

ผลกระทบบของขอบเกรนชนิดพิเศษต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม  
ออสเทนเนติก 316L

EFFECTS OF %CSL ON CREEP BEHAVIORS OF 316L AUSTENITIC  
STAINLESS STEEL



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ.2561

KMITL-2018-EN-M-030-078

ผลกระทบของขอบเกรนชนิดพิเศษต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม

ออสเทนเนติก 316L

EFFECTS OF %CSL ON CREEP BEHAVIORS OF 316L AUSTENITIC  
STAINLESS STEEL



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ.2561

KMITL-2018-EN-M-030-078

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

EFFECTS OF %CSL ON CREEP BEHAVIORS OF 316L AUSTENITIC  
STAINLESS STEEL



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

2018

KMITL-2018-EN-M-030-078

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



COPYRIGHT 2018

FACULTY OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
ใบรับรองวิทยานิพนธ์

หัวข้อวิทยานิพนธ์ ผลกระทบของขอบเกรนชนิดพิเศษต่อพฤติกรรมคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม  
ออสเทนเนติก 316L  
Thesis Title Effects of %CSL on Creep Behaviors of 316L Austenitic Stainless Steel  
นักศึกษา นายมงคล แหม่มทองคำ  
รหัสประจำตัว 58601129  
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชา วิศวกรรมเครื่องกล  
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ผศ.ดร.ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ  
หมายเลขวิทยานิพนธ์ KMITL-2018-EN-M-030-078

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์		ลายมือชื่อ
ผศ.ดร.ปัญญา	คังตระกูล	
รศ.ดร.กรรณชัย	กัลยาศิริ	
ผศ.ดร.สุตาภัทร	แคว้นเขามิ่ง	
ดร.พชรพล	ตันทวิรุพห์	
ผศ.ดร.ปัญญา	ชันธุ์สุวรรณ	

วัน / เดือน / ปี ที่สอบ วันจันทร์ที่ 9 กรกฎาคม พ.ศ. 2561 เวลา 10.00-12.00 น.  
สถานที่สอบ ณ ห้อง HM-303 อาคารเฉลิมพระเกียรติ

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

คณะวิศวกรรมศาสตร์ รับรองแล้ว



(รองศาสตราจารย์ ดร. คมสัน มาลีสี)

คณบดี คณะวิศวกรรมศาสตร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่ควรนำข้อมูลไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
วันที่ 9 กรกฎาคม พ.ศ. 2561  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลกระทบของขอบเกรนชนิดพิเศษต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L
นักศึกษา	นายมงคล แหยมทองคำ
รหัสประจำตัว	58601129
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมเครื่องกล
พ.ศ.	2561
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	ผศ.ดร. ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ

### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาผลกระทบของขอบเกรนชนิดพิเศษต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L โดยการเตรียมชิ้นงาน 2 ชุดที่ขนาดเกรนควบคุมตั้งต้นเท่ากัน (60  $\mu\text{m}$ ) จากกระบวนการอบละลายคาร์ไบด์ของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L ที่อุณหภูมิ 1200 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมงในขั้นตอนแรก ก่อนกระบวนการวิศวกรรมขอบเกรนให้ได้สัดส่วนของความยาวขอบเกรนชนิดพิเศษ ( $\Sigma 3$ - $\Sigma 29$ ) ต่อความยาวขอบเกรนทั้งหมดที่แตกต่างกัน ด้วยวิธี Single-step recrystallization ประกอบด้วยการขึ้นรูปเย็นชิ้นงานแบบดิ่งตามแนวแกน 40% RA และการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 700-1150 °C เป็นเวลา 10 นาที ได้สัดส่วนความยาวขอบเกรนชนิดพิเศษ 32.34% ที่วัดได้ด้วยวิธี EBSD เท่ากับ และอีกชุดด้วยกระบวนการดังกล่าวซ้ำอีกรอบ (Iterative recrystallization) ได้สัดส่วนความยาวขอบเกรนชนิดพิเศษ 42.26% จึงเป็นการสิ้นสุดกระบวนการเตรียมตัวอย่างชิ้นงานสำหรับทดสอบการคืบในช่วงอุณหภูมิ 600-650 °C และความเค้น 220-290 MPa ผลการทดสอบพบว่า แม้ว่าเวลาของการแตกหักและเวลาที่ใช้ในขั้นตอนการกัดกรดด้วยไฟฟ้าของชิ้นงานที่มีสัดส่วนความยาวขอบเกรนชนิดพิเศษสูงจะมากกว่า แต่ขนาดเกรนหลังจากการคืบของทั้งสองชุดก็มีขนาดใกล้เคียงกัน ซึ่งผลการทดลองสรุปได้ว่าสัดส่วนความยาวขอบเกรนชนิดพิเศษมีผลโดยตรงต่อการปรับปรุงคุณสมบัติการคืบของวัสดุเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L ด้วยค่าพลังงานกระตุ้นการคืบที่เพิ่มขึ้นในช่วงการทดสอบการคืบ

<b>Thesis</b>	Effects of %CSL on creep behaviors of 316L austenitic stainless steel
<b>Student</b>	Mr. Mongkol Yaemthongkham
<b>Student ID.</b>	58601129
<b>Degree</b>	Master of Engineering
<b>Program</b>	Mechanical Engineering
<b>Year</b>	2018
<b>Thesis Advisor</b>	Asst. Prof. Dr. Panya Kansuwan

## ABSTRACT

The purpose of this thesis is to study the effects of coincidence-site-lattice fraction (%CSL) on creep behaviors of 316L austenitic stainless steels by preparation 2 set of samples with the same controlled initial grain size at about 60  $\mu\text{m}$ . All of the samples were first solution annealed at 1200  $^{\circ}\text{C}$  for 1 hour to dissolve metal carbide phases before altering their length fraction of % low CSL grain boundary (i.e.  $\Sigma 3$ - $\Sigma 29$  CSLGB) to the total grain boundary length by single-step recrystallization. The process consists of cold working at 40% RA following by recrystallization at 700-1150  $^{\circ}\text{C}$  for 10 minute. Its length fraction of low CSLGB was increased from 23.36% in as-received samples to 32.34% which were measured using Electron back-scattered diffraction (EBSD) technique. The process was repeated on the other set of the samples. This grain boundary engineering process is called Iterative recrystallization which can increase %low CSLGB from 32.34% in previous step to 42.26%. A series of creep testing was performed at temperature in the range of 600-650  $^{\circ}\text{C}$  and stress in the range of 220-290 MPa to evaluate the influence of %low CSLGB on creep properties. The results show that both activation energy and rupture time of high %low CSLGB are more than that of the low %low CSLGB as usual. However, no grain growth were observed with the same average grain size measured at the beginning and the end of the creep test. Furthermore, we observed that more etching time is required to reveal grain structure of high %low CSLGB without sensitization. The direct improvement of creep behaviors advent from the nature of special atomic arrangement of low CSLGB was concluded.

# กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ก็ด้วยความช่วยเหลือ การให้คำแนะนำและ คำปรึกษาจาก ผศ.ดร.ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ประจำสาขาวิชา วิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

ขอขอบคุณคณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยี พระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบังทุกท่าน ที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ข้าพเจ้า และขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกลทุกท่านที่คอย ช่วยประสานงานเรื่องเอกสารต่างๆให้

ขอขอบคุณเพื่อนๆ พี่ๆ น้องๆ ในสาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล สถาบันเทคโนโลยีพระจอม กเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ทุกคนที่ให้คำแนะนำต่างๆ และคอยให้กำลังใจเสมอมา

ขอขอบคุณบิดา มารดา และครอบครัวของข้าพเจ้าที่เป็นกำลังใจและให้การสนับสนุนในทุก เรื่องๆ ทำให้ข้าพเจ้าสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี

ขอขอบคุณนางสาวนัทธมน เขียวอ่อน และครอบครัว ที่คอยเป็นกำลังใจให้ข้าพเจ้าเสมอมา สุดท้ายนี้หากมีข้อบกพร่องหรือข้อผิดพลาดในส่วนใดเกิดขึ้นจากวิทยานิพนธ์เล่มนี้ ข้าพเจ้า ขอน้อมรับไว้แต่เพียงผู้เดียวและจะขอแก้ไขปรับปรุงในโอกาสต่อไป

มงคล แหยมทองคำ

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ.....	IV
สารบัญตาราง.....	VIII
สารบัญรูป.....	IX
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการศึกษา.....	3
1.3 สมมุติฐานของการศึกษา.....	3
1.4 ขอบเขตการวิจัย.....	4
1.5 ขั้นตอนของการศึกษา.....	4
บทที่ 2 วรรณกรรมปริทรรศน์.....	5
2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
บทที่ 3 ทฤษฎี.....	8
3.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมขอบเกรน.....	8
3.1.1 บทนำ.....	8
3.1.2 การเกิดโครงสร้างของเกรน.....	9
3.1.3 โครงสร้างเรขาคณิตขอบเกรน.....	10
3.1.4 ประเภทของขอบเกรน.....	15
3.1.5 Coincidence site lattice boundary.....	16
3.1.6 กระบวนการในวิศวกรรมขอบเกรน.....	20
3.1.7 การวัดขนาดของเกรน.....	36
3.1.8 การศึกษาขอบเกรนชนิด CSL และทิศทางการจัดเรียงตัวของ ผลึกด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์.....	37
3.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับคุณสมบัติทางกล.....	40
3.2.1 การดึง.....	40

## สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
3.2.2 คุณสมบัติทางกลที่หาได้จากการทดสอบแรงดึงและแผนภาพความ เค้น-ความเครียด.....	47
3.2.3 Work hardening.....	52
3.2.4 พฤติกรรมการคืบของโลหะในอุณหภูมิสูง.....	53
3.2.5 แผนทีกลไกการเปลี่ยนรูปเนื่องจากการคืบ.....	56
3.2.6 การแตกร้าวเนื่องจากการคืบ.....	60
3.3 ทฤษฎีและหลักการที่เกี่ยวข้องกับเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก.....	61
3.3.1 เหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless steels).....	62
3.3.2 ประเภทของเหล็กกล้าไร้สนิม.....	63
3.3.3 การกำหนดชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิม.....	64
3.3.4 คุณสมบัติทั่วไปและคุณสมบัติทางกายภาพ.....	65
3.3.5 การตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก.....	66
บทที่ 4 การดำเนินงานวิจัย.....	72
4.1 วิธีการทดลองการเตรียมชิ้นงาน.....	72
4.1.1 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการ Single-step recrystallization..	72
4.1.2 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการ Iterative recrystallization.....	73
4.1.3 ขั้นตอนการดำเนินงานการเตรียมชิ้นงาน.....	73
4.2 การวัดและการวิเคราะห์ชนิดขอบเกรน Coincidence-site-lattice.....	83
4.3 วิธีการทดลองการทดสอบการคืบ.....	85
4.3.1 เลือกเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ.....	85
4.3.2 เงื่อนไขที่ใช้ในการทดสอบการคืบ.....	85
4.3.3 ขั้นตอนการทดสอบการคืบ.....	86
4.4 แผนผังเวลาของการเตรียมชิ้นงาน.....	87
บทที่ 5 ผลการทดลอง.....	89
5.1 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการ Single-step recrystallization.....	89

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
5.2 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ	
กระบวนการ Iterative recrystallization.....	95
5.3 การวิเคราะห์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ.....	102
5.3.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization.....	102
5.3.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization.....	103
5.4 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบ.....	105
5.4.1 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขการทดสอบ	
อุณหภูมิคงที่ เปลี่ยนแปลงความเค้น.....	106
5.4.2 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขการทดสอบความ	
เค้นคงที่ เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ.....	108
5.4.3 Larson-Miller parameter.....	111
5.4.4 Stress Exponent และ Activation Energy.....	112
5.5 วิเคราะห์ผลการทดลอง.....	114
บทที่ 6 สรุปผลการทดลอง.....	117
6.1 สรุปผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ .....	117
6.2 สรุปสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ.....	118
6.4 สรุปผลการทดลองของการทดสอบการคืบ.....	118
เอกสารอ้างอิง.....	119
ภาคผนวก.....	123
ภาคผนวก ก.....	124
ภาคผนวก ข.....	140
ภาคผนวก ค.....	142
ภาคผนวก ง.....	145
ภาคผนวก จ.....	148
ภาคผนวก ฉ.....	150

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ(ต่อ)

หน้า

ประวัติส่วนตัว..... 161



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
3.1 ตัวอย่างค่า $\Sigma$ ใน $\theta$ /UVW และระนาบต่างๆ.....	18
3.2 อุณหภูมิของเกิดตกผลึกใหม่ของโลหะชนิดต่างๆ.....	29
3.3 ปัจจัยต่างๆ ที่มีผลต่อกระบวนการตกผลึกใหม่.....	29
3.4 ความสัมพันธ์ระหว่างช่วงอุณหภูมิกับกลไกการควบคุมการโตของเกรน.....	33
3.5 ช่วงอุณหภูมิกับปัจจัยต่างๆของการโตของเกรนสำหรับนิกเกิลเชิงการค้า.....	36
3.6 โมดูลัสของความยืดหยุ่นของโลหะและโลหะผสมบางชนิด.....	48
3.7 แสดงค่า $n$ และ $Q_c$ ที่สอดคล้องกับกลไกการเปลี่ยนรูปในโลหะบริสุทธิ์.....	56
3.8 ประเภทของสารมลทิน.....	
4.1 สารประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนเนติก 316L.....	73
4.2 ข้อมูลเปรียบเทียบของแต่ละวัสดุในการวัดเกรน.....	81
4.3 สมการหาขนาดเกรน ขึ้นอยู่กับพารามิเตอร์ที่วัดโครงสร้างจุลภาค ตามขนาดเกรน มาตรฐาน ASTM.....	82
4.4 เงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ.....	85
4.5 เงื่อนไขที่ใช้ในการทดสอบการคืบ.....	86
5.1 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร.....	92
5.2 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร.....	99
5.3 ผลการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขต่างๆ โดยแบ่งตามเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบ การคืบ.....	106
5.4 เปรียบเทียบชิ้นงาน high %CSL และ low %CSL.....	116

## สารบัญรูปภาพ

รูปที่	หน้า
1.1 กราฟความเครียดกับเวลา.....	3
3.1 ขั้นตอนระหว่างเกิดการเกิดการแข็งตัวในโลหะหลายผลึก โดยที่รูปสี่เหลี่ยมขนาดเล็กแต่ ละอันแทนหน่วยเซลล์.....	10
3.2 คุณลักษณะตามวิธีอินเตอร์เฟสเพลน.....	12
3.3 คุณลักษณะตามวิธีมิสโอเรียนเทชัน.....	12
3.4 มุมและแกนในเทอมของระบบพิกัดเชิงขั้ว.....	13
3.5 ความสัมพันธ์ระหว่าง $x_0-y_0$ กับ $x_n-y_n$ ด้วยเมตริกซ์การหมุน.....	14
3.6 ขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน.....	16
3.7 การจัดเรียงของขอบเกรนตามแบบจำลองของ $\Sigma 5$ .....	17
3.8 แบบจำลองต่างๆ ของค่าเบี่ยงเบนมุมมากที่สุดสำหรับมุมการจัดเรียงตัวของขอบเกรน ชนิด CSL.....	18
3.9 องค์ประกอบของความสัมพันธ์ระหว่างเวกเตอร์ตั้งฉากระนาบกับมุมสำคัญต่างๆ.....	20
3.10 การเคลื่อนตัวของเส้นดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เข้าหากันในการหักล้างกันของดิส โลเคชัน.....	25
3.11 การจัดเรียงตัวกันของดิสโลเคชันแบบขอบระหว่างกระบวนการโพลิโกไนเซชัน (ก) ดิสโลเคชันจำนวนมากบนระนาบการเลื่อน (ข) ดิสโลเคชันมีการจัดเรียงตัวใหม่หลังจาก กระบวนการโพลิโกไนเซชัน.....	26
3.12 การเกิดเกรนย่อยในช่วงการคืนตัว.....	26
3.13 การจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบในแนวตั้ง.....	27
3.14 แบบจำลองการโตแบบ Cellular growth.....	30
3.15 แบบจำลองการโตของเกรนแบบ Geometrical coalescence.....	32
3.16 (ก) Thermal grove (ข) เมื่อขอบเกรนมีการเคลื่อนที่.....	34
3.17 การเกิดขอบทวินระนาบ (120) ของโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก โดยวงกลมสีเทาแสดง ถึงตำแหน่งของอะตอมเดิม ส่วนวงกลมสีดำแสดงถึงตำแหน่งของอะตอมที่มีการเปลี่ยน แปลง.....	35
3.18 ตัวอย่างการสร้างเส้นรอบวง 3 เส้น เพื่อหาขนาดเกรนแบบ Circular intercept procedure.....	37

## สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.19 แผนภาพรูปแบบคิคุชิของนิกิลด้วยค่าความต่างศักย์ที่ 20kV.....	38
3.20 รูปแบบคิคุชิวิเคราะห์ด้วยวิธี Triangular method.....	40
3.21 แสดงส่วนประกอบของเครื่องดึง.....	41
3.22 แสดงลักษณะของแรงกระทำชนิดต่าง ๆ.....	42
3.23 ความเครียดเชิงเส้น (Linear Strain).....	43
3.24 ความเครียดเฉือน (Shear Strain) .....	44
3.25 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point).....	45
3.26 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก.....	46
3.27 เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก.....	47
3.28 แผนภาพของความเค้น-ความเครียด สำหรับเหล็กกล้าละมุน (Mild Steel) ในการทดสอบแรงดึง.....	50
3.29 แผนภาพความ-ความเครียด แสดงการหาค่า 0.2 % ออฟเซ็ท Yield Stress.....	50
3.30 แสดงการเคลื่อนที่ขวางกันของ Dislocation.....	52
3.31 Creep Curve ของโลหะเป็น Curve แสดงความสัมพันธ์ของเวลาและความเครียดของโลหะหรือโลหะผสม ภายใต้ภาระคงที่ อุณหภูมิคงที่.....	53
3.32 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln \epsilon_s$ กับ $1/T$ .....	55
3.33 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln \sigma$ กับ $\ln \epsilon_s$ .....	55
3.34 แผนที่ถูกโลกการเปลี่ยนรูปของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่มีขนาดเกรน 50 $\mu\text{m}$ .....	57
3.35 การเปลี่ยนแปลงของอัตราการคืบกับความเครียด.....	58
3.36 กลไกการคืบเนื่องจากดิสโลเคชันในช่วงต่างๆ (a) หลังจากความเครียดเกิดขึ้นทันทีทันใด (b) เมื่อได้รับแรงดึง, และ (c) ช่วงการเกิดคืบ.....	59
3.37 (a) การแตกร้าแบบผ่าเกรน และแบบความเหนียวซึ่งอาจมีช่องว่าง (Void) ก่อตัวขึ้นก่อนหรืออาจจะก่อตัวเนื่องจากมีความเค้นสะสมบริเวณที่มีอนุภาคตกตะกอน (b) เกิดการขยายตัวของช่องว่าง (c) เกิดการรวมตัวของช่องว่างทำให้เกิดการแตกร้า.....	61
3.38 การเชื่อมโยงขององค์ประกอบและคุณสมบัติในกลุ่มเหล็กกล้าไร้สนิมของโลหะผสม..	63

## สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.39 การตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรน.....	68
3.40 ความสามารถในการละลายของโบรอนในโลหะผสม Fe-Ni-Cr ซึ่งมีองค์ประกอบของคาร์บอนน้อยกว่า 0.01% (ก) 18Cr-15Ni (ข) 20Cr-25Ni (ค) 20Cr-25Ni-6Mn.....	69
3.41 แผนภาพความสมดุลสำหรับระบบ 18Cr-Fe-Ni-N ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส..	70
3.42 แผนภาพ Time-Temperature-precipitation ของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316 (ก) ผ่านกระบวนการทางความร้อน (ข) ผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็น 20%.....	71
4.1 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการของ Single-step recrystallization.....	72
4.2 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการของ Iterative recrystallization.....	73
4.3 แสดงชิ้นงาน (As-Received).....	73
4.4 แสดงลักษณะของเตาอบ.....	74
4.5 แสดงแผนภาพของเฟสในระบบ Fe-C.....	74
4.6 ชิ้นงานในขณะจุ่มน้ำ (Water Quench).....	75
4.7 ชิ้นงานหลังกระบวนการสลายคาร์ไบด์.....	75
4.8 ASTM E8M .....	75
4.9 เครื่อง Universal Testing Machine.....	76
4.10 ลักษณะในการที่ใช้ในการอบอ่อน.....	76
4.11 เครื่องตัดผิวเรียบ.....	76
4.12 ลักษณะของเรซินเหลว และตัวทำแข็งเรซิน.....	77
4.13 แสดงลักษณะของแม่พิมพ์ที่ได้วางชิ้นงานและเทเรซินเหลวลงไปภายใน.....	77
4.14 แสดงเครื่องฟองดูอากาศ.....	78
4.15 แสดงลักษณะของกระดาศทรายซิลิกา คาร์ไบด์ (SiC).....	78
4.16 แสดงการขัดชิ้นงานด้วยกระดาศทราย.....	78
4.17 แสดงลักษณะของผงขัดเพชรขนาดต่างๆ.....	79
4.18 แสดงลักษณะของผ้าขัด.....	79
4.19 แสดงลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขัดด้วยผงขัดเพชร.....	79
4.20 อุปกรณ์การกัดกรดไฟฟ้าและกรดออกซาลิก (Oxalic acid).....	80
4.21 แสดงการตรวจโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง.....	80

## สารบัญญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.22 แสดงลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง.....	81
4.23 รูปแบบของ Test line สำหรับการวัดแบบ Intercept procedure.....	82
4.24 แสดงชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบการคืบ.....	83
4.25 แสดงการตั้งค่าการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิก่อนใส่ Load.....	83
4.26 รูปแบบคิกซ์วิเคราะห์ด้วยวิธี Triangular method.....	84
4.27 ชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบการคืบ ASTM E139.....	86
4.28 แสดงการตั้งค่าการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิก่อนใส่ Load.....	86
4.29 แสดงแผนผังเวลาของกระบวนการการเตรียมชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL).....	87
4.30 แสดงแผนผังเวลาของกระบวนการการเตรียมชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL).....	88
5.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	89
5.2 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	89
5.3 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	90
5.4 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	90
5.5 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	90
5.6 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิงระยะยัด 40%.....	91
5.7 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ องศาเซลเซียส 1150-700.....	91
5.8 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยัดที่ 40% และอบอ่อนที่ องศาเซลเซียส 1000.....	92
5.9 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยัดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1125 องศาเซลเซียส.....	92
5.10 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิงระยะยัดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1155 องศาเซลเซียส.....	93
5.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนเพื่อคำนวณหาขนาดเกรนที่ 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส.....	93

## สารบัญรูปร่าง (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.12 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรม ขอบเกรนที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส ตามลำดับ.....	94
5.13 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	94
5.14 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	94
5.15 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	95
5.16 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	96
5.17 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	96
5.18 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	96
5.19 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	97
5.20 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	97
5.21 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40%.....	97
5.22 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส.....	98
5.23 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรม ขอบเกรนที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศา เซลเซียส.....	99
5.24 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ ผ่านการดัดระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1055 องศาเซลเซียส 10 นาที.....	100

## สารบัญญรูปภพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.25 โครงสร้างทงจุลภคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดิ่งระยะยัด 40% และอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส 10 นาที.....	100
5.26 โครงสร้างทงจุลภคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดิ่งระยะยัด 40% และอบอ่อนที่ 1010 องศาเซลเซียส 10 นาที.....	101
5.27 กรพคความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทงวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้นแตกต่างกัน.....	101
5.28 ค่ำสัดส่วนขอบเกรนพิเศษชนิดต่างๆ ของชิ้นงนที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน.....	102
5.29 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างการอบอ่อนที่ 1100 องศาเซลเซียส กับ 1125 องศาเซลเซียส.....	103
5.30 ค่ำสัดส่วนขอบเกรนพิเศษชนิดต่างๆ ของชิ้นงนที่ผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน.....	104
5.31 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างการอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส.....	104
5.32 กรพคแสดงผลของสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษต่อการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่างๆ กับขนาดของเกรน.....	105
5.33 กรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 220 MPa.....	106
5.34 กรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 260 MPa.....	107
5.35 กรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 290 MPa.....	108
5.36 แสดงกรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส.....	109
5.37 แสดงกรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 625 องศาเซลเซียส.....	110
5.38 แสดงกรพค creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส.....	111

## สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.39 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นการทดสอบของชิ้นงานกับ The Larson-Miller parameter.....	112
5.40 กราฟแสดงค่า stress exponent ของชิ้นงาน.....	113
5.41 กราฟแสดงค่า activation energy ของชิ้นงาน.....	113
5.42 แสดงโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังทดสอบการคืบของชิ้นงาน.....	114
5.43 แสดงโครงสร้างจุลภาคก่อนทดสอบการคืบของ, หลังทดสอบการคืบ และขณะทดสอบการคืบ.....	114
5.44 แสดงเส้นโค้งการคืบของชิ้นงาน high %CSL ที่ rupture time เดียวกับชิ้นงาน low %CSL.....	115
5.45 แสดงโครงสร้างจุลภาคของทั้ง 2 ชิ้นงานที่ควบคุมความหนาของขอบเกรนให้มีขนาดเท่ากัน (18 pixel).....	115

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญ

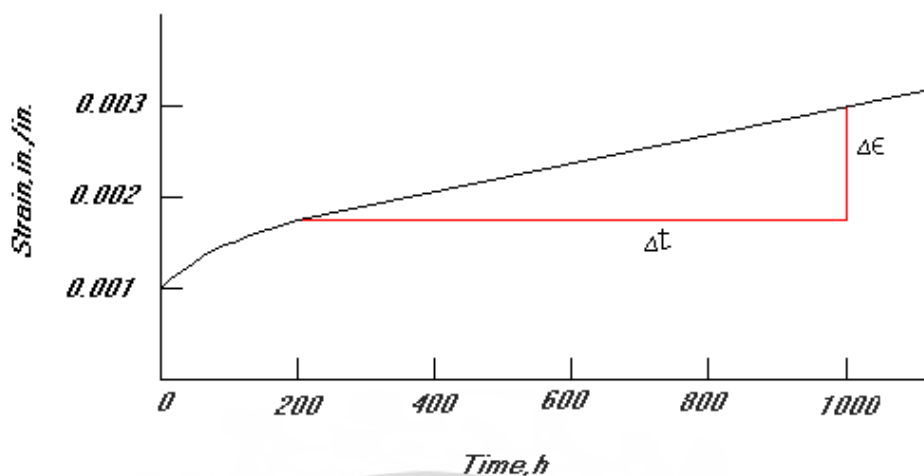
ในปัจจุบันเหล็กกล้าไร้สนิม 316L มีการใช้งานอย่างแพร่หลายและเพิ่มมากขึ้นในภาคอุตสาหกรรม เช่น การสร้างโรงไฟฟ้า การทำท่อส่ง หรือ อุปกรณ์เครื่องจักรในโรงงานต่างๆ รวมถึงการก่อสร้างตึก อาคาร สำนักงาน ฯลฯ เพราะมีคุณสมบัติในการต้านการสึกกร่อนและป้องกันการเกิดสนิมที่ดีกว่าเหล็กกล้าทั่วๆไป อีกทั้งยังมีความแข็งแรงสูง อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าไร้สนิมก็ยังสามารถเกิดความเสียหายขึ้นได้จากการกัดกร่อนเนื่องจากปัจจัยที่มีสิ่งแวดล้อมเป็นตัวเหนี่ยวนำ เช่น การกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) การแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน (Stress Corrosion Cracking) การกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting Corrosion) เป็นต้น อีกทั้งการนำเหล็กกล้าไร้สนิมไปใช้งานในสถานะที่ไม่เหมาะสมหรือสภาวะแวดล้อมที่เปลี่ยนแปลงไปก็สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดการเสื่อมสภาพได้เพราะเหล็กกล้าไร้สนิมจะมีอายุการใช้งานได้ดีในสถานะที่เหมาะสมสำหรับเกรดนั้นๆเท่านั้น จึงต้องมีการเปลี่ยนหรือซ่อมบำรุงอยู่เสมอ ส่งผลให้เกิดค่าใช้จ่ายที่เพิ่มขึ้นอย่างมาก

แนวคิดในการออกแบบและพัฒนาเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิมเพื่อเพิ่มอายุการใช้งาน จึงถูกคิดค้นขึ้นโดย Watanabe ในปี 1984 ถูกเรียกว่า วิศวกรรมขอบเกรน (Grain boundary engineering) โดยการนำเทคนิคของ Electron back-scatter diffraction (EBSD) มาใช้ในการวิเคราะห์หาลักษณะการกระจายตัวของขอบเกรน เพื่อเพิ่มลักษณะขอบเกรนพิเศษในวัสดุ โดยเฉพาะการเกิดขอบเกรนแบบแฝด (Twin Boundary) ซึ่งเป็นขอบเกรนที่น่าสนใจควรนำไปศึกษาขอบเกรนเปรียบเสมือนกำแพง ที่เป็นอุปสรรคในการเคลื่อน ด้วยเหตุนี้มันจึงให้ความแข็งแรงในวัสดุโลหะ ในทางกลับกันขอบเกรนยังเป็นแหล่งของความบกพร่องและจุดอ่อน จากความสัมพันธ์ของ Vacancy เปรียบเทียบกลับแลตทิซ โครงสร้างที่เปิดนี้เรียกว่า ปริมาณที่ว่างส่วนเกิน ทำให้เกิดความบกพร่องระหว่างเกรน นำไปสู่การลดลงประสิทธิภาพในด้านต่างๆ ได้แก่ การกัดกร่อน การแตกร้าว การเปราะและการแตกหัก หรือการตกตะกอนของอนุภาคที่ขอบเกรน 25 ปีที่แล้วได้พบหนทางที่จะทำให้อายุการใช้งานของวัสดุหลายผลึกมีความแข็งแรงและเหนียว พอเพิ่มความต้านทานต่อการแตกหักนั้นคือ เพิ่มสัดส่วนของโครงข่ายขอบเกรน (coincidence site lattice) ซึ่งถูกบอกเป็นลักษณะเป็นค่าเฉพาะซึ่งเป็นการยอมให้อะตอมแก่กันจากแลตทิซข้างเคียง ความหนาแน่นของ โครงข่ายขอบเกรนถูกกำหนดให้เป็น  $\Sigma$  โดยกระบวนการความร้อนเชิงกลถูกออกแบบมาเป็นพิเศษเพื่อเพิ่มสัดส่วนเป็นโครงข่ายขอบเกรน ซึ่งเรียกกระบวนการนี้ว่า การออกแบบขอบเกรน ในไม่กี่ปีต่อมาแนวคิดของการออกแบบขอบเกรนได้ถูกประยุกต์ใช้เพื่อเพิ่มความต้านทานต่อการกัดกร่อนของวัสดุ แบบเฟซเซ็น เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่บนสื่อออนไลน์ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เตอร์คิวบิก ขั้นตอนการแก้ไขรูปทรงของขอบเกรนเป็นที่รู้จักมากขึ้นในชื่อ วิศวกรรมขอบเกรน ในช่วงต้นถึงกลางทศวรรษที่ 90 ได้มีการพิสูจน์หลักของวิศวกรรมขอบเกรนอันเป็นที่น่าพอใจ โดยหลังจากนั้นไม่กี่ปีต่อมาหัวข้อนี้เป็นที่สนใจของนักวิจัยอย่างพอสมควรเพราะยากที่จะทำให้วิศวกรรมขอบเกรนเสร็จเร็วและกลไกของวิศวกรรมขอบเกรนยังไม่เป็นที่เข้าใจอย่างสมบูรณ์ทำให้ความสนใจของวิศวกรรมขอบเกรนได้กลับมาและถูกมาอ้างอิงงานวิจัยมากขึ้นในการทำวิศวกรรมขอบเกรน นั้นมีตัวแปรที่ส่งผลกระทบต่อการศึกษาขอบเกรนแบบพิเศษ เช่น ระยะเวลาการอบ อุณหภูมิที่ใช้ในการอบ และ %การดึงลดความหนาของวัสดุชิ้นงาน ตัวแปรเหล่านี้ยังเป็นที่รู้ไม่แพร่หลายไม่แน่นอนมากนัก ทั้งนี้ก็ขึ้นอยู่กับวัสดุที่นำมาศึกษา

อีกทั้งในการเลือกวัสดุเพื่อนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงในโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์และอุตสาหกรรมแขนงต่างๆ การคืบ (Creep) เป็นปัญหาหนึ่งที่ต้องคำนึงถึง เนื่องจากเป็นสาเหตุให้เกิดการเสื่อมสภาพของวัสดุภายใต้ความเค้นคงที่ และอุณหภูมิคงที่ โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าอุณหภูมิใช้งานของวัสดุมีค่ามากกว่า  $0.4T_m$  ( $T_m$  คือ อุณหภูมิจุดหลอมเหลวของวัสดุ) ดังเช่น การคืบที่เกิดขึ้นในแท่งท่อหุ้มเชื้อเพลิงในโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์มีผลทำให้คุณสมบัติหรือคุณลักษณะของแท่งเชื้อเพลิงเปลี่ยนแปลงไป ไม่ว่าจะเป็นค่าส่งผ่านความร้อน และค่าการนำความร้อน นอกจากนี้ยังพบว่าแกนเทอร์ไบน์ที่ทำจากสารประกอบเหล็กเกิดการแตกหักเนื่องจากการคืบ หลังจากใช้งานเป็นระยะเวลา 20 ปี ซึ่งการแตกหักหรือการเสื่อมสภาพของวัสดุก่อนระยะเวลาอันควรทำให้ระบบต่างๆ ทั้งในอุตสาหกรรมและโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์ต้องหยุดการทำงาน ส่งผลให้เกิดความเสียหายทางเศรษฐกิจอย่างมาก ดังนั้นวัสดุที่เลือกใช้ต้องมีอายุการใช้งานที่ยาวนานที่สุดโดยไม่เกิดการเสื่อมสภาพก่อนระยะเวลาอันสมควร

โดยการใช้งานชิ้นส่วนของอุปกรณ์ดังกล่าวนั้นจะมีอายุการใช้งานเท่าใด ในงานออกแบบต้องมีข้อมูลของเวลาในการแตกหักเสียหาย และมีข้อมูลของอัตราการคืบต่ำสุด (Minimum creep rate) จึงจะสามารถคำนวณอายุการใช้งานของวัสดุชนิดนั้นได้ ดังนั้นจึงจำเป็นที่จะต้องทดลองหาความสัมพันธ์ของความเครียดกับเวลา (Creep curve) ดังรูปที่ 1.1 ที่อุณหภูมิต่างๆ ความเค้นต่างๆ ของโลหะผสมชนิดนั้นๆ



รูปที่ 1.1 กราฟความเครียดกับเวลา

โดยในงานวิจัยนี้จะมุ่งเน้นไปที่การศึกษาและทดลองหากระบวนการให้ความร้อนเชิงกลที่เหมาะสม สำหรับการเตรียมชิ้นงานเพื่อเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ หรือ Coincidence-Site-Lattice boundaries (CSLB) โครงสร้างทางจุลภาครวมถึงขนาดเกรนที่เปลี่ยนไปว่ามีผลอย่างไร ต่อสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ หรือ Coincidence-site-lattice boundaries (CSLB) และ ศึกษาพฤติกรรมการคืบของ สแตนเลส 316L ภายใต้ตัวแปรอุณหภูมิ (Temperature) และความเค้น (Stress)

## 1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

- 1.2.1 เพื่อหาช่วงอุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับขนาดเกรนที่ต้องการนำมาศึกษา
- 1.2.2 เพื่อศึกษาผลของโครงสร้างทางจุลภาคของวัสดุที่ได้ในแต่ละช่วงอุณหภูมิ
- 1.2.3 เพื่อศึกษาพฤติกรรมการคืบของสแตนเลส 316L ภายใต้ตัวแปรอุณหภูมิ (Temperature) และ ความเค้น (Stress)
- 1.2.4 เพื่อศึกษาผลกระทบของสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษที่มีต่อพฤติกรรมการคืบของสแตนเลส 316L

## 1.3 สมมติฐานของการศึกษา

กระบวนการให้ความร้อนเชิงกลมีผลทำให้คุณสมบัติทางกลมีการเปลี่ยนแปลง นอกจากนี้กระบวนการให้ความร้อนที่เหมาะสมก็จะมีผลต่อการเกิดขอบเกรนชนิดพิเศษ (Coincident Site Lattice, CSL) ซึ่งช่วยต้านทานการกัดกร่อนบริเวณขอบเกรน ดังนั้นชิ้นงานที่มีการเกิดขอบเกรนชนิดพิเศษ (Coincident Site Lattice, CSL) สูง จะมีอายุการใช้งานได้นานกว่าชิ้นงานที่มีการเกิดขอบ

เกรนชนิดพิเศษ (Coincident Site Lattice, CSL) ต่ำ ที่ภายใต้ตัวแปรอุณหภูมิ (Temperature) และความเค้น (Stress) เดียวกัน

## 1.4 ขอบเขตของโครงการวิจัย

1.4.1 ทดลองหากระบวนการทางความร้อนเชิงกลที่เหมาะสมกับขนาดเกรนที่ต้องการศึกษา

1.4.2 อธิบายพฤติกรรมการคืบของสแตนเลส 316L ของชิ้นงานที่มีขนาดเกรน 60 um แต่มีสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษแตกต่างกัน ภายใต้ตัวแปรอุณหภูมิ (Temperature) และความเค้น (Stress)

## 1.5 ขั้นตอนการทำวิจัย

1.5.1 ศึกษาค้นคว้าเอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

1.5.2 ทำการซ่อมแซมและปรับปรุงเครื่องทดสอบการคืบ

1.5.3 เตรียมชิ้นงานการทดสอบที่มีขนาดเกรน 60 um สำหรับการคืบ โดยใช้สแตนเลส 316L ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลที่แตกต่างกัน

1.5.4 วิเคราะห์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ

1.5.5 ทดสอบการคืบสแตนเลส 316L ตามเงื่อนไขต่างๆ

1.5.6 สรุปและวิเคราะห์ผลของงานวิจัย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 2

### วรรณกรรมปริทรรศน์

#### 2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในอดีตมีการเพิ่มความแข็งแรงให้กับเหล็กกล้าไร้สนิมนั้นมีวิธีการที่หลากหลายแตกต่างกันไป ซึ่งการเปลี่ยนลักษณะโครงสร้างของวัสดุก็เป็นวิธีหนึ่งที่มีความสำคัญ ในปัจจุบันมีแนวคิดทางวิศวกรรมในการพัฒนาโครงสร้างของวัสดุ เรียกว่า วิศวกรรมขอบเกรน ซึ่งในการดำเนินวิศวกรรมขอบเกรนนั้นมีหลากหลายวิธี ซึ่งวิธีที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายวิธีหนึ่งคือ วิธีการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งเป็นการนำเอาขบวนการให้ความเครียด (Strain hardening) ที่จะทำให้วัสดุมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น พร้อมกับการอบอ่อนเพื่อขจัดความเครียดที่ตกค้างในวัสดุและทำให้เกิดการโตของเกรน (Grain Growth) และมุมของเกรนจะเกิดการหมุน ทำให้มีการจัดเรียงตัวของเกรนใหม่ จากทฤษฎีการหมุนของเกรนพบว่ามีมุมอยู่ 3 ลักษณะ คือ HAB (High angle boundary) , LAB (Low angle boundary) และขอบเกรนแบบพิเศษซึ่งมีพลังงานต่ำและเหมาะสมที่สุดคือ Coincidence Site Lattice Boundary (CSLB) ซึ่งแสดงค่าได้เป็นค่าส่วนกลับของความหนาแน่น Lattice ที่ซ้อนทับกัน โดยยังมีอัตราการซ้อนทับกันมาก ก็จะทำให้ขอบเกรนมีความแข็งแรงมากขึ้นและส่งผลกระทบต่อความต้านทานการกัดกร่อนระหว่างขอบเกรนที่ดีขึ้น โดยมุมที่จะเกิด CSL นั้น เป็นมุมเฉพาะที่ได้จากการทดลองและการคำนวณ โดยสามารถทำการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคที่แพร่หลายในปัจจุบัน คือ Electron Backscatter Diffraction (EBSD) เพื่อง่ายต่อการศึกษา ซึ่งในปัจจุบันพบว่าได้มีงานวิจัยหลากหลายที่ได้มีการศึกษาการเพิ่มสัดส่วนของ CSLB ในวัสดุต่างๆ ไม่ว่าจะเป็น เหล็ก, นิกเกิล รวมไปถึงเหล็กกล้าไร้สนิมด้วยเช่นกัน

Shimada [1] ได้ทำการวิจัยเกี่ยวกับผลของตัวแปรต่างๆ ในการพัฒนาโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนเนติก 304 โดยวิธีการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งพบว่าวิธีการให้ความเครียดระดับต่ำ แล้วนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิระดับต่ำๆ ทำให้วัสดุมีความต้านทานต่อการเกิดการสึกกร่อนตามขอบเกรนที่ดีที่สุด โดยสืบเนื่องมาจากการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของขอบเกรนแบบพิเศษ (CSL) ที่มีปริมาณมากและเหมาะสม ขอบเกรนแบบพิเศษจะไปแทรกอยู่ระหว่างขอบเกรนแบบสุ่ม ทำให้ขอบเกรนแบบสุ่มไม่ต่อเนื่องกันและทำให้วัสดุมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีขึ้น ซึ่งพบว่าขอบเกรนแบบสุ่มนั้นจะมี

พลังงานสูง ทำให้เกิดพันธะที่ไม่แข็งแรงและสามารถทำลายได้ง่ายกว่าขอบเกรนแบบพิเศษที่มีพลังงานต่ำ

จากผลการศึกษา High Angle Grain Boundaries (HAGBs) ในปัจจุบันพบว่าทิศทางของระนาบขอบเกรนกลายเป็นปัจจัยหลักที่มีผลต่อคุณสมบัติของขอบเกรนแทนที่จะเป็นมุมที่แตกต่างกันระหว่างเกรน (Misorientation of neighboring grains) [2-5] ขอบเกรนชนิดพิเศษถูกกำหนดโดย Free Volume เกรนที่มี Free Volume ต่ำ จะมีพลังงานขอบเกรนที่ต่ำและเป็นขอบเกรนชนิดพิเศษ โดยจะเกิดกับระนาบขอบเกรนมีดัชนีระนาบต่ำ เมื่อเทียบกับแกนของเกรนที่ประกอบกันเป็นขอบเกรน [6, 7] ซึ่งเป็นผลสรุปที่แตกต่างจากการศึกษาในอดีต ที่ขอบเกรนแบบพิเศษมักถูกกำหนดแบบจำลอง Coincidence Site Lattice Boundaries (CSLBs) ที่มีการซ้อนทับกันของ Lattice ของเกรนที่มีค่าแกนผลึกของเกรนไม่ตรงกัน โดยให้ส่วนกลับของความหนาแน่นของ Lattice ที่ซ้อนทับกันอยู่จะประกอบขึ้นเป็นตัวเลข  $n$  หลังสัญลักษณ์  $\Sigma$  ในการบอกชนิดต่างๆของขอบเกรน

อย่างไรก็ตามแบบจำลอง CSLBs ก็ประสบความสำเร็จในการปรับปรุงคุณสมบัติการคืบของ Ni-base alloys (Alloy 600) ที่ใช้ในระบบท่อของ Nuclear Steam Generators [8] และการยืดอายุการใช้งานของเบตเตอร์ตะกั่ว [9] จนได้มีการจดสิทธิบัตรในกรรมวิธีวิศวกรรมขอบเกรน จากการศึกษาพบว่าขอบเกรนชนิดพิเศษนี้เป็นชนิด Low- $\Sigma$  CSLBs ได้แก่  $\Sigma 3$ ,  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 27$  เป็นส่วนใหญ่ [10] ที่สัดส่วนของขอบเกรนชนิดดังกล่าวสามารถเพิ่มขึ้นด้วยวิธี Annealing Twin-induced Thermomechanical Treatment (Iterative Recrystallization, One-step Recrystallization, Iterative Strain Annealing, และ One-Step Strain Annealing) [11] ซึ่งเป็นกระบวนการวิศวกรรมขอบเกรนที่อาศัย Annealing twins เป็นต้นกำเนิดในการเพิ่มสัดส่วน Low- $\Sigma$  CSLBs ซึ่งวิธีการนี้เหมาะสำหรับสำหรับโลหะ FCC ที่มีพลังงาน Stacking fault ต่ำ เช่น ทองแดง นิกเกิล ตะกั่ว และ Austenitic Steel และเมื่อสัดส่วนขอบเกรนแบบพิเศษนี้เพิ่มขึ้นตามกรรมวิธีข้างต้นที่เหมาะสมของแต่ละวัสดุ จะพบว่าขอบเกรนดังกล่าวสามารถเพิ่มประสิทธิภาพการใช้งานของโลหะผสมนิกเกิลที่อุณหภูมิสูง [12, 13] และสามารถลดอัตราการกัดกร่อนของ Stainless Steels ได้ [14]

Michiuchi [15] ได้ทำการพัฒนาโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนเนติก 316 โดยให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งพบว่าทำให้ความเครียดระดับต่ำ 3% ที่อุณหภูมิ 1240 K เป็นเวลา 72 ชั่วโมง จะเกิดสัดส่วนของขอบเกรนแบบพิเศษถึง 86% ซึ่งจากการทดสอบด้วยกรดนั้นพบว่า สัดส่วน CSL ที่เพิ่มขึ้นส่งผลทำให้เกิดการสึกกร่อนน้อยลง ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ Shimada [1]

Maruyama [16] ทำการทดลองเพื่อหาแผนภาพการกลไกการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวรของโลหะ 2.25โครเมียม - 1 โมลิบดีนัม ด้วยวิธีการทดสอบการคืบ ด้วยอัตราความเค้น  $10^{-11}$  ถึง  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$  และขอบเขตของอุณหภูมิ 40% - 51% ของอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะ ผลจากการทดลองพบว่า ที่ความเค้นน้อยกว่าความเครียดที่จุดคราก, การเสีรูปร่างจากการคืบที่เกิดขึ้นหลังจากการเสีรูปร่างยืดหยุ่นเกิดขึ้น ซึ่ง power law creep ถูกควบคุมโดยการแพร่ของอะตอมภายในเกรนและตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันคือ การตกตะกอนของแข็งในวัสดุ ส่วนที่ความเค้นมากกว่าความเครียดที่จุดคราก, การเสีรูปร่าง (dislocation glide) จะเกิดขึ้นระหว่างกำลังให้โหลด แล้วการเปลี่ยนรูปร่างการคืบ ก็เกิดขึ้นโดยกลไก power law creep เหมือนกันแต่ power law creep ควบคุมโดยการแพร่กระจายของแกนดิสโลเคชัน (Power law creep ที่อุณหภูมิต่ำ)

Spigarelli [17] ได้ทำการทดลองการคืบกับสแตนเลสออสเทนเนติก 304L ที่มีสัดส่วนของขอบเกรนต่ำ โดยทดสอบที่อุณหภูมิตั้งที่ 853 K และ 923 K พบว่ามีการตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่ใช้ระยะเวลายาวนานในระหว่างการคืบ ซึ่งอัตราการคืบต่ำสุดจะขึ้นอยู่กับความเค้นที่ใช้ โดยอธิบายด้วย Power law creep กับค่าความเครียดมีค่าเท่ากับ 10.4 และ 15.6 ที่ 923 K และ 853 K

Das [18] ได้ทำการวิจัยศึกษาอิทธิพลของขอบเกรนชนิด CSL ต่อการต้านทานการคืบของเหล็ก P91 พบว่าสัดส่วนของขอบเกรน CSL เพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการอบอ่อน และจะเพิ่มมากยิ่งขึ้นเมื่อเพิ่มโบรอนในเหล็ก 9Cr-1Mo และจากการทดสอบการคืบพบว่าอายุการใช้งานเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มสัดส่วน CSL

ซึ่งจากงานวิจัยข้างต้นพบว่าวัสดุจะมีโครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนไปจากเดิม เมื่อได้รับกระบวนการความร้อนเชิงกล และจะทำให้วัสดุต่างๆจะมีคุณสมบัติทางกายภาพเปลี่ยนแปลงไปจากเดิมด้วย แต่ก็ยังคงไม่สามารถสรุปได้เลยว่าคุณสมบัติทางกายภาพที่เปลี่ยนไปนั้นขึ้นอยู่กับปัจจัยใดบ้าง ดังนั้นงานวิจัยนี้จะทำการทดสอบการคืบด้วยการควบคุมขนาดเกรนของชิ้นงานให้เท่ากัน แต่มีสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษที่แตกต่างกัน เพื่อที่จะวิเคราะห์และสรุปว่าสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษมีผลกระทบต่อคุณสมบัติการคืบ

## บทที่ 3

# ทฤษฎี

### 3.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมขอบเกรน [19]

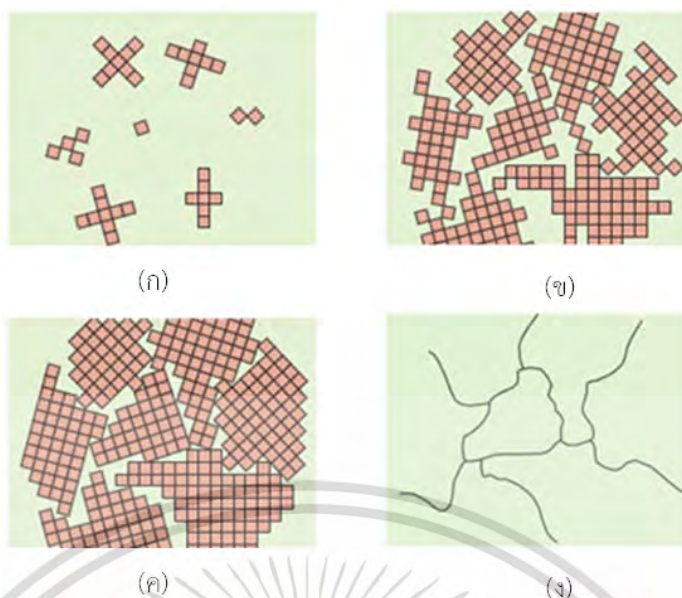
#### 3.1.1 บทนำ

ในการศึกษาคุณสมบัติทางกายภาพและทางเคมีของวัสดุ เราต้องเข้าใจถึงกลไกและกระบวนการตอบสนองของวัสดุต่อปัจจัยควบคุมภายนอกที่ใช้ในการศึกษาคุณสมบัติต่างๆ เช่น การศึกษาคุณสมบัติทางกลของวัสดุเป็นการศึกษาพฤติกรรมการตอบสนองของวัสดุต่อปัจจัยควบคุมภายนอกทางกลโดยส่วนใหญ่เกี่ยวข้องกับชนิดของแรง นอกเหนือจากชนิดของแรงแล้วปัจจัยพื้นฐานของตัววัสดุเองก็เป็นปัจจัยที่สำคัญเช่นเดียวกันที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการตอบสนองของวัสดุ โดยปัจจัยพื้นฐานของตัววัสดุเกี่ยวข้องกับโครงสร้างที่เล็กที่สุดในระดับอะตอมจนถึงแบบโครงสร้างระดับมหภาคทำให้สามารถแยกประเภทวัสดุของแข็งในทางสาขาวัสดุวิศวกรรมออกเป็น 3 กลุ่มหลักได้แก่ โลหะ พอลิเมอร์ และเซรามิกส์ ตามชนิดของพันธะระหว่างอะตอมที่ถูกระบุจากโครงสร้างอิเล็กทรอนิกส์ของอะตอมที่มารวมกัน ไม่ว่าจะเป็นพันธะโลหะสำหรับโลหะทั่วไปและพันธะไอออนิกและพันธะโควาเลนต์สำหรับวัสดุพวกพอลิเมอร์และเซรามิกส์ โดยทั่วไปวัสดุโลหะในธรรมชาติไม่ได้เกิดเป็นผลึกเดี่ยวแต่เกิดจากหลายๆ ผลึกมาเชื่อมต่อกันตามแนวขอบเกรน ทำให้วัสดุประเภทนี้มีโครงสร้างของเกรนขนาดต่างๆ กัน ซึ่งในโครงสร้างระดับนี้เป็นปัจจัยที่มีผลต่อคุณสมบัติทางกลของวัสดุตามปฏิสัมพันธ์ระหว่างขอบเกรนกับดิสโลเคชัน เช่น ความแข็งแรงของจุดคราก (Yield strength) ของวัสดุจะสูงขึ้นเมื่อขนาดเกรนเล็กลงเนื่องจากขอบเกรนที่มีทิศทางที่ต่างทิศทางกันจะเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่งวัสดุที่มีเกรนขนาดเล็กจะมีขอบเกรนจำนวนมาก เป็นต้น ดังนั้นการศึกษาลักษณะของโครงสร้างจุลภาคต่อคุณสมบัติของวัสดุจึงมีความสำคัญไม่น้อย สำหรับโครงสร้างจุลภาคพื้นฐานของโลหะหลายผลึกประกอบด้วยโครงสร้างเฟสและโครงสร้างเกรนไม่ว่าจะเป็นขนาดเกรน การกระจายตัวของเกรน ทิศทางการจัดเรียงตัวของเกรนหรือแม้แต่โครงสร้างและชนิดขอบเกรน ในทางวิศวกรรมขอบเกรนความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างขอบเกรนกับคุณสมบัติทางกล เช่น การคืบ การกัดกร่อนตามขอบเกรนหรือการล้า เป็นต้น จะมีโครงสร้างขอบเกรนที่มีคุณสมบัติพิเศษที่ทนต่อสภาวะทางกลที่กล่าวมา ขอบเกรนชนิดดังกล่าวคือขอบเกรนชนิด CSL (Coincidence-site-lattice) ซึ่งถูกศึกษาและออกแบบเป็นไปตามแนวคิดของวิศวกรรมขอบเกรน โดยในงานวิจัยนี้ศึกษาอิทธิพลทางโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ ไม่ว่าจะเป็นขนาดเกรน ทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกในเกรนรวมถึงขอบเกรนชนิด CSL ซึ่งปัจจัยเหล่านี้ถูกนำมาพิจารณาถึงคุณสมบัติทางกายภาพโดยรวม

ของฐานรองรับ สำหรับบพนี้จะกล่าวถึงทฤษฎีและหลักการโดยทั่วไปพื้นฐานทางโครงสร้างจุลภาค และวิศวกรรมขอบเกรนรวมทั้งเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ในงานวิจัย

### 3.1.2 การเกิดโครงสร้างของเกรน [19]

โครงสร้างเกรนในโลหะสามารถอธิบายได้จากกระบวนการแข็งตัวของโลหะเหลว ดังแสดงในรูปที่ 3.1 ช่วงแรกเริ่มเมื่ออุณหภูมิลดลงต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะ อะตอมของโลหะที่อยู่กระจัดกระจายจะเริ่มเคลื่อนตัวจับเป็นกลุ่มของอะตอมแล้วสร้างพันธะระหว่างกันเกิดเป็นเอ็มบริโอ (Embryo) ซึ่งเอ็มบริโอที่ไม่เสถียรสามารถละลายกลับไปเป็นของเหลวหรือเติบโตขึ้นเกิดเป็นเอ็มบริโอที่เสถียรซึ่งมีขนาดเท่ากับขนาดวิกฤตเรียกเอ็มบริโอกลุ่มนี้ว่า “นิวเคลียส (Nucleus)” โดยนิวเคลียสกลุ่มเล็กๆ นี้มีทิศทางการจัดเรียงตัวไม่แน่นอนดังรูปจะแสดงด้วยสี่เหลี่ยมขนาดเล็ก (รูปที่ 3.1ก) และกระบวนการที่เกิดขึ้นในช่วงนี้เรียกว่า “นิวคลีเอชัน (Nucleation)” หลังจากนั้นนิวเคลียสที่เกิดขึ้นจะเริ่มโตขึ้นเป็นผลึกหรือเกรนเพื่อลดพลังงานอิสระของระบบ โดยที่ขอบเกรนจะเริ่มชนกัน (รูปที่ 3.1ข) อะตอมภายในเกรนจะมีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบแต่ทิศทางการจัดเรียงตัวนั้นก็แตกต่างกันไป สำหรับการแข็งตัวของโลหะทั่วไปจะเกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์เมื่อเกรนโตขึ้นจนกระทั่งชนกันและไม่มีของเหลวเหลืออยู่ (รูปที่ 3.1ค) ซึ่งบริเวณพื้นที่ว่างสี่เหลี่ยมตรงบริเวณรอยต่อระหว่างเกรนเรียกว่า “พื้นที่อิสระเชิงปริมาตร (Free volume)” โดยโลหะที่ประกอบด้วยเกรนจำนวนมากนี้จะถูกเรียกว่า “วัสดุหลายผลึก (Polycrystalline material)” ซึ่งแต่ละผลึกที่อยู่ใต้นั้นเรียกว่า “เกรน (Grain)” และบริเวณรอยต่อของแต่ละเกรนเรียกว่า “ขอบเกรน (Grain boundary)” ซึ่งโครงสร้างชิ้นงานเมื่อผ่านการเตรียมพื้นผิวแล้วกัดด้วยสารเคมีเมื่อตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แสดงดังในรูปที่ 3.1ง โดยเส้นสีดำคือขอบเกรนและบริเวณภายในเส้นสีดำคือเกรน



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนระหว่างการเกิดการแข็งตัวในโลหะหลายผลึก โดยที่รูปสี่เหลี่ยมขนาดเล็กแต่ละอัน แทนหน่วยเซลล์ [1]

### 3.1.3 โครงสร้างเรขาคณิตขอบเกรน (Grain boundary geometry) [20]

ขอบเกรนเป็นบริเวณรอยต่อของเกรนสองเกรนที่มีทิศทางของผลึกแตกต่างกัน ในการศึกษาเกี่ยวกับการกำหนดลักษณะขอบเกรน บางครั้งมีการสับสนเกี่ยวกับความหมายของคำ 2 คำในกรณินิยามความสัมพันธ์ของขอบเกรนแบบจุลภาคได้แก่ โครงสร้างขอบเกรน (Grain boundary structure) และโครงสร้างเรขาคณิตขอบเกรน (Grain boundary geometry) โดยโครงสร้างขอบเกรนนิยามเกี่ยวข้องกับตำแหน่งของอะตอมที่บริเวณขอบเกรนในแต่ละเกรน ส่วนโครงสร้างเรขาคณิตขอบเกรนนั้นเกี่ยวข้องกับความสัมพันธ์ทางผลึกวิทยา (Crystallography) ระหว่างเกรนที่อยู่ข้างเคียงกัน เช่น ทิศทางของผลึกในแต่ละเกรน เป็นต้น ถูกกำหนดโดย 8 ตัวแปรอิสระ (Degree of freedom) เป็นการกำหนดโครงสร้างแบบจุลภาค ประกอบด้วย 5 ตัวแปรซึ่งสามารถอธิบายด้วยวิธีอินเตอร์เฟสเพนหรือวิธีมิสโอเรียนเทชัน เรียกตัวแปรกลุ่มนี้ว่า “Macroscopic degree of freedom” และ 3 ตัวแปรที่เหลือเกี่ยวข้องกับเวกเตอร์การเคลื่อนที่ของระนาบขอบเกรน เรียกตัวแปรกลุ่มนี้ว่า “Microscopic degree of freedom” ซึ่งวิธีทางวัดในตัวแปรกลุ่มนี้ค่อนข้างซับซ้อน ดังนั้นโดยทั่วไปแล้วการศึกษาโครงสร้างเรขาคณิตขอบเกรนในทางการทดลองนิยมใช้ 5 ตัวแปรจากกลุ่ม Macroscopic degree of freedom เนื่องจากเราสามารถหาตัวแปร 3 ตัวจากการวัดโดยตรงด้วยเทคนิค EBSD ซึ่งเป็นฟังก์ชันพื้นฐานของ SEM ขณะที่ 2 ตัวแปรเกี่ยวข้องกับเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรนหาได้จากเทคนิค two-surface trace ที่เป็นการวิเคราะห์หามุมเอียงของขอบเกรนด้วย X-ray โดยอาศัยความสัมพันธ์ระหว่างมุมที่เปลี่ยนแปลงของเกรนข้างเคียงเนื่องจากการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เชิงชิ้นงาน ทั้งนี้จากที่กล่าวมาข้างต้นสัญกรณ์ (Notation) ของ 5 ตัวแปรกลุ่ม Macroscopic degree of freedom สามารถอธิบายได้ 2 แบบได้แก่

3.1.3.1 วิธีอินเทอร์เฟซเพลน (Interface-plane scheme) เป็นวิธีที่กล่าวถึงความสัมพันธ์ระหว่างหน้าสัมผัสของเกรนแต่ละเกรนกับมุมการบิด กำหนดด้วยเวกเตอร์  $\vec{N}_1$ ,  $\vec{N}_2$  และ  $\phi$  สามารถอธิบาย 5 ตัวแปรอิสระจาก 4 ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรนเกรนของแต่ละเกรน และ 1 ตัวแปรกำหนดมุมบิดระหว่างเกรน สำหรับวิธีอินเทอร์เฟซเพลนแสดงตามรูปที่ 3.2 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  $\phi$  คือ มุมบิด(องศา) ที่เวกเตอร์  $\vec{N}_1$  และ  $\vec{N}_2$  ซ้อนทับ

3.1.3.2 วิธีมิสโอเรียนเทชัน (Misorientation scheme) เป็นวิธีที่กล่าวถึงความสัมพันธ์ระหว่างการหมุนกับทิศทางของเกรนที่ติดกัน กำหนดด้วยเวกเตอร์  $\vec{N}_1$ , แกน UVW และมุม  $\theta$  สามารถอธิบาย 5 ตัวแปรอิสระจาก 2 ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับเวกเตอร์ทิศทางของระนาบขอบเกรน และ 2 ตัวแปรจากแกน และ 1 ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับมุมการหมุน สำหรับวิธีมิสโอเรียนเทชัน แสดงตามรูปที่ 3.3 โดยที่ตัวแปร  $\vec{N}_1$  คือเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบของขอบเกรน,  $\theta$  คือ มุมการหมุน (องศา) รอบแกน UVW และตัวแปร UVW คือแกนหมุน

สำหรับความสัมพันธ์ทางคณิตศาสตร์ของตัวแปรกลุ่ม Macroscopic degree of freedom เมื่ออธิบายด้วยวิธีมิสโอเรียนเทชันมีความสัมพันธ์ระหว่างเกรน 1 และเกรน 2 โดยอาศัยเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรนตามสมการดังนี้

$$\vec{N}_2 = M_{21} \vec{N}_1 \quad (3.1)$$

เมื่อตัวแปร  $\vec{N}_2$  คือเวกเตอร์ที่เกิดจากเวกเตอร์  $\vec{N}_1$  หมุนรอบแกน UVW ด้วยมุม  $\theta$  (ตามกฎมือขวา)  $M_{21}$  คือ เมตริกซ์มิสโอเรียนเทชัน (Misorientation matrix) สำหรับแกนหมุนของวิธีมิสโอเรียนเทชันสามารถเขียนต่างๆ เช่น รูปความสัมพันธ์ของโคซายน์ทิศทาง (Direction cosines) กับดัชนีมิลเลอร์ (Miller indices) ดังสมการ

$$\begin{Bmatrix} U_d \\ V_d \\ W_d \end{Bmatrix} = \frac{1}{\sqrt{U^2 + V^2 + W^2}} \begin{Bmatrix} U \\ V \\ W \end{Bmatrix} \quad (3.2)$$

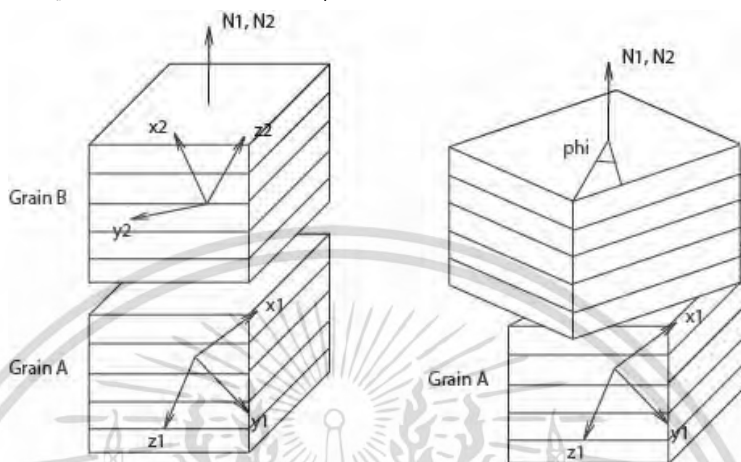
เมื่อ  $U_d, V_d, W_d$  คือแกนหมุนในเทอมของโคซายน์ทิศทาง และ UVM คือ แกนหมุนในเทอมของดัชนีมิลเลอร์ นอกจากนี้สามารถเขียนอยู่ในรูปความสัมพันธ์ของระบบพิกัดเชิงขั้วแสดงดังรูปที่ 3.4 มี

ความสัมพันธ์ดังสมการ

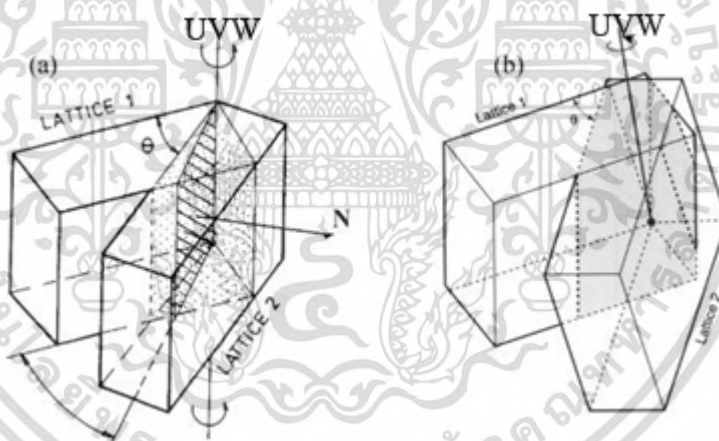
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$\begin{Bmatrix} U_d \\ V_d \\ W_d \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \sin p_1 \cos p_2 \\ \sin p_1 \sin p_2 \\ \cos p_1 \end{Bmatrix} \quad (3.3)$$

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

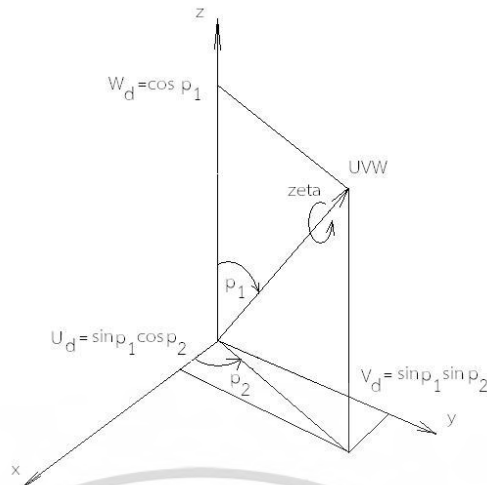


รูปที่ 3.2 คุณลักษณะตามวิธีอินเตอร์เฟสเพลน [20]



รูปที่ 3.3 คุณลักษณะตามวิธีมิสโอเรียนเทชัน [20]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.4 มุมและแกนในเทอมของระบบพิกัดเชิงขั้ว [20]

นอกจากเมตริกซ์มิสโอเรียนเทชันที่กล่าวมาข้างต้น ยังมีเมตริกซ์สำคัญที่เกี่ยวข้องกับเมตริกซ์มิสโอเรียนเทชันโดยเป็นเมตริกซ์ที่อธิบายถึงความความสัมพันธ์ระหว่างระบบพิกัด 2 พิกัดที่แตกต่างกันแต่มีจุดกำเนิดหรือจุดหมุนเดียวกัน ซึ่งอธิบายด้วยวิธีการหมุนเรียกเมตริกซ์นี้ว่า “เมตริกซ์การหมุน (Rotation matrix)” สำหรับเมตริกซ์การหมุนมีความสัมพันธ์ดังสมการ

$$G_{old \rightarrow new} = G_{no} = [g_{ij}] = \begin{bmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

สามารถจัดรูปสมการที่ 3.4 ใหม่ให้อยู่ในรูปของฟังก์ชันโคไซน์ดังนี้

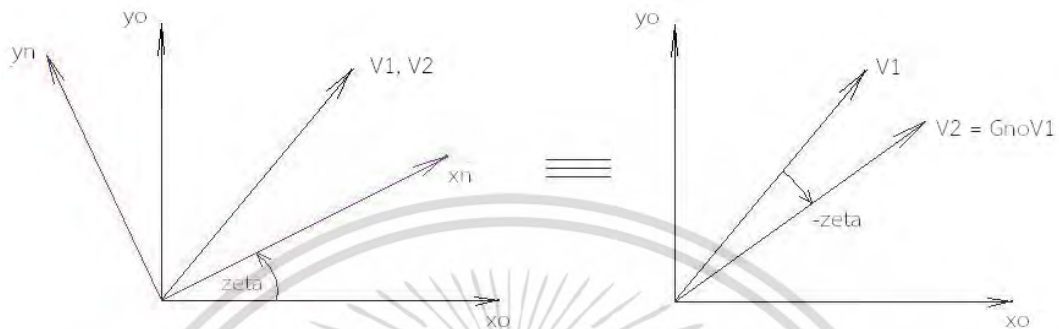
$$G_{old \rightarrow new} = G_{no} = \begin{bmatrix} \hat{x}_n \bullet \hat{x}_o & \hat{x}_n \bullet \hat{y}_o & \hat{x}_n \bullet \hat{z}_o \\ \hat{y}_n \bullet \hat{x}_o & \hat{y}_n \bullet \hat{y}_o & \hat{y}_n \bullet \hat{z}_o \\ \hat{z}_n \bullet \hat{x}_o & \hat{z}_n \bullet \hat{y}_o & \hat{z}_n \bullet \hat{z}_o \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos(\hat{x}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{x}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{x}_n, \hat{z}_o) \\ \cos(\hat{y}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{y}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{y}_n, \hat{z}_o) \\ \cos(\hat{z}_n, \hat{x}_o) & \cos(\hat{z}_n, \hat{y}_o) & \cos(\hat{z}_n, \hat{z}_o) \end{bmatrix} \quad (3.5)$$

$$G_{old \rightarrow new} = G_{no} = \begin{Bmatrix} \hat{x}_{n/o} \\ \hat{y}_{n/o} \\ \hat{z}_{n/o} \end{Bmatrix} = [\hat{x}_{o/n} \quad \hat{y}_{o/n} \quad \hat{z}_{o/n}] \quad (3.6)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตัวอย่างการคำนวณหาความสัมพันธ์ระหว่างพิกัด  $x_o-y_o$  กับ  $x_n-y_n$  ด้วยเมตริกซ์การหมุน จากภาพที่ 3.5 ได้ Rotation matrix

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



ภาพที่ 3.5 ความสัมพันธ์ระหว่าง  $x_o-y_o$  กับ  $x_n-y_n$  ด้วยเมตริกซ์การหมุน

และจากความสัมพันธ์ระหว่างเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่นกับเมตริกซ์การหมุน

$$M = G^{-1} = G^{Transpose} \quad (3.6)$$

$$M_{21} = G_{g1 \rightarrow g2}^{-1}(\theta) = G_{g2g1}^{-1}(\theta) \quad (3.7)$$

$$M_{21} = G_{g1 \rightarrow g2}^{-1}(-\theta) = G_{g2g1}^{-1}(-\theta) = \begin{bmatrix} \hat{x}_{g2/g1} \\ \hat{y}_{g2/g1} \\ \hat{z}_{g2/g1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \hat{x}_{g1/g2} & \hat{y}_{g1/g2} & \hat{z}_{g1/g2} \end{bmatrix} \quad (3.8)$$

ซึ่งจากตัวอย่างข้างต้น ได้เมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น ในรูปแบบเมตริก 2x2 ดังนี้

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

สำหรับเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น ในรูปเมตริก 3x3 มีความสัมพันธ์ดังสมการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

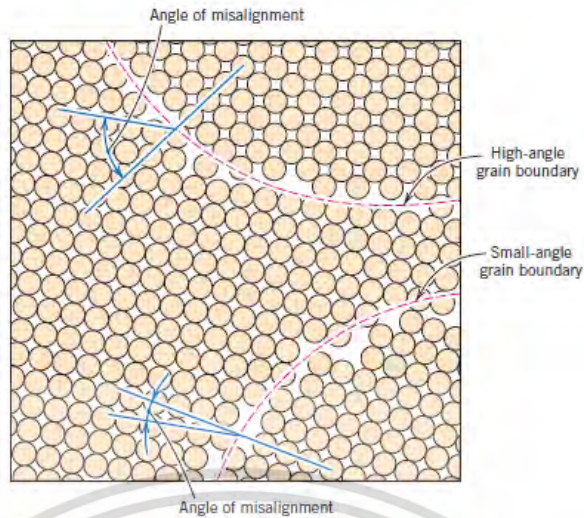
$$M_{21} = \begin{bmatrix} u^2(1-\cos\theta) + \cos\theta & uv(1-\cos\theta) - w\sin\theta & uw(1-\cos\theta) + v\sin\theta \\ uv(1-\cos\theta) + w\sin\theta & v^2(1-\cos\theta) + \cos\theta & vw(1-\cos\theta) - u\sin\theta \\ uw(1-\cos\theta) - v\sin\theta & vw(1-\cos\theta) + u\sin\theta & w^2(1-\cos\theta) + \cos\theta \end{bmatrix} \quad (3.8)$$

ดังนั้นถ้า  $\vec{N}_1$  หมูรอบแกน UVW ด้วย  $\theta = 34.7^\circ$  และ  $\vec{N}_1 = \{.924, .267, .259\}$   $\vec{N}_2 = \{.767, .628, .131\}$  ดังนั้นความสัมพันธ์ระหว่างเกรน 1 และเกรน 2 มีดังนี้

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

### 3.1.4 ประเภทของขอบเกรน

เมื่อพิจารณาประเภทของขอบเกรนตามแกนและมุมการจัดเรียงตัวของผลึกแล้วสามารถแบ่งขอบเกรนได้เป็น 2 กลุ่มใหญ่ [19] ดังรูปที่ 3.6 คือ 1. บริเวณขอบเกรนที่ทิศทางการเรียงตัวของผลึกในเกรนที่อยู่ติดกันทำมุมแตกต่างกันไม่เกิน 15 องศา เรียกขอบเกรนกลุ่มนี้ว่า “ขอบเกรนมุมต่ำ (Low angle boundary, LAB)” 2. บริเวณขอบเกรนที่ทิศทางการเรียงตัวของผลึกในเกรนที่อยู่ติดกันทำมุมแตกต่างกันมากกว่า 15 องศา เรียกขอบเกรนกลุ่มนี้ว่า “ขอบเกรนมุมสูง (High angle boundary, HAB)” อย่างไรก็ตามมีขอบเกรนพิเศษบางชนิดที่อยู่ในกลุ่มของขอบเกรนมุมสูงโดยมีการจัดเรียงตัวของผลึกในเกรนที่ติดกันซึ่งมีระนาบขอบเกรนทำมุมเฉพาะบางมุมระหว่างเกรนนำไปสู่การซ้อนทับกันของตำแหน่งอะตอม (Coincidence point) เกิดเป็นซูเปอร์แลตทิซ (Super lattice) เรียกขอบเกรนประเภทนี้ว่า “Coincidence site lattice boundaries (CSLBs)” สามารถแทนด้วยสัญลักษณ์  $\Sigma$  สำหรับขอบเกรนชนิด CSL ที่มีพลังงานอิสระ (Free energy) ต่ำกว่าขอบเกรนมุมสูงจะส่งผลทำให้ขอบเกรนชนิดนี้มีค่าพลังงานต่ำและมีเสถียรภาพสูง เรียกขอบเกรนชนิด CSL กลุ่มนี้ว่า “ขอบเกรนพิเศษ (Special Grain boundaries)” ได้แก่ขอบเกรนชนิด  $3 \leq \Sigma \leq 29$  [21]



รูปที่ 3.6 ขอบเกรนมุมต่ำและมุมสูงและอะตอมข้างเคียงบริเวณขอบเกรน [1]

### 3.1.5 Coincidence site lattice boundary (CSLB)

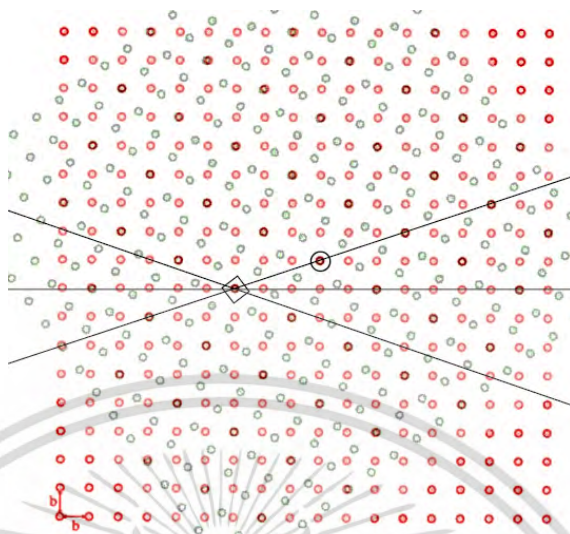
ในการอธิบายเกี่ยวกับขอบเกรนชนิด CSL นั้นในเชิงปฏิบัติค่าต่างๆ โดยเฉพาะมุมบิดและแกนการหมุนสามารถวัดค่าได้โดยตรงจากเทคนิค EBSD สำหรับแบบจำลอง CSL อย่างง่ายและเป็นที่ยอมรับกันนั้นเป็นแบบจำลองที่เกี่ยวข้องกับการอธิบายของ 3 ตัวแปรอิสระเกี่ยวกับทิศทางของแกนการหมุนของเกรนใดเกรนหนึ่งเทียบกับแกนอ้างอิงของอีกเกรนหนึ่ง ประกอบด้วยตัวแปรสำคัญ 3 ตัวแปร คือ  $\theta$ ,  $UVW$  และ  $\Sigma$  โดยค่า  $\Sigma$  คือสัดส่วนของปริมาตรใน 1 หน่วยเซลล์ของ CSL หรือเป็นส่วนกลับตำแหน่งที่ซ้อนกัน ซึ่งเป็นสัญลักษณ์ที่บ่งบอกถึงชนิดขอบเกรนชนิด CSL เช่น  $\Sigma 5$  แสดงถึงอะตอมบนระนาบขอบเกรนจะซ้อนทับตำแหน่งกัน 1 อะตอมทุก 5 อะตอม โดยลากเส้นจากตำแหน่งของอะตอมที่มีการซ้อนทับกันสู่อีกตำแหน่งซ้อนทับหนึ่งเป็นหน่วยเซลล์จะประกอบด้วย 5 อะตอม ของผลึกทั้งสอง ดังที่แสดงในรูป 3.7 สำหรับคำนวณทางคณิตศาสตร์ของขอบเกรนชนิด CSL แบบง่ายซึ่งสามารถใช้ได้ทั้งโครงสร้างผลึกแบบ FCC และแบบ BCC สามารถหาความสัมพันธ์จากสมการดังนี้ [22]

$$\Sigma = x^2 + ny^2 \quad (3.9)$$

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

$$\tan\left(\frac{\theta}{2}\right) = N^{1/2} \frac{y}{x} \rightarrow \theta = 2 \arctan\left(N^{1/2} \frac{y}{x}\right) \quad (3.10)$$

โดยเมื่อค่า  $\Sigma$  คำนวณออกมาเป็นเลขจำนวนคู่ให้หารด้วย 2 จนกว่าจะได้เป็นเลขคี่ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นับผูกต่อนโยบายด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.7 การจัดเรียงของขอบเกรนตามแบบจำลองของ  $\Sigma 5$  [21]

อย่างไรก็ตามสมการของแบบจำลองพื้นฐานนี้ยังไม่ได้คำนึงถึงระบบสมมาตรของผลึกต่าง ๆ ดังนั้นจึงมีการเสนอสมการทางคณิตศาสตร์คำนวณขอบเกรนชนิด CSL อาศัยเมตริกซ์มิลโรว์เรียนเทชั่น ในสมการ (3.8) (ตัวอย่างการคำนวณของระบบผลึกแบบคิวบิกแสดงในตารางที่ 3.2) ซึ่งจะเห็นได้ว่าค่าของแกนมุมเดียวกันสามารถเกิดค่า  $\Sigma$  ตามมุม  $\theta$  ได้มากมาย จึงมีแบบจำลองที่พัฒนาสมการ 3.8 เสนอค่าของมุมที่มีค่าน้อยที่สุดในระบบของระนาบสมมาตรของผลึก (Disorientation,  $\theta_D$ ) ใช้ในการคำนวณสมการแบบจำลองที่ผ่าน เรียกสมการนี้ว่า “Rotation quaternion” มีสมการดังนี้ [20]

$$A^2 + B^2 + C^2 + D^2 = \Sigma \quad (3.11)$$

สามารถหาความสัมพันธ์ระหว่าง  $\theta_D / UVW$  จากความสัมพันธ์ดังนี้

$$\theta \text{ และ } U, V, W = 2 \cos^{-1}(A/\Sigma^{1/2}) \text{ สำหรับ } B, C, D \quad (3.12)$$

$$\theta \text{ และ } U, V, W = 2 \cos^{-1}((A+B)/(2\Sigma)^{1/2}) \text{ สำหรับ } (A-B), (C+D), (C-D) \quad (3.13)$$

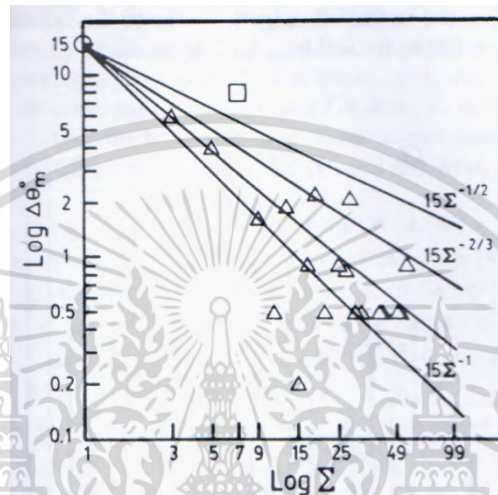
$$\theta \text{ และ } U, V, W = 2 \cos^{-1}((A+B+C+D)/(2\Sigma^{1/2})) \text{ สำหรับ } (A+B-C-D), (A-B+C-D), (A-B-C+D) \quad (3.14)$$

ในความเป็นจริงมุมของการจัดเรียงตัวของ CSL ไม่ได้มีค่าเฉพาะจากการคำนวณ แต่สามารถเบี่ยงเบนได้จากค่าการคำนวณตามสมการ (3.15)

$$\theta_m = 15\Sigma^n \quad (3.15)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อ  $\theta_m$  คือมุมมากที่สุดที่สามารถเบี่ยงเบนได้สำหรับมุมการจัดเรียงตัวของขอบเกรนชนิด CSL ส่วนค่า  $n$  เป็นค่าคงที่ ปัจจุบันมีนักวิจัยเสนอกฎเกณฑ์ต่างๆ เกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างค่า  $v_m$  และค่า  $n$  แต่กฎเกณฑ์ที่นิยมกันสำหรับค่า  $v_m$  เป็นไปตามเกณฑ์ของแบรนดอน (Brandon criterion) [23] โดยมีค่า  $n = -\frac{1}{2}$  ซึ่งเมื่อเทียบกับค่ากฎเกณฑ์ของนักวิจัยอื่นแสดงในรูปที่ 3.8 จะเห็นได้ว่าค่าความชันของเส้นสมการตามเกณฑ์ของแบรนดอนมีค่าชันน้อยกว่าเส้นสมการของกฎเกณฑ์ที่เสน่อื่น ๆ



รูปที่ 3.8 แบบจำลองต่างๆ ของค่าเบี่ยงเบนมุมมากที่สุดสำหรับมุมการจัดเรียงตัวของขอบเกรนชนิด CSL [20]

ตารางที่ 3.1 แสดงตัวอย่างค่า  $\Sigma$  ใน  $\theta/UVW$  และระนาบต่างๆ [20]

$\Sigma$	$\theta/UVW$	ระนาบ	$\Sigma$	$\theta/UVW$	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

$\Sigma$	$\theta/UVW$	ระนาบ	$\Sigma$	$\theta/UVW$	ระนาบ
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			

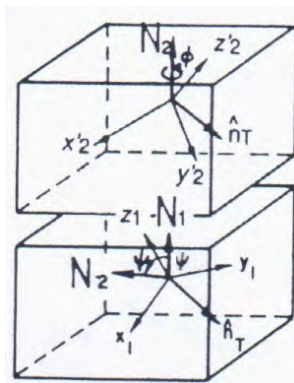
จากหัวข้อที่ผ่านมากล่าวถึงแบบจำลองของขอบเกรนชนิด CSL ที่อธิบายเพียง 3 ตัวแปรอิสระ จากแบบจำลองทางโครงสร้างเรขาคณิตเท่านั้น ส่วนอีก 2 ตัวแปรอิสระที่เหลือสามารถอธิบายได้ในเชิงความสัมพันธ์ของเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรน เราจะสามารถกล่าวถึงกับขอบเกรนเอียง (Tilt boundary) และขอบเกรนบิด (Twist boundary) โดยทั้งสามารถหาสมการความสัมพันธ์ระหว่างเวกเตอร์ตั้งฉากกับระนาบขอบเกรนของเกรน 2 เกรนดังรูปที่ 3.9 สามารถจำแนกออกได้เป็น

$$\text{Pure twist ; } \psi = 0, UVW = N_1 \text{ และ } \theta = \varphi$$

$$\text{Pure tilt ; } \varphi = 0, UVW = n_T \text{ และ } \theta = \psi$$

โดยที่  $n_T$  เป็นเวกเตอร์ที่เกิดจากการผลคูณเชิงเวกเตอร์ดังนี้  $n_T = \frac{(N_1 \times N_2)}{|N_1 \times N_2|}$  และ  $\psi$  เป็นมุมที่

เกิดขึ้นระหว่างเวกเตอร์  $N_1$  และ  $N_2$  โดยที่  $\sin \psi = |(N_1 \times N_2)|$  และ  $\varphi$  เป็นมุมการบิด



รูปที่ 3.9 องค์ประกอบของความสัมพันธ์ระหว่างเวกเตอร์ตั้งฉากระนาบกับมุมสำคัญต่างๆ [20]

### 3.1.6 กระบวนการในวิศวกรรมขอบเกรน

กระบวนการในวิศวกรรมขอบเกรนเกี่ยวข้องกับการบวนการทางความร้อนของโลหะ (Thermo processing of metal) ซึ่งกระบวนการทางความร้อนของโลหะเป็นการประยุกต์ใช้ความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานทางความร้อนกับพลังงานภายใน (พลังงานรวมของกิจกรรมระดับพลังงานของโมเลกุล อะตอม และหน่วยที่เล็กกว่าลงไป) ของวัสดุในรูปแบบของอุณหภูมิกับเวลาในการอบ บางครั้งอาจมีความเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Plastic deformation) ในกระบวนการ สามารถแบ่งกระบวนการทางความร้อนของโลหะออกได้หลายประเภท เช่น การอบอ่อน กระบวนการความร้อนเชิงกล การเพิ่มความแข็งโดยวิธีการตกตะกอนของแข็ง (Precipitation hardening) เป็นต้น ปัจจุบันการนำกระบวนการความร้อนเชิงกลที่เป็นการประยุกต์ระหว่างกระบวนการให้ความเครียดแก่วัสดุไม่ว่าจะเป็น การขึ้นรูปเย็น (Cold work) หรือการดึง (Tension) ร่วมกับการอบอ่อนโดยมุ่งเน้นการเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษที่สามารถทำให้วัสดุมีคุณสมบัติบางประการดีขึ้น เช่น การทนสภาวะต่อการกัดกร่อนตามขอบเกรน การลดอัตราการเกิดการคืบในวัสดุ เป็นต้น เรียกกระบวนการที่กล่าวมานี้ว่า “วิศวกรรมขอบเกรน (Grainboundary engineering)” สามารถจำแนกวิศวกรรมขอบเกรนออกเป็น 4 ประเภท [24,25] คือ

1. ซิงเกิลสแต็ปรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Single-step recrystallization) เป็นกระบวนการที่อบในเตาด้วยระยะเวลาการตกผลึกใหม่ของวัสดุหลังจากวัสดุผ่านการให้ความเครียดตั้งแต่ระดับปานกลางขึ้นไปเพื่อทำให้เกิดการตกผลึกใหม่ เป็นผลทำให้สัดส่วนของขอบเกรนชนิด  $\Sigma 3$  หรือขอบทวินเพิ่มขึ้น เนื่องจากทวินจากการอบคืนตัว เช่น ในนิกเกิลหล่อ (99.9%Ni) เมื่อผ่านการรีดเย็นให้มีขนาดความหนาลดลง 60% ตามด้วยการอบที่อุณหภูมิ 950-1150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1-15 นาที เป็นผลทำให้เพิ่มจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL ( $\Sigma \leq 29$ ) จากเดิม 13.1% เป็น 66.2% [25]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2. อีเตอร์เรทีฟรีคริสตัลไลซ์เซชัน (Iterative recrystallization) เป็นกระบวนการทำซ้ำจากวิธีวันสเต็ปรีคริสตัลไลซ์เซชัน โดยกระบวนการนี้จะเกิดการตกผลึกใหม่ซ้ำมากกว่า 1 ครั้งขึ้นไป เช่น ในทองแดงที่ผ่านการรีดให้มีความหนาลดลง 30% แล้วอบที่อุณหภูมิ 375 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที ทำซ้ำกัน 3 ครั้ง ทำให้ขอบเกรนชนิด  $\Sigma 3$  เพิ่มขึ้นเป็น 58% [26]

3. วันสเต็ปสเตรนแอนเนียลลิ่ง (One-step strain annealing) เป็นกระบวนการที่ให้ความเครียดน้อยกว่าพลังงานความเครียดสะสมที่ทำให้เกิดการตกผลึกใหม่กับวัสดุ แต่พลังงานความเครียดที่ให้กับวัสดุนั้นก็เพียงพอต่อการเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของเกรนเมื่อได้รับพลังงานกระตุ้นทางความร้อน (Thermal activation energy) จากการอบซึ่งวิธีการนี้ขนาดของเกรนโดยส่วนใหญ่จะมีขนาดเกรนที่ใหญ่กว่าอีเตอร์เรทีฟรีคริสตัลไลซ์เซชัน [7] เช่น ในนิกเกิลเกรด 200 ที่ผ่านการรีดเย็นให้ความหนาลดลง 5% แล้วอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 5 นาที ในบรรยากาศอาร์กอน เป็นผลทำให้เพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL ( $3 \leq \Sigma \leq 29$ ) จาก 34.9 เป็น 65% [26]

4. อีเตอร์เรทีฟสเตรนแอนเนียลลิ่ง (Iterative strain annealing) เป็นกระบวนการทำซ้ำจากวิธีสเตรนแอนเนียลลิ่ง โดยไม่เกิดการตกผลึกใหม่ในกระบวนการ เช่น ในนิกเกิลอัลลอยด์ 600 (Ni-16Cr-9Fe) ผ่านการให้ความเครียด 2-5% ตามด้วยการอบที่ 890-940 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1-20 ชั่วโมง เป็นผลทำให้เพิ่มจำนวน  $\Sigma 3$  และ  $\Sigma 9$  จากเดิม 6% และ 5% เป็น 12% และ 10% ตามลำดับ [27]

กระบวนการวิศวกรรมขอบเกรนด้วยกระบวนการทางความร้อนเชิงกลที่ประสบความสำเร็จนั้นขึ้นอยู่กับปัจจัยควบคุมต่างๆ ไม่ว่าจะเป็นปัจจัยจากกระบวนการเชิงกล (Mechanical process) กระบวนการอบอ่อน (Annealing process) หรือแม้แต่สมบัติทางเคมีของวัสดุ โดยตัวแปรสำคัญของกระบวนการเชิงกลนั้น ได้แก่ ประเภทของการให้ความเครียด ปริมาณความเครียดที่ให้กับวัสดุและอัตราการเปลี่ยนแปลงความเครียดต่อเวลา โดยปัจจัยทั้งหมดนี้ส่งผลต่อลักษณะการจัดเรียงตัวและความหนาแน่นของดิสโลเคชันรวมถึงพลังงานความเครียดสะสมที่เกิดขึ้นในวัสดุ ซึ่งปัจจัยเหล่านี้จะเป็นปัจจัยหนึ่งที่กำหนดกลไกต่างๆ ในช่วงกระบวนการอบอ่อน เช่น การศึกษาผลกระทบของอัตราการเปลี่ยนแปลงความเครียดต่อเวลาในกระบวนการสเตรนแอนเนียลลิ่งของ Thompson และคณะ [28] ศึกษากระบวนการทางความร้อนเชิงกลในนิกเกิล (99.5%) แบบสเตรนแอนเนียลลิ่งโดยนำชิ้นงานไปทุบขึ้นรูปให้ความหนาลดลง 6% ด้วยอัตราเร็วที่แตกต่างกัน พบว่าอัตราการเปลี่ยนแปลงความเครียดต่อเวลาแบบช้า ๆ ในวัสดุจะก่อให้เกิดขอบทวินแบบ Non-coherent (ขอบทวินที่มีค่า  $\frac{v}{v_m} > 0.2$ ) ด้วยกลไกการหมุนของเกรน (Grain rotation) ทำให้พลังงานของระบบลดต่ำลง นอกจากนี้แล้วการให้อัตราการเปลี่ยนแปลงความเครียดต่อเวลาแบบช้าๆ ยังส่งผลทำให้เกิดขอบเกรนมุมต่ำเนื่องจากการบวนการโพลีโกไนเซชันของดิสโลเคชันที่กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอภายในวัสดุ ในช่วงการอบอ่อนเมื่ออัตราการเกิดความเครียดต่อเวลาสูงขึ้นจะทำให้เพิ่มจำนวนของดิสโลเคชันอย่างรวดเร็วและเกิด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เป็นดิสโลเคชันกีดขวาง (Dislocation entanglement) กระจายตัวกลายเป็นดิสโลเคชันแบบทวีพันธ์ (Heterogeneous) ตรงบริเวณขอบเกรน เมื่อได้รับพลังงานความร้อนที่เพียงพอระบบจะลดพลังงานเฉพาะที่ (Local energy) ด้วยกลไกของการหมุนของระนาบขอบเกรน (Grain boundary plane rotation) เกิดเป็นขอบทวินชนิด Non-coherent [29] ขณะที่การศึกษาปริมาณของความเครียดที่เพิ่มขึ้นเป็นการศึกษากระบวนการวิศวกรรมขอบเกรนแบบปริคริสตัลไลซ์ชันดังกล่าวของ Palumbo และคณะ [30,31] ที่พบว่ากระบวนการแอนนีลลิ่งทวินเป็นกลไกหลักเพื่อลดพื้นที่โดยรวมของขอบเกรน ทำให้ขอบเกรนชนิด  $\Sigma 3^n$  หรือขอบทวินแบบ Coherent ในช่วงการตกผลึกใหม่และช่วงการโตของเกรน

ส่วนการศึกษาอิทธิพลขององค์ประกอบทางเคมีของวัสดุต่อวิศวกรรมขอบเกรนพบว่าเกิดการลดลงของสัดส่วนทวินจากการอบคืนตัวหรือขอบเกรนชนิด  $\Sigma 3$  ขณะการโตของเกรนสำหรับนิกเกิลบริสุทธิ์ (99.9999%Ni) ในทางกลับกันสัดส่วนของทวินจากการอบคืนตัวเพิ่มขึ้นสำหรับนิกเกิล (99.5%) [32] ซึ่งปัจจัยควบคุมต่างๆ ที่กล่าวมาข้างต้นเกี่ยวข้องกับกระบวนการทางความร้อนของโลหะที่เรียกว่าการอบอ่อนประกอบด้วยทำให้พลังงานสะสมแก่วัสดุด้วยวิธีทางความร้อนพร้อมที่จะมีการลดระดับพลังงานของระบบทั้งแบบโดยรวมและแบบเฉพาะที่ เมื่อพลังงานความร้อนที่ให้แก่ระบบเพียงพอจะกระตุ้นกระบวนการทางจลน์ไม่ว่าจะเป็นช่วงขณะให้ความร้อนในระบบ ช่วงการคงที่ อุณหภูมิต้องการหรือช่วงการทำให้เย็นตัวลง ดังนั้นกระบวนการอบอ่อนจึงเป็นกระบวนการหลักของกระบวนการวิศวกรรมขอบเกรนที่กลไกต่างๆของการเกิดขอบเกรนชนิดพิเศษเกิดขึ้นในช่วงนี้

### 3.1.6.1 กระบวนการอบอ่อน [33-35]

มีความมุ่งหมายเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กที่ผ่านการผลิตต่าง ๆ มา เช่น การขึ้นรูปร้อน (Forging, Hot Rolling) การขึ้นรูปเย็น (Cold Rolling, Drawing) การเชื่อม หรือการผ่านการหล่อ (Casting) ซึ่งเหล็กผ่านขั้นตอนการผลิตดังกล่าวนี้ จะมีคุณสมบัติที่ไม่ดีหลายประการ เช่นเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปร้อน จะมีคุณสมบัติไม่สม่ำเสมอตามส่วนที่มีมุมแหลม ซึ่งอัตราการเย็นตัวสูงจะมีความแข็งมากกว่าส่วนอื่น ๆ โครงสร้างของเหล็กบริเวณผิวจะมีโครงสร้างที่ประกอบด้วยเกรนขนาดเล็ก เพราะถูกแรงกระทบ หรืออัดมากกว่าเนื้อเหล็กภายใน ทำให้คุณสมบัติไม่สม่ำเสมอถึงภายในเช่นเดียวกันเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น มักจะมีความเครียดที่เกิดจากการถูกแรงอัด หรือบีบเหล็กค้างอยู่ มีส่วนทำให้มีความแข็งแรงไม่สม่ำเสมอ สูญเสียความเหนียว (Ductility) เหล็กที่ผ่านการเชื่อม เช่นเดียวกันการเชื่อมเป็นการทำให้เหล็กร้อนเป็นบางจุด เกิดการขยายตัวเมื่อถูกความร้อน และเกิดการหดตัวเมื่อถูกปล่อยให้เย็น ทำให้เกิดความเครียดตกค้าง และโครงสร้างของเนื้อเหล็กบริเวณจุดที่ทำการเชื่อมจึงต่างกับเนื้อเหล็กในส่วนอื่น ๆ ที่ไม่ถูกความร้อนจากจุดเชื่อม คุณสมบัติของเหล็กจะขาดความไม่สม่ำเสมอเหล็กที่ผ่านการหล่อ ยิ่งมองเห็นได้ง่ายว่าโครงสร้าง และคุณสมบัติของเหล็กจะมีส่วนที่แตกต่างกันมาก เพราะอัตราการเย็นตัวของเหล็กในแบบหล่อ (ซึ่งส่วนมากใช้ทรายเป็นวัสดุในแบบ

หล่อ) จะแตกต่างกันทั้งส่วนที่หนาและส่วนที่บาง ยิ่งส่วนที่เป็นแฉกมุม การเย็นตัวจะยิ่งเร็วกว่าส่วนอื่น จึงมักมีความแข็งสูง

จากที่กล่าวมาแล้วนี้จะเห็นได้ว่า การที่จะนำเอาเหล็กที่ผ่านกรรมวิธีขึ้นรูปต่าง ๆ ไปใช้งาน หรือนำไปตัด เจาะ กลึง ไส ย่อมจะทำให้เกิดอุปสรรคในลักษณะต่าง ๆ ที่พอจะมองเห็นได้ชัดเจน เช่น การกลึงหรือไส ถ้าเหล็กมีความแข็งไม่เท่ากันทุกส่วน การปรับมุมของมีดกลึง หรือตั้งอัตราความเร็วในการตัดจะเกิดปัญหามากมาย และผลงานที่ได้รับก็ไม่ดีเท่าที่ควร ดังนั้นเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปขึ้นมา ก่อนจะนำไปใช้งานหรือפורมรูปร่างในขั้นต่อไป จำเป็นจะต้องผ่านการอบให้อ่อนตัว ซึ่งลักษณะของการทำงานมีหลายวิธี ขึ้นอยู่กับวัตถุประสงค์สุดท้าย

#### 3.1.6.1.1 การอบอ่อนสมบูรณ์ (Full Annealing)

มีความมุ่งหมายเพื่อให้เหล็กมีความอ่อนตัวสูง โดยเป็นการทำลาย มาร์เทนไซต์ (Martensite) เพื่อช่วยในการกลึงหรือไสได้ง่าย เพื่อให้เหล็กมีคุณสมบัติด้านไฟฟ้าและแม่เหล็ก สม่ำเสมอ

#### 3.1.6.1.2 การอบอ่อนแบบไม่สมบูรณ์ (Incomplete Annealing)

เป็นการอบอ่อนที่กระทำที่อุณหภูมิต่ำกว่าเส้น  $Ac_1$  หรือบางกรณีอาจจะสูงกว่าเส้น  $Ac_1$  เล็กน้อย ความมุ่งหมายก็เพื่อทำลายความเครียดที่เหลืออยู่ อันเนื่องมาจากการขึ้นรูปเย็น หรือเพื่อต้องการปรับปรุงคุณสมบัติทางด้านการกลึง หรือไส สำหรับเหล็กบางชนิด

#### 3.1.6.1.3 การอบอ่อนเพื่อขจัดความเครียดเหลือค้าง (Stress-relief Annealing)

เป็นการอบอ่อนเพื่อมุ่งทำลายความเครียดในแท่งเหล็กที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น เช่น เหล็กที่ผ่านการรีด หรือผ่านการดึง จะทำให้กลุ่มอะตอมของเหล็กอยู่ในสภาพบิดเบี้ยว (Lattice distortion) ทำให้เหล็กมีความแข็งเพิ่มขึ้น และสูญเสียความเหนียว ไม่เหมาะที่จะนำไปใช้งานหรือไม่เหมาะสมสำหรับที่จะทำการขึ้นรูปในขั้นต่อไป จะต้องทำการอบอ่อนขจัดความเครียดภายในเสียก่อน โดยเผาเหล็กไปยังอุณหภูมิที่ต่ำกว่า  $Ac_1$   $50\text{ }^{\circ}\text{C}$  นี้สำคัญมากปกติจะใช้เวลา 1 ชั่วโมงต่อขนาดของชิ้นงาน 1 ลบ.นิ้ว ( $1\text{ hr/inch}^3$ ) แต่ถ้า มาร์เทนไซต์ เบรค ดาวน์ (Martensite Break Down เป็น  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  หรือเรียกว่า ซอร์ไบต์ (Sorbite)) ถ้าต้องการที่จะใช้เวลาในการทำ คลายความเค้น (Stress Relief) นาน ก็จะต้องเผาเหล็กไปที่อุณหภูมิไม่เกิน  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$

#### 3.1.6.1.4 การอบอ่อนเพื่อความอ่อนตัวสูง (Spheroidize Annealing)

เป็นกรรมวิธีการอบอ่อนที่ใช้กับเหล็กที่มีคาร์บอนสูงประมาณ 0.7 – 12% C ซึ่งโครงสร้างของเหล็กจะประกอบไปด้วย เพิร์ลไลท์ (Pearlite) ลักษณะโครงสร้างเช่นนี้ เหล็กจะมีคุณสมบัติด้านความเหนียวลดลง และอีกประการหนึ่ง คุณสมบัติทางด้านการกลึงหรือไส (Machinability) จะไม่ดี จะกลึงให้มีผิวเรียบได้ยาก เพราะปลายแหลมของมีดกลึง ในขณะที่ตัดจะผ่านเนื้อเหล็กอ่อน (Ferrite) และผ่านเนื้อเหล็กที่แข็ง (Cementite) ต้องทำให้เกิดลักษณะที่ไม่ต่อเนื่อง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เกิดลักษณะเป็นเม็ดกลมเล็ก ๆ (Spheroid) ไม่เป็นลักษณะแถบบาง ๆ (Lamellar) ซึ่งจะกระทำได้โดยการนำเหล็กไปเผาที่อุณหภูมิเหนือเส้น  $Ac_1$  เล็กน้อย (730 - 770 °C) สำหรับเหล็กที่มีคาร์บอนสูงกว่า 0.8% หรือถ้าเหล็กมีคาร์บอนอยู่ไกลระหว่าง 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) จะไปรวมตัวกับ ที่เหลืออยู่ ทำให้ไม่เกิดเป็นแถบบาง ๆ และเหล็กถูกเผาให้อยู่ในช่วงนี้เป็นระยะเวลาสั้น ๆ ค่อย ๆ ปรับตัวในฟอร์มที่มีเสถียรภาพมากที่สุด คือ ค่อย ๆ เปลี่ยนเป็นเม็ดกลม ทำให้เหล็กมีทั้งความอ่อนตัว และความเหนียว การกลึง หรือไส จะได้ผิวเรียบเพราะในขณะที่มีดกลึงตัดผ่านจะไม่มีโอกาสตัดเม็ดกลมเล็ก ๆ โดยเม็ดเล็ก ๆ จะหลุดออกหรือไม่ก็เบนหลบไป ทำให้มีดกลึงตัดผ่านเฉพาะเนื้อเหล็ก (Ferrite) อย่างเดียว ไม่เกิดการสั่นที่ปลายมีดกลึง ทำให้ผิวเหล็กเรียบ

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

### 3.1.6.2 กระบวนการอบอ่อน (Annealing Process)

มีด้วยกัน 3 ขั้นตอนคือ

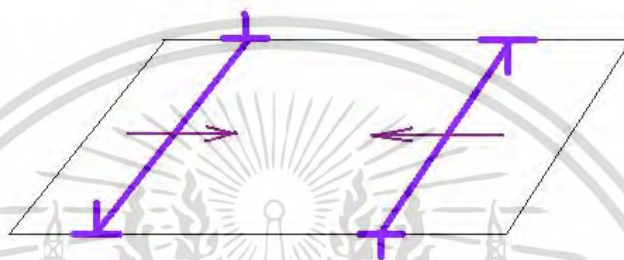
#### 3.1.6.2.1 การคืนตัว (Recovery)

การคืนตัวเป็นกระบวนการลดพลังงานความเครียดสะสมภายในวัสดุหลังจากกระบวนการให้ความเครียดด้วยกรรมวิธีทางกล ในระหว่างการคืนตัวพลังงานความเครียดสะสมจะถูกปลดปล่อยโดยการเคลื่อนตัวของดิสโลเคชันไม่ว่าจะเป็นการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันจนได้โครงสร้างที่มีความเครียดต่ำลงหรือการลดความหนาแน่นของดิสโลเคชันเนื่องจากการหักล้างกันระหว่างดิสโลเคชันเมื่อมาทำปฏิสัมพันธ์กันทั้งสองกลไกเป็นแรงผลักดันทำให้พลังงานในระบบลดลง สามารถจำแนกการคืนตัวได้เป็น 2 ช่วงอุณหภูมิตามกลไกการเคลื่อนตัวของดิสโลเคชันในการลดระดับพลังงานของระบบ ได้แก่ ในช่วงการอบที่อุณหภูมิสูงความสามารถการเคลื่อนตัวของดิสโลเคชัน (Mobility of Dislocation) สูงขึ้น ทำให้เส้นดิสโลเคชัน (Dislocation lines) ชนิดต่างๆ เกิดการเคลื่อนตัวไม่ว่าจะเป็นการเคลื่อนตัวแบบ Easy Glide , Climb และ Cross slip เพื่อลดความหนาแน่นของดิสโลเคชันโดยการเคลื่อนที่เข้าหากันของเส้นดิสโลเคชันที่มีแรงดึงดูดระหว่างเส้นดิสโลเคชันเนื่องจากมีเครื่องหมายตรงกันข้ามกันอาจอยู่บนระนาบเดียวกันหรือต่างระนาบกันก็ได้ สำหรับการเคลื่อนที่ของเส้นดิสโลเคชันที่อยู่บนระนาบเดียวกันจะเกิดการเคลื่อนตัวแบบ Easy Glide แต่ถ้าเส้นดิสโลเคชันอยู่ต่างระนาบกันจะเป็นการเคลื่อนตัวแบบ Cross slip และ Climb เกิดการรวมกันของเส้นดิสโลเคชันขึ้นและหักล้างกันไปส่งผลให้พลังงานโดยรวมของระบบลดลง กลไกนี้เรียกว่า “การหักล้างกันของดิส

โลเคชัน (Annihilation of dislocation)” (ดังรูปที่ 3.10) ซึ่งเป็นกลไกที่ง่ายที่สุดในการลดความ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาค้นคว้าเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หนาแน่นของดิสโลเคชัน กระบวนการดังกล่าวจะถูกเร่งปฏิกิริยาให้เร็วขึ้นเมื่ออุณหภูมิภายในระบบเพิ่มขึ้นเนื่องจากอัตราการแพร่ของอะตอมสูงขึ้น ในช่วงการคืนตัวถ้าได้รับพลังงานกระตุ้นมากพอจะเกิดกลไกการเกิดขอบเกรนพิเศษขึ้นอยู่กับปริมาณและอัตราการเปลี่ยนแปลงต่อเวลาของดิสโลเคชัน ซึ่งเมื่อมีความหนาแน่นของดิสโลเคชันมากพอ ขอบเกรนพิเศษที่เกิดขึ้นในช่วงนี้จะหายไปตามกลไกการเกิดผลึกใหม่ ดังนั้นในช่วงนี้จึงมีความสำคัญต่อวิศวกรรมขอบเกรนสำหรับวัสดุเตนแอนิลิ่ง เช่น การเกิดขอบเกรนพิเศษเนื่องจากการหมุนของเกรนจะเกิดขึ้นเพื่อการลดพลังงานของระบบให้มีพลังงานต่ำสุดโดยเฉพาะพลังงานระดับมหภาค [27] เป็นต้น



รูปที่ 3.10 การเคลื่อนตัวของเส้นดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เข้าหากันในการหักล้างกันของดิสโลเคชัน [34]

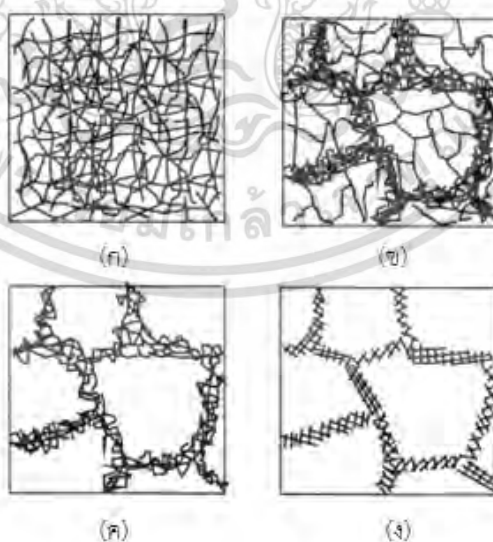
การลดพลังงานโดยรวมของระบบนอกจากกลไกการหักล้างกันของดิสโลเคชันแล้วอีกกลไกหนึ่งที่สำคัญคือกระบวนการโพลีโกไนเซชัน (Polygonization) ซึ่งเป็นกระบวนการที่มีจัดเรียงตัวกันใหม่ของเส้นดิสโลเคชันจนได้โครงสร้างที่มีพลังงานความเครียดที่ต่ำลง ดังแสดงในรูปที่ 3.11 สำหรับกระบวนการโพลีโกไนเซชันนั้นเส้นแนวดิสโลเคชันจะเรียงตัวซ้อนกันเป็นขอบเขตย่อย (Subboundary) ตั้งฉากกับระนาบการเลื่อน (Slip plane) (รูปที่ 3.11 ข) โดยอาศัยการเคลื่อนของดิสโลเคชันแบบ climb ระหว่างขอบเขตย่อยจนเป็นบริเวณที่ปราศจากดิสโลเคชัน เมื่อทั้ง 2 ส่วนรวมกันจะเกิดเป็นโครงสร้างย่อยภายในเกรนที่เรียกว่า “เกรนย่อย (Subgrain)” การเกิดเกรนย่อยในช่วงการคืนตัวแสดงดังรูปที่ 3.12 เริ่มจากภายในวัสดุมีดิสโลเคชันจำนวนมากเรียงตัวกันอย่างไม่เป็นระเบียบ (รูปที่ 3.12 ก) จากนั้นเมื่อระบบได้รับพลังงานความร้อนที่เพียงพอเส้นดิสโลเคชันจะมีการเคลื่อนที่จัดเรียงตัวลักษณะเป็นเซลล์โครงสร้าง (Cell structure) ซึ่งเกิดจากการพันกันของดิสโลเคชัน (Dislocation tangle) (รูปที่ 3.12 ข) และเปลี่ยนไปสู่โครงข่ายของดิสโลเคชัน (Dislocation network) (รูปที่ 3.12 ค) เกิดเป็นขอบเกรนย่อยขึ้นดังที่แสดงในรูปที่ 3.12 ง ในกระบวนการโพลีโกไนเซชันนอกจากสามารถเกิดเกรนย่อยแล้ว ยังสามารถก่อให้เกิดขอบเกรนมุมต่ำเนื่องจากการจัดเรียงตัวใหม่ของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นซ้อนกันในแนวตั้งจะเกิดการหักล้างกันดังรูปที่ 3.13 ซึ่งเห็นได้ชัดว่าความเครียดในแนวอัดกับความเครียดในแนวตั้งจะหักล้างกันไปทำให้พลังงานความเครียดของระบบ

ลดลง ทำให้เกิดขอบเกรนแบบมุมต่ำโดยในช่วงโพลีโกโนเซชันที่มากเกินไปอาจทำให้เกิดขอบเกรนชนิด  $\Sigma 1$  ซึ่งมีโครงสร้างคล้ายกับขอบเกรนมุมต่ำแทนที่จะเกิด  $\Sigma 3$

ในช่วงอุณหภูมิต่ำกลแต่ในช่วงอุณหภูมิกลไกหลักในกระบวนการคืนตัวคือการคืนตัวแบบพลศาสตร์ (Dynamics recovery) ที่พลังงานจะสามารถลดลงได้โดยการกลับเข้าสู่ภาวะสมดุลของจำนวนตำหนิแบบจุด (Point defect) แบบช่องว่าง (Vacancy) เป็นส่วนใหญ่เนื่องจากตำหนิประเภทนี้มีความสามารถในการเคลื่อนตัวได้สูงแม้อุณหภูมิค่อนข้างต่ำ ในช่วงนี้ถ้าดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นมีลักษณะแบบทวีพันธ์ที่บริเวณขอบเกรนเมื่อได้รับพลังงานความร้อนที่เพียงพอในระยะเวลาอันแต่ อุณหภูมิในระบบค่อนข้างต่ำจะเกิดการหมุนตัวของระนาบของขอบเกรนร่วมกับการหมุนของ Local lattice เพื่อลดพลังงานในระบบโดยที่จะทำให้เกรนข้างเคียงกันมีพลังงานอิสระต่ำที่บริเวณขอบเกรน ก่อให้เกิดขอบเกรนชนิดพิเศษในวิศวกรรมขอบเกรนเรียกกระบวนการนี้ว่า “Fine tuning” [11]

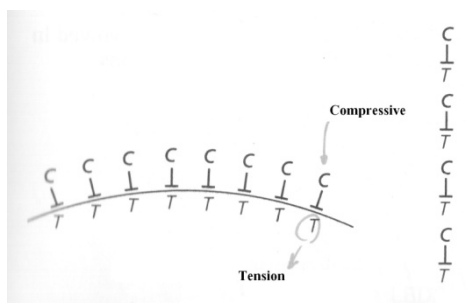


รูปที่ 3.11 การจัดเรียงตัวกันของดิสโลเคชันแบบขอบระหว่างกระบวนการโพลีโกโนเซชัน (ก) ดิสโลเคชันจำนวนมากบนระนาบการเลื่อน (ข) ดิสโลเคชันมีการจัดเรียงตัวใหม่หลังจากกระบวนการโพลีโกโนเซชัน [34]



รูปที่ 3.12 การเกิดเกรนย่อยในช่วงการคืนตัว [35]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



**รูปที่ 3.13** การจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันแบบขอบในแนวตั้ง โดยตัวอักษร T แสดงถึงความเครียดจากแรงดึง และตัวอักษร C แสดงถึงความเครียดจากแรงอัด [34]

### 3.1.6.2.2 การเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization)

แม้ว่าเกิดการคืนตัวขึ้นอย่างสมบูรณ์แล้ว บางครั้งเกรนก็ยังคงมีพลังงานความเครียดที่สูงหลงเหลืออยู่เมื่อเวลาในการอบนานขึ้นจะเกิดการตกผลึกใหม่เป็นเกรนใหม่ขึ้นเพื่อลดพลังงานความเครียดส่วนเกินนี้ ดังนั้นจึงเกิดปรากฏการณ์ที่เกิดผลึกเกรนใหม่ขึ้นซึ่งเกรนใหม่จะเป็นเกรนที่ปราศจากดิสโลเคชัน (Dislocation-free grain) กระบวนการนี้เรียกว่า “การเกิดผลึกใหม่” มีลักษณะคล้ายคลึงกับกระบวนการเปลี่ยนแปลงเฟส (Phase transformation) สำหรับการเกิดผลึกใหม่ประกอบด้วยขั้นตอนนิวเคลียสและกระบวนการโต โดยที่การเกิดผลึกใหม่เริ่มจากกลุ่มอะตอมเล็กๆ เรียกว่า เอ็มบริโอ (Embryo) จำนวนมากมาย เฉพาะที่มีขนาดใหญ่กว่าหรือเท่ากับขนาดวิกฤติเรียกอะตอมกลุ่มนี้ว่า นิวเคลียส ซึ่งจะเติบโตกลายเป็นเฟสใหม่โดยสมบูรณ์ ขนาดเกรนที่สามารถตกผลึกใหม่นั้นเริ่มจากบริเวณที่มีลักษณะสำคัญ 2 ประการ คือ 1. ขนาดใหญ่กว่าหรือเท่ากับขนาดวิกฤติ 2. เป็นบริเวณที่มีพลังงานความเครียดมากพอและถูกห้อมล้อมด้วยขอบเกรนมุมสูง บริเวณนี้เรียกว่า “Preformed nuclei” ซึ่งจะเติบโตแล้วกลืนกินบริเวณที่มีความหนาแน่นของดิสโลเคชันสูงจนเกิดเป็นเกรนใหม่ที่มีระดับพลังงานของระบบลดลงโดยมีโครงสร้างเกรนแบบปราศจากความเครียด ความแตกต่างของพลังงานความเครียดก่อนและหลังการตกผลึกใหม่จากการลดลงของความหนาแน่นดิสโลเคชันจึงเป็นแรงผลักดัน (Driving force) ของการตกผลึกใหม่

จากผลทดลองการตกผลึกใหม่ มีข้อสรุปตรงกันว่ากลไกการตกผลึกใหม่ประกอบด้วยกระบวนการทางจลศาสตร์ (Kinetics process) มากกว่าหนึ่งแบบ เนื่องจากพลังงานกระตุ้น (Activation energy) ที่ได้จากการทดลองมีค่าไม่คงที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาระหว่างกระบวนการทำให้การกำหนดกลไกของกระบวนการตกผลึกใหม่ทำได้ลำบาก ดังนั้นเราจึงนิยมใช้อุณหภูมิการตกผลึกใหม่ (Recrystallization temperature,  $T_{rex}$ ) เป็นตัวกำหนดกระบวนการตกผลึกโดยรวม โดยที่  $T_{rex}$  คืออุณหภูมิที่โลหะเกิดผลึกใหม่อย่างสมบูรณ์ภายใน 1 ชั่วโมง ซึ่งมีรูปสมการทั่วไปคือ [34]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$T_{rex} = \alpha T_m \quad (3.16)$$

โดยที่  $T_m$  คืออุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุ (K) และค่า  $\alpha$  คือค่าสัมประสิทธิ์ที่ขึ้นอยู่กับความบริสุทธิ์ของโลหะ  $\alpha = 0.1-0.2$  สำหรับโลหะบริสุทธิ์,  $\alpha = 0.3-0.4$  สำหรับโลหะบริสุทธิ์ทางการค้า,  $\alpha = 0.5-0.6$  สำหรับโลหะผสม ซึ่งบางครั้งค่า  $\alpha$  อาจสูงถึง 0.8 สำหรับเหล็กกล้าผสมสูง (High metal alloys) บางชนิด สำหรับอุณหภูมิของการตกผลึกใหม่ของโลหะชนิดต่างๆ ได้แสดงไว้ตามตารางที่ 3.2 นอกจากความบริสุทธิ์ของโลหะแล้ว ปัจจัยอื่นๆ เช่น ปริมาณการขึ้นรูปเย็น กระบวนการแปรรูปถาวรและอัตราการให้ความเครียดก็ส่งผลต่อกระบวนการตกผลึกใหม่ ได้แก่ เวลา กลไกของการตกผลึกใหม่ อุณหภูมิ หรือแม้แต่ขนาดเกรนหลังตกผลึกใหม่ ซึ่งสามารถสรุปไว้ดังตารางที่ 3.3

สำหรับการหาค่าอุณหภูมิของการตกผลึกใหม่ส่วนใหญ่ได้จากการวัดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของวัสดุที่ผ่านการขึ้นรูปเย็นหลังการอบที่อุณหภูมิหรือเวลาต่าง ๆ กันด้วยวิธีการตรวจสอบทางโลหะวิทยาหรือตัวแปรตามอื่นๆที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของวัสดุ เช่น การทดลองวัดค่าความแข็ง (Hardness) กับเวลาในการอบที่อุณหภูมิหนึ่งหรือกับอุณหภูมิที่ระยะเวลาหนึ่ง เป็นต้น ความสัมพันธ์ระหว่างเวลากับอุณหภูมิในการอบมักสอดคล้องกับสมการกฎของอาร์เรเนียน (Arrhenius type law) ดังนี้

$$\frac{1}{\tau} = A e^{-Q_r/RT} \quad (3.17)$$

โดยที่  $\tau$  เป็นเวลาในการเกิดการตกผลึกใหม่, R คือค่าคงที่สากลของแก๊ส (universal gas constant) = 8.37 J/mol-K, T คืออุณหภูมิและ  $Q_r$  คือ พลังงานกระตุ้นสำหรับการตกผลึกใหม่ สำหรับตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างเวลาอุณหภูมิในการอบตามกฎของอาร์เรเนียน อย่างไรก็ตามการทดลองต่างๆ วัสดุชนิดเดียวกันอาจมีค่า  $Q_r$  แตกต่างกันไปขึ้นอยู่กับชนิดของส่วนผสมทางเคมีและปริมาณการขึ้นรูปเย็น เช่น งานวิจัยของ Wensch และ Walker [25] พบว่านิเกิลบริสุทธิ์เชิงการค้า (99.3% Ni) ที่ผ่านการรีดเย็น 20%, 40%, และ 60% มีค่า  $Q_r$  เท่ากับ 75.8, 73.3, 69.5 kcal/mole ซึ่งจะเห็นได้ว่าค่า  $Q_r$  ลดลงเมื่อปริมาณการขึ้นรูปเย็นเพิ่มขึ้น ในขณะที่เดียวกัน Houston และ Farrel [23] ได้ค่า  $Q_r$  เท่ากับ 40 kcal/mole

ตารางที่ 3.2 อุณหภูมิของเกิดตกผลึกใหม่ของโลหะชนิดต่างๆ

ชนิดของโลหะ	อุณหภูมิของการตกผลึกใหม่ (องศาเซลเซียส)	ปริมาณการ ขึ้นรูปเย็น (%)
เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ [18]	538	-
เหล็กกล้าชนิด AISI 1010 [19]	600	-
ทองแดง	450 – 500	-
ทองเหลือง	400 – 500	-
อลูมิเนียม	250 – 350	-
นิกเกิลบริสุทธิ์เชิงการค้า [20]	600	-
นิกเกิล (99.995% Ni) [21]	350 – 400	.90 - .98
นิกเกิล(99.99% Ni) [22]	371	-
นิกเกิลเกรด 270 (99.98% Ni) [23]	290 – 400 เป็นเวลา 30 นาที	0.10 – 0.94
นิกเกิลแบบบิลเล็ทโรไลติก (99.866% Ni) [23]	450 เป็นเวลา 30 นาที	0.82
นิกเกิลเกรด 706 (Ni41.5-Fe40-Cr16) [24]	950 – 985	0.15

ตารางที่ 3.3 ปัจจัยต่างๆ ที่มีผลต่อกระบวนการตกผลึกใหม่ [34]

ปัจจัย	ปริมาณ	ผลต่อกระบวนการตกผลึกใหม่
ความบริสุทธิ์ทางเคมี	สูง	อุณหภูมิในการตกผลึกใหม่ต่ำ
อุณหภูมิในการอบ	สูง	เกิดการตกผลึกใหม่เร็วขึ้น
ปริมาณการขึ้นรูปเย็น	สูง	ขนาดเกรนหลังการตกผลึกใหม่มีขนาดเล็ก
อัตราการเพิ่มอุณหภูมิ	สูง	ขนาดเกรนหลังการตกผลึกใหม่มีขนาดเล็ก
ขนาดเกรนตั้งต้น	เล็ก	ขนาดเกรนหลังการตกผลึกใหม่มีขนาดเล็ก

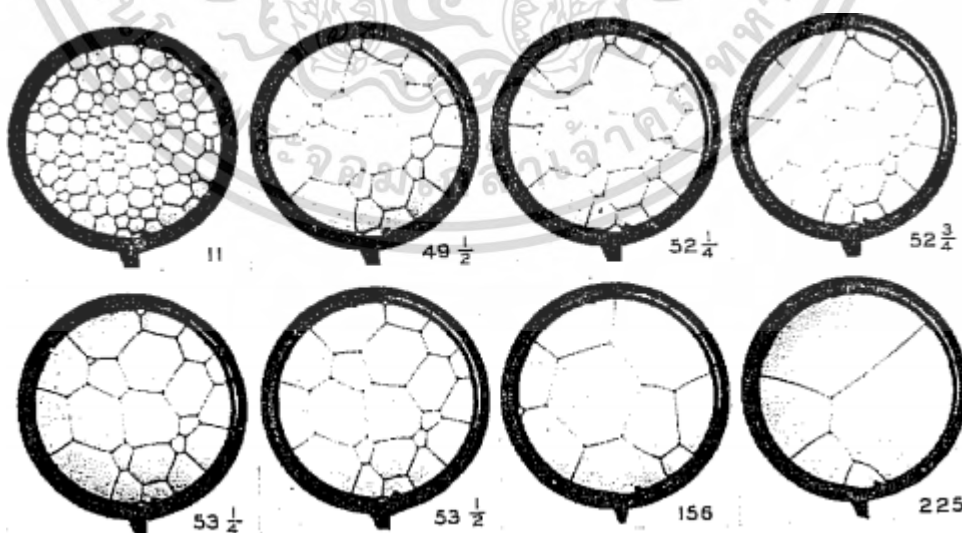
### 3.1.6.2.3 การโตของเกรน (Grain growth)

หลังจากเกิดการตกผลึก ชุดเกรนใหม่ที่ปราศจากความเครียดสะสมจะโตขึ้นเรื่อยๆ ด้วยแรงผลักดันเพื่อลดพลังงานพื้นผิวรวม (Total surface energy) ของขอบเกรนเรียกกระบวนการที่เกิดขึ้นนี้ว่า “การโตของเกรน” ตามทฤษฎีแบบจำลองที่ยอมรับกันโดยทั่วไปเกี่ยวกับกลไกการโตของเกรนคือแบบจำลองการขยายตัวของฟองสบู่ที่เปรียบเสมือนเกรน เมื่อพิจารณาฟองสบู่ทรงกลมแต่ละเอกลักษณะเป็นเอกลักษณะหนึ่งเวลาสำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนำมาศึกษาในเชิงปฏิบัติบนสถานการณ์จริงไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ฟองตามลักษณะเกรนแบบ 2 มิติ เราสามารถหาความสัมพันธ์ระหว่างแรงตึงผิวของฟองสบู่ด้านบนนอกและด้านล่างกับความแตกต่างของความดันอากาศของภายนอกกับภายในด้วยสมการสมดุลแรงดังนี้

$$\Delta p = \frac{4\gamma}{R} = \frac{8\gamma}{D} \quad (3.18)$$

เมื่อ  $\Delta p$  คือความแตกต่างระหว่างความดันอากาศของภายนอกกับภายใน,  $\gamma$  คือสัมประสิทธิ์ของแรงตึงผิว,  $R$  คือรัศมีของฟองสบู่และ  $D$  คือเส้นผ่านศูนย์กลางของฟองสบู่ ซึ่งจะเห็นได้ว่ารัศมีของฟองยังมีค่าน้อย ความแตกต่างของความดันก็ยังมีค่าสูงขึ้น อากาศจะแพร่ออกเร็วและฟองสบู่จะหดตัวเข้าหาจุดศูนย์กลางของความโค้ง ในแบบจำลองที่ประกอบด้วยฟองสบู่จำนวนมากติดกันเป็นมูมและด้านได้รูปร่างของฟองสบู่แบบ 6 เหลี่ยมตามลักษณะทางเรขาคณิตประกอบด้วยด้านเส้นตรง 3 ด้านบรรจบกันรวม 3 เกรน โดยที่แต่ละด้านทำมุมกัน 120 องศา เนื่องจากสมดุลแรงตึงผิวของฟองสบู่มีค่าเท่ากัน ในลักษณะจุดแยกทำมุม 120 องศา เรียกจุดนี้ว่า “Triple point” ส่วนฟองสบู่ที่มีด้านน้อยกว่า 6 ด้านนั้นจะมีจุดศูนย์กลางของความโค้งอยู่ด้านในส่งผลให้ความดันภายในมากกว่า ทำให้ฟองสบู่เกิดการหดตัวและฟองสบู่รอบข้างที่ใช้ขอบเกรนร่วมกันจะมีจุดศูนย์กลางของความโค้งอยู่ด้านนอก ซึ่งมักเป็นฟองสบู่ที่มีด้านมากกว่า 6 ด้านส่งผลให้ฟองสบู่นี้เติบโตขึ้นได้ง่าย ขณะที่ระดมมวลอากาศเข้ามาทำให้เกรนนั้นมีขนาดใหญ่ขึ้น ขณะที่ฟองสบู่ที่มีด้านมากกว่า 6 ด้านจะมีจุดศูนย์กลางของความโค้งอยู่ด้านนอกซึ่งมีความเสถียรสามารถเติบโตได้ง่ายกว่า แบบจำลองการเติบโตดังที่กล่าวมาเรียกว่า “Cellular growth” ดังแสดงในรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.14 แบบจำลองการโตแบบ Cellular growth [34]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

แบบจำลองนี้จะเกิดปฏิสัมพันธ์ต่างๆ ระหว่างเกรนทำให้มีการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นตลอดเวลา เช่น การหายไปของฟองสบู่แบบ 3 เหลี่ยมซึ่งจะส่งผลให้ด้านของฟองสบู่ 3 ด้านหายไปทีละฟอง ส่วนฟองสบู่ที่มีจำนวนของด้านที่น้อยลงจะส่งผลทำให้ฟองสบู่รอบข้างมีความเสถียรน้อยลง กล่าวได้ว่าฟองสบู่ที่มีด้านมากกว่า 6 ด้านจะโตขึ้นโดยการหายไปของฟองรอบข้างและด้านของฟองเองก็จะลดลงจนได้ฟองสบู่ที่มีจำนวนด้าน 6 ด้าน ขณะที่ฟองใดมีด้านน้อยกว่า 6 ด้านก็จะหดตัวลงจนหายไปในที่สุด อย่างไรก็ตามการโตของเกรนด้วยการแพร่ก็เป็นกลไกหนึ่ง แต่ยังมีอีกกลไกหนึ่งที่สำคัญคือ Geometrical coalescence ดังแสดงในรูปที่ 3.16 โดยเกรน A เกรน B ที่มีลักษณะด้านมากกว่า 6 ด้านซึ่งมีความเสถียรมากกว่าเกรน C ที่มีลักษณะด้านน้อยกว่า 6 ด้าน (รูปที่ 3.15ก) ดังนั้นเกรน A และ B จะมีการเคลื่อนที่โตขึ้นกลืนเกรน C ให้มีขนาดเล็กลง (รูปที่ 3.15ข) จนกระทั่งเกรน A และ เกรน B โตขึ้นจนพบกันเกิดแนวแบ่งระหว่างเกรนคือ เส้น ab ทำให้เกรน C หายไป (รูปที่ 3.15ค) จากนั้นเกรน A และ B จะยังโตขึ้นรวมกันกลายเป็นเกรนเดียวกัน (รูปที่ 3.15ง)

### แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของการโตของเกรน (Grain Growth Model)

แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของการโตของเกรนได้จากแบบจำลองของฟองสบู่ ตามสมการ 3.19

$$\frac{dD}{dt} = k'c \quad (3.19)$$

โดยที่ D เป็นเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรนที่มีอัตราการเปลี่ยนแปลงขนาดต่อเวลาแปรผันตรงกับส่วนโค้ง (Radius curvature) ของเกรน ได้ผลเฉลยเป็นสมการพาราโบลา ดังนี้

$$\frac{dD}{dt} = k'c = \frac{k}{D} \rightarrow D^2 - D_0^2 = kt \quad (3.20)$$

เมื่อ t คือ เวลา,  $D_0$  คือเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยของเกรนที่เวลาเริ่มต้น และ k คือค่าคงที่ ซึ่งจะเห็นได้ว่าขนาดของเกรนจะแปรผันตามรากที่สองของเวลา โดยในทางอุดมคติค่า  $D_0$  มีค่าน้อยมากทำให้การทดลองการศึกษาการโตของเกรนของโลหะบริสุทธิ์โดยมากมักใช้สมการ  $D = kt^{0.5}$  แทนสมการ 3.20 อย่างไรก็ตามเนื่องจากสมการพาราโบลาอยู่ภายใต้เงื่อนไขและสมมติฐานจำนวนมากทำให้สมการดังกล่าวไม่สามารถทำนายพฤติกรรมกระบวนการโตในโลหะส่วนใหญ่ได้ เนื่องจากอิทธิพลของสารมลทิน (Impurity), สิ่งเจือปน (Inclusion), ความเครียดแบบคงรูป (Plastic strain) และขอบทวินต่อ Grain boundary migration ดังนั้นแบบจำลองทางคณิตศาสตร์จึงมีการปรับเปลี่ยนให้สอดคล้องกับการทดลองการโตของเกรนแบบ Isothermal ของโลหะส่วนใหญ่ดังสมการนี้

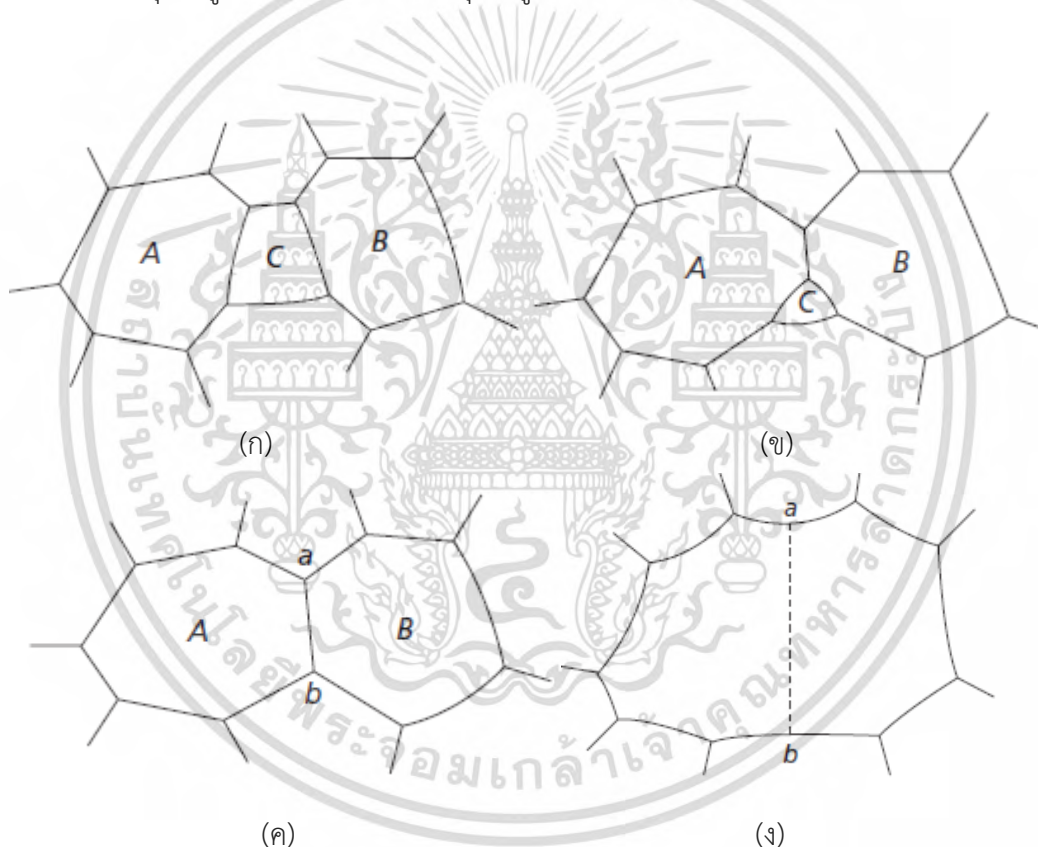
$$D - D_0 = kt^n \quad (3.21)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยที่ค่า  $k$  เป็นตัวแปรกำหนดกลไก Thermal activated mechanism ตามสมการ  $k = k_0 e^{-Q/RT}$  เมื่อแทนค่า  $k$  ในสมการ 3.21 เราจะได้รูปแบบสมการใหม่ที่ใช้ในการทดลองดังนี้

$$D - D_0 = \left( k_0 e^{\frac{-Q}{RT}} t \right)^n \quad (3.22)$$

เมื่อ  $Q$  คือพลังงานกระตุ้น,  $n$  คือค่ายกกำลังและ  $R$  คือค่าคงที่ของแก๊ส จากการศึกษาวิจัยของ Randle และคณะ [26] พบว่า ค่า  $n$  และ  $Q$  จะมีค่าแตกต่างกันไปในแต่ละช่วงอุณหภูมิโดยที่ค่า  $n$  จะเข้าใกล้ค่า 0.5 เมื่ออุณหภูมิในการอบสูงขึ้น ส่วนค่า  $Q$  จะแตกต่างกันไปตามกลไกการโตของเกรน ในแต่ละช่วงอุณหภูมิ ซึ่งสามารถแบ่งช่วงอุณหภูมิกออกเป็น 4 ช่วง ดังตารางที่ 3.4



รูปที่ 3.15 แบบจำลองการโตของเกรนแบบ Geometrical coalescence [34]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 3.4 ความสัมพันธ์ระหว่างช่วงอุณหภูมิกับกลไกการควบคุมการโตของเกรน [25]

ช่วงอุณหภูมิ	กลไกการควบคุมการโตของเกรน
ช่วงอุณหภูมิต่ำ	การแพร่ในตัวเอง (Volume self diffusion)
ช่วงอุณหภูมิที่ 2	anomalous grain growth ที่ไม่เสถียร
ช่วงอุณหภูมิที่ 3	การแพร่ในตัวเอง (Volume self diffusion)
ช่วงอุณหภูมิสูงสุด $Temp \rightarrow T_m$	การแพร่ของขอบเกรน (Grain boundary diffusion)

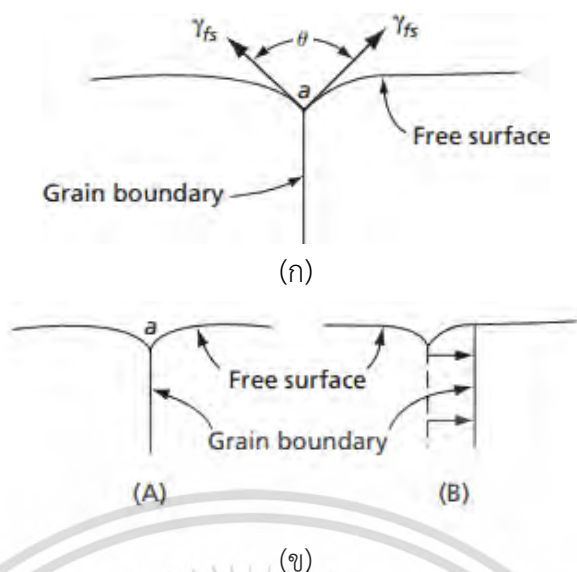
### ผลกระทบของปัจจัยต่างๆที่ผลต่อการโตของเกรน

#### 1. สารละลายของแข็งและสิ่งเจือปน

สารละลายของแข็งภายในโลหะนั้นเป็นหนึ่งในปัจจัยที่มีผลต่อกระบวนการโตของเกรน โดยมีอิทธิพลส่งผลถึงความสามารถในการเคลื่อนตัวของขอบเกรนลดลงเนื่องจากการเคลื่อนที่ของขอบเกรนจำเป็นต้องพาสารละลายของแข็งที่การกระจายตัวรอบขอบเกรนไปด้วย ขณะที่สิ่งเจือปนก็จะเหนี่ยวรั้งขอบเกรนไว้เนื่องจากแรงดึงดูดระหว่างขอบเกรนกับผิวสิ่งเจือปน ผลของปัจจัยจะคล้ายคลึงกัน คือทำให้ค่า  $n$  ที่ได้มีค่าต่ำกว่า 0.5 และค่า  $n$  จะมีค่าสูงขึ้นเข้าใกล้ค่าทางทฤษฎี ( $n=0.5$ ) เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

#### 2. พื้นผิวอิสระ (Free surface)

ผลกระทบของพื้นผิวอิสระเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของขอบเกรน ณ บริเวณที่ขอบเกรนบรรจบกับพื้นผิวอิสระมีรูปร่างตามภาพตัดขวางเป็นร่องแบบ Thermal groove เข้าไปในพื้นผิวด้านตัดขวาง เนื่องจากสถานะสมดุลของแรงดึงดูดผิวของพื้นผิวอิสระกับขอบเกรนทำให้อะตอมแพร่ออกจากจุด Triple point นี้ โดยใช้เส้นทางของพื้นผิวทั้ง 3 ที่มีสัมประสิทธิ์การแพร่ของอะตอมสูงกว่าค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของอะตอมภายในโลหะ ดังรูป 3.16ก ในกระบวนการโตของเกรน ขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นได้โดยการเคลื่อนที่ของขอบเกรนออกด้านข้างตั้งฉากกับพื้นผิวเพื่อรักษาสมดุลของแรง 3 แรง ดังรูป 3.16 ข กลไกดังกล่าวจำเป็นต้องถูกหนุนด้วย Thermal groove ที่ถูกควบคุมโดยกระบวนการแพร่ของอะตอม จนเกรนมีขนาดใกล้เคียงกับชิ้นงานหรือความหนาของชิ้นงาน ส่วนอัตราการโตของเกรนจะเริ่มช้าลงจนกระทั่งขนาดเกรนมีขนาดคงที่อันเป็นผลมาจากสมดุลทางอุณหภูมิจศาสตร์และจลนศาสตร์ของพลังงานและการแพร่ของอะตอมบนพื้นผิวอิสระและขอบเกรน ซึ่งเป็นผลมาจากผลของพื้นผิวอิสระ



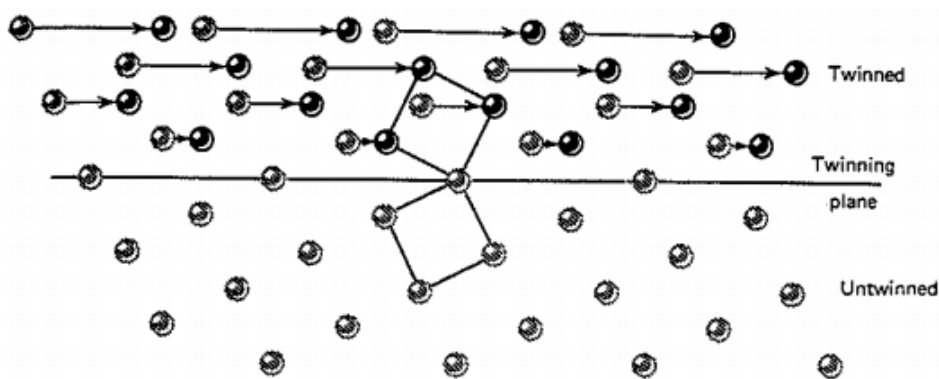
รูปที่ 3.16 (ก) Thermal groove (ข) เมื่อขอบเกรนมีการเคลื่อนที่ [34]

### 3. ทวินจากการอบคืนตัว

ขอบทวินจัดเป็นขอบเกรนพิเศษซึ่งแบ่งผลึกที่สมมาตรกัน ทำให้ด้านทั้งสองของทวินมีลักษณะเหมือนกัน แสดงในรูป 3.17 บริเวณที่อยู่ระหว่างผลึกทั้งสองที่สมมาตรกันเรียกว่า ทวิน ทวินอาจเกิดจากการเลื่อนของอะตอมจากแรงเฉือนหรือที่เรียกว่า “ทวินจากแรงทางกล (Mechanical twin)” นอกจากนี้ทวินอาจเกิดขึ้นได้จากการอบคืนตัวตามด้วยการแปรรูปซึ่งเรียกว่า “ทวินจากการอบคืนตัว (Annealing twin)” ทวินจะเกิดขึ้นในระนาบและทิศทางเฉพาะขึ้นอยู่กับโครงสร้างผลึก ทวินจากแรงทางกลมักพบในวัสดุแบบ BCC และ HCP สำหรับทวินจากการอบคืนตัวมักพบในวัสดุที่มีโครงสร้างแบบ FCC ซึ่งมี stacking fault energy อยู่ในช่วงต่ำถึงปานกลาง โดยทั่วไปกลไกการเกิดทวินจากการคืนตัว แบ่งออกได้ 3 แบบ [31] คือ

#### 1. กลไกการเกิดทวินจากการคืนตัวแบบ Growth accident

การเกิดขอบทวินแบบ Growth accident จะเกิดขอบทวินแบบ Coherent ตรงบริเวณขอบเกรนที่เกิดการตัวเนื่องจากค่าความผิดพลาดของสแตคกิ้ง (Stacking error) ภายใต้อุณหภูมิและเงื่อนไขที่เหมาะสมช่วงระหว่างการโตของเกรน



รูปที่ 3.17 การเกิดขอบทวินระนาบ (120) ของโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก โดยวงกลมสีดำแสดงถึงตำแหน่งของอะตอมเดิม ส่วนวงกลมสีดําแสดงถึงตำแหน่งของอะตอมที่มีการเปลี่ยนแปลง [35]

## 2. กลไกการเกิดทวินจากการคั่นตัวแบบ Grain encounter

การเกิดขอบทวินแบบนี้เกิดจากขอบเกรนสองเกรน มีการเคลื่อนที่ต่อเนื่องมาบรรจบกัน โดยเมื่อเกรนมาพบกันแล้วเกรนทั้งสองทำมุมกันที่จะเกิดเป็นทวินจะเกิดก่อตัวเป็นขอบทวินแบบ Coherent ขึ้น โดยส่วนใหญ่กลไกนี้จะเกิดในช่วงการโตของเกรน

## 3. กลไกการเกิดทวินจากการคั่นตัวแบบ Stacking fault packet

กลไกการเกิดขอบทวินแบบ Stacking fault packet จะเกิดขึ้นช่วงหลังการตกผลึกใหม่ โดยสแตกกิ้งพอลซึ่งเป็นตำหนิแบบรอยต่อจะเกิดการเรียงตัวของชุดสแตกกิ้งพอลที่สภาวะที่เหมาะสมจะก่อให้เกิดขอบทวินขึ้น แล้วทวินจะโตขึ้นเมื่อขอบเกรนมีการเคลื่อนที่

อย่างไรก็ตามกลไกการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างการเกิดทวินจากการอบคั่นตัวกับการโตของเกรนของวัสดุในทางวิศวกรรมขอบเกรนยังเป็นที่ถกเถียงกันในปัจจุบัน จากการศึกษาของ D.Horton และคณะ [32] เกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างทวินจากการอบคั่นตัวกับการโตของเกรนในวัสดุที่เป็นนิกเกิลบริสุทธิ์ (99.999%Ni) พบว่าการโตของเกรนหลังจากการตกผลึกใหม่ส่งผลให้สัดส่วนของทวินจากการอบคั่นตัวลดลง ในทางกลับกันการโตของเกรนทำให้สัดส่วนของทวินจากการอบคั่นตัวเพิ่มขึ้นในนิกเกิล (99.5%) ขณะที่ Randle และคณะ [45] ศึกษาการโตของเกรนสำหรับนิกเกิลเชิงการค้าที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากการทดลองพบว่า 3 ช่วงอุณหภูมิที่คล้ายช่วงอุณหภูมิของกลไกการเติบโตของเกรนแสดงในตารางที่ 3.5 แสดงให้เห็นว่าช่วงอุณหภูมิ 850-900 องศาเซลเซียส เป็นช่วงที่มีการเปลี่ยนแปลงทั้งสัดส่วนของทวินจากการอบคั่นตัว และค่า  $Q$  ที่ได้จากการสมการการเติบโตของเกรน ซึ่งเกิดจากกลไกแบบผสมผสานระหว่างการแพร่ในตัวกับ Anomalous grain growth ที่ไม่เสถียรตั้งนั้น Randle และคณะ [45] สรุปว่าแอนนิลลิ่งทวินมีกลไกที่เป็นอิสระจากการโตของเกรนและทวินซึ่งเป็นตัวกระตุ้นให้กลไกการโตของเกรนเร็วขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 3.5 ช่วงอุณหภูมิกับปัจจัยต่างๆของการโตของเกรนสำหรับนิกเกิลเชิงการค้า [45]

	ช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 850°C	ช่วงอุณหภูมิ 850-900°C	อุณหภูมิสูงกว่า 900°C เล็กน้อย
ค่า nQ	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ	เปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็ว	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ
สัดส่วนของแอนิลลิง ทวิน	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ	เปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็ว	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ
อัตราการโตของเกรน	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ	เปลี่ยนแปลงสม่ำเสมอ	เปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็ว

### 3.1.7 การวัดขนาดของเกรน (Grain size measurements) [46]

การหาขนาดของเกรนเป็นหนึ่งในกระบวนการที่พบมากในการศึกษาคุณสมบัติของโลหะในเชิงคุณภาพ ขนาดของเกรนนี้นั้นจะมีผลต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะ เช่น ความเค้นจุดคราก ความต้านแรงดึง ความแข็ง เป็นต้น โดยปกติแล้วคุณสมบัติทางกลดังกล่าวจะแปรผกผันกับขนาดของเกรน ในงานวิจัยนี้ใช้การวัดขนาดเกรนอ้างอิงตามมาตรฐานการทดสอบวัสดุแห่งอเมริกา (American Society for Testing and Materials) แบบวิธีการลากเส้นตัดผ่าน (Intercept method) มีหลักการเบื้องต้นคือการหาขนาดเกรนโดยใช้เส้นที่สร้างขึ้นมีความยาวทั้งหมด 500 มิลลิเมตร แล้ววางลงบนภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาค จากนั้นนับจำนวนเกรนทั้งหมดที่เส้นตัดผ่าน สำหรับการหาขนาดเกรนด้วยวิธีการลากเส้นตัดผ่านมีหลายวิธีแต่ในงานวิจัยนี้เราเลือกใช้เส้นที่สร้างภาพแบบคอร์ดรวม (Combine chord) กระทำโดยการลากเส้นวงกลม 3 เส้นบนภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคที่ต้องการหาขนาดเกรน โดยวงกลมทั้ง 3 วง มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 79.58, 53.05 และ 26.53 มิลลิเมตร ตามลำดับ และวาดเส้นตรงที่มีความยาวรวมกัน 500 มิลลิเมตร ดังแสดงในรูป 3.18 จากนั้นนับจำนวนเกรนที่ถูกเส้นตัดผ่าน โดยทุกๆ เกรนที่ถูกเส้นตัดผ่านมีค่าเท่ากับ 1 ในขณะที่เส้นตัดผ่านจุดที่เป็นรอยต่อระหว่าง 3 เกรนให้มีค่า 1.5 จากนั้นจึงนำค่าไปแทนในสมการ (3.23) เพื่อหาค่าจำนวนขอบเกรนที่ถูกตัดผ่านต่อความยาวของเส้นทดสอบ ( $P_L$ )

$$P_L = \frac{P_i}{L/M} \quad (3.23)$$

เมื่อ  $P_i$  คือ จำนวนขอบเกรนที่ถูกตัดผ่านด้วยเส้นทดสอบ

$P_L$  คือ จำนวนขอบเกรนที่ถูกตัดผ่านต่อความยาวของเส้นทดสอบ

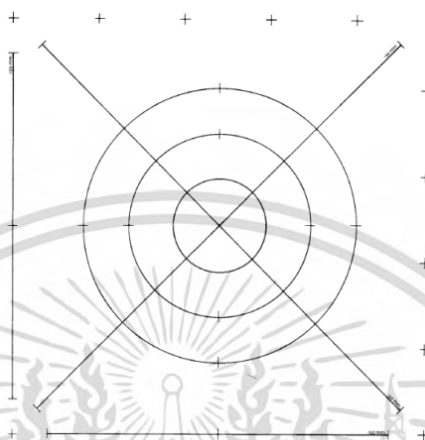
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$L$  คือ ความยาวของเส้นทดสอบ (มิลลิเมตร)

$M$  คือ ขนาดกำลังขยาย

เมื่อทราบค่า  $P_L$  แล้วสามารถนำไปคำนวณหาขนาดเกรน ( $G$ ) ได้ตามสมการ

$$G = (6.643856 \log_{10} P_L) - 3.288 \quad (3.24)$$



รูปที่ 3.18 ตัวอย่างการสร้างเส้นรอบวง 3 เส้น เพื่อหาขนาดเกรนแบบ Circular intercept procedure [46]

### 3.1.8 การศึกษาขอบเกรนชนิด CSL และทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกด้วยเทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์ [2, 31]

ปัจจุบันมีเทคนิคการวิเคราะห์ทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกอยู่หลายวิธี ไม่ว่าจะเป็นเทคนิคที่ใช้ X-ray diffraction, Reflectometry อย่างไรก็ตามเทคนิคที่ได้รับความนิยมมากคือเทคนิคการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Electron Backscatter diffraction, EBSD) เนื่องจากเทคนิคดังกล่าวสามารถวิเคราะห์ได้โดยตรงจากฟังก์ชันภายในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนมาตรฐาน ทำให้สามารถวิเคราะห์การจัดเรียงตัวของผลึกทั้งในบริเวณที่สนใจ และภาพรวมของชิ้นงาน ซึ่งเทคนิคอื่นข้างต้นค่อนข้างทำได้ยากในทางปฏิบัติ นอกจากนี้การใช้งานร่วมกันของฟังก์ชันต่างๆ ของการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนกระเจิงกลับภายในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนกับเทคนิค EBSD ทำให้เราสามารถวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคได้หลากหลายการวิเคราะห์ อาทิเช่น การวิเคราะห์ชนิดของเฟส ลักษณะการกระจายตัวของทิศทางผลึกบนพื้นผิว โครงสร้างผลึกของวัสดุ ขนาดเกรนและประเภทของขอบเกรน เป็นต้น

เทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์ดิฟแฟรกชันเกี่ยวข้องกับอิเล็กตรอนที่ตกกระทบกับผิวชิ้นงานแล้วเกิดอิเล็กตรอนแบบกระเจิงกลับ (Backscattered electron) ที่มีการเลี้ยวเบนเป็นไปตามเงื่อนไขของกฎของแบรกก์ (Bragg law) มีความสัมพันธ์ดังนี้

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (3.25)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ทางการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยที่  $\lambda$  คือความยาวคลื่นของลำอิเล็กตรอน,  $\theta$  คือมุมตกกระทบระหว่างลำอิเล็กตรอนกับระนาบผลึก,  $d$  คือระยะระหว่างระนาบผลึกและ  $m$  คือลำดับของการเลี้ยวเบน เมื่อพิจารณาจากสมการ 3.25 สามารถสรุปปรากฏการณ์เลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนตามกฎของแบรกก์ได้ว่าถ้ากำหนดให้  $d$  และ  $\lambda$  เป็นค่าคงที่แล้ว การเลี้ยวเบนจะเกิดขึ้นได้ที่มุมตกกระทบค่าเฉพาะเพียงบางค่าในแต่ละลำดับของการเลี้ยวเบนเท่านั้น ซึ่งการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนแบบกระเจิงกลับในกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน จะเกิดการเลี้ยวเบนมาอย่างฉากเรืองแสงของตัวรับสัญญาณ เกิดเป็นเส้นแถบสีขาวและสีดำจนเป็นแผนภาพที่มีรูปแบบเฉพาะ ซึ่งถูกค้นพบโดยนักวิทยาศาสตร์ชาวญี่ปุ่นที่มีชื่อว่า ดร.เซอิชิ คิคุชิ (Seishi Kikuchi) เรียกรูปแบบเฉพาะของการเลี้ยวเบนนี้ว่า “รูปแบบคิคุชิ (Kikuchi pattern)” และเส้นแถบสีต่างๆ เรียกว่า “เส้นแถบคิคุชิ (Kikuchi line)” ดังรูปที่ 3.19

ในงานวิจัยนี้ได้นำเทคนิคอิเล็กตรอนแบคสแกตเตอร์ดิฟแฟรคชันมาวิเคราะห์เพื่อหาจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL โดยข้อมูลเริ่มต้นสำคัญที่ใช้ในการวิเคราะห์จากรูปแบบคิคุชิคือเมตริกซ์ทิศทางของผลึก (Orientation matrix, G) แต่ละเกรน สามารถคำนวณข้อมูลจากรูปแบบคิคุชิด้วยวิธี Triangular method ดังตัวอย่างรูปที่ 3.20 ได้สมการความสัมพันธ์ดังนี้



รูปที่ 3.19 แผนภาพรูปแบบคิคุชิของนิกเกิลด้วยค่าความต่างศักย์ที่ 20kV [47]

$$G = \begin{pmatrix} X_p & X_p \times Z_p & Z_p \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \cos \gamma & -\sin \gamma & 0 \\ \sin \gamma & \cos \gamma & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (3.26)$$

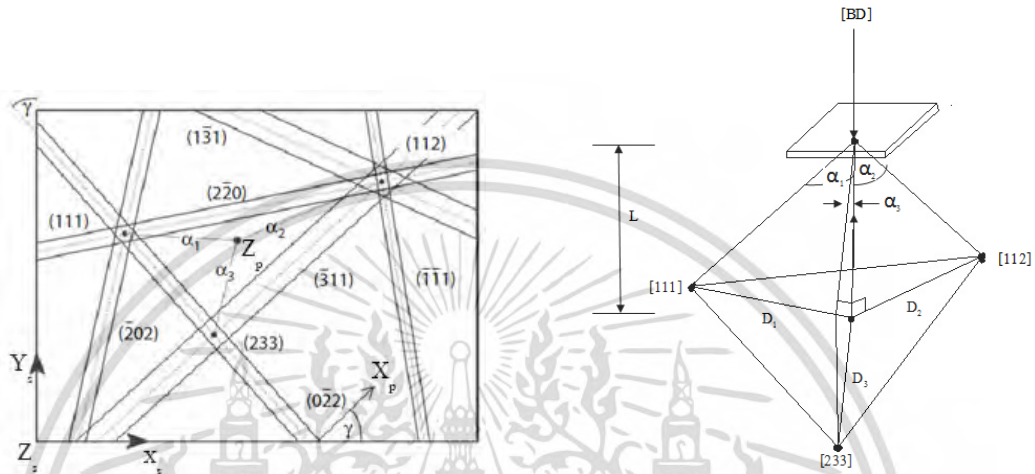
โดยที่  $\gamma$  คือมุมระหว่างเวกเตอร์ตั้งฉากเส้นแถบคิคุชิบนฉากเรืองแสงอ้างอิง ( $X_p$ ) กับแกนแนวอ้างอิงของชิ้นงานตามแกน Y ( $Y_s$ ),  $Z_p$  คือทิศทางลำอิเล็กตรอนที่ฉายลงบนฉากเรืองแสง สามารถหาได้จากสมการ 3.27-3.28 ดังนี้



$$\frac{\theta_D}{\theta_m} = \frac{4.5^\circ}{8.66^\circ} = 0.52 - \text{แสดงว่าเป็นขอบเกรนชนิด } \Sigma 3$$

สำหรับจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL ( $f_L$ ) แบบ Length fraction สามารถหาได้จากสมการความสัมพันธ์ดังนี้

$$f_L = \frac{\text{ความยาวของขอบเกรนชนิด CSL}}{\text{ความยาวของขอบเกรนทั้งหมด}} \quad (3.31)$$



รูปที่ 3.20 รูปแบบคิกูชิวิเคราะห์ด้วยวิธี Triangular method [48]

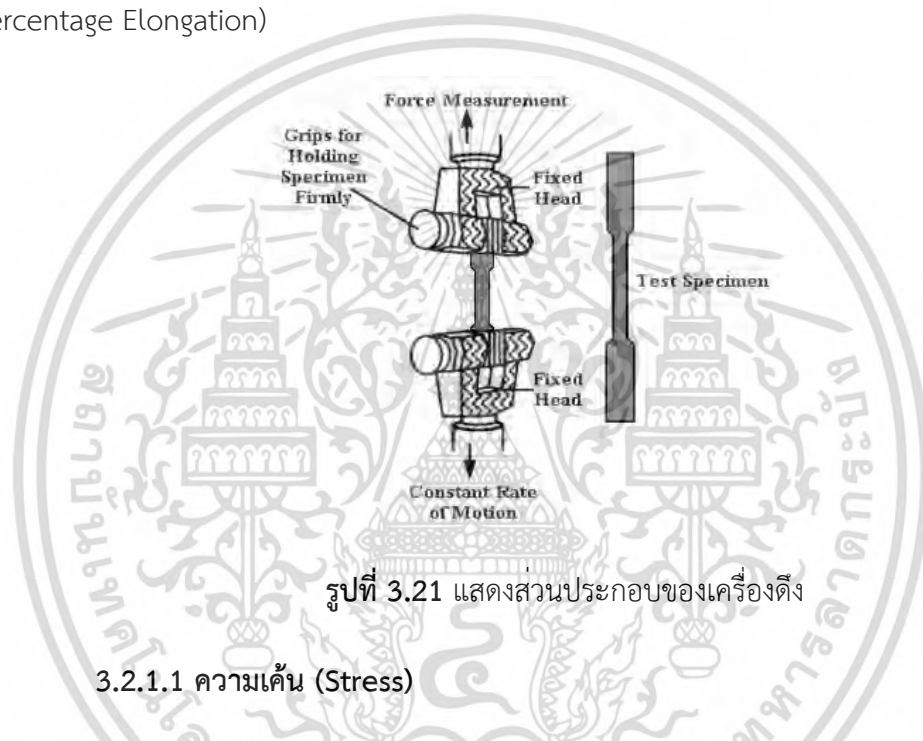
## 3.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับคุณสมบัติทางกล

### 3.2.1 การดึง (Tensile test)

การดึงเป็นกระบวนการขึ้นรูปในสภาพของแข็ง (Forming) ชนิดหนึ่ง หลักการของกระบวนการขึ้นรูปคือการทำให้วัสดุเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (Plastic deformation) ด้วยแรงกระทำจากภายนอกที่มากกว่าแรงต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ (Deformation resistance) โดยทั่วไปแรงต้านทานการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุจะมีค่ามากที่อุณหภูมิห้องและมีค่าน้อยลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ทำให้กระบวนการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูงจะใช้แรงภายนอกมากกว่าการขึ้นรูปที่อุณหภูมิห้อง 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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กระบวนการดึงเป็นกระบวนการขึ้นรูปแบบต่อเนื่องโดยจะใช้แรงดึง ทำให้เหล็กแปรรูปแบบต่อเนื่อง การแปรรูปด้วยการดึงมักจะเป็นการลดความหนาของผลิตภัณฑ์ หลักการพื้นฐานของการดึงคือการนำผลิตภัณฑ์ที่ต้องการทดสอบ มายึดไว้กับที่จับยึดบนและล่างให้แน่น ดังรูปที่ 3.21 จากนั้นลูกสูบไฮดรอลิกส์จะเคลื่อนที่ขึ้นด้านบนอย่างช้าๆ ในขณะที่ที่จับยึดด้านล่างคงที่ทำให้ผลิตภัณฑ์ยืดออกจากเดิมไปเรื่อยๆ เนื้อของวัสดุจะเริ่มถูกแปรรูปจากจุดที่ถูกดึงของผลิตภัณฑ์ไปจนกระทั่งถึงจุดที่เรากำหนดไว้ เพื่อให้ความหนาของผลิตภัณฑ์ลดลงหรือเส้นผ่านศูนย์กลางของผลิตภัณฑ์น้อยลง พารามิเตอร์(Parameters) ที่สำคัญในการรีด ได้แก่ ความเค้น(Stress), ความเครียด(Strain), ความต้านทานการเปลี่ยนรูป (Deformation resistance) และการยืดตัว(Percentage Elongation)



รูปที่ 3.21 แสดงส่วนประกอบของเครื่องดึง

### 3.2.1.1 ความเค้น (Stress)

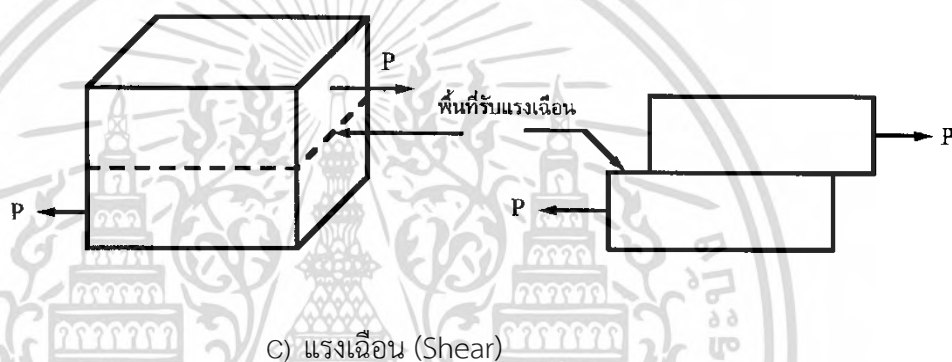
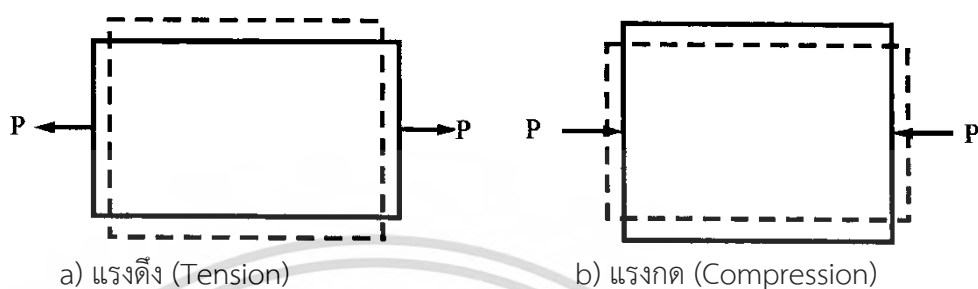
แรงต้านทานภายในเนื้อวัสดุที่มีต่อแรงภายนอกที่มากระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ แต่เนื่องจากความไม่เหมาะสมทางปฏิบัติ และความยากในการวัดค่านี้ เราจึงมักจะพูดถึงความเค้นในรูปของแรงภายนอกที่มากระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ ด้วยเหตุผลที่ว่า แรงกระทำภายนอกมีความสมดุลกับแรงต้านทานภายใน การหาค่าความเค้นสามารถเขียนเป็นสมการได้ดังนี้คือ

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.32)$$

เมื่อ  $\sigma$  = ความเค้น (Stress) มีหน่วยเป็นปาสกาล (Pa, 1 Pa = 1N/m<sup>2</sup>) หรือ psi (lbf/in<sup>2</sup>) และ  $P$  = แรงภายนอกที่มากระทำ มีหน่วยเป็น N หรือ kgf หรือ lbf และ  $A$  = พื้นที่ภาคตัดขวางที่แรงกระทำ: m<sup>2</sup> หรือ mm<sup>2</sup> หรือ in<sup>2</sup> โดยทั่วไปความเค้นสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ชนิด ตามลักษณะของแรงที่มากระทำ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.1.1.1 ความเค้นแรงดึง (Tensile Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงดึงมากระทำตั้งฉากกับพื้นที่ภาคตัดขวาง โดยพยายามจะแยกเนื้อวัสดุให้แยกขาดออกจากกัน ดังรูปที่ 3.22a



รูปที่ 3.22 แสดงลักษณะของแรงกระทำชนิดต่าง ๆ [50]

3.2.1.1.2 ความเค้นแรงอัด (Compressive Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงกดมากระทำตั้งฉากกับพื้นที่ภาคตัดขวาง เพื่อพยายามอัดให้วัสดุมีขนาดสั้นลง ดังรูปที่ 3.22b

3.2.1.1.3 ความเค้นแรงเฉือน (Shear Stress) เกิดขึ้นเมื่อมีแรงมากระทำให้ทิศทางขนานกับพื้นที่ภาคตัดขวาง เพื่อให้วัสดุเคลื่อนผ่านจากกันดังรูปที่ 3.22c มีค่าเท่ากับแรงเฉือน (Shear Force) หารด้วยพื้นที่ภาคตัดขวาง A ซึ่งขนานกับทิศทางของแรงเฉือน

### 3.2.1.2 ความเครียด (Strain)

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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.1.2.1 การเปลี่ยนรูปแบบอิลาสติกหรือความเครียดแบบคืนรูป (Elastic Deformation or Elastic Strain) เป็นการเปลี่ยนรูปในลักษณะที่เมื่อปลดแรงกระทำ อะตอมซึ่งเคลื่อนไหวยังคงอยู่เนื่องจากผลของความเค้นจะเคลื่อนกลับเข้าตำแหน่งเดิม ทำให้วัสดุคงรูปร่างเดิมไว้ได้ ตัวอย่างได้แก่ พกยางยืด, สปริง ถ้าเราดึงมันแล้วปล่อยมันจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

3.2.1.2.2 การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกหรือความเครียดแบบคงรูป (Plastic Deformation or Plastic Strain) เป็นการเปลี่ยนรูปที่ถึงแม้ว่าจะปลดแรงกระทำนั้นออกแล้ววัสดุก็ยังคงรูปร่างตามที่ถูกเปลี่ยนไปนั้น โดยอะตอมที่เคลื่อนที่ไปแล้วจะไม่กลับไปตำแหน่งเดิม

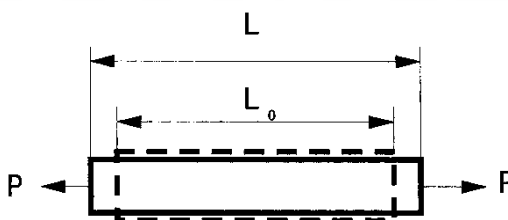
วัสดุทุกชนิดจะมีพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปทั้งสองชนิดนี้ขึ้นอยู่กับแรงที่มากกระทำ หรือความเค้นว่ามีมากน้อยเพียงใด หากไม่เกินพิกัดการคืนรูป (Elastic Limit) แล้ว วัสดุนั้นก็จะมีพฤติกรรมคืนรูปแบบอิลาสติก (Elastic Behavior) แต่ถ้าความเค้นเกินกว่าพิกัดการคืนรูปแล้ววัสดุก็จะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวรหรือแบบพลาสติก (Plastic Deformation)

นอกจากความเครียดทั้ง 2 ชนิดนี้แล้ว ยังมีความเครียดอีกประเภทหนึ่งซึ่งพบในวัสดุประเภทโพลีเมอร์ เช่น พลาสติก เรียกว่าความเครียดกึ่งอิลาสติกจะมีลักษณะที่เมื่อปราศจากแรงกระทำวัสดุจะมีการคืนรูป แต่จะไม่กลับไปจนมีลักษณะเหมือนเดิม การวัดและคำนวณหาค่าความเครียดมีอยู่ 2 ลักษณะคือ

3.2.1.2.3 แบบเส้นตรง ความเครียดที่วัดได้จะเรียกว่า ความเครียดเชิงเส้น (Linear Strain) จะใช้ได้เมื่อแรงที่มากกระทำมีลักษณะเป็นแรงดึงหรือแรงกด ดังรูปที่ 3.23 ค่าของความเครียดจะเท่ากับความยาวที่เปลี่ยนไปต่อความยาวเดิม ดังสมการ

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (3.32)$$

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



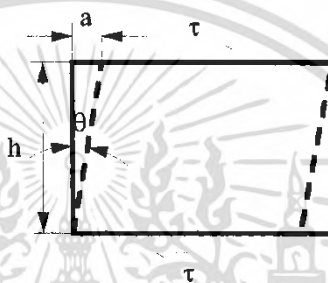
รูปที่ 3.23 ความเครียดเชิงเส้น (Linear Strain) [50]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.1.2.4 แบบเฉือน เรียกว่า ความเครียดเฉือน (Shear Strain) ใช้กับกรณีที่แรงที่กระทำมีลักษณะเป็นแรงเฉือน ( $\tau$ ) ดังรูปที่ 3.24 ค่าของความเครียดจะเท่ากับระยะที่เคลื่อนที่ไปต่อระยะห่างระหว่างระนาบ ดังสมการ

$$\gamma = \frac{a}{h} \quad (3.33)$$

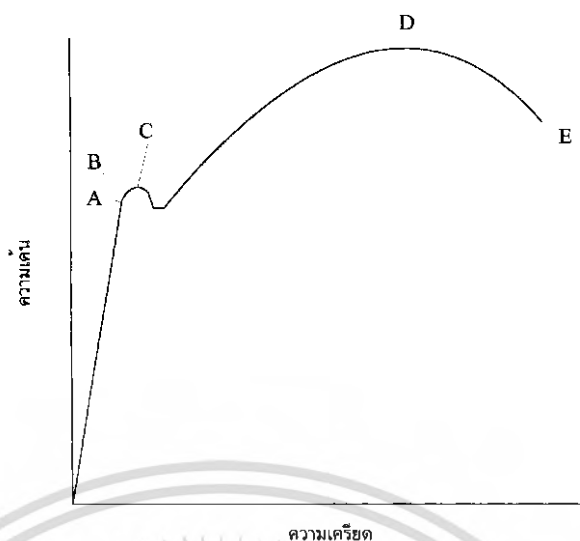
เมื่อ  $\gamma = \tan \theta \approx \theta$  (Radian ในกรณีที่มุมเล็ก) และ  $a$  = ระยะที่เคลื่อนที่ไป (Displacement) และ  $h$  = ระยะห่างระหว่างระนาบและ  $\theta$  = มุมที่เปลี่ยนไป จะเห็นได้ว่าค่าของความเครียดทั้งสองแบบไม่มีหน่วย เพราะตัวตั้งและตัวหารมีหน่วยเป็นความยาวอยู่แล้ว



รูปที่ 3.24 ความเครียดเฉือน (Shear Strain) [50]

### 3.2.1.3 ความต้านทานการเปลี่ยนรูป (Deformation resistance)

สามารถสังเกตได้จากกราฟเส้นโค้งดังรูปที่ 3.25 ขนาดและรูปร่างของขั้นตอนสอบมีต่าง ๆ กัน ขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุนั้นๆ



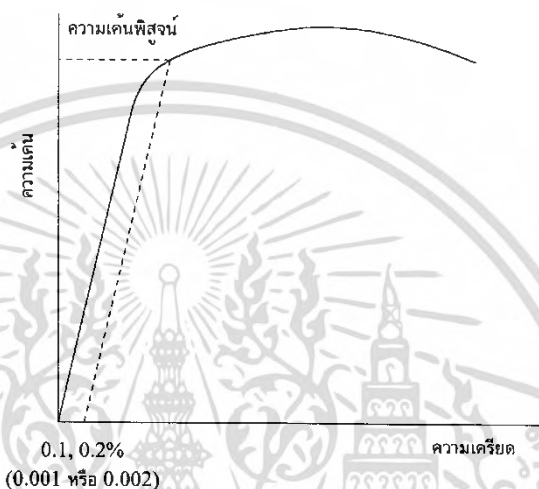
รูปที่ 3.25 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain Curve) แบบมีจุดคราก (Yield Point)

จากการศึกษาเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด เราพบว่า เมื่อเราเริ่มดึงขึ้นทดสอบอย่างช้า ๆ ขึ้นทดสอบจะค่อย ๆ ยืดออก จนถึงจุดจุดหนึ่ง (จุด A) ซึ่งในช่วงนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ ทำให้เราได้กราฟที่เป็นเส้นตรง ตามกฎของฮุก (Hook's law) ซึ่งกล่าวว่าความเค้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับความเครียด จุด A นี้ เรียกว่าพิกัดสัดส่วน (Proportional Limit) และภายใต้พิกัดสัดส่วนนี้ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมการคืนรูปแบบอีลาสติก (Elastic Behavior) นั่นคือเมื่อปล่อยแรงกระทำ ขึ้นทดสอบจะกลับไปมีขนาดเท่าเดิม

เมื่อเราเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนเกินพิกัดสัดส่วน เส้นกราฟจะค่อย ๆ โค้งออกจากเส้นตรง วัสดุหลายชนิดจะยังคงแสดงพฤติกรรมการคืนรูปได้อีกเล็กน้อยจนถึงจุด ๆ หนึ่ง (จุด B) เรียกว่า พิกัดยืดหยุ่น (Elastic limit) ซึ่งจุดนี้จะเป็นจุดกำหนดว่าความเค้นสูงสุดที่จะไม่ทำให้เกิดการแปรรูปถาวร (Permanent Deformation or Offset) กับวัสดุนั้น เมื่อผ่านจุดนี้ไปแล้ววัสดุจะมีการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวร (Plastic Deformation) ลักษณะการเริ่มต้นของความเครียดแบบพลาสติกนี้เปลี่ยนแปลงไปตามชนิดของวัสดุในโลหะหลายชนิด เช่น พวกเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำ (Low Carbon Steel) จะเกิดการเปลี่ยนรูปร่างอย่างรวดเร็ว โดยไม่มีการเพิ่มความเค้น (บางครั้งอาจจะลดลงก็มี) ที่จุด C ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก จุด C นี้เรียกว่าจุดคราก (Yield Point) และค่าของความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้นจุดคราก (Yield Stress) หรือ Yield Strength ค่า Yield Strength นี้มีประโยชน์กับวิศวกรมาก เพราะเป็นจุดแบ่งระหว่างพฤติกรรมการคืนรูปกับพฤติกรรมการคงรูป และ

ในกรณีของโลหะจะเป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดที่เราจะใช้ประโยชน์ได้โดยไม่เกิดการเสียหาย

วัสดุหลายชนิดเช่น อะลูมิเนียม ทองแดง จะไม่แสดงจุดครากอย่างชัดเจน แต่เราก็มีวิธีที่จะหาได้โดยกำหนดความเครียดที่ 0.10 - 0.20% ของความยาวกำหนดเดิม (Original Gage Length) แล้วลากเส้นขนานกับกราฟช่วงแรกไปจนตัดเส้นกราฟที่โค้งไปทางด้านขวา ดังรูปที่ 3.26 ค่าความเค้นที่จุดตัดนี้จะนำมาใช้แทนค่าความเค้นจุดครากได้ ความเค้นที่จุดนี้บางครั้งเรียกว่า ความเค้นพิสูจน์ (Proof Stress) หรือความเค้น 0.1 หรือ 0.2% offset ดังแสดงในรูปที่ 3.26



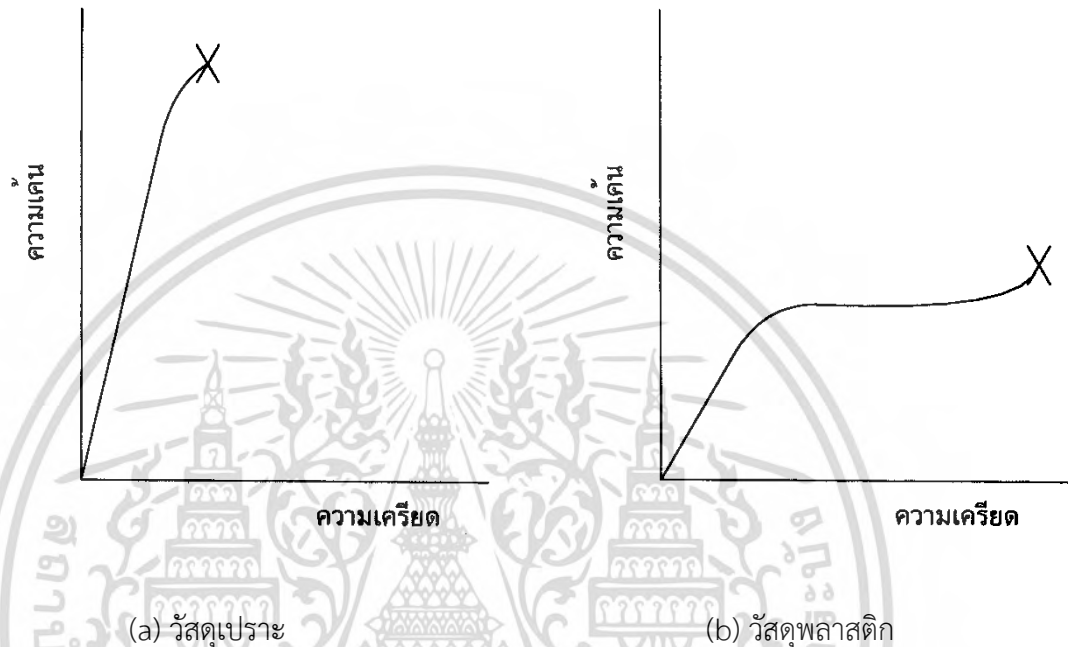
รูปที่ 3.26 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดแบบที่ไม่มีจุดคราก [50]

หลังจากจุดครากแล้ว วัสดุจะเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกโดยความเค้นจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้นอย่างช้า ๆ หรืออาจจะคงที่จนถึงจุดสูงสุด (จุด D) ค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า Ultimate Strength หรือความเค้นแรงดึง (Tensile Strength) ซึ่งเป็นค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุจะทนได้ก่อนที่จะขาดหรือแตกออกจากกัน (Fracture) เนื่องจากวัสดุหลายชนิดสามารถเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกได้มาก ๆ ค่าความเค้นสูงสุดนี้สามารถนำมาคำนวณใช้งานได้ นอกจากนี้ค่านี้นี้ยังใช้เป็นดัชนีเปรียบเทียบคุณสมบัติของวัสดุได้ด้วยว่า ค่าว่า ความแข็งแรง (Strength) ของวัสดุ หรือ กำลังวัสดุนั้น โดยทั่วไป จะหมายถึงค่าความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้นี้เอง

ที่จุดสุดท้าย (จุด E) ของกราฟ เป็นจุดที่วัสดุเกิดการแตกหรือขาดออกจากกัน (Fracture) สำหรับโลหะบางชนิด เช่น เหล็กกล้าคาร์บอนต่ำหรือโลหะเหนียว ค่าความเค้นประลัย (Rupture Strength) นี้จะต่ำกว่าความเค้นสูงสุด เพราะเมื่อเลยจุด D ไป พื้นที่ภาคตัดขวางของตัวอย่างทดสอบลดลง ทำให้พื้นที่ที่ต้านทานแรงดึงลดลงด้วย ในขณะที่เรายังคงคำนวณค่าของความเค้นจาก

พื้นที่หน้าตัดเดิมของวัสดุก่อนที่จะทำการทดสอบแรงดึง ดังนั้นค่าของความเค้นจึงลดลง ส่วนโลหะเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อื่น ๆ เช่น โลหะที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น (Cold Work) มาแล้ว มันจะแตกหักที่จุดความเค้นสูงสุด โดยไม่มีการลดขนาดพื้นที่ภาคตัดขวาง ดังรูป 3.27a ทำนองเดียวกับพวกวัสดุเปราะ (Brittle Materials) เช่น เซรามิก ที่มีการเปลี่ยนรูปอย่างพลาสติกน้อยมากหรือไม่มีเลย ส่วนกรณีของวัสดุที่เป็นพลาสติกจะเกิดแตกหักโดยที่ต้องการความเค้นสูงขึ้น ดังรูป 3.27b



รูปที่ 3.27 เปรียบเทียบเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของวัสดุเปราะและวัสดุพลาสติก [50]

### 3.2.2 คุณสมบัติทางกลที่หาได้จากการทดสอบแรงดึงและแผนภาพความเค้น-ความเครียด

คุณสมบัติทางกลต่างๆของโลหะซึ่งมีความสำคัญต่อการออกแบบโครงสร้าง ซึ่งสามารถหาได้จากการทดสอบการดึง โดยคุณสมบัติต่างๆมีดังต่อไปนี้

- โมดูลัสของความยืดหยุ่น (Modulus of Elasticity)
- ความเหนียว (Ductility)
- Yield strength
- Ultimate tensile strength
- เปอร์เซนต์การยืดที่จุดขาด
- เปอร์เซนต์การลดของพื้นที่หน้าตัดที่จุดขาด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์หรือสงวนเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.2.1 โมดูลัสของความยืดหยุ่น

ในการทดสอบแรงดึงของโลหะเมื่อมีแรงกระทำต่อชิ้นงานทดสอบ ชิ้นงานจะเกิดการยืดตัวออกและถ้าปล่อยแรงดึงออกจากชิ้นงาน ชิ้นงานนั้นก็กลับคืนสู่สภาพเดิม โดยทั่วไปแล้ว สำหรับโลหะผสมจะมีความสัมพันธ์ของความเค้นและความเครียด ในช่วงการคืนรูปของแผนภาพความเค้นและความเครียด ซึ่งจะเป็นไปตามกฎของฮุคส์ (Hook's Law)

$$\sigma = E \varepsilon \quad (3.34)$$

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (\text{หน่วยเป็น Pa หรือ psi}) \quad (3.35)$$

เมื่อ  $E$  คือโมดูลัสของความยืดหยุ่น

โมดูลัสของความยืดหยุ่นจะสัมพันธ์กับความแข็งแรงของพันธะระหว่างอะตอมในโลหะ โลหะที่มีค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นสูง จะมีความแข็งตึง (Stiffness) สูง ตัวอย่างเช่น เหล็กกล้าจะมีค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นสูงประมาณ  $30 \times 10^6$  psi (207 GPa) ในขณะที่อะลูมิเนียมผสมมีค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นประมาณ 10 ถึง  $11 \times 10^6$  psi (69-76 GPa)

#### ตารางที่ 3.6 โมดูลัสของความยืดหยุ่นของโลหะและโลหะผสมบางชนิด

Material	Modulus of elasticity, $10^6$ psi(Gpa)	Shear modulus $10^6$ psi(Gpa)	Poisson's ratio
Aluminum alloys	10.5 (72.4)	4.0 (27.5)	0.31
Copper	16.0 (110)	6.0 (41.4)	0.33
Steel(plain carbon and low-alloy)	29.0 (200)	11.0 (75.8)	0.33
Stainless steel(18-8)	28.0 (193)	9.5 (65.6)	0.28
Titanium	17.0 (117)	6.5 (44.8)	0.31
Tungsten	58.0 (400)	22.8 (157)	0.27

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.2.2 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

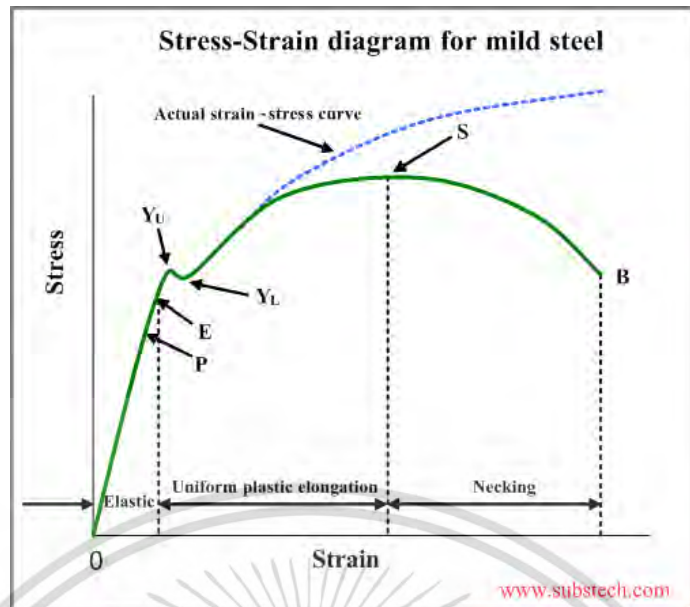
$$\text{เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (\%El)} = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100\% \quad (3.36)$$

เมื่อ  $L_f$  = ความยาวของเกจหลังจากดึงจนขาด และ  $L_0$  = ความยาวของเกจเริ่มต้น

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

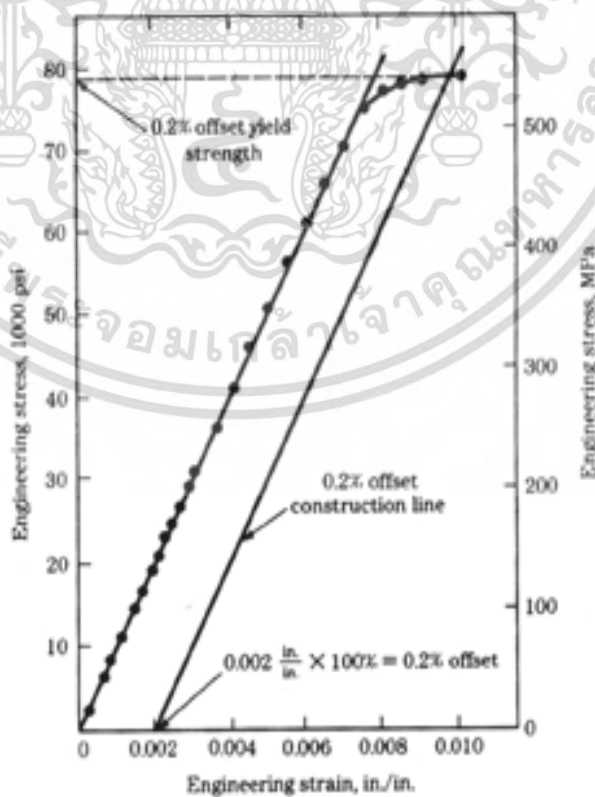
### 3.2.2.3 Yield strength

ค่า Yield strength มีความสำคัญมากในการออกแบบโครงสร้างในทางวิศวกรรม เพราะว่าเป็นค่าความแข็งแรงที่ซึ่งโลหะ แสดงนัยสำคัญของการเสียรูปแบบคงรูป ค่า Yield strength สามารถสังเกตเห็นได้ชัดเจนจาก แผนภาพความเค้น-ความเครียด ของเหล็กกล้า รูปที่ 3.28 จุด  $Y_u$  คือจุดที่แสดงค่า Yield strength แต่สำหรับโลหะบางชนิด เมื่อทดสอบแรงดึงแล้ววาดภาพความเค้นความเครียด ในภาพจะไม่แสดงจุด Yield อย่างเด่นชัด



รูปที่ 3.28 แผนภาพของความเค้น-ความเครียด สำหรับเหล็กกล้าละมุน (Mild Steel) ในการทดสอบแรงดึง

โดยทั่วไปแล้วการกำหนดค่า Yield strength ไว้ที่จุดที่เกิดความเครียดแบบคงรูป 0.2% ดังแสดงในรูปแผนภาพความเครียด รูปที่ 3.29



รูปที่ 3.29 แผนภาพความ-ความเครียด แสดงการหาค่า 0.2 % ออฟเซ็ท Yield Stress เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ค่า 0.2% Yield strength อาจจะเรียกว่า 0.2% ออฟเซ็ท Yield strength ซึ่งหาได้จาก แผนภาพความเค้น-ความเครียด โดยลากเส้นจากจุดที่มีความเครียด 0.002 in/in (m/m) ขนานไป กับส่วนที่แสดงการคืนรูป (ช่วงที่เป็นเส้นตรง) และตัดกับส่วนที่พ้นจากช่วงคืนรูปของเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด จุดที่ลากตัดนี้ลากเส้นในแนวระดับไปตัดในแนวแกนความเค้น ในกรณีของรูป 3.29 จะได้ค่า yield strength เท่ากับ 78,000 psi

### 3.2.2.4 Ultimate tensile strength

เป็นค่าความแข็งแรงสูงสุดในเส้นโค้ง ความเค้น-ความเครียด เมื่อเลยจุดนี้แล้ว ความเค้น จะมีค่าลดลง เนื่องจากในการคำนวณค่าความเค้นนั้นใช้พื้นที่หน้าตัดเดิมของชิ้นทดสอบ แต่ตามความเป็นจริงแล้วเมื่อเลยจากจุดความเค้นสูงสุดในแผนภาพความเค้น-ความเครียดนี้แล้ว ความเค้นจะยังคงเพิ่มขึ้น ถ้าคิดความเค้นจากพื้นที่หน้าตัดจริงๆของชิ้นงานทดสอบ เนื่องจากช่วงนี้พื้นที่หน้าตัดของชิ้นทดสอบจะคอดลง (Necking) จนกระทั่งขาด ดังนั้นความเค้นจะค่อยๆเพิ่มขึ้นจนกระทั่งขาด

Ultimate tensile strength ของโลหะ หาได้โดยการลากเส้นในแนวระดับจากจุดสูงสุดบนเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด ไปยังแกนความเค้น เส้นนี้จะตัดกับแกนความเค้น จุดตัดตรงนั้นเรียกว่า Ultimate tensile strength หรือเรียกว่า Tensile strength

### 3.2.2.5 เปอร์เซ็นต์การยืด (%EL)

ปริมาณการยืดของชิ้นงานที่เกิดขึ้นในการทดสอบแรงดึงจะเป็นตัวบ่งชี้สมบัติด้านความเหนียวของวัสดุ โดยปกติถ้าความเหนียวของโลหะสูงขึ้น ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดจะสูงขึ้นเช่นกัน

%การยืด = [(ความยาวสุดท้าย-ความยาวเริ่มต้น) × 100%] / ความยาวเริ่มต้น

$$= \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (3.37)$$

เปอร์เซ็นต์ที่จุดขาด มีความสำคัญมากในทางวิศวกรรม ซึ่งไม่เพียงแต่บอกค่าความเหนียว แต่ยังเป็นเครื่องบ่งชี้คุณภาพของโลหะด้วย

### 3.2.2.6 เปอร์เซ็นต์การลดของพื้นที่หน้าตัด (%EA)

ความเหนียวของโลหะและโลหะผสมสามารถพิจารณาได้จากค่าเปอร์เซ็นต์การลดของพื้นที่หน้าตัด ปริมาณนี้สามารถหาได้จากการทดสอบแรงดึง

% การยืด = [(พื้นที่เริ่มต้น-พื้นที่สุดท้าย) × 100%] / พื้นที่เริ่มต้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$= \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100\% \quad (3.38)$$

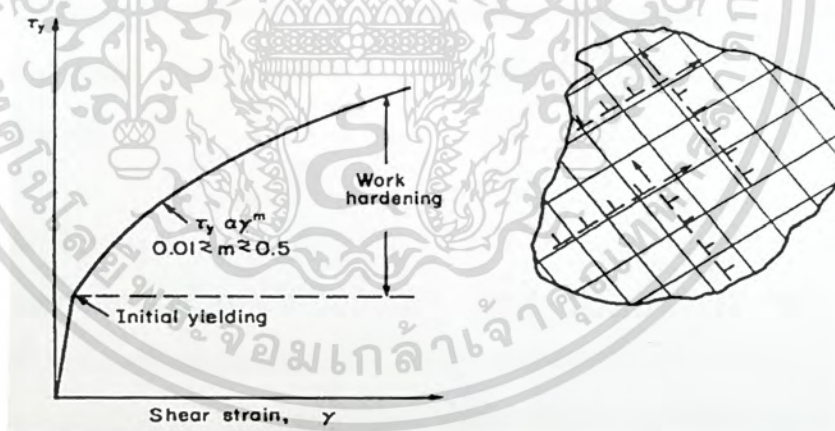
เปอร์เซ็นต์การลดลงของพื้นที่หน้าตัดจะเหมือนกับเปอร์เซ็นต์ที่จุดขาด เป็นการบอกค่าความเหนียวของโลหะและในขณะเดียวกัน เป็นตัวบอกคุณภาพของวัสดุด้วย

### 3.2.3 Work hardening

เมื่อผลึกถึงจุด Yield point, Dislocation จะเกิดขึ้นผ่านระนาบผลึก ผลึกส่วนใหญ่จะมีหลายๆ ระนาบการเลื่อน ตัวอย่างเช่น f.c.c ระนาบ {111} จะมีสี่ระนาบการเลื่อน Dislocation ที่มีระนาบการชนกันจะเกิดการกระทำซึ่งกันและกันผ่านระนาบที่ชนกัน และในที่สุดจะเกิดการรวมตัวกันเกิดขึ้น

ผลที่กล่าวมานี้เรียกว่า Work hardening กราฟส่วนโค้งของความเค้น-ความเครียด จะลดลงอย่างรวดเร็ว หลังจากผ่านจุด Yield แสดงในรูป 3.30

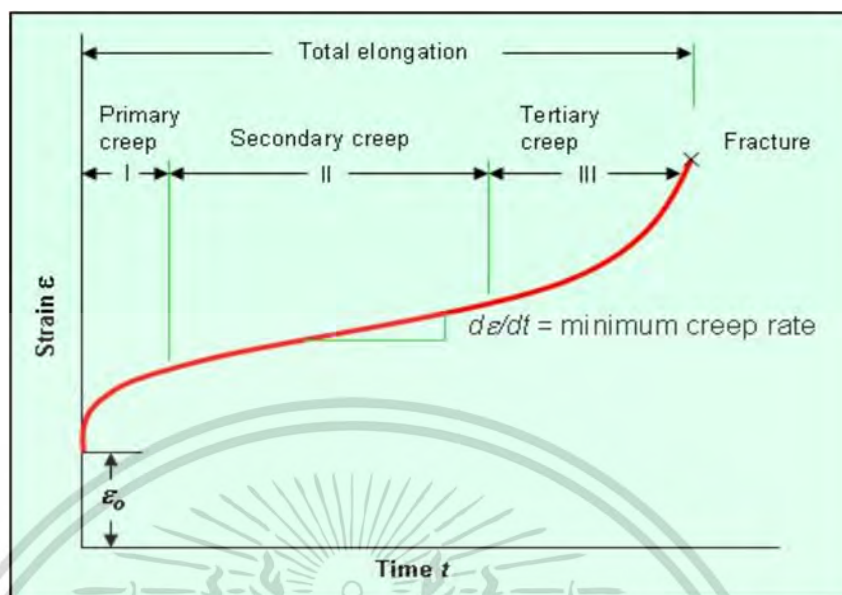
โลหะและเซรามิกทั้งหมดที่เกิด Work hardening จะทำให้เกิดปัญหา เช่น ถ้าต้องการที่จะรีดแผ่นโลหะ Work hardening yield strength จะสูงขึ้นอย่างรวดเร็วมาก วิธีการอบอ่อนจะสามารถหยุดการเกิด Work hardening ได้ แต่ Work hardening ก็มีประโยชน์คือ เป็นวิธีที่จะสร้างความแข็งแรง ซึ่งสามารถรวมเข้ากับวิธีอื่นๆที่จะผลิตวัสดุที่มีความแข็งแรงขึ้น



รูปที่ 3.30 แสดงการเคลื่อนที่ขวางกันของ Dislocation

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.4 พฤติกรรมการคืบของโลหะในอุณหภูมิสูง



รูปที่ 3.31 Creep Curve ของโลหะเป็น Curve แสดงความสัมพันธ์ของเวลาและความเครียดของโลหะหรือโลหะผสม ภายใต้ภาระคงที่ อุณหภูมิคงที่

เมื่อพิจารณารูปการคืบ ดังแสดงในรูปที่ 3.31 จะสังเกตเห็นได้ว่าเส้นกราฟสามารถแบ่งออกเป็น 3 ช่วงด้วยกัน คือ Primary creep, Secondary creep, Tertiary creep ดังที่กล่าวมาแล้วว่า การเกิดการคืบในโลหะนั้นเป็นปรากฏการณ์ที่โลหะเกิด Work hardening และ recovery ไปพร้อมๆกัน ซึ่งในแต่ละช่วงของการเกิดการคืบ ชิ้นงานจะได้รับอิทธิพลจากการเกิด Work hardening และ recovery ที่ไม่เท่ากัน จึงทำให้โลหะมีอัตราการคืบที่แตกต่างกันในแต่ละช่วง ซึ่งจะกล่าวในรายละเอียดดังต่อไปนี้

#### ช่วงที่ 1 Primary Creep

ในช่วงปฐมภูมิ หรือ Primary creep (Transient creep) โลหะจะมีอัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบที่สูงในช่วงแรกเท่านั้น และจะค่อยๆลดลงเรื่อยๆ จนเกือบจะคงที่ตามลำดับ โดยการยืดตัวในช่วงแรก ก่อนที่อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบจะลดลงนี้มีค่าเท่ากับ  $\epsilon_0$  ดังแสดงในรูปที่ 3.31 ในช่วงที่โลหะมีอัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบลดลงนั้นเป็นผลมาจากการที่โลหะเองเกิด Work hardening มีการเคลื่อนที่และเพิ่มจำนวนของ Dislocation มากขึ้นเมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอก อัตราการเพิ่มขึ้นของ Dislocation เนื่องมาจากกระบวนการเกิด Work hardening ในช่วงนี้จะมากกว่าอัตราการสูญเสีย Dislocation อันเนื่องมาจากกระบวนการ Recovery ดังนั้นจึงทำให้พฤติกรรมของโลหะในช่วง Primary creep นี้มีความต้านทานการเกิดการคืบที่เพิ่มขึ้นนั่นเอง สำหรับโลหะที่เกิดการคืบที่อุณหภูมิห้อง ได้แก่ ตะกั่ว จะมีการเกิดการคืบค่อนข้างเด่นชัด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## ช่วงที่ 2 Secondary Creep

เมื่อเข้าสู่ช่วงทุติยภูมิ หรือ Secondary creep การยืดตัวของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ ซึ่งมีผลทำให้อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบลดลงช่วงแรก อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบในช่วงที่ 2 นี้จะค่อนข้างคงที่ (Steady state) และมีค่าต่ำที่สุด การที่อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบของโลหะในช่วงนี้มีค่าคงที่นั้นเนื่องมาจากว่าชิ้นงานได้รับทั้ง Stress และอุณหภูมิพร้อมๆ กันจึงทำให้ชิ้นงานเกิด Strain hardening และ Recovery ในอัตราที่เท่าๆ กัน นั่นคือ อัตราการเกิด Dislocation จากกระบวนการ Work hardening จะเท่ากับอัตราการสูญเสีย Dislocation จากกระบวนการ Recovery นั้นเอง และเมื่อสังเกตจากกราฟในช่วง Secondary creep นี้จะทำให้ค่าความชันต่ำที่สุด ค่าความชันนี้ เราเรียกว่า อัตราการคืบ (Creep rate)

## ช่วงที่ 3 Tertiary Creep

เมื่อเข้าสู่ช่วงสุดท้ายของการเกิดการคืบ หรือ Tertiary creep จะเป็นช่วงโลหะเข้าสู่การแตกหัก ชิ้นงานจะมีการยืดตัวสูงขึ้นทำให้ค่าอัตราการคืบเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว และยังเกิดการคอดลง (Necking) ของพื้นที่หน้าตัดชิ้นงาน ซึ่งเป็นผลทำให้ความสามารถในการรับแรงกระทำน้อยลงตามลำดับ ซึ่งจะนำไปสู่การเกิดช่องว่างเล็กๆ ภายในชิ้นงานโลหะ และนำไปสู่การแตกหักในที่สุด

ลักษณะเส้นโค้งการคืบที่แตกต่างกันบ่งบอกถึงกลไกการคืบที่แตกต่างกันภายใต้สภาวะความเค้นและอุณหภูมิต่างๆ มีการแจกแจงและแสดงให้เห็นว่า อัตราการคืบขึ้นอยู่กับความเค้นและอุณหภูมิ ที่อุณหภูมิสูงคุณสมบัติการคืบของวัสดุสามารถอธิบายได้ตามความสัมพันธ์ Power's Law ดังสมการ

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp(-Q_c/RT) \quad (3.39)$$

เมื่อ A เป็นค่าคงที่

R เป็นค่าคงที่ของแก๊ส ( $8.31 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$ )

$Q_c$  (activation energy of creep) เป็นพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ

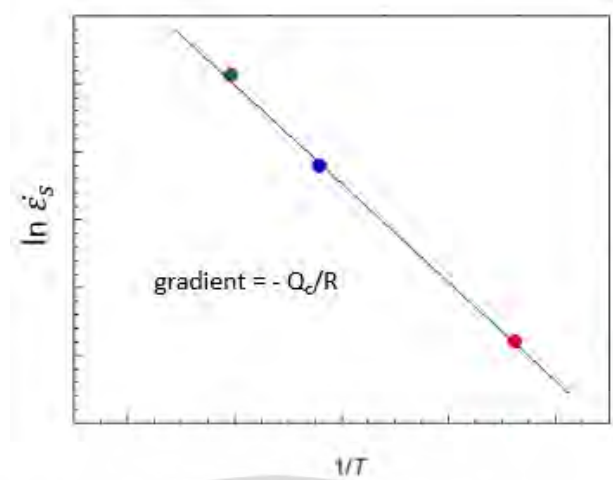
N (stress exponent) เป็นกำลังของความเค้น

### 3.2.4.1 การขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของ Secondary Creep

คุณลักษณะที่สำคัญอย่างหนึ่งของการคืบ คือ อัตราการคืบขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ การเปลี่ยนแปลงลักษณะเส้นโค้งการคืบ และอัตราการคืบในช่วงที่ 2 ที่ความเค้นเดียวกัน แต่อุณหภูมิแตกต่างกันออกไป สามารถอธิบายการคืบตาม Arrhenius's Law ตามความสัมพันธ์

$$\dot{\epsilon}_s \propto \exp(-Q_c/RT) \quad (3.40)$$

พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ ( $Q_c$ ) สามารถหาโดยการทดสอบการคืบที่ความเค้นหนึ่ง โดยการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ แล้วเขียนกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง  $\log \dot{\epsilon}_s$  กับ  $1/T$  ดังรูปที่ 3.32



รูปที่ 3.32 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง  $\ln \epsilon_s$  กับ  $1/T$

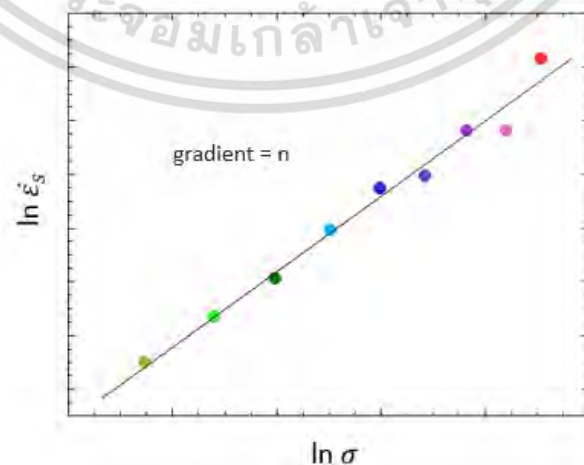
ที่อุณหภูมิสูง พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบจะมีค่าใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ในผลึก (self-diffusion lattice,  $Q_c = Q_{SD}$ ) ช่วงอุณหภูมิปานกลาง ( $0.3 < T/T_m < 0.5$ ) พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ น้อยกว่าพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ในผลึก

### 3.2.4.2 การขึ้นอยู่กับความเค้นของ Secondary Creep

การเปลี่ยนแปลงอัตราการคืบในช่วงที่สองตามความเค้นที่เปลี่ยนแปลงไป สามารถอธิบายตามความสัมพันธ์ Norton's Law ซึ่งเป็นความสัมพันธ์พื้นฐานของ Power Law

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \quad (3.41)$$

ค่ากำลังความเค้น ( $n$ ) สามารถหาได้จากความชันของกราฟระหว่าง  $\log \dot{\epsilon}_s$  กับ  $\log \sigma$  ดังรูปที่ 3.33 ที่ความเค้นสูงกำลังของความเค้นมีค่าประมาณ 4 ถึง 6 และที่ความเค้นต่ำกำลังของความเค้นมีค่าประมาณ 1



รูปที่ 3.33 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง  $\ln \sigma$  กับ  $\ln \epsilon_s$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การเปลี่ยนแปลงกำลังความเค้น ( $n$ ) และพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ ( $Q_c$ ) จะอธิบายถึงกลไกที่กำหนดพฤติกรรมการคืบที่ต่างกันอย่างชัดเจนตามอุณหภูมิและความเค้นที่ต่างกันอย่างชัดเจนดังตารางที่ 3.7 [50,51]

**ตารางที่ 3.7** แสดงค่า  $n$  และ  $Q_c$  ที่สอดคล้องกับกลไกการเปลี่ยนรูปในโลหะบริสุทธิ์

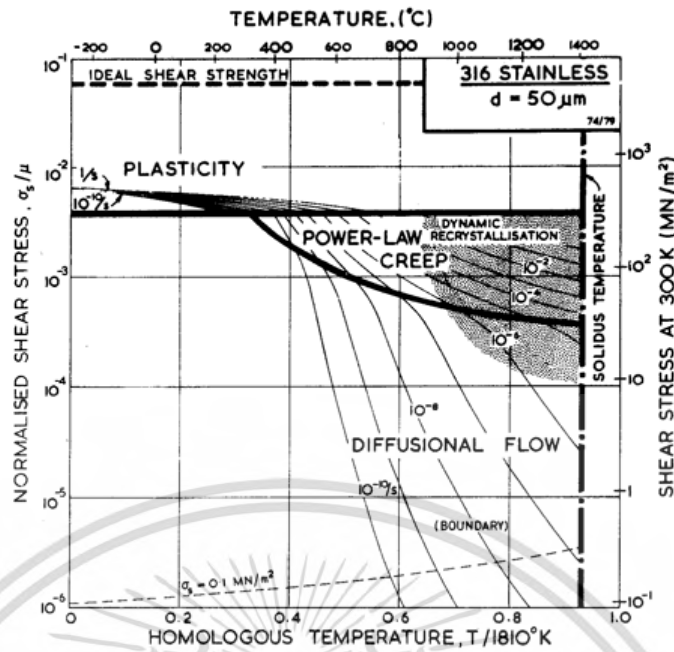
กระบวนการคืบ	อุณหภูมิ	ความเค้น	$n$	$Q_c$
ดิสโลเคชัน (dislocation creep)	$>0.7T_m$	ปานกลาง/สูง	$>3$	$\sim Q_{SD}$
ดิสโลเคชัน (dislocation creep)	0.4 ถึง $0.7T_m$	ปานกลาง/สูง	$>3$	$Q_{CORE}$
การแพร่ (diffusion creep, Nabarro-Herring)	$>0.7T_m$	ต่ำ	$\sim 1$	$Q_{SD}$
การแพร่ (diffusion creep, Coble creep)	0.4 ถึง $0.7T_m$	ต่ำ	$\sim 1$	$Q_{GB}$

$Q_{CORE}$  = Activation energy of dislocation core

$Q_{GB}$  = Activation energy of grain boundary

### 3.2.5 แผนทีกลไกการเปลี่ยนรูปเนื่องจากการคืบ

เนื่องจากกลไกการคืบที่เกิดขึ้นแตกต่างกันในแต่ละพฤติกรรมคืบของวัสดุภายใต้สภาวะอุณหภูมิและความเค้นที่ต่างกันอย่างชัดเจน ที่ซึ่งแผนทีกลไกการเปลี่ยนรูป จะมีความสัมพันธ์กันระหว่างความเค้น  $\sigma/E$  (Normalized Stress ซึ่ง  $E$  เป็นค่ายังโมดูลัส) และอุณหภูมิ  $T/T_m$  (Normalized Temperature โดย  $T_m$  เป็นอุณหภูมิจุดหลอมเหลว) ดังแสดงในรูปที่ 3.34 จากแผนทีกลไกการเปลี่ยนรูปจะแสดงบริเวณและขอบเขตของความเค้นและอุณหภูมิที่เกิดกระบวนการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน (Dislocation glide) และกระบวนการคืบเนื่องจากการแพร่ (Diffusion creep)



รูปที่ 3.34 แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ที่มีขนาดเกรน 50  $\mu\text{m}$

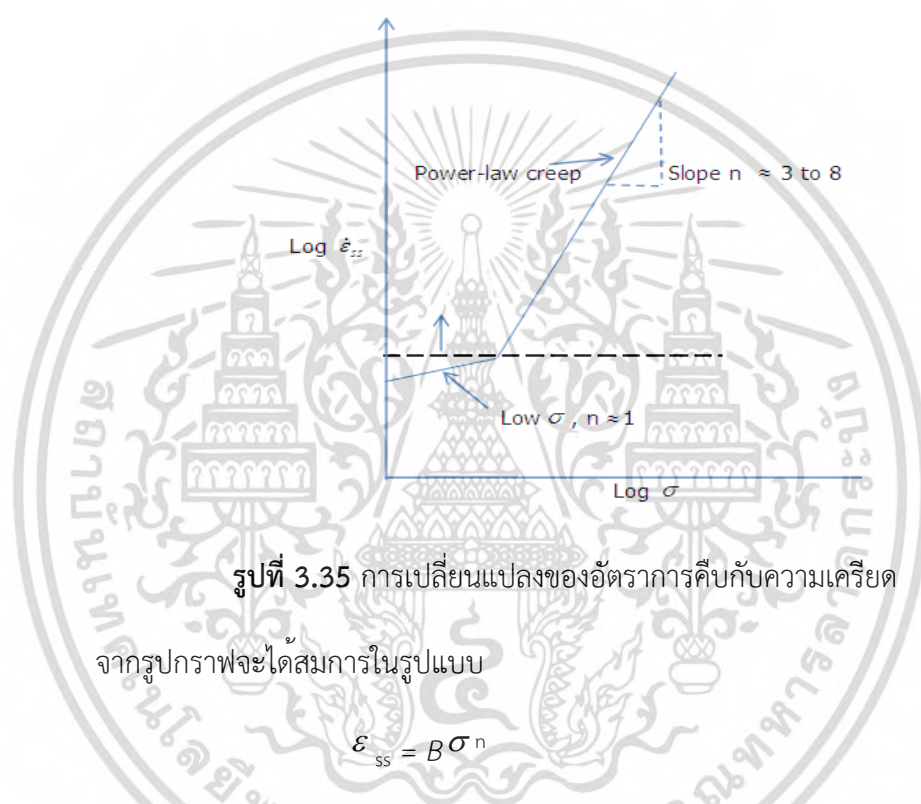
การเปลี่ยนแปลงค่า  $\epsilon_m$  จะถูกกำหนดโดย Rate equation ที่แสดงอิทธิพลของกลไกการคืบชนิดต่างๆ ตามขนาดของแรงและอุณหภูมิ เช่น เมื่อมีภาระแรงต่ำแต่อุณหภูมิสูง กลไกการคืบที่เรียกว่า Diffusion creep จะเป็นกลไกหลัก ที่มีการแพร่ของอะตอมตามขอบเกรน (Grain boundary diffusion) เป็นตัวกำหนดกลไก ส่งผลให้เกิดการยึดตัวแบบถาวรตามแนวการดึงของแรง การคืบโดยกลไกชนิดนี้ เรียกว่า Coble creep ในขณะเดียวกัน เมื่อภาระแรงมีค่าขนาดมากขึ้น อิทธิพลการแพร่แบบ Stress-directed atomic diffusion จะเริ่มมีบทบาทมากขึ้นตามขนาดของแรง จนในที่สุดการแพร่ ส่วนใหญ่จะเกิดจากการเคลื่อนที่ของ Vacancy เป็นหลัก ที่เคลื่อนที่จากบริเวณที่ภายใต้สภาวะ Tensile stress ไปยังบริเวณที่มี Compressive stress กระจุกอยู่ ซึ่งการเคลื่อนที่ของ Vacancy จะมีทิศทางสวนทางกับทิศทางการแพร่ของอะตอมภายในเกรน (Volume Diffusion) การคืบที่ถูกควบคุมโดยกลไกดังกล่าวนี้เรียกว่า Nabarro-Herring creep หรือเรียกสั้นๆว่า Nabarro creep

เมื่อแรงกระทำมีค่าสูงกว่าการคืบแบบสองชนิดแรก และที่อุณหภูมิมากกว่า  $0.5 T_m$  บทบาทการเคลื่อนที่ของ Dislocation แบบ Thermally activated หรือ การปีนของ Dislocation (climb) จะมามีมากขึ้น และกลายเป็นกลไกหลักควบคุม Creep strain rate การปีนของ Dislocation จะเปิดโอกาสให้ Dislocation สามารถเคลื่อนที่ออกจาก Slip plane เดิมของตนเองได้ ข้ามผ่านสิ่งกีดขวางชนิด Inclusion, Precipitates, Solute atoms ประกอบกับ Thermally activated diffusion ของ Atom และ Vacancy ส่งผลให้ Mobility ของ Dislocation ยิ่งสูงขึ้น เรียกการคืบในช่วงภาระแรงและอุณหภูมินี้ว่า Power law creep

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.5.1 Power Law creep

ความเครียดในช่วงเริ่มต้น จะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วและในช่วงนี้จะยังรักษาสถานะของสภาพการยืดตัวแบบ Elastic ซึ่งจะใช้ในการออกแบบอุปกรณ์ต่างๆได้ และหลังจากนั้นจะเข้าสู่สถานะคงที่(ช่วงที่สอง) ความเครียดจะเพิ่มขึ้นแบบคงที่กับเวลา ในการออกแบบเกี่ยวกับการคืบ โดยปกติจะใช้ในช่วงของความเครียดที่เพิ่มขึ้นอย่างคงที่กับเวลา ซึ่งเรียกว่า Steady state creep rate,  $\dot{\epsilon}_{ss}$  หรือ Minimum creep rate,  $M_{Cr}$



ซึ่ง  $n$  คือ Creep exponent อยู่ระหว่าง 3-8 และการคืบส่วนนี้จะเรียกว่า “Power Law creep” (ที่ความเค้นต่ำ ค่า  $n$  จะประมาณได้เท่ากับ 1)

$\dot{\epsilon}_{ss}$  คือ อัตราการคืบต่ำสุด

$B$  คือ ค่าคงที่ จะขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุ

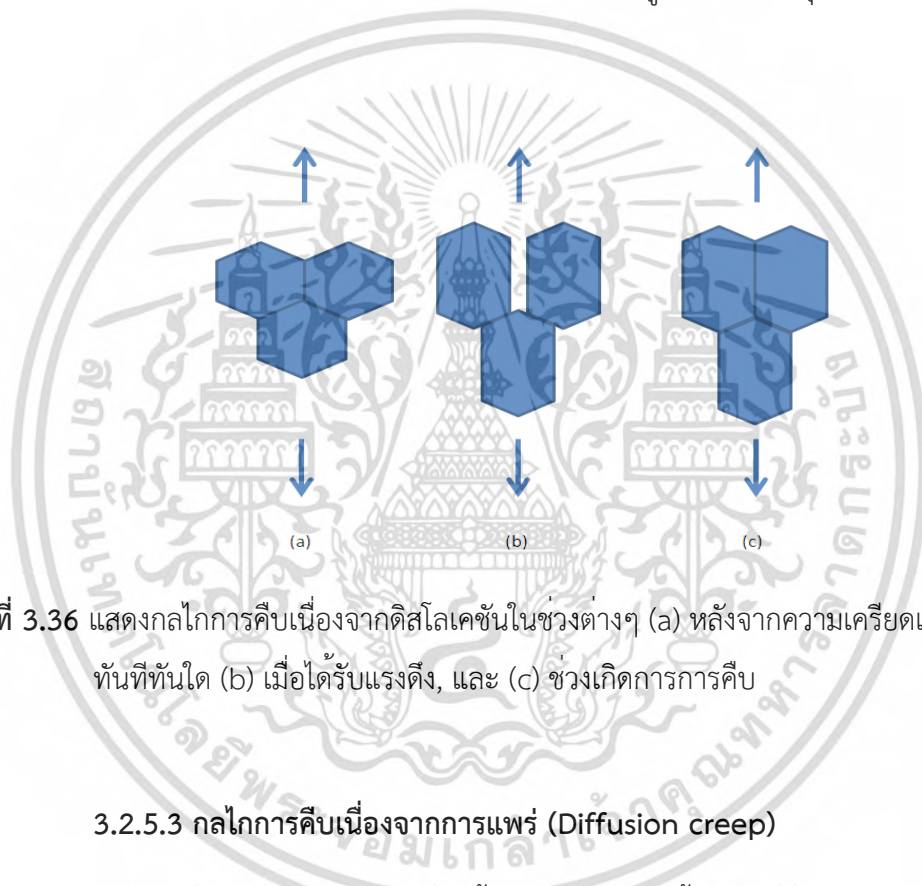
$\sigma$  คือ ความเค้นที่ใช้ในการทดสอบ

### 3.2.5.2 กลไกการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน (Dislocation glide)

กลไกการคืบที่ควบคุมโดยการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ดังรูป 3.36 ซึ่งถูกปล่อยออกมาจากแหล่งกำเนิดดิสโลเคชัน แล้วเคลื่อนที่ (Dislocation glide) ผ่านระนาบสลิปจนกระทั่งเจอสิ่งกีดขวาง เช่น อนุภาคที่ตกตะกอน อะตอมตัวถูกละลาย หรือดิสโลเคชันอื่นๆ กระบวนการนี้เรียกว่า เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ความเครียดแข็ง (Strain Hardening) หากดิสโลเคชันเคลื่อนที่ข้ามผ่านสิ่งกีดขวาง (Dislocation Climb) ออกจากระนาบสลิป จะเป็นกระบวนการคืนตัว (Recovery) ดิสโลเคชันจะถูกปล่อยออกจากแหล่งกำเนิดตลอดเวลา ทำให้เกิดการคืบอย่างต่อเนื่อง

โดยทั่วไปวัสดุจะมีดิสโลเคชันอยู่บ้างแล้วเนื่องจากกระบวนการต่างๆในการผลิต เมื่อได้รับแรงหรือความเค้นจะมีดิสโลเคชันเกิดขึ้นเพิ่มขึ้นอีกและเคลื่อนที่ไปพร้อมๆกันทำให้อัตราการคืบในช่วงแรกเพิ่มขึ้น แต่จะค่อยๆลดลงในช่วงต่อมาเนื่องจากดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เริ่มก่อตัวเป็นโครงข่ายของเซลล์ทำให้เคลื่อนที่ได้ยากขึ้น และต่อมาจะสังเกตเห็นโครงสร้างเกรนย่อย (Subgrain) เกิดขึ้นในช่วงที่สองของการคืบซึ่งมีอัตราการคืบคงที่และมีโครงสร้างอยู่ในสภาวะสมดุล



รูปที่ 3.36 แสดงกลไกการคืบเนื่องจากดิสโลเคชันในช่วงต่างๆ (a) หลังจากความเครียดเกิดขึ้นทันทีทันใด (b) เมื่อได้รับแรงดึง, และ (c) ช่วงเกิดการการคืบ

### 3.2.5.3 กลไกการคืบเนื่องจากการแพร่ (Diffusion creep)

การคืบเนื่องจากการแพร่ จะเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนย้ายของที่ว่าง จากขอบเกรนที่ได้รับ ความเค้นดึงไปยังขอบเกรนที่ได้รับความเค้นอัด และอะตอมจะเคลื่อนที่ในทิศทางตรงข้ามทำให้รูปร่างของเกรนเปลี่ยนแปลง การแพร่เกิดขึ้นทั้งในขอบเกรนและในผลึก มีผลทำให้เกิดการเคลื่อนของขอบเกรน (Grain Boundary Sliding) การแพร่ที่ขอบเกรนเรียกว่า Coble creep ส่วนการแพร่ในผลึกเรียกว่า Nabarro-Herring creep

Nabarro-Herring Creep เกิดขึ้นโดยการแพร่ของอะตอมและที่ว่าง ซึ่งเป็นกลไกการเปลี่ยนแปลงเบื้องต้นที่อุณหภูมิและความเค้นต่ำ ซึ่งทฤษฎีนี้ถูกพัฒนาเพื่ออธิบายการเปลี่ยนรูปที่ขึ้นกับเวลา ที่ผ่านการถ่ายเทอะตอมโดยการแพร่อย่างเดียว เมื่อวัสดุได้รับแรง ความเค้นที่เกิดขึ้นภายในเกรนจะไม่สม่ำเสมอเพราะบางบริเวณได้รับแรงดึงบางบริเวณได้รับแรงอัด ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ การใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

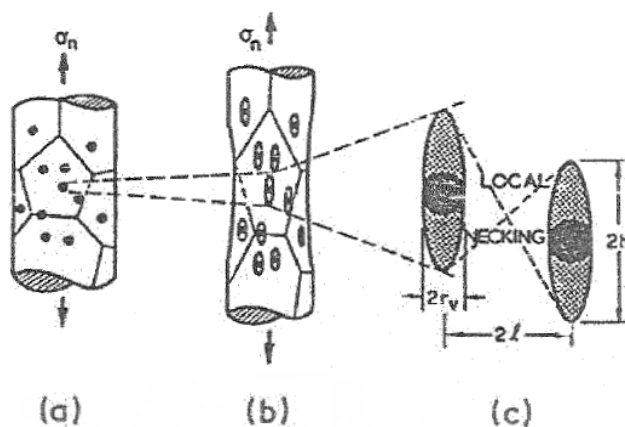
ในรูปร่างของเกรนหรือผลึก เนื่องจากเกิดการถ่ายเทระหว่างอะตอมและที่ว่างในเกรนระหว่างสองบริเวณ โดยอะตอมเคลื่อนที่ไปยังบริเวณความหนาแน่นของอะตอมต่ำคือบริเวณที่ได้รับแรงดึง ส่วนที่ว่างจะเคลื่อนที่จากเกรนหนึ่งไปยังอีกเกรนหนึ่ง ทั้งนี้อุณหภูมิจึงและความเค้นจะเป็นตัวช่วยในกระบวนการต่างๆ

จากทฤษฎี Nabarro-Herring Creep กล่าวถึงการแพร่ของอะตอมที่เกิดขึ้นภายในเกรนอย่างเดียว แต่อย่างไรก็ตามการแพร่ของอะตอมและที่ว่างก็เกิดขึ้นผ่านขอบเกรนได้เช่นเดียวกัน ที่อุณหภูมิต่ำลงถึง  $0.4T_m$  การแพร่ในเกรนจะเกิดได้ยากขึ้นทำให้การแพร่ที่ขอบเกรนถูกพิจารณา ซึ่งมีค่าพลังงานกระตุ้นประมาณ  $\frac{1}{2}$  ของการแพร่ในผลึก Coble Creep จะไวต่อขนาดเกรนมากกว่า Nabarro-Herring Creep โดยทั่วไปอัตราการคืบเนื่องจากการแพร่จะพิจารณาร่วมกันระหว่าง Nabarro-Herring Creep และ Coble creep พร้อมๆกันและสอดคล้องกับการเลื่อนของขอบเกรน จากรูปที่ 3.36 ความเค้นที่วัสดุได้รับทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมจากบริเวณขอบเกรนความเค้นอัดไปยังขอบเกรนความเค้นดึง เป็นเหตุให้เกิดการแยกของขอบเกรน การเลื่อนของขอบเกรนผ่านกระบวนการแพร่ทำให้เกรนยังคงยึดติดกัน แต่ถ้าหากการแพร่ที่เกิดขึ้นในเกรนและขอบเกรนไม่สมดุลกับการเลื่อนของขอบเกรน (grain boundary sliding) จะทำให้เกิดที่ว่างและรอยแตกนำไปสู่การแยกของขอบเกรน

### 3.2.6 การแตกร้าเนื่องจากการคืบ

การคืบที่อุณหภูมิต่ำจะเกิดการแตกร้าได้ยากกว่าที่อุณหภูมิสูง Ahsby และคณะ ทำการศึกษากลไกการแตกร้าและได้สร้างแผนที่กลไกการแตกร้า (Creep Fracture Mechanism Map) จากแผนที่กลไกการแตกร้าเนื่องจากการคืบจะเห็นได้ชัดเจนว่าแบ่งกลไกการแตกร้าออกเป็น 3 แบบด้วยกัน คือ การแตกแบบความเหนียว (Ductile Creep Fracture) การแตกแบบผ่าเกรน (Transgranular Creep Fracture) การแตกระหว่างเกรน (Intergranular Creep Fracture)

การแตกแบบผ่าเกรนและการแตกแบบเหนียว ก่อตัวขึ้นโดยกลุ่มของอะตอมที่ตกตะกอนในเกรนเข้าไปรบกวนกระบวนการเปลี่ยนรูปทำให้เกิดความเค้นสะสมบริเวณกลุ่มอนุภาค นำไปสู่การเกิดที่ว่างและการแตกบริเวณดังกล่าว แรงดึงจะทำให้ที่ว่างและรอยแตกขยายและโตเร็วขึ้นจนรวมตัวกันเกิดการแตกร้าแบบผ่าเกรน ดังแสดงในรูปที่ 3.37



รูปที่ 3.37 (a) การแตกตัวของแบบผิวเกรนและแบบความเหนียวซึ่งอาจมีช่องว่าง (Void) ก่อตัวขึ้นก่อน หรืออาจจะก่อตัวเนื่องจากมีความเค้นสะสมบริเวณที่มีอนุภาคตกตะกอน (b) เกิดการขยายตัวของช่องว่าง (c) เกิดการรวมตัวของช่องว่างทำให้เกิดการแตกตัว

### 3.3 ทฤษฎีและหลักการที่เกี่ยวข้องกับเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มอสเทนนิติก

โครงสร้างวัสดุมีความสำคัญมากในทางโลหะวิทยา เนื่องจากความสัมพันธ์ทั้งทางตรงและทางอ้อมของโครงสร้างวัสดุต่อการตอบสนองของวัสดุต่อสภาวะการใช้งานหรือการทดสอบ ที่เรียกว่า Structure – Properties Relationship ดังตัวอย่างค่าแรงเค้นของโลหะมีค่าสูงขึ้นเมื่อขนาดของเกรนเล็กลง ค่าความเหนียวของโลหะมีค่าลดลงเมื่อปริมาณสารมลทิน (Inclusion) เพิ่มขึ้นหรือการเปลี่ยนแปลงอัตราการขยายรอยแตกเนื่องจากความล้า ตามลักษณะการกระจายตัว ตำแหน่ง หรือลักษณะรูปร่างของสารมลทิน เป็นต้น จากผลการศึกษาความสัมพันธ์ที่เป็นที่ยอมรับกันอย่างกว้างขวางแล้ว เราสามารถทำนายพฤติกรรมของวัสดุในสภาวะการใช้งานจริงได้จากโครงสร้างวัสดุที่ควบคุมคุณสมบัติเหล่านั้น และในทางกลับกัน เราสามารถพัฒนาวัสดุจากการสังเคราะห์โครงสร้างอุดมคติด้วยกระบวนการต่างๆ ได้ เช่น กระบวนการทางความร้อน กระบวนการทางความร้อนเชิงกล การเปลี่ยนแปลงสัดส่วนของธาตุต่างๆ หรือแม้กระทั่งการควบคุมอัตราการเย็นตัวของโลหะ

โครงสร้างวัสดุสามารถแบ่งเป็นโครงสร้างมหภาค (Macrostructure) และโครงสร้างจุลภาค (Microstructure) ตามระดับกำลังขยายที่ใช้ในการตรวจสอบ ซึ่งโครงสร้างมหภาค (Macroanalysis) ได้แก่ รอยเชื่อม ความผิดพลาดที่เกิดจากการผลิตต่างๆ และโครงสร้างของวัสดุภายนอก เป็นต้น ส่วนโครงสร้างของเกรน ขอบเกรน ชนิดและการกระจายตัวของเฟสหรือสารมลทิน จะจัดไว้ในส่วนของโครงสร้างจุลภาค (Microanalysis) สำหรับโครงสร้างที่มีขนาดเล็กเกินกว่าจะสังเกตเห็นได้ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง เช่น อนุภาคที่ตกตะกอนของเฟสของแข็งขนาด  $10^{-9}$  เมตร เราจะใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) หรือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ในการศึกษา หรือการตรวจสอบชิ้นงานแล้วแต่ความเหมาะสม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.3.1 เหล็กกล้าไร้สนิม (Stainless steels)

เหล็กกล้าไร้สนิมเป็นโลหะผสมเหล็กที่มีส่วนประกอบของธาตุคาร์บอนอยู่ในช่วงน้อยกว่า 0.03% โครเมียมตั้งแต่ 11 wt% ขึ้นไป ส่วนองค์ประกอบอื่นๆจะถูกเติมเข้าไป เช่น นิกเกิล โมลิบดีนัม ไนโตรเจน แมงกานีส ไทเทเนียม ไนโอเบียม ทองแดง อะลูมิเนียม และซิลิกอน ดังแสดงในรูปที่ 3.38 ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมมีคุณสมบัติที่แตกต่างกัน เป็นเกรดต่างๆของเหล็กกล้าไร้สนิม โดยองค์ประกอบแต่ละชนิดจะส่งผลแตกต่างกันดังนี้

โครเมียม มีคุณสมบัติป้องกันการกัดตัวของเหล็กสนิม โดยการสร้างฟิล์มโครเมียมออกไซด์ ( $\text{CrO}_2$ ) จากการทำปฏิกิริยา Redox ของโครเมียมกับออกซิเจนและความชื้น

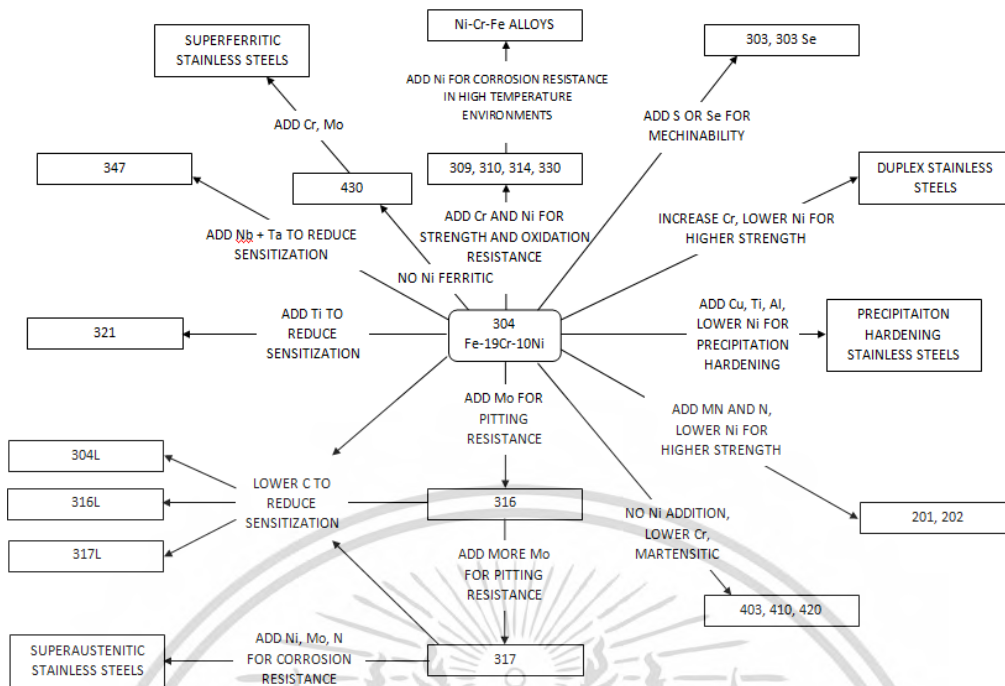
นิกเกิล เพื่อให้ได้โครงสร้างออสเทนนิติกของเหล็กกล้าไร้สนิมควรมีปริมาณนิกเกิลมากกว่า 8 - 10% ขึ้นไป นิกเกิลช่วยทำให้เฟสออสเทนนิติกเสถียรและเพิ่มความต้านทานต่อกรดแร่

โมลิบดีนัม มีคุณสมบัติเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting corrosion) และรอยแยกจากการกัดกร่อน

ไนโตรเจน มีคุณสมบัติเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting corrosion) และลดช่วงของการเกิดการตกตะกอนของแข็ง (Precipitation) ของโครเมียมคาร์ไบด์

แมงกานีส มีคุณสมบัติช่วยลดความเสี่ยงในการเกิดการแตกหักจากความร้อนในขณะเชื่อม

ไทเทเนียม เป็นธาตุผสมที่ช่วยเพิ่มความสามารถในการตัดขณะเชื่อมและยังเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนตามขอบเกรนของพื้นผิวบริเวณที่ได้รับการเชื่อม



รูปที่ 3.38 การเชื่อมโยงขององค์ประกอบและคุณสมบัติในกลุ่มเหล็กกล้าไร้สนิมของโลหะผสม

### 3.3.2 ประเภทของเหล็กกล้าไร้สนิม

โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมแบ่งออกเป็น 5 กลุ่มใหญ่ๆ คือ ออสเทนนิติก เฟอร์ริติก ดูเพล็กซ์ มาร์เทนซิติก และเหล็กกล้าชุบแข็งแบบตกผลึก

#### 3.3.2.1 เกรตออสเทนนิติก (Austenitic)

เหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกเป็นกลุ่มเกรตที่ใหญ่ที่สุดของเหล็กกล้าไร้สนิมในแง่ของชนิดและการใช้งาน ไม่สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยกระบวนการทางความร้อน แต่สามารถทำได้โดยการขึ้นรูปเย็น ไม่มีคุณสมบัติเป็นแม่เหล็ก มีโครงสร้างเป็นแบบ face - centered - cubic (fcc) มีส่วนผสมของโครเมียม 18% และมีนิกเกิลเป็นองค์ประกอบหลักเพื่อทำให้ออสเทนนิติกเสถียร ออสเทนนิติกที่มีโครเมียมผสมอยู่สูงถึง 20 - 25% และนิกเกิล 1 - 20% จะสามารถทนการเกิดออกซิไดซ์ได้ที่อุณหภูมิสูง ซึ่งใช้ในส่วนของประกอบของเตาหลอม ท่อนำความร้อน และแผ่นกันความร้อนในเครื่องยนต์เรียกว่า เหล็กกล้าไร้สนิมชนิดทนความร้อน (Heat resisting steel)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.3.2.2 เกรตเฟอร์ริติก (Ferritic)

เหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกมีโครงสร้างเป็นแบบ body – centered - cubic (bcc) มีคุณสมบัติเป็นแม่เหล็ก ไม่สามารถเพิ่มความแข็งแรงได้โดยกระบวนการทางความร้อน โดยทั่วไปเหล็กกล้าไร้สนิมเฟอร์ริติกจะมีความแข็งแรงไม่สูงมาก มีส่วนผสมหลักคือโครเมียม 11 - 30%

### 3.3.2.3 เกรตมาร์เทนซิติค (Martensitic)

เหล็กกล้าไร้สนิมมาร์เทนซิติค มีคุณสมบัติเป็นแม่เหล็กและเป็นโครงสร้างแบบ body – centered - tetragonal (bct) โดยทั่วไปจะมีปริมาณโครเมียม 12% และมีปริมาณของคาร์บอนในระดับปานกลาง นำไปใช้ทำส้อม มีด เครื่องมือตัด และเครื่องมือวิศวกรรมอื่นๆ ซึ่งต้องการคุณสมบัติเด่นในด้านความต้านทานการสึกกร่อนและความแข็งแรงทนทาน

### 3.3.2.4 เกรตดูเพล็กซ์ (Duplex)

เหล็กกล้าไร้สนิมดูเพล็กซ์ เป็นโลหะผสมโครเมียม – นิกเกิล – โมลิบดีนัม มีโครงสร้างผสมของเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติกและเฟอร์ริติก มีคุณสมบัติเป็นแม่เหล็ก มีปริมาณโครเมียมประมาณ 18 - 28% และนิกเกิล 4.5 - 8% เหล็กชนิดนี้จะถูกนำไปใช้งานในสภาวะที่มีคลอรีนสูงเพื่อป้องกันไม่ให้เกิดการกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting corrosion) และช่วยเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อนรอยร้าวอันเนื่องมาจากแรงกดดัน (Stress corrosion cracking resistance)

### 3.3.2.5 เกรตชุบแข็งแบบตกผลึก (Precipitation hardening)

เหล็กกล้าไร้สนิมชุบแข็งแบบตกผลึก มีปริมาณโครเมียม 17% และมีองค์ประกอบเป็นนิกเกิล ทองแดง และไนโอเบียมด้วย เนื่องจากเหล็กกล้าชนิดนี้สามารถชุบแข็งได้ จึงเหมาะสำหรับทำแกนปั๊ม หัววาล์วและส่วนประกอบของอากาศยาน

## 3.3.3 การกำหนดชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิม

เหล็กกล้าไร้สนิมมีส่วนประกอบเป็นโครเมียมอย่างน้อย 10.5% และส่วนประกอบอื่นๆจะถูกเติมเพื่อป้องกันการเกิดสนิมได้ดีขึ้น เป็นการปรับปรุงคุณสมบัติทางกล ทำให้เกิดเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดใหม่มากกว่า 50 ชนิด ประเทศสหรัฐอเมริกาได้กำหนดระบบการเรียกชื่อเป็นตัวเลขจาก The American Iron and Steel Institute (AISI), The Unified Numbering System (UNS) หรือ ชื่อ ที่เป็นกรรมสิทธิ์ของชนิดนั้นๆ การกำหนดในระบบ AISI นั้นเป็นระบบที่เก่าแก่ที่สุดและใช้กันอย่างกว้างขวาง การกำหนดเกรดของเหล็กกล้าไร้สนิมจะมีการกำหนดเป็นตัวเลขสามหลัก บางเกรดจะมีการกำหนดเป็นตัวอักษรหนึ่งหรือสองตัวต่อท้าย การแยกชนิดของเหล็กกล้าไร้สนิมโดยทั่วไปแล้วมีอยู่ 3 ชื่อคือ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1. ส่วนประกอบทางเทคนิคของโลหะ
2. ระบบเรียงลำดับของ AISI
3. การจัดกลุ่มเดียวกันของระบบเรียงลำดับ ถูกพัฒนาโดยองค์กรของสหรัฐอเมริกาที่ทำหน้าที่ทดสอบแร่ธาตุ (ASTM) และองค์กรยานยนต์วิศวกรรม โดยจะกำหนดตัวเลขให้กับโลหะและโลหะผสมทุกชนิด

### 3.3.4 คุณสมบัติทั่วไปและคุณสมบัติทางกายภาพ

#### 3.3.4.1 คุณสมบัติทางกายภาพ

คุณสมบัติทางกายภาพของเหล็กกล้าไร้สนิม มีค่าความหนาแน่นสูง ซึ่งแตกต่างจากวัสดุที่ใช้ในการก่อสร้างอื่นๆ อย่างเห็นได้ชัด คุณสมบัติของความสามารถในการทนความร้อนของเหล็กกล้าไร้สนิม มีข้อสังเกต 3 ประการคือ

1. มีจุดหลอมเหลวสูง ทำให้มีอัตราความคืบตี เมื่อเทียบกับเซรามิกที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1000 องศาเซลเซียส
2. มีค่าการนำความร้อนระดับปานกลาง ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมเหมาะที่จะใช้ในงานที่ต้องการทนความร้อน หรือต้องการคุณสมบัตินำความร้อนได้ดี (เครื่องถ่ายความร้อน)
3. มีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวระดับปานกลาง จึงสามารถใช้ความยาวมากได้ โดยใช้ตัวเชื่อมน้อย

#### 3.3.4.2 คุณสมบัติเชิงกล

เหล็กกล้าไร้สนิมโดยทั่วไปจะมีปริมาณของเหล็ก 70 - 80% คุณสมบัติของเหล็กที่สำคัญมี 2 ประการคือ ความแข็งและความแกร่ง จะเห็นได้ว่าพลาสติกซึ่งเป็นวัสดุที่นิยมใช้กันอย่างกว้างขวาง มีความแข็งแรง และมีโมดูลัสความยืดหยุ่นต่ำ ส่วนเซรามิกมีความแข็งแรงและความเหนียวสูงแต่ความแกร่งหรือความสามารถรับแรงกระแทกโดยไม่แตกหักมีค่าต่ำ เหล็กกล้าไร้สนิมให้ค่าเป็นกลางของทั้งความแข็ง ความแกร่ง และความเหนียว เนื่องจากมีส่วนประกอบของธาตุเหล็กอยู่มาก และมีมากขึ้นในกลุ่มออสเทนนิติก ทั้งที่อ่อนตัวง่าย สามารถขึ้นรูปเย็นได้ดี เช่น การขึ้นรูปลึก (Deep drawing) จนถึงมีความแข็งแรงสูงสุด ซึ่งได้จากการขึ้นรูปเย็นหรือการทำให้เย็นตัวโดยเร็ว (Quenching) หรือชนิดชุบแข็งแบบตกผลึก (Precipitation hardening)

#### 3.3.4.3 ความต้านทานการกัดกร่อน

เหล็กกล้าไร้สนิมทนต่อการกัดกร่อนได้ดี ซึ่งโดยทั่วไปโลหะทุกชนิดที่มีส่วนประกอบของเหล็กจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนในอากาศ ทำให้เกิดเป็นฟิล์มออกไซด์บนผิวโลหะที่เรียกว่า สนิม เรียกปฏิกิริยานี้ว่า ปฏิกิริยาออกซิเดชัน แต่เหล็กกล้าไร้สนิมมีปริมาณโครเมียม 11% ขึ้นไป ซึ่งเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครเมียมจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนในอากาศแทนเหล็ก เกิดเป็นฟิล์มออกไซด์เกาะบนพื้นผิวเหล็กกล้าและทำหน้าที่ป้องกันการกัดกร่อนและสามารถซ่อมแซมตัวเองได้เมื่อเกิดความเสียหายที่ฟิล์ม เรียกฟิล์มที่เกิดจากโครเมียมทำปฏิกิริยากับออกซิเจนว่า พลาสซิฟเลเยอร์ (Passive layer) และเรียกปรากฏการณ์นี้ว่า พาสซิวิตี (Passivity)

### 3.3.4.4 การใช้งานของเหล็กกล้าไร้สนิม

ในทางปฏิบัติเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดเฟอร์ริติก มีการใช้งานจำกัดในสภาพการกัดกร่อนปานกลางและชนิดเฟอร์ริติกและออสเทนนิติกสามารถนำมาใช้ทำอุปกรณ์เครื่องใช้ภายในครัวเรือนได้ แต่เนื่องจากชนิดออสเทนนิติกสามารถทนการกัดกร่อนได้ดีและทำความสะอาดง่าย จึงนิยมใช้ในอุตสาหกรรมอาหารและเครื่องดื่ม นอกจากนี้ยังทนการกัดกร่อนจากสารเคมีหลายประเภท โดยในที่นี้จะยกตัวอย่างการใช้งานของเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดออสเทนนิติก ดังนี้

1. เกรด 304 เป็นเหล็กกล้าไร้สนิมพื้นฐานที่ใช้ในการตกแต่งเพื่อความสวยงาม ง่ายต่อการขึ้นรูปและป้องกันการเกิดสนิมได้เป็นอย่างดี
2. เกรด 304L มีส่วนประกอบของคาร์บอนน้อยลง ใช้ในงานเชื่อมได้ดี
3. เกรด 316 ถูกออกแบบเพื่อป้องกันการเกิดสนิมได้เป็นอย่างดี ใช้ในงานอุตสาหกรรมหนักและสถานที่ใกล้ทะเล
4. เกรด 316L มีส่วนประกอบของคาร์บอนน้อยลง ใช้ในงานเชื่อมได้ดี

### 3.3.5 การตกตะกอนของเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก

เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติกเมื่อผ่านกระบวนการทาง Heat treatment ที่อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม จะเกิดกระบวนการที่เรียกว่า การตกตะกอน (Precipitation) ของของแข็ง ซึ่งเป็นกระบวนการที่ค่อนข้างซับซ้อน โดยการตกตะกอนนี้จะเป็นการตกตะกอนของสองเฟสหลักๆคือ คาร์ไบด์ (Carbides) และ อินเทอร์เมทัลลิก (Intermetallics) ซึ่งในหัวข้อนี้จะอธิบายทฤษฎีเกี่ยวกับการเกิดขึ้นของเฟสของแข็งชนิดต่างๆที่ได้จากการตกตะกอนบนเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก

#### 3.3.5.1 การตกตะกอนของคาร์ไบด์ (carbide precipitation)

เหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติกมีธาตุโครเมียมเป็นส่วนประกอบหลัก เมื่อรวมตัวกับธาตุออกซิเจนในอากาศเกิดเป็นออกไซด์ของโครเมียม มีความหนาประมาณ 1 - 2 นาโนเมตร ทำหน้าที่เสมือนฟิล์มเคลือบผิว ป้องกันธาตุออกซิเจนในอากาศรวมตัวกับธาตุเหล็กเกิดเป็นเหล็กออกไซด์และกัดกร่อนพื้นผิวเกิดเป็นสนิม เมื่อเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติกผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิในช่วง 400 - 850 องศาเซลเซียส เป็นเวลาที่เหมาะสม โครเมียมหรือธาตุโลหะอื่นๆ จะเกิดการรวมตัวกับธาตุคาร์บอนที่มีอยู่ในเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก (Sensitization) แล้วเกิดเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สว่นไวสำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

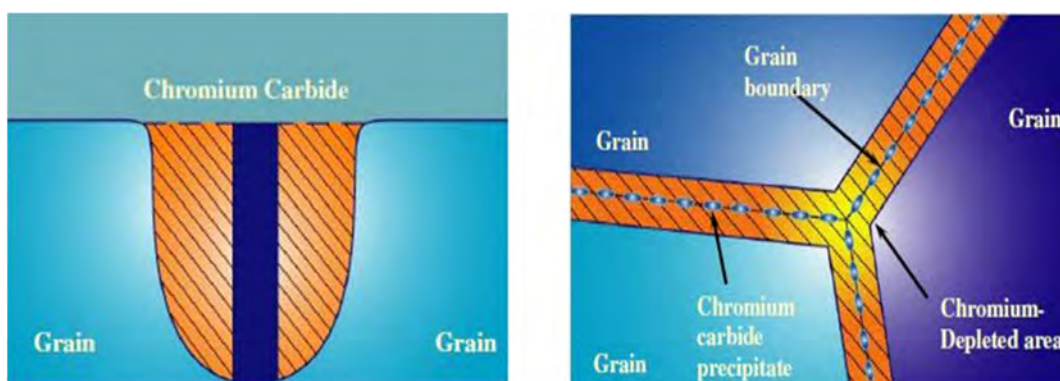
การตกตะกอนของเฟสของแข็ง เรียกว่า คาร์ไบต์ และมีชื่อเรียกตามการจับตัวกันของธาตุเหล่านั้นกับ คาร์บอน เช่น คาร์บอนจับกับโครเมียมเรียกว่า โครเมียมคาร์ไบต์ คาร์บอนจับกับไทเทเนียมเรียกว่า ไทเทเนียมคาร์ไบต์ เป็นต้น คาร์ไบต์ที่เกิดขึ้นจะมีปริมาณองค์ประกอบที่เกิดจากการรวมตัวของธาตุต่างๆ ทำให้เกิดเป็นคาร์ไบต์ชนิดต่างๆ ดังนี้

3.3.5.1.1 คาร์ไบต์ชนิด  $M_{23}C_6$  ส่วนใหญ่มีองค์ประกอบเป็น  $(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$ ,  $(FeCr)_{23}C_6$  พบมากในเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติกเกรด 300 มีโครงสร้างผลึกแบบ fcc การตกตะกอนของ  $M_{23}C_6$  เกิดขึ้นจากกระบวนการทางความร้อนของเหล็กกล้าไร้สนิมที่อุณหภูมิ 500 - 950 องศาเซลเซียส โดยเริ่มแรกจะเกิดการตกตะกอนที่บริเวณขอบเกรน เนื่องจากมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาได้ง่ายกว่าบริเวณอื่นๆ ดังแสดงในรูป 3.39 ซึ่ง  $M_{23}C_6$  ทำให้ความต้านทานการกัดกร่อนลดลง โดยส่วนใหญ่แล้วจะเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular corrosion) เนื่องจากโครเมียมที่อยู่ในเหล็กกล้านั้นลดลงจากการรวมตัวกับคาร์บอน โดยทั่วไปจะมีการดึงโครเมียมที่ขอบเกรนก่อน จึงเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนก่อนภายในเกรน วิธีการแก้ปัญหาคือการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรน ทำได้โดยการเติมธาตุอื่นๆ เพื่อให้จับตัวกับคาร์บอนแทนโครเมียม เช่น ไทเทเนียม ไนโอเบียม เป็นต้น

3.3.5.1.2 คาร์ไบต์ชนิด  $M_6C$  หรือเรียกอีกอย่างว่า คาร์ไบต์  $\eta$  ส่วนใหญ่มีองค์ประกอบเป็น  $Fe_3Mo_3C$ ,  $Fe_3Nb_3C$  และ  $(Fe,Cr)_3Nb_3C$  พบมากในเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีองค์ประกอบเป็นโมลิบดีนัมหรือไนโอเบียม มีโครงสร้างเป็นแบบ fcc เกิดขึ้นจากกระบวนการทางความร้อนเป็นเวลานาน และเกิดต่อจากการเกิดคาร์ไบต์ชนิด  $M_{23}C_6$

3.3.5.1.3 คาร์ไบต์  $M_7C_3$  มีองค์ประกอบเป็น  $(Fe_{0.6}Cr_{0.4})_7C_3$  พบมากในเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านกระบวนการที่มีสถานะคาร์บอนสูง (ประมาณ 4 %wt.)

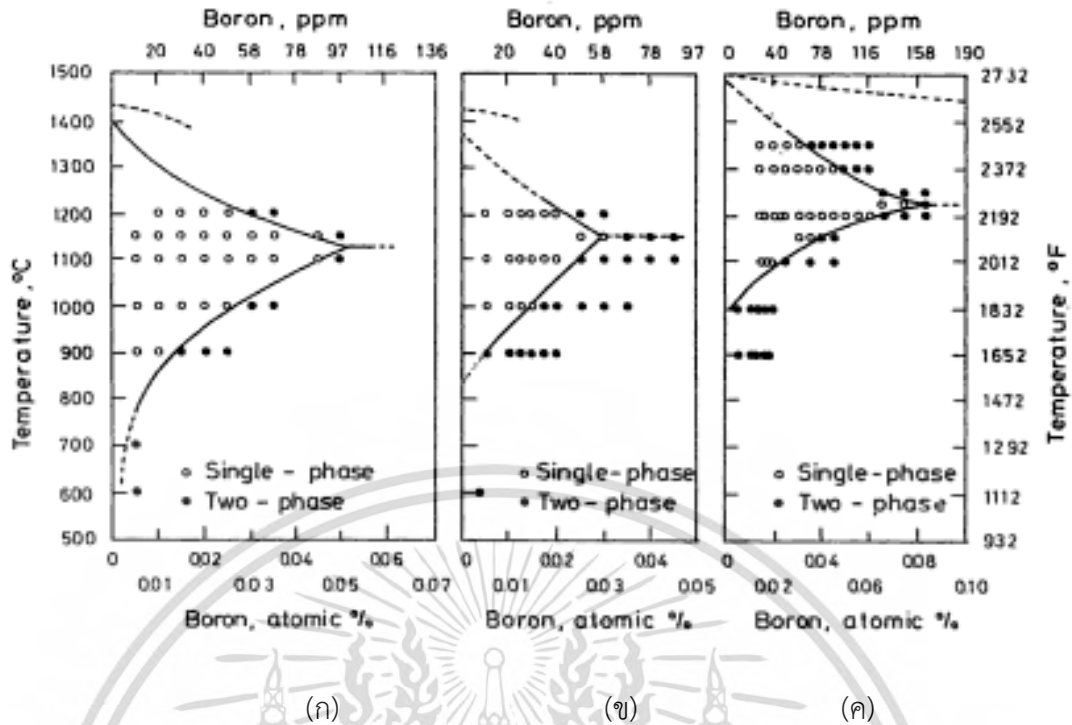
3.3.5.1.4 คาร์ไบต์ MC พบมากในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 321 และ 347 เกิดจากการตกตะกอนของไทเทเนียมคาร์ไบต์ (TiC) และไนโอเบียมคาร์ไบต์ (NbC) เมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนที่เหมาะสม และเมื่อใช้เวลานานในกระบวนการทางความร้อนนานขึ้น ไทเทเนียมคาร์ไบต์จะเปลี่ยนไปเป็นคาร์ไบต์ชนิด  $M_{23}C_6$



รูปที่ 3.39 การตกตะกอนของคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรน

### 3.3.5.2 การตกตะกอนของโบไรด์ (boride precipitation)

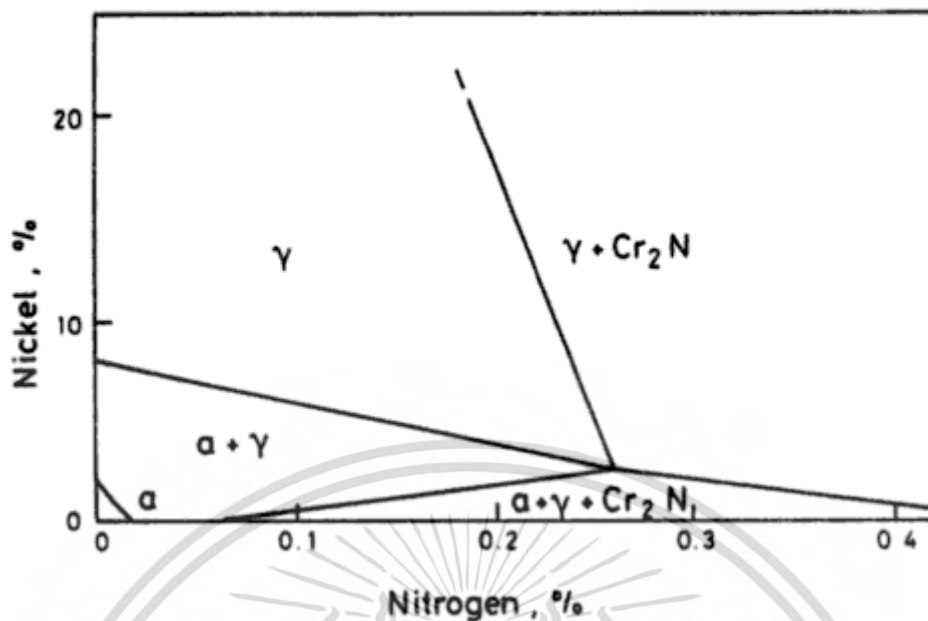
ในรูปที่ 3.40 แสดงความสามารถในการละลายของโบรอนในโลหะผสม Fe - Ni - Cr มีค่าต่ำ โบรมอนสามารถแทนที่คาร์บอนในการจับตัวกับโครเมียมที่เกิดใน  $M_{23}(CB)_6$  ได้ โดยใช้ความเข้มข้นของโบรมอนที่สูงมาก ซึ่งการเกิดการตกตะกอนของโบไรด์ชนิด  $M_2B$  ที่ขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 304 และ 316 ต้องผ่านกระบวนการทางความร้อนเป็นระยะเวลาที่นานมาก นอกจากนี้ยังมีโบไรด์ชนิด  $M_3B_2$  บนเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316



รูปที่ 3.40 ความสามารถในการละลายของโบรอนในโลหะผสม Fe-Ni-Cr ซึ่งมีองค์ประกอบของคาร์บอนน้อยกว่า 0.01% (ก) 18Cr-15Ni (ข) 20Cr-25Ni (ค) 20Cr-25Ni-6Mn

### 3.3.5.3 การตกตะกอนของไนไตรด์ (nitride precipitation)

ไนไตรด์ชนิด  $Cr_2N$  ซึ่งความสมดุลของไนไตรด์ชนิด  $Cr_2N$  และออสเทนนิติกของโลหะผสม Fe-18Cr-Ni-N จะแสดงในรูปที่ 3.41 เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 300 จะมีไนโตรเจนน้อยกว่า 0.15% ซึ่งไนโตรเจนอาจจะแทนที่คาร์บอน ทำให้ระดับของไนโตรเจนลดลง ในขณะที่คาร์ไบด์ชนิด Ti(CN) หรือ TiN สามารถเกิดในเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 321 ได้ และมีนักวิจัยสามารถค้นพบการตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิด MC และ MN ในเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก ด้วยความสามารถในการละลายของไนโตรเจน ทำให้อัตราการเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิด MN มากกว่า MC เมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิสูง



รูปที่ 3.41 แผนภาพความสมดุลสำหรับระบบ 18Cr-Fe-Ni-N ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส

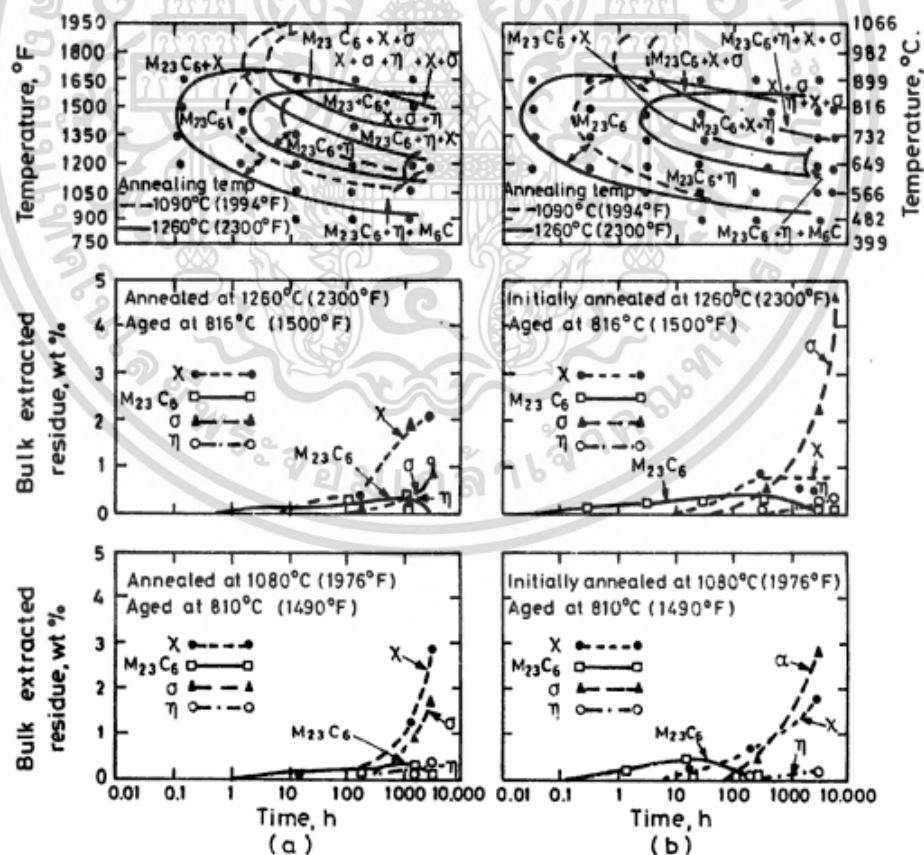
### 3.3.5.4 การก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic phase formation)

การตกตะกอนของสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นเช่นเดียวกับการตกตะกอนของคาร์ไบด์ เพียงแต่ต้องใช้กระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิสูงและใช้เวลานานมาก จากรูปที่ 3.42 แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ระหว่างคาร์ไบด์และอินเตอร์เมทัลลิก ซึ่งอินเตอร์เมทัลลิกเกิดจากการรวมตัวของโลหะกับโลหะที่มีองค์ประกอบที่แตกต่างกัน เกิดเฟสของอินเตอร์เมทัลลิกที่แตกต่างกัน เช่น

3.3.5.4.1 ซิกมาเฟส (sigma phase :  $\sigma$ ) เป็นอินเตอร์เมทัลลิกที่รู้จักกันอย่างแพร่หลาย ส่วนใหญ่จะอธิบายในรูปแบบของ FeCr แม้ว่ามันจะมีองค์ประกอบที่ซับซ้อน แต่ก็สามารถอธิบายในรูปแบบของ  $B_4A$  จนถึง  $BA_4$  เช่น  $(FeNi)_x(CrMo)_yFeCr$  และ  $(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$  ซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบเตตระโกนัล (tetragonal) และซิกมาเฟสสามารถเกิดขึ้นเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนเป็นเวลานานที่อุณหภูมิสูงในช่วง 500 – 900 องศาเซลเซียส นักวิจัยหลายท่านได้ค้นพบการก่อตัวของซิกมาเฟสจากการละลายของคาร์ไบด์ชนิด  $M_{23}C_6$

3.3.5.4.2 ไคเฟส (chi phase :  $\chi$ ) พบมากในโลหะผสมที่มีส่วนประกอบของโมลิบดีนัม ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิสูง มีโครงสร้างผลึกแบบ bcc มีองค์ประกอบอยู่ในรูปของ  $Fe_3Cr_{12}Mo_{10}$  นิวเคลียสของไคเฟสจะอยู่ที่ขอบเกรน ขอบเกรนแบบทวินที่ไม่ต่อเนื่อง (Incoherent twin boundaries) และรอยเลื่อนภายในเกรน (Intragranular dislocations) แต่บางครั้งจะพบไคเฟสปรากฏที่ขอบเกรนแบบทวินที่ต่อเนื่อง (Coherent twin boundaries) ส่วนใหญ่ไคเฟสจะเกิดจากคาร์ไบด์ชนิด  $M_{23}C_6$  ที่ละลายอีกครั้งภายหลังเมื่อผ่านกระบวนการทางความร้อนเป็นเวลานาน และที่อุณหภูมิสูง

3.3.5.4.3 ลีฟเฟส (Laves phase :  $\eta$ ) สามารถเกิดขึ้นได้ในเหล็กกล้าไร้สนิมกลุ่มออสเทนนิติก ภายหลังกระบวนการทางความร้อนเป็นเวลานานที่อุณหภูมิสูงตั้งแต่ 600 องศาเซลเซียสขึ้นไป พบมากในโลหะผสมที่มีองค์ประกอบของโมลิบดีนัม ไทเทเนียม และไนโอเบียม เป็นต้น ลีฟเฟสมีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซะโกนัล (hexagonal) มีองค์ประกอบอยู่ในรูป  $AB_2$  ระหว่างธาตุโลหะกับโลหะ เช่น  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2Ti$  และ  $Fe_2Nb$  เป็นต้น



รูปที่ 3.42 แผนภาพ Time-Temperature-precipitation ของเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 316 (ก) ผ่าน

กระบวนการทางความร้อน (ข) ผ่านกระบวนการขึ้นรูปเย็น 20%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

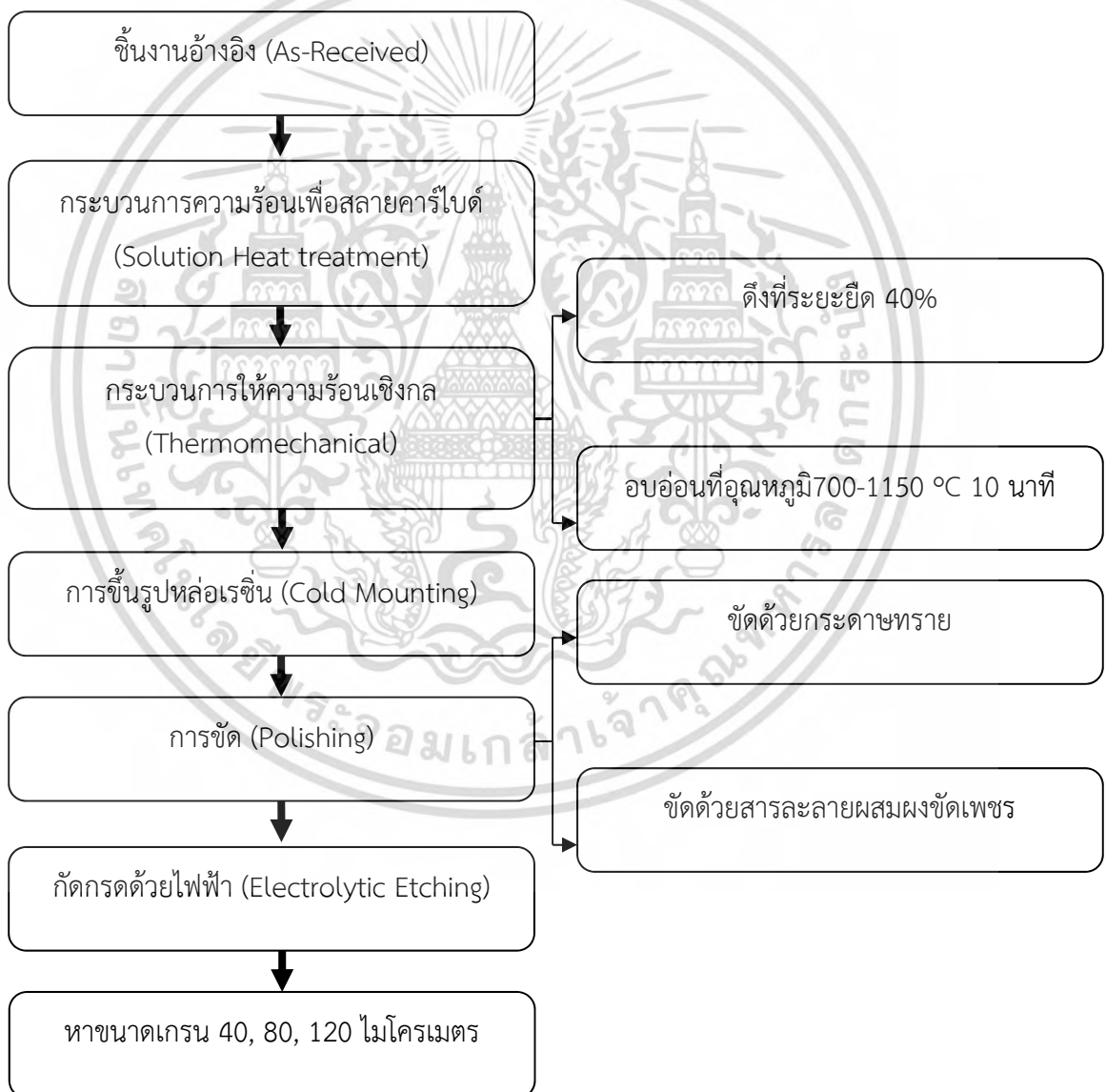
## บทที่ 4

### การดำเนินงานวิจัย

#### 4.1 วิธีการทดลองการเตรียมชิ้นงาน

##### 4.1.1 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการ Single-step recrystallization

นำชิ้นงานผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลด้วยวิธี Single-step recrystallization ประกอบด้วย การขึ้นรูปเย็นที่ 40% RA และการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่างๆ จากนั้นนำไปเตรียมชิ้นงานเพื่อส่องกล้องจุลทรรศน์เพื่อหาขนาดเกรน และวัดค่าความแข็ง ดังรูปที่ 4.1

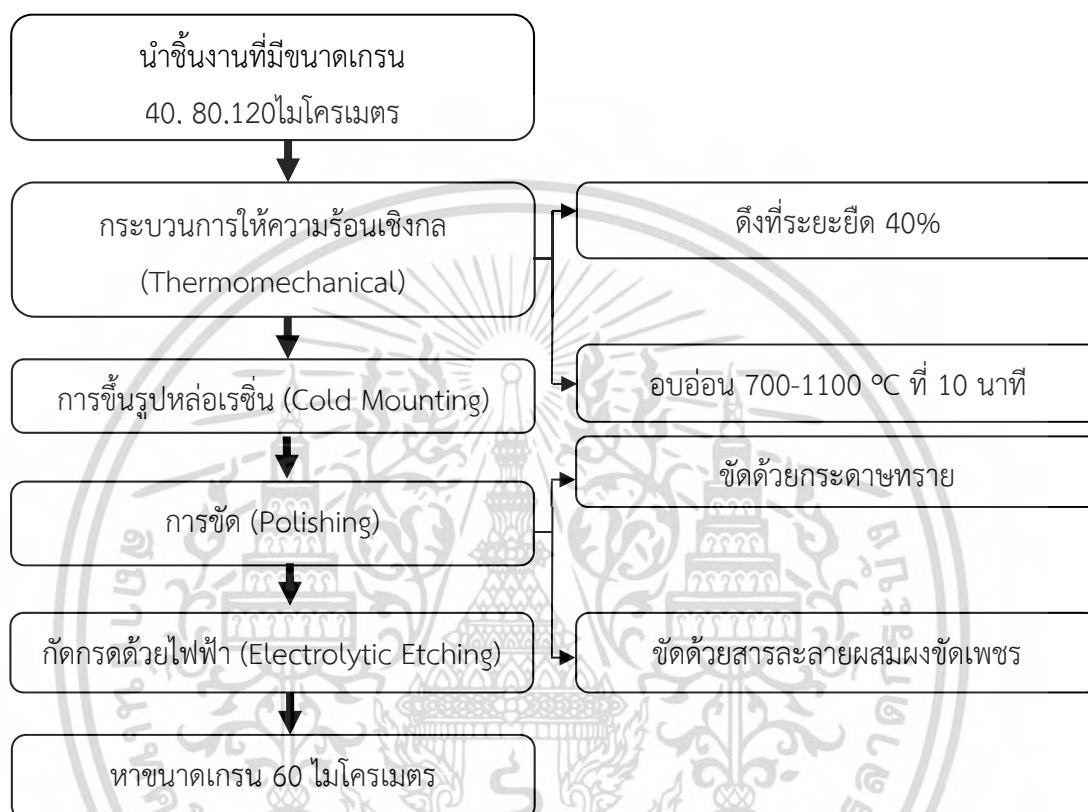


รูปที่ 4.1 แสดงการเตรียมชิ้นงานกระบวนการของ Single-step recrystallization

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 4.1.2 การเตรียมชิ้นงานกระบวนการ Iterative recrystallization

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลด้วยวิธี Single-step recrystallization แล้ว มาทำกระบวนการเดิมซ้ำอีกครั้ง จากนั้นนำไปเตรียมชิ้นงานเพื่อส่องกล้องจุลทรรศน์เพื่อหาขนาดเกรน และวัดค่าความแข็ง ดังรูปที่ 4.2



รูปที่ 4.2 แสดงการเตรียมชิ้นงานกระบวนการของ Iterative recrystallization

#### 4.1.3 ขั้นตอนการดำเนินการเตรียมชิ้นงาน

##### 4.1.3.1 กระบวนการความร้อนเพื่อละลายคาร์ไบด์ (Solution Heat treatment))

4.1.3.1.1 นำเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L ที่มีสารประกอบทางเคมีดังตารางที่ 4.1 ไปตัดให้ได้ความยาวเท่ากับ 12 เซนติเมตร จะได้ชิ้นงานดัง (รูปที่ 4.3)

ตารางที่ 4.1 สารประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L

ธาตุ	Fe	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
%น้ำหนัก	ที่เหลือ	0.03	2.00	0.04	0.03	0.75	16 -18	10-14	2-3

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

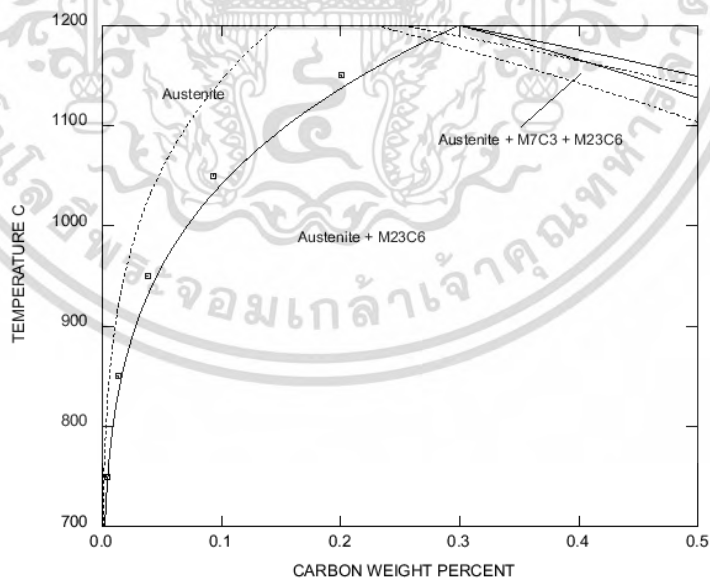


รูปที่ 4.3 แสดงชิ้นงาน (As-Received)

4.1.3.1.2 นำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปทำการสลายคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง (รูปที่ 4.4) ซึ่งจากเฟสไดอะแกรมรูปที่ 4.5 เฟสออสเทนไนต์สามารถทำให้ธาตุคาร์บอนละลายได้สูงสุด 2.14% ที่ 1147°C



รูปที่ 4.4 แสดงลักษณะของเตาอบ



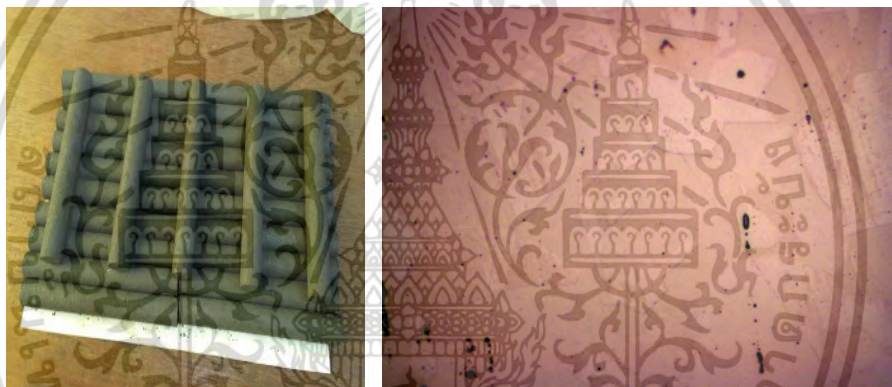
รูปที่ 4.5 แสดงแผนภาพของเฟสในระบบ Fe-C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.1.3.1.3 นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ ไปจุ่มในน้ำ (Water Quench) ทันที เพื่อป้องกันการเกิดตะกอนโครเมียมคาร์ไบด์ (เป็นสารประกอบที่ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิมสูญเสียความต้านทานต่อการกัดกร่อน) (รูป 4.6-4.7)



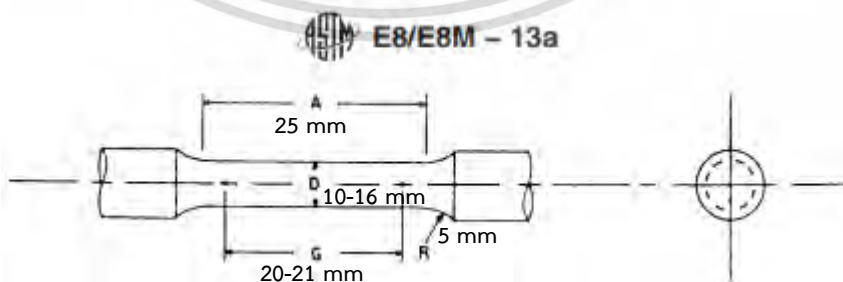
รูปที่ 4.6 ชิ้นงานในขณะจุ่มน้ำ (Water Quench)



รูปที่ 4.7 ชิ้นงานและโครงสร้างจุลภาค หลังกระบวนการสลายคาร์ไบด์

#### 4.1.3.2 การทำงานเย็นโดยการดึง

4.1.3.2.1 นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการสลายคาร์ไบด์ไปกลึงให้ได้ขนาดคล้าย ASTM E8M ดัง (รูป 4.8)



รูปที่ 4.8 รูป ASTM E8M

4.1.3.2.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการกลึงไปทำงานเย็นที่ระยะยืด 40% โดยเครื่อง

เอกซารนิเป็นอีกสารที่ส่งผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมจากการใช้ยานยนต์ไฟฟ้า เนื่องจากเห็นแนวโน้มไปข้างหน้าด้านราคา  
 \* Universal Testing Machine (รูป 4.9) โดยคำนวณจากสมการ  $\%RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100$   
 ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.9 เครื่อง Universal Testing Machine

#### 4.1.3.3 การอบอ่อน (Annealing)

4.1.3.3.1 นำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิ 750, 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาทีในแต่ละอุณหภูมิ และจุ่มในน้ำ (Water Quench) ทันที ดังรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.10 ลักษณะในการที่ใช้ในการอบอ่อน

4.1.3.3.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อน ไปตัดแบ่งชิ้นงานให้ได้ขนาดที่เหมาะสม โดยใช้เครื่องตัดผิวเรียบ (refine cutting) ดังรูปที่ 4.11



รูปที่ 4.11 แสดงเครื่องตัดผิวเรียบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 4.1.3.4 การขึ้นรูปหล่อเรซิน (Cold Mounting)

4.1.3.4.1 นำเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการตัดและอบ มาหล่อเรซิน (Cold Mounting) โดยใช้เรซินเหลวปริมาณ 30 กรัม บรรจุใส่แก้วหยดด้วยสารทำแข็งเรซินจำนวน 7 หยด คนเบาๆให้เข้ากัน) ดังรูปที่ 4.12



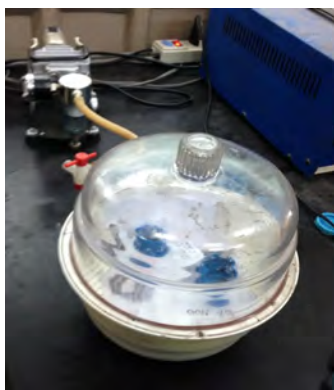
รูปที่ 4.12 แสดงลักษณะของเรซินเหลว และตัวทำแข็งเรซิน

4.1.3.4.2 นำชิ้นงานวางลงบนแม่พิมพ์ทรงกระบอก (PVC) แล้วจึงค่อยๆเทเรซินลงไปเบาๆ เพื่อกันการเลื้อนของชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.13



รูปที่ 4.13 แสดงลักษณะของแม่พิมพ์ที่ได้วางชิ้นงานและเทเรซินเหลวลงไปภายใน

4.1.3.4.3 นำแม่พิมพ์มาอุดเอาฟองอากาศออก เพื่อให้ชิ้นงานสามารถนำมาตรวจสอบได้ง่ายขึ้น ดังรูปที่ 4.14



รูปที่ 4.14 แสดงเครื่องฟองดูดอากาศ

#### 4.1.3.4.4 ทิ้งไว้ที่อุณหภูมิห้องจนเรซินแห้งสนิท

#### 4.1.3.5 การขัด (Polishing)

4.1.3.5.1 ถอดออกจากแม่พิมพ์ด้วยความระมัดระวัง จากนั้นนำไปขัดกระดาษซิลิกาคาร์ไบด์ (SiC) 80 (เพื่อลบมุม), 400, 600, 800, 1200 ตามลำดับ จนชิ้นงานเรียบเสมอกันโดยใช้น้ำเป็นสารหล่อลื่น ดังรูปที่ 4.15-4.16



รูปที่ 4.15 แสดงลักษณะของกระดาษทรายซิลิกา คาร์ไบด์ (SiC)



รูปที่ 4.16 แสดงการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทราย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.1.3.5.2 นำชิ้นงานที่ผ่านการขัดกระดาษทรายเบอร์ 1200 ไปขัดต่อด้วยผ้าขัด (Polishing Cloth) โดยใช้สารละลายผสมผงขัดเพชร (Polycrystalline Diamond Suspension) ขนาด 3, 1 ไมโครเมตรตามลำดับ และทำความสะอาดให้เรียบร้อย ดังรูปที่ 4.17-4.19



รูปที่ 4.17 แสดงลักษณะของผงขัดเพชรขนาดต่างๆ



รูปที่ 4.18 แสดงลักษณะของผ้าขัด



รูปที่ 4.19 แสดงลักษณะของชิ้นงานที่ผ่านการขัดด้วยผงขัดเพชร

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 4.1.3.6 การกัดกรดด้วยไฟฟ้า (Electrolytic Etching)

4.1.3.6.1 นำชิ้นงานไปกัดกรด (Electrolytic Etching) โดยมีส่วนผสมคือ กรดอ็อกซาลิก (Oxalic acid) 1 กรัม + น้ำกลั่น (distilled water) 10 มิลลิลิตร โดยใช้ไฟฟ้า 6 โวลต์เวลาการกัด 60 วินาที เพื่อให้สามารถตรวจสอบได้ชัดเจนยิ่งขึ้น ดังรูปที่ 4.20



รูปที่ 4.20 อุปกรณ์การกัดกรดไฟฟ้าและกรดอ็อกซาลิก (Oxalic acid)

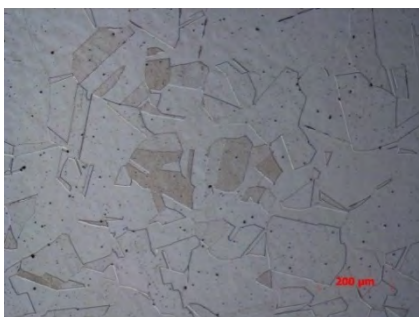
#### 4.1.3.7 ทาขนาดเกรน

4.1.3.7.1 นำชิ้นงานไปดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light Microscope) ดังรูปที่ 4.21-4.22



รูปที่ 4.21 แสดงการตรวจโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.22 แสดงลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

4.1.3.7.2 หลังจากนำชิ้นงานไปดูโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ถ่ายรูปโครงสร้างจุลภาคด้วยโปรแกรม Axiovision 4.7 เพื่อนำไปวัดขนาดเกรน

4.1.3.7.3 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 กับแผนภูมิมาตรฐานของโลหะแต่ละชนิดที่กำลังขยายเดียวกัน ดังตารางที่ 1 โดยค่าที่ได้เรียกว่า ASTM Grain size number (G)

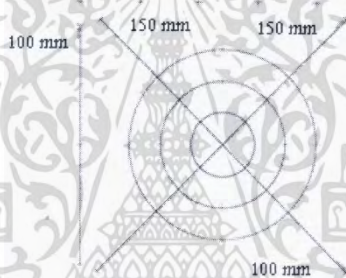
2) Planimetric procedure กระทำโดยตีกรอบเป็นวงกลม หรือสี่เหลี่ยมให้ได้พื้นที่ 500mm<sup>2</sup> บนรูปที่ได้ แล้วนับจำนวนเกรนทั้งหมดในพื้นที่ บวกกับครึ่งหนึ่งของจำนวนเกรนที่ขอบของพื้นที่ที่ตัดผ่าน เพื่อหาค่าจำนวนเกรนต่อตารางมิลลิเมตร ( $N_A$ ) ดังสมการ  $N_A = \frac{M^2}{5000} (N_{\text{inside}} + \frac{N_{\text{intercept}}}{2})$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

ตารางที่ 4.2 ข้อมูลเปรียบเทียบของแต่ละวัสดุในการวัดเกรน

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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3) Intercept procedure เป็นวิธีที่นิยมมากกว่า 2 วิธีแรก และยังสามารถใช้ได้กับตัวอย่างที่เป็น Equiaxed grains และ Elongated grains ได้ด้วย ในที่นี้จะกล่าวเฉพาะวิธี Linear interception ที่เกิดจากการวางเส้นทดสอบ 4 เส้นที่มีความยาวรวม 500 mm ในทิศทางต่างๆดังรูปที่ 4.22 บนภาพที่ได้จากกล้องขยายหนึ่ง เพื่อให้เส้นรวม 500 mm ตัดกับเกรนอย่างน้อย 50 ค่าโดยที่จำนวน intercept ( $N_L$ ) คือจำนวนที่เกรนที่ test line ตัดผ่าน ถ้าปลาย test line อยู่ภายในเกรนหรือ tangent to Grain boundary ให้นับครึ่ง ของ Intercept ส่วนจำนวน intersection ( $P_L$ ) คือจำนวนจุดตัดที่ Test line ตัดผ่าน Grain boundary ถ้าเส้นทดสอบสัมผัสกับ Grain boundary ให้นับครึ่งหนึ่งของ Intersection แต่ถ้าผ่านจุดที่มีเกรนมาชนกันนับ 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 4.3 สมการหาขนาดเกรน ขึ้นอยู่กับพารามิเตอร์ที่วัดโครงสร้างจุลภาค ตามขนาดเกรนมาตรฐาน ASTM

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

หาขนาดของเกรนในแต่ละอุณหภูมิ 750, 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 องศาเซลเซียสเพื่อนำไปหาขนาดเกรนและอุณหภูมิของขนาดเกรน 40, 80, 120 ไมโครเมตร จากนั้นนำชิ้นงานไปอบที่อุณหภูมิของขนาดเกรน 40, 80, 120 ไมโครเมตร เพื่อตรวจสอบขนาดเกรน 40, 80, 120 ไมโครเมตร

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 4.1.3.7.3 นำชิ้นงานไปวัดความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็ง ดังรูปที่ 4.24-4.25



รูปที่ 4.24 แสดงลักษณะของเครื่องทดสอบความแข็ง



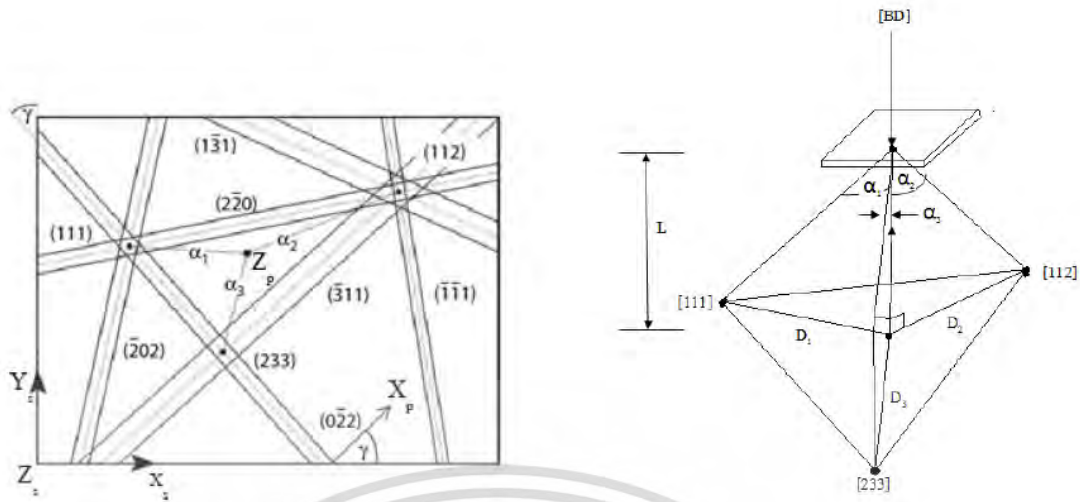
รูปที่ 4.25 แสดงลักษณะของรอยเจาะจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์

## 4.2 การวัดและการวิเคราะห์ชนิดขอบเกรน Coincidence-site-lattice

ในงานวิจัยนี้ได้นำเทคนิคอิเล็กทรอนิกส์แบบแคสแคดเตอร์ดิฟแฟรกชันมาวิเคราะห์เพื่อหาจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL โดยข้อมูลเริ่มต้นสำคัญที่ใช้ในการวิเคราะห์จากรูปแบบคิคูซิคือเมตริกซ์ทิศทางของผลึก (Orientation matrix, G) ของแต่ละเกรน ซึ่งสามารถคำนวณข้อมูลได้จากรูปแบบคิคูซิคือด้วยวิธี Triangular method ดังตัวอย่างภาพที่ 4.26 ด้วยสมการ 4.1

$$G = (X_p \ X_p \times Z_p \ Z_p) \begin{pmatrix} \cos \gamma & -\sin \gamma & 0 \\ \sin \gamma & \cos \gamma & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (4.1)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.26 รูปแบบคิคุชิวิเคราะห์ด้วยวิธี Triangular method

โดยที่  $\gamma$  คือมุมระหว่างเวกเตอร์ตั้งฉากเส้นแถบคิคุชิบนฉากเรืองแสงอ้างอิง ( $X_p$ ) กับแกนแนวอ้างอิงของชิ้นงานตามแกน  $Y$  ( $Y_c$ ),  $Z_p$  คือทิศทางลำอิเล็กตรอนที่ฉายลงบนฉากเรืองแสง สามารถหาได้จากสมการ 4.2-4.3 ดังนี้

$$\begin{pmatrix} Z_{px} \\ Z_{py} \\ Z_{pz} \end{pmatrix} = \frac{\sqrt{(q_{ix})^2 + (q_{iy})^2 + (q_{iz})^2 \cos \alpha_1}}{\begin{pmatrix} q_{ix} \\ q_{iy} \\ q_{iz} \end{pmatrix}} \quad (4.2)$$

$$\cos \alpha_1 = \tan^{-1} \frac{D_i}{L} \quad (4.3)$$

โดยที่  $\alpha_i$  คือมุมระหว่าง  $Z_p$  กับบริเวณจุดตัดกันของเส้นแถบคิคุชิ,  $q_i$  คือ Crystallographic indices,  $D_i$  คือระยะห่างระหว่างทิศทางของลำอิเล็กตรอนถึงบริเวณจุดตัดกันของเส้นแถบคิคุชิ,  $L$  คือความยาวของกล้องมีค่าเท่ากับระยะทางระหว่างชิ้นงานกับฉากเรืองแสง ดังนั้นในการแก้สมการ 4.5 ต้องทราบค่ามุม  $\alpha_i$  3 มุมเพื่อแก้สมการ 3 ตัวแปร จากนั้นเมื่อทราบเมตริกซ์ทิศทางของผลึกในแต่ละเกรน เราสามารถวิเคราะห์ประเภทของขอบเกรนจากข้อมูลเทคนิค EBSD ว่าเป็นขอบเกรนชนิด CSL โดยการเปรียบเทียบมุมเมตริกซ์ความแตกต่าง ( $\theta_D$ ) ที่มีค่ามุมน้อยที่สุดกับมุมมากที่สุดที่สามารถเบี่ยงเบนของแต่ละประเภทขอบเกรนชนิด CSL ซึ่งมุมของเมตริกซ์ความแตกต่างคำนวณมาจากสมการเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่นที่ได้จากข้อมูลทาง EBSD ( $M_{EXP}$ ) กับเมตริกซ์มิสโอเรียลเทชั่น ( $M_{CSL}$ ) ได้ความสัมพันธ์ดังนี้

$$M_D = M_{EXP} M_{CSL}^{-1} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \quad (4.5)$$

$$\theta_D = \cos^{-1} \left( \frac{a_{11} + a_{22} + a_{33} - 1}{2} \right) \quad (4.6)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยที่  $M_{EXP} = T_i(G_1^{-1}G_2)$  เมื่อ  $T_i$  คือเมตริกซ์สมมาตรของผลึก เช่น สมมาตรผลึกแบบคิวบิก มีทั้งหมด 24 เมตริกซ์,  $G_1, G_2$  คือเมตริกซ์ทิศทางของผลึกของเกรน 1 และเกรน 2 ตัวอย่างการเปรียบเทียบข้อมูลขอบเกรนที่ได้จากเทคนิค EBSD กับขอบเกรนชนิด เช่น มุมเมตริกซ์ความแตกต่างที่มีค่าน้อยที่สุด มีค่า  $\theta_D=4.5^\circ$  เมื่อเทียบกับมุมเบี่ยงเบนของขอบเกรนชนิด  $\Sigma 3$  จากกฎของแบรนดอน (ถ้าค่า  $\theta_D/\theta_M \leq 1$  แสดงว่าเป็นขอบเกรนชนิด CSL)

สำหรับจำนวนสัดส่วนของขอบเกรนชนิด CSL ( $f_L$ ) แบบ Length fraction สามารถหาได้จากสมการความสัมพันธ์ดังนี้

$$f_L = \text{ความยาวของขอบเกรนชนิด CSL} / \text{ความยาวของขอบเกรนทั้งหมด} \quad (4.7)$$

### 4.3 วิธีการทดลองการทดสอบการคืบ

ทำการเลือกชิ้นงานที่มีขนาดเกรน 60  $\mu\text{m}$  แต่มีกระบวนการเตรียมชิ้นงานที่แตกต่างกัน และชิ้นงานอ้างอิง มาทำการทดสอบการคืบในเงื่อนไขต่างๆ

#### 4.3.1 เลือกเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ

เลือกชิ้นงานที่มีขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร โดยเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ แบ่งออกเป็น 3 ส่วน

1. ชิ้นงานอ้างอิง
2. ชิ้นงานที่มีค่าสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL)
3. ชิ้นงานที่มีค่าสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL)

ตารางที่ 4.4 เงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ

Process	Heat treatment
As-receive	-
Low %CSL	อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 10 นาที
High %CSL	อุณหภูมิ 1125 °C เป็นเวลา 10 นาที, อุณหภูมิ 1030 °C เป็นเวลา 10 นาที

#### 4.3.2 เงื่อนไขที่ใช้ในการทดสอบการคืบ

เงื่อนไขที่ใช้ในการทดสอบการคืบ แบ่งออกเป็น 2 กรณี คือ

1. อุณหภูมิคงที่ เปลี่ยนแปลงค่าความเค้น
2. เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ค่าความเค้นคงที่

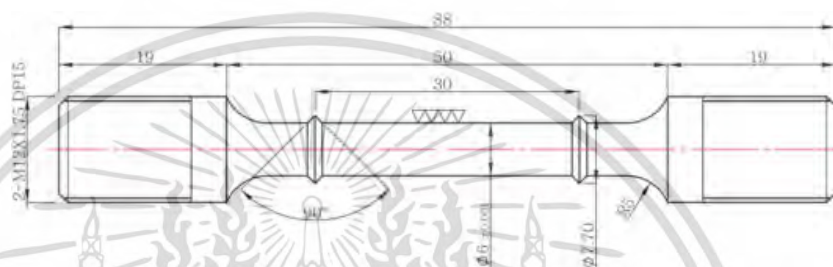
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.5 เงื่อนไขที่ใช้ในการทดสอบการคืบ

เงื่อนไข	Temp. (°C)	Stress (MPa)
1.	650	220, 260, 290
2.	600, 625, 650	290

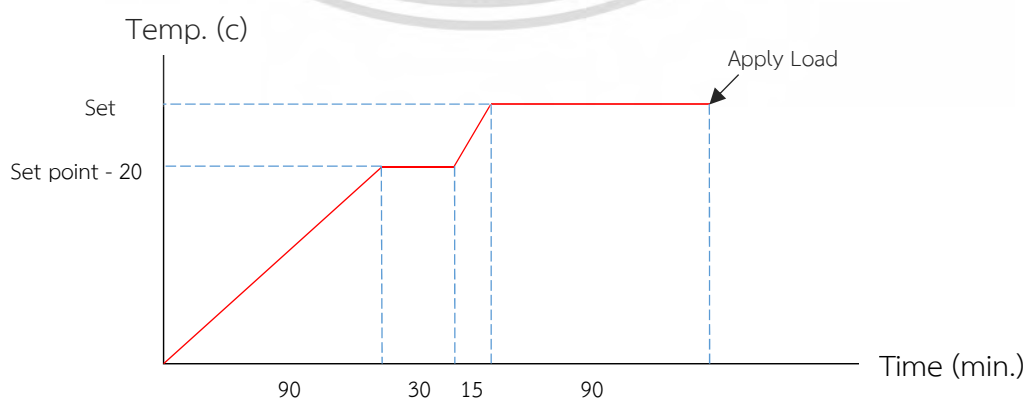
### 4.3.3 ขั้นตอนการทดสอบการคืบ

- นำชิ้นงานไปกลึงในได้ขนาดตาม ASTM E139 ดังรูปที่ 4.27



รูปที่ 4.27 แสดงชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบการคืบ ASTM E139

- วัดขนาดของชิ้นงาน พร้อมทั้งจดบันทึกค่าความยาวเกลและพื้นที่หน้าตัด ของชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบ
- ติดเทอร์โมคัปเปิล (ตัววัดอุณหภูมิ) เข้ากับชิ้นงานแล้วประกอบเข้ากับ Coupling
- นำชุดข้อต่อร้อน (hot coupling) มาติดกับชิ้นงานทดสอบ โดยขันน็อตให้พอแน่นโดยให้ระยะของข้อต่อ (Coupling) บนและล่างมีระยะเท่ากับความยาวเกลที่ตั้งไว้
- เปิดโปรแกรม Wisco และทำการเชื่อมต่อระหว่าง Wisco AI210 กับ AK-1 Signal Conditioner
- เปิดเตาที่ใช้ในการทดสอบการคืบ โดยตั้งค่าการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิของเตาก่อนใส่ Load ดังรูปที่ 4.28

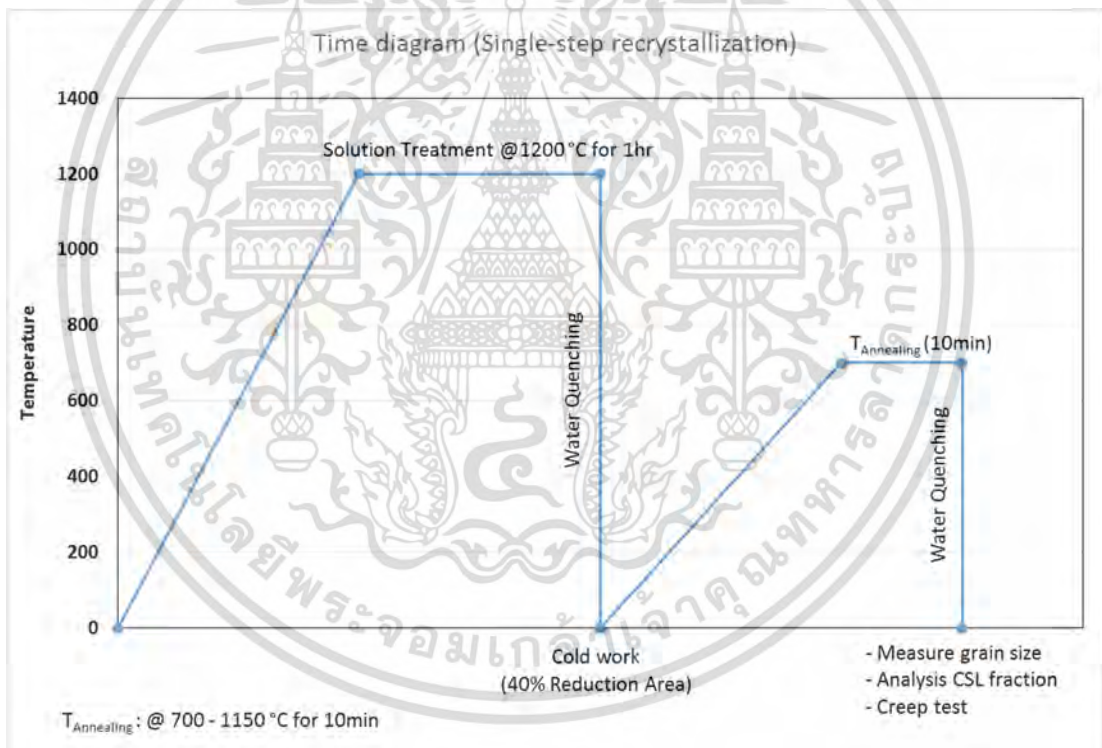


รูปที่ 4.28 แสดงการตั้งค่าการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิก่อนใส่ Load

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

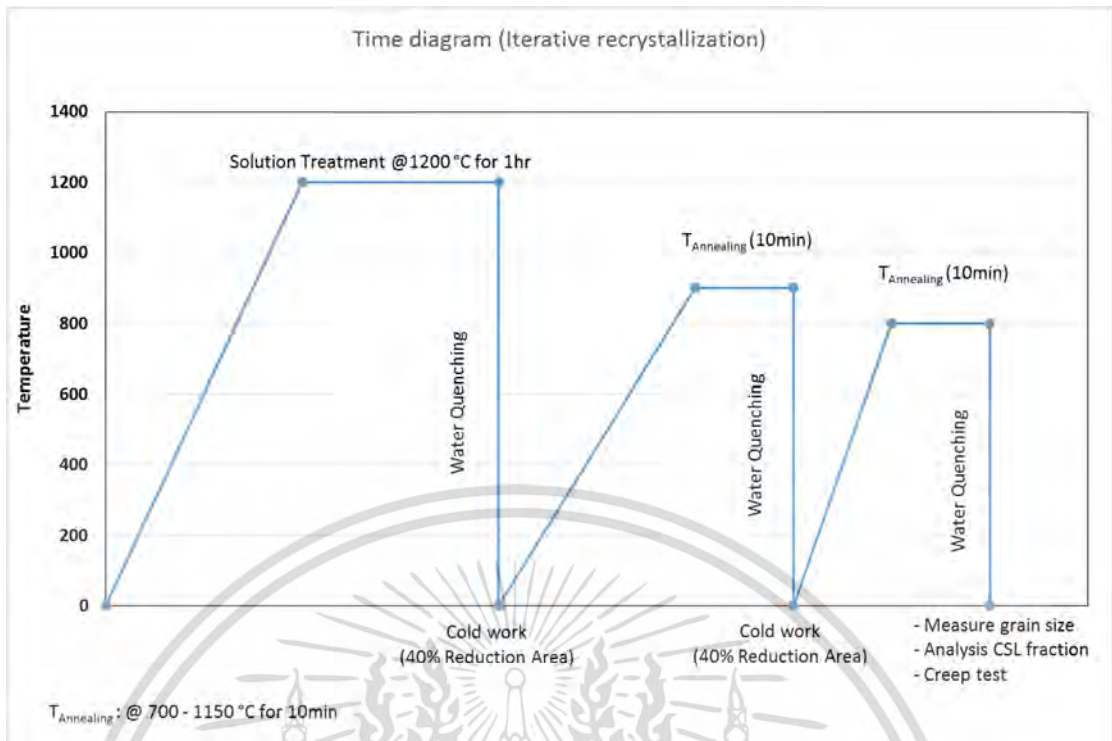
7. เมื่ออุณหภูมิภายในเตาถึงจุดที่ Apply load ทำการใส่ load แก่ชิ้นงานตามที่ได้คำนวณไว้ โดยมีอัตราส่วนน้ำหนักที่ใส่ต่อน้ำหนักที่ไปถึงชิ้นงานเท่ากับ 1:16
8. โปรแกรมจะทำการบันทึกค่าความต่างศักย์อันเนื่องมาจากการยึดตัวของชิ้นงานกับเวลาที่ใช้ในการทดสอบทุกๆ 30 วินาที
9. เมื่อชิ้นงานขาดแล้ว นำข้อมูลที่ได้จากการบันทึกของ Wisco ที่บันทึกความต่างศักย์มาแปลงให้เป็นการยึดตัวของชิ้นงาน โดยใช้โปรแกรม Microsoft Excel ช่วย
10. นำข้อมูลที่ผ่านมาการแปลงค่าแล้ว ไปพลอตค่าระหว่างระยะการยึดตัวกับเวลา โดยใช้โปรแกรม Matlab จากนั้นนำสมการที่ได้จากกราฟไปหาค่า minimum creep rate โดยใช้โปรแกรม Mathematica

#### 4.4 แผนผังเวลาของการเตรียมชิ้นงาน



รูปที่ 4.29 แสดงแผนผังเวลาของกระบวนการการเตรียมชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.30 แสดงแผนผังเวลาของกระบวนการเตรียมชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

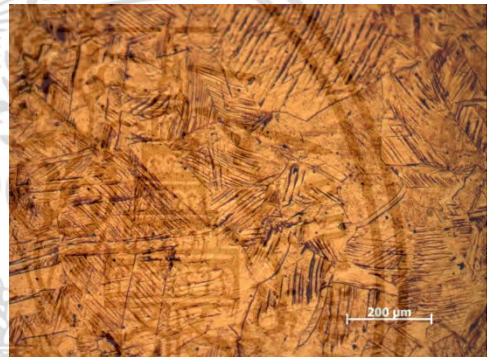
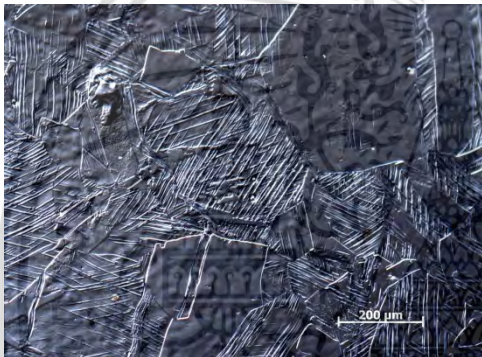
## บทที่ 5

### ผลการทดลอง

#### 5.1 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการ Single-step recrystallization

5.1.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร

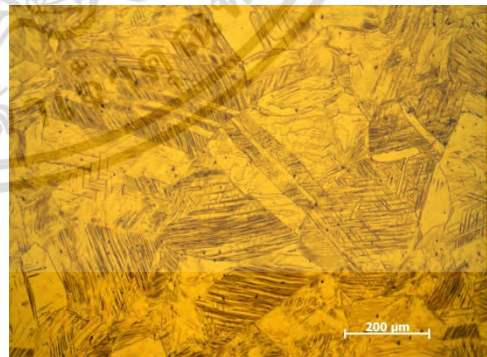
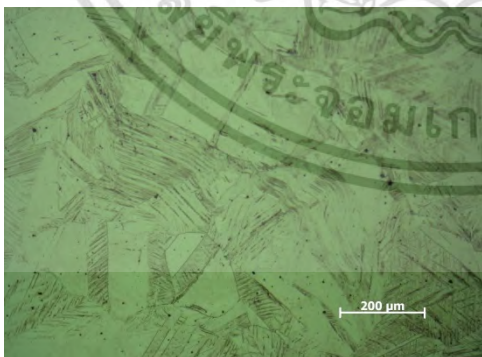
5.1.1.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมแบบโครงสร้างเฟสออสเทนไนต์ (กำลังขยาย 100เท่า)



ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน

ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

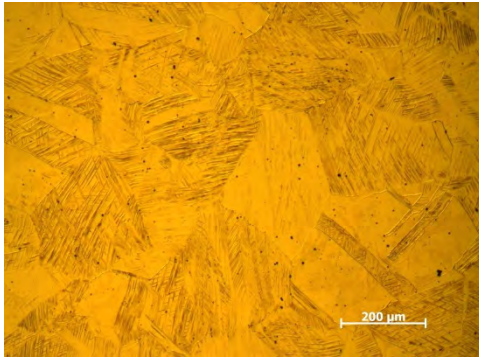


ก) อบอ่อน 750 องศาเซลเซียส 10 นาที

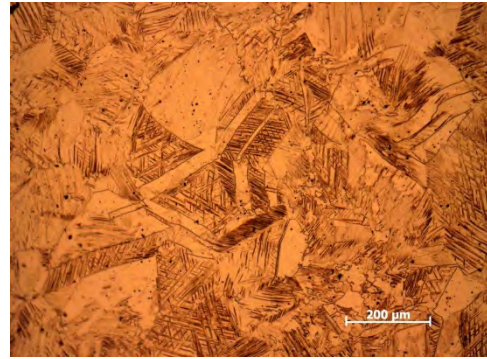
ข) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.2 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

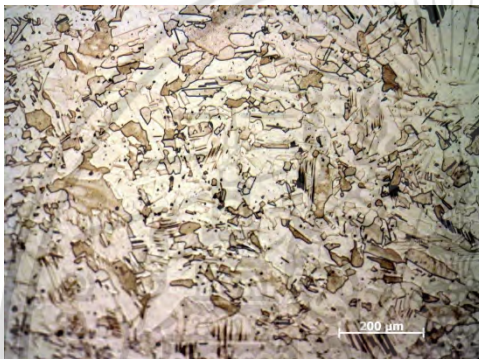


ก) อบอ่อน 850 องศาเซลเซียส 10 นาที

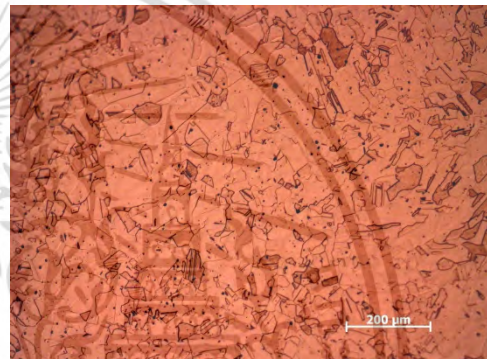


ข) อบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.3 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

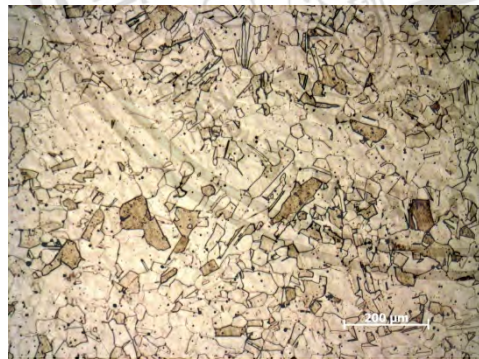


ก) อบอ่อน 950 องศาเซลเซียส 10 นาที

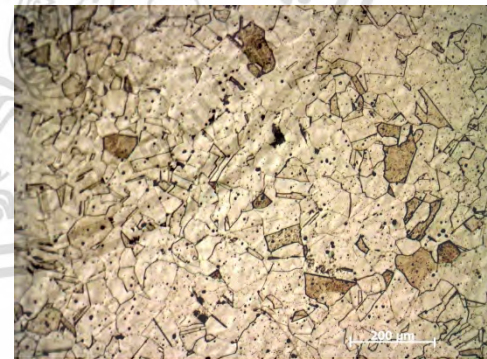


ข) อบอ่อน 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.4 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%



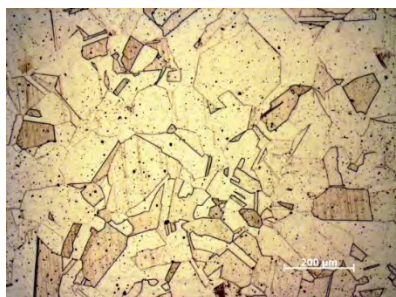
ก) อบอ่อน 1050 องศาเซลเซียส 10 นาที



ข) อบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.5 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

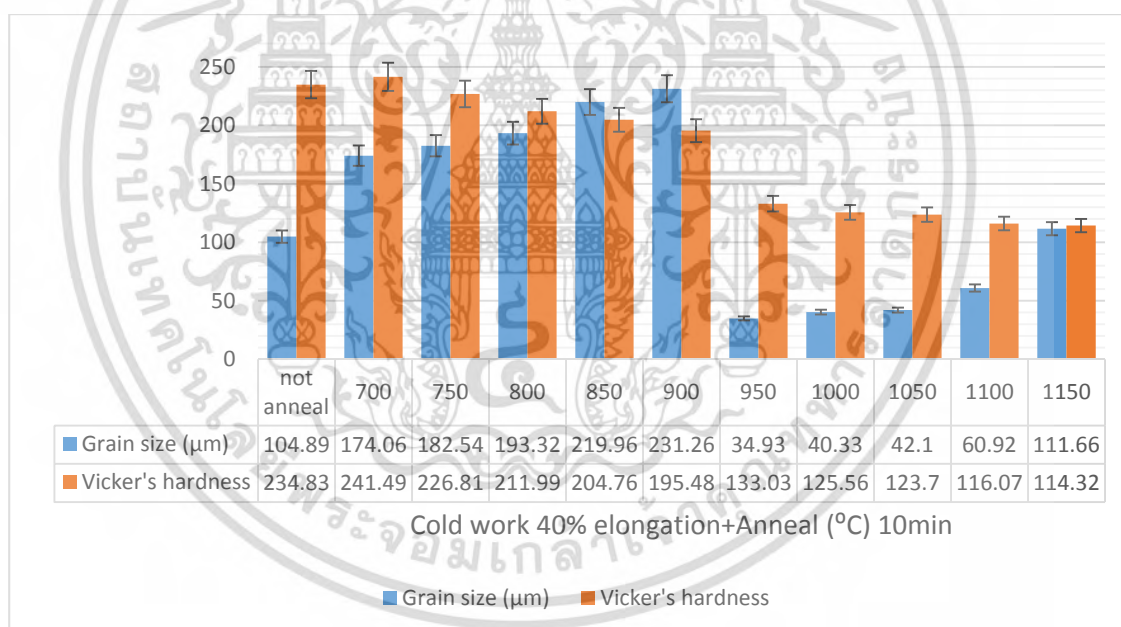


อบอ่อนที่ 1150 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.6 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดึงระยะยืดที่ 40%

จากรูปที่ 5.1-5.6 พบว่าชิ้นงานมีโครงสร้างจุลภาคแบบออสเทนไนท์ และมีทวินนิ่งเพิ่มขึ้นซึ่งเป็นไปตามทฤษฎีของวิศวกรรมขอบเกรน

#### 5.1.1.2 ขนาดเกรนและค่าความแข็ง



รูปที่ 5.7 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 700-1150 องศาเซลเซียส

จากรูปที่ 5.7 จะเห็นได้ว่าเมื่อเริ่มต้นขนาดเกรนที่ไม่ได้ทำการอบอ่อน จะมีขนาดโตขึ้นเมื่อได้รับความร้อนจากการอบอ่อนซึ่งเป็นไปตามกลไกการคืนตัว (Recovery) จนกระทั่งที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจะมีขนาดเล็กลงมากเรียกกลไกที่เกิดขึ้นนี้ว่า การตกผลึกใหม่ (Recrystallization) และเมื่ออบที่อุณหภูมิมากขึ้นอีก ขนาดเกรนก็เริ่มโตขึ้นอีกครั้ง เป็นกลไกการโตขึ้นของเกรน (Grain growth) จากทฤษฎีจึงสรุปได้ว่าช่วงอุณหภูมิระหว่าง 900-950 องศาเซลเซียส เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เป็นช่วงอุณหภูมิที่เกิดผลึกใหม่ (Recrystallization) ส่วนค่าความแข็งที่ตรวจสอบค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ จะเห็นได้ว่าเมื่อทำการดิ่งที่ระยัด 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  $D - D_0 = Kt^n$

ตารางที่ 5.1 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร

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

5.1.3 ตรวจสอบขนาดเกรนของชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส

5.1.3.1 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม (กำลังขยาย 100เท่า)

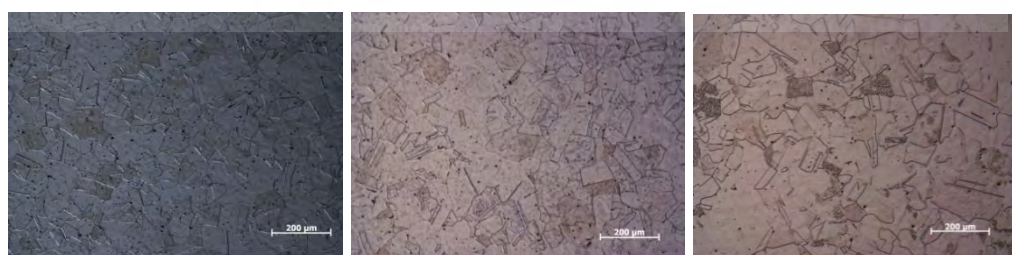


ก.) 5 นาที

ข.) 10 นาที

ค.) 20 นาที

รูปที่ 5.8 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดิ่งระยัดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1000 องศาเซลเซียส



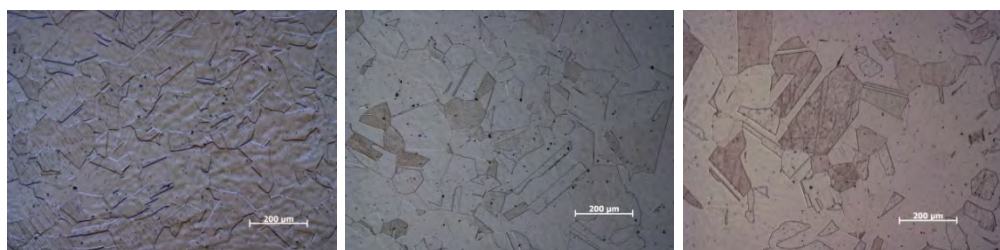
ก.) 5 นาที

ข.) 10 นาที

ค.) 20 นาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 5.9 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดึงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1125 องศาเซลเซียส



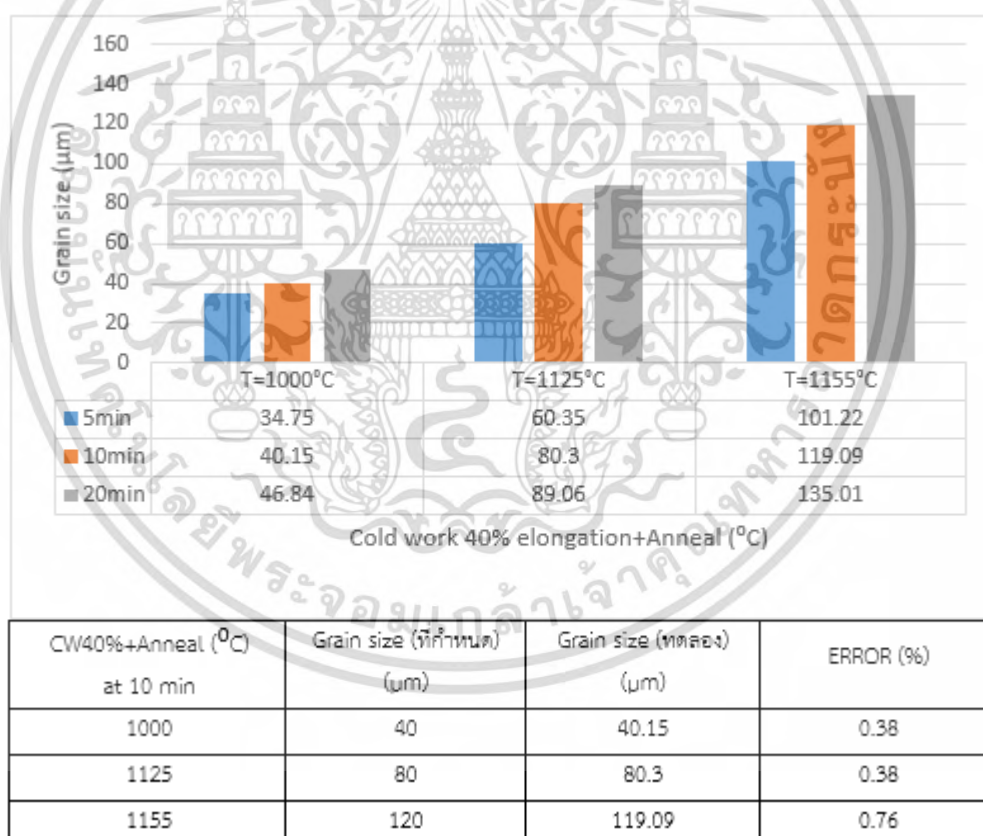
ก) 5 นาที

ข) 10 นาที

ค) 20 นาที

รูปที่ 5.10 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมผ่านการดึงระยะยืดที่ 40% และอบอ่อนที่ 1155 องศาเซลเซียส

### 5.1.3.2 ขนาดเกรน

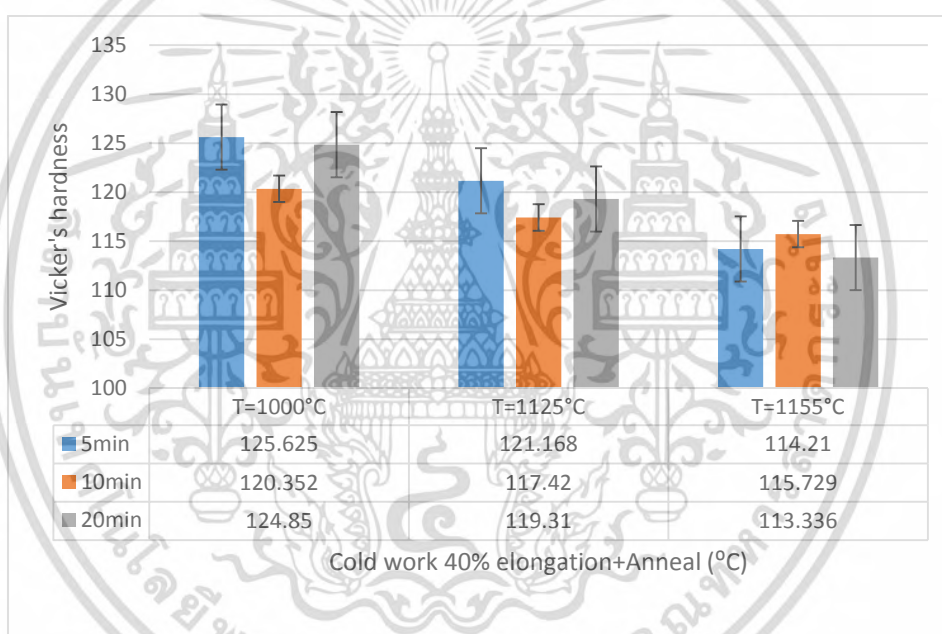


รูปที่ 5.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนเพื่อคำนวณหาขนาดเกรนที่ 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูป 5.8-5.11 แสดงขนาดเกรนที่อบอ่อนอุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน จะเห็นได้ว่าการอบอ่อนอุณหภูมิเดียวกันแต่เวลาต่างกัน เมื่อเวลามากขึ้นนั้นขนาดเกรนก็จะมีขนาดโตขึ้น ซึ่งตรงตามทฤษฎีการโตของเกรน และเมื่อเวลาที่ใช้ในการอบอ่อนเท่ากันแต่อุณหภูมิแตกต่างกัน ก็จะได้เห็นได้เหมือนกันว่า ที่การอบอ่อนอุณหภูมิสูงขึ้น การโตของเกรนก็จะโตขึ้นเช่นกัน หรือเรียกว่าอัตราการโตขึ้นของเกรนเร็วขึ้น เมื่ออุณหภูมิมากขึ้น ซึ่งตรงในทฤษฎีการโตของเกรน และเมื่อนำค่าขนาดเกรนที่ได้จากการทดลอง เปรียบเทียบค่าขนาดเกรนที่กำหนด กับค่าขนาดเกรนที่มาจากผลการทดลองที่อุณหภูมิ 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 %

### 5.1.3.3 ค่าความแข็ง



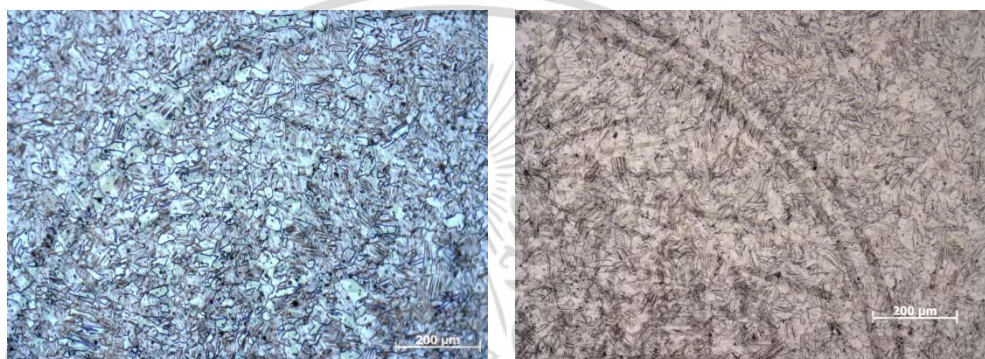
รูปที่ 5.12 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

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

## 5.2 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ กระบวนการ Iterative recrystallization

5.2.1 การเตรียมชิ้นงานที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เพื่อหาขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร

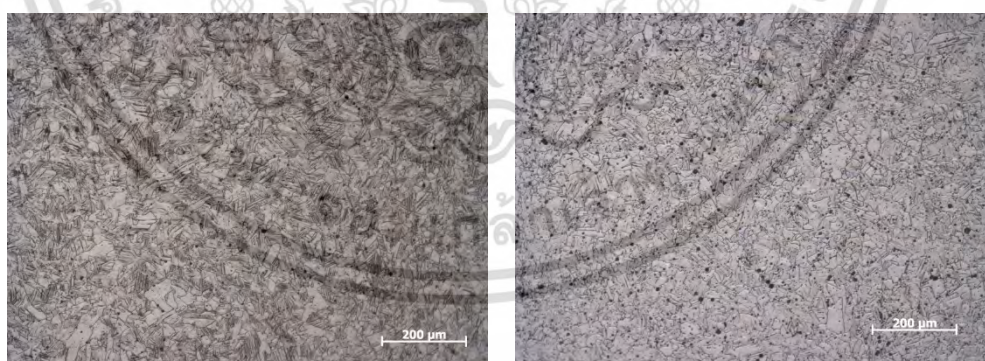
5.2.1.1 โครงสร้างทางจุลภาค (กำลังขยาย 100เท่า)



รูป ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน

รูป ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.13 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%

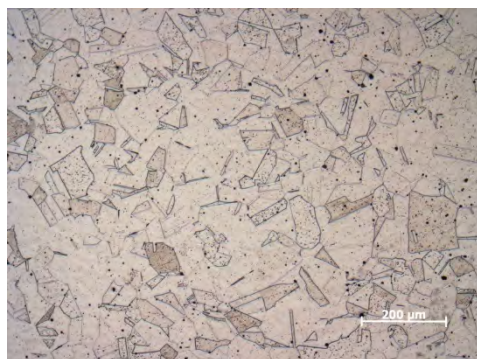


รูป ก) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที

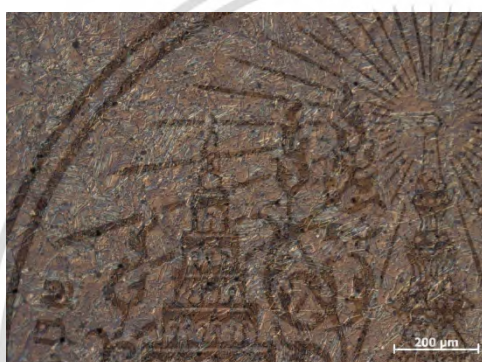
รูป ข) อบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.14 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดิงระยะยืด 40%

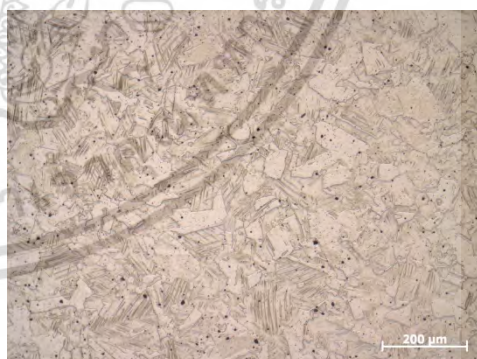
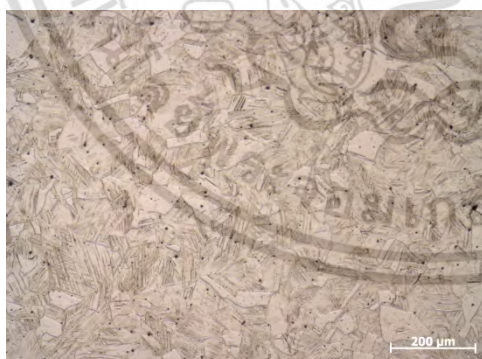
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูป ก) อบอ่อน 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที    รูป ข) อบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที  
รูปที่ 5.15 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการ  
ดิ่งระยะยัด 40%

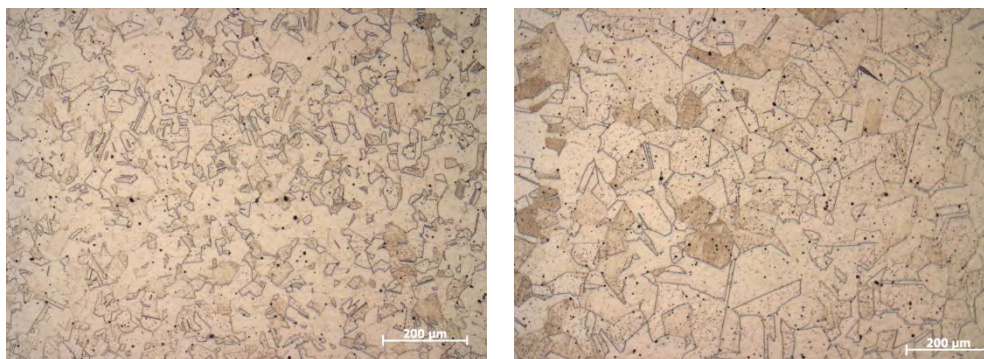


รูป ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน    รูป ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที  
รูปที่ 5.16 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการ  
ดิ่งระยะยัด 40%

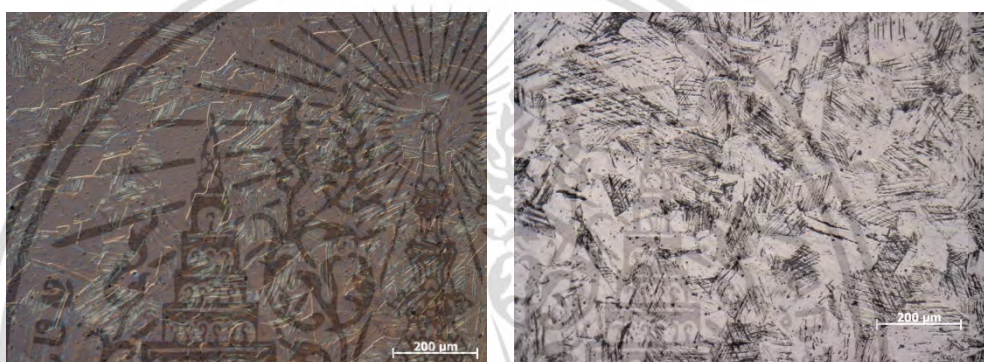


รูป ก) อบอ่อน 800 องศาเซลเซียส 10 นาที    รูป ข) อบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที  
รูปที่ 5.17 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการ  
ดิ่งระยะยัด 40%

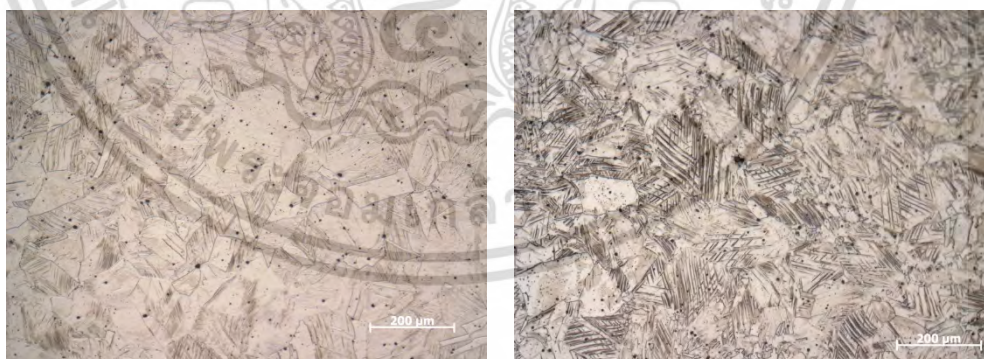
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



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

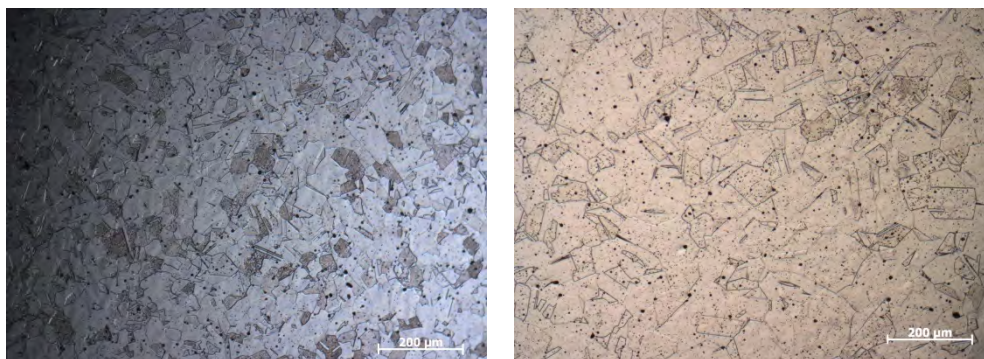


รูป ก) ไม่ผ่านการอบอ่อน รูป ข) อบอ่อน 700 องศาเซลเซียส 10 นาที  
รูปที่ 5.19 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่าน  
การดิ่งระยะยืด 40%



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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

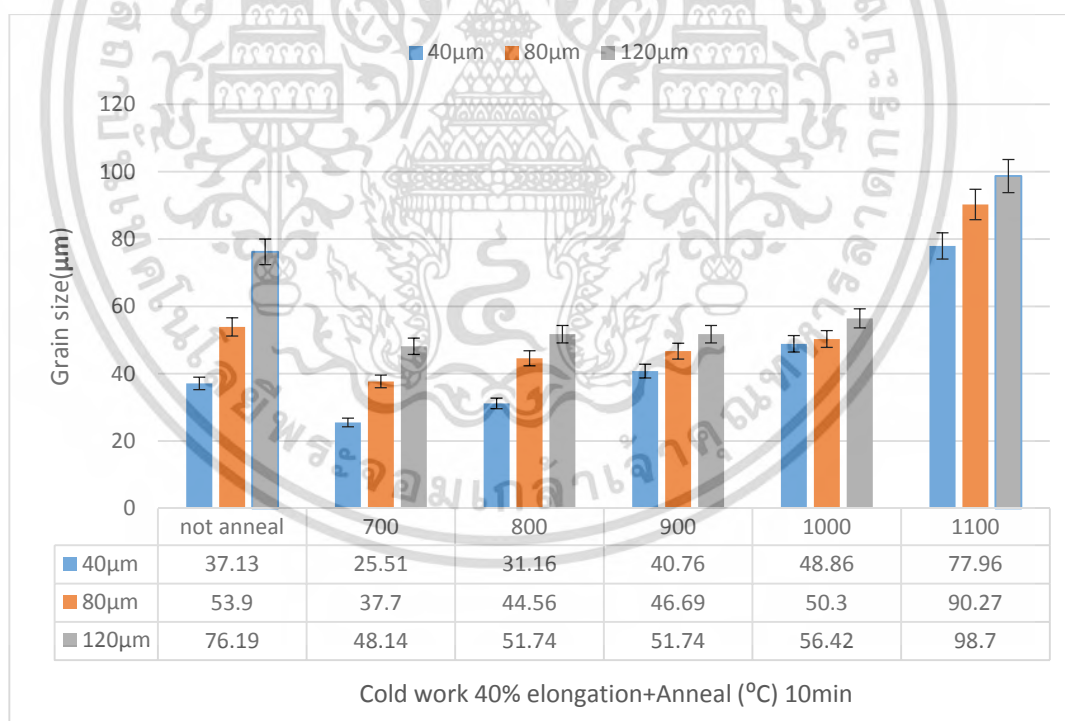


รูป ก) อบอ่อน 1000 องศาเซลเซียส 10 นาที รูป ข) อบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 5.21 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40%

จากรูปที่ 5.13-5.21 พบว่าชิ้นงานมีโครงสร้างจุลภาคแบบออสเทนไนต์ และมีทวินนิ่งเพิ่มขึ้นซึ่งเป็นไปตามทฤษฎีของวิศวกรรมขอบเกรน

#### 5.2.1.2 ขนาดเกรน

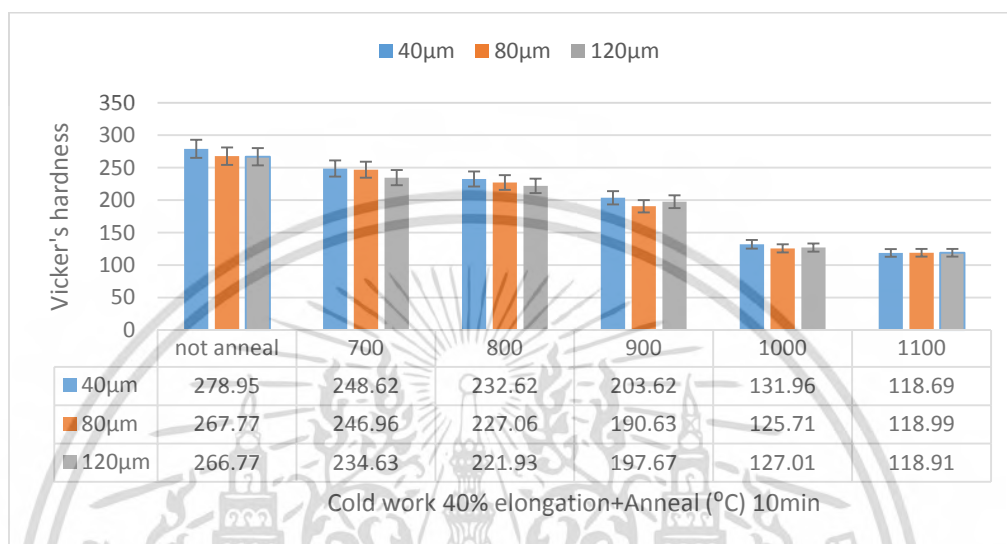


รูปที่ 5.22 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 700-1100 องศาเซลเซียส

จากรูป 5.13-5.22 จะเห็นได้ว่าที่ขนาดเกรนเริ่มต้นเล็กเมื่อทำการดึงที่ระยะยืด 40 % ขนาดเกรนจะลดลงเล็กน้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับขนาดเกรนเริ่มต้นที่มีขนาดใหญ่ แสดงให้เห็นว่ายิ่งเอกสารนี้เป็นเอกสารทสงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่บนนิตยสารวิชาการไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ขนาดเกรนเล็ก ดิสโลเคชันก็จะหนาแน่นทำให้บิบัติตัวได้น้อย และเมื่อขนาดเกรนเริ่มต้นใหญ่ ดิสโลเคชันก็จะไม่หนาแน่น ทำให้สามารถบิบัติตัวได้มาก และเมื่อทำการอบอ่อนก็จะเข้ากลไกของการอบอ่อน (การคืนตัว, การตกผลึก และการโตของเกรน)

### 5.2.1.3 ค่าความแข็ง



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

จากรูป 5.23 จะเห็นว่าขนาดเกรนเริ่มต้นเล็กเมื่อทำการดิงที่ระยะยืด 40% จะทำให้มีค่าความแข็งแบบวิกเกอร์เยอะกว่าขนาดเกรนเริ่มต้นขนาดใหญ่ เนื่องจากการบิบัติตัวของดิสโลเคชันมากกว่า ทำให้มีค่าความแข็งมากกว่า

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

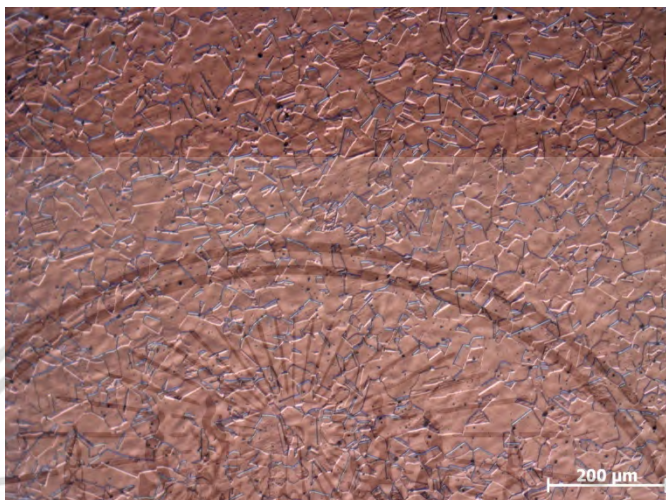
ตารางที่ 5.2 ค่าขนาดเกรนที่คำนวณจากสมการการโตของเกรนเพื่อหาอุณหภูมิที่ขนาดเกรน 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร

Grain size (initial)	Grain size (change to)	Temperature (°C)
40	60	1055
80	60	1030
120	60	1010

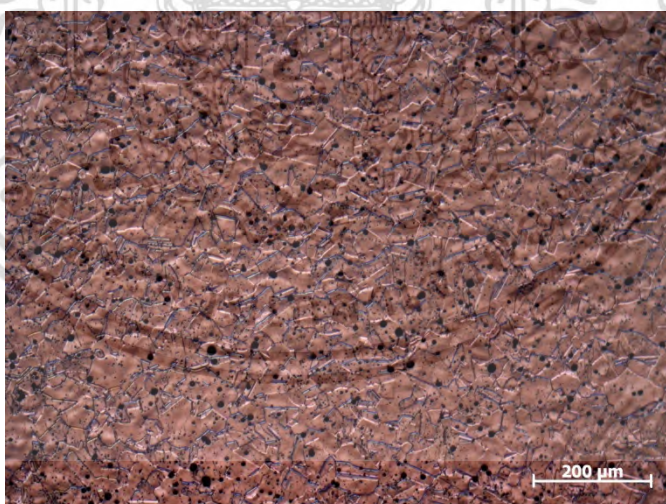
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

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 100เท่า)

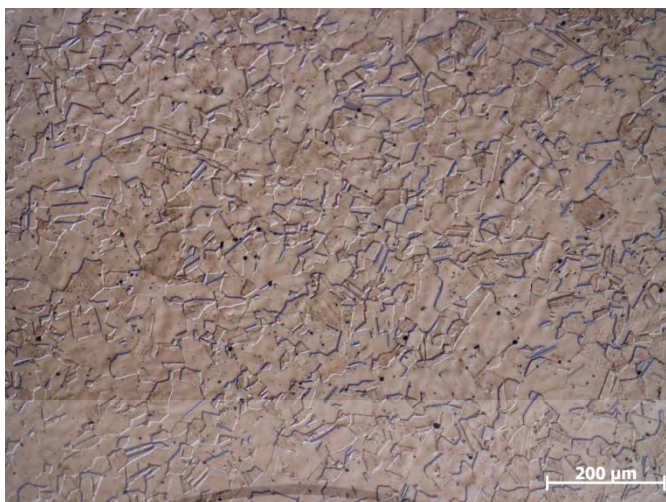


รูปที่ 5.24 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1055 องศาเซลเซียส 10 นาที



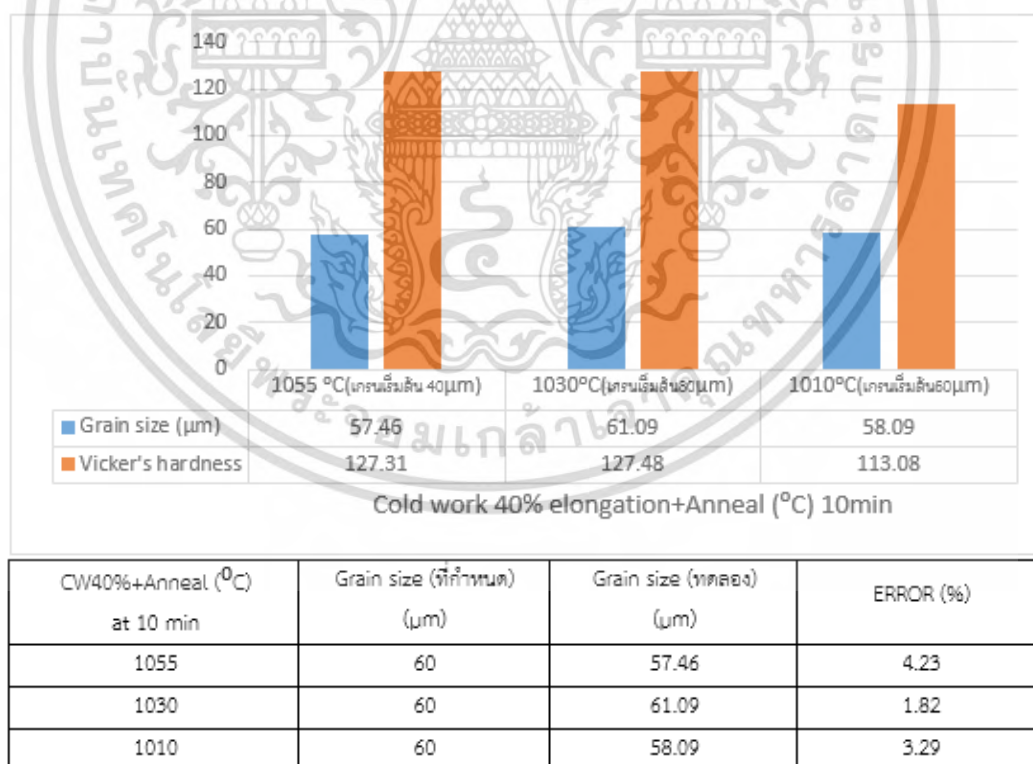
รูปที่ 5.25 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส 10 นาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.26 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 120 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดึงระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1010 องศาเซลเซียส 10 นาที

5.2.3.2 ขนาดเกรนและค่าความแข็งของชิ้นงานที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 40, 80 และ 120 ไมโครเมตร เปลี่ยนเป็น 60 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิ 1055, 1030 และ 1010 องศาเซลเซียส ตามลำดับ



รูปที่ 5.27 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและค่าความแข็งแบบวิกเกอร์กับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่ขนาดเกรนเริ่มต้นแตกต่างกัน

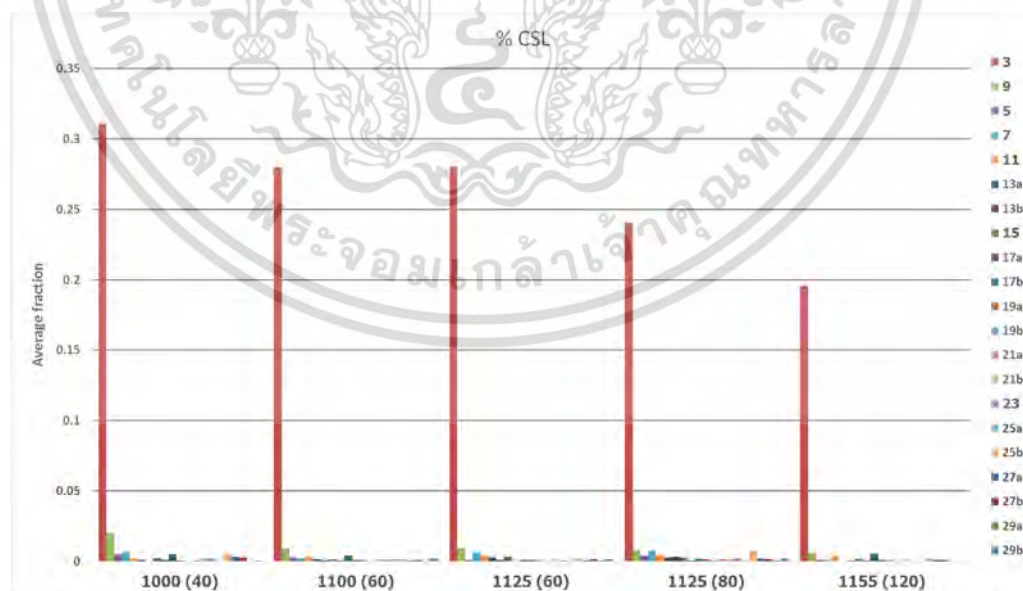
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูป 5.24-5.27 จะเห็นได้ว่าอุณหภูมิที่ใช้หาขนาดเกรนที่ต้องการ เมื่อทำการทดลองแล้ว ได้ค่าดังนี้ 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

### 5.3 การวิเคราะห์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ

#### 5.3.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization

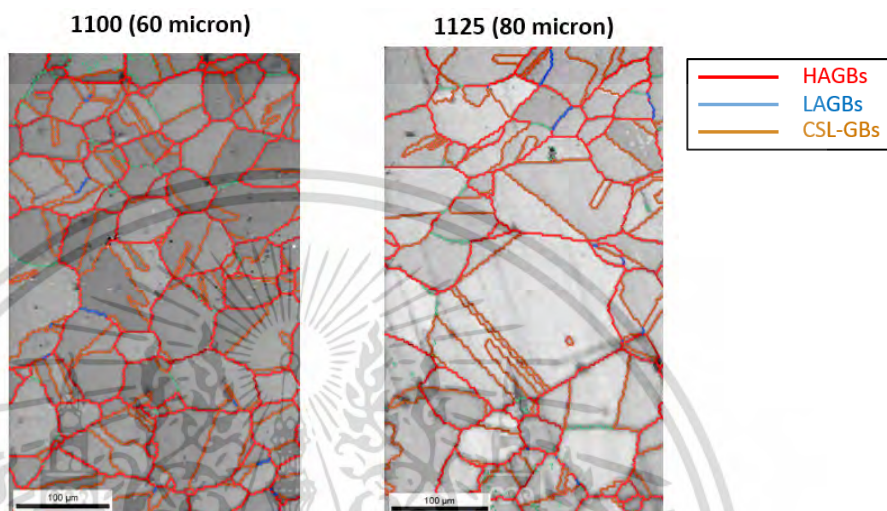
นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่างๆ ที่มีขนาดเกรนแตกต่างกันมาหาสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษด้วยเทคนิค EBSD ได้ผลแสดงดังรูปที่ 5.28 โดยขอบเกรนชนิดพิเศษเป็นขอบเกรนที่มีการซับทับกันของอะตอมทุกๆ 3-29 อะตอม ( $\Sigma 3 - \Sigma 29$ )



รูปที่ 5.28 ค่าสัดส่วนขอบเกรนพิเศษชนิดต่างๆ ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน (เพิ่มเติมที่ภาคผนวก ข)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

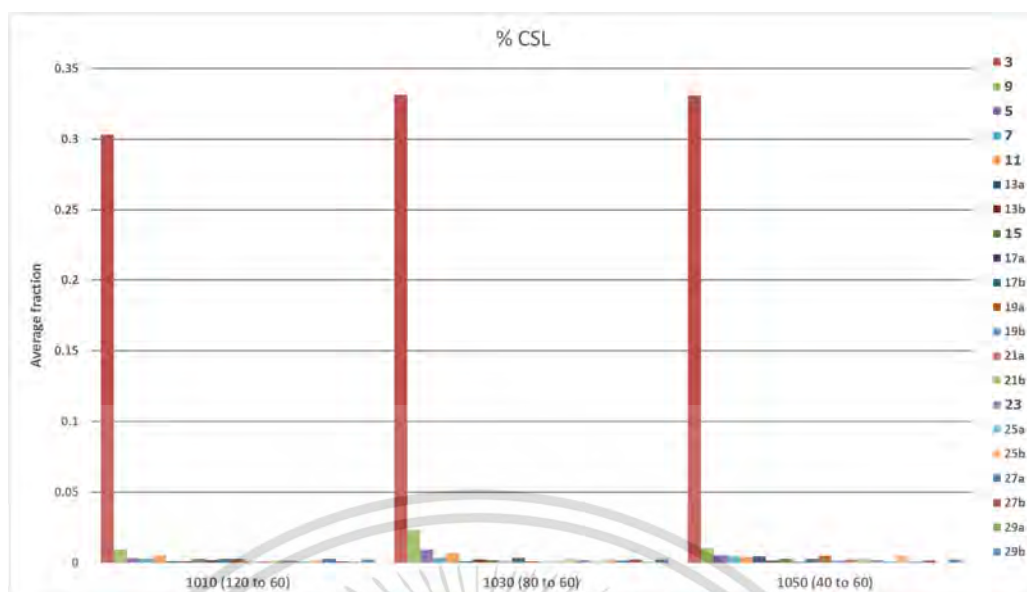
จากการเปรียบเทียบสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษพบว่า สัดส่วนขอบเกรนพิเศษของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียส (ขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร) และ 1125 องศาเซลเซียส (ขนาดเกรน 80 ไมโครเมตร) อยู่ที่ 32.34% กับ 23.72% ตามลำดับ แสดงดังรูปภาพที่ 5.29 โดยเส้นสีแดงคือขอบเกรนมุมสูง, สีน้ำเงินคือขอบเกรนมุมต่ำ และเส้นสีส้มคือขอบเกรนชนิดพิเศษ



รูปที่ 5.29 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างการอบอ่อนที่ 1100 องศาเซลเซียส กับ 1125 องศาเซลเซียส

### 5.3.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization

นำชิ้นงานผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization ที่มีขนาดเกรนเริ่มต้นแตกต่างกัน มาควบคุมให้มีขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร ด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่าง มาหาสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ ด้วยเทคนิค EBSD ได้ผลแสดงดังรูปที่ 5.30



รูปที่ 5.30 ค่าสัดส่วนขอบเกรนพิเศษชนิดต่างๆ ของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิที่แตกต่างกัน (เพิ่มเติมที่ภาคผนวก ข)

สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษของชิ้นงานผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization ที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1030 องศาเซลเซียส (ขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร) อยู่ที่ 42.26% แสดงดังรูปภาพที่ 5.31 โดยเส้นสีแดงคือขอบเกรนมุมสูง, สีน้ำเงินคือขอบเกรนมุมต่ำ และเส้นสีส้มคือขอบเกรนชนิดพิเศษ

1030 (60 micron)

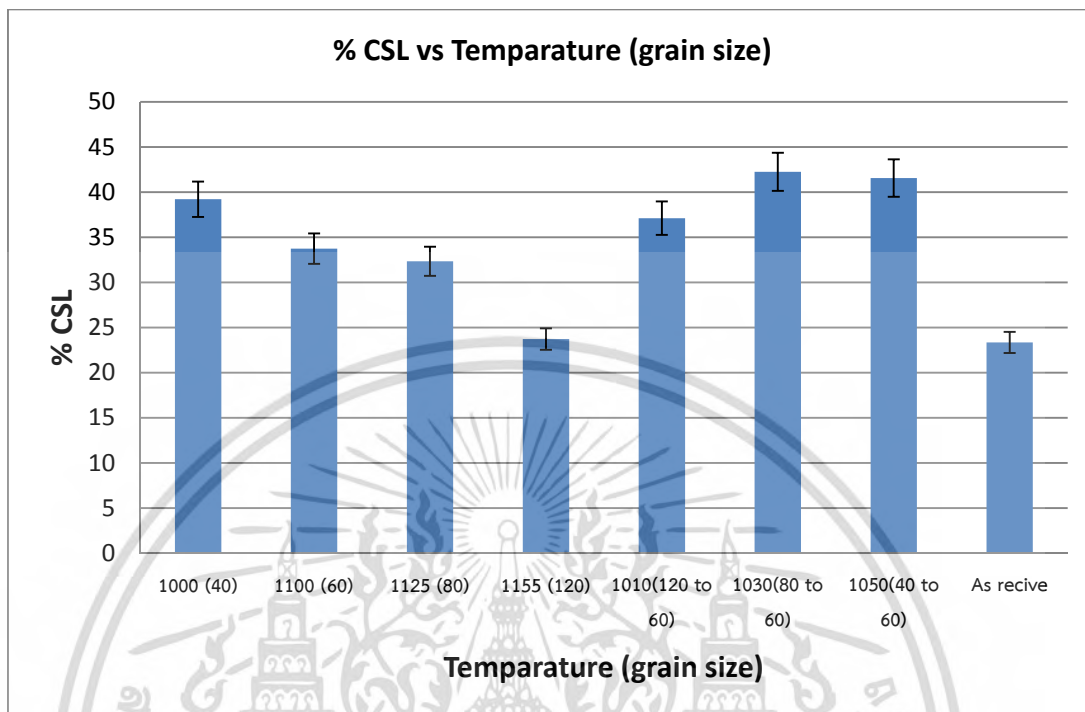


รูปที่ 5.31 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างการอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส

และจากการหาสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ ในกระบวนการ single-step recrystallization พบว่ายิ่งเกรนมีขนาดโตจะส่งผลให้สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษลดลง และเมื่อนำ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชิ้นงานที่ผ่านการทำกระบวนการความร้อนเชิงกลมาทำซ้ำ (กระบวนการ Iterative recrystallization) ส่งผลให้สัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษเพิ่มขึ้นจากเดิม ดังรูปที่ 5.32



รูปที่ 5.32 กราฟแสดงผลของสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษต่อการอบร้อนที่อุณหภูมิต่างๆ กับขนาดเกรน

#### 5.4 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบ

ทำการเลือกชิ้นงานที่มีขนาดเกรนเท่ากัน แต่มีกระบวนการเตรียมชิ้นงานที่แตกต่างกัน และชิ้นงานอ้างอิง มาทำการทดสอบการคืบในเงื่อนไขต่างๆ โดยเลือกชิ้นงานที่มีขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร ซึ่งเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ แบ่งออกเป็น 3 ส่วนคือ

1. ชิ้นงานอ้างอิง
2. ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL)
3. ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL)

นำมาทดสอบการคืบที่ 2 เงื่อนไขของการทดสอบคือ

1. อุณหภูมิคงที่ เปลี่ยนแปลงค่าความเค้น
2. เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ ค่าความเค้นคงที่

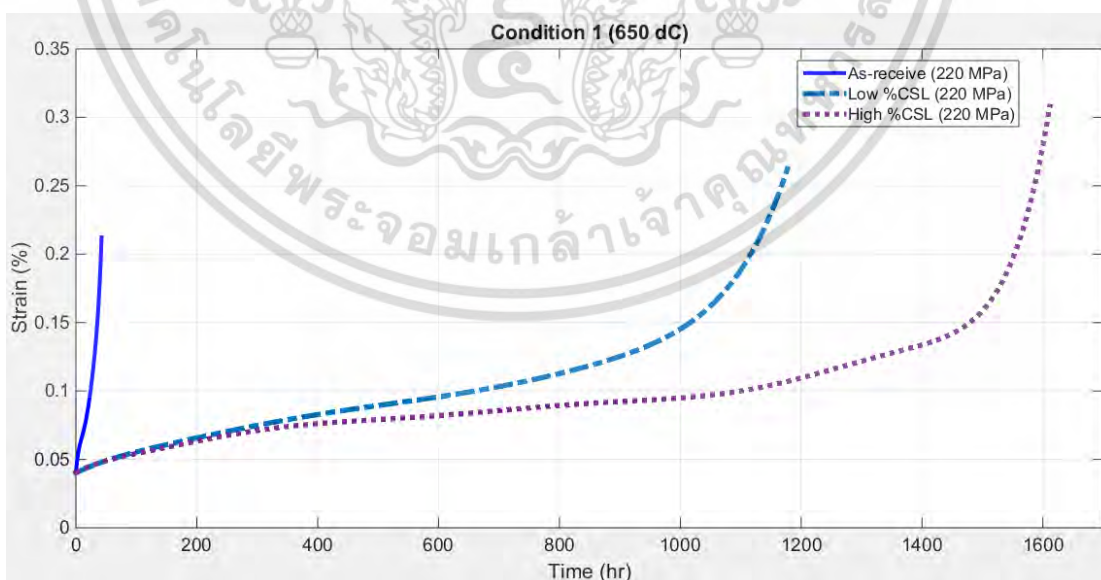
ผลการทดสอบการคืบแสดงดังตารางที่ 5.3

### ตารางที่ 5.3 ผลการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขต่างๆ โดยแบ่งตามเงื่อนไขของชิ้นงานที่นำมาทดสอบการคืบ

Temp. (°C)	Stress (MPa)	High %CSL		Low %CSL		As-receiver	
		Rupture time (hr)	Minimum creep rate (h <sup>-1</sup> )	Rupture time (hr)	Minimum creep rate (h <sup>-1</sup> )	Rupture time (hr)	Minimum creep rate (h <sup>-1</sup> )
650	220	1611.21	8.75 x10 <sup>-7</sup>	1177.33	2.09 x10 <sup>-6</sup>	42.48	5.27 x10 <sup>-5</sup>
	260	130.27	8.37 x10 <sup>-6</sup>	46.47	4.78 x10 <sup>-5</sup>	5.91	6.32 x10 <sup>-4</sup>
	290	34.42	4.97 x10 <sup>-5</sup>	15.21	1.99 x 10 <sup>-4</sup>	3.16	1.77 x10 <sup>-3</sup>
625	290	45.08	4.41 x10 <sup>-6</sup>	33.78	8.33 x10 <sup>-5</sup>	22.43	9.49 x10 <sup>-5</sup>
600	290	1214.12	1.107 x10 <sup>-7</sup>	1095.97	6.46 x10 <sup>-6</sup>	44.62	4.92 x10 <sup>-5</sup>

#### 5.4.1 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขการทดสอบอุณหภูมิคงที่เปลี่ยนแปลงความเค้น

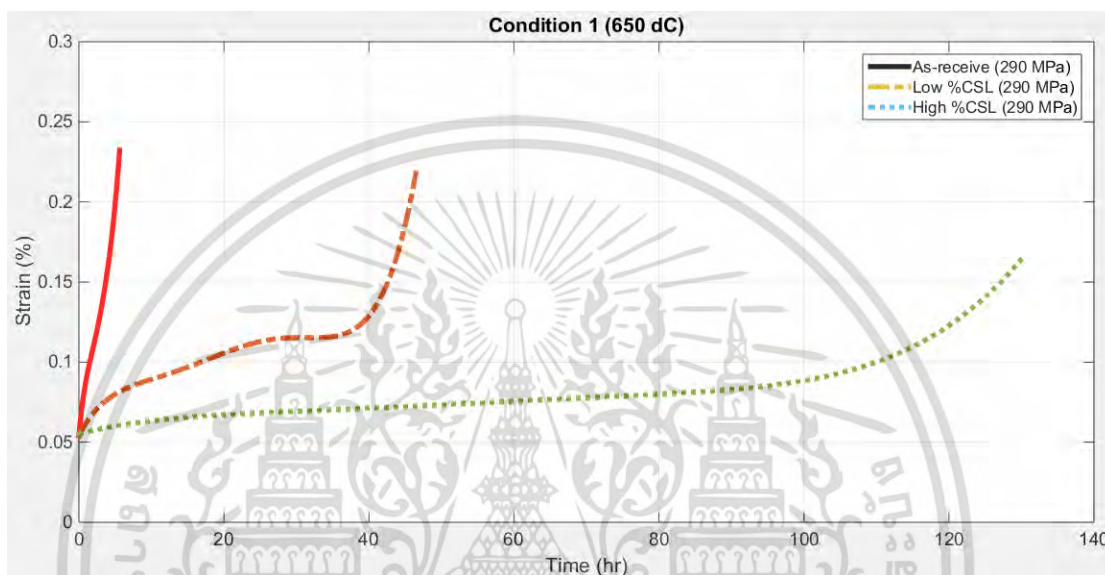
ชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นที่ 220 MPa ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 42.48 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $5.27 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 1177.33 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $2.09 \times 10^{-6} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 1611.21 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $8.75 \times 10^{-7} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.33



รูปที่ 5.33 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 220 MPa

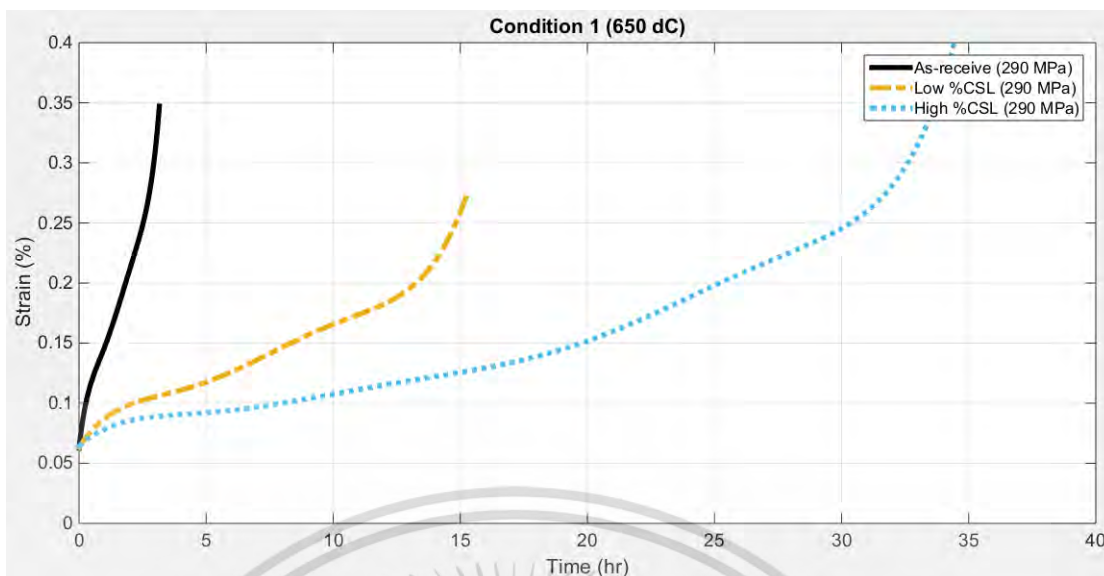
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นที่ 260 MPa ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 5.91 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $6.32 \times 10^{-4} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 46.47 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $4.78 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 130.27 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $8.37 \times 10^{-6} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.34



รูปที่ 5.34 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 260 MPa

ขณะที่ชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นที่ 290 MPa ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 3.16 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $1.77 \times 10^{-3} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 15.21 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $1.99 \times 10^{-4} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 34.42 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $4.97 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.35

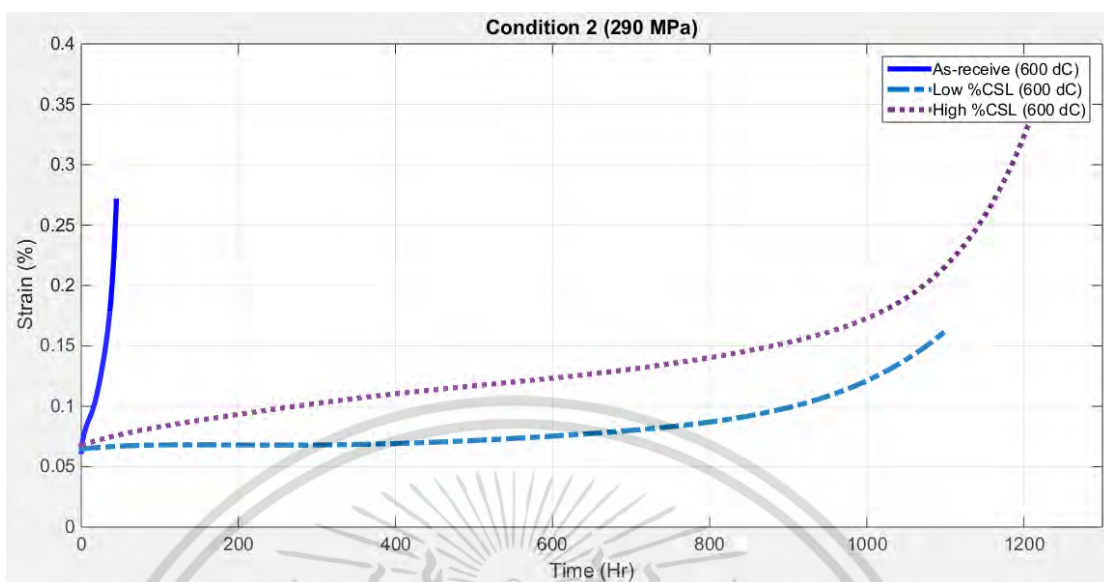


รูปที่ 5.35 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและความเค้นที่ 290 MPa

และจากการทดสอบการคืบพบว่า ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษมากขึ้น ระยะเวลาในการทดสอบคืบก็ยิ่งนานขึ้น และค่าอัตราการคืบต่ำสุดลดลงด้วย ที่อุณหภูมิคงที่

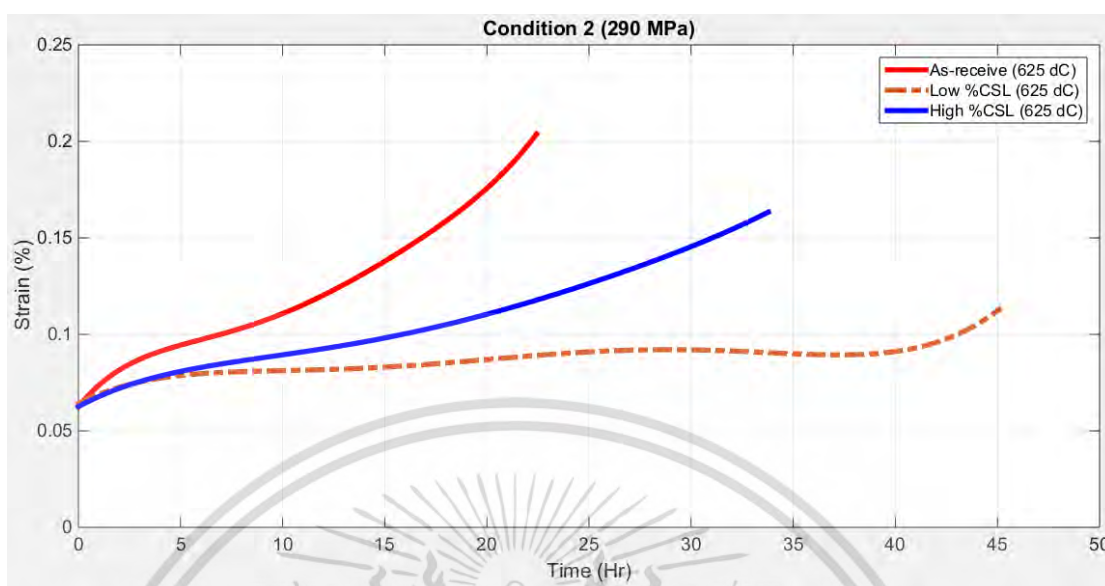
#### 5.4.2 ผลการทดลองของการทดสอบการคืบที่เงื่อนไขการทดสอบความเค้นคงที่เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

ชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่ความเค้น 290 MPa และอุณหภูมิทดสอบที่ 600 องศาเซลเซียส ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 44.62 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $4.92 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 1095.97 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $6.46 \times 10^{-6} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 1214.12 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $8.75 \times 10^{-7} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.36



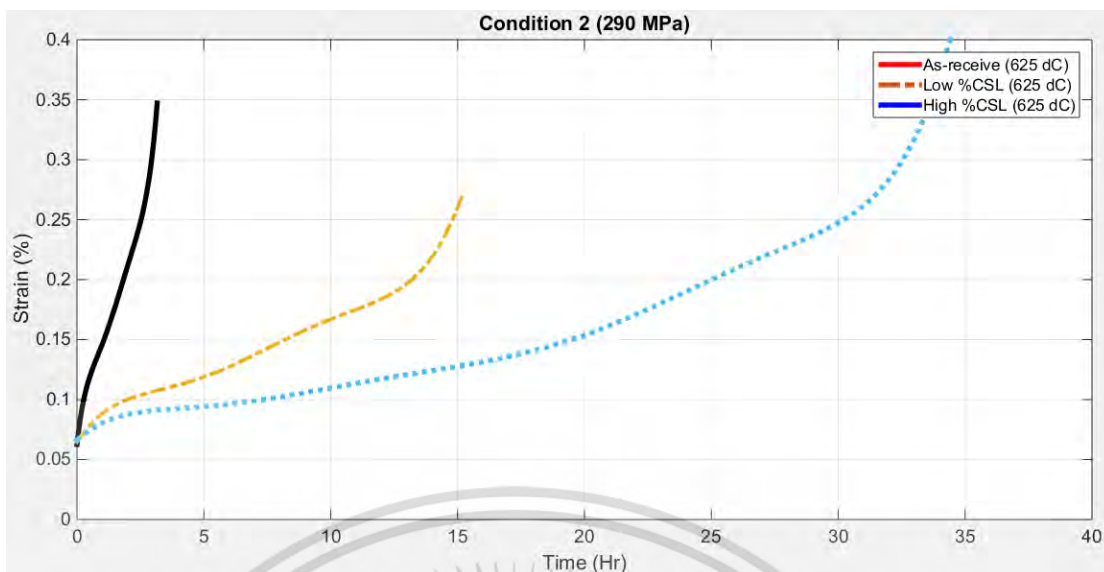
รูปที่ 5.36 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 600 องศาเซลเซียส

ชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่ความเค้น 290 MPa และอุณหภูมิทดสอบที่ 625 องศาเซลเซียส ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 22.43 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $9.49 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 33.78 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $8.33 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 45.08 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $4.41 \times 10^{-6} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.37



รูปที่ 5.37 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 625 องศาเซลเซียส

และชิ้นงานอ้างอิงทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิทดสอบที่ 650 องศาเซลเซียส ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 3.16 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $1.77 \times 10^{-3} \text{ h}^{-1}$  ขณะที่ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำ (low %CSL) ทดสอบที่อุณหภูมิความเค้นเดียวกัน ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 15.21 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $1.99 \times 10^{-4} \text{ h}^{-1}$  ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูง (high %CSL) ใช้ระยะเวลาในการทดสอบการคืบ จนชิ้นงานขาดที่เวลา 34.42 ชั่วโมง มีค่าอัตราการคืบต่ำสุดอยู่ที่  $4.97 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.38



รูปที่ 5.38 แสดงกราฟ creep curve เงื่อนไขการทดสอบที่ความเค้นที่ 290 MPa และอุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส

จากการทดสอบการคืบพบว่า ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษมากขึ้น ระยะเวลาในการทดสอบการคืบก็ยิ่งนานขึ้น และค่าอัตราการคืบต่ำสุดมากขึ้นเช่นกัน

#### 5.4.3 Larson-Miller parameter

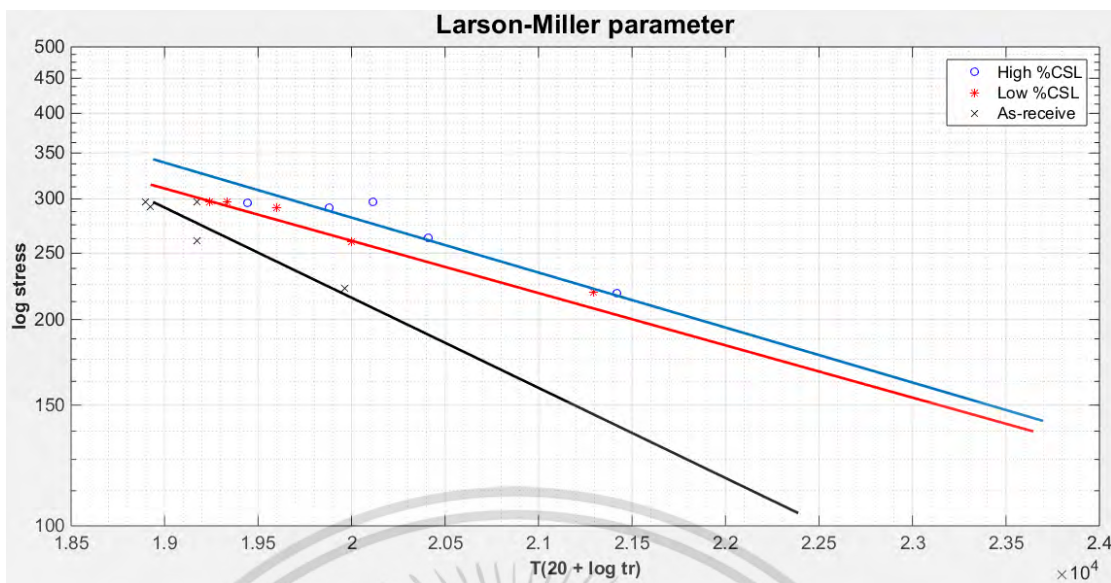
เมื่อนำค่าความเค้นการทดสอบของชิ้นงาน กับค่า The Larson-Miller parameter มาพลอตกราฟ ลักษณะกราฟที่ได้เป็นเส้นตรง ซึ่งจากกราฟนี้ จะใช้เป็นข้อมูลในประมาณค่าอายุการใช้งานของเหล็กกล้าไร้สนิมเบอร์ 316L ที่ใช้ในการออกแบบชิ้นส่วนของเครื่องกลที่อยู่ในสภาวะอุณหภูมิสูงได้ ด้วยวิธีดังนี้ เมื่อเราทราบว่าจะนำเหล็กกล้าไร้สนิมเบอร์ 316L ไปใช้งานในสภาวะที่ความเค้นใดๆ นำไปลากเส้นให้ชนกับกราฟ Larson-miller ก็จะได้ค่า Larson-Miller parameter ที่แกน x จากนั้นนำค่า Larson-Miller parameter (LMP) ไปแก้สมการ Larson-Miller เพื่อหาอายุการใช้งาน ซึ่งสมการ Larson-Miller คือ

$$LMP = T (20 + \log T_r) \quad (5.1)$$

$T$  คือ อุณหภูมิในสภาวะที่จะนำไปใช้

$T_r$  คือ อายุการใช้งาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.39 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นการทดสอบของชิ้นงานกับ The Larson-Miller parameter

#### 5.4.4 Stress Exponent และ Activation Energy

อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบต่ำสุด ขึ้นอยู่กับตัวแปร 2 ตัว คือ ความเค้นและอุณหภูมิ ซึ่งสามารถแสดงความสัมพันธ์ได้ดังสมการ 5.1

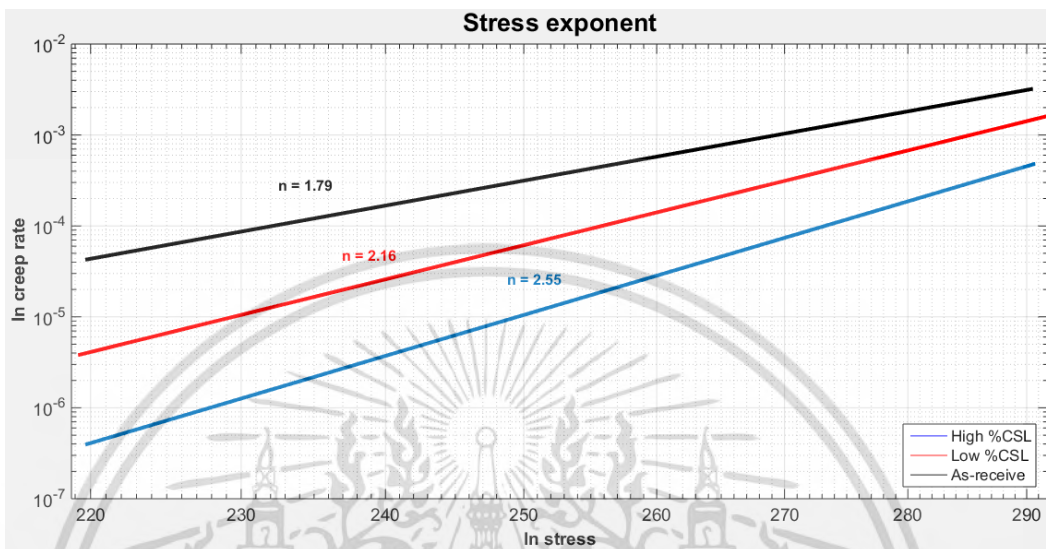
$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \cdot e^{\left(\frac{-Q_c}{RT}\right)} \quad (5.2)$$

โดยที่  $A$  คือ ค่าคงที่,  $n$  คือ stress exponent,  $Q_c$  คือ พลังงานกระตุ้นสำหรับการเกิดการคืบในโลหะ (Activation energy),  $R$  คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (Universal gas constant = 8.314 J/mol K) และ  $T$  คือ อุณหภูมิในหน่วย เคลวิน

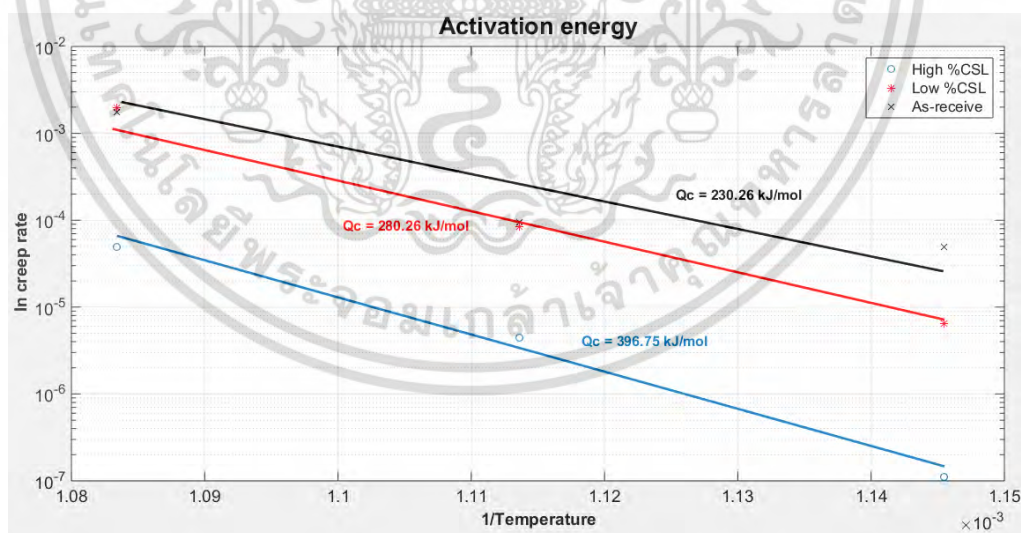
เมื่อนำค่าอัตราการคืบต่ำสุดของชิ้นงานแต่ละแบบ กับค่าความเค้นที่ใช้ในการทดสอบ มาพลอตกราฟในรูปของ natural logarithm ลักษณะกราฟจะได้เป็นเส้นตรง จากการทดสอบตรงนี้ ความชันของกราฟเส้นตรงจะให้ค่าของ stress exponent ซึ่งชิ้นอ้างอิงมีค่า stress exponent เท่ากับ 1.79, ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำมีค่า stress exponent เท่ากับ 2.16 และชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูงมีค่า stress exponent เท่ากับ 2.55 ดังรูปที่ 5.40 และเมื่อนำค่าอัตราการคืบต่ำสุดของชิ้นงาน กับส่วนกลับของอุณหภูมิที่ใช้ในการทดสอบจะได้เป็นกราฟเส้นตรง โดยความชันของเส้นตรงจะให้ค่าพลังงานกระตุ้นของกลไกการคืบ ซึ่งชิ้นอ้างอิงมีค่า Activation Energy เท่ากับ 230 kJ/mol, ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษต่ำมีค่า Activation Energy เท่ากับ 280 kJ/mol และชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษสูงมีค่า Activation Energy เท่ากับ 396 kJ/mol ดังรูปที่ 5.41

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากข้อมูลดังกล่าวพบว่าพบว่า ชิ้นงานที่มีสัดส่วนขอบเกรนพิเศษมากขึ้น จะมีพลังงานกระตุ้นของกลไกการคืบมากขึ้น รวมทั้งค่า stress exponent



รูปที่ 5.40 แสดงกราฟแสดงค่า stress exponent ของชิ้นงาน

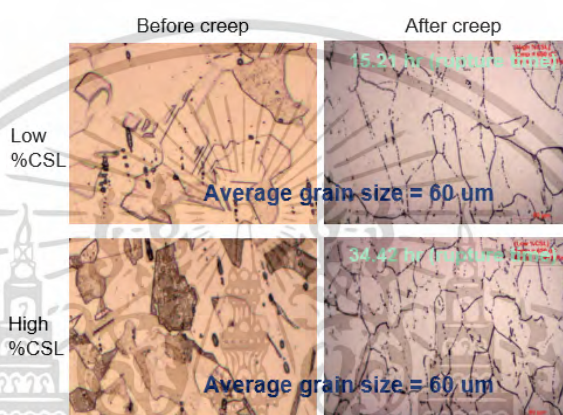


รูปที่ 5.41 แสดงกราฟแสดงค่า activation energy ของชิ้นงาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

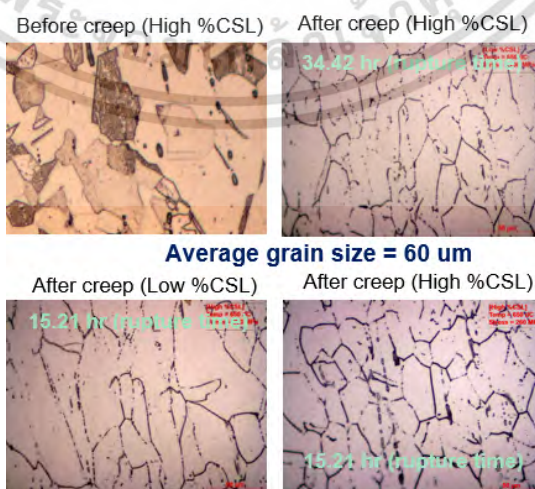
## 5.5 วิเคราะห์ผลการทดลอง

หลังจากทดสอบการคืบนำชิ้นงานที่ขาด มาทำการเตรียมชิ้นงานแล้วนำไปส่องกล้องจุลทรรศน์ พบว่าชิ้นงาน High %CSL และ Low %CSL ที่ควบคุมขนาดเกรนเริ่มต้นให้มีขนาด  $60\ \mu\text{m}$  มีขนาดเกรนหลังจากทดสอบการคืบใกล้เคียงเดิม ดังรูปที่ 5.42 และจากสมการการโตของเกรน เกรนของชิ้นงาน High %CSL ได้มีการโตขึ้น  $0.0362\text{-}0.4238\ \mu\text{m}$  และเกรนของชิ้นงาน Low %CSL ได้มีการโตขึ้น  $0.0314\text{-}0.3623\ \mu\text{m}$  ซึ่งสอดคล้องกับผลที่ได้กล่าวคือเกรนมีขนาดใกล้เคียงเดิม โตขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น



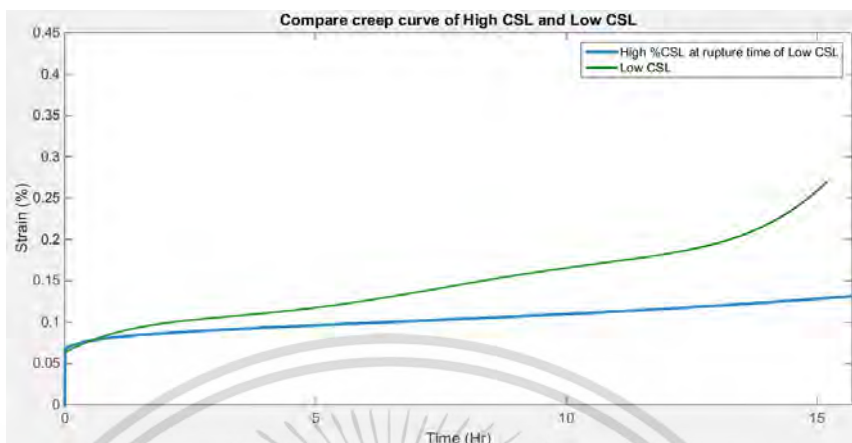
รูปที่ 5.42 แสดงโครงสร้างจุลภาคก่อนและหลังทดสอบการคืบของชิ้นงานของชิ้นงานทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ  $650\ ^{\circ}\text{C}$  และความเค้น  $260\ \text{MPa}$

และเมื่อนำชิ้นงาน High %CSL ไปทดสอบการคืบถึง rupture time ของชิ้นงาน Low %CSL พบว่าจากการส่องกล้องจุลทรรศน์ขนาดเกรนใกล้เคียงกับเกรนก่อนการคืบ, หลังการคืบของชิ้นงาน High %CSL และหลังการคืบของชิ้นงาน Low %CSL ดังรูปที่ 5.43 และมี creep curve ดังรูปที่ 5.44



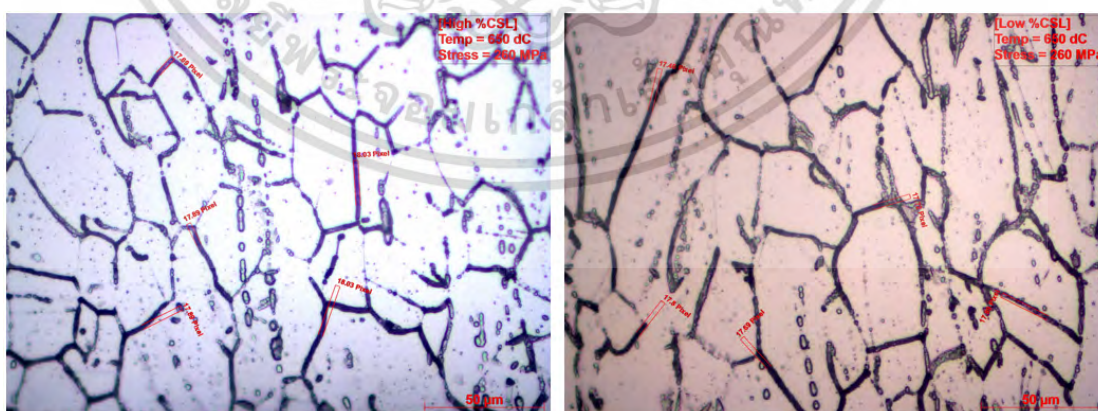
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 5.43 แสดงโครงสร้างจุลภาคก่อนทดสอบการคืบของ, หลังทดสอบการคืบ และขณะทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 260 MPa



รูปที่ 5.44 แสดงเส้นโค้งการคืบของชิ้นงาน high %CSL ที่ rupture time เดียวกับชิ้นงาน low %CSL ที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 260 MPa

และในขั้นตอนการกัดกรดด้วยไฟฟ้า (Electrolytic Etching) ของการเตรียมชิ้นงานเพื่อส่องกล้องจุลทรรศน์พบว่า ชิ้นงาน High %CSL ใช้เวลาในการกัดกรदनานกว่า ชิ้นงาน Low %CSL เพื่อให้สามารถเห็นขอบเกรนได้อย่างชัดเจนที่ความหนาของขอบเกรนเท่ากันดังรูปที่ 5.45 โดยชิ้นงาน High %CSL ใช้เวลาในการกัดกรดอยู่ที่ 75-90 วินาที ส่วนชิ้นงาน Low %CSL ใช้เวลาในการกัดกรดอยู่ที่ 45-60 วินาที ซึ่งจากผลข้างต้นสามารถสรุปได้ว่า ชิ้นงานที่มีสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษมากขึ้น ทำให้ขอบเกรนมีความแข็งแรงมากขึ้น ส่งผลให้ต้องใช้เวลามากขึ้นในขั้นตอนการกัดกรดด้วยไฟฟ้าเพื่อให้สามารถเห็นขอบเกรนได้อย่างชัดเจน



รูปที่ 5.45 แสดงโครงสร้างจุลภาคของทั้ง 2 ชิ้นงานที่ควบคุมความหนาของขอบเกรนให้มีขนาดเท่ากัน (18 um)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากการทดสอบการคืบสามารถหาพลังงานกระตุ้นการคืบ ( $Q_c$ ) จากสมการอัตราการคืบ ซึ่งชิ้นงาน High %CSL มีพลังงานกระตุ้นการคืบอยู่ที่ 396 kJ/mol ซึ่งมีค่ามากกว่าพลังงานกระตุ้น self-diffusion lattice ที่มีค่า 280 kJ/mol แสดงให้เห็นว่าการคืบของชิ้นงาน High %CSL เป็นกระบวนการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน ส่วนชิ้นงาน Low %CSL มีพลังงานกระตุ้นการคืบอยู่ที่ 280 kJ/mol มีค่าเท่ากับพลังงานกระตุ้น self-diffusion lattice ที่มีค่า 280 kJ/mol นั้นหมายความว่า การคืบของชิ้นงาน Low %CSL อาจจะเป็นกระบวนการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน หรือยังเป็นกระบวนการคืบจากแพร่อยู่

ตารางที่ 5.4 เปรียบเทียบชิ้นงาน high %CSL และ low %CSL

	High %CSL		Low %CSL					
CSL fraction	42.26 %		32.42 %					
Actual grain size (Before,After)	60 ± 0.7 um		60 ± 1.0 um					
Activation energy ( $Q_c$ )	396.75 kJ/mol		280.26 kJ/mol					
Stress exponent (n)	2.55		2.16					
Mechanism of creep	Dislocation creep		Dislocation creep or Diffusion creep					
	High %CSL				Low %CSL			
Condition (Temp,Stress)	Grain growth	Rupture time	$\dot{\epsilon}$	$\epsilon_0$	Grain growth	Rupture time	$\dot{\epsilon}$	$\epsilon_0$
650 °C, 220 MPa	0.4238	1611.21	8.75 x 10 <sup>-7</sup>	0.040	0.3623	1177.33	2.09 x 10 <sup>-6</sup>	0.040
650 °C, 260 MPa	0.1205	130.27	8.37 x 10 <sup>-6</sup>	0.055	0.0720	46.47	4.78 x 10 <sup>-5</sup>	0.054
650 °C, 290 MPa	0.0619	34.42	4.97 x 10 <sup>-5</sup>	0.067	0.0412	15.21	1.99 x 10 <sup>-4</sup>	0.065
625 °C, 290 MPa	0.0362	45.08	4.41 x 10 <sup>-6</sup>	0.066	0.0314	33.78	8.33 x 10 <sup>-5</sup>	0.064
600 °C, 290 MPa	0.0925	1214.12	1.11 x	0.066	0.0879	1095.97	6.46 x	0.064

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นับผูกพันหาไปใช้ประโยชน์ด้านการศึกษา  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

MPa			$10^{-7}$				$10^{-6}$	
-----	--	--	-----------	--	--	--	-----------	--



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 6

# สรุปผลการทดลอง

### 6.1 สรุปผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานเพื่อหาขอบเกรนชนิดพิเศษ

จากการเตรียมชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่มีขนาดเกรนแตกต่างกัน เพื่อเตรียมหาค่าขอบเกรนชนิด พบว่า

6.1.1 จากการทดลองพบว่า ชิ้นงานที่ได้จากการผ่านกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรนที่มีขนาดเกรนแตกต่างกัน ที่เตรียมไปตรวจสอบหาค่าขอบเกรนชนิดพิเศษ มีดังนี้

6.1.2 จากการอบที่อุณหภูมิสูงกว่าจะทำเกรนมีขนาดโตกว่าการอบที่อุณหภูมิต่ำกว่า (กลไกการคืนตัว) แต่เมื่อถึงอุณหภูมิ Recrystallization จะทำให้เกิดเกรนใหม่ที่เล็กและละเอียด (กลไกการตกผลึกใหม่) เมื่อให้อุณหภูมิที่สูงขึ้นอีกต่อไป การโตของเกรนก็จะใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ (กลไกการโตของเกรน)

6.1.3 การดิ่งที่เปอร์เซ็นต์การดิ่งสูงๆ จะทำให้วัสดุมีความแข็งและแข็งแรงมากขึ้น แต่ความเหนียวจะลดลงและทำให้เกิด recrystallization ใช้อุณหภูมิต่ำลง เมื่อนำไปอบอ่อนจะทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้น ดังนั้นการเลือกวัสดุต้องเลือกวัสดุที่เหมาะสมกับรูปแบบการใช้งานมากที่สุด

### 6.2 สรุปสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ

6.2.1 ขนาดของเกรนมีผลต่อสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ กล่าวคือ ในกระบวนการ single-step recrystallization ยิ่งเกรนมีขนาดโต ทำให้สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษลดลง

6.2.2 กระบวนการความร้อนเชิงกลมีผลต่อสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ กล่าวคือ เมื่อนำชิ้นงานที่ผ่านการทำกระบวนการความร้อนเชิงกลแล้วมาทำซ้ำ (กระบวนการ Iterative recrystallization) ทำให้สัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษเพิ่มขึ้นจากเดิม

### 6.3 สรุปผลการทดลองของการทดสอบการคืบ

6.3.1 อัตราการเปลี่ยนแปลงการคืบ ขึ้นอยู่กับตัวแปร 2 ตัว คือความเค้นและอุณหภูมิตามสมการอัตราการคืบ จะเห็นได้ว่าหากเราเพิ่มอุณหภูมิหรือความเค้น จะมีผลทำให้อัตราการคืบเพิ่มขึ้น

6.3.2 จากค่าพลังงานกระตุ้นการคืบ ( $Q_c$ ) ของชิ้นงาน High %CSL และ Low %CSL (396 และ 280 kJ/mol ตามลำดับ) มีค่ามากกว่าเท่ากับพลังงานกระตุ้น self-diffusion lattice (280 kJ/mol) แสดงให้เห็นว่า เป็นกระบวนการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน ส่วนชิ้นงานอ้างอิง เป็นกระบวนการคืบจากการแพร่ตามขอบเกรน เนื่องจากมีค่าพลังงานกระตุ้นการคืบที่ 230 kJ/mol

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

6.3.3 สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษมีผลต่อการเกิดการคืบ กล่าวคือ เมื่อปรับปรุงโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิมอสเทนเนติก 316L ให้มีสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษมากขึ้น อายุการใช้งานจะเพิ่มขึ้นด้วยเช่นกัน และค่าอัตราการคืบลดลง



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## เอกสารอ้างอิง

- [1] M. Shimada et al. (2002), Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin-included grain boundary engineering. Sendai Japan: Tohoku University
- [2] David M. Saylor, Adam Morawiec, and G.S. Rohrer, The relative free energies of grain boundaries in magnesia as a function of five macroscopic parameters. *Acta Materialia*, 2003. 51: p. 3675-3686.
- [3] H. Miyamoto, K. Ikeuchi, and T. Mimaki, The role of grain boundary plane orientation on intergranular corrosion of symmetric and asymmetric [110] tilt grain boundaries in directionally solidified pure copper. *Scripta Materialia*, 2004. 50: p. 1417-1421.
- [4] Yaron Amouyal, Eugen Rabkin, and Y. Mishin, Correlation between grain boundary energy and geometry in Ni-rich NiAl. *Acta Materialia*, 2005. 53: p. 3795-3805.
- [5] P. Wynblatt and M. Takashima, Correlation of Grain boundary character with wetting behavior. *Interface Science*, 2001. 9: p. 265-273.
- [6] D. Wolf and S.R. Philpot, The role of densest lattice planes in the stability of crystalline interfaces: A computer simulation study. *Materials Science and Engineering A*, 1989. A107: p. 3-14.
- [7] David L. Olmsted, Stephen M. Foiled, and E.A. Holm, Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic materials: I. Grain boundary energy. *Acta Materialia*, 2009. 57: p. 3694-3703.
- [8] P. Lin, et al., Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995. 33: p. 1387-1392.
- [9] E.M. Lehockey, et al., On improving the corrosion and growth resistance of positive Pb-acid battery grids by grain boundary engineering. *J. Power Sources*, 1999. 78: p. 79-83. 71
- [10] V. Randle, Grain boundary engineering: an overview after 25 years. *Materials Science and Technology*, 2010. 26: p. 253-261.
- [11] V. Randle, Mechanism of twinning-induced grain boundary engineering in Low Stacking-Fault energy materials. *Acta Mater.*, 1999. 47: p. 4187-4196.

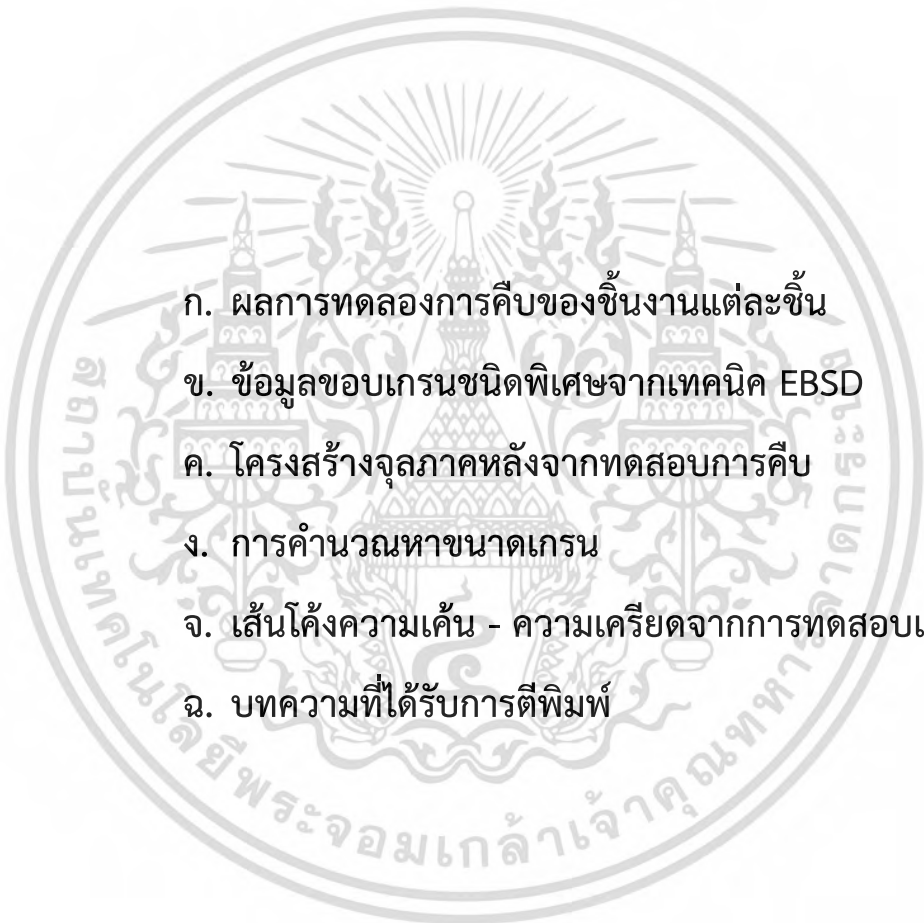
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [12] V. Thaveerungsripor and G.S. Was, The Role of Coincidence-Site-Lattice Boundaries in Creep of Ni-16Cr-9Fe at 360dC. Metall. Mater. Trans. A, 1997. 28A: p. 2101-2111.
- [13] G.S. Was, J.K. Sung, and T.M. Angelu, Effects of grain boundary chemistry on the intergranular cracking behavior of Ni-16Cr-9Fe in high-temperature water. Metall. Trans. A, 1992. 23A: p. 3343-3359.
- [14] B.W. Bennett and H.W. Pickering, Effect of Grain boundary structure in sensitization and corrosion of stainless steel. Metall. Trans. A, 1987. 18A: p. 1117-1124.
- [15] M. Michiuchi et al. (2006), Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel. Sendai Japan: Tohoku University
- [16] K. Maruyama et al. (1997), Examination of deformation mechanism maps in 2.25Cr-1Mo steel by creep tests at strain rates of  $10^{-11}$  to  $10^{-6}$  s<sup>-1</sup>. Materials Science and Engineering A224 (1997) 166-172
- [17] S. Spigarelli et al. (2003), Analysis of the creep strength of a low-carbon AISI 304 steel with low- $\Sigma$  grain boundaries. Materials Science and Engineering A352 (2003) 93-99
- [18] C.R. Das et al., Influence of Coincidence Site Lattice Boundary on Creep Resistance of P91 Steel Weldments. Procedia Engineering, 2014. 86: p80-87
- [19] W.D.C.a.D.G. Rethwisch, Materials science and engineering: an introduction John Wiley & Sons, Inc, 2010
- [20] R.V., The Measurement of Grain boundary Geometry: IOP Publishing Ltd, 1993.
- [21] V.Randle, "The coincidence site lattice and the 'sigma enigma'," Materials Characterization, vol. 47, pp. 411 – 416, 2001.
- [22] S.Ranganathan, "On the geometry of coincidence-site lattices," Acta Cryst, vol. 21, p. 197, 1966.
- [23] B.D.G., "High angle boundaries," Acta Metallurgica, vol. 14, pp. 1479-1484, 1966.
- [24] P.S., "Effect of Recrystallization and grain growth on the formation of Annealing twin in the 304 stainless steel," Master, Nuclear Technology, Chulalongkorn university, Bangkok, 1999.

- [25] C.J.R.Li Q., Richards N.L. , "Effects of thermo-mechanical processing parameters on the special boundary configurations of commercially pure nickel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, pp. 263–271, 2009.
- [26] A.J.S.a.W.E.King, "The Potential Engineering of Grain Boundaries through Thermomechanical Processing," *JOM*, vol. 50, pp. 50-55, 1998.
- [27] V.T.Gary, S.Was, and Douglas C. Crawford, "Grain Boundary Misorientation Effects on Creep and Cracking in Ni-Based Alloys," *JOM*, vol. 50, pp. 44-49, 1998.
- [28] C.B.T.a.V.RANDLE, "THE EFFECTS OF STRAIN ANNEALING ON GRAIN BOUNDARY DISTRIBUTION AND HARDENING IN SUPERPURE NICKEL," *Textures and Microstructures*, vol. 28, pp. 71-79, 1996.
- [29] C.B.T.a.V.RANDLE, "“FINE TUNING” AT C3” BOUNDARIES IN NICKEL " *Acta mater.* , vol. 45, pp. 4909-4916, 1997.
- [30] R.L.a.F.Fullman, J.C., "Formation of Annealing Twins During Grain Growth," *Journal of Applied Physics*, vol. 22, pp. 1350 - 1355, 1951.
- [31] M.A.Meyers, "A model for the formation of annealing twins in F.C.C. metals and alloys," *Acta Metallurgica*, vol. 26, pp. 951–962, 1978.
- [32] C.T.D. Horton, and V. Randle, "Aspects of twinning and grain growth in high purity and commercially pure nickel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 203, pp. 408–414, 1995.
- [33] V.RANDLE, "The influence of annealing twinning on microstructure evolution," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, vol. 40, pp. 853– 859, 2005.
- [34] L.A.Reza Abbaschian, and Robert E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*: Cengage Learning, 2010.
- [35] R.P.V.Richard, W.Hertzberg, Jason L. Hertzberg *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*: John Wiley & SONS,INC, 1996.
- [36] A.K.Sinha, *Ferrous Physical Metallurgy*: Butterworths, 1989.
- [37] Harry Chandler, *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels*: ASM, 1995.
- [38] [www.prism.gatech.edu/~gh19/61510/chemrev.html](http://www.prism.gatech.edu/~gh19/61510/chemrev.html).
- [39] H.Chang and I.Baker, "Characterization of Rolled and Recrystallized High-Purity Nickel using EBSP," *Microsc Microanal*, vol. 11, pp. 2022 - 2023, 2005.
- [40] Anil Kumar Sinha, *Ferrous Physical Metallurgy*: Butterworths, 1989.

- [41] J.T.Houston and K.Farrell, "Recrystallization of Nickel-270," Metallography, vol. 2, p. 239, 1969.
- [42] Kate Felde. Recrystallization and Grain Growth in Nickel Alloy 706 Forgings.
- [43] G. W. Wensch and H. L. Walker, Trans. AM. Soc. Metals, vol. 44, p. 1186, 1952.
- [44] V.Randle, P.R. Rios, and Y. Hu, "Grain Growth and twinning in nickel," Scripta Materialia, vol. 58, pp. 130 - 133, 2008.
- [45] P.R.R.V.Randle, and Y.Hu, "Grain Growth and twinning in nickel," Scripta Materialia, vol. 58, pp. 130 - 133, 2008.
- [46] A.E112, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size," ed.
- [47] O.I. analytical., Electron backscattered diffraction: Oxford.
- [48] R.V.Engler O., Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture, and Orientation Mapping: CRC Press, 2009.
- [49] <http://www.mx.iucr.org/iucr-top/comm/cteach/pamphlets/11/node4.html>.
- [50] Tensile Stress (ออนไลน์). แหล่งที่มา [http://www.elecnnet.chandra.ac.th/courses/ELFC2101/chapter\\_6/stress.doc](http://www.elecnnet.chandra.ac.th/courses/ELFC2101/chapter_6/stress.doc)
- [51] R.W Evans and B. Wilshiro, Introduction to creep, London : The Institute of Materials, 1993.
- [52] Metal Handbook, Mechanical Testing, 9<sup>th</sup> ed., United State of America : America Society for Metals, 1985.
- [53] M.F.Ashby L.M.Brown, Perspectives in Creep Fracture, 1<sup>st</sup> ed., 1983

## ภาคผนวก

- 
- ก. ผลการทดลองการคืบของชิ้นงานแต่ละชิ้น
  - ข. ข้อมูลขอบเกรนชนิดพิเศษจากเทคนิค EBSD
  - ค. โครงสร้างจุลภาคหลังจากทดสอบการคืบ
  - ง. การคำนวณหาขนาดเกรน
  - จ. เส้นโค้งความเค้น - ความเครียดจากการทดสอบแรงดึง
  - ฉ. บทความที่ได้รับการตีพิมพ์



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1. ชิ้นงานอ้างอิง (As-receive)

### 1.1 เปลี่ยนแปลงค่าความเค้น โดยอุณหภูมิอยู่ที่ 650 °C

#### 1.1.1 ความเค้น 220 MPa (SP1)

##### เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

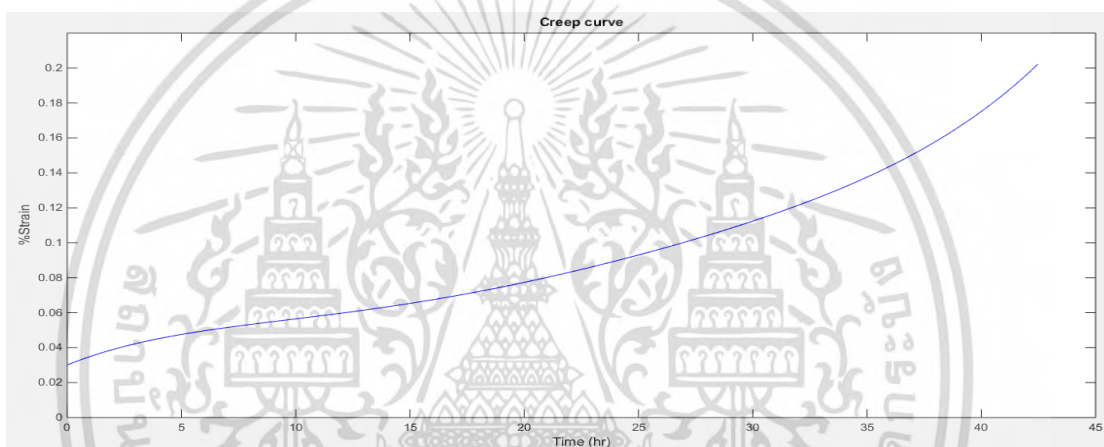
Actual stress = 221.9 MPa

Diameter = 6 mm.

Gauge length = 31 mm.

Rupture time = 42.48 hr.

Minimum creep rate =  $267913535761394 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1.1.2 ความเค้น 290 MPa (SP2)

เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

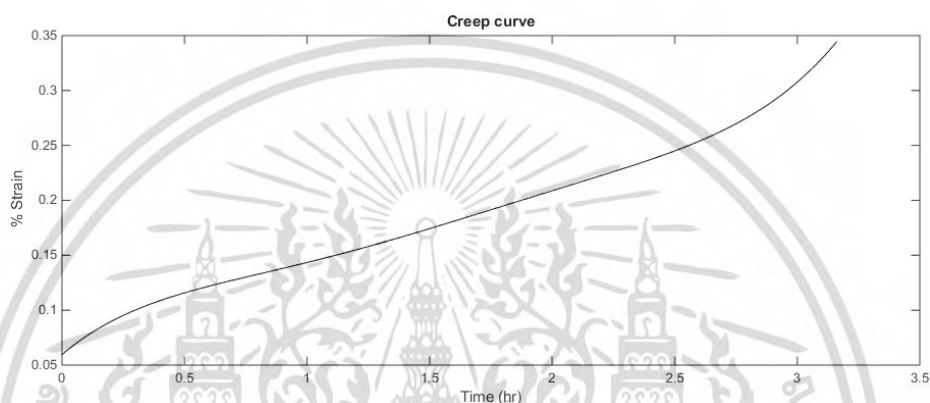
Actual stress = 291.8 MPa

Diameter = 85 mm.

Gauge length = 29.75 mm.

Rupture time = 3.16 hr.

Minimum creep rate =  $1.767055463662118 \times 10^{-3} \text{ hr}^{-1}$

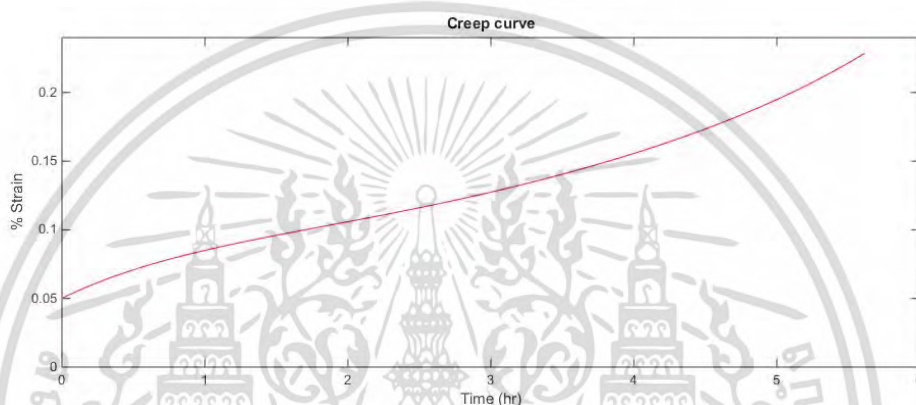


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1.1.3 ความเค้น 260 MPa (SP6)

เงื่อนไข

Temperature	=	650 °C	(923 K)
Actual stress	=	260.8	MPa
Diameter	=	6	mm.
Gauge length	=	91	mm.
Rupture time	=	61	hr.
Minimum creep rate	=	$6.322802405125913 \times 10^{-4} \text{ hr}^{-1}$	



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1.2 เปลี่ยนแปลงค่าอุณหภูมิ โดยค่าความเค้นอยู่ที่ 290 MPa

### 1.2.1 อุณหภูมิ 625 °C (SP3)

#### เงื่อนไข

Temperature = 625 °C (898 K)

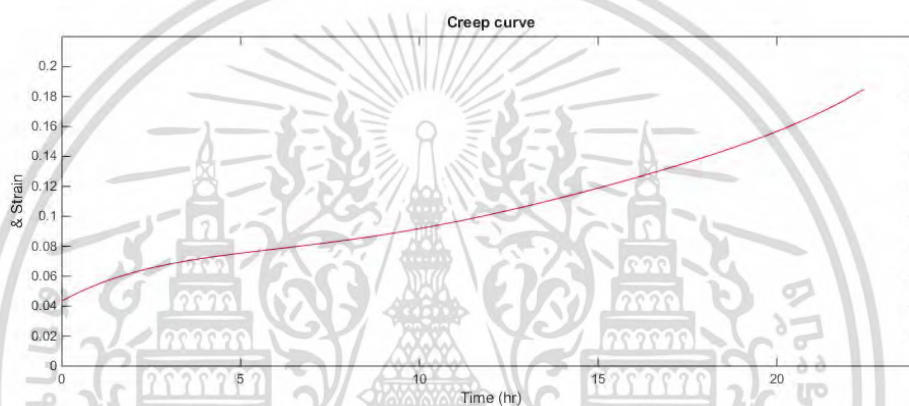
Actual stress = 290.815 MPa

Diameter = 8 mm.

Gauge length = 29.6 mm.

Rupture time = 22.43 hr.

Minimum creep rate =  $9.490251326127919 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$

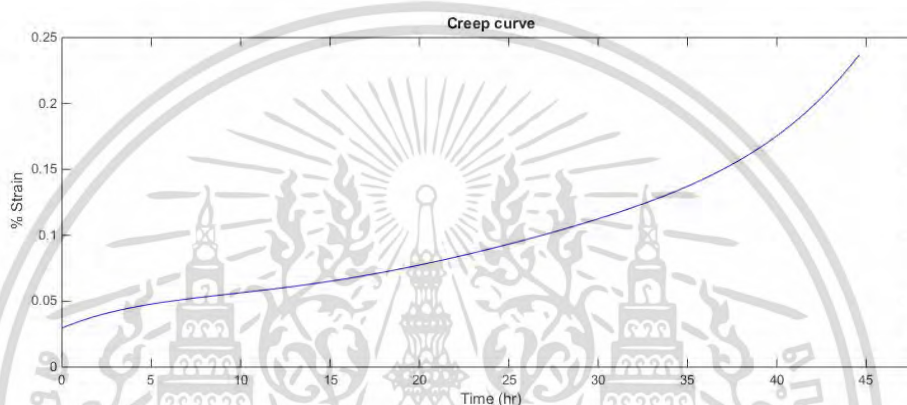


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 1.2.2 อุณหภูมิ 600 °C (SP4)

เงื่อนไข

Temperature	=	625 °C	(898 K)
Actual stress	=	297.038	MPa
Diameter	=	8	mm.
Gauge length	=	31	mm.
Rupture time	=	44.62	hr.
Minimum creep rate	=	$4.9195994060301703 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$	



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2. ชิ้นงานผ่านกระบวนการซิงเกิลสเตปรีคริสตัลไรเซชัน (Single step recrystallization process)

### 2.1 เปลี่ยนแปลงค่าความเค้น โดยอุณหภูมิอยู่ที่ 650 °C

#### 2.1.1 ความเค้น 220 MPa (1S-2)

##### เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

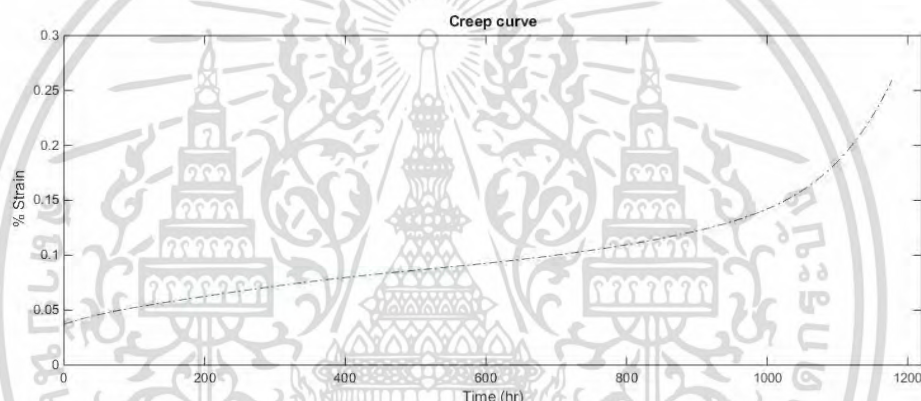
Actual stress = 219.40 MPa

Diameter = 9 mm.

Gauge length = 29.7 mm.

Rupture time = 1177.33 hr.

Minimum creep rate =  $2.085430999426373 \times 10^{-6} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.1.2 ความเค้น 290 MPa (1S-1)

เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

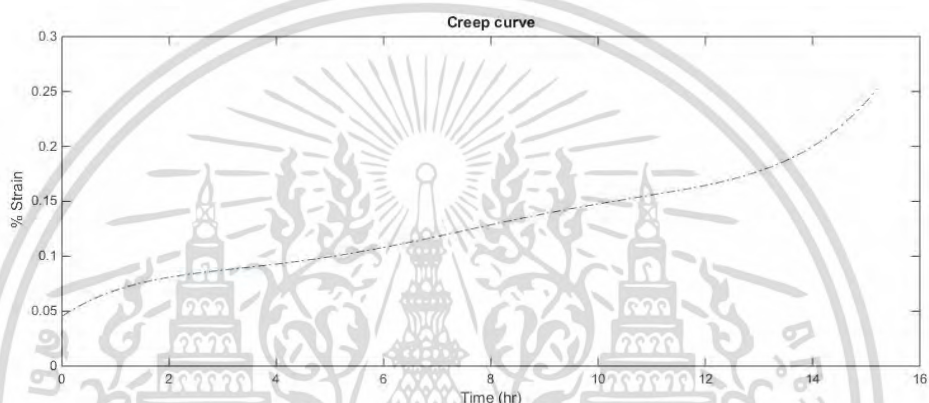
Actual stress = 291.76 MPa

Diameter = 85 mm.

Gauge length = 27 mm.

Rupture time = 121 hr.

Minimum creep rate =  $1.9857602225145088 \times 10^{-4} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.1.3 ความเค้น 260 MPa (1S-3)

เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

Actual stress = 259.53 MPa

Diameter = 9 mm.

Gauge length = 30 mm.

Rupture time = 46.47 hr.

Minimum creep rate =  $4.775988482532952 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.2 เปลี่ยนแปลงค่าอุณหภูมิ โดยค่าความเค้นอยู่ที่ 290 MPa

### 2.2.1 อุณหภูมิ 625 °C (1S-4)

#### เงื่อนไข

Temperature = 625 °C (898 K)

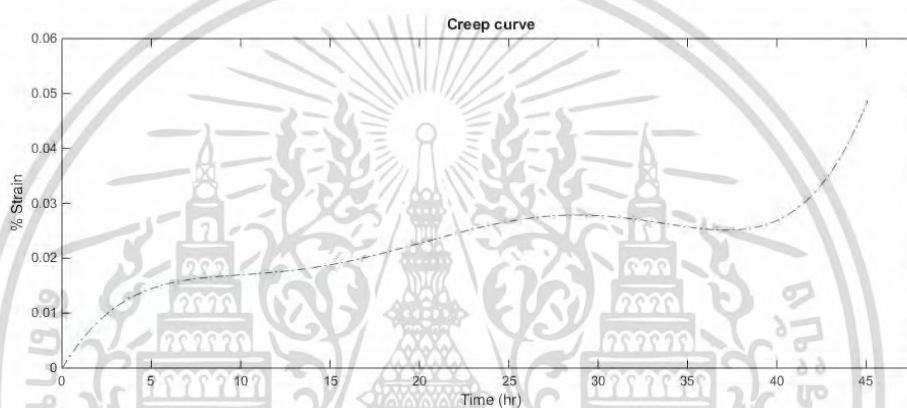
Actual stress = 290.72 MPa

Diameter = 6 mm.

Gauge length = 30 mm.

Rupture time = 408 hr.

Minimum creep rate =  $8.369196051544673 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.2.2 อุณหภูมิ 600 °C (1S-5)

เงื่อนไข

Temperature = 625 °C (898 K)

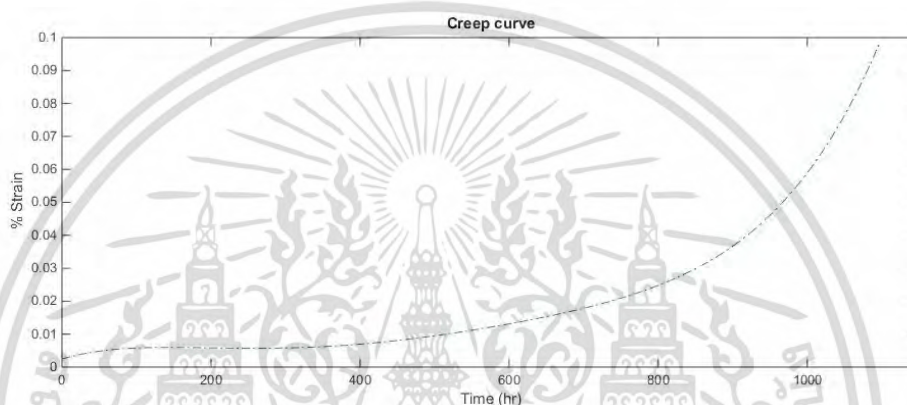
Actual stress = 290.72 MPa

Diameter = 6 mm.

Gauge length = 29 mm.

Rupture time = 10997 hr.

Minimum creep rate =  $6.461176531005628 \times 10^{-6} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3. ชิ้นงานผ่านกระบวนการอิตอร์เรทีฟคริสตัลไรเซชัน (Iterative recrystallization process)

#### 3.1 เปลี่ยนแปลงค่าความเค้น โดยอุณหภูมิอยู่ที่ 650 °C

##### 3.1.1 ความเค้น 220 MPa (2S-2)

##### เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

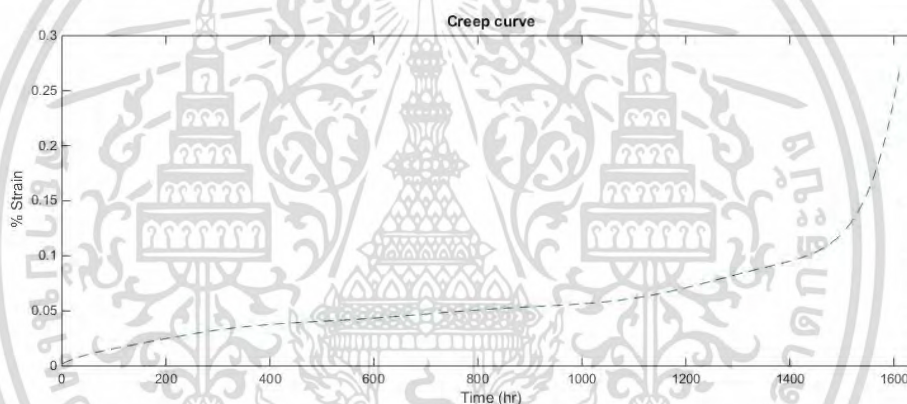
Actual stress = 218.76 MPa

Diameter = 85 mm.

Gauge length = 30.05 mm.

Rupture time = 1611.21 hr.

Minimum creep rate =  $8.748722147126491 \times 10^{-7} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 3.1.2 ความเค้น 290 MPa (2S-1)

เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

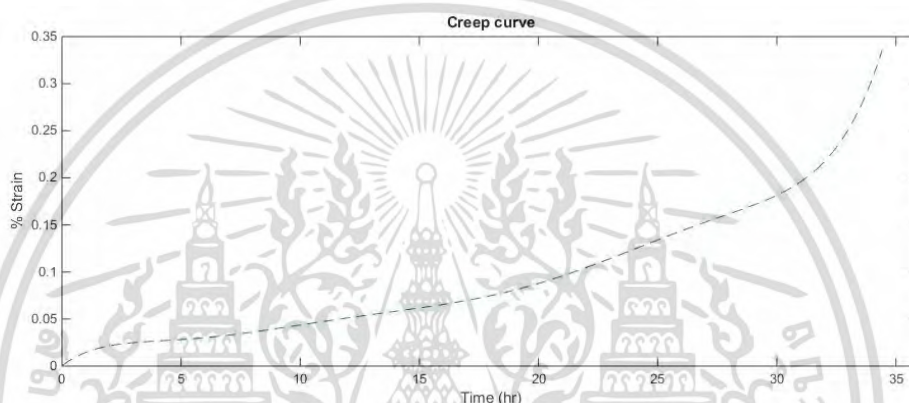
Actual stress = 291.76 MPa

Diameter = 85 mm.

Gauge length = 30 mm.

Rupture time = 34.42 hr.

Minimum creep rate =  $4.965377143438046 \times 10^{-5} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 3.1.3 ความเค้น 260 MPa (2S-3)

เงื่อนไข

Temperature = 650 °C (923 K)

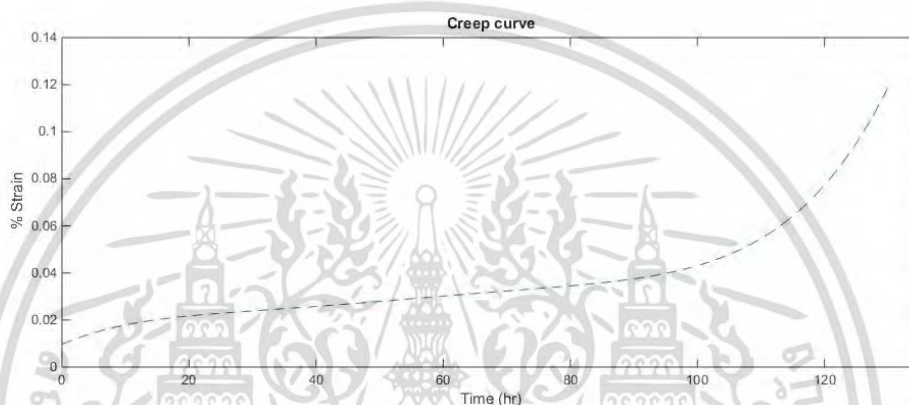
Actual stress = 263.36 MPa

Diameter = 97 mm.

Gauge length = 31.09 mm.

Rupture time = 130.27 hr.

Minimum creep rate =  $8.373134205057606 \times 10^{-6} \text{ hr}^{-1}$



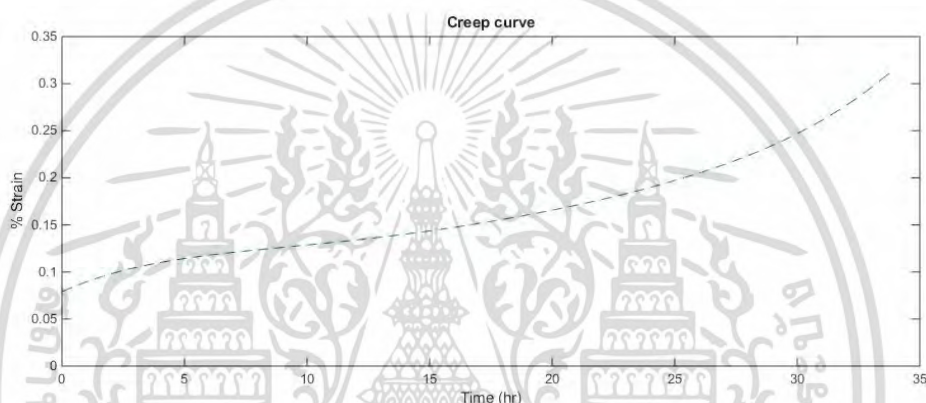
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 3.2 เปลี่ยนแปลงค่าอุณหภูมิ โดยค่าความเค้นอยู่ที่ 290 MPa

### 3.2.1 อุณหภูมิ 625 °C (2S-4)

#### เงื่อนไข

Temperature	=	625 °C	(898 K)
Actual stress	=	296.76	MPa
Diameter	=	6.02	mm.
Gauge length	=	50.75	mm.
Rupture time	=	408	hr.
Minimum creep rate	=	$4.408711271027172 \times 10^{-6}$	hr <sup>-1</sup>



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 3.2.2 อุณหภูมิ 600 °C (2S-5)

เงื่อนไข

Temperature = 60 °C (898 K)

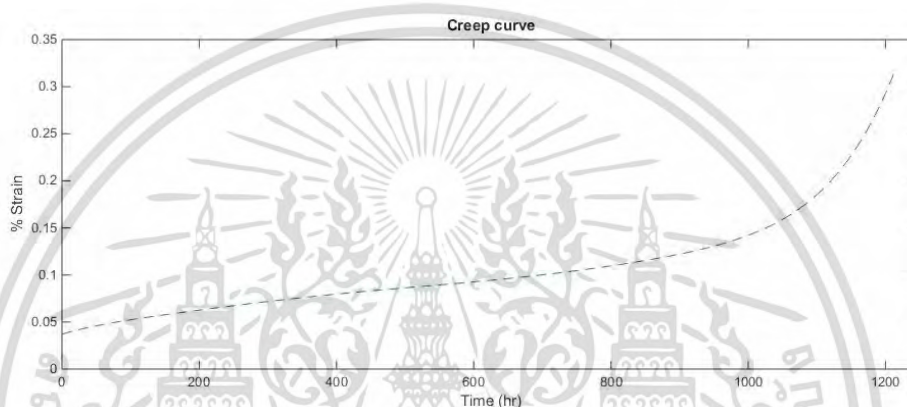
Actual stress = 296.04 MPa

Diameter = 93 mm.

Gauge length = 30.91 mm.

Rupture time = 1214.12 hr.

Minimum creep rate =  $1.106728975833131 \times 10^{-7} \text{ hr}^{-1}$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก ข.

ข้อมูลขอบเกรนชนิดพิเศษจากเทคนิค EBSD

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

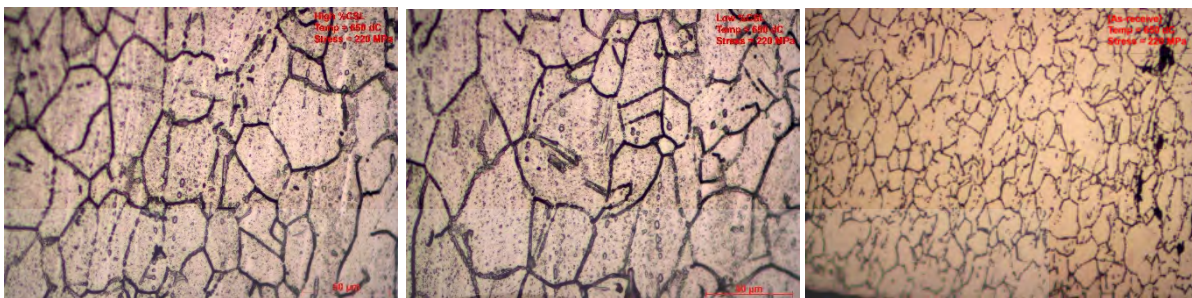
Temp (grain size)	Single-step recrystallization					Iterative recrystallization			As receive
	1000 (40)	1100 (60)	1125 (60)	1125 (80)	1155 (120)	1010 (120 to 60)	1030 (80 to 60)	1050 (40 to 60)	
Sigma	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction	Average fraction
3	0.3108	0.2798	0.2802	0.24032	0.19575	0.303	0.3312	0.3308	0.1882
9	0.02	0.0092	0.0094	0.00824	0.0065	0.0094	0.023	0.0102	0.0078
5	0.0052	0.003	0.0014	0.00406	0.001	0.0034	0.0094	0.0054	0.0014
7	0.0068	0.002	0.0066	0.00798	0.00125	0.0028	0.0038	0.0046	0.0022
11	0.002	0.0036	0.0042	0.0049	0.004	0.0048	0.0068	0.0042	0.0032
13a	0.0014	0.0016	0.0028	0.00278	0.00025	0.0012	0.001	0.0044	0
13b	0.0002	0.0008	0.001	0.00338	0.00075	0.001	0.0024	0.0016	0.0008
15	0.0026	0.0016	0.0032	0.00308	0.00225	0.003	0.002	0.0026	0.0014
17a	0.0012	0.0008	0.0002	0.0008	0.00075	0.0018	0.0006	0.0004	0.0002
17b	0.005	0.0042	0.001	0.00198	0.00575	0.0026	0.0036	0.003	0.0006
19a	0.0008	0.0012	0.0012	0.00146	0.001	0.0026	0.001	0.0048	0.0046
19b	0.0004	0.0014	0.0012	0.00084	0.00125	0.0008	0.0008	0.0016	0.0012
21a	0.0008	0.0004	0	0.00158	0	0.001	0.0008	0.0024	0.0004
21b	0.002	0.0018	0.0016	0.00174	0.001	0.0016	0.0028	0.0026	0.0006
23	0.0022	0.0014	0.0006	0.002	0.0005	0.0014	0.0018	0.0018	0.0008
25a	0.0004	0.0016	0.0004	0.00082	0.00025	0.0012	0.0002	0.001	0
25b	0.005	0.0016	0.0026	0.00788	0.002	0.0018	0.0022	0.0048	0.0004
27a	0.0036	0.0006	0.0006	0.0022	0.00125	0.0026	0.0014	0.0008	0.0044
27b	0.0028	0.001	0.0016	0.00178	0.001	0.001	0.0022	0.0014	0.0012
29a	0	0.0004	0.0006	0.00058	0.0005	0.0002	0.0004	0	0.0052
29b	0.0006	0.0022	0.0016	0.0019	0.0005	0.0022	0.0024	0.0024	0.0008
%CSL	0.3922	<b>0.3374</b>	0.3396	0.32348	0.23725	0.3712	<b>0.4226</b>	0.4156	<b>0.2336</b>



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังจากทดสอบการคืบเงื่อนไขที่ 1 (อุณหภูมิคงที่)

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 220 MPa (กำลังขยาย 500x)



High %CSL

Low %CSL

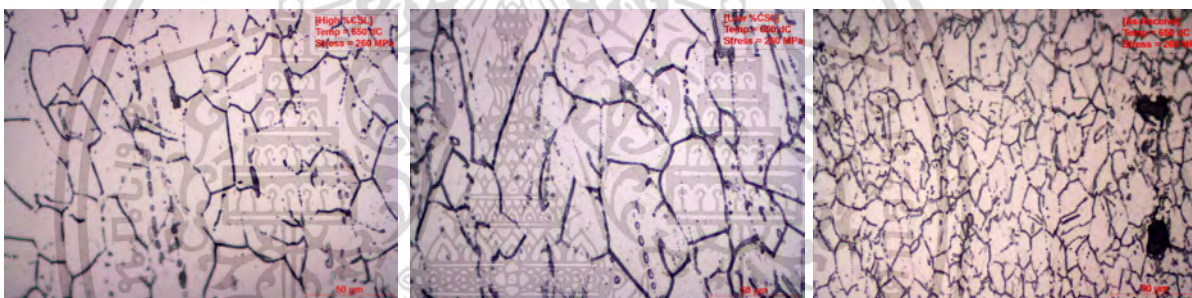
As-receive

Etching 120s

Etching 75s

Etching 30s

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 260 MPa (กำลังขยาย 500x)



High %CSL

Low %CSL

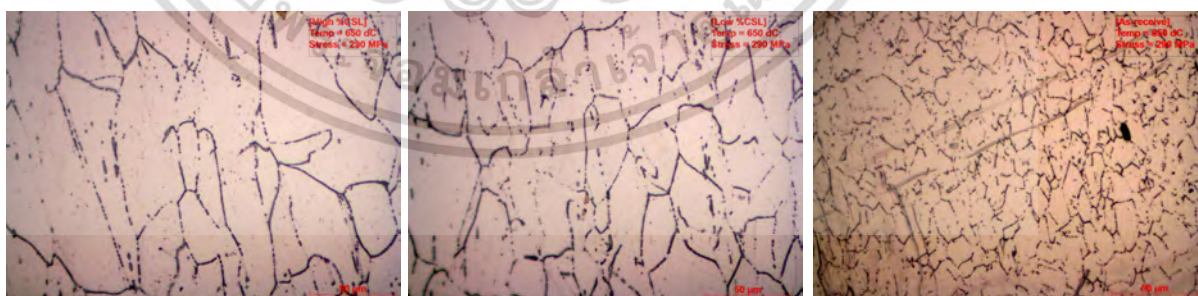
As-receive

Etching 120s

Etching 75s

Etching 30s

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 290 MPa (กำลังขยาย 500x)



High %CSL

Low %CSL

As-receive

Etching 120s

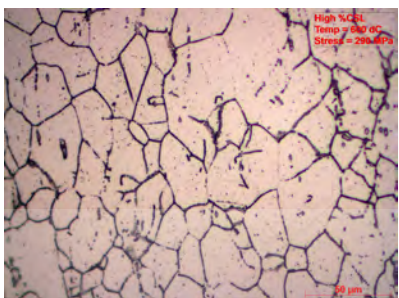
Etching 75s

Etching 30s

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

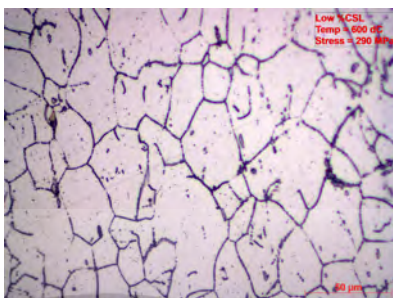
## โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานหลังจากทดสอบการคืบเงื่อนไขที่ 2 (ความเค้นคงที่)

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 600 °C และความเค้น 290 MPa (กำลังขยาย 500x)



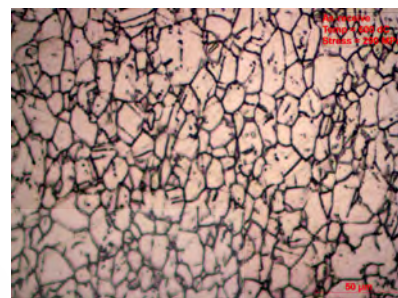
High %CSL

Etching 120s



Low %CSL

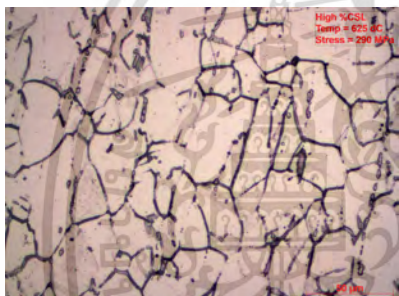
Etching 75s



As-receive

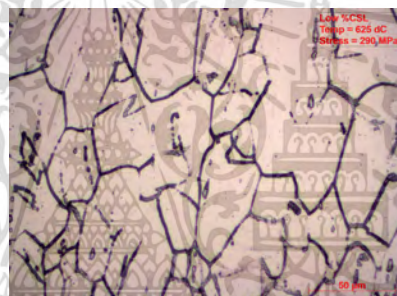
Etching 30s

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 625 °C และความเค้น 290 MPa (กำลังขยาย 500x)



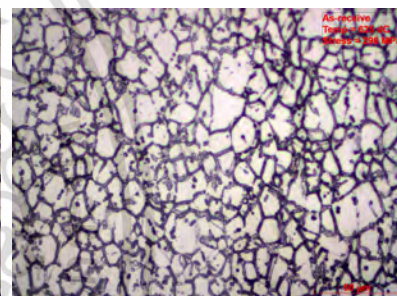
High %CSL

Etching 120s



Low %CSL

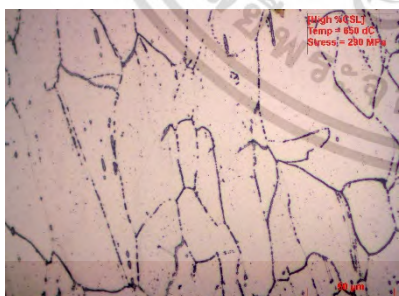
Etching 75s



As-receive

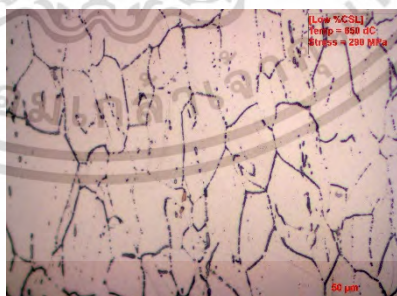
Etching 30s

ทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 °C และความเค้น 290 MPa (กำลังขยาย 500x)



High %CSL

Etching 120s



Low %CSL

Etching 75s



As-receive

Etching 30s

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก ง.

การคำนวณหาขนาดเกรน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## วิธีการคำนวณหาขนาดเกรน

1. วิธีคำนวณโดยใช้สมการการโตของเกรนเปรียบเทียบกับสมการเส้นตรง

1.1 เปรียบเทียบสมการการโตของเกรนกับสมการเส้นตรง

โดยสมการการโตของเกรนคือ :  $D - D_0 = Kt^n$

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

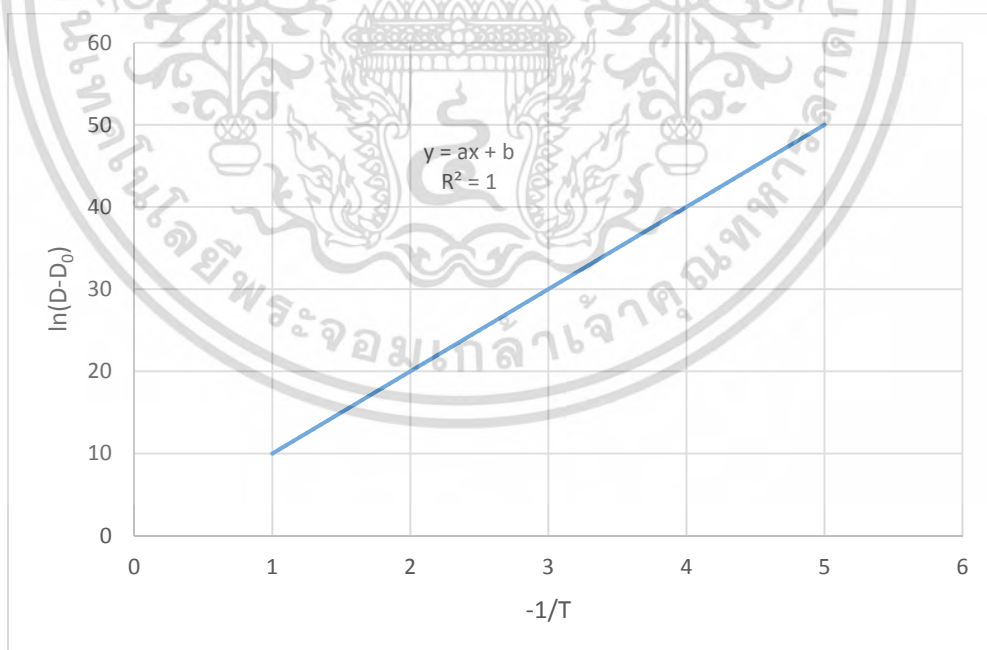
ทำการใส่ลอการิทึมฐาน e จะได้ :  $\ln(D - D_0) = -\frac{Q}{RT} + \ln(K_0 t^n)$  (1)

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



รูปที่ ๑-1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง  $\ln(D - D_0)$  กับ  $-\frac{1}{T}$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซึ่งจากกราฟจะได้  $\frac{Q}{R} = a$  ,  $\ln(K_0t^n) = b$  โดยนำค่าที่ได้ไปใส่สมการการโตของเกรนเพื่อหาขนาดเกรนจากการคำนวณ

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

จากสมการการโตของเกรน :  $D-D_0 = K_0e^{-Q/RT}t^n$

ซึ่งจากเอกสารอ้างอิง [16] 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 อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก จ.

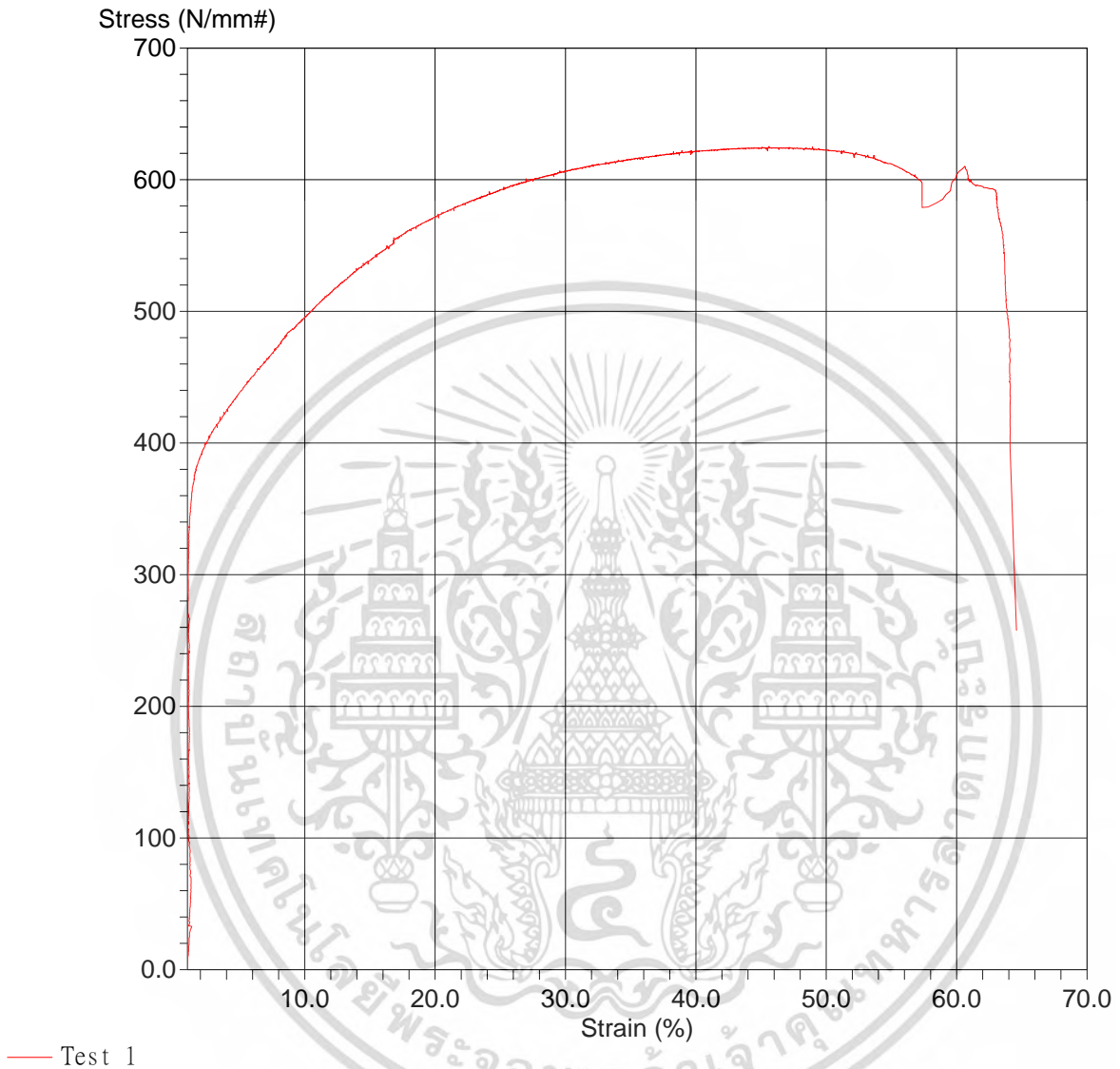
เสวนาเชิงนโยบาย - ความเครียดจากการทดสอบแรงดึง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Test Name : 9501  
Test Type : Tensile  
Test Date : 4/6/2559 16:31  
Test Speed : 5.00mm/min

Diameter : 10.750 mm  
Pretension : 200.000 N  
Sample Length : 32.350 mm

Test No	Force @ Peak (kN)	Elong. @ Peak (mm)
1	56.760	14.757



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



# Proceedings

## The 31<sup>st</sup> Conference

### of Mechanical Engineering Network of Thailand

การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 31

ระหว่างวันที่ 4 - 7 กรกฎาคม 2560

ณ โรงแรมภูเขาแก้ว รีสอร์ท จ.นครนายก



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

งานประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย

ครั้งที่ ๓๑

๕ ถึง ๗ กรกฎาคม ๒๕๖๐



โดย  
ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์  
มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ

ณ โรงแรมภูเขางาม รีสอร์ท

จังหวัดนครนายก

<b>AMM-15</b> .....	423
ขบวนการเพิ่มสัดส่วน <b>CSL</b> โดยควบคุมขนาดเกรน มังกอล แหยมทองคำ <sup>1</sup> และ ปฏิกิริยา ชั้นร้าว <sup>1*</sup>	
<b>AMM-16</b> .....	429
การวิเคราะห์การสึกหรอของ <b>PEEK</b> ภายใต้ภาระแรงดันสัมผัสแบบแปรผันในระบบ <b>RPF</b> ด้วย ระเบียบวิธีทางไฟไนต์เอลิเมนต์ บารมี ปัทมพรหม	
<b>AMM-17</b> .....	438
อิทธิพลขององศาเกลียวต่อกำลังการผลิตของเครื่องคั้นกะทิแบบเกลียว ปิยชนา สุโกศล <sup>1</sup> และ เกียรติศักดิ์ รุ่งพระแสง <sup>1*</sup>	
<b>AMM-18</b> .....	446
การศึกษาปัจจัยที่เหมาะสมต่อการผ่านข้าวโพดหวานด้วยระบบนิวแมติกส์ พีระพงษ์ โชติรัตน์วีระกุล <sup>1</sup> , อานนท์ บุญเต็ม <sup>1</sup> , ภาณุพงศ์ ไกรสำโรง <sup>1</sup> , ณัฐดนัย พรรณเจริญวงศ์ <sup>2</sup> , พลเทพ เวงสูงเนิน <sup>1</sup> และ จาริณี จงปลื้มปิติ <sup>1*</sup>	
<b>AMM-19</b> .....	452
เครื่องตัดผักกะขามหวานพันธุ์สีทอง ธีรพงษ์ ศรีจันทอม, ชัยมงคล ไชยชนะ, ชัยพร พลัดกลาง, พีรณัฐ อันสุรีย์ และ วิทยา บุญคำ*	
<b>AMM-20</b> .....	457
การจำลองสมบัติเชิงพลวัตและการหาพารามิเตอร์ของยางเติมเขม่าดำ เกษม จันท์มา <sup>1*</sup> , นวัตกรรม มูลปา และ ธาราพงษ์ กาญจนปรีชาชาติ	
<b>AMM-21</b> .....	466
การตรวจสอบการเสียหายของเม็ดกลิ้งด้วยสัญญาณอนุสติกอิมพัลส์ ดอน แก้ววก <sup>1*</sup> , เทอดศักดิ์ ใจงาม <sup>1</sup> , รุณัฐ พิณรัตน์ <sup>1</sup> และ พรชัย นิเวศน์รังสรรค์ <sup>2</sup>	
<b>AMM-22</b> .....	473
การพัฒนาาระบบสอบเทียบ <b>Accelerometer</b> โดยใช้แรงโน้มถ่วงของโลก ชมพูนุท หิรัญพฤกษ์ <sup>1*</sup> ไพโรจน์ รัตนางกูร <sup>1</sup> และประมาณ จันทรักษา	
<b>AMM-23</b> .....	481
การออกแบบและสร้างเครื่องขึ้นรูปภาชนะแบบย่อยสลายได้ทางชีวภาพจากเส้นใยผักตบชวา ธีรภัทร หลิมบุญเรือง <sup>1</sup> และ นิตต์อลิน พันธุ์อภัย <sup>1</sup>	
<b>AMM-24</b> .....	489
พฤติกรรมการสั่นสะเทือนของยางล้อต้นสำหรับรถลากสัมภาระในท่าอากาศยาน จุฑาณี พรหมจันทร์ <sup>1,2</sup> และ ชาศริต สุวรรณจำรัส <sup>1,2*</sup>	
<b>AMM-25</b> .....	497
อิทธิพลความเร็วรอบของชุดหีบอ้อยที่มีต่อปริมาณน้ำอ้อยที่ได้จากเครื่องหีบอ้อย สุทิน พลบูรณ์ <sup>1*</sup> , รณฤทธิ์ จันท์ศิริ <sup>2</sup> , สรวินท์ ปุคะภาค <sup>3</sup> และ วิภา เหลืองบุตรนาค <sup>4</sup>	

## ขบวนการเพิ่มสัดส่วน CSL โดยควบคุมขนาดเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

### Grain boundary engineering by control grain size process in 316L stainless steel

มงคล แหยมทองคำ<sup>1</sup> และ ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
 เลขที่ 1 ซอยฉลองกรุง 1 ถนนฉลองกรุง แขวงลาดกระบัง เขตลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520

\*ติดต่อ: E-mail : panyak110@hotmail.com, เบอร์โทรศัพท์ 02-326-4197, เบอร์โทรสาร 02-326-4198

#### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อออกแบบขบวนการทางความร้อนเชิงกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ให้มีขนาดเกรนควบคุม 60 ไมโครเมตร และมีเปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษแตกต่างกัน โดยใช้ความเครียดระดับต่ำ จากนั้นทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่างกัน เป็นระยะเวลาหนึ่ง เพื่อดูผลกระทบของความเครียดและอุณหภูมิในการอบต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างทางจุลภาคและเปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ ขบวนการทางความร้อนเชิงกลเริ่มจากการปรับโครงสร้างจุลภาคเดียวกัน ด้วยกระบวนการความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ ขึ้นงานอ้างอิงที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการสะสมพลังงานความเครียดแบบยืดหยุ่น ด้วยวิธีการดึงยืดตัว 40% และอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1100 และ 1125 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 10 นาที ได้ขนาดเกรน 60 และ 80 ไมโครเมตรตามลำดับ ซึ่งขบวนการข้างต้นเรียกว่า “ขบวนการซิงเกิลสเตปรีคริสตัลไรเซชัน” จากนั้นนำชิ้นงานที่มีขนาด 80 ไมโครเมตร ไปผ่านการขึ้นรูปเย็นด้วยวิธีการดึงยืดตัว 40% และอบอ่อนอีกครั้งที่อุณหภูมิ 1030 องศาเซลเซียส เพื่อให้ได้ขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร เรียกขบวนการทำซ้ำนี้ว่า “ขบวนการอิเทอร์เรทีฟรีคริสตัลไรเซชัน” ผลการทดลองเปรียบเทียบสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษด้วยเทคนิค EBSD พบว่า มีเปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษทั้งหมดที่ต่างกัน โดยชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการอิเทอร์เรทีฟรีคริสตัลไรเซชันเท่ากับ 42.26%, ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการซิงเกิลสเตปรีคริสตัลไรเซชันเท่ากับ 32.34% และชิ้นงานอ้างอิงเท่ากับ 23.36% ซึ่งชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนมีขนาดเกรนควบคุมเดียวกันที่ 60 ไมโครเมตร ผลดังกล่าวแสดงผลกระทบของกระบวนการก่อนหน้าในการทำวิศวกรรมขอบเกรน

**คำหลัก:** ขอบเกรน, สัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ, ขบวนการความร้อนเชิงกล

#### Abstract

This research has a purpose to design the thermomechanical process of 316L austenitic stainless steel have grain size of 60 microns and different percentage of coincidence-site-lattice boundary (CSL) are using low stress then those are annealing in various temperatures at period of time. To observe the effect of stress and temperature are annealing on microstructure changes and

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
 423  
 ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

percentage of CSL. Thermomechanical process start from improvement the identically microstructure with solution anneal method of reference specimen at 1200 °C for 1 hour. After that, give passing be compound with elastic strain energy process by tensile test for 40% elongation and used temperature at 1100 and 1125 °C for annealing take to 10 minutes obtained 60 and 80 microns grain size respectively. The process above was calling “Single step recrystallization process”. Then, take 80 microns specimen through to a cold working process at 40% elongation and annealing temperature at 1030 °C to obtain a grain size of 60 microns, this repeat process is calling “ Iterative recrystallization process”. The results for the comparison of grain boundaries by EBSD technique showed that: percentage of total CSL were different for specimen of iterative recrystallization process was 42.26%, specimen of single step recrystallization process was 32.34% and as-receives specimen was 23.36%. Which specimens had the same grain to controlled size of 60 microns. The results showed the impact of previous process on grain boundary engineering.

**Keywords:** Grain boundary, Coincidence-site-lattice boundary (CSL), thermomechanical process

### 1. บทนำ

ในปัจจุบันเหล็กกล้าไร้สนิม 316L มีการใช้งานอย่างแพร่หลายและเพิ่มมากขึ้นในภาคอุตสาหกรรม เช่น การสร้างโรงไฟฟ้า การทำท่อส่ง หรือ อุปกรณ์เครื่องจักรในโรงงานต่างๆ รวมถึงการก่อสร้างตึก อาคาร สำนักงาน ฯลฯ เพราะมีคุณสมบัติในการต้านการสึกกร่อนและป้องกันการเกิดสนิมที่ดีกว่าเหล็กกล้าทั่วไป อีกทั้งยังมีความแข็งแรงสูง อย่างไรก็ตามเหล็กกล้าไร้สนิมก็ยังสามารถเกิดความเสียหายขึ้นได้จากการกัดกร่อน เนื่องจากปัจจัยที่มีสิ่งแวดล้อมเป็นตัวเหนี่ยวนำ เช่น การกัดกร่อนตามขอบเกรน (Intergranular Corrosion) การแตกร้าวเนื่องจากความเค้นร่วมกับการกัดกร่อน (Stress Corrosion Cracking) การกัดกร่อนแบบรูเข็ม (Pitting Corrosion) เป็นต้น [1] อีกทั้งการนำเหล็กกล้าไร้สนิมไปใช้งานในสภาวะที่ไม่เหมาะสมหรือสภาวะแวดล้อมที่เปลี่ยนแปลงไปก็สามารถเหนี่ยวนำให้เกิดการเสื่อมสภาพได้เพราะเหล็กกล้าไร้สนิมจะมีอายุการใช้งานได้ดีในสภาวะที่เหมาะสมสำหรับเกรดนั้นๆ เท่านั้น [2] จึงต้องมีการเปลี่ยนหรือซ่อมบำรุงอยู่เสมอ ส่งผลให้เกิดค่าใช้จ่ายที่เพิ่มขึ้นอย่างมาก

มีการวิจัยเกี่ยวกับผลของตัวแปรต่างๆ ในการพัฒนาโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 โดยวิธีการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งก็คือการให้ความร้อนเชิงกล ซึ่งพบว่าการให้ความเครียดระดับต่ำ แล้วนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิระดับต่ำๆ [3] ทำให้วัสดุมีความต้านทานต่อการเกิดการกัดกร่อนตามขอบเกรนที่ดีที่สุดซึ่งสืบเนื่องมาจากการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอของขอบเกรนแบบพิเศษ (CSL) ที่มีปริมาณมากและเหมาะสม ขอบเกรนแบบพิเศษจะไปแทรกอยู่ระหว่างขอบเกรนแบบสุ่ม ทำให้ขอบเกรนแบบสุ่มไม่ต่อเนื่องกันและทำให้วัสดุมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีขึ้น

ในการพัฒนาโครงสร้างเหล็กกล้าไร้สนิม 316 โดยให้ความร้อนเชิงกล [4] พบว่า การให้ความเครียดระดับต่ำ 3% ที่อุณหภูมิ 1240 °K เป็นเวลา 72 ชั่วโมง จะเกิดสัดส่วนของขอบเกรนแบบพิเศษถึง 86% ซึ่งจากการทดสอบด้วยกรด พบว่าสัดส่วน CSL ที่เพิ่มขึ้นส่งผลทำให้เกิดการสึกกร่อนน้อยลง ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาก่อนหน้านี้

ดังนั้นการวิจัยครั้งนี้จะมุ่งเน้นในการออกแบบขบวนการความร้อนเชิงกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

โดยให้ความเครียดระดับต่ำ อบอุ่นที่อุณหภูมิต่าง ๆ กัน เป็นระยะเวลาหนึ่ง เพื่อดูผลของการให้ความเครียดและอุณหภูมิในการอบว่าส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างทางจุลภาคอย่างไร เมื่อผ่านขบวนการความร้อนเชิงกลในแต่ละขั้นตอน เพื่อเตรียมชิ้นงานที่เหมาะสมสำหรับการเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนชนิดพิเศษ หรือ Coincidence -site-lattice boundaries (CSLB)



รูปที่ 2 ชิ้นงานหลังกระบวนการสลายคาร์ไบด์

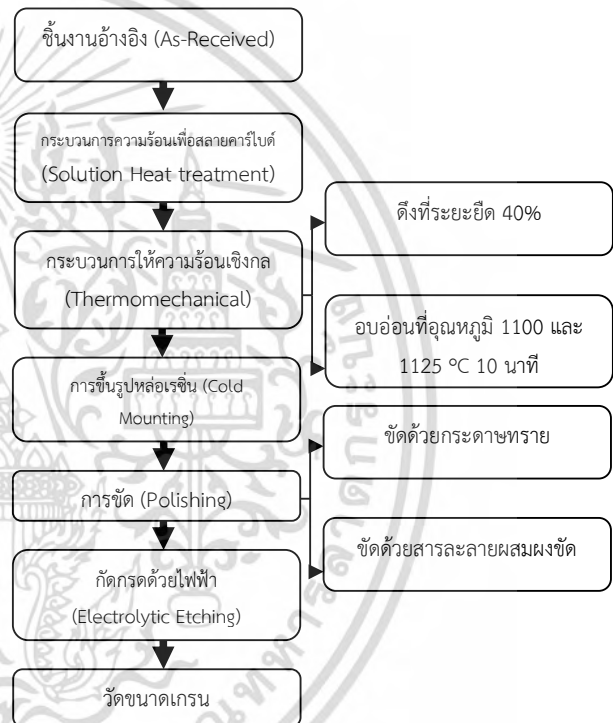
**2. การเตรียมชิ้นงานและขั้นตอนการทดลอง**

เตรียมชิ้นงานอ้างอิงโดยนำเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ตัดให้ได้ความยาว 12 เซนติเมตร ดังรูปที่ 1 จากนั้นนำไปผ่านกระบวนการความร้อนเพื่อสลายคาร์ไบด์ (Solution heat treatment) ที่อุณหภูมิ 1200 องศา เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ดังรูปที่ 2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการสลายคาร์ไบด์นำไปเข้าสู่กระบวนการความร้อนเชิงกล (Thermomechanical) โดยนำไปดึงระยะยืด 40% ซึ่งคำนวณจากสมการ

$$\%EA = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \quad (1)$$

ซึ่ง  $L_f$  คือ ความยาวหลังจากการยืด และ  $L_0$  คือความยาวเริ่มต้น

จากนั้นนำชิ้นงานไปขึ้นรูปหล่อเรซิน ทำการขัดกัดกรดด้วยไฟฟ้าและหาขนาดเกรน ตามลำดับ ดังรูปที่ 3 ซึ่งขั้นตอนดังกล่าวเรียกว่ากระบวนการของ Single-step recrystallization

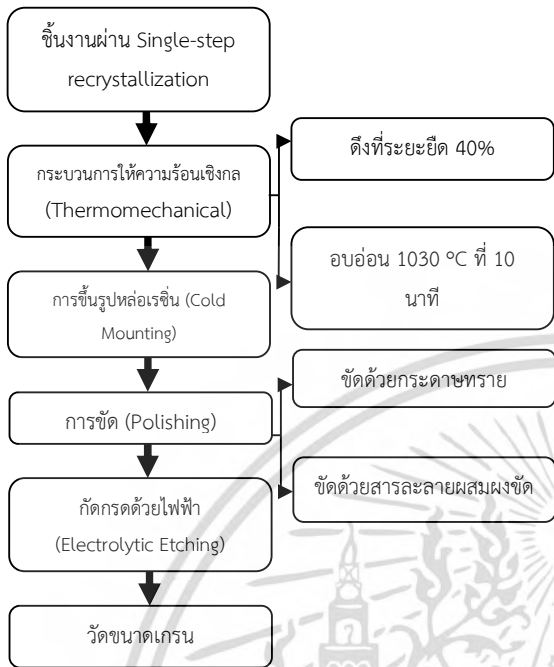


รูปที่ 3 กระบวนการของ Single-step recrystallization



รูปที่ 1 ชิ้นงานอ้างอิง (As-Received)

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการของ Single-step recrystallization ที่มีขนาดเกรน 80 ไมโครเมตร นำมาซ้ำอีกครั้งหนึ่งเรียกว่า กระบวนการของ Iterative recrystallization ดังรูปที่ 4

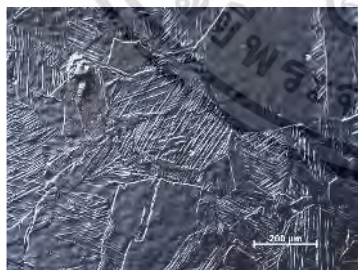


รูปที่ 4 กระบวนการของ Iterative recrystallization

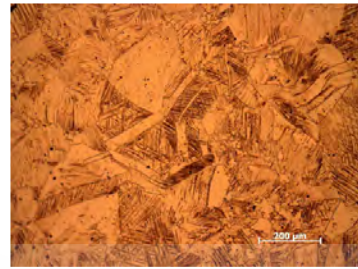
### 3. ผลการทดลอง

#### 3.1 ผลการทดลองของการเตรียมขึ้นงานกระบวนการ Single-step recrystallization

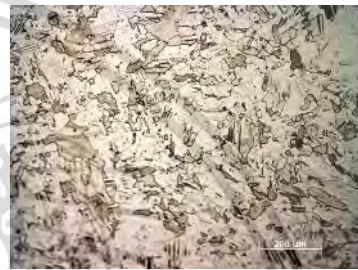
จากรูปที่ 5-8 แสดงโครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการดิ่งระยะยัด 40%



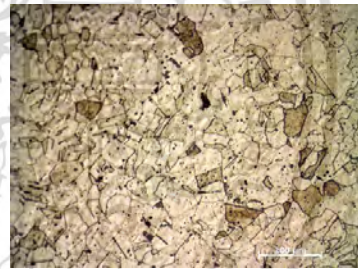
รูปที่ 5 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ไม่ผ่านการอบอ่อน



รูปที่ 6 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการอบอ่อน 900 องศาเซลเซียส 10 นาที



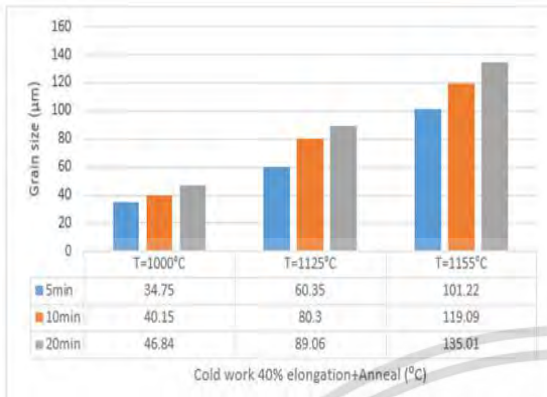
รูปที่ 7 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการอบอ่อน 950 องศาเซลเซียส 10 นาที



รูปที่ 8 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการอบอ่อน 1100 องศาเซลเซียส 10 นาที

จากการทดลองพบว่า ขนาดเกรนที่ไม่ได้ทำการอบอ่อน จะมีขนาดโตขึ้นเมื่อได้รับความร้อนจากการอบอ่อน จนกระทั่งที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส ขนาดเกรนจะมีขนาดเล็กลงมาก และเมื่ออบที่อุณหภูมิมากขึ้นอีก ขนาดเกรนก็เริ่มโตขึ้นอีกครั้ง จึงสรุปได้ว่าช่วงอุณหภูมิระหว่าง 900-950 องศาเซลเซียส เป็นช่วงอุณหภูมิที่เกิดผลึกใหม่ (Recrystallization)

3.1.1 ตรวจสอบขนาดเกรนของขึ้นงานที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส



รูปที่ 10 โครงสร้างทางจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ขนาดเกรนเริ่มต้น 80 ไมโครเมตร ที่ผ่านการดิงระยะยืด 40% และอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส 10 นาที

รูปที่ 9 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนกับกระบวนการทางวิศวกรรมขอบเกรน ที่อุณหภูมิ 1000, 1125 และ 1155 องศาเซลเซียส

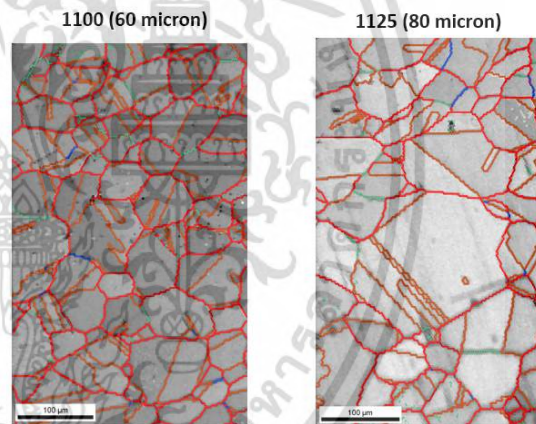
จากรูปที่ 9 แสดงขนาดเกรนที่อบอ่อนอุณหภูมิและเวลาแตกต่างกัน จะเห็นได้ว่าการอบอ่อนอุณหภูมิเดียวกันแต่เวลาต่างกัน เมื่อเวลามากขึ้นขนาดเกรนก็จะมีขนาดโตขึ้น และเมื่อเวลาที่ใช้ในการอบอ่อนเท่ากันแต่อุณหภูมิแตกต่างกัน ก็จะได้เห็นได้เหมือนกันว่า ที่การอบอ่อนอุณหภูมิสูงขึ้น การโตของเกรนก็จะโตขึ้นเช่นกัน หรือเรียกว่าอัตราการโตขึ้นของเกรนเร็วขึ้น เมื่ออุณหภูมิมากขึ้น

### 3.2 ผลการทดลองของการเตรียมชิ้นงานกระบวนการ Iterative recrystallization

นำชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการของ Single-step recrystallization ที่มีขนาดเกรน 80 ไมโครเมตรมาทำซ้ำอีกรอบตามรูปที่ 4 เพื่อให้ได้ขนาดเกรน 60 ไมโครเมตร ได้โครงสร้างออกมามีดังรูปที่ 10

### 3.3 สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ

#### 3.3.1 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Single-step recrystallization



รูปที่ 11 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างการอบอ่อนที่ 1100 องศาเซลเซียส กับ 1125 องศาเซลเซียส

จากการเปรียบเทียบสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษพบว่า เปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนอยู่ที่ 32.34% กับ 23.72% ของการอบอ่อนที่ 1100 องศาเซลเซียส กับ 1125 องศาเซลเซียสตามลำดับ

#### 3.3.2 ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ Iterative recrystallization

## 1030 (60 micron)



รูปที่ 12 ขอบเกรนชนิดพิเศษระหว่างกรอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส

เปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษของการอบอ่อนที่ 1030 องศาเซลเซียส อยู่ที่ 42.26%

#### 4. สรุปผลการทดลอง

จากการออกแบบขบวนการทางความร้อนเชิงกลของเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ให้มีขนาดเกรนควบคุม 60 ไมโครเมตร พบว่า มีเปอร์เซ็นต์สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษที่แตกต่างกัน โดยชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการฮีทเทรทไฟรีคริสตัลไรเซชันเท่ากับ 42.26%, ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการชิงเกิลสเตปรีคริสตัลไรเซชันเท่ากับ 32.34% และชิ้นงานอ้างอิงเท่ากับ 23.36%

และจากการเตรียมชิ้นงานพบว่าขนาดเกรนจะโตขึ้นเมื่อได้รับความร้อนจากการอบอ่อน แต่เมื่อถึงอุณหภูมิ Recrystallization จะทำให้เกิดเกรนใหม่ที่เล็กและละเอียด และเมื่ออบที่อุณหภูมิมากขึ้นอีก ขนาดเกรนก็เริ่มโตขึ้นอีกครั้ง

#### 5. กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ ผศ.ดร. ปัญญา ชันธุสุวรรณ ในการแนะนำให้ขอเสนอแนะ และแนวคิดต่างๆที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย และขอขอบคุณ Materials Laboratory ณ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สาขา

วิศวกรรมเครื่องกล สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่ได้ให้การช่วยเหลือในทุกๆ ด้าน ทำให้บทความฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยดี

#### 6. เอกสารอ้างอิง

- [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. Shimada et al. (2002), Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin-included grain boundary engineering. Sendai Japan: Tohoku University
- [4] M. Michiuchi et al. (2006), Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel. Sendai Japan: Tohoku University



จัดโดย ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ  
ที่อยู่ 63 น.7 ต.องครักษ์ อ.องครักษ์ จ.นครนายก 26120  
โทร.0 2649 5000 ต่อ 27060



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-นามสกุล	นายมงคล แหมมทองคำ
วัน เดือน ปีเกิด	27 มีนาคม พ.ศ. 2534
ที่อยู่	18 ซ.หลวงแพ่ง2 ถ.หลวงแพ่ง แขวงทับยาว เขตลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520
ประวัติการศึกษา	ปี 2556 จบการศึกษาหลักสูตรวิทยาศาสตรบัณฑิต สาขาวิทยาศาสตร์ ฟิสิกส์ประยุกต์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
ผลงานทางวิชาการ	ขบวนการเพิ่มสัดส่วน CSL โดยควบคุมขนาดเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L, AMM-0015, การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่ง ประเทศไทย ครั้งที่ 31, 4 – 7 กรกฎาคม 2560, โรงแรมภูเขางาม รี สอร์ท จังหวัดนครนายก
ประวัติการทำงาน	2556 - 2558 บริษัททิมพานอ อิเล็กทริคอล จำกัด ตำแหน่ง วิศวกรออกแบบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้