

เอกสารประกอบการเรียนการสอน

431328 Powder Metallurgy

อาจารย์ ดร.สารัมภ์ บุญมี

**สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการ สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี**

อภิธานการ

คำนำ

ผงและอนุภาคมีพฤติกรรมการไหลตัวคล้ายกับของเหลวทำให้สามารถขึ้นรูปเป็นรูปทรงต่าง ๆ ได้โดยอาศัยแรงทางกล ดังนั้นผงจึงมีประโยชน์ในการขึ้นรูปวัตถุต่าง ๆ ตั้งแต่ชิ้นส่วนยานยนต์ไปจนถึงเครื่องปั้นดินเผา กรรมวิธีการขึ้นรูปได้แก่ Axial Die Pressing, Slip Casting, Roll Compaction, Isostatic Pressing, Injection Molding เป็นต้น เมื่อผงถูกขึ้นรูปจะยังคงมีความแข็งแรงต่ำ ทำให้ต้องเพิ่มความแข็งแรงขึ้นด้วยการเผาประสาน หรือมีชื่อเรียกว่า "Sintering" การเผาประสานจะทำให้ผงโลหะเชื่อมต่อสร้างพันธะกันและกันจนมีความแข็งแรงมากขึ้น

เทคโนโลยีโลหะผงเริ่มมีบทบาทสำคัญในอุตสาหกรรม เนื่องจากการผลิตชิ้นส่วนยานยนต์ในปัจจุบันมีปริมาณการผลิตมากขึ้น เทคโนโลยีโลหะผงจะได้เปรียบในการผลิตชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กและต้องการความแม่นยำทางด้านมิติ รวมไปถึงชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกรรมวิธีดั้งเดิมได้ยาก เช่น ทังสเตนที่มีจุดหลอมตัวสูงและมีความเหนียวต่ำ ทำให้หล่อหลอมและขึ้นรูปด้วยแรงทางกลได้ยาก

โลหะวิทยาโลหะผงเป็นวิชาที่ว่าด้วยการศึกษาธรรมชาติของโลหะที่อยู่ในรูปของผง เมื่อโลหะผงอยู่ในรูปของผงจะทำให้มีธรรมชาติแตกต่างออกไป เนื่องจากโลหะที่อยู่ในรูปผงจะมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยปริมาตรมาก มีรัศมีความโค้งทำให้สมดุลทางเคมี และกายภาพเปลี่ยนแปลงไป

เอกสารประกอบการสอนฉบับนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อให้ข้อมูลและทฤษฎีเบื้องต้นสำหรับนักศึกษาที่สนใจ รวมทั้งวิศวกรที่ทำงานเกี่ยวข้องด้วยเช่นกัน โดยตั้งใจให้ผู้ที่ไม่มีความรู้พื้นฐานทางด้านโลหะวิทยาก็สามารถศึกษาเข้าใจได้ ข้าพเจ้าได้รวบรวมทฤษฎีและข้อมูลจากหนังสือตำราต่างประเทศ โดยคัดเอาส่วนที่คิดว่ามีความสำคัญและง่ายต่อการเข้าใจมารวบรวมไว้ ดังนั้นเอกสารประกอบการสอนฉบับนี้จึงเหมาะสำหรับการค้นคว้าเบื้องต้นและเป็นพื้นฐานให้กับผู้อ่านในการศึกษาในเชิงลึกต่อไป ในอนาคตเมื่อข้าพเจ้ามีความรู้เพิ่มเติมและเวลา ข้าพเจ้ามีความตั้งใจที่จะเพิ่มเนื้อหาที่น่าสนใจเข้าไปอีก เพื่อเป็นประโยชน์สำหรับผู้อ่านมากขึ้น

ข้าพเจ้าขอขอบคุณผู้ที่เกี่ยวข้องและให้การสนับสนุน ในการเตรียมเอกสารประกอบการสอนเล่มนี้ โดยเฉพาะสำหรับผู้ที่ข้าพเจ้าต้องปลุกตัวออกมาเพื่อแบ่งเวลาของเขาและเธอเหล่านั้นให้กับเอกสารประกอบการสอนเล่มนี้

สารัมภ์ บุญมี

บทที่ 1
บทนำ
Introduction

กระบวนการโลหะผง (Powder Metallurgy Process) เป็นกระบวนการผลิตชิ้นส่วนต่าง ๆ ซึ่งเมื่อเทียบกับกระบวนการผลิตทั่วไปแล้ว กระบวนการโลหะผงเป็นกระบวนการที่มีความแตกต่างไปจากกระบวนการอื่นค่อนข้างมากในเรื่องของหลักการ, ขั้นตอน, ข้อดีและข้อจำกัด ข้อดีของกระบวนการโลหะผงที่โดดเด่นที่สุดคือสามารถผลิตชิ้นส่วนที่มีคุณภาพสูงและมีรูปร่างซับซ้อนได้ด้วยต้นทุนที่ไม่สูงเกินไปนัก นอกจากนี้กระบวนการโลหะผงยังเป็นกระบวนการที่สามารถทำได้อย่างอัตโนมัติและใช้พลังงานน้อย ประกอบกับมีเศษวัสดุที่เหลือจากกระบวนการน้อย ด้วยเหตุผลดังกล่าวทำให้กระบวนการโลหะผงได้รับความสนใจและอยู่ในกระแสที่ได้รับการพัฒนาอย่างจริงจังในช่วงที่ผ่านมา ในปัจจุบันนี้บทบาทของกระบวนการโลหะผงยังอยู่ในลักษณะที่เป็นอีกทางเลือกหนึ่งในการผลิตชิ้นส่วนทั่วไปและเป็นทางเลือกหลักสำหรับการผลิตชิ้นส่วนที่จำเป็นต้องอาศัยข้อดีของกระบวนการโลหะผง

เอกสารฉบับนี้จะกล่าวถึงหลักการและกลไกในกระบวนการโลหะผงเป็นหลัก เพื่อให้เป็นพื้นฐานความเข้าใจสำหรับผู้เริ่มต้นศึกษาและวิศวกรที่เกี่ยวข้อง แต่จะไม่ได้กล่าวถึงรายละเอียดของกระบวนการซึ่งมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับเทคโนโลยีของผู้ผลิตแต่ละราย ดังนั้นหากเข้าใจในหลักการและกลไกของกระบวนการโลหะผงแล้วก็จะสามารถทำความเข้าใจในรายละเอียดปลีกย่อยของเทคโนโลยีที่เกี่ยวข้องได้เช่นกัน

ตัวอย่างการนำไปใช้งานของชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง ยกตัวอย่างเช่น ไร้หลอดไฟทั้งสแตนเลส, self-lubricated bearing, เฟืองเกียร์เครื่องจักร, กระดุกเทียม, ตัวกรองที่อุณหภูมิสูง เป็นต้น นอกจากนี้ก็มีโลหะผงที่มีส่วนเกี่ยวข้องกับการใช้งานที่ไม่ได้อยู่ในรูปชิ้นส่วน ยกตัวอย่างเช่น สีย้อมยนต์, สีทาบ้าน, ลวดเชื่อม, วัตถุระเบิด, หมึกพิมพ์ เป็นต้น ตาราง 1.1 แสดงรายการการนำไปใช้งาน, ชนิดของผงโลหะและตัวอย่างการใช้งาน

1.1 นิยาม

ก่อนที่จะเข้าสู่เนื้อหาในบทต่อไป ควรทำความเข้าใจกับคำศัพท์พื้นฐานที่เกี่ยวข้อง ได้แก่ “ผงโลหะ” คือ ส่วนของแข็งที่แยกจากกันอย่างสิ้นเชิงมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเล็กกว่า 1 มิลลิเมตรในทิศทางที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางมากที่สุด โดยไม่จำเป็นที่จะต้องประกอบไปด้วยเฟสเดียวอาจประกอบไปด้วยเฟสอื่นด้วยก็ได้ ดังนั้นผงโลหะจึงมีอัตราส่วนระหว่างพื้นที่ผิวต่อปริมาตรสูงกว่าโลหะชนิดเดียวกันที่ผลิตด้วยวิธีอื่น ด้วยเหตุผลนี้จึงทำให้ศาสตร์ของพื้นผิวและความโค้งมีบทบาทสำคัญต่อกระบวนการโลหะผงอย่างมาก

