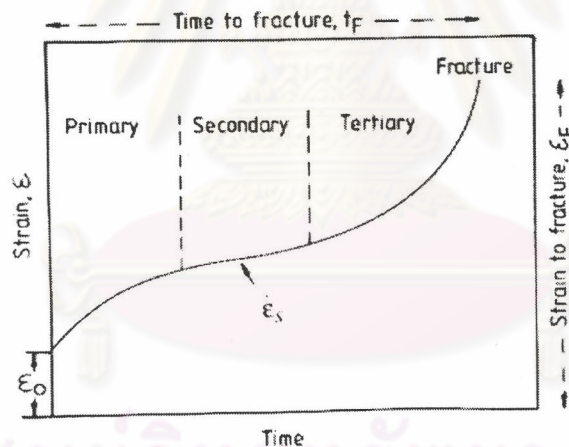


บทที่ 2

ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคกับกลไกการคืบของวัสดุ

2.1 คำนำ

การคืบเป็นปรากฏการณ์ที่เกิดกับวัสดุและจะแสดงผลให้เห็นอย่างชัดเจนที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า 0.4 เท่าของอุณหภูมิจุดหลอมเหลว) ปรากฏการณ์การคืบนั้นสามารถแบ่งออกเป็นช่วงต่างๆ ได้ดังนี้ คือ ช่วงแรก (primary state) เป็นช่วงแรกที่เกิดการคืบหลังจากถูกแรงภายนอกมากระทำ อัตราการคืบช่วงแรกนี้จะลดลงจนเริ่มคงที่ ณ ค่าหนึ่ง ช่วงที่อัตราการคืบคงที่นี้เรียกว่า ช่วงที่สอง (secondary state) หรือ ช่วงเสถียร (steady state) และหลังจากช่วงนี้ไปอัตราการคืบจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วและทำให้วัสดุขาดในที่สุด ช่วงสุดท้ายนี้เรียกว่าช่วงที่สาม (tertiary state) รูปที่ 2.1 แสดงให้เห็นถึงลักษณะของการคืบที่ช่วงต่างๆ ณ อุณหภูมิสูง [5]



รูปที่ 2.1 แสดงถึงลักษณะของการคืบที่อุณหภูมิสูง

โดยปกติแล้วการออกแบบทางวิศวกรรมจะใช้อัตราการคืบในช่วงที่สองมาคำนวณและออกแบบวัสดุ เนื่องจากอัตราการคืบช่วงนี้บอกถึงอายุของการคืบของวัสดุ (creep life of material) เมื่อพิจารณาการคืบช่วงที่สองพบว่าอัตราการคืบจะขึ้นกับตัวแปรสำคัญคือ ความเค้น (stress, σ) , อุณหภูมิ (temperature, T) เวลา (time, t) และ โครงสร้างจุลภาคของวัสดุ (microstructure, S) ซึ่งสามารถเขียนเป็นฟังก์ชันแสดงความสัมพันธ์ได้ดังนี้

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, t, S)$$

$$\text{หรือ} \quad \dot{\epsilon} = u(\sigma) \cdot v(T) \cdot g(t) \cdot h(S) \quad 2.2$$

ถ้าพิจารณาการคืบช่วง steady state จะพบว่าอัตราการคืบมีค่าเกือบคงที่ตลอดช่วงเวลาดังนั้นจึงถือว่าอัตราการคืบในช่วงนี้ไม่ขึ้นกับเวลา และถ้าไม่พิจารณาโครงสร้างจุลภาคแล้วจะสามารถเขียนสมการอัตราการคืบช่วง steady state ได้ดังนี้

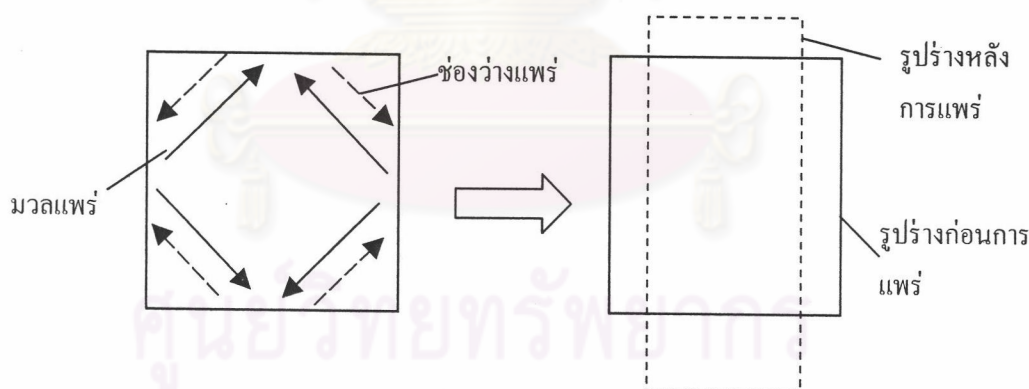
$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^n \exp(-Q_c/KT) \quad 2.3$$

ความสัมพันธ์ดังกล่าวข้างต้นนี้เรียกว่า power law creep โดยค่า n คือ stress exponent ซึ่งจะแปรผันตามค่าของความเค้นที่ให้ และ Q_c คือ activation energy ซึ่งขึ้นอยู่กับคุณสมบัติของการแพร่ของอะตอมของวัสดุระหว่างการคืบ

2.2 ชนิดของการคืบ

รูปแบบของการคืบนั้นสามารถแบ่งได้ตามกลไกที่ต่างกันคือ การคืบเนื่องจากการแพร่ของช่องว่างและมวลภายในวัสดุหรือเรียกว่า diffusional flow creep และการคืบเนื่องจากการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันหรือเรียกว่า dislocation creep

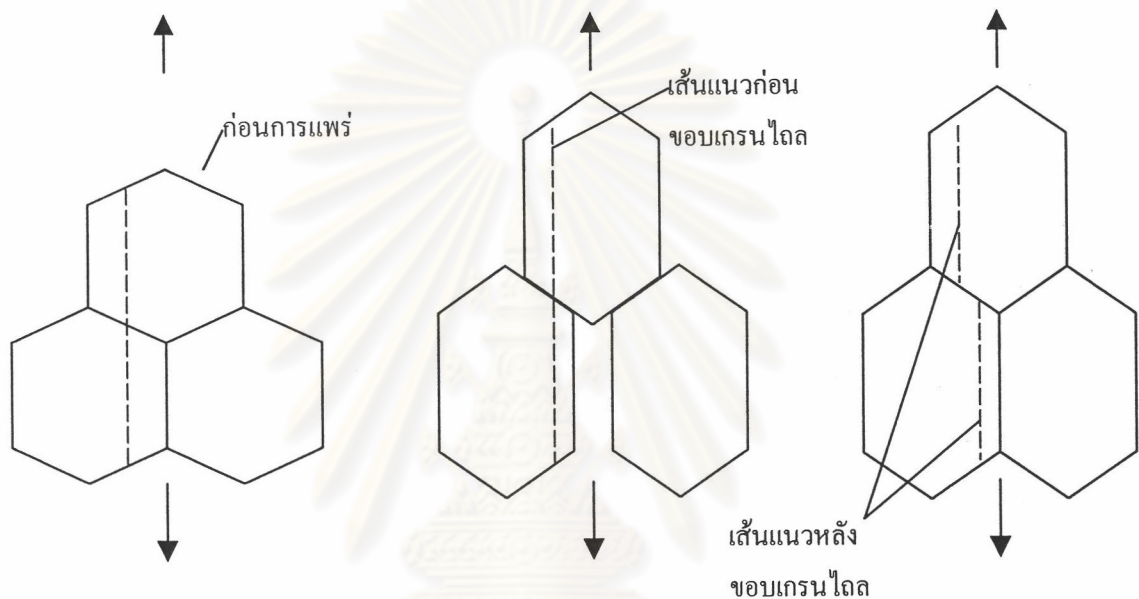
2.2.1 Diffusional flow creep



รูปที่ 2.2 การแพร่ของมวลและช่องว่างขณะคืบ

Diffusional flow creep เป็นกลไกหลักในการควบคุมการคืบของวัสดุที่อุณหภูมิสูงและมีความเค้นมากกระทำต่อวัสดุต่ำ ขณะที่วัสดุคืบจะมีการแพร่ของมวลหรืออะตอมซึ่งมีทิศทางตรงข้ามกับการแพร่ของช่องว่างดังนั้นจึงเป็นผลทำให้วัสดุมีการเปลี่ยนรูปไปจากเดิมกระบวนการดังกล่าวแสดงให้เห็นตามรูปที่ 2.2

ลักษณะของการแพร่เกิดได้ 2 แบบ คือ การแพร่ภายในเกรน และการแพร่ที่เกิดขึ้นบริเวณขอบเกรน การคืบที่เกิดจากการแพร่แบบแรกนั้นเรียกว่า Nabarro-Herring creep และแบบหลังเรียกว่า Coble creep การแพร่ทั้งสองแบบนี้สามารถเกิดขึ้นได้พร้อมกันแต่อุณหภูมิสูงจะเกิดการแพร่แบบ Nabarro-Herring creep ได้ดีกว่า สำหรับความสามารถในการแพร่นั้นขึ้นอยู่กับค่าคงที่ Q_c ของวัสดุแต่ละชนิด หลังจากการเกิดการแพร่ของมวลและช่องว่างไปยังบริเวณที่มีแรงอัดและแรงดึงตามรูปที่ 2.2 ช่องว่างจะมีการรวมตัวกันจนเริ่มเป็นรอยแยกระหว่างเกรนแต่ในขณะเดียวกันส่วนของขอบเกรนที่มีรอยแยกก็จะเกิดการเลื่อนไถลทำให้ซดเซยส่วนที่เป็นรอยแยกที่เกิดขึ้นได้ซึ่งแสดงให้เห็นดังรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 การเลื่อนไถลของขอบเกรนหลังจากการแพร่

2.2.2 Dislocation creep

Dislocation creep เป็นกลไกที่ควบคุมการคืบที่มีค่าความเค้นสูงเมื่อเทียบกับค่า young's modulus ขณะที่เกิดการคืบความเค้นที่ให้กับวัสดุจะทำให้ ดิส โลเคชันเคลื่อนที่และมีการจัดเรียงตัวเป็น โครงสร้างย่อย (dislocation substructure) ขณะที่โครงสร้างดังกล่าวก่อตัวขึ้นจะมีผลทำให้อัตราการคืบ ลดลงเนื่องจากดิสโลเคชันสามารถเคลื่อนที่ได้ช้าลงปรากฏการดังกล่าวเรียกว่า work hardening แต่ใน ขณะเดียวกันนั้นความร้อนที่ให้กับชิ้นงานก็จะทำให้ดิสโลเคชันมีจำนวนลดลงโดยขบวนการต่างๆ เช่น annihilation dislocation climb และ cross slip เรียกกระบวนการดังกล่าวว่า recovery หรือ softening แต่ อย่งไรก็ตามเมื่อการคืบเริ่มเข้าสู่ช่วงที่สองซึ่งมีอัตราการคืบคงที่ พบว่าอัตราการเกิด work hardening กับ recovery จะมีสัดส่วนที่คงที่ค่าหนึ่งซึ่งสอดคล้องกับการที่อัตราการคืบมีค่าคงที่และ โครงสร้างย่อยมี ลักษณะเสถียรความสัมพันธ์ของ work hardening rate (h) กับ recovery rate (r) สามารถเขียนเป็นความ สัมพันธ์ได้ดังนี้

$$h = (\partial\sigma / \partial\varepsilon) \quad 2.4$$

$$r = (\partial\sigma / \partial t) \quad 2.5$$

ที่อุณหภูมิคงที่ค่าหนึ่งความเค้นเป็นฟังก์ชันของความเครียดและเวลา

$$\sigma = f(\varepsilon, t) \quad 2.6$$

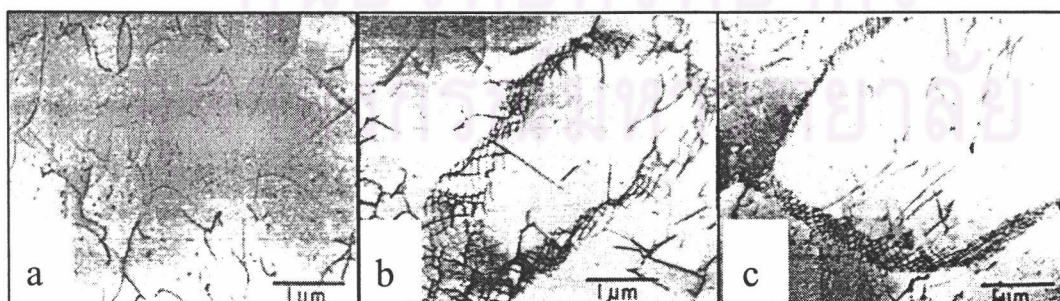
การเปลี่ยนแปลงค่าของความเค้นภายในวัสดุระหว่างการคืบเนื่องจาก work hardening rate (h) กับ recovery rate (r) เขียนเป็นความสัมพันธ์ได้ดังนี้

$$d\sigma = \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon}d\varepsilon + \frac{\partial\sigma}{\partial t}dt \quad 2.7$$

ที่การคืบช่วงที่สองค่าความเค้นรวมภายในวัสดุไม่มีการเปลี่ยนแปลง ($d\sigma = 0$) ดังนั้นสมการที่ 2.7 สามารถเขียนในรูปสมการที่ 2.8 หรือเรียกว่า Bailey-Orowan equation คือ

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \varepsilon = \frac{\partial\sigma / \partial t}{\partial\sigma / \partial\varepsilon} = r/h \quad 2.8$$

รูปที่ 2.4 แสดงให้เห็นถึงการก่อตัวของโครงสร้างย่อย (dislocation substructure) ที่เกิดจากการทดสอบการคืบของเหล็กที่มีส่วนผสมของธาตุ ซิลิกอน 3 เปอร์เซ็นต์ ที่อุณหภูมิ 643°C ซึ่งจะเห็นว่าการคืบช่วงที่สองซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ 2.4C จะเป็นช่วงที่สามารถเห็น dislocation substructure ได้ชัดเจนมาก เนื่องจากที่ช่วงเวลาดังกล่าวเป็นช่วงที่โครงสร้างจุลภาคมีความเสถียรที่สุด และความเค้นภายในมีค่าคงที่เนื่องจากความสมดุลระหว่าง recovery กับ hardening ซึ่งเป็นไปตามสมการที่ 2.7 และ 2.8



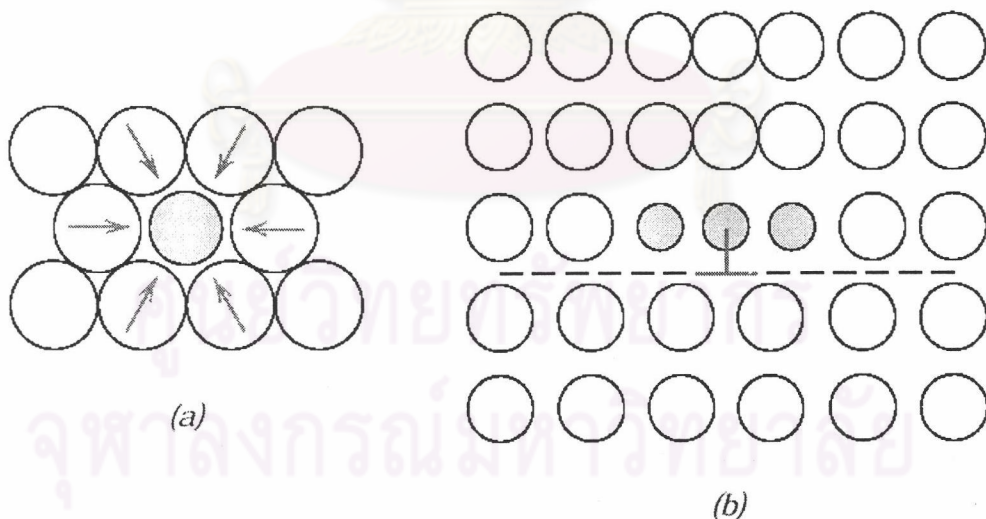
รูปที่ 2.4 การก่อตัวของโครงสร้างย่อยภายในเกรนของเหล็กที่มีส่วนผสมของธาตุ ซิลิกอน 3 เปอร์เซ็นต์ ที่อุณหภูมิ 643 °C ณ ที่ค่าความเครียดต่างๆ a) 0.8 เปอร์เซ็นต์ b) 3.8 เปอร์เซ็นต์ c) 14.1 เปอร์เซ็นต์

2.3 การเพิ่มความแข็งแรงของโครงสร้างของวัสดุ

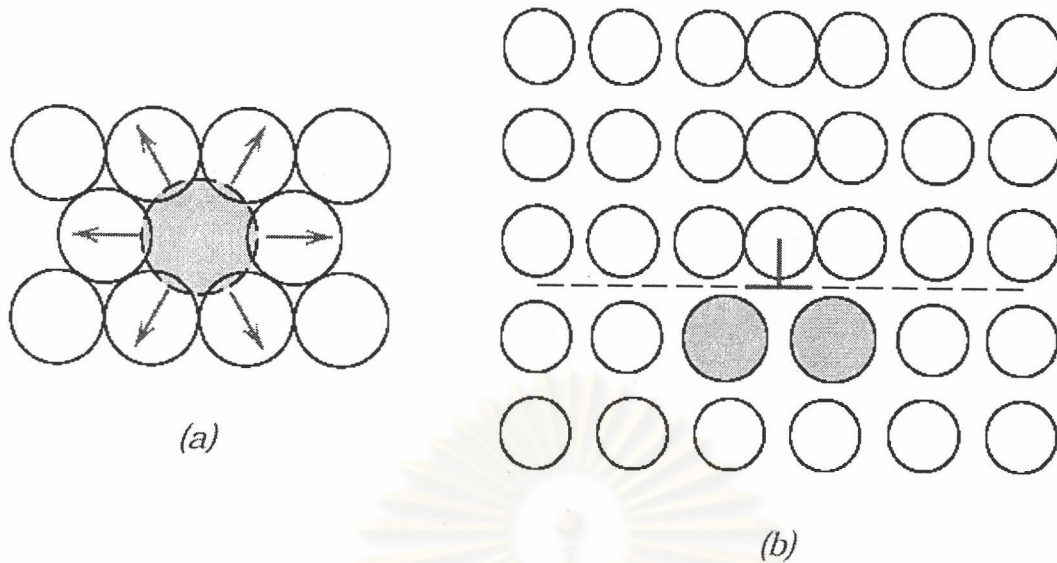
ขณะที่วัสดุมีการเสียรูปอย่างถาวรเนื่องจากแรงเค้นภายนอกที่มากระทำ ดิสโลเคชันภายในวัสดุจะเริ่มก่อตัวเพิ่มขึ้นและเริ่มมีการเคลื่อนตัวแต่เนื่องจากโครงสร้างภายในของวัสดุบางอย่างเช่นขอบเกรน สิ่งเจือปน ตะกอนเนื่องจากสารละลายของแข็ง จะทำหน้าที่เป็นสิ่งกีดขวาง ดิสโลเคชัน ไม่ให้เคลื่อนที่ได้สะดวกซึ่งเหตุการณ์นี้ทำให้ความแข็งแรงของโครงสร้างของวัสดุเพิ่มขึ้น (Strengthening of Crystalline material) สำหรับในบทนี้จะกล่าวถึงเฉพาะการเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุที่เกิดเนื่องจากสารละลายของแข็งในเกรนและการตกตะกอนของสารละลายของแข็ง

2.3.1 การเพิ่มความแข็งแรงของโครงสร้างเนื่องจากสารละลายของแข็ง

โลหะผสม โดยทั่วไปจะมีการเพิ่มธาตุอื่นๆเข้าไปกับธาตุหลักเพื่อให้ได้คุณสมบัติต่างๆตามที่ต้องการเช่น เหล็กกล้าไร้สนิม304 เกิดจากการเพิ่มส่วนผสมของธาตุคาร์บอน ไครเมียม นิกเกิล ละลายลงไปเป็นธาตุหลักที่เป็นส่วนประกอบหลักซึ่งธาตุเหล่านี้จะกลายเป็นสารละลายของแข็งในสภาวะปกติ เนื่องจากขนาดของธาตุตัวถูกละลายมีขนาดต่างจากธาตุหลัก ทำให้มีผลต่อการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน ซึ่งปรากฏการณ์นี้เรียกว่า size effect แสดงไว้ตามรูปที่ 2.5 และ 2.6



รูปที่ 2.5 ขนาดของตัวถูกละลายเล็กกว่าตัวทำละลายทำให้เกิดการขัดตัวของโครงสร้าง

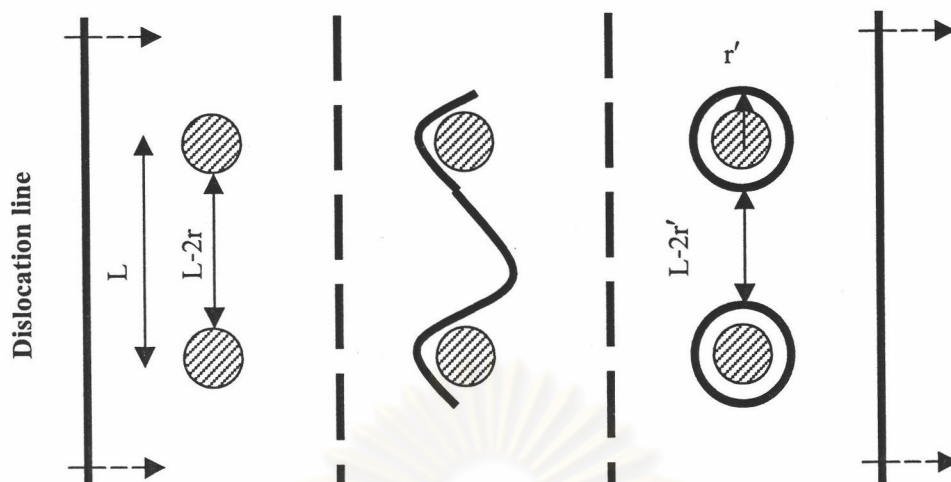


รูปที่ 2.6 ขนาดของตัวถูกละลายใหญ่กว่าตัวทำละลายทำให้เกิดการขยายตัวของโครงผลึก

รูปที่ 2.5 แสดงให้เห็นว่าตัวถูกละลายที่อยู่เหนือ Slip Plane ที่ดิสโลเคชันเคลื่อนที่นั้นจะลด Strain Energy ของดิสโลเคชันเนื่องจากบริเวณที่อยู่เหนือ Slip Plane ของดิสโลเคชันนั้นจะเกิดความเค้นอัด ซึ่งตรงข้ามกับตัวถูกละลายที่บริเวณโดยรอบเกิดความเค้นดึง ดังนั้นจึงเกิดการหักล้างกันเมื่อดิสโลเคชันเคลื่อนที่เข้าหาตัวถูกละลายตามรูป ในทางตรงข้ามถ้าตัวถูกละลายอยู่ใต้ Slip Plane จะทำให้เกิดแรงต้านระหว่างดิสโลเคชันกับตัวถูกละลาย สำหรับในกรณีที่ตัวทำละลายมีขนาดใหญ่จะทำให้เกิดการขยายตัวของโครงผลึกรอบๆตัวมันซึ่งทำให้ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างตัวถูกละลายกับดิสโลเคชันมีลักษณะตรงข้ามกับกรณีที่ตัวถูกละลายที่มีขนาดเล็กตามที่กล่าวมาแล้วข้างต้น

2.3.2 การเพิ่มความแข็งแรงของโครงผลึกเนื่องจากการตกตะกอน

ตามที่กล่าวแล้วว่าโลหะผสมจะมีธาตุอื่นผสมกับธาตุหลักเพื่อเพิ่มคุณสมบัติของโลหะผสมนั้นๆ โลหะผสมเมื่อนำมาใช้งานในอุณหภูมิสูงค่าหนึ่ง (เมื่อเทียบกับจุดหลอมเหลวของโลหะผสมนั้น) จะทำให้เกิดการตกตะกอนของธาตุในสารละลายในสารละลายนั้นเช่น เหล็กกล้าไร้สนิม 304 จะเกิดการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์ ($M_{23}C_6$) ซึ่งมีผลต่อการต้านทานการคืบที่อุณหภูมิสูงเนื่องจากผลึกมีความสามารถในการต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้มากขึ้นกลไกของการเพิ่มความแข็งแรงของโครงผลึกเนื่องจากการตกตะกอนแสดงดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคของตะกอน

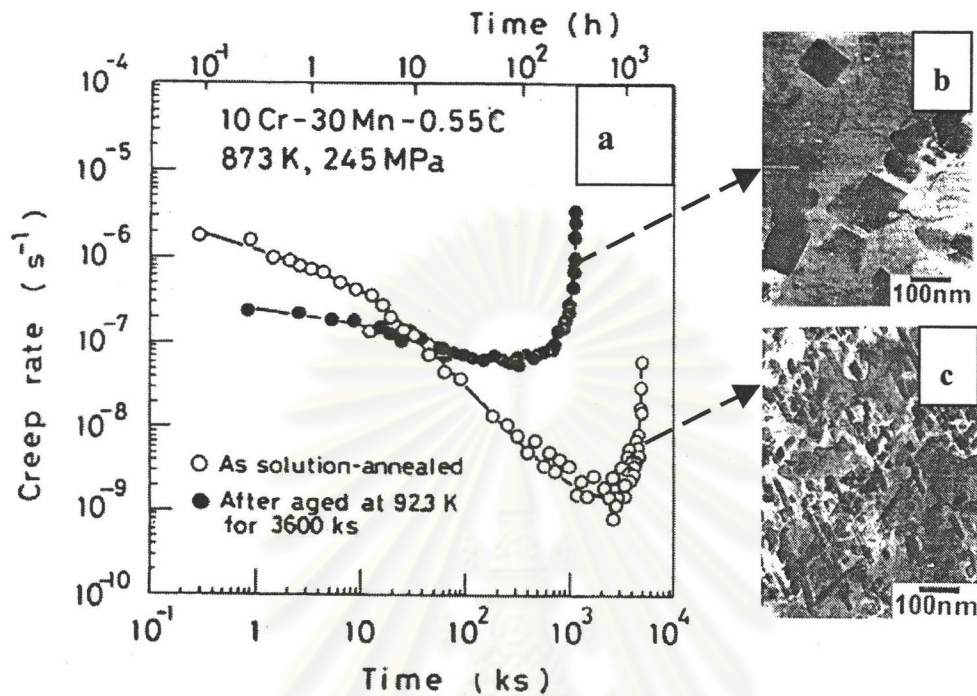
จากรูปที่ 2.7 แสดงการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่านอนุภาคของตะกอนซึ่งดิสโลเคชันไม่สามารถที่จะตัดผ่านอนุภาคของตะกอนไปได้ ดังนั้นอนุภาคเหล่านี้จึงเปรียบเสมือนสิ่งกีดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน จากพฤติกรรมดังกล่าวสามารถแสดงความสัมพันธ์ได้เป็นสมการดังต่อไปนี้

$$\tau_b \cong \frac{Gb}{(L - 2r)} \quad 2.9$$

โดยค่า τ_b คือ ความเค้นเฉือนที่ดิสโลเคชันใช้ในการเคลื่อนที่ตัดผ่านอนุภาค G คือค่า shear modulus และ b คือค่า burgers vector ของดิสโลเคชันจากรูปที่ 2.7 และสมการที่ 2.9 จะเห็นว่าหลังจากที่ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคตะกอนไปแล้วจะเกิดวงของดิสโลเคชันตกค้างไว้รอบอนุภาคและเนื่องจากดิสโลเคชันมีสนามความเค้นรอบตัวดังนั้นมันจะต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันตัวต่อมาให้เคลื่อนที่ผ่านได้ยากขึ้นซึ่งสอดคล้องกับสมการ 2.9 คือ ขนาดวงรัศมีของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นทำให้ค่า $L-2r$ ในสมการลดลงและทำให้ค่าความเค้นเฉือนที่ใช้ในการเคลื่อนที่ดิสโลเคชันมีค่าเพิ่มขึ้น ดังนั้นจึงทำให้ดิสโลเคชันตัวถัดมาเคลื่อนที่ผ่านยากขึ้น นอกจากนั้นถ้าพิจารณาขนาดของอนุภาคของตะกอนก็มีผลต่อการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเช่นกัน ในกรณีที่อนุภาคของตะกอนมีขนาดเล็กและกระจายอยู่ทั่วไปในเกรนจะทำให้ค่า $L-2r$ มีค่าลดลงทำให้ค่า τ_b มีค่าเพิ่มขึ้นส่งผลให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ยากขึ้น ในกรณีที่อนุภาคของตะกอนขนาดเล็กมารวมตัวกันเป็นตะกอนที่ใหญ่ขึ้น (r เพิ่มขึ้น) ทำให้ระยะห่างระหว่างอนุภาคเพิ่มขึ้น (L เพิ่มขึ้น) ส่งผลให้ความเค้นเฉือนในการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมีค่าลดลง (τ_b ลดลง) ส่งผลให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ได้ง่ายขึ้น

จากที่กล่าวมาแล้วสามารถสรุปได้ว่าในกรณีของการคืบ สารละลายของแข็งและการตกตะกอนในวัสดุมีผลอัตราการคืบเนื่องจากวัสดุมีความสามารถในการต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้ดี

ขึ้น จากงานวิจัยของ Abe [24] ได้แสดงให้เห็นถึงความสัมพันธ์ของลักษณะตะกอนของคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นที่มีผลต่อการคืบของ 10Cr-30Mn Austenitic Steel ดังแสดงในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 a) การคืบของ 10Cr-30Mn Austenitic Steel during ที่ความเค้น 245 MPa อุณหภูมิ 873 K

b) ตะกอนคาร์ไบด์หลังการ aging 1000 ชั่วโมง มีลักษณะโตการกระจายตัวมีความหนาแน่นน้อย

c) ตะกอนคาร์ไบด์ไม่ผ่านการ aging มีลักษณะเล็กและการกระจายตัวมีความหนาแน่นมาก

จากงานวิจัยของ F.T. Furillo และคณะ [16] พบว่า ตะกอนของของคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นบนขอบเกรนของโลหะผสม นิกเกิล เมื่ออยู่ในสภาพแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูงมีผลดีต่อความต้านทานการคืบของวัสดุเนื่องจากคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นที่ขอบเกรนจะช่วยหยุดยั้งการเคลื่อนไถลของขอบเกรนนอกจากนั้นยังทำให้ค่าความเค้นภายในขึ้นด้วย

2.4 ความเค้นภายในของวัสดุขณะคืบ

จากที่กล่าวมาก่อนหน้านี้จะเห็นได้ว่าการก่อตัวของโครงสร้างย่อยนั้นเกิดจากการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันซึ่งพันกันอยู่อย่างหนาแน่นและเนื่องจากดิสโลเคชันมีค่าสนามความเค้นอยู่รอบตัวมันแต่ละตัวดังนั้นการที่ดิสโลเคชันจะเคลื่อนที่ผ่านโครงสร้างย่อยไปได้จะต้องเอาชนะสนามความเค้นของดิสโลเคชันตัวที่ขวางอยู่ให้ได้ สนามความเค้นภายในที่เกิดจากโครงสร้างย่อยเหล่านี้เราเรียกว่า ความเค้นภายในของวัสดุ (internal stress, σ_i) ซึ่งความเค้นภายในนี้เองที่เป็นพารามิเตอร์สำคัญตัวหนึ่งที่ทำให้อัตราการคืบต่ำลงและยังเป็นตัวบอกถึงความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคกับกลไกของการคืบได้ด้วยตามที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้

จากสมการที่ 2.3 เมื่อพิจารณาค่าความเค้นภายในของวัสดุเราจะเขียนสมการได้ใหม่ดังนี้

$$\dot{\epsilon} \propto (\sigma - \sigma_i)^n \exp(-Q_c/KT) \quad 2.10$$

จากที่กล่าวมาแล้วค่า σ_i คือค่าความเค้นภายในของวัสดุ ถ้าวัสดุได้รับความเค้นจากภายนอกมากกว่าค่า σ_i จะทำให้อัตราการคืบเพิ่มขึ้นซึ่งมีผลทำให้วัสดุแตกหักเร็วขึ้น แต่เนื่องจากค่า σ_i ขึ้นอยู่กับโครงสร้างทางจุลภาคของวัสดุ จากงานวิจัยของ M.Pahutová, K.Kuchařová and J.Čadek [20] สามารถยืนยันได้ว่าการเปลี่ยนแปลงของดิสโลเคชันเช่น ความหนาแน่น การก่อรูปเป็นเกรนย่อย (subgrain) มีผลต่อค่าความเค้นภายใน (σ_i) ของวัสดุ ดังนั้นเราจึงสามารถเพิ่มค่าความเค้นภายในโดยการปรับปรุงคุณสมบัติทางจุลภาคของวัสดุ เช่น การผ่านกระบวนการให้ความร้อนเชิงกล (thermomechanical treatment)

2.5 การหาค่าความเค้นภายในของวัสดุ

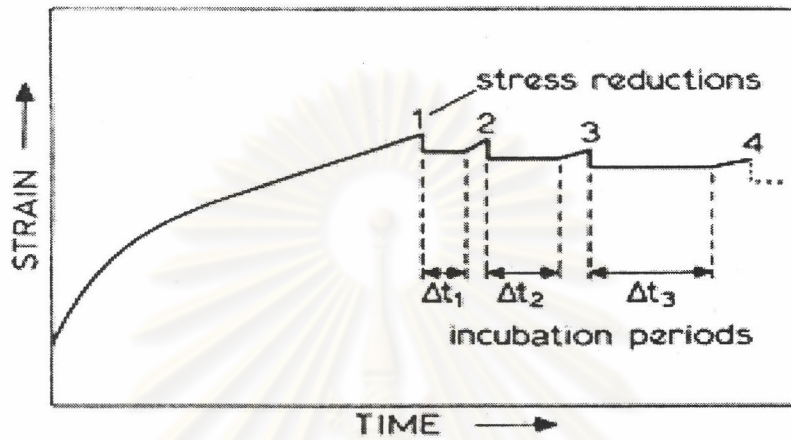
การหาค่าความเค้นภายในทำได้หลายวิธีสำหรับในงานวิจัยนี้จะนำเสนอสองวิธีที่นิยมใช้กันวิธีแรกเรียกว่า dip test และวิธีที่สองคือ load reduction test ซึ่งในงานวิจัยครั้งนี้ได้นำวิธีของ load reduction test มาใช้ในการประมาณค่าของความเค้นภายในของเหล็กกล้าไร้สนิม 304

2.5.1 การหาค่าความเค้นภายในโดยวิธี dip test

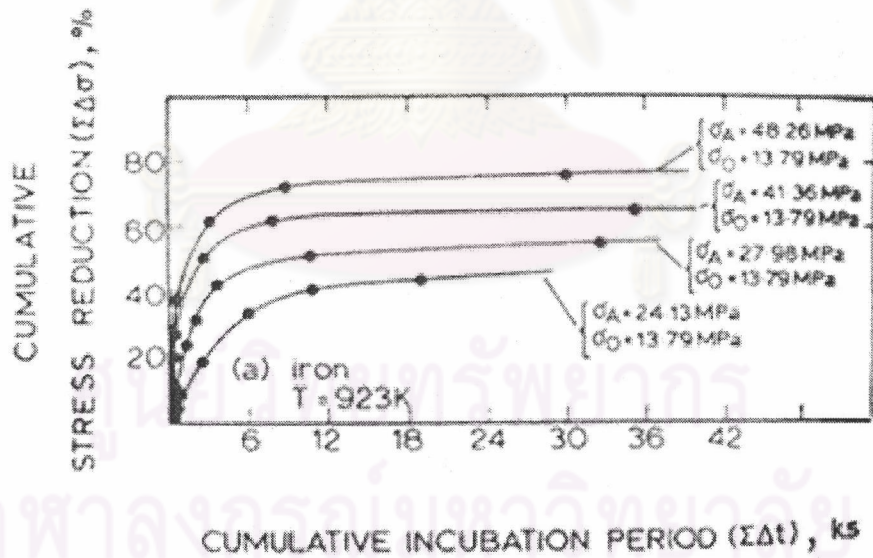
การหาค่าความเค้นภายในเริ่มจากให้ความเค้นคงที่ σ_u แก่วัสดุและรอจนการคืบที่เกิดขึ้นเข้าสู่ช่วงที่สองหรือช่วงที่มีอัตราการคืบคงที่ จากนั้นลดความเค้นที่ให้ลงไปประมาณ 5% ของ σ_u และบันทึกเวลา (incubation time; ΔT) ก่อนที่จะเกิดความเครียดเพิ่มขึ้นมาใหม่อีกครั้ง (สำหรับการวัดค่าความเปลี่ยนแปลงของความเครียดที่เกิดขึ้นจะใช้ LVDT (Linear Variable-Differential Transducer)) ทันทีกี่วัดค่าความเครียดที่เพิ่มขึ้นได้จะต้องลดค่าความเค้นลงอีก 5% ทำเช่นนี้ไปจนกระทั่งความเครียดที่วัดได้มีค่าคงที่หรือจนกระทั่งไม่สามารถวัดค่าความเครียดที่เพิ่มขึ้นได้อีกแสดงให้เห็นตามรูปที่ 2.9 จากนั้น

ข้อมูลที่ได้ไปสร้างกราฟตามรูปที่ 2.10 ซึ่งเป็นกราฟระหว่างค่าสะสมของความเค้นที่ลดลง ($\Sigma\Delta\sigma$) กับค่าสะสมของเวลา ($\Sigma\Delta T$) ค่าความเค้นภายในนั้นหาได้จากผลต่างของความเค้นเริ่มต้นที่ให้แก่วัตถุกับความเค้นทั้งหมดที่เอาออกจากวัสดุ. ($\sigma_i = \sigma_a - \Sigma\Delta\sigma$)

Gibeling and Nix Friction stress for high temperature creep



รูปที่ 2.9 แสดงวิธีการหาค่าความเค้นภายในแบบ dip test



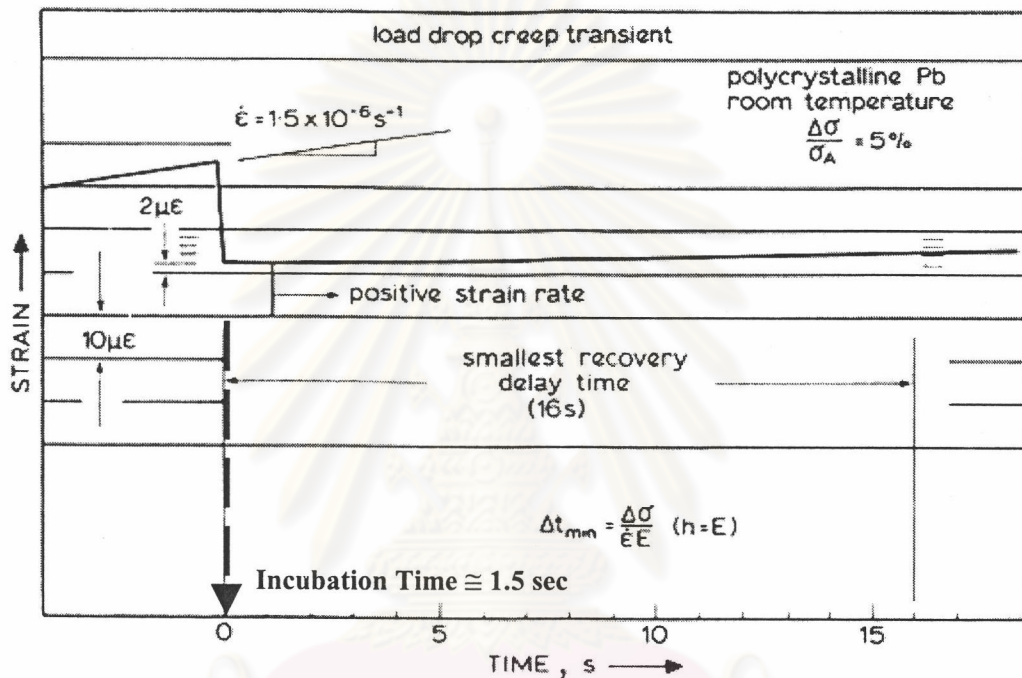
รูปที่ 2.10 การหาค่าความเค้นภายในโดยวิธี dip test ของเหล็ก

จากรูปที่ 2.10 เราจะพบว่าเหล็กที่นำมาทดสอบโดยวิธี dip test จะได้อายุของความเค้นภายในมีค่า 13.79 MPa

ดังที่กล่าวมาแล้วจะเห็นว่าความเค้นภายในมีผลต่อการคืบของวัสดุและความเค้นภายในนี้สามารถหาได้จากวิธี dip test

2.5.2 การหาค่าความเค้นภายในโดยวิธี load reduction test

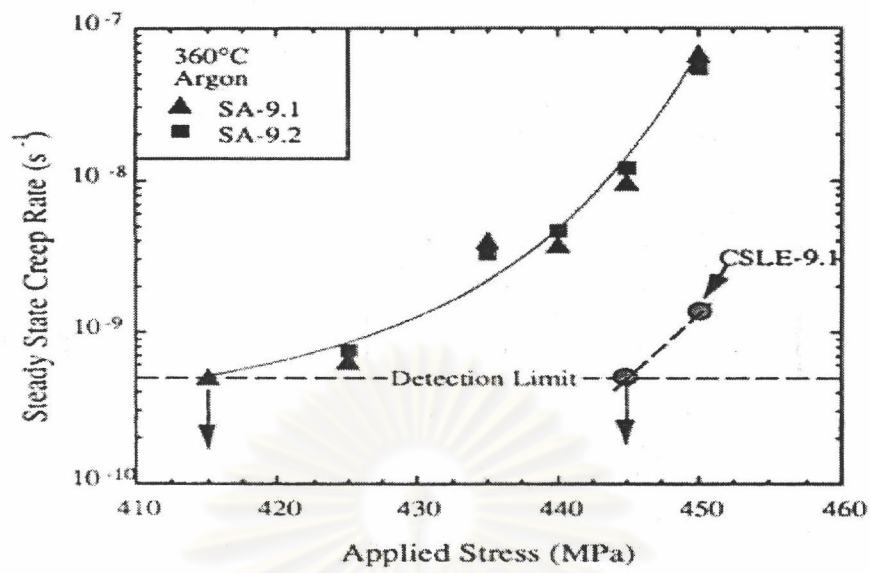
จากงานวิจัยโดย J.C.Gibeling และ W.D.Nix [12] พบว่าการหาค่าความเค้นภายในของตะกั่วขณะคืบที่อุณหภูมิห้องไม่สามารถหาได้จากวิธี dip test เนื่องจากว่าค่า incubation time มีค่าน้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับค่าจำนวน ซึ่งแสดงได้ดังรูปที่ 2.11 ดังนั้นสามารถกล่าวได้ว่าวิธี dip test นั้นไม่สามารถใช้หาค่าความเค้นภายในกับวัสดุได้ทุกชนิด



รูปที่ 2.11 แสดงผลการหาค่า incubation time ของตะกั่วที่มีโครงสร้างผลึกแบบ polycrystalline

จากงานวิจัยของ W.R. Thorpe และ I.O. Smith [13] ซึ่งทำการทดลอง stress drop experiment ระหว่างการคืบของโลหะผสม Zr-1wt Nb พบว่าไม่มีค่า incubation time เช่นกัน ดังนั้นสำหรับวัสดุบางชนิดที่ไม่สามารถหาค่า incubation time ได้จึงต้องใช้วิธี load reduction แทน

วิธี load reduction test ทำได้โดยลดความเค้นที่ให้กับวัสดุขณะคืบและนำมาพิจารณาความเค้นที่เหลือ ณ ค่าอัตราการคืบต่ำที่สุดที่สามารถวัดได้แล้วนำค่าความเค้นที่ได้กับอัตราการคืบมาสร้างการเพื่อประมาณค่าความเค้นที่เหลือที่ทำให้ค่าอัตราการคืบมีค่าเป็นศูนย์ ดังที่แสดงให้เห็นจากรูปที่ 2.12 จากงานวิจัยก่อนหน้าของ V.Thaveprungsripom และ Gary S. Was [17] ซึ่งทำการเปรียบเทียบค่าความเค้นภายในของโลหะผสม Ni-16Cr-9Fe ที่มีอัตราส่วนของขอบเกรนแบบ CSLB ต่างกัน ขณะคืบที่อุณหภูมิ 360 °C



รูปที่ 2.12 การหาค่าความเค้นภายในของโลหะผสม Ni-16Cr-9Fe ที่มีปริมาณสัดส่วนขอบเกรนชนิด CSLB ต่างกันขณะคืบที่อุณหภูมิ 360 °C

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย