิดชั้นที่ปลดโครเมียมคาร์ไบด์ขึ้น ความหนาของชั้นที่ปราศจากโครเมียมคาร์ไบด์นี้ขึ้นอยู่กับการแพร่ในเนื้อพื้นซึ่งมีความหนาได้สูงถึง 300 ไมครอน การเกิดออกซิเดชันทำให้เนื้อวัสดุสูญเสียโครเมียม เป็นผลให้เกิดการสลายตัวของโครเมียมคาร์ไบด์ในวัสดุ การสลายตัวนี้ทำให้คาร์บอนในออสเทนไนท์รอบๆ สูงขึ้น ทำให้คาร์บอนแพร่เข้าสู่ด้านในของโลหะผสมซึ่งมีโครเมียมสูงกว่า เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ การตกตะกอนนี้นำไปสู่การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในขั้นที่ 3

ขั้นที่ 3 นี้ คาร์ไบด์ในชั้นใต้ผิวยังคงสลายตัวอย่างต่อเนื่อง ทำให้ปริมาณโครเมียมและคาร์บอนในออสเทนไนท์สูงขึ้น คาร์บอนแพร่เข้าไปในเนื้อโลหะ เกิดฟิล์มคาร์ไบด์ตามขอบเกรนและทำให้อุณหภูมิคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นมีขนาดใหญ่ขึ้น ในขณะเดียวกัน โครเมียมแพร่ออกไปสู่ผิวนอก เกิดโครเมียมออกไซด์เพื่อรักษาชั้นโครเมียมออกไซด์ไว้ กระบวนการนี้จะเกิดขึ้นจนกระทั่งปริมาณโครเมียมลดลงเหลือ 10% โดยน้ำหนัก

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในขั้นตอนที่ 4 เริ่มขึ้นเมื่อปริมาณโครเมียมลดลงจนถึงระดับต่ำสุด โครเมียมไม่เพียงพอต่อการรักษาชั้นออกไซด์ที่ผิวนอก ทำให้โลหะผสมสัมผัสกับสภาวะการใช้งานที่มีศักย์คาร์บอนสูง และมีศักย์ออกซิเจน ทำให้คาร์บอนและออกซิเจนแพร่เข้าสู่เนื้อพื้นอย่างรวดเร็ว เมื่อพิจารณาอัตราการเกิดคาร์บูไรเซชันเทียบกับการเกิดออกซิเดชันแล้ว พบว่าการเกิดคาร์บูไรเซชันสูงกว่าอัตราการเกิดออกซิเดชันประมาณ 100 เท่า ดังนั้น คาร์บูไรเซชันจะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อสูญเสียชั้นออกไซด์ที่ผิวของโลหะผสม



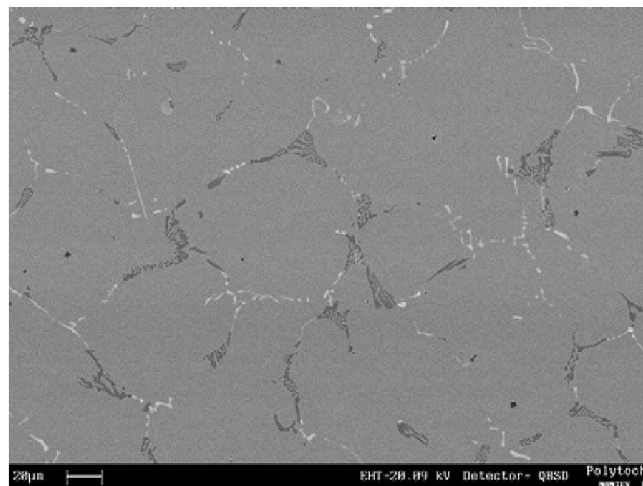
รูปที่ 2.20 แผนผังแสดงขั้นตอนการเกิดการเชื่อมสภาพของโครงสร้างจุลภาคภายใต้บรรยากาศ ออกซิเจน-คาร์บอน[10]

นอกจากคาร์บอนที่แพร่เข้าไปในเนื้อวัสดุซึ่งทำให้เกิดคาร์บูไรด์ขึ้นแล้ว ออกซิเจนจากบรรยากาศก็แพร่เข้าไปด้วยเช่นกัน ทำให้เกิดการออกซิเดชันของคาร์ไบด์ขึ้นเมื่อคาร์บอนแอคทีวิตี้น้อยๆ ในขณะที่ความดันย่อยออกซิเจนสูง โครเมียมคาร์ไบด์บางส่วนจะถูกออกซิไดซ์เป็นโครเมียมออกไซด์ได้ในขั้นตอนสุดท้ายนี้

A.A. Kaya[11] ได้ทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของท่อโลหะผสมเหล็ก-นิกเกิล-โครเมียมเกรด HK40 (25Cr-20Ni) ซึ่งผลิตด้วยกรรมวิธีหล่อเหวี่ยง ภายหลังจากการใช้งานในเตาเผาละลายเอิลีนเป็นเวลา 25,000 ชั่วโมงที่อุณหภูมิ 800 °C โดยเปรียบเทียบกับชิ้นงานในสภาพหล่อ จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อพบว่า ชิ้นงานมีโครงสร้างแบบเดนไดรต์ เนื้อพื้นเป็นออสเทนไนท์และมีโครงร่างคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ อยู่ตามขอบของเดนไดรต์ ภายหลังจากการใช้งานพบว่าเกิดรอยแตกภายในท่อ และยูเทคตอยด์คาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ มีขนาดใหญ่

ขึ้นเนื่องจากการแพร่ของคาร์บอนเข้ามาในท่อระหว่างการใช้งานที่อุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังพบการเปลี่ยนแปลงของคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ เป็นคาร์ไบด์ M_7C_3 ที่มีโครงสร้างผิดปกติเป็นอย่างมาก การเปลี่ยนแปลงของคาร์ไบด์นี้เกิดขึ้นด้วยกลไก in-situ ทำให้เกิดการตกตะกอนของ γ กับคาร์ไบด์ M_7C_3 ตามปฏิกิริยา $M_{23}C_6 \rightarrow M_7C_3 + \gamma$ ซึ่ง M_7C_3 ที่เกิดที่อุณหภูมิสูงจะมีหน่วยเซลล์แบบอโรอโรมบิก และที่อุณหภูมิต่ำจะมีหน่วยเซลล์แบบเฮกซะโกนอล นอกจากนี้ยังพบว่า การสลายตัวของเฟสคาร์ไบด์ทำให้ซิลิกอนในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณซิลิกอนสูงขึ้นไปจนถึงระดับหนึ่งจะทำให้เกิด SiO_2 ขึ้นก่อนการเกิดโครเมียม ซึ่งทำให้รอยแตกขยายตัวได้ง่ายขึ้น

J.Laico และคณะ[12] ได้ทำการวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ในโลหะผสมทนความร้อน HP ด้วยเทคนิคต่างๆ เช่น SEM, EDS, EPMA-WDS และ EBSD พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมทนความร้อน HP ในสภาพหล่อประกอบด้วยคาร์ไบด์สองชนิดบนเนื้อพื้นออสเทนไนท์ ดังแสดงในภาพที่ 2.21 ส่วนผสมทางเคมีของคาร์ไบด์ทั้งสองชนิดแสดงดังตารางที่ 2.3 โดยเฟสสีขาวคือไนโอเบียมคาร์ไบด์ และเฟสสีเทาเข้มคือโครเมียมคาร์ไบด์



ภาพที่ 2.21 ภาพ SEM ในโหมด BSE แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP
ในสภาพหล่อ[12]

ตารางที่ 2.3 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EDS ของโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ[12]

Element (at%)	Fe	Ni	Cr	Si	Nb
Dark grey phase	7.94	–	92.06	–	–
White phase	4.51	3.87	8.00	1.87	81.75

Relative compositions are given (in atomic percent, at%), since EDS analysis does not provide carbon content.

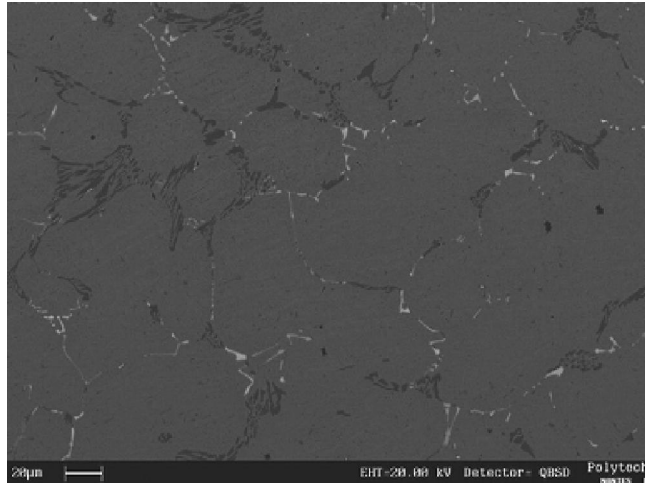
ซึ่งโครเมียมคาร์ไบด์ที่พบอาจจะเป็น M_7C_3 หรือ $M_{23}C_6$ จากนั้นจึงได้ทำการวิเคราะห์ด้วย EBSD และ EPMA-WDS เพื่อวิเคราะห์ชนิดของคาร์ไบด์ พบว่าไนโอเบียมคาร์ไบด์คือ MC และโครเมียมคาร์ไบด์คือ M_7C_3 แสดงดังตาราง 2.4 และ 2.5 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.4 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสไนโอเบียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ[12]

Analysis	C	Ti	Nb	Cr+Fe+Ni	Average composition
1	46.09	8.10	40.90	4.91	$M_{0.55}C_{0.45}$
2	44.62	7.99	43.03	4.36	
3	45.19	1.84	45.94	7.03	
4	44.75	2.57	45.21	7.47	

ตารางที่ 2.5 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสโครเมียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP ในสภาพหล่อ[12]

Analysis	C	Cr	Fe	Ni	Cr+Fe+Ni	Average composition
1	30.59	58.89	8.35	2.17	69.36	$M_7C_{3.07}$
2	32.63	58.96	7.91	0.50	67.37	
3	28.98	63.58	6.59	0.85	71.02	
4	29.63	62.81	6.89	0.67	70.37	



ภาพที่ 2.22 ภาพ SEM ในโหมด BSE แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง[12]

และเมื่อนำโลหะผสม HP ไป aging (บ่มแข็ง) ที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง และวิเคราะห์ด้วย SEM และ EDS ดังแสดงผลในภาพที่ 2.22 และตารางที่ 2.6 พบว่าหลังจากบ่มแข็งแล้วโลหะผสม HP ยังคงประกอบด้วยคาร์ไบด์สองชนิดคือไนโอเบียมคาร์ไบด์ และคาร์ไบด์ที่ประกอบด้วยโครเมียมเป็นหลัก จากผล EBSD และ EPMA-WDS ดังตารางที่ 2.7 แสดงให้เห็นว่าคาร์ไบด์ที่ประกอบด้วยโครเมียมเป็นหลักนั้นเป็นคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ แสดงว่าระหว่างการบ่มแข็งที่อุณหภูมิสูงจะเกิดการเปลี่ยนแปลงของคาร์ไบด์จากชนิด M_7C_3 เป็นชนิด $M_{23}C_6$ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ E.A.Kenic และคณะ[23] ที่ทำการตรวจสอบชนิดของเฟสต่างๆในโลหะผสม HP (32.2Ni-28.4Cr-1.54Nb-0.46C) ซึ่งผ่านการใช้งานภายใต้บรรยากาศไนโตรเจนที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานาน พบว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟสโครเมียมคาร์ไบด์ $M_{23}C_6$ และเฟสไนโอเบียมคาร์ไบด์ NbC เช่นเดียวกัน

ตารางที่ 2.6 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EDS ของโลหะผสม HP หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง[12]

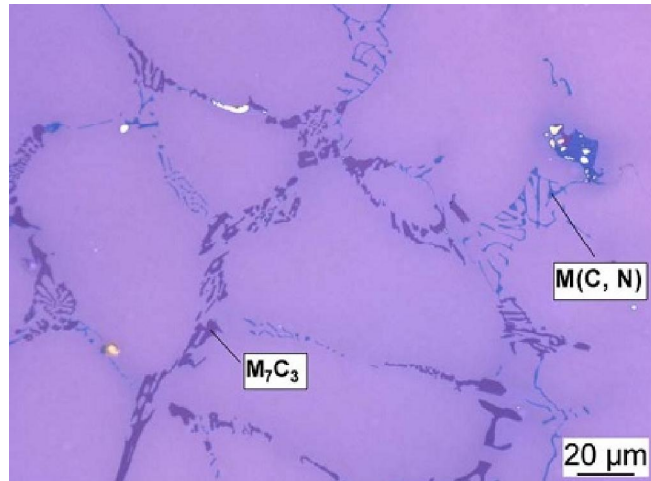
Element (at%)	Fe	Ni	Cr	Nb	Ti
Dark grey phase	9.5	3.25	87.25		
White phase	3.69	2.69	6.74	82.54	4.36

Relative compositions are given (in atomic percent, at.%), since EDS analysis does not provide carbon content.

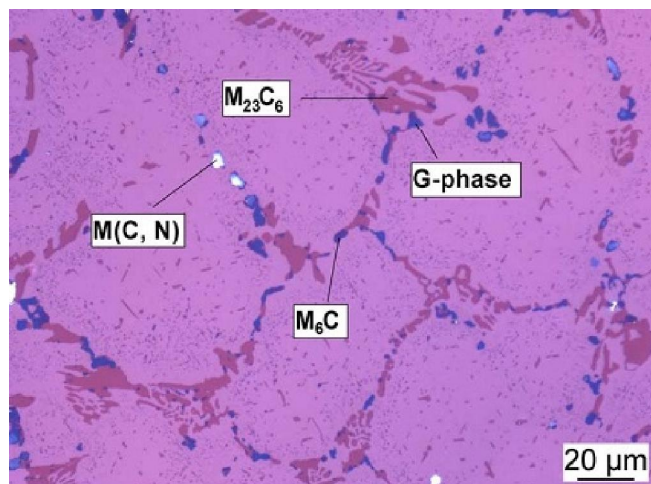
ตารางที่ 2.7 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA-WDS ของเฟสโครเมียมคาร์ไบด์ในโลหะผสม HP หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 950°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง[12]

Analysis	C	Cr	Fe	Ni	Cr+Fe+Ni	Average composition
1	20.73	47.56	18.07	13.64	79.27	$M_{23}C_{6.41}$
2	21.67	44.69	17.85	15.79	78.33	
3	22.67	56.27	13.17	7.39	77.33	
4	22.15	55.46	14.14	8.25	77.85	

M.Schütz, E.Berghof-Hasselbäher และ J.J.Hoffman[13] ได้ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมทนความร้อน HP-Nb (25Cr-35Ni-0.5C-1Nb) และวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วย EPMA การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคมีการใช้เทคนิคการเคลือบ zinc selenide (ZnSe) ลงบนชิ้นงาน เทคนิคนี้จะทำให้เฟสแต่ละเฟสที่มีส่วนผสมแตกต่างกันมีสีที่แตกต่างกัน ดังจะเห็นได้จากภาพที่ 2.23 ซึ่งแสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP-Nb ในสภาพหล่อ โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ชนิด $M(C,N)$ และ M_7C_3 เมื่อทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของแต่ละเฟสด้วย EPMA (ผลแสดงดังตารางที่ 2.8) พบว่า $M(C,N)$ ประกอบด้วยไนโอเบียมเป็นหลัก และ M_7C_3 ประกอบด้วยโครเมียมเป็นหลัก และในโลหะผสม HP-Nb ซึ่งผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 913°C เป็นเวลา 659 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคแสดงดังภาพที่ 2.24 และตารางที่ 2.9 พบว่าหลังจากการบ่มแข็งคาร์ไบด์ M_7C_3 เปลี่ยนเป็น $M_{23}C_6$ หรือ M_6C และยังพบ G-phase ซึ่งเป็นสารประกอบ intermetallic อีกด้วย



ภาพที่ 2.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP-Nb ในสภาพหล่อที่เคลือบด้วยชั้น ZeSe[13]



ภาพที่ 2.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสม HP-Nb หลังจากผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 913°C เป็นเวลา 659 ชั่วโมง และเคลือบด้วยชั้น ZeSe[13]

ตารางที่ 2.8 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสต่างๆในโลหะผสม HP-Nb ในสภาพหล่อ[13]

	Phase	Area%	Cr	Ni	Fe	Si	Nb	Zr	C, (N) as difference
wt%	M_7C_3	3.9	80.2	1.5	8.2	0.0	0.3	0.0	9.2
at%			61.9	1.0	5.9	0.0	0.2	0.0	30.6
wt%	M(C,N)	0.9	3.2	1.3	1.2	0.0	85.4	0.0	8.4
at%			3.5	1.3	1.2	0.0	53.3	0.0	40.4

ตารางที่ 2.9 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (at%) ด้วย EPMA และสัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสต่างๆในโลหะผสม HP-Nb หลังจากผ่านการอบแข็งที่อุณหภูมิ 913°C เป็นเวลา 659 ชั่วโมง[13]

	Phase	Area %	Cr	Ni	Fe	Si	Nb	Zr	C, (N) as difference
wt%	$M_{23}C_6$	8.0	80.3	4.4	9.2	0.0	0.2	0.0	5.8
at%			68.1	3.3	7.2	0.0	0.1	0.0	21.1
wt%	G-phase	1.8	3.5	49.8	5.5	11.1	30.9	0.5	0.0
at%			3.8	48.4	5.7	22.6	19.0	0.3	0.0
wt%	M_6C	0.5	33.4	32.0	5.2	7.6	18.0	0.0	3.6
at%			31.4	26.6	4.6	13.2	9.5	0.0	14.5
wt%	M(C,N)	0.3	2.4	1.5	1.1	0.1	79.0	6.7	9.2
at%			2.6	1.4	1.1	0.2	47.6	4.1	43.0

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 เครื่องมือเตรียมผิวชิ้นงาน

- 3.1.1 เครื่องมือตัดแบ่งชิ้นงาน
- 3.1.2 วัสดุสำหรับทำเรื่อน
- 3.1.3 อุปกรณ์ทำเรื่อนชนิดร่อน
- 3.1.4 กระดาษทรายและผ้าสักหลาดสำหรับขัดมันพร้อมผงขัดอลูมินา
- 3.1.4 เครื่องมือขัดผิวชิ้นงาน
- 3.1.5 เตาอบชิ้นงาน

3.2 เครื่องมือวิเคราะห์

- 3.2.1 กล้องจุลทรรศน์แสง (Optical Microscope)
- 3.2.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope)
- 3.2.3 เครื่องมือวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (Energy Dispersive Spectroscopy)
- 3.2.4 เครื่องทดสอบความแข็ง (Micro Hardness)
- 3.2.5 เครื่องทดสอบแรงดึง (Universal Tensile Testing Machine)

3.3 วัสดุดิบ

- 3.3.1 ท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม (เอื้อเพื่อโดยบริษัทระยองวิศวกรรมและซ่อมบำรุง จำกัด) หนา 7 mm เส้นผ่านศูนย์กลาง 2.5 นิ้ว

3.4 สารเคมี

- 3.4.1 กรดไฮโดรคลอริก (HCl)
- 3.4.2 คอปเปอร์ซัลเฟต (CuSO₄)
- 3.4.3 น้ำกลั่น
- 3.4.4 เรซินใส

3.5 ขั้นตอนการทดลอง

3.5.1 ตัดแบ่งท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมในสภาพหล่อ

3.5.2 นำชิ้นงานที่ทำการวัดค่าคาร์บูไรเซชันของท่อในเตาเผาเอธิลินด้วยเครื่องคาร์บูไรเซชัน KCD-100X จากโรงงานมาตัดตามค่าคาร์บูไรเซชันตั้งแต่ 1-150 โดยจะแบ่งเป็น 11 ช่วง ได้แก่ 1-10, 11-20, 21-30, 31-40, 41-50, 51-60, 71-80, 111-120, 121-130, 131-140 และ 141-150

3.5.3 นำท่อที่ตัดแบ่งจากข้อ 3.5.1 และ 3.5.2 มาตัดแบ่งให้ได้ชิ้นงานที่มีขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวน 2 ชิ้นต่อช่วงของค่าคาร์บูไรเซชัน รวมเป็นชิ้นงานทั้งหมด 22 ชิ้น มาขึ้นรูปตัวเรือนแบบเย็นด้วยเรซินใส ทำการเตรียมผิวชิ้นงานด้วยการขัดผิวหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 120, 240, 600, 800, 1000 และ 1200 ขัดผิวมันด้วยผ้าขัดและผงอลูมินา จากนั้นนำชิ้นตัวอย่างมากัดกรดด้วยสารละลายมาร์เบิล (กรดไฮโดรคลอริก 50 มล. น้ำกลั่น 50 มล. คอปเปอร์ซัลเฟต 10 กรัม)

3.5.4 นำชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวชิ้นงานจากข้อ 3.5.3 มาวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด

3.5.5 ทำการวิเคราะห์สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์บนเนื้อพื้นด้วยโปรแกรม ImageJ โดยใช้ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่า สุ่มเลือกบริเวณต่างๆกัน 20 ตำแหน่ง จากนั้นนำมาหาค่าเฉลี่ย

3.5.6 นำชิ้นงานจากข้อ 3.5.5 มาทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS

3.5.7 นำชิ้นงานจากข้อ 3.5.6 ไปทดสอบความแข็งด้วยเครื่อง Micro Hardness โดยนำชิ้นงานแต่ละชิ้นมาทำการสุ่มวัดค่าความแข็งจากบริเวณที่ต่างกัน 7 ตำแหน่งทั่วชิ้นงานแล้วนำมาหาค่าเฉลี่ย

3.5.8 นำชิ้นงานตัวอย่างจากข้อ 3.5.1 มาขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM A297 (ภาพแสดงดังภาคผนวก ง1) จำนวน 2 ชิ้น จากนั้นทำการทดสอบแรงดึงด้วยเครื่อง Universal Tensile Testing Machine

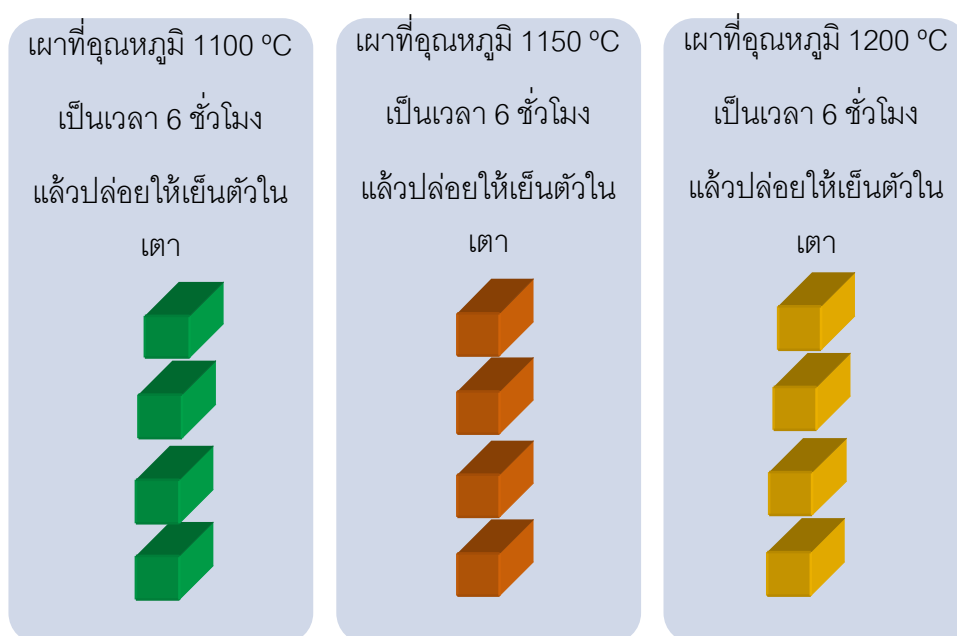
3.5.9 นำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.8 ไปวิเคราะห์พื้นผิวบริเวณรอยแตกด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด

3.5.10 นำชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 จากข้อ 3.5.2 มาขึ้นรูปเป็นชิ้นทดสอบแรงดึง จำนวน 24 ชิ้น และตัดชิ้นงานให้มีขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวน 12 ชิ้น

3.5.11 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.10 จำนวน 8 ชิ้น และและชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวน 4 ชิ้น มาเผาที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวภายในเตา

3.5.12 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.10 จำนวน 8 ชิ้น และชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวน 4 ชิ้น มาเผาที่อุณหภูมิ 1150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวภายในเตา

3.5.13 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.10 จำนวน 8 ชิ้น และชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวน 4 ชิ้น มาเผาที่อุณหภูมิ 1200°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวภายในเตา



รูปที่ 3.1 แสดงกรรมวิธีทางความร้อนในข้อ 3.5.11 – 3.5.13

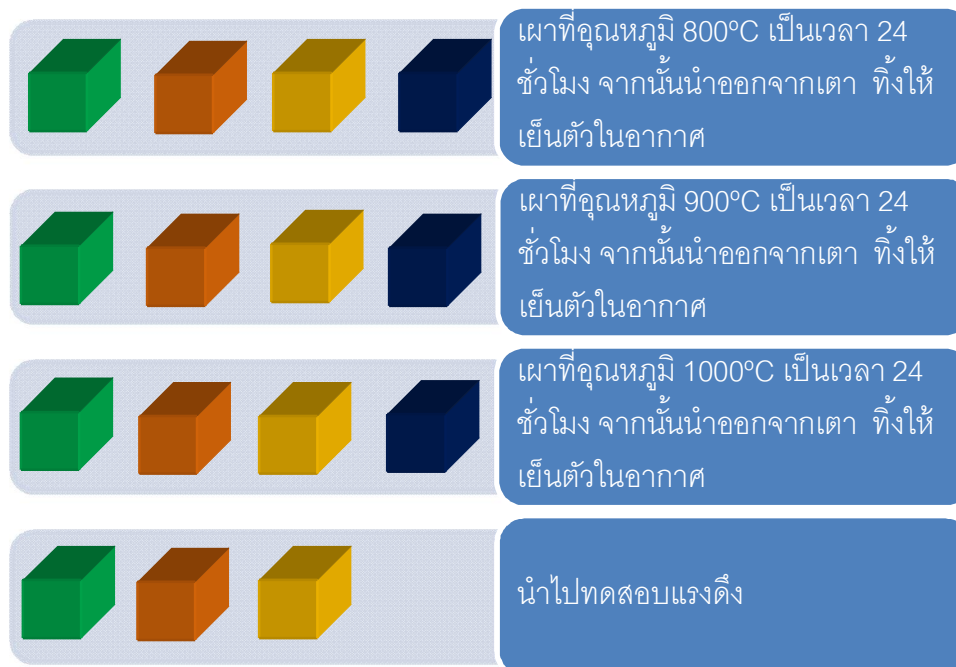
3.5.14 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.11 – 3.5.13 มาจำนวนข้อละ 2 ชิ้น และชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวนข้อละ 1 ชิ้น ทำการเผาอีกครั้งที่อุณหภูมิ 800 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นนำออกจากเตา ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

3.5.15 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.11 – 3.5.13 มาจำนวนข้อละ 2 ชิ้น และชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวนข้อละ 1 ชิ้น ทำการเผาอีกครั้งที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นนำออกจากเตา ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

3.5.16 นำชิ้นงานจากข้อ 3.5.11 – 3.5.13 มาจำนวนข้อละ 2 ชิ้น และชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จำนวนข้อละ 1 ชิ้น ทำการเผาอีกครั้งที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นนำออกจากเตา ปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ

3.5.17 นำชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่ได้จากข้อ 3.5.14-3.5.16 และชิ้นงานทดสอบแรงดึงที่เหลือจากข้อ 3.5.10-3.5.12 ไปทดสอบแรงดึงด้วยเครื่อง Universal Tensile Testing Machine

3.5.18 นำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงดึงจากข้อ 3.5.17 ไปวิเคราะห์ที่พื้นผิวบริเวณรอยแตก ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด



รูปที่ 3.2 แสดงกรรมวิธีทางความร้อนในข้อ 3.5.14 – 3.5.16

3.5.19 นำชิ้นงานขนาด 10mm x 7mm x 150 mm จากข้อ 3.11-3.16 มาขึ้นรูปตัวเรือนแบบเย็นด้วยเรซินใส ทำการเตรียมผิวชิ้นงานด้วยการขัดผิวหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 120, 240, 600

,800,1000 และ 1200 ชัดผิวมันด้วยผ้าขัดและผงอลูมินา จากนั้นนำขึ้นตัวอย่างมากัดกรดด้วยสารละลายสารละลายมาร์เบิล (กรดไฮโดรคลอริก 50 มล. น้ำกลั่น 50 มล. คอปเปอร์ซัลเฟต 10 กรัม)

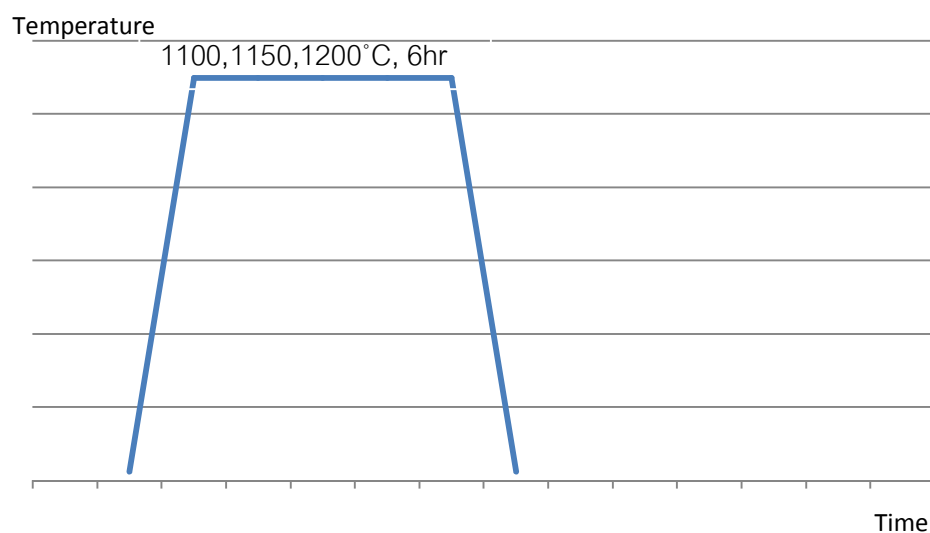
3.5.20 นำชิ้นงานที่ผ่านการเตรียมผิวชิ้นงานจากข้อ 3.5.19 มาวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด

3.5.21 นำชิ้นงานจากข้อ 3.5.20 มาทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีด้วยเทคนิค EDS

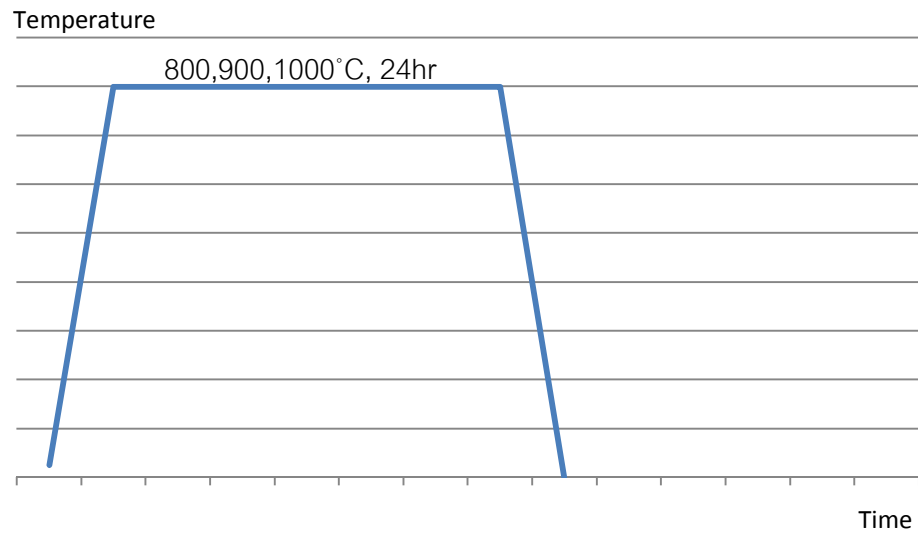
3.5.22 นำชิ้นงานจากข้อ 3.5.21 ไปทดสอบความแข็งด้วยเครื่อง Micro Hardness โดยนำชิ้นงานแต่ละชิ้นมาทำการสุ่มวัดค่าความแข็งจากบริเวณที่ต่างกัน 7 ตำแหน่งแล้วนำมาหาค่าเฉลี่ย

3.5.23 ทำการวิเคราะห์สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์บนเนื้อพื้นด้วยโปรแกรม ImageJ โดยใช้ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่า สุ่มเลือกบริเวณต่างๆกัน 20 ตำแหน่ง จากนั้นนำมาหาค่าเฉลี่ย

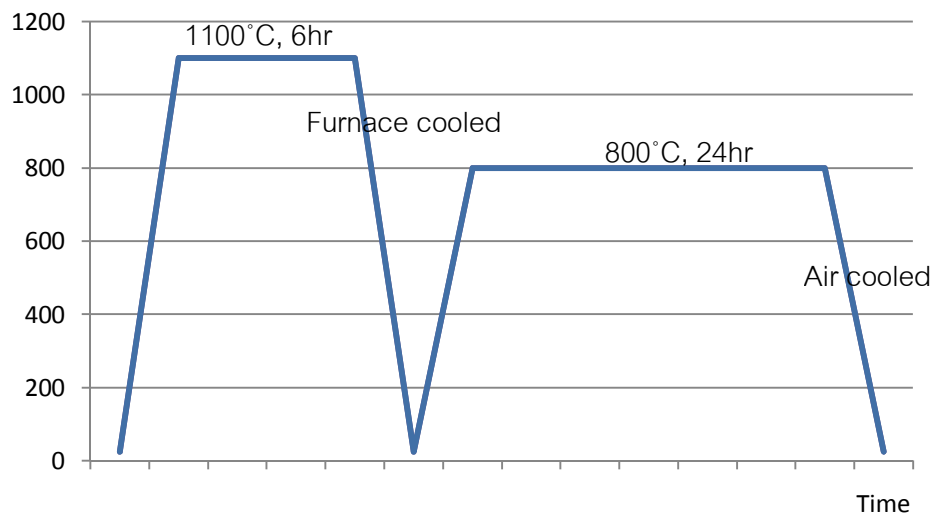
3.5.24 นำข้อมูลที่ได้มาเปรียบเทียบและศึกษาผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล แล้วสรุปภาวะที่เหมาะสมของกรรมวิธีทางความร้อนที่ทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่เหมาะสมและคุณสมบัติทางกลยังสูงอยู่ เพื่อนำไปเป็นข้อมูลสำหรับการยืดอายุการใช้งานต่อไป



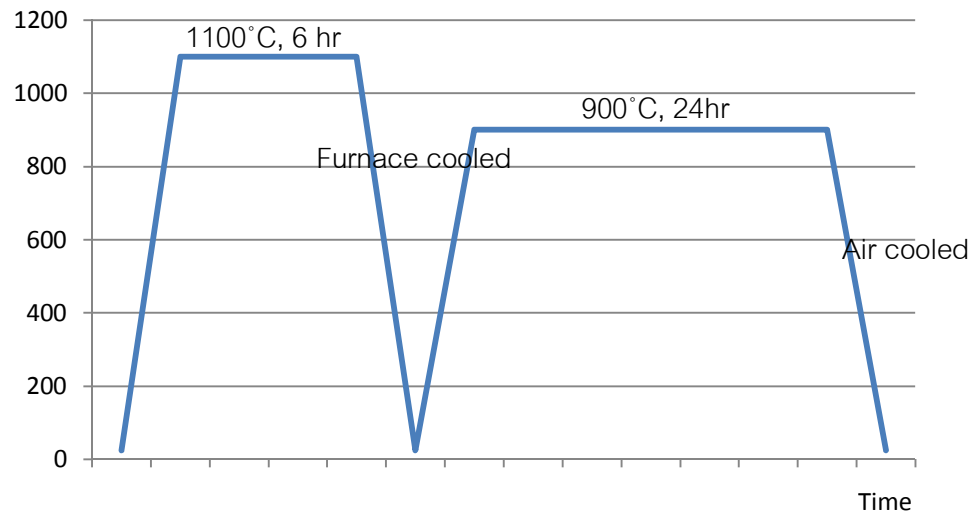
รูปที่ 3.3 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 – 3.5.13



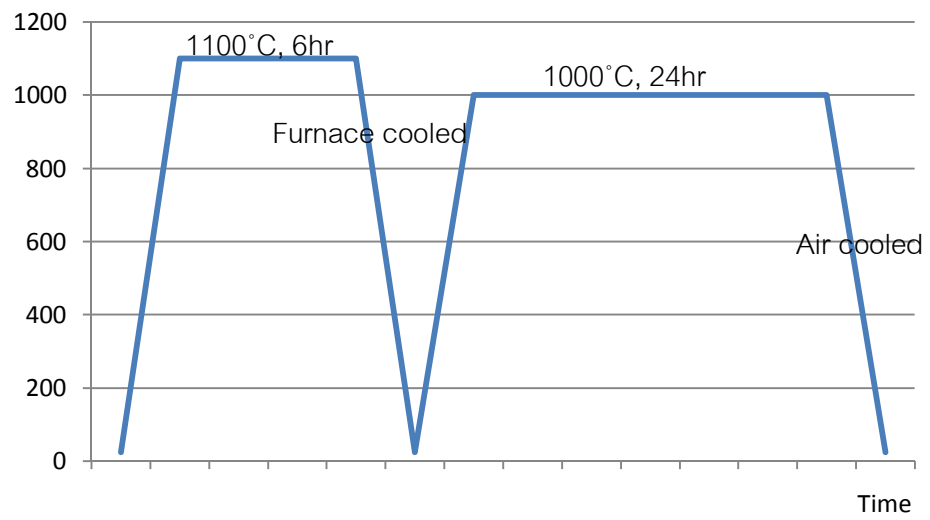
รูปที่ 3.4 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.14 – 3.5.16



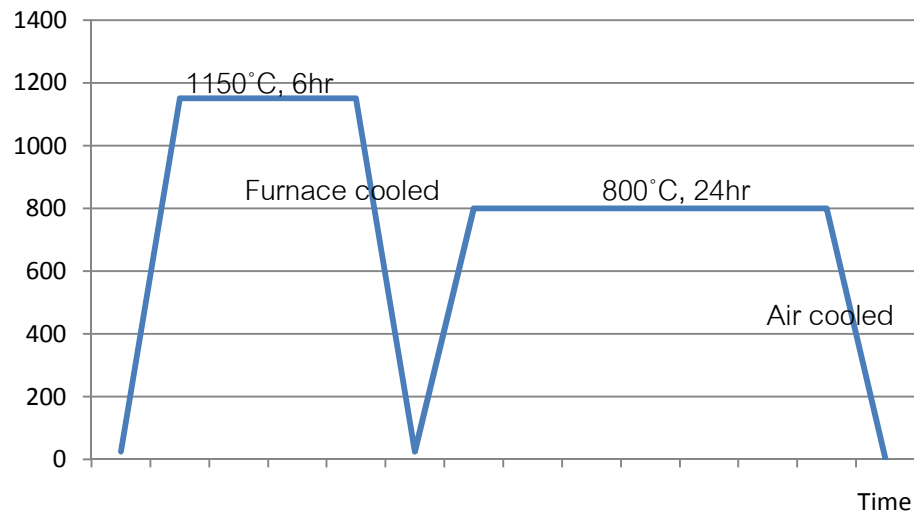
รูปที่ 3.5 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.14



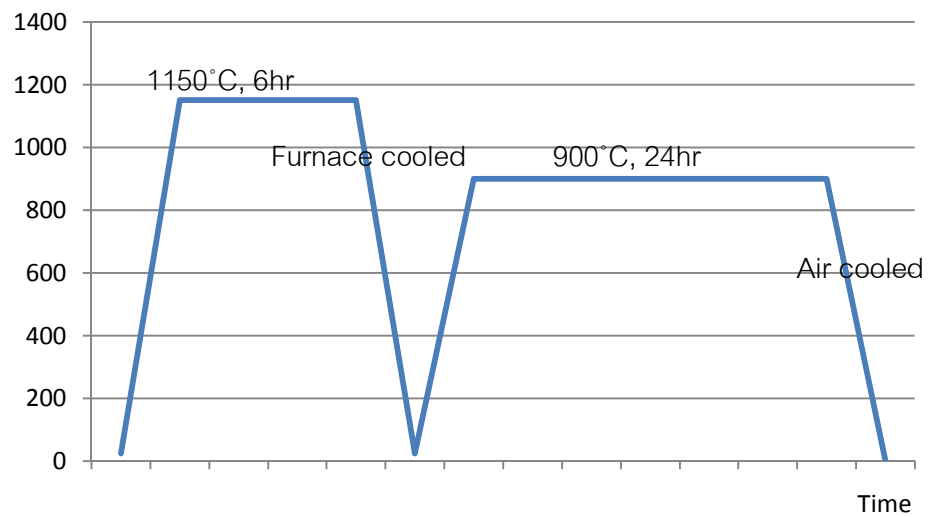
รูปที่ 3.6 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.15



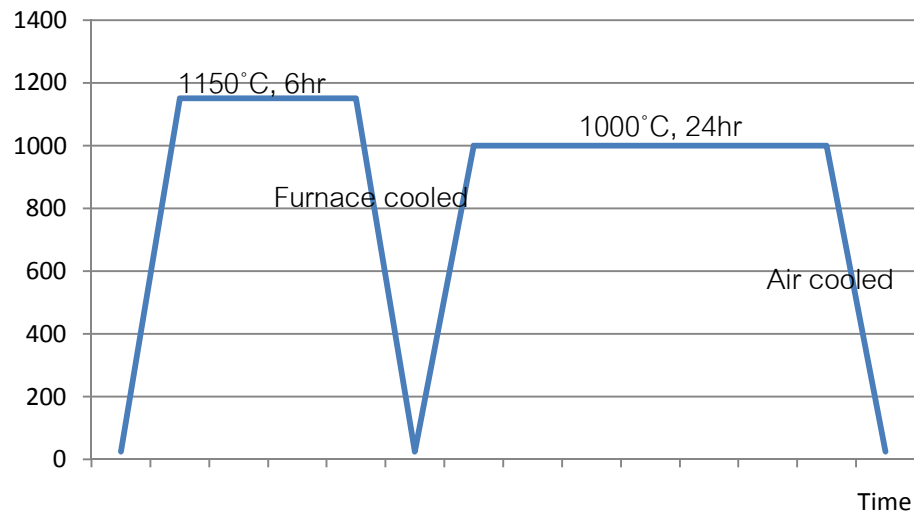
รูปที่ 3.7 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.11 และ 3.5.16



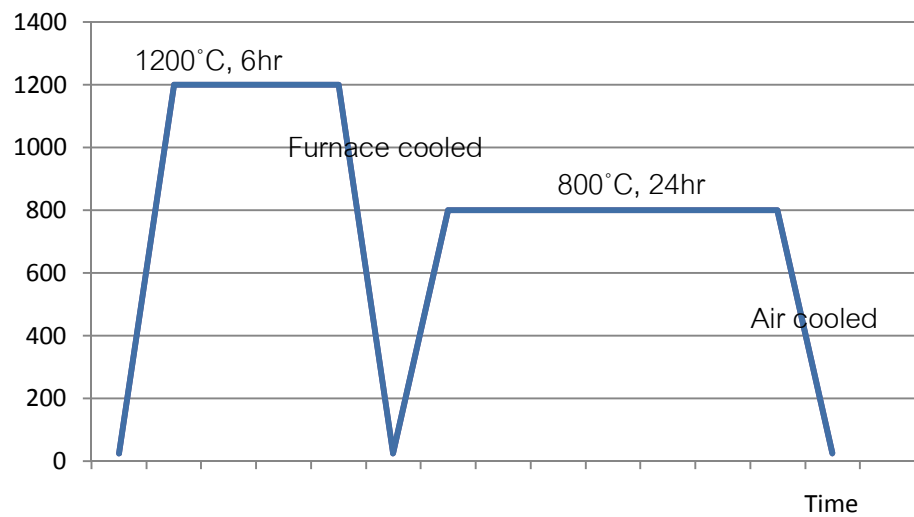
รูปที่ 3.8 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.14



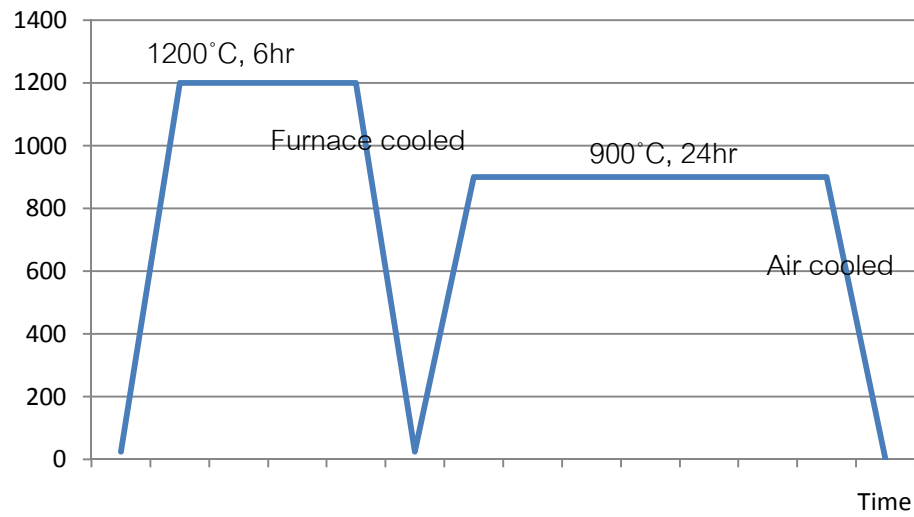
รูปที่ 3.9 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.15



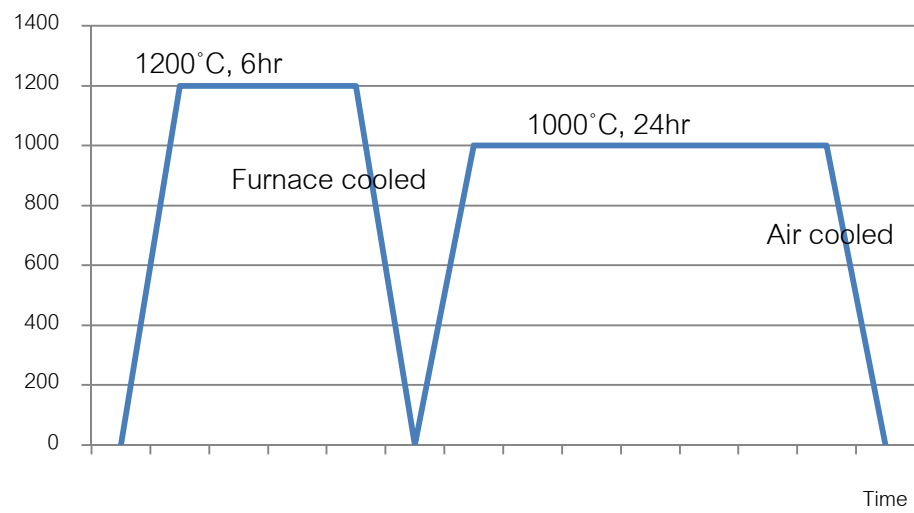
รูปที่ 3.10 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.12 และ 3.5.16



รูปที่ 3.11 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.14



รูปที่ 3.12 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.15



รูปที่ 3.13 แสดงการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของกรรมวิธีทางร้อนในข้อ 3.5.13 และ 3.5.16

บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปรายผล

4.1 โครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลของท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ

4.1.1 ส่วนผสมทางเคมี

ส่วนผสมทางเคมี (wt%) ของชิ้นงานในสภาพหล่อจากการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy แสดงได้ดังตารางที่ 4.1 จากการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานพบว่า ส่วนผสมทางเคมีของท่อเหล็กกล้าไร้สนิมที่ทำการศึกษาคจัดอยู่ในกลุ่ม HP ตามมาตรฐาน ACI (Alloy Casting Institute) ดังแสดงในตารางที่ 2.2 ซึ่งมีนิกเกิล เหล็ก และโครเมียมเป็นธาตุประกอบหลัก และมีธาตุผสมอื่นๆเจือปนอยู่ในปริมาณเล็กน้อยเพื่อเพิ่มสมบัติในด้านต่างๆ

ตารางที่ 4.1 ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ที่ทำการศึกษา (ทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.430	1.937	0.994	0.015	0.014	25.54	0.015
Ni	Cu	Nb	Ti	V	W	Fe
36.45	0.010	0.844	0.089	0.029	0.080	<33.41

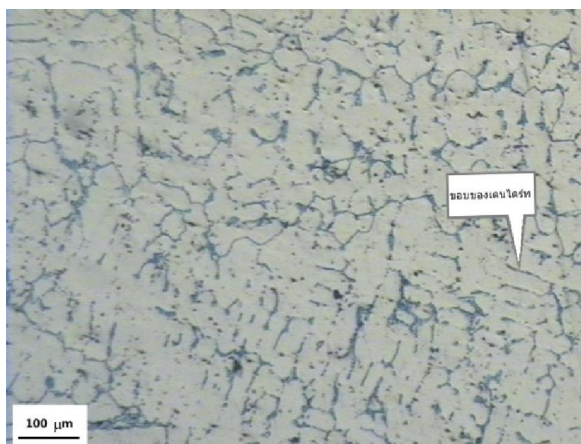
4.1.2 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมในสภาพหล่อ (As-Cast)

โครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูปที่ 4.1 ประกอบด้วยโครงสร้างตาข่ายของคาร์ไบด์ปฐมภูมิบนเนื้อพื้นออกสเทนไนท์ ซึ่งโครงสร้างมีลักษณะของโครงสร้างเดนไดรท์ที่เกิดจากการผลิตด้วยการหล่อ โดยเมื่อขยายภาพเพื่อดูโครงสร้างบริเวณเนื้อพื้นดังรูปที่ 4.2 พบว่าไม่มีอนุภาคคาร์ไบด์ทุติยภูมิ จากการหาสัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ต่อพื้นที่ทั้งหมดพบว่า สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์คิดเป็นร้อยละ 12.46 เมื่อทำการวิเคราะห์โครงสร้างตาข่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์

อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดดังแสดงในรูปที่ 4.3 และจากการตรวจส่วนผสมทางเคมีของเฟสคาร์ไบด์และโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS แสดงในตารางที่ 4.2 พบว่าชิ้นงานประกอบด้วยคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง โดยมีโครเมียมสูงถึง 48.39 เปอร์เซ็นต์ โดยที่โครงสร้างพื้นฐานออสเทนไนท์ประกอบด้วย เหล็ก 35.15 เปอร์เซ็นต์ โครเมียม 23.4 เปอร์เซ็นต์ และนิกเกิล 30 เปอร์เซ็นต์

ตารางที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ด้วยเทคนิค EDS ของโครงสร้างพื้นและคาร์ไบด์ของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียม เกรด HP ในสภาพหล่อ

เฟส	C	Si	Cr	Fe	Ni	Nb
โลหะพื้น	9.2	2.25	23.40	35.15	30.00	-
คาร์ไบด์	20.25	1.94	48.39	16.43	12.98	-



รูปที่ 4.1 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์แสงแสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อ

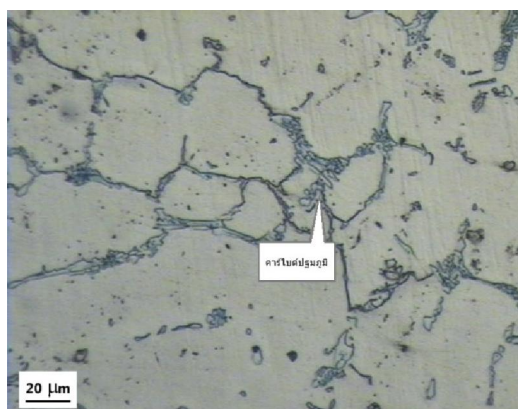
เนื่องจากชิ้นงานมีส่วนผสมของนิกเกิลอยู่ 36.44% ทำให้มีโครงสร้างเนื้อพื้นเป็นออสเทนไนท์ โดยมีคาร์ไบด์ปฐมภูมิเป็นโครงสร้างตาข่ายที่บริเวณขอบเดนไดรต์ ซึ่งคาร์ไบด์ปฐมภูมินี้เกิดจากธาตุผสมโครเมียม และไนโอเบียมซึ่งเป็นธาตุที่สามารถสร้างสารประกอบคาร์ไบด์ได้ดี จากงานวิจัยต่างๆ[12,13,14,17] ซึ่งทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมทนความร้อน เกรด HP ในสภาพหล่อด้วยเทคนิคต่างๆ พบว่า คาร์ไบด์ปฐมภูมิซึ่งอยู่ในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานในสภาพหล่อประกอบด้วย M_7C_3 และ MC โดยที่คาร์ไบด์ชนิด M_7C_3 เป็นคาร์ไบด์ที่มีโครเมียมสูง และคาร์ไบด์ชนิด MC เป็นคาร์ไบด์ที่มีไนโอเบียมสูง

4.1.3 ความแข็ง

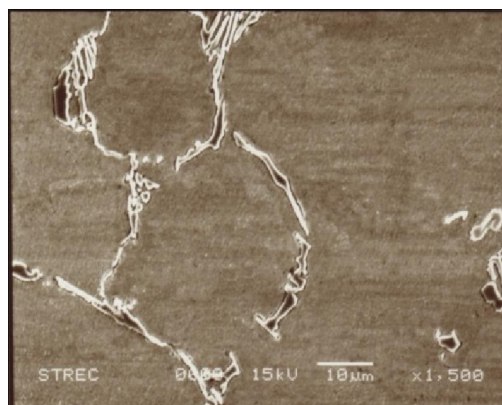
ชิ้นงานในสภาพหล่อได้ทำการเตรียมผิวเพื่อทดสอบความแข็งและความแข็งจุลภาค บริเวณเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ปฐมภูมิ ดังแสดงผลไว้ในตารางที่ 4.3 ซึ่งจะเห็นได้ว่าบริเวณที่มียูเทคติกคาร์ไบด์มีความแข็งสูงกว่าเนื้อพื้นประมาณสองเท่า

ตารางที่ 4.3 ความแข็งของโลหะผสมเหล็กนิกเกิล โคเรียมเกรด HP ในสภาพหล่อ

ชิ้นตัวอย่าง	ความแข็งเฉลี่ย (HV)	ความแข็งจุลภาคเฉลี่ย (HV50g)	
		เนื้อพื้น	โครงสร้างยูเทคติกคาร์ไบด์
As-cast	191.9	179.3	291.9



รูปที่ 4.2 ภาพขยายโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานในสภาพหล่อ



รูปที่ 4.3 ภาพโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงานในสภาพหล่อ

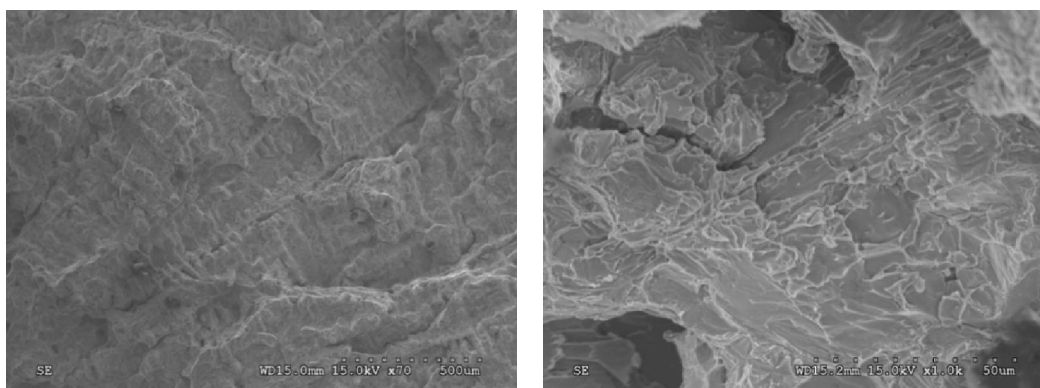
4.1.4 สมบัติแรงดึง

ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลซึ่งแสดงค่าต่างๆดังในตารางที่ 4.4

ตารางที่ 4.4 ความแข็งแรงดึงของโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ในสภาพหล่อ

ชิ้นตัวอย่าง	ความเค้นดึงสูงสุด (MPa)	ร้อยละของการยืด	โมดูลัสความแกร่ง (Joules)
As-cast	421.58	11.28	39.49

เมื่อนำชิ้นงานไปตรวจสอบรอยแตกหลังการทดสอบความแข็งแรงดึง ส่องดูบริเวณรอยแตกด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดด้วยกำลังขยายต่ำพบว่ารอยแตกมีลักษณะของการแตกตามขอบเดนไดรท์ ดังรูปที่ 4.4 จึงสรุปได้ว่าชิ้นงานมีลักษณะแตกแบบเปราะ



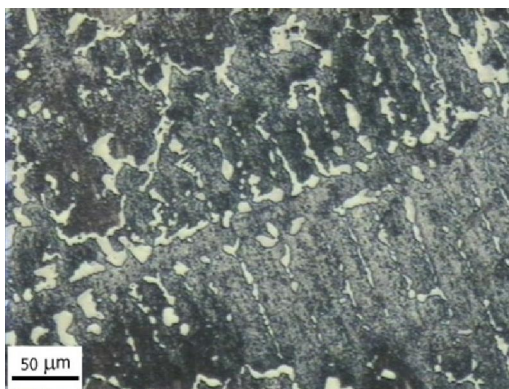
รูปที่ 4.4 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานในสภาพหล่อ (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)

4.2 ผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันต่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP หลังจากผ่านการใช้งาน

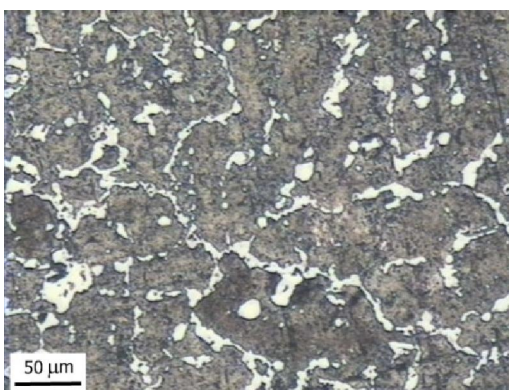
ปัจจุบันนี้การเปรียบเทียบการเกิดคาร์บูไรเซชันในอุตสาหกรรมปิโตรเคมี มีการใช้เครื่องมือวัดค่าคาร์บูไรเซชันที่เกิดขึ้น โดยค่าคาร์บูไรเซชันที่วัดได้ จะมีความสัมพันธ์กับปริมาณการเกิดคาร์บูไรเซชันในเนื้อวัสดุ โดยเทียบค่าคาร์บูไรเซชันกับความลึกของการเกิดคาร์บูไรเซชันในเนื้อวัสดุ เมื่อค่าคาร์บูไรเซชันเพิ่มขึ้น จะแสดงให้เห็นว่าเกิดคาร์บูไรเซชันมากขึ้นด้วย

4.2.1 โครงสร้างจุลภาค

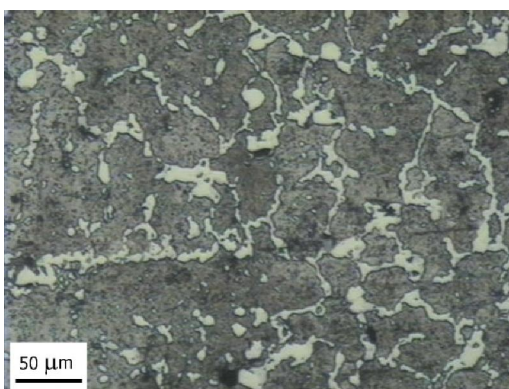
รูปที่ 4.5 ถึง 4.15 แสดงถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานภายใต้บรรยากาศคาร์บูไรเซชันมาเป็นระยะเวลา 5 ปี โดยโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิบนเนื้อพื้นออกซิไดซ์ โดยที่คาร์ไบด์มีลักษณะเป็นร่างแหและมีขนาดใหญ่และหนากว่าคาร์ไบด์ของชิ้นงานในสภาพหล่ออย่างเห็นได้ชัดจากสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.16 โดยเฉพาะในชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชันมากกว่า 100 จะสามารถเห็นได้ชัดว่าร่างแหคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่และคาร์ไบด์บางส่วนรวมตัวกันเป็นก้อน โดยเมื่อค่าคาร์บูไรเซชันยิ่งเพิ่มมากขึ้น โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานก็ยังมีปริมาณและขนาดของร่างแหคาร์ไบด์ที่สูงขึ้นตามไปด้วย ซึ่งโครงสร้างแบบนี้จะส่งผลให้สมบัติเชิงกลทั้งที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิสูงลดต่ำลง ดังนั้นเพื่อเป็นการประหยัดค่าใช้จ่ายเนื่องจากการเปลี่ยนวัสดุใหม่ จึงต้องการหาแนวทางที่จะยืดอายุการใช้งานของโลหะผสมตัวนี้ออกไป โดยต้องหาวิธีการที่จะสลายโครงร่างแหคาร์ไบด์นี้ให้มีขนาดและปริมาณที่ลดลงต่อไป เพื่อยืดอายุการใช้งาน



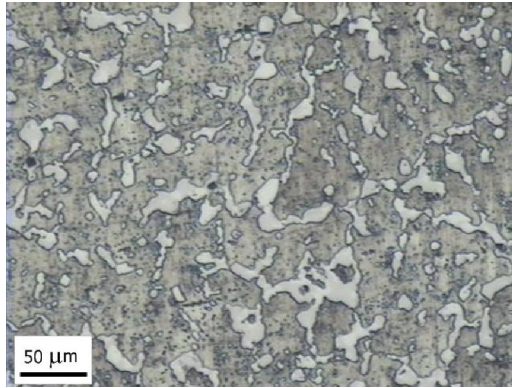
รูปที่ 4.5 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 1-10



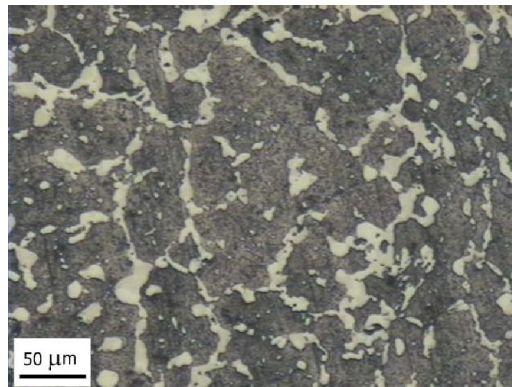
รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 11-20



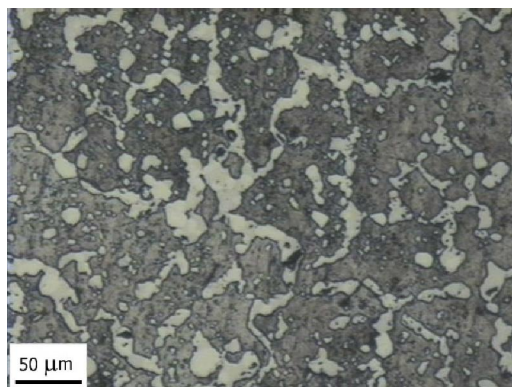
รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 21-30



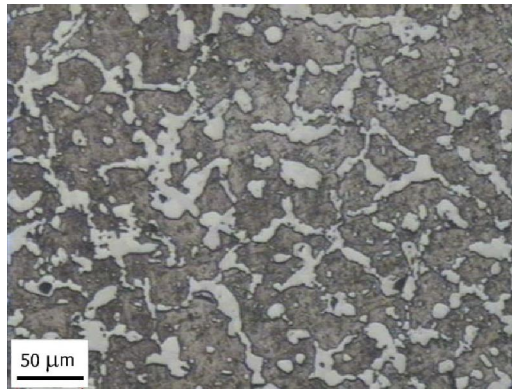
รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 31-40



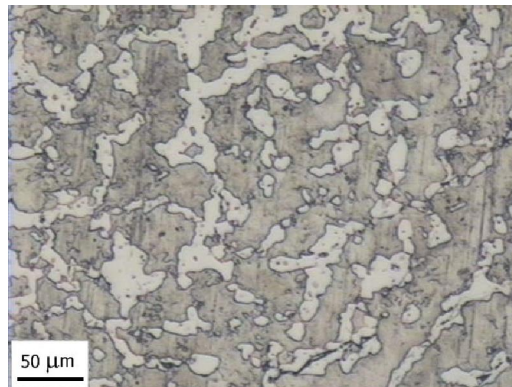
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 41-50



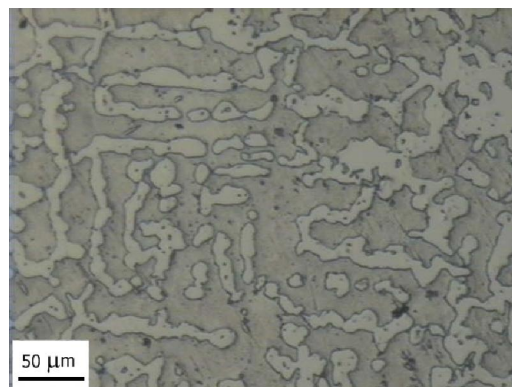
รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 51-60



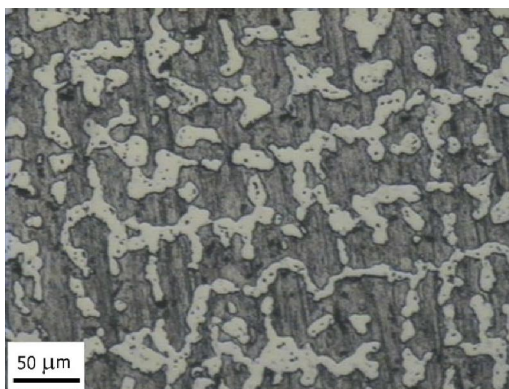
รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 71-80



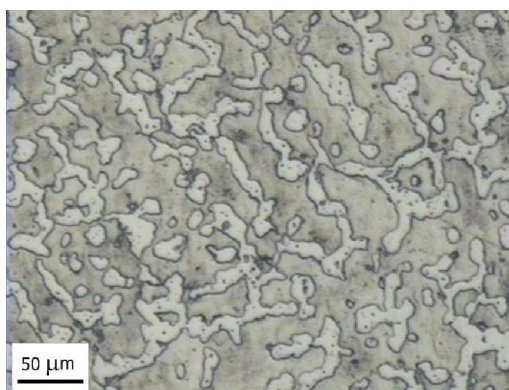
รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 111-120



รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ในช่วง 121-130



รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชันในช่วง 131-140

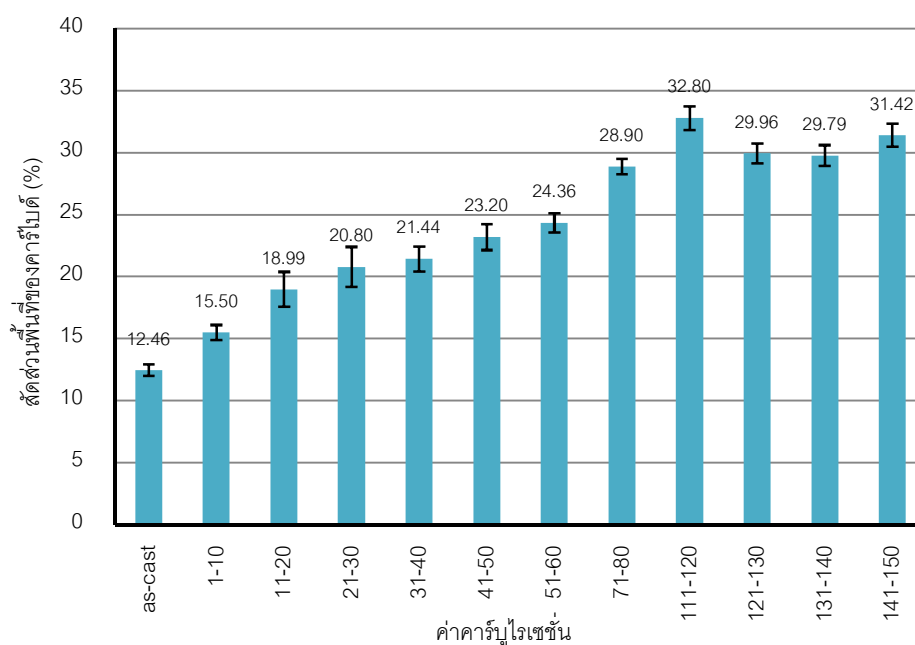


รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชันในช่วง 141-150

เมื่อทำการวิเคราะห์สัดส่วนเชิงพื้นที่ของชิ้นงานภายหลังการเกิดคาร์บูไรเซชันพบว่า สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ในชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อค่าคาร์บูไรเซชันมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.16 การที่คาร์ไบด์มีสัดส่วนเชิงพื้นที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากชิ้นงานผ่านการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ภายใต้บรรยากาศที่มีคาร์บอนสูง ทำให้คาร์บอนสามารถแพร่จากบรรยากาศที่ใช้งานเข้าสู่ชิ้นงาน คาร์บอนที่แพร่เข้าสู่ชิ้นงานจะรวมตัวกับโครเมียมและธาตุกลุ่มที่เกิดคาร์ไบด์ได้ง่ายในเนื้อพื้น และตกผลึกเป็นคาร์ไบด์ อะตอมธาตุผสมที่สามารถเกิดคาร์ไบด์ได้ดี โดยมีโครเมียมเป็นหลักเนื่องจากมีปริมาณมาก จะแพร่จากเนื้อพื้นเข้าสู่บริเวณรอบเฟสคาร์ไบด์ เนื่องจากรอบๆคาร์ไบด์เป็นบริเวณที่มีความเข้มข้นของโครเมียมน้อย ทำให้เกิดการรวมตัวของโครเมียมและคาร์บอนที่บริเวณรอยต่อระหว่างคาร์ไบด์กับเนื้อพื้น คาร์ไบด์ตามขอบเกรนจึงมีขนาดใหญ่ขึ้น[15] และมีปริมาณมากขึ้น เมื่อเกิดคาร์บูไรเซชันมากขึ้น ประกอบกับฟิล์มโครเมียมออกไซด์ที่ช่วยป้องกันการเกิดคาร์บูไรเซชัน

ไม่มีเสถียรภาพและสลายตัวไปในอุณหภูมิช่วงใช้งานที่ 1,020-1,080°C และเนื่องจากระหว่างการใช้งาน วัสดุแต่ละส่วนได้รับความร้อนไม่เท่ากัน ทำให้เกิดคาร์บูไรเซชันไม่เท่ากันในแต่ละบริเวณ โดยบริเวณที่อุณหภูมิสูงกว่าจะมีค่าคาร์บูไรเซชันมากกว่า เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นจะทำให้ฟิล์มโครเมียมออกไซด์สลายตัวมากขึ้น คาร์บอนจึงแพร่เข้าสู่เนื้อวัสดุได้มากขึ้น ทำให้คาร์ไบด์มีขนาดใหญ่ขึ้นแปรตามค่าคาร์บูไรเซชันที่สูงขึ้น

นอกจากนี้ ยังพบอีกว่าปริมาณโครเมียมในคาร์ไบด์มีค่ามากขึ้นทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของคาร์ไบด์จากชนิด M_7C และ MC เป็นชนิด $M_{23}C_6$ ตามที่พบจากงานวิจัยต่างๆ[15,16,17] และจากผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 ดังแสดงในตารางที่ 4.5 พบว่าปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานในสภาพหล่อ (ตารางที่ 4.2)



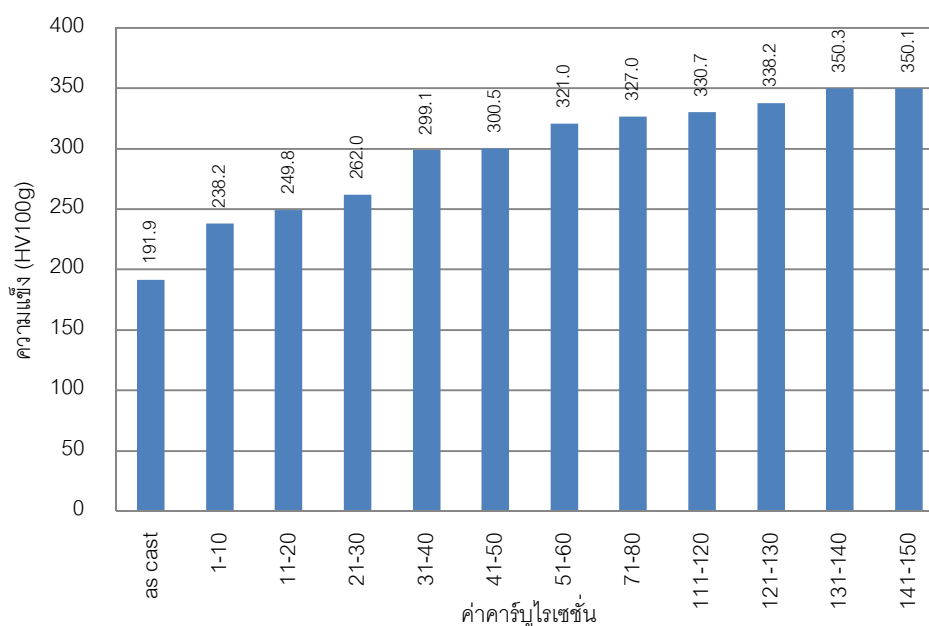
รูปที่ 4.16 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ต่อพื้นที่ทั้งหมดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรเซชันต่างๆ

ตารางที่ 4.5 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ด้วยเทคนิค EDS ของเนื้อพื้นและคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ ของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120

ธาตุ	C	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
โลหะพื้น	-	-	10.49	37.64	52.17	-
คาร์ไบด์	23.83	2.96	61.10	-	-	12.11

4.2.2 ความแข็ง

จากผลการทดสอบความแข็งชิ้นงานตัวอย่างในสภาพหล่อเทียบกับชิ้นงานที่เกิดคาร์บูไรเซชันพบว่าแล้วความแข็งของชิ้นงานโดยเฉลี่ยสูงขึ้นเมื่อคาร์บูไรเซชันเกิดมีปริมาณที่เพิ่มขึ้นในชิ้นงาน (พิจารณารูปที่ 4.17) และความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเกิดคาร์บูไรเซชันมากขึ้น เนื่องจากความแข็งที่เพิ่มขึ้นมีความสัมพันธ์กับขนาดและปริมาณของคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ในชิ้นงาน เมื่อเกิดคาร์บูไรเซชันมากขึ้น คาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์มีขนาดใหญ่ขึ้นและมีปริมาณเพิ่มขึ้น เห็นได้จากสัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากเฟสคาร์ไบด์เป็นเฟสที่มีความแข็งสูง จึงทำให้ความแข็งโดยเฉลี่ยของชิ้นงานที่เกิดคาร์บูไรเซชันเพิ่มสูงกว่าชิ้นงานในสภาพหล่อที่ยังไม่ผ่านการใช้งาน

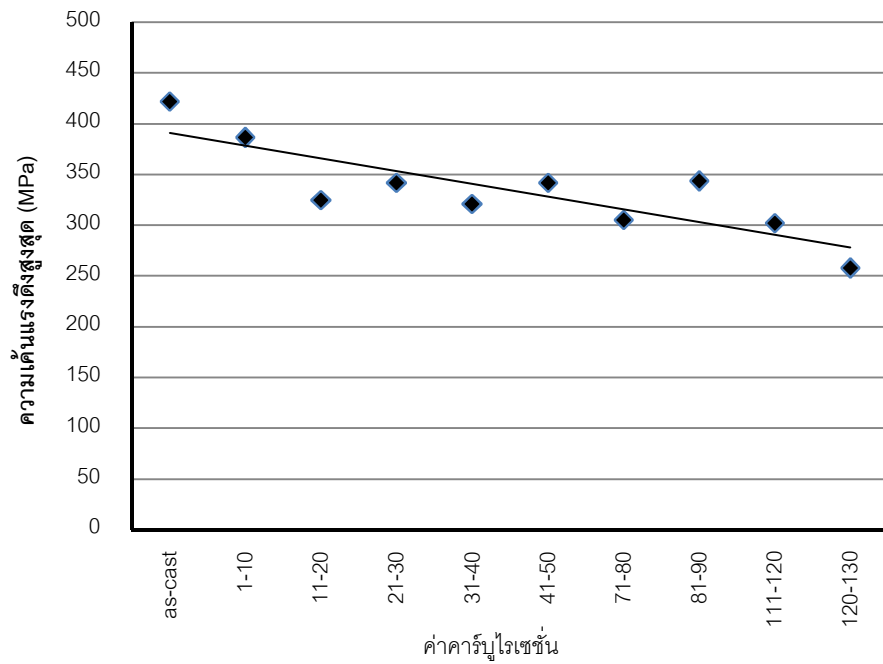


รูป 4.17 แสดงค่าความแข็งของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรเซชันต่างๆกัน

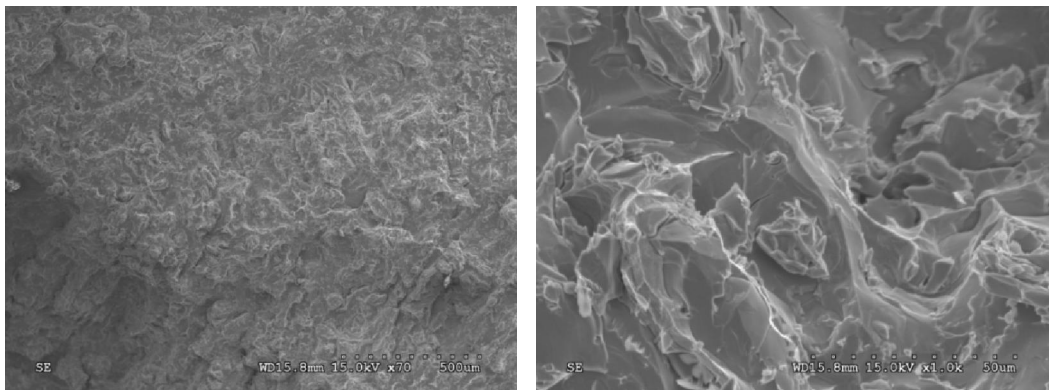
4.2.3 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงาน

จากผลการทดสอบแรงดึง พบว่าชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรเซชันสูงกว่า 100 จะไม่พบจุดครากที่ชัดเจน (ไม่สามารถหาค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชันสูงกว่า 130 ได้ เนื่องจากไม่สามารถเตรียมชิ้นงานทดสอบได้เพราะเกิดการแตกของเนื้อวัสดุระหว่างเตรียมชิ้นงาน) เมื่อพิจารณาค่าความเค้นดึงสูงสุดพบว่าชิ้นตัวอย่างที่ผ่านการใช้งานมีความเค้นดึงสูงสุดโดยเฉลี่ยที่ลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นตัวอย่างที่ยังไม่ผ่านการใช้งาน (as-cast) ดังแสดงในรูปที่ 4.18 ในชิ้นงานที่ผ่านการใช้งานแล้วพบว่าเมื่อค่าคาร์บูไรเซชันสูงขึ้น ชิ้นงานมีแนวโน้มที่จะมีความเค้นดึงสูงสุดลดลง เนื่องจากปริมาณคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นตามเมื่อค่าคาร์บูไรเซชันสูงขึ้น และคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นร่างแหขนาดใหญ่ ซึ่งเป็นลักษณะของคาร์ไบด์ที่ส่งผลเสียต่อสมบัติทางกลของวัสดุ เนื่องจากคาร์ไบด์เป็นเฟสที่มีความแข็งสูง ดังนั้นเมื่อคาร์ไบด์เพิ่มมากขึ้น ชิ้นงานจะสูญเสียความแข็งแรงเนื่องจากโครงสร้างมีความเปราะมากขึ้น ทำให้ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานลดลงไปตามปริมาณของเฟสคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ การเกิดคาร์บูไรเซชันยังทำให้ปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นออกซิไดส์ลดลงซึ่งส่งผลให้กลไกในการเพิ่มความแข็งแรงในโลหะแบบสารละลายของแข็งลดลงตามไปด้วยจึงทำให้ความแข็งแรงแรงดึง (tensile strength) ของชิ้นงานลดลง ส่งผลเสียต่อสมบัติแรงดึงของชิ้นงาน

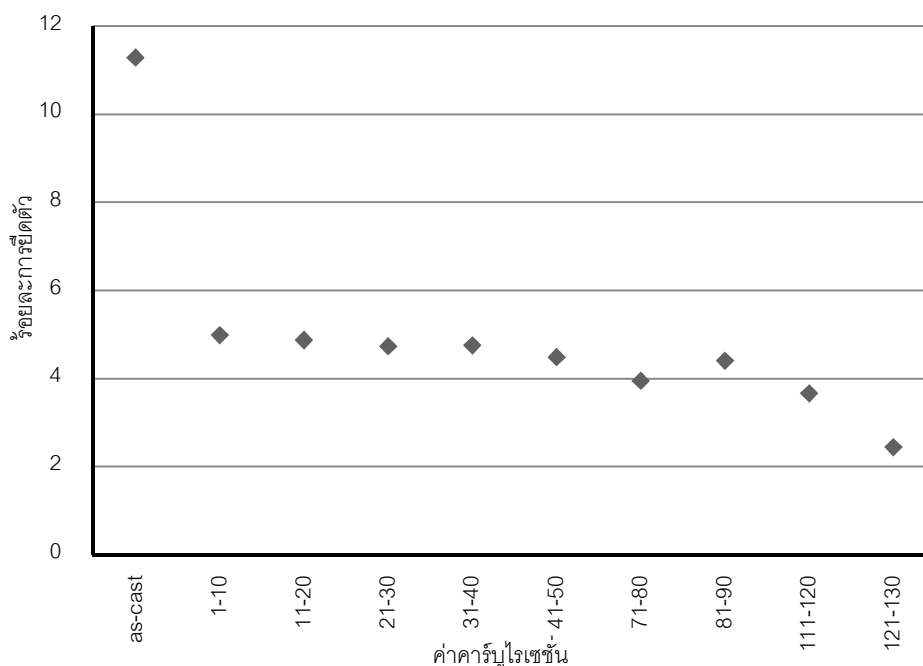
เมื่อทำการตรวจสอบรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานพบว่าชิ้นงานทุกค่าคาร์บูไรเซชันมีพื้นผิวรอยแตกขรุขระเช่นเดียวกับชิ้นงานในสภาพหล่อ และพบลักษณะรอยแตกแบบ intergranular เมื่อดูด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน ดังรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.18 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บอนไอเชี่ยนต่างๆ



รูปที่ 4.19 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บอนไอเชี่ยน 111-120 (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)



รูปที่ 4.20 ร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บอนไรเซชันต่างๆ

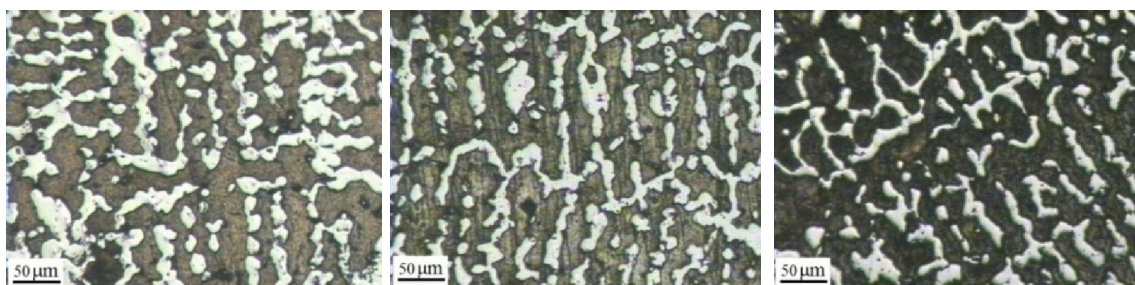
4.2.4 ร้อยละการยืดตัว (Percent Elongation)

ร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานลดลงอย่างมากเมื่อเกิดคาร์บอนไรเซชัน จากรูป 4.20 จะเห็นได้ว่าค่าคาร์บอนไรเซชันลดลงจากร้อยละ 11.28 เป็นร้อยละ 4.98 เมื่อเกิดคาร์บอนไรเซชันขึ้นในชิ้นงาน และร้อยละการยืดตัวมีแนวโน้มลดลงเมื่อเกิดคาร์บอนไรเซชันมากขึ้น เนื่องจากคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นตามขอบเดนไดรท์และภายในเนื้อผลึกมีความเปราะสูงจึงไปลดความแข็งแรงและความยืดตัวในเนื้อโลหะลง ปริมาณคาร์ไบด์ที่มากขึ้นนี้ไปลดพื้นที่หรือบริเวณที่เนื้อโลหะควรจะยึดติดกัน ส่งผลให้สามารถแตกในเนื้อผลึกได้ง่ายถ้าถูกแปรรูปถาวรไปเพียงนิดเดียว นอกจากนี้คาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ถ้ามีปริมาณมากและฟอร์มตัวเป็นฟิล์มก็จะส่งผลให้เกิดการเปราะแตกหักที่ขอบเดนไดรท์เหล่านี้ได้ง่ายด้วย

4.3 ผลของกรรมวิธีทางความร้อนต่อชิ้นงานโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP ที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120

จากการตรวจสอบค่าคาร์บูไรซ์ของท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล โครเมียมเกรด HP หลังจากการใช้งานเป็นระยะเวลา 5 ปี พบว่าท่อส่วนใหญ่มีค่าคาร์บูไรซ์สูงกว่า 100 แต่เนื่องจากท่อบริเวณที่มีค่าคาร์บูไรซ์สูงกว่า 130 มีคาร์ไบด์สูง เกิดการแตกหัก ไม่สามารถนำมาปรับปรุงคุณสมบัติได้ ผู้ทดลองจึงเลือกชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 มาทดลองปรับปรุงสมบัติด้วยกรรมวิธีทางความร้อน โครงสร้างจุลภาคชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 แสดงในรูปที่ 4.12

4.3.1 โครงสร้างจุลภาคที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่างๆ

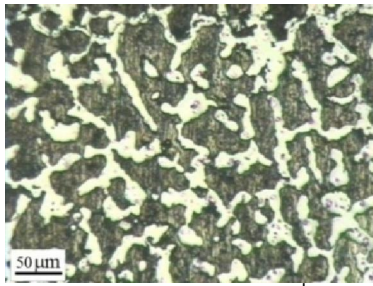


รูปที่ 4.21 การทำละลายที่ 1100°C 6 ชม.

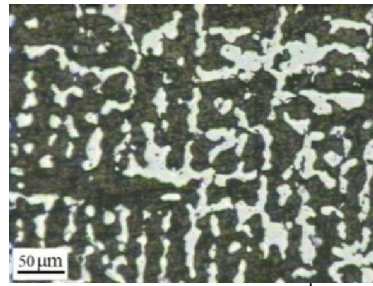
รูปที่ 4.22 การทำละลายที่ 1150°C 6 ชม .

รูปที่ 4.23 การทำละลายที่ 1200°C 6 ชม .

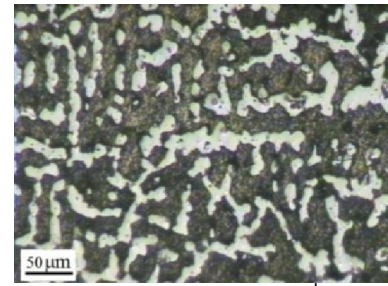
รูปที่ 4.21-4.23 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 1150 และ 1200 °C ตามลำดับ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง



รูปที่ 4.24 การทำละลายที่
1100°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
800°C 24 ชม.

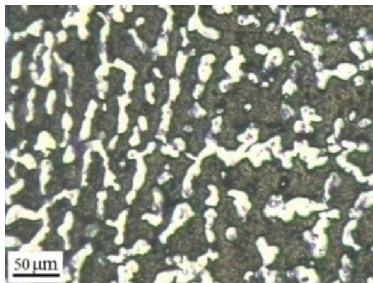


รูปที่ 4.25 การทำละลายที่
1100°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
900°C 24 ชม.

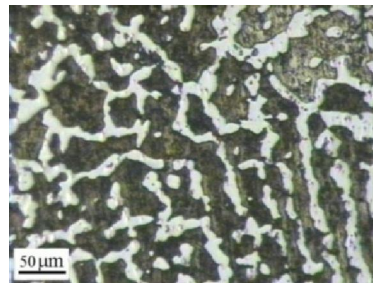


รูปที่ 4.26 การทำละลายที่
1100°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
1000°C 24 ชม.

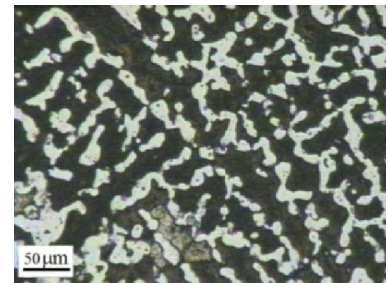
รูปที่ 4.24-4.26 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บอนไฟเบอร์ 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000 °C ตามลำดับ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



รูปที่ 4.27 การทำละลายที่
1150°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
800°C 24 ชม.

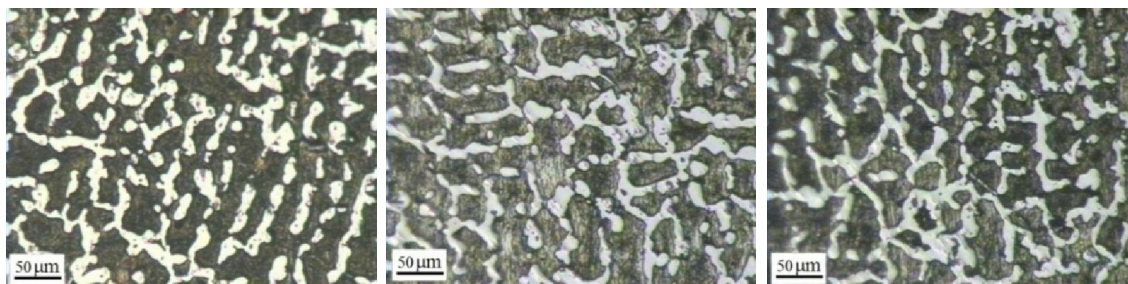


รูปที่ 4.28 การทำละลายที่
1150°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
900°C 24 ชม.



รูปที่ 4.29 การทำละลายที่
1150°C 6 ชม. และบ่มแข็งที่
1000°C 24 ชม.

รูปที่ 4.27-4.29 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บอนไฟเบอร์ 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1150 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000 °C ตามลำดับ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง



รูปที่ 4.30 การทำละลายที่

1200 °C 6 ชม. และบ่มแข็งที่

800 °C 24 ชม.

รูปที่ 4.31 การทำละลายที่

1200 °C 6 ชม. และบ่มแข็งที่

900 °C 24 ชม.

รูปที่ 4.32 การทำละลายที่

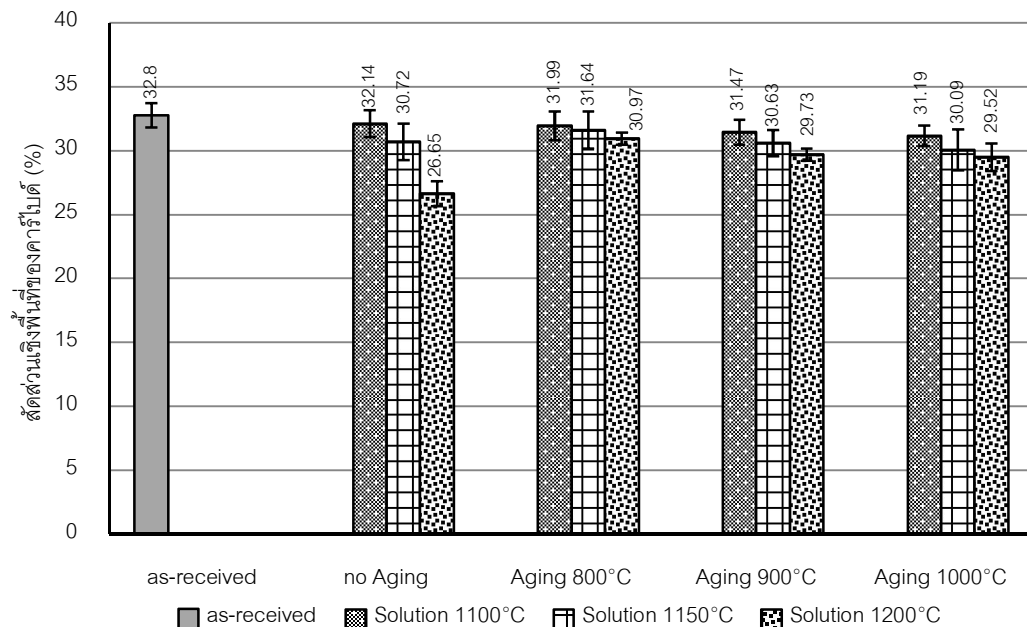
1200 °C 6 ชม. และบ่มแข็งที่

1000 °C 24 ชม.

รูปที่ 4.30-4.32 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยาย 100 เท่าของชิ้นงานคาร์บูไรเซชัน 111-120 ที่ทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 900 และ 1000 °C ตามลำดับ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.21 ถึง 4.32 แสดงถึงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะผสมเกรด HP ที่ผ่านการใช้งานมา มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 ได้ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่พยายามสลายตาข่ายของคาร์ไบด์ และให้เกิดการตกตะกอนใหม่อีกครั้งอย่างสม่ำเสมอในโครงร่างผลึก โดยทำการให้ความร้อนที่ระดับ 1000-1200 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และผ่านการบ่มแข็งระดับอุณหภูมิ 800-1000 °C เป็นระยะเวลา 24 ชั่วโมง ที่สภาวะต่างๆกัน สามารถสรุปได้ว่า โครงสร้างจุลภาคใหม่ที่เกิดขึ้นทั้งหมดมีลักษณะของขนาดคาร์ไบด์ที่ค่อนข้างใกล้เคียงกัน เมื่อสังเกตด้วยตาเปล่า โดยจะมีลักษณะที่มีความสม่ำเสมอสูงกว่า และการกระจายตัวของเฟสคาร์ไบด์ที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสมที่ผ่านการใช้งานมาแล้ว เมื่อวิเคราะห์สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์ของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ในรูปที่ 4.33 พบว่า สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์ของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน มีค่าน้อยกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากกรรมวิธีทางความร้อนทำให้คาร์ไบด์สลายตัวกลับเข้าสู่เนื้อพื้น และการเผาภายใต้บรรยากาศปกติน่าจะมีส่วนช่วยในการทำให้เกิดดีคาร์บูไรเซชันได้ในระดับหนึ่ง คาร์ไบด์บางส่วนจึงสลายตัวและธาตุคาร์บอนสามารถแพร่ออกจากเนื้อวัสดุ สัดส่วนพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์ในชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนจึงมีค่าลดลง จะเห็นว่าสัดส่วนพื้นที่ของเฟส

คาร์ไบด์ในชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิต่างๆ มีค่าไม่ต่างกันมาก และในชิ้นงานที่ผ่านการเผาทำละลายและบ่มแข็งมีส่วนพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์สูงกว่าในชิ้นงานที่เผาทำละลายเพียงอย่างเดียว เพราะการบ่มแข็งทำให้คาร์ไบด์ตกตะกอนในเนื้อวัสดุมากขึ้นอีกครั้งหนึ่ง



รูปที่ 4.33 สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ต่อพื้นที่ทั้งหมดของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

เมื่อพิจารณาผลการวิเคราะห์สัดส่วนเชิงพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์ร่วมกับโครงสร้างจุลภาค ทั้งหมดสามารถสรุปได้คร่าวๆว่า อุณหภูมิที่เหมาะสมที่สุดในการทำให้โครงสร้างจุลภาคมีเฟสคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนออกมาใหม่มีปริมาณที่น้อยที่สุดและมีการเชื่อมติดกันเป็นโครงร่างตาข่ายที่น้อยที่สุดด้วย คือการทำละลายที่สภาวะ 1200 °C เนื่องจากคาร์ไบด์สลายตัวได้ดีที่อุณหภูมิสูงและยังมีการแพร่ได้ง่ายและเร็วกว่าการใช้กรรมวิธีทางความร้อนแบบอื่นๆ เนื่องจากผลของการเกิดดีคาร์บูไรเซชันด้วย ดังนั้นจากกราฟในรูปที่ 4.33 สามารถสรุปได้ว่ากรรมวิธีทางความร้อนทั้งแบบที่ผ่านการเผาทำละลายเพียงอย่างเดียว และแบบที่ผ่านการทำละลายและการบ่มแข็ง ทำให้ปริมาณของเฟสคาร์ไบด์ในชิ้นงานลดลง เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิที่ใช้ในการทำละลาย ทั้งในกรณีที่ทำละลายเพียงอย่างเดียวและกรณีที่ทำละลายแล้วบ่มแข็ง พบว่าเมื่ออุณหภูมิที่ใช้ทำละลายเพิ่มขึ้น สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์น้อยลง ที่เป็นเช่นนี้เนื่องจากอุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้นจะทำให้การ

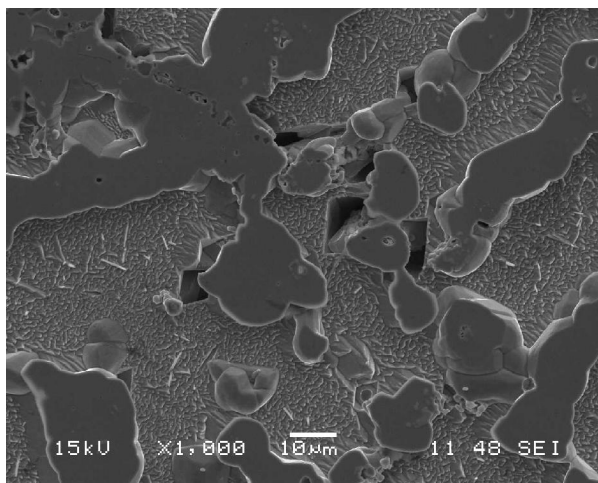
สลายตัวของคาร์ไบด์เกิดได้ดีขึ้น และยังทำให้คาร์บอนแพร่ในเนื้อวัสดุได้ดีขึ้น[18] รวมทั้งเกิดดีคาร์บูไรเซชันมากขึ้นด้วย แต่การที่ปริมาณสัดส่วนเชิงพื้นที่ต่างกันเล็กน้อย เนื่องจากอุณหภูมิทำละลายที่ใช้มีความแตกต่างกันไม่มากนัก ทำให้ผลที่ได้มีความแตกต่างไม่มากเท่าไร โดยที่ที่อุณหภูมิทำละลาย 1100 และ 1150 °C ไม่สามารถสลายคาร์ไบด์กลับเข้าสู่เนื้อพื้นได้มาก เมื่อเทียบกับการทำละลายที่ 1200 °C ดังนั้นเมื่อทำการบ่มแข็งต่อ สัดส่วนพื้นที่คาร์ไบด์จึงไม่เพิ่มขึ้นมากเท่าไรนัก

4.3.2 ส่วนผสมทางเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)

ตารางที่ 4.6 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) EDS ของคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ และเนื้อพื้นของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง

ธาตุ	C	Si	Cr	Fe	Ni
เนื้อพื้น	21.36	4.67	10.49	30.4	41.64
คาร์ไบด์	21.07	-	57.85	21.08	-

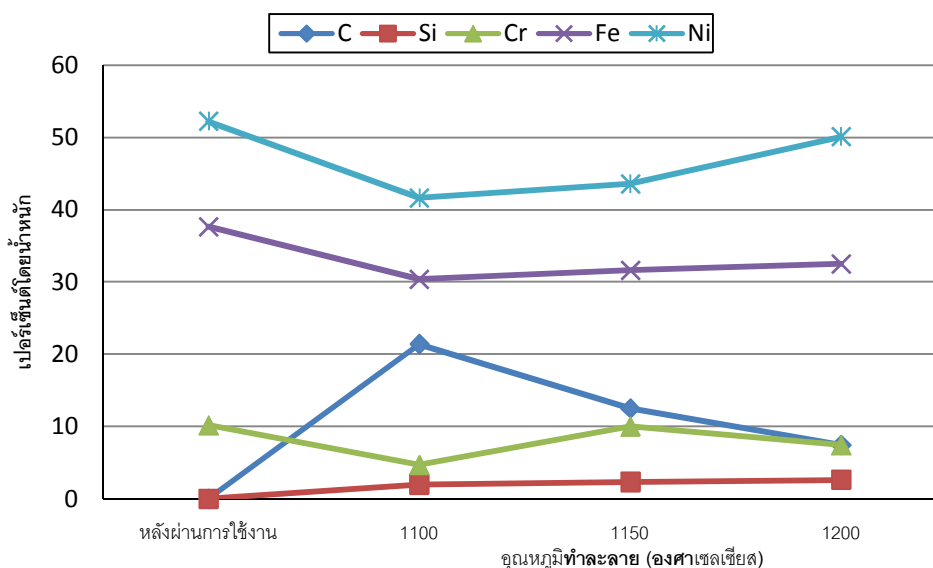
เมื่อชิ้นงานผ่านกรรมวิธีทางความร้อนไปแล้วพบว่าในคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์มีการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมี โดยคาร์ไบด์ตามขอบเดนไดรท์ของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนทั้งกรณีี่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว และกรณีี่ผ่านการทำละลายแล้วบ่มแข็งต่อประกอบด้วย โครเมียมและเหล็กเป็นหลักดังแสดงในตารางที่ 4.6 และหลังจากการทำละลายและบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกัน พบว่ามีเฟสรูบิซึม (ตัวอย่างแสดงในรูปที่ 4.34) ซึ่งมีส่วนผสมของไทเทเนียมและไนโอเบียมเกิดขึ้นในโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1100 และ 1150 °C แล้วทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800, 900 และ 1000 °C โดยเฟสรูบิซึมที่พบหลังการบ่มแข็งจะกระจายตัวอย่างไม่เป็นระเบียบอยู่บนเนื้อพื้น



รูปที่ 4.34 ภาพโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 หลังผ่านเผาทำละลายที่ 1100°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่ 1000°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง

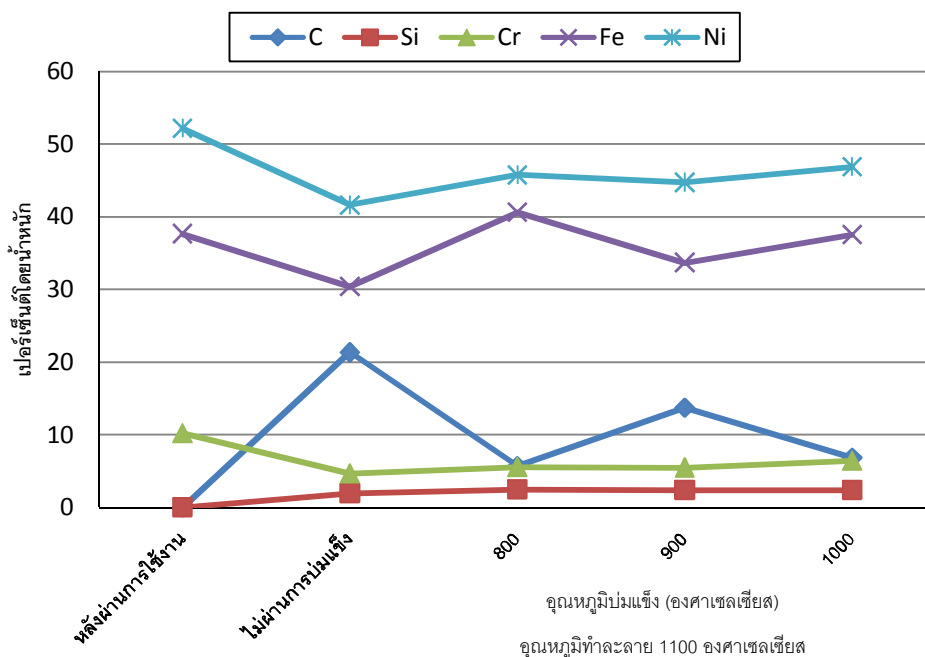
ตารางที่ 4.7 แสดงคาร์ไบด์ชนิดต่างๆในชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนต่างๆกัน

ชิ้นงาน	Cr-riched carbide	Needle-like carbide
ชิ้นงานในสภาพหล่อ	✓	-
ชิ้นงานค่าคาร์บูไรซ์ 111-120	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1100°C	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1150°C	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1200°C	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1100°C บ่มแข็งที่ 800°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1100°C บ่มแข็งที่ 900°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1100°C บ่มแข็งที่ 1000°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1150°C บ่มแข็งที่ 800°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1150°C บ่มแข็งที่ 900°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1150°C บ่มแข็งที่ 1000°C	✓	✓
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1200°C บ่มแข็งที่ 800°C	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1200°C บ่มแข็งที่ 900°C	✓	-
ชิ้นงานผ่านการทำละลายที่ 1200°C บ่มแข็งที่ 1000°C	✓	-



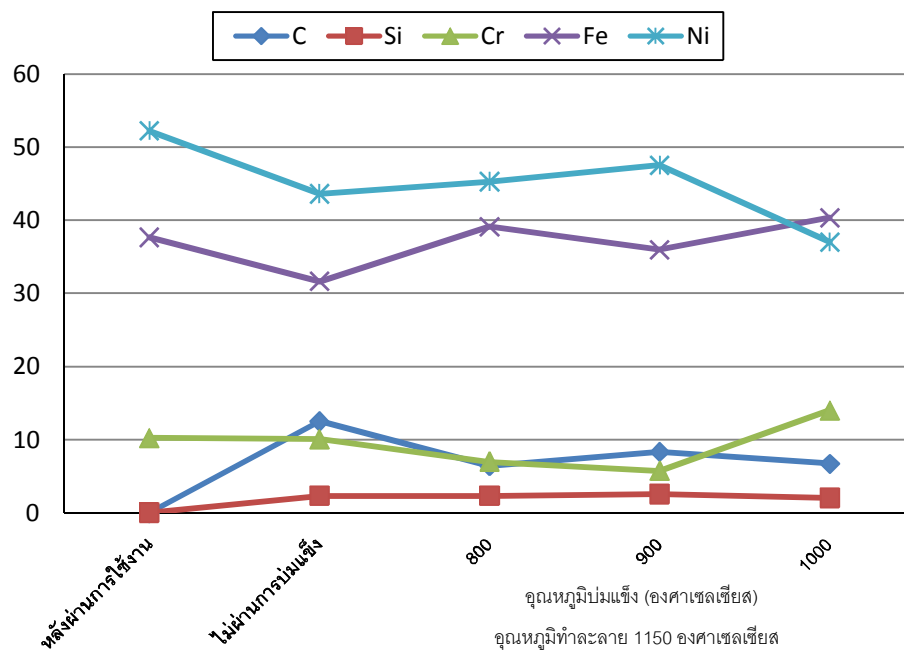
รูปที่ 4.35 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 6 ชั่วโมง

ปริมาณธาตุคาร์บอนในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้นหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ทั้งในกรณีที่ทำละลายเพียงอย่างเดียว และกรณีทำละลายแล้วบ่มแข็ง เนื่องจากกรรมวิธีทางความร้อนทำให้คาร์ไบด์บางส่วนเกิดการสลายตัว คาร์บอนจึงแพร่กลับเข้าสู่เนื้อพื้นเพิ่มมากขึ้นในทุกอุณหภูมิทำละลาย สอดคล้องกับผลสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ที่ลดลงหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เมื่อพิจารณาในกรณีที่ทำละลายเพียงอย่างเดียวที่อุณหภูมิต่างๆกัน ดังรูปที่ 4.35 ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำละลาย ในขณะที่ปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นมีค่าลดลงเล็กน้อยหลังผ่านการทำละลาย ซึ่งคาดว่าเกิดจากการเกิดดีคาร์บูไรเซชันขึ้นระหว่างการทำละลาย เนื่องจากการทดลองนี้ใช้อุณหภูมิทำละลายสูงกว่า 1000°C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ฟิล์มออกไซด์ที่ผิวชิ้นงานเริ่มเสื่อมสภาพ ทำให้เกิดดีคาร์บูไรเซชัน ทำให้คาร์ไบด์บางส่วนเกิดการสลายตัว ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นจึงลดลงหลังจากการทำละลาย โดยอุณหภูมิเพิ่มขึ้นยิ่งทำให้การเกิดดีคาร์บูไรเซชันเกิดได้ดีขึ้น ส่งผลให้คาร์บอนในเนื้อพื้นลดลงเมื่ออุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลของสัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ในโครงสร้างจุลภาคหลังผ่านการทำละลายด้วย



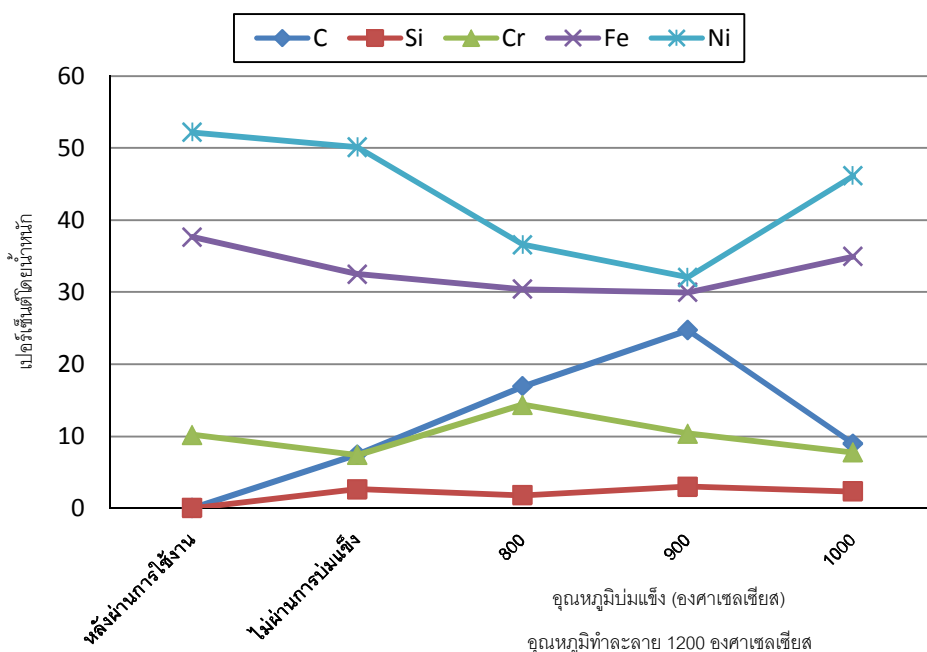
รูปที่ 4.36 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำลายที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง

พิจารณาผลของการบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆ เมื่อให้อุณหภูมิทำลายคงที่ เมื่อใช้อุณหภูมิทำลายที่ 1100°C ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีแสดงดังรูป 4.36 พบว่าชิ้นงานผ่านทำลายอย่างเดียวยังทำให้ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานหลังการใช้งาน เนื่องจากเกิดดีคาร์บูไรเซชันขณะทำลาย เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการทำลายไปทำการบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆ พบว่าการบ่มแข็งทำให้คาร์บอนในเนื้อพื้นลดลง เนื่องจากเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์เพิ่มเติม ซึ่งสอดคล้องกับสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นเมื่อทำการบ่มแข็ง เมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็ง 900°C พบว่าคาร์บอนในเนื้อพื้นมีปริมาณมากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่ 800°C เนื่องจากที่อุณหภูมิ 900°C คาร์ไบด์เกิดการตกตะกอนได้น้อยกว่า เห็นได้จากสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ที่ลดลงเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิเป็น 1000°C ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นกลับลดลง เนื่องจากเกิดดีคาร์บูไรเซชันเกิดขึ้น และปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นค่อนข้างคงที่ เนื่องจากโครเมียมถูกใช้ในการเกิดคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นระหว่างการใช้งาน ทำให้โครเมียมในเนื้อพื้นมีปริมาณน้อย



รูปที่ 4.37 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำลายที่อุณหภูมิ 1150°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง

จากรูปที่ 4.37 เมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำลายเป็น 1150°C พบว่าปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิทำลาย 1100°C เนื่องจากอุณหภูมิทำลายสูงขึ้นมีผลทำให้เกิดดีคาร์บูไรเซชันมากขึ้น คาร์บอนในเนื้อพื้นจึงเหลือน้อยกว่า และเมื่อทำการบ่มแข็งพบว่าปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นลดลงเล็กน้อย และมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นน้อยลงหลังจากการบ่มแข็ง เนื่องจากเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์มากขึ้นเมื่อทำการบ่มแข็ง เห็นได้จากสัดส่วนพื้นที่ของคาร์บอนมีปริมาณเพิ่มขึ้นหลังจากการบ่มแข็ง และในกรณีที่บ่มแข็งที่ 1000°C พบว่าโครเมียมมีปริมาณเพิ่มขึ้น เนื่องจากที่อุณหภูมินี้มีการสลายตัวของคาร์ไบด์มากขึ้น ทำให้โครเมียมในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น แต่ที่ปริมาณคาร์บอนไม่เพิ่มตามไปด้วยก็เนื่องจากเกิดดีคาร์บูไรเซชันขึ้น



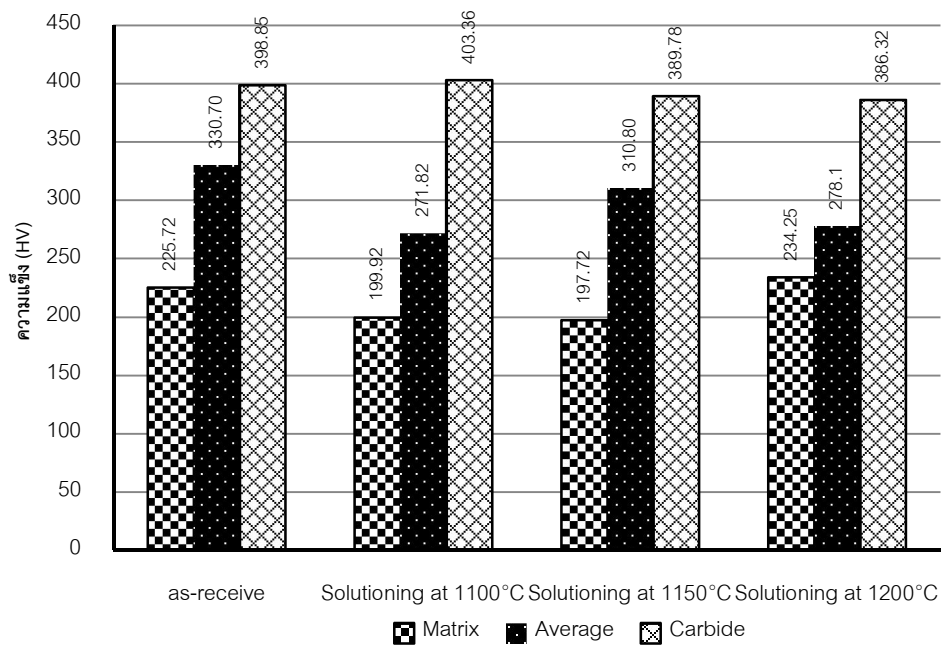
รูปที่ 4.38 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) บริเวณโครงสร้างพื้นด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานตัวอย่างหลังผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง แล้วบ่มแข็งที่อุณหภูมิต่างๆกันเป็นเวลา 24 ชั่วโมง

เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C ดังรูป 4.38 พบว่าปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากเกิดการสลายตัวของคาร์ไบด์บางส่วนในโครงสร้างจุลภาค แต่ปริมาณเกิดดีคาร์บูไรเซชันมากที่สุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิทำละลายอื่นๆ ทำให้ปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นหลังผ่านการทำละลายเหลือน้อยที่สุดเมื่อเทียบกับอุณหภูมิทำละลายอื่นๆ เมื่อชิ้นงานผ่านการบ่มแข็งชิ้นงานมีปริมาณคาร์บอนในเนื้อพื้นเพิ่มขึ้น เนื่องจากระหว่างการบ่มแข็งเริ่มเกิดการแพร่ของอะตอมคาร์บอนเพื่อจะไปรวมตัวเป็นคาร์ไบด์ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็งจะทำให้คาร์บอนในเนื้อพื้นเกิดการแพร่ได้ดีขึ้น ทำให้ตรวจพบปริมาณคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นมากขึ้นแต่ยังคงไม่ฟอร์มตัวเป็นคาร์ไบด์ แต่คาร์ไบด์ในเนื้อพื้นลดลงอย่างมากในชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่ 1100°C เนื่องจากผลของการเกิดดีคาร์บูไรเซชัน นอกจากนี้ยังพบว่าปริมาณโครเมียมในเนื้อพื้นมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น

4.3.3 ความแข็ง

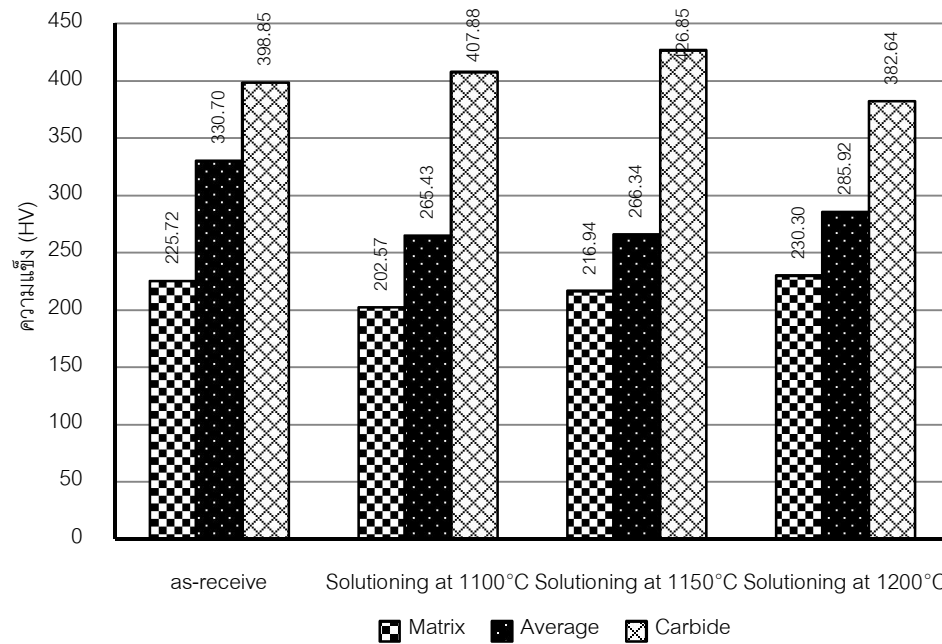
จากผลการทดสอบความแข็งของชิ้นงานตัวอย่างที่เกิดคาร์บูไรเซชันเนื่องจากการใช้งาน โดยความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อนคือ 330.7 HV ความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นเท่ากับ 225.72 HV และความแข็งจุลภาคบริเวณเฟสคาร์ไบด์เท่ากับ 398.85 HV ดังแสดงในรูปที่ 4.39 เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบกับชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 1100, 1150 และ 1200°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และต่อด้วยการบ่มแข็งที่ อุณหภูมิ 800, 900 และ 1000°C เป็นเวลา 24 ชั่วโมง โดยรวมแล้วพบว่าชิ้นงานตัวอย่างภายหลัง การให้กรรมวิธีทางความร้อนโดยมีความแข็งเฉลี่ยต่ำกว่าชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากความแข็งของชิ้นงานมีความสัมพันธ์กับปริมาณและการกระจายตัวของคาร์ไบด์ ซึ่ง กรรมวิธีทางความร้อนทำให้คาร์บอนบางส่วนละลายกลับเข้าไปในเนื้อพื้น นอกจากนี้ยังทำให้เกิด ดีคาร์บูไรซ์ มีการสูญเสียคาร์บอนออกจากชิ้นงานบางส่วน คาร์ไบด์มีขนาดเล็กลงและมีการ กระจายตัวที่สม่ำเสมอมากขึ้น ทั้งนี้เมื่อวิเคราะห์ความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นพบว่า ความแข็ง จุลภาคบริเวณเนื้อพื้นและบริเวณคาร์ไบด์ค่อนข้างคงที่เมื่อเทียบกับชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทาง ความร้อน เพราะไม่เกิดการเปลี่ยนเฟสในระหว่างกรรมวิธีทางความร้อน

การทำละลายเพียงอย่างเดียวโดยไม่ทำการบ่มแข็ง ทำให้ค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงาน ลดลงเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดย ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความ แข็งของชิ้นงานได้แสดงไว้ดังรูปที่ 4.39 ความแข็งจุลภาคบริเวณเฟสคาร์ไบด์ลดลงเมื่ออุณหภูมิทำ ละลายเพิ่มขึ้น แต่ความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำละลาย โดยความแข็งเฉลี่ยที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C ลดลง เนื่องจากปริมาณร่างแหคาร์ไบด์มีขนาด เล็กลง และมีปริมาณลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อดูโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลาย อย่างเดียวที่ 1200 °C (รูปที่ 4.23)



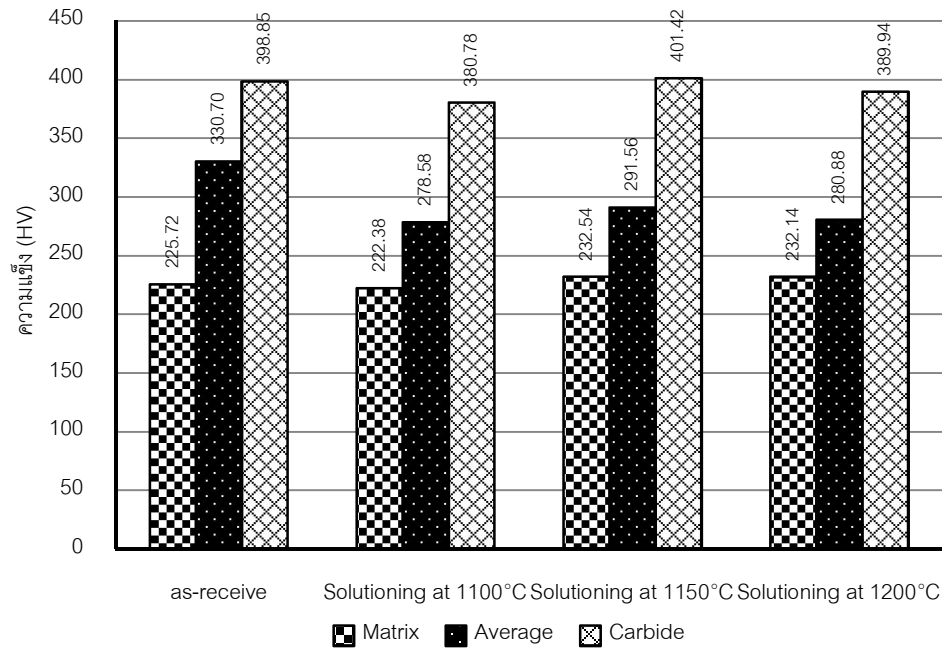
รูปที่ 4.39 ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120

เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิทำละลาย (Solutioning Temperature) เมื่ออุณหภูมิบ่มแข็ง (Aging Temperature) เท่ากับ 800 °C ดังแสดงในรูปที่ 4.40 พบว่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเล็กน้อย เมื่ออุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้น โดยที่อย่างไรก็ตาม ความแข็งเฉลี่ยยังคงต่ำกว่าความแข็งของชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เช่นเดียวกับความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นที่เพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้น อาจเนื่องมาจากปริมาณของธาตุคาร์บอนและโครเมียมที่มีมากขึ้นในเนื้อพื้นทำให้เพิ่มความแข็งแรงแบบสารละลายของแข็ง แต่ความแข็งจุลภาคบริเวณคาร์ไบด์จะไม่ต่างจากของเดิมมาก ยกเว้นชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200 °C ที่มีค่าลดลงมาเล็กน้อย

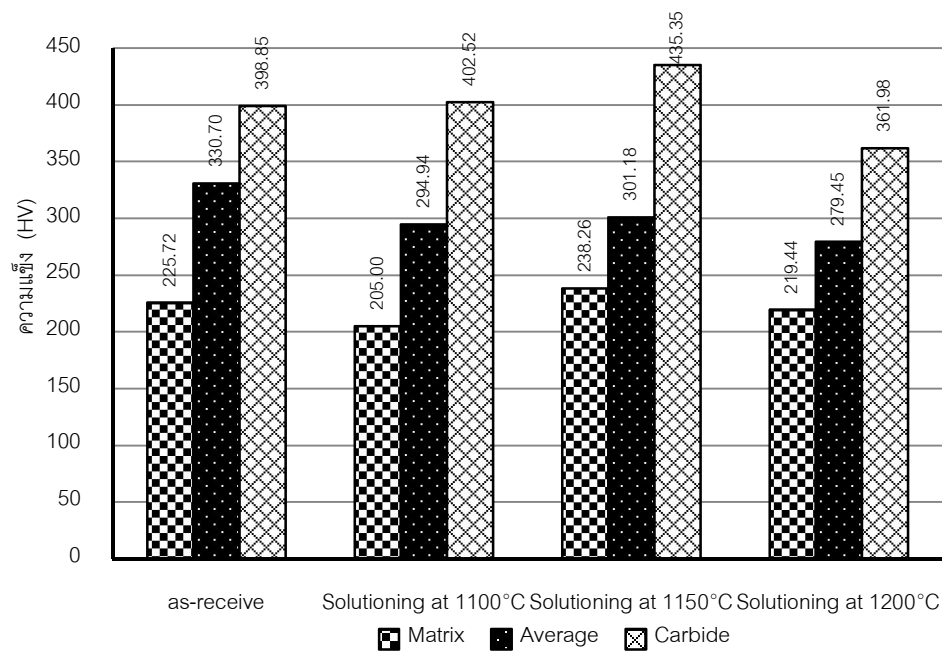


รูปที่ 4.40 ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์ไบด์ 111-120 เมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็ง 800°C

จากรูปที่ 4.41 แสดงผลของอุณหภูมิทำละลาย ที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 900 °C ผลของอุณหภูมิทำละลายต่อความแข็งเฉลี่ยและความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นมีแนวโน้มเช่นเดียวกับที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 800 °C คือความแข็งเฉลี่ยและความแข็งจุลภาคของเนื้อพื้นเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้น และความแข็งเฉลี่ยและความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นยังคงน้อยกว่าความแข็งของชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ความแข็งของบริเวณคาร์ไบด์เมื่อใช้อุณหภูมิทำละลาย 1100 และ 1200 °C ต่ำกว่าชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อน แต่ความแข็งจุลภาคของคาร์ไบด์กลับเพิ่มสูงกว่าชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเล็กน้อยเมื่อใช้อุณหภูมิทำละลายที่ 1150°C



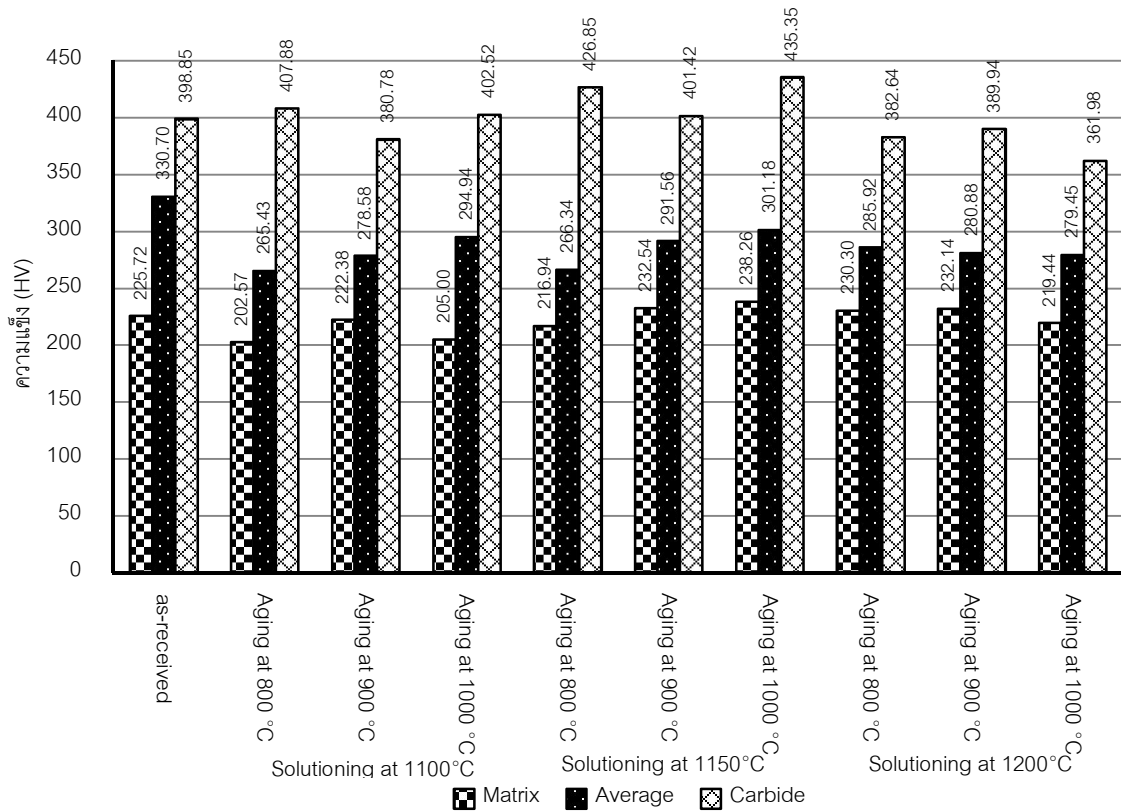
รูปที่ 4.41 ผลของอุณหภูมิทำลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120 เมื่อใช้อุณหภูมิ บ่มแข็ง 900 °C



รูปที่ 4.42 ผลของอุณหภูมิทำลายต่อความแข็งของชิ้นงานคาร์บูไรซ์ 111-120 เมื่อใช้อุณหภูมิ บ่มแข็ง 1000°C

รูปที่ 4.42 แสดงผลของอุณหภูมิทำลาย ที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 1000°C จะเห็นได้ว่าผลของอุณหภูมิทำลายต่อความแข็งของชิ้นงานต่างจากที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 800°C และ 900°C โดยไม่มีแนวโน้มที่ชัดเจน ความแข็งเฉลี่ย ความแข็งจุลภาคบริเวณคาร์ไบด์ และความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นของชิ้นงานที่ผ่านการทำลายที่ 1150°C สูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำลายที่ 1000°C และ 1200°C ส่วนความแข็งจุลภาคบริเวณเนื้อพื้นของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่ 1000°C และ 1200°C ต่ำกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน แต่ความแข็งจุลภาคบริเวณเฟสคาร์ไบด์ของชิ้นงานที่ทำลายที่อุณหภูมิ 1100°C สูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ในขณะที่อุณหภูมิทำลาย 1200°C ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งจุลภาคของเฟสคาร์ไบด์ต่ำกว่าชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

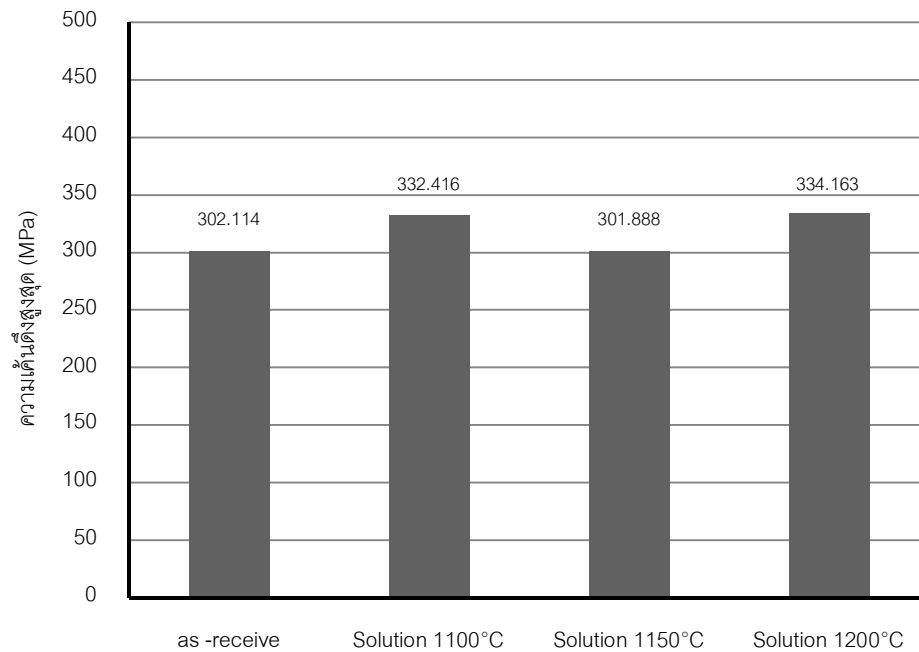
เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิบ่มแข็งต่อความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานเมื่อให้อุณหภูมิทำลายคงที่ ดังรูปที่ 4.43 พบว่า ความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น โดยมีแนวโน้มเดียวกันทั้งที่อุณหภูมิทำลาย 1100°C และ 1150°C แต่ที่อุณหภูมิทำลาย 1200°C ค่าความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานกลับมีแนวโน้มลดลง อย่างไรก็ตามก็ดี ความแข็งเฉลี่ยของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนยังคงมีค่าน้อยกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยที่ความแตกต่างของอุณหภูมิในกรรมวิธีทางความร้อนในงานวิจัยนี้ไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงความแข็งของบริเวณเฟสคาร์ไบด์มากนัก



รูปที่ 4.43 ความแข็งของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบต่างๆ

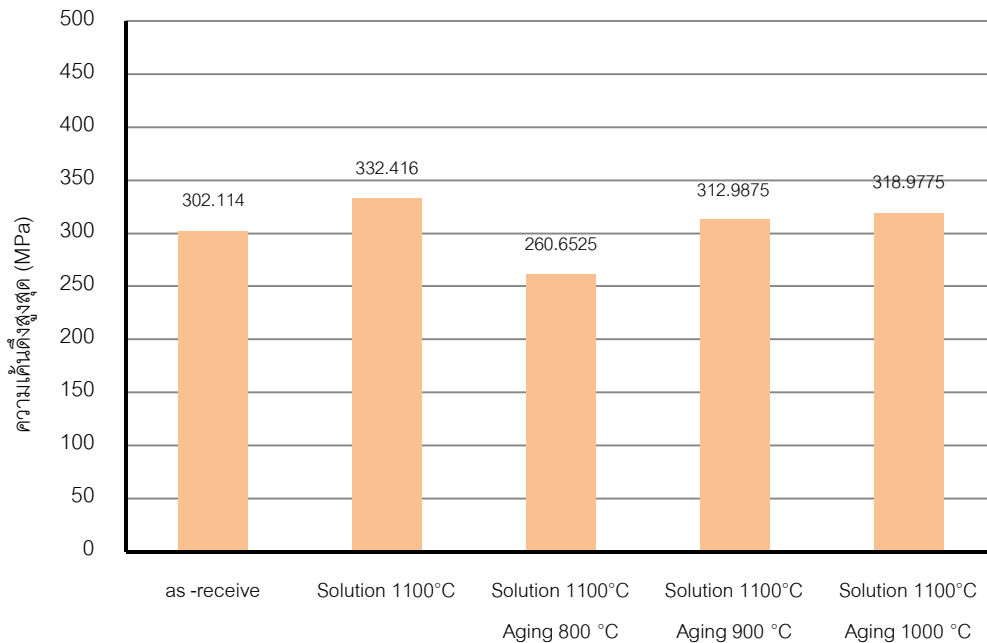
4.3.4 ความเค้นดึงสูงสุด

จากผลการทดสอบแรงดึงดังแสดงในรูปที่ 4.44 พบว่าชิ้นตัวอย่างที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมีความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับชิ้นงานก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อน แต่ค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำลายต่างกันมีค่าใกล้เคียงกัน (ยกเว้นในกรณีการเผาทำลายอย่างเดี่ยวที่อุณหภูมิ 1150 °C ซึ่งเกิดความผิดพลาดระหว่างการทดสอบแรงดึงในการทดสอบครั้งที่ 1)



รูปที่ 4.44 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลายต่างๆกัน โดยไม่ผ่านการบ่มแข็ง

การที่ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเพิ่มขึ้นเนื่องจากหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ชิ้นงานมีการกระจายตัวของโครงร่างคาร์ไบด์เป็นระเบียบมากขึ้น และตาข่ายคาร์ไบด์ซึ่งเป็นบริเวณที่รับแรงดึงได้น้อยมีขนาดเล็กลง เนื้อพื้นเชื่อมติดกันมากขึ้น ทำให้ชิ้นงานรับแรงดึงได้มากขึ้น และจากรูป 4.21-4.23 จะเห็นว่าขนาดและการกระจายตัวของคาร์ไบด์ของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนมีลักษณะใกล้เคียงกัน จึงทำให้ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิ 1100 และ 1200°C มีค่าไม่ต่างกันมากนัก



รูปที่ 4.45 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100 °C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน

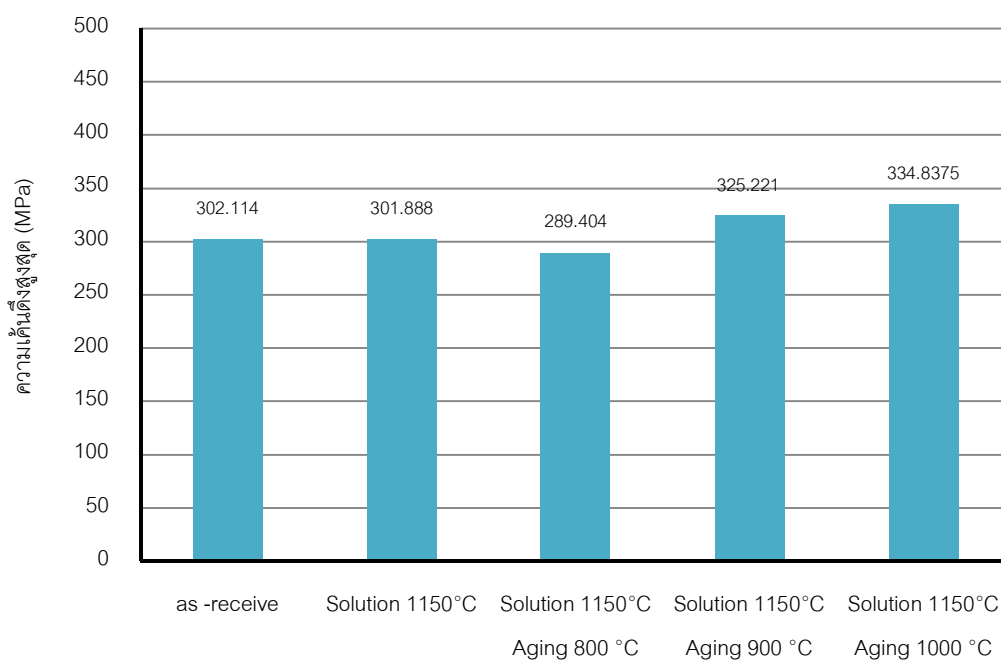
พิจารณาที่ค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100 °C ตามรูปที่ 4.45 พบว่าชิ้นงานที่ผ่านบ่มแข็งหลังจากการทำละลายกลับมีค่าความเค้นดึงสูงสุดน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว เนื่องจากการบ่มแข็งทำให้คาร์ไบด์ตกตะกอนเพิ่มมากขึ้น เห็นได้จากสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเมื่อทำการบ่มแข็ง ดังรูปที่ 4.33 เมื่อคาร์ไบด์มีสัดส่วนมากขึ้น บริเวณเนื้อพื้นออกสเทนไนท์ซึ่งสามารถรับแรงดึงได้ดีมีน้อยลง ทำให้วัสดุมีความเค้นดึงสูงสุดน้อยลง โดยที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 800°C มีค่าความเค้นดึงสูงสุดน้อยที่สุดและน้อยกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ในขณะที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 900°C และ 1000°C ทำให้ค่าความเค้นดึงสูงสุดสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ที่อุณหภูมิทำละลาย 1150°C (ดังรูป 4.46) ชิ้นงานที่เผาทำละลายอย่างเดียวมีค่าความเค้นดึงสูงสุดใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ยังไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน และชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งจะมีแนวโน้มค่าความเค้นดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น เนื่องจากผลของการเกิดดีคาร์บูไรเซชัน ระหว่างบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 1000 °C ส่วนที่ 900 °C คาร์ไบด์ ฟอรัมตัวน้อยกว่าที่ 800 °C ในขณะที่การใช้ อุณหภูมิทำละลาย 1200 °C ตามรูป 4.47 แนวโน้มเป็นไปในทางเดียวกันกับที่อุณหภูมิทำละลาย

1100°C แต่ที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C จะให้ค่าความเค้นแรงดึงมากกว่าที่อุณหภูมิทำละลาย 1100°C เพราะการเพิ่มอุณหภูมิทำละลายทำให้คาร์ไบด์สลายตัวได้ดีขึ้น สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ลดลง ส่งผลให้ความเค้นดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิทำละลาย

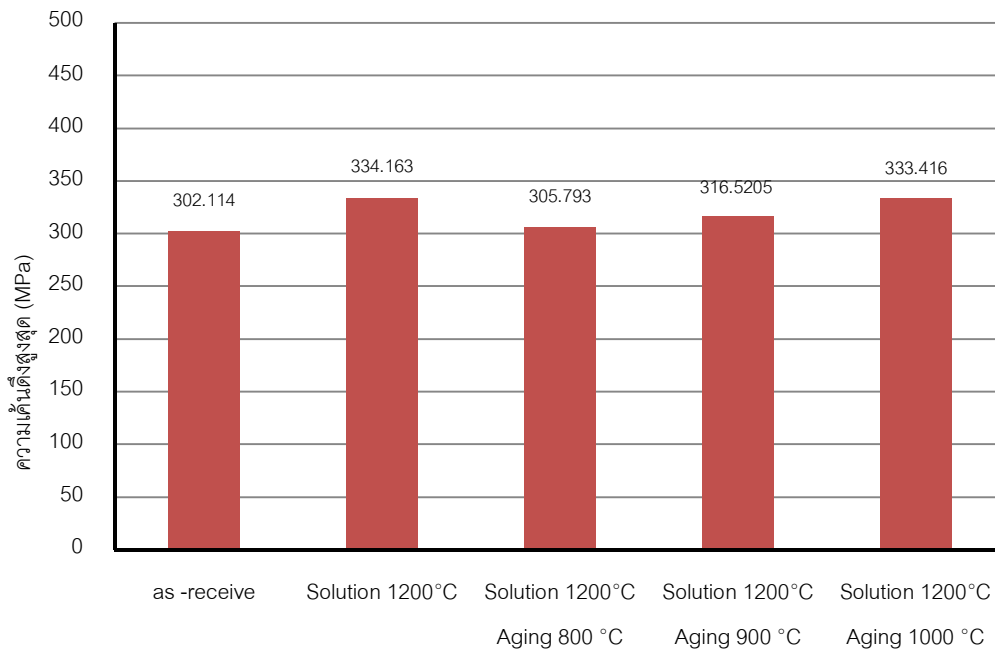
หลังจากชิ้นงานผ่านกรรมวิธีทางความร้อนโดยการทำละลายและทำการบ่มแข็ง เมื่อพิจารณาผลของอุณหภูมิบ่มแข็ง พบว่าการใช้อุณหภูมิบ่มแข็ง 800°C (ตามรูป 4.47) ไม่สามารถทำให้ค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานเพิ่มขึ้นได้ ในกรณีการทำละลายที่ 1100°C แล้วตามด้วยการให้ความร้อนที่ 800°C กลับให้ผลแย่กว่าชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เช่นเดียวกับกรณีการทำละลายที่ 1150°C แล้วบ่มแข็งที่ 800°C ส่วนในกรณีการทำละลายที่ 1200°C ตามด้วยการบ่มแข็งที่ 800°C ก็ให้ผลไม่แตกต่างจากชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยที่ชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิการทำละลายที่ 1100°C แล้วตามด้วยการบ่มแข็งที่ 800°C ให้ค่าความเค้นสูงสุดน้อยที่สุด และเมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็งสูงขึ้น (ที่อุณหภูมิทำละลายเท่ากัน) ค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นด้วย ซึ่งเป็นผลมาจากการลดลงของสัดส่วนพื้นที่คาร์ไบด์เมื่อเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็ง และยังมีผลของการเกิดดีคาร์บูไรเซชันระหว่างบ่มแข็งที่ 1000°C ทำให้เกิดคาร์ไบด์น้อยกว่าเมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็งที่ 800 และ 900°C ความเค้นดึงสูงสุดในกรณีที่ใช้อุณหภูมิบ่มแข็ง 1000°C จึงมีค่าสูงสุด

อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายและการบ่มแข็ง กับชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว กลับพบว่าโดยทั่วไปแล้วชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายและการบ่มแข็งมีค่าความเค้นดึงสูงสุดน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว เมื่อพิจารณาสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100°C และ 1150°C ทั้งในกรณีเผาทำละลายเพียงอย่างเดียวและกรณีเผาทำละลายและบ่มแข็งพบว่าสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์มีปริมาณไม่ต่างกันมากนัก ดังแสดงในรูปที่ 4.33 แต่เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังกรรมวิธีทางความร้อน (รูปที่ 4.21-4.32) จะเห็นว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งด้วยจะมีร่างแหคาร์ไบด์ใหญ่กว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว เนื่องจากการบ่มแข็งหลังการทำละลาย(เมื่อเปรียบเทียบที่อุณหภูมิทำละลายเดียวกัน) ทำให้ร่างแหคาร์ไบด์มีขนาดใหญ่ขึ้น ร่างแหคาร์ไบด์ขนาดใหญ่ทำให้พื้นที่เนื้อพื้นออกสเทนไนท์ซึ่งทำหน้าที่รับแรงดึงลดลง ทำให้ค่าความเค้นดึงสูงสุดสูงสุดของชิ้นงานที่ผ่านการทำ

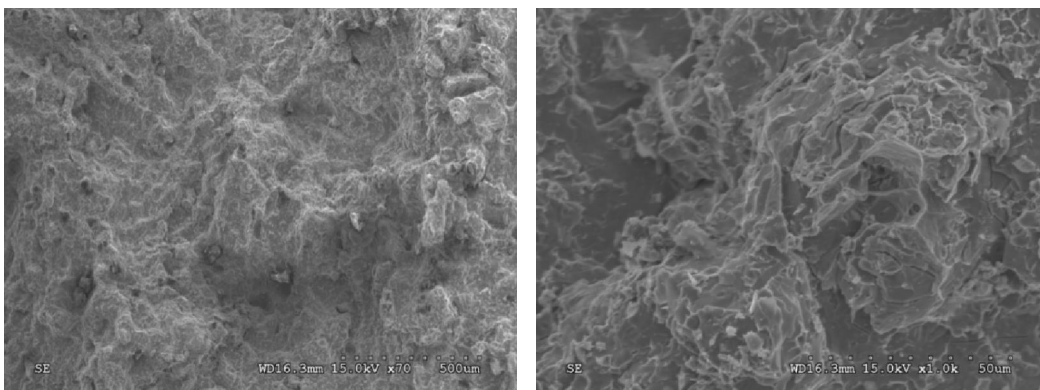
ละลายและการบ่มแข็งมีค่าน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว โดยกรณีที่เผาทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C เพียงอย่างเดียวให้ค่าความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ดีที่สุด เพราะชิ้นงานมีสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์น้อยที่สุดและขนาดคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นยังเล็กที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแบบอื่นๆ เนื่องจากเกิดการสลายตัวของโครเมียมคาร์ไบด์โดยที่คาร์บอนและโครเมียมละลายกลับเข้าไปสู่อเนื้อพื้น



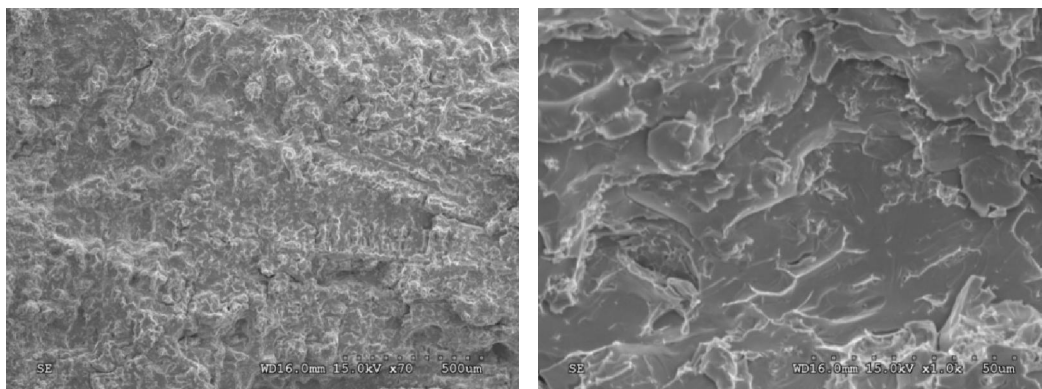
รูปที่ 4.46 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1150°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน



รูปที่ 4.47 ความเค้นดึงสูงสุดของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1200°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน



รูปที่ 4.48 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C 6 ชั่วโมง (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)

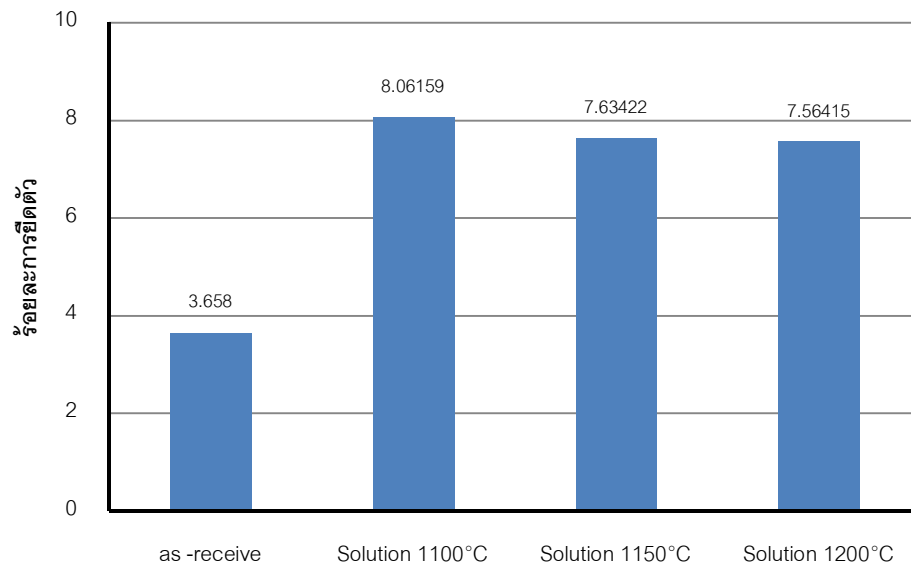


รูปที่ 4.49 ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดแสดงพื้นผิวรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 ที่ผ่านการทำละลายที่อุณหภูมิ 1200°C 6 ชั่วโมง และบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800°C 24 ชั่วโมง (ภาพขวา กำลังขยาย 70 เท่า, ภาพซ้าย กำลังขยาย 1000 เท่า)

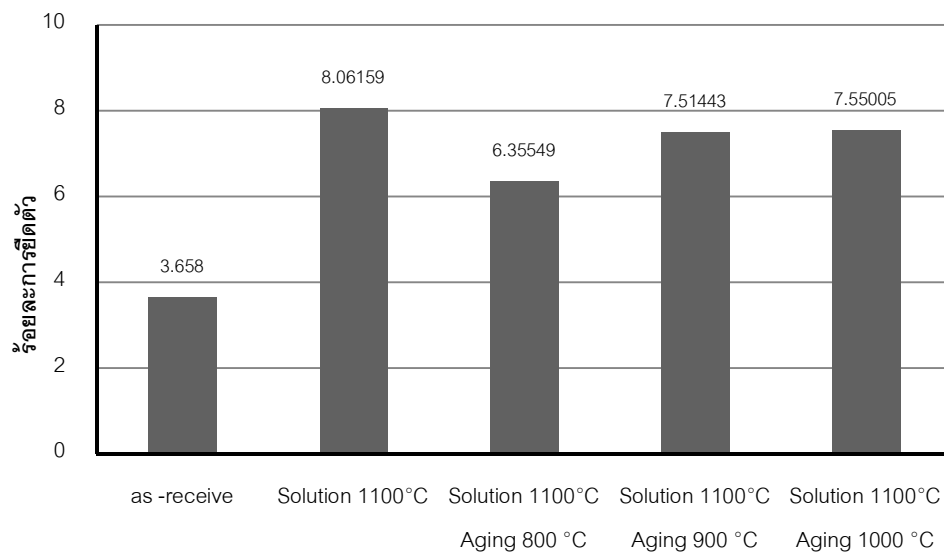
เมื่อทดสอบแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนแล้วพบว่า ชิ้นงานไม่มีจุดครากที่ชัดเจน จากรูปที่ 4.48-4.49 จะเห็นว่ารอยแตกมีลักษณะเป็นรอยแตกแบบเปราะเช่นเดียวกับชิ้นงานในสภาพหล่อและชิ้นงานภายหลังจากการใช้งานเป็นเวลานาน

4.3.5 ร้อยละการยืดตัว (Percent Elongation)

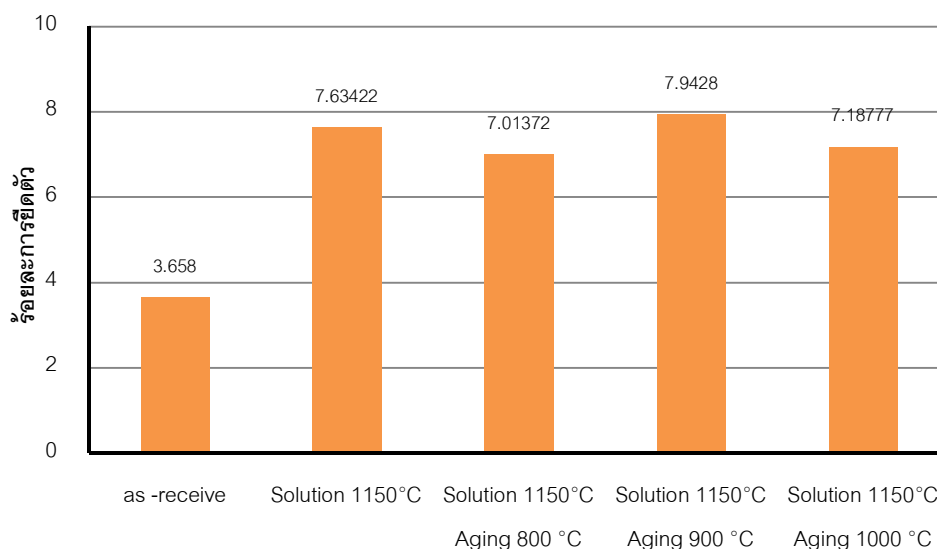
หลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่สภาวะต่างกัน ชิ้นงานมีร้อยละการยืดตัวเพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัดเจนเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ไม่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อน จากรูป 4.50 พิจารณาชิ้นงานที่ผ่านการเผาทำละลายเพียงอย่างเดียวโดยไม่ผ่านการบ่มแข็ง พบว่าชิ้นงานที่ผ่านการเผาทำละลายมีร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเป็นเท่าตัว และค่าร้อยละของการยืดตัวของชิ้นงานที่ใช้อุณหภูมิทำละลายต่างกันมีค่าใกล้เคียงกันโดยมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อยเมื่ออุณหภูมิทำละลายเพิ่มขึ้น สอดคล้องกับสัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ภายหลังจากการเผาทำละลายเพียงอย่างเดียว (ตามรูป 4.33) ซึ่งหลังจากผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่เงื่อนไขต่างๆกัน พบว่าชิ้นงานทั้งหมดมีค่าร้อยละการยืดตัวสูงกว่า 4.5% (มาตรฐาน ASTM 297 กำหนดค่าร้อยละการยืดตัวขั้นต่ำของชิ้นงานโลหะผสม HP ไวที่ 4.5%)



รูปที่ 4.50 ร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลายต่าง ๆ กัน



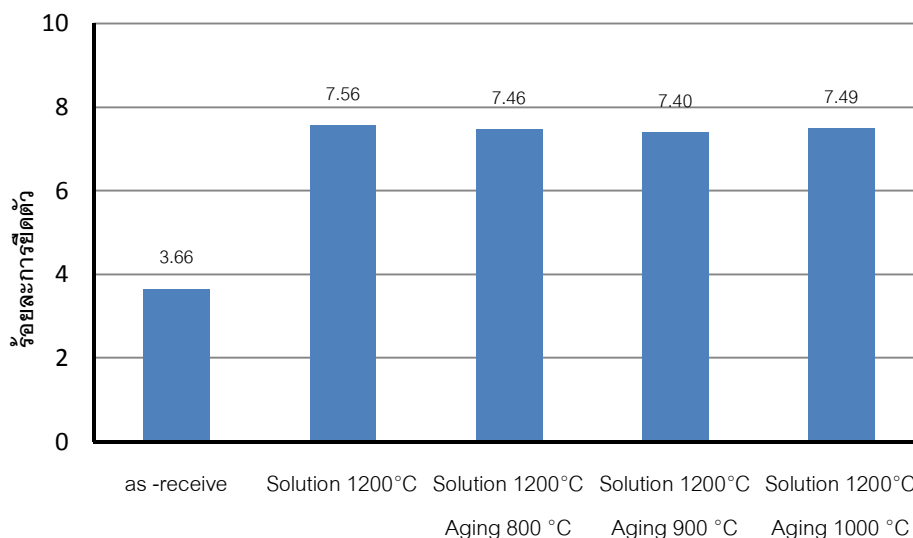
รูปที่ 4.51 ร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรซ์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1100°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่าง ๆ กัน



รูปที่ 4.52 ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรส์ 111-120 หลังจากกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1150°C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน

เมื่อพิจารณาผลของการบ่มแข็งหลังจากการทำละลาย พบว่า เมื่อให้อุณหภูมิทำละลาย 1100 °C ดังรูปที่ 4.51 การเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็งทำให้ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แต่ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานหลังการบ่มแข็งกลับน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายเพียงอย่างเดียว

ในกรณีของอุณหภูมิทำละลาย 1150°C ดังรูปที่ 4.52 กลับให้ผลต่างกับที่อุณหภูมิทำละลาย 1100°C โดยร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายและบ่มแข็งกับชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายอย่างเดียวมีค่าค่อนข้างใกล้เคียงกัน โดยการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 800 และ 1000 °C จะให้ค่าร้อยละการยึดตัวน้อยกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายอย่างเดียว แต่เมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็ง 900 °C ร้อยละการยึดตัวจะสูงกว่าที่อุณหภูมิบ่มแข็ง 800 และ 1000 °C และจะสูงกว่าชิ้นงานที่ผ่านการทำละลายอย่างเดียวเล็กน้อยด้วย



รูปที่ 4.53 ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรส์ 111-120 หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิทำละลาย 1200 °C ที่อุณหภูมิบ่มแข็งต่างๆกัน

จากรูปที่ 4.53 ซึ่งแสดงผลของการบ่มแข็งเมื่อใช้อุณหภูมิทำละลายที่ 1200 °C พบว่าการเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็งไม่ทำให้ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานแตกต่างกันนัก และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิบ่มแข็ง พบว่าร้อยละของการยึดตัวมีค่าใกล้เคียงกัน และยังใกล้เคียงกับร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานที่ไม่ผ่านการบ่มแข็งอีกด้วย

การที่ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเมื่อผ่านกรรมวิธีทางความร้อน เนื่องจากกรรมวิธีทางความร้อนทำให้ร่างแหคาร์ไบด์มีความหนาแน่นลดลง ลักษณะการกระจายตัวของเฟสคาร์ไบด์เป็นระเบียบมากขึ้น และมีปริมาณเฟสคาร์ไบด์ลดลง (จากสัดส่วนพื้นที่ของเฟสคาร์ไบด์ดังรูปที่ 4.33) เนื้อพื้นออกสเทนไนท์เชื่อมต่อกันมากขึ้น รับแรงดึงได้ดีขึ้น ร้อยละการยึดตัวของชิ้นงานจึงเพิ่มขึ้น

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ศึกษาผลของการเกิดคาร์บูไรเซชันและผลของกรรมวิธีทางความร้อนที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 25Cr-35Ni ที่ผ่านการใช้งานภายใต้บรรยากาศคาร์บูไรเซชันที่อุณหภูมิสูง สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

1. การเกิดคาร์บูไรเซชันขึ้นในชิ้นงานทำให้สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ในชิ้นงานเพิ่มขึ้น ชิ้นงานในสภาพหล่อมีสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ร้อยละ 12.46 และชิ้นงานที่ค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 มีสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ร้อยละ 32.80 สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้นเนื่องจากคาร์บอนได้แพร่เข้ามาสู่ชิ้นงานในระหว่างการใช้งาน ทำให้ร่างแหคาร์ไบด์ในชิ้นงานมีขนาดใหญ่ขึ้น และมีปริมาณเพิ่มขึ้น
2. การเกิดคาร์บูไรเซชันในชิ้นงานทำให้สมบัติทางกลของชิ้นงานเปลี่ยนแปลง ความแข็งเพิ่มขึ้น จากชิ้นงานในสภาพหล่อที่มีความแข็ง 191.9 HV ชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 มีความแข็ง 330.9 HV ความเค้นดึงสูงสุดและร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานมีค่าลดลงแปรตามค่าคาร์บูไรเซชัน โดยชิ้นงานในสภาพหล่อมีความเค้นดึงสูงสุด 421.58 MPa ร้อยละการยืดตัว 11.28 และชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชัน 111-120 มีค่าเค้นดึงสูงสุด 302.11 MPa ร้อยละการยืดตัว 3.66
3. กรรมวิธีทางความร้อนทำให้สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์ลดลง การกระจายตัวของร่างแหคาร์ไบด์ในโครงสร้างจุลภาคเป็นระเบียบมากขึ้น และการบ่มแข็งหลังการทำละลายทำให้สัดส่วนเชิงพื้นที่ของคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น
4. การเผาทำละลายและการบ่มแข็งสามารถทำให้คุณสมบัติทางกลของวัสดุหลังจากการใช้งานภายใต้สภาวะคาร์บูไรเซชันที่อุณหภูมิสูงดีขึ้น ความแข็งของชิ้นงานลดลงหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน แต่ไม่เห็นถึงความแตกต่างของอุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มแข็ง
5. หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ความเค้นดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นในบาง conditions และในชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็ง ความเค้นดึงสูงสุดมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อใช้อุณหภูมิบ่มแข็งเพิ่มขึ้น ร้อยละการยืดตัวของชิ้นงานเพิ่มขึ้นหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน ทั้งในกรณีที่ทำละลายเพียง

อย่างเดียว และทำละลายร่วมกับการบ่มแข็ง แต่ไม่เห็นผลจากความแตกต่างของอุณหภูมิที่ใช้ในกรรมวิธีทางความร้อน

6. จากการทดลองพบว่ากรรมวิธีทางความร้อนที่เหมาะสมที่สุดคือการทำละลายอย่างเดียวที่ 1200°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง เพราะมีสัดส่วนพื้นที่คาร์ไบด์น้อยสุด และมีค่า maximum tensile stress สูง

รายการอ้างอิง

- [1] Kubota Corporation. Heat Resistant Alloy for Ethylene Cracking Furnace. Kubota 2009 Cracking Tube Technology Forum, 2009
- [2] Kubota Metal Corporation. Alloy Data Sheet KHR 35CTHi Si [Online]. 1997. Available from : http://www.kubotametal.com/alloys/heat_resistant/KHR35CT%20HiSi.pdf [2009,October 20]
- [3] ASM handbook committee, Metal Handbook Vol.3 ,9th Edition. Metals Park, OH: ASM International, 1980
- [4] Tham, C.M. Pyrolysis furnace [online]. 2009. Available from : <http://kolmetz.com/pdf/Pyrolysis-Furnace-Rev-1.pdf> [2009,October 20]
- [5] Ethylene furnace maintainance handbook บริษัทฯของวิศวกรรมและซ่อมบำรุง จำกัด
- [6] Lai, G.Y. High temperature corrosion of engineering alloys. Metals Park, OH: ASM International,1990.
- [7] ASM handbook committee, Metal Handbook Vol.10 . 8th Edition. Metals Park, OH: ASM International, 1975
- [8] Davis, J.R. Heat resistant materials. ASM SPECIALTY HANDBOOK. Metals Park, OH: ASM International, 2000
- [9] Tawancy, H.M. Degradation of mechanical strength of pyrolysis furnace tubes. Engineering Failure Analysis 16 (October 2009) : 2171-2178.

- [10] Petkovic-Luton, R., and Ramanarayanan, T. A. Mixed-Oxidant Attack of High-Temperature Alloys in Carbon- and Oxygen-Containing Environments. Oxidation of Metals 34 (January 1990) : 381-400
- [11] Kaya, A.A. Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment II. Carburization and carbide transformation. Materials Characterization 49 (August 2002) : 23-34.
- [12] Laigo, J., Christien, F., Le Gall, R., Tancret, F. and Furtado, J. SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD characterization of carbides in HP type heat resistant alloys. Materials Characterization 59 (November 2008) : 1580-1586
- [13] Schütze, M., Berghof-Hasselbacher, E., and Hoffman, J.J. DEVELOPMENT OF AN ATLAS OF MICROSTRUCTURES FOR THE LATEST HEAT-RESISTANT CAST ALLOYS, NACE international-CORROSION 2007 Conference & Expo, 2007
- [14] Shi, S., and Lippold, J.C. Microstructure evolution during service exposure of two cast, heat-resisting stainless steels — HP-Nb modified and 20-32Nb. Materials Characterization 59 (August 2008) : 1029-1040
- [15] Borjali, S., Allahkaram, S.A., and Khosravi, H. Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition. Materials & Design 34 (February 2012) : 65-73
- [16] Guan, K., Xu, H., and Wang, Z. Analysis of failed ethylene cracking tubes. Engineering Failure Analysis 12 (June 2005) : 420-431

- [17] Palaniyadi, V., Allsup, R.B., and Moser, R. Failure Analysis of HP-40 (mod Nb) Furnace Radiant Tube. In R.J. Parrington et al., Materials Science & Technology 2008 Conference and Exhibition (MS&T Partner Societies), 568-578. 2008.
- [18] Donachie, M.J., and Donachie, S.J. Superalloys: A Technical Guide, 2nd ed., Metals Park, OH: ASM International, 2001
- [19] Almeida, L.H., Ribeiro, A.F., and May, I.L. Microstructural characterization of modified 25Cr – 35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. Materials Characterization 49 (October 2002) : 219-229
- [20] Das, S.K. Magnetic Characterisation of In-service Process Heater Tube [online]. 2000. Available from : <http://www.ndt.net/article/wcndt00/papers/idn346/idn346.htm> [2011, December 2]
- [21] da Silva, I.C., da Silva, R.S., Rebello, J.M.A., Bruno, A.C., and Silveira, T.F. Characterization of carburization of HP steel by non destructive magnetic testing. NDT&E International 39 (October 2006) : 597-577
- [22] Silva, I.C., Silva, L.L., Silva, R.S., Rebello, J.M.A., and Bruno, A.C. Carburization of ethylene pyrolysis tubes determined by magnetic measurements and genetic algorithm. Scripta Materialia 56 (February 2007) : 317–320

[23] Kenik, E.A., Maziasz, P.J., Swindeman, R.W., Cervenka, J., May, D. Structure and phase stability in a cast modified-HP austenite after long-term ageing.

Scripta Materialia 49 (July 2003) : 117-122

ข้อเสนอแนะ

1. ควรเพิ่มเวลาและอุณหภูมิในการเผาทำละลายเพื่อที่จะสลายคาร์ไบด์ได้มากขึ้น
2. ไม่ควรทำการบ่มแข็ง นอกจากในกรณีที่สามารถหาอุณหภูมิในการเผาทำละลายที่สามารถสลายคาร์ไบด์ได้หมด
3. ควรเลือกชิ้นงานที่มีค่าคาร์บูไรเซชันน้อยกว่า 111-120 มาผ่านกรรมวิธีทางความร้อน

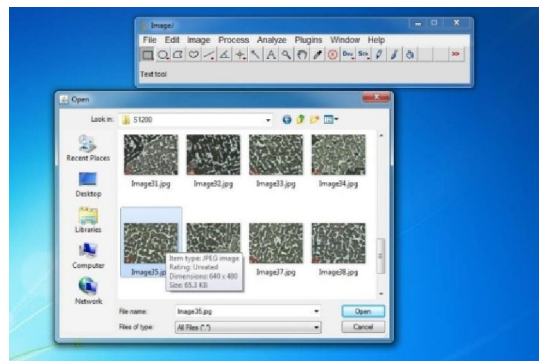
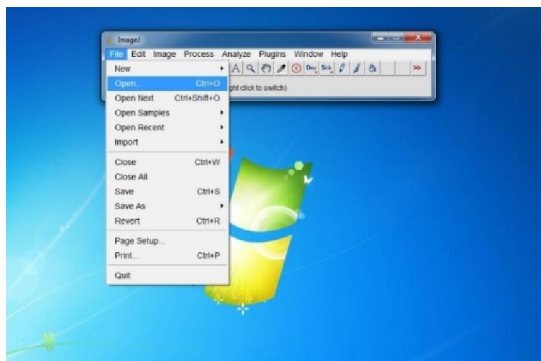
ภาคผนวก

ภาคผนวก ก

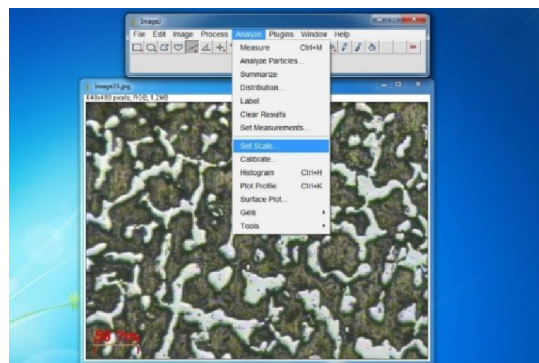
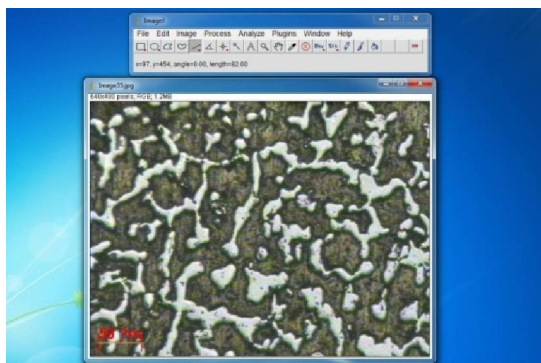
Image Analysis

วิธีการคำนวณสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ด้วยโปรแกรม imageJ

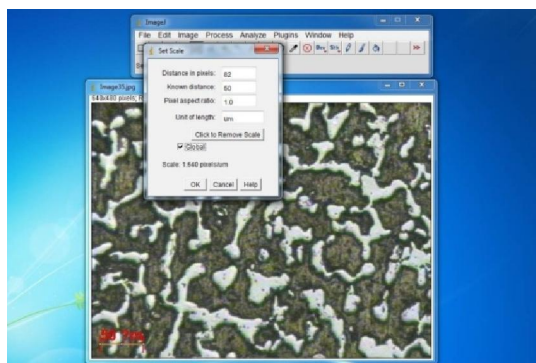
1. ทำการดาวน์โหลดโปรแกรมจาก <http://rsbweb.nih.gov/ij/> และติดตั้งในคอมพิวเตอร์
2. เปิดโปรแกรม
3. บนแถบเมนู เลือก File > Open จากนั้นเลือกภาพที่ต้องการวิเคราะห์สัดส่วนพื้นที่



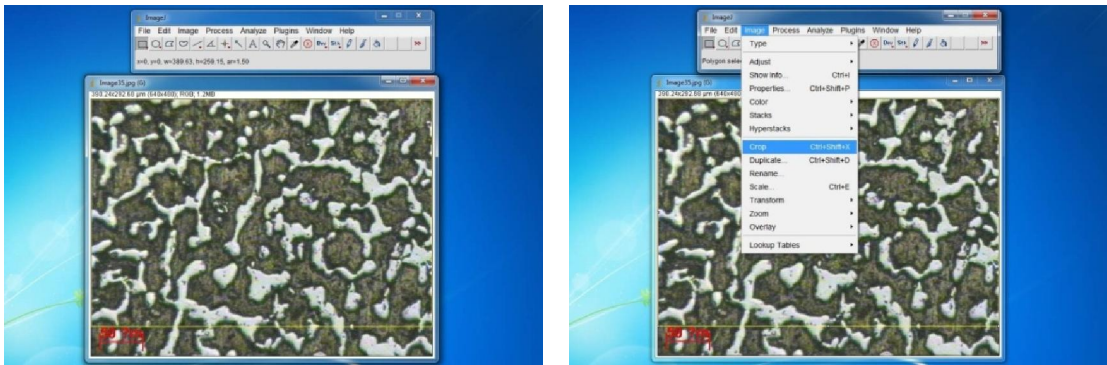
4. ทำการกำหนดสเกลให้กับภาพ โดยการคลิกเลือกเมนูลากเส้น จากนั้นลากเส้นยาวเท่ากับเส้นสเกลบนรูปภาพ จากนั้นเลือกเมนู Analyze > Set Scale...



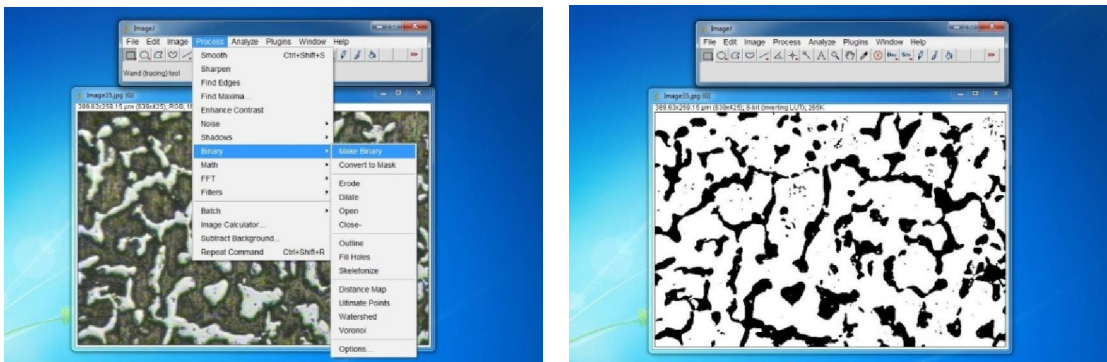
5. ใส่เลขสเกลภาพ (ในที่นี้คือ 50 μm) โดยใส่ 50 ในช่อง Known Distance และใส่ μm ในช่อง Unit of Length จากนั้น คลิก ok



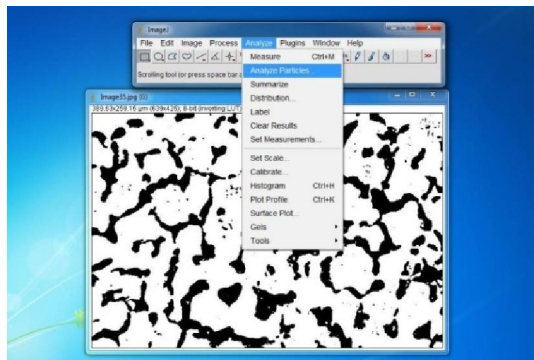
6. เลือกเมนูลากพื้นที่ (รูปสี่เหลี่ยมขยายสุดบนแถบเครื่องมือ) จากนั้นกำหนดพื้นที่ที่จะทำการหาสัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ แล้วเลือก Image > Crop เพื่อตัดรูป



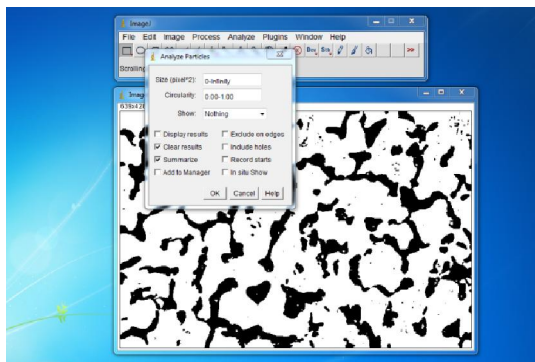
7. ทำการเปลี่ยนรูปเป็นโหมด binary โดยการเลือกเมนู Process > Binary > Make Binary จะได้ภาพขาวดำ



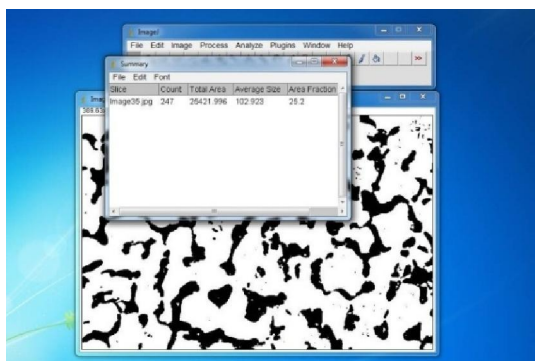
8. จากนั้นทำการวิเคราะห์สัดส่วนพื้นที่ของคาร์ไบด์ (โดยโปรแกรมจะทำการนับสัดส่วนพื้นที่สีดำต่อพื้นที่ทั้งหมด) ด้วยการเข้าเมนู Analyze > Analyze Particles...



9. จะปรากฏกรอบเมนู Analyze Particles กดเลือกในช่อง Clear results และช่อง Summarize จากนั้นกด ok



10. ผลการวิเคราะห์สัดส่วนพื้นที่จะปรากฏขึ้นดังภาพ



ภาคผนวก ข

ผลการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy

ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงานในสภาพหล่อด้วยเครื่อง Spark Emission Spectroscopy

ทำการวิเคราะห์ 3 จุดบนชิ้นงานทดสอบ

Program: FE-30

06/07/2010 16:33:02

Comment: Stainless steel

115528/03

Single spark(s)

Elements: Concentration

No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %
1	0.4182	1.9088	0.9834	0.0151	0.0129	25.4910	0.0150
2	0.4290	1.9018	0.9963	0.0146	0.0122	25.4206	0.0144
3	0.4434	1.9989	1.0017	0.0159	0.0136	25.7191	0.0157

No	Ni %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Fe %
1	36.5215	0.0104	0.8301	0.0926	0.0291	>0.0600	<33.45
2	36.4927	0.0104	0.8360	0.0895	0.0292	>0.0600	<33.53
3	36.3228	0.0103	0.8644	0.0843	0.0292	>0.0600	<33.26

Program: FE-30

06/07/2010 16:33:07

Comment: Stainless steel

115528/03

Average (n=3)

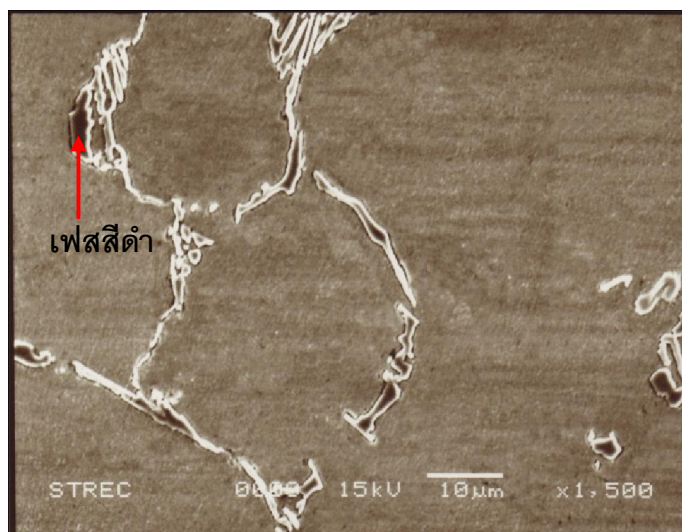
Elements: Concentration

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
X	0.4302	1.9365	0.9938	0.0152	0.0129	25.5436	0.0150
	Ni	Cu	Nb	Ti	V	W	Fe
	%	%	%	%	%	%	%
X	36.4457	0.0103	0.8435	0.0888	0.0292	0.0803	<33.41

ภาคผนวก ค

ผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS

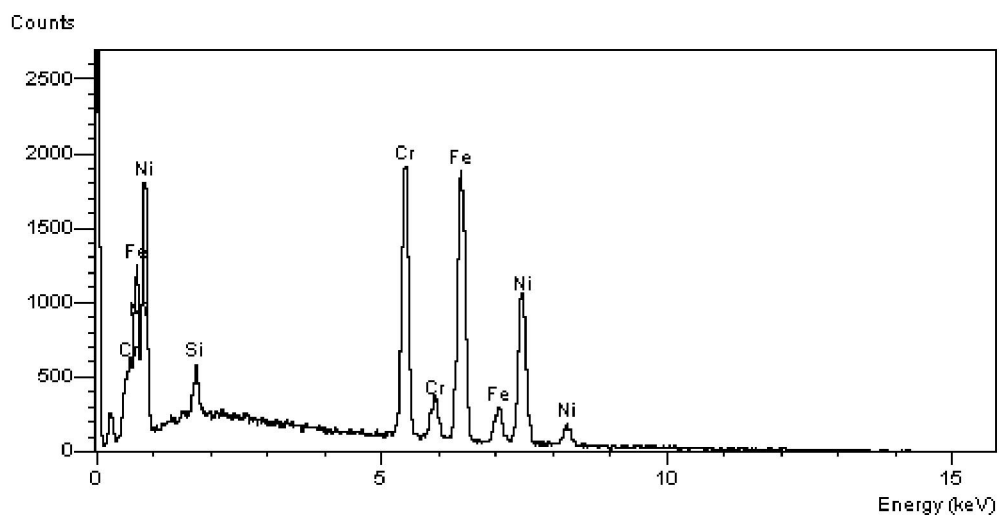
ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของเฟสต่างๆบนชิ้นงานในสภาพหล่อด้วยเทคนิค EDS



รูปที่ ค1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของชิ้นงานในสภาพหล่อที่กำลังขยาย 1500 เท่า

ตารางที่ ค1 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานในสภาพหล่อ บริเวณเนื้อพื้น

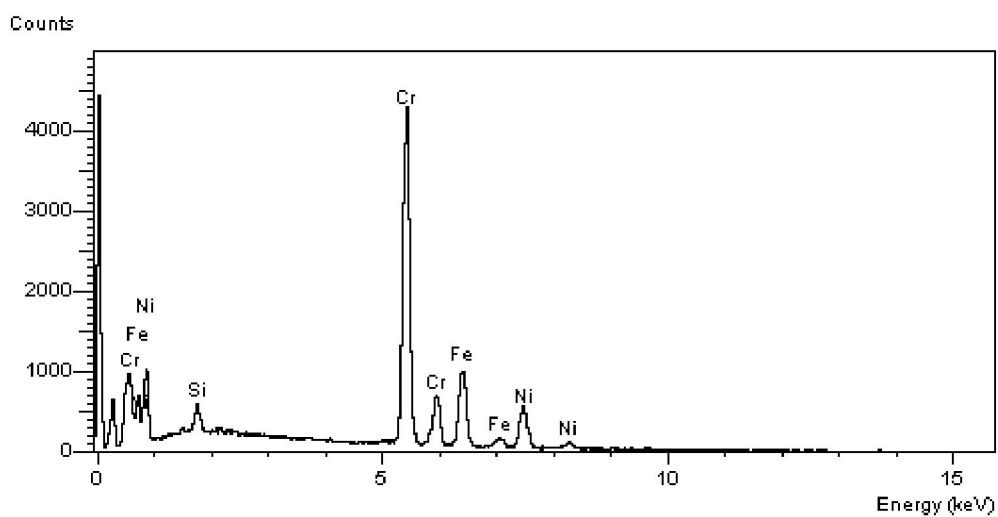
	C	Si	Cr	Fe	Ni	Nb
Element %	9.20	2.25	23.40	35.15	30.00	-
Atomic %	31.44	3.29	18.47	25.83	20.97	-



รูปที่ ค2 กราฟการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณด้วย EDS บริเวณเนื้อพื้น

ตารางที่ ค3 ผลการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ด้วยเทคนิค EDS ของชิ้นงานในสภาพหล่อ บริเวณ เฟสสีดำ

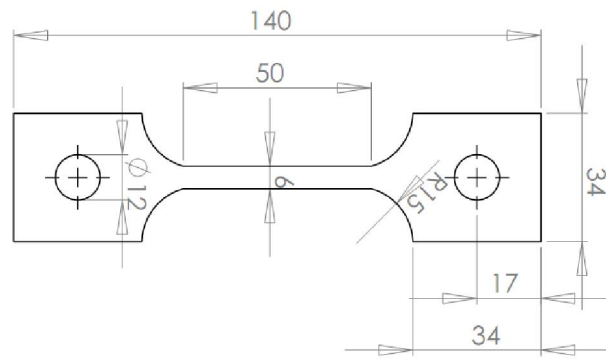
	C	Si	Cr	Fe	Ni	Nb
Element %	20.25	1.94	48.96	16.43	12.98	-
Atomic %	52.67	2.16	29.07	9.19	6.91	-



รูปที่ ค3 กราฟการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณด้วย EDS บริเวณเฟสสีดำ

ภาคผนวก ง

การทดสอบแรงดึง



รูปที่ ๑ ชิ้นทดสอบแรงดึง เตรียมตามมาตรฐาน ASTM A297



รูปที่ ๒ เครื่องทดสอบแรงดึง universal tensile test machine

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวกรรณิการ์ เหมทัศน์ เกิดวันที่ 14 ตุลาคม พ.ศ. 2529 จบการศึกษาระดับปริญญาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ จากภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เมื่อปี พ.ศ. 2551 จากนั้นได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ตั้งแต่เดือนมิถุนายน พ.ศ. 2551 เป็นต้นมา