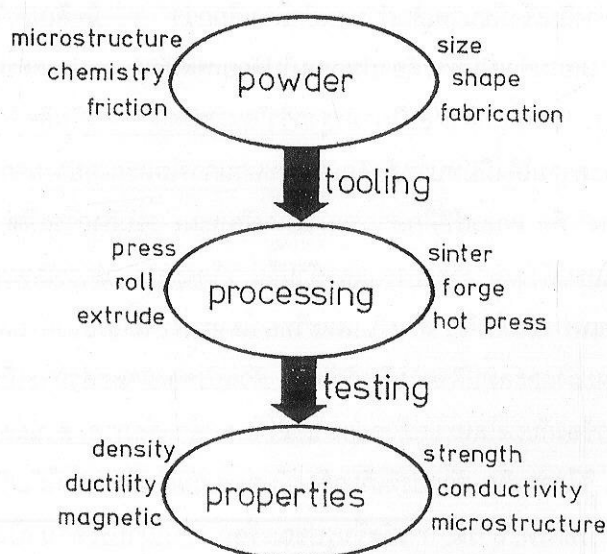
“โลหะวิทยาโลหะผง” คือ ศาสตร์ที่ศึกษากระบวนการโลหะผง รวมถึงการผลิต, การวิเคราะห์และการนำผงโลหะมาทำให้เกิดประโยชน์ทั้งในทางวิศวกรรมและด้านอื่น ๆ โดยกระบวนการโลหะผงเกี่ยวข้องกับพื้นฐานของความร้อน, งานและการแพร่ เป็นสำคัญ สำหรับโลหะวิทยาโลหะผงประกอบไปด้วยส่วนหลัก 3 ส่วน ได้แก่ ผงโลหะ, กระบวนการโลหะผงและสมบัติของผลิตภัณฑ์ ตัวแปรของแต่ละส่วนจะเป็นตัวกำหนดสมบัติของผลิตภัณฑ์ที่ได้ ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับผงโลหะยกตัวอย่าง ได้แก่ โครงสร้างจุลภาค, ส่วนผสมทางเคมี, ความเสียตทานภายใน, ขนาด, รูปร่าง, วิธีการผลิต ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับกระบวนการโลหะผงได้แก่วิธีการขึ้นรูปร่างต่าง ๆ เช่น การอัดขึ้นรูป, การรีด, การอัดรีด, การตี, การอัดขึ้นรูปขณะร้อน, การเผาประสาน เป็นต้น สำหรับสมบัติของผลิตภัณฑ์ยกตัวอย่างเช่น ความถ่วงจำเพาะ, ความเหนียว, ความเป็นแม่เหล็ก, ความแข็งแรงดึง, ความสามารถ

ในการนำไฟฟ้าและความร้อน, โครงสร้างจุลภาค เป็นต้น ภาพ 1.1 แสดงภาพรวมของโลหะวิทยาโลหะผงจากตัวแปรวัตถุดิบ, กระบวนการจนถึงสมบัติของผลิตภัณฑ์

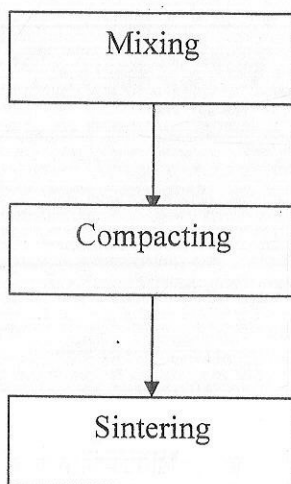
ตาราง 1.1 รายการการนำไปใช้งาน, ชนิดของผงโลหะและตัวอย่างการใช้งาน

Application	Metals	Uses
Abrasives	Fe, Sn, Zn	cleaning, abrasive wheels
Agriculture	Al, Fe, Mn	seed coatings, feed, fertilizer
Aerospace	Al, Be, Nb	jet engines, heat shields
Automotive	Cu, Fe, W	valve inserts, bushings, gears
Chemical	Cr, Ni, Pt	colorants, filters, catalysts
Coatings	Cd, Cr, Ti	paint, hard facings
Construction	Al, Cu, Fe	asphalt roofing, caulking
Electrical/ Electronic	Ag, Au, Mo	contacts, diode heat sinks
Hardware	Cu, Fe	locks, wrenches
Heat Treating	Mo, Pt, W	furnace elements, thermocouples
Industrial	Co, Pb, W	sound adsorption, cutting tools
Joining	Cu, Fe, Sn	solders, electrodes
Lubrication	Cu, Fe, Zn	greases, abradable seals
Magnetic	Co, Fe, Ni	relays, magnets
Manufacturing	Cu, Mn, W	dies, tools, bearings
Medical/ Dental	Ag, Au, W	implants, amalgams
Metallurgical	Al, Ce, Si	metal recovery, alloying
Nuclear	Be, Ni, W	shielding, filters, reflectors
Office Equipment	Al, Fe, Ti	electrostatic copiers, cams
Ordnance	Al, Ti, Zn	fuzes, ammunition, penetrators
Personal	Al, Fe, Zn	vitamins, cosmetics, soaps
Petrochemical	Pd, Ni, W	catalysts, drilling bits
Plastics	Al, Fe, Mg	tools, dies, fillers, cements
Printing	Ag, Al, Cu	inks, coatings, laminates
Pyrotechnics	Al, Mg, Zn	explosives, flares, fuel

“กระบวนการโลหะผง” คือขั้นตอนการนำผงโลหะมาทำให้เกิดประโยชน์ด้วยวิธีทางกลและความร้อน ขั้นตอนหลักของกระบวนการโลหะผงประกอบไปด้วย 3 ขั้นตอน ได้แก่ การผสมผงโลหะ, การอัดขึ้นรูปผงโลหะ และการเผาประสาน ตัวแปรในการผสมผงโลหะ ได้แก่ เวลา, ความเร็ว, ขนาดผงโลหะ, บรรยากาศ ตัวแปรในการอัดขึ้นรูปผงโลหะ ได้แก่ ความดัน, ทิศทาง เป็นต้น ตัวแปรในการเผาประสาน ได้แก่ เวลา, อุณหภูมิ, บรรยากาศ, ความดัน เป็นต้น ภาพ 1.2 แสดงแผนผังขั้นตอนของกระบวนการโลหะผง



ภาพ 1.1 ภาพรวมของโลหะวิทยาโลหะผงจากตัวแปรวัตถุดิบ, กระบวนการจนถึงสมบัติของผลิตภัณฑ์



