

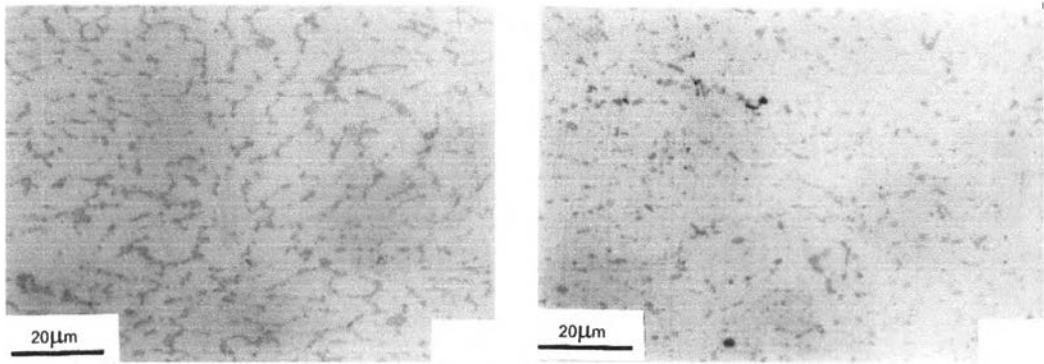
ปริทรรศน์วรรณกรรม

2.1 ข้อมูลทั่วไปสำหรับอะลูมิเนียม 8xxx

อะลูมิเนียมกลุ่ม 8xxx มีลักษณะพิเศษคือ มีอนุภาคเล็กละเอียดกระจายอยู่ในเนื้อโลหะ พื้น (Matrix) โดยมีอัตราส่วนเชิงปริมาตรของอนุภาคเล็กละเอียด (Volume fraction) ประมาณ 4-10 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งทำให้มีเกรนขนาดเล็กละเอียดส่งเสริมให้มีความแข็งแรงสูง ในขณะที่เดียวกันก็มีความสามารถในการแปรรูปและ ความเหนียว (Ductility) สูง อะลูมิเนียมกลุ่มนี้มีระบบการใส่ธาตุผสมหลายประเภท ได้แก่ อะลูมิเนียม-เหล็ก (Al-Fe), อะลูมิเนียม-เหล็ก-นิกเกิล (Al-Fe-Ni), อะลูมิเนียม-เหล็ก-แมงกานีส (Al-Fe-Mn), อะลูมิเนียม-เหล็ก-แมงกานีส-ซิลิกอน (Al-Fe-Mn-Si) โดยการเติมธาตุผสมต่างๆ เพื่อควบคุมขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคให้เหมาะสมกับกระบวนการผลิตเชิงกลและเชิงความร้อน อันจะทำให้ได้โครงสร้างที่เหมาะสมในการใช้งาน นอกจากนี้ในการผลิตเชิงอุตสาหกรรมยังให้ความสนใจในการผลิตด้วยกระบวนการทวิน โรล (Twin roll casting process) ซึ่งต้องนำชิ้นงานไปแปรรูปด้วยการรีดเย็นและการอบอ่อน เพื่อลดค่าใช้จ่ายในการผลิต

โดยทั่วไป การอบ โซโมจิในเซชันจะเป็นการอบเพื่อให้เกิดความสม่ำเสมอและลดการแยกตัวของธาตุผสม (Segregation) ภายในโครงสร้าง แต่ในกรณีของอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ พบว่าการอบ โซโมจิในเซชันเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของเฟสที่สองดังเช่นในตัวอย่างรูปที่ 2-1 ซึ่งแสดงการกระจายตัวของเฟสที่สองภายหลังการอบ โซโมจิในเซชันของอะลูมิเนียมชนิด AA8006 นอกจากนี้ยังส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลดังเช่นการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงจุดคราก (Yield Strength) และอัตราการยืดตัว (Elongation) เนื่องผลการเพิ่มอุณหภูมิการอบดังรูปที่ 2-2 จากการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวทำให้เกิดแนวคิดเพิ่มเติมเพื่อให้เกิดโครงสร้างที่มีลักษณะเกรนเล็กละเอียด โดยการควบคุมลักษณะการเปลี่ยนรูปร่าง ขนาดและระยะห่างระหว่าง อนุภาคหรือ เฟสที่สอง นอกจากนี้การเกิดอนุภาคขนาดเล็กละเอียดจะขัดขวางการขยายตัวของขอบเกรน (Zener Drag) ก็เป็นอีกกลไกหนึ่งที่สามารถเกิดขึ้นในอะลูมิเนียมกลุ่มนี้ ดังเช่นรูปที่ 2-3

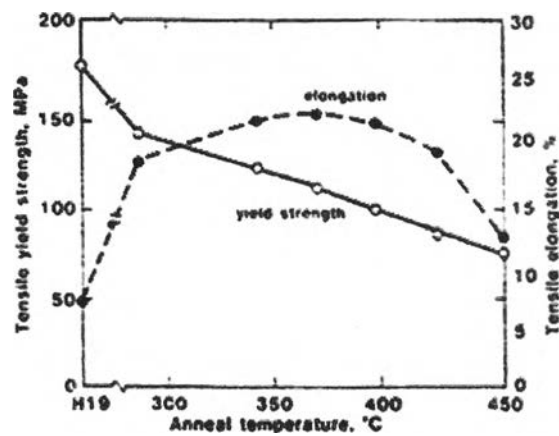
กระบวนการผลิตแบบทวิน โรล (Twin roll casting process) และการรีดเย็น สำหรับอะลูมิเนียม ได้รับความสนใจเพื่อใช้ผลิตในเชิงอุตสาหกรรมทดแทนการผลิตแบบ ชิล (Chill casting process) และการรีดร้อน เนื่องจากใช้ค่าใช้จ่ายและเวลาในการผลิตน้อยลง จากรูปที่ 2-4 H.D. Merchant et. al. แสดงให้เห็นว่าค่าใช้จ่ายทั้งหมดต่อปีของการผลิตแบบทวิน โรล และการรีดเย็นจะมีค่าน้อยกว่าการผลิตแบบชิล และรีดร้อนเมื่อผลิตที่ปริมาณน้อยกว่า 50,000 ตันต่อปี ซึ่งการผลิตในลักษณะนี้เหมาะสมสำหรับอุตสาหกรรมขนาดเล็กนั่นเอง



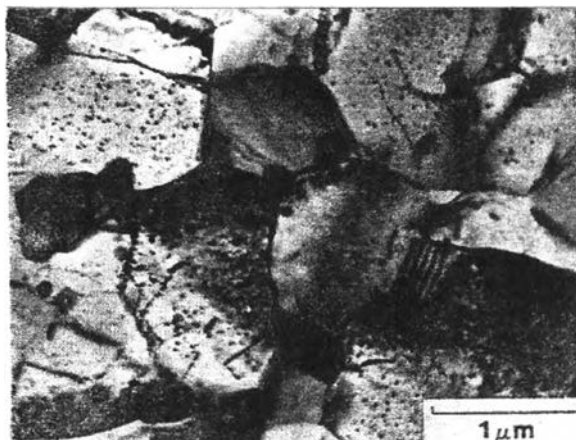
ก)

ข)

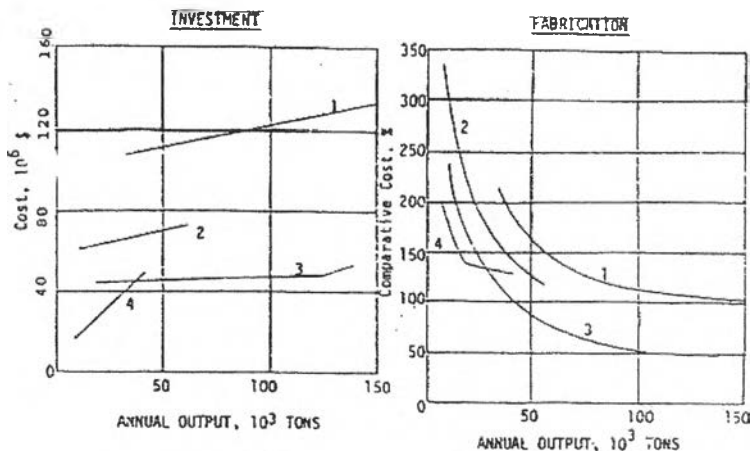
รูปที่ 2-1 ภาพแสดงการกระจายตัวของอนุภาคในสภาวะ as-polish ของอะลูมิเนียมแผ่น ก) ชิ้นงานผ่านการหล่อทวินโรตข) สำหรับชิ้นงานผ่านการอบไฮโดรเจนในเซชัน ที่ 550 องศาเซลเซียส 6 ชม.



รูปที่ 2-2 กราฟแสดงการเปลี่ยนแปลงค่าความแข็งแรงจุดคราก(Yield Strength)และ อัตราการยืดของ Al-0.8 Fe ต่ออุณหภูมิการอบอ่อน⁽²⁾



รูปที่ 2-3 ภาพแสดงโครงสร้าง Subgrain ที่มีอนุภาคขนาดเล็กขัดขวางที่ขอบเกรน ของอะลูมิเนียมผสม (1.36% Fe, 0.6% Mn) ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบ Transmission Electron microscope⁽²⁾



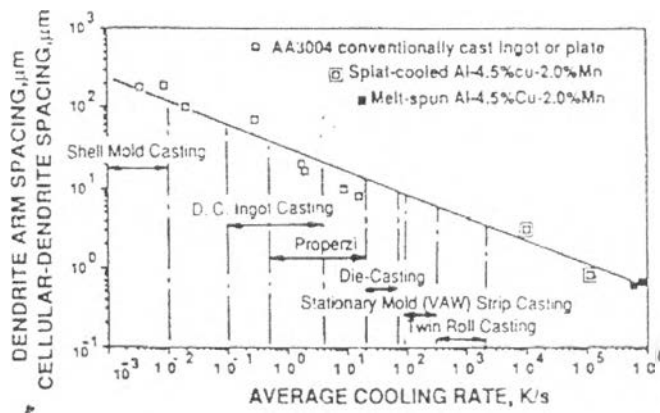
ก)

ข)

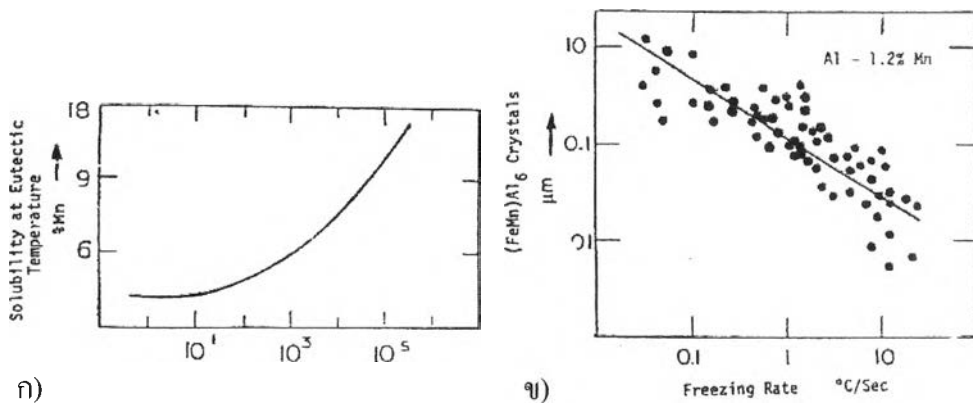
รูปที่ 2-4 กราฟแสดงความสัมพันธ์ของค่าใช้จ่ายในการผลิตอะลูมิเนียมแผ่นหนา 0.25 นิ้ว จากข้อมูลในปี 1974-88: 1) กระบวนการรีดร้อนที่มีอัตราการผลิตสูงสุด 60,000 ตัน/ปี 3) กระบวนการผลิตแบบ Strip Casting และรีดร้อน 4) กระบวนการผลิตแบบทวินโรล ส่วน ก) แสดงค่าใช้จ่ายรวมในการสร้างโรงงานจนถึงการผลิต ข) ค่าใช้จ่ายในการแปรรูปอะลูมิเนียมให้มีความหนา 0.25 นิ้ว

2.2 ผลการหล่อแบบทวินโรล (Twin roll casting) ต่อโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมแผ่น

เนื่องจากอัตราการเย็นตัวของอะลูมิเนียมที่ผ่านการหล่อแบบทวินโรลมีค่าสูงมากกว่า 10^2 - 10^4 องศาเซลเซียสต่อวินาที ทำให้แนวโน้มโครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วยเดนไดรต์ที่มีลักษณะเล็กละเอียด ดังการแสดงความสัมพันธ์ในรูปที่ 2-5 และ 2-6 ซึ่งแนวโน้มดังกล่าวจะทำให้ขนาดเกรนของอะลูมิเนียมที่ผ่านกระบวนการนี้เล็ก ละเอียดไปด้วย นอกจากนี้ อัตราการเย็นตัวสูงจะเพิ่มอัตราการละลายของธาตุผสม (Solubility) ในเฟสยูเทคติก ดังรูปที่ 2-6 ก) ซึ่งโครงสร้างจุลภาคจากกระบวนการหล่อทวินโรลจะส่งผลสำคัญต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกล เนื่องจากผลของกระบวนการเชิงความร้อนและเชิงกลดังจะพบในบทที่ 4 ของรายงานการวิจัยนี้



รูปที่ 2-5 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเย็นตัว กับค่า Dendrite Arm Spacing สำหรับอะลูมิเนียม 3004 และ Al-4.5%Cu-2.0%Mn ในกระบวนการผลิตหลายชนิด(3)



รูปที่ 2-6 ผลของอัตราการเย็นตัวต่อ ก) อัตราการละลายของแมงกานีสในยูเทคติก ข) ขนาดของสาร ประกอบแข็งซ้อนของเหล็กและแมงกานีส สำหรับโลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง (4.45-4.48 % Cu) (A.Kamio, H.Tezuka and T, Takahashi)⁽³⁾

2.3 ผลของธาตุผสม ต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมแผ่น AA8006

ธาตุผสมในอะลูมิเนียมแผ่น AA8006 ประกอบด้วย เหล็ก แมงกานีส และ ซิลิกอน ซึ่งธาตุผสมเหล่านี้สามารถปรากฏอยู่ในเนื้ออะลูมิเนียมได้ใน 2 ลักษณะ คือ 1) การรวมตัวกับอะลูมิเนียมเกิดเป็นเฟสที่สองในรูปแบบต่างๆ และ 2) ละลายในเนื้อโลหะพื้น(Matrix) จากปัจจัยทั้งสองลักษณะจะพบว่า การรวมตัวเป็นเฟสที่สองของธาตุผสมเป็นปัจจัยสำคัญต่อกลไกการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคระหว่างกระบวนการเชิงความร้อนและเชิงกล โดยขึ้นอยู่กับขนาดและการกระจายตัวของเฟสที่สองหรือที่เรียกว่า อนุภาค (Particle) โดยทั่วไปอนุภาคขนาดใหญ่จะกระตุ้นการตกผลึกใหม่ด้วยกลไก PSN (Particle Stimulated Nucleation)

ส่วนอนุภาคขนาดเล็กที่มีระยะห่างระหว่างอนุภาคน้อยจะยับยั้งการขยายตัวของขอบเกรนตามกลไกอนุภาคขนาดเล็กขัดขวางการตกผลึกใหม่และการแผ่ขยายของขอบเกรน ดังนั้นจากแนวโน้มนักโลหวิทยาทั้งสองประเภทจะทำให้โครงสร้างจุลภาคภายหลังกระบวนการแข็งความร้อน และแข็งกลที่แตกต่างกันมีลักษณะเปลี่ยนแปลงแตกต่างกันออกไป

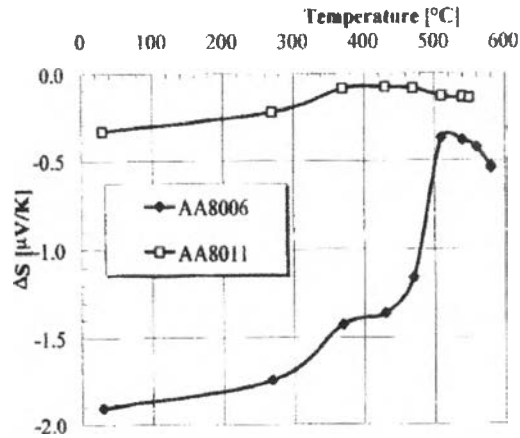
จากการศึกษาการเปลี่ยนแปลงสมบัติการละลาย (Solubility) ของธาตุผสมด้วยการวิเคราะห์ความสัมพันธ์การเปลี่ยนแปลงสมบัติทางไฟฟ้าต่อการเพิ่มอุณหภูมิการอบ ชีงงาน (Thermo-electric Power Analysis, TEP) ในรูปการเปลี่ยนแปลงสัมพัทธ์ของการนำไฟฟ้าของโลหะผสมและโลหะบริสุทธิ์ (Relative Electrical Conductivity, ΔS) แล้วหยุดโครงสร้างจุลภาคด้วยการชุบน้ำ (Quenching)⁽⁵⁾ ในช่วงอุณหภูมิที่ค่า ΔS เปลี่ยนแปลงไปมาก (รูปที่ 2-7) พบว่าอะลูมิเนียมชนิด AA8006 จะมีค่า ΔS มากกว่าชนิด AA8011 (Al-Si-Fe) ดังนั้น อะลูมิเนียมชนิด AA8006 จะมีการละลายของธาตุผสมในเชิงสารละลายของแข็งมากกว่าชนิด AA8011 และ การเติมแมงกานีสจะเพิ่มการละลายของเหล็กและซิลิกอน ในโลหะพื้น (Matrix) จากค่าความแตกต่าง ΔS และการหยุดโครงสร้างจุลภาคทำให้พบการเปลี่ยนแปลงดังต่อไปนี้

1. ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 270 องศาเซลเซียส คิสโตเคชั่นจะถูกจัดเรียงภายในเซลล์ (Cell) และ ขอบของซับเกรน (Subgrain) ซึ่งการเปลี่ยนแปลงยังคงอยู่ในสภาวะรีโคเวอรี่ (Recovery) โดยยังไม่พบการละลายตัวของสารละลายของแข็ง
2. ช่วงอุณหภูมิมากกว่า 270 องศาเซลเซียส เกิดการตกผลึก (Precipitation) ของอนุภาคที่มี ซิลิกอนแมงกานีส และ เหล็กสูง
3. ช่วงอุณหภูมิ 430-510 องศาเซลเซียส มีการเพิ่มขึ้นของ ΔS อย่างมากเนื่องจากการตกผลึกของเฟสที่มี เหล็ก และ แมงกานีสสูง เช่น $Al_6(Fe, Mn)$ และ Al_3Fe นอกจากนี้ยังพบการขยายตัวของเฟส $\alpha-Al-Fe-Mn-Si$ ดังรูปที่ 2-8
4. ที่อุณหภูมิเหนือ 510 องศาเซลเซียส พบว่าค่า ΔS ลดลงอย่างมากเนื่องจากการสลายตัวบางส่วนของอนุภาค และอนุภาคในบางส่วนเกิดการขยายตัว

จากผลในรูปที่ 2-7 แสดงให้เห็นว่าการเติมแมงกานีสลงในอะลูมิเนียมจะเพิ่ม การละลาย (Solubility) ของเหล็กและซิลิกอนในโลหะพื้น (Matrix) มาก โดยเฉพาะในสภาวะผ่านการหล่อ (Supersaturated Solid Solution) ดังนั้นสภาวะการละลายของธาตุผสมสูงในชีงงานที่ผ่านการหล่อเกิดจาก 2 สาเหตุคือ 1) การมี ธาตุผสมในอะลูมิเนียมมากและผลการเติมแมงกานีส 2) สภาวะการหล่อขึ้นรูปจากกระบวนการทวิน โรลซึ่งทำให้ชีงงานมีอัตราการใช้ตัวสูง

นอกจากผลที่เกิดจากธาตุผสมและสภาวะการผลิตจากกระบวนการทวิน โรลแล้วยังพบว่าการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและสมบัติเชิงกลของอะลูมิเนียมแผ่นยังขึ้นอยู่กับกระบวนการแข็งความร้อนและแข็งกลซึ่งใช้ในการแปรรูปและผลิต โดยผลการเปลี่ยนแปลงในกระบวนการดังกล่าวจะขึ้นอยู่กับอัตราการใช้

รีดเย็น อุณหภูมิการอบไฮโมจิโนเซชั่น และการอบอ่อน อันเป็นส่วนประกอบในกระบวนการแข็งความร้อนและแข็งกล การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและ สมบัติเชิงกลทั้งหมด ได้รับอิทธิพลจากกลไกการตกผลึกใหม่ และการพัฒนาโครงสร้างในสภาวะคืนตัว (Recovery State) ซึ่งจะกล่าวรายละเอียดดังต่อไปนี้



รูปที่ 2-7 การเปลี่ยนแปลงค่าสัมพัทธ์ ΔS ของอะลูมิเนียมแผ่น AA8006 และ AA8011 ในช่วงการอบอ่อน(จำลองสภาวะการอบไฮโมจิโนเซชั่นในเชิงอุตสาหกรรม)⁽⁵⁾



รูปที่ 2-8 อนุภาคสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Particle) ในอะลูมิเนียม AA8006 ภายหลัง Quenching จาก 510 องศาเซลเซียส

2.4 ทฤษฎีการตกผลึกใหม่

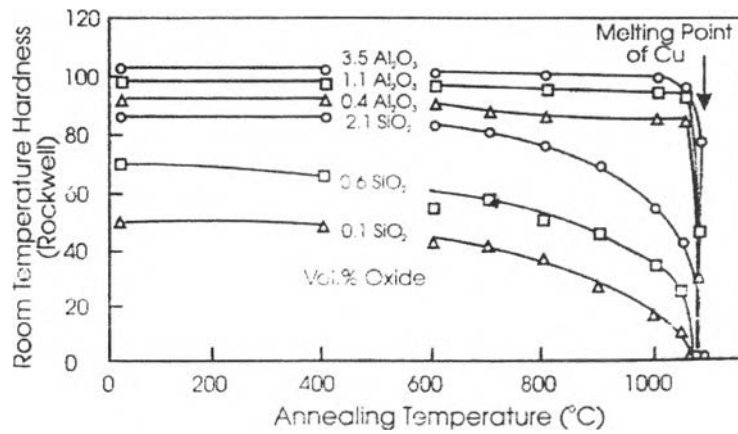
อะลูมิเนียมเชิงการค้าโดยทั่วไปมักมีเฟสที่สองปรากฏอยู่ในเนื้อโลหะพื้นและโลหะเหล่านี้มักประกอบด้วยเฟสมากกว่า 2 เฟสขึ้นไป ทำให้ลักษณะการเปลี่ยนแปลงของเฟสที่สองในกระบวนการผลิตและแปรรูปมีอิทธิพลต่อการพัฒนาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกล ซึ่งมักเรียกเฟสที่สองว่าอนุภาค ขนาดอนุภาคของเฟสที่สองสามารถเปลี่ยนแปลงได้ทั้งในช่วงการแปรรูป หรือการอบ ถ้าโลหะพื้นมีการละลายของธาตุผสมสูง(High Solid Solution in Matrix) โดยขนาดของอนุภาคจะส่งผลโดยรวมต่อการตกผลึกใหม่ 3 ประการคือ

1. มีการเพิ่มพลังงานสะสมเนื่องจากเกิด ดิสโลเคชันและการจัดเรียงตัวผิดพลาดในพื้นที่ที่ติดอนุภาคทำให้เพิ่มแรงผลักดันในการตกผลึกใหม่
2. บริเวณเกิดการแปรรูปรุนแรง(Deformation Zone) ซึ่งติดกับอนุภาค ขนาดใหญ่จะเป็นจุดเริ่มต้นของการตกผลึกใหม่ในเนื้ออะลูมิเนียม
3. อนุภาคที่มีระยะห่างระหว่างอนุภาคน้อยอาจส่งผลต่อต้านการเคลื่อนผ่านของขอบเกรน จากบทบาททั้งสามประการดังกล่าวสามารถแยกแวกโน้มออกได้ 2 ประเภทคือ บทบาทสองประการแรกมีแวกโน้มสนับสนุนการตกผลึกใหม่จากกลไก PSN (Particle Stimulated Nucleation) ส่วนบทบาทประการที่สามมีแวกโน้มขัดขวางการโตของเกรนที่ตกผลึกใหม่เนื่องจากมีผลในการสกัดกั้นการขยายตัวของขอบเกรน ดังนั้นการควบคุมลักษณะของอนุภาคในเนื้ออะลูมิเนียมจำเป็นต้องควบคุม ทั้งขนาดและการกระจายตัวของอนุภาคไปพร้อมกัน

2.4.1 ผลกระทบจากบทบาทในเชิงอนุภาค

เนื่องจากทั้งจลศาสตร์ของการตกผลึกใหม่และ ขนาดเกรน ได้รับอิทธิพลสำคัญจากขนาดและระยะห่างของอนุภาค ดังผลงานวิจัยของ Doherty และ Martin ในปี 1962 แต่การพิจารณาตัวแปรทั้งสองไม่สามารถแยกให้เห็นผลอย่างชัดเจน ดังนั้นจึงจำเป็นต้องพิจารณาควบคู่ทั้งสองตัวแปร

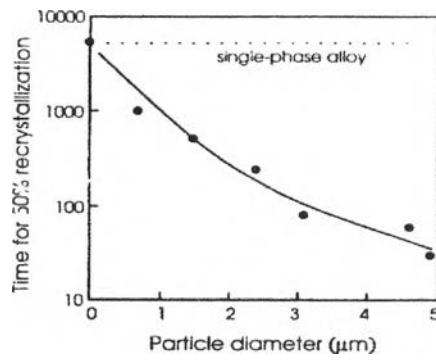
ในการพิจารณาโลหะชนิดมีเฟสที่ 2 ประเภทเดียว(Single-Phase Alloy) พบว่าการตกผลึกใหม่จะถูกขัดขวางในชิ้นงานที่มีระยะห่างระหว่างอนุภาคน้อย และอนุภาคเหล่านั้นมีเสถียรภาพสูง ซึ่งจะทำให้โครงสร้างในสภาวะคืนตัวยังคงปรากฏอยู่ จนกระทั่งโลหะหลอมตัวที่จุดหลอมเหลว ดังรูปที่



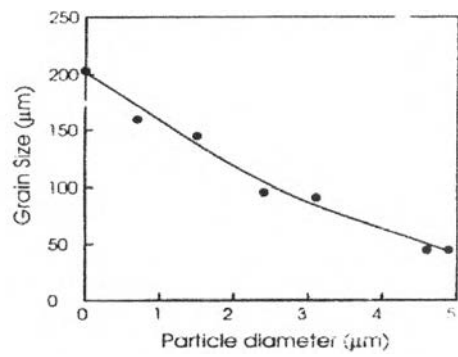
รูปที่ 2-9 ค่าความแข็งที่อุณหภูมิห้องของทองแดงซึ่งเติมอนุภาคขนาดเล็ก (Dispersion - Strength Copper Alloy) ผ่าน Extrusion และอบอ่อน (Preston and Grant 1961)⁽⁸⁾

โดยทั่วไปโลหะผสมที่มีอนุภาคใหญ่เกิน 1 ไมครอน และมีระยะห่างระหว่างอนุภาคมาก จะมีแนวโน้มการตกผลึกใหม่สูงดังรูป 2-10 ก) ในขณะที่เดียวกันเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงขนาดอนุภาคควบคู่ไปกับ การเปลี่ยนแปลงระยะห่างระหว่างอนุภาคจะพบว่าผลของระยะห่างระหว่างอนุภาคจะสามารถกระตุ้นหรือขัดขวางการตกผลึกใหม่ดังแสดงในรูปที่ 2-11 ก) จากรูปที่ 2-10 และ 2-11 ข) พบว่าขนาดของเกรนสุดท้ายจะมีขนาดใหญ่ขึ้นเนื่องจากการตกผลึกใหม่ถูกขัดขวาง ทำให้มีจุดเริ่มต้นสำหรับการตกผลึกใหม่น้อยลง

รูปที่ 2-12 แสดงให้เห็นถึงลักษณะของเกรนที่ตกผลึกใหม่และมีการกีดขวางการขยายตัวของขอบเกรนด้วยอนุภาคเล็กละเอียดที่กระจายตัวอยู่ในโลหะพื้น ซึ่งจะสังเกตพบว่าการกีดขวางดังกล่าวทำให้ขอบเกรนมีลักษณะเป็นริ้ว (Ragged boundary shape)

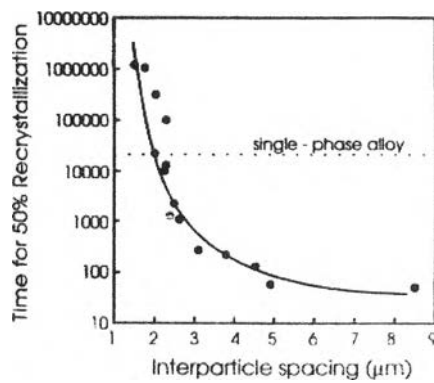


ก)

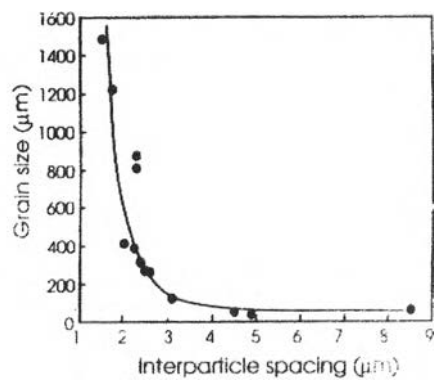


ข)

รูปที่ 2-10 ผลของกราฟแสดงผลของขนาดอนุภาคต่อการตกผลึกใหม่ใน Al-Si ที่ผ่านการรีดเย็น และอบที่ 300 องศาเซลเซียส ก) เวลาสำหรับการตกผลึกใหม่ 50% ข) ขนาดเกรนหลังการตกผลึก (Humphreys 1977)⁽⁸⁾

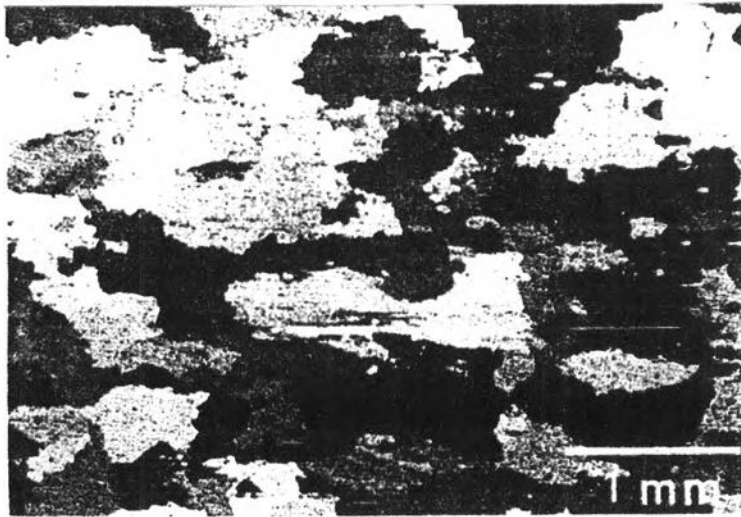


ก)



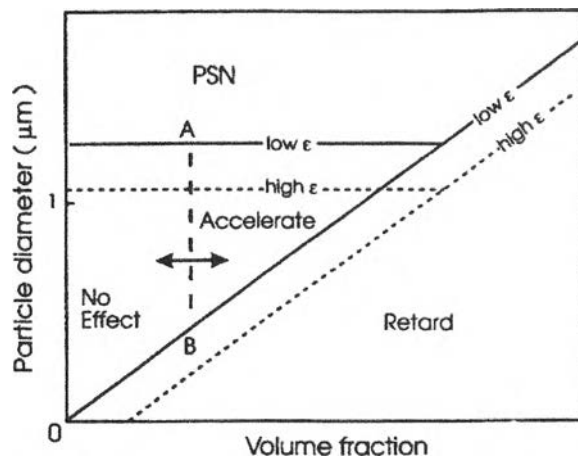
ข)

รูปที่ 2-11 ผลของกราฟแสดงผลของระยะห่างระหว่างอนุภาคต่อการตกผลึกใหม่ ของ Al-Cu แบบผลึกเดี่ยวผ่านการรีด 60% และ อบอ่อน 300 องศาเซลเซียส ก) เวลาการตกผลึกใหม่ 50% ข) ขนาดของเกรนภายหลังการตกผลึกใหม่ (Doherty and Martin)⁽⁸⁾



รูปที่ 2-12 ลักษณะเกรนของ Al-Al₂O₃ ผ่านการรีดและตกผลึกใหม่⁽⁸⁾

การศึกษาวิจัยเบื้องต้นแสดงให้เห็นว่า ลักษณะการตกผลึกใหม่มีความสัมพันธ์ต่ออัตราส่วนเชิงปริมาตร (Volume Fraction, F_V) และรัศมีของอนุภาค (r) ซึ่งการขัดขวางการตกผลึกใหม่สามารถเกิดขึ้นได้ถ้าอัตราส่วน F_V/r มีค่ามากกว่า 0.2 ม.ม.^{-1} (Humphreys 1979⁽⁸⁾) และหาก F_V/r มีค่าน้อยกว่า 0.2 ม.ม.^{-1} จะทำให้เกิดการเพิ่มแนวโน้มการตกผลึกใหม่ด้วยกลไก PSN อย่างไรก็ตามการตกผลึกใหม่ยังคงเป็นผลที่ได้รับการส่งเสริมจากการรีดควบคู่ไปกับการเกิดกลไก PSN ซึ่งบทสรุปความคิดในหัวข้อนี้สามารถอธิบายด้วยรูปที่ 2-13 โดยตำแหน่ง เส้น AB จะขึ้นอยู่กับปริมาณการเกิดสถานะไดนามิกรีโคเวอรี (Dynamic Recovery) โดยในชิ้นงานประเภท อะลูมิเนียมจะมีแนวโน้มของเส้น AB เลื่อนไปทางขวา



รูปที่ 2-13 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างผลของขนาดอนุภาค Volume Fraction และ อัตราการแปรรูป (Prior Strain) ต่อการตกผลึกใหม่

2.4.2 การตกผลึกด้วยกลไก PSN (Particle Stimulated Nucleation)

การตกผลึกใหม่ด้วยกลไก PSN ถูกแสดงผลในโลหะผสมหลายชนิด ได้แก่ อะลูมิเนียม, เหล็ก, ทองแดง และ นิกเกิล ซึ่งพบเมื่อมีอนุภาคของเฟสที่ 2 ใหญ่มากกว่า 1 ไมครอน (Hassen 1975, Humphreys 1977⁽⁸⁾) รูปที่ 2-14 แสดงตัวอย่างการตกผลึกใหม่ที่ชัดเจนของเหล็กที่มีสิ่งปลอมปนประเภท ออกไซด์ ที่ผิวภายหลังการอบอ่อน

การเกิดกลไก PSN สามารถถูกชี้แจงลักษณะเฉพาะตัวของกลไกดังต่อไปนี้

1. โลหะผสมที่ผลิตในเชิงอุตสาหกรรมโดยเฉพาะ เหล็ก และ อะลูมิเนียม จะมีอนุภาคขนาดใหญ่ปะปนอยู่ในเนื้อโลหะพื้น (Matrix) ทำให้ในกระบวนการผลิตจำเป็นต้องคำนึงถึงการตกผลึกใหม่เนื่องจากกลไก PSN
2. เนื่องจากความสามารถการตกผลึกใหม่จะขึ้นอยู่กับขนาดของอนุภาคเป็นสำคัญ แต่หากมีการควบคุมขนาดอนุภาคที่เหมาะสม ควบคู่ไปกับการมีระยะห่างระหว่างอนุภาคที่เหมาะสมจะสามารถควบคุมสัณฐานในการตกผลึกใหม่รวมถึงขนาดเกรนของวัสดุได้

2.4.2.1 ขั้นตอนของการเกิดกลไก PSN

จากการศึกษาผลการตกผลึกใหม่ของอนุภาคในอะลูมิเนียมที่ผ่านการรีด Humphreys (1977)⁽⁸⁾ ได้สรุปขั้นตอนการเกิดกลไก PSN ดังนี้:

1. การตกผลึกใหม่จะเกิดขึ้นกับซับเกรน (Subgrain) ในบริเวณที่มีการแปรรูปรุนแรง (Deformation Zone) รอบอนุภาคขนาดใหญ่ แต่การเกิดจุดเริ่มต้นของการตกผลึกใหม่ไม่จำเป็นต้องเกิดที่ผิวของอนุภาคนั้น

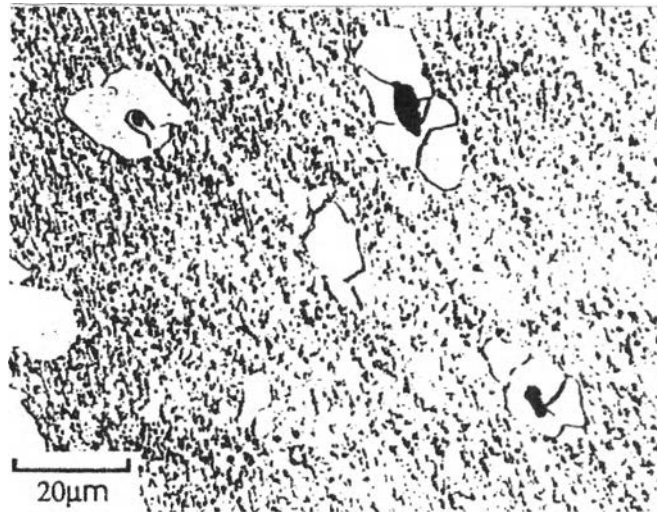
2. จุดเริ่มต้นของการตกผลึกใหม่จะเกิดขึ้นจากการเคลื่อนย้ายอย่างรวดเร็วของโครงสร้างย่อย (Sub-boundary Migration)

3. การขยายตัวของเกรนที่ตกผลึกใหม่จะสิ้นสุดเมื่อหมดขอบเขตของ Deformation Zone

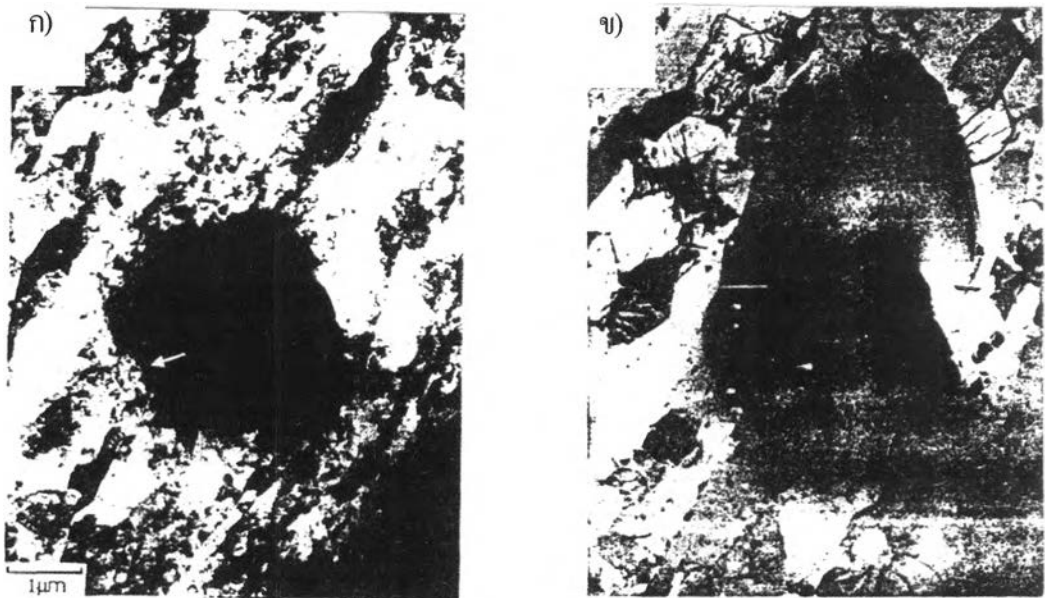
การแสดงผลของขั้นตอนดังกล่าวเป็นไปตามรูปที่ 2-15 ซึ่งแสดงให้เห็นถึงจุดเริ่มต้นการตกผลึกใหม่ที่ปลายลูกศรใกล้ขอบอนุภาค ซึ่งจุลศาสตร์ในการตกผลึกรวมทั้งการขยายตัวของเกรนถูกแสดงในรูปที่ 2-16 โดยจากรูปพบว่าสภาวะถูกอบอ่อนในบริเวณ Deformation Zone ขึ้นอยู่กับอัตราการเปลี่ยนแปลงการจัดเรียงตัวที่สูง (Large Orientation Gradient) และขนาดซับเกรนที่เล็ก ดังแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงในรูปที่ 2-16 ก) และการลดลงของความไม่เป็นระเบียบในโครงสร้าง (Misorientation) ในบริเวณ Deformation Zone (ดังรูปที่ 2-16 ข)) จะทำให้เกิดจุดเริ่มต้นของการตกผลึกใหม่ อย่างไรก็ตามการเกิดจุดเริ่มต้นดังกล่าวอาจไม่เกิด ในบริเวณที่ความไม่เป็นระเบียบในโครงสร้างสูงสุด ซึ่งเป็นส่วนรอยต่อของอนุภาคกับโลหะพื้น แต่สามารถเกิดได้ในทุกบริเวณของ Deformation Zone รอบอนุภาค อันได้แก่ บริเวณ A B และ C ในรูปที่ 2-17 นอกจากนี้ยังพบว่าขนาดอนุภาควิกฤติสำหรับการเกิดกลไก PSN (τ_c) จะลดลงเมื่อเพิ่ม อัตราการแปรรูป

ดั่งรูปที่ 2-19

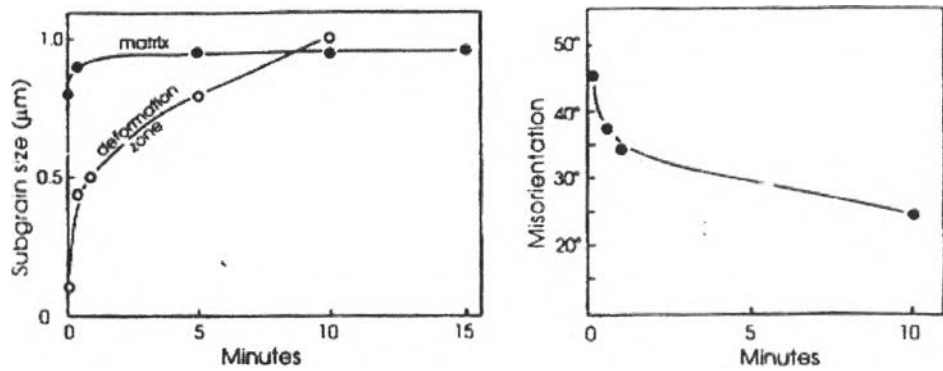
อย่างไรก็ตามกลไก PSN จำเป็นต้องผ่านการรีดเพื่อสร้าง Deformation Zone และอบเพื่อเกิดการจัดเรียงตัวของโครงสร้าง อันเป็นกระบวนการที่พบในงานวิจัยนี้ หากมีเพียงการรีด หรืออบให้ความร้อนเพียงอย่างเดียวกลไกนี้จะไม่สามารถเกิดขึ้นได้



รูปที่ 2-14 โครงสร้างการตกผลึกใหม่ด้วยกลไก PSN ในเหล็กมีสิ่งปลอมปนประเภท Oxide⁽⁸⁾



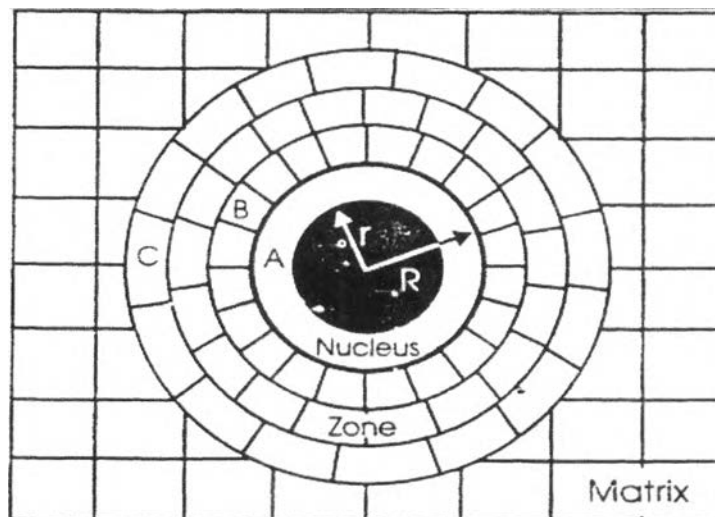
รูปที่ 2-15 ภาพแสดงการตกผลึกใหม่ของชิ้นงาน In-situ ด้วยกล้องจุลทรรศน์ แบบ HEVM (High Voltage Transmission Electron Microscopy แสดงลักษณะ Subgrain ในบริเวณการแปรรูปรุนแรงที่ติดกับอนุภาค ก) การตกผลึกใหม่ที่เกิดที่บริเวณลูกศรของ Deformation Zone ใกล้อนุภาค ข) การตกผลึกใหม่สิ้นสุดเมื่อหมดขอบเขต Deformation Zone



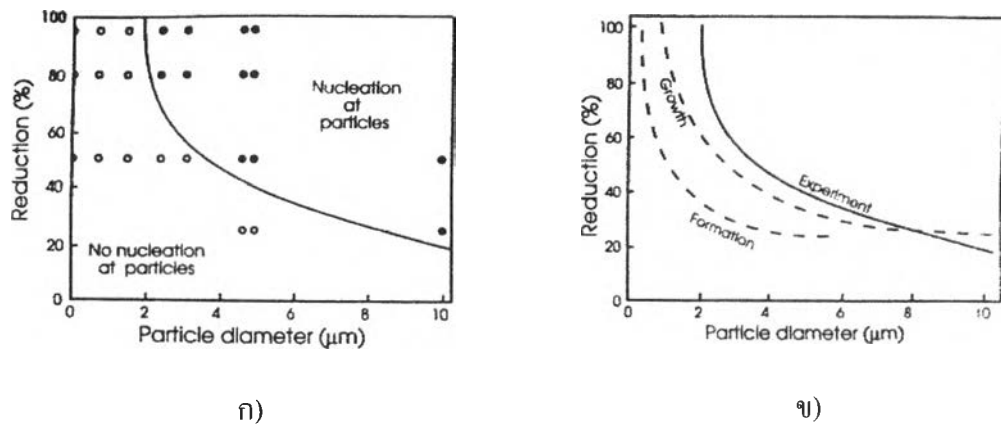
ก)

ข)

รูปที่ 2-16 กราฟแสดงความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงขนาด Subgrain และ ความไม่เป็นระเบียบในโครงสร้างภายในบริเวณ Deformation Zone ของอนุภาคซิลิคอนในอะลูมิเนียม ตรวจสอบโดย HEVM ภายหลังจากอบอ่อนที่ 250 องศาเซลเซียส ก) จลศาสตร์การเติบโต (Growth Kinetics) ข) ค่าความไม่เป็นระเบียบสูงสุดบริเวณ Deformation Zone (Humphreys 1980)⁽⁸⁾



รูปที่ 2-17 แสดงการแปรรูปในโครงสร้างโลหะ⁽⁸⁾



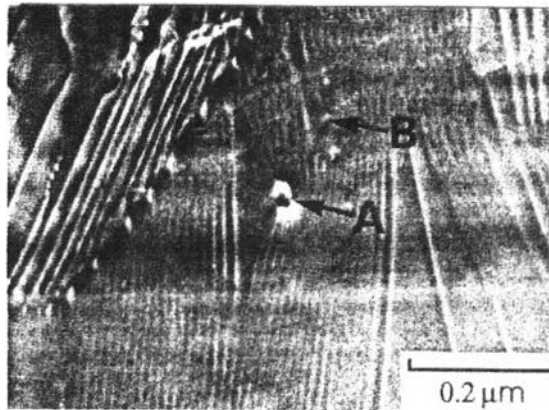
รูปที่ 2-18 ก) แสดงปัจจัยการรีดลดขนาดและ ขนาดอนุภาคต่อกลไก PSN และ ข) การเปรียบเทียบผลข้อมูลจากการทดลอง และการคำนวณทางทฤษฎีของ Nucleous formation และ Growth

2.4.3 อนุภาคขัดขวางการขยายตัวของขอบเกรนในช่วงการตกผลึกใหม่ (Zener Drag)

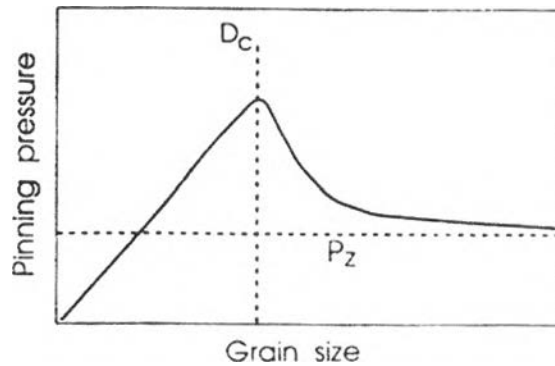
การกระจายตัวของอนุภาคที่มีขนาดเล็กละเอียด ภายในโครงสร้างจะขัดขวางการขยายตัวของขอบเกรนและซับเกรน(Subgrain) โดยการคำนวณค่าแรงขัดขวางจากอนุภาคขนาดเล็กที่ขอบเกรน (Boundary Drag Pressure, P_z) สามารถพิจารณาได้จาก ความสัมพันธ์ของ Specific Grain-boundary Energy (γ), Volume Fraction ของอนุภาค (f), ขนาดรัศมีเฉลี่ยของอนุภาค(r) และค่าคงที่ β ($\sim 1/2$) ด้วยสมการ

$$P_z = 3/2[\beta\gamma(f/r)]$$

จากสมการทำให้ทราบว่าค่าแรงขัดขวาง P_z จะขึ้นอยู่กับการกระจายตัวของอนุภาคขนาดเล็กซึ่งทำให้การเคลื่อนที่ของขอบเกรนรวมทั้งดิสโลเคชันเป็นไปได้ยากขึ้น จากผลการศึกษาของ Jones และ Hansen (1981) ได้ยืนยันผลการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน จากอนุภาคขนาดเล็กดังรูปที่ 2-19 ซึ่งแม้จะยังไม่มียุทธศาสตร์สนับสนุนเชิงโง่ด้านการคำนวณค่า P_z แต่โมเดลการศึกษา การตกผลึกใหม่และการขยายขอบเขตของซับเกรน (Subgrain) ยังคงนำผลของอนุภาคขนาดเล็กมาใช้ในการพิจารณา โดยทั่วไปพบว่าผลการเปลี่ยนแปลงค่า P_z สามารถเกิดในหลายลักษณะดังเช่นรูปที่ 2-20 ซึ่งพบว่าค่า Pinning pressure ซึ่งแสดงค่า P_z จะมีค่าเพิ่มขึ้นจนกระทั่งขนาดเกรนเพิ่มถึง ค่า D_c หลังจากนั้น Pinning pressure โดยขนาดเกรนจะมีค่ามากกว่า ซึ่งผลดังกล่าวสามารถเกิดขึ้นได้จากการเปลี่ยนเฟส หรือการสลายตัวของอนุภาคขนาดเล็ก ซึ่งผลทั้งหมดขึ้นอยู่กับสมบัติในการละลายของธาตุผสม (Solubility)



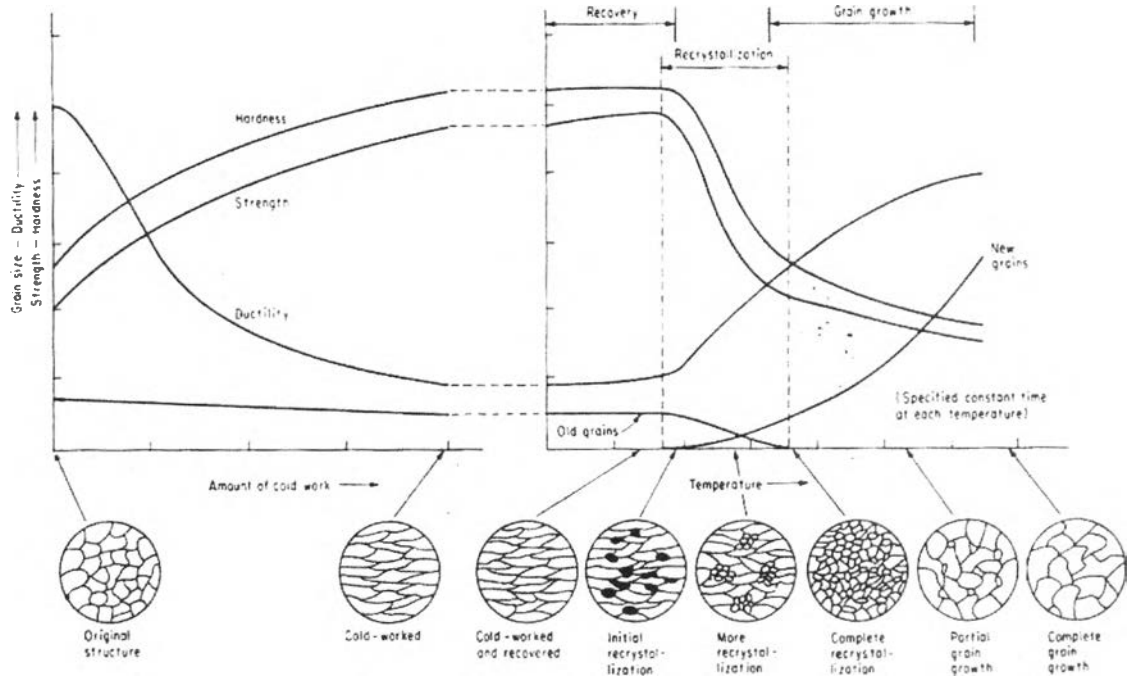
รูปที่ 2-19 ภาพจาก TEM (Transmission Electron Microscopy) แสดงการยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันที่ขอบเกรนในอนุภาค A และ B ในลักษณะ Low Angel Boundary ของ อะลูมิเนียม (Jone และ Hansen 1981)⁽⁸⁾



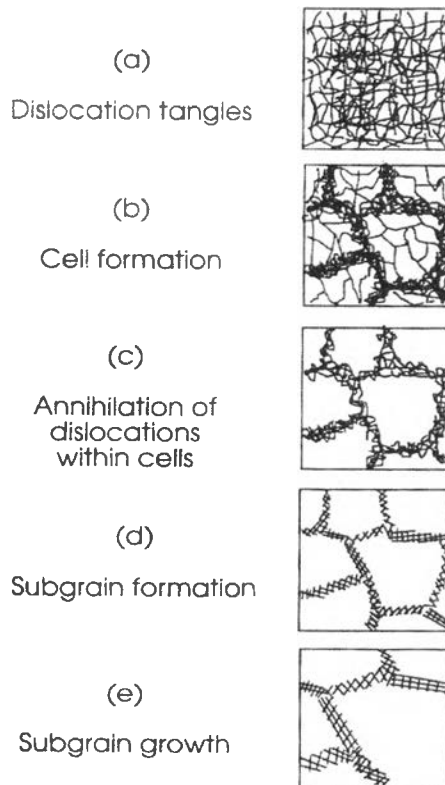
รูปที่ 2-20 ผลของขนาดเกรนต่อ Pinning Pressure (Zener Drag) สำหรับโลหะที่มีการกระจายตัวของอนุภาคแบบเล็กละเอียด⁽⁸⁾

2.5 สภาวะคืนตัว (Recovery State)

การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในสภาวะคืนตัว (Recovery State) จะเกิดขึ้นก่อนการตกผลึกใหม่ดังลำดับขั้นตอนการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในรูปที่ 2-21 โดยทั่วไปการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในสภาวะนี้จะขึ้นอยู่กับการจัดเรียงตัวของดิสโลเคชันในเนื้อโลหะ โดยมีลำดับการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังรูปที่ 2-22 อย่างไรก็ตามการเปลี่ยนแปลงโดยโครงสร้างในสภาวะคืนตัว (Recovery State) จะขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายประเภทได้แก่ ชนิดของโลหะ, ความบริสุทธิ์, อัตราการแปรรูป รวมถึงอุณหภูมิการอบ และแม้ว่าขั้นตอนในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจะมีลำดับดังรูปที่ 2-22 และสภาวะที่เกิดขึ้นจริงนั้นพบว่าลำดับขั้นตอนในการเกิดสามารถเกิดอย่างทับซ้อนกันได้เสมอ⁽⁸⁾



รูปที่ 2-21 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและสมบัติเชิงกลในช่วงการรีดเย็นและการอบอ่อน



รูปที่ 2-22 แสดงลำดับขั้นตอนการเปลี่ยนแปลงของดิสโลเคชัน ในสถานะคืนตัวของวัสดุที่ผ่านการแปรรูปถาวร⁽⁸⁾

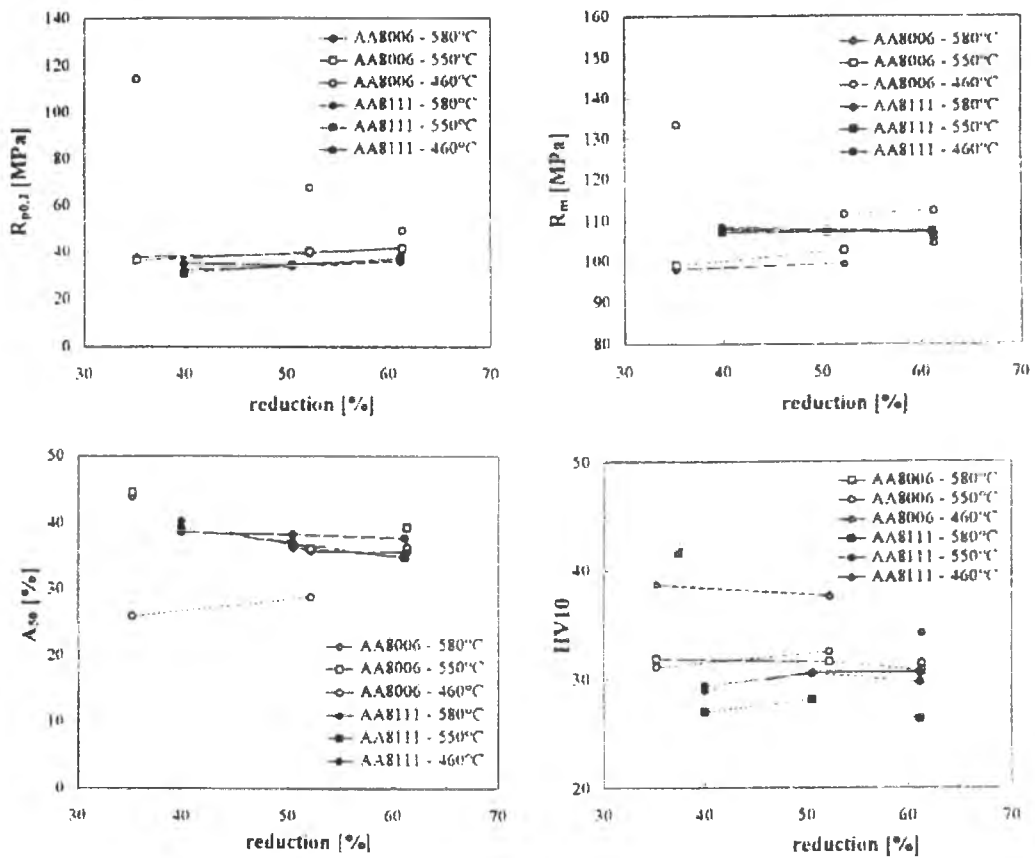
F.J. Humphreys⁽⁸⁾ ศึกษาพบว่าสภาวะคืนตัว (Recovery State) และการตกผลึกใหม่เป็นสภาวะที่มีการแข่งขันในการเกิดโดยใช้แรงผลักดันจากพลังงานสะสมในการแปรรูป โดยพบว่าเมื่อเกิดการตกผลึกใหม่จะทำให้โครงสร้างย่อย (Substructure) ที่ถูกแปรรูปจะถูกกำจัดและไม่สามารถเกิดสภาวะคืนตัว (Recovery State) ได้อีก การขยายตัวของสภาวะคืนตัวขึ้นอยู่กับความสามารถในการตกผลึกใหม่ ซึ่งมักเกิดจากกลไก PSN สำหรับในโลหะเชิงอุตสาหกรรม ในทางกลับกันการเปลี่ยนแปลงในสภาวะคืนตัว (Recovery State) จะลดแรงผลักดันในการเกิดการตกผลึกใหม่ ซึ่งหมายถึงการเปลี่ยนแปลงในสภาวะคืนตัวจะไปมีผลต่ออิทธิพลและจลศาสตร์ในการตกผลึกใหม่ด้วยนั่นเอง โดยทั่วไปการบ่งชี้โครงสร้างจุลภาคว่าอยู่ในสภาวะฟื้นฟูหรือการตกผลึกใหม่เป็นไปได้ยากเนื่องจากสภาวะเปลี่ยนแปลงในสภาวะคืนตัวจะมีบทบาทสำคัญและเชื่อมโยงต่อการเกิดจุดเริ่มต้น (Nucleation) ของการตกผลึกใหม่

ในสภาวะฟื้นฟู โครงสร้างจุลภาคมีการเปลี่ยนแปลงน้อยมากจนกระทั่ง อาจไม่พบ การเปลี่ยนแปลงหากตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบสะท้อนแสง (Optical Microscope) ดังนั้นการศึกษาเปลี่ยนแปลงในสภาวะคืนตัวอาจต้องใช้เครื่องมือที่มีความสามารถเพื่อศึกษาถึงระดับซับเกรน (Subgrain) เช่น กล้อง Transmission Electron Microscope หรือการติดตามผลเชิงกายภาพและเชิงกลของวัสดุซึ่งเป็นเพียงการประมาณค่า และไม่สามารถระบุชัดเจนถึงรายละเอียดของการเปลี่ยนแปลงภายในโครงสร้าง

ในการใช้งานจริงโลหะผสมทางการค้ามักประกอบด้วยอนุภาคหลาย ชนิดและบางส่วนของอนุภาคมีขนาดใหญ่ทำให้สามารถเกิดกลไก PSN ได้ แต่ก็ยังคงมีผลแทรกซ้อนจากกลไก Zener Drag ทำให้การตกผลึกใหม่ในโลหะเหล่านี้แสดงผลที่ซับซ้อน โดยทั่วไปจะพบว่าการตกผลึกใหม่จะเกิดในบริเวณที่มีอนุภาคขนาดใหญ่ที่ไม่ปรากฏอนุภาคขนาดเล็กในบริเวณนั้น โดยผลการตกผลึกใหม่จะลดลงหากมีการปรากฏของอนุภาคขนาดเล็ก นอกจากนี้อนุภาคขนาดเล็ก จะระงับการขยายตัวของขอบเกรนและไม่สนับสนุนการเกิดเกรนโต (Coarse grain size) สำหรับเกรนที่ผ่านการตกผลึกใหม่ซึ่งผลดังกล่าวได้รับการยืนยันจากงานวิจัยของ Erik Nes และ งานวิจัยของ Chan และ Humphreys⁽⁸⁾ ยิ่งไปกว่านั้นหากมีการควบคุมการกระจายของอนุภาคขนาดเล็กให้มีระยะห่างอนุภาคที่เหมาะสมจะทำให้ลักษณะของโลหะภายหลังการอบมีเกรนที่เล็กละเอียดและสามารถป้องกันการเกิดเกรนโตผิดปกติ (Grain Growth)

จากงานวิจัยอะลูมิเนียมแผ่นชนิด AA8006 ของ S. Magaritar^(1,10) พบว่าสมบัติเชิงกลภายหลังการอบอ่อนจะมีความสัมพันธ์กับขั้นตอนในกระบวนการเชิงความร้อนและเชิงกล (Thermo-mechanical Processing) ที่ใช้ในการผลิต ซึ่งการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลในด้านความแข็งแรงสูงสุด (Ultimate tensile strength, R_m) ความแข็งแรงจุดคราก (Yield strength, $R_{p0.2}$) อัตราการยืดตัว (A_{50}) และความแข็ง (HV_{10}) ได้ถูกแสดงตามอัตราการลดขนาด และ อุณหภูมิการอบอ่อนดังรูปที่ 2-23 จากรูปพบว่าความ

แข็งแรงทั้งสองประเภท($R_m, R_{p0.2}$) และความแข็ง HV10 จะลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบอ่อน ในขณะที่อัตราการยืดตัวเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบอ่อน ซึ่งเกิดจากการตกผลึกและการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของอนุภาคตั้งรายละเอียดจากรูปที่ 2-7 และหัวข้อ 2.3 อย่างไรก็ตามยังไม่มีการแสดงผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและสมบัติเชิงกลเนื่องจากกระบวนการเชิงความร้อนและเชิงกลที่ชัดเจนสำหรับอะลูมิเนียมแผ่นชนิด AA8006 ดังนั้นงานวิจัยนี้เปิดเผยรายละเอียดเกี่ยวกับการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างและสมบัติเชิงกลเนื่องจากกระบวนการเชิงความร้อนและเชิงกลที่แตกต่างกันสำหรับอะลูมิเนียมชนิดนี้



รูปที่ 2-23 การเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลและความแข็ง ของอะลูมิเนียม AA8006 และ A8011 ที่ผ่านกระบวนการเชิงกลและความร้อนที่แตกต่างกัน⁽¹⁾