

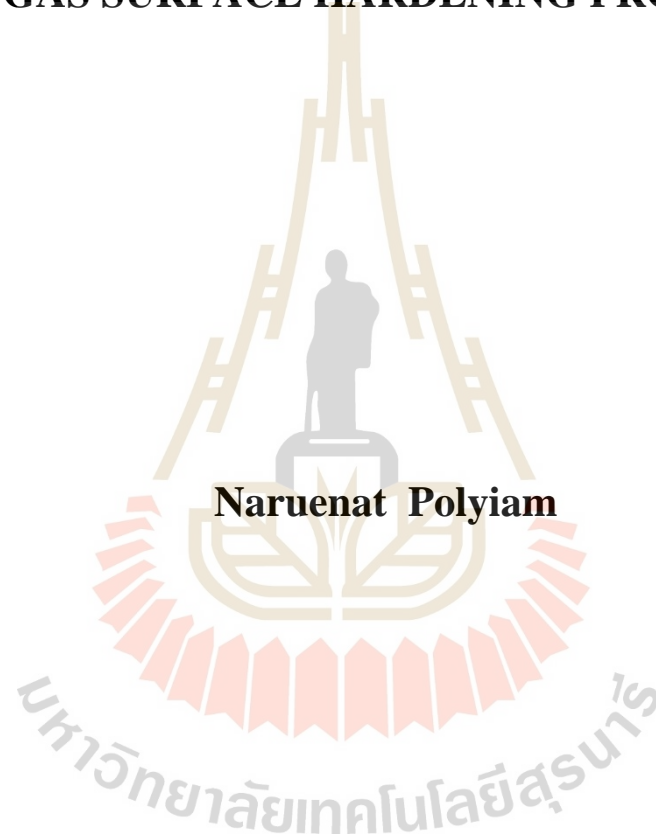
ผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัณฐานวิทยาและไทรโบโลยี
ของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำที่ผ่านกระบวนการชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส



นายอนุชาต พลเยี่ยม

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกลและระบบกระบวนการ
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2563

**EFFECTS OF SURFACE ROUGHNESS AND ALLOYING
ELEMENT ON SURFACE MORPHOLOGY AND
TRIBOLOGY OF LOW-ALLOY STEEL TREATED
BY GAS SURFACE HARDENING PROCESSES**

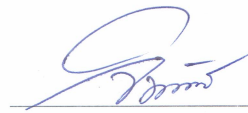


**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirement for the
Degree of Master of Engineering in Mechanical and
Process System Engineering
Suranaree University of Technology
Academic Year 2020**

ผลกระทบของความหยাবผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัณฐานวิทยาและโทรโบโลยีของพื้นผิว
เหล็กกล้าผสมต่ำที่ผ่านกระบวนการชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้หน้าวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์



(ผศ. ดร. จิตติวัฒน์ นิธิกาญจนธาร)

ประธานกรรมการ



(อ. ดร. ประเสริฐ เอ่งฉ้วน)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)



(ผศ. ดร. วรณวนัช บุ่งสุด)

กรรมการ



(อ. ดร. สมศักดิ์ ศิวดำรงพงศ์)

กรรมการ



(รศ. ร.อ. ดร. กนต์ธร ชำนิประศาสน์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการและพัฒนาความเป็นสากล



(รศ. ดร. พรศิริ จงกล)

คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

นฤนัท พลเยี่ยม : ผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัณฐานวิทยา และไทรโบโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำที่ผ่านกระบวนการชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส (EFFECTS OF SURFACE ROUGHNESS AND ALLOYING ELEMENT ON SURFACE MORPHOLOGY AND TRIBOLOGY OF LOW-ALLOY STEEL TREATED BY GAS SURFACE HARDENING PROCESSES) อาจารย์ที่ปรึกษา : อาจารย์ ดร. ประเสริฐ เอ่งฉ้วน, 84 หน้า.

เหล็กกล้าผสมต่ำชุบแข็งผิวด้วยวิธีการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงและแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ตามลำดับ เหล็กกล้าผสมต่ำหลังการชุบแข็งส่งผลให้มีความแข็งผิวดำลงเนื่องจาก รูพรุนบริเวณผิว และความแข็งเนื้อเหล็กเพิ่มขึ้นเนื่องจากแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งปัจจัยการเกิด ชั้นผิวแข็งมีหลากหลายปัจจัย จึงศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับเหล็กกล้าผสมต่ำชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊ส ไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง โดยมีความหยาบผิวเฉลี่ยและธาตุผสมก่อนการชุบแข็งผิวที่แตกต่างกัน ขึ้นทดสอบหลังจากชุบแข็งผิว มีการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ตรวจสอบโครงสร้างผลึก ตรวจสอบความแข็ง และทดสอบการสึกหรอ จากการศึกษาพบว่า ธาตุโครเมียมที่อยู่ในเหล็กกล้า จะช่วยเพิ่มความแข็ง เนื่องจากการเกิดสารประกอบ โครเมียมไนไตรต์ที่ทำให้ผิวมีความแข็งสูงขึ้น และช่วยลดความหยาบผิวเนื่องจาก โครเมียมช่วยให้ไนโตรเจนแทรกเข้าไปในเนื้อเหล็กได้ดี จึงส่งผลให้เกิดชั้นผิวขาวน้อยลง แต่ผิวที่มีความแข็งมากจะส่งผลให้ปริมาตรการสึกหรอเพิ่มขึ้น เนื่องจากความแข็งของเศษที่แตกหักมักจะเข้าไปอยู่ในร่องการทดสอบ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สาขาวิชา วิศวกรรมการผลิต
ปีการศึกษา 2563

ลายมือชื่อนักศึกษา นฤนัท พลเยี่ยม.
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา ✓

NARUENAT POLYIAM : EFFECTS OF SURFACE ROUGHNESS AND
ALLOYING ELEMENT ON SURFACE MORPHOLOGY AND
TRIBOLOGY OF LOW-ALLOY STEEL TREATED BY GAS
SURFACE HARDENING PROCESSES. THESIS ADVISOR :
PRASERT AENGCHUAN, Ph.D., 84 PP.

SURFACE ROUGHNESS/ALLOYING ELEMENT/TRIBOLOGY

Low alloy steels were combined gas carburizing and gas nitrocarburizing. After treated, the surface hardness decreases due the porous on surface and the substrata harness increases from gas carburizing. However, the effect of gas hardening is wieldy parameter as surface, alloying element, temperature and other. Low alloy steels were gas nitrocarburizing at 570 °C, different average surface roughness and Cr element. The microstructure, mechanical and tribology properties of nitrocarburized steel were analyzed using an X-ray diffraction, microhardness tester, scanning electron microscopy and pin-on-disk tribometer. It was found that Cr element contribution hardness and reduce average surface roughness. However, the hard surface effect to increase wear volume loss.

School of Manufacturing Engineering

Academic year 2020

Student's Signature นฤพนธ์ นาคีรัมย์

Advisor's Signature ✓

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี เนื่องจากได้รับความช่วยเหลืออย่างยิ่ง ทั้งด้านวิชาการ และด้านการดำเนินงานวิจัยจากบุคคลและกลุ่มบุคคลต่าง ๆ ได้แก่

อาจารย์ ดร.ปิยมน พัวพงศกร และอาจารย์ ดร.ประเสริฐ เอ่งฉ้วน อาจารย์ประจำสาขาวิชา วิศวกรรมการผลิต สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อาจารย์ที่ปรึกษา วิทยานิพนธ์ ที่ให้โอกาสทางการศึกษา ให้คำแนะนำปรึกษา ช่วยแก้ปัญหา และให้กำลังใจแก่ผู้วิจัย มาโดยตลอด รวมทั้งช่วยตรวจทาน และแก้ไขวิทยานิพนธ์เล่มนี้จนเสร็จสมบูรณ์

ศาสตราจารย์ ดร.ชาวสวน กาญจนินมัย อาจารย์ประจำภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล (ห้องปฏิบัติการกลศาสตร์การแตกหักและการล้า) คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ ที่กรุณาให้คำปรึกษาด้านวิชาการ และให้กำลังใจมาโดยตลอด

ดร.นิพนธ์ ทวีจันทร์ รองผู้จัดการทั่วไป บริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด และบริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด ที่ให้โอกาสในการศึกษา คำปรึกษาด้านวิชาการ อุปกรณ์ใช้สำหรับการทดสอบ และให้กำลังใจแก่ผู้วิจัยมาโดยตลอด

ขอขอบคุณ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ ที่ให้ทุนสนับสนุน การศึกษาโครงการพัฒนาศักยภาพบุคลากร STEM เพื่อการวิจัยและพัฒนาสำหรับภาคอุตสาหกรรม ในงานวิจัยฉบับนี้

ขอขอบคุณ อาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ทุกท่าน ที่ให้คำปรึกษาและให้กำลังใจมาโดยตลอด

ขอขอบคุณ คุณสุภารัตน์ บุตรไชย นักศึกษาปริญญาเอก ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์ ที่ให้คำแนะนำปรึกษา ช่วยแก้ปัญหามาโดยตลอด

ขอขอบคุณ คุณคมสัน ภายเดช, คุณวิชาญ วีระชัยสุนทร, คุณนพพร แฉวเพชร และ คุณวิเศษฐ์ เฟือกแดง วิศวกรประจำศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัย เทคโนโลยีสุรนารี ช่วยอำนวยความสะดวกทางด้านเครื่องมือและอุปกรณ์การทดสอบ รวมถึงพี่น้อง บัณฑิตศึกษาทุกท่าน โดยเฉพาะ คุณพรไพลิน ดำรงดี ที่ให้คำปรึกษาและให้กำลังใจมาโดยตลอด

ท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบคุณงามความดีให้กับบิดา มารดา ตลอดจนจนครอาจารย์ที่เคารพทุกท่าน ที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้ให้แก่ผู้วิจัยตลอดมา จนทำให้ประสบความสำเร็จ

นฤนาท พลเยี่ยม

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ).....	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ค
สารบัญ.....	ง
สารบัญตาราง.....	ช
สารบัญรูป.....	ซ
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ.....	ฅ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย.....	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย.....	2
1.4 วิธีการดำเนินงานวิจัย.....	3
1.5 สถานที่ทำวิจัย.....	3
1.6 เครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย.....	3
1.7 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
2 ปรีक्षणวรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
2.1 กล่าวนำ.....	5
2.2 เหล็กกล้าผสม (Alloy steel).....	5
2.3 การอบปกติหรือการอบนอร์มอลไลซ์ (Normalizing).....	6
2.4 การตรวจสอบธาตุผสมในโลหะ.....	7
2.5 การชุบแข็งผิว (Surface hardening).....	8
2.5.1 วิธีคาร์เบอร์ไรซิง (Carburizing).....	9
2.5.2 วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Nitrocarburizing).....	11
2.6 ความหยาบผิว (Roughness).....	12

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

2.6.1	ประเภทการวัดความหยาบผิวเฉลี่ย (Average parameter)	13
2.6.2	ประเภทการวัดความหยาบผิวโดยขนาด (Amplitude parameter)	14
2.7	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope)	17
2.8	การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction)	18
2.9	การวิเคราะห์การแพร่ของคาร์บอนและไนโตรเจนด้วยเครื่อง Energy Dispersive Spectrometry	19
2.10	ความแข็งผิว	20
2.11	การสึกหรอจากการเสียดสี	21
2.12	ปฏิกิริยารวมกันที่เกี่ยวข้อง	21
3	วิธีการดำเนินการวิจัย	25
3.1	กล่าวนำ	25
3.2	การเตรียมชิ้นทดสอบ	26
3.2.1	การอบปกติ	26
3.2.2	การเตรียมผิวด้วยเครื่องกลึง	27
3.2.3	การเตรียมด้วยวิธีการขัด	27
3.2.4	การชุบแข็งผิว	28
3.3	การทดสอบสมบัติของชิ้นผิวเคลือบทางกายภาพ	29
3.3.1	การตรวจสอบความหยาบผิว	29
3.3.2	การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	30
3.4	การทดสอบสมบัติของชิ้นผิวเคลือบทางเคมี	31
3.4.1	การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า	31
3.4.2	การวิเคราะห์โครงสร้างผลึก	32
3.5	การทดสอบสมบัติทางกล	33
3.5.1	ความแข็งผิว	33
3.5.2	ความแข็งเนื้อเหล็กกล้า	33
3.5.3	การทดสอบความเสียหายจากการเสียดสี	33

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

3.5.3	การทดสอบความเสียหายจากการเสียดสี	33
4	ผลการทดลองผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์	
	กับแก๊สไนโตรเจน	36
4.1	กล่าวนำ.....	36
4.2	โครงสร้างจุลภาค.....	36
4.3	ความหนาแน่น.....	39
4.4	ความแข็ง	39
4.5	ความสัมพันธ์ของความแข็ง.....	42
5	ผลการทดลองผลกระทบของความหนาแน่นและธาตุผสมก่อนการชุบแข็ง	
	ด้วยวิธีแก๊สไนโตรเจน	43
5.1	กล่าวนำ.....	43
5.2	โครงสร้างจุลภาค.....	43
5.3	ความหนาแน่นเฉลี่ย.....	46
5.4	ผลการวิเคราะห์ XRD.....	52
5.5	ความแข็ง	59
5.6	การทดสอบการชุบแข็ง.....	62
5.7	การทดสอบการสึกหรอ.....	64
6	บทสรุปและข้อเสนอแนะ	72
6.1	สรุปผลการวิจัย.....	72
6.1.1	ผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์บอนไดออกไซด์	
	กับแก๊สไนโตรเจน	72
6.1.2	ผลกระทบของความหนาแน่นและธาตุผสมที่มีต่อสัญญาณวิทยา	
	และโทรโบโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำ	72
6.2	ข้อเสนอแนะ.....	73
	รายการอ้างอิง	74

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก. ผลการทดลอง	77
ภาคผนวก ข. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา.....	82
ประวัติผู้เขียน	84



สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
4.1	ธาตุผสมของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (AISI 1015) และเหล็กกล้าผสมต่ำ (AISI 4115) 38
ก.1	ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและ หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สใน ไตรคาร์เบอร์ไรซิง 77
ก.2	ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าผสมต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและ หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สใน ไตรคาร์เบอร์ไรซิง 78
ก.3	ความแข็งผิวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว ด้วยวิธีแก๊สใน ไตรคาร์เบอร์ไรซิง 79
ก.4	ความแข็งผิวของเหล็กกล้าผสมต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว ด้วยวิธีแก๊สใน ไตรคาร์เบอร์ไรซิง 80

สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1	แผนภาพเฟสของเหล็กกล้า..... 7
2.2	หลักการทำงานของเครื่อง โกลวดิซชาร์จ้อพทิกอลิมิสชันสเปกโทรสโคปี (Glow Discharge - Optical Emission Spectroscopy)..... 8
2.3	การละลายของคาร์บอนในเหล็กสภาวะออสเทนไนต์..... 9
2.4	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าหลังผ่านกระบวนการคาร์เบอร์ไรซิง 10
2.5	โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าหลังผ่านกระบวนการไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง 11
2.6	การลายของไนโตรเจนและโครงสร้างที่เปลี่ยนไปจากการแทรกของไนโตรเจน ในเฟอร์ไรต์ 12
2.7	รูปแสดงการหาค่า R_u 13
2.8	กราฟบงบอกว่ายืดมากและหลุมมาก 14
2.9	กราฟบงบอกว่ายืด โค้งหรือยืดแหลม 14
2.10	แสดงค่า R_f 15
2.11	แสดงค่า R_v 15
2.12	แสดงการวัดค่า R_p 16
2.13	แสดงการวัดค่า R_z 16
2.14	การทำงานของ SEM..... 17
2.15	การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ในผลึก..... 18
2.16	รอยกดของวิธี Micro vickers hardness 20
2.17	การสึกหรอแบบต่าง ๆ 21
3.1	ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย 26
3.2	ขั้นตอนทดสอบหลังจากการตัดเป็นชิ้น ๆ 27
3.3	ลักษณะผิวของชิ้นทดสอบหลังการขัด..... 28
3.4	ขั้นตอนการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงและวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง..... 29
3.5	เครื่องวัดความหยาบผิวยี่ห้อ Mitutoyo รุ่น SurfTest SV-400..... 30
3.6	ขั้นตอนทดสอบหลังจากอัดด้วยผงคาร์บอน 31

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.7 เครื่องสเปกโทรมิเตอร์ (Spectrometer).....	31
3.8 เครื่อง X-Ray Diffraction.....	32
3.9 ทิศทางรอยกดของการทดสอบความแข็งเนื้อเหล็กกล้า	33
3.10 เครื่องทำสอบการเสียดสีแบบ Pin-on-Disk.....	34
3.11 ภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์คอนโฟคอลชนิด Widefield ยี่ห้อ Zeiss รุ่น SmartProof5 วิเคราะห์ด้วยโปรแกรม ConfoMap Premium	35
3.12 ขยายจากรูปที่ 3.11 (ข) พื้นที่การคำนวณของปริมาตรการสึกหรอ	35
4.1 โครงสร้างของวัสดุเหล็ก AISI 1015 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ	37
4.2 โครงสร้างของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ	37
4.3 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM ของชิ้นทดสอบหลังผ่านการชุบแข็ง	37
4.4 กลไกการเกิดรูพรุนบริเวณชั้นผิวขาว	38
4.5 ความหยาบผิวเฉลี่ยของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 หลังผ่าน การชุบแข็งด้วยแก๊สไนโตรคาร์ไบด์โรซิงกับกระบวนการร่วม	39
4.6 ค่าความแข็งผิวของวัสดุเหล็ก AISI 1015 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ	40
4.7 ค่าความแข็งผิวของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ	41
4.8 ค่าความแข็งของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ.....	41
4.9 ค่าความแข็งของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ.....	42
5.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบ แข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์โรซิง.....	44
5.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์โรซิง.....	45
5.3 ความหนาชั้นผิวขาวหลังการชุบแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115	46
5.4 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีใน ไนโตรคาร์ไบด์โรซิง ของเหล็ก AISI 1015	47

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.5 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ของเหล็ก AISI 4115	48
5.6 ระยะที่ใช้หาค่าความหยาบผิวเฉลี่ย บริเวณที่ถ่ายรูป และสภาพผิวของชิ้นทดสอบ แบบผิวกลิ้งที่กำลังขยาย 150 เท่า	49
5.7 สภาพผิวของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว โดยถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (SEM).....	50
5.8 สภาพผิวของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว โดยถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (SEM).....	51
5.9 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิว	53
5.10 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 1015 หลังการชุบแข็งผิว	34
5.11 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิว.....	55
5.12 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 4115 หลังการชุบแข็งผิว	57
5.13 พื้นที่การแทรกซึมเข้าไปในเนื้อวัสดุของไนโตรเจน.....	58
5.14 ความพรุนผิวของเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธี แก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง	58
5.15 ค่าความแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกัน หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง	59
5.16 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับระยะทางจากผิวนอกสุดของชิ้นทดสอบ ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันสำหรับเหล็ก AISI 1015	60
5.17 ค่าความแข็งผิวของเหล็ก AISI 4115 ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกัน หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง	61
5.18 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับระยะทางจากผิวนอกสุดของชิ้นทดสอบ ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันสำหรับเหล็ก AISI 4115	62
5.19 ลักษณะการทดสอบการชุบแข็ง	63
5.20 ความเสียหายจากการทดสอบการชุบแข็งที่แรงกระทำ 81 นิวตัน ของชิ้นทดสอบ หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง	63

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.21	การทดสอบการเสียดสี..... 65
5.22	ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 1015 ที่แรงกระทำ 5 นิวตัน ระยะทาง 500 เมตร 65
5.23	รอยสึกหรือจากการเสียดสีที่ระยะทาง 500 เมตร 5 นิวตัน ของเหล็ก AISI 1015 66
5.24	ปริมาณสึกหรอที่เกิดจากการเสียดสีด้วยแรงกระทำ 5 นิวตัน และระยะทาง 500 เมตร ของเหล็ก AISI 1015 67
5.25	การเสียดสีเริ่มแรกของชิ้นทดสอบ..... 67
5.26	ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 4115 68
5.27	รอยสึกหรือจากการเสียดสีที่ระยะทาง 500 เมตร 5 นิวตัน ของเหล็ก AISI 4115..... 69
5.28	ปริมาณสึกหรอที่เกิดจากการเสียดสีด้วยแรงกระทำ 5 นิวตัน และระยะทาง 500 เมตร ของเหล็ก AISI 4115..... 70
5.29	ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งผิวกับปริมาณการสึกหรอของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115..... 71

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

α	=	Ferrite
γ	=	Austenite
γ'	=	Fe_4N
ε	=	$\text{Fe}_{2-3}[\text{N}, \text{C}]$
$^{\circ}\text{C}$	=	Degree Celsius
AISI	=	American Iron and Steel Institute
ASM	=	American Society for Metals
ASTM	=	American Society for Testing and Materials
BCC	=	Body Centered Cubic
EDS	=	Energy Dispersive Spectrometer
FCC	=	Face Centered Cubic
HCP	=	Hexagonal Close Packed
Hv	=	Vickers hardness
SEM	=	Scanning Electron Microscope
XRD	=	X-ray diffraction
T, $^{\circ}\text{F}$	=	Fahrenheit temperature
T, $^{\circ}\text{C}$	=	Celsius temperature

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหาการวิจัย

ในการผลิตชิ้นส่วนเครื่องจักรกลและชิ้นส่วนยานยนต์ นิยมใช้เหล็กกล้าเพราะมีราคาถูก มีคุณสมบัติที่ดีและสามารถขึ้นรูปได้ง่าย เพื่อนำมาผลิตเป็นชิ้นส่วนต่าง ๆ ของเครื่องจักรกล แต่เนื่องด้วยคุณสมบัติของเหล็กกล้าผสมต่ำนั้นมีความแข็งแรงและทนต่อการเสียดสีได้ไม่ดี จึงมีการปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำด้วยวิธีการต่าง ๆ ขึ้นอยู่กับคุณสมบัติที่ต้องการ

ความต้านทานการเสียดสีเป็นคุณสมบัติที่สำคัญอย่างหนึ่ง ซึ่งส่งผลกระทบต่อการใช้งานระยะยาวหรือเป็นสาเหตุของการแตกหักได้ ตัวอย่างการเสียดสีที่เกิดขึ้นระหว่างการใช้งาน เช่น การเสียดสีของเพลลา การเสียดสีของคลัทช์รถยนต์ การเสียดสีของจานเบรค เป็นต้น ดังนั้นจึงมีการปรับปรุงคุณสมบัติของผิวเหล็กกล้าเพื่อให้มีอายุการใช้งานของชิ้นส่วนนั้น ๆ ให้มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้น วิธีที่นิยมใช้กันมากที่สุด สำหรับเพิ่มความต้านทานการเสียดสี คือ การชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส (Thermochemical treatment) เนื่องจากเป็นวิธีที่ได้สะดวกเมื่อเทียบกับวิธีอื่น ๆ

การชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส มีหลายหลายวิธี แต่ละวิธีจะให้คุณสมบัติวัสดุที่แตกต่างกันโดยวิธีที่นำมาชุบแข็งผิวเพื่อเพิ่มคุณสมบัติความต้านทานการเสียดสีมักจะใช้วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงวิธีไนโตรดิง และวิธีคาร์เบอร์ไรซิง

วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงและไนโตรดิงเป็นการเติมธาตุไนโตรเจนเข้าไปที่ผิว ทำให้เกิดชั้นผิว 2 ชั้น คือ (1) ชั้นผิวขาว (White layer) หรือชั้นสารประกอบไนไตรด์ (Nitride layer) บริเวณผิวของเหล็กกล้า ชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นจะมีคุณสมบัติช่วยเพิ่มความแข็งผิว เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนและเพิ่มความต้านทานการเสียดสี (2) ชั้นการแพร่ (Diffusion zone) เกิดขึ้นใต้ชั้นผิวขาว โดยมีความแข็งเพิ่มขึ้นเช่นกันแต่เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย ซึ่งชั้นผิวทั้ง 2 นี้จะมีความหนาเพียงเล็กน้อย อย่างไรก็ตาม การเกิดของชั้นผิวขาวและชั้นการแพร่นั้นมีปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อหลายอย่าง เช่น ความหนาผิว โครงสร้างจุลภาค ชนิดของวัสดุ ระยะเวลาการชุบแข็งผิว อุณหภูมิการชุบแข็งผิว เป็นต้น (Aghajani, Torshizi et al. 2017; Rocha, Strohaecker et al. 2003; Singh, Alphonsa et al. 2006; Mittemeijer 2013)

การสึกหรอที่เกิดจากการเสียดสีนั้นมีปัจจัยส่งผลกระทบต่อหลายอย่าง เช่น ความแข็งผิว ความหยาบผิว รูพรุนบริเวณผิว สารประกอบบริเวณผิว วัสดุที่นำมาเสียดสี และโครงสร้างจุลภาค (Li, He et al. 2017; Yan, Liu et al. 2010)

จากข้อมูลข้างต้นจึงเป็นที่มาของงานวิจัยฉบับนี้ โดยงานวิจัยนี้ได้ศึกษาเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติชั้นผิวขาวในเหล็กกล้าผสมต่ำหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ โดยแบ่งการปรับปรุงเป็น 2 วิธี คือ ผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งทำกระบวนการแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงก่อน แล้วจึงทำกระบวนการแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง เพื่อให้ได้ชั้นผิวขาวบริเวณผิวด้านนอกสุดของเหล็กกล้าผสม และผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัญญาณวิทยาและโทรโปโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำที่ผ่านกระบวนการชุบแข็งผิวด้วยแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง หลังจากทำการชุบแข็งผิวแล้วจะมีการวัดความหยาบผิวบนที่สภาพผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ความแข็งผิว ความแข็งของเนื้อวัสดุ และวิเคราะห์โครงสร้างบริเวณผิวที่เกิดการเปลี่ยนแปลง ทดสอบความเสียหายที่เกิดขึ้นจากการทดสอบการเสียดสีด้วยวิธี Pin-on-dish ตามมาตรฐาน ASTM G99-17 (International, A. 2017)

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

- 1.2.1 ศึกษาผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงและแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง
- 1.2.2 ศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัญญาณวิทยาของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำ
- 1.2.3 ศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อโทรโปโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำ

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

- 1.3.1 เหล็กกล้า 2 ชนิด คือ AISI 1015 และ AISI 4115
- 1.3.2 กระบวนการชุบแข็งมี 2 กระบวนการ คือ
 - 1) แก๊สคาร์เบอร์ไรซิง 900 °C เวลา รวม 3 ชั่วโมง
 - 2) แก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง 570 °C เวลา รวม 3 ชั่วโมง
- 1.3.3 ศึกษาความหยาบผิวเริ่มต้นที่ได้จากการเตรียมผิวที่แตกต่างกัน
- 1.3.4 ศึกษาลักษณะสัญญาณวิทยาของเหล็กกล้าผสมต่ำ
- 1.3.5 ศึกษาโทรโปโลยีของเหล็กกล้าผสมต่ำ

1.4 วิธีการดำเนินงานวิจัย

- 1.4.1 ศึกษาค้นคว้าองค์ความรู้ ทฤษฎี และเอกสารที่เกี่ยวข้อง
- 1.4.2 ออกแบบขั้นตอนทดสอบ และออกแบบกระบวนการทดลองที่เหมาะสมกับขั้นตอนทดสอบ
- 1.4.3 ทำการทดลองตามกระบวนการที่ได้ออกแบบไว้
- 1.4.4 วิเคราะห์ผลการทดลอง
- 1.4.5 สรุปผลการทดลอง

1.5 สถานที่ทำวิจัย

- 1.5.1 บริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด นิคมอุตสาหกรรมอมตะนคร จังหวัดชลบุรี
- 1.5.2 อาคารเครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
- 1.5.3 ห้องปฏิบัติการกลศาสตร์การแตกหักและการดัด ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์

1.6 เครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย

- 1.6.1 เตาชุบแข็งผิว อาคารเครื่องมือ 6 มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ใช้ทำวิธีอบปกติ (Normalizing)
- 1.6.2 เครื่อง Optical emission spectrometer ยี่ห้อ SHIMADZU รุ่น PDA 7000 เพื่อตรวจสอบธาตุประกอบในขั้นตอนทดสอบ (บริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด)
- 1.6.3 เตาชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (บริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด)
- 1.6.4 เตาชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง (บริษัท ไทยโตเคน เทอร์โม จำกัด)
- 1.6.5 เครื่องวัดความหยาบผิว ยี่ห้อ MITUTOYO รุ่น SURFTEST SV-400 (มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี)
- 1.6.6 เครื่องวัดค่าความแข็ง Micro hardness vickers testing ยี่ห้อ Future-Tech รุ่น FM-700 ใช้สำหรับวัดค่าความแข็งของชิ้นทดสอบ (บริษัท ไทยโตเคนเทอร์โม จำกัด)
- 1.6.7 เครื่อง X-ray diffractometer (XRD) รุ่น D8 Advance ใช้วิเคราะห์โครงสร้างสารประกอบบริเวณผิวของชิ้นทดสอบ (มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี)
- 1.6.8 เครื่องทดสอบการเสียดสี Pin-on-disk tribometer ยี่ห้อ Anton Paar รุ่น TRN (มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์)
- 1.6.9 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscopy : SEM) ใช้ในการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาและรายละเอียดความเสียหายของพื้นผิวชิ้นทดสอบจากการทดสอบการเสียดสี (มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี)

1.6.10 กล้องจุลทรรศน์คอนโฟคอลชนิด Widefield ยี่ห้อ Zeiss รุ่น SmartProof5 ใช้เลนส์วัตถุ C Epiplan–APOCHROMAT 20x/0.7 เพื่อดูความถี่รอยสักหรือจากการเสียดสีของชิ้นทดสอบ

1.7 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

- 1.7.1 เข้าใจถึงวิธีการปรับปรุงผิววัสดุเพื่อเพิ่มคุณสมบัติต่าง ๆ
- 1.7.2 เพื่อนำการเตรียมผิวชิ้นงานไปประยุกต์ใช้ในกระบวนการแก้ไขในโตรคาร์เบอร์โรซิง
- 1.7.3 เพื่อสามารถนำความรู้เกี่ยวกับผลกระทบของความหยาบผิวไปใช้ต่อยอดสู่

การพัฒนาในอนาคต



บทที่ 2

ปริทรรศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 กล่าวนำ

ในบทที่ 2 มีการรวบรวมทฤษฎีและปริทรรศน์วรรณกรรมที่เกี่ยวข้องไว้ในบทนี้ โดยทฤษฎีมีการนำเสนอเกี่ยวกับเหล็กกล้า การอบปกติ การชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง การชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง การตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยวิธี X-Ray Diffraction (XRD) ความหยาบผิว กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ความเสียหายที่เกิดจากการเสียดสี และการตรวจสอบการแพร่ของธาตุด้วยวิธี Energy Dispersive Spectrometer (EDS) โดยปริทรรศน์วรรณกรรมได้แบ่งออกเป็น 2 ส่วน ดังนี้

- 1) ปริทรรศน์วรรณกรรมเกี่ยวกับผลกระทบของกระบวนการร่วม
- 2) ปริทรรศน์วรรณกรรมเกี่ยวกับผลกระทบของความหยาบผิว

2.2 เหล็กกล้าผสม (Alloy steel)

เหล็กกล้าเป็นเหล็กที่ถูกนำไปใช้ในงานต่าง ๆ มากมาย อาทิเช่น ชิ้นส่วนเครื่องจักรกล และชิ้นส่วนยานยนต์ เนื่องจากเหล็กกล้านั้นมีคุณสมบัติในการรับแรงต่าง ๆ ได้ดี เช่น แรงกระแทก (Impact strength) แรงดึง (Tensile strength) แรงอัด (Compressive strength) และแรงเฉือน (Shear strength) ซึ่งธาตุผสมส่วนใหญ่จะเป็นทั้งโลหะและอโลหะ

เหล็กกล้าผสม คือ เหล็กที่มีธาตุอื่น ๆ นอกจากคาร์บอนผสมอยู่ในเหล็กด้วย ซึ่งธาตุบางชนิดที่ผสมอยู่อาจมีปริมาณมากกว่าคาร์บอน (คิดเป็นเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักในเหล็ก) ธาตุที่ผสมลงไป ได้แก่ โมลิบดีนัม แมงกานีส ซิลิกอน โครเมียม อลูมิเนียม นิกเกิล และวาเนเดียม เป็นต้น จุดประสงค์ที่เพิ่มธาตุต่าง ๆ เข้าไปในเหล็กกล้า เพื่อให้คุณสมบัติของเหล็กกล้าเปลี่ยนไป เช่น เพิ่มความแข็ง เพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิปกติหรืออุณหภูมิสูง เพิ่มคุณสมบัติทางฟิสิกส์ เพิ่มความต้านทานการสึกหรอ เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน เพิ่มคุณสมบัติทางแม่เหล็ก และเพิ่มความสามารถรับแรงกระแทก เป็นต้น โดยสามารถแบ่งเหล็กกล้าผสมออกเป็น 2 ประเภท (Tantrairatn, 2009) ดังนี้

- 1) เหล็กกล้าผสมต่ำ (Low alloy steel) เป็นเหล็กกล้าที่มีธาตุผสมรวมกันน้อยกว่า 10% โดยธาตุที่ผสมอยู่คือ โครเมียม นิกเกิล โมลิบดีนัม และแมงกานีส ปริมาณของธาตุที่ใช้ผสมแต่ละตัวมีไม่เกิน 2% ผลที่ได้จากการเติมธาตุผสมช่วยเพิ่มคุณสมบัติด้านต่าง ๆ ดังที่ได้กล่าวไว้ข้างต้น

โดยเหล็กกล้ากลุ่มนี้ต้องใช้งานในสภาพชุบแข็งผิวก่อนหรืออบก่อนเสมอจึงจะมีค่าความแข็งแรงสูง

2) เหล็กกล้าผสมสูง (High alloy steel) เป็นเหล็กกล้าที่มีธาตุผสมรวมกันมากกว่า 10% เหล็กประเภทนี้ มีคุณสมบัติทางกลที่ดีอยู่แล้วจะถูกปรับปรุงคุณสมบัติสำหรับการใช้งานเฉพาะทาง เช่น เหล็กกล้าทนความร้อน เหล็กกล้าทนการเสียดสี และเหล็กกล้าทนการกัดกร่อน เป็นต้น

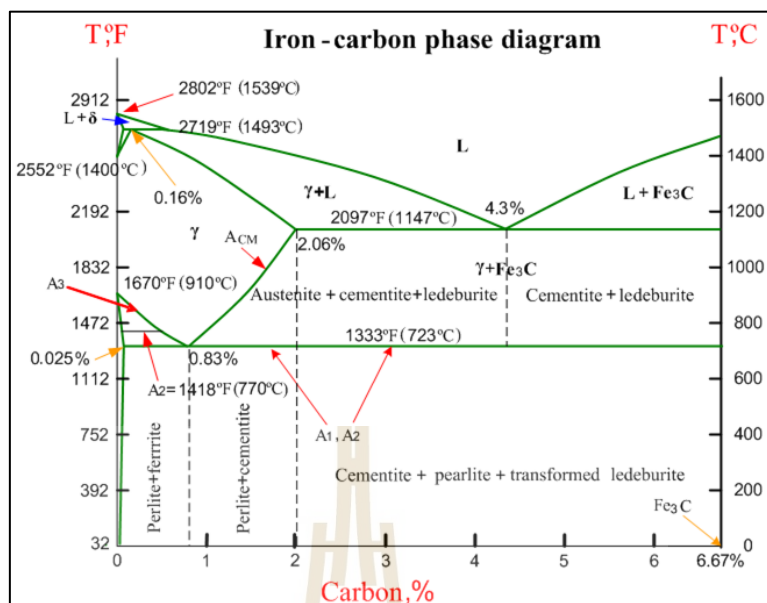
2.3 การอบปกติหรือการอบนอร์มอลไลซ์ (Normalizing)

การอบปกติเป็นกรรมวิธีทางความร้อน โดยให้ความร้อนแก่เหล็กกล้าจนกระทั่งโครงสร้างเปลี่ยนเป็นออสเทนไนต์ (Austenite) ทั่วทั้งชิ้นงาน แล้วปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ โดยโครงสร้างที่ได้หลังจากการอบปกติ คือ เฟอร์ไรต์และเพิร์ลไลต์ที่มีขนาดเล็กละเอียดในสัดส่วนที่กำหนด โดยปริมาณคาร์บอนที่อยู่ในเหล็กกล้าชิ้นนั้น ๆ ซึ่งการอบปกติมีวัตถุประสงค์ที่สำคัญหลายประการ (สถิตจินดา, 1994) ได้แก่

- 1) เพื่อปรับปรุงคุณสมบัติทางกล
- 2) เพื่อปรับปรุงคุณสมบัติความเหนียว โดยเฉพาะเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปร้อนหรือเย็น
- 3) ปรับปรุงโครงสร้างให้มีความสม่ำเสมอทั่วชิ้นงาน
- 4) เพื่อคลายความเครียดของเหล็กกล้า

โดยทั่วไปชิ้นงานที่นำมาสร้างชิ้นส่วนเครื่องจักรกลจะทำการขึ้นรูปด้วยวิธีต่าง ๆ เช่น การรีดร้อน (Hot rolling) การรีดเย็น (Cold rolling) การตีขึ้นรูป (Hot forging) การหล่อขึ้นรูป (Casting) และอีกหลาย ๆ วิธี การสร้างชิ้นส่วนจะส่งผลให้ได้โครงสร้างจุลภาคหรือเรียกว่า “เกรน” มีรูปร่างที่บิดเบี้ยว เกรนที่มีรูปร่างบิดเบี้ยวจะทำให้เกิดความสูญเสียต่อคุณสมบัติทางกลของชิ้นงาน ฉะนั้นจึงต้องทำการอบปกติเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้า โดยจะเน้นเรื่องการปรับปรุงโครงสร้างหรือขนาดของเกรนมากที่สุด (Grain refinement)

การอบปกติใช้วิธีการให้ความร้อนแก่เหล็กจนกระทั่งโครงสร้างของเหล็กเปลี่ยนไปเป็นออสเทนไนต์ทั้งชิ้นงาน อุณหภูมิที่ใช้ในการอบปกติกำหนดโดยแผนภาพเฟส ดังรูปที่ 2.1 เหล็กกล้าที่มีคาร์บอนน้อยกว่า 0.8% จะต้องใช้อุณหภูมิในการอบสูงกว่าเส้น A3 ประมาณ 50 °C และเหล็กกล้าที่มีคาร์บอนมากกว่า 0.8% จะต้องใช้อุณหภูมิในการอบสูงกว่าเส้น ACM ประมาณ 50 °C ระยะเวลาในการอบปกติจะขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นงาน ซึ่งส่วนใหญ่จะใช้เวลา 30 - 60 นาทีต่อความหนา 25 มิลลิเมตร



รูปที่ 2.1 แผนภาพเฟสของเหล็กกล้า (ที่มา : <http://www.9engineer.com>)

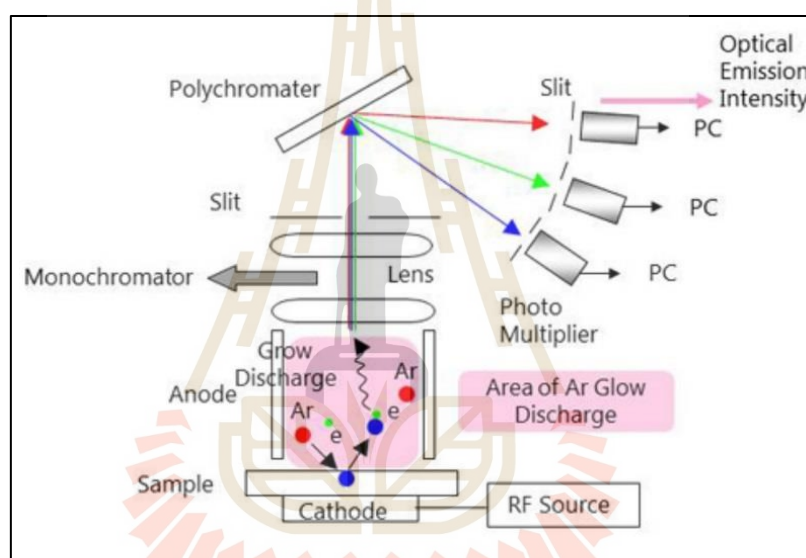
2.4 การตรวจสอบธาตุผสมในโลหะ

ปัจจุบันเทคนิคสำหรับการวิเคราะห์ตัวอย่างที่เป็นของแข็งได้พัฒนาขึ้นอย่างต่อเนื่อง สามารถวิเคราะห์ของแข็งต่าง ๆ เช่น โลหะ แก้ว และเซรามิก โดยไม่ทำลายตัวอย่างที่นำมาทดสอบ ทั้งยังลดปริมาณการใช้สารเคมีและกรดต่าง ๆ ลง ลดขั้นตอนการเตรียมตัวอย่าง ลดเวลาในการทดสอบและการวิเคราะห์ ส่งผลให้ผลภาวะที่มีผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมลดลง

โกลวดิซซาร์จออกพติกอลอิมิซชันสเปกโทรเมตรี (Glow Discharge - Optical Emission Spectrometry, GD-OES) เป็นเทคนิคที่ใช้หาองค์ประกอบทางเคมี หาความหนาของชั้นผิวเคลือบ หรือการสึกกร่อนได้อย่างถูกต้อง แม่นยำและรวดเร็ว สามารถใช้ในการตรวจสอบธาตุในตารางธาตุ ทั้งที่เป็นโลหะและอโลหะ โดยหลักการทำงานของเครื่องค่อนข้างง่าย ค่าใช้จ่ายในการบำรุงรักษา ค่อนข้างต่ำ ทำให้มีการใช้งานอย่างแพร่หลาย จากผลการศึกษาวิจัยทำให้ในปัจจุบัน โกลวดิซซาร์จออกพติกอลอิมิซชันสเปกโทรสโคปีจึงเป็นเทคนิคที่ได้รับการยอมรับว่ามีประสิทธิภาพสูงสำหรับการวิเคราะห์พื้นผิว

โกลวดิซซาร์จที่ใช้แก๊สความดันต่ำ (Low pressure glow discharge) เป็นผลของปรากฏการณ์การแตกตัว (Breakdown phenomenon) ในสภาวะที่แก๊สถูกทำให้แตกตัวเป็นไอออนและสามารถนำไฟฟ้าได้ การแตกตัวของแก๊สประกอบด้วยคู่ของไอออนบวกและอิเล็กตรอน (Electron positive ion pairs) ที่สามารถเรียกว่า “Gaseous discharge” หรือ “Conductive gas” โดยโกลวดิซซาร์จเซลล์สามารถสร้างอย่างง่ายโดยใช้หลอดแก้วปลายปิดที่มีขั้วไฟฟ้าทั้งสองข้าง เมื่อทำให้สภาพใน

หลอดแก้วเป็นสุญญากาศ แล้วให้แก๊สเฉื่อย เช่น อาร์กอนที่ความดันต่ำระดับมิลลิทอร์ไปจนถึงความดันบรรยากาศเข้าไป ให้ความต่างศักย์ระหว่างขั้วไฟฟ้าทั้งสองในระดับ 500 - 1200 โวลต์ จะทำให้เกิดพลาสมาภายในหลอดแก้ว ทำให้หลอดแก้วมีแสงเปล่งออกมา เป็นที่มาของคำว่า “glow” เมื่ออะตอมถูกขับออกจากตัวอย่างและผ่านกระบวนการชนต่าง ๆ จนเกิดการเปล่งแสงที่เป็นสัญญาณ โดยสัญญาณเหล่านี้จะออกจากแหล่งกำเนิด หรือ โกลดิสชาร์จเซลล์ผ่านหน้าต่าง และถูกแยกโดยเกรตติงเป็นความยาวคลื่นที่แตกต่างกันตามธาตุที่ถูกวิเคราะห์ แสงที่ถูกแยกออกมาสามารถถูกวิเคราะห์ตามลำดับ ธาตุที่สนใจจะถูกวิเคราะห์โดยการเปรียบเทียบการตอบสนองของธาตุนั้นกับความเข้มของแสงจากสารมาตรฐาน (ทองมั่ง & พรหมวิมุตติ, 2012)



รูปที่ 2.2 หลักการทำงานของเครื่องโกลดิสชาร์จออปติคอลอิมิสชันสเปกโทรสโคปี (Glow Discharge - Optical Emission Spectroscopy)

การเตรียมตัวอย่าง ตัวอย่างต้องสะอาด ไม่มีคราบน้ำมันหรือคราบไขมัน ผิวเรียบและตัวอย่างสามารถทำให้เกิดระบบสุญญากาศได้ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางอย่างน้อย 5 มิลลิเมตร ความหนาระหว่าง 0.5 - 5.0 มิลลิเมตร ไม่จำเป็นต้องนำไฟฟ้าได้ มีความเสถียรทางด้านอุณหภูมิ

2.5 การชุบแข็งผิว (Surface hardening)

การชุบแข็งผิวเป็นการทำเพื่อเพิ่มความแข็งแรงเฉพาะบริเวณผิวเท่านั้น ส่วนด้านในเนื้อเหล็กยังคงมีความแข็งเท่าเดิมซึ่งมีความเหนียวอยู่ การชุบแข็งผิวมุ่งหมายเพื่อต้องการให้เหล็กทนทานต่อความเสียหายขณะใช้งาน เช่น ทนทานต่อแรงบิด ทนทานต่อแรงกระแทกอย่างรุนแรงได้ดี

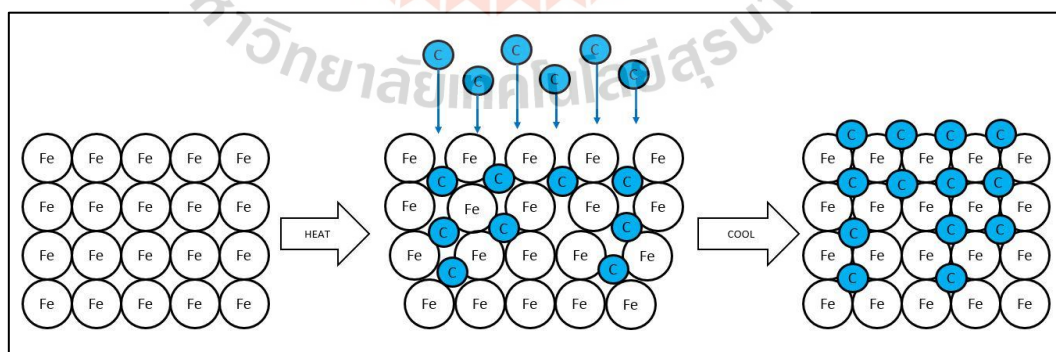
โดยไม่แตกหัก ทนทานต่อการเสียดสี ทนทานต่อการล้า ดังนั้นจึงพบว่า การชุบแข็งผิว นับเป็นกรรมวิธีที่น่าสนใจมากในการเพิ่มความแข็งแรงบริเวณผิว และประหยัดค่าใช้จ่ายเมื่อเทียบกับการทำให้ผิวแข็งขึ้นด้วยวิธีอื่น ๆ ซึ่งทำให้ได้ชั้นส่วนเครื่องจักรกลที่มีคุณภาพดี ชั้นส่วนเครื่องจักรกลที่นิยมทำการชุบแข็งผิว ได้แก่ เพลาข้อเหวี่ยง เพลาขาราวล้น เฟือง เกียร์ คลัทช์ งานเบรค และอื่น ๆ การชุบแข็งผิวทำได้หลายวิธี อาทิเช่น วิธีคาร์เบอร์ไรซิง (Carburizing) วิธีไนไตรดิ้ง (Nitriding) วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Nitrocarburizing) และวิธีคาร์โบไนไตรดิ้ง (Carbonitriding) ซึ่ง 4 วิธีนี้เป็นวิธีการชุบแข็งด้วยสารเคมี (Thermochemical surface treatment)

2.5.1 วิธีคาร์เบอร์ไรซิง (Carburizing)

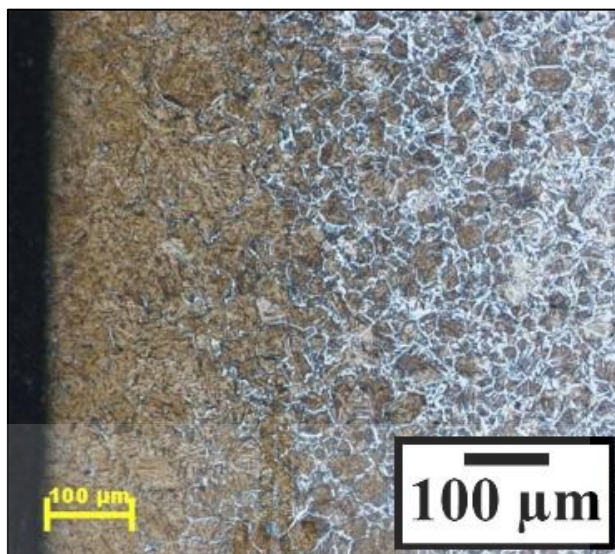
วิธีคาร์เบอร์ไรซิง เป็นการเติมธาตุคาร์บอนให้กับเหล็กในสภาวะออสเทนไนต์ (Austenite) ในลักษณะทำให้ออสเทนไนต์อิมมัตวจากคาร์บอน ดังรูปที่ 2.3 ซึ่งหลังจากทำการชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงแล้วจะสามารถเพิ่มปริมาณคาร์บอนบริเวณผิวได้สูงถึง 0.8% ส่งผลทำให้ผิวมีความแข็งสูงขึ้น เนื่องจากการเพิ่มปริมาณคาร์บอนบริเวณผิว และเกิดความเคียดแบบกด (Compressive stress) ทำให้ทนทานต่อการเสียดสี (Wear resistance) ทนทานต่อการล้า (Fatigue resistance) แต่เนื้อด้านในของวัสดุยังคงความเหนียวและแตกหักได้ยาก (สถิรจินดา, 1994)

วิธีการเพิ่มคาร์บอนให้กับผิวด้วยกระบวนการคาร์เบอร์ไรซิงสามารถทำได้ 3 วิธี ได้แก่

- 1) การชุบแข็งผิวโดยใช้สารเพิ่มคาร์บอนสภาพของแข็ง (Solid carburizing)
- 2) การชุบแข็งผิวโดยใช้สารเพิ่มคาร์บอนที่เป็นของเหลว (Liquid carburizing)
- 3) การชุบแข็งผิวโดยใช้แก๊ส (Gas carburizing)



รูปที่ 2.3 การละลายของคาร์บอนในเหล็กสภาวะออสเทนไนต์

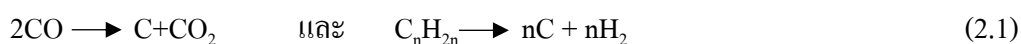


รูปที่ 2.4 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าหลังผ่านกระบวนการคาร์เบอร์ไรซิง

โดยทั่วไปในอุตสาหกรรมจะใช้วิธีการชุบแข็งผิวด้วยแก๊ส เนื่องจากใช้แรงงานน้อย ใช้เวลาในการทำสั้น ควบคุมปริมาณแก๊สได้ง่าย และกำจัดของเสียได้ง่ายเมื่อเทียบกับวิธีการเพิ่มคาร์บอนสภาพของแข็งและวิธีการเพิ่มคาร์บอนสภาพของเหลว

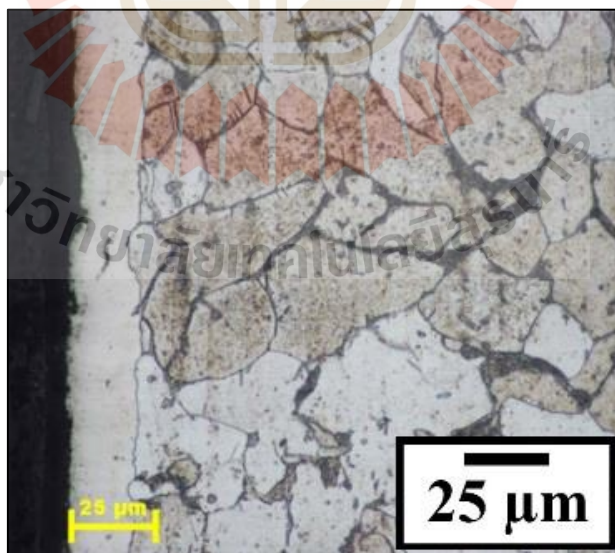
การทำแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงมักทำที่อุณหภูมิประมาณ 850 - 950 °C เนื่องจากต้องการให้เหล็กเปลี่ยนโครงสร้างไปอยู่ในสภาพออสเทนไนต์ คาร์บอนจะสามารถละลายเข้าไปแทรกตัวได้ดีเมื่อเหล็กที่อยู่ในสภาพออสเทนไนต์ บรรยากาศในเตาจะเป็นการควบคุมปริมาณคาร์บอนเป็นหลัก โดยคาร์บอนที่ได้จะมาจาก 2 ส่วนหลัก ๆ คือ

1. แก๊สพาหะ (Carrier gas) หรือเอนโดแก๊ส (Endo gas) ซึ่งมีปริมาณคาร์บอนไม่สูงมาก โดยคาร์บอนมาจากแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์ (CO) ที่ได้จากการผสมของโพรเพนและอากาศเข้าด้วยกัน โดยอัตราส่วนการผสมคือ โพรเพน (C₃H₈) 1 ส่วนต่ออากาศ 7 ส่วน
2. แก๊สที่ทำหน้าที่เป็นตัวเพิ่มคาร์บอน (Powerful carburizing) หรือเอนริชแก๊ส (Enrich gas) เช่น มีเทน โพรเพน บิวเทน เป็นต้น เมื่อเข้าไปในเตาและเผาจะทำให้เกิดปฏิกิริยาเพิ่มคาร์บอนให้กับเหล็กกล้าดังนี้

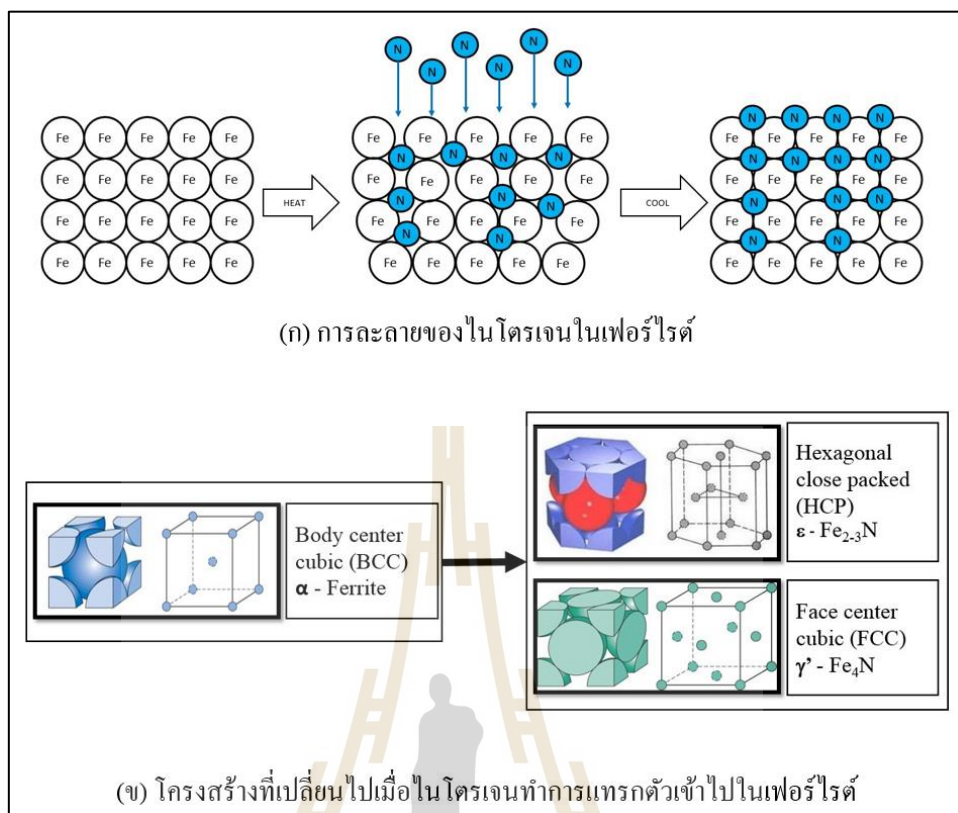


2.5.2 วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Nitrocarburizing)

วิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง เป็นการเติมไนโตรเจนและคาร์บอนเข้าไปในเหล็กกล้า สภาพเฟอร์ไรต์ในลักษณะที่ทำให้เหล็กกล้าอึดตัวจากไนโตรเจน โดยทำการอบที่อุณหภูมิ 520 ถึง 570 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ยังคงสภาพโครงสร้างเหล็กให้อยู่ในสภาพเฟอร์ไรต์และเป็นช่วงอุณหภูมิที่เฟอร์ไรต์ยอมให้ไนโตรเจนละลายได้สูงที่สุด ซึ่งจะทำให้เกิดสารประกอบไนไตรด์เกิดขึ้นบริเวณผิว โดยปกติเฟอร์ไรต์จะมีโครงสร้างแบบ BCC (Body center cubic) แต่เมื่อทำการเติมไนโตรเจนให้ละลายเข้าไปแทรกตัวในเฟอร์ไรต์แล้วจะทำให้โครงสร้างแบบ BCC เปลี่ยนเป็น FCC (Face center cubic) หรือ HCP (Hexagonal close packed) ขึ้นอยู่กับการละลายของไนโตรเจน หากละลายเข้าไปแทรกตัวได้มากจะได้โครงสร้างแบบ HCP และโครงสร้างแบบ HCP จะมีความแข็งแรงมากกว่าโครงสร้างแบบ FCC ส่วนไนโตรเจนที่ไม่สามารถละลายได้ทันจะทำการแทรกตัวไปตามบริเวณขอบเกรนซึ่งจะส่งผลให้ช่วยเพิ่มความแข็งแรงวัสดุด้วยเช่นกัน แต่ความแข็งแรงจะน้อยกว่าสารประกอบไนไตรด์ที่เกิดขึ้น การละลายของไนโตรเจนจำนวนมากทำให้เกิดชั้นผิวขาว (White layer) หรือสารประกอบไนไตรด์ (Fe_xN_y) ดังรูปที่ 2.5 ชั้นสารประกอบไนไตรด์ทนทานต่อการเสียดสี และทนต่อการกัดกร่อนจากสารเคมี โดยปกติชั้นสารประกอบไนไตรด์ที่สามารถเกิดขึ้นจากการชุบแข็งผิวมีหลากหลายโครงสร้าง ขึ้นอยู่กับธาตุผสมที่อยู่ในเหล็กกล้า ซึ่งโครงสร้างที่สามารถเกิดขึ้นได้ เช่น $Fe_{2-3}[N,C]$, Fe_4N , CrN , Cr_2N , AlN , MoN , Mo_2N เป็นต้น



รูปที่ 2.5 โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าหลังผ่านกระบวนการไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง



รูปที่ 2.6 การละลายของไนโตรเจนและโครงสร้างที่เปลี่ยนไปจากการแทรกของไนโตรเจนในเฟอร์ไรต์

การเกิดชั้นสารประกอบแบ่งได้เป็น 2 ชั้น ได้แก่ ชั้นผิวขาว (White layer) เกิดจากการทำปฏิกิริยาระหว่างไนโตรเจนกับเหล็กจึงทำให้เกิดสารประกอบไนไตรต์ (ϵ - $\text{Fe}_{2-3}[\text{N},\text{C}]$, γ' - Fe_4N) ซึ่งจะช่วยให้คุณสมบัติด้านทานการสึกหรอและด้านทานการกัดกร่อนจากสารเคมี และชั้นการแพร่ (Diffusion zone) เกิดจากการแพร่ของธาตุไนโตรเจนและคาร์บอนที่ไม่ได้ทำปฏิกิริยากับเหล็ก จึงเกิดการละลายในลักษณะสารละลายของแข็ง (Solid solubility) ช่วยเพิ่มคุณสมบัติด้านทานการล้า (Fatigue resistance)

2.6 ความหยาบผิว (Roughness)

ความหยาบผิวแปลมาจากคำภาษาอังกฤษ “Surface roughness” ในการใช้งานชิ้นส่วนของเครื่องจักรกลหรือชิ้นส่วนอื่น ๆ ลักษณะของพื้นผิวชิ้นส่วนมีความสำคัญต่อการใช้งานเป็นอย่างมาก ดังนั้นเราจำเป็นต้องมีการกำหนด กรรมวิธีการผลิต (Manufacturing methods) และความหยาบของพื้นผิวที่ต้องการ (Required roughness) เพื่อให้ชิ้นงานสามารถทำงานได้ตามที่ต้องการ ด้วยเหตุผลดังกล่าวความหยาบผิวจึงเป็นสิ่งสำคัญอย่างหนึ่ง การวัดความหยาบผิวแบ่ง

เป็น 2 กลุ่ม ได้แก่ การวัดค่าความหยาบผิวโดยเฉลี่ย และการวัดค่าความหยาบผิวโดยขนาด (เอปีออลเทคโนโลยี, 2020)

2.6.1 ประเภทการวัดความหยาบผิวเฉลี่ย (Average parameter)

ประเภทการวัดความหยาบผิวเฉลี่ย (Average parameter) คือ อาศัยการวัดแล้ว คำนวณค่าความหยาบผิวออกมาเป็นค่าความหยาบผิวเฉลี่ย ซึ่งจะช่วยให้เรารู้ระดับความหยาบ โดยรวมแต่ไม่สามารถรู้ลักษณะความคลาดเคลื่อนสูงต่ำของความหยาบ วิธีการกลุ่มนี้ ได้แก่ R_a , R_{ku} และ R_{sk}

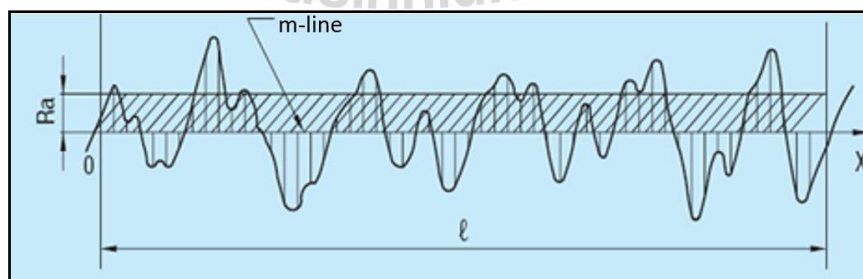
ความหยาบผิวเฉลี่ยเลขคณิต (Roughness average : R_a) เป็นการแสดงความหยาบผิวด้วยค่าเฉลี่ยทางเลขคณิตของผิวที่วัด ซึ่งเป็นค่าที่นิยมใช้กันมากที่สุด และมีหลายมาตรฐาน มักอ้างอิงค่านี้ในการกำหนดค่ามาตรฐานความหยาบผิว การหาค่าความหยาบผิวเฉลี่ยเลขคณิตได้จากการรวมพื้นที่ที่ยอดแหลมของคลื่นเหนือเส้นกึ่งกลาง (m-line) กับพื้นที่ที่ยอดแหลมของคลื่นใต้เส้นกึ่งกลาง แล้วหารด้วยความยาวเฉลี่ย

กำหนดให้ความสูงของพื้นผิวเป็น y

$$\bar{x} = \frac{1}{l} \int_0^l y dx, (\Sigma A = \Sigma B) \quad (2.2)$$

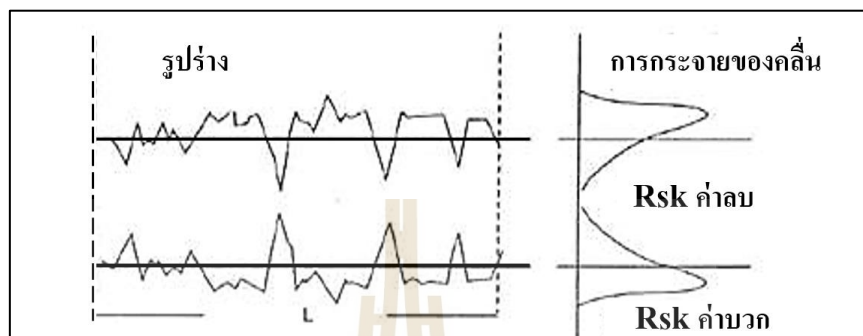
เพราะฉะนั้น R_a คือค่าเฉลี่ยเลขคณิตจึงได้สมการ ดังนี้

$$R_a = \frac{(A_1 + A_2 + A_3 + \dots) + (B_1 + B_2 + B_3 + \dots)}{l} \quad (2.3)$$



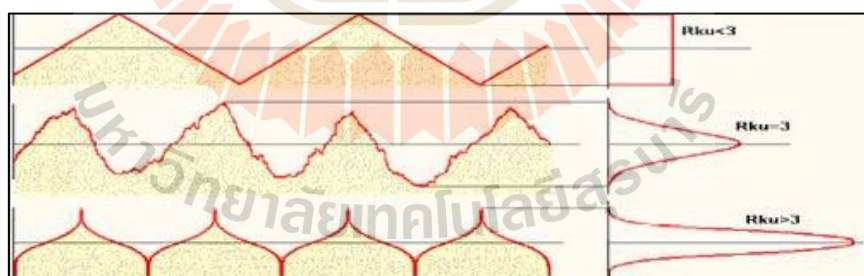
รูปที่ 2.7 รูปแสดงการหาค่า R_a

ความหยาบผิวเฉลี่ยปริมาณ (Roughness skewness: R_{sk}) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยการวัดปริมาณของยอดและหลุม โดยปริมาณของยอดให้ค่าเป็นบวก ส่วนปริมาณของหลุมให้ค่าเป็นลบ หากค่าใดมีมากก็แสดงให้เห็นถึงการมียอดหรือหลุมมากนั่นเอง



รูปที่ 2.8 กราฟบ่งบอกว่ายอดมากและหลุมมาก

ความหยาบผิวเฉลี่ยรูปร่าง (Roughness kurtosis : R_{ku}) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยแสดงให้เห็นถึงลักษณะรูปร่างหรือยอดผิวว่ามีลักษณะเป็นยอดโค้ง ยอดเรียบ หรือยอดแหลม

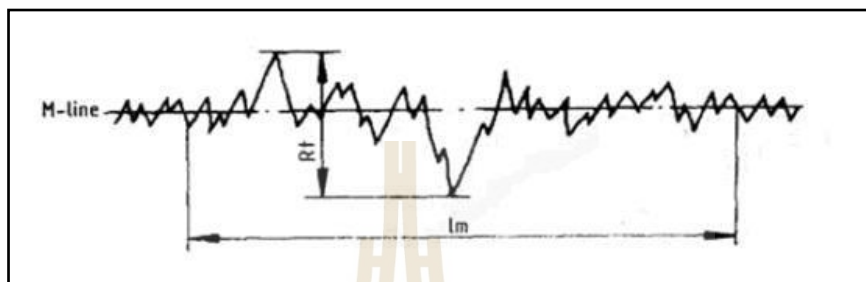


รูปที่ 2.9 กราฟบ่งบอกว่ายอดโค้งหรือยอดแหลม

2.6.2 ประเภทการวัดความหยาบผิวโดยขนาด (Amplitude parameter)

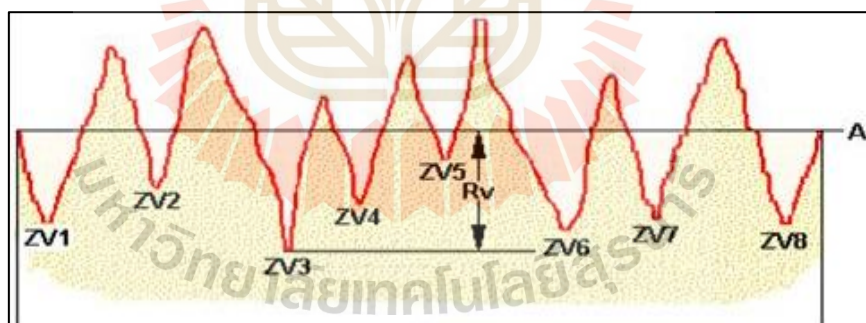
อาศัยการวัดค่าสูงต่ำของขนาดความหยาบผิว ซึ่งจะทำให้เรารู้รูปร่างลักษณะของผิวได้ชัดเจนกว่า วิธีการกลุ่มนี้ ได้แก่ R_p , R_t , R_v และ R_z

ความหยาบผิวขนาดโดยรวม (Roughness total height : R_t) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยวัดขนาดความห่างระหว่างยอดสูงสุดถึงหลุมลึกที่สุดของผิว ค่านี้มีประโยชน์มากตรงที่หากเราต้องการขัดผิวเพื่อขจัดความขรุขระออกให้หมด เราจะรู้ได้ว่าจะต้องขัดผิวลงไปลึกกี่ไมครอน



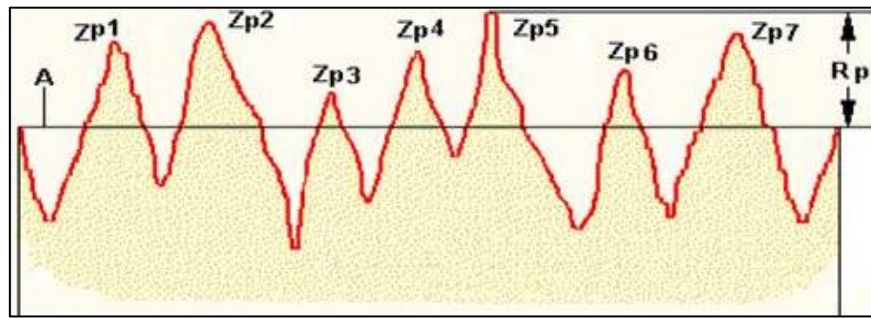
รูปที่ 2.10 แสดงค่า R_t

ความหยาบผิวขนาดหลุมลึกที่สุด (Roughness valley : R_v) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยวัดขนาดความลึกของหลุม โดยแสดงความลึกของหลุมที่มีขนาดลึกที่สุด



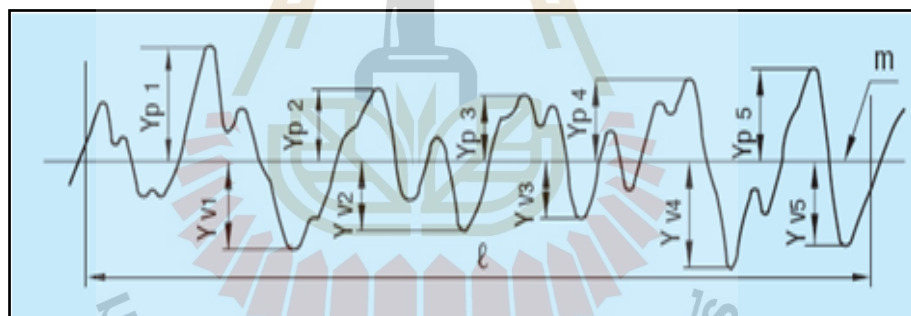
รูปที่ 2.11 แสดงค่า R_v

ความหยาบผิวขนาดยอดสูงสุด (Roughness peak : R_p) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยวัดขนาดความสูงของยอด โดยแสดงความสูงของยอดที่มีขนาดสูงที่สุด



รูปที่ 2.12 แสดงการวัดค่า R_p

ความหยาบผิวขนาดโดยเฉลี่ย (Roughness ten-point mean : R_z) เป็นการแสดงความหยาบพื้นผิวโดยวัดขนาดความสูงของยอดกับความลึกของหลุม โดยแสดงขนาดเฉลี่ยของระยะระหว่างความสูงของยอดกับความลึกของหลุม ทั้งหมด 5 ชุด การวัดทดสอบเป็นช่วงเท่า ๆ กัน 5 ช่วง แล้วนำค่าที่ได้มารวมกันหารด้วย 5 โดยที่ค่าของ R_z มีหน่วยเป็นไมโครเมตร



รูปที่ 2.13 แสดงการวัดค่า R_z

$$R_z = \frac{(Y_{p1} + Y_{p2} + Y_{p3} + Y_{p4} + Y_{p5})}{5} + \frac{(Y_{v1} + Y_{v2} + Y_{v3} + Y_{v4} + Y_{v5})}{5} \quad (2.4)$$

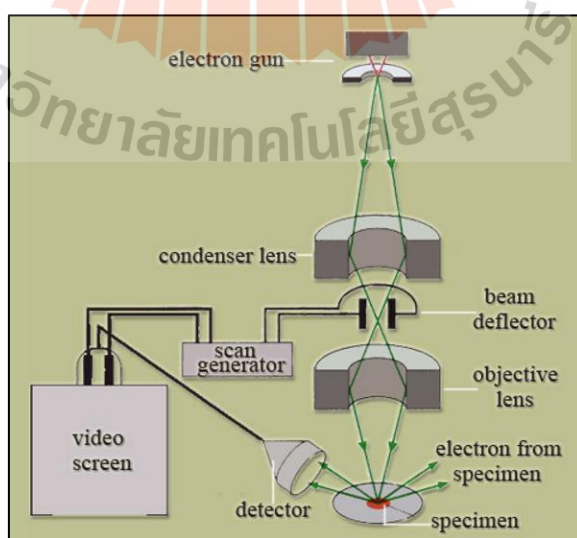
โดยที่ Y_p คือจุดสูงสุดในช่วงสุ่มเลือก
 Y_v คือ จุดต่ำสุดในช่วงสุ่มเลือก

จากการศึกษาการวัดความหยาบผิวเราจึงเลือกใช้ค่าความหยาบผิวเฉลี่ย (Average surface roughness, R_a) เนื่องจากมาตรฐานมักอ้างอิงค่านี้

2.7 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

การศึกษาสิ่งที่มีขนาดเล็ก ๆ หรือที่เรียกว่า “จุลทรรศน์ (Microscope)” นับเป็นศาสตร์อย่างหนึ่งที่มีความสำคัญอย่างมากในเชิงวิทยาการหลายสาขา ในปัจจุบันเราอาจขยายภาพวัตถุในระดับ 10 เท่า โดยใช้แว่นขยาย ระดับ 10 - 1,000 เท่า โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องแสง (Optical microscopy) และระดับ 10 - 1,000,000 เท่า โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron microscopy)

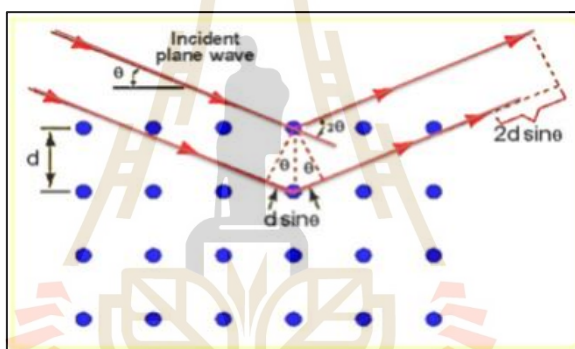
ส่วนประกอบและหลักการทำงานโดยสังเขปของ SEM แสดงในรูปที่ 2.14 ส่วนบนสุดเป็นแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนที่เรียกว่า “ปืนยิงอิเล็กตรอน (Electron gun)” อิเล็กตรอนจากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งให้เคลื่อนที่ลงมาตามคอลัมน์ซึ่งมีสภาพเป็นสุญญากาศ ด้วยความต่างศักย์เร่ง (Accelerating Voltage) ในช่วง 0 - 30 kV (บางเครื่องอาจทำได้สูงถึง 50 kV) โดยทิศทางการเคลื่อนที่จะถูกควบคุมด้วยเลนส์แม่เหล็กไฟฟ้า (Electromagnetic lens) 2 ชุด หรือมากกว่านั้น และปริมาณของอิเล็กตรอนจะถูกควบคุมโดยแอฟเพอร์เจอร์ (Aperture) หรือช่องเปิด ซึ่งมีขนาดต่าง ๆ ตามลักษณะการใช้งาน เลนส์แม่เหล็กไฟฟ้าชุดแรกที่เรียกว่า “เลนส์คอนเดนเซอร์ (Condenser lens)” นับเป็นอุปกรณ์ที่มีความสำคัญที่สุดต่อการควบคุมทัศนศาสตร์อิเล็กตรอน (Electron optics) เพราะเป็นเลนส์ที่ทำหน้าที่บีบอิเล็กตรอนที่วิ่งมาจากแหล่งกำเนิดให้เป็นลำที่มีพื้นที่หน้าตัดเล็กลง ส่วนเลนส์วัตถุ (Objective lens) ซึ่งเป็นเลนส์ชุดสุดท้ายจะทำหน้าที่โฟกัสลำอิเล็กตรอน (Electron beam) ให้ไปตกกระทบกับผิวของชิ้นทดสอบ โดยมีสแกนคอยล์ (Scan coil) ทำหน้าที่กราดลำอิเล็กตรอนให้ไปบนผิวของชิ้นทดสอบภายในกรอบพื้นที่สี่เหลี่ยมเล็ก ๆ ซึ่งพื้นที่ผิวของตัวอย่างบริเวณที่ถูกยิงด้วยลำอิเล็กตรอนจะเกิดสัญญาณ (Signal) ต่าง ๆ เหล่านี้แล้วส่งไปประมวลผลเป็นภาพแสดงบนจอภาพ



รูปที่ 2.14 การทำงานของ SEM

2.8 การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction, XRD)

การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์เป็นที่รู้จักกันอย่างแพร่หลายในกลุ่มนักวัสดุศาสตร์ ธรณีวิทยา และ โลหะวิทยา เพราะเป็นเครื่องมือที่ใช้วิเคราะห์โครงสร้างผลึกและแร่ ผลการวิเคราะห์จาก XRD ทำให้สามารถแยกแยะประเภทและชนิดของวัสดุที่พบในธรรมชาติว่ามีรูปแบบโครงสร้างผลึกแบบใด หรือจำแนกได้ว่าวัสดุที่พบเห็นนั้นเป็นแร่ชนิดใด โดยทำการวัดค่าความเข้มของรังสีที่สะท้อนออกมาที่มุมต่าง ๆ ดังรูปที่ 2.15 เปรียบเทียบกับข้อมูลมาตรฐานที่ทำการตรวจวัดโดยองค์กร JCPDs (Joint Committee on Powder Diffraction Standard) เนื่องจากสารประกอบแต่ละชนิดมีรูปแบบโครงสร้างผลึกแตกต่างกันและระยะห่างระหว่างระนาบของอะตอมที่จัดเรียงกันอย่างเป็นระเบียบก็แตกต่างกันไปด้วย โดยที่ขนาดและประจุของอะตอมของสารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบ (XRD pattern) เฉพาะตัว เปรียบได้กับลายนิ้วมือของคนที่แตกต่างกัน



รูปที่ 2.15 การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในผลึก

จากรูปที่ 2.15 สามารถอธิบายความสัมพันธ์ได้จากสมการของ Bragg's law คือ

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (2.5)$$

โดยที่ λ คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์
 n คือ ลำดับการสะท้อน
 d คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ

ตัวอย่างสำหรับการวิเคราะห์ด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคโตมิเตอร์โดยทั่วไปจะอยู่ในรูปของแข็งที่เป็นผงขนาดเล็กกว่า 45 ไมโครเมตร ปริมาณผงตัวอย่างที่เหมาะสมประมาณ 1 - 2 กรัม

หากขึ้นทดสอบเป็นชิ้น ๆ จะต้องเตรียมให้บริเวณผิวหน้าของตัวอย่างเรียบสม่ำเสมอ ขนาดก่อนตัวอย่างประมาณ 10×10 เซนติเมตร ตัวอย่างที่ดีต้องมีการจัดเรียงตัวของผลึกอย่างอิสระ (Random orientation) การเตรียมตัวอย่างที่ดีมีผลมากต่อผลการวิเคราะห์ เช่น หากบดตัวอย่างละเอียดเกินไป จะทำลายโครงสร้างผลึก (รักไทยเจริญชีพ, 2558)

2.9 การวิเคราะห์การแพร่ของคาร์บอนและไนโตรเจนด้วยเครื่อง Energy dispersive spectrometry (EDS)

การวิเคราะห์ธาตุด้วยรังสีเอกซ์ด้วยเทคนิค EDS เป็นระบบที่นิยมใช้กันมากในกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) เนื่องจากสามารถวิเคราะห์ธาตุที่เป็นองค์ประกอบของวัตถุและใช้เวลาไม่นานในการวิเคราะห์ โดยเทคนิค EDS มีหลักการวิเคราะห์ คือ เมื่อลำอิเล็กตรอนพลังงานสูงเคลื่อนที่เข้าชนอิเล็กตรอนในวงโคจรชั้นในของอะตอม แล้วเกิดการถ่ายโอนพลังงานให้แก่อิเล็กตรอน ทำให้อิเล็กตรอนในชั้นที่ได้รับพลังงานดังกล่าวมีพลังงานสูงกว่าพลังงานยึดเหนี่ยว (Binding energy) ของชั้นโคจรอิเล็กตรอนจึงหลุดจากวงโคจรทำให้เกิดที่ว่างของอิเล็กตรอนในชั้นโคจร หลังจากนั้นอะตอมที่อยู่ในสภาวะถูกกระตุ้นจะลดระดับพลังงานลงสู่สภาวะปกติในช่วงเวลาอันสั้น โดยอิเล็กตรอนของวงโคจรชั้นถัดไปจะลดระดับพลังงานลงมาให้เท่ากับพลังงานยึดเหนี่ยวของวงโคจรที่เกิดที่ว่างของอิเล็กตรอน โดยการปล่อยพลังงานส่วนเกินออกมาในรูปของรังสีเอกซ์ แล้วอิเล็กตรอนจะเข้ามาแทนที่พลังงานส่วนเกินนี้มีพลังงานเท่ากับความแตกต่างของระดับพลังงานยึดเหนี่ยวเฉพาะชั้นโคจรของอิเล็กตรอน และเฉพาะของธาตุนั้น ๆ สำหรับการวิเคราะห์ธาตุด้วยรังสีเอกซ์แบบ EDS สามารถกระทำได้ 3 วิธี คือ

1. การวิเคราะห์ส่องกราดเฉพาะพื้นที่ (Area scan analysis) หรือเรียกอีกอย่างหนึ่งว่า เอกซเรย์แมปปิง (X-ray mapping) ซึ่งจะเป็นการวิเคราะห์โดยใช้ลำอิเล็กตรอนส่องกราดบนพื้นผิวตัวอย่างเป็นพื้นที่เล็ก ๆ โดยความกว้างของพื้นที่ขึ้นกับกำลังขยายที่ใช้ลักษณะการส่องกราดเป็นแนวจากซ้ายไปขวาและจากบนลงล่าง ภาพที่ได้จากการวิเคราะห์จะแสดงลักษณะการกระจายของธาตุนั้น ๆ

2. การวิเคราะห์ส่องกราดตามแนวเส้น (Line scan analysis) เป็นการวิเคราะห์โดยใช้การส่องกราดลำอิเล็กตรอนตามแนวบนตัวอย่างตรงตำแหน่งที่สนใจเพื่อวัดความเข้มของรังสีเอกซ์เฉพาะตัว นิยมใช้ในกรณีที่ต้องการจะหาขอบเขตของรอยต่อเฟสของโครงสร้าง

3. การวิเคราะห์เฉพาะจุดเป็นการวิเคราะห์ที่ให้ลำอิเล็กตรอนกระทบอยู่กับที่บนพื้นผิวตัวอย่างตรงจุดที่ต้องการวิเคราะห์เพื่อวัดค่าปริมาณรังสีเอกซ์เฉพาะตรงจุดที่ต้องการ รังสีเอกซ์เฉพาะตัวที่เกิดจากตัวอย่างจะมีพลังงานดังสมการที่ 2.6

$$E = hV \quad (2.6)$$

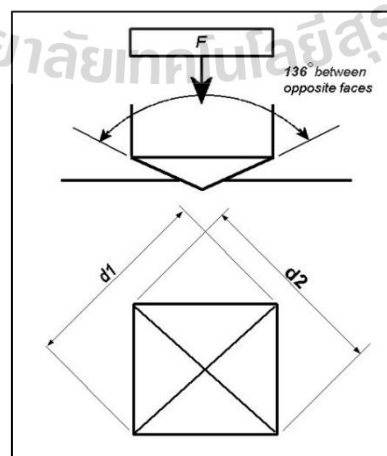
เมื่อ	E	คือ พลังงานของรังสีเอกซ์
	h	คือ ค่าคงที่ของพลัง (Planck's constant $\approx 6.626 \times 10^{-34}$ J·s)
	V	คือ ความถี่ของรังสีเอกซ์

2.10 ความแข็งผิว

การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส มีลักษณะการวัดที่คล้ายกับการทดสอบแบบบริเนลล์ แต่เปลี่ยนหัวกดทดสอบจากทรงกลมเป็นหัวกดรูปทรงปริมาตรฐานสี่เหลี่ยมจัตุรัสมุมยอดมีขนาด 136 องศา ทำจากเพชร การทดสอบวิธีนี้เหมาะสำหรับวัสดุที่มีลักษณะอ่อนไปจนถึงแข็งมาก โดยไม่ต้องเปลี่ยนหัวกด จะเปลี่ยนก็เฉพาะแรงกดเท่านั้น โดยมีค่าตั้งแต่ 1 - 120 kgf ขึ้นอยู่กับความแข็งของโลหะที่ทดสอบ วิธีนี้มีข้อได้เปรียบกว่าวิธีบริเนลล์ คือ ข้อจำกัดในด้านความหนาของชิ้นทดสอบเนื่องจากหัวกดเพชรมีขนาดเล็กมากจึงทำให้รอยกดมีขนาดเล็ก ซึ่งสามารถคำนวณความแข็งได้ตามสมการดังนี้ (วัฒนศรียศกุล, 2554)

$$HV = \frac{2F \sin(136^\circ/2)}{d^2} \quad (2.7)$$

$$HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \quad (2.8)$$



รูปที่ 2.16 รอยกดของวิธี Micro vickers hardness

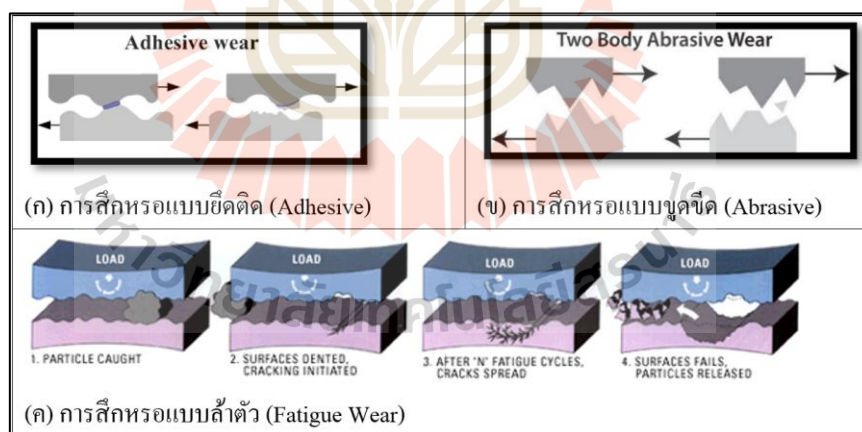
2.11 การสึกหรอจากการเสียดสี

กลไกการสึกหรอ (Wear mechanisms) สามารถแบ่งประเภทของการสึกหรอจากการเสียดสีออกเป็น 3 ลักษณะหลัก ๆ (แก้วคำไสย์, 2011) คือ

1) การสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) เกิดจากการสัมผัสกันของยอดแหลมเนื้อวัสดุ 2 ชิ้น ซึ่งทำให้เกิดการเชื่อมติดเข้าด้วยกันของเนื้อวัสดุและขาดออกจากกัน การสึกหรอแบบนี้มักเกิดจากการเคลื่อนที่แบบเลื่อนไถล และการหล่อลื่นไม่เพียงพอ มักเกิดเศษโลหะขึ้นระหว่างผิวสัมผัส

2) การสึกหรอแบบขูดขีด (Abrasive wear) เกิดจากการที่เนื้อวัตถุหลุดหายไป เนื่องจากถูกขูดขีดหรือถูกขูดเป็นร่องลึกหรือเกิดจากการที่มีเศษผงฝุ่นละออง หรือเศษโลหะที่มีความแข็งมาก ๆ แทรกอยู่ระหว่างผิวสัมผัส ทั้งนี้การสึกหรอแบบนี้มักเป็นผลเนื่องมาจากการสึกหรอแบบยึดติดด้วย

3) การสึกหรอแบบล้าตัว (Fatigue wear) เกิดจากการล้าตัวของเนื้อวัสดุ ซึ่งจะเห็นว่าผิวของวัสดุมีหลุมรอยแตกหรือรอยแยก (Spalling and Fissuring or Cracking) อันเป็นผลมาจากการเสียดสีทั้งแบบถาวรและแบบคืนรูปร่างเดิมได้ การล้าตัวของวัสดุมักเกิดกับชิ้นส่วนที่ต้องรับภาระสลับ (Cyclic load) เป็นเวลานาน



รูปที่ 2.17 การสึกหรอแบบต่าง ๆ

2.12 ปรีक्षणวัณกรรมที่เกี่ยวข้อง

กระบวนการชุบแข็งผิวด้วยแก๊สเป็นหนึ่งในวิธีปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าที่พบได้ในงานวิจัยและภาคอุตสาหกรรมทั่วไป ซึ่งถูกนำไปประยุกต์ใช้งานและศึกษาวิจัยอย่างแพร่หลาย ทำให้เกิดองค์ความรู้ใหม่อยู่เสมอ ช่วยในการพัฒนากระบวนการผลิตให้รวดเร็วและก้าวหน้ามากขึ้น

สำหรับการวิจัยนี้ผู้วิจัยได้ศึกษาและค้นคว้างานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการวิจัย โดยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

Marcela Rabelo Menezes, Cristina Godoy, V.T.L. Buono, Mônica M.M. Schwartzman, J.C. Avelar-Batista Wilson ศึกษาผลกระทบของการยิงเม็ดโลหะทำความสะอาดผิวและอุณหภูมิในการชุบแข็งผิว ชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วมระหว่างพลาสมาคาร์เบอร์ไรซิงและพลาสมาไนโตรดิง โดยชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงก่อนจึงชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรดิง อุณหภูมิที่ใช้ในการศึกษามี 2 อุณหภูมิ คือ 400 °C และ 475 °C วัสดุที่ใช้ในการศึกษาคือเหล็กกล้าเกรด AISI 316L ผลการศึกษาพบว่า การชุบแข็งผิวที่อุณหภูมิ 475 °C ให้ระยะการแพร่ (Diffusion zone) ที่มากกว่าการชุบแข็งผิวที่อุณหภูมิ 400 °C เนื่องจากอุณหภูมิที่สูงจะช่วยให้การเกิดปฏิกิริยาระหว่างคาร์บอนหรือไนโตรเจนได้รวดเร็วยิ่งขึ้น การทดสอบการสึกหรอพบว่าชั้นทดสอบที่มีความแข็งผิวและระยะการแพร่ที่มากกว่าจะช่วยให้ด้านทานการสึกหรอได้ดียิ่งขึ้น ชั้นทดสอบที่เตรียมผิวแตกต่างกันพบว่าเมื่อเตรียมผิวด้วยวิธียิงเม็ดโลหะใส่บริเวณผิวจะทำให้โครงสร้างบริเวณผิวเกิดการเปลี่ยนแปลงจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์เนื่องจากความเครียดที่เกิดจากการยิงเม็ดโลหะ เมื่อนำชั้นทดสอบไปชุบแข็งผิวจะพบว่ามีการแพร่ดีกว่าชั้นทดสอบแบบปกติ เนื่องจากชั้นงานที่เตรียมผิวด้วยวิธียิงเม็ดโลหะใส่บริเวณผิวจะมีขอบเกรนมากกว่า จึงส่งผลให้คาร์บอนหรือไนโตรเจนแทรกซึมเข้าไปในเนื้อเหล็กได้ง่าย (Menezes, Godoy, Buono, Schwartzman, & Avelar-Batista Wilson, 2017)

M. Tsujikawa, N. Yamauchi, N. Ueda, T. Sone, Y. Hirose ศึกษาพฤติกรรมของคาร์บอนเมื่อชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วมระหว่างวิธีคาร์เบอร์ไรซิงและวิธีไนโตรดิงของเหล็กกล้าไร้สนิม พบว่าเมื่อชั้นทดสอบชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงแล้วจะทำให้มีปริมาณคาร์บอนบริเวณผิวสูงชันมาก แต่เมื่อนำชั้นทดสอบไปชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรดิงต่อ ส่งผลให้คาร์บอนบางส่วนถูกผลักลึกเข้าไปด้านในเนื้อเหล็กมากขึ้นและปริมาณคาร์บอนบริเวณผิวจะลดลงโดยถูกแทนที่ด้วยปริมาณของไนโตรเจน สาเหตุเป็นเพราะเมื่อชุบแข็งผิวรอบที่สองด้วยวิธีไนโตรดิงทำให้ไนโตรเจนที่ต้องการเข้าไปแทรกในเนื้อเหล็กผลักดันคาร์บอนเข้าไปด้านในเนื้อวัสดุ เพื่อให้บริเวณผิวสามารถรับไนโตรเจนเข้าไปอยู่ในเนื้อเหล็กได้ (Tsujikawa, Yamauchi, Ueda, Sone, & Hirose, 2005)

Mehmet Karakan, Akgun Alsaran, Ayhan Celik ศึกษาระยะเวลาการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงและโทรโบโลยีของเหล็กกล้า AISI 4140 จากการศึกษาพบว่าเมื่อใช้เวลาการชุบแข็งผิวเพิ่มขึ้นส่งผลให้ชั้นผิวขาวและความแข็งเพิ่มมากขึ้นด้วย แต่หากระยะเวลาการชุบแข็งผิวมากเกินไปเกิน 4 ชั่วโมง จะทำให้ชั้นผิวขาวลดน้อยลงเนื่องจากการสูญเสียไนโตรเจน (Sputtering) และความแข็งมีค่าลดลงเช่นกันเนื่องจากเกิดรูพรุนบริเวณผิวเพิ่มมากขึ้น เมื่อระยะเวลาการชุบแข็งผิวเพิ่มขึ้นส่งผลให้ความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้นด้วยเนื่องจากเกิดรูพรุนบริเวณผิวมากขึ้น

เมื่อระยะเวลาการชุบแข็งเพิ่มขึ้นส่งผลให้ระยะเวลาแพร่เพิ่มมากขึ้น การทดสอบการสึกหรอพบว่า เศษที่เกิดขึ้นจากการหลุดออกมาจากผิวทำให้เกิดการเสียดสีแบบจุดขีดเพิ่มมากขึ้น (Karakan, Alsaran, & Çelik, 2004)

S.A. Kusmanov, A.A. Smirnov, S.A. Silkin, P.N. Belkin ศึกษาการเพิ่มขึ้นของความต้านทานการสึกหรอและความต้านทานการกัดกร่อนของเหล็กกล้าผสมต่ำ โดยชุบแข็งผิวด้วยวิธีพลาสมาในไตรดิงที่อุณหภูมิแตกต่างกัน พบว่าเมื่อใช้อุณหภูมิในการชุบแข็งเพิ่มมากขึ้นส่งผลให้ความหยาบผิวเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากเกิดชั้นผิวขาวมากขึ้น จากการทดสอบการเสียดสีพบว่า ชั้นทดสอบที่เหมาะสมกับการเสียดสีคือชั้นทดสอบที่มีความแข็งผิวสูง ระยะเวลาแพร่สึกและความหยาบผิวน้อย จะทำให้เกิดปริมาณการสึกหรอน้อยที่สุด จากการทดสอบการกัดกร่อนพบว่า ชั้นทดสอบที่มีความหนาชั้นผิวขาวมากจะช่วยให้ทนต่อการกัดกร่อนได้ดี (Kusmanov, Smirnov, Silkin, & Belkin, 2016)

Gajendra Prasad Singh, J. Alphonsa, P.K. Barhai, P.A. Rayjada, P.M. Raole, S. Mukherjee ได้ศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวเริ่มต้นต่อชั้นผิวขาวหลังจากผ่านวิธีพลาสมาในไตรดิงของเหล็ก AISI 304 Stainless steel โดยความหยาบผิวเริ่มต้นมีความแตกต่างกัน 4 ลักษณะ คือ ผิวที่ได้จากการขัดเรียบ มีความหยาบผิวเฉลี่ยเท่ากับ $0.050 \mu\text{m}$ ผิวที่ได้จากการขัดหยาบ มีความหยาบผิวเฉลี่ยเท่ากับ $0.075 \mu\text{m}$ 3) ผิวที่ได้จากการตัดด้วยเครื่องกลึง มีความหยาบผิวเฉลี่ยเท่ากับ $0.470 \mu\text{m}$ และผิวที่ได้จากการขัดด้วยหินเจียร์ มีความหยาบผิวเฉลี่ยเท่ากับ $1.020 \mu\text{m}$ วิธีที่ใช้ในการชุบแข็งผิวมีความแตกต่างกัน 2 เงื่อนไข คือ ปล่อยไนโตรเจน 80% กับไฮโดรเจน 20% และปล่อยไนโตรเจน 20% กับไฮโดรเจน 80% โดยหลังการชุบแข็งผิวมีการวิเคราะห์ความหยาบผิว ความแข็ง ความหนาชั้นผิวขาว และโครงสร้างที่เปลี่ยนไป จากการทดสอบพบว่าหากโครงสร้างเริ่มต้นมีออสเทนไนต์จำนวนมากจะทำให้เกิดชั้นผิวขาวน้อยลง เนื่องจากออสเทนไนต์จะต่อต้านการทำปฏิกิริยาระหว่างไนโตรเจนกับเหล็ก การขัดผิวให้เรียบจะส่งผลให้ออสเทนไนต์ลดลง เนื่องจากความร้อนและความเค้นที่เกิดขึ้นระหว่างการขัดชั้นทดสอบทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนแปลง ซึ่งในไนโตรเจนจะสามารถทำปฏิกิริยากับเฟอร์ไรต์ได้ดีกว่าออสเทนไนต์ ดังนั้น การเตรียมผิวที่มีความเรียบมากจะส่งผลให้เกิดชั้นผิวขาวมากที่สุด การปล่อยแก๊สไนโตรเจน 20% ส่งผลให้ความหยาบผิวเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดสปัตเตอร์ ซึ่งการเพิ่มขึ้นของความหยาบผิวยังขึ้นอยู่กับเวลาและอุณหภูมิ การชุบแข็งผิวด้วย การปล่อยแก๊สไนโตรเจน 80% ส่งผลให้ความหนาชั้นผิวขาวเพิ่มขึ้นเนื่องจากมีไนโตรเจนปริมาณสูงในชั้นบรรยากาศของเตาชุบแข็งผิว (Singh et al., 2006)

A.daS. Rocha, T. Strohaecker, T. Hirsch ได้ศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวเริ่มต้นและสมบัติเชิงกลหลังผ่านวิธีพลาสมาในไตรดิงของวัสดุ M2 High speed steel จากการศึกษพบว่าความเค้นตกค้างที่เกิดจากแรงกดที่อยู่บริเวณผิวก่อนการชุบแข็งผิวของชั้นทดสอบจะส่งผลให้

เกิดขึ้นผิวขาวและระยะเวลาแพร่ของไนโตรเจนน้อยลง เนื่องจากต้องใช้พลังงานสูงเพื่อทำปฏิกิริยา และแพร่เข้าไปด้านในของชิ้นทดสอบ และยังพบว่าเมื่อนำชิ้นทดสอบที่เตรียมผิวด้วยวิธีที่แตกต่าง กันไปทำการชุบแข็งผิวจะส่งผลให้เกิดความเค้นตกค้างแรงกดเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งการเพิ่มขึ้นนี้จะทำให้มีความเค้นตกค้างแรงกดหลังการชุบแข็งผิวมีค่าใกล้เคียงกันในทุก ๆ ความหนาผิว (Rocha, Strohaecker, & Hirsch, 2003)

H. Aghajani, M. Torshizi, M. Soltanieh ศึกษาผลกระทบของระยะเวลาการชุบแข็งและอุณหภูมิการชุบแข็งของวัสดุ H11 hot work tool steel พบว่าเมื่อระยะเวลาการชุบแข็งเพิ่มมากขึ้น จะทำให้ความหนาชั้นผิวขาวเพิ่มมากขึ้นด้วย แต่ชั้นผิวขาวจะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงแรก เนื่องจากการแทรกตัวของไนโตรเจนทำได้ง่ายเพราะบริเวณผิวยังมีไนโตรเจนอยู่น้อย หลังจากช่วงแรกจะทำให้ชั้นผิวขาวสามารถก่อตัวได้ช้าลงเรื่อย ๆ เพราะเริ่มมีไนโตรเจนไปเติมเต็มบริเวณผิววัสดุเต็มแล้ว และการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิการชุบแข็งจะส่งผลให้ความหนาชั้นผิวขาวเพิ่มขึ้นเนื่องจากความร้อนจะทำให้ไนโตรเจนมีความสามารถแทรกซึมเข้าไปในเนื้อเหล็กได้ดี เมื่อไนโตรเจนเข้าไปแทรกบริเวณผิวของเนื้อเหล็กจะทำให้เกิดสารประกอบที่ผิวซึ่งมีรูปร่างที่ไม่ชัดเจนขึ้นอยู่กับลักษณะของขอบเกรนที่อยู่บริเวณผิวนอกสุด เมื่อชั้นผิวขาวเกิดขึ้นมาเรื่อย ๆ จะทำให้ผิวมีความหนาเพิ่มขึ้นด้วย (Aghajani, Torshizi, & Soltanieh, 2017)

Brahim Ben Fathallah, Chams Eddine Dakhli and Mohamed Ali Terres ศึกษาผลกระทบของปัจจัยการขัดผิวกับการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์ของเหล็ก AISI D2 พบว่าเมื่อขัดผิวให้ลึกลงมากขึ้น ส่งผลให้ความแข็งผิวลดน้อยลง โดยการขัดผิวจะทำให้เกิดความร้อน ความร้อนนั้นทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสเป็นมาเทนไซต์ของชิ้นทดสอบที่บริเวณผิวซึ่งส่งผลกระทบต่อ การไนโตรคาร์ไบด์ และ ได้ทำการทดลองการขัดผิวด้วยน้ำหล่อเย็นเพื่อเปรียบเทียบกัน การขัดแบบแห้งก่อนการชุบแข็งผิว ทำให้เห็นชัดเจนว่าการขัดผิวด้วยน้ำหล่อเย็นแล้วนำไปชุบแข็งผิวทำให้ได้ความแข็งผิวมากกว่า (Fathallah, Dakhli, & Terres, 2019)

Mohamed Ali Terres, Brahim Ben Fathallah และ Abdelkarim Ghanem ศึกษาความหนาผิวก่อนการชุบแข็งด้วยวิธีแก๊สไนโตรคิงพบว่า ความหนาผิวที่แตกต่างกันส่งผลต่อความแข็งเล็กน้อย การชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคิงส่งผลให้ความหนาผิวเพิ่มขึ้น และคุณสมบัติของชั้นผิวขาวขึ้นอยู่กับพื้นผิวก่อนการชุบแข็งผิว (Terres, Fathallah, & Ghanem, 2017)

บทที่ 3

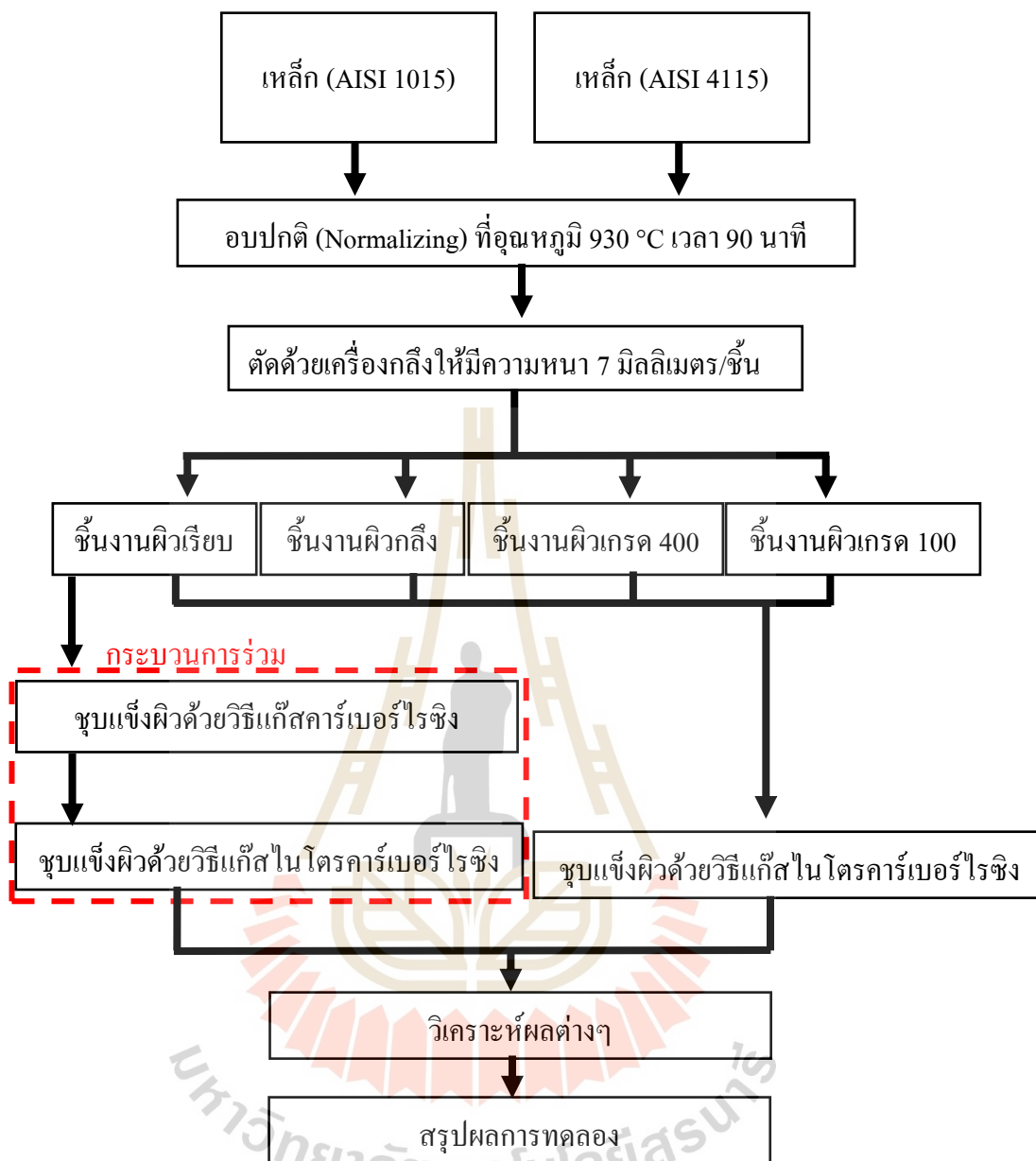
วิธีการดำเนินงานวิจัย

3.1 กล่าวนำ

จากที่กล่าวมาข้างต้น งานวิจัยนี้ได้เห็นถึงความสำคัญและประโยชน์ของเหล็กกล้าที่ใช้งานกันอย่างกว้างขวาง โดยสามารถปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าให้เหมาะสมกับสภาวะที่ต้องการใช้งานได้ด้วยวิธีการชุบแข็งผิว งานวิจัยจึงได้มีการศึกษาค้นคว้าและทำการทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง โดยทำกระบวนการคาร์เบอร์ไรซิงก่อนกระบวนการแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง และศึกษาอิทธิพลของธาตุผสมและความหนาผิวเฉลี่ยที่แตกต่างกันก่อนทำการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงของเหล็กกล้าผสมต่ำ เพื่อเป็นแนวทางในการประยุกต์ใช้กับชิ้นส่วนต่าง ๆ และพัฒนาอายุการใช้งานของผลิตภัณฑ์เหล็กกล้าให้ยาวนานมากขึ้น

ผู้วิจัยได้แบ่งออกเป็น 2 การทดลอง คือ

1. การทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงสำหรับเหล็กกล้าผสมต่ำ
2. การทดลองเพื่อศึกษาผลกระทบของความหนาผิวและธาตุผสมก่อนการชุบแข็งด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงสำหรับเหล็กกล้าผสมต่ำ



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

3.2 การเตรียมชิ้นทดสอบ

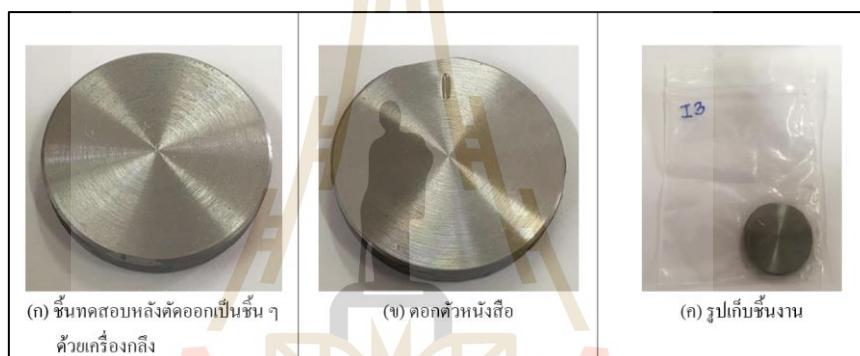
3.2.1 การอบปกติ (Normalizing)

เหล็กกล้าที่นำมาใช้ในการทดสอบจะถูกสร้างมาด้วยวิธีการต่าง ๆ ส่งผลให้รูปร่างเกรนบริเวณผิวบิดเบี้ยวจึงควรนำชิ้นทดสอบไปทำการอบปกติเพื่อปรับปรุงเกรนให้มีความสม่ำเสมอก่อนนำไปใช้งาน ชิ้นทดสอบที่นำมาใช้คือเหล็กกล้าที่มีปริมาณคาร์บอน 0.15 เปอร์เซ็นต์

ซึ่งต้องทำการอบปกติที่อุณหภูมิสูงกว่าเส้น A3 ดังรูปที่ 2.1 ดังนั้นจึงใช้อุณหภูมิการอบปกติที่ 930 °C เป็นเวลา 90 นาที (เวลาที่ใช้ในการอบปกติจะขึ้นอยู่กับความหนาของชิ้นทดสอบ)

3.2.2 การเตรียมผิวด้วยเครื่องกลึง

หลังจากอบปกติตามขั้นตอน 3.2.1 แล้ว ชิ้นทดสอบมีลักษณะเป็นทรงกระบอกจึงต้องกลึงเพื่อตัดออกเป็นชิ้น ๆ แต่ละชิ้นจะมีความหนา 7 มิลลิเมตร โดยวิธีการกลึงจะต้องควบคุมความเร็วรอบ 1,600 รอบต่อนาที อัตราป้อนมีด (Feed rate) 30 มิลลิเมตรต่อนาที หลังจากตัดชิ้นทดสอบได้ตาม รูปที่ 3.2 (ก)ให้นำชิ้นทดสอบไปปัดด้วยอักษรดังรูปที่ 3.2 (ข) เพื่อไม่ให้ชิ้นทดสอบสลับกันกับชิ้นอื่น ๆ จากนั้นทาด้วยน้ำมันกันสนิมและเก็บเข้าถุงซิปล็อคดังรูปที่ 3.2 (ค) เพื่อป้องกันการชุบขีดบริเวณผิว



รูปที่ 3.2 ชิ้นทดสอบหลังจากการตัดเป็นชิ้น ๆ

3.2.3 การเตรียมด้วยวิธีการขัด

เตรียมเพื่อใช้ในการศึกษาผลกระทบของความหยาบผิว โดยแบ่งการเตรียมผิวด้วยวิธีการขัดออกเป็น 3 แบบ ดังนี้

- การขัดแบบผิวเรียบ

นำชิ้นทดสอบที่ได้มาจากการตัดด้วยเครื่องกลึงตามข้อที่ 3.2.2 ไปขัดด้วยกระดาษทรายเกรด 100, 400, 800, 1,000 และ 2,000 ตามลำดับ โดยจะต้องขัดจนเรียบก่อนจะเปลี่ยนกระดาษทรายแต่ละเกรด เมื่อขัดกระดาษทรายเกรด 2000 เสร็จแล้ว นำไปขัดด้วยผงอลูมินาขนาด 1 ไมโครเมตรจนกระทั่งเรียบ จากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์เพื่อตรวจสอบรอยที่เกิดจากการขัดว่าเรียบดีแล้วหรือไม่ หากไม่มีรอยใด ๆ ให้ทาด้วยน้ำมันกันสนิมและเก็บในถุงซิปล็อค

- การขัดแบบผิวเกรด 400

นำชิ้นทดสอบที่ได้มาจากการตัดด้วยเครื่องกลึงตามข้อที่ 3.2.2 ไปขัดด้วยกระดาษทรายเกรด 100 และ 400 จนเรียบจากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์เพื่อตรวจสอบรอยที่เกิดจากการขัดว่าเรียบดีแล้วหรือไม่ หากไม่มีรอยใด ๆ ให้ทาด้วยน้ำมันกันสนิมและเก็บในถุงซิปล็อก

- การขัดแบบผิวเกรด 100

นำชิ้นทดสอบที่ได้มาจากการตัดด้วยเครื่องกลึงตามข้อที่ 3.2.2 ไปขัดด้วยกระดาษทรายเกรด 100 จนเรียบ จากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์เพื่อตรวจสอบรอยที่เกิดจากการขัดว่าเรียบดีแล้วหรือไม่ หากไม่มีรอยใด ๆ ให้ทาด้วยน้ำมันกันสนิมและเก็บในถุงซิปล็อก



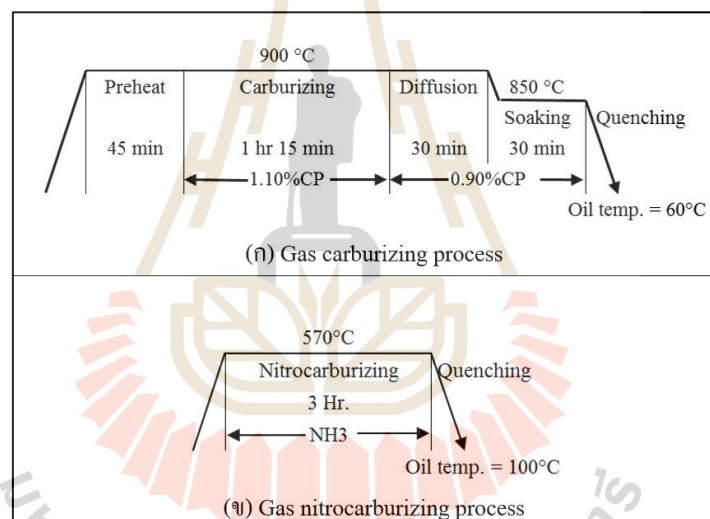
รูปที่ 3.3 ลักษณะผิวของชิ้นทดสอบหลังการขัด

3.2.4 การชุบแข็งผิว

ในงานวิจัยได้ใช้การชุบแข็งผิว 2 วิธี คือ

1. การชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง เป็นการชุบแข็งผิวเพื่อเพิ่มความแข็งผิว โดยให้คาร์บอนละลายเข้าไปในเนื้อเหล็กสภาพออสเทนไนต์ อุณหภูมิที่ใช้ในการชุบ

แข็งผิวเท่ากับ $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ เพื่อให้เหล็กอยู่ในสภาพออสเทนไนต์ โดยมีขั้นตอนการชุบแข็งผิวดังรูปที่ 3.4 (ก) ขั้นตอน Preheat ทำเพื่อให้โครงสร้างขึ้นทศอบอยู่ในสภาพออสเทนไนต์ทั้งชิ้น ขั้นตอน Carburizing ทำการเพิ่มคาร์บอนในบรรยากาศให้มีศักย์คาร์บอน 1.10 เปอร์เซ็นต์ เพื่อให้คาร์บอนละลายเข้าไปในชิ้นทศอบ ชิ้นทศอบจะพยายามรับคาร์บอนเข้ามาในเนื้อเหล็กเพื่อปรับศักย์คาร์บอนให้ในเนื้อเหล็กกับในบรรยากาศมีค่าเท่ากัน ขั้นตอนการ Diffusion เพื่อให้คาร์บอนมีเวลาในการละลายเข้าไปในเนื้อเหล็ก ขั้นตอน Soaking ทำการลดอุณหภูมิมาที่ $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ เพื่อลดโอกาสเกิดการบิดงอของชิ้นทศอบ (Taweejun & Kanchanomai, 2015) เพราะหากเกิดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างรวดเร็วในขณะที่ Quenching อาจทำให้เกิดการบิดงอหรือการแตกหักของชิ้นทศอบ ขั้นตอนการ Quenching ทำเพื่อไม่ให้สูญเสียคาร์บอนบริเวณผิวในขณะที่ลดอุณหภูมิ จึงจำเป็นต้องเย็นตัวอย่างรวดเร็ว



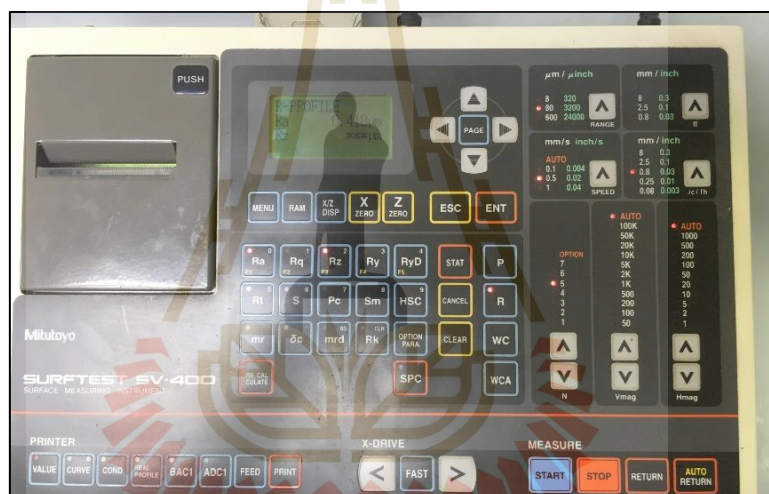
รูปที่ 3.4 ขั้นตอนการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงและวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

2. การชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง เป็นการชุบแข็งผิวเพื่อเพิ่มความแข็งแรง โดยให้ไนโตรเจนและคาร์บอนละลายเข้าไปในเหล็กสภาพเฟอร์ไรต์ อุณหภูมิที่ใช้ในการชุบแข็งผิวเท่ากับ $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ เพื่อให้เหล็กอยู่ในสภาพเฟอร์ไรต์และยังเป็นช่วงที่ไนโตรเจนสามารถละลายในเหล็กได้ดี โดยมีขั้นตอนการชุบแข็งผิวดังรูปที่ 3.4 (ข) อัตราการปล่อยแก๊สแอมโมเนีย (NH_3) 1 ส่วน ต่อแก๊สพาหะ (Carrier gas) 1 ส่วน (แก๊สพาหะได้จากการผสมระหว่างโปรเพน 1 ส่วน ต่ออากาศ 7 ส่วน)

3.3 การทดสอบสมบัติของชั้นผิวเคลือบทางกายภาพ

3.3.1 การตรวจสอบความหยาบผิว

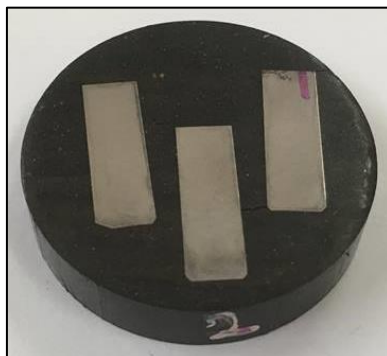
จากการศึกษาการวัดความหยาบผิวเราจึงเลือกใช้ค่าความหยาบผิวเฉลี่ย (Average surface roughness, R_a) เนื่องจากมาตรฐานมักอ้างอิงค่านี้ เพื่อใช้เก็บค่าความหยาบผิวที่แตกต่างกันจากการเตรียมผิวที่แตกต่างกัน โดยใช้เครื่องวัดความหยาบผิวยี่ห้อ Mitutoyo รุ่น SurfTest SV-400 โดยกำหนดความเร็วการทดสอบเท่ากับ 0.5 มิลลิเมตรต่อวินาที (ความเร็วในการทดสอบมีผลต่อค่าความหยาบผิวเฉลี่ย) ช่วงที่ใช้ในการทดสอบเท่ากับ 0 - 80 ไมโครเมตร โดยชั้นทดสอบจะต้องสะอาดและการวัดจะต้องวางรอยที่เกิดจากการขัดกระดาษทรายขวางกับเส้นทางการวัดความหยาบผิวเฉลี่ย



รูปที่ 3.5 เครื่องวัดความหยาบผิวยี่ห้อ Mitutoyo รุ่น SurfTest SV-400

3.3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเพื่อวัดความหนาชั้นผิวขาวและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนไปจากการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงและวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ทำได้โดยตัดครึ่งชิ้นทดสอบ โดยขณะตัดควรใช้น้ำหล่อเย็นช่วยระบายความร้อนเพื่อไม่ให้โครงสร้างจุลภาคเกิดการเปลี่ยนแปลงจากความร้อน จากนั้นนำชิ้นทดสอบอัดผงคาร์บอน (Mounting) หลังจากอัดผงคาร์บอนเรียบร้อยแล้วจะได้ชิ้นทดสอบดังรูปที่ 3.6 จากนั้นนำไปขัดด้วยกระดาษทรายเกรด 100, 400, 800, 1,000 และ 2,000 จนกระทั่งได้ผิวเรียบ (การขัดจะต้องจับให้ชิ้นทดสอบอยู่ในลักษณะเดิมตลอดการขัด เพราะหากเปลี่ยนทิศทางการขัดบ่อย ๆ จะส่งผลให้ชั้นผิวขาวหลุดหายไป) เมื่อขัดผิวจนเรียบแล้วให้ล้างด้วยน้ำสะอาดและเป่าลมให้แห้ง



รูปที่ 3.6 ชั้นทดสอบหลังจากอัดด้วยผงคาร์บอน

3.4 การทดสอบสมบัติของชั้นผิวเคลือบทางเคมี

3.4.1 การวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้า

ธาตุต่าง ๆ ที่ผสมอยู่ในเหล็กกล้ามีน้ส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลและความสามารถในการชุบแข็งผิว ดังนั้นจึงต้องมีการวิเคราะห์ธาตุ ก่อนทำการชุบแข็งผิวของเหล็กกล้า ซึ่งสามารถวิเคราะห์ได้โดยใช้เครื่องสเปกโตรมิเตอร์ (Spectrometer) เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ในการศึกษาและวิเคราะห์สเปกตรัมของรังสีในเชิงปริมาณ

ก่อนทำการทดสอบควรทำความสะอาดชิ้นงานและจัดเตรียมผิวให้เรียบเพื่อการวิเคราะห์ที่ถูกต้อง (การจัดเตรียมผิวด้วยกระดาษทราย ควรใช้กระดาษทรายแผ่นใหม่เพื่อไม่ให้เศษจากวัสดุอื่นติดอยู่กับชิ้นทดสอบ)



รูปที่ 3.7 เครื่องสเปกโตรมิเตอร์ (Spectrometer)

3.4.2 การวิเคราะห์โครงสร้างผลึก (X-ray diffraction)

การวิเคราะห์สารประกอบบริเวณผิวที่เกิดการเปลี่ยนแปลงจากการชุบแข็งผิว และ ความเข้มข้นของสารประกอบที่เกิดขึ้นว่ามีปริมาณมากน้อยเพียงใด โดยใช้การวิเคราะห์ด้วยวิธี X-Ray Diffraction ซึ่งวิธีนี้ใช้กันอย่างแพร่หลายและเป็นพื้นฐานในการศึกษาทางด้านผลึกศาสตร์

การตรวจสอบโครงสร้างผลึกของชิ้นทดสอบสามารถทำได้โดยเครื่อง X-Ray Diffraction รุ่น D8 Advance โดยเซตทำความสะอาดชิ้นทดสอบด้วยอะซิโตน จากนั้นนำเข้า เครื่อง XRD โดยกำหนดเงื่อนไขการทดสอบ ดังนี้ แรงดันไฟฟ้า 40 กิโลโวลต์ กระแสไฟฟ้า 40 มิลลิแอมแปร์ ใช้รังสีแกมมาในการตรวจสอบ มุมที่สนใจในการตรวจสอบตั้งแต่มุม 35 - 85 องศา โดยเพิ่มมุมครั้งละ 0.01 องศา และแต่ละมุมใช้เวลาตรวจสอบ 0.5 วินาที

เมื่อได้ผลการตรวจสอบด้วยวิธี XRD แล้ว ให้นำไปเปรียบเทียบกับข้อมูล มาตรฐานที่ทำการตรวจวัดโดยองค์กร JCPDs (Joint Committee on Powder Diffraction Standard) เนื่องจากสารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบโครงสร้างผลึกแตกต่างกันและระยะห่างระหว่าง ระนาบของอะตอมที่จัดเรียงกันอย่างเป็นระเบียบก็แตกต่างกันไปด้วย โดยที่ขนาดและประจุของ อะตอมของสารประกอบแต่ละชนิดจะมีรูปแบบ (XRD pattern) เฉพาะตัว เปรียบได้กับลายนิ้วมือ ของคนที่แตกต่างกัน



รูปที่ 3.8 เครื่อง X-Ray Diffraction

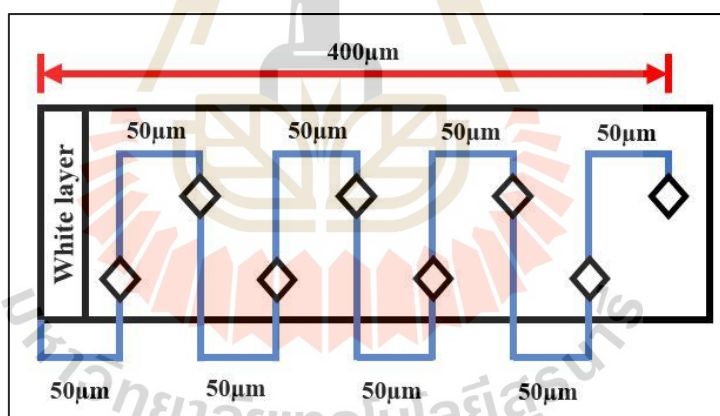
3.5 การทดสอบสมบัติทางกล

3.5.1 ความแข็งผิว (Surface hardness)

ความแข็งผิวถือว่ามีสำคัญอย่างมาก เนื่องจากชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการชุบแข็งผิวจะมีความประสงค์ที่จะทำให้ความแข็งบริเวณผิวสูงขึ้น ทำการทดสอบด้วยเครื่อง Micro Hardness Tester โดยใช้น้ำหนักในการกด 300 กรัม กดค้างเป็นเวลา 10 วินาที ในการทดสอบความแข็งผิวจะทำการทดสอบเงื่อนไข 3 ชั้นทดสอบ ซึ่ง 1 ชั้นทดสอบจะทำการทดสอบความแข็งผิว 5 ครั้ง เพื่อยืนยันให้แน่ชัดว่าความแข็งที่ได้มามีความถูกต้อง เนื่องจากการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สอาจทำให้อัตราการไหลของแก๊สในแต่ละพื้นที่ในเตาไม่สม่ำเสมอ

3.5.2 ความแข็งเนื้อเหล็กกล้า (Section hardness)

เพื่อตรวจสอบความแข็งในเนื้อเหล็ก ทำการทดสอบด้วยเครื่อง Micro Hardness Tester โดยใช้น้ำหนักในการกด 50 กรัม กดค้างเป็นเวลา 10 วินาที ระยะห่างของรอยกดแต่ละรอยคือ 50 ไมโครเมตร ซึ่งกดในลักษณะสลับฟันปลา ดังรูปที่ 3.9 เพื่อไม่ให้รอยกดใกล้กันเกินไป หากรอยกดใกล้กันจะส่งผลให้ความแข็งที่ได้นั้นมีความแข็งมากขึ้นเนื่องจากความเค้นของรอยกดเดิม

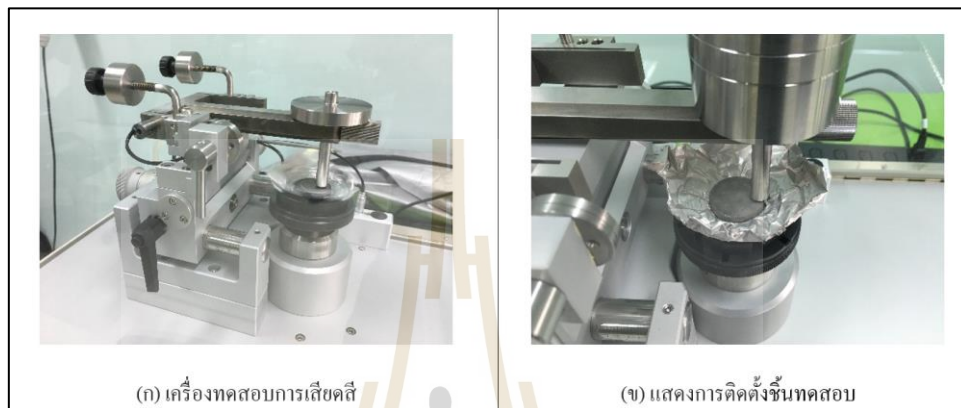


รูปที่ 3.9 ทิศทางรอยกดของการทดสอบความแข็งเนื้อเหล็กกล้า

3.5.3 การทดสอบความเสียหายจากการเสียดสี (Wear test)

การทดสอบคุณสมบัติด้านการเสียดสีของชั้นทดสอบเพื่อวิเคราะห์ความเสียหายที่เกิดขึ้น วิเคราะห์อัตราการสึกหรอจากการเสียดสี และวิเคราะห์สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่เกิดจากการเสียดสีระหว่างวัสดุ 2 ชั้น คือ ชั้นทดสอบและลูกอลูมิเนียมออกไซด์ (Aluminum oxide ball) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 ± 0.010 มิลลิเมตร ซึ่งต้องเปลี่ยนลูกอลูมิเนียมออกไซด์ทุกครั้งเมื่อมีการเปลี่ยนชั้นทดสอบ โดยทดสอบตามมาตรฐาน ASTM G99-17 (Standard Test Method for

Wear Testing with a Pin on Disk Apparatus) แรงกระทำกับชิ้นทดสอบ 5 นิวตัน ความเร็วในการทดสอบ 20 เซนติเมตรต่อนาที ระยะให้แรงจากจุดศูนย์กลางชิ้นทดสอบ 5 มิลลิเมตร ไม่ใช้สารหล่อลื่น และทดสอบที่อุณหภูมิห้อง โดยค่าต่าง ๆ ที่เลือกนำมาทดสอบเนื่องจากข้อจำกัดของอุปกรณ์ทดสอบ ขนาดของชิ้นทดสอบ และระยะเวลาในการทดสอบ



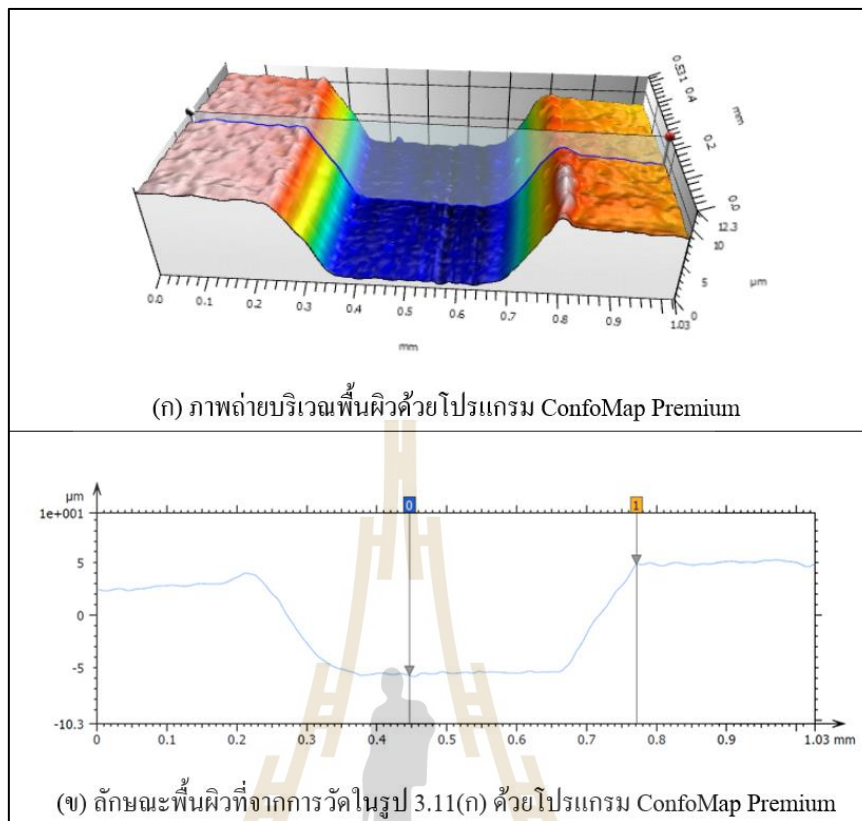
รูปที่ 3.10 เครื่องทดสอบการเสียดสีแบบ Pin-on-Disk

ขั้นตอนการตรวจสอบความเสียหายจากการเสียดสี

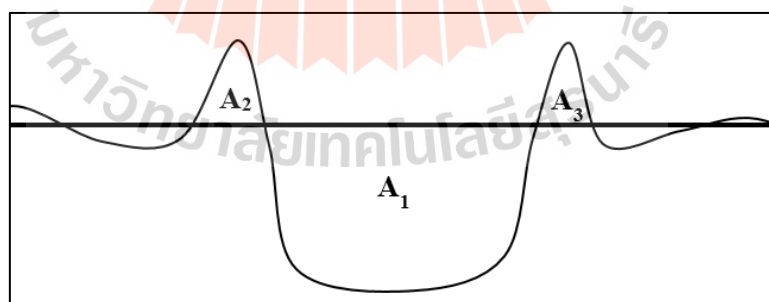
ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์คอนโฟลชนิด Widefield ยี่ห้อ Zeiss รุ่น SmartProof5 ใช้เลนส์วัตถุ C Epiplan – APOCHROMAT 20x/0.7 โดยการถ่ายภาพบริเวณพื้นผิวและตรวจสอบลักษณะพื้นผิวด้วยโปรแกรม ConfoMap Premium ซึ่งเป็นโปรแกรมที่ใช้ในการวิเคราะห์ หลังจากถ่ายภาพพื้นผิวและตรวจสอบลักษณะผิวแล้วจะได้ข้อมูลดังรูปที่ 3.11 จากนั้นนำรูปภาพจากรูปที่ 3.11 (ข) มาคำนวณหาพื้นที่ที่สึกหรอ และสามารถหาปริมาตรการสึกหรอของชิ้นทดสอบได้ดังนี้

$$\text{Disk volume loss (V)} = A \times 2\pi r = [A_1 - (A_2 + A_3)] \times 2\pi r \quad (3.1)$$

โดย A_1 คือ พื้นที่สึกหรอจากการเสียดสี
 A_2, A_3 คือ พื้นที่การเสียดรูปที่ยกตัวขึ้น
 r คือ ระยะจากจุดศูนย์กลางของชิ้นทดสอบถึงจุดที่วัสดุเสียดสีสัมผัสกับชิ้นทดสอบ



รูปที่ 3.11 ภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์คอนโฟคอลชนิด Widefield ยี่ห้อ Zeiss รุ่น SmartProof5
วิเคราะห์ด้วยโปรแกรม ConfoMap Premium



รูปที่ 3.12 ขยายจากรูปที่ 3.11 (ข) พื้นที่การคำนวณของปริมาตรการสึกหรอ

บทที่ 4

ผลการทดลองผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง กับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

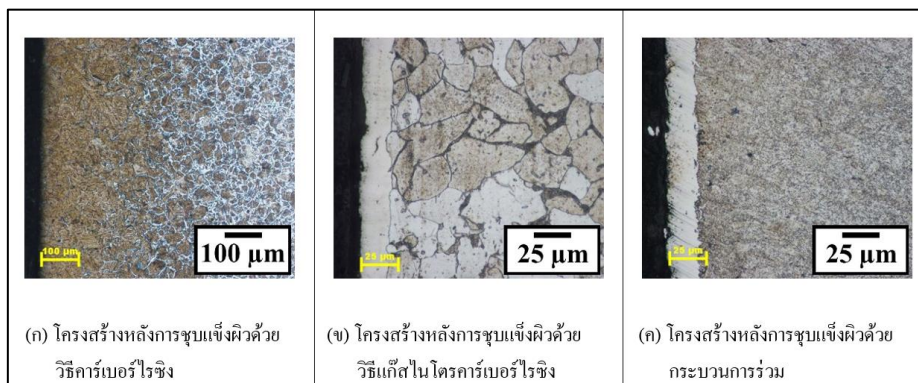
4.1 กล่าวนำ

บทที่ 4 เป็นการศึกษาผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งมีการแสดงผลและวิเคราะห์ผลเกี่ยวกับโครงสร้างจุลภาค ความหนาแน่น ความแข็ง และอธิบายผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

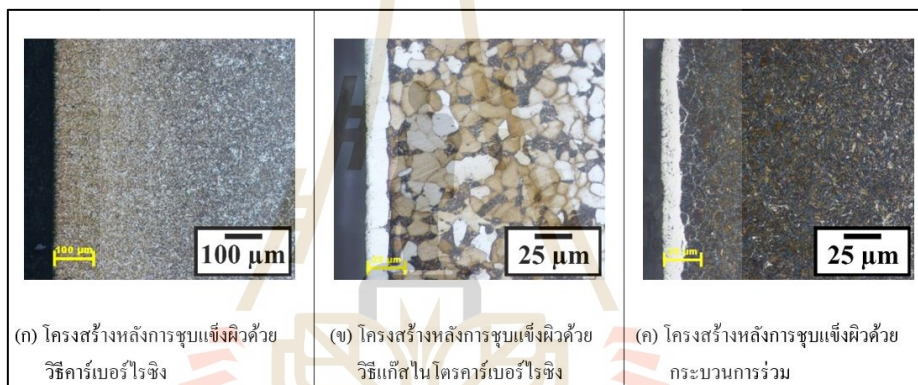
4.2 โครงสร้างจุลภาค

จากรูปที่ 4.1 (ก) และรูปที่ 4.2 (ก) เห็นได้ชัดเจนว่ามีการละลายของคาร์บอนเข้าไปในบริเวณผิวชั้นทดสอบหลังชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิง ทำให้ผิวมีสีน้ำตาลเข้มและค่อย ๆ จางลงเรื่อย ๆ เพราะคาร์บอนเริ่มละลายและแทรกซึมเข้าไปในเนื้อวัสดุได้น้อยลง โครงสร้างส่วนใหญ่เป็นลักษณะมาร์เทนไซต์ (Martensite) ซึ่งเกิดจากกระบวนการชุบแข็งผิวที่อุณหภูมิสูงแล้วเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำมันที่อุณหภูมิต่ำ สาเหตุที่ต้องทำให้ชั้นทดสอบเย็นตัวอย่างรวดเร็วเนื่องจากต้องการรักษาปริมาณคาร์บอนที่ละลายเข้าไปในเนื้อเหล็ก

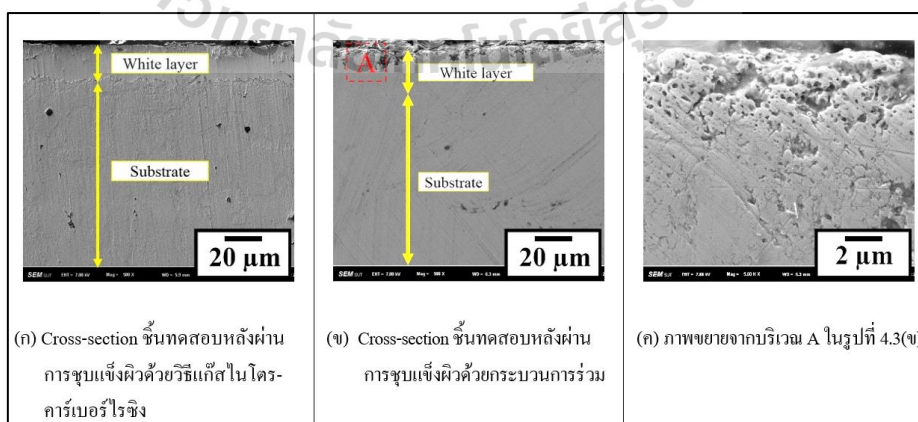
จากรูปที่ 4.1 (ข) และรูปที่ 4.2 (ข) เห็นได้ชัดเจนว่าบริเวณผิวมีการละลายของไนโตรเจน ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดชั้นผิวขาวหรือชั้นสารประกอบไนไตรด์ (Fe_3N_2) ส่วนบริเวณใต้ชั้นผิวขาวยังคงโครงสร้างแบบเดิมไว้ คือ เฟอร์ไรต์กับเฟอไรต์ เมื่อเปรียบเทียบระหว่างวัสดุเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (AISI 1015) กับเหล็กกล้าผสมต่ำ (AISI 4115) แล้ว จะเห็นว่าชั้นผิวขาวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีความหนาชั้นผิวขาวมากกว่าเหล็กกล้าผสมต่ำ เนื่องจากในเหล็กกล้าผสมต่ำมีธาตุโครเมียมมากกว่า โดยสามารถตรวจสอบได้จากการทดสอบธาตุผสมของเหล็กกล้าด้วยเครื่องสเปกโตรมิเตอร์ ดังตารางที่ 4.1 โครเมียมจะช่วยให้ไนโตรเจนสามารถแทรกซึมเข้าไปด้านในวัสดุได้ดีขึ้นเมื่อไนโตรเจนสามารถแทรกเข้าไปในเนื้อวัสดุได้มากจึงเป็นสาเหตุให้ความหนาชั้นผิวขาวน้อยลง



รูปที่ 4.1 โครงสร้างของวัสดุเหล็ก AISI 1015 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ



รูปที่ 4.2 โครงสร้างของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ

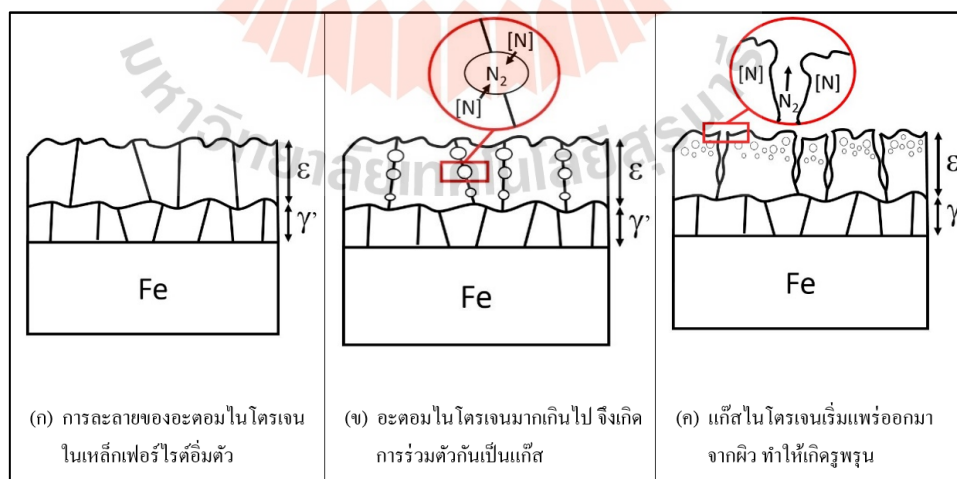


รูปที่ 4.3 ภาพถ่ายจากกล้อง SEM ของชั้นทดสอบหลังผ่านการชุบแข็ง

ตารางที่ 4.1 ธาตุผสมของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 ที่ได้จากเครื่อง spectrometer ก่อนการชุบแข็งผิว

เหล็กกล้า	C	Cr	Mn	Si	P	S	Ni
AISI 1015	0.15	0.092	0.45	0.22	0.011	0.014	0.049
AISI 4115	0.14	0.920	0.83	0.21	0.017	0.017	0.092

จากรูปที่ 4.1 (ค) และรูปที่ 4.2 (ค) เห็นได้ชัดเจนว่าบริเวณด้านในของวัสดุมีโครงสร้างเหมือนกับโครงสร้างของชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งด้วยวิธีแก๊สคาร์เบอร์ไรซิง แต่บริเวณผิวเป็นชั้นผิวขาวที่เกิดจากการชุบแข็งด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ชั้นผิวขาวของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการร่วมจะมีความพรุนบริเวณผิวมากกว่าชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงเพียงวิธีเดียว โดยสามารถสังเกตได้จากรูปที่ 4.3 (ค) สาเหตุเกิดจากอะตอมไนโตรเจนเข้าไปละลายในเหล็กสภาพมาร์เทนไซต์ได้น้อย เพราะมีการละลายของคาร์บอนมากอยู่แล้วในเนื้อเหล็ก (TsujiKawa, Yamauchi, Ueda, Sone, & Hirose, 2005) เมื่อไนโตรเจนเข้าไปในเนื้อเหล็กจำนวนมาก ๆ แต่ไม่สามารถละลายได้จึงทำให้เกิดการรวมตัวของอะตอมไนโตรเจนอีกครั้ง ส่งผลให้เกิดเป็นแก๊สไนโตรเจน (N_2) จากนั้นเมื่อเกิดการรวมตัวเป็นแก๊สของไนโตรเจนจำนวนมากที่บริเวณผิว ส่งผลให้ช่องว่างที่เกิดแก๊สเชื่อมต่อกันเป็นแนวยาว (Mittemeijer, 2013) จึงเป็นสาเหตุทำให้ผิวของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการร่วมมีรูพรุนจำนวนมาก อธิบายดังรูปที่ 4.4

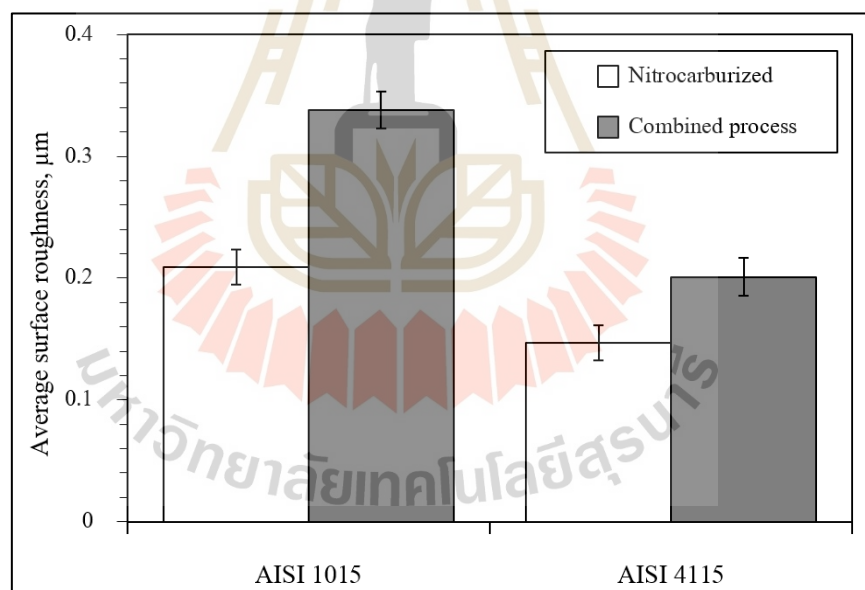


รูปที่ 4.4 กลไกการเกิดรูพรุนบริเวณชั้นผิวขาว

4.3 ความหยาบผิว

จากรูปที่ 4.5 แสดงให้เห็นว่าความหยาบผิวเฉลี่ย (Average surface roughness, R_a) ของชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ ชิ้นทดสอบหลังชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงจะมีความหยาบผิวเฉลี่ยน้อยกว่าชิ้นทดสอบที่ชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วม เพราะกระบวนการร่วมจะทำให้ผิวเกิดรูพรุนมากขึ้นดังรูปที่ 4.3 (ก) รูพรุนเกิดขึ้นจากไนโตรเจนแทรกเข้าไปในเนื้อเหล็กแต่ไม่สามารถละลายหรือจับตัวเข้ากับเหล็ก จึงทำให้ไนโตรเจนรวมตัวกันและเปลี่ยนเป็นแก๊ส (N_2) ที่แทรกอยู่บริเวณผิวดังรูปที่ 4.4 ส่งผลให้ความหยาบผิวมีค่าเพิ่มมากขึ้น

เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (AISI 1015) มีความหยาบผิวเฉลี่ยมากกว่าเหล็กกล้าผสมต่ำ (AISI 4115) เนื่องจากชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นทดสอบ หากชั้นผิวขาวมีความหนามากจะส่งผลให้ความหยาบผิวเฉลี่ยมีค่าเพิ่มมากขึ้น เพราะชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นบริเวณผิวจะเกิดขึ้น โดยมีรูปร่างที่ไม่ชัดเจน และเมื่อชั้นผิวขาวมีความหนาเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้รูปร่างบริเวณผิวขาวนั้นมีความขรุขระเพิ่มมากขึ้นด้วยเช่นกัน (Aghajani, Torshizi, & Soltanieh, 2017) (Singh et al., 2006)



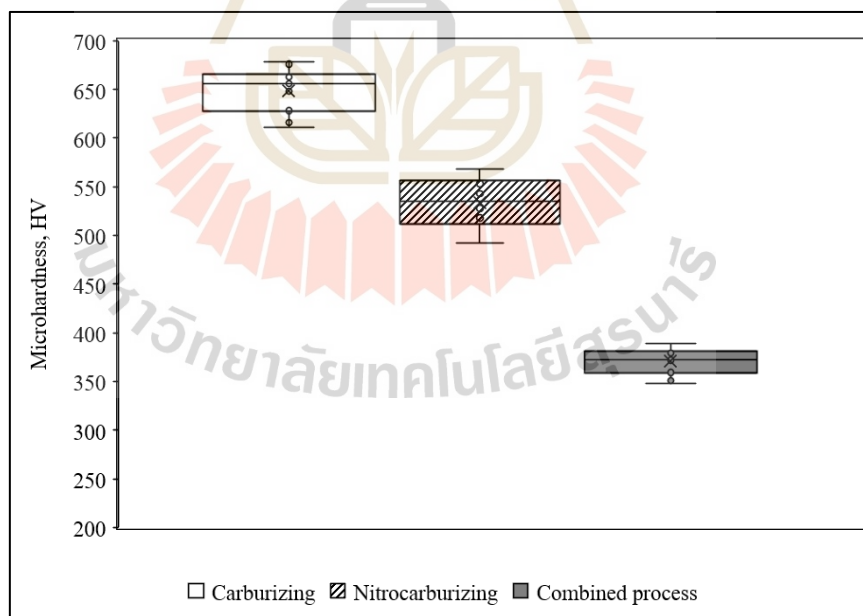
รูปที่ 4.5 ความหยาบผิวเฉลี่ยของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งด้วยแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงกับกระบวนการร่วม

4.4 ความแข็ง

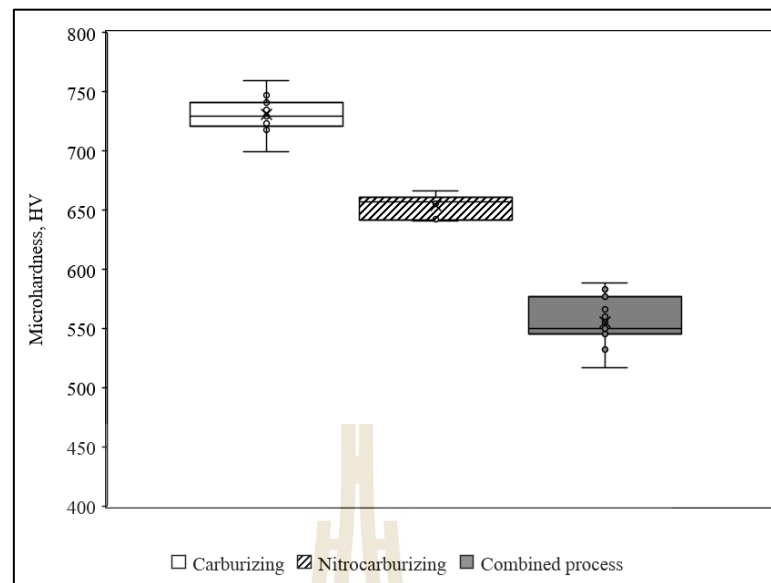
จากรูปที่ 4.6 และรูปที่ 4.7 พบว่า ความแข็งผิวของเหล็กกล้าทั้ง 2 ชนิด มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกัน คือ ความแข็งผิวของการชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงมีความแข็งผิวมากที่สุด

รองลงมาคือชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง และสุดท้ายคือชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วม การชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงมีความแข็งผิวมากที่สุด เพราะการละลายของคาร์บอนและโครงสร้างมาร์เทนไซต์บริเวณผิว การละลายของคาร์บอนมีความสำคัญอย่างมากที่จะส่งผลต่อความแข็งของเหล็ก ฉะนั้นการที่คาร์บอนสามารถละลายได้มาก จะทำให้ความแข็งของเหล็กเพิ่มมากขึ้น (Tsuji-kawa et al., 2005) เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งผิวระหว่างชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วม (Combined process specimen) กับชิ้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Nitrocarburizing specimen) ซึ่งเกิดสารประกอบไนไตรด์ (ϵ -Fe₂-3[N,C], γ' -Fe₄N) บริเวณผิวเหมือนกัน สามารถเห็นได้ชัดเจนว่าชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการร่วมมีความแข็งผิวน้อยกว่า เนื่องจากบริเวณผิวของชิ้นทดสอบมีรูพรุนเป็นจำนวนมากจึงเป็นสาเหตุให้ความแข็งผิวดลดลง (Wang et al., 2015)

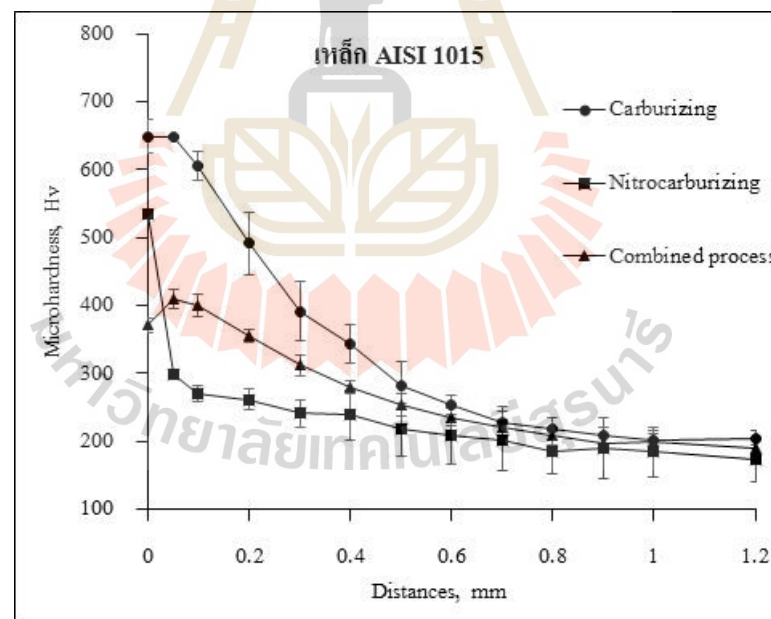
เมื่อเปรียบเทียบระหว่างเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำกับเหล็กกล้าผสมต่ำ พบว่าเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำมีความแข็งบริเวณผิวที่น้อยกว่าเหล็กกล้าผสมต่ำในทุก ๆ วิธีการชุบแข็งผิว สาเหตุเกิดจากธาตุโครเมียมที่ผสมอยู่ในเหล็กกล้าผสมต่ำ โครเมียมจะช่วยให้คาร์บอนและไนโตรเจนสามารถละลายเข้าไปในเหล็กได้ดีขึ้น (Holm, T., & Sproge, L., 2018)



รูปที่ 4.6 ค่าความแข็งผิวของวัสดุเหล็ก AISI 1015 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ



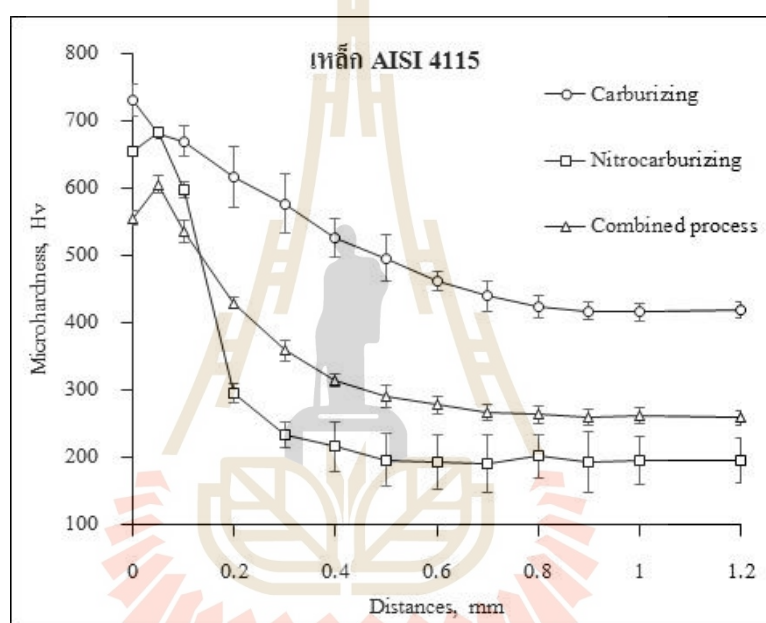
รูปที่ 4.7 ค่าความแข็งผิวของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ



รูปที่ 4.8 ค่าความแข็งของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ

จากรูปที่ 4.8 และรูปที่ 4.9 เห็นได้ชัดเจนว่าชั้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์ไบด์ไรซิงมีค่าความแข็งสูงที่สุดตลอดระยะทางที่ทดสอบซึ่งเป็นพฤติกรรมปกติของการชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์ไบด์ไรซิง (Dossett & Totten, 2013) เนื่องจากทำการชุบแข็งผิวที่อุณหภูมิสูง

และทำให้คาร์บอนสามารถละลายเข้าไปในเหล็กได้มากเป็นผลให้มีความแข็งสูงสุด ชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการร่วมมีความแข็งได้ชั้นผิวขาวมากกว่าชั้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงที่ระยะตั้งแต่ 0.2 มิลลิเมตร จากขอบชั้นทดสอบ สาเหตุเกิดจากชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการร่วมมีความแข็งที่ได้จากการทำคาร์เบอร์ไรซิงมาก่อน แต่ความแข็งจะน้อยกว่าชั้นทดสอบที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีคาร์เบอร์ไรซิงเพียงวิธีการเดียว เพราะในขณะที่ทำการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงซึ่งเป็นการชุบแข็งผิวรอบที่สอง ทำให้เกิดการสูญเสียคาร์บอน (Tsujikawa et al., 2005) จึงส่งผลให้ความแข็งนั้นลดลง



รูปที่ 4.9 ค่าความแข็งของวัสดุเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีต่าง ๆ

4.5 ความสัมพันธ์ของความแข็ง

จากการทดลองผลกระทบของกระบวนการร่วมทำให้พบว่าเหล็ก AISI 1015 และ AISI 4115 มีความแข็งผิวน้อยกว่าวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง แต่มีความแข็งเนื้อเหล็กมากกว่าการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งความแข็งผิวของชั้นผิวขาวมีผลกระทบจากหลากหลายปัจจัยที่ใช้ในกระบวนการชุบแข็งผิว โดยปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อความแข็งผิว คือ ธาตุผสม (Jacquet, Coudert, & Lourdin, 2011) และความหนาผิว (Terres, Fathallah, & Ghanem, 2017) เป็นต้น

บทที่ 5

ผลการทดลองผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสม

ก่อนการชุบแข็งด้วยวิธีแก๊สในโตรคาร์เบอร์ไรซิง

5.1 กล่าวนำ

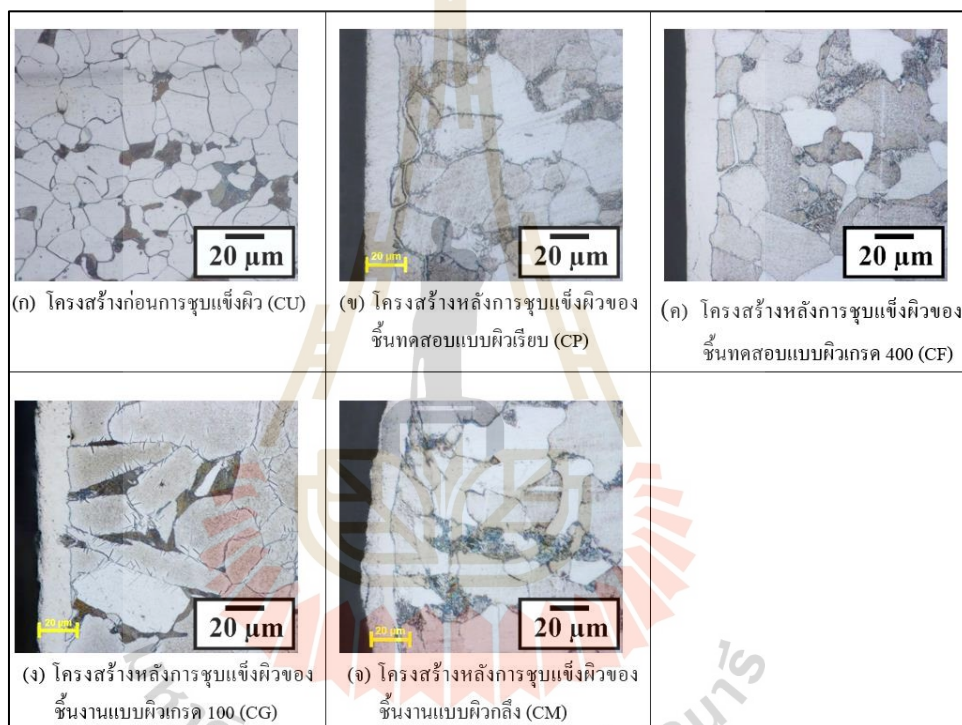
บทที่ 5 เป็นการศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมก่อนการชุบแข็งเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 ด้วยวิธีแก๊สในโตรคาร์เบอร์ไรซิงซึ่งมีการแสดงผลและวิเคราะห์ผลเกี่ยวกับโครงสร้างจุลภาค ความหยาบผิว ความแข็ง การบิดงอ การเสียดัด และอธิบายผลกระทบของความหยาบผิวกับธาตุผสม

5.2 โครงสร้างจุลภาค

จากรูปที่ 5.1 (ก) แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 1015 ที่ยังไม่ผ่านการชุบแข็งผิวจะมีโครงสร้างเป็นเฟอร์ไรต์ (Ferrite) และเพิร์ลไลต์ (Pearlite) เป็นโครงสร้างที่ได้มาจากการอบปกติ (Normalizing) โดยเพิร์ลไลต์มีลักษณะเป็นสีดำ ซึ่งสีดำเกิดจากการบอบอะตอม และเฟอร์ไรต์มีลักษณะเป็นสีขาว ส่วนรูปที่ 5.1 (ข) (ค) (ง) และ (จ) แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 1015 ที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สในโตรคาร์เบอร์ไรซิง การชุบแข็งผิวด้วยวิธีนี้ทำให้เกิดชั้นผิวขาว (White layer) บริเวณผิวของเหล็ก เนื่องจากเกิดการละลายของไนโตรเจนเข้าไปในเหล็กสภาพเฟอร์ไรต์ จากการสังเกตความหนาของชั้นผิวขาวพบว่าการเตรียมผิวที่มีความแตกต่างกันของเหล็ก AISI 1015 ไม่ส่งผลกระทบต่อความหนาชั้นผิวขาว เพราะความหนาชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยที่แตกต่างกัน มีความหนาชั้นผิวขาวที่ใกล้เคียงกันดังรูปที่ 5.3 โดยชิ้นทดสอบแบบผิวเรียบ มีความหนาชั้นผิวขาว 17.52 ± 1.82 ไมโครเมตร ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีความหนาชั้นผิวขาว 18.48 ± 0.90 ไมโครเมตร ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความหนาชั้นผิวขาว 17.24 ± 1.05 ไมโครเมตร และชิ้นทดสอบแบบผิวกลึง มีความหนาชั้นผิวขาว 16.19 ± 2.23 ไมโครเมตร

จากรูปที่ 5.2 (ก) เป็นรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 4115 ที่ยังไม่ผ่านการชุบแข็งผิวซึ่งจะมีโครงสร้างเป็นเพิร์ลไลต์ (Pearlite) และเฟอร์ไรต์ (Ferrite) รูปที่ 5.3 (ข) - (จ) แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็ก AISI 4115 ที่เตรียมผิวแบบต่าง ๆ หลังผ่านการชุบแข็ง

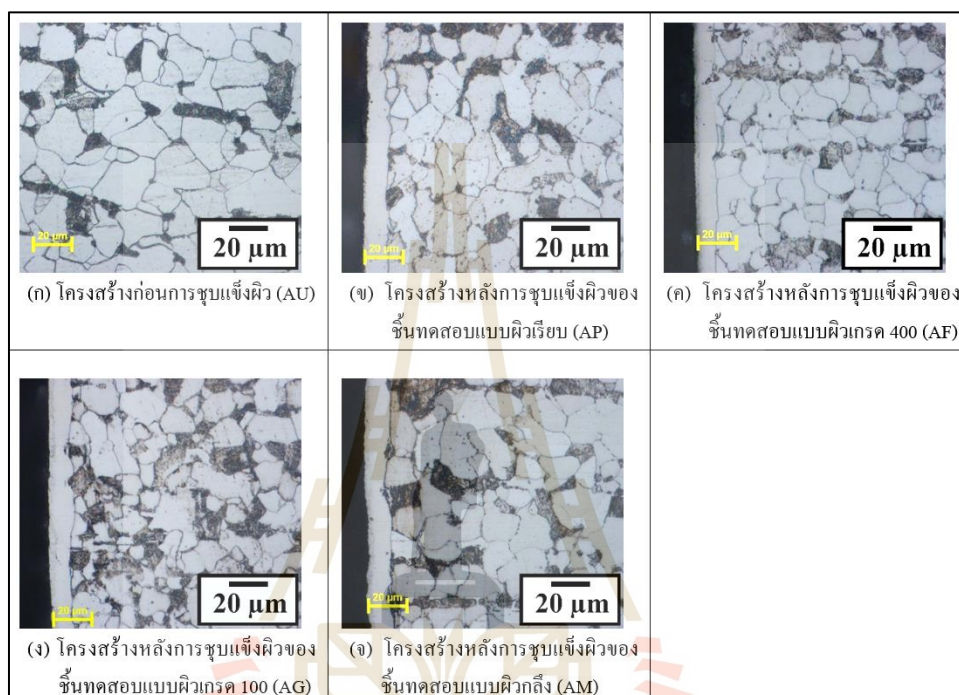
ผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง สังเกตเห็นได้ว่าความหยาบผิวเฉลี่ยที่มีความแตกต่างกันของ เหล็ก AISI 4115 ไม่ส่งผลกระทบต่อความหนาชั้นผิวขาว เพราะความหนาชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้น บริเวณผิวของชิ้นทดสอบแบบต่าง ๆ มีความหนาชั้นผิวขาวใกล้เคียงกัน โดยชิ้นทดสอบแบบ ผิวเรียบมีความหนาชั้นผิวขาว 12.43 ± 0.82 ไมโครเมตร ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีความหนา ชั้นผิวขาว 12.38 ± 0.84 ไมโครเมตร ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความหนาชั้นผิวขาว 12.52 ± 1.52 ไมโครเมตร และชิ้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความหนาชั้นผิวขาว 12.71 ± 1.86 ไมโครเมตร ดังรูปที่ 5.3



รูปที่ 5.1 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

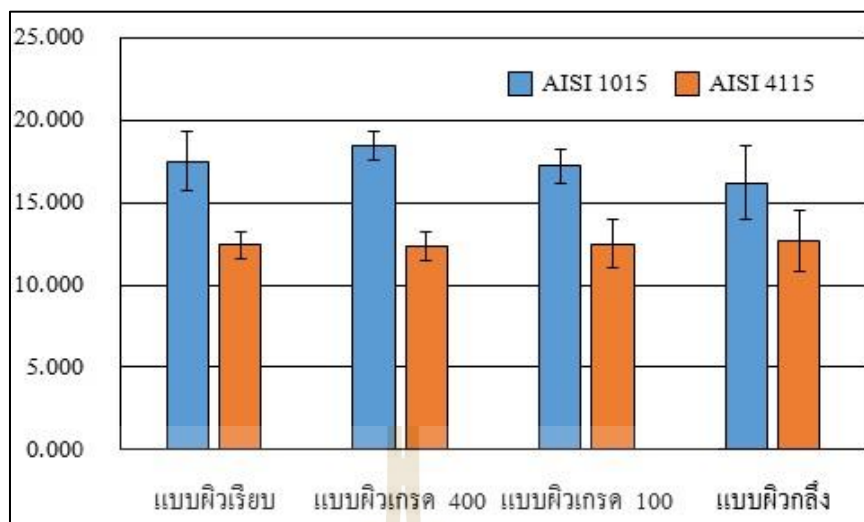
จากรูปที่ 5.2 (ก) เป็นรูปโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็กกล้าผสมต่ำที่ยังไม่ผ่านการชุบแข็งผิวซึ่งจะมีโครงสร้างเป็นเพิร์ลไลต์ (Pearlite) และเฟอร์ไรต์ (Ferrite) รูปที่ 5.3 (ข) - (จ) แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบเหล็กกล้าผสมต่ำที่เตรียมผิวแบบต่าง ๆ หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง สังเกตเห็นได้ว่าความหยาบผิวเฉลี่ยที่มีความแตกต่างกันของ เหล็กกล้าผสมต่ำ (AISI 4115) ไม่ส่งผลกระทบต่อความหนาชั้นผิวขาว เพราะความหนาชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชิ้นทดสอบแบบต่าง ๆ มีความหนาชั้นผิวขาวใกล้เคียงกัน โดยชิ้นทดสอบ

แบบผิวเรียบ (AP) มีความหนาชั้นผิวขาว 12.43 ± 0.82 ไมโครเมตร ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 (AF) มีความหนาชั้นผิวขาว 12.38 ± 0.84 ไมโครเมตร ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 (AG) มีความหนาชั้นผิวขาว 12.52 ± 1.52 ไมโครเมตร และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้ง (AM) มีความหนาชั้นผิวขาว 12.71 ± 1.86 ไมโครเมตร ดังรูปที่ 5.3



รูปที่ 5.2 โครงสร้างจุลภาคของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

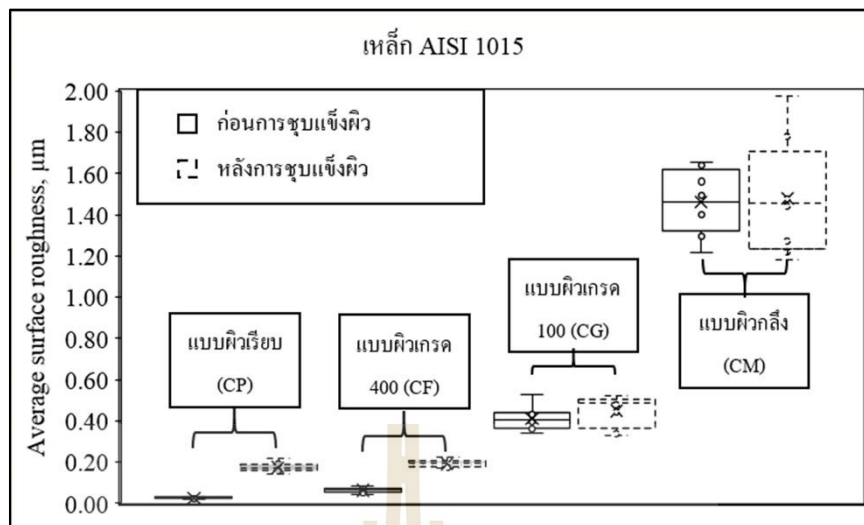
จากการแสดงความหนาชั้นผิวขาวดังรูปที่ 5.3 พบว่า เหล็ก AISI 4115 มีความหนาชั้นผิวขาวน้อยกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากธาตุผสมที่อยู่ในเหล็กกล้า ธาตุผสมสำคัญที่ทำให้ชั้นผิวขาวมีความหนาน้อยลงคือธาตุโครเมียม โครเมียมจะช่วยให้ความสามารถการละลายของไนโตรเจนเข้าไปในเหล็กดีขึ้น เนื่องจากเมื่อได้รับความร้อน โครเมียมจะช่วยให้เฟอร์ไรต์ขยายตัวได้มากเป็นผลให้เกิดช่องว่างในเฟอร์ไรต์เพิ่มขึ้นจึงทำให้ไนโตรเจนสามารถละลายและแทรกซึมเข้าไปด้านในเนื้อเหล็กกล้าได้รวดเร็ว และหากมีธาตุโครเมียมมากยิ่งขึ้นก็จะช่วยให้ความสามารถการละลายของไนโตรเจนดีขึ้นตามไปด้วย (Holm, T., & Spröge, L., 2018)



รูปที่ 5.3 ความหนาแน่นผิวนิวหลังการชุบแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115

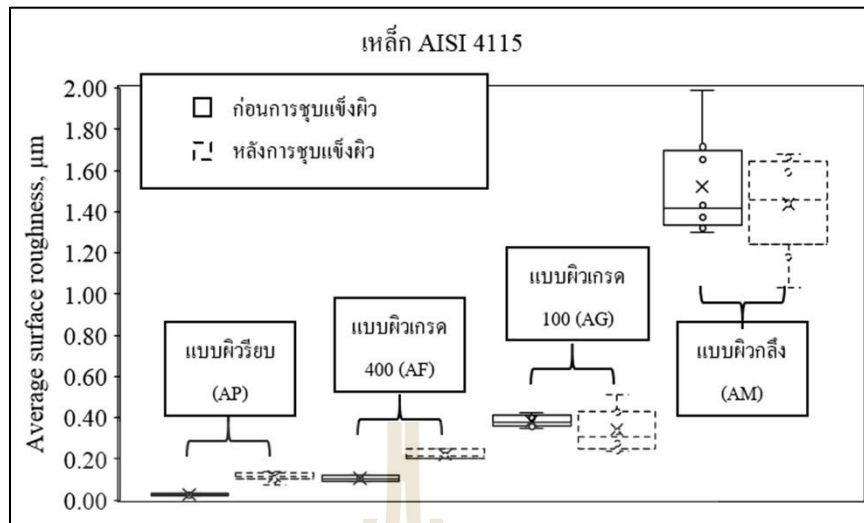
5.3 ความหยาบผิวเฉลี่ย

จากรูปที่ 5.4 การชุบแข็งผิวเหล็ก AISI 1015 ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงส่งผลให้มีความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้น (Singh et al., 2006) สาเหตุเกิดจากชั้นผิวขาว ชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นจะมีรูปร่างลักษณะที่ไม่ชัดเจน (Aghajani, Torshizi, & Soltanieh, 2017) ซึ่งเป็นพฤติกรรมปกติของการเกิดชั้นผิวขาว ชั้นทดสอบแบบผิวเรียบ (CP) มีการเพิ่มขึ้นของความหยาบผิวเฉลี่ยมากที่สุดคือจาก 0.03 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 0.18 ไมโครเมตร เพิ่มขึ้น 0.15 ไมโครเมตร (เพิ่มขึ้น 500 เปอร์เซ็นต์) ซึ่งมีความหยาบผิวใกล้เคียงกันเมื่อเทียบกับการศึกษาของ Yang Li (Li et al., 2017) ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 (CF) มีความหยาบผิวเฉลี่ยเปลี่ยนจาก 0.06 ไมโครเมตร เป็น 0.19 ไมโครเมตร เพิ่มขึ้น 0.13 ไมโครเมตร (เพิ่มขึ้น 217 เปอร์เซ็นต์) แต่ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 (CG) และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้ง (CM) มีความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยคือ 0.03 และ 0.02 ไมโครเมตร หรือเพิ่มขึ้น 10 และ 1 เปอร์เซ็นต์ ตามลำดับ สาเหตุที่ทำให้ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเทียบกับชั้นทดสอบแบบผิวเรียบและชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 เนื่องจากความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนการชุบแข็งผิวมีความหยาบผิวเฉลี่ยสูงอยู่แล้ว จึงทำให้ผลกระทบที่เกิดจากชั้นผิวขาวนั้นมีอิทธิพลต่อความหยาบผิวเฉลี่ยเล็กน้อย



รูปที่ 5.4 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงของเหล็ก AISI 1015

จากรูปที่ 5.5 การชุบแข็งผิวเหล็ก AISI 4115 ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงส่งผลให้ความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้น สาเหตุเกิดจากชั้นผิวขาว ชั้นผิวขาวที่เกิดขึ้นจะมีรูปร่างลักษณะที่ไม่ชัดเจน (Aghajani et al., 2017) ซึ่งเป็นพฤติกรรมปกติของการเกิดชั้นผิวขาว โดยชั้นทดสอบแบบผิวเรียบ (AP) มีความหยาบผิวเฉลี่ยเปลี่ยนแปลงจาก 0.03 ไมโครเมตร เป็น 0.11 ไมโครเมตร เพิ่มขึ้น 0.09 ไมโครเมตร (เพิ่มขึ้น 267 เปอร์เซ็นต์) และชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 (AF) มีความหยาบผิวเฉลี่ยเปลี่ยนแปลงจาก 0.05 ไมโครเมตร เป็น 0.12 ไมโครเมตร เพิ่มขึ้น 0.07 ไมโครเมตร (เพิ่มขึ้น 240 เปอร์เซ็นต์) โดยสามารถยืนยันการเพิ่มขึ้นของความหยาบผิวได้จากรูปที่ 5.8 (จ) และ 5.8 (ข) แสดงให้เห็นถึงกลุ่มก่อนบริเวณผิวที่เกิดจากการชุบแข็งผิว ส่วนชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 (AG) มีความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเนื่องจากความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนการชุบแข็งผิวมีความหยาบผิวเฉลี่ยสูงอยู่แล้ว จึงทำให้ผลกระทบที่เกิดจากชั้นผิวขาวนั้นมีอิทธิพลต่อความหยาบผิวเฉลี่ยเล็กน้อย ส่วนชั้นทดสอบแบบกลิ้ง (AM) มีความหยาบผิวเฉลี่ยลดลงสาเหตุจากการเพิ่มขึ้นของชั้นผิวขาวจะช่วยปกปิดบริเวณที่ผิวมีรอยหยัก (Ebrahimi, Mahboubi, & Naimi-Jamal, 2015) ส่งผลให้ความหยาบผิวลดลงจาก 1.52 ไมโครเมตร เป็น 1.43 ไมโครเมตร ลดลง 0.09 ไมโครเมตร (ลดลง 6 เปอร์เซ็นต์)



รูปที่ 5.5 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยก่อนและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงของเหล็ก AISI 4115

เปรียบเทียบความแตกต่างความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 ที่ทำการเตรียมผิวด้วยวิธีเดียวกัน เมื่อเหล็กกล้าทั้งสองผ่านการชุบแข็งผิวจะทำให้ความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มขึ้น คือ ชั้นทดสอบเตรียมผิวแบบเรียบและแบบเกรด 400 ของเหล็ก AISI 1015 มีความหยาบผิวเฉลี่ยมากกว่าเหล็ก AISI 4115 สาเหตุเกิดจากความหนาของชั้นผิวขาว หากชั้นผิวขาวมีความหนามากขึ้นจะส่งผลให้ความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มมากขึ้นด้วย (Aghajani et al., 2017) ส่วนสาเหตุที่ทำให้ชั้นผิวขาวของเหล็ก AISI 4115 มีความหนาน้อยกว่าเหล็ก AISI 1015 เป็นเพราะธาตุผสมที่อยู่ในเหล็ก AISI 4115 โดยธาตุผสมที่ส่งผลต่อความหนาชั้นผิวขาวคือ ธาตุโครเมียม โครเมียมสามารถช่วยให้ไนโตรเจนสามารถละลายเข้าไปในเนื้อเหล็กได้ดีขึ้น (Teknikredaktörema) ฉะนั้นเมื่อไนโตรเจนสามารถแทรกซึมและละลายเข้าไปในเนื้อเหล็ก AISI 4115 ได้รวดเร็ว จึงทำให้ชั้นผิวขาวของเหล็ก AISI 4115 มีความหนาน้อยกว่าเหล็ก AISI 1015 ดังรูปที่ 5.3

จากรูปที่ 5.7 (ก) - (ง) แสดงสภาพผิวก่อนการชุบแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิว รูปที่ 5.8 (ก) - (ง) แสดงสภาพผิวก่อนการชุบแข็งผิวของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิว จากรูปสามารถสังเกตเห็นลักษณะผิวได้ชัดเจน ซึ่งค่าความหยาบผิวที่วัดได้เป็นไปตามลักษณะผิวที่เกิดขึ้นจากการเตรียมผิวด้วยวิธีต่าง ๆ ยกเว้นชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้ง ชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้ง (รูปที่ 5.7 (ง) และ 5.8 (ง)) จะมีลักษณะผิวเรียบกว่าชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 แต่ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยของชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งก่อนการชุบแข็งผิวมีความหยาบผิวเฉลี่ยมากกว่าชั้นทดสอบแบบอื่น ๆ ดังรูปที่ 5.4 และรูปที่ 5.5 สาเหตุเกิดจากระยะทางที่ใช้หาค่าความหยาบผิวเฉลี่ยมีความยาวมากกว่าบริเวณที่ถ่ายภาพดังรูปที่ 5.6 และค่าความหยาบผิวของชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมี

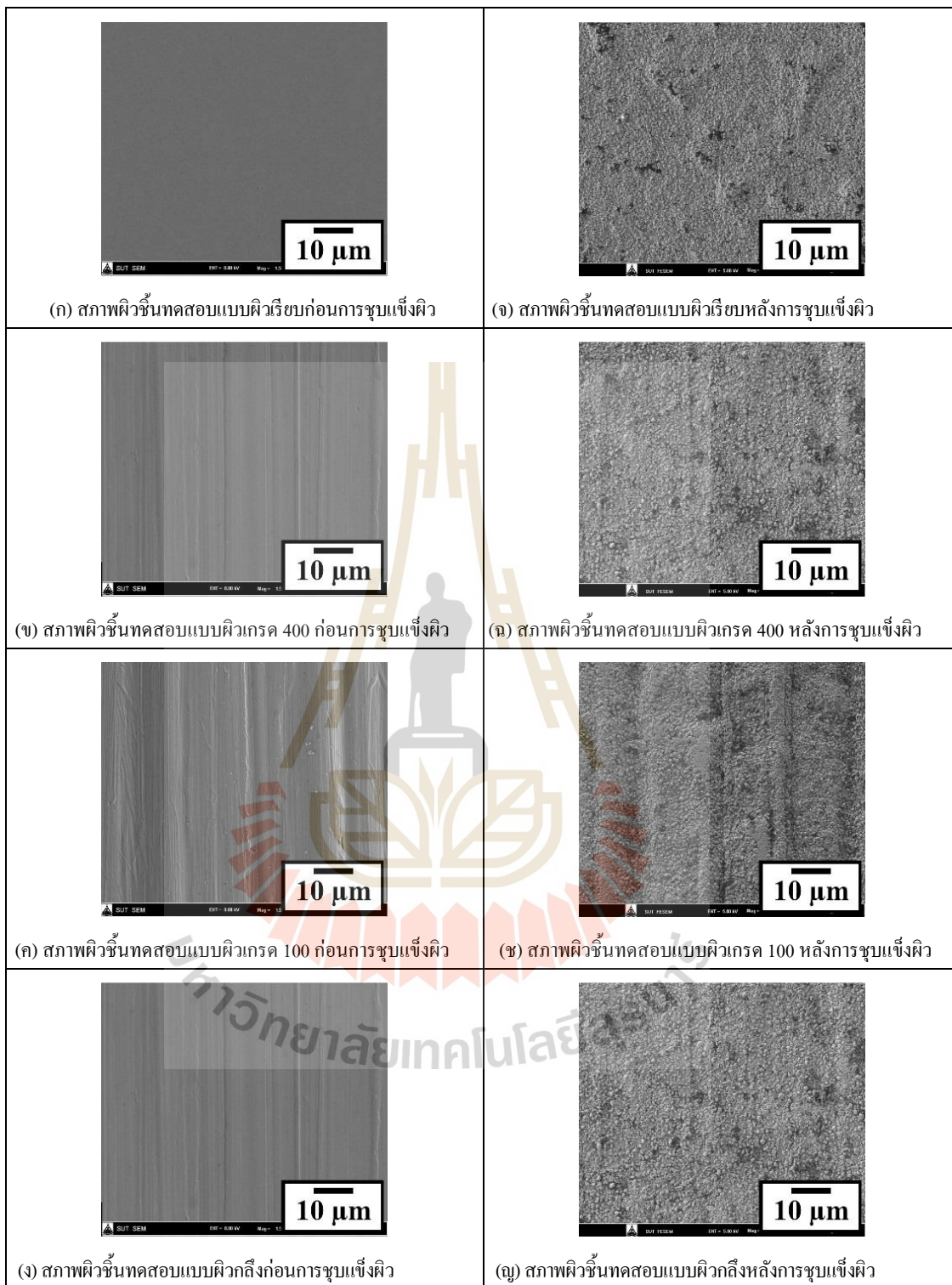
ค่าสูงเนื่องจากรอยกึ่งที่เกิดขึ้นระหว่างการกลึง ส่วนรูปที่ 5.7 (จ) - (ญ) แสดงสภาพผิวของเหล็ก AISI 1015 หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง รูปที่ 5.8 (จ) - (ญ) แสดงสภาพผิวของเหล็ก AISI 4115 หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ชั้นทดสอบหลังผ่านการชุบแข็งผิวจะสังเกตเห็นได้ว่าพื้นผิวมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง โดยมีการเกิดขึ้นของสารประกอบไนไตรด์บริเวณผิว จึงทำให้เห็นลักษณะเป็นกลุ่มก้อนเล็ก ๆ ปกคลุมทั่วพื้นผิว และสังเกตเห็นจุดสีดำบริเวณผิวของชั้นทดสอบ คือ กลุ่มก้อนของคาร์บอนที่เกาะอยู่บริเวณผิว สาเหตุเกิดจากกระบวนการแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Miao, Chai, Wei, & Hu, 2016)

เปรียบเทียบความแตกต่างระหว่างเหล็ก AISI 1015 กับเหล็ก AISI 4115 สภาพผิวหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงสังเกตเห็นได้จากรูปที่ 5.7 (จ) - (ญ) กับรูปที่ 5.8 (จ) - (ญ) เห็นชัดเจนว่าเหล็ก AISI 1015 มีความขรุขระของผิวมากกว่าเหล็ก AISI 4115 เนื่องจากความหนาชั้นผิวขาว เพราะหากเกิดชั้นผิวขาวมากขึ้นจะทำให้รูปร่างบริเวณผิวขรุขระมากขึ้นตามไปด้วยเช่นกัน

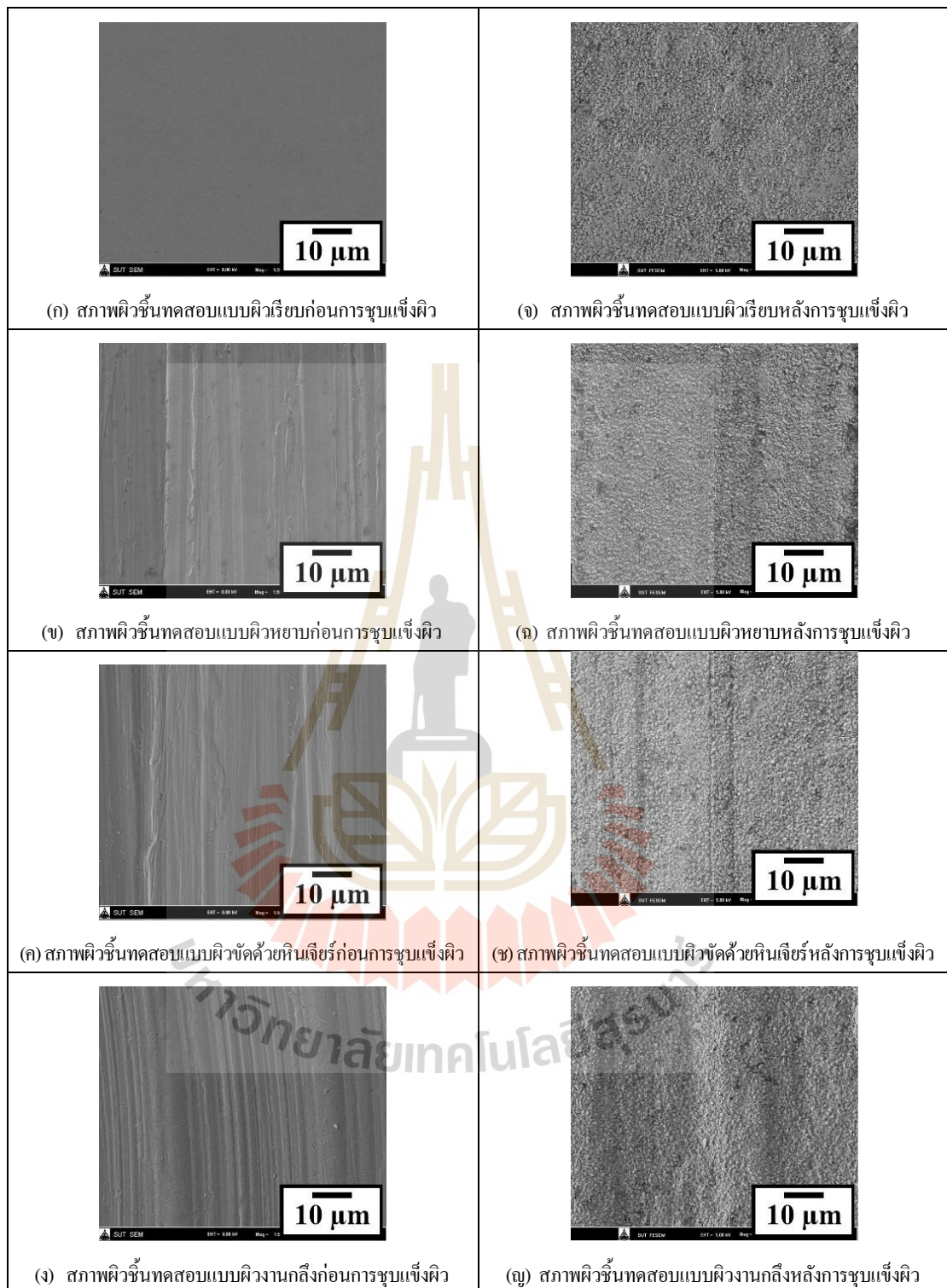
ความขรุขระผิวที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลกระทบต่อความแข็งผิวด้วย เนื่องจากเมื่อผิวเกิดความขรุขระเพิ่มขึ้นจากการกระบวนการเกิดขึ้นผิวขาวที่ทำให้เกิดแก๊สไนโตรเจนเมื่อเหล็กมีการอ้อมตัวของไนโตรเจนบริเวณผิวจึงทำให้เกิดเป็นโพรงอากาศซึ่งส่งผลกระทบต่อความแข็งผิวลดลง



รูปที่ 5.6 ระยะที่ใช้หาค่าความหยาบผิวเฉลี่ย บริเวณที่ถ่ายรูป และสภาพผิวของชั้นทดสอบแบบผิวกลึงที่กำลังขยาย 150 เท่า



รูปที่ 5.7 สภาพผิวของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว โดยถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (SEM)



รูปที่ 5.8 ภาพผิวของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว โดยถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (SEM)

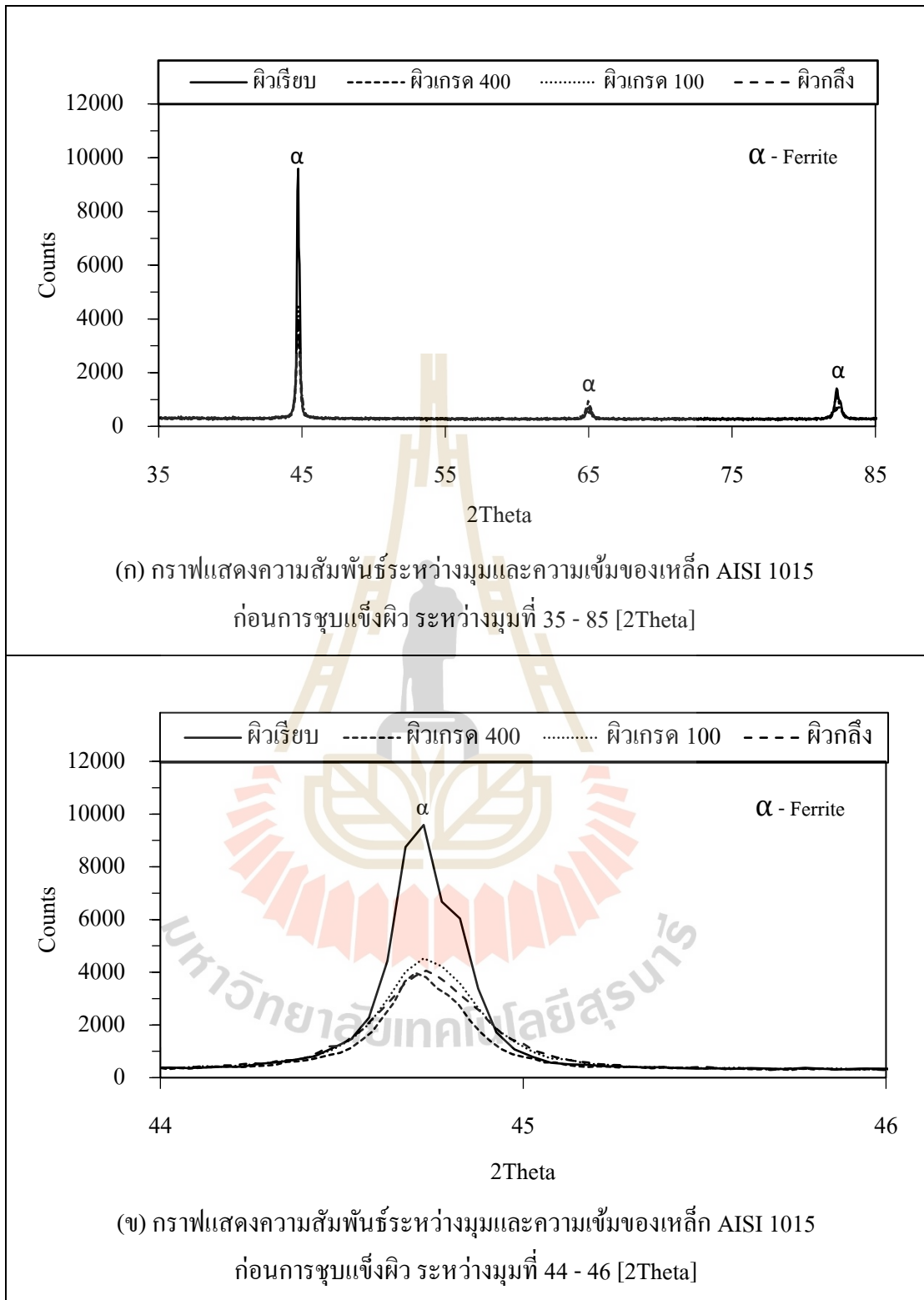
5.4 ผลการวิเคราะห์ XRD

รูปที่ 5.9 (ก) แสดงให้เห็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์บริเวณผิวของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิว ซึ่งเป็นปกติที่จะพบโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในการตรวจสอบเพราะทำการอบปกติเพื่อปรับปรุงโครงสร้างให้เป็นเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไรต์

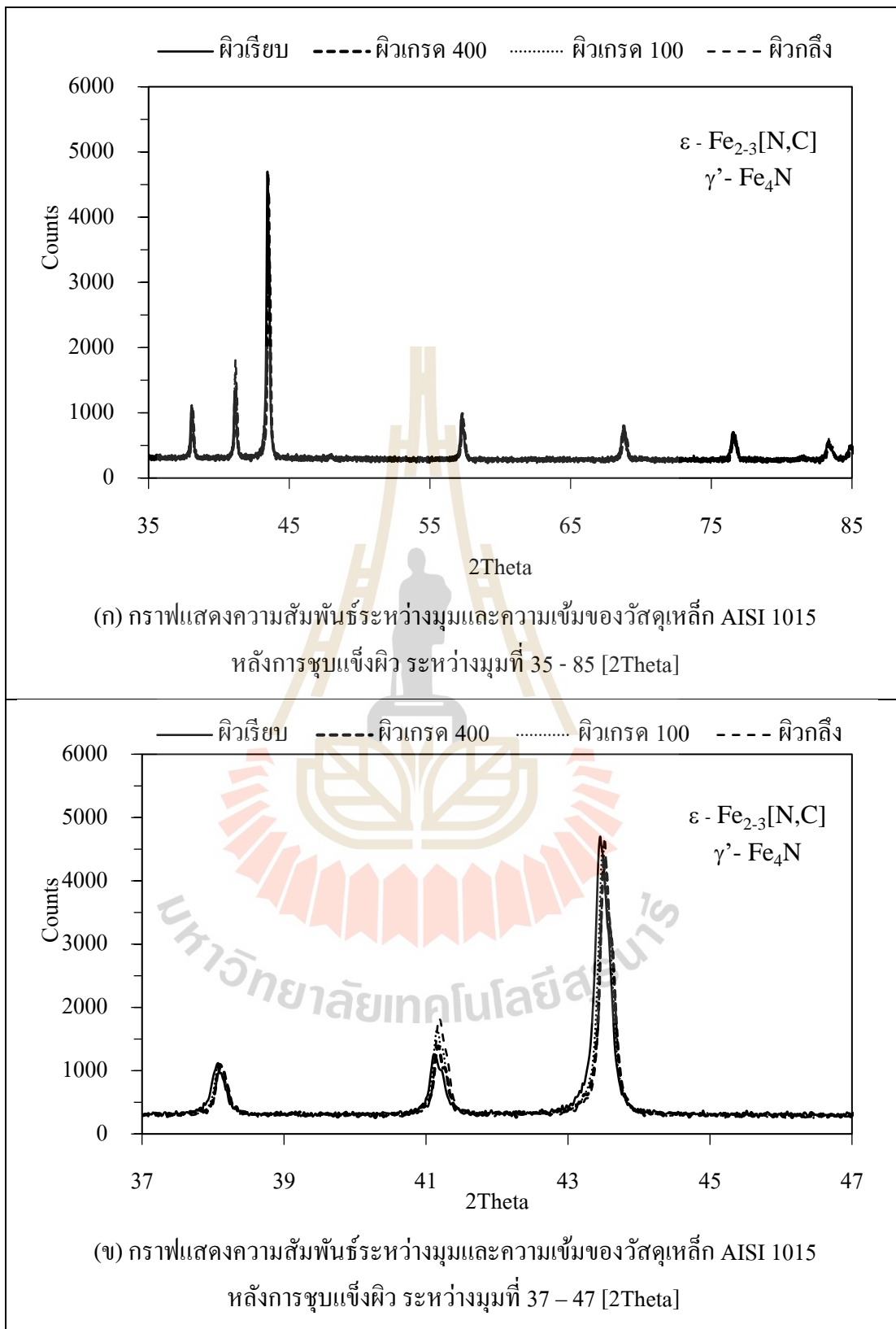
รูปที่ 5.9 (ข) แสดงให้เห็นความแตกต่างความเข้มของเฟอร์ไรต์ชัดเจนยิ่งขึ้น โดยที่ชั้นทดสอบแบบผิวเรียบมีความเข้มของเฟอร์ไรต์มากกว่าชั้นทดสอบอื่น ๆ แต่ไม่ได้ส่งผลใด ๆ กับการชุบแข็งผิว (Singh et al., 2006) แต่มีอิทธิพลน้อยเมื่อเทียบกับปัจจัยอื่น ๆ

รูปที่ 5.10 แสดงให้เห็นสารประกอบไนไตรด์ (ϵ -Fe_{2.3}[N,C] และ γ' -Fe₄N) บริเวณผิวของชั้นทดสอบหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งชั้นทดสอบทุกแบบเกิดสารประกอบไนไตรด์หรือชั้นผิวขาวขึ้นเหมือนกัน สารประกอบไนไตรด์เป็นสารประกอบที่ได้จากกระบวนการแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง เนื่องจากจุดประสงค์ของกระบวนการ คือ การให้อะตอมไนโตรเจนละลายเข้าไปรวมตัวกับเหล็ก ผลการทดสอบด้วย XRD พบว่าความเข้มของสารประกอบ ϵ -Fe_{2.3}[N,C] ไม่แตกต่างกัน ดังนั้นความเข้มของเฟอร์ไรต์ที่แตกต่างกันก่อนการชุบแข็งผิว (รูปที่ 5.9) ไม่ส่งผลต่อการเกิดชั้นผิวขาวและไม่ส่งผลต่อความเข้มของสารประกอบไนไตรด์สำหรับเหล็ก AISI 1015

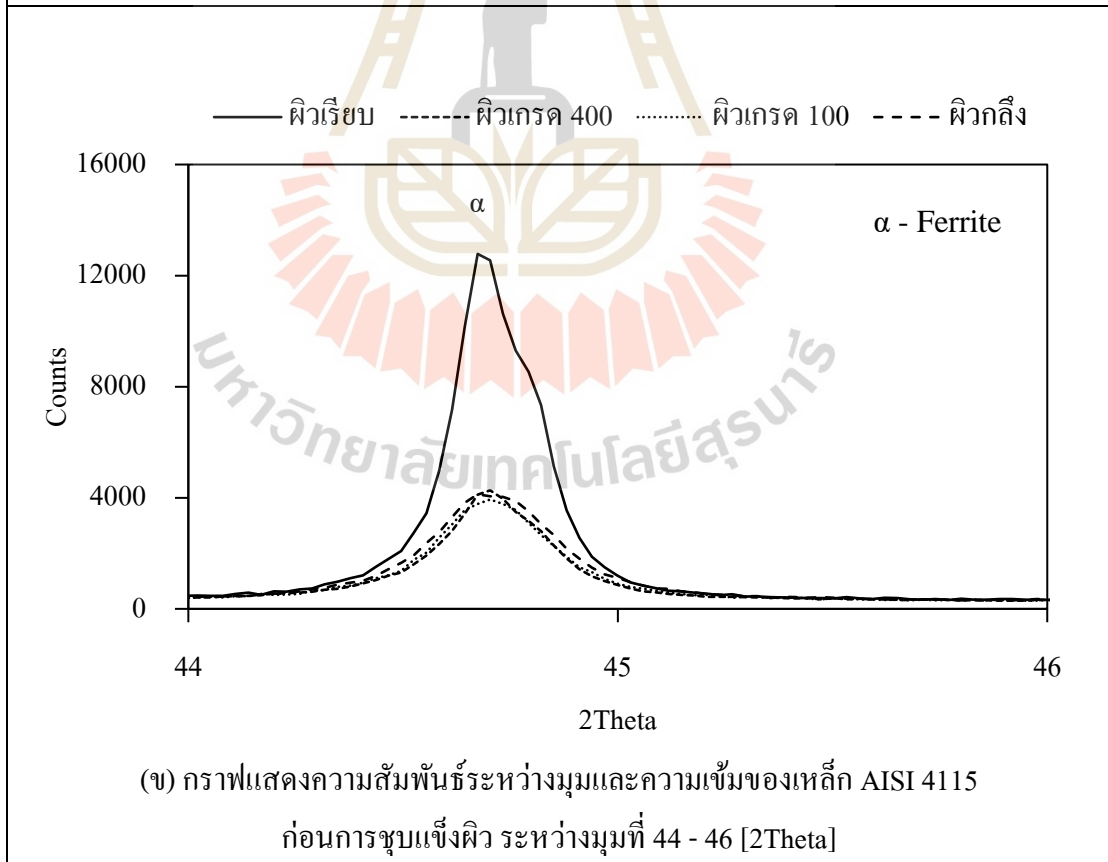
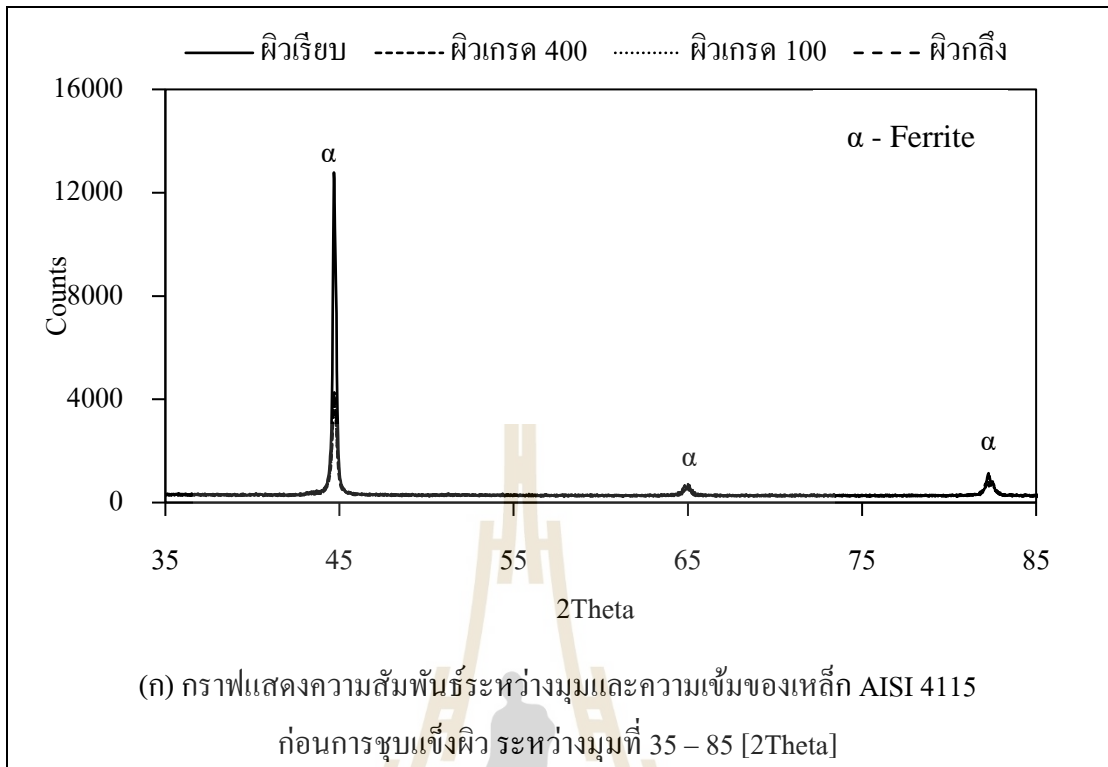
รูปที่ 5.11 (ก) แสดงให้เห็นโครงสร้างเฟอร์ไรต์บริเวณผิวของเหล็ก AISI 4115 ก่อนการชุบแข็งผิว ซึ่งเป็นปกติที่จะพบโครงสร้างเฟอร์ไรต์ในการตรวจสอบเพราะทำการอบปกติเพื่อปรับปรุงโครงสร้างให้เป็นเฟอร์ไรต์และเพิร์ลไรต์รูปที่ 5.11 (ข) แสดงให้เห็นความแตกต่างความเข้มของเฟอร์ไรต์ชัดเจนยิ่งขึ้น โดยที่ชั้นทดสอบแบบผิวเรียบมีความเข้มของเฟอร์ไรต์มากกว่าชั้นทดสอบอื่น ๆ



รูปที่ 5.9 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 1015 ก่อนการชุบแข็งผิว



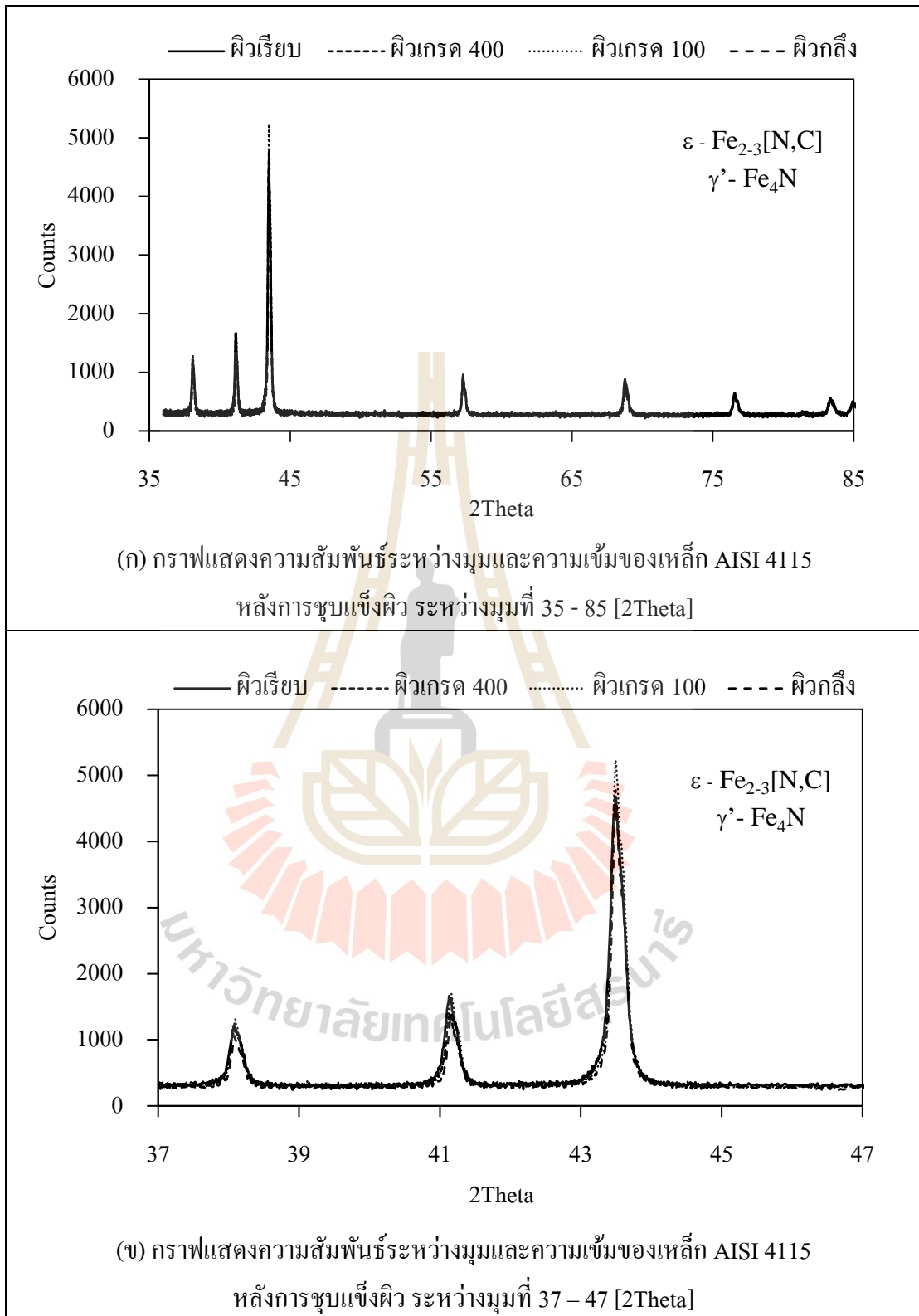
รูปที่ 5.10 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 1015 หลังการชุบแข็งผิว



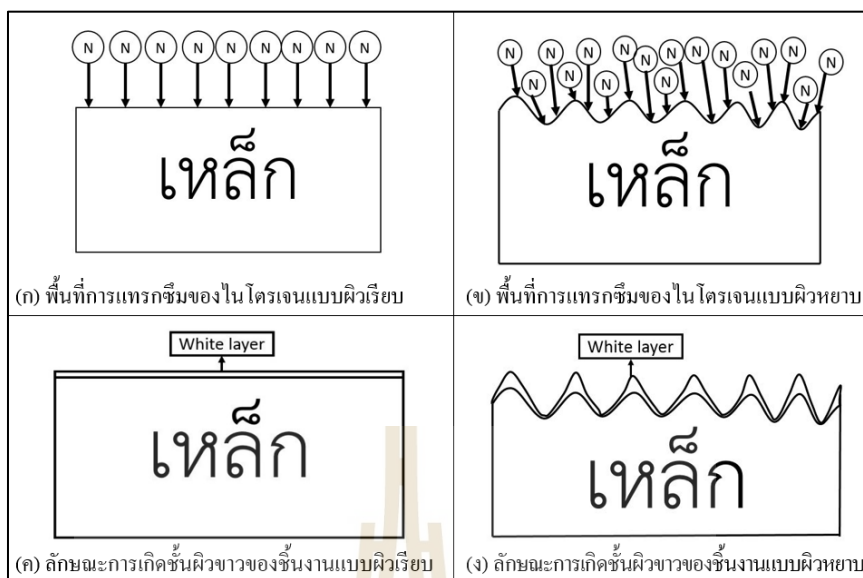
รูปที่ 5.11 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 4115 การชุบแข็งผิว

รูปที่ 5.12 (ก) แสดงให้เห็นสารประกอบไนไตรด์ (ϵ -Fe_{2.3}[N,C] และ γ' -Fe₄N) บริเวณผิวของชิ้นทดสอบหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ซึ่งชิ้นทดสอบทุกแบบมีการเกิดสารประกอบไนไตรด์ขึ้นเหมือนกัน สารประกอบไนไตรด์เป็นสารประกอบที่ได้จากกระบวนการแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง เนื่องจากจุดประสงค์ของกระบวนการ คือ การทำให้อะตอมไนโตรเจนละลายเข้าไปจับตัวกับเหล็กสภาพเฟอร์ไรต์จึงทำให้เกิดสารประกอบไนไตรด์ขึ้น

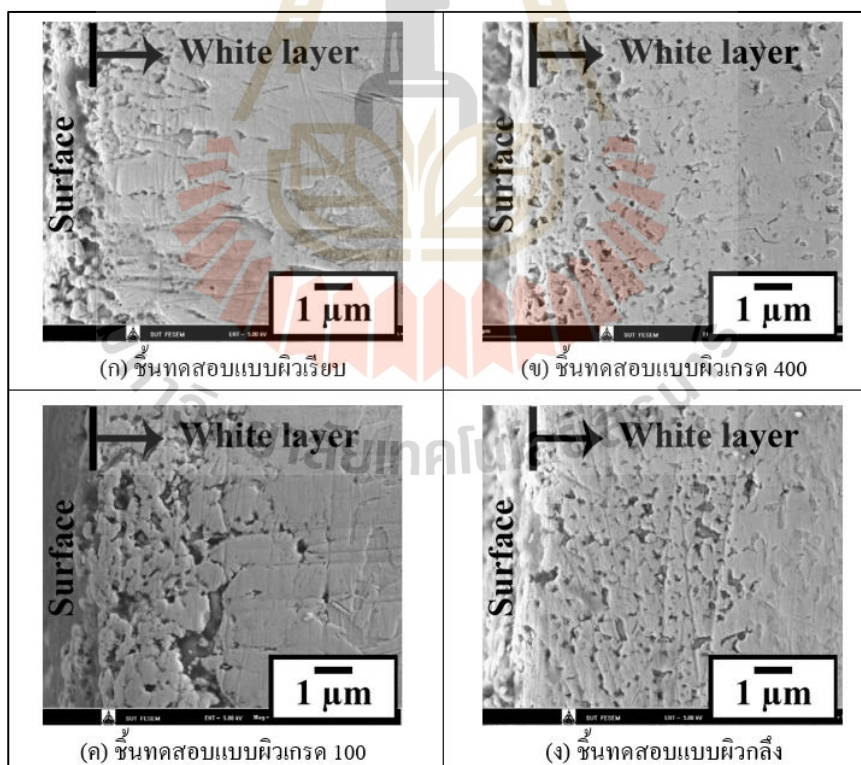
รูปที่ 5.12 (ข) แสดงให้เห็นความเข้ม ϵ -Fe_{2.3}[N,C] ชัดเจนยิ่งขึ้น โดยชิ้นทดสอบแต่ละชิ้นมีความเข้มของ ϵ -Fe_{2.3}[N,C] แตกต่างกัน ซึ่งชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความเข้ม ϵ -Fe_{2.3}[N,C] มากกว่าชิ้นทดสอบแบบอื่น ๆ สาเหตุเนื่องจากบริเวณผิวของชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีพื้นที่ผิวมากกว่าชิ้นทดสอบแบบผิวเรียบและแบบผิวเกรด 400 ดังรูปที่ 5.13 ส่งผลให้อะตอมของไนโตรเจนมีพื้นที่การแทรกซึมและการละลายเข้าไปในเนื้อเหล็กมากกว่า (Ebrahimi et al., 2015) และบริเวณที่มีลักษณะเป็นยอดแหลมของพื้นผิวจะเกิดการอิมตัวของไนโตรเจนรวดเร็วกว่าบริเวณร่องลึกของพื้นผิวเพราะมีพื้นที่ผิวมากแต่มีเนื้อเหล็กน้อยเมื่อไนโตรเจนละลายเข้าไปด้านในเนื้อเหล็กได้มากจึงส่งผลให้เกิด ϵ -Fe_{2.3}[N,C] รวดเร็วยิ่งขึ้นและไม่มีการสูญเสียไนโตรเจนบริเวณผิวเนื่องจากผิวมีความพรุนน้อยดังรูปที่ 5.14 แต่ชิ้นทดสอบแบบผิวกลึงมีความเข้ม ϵ -Fe_{2.3}[N,C] น้อยกว่าชิ้นทดสอบแบบอื่น ๆ สาเหตุเกิดจากผิวที่มีความหยาบสูงจะทำให้เกิดการอิมตัวของเฟอร์ไรต์จากไนโตรเจนรวดเร็วและเมื่อเฟอร์ไรต์อิมตัวแล้วจะทำให้ไนโตรเจนที่แทรกซึมเข้าไปแต่ไม่สามารถละลายเข้ากับเหล็กได้กลับมารวมตัวกัน เป็นแก๊สอีกครั้งและแทรกตัวออกจากผิวทำให้ผิวเกิดการสูญเสียไนโตรเจนส่งผลให้ความเข้ม ϵ -Fe_{2.3}[N,C] ลดน้อยลง ซึ่งกลไกที่เกิดขึ้นเป็นการปรับเปลี่ยนโครงสร้างของชั้นผิวขาวจากการชุบแข็งผิววิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง (Woehrle, Leineweber, & Mittemeijer, 2012) ยืนยันการสูญเสียไนโตรเจนได้จากผิวมีความพรุนมากดังรูปที่ 5.14 (Anjos, Scheuer, Brunatto, & Cardoso, 2015) ถึงแม้ผล XRD จะไม่เห็นโครงสร้าง CrN เนื่องจากมีปริมาณของโครเมียมน้อย แต่สามารถสังเกตเห็นผลกระทบของโครเมียมได้จากความแข็งผิวและการซึมลึกของชั้นผิวแข็ง (สถิรจินดา, 1994) ดังรูปที่ 5.6 และรูปที่ 5.8 สังเกตเห็นชัดเจนว่าเหล็ก AISI 4115 มีความแข็งผิวและการซึมลึกของชั้นผิวแข็งมากกว่า



รูปที่ 5.12 กราฟผล XRD ของเหล็ก AISI 4115 หลังการชุบแข็งผิว



รูปที่ 5.13 พื้นที่การแทรกซึมเข้าไปในเนื้อวัสดุของไนโตรเจน

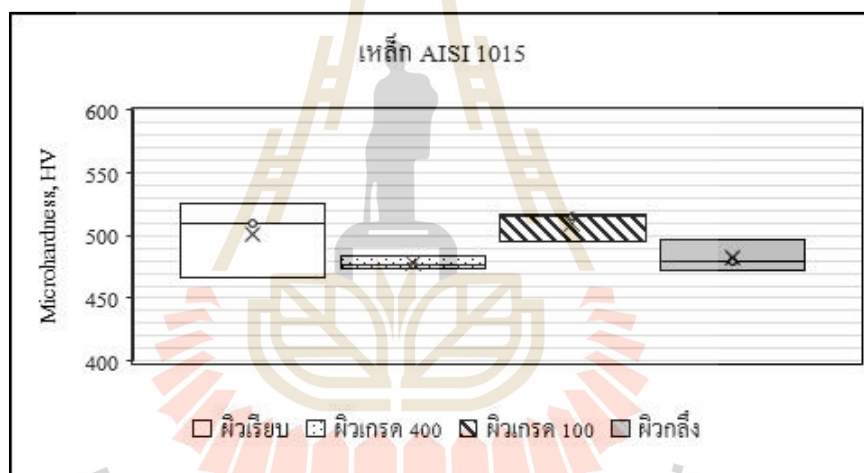


รูปที่ 5.14 ความพรุนผิวของเหล็ก AISI 4115 หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์โรซิง

ผลการทดสอบด้วยวิธี XRD ของเหล็กกล้าทั้งสอง ไม่มีความแตกต่างกัน เพราะสารประกอบที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของเหล็กกล้าทั้งสองมีโครงสร้างเหมือนกัน คือ สารประกอบไนไตรด์

5.5 ความแข็ง

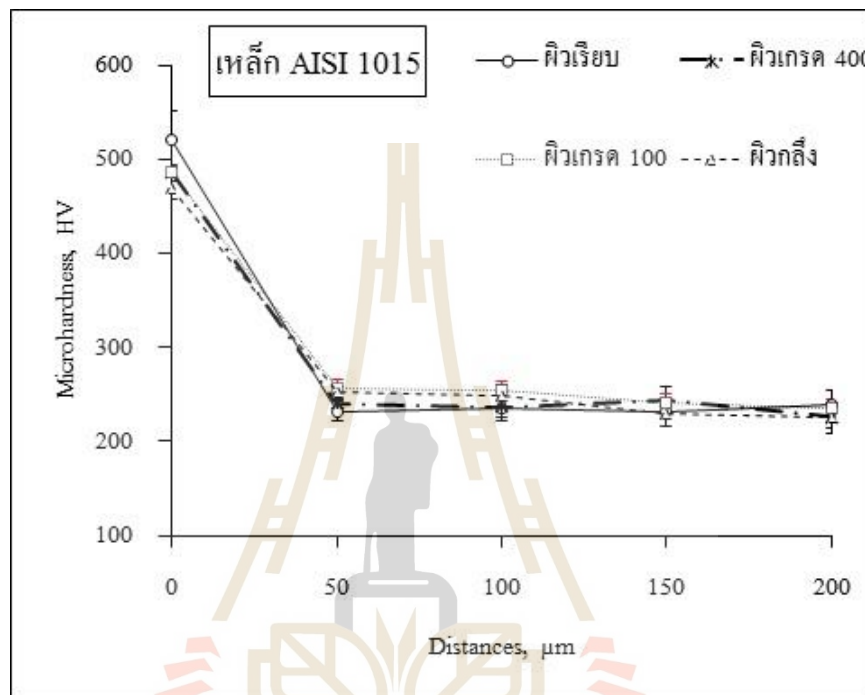
ผลการทดสอบความแข็งผิวดังรูปที่ 5.15 โดยทำการทดสอบความแข็งผิว 5 ครั้งต่อ 1 ชิ้น ทดสอบ และทดสอบความแข็งผิว 3 ชิ้นทดสอบต่อเงื่อนไข สังเกตเห็นได้ว่าความแข็งผิวของชิ้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยที่แตกต่างกันสำหรับเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งผิวไม่แตกต่างกัน ซึ่งสามารถยืนยันผลความแข็งได้จากผลการทดลอง XRD ของเหล็ก AISI 1015 ชิ้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันมีความเข้มของ γ' - Fe₄N และ ϵ - Fe_{2.3}[N,C] ที่ใกล้เคียงกัน ดังรูปที่ 5.10 จึงทำให้ได้ค่าความแข็งผิวไม่แตกต่างกัน



รูปที่ 5.15 ค่าความแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกัน หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

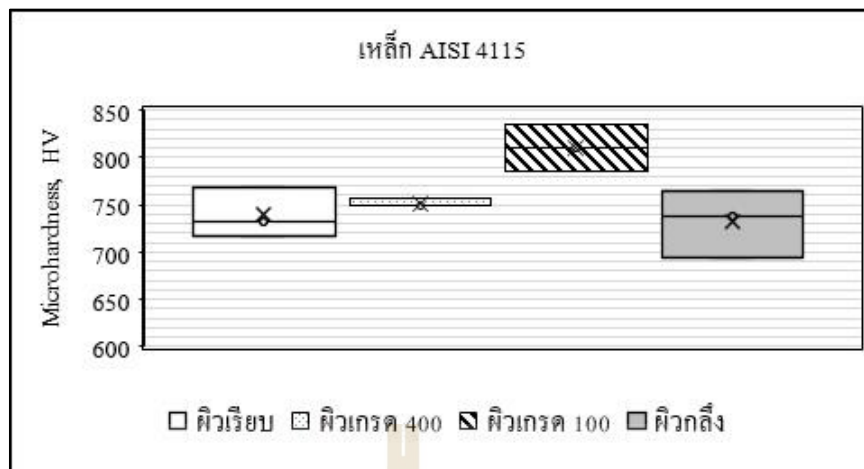
จากรูปที่ 5.16 สังเกตเห็นได้ว่าที่ความลึก 50 ไมโครเมตรจากผิวนอกสุด ความแข็งลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งเป็นพฤติกรรมปกติของการชุบแข็งผิวด้วยวิธีไนโตรคาร์เบอร์ไรซิงสำหรับเหล็ก AISI 1015 การวัดความลึกชั้นการแพร่ (Diffusion zone) ตามมาตรฐาน DIN 50190-3 โดยจะต้องมีความแข็งมากกว่าความแข็งเนื้อเหล็ก (Bulk hardness) 50 HV ดังนั้นเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งเนื้อเหล็กอยู่ที่ 200 HV จึงกำหนดให้ค่าความแข็งในการวัดความลึกชั้นการแพร่เท่ากับ 250 HV ความลึกชั้นการแพร่ได้มาจากการคำนวณ ชิ้นทดสอบแบบผิวเรียบมีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 47.45 ± 1.52 ไมโครเมตร ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ย

เท่ากับ 47.69 ± 0.96 ไมโครเมตร ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 49.41 ± 1.99 ไมโครเมตร และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 50.51 ± 1.55 ไมโครเมตร จากการวัดความลึกชั้นการแพร่สังเกตเห็นได้ว่าชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันไม่ส่งผลต่อความลึกชั้นการแพร่



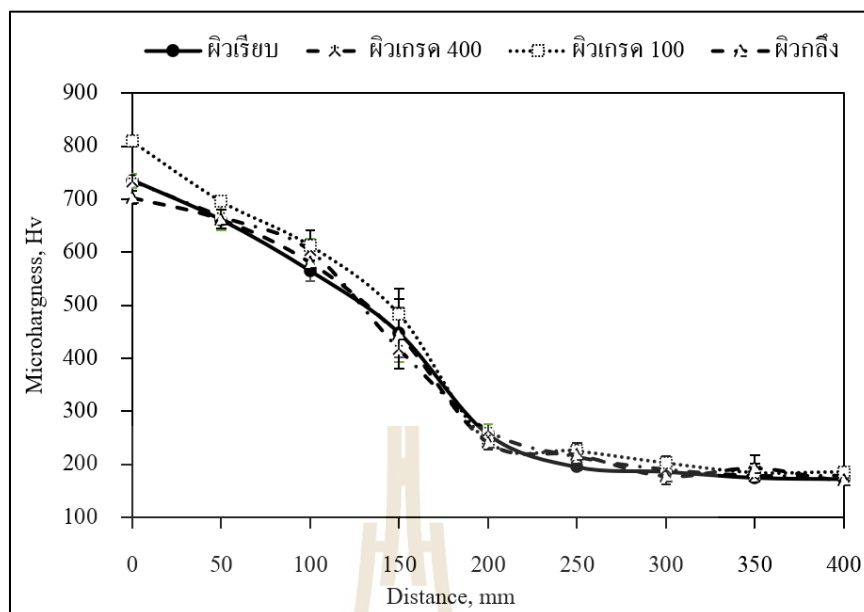
รูปที่ 5.16 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับระยะทางจากผิวนอกสุดของชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันสำหรับเหล็ก AISI 1015

จากรูปที่ 5.17 สังเกตเห็นได้ว่าความแข็งผิวของชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันของเหล็ก AISI 4115 มีความแข็งผิวแตกต่างกัน ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความแข็งผิวมากที่สุด และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความแข็งผิวน้อยที่สุด โดยสามารถยืนยันผลได้จากผลการตรวจสอบด้วยวิธี XRD ของวัสดุเหล็ก AISI 4115 ดังรูปที่ 5.12 เนื่องจากสารประกอบ ϵ - $\text{Fe}_{23}[\text{N},\text{C}]$ และ γ' - Fe_4N ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความเข้มข้นมากที่สุด และสารประกอบ ϵ - $\text{Fe}_{23}[\text{N},\text{C}]$ และ γ' - Fe_4N ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวของชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความเข้มข้นน้อยที่สุด จึงส่งผลให้ความแข็งผิวนั้นมีค่าเปลี่ยนแปลงไปตาม ϵ - $\text{Fe}_{23}[\text{N},\text{C}]$ และ γ' - Fe_4N (Karakan, Alsaran, & Çelik, 2004) และความแข็งผิวของชั้นทดสอบจะลดลงเนื่องจากความพรุนผิวด้วยดังรูปที่ 5.14 (Wang et al., 2015)



รูปที่ 5.17 ค่าความแข็งผิวของเหล็ก AISI 4115 ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกัน หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์ไร้ซิง

จากรูปที่ 5.18 สังเกตเห็นค่าความแข็งผิวเท่ากับ 703 - 810 HV ซึ่งสูงที่สุดและความแข็งค่อย ๆ ลดลงเมื่อลึกลงไปเนื้อเหล็ก เนื่องจากไนโตรเจนสามารถละลายและแทรกซึมเข้าไปในชั้นทดสอบได้น้อยลงเรื่อย ๆ (Teknikredaktörerna) การวัดความลึกชั้นการแพร่ (Diffusion layer depth) ตามมาตรฐาน DIN 50190-3 โดยจะต้องมีความแข็งมากกว่าความแข็งเนื้อเหล็ก (Bulk hardness) 50 HV ดังนั้นเหล็ก AISI 4115 มีความแข็งเนื้อเหล็กอยู่ที่ 200 Hv จึงกำหนดให้ค่าความแข็งในการวัดความลึกชั้นการแพร่เท่ากับ 250 HV ความลึกชั้นการแพร่ได้มาจากการคำนวณ ชั้นทดสอบแบบผิวเรียบมีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 205.21 ± 10.12 ไมโครเมตร ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 215.26 ± 13.96 ไมโครเมตร ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 200.18 ± 5.13 ไมโครเมตร และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีความลึกชั้นการแพร่เฉลี่ยเท่ากับ 197.93 ± 0.17 ไมโครเมตร จากการวัดความลึกชั้นการแพร่สังเกตเห็นได้ว่าชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันไม่ส่งผลต่อความลึกชั้นการแพร่



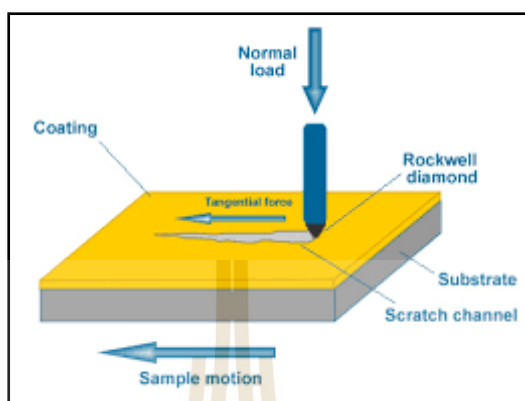
รูปที่ 5.18 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งกับระยะทางจากผิวนอกสุดของชิ้นทดสอบ
ที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันสำหรับเหล็ก AISI 4115

เปรียบเทียบความแข็งของเหล็ก AISI 1015 กับเหล็ก AISI 4115 เห็นได้ชัดเจนว่าความแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งผิวน้อยกว่าเหล็ก AISI 4115 เนื่องจากธาตุผสมของเหล็กกล้า โดยเหล็ก AISI 4115 นั้นมีธาตุโครเมียมเป็นส่วนช่วยเพิ่มความสามารถการชุบแข็งผิว การแทรกซึม การละลายของไนโตรเจน และอาจทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความแข็งสูงมาก เช่น โครงสร้างโครเมียมไนไตรด์ (CrN) (Holm, T., & Sproge, L., 2018) โครเมียมจะช่วยให้เกรนของเหล็กสามารถขยายตัวได้มากขึ้น ดังนั้นจึงเกิดช่องว่างในโครงสร้างเพิ่มขึ้นและไนโตรเจนสามารถแทรกซึมเข้าไปในเหล็กกล้าผสมต่ำได้ง่ายยิ่งขึ้น (สกริจินดา, 1994) ส่วนความแข็งได้ชั้นผิวขาวจะสามารถเห็นได้ชัดเจนว่าความแข็งของเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งลดลงอย่างรวดเร็ว ซึ่งสำหรับเหล็ก AISI 4115 มีความแข็งค่อย ๆ ลดลง เพราะเหล็ก AISI 4115 มีธาตุโครเมียมที่ช่วยทำให้ไนโตรเจนสามารถแทรกซึมและละลายเข้าไปในเหล็ก AISI 4115 ได้ง่าย จึงส่งผลให้เหล็ก AISI 4115 มีความลึกชั้นการแพร่มากกว่าเหล็ก AISI 1015

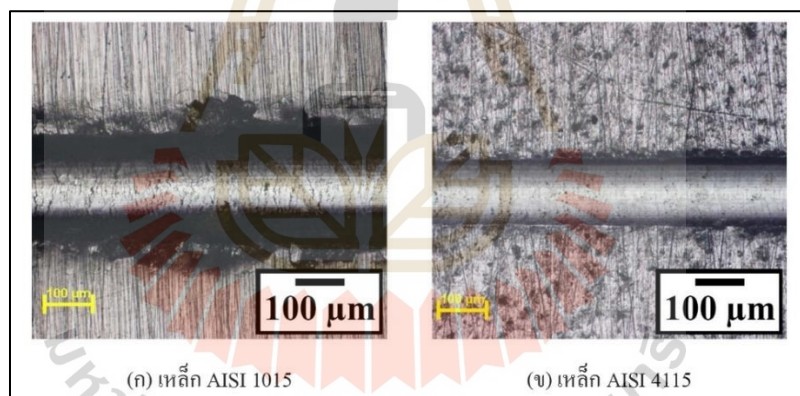
5.6 การทดสอบการขูดขีด

การทดสอบการขูดขีดทำเพื่อศึกษาความสามารถการยึดติด (Cohesive strength) ระหว่างชั้นผิวกับเนื้อเหล็ก โดยการทดสอบการขูดขีดได้ทดสอบตามมาตรฐาน ASTM C1624-05 ซึ่งใช้

แรงกระทำเริ่มแรงเท่ากับ 1 นิวตัน แรงกระทำสิ้นสุด 100 นิวตัน อัตราการเพิ่มแรงเท่ากับ 100 นิวตัน ต่อนาที ความเร็วการทดสอบ 5 มิลลิเมตรต่อนาที ระยะทางการทดสอบ 4.95 มิลลิเมตร



รูปที่ 5.19 ลักษณะการทดสอบการขีดขีด



(ก) เหล็ก AISI 1015

(ข) เหล็ก AISI 4115

รูปที่ 5.20 ความเสียหายจากการทดสอบการขีดขีดที่แรงกระทำ 81 นิวตัน ของชิ้นทดสอบ หลังผ่านการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

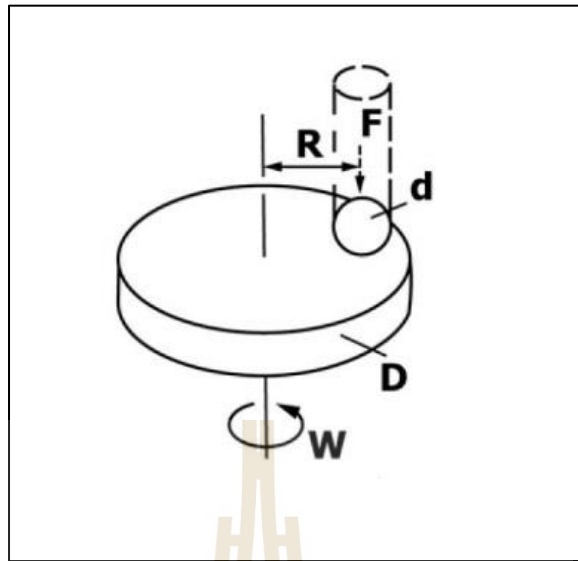
รูปที่ 5.20 แสดงให้เห็นถึงความเสียหายที่เกิดขึ้นกับเหล็กทั้งสอง จากรูปที่ 5.20 (ก) พบว่าเหล็ก AISI 1015 เกิดความเสียหายอย่างรุนแรงซึ่งสังเกตได้จากบริเวณขอบของร่องการขีดขีดจะพบการหลุดของชั้นผิวและบริเวณตรงกลางร่องการขีดขีดจะพบรอยแยกของชั้นผิวที่ชัดเจน รูปที่ 5.20 (ข) พบว่าเหล็ก AISI 4115 เกิดความเสียหายเพียงเล็กน้อยซึ่งสังเกตได้จากบริเวณขอบร่องการขีดขีดมีการหลุดหรือแตกหักเพียงเล็กน้อยและบริเวณกลางร่องการขีดขีดจะเห็นได้ว่ามีลักษณะเรียบ

จากการทดสอบเหล็กทั้งสอง พบว่าเหล็ก AISI 4115 มีความสามารถการยึดติดระหว่างชั้นผิวดีกว่าเหล็ก AISI 1015 ซึ่งพิจารณาได้จากความเสียหายที่เกิดขึ้น สาเหตุที่ทำให้เหล็ก AISI 4115 มีความสามารถการยึดติดดีกว่าเป็นเพราะความแตกต่างของความแข็งระหว่างผิวกับเนื้อเหล็ก หากความแข็งของผิวกับเนื้อเหล็กมีความแตกต่างกันน้อยจะทำให้มีการดึงรั้งกันไว้เพื่อไม่ให้ผิวเกิดความเสียหายรุนแรง

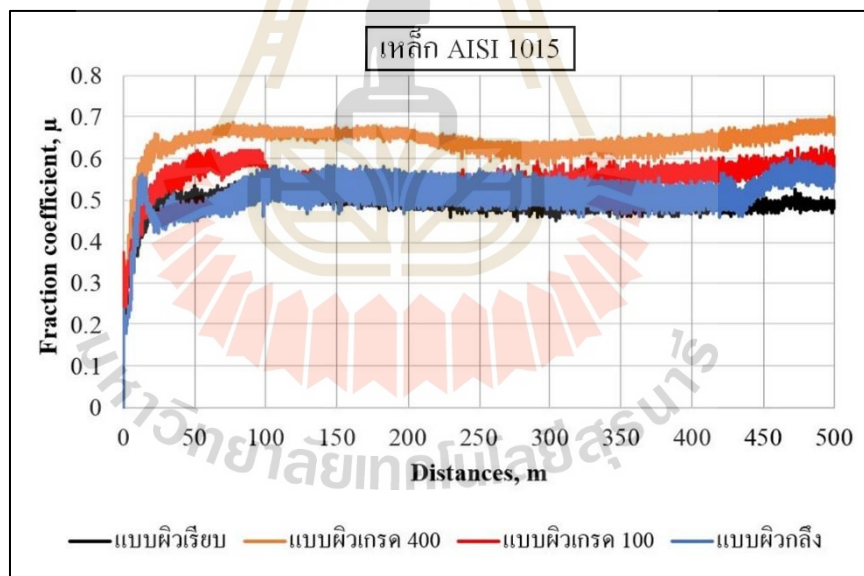
5.7 การทดสอบการสึกหรอ

การทดสอบการสึกหรอใช้มาตรฐาน ASTM G99-17 ซึ่งใช้แรงกระทำต่อชิ้นทดสอบเท่ากับ 5 นิวตัน (Force, F) โดยวัสดุที่ใช้เสียดสีเพื่อให้เกิดความเสียหายกับชิ้นทดสอบ คือ ลูกอลูมิเนียมออกไซด์ (Aluminum oxide ball) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 ± 0.01 มิลลิเมตร ซึ่งเป็นวัสดุที่มีความแข็งประมาณ 1610 ± 101 Hv (International, A. 2017) ความเร็วที่ใช้ทดสอบเท่ากับ 0.20 เมตรต่อวินาทีระยะห่างระหว่างแรงกระทำจากจุดศูนย์กลางของชิ้นทดสอบเท่ากับ 5 มิลลิเมตร (R) ดังรูปที่ 5.21 ระยะทางที่ใช้ในการทดสอบเท่ากับ 500 เมตร ไม่ใช้สารหล่อลื่นขณะทดสอบ และเมื่อมีการเปลี่ยนชิ้นทดสอบจะต้องทำการเปลี่ยนลูกอลูมิเนียมออกไซด์ทุกครั้ง

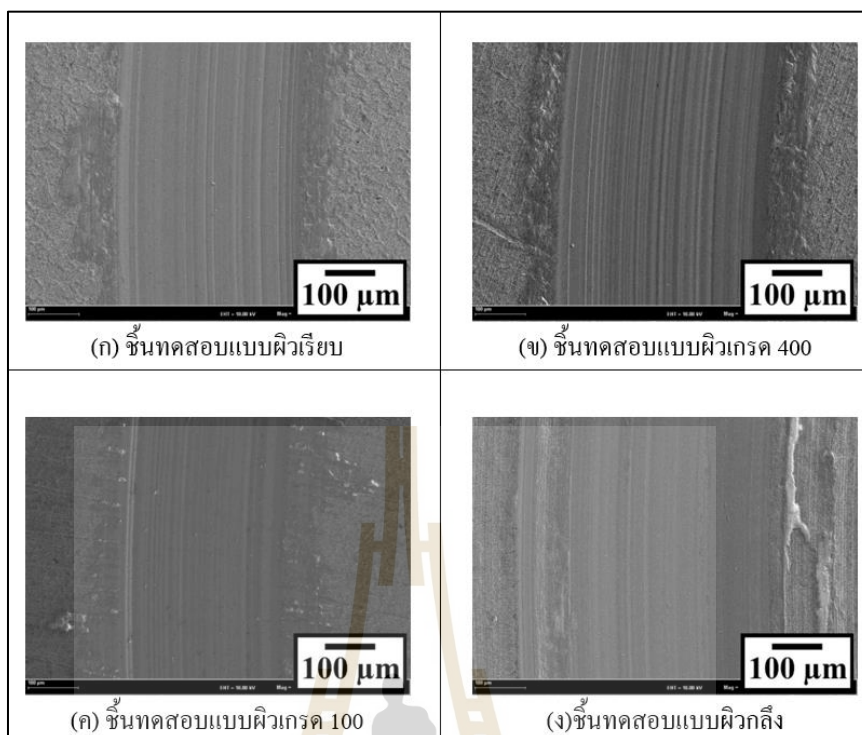
จากรูปที่ 5.22 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเฉลี่ยของเหล็ก AISI 1015 มีค่าอยู่ระหว่าง 0.485 – 0.647 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 1015 เข้าสู่เสถียรภาพที่ระยะทางประมาณ 100 เมตร ซึ่งสามารถเข้าสู่เสถียรภาพได้อย่างรวดเร็ว เนื่องจากผิวของชิ้นทดสอบมีความแข็งต่ำจึงทำให้ผิวเกิดความเสียหายจากการสึกหรอในช่วงแรกอย่างรวดเร็ว และแรงกดสัมผัส (Contact pressure force) ระหว่างลูกอลูมิเนียมออกไซด์กับชิ้นทดสอบลดลงจนกระทั่งเริ่มคงที่อย่างรวดเร็ว เช่นกัน (Zeng, Yamaguchi, & Nishio, 2015) ชิ้นทดสอบแบบผิวเรียบมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.485 ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.647 ชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.554 และชิ้นทดสอบแบบผิวกลึงมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.525 การเปลี่ยนแปลงของค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น ความแข็งผิว ลักษณะโครงสร้างเฟส ความหยาบผิว และโครงสร้างจุลภาค ซึ่งสำหรับเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งผิวของชิ้นทดสอบแต่ละแบบใกล้เคียงกัน แต่สำหรับชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงที่สุด สาเหตุเกิดจากมีการแทรกตัวของเศษเหล็กบริเวณร่องการเสียดสีเป็นจำนวนมาก เศษเหล็กที่หลุดออกมาจะมีความแข็งสูงกว่าเนื้อเหล็กจึงทำให้เกิดการขูดขีดบริเวณร่องการเสียดสีเพิ่มขึ้นส่งผลให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเพิ่มมากขึ้น สามารถสังเกตร่องรอยการเสียดสีได้จากรูปที่ 5.23 สังเกตเห็นชัดเจนว่าชิ้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 เกิดร่องรอยการขูดขีดมากที่สุด



รูปที่ 5.21 การทดสอบการเสียดสี

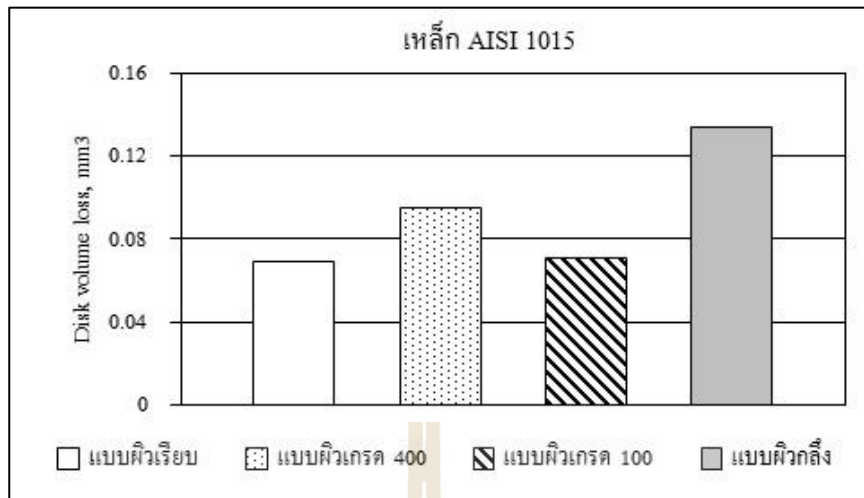


รูปที่ 5.22 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 1015 ที่แรงกระทำ 5 นิวตัน ระยะทาง 500 เมตร

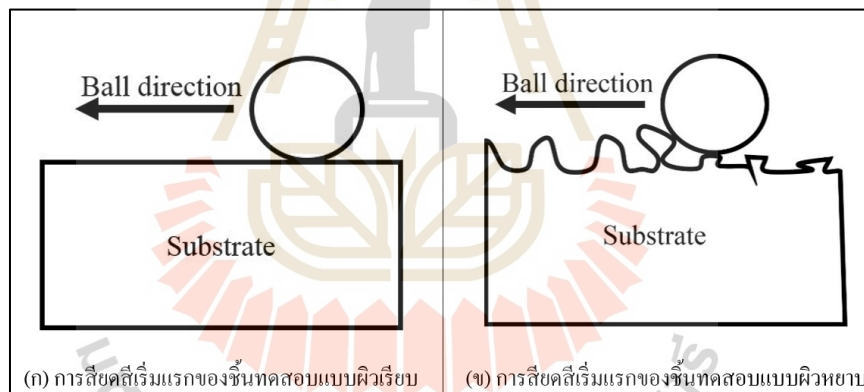


รูปที่ 5.23 รอยสึกหรือจากการเสียดสีที่ระยะทาง 500 เมตร 5 นิวตัน ของเหล็ก AISI 1015

จากรูปที่ 5.24 สังเกตเห็นได้ชัดเจนว่าชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยน้อยจะมีปริมาณสึกหรอน้อยและชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยมากจะมีปริมาณสึกหรอมากด้วยเช่นกัน สาเหตุเกิดจากในขณะที่ทำการทดสอบการเสียดสีจะทำให้เกิดเศษเหล็กที่หลุดออกมาจากบริเวณผิว หากเศษที่เกิดขึ้นนั้นเข้าไปแทรกอยู่ในร่องการเสียดสีจะส่งผลให้เกิดการเสียดสีแบบขูดขีดเพิ่มมากขึ้นเป็นผลให้ปริมาณการสึกหรอเพิ่มมากขึ้นตามไปด้วย ชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวสูงจะทำให้เกิดเศษเหล็กจำนวนมากขึ้นด้วย เนื่องจากผิวของชั้นทดสอบมีความหยาบผิวสูงจะเกิดการแตกหักบริเวณยอดมุมของชั้นทดสอบดังรูปที่ 5.25 แต่ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีการสึกหรอมากที่สุดสำหรับเหล็ก AISI 1015 สาเหตุเกิดจากเศษเหล็กที่หลุดออกมาเข้าไปแทรกอยู่ระหว่างร่องการเสียดสีในขณะที่ทดสอบจึงทำให้เกิดการขูดขีดมากยิ่งขึ้นซึ่งสังเกตได้จากรูป 5.23 (ข) ที่มีลักษณะร่องรอยการขูดขีดมากกว่าชั้นทดสอบอื่น ๆ โดยปกติแล้วปัจจัยที่ส่งผลกับการสึกหรอมีหลายปัจจัย เช่น ความแข็งผิว ความหยาบผิว รูปร่างบริเวณผิว สารประกอบบริเวณผิว ขนาดของเศษเหล็กและ โครงสร้างจุลภาค (Li et al., 2017) (Yan, Liu, & Wu, 2010)



รูปที่ 5.24 ปริมาณสึกหรอที่เกิดจากการเสียดสีด้วยแรงกระทำ 5 นิวตันและระยะทาง 500 เมตรของเหล็ก AISI 1015

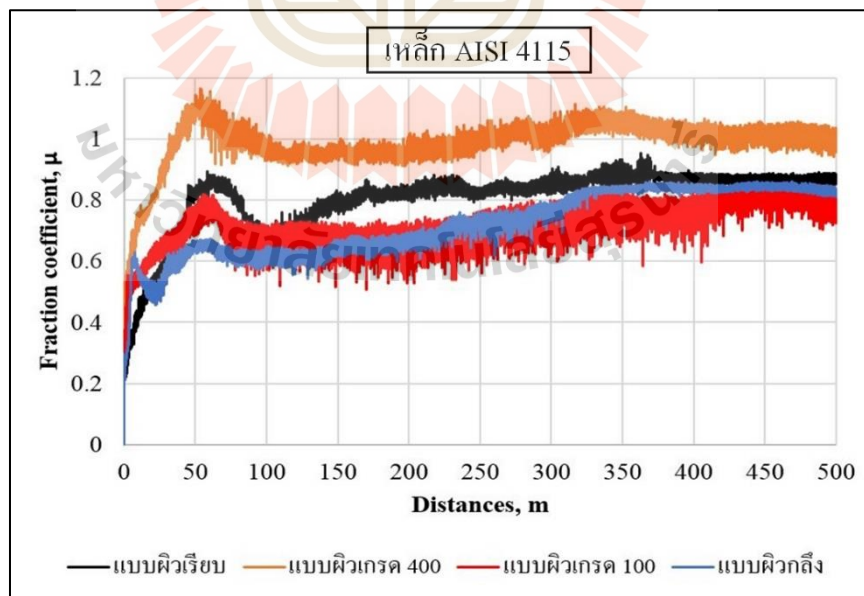


รูปที่ 5.25 การเสียดสีเริ่มแรกของชั้นทดสอบ

จากรูปที่ 5.26 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเฉลี่ยของเหล็ก AISI 4115 ในช่วงเสถียรภาพ คือ ระยะทางตั้งแต่ 350 - 500 เมตร มีค่าอยู่ระหว่าง 0.731 - 1.004 ชั้นทดสอบแบบผิวเรียบมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเฉลี่ยเท่ากับ 0.860 ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเฉลี่ยเท่ากับ 1.004 ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.731 และชั้นทดสอบแบบผิวกลิ้งมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเท่ากับ 0.840

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสามารถแบ่งออกเป็น 3 ช่วง คือ ช่วงที่ 1 ระยะทาง 0 - 60 เมตร เป็นช่วงที่สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เนื่องจากเกิดการเสียดสี

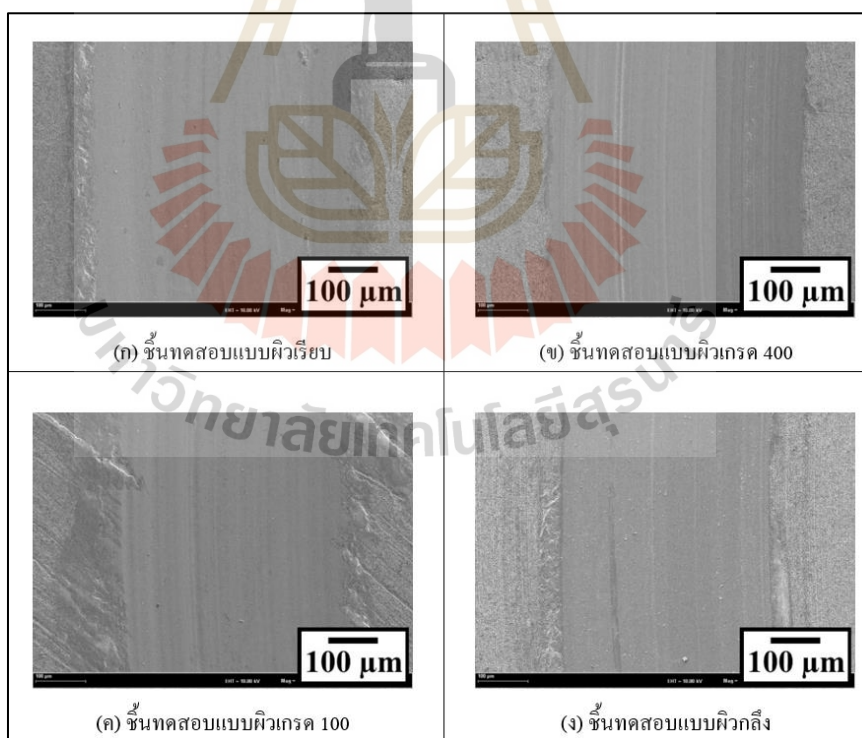
กับการไถน้อยส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำ จากนั้นผิวเริ่มเสียหายอย่างรวดเร็วและแรงกดสัมผัส (Contact pressure force) ลดลงรวดเร็ว ทำให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ช่วงที่ 2 ระยะทาง 60 - 350 เมตร เป็นช่วงที่ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานค่อย ๆ เพิ่มขึ้น เนื่องจากแรงกดสัมผัสค่อย ๆ ลดลงและค่อย ๆ เกิดความเสียหายบริเวณชั้นผิวเคลือบของชั้นทดสอบเนื่องผิวได้รับความล้าจากการเสียดสีเป็นเวลานาน ช่วงที่ 3 ระยะทาง 350-500 เมตร ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเริ่มคงที่เนื่องจากแรงกดสัมผัสเริ่มคงที่และเกิดความเสียหายในลักษณะการขูดขีด ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเข้าสู่สถานะคงที่ช้าเนื่องจากความแข็งผิวสูงเป็นผลมาจากการแทรกซึมของไนโตรเจนที่ทำให้ผิวแข็งและเพิ่มความสามารถการเสียดสีให้แก่วัสดุ (Zeng et al., 2015) ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 100 มีความผันผวนของค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมากกว่าชั้นทดสอบแบบอื่น ๆ เนื่องจากมีความหยาบผิวสูง (Li et al., 2017) ชั้นทดสอบแบบผิวเกรด 400 มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมากกว่าชั้นทดสอบแบบอื่น ๆ เนื่องจากมีการแทรกตัวของเศษเหล็กที่หลุดออกมาและเข้าไปแทรกระหว่างการเสียดสีสังเกตได้จากร่องรอยการขูดขีดที่มีมากกว่าชั้นทดสอบแบบอื่น ๆ ดังรูปที่ 5.27 (ข) จึงส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเพิ่มขึ้น (Zheng et al., 2015) อย่างไรก็ตาม การเปลี่ยนแปลงของค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเกิดขึ้นได้จากหลายปัจจัย เช่น ความแข็งผิว ความหยาบผิว โครงสร้างจุลภาค วัสดุที่นำมาเสียดสี และรูพรุนบริเวณผิว (Li et al., 2017) (Yan et al., 2010)



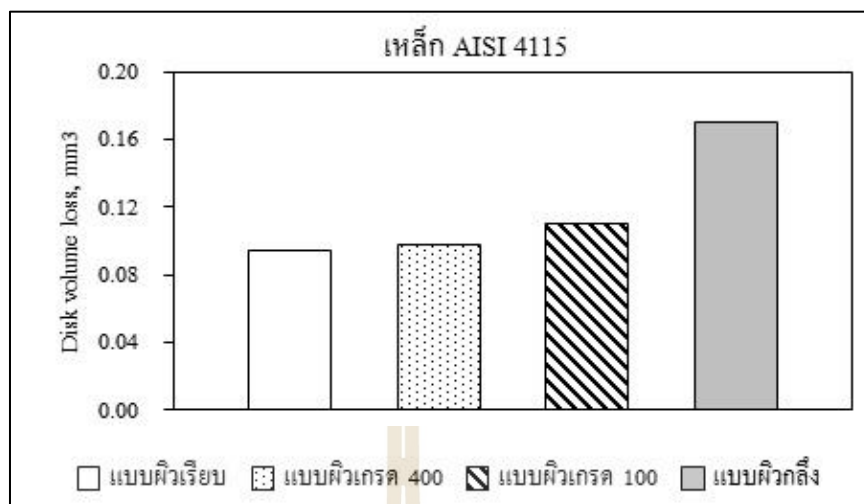
รูปที่ 5.26 ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 4115

ปริมาณการสึกหรอของเหล็กกล้าผสมต่ำแสดงดังรูปที่ 5.28 สังเกตเห็นได้ชัดเจนว่า ชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเจ็ลี่ยน้อยจะมีปริมาณสึกหรอน้อย สาเหตุเกิดจากในขณะที่ทำการทดสอบการเสียดสีจะทำให้เกิดเศษเหล็กที่หลุดออกมาจากบริเวณผิว หากเศษที่เกิดขึ้นนั้นเข้าไปแทรกอยู่ในร่องการเสียดสีจะส่งผลให้เกิดการเสียดสีแบบขูดขีดเพิ่มมากขึ้นเป็นผลให้ปริมาณการสึกหรอเพิ่มมากขึ้นตามไปด้วย ชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวสูงจะทำให้เกิดเศษเหล็กจำนวนมากขึ้น เนื่องจากผิวของชั้นทดสอบมีความหยาบผิวสูงจะเกิดการแตกหักบริเวณยอดมุมของชั้นทดสอบดังรูปที่ 5.25 โดยปัจจัยที่ส่งผลกับการสึกหรอมีหลายปัจจัย เช่น ความแข็งผิว ความหยาบผิว รูพรุนบริเวณผิว สารประกอบบริเวณผิว วัสดุที่นำมาเสียดสี และโครงสร้างจุลภาค (Li et al., 2017) (Yan et al., 2010)

จากการทดสอบการสึกหรอของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115 หลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์ไรซิง การชุบแข็งผิวสามารถปรับปรุงคุณสมบัติการเสียดสีได้ดีขึ้นเนื่องจากความแข็งผิวที่เพิ่มขึ้นและคุณสมบัติของผิวที่เปลี่ยนแปลงไปจากการเกิดขึ้นสารประกอบไนไตรด์หรือชั้นผิวขาว



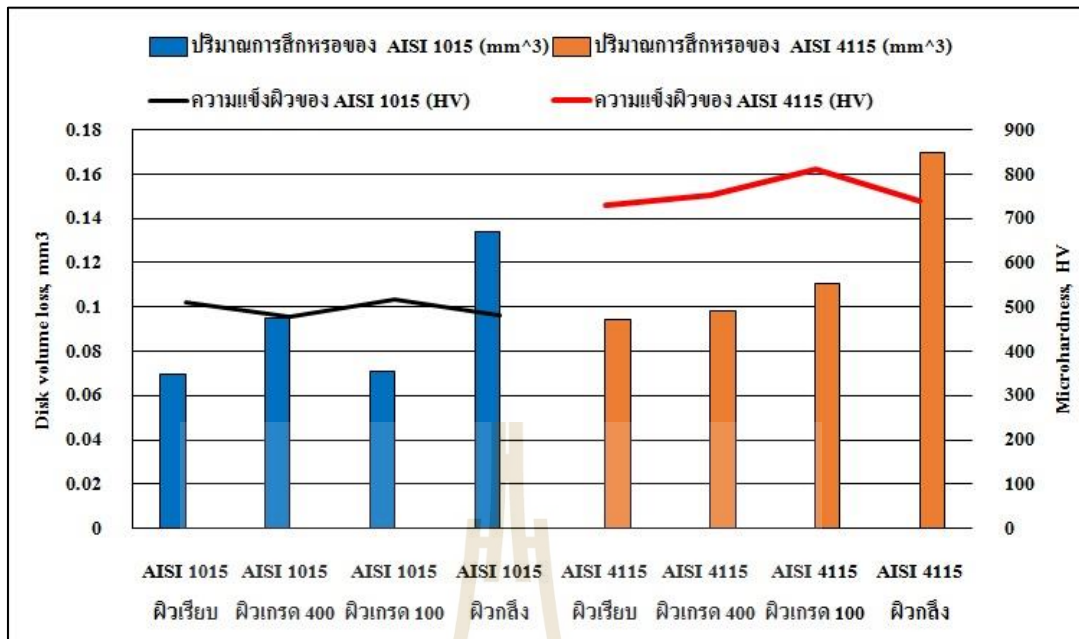
รูปที่ 5.27 รอยสึกหรอจากการเสียดสีที่ระยะทาง 500 เมตร 5 วันต้น ของเหล็ก AISI 4115



รูปที่ 5.28 ปริมาณสึกหรอที่เกิดจากการเสียดสีด้วยแรงกระทำ 5 นิวตัน และระยะทาง 500 เมตร ของเหล็ก AISI 4115

การเข้าสู่ช่วงเสถียรภาพของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 1015 เข้าสู่ช่วงเสถียรภาพได้รวดเร็วกว่าเหล็ก AISI 4115 เนื่องจากความแข็งผิวของเหล็ก AISI 1015 มีความแข็งผิวที่น้อยกว่า จึงเป็นสาเหตุให้เกิดการสึกหรอในช่วงแรกรวดเร็วและส่งผลให้แรงกดสัมผัสลดลงรวดเร็ว ฉะนั้นจึงทำให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 1015 เข้าสู่เสถียรภาพได้อย่างรวดเร็ว

ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของเหล็ก AISI 4115 มีค่ามากกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากผิวมีความสามารถในการยึดติด (Cohesive strength) ระหว่างเนื้อเหล็ก (Substrate) และชั้นผิวขาวดึกว่า (He, Apachitei, Zhou, Walstock, & Duszczuk, 2006) เมื่อเกิดการเสียดสีระหว่างลูกกลิ้งนิยมนอกไฮดรอลิกกับชิ้นทดสอบจะเกิดแรงเฉือนขึ้น (Shear stress) ตามบริเวณร่องการเสียดสี ซึ่งเหล็ก AISI 4115 หลังการชุบแข็งผิวมีความสามารถรับแรงเฉือนบริเวณผิวสูงกว่าเหล็ก AISI 1015 หลังจากชุบแข็งผิว ส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงขึ้นตามไปด้วย (Yang et al., 2016) และเศษเหล็กที่มีความแข็งสูงของเหล็กกล้าผสมคาร์บอนที่อยู่ในร่องการเสียดสีทำให้เกิดการขูดขีดที่รุนแรงกว่าเหล็ก AISI 1015 จึงเป็นสาเหตุให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงขึ้นด้วยเช่นกัน (Liu & Yan, 2010) เศษเหล็กที่หลุดออกมาส่งผลให้เกิดการสึกหรอเพิ่มมากขึ้น จึงเป็นสาเหตุให้ปริมาณการสึกหรอของเหล็ก AISI 4115 มีการสึกหรอมากกว่าเหล็ก AISI 1015 (Mirjani, Shafyeyi, & Ashrafizadeh, 2009) ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่า เหล็กที่มีความแข็งผิวสูงจะทำให้เกิดปริมาณการสึกหรอเพิ่มขึ้นเมื่อนำไปเสียดสีกับวัสดุที่มีความแข็งมากกว่าความแข็งผิวดังรูปที่ 5.29



รูปที่ 5.29 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งผิวกับปริมาณการสึกหรอของเหล็ก AISI 1015 และเหล็ก AISI 4115

บทที่ 6

บทสรุปและข้อเสนอแนะ

6.1 สรุปผลการวิจัย

จากผลการดำเนินงานวิจัยการศึกษาการพัฒนาคุณสมบัติชั้นผิวแข็งโดยพัฒนาด้วยกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง และพัฒนาด้วยผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัญญาณวิทยาและโทรโบโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำที่ผ่านการชุบแข็งผิวด้วยแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

6.1.1 ผลกระทบของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

อิทธิพลของกระบวนการร่วมระหว่างแก๊สคาร์เบอร์ไรซิงกับแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง ส่งผลให้มีความหยาบผิวเฉลี่ยเพิ่มมากขึ้นเนื่องจากบริเวณผิวเกิดรูพรุนจากแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

ชั้นทดสอบหลังชุบแข็งผิวด้วยกระบวนการร่วมมีความแข็งผิวน้อยกว่าชั้นทดสอบหลังผ่านการชุบแข็งด้วยแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

6.1.2 ผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมที่มีต่อสัญญาณวิทยาและโทรโบโลยีของพื้นผิวเหล็กกล้าผสมต่ำ

การเตรียมผิวให้มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันไม่ส่งผลต่อความหนาชั้นผิวขาวและความเข้มของสารประกอบไนไตรด์

เหล็ก AISI 4115 มีชั้นผิวขาว (White layer) น้อยกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากธาตุโครเมียมในเนื้อเหล็ก

เหล็ก AISI 4115 มีความแข็งมากกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากธาตุโครเมียมในเนื้อเหล็ก เมื่อไนโตรเจนละลายเข้าไปในเนื้อเหล็กทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความแข็งมาก คือ C_xN_y

เหล็ก AISI 4115 มีสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมากกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากคุณสมบัติชั้นผิวขาว (White layer) เพราะชั้นผิวขาวของเหล็ก AISI 4115 มีความสามารถการยึดติด (Cohesive strength) ดีกว่า ส่งผลให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูงขึ้น

เหล็ก AISI 4115 มีการสึกหรอจากการเสียดสีมากกว่าเหล็ก AISI 1015 เนื่องจากเศษเหล็กที่หลุดออกจากบริเวณผิวมีความแข็งสูงจะส่งผลให้เกิดความเสียหายเพิ่มมากขึ้น

ชั้นทดสอบที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยสูงจะส่งผลให้ปริมาณการสึกหรอสูง

6.2 ข้อเสนอแนะ

จากการศึกษาผลกระทบของความหยาบผิวและธาตุผสมในเหล็กกล้าผสมต่ำนั้นพบว่า การเตรียมผิวที่แตกต่างกันไม่มีผลกระทบด้านความแข็ง แต่มีผลกระทบกับการสึกหรอ การสึกหรอของชิ้นทดสอบนั้นมีหลายปัจจัยที่ส่งผล ซึ่งหากนำชิ้นทดสอบไปเสียดสีกับวัสดุอื่น ๆ ที่มีความแข็งน้อยกว่าความแข็งผิวของชิ้นทดสอบอาจทำให้เห็นถึงผลกระทบของการเตรียมผิวที่มีความหยาบผิวเฉลี่ยแตกต่างกันได้



รายการอ้างอิง

- Aghajani, H., Torshizi, M., & Soltanieh, M. (2017). A new model for growth mechanism of nitride layers in plasma nitriding of AISI H11 hot work tool steel. **Vacuum**, 141, 97-102.
- Anjos, A. D., Scheuer, C. J., Brunatto, S. F., & Cardoso, R. P. (2015). Low-temperature plasma nitrocarburizing of the AISI 420 martensitic stainless steel: Microstructure and process kinetics. **Surface and Coatings Technology**, 275, 51-57.
- Dossett, J., & Totten, G. (2013). **Introduction to Surface Hardening of Steels**. In: DOI.
- Ebrahimi, M., Mahboubi, F., & Naimi-Jamal, M. R. (2015). Wear behavior of DLC film on plasma nitrocarburized AISI 4140 steel by pulsed DC PACVD: Effect of nitrocarburizing temperature. **Diamond and Related Materials**, 52, 32-37.
- Fathallah, B. B., Dakhli, C. E., & Terres, M. A. (2019). The effect of grinding parameters and nitriding depth on the grindability and surface integrity of AISI D2 tool steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 104(1-4), 1449-1459.
- He, Y., Apachitei, I., Zhou, J., Walstock, T., & Duszczek, J. (2006). Effect of prior plasma nitriding applied to a hot-work tool steel on the scratch-resistant properties of PACVD TiBN and TiCN coatings. **Surface and Coatings Technology**, 201(6), 2534-2539.
- International, A. (2017). **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus (G99-17)**. USA: ASM International.
- Karakan, M., Alsaran, A., & Çelik, A. (2004). Effect of process time on structural and tribological properties of ferritic plasma nitrocarburized AISI 4140 steel. **Materials & design**, 25(4), 349-353.
- Kusmanov, S. A., Smirnov, A. A., Silkin, S. A., & Belkin, P. N. (2016). Increasing wear and corrosion resistance of low-alloy steel by anode plasma electrolytic nitriding. **Surface and Coatings Technology**, 307, 1350-1356.
- Li, Y., He, Y., Xiu, J., Wang, W., Zhu, Y., & Hu, B. (2017). Wear and corrosion properties of AISI 420 martensitic stainless steel treated by active screen plasma nitriding. **Surface and Coatings Technology**, 329, 184-192.

- Liu, R., & Yan, M. (2010). Improvement of wear and corrosion resistances of 17-4PH stainless steel by plasma nitrocarburizing. **Materials & Design (1980-2015)**, 31(5), 2355-2359.
- Menezes, M. R., Godoy, C., Buono, V. T. L., Schwartzman, M. M. M., & Avelar-Batista Wilson, J. C. (2017). Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel. **Surface and Coatings Technology**, 309, 651-662.
- Miao, B., Chai, Y., Wei, K., & Hu, J. (2016). A novel duplex plasma treatment combining plasma nitrocarburizing and plasma nitriding. **Vacuum**, 133, 54-57.
- Mirjani, M., Shafyei, A., & Ashrafizadeh, F. (2009). Plasma and gaseous nitrocarburizing of C60W steel for tribological applications. **Vacuum**, 83(7), 1043-1048.
- Mittemeijer, E. (2013). **Fundamentals of nitriding and nitrocarburizing**. In ASM handbook (pp. 619-646): ASM International.
- Rocha, A. d., Strohaecker, T., & Hirsch, T. (2003). Effect of different surface states before plasma nitriding on properties and machining behavior of M2 high-speed steel. **Surface and Coatings Technology**, 165(2), 176-185.
- Singh, G. P., Alphonsa, J., Barhai, P. K., Rayjada, P. A., Raole, P. M., & Mukherjee, S. (2006). Effect of surface roughness on the properties of the layer formed on AISI 304 stainless steel after plasma nitriding. **Surface and Coatings Technology**, 200(20-21), 5807-5811.
- Holm, T., & Sproge, L. (2018). **Furnace atmospheres 3, Nitriding and Nitrocarburizing**. AGA Report GIM.
- Tsujikawa, M., Yamauchi, N., Ueda, N., Sone, T., & Hirose, Y. (2005). Behavior of carbon in low temperature plasma nitriding layer of austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, 193(1-3), 309-313.
- Wang, Y., Yan, M., Li, B., Guo, L., Zhang, C., Zhang, Y., . . . Li, R. (2015). Surface properties of low alloy steel treated by plasma nitrocarburizing prior to laser quenching process. **Optics & Laser Technology**, 67, 57-64.
- Woehrle, T., Leineweber, A., & Mittemeijer, E. (2012). Microstructural and phase evolution of compound layers growing on α -iron during gaseous nitrocarburizing. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 43(7), 2401-2413.

- Yan, M. F., Liu, R. L., & Wu, D. L. (2010). Improving the mechanical properties of 17-4PH stainless steel by low temperature plasma surface treatment. **Materials & Design**, 31(4), 2270-2273.
- Yang, W., Zhang, M., Zhao, Y., Shen, M., Lei, H., Xu, L., . . . Sun, C. (2016). Enhancement of mechanical property and corrosion resistance of 316 L stainless steels by low temperature arc plasma nitriding. **Surface and Coatings Technology**, 298, 64-72.
- Zeng, X., Yamaguchi, T., & Nishio, K. (2015). Surface nitrocarburizing of Ti-6Al-4V alloy by YAG laser irradiation. **Surface and Coatings Technology**, 262, 1-8.
- Zheng, C., Liu, Y., Wang, H., Zhu, H., Ji, R., Liu, Z., & Shen, Y. (2015). Research on the effect of gas nitriding treatment on the wear resistance of ball seat used in multistage fracturing. **Materials & Design**, 70, 45-52.
- แก้วคำไสย์, ส. (2011). รูปแบบการเสียหายของวัสดุ : การสึกหรอ (Wear) [ออนไลน์]. ได้จาก: <http://siamkaewkumsai.blogspot.com>
- ทองมั่ง, ส., & พรหมวิมุตติ, ร. (2012). การวิเคราะห์ส่วนประกอบทางเคมีและความหนาของชั้นโลหะ **Iron, Steel และ Aluminum alloy** โดยเครื่องโกลด์สซาร์จออกพิกคอลลิมิสชันสเปกโทรเมตรี [ออนไลน์]. ได้จาก: <http://www.thaiauto.or.th>
- มหาวิทยาลัยมหิดล, ส. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน [ออนไลน์]. ได้จาก: <http://www.il.mahidol.ac.th>
- รักไทยเจริญชีพ, ศ. (2015). ประโยชน์จากเอกซเรย์ดิฟแฟรคชัน (XRD) ในการทดสอบวัสดุดิบและผลิตภัณฑ์. กรมวิทยาศาสตร์บริการ.
- สถิรจินดา, ม. (1994). วิศวกรรมการอบชุบเหล็ก. กรุงเทพฯ: วิศวกรรมสถานแห่งประเทศไทย.
- สมาร์ทหฐ. ความหยาบผิวของสเตนเลสแผ่น [ออนไลน์]. ได้จาก: <http://www.siamstainless.com>



ภาคผนวก ก

ผลการทดสอบ

ตารางที่ ก.1 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว
ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์ริง

ความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ								
ชั้นทดสอบที่	ผิวเรียบ		ผิวเกรด 400		ผิวเกรด 100		ผิวกลิ้ง	
	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm
1	0.03	0.22	0.05	0.22	0.36	0.44	1.22	1.27
2	0.03	0.19	0.05	0.18	0.53	0.49	1.64	1.97
3	0.02	0.14	0.07	0.17	0.4	0.5	1.5	1.47
4	0.03	0.17	0.07	0.18	0.41	0.52	1.4	1.22
5	0.02	0.19	0.08	0.19	0.36	0.33	1.66	1.78
6	0.03	0.16	0.05	0.19	0.34	0.33	1.3	1.18
7	0.03	0.17	0.08	0.2	0.43	0.47	1.43	1.44
8	0.02	0.17	0.07	0.21	0.44	0.49	1.56	1.48
เฉลี่ย	0.03	0.18	0.06	0.19	0.41	0.45	1.46	1.48



ตารางที่ ก.2 ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าผสมต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิว
ด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์ไบด์ไร้ซีง

ความหยาบผิวเฉลี่ยของเหล็กกล้าผสมต่ำ								
ชั้น ทดสอบที่	ผิวเรียบ		ผิวเกรด 400		ผิวเกรด 100		ผิวกลิ้ง	
	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm	ก่อนการ ชุบแข็งผิว, μm	หลังการ ชุบแข็งผิว, μm
1	0.03	0.13	0.05	0.15	0.36	0.51	1.71	1.03
2	0.02	0.13	0.04	0.15	0.35	0.23	1.37	1.59
3	0.03	0.10	0.05	0.09	0.33	0.33	1.30	1.17
4	0.03	0.11	0.05	0.07	0.36	0.43	1.99	1.44
5	0.02	0.11	0.05	0.14	0.4	0.42	1.43	1.66
6	0.03	0.14	0.06	0.14	0.41	0.44	1.40	1.46
7	0.03	0.12	0.05	0.08	0.36	0.37	1.32	1.45
8	0.02	0.07	0.06	0.13	0.4	0.27	1.65	1.67
เฉลี่ย	0.03	0.11	0.05	0.12	0.37	0.37	1.52	1.43



ตารางที่ ก.3 ความแข็งผิวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธีแก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

ความแข็งผิวของเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ												
	ผิวเรียบ			ผิวเกรด 400			ผิวเกรด 100			ผิวกลิ้ง		
	หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)		
ชั้น ผิว	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
1	526	466	510	484	474	476	495	516	517	479	497	472
2	515	473	555	489	482	502	475	492	521	456	511	471
3	518	500	560	498	464	494	498	490	484	472	464	485
4	534	516	538	479	484	489	462	497	488	474	483	483
5	512	484	588	482	497	517	504	495	479	465	499	469
เฉลี่ย	521	488	550	486	480	496	487	498	498	469	491	476
เฉลี่ย	520			487			494			479		
S.D.	31.6			12.1			14.8			15.2		

ตารางที่ ก.4 ความแข็งผิวของเหล็กกล้าผสมต่ำก่อนการชุบแข็งผิวและหลังการชุบแข็งผิวด้วยวิธี
แก๊สไนโตรคาร์เบอร์ไรซิง

	ผิวเรียบ			ผิวเกรด 400			ผิวเกรด 100			ผิวกลิ้ง		
	หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)			หลังการชุบแข็งผิว (Hv)		
ชั้น ผิว	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
1	768	732	717	749	749	757	810	835	786	738	765	694
2	737	722	704	732	730	702	804	807	808	694	677	707
3	725	725	717	714	722	722	789	798	816	692	673	719
4	760	746	751	754	749	714	792	848	848	739	664	712
5	749	754	733	754	771	702	801	807	795	700	670	702
เฉลี่ย	748	736	724	741	744	719	799	819	811	713	690	707
เฉลี่ย	736			735			810			703		
S.D.	17.0			20.1			18.1			27.6		



ภาคผนวก ข

บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายชื่อบทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในระหว่างศึกษา

Naruenat Polyiam, Piyamon Poapongsakorn. (2017). Morphological analysis of low carbon steel treated by combined process between carburizing and nitrocarburizing. **The 11th South East Asian Technical University Consortium (SEATUC) Symposium**. 13-14 March 2017, Ho Chi Minh City, Vietnam. 6 Pages.

Naruenat Polyiam, Piyamon Poapongsakorn, Prasert Aengchuan, Nipon Taweejun. (2020). Effects of surface roughness and alloying element on surface morphology and tribology of low-alloy steel after gas-nitrocarburizing. **Songklanakarın Journal of Science and Technology (SJST)**, Research and Development Office (RDO), Prince of Songkla University, Thailand.



ประวัติผู้เขียน

นายณัฐนาท พลเยี่ยม เกิดเมื่อวันที่ 12 ตุลาคม พ.ศ. 2536 ที่อำเภอเมือง จังหวัดอุบลราชธานี ศึกษาชั้นประถมและชั้นมัธยมศึกษาตอนต้นที่โรงเรียนอัสสัมชัญนครราชสีมา ชั้นมัธยมศึกษาตอนปลายศึกษาที่โรงเรียนราชสีมาวิทยาลัย อำเภอเมือง จังหวัดนครราชสีมา และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมการผลิต) จากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อำเภอเมือง จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปี พ.ศ. 2558 ในระหว่างการศึกษาระดับปริญญาตรีได้สหกิจศึกษา ณ บริษัทเบนซ์มาร์คอิเล็กทรอนิกส์ (ประเทศไทย) จำกัด (มหาชน) ตำแหน่งผู้ช่วยวิศวกร เป็นเวลา 4 เดือน

ในปี พ.ศ. 2559 ได้เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมเครื่องกลและระบบกระบวนการ) สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี โดยได้รับทุนการศึกษา “ทุนวิจัยจากแหล่งทุนภายนอก” ขณะศึกษาต่อในระดับปริญญาโท ได้มีประสบการณ์โดยเป็นผู้สอนในรายวิชาดังนี้

- 1) ปฏิบัติการกระบวนการทางความร้อนและการขึ้นรูป
- 2) การเชื่อมโยงกระบวนการผลิต
- 3) ปฏิบัติการการวัดละเอียดและการควบคุม

ปี พ.ศ. 2561 เข้าทำงานเป็นพนักงานประจำที่บริษัท ไทรอัมพ์ มอเตอร์ไซเคิลส์ (ไทยแลนด์) จำกัด ตำแหน่งวิศวกร