

การแตกร้าวเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304
ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล



นางสาวนริศรา ลำอังกาย

สถาบันวิทยบริการ

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชานิวเคลียร์เทคโนโลยี ภาควิชานิวเคลียร์เทคโนโลยี


คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2544

ISBN 974-03-1665-4

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CREEP FRACTURE OF THERMOMECHANICALLY PROCESSED
304 STAINLESS STEEL



Miss Narissara Sumanggay

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Science in Nuclear Technology

Department of Nuclear Technology

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2001

ISBN 974-03-1665-4

หัวข้อวิทยานิพนธ์

การแตกร้าวเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่าน
กระบวนการความร้อนแข็งกล

โดย

นางสาวนริศรา ลำอังกาย

สาขาวิชา

วิศวกรรมเทคโนโลยี

อาจารย์ที่ปรึกษา


ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. วิศิษฐ์ ทวีปรัมย์พร

คณะกรรมการศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้
เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาโทบัณฑิต


.....
(ศาสตราจารย์ ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว)

คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์


.....
(รองศาสตราจารย์ ชากฤต สิริอุปถัมภ์)

ประธานกรรมการ


.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. วิศิษฐ์ ทวีปรัมย์พร)

อาจารย์ที่ปรึกษา


.....
(รองศาสตราจารย์ นเรศร์ จันทน์ขาว)

กรรมการ


.....
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ สุวิทย์ ปุณณชัยยะ)

กรรมการ

นริศรา สำอากาย : การแตกร้าวเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล. (CREEP FRACTURE OF THERMOMECHANICALLY PROCESSED 304 STAINLESS STEEL) อ. ที่ปรึกษา : ผศ.ดร.วิศิษฐ ทวีปรั้งนิพร, 56 หน้า. ISBN 974-03-1665-4

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ต้องการศึกษาผลกระทบการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างขอบเกรนต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 การปรับเปลี่ยนโครงสร้างขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304(304AR) ทำได้โดยกระบวนการความร้อนเชิงกล โดยให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นนำไปรีดให้ความหนาลดลง 3 เปอร์เซ็นต์ แล้วนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 นาที เรียกเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลว่า 304TT กระบวนการดังกล่าวไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดโดยเฉลี่ยของเกรนและคุณลักษณะของขอบเกรนที่จำแนกโดยแบบจำลอง Coincidence-Site-Lattice(CSL) แต่จะมีการเปลี่ยนแปลงการกระจายตัวทางสถิติของความลาดชันของขอบเกรน(Grain Boundary Inclination Distribution) และจากการศึกษาการเซนซิไทซ์ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส 304TT มีความต้านต่อการเซนซิไทซ์บริเวณขอบเกรนมากกว่า 304AR ในการทดสอบการคืบแบบแรงดึงคงที่ที่ความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส พบว่าการเซนซิไทซ์ทำให้ความต้านทานต่อการคืบของ 304AR ลดลงนั่นคือ อัตราการคืบต่ำสุดเพิ่มขึ้น และช่วงเวลาที่ชิ้นงานขาดสั้นลง แต่การเซนซิไทซ์มีผลต่อพฤติกรรมการคืบของ 304TT น้อยมาก เนื่องจาก 304TT มีความไวต่อการเซนซิไทซ์ต่ำกว่า 304AR ซึ่งเชื่อว่าการคดตะกอนของคาร์ไบด์ที่ขอบเกรนจะช่วยยับยั้งการเคลื่อนของขอบเกรน แต่จะทำให้เกรนมีความแข็งแรงลดลงเนื่องจากการสูญหายไของคาร์บอน ทำให้การเปลี่ยนรูปเกิดขึ้นภายในเกรน เห็นได้จากการยึดของเกรนหลังจากทดสอบการคืบนำไปสู่การแตกร้าวแบบผ่าเกรน

ภาควิชา นวัตกรรมเทคโนโลยี
สาขาวิชา นวัตกรรมเทคโนโลยี
ปีการศึกษา 2544

ลายมือชื่อนิสิต หวิษฐ ทวีปรั้งนิพร
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา ดร.วิศิษฐ
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาร่วม

##4270376821 : MAJOR NUCLEAR TECHNOLOGY

KEY WORD: THERMOMECHANICAL PROCESSING / CREEP FRACTURE/ 304 STAINLESS STEEL

NARISSARA SUMANGGAY : CREEP FRACTURE OF THERMO-
MECHANICALLY PROCESSED 304 STAINLESS STEEL. THESIS ADVISOR :
ASST.PROF. DR.VISIT THAVEEPRUNGRIPORN, 56 PP. ISBN 974-03-1665-4

The effect of altering grain boundary network on creep behavior of 304 stainless steel was investigated in this thesis. To alter grain boundary network, the as-received 304 stainless steel, 304AR, was first heat treated at 900 °C for 1 hr followed by a 3% reduction in thickness, and then annealed at 900 °C for 3 min, henceforth referred to as 304TT. However, thermomechanical processing did not change the mean grain size and grain boundary character distribution as characterized by the Coincidence Site Lattice model, but grain boundary inclination distribution was found to be different. Sensitization studies at 650 °C also indicated that the 304TT were more resistance to sensitization than 304AR. Results from constant load creep testing at an initial stress of 200 MPa and temperature of 650 °C indicated that sensitization of 304AR lead to lower creep resistance, increasing minimum creep rate, and decreasing time to failure. In contrast, sensitization is less affected to creep behavior of 304TT due to its resistance to sensitization. It is believed that grain boundary carbide precipitation inhibits grain boundary sliding causing severe intragranular deformation and lower matrix strength caused by lowering carbon content, as evidence by elongated grain structure and trangranular creep fracture.

Department Nuclear Technology

Field of study Nuclear Technology

Academic year 2001

Student's signature.....

Advisor's signature.....

Co-advisor's signature.....

กิตติกรรมประกาศ

ผู้เขียนขอขอบพระคุณ ผศ.ดร. วิศิษฐ ทวีปรั้งมีพร อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ผศ. สุวิทย์ ปุณณชัยยะ และ อาจารย์เดโช ทองอร่าม ซึ่งเป็นผู้ให้คำแนะนำและข้อคิดเห็นต่าง ๆ ในการวิจัยด้วยดีตลอด

ขอขอบกองทุนรัชดาภิเษกสมโภช จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่สนับสนุนให้ทุนในการวิจัย

ขอขอบคุณบริษัท ไทยน็อกซ์ สตีล จำกัด ที่อนุเคราะห์เหล็กกล้าไร้สนิม 304 เพื่อใช้ในการงานวิจัย

ขอขอบคุณ สุดเขตต์ อิ่มเหลา เพื่อน ที่ และน้องในภาควิชาวิศวกรรมเทคโนโลยี ที่ให้ความช่วยเหลือ และคำแนะนำที่มีประโยชน์ในงานวิจัย

ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ช่วยเหลือในการใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

ขอขอบคุณกำลังใจสำคัญที่มีให้เสมอจาก น้ำจ๋า นานา สุก น้องแอม น้องยอด น้องออยล์ น้องฝน น้องฟ้า และน้องปัด

ท้ายนี้ ขอกราบขอบพระคุณ บิดา มารดา ซึ่งสนับสนุนด้านการเงินและให้กำลังใจด้วยดีเสมอมาจนสำเร็จการศึกษา

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่	
1. บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญ.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	4
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	4
1.4 วิธีดำเนินการวิจัย.....	4
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	5
1.6 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
2. การสืบ.....	7
2.1 คำนำ.....	7
2.2 เส้นโค้งการสืบ.....	7
2.3 การขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของอัตราการสืบในช่วงที่สอง.....	8
2.4 การขึ้นอยู่กับความเค้นของอัตราการสืบในช่วงที่สอง.....	9
2.5 แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปเนื่องจากจากการสืบ.....	11
2.6 กลไกการสืบเนื่องจากดิสโลเคชัน.....	12
2.7 กลไกการสืบเนื่องจากการแพร่.....	13
2.8 การแตกร้าวเนื่องจากการสืบ.....	14
3. กระบวนการความร้อนเชิงกล.....	18
3.1 คำนำ.....	18
3.2 โครงสร้างของขอบเกรน.....	18
3.3 กระบวนการความร้อนเชิงกล.....	21
3.4 การเปลี่ยนแปลงโครงข่ายขอบเกรนด้วยกระบวนการความร้อนเชิงกล.....	23
3.5 ผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงโครงข่ายขอบเกรนต่อคุณสมบัติของ 304TT.....	28

4. วิธีการวิจัย.....	30
4.1 คำนำ.....	30
4.2 การเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบการคืบ.....	31
4.3 การทดสอบการคืบแบบแรงดึงคงที่.....	33
4.4 การเตรียมตัวอย่างสำหรับตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วย SEM.....	33
5. ผลการวิจัยและวิเคราะห์.....	37
5.1 คำนำ.....	37
5.2 การทดสอบการคืบแบบแรงดึงหรือน้ำหนักคงที่.....	37
5.3 สรุป.....	50
5.4 ข้อเสนอแนะ.....	50
รายการอ้างอิง.....	51
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	56

สารบัญตาราง

ตาราง	หน้า
ตารางที่ 1.1 แสดงค่า n และ Q_c ที่สอดคล้องกับกลไกการเปลี่ยนรูปในโลหะบริสุทธิ์.....	10
ตารางที่ 4.1 สารประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	24
ตารางที่ 4.2 แสดงแผนงานการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล.....	34
ตารางที่ 5.1 แสดงคุณลักษณะการคืบของ 304TT และ 304AR ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล.....	39



สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญภาพ

ภาพประกอบ

หน้า

รูปที่ 1.1	แผนที่กลไกการแตกร้าว(Creep Fracture) ของเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	3
รูปที่ 1.2	แสดงรอยแตกบนขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	3
รูปที่ 2.1	แสดงเส้นโค้งการคืบ(Creep Curve).....	8
รูปที่ 2.2	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log \dot{\epsilon}_s$ กับ $1/T$	9
รูปที่ 2.3	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log \sigma$ กับ $\log \dot{\epsilon}_s$	10
รูปที่ 2.4	แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปของเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	11
รูปที่ 2.5	แสดงกลไกการคืบเนื่องจากคิสโลเคชันในช่วงต่างๆ.....	13
รูปที่ 2.6	แสดงการเลื่อนของขอบเกรน.....	14
รูปที่ 2.7	แผนที่กลไกการแตกร้าว(Fracture Map) ของเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	15
รูปที่ 2.8	การแตกร้าวแบบผ่าเกรนและแบบความเหนียว.....	16
รูปที่ 2.9	การแตกระหว่างเกรน.....	17
รูปที่ 3.1	แสดงคุณลักษณะขอบเกรน 5 degree of freedom.....	19
รูปที่ 3.2	การจัดเรียงตัวของขอบเกรนตามแบบจำลอง CSL ในแบบ $\Sigma 13$	19
รูปที่ 3.3	แสดงระนาบของขอบเกรนในแกน XYZ.....	20
รูปที่ 3.4	แสดงมุม dihedral angle และพลังงานอิสระบนสามขอบเกรนที่มาบรรจบกัน.....	21
รูปที่ 3.5	กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง CFDA และชนิดของขอบเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิม 304.....	22
รูปที่ 3.6	ภาพถ่าย โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน.....	23
รูปที่ 3.7	กราฟแสดงการกระจายตัวของมุมความลาดชันของขอบเกรน.....	24
รูปที่ 3.8	ลักษณะความลาดชันของระนาบขอบเกรน.....	25
รูปที่ 3.9	กราฟการกระจายตัวของมุม dihedral.....	26
รูปที่ 3.10	กราฟการแจกแจงการกระจายตัวของแบบจำลองขอบเกรนชนิด CSL.....	26
รูปที่ 3.11	Pole Figure Plots.....	27
รูปที่ 3.12	Inverse Pole Figure.....	27
รูปที่ 3.13	กราฟการแจกแจงการกระจายตัวของมุมการจัดเรียงตัวของ 304AR และ 304TT.....	28
รูปที่ 3.14	ปริมาณโครเมียมคาร์ไบด์ที่เซนซิไทเซชันที่อุณหภูมิ 650°C เป็นเวลา 8 ชั่วโมง.....	29
รูปที่ 3.15	แสดงเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นของคาร์ไบด์ตามฟังก์ชัน ของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน.....	29

รูปที่ 4.1 แสดงเตาอุณหภูมิสูง(High Temperature Furnace).....	31
รูปที่ 4.2 ชิ้นงานรูปคัมเบลสำหรับทดสอบการคืบ.....	32
รูปที่ 4.3 เครื่องตัดชิ้นงาน Engraving Plotter ME300(Mimaki).....	32
รูปที่ 4.4 แสดงส่วนประกอบต่างๆของเครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบ.....	35
รูปที่ 4.5 เครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบ.....	36
รูปที่ 5.1 เส้นโค้งการคืบ(Creep Curve) ของ 304AR ที่ระยะเวลาการเซนซิไทเซชัน 0, 24, 64, และ100 ชั่วโมง ทดสอบที่ 650°C และ 200MPa.....	37
รูปที่ 5.2 เส้นโค้งการคืบ(Creep Curve) ของ 304TT ที่ระยะเวลาการเซนซิไทเซชัน 0, 24, 64, และ100 ชั่วโมง ทดสอบที่ 650°C และ 200MPa.....	38
รูปที่ 5.3 เส้นโค้ง log-log ของอัตราการคืบของ 304AR ที่ระยะเวลาการเซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa	40
รูปที่ 5.4 เส้นโค้ง log-log ของอัตราการคืบของ 304TT ที่ระยะเวลาการเซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa	40
รูปที่ 5.5 เส้นโค้งอัตราการคืบตามฟังก์ชันเวลาของ 304AR ที่ระยะเวลาเซนซิไทเซชันต่าง ๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa	41
รูปที่ 5.6 เส้นโค้งอัตราการคืบตามฟังก์ชันเวลาของ 304TT ที่ระยะเวลาเซนซิไทเซชันต่าง ๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa.....	41
รูปที่ 5.7 เปรียบเทียบอัตราการคืบต่ำสุดตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน.....	42
รูปที่ 5.8 เปรียบเทียบช่วงเวลาการขาดของชิ้นงานตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน.....	43
รูปที่ 5.9 เปรียบเทียบความเครียดเนื่องจากการคืบตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน.....	43
รูปที่ 5.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการคืบกับระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน.....	44
รูปที่ 5.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนที่สัมพันธ์ กับอัตราการคืบต่ำสุดและระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน.....	45
รูปที่ 5.12 เปรียบเทียบเส้นโค้งการคืบของ 10Cr-30Mn ที่ปริมาณคาร์บอนต่างๆ.....	47
รูปที่ 5.13 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของตัวอย่างที่ไม่เซนซิไทเซชัน แสดงการเปลี่ยนรูปที่เกิดขึ้นในเกรนนำไปสู่การยึดของเกรน.....	48
รูปที่ 5.14 ภาพถ่ายผิวการแตกหักจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของตัวอย่างที่เซนซิไทเซชัน 100 ชั่วโมง และผ่านการทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa.....	49

บทที่ 1

บทนำ



1.1 ความเป็นมาและความสำคัญ

ในการเลือกวัสดุเพื่อนำไปใช้ที่อุณหภูมิสูงในโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์และอุตสาหกรรมแขนงต่างๆ การคืบ(creep)เป็นปัญหาหนึ่งที่ต้องคำนึงถึง เนื่องจากเป็นสาเหตุให้เกิดการเสื่อมสภาพของวัสดุภายใต้แรงหรือความเค้นคงที่ ดังเช่นการคืบที่เกิดขึ้นในแท่งหล่อหุ้มเชื้อเพลิง (fuel cladding) มีผลทำให้คุณสมบัติหรือคุณลักษณะของแท่งเชื้อเพลิงเปลี่ยนแปลงไปไม่ว่าจะเป็นค่าส่งผ่านความร้อน(heat transfer) และค่าการนำความร้อน(heat conduction) นอกจากนี้ยังพบว่าแกนเทอร์ไบน์ที่ทำจากสารประกอบเหล็ก(Iron-base alloy) เกิดการแตกหักเนื่องจากการคืบหลังจากใช้งานเป็นระยะเวลา 20 ปี[1] ซึ่งการแตกหักหรือการเสื่อมสภาพของวัสดุก่อนระยะเวลาอันควรทำให้ระบบต่างๆทั้งในอุตสาหกรรมและโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์ต้องหยุดการทำงานส่งผลให้เกิดความเสียหายทางเศรษฐกิจอย่างมาก ดังนั้นวัสดุที่เลือกต้องมีอายุการใช้งานยาวนานที่สุดโดยไม่เกิดการเสื่อมสภาพก่อนระยะเวลาอันสมควร

เหล็กกล้าไร้สนิม 304 เป็นวัสดุชนิดหนึ่งที่นิยมนำมาใช้ทั้งในโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์และอุตสาหกรรมทั่วไป เนื่องจากมีคุณสมบัติทนต่อการกัดกร่อนและสามารถใช้งานได้ดีในช่วงอุณหภูมิสูงรวมทั้งมีราคาถูกกว่าเหล็กกล้าไร้สนิมชนิดอื่นๆ สารประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 จะเป็น เหล็ก-18โครเมียม-9นิกเกิล ซึ่งนิกเกิลเป็นธาตุที่ทำให้โครงสร้างออสเทนนิติก(austenitic) มีความเสถียรที่ทุกๆอุณหภูมิ และ โครเมียมที่เติมเข้าไปเพื่อป้องกันการกัดกร่อน[2]

ขณะเดียวกันพบว่าเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เมื่อนำไปใช้งานที่อุณหภูมิ 450-850 องศาเซลเซียส จะทำให้เกิดการแพร่ของคาร์บอนและโครเมียมแล้วจับตัวกันเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ตกตะกอนบริเวณขอบเกรน ซึ่งเรียกว่า เซนซิไทเซชัน(Sensitization) ส่งผลให้สารประกอบทางเคมีทั้งในเนื้อเกรนและขอบเกรนเกิดการเปลี่ยนแปลง โดยโครเมียมที่คอยป้องกันการกัดกร่อนสูญเสียไป ทำให้ความต้านทานต่อการกัดกร่อนบริเวณขอบเกรนลดน้อยลง[3,4,5] นอกจากนี้ยังมีการศึกษาถึงผลกระทบของเซนซิไทเซชันต่อพฤติกรรมคืบ พบว่าเซนซิไทเซชันเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่อุณหภูมิ 649 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง ก่อนทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 593 องศาเซลเซียส ทำให้อัตราการคืบต่ำสุด(minimum creep rate) เพิ่มขึ้นและช่วงเวลากการแตกหัก(rupture

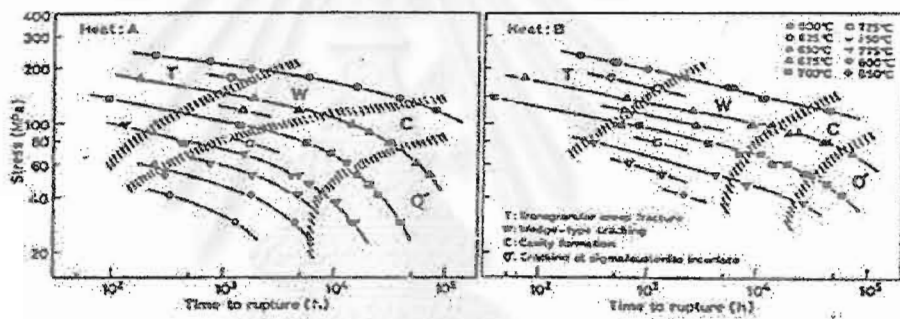
time) สิ้นลง[6] ซึ่งรูปร่างลักษณะของโครเมียมคาร์ไบด์ก็ยังมีผลต่อพฤติกรรมการคืบ โดยโครเมียมคาร์ไบด์ที่มีลักษณะเป็นก้อนโตๆจับตัวกันอย่างหลวมๆจะยอมให้เกิดการเคลื่อนย้ายของขอบเกรน [7] อย่างไรก็ตามได้มีการศึกษาถึงผลดีของการเพิ่มขึ้นของปริมาณการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนต่อพฤติกรรมการคืบ โดยทำให้อัตราการคืบในช่วงที่สอง(Steady State Creep) ลดลง เนื่องจากโครเมียมคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นจะลดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน(dislocation)และป้องกันการก่อตัวของกรนย่อย(subgrain)[8] นอกจากนี้การตกตะกอนของคาร์ไบด์ชนิด $M_{23}C_6$ ที่ตกตะกอนใน 10Cr-30Mn ระหว่างการคืบมีผลให้อัตราการคืบลดลง[9]

รูปร่างลักษณะ ขนาด และการกระจายตัวของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่ใช้เซนซิไทเซชัน ระยะเวลาที่เซนซิไทเซชัน ปริมาณคาร์บอน และโครงสร้างขอบเกรน ซึ่งจากการศึกษาปริมาณการตกตะกอนบริเวณขอบเกรนของโครเมียมคาร์ไบด์ในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณคาร์บอนเพิ่มขึ้นเกิน 0.011%C [4]และมุมการจัดเรียงตัวของขอบเกรนเพิ่มขึ้น[3] นอกจากนี้จากการศึกษาในเหล็กกล้าไร้สนิม 304L พบว่า ขอบเกรนชนิด Low angle boundaries ระหว่าง 10 องศา และ 15 องศา จะไวต่อการตกตะกอนของคาร์ไบด์[10] ทั้งนี้จากงานวิจัยของปิยะพร สีนโสรก พบว่าเมื่อเพิ่มสัดส่วนของ Coincidence-Site-Lattice Boundaries (CSLBs) ในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ถึง 54% ขอบเกรนจะมีความต้านทานต่อการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์มากกว่าขอบเกรนชนิด High Angle Boundaries(HABs)[11] นอกจากนี้เมื่อเพิ่มสัดส่วนของขอบเกรนที่มีความเป็นระเบียบสูงชนิด CSLBs ใน Ni-16Cr-9Fe โดยผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล อัตราการคืบในช่วงที่สองจะลดลง และใช้เวลานานขึ้นในการเกิดการคืบในช่วงที่สาม(Tertiary State Creep) ซึ่งเป็นช่วงที่ทำให้เกิดการแตกร้าวของวัสดุเนื่องจากการคืบ[12]

การแตกร้าวเนื่องจากการคืบไวต่อความเค้น อุณหภูมิ และโครงสร้างจุลภาค[13] ที่ความเค้นสูงและอุณหภูมิต่ำการเปลี่ยนรูปจะเกิดขึ้นในเกรนนำไปสู่การแตกร้าวแบบผ่านเกรน (Transgranular creep fracture) ส่วนที่ความเค้นต่ำและอุณหภูมิสูงเกิดการเปลี่ยนรูปตามขอบเกรนนำไปสู่การแตกร้าวตามขอบเกรน(Intergranular creep fracture)[14] ซึ่งเกิดขึ้นโดยการก่อตัว (Nucleation) การเติบโต(Growth) การรวมตัว(Coalescence) ของรอยแตก จากการศึกษาเสนอว่า ดิสโลเคชันอัดตัวแน่นเป็นแนวยาวเนื่องจากเจดิ่งกีดขวาง(Pile-Up Dislocation)[15]และการเลื่อนของขอบเกรนทำให้เกิดการสะสมของความเค้น(Stress Concentration) ที่จุดรอยต่อของสามขอบเกรน (Triple Point)และอนุภาคที่ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนจะนำไปสู่การก่อตัวของรอยแตก

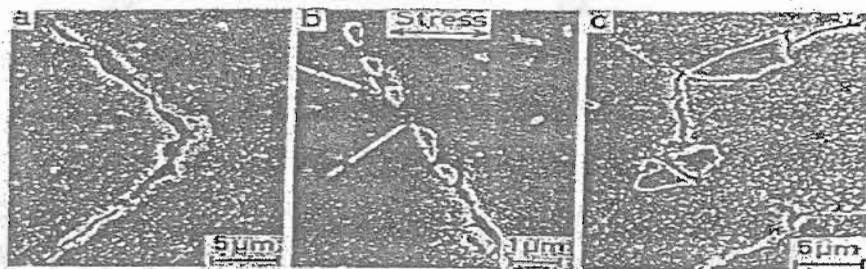
จากงานวิจัยจำนวนมากมีการศึกษาการแตกร้าวเนื่องจากการคืบในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 พบว่าเมื่อเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ได้รับอุณหภูมิต่างๆในช่วง 600-800 °C ที่แตกต่างกันก็

จะแสดงพฤติกรรมการแตกร้าวเนื่องจากการคืบที่แตกต่างกัน อย่างเช่น การแตกร้าวเนื่องจากการคืบแบบผ่านเกรน การแตกร้าวตามขอบเกรน การแตกแบบรูปสามเหลี่ยม(Wedge-type) บริเวณรอยต่อของสามขอบเกรน(Triple point) และการแตกเนื่องจากการคืบจากเฟสซิกมา(Sigma phase)และไคซ์เฟส(Chi phase) บริเวณขอบเกรนดังแสดงในรูปที่ 1.1 และ 1.2[13] การแตกแบบต่างๆบริเวณขอบเกรนภายใต้สภาวะการคืบจะเกี่ยวข้องกับความสัมพันธ์ที่เกิดขึ้นจากกระบวนการและกลไกต่างๆในการเปลี่ยนรูป ดังแถบสลิป (Slip) ที่เคลื่อนที่ในเกรนหนึ่งเกรนและถูกหยุดโดยขอบเกรนและจะทำให้ความเค้นสะสมบริเวณขอบเกรนและนำไปสู่การก่อตัวของรอยแตก[16] นอกจากนี้งานวิจัยของ J.He และคณะเสนอว่า บริเวณขอบเกรนที่มีคาร์ไบด์ตกตะกอนจะมีช่องว่าง (Void) เกิดขึ้นน้อย ดังนั้นคาร์ไบด์ไม่ได้มีผลในการก่อตัวของช่องว่าง[17] แต่ก็ไม่เสมอไปเพราะว่ารอยแตกจะพบบ่อยบริเวณรอบๆ คาร์ไบด์ที่ตกตะกอนตามขอบเกรน[18] โดยทั่วไปรอยแตกมักจะเกิดขึ้นบนขอบเกรนที่ไม่มีความเป็นระเบียบชนิด HABs ในขณะที่ขอบเกรนที่มีความเป็นระเบียบสูงชนิด CSLBs จะต้านทานต่อการแตกร้าว[19]



รูปที่ 1.1 แผนที่กลไกการแตกร้าว(Fracture Map) ของเหล็กกล้าไร้สนิม

304



รูปที่ 1.2 แสดงรอยแตกบนขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่เกิดการแตกหัก (a) รอยแตกแบบรูปสามเหลี่ยม(Wedge Type Crack), (b) ร่องการแตกเนื่องจากการคืบที่เกี่ยวข้องกับการตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน, (c) รอยแตกที่ผิวระหว่างเฟสซิกมาและออสเทนเนติก

ที่กล่าวมาข้างต้นจะเห็นได้ว่าโครงสร้างของขอบเกรนมีบทบาทสำคัญต่อการแตก ร้าวเนื่องจากการคืบ หลายงานวิจัยได้ทำการศึกษาปรับปรุงคุณสมบัติการต้านทานการคืบของวัสดุ โดยการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของขอบเกรน นั่นคือชนิดของขอบเกรนและคุณลักษณะการกระจาย ตัวของขอบเกรน ซึ่งเรียกว่าการออกแบบและควบคุมขอบเกรน[20] ทั้งนี้จากงานวิจัยในห้องปฏิบัติการ ด้านวัสดุศาสตร์ได้ทำการศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงข่ายของขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 โดยผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล สามารถปรับปรุงคุณสมบัติการต้านทานการกัดกร่อน เนื่องจากโครงข่ายขอบเกรนที่เปลี่ยนแปลงไปทำให้การตกตะกอนของ โครเมียมคาร์ไบด์บริเวณ ขอบเกรนลดลง หากแต่ทว่ายังไม่มีการศึกษาถึงผลกระทบต่อพฤติกรรมการคืบ ดังนั้นจึงทำการ ศึกษาวิจัยผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงโครงข่ายขอบเกรนต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้ สนิม 304

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงโครงข่ายขอบเกรนด้วยกระบวนการ ความร้อนเชิงกลต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1. ออกแบบและสร้างเครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบของวัสดุ
2. ศึกษาพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลโดยการทดสอบการคืบในช่วงอุณหภูมิประมาณ 400-850°C

1.4 วิธีดำเนินการวิจัย

1. ศึกษาค้นคว้าเอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง
2. ออกแบบและสร้างเครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบของวัสดุ
3. นำชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล
4. ทดสอบการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304
5. สรุปและวิเคราะห์ผลการวิจัย รวมทั้งเขียนวิทยานิพนธ์

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

เป็นข้อมูลทางวิศวกรรมในการออกแบบและเลือกวัสดุ และเป็นแนวทางให้กับอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้าไร้สนิมในการปรับปรุงคุณสมบัติการต้านทานการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม

304

1.6 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

1. ปี 2523 V.A Biss และ V.K Sikka ศึกษาภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคทางโลหะวิทยาของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่เกิดการแตกหักเนื่องจากการคืบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนและแบบแสง สรุปว่า เหล็กกล้าไร้สนิม 304 ภายใต้สภาวะการคืบ ที่ให้อุณหภูมิ 595 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลาต่างๆ เกิดการแตกหักมีสาเหตุมาจากการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์ การเคลื่อนย้ายของขอบเกรนเนื่องจากความเค้น การก่อตัวของเหล็ก-โครเมียม ซิกมาเฟส และการก่อตัวของเฟอร์ไรต์ (Ferrite) ซึ่งจะเปลี่ยนเป็นซิกมาเฟส[21]

524 Chen และ Argon ทำการวิจัยการแตกเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เคยเสนอเทคนิคช่วยในการศึกษาการแตก นั่นคือ Cryogenic Fracture Technique และ Two Stage Creep Technique พบว่าการก่อตัวของการแตกบนขอบเกรนในระหว่างคืบ ต้องการความเค้นช่วยในกระบวนการดังกล่าว นอกจากนี้การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเช่นการเกิดทวินของเกรน(Twinning)จะมีผลอย่างมากต่อจำนวนอนุภาคที่ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนซึ่งทำให้พฤติกรรมการแตกเร็วเปลี่ยนแปลงไปด้วย ทั้งนี้กระบวนการความร้อนเชิงกลที่ให้กับวัสดุอาจทำให้เกิดการแตกที่ก่อตัวขึ้นเนื่องจากกระบวนการดังกล่าว

3. ปี 2529 J.Don และ S.Majudar ศึกษาการแตกเนื่องจากการคืบและโครงสร้างของขอบเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 โดยการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 593 องศาเซลเซียส และความเค้น 172 เมกกะปาสคาล ซึ่งกำหนดช่วงเวลาการทดสอบที่ 25 50 70 และ 100 เปอร์เซ็นต์ของอายุการแตกหัก และใช้แบบจำลองขอบเกรนแบบ CSL และแบบ Plane matching หรือ PM (Special High Angle Boundary) ในการอธิบายโครงสร้างของขอบเกรน พบว่าโดยส่วนใหญ่ขอบเกรนชนิด CSL จะเกิดการแตกตามขอบเกรนน้อยกว่าขอบเกรนชนิด PM

4. ปี 2538 Fujio Abe ศึกษาการคืบและเส้นโค้งอัตราคืบของเหล็กออกเทนนิติก 10โครเมียม-30แมงกานีส ระหว่างการตกตะกอนของคาร์ไบด์ โดยทดสอบการคืบที่

อุณหภูมิ 873 องศาเซลวิน ซึ่งตัวอย่างที่ใช้ทดสอบมีปริมาณคาร์บอนที่แตกต่างกัน(0.003 ถึง 0.55 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) พบว่า ตัวอย่างที่มีปริมาณคาร์บอนต่ำกว่า 0.1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก คาร์ไบต์จะตกตะกอนน้อยมากและอัตราการคืบในช่วงแรกและช่วงที่สองของการคืบลดลงสามารถอธิบายได้โดยสมการ $\log E = A - (1/3)\log t$ ที่ A เป็นค่าคงที่ขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนและความเค้น นอกจากนี้ตัวอย่างที่มีปริมาณคาร์บอนสูง 0.26 และ 0.55 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก อัตราการคืบลดลงอย่างมากในช่วงเวลา 3,000 ถึง 5,000 วินาที ซึ่งเบี่ยงเบนจากสมการข้างต้นเนื่องจาก ความเค้นที่ก่อให้เกิดการตกตะกอนของ $M_{23}C_6$ บนแนวของดิสโลเคชัน

5. ปี 2540 Visit Thaveprungsriporn และ Gary S.Was ทำการวิจัยบทบาทของขอบเกรนชนิด CSLBs ต่อการคืบของ นิกเกิล-19โครเมียม-9เหล็ก ที่อุณหภูมิ 360 องศาเซลเซียส พบว่าเมื่อเพิ่มสัดส่วนของ CSLBs เป็นสองเท่าโดยผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล อัตราการคืบในช่วงที่สองลดลง 8 ถึง 26 เท่าในตัวอย่างที่มีขนาดเกรน 330 ไมโครเมตร และลดลง 40 ถึง 66 เท่าในตัวอย่างที่มีขนาดเกรน 35 ไมโครเมตร และใช้เวลานานขึ้นในการเกิดการคืบช่วงที่สามเมื่อเปรียบเทียบกับขอบเกรนชนิด HABs

6. ปี 2541 J.He และ คณะ ทำการวิจัยผลกระทบของคาร์ไบต์ต่อการแตกหักตามขอบเกรนเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่อุณหภูมิ 823 องศาเซลวิน ในบรรยากาศก๊าซอาร์กอนโดยศึกษาเปรียบเทียบปริมาณคาร์ไบต์บริเวณขอบเกรนที่แตกต่างกัน นั่นคือ ขอบเกรนที่ไม่มีคาร์ไบต์ (เหล็กกล้าไร้สนิม 304L) ขอบเกรนที่มีคาร์ไบต์แบบไม่ต่อเนื่อง(เหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านการอบอ่อน) และขอบเกรนที่มีคาร์ไบต์แบบต่อเนื่อง(เหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านเซนซิไทเซชัน) พบว่า เหล็กกล้าไร้สนิม 304L มีช่วงเวลาการแตกหักสั้นที่สุดเนื่องจากมีปริมาณคาร์บอนต่ำทำให้เกรนมีความแข็งแรงต่ำ ในทำนองเดียวกันปริมาณคาร์บอนในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านการอบอ่อนจะมีมากกว่าเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านการเซนซิไทเซชัน ทำให้ช่วงเวลาการแตกหักยาวนานกว่า ซึ่งปริมาณคาร์บอนสูญหายไปเนื่องจากการละลายเป็นสารประกอบคาร์ไบต์บริเวณขอบเกรน นอกจากนี้การตกตะกอนของคาร์ไบต์ระหว่างการคืบตามขอบเกรนแบบไม่ต่อเนื่องจะไม่เพียงพอในการยับยั้งการเคลื่อนของขอบเกรนทำให้เกิดการแตกเร็วขึ้นเนื่องจากการคืบตามขอบเกรน แต่คาร์ไบต์ที่มีลักษณะรูปร่างแบบต่อเนื่องจะยับยั้งการเคลื่อนของขอบเกรนได้ดีนำไปสู่การแตกเร็วขึ้นเนื่องจากการคืบแบบผ่าเกรน

บทที่ 2

การคืบ(Creep)

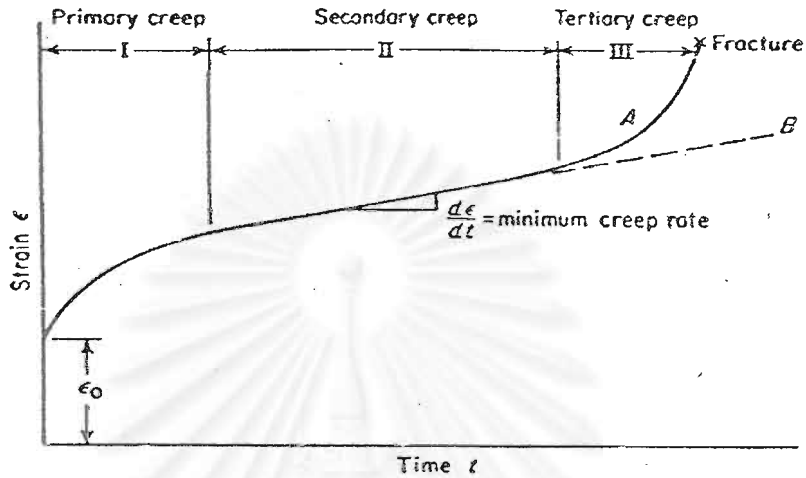
2.1 คำนำ

วัสดุที่ใช้งานภายใต้สภาวะอุณหภูมิสูงและมีแรงกระทำตลอดเวลาการใช้งานในโรงไฟฟ้าพลังงานนิวเคลียร์ ซึ่งถูกออกแบบเพื่อใช้งานหลายสิบลปี ดังเช่น Inertial Confinement Fusion, Liquid Metal Fast Breeder, และ High Temperature Gas Cooled Reactors ถ้าหากส่วนหนึ่งเกิดการเสื่อมสภาพก่อนเวลาที่คาดไว้ จะนำไปสู่ความเสียหายมาก ความปลอดภัย จากการศึกษาพบว่าการคืบเป็นปัจจัย(factor)หนึ่งที่มีบทบาทของวัสดุในสภาวะดังกล่าว ดังนั้นหากทราบถึงสาเหตุและเข้าใจถึงของการคืบก็สามารถหาแนวทางปรับปรุงการต้านทานการคืบของวัสดุ

2.2 เส้นโค้งการคืบ(Creep Curve)

ปรากฏการณ์การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกของวัสดุตามฟังก์ชันของเวลาที่ความเค้นหรือแรงดึงคงที่ ณ อุณหภูมิหนึ่ง เรียกว่า การคืบ (Creep) การศึกษาพฤติกรรมของการคืบของวัสดุจากการทดสอบการดึง(Tensile Test) โดยให้แรงหรือความเค้นและอุณหภูมิกคงที่ แล้วบันทึกการยืดอย่างต่อเนื่องตามฟังก์ชันของเวลา กราฟที่ได้จะบ่งบอกถึงความเครียด (Strain) ที่ขึ้นอยู่กับเวลาซึ่งเรียกว่าเส้นโค้งการคืบ(Creep Curve) ดังแสดงในรูปที่ 2.1 จะเห็นว่ารูปร่างของเส้นโค้งจะแบ่งออกเป็นสามช่วงด้วยกันตามความชันหรืออัตราการคืบ ($d\epsilon/dt$) โดยทั่วไปเชื่อว่าการตอบสนองอัตราการคืบของวัสดุในช่วงต่างๆบ่งบอกถึงการเปลี่ยนแปลงอย่างต่อเนื่องระหว่างกระบวนการความเครียดแข็ง (Strain hardening) และกระบวนการคืนตัว(Recovery หรือ Softening) ในช่วงแรก(Primary Creep) เมื่อให้แรงดึงหรือความเค้น ความเครียดเพิ่มขึ้นทันทีทันใด(ϵ_0) แล้วหลังจากนั้นอัตราการคืบ ($d\epsilon/dt$) จะลดลงตามเวลา เชื่อว่าเป็นผลมาจากการลดลงในกระบวนการคืนตัวและการเพิ่มขึ้นกระบวนการความเครียดแข็ง ช่วงที่สอง (Secondary Creep หรือ Steady State Creep) อัตราการคืบเปลี่ยนแปลงน้อยมากและมีค่าอัตราการคืบต่ำสุด (Minimum Creep Rate) ซึ่งใช้เป็นพารามิเตอร์ในการออกแบบและคาดคะเนช่วงอายุการคืบของวัสดุ การคืบในช่วงนี้เชื่อว่าเป็นความสมดุลระหว่างกระบวนการคืนตัวและกระบวนการความเครียดแข็ง และช่วงที่สาม(Tertiary Creep) อัตราการคืบสูงขึ้นอย่างรวดเร็วตามเวลาจนวัสดุเกิดการแตกกร้าว (Creep Fracture) เป็นผลมาจากการเกิด

คอคอค(Necking) หรือการรวมตัวกันของช่องว่างจนทำให้พื้นที่หน้าตัด(Cross-Section Area) ของวัสดุลดลง นอกจากนี้ยังเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างโลหะวิทยา เช่น อาจจะเนื่องมาจากอนุภาคที่ตกตะกอน หรือการจัดตัวใหม่ของผลึก(Recrystallization)



รูปที่ 2.1 แสดงเส้นโค้งการคืบ (Creep Curve)

ลักษณะเส้นโค้งการคืบที่แตกต่างกันบ่งบอกถึงกลไกการคืบที่ต่างกัน ภายใต้สภาวะความเค้นและอุณหภูมิต่างๆ มีการแจกแจงและแสดงให้เห็นว่า อัตราการคืบขึ้นอยู่กับความเค้นและอุณหภูมิ ที่อุณหภูมิสูงคุณสมบัติการคืบของวัสดุสามารถอธิบายได้ตามความสัมพันธ์ Power's Law ดังสมการ

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp(-Q_c/RT) \dots \dots \dots 2.1$$

เมื่อ A เป็นค่าคงที่

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

Q_c (activation energy for creep) เป็นพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ

n (stress exponent) เป็นกำลังของความเค้น

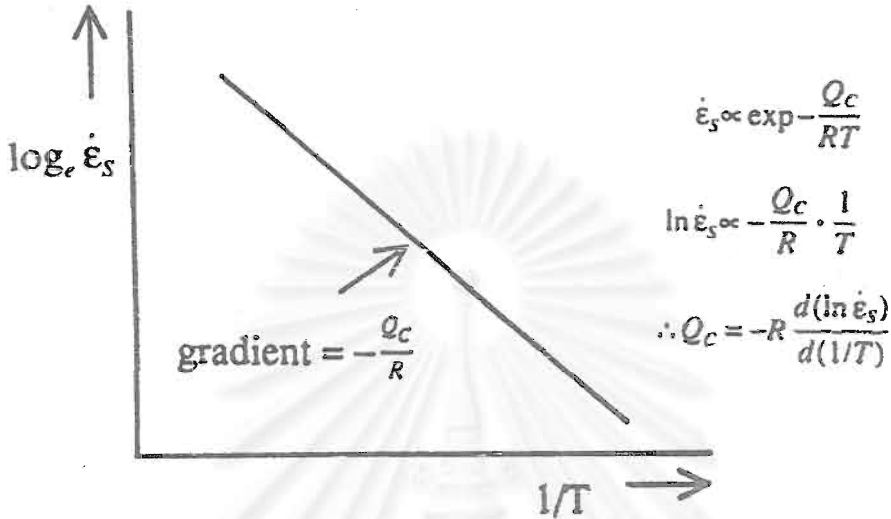
2.3 การขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของอัตราการคืบในช่วงที่สอง(The Temperature Dependence of the Secondary Creep)

คุณลักษณะที่สำคัญอย่างหนึ่งของการคืบ คือ อัตราการคืบขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ การเปลี่ยนแปลงลักษณะเส้นโค้งการคืบและอัตราการคืบในช่วงที่สองที่ความเค้นเดียวกัน

แต่อุณหภูมิแตกต่างกันออกไป สามารถอธิบายการคืบตาม Arrhenius's Law ตามความสัมพันธ์

$$\dot{\epsilon}_s \propto \exp(-Q_c/RT) \dots \dots \dots 2.2$$

พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ(Q_c) สามารถหาโดยการทดสอบการคืบที่ความเค้นค่าหนึ่ง โดยการเปลี่ยนอุณหภูมิ แล้วเขียนกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\log \dot{\epsilon}_s$ กับ $1/T$ ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln \dot{\epsilon}_s$ กับ $1/T$

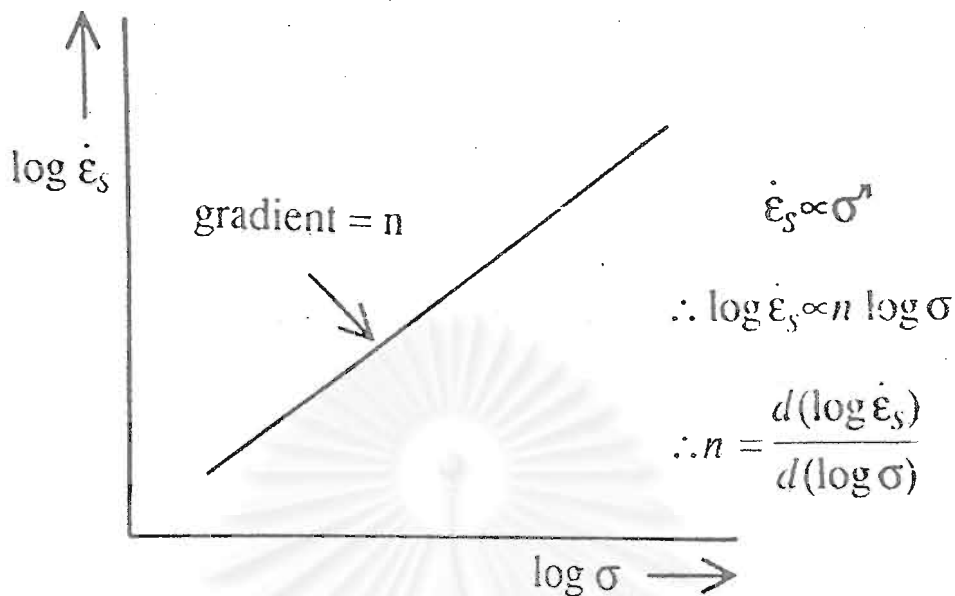
ที่อุณหภูมิสูงพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบจะมีค่าใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ในผลึก (self-diffusion lattice, $Q_c = Q_{SD}$) ช่วงอุณหภูมิปานกลาง ($0.3 < T/T_m < 0.5$) พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบน้อยกว่าพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ในผลึก จากการศึกษาในทองแดง พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบที่อุณหภูมิ $0.4T_m$ พบว่าเป็นครึ่งหนึ่งของพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ในผลึก ($Q_c = 0.5Q_{SD}$) ซึ่งใกล้เคียงกับพลังงานกระตุ้นสำหรับแกนของดิสโลเคชันและขอบเกรน

2.4 การขึ้นอยู่กับความเค้นของอัตราการคืบในช่วงที่สอง (Stress Dependence of the Secondary Creep Rate)

การเปลี่ยนแปลงอัตราการคืบในช่วงที่สองตามความเค้นที่เปลี่ยนแปลงไป สามารถอธิบายตามความสัมพันธ์ Norton's Law ซึ่งเป็นความสัมพันธ์พื้นฐานของ Power Law

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma^n \dots \dots \dots 2.3$$

ค่ากำลังความเค้น (n) สามารถหาได้จากความชันของกราฟระหว่าง $\log \dot{\epsilon}_s$ กับ $\log \sigma$ ดังรูปที่ 2.3 ที่ความเค้นสูงกำลังของความเค้นมีค่าประมาณ 4 ถึง 6 ($n \sim 4-6$) และที่ความเค้นต่ำกำลังของความเค้นมีค่าประมาณ 1 ($n \sim 1$)



รูปที่ 2.3 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log \sigma$ กับ $\log \dot{\epsilon}_s$

การเปลี่ยนแปลงกำลังความเค้น (n) และพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ (Q_c) จะอธิบายถึงกลไกที่กำหนดพฤติกรรมการคืบที่แตกต่างกัน ตามอุณหภูมิและความเค้นที่แตกต่างกัน ดังตารางที่ 1 [14,22, 23]

ตารางที่ 1.1 แสดงค่า n และ Q_c ที่สอดคล้องกับกลไกการเปลี่ยนรูปในโลหะบริสุทธิ์

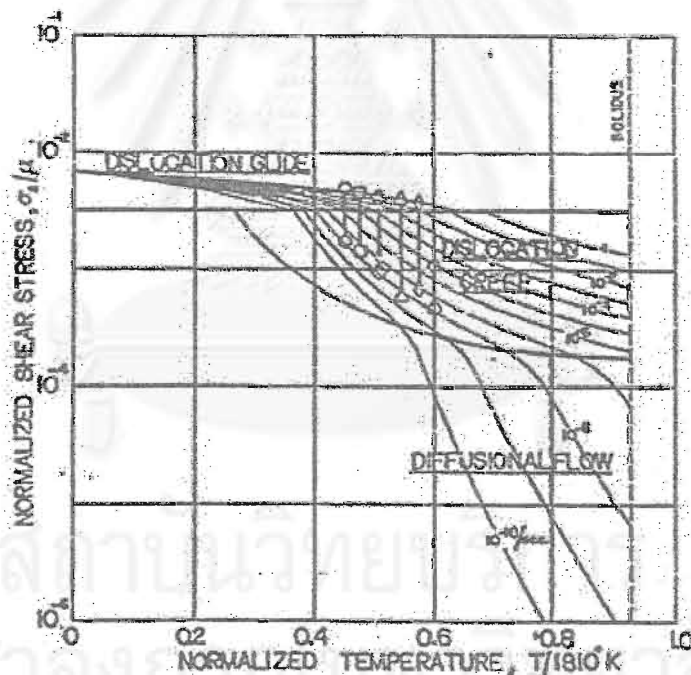
กระบวนการคืบ	อุณหภูมิ	ความเค้น	n	Q_c
ดิสโลเคชัน (dislocation creep)	$>0.7T_m$	ปานกลาง/สูง	>3	$\sim Q_{SD}$
ดิสโลเคชัน (dislocation creep)	0.4 ถึง $0.7T_m$	ปานกลาง/สูง	>3	Q_{CORE}^*
การแพร่ (diffusion creep, Nabarro-Herring)	$>0.7T_m$	ต่ำ	~ 1	Q_{SD}
การแพร่ (diffusion creep, Coble creep)	0.4 ถึง $0.7T_m$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

* Q_{CORE} = Activation energy for dislocation core, $Q_{CORE} = Q_{GB}$

Q_{GB} = Activation energy for grain boundary

2.5 แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปเนื่องจากการคืบ(Creep Deformation Mechanism Map)

เนื่องจากกลไกการคืบที่เกิดขึ้นแตกต่างกันในแต่ละพฤติกรรมการคืบของวัสดุภายใต้สภาวะอุณหภูมิและความเค้นที่แตกต่างกัน ถูกนำมาสร้างเป็นแผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปสัมพันธ์กับความเค้น σ/E (Normalized Stress ซึ่ง E เป็นค่าเชิงโมดูลัส) และอุณหภูมิ T/T_m (Normalized Temperature โดย T_m เป็นอุณหภูมิจุดหลอมเหลว) ดังแสดงในรูปที่ 2.4 แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เสนอโดย Frost และ Ashby จากแผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปแสดงบริเวณและขอบเขตของความเค้นและอุณหภูมิที่เกิดกระบวนการคืบเนื่องจากดิสโลเคชันและการแพร่ นอกจากนี้ยังมีเส้นแสดงอัตราการคืบคงที่ในหลายๆบริเวณของแผนที่สัมพันธ์กับความเค้น อัตราการคืบ และอุณหภูมิ



รูปที่ 2.4 แผนที่กลไกการเปลี่ยนรูปของเหล็กกล้าไร้สนิม 304[24]

2.6 กลไกการคืบเนื่องจากดิสโลเคชัน(Dislocation Creep Mechanism)

กลไกการคืบที่ควบคุมโดยการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่งถูกปล่อยออกมาจากแหล่งกำเนิดดิสโลเคชัน แล้วเคลื่อนที่ (Dislocation glide) ผ่านระนาบสลิปจนกระทั่งเจอสิ่งกีดขวาง เช่น อนุภาคที่ตกตะกอน อะตอมตัวอุกกละลาย หรือดิสโลเคชันอื่น กระบวนการนี้เรียกว่า ความเครียดแข็ง (Strain Hardening) หากดิสโลเคชันเคลื่อนที่ข้ามผ่านสิ่งกีดขวาง(Dislocation Climb) ออกจากระนาบสลิป จะเป็นกระบวนการคืนตัว(Recovery) ซึ่งทำให้เกิดแอนนิลเซชัน หรืออาจจะเคลื่อนที่ไปยังระนาบสลิปใหม่จนเจอสิ่งกีดขวาง ดิสโลเคชันจะถูกปล่อยออกจากแหล่งกำเนิดตลอดเวลา ทำให้เกิดการคืบอย่างต่อเนื่อง

โดยทั่วไปวัสดุจะมีดิสโลเคชันอยู่บ้างแล้วเนื่องจากกระบวนการต่างๆในการผลิต เมื่อได้รับแรงหรือความเค้นจะมีดิสโลเคชันเกิดขึ้นเพิ่มขึ้นอีกและเคลื่อนที่ไปพร้อมๆกันทำให้อัตราการคืบในช่วงแรกเพิ่มขึ้น แต่จะค่อยๆลดลงในช่วงต่อมาเนื่องจากดิสโลเคชันที่เคลื่อนที่เริ่มก่อตัวเป็นโครงข่ายของเซลล์ทำให้เคลื่อนที่ได้ยากขึ้น และต่อมาจะสังเกตเห็น โครงสร้างเกรนย่อย (Subgrain) เกิดขึ้นในช่วงที่สองของการคืบซึ่งมีอัตราการคืบคงที่และมีโครงสร้างอยู่ในสภาวะสมดุล ดังแสดงในรูปที่ 2.5

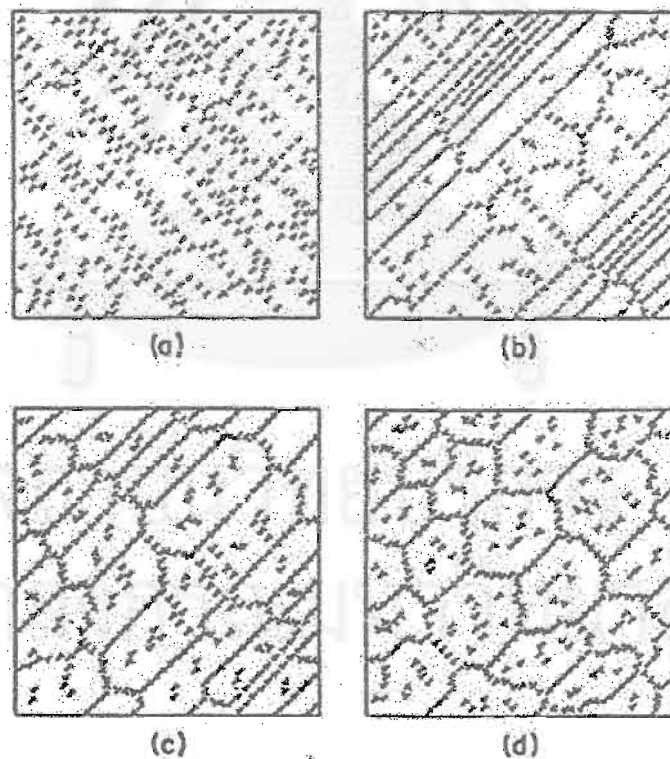
2.7 กลไกการคืบเนื่องจากการแพร่ (Diffusion Creep Mechanism)

การคืบเนื่องจากการแพร่ เชื่อว่าเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนย้ายของที่ว่างจากขอบเกรนที่ได้รับความเค้นดึง ไปยังขอบเกรนที่ได้รับความเค้นอัด และอะตอมจะเคลื่อนที่ในทิศทางตรงข้ามทำให้รูปร่างของเกรนเปลี่ยนแปลง การแพร่เกิดขึ้นทั้งในขอบเกรนและในผลึกมีผลให้เกิดการเลื่อนของขอบเกรน (Grain Boundary Sliding) การแพร่ที่ขอบเกรนเรียกว่า Coble creep ส่วนการแพร่ในผลึกเรียกว่า Nabarro-Herring creep

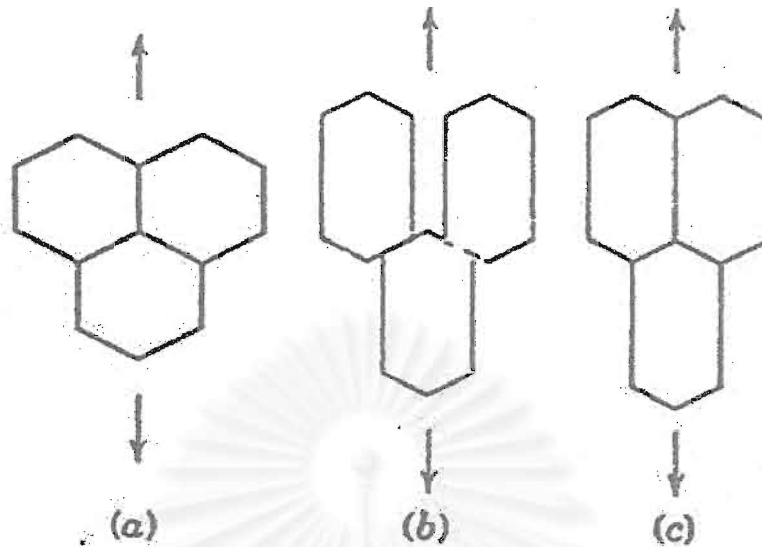
Nabarro-Herring Creep เกิดขึ้นโดยการแพร่ของอะตอมและที่ว่างซึ่งเป็นกลไกการเปลี่ยนรูปเบื้องต้นที่อุณหภูมิสูงและความเค้นต่ำ ซึ่งทฤษฎีนี้ถูกพัฒนาเพื่ออธิบายการเปลี่ยนรูปที่ขึ้นกับเวลาผ่านการถ่ายเทอะตอมโดยการแพร่อย่างเดียว เมื่อวัสดุได้รับแรง ความเค้นที่เกิดภายในเกรนจะไม่สม่ำเสมอเพราะบางบริเวณ ได้รับแรงดึงบางบริเวณ ได้รับแรงอัด ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงในรูปร่างของเกรนหรือผลึก เนื่องจากเกิดการถ่ายเทระหว่างอะตอมและที่ว่างในเกรนระหว่างสองบริเวณ โดยอะตอมเคลื่อนที่ไปยังบริเวณความหนาแน่นของอะตอมต่ำคือบริเวณที่ได้รับแรงดึง

ส่วนที่ว่างจะเคลื่อนที่ไปยังบริเวณที่ได้รับแรงอัด ซึ่งจะยอมสามารถเคลื่อนที่จากเกรนหนึ่งไปยังอีกเกรนหนึ่ง ทั้งนี้อุณหภูมิและความเค้นจะเป็นตัวช่วยในกระบวนการต่างๆ

จากทฤษฎี Nabarro-Herring Creep กล่าวถึงการแพร่ของอะตอมที่เกิดขึ้นภายในเกรนอย่างเดียว แต่อย่างไรก็ตามการแพร่ของอะตอมและที่ว่างก็เกิดขึ้นผ่านขอบเกรนได้เช่นเดียวกัน[27] ที่อุณหภูมิคงที่ถึง $0.4T_m$ การแพร่ในเกรนจะเกิดขึ้นได้ยากขึ้นทำให้การแพร่ที่ขอบเกรนจึงถูกพิจารณาซึ่งมีค่าพลังงานกระตุ้นประมาณ $\frac{1}{2}$ ของการแพร่ในผลึกและมีค่ากำลังความเค้นประมาณหนึ่ง Coble Creep จะไวต่อขนาดเกรนมากกว่า Nabarro-Herring Creep โดยทั่วไปอัตราการคืบเนื่องจากการแพร่จะพิจารณาร่วมกันระหว่าง Nabarro-Herring Creep และ Coble Creep พร้อมๆกัน และสอดคล้องกับการเคลื่อนของขอบเกรน จากรูปที่ 2.6 ความเค้นที่วัสดุได้รับทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมจากบริเวณขอบเกรนความเค้นอัดไปยังขอบเกรนความเค้นดึงเป็นเหตุให้เกิดการแยกของขอบเกรน การเคลื่อนของขอบเกรนผ่านกระบวนการแพร่ทำให้เกรนยังคงยึดติดกัน แต่ถ้าหากการแพร่ที่เกิดขึ้นในเกรนและขอบเกรนไม่สมดุลกับการเคลื่อนของขอบเกรน (grain boundary sliding) ทำให้เกิดที่ว่างและรอยแตกนำไปสู่การแยกของขอบเกรน [26]



รูปที่ 2.5 แสดงกลไกการคืบเนื่องจากคืบไฮดรอสแตติกในช่วงต่างๆ (a) หลังจากความเครียดเกิดขึ้นทันทีทันใดเมื่อได้รับแรงดึง (b), (c) การคืบในช่วงแรก และ(d) การคืบในช่วงที่สอง[25]

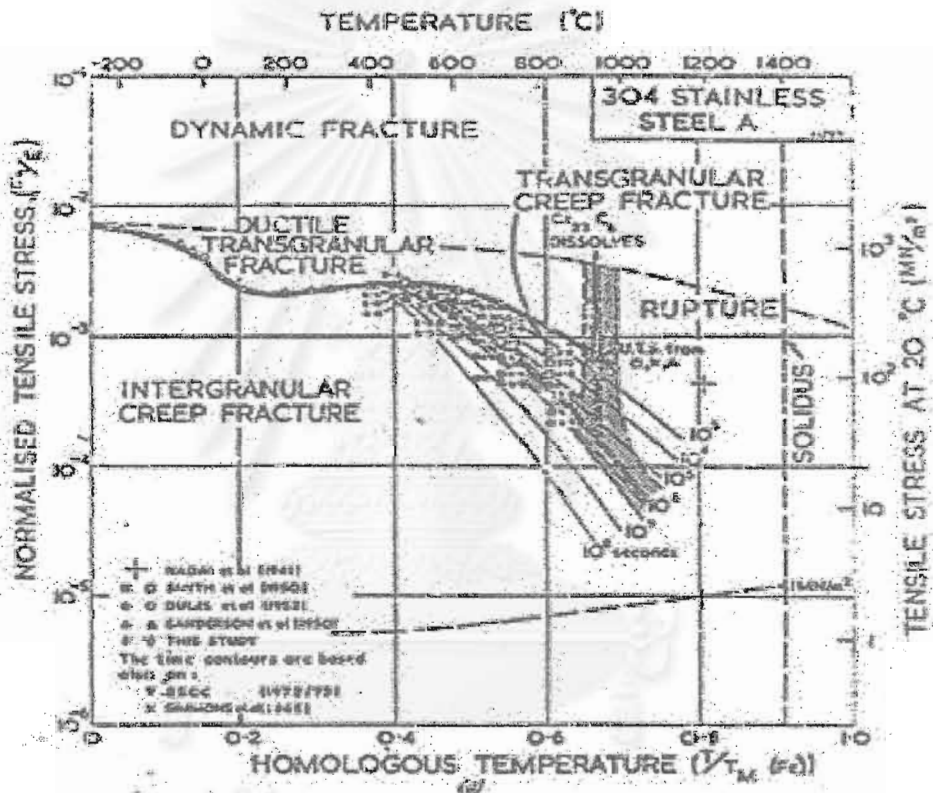


รูปที่ 2.6 แสดงการเคลื่อนของขอบเกรน (b) การแพร่เนื่องจากความเค้นทำให้รูปร่างของเกรนยืดยาวไปสู่การแยกออกจากกันของเกรน (c) แต่การเคลื่อนของขอบเกรนเนื่องจากการแพร่สามารถทำให้เกรนเชื่อมติดกัน[14]

2.8 การแตกร้าวเนื่องจากการคืบ(Creep Fracture)

การคืบที่อุณหภูมิต่ำจะเกิดการแตกร้าวได้ยากกว่าที่อุณหภูมิสูง Ahsby และคณะทำการศึกษากลไกการแตกร้าวและได้สร้างแผนที่กลไกการแตกร้าว(Creep Fracture Mechanism Map) ดังแสดงในรูป 2.7 เป็นแผนที่กลไกการแตกร้าวเนื่องจากการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 สัมพันธ์กับความเค้น σ_u/E (Normalized Stress) ซึ่ง E เป็นค่ายังโมดูลัส เท่ากับ $2.16 \times 10^7 [1 - (T-30)4 \times 10^{-4}]$ และอุณหภูมิ T/T_m (Normalized Temperature) จากแผนที่กลไกการแตกร้าวเนื่องจากการคืบจะเห็นได้ชัดเจนว่าแบ่งกลไกการแตกร้าวออกเป็น 3 แบบด้วยกัน คือ การแตกแบบความเหนียว(Ductile Creep Fracture) การแตกแบบผ่าเกรน(Transgranular Creep Fracture) การแตกระหว่างเกรน (Intergranular Creep Fracture)

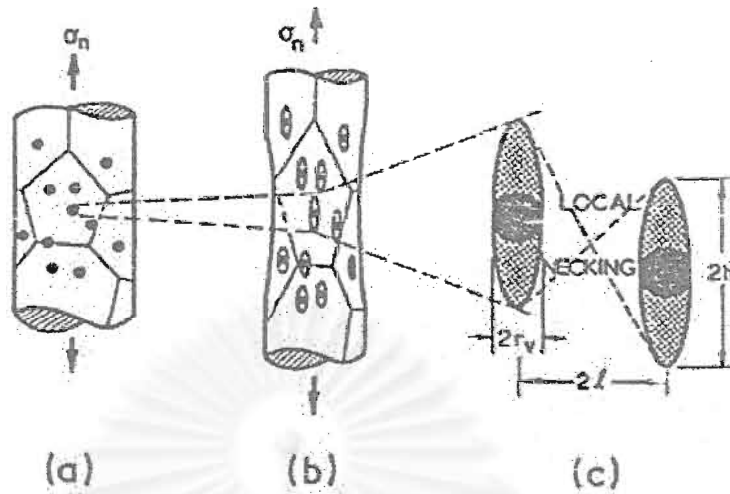
การแตกแบบผ่าเกรนและการแตกแบบความเหนียว ก่อตัวขึ้นโดยกลุ่มของอะตอมที่ตกตะกอนในเกรนเข้าไปรบกวนกระบวนการเปลี่ยนรูปทำให้เกิดความเค้นสะสมบริเวณกลุ่มอนุภาคนำไปสู่การเกิดที่ว่างและการแตกบริเวณดังกล่าว และแรงดึงจะทำให้ที่ว่างและรอยแตกขยายและโตเร็วขึ้นจนรวมตัวกันเกิดการแตกร้าวแบบผ่าเกรน ดังแสดงในรูปที่ 2.8



สถาบันวิทยบริการ

รูปที่ 2.7 แผนที่กลไกการแตกหัก (Fracture Map) ของเหล็กกล้าไร้สนิม 304[28]

DUCTILE, AND TRANSGRANULAR CREEP, FRACTURE.



รูปที่ 2.8 (a) การแตกร้าวแบบผ่านเกรนและแบบความเหนียวซึ่งอาจมีช่องว่าง(Void) ก่อตัวขึ้นก่อนหรืออาจจะก่อตัวเนื่องจากมีความเค้นสะสมบริเวณที่มีอนุภาคตกตะกอน (b) เกิดการขยายตัวของช่องว่าง (c) เกิดการรวมตัวของช่องว่างทำให้เกิดการแตกร้าว [29]

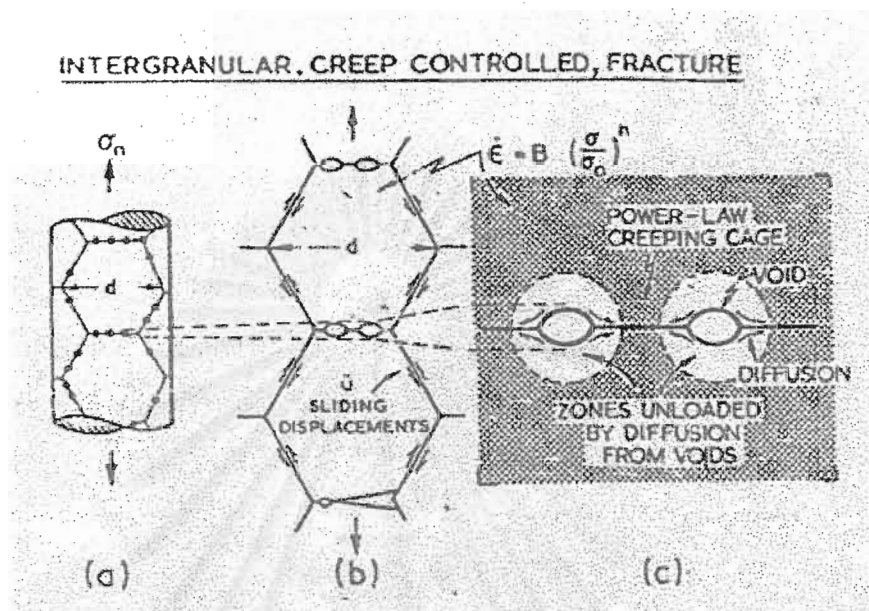
การแตกร้าวแบบผ่านเกรนจะเปลี่ยนเป็นการแตกร้าวระหว่างเกรนที่อุณหภูมิต่ำและมีช่วงเวลาการแตกร้าวนานๆ การแตกร้าวระหว่างเกรนเกิดขึ้นจากการก่อตัวของที่ว่างและรอยแตกตามขอบเกรนเนื่องมาจากอนุภาคที่ตกตะกอนบริเวณขอบเกรน และการเลื่อนของขอบเกรน ซึ่งอนุภาคที่เกิดขึ้นจะเป็นตัวขัดขวางการเลื่อนของขอบเกรนและขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันทำให้ที่ขอบเกรนเกิดการสะสมของความเค้น เพื่อลดปริมาณความเค้นที่สะสมโดยการก่อตัวของรอยแตกและที่ว่าง นอกจากนี้แรงดึงและการเลื่อนของขอบเกรนยังเป็นตัวช่วยให้รอยแตกขยายตัวหรือโตขึ้นแล้วรวมตัวกันจนเกิดการแตกร้าวตามขอบเกรน ดังแสดงในรูปที่ 2.9

จากการทดลองโดยทั่วไปพบว่าช่วงเวลาที่ทำให้เกิดการแตกร้าว (t_f) เพิ่มขึ้นเป็นเชิงเส้นตามอัตราการคืบในช่วงที่สอง (steady state) ที่ลดลง ดังความสัมพันธ์ของ Monkman-Grant

$$\dot{\epsilon}_s \times t_f = C \dots \dots \dots 2.4$$

C เป็นค่าคงที่ ซึ่งแตกต่างกันในแต่ละวัสดุ ซึ่งในทางวิศวกรรม จะใช้ Larson-Moller(LM) parameter ในการ extrapolate พฤติกรรมการแตกร้าวเนื่องจากการคืบ

$$LM = T[\log t_f + C'] \dots \dots \dots 2.5$$



รูปที่ 2.9 (a) การเลื่อนของขอบเกรนกระตุ้นให้เกิด (b) ช่องว่างที่ขอบเกรน (c) ช่องว่างจะมีขนาดโตขึ้นเนื่องจากการแพร่ซึ่งโดยทั่วไปจะคาบเกี่ยวกันระหว่างการคืบของวัสดุตามกฎ Power Law [29]

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 3

กระบวนการความร้อนเชิงกล

3.1 คำนำ

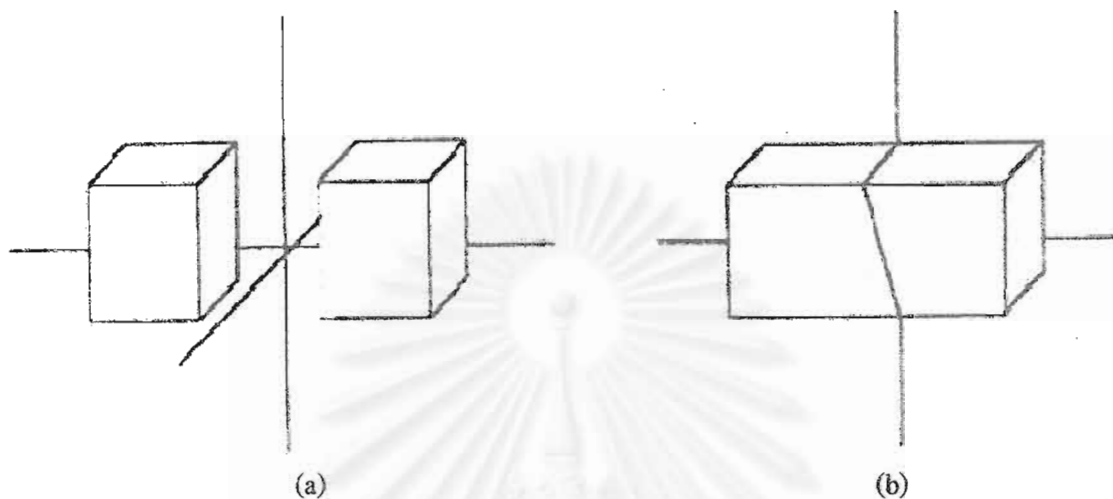
ในการออกแบบควบคุมคุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติทางเคมีของวัสดุ เราต้องเข้าใจถึงกลไกและกระบวนการที่มีผลต่อคุณสมบัติเหล่านั้นๆ รวมทั้งโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ ขอบเกรนเป็นหนึ่งในโครงสร้างจุลภาคที่สำคัญของวัสดุหลายผลึก (Polycrystalline) ที่ส่งผลกระทบต่อหลากหลายกับตัววัสดุเอง ทั้งนี้ขอบเกรนยังแสดงบทบาทที่สำคัญต่อการเปลี่ยนรูปและการแตกร้าวที่อุณหภูมิสูงของวัสดุด้วย จากงานวิจัยมากมายได้ทำการศึกษาทดลองเปลี่ยนแปลงชนิดและโครงสร้างของขอบเกรนผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุ รวมทั้งเสนอทฤษฎีของขอบเกรนซึ่งจะกล่าวถึงในบทนี้

3.2 โครงสร้างของขอบเกรน(Grain Boundary Structure)

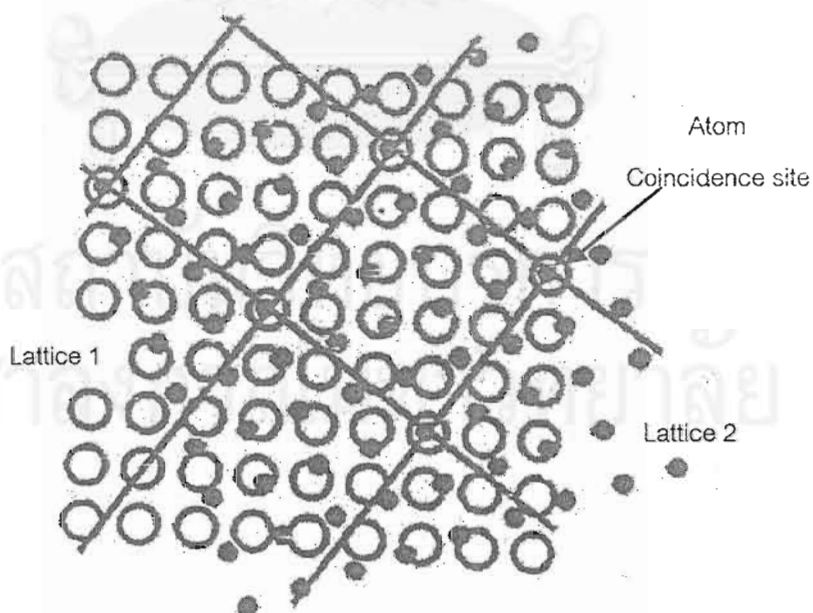
ขอบเกรนเป็นบริเวณรอยต่อของผลึกสองผลึกที่มีการจัดเรียงตัวต่างระนาบกัน ซึ่งมี 5 degree of freedom ในการบอกถึงคุณลักษณะของขอบเกรนดังในรูปที่ 3.1 เมื่อพิจารณาตามมุมของการจัดเรียงตัวของผลึกสามารถแบ่งขอบเกรนได้ 2 กลุ่มใหญ่ที่สามารถอธิบายได้แค่ 3 degree of freedom คือ Low Angle Boundary(LAB) มีทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึกที่ทำมุมแตกต่างกันน้อยกว่า 15 องศาและ High Angle Boundary(HAB) การเรียงตัวของผลึกที่ทำมุมมากกว่า 15 องศา แต่จะมีขอบเกรนบางชนิดที่มีการจัดเรียงตัวผลึกที่ทำมุมกันเฉพาะแกนบางแกนนำไปสู่การซ้อนทับกันของตำแหน่งของอะตอม(Coincidence Point)ในกลุ่มของ HAB ซึ่งกลุ่มนี้ถูกเรียกว่า Coincidence site lattice boundary(CSLB) แต่จาก Brandon's Criterion มุมการจัดเรียงตัวของ CSL สามารถเขียนเป็นไปได้อีกน้อยตามสมการ

$$\Delta\theta = 15^\circ \times \Sigma^{-1/2} \dots\dots\dots 3.1$$

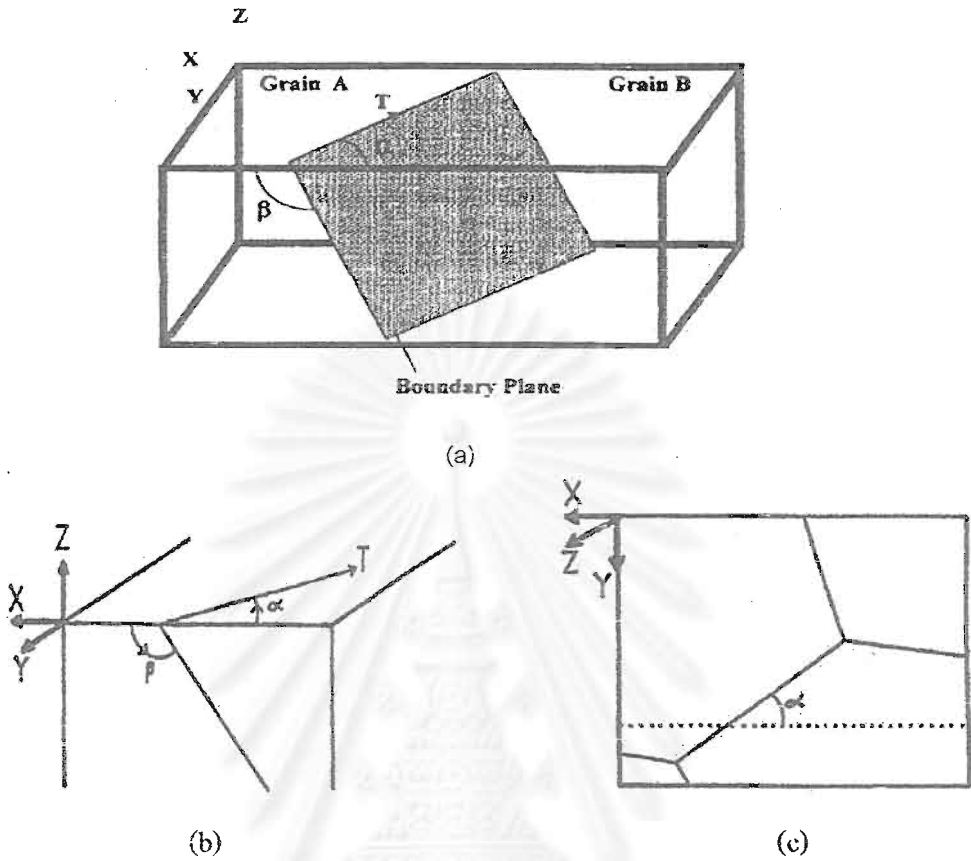
โดยที่ $\Delta\theta$ เป็นมุมที่สามารถเขียนได้จากมุมของ CSL และ Σ คือสัดส่วนของปริมาตรใน 1 หน่วยเซลล์ของ CSL หรือ เป็นส่วนกลับตำแหน่งของอะตอมที่ซ้อนทับกัน เช่น $\Sigma 13$ บอกถึงอะตอมของผลึกสองผลึกที่อยู่ติดกันมีอะตอมอยู่ในตำแหน่งเดียวกัน 1 อะตอมสำหรับทุก 13 อะตอมดังรูปที่ 3.2 ซึ่งบาง CSL ที่มีค่า $\Sigma \leq 29$ จะเรียกว่า-Special Grain Boundary[30, 31, 32]



รูปที่ 3.1 แสดงคุณลักษณะขอบเกรน 5 Degree of Freedom (a) 3 Degree of Freedom ของขอบเกรนเนื่องจากการหมุนของผลึก 2 ผลึกตามแนวแกนทั้งสามแกน (b) 2 Degree of Freedom ของขอบเกรนตามระนาบขอบเกรน



รูปที่ 3.2 การจัดเรียงตัวของขอบเกรนตามแบบจำลอง CSL ในแบบ Σ_{13}



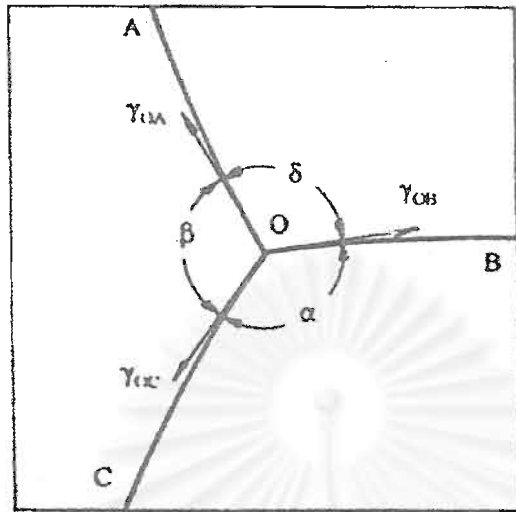
รูปที่ 3.3 แสดงระนาบของขอบเกรนในแกน XYZ (a) แสดงความลาดชันของระนาบขอบเกรนด้วยมุม β และ α (b) และ (c) ร่องรอยระนาบขอบเกรนของตัวอย่างที่ผ่านการขัดผิว[33, 34]

เมื่อพิจารณาอีก 2 degree of freedom ตามแกนของการจัดตัวของขอบเกรนซึ่งเกี่ยวข้องกับระนาบของขอบเกรน สามารถอธิบายได้ด้วยมุมการลาดชันของขอบเกรนดังในรูปที่ 3.3

ขอบเกรนแต่ละประเภทมีพลังงานอิสระแตกต่างกันและสัมพันธ์กันเนื่องกับมุมที่มาบรรจบกันของสามขอบเกรน มุมระหว่างสองขอบเกรนรู้จักในชื่อของ Dihedral angle คึงความสัมพันธ์

$$\gamma_{OA}/\sin \alpha = \gamma_{OB}/\sin \beta = \gamma_{OC}/\sin \delta \dots\dots\dots 3.2$$

γ_{OA} , γ_{OB} , และ γ_{OC} เป็นพลังงานของแต่ละขอบเกรนที่มาบรรจบกันที่รอยต่อของสามขอบเกรน ส่วน α , β , และ δ เป็นมุม Dihedral Angle ที่เกิดขึ้น ถ้ามุม $\alpha = \beta = \delta = 120^\circ$ สามารถบอกได้ว่าพลังงานของขอบเกรนเข้าสู่ภาวะสมดุลดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.4 แสดงมุม Dihedral และพลังงานอิสระบนสามขอบเกรนที่มี
บรรจบกัน

๓

การปรับปรุงคุณสมบัติของวัสดุให้ทนกับสภาวะต่างๆในการใช้งาน โดยการปรับเปลี่ยนโครงสร้างของขอบเกรนให้มีความต้านทานและแข็งแรงมากขึ้น สามารถทำได้โดยผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล ซึ่งจำแนกออกเป็น[35, 36]

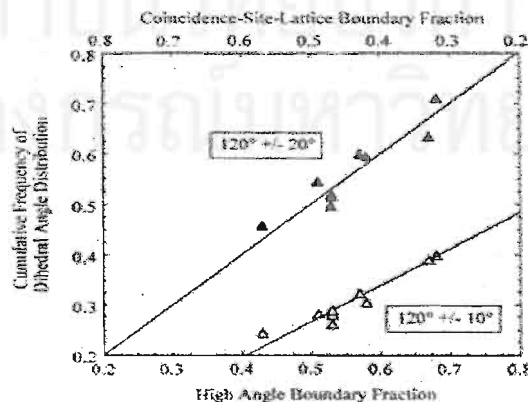
- Iterative Recrystallization เป็นกระบวนการที่ทำให้เกิด Recrystallization ซ้ำหลายครั้ง แต่ยังคงทำให้เกรนมีขนาดเล็ก ดังเช่นใน nickel-based alloy(Ni-16Cr-9Fe) ผ่านการรีดเย็น 20% แล้วอบที่อุณหภูมิ 1000 °C เป็นเวลา 3 นาที ทำซ้ำกัน 3 ครั้งเป็นผลให้จำนวน Σ_3 และ Σ_9 เพิ่มขึ้น 2 เท่าจากเดิมเป็น 47% และ 10% ตามลำดับ ซึ่งเหมือนกับในทองแดงที่ผ่านการ Strain-recrystallization treatment โดยการรีด 30% แล้วอบที่อุณหภูมิ 375 °C เป็นเวลา 10 นาที ทำซ้ำกัน 3 ครั้ง ทำให้ Σ_3 เพิ่มขึ้นเป็น 58%[37]

- One-Step recrystallization เป็นกระบวนการที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาสั้นหลังจากผ่านการให้ความเครียดระดับกลาง เป็นผลทำให้เพิ่มความหนาแน่นของทวินของเกรน(Twinning) และเกรนยังมีขนาดเล็ก เช่นในทองแดงที่ผ่านการให้ความเครียด 50% แล้วอบที่อุณหภูมิ 1000°C เป็นเวลา 1 นาที เป็นผลให้จำนวนทวินของเกรนเพิ่มมากขึ้นกว่ากระบวนการ multi-step treatment[38]

- Iterative Strain Annealing เป็นกระบวนการที่ผ่านการให้ความเครียดเพียงเล็กน้อยไม่เกิน 6% หลังจากผ่านการอบแล้วมีผลทำให้ $\Sigma 3^{\circ}$ เพิ่มขึ้นโดยไม่ผ่านการเกิด recrystallization เช่นใน alloy 600(Ni-16Cr-9Fe) ผ่านการให้ความเครียด 2-5% ตามด้วยการอบที่ 890-940°C เป็นเวลา 1-20 ชั่วโมง เป็นผลทำให้เพิ่มจำนวน $\Sigma 3$ และ $\Sigma 9$ จากเดิม 6% และ 5% เป็น 12% ตามลำดับ ส่วนในทองแดงให้ความเครียด 6% ผ่านแรงกด ตามด้วยการอบที่ 275°C เป็นระยะเวลา 14 ชั่วโมง และที่ 375°C เป็นระยะเวลา 7 ชั่วโมง เป็นผลให้จำนวน $\Sigma 3$ และ $\Sigma 9$ เพิ่มขึ้นเป็น 67% และ 9% ตามลำดับ ถึงแม้ว่าสัดส่วนจำนวนทวินของเกรน อาจลดลงเล็กน้อยระหว่างการอบครั้งแรกก็ตาม[39]

- One-Step Strain annealing เป็นกระบวนการที่ผ่านการอบเพียงครั้งเดียวหลังจากการให้ความเครียดเล็กน้อย เช่นในนิกเกิลหลังจากให้ความเครียด 6% และการอบอ่อน $\Sigma 3^{\circ}$ มีแนวโน้มมุมการจัดเรียงตัวเบี่ยงเบนไปน้อยลงเมื่อเพิ่มระยะเวลาการอบ ซึ่งเป็นผลในการปรับปรุงทั้ง ระยะเวลาของขอบเกรน[40]

จากการศึกษาวิจัยเกี่ยวกับการปรับเปลี่ยนชนิดของขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 โดยผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล แบบ Iterative Strain Annealing พบว่าสามารถเพิ่มขอบเกรนชนิด CSLBs ได้ถึง 54% ทำให้เหล็กกล้าไร้สนิม 304 ด้านทานต่อการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์ นอกจากนี้ได้นำความสัมพันธ์ระหว่างมุม dihedral angle กับพลังงานของแต่ละขอบเกรนใช้ในการวิเคราะห์หาความสัมพันธ์กับจำนวนสัดส่วนของ CSLB ซึ่งแสดงผลออกมาเป็นการกระจาย Cumulative Frequency of Dihedral Angle(CFDA) รอบมุม 120 องศา ดังรูปที่ 3.5 แสดงความสัมพันธ์โดยตรงของสัดส่วนจำนวนของขอบเกรนทั้ง CSL และ HAB รอบมุม $120^{\circ} \pm 10^{\circ}$ และ $120^{\circ} \pm 20^{\circ}$ อาจกล่าวได้ว่า CFDA สามารถบอกทั้งสัดส่วนจำนวนของ CSLB และ HAB ได้โดยตรง คือค่า CFDA ลดลงเมื่อสัดส่วนจำนวน HAB ลดลงและสัดส่วนจำนวน CSLB เพิ่มขึ้น[41]

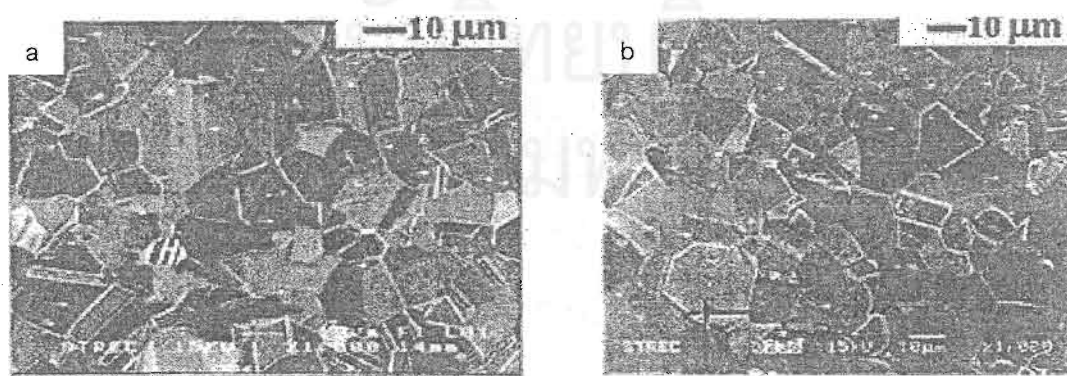


รูปที่ 3.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง CFDA และชนิดของขอบเกรนในเหล็กกล้าไร้สนิม 304

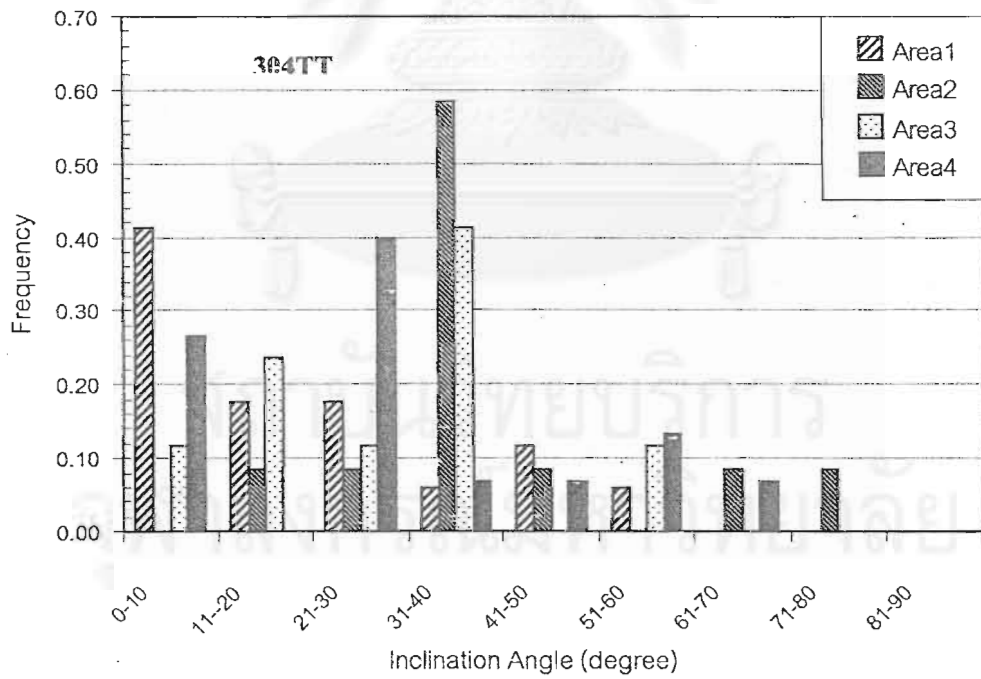
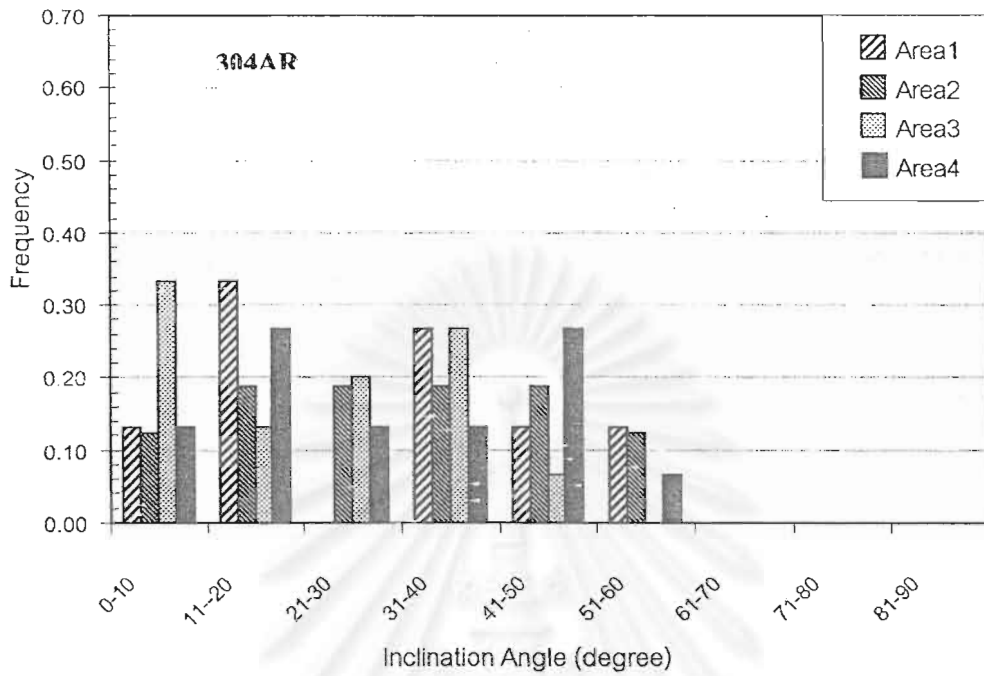
3.4 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างขอบเกรนด้วยกระบวนการความร้อนเชิงกล

จากการศึกษาทดลองของ กัทริศา พุ่มพฤษย์[42] และกิตติศักดิ์ โกศลวรรณนะ[43] ในการปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิม 304(D189) จากบริษัท ไทยน็อคสตีล จำกัด ด้วยการปรับเปลี่ยนโครงสร้างของขอบเกรนผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล โดยการนำเหล็กกล้าไร้สนิม 304(304AR) ให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แล้วนำไปรีดให้ความหนาลดลง 3 เปอร์เซ็นต์ หลังจากนั้นนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 นาที เรียกเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านกระบวนการดังกล่าวว่า 304TT

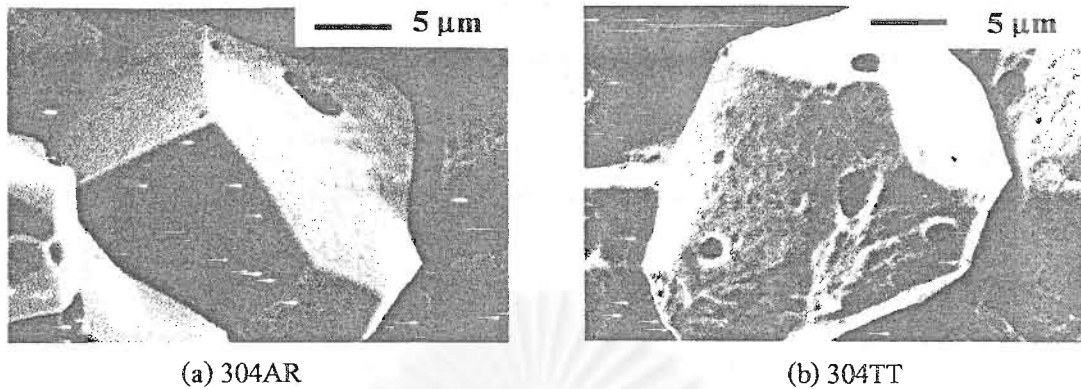
เมื่อนำ 304AR และ 304TT ไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนดังแสดงในรูป 3.6 พบว่าโครงสร้างของเกรนและขนาดของเกรนไม่เปลี่ยนแปลง มีขนาดของเกรนเฉลี่ยอยู่ที่ประมาณ 10 ไมโครเมตร แต่จะมีคุณลักษณะของขอบเกรนที่แตกต่างกัน คือ 304AR จะมีลักษณะขอบเกรนมีความลาดชันที่เห็นได้ชัดเจนมากกว่า 304TT ทั้งนี้จากการศึกษาระนาบของขอบเกรน(Grain Boundary Plane) โดยใช้วัดมุมความลาดชันของขอบเกรนในการวิเคราะห์ จากรูปที่ 3.7 แสดงลักษณะการกระจายตัวของมุมความลาดชันของขอบเกรน 304AR และ 304TT พบว่ามุมความลาดชันของขอบเกรน 304AR มีการกระจายตัวแบบสุ่ม แต่ 304TT มีมุมการลาดชันอยู่ในช่วง 20-40 องศา เป็นส่วนใหญ่ และสามารถเห็นความแตกต่างของมุมความลาดชันและระนาบของขอบเกรนของ 304AR และ 304TT ได้อย่างชัดเจนในรูปที่ 3.8 จะเห็นว่า 304AR มีลักษณะเกรนเป็นเหลี่ยม มุมความลาดชันของขอบเกรนคมชัด และในแต่ละระนาบของขอบเกรนจะมีลักษณะเรียบ ซึ่งแตกต่างจาก 304TT ที่มีลักษณะเกรนค่อนข้างกลม มุมความลาดชันของขอบเกรนไม่ชัดเจน และในแต่ละระนาบของขอบเกรนจะไม่เรียบ



รูปที่ 3.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (a) 304AR และ (b) 304TT



รูปที่ 3.7 กราฟแสดงการกระจายตัวของมุมความลาดชันขอบเกรน



(a) 304AR

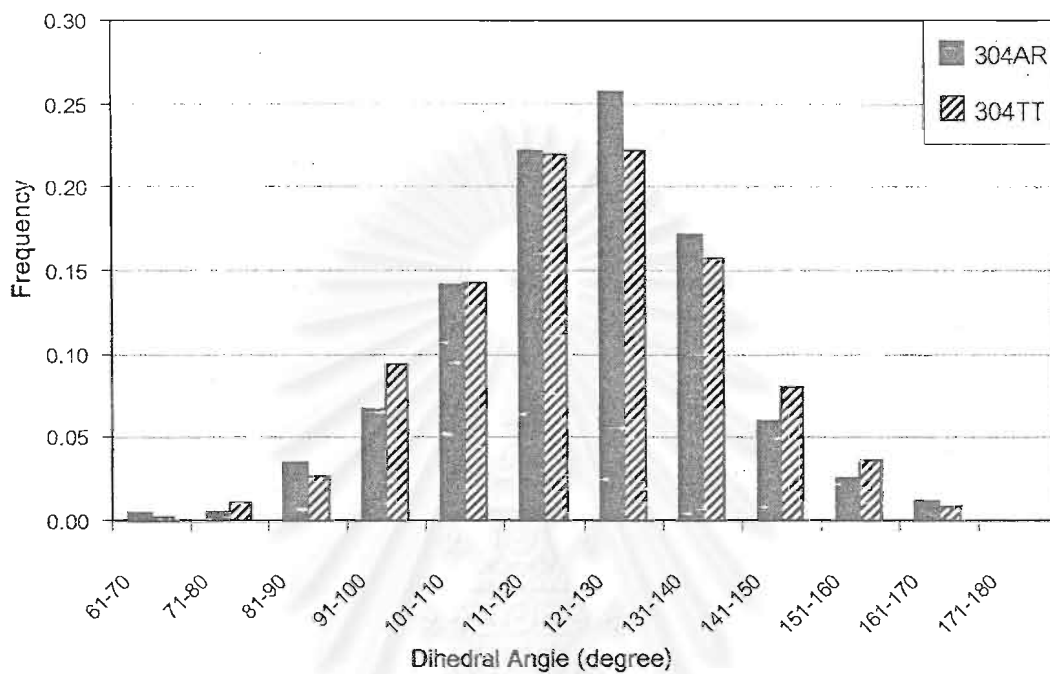
(b) 304TT

รูปที่ 3.8 ลักษณะความลาดชันของระนาบขอบเกรน

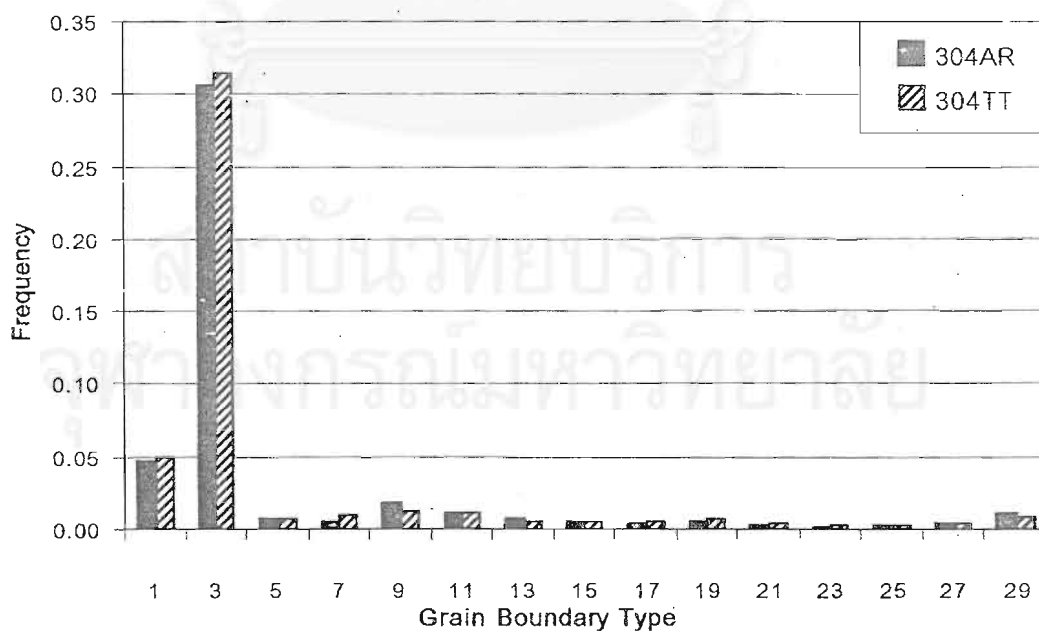
ดังนั้นจึงศึกษา Microtexture และคุณลักษณะการกระจายตัวของขอบเกรนโดยการวัดมุม Dihedral Angle ที่มีบรรจบกันที่รอยเชื่อมต่อของสามขอบเกรน แล้วนำมาหาความถี่ของการกระจายตัวของมุมซึ่งแสดงผลการศึกษาดังในรูปที่ 3.9 ลักษณะการกระจายตัวของ Dihedral Angle ของทั้ง 304AR และ 304TT ใกล้เคียงกันมาก แต่ 304TT มีค่าความถี่สูงกว่า 304AR เล็กน้อย เมื่อนำตัวอย่างทั้งสองแบบมาวิเคราะห์ด้วยเทคนิค Electron Backscatter Diffraction Pattern (EBSP) โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Scanning Electron Microscopy, SEM) เพื่อเปรียบเทียบหาสัดส่วนจำนวน CSL จากรูปที่ 3.10 แสดงการจำแนกการกระจายตัวของ CSL ในแต่ละประเภทของขอบเกรนตั้งแต่ $\Sigma 1-29$ 304AR และ 304TT มีการกระจายตัวของชนิดของขอบเกรนใกล้เคียงกัน และการกระจายตัวของขอบเกรนส่วนใหญ่อยู่ที่ $\Sigma 3$ ซึ่งจะเห็นได้ชัดเจนว่ากระบวนการความร้อนเชิงที่กล่าวมานี้ (304TT) ไม่ได้เปลี่ยนชนิดของขอบเกรนตามแบบจำลองของขอบเกรนชนิด CSL ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ของ ปิยะพร สิ้นโสภ ว่าการกระจายตัวของ CSLB และ dihedral angle สัมพันธ์กัน

การสร้างภาพการจัดเรียงตัวด้วยกล้องจุลทรรศน์ (Orientation Imaging Microscopy, OIM) จาก North Campus Electron Microbeam Analysis Laboratory ที่ University of Michigan (Ann Arbor) ดังรูปในรูปที่ 3.11 Pole figure plots แสดงให้เห็นว่า Texture ของ 304TT คมชัดกว่า 304AR เล็กน้อย ซึ่งมีผลต่อการจัดเรียงตัวของขอบเกรน เมื่อพิจารณา Inverse Pole figure ที่มีมุม 60 องศา ดังรูปที่ 3.12 มีมุมการจัดเรียงตัวอย่างหนาแน่นที่บริเวณ (111) มากกว่า 304AR แต่เมื่อพิจารณาถึงการแจกแจงการกระจายตัวของมุมการจัดเรียงตัวในทุกๆ 5 องศาของทั้ง 304AR และ 304TT ดังในรูปที่ 3.15 ที่มีมุม 60 องศาเป็นมุมการจัดเรียงตัวของ $\Sigma 3$ และที่มีมุม 55 และ 65 องศาถือว่าเป็นมุมที่เบี่ยงเบนออกไปจากมุม 60 องศา (60 ± 5 องศา) มีลักษณะใกล้เคียงไม่แตกต่างกัน จาก

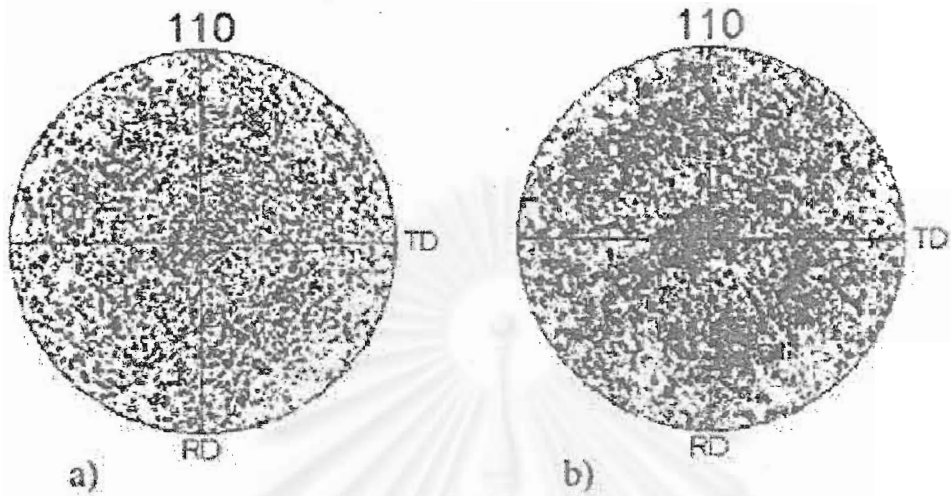
สัดส่วนการกระจายตัวของชนิดของขอบเกรนแบบ CSL ของ 304AR และ 304TT ไม่แตกต่างกัน อยู่ที่ $\Sigma 3$ อาจกล่าวได้ว่า $\Sigma 3$ ของระนาบขอบเกรน (111) ของ 304TT มีมุมที่เบี่ยงเบนไปต่ำกว่า $\Sigma 3$ ของ 304AR จึงเป็นสาเหตุหนึ่งของการเพิ่มประสิทธิภาพขอบเกรนของ 304TT



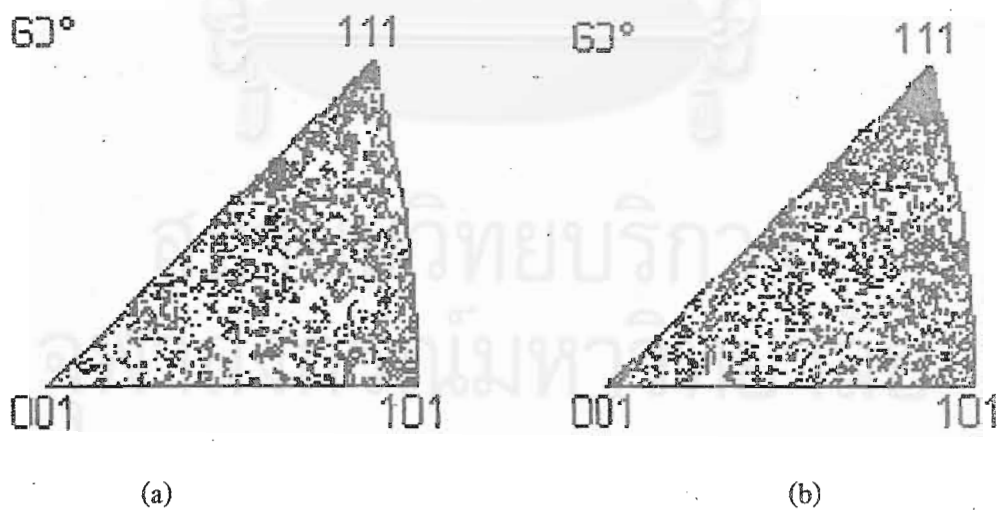
รูปที่ 3.9 กราฟการกระจายตัวของมุม Dihedral



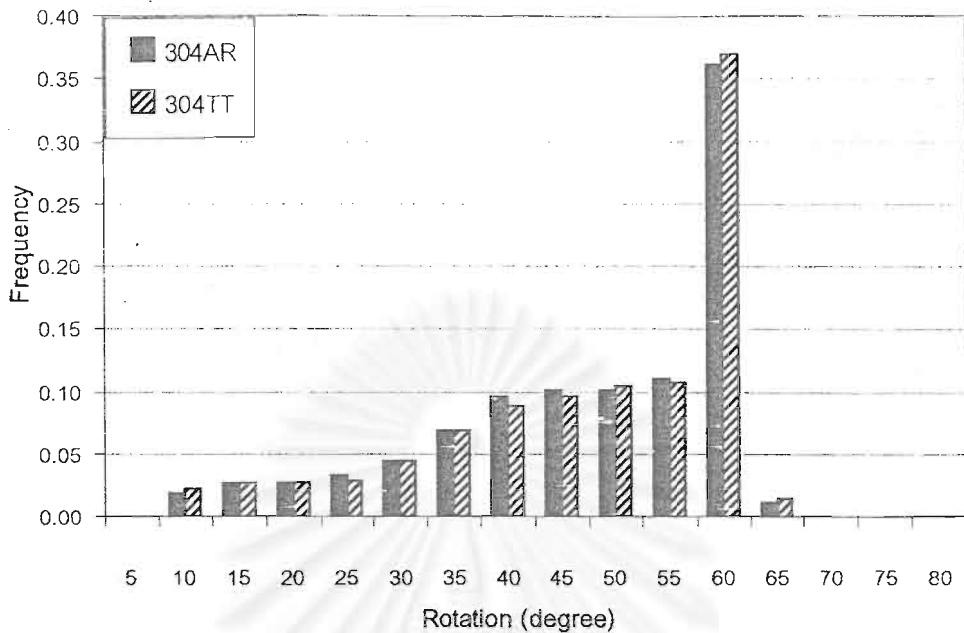
รูปที่ 3.10 กราฟการแจกแจงการกระจายตัวของแบบจำลองขอบเกรนชนิด CSL



รูปที่ 3.11 Pole Figure Plots ของ (a) 304AR และ (b) 304TT



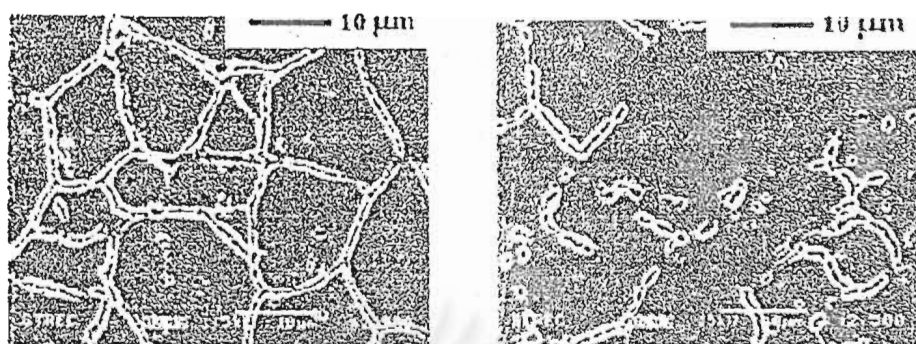
รูปที่ 3.12 Inverse Pole Figure ของ (a) 304AR และ (b) 304TT



รูปที่ 3.13 กราฟการแจกแจงการกระจายตัวของมุมการจัดเรียงตัวของ 304AR และ 304TT

3.5 ผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างขอบเกรนต่อคุณสมบัติของ 304TT

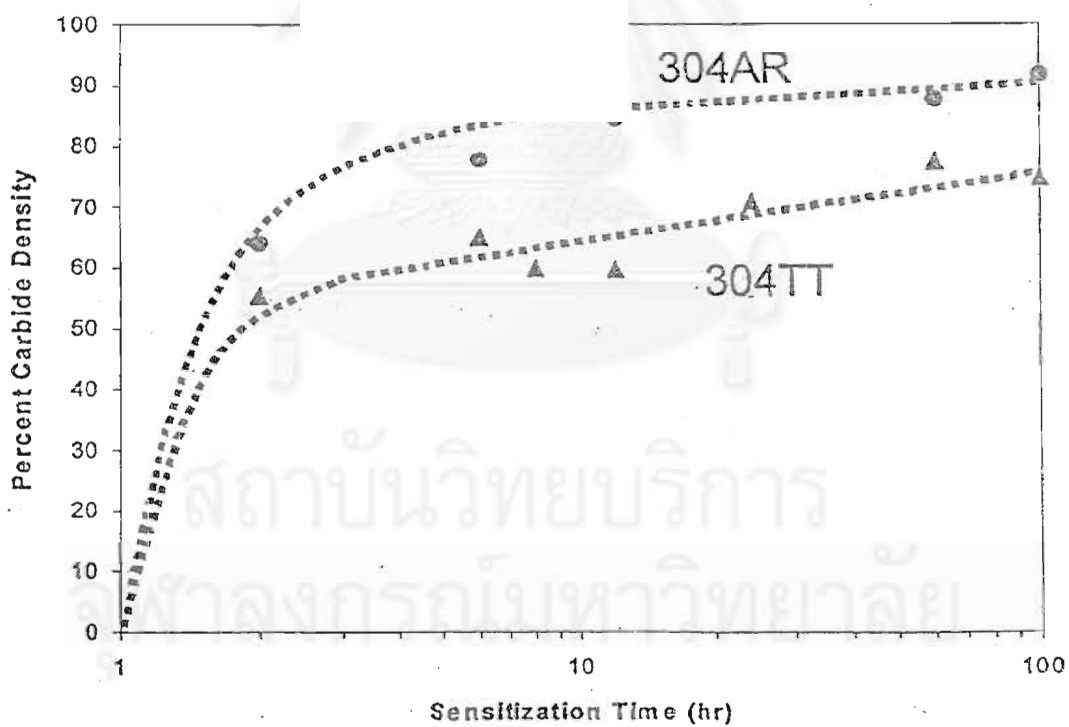
กระบวนการความร้อนเชิงกล(Thermomechanical Treatment, TT)ที่เรียกว่า Strain Annealing(SA) ที่ใช้ในงานวิจัยที่ผ่านมาเป็นกระบวนการปรับเปลี่ยนโครงสร้างขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่กล่าวมาแล้วข้างต้น มีผลทำให้เหล็กกล้าไร้สนิม 304 มีความต้านทานต่อการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน จากการศึกษาผลกระทบการปรับเปลี่ยนโครงสร้างขอบเกรนต่อการเซนซิไทซ์ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสในช่วงระยะเวลาต่างๆ โดยการใช้กรดออกซาลิกในการกัดผิว และนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เพื่อแสดงโครงสร้างของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน และศึกษาในเชิงปริมาณ ในรูปที่ 3.14 โครงข่ายของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนที่แตกต่างกันระหว่าง 304TT และ 304AR จะเห็นว่าโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนของ 304AR เป็นโครงข่ายที่ต่อเนื่อง ซึ่งต่างจาก 304TT อย่างเห็นได้ชัด ในรูปที่ 3.15 แสดงเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นคาร์ไบด์ตามฟังก์ชันระยะเวลาเซนซิไทซ์ชัน เห็นได้ชัดเจนว่า 304TT มีความต้านทานต่อการเซนซิไทซ์มากกว่า 304AR โดยเฉพาะที่ระยะเวลาเซนซิไทซ์ชันสูงขึ้น



(a) 304AR

(b) 304TT

รูปที่ 3.14 ปริมาณโครเมียมคาร์ไบด์ที่เซนซิไทเซชันที่ 650 องศาเซลเซียส
เป็นเวลา ๑ ชั่วโมง



รูปที่ 3.15 แสดงเปอร์เซ็นต์ความหนาแน่นของคาร์ไบด์ตามฟังก์ชันของระยะ
เวลาเซนซิไทเซชัน

บทที่ 4

วิธีการวิจัย

4.1 คำนำ

วัตถุประสงค์ของงานวิจัยเรื่องนี้เพื่อศึกษาและหาผลกระทบการปรับเปลี่ยนโครงข่ายขอบเกรนต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เนื่องจากงานวิจัยที่ผ่านมาของ ภัทริศา พุ่มพฤษย์ และกิตติศักดิ์ โกศลวรรณธนะ ได้ศึกษาปรับปรุงคุณสมบัติของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล (304TT) ทำให้ได้การกระจายตัวของขอบเกรนที่แตกต่างจาก 304AR เมื่อนำไปเซนซีไทเซชันในระยะเวลาเท่ากัน 304TT มีปริมาณโครเมียมคาร์ไบด์ที่เชื่อมต่อกันบริเวณขอบเกรนน้อยกว่า 304AR ซึ่งเป็นผลให้ทนต่อการกัดกร่อนบริเวณขอบเกรนได้ดีขึ้น ดังนั้นการทดสอบการคืบจึงทดสอบหาผลกระทบของการปรับเปลี่ยนโครงข่ายขอบเกรนและการเซนซีไทเซชันต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304

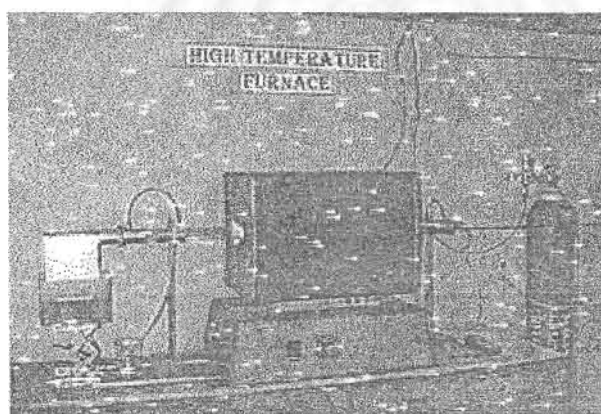
การทดสอบการคืบเป็นการวัดการเปลี่ยนรูปของวัสดุในรูปของความเครียดตามฟังก์ชันของเวลาที่อุณหภูมิและความเค้นหรือแรงดึงคงที่ ซึ่งการทดสอบการคืบในทางวิศวกรรมจะให้แรงดึงคงที่ ดังนั้นเมื่อพื้นที่หน้าตัดของชิ้นงานที่ทดสอบลดลง ทำให้ความเค้นเพิ่มขึ้นตลอดการเกิดความเครียดหรือการคืบของวัสดุจนกระทั่งเกิดการแตกร้าว(Creep Fracture) ข้อมูลต่างๆที่ได้จากการทดสอบการคืบบ่งบอกถึงคุณลักษณะการคืบของวัสดุ เช่น ช่วงเวลาของการแตกร้าว ความเครียดเนื่องจากการคืบ และอัตราการคืบในช่วงที่สอง เป็นต้น สำหรับการทดลองในงานวิจัยเรื่องนี้จะทำการทดสอบการแตกร้าวเนื่องจากการคืบโดยใช้แรงดึงคงที่ซึ่งจะกล่าวถึงในบทนี้ ทั้งการเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบการคืบ ขั้นตอนในการทดสอบการคืบ และขั้นตอนการเตรียมตัวอย่างสำหรับตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

ตารางที่ 4.1 สารประกอบทางเคมีของเหล็กกล้าไร้สนิม 304

ธาตุ	เหล็ก	คาร์บอน	โครเมียม	นิกเกิล	แมงกานีส
%น้ำหนัก	ส่วนที่เหลือ	0.044	19	8.9	1.65

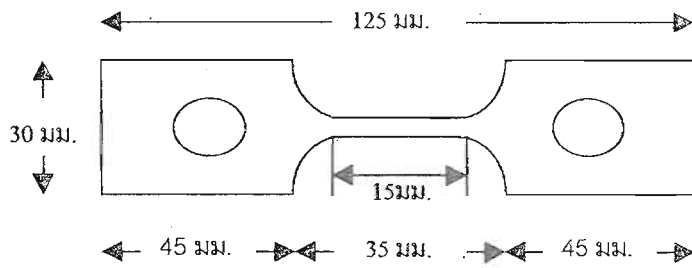
4.2 การเตรียมตัวอย่างสำหรับทดสอบการคืบ

เหล็กกล้าไร้สนิม 304(D189) แผ่นขนาด 1219.2x2438.4 มิลลิเมตร หนา 1.2 มิลลิเมตร ที่มาจากโรงงานของบริษัทไทยนีอ็อกซ์ สตีล จำกัด มีสารประกอบทางเคมีดังตารางที่ 4.1 มีขนาดเกรนเฉลี่ย 10 ไมโครเมตร เรียกว่า 304AR ซึ่งนำมาตัดเป็นสี่เหลี่ยมผืนผ้าขนาด 125x30 มิลลิเมตร สำหรับนำไปเตรียมตัวอย่างที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล โดยนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง แล้วนำไปผ่านเครื่องรีดเย็นให้ความเครียดลดลง 3 เปอร์เซ็นต์ ของความหนาของชิ้นงาน หลังจากนั้นนำไปให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 3 นาที ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการดังกล่าวเรียกว่า 304TT ซึ่งเดาที่ให้ความร้อนในการเตรียม 304TT เป็นเตาอุณหภูมิสูง (High Temperature Furnace) ซึ่งออกแบบให้มีการไหลผ่านของก๊าซไนโตรเจนบริสุทธิ์ (99.99 เปอร์เซ็นต์) ตลอดการเตรียมชิ้นงาน และทำให้ชิ้นงานเย็นตัวอย่างรวดเร็วในน้ำที่อุณหภูมิห้อง ดังแสดงในรูปที่ 4.1

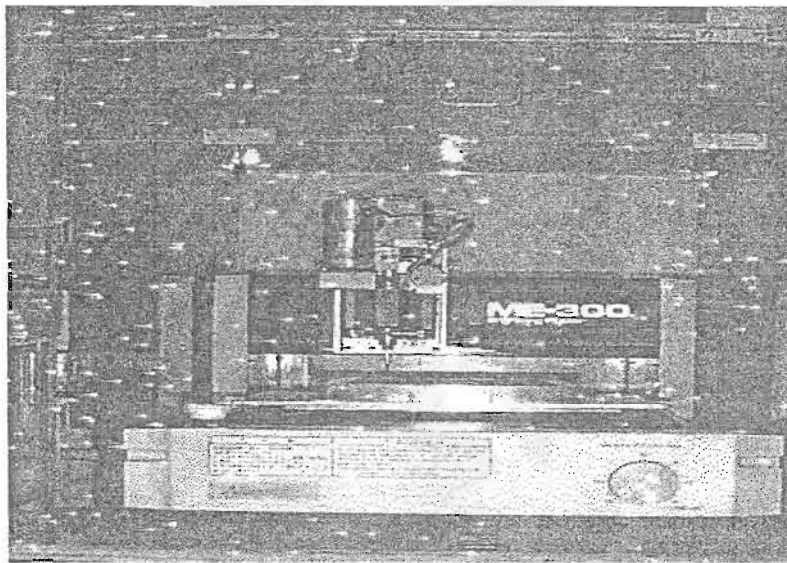


รูปที่ 4.1 เตาอุณหภูมิสูง(High Temperature Furnace)

ก่อนที่จะนำชิ้นงานทุกชิ้นไปทดสอบการคืบ จะต้องตัดชิ้นงานเป็นรูปคัมเบล ดังแสดงในรูปที่ 4.2 ซึ่งมีระยะวัด(Gauge length) 15 มิลลิเมตร และพื้นที่หน้าตัด(Cross-section area) 4.8 มิลลิเมตร² ขนาดดังกล่าวของชิ้นงานถูกออกแบบตามขีดจำกัดของเครื่องมือทดสอบและสภาวะเงื่อนไขในการทดสอบ ทั้งนี้ชิ้นงานจะตัดด้วยเครื่อง Engraving Plotter ME-300 (Mimaki) ดังแสดงในรูปที่ 4.3



รูปที่ 4.2 ชิ้นงานรูปคัมเบลสำหรับทดสอบการคืบ



รูปที่ 4.3 เครื่องตัดชิ้นงาน Engraving Plotter ME-300(Mimaki)

เพื่อศึกษาผลกระทบของการเซนซิไทซ์ต่อพฤติกรรมการคืบ ดังนั้น นำ 304TT และ 304AR ที่ตัดเป็นรูปคัมเบล มาผ่านการเซนซิไทซ์เป็นเวลา 24 64 100 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส โดยใช้เตาอุณหภูมิสูงตัวเดียวกับที่ใช้ในกระบวนการให้ความร้อนเชิงกลแต่จะไม่มีไหลผ่านของก๊าซไนโตรเจน

ชิ้นงานทุกชิ้นก่อนนำไปทดสอบการคืบต้องนำมาขัดผิวแบบเชิงกลด้วยกระดาษทรายเบอร์ 320 600 1000 1500 จนถึง 1 ไมโครเมตรของผงขัดเพชร เพื่อกำจัดจุดบกพร่องที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าเนื่องจากกระบวนการผลิตจากโรงงาน กระบวนการความร้อนเชิงกล และในขั้นตอนการตัดเป็นต้น เพื่อไม่ให้มีผลกระทบต่อพฤติกรรมการคืบของวัสดุ

4.3 การทดสอบการคืบแบบแรงดึงคงที่ (Constant Load Creep Testing)

เครื่องมือทดสอบการคืบถูกออกแบบสำหรับการทดสอบการคืบที่แรงดึงหรือน้ำหนักคงที่ โดยชิ้นงานได้รับน้ำหนักโดยตรงผ่านลวดวางน้ำหนักที่ยึดติดกับปลายแท่งดึง (Pull Rod) ชิ้นงาน ทั้งนี้ชิ้นงานจะแขวนติดกับแท่งดึงผ่านสลักอยู่ในท่ออลูมินา ซึ่งวางทะลุกึ่งกลางเตาที่สามารถให้อุณหภูมิกับชิ้นงานได้ถึงประมาณ 800 องศาเซลเซียส โดยมีแท่งซิลิกอนคาร์ไบด์เป็นตัวกั้นนิคความร้อนให้กับเตา และเทอร์โมคอปเปิล (Thermocouple) จะถูกใช้ในการวัดอุณหภูมิที่ชิ้นงานได้รับ โดยวางเทอร์โมคอปเปิลใกล้กับชิ้นงานในตำแหน่งกึ่งกลางระยะวัด นอกจากนี้ในการวัดการยืดยของชิ้นงานตามฟังก์ชันของเวลาจะใช้ตัวแปลงระยะยืดเป็นสัญญาณทางไฟฟ้า (Linear Variable Displacement Transducer, LVDT) วางยึดติดกับปลายแท่งเหล็กกล้าไร้สนิม 304 (304 Stainless Steel Reference Rod) ที่วางขนานกับชิ้นงานและแท่งดึงภายในท่ออลูมินา เพื่อหลีกเลี่ยงผลกระทบจากการยืดของแท่งดึงเนื่องจากอุณหภูมิ ทำให้ค่าที่ LVDT วัดได้เป็นค่าการยืดที่เกิดขึ้นเฉพาะในชิ้นงานอย่างเดียว ข้อมูลจาก LVDT และเทอร์โมคอปเปิล จะส่งผ่านเข้ามาเก็บไว้ในคอมพิวเตอร์โดยผ่านโปรแกรม LabView ทั้งหมดนี้จะแสดงในรูปที่ 4.4 และ 4.5

การทดสอบการคืบทำที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียสและแรงดึงคงที่ที่ความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสคาล ในสภาวะบรรยากาศปกติ โดยนำชิ้นงานแขวนยึดกับแท่งดึงผ่านสลักในสภาวะอุณหภูมิห้อง หลังจากนั้นเปิดเตาที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส แล้วเตาจะค่อยให้ความร้อนสูงขึ้นกับชิ้นงานจนคงที่ที่ 650 องศาเซลเซียส ภายในเวลา 30 นาที แล้วหลังจากนั้นอีก 1 ชั่วโมงจึงให้น้ำหนักกับชิ้นงาน ในการให้น้ำหนักกับชิ้นงานจะมีแม่แรงรองรับลวดวางน้ำหนัก แล้วค่อยๆ ปรับแม่แรงลงเพื่อให้ชิ้นงานค่อยๆ ได้รับน้ำหนัก การทดสอบการคืบจะทำจนกระทั่งชิ้นงานขาดหรือเกิดการแตกหัก ตามตารางที่ 4.2 จะได้ข้อมูลที่น่าสนใจ เช่น ความเครียดเนื่องจากการคืบ (Creep Strain) อัตราการคืบต่ำสุด (Minimum Creep Rate) และช่วงเวลาการแตกร้าว (Creep Fracture) ซึ่งเป็นข้อมูลที่บอกถึงคุณลักษณะของวัสดุแต่ละตัว

4.4 การเตรียมตัวอย่างสำหรับตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

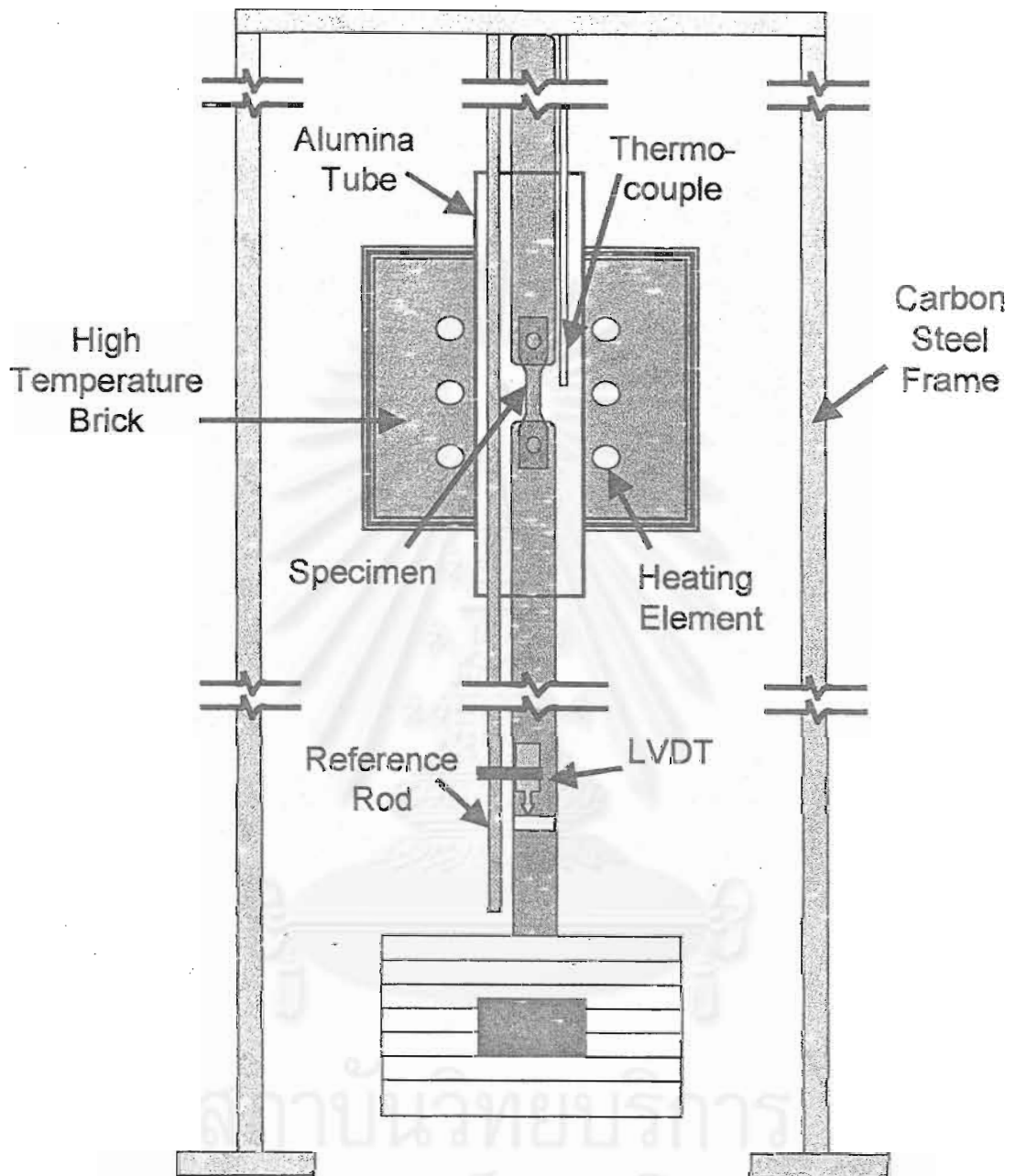
เมื่อชิ้นงานเกิดการแตกหักเนื่องจากการทดสอบการคืบ ทำให้เราได้ข้อมูลต่างๆ ที่กล่าวมาข้างต้น ซึ่งบอกได้แค่ความแตกต่างของวัสดุในเชิงตัวเลข แต่ไม่มีหลักฐานที่บอกและอธิบายถึงกลไกต่างๆ ที่เกิดขึ้นในวัสดุเนื่องจากการคืบ ดังนั้นการตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้าง

นำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบการคืบจนกระทั่งเกิดการแตกหักมาตัดห่างจากผิวหน้าตัดที่แตกหักประมาณ 1 เซนติเมตร แล้วนำไปตรวจสอบผิวหน้าตัดที่แตกหัก(Surface Fracture) ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เพื่อศึกษาลักษณะที่ว่าง(Void) ชนิดของการแตกร้าว เป็นต้น

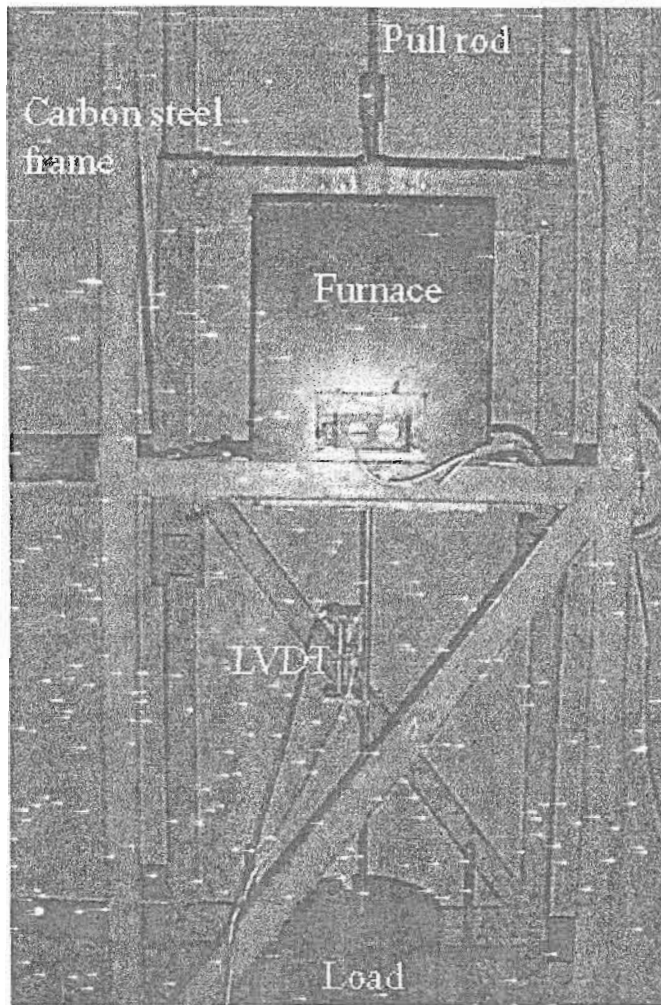
ส่วนของชิ้นงานอีกส่วนหนึ่งที่ผ่านการทดสอบการคืบจนกระทั่งเกิดการแตกหัก นำมาตัดห่างจากผิวหน้าตัดที่แตกหักประมาณ 1 เซนติเมตร แล้วนำไปขัดผิวด้วยกระดาษทรายเบอร์ 320, 600, 1000, 1500, และ 1 ไมโครเมตรของผงขัดเพชร เพื่อเอาผิวออกไซด์ออก หลังจากนั้นนำมาทำการกัดผิวทางเคมี (Chemical Etching) โดยใช้สารเคมี กรดไนตริก(HNO_3) 1 ส่วน กลีเซอรอล (Glycerol) 1 ส่วน และกรดไฮโดรคลอริก(HCl) 5 ส่วน แล้วนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เพื่อศึกษาลักษณะของโครเมียมคาร์ไบด์ ลักษณะการเปลี่ยนรูปของเกรน เป็นต้น

ตารางที่ 4.2 แสดงแผนงานการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสคาล

ตัวอย่าง	ระยะเวลา เซนซิไทเซชัน(ชั่วโมง)	คุณลักษณะการคืบ		
		ระยะเวลา ที่ชิ้นงานขาด	อัตราการคืบ ต่ำสุด	เปอร์เซ็นต์ความเครียด เนื่องจากการคืบ
304AR	0			
	24			
	64			
	100			
304TT	0			
	24			
	64			
	100			



รูปที่ 4.4 แผนภาพส่วนประกอบต่างๆของเครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบ



รูปที่ 4.5 เครื่องมือสำหรับทดสอบการคืบ

บทที่ 5

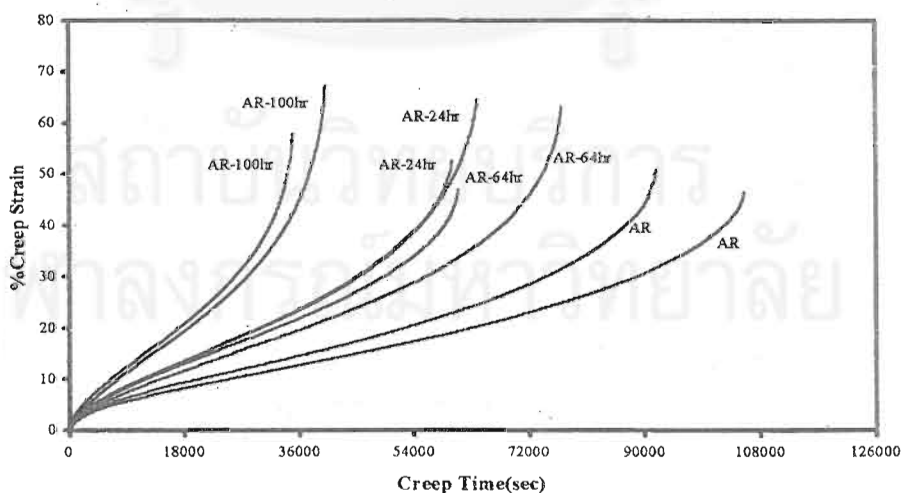
ผลการวิจัยและวิเคราะห์

5.1 คำนำ

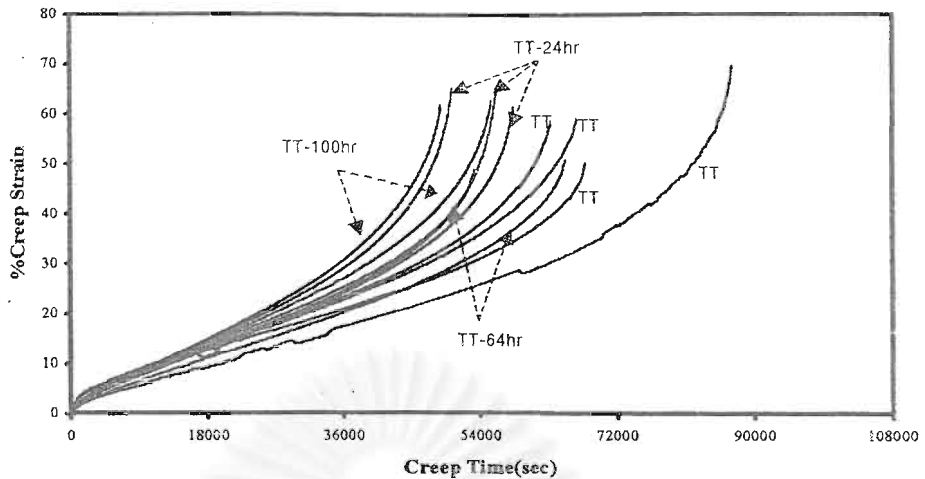
ในบทนี้จะกล่าวถึงผลจากการทดลองในบทที่ 4 วิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง โดยอธิบายถึงพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกลบนเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ไม่ผ่านกระบวนการเชิงกล(304AR) อธิบายผลจากรเซนซีไทเซชันต่อพฤติกรรมการคืบของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ทั้งสองแบบ ตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านการ

5.2 การทดสอบการคืบแบบแรงดึงหรือน้ำหนักคงที่

จากผลการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นเริ่มต้น 200 เมกะปาสคาล ได้เส้นโค้งการคืบ(Creep Curve)ของ 304AR และ 304TT ดังในรูปที่ 5.1 และ 5.2 แสดงเส้นโค้งการคืบของ 304AR และ 304TT ที่ช่วงระยะเวลาเซนซีไทเซชันต่างๆ คือ 0, 24, 64, 100 ชั่วโมง



รูปที่ 5.1 เส้นโค้งการคืบ (Creep Curve) ของ 304AR ที่ระยะเวลาเซนซีไทเซชัน 0, 24, 64, และ 100 ชั่วโมง ทดสอบที่ 650°C และ 200MPa



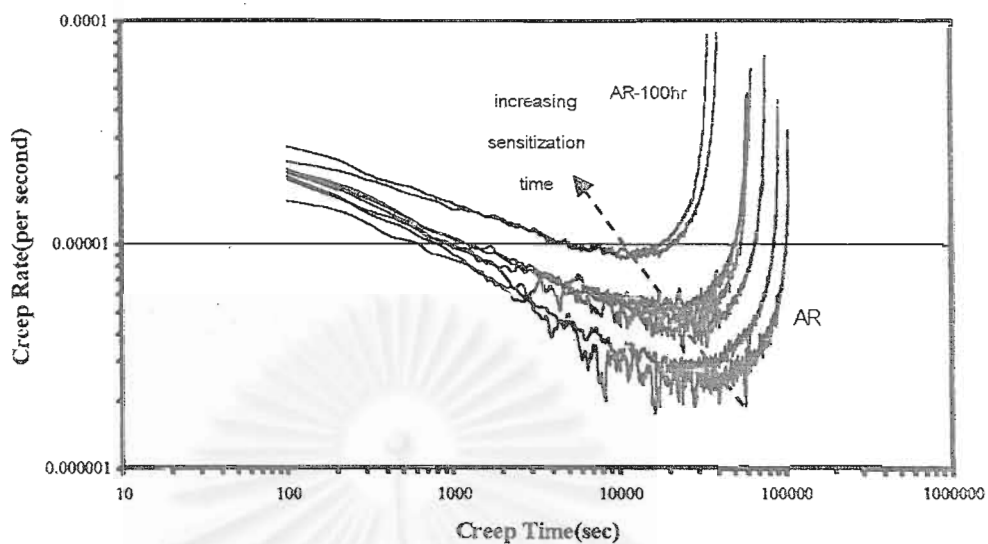
รูปที่ 5.2 เส้นโค้งการคืบ(Creep Curve)ของ 304TT ที่ระยะเวลาเซนซิไทเซชัน 0, 24, 64, และ 100 ชั่วโมง ทดสอบที่ 650°C และ 200MPa

ในการทดสอบการคืบแต่ละช่วงเวลาการเซนซิไทเซชันจะทำการทดสอบอย่างน้อยสองครั้งเพื่อให้ได้ผลที่ถูกต้องและเชื่อถือได้ จากรูปจะเห็นว่าเส้นโค้งทั้งหมดแสดงพฤติกรรมการคืบในช่วงที่หนึ่ง(Primary Creep Stage) ช่วงที่สอง(Secondary Creep Stage) ช่วงที่สาม(Tertiary Creep Stage) และกระทั่งชิ้นงานขาดหรือเกิดการแตกร้าวเนื่องจากการคืบ(Creep Fracture) จากเส้นโค้งการคืบในแต่ละเส้นสามารถบอกถึง ค่าอัตราการคืบต่ำสุด ระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน และความเครียดเนื่องจากการคืบ ดังตารางที่ 5.1 ลักษณะเส้นโค้งการคืบที่แตกต่างกันออกไปตามช่วงระยะเวลาเซนซิไทเซชันของ 304AR บอกถึงพฤติกรรมการคืบที่เปลี่ยนไป และทำให้ 304AR มีช่วงเวลาการแตกหักสั้นลงเมื่อช่วงระยะเวลาเซนซิไทเซชันนานขึ้น แต่ระยะเวลาเซนซิไทเซชันมีผลกระทบต่อพฤติกรรมการคืบของ 304TT น้อยมาก

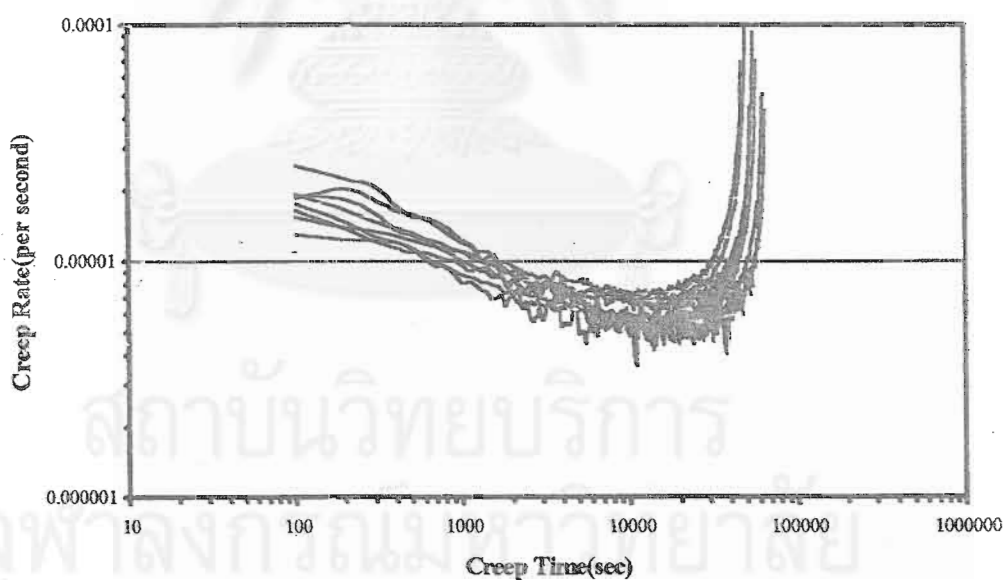
เมื่อสร้างกราฟระหว่าง log creep rate-log time ของ 304AR และ 304TT ดังแสดงในรูปที่ 5.3 และ 5.4 จะเห็นได้ชัดเจนว่า ช่วงระยะเวลาจนถึง 100 ชั่วโมงของการเซนซิไทเซชันไม่มีผลกระทบต่อพฤติกรรมการคืบของ 304TT คือ อัตราการคืบต่ำสุด และช่วงระยะเวลาการขาดของชิ้นงานไม่มีการเปลี่ยนแปลง ส่วนในกรณีของ 304AR มีอัตราการคืบต่ำสุดสูงขึ้น และช่วงเวลาการขาดของชิ้นงานสั้นลงเมื่อช่วงระยะเวลาเซนซิไทเซชันเพิ่มขึ้น

ตารางที่ 5.1 แสดงคุณลักษณะการคืบของ 304TT และ 304AR ที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และ ความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล

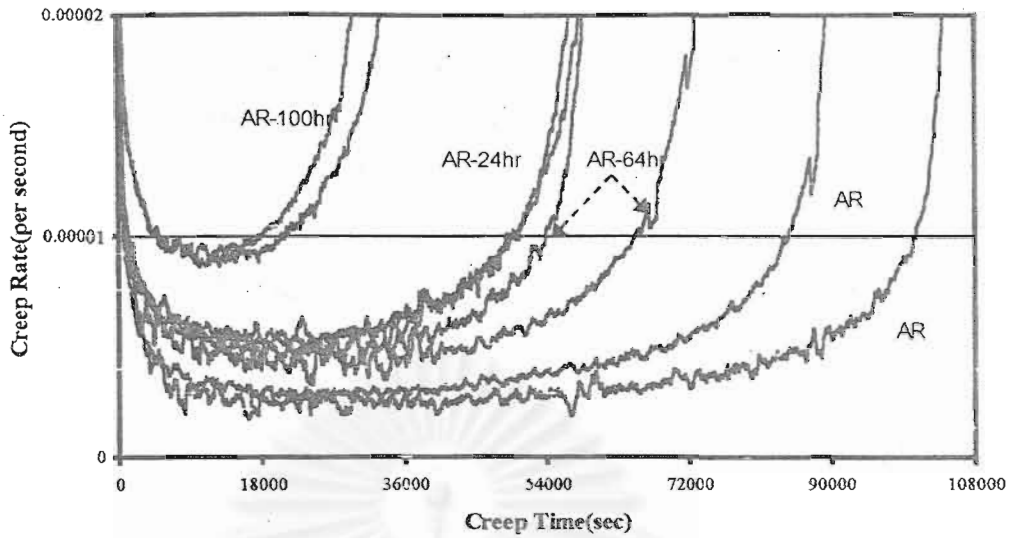
ตัวอย่าง	ระยะเวลา เซนซิไทเซชัน (ชั่วโมง)	คุณลักษณะการคืบ		
		ระยะเวลาที่ขึ้น งานขาด(ชั่วโมง)	อัตราการคืบ ต่ำสุด(ต่อวินาที)	เปอร์เซ็นต์ความเครียด เนื่องจากการคืบ
304TT	0	15.64	5.40×10^{-6}	65.41
	0	24.19	4.30×10^{-6}	69.70
	0	17.58	5.35×10^{-6}	58.53
	0	18.83	4.40×10^{-6}	50.20
	24	16.22	5.56×10^{-6}	59.02
	24	16.66	5.83×10^{-6}	61.39
	24	13.97	6.91×10^{-6}	65.20
	64	18.10	4.70×10^{-6}	50.69
	64	14.77	5.38×10^{-6}	48.89
	100	13.55	7.40×10^{-6}	61.81
	100	15.41	6.64×10^{-6}	62.65
304AR	0	25.51	2.90×10^{-6}	50.8
	0	29.30	2.50×10^{-6}	46.44
	24	17.77	5.50×10^{-6}	64.52
	24	16.66	5.27×10^{-6}	52.66
	64	16.88	4.80×10^{-6}	47.01
	64	21.41	4.40×10^{-6}	63.09
	100	9.75	9.29×10^{-6}	57.83
	100	11.19	8.98×10^{-6}	67.31



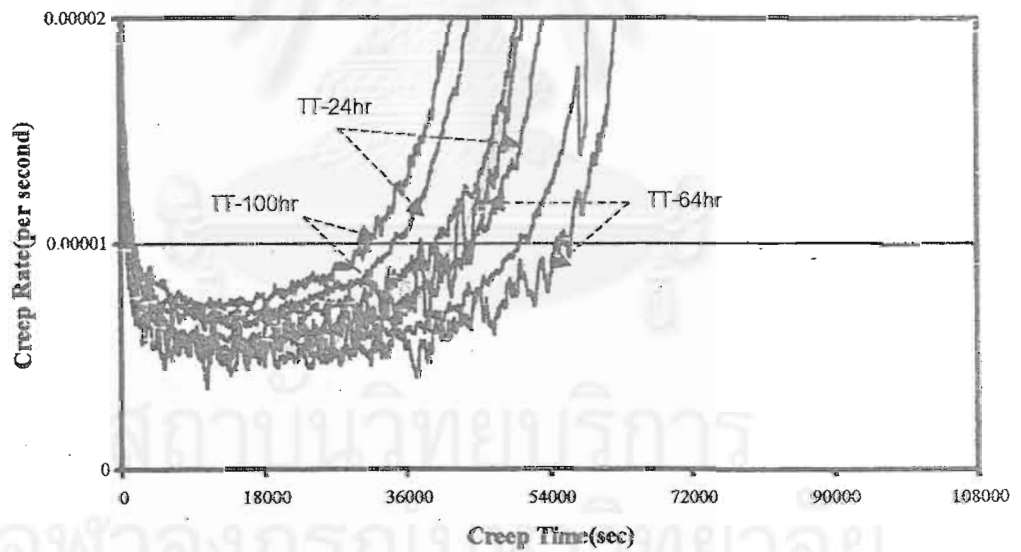
รูปที่ 5.3 เส้นโค้ง log-log ของอัตราการคืบกับเวลาของ 304AR ที่ระยะเวลา
เซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa



รูปที่ 5.4 เส้นโค้ง log-log ของอัตราการคืบกับเวลาของ 304TT ที่ระยะเวลา
เซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa



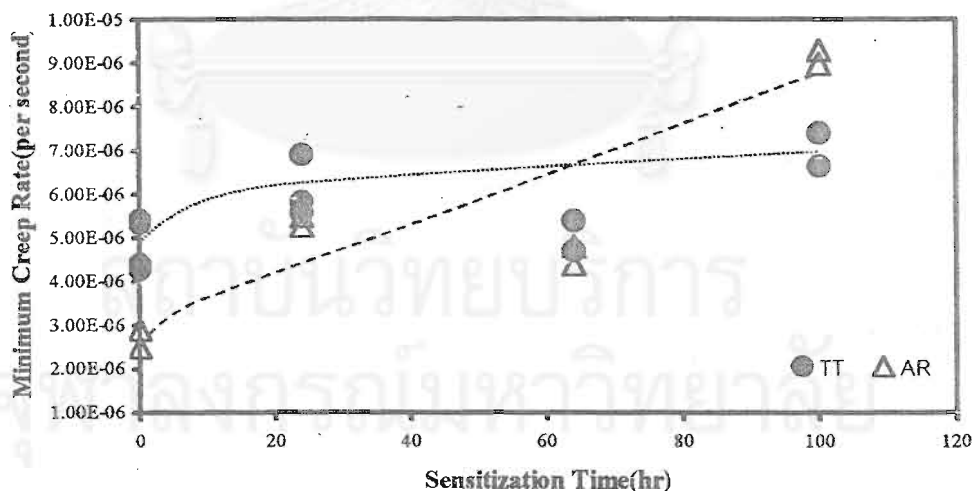
รูปที่ 5.5 เส้นโค้งอัตราครีปตามฟังก์ชันเวลาของ 304AR ที่ระยะเวลา
เซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa



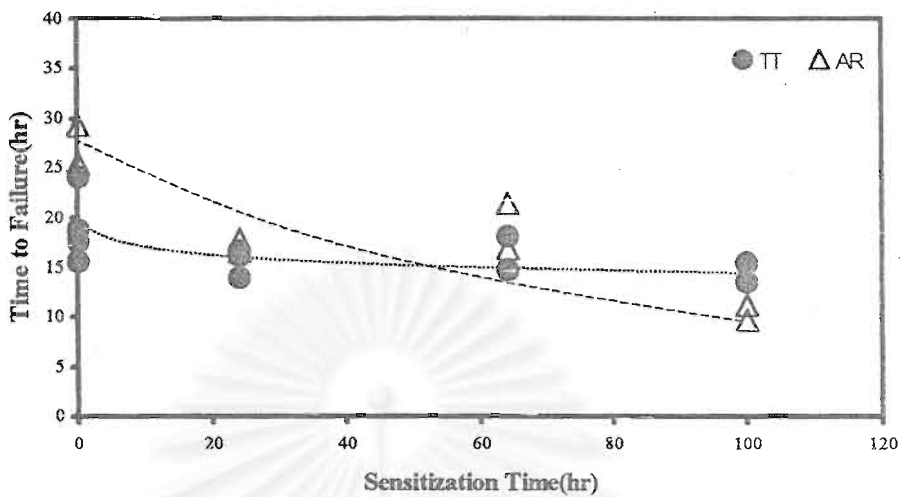
รูปที่ 5.6 เส้นโค้งอัตราครีปตามฟังก์ชันเวลาของ 304TT ที่ระยะเวลา
เซนซิไทเซชันต่างๆ ทดสอบการคืบที่ 650°C และ 200MPa

จากรูปที่ 5.5 และ 5.6 อัตราการคืบที่ลดลงในช่วงแรกตามฟังก์ชันของเวลาที่เพิ่มขึ้นในช่วง 10,000 วินาทีแรกของการคืบ(Creep Life) การคืบในช่วงที่สองมีการเปลี่ยนแปลงอัตราการคืบตามฟังก์ชันของเวลาน้อยมาก ซึ่งเวลาที่ใช้ในการคืบช่วงนี้ของ 304AR สั้นลงตามระยะเวลาเซนซิไทเซชัน แต่ 304TT มีผลน้อยมากจากระยะเวลาที่เซนซิไทเซชัน ส่วนในช่วงที่สามอัตราการคืบเพิ่มขึ้นตามฟังก์ชันของเวลา และความเครียดเนื่องจากการคืบของวัสดุส่วนใหญ่เกิดขึ้นในช่วงนี้ ทั้ง 304AR และ 304TT มีความเครียดเนื่องจากการคืบสูงอยู่ในช่วง 45-60 เปอร์เซ็นต์

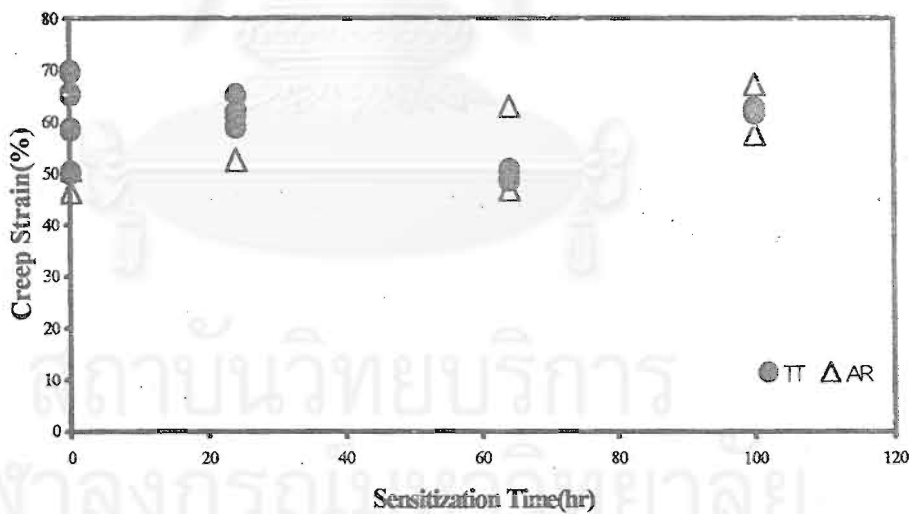
กราฟของอัตราการคืบต่ำสุด ช่วงระยะเวลาที่ขึ้นงานขาด และความเครียดทั้งหมดเนื่องจากการคืบของ 304AR และ 304TT ถูกสร้างกับฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน ในรูปที่ 5.7, 5.8, และ 5.9 เพื่อศึกษาผลกระทบของช่วงระยะเวลาเซนซิไทเซชันต่อพฤติกรรมการคืบ จากกราฟ อัตราการคืบต่ำสุดของ 304AR มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาเซนซิไทเซชัน ในขณะที่ 304TT มีแนวโน้มค่อนข้างจะคงที่ อย่างไรก็ตาม 304TT ที่ไม่ผ่านการเซนซิไทเซชันมีอัตราการคืบต่ำสุดสูงกว่า 304AR เล็กน้อย กราฟอัตราการคืบต่ำสุดจะสอดคล้องในทิศทางตรงข้ามกับระยะเวลาขึ้นงานขาด นั่นคือ อัตราการคืบต่ำสุดเพิ่มขึ้นที่ระยะเวลาขึ้นงานขาดสั้นลง แต่สำหรับกราฟความเครียดเนื่องจากการคืบจะไม่สัมพันธ์กับอัตราการคืบต่ำสุดและระยะที่ขึ้นงานขาด นอกจากนี้ข้อมูลที่ได้อ่อนข้างกระจัดกระจายไม่สามารถหาแนวโน้มได้



รูปที่ 5.7 เปรียบเทียบอัตราการคืบต่ำสุดตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน

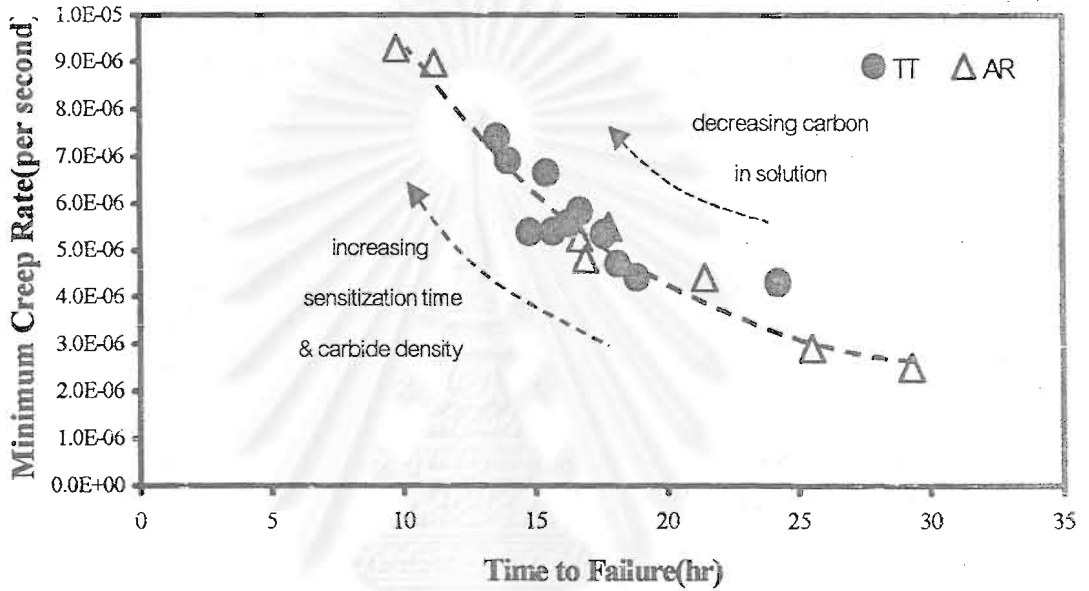


รูปที่ 5.8 เปรียบเทียบช่วงเวลากการขาดของชิ้นงานตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน



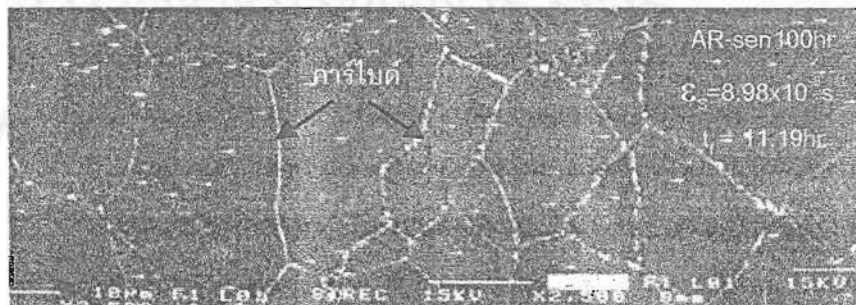
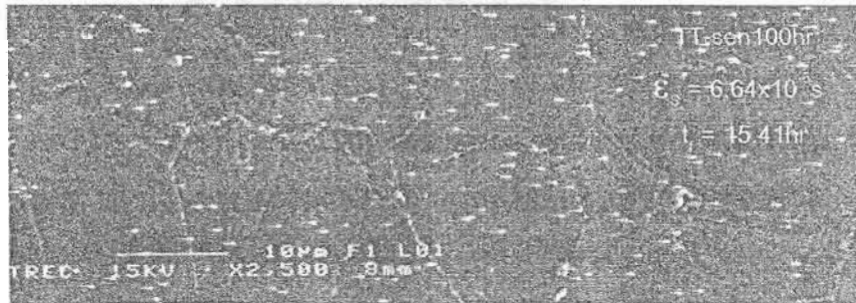
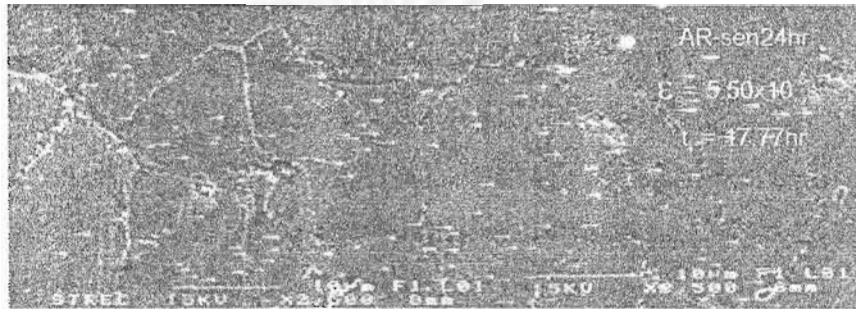
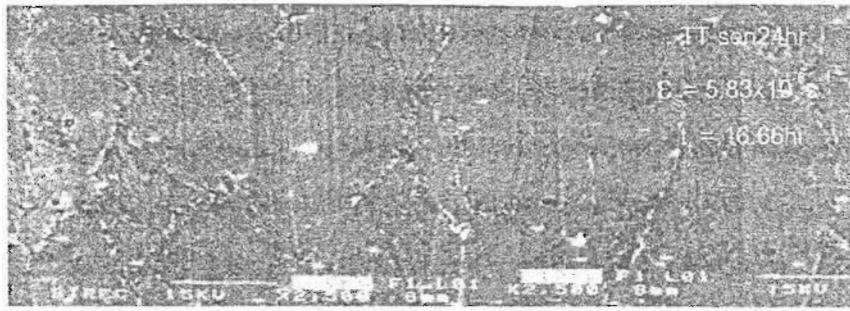
รูปที่ 5.9 เปรียบเทียบความเครียดเนื่องจากการคืบตามฟังก์ชันของระยะเวลาเซนซิไทเซชัน

จากความสอดคล้องกันระหว่างข้อมูลอัตราการคืบต่ำสุดและระยะเวลาที่ชิ้นงานขาดกับระยะเวลาที่เซนซิไทเซชัน สามารถนำมาสร้างกราฟหาความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการคืบต่ำสุดและระยะเวลาที่ชิ้นงานขาด ดังในรูปที่ 5.10 ซึ่งบอกถึงกระบวนการเปลี่ยนรูปและการขาดของชิ้นงาน จะเห็นว่า 304TT และ 304AR มีแนวโน้มในทิศทางเดียวกัน แสดงว่า 304AR และ 304TT มีกลไกเดียวกันในการเปลี่ยนรูปและการขาดของชิ้นงาน



รูปที่ 5.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการคืบต่ำสุดกับระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน

ดังที่กล่าวมาแล้วว่าระยะเวลาที่เซนซิไทเซชันจะสัมพันธ์กับอัตราการคืบต่ำสุดและระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของอัตราการคืบต่ำสุด และระยะเวลาการขาดของชิ้นงานที่ลดลงเมื่อระยะเวลาที่เซนซิไทเซชันเพิ่มขึ้น เป็นผลมาจากการแพร่ของคาร์บอนจับตัวกับโครเมียมเป็นโครเมียมคาร์ไบด์ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนเพิ่มขึ้น ดังในรูป 5.11 แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนสัมพันธ์กับอัตราการคืบต่ำสุดและระยะเวลาการขาดของชิ้นงาน จะเห็นว่า 304TT และ 304AR ที่ผ่านเซนซิไทเซชัน 24 ชั่วโมง อัตราการคืบต่ำสุดต่างกันน้อยมากที่ 5.50×10^{-6} ต่อวินาที และ 5.83×10^{-6} ต่อวินาที ตามลำดับ ทั้งนี้ปริมาณโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนของตัวอย่างทั้งสองแบบมีความหนาแน่นน้อยมาก แต่ 304AR ที่ผ่านเซนซิไทเซชัน 100 ชั่วโมง มีอัตราการคืบต่ำสุด 8.98×10^{-6} ต่อวินาที



รูปที่ 5.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนที่สัมพันธ์กับอัตราการค้าค่าสุดและระยะเวลาการขาคของชิ้นงาน

ซึ่งแตกต่างจากตัวอย่างทั้งสองอย่างเห็นได้ชัด และพบว่าโครเมียมคาร์ไบด์ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนอย่างหนาแน่น อย่างไรก็ตาม 304TT ที่เซนซิไทเซชันเป็นเวลา 100 ชั่วโมง มีความหนาแน่นของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนน้อยกว่า 304AR ที่เซนซิไทเซชันเป็นเวลา 100 ชั่วโมง เพราะมีความต้านทานต่อการเซนซิไทซ์สูงกว่า 304AR แต่มีความหนาแน่นของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนมากกว่า 304AR และ 304TT ที่เซนซิไทเซชัน 24 ชั่วโมง มีผลทำให้อัตราการคืบต่ำสุดมีค่า 6.64×10^{-6} ต่อวินาที ซึ่งค่าอัตราการคืบต่ำสุดที่เพิ่มขึ้นจะสอดคล้องกับระยะเวลาการขาดของชิ้นงานที่สั้นลง

ดังนั้นอัตราการคืบต่ำสุดของ 304TT ที่ไม่ผ่านเซนซิไทเซชันมีค่าสูงกว่า 304AR ที่ไม่ผ่านเซนซิไทเซชัน น่าจะเป็นผลจากโครเมียมคาร์ไบด์ที่ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนเนื่องจากกระบวนการความร้อนเชิงกลในขั้นตอนการให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส ทำให้ 304TT มีโครเมียมคาร์ไบด์ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนอยู่บ้างเล็กน้อย ในขณะที่ 304AR ที่ไม่ผ่านเซนซิไทเซชัน ไม่มีโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน

Abe ได้ทำการศึกษาดังผลกระทบบของคาร์ไบด์ต่ออัตราการคืบโดยใช้สมการ Diffusion-Controlled Growth ตามสมการ

$$y = y_0 \{1 - \exp[-(Kt)^n]\} \quad 5.1$$

y คือ ปริมาณการตกตะกอนของอะตอมที่ละลายที่เวลา t

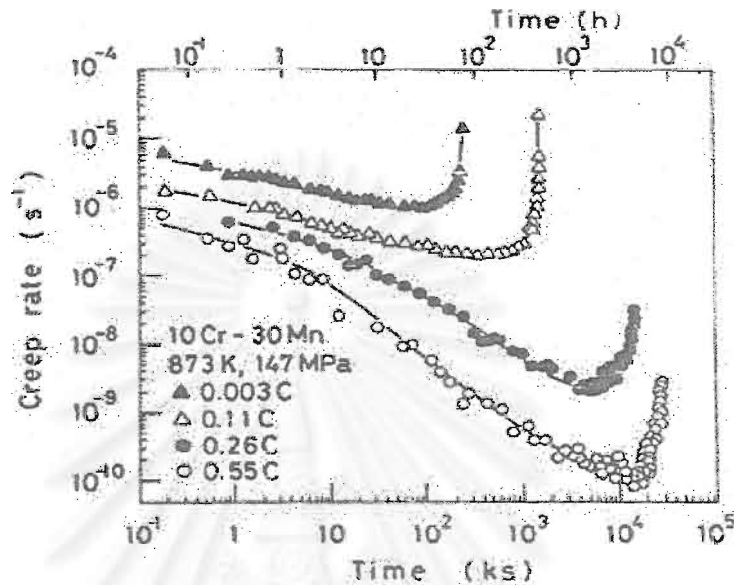
y_0 คือ ปริมาณอะตอมทั้งหมดในสารละลายที่สามารถตกตะกอนได้

K คือ ค่าคงที่ของอัตราการตกตะกอนของคาร์ไบด์

n คือ ค่ากำลังของเวลา (time exponent)

จากการคำนวณหาค่าคงที่ของอัตราการตกตะกอนของคาร์ไบด์ (K) ตามสมการ 5.1 ของ 304AR และ 304TT ซึ่งพิจารณาระยะเวลาเซนซิไทเซชันเป็นปัจจัยหลัก โดยให้ y/y_0 เท่ากับ สัดส่วนความหนาแน่นของคาร์ไบด์ในรูปที่ 3.15 คือ 0.9 สำหรับ 304AR และ 0.7 สำหรับ 304TT t เท่ากับระยะเวลาที่เซนซิไทเซชัน และ n เท่ากับ 1/3 พบว่า ค่า K ของ 304AR และ 304TT แตกต่างกันเป็น 3.38×10^{-5} ต่อวินาที และ 4.85×10^{-6} ต่อวินาที ตามลำดับ นั่นบ่งบอกถึง 304TT มีอัตราการตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนต่ำกว่า 304AR ทำให้ปริมาณการตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนที่ระยะเวลาเซนซิไทเซชันเท่ากันของ 304TT น้อยกว่า 304AR ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองที่กล่าวมาแล้วข้างต้น ทั้งนี้จากการศึกษาของ J.Hc เสนอว่า การตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรน ทำให้ปริมาณคาร์บอนที่ละลายอยู่ในผลึกลดลง ส่งผลให้ระยะเวลาการแตกหักสั้นลง นอกจากนี้ Abe พบว่าปริมาณคาร์บอนที่ละลายในผลึกของ 10โครเมียม-30แมงกานีส หายไปทำให้ค่าคงที่ของผลึกเกิดการเปลี่ยนแปลงมีผลให้เกรนเกิดการเปลี่ยนรูป แต่ถ้าหากปริมาณคาร์บอนที่

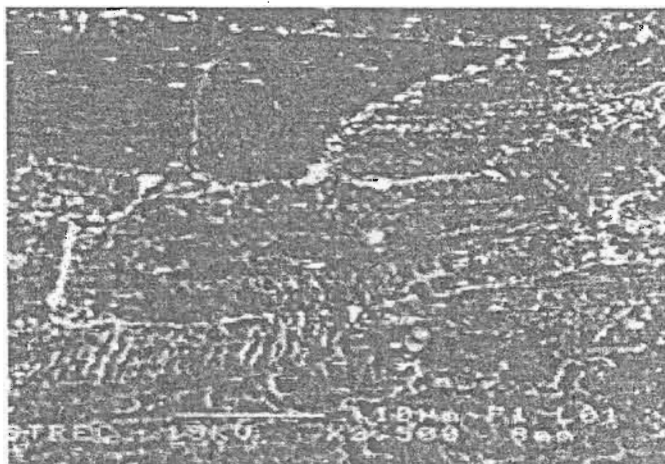
ละลายในผลึกเพิ่มขึ้นจะทำให้อัตราการคืบต่ำสุดลดลงดังในรูปที่ 5.12 เช่นเดียวกับการศึกษาของ Swandeman และคณะ แสดงให้เห็นว่า ปริมาณคาร์บอนที่เพิ่มขึ้นในเหล็กกล้าไร้สนิม 308 นำไปสู่ความต้านทานต่อการแตกหักเนื่องจากการคืบเพิ่มขึ้น



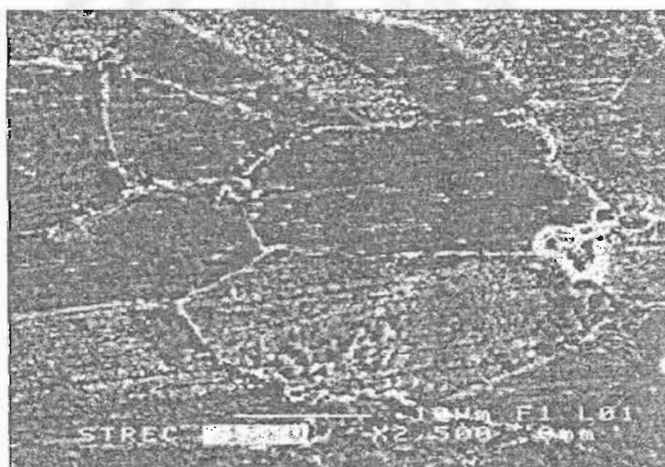
รูปที่ 5.12 เปรียบเทียบเส้นโค้งการคืบของ 10Cr-30Mn ที่ปริมาณคาร์บอนต่าง ๆ [9]

ดังนั้นการตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนใน 304AR และ 304TT น่าจะมีผลทำให้ปริมาณคาร์บอนในผลึกลดลง สำหรับคาร์บอนในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 เป็นอะตอมที่แทรกอยู่ในผลึก ทำให้เกิดการอัดแน่นของอะตอมในผลึก ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ส่งผลให้ผลึกมีความแข็งแรง ดังนั้นหากผลึกสูญเสียคาร์บอนไปผลึกจะมีความแข็งแรงลดลง โดยดิสโลเคชันจะเคลื่อนที่และผลึกเกิดการเปลี่ยนรูปได้ง่ายขึ้น นำไปสู่การขีดของเกรนในทิศของแรงดึงดังในรูป 5.13 และเกิดการแตกร้าวแบบผ่านเกรนในที่สุดที่ความเค้นสูงและช่วงเวลาการขาดของชิ้นงานสั้นดังในรูปที่ 5.14

นอกจากนี้เชื่อว่าการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนจะช่วยยับยั้งการเลื่อนของขอบเกรน ทำให้ขอบเกรนมีความความแข็งแรงขึ้น จากการศึกษาของ J.He และคณะ พบว่าการตกตะกอนของคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนแบบต่อเนื่องจะช่วยยับยั้งการเลื่อนของขอบเกรนได้ดีกว่าขอบเกรนที่การตกตะกอนของคาร์ไบด์แบบไม่ต่อเนื่อง

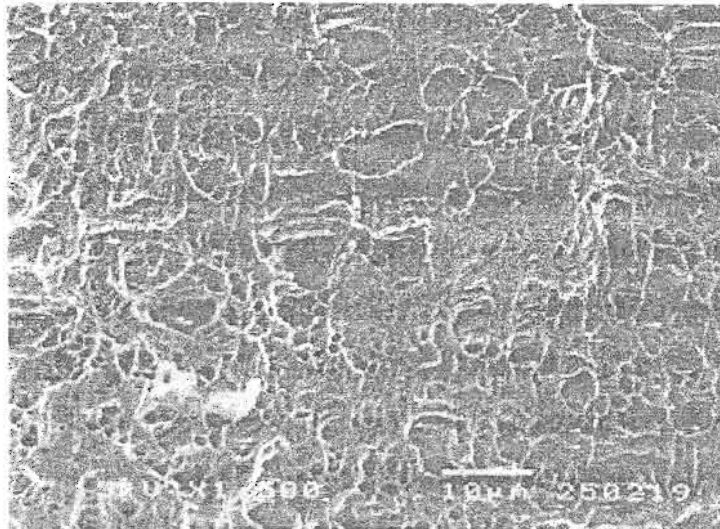


(a) 304TT

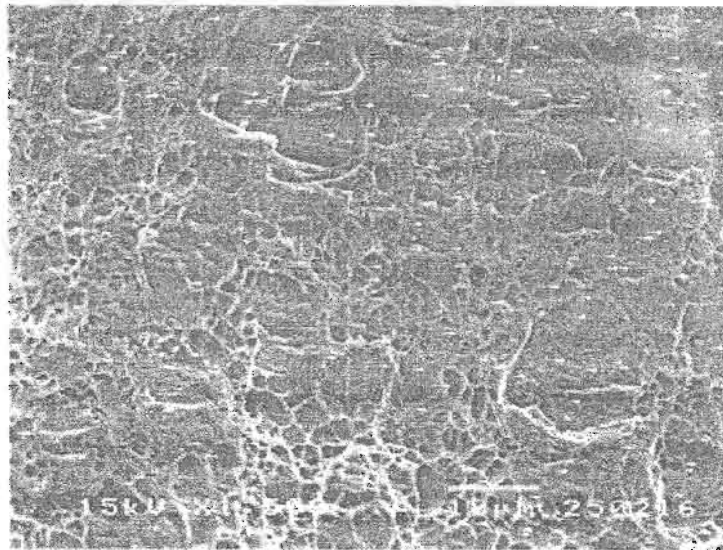


(b) 304AR

รูปที่ 5.13 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของตัวอย่างที่ไม่เหนียว
 เซชันแสดงการเปลี่ยนรูปที่เกิดขึ้นในเกรนนำไปสู่การยึดของ
 เกรนของตัวอย่างที่ผ่านการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 องศา
 เซลเซียส และ ความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล



(a) 304TT



(b) 304AR

รูปที่ 5.14 ภาพถ่ายผิวการแตกหักจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของตัวอย่างที่เซนซิไทเซชัน 100 ชั่วโมง และผ่านการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส และความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล

5.3 สรุป

การปรับเปลี่ยนโครงสร้างขอบเกรนด้วยกระบวนการความร้อนเชิงกลทำให้ 304TT มีความต้านทานต่อการเหนียวที่อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส สูงกว่า 304AR และจากผลการทดสอบการคืบที่แรงดึงคงที่ที่ความเค้นเริ่มต้น 200 เมกกะปาสกาล อุณหภูมิ 650 องศาเซลเซียส 304TT มีพฤติกรรมการคืบไวต่อการเหนียวที่เพิ่มขึ้นน้อยมาก ขณะที่การเหนียวที่เพิ่มขึ้นทำให้ 304AR มีความต้านทานการคืบลดลง นั่นคือ อัตราการคืบต่ำสุดเพิ่มขึ้นและช่วงเวลาการขาดของชิ้นงานสั้นลงตามระยะเวลาการเหนียวที่เพิ่มขึ้น ซึ่งสัมพันธ์กับปริมาณโครเมียมคาร์ไบด์บริเวณขอบเกรนที่เพิ่มขึ้นด้วย การไบต์ที่ตกตะกอนบริเวณขอบเกรนจะยับยั้งการเคลื่อนของขอบเกรน ทำให้การเปลี่ยนรูปบริเวณขอบเกรนเกิดขึ้นได้ยาก การเปลี่ยนรูปส่วนใหญ่จึงเกิดขึ้นในเกรน เนื่องจากคาร์บอนในผลึกที่หายไปทำให้ความแข็งแรงของเกรนลดลงและดิสโลเคชันในผลึกเคลื่อนที่ได้ง่าย ดังจะเห็นการขีดของเกรนหลังผ่านทดสอบการคืบจากภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน นำไปสู่การแตกแบบผ่านเกรน (Transgranular Creep Fracture) ที่ความเค้นสูงและช่วงเวลาการขาดของชิ้นงานสั้น ทั้งนี้ 304AR ที่ผ่านการเหนียวที่ 650 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง อัตราการคืบต่ำสุดเพิ่มขึ้น 3 เท่า

จากผลการทดสอบการคืบแสดงให้เห็นว่าการปรับปรุงคุณสมบัติการคืบในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 สามารถทำได้โดยการปรับเปลี่ยนโครงสร้างขอบเกรนผ่านขั้นตอนง่ายๆของกระบวนการความร้อนเชิงกล

5.4 ข้อเสนอแนะ

พฤติกรรมการณ์คืบขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและความเค้น ที่อุณหภูมิและความเค้นต่าง ๆ วัสดุจะแสดงพฤติกรรมที่แตกต่างกันออกไป เช่น ที่อุณหภูมิต่ำความเค้นต่ำการคืบที่เกิดขึ้นเนื่องจากการแพร่บริเวณขอบเกรน หรือที่อุณหภูมิสูงความเค้นต่ำการคืบที่เกิดขึ้นเนื่องจากการแพร่ในผลึก ซึ่งเป็นสิ่งที่น่าสนใจ ทั้งนี้ลักษณะการไบต์ที่แตกต่างกันมีผลต่อพฤติกรรมการณ์คืบเช่นกัน ซึ่งต้องใช้ Transmission Electron Microscope (TEM) ในการตรวจสอบวิเคราะห์

รายการอ้างอิง

1. Y.K Oh, G.S Kim and J.E Indacochea. Creep Rupture Behavior due to Molybdenum Rich M_3C Carbide in 1.0Cr-1.0Mo-0.25V Baitic Steel Weldment. Scripta Materialia 41(1999) : 7-12.
2. T. Sourmail. Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steel. Materials Science and Technology 17(2001) :1-14.
3. S.R Orther and V. Randle. A Study of the Relation between Grain Boundary Type and Sensitization in a Partially-Sensitized AISI 304 Stainless Steel Using Electron Backring Patterns. Scripta Metallurgica 23(1989) : 1903-1908.

and L.E Murr. Effect of Carbon Content, Deformation, and Interfacial Energetics on the Precipitation and Corrosion Sensitization in 304 Stainless Steel. Acta Metallurgica 47(1999) :235-245.
5. W.A Swiatnicki and M.W Grabsiky. Effect of Carbon and Chromium on Grainboundary Properties in Austenitic Steels. Acta Metallurgica 5(1986) : 817-822.
6. V.K Sikka, R.W Swindeman and C.R Brinkman. Twin-Boundary Cavitation during Creep in Aged Type 304 Stainless Steel. Metallurgical Transactions A 8A(1977) : 1117-1129.
7. R.W Swindeman, V.K Sikka and R.L Klueh. Residual and Trace Element Effect on the High-Temperature Creep Strength of Austenitic Stainless Steel. Metallurgical Transaction A 14A(1983) : 581-593.
8. H.J Kestenbach. On the Effect of Carbide Precipitation during Creep of 304 and 316 Type Stainless steel. Metallurgical Transactions A 19A(1988) : 387-389.
9. Fujio Abe. Creep and Creep Rate Curves of a 10Cr-30Mn Austenitic Steel during Carbide Precipitation. Metallurgical and Materials Transaction A 26A(1997) : 2237-2245.

10. Y. Zhou, K.T Aust, U. Erb and G. Palumbo. Effect of Grain boundary Structure on Carbide Precipitation in 304L Stainless Steel. Scripta Materialia 45(2001) : 49-54.
11. Piyaporn Sinsrok. Effect of Recrystallization and Grain Growth on the Formation of Annealing Twin in the 304 Stainless Steel. Master's Thesis, Nuclear Technology Department of Nuclear Technology, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, 1999.
12. Visit Thaveeprunhsriporn and Gary S. Was. The Role of Coincidence-Site-Lattice Boundries in Creep of Ni-16Cr-9Fe at 360°C. Metallurgical and Material Transaction A 28A(1997) : 2101-2111.
13. N. Shinya, H. Tannaka and S. Yokoi. Creep Fracture of Types 304 and 316 Stainless Steel.
14. R.W Hertzberg. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 4th ed. New York : John Wiley & Sons, 1996.
15. H.E Evans. Mechanism of Creep Fracture. London and NewYork : Elsevier Applied Science Publishers, 1984.
16. W.D Nix. Mechanisms and Controlling Factors in Creep Fracture. Material Science and Engineering A103(1988) : 103-110.
17. J. He, G. Han, S. Fukuyama and K. Yokogawa. Influence of Carbide on Intergranular Creep Rupture of type 304 Stainless Steel. Material Science and Technology 14(1998) : 1249-1256.
18. I-W. Chen and A.S Argon. Creep Cavitation in 304 Stainless Steel. Acta Metallurgica 29 (1981) : 1321-1333.

19. J. Don and S. Majumdar. Creep Cavitation and Grain boundary Structure in Type 304 Stainless Steel. Acta Metallurgica 34(1986) : 961-967.
20. Tadao Watanabe. Grain Boundary Design and Control for High Temperature Materials. Materials Science and Engineering A166(1993) : 11-28.
21. V.A Biss and V.K Silka. Metallographic Study of Type 304 Stainless Steel Long-Term Creep-Rupture Specimen. Metallurgical Transaction A 12A(1981) : 1360-1362.
22. R.W Evans and B. Wilshire. Introduction to Creep. London : The Institute of Materials, 1993.
23. Metal Handbook. Mechanical Testing. 9th ed. United State of America : America Society for Metals, 1985.
24. Ravindra K. Bhargava., John Moteff and Robert W. Swindeman. The Dislocation Substructure, Carbides and the Deformation Mechanism Map for AISI 304 Stainless Steel. Metallurgical Transactions A 7A(1976) : 879-884.
25. S. Takeuchi and A.S Argon. Steady-State Creep of Single-Phase Crystalline Matter at High Temperature. Journal of Applied physics 34(1963) : 1679-1682.
26. Conyers Herrinf. Diffusional Viscosity of a poly crystalline solid. Journal of Applied Physics 21(1950) : 437-445.
27. R.L Coble. A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials. Journal of Applied Physics 34(1963) : 1679-1682.
28. R.J Field, T. Weerasooriya, and M.F. Ashby. Fracture-Mechanism in Pure Iron, Two Austenitic Steel, and one Ferritic Steel. Metallurgical Transaction A 11A(1980) : 333-347.

29. M.F Ashby, C. Gandhi and D.M.R Taplin. Fracture-Mechanism Maps and Their Construction for F.C.C Metals and Alloy. Acta Metallurgica 27(1979) : 699-729.
30. CRC Series in Material Science and Technology. The Quantitative Description of the Microstructure of Materials. London : CRC Press.
31. Vladimir Novikov. Grain Growth and Control of Microstructure and Texture in Polycrystalline Materials. United State of America : CRC Press, 1997.
32. Valeric Randle and Olaf Engler. Introduction to Texture Analysis Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping. Netherlands : Gordon and Breach Science Publisher, 2002.
33. Valerie Randle. Crystallography Characterization of Planes in the Scanning Electron Microscopy. Material Characterization 34(1995) : 29-34.
34. Valerie Randle. Methodology for Grain Boundary Plane Assessment by Single-Section Trace Analysis. Scripta Materialia 44(2001) : 2789-2794.
35. V.Randle. Mechanism of Twinning-Induced Grain Boundary Engineering in Low Stacking-Fault Energy Materials. Acta Mater 47(1999) : 4187-4196.
36. V.Randle. The Effect of Thermomechanical Processing on Interfacial Crystallography in Metals. Materials Science Forum 294-296(1999) : 51-58.
37. Adam J. Schwartz and Wayne E. King. The Potential Engineering Grain Boundaries through Thermomechanical Processing. JOM 50(1998) : 50-55.
38. P.Davies and V. Randle, work in progress.
39. W.E King and A.J Schwartz. Scripta Metallurgicaet Materialia 38(1998) : 449.

40. C.B Thomson and V. Randle. Fine Tuning at $\Sigma 3^n$ Boundaries in Nickel. Acta Mater 45(1997) : 4909-4916.
41. V.Thveeprungsriporn, P. Sinsork and D. Thong-Aram. Effect of Iterative Strain Annealing on Grain Boundary Network of 304 Stainless Steel. Scripta Metallurgica et Materialia 44 (2001) : 67-71.
42. กัทริศา พุ่มพฤษย์. การเกิดเซชันไทเทเนียมของเหล็กกล้าไร้สนิม 304 ที่ผ่านกระบวนการความร้อนเชิงกล. วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต ภาคศึกษานิวเคลียร์เทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2544.
43. กิตติศักดิ์ โกศลวรรณชนะ. ผลของกระบวนการความร้อนเชิงกลต่อการกัดกร่อนบริเวณขอบเกรนของเหล็กกล้าไร้สนิม 304. วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต ภาคศึกษานิวเคลียร์เทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2544.



สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวนริศรา ลำอังกาย เกิดวันที่ 3 กันยายน พ.ศ. 2519 ที่อำเภอตำบับ จังหวัดกระบี่ สำเร็จการศึกษาปริญญาตรีวิทยาศาสตร์บัณฑิต สาขาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ในปีการศึกษา 2541 และเข้าศึกษาต่อในหลักสูตรวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขานิวเคลียร์เทคโนโลยี ที่จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เมื่อ พ.ศ. 2542



จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย