

บทที่ 2 ทฤษฎี(Theory)

ในการศึกษาการโตขึ้นของเกรนในวิทยานิพนธ์นี้ ต้องนำชิ้นงานตัวอย่างผ่านกระบวนการหลายกระบวนการดังรูปที่ 2.1 เริ่มต้นด้วยการแปรรูปเย็นขึ้นงานอะลูมิเนียมตัวอย่าง เพื่อให้เกิดความเครียดในตัวชิ้นงานหรือจะกล่าวว่าเป็นการสะสมพลังงานเข้าไปเก็บในตัวชิ้นงาน(energy stored) ซึ่งจะก่อให้เกิดจุดเริ่มต้นของนิวเคลียส(nucleus)จากการพันกันของดิสโลเคชัน(dislocation) ที่จะเติบโตขึ้นต่อไปเป็นเกรนเมื่อทำการอบในอุณหภูมิที่เหมาะสม จากนั้นจะตามด้วยการอบตกผลึกใหม่(recrystallization)ให้กับชิ้นงานตัวอย่าง เพื่อปลดปล่อยความเครียด(stress relief)หรือพลังงานในตัวชิ้นงานให้ลดลง ด้วยเซลล์ที่เกิดขึ้นมาใหม่จะไม่มีมีความเครียดตกค้าง(strain-free cell) และต่อไปจะโตขึ้นกลายเป็นเกรน โดยในขั้นตอนนี้ต้องมีการควบคุมเป็นอย่างดีในการเกิดขึ้นของเกรนใหม่ที่ต้องการให้มีขนาดเล็กและกระจายอย่างสม่ำเสมอให้เหมาะกับการศึกษาในวิทยานิพนธ์นี้

ในส่วนการอบเพื่อศึกษาการโตขึ้นของเกรน ที่เกรนจะลดพลังงานที่ผิว(surface energy)โดยผลึกคั่นตัวเองให้มีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งเป็นสมดุลที่เสถียรกว่าด้วยพลังงานอิสระ(free energy)ที่ต่ำลงตามขนาดเกรนที่โตขึ้น และในการเก็บข้อมูลในหลายๆทาง เช่น การนับขนาดเกรน จำนวนด้านของเกรน ความแข็งภายหลังการอบ นอกจากนี้ยังมีการศึกษาในส่วนระนาบของผลึกที่จะเกิดขึ้นจากเงื่อนไขการทดลองที่ต่างกันด้วยเทคนิค XRD(x-ray diffraction) ซึ่งทั้งหมดของการศึกษาที่ได้กล่าวแล้วนี้ ได้ถูกรวบรวมทฤษฎีไว้ดังต่อไปนี้

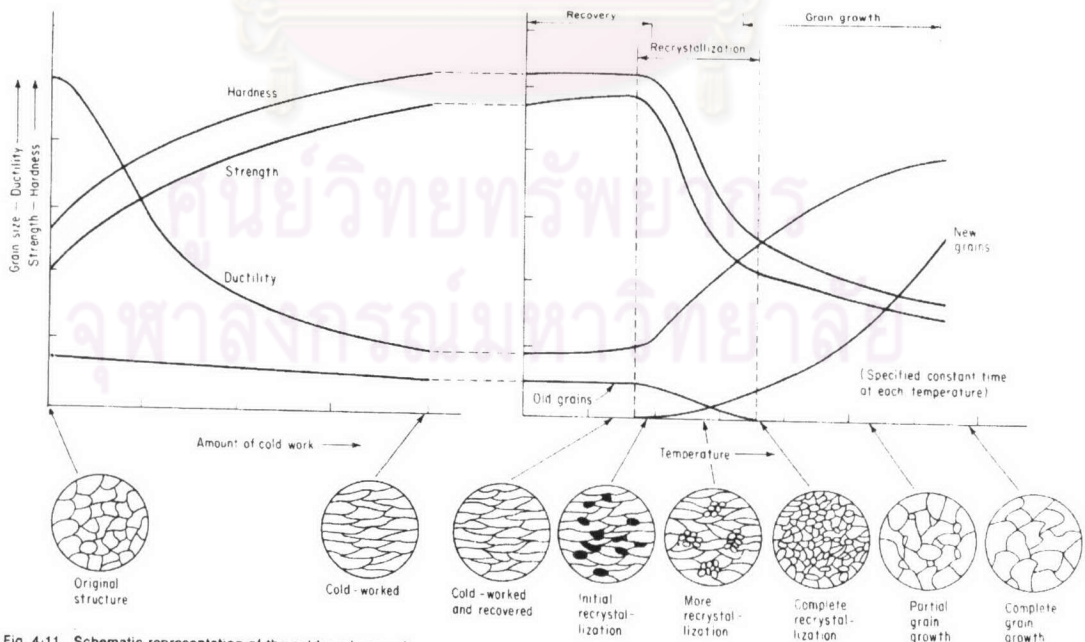
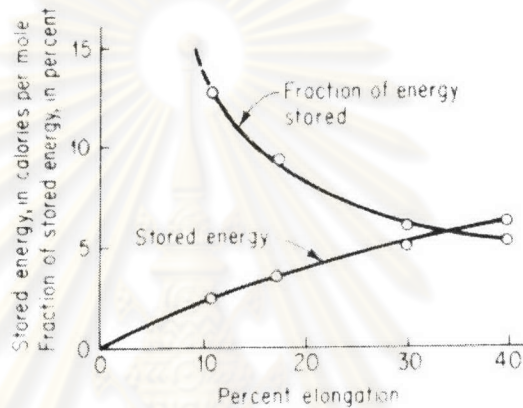


Fig. 4-11 Schematic representation of the cold-work-anneal cycle showing the effects on properties and microstructure. (From C. O. Smith, "The Science of Engineering Materials," Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, N.J., 1969.)

รูปที่ 2.1 แสดงลำดับขั้นของวัฏจักรการอบและคุณสมบัติต่างๆ ในโครงสร้างจุลภาค

2.1 การแปรรูปเย็น(Cool Work)

2.1.1 การแปรรูปเย็น พลังงานส่วนใหญ่ในการแปรรูปเย็นจะสูญเสียไปกับความร้อน แต่มีเพียงส่วนน้อยเท่านั้นที่จะเก็บไว้ในโครงสร้างผลึกในรูปของพลังงานภายในหรือที่รู้จักกันในรูปข้อบกพร่องในโครงสร้างผลึกที่เกิดจากการเปลี่ยนรูปร่าง พลังงานที่สะสมในวัสดุ(Stored Energy) ประมาณแค่ 1 ถึง 10% ของพลังงานที่ใส่เข้าไปยังวัสดุขณะสภาวะแปรรูป โดยมีลักษณะความสัมพันธ์ของพลังงานสะสมในชิ้นงานกับสัดส่วนพลังงานสะสมที่ชิ้นงานได้รับ ที่แปรผันตามเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของทองแดงบริสุทธิ์สูง ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 แสดงกราฟเปอร์เซ็นต์การยืดตัวของทองแดงความบริสุทธิ์สูง ที่มีผลต่อพลังงานที่สะสมภายในวัสดุจากการแปรรูปเย็น ซึ่งเป็นส่วนของพลังงานที่เหลือจากทั้งหมดที่ใช้ในการแปรรูป

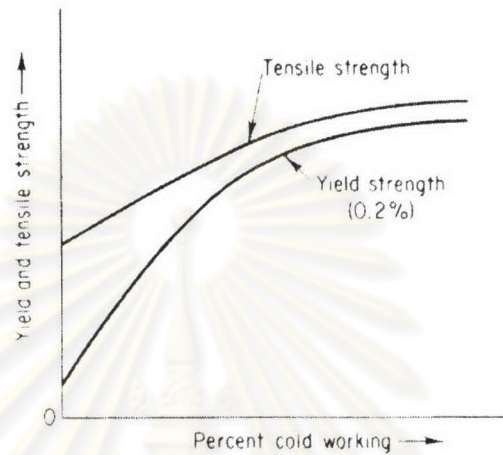
2.1.2 ผลของการแปรรูปเย็นที่มีต่อคุณสมบัติของวัสดุ คุณสมบัติทั้งหมดของโลหะขึ้นอยู่กับโครงสร้างผลึก ซึ่งเป็นผลมาจากการเสีรูปร่างแบบพลาสติกหรือการแปรรูปเย็น ค่าTensile strength, Yield strength และ Hardness จะเพิ่มขึ้น ขณะที่ Ductility จะลดลงดังตัวอย่างในตาราง 2.1 แม้ว่า Tensile Strength และ Hardness จะเพิ่มขึ้นแต่อัตราการเพิ่มขึ้นไม่เหมือนกัน โดย Hardness จะเพิ่มขึ้นอย่างทันทีทันใดในช่วง 10%แรกของการแปรรูป โดยที่ Tensile strength เพิ่มขึ้นแบบไม่เชิงเส้น

Effect of Plastic Deformation on the Tensile Properties of 70-30 Brass

REDUCTION BY COLD ROLLING, PERCENT	TENSILE STRENGTH, PSI	ELONGATION, % IN 2 IN	HARDNESS ROCKWELL
0	43,000	70	12
10	48,000	52	62
20	53,000	35	83
30	60,000	20	89
40	70,900	12	94
50	80,000	8	97
60	90,000	6	100

ตาราง 2.1. แสดงผลของการเสีรูปร่างแบบพลาสติก ต่อคุณสมบัติ Tensile Strength ในวัสดุทองเหลือง(70% ทองแดง 30%สังกะสี)

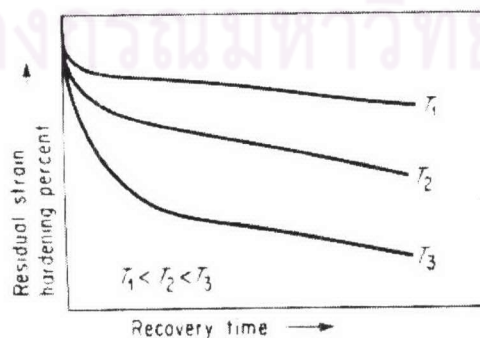
เมื่ออัตราการเสียรูปแบบพลาสติกเพิ่มขึ้น Yield strength จะเพิ่มขึ้นเร็วกว่า Tensile strength โดยถ้าสังเกตช่วงห่างระหว่างทั้งสองจะเห็นว่า จะแคบลงเรื่อยๆ ซึ่งหมายความว่าถ้าจะทำการขึ้นรูปแบบ Drawing (อย่างเช่นหม้อหุงข้าว) ต้องขึ้นรูปให้สูงกว่าค่า Yield strength แต่ต้องไม่เกินค่า Tensile Strength ซึ่งการควบคุมให้อยู่ในช่วงดังกล่าวมันจะยากขึ้น แต่ถ้ามากกว่าค่า Tensile Strength ชิ้นงานจะฉีกขาด



รูปที่ 2.3 ผลของการแปรรูปเย็นบนต่อคุณสมบัติ Tensile Strength และ Yield Strength ของทองแดง

2.2 การอบคืนสภาพ (Recovery Annealing)

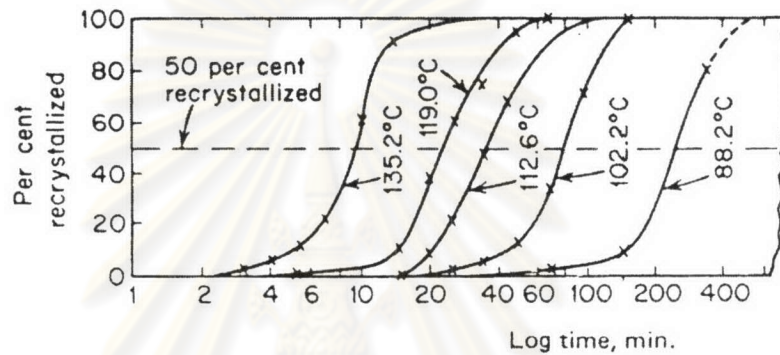
การอบแบบคืนสภาพ เป็นขบวนการที่เกิดที่อุณหภูมิต่ำและไม่มีผลในระดับโครงสร้างจุลภาค (Microstructure) ผลที่ได้รับเป็นประการหลัก คือ ปลดปล่อยความเค้นภายใน (Stress relief) ที่เกิดมาจากการแปรรูปเย็น โดยทั้งนี้การใช้อุณหภูมิที่สูงขึ้น จะทำให้ความเครียดและความเค้นที่ตกค้าง (Residual Strain and Residual Stress) ลดลงเร็วขึ้น ดังหลักการในรูปที่ 2.4 การอบชนิดนี้จะไม่ส่งผลต่อคุณสมบัติเชิงกลและยังช่วยป้องกันการเกิด Stress Corrosion Cracking ซึ่งเป็นผลดีในเชิงพาณิชย์ โดยที่การอบช่วงอุณหภูมิต่ำนี้จะเป็นที่รู้จักกันในอีกชื่อหนึ่งคือ Stress Relief Annealing



รูปที่ 2.4 แสดงคุณสมบัติเชิงเปรียบเทียบของการอบอุณหภูมิคงที่ ในสามอุณหภูมิที่ต่างกัน ที่มีผลต่อความเครียดตกค้าง

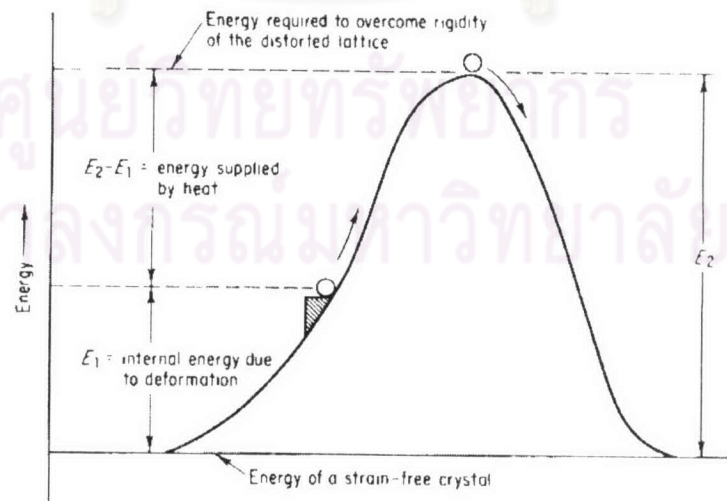
2.3 การอบตกผลึก(Recrystallization Annealing)

การอบตกผลึกใหม่ จะมีช่วงอุณหภูมิที่ใช้อบสูงกว่าที่ใช้ในการอบ Recovery โดยโครงสร้างผลึกใหม่ที่ได้จากการอบแบบนี้จะมีขนาดสม่ำเสมอ ไม่มีลักษณะเกรนที่ยาวหรือบิดเบี้ยวแต่อย่างใด โดยก่อนหน้านี้อัตว์จะต้องถูกขึ้นรูปอย่างหนักเพียงพอมาก่อน ในหลักการของการตกผลึกใหม่คือเป็นการลดพลังงานสะสมในตัววัสดุ โดยมีรูปแบบการเกิดจากการรวมนิวเคลียส (Nucleus) ต่างๆเข้าด้วยกัน โดยนิวเคลียสเหล่านั้นเป็นลักษณะเซลล์ที่ไม่มีความเครียดตกค้าง (Strain-Free Cell) ที่เกิดจากกลไกการเกิดนิวเคลียส(Nucleation Mechanisms)



รูปที่ 2.5 แสดงกราฟ ที่เป็นลักษณะเฉพาะของการตกผลึกใหม่ที่อุณหภูมิต่างๆกัน โดยช่วงแรกของการอบ จะมีช่วงการฟุ้งตัวของการตกผลึกใหม่ด้วย

2.3.1 อุณหภูมิการตกผลึก(Recrystallization Temperature) เป็นการประมาณอุณหภูมิที่ใช้ในการอบขึ้นงานที่ถูกแปรรูปขึ้นมาอย่างหนัก ให้เกิดการตกผลึกใหม่โดยสมบูรณ์ภายในเวลา 1 ชั่วโมง ไม่ใช่ค่าของอุณหภูมิต่ำสุดที่จะไม่เกิดการตกผลึก



รูปที่ 2.6 แสดงระดับพลังงานต่างๆที่ต้องใช้ในการตกผลึกใหม่ โดยที่พลังงานจากการแปรรูป(E_1) รวมกับพลังงานความร้อนจากการอบ($E_2 - E_1$) เท่ากับพลังงานที่ต้องใช้ในการตกผลึกใหม่(E_2)

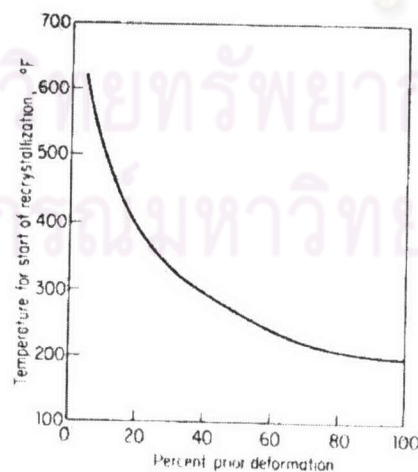
โลหะที่มีความบริสุทธิ์สูงจะมีอุณหภูมิการตกผลึกใหม่ที่ต่ำเมื่อเทียบกับโลหะที่ไม่บริสุทธิ์หรืออัลลอย ดังในตาราง 2.2 Zinc, Tin และ Lead มีอุณหภูมิการตกผลึกใหม่ที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งหมายความว่าโลหะเหล่านี้ไม่สามารถแปรรูปเย็นได้ที่อุณหภูมิห้อง เนื่องจากผลึกของตัวมันเองสามารถสร้างเซลล์ที่ไม่มีมีความเครียดตกค้าง(Strain-Free Cell) ได้ด้วยตัวมันเอง

TABLE 4.1 Approximate recrystallization temperatures for several metals and alloys¹

MATERIAL	RECRYSTALLIZATION TEMP. F
Copper (99.999%)	250
Copper, 5% zinc	600
Copper, 5% aluminum	550
Copper, 2% beryllium	700
Aluminum (99.999%)	175
Aluminum (99.0% +)	550
Aluminum alloys	600
Nickel (99.99%)	700
Monel metal	1100
Iron (electrolytic)	750
Low-carbon steel	1000
Magnesium (99.99%)	150
Magnesium alloys	450
Zinc	50
Tin	25
Lead	25

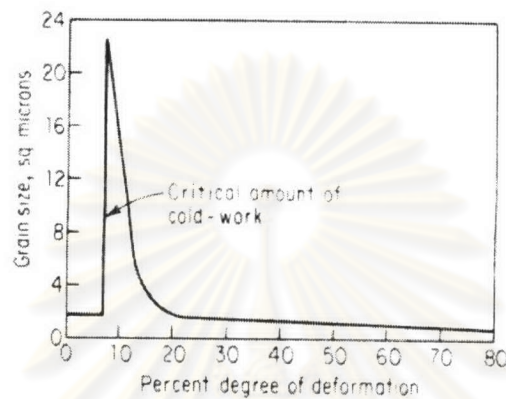
ตาราง 2.2 อุณหภูมิตกผลึกใหม่โดยประมาณ ที่ใช้ในการโลหะและโลหะผสมต่างๆ

ปริมาณการขึ้นรูปที่มากกว่าจะช่วยให้อุณหภูมิเริ่มต้นในการตกผลึกใหม่ต่ำลง เนื่องจากมีการบิดเบี้ยวและเสียรูปในโครงสร้างที่มากกว่าและมีพลังงานภายในที่สูงกว่า



รูปที่ 2.7 ผลของอัตราความหนักรูปแปรรูปเย็น(Prior Deformation)ที่มีผลต่ออุณหภูมิที่ใช้ในการเริ่มอบตกผลึกใหม่ของโลหะทองแดง

ปริมาณการขึ้นรูปที่เท่ากัน แต่ถ้าวัสดุมี Strain Hardening มากกว่า จะนำไปสู่การตกผลึกใหม่ที่ทำให้เกรนเริ่มต้นที่เล็กกว่า นั่นคือเกรนเริ่มต้นที่เล็กกว่าจากการตกผลึกใหม่จะใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าด้วย โดยเหตุผลเดียวกัน การแปรรูปขึ้นงานที่อุณหภูมิต่ำกว่า จะได้รับความเครียดในชิ้นงานได้มากกว่า ผลที่ได้คือจะเป็นการลดเวลาในการอบของอุณหภูมิการตกผลึกใหม่



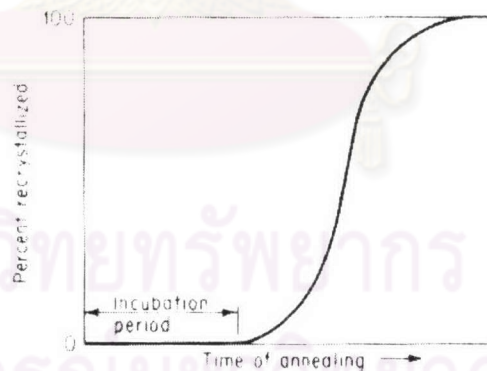
รูปที่ 2.8 แสดงผลของการแปรรูปขึ้นที่มีต่อขนาดเกรนที่เกิดขึ้นมาใหม่ภายหลังการอบเหล็กกล้าคาร์บอนต่ำที่ 950 C⁰

- ปริมาณการขึ้นรูปที่มากกว่าจะช่วยให้อุณหภูมิเริ่มต้นในการตกผลึกใหม่ต่ำลง เนื่องจากการบิดเบี้ยวเสียรูปในโครงสร้างที่มากกว่าและมีพลังงานภายในที่สูงกว่า
- การเกิด Recrystallization ได้จะต้องมีอัตราการแปรรูปขึ้นที่สูงกว่าอัตราการแปรรูปขึ้นวิกฤต(Critical Deformation) โดยปกติจะประมาณ 2-8% แล้วแต่ชนิดวัสดุและส่วนผสม ถ้ามีอัตราการขึ้นรูปต่ำกว่าค่าวิกฤตนี้เล็กน้อยจำนวนนิวเคลียสที่จะนำไปให้เกิด Recrystallization น้อยมาก ตัวอย่างในรูปที่ 2.8 เป็นเหล็กคาร์บอนต่ำ ซึ่งจะมีอัตราการแปรรูปขึ้นวิกฤตประมาณ 7%
- ปริมาณการขึ้นรูปที่เท่ากัน แต่ถ้าวัสดุมี Strain Hardening มากกว่า จะนำไปสู่การตกผลึกใหม่ที่ทำให้เกรนเริ่มต้นที่เล็กกว่า
 - เกรนเริ่มต้นที่เล็กกว่าจากการตกผลึกใหม่จะใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าด้วย
 - ในรูปที่ 2.8 มีจุดสนใจตรงที่ Critical Deformation คือ เมื่อวัสดุได้ถูกแปรรูปที่น้อยที่สุดเท่าที่จะให้เกิดการตกผลึกใหม่ได้ ตรงจุดนี้เมื่อเกิดการตกผลึกใหม่จะ Nucleus เกิดน้อยและในจำนวนน้อยนี้จะรวมตัวกันเป็นเกรนที่มีขนาดใหญ่มาก โดยหลักการเช่นนี้ถ้ายังควบคุมการแปรรูปให้เหมาะสมแล้วจะได้เกรนขนาดมึ่มหรือ Single Crystal นั่นเอง

2.3.2 การตกผลึกใหม่ในวัสดุชนิดเฟสเดียว(Recrystallization Nuclei in Single Phase Materials)

สำหรับวัสดุเฟสเดียวอย่างอโลหะนิยมนิยมบริสุทธ์ จะมีลักษณะการเกิด Primary Recrystallization สามารถสรุปหลักเกณฑ์ทั่วไป ได้ดังต่อไปนี้

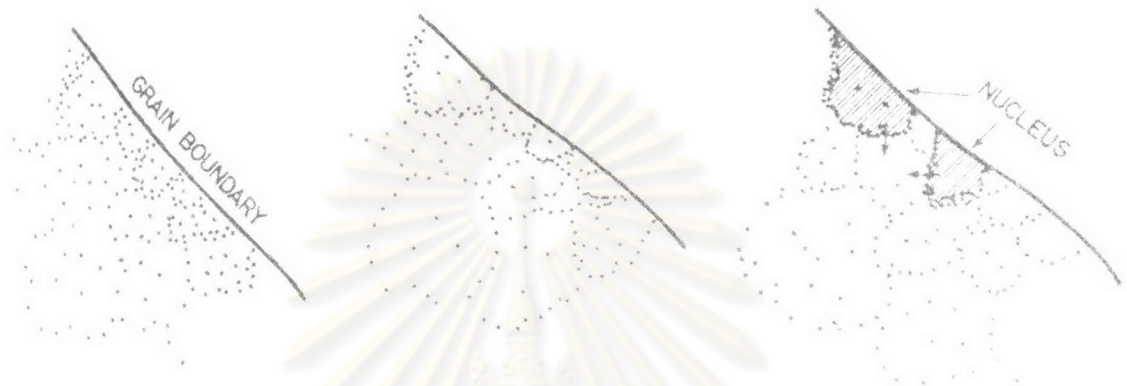
1. การเกิดนิวเคลียส สามารถเกิดได้ในบริเวณดังต่อไปนี้ เช่น ตำแหน่งที่มีอัตราการแปรรูป (Degree of Deformation) ที่สูงที่สุดอย่างเช่น ขอบเกรน(Grain Boundary), แนวการเสียรูป (Deformation Band), ตำแหน่งที่เป็นจุดทับถมรวมของสิ่งต่างในเนื้อวัสดุ, จุดตัดกันของขอบเกรนชนิดTwin(แต่ในชิ้นงานที่ทดลองนี้ไม่มี) และผิวหน้าชิ้นงาน โดยเฉพาะตำแหน่งขอบเกรนชนิด High angle boundary
2. อัตราการเกิดนิวเคลียส(Nucleation Rate) จะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มความเครียด(Strain) ให้กับชิ้นงาน แต่ต้องสูงกว่าค่าต่ำสุดของความเครียดวิกฤต(Critical Strain)
3. การจัดเรียงตัวของนิวเคลียสมีความสัมพันธ์ในรูปสถิติกับการจัดเรียงตัวของบริเวณที่เกิดการแปรรูป หลักการนี้ค่อนข้างครอบคลุมแต่ก็ไม่ใช่ทั้งหมด
4. โดยทั่วไปอัตราการเกิดนิวเคลียสจะคงที่หรือลดลงตามเวลา แต่ในบางโอกาสก็เป็นไปได้ที่จะเพิ่มขึ้นตามเวลา ส่วนทางด้านช่วงระยะเวลาการฟักตัว(Incubation period) เพิ่มขึ้นถ้าอุณหภูมิที่ทำการอบต่ำลง แต่ในกรณีบางกรณีอาจจะไม่มีช่วงฟักตัวก็เป็นไปได้



รูปที่ 2.9 แสดงกราฟ ที่เป็นลักษณะเฉพาะของการตกผลึกใหม่ที่อุณหภูมิคงที่ โดยช่วงแรกของการอบจะมีช่วงการฟักตัวของการตกผลึกใหม่ด้วย

2.3.3 Nucleation Mechanism

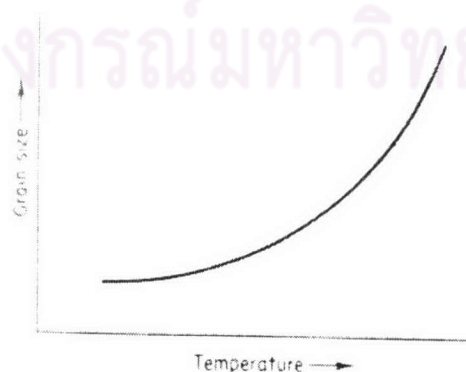
หนึ่งในกลไกของการเกิด Nucleation คือ ขณะอบชิ้นงานที่มี Dislocation ที่ซับซ้อนไม่เป็นระเบียบที่เกิดจากขึ้นรูป ได้เกิดการจัดเรียงตัวขึ้นใหม่มาในลักษณะเซลล์อิสระที่บริเวณขอบเกรน โดยล้อมรอบด้วย Dislocation มากมายที่กำลังแพร่ไปยังขอบเกรน โดยที่ขอบเกรนนี้เมื่อมีเซลล์หนึ่งเซลล์ใดโตเพียงพอมันจะโยกย้ายเข้าไปหาโดยทันทีและเกิดการ Recrystallization ขึ้นดังรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 แสดงการกำเนิดของนิวเคลียสที่มาจากเซลล์ที่มีลักษณะหลายเหลี่ยม โดยขอบเซลล์ดังกล่าวจะมี Dislocation จำนวนมากมายที่มีมุมการจัดเรียงตัวบิดเบี้ยวสูง (High Misorientation Angle) มารวมตัวกันและเซลล์ที่มีขนาดใหญ่จะมีแนวโน้มจะเคลื่อนย้ายไปรวมตัวกัน

2.4 การโตขึ้นของเกรน (Grain Growth)

เกรนที่มีขนาดใหญ่จะมีพลังงานอิสระ (Free Energy) ต่ำกว่าเกรนที่มีขนาดเล็ก เกรนที่มีขนาดใหญ่จะมีจำนวนขอบเกรนน้อยลง หรือในทางอุณหพลศาสตร์ที่มีสถานะพลังงานต่ำสุดก็คือเป็นผลึกเดี่ยว (Single Crystal) ดังนั้นแรงผลักดันในการให้เกิด Grain Growth คือ การลดระดับพลังงานอิสระของระบบ หรือการลดพื้นที่ผิวต่อปริมาตรของเกรนนั่นเอง



รูปที่ 2.11 แสดงแนวโน้มของอุณหภูมิที่จะมีต่อขนาดเกรนใหม่ที่จะได้จากขบวนการตกผลึก

2.4.1 Grain Size Control เนื่องด้วยการอบทั้งหมดขึ้นอยู่กับ Nucleation และ Grain Growth ปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Nucleation ทันทีทันใดแล้วตามด้วย Grain Growth อย่างช้าๆ จะได้ผลลัพธ์เป็นเกรนที่เล็กละเอียดในชิ้นงาน ในทางตรงกันข้ามปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Nucleation อย่างช้าๆแล้วตามด้วย Grain Growth อย่างทันทีทันใด ซึ่งได้ผลลัพธ์เป็นเกรนที่หยาบ ปัจจัยที่ควบคุมขนาดเกรนที่ได้หลังจากการตกผลึกใหม่มีดังนี้

ระดับความหนักรูปการแปรรูป ระดับความหนักรูปการแปรรูปเป็นปัจจัยที่สำคัญที่สุด ระดับความหนักรูปการแปรรูปที่มากกว่าจะช่วยให้เกิด Nucleation ได้ดีขึ้นและช่วยลดขนาดเกรนที่จะได้ให้เล็กลง

ในการวิจัยนี้ได้ใช้หลักการนี้ คือ ระดับการแปรรูปที่หนักมากจะช่วยมีจำนวนของนิวเคลียสที่มากขึ้น แล้วจะได้จำนวนเกรนที่มากและมีขนาดเล็กกระจายสม่ำเสมอ

เวลาที่ใช้กับอุณหภูมิ การเพิ่มเวลาให้กับอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิการตกผลึกไปแล้วจะเป็นการทำให้เกรนโตขึ้นและจะทำให้ขนาดเกรนสุดท้ายมีขนาดเพิ่มขึ้นด้วย

อุณหภูมิที่ใช้ในการอบ สำหรับอุณหภูมิการอบที่ต่ำกว่าแต่สูงกว่าอุณหภูมิการตกผลึก จะทำให้ได้เกรนที่สุดท้ายที่ละเอียดกว่า

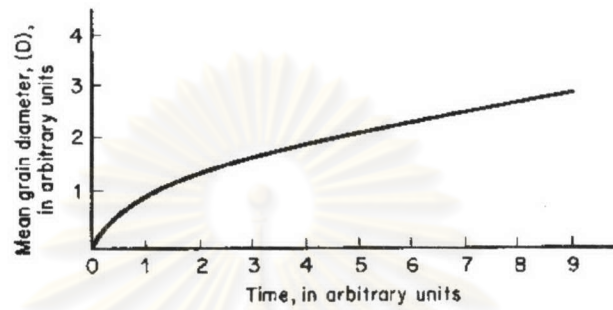
เวลาที่ใช้ในการอบ เวลาที่ใช้ในการให้ถึงอุณหภูมิที่จะทำการอบที่สั้นกว่า จะได้ขนาดเกรนสุดท้ายที่ละเอียดกว่า โดยในทางกลับกันการให้ความร้อนแบบช้าๆจะทำให้เกิดนิวเคลียสได้น้อย ซึ่งจะนำไปสู่การโตของเกรนและผลลัพธ์ที่สุดคือ เกรนที่หยาบกว่า

ธาตุเจือปนที่ไม่ละลาย การผสมธาตุเจือปนให้กระจายและที่ไม่ละลายผสมไปกับธาตุหลักในชิ้นงานในจำนวนที่มากกว่าและละเอียดกว่าจะช่วยให้ขนาดเกรนสุดท้ายที่ละเอียดกว่า โดยที่ธาตุเจือปนจะไปช่วยเพิ่มนิวเคลียสที่จะเกิดขึ้นในขั้นตอนการตกผลึกใหม่ นอกจากนั้นยังช่วยขัดขวางการโตของเกรนด้วย ดังตัวอย่างในตาราง 2.2 ธาตุเจือปนที่ไม่ละลายตัว อย่างเช่น Cu_2O ในทองแดง โดยตัว Cu_2O ไม่มีผลต่ออุณหภูมิในการตกผลึก แต่มีผลต่อการลดขนาดเกรนหลังตกผลึกให้เล็กลง

อัตราการเย็นตัว อัตราการเย็นตัวจากอุณหภูมิการอบโดยปกติจะมีผลต่อขนาดเกรนน้อยมากภายหลังจากทำการอบ ปัจจัยนี้อาจจะมีผลมากขึ้นก็ต่อเมื่อมีช่วงอุณหภูมิให้เกิดการโตขึ้นของเกรนได้และมีการเย็นตัวที่ช้า โดยในช่วงที่มีการเย็นตัวอย่างช้าๆนี้ตัววัสดุยังคงมีพลังงานเพียงพอที่จะทำให้เกิดการรวมตัวกันของเกรน ซึ่งนำไปสู่เกรนที่หยาบขึ้นได้

2.4.2 Normal Grain Growth

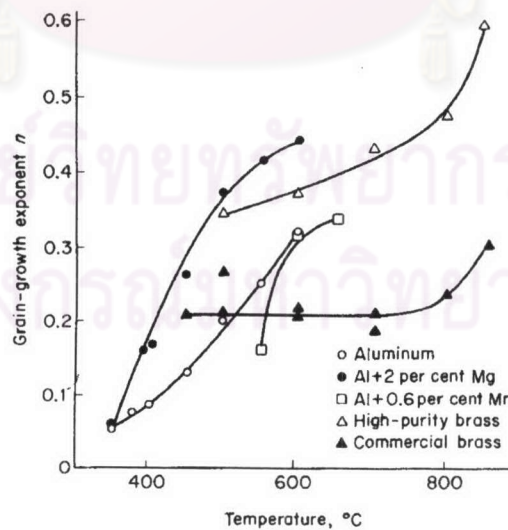
การที่เกรนโตขึ้นในขณะที่ให้อุณหภูมิที่เหมาะสม เป็นพฤติกรรมของเกรนเพื่อลดพลังงานที่ผิวของขอบเกรน เพราะจะเป็นระดับพลังงานที่ต่ำกว่า(เสถียรภาพสูงขึ้น) จากหลายการทดลองที่ผ่านมาพบว่าอัตราการเกิดเกรนโตจะมีลักษณะสมการ คือ $D = kt^n$ ซึ่งทางทฤษฎี $n = 1/2$ โดยที่ n ยิ่งมากอัตราการเกิดเกรนโตก็ยิ่งเร็วขึ้น



รูปที่ 2.12 แสดงกราฟของการโตขึ้นของเกรนแบบอุดมคติ(Ideal grain growth law) $D = kt^n$ โดยที่ค่า $n = 0.5$

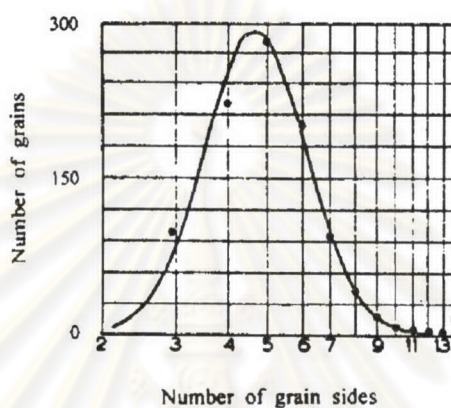
2.4.2.1 ลักษณะทั่วไปของการโตขึ้นของเกรน

แต่โดยมากจากวัสดุต่างๆ รวมถึงอะลูมิเนียมด้วยจะมีค่า n น้อยกว่า $1/2$ และเป็นค่าที่ไม่คงที่ ซึ่งขึ้นกับอุณหภูมิที่ใช้ในการเกิดเกรนโตและชนิดของวัสดุ โดยเฉพาะตัวอะลูมิเนียมที่จะทำการศึกษาจะมีลักษณะเลขยกกำลัง n ใน $D = kt^n$ ที่แปรผันตรงต่ออุณหภูมิมากกว่าวัสดุชนิดอื่นๆ



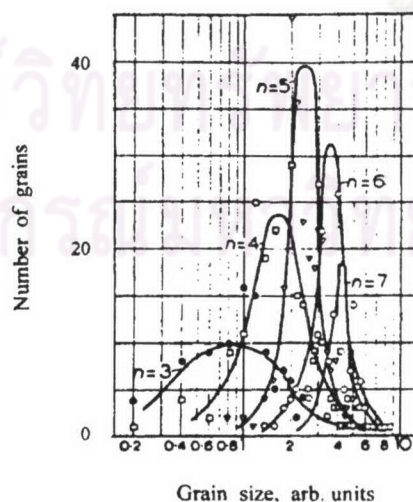
รูปที่ 2.13 แสดงการเปลี่ยนแปลงของเลขยกกำลัง n ของ grain growth law $D = kt^n$ ตามฟังก์ชันของอุณหภูมิ

แล้วถ้ามองทางด้านรูปร่าง^[1] หลังจากเกรนโตเมื่อได้รับการกระตุ้นจากช่วงอุณหภูมิหนึ่งที่เหมาะสม จะพบความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงของพลังงาน ในรูปจำนวนด้านของเกรนกับจำนวนเกรนที่มีจำนวนด้านนั้นๆ กล่าวคือถ้ามองในหน้าตัดสี่มุม(สองมิติ) จะพบมีการกระจายตัวส่วนใหญ่อยู่ในช่วง 3 ถึง 7 ด้าน โดยที่จำนวนด้านของเกรนยิ่งมากความเป็นไปได้ที่จะมีจำนวนเกรนก็ยิ่งน้อยลง(normal grain growth) และโดยทั่วไปจำนวนหน้าของเกรนเฉลี่ย คือ $m_n = 5 + 8/n$ ซึ่งหมายถึงส่วนใหญ่แล้วเกรนจะมีจำนวนด้านเท่ากับ 5 ด้าน



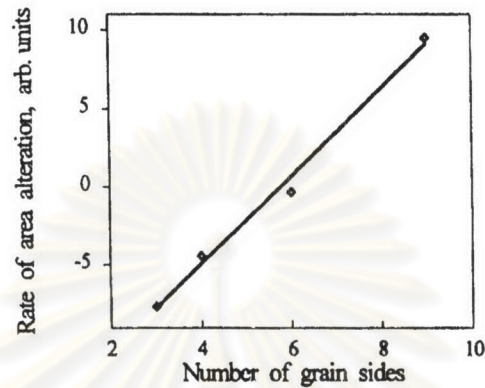
รูปที่ 2.14 การกระจายตัวของเกรนตามฟังก์ชันของจำนวนด้านของเกรน โดยการสุ่มตัดระนาบของชิ้นงาน

ส่วนทางด้านความสัมพันธ์ของขนาด จำนวนด้าน และอัตราการเปลี่ยนแปลงของพื้นที่ของเกรน ยังพบว่าการเปลี่ยนแปลงพลังงานของระบบให้ต่ำลง ในลักษณะที่เกรนยังมีขนาดใหญ่มากเท่าใด จำนวนด้านก็ยิ่งมากตามไปด้วย



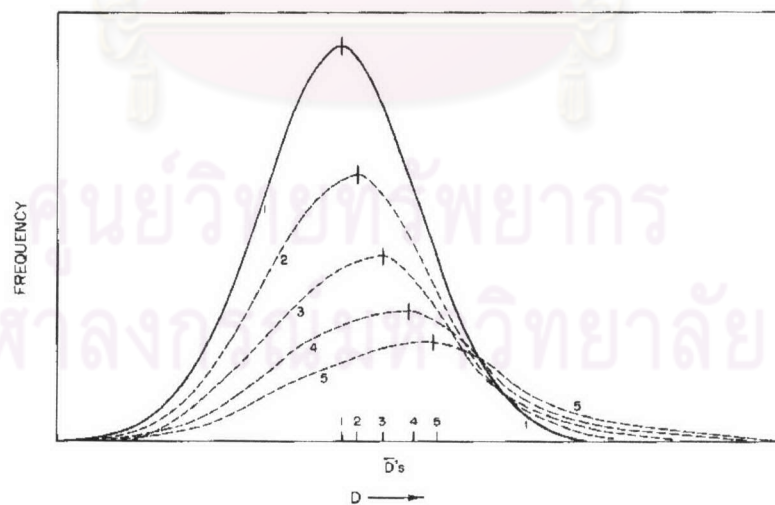
รูปที่ 2.15 แสดงการกระจายตัวของเกรนตามฟังก์ชันของจำนวนด้านของเกรน โดยการสุ่มตัดระนาบของชิ้นงาน

จากรูปที่ 2.15 มีความเป็นไปได้ของจำนวนด้านของเกรน มีมากที่สุดที่จำนวนด้าน $n = 5$ นอกจากนี้เกรนที่มีด้านมากกว่า 7 ด้านจะอยู่ติดกันอย่างมากที่สุดถึง 3 เกรน และในรูปที่ 2.16 โดยจากการทดลองที่ผ่านมา อัตราการเปลี่ยนแปลงของพื้นที่ของเกรนจะแปรผันตรงกับจำนวนด้านของเกรน ขณะเกิดการโตของเกรน



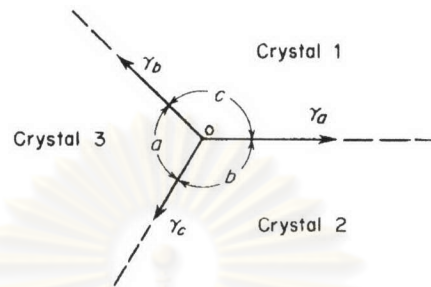
รูปที่ 2.16 แสดงความสัมพันธ์แบบเชิงเส้นของ อัตราการเปลี่ยนแปลงของพื้นที่เกรนต่อจำนวนด้านของเกรน

ในด้านการกระจายตัวของเกรนหลังจากเกิดเกรนโต โดยจากการทดลองที่ผ่านมาพบว่า ถ้าเราให้ตอนเริ่มต้นของชิ้นงานมีขนาดเกรนที่เล็กและมีขนาดใกล้เคียงกัน เมื่อเราให้อุณหภูมิเพื่อให้เกิดเกรนโต พฤติกรรมทั่วไปที่เกิดขึ้นจะพบว่า การกระจายตัวของขนาดเกรนจะยิ่งมากขึ้นตามขนาดของเกรนที่โตขึ้น



รูปที่ 2.17 แสดงการกระจายตัวของเกรนจากผลกระบวนการเกิดเกรนโต

ผลกระทบที่มีต่อบริเวณ Triple junction ก็คือ เกรนที่มีสีหน้าในสามมิติหรือภาพเกรนสามด้านในสองมิติมีการหดตัวลง จากการขยายตัวของเกรนที่ใหญ่กว่าที่อยู่รอบๆ สุดท้ายของเกรนขนาดเล็กจะอยู่ในสภาพของ Triple junction ซึ่งจะส่งผลต่อพลังงานโดยรวมของระบบให้ต่ำลง ในรูปของแรงตึงผิวและลักษณะของมุม dihedral angle



รูปที่ 2.18 แสดงลักษณะบริเวณ triple junction และมุมต่างๆใน dihedral angle



รูปที่ 2.19 แสดงรูปแบบการหดตัวของเกรนใน 2 มิติ จนกลายเป็น triple junction

2.4.2.2 แรงผลักดันในการเคลื่อนตัวของขอบเกรน(Driving Force of Grain Boundaries)

ในการอธิบายการเคลื่อนที่ของขอบเกรน จะยกตัวอย่าง เกรนของ Cu สองเกรน โดยแต่ละตัวมีค่า Chemical Potential μ ดังในรูปที่ 2.20 โดย grain I มีค่ามากกว่า grain II แรงบนอะตอมของ Gibbs Chemical Potential $-d\mu/dZ$ จะเป็นลักษณะเป็นแนวโน้มแบบลาดเอียง ถ้าพิจารณาความแทรกสอดบนความหนา λ ซึ่งเกรน I มีแรงแทรกสอดไปยังเกรน II โดยที่อะตอมของเกรน I จะกระโดดไปยังเกรน II ซึ่งเป็นเหตุให้ขอบเกรนเกิดการเคลื่อนย้ายไปทางซ้าย ด้วยความเร็วเท่ากับความเร็วเฉลี่ยของอะตอมเคลื่อนที่มาทางขวา ดังสมการด้านล่าง

$$v [\text{grain boundary}] = -v [\text{grain boundary atoms}]$$

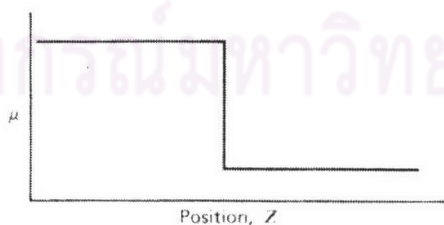
ความเร็วเฉลี่ยของขอบเกรน อาจอยู่ในรูป $v = BF$ โดยที่ B เป็นค่าความสามารถในการเคลื่อนย้าย(Mobility) และ F เป็นแรงที่ใช้ในการเคลื่อนที่ โดยความเร็วเคลื่อนที่ของขอบเกรนจะได้ว่า

$$v_{gb} = B \cdot \frac{\Delta\mu}{\lambda}$$

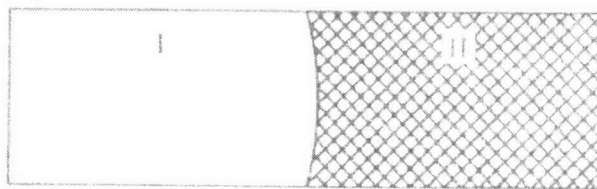
โดยที่ความเร็วจะขึ้นอยู่กับ ความแตกต่างของ Chemical Potential และ ค่าความสามารถในการเคลื่อนย้ายของอะตอม ทั้งสองด้านของขอบเกรนนั่น

Driving Force สามารถจำแนกได้เป็น 3 อย่าง ดังนี้

1. พลังงานสะสม(Stored Energy) เมื่อวัสดุถูกแปรรูปเข้ามา จะมีความหนาแน่นของข้อบกพร่องในโครงผลึก โดยข้อบกพร่องส่วนใหญ่ จะเป็น Dislocation ที่เพิ่มพลังงานให้กับโครงผลึก เมื่อพิจารณาวัสดุ Bicrystal ดังรูปที่ 2.21 โดยที่ เกรน I ได้ผ่านการอบอ่อนมาแล้ว และเกรน II ได้ถูกแปรรูปเข้ามาอย่างหนัก โดยเป็นที่รู้จักกันเป็นอย่างดีว่า Gibbs Chemical Potential มีความสัมพันธ์กับ Partial Molal Free Energy ซึ่งสามารถเขียนอยู่ในรูป Chemical Potential ที่แตกต่างกันระหว่าง 2 เกรนนี้ $\Delta\mu = \Delta\bar{E} + P\Delta\bar{V} - T\Delta\bar{S}$ แต่ด้วยการประมาณการจึงได้ $\Delta\mu = \bar{E}_{II} - \bar{E}_I$ (ไม่สนใจการเปลี่ยนแปลงปริมาตรและพลังงาน Entropy ซึ่งมันเล็กน้อยมากเมื่อเทียบกับพลังงานที่ให้กับเกรน) เมื่อพิจารณาพลังงานสะสมของเกรนที่ผ่านการอบอ่อนมาแล้ว ให้เป็นศูนย์ สามารถเขียนสมการความเร็วของเกรนได้ $v_{gb} = B \frac{E_s/A}{\lambda}$ จากพลังงานสะสมที่มีอยู่(A เป็น Avogadro's number และ E_s เป็นพลังงานสะสมต่อโมลในเกรน II) สมการนี้ใช้ได้ดีในขบวนการตกผลึกใหม่และการหาความเร็วการเคลื่อนที่ของขอบเกรนแบบเชิงเส้น



รูปที่ 2.20 แสดง Chemical Potential ที่แตกต่างกันที่ถูกกั้นด้วยขอบเกรน

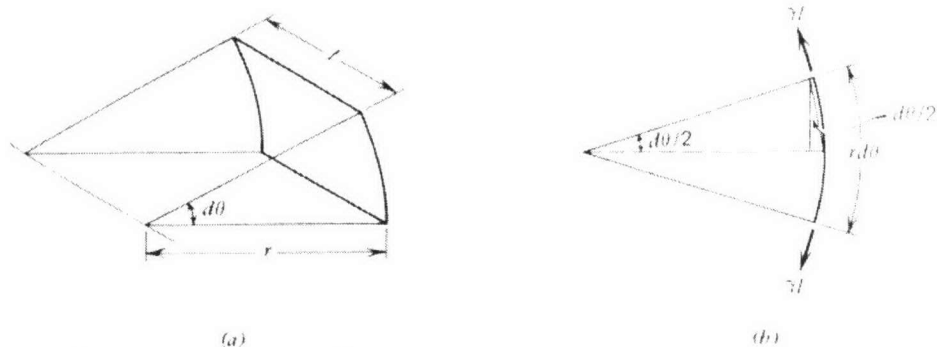


รูปที่ 2.21 ขอบเกรนระหว่างเกรน I ที่ผ่านการอบแล้ว และเกรน II ที่ผ่านการแปรรูปเย็นมา

2. ความเครียดยืดหยุ่น(Elastic Strain) โดย Elastic Strain มีค่าเท่ากับ $\frac{E}{V} = \frac{\sigma \varepsilon}{2}$ (σ เป็น Stress และ ε เป็น Strain) เมื่อแทนค่า Young's Modulus E ในสมการ Hooke's Law จะกลายเป็น $\sigma^2/(2E)$ เมื่อทำการทดลองนำชิ้นงาน Bicrystal ที่ผ่านการอบแล้ว มาอยู่ภายใต้ความเค้นตามแนวแกน σ แต่ 2 เกรนนี้มีค่า Modulus ที่แตกต่างกัน คือ E_I และ E_{II} ดังนั้นจะเกิดความเค้นภายในเกรนในระดับพลังงานต่ออะตอมที่ต่างกัน ทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของขอบเกรน โดยได้ความเร็วดังสมการ $v_{gb} = \frac{B}{\lambda} \cdot \frac{\sqrt{\sigma^2}}{2} \left[\frac{1}{E_{II}} - \frac{1}{E_I} \right]$ โดยที่ $\sqrt{\sigma^2}$ เป็นปริมาตรต่ออะตอม และ λ เป็นความหนาของขอบเกรน

3. ความโค้งงอของขอบเกรนที่เกิดการแทรกสอด(Interface Curvature) ตลอดผิวหน้าของขอบเกรนที่โค้งที่มีการแทรกสอด จะปกคลุมไปด้วยความเค้นที่ผิว Surface Stress เมื่อพิจารณาชิ้นผิวทรงกระบอกเล็กๆ ที่มีรัศมีความโค้ง r มี Surface Stress เท่ากับ Surface Tension γ แรงที่กระทำบนพื้นผิว $\gamma \cdot \ell$ ดังรูปที่ 2.22 เมื่อทำการสมดุลความดันบนผิวหน้าแล้วจะพบว่า เกรนที่เป็นด้านเว้าจะมีแรงดันมากกว่าเกรนด้านนูนเล็กน้อย โดยแรงส่วนต่างนี้ มีค่าเท่ากับ(เมื่อมุม θ น้อยๆ) $\Delta P = \gamma / r$

โดยทั่วไปแล้วผิวหน้าไม่ใช่ทรงกระบอก แต่เป็นส่วนโค้งที่ซับซ้อนมากกว่านั้น ดังนั้นเมื่อเราพิจารณาทรงกลมอย่างเช่น ลูกกรักบี้ จะมีส่วนโค้งที่แตกต่างกัน ระหว่างระนาบของแกนหลักและแกนรอง ซึ่งส่วนตัดของรัศมีของส่วนโค้งทั้ง 2 กำหนดด้วยรัศมี r_1 และ r_2 จะได้ความดันที่แตกต่าง $\Delta P = \gamma \left[\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right]$ แต่ถ้าเป็นกรณีลูกบอลทรงกลม $\Delta P = 2\gamma / r$



รูปที่ 2.22 แสดง element ของพื้นผิวโค้งทรงกระบอกที่จำลองสำหรับขอบเกรน

จากที่ผ่านมทั้งหมด เราพอจะสรุปได้ว่า

1. การที่ขอบเกรนมีลักษณะโค้ง แสดงว่ามีแรงผลักดัน(Driving Force) ให้เกิดการโตขึ้นของเกรนอยู่ภายใน และเนื่องจากสมการ Gibbs-Thomson Equation ($\mu' - \mu'' = \frac{\bar{V}2\gamma}{r}$) โดยที่ μ คือ Chemical Potential และ \bar{V} เป็นปริมาตรต่ออะตอม) จะพบว่าเกรนด้านที่เว้า จะมีแรงดันมากกว่าด้านที่นูน เนื่องจาก Chemical Potential ที่สูงกว่า ด้วยเหตุนี้เกรนที่มีด้านเว้าจึงเคลื่อนที่ไปยังด้านที่นูน

2. ขอบเกรนด้านเว้าเคลื่อนที่เข้าหาด้านนูนภายใต้แรงที่เหนี่ยวนำมาจากความโค้งของขอบเกรนทำให้เกรนเคลื่อนที่จากตำแหน่งที่ 1 ไปยังตำแหน่งที่ 2 ขณะทำการอบดังรูปที่ 2.23



รูปที่ 2.23 แสดงการโตขึ้นของเกรนอะลูมิเนียม

3. เกรนที่มีขนาดเล็ก(น้อยกว่า 6 ด้านใน 2 มิติ) จะมีขนาดเล็กลงไปเรื่อยๆ และเกรนที่มีขนาดใหญ่(มากกว่า 6 ด้าน ใน 2 มิติ) ก็จะมีขนาดใหญ่ขึ้นเรื่อยๆ ดังผลมาจากความโค้งของขอบเกรน เหนี่ยวนำให้เกิดเกรนโตขึ้นเมื่อทำการอบ ผลลัพธ์ดังกล่าวนี้ เป็นที่ชัดเจนดังในตัวอย่างรูปที่ 2.24 ซึ่งเป็นกรณีการโตขึ้นของฟองสบู่ เนื่องมาจากการแพร่ของแก๊สผ่านทะลุผนังฟองสบู่ จากด้านความดันสูงไปด้านความดันที่ต่ำกว่า โดยความดันที่แตกต่างนี้เป็น 2 เท่าในสมการ

$$\Delta P = \gamma \left[\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right] \text{ เพราะผนังของฟองสบู่เป็น 2 ชั้น}$$


รูปที่ 2.24 แสดงการเคลื่อนที่ของขอบเกรน ขณะเกิดการโตขึ้นของฟองสบู่ จากภาพ(a) ไป(b)

จากที่ได้กล่าวมาทั้งหมด ปัจจัยที่ทำให้ผิวหน้าของผนังเกรนมีลักษณะที่โค้ง เนื่องมาจากแรงขับเคลื่อนของ Chemical Potential จากอะตอมที่รัยล้อมเกรนนั้นแล้ว นอกจากนั้นยังมี 2 สาเหตุ

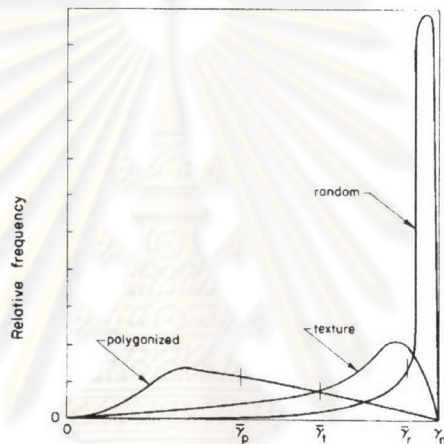
1. ความแตกต่างทางด้านพลังงานสะสมภายใน จากขบวนการแปรรูปเย็น
2. ขอบเกรนต่างๆ มีลักษณะโค้ง

2.4.3 การรวมตัวกันของเกรน(Grain Coalescence)

2.4.3.1 ลักษณะทั่วไปของการเกิด Grain Coalescence

พฤติกรรมการรวมกันของเกรนเป็นลักษณะที่เกิดขึ้นร่วมกับขบวนการ recrystallization and grain growth ซึ่งเกิดขึ้นในโครงสร้างของเกรนในโลหะ แต่บ่อยครั้งจะมีการศึกษาร่วมด้วยกับลักษณะการโตขึ้นของโครงสร้างของฟองสบู่ แต่สิ่งที่แตกต่างกันระหว่างโลหะจริงกับฟองสบู่คือ แรงตึงผิวไม่สม่ำเสมอ, มุมยอดของเกรน นอกจากนี้การศึกษารวมตัวกันของเกรน ยังเกี่ยวข้องกันถึงการศึกษ้อีกหลายด้าน เช่น depolygonization, recrystallization, annealing textures, annealing twins, grain growth cessation เป็นต้น เป็นลักษณะที่มีความซับซ้อนน้อยลง

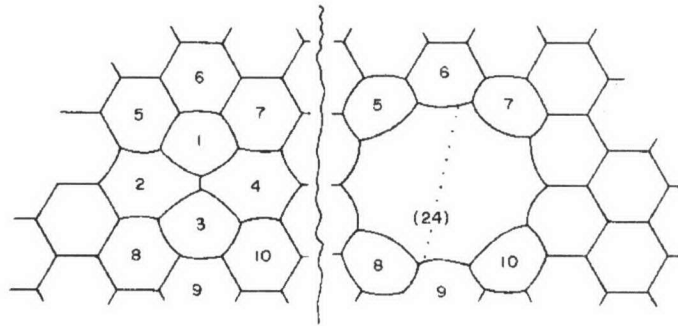
ในบ่อครั้งจะมีการกล่าวถึงแรงตึงผิว(Surface Tension) และพลังงานอิสระ(Free Energy) แท้ที่จริงแล้วมันคือสิ่งเดียวกัน แรงตึงผิวหรือพลังงานอิสระ จะแทนด้วยตัวแปร γ โดยในธรรมชาติจะมีการกระจายตัวที่ไม่สม่ำเสมอดังรูปที่ 2.25 ซึ่งแสดง frequency distribution curves ของ γ สำหรับขอบเกรน ในโครงสร้างเกรน Polygonized, texture และ random ทั้งนี้โครงสร้างแบบนี้เป็นโครงสร้างที่ไม่เสถียรนัก โดยโครงสร้างแบบ random เป็นลักษณะทั่วไปที่พบบ่อยที่สุด ซึ่งค่า γ ต่ำกว่า γ_m ประมาณ 1% ถึง 2% เท่านั้น โครงสร้างเป็น ชนิด polygonized เป็นชนิดที่มีค่า γ ต่ำกว่า ซึ่งจะเป็นโครงสร้างที่ได้จากการรวมตัวของเกรน ดังนั้นจึงมีเสถียรภาพสูงกว่า แบบ random และเป็นที่แน่ชัดอีกอย่างหนึ่ง ถ้าทำการเพิ่มการจัดเรียงโครงสร้างเกรนให้ดีขึ้น จะเพิ่มความเป็นไปได้ที่จะมีขอบเกรนชนิด γ ต่ำ ผสานกันมากขึ้น



รูป 2.25 แสดงการกระจายความถี่ของค่าแรงตึงผิว γ ของขอบเกรนของสามโครงสร้างที่แตกต่างกัน โดยที่ค่าเฉลี่ย $\bar{\gamma}_p$, $\bar{\gamma}_t$ และ $\bar{\gamma}_r$ ของ Polygonized, Texture และ Random Structure ตามลำดับ

2.4.3.2 กลไกการรวมตัวกันของเกรน(Coalescence Mechanism)

สภาวะพิเศษจะเกิดขึ้นบนขอบเกรนเมื่อมีขอบเกรน γ ต่ำ ที่มีปฏิสัมพันธ์กับขอบเกรนอื่น ลักษณะนี้จะเรียกว่า Geometric Coalescence Mechanism ในรูปที่ 2.26 เป็นภาพวาดของเกรนหกเหลี่ยม ซึ่งจะเกิดการชนกันแล้วเกิดการรวมตัวกันของเกรน 2 และ 4 แล้วเกิดเป็นเกรนใหม่ที่มีสปีดด้านที่ซับซ้อนขึ้น โดยขอบเกรนใหม่ที่เกิดขึ้นมี γ ต่ำวางตัวตามแนวตั้งการจัดเรียงตัวที่สมมาตร

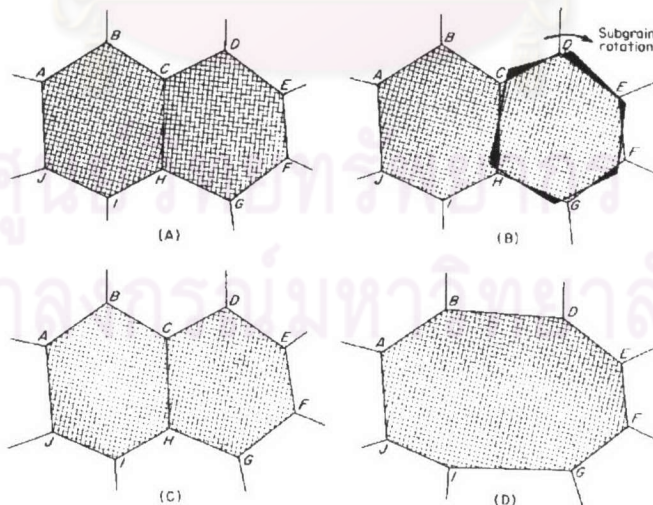


รูปที่ 2.26 แสดงการรวมกันทางรูปร่างของเกรน 2 และ 4 โดยเมื่อรวมตัวกันแล้วได้มีการจัดเรียงเข้าหากัน ซึ่งขอบรอยต่อเดิมได้กลายเป็นขอบเกรนย่อย(sub-boundary)(24)ขึ้นมา

ขอบเกรน γ ดังที่ข้างประกอบไปด้วยดิสโลเคชัน การแบ่งกันนี้ขึ้นกับ Degree of Misorientation ซึ่งบางครั้งขอบเกรนไม่สามารถรวมกันได้ โดยเฉพาะเมื่อการจัดเรียงตัวไม่สมมาตร หรือขอบเกรนเป็นลักษณะโค้ง เมื่อปรากฏเกรนที่มีขนาดใหญ่ติดกับเกรนที่มีขนาดเล็กมีแนวโน้มที่ขอบเกรนจะมีลักษณะโค้งงอมากขึ้น ซึ่งเป็นดังเช่นเดียวกับของฟิล์มในฟองสบู่ที่มีการแบ่งแยกกัน

Subgrain coalescence by a rotation of one subgrain

เป็นอีกกลไกหนึ่งที่เกิดขึ้นโดยที่ sub-boundary หายไป โดยหมุนของ subgrain ใน subgrain หนึ่งหรือทั้งสองเกรนย่อยหรืออาจจะเกิดจากการ climb ของ dislocation โดยการใช้ vacancy motion หรือ diffusion ทั้งนี้การเกิดต้องมีส่วนช่วยจากอุณหภูมิ หลังจากการรวมตัวแล้ว ยังมีผลของ surface energy effect เพื่อจัดส่วนที่เป็น cusped section BCD และ GHI ให้ตรง



รูปที่ 2.27 แสดงการรวมตัวกันของ 2 เกรนที่มีการจัดเรียงตัวที่แตกต่างกัน โดยเป็นลักษณะที่มีเกรนหนึ่งเกรนใดหรือทั้ง 2 เกรนหมุนตัวเพื่อเข้าหาเพื่อให้ได้การจัดเรียงตัวที่ตรงกัน ดังภาพ(D)

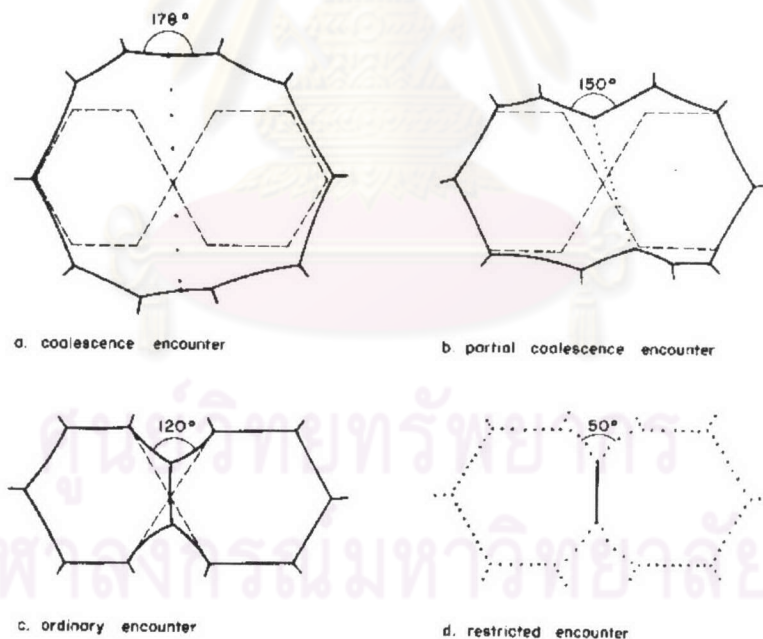
Geometrical coalescence คือ การรวมตัวของสองเกรนใน ซึ่งขอบเกรนมีการจัดเรียงเข้าหากันอย่างงดงาม โดยในการเคลื่อนตัวนี้จะเคลื่อนจากภายนอกเข้าสู่ภายในของกลุ่มเกรนที่รวมกัน เมื่อเวลาผ่านไปมุม Dihedral Angle ภายนอกจะเปลี่ยนไปตาม sub-boundary ภายในที่ถูกสร้างขึ้น ตามแนวทางการเกิดสมดุล ปริมาตรของเกรนในการรวมตัวกันค่อยๆเพิ่มขึ้น ซึ่งมากกว่าการบวกกันของกลุ่ม Coalescing Pair

Linear Coalescence คือ ขอบเกรนมีการจัดเรียงตัวตามพื้นฐานการเคลื่อนตัวภายในกลุ่มรวมกัน (Coalescing Pair) ผลรวมของปริมาตรจะเป็นการบวกกันของกลุ่ม Coalescing Pair เท่านั้น

นอกจากนี้บางโอกาสขอบเกรน γ ดำไม่เพียงแต่การรวมตัวกันของเกรนที่มีการจัดเรียงตัวใกล้เคียงกันเท่านั้น แต่ยังมีลักษณะการรวมกันของเกรนในลักษณะใกล้เคียง Twin-Oriented หรือมีการจัดเรียงเป็นแบบ K-W Oriented โดยลักษณะดังกล่าวเหล่านี้เรียกว่า Pseudocoalescence

2.4.3.3 ชนิดการรวมตัวกันของเกรน

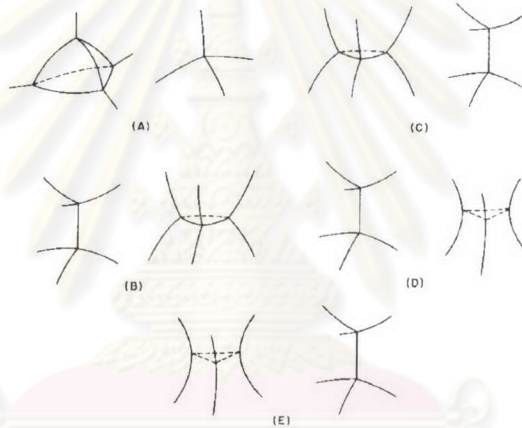
การรวมตัวกันของเกรนที่มีมุมแตกต่างกัน สภาวะการประสานกันนั้นสามารถจำแนกได้ 4 แบบ ดังรูปที่ 2.28



รูปที่ 2.28 ลักษณะสี่ประเภทของการรวมตัวกัน

- a) เมื่อจุดสมมูลของการรวมกันโดยมี External dihedral angle ประมาณ 180 องศาจะเป็นการรวมกันทางรูปร่างโดยสมบูรณ์(Full Geometrical Coalescence)
- b) สำหรับกรณี External dihedral angle ประมาณ 120 ถึง 180 องศา จะเกิดการรวมกันทางรูปร่างเพียงบางส่วน(Partial Geometrical Coalescence)
- c) ลักษณะทั่วไปที่พบกันบ่อยซึ่งมี External dihedral angle ประมาณ 120 องศา การรวมตัวกันถูกจำกัด ซึ่งเกิดจากการจัดเรียงตัวเข้าหากันมากเป็นพิเศษ
- d) External dihedral angle น้อยกว่า 120 องศา และในกรณีของโครงสร้างยังไม่เข้าสู่สมมูล จะเกิดแค่เพียงการชนกันเพียงจุดเดียว ไม่เกิดการรวมตัว

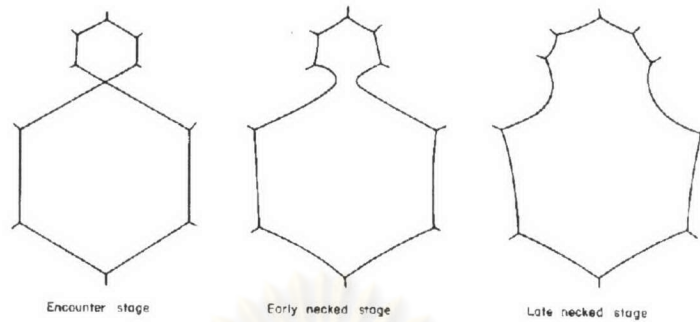
ลักษณะการรวมตัวกันของเกรนในปริภูมิ 3 มิติ มีได้หลายลักษณะมาก แต่มีรูปร่างการรวมตัวกันแบบพื้นฐานดังรูปที่ 2.29



รูปที่ 2.29 แสดง 5 รูปแบบพื้นฐานทางเรขาคณิตในการรวมตัวกันของเกรน(สามมิติ)

- (A) เป็นการสูญเสียสายของเกรนทรงสี่หน้า เมื่อมีการโตขึ้นของเกรนรอบข้างตัวมัน ซึ่งเป็นรูปร่างสุดท้ายที่จะดำรงอยู่ของเกรน
- (B) เป็นการรวมตัวกันของเกรนที่อยู่แนวตั้งของภาพ มีผลให้เกรนในแนวราบถูกเบียดบัง ซึ่งเป็นการรวมแบบ Pseudocoalescence
- (C) เป็นลักษณะทำนองเดียวกับภาพ(B) โดยที่เกรนในแนวราบเบียดบังเกรนในแนวตั้งของภาพ
- (D) เป็นการรวมตัวกันของเกรนที่อยู่แนวตั้งของภาพ มีผลให้เกรนในแนวราบถูกเบียดบัง ซึ่งเป็นการรวมแบบ Geometrical coalescence
- (E) เป็นลักษณะทำนองเดียวกับภาพ(D) โดยที่เกรนในแนวราบเบียดบังเกรนในแนวตั้งของภาพ

การรวมตัวของเกรน ชนิดคอคอด(Necked of grain coalescence)



รูปที่ 2.30 ลำดับขั้นตอนการรวมตัวกันของเกรนชนิดคอคอด ซึ่งเกิดขึ้นได้ไม่บ่อยนัก

เป็นลักษณะที่เกิดขึ้นไม่บ่อยนัก ที่เกิดจากการ annealing แล้วเกิดการลดอุณหภูมิโดยฉับพลัน และมักจะเกิดในโครงสร้างชนิด polygonized structures ซึ่งทางด้านการรวมตัวมีทั้งเกิดและไม่เกิด sub-boundaries แต่อย่างไรก็ถือว่าเป็น pseudocoalescences โดยมีตัวอย่างการเกิด necked grain ดังรูปที่ 2.31



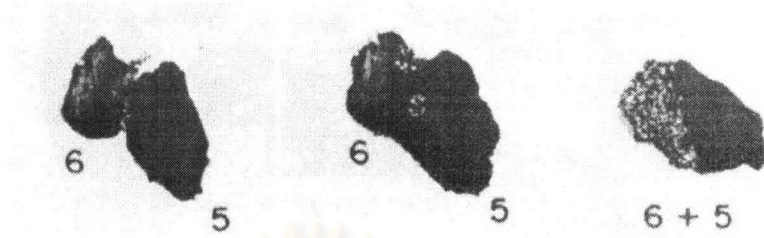
รูปที่ 2.31 ลักษณะการเกิดคอคอด จากการรวมตัวแบบ geometrical coalescence

ที่ไม่สมบูรณ์ของชิ้นงานสลักเดี่ยว silicon-iron ที่ถูกแปรรูปขึ้นมา

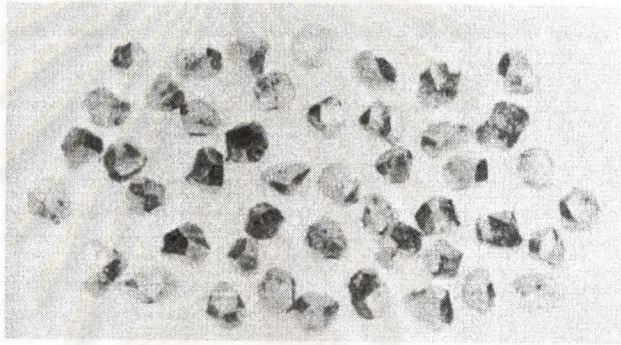
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

2.4.3.4 ลักษณะการรวมตัวในเกรนจริง

เป็นการแสดงภาพรวมทางกายภาพของการรวมตัวกันของเกรนในลักษณะต่างๆที่จะเกิดขึ้นจริง

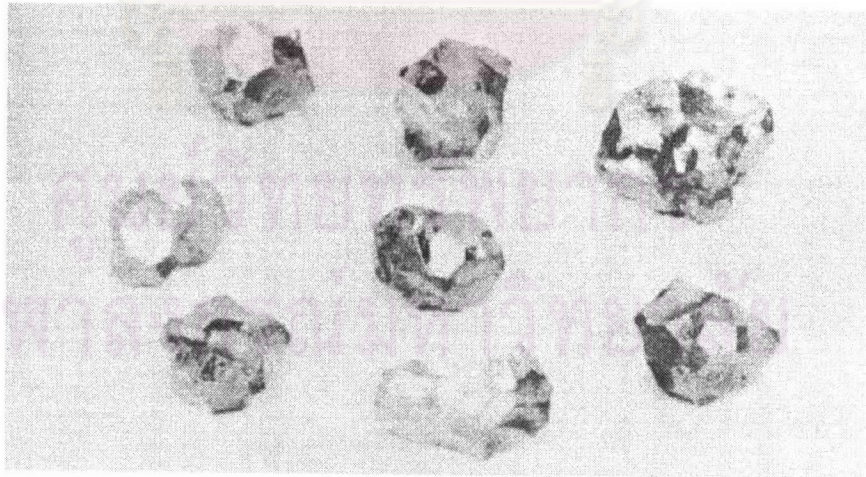


รูปที่ 2.32 แสดงภาพลำดับภาพที่สังเกตได้จากกล้อง of x-ray reflection microscope ของเกรนคู่หนึ่ง โดยแบ่งได้ 3 ขั้นตอนของการรวมตัวขณะทำการอบ หมายเลขที่มีอยู่เป็นเพียงชื่อที่ใช้เรียกแต่ละเกรน



Grains removed from a beta brass specimen

รูปที่ 2.33 ลักษณะของเกรนทองเหลือง(beta brass)จริงๆที่ถูกแกะออกมา ซึ่งเป็นเกรนที่ยังไม่มีการรวมตัว



รูปที่ 2.34 ลักษณะของเกรนทองเหลือง(beta brass)จริงๆที่ถูกแกะออกมา ซึ่งเป็นเกรนที่เกิดการรวมตัวแล้ว

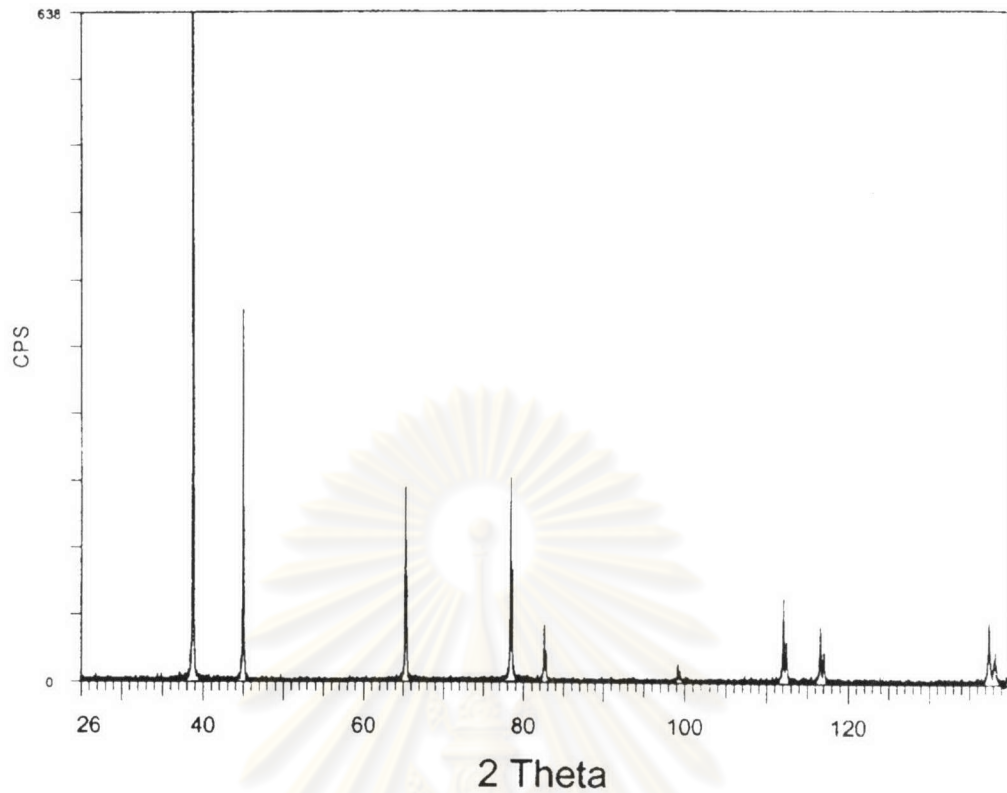
2.4.3.5 สรุป ลักษณะทั่วไปของเกรน

- โครงสร้างของเกรนในโลหะ ต่างจากโครงสร้างของฟอสฟอรัส โครงที่แรงดึงผิวไม่สม่ำเสมอ, มุมยอด ของเกรน
- เกรนที่มีขนาดใหญ่กว่าจะมี Chemical Potential ที่สูงกว่า เกรนที่มีขนาดเล็กกว่า
- เกรนที่มีด้านมากกว่าหกด้าน(ในสองมิติ) มีแนวโน้มจะโตยิ่งขึ้น
- เกรนที่มีด้านน้อยกว่าหกด้าน(ในสองมิติ) มีแนวโน้มจะลดขนาดลง
- เกรนขนาดเล็กจะมีจำนวนหน้าทีน้อย และในทางตรงกันข้ามเกรนขนาดใหญ่ จะมีจำนวนหน้ามาก
- ใน 2 มิติเกรนสามหน้าจะเป็นรูปร่างสุดท้าย
- ใน 3 มิติเกรนสี่หน้าจะเป็นรูปร่างสุดท้าย
- ในการลดลงของขนาดเกรน จะลดลงทีละหน้า เช่น ทรงแปดหน้ากลายเป็นทรงเจ็ดหน้า...
- เกรนใหญ่เมื่ออยู่ติดกับเกรนเล็ก พลังที่สัมผัสกันจะ โกงเข้าหาเกรนที่ใหญ่กว่า เพราะแรงดึงผิวของเกรนใหญ่มีน้อยกว่าเกรนเล็ก
- เกรนที่มีขนาดใหญ่ขึ้นก็ยิ่งมีความซับซ้อนในโครงสร้างมากยิ่งขึ้น

2.5 การวิเคราะห์ด้วยวิธีเอ็กซ์เรย์ดีฟเลกชัน(X-ray diffraction)

จากแพทเทิร์น(pattern)ที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยวิธีเอ็กซ์เรย์ดีฟเลกชันสามารถให้ข้อมูลได้หลายอย่าง เช่น ระยะห่างเฉลี่ยระหว่างระนาบผลึกอะตอม, การจัดเรียงตัวในผลึกเดี่ยวหรือเกรนได้, สามารถหาโครงสร้างผลึกที่ไม่ทราบในวัสดุได้, สามารถวัด ขนาด รูปร่าง และความเค้นภายในบริเวณผลึกเล็กๆได้ เป็นต้น โดยในงานวิจัยนี้ได้ใช้ประโยชน์ทางด้านการจัดเรียงตัวเพื่อศึกษาระนาบต่างๆในเกรนอะลูมิเนียม ซึ่งระนาบที่ปรากฏในอะลูมิเนียมโดยทั่วไปทั้งหมดมีประมาณ 9 พีก แต่ในชิ้นงานจริงอาจมีไม่ครบเนื่องจากระนาบที่ปรากฏจะขึ้นอยู่กับกระบวนการและกรรมวิธีที่ใส่ให้กับชิ้นงานและส่วนที่จะสแกนเพื่อศึกษา ซึ่งการเกิดขึ้นของแต่ละพีก(peak)ที่เรามองศานั้นๆ เป็นลักษณะเฉพาะที่จะบ่งบอกถึงระนาบในผลึก ส่วนความสูงของพีกหรือความเข้ม(intensity)จะบ่งบอกถึงจำนวนมากน้อยของระนาบนั้นๆที่จะเกิดขึ้นในผลึก

ในการอธิบายพฤติกรรมการสะท้อนของระนาบต่างๆ ที่เกิดขึ้นต้องอาศัยกฎของแบรกก์ (Bragg 's law) ซึ่งจะกล่าวดังต่อไปนี้



รูปที่ 2.35 แสดงแพทเทิร์นของการเกิด peak ณ ตำแหน่งมุมต่างๆ ในอะลูมิเนียม

ตารางที่ 2.3 แสดงรายการดัชนีระนาบ hkl ของอะลูมิเนียม

Material: Aluminium Radiation: Cu K α $\lambda_{K\alpha 1} = 0.154056$ nm		
Peak #	2 θ ($^{\circ}$)	hkl
1	38.52	111
2	44.76	200
3	65.14	220
4	78.26	311
5 ^a	82.47	222
6 ^a	99.11	400
7 ^a	112.03	331
8 ^a	116.60	420
9 ^a	137.47	422

^a The α_1 and α_2 peaks have been resolved for these reflections. But since we do not need a very high accuracy, we have taken the 2 values of the α_1 component only.

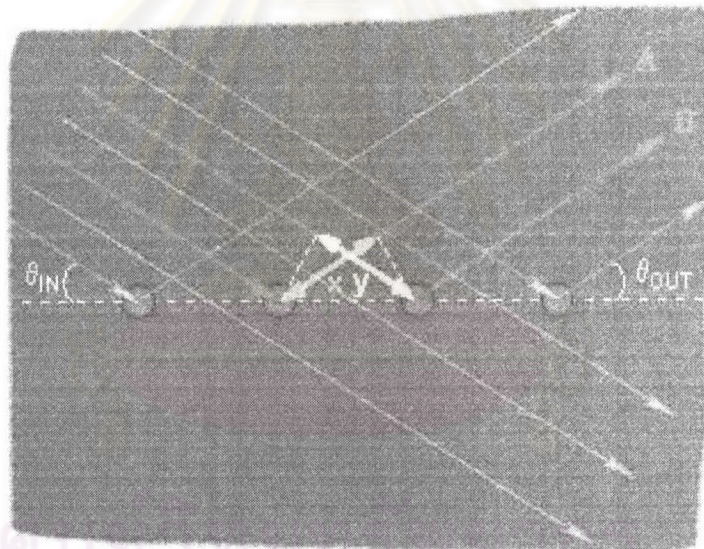
2.5.1 กฎข้อที่ 1 ของแบรกก์(Bragg's law I)

เป็นกฎที่ว่าด้วยการสะท้อนและหักเหของรังสีหรือแสงชนิดความถี่เดียว(monochromatic radiation) โดยมีพิจารณาโดยเบื้องต้นบนอะตอมเพียงชั้นเดียว ที่มีระยะห่างระหว่างอะตอมสม่ำเสมอ โดยมีลำแสงมาตกกระทบบนอะตอม θ_{in} ซึ่งจะมีรังสีที่เป็นส่วนหนึ่งของลำแสงดังกล่าวที่จะทำปฏิกิริยากับอะตอมและสะท้อนในทุกทิศทุกทาง และจะมีอีกส่วนหนึ่งที่เป็นส่วนใหญ่ที่ผ่านทะลุและถูกดูดกลืนเข้าไปในตัววัสดุ

และเมื่อพิจารณาในส่วนของคลื่นรังสี A และ B ที่สะท้อนหักเหแล้วมีเฟสที่เสริมกัน โดยระยะทางการเคลื่อนที่เท่ากันอย่าง $x = y$ ซึ่งจะเกิดขึ้นได้เมื่อ

$$\theta_{in} = \theta_{out}$$

การหักเหของลำรังสีในสภาพดังกล่าว ที่มุมตกกระทบบและมุมสะท้อนเท่ากันจะเป็นจริงไม่ว่าจะเป็นความยาวคลื่นใดๆ



รูปที่ 2.36 แสดงระนาบอะตอมเดี่ยว โดยมีลำรังสีตกกระทบบ

2.5.2 กฎข้อที่ 2 ของแบรกก์(Bragg's law II)

ในระนาบอะตอมหลายชั้นอย่างผลึก จากที่ทราบแล้วว่า $\theta_{in} = \theta_{out}$ เมื่อเราต้องการทราบระยะห่างระหว่างชั้นอะตอม(spacing)ของอะตอม เมื่อพิจารณาคลื่นรังสี C และ D ที่สะท้อนจากอะตอมในระนาบที่อยู่ใกล้เคียง ที่มีระยะห่าง d โดยที่คลื่นจะสอดแทรกเสริมกันเมื่อคลื่น D นำหน้าคลื่น C เท่ากับ จำนวนของความยาวคลื่นที่ต่างกัน(x + y) ซึ่งจะเป็นไปดังสมการ

$$x + y = n\lambda = 2d \sin\theta$$

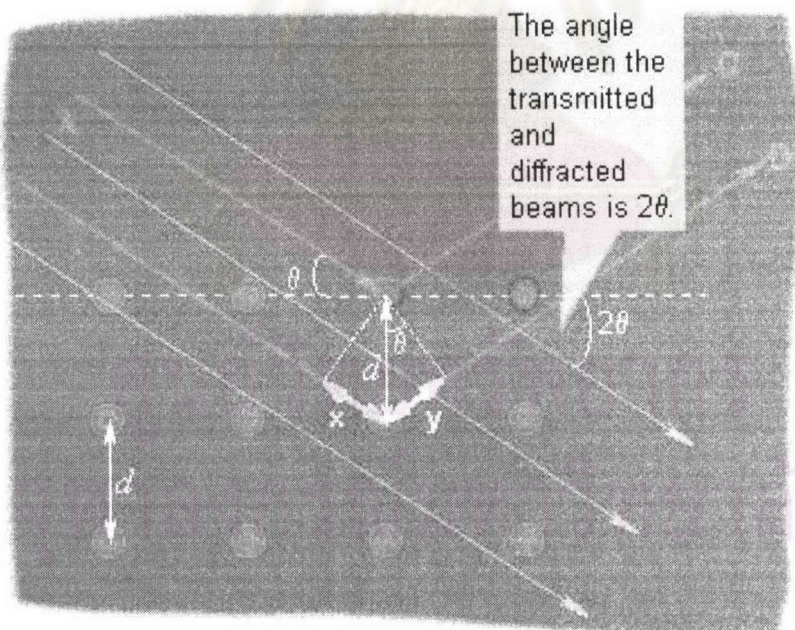
โดยที่ n คือ เลขจำนวนเต็มของคลื่นที่แตกต่างกัน

λ คือ ความยาวคลื่นของรังสีที่ตกกระทบ

d คือ ระยะห่างระหว่างชั้นอะตอมที่อยู่ข้างเคียง

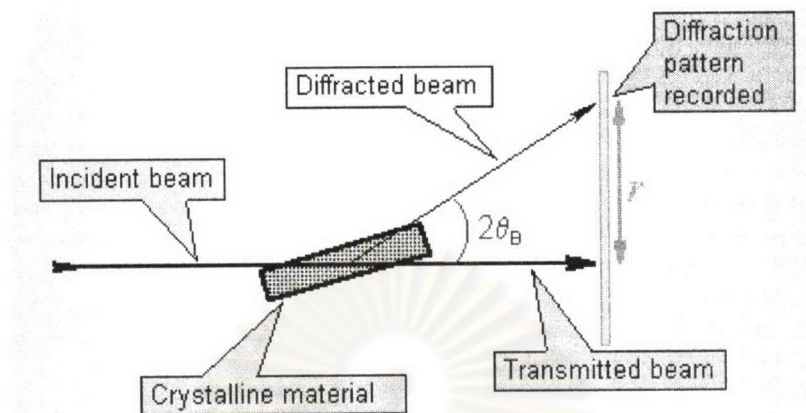
θ คือ มุมตกกระทบของลำรังสี(Bragg angle)

ยิ่งไปกว่านั้นสมการของแบรกก์ยังช่วยในทางปฏิบัติ กล่าวคือ ตำแหน่งของค่ามุม θ ที่ได้จากการหักเหของลำรังสีมีความเกี่ยวข้องกับความสอดคล้องของค่า d ในวัสดุและ λ ของฉายรังสี



รูปที่ 2.37 แสดงระนาบอะตอมหลายชั้น โดยมีลำรังสีตกกระทบ

ในการศึกษาในวิทยานิพนธ์นี้แหล่งกำเนิดรังสีในการวิเคราะห์ระนาบใช้ทองแดง $\text{Cu K}\alpha$ ซึ่งมีความยาวคลื่น 0.154 นาโนเมตร โดยมีลักษณะการจัดเรียงดังรูปที่ 2.38



รูปที่ 2.38 แสดงการจัดเรียงของชิ้นงานขณะลำรังสีตกกระทบและลำรังสีสะท้อนเพื่อบันทึกผล

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย