

การเตรียมขนาดเกรนเพื่อศึกษาผลกระทบของสัดส่วน CSL ในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L
PREPARATION OF GRAIN SIZE TO STUDY THE PROPORTION OF CSL IN 316L
AUSTENITIC STAINLESS STEEL



ปริญญาโทชั้นนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

ปีการศึกษา 2556

การเตรียมขนาดเกรนเพื่อศึกษาผลกระทบต่อการเกิดสัดส่วน CSL ในเหล็กกล้าไร้
สนิม 316L

PREPARATION OF GRAIN SIZE TO STUDY THE PROPORTION OF CSL IN 316L
AUSTENITIC STAINLESS STEEL



สุขสันต์ กระจับหอม
สุรชัช ดอกเกียง
อภิษฐ์ ชูทิพย์

ปริญญานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต
สาขาวิศวกรรมเครื่องกล
คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

ปีการศึกษา 2556

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้ใช้เฉพาะกรณีฉุกเฉินหรือจำเป็นเท่านั้น ผู้ใช้ต้องปฏิบัติตามเงื่อนไขการนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องขออนุญาตเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

PREPARATION OF GRAIN SIZE TO STUDY THE PROPORTION OF CSL IN 316L
AUSTENITIC STAINLESS STEEL



Suksan Krajubhom
Surachat Doggiang
Apichat Chutip

A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF
BACHELOR OF ENGINEERING IN MECHANICAL ENGINEERING
FACULTY OF ENGINEERING
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษานั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้
2013

ปริญญาานิพนธ์ปีการศึกษา 2556

สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เรื่อง การเตรียมขนาดเกรนเพื่อศึกษาผลกระทบต่อการเกิดสัดส่วน CSL ในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L
Preparation of grain size to study the proportion of CSL in 316L austenitic
stainless steel

ผู้จัดทำ

1. นาย สุขสันต์ กระจับหอม รหัสประจำตัว 53011722
2. นาย สุรชัช ดอกเกียง รหัสประจำตัว 53011771
3. นาย อภิชาจ ชูทิพย์ รหัสประจำตัว 53011856

ปัญญา

อาจารย์ที่ปรึกษา

(ผศ.ดร.ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การเตรียมขนาดเกรนเพื่อศึกษาผลกระทบต่อการศึกษาผลกระทบท่อการเกิดสัสด่วน CSL ในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

นายสุขสันต์	กระจับหอม	รหัส 53011722
นายสุรชัช	ดอกเกียง	รหัส 53011771
นายอภิชาจ	ชูทิพย์	รหัส 53011856
ผศ.ดร.ปัญญา	จันทร์สุวรรณ	อาจารย์ที่ปรึกษา
ปีการศึกษา 2556		

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ศึกษาเกี่ยวกับการเตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างขอบเกรนชนิดพิเศษในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ซึ่งนำมาผ่านกรรมวิธีทางความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการให้ความร้อนเชิงกลโดยการดิ่งที่ 40% ของระยะยึดตามด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 700-1150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที หลังจากนั้นนำไปวัดค่าความแข็งแบบวิกเกอร์และวัดขนาดเกรนเพื่อหาความสัมพันธ์ของขนาดเกรนต่ออุณหภูมิที่ใช้ในการอบอ่อนและเลือกขนาดเกรนมาสามขนาดดังนี้ 40, 80 และ 120 ไมครอน นำชิ้นงานที่มีขนาดเกรนดังกล่าวไปเตรียมรอการตรวจสอบลักษณะการกระจายตัวของขอบเกรนและวัดค่าสัสด่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เพื่อดูการเกิดของขอบเกรนชนิดพิเศษว่ามีการเปลี่ยนแปลงอย่างไร จากนั้นนำชิ้นงานไปดิ่งเพิ่มอีกที่ระยะยึด 40% อีกครั้งแล้วนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที แล้วนำไปตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาค และเตรียมชิ้นงานรอการตรวจสอบดูการเพิ่มขึ้นขอบเกรนชนิดพิเศษเพื่อหาความสัมพันธ์ของขนาดเกรนต่อการเพิ่มจำนวนของขอบเกรนชนิดพิเศษ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Preparation of grain size to study the proportion of CSL in 316L austenitic stainless steel

Suksan Krajubhom 53011722

Surachat Doggiang 53011771

Apichach Chutip 53011856

Asso.Prof.Dr. Panya Kansuwan Advisor

Year 2013

Abstract

This study about Preparation of grain size to study the proportion of CSL in 316L austenitic stainless steel after heat solution treatment at 1200 °C for 1 hours and thermomechanical processing by 40% elongation and annealing temperature at 700-1150 °C for 10 minutes. Then Vicker's hardness test and grain size measured for analyzed the relationship between grain size and temperature for annealed, then using grain size as 40, 80 and 120 μm and prepare grain boundary characteristic with scanning electron microscopy (SEM) for analyzed the proportion of coincidence-site-lattice boundaries (CSLB) increased. Then tensile test for 40% elongation again and annealing temperature at 700-1100 °C for 10 minutes ,then analyzed the microstructure and prepare sample for examined the coincidence-site-lattice boundaries (CSL) for consider the relationship of grain size on increasing of coincidence-site-lattice boundaries (CSL).

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กิตติกรรมประกาศ

ปริญญานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลงได้ด้วยดีก็เพราะความเอาใจใส่ของ ผศ.ดร.ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ อาจารย์ที่ปรึกษา ที่ให้คำแนะนำช่วยเหลือในทุกๆเรื่อง ทั้งการแก้ไขปัญหาต่างๆในงานและการสอนในสิ่งที่ข้าพเจ้าไม่เข้าใจจนงานสามารถลุล่วงไปด้วยดี รวมไปถึงสอนการทำงานให้มีประสิทธิภาพ ซึ่งต้องขอขอบพระคุณเป็นอย่างมาก

ขอขอบคุณกองทุนคณะวิศวกรรมศาสตร์สาขาวิศวกรรมเครื่องกลของสถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่สนับสนุนให้ทุนในการวิจัยและเอื้อเพื่ออุปกรณ์ในการวิจัยโครงการนี้

ขอขอบคุณนางสาวนภัทร์ เกียรติกังวาลไกล รุ่นพี่ปริญญโทสาขาวิศวกรรมเครื่องกลที่ให้คำแนะนำช่วยเหลือในทุกๆเรื่อง ทั้งการแก้ไขปัญหาต่างๆในงาน รวมทั้งการสอนวิธีการดำเนินงานทั้งทางด้านทฤษฎีและด้านปฏิบัติจนทำให้ข้าพเจ้ามีความรู้ และสามารถนำมาประยุกต์ใช้กับโครงการได้เป็นอย่างดี

ขอขอบพระคุณบิดามารดาของข้าพเจ้าที่ให้โอกาสอย่างเต็มที่ในการศึกษาจนสำเร็จการศึกษาและเอาใจใส่ในทุกๆด้านเสมอมาต้องขอขอบพระคุณอย่างสูงสุด ณ ที่นี้

นายสุขสันต์ กระจับหอม
นายสุรชัย ดอกเกียง
นายอภิชาต ชูทิพย์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	II
กิตติกรรมประกาศ	III
สารบัญ	IV
สารบัญตาราง	VI
สารบัญรูป	VII
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญ	1
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	2
1.3 สมมติฐานของการศึกษา	2
1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย	3
1.5 ขั้นตอนการทำวิจัย	3
1.6 ทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้อง	4
บทที่ 2 ทฤษฎีพื้นฐานในการวิจัย	6
2.1 การเกิดโครงสร้างของเกรน	6
2.2 ประเภทของเกรน	7
2.3 รูปร่างของเกรน	7
2.4 Coincidence site lattice boundary (CSLB)	12
2.5 กระบวนการความร้อนเชิงกลต่อการปรับปรุงขอบเกรน	15
2.6 การดึง	16
2.6.1 ความเค้น	17
2.6.2 ความเครียด	18
2.6.3 ความต้านทานการเปลี่ยนรูป	20
2.6.4 ความเหนียว	23
2.6.5 Modulus of Elasticity	24
2.7 กระบวนการปรับปรุงวัสดุด้วยความร้อน	25
2.7.1 การอบอ่อน	26

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
2.8 กระบวนการคืนสภาพ	29
2.8.1 การคืนตัว	29
2.8.2 การเกิดผลึกใหม่	31
2.8.3 การโตของเกรน	35
บทที่ 3 เครื่องมือสำหรับการวิเคราะห์	38
3.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน	38
3.2 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	42
3.3 เทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์	45
3.4 วิธีการวิเคราะห์ด้วยสเตรียโอกราฟฟิกโปรเจกชัน	53
บทที่ 4	58
4.1 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการกระบวนการ ซิงเกิลสแตปรีคริสตัลโลค์เซชัน	58
4.2 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการการอิเตอร์เรทีฟรีคริสตัลโลค์เซชัน	59
4.3 ขั้นตอนการดำเนินงาน	60
บทที่ 5 ผลการทดลอง	70
5.1 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการซิงเกิลสแตป-รีคริสตัลโลค์เซชัน	70
5.2 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการอิเตอร์เรทีฟ-รีคริสตัลโลค์เซชัน	77
บทที่ 6 สรุปและวิจารณ์ผล	85
6.1 สรุปผลการทดลอง	85
6.2 วิจารณ์ผลการทดลอง	86
6.3 แนวทางการพัฒนา	87
ภาคผนวก	88
ภาคผนวก ก	88
ภาคผนวก ข	96
ภาคผนวก ค	98
บรรณานุกรม	101

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 1.1 แสดงตารางการดำเนินงานในการศึกษา	3
ตารางที่ 2.1 แสดงตัวอย่างค่า Σ ใน θ/UVW และระนาบต่างๆ	13
ตารางที่ 2.2 แสดงระบบสมมาตรของโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก	14
ตารางที่ 2.3 ตัวอย่างค่าคงที่ E และ G ของวัสดุชนิดต่างๆ	25
ตารางที่ 2.4 แสดงอุณหภูมิของการเกิดผลึกใหม่ ของโลหะชนิดต่างๆ	32
ตารางที่ 4.1 Suggested Comparison for Materials	67
ตารางที่ 4.2 Grain size equations relating measured parameters to the microscopically determined ASTM grain size	68
ตารางที่ 5.1 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร	73
ตารางที่ 5.2 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร	82
ตารางที่ 6.1 กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน วิธีซิงเกิลสแตปรีคริสตัลโลคส์เซชัน	85
ตารางที่ 6.2 กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน วิธีอีเตอร์เรทีฟรีคริสตัลโลคส์เซชัน	85
ตารางที่ 6.3 การเปรียบเทียบค่า $D-D_0$ จากการทดลอง , คำนวณผลการทดลองและจากทฤษฎี	86
ตารางที่ ก-1 Grain Size Relationships Computed For Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains	95
ตารางที่ ข-1 Dimension, mm for test specimens with Gage Length Five time the diameter (E8M)	97

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป

	หน้า
รูปที่ 2.1 แสดงการเกิดนิวเคลียสจนกระทั่งเกิดเป็นเกรน	6
รูปที่ 2.2 ขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน	7
รูปที่ 2.3 แสดงคุณลักษณะตามวิธีอินเตอร์เฟสเพลน	9
รูปที่ 2.4 คุณลักษณะตามวิธีมิสโอเรียนเทชั่นกับมุมและแกนในเทอมของระบบพิกัดเชิงขั้ว	9
รูปที่ 2.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง x_0-y_0 กับ x_n-y_n ด้วยเมตริกซ์การหมุน	10
รูปที่ 2.6 แสดงวิธีการหมุนหาเมตริกซ์มิสโอเรียนเทชั่น	11
รูปที่ 2.7 แสดงการจัดเรียงของขอบเกรนตามแบบจำลองของ $\Sigma 11$	13
รูปที่ 2.8 แสดงส่วนประกอบของเครื่องดึง	17
รูปที่ 2.9 แสดงลักษณะของแรงกระทำชนิดต่าง ๆ	18
รูปที่ 2.10 ความเครียดเชิงเส้น	19
รูปที่ 2.11 ความเครียดเฉือน	20
รูปที่ 2.12 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด แบบมีจุดคราก	20
รูปที่ 2.13 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก	21
รูปที่ 2.14 เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก	22
รูปที่ 2.15 แสดงกราฟความสัมพันธ์ของการขึ้นรูปเย็นและการคืนสภาพ	25
รูปที่ 2.16 แสดงอุณหภูมิที่ใช้ในการอบอ่อนแบบต่างๆ	26
รูปที่ 2.17 แสดงการเคลื่อนที่ของเส้นดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เข้ากันในกระบวนการ Annihilation of dislocation	29
รูปที่ 2.18 แสดงแสดงการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบระหว่างกระบวนการโพลีโกไนเซชั่น	29
รูปที่ 2.19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ของร้อยละของพลังงานภายในกับอัตราการคืนตัว	30
รูปที่ 2.20 แสดงความสัมพันธ์ของความเค้นตกค้างกับเวลาการคืนตัวและอุณหภูมิ	30
รูปที่ 2.21 แสดงความสัมพันธ์ของเวลาและอุณหภูมิที่มีผลกับการคืนสภาพ	32
รูปที่ 2.22 แสดงการเกิดการคืนสภาพในช่วงการเกิดผลึกใหม่	33
รูปที่ 2.23 แสดงการเกิดเกรนย่อยใหม่ที่บริเวณขอบเกรน	34
รูปที่ 2.24 แสดงความสัมพันธ์ของเวลาในการอบอ่อนและอุณหภูมิที่มีผลต่อขนาดเกรน	36
รูปที่ 2.25 แสดงเปอร์เซ็นต์การสูญเสียรูปร่างที่มีผลต่อขนาดเกรน	36
รูปที่ 3.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด	39
รูปที่ 3.2 แผนภาพแสดงให้เห็นส่วนประกอบที่สำคัญของ SEM ที่เป็นจุดกำเนิดของภาพ	39

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 3.3 แสดงส่วนประกอบต่างๆของกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	42
รูปที่ 3.4 แสดงวิวัฒนาการพัฒนาระบบของ EBSD	46
รูปที่ 3.5 แสดงการเกิดการเลี้ยวเบนในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนกับแสดงแผนภาพรูปแบบคิคูชิของ นิกเกิลด้วยค่าความต่างศักย์ที่ 20kV	48
รูปที่ 3.6 แสดงแผนภาพความสัมพันธ์ระหว่าง sample frame, crystal frame กับรูปแบบของคิคูชิ ซึ่งจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL f_L	50
รูปที่ 3.7 แสดงเทคนิคการแปลงฮัฟ	52
รูปที่ 3.8 แสดงการหาตำแหน่งของเส้นแถบคิคูชิด้วยเทคนิคการแปลงฮัฟ	52
รูปที่ 3.9 แสดงการฉายภาพแบบสเตอริโอกราฟฟิก	53
รูปที่ 3.10 ชนิดตาข่ายของสเตอริโอเน็ต	54
รูปที่ 3.11 แสดงเทคนิคของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันแบบแผนภาพโพลซึ่งมีทิศทางของผลึก	55
รูปที่ 3.12 แสดงเทคนิคของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันแบบแผนภาพโพลย้อนกลับ	56
รูปที่ 4.1 แสดงกระบวนการของ Single-step recrystallization	58
รูปที่ 4.2 แสดงกระบวนการของ Iterative recrystallization	59
รูปที่ 4.3 แสดงชิ้นงาน (As-Received)	60
รูปที่ 4.4 แสดงลักษณะของเตาอบ	60
รูปที่ 4.5 ชิ้นงานในขณะจุ่มน้ำ	60
รูปที่ 4.6 ชิ้นงานหลังกระบวนการสลายคาร์ไบด์	61
รูปที่ 4.7 รูปASTM E8M	61
รูปที่ 4.8 รูปเครื่อง Universal Testing Machine	61
รูปที่ 4.9 แสดงเครื่องตัดผิวเรียบ	62
รูปที่ 4.10 ลักษณะในการที่ใช้ในการอบอ่อน	62
รูปที่ 4.11 แสดงลักษณะของเรซินเหลว	63
รูปที่ 4.12 แสดงลักษณะของตัวทำแข็งเรซิน	63
รูปที่ 4.13 แสดงลักษณะของแม่พิมพ์ที่ได้วางชิ้นงานและเทเรซินเหลวลงไปภายใน	63
รูปที่ 4.14 แสดงเครื่องฟองดูดอากาศ	64
รูปที่ 4.15 แสดงลักษณะของกระดาษทรายซิลิกาคาร์ไบด์	64
รูปที่ 4.16 แสดงการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย	64

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 4.17 แสดงลักษณะของผงขัดเพชรขนาดต่างๆ	65
รูปที่ 4.18 แสดงลักษณะของผ้าขัด	65
รูปที่ 4.19 แสดงลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขัดด้วยผงขัดเพชร	65
รูปที่ 4.20 อุปกรณ์การกัดกรดไฟฟ้าและกรดอ็อกซาลิก.	66
รูปที่ 4.21 แสดงการตรวจโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	66
รูปที่ 4.22 แสดงลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	67
รูปที่ 4.23 รูปแบบของ Test line สำหรับการวัดแบบ Intercept procedure	68
รูปที่ 4.24 แสดงลักษณะของเครื่องทดสอบความแข็ง	69
รูปที่ 4.25 แสดงลักษณะของรอยเจาะจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์	69
รูปที่ 5.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	70
รูปที่ 5.2 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	70
รูปที่ 5.3 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	71
รูปที่ 5.4 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	71
รูปที่ 5.5 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	71
รูปที่ 5.6 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%และอบอ่อน	72
รูปที่ 5.7 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 700-1150 องศาเซลเซียส	72
รูปที่ 5.8 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1000 องศาเซลเซียส	73
รูปที่ 5.9 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1125 องศาเซลเซียส	74
รูปที่ 5.10 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1155 องศาเซลเซียส	74
รูปที่ 5.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนเพื่อคำนวณหาขนาดเกรนที่ 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียสตามลำดับ	75
รูปที่ 5.12 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส ตามลำดับ	76

สารบัญรูป(ต่อ)

หน้า

รูปที่ 5.13	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	77
รูปที่ 5.14	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	77
รูปที่ 5.15	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	78
รูปที่ 5.16	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	78
รูปที่ 5.17	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	78
รูปที่ 5.18	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	79
รูปที่ 5.19	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	79
รูปที่ 5.20	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	79
รูปที่ 5.21	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40%	80
รูปที่ 5.22	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรน เริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส	80
รูปที่ 5.23	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่ ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส	81
รูปที่ 5.24	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1055 องศาเซลเซียส 10 นาที	82
รูปที่ 5.25	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส 10 นาที	83
รูปที่ 5.26	โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง ระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1010 องศาเซลเซียส 10 นาที	83

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 5.27 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทาง วิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้นแตกต่างกัน	84
รูปที่ ค-1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln(D-D_0)$ กับ $-1/T$	99



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญ

ในปัจจุบันเหล็กกล้าไร้สนิม 316L มีการใช้งานอย่างแพร่หลายและเพิ่มมากขึ้นในภาคอุตสาหกรรม เช่น การสร้างโรงไฟฟ้า การทำท่อส่ง หรือ อุปกรณ์เครื่องจักรในโรงงานต่างๆ รวมถึงการก่อสร้างตึก อาคาร สำนักงาน ฯลฯ เพราะมีคุณสมบัติในการต้านการสึกกร่อนและป้องกันการเกิดสนิมที่ดีกว่าเหล็กกล้าทั่วไป อีกทั้งยังมีความแข็งแรงสูง อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าไร้สนิมก็ยังสามารถเกิดความเสียหายขึ้นได้จากการกัดกร่อนเนื่องจากปัจจัยที่มีสิ่งแวดล้อมเป็นตัวเหนี่ยวนำ เช่นการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) การแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน (Stress Corrosion Cracking) การกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting Corrosion) เป็นต้น [1] อีกทั้งการนำเหล็กกล้าไร้สนิมไปใช้งานในสภาวะที่ไม่เหมาะสมหรือสภาวะแวดล้อมที่เปลี่ยนแปลงไปก็สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดการเสื่อมสภาพได้เพราะเหล็กกล้าไร้สนิมจะมีอายุการใช้งานได้ดีในสภาวะที่เหมาะสมสำหรับเกรดนั้นๆเท่านั้น [2] จึงต้องมีการเปลี่ยนหรือซ่อมบำรุงอยู่เสมอ ส่งผลให้เกิดค่าใช้จ่ายที่เพิ่มขึ้นอย่างมาก

แนวคิดในการออกแบบและพัฒนาเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมเพื่อเพิ่มอายุการใช้งาน จึงถูกคิดค้นขึ้นโดย T. Watanabe ในปี 1984 ถูกเรียกว่า วิศวกรรมขอบเกรน (Grain boundary engineering) [3] โดยการนำเทคนิคของ Electron back-scatter diffraction (EBSD) [4] มาใช้ในการวิเคราะห์หาลักษณะการกระจายตัวของขอบเกรน เพื่อเพิ่มลักษณะขอบเกรนพิเศษในวัสดุ โดยเฉพาะการเกิดขอบเกรนแบบแฝด (Twin Boundary) ซึ่งเป็นขอบเกรนที่น่าสนใจควรนำไปศึกษา ขอบเกรนเปรียบเสมือนกำแพงที่อุปสรรคแก่การเคลื่อน ด้วยเหตุนี้มันจึงให้ความแข็งแรงในวัสดุโลหะ ในทางกลับกันขอบเกรนยังเป็นแหล่งของความบกพร่องและจุดอ่อน จากความสัมพันธ์ของโครงสร้างที่เปิดเปรียบเทียบกับแลตทิซ โครงสร้างที่เปิดนี้เรียกว่า ปริมาณที่ว่างส่วนเกิน ทำให้เกิดความบกพร่องระหว่างเกรน นำไปสู่การลดลงประสิทธิภาพในด้านต่างๆ ได้แก่ การกัดกร่อน การแตกร้าว การเปราะและการแตกหัก สิ่งเกิดขึ้นได้บ่อยโดยการแยกที่ไม่พึงประสงค์หรือการตกตะกอนของอนุภาคที่ขอบเกรน 25 ปีที่แล้วได้พบหนทางที่จะทำให้พอลิคริสตัลมีความแข็งแรงและเหนียว

เอกสารนี้เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการแตกหักนั้นคือ เพิ่มสัดส่วนของโครงข่ายขอบเกรน(coincidence site lattice) ซึ่งถูกบอกเป็นลักษณะเป็นค่าเฉพาะซึ่งเป็นการยอมให้อะตอมแก่กันจากแลตทิซข้างเคียง

ความหนาแน่นของ โครงข่ายขอบเกรนถูกกำหนดให้เป็น Σ โดยกระบวนการความร้อนเชิงกลถูก

ออกแบบมาเป็นพิเศษเพื่อเพิ่มสัดส่วนเป็น โครงข่ายขอบเกรน ซึ่งเรียกระบวนการนี้ว่า การออกแบบขอบเกรนในไม่กี่ปีต่อมาแนวคิดของ การออกแบบขอบเกรนได้ถูกประยุกต์ใช้เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการกัดกร่อนของวัสดุ แบบเฟซเซ็นเตอร์คิวบิก ขั้นตอนการแก้ไขรูปทรงของขอบเกรนเป็นที่รู้จักมากขึ้นในชื่อ วิศวกรรมขอบเกรน ในช่วงต้นถึงกลางทศวรรษที่ 90 ได้มีการพิสูจน์หลักของ วิศวกรรมขอบเกรน อันเป็นที่น่าพอใจ โดยหลังจากนั้นไม่กี่ปีต่อมาหัวข้อนี้เป็นที่สนใจของนักวิจัยอย่างพอสมควรเพราะยากที่จะทำให้ วิศวกรรมขอบเกรน เสร็จเร็วและกลไกของ วิศวกรรมขอบเกรน ยังไม่เป็นที่เข้าใจอย่างสมบูรณ์ทำให้ความสนใจของวิศวกรรมขอบเกรน ได้กลับมาและถูกมาอ้างอิงงานวิจัยมากขึ้น ในการทำ วิศวกรรมขอบเกรน นั้นมีตัวแปรที่ส่งผลกระทบต่อการศึกษาขอบเกรนแบบพิเศษ เช่น ระยะเวลาการอบ อุณหภูมิที่ใช้ในการอบ และ%การดึงลดความหนาของวัสดุชิ้นงาน ตัวแปรเหล่านี้ยังเป็นที่รู้ไม่แพร่หลายไม่แน่นอนมากนัก ทั้งนี้ขึ้นขึ้นอยู่กับวัสดุที่นำมาศึกษา

ดังนั้นการวิจัยนี้จะมุ่งเน้นการศึกษาและทดลองหากระบวนการให้ความร้อนเชิงกลที่เหมาะสมสำหรับการเตรียมชิ้นงานเพื่อเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ หรือ Coincidence-Site-Lattice boundaries (CSLB) และหาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์ของวัสดุ โครงสร้างทางจุลภาครวมถึงขนาดเกรนที่เปลี่ยนไปว่ามีผลอย่างไรต่อสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ หรือ Coincidence -site-lattice boundaries (CSLB)

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.2.1 เพื่อหาช่วงอุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับขนาดเกรนที่ต้องการนำมาศึกษา
- 1.2.2 เพื่อศึกษาผลของโครงสร้างทางจุลภาคและค่าความแข็งของวัสดุที่ได้ในแต่ละช่วงอุณหภูมิ
- 1.2.3 เตรียมชิ้นงานให้มีขนาดเกรนที่ต้องการเพื่อนำไปตรวจสอบการเกิดสัดส่วน CSL ต่อไปในอนาคต

1.3 สมมติฐานของการศึกษา

กระบวนการความร้อนเชิงกลมีผลทำให้คุณสมบัติทางกลมีการเปลี่ยนแปลง นอกจากนี้กระบวนการความร้อนที่เหมาะสมก็จะมีผลต่อการเกิดขอบเกรนชนิดพิเศษ (Coincident Site Lattice, CSL) ซึ่งช่วยต้านทานการกัดกร่อนบริเวณขอบเกรน ดังนั้นการเตรียมชิ้นงานที่ผ่าน

กระบวนการความร้อนเชิงกลหลากหลายวิธีการทางวิศวกรรมขอบเกรน ก็จะได้ผลคุณสมบัติทางกล และค่าของขอบเกรนชนิดพิเศษที่หลากหลายมากขึ้น ทำให้สามารถนำไปเลือกใช้งานที่ต้องการตาม คุณสมบัติ

1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

1.4.1 สามารถทดลองหากระบวนการทางความร้อนเชิงกลที่เหมาะสมกับขนาดเกรนที่ต้องการศึกษา

1.4.2 วัดค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ที่เปลี่ยนแปลงไปของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

1.4.3 ศึกษาลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนเชิงกล

1.5 ขั้นตอนการทำวิจัย

ตารางที่ 1.1 แสดงตารางการดำเนินงานในการศึกษา

Case study/	October				November				December				January				February				In the future
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	
1. ทดสอบวิธีทาง ความร้อนเพื่อลดขนาดเกรน																					
2. ทำการทดลอง ตรวจสอบโครงสร้าง และความแข็งของ เหล็กกล้าไร้สนิม																					
3. ทำการหาค่าการ ทดลอง																					
4. วิเคราะห์ผลการ ทดลอง																					
5. เติมน้ำหนักและจัดทำ เติมน้ำหนักฐานใหม่																					
6. ตรวจสอบคุณภาพ เติมน้ำหนักของขอบเกรน ชนิดพิเศษ																					

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1.6 ทบทวนวรรณกรรมที่เกี่ยวข้อง

ในอดีตมีการเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กกล้าไร้สนิมนั้นมีวิธีการที่หลากหลายแตกต่างกันไป ซึ่งการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างของวัสดุก็เป็นวิธีหนึ่งที่มีความสำคัญ ในปัจจุบันมีแนวความคิดทางวิศวกรรมในการพัฒนาโครงสร้างของวัสดุ เรียกว่า วิศวกรรมขอบเกรน ซึ่งในการดำเนินวิศวกรรมขอบเกรน นั้นมีหลากหลายวิธี ซึ่งวิธีที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายวิธีหนึ่งคือ วิธีการให้ความร้อนเชิงกล คือ การนำเอาขบวนการให้ความเครียด (Strain hardening) ที่ทำให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น พร้อมกับการอบอ่อนเพื่อขจัดความเครียดที่ตกค้างในวัสดุและทำให้เกิดการโตของเกรน (Grain Growth) และ มุมของเกรนจะเกิดการหมุน ทำให้มีการจัดเรียงตัวของเกรนใหม่ จากทฤษฎีการหมุนของเกรนพบว่ามีมุมอยู่ 3 ลักษณะ คือ HAB (High angle boundary) , LAB (Low angle boundary) และ ขอบเกรนแบบพิเศษซึ่งมีพลังงานต่ำและเหมาะสมที่สุดคือ Coincidence Site Lattice Boundary (CSLB) ซึ่งแสดงค่าได้เป็นค่าส่วนกลับของความหนาแน่น Lattice ที่ซ้อนทับกัน โดยยังมีอัตราการซ้อนทับกันมาก ก็จะทำให้ขอบเกรนมีความแข็งแรงมากขึ้นและส่งผลกระทบต่อความต้านทานต่อการกัดกร่อนระหว่างขอบเกรนที่ดีขึ้น โดยมุมที่จะเกิด CSL นั้นเป็นมุมเฉพาะที่ได้จากการทดลองและการคำนวณ โดยสามารถทำการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคที่แพร่หลายในปัจจุบัน คือ Electron Backscatter Diffraction (EBSD) เพื่อช่วยต่อการศึกษา ในปัจจุบันพบว่าได้มีงานวิจัยหลากหลายฉบับที่ได้มีการศึกษาเพิ่มสัดส่วนของ CSLB ในวัสดุต่างๆ ไม่ว่าจะเป็น เหล็ก, นิกเกิล รวมถึงเหล็กกล้าไร้สนิมเช่นกัน

อ้างอิงจากบทความของ M. Shimada [1] ซึ่งทำการวิจัยเกี่ยวกับผลของตัวแปรต่างๆ ในการพัฒนาโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 โดยวิธีการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งก็คือการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งพบว่าการให้ความเครียดระดับต่ำ แล้วนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิระดับต่ำๆ ทำวัสดุมีความต้านทานต่อการเกิดการสึกกร่อนตามขอบเกรนที่ดีที่สุดซึ่งสืบเนื่องมาจากการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของขอบเกรนแบบพิเศษ (CSL) ที่มีปริมาณมากและเหมาะสม ขอบเกรนแบบพิเศษจะไปแทรกอยู่ระหว่างขอบเกรนแบบสุ่ม ทำให้ขอบเกรนแบบสุ่มไม่ต่อเนื่องกันและทำให้วัสดุมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีขึ้น ซึ่งพบว่าขอบเกรนแบบสุ่มนั้นจะมีพลังงานสูง ทำให้เกิดพันธะที่ไม่แข็งแรงและสามารถทำลายได้ง่ายกว่าขอบเกรนแบบพิเศษที่มีพลังงานต่อ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ทำประโยชน์ด้านการค้า
 อ้างอิงจากบทความของ M. Michiuchi [2] ในการพัฒนาโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิม 316
 ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้
 โดยให้ความร้อนเชิงกล พบว่า การให้ความเครียดระดับต่ำ 3% ที่อุณหภูมิ 1240 °K เป็นเวลา 72

ชั่วโมง จะเกิดสัดส่วนของขอบเกรนแบบพิเศษถึง 86% ซึ่งจากการทดสอบด้วยกรด พบว่าสัดส่วน CSL ที่เพิ่มขึ้นส่งผลทำให้เกิดการสึกกร่อนน้อยลง ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ M. Shimada

ดังนั้นการวิจัยครั้งนี้จะมุ่งเน้นในการออกแบบขบวนการความร้อนเชิงกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L โดยให้ความเครียดระดับต่ำ อบอ่อนที่อุณหภูมิต่างๆกัน เป็นระยะเวลาหนึ่ง เพื่อดูผลของการให้ความเครียดและอุณหภูมิในการอบว่าส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างทางจุลภาคอย่างไร อีกทั้งยังเปรียบเทียบค่าความแข็งของวัสดุ เมื่อผ่านขบวนการความร้อนเชิงกลในแต่ละขั้นตอน เพื่อเตรียมชิ้นงานที่เหมาะสมสำหรับการเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

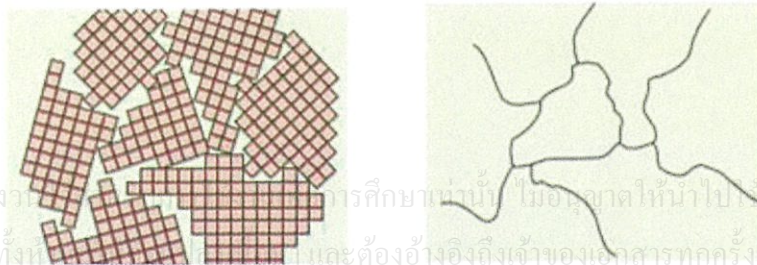
บทที่ 2

ทฤษฎีพื้นฐานในการวิจัย

ในบทนี้จะกล่าวถึงทฤษฎีต่างๆที่เกี่ยวข้องกับการดำเนินวิศวกรรมขอบเกรนอย่างละเอียด เพื่อให้เกิดความเข้าใจมากขึ้น

2.1 การเกิดโครงสร้างของเกรน

การเกิดโครงสร้างของเกรนในโลหะสามารถอธิบายได้จากกระบวนการแข่งตัวของโลหะที่อยู่ในสถานะหลอมเหลว เมื่ออุณหภูมิลดลงจะมีการถ่ายเทความร้อนเกิดขึ้นโดยอะตอมของโลหะจะมีการเคลื่อนตัวมาเกิดพันธะระหว่างกันและกันเกิดเป็นเอ็มบริโอ (Embryo) เอ็มบริโอที่มีขนาดเสถียรคือมีขนาดเท่ากับขนาดวิกฤติจะเกิดเป็นนิวเคลียส (Nucleus) ต่อไปเรียกช่วงนี้ว่า นิวคลีเอชัน (Nucleation) หลังจากนั้นนิวเคลียสที่เกิดขึ้นจะเริ่มโตขึ้นเป็นผลึก โดยภายในผลึกอะตอมจะมีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบและสม่ำเสมอแต่ทิศทางของแต่ละผลึกจะแตกต่างกันไป การแข่งตัวของโลหะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์แต่ละผลึกจะสัมผัสกันในทิศทางที่ต่างกัน โลหะที่ประกอบด้วยผลึกจำนวนมากนี้จะถูกเรียกว่าวัสดุหลายผลึก (polycrystalline material) ซึ่งแต่ละผลึกที่อยู่ในนั้นเรียกว่าเกรน (Grain) และที่รอยต่อของแต่ละเกรนจะไม่เรียงตัวต่อเนื่องกัน บริเวณนี้เรียกว่าขอบเกรน (Grain boundary) สำหรับการแข่งตัวของโลหะจะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์เมื่อเกรนโตขึ้นจนกระทั่งชนกันและไม่มีช่องเหลืออยู่ ขั้นตอนการเกิดโครงสร้างของเกรนแสดงในรูปที่ 2.1

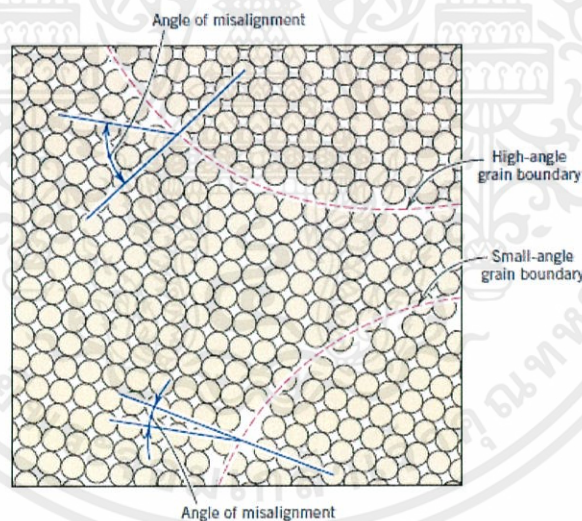


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ การศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.1 แสดงการเกิดนิวเคลียสจนกระทั่งเกิดเป็นเกรน [5]

2.2 ประเภทของขอบเกรน

เมื่อพิจารณาประเภทขอบเกรนตามแกนและมุมของการจัดเรียงตัวของผลึกแล้วสามารถแบ่งขอบเกรนได้เป็น 2 กลุ่มใหญ่ดังรูปที่ 2.2 คือ 1)บริเวณขอบเกรนที่ทิศทางการเรียงตัวของอะตอมในเกรนที่อยู่ติดกันทำมุมแตกต่างกันน้อยกว่า 15 องศา เรียกขอบเกรนกลุ่มนี้ว่า “ขอบเกรนมุมต่ำ (Low angle boundary ,LAB)” 2)บริเวณขอบเกรนที่ทิศทางการเรียงตัวของอะตอมในเกรนที่อยู่ติดกันทำมุมแตกต่างกันมากกว่า 15 องศา เรียกขอบเกรนกลุ่มนี้ว่า “ขอบเกรนมุมสูง (High angle boundary ,HAB)” แต่จะมีขอบเกรนบางชนิดที่มีการจัดเรียงตัวของผลึกที่ทำมุมกันเฉพาะแกนบางแกนนำไปสู่การซ้อนทับกันของตำแหน่งอะตอมเกิดเป็นซูเปอร์แลตทิซ(superlattice) เรียกขอบเกรนประเภทนี้ว่า “coincidence site lattice boundary (CSLB)” ซึ่งจัดอยู่ในกลุ่มของขอบเกรนมุมสูงสามารถแทนด้วยสัญลักษณ์ Σ ในปัจจุบันพบว่า ทิศทางของระนาบขอบเกรนกลายเป็นปัจจัยหลักที่มีผลต่อคุณสมบัติของขอบเกรน แทนที่มุมที่แตกต่างกันของเกรนข้างเคียง (Misorientation of neighboring grains) โดยที่ขอบเกรนชนิดพิเศษถูกกำหนดพลังงานอิสระ (Free Volume) ที่มีค่าต่ำกว่าพลังงานอิสระของขอบเกรนมุมสูง



รูปที่ 2.2 ขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน [5]

2.3 รูปร่างขอบเกรน (Grain boundary geometry)

ขอบเกรนเป็นบริเวณรอยต่อของผลึกสองผลึกที่มีทิศทางการเรียงตัวของอะตอมต่างกัน ขอบเกรนของผลึกสองผลึกโดยทั่วไปสามารถกำหนดลักษณะด้วย 8 ดีกรีอิสระ (degree of freedom) สำหรับการศึกษขอบเกรนในทางผลึกวิทยา (crystallography) สามารถอธิบายรูปร่างขอบเกรนด้วย

ดึกหรือสระเพียง 5 ตัวแปรเรียกตัวแปรกลุ่มนี้ว่า “Macroscopic degree of freedom” โดยที่ 3 ตัวแปรเกี่ยวข้องกับทิศทางของแกนการหมุนของเกรนใดเกรนหนึ่งเทียบกับแกนอ้างอิงของอีกเกรนหนึ่ง และอีก 2 ตัวแปรเป็นตัวกำหนดทิศทางของระนาบขอบเกรน [6] ส่วนตัวแปรที่เหลืออีก 3 ตัวแปรเกี่ยวข้องกับเวกเตอร์การเคลื่อนที่ของหน้าสัมผัสระหว่างเกรนเรียกตัวแปรกลุ่มนี้ว่า “Microscopic degree of freedom” สำหรับการนิยามของโครงสร้างขอบเกรนใน Macroscopic degree นั้นสามารถอธิบายได้ 2 วิธีได้แก่

2.8.1 วิธีอินเตอร์เฟซเพลน (Interface-plane scheme) มีตัวแปรที่เกี่ยวข้องคือ ตัวแปร $\vec{N}_1 : \vec{N}_2 : \varphi'$ โดยที่ตัวแปร \vec{N}_1 และ \vec{N}_2 คือเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรนของเกรน A (x_1, y_1, z_1) และเกรน B (x_2, y_2, z_2) ตามลำดับ สำหรับตัวแปร φ' คือ มุมบิด(องศา) ที่เวกเตอร์ \vec{N}_1 และ \vec{N}_2 ซ้อนทับกัน วิธีอินเตอร์เฟซเพลนแสดงรูปที่ 2.3

2.8.2 วิธีมิสโอเรียนเทชัน (Misorientation scheme) มีตัวแปรที่เกี่ยวข้องคือตัวแปร $\theta / UVW : \vec{N}_1$ โดยที่ตัวแปร θ คือ มุมการหมุน (องศา) รอบแกน UVW ส่วนตัวแปร UVW คือ แกนหมุน สำหรับตัวแปร \vec{N}_1 คือเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบของขอบเกรน โดยที่ตัวแปร \vec{N}_2 เกิดจากเวกเตอร์ \vec{N}_1 หมุนรอบแกน UVW ด้วยมุม θ (ตามกฎมือขวา) ดังที่แสดงรูป 2.4ก สำหรับความสัมพันธ์ระหว่างเกรน 1 และเกรน 2 มีความสัมพันธ์ตามสมการ

$$\vec{N}_2 = M_{21} \vec{N}_1 \quad (2.1)$$

เมื่อ M คือ เมทริกซ์มิสโอเรียนเทชัน (Misorientation matrix)

สำหรับแกนมุมของวิธีมิสโอเรียนเทชันสามารถเขียนในรูปความสัมพันธ์ของโคซายน์ทิศทาง (Direction cosines) กับดัชนีมิลเลอร์ดังสมการ (miller indice)

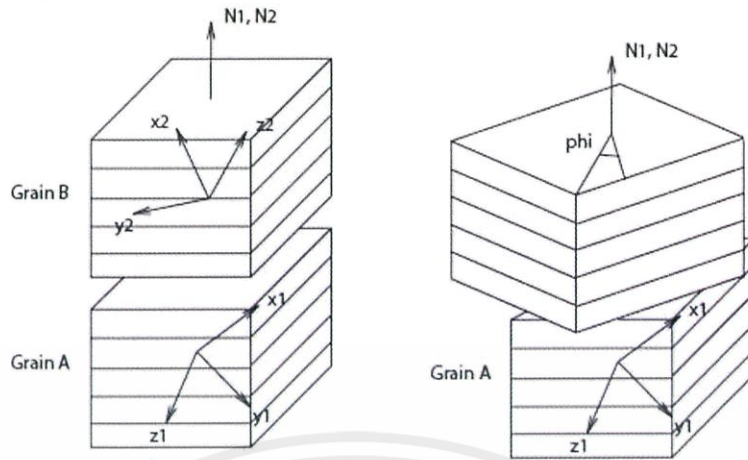
$$\begin{Bmatrix} U_d \\ V_d \\ W_d \end{Bmatrix} = \frac{1}{\sqrt{U^2 + V^2 + W^2}} \begin{Bmatrix} U \\ V \\ W \end{Bmatrix} \quad (2.2)$$

U_d, V_d, W_d คือ แกนมุมในเทอมของโคซายน์ทิศทาง, U, V, W คือ แกนมุมในเทอมของดัชนีมิลเลอร์ หรืออยู่ในรูปความสัมพันธ์ในเทอมของระบบพิกัดเชิงขั้วแสดงดังรูปที่ 2.4ข สามารถเขียนเป็นความสัมพันธ์ดังสมการ

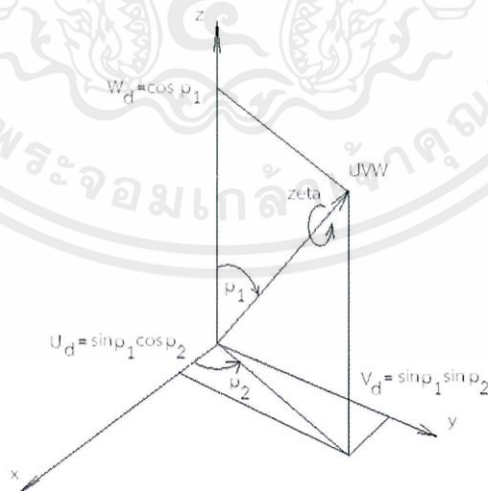
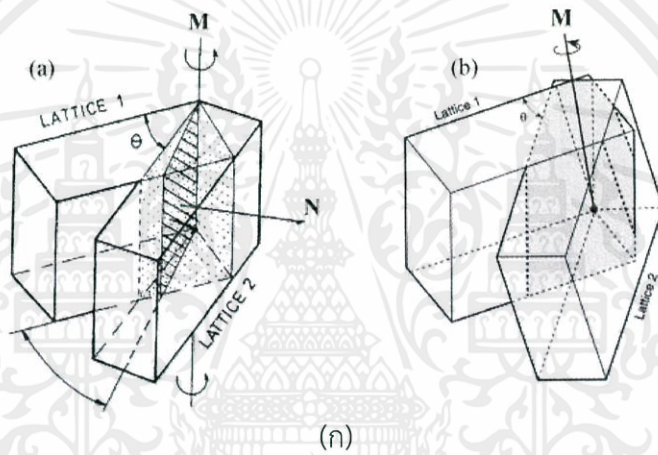
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาค้นคว้าเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหาและข้อมูลอ้างอิงของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$\begin{Bmatrix} U_d \\ V_d \\ W_d \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \sin p_1 \cos p_2 \\ \sin p_1 \sin p_2 \\ \cos p_1 \end{Bmatrix} \quad (2.3)$$

โดยที่ $U_d^2 + V_d^2 + W_d^2 = 1$ และ p_1, p_2 เป็นมุมระบบพิกัดเชิงขั้ว



รูปที่ 2.3 แสดงคุณลักษณะตามวิธีอินเตอร์เฟสเฟลน [6]



(ข)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.4 (ก) คุณลักษณะตามวิธีมิลโรว์รีเนียนเทชั่น (ข) มุมและแกนในเทอมของระบบพิกัดเชิงขั้ว [6]

นอกจากเมตริกซ์มิสโอเรียนเทชั่นแล้วยังมีเมตริกซ์สำคัญที่ช่วยในการวิเคราะห์ด้วยวิธีมิสโอเรียนเทชั่น เป็นเมตริกซ์ที่อธิบายเกี่ยวกับความสัมพันธ์ระบบพิกัด 2 พิกัดที่แตกต่างกันมีจุดกำเนิดหรือจุดหมุน เดียวกันสามารถอธิบายด้วยวิธีการหมุนซึ่งเกี่ยวข้องกับเมตริกซ์ที่เรียกว่า “เมตริกซ์การหมุน (Rotation matrix)” สำหรับเมตริกซ์การหมุนมีความสัมพันธ์ดังสมการ

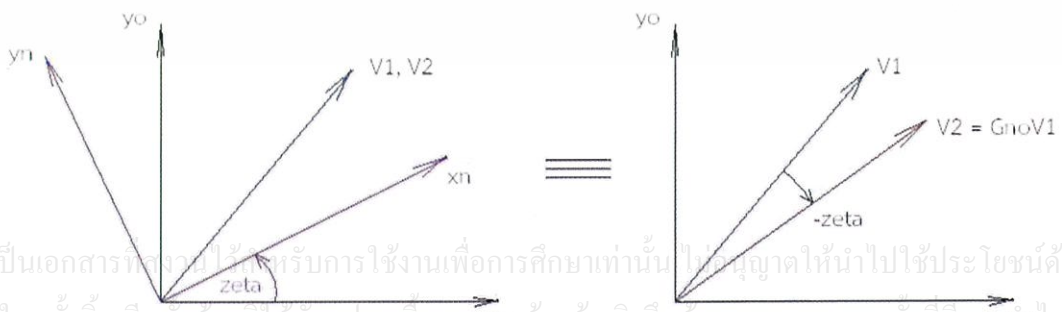
$$G_{old \rightarrow new} = G_{no} = [g_{ij}] = \begin{bmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

สามารถจัดรูปสมการที่ 2.4 ใหม่ให้อยู่ในรูปของฟังก์ชันโคไซน์ดังนี้

$$\begin{aligned} G_{old \rightarrow new} = G_{no} &= \begin{bmatrix} \hat{x}_n \cdot \hat{x}_o & \hat{x}_n \cdot \hat{y}_o & \hat{x}_n \cdot \hat{z}_o \\ \hat{y}_n \cdot \hat{x}_o & \hat{y}_n \cdot \hat{y}_o & \hat{y}_n \cdot \hat{z}_o \\ \hat{z}_n \cdot \hat{x}_o & \hat{z}_n \cdot \hat{y}_o & \hat{z}_n \cdot \hat{z}_o \end{bmatrix} \\ &= \begin{bmatrix} \cos(\hat{x}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{x}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{x}_n, \hat{z}_o) \\ \cos(\hat{y}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{y}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{y}_n, \hat{z}_o) \\ \cos(\hat{z}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{z}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{z}_n, \hat{z}_o) \end{bmatrix} \\ G_{old \rightarrow new} = G_{no} &= \begin{bmatrix} \hat{x}_{o,n} \\ \hat{y}_{o,n} \\ \hat{z}_{o,n} \end{bmatrix} = [\hat{x}_{o,n} \quad \hat{y}_{o,n} \quad \hat{z}_{o,n}] \end{aligned} \quad (2.5)$$

ตัวอย่างการคำนวณหาความสัมพันธ์ระหว่าง x_o-y_o กับ x_n-y_n ด้วยเมตริกซ์การหมุน

$$G_{old \rightarrow new} = G_{no} = \begin{bmatrix} \cos(\hat{x}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{x}_n, \hat{y}_o) \\ \cos(\hat{y}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{y}_n, \hat{y}_o) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\theta & \sin\theta \\ -\sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix}$$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับบริการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา ขอต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการขอไปใช้

รูปที่ 2.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง x_o-y_o กับ x_n-y_n ด้วยเมตริกซ์การหมุน

สำหรับความสัมพันธ์ระหว่างเมตริกซ์การหมุนกับเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่นที่มีความสัมพันธ์ตามสมการ

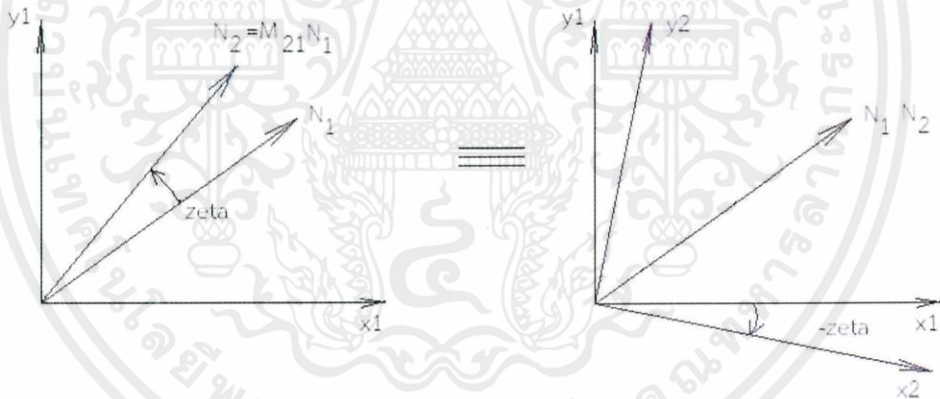
$$M = G^{-1} = G^{Transpose}$$

$$M_{21} = G_{g1 \rightarrow g2}^{-1}(\theta) = G_{g2g1}^{-1}(\theta) \quad (2.6)$$

$$M_{21} = G_{g1 \rightarrow g2}^{-1}(-\theta) = G_{g2g1}^{-1}(-\theta) = \begin{Bmatrix} \hat{x}_{g2/g1} \\ \hat{y}_{g2/g1} \\ \hat{z}_{g2/g1} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \hat{x}_{g1/g2} & \hat{y}_{g1/g2} & \hat{z}_{g1/g2} \end{bmatrix} \quad (2.7)$$

จากที่ตัวอย่างกล่าวมาข้างต้นจะสามารถหาความสัมพันธ์ระหว่างแกนที่ 1 และแกนที่ 2 แสดงในรูปโดยวิธีมิสโอเรียลเทชั่นตามสมการดังนี้

$$M_{21} = G_{g1 \rightarrow g2}^{-1}(\theta) = G_{g2g1}^{-1} = \begin{bmatrix} \cos(\hat{x}_{g2}, \hat{x}_{g1}) & \cos(\hat{x}_{g2}, \hat{y}_{g1}) \\ \cos(\hat{y}_{g2}, \hat{x}_{g1}) & \cos(\hat{y}_{g2}, \hat{y}_{g1}) \end{bmatrix}^{-1} = \begin{bmatrix} \cos\theta & \sin\theta \\ -\sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix}^{-1} = \begin{bmatrix} \cos\theta & -\sin\theta \\ \sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix} \quad (2.8)$$



รูปที่ 2.6 แสดงวิธีการหมุนหาเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น

สำหรับเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น ในรูปเมตริก 3x3 มีความสัมพันธ์ดังสมการ

$$M_{21} = \begin{bmatrix} u^2(1-\cos\theta) + \cos\theta & uv(1-\cos\theta) - w\sin\theta & uw(1-\cos\theta) + v\sin\theta \\ uv(1-\cos\theta) + w\sin\theta & v^2(1-\cos\theta) + \cos\theta & vw(1-\cos\theta) - u\sin\theta \\ uw(1-\cos\theta) - v\sin\theta & vw(1-\cos\theta) + u\sin\theta & w^2(1-\cos\theta) + \cos\theta \end{bmatrix} \quad (2.9)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาค้นคว้า ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดก็ตาม ถ้า \vec{N}_1 หมุนรอบแกน UVW ด้วย $\theta = 34.7^\circ$ และ $\vec{N}_1 = \{.924, .267, .259\}$ รังสีที่มีการนำไปใช้

$\vec{N}_2 = \{.767, .628, .131\}$ จะสามารถหาความสัมพันธ์ระหว่างแกน 1 และแกน 2 ดังนี้

$$\vec{N}_2 = M_{21} \vec{N}_1 \rightarrow \begin{Bmatrix} .957 \\ .277 \\ .020 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} .927 & .011 & .375 \\ .160 & .892 & -.422 \\ -.340 & .451 & .825 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} .924 \\ .267 \\ .259 \end{Bmatrix}$$

2.4 Coincidence site lattice boundary (CSLB)

สำหรับแบบจำลอง CSL อย่างง่ายและเป็นที่ยอมรับกันเป็นแบบจำลองที่เกี่ยวข้องกับการอธิบายความสัมพันธ์ระหว่างการจำแนกมุมของเกรน ประกอบด้วยตัวแปรทั้งหมด 3 ตัวแปร คือ θ/UVW และ Σ คือ สัดส่วนของปริมาตรใน 1 หน่วยเซลล์ของ CSL หรือเป็นส่วนกลับตำแหน่งที่ซ้อนกัน เช่น Σ_{11} แสดงถึงอะตอมของผลึก 2 ผลึกที่อยู่ติดกันมีอะตอมอยู่ในตำแหน่งเดียวกัน 1 อะตอมสำหรับทุก 11 อะตอมดังที่แสดงในรูป 2.7 สำหรับการวิเคราะห์ทางคณิตศาสตร์ของ CSL สามารถหาความสัมพันธ์จากสมการดังนี้ [6]

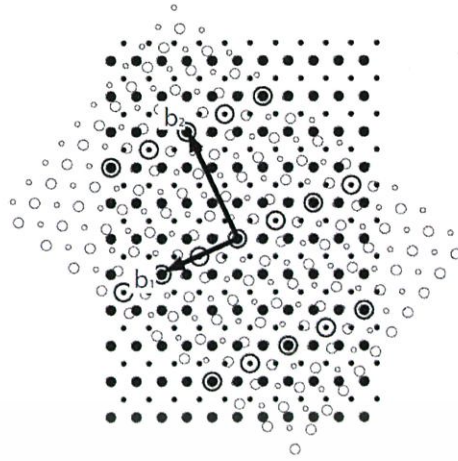
$$\Sigma = x^2 + Ny^2 \quad (2.10)$$

เมื่อ $N = U^2 + V^2 + W^2$ และ x, y เป็นจำนวนเต็มและมีค่ามากกว่า 0 สำหรับสมการความสัมพันธ์มุมระหว่างเกรนที่ทำมุมกันแสดงดังสมการ

$$\tan\left(\frac{\theta}{2}\right) = N^{1/2} \frac{x}{y} \rightarrow \theta = 2 \arctan\left(N^{1/2} \frac{x}{y}\right) \quad (2.11)$$

โดยเมื่อค่า Σ ที่คำนวณออกมาเป็นเลขจำนวนคู่ให้หารด้วย 2 จนกว่าจะได้เป็นเลขคี่ สำหรับค่าจากตารางที่ 2.1 แสดงค่ามุมพิเศษของขอบเกรนแบบ CSL ต่างๆ โดยแสดงถึงขอบเกรนแบบ Σ_{3-49} จากตาราง เราจะสังเกตเห็นได้ว่าขอบเกรนแบบ CSL บางชนิดไม่ได้มีมุมระหว่างเกรนที่ทำมุมกันเพียงมุมเดียวหรือระนาบเดียวเช่น ขอบเกรน Σ_{27a} จะเกิดที่ 31.58/110 และขอบเกรน Σ_{27b} จะเกิดที่ 35.42/210 ทั้งนี้เนื่องจากคุณสมบัติความสมมาตรของผลึก เช่น ความสมมาตรของผลึกระบบคิวบิก ซึ่งมีทั้งหมด 24 สมมาตร ดังแสดงในตารางที่ 2.2 จึงทำให้ค่ามุมที่ได้ออกมาอาจมีหลายค่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.7 แสดงการจัดเรียงของขอบเกรนตามแบบจำลองของ $\Sigma 11$

ตารางที่ 2.1 แสดงตัวอย่างค่า Σ ใน θ/UVW และระนาบต่างๆ [6]

Σ	θ/UVW	ระนาบ	Σ	θ/UVW	ระนาบ
3	60/111	111, 211	33b	33.55/311	741
5	36.87/100	210, 310	33c	58.98/110	522, 554
7	38.21/111	321	35a	34.04/211	531
9	38.94/110	221, 411	35b	43.23/331	653
11	50.48/110	311, 322	37a	18.92/100	610, 750
13a	22.62/100	320, 510	37b	43.13/310	831
13b	27.80/111	431	37c	50.57/111	743
15	48.19/210	521	39a	32.21/111	752
17a	28.07/100	410, 530	39b	50.13/321	-
17b	61.93/221	322, 433	41a	12.68/100	540, 910
19a	26.53/110	331, 611	41b	40.88/210	621
19b	46.83/111	532	41c	55.88/110	443, 833
21a	21.79/111	541	43a	15.18/111	761
21b	44.40/211	421	43b	27.91/210	921
23	40.45/311	631	43c	60.77/332	533, 655
25a	16.25/100	430, 710	45a	28.62/311	851
25b	51.68/331	543	45b	36.87/221	542
27a	31.58/110	511, 522	45c	53.13/221	754
27b	35.42/210	721	47a	37.07/331	763
29a	43.61/100	520, 730	47b	43.66/320	932

29b	46.39/221	432	49a	43.58/111	853
31a	17.90/111	651	49b	43.58/511	941
31b	52.19/211	732	49c	49.22/322	632
33a	20.05/110	441, 811			

ตารางที่ 2.2 แสดงระบบสมมาตรของโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก

1	0	0	$\bar{1}$	0	0	0	0	$\bar{1}$	$\bar{1}$	0	0	0	0	1	1	0	0
0	1	0	0	$\bar{1}$	0	0	1	0	0	1	0	0	1	0	0	0	$\bar{1}$
0	0	1	0	0	$\bar{1}$	1	0	0	0	0	$\bar{1}$	$\bar{1}$	0	0	0	1	0
1	0	0	1	0	0	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	0	0	1	0	0	0	1
0	$\bar{1}$	0	0	0	1	1	0	0	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	0	1	0	0
0	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	0	0	1	0	0	1	0	0	1	0	1	0
0	1	0	0	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	0	1	0	0	0	$\bar{1}$	0	0	1
0	0	1	$\bar{1}$	0	0	0	0	1	0	0	$\bar{1}$	1	0	0	$\bar{1}$	0	0
1	0	0	0	1	0	$\bar{1}$	0	0	$\bar{1}$	0	0	0	1	0	0	$\bar{1}$	0
0	$\bar{1}$	0	0	1	0	$\bar{1}$	0	0	0	0	1	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	0
0	0	$\bar{1}$	1	0	0	0	0	1	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0	1	0	0	$\bar{1}$
1	0	0	0	0	$\bar{1}$	0	1	0	1	0	0	0	0	$\bar{1}$	0	$\bar{1}$	0

นอกจากนี้เราสามารถหาได้ว่า ที่ Σ ค่าหนึ่งมีค่าความสัมพันธ์ตาม θ/UVW จากสมการ

$$M = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \quad (2.12)$$

เราสามารถเขียนได้ใหม่เป็น

$$M = \frac{1}{\Sigma} \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{13} \\ A_{21} & A_{22} & A_{23} \\ A_{31} & A_{32} & A_{33} \end{bmatrix} \quad (2.13)$$

สำหรับค่า θ/UVW ที่มีค่า Σ ค่าเหมือนกันเรียกว่า “ดิสออเรียนเตชัน

(Disorientation)* (θ_D/UVW) สามารถหาได้จากความสัมพันธ์ดังนี้

$$\theta \text{ and } U, V, W = 2\cos^{-1}(A/\Sigma^{1/2}) \text{ สำหรับ } B, C, D \quad (2.14)$$

$$\theta \text{ and } U, V, W = 2\cos^{-1}((A+B)/2\Sigma^{1/2}) \text{ สำหรับ } (A-B), (C+D), (C-D) \quad (2.15)$$

$$\theta \text{ and } U, V, W = 2\cos^{-1}((A+B+C-D)/2\Sigma^{1/2}) \text{ สำหรับ } (A+B-C-D), (A-B+C-D), (A-B-C+D) \quad (2.16)$$

$$\text{และ } A^2 + B^2 + C^2 + D^2 = \Sigma$$

ในความเป็นจริงมุมของการจัดเรียงตัวของ CSL ไม่ได้มีค่าเฉพาะจากการคำนวณ แต่สามารถเบี่ยงเบนได้จากค่าการคำนวณตามกฎของ แบรินดอน (Brandon criterion) ซึ่งมุมการจัดเรียงตัวของ CSL สามารถเบี่ยงได้ตามสมการ [7]

$$\Delta\theta = 15^\circ \times \Sigma^{-1/2} \quad (2.17)$$

เมื่อ $\Delta\theta$ คือ มุมที่สามารถเบี่ยงเบนได้จากมุมการจัดเรียงตัวของ CSL

2.5 กระบวนการความร้อนเชิงกลต่อการปรับปรุงขอบเกรน (Thermomechanical Process)

คือ วิธีการปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุโดยกระบวนการความร้อนเชิงกลให้ทนกับสภาวะต่างๆ นั้น มีหลักการคือ ปรับปรุงและควบคุมโครงสร้างทางขอบเกรน โดยหวังเพิ่มจำนวนสัดส่วนของขอบเกรน ชนิดพิเศษแบบโครงข่ายขอบเกรน (CSL) นั่นคือการเกิดทวินจากการคืนสภาพของโลหะ (Annealing twin) สามารถทำให้เพิ่มขึ้นได้โดยกระบวนการของการรวมตัวของความเค้นและอบอ่อน และแบ่งประเภทได้ 4 ประเภท คือ

วันสเต็ปรีคริสตัลไลซ์เซชัน (one-step recrystallization) คือ กระบวนการที่อบอ่อนสั้นๆ ที่อุณหภูมิสูงภายหลังการเปลี่ยนแปลงในระดับปานกลางที่ยังสามารถผลิตความหนาแน่น เป็นผลทำให้ปริมาณของขอบทวินเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเกิดทวินจากการอบคืนตัวและเกรนยังมีขนาดเล็ก

อิตอเรทีฟรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Iterative recrystallization) คือ กระบวนการอบที่เกิดการตกผลึกใหม่ซ้ำมากกว่า 1 ครั้งขึ้นไป ซึ่งทำให้ชิ้นงานที่ได้มีขนาดเกรนเล็ก

วันสเต็ปสเตรนแอนเนียลลิ่ง (One-step strain annealing) คือ กระบวนการอบที่หลังจากผ่านการให้ความเครียดเล็กน้อยเพื่อป้องกันการตกผลึกใหม่ที่อุณหภูมิต่ำ แต่ยังมีพลังงานมากพอที่จะเกิดการเรียงตัวใหม่ของอะตอมบริเวณขอบเกรน โดยเกรนที่ได้จะมีขนาดใหญ่

อิตอเรทีฟสเตรนแอนเนียลลิ่ง (Iterative strain annealing) คือ การเปลี่ยนแปลงในระดับต่ำจะถูกประยุกต์ใช้ การเพิ่มขึ้นของ $\Sigma 3$ ถึง 6% พบว่าเกิดขึ้นในระหว่างภายหลังการทำการอบอ่อน โดยปราศจากการตกผลึกใหม่

ซึ่งในการดำเนินขบวนการความร้อนเชิงกลนั้นสามารถแบ่งออกเป็น 2 ส่วน คือ การดิ่งและการอบอ่อน

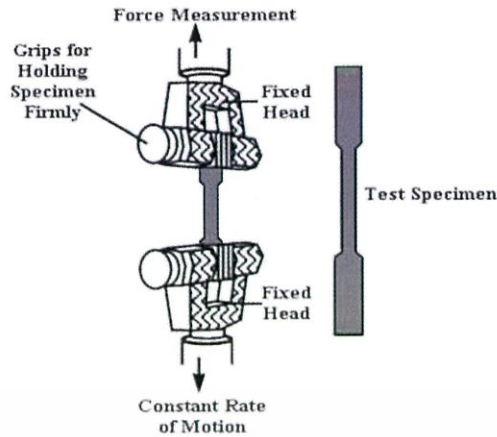
2.6 การดิ่ง (Tensile test)

การดิ่งเป็นกระบวนการขึ้นรูปในสภาพของแข็ง (Forming) ชนิดหนึ่ง หลักการของกระบวนการขึ้นรูปคือการทำให้วัสดุเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Plastic deformation) ด้วยแรงกระทำจากภายนอกที่มากกว่าแรงต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ (Deformation resistance) โดยทั่วไปแรงต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุจะมีความมากที่อุณหภูมิห้องและมีค่าน้อยลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ทำให้กระบวนการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงจะใช้แรงภายนอกมากระทำน้อยกว่าการขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง นอกจากนี้ยังพบว่า การขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงจะทำให้เกิดปรากฏการณ์ที่เรียกว่าเกิดผลึกใหม่ ในขณะที่การขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้องจะเกิดสูงจะทำให้เกิดปรากฏการณ์ที่เรียกว่า Work hardening จากผลของอุณหภูมิที่ใช้ในการขึ้นรูปต่อวัสดุทำให้สามารถแบ่งกระบวนการขึ้นรูปออกเป็น 2 ประเภทคือ กระบวนการขึ้นรูปร้อน (Hot forming) และกระบวนการขึ้นรูปเย็น (Cold forming) โดยจุดแบ่งระหว่างกระบวนการขึ้นรูปร้อนและกระบวนการขึ้นรูปเย็นคือ อุณหภูมิที่เกิดผลึกใหม่ (Recrystallization temperature) สำหรับเหล็กกล้า การขึ้นรูปเย็นจะอยู่ในช่วงอุณหภูมิห้องถึง 800°C และการขึ้นรูปร้อนจะอยู่ในช่วง 800 - 1150°C สำหรับอุตสาหกรรม การแบ่งระหว่างการขึ้นรูปร้อนและการขึ้นรูปเย็นจะใช้เกณฑ์ว่า ในกระบวนการขึ้นรูปมีการให้พลังงานความร้อนเข้าไปเกี่ยวข้องหรือไม่

กระบวนการดิ่งเป็นกระบวนการขึ้นรูปแบบต่อเนื่องโดยจะใช้แรงดิ่ง ทำให้เหล็กแปรรูปแบบต่อเนื่อง การแปรรูปด้วยการดิ่งมักจะเป็นการลดความหนาของผลิตภัณฑ์ หลักการพื้นฐานของการดิ่งคือการนำผลิตภัณฑ์ที่ต้องการทดสอบ มายึดไว้กับที่จับยึดบนและล่างให้แน่น จากนั้นลูกสูบไฮดรอลิกส์จะเคลื่อนที่ขึ้นด้านบนอย่างช้าๆ ในขณะที่ที่จับยึดด้านล่างคงที่ทำให้ผลิตภัณฑ์ยึดออกจากเดิมไปเรื่อยๆ เนื้อของวัสดุจะเริ่มถูกแปรรูปจากจุดที่ถูกดิ่งของผลิตภัณฑ์ไปจนกระทั่งถึงจุดที่เรากำหนดไว้ เพื่อให้ความหนาของผลิตภัณฑ์ลดลงหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของผลิตภัณฑ์น้อยลง

พารามิเตอร์ (Parameters) ที่สำคัญในการรีด ได้แก่ ความเค้น (Stress) , ความเครียด (Strain) , ความต้านทานการเปลี่ยนรูป (Deformation resistance) และการยืดตัว (Percentage Elongation) การคำนวณค่าเหล่านี้สามารถทำได้โดยใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์ หรือใช้เครื่องมือวัดค่าต่างๆ เช่น เครื่องวัดความเค้น เครื่องวัดความเครียด เครื่องวัดการยืดตัว และเครื่องวัดการเปลี่ยนรูป

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.8 แสดงส่วนประกอบของเครื่องดึง

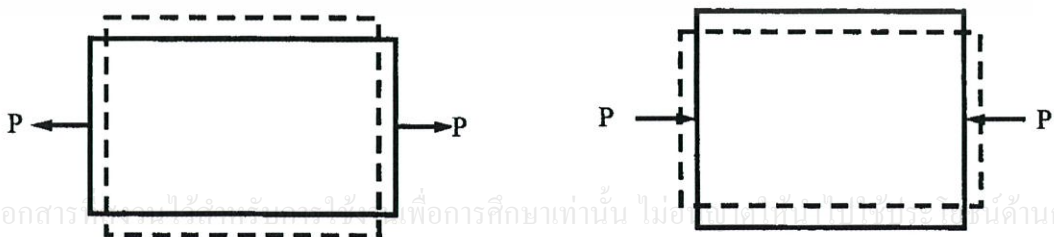
2.6.1 ความเค้น (Stress)

แรงต้านทานภายในเนื้อวัสดุที่มีต่อแรงภายนอกที่มากระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ แต่เนื่องจากความไม่เหมาะสมทางปฏิบัติ และความยากในการวัดหาค่านี้ เราจึงมักจะพูดถึงความเค้นในรูปของแรงภายนอกที่มากระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ ด้วยเหตุผลที่ว่า แรงกระทำภายนอกมีความสมดุลกับแรงต้านทานภายใน การหาค่าความเค้นสามารถเขียนเป็นสมการได้ดังนี้คือ

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (2.18)$$

เมื่อ σ = ความเค้น (Stress) มีหน่วยเป็นปาสกาล (Pa, 1 Pa = 1N/m²) หรือ psi (lbf/in²) และ P = แรงภายนอกที่มากระทำ มีหน่วยเป็น N หรือ kgf หรือ lbf และ A = พื้นที่ภาคตัดขวางที่แรงกระทำ: m² หรือ mm² หรือ in² โดยทั่วไปความเค้นสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ชนิด ตามลักษณะของแรงที่มากระทำ

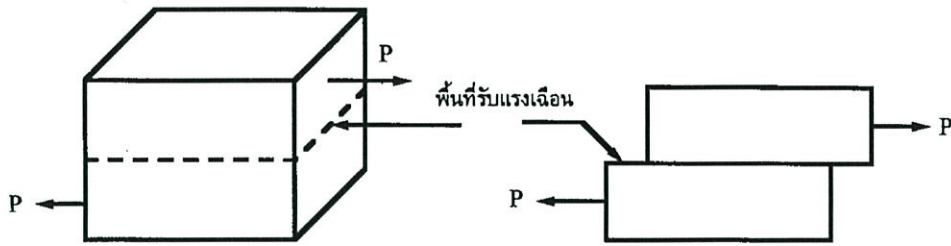
2.6.1.1 ความเค้นแรงดึง (Tensile Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงดึงมากระทำตั้งฉากกับพื้นที่ภาคตัดขวาง โดยพยายามจะแยกเนื้อวัสดุให้แยกขาดออกจากกัน ดังรูปที่ 2.9a



a) แรงดึง (Tension)

b) แรงกด (Compression)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่จัดทำขึ้นเพื่อการศึกษานี้เท่านั้น ไม่สามารถนำไปเผยแพร่ในสื่ออื่นได้โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



c) แรงเฉือน (Shear)

รูปที่ 2.9 แสดงลักษณะของแรงกระทำชนิดต่าง ๆ [10]

2.6.1.2 ความเค้นแรงอัด (Compressive Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงกดมากระทำตั้งฉากกับพื้นที่ภาคตัดขวาง เพื่อพยายามอัดให้วัสดุมีขนาดสั้นลง ดังรูปที่ 2.9b

2.6.1.3 ความเค้นแรงเฉือน (Shear Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงมากระทำให้ทิศทางขนานกับพื้นที่ภาคตัดขวาง เพื่อให้วัสดุเคลื่อนผ่านจากกันดังรูปที่ 2.9c มีค่าเท่ากับแรงเฉือน (Shear Force) หารด้วยพื้นที่ภาคตัดขวาง A ซึ่งขนานกับทิศทางของแรงเฉือน

2.6.2 ความเครียด (Strain)

การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ (Deformation) เมื่อมีแรงภายนอกมากระทำ (เกิดความเค้น) การเปลี่ยนรูปของวัสดุนี้เป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ภายในเนื้อวัสดุซึ่งลักษณะของมันสามารถแบ่งเป็น 2 ชนิดใหญ่ ๆ คือ

2.6.2.1 การเปลี่ยนรูปแบบอีลาสติกหรือความเครียดแบบคืนรูป (Elastic Deformation or Elastic Strain) เป็นการเปลี่ยนรูปในลักษณะที่เมื่อปลดแรงกระทำ อะตอมซึ่งเคลื่อนไหวเนื่องจากผลของความเค้นจะเคลื่อนกลับเข้าตำแหน่งเดิม ทำให้วัสดุคงรูปร่างเดิมไว้ได้ ตัวอย่างได้แก่ พวงยางยืด, สปริง ถ้าเราดึงมันแล้วปล่อยมันจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

2.6.2.2 การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกหรือความเครียดแบบคงรูป (Plastic Deformation or Plastic Strain) เป็นการเปลี่ยนรูปที่ถึงแม้ว่าจะปลดแรงกระทำนั้นออกแล้ว วัสดุก็ยังคงรูปร่างตามที่ถูกเปลี่ยนไปนั้น โดยอะตอมที่เคลื่อนที่ไปแล้วจะไม่กลับไปตำแหน่งเดิม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

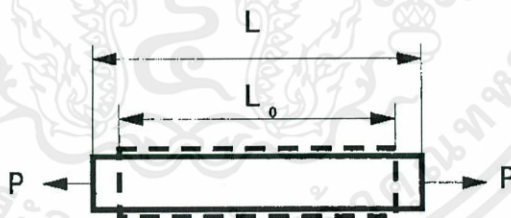
วัสดุทุกชนิดจะมีพฤติกรรมเปลี่ยนรูปทั้งสองชนิดนี้ขึ้นอยู่กับแรงที่มากระทำ หรือความเค้นว่ามีมากน้อยเพียงใด หากไม่เกินพิกัดการคืนรูป (Elastic Limit) แล้ว วัสดุนั้นก็จะมีพฤติกรรมคืนรูปแบบอีลาสติก (Elastic Behavior) แต่ถ้าความเค้นเกินกว่าพิกัดการคืนรูปแล้ววัสดุก็จะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวรหรือแบบพลาสติก (Plastic Deformation)

นอกจากความเครียดทั้ง 2 ชนิดนี้แล้ว ยังมีความเครียดอีกประเภทหนึ่งซึ่งพบในวัสดุประเภทโพลีเมอร์ เช่น พลาสติก เรียกว่าความเครียดกึ่งอีลาสติกจะมีลักษณะที่เมื่อปราศจากแรงกระทำวัสดุจะมีการคืนรูป แต่จะไม่กลับไปจนมีลักษณะเหมือนเดิม การวัดและคำนวณค่าความเครียดมีอยู่ 2 ลักษณะคือ

2.6.2.3 แบบเส้นตรง ความเครียดที่วัดได้จะเรียกว่า ความเครียดเชิงเส้น (Linear Strain) จะใช้ได้เมื่อแรงที่มากระทำมีลักษณะเป็นแรงดึงหรือแรงกด ดังรูปที่ 2.10 ค่าของความเครียดจะเท่ากับความยาวที่เปลี่ยนไปต่อความยาวเดิม ดังสมการ

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2.19)$$

เมื่อ e = ความเครียดเชิงเส้น และ ΔL = ความยาวที่เปลี่ยนไป ($L - L_0$) และ L_0 = ความยาวเดิมของวัสดุที่สนใจหรือ Gage Length



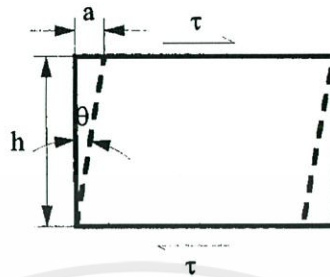
รูปที่ 2.10 ความเครียดเชิงเส้น (Linear Strain) [10]

2.6.2.4 แบบเฉือน เรียกว่า ความเครียดเฉือน (Shear Strain) ใช้กับกรณีที่แรงที่กระทำมีลักษณะเป็นแรงเฉือน (τ) ดังรูปค่าของความเครียดจะเท่ากับระยะที่เคลื่อนที่ไปต่อระยะห่างระหว่างระนาบ ดังสมการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และเผยแพร่ข้อมูลไปยังเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำ ไปใช้

$$\gamma = \frac{a}{h} \quad (2.20)$$

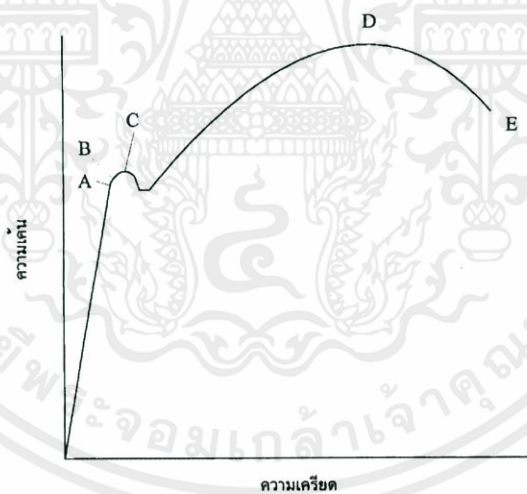
เมื่อ $\gamma = \tan \theta \approx \theta$ (Radian ในกรณีที่มุมเล็ก) และ a = ระยะที่เคลื่อนที่ไป (Displacement) และ h = ระยะห่างระหว่างระนาบและ θ = มุมที่เปลี่ยนไป จะเห็นได้ว่าค่าของความเครียดทั้งสองแบบไม่มีหน่วย เพราะตัวตั้งและตัวหารมีหน่วยเป็นความยาวอยู่แล้ว



รูปที่ 2.11 ความเครียดเฉือน (Shear Strain) [10]

2.6.3 ความต้านทานการเปลี่ยนรูป (Deformation resistance)

สามารถสังเกตได้จากกราฟเส้นโค้งดังรูปที่ 2.12 ขนาดและรูปร่างของชิ้นทดสอบมีต่างกัน ขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุนั้นๆ



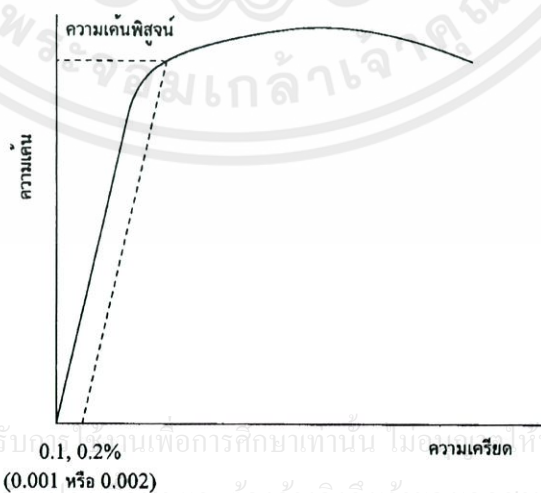
รูปที่ 2.12 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point) [10]

จากการศึกษาเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด เราพบว่า เมื่อเราเริ่มดึงชิ้นทดสอบอย่างช้า ๆ ชิ้นทดสอบจะค่อย ๆ ยืดออก จนถึงจุดจุดหนึ่ง (จุด A) ซึ่งในช่วงนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ ทำให้เราได้กราฟที่เป็นเส้นตรง ตามกฎของฮุก (Hook's law) ซึ่งไม่ว่ากรณีกล่าวไว้ว่าความเค้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียด จุด A นี้ เรียกว่าพิกัดสัดส่วน (Proportional

Limit) และภายใต้พิภักต์สัดส่วนนี้ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบอีลาสติก (Elastic Behavior) นั่นคือเมื่อปล่อยแรงกระทำ ชี้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

เมื่อเราเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนเกินพิภักต์สัดส่วน เส้นกราฟจะค่อย ๆ โค้งออกจากเส้นตรง วัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปได้อีกเล็กน้อยจนถึงจุด ๆ หนึ่ง (จุด B) เรียกว่า พิกัดยืดหยุ่น (Elastic limit) ซึ่งจุดนี้จะเป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้น เมื่อผ่านจุดนี้ไปแล้ววัสดุจะมีการเปลี่ยนรูปอย่างถาวร (Plastic Deformation) ลักษณะการเริ่มต้นของความเครียดแบบพลาสติกนี้เปลี่ยนแปลงไปตามชนิดของวัสดุโลหะหลายชนิด เช่น พวกลเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) จะเกิดการเปลี่ยนรูปอย่างรวดเร็ว โดยไม่มีการเพิ่มความเค้น (บางครั้งอาจจะลดลงก็มี) ที่จุด C ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก จุด C นี้เรียกว่าจุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) หรือ Yield Strength ค่า Yield Strength นี้มีประโยชน์กับวิศวกรมาก เพราะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปกับพฤติกรรมการคงรูป และในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราคงใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย

วัสดุหลายชนิดเช่น อะลูมิเนียม ทองแดง จะไม่แสดงจุดครากอย่างชัดเจน แต่เราก็มีวิธีที่จะหาได้โดยกำหนดความเครียดที่ 0.10 - 0.20% ของความยาวกำหนดเดิม (Original Gage Length) แล้วลากเส้นขนานกับกราฟช่วงแรกไปจนตัดเส้นกราฟที่โค้งไปทางด้านขวา ดังรูปที่ 2.13 ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% offset ดังแสดงในรูปที่ 2.13

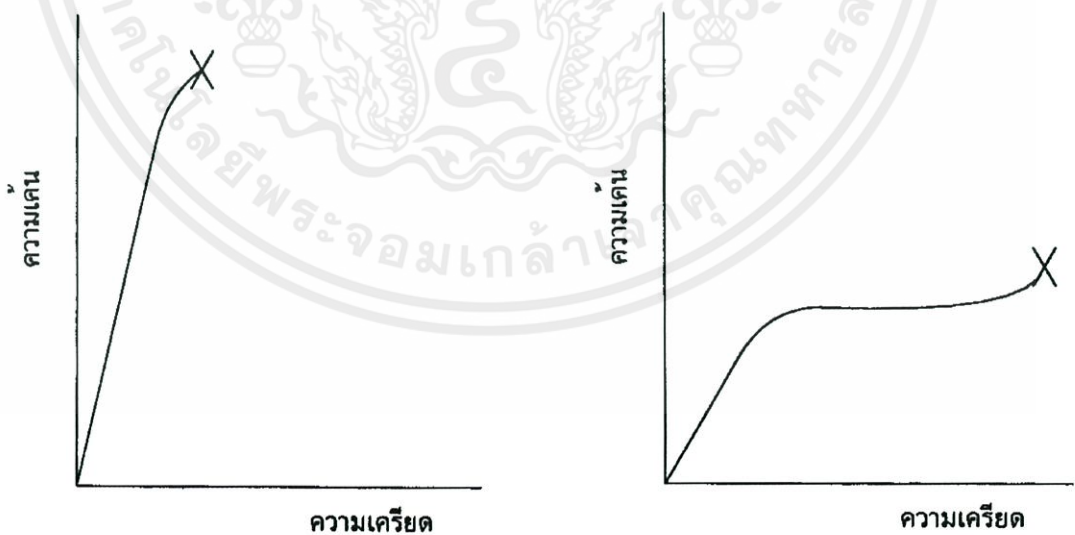


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับศึกษาค้นคว้าเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่ควรนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกสิ่งนี้ และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.13 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก [10]

หลังจากจุดครากแล้ว วัสดุจะเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยความเค้นจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้นช้า ๆ หรืออาจจะคงที่จนถึงจุดสูงสุด (จุด D) ค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า Ultimate Strength หรือความเค้นแรงดึง (Tensile Strength) ซึ่งเป็นค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุจะทนได้ก่อนที่จะขาดหรือแตกออกจากกัน (Fracture) เนื่องจากวัสดุหลายชนิดสามารถเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกได้มาก ๆ ค่าความเค้นสูงสุดนี้สามารถนำมาคำนวณใช้งานได้ นอกจากนี้ค่านี้นี้ยังใช้เป็นดัชนีเปรียบเทียบคุณสมบัติของวัสดุได้ด้วยว่า คำว่า ความแข็งแรง (Strength) ของวัสดุ หรือ กำลังวัสดุนั้น โดยทั่วไป จะหมายถึงค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้นั่นเอง

ที่จุดสุดท้าย (จุด E) ของกราฟ เป็นจุดที่วัสดุเกิดการแตกหรือขาดออกจากกัน (Fracture) สำหรับโลหะบางชนิด เช่น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำหรือโลหะเหนียว ค่าความเค้นประลัย (Rupture Strength) นี้จะต่ำกว่าความเค้นสูงสุด เพราะเมื่อเลยจุด D ไป พื้นที่ภาคตัดขวางของตัวอย่างทดสอบลดลง ทำให้พื้นที่ที่ต้านทานแรงดึงลดลงด้วย ในขณะที่เรายังคงคำนวณค่าของความเค้นจากพื้นที่หน้าตัดเดิมของวัสดุก่อนที่จะทำการทดสอบแรงดึง ดังนั้นค่าของความเค้นจึงลดลง ส่วนโลหะอื่น ๆ เช่น โลหะที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Work) มาแล้ว มันจะแตกหักที่จุดความเค้นสูงสุดโดยไม่มีการลดขนาดพื้นที่ภาคตัดขวาง ดังรูป 2.14a ทำนองเดียวกับพวกวัสดุเปราะ (Brittle Materials) เช่น เซรามิก ที่มีการเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกน้อยมากหรือไม่มีเลย ส่วนกรณีของวัสดุที่เป็นพลาสติกจะเกิดแตกหักโดยที่ความต้องการความเค้นสูงขึ้น ดังรูป 2.14b



(a) วัสดุเปราะ

(b) วัสดุพลาสติก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับใช้ในการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้เผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตโดยเจ้าหน้าที่
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกเนื้อหาและต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีกรณีนำไปใช้
รูปที่ 2.14 เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก [10]

เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดนี้ นอกจากจะใช้บอกค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield Strength) ความเค้นสูงสุดและความเค้นประลัยแล้ว ยังจะใช้ค่าความเหนียวและโมดูลัสของยังได้ด้วย

2.6.4 ความเหนียว (Ductility)

ค่าที่ใช้วัดจะบอกเป็นเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percentage Elongation) โดยที่ปริมาณเปอร์เซ็นต์การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของชิ้นงานตัวอย่างภายใต้แรงดึง เมื่อเทียบกับระยะการวัด (gauge length) ของชิ้นงานทดสอบ และยังเป็นค่าที่ใช้บอกถึงความอ่อน (ductile) ของวัสดุ โดยทั่วไปโลหะยิ่งอ่อนยิ่งมีค่าเปอร์เซ็นต์ความยืดมากแสดงว่าโลหะนั้น เปลี่ยนรูปมาก สำหรับโลหะอลูมิเนียมบริสุทธิ์ที่เป็นแผ่นหนา 0.062 นิ้ว (1.6 mm) จะมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว สูง ถึง 35 % แต่ถ้าเป็นโลหะอลูมิเนียมผสม (ความแข็งแรงสูงกว่า) 7075-T6 ที่หนาเท่ากัน จะมีเปอร์เซ็นต์การยืดตัว เพียง 11 % เปอร์เซ็นต์การยืดตัว ณ จุดที่ขาดมีความสำคัญทางด้านวิศวกรรมมาก เพราะนอกจากจะทำให้เราทราบว่าโลหะนั้นอ่อนเพียงใดแล้วยังจะเป็นดัชนีที่ชี้ให้ทราบว่าโลหะ นั้นมีคุณภาพอย่างไรอีกด้วย

$$\text{เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (\%EI)} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100\% \quad (2.21)$$

เมื่อ L_f = ความยาวของเกจหลังจากดึงจนขาด และ L_o = ความยาวของเกจเริ่มต้น

ความเหนียวของวัสดุนี้จะเป็นตัวบอกความสามารถในการขึ้นรูปของมัน คือถ้าวัสดุมีความเหนียวดี (%EI สูง) ก็สามารถนำไปขึ้นรูป เช่น รีด ตีขึ้นรูป ดึงเป็นลวด ฯลฯ ได้ง่าย แต่ถ้ามีความเหนียวต่ำ (เปราะ, Brittle) ก็จะนำไปขึ้นรูปยาก หรือทำไม่ได้ เป็นต้น

2.6.5 Modulus of Elasticity

เป็นค่าความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ เมื่อได้รับแรงกระทำสามารถหาได้จากความชันของกราฟความเค้นและความเครียดของวัสดุใน ระยะแรก ที่ยังแสดงสมบัติยืดหยุ่นอยู่ สำหรับโลหะจะมีค่าน้อยกว่า 0.5 % ของความเครียด โดยที่โมดูลัส ของความเป็นอิลาสติกนี้เกี่ยวข้องกับอีกสารนี้กับความแข็งแรงของพันธะ (bond strength) ระหว่างอะตอม ของโลหะหรือของโลหะผสม โลหะที่มีค่าโมดูลัสของความเป็นอิลาสติกสูงจะแกร่ง ไม่เปลี่ยนแปลงรูปร่างง่าย ในช่วงความยืดตัวของ

แผนภาพความเค้นและความเครียดค่าโมดูลัสจะไม่มี การเปลี่ยนแปลง เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น สูตรการ คำนวณโมดูลัสของยัง คือ

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \frac{PL}{A\Delta L} \quad (2.22)$$

มักมีหน่วยเป็น ksi (1 ksi=1000 psi) หรือ kgf/mm² หรือ GPa (สังเกตว่าเป็นหน่วยเดียวกับหน่วย ของความเค้น) ถ้าแรงที่มากกระทำเป็นแรงเฉือนเราเรียกค่าคงที่นี้ว่า Shear Modulus หรือ Modulus of Rigidity (G)

$$G = \frac{\tau}{\gamma} = \frac{Ph}{Aa} \quad (2.23)$$

ค่า E และ G ของวัสดุแต่ละชนิดจะมีค่าเฉลี่ยคงที่ และเป็นตัวบอกความสามารถงรูป (Stiffness, Rigidity) ของวัสดุ นั่นคือ ถ้า E และ G มีค่าสูง วัสดุจะเปลี่ยนรูปร่างอย่างยืดหยุ่นได้น้อย แต่ถ้า E และ G ต่ำ มันก็จะเปลี่ยนรูปร่างอย่างยืดหยุ่นได้มาก ค่า E และ G นี้มีประโยชน์มากสำหรับ งานออกแบบวัสดุที่ต้องรับแรงต่าง ๆ ตารางที่ 2.3 จะแสดงตัวอย่างค่า E และ G ของวัสดุ ต่าง ๆ ไว้

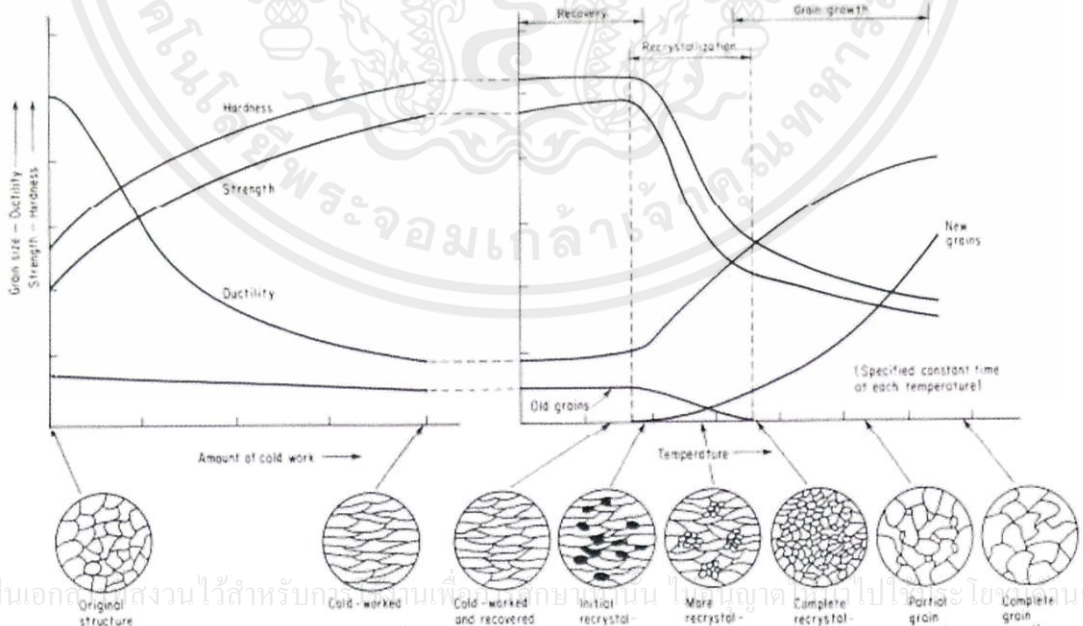
ตารางที่ 2.3 ตัวอย่างค่าคงที่ E และ G ของวัสดุชนิดต่างๆ [10]

Material	Modulus of elasticity 10 ⁶ psi	Shear Modulus 10 ⁶ psi
Aluminium alloy	10.5	4.0
Copper	16.0	6.0
Steel (plain carbon and low alloys)	29.0	11.0
Stainless Steel (18.8)	28.0	9.5
Titanium	17.0	6.5
Tungsten	58.0	22.8

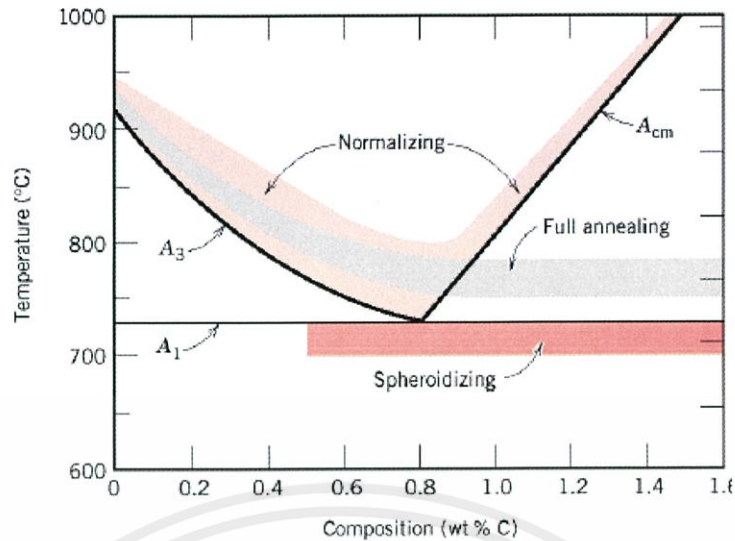
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงชื่อของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.7 กระบวนการปรับปรุงวัสดุด้วยความร้อน (Heat Treatment)

กระบวนการปรับปรุงวัสดุความร้อน (Heat Treatment) เป็นกระบวนการที่ทำให้โครงสร้างแลตทิซที่ผ่านการทำงานเย็นมาแล้วเกิดเปลี่ยนแปลงกลับสู่สภาพเดิมเหมือนก่อนที่จะถูกทำงานเย็น โดยทำได้โดยนำชิ้นงานมาอบที่อุณหภูมิหนึ่งๆ ตามเวลาที่กำหนดแล้วปล่อยให้เย็นตัวลง เป็นที่ทราบแล้วว่าการทำงานเย็นจะมีผลทำให้โลหะเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางกลและทางกายภาพกล่าวคือการทำงานเย็นทำให้โลหะ มีความแข็งมากขึ้น ความแข็งแรงสูงขึ้น ความเหนียวลดลง การนำ ไฟฟ้าลดลง เป็นต้น นอกจากนั้นจะทำให้ โลหะมีโครงสร้างทางกายภาพเปลี่ยนแปลงไป อาทิ ขนาดเปลี่ยนแปลงไป เกรนมีลักษณะแบนและยาวขึ้น โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนไป แต่เมื่อโลหะผ่านการทำงานเย็นมาหลายๆ หรือมีการให้พลังงานภายในสูงขึ้น (โดยใช้ความร้อนหรือให้พลังงานโดยวิธีอื่นๆ) จะทำให้เกิดปรากฏการณ์ที่โลหะจะคลายพลังงานภายในออกมาทำให้โครงสร้างที่มีความเครียดภายในมีการเปลี่ยนแปลงกลับสู่โครงสร้างที่ไม่มีความเครียด ดังรูปที่ 2.15 แสดงกราฟความสัมพันธ์ของการเกิดกระบวนการอบอ่อนคืนสภาพ (Annealing) ซึ่งเกิดต่อเนื่องจากกระบวนการงานเย็น จะเห็นเมื่อโลหะเข้าสู่กระบวนการคืนสภาพ คุณสมบัติทางกลจะเริ่มเปลี่ยนแปลงกลับสู่ สภาพเดิม รวมทั้งโครงสร้างและเกรนของโลหะด้วย นอกจากนี้การอบอ่อนยังสามารถนำไปใช้ปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุด้วย ซึ่งในการอบอ่อนคืนสภาพในการปรับปรุงคุณภาพของเหล็กมีหลายแบบ ตามจุดประสงค์ของการใช้งาน ดังรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.15 แสดงกราฟความสัมพันธ์ของการขึ้นรูปเย็นและการคืนสภาพ [8]



รูปที่ 2.16 แสดงอุณหภูมิที่ใช้ในการอบอ่อนแบบต่างๆ

2.7.1 การอบอ่อน (Annealing)

มีความมุ่งหมายเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กที่ผ่านการผลิตต่าง ๆ มา เช่น การขึ้นรูปร้อน (Forging, Hot Rolling) การขึ้นรูปเย็น (Cold Rolling, Drawing) การเชื่อม หรือการผ่านการหล่อ (Casting) ซึ่งเหล็กผ่านขั้นตอนการผลิตดังกล่าวนี้ จะมีคุณสมบัติที่ไม่มีดีหลายประการ เช่น เหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปร้อน จะมีคุณสมบัติไม่สม่ำเสมอตามส่วนที่มีมุมแหลม ซึ่งอัตราการเย็นตัวสูงจะมีความแข็งมากกว่าส่วนอื่น ๆ โครงสร้างของเหล็กบริเวณผิวจะมีโครงสร้างที่ประกอบด้วยเกรนขนาดเล็ก เพราะถูกแรงกระทบ หรืออัดมากกว่าเนื้อเหล็กภายใน ทำให้คุณสมบัติไม่สม่ำเสมอถึงภายใน เช่นเดียวกันเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น มักจะมีความเครียดที่เกิดจากการถูกแรงอัด หรือบีบเหล็กค้างอยู่ มีส่วนทำให้มีความแข็งแรงไม่สม่ำเสมอ สูญเสียความเหนียว (Ductility) เหล็กที่ผ่านงานเชื่อม เช่นเดียวกัน การเชื่อมเป็นการทำให้เหล็กร้อนเป็นบางจุด การขยายตัวเมื่อถูกความร้อน และการหดตัวเมื่อถูกปล่อยให้เย็น ย่อมจะเป็นการยากที่จะทำให้ได้ทั่วถึง มักจะเกิดความเครียดเหลือค้าง และโครงสร้างของเนื้อเหล็กบริเวณจุดที่ทำการเชื่อมจึงต่างกับเนื้อเหล็กในส่วนอื่น ๆ ที่ไม่ถูกความร้อน จากจุดเชื่อม คุณสมบัติของเหล็กจะขาดความไม่สม่ำเสมอเหล็กที่ผ่านงานหล่อ ยิ่งมองเห็นได้ง่ายว่าโครงสร้าง และคุณสมบัติของเหล็กจะมีส่วนที่แตกต่างกันมาก เพราะอัตราการเย็นตัวของเหล็กในแบบหล่อ (ซึ่งส่วนมากใช้ทรายเป็นวัสดุในแบบหล่อ) จะแตกต่างกันทั้งส่วนที่หนาและส่วนที่บาง ยิ่งส่วนที่เป็นแฉงมุม การเย็นตัวจะยิ่งเร็วกว่าส่วนอื่น จึงมักมีความแข็งสูง

จากที่กล่าวมาแล้วนี้จะเห็นได้ว่า การที่จะนำเอาเหล็กที่ผ่านกรรมวิธีขึ้นรูปต่าง ๆ ไปใช้งาน หรือนำไปตัด เจาะ กลึง ไส ย่อมจะทำให้เกิดอุปสรรคในลักษณะต่าง ๆ ที่พอจะมองเห็นได้ชัดเจน เช่น การกลึงหรือไส ถ้าเหล็กมีความแข็งไม่เท่ากันทุกส่วน การปรับมุมของมีดกลึง หรือตั้งอัตราความเร็วในการตัดจะเกิดปัญหามากมาย และผลงานที่ได้รับก็ไม่ดีเท่าที่ควร ดังนั้นเหล็กที่ผ่านการขึ้น

รูปขึ้นมา ก่อนจะนำไปใช้งานหรือฟอร์มรูปร่างในขั้นต่อ ๆ ไป จำเป็นจะต้องผ่านการอบให้อ่อนตัว ซึ่งลักษณะของการทำงานมีหลายวิธี ขึ้นอยู่กับวัตถุประสงค์สุดท้าย

2.7.1.1 การอบอ่อนสมบูรณ์ (Full Annealing)

มีความมุ่งหมายเพื่อให้เหล็กมีความอ่อนตัวสูง โดยเป็นการทำลาย มาร์เทนไซต์(Martensite) เพื่อช่วยในการกลึงหรือไสได้ง่าย เพื่อให้เหล็กมีคุณสมบัติด้านไฟฟ้า และแม่เหล็กสม่ำเสมอ

2.7.1.2 การอบอ่อนแบบไม่สมบูรณ์ (Incomplete Annealing)

หมายถึง การอบอ่อนที่กระทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้น Ac_1 หรือบางกรณีอาจจะสูงกว่าเส้น Ac_1 เล็กน้อย ความมุ่งหมายก็เพื่อทำลายความเครียดที่เหล็กอยู่ อันเนื่องมาจากการขึ้นรูปเย็น หรือเพื่อต้องการปรับปรุงคุณสมบัติทางด้านการกลึง หรือไส สำหรับเหล็กบางชนิด การอบอ่อนไม่สมบูรณ์ที่สำคัญมีอยู่ 2 ลักษณะ

2.7.1.3 การอบอ่อนเพื่อขจัดความเครียดเหลือค้าง (Stress-relief Annealing)

เป็นการอบอ่อนเพื่อมุ่งทำลายความเครียดในแท่งเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น เช่น เหล็กที่ผ่านการรีด หรือผ่านการดึง จะทำให้กลุ่มอะตอมของเหล็กอยู่ในสภาพบิดเบี้ยว (Lattice distortion) ทำให้เหล็กมีความแข็งเพิ่มขึ้น และสูญเสียความเหนียว ไม่เหมาะที่จะนำไปใช้งานหรือไม่เหมาะสำหรับที่จะทำการขึ้นรูปในขั้นต่อไป จะต้องทำการอบอ่อนขจัดความเครียดภายในเสียก่อน โดยเผาเหล็กไปยังอุณหภูมิที่ต่ำกว่า Ac_1 $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ นี้สำคัญมากปกติจะใช้เวลา 1 ชั่วโมงต่อขนาดของชิ้นงาน 1 ลบ.นิ้ว (1 hr/inch³) แต่ถ้า มาร์เทนไซต์ เบรค ดาวน์ (Martensite Break Down เป็น $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ หรือเรียกว่า ซอร์ไบต์ (Sorbite)) ถ้าต้องการที่จะใช้เวลาในการทำ คลายความเค้น (Stress Relief) นาน ก็จะต้องเผาเหล็กไปที่อุณหภูมิไม่เกิน $200\text{ }^{\circ}\text{C}$

2.7.1.4 การอบอ่อนเพื่อความอ่อนตัวสูง (Spheroidize Annealing)

เป็นกรรมวิธีการอบอ่อนที่ใช้กับเหล็กที่มีคาร์บอนสูงประมาณ 0.7 – 12% C ซึ่งโครงสร้างของเหล็กจะประกอบไปด้วย เฟอร์ไรต์ (Pearlite) ลักษณะโครงสร้างเช่นนี้ เหล็กจะมีคุณสมบัติด้านความเหนียวลดลง และอีกประการหนึ่ง คุณสมบัติทางด้านการกลึงหรือไส (Machinability) จะไม่ดี จะกลึงให้มีผิวเรียบได้ยาก เพราะปลายแหลมของมีดกลึง ในขณะที่ตัดจะผ่านเนื้อเหล็กอ่อน (Ferrite) และผ่านเนื้อเหล็กที่แข็ง (Cementite) ต้องทำให้ เกิดลักษณะที่ไม่ต่อเนื่อง เกิดลักษณะเป็นเม็ดกลมเล็ก ๆ (Spheroid) ไม่เป็นลักษณะแถบบาง ๆ (Lamellar) ซึ่งจะกระทำได้โดยการนำเหล็กไปเผาที่

อุณหภูมิเหนือเส้น Ac_1 เล็กน้อย ($730 - 770 \text{ }^\circ\text{C}$) สำหรับเหล็กที่มีคาร์บอนสูงกว่า 0.8% หรือถ้าเหล็กมีคาร์บอนอยู่ใกล้เคียงระหว่าง 0.7 – 0.8% จะเผาที่อุณหภูมิต่ำกว่า Ac_1 เล็กน้อย แล้วปล่อยให้สูงขึ้นไปกว่า Ac_1 ทำสลับกันไปโดยใช้เวลาประมาณ 10 – 15 ชั่วโมง จากนั้นจึงปล่อยให้เย็นในอากาศ ในขณะที่เหล็กอยู่เหนืออุณหภูมิ Ac_1 เล็กน้อย จะขาดเสถียรภาพเกิดการขาดเป็นช่วง ๆ และเมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำกว่า Ac_1 ที่เกิดจากการแตกตัวของออสเทนไนต์ (Austenite) จะไปรวมตัวกับที่เหล็กอยู่ ทำให้ไม่เกิดเป็นแถบบาง ๆ และเหล็กถูกเผาให้อยู่ในช่วงนี้เป็นระยะเวลาานาน จะค่อย ๆ ปรับตัวในฟอร์มที่มีเสถียรภาพมากที่สุด คือ ค่อย ๆ เปลี่ยนเป็นเม็ดกลม ทำให้เหล็กมีทั้งความอ่อนตัวและความเหนียว การกลึง หรือไส จะได้ผิวเรียบเพราะในขณะที่มีเม็ดกลึงตัดผ่านจะไม่มีโอกาสตัดเม็ดกลมเล็ก ๆ โดยเม็ดเล็ก ๆ จะหลุดออกหรือไม่ก็เบนหลบไป ทำให้มีเม็ดกลึงตัดผ่านเฉพาะเนื้อเหล็ก (Ferrite) อย่างเดียว ไม่เกิดการสั่นที่ปลายมีดกลึง ทำให้ผิวเหล็กเรียบ

โดยกระบวนการอบอ่อนเกี่ยวข้องกับกระบวนการคืนสภาพซึ่งมี 3 กระบวนการ ได้แก่ กระบวนการคืนตัว (Recovery) กระบวนการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) และกระบวนการโตของเกรน (Grain growth)

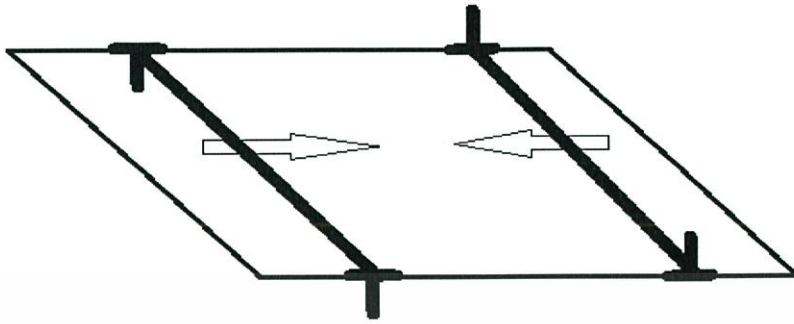
2.8 กระบวนการคืนสภาพ (Annealing Process)

มีด้วยกัน 3 ขั้นตอนคือ

2.8.1 การคืนตัว (Recovery)

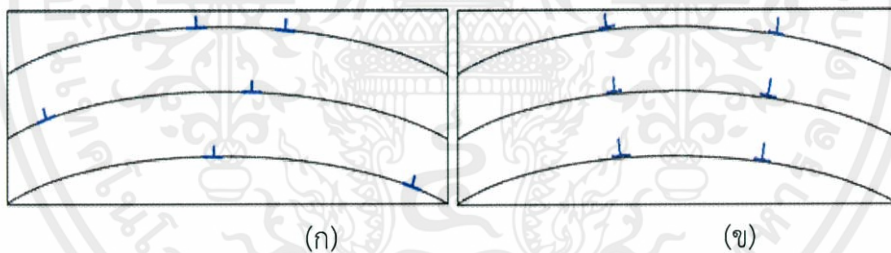
กระบวนการคืนตัวเป็นกระบวนการที่เกิดในช่วงแรกของการอบอ่อนโดยพลังงานความเครียดที่สะสมไว้ภายในวัสดุจะถูกปลดปล่อยออกมาเนื่องจากผลของการเคลื่อนที่ดิสโลเคชันซึ่งเกิดจากการแพร่ของอะตอมที่มีอุณหภูมิสูง ทำให้พลังงานบางส่วนภายในระบบลดลงโดยจำนวนของดิสโลเคชันลดลงแล้วทำให้ดิสโลเคชันเกิดการปรับตัวเพื่อให้พลังงานความเครียดลดลง กระบวนการคืนตัวสามารถแบ่งได้เป็น 2 ช่วง ได้แก่ ช่วงแรกเกิดที่อุณหภูมิสูง โดยที่อุณหภูมิจะส่งผลให้การเคลื่อนที่ของเส้นดิสโลเคชัน (Mobility of Dislocation lines) เกิดขึ้นได้ง่ายทำให้เส้นดิสโลเคชัน (Dislocation lines) ชนิดต่างๆ เกิดการเคลื่อนตัว สำหรับเส้นดิสโลเคชันนี้เป็นกลไกหลักในการลดพลังงานรวมที่เกิดจากความเครียดที่สะสมภายในระบบ หนึ่งในแนวทางดังกล่าวเกิดขึ้นจากการลดจำนวนดิสโลเคชันเนื่องจากการเคลื่อนที่เข้าหากันของเส้นดิสโลเคชันที่มีแรงดึงดูดระหว่างเส้นดิสโลเคชันที่มีเครื่องหมายตรงกันข้ามกัน ซึ่งอาจอยู่บนระนาบเดียวกันหรือต่างระนาบกันก็จนเกิดการรวมกันของเส้นดิสโลเคชันและหักล้างกันไปส่งผลให้พลังงานของระบบโดยรวมลดลง กลไกนี้เรียกว่า Annihilation of dislocation ซึ่งเป็นกลไกที่ เกิดง่ายที่สุดในการลดความหนาแน่นของดิสโลเคชัน

กระบวนการดังกล่าวจะถูกเร่งปฏิกิริยาให้เร็วขึ้นเมื่ออุณหภูมิภายในระบบเพิ่มขึ้นเนื่องจากอัตราการแพร่ของอะตอมสูงขึ้น



รูปที่ 2.17 แสดงการเคลื่อนที่ของเส้นดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เข้ากันในกระบวนการ Annihilation of dislocation

อีกกลไกที่สำคัญในการลดพลังงานของระบบโดยรวมคือการเปลี่ยนตำแหน่ง (Dislocation) ในผลึกโลหะ เริ่มมีความหนาแน่นลดลง และเคลื่อนเข้ามารวมกันในช่วงต้นของการเกิดผลึกใหม่ และการเกิดการจัดเรียงตัวของการเปลี่ยนตำแหน่งใหม่ เป็นรูปหลายเหลี่ยมหรือ ที่เรียกว่าโพลีโกไนเซชัน (Polygonization) ขึ้น ซึ่งเป็นการจัดเรียงตัวของการเปลี่ยนตำแหน่งใหม่นี้ ทำให้เกิดเกรนย่อย (Subgrain)

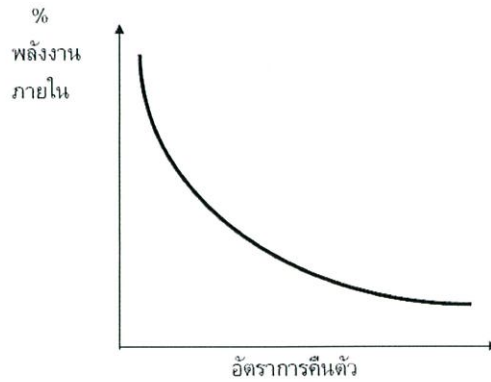


รูปที่ 2.18 แสดงแสดงการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบระหว่างกระบวนการโพลีโกไนเซชัน

(ก) ดิสโลเคชันบนระนาบเลื่อน (ข) ดิสโลเคชันมีการจัดเรียงหลังจากกระบวนการโพลีโกไนเซชัน

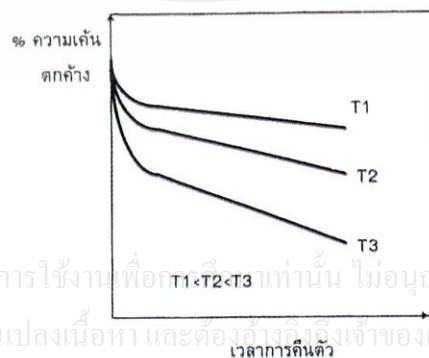
เมื่อโลหะที่ผ่านการทำงานเย็นมาได้รับมีพลังงานภายในเพิ่ม (ซึ่งอาจได้รับมาจากพลังงานความร้อน หรือพลังงานกลอื่นก็ได้) เมื่อพลังงานภายในเพิ่มจนถึงจุดสูงสุด โลหะจะเกิดการคืนตัวก่อน ซึ่งเป็นขั้นแรกของการคืนสภาพ การคืนตัวจะเกิดขึ้นช่วงไม่นานนัก (เมื่อเปรียบเทียบกับขั้นอื่นๆของการคืนสภาพ) หลักการของการคืนตัวคือ เมื่อเราให้พลังงานหรือความร้อนโลหะจะเกิดคลายความเครียดภายในแลตทิซออกมา โดยที่ยังไม่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคผลที่ตามมาของ การคืนตัวจะมีผลให้โลหะเกิดการเปลี่ยนแปลง ซึ่งได้แก่

1.พลังงานภายในเริ่มถูกปล่อยออก เมื่อเราเพิ่มอัตราการคืนตัวดังรูป 2.19



รูปที่ 2.19 กราฟแสดงความสัมพันธ์ของร้อยละของพลังงานภายในกับอัตราการคืนตัว [8]

2. ความเค้นตกค้างภายในแลตทิซ (Residual Stress) ที่เกิดจากการทำงานเย็นจะถูกปล่อยหรือคลายออก
3. ความเครียดภายในแลตทิซเริ่มลดลงอย่างรวดเร็วในช่วงแรกของการคืนตัว และ ความเครียดจะหมดไปเมื่อเวลานานมากยิ่งขึ้น
4. ปริมาณของการลดความเค้นตกค้างภายใน (Residual Stress) จะเร็วหรือช้า ขึ้นกับอุณหภูมิที่ใช้ในการคืนตัว กล่าวคือ ยิ่งใช้อุณหภูมิสูงมากขึ้น การลดความเค้นตกค้างจะ ใช้เวลาน้อยลง หรือปริมาณความเค้นตก
5. ค้างลดลงในปริมาณที่มากกว่า การใช้อุณหภูมิต่ำ ดังรูปที่ 2.20
6. การให้ความร้อนที่ไม่สูงนั้นเพื่อให้เกิดการคืนตัวนั้น สามารถนำมาใช้ในการลดความเค้นตกค้างของโลหะที่ผ่านการขึ้นรูปมาแล้วก็ได้ เราจะเรียกกระบวนการนี้โดยทั่วไปว่า การอบคลายความเค้นตกค้าง (Residual Stress Relief Annealing) ทั้งนี้เพื่อป้องกันการเกิดการแตกหักหรือการกัดกร่อนเนื่องจากความเค้นตกค้าง (Stress Corrosion)
7. สภาพการนำ ไฟฟ้า เพิ่มขึ้น เนื่องจาก ความหนาแน่นของการเปลี่ยนตำแหน่งในผลึกโลหะเริ่ม รวมตัวกัน
8. คุณสมบัติทางกลที่สำคัญของโลหะยังไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงในช่วงของการคืนตัว



รูปที่ 2.20 แสดงความสัมพันธ์ของความเค้นตกค้างกับเวลาการคืนตัว และอุณหภูมิ [8]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อ T1 < T2 < T3 เท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องแจ้งเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.8.2 การเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization)

เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในช่วงการคืนตัวให้เพิ่มสูงขึ้น จะเกิดผลึกใหม่เกิดขึ้น สำหรับการเกิด ผลึกใหม่ประกอบด้วยขั้นตอนนิวคลีเอชันและกระบวนการโต โดยที่การเกิดผลึกใหม่เริ่มจากกลุ่มอะตอมเล็กๆ ที่เรียกว่า เอ็มบริโอ (Embryo) จำนวนมาก โดยอะตอมที่มีขนาดใหญ่หรือขนาดเท่ากับขนาดวิกฤติ จะเรียกว่า นิวคลีอัส ซึ่งจะเติบโตกลายเป็นเฟสใหม่โดยสมบูรณ์ ขณะที่เกรนที่สามารถจะเกิดการตกผลึกใหม่นั้นเริ่มจากบริเวณที่มีลักษณะสำคัญ 2 ประการ คือ ขนาดใหญ่กว่าหรือเท่ากับขนาดวิกฤติ และเป็นบริเวณที่มีพลังงานความเครียดมากพอและถูกห้อมล้อมด้วยขอบเกรนมุมสูง บริเวณนี้เรียกว่า preformed nuclei ซึ่งจะเติบโตแล้วกลืนกินบริเวณที่มีพลังงานความเครียดสูงซึ่งมีความหนาแน่นดิสโลเคชันสูงจนเกิดเป็นเกรนชุดใหม่ ส่งผลให้พลังงานของระบบลดลงเนื่องจากความหนาแน่นดิสโลเคชันลดลง ดังนั้นความแตกต่างของพลังงานความเครียดของระบบก่อนและหลังการตกผลึกใหม่ จึงเป็นแรงผลักดัน(Driving Force) ของกระบวนการตกผลึกใหม่ ผลึกใหม่นี้จะมีส่วนผสมโครงสร้างผลึกและแลทธิขเหมือนกันผลึกเดิมก่อนการทำงานเย็น (หรือการขึ้นรูปเย็น) ซึ่งโดยปกติจะเกิดขึ้นที่บริเวณขอบเกรน และตรงระนาบเลื่อน (Slip Plane)การเกิดผลึกใหม่จำเป็นต้องใช้เวลาและอุณหภูมิที่เหมาะสมถึงจะเกิดผลึกใหม่ อุณหภูมินี้เรียกว่า อุณหภูมิของการตกผลึกใหม่ (Recrystallization Temperature), T_{rex} ซึ่งมีความหมายว่าเป็นอุณหภูมิที่ โลหะเกิดผลึกใหม่หมดภายในเวลา หนึ่งชั่วโมง ดังนั้นอุณหภูมิกการเกิดผลึกใหม่ ในโลหะแต่ละชนิดจะแตกต่างกันขึ้นกับขนาดและโครงสร้างผลึกธาตุที่ผสม รวมทั้งอุณหภูมิของการหลอมละลายธาตุ ดังตารางที่ 2.4 แสดงอุณหภูมิของการเกิดผลึกใหม่ ของโลหะชนิดต่างๆ ซึ่งสามารถเขียนสมการทั่วไปคือ

$$T_{rex} = \alpha T_m \quad (2.24)$$

โดยที่ T_m คือ อุณหภูมิหลอมเหลว ($^{\circ}\text{K}$) และค่า α คือค่าสัมประสิทธิ์ความบริสุทธิ์ของโลหะ $\alpha = 0.1 - 0.2$ สำหรับโลหะบริสุทธิ์, $0.3 - 0.4$ สำหรับโลหะบริสุทธิ์ทางการค้า, $0.5 - 0.6$ สำหรับโลหะผสม ซึ่งอาจจะมีค่าสูงถึง 0.8 สำหรับเหล็กกล้าผสมสูง (High metal alloys) บางชนิด นอกจากความบริสุทธิ์ของโลหะแล้ว ตัวแปรอื่นๆเช่น เฟอร์เซ็นต์การทำงานเย็น, ขบวนการสูญเสียรูป, อัตราการให้ความเครียด ก็ส่งผลต่อกระบวนการเกิดผลึกใหม่ไม่ว่าจะเป็น อุณหภูมิ หรือขนาดของเกรนหลังการตกผลึก

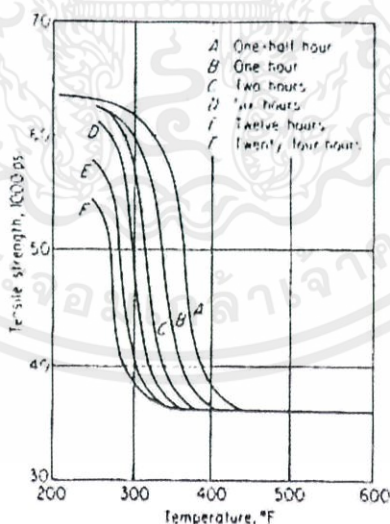
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.4 แสดงอุณหภูมิของการเกิดผลึกใหม่ ของโลหะชนิดต่างๆ (โดยประมาณ)

โลหะ	อุณหภูมิตกผลึก (°C)
ทองแดง 99.9999%	106
ทองเหลือง (Cu 95%, Zn 5%)	300
ทองเหลืองอลูมิเนียม (Cu 95%, Al 5%)	275
อลูมิเนียม 99.9999%	65
อลูมิเนียม 99.0%	275
อลูมิเนียมผสม(Aluminum Alloys)	300
นิกเกิล 99.9999%	355
เหล็กบริสุทธิ์	365
เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ	525
แมงนีเซียม 99.9999%	50
แมงนีเซียม (Magnesium Alloys)	215
สังกะสี	-4
ดีบุก	-18
ตะกั่ว	-18

การเกิดผลึกใหม่ของธาตุหรือโลหะบริสุทธิ์ จะมีใช้อุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ ต่ำกว่าโลหะผสมมาก เช่น ในเหล็กบริสุทธิ์ มีอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่เท่ากับ 365°C แต่พอผสมคาร์บอนลงในเหล็กเพียงเล็กน้อยกลายเป็นเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) อุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่จะเพิ่มขึ้นเป็น 525°C

ข้อสังเกต ในกรณีของโลหะที่มีจุดหลอมละลายต่ำ เช่น ตะกั่ว ดีบุก และสังกะสี จะมีอุณหภูมิการเกิดผลึกใหม่ ต่ำกว่า อุณหภูมิห้อง นั่นหมายความว่า โลหะทั้งสามชนิดจะไม่เกิดการเย็นขึ้นเลย ณ อุณหภูมิห้อง เนื่องจากเมื่อเราทำการเปลี่ยนรูปมันที่อุณหภูมิห้อง มันจะเกิดการคืนตัวทันที



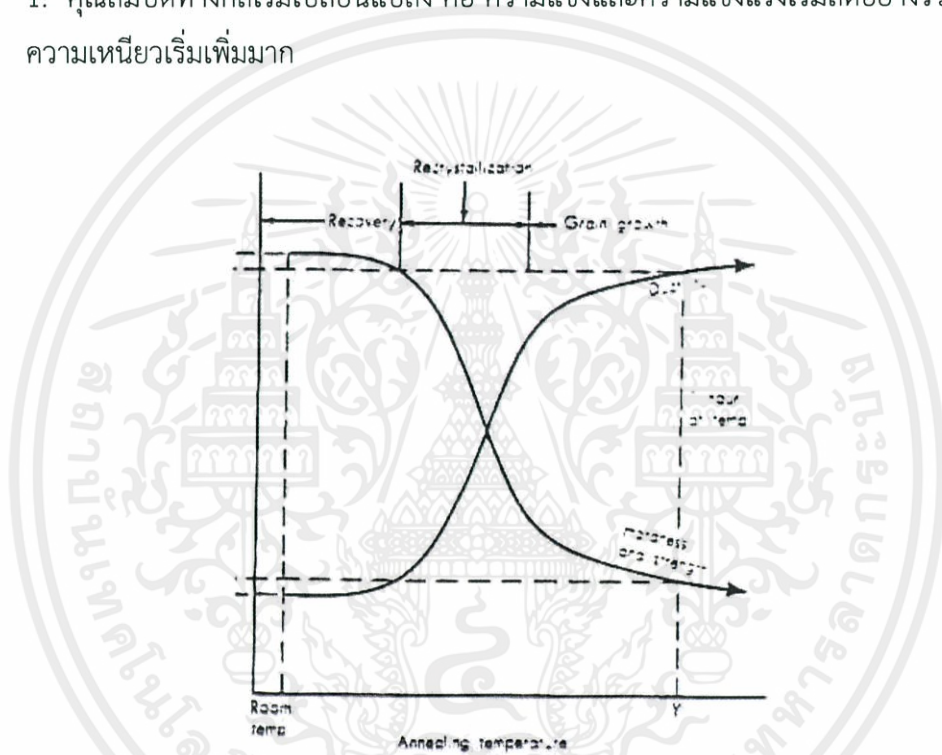
รูปที่ 2.21 แสดงความสัมพันธ์ของเวลาและอุณหภูมิที่มีผลกับการคืนสภาพ [8]

การเกิดผลึกใหม่ของโลหะนั้น มักจะขึ้นกับเวลาในการคืนสภาพและอุณหภูมิที่ทำการคืนสภาพ กล่าวคือถ้าเพิ่มเวลาในการคืนสภาพ เราจะสามารถใช้อุณหภูมิที่ต่ำลงได้หรือ ถ้าเพิ่มอุณหภูมิของการเกิดผลึกใหม่ให้สูงขึ้น เราจะใช้เวลาน้อยลง แต่อัตราการเพิ่มและเวลาที่ลดลง ไม่ได้เป็นสัดส่วน

โดยตรง ดังกล่าวข้างต้น ในการทดลองการคืนสภาพในเหล็ก จะเห็นว่า การเพิ่มอุณหภูมิขึ้น 10-20 องศา อาจใช้เวลาเวลาการคืนสภาพลดลง 1 เท่า เช่น ที่อุณหภูมิ 135°C ใช้เวลาการ 12 ชั่วโมง แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิเป็นที่ 145°C กลับใช้เวลาดลดลง 1 เท่า เหลือ 6 ชั่วโมง หรือ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิ เป็น 155°C ใช้เวลาดลดลงเหลือ 2 ชั่วโมง 175°C จะใช้เวลาแค่ 1 ชั่วโมง เป็นต้น

ดังนั้นอาจกล่าวได้ว่าการเพิ่มอุณหภูมิ 10-20°C อาจทำให้เวลาของการคืนสภาพเร็วขึ้น 1 เท่า จะเห็นว่า การเกิดผลึกใหม่จะเปลี่ยนแปลงไปโดยขึ้นกับการเปลี่ยนอุณหภูมิมากกว่าการเปลี่ยนแปลงเวลา(ที่อุณหภูมิคงที่) ดังนั้นเรามักจะใช้การเพิ่มหรือลดอุณหภูมิเป็นตัวแปรในการทำ การคืนสภาพ การเกิดผลึกใหม่ ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงต่างๆ ดังต่อไปนี้

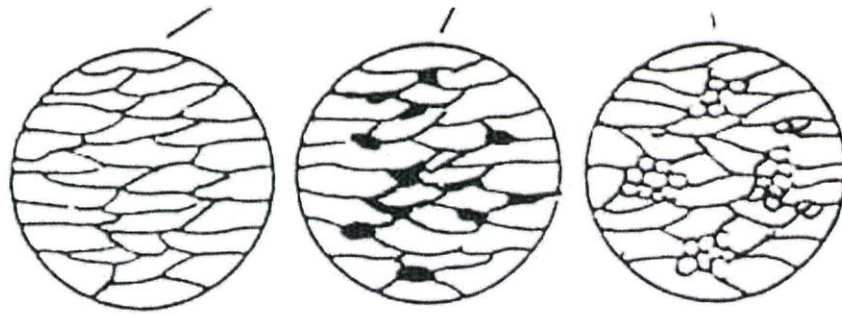
1. คุณสมบัติทางกลเริ่มเปลี่ยนแปลง คือ ความแข็งและความแข็งแรงเริ่มลดอย่างรวดเร็ว แต่ความเหนียวเริ่มเพิ่มมาก



รูปที่ 2.22 แสดงการเกิดการคืนสภาพในช่วงการเกิดผลึกใหม่ [8]

2. คุณสมบัติทางกายภาพ เริ่มเปลี่ยนแปลงโดย เฉพาะเกรนของโลหะจะเริ่มเกิดเกรนย่อย (Sub Grain) ขึ้นบริเวณ ที่เกิดความหนาแน่นของการเปลี่ยนตำแหน่งมาก เช่นบริเวณที่มีการเปลี่ยนรูอย่างรุนแรง หรือบริเวณที่มีความเครียดมาก ซึ่งมักเป็นบริเวณขอบเกรน โดยเฉพาะขอบเกรนที่ เกรน สามถึงสี่ เกรนมาบรรจบกัน ดังรูปที่ 2.23

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.23 แสดงการเกิดเกรนย่อยใหม่ที่บริเวณขอบเกรน [8]

3. เกรนที่เกิดใหม่จะเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ โดยไปแทนที่ เกรนเดิมที่มีมีความเครียดอยู่ที่ผ่านการทำงานเย็นมา เกรนที่เกิดใหม่จะมีลักษณะค่อนข้างสมมาตรกัน (หรือเป็นรูปหลายเหลี่ยมที่ค่อนข้างกลมคือไม่แบนหรือสี่เหลี่ยม) และเป็นเกรนที่ไม่มีมีความเครียดตกค้างอยู่เลย การเกิดผลึกใหม่จะสิ้นสุดเมื่อ เมื่อโลหะเกิดเกรนใหม่สมบูรณ์แล้ว

2.8.3 การโตของเกรน (Grain Growth)

หลังจากการเกิดการตกผลึกใหม่ เกรนที่ปราศจากความเครียดจะโตขึ้นเรื่อยๆ ถ้าชิ้นงานโลหะยังอยู่ในอุณหภูมิสูง เรียกปรากฏการณ์เหล่านี้ว่าการโตของเกรน สำหรับทฤษฎีที่นิยมโดยทั่วไปกับการโตของเกรนเป็นทฤษฎีว่าด้วยแบบจำลองการขยายตัวของฟองสบู่ ซึ่งเปรียบเทียบเกรนเหมือนฟองสบู่ เราสามารถหาความสัมพันธ์ของแรงตึงผิวของฟองสบู่ซึ่งทั้งด้านในและนอกจากความแตกต่างของความดันอากาศของภายนอกกับภายในจากสมการสมดุลแรงดังนี้

$$\Delta p = \frac{4\gamma}{R} = \frac{8\gamma}{D} \quad (2.25)$$

เมื่อ Δp คือความแตกต่างระหว่างความดันอากาศของภายนอกกับภายใน, γ คือสัมประสิทธิ์ของแรงตึงผิว, R คือรัศมีของฟองสบู่ และ D คือเส้นผ่านศูนย์กลางของฟองสบู่ เมื่อฟองสบู่อยู่กันเป็นจำนวนมากจะเกิดการเบียดกันเป็นมุมและรูปทรงเรขาคณิตต่างๆ สำหรับรูปร่างลักษณะ 6 เหลี่ยมของฟองสบู่จะมีมุม 120° ที่เกิดจากแรงตึงผิวของแต่ละด้านฟองสบู่ที่มีค่าเท่ากัน สำหรับฟองสบู่ที่มีด้านน้อยกว่า 6 เหลี่ยมจะมีจุดศูนย์กลางของความโค้งอยู่ด้านในส่งผลให้ความดันภายในมากกว่า ฟองสบู่ไม่ว่ากรณีเหล่านี้จะหดตัวลงและฟองรอบๆจะมีขนาดใหญ่ขึ้น แบบจำลองดังกล่าวเรียกว่า “cellular growth”

หรือกล่าวได้ว่าฟองสบู่ที่มีจำนวนด้านมากกว่า 6 ด้านก็โตขึ้นโดยการหายไปของฟองรอบข้างและด้านของฟองเองก็จะลดลงจนได้ฟองที่มีจำนวน 6 ด้าน ในทางตรงกันข้ามด้านที่น้อยกว่า 6 ด้านจะหดตัวลงและหายไป เมื่อฟองสบู่ที่มีขนาดใหญ่ทั้ง 2 มาพบกันก็จะเกิดการรวมกันเป็นเกรนเดียวกัน

2.8.3.1 แบบจำลองของการโตของเกรน

สำหรับแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของการโตของเกรนนั้นเริ่มจากพื้นฐานแบบจำลองของฟองสบู่ โดยที่ D เป็นเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรนที่มีการเปลี่ยนแปลงขนาดแปรผันตรงกับส่วนโค้งของเกรนหรือแปรผกผันกับ D ได้สมการพารา ดังนี้

$$\frac{dD}{dt} = k'c = \frac{k}{D} \rightarrow D^2 - D_0^2 = kt \quad (2.26)$$

เมื่อ t คือ เวลา, D_0 คือเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรนเริ่มต้นที่ $t = 0$, และ K คือค่าคงที่ ซึ่งจะเห็นได้ว่าขนาดของเกรนจะแปรผันตามรากที่สองของ t โดยในทางทฤษฎีมีค่า D_0 มีค่าน้อยมาก ทำให้ $D = kt^{0.5}$ แต่เนื่องด้วยสมการนั้นอยู่ภายใต้เงื่อนไขจำนวนมาก เช่น ผลของสารมลทินสิ่งเจือปน ทำให้ไม่สามารถทำนายพฤติกรรมกระบวนการการโตของเกรนในโลหะได้ ดังนั้นรูปแบบสมการที่สอดคล้องกับการโตของเกรน จึงเป็นดังสมการต่อไปนี้

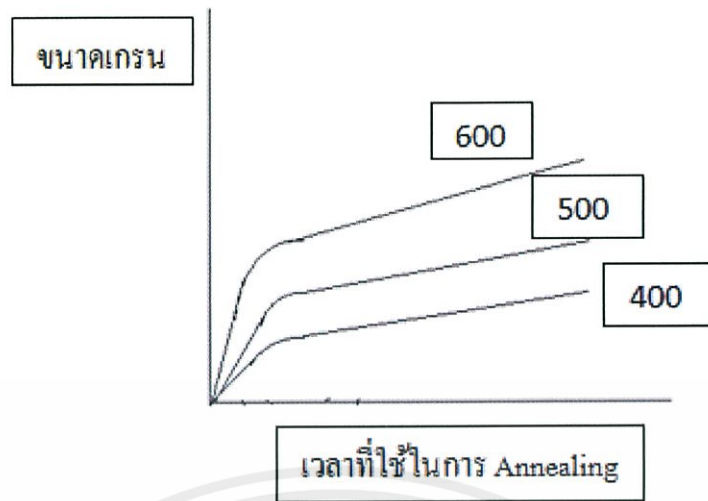
$$D - D_0 = kt^n \quad (2.27)$$

โดยที่ n คือค่าคงที่ไม่ขึ้นกับเวลา ค่าของ n โดยปกติมีค่ามากกว่าหรือเท่ากับ 0.5

2.8.3.2 ปัจจัยที่ส่งผลต่อขนาดเกรน มีดังต่อไปนี้

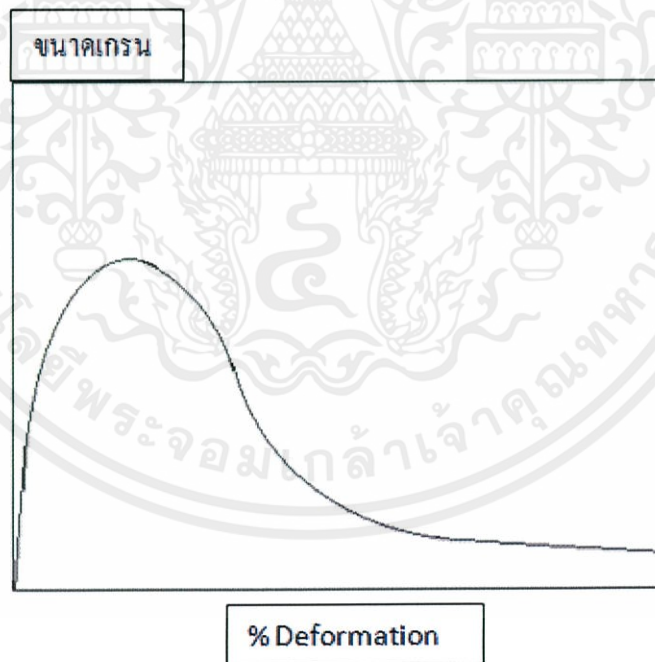
1. อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการอบ ดังแสดงในรูป 2.24

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.24 แสดงความสัมพันธ์ของเวลาในการอบอ่อนและอุณหภูมิที่มีผลต่อขนาดเกรน [9]

- ความมากขึ้นน้อยของการผ่านการทำงานเย็นของชิ้นงาน โดยทั่วไป ชิ้นงานที่ผ่านการทำงานเย็น มากจะมีขนาดเกรนเล็กดังรูป 2.25



รูปที่ 2.25 แสดงเปอร์เซ็นต์การสูญเสียรูปร่างที่มีผลต่อขนาดเกรน [9]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 3. สารละลายของแข็งและปริมาณของสิ่งเจือปนที่ปะปนอยู่ในเนื้อโลหะ ส่งผลถึง
 ความสามารถในการเคลื่อนตัวของขอบเกรนลดลงเนื่องจากกลไกการกระจายตัวรอบของขอบ

เกรนโดยการเคลื่อนที่ของขอบเกรนจำเป็นต้องพาสารละลายของแข็งไปด้วย ขณะที่สิ่งเจือปนจะเหนียวรั้งขอบเกรนไว้เนื่องจากแรงดึงดูดระหว่างบริเวณผิวกับสิ่งเจือปน ผลของทั้งสารละลายของแข็งและสิ่งเจือปนนั้นจะคล้ายคลึงกัน คือทำให้ค่า n ที่ได้นั้นจะต่ำกว่าค่าทางทฤษฎี แต่ค่า n จะมีค่าสูงขึ้นใกล้ค่า n ในทางทฤษฎี ($n=0.5$) เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 3

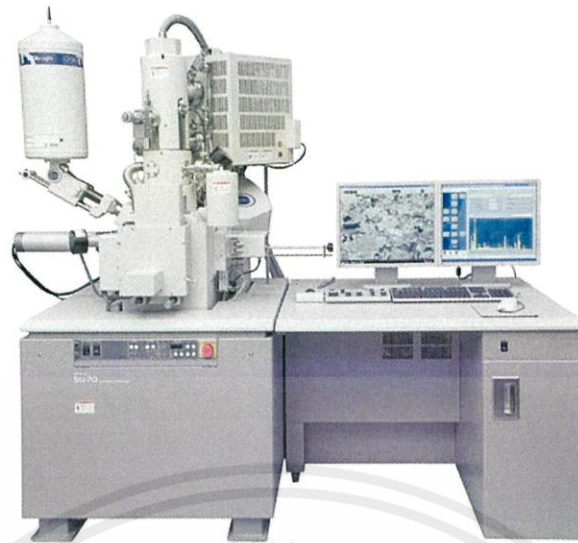
เครื่องมือสำหรับการวิเคราะห์

3.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ลำอนุภาคอิเล็กตรอนพลังงานสูงในการตรวจสอบวัตถุแทนแสงธรรมดา เนื่องจากความยาวคลื่นของลำอนุภาคอิเล็กตรอนนั้นสั้นกว่าความยาวคลื่นแสงถึง 100,000 เท่า ทำให้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนสามารถให้ประสิทธิภาพของกำลังขยาย และการแจกแจงรายละเอียดได้เหนือกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง โดยสามารถแยกรายละเอียดของวัตถุที่เล็กขนาด 10 อังสตรอม หรือ 0.1 นาโนเมตร (กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงจะแจกแจงรายละเอียดได้ประมาณ 0.2 ไมโครเมตร) จึงทำให้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนมีกำลังขยายสูงมากถึง 500,000 เท่า

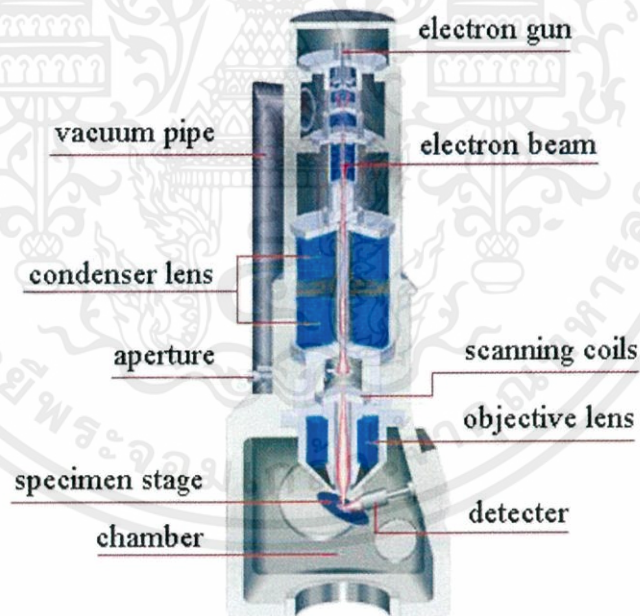
3.1.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เป็นเครื่องมือวิทยาศาสตร์ช่วยสายตาประเภทกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ลำแสงอิเล็กตรอนฉายหรือส่องกราดไปบนผิวของตัวอย่างที่ต้องการตรวจสอบให้ได้ข้อมูลของลักษณะพื้นผิวปรากฏเป็นภาพขยายที่สามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่าหรืออาจบันทึกภาพที่บนแผ่นฟิล์มได้ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนมีชื่อภาษาอังกฤษคำเต็มว่า SCANNING ELECTRON MICROSCOPE และโดยทั่วไปแล้วผู้ที่คุ้นเคยกับอุปกรณ์ชนิดนี้มักจะเรียกชื่อย่อเป็นภาษาอังกฤษว่า “SEM” เนื่องจากข้อจำกัดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่มีความยาวคลื่นแสงขนาดใหญ่กว่าลักษณะสัณฐานบางชนิดที่ต้องการศึกษา และกำลังความสามารถในการแยกชัดของกล้องจุลทรรศน์แบบแสงธรรมดามีค่าต่ำ ใช้ดูวัตถุเล็กสุดประมาณ 0.2 ไมโครเมตร และให้กำลังขยายสูงสุดไม่เกิน 3000 เท่า ซึ่งไม่สามารถตรวจสอบรายละเอียดของวัตถุที่มีขนาดเล็กมากๆได้ จึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งที่ต้องใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่มีกำลังขยายสูง มีความสามารถในการแยกชัดดี เนื่องจากมีความยาวคลื่นสั้น เพื่อช่วยในการวิเคราะห์ลักษณะสัณฐานของวัสดุ โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดมีกำลังขยายมากกว่า 3000 เท่า จนถึงระดับมากกว่า 100000 เท่า และสามารถแจกแจงรายละเอียดของภาพ ซึ่งขึ้นกับลักษณะตัวอย่างได้ตั้งแต่ 3 ถึง 100 นาโนเมตร อีกทั้งยังสามารถใช้งานร่วมกับเทคนิคการวิเคราะห์อื่น เช่น EBSD (Electron Backscatter Diffraction)



รูปที่ 3.1 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด [11]

3.1.1.1 ส่วนประกอบพื้นฐานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)



รูปที่ 3.2 แผนภาพแสดงให้เห็นส่วนประกอบที่สำคัญของ SEM ที่เป็นจุดกำเนิดของภาพ [12]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ส่วนประกอบพื้นฐานของ SEM ประกอบด้วย (ตามรูปที่ 3.2) ประกอบด้วย

1. แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน (Electron gun) อยู่ด้านปลายบนสุดของ Column ซึ่งต่อกับสายไฟฟ้าแรงสูงที่ต่อจากถังแปลงไฟฟ้าแรงสูงซึ่งแปลงจาก 110 โวลต์หรือ 220 โวลต์เป็นไฟฟ้าที่มีความดันไฟฟ้าสูงคือระหว่าง 1-30 กิโลโวลต์ซึ่งเพียงพอสำหรับ SEM แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนประกอบด้วยลวดโลหะทั้งสแตน ที่บิดเป็นรูปตัววีเรียกว่า เส้นใย (Filament) และล้อมด้วยโลหะรูปกรวย (Wehnelt cylinder) มีอยู่ปลายกรวยเมื่อกระแสไฟฟ้าตั้งแต่ 1000 โวลต์ จะไปเข้ามาสู่เส้นใยลวดตัววีดังกล่าวก็จะมีความร้อนสูงประจุอิเล็กตรอนก็จะกระจาย ออกมาในสภาวะสุญญากาศภายในคอลัมน์(Column)ประจุอิเล็กตรอนซึ่งเป็นประจุลบจะถูกดึงดูดด้วยแผ่นขั้วบวก (Anode plate) ที่อยู่ด้านล่างของแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน ประจุอิเล็กตรอนส่วนใหญ่จะถูกดึงผ่านรูของกรวยไปยังทิศทางที่กำหนดคือลงสู่สนามแม่เหล็กที่สามารถรวบรวมประจุ อิเล็กตรอนที่มีอยู่ให้เป็นลำแสงอิเล็กตรอนที่มีความหนาแน่นเพียงพอสำหรับฉายลงบนตัวอย่างแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน ซึ่งมี เส้นใย และ โลหะรูปกรวย (Wehnelt cylinder) อยู่ภายในสามารถทำให้ขยับเขยื้อนได้ด้วยสกรูที่อยู่รอบๆ ด้านนอกแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน ทั้งนี้เพื่อปรับให้แหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนอยู่ในแนวตรงได้ ศูนย์กลางหรือตั้งฉากกับสนามแม่เหล็กของเลนส์สนามแม่เหล็กภายในคอลัมน์ ใน SEM สมัยใหม่นอกจากจะมี ปุ่มหรือสกรูที่ช่วยปรับแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน ให้ได้ศูนย์แล้วยังมีขดลวดที่มีสนามแม่เหล็กไฟฟ้า บริเวณแผ่น ขั้วบวกเพื่อจะช่วยปรับลำแสงอิเล็กตรอนให้อยู่ศูนย์กลางของ สนามแม่เหล็กในเลนส์ชุดแรกขดลวดดังกล่าวเรียกว่า ขดลวดลำอิเล็กตรอน(Aligment coil)ซึ่งสามารถควบคุมและปรับได้ตามต้องการโดยหมุนและปรับปุ่มปรับลำอิเล็กตรอน (Alignmentknobs) บนแผงคอนโซล ยูนิท (Console unit) เหตุที่ต้องปรับแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอนก็เพื่อจะให้ลำแสงอิเล็กตรอนที่เกิดขึ้นมีความสมบูรณ์เป็นรูปทรง กระบอกที่ไม่บิดเบี้ยวหรือเขวออกไปจากศูนย์กลางหากมีการบิดของลำแสงอิเล็กตรอนออกนอกทิศทางอิเล็กตรอนปฐมภูมิ (primary electron) บางส่วนจะถูกกั้นออกไปซึ่งมีผลกระทบต่อปริมาณของอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (secondary electron)

2. เลนส์ควบคุมลำแสงอิเล็กตรอน (Electromagnetic lens) และขดลวดควบคุมการเคลื่อนของลำแสงอิเล็กตรอน (Scan coil) เป็นชุดอุปกรณ์ที่ทำงานร่วมกันทำหน้าที่รวบรวมอิเล็กตรอนปฐมภูมิให้เป็นลำแสงรูปกรวยที่เล็กที่สุดเท่าที่จะเป็นได้ลำแสงดังกล่าวไปตกกระทบ บนผิวตัวอย่างและจะใช้สนามแม่เหล็กขับหรือผลักให้ลำแสงอิเล็กตรอนปฐมภูมิเคลื่อนไปบนผิวตัวอย่างในแนวที่ต้องการเป็นบริเวณ รูปลี่เหลี่ยมจตุรัสเส้นสี่แต่ละชุดมีช่องบังคับรูอิเล็กตรอน(Aperture)ซึ่งเป็นโลหะประเภททองขาวทองเหลืองมีรูขนาดต่างๆกัน (50-400ไมโครเมตร) และสามารถเปลี่ยนได้ตาม

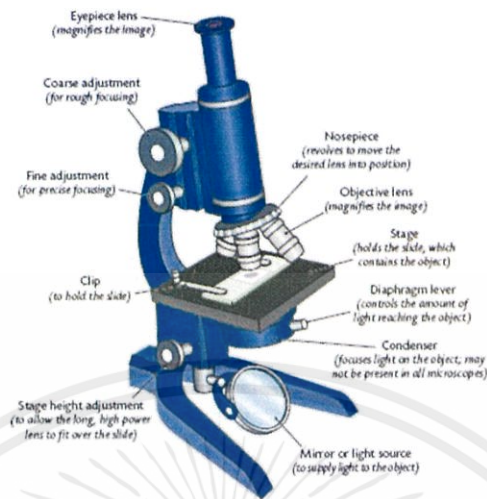
ขนาดที่ต้องการ ช่องบังคับลำอิเล็กตรอนดังกล่าวมักจะจัดไว้ในเส้นสแตละชุดภายในบริเวณที่ไร้สนามแม่เหล็กของเส้นสแตละชุดของช่องบังคับลำอิเล็กตรอนเหล่านั้น ทำหน้าที่กำหนดให้ลำแสงอิเล็กตรอนที่ผ่านสนามแม่เหล็กของเส้นสแตละชุดให้มีรูปร่างที่สมมาตร ช่องบังคับลำอิเล็กตรอนของเส้นสแตละชุดสุดท้ายก่อน ที่ลำแสงอิเล็กตรอนจะมาสัมผัสกับตัวอย่างเป็น ช่องบังคับลำอิเล็กตรอนพิเศษเรียกว่า ช่องบังแสงอิเล็กตรอน (Objective aperture) มีไว้เพื่อกลั่นกรองลำแสงอิเล็กตรอนให้เป็นรูปร่างขนาดเล็กที่มีความสมมาตรที่สุดและกำหนดขนาดและปริมาณของอิเล็กตรอนให้กระทบจุดต่างๆบนผิวตัวอย่างเพื่อให้ภาพที่มีความลึกมากกว่าปกติขดลวดสนามแม่เหล็กไฟฟ้าที่ทำหน้าที่ขับเคลื่อนลำแสงอิเล็กตรอนปฐมภูมิให้กระดกไปบนผิวของตัวอย่างชิ้นส่วนหรืออุปกรณ์นี้เรียกว่า ลำแสงอิเล็กตรอน (Scan coils) ซึ่งควบคุมโดยระบบไฟฟ้าและยังควบคุมการกระดกของลำแสงที่เป็นเส้นในจอรับภาพ (CRT) ให้เคลื่อนที่ไปในทิศทาง และเวลาเดียวกันกับลำแสงอิเล็กตรอน

3. ช่องตัวอย่าง (Specimen Chamber) ของ SEM เป็นช่องว่างใต้เลนส์สุดท้ายส่วนที่สำคัญของช่องใส่ตัวอย่างคือฐานวางตัวอย่างและปุ่มควบคุมโดยใช้เฟืองขนาดต่างๆเพื่อเลื่อนฐานนี้ให้เลื่อนไปมาภายในช่องตัวอย่างได้อย่างน้อย 6 ทิศทางฐานวางตัวอย่างที่มีส่วนประกอบและคุณสมบัติเหล่านี้เรียกว่า การหมุนรอบแกน x (Goniometer stage)

4. อุปกรณ์รวบรวมสัญญาณ (Collector & scintillator) เป็นแท่งแก้วใสมีปลายมลทำด้วยพลาสติกฉาบผิวด้วยอลูมิเนียมและส่วนปลายของแท่งนี้ล้อมด้วยตาข่ายโลหะที่ต่อกับวงจรไฟฟ้าประจุ+ขนาด 30 -250 โวลต์เพื่อดึงดูดประจุอิเล็กตรอนทุติยภูมิอันเกิดจากปฏิกิริยา ระหว่างประจุอิเล็กตรอนปฐมภูมิกระทบกับผิวของตัวอย่าง

5. อุปกรณ์สร้างภาพและถ่ายภาพ (Imaging photographic devices) ทำหน้าที่เปลี่ยนแปลงสัญญาณที่ได้รับเป็นภาพและ ภาพที่ปรากฏบนจอซีอาร์ที (Cathode ray tube, CRT) ก็พร้อมที่จะทำการบันทึกอุปกรณ์สร้างภาพประกอบด้วยท่อนำแสงและเครื่องขยายและเปลี่ยนสัญญาณอิเล็กตรอน ให้เป็นแสงไฟสำหรับการสร้างภาพเริ่มจากประจุอิเล็กตรอนทุติยภูมิซึ่งประจุอิเล็กตรอนชุดนี้จะถูกจับและรวบรวมไว้แล้วนำสู่แท่งแก้วใสประเภท ท่อนำแสงในลักษณะของแสงแสงที่ผ่านท่อแท่งแก้วนี้จะเคลื่อนไปสู่เครื่องขยายแสง (Photomultiplier) ซึ่งจะเปลี่ยนแสงชนิดโปรตอน (photons) นี้ไป อิเล็กตรอนอีกครั้งหนึ่งอิเล็กตรอนที่เกิดขึ้นจะผ่านเครื่องขยายให้เป็นสัญญาณไฟฟ้าให้ปรากฏในจอภาพซีอาร์ทีที่ติดตั้งไว้บนแผงส่วนคอนโซล (Console unit)

3.2 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light Microscope)



รูปที่ 3.3 แสดงส่วนประกอบต่างๆของกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง [13]

หลักการทำงานเบื้องต้นของกล้องจุลทรรศน์ชนิดนี้ คือใช้แสงไฟฟ้าให้กำเนิดแสงเป็นลำแสงที่มีความยาวคลื่นประมาณ 540 นาโนเมตร (เป็นแสงสีเขียวที่ไวตาของมนุษย์มากที่สุด) ลำแสงนั้นรวบรวมโดยเลนส์รวมแสง (Condenser Lens) ไปตกที่ชั้นเนื้อที่วางอยู่บนสไลด์ ส่วนเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) รับแสงที่ผ่านออกจากชั้นเนื้อขยายออกเป็นภาพส่งต่อไปที่เลนส์ใกล้ตา (Eyepiece Lens) เพื่อขยายภาพสุดท้ายขนาดใหญ่ไปตกบนจอรับภาพ (Retina) ของตาคนดูกล้อง ดังนั้นกำลังขยายของชั้นเนื้อ ได้มาจากผลคูณของความสามารถของกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุและเลนส์ใกล้ตา (Eyepiece Lens) โดยทั่วไป กำลังขยายจำกัด (Limit of Resolution) ของกล้องชนิดนี้ประมาณ 0.2 ไมโครเมตรและมีกำลังขยายประมาณ 2,000 เท่า, ความสามารถของเลนส์ในการแยกจุดอย่างชัดเจน (Resolution Power) ของกล้องส่วนใหญ่ขึ้นกับคุณภาพของเลนส์ใกล้วัตถุ ส่วนเลนส์ใกล้ตาไม่สามารถเพิ่มกำลังขยายได้ เป็นแต่เพียงขยายภาพที่เกิดขึ้นจากเลนส์ใกล้วัตถุเท่านั้น

ชั้นเนื้อที่ต้องการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ควรมีความบางพอที่จะให้ลำแสงผ่านทะลุได้ แสง บางส่วนถูกดูดซับโดยองค์ประกอบที่แตกต่างกันของชั้นเนื้อ ผลของความแตกต่างของการดูดซับแสงทำให้เกิดความแตกต่างของระดับแสง (Contrast) ขึ้น เป็นผลให้เห็นลักษณะโครงสร้างของชั้นเนื้อนั้นชัดเจนขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.1 ส่วนประกอบสำคัญ

1. ฐาน (Base) เป็นส่วนที่ใช้วางบนโต๊ะ
2. แขน (Arm) เป็นส่วนเชื่อมต่อตัวลำกล้องกับฐาน
3. ลำกล้อง (Body tube) เป็นส่วนที่ปลายด้านบนมีเลนส์ตา ส่วนปลายด้านล่างติดกับเลนส์วัตถุ ซึ่งติดกับแผ่นหมุนได้ เพื่อเปลี่ยนเลนส์ขนาดต่างๆ
4. ปุ่มปรับภาพหยาบ (Coarse adjustment) ทำหน้าที่ปรับภาพโดยเปลี่ยนระยะโฟกัสของเลนส์ใกล้วัตถุ (เลื่อนลำกล้องหรือแท่นวางวัตถุขึ้นลง) เพื่อให้ทำให้เห็นภาพชัดเจน
5. ปุ่มปรับภาพละเอียด (Fine adjustment) ทำหน้าที่ปรับภาพ ทำให้ได้ภาพที่ชัดเจนมากขึ้น
6. เลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) เป็นเลนส์ที่อยู่ใกล้กับแผ่นสไลด์ หรือวัตถุ ปกติติดกับแป้นวงกลมซึ่งมีประมาณ 3-4 อัน แต่ละอันมีกำลังบอกเอาไว้ เช่น x3.2, x4, x10, x40 และ x100 เป็นต้น ภาพที่เกิดจากเลนส์ใกล้วัตถุเป็นภาพจริงหัวกลับ
7. เลนส์ใกล้ตา (Eye piece) เป็นเลนส์ที่อยู่บนสุดของลำกล้อง โดยทั่วไปมีกำลังขยาย 10x หรือ 15x ทำหน้าที่ขยายภาพที่ได้จากเลนส์ใกล้วัตถุให้มีขนาดใหญ่ขึ้น ทำให้เกิดภาพที่ตาผู้ศึกษาสามารถมองเห็นได้ โดยภาพที่ได้เป็นภาพเสมือนหัวกลับ
8. เลนส์รวมแสง (Condenser) ทำหน้าที่รวมแสงให้เข้มข้นเพื่อส่งไปยังวัตถุที่ต้องการศึกษา
9. กระจกเงา (Mirror) ทำหน้าที่สะท้อนแสงจากธรรมชาติหรือแสงจากหลอดไฟภายในห้องให้ส่องผ่านวัตถุ โดยทั่วไปกระจกเงามี 2 ด้าน ด้านหนึ่งเป็นกระจกเงาเว้า อีกด้านเป็นกระจกเงาระนาบ สำหรับกล้องรุ่นใหม่จะใช้หลอดไฟเป็นแหล่งกำเนิดแสง ซึ่งสะดวกและชัดเจนกว่า
10. ไดอะแฟรม (Diaphragm) อยู่ใต้เลนส์รวมแสงทำหน้าที่ปรับปริมาณแสงให้เข้าสู่เลนส์ในปริมาณที่ต้องการ
11. แท่นวางวัตถุ (Specimen stage) เป็นแท่นใช้วางแผ่นสไลด์ที่ต้องการศึกษา

12. ที่หนีบสไลด์ (Stage clip) ใช้หนีบสไลด์ให้ติดอยู่กับแท่นวางวัตถุ ในกล้องรุ่นใหม่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่จัดทำขึ้นเพื่อการวิจัยและพัฒนาเท่านั้น ไม่สามารถนำออกจำหน่ายหรือทำซ้ำโดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.2 การใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

1. การจับกล้องและเคลื่อนย้ายกล้อง ต้องใช้มือหนึ่งจับที่แขนและอีกมือหนึ่งรองที่ฐานของกล้อง
2. ตั้งลำกล้องให้ตรง
3. เปิดไฟเพื่อให้แสงเข้าลำกล้องได้เต็มที่
4. หมุนเลนส์ใกล้วัตถุ ให้เลนส์ที่มีกำลังขยายต่ำสุดอยู่ในตำแหน่งแนวของลำกล้อง
5. นำสไลด์ที่จะศึกษามาวางบนแท่นวางวัตถุ โดยปรับให้อยู่กลางบริเวณที่แสงผ่าน
6. ค่อยๆ หมุนปุ่มปรับภาพหยาบให้กล้องเลื่อนขึ้นช้าๆ เพื่อหาระยะภาพ แต่ต้องระวังไม่ให้เลนส์ใกล้วัตถุกระทบกับสไลด์ตัวอย่าง เพราะจะทำให้เลนส์แตกได้
7. ปรับภาพให้ชัดเจนขึ้นด้วยปุ่มปรับภาพละเอียด ถ้าวัตถุที่ศึกษาไม่อยู่ตรงกลางให้เลื่อนสไลด์ให้มาอยู่ตรงกลาง
8. ถ้าต้องการให้ภาพขยายใหญ่ขึ้นให้หมุนเลนส์ใกล้วัตถุที่มีกำลังขยายสูงกว่า เดิมมาอยู่ในตำแหน่งแนวของลำกล้อง จากนั้นปรับภาพให้ชัดเจนด้วยปุ่มปรับภาพละเอียดเท่านั้น ห้ามปรับภาพด้วยปุ่มปรับภาพหยาบเพราะจะทำให้ระยะของภาพ หรือจุดโฟกัสของภาพเปลี่ยนไป
9. บันทึกกำลังขยายโดยหาได้จากผลคูณของกำลังขยายของเลนส์ใกล้วัตถุกับกำลังขยายของเลนส์ใกล้ตา

3.2.3 ข้อควรระวังในการใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

เนื่องจากกล้องจุลทรรศน์เป็นอุปกรณ์ที่มีราคาค่อนข้างสูงและมีส่วนประกอบที่อาจเสียหายง่ายโดยเฉพาะเลนส์ จึงต้องใช้และเก็บรักษาด้วยความระมัดระวังให้ถูกวิธี ซึ่งมีวิธีปฏิบัติดังนี้

1. ในการยกกล้องและเคลื่อนย้ายกล้อง ต้องใช้มือหนึ่งจับที่แขนและอีกมือหนึ่งรองที่ฐานของกล้อง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 2. สไลด์และกระจกปิดสไลด์ที่ใช้ต้องไม่เปียก เพราะอาจจะทำให้แท่นวางวัตถุเกิดสนิม และเลนส์ใกล้วัตถุอาจขึ้นราได้

3. เมื่อต้องการหมุนปุ่มปรับภาพหยาบต้องมองด้านข้างตามแนวระดับแท่นวางวัตถุ เพื่อป้องกันการกระทบของเลนส์ใกล้วัตถุกับกระจกสไลด์ ซึ่งอาจทำให้เลนส์แตกได้
4. การหาภาพต้องเริ่มด้วยเลนส์ใกล้วัตถุที่มีกำลังขยายต่ำสุดก่อนเสมอ
5. เมื่อต้องการปรับภาพให้ชัดขึ้นให้หมุนเฉพาะปุ่มปรับภาพละเอียดเท่านั้น เพราะถ้าหมุนปุ่มปรับภาพหยาบจะทำให้ระยะภาพหรือจุดโฟกัสของภาพเปลี่ยนไปจาก เดิม
6. ห้ามใช้มือแตะเลนส์ ควรใช้กระดาษเช็ดเลนส์ในการทำความสะอาดเลนส์
7. เมื่อใช้เสร็จแล้วต้องเอาวัตถุที่ศึกษาออก เช็ดแท่นวางวัตถุและเช็ดเลนส์ให้สะอาด หมุนเลนส์ใกล้วัตถุกำลังขยายต่ำสุดให้อยู่ตรงกลางลำกล้อง และเลื่อนลำกล้องลงต่ำสุด ปรับกระจกให้อยู่ในแนวตั้งฉากกับแท่นวางวัตถุเพื่อป้องกันไม่ให้ฝุ่นเกาะ แล้วเก็บใส่กล่องหรือตู้ให้เรียบร้อย

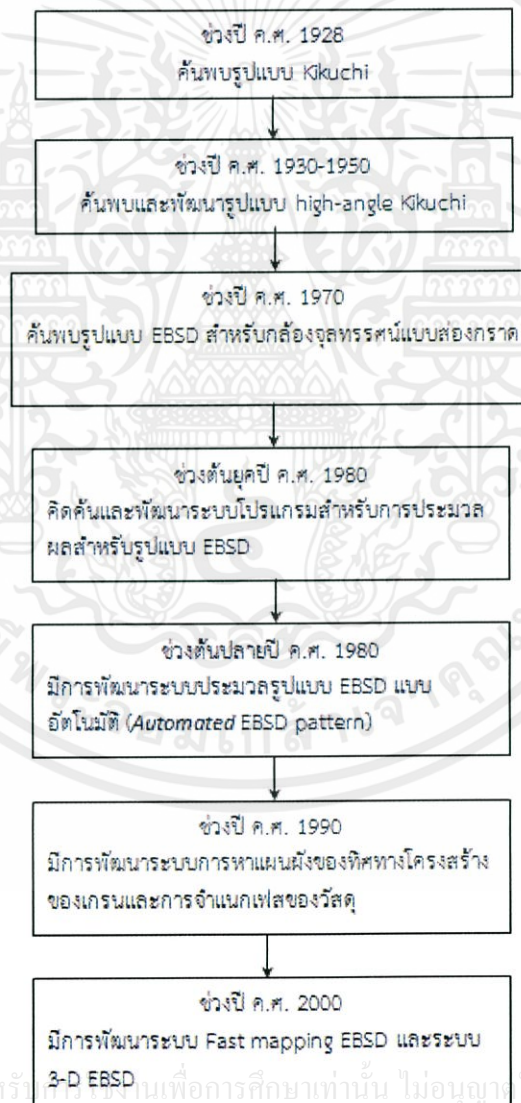
3.3 เทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์

เทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์ (Electron Back-scatter diffraction, EBSD) หรือที่รู้จักกันอีกชื่อว่า “รูปแบบของอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์ (Electron Back-scatter pattern ,EBSP)” สำหรับเทคนิคนี้ในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดได้รับความนิยมมากในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคต่างๆ โดยเฉพาะการวิเคราะห์เกี่ยวกับการจำแนกเฟส เนื้อสัมผัส (texture) โครงสร้างผลึกของวัสดุ ขนาดและประเภทของเกรน ตลอดจนวิเคราะห์ทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกในเกรนที่บริเวณสนใจ

3.3.1 ประวัติเทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์

ในช่วงเกือบศตวรรษที่ผ่านมาการค้นพบหลักการเบื้องต้นสำหรับการเลี้ยวเบนของเทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์เกิดขึ้นครั้งแรกในปี ค.ศ.1928 โดยนักวิทยาศาสตร์ชาวญี่ปุ่น ที่มีชื่อ ดร. เซอิชิ คิคุชิ (Seishi Kikuchi) และดร.โชจิ นิชิคาว่า (Shoji Nishikawa) จากการศึกษาการเลี้ยวเบนของรังสีแคโทดของแคลไซต์ (CaCO_3) ดังนั้นเพื่อเป็นเกียรติแก่ดร.เซอิชิ คิคุชิจึงเรียกรูปแบบการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนรูปแบบนี้ว่า “แบคสแกตเตอร์คิคุชิดิฟแฟรกชัน (Backscatter Kikuchi diffraction, BKD)” หลังจากนั้นเป็นต้นมาการศึกษาที่เกี่ยวกับทิศทางการจัดเรียงตัวของโครงสร้าง

ผลึกนิยมนศึกษาเทคนิคการเลี้ยวเบนจากแบบคสแกตเตอร์คิคุชิตีฟแฟรกชันจากนั้นในปี ค.ศ.1937 โบร์ช ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับแผนผังแบบคสแกตเตอร์คิคุชิตีฟแฟรกชันในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission electron microscope ,TEM) โดยศึกษาในวัสดุต่างๆ ได้แก่ แคลเซียมคลอไรด์ (NaCl) ,โพแทสเซียมคลอไรด์(KCl), ซัลไฟต์ (PbS), แคลไซต์(CaCO₃), แคลเซียมฟลูออไรด์ (CaF₂), ควอตซ์ (SiO₂), ไมกา (mica), เพชร (diamond),ทองแดง (Cu) และเหล็ก (Fe) และในปี ค.ศ.1991 สจิวต์ ไรต์ (Stuart wright) ได้พัฒนาระบบอัตโนมัติในการวิเคราะห์ทิศทางของโครงสร้างผลึกจาก EBSP ซึ่งทำให้สามารถประมวลผลข้อมูลได้เร็วและมีประสิทธิภาพมากขึ้น ทำให้เป็นจุดเริ่มต้นในการพัฒนาระบบโปรแกรมและเครื่องมือต่างๆ เกี่ยวกับเทคนิค EBSD ซึ่งการค้นพบและการพัฒนาสำคัญ สำหรับเทคนิคอิเล็กตรอนแบบคสแกตเตอร์แสดงดังรูปที่ 3.4



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับใช้ภายในเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้
รูปที่3.4 แสดงวิวัฒนาการพัฒนาระบบของ EBSD

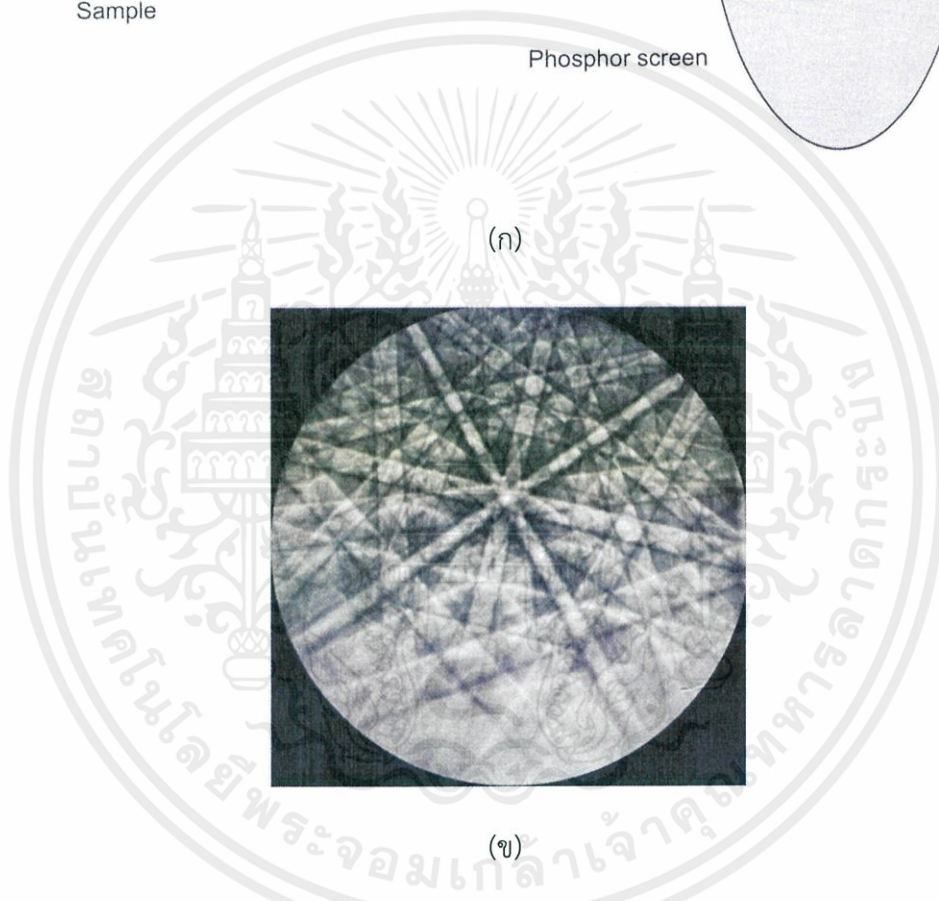
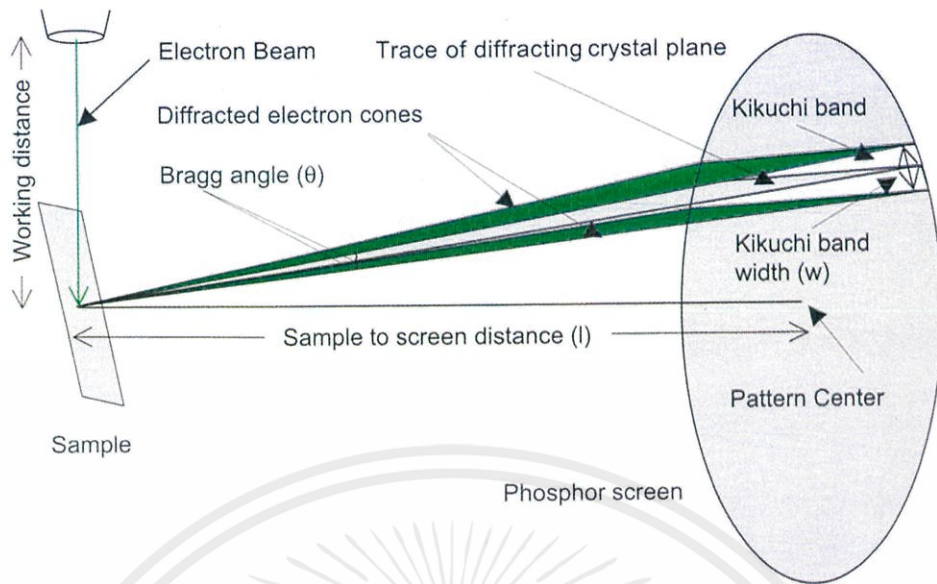
3.3.2 พื้นฐานสำหรับเทคนิคการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนแบบคสแกตเตอร์

การเลี้ยวเบนเป็นปรากฏการณ์ที่เกี่ยวข้องกับคลื่นเมื่อคลื่นเดินทางผ่านสิ่งกีดขวาง (เช่น ขอบของวัตถุ ช่องเปิดเล็กๆ) คลื่นจะเกิดการเลี้ยวเบน (diffraction) กระจายตัวออกจากทิศการเคลื่อนที่ ในแนวเดิม คลื่นที่เดินทางผ่านสิ่งกีดขวางจะเลี้ยวเบนที่ขอบ คลื่นที่เลี้ยวเบนผ่านส่วนต่าง ๆ ของสิ่งกีดขวางนั้นจะเกิดการแทรกสอดกันสามารถสังเกตผลการแทรกสอด (interference pattern) เป็นรูปแบบการเลี้ยวเบน (diffraction pattern) สำหรับการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนที่กระเจิงกลับ (Electron backscatter diffraction) ในกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดเกิดขึ้นลำอิเล็กตรอนที่ลงมากระทบกับตัวอย่างที่วิเคราะห์แล้วเกิดการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับซึ่งอิเล็กตรอนนั้นจะสะท้อนออกมาตามเงื่อนไขของแบรกก์ที่เรียกว่า “กฎของแบรกก์ (Bragg law)” ซึ่งมีความสัมพันธ์ดังนี้

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad 2.25$$

โดยที่ λ คือความยาวคลื่นของลำอิเล็กตรอน, θ คือ มุมระหว่างลำอิเล็กตรอนกับระนาบ, d คือ ระยะระหว่างระนาบเมื่อสังเกตจากสมการของแบรกก์สามารถสรุปปรากฏการณ์เลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนตามกฎของแบรกก์ได้ว่าเมื่อลำอิเล็กตรอนที่มีความยาวคลื่น λ ตกกระทบกับระนาบ (hkl) ด้วยมุมตกกระทบ θ เราจะพบอิเล็กตรอนเลี้ยวเบนที่มุม 2θ ก็ต่อเมื่อมุมตกกระทบ θ ที่ความยาวคลื่น λ และระยะห่างระหว่างระนาบ d เป็นไปตามเงื่อนไขในสมการของแบรกก์โดย $n = 1, 2, 3, \dots$ เป็นลำดับที่ของการเลี้ยวเบนถ้า d และ λ มีค่าคงที่แล้วการเลี้ยวเบนจะเกิดขึ้นเมื่อมุมตกกระทบเท่ากับ $\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots$ ตามลำดับซึ่งสอดคล้องกับ $n = 1, 2, 3, \dots$ ตามลำดับกล่าวได้ว่าถ้ากำหนดให้ d และ λ คงที่แล้ว การเลี้ยวเบนจะเกิดขึ้นได้ที่มุมตกกระทบค่าเฉพาะเพียงบางค่าเท่านั้นซึ่งจะเกิดการเลี้ยวเบนจากระนาบผลึกภายในวัสดุ สำหรับการเลี้ยวเบนในกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดแสดงดังรูปที่ 3.5 ซึ่งจะเป็นแถบเส้นสีขึ้นซึ่งประกอบด้วยเส้นแถบสีขาวและสีดำ เรียกเส้นแถบสีนี้ว่า “เส้นแถบของคิคุชิ (Kikuchi line)” ประกอบกันขึ้นเป็นรูปแบบของการเลี้ยวเบนเรียกรูปแบบนี้ว่า “รูปแบบของคิคุชิ (Kikuchi pattern)” ซึ่งตัวอย่างรูปแบบของรูปแบบของคิคุชิแสดงดังในรูปที่ 3.5 ข

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.5 (ก) แสดงการเกิดการเลี้ยวเบนในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (ข) แสดงแผนภาพรูปแบบคิคุชิของนิกเกิลด้วยค่าความต่างศักย์ที่ 20kV

ในงานวิจัยนี้สนใจในการหาสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL ซึ่งวิเคราะห์จากการเปรียบเทียบเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น (misorientation matrix) ตามทฤษฎีเทียบกับเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่นจากเอกสารนี้ถ้าเราทดลอง โดยเมตริกซ์ความแตกต่าง (different matrix, M_D) มีความสัมพันธ์ดังต่อไปนี้ [47] ด้านการคำนวณว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$M_D = M_{EXP} M_{CSL}^{-1} \quad 2.26$$

โดยที่ $M_{EXP} = T_i M$ เมื่อ T_i คือเมตริกซ์สมมาตรของระบบ, M_{CSL} คือเมตริกซ์มิลีโอเรียลเทชั่นจากทฤษฎี

ในการหาเมตริกซ์ M สามารถหาได้จาก

$$M = G_1^{-1} G_2$$

โดย G_1, G_2 คือเมตริกซ์ทิศทางของผลึก (Orientation matrix) ของเกรน 1 และเกรน 2 ตามลำดับซึ่งเมตริกซ์ทิศทางของผลึกสามารถหาได้จาก Triangular method

$$G = R_{CS} = R_{cp} \cdot R_{ps}$$

R_{ps} คือเมตริกซ์การหมุนโดยเทียบระหว่าง Pattern เทียบ sample และ R_{cp} คือเมตริกซ์การหมุน

จาก crystal เทียบ

$$R_{ps} = \begin{pmatrix} \cos \gamma & -\sin \gamma & 0 \\ \sin \gamma & \cos \gamma & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

โดยที่ γ คือมุมระหว่าง เวกเตอร์ตั้งฉากแถบคิซึกับแกน Y_s

จากนั้นเราสามารถหา Z_p ซึ่งแสดงถึงแนวของ beam normal จากสมการ

$$\begin{pmatrix} Z_{p_x} \\ Z_{p_y} \\ Z_{p_z} \end{pmatrix} = \frac{\sqrt{(q_1^i)^2 + (q_2^i)^2 + (q_3^i)^2} \cos \alpha_i}{\begin{pmatrix} q_1^i \\ q_2^i \\ q_3^i \end{pmatrix}}$$

$$\tan \alpha_i = \frac{D_i}{L}$$

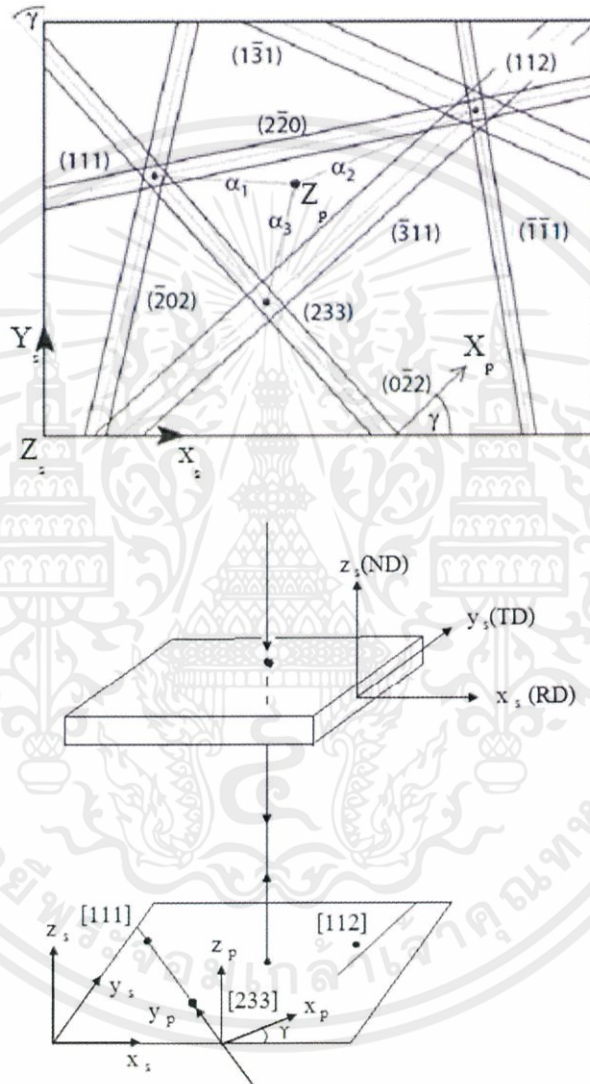
เมื่อ q_i คือ จุดตัดของแถบคิซึ ซึ่งบริเวณจุดตัดแสดงถึงแกนของโซน (Zone axis) จากตัวอย่างในรูป.... จะได้ $q_i = [111], [112]$ และ $[233]$, D_i คือระยะห่างระหว่าง beam direction (Z_p) ถึงแต่ละจุดตัดของแถบคิซึ ซึ่งบริเวณจุดตัดแสดงถึงแกนของโซน (Zone axis), L คือความยาวของกล้อง (Camera length) = ระยะทางระหว่างชิ้นงานกับฉากรองรับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ จากนั้นเมตริกซ์การหมุนจาก crystal เทียบ pattern ข้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$R_{cp} = \begin{pmatrix} X_p & Y_p & Z_p \end{pmatrix}$$

โดยที่ X_p คือระนาบ (hkl) จากตัวอย่าง X_p คือ [233] Y_p คือแกนที่เกิดจาก $X_p \times Z_p$ ดังนั้นเมื่อแทนสมการที่ กับ.... ลงในสมการจะได้สมการ

$$G = (X_p \ Y_p \ Z_p) \cdot \begin{pmatrix} \cos \gamma & -\sin \gamma & 0 \\ \sin \gamma & \cos \gamma & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$



รูปที่ 3.6 แสดงแผนภาพความสัมพันธ์ระหว่าง sample frame, crystal frame กับรูปแบบของคิคุชิ ซึ่งจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL (f_L) สามารถหาได้จากสมการ

$$f_L = \frac{\text{ความยาวของขอบเกรนชนิด CSL}}{\text{ความยาวของขอบเกรนทั้งหมด}} \quad 2.27$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำหรับมุมเบี่ยงเบนของค้ำมุมในขอบเกรนชนิด CSL สามารถหาได้จากค่าเฉลี่ยของมุมสามมุม ระหว่างทิศทาง 100,010 และ 100 โดยมุมที่สามารถเบี่ยงเบนได้สามารถหาได้จากความสัมพันธ์ดัง สมการ [47]

$$v = \left(|\theta_{EXP} - \theta_{CSL}|^2 + \left(2\theta_o \sin\left(\frac{\theta_{EXP}}{2}\right) \right)^2 \right)^{1/2} \quad 2.28$$

โดยที่ θ_o คือมุมจากการกระเจิงระหว่าง $(UVW)_{EXP}$ และ $(UVW)_{CSL}$ สำหรับข้อจำกัดของมุมเบี่ยงเบนมากที่สุดของขอบเกรนจากการทดลองที่ยังคงเป็นขอบเกรนชนิด CSL สามารถหาได้จากการเทียบกับมุมเบี่ยงเบนจาก กฎของแบรนต์อนซึ่งมีค่า v_m ตัวอย่างของการเปรียบเทียบเช่น ขอบเกรน $\Sigma 3$ มีค่าจากการทดลองวัดค่า $v = 4.5^\circ$ ดังนั้นสามารถหาความสัมพันธ์ของมุมเบี่ยงเบนจากการทดลองเทียบกับมุมเบี่ยงเบนจากกฎของแบรนต์อนคือ

$$\frac{v}{v_m} = \frac{4.5^\circ}{8.66^\circ} = 0.52$$

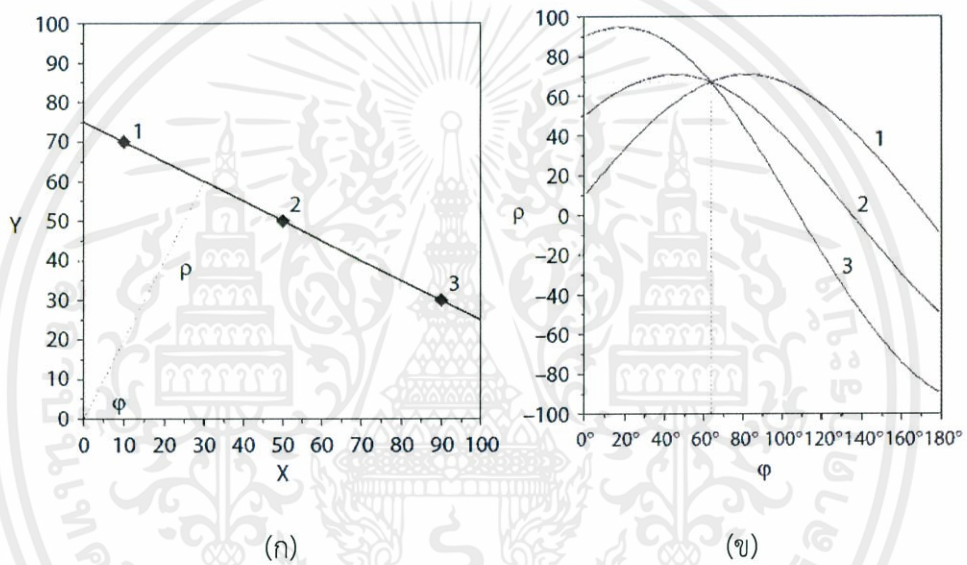
ซึ่งถ้าค่าอัตราส่วนของ $\frac{v}{v_m} < 1$ แสดงว่ายังคงเป็นขอบเกรนชนิด $\Sigma 3$ นอกจากนี้ความสัมพันธ์ของขอบเกรนชนิด $\Sigma 3$ เกี่ยวข้องกับขอบทวินโดยที่ $\frac{v}{v_m} > 0.2$ แสดงว่าขอบทวินที่เกิดขึ้นเป็นขอบทวินแบบ non-coherent และถ้า $\frac{v}{v_m} < 0.2$ แสดงว่าขอบทวินที่เกิดขึ้นเป็นขอบทวินแบบ coherent จากตัวอย่างที่ยกขึ้นมาแสดงว่าเป็นขอบทวินแบบ non-coherent

3.3.3 ระบบอัตโนมัติในการประมวลผล EBSD

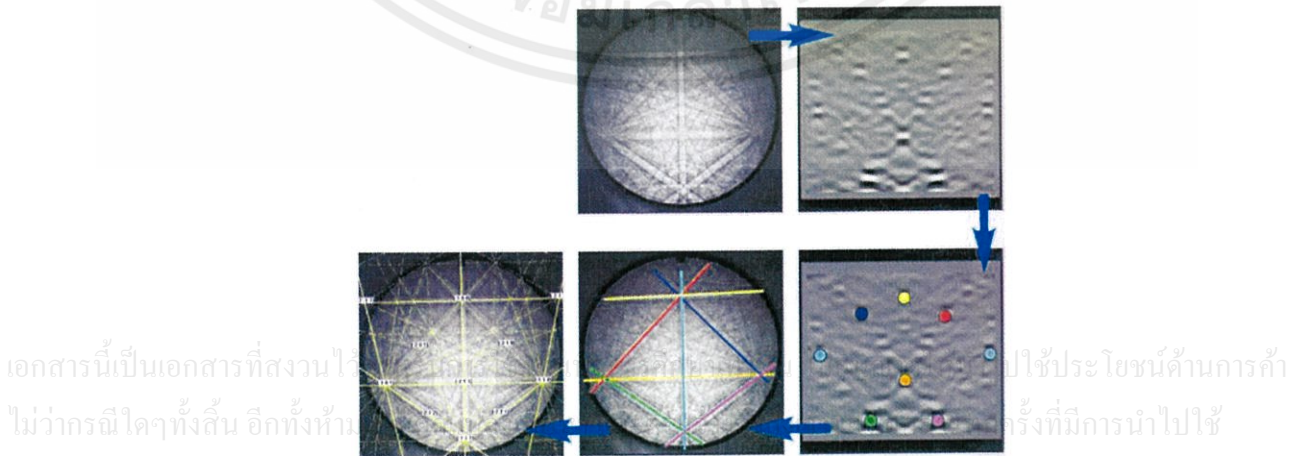
การจัดเรียงตัวของโครงสร้างผลึกที่คำนวณหาจากตำแหน่งของเส้นคิคูซึนั้นได้มาจากการประมวลผลทางคอมพิวเตอร์จากแผนผังการเลี้ยวเบนที่ถูกจับได้โดยกล้องซีซีดี (CCD camera) โดยนำเส้นแถบคิคูซึที่จับภาพได้มาประมวลเพื่อพิจารณาโครงร่างของแผนผังคิคูซึโดยการแยกแยะเส้นแถบสว่างและเส้นแถบมืด ซึ่งส่วนใหญ่เทคนิคที่เป็นนิยมใช้คือเทคนิคการแปลงฮัฟ (Hough Transformation) ซึ่งเป็นวิธีการใช้ในการจดจำวัตถุในรูปแบบต่างๆ เช่น เส้นตรง วงกลม วงรี โดยไม่จำกัดมุมการที่ใช้ในการหาเส้นตรง (Straight Line Hough Transform) สามารถแสดงความสัมพันธ์ตามสมการดังนี้ [68]

$$\rho = x \cos \phi + y \sin \phi \tag{2.29}$$

เมื่อ ρ คือระยะจากจุดศูนย์กลางถึงเส้นตรง และ Φ คือมุมระหว่าง ρ กับแนวแกน x แสดงดังในรูปที่ 2.33 เมื่อกำหนดจุดของค่า r และ Φ สำหรับทุกๆ ค่า x และ y ที่เป็นไปได้ แล้วจะได้เป็นภาพในรูปของฮัฟสเปซ (Hough Space) โดยในฮัฟสเปซจะสามารถระบุค่าที่เป็นค่าสูงสุด (Local Maxima) ที่มีอยู่ได้ ซึ่งจุดนั้นจะเป็นจุดที่เส้นตรงอยู่นั่นเอง สำหรับตัวอย่างการขั้นตอนหาตำแหน่งของเส้นแถบคิคุชิในการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนแบบกระเจิงกลับด้วยเทคนิคการแปลงฮัฟแสดงดังในรูปที่ 3.8



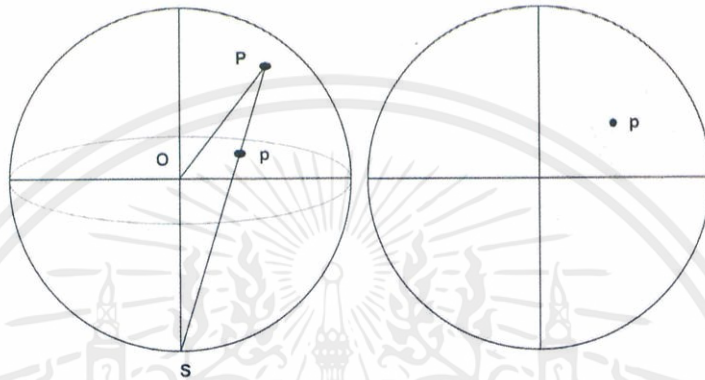
รูปที่ 3.7 แสดงเทคนิคการแปลงฮัฟ (Hough transformation) (ก) เส้นตรงประกอบด้วยจุดสามจุด ในรูป (ข) แสดงผลความสัมพันธ์ ρ กับ Φ ด้วยเทคนิคการแปลงฮัฟ



รูปที่ 3.8 แสดงการหาตำแหน่งของเส้นแถบ kikuchi ด้วยเทคนิคการแปลงฮัฟ

3.4 วิธีการวิเคราะห์ด้วยสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชัน (Stereographic projection)

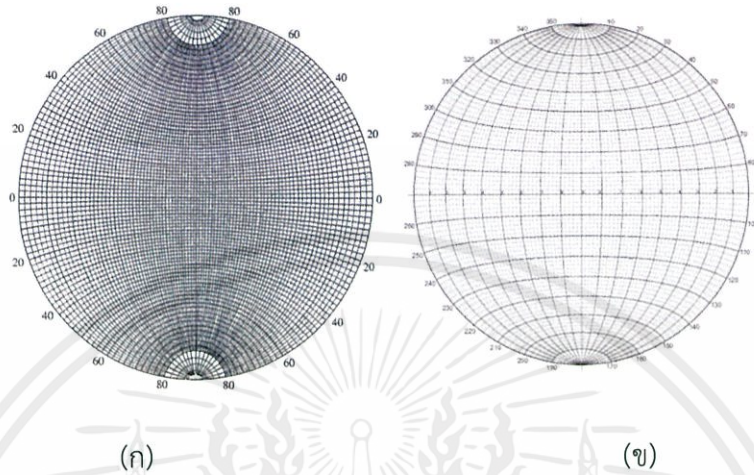
การวิเคราะห์โครงสร้างทางโครงสร้างผลึกวิทยามีการวิเคราะห์แบบหนึ่งซึ่งเรียกว่า “สเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชัน (stereographic projection)” เทคนิคนี้เป็นการเปรียบเสมือนกับการวางแผ่นระนาบ 2 มิติไว้บนทรงกลม แล้วฉายภาพพื้นผิวของทรงกลมขึ้นไปยังระนาบแล้วลากผ่านแผ่นระนาบจะได้แผนที่เป็นรูปวงกลมนั่นเอง ดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 แสดงการฉายภาพแบบสเตอริโอกราฟฟิก

วิธีการวิเคราะห์ด้วยสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชัน บางครั้งถูกเรียกว่า การวิเคราะห์ด้วยตาข่าย (stereonet) หรือการวิเคราะห์ด้วยสเตอริโอเน็ต หรือการวิเคราะห์ด้วยตาข่ายสามมิติ ในที่นี้เรียกว่า การวิเคราะห์ด้วยสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชัน เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์สเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชัน คือ “ตาข่าย (net)” (รูปที่ 2.36) ตาข่ายของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันเป็นเครื่องมือที่ใช้งานคล้าย “ไม้โปรแทรกเตอร์ (protractor)” โดยที่ไม้โปรแทรกเตอร์เป็นเครื่องมือที่ใช้วัดมุมหรือสร้างมุมแบบสองมิติ (วิเคราะห์ในส่วนของเส้นตรง) ส่วนรูปตาข่ายของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันสามารถใช้วัดหรือสร้างมุมได้เช่นเดียวกับไม้โปรแทรกเตอร์ แต่สามารถทำได้ทั้งสองมิติและสามมิติ (วิเคราะห์ได้ทั้งเส้นตรงและระนาบ) การใช้ตาข่ายของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันจึงคล้ายกับวิธีการที่เราสร้างภาพสามมิติด้วยเครื่องมือชนิดใหม่จากการใช้เพียงไม้โปรแทรกเตอร์ เราสามารถสร้างเส้นตรงที่มีทิศทางต่างๆสามารถวัดมุมระหว่างเส้นตรงที่ตัดกัน สามารถสร้างเส้นตั้งฉากและหมุนเส้นตรงไปที่มุมใดมุมหนึ่งที่ต้องการได้ แต่ไม้โปรแทรกเตอร์ไม่สามารถวิเคราะห์หามุมและทิศทางระหว่างระนาบสองระนาบตัดกันหรือทิศทางของแนวเส้นที่เกิดจากการตัดกันของระนาบสองระนาบหรือมุมและทิศทางระหว่างเส้นกับระนาบ หรือหมุนระนาบไปในทิศทางต่างๆ ได้ ในการวิเคราะห์โครงสร้างทางผลึกวิทยาที่เป็นระนาบ จึงจำเป็นต้องนำตาข่ายของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันมาช่วยในการวิเคราะห์ และอาจเรียก ตาข่ายของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันว่า “ไม้โปรแทรกเตอร์ชนิดสามมิติ” ที่สามารถ

ใช้เขียนทิศทางการวางตัวของเส้น ,ทิศทางการวางตัวของระนาบ ,มุมที่ตัดกันของระนาบพร้อม
 ทิศทาง ,มุมพร้อมทิศทางระหว่างเส้นตรงสองเส้นหรือระนาบสองระนาบตัดกัน ,มุมระหว่างเส้นตรง
 กับระนาบหรือมุมเส้นตรงให้อยู่ในแนวใดแนวหนึ่งที่ต้องการหมุนได้

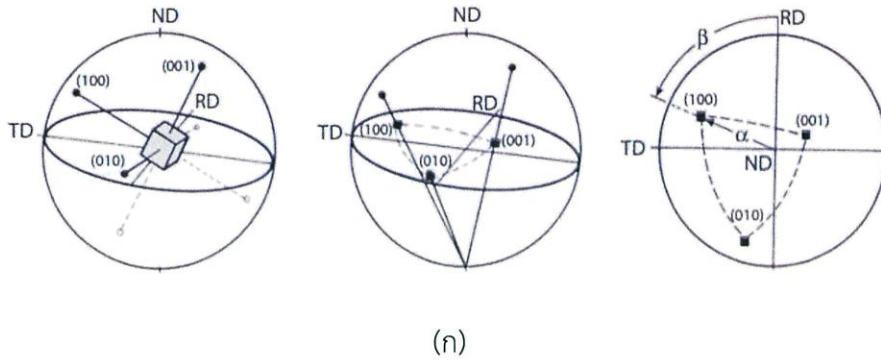


รูปที่ 3.10 ชนิดตาข่ายของสเตอริโอเน็ต (ก) ตาข่ายของวูลฟ (Wulff net) (ข) ตาข่ายของชมิทต์ (Schmidt net)

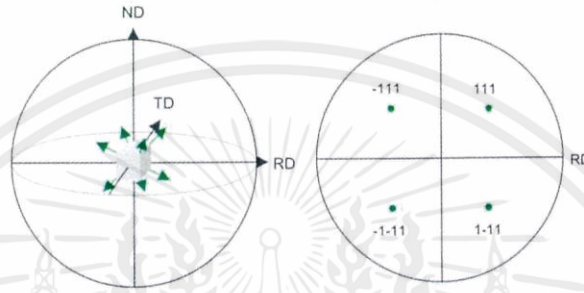
ในการวิเคราะห์การฉายภาพแบบสเตอริโอกราฟฟิกจะต้องสร้างแบบจำลองที่เป็นทรงกลมอ้างอิง(reference spherical) ขึ้นมาโดยในการฉายภาพ (projection) นั้นจะต้องยึดระนาบหนึ่งไว้เป็นระนาบหลักของการฉายภาพดังนั้นระนาบดังกล่าวจะต้องอยู่เป็นจุดศูนย์กลางของสเตอริโอกราฟฟิกโปรเจกชันนั้นซึ่งวิธีวิเคราะห์จากการมองไปยังระนาบที่สนใจเรียกว่าการวิเคราะห์วิธีนี้ว่า “แผนภาพโพล (Pole figure)” สำหรับระนาบที่สนใจเรียกว่า “โพล (pole)” ซึ่งวิธีนี้แสดงถึงทิศทางการเรียงตัวของผลึก โดยเริ่มจากการวาดเวกเตอร์ที่ตั้งฉากกับโพลของโครงสร้างผลึกโดยแต่ละเส้นจะต้องผ่านจุดศูนย์กลางของวงกลมจากนั้นลากเส้นระหว่างขั้ว (pole) กับขั้วใต้เกิดเป็นจุดบนระนาบฉายภาพ (plane of projection) ดังแสดงในรูปที่ 2.37 ซึ่งมีสามารถหาได้จากสมการ

$$\begin{pmatrix} \sin \alpha \cos \beta \\ \sin \alpha \sin \beta \\ \cos \alpha \end{pmatrix} = \frac{1}{N} \begin{pmatrix} g_{11} & g_{21} & g_{31} \\ g_{12} & g_{22} & g_{32} \\ g_{13} & g_{23} & g_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X \\ Y \\ Z \end{pmatrix}$$

เมื่อ XYZ คือโพล, $N = \sqrt{X^2 + Y^2 + Z^2}$, α คือมุมระหว่างแกน NDกับโพล, β คือมุมระหว่างแกน RD กับโพล
 เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



(ก)



(ข)

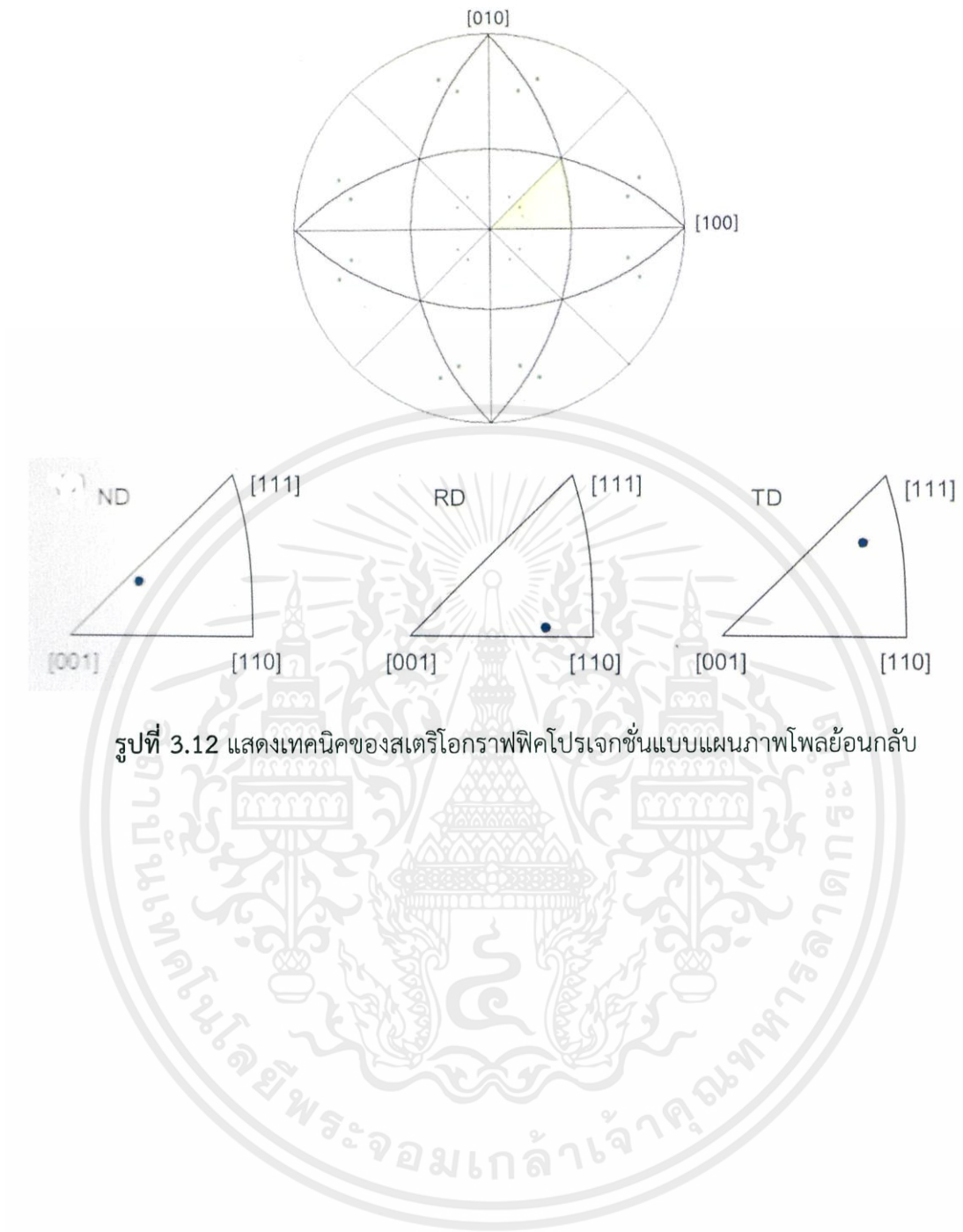
รูปที่ 3.11 แสดงเทคนิคของสเตอริโอกราฟฟิคโปรเจกชันแบบแผนภาพโพลซึ่งมีทิศทางของผลึก (ก) ระบาย 100 (ข) (001)[100] ระบาย 111

ในทางตรงกันข้ามวิธีวิเคราะห์สเตอริโอกราฟฟิคโปรเจกชันจากระนาบในทิศทางที่สนใจเรียกวิธีวิเคราะห์นี้ว่า “แผนภาพโพลย้อนกลับ (Inverse pole figure)” โดยวิธีวิเคราะห์นี้เป็นการนำระนาบที่มีเวกเตอร์ตั้งฉากขนานกับแนวทิศทางที่สนใจนำไปวางในแบบจำลองทรงกลม จากนั้นฉายไปยังซิวเหนือเช่นเดียวกับแผนภาพโพล ซึ่งจุดบนระนาบภาพฉายที่ได้จะมีจำนวนเท่ากับจำนวนระนาบสมมาตรของแต่ละระบบโครงสร้างผลึก เช่น ระบบผลึกแบบคิวบิกมีจำนวนระนาบสมมาตร 24 ระนาบจะเกิดจำนวนจุดบนระนาบภาพฉาย 24 จุดดังที่แสดงในรูป 2.38 สำหรับสมการของแผนภาพโพลย้อนกลับจะคล้ายคลึงกับสมการของแผนภาพโพล ซึ่งมีสมการดังนี้

$$\begin{pmatrix} \sin \gamma \cos \delta \\ \sin \gamma \sin \delta \\ \cos \delta \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X_s \\ Y_s \\ Z_s \end{pmatrix}$$

โดยที่ X_s, Y_s, \dots

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.12 แสดงเทคนิคของสเตริโอกราฟฟิคโพรเจกชันแบบแผนภาพโพลียอนกลับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 4

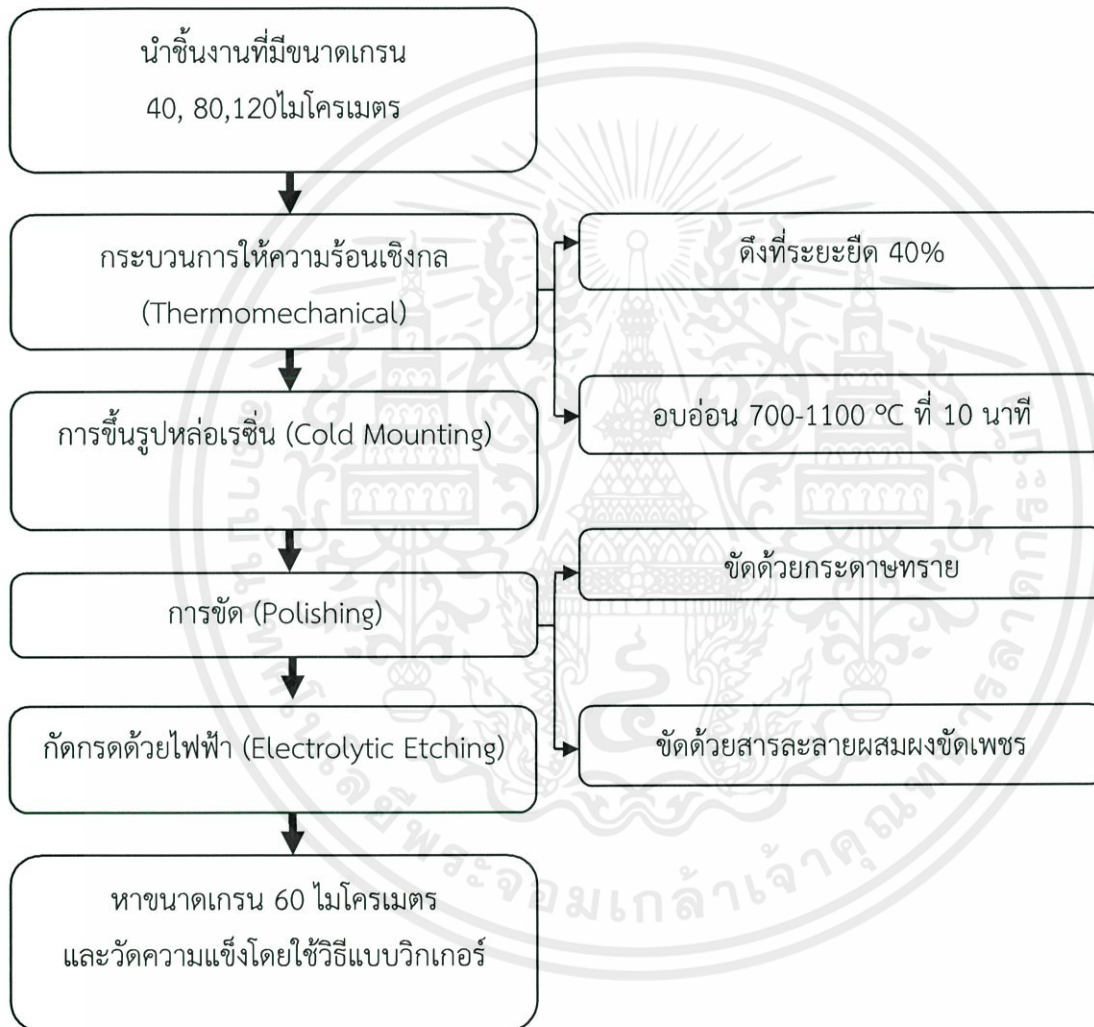
วิธีการทดลอง

4.1 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการกระบวนการ ซิงเกิลสแตปรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Single-step recrystallization)



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งรูปที่ 4.1 แสดงกระบวนการของ Single-step recrystallization ที่มีการนำไปใช้

4.2 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการการอิตเตอร์เรทีฟรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Iterative recrystallization)



รูปที่ 4.2 แสดงกระบวนการของ Iterative recrystallization

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3 ขั้นตอนการดำเนินงาน

4.3.1 กระบวนการความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ (Solution Heat treatment)

4.3.1.1 นำเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ไปตัดให้ได้ความยาวเท่ากับ 12 เซนติเมตร จะได้ชิ้นงานดัง (รูปที่ 4.3)



รูปที่ 4.3 แสดงชิ้นงาน (As-Received)

4.3.1.2 นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปทำการสลายคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 1200 องศา เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ 4.4 แสดงลักษณะของเตาอบ

4.3.1.3 นำชิ้นงานนำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ นำชิ้นงานไปจุ่มในน้ำ (Water Quench) ทันที (รูป 4.5)



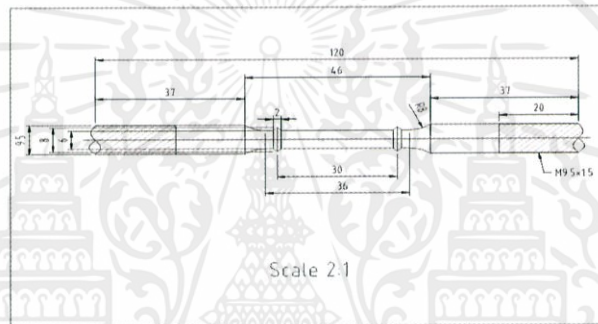
รูปที่ 4.5 ชิ้นงานในขณะที่จุ่มน้ำ (Water Quench)



รูปที่4.6 ชิ้นงานหลังกระบวนการสลายคาร์ไบต์

4.3.2 การทำงานเย็นโดยการดึง

4.3.2.1 นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการสลายคาร์ไบต์ไปกลึงให้ได้ขนาดคล้าย ASTM E8M ดึง (รูป4.7)



รูปที่4.7 รูปASTM E8M

4.3.2.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการกลึงไปทำงานเย็นที่ระยะยืด40% โดยเครื่อง Universal Testing Machine (รูป 4.8) โดยคำนวณจากสมการ $\%EA = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100$



รูปที่4.8 รูปเครื่อง Universal Testing Machine

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับคณาจารย์และบุคลากรในมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
 ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดลอกหรือเผยแพร่เอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้
 ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

4.3.2.3 นำชิ้นงานที่ผ่านการทำงานเย็นโดยการดิ่ง (cold work) ไปตัดแบ่งชิ้นงานให้ได้ขนาดที่เหมาะสม โดยใช้เครื่องตัดผิวเรียบ (refine cutting)



รูปที่4.9 แสดงเครื่องตัดผิวเรียบ

4.3.3 การอบอ่อน (Annealing)

4.3.3.1 นำชิ้นงานที่ตัดแบ่งแล้วไปอบที่อุณหภูมิ 750, 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาทีในแต่ละอุณหภูมิ

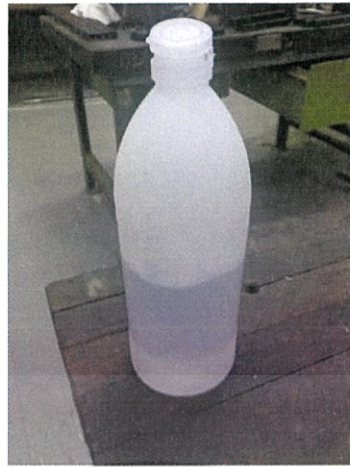


รูปที่4.10 ลักษณะในการที่ใช้ในการอบอ่อน

4.3.4 การขึ้นรูปหล่อเรซิน (Cold Mounting)

4.3.4.1 นำเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการตัดและอบ มาหล่อเรซิน (Cold Mounting) โดยใช้เรซินเหลวปริมาณ 30 กรัม บรรจุใส่แก้ว หยดด้วยสารทำแข็งเรซินจำนวน 7 หยด คนเบาๆให้เข้ากัน)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

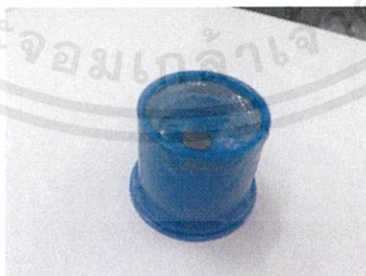


รูปที่ 4.11 แสดงลักษณะของเรซินเหลว



รูปที่ 4.12 แสดงลักษณะของตัวทำแข็งเรซิน

4.3.4.2 นำชิ้นงานวางลงบนแม่พิมพ์ทรงกระบอก (PVC) แล้วจึงค่อยๆ เทเรซินลงไปเบาๆ เพื่อป้องกันการเลื่อนของชิ้นงาน



รูปที่ 4.13 แสดงลักษณะของแม่พิมพ์ที่ได้วางชิ้นงานและเทเรซินเหลวลงไปภายใน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวน 4.3.4.3 นำแม่พิมพ์มาดูดเอาฟองอากาศออก เพื่อให้ชิ้นงานสามารถนำมาการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น ตรวจสอบได้ง่ายขึ้น แปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่4.14 แสดงเครื่องฟองดูดอากาศ

4.3.4.4 ทิ้งไว้ที่อุณหภูมิห้องจนเย็นแห้งสนิท

4.3.5 การขัด (Polishing)

4.3.5.1 ถอดออกจากแม่พิมพ์ด้วยความระมัดระวัง จากนั้นนำไปขัดกระดาษซิลิกา คาร์ไบด์ (SiC) 80 (เพื่อลบมุม), 400, 600, 800, 1200 ตามลำดับจนชิ้นงานเรียบเสมอกัน โดยใช้น้ำเป็นสารหล่อลื่น



รูปที่4.15 แสดงลักษณะของกระดาษทรายซิลิกา คาร์ไบด์ (SiC)



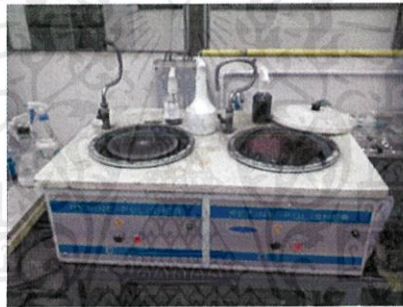
รูปที่4.16 แสดงการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้ภายในเท่านั้น กรุณาอย่าเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3.5.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการขัดกระดาษทรายเบอร์ 1200 ไปขัดต่อด้วยผ้าขัด (Polishing Cloth) โดยใช้สารละลายผสมผงขัดเพชร (Polycrystalline Diamond Suspension) ขนาด 3, 1 ไมโครเมตรตามลำดับ และทำความสะอาดให้เรียบร้อย



รูปที่ 4.17 แสดงลักษณะของผงขัดเพชรขนาดต่างๆ



รูปที่ 4.18 แสดงลักษณะของผ้าขัด

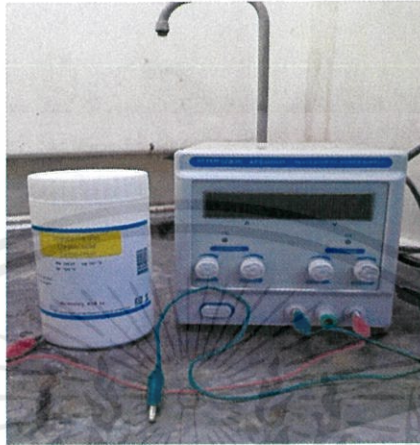


รูปที่ 4.19 แสดงลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขัดด้วยผงขัดเพชร

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3.6 การกัดกรดด้วยไฟฟ้า (Electrolytic Etching)

4.3.6.1 นำชิ้นงานไปกัดกรด (Electrolytic Etching) โดยมีส่วนผสมคือ กรดออกซาลิก (Oxalic acid) 1 กรัม + น้ำกลั่น (distilled water) 10 มิลลิลิตร โดยใช้ไฟฟ้า 6 โวลต์ เวลาการกัด 60 วินาที เพื่อให้สามารถตรวจสอบได้ชัดเจนยิ่งขึ้น



รูปที่4.20 อุปกรณ์การกัดกรดไฟฟ้าและกรดออกซาลิก (Oxalic acid)

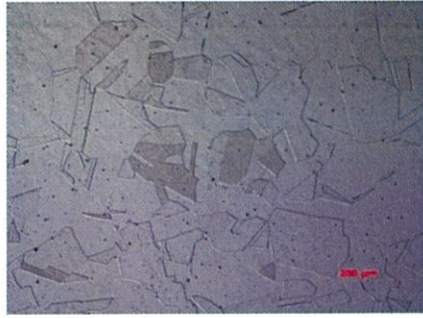
4.3.7 หาขนาดเกรนและวัดความแข็งแบบวิกเกอร์

4.3.7.1 นำชิ้นงานไปดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light Microscope)



รูปที่4.21 แสดงการตรวจโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.22 แสดงลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

4.3.7.2 หลังจากนำชิ้นงานไปดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคด้วยโปรแกรม Axiovision 4.7 เพื่อนำไปวัดขนาดเกรน

4.3.7.3 การวัดขนาดเกรน (Grain Size Measurement) การวัดขนาดเกรนแบบ Manual ของโลหะเฟสเดียวที่มีการกระจายตัว Log-Normal distribution ของ equiaxed grains บนระนาบตัดขวางในเชิง 2 มิติ มีด้วยกัน 3 วิธีหลักๆ คือ

1) Comparison procedure กระทำโดยวิธีการเทียบ Metallurgical photograph กับ แผนภูมิมาตรฐานของโลหะแต่ละชนิดที่กำลังขยายเดียวกัน ดังตารางที่ 1 โดยค่าที่ได้เรียกว่า ASTM Grain size number (G)

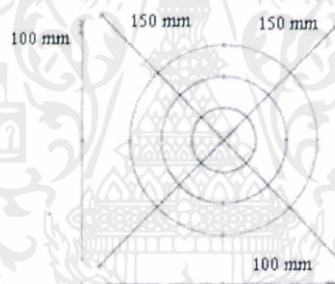
2) Planimetric procedure กระทำโดยตีกรอบเป็นวงกลม หรือสี่เหลี่ยมให้ได้พื้นที่ 500mm² บนรูปที่ได้ แล้วนับจำนวนเกรนทั้งหมดในพื้นที่ บวกกับครึ่งหนึ่งของจำนวนเกรนที่ขอบของพื้นที่ที่ตัดผ่าน เพื่อหาค่าจำนวนเกรนต่อตารางมิลลิเมตร (N_A) ดังสมการ
$$N_A = \frac{M^2}{5000} \left(N_{\text{inside}} + \frac{N_{\text{intercept}}}{2} \right)$$
 โดยที่ M คือกำลังขยายของรูป ซึ่งค่า N_A สามารถนำมา หาค่า Average area (\bar{A}) จากส่วนกลับของ N_A และ Mean grain diameter (d) จากรากที่ 2 ของ \bar{A} การหาค่า N_A นั้นควรเลือกกำลังขยายให้มีจำนวนเกรนในพื้นที่ประมาณ 50 เกรนจึงจะเหมาะสม

ตารางที่ 4.1 Suggested Comparison for Materials

Material	Plate Number	Basic Magnification
Aluminum	I	100X
Copper and copper-base alloys	III or IV	75X, 100X
Iron and steel:		
Austenitic	II or IV	100X
Ferritic	I	100X
Carburized	IV	100X
Stainless	II	100X
Magnesium and magnesium-base alloys	I or II	100X
Nickel and nickel-base alloys	II	100X
Super-strength alloys	I or II	100X
Zinc and zinc-base alloys	I or II	100X

เอกสารนี้เป็นเอกสารของมหาวิทยาลัยพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ไม่ควรเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสาร

3) Intercept procedure เป็นวิธีที่นิยมมากกว่า 2 วิธีแรก และยังสามารถใช้ได้กับตัวอย่างที่เป็น Equiaxed grains และ Elongated grains ได้ด้วย ในที่นี้จะกล่าวเฉพาะวิธี Linear interception ที่เกิดจากการวางเส้นทดสอบ 4 เส้นที่มีความยาวรวม 500 mm ในทิศทางต่างๆ ดังรูปที่ 4.22 บนภาพที่ได้จากกำลังขยายหนึ่ง เพื่อให้เส้นรวม 500 mm ตัดกับเกรนอย่างน้อย 50 ค่า โดยที่จำนวน intercept (N_L) คือจำนวนที่เกรนที่ test line ตัดผ่าน ถ้าปลาย test line อยู่ในเกรนหรือ tangent to Grain boundary ให้นับครึ่ง ของ Intercept ส่วนจำนวน intersection (P_L) คือจำนวนจุดตัดที่ Test line ตัดผ่าน Grain boundary ถ้าเส้นทดสอบสัมผัสกับ Grain boundary ให้นับครึ่งหนึ่งของ Intersection แต่ถ้าผ่านจุดที่มีเกรนมาชนกัน นับ 1.5 Intersection โดยค่าต่างๆ ต่อหนึ่งหน่วยความยาวเส้นทดสอบ หาได้จาก $N_L = \frac{N_i}{L/M}$ และ $P_L = \frac{P_i}{L/M}$ โดยที่ L คือความยาว Test line ในหน่วยมิลลิเมตร ถ้าจะหาค่า Mean linear interception value หาจาก $\bar{l} = \frac{1}{N_L} = \frac{1}{P_L}$ สำหรับการเทียบค่าจากวิธีหนึ่งไปอีกวิธีหนึ่งนั้นให้ใช้สูตรในตารางที่ 2 ข้างล่าง



รูปที่ 4.23 รูปแบบของ Test line สำหรับการวัดแบบ Intercept procedure

ตารางที่ 4.2 Grain size equations relating measured parameters to the microscopically determined ASTM grain size

Equation	Units
$G = (3.321928 \log_{10} \bar{N}_A) - 2.954$	\bar{N}_A in mm^{-2}
$G = (6.643856 \log_{10} N_L) - 3.288$	N_L in mm^{-1}
$G = (6.643856 \log_{10} P_L) - 3.288$	P_L in mm^{-1}
$G = (-6.643856 \log_{10} \bar{l}) - 3.288$	\bar{l} in mm

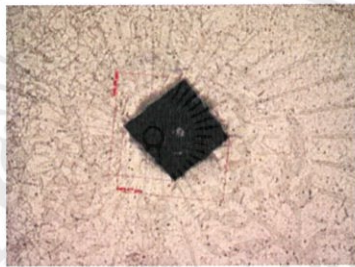
หาขนาดของเกรนในแต่ละอุณหภูมิ 750, 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 องศาเซลเซียสเพื่อนำไปหาขนาดเกรนและอุณหภูมิของขนาดเกรน 40, 80,

120 ไมโครเมตร จากนั้นนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิของขนาดเกรน 40, 80, 120 ไมโครเมตร
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น ผู้เขียนขอสงวนสิทธิ์ในเนื้อหาของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3.7.4 นำชิ้นงานไปวัดความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็ง



รูปที่ 4.24 แสดงลักษณะของเครื่องทดสอบความแข็ง



รูปที่ 4.25 แสดงลักษณะของรอยเจาะจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 5

ผลการทดลอง

5.1 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการ ซิงเกิลสแต็ปรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Single-step recrystallization)

5.1.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร

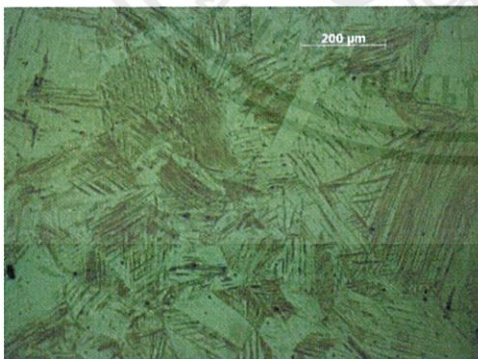
5.1.1.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม (กำลังขยาย 10เท่า)



ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน

ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%



ก) อบอ่อน 750 องศาเซลเซียส 10 นาที

ข) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที

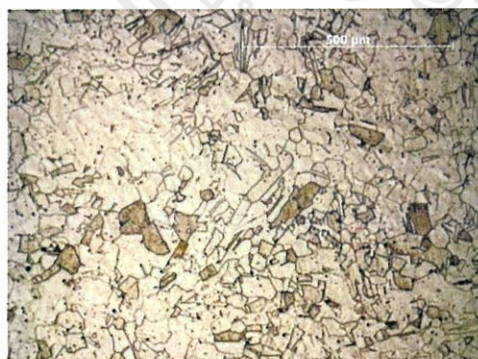
เอกสารนี้เป็นเอกสารรูปที่ 5.2 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40% วิชาชั้นด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ก) อบอุ่น 850 องศาเซลเซียส 10 นาที ข) อบอุ่น 900 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.3 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%



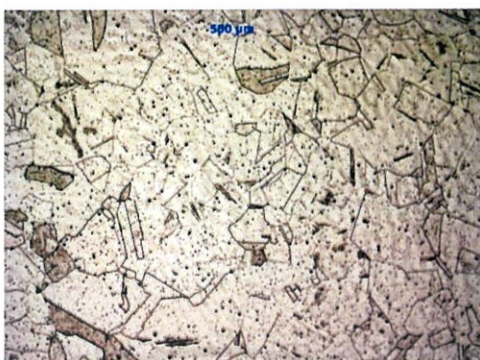
ก) อบอุ่น 950 องศาเซลเซียส 10 นาที ข) อบอุ่น 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.4 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%



ก) อบอุ่น 1050 องศาเซลเซียส 10 นาที ข) อบอุ่น 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที

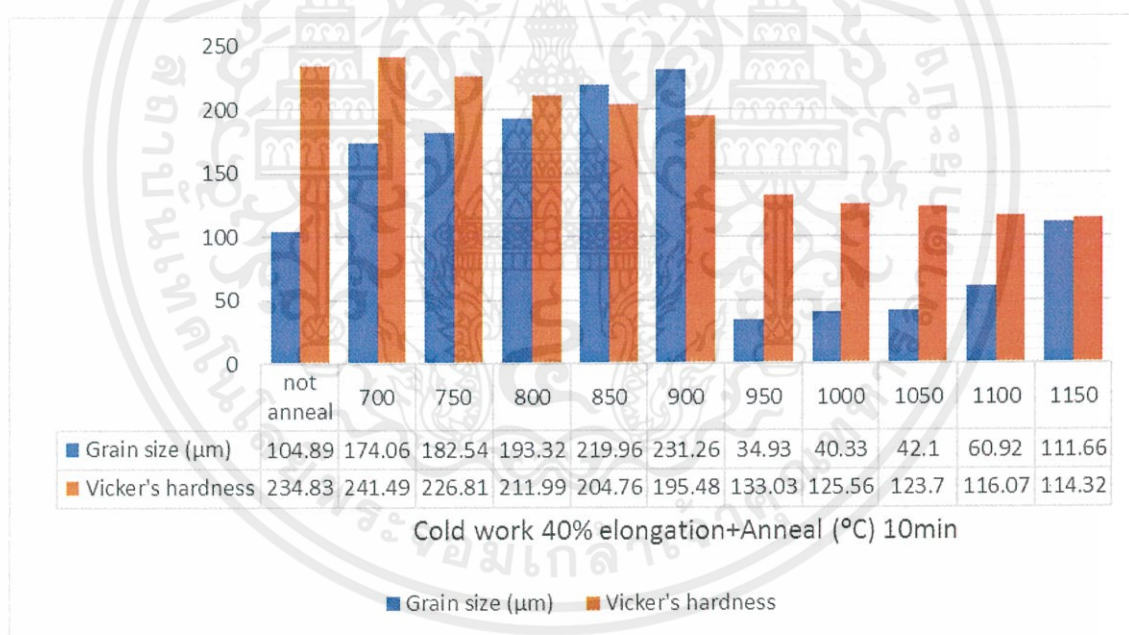
รูปที่ 5.5 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.6 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1150 องศาเซลเซียส 10 นาที

5.1.1.2 ขนาดเกรนและค่าความแข็ง



รูปที่ 5.7 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 700-1150 องศาเซลเซียส

จากรูปที่ 5.7 จะเห็นได้ว่าเมื่อเริ่มต้นขนาดเกรนที่ไม่ได้ทำการอบอ่อน จะมีขนาดโตขึ้นเมื่อได้รับความร้อนจากการอบอ่อน จนกระทั่งที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจะมีขนาดเล็กลงมาก และเมื่ออบที่อุณหภูมิมากขึ้นอีก ขนาดเกรนก็เริ่มโตขึ้นอีกครั้ง จากทฤษฎีจึงสรุปได้ว่าช่วงอุณหภูมิระหว่าง 900-950 องศาเซลเซียส เป็นช่วงอุณหภูมิที่เกิดผลึกใหม่ (Recrystallization) ส่วนค่าความแข็งที่

ตรวจสอบค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ จะเห็นได้ว่าเมื่อทำการดิงที่ระยัด 40% เมื่อได้รับการอบอ่อนค่าความแข็งจะตกลงเรื่อยๆ จนกระทั่งที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส ค่าความแข็งลดลงอย่างมากจากอุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เนื่องจากช่วงอุณหภูมิ 900-950 องศาเซลเซียสได้ตกผลึกใหม่

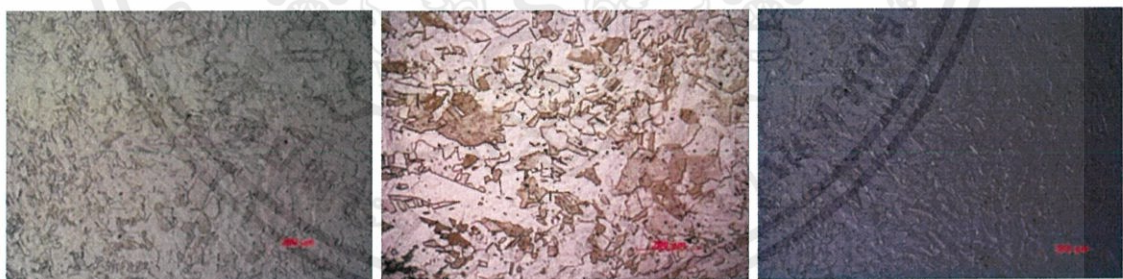
5.1.2 คำนวณหาอุณหภูมิจากกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่มีขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่เวลา 10 นาที จากสมการการโตของเกรน $D-D_0 = Kt^n$

Grain size (μm)	Temperature ($^{\circ}\text{C}$)
40	1000
80	1125
120	1155

ตารางที่ 5.1 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร

5.1.3 ตรวจสอบขนาดเกรนของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส

5.1.3.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม (กำลังขยาย 10 เท่า)



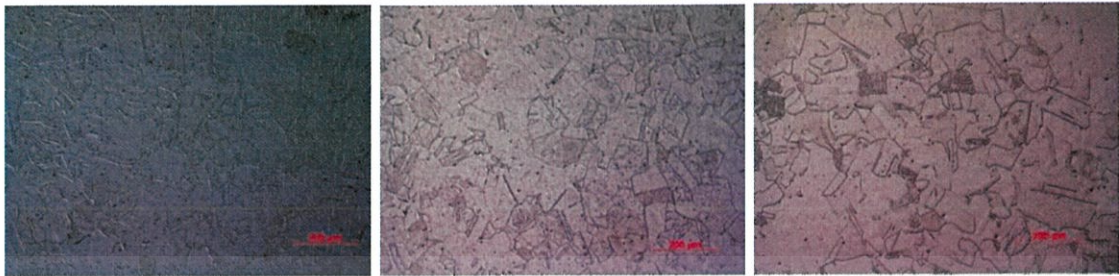
ก.) 5 นาที

ข.) 10 นาที

ค.) 20 นาที

รูปที่ 5.8 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยัดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1000 องศาเซลเซียส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ก) 5 นาที

ข) 10 นาที

ค) 20 นาที

รูปที่ 5.9 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดึงระยะยี่ดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1125 องศาเซลเซียส



ก) 5 นาที

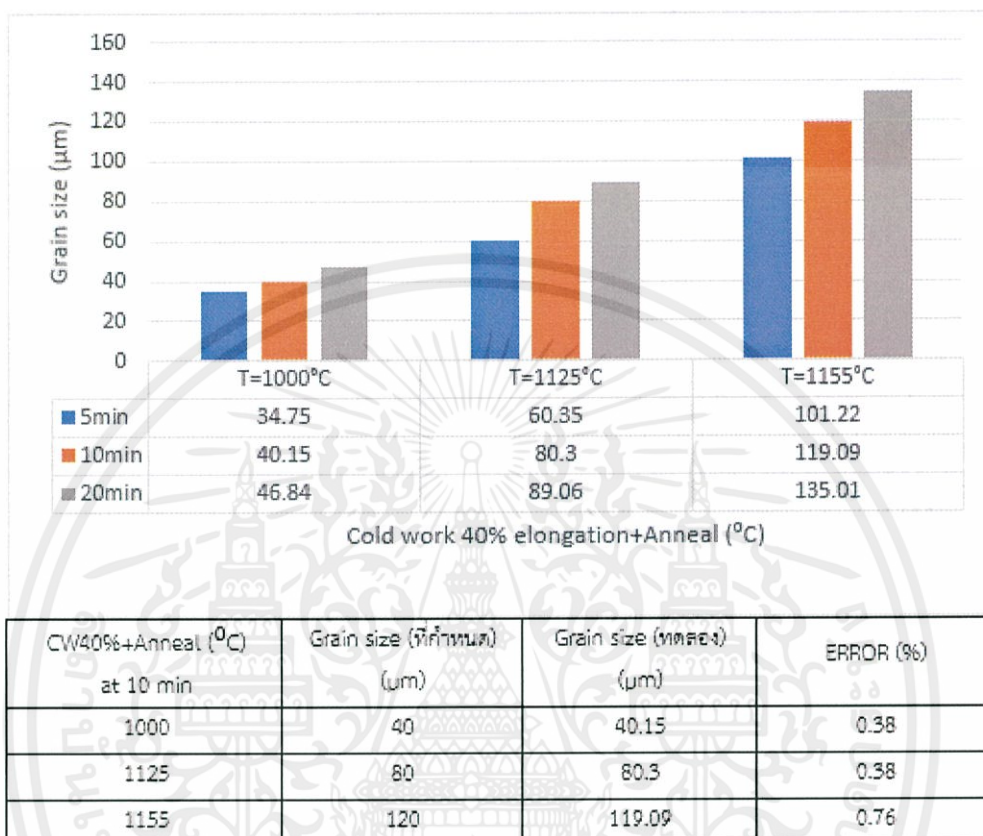
ข) 10 นาที

ค) 20 นาที

รูปที่ 5.10 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดึงระยะยี่ดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1155 องศาเซลเซียส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

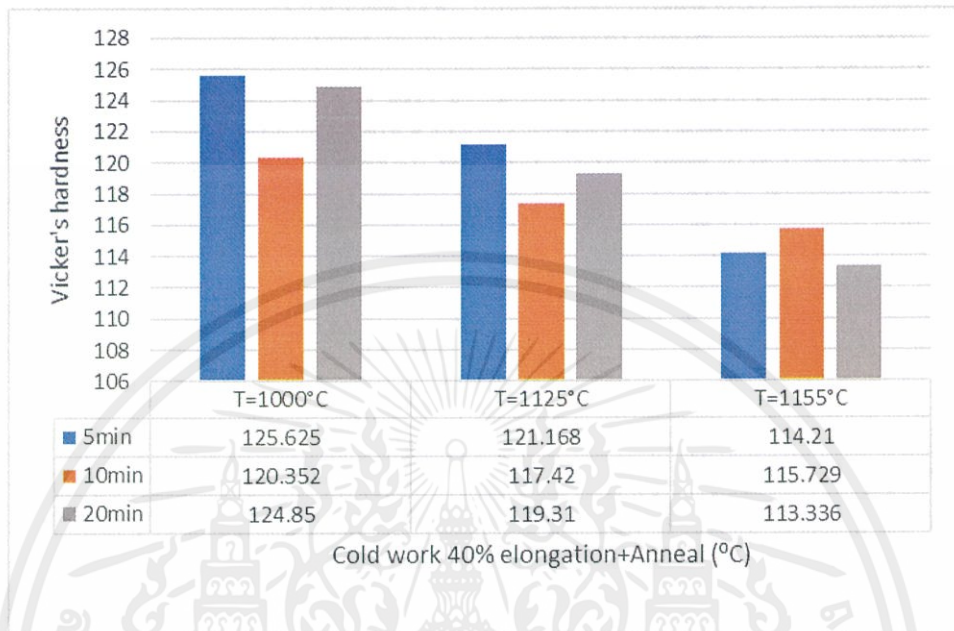
5.1.3.2 ขนาดเกรน



รูปที่ 5.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนเพื่อคำนวณหาขนาดเกรนที่ 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียสตามลำดับ

จากรูป 5.11 แสดงขนาดเกรนที่อบอ่อนอุณหภูมิต่างกันและเวลาแตกต่างกัน จะเห็นได้ว่าการอบอ่อนอุณหภูมิต่างกันแต่เวลาต่างกัน เมื่อเวลาเพิ่มขึ้นขนาดเกรนก็จะมีขนาดโตขึ้น ซึ่งตรงตามทฤษฎีการโตของเกรน และเมื่อเวลาที่ใช้ในการอบอ่อนเท่ากันแต่อุณหภูมิต่างกัน ก็จะได้เห็นได้เหมือนกันว่า การอบอ่อนอุณหภูมิตั้งขึ้น การโตของเกรนก็จะโตขึ้นเช่นกัน หรือเรียกว่าอัตราการโตขึ้นของเกรนเร็วขึ้น เมื่ออุณหภูมิตั้งขึ้น ซึ่งตรงในทฤษฎีการโตของเกรน และเมื่อนำค่าขนาดเกรนที่ได้จากการทดลองเปรียบเทียบค่าขนาดเกรนที่กำหนด กับค่าขนาดเกรนที่มาจากทดลองที่อุณหภูมิ 1000 , 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส จะเห็นได้ว่า ที่ อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที ขนาดเกรนมีค่าผิดพลาด 0.38 % ที่อุณหภูมิ 1125 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนมีค่าผิดพลาด 0.38 % และที่อุณหภูมิ 1155 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนมีค่าผิดพลาด 0.76 % และต้องอ้างอิงถึงเข้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

5.1.3.3 ค่าความแข็ง



รูปที่ 5.12 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

จากรูป 5.12 แสดงค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ที่การอบอ่อนอุณหภูมิและเวลาต่างกัน จะเห็นได้ว่าที่อุณหภูมิต่างกันแต่เวลาเท่ากันนั้น เมื่อการอบอ่อนอุณหภูมิสูงขึ้น ค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ก็จะลดน้อยลงตาม ซึ่งตรงตามทฤษฎีการอบอ่อน และค่าความแข็งที่ได้จากรูป 5.12 เปรียบเทียบค่าความแข็งจากรูป 5.7 จะเห็นได้ว่า มีความใกล้เคียงกันในช่วงอุณหภูมิเดียวกัน และค่าความแข็งทั้งหมดในรูป 5.12 ได้เกิดการตกผลึก (Recrystallization) ทั้งหมด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

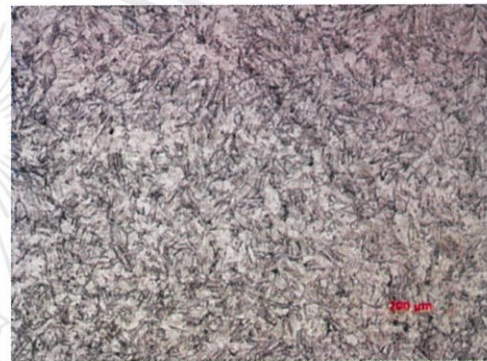
5.2 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการอิตอเรทีฟรีคริสตัลไลซ์ (Iterative recrystallization)

5.2.1 การเตรียมชิ้นงานที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เพื่อหาขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร

5.2.1.1 โครงสร้างทางจุลภาค (กำลังขยาย 10เท่า)

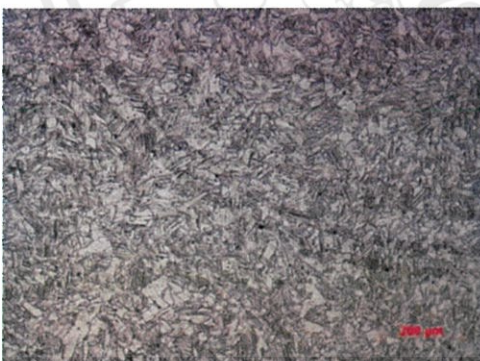


รูป ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน



รูป ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.13 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%



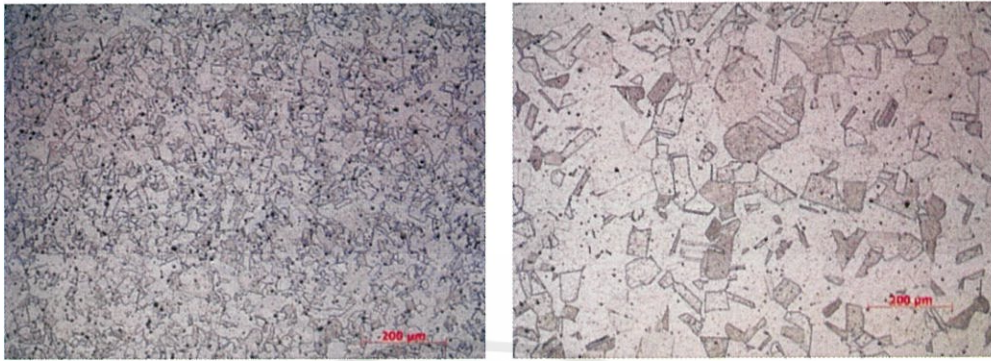
รูป ก) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที



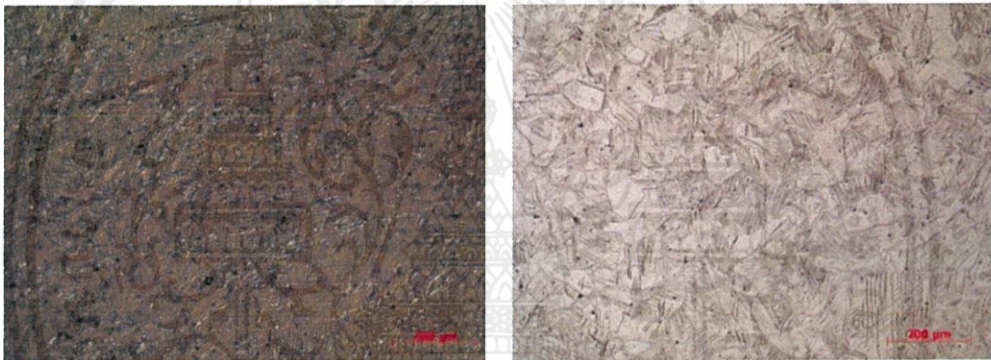
รูป ข) อบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.14 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

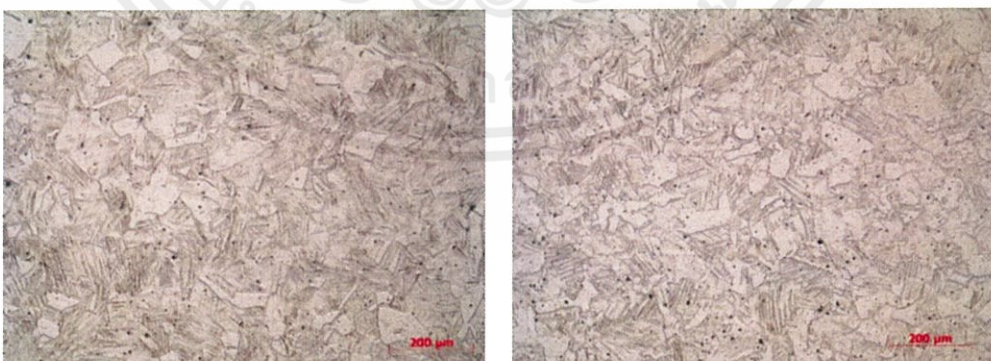
เอกสารนี้เป็นทรัพย์สินทางปัญญาของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูป ก) อบอุ่น 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอุ่น 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.15 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กล้ำไส้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดัด
ระยะยัด 40%

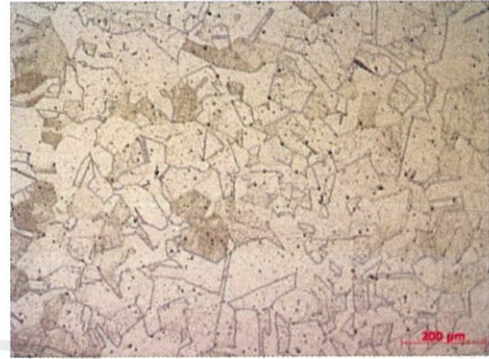


รูป ก) ไม่ผ่านการอบอุ่น รูป ข) อบอุ่น 700 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.16 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กล้ำไส้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดัด
ระยะยัด 40%



รูป ก) อบอุ่น 800 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอุ่น 900 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.17 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กล้ำไส้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดัด
ระยะยัด 40%

เอกสารนี้เป็นลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี การนำเอกสารนี้ไปใช้โดยไม่ได้รับอนุญาตจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรีถือว่าผิดกฎหมาย



รูป ก) อบอ่อน 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.18 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการตั้ง
ระยะยัด 40%

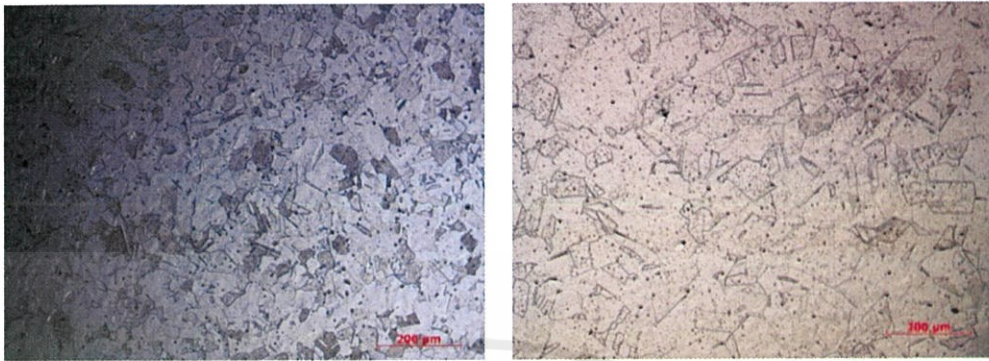


รูป ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน รูป ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.19 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการตั้ง
ระยะยัด 40%



รูป ก) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที
รูปที่ 5.20 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการตั้ง
ระยะยัด 40%

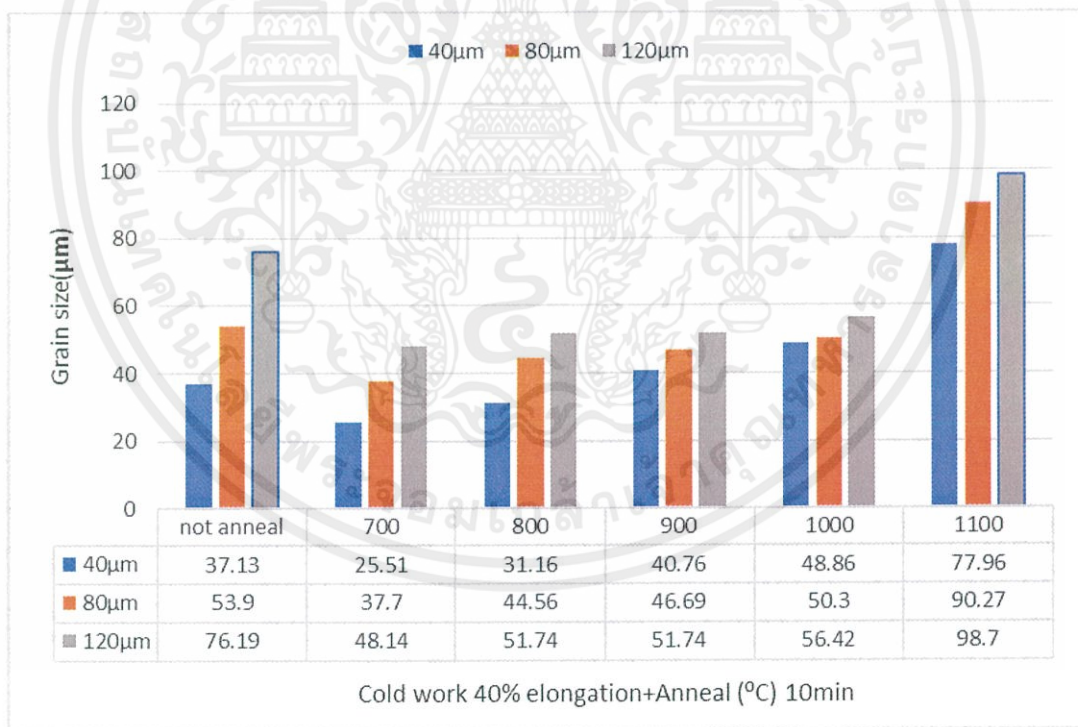
เอกสารนี้เป็นลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี การนำเอกสารนี้ไปใช้โดยไม่ได้รับอนุญาตถือว่าผิดกฎหมาย



รูป ก) อบอ่อน 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.21 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

5.2.1.2 ขนาดเกรน

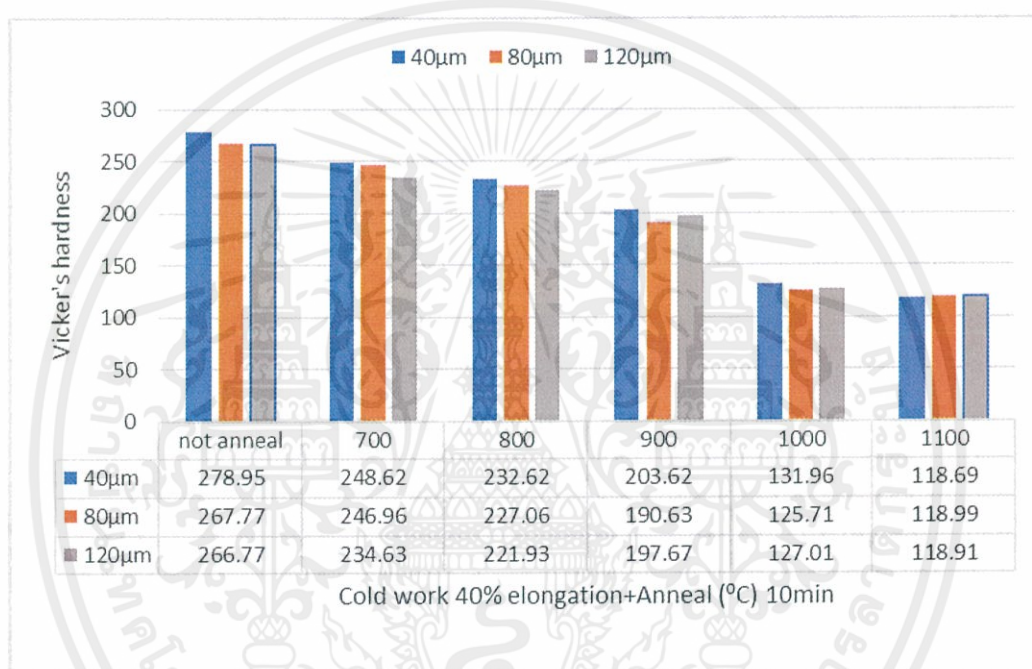


รูปที่ 5.22 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ของบริษัทฯ ซึ่งสงวนสิทธิ์ในเนื้อหา ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูป 5.22 จะเห็นได้ว่าที่ขนาดเกรนเริ่มต้นเล็กเมื่อทำการดิ่งที่ระยะยึด 40 % ขนาดเกรนจะลดลงเล็กน้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับขนาดเกรนเริ่มต้นที่มีขนาดใหญ่ แสดงให้เห็นว่ายิ่งขนาดเกรนเล็ก ดิสโลเคชันก็จะหนาแน่นทำให้บีบตัวได้น้อย และเมื่อขนาดเกรนเริ่มต้นใหญ่ดิสโลเคชันก็จะไม่หนาแน่น ทำให้สามารถบีบตัวได้มาก

5.2.1.3 ค่าความแข็ง



รูปที่ 5.23 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส

จากรูป 5.23 จะเห็นได้ว่าขนาดเกรนเริ่มต้นเล็กเมื่อทำการดิ่งที่ระยะยึด 40% จะทำให้มีค่าความแข็งแบบวิกเกอร์เยอะกว่าขนาดเกรนเริ่มต้นขนาดใหญ่ เนื่องจากการบีบตัวของดิสโลเคชันมากกว่า ทำให้มีค่าความแข็งมากกว่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

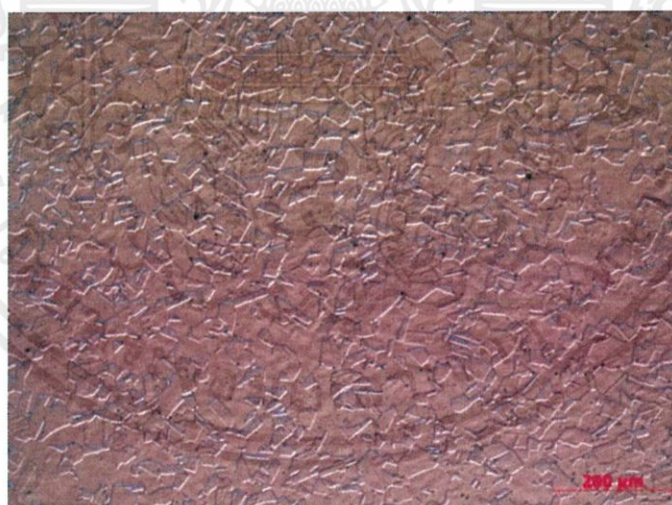
5.2.2 คำนวณหาอุณหภูมิที่มีขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่เวลา 10 นาที จากสมการ $D-D_0 = Kt^n$

Grain size (initial)	Grain size (change to)	Temperature ($^{\circ}\text{C}$)
40	60	1055
80	60	1030
120	60	1010

ตารางที่ 5.2 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร

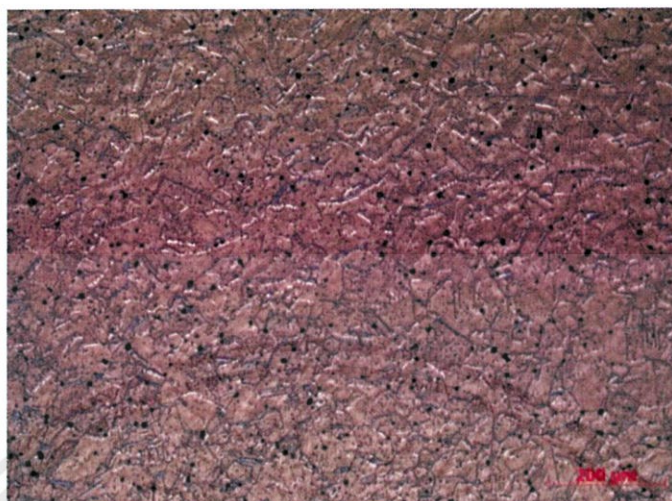
5.2.3 ตรวจสอบชิ้นงานที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1055, 1030 และ 1010 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

5.2.3.1 โครงสร้างทางจุลภาค (กำลังขยาย 10 เท่า)



รูปที่ 5.24 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1055 องศาเซลเซียส 10 นาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



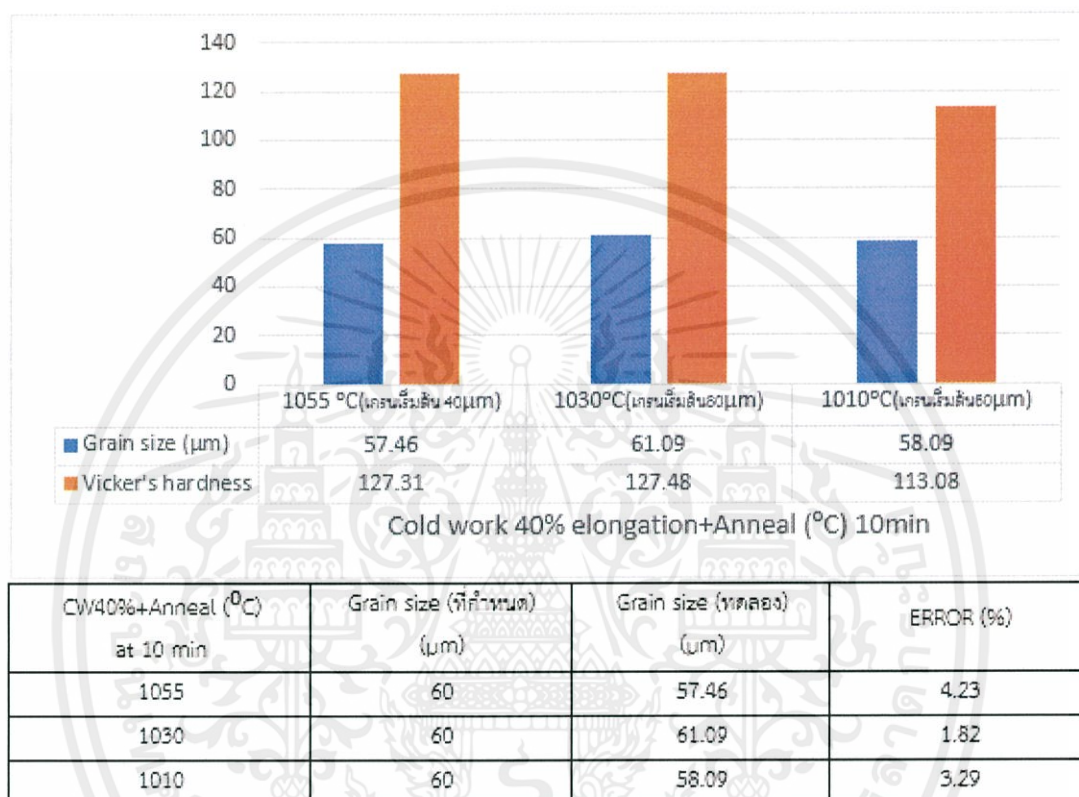
รูปที่5.25 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง
ระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส 10 นาที



รูปที่5.26 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึง
ระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1010 องศาเซลเซียส 10 นาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

5.2.3.2 ขนาดเกรนและค่าความแข็ง



รูปที่ 5.27 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้นแตกต่างกัน

จากรูป 5.27 จะเห็นว่าอุณหภูมิที่ใช้หาขนาดเกรนที่ต้องการ เมื่อทำการทดลองแล้วได้ค่าดังนี้ คำนวณขนาดเกรนที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1055 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจากการทดลองเท่ากับ 57.46 ไมโครเมตร ผิดพลาด 4.23 % ที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1030 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจากการทดลองเท่ากับ 61.09 ไมโครเมตร ผิดพลาด 1.82 % และ ที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1010 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจากการทดลองเท่ากับ 58.09 ไมโครเมตร ผิดพลาด 3.29 % และจากค่าความแข็งเมื่อเปรียบเทียบกับรูป 5.7 จะเห็นได้ว่ามีค่าใกล้เคียงกันในช่วงอุณหภูมิเดียวกัน และได้เกิดการตกผลึกใหม่(Recrystallization)ทั้งหมด

บทที่ 6

สรุปและวิจารณ์ผล

6.1 สรุปผลการทดลอง

จากการเตรียมชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่มีขนาดเกรนแตกต่างกัน เพื่อเตรียมหาค่าขอบเกรนชนิด เราพบว่า

6.1.1 จากการทดลองพบว่า ชิ้นงานที่ได้จากการผ่านกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่มีขนาดเกรนแตกต่างกัน ที่เตรียมไปตรวจสอบหาค่าขอบเกรนชนิดพิเศษ มีดังนี้

Single step recrystallization		
กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน	เวลา (นาที)	ขนาดเกรน (ไมโครเมตร)
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1000 องศาเซลเซียส	10	40
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1125 องศาเซลเซียส	10	80
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1155 องศาเซลเซียส	10	120

ตารางที่ 6.1 กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน วิธีซิงเกิลสแตปรีคริสตัลไลค์เซชัน

Iterative recrystallization		
กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน	เวลา (นาที)	ขนาดเกรน (ไมโครเมตร)
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1000 องศาเซลเซียส + ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1055 องศาเซลเซียส	10	60
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1125 องศาเซลเซียส + ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1030 องศาเซลเซียส	10	60
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1155 องศาเซลเซียส + ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1010 องศาเซลเซียส	10	60

ตารางที่ 6.2 กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน วิธีอิตเอร์เวทไฟร์คริสตัลไลค์เซชัน

6.1.2 จากการอบที่อุณหภูมิสูงกว่าจะทำเกรนมีขนาดโตกว่าการอบที่อุณหภูมิต่ำกว่า แต่เมื่อเอกสารนี้ถึงอุณหภูมิ Recrystallization จะทำให้เกิดเกรนใหม่ที่เล็กและละเอียด เมื่อให้อุณหภูมิที่สูงขึ้นอีก การค้าไม่ว่ากรณีต่อไป การโตของเกรนก็จะใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

6.1.3 การดิ่งที่เปอร์เซ็นต์การดิ่งสูงๆ จะทำให้ให้วัสดุมีความแข็งและแข็งแรงมากขึ้น แต่ความเหนียวจะลดลงและทำให้การเกิด recrystallization ใช้อุณหภูมิต่ำลง เมื่อนำไปปอบอ่อนจะทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้น ดังนั้นการเลือกวัสดุต้องเลือกวัสดุให้เหมาะสมกับรูปแบบการใช้งานมากที่สุด

6.2 วิจัยณ์ผลการทดลอง

จากสมการการโตของเกรน $D-D_0 = Kt^n$ พบว่าค่า $D-D_0$ ที่ได้จากผลการทดลอง ,ที่ได้จากการคำนวณค่าจากผลการทดลอง และ ที่ได้จากการคำนวณค่าจากทฤษฎีในเอกสารอ้างอิง [16] พบว่า

กระบวนการทางวิศวกรรมของเกรน	D-D ₀ จากผลการทดลอง (ไมโครเมตร)	D-D ₀ จากการคำนวณ ผลการทดลอง (ไมโครเมตร)	D-D ₀ จากทฤษฎีจาก เอกสารอ้างอิง [16](ไมโครเมตร)
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1000 องศาเซลเซียส	5.40	1.99	3.25
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1050 องศาเซลเซียส	7.17	7.39	6.29
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1100 องศาเซลเซียส	25.99	25.01	11.60
ดิ่งที่ระยะยัด 40% + 1150 องศาเซลเซียส	76.73	77.62	20.50

ตารางที่ 6.3 การเปรียบเทียบค่า D-D₀ จากการทดลอง , คำนวณผลการทดลองและจากทฤษฎี

จากตาราง 6.3 จะเห็นได้ว่าค่า D-D₀ จากทฤษฎีนั้นมีค่าแตกต่างจากการทดลองและการคำนวณจากผลการทดลองมาก ซึ่งเป็นไปได้ว่าในการทดลองนั้นมีการอบอ่อนขึ้นงานเกินความเป็นจริง เนื่องจากวิธีการอบอ่อนขึ้นงานนั้นจะใช้ที่อุณหภูมิสูงๆ เวลาเปิดเตาใส่ชิ้นงานจะทำให้อุณหภูมิภายนอกเตาเข้าไป มีผลทำให้อุณหภูมิภายในเตาตกประมาณ 50 – 100 องศาเซลเซียส ซึ่งทำให้ชิ้นงานที่อยู่ภายในเตาได้รับความร้อนไม่ตรงตามที่กำหนด โดยเฉพาะการทดลองนี้ไม่ได้เป็นการอบขึ้นงานเริ่มต้นที่อุณหภูมิห้องจนถึงอุณหภูมิที่กำหนด แต่เป็นการอบอุณหภูมิที่กำหนดตามเวลาที่กำหนด ดังนั้นจึงเป็นเรื่องยากที่จะทำให้อบอ่อนที่อุณหภูมิที่กำหนดถูกต้องที่สุด ดังนั้นจึงเลือกการทดลองโดยรออุณหภูมิเตาถึงตามที่กำหนด เมื่อเปิดเตาใส่ชิ้นงาน อุณหภูมิก็จะตกลง จึงรออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจนถึงอุณหภูมิที่กำหนดจึงจับเวลา แต่เห็นได้ว่าวิธีนี้ทำให้ชิ้นงานได้รับความร้อนนานกว่าเวลาที่กำหนด ทำให้ค่า D-D₀ มากกว่าความเป็นจริง เพราะฉะนั้นควรมีเตาอบที่ควบคุมอุณหภูมิได้ดีในการใส่ชิ้นงานเข้าไป ทำให้อุณหภูมิเตาตกน้อยที่สุด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่จัดทำขึ้นเพื่อการเรียนการสอนเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

6.3 แนวทางการพัฒนา

6.2.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบค่าขอบเกรนชนิดพิเศษนั้น ซึ่งขอบเกรนชนิดพิเศษจะ ช่วยต้านทานการกัดกร่อน แต่ลักษณะการใช้งานต้องขึ้นกับคุณสมบัติทางกลด้วย ดังนั้นควรทำ กระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่เหมาะสมกับคุณสมบัติที่ต้องการ

6.2.2 เมื่อตรวจสอบขอบเกรนชนิดพิเศษแล้ว ภายในอนาคตจะต้องตรวจสอบความคืบ ซึ่งปี การศึกษา 2557 นั้น อุปกรณ์ในการทำความคืบจะมีความสมบูรณ์มากขึ้น ทำให้ได้ทราบคุณสมบัติ ทางกลเพื่อเลือกในการใช้งานได้หลากหลายยิ่งขึ้น

6.2.3 เครื่องมือต่างๆที่ใช้ ควรจะใช้เครื่องมือที่มาตรฐาน และได้รับการรับรองจากบริษัทที่ ผลิต และควรจะปรับปรุงเครื่องมือให้มีความเหมาะสมต่อการทดลอง



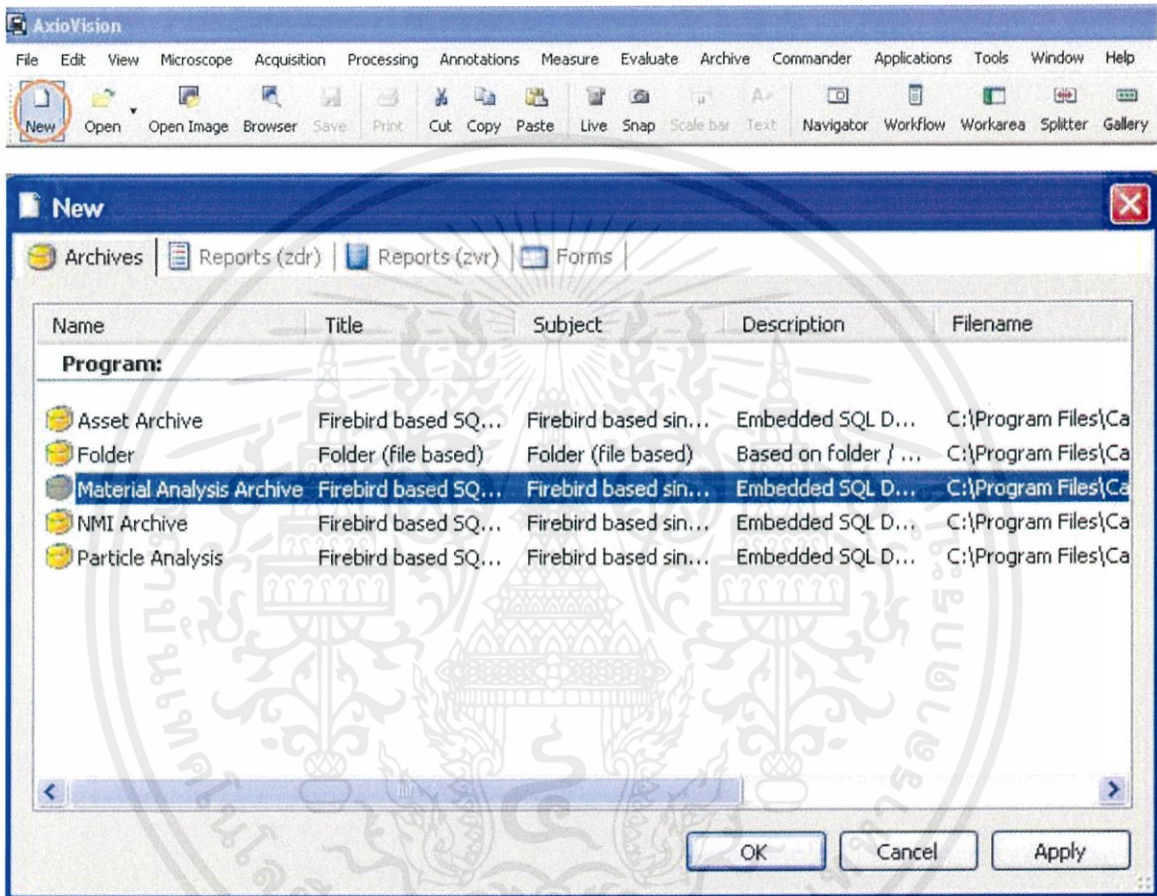
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

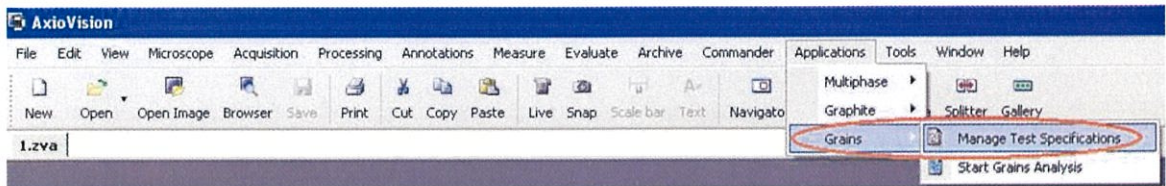
ขั้นตอนในการโปรแกรม AXIOVISION 4.7 เพื่อหาขนาดเกรน

1. เปิดโปรแกรม AXIOVISION 4.7 ขึ้นมา กด NEW จะปรากฏหน้าต่าง NEW ขึ้นมา จากนั้นเลือก Material Analysis Archive กด OK

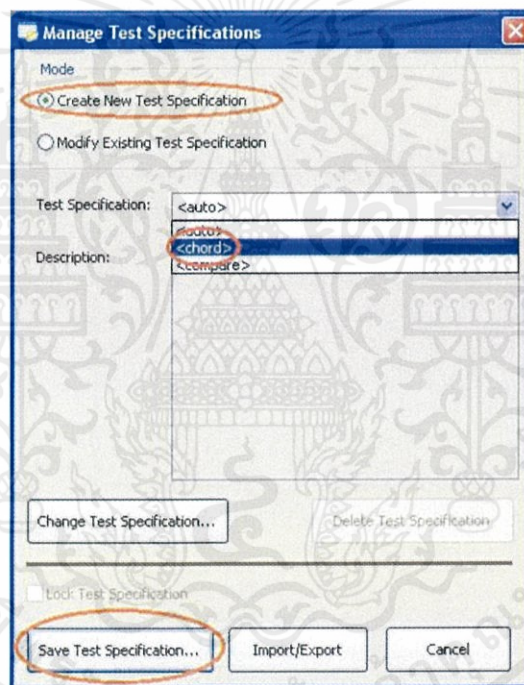


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2. จากนั้นเลือก Applications > Grains > Manage Test Specifications

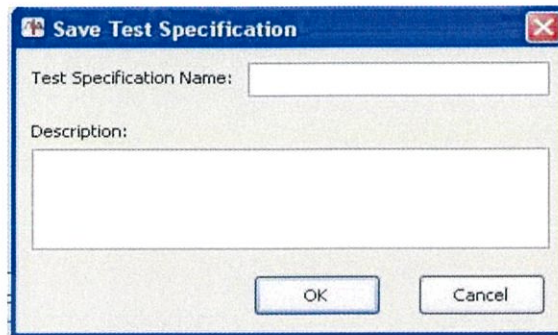


2.1 จากนั้นหน้าต่าง Manage Test Specifications ปรากฏขึ้น ตรง mode ให้เลือก Create New Test Specification ส่วน Test Specification เลือก <Chord> แล้วกด Save Test Specification

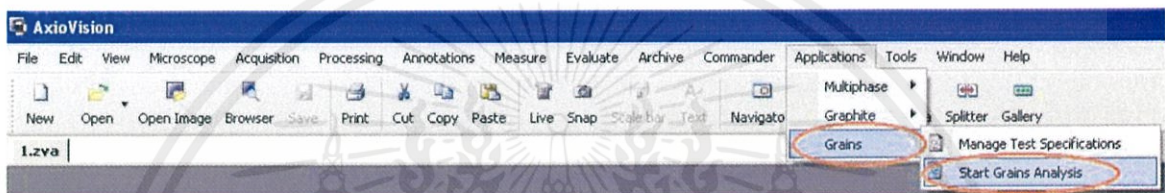


2.2 จากนั้นหน้าต่าง Save Test Specification ก็จะปรากฏขึ้น ให้ตั้งชื่อไฟล์แล้วกด OK

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



3. เลือก Applications > Grains > Start Grains Analysis



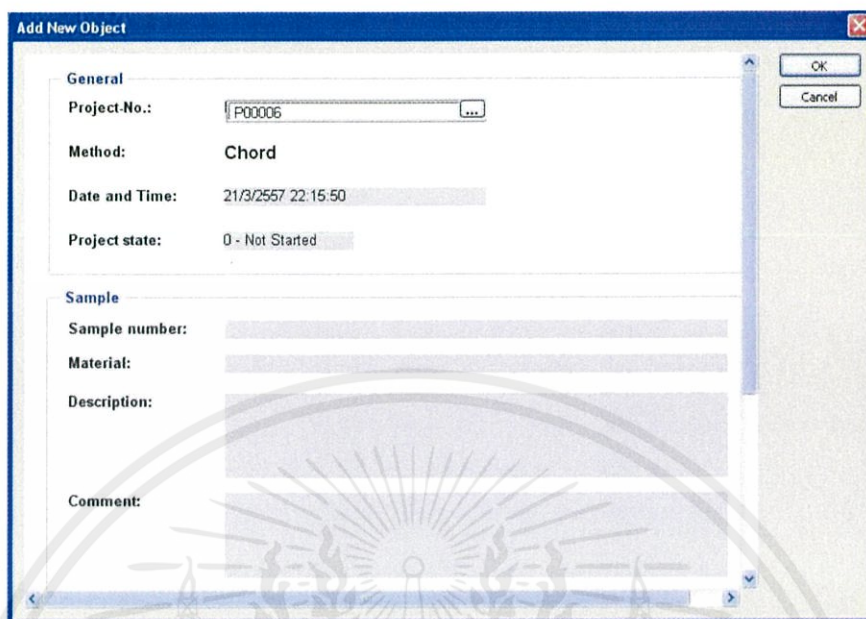
3.1 จากหน้าต่าง Start Grains Analysis ก็ปรากฏ ตรง Mode ครั้งแรกให้เลือก New project (ในกรณีจะหาขนาดเกรนต่อให้เลือก Continue project) ส่วนตรง Test specification ให้เลือกชื่อไฟล์ที่เราตั้งไว้ก่อนหน้านั้น แล้วกด OK

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

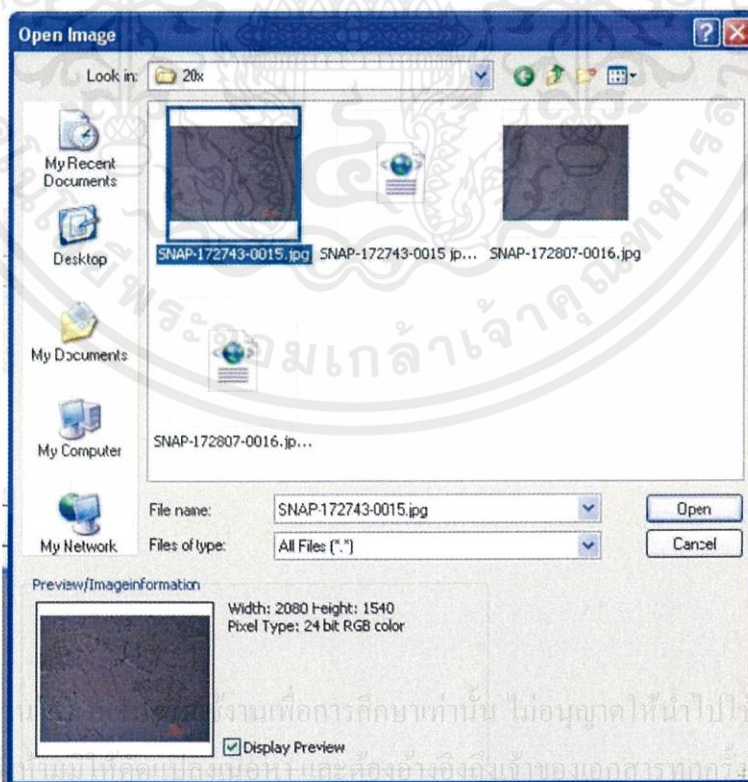


3.2 จากนั้นหน้าต่าง Add New Object จะปรากฏ ให้กด OK

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

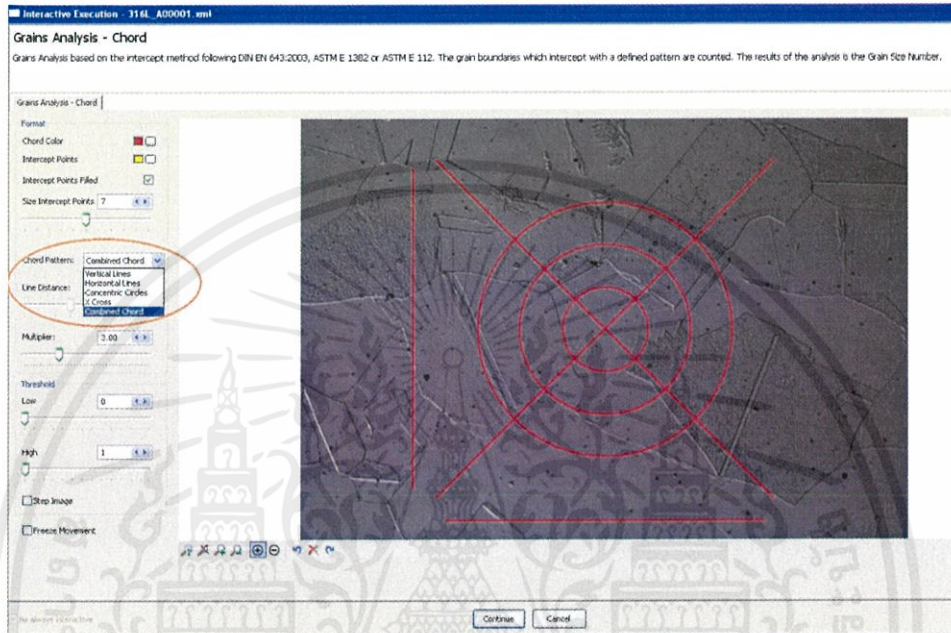


3.3 จากนั้นหน้าต่าง Open Image ก็ปรากฏขึ้น ให้เลือกไฟล์ภาพจากการถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง แล้วจึงกด Open

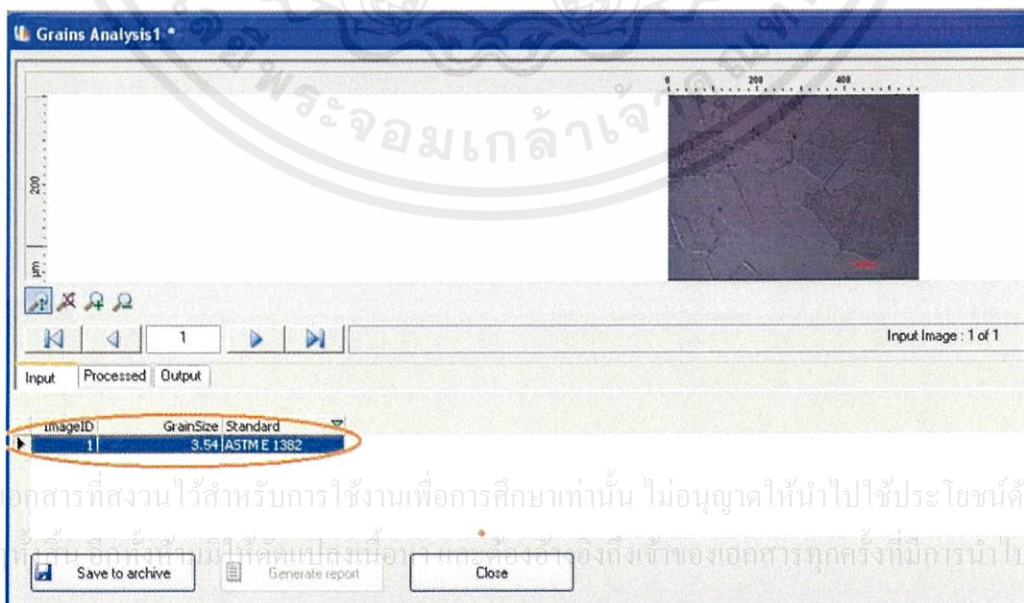


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ในประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังขอสงวนสิทธิ์ในเนื้อหาและข้อมูลอ้างอิงซึ่งเจ้าของเอกสารทุกคนมีสิทธิในการนำไปใช้

3.4 จากนั้นหน้าต่าง Grains Analysis – Chord จะปรากฏขึ้น ตรง Chord Pattern ให้เลือก Combine Chord จากนั้นปรับขนาดให้สะดวกแก่การมองเห็น จากภาพให้กดเลือกจุดที่เป็นบริเวณขอบเกรน (ห้ามเลือกจุดที่เป็น Twin grain) ภายในบริเวณเส้นสีแดง แล้วกด Continue



3.5 จากนั้นโปรแกรมจะคำนวณขนาดเกรนออกมา (ค่าตรงวงกลมสีส้ม) ถ้าต้องการคำนวณต่อให้กด Save to archive แล้วทำตามขั้นตอนข้อที่ 3 ใหม่



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ หากมีข้อผิดพลาดประการใด ขออภัยเป็นอย่างสูงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4. ค่าที่ได้จากโปรแกรม AXIOVISION 4.7 จะเป็นค่า Grain size number ซึ่งต้องเทียบจากตาราง Grain Size Relationships Computed For Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains เพื่อหาขนาดเกรน จาก ค่า Mean intercept หน่วยไมโครเมตร

Grain Size No. G	\bar{N}_A Grains/Unit Area		\bar{A} Average Grain Area		\bar{d} Average Diameter		\bar{l} Mean Intercept		\bar{N}_L No./mm
	No./in. ² at 100X	No./mm ² at 1X	mm ²	μm ²	mm	μm	mm	μm	
00	0.25	3.88	0.2581	259064	0.5080	508.0	0.4525	452.5	2.21
0	0.50	7.75	0.1290	129032	0.3592	359.2	0.3200	320.0	3.12
0.5	0.71	10.96	0.0912	91239	0.3021	302.1	0.2691	269.1	3.72
1.0	1.00	15.50	0.0645	64516	0.2540	254.0	0.2263	226.3	4.42
1.5	1.41	21.92	0.0456	45620	0.2136	213.6	0.1903	190.3	5.26
2.0	2.00	31.00	0.0323	32258	0.1796	179.6	0.1600	160.0	6.25
2.5	2.83	43.84	0.0228	22810	0.1510	151.0	0.1345	134.5	7.43
3.0	4.00	62.00	0.0161	16129	0.1270	127.0	0.1131	113.1	8.84
3.5	5.68	87.68	0.0114	11405	0.1068	106.8	0.0951	95.1	10.51
4.0	8.00	124.00	0.00806	8065	0.0898	89.8	0.0800	80.0	12.50
4.5	11.31	175.36	0.00570	5703	0.0755	75.5	0.0673	67.3	14.87
5.0	16.00	248.00	0.00403	4032	0.0635	63.5	0.0566	56.6	17.68
5.5	22.63	350.73	0.00285	2851	0.0534	53.4	0.0476	47.6	21.02
6.0	32.00	496.00	0.00202	2016	0.0449	44.9	0.0400	40.0	25.00
6.5	45.25	701.45	0.00143	1426	0.0378	37.8	0.0336	33.6	29.73
7.0	64.00	992.00	0.00101	1008	0.0318	31.8	0.0283	28.3	35.36
7.5	90.51	1402.9	0.00071	713	0.0267	26.7	0.0238	23.8	42.04
8.0	128.00	1984.0	0.00050	504	0.0225	22.5	0.0200	20.0	50.00
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8	59.46
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1	70.71
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9	84.09
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0	100.00
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4	118.9
11.0	1024.00	15872.0	0.000063	63.0	0.0079	7.9	0.0071	7.1	141.4
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12.0	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13.0	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14.0	8192.00	126976.3	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0

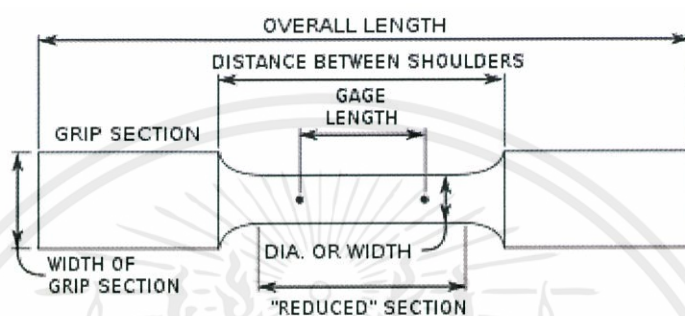
ตารางที่ก-1 Grain Size Relationships Computed For Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains [14]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อัตราส่วนชิ้นงานมาตรฐานที่ใช้ทดสอบแรงดึง



Dimension, mm for test specimens with Gage Length Five time the diameter (E8M)					
	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3	Specimen 4	Specimen 5
Gage Length	62.5±0.1	45.0±0.1	30.0±0.1	20.0±0.1	12.5±0.1
DIA. OR WIDTH	12.5±0.1	9.0±0.1	6.0±0.1	4.0±0.1	2.5±0.1
Radius of fillet	10	8	6	4	2
Reduce section	75	54	36	24	20

ตารางที่ข-1 Dimension, mm for test specimens with Gage Length Five time the diameter (E8M) [15]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

วิธีการคำนวณหาขนาดเกรน

1. วิธีคำนวณโดยใช้สมการการโตของเกรนเปรียบเทียบกับสมการเส้นตรง

1.1 เปรียบเทียบสมการการโตของเกรนกับสมการเส้นตรง

โดยสมการการโตของเกรนคือ : $D - D_0 = Kt^n$

ซึ่ง $K = K_0 e^{-Q/RT}$ ดังนั้น : $D - D_0 = K_0 e^{-Q/RT} t^n$

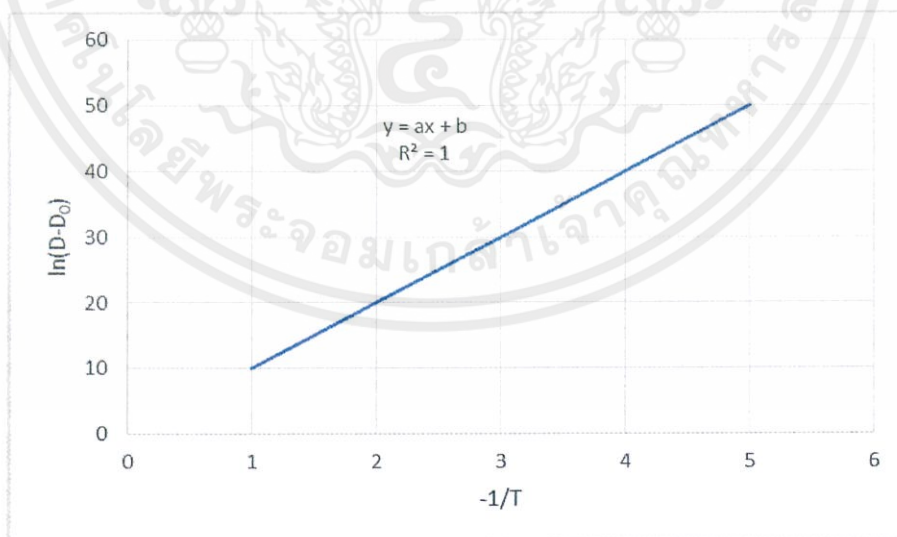
ทำการใส่ลอการิทึมฐาน e จะได้ : $\ln(D - D_0) = -\frac{Q}{RT} + \ln(K_0 t^n)$ (1)

จากสมการเส้นตรงคือ : $y = mx + c$ (2)

เปรียบเทียบสัมประสิทธิ์ระหว่างสมการ (1) กับสมการ (2) จะได้ :

$$y = \ln(D - D_0), m = \frac{Q}{R}, x = -\frac{1}{T}, c = \ln(K_0 t^n)$$

1.2 เขียนกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln(D - D_0)$ กับ $-\frac{1}{T}$ ความชันที่ได้คือ $\frac{Q}{R}$ ซึ่ง D กับ D_0 มาจากการทดลอง และ T ที่ใช้ในการทดลอง



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวน **รูปที่ค-1** กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln(D - D_0)$ กับ $-\frac{1}{T}$ นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซึ่งจากกราฟจะได้ $\frac{Q}{R} = a$, $\ln(K_0 t^n) = b$ โดยนำค่าที่ได้ไปใส่สมการการโตของเกรนเพื่อหาขนาดเกรนจากการคำนวณ

2. วิธีการคำนวณจากการอ้างอิงค่า K_0 , Q และค่า n จากเอกสารอ้างอิง [16]

จากสมการการโตของเกรน : $D-D_0 = K_0 e^{-Q/RT} t^n$

ซึ่งจากเอกสารอ้างอิง [] ได้ค่า $Q = 185 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$

$$K_0 = 5.173 \times 10^6$$

$$n = 0.5$$

นำค่าที่ได้จากเอกสารอ้างอิง [16] และค่าที่ต้องการทดลองแทนลงในสมการการโตของเกรนเพื่อหาขนาดเกรนต่อไป

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม

- [1] M. Suresh Kumar, M. Sujata, M.A. Venkataswamy, S.K. Bhaumik. (2008), Failure analysis of stainless steel pipeline. Eng Fail Anal; 15(5): pp.547-565
- [2] Magdy A.M. Ibrahim, S.S. Abd El Rehim, M.M Hamza. (2009), Corrosion behavior of some austenitic stainless steels in chloride environments. Materials Chemistry and Physics;15(1): pp.80-5.
- [3] M. Michiuchi et al. (2006), Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel. Sendai Japan: Tohoku University
- [4] H.Y.Bi et al. (2002), Electron microscopic observation of grain boundary in thermomechanical-processed SUS 304 stainless steel, Department of Materials Processing Graduate School of engineering, Tohoku University, Aoba-yama 02 Sendai 980-8579, Japan
- [5] Rethwisch, William D. Callister and David G., Materials science and engineering: an introduction. 8 ed. 2010: John Wiley & Sons, Inc.
- [6] V.Randle, The Measurement of Grain boundary Geometry. 1993: IOP Publishing Ltd.
- [7] Brandon, D.G., High angle boundaries. Acta Metallurgica, 1966. 14: p. 1479-1484.
- [8] Panya Buahombura. (2551) .Recovery Recrystallization and Grain Growth. School of Matallurgical Engineering. Suranaree University of Technology
- [9] อ. อรุณา กอสนาน (2551) Deformation and Annealing for Steel. Eastern Asia University
- [10] Tensile Stress (ออนไลน์). แหล่งที่มา

http://www.elecnet.chandra.ac.th/courses/ELEC2101/chaptor_6/stress.doc

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับอาจารย์ผู้สอนเท่านั้น
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [11] Scanning Electron Microscope : SEM. (ออนไลน์). แหล่งที่มา :
<http://www2.warwick.ac.uk/fac/sci/physics/current/postgraduate/regs/mpags/ex5/techniques/structural/sem3/>.
- [12] หัสวีภา หมายมั่น. Scanning Electron Microscope : SEM. (ออนไลน์). แหล่งที่มา :
<http://www.mfu.ac.th/center/stic/index.php/micro-analysis-instrument-menu/item/96-scanning-electron-microscope.html>.
- [13] Cell Structure: SEM. (ออนไลน์). แหล่งที่มา :
http://leavingbio.net/cell%20structure_files/cell%20structure.htm.
- [14] ASTM International, (2004). ASTM E112-96 Standard Test Methods for determining Average Grain size. American Society for Testing and Materials
- [15] ASTM International, (2007). ASTM E8-E04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials
- [16] Nivaldo Lemos coppini , Julio Cesar Dutra, Elesandro Antonio Baptista, Fernando Aparecido Pacheco da Silva Fortunato, Francisco Augusto Alves, Ferreira ,Diego Coccumazzo. (2012), Test to Characterize the Machining Strength Property for the AISI 316L Steel. Nove de julho University, Industrial Engineering Post Graduation Program, Sao Paulo Brazil.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้