ภาพ 1.2 แผนผังขั้นตอนของกระบวนการโลหะผง

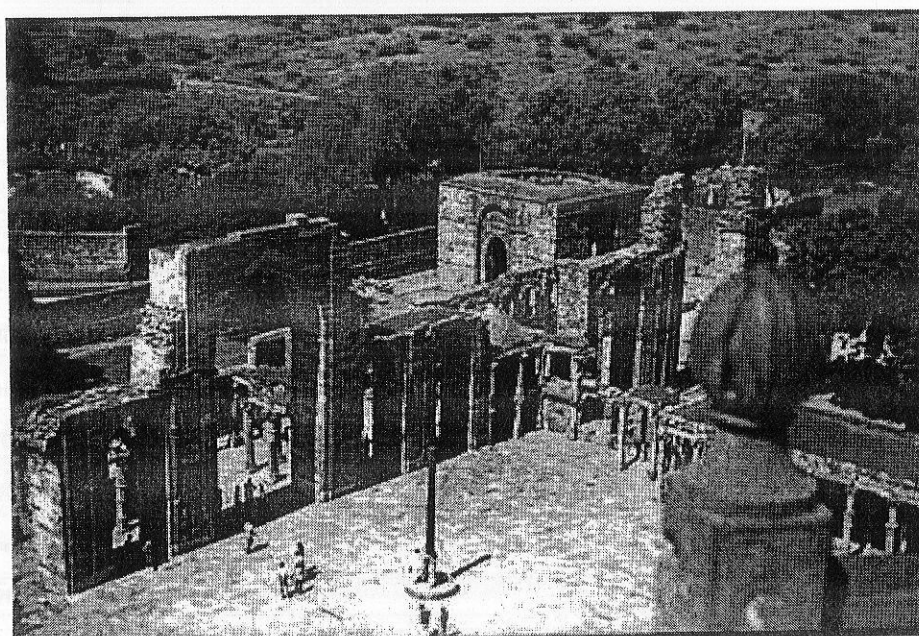
1.2 ประวัติโดยย่อ

การใช้งานผงโลหะในช่วงแรกปรากฏในหลายภูมิภาคของโลก ยกตัวอย่างเช่น ชาวอินคาทำเครื่องประดับจากการผงทองคำนำมาอัดให้ได้รูปร่างที่ต้องการแล้วเผา, ชาวอียิปต์ใช้ผงตะกั่วซัลไฟด์ (แร่กาลีน่า) ทำเครื่องสำอางโดยการบดแห้งและบดเปียกตากให้แห้งใช้ทาขอบดวงตาเมื่อประมาณ 3000 ปีก่อนคริสตกาล ตัวอย่างที่ยังคงหลงเหลือให้เห็นปัจจุบันคือเสาแห่งเมืองเดลี (Columns of Delhi) ทำขึ้นเมื่อ ค.ศ. 300 ซึ่งทำจากผงเหล็กที่ได้จากการรีดักชัน ในช่วงศตวรรษที่ 18 เริ่มมีการศึกษาค้นคว้าเกี่ยวกับโลหะวิทยาโลหะผง โดยเป้าหมายหลักคือการหลีกเลี่ยงการทำให้โลหะหลอมตัว ซึ่งในการใช้งานจำเป็นต้องทำจากโลหะที่มีจุดหลอมตัวสูงมากและไม่สะดวกที่จะทำให้โลหะหลอมตัว นำมาซึ่งจุดเริ่มต้นของยุคโลหะวิทยาโลหะผงสมัยใหม่คือการประดิษฐ์หลอดไฟของ โทมัส แอลวา เอดิสัน ซึ่งใช้หลอดไฟทำจากผงโลหะทั้งสแตนท์ที่มีสมบัติเปราะจึงไม่สามารถขึ้นรูปด้วยวิธีการรีดได้ สมบัติที่จำเป็นของไส้หลอดไฟคือทนความร้อนได้สูงดังนั้นโลหะทั้งสแตนท์ซึ่งมีจุดหลอมตัวสูง (3440°C) จึงเหมาะกับการใช้งาน แต่ว่าจุดหลอมตัวที่สูงก็ทำให้การหล่อหลอมทำได้ยาก จึงต้องอาศัยกระบวนการโลหะผงเป็นทางออก กระบวนการทำไส้หลอดไฟคือ Coolidge process ผง WO_3 ถูกรีดิวซ์โดย H_2 จนได้ผง W แล้วทำการอัดแล้ว presinter ที่ 1200°C ทำให้โครงสร้างแข็งแรงขึ้นจนสามารถยึดติดกับขั้วไฟฟ้าได้และทำการเผาประสานต่อที่อุณหภูมิ 3000°C โดยการใช้ Joule's Heating ทำให้ชิ้นส่วนร้อนขึ้นเนื่องจากความต่างศักย์ไฟฟ้าและกระแสไฟฟ้าสูง

นอกจากทั้งสแตนท์แล้วโลหะทนความร้อนอื่น ๆ ก็ได้รับการพัฒนาเช่นเดียวกัน เช่น โมลิบดีนัมซัลไฟด์ผสมกับซัลเฟอร์นิวทราลเข้าด้วยกันเหมือนแป้ง จากนั้นทำให้เป็นเส้นแล้วให้ความร้อนภายใต้บรรยากาศ H_2 ทำให้เกิด H_2S โมลิบดีนัมที่ได้นำไปใช้ทำหลอดไฟและอุตสาหกรรมเคมี นอกจากนี้โมลิบดีนัมและทั้งสแตนท์แล้วโลหะชนิดอื่นก็ได้รับการพัฒนาในเวลาต่อมาได้แก่ แทนทาลัม, ไนโอเบียม, ธาตุเรียม, ไททาเนียม เป็นต้น



ภาพ 1.3 ผงแร่โลหะกาลีนากถูกใช้เป็นเครื่องสำอางของชาวอียิปต์



ภาพ 1.4 เสาแห่งเมืองเดลีทำจากผงเหล็กที่ถูกรีดักชัน

ในช่วงต้นศตวรรษที่ 20 ผงทองแดง, ดีบุกและแกรไฟต์ถูกนำมาใช้ทำแบร์ริง แกรไฟต์จะเป็นตัวรีดิวซ์ออกไซด์ของทองแดงและดีบุกแล้วนำไปทำ oil treatment เพิ่มน้ำมันเข้าไปในชิ้นส่วนซึ่งจะเข้าไปอยู่ในโครงสร้างรูปหล่อทำให้สามารถหล่อขึ้นตัวเองได้ในขณะใช้งาน การนำไปใช้งานจากประโยชน์ของโครงสร้างรูปหล่ออย่างหนึ่งก็คือตัวกรองที่อุณหภูมิสูงใช้กรองสารแขวนลอยต่าง ๆ

ในตอนต้นสงครามโลกครั้งที่ 2 เทคโนโลยีผงเหล็กเริ่มถูกนำมาใช้ในทางการค้า การพัฒนาที่สำคัญคือการใช้ชิ้นส่วนเหล็กที่ได้จากกระบวนการโลหะผงทำเป็นปลอกลูกปืนใหญ่ มาทดแทนการขาดแคลนโลหะผสม Cu-Zn ที่สามารถขึ้นรูปได้ดีกว่าเหล็กซึ่งต้องใช้กระบวนการโลหะผงในการผลิต

ในทางด้านอุตสาหกรรมรถยนต์นอกจากชิ้นส่วนแบร์ริงแล้ว เพื่องเกียร์ของเหล็กหล่อก็เริ่มถูกทดแทนด้วยชิ้นส่วนที่ได้กระบวนการโลหะผง หลังสงครามโลกครั้งที่ 2 การพัฒนาเทคโนโลยีนิวเคลียร์เริ่มต้นขึ้นทำให้มีการ

ค้นคว้าเกี่ยวกับผงโลหะหนักเช่น Zr, Th, U, Be และในช่วงสงครามเย็นมีการพัฒนาเทคโนโลยีทางด้านอวกาศอย่างมากทำให้มีการค้นคว้าเกี่ยวกับผงโลหะ Nb, Ti ซึ่งใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดีและมีน้ำหนักเบา

หลังจากนั้นในช่วงปี ค.ศ. 1960-1980 การพัฒนามุ่งเน้นไปในเรื่องการปรับปรุงวิธีการอัดขึ้นรูปให้ได้ compact ที่มีความหนาแน่นมากขึ้น ได้มีการประดิษฐ์การอัดแบบ Hot Pressing และ Hot Isostatic Pressing ในช่วงนี้

ในช่วงหลังจากปี ค.ศ. 1980 เป็นต้นมา กระบวนการโลหะผงมีบทบาทสำคัญในการผลิตวัสดุเชิงประกอบ (Composite materials) สมัยใหม่ เนื่องจากสามารถทำได้ง่ายและควบคุมโครงสร้างจุลภาคของวัสดุได้ดี

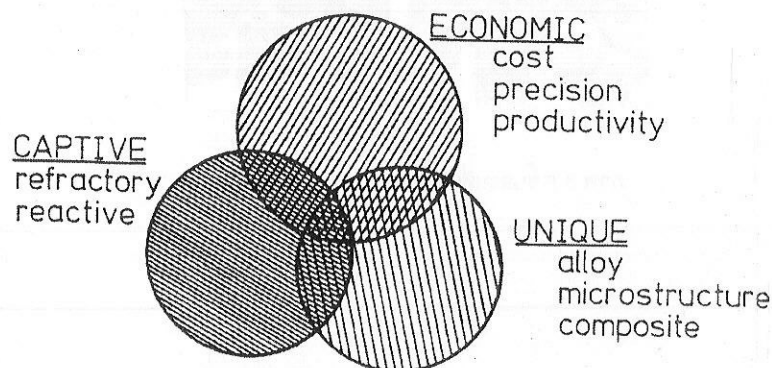
1.3 เหตุผลในการเลือกใช้กระบวนการโลหะผง

มี 3 เหตุผลหลักในการเลือกใช้กระบวนการโลหะผงในการผลิตชิ้นส่วนแทนที่กระบวนการดั้งเดิม ประการแรกคือ ต้นทุนการผลิตที่ต่ำ (Economic) ในการผลิตชิ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อนเป็นจำนวนมาก ตัวอย่างที่เห็นได้ชัดคืออุตสาหกรรมรถยนต์ โดยชิ้นส่วนเหล่านี้มักจะมีความต้องการความแม่นยำของมิติ และยังต้องการกำลังการผลิตที่สูงสามารถทำซ้ำได้ดีและอัตโนมัติ ซึ่งเหมาะสมที่จะใช้กระบวนการโลหะผงมาผลิตชิ้นส่วนดังกล่าว

เหตุผลประการที่สองคือความจำเป็นเนื่องจากความยากในการผลิต ได้แก่ ชิ้นส่วนที่ทำจากวัสดุดิบที่มีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาและชิ้นส่วนที่ทำวัสดุดิบที่สามารถหล่อหลอมได้ยาก สำหรับชิ้นส่วนที่ทำจากวัสดุดิบที่มีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาต้องการการควบคุมตัวแปรต่าง ๆ เป็นอย่างดี ซึ่งกระบวนการโลหะผงสามารถทำได้ในบรรยากาศที่ควบคุม สำหรับชิ้นส่วนที่ทำจากวัสดุดิบที่หล่อหลอมได้ยาก เช่น โลหะทนความร้อนซึ่งมีจุดหลอมตัวสูงมาก ตัวอย่างที่เห็นได้ชัดคือไส้หลอดไฟซึ่งนอกจากจะมีจุดหลอมตัวที่สูงมากแล้ว ทั้งสแตนยังมีความเปราะทำให้ไม่สามารถรีดหรือแปรรูปได้ กระบวนการโลหะผงสามารถขึ้นรูปให้มีความแข็งแรงได้ในสภาวะของแข็งจึงสามารถช่วยแก้ปัญหานี้ได้

เหตุผลประการสุดท้ายคือสามารถใช้ในการผลิตชิ้นส่วนที่ต้องการสมบัติพิเศษ เช่น ต้องการโครงสร้างพรุนซึ่งนำไปใช้ในการแพทย์, วัสดุเชิงประกอบที่ต้องมีส่วนประกอบที่แตกต่างกันซึ่งมีจุดหลอมตัวและสมบัติเชิงกลต่างกัน, โลหะผสมที่ต้องการความเที่ยงตรงของส่วนผสมทางเคมีเป็นพิเศษ เช่น โลหะจำรูปที่การคลาดเคลื่อนของส่วนผสมทางเคมีเพียง 0.1% อาจทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเปลี่ยนแปลงไปจนไม่สามารถยอมรับได้

แผนภาพที่แสดงเหตุผลในการเลือกใช้กระบวนการโลหะผงแสดงในภาพ 1.5



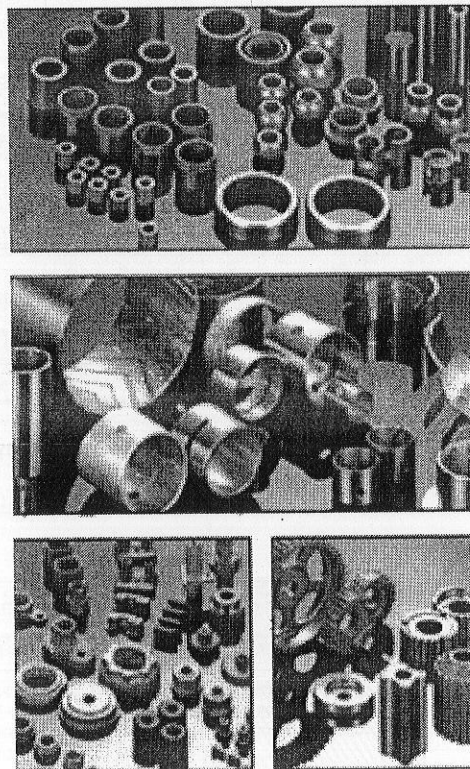
ภาพ 1.5 แผนภาพแสดงเหตุผลในการเลือกใช้กระบวนการโลหะผง

1.4 อนาคตของกระบวนการโลหะผง

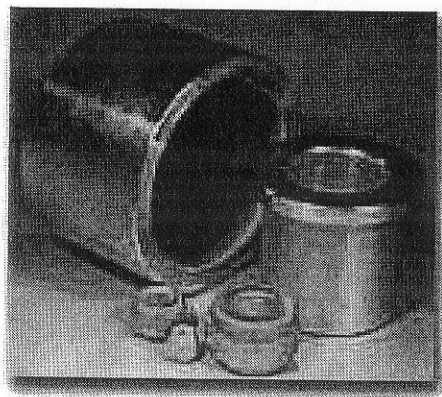
ในอดีตที่ผ่านมาความสำเร็จของกระบวนการโลหะผงคือข้อได้เปรียบทางเศรษฐศาสตร์ แต่ในปัจจุบันกระบวนการโลหะผงมีบทบาทต่อการผลิตวัสดุที่มีสมบัติพิเศษมากขึ้น ซึ่งด้วยเหตุผลนี้ทำให้ฐานของเทคโนโลยีวัสดุกว้างขวางขึ้น และทำให้มีการประยุกต์กระบวนการโลหะผงไปใช้ผลิตชิ้นส่วนใหม่ ๆ อยู่ตลอดเวลา โดยในอนาคตบทบาทของกระบวนการโลหะผงที่เพิ่มขึ้นจะปรากฏใน 5 สาขาดังนี้

- การผลิตชิ้นส่วนที่ต้องการความเที่ยงตรงเป็นปริมาณมาก ซึ่งส่วนใหญ่เป็นชิ้นส่วนที่ทำจากเหล็ก
- การผลิตชิ้นส่วนที่ทำจากวัสดุที่ยากต่อการผลิต
- การผลิตวัสดุพิเศษ โดยเฉพาะวัสดุเชิงประกอบ
- การผลิตวัสดุกึ่งเสถียร ได้แก่ วัสดุไร้ฐานฐาน (Amorphous materials) หรือโลหะผสมสารประกอบเชิงโลหะ
- การผลิตชิ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อนมากหรือชิ้นส่วนที่มีขนาดเล็กแต่มีราคาสูง

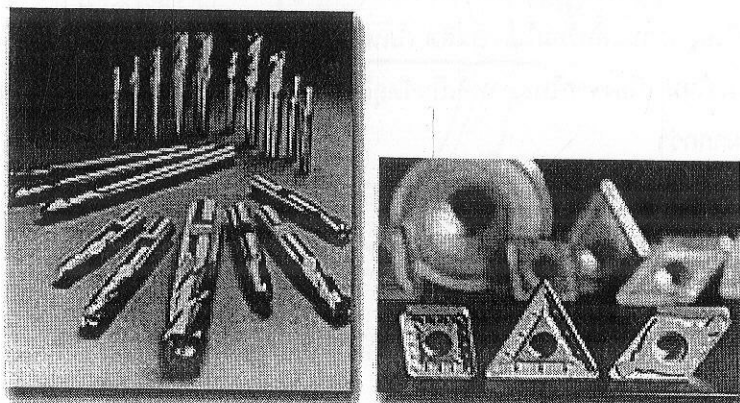
จากปี ค.ศ. 1960 ถึงปี ค.ศ. 1978 การใช้ผงเหล็กมีปริมาณเพิ่มขึ้นถึงสิบเท่าตัว แต่ในระยะหลังมีอัตราการขยายตัวลดลง อย่างไรก็ตามอัตราการขยายตัวที่สูงกว่าเทคโนโลยีการขึ้นรูปแบบอื่น ๆ เช่นกัน และในอนาคตคาดว่ากระบวนการโลหะผงจะมีบทบาทสำคัญในทางเทคโนโลยีสมัยใหม่มาก



ภาพ 1.6 ชิ้นส่วนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง



ภาพ 1.7 Self-Lubricated bearing



ภาพ 1.8 ชิ้นส่วนที่ต้องทนความร้อนที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผง

บทที่ 2

การผลิตผงโลหะ

Powder Fabrication

ผงโลหะถูกนำไปใช้งานไม่เพียงต่อกระบวนการโลหะผงเพียงอย่างเดียว แต่ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมหลายประเภทด้วย เช่น ทำในการผลิตลวดเชื่อม, Submerged arc welding, การผลิตสี เป็นต้น อย่างไรก็ตาม ปริมาณการใช้งานโลหะผงก็ขึ้นอยู่กับการนำมาใช้งานในกระบวนการโลหะผงเป็นหลัก โดยในปี ค.ศ. 1992 ปริมาณการใช้โลหะผงในประเทศสหรัฐอเมริกาคือ 246,000 ตันและ 570,000 ตันทั่วโลก ซึ่งถูกนำมาใช้กระบวนการโลหะผงร้อยละ 76-78%

หลักการของการผลิตโลหะผงคือการใช้พลังงานภายนอก (ความร้อน, ปฏิกิริยาทางเคมี, พลังงานกล) เพื่อทำให้วัสดุดิบซึ่งอยู่สถานะที่พร้อมในการผลิต (โลหะหลอมเหลว, สารตั้งต้นปฏิกิริยา, ก้อนโลหะ) สร้างพื้นที่ผิวจำนวนมากขึ้นมาใหม่ เนื่องจากในสภาพที่เป็นวัสดุดิบมีลักษณะต้นแต่ในสภาพที่เป็นผงโลหะจะมีพื้นที่ผิวต่อมวลหรือปริมาตรมากกว่า

กระบวนการผลิตโลหะผงมีผลโดยตรงต่อสมบัติทางกายภาพและสมบัติทางเคมีของโลหะผงที่ได้ ดังนั้นจึงมีผลต่อการนำไปใช้งานด้วย กระบวนการผลิตโลหะผงสามารถแบ่งได้เป็นสองวิธีการหลัก คือ วิธีการทางกายภาพ และ วิธีการเคมี

2.1 กระบวนการทางกายภาพ

(Physical Processes)

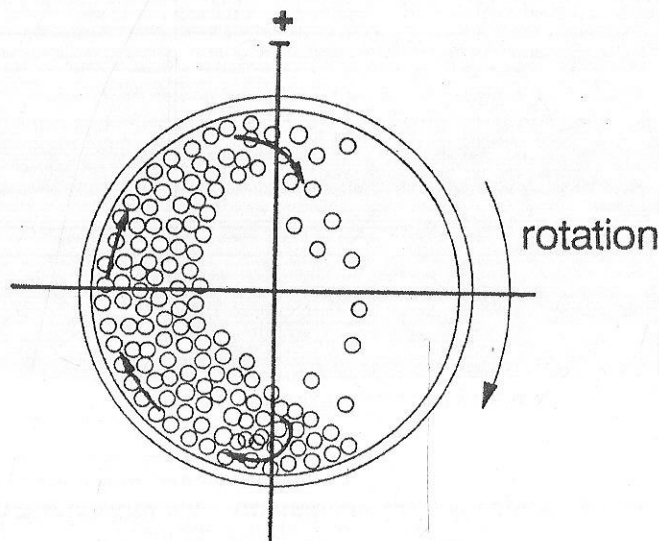
2.1.1 Machining

ในการกลึงโลหะจะทำให้เกิดขี้ก้าง ซึ่งจัดได้ว่าเป็นผงโลหะที่มีขนาดหยาบและมีรูปร่างแบบ Irregular เนื่องจากเกิดขึ้นจากการที่ผิวโลหะได้รับแรงเฉือนจนหลุดออกมา และผงโลหะที่ได้จะถูกนำไปบดให้ละเอียดขึ้นก่อนนำไปใช้งาน ข้อด้อยของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการนี้คือไม่สามารถควบคุมคุณลักษณะของโลหะผงได้ และมีอัตราการผลิตที่ช้า ดังนั้น machining จึงไม่ใช่ทางเลือกแรกสำหรับการเลือกวัสดุดิบมาใช้ในการบวนการโลหะผง เนื่องจากรูปร่างของโลหะผงมีลักษณะรูปร่างที่เป็นแบบ irregular มากเกินกว่าที่จะสามารถนำมาผลิตชิ้นส่วนที่ต้องการคุณภาพสูงได้ อย่างไรก็ตามเนื่องจากเป็นการนำของเหลือจากกระบวนการอื่นมาใช้งานทำให้มีราคาถูกและหาได้ง่าย จึงทำให้โลหะผงที่ได้จากกระบวนการนี้มีความสำคัญเช่นกัน ปัจจุบันนี้ผงโลหะที่ได้จากการกลึงส่วนใหญ่ถูกนำมาใช้ผลิตเหล็กกล้าคาร์บอนสูงและ amalgam ในวงการทันตกรรม

2.1.2 Milling

การบดเป็นกระบวนการผลิตผงโลหะที่มีความเก่าแก่ที่สุด ซึ่งดั้งเดิมนั้นใช้ในการย่อยขนาดวัสดุจำพวกเซรามิกส์ซึ่งมีความเปราะสูง การบดใช้หลักการกระทบกันของลูกบดกับผงโลหะและการกระทบกันเองระหว่างผงโลหะด้วยกัน การบดมีหลายแบบได้แก่ Ball milling, Vibration milling และ planetary milling เป็นต้น พลังงานทางกลถูกเปลี่ยนไปเป็นพลังงานในการสร้างพื้นผิวใหม่ กระบวนการ Ball milling ทำโดยนำลูกบดและวัสดุดิบบรรจุลงในภาชนะที่เรียกว่าถังบด ทรงกระบอกแล้วให้พลังงานทางกลโดยการหมุนถังบดไปรอบ ๆ เมื่อ

ลูกบดได้รับแรงเหวี่ยงจะถูกเหวี่ยงติดไปทางผนังถึงบดจนถึงจุดหนึ่งซึ่งแรงโน้มถ่วงโลกกระทำต่อลูกบด ทำให้มีน้ำหนักมากจนเอาชนะแรงเหวี่ยงได้ จึงทำให้ลูกบดตกลงมากระแทกกับวัสดุที่บดทางด้านล่าง กระบวนการจะเป็นเช่นนี้ซ้ำไปเรื่อย ๆ. ภาพ 2.1 แสดงแผนภาพกลไกการย่อยขนาดของโลหะผงด้วยกระบวนการ Ball milling ภาพ 2.2 แสดงตัวอย่างภาพถ่ายของถังบด Ball mill



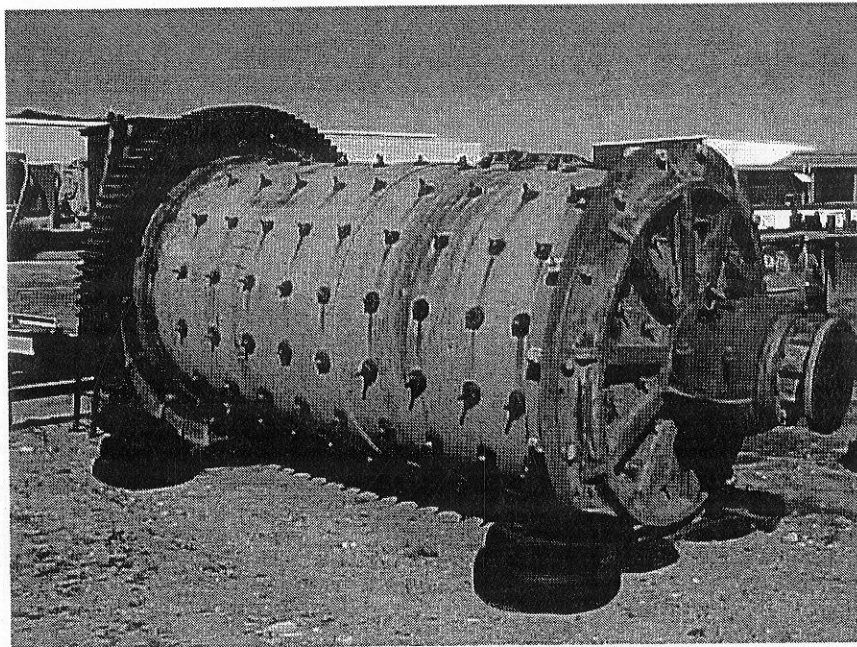
ภาพ 2.1 แผนภาพกลไกการย่อยขนาดของโลหะผงด้วยกระบวนการ Ball milling

ความเร็วในการหมุนของถังบดมีผลต่อพฤติกรรมของลูกบดโดยหากถังบดหมุนช้าเกินไปลูกบดจะเพียงแค่นำผงโลหะเท่านั้นทำให้การย่อยขนาดไม่เกิดขึ้น ในขณะที่หากถังบดหมุนเร็วเกินไปจะทำให้ลูกบดถูกเหวี่ยงติดผนังไปโดยตลอด ไม่ตกลงมากระแทกกับผงโลหะซึ่งก็ทำให้การย่อยขนาดผงโลหะไม่เกิดขึ้นเช่นกัน ความเร็วที่จะทำให้เกิดประสิทธิภาพในการบดสูงสุดคือความเร็วที่ทำให้แรงโน้มถ่วงที่กระทำต่อลูกบดเท่ากับแรงเหวี่ยงพอดี

$$RPS = \frac{1}{2\pi} \frac{\sqrt{g}}{\sqrt{R}}$$

เมื่อ R คือรัศมีของถังบด และ g คือ gravitational force

ลูกบดที่ใช้ในกระบวนการ Ball mill มักจะมีรูปร่างเป็นทรงกลมหรือทรงกระบอก วัสดุที่นำมาใช้ทำเป็นลูกบดควรจะมีคุณสมบัติเหมาะสมพอที่จะให้เกิดแรงกระแทกเพียงพอต่อการย่อยขนาดผงโลหะได้ นอกจากนี้การเลือกวัสดุของลูกบดยังขึ้นอยู่กับความสามารถในการต้านทานการสึกหรอเมื่อใช้งานกับโลหะที่เป็นวัสดุที่บด รวมทั้งราคาและความยากง่ายในการกำจัดกากปนเปื้อนออกจากโลหะผง สำหรับวัสดุที่นิยมนำมาใช้ทำลูกบดได้แก่เหล็กกล้าซึ่งมีราคาถูกและมีความถ่วงจำเพาะ 7.7 g/cm^3 ซึ่งค่อนข้างสูงแต่มีความแข็งต่ำและทำให้เกิดการปนเปื้อนสูงต้องกำจัดออกด้วยการละลายด้วยกรด, Al_2O_3 มีความถ่วงจำเพาะเพียง 3.6 g/cm^3 ซึ่งถือว่าค่อนข้างน้อยแต่มีความแข็งสูงและราคาถูก, Zirconia มีราคาแพงแต่มีความถ่วงจำเพาะปานกลาง 5.4 g/cm^3 และมีความแข็งค่อนข้างสูง



ภาพ 2.2 ตัวอย่างภาพถ่ายของถังบด Ball mill

สิ่งที่ขึ้นเกิดขึ้นกับผงโลหะในขณะที่ถูกบดคือในขั้นตอนแรก หากสมมุติว่าโลหะผงตั้งต้นมีรูปร่างกลม เมื่อลูกบดตกลงมากระทบกับผงโลหะจะทำให้เกิดแรงเฉือนและแรงอัด ซึ่งจะทำให้เกิด plastic deformation ทำให้รูปร่างเปลี่ยนไปจากทรงกลมกลายเป็นทรงรีและเกิด work hardening ในขั้นตอนนี้ ทำให้โลหะเปลี่ยนสมบัติจากเหนียวไปเป็นเปราะ ในขั้นต่อมาโลหะที่มีความเปราะจะเริ่มเกิดการแตก โดยการแตกจะมีลักษณะคล้ายคลึงกับการเสียหายจากความล้า (fatigue failure) โดยเริ่มจาก crack initiation, crack propagation และแตกในที่สุด เมื่อผงโลหะแตกออกแล้วจะทำให้มีขนาดเล็กลงหลังจากนั้นผงโลหะอาจจะเกิดการรวมตัวกัน (agglomeration) และเกิดการหลุดออกจากกัน (deagglomeration) ไปเรื่อย ๆ จนเข้าสู่ภาวะสมดุลคืออัตรา ระหว่าง agglomeration และ deagglomeration เท่ากัน สำหรับวัสดุประเภทเซรามิกส์อาจจะไม่มี agglomeration เลยก็ได้

เมื่อผงโลหะถูกย่อยจนมีขนาดเล็กลงแล้ว ผงโลหะที่มีขนาดเล็กลงจะทำให้มีโอกาสยากขึ้นที่จะได้รับแรงเฉือนจากลูกบดที่ทำให้เกิดการแตกต่อไปได้ นอกจากนี้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กกว่าจะมี activity มากกว่าผงโลหะที่มีขนาดใหญ่เนื่องจาก specific surface area ที่สูงกว่า ดังนั้นผงโลหะขนาดเล็กกว่าจึงมีโอกาที่จะเกิด agglomeration สูงกว่า ซึ่งเมื่อเวลาในการบดผ่านไปจะพบว่าอัตราการย่อยขนาดผงโลหะลดลง (ภาพ 2.6)

อัตราการบดขึ้นอยู่กับหลายปัจจัยได้แก่ รัศมีของถังบด ถังบดที่มีขนาดใหญ่จะทำให้ส่วนสูงของระยะที่ลูกบดจะตกลงมากระทบวัตถุบดมีมากขึ้น ทำให้สามารถย่อยขนาดได้เร็วขึ้นความถ่วงจำเพาะของลูกบดที่มากขึ้นก็มีส่วนทำให้แรงกระแทกสูงขึ้นเช่นกัน รัศมีของลูกบดที่เล็กลงทำให้จำนวนการกระทบมีมากขึ้น (ในกรณีที่มีมวลรวมของลูกบดเท่ากัน) แต่อย่างไรก็ดีรัศมีของลูกบดจะเล็กเกินไปไม่ได้เนื่องจากจะทำให้แรงกระแทกมีไม่มากพอที่จะทำให้เกิดการย่อยขนาดของผงโลหะ เมื่อพิจารณาว่าขนาดของผงโลหะเปลี่ยนแปลงไปโดยเล็กลงเรื่อย ๆ ขนาดของลูกบดที่เหมาะสมต่อการบดที่สุดจึงควรมีขนาดเล็กลงเรื่อย ๆ ด้วยเช่นกัน ดังนั้นในทางปฏิบัติอาจมีการดัดแปลงกระบวนการ Ball milling ให้มีหลายขั้นตอนโดยเปลี่ยนขนาดลูกบดจากขนาดใหญ่ไปสู่ขนาดเล็ก สูตรในการคำนวณหาอัตราการบดอย่างง่ายได้แก่

$$M = \frac{C\rho\sqrt{RD}}{r}$$

เมื่อ M คืออัตราการบด

C คือค่าคงที่ของกระบวนการ

ρ คือความถ่วงจำเพาะของลูกบด

R คือรัศมีของถังบด

D คือเส้นผ่าศูนย์กลางของโลหะผง

r คือรัศมีของลูกบด

ประสิทธิภาพเชิงพลังงานในการย่อยขนาดผงโลหะของกระบวนการ milling ค่อนข้างต่ำ พลังงานเพียงแค่ประมาณ 0.1% จากพลังงานทั้งหมดเท่านั้นที่ถูกนำไปใช้ในการสร้างพื้นผิวใหม่ โดยพลังงานที่ใช้ไปในการสร้างพื้นผิวใหม่ (E) คือ

$$E = \gamma\Delta s$$

เมื่อ γ คือ interfacial free energy ของพื้นผิว (J/mm^2)

Δs คือพื้นที่ผิวที่ถูกสร้างขึ้นใหม่ (mm^2)

การสูญเสียพลังงานไปเกิดจากหลายแหล่งได้แก่ พลังงานในการทำให้เกิด elastic และ plastic deformation, พลังงานจลน์สำหรับการเคลื่อนที่ของลูกบดและผงโลหะ, พลังงานในการขับเคลื่อนถังบด, พลังงานเสียง และพลังงานความร้อนที่เกิดขึ้นจากการเสียดสี ซึ่งพลังงานที่สูญเสียไปเกิดเนื่องจากการทำให้เกิดความร้อนขึ้นเป็นหลัก

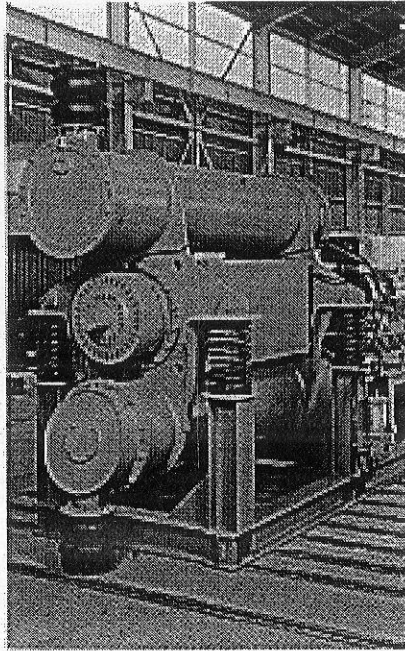
เพื่อที่จะปรับปรุงประสิทธิภาพเชิงพลังงานของการบด วิธีการต่าง ๆ ถูกนำมาใช้ เช่น การหาปริมาณลูกบดที่เหมาะสมโดยไม่มากเกินไปจนทำให้มวลภายในถังบดหนักเกินไปและไม่น้อยเกินไปจนทำให้การบดเกิดขึ้นได้ช้าซึ่งจะทำให้สิ้นเปลืองพลังงาน โดยทั่วไปลูกบดจะเดิมประมาณ 40-50% โดยปริมาตรของถังบดที่เหลือเป็นผงโลหะประมาณ 25% ลูกบดมักจะมีขนาดใหญ่กว่าขนาดของผงโลหะก่อนบดประมาณ 10-20 เท่า

การบดเปียก (wet milling) ก็เป็นอีกวิธีหนึ่งที่ช่วยปรับปรุงประสิทธิภาพเชิงพลังงานในการบดได้ เนื่องจากการมีอยู่ของของเหลวให้แนวโน้มที่จะช่วยสลาย agglomeration ของผงโลหะได้ สารจำพวก hydrocarbons, ethanol ช่วยป้องกันการ oxidation ได้ ในบางครั้งของเหลวที่เติมลงไปให้ผลพิเศษ (Reh binder-Effect) โดยลด interfacial free energy ระหว่างผงโลหะลงและทำให้การขยายตัวของรอยแตกเป็นไปอย่างรวดเร็วขึ้น ตัวอย่างสารประเภทนี้ได้แก่ oleinic acid และสารจำพวกที่มีสายโซ่คาร์บอนยาว

ในการบดผงโลหะที่มีความแข็งแรงมาก การปนเปื้อนอาจเกิดขึ้นสูงมาก เนื่องจากการสึกหรอของถังบดและลูกบดและรวมถึงสารตกค้างในกรณีบดเปียก การปนเปื้อนจากเหล็กสามารถกำจัดได้โดย acid leaching ถ้าผงโลหะนั้น ๆ สามารถต้านทานการกัดกร่อนได้ซึ่งมักจะเป็นผงโลหะนอกกลุ่มเหล็กและเซรามิกส์ การบดผงด้วยยางช่วยลดการปนเปื้อนได้เช่นกัน ลูกบด Al_2O_3 มักจะถูกนำมาใช้ในกรณีที่ต้องการความบริสุทธิ์ของผงโลหะมาก

ภาพ 2.3 แสดงเครื่อง Vibration milling ซึ่งอาศัยการสั่นแทนการหมุนของถังบด แรงกระแทกที่เกิดขึ้นจากการสั่นของถังบดสูงกว่าแรงกระแทกที่เกิดจากการหมุนของลูกบด เนื่องจากเมื่อลูกบดได้รับแรงกระแทกทำให้เคลื่อนที่ไปติดผนังของถังบดเมื่อถังบดเคลื่อนตัวกลับทิศทาง ลูกบดจะกระแทกกับวัตถุดิบ แรงกระแทกที่ได้

จากการผสมแรงในการเคลื่อนที่สวนทางกันระหว่างลูกบดกับวัตถุบดจึงให้แรงกระทำที่สูงกว่าการหมุนของถังบด จึงทำให้เหมาะที่จะนำไปในการทำ mechanical alloying อัตราการบดจะสูงกว่า ball milling เนื่องจากความถี่ในการสั่นที่สูง อัตราการบดขึ้นอยู่กับความถี่และความยาวของลูกบด, ความถี่ในการสั่น แต่ไม่ขึ้นอยู่กับขนาดของถังบดเนื่องจากถังบดทำหน้าที่เป็นภาชนะเท่านั้น อย่างไรก็ตาม vibration milling ทำให้เกิดเสียงดังมาก ในปัจจุบันนี้ vibration milling ถูกทดแทนด้วย attritor เป็นส่วนใหญ่ ทำให้มีการใช้งานค่อนข้างน้อย



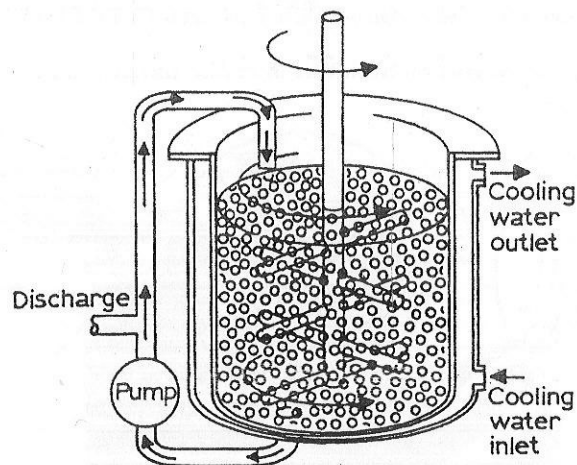
ภาพ 2.3 เครื่อง Vibration milling

ภาพ 2.4 แสดงเครื่อง planetary mill ซึ่งแตกต่างจาก ball milling โดยการเปลี่ยนจากการหมุนของถังบดเป็นการหมุนของจานที่เป็นฐานรองรับแต่ยึดถังบดให้อยู่กับที่ เนื่องจากลักษณะการหมุนรอบตัวเองและหมุนรอบกันและกัน ซึ่งมีลักษณะคล้ายการเคลื่อนที่ของดาวเคราะห์จึงเรียกว่า planetary milling โดยคำว่า planet หมายถึงดาวเคราะห์

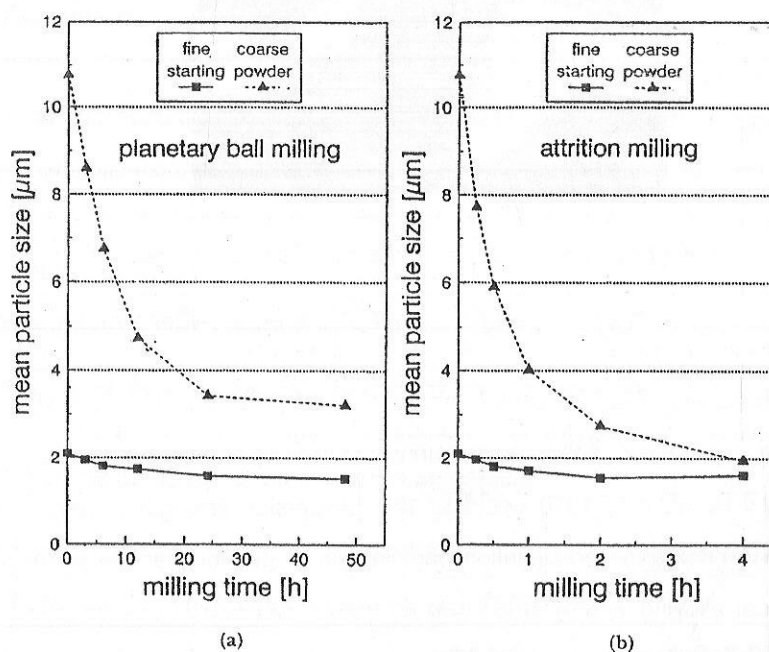


ภาพ 2.4 เครื่อง planetary mill

Attritor milling คือการบดอีกรูปแบบหนึ่งโดยลูกบดและวัตถุดิบจะถูกบดด้วยแขนกวนซึ่งจะกวาดในความเร็วระดับ 100-300 รอบต่อนาที หรืออาจสูงถึง 2000 รอบต่อนาทีในเครื่องขนาดเล็ก ซึ่งแขนกวนที่กวาดไปจะทำให้เกิดแรงเฉือนกับวัสดุและทำให้เกิดช่องว่าง และเมื่อแขนกวนผ่านไปจะทำให้ลูกบดตกลงมากระแทกวัตถุดิบทำให้เกิดการบดขึ้น โดยทั่วไปถึงบดจะมีระบบหล่อเย็นเนื่องจากความร้อนที่เกิดขึ้นจากการบดสูงมาก กระบวนการบดนี้อาจทำแบบแห้งหรือเปียกก็ได้ ลูกบดมักจะมีขนาดค่อนข้างเล็กกว่า ball milling (ประมาณ 0.5-2 mm) ข้อดีของการบดด้วยวิธีนี้คือใช้เวลาบดน้อยและได้ผงโลหะขนาดเล็กกว่า แต่จะอัตราผลิตจะน้อยกว่า ball milling เนื่องจากเป็นกระบวนการแบบ batch เมื่อเปรียบเทียบเวลาที่ใช้ในการบดระหว่าง planetary milling และ attritor milling จะพบว่า attritor milling จะใช้เวลาบดน้อยกว่า ดังภาพ 2.6



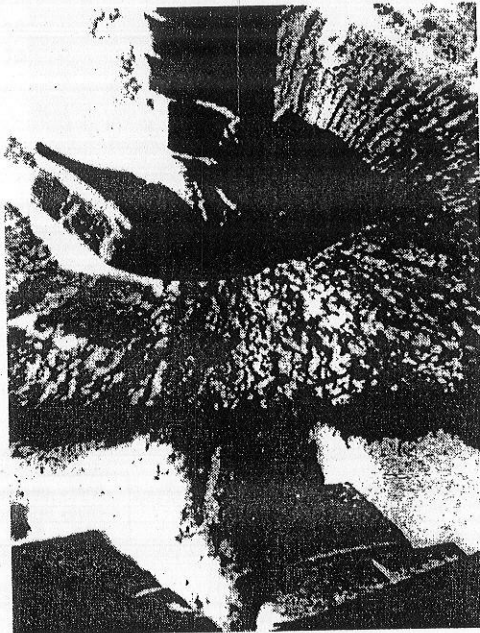
ภาพ 2.5 เครื่อง attritor milling



ภาพ 2.6 เปรียบเทียบเวลาในการบดผง TiB_2 ระหว่าง (a) Planetary milling (b) Attritor milling เพื่อให้ได้ขนาดผงเท่ากัน

2.1.3 Cold Steam Process

ในกระบวนการนี้อ่อนภาคขนาดหยาบ (ประมาณ 2 mm) จะถูกนำพาด้วยก๊าซที่มีความเร็วและแรงดันสูงไปกระทบที่เป้า ซึ่งทำจากวัสดุที่มีความสามารถต้านทานการสึกหรอสูงเป็นพิเศษ โดยทั่วไปแล้วความดันที่ใช้จะมีค่าประมาณ 70 bar และความเร็วของก๊าซอาจสูงถึง 1 Mach หรือสูงกว่า และเนื่องจากการลดลงของความดันอย่างมากในขณะที่ผงโลหะถูกพ่นไปกระทบเป้าทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ซึ่งจะทำให้ผงโลหะติดกับผิวเป้าและเกิดการแตกแบบร่อนที่เกิดขึ้นจากการกระทบของอนุภาค อีกทั้งก่อนการชนอนุภาคจะมีอุณหภูมิต่ำมากจึงทำให้เกิดการแตกแบบเปราะ ผงโลหะที่ได้ถ้ามีความละเอียดตามต้องการแล้วก็จะถูกนำไปเก็บ แต่ถ้ายังมีขนาดใหญ่เกินความต้องการก็จะถูกนำกลับไปทำซ้ำอีกครั้ง ก๊าซที่ใช้ในการพ่นนิยมใช้ก๊าซ Ar ด้วยวิธีการนี้ทำให้ได้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กในระดับไมครอนและมีปริมาณ oxygen น้อย oxide ที่เกิดขึ้นสามารถกำจัดได้ง่าย แต่เนื่องจากค่าใช้จ่ายในกระบวนการนี้ค่อนข้างสูงจึงเหมาะที่จะใช้ผลิตผงโลหะที่มีราคาจำหน่ายแพงเท่านั้น เช่น superalloys, cemented carbides เป็นต้น

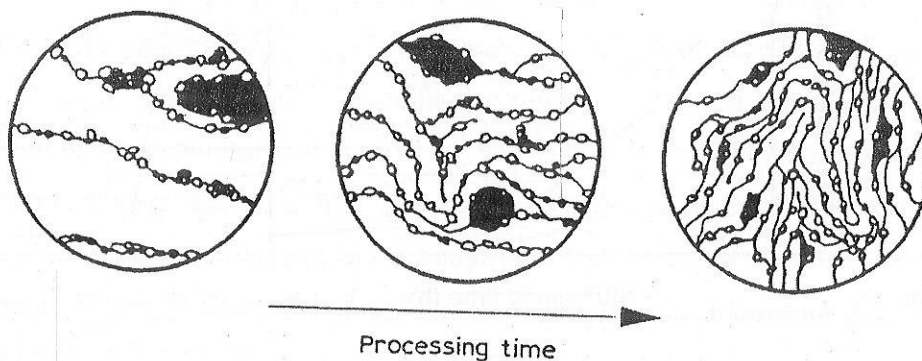


ภาพ 2.7 cold steam process ภาพขณะการชนใน blast chamber

2.1.4 Mechanical Alloying

Mechanical Alloying ก็คือการประยุกต์กระบวนการ milling โดยมีพลังงานในการบดสูงกว่าสำหรับการผลิต composite materials ซึ่งจะช่วยควบคุมการกระจายตัวของ second phase กระบวนการ Mechanical alloying ริเริ่มในปี ค.ศ. 1970 โดยใช้ในการทำ dispersion strengthen alloys โดยทำให้โลหะผสมแข็งแรงขึ้นด้วยกลไกการมีอยู่ของ precipitation particle และ dispersion particle นอกจากกระบวนการทางกลแล้ว Mechanical alloying ยังสามารถใช้ในผสมส่วนผสมทางเคมีลงไปในโลหะผสมที่ได้ด้วย เนื่องจากความร้อนและพลังงานที่เกิดขึ้นในกระบวนการทำให้เกิด solid state alloying โดยอาศัยหลักการแพร่ ดังนั้นในบางครั้ง Mechanical alloying จึงถูกเรียกว่า "Reaction milling"

กระบวนการ Mechanical alloying ทำโดยการ milling ของผสมเป็นระยะเวลานาน โดยของผสมประกอบไปด้วยส่วนประกอบหลักซึ่งมีความเหนียว (Matrix) และส่วนประกอบเสริมที่ใช้เพิ่มสมบัติทางกล (Reinforcement) ดังนั้นสิ่งที่เกิดขึ้นขณะ milling คือ matrix และ reinforcement จะถูกบดโดยลูกบด matrix จะถูกทำให้เกิด plastic deformation จนเกิดการแตก, agglomeration และ deagglomeration เข้าไปมา ในขณะที่ reinforcement จะเกิดการเปลี่ยนแปลงทั้งหมด 3 ขั้นตอนคือ mini-forging ในขั้นตอนนี้ reinforcement จะถูกบดทำให้เกิด plastic deformation เล็กน้อย ต่อมาจะถูกบดจนมีลักษณะเป็น lamellar และจะถูกทำให้มีความละเอียดมากขึ้นในขั้นตอนสุดท้าย ภาพ 2.8 แสดงภาพจำลองโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในกระบวนการ Mechanical Alloying โดยหากผงโลหะมีความละเอียดค่อนข้างสูงเมื่อทำ mechanical alloying แล้วในขั้นต้นขนาดของผงโลหะจะใหญ่ขึ้นในช่วงแรกและเล็กลงเมื่อเข้าสู่สมดุลระหว่าง agglomeration-deagglomeration ภาพ 2.9 แสดงขนาดผงโลหะเฉลี่ยเมื่อทำ mechanical alloying เทียบกับเวลาในการทำ composite Fe - 10vol%NbC

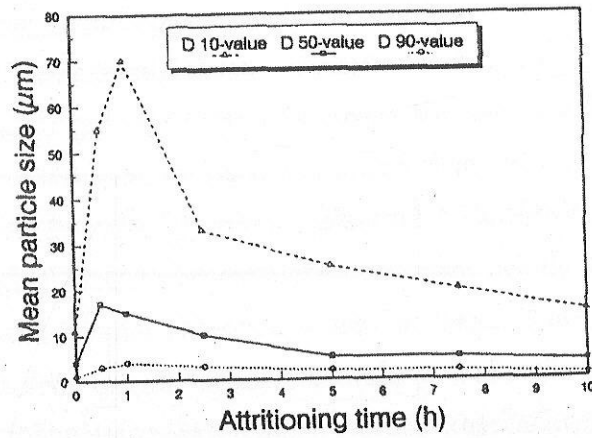


ภาพ 2.8 ภาพจำลองโครงสร้างจุลภาคที่เกิดขึ้นในกระบวนการ Mechanical Alloying

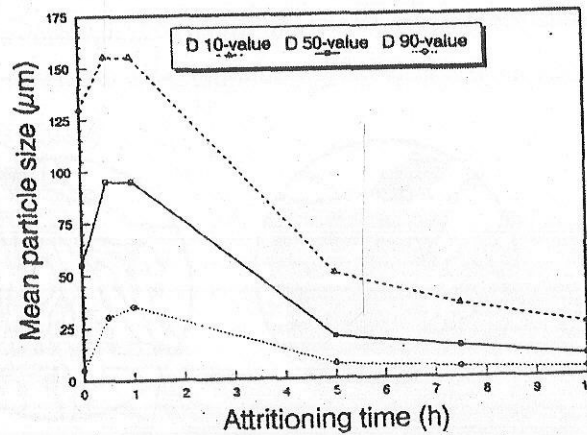
2.1.5 Atomization

กระบวนการ atomization มีความสำคัญที่สุดในการผลิตผงโลหะ โดยทั่วไปแล้วกระบวนการ atomization สามารถแบ่งได้เป็น 3 ขั้นตอนได้แก่ การหลอม (melting), การเกิดอนุภาค (atomization) และการแข็งตัวและเย็นตัว (solidification and cooling) นอกจากนี้ขั้นตอนหลัก 3 ขั้นตอนนี้ กระบวนการผลิตในทางปฏิบัติอาจประกอบด้วยขั้นตอนอื่นขึ้นอยู่กับลักษณะของผงโลหะที่ต้องการ เช่น การลด oxide film, การคัดขนาด, การกำจัดสิ่งปนเปื้อน เป็นต้น

ในขั้นตอนแต่ละนั้นอาจมีความแตกต่างกันด้านตัวแปรได้เช่น การใช้หรือไม่ใช้เบ้าหลอม, ประเภทของแหล่งกำเนิดความร้อนที่ใช้ในการหลอม, วิธีการทำให้โลหะแตกตัวเป็นอนุภาค เป็นต้น จึงทำให้กระบวนการ atomization มีความหลากหลายมากมายขึ้นอยู่กับการออกแบบกระบวนการและลักษณะของผงโลหะที่ต้องการ ตาราง 2.1 แสดงตัวแปรของแต่ละขั้นตอนในกระบวนการ atomization



(a)



(b)

ภาพ 2.9 ขนาดผงโลหะเฉลี่ยเมื่อทำ mechanical alloying เทียบกับเวลาในการทำ

composite Fe - 10vol%NbC

(a) Carbonyl powder

(b) Water atomization powder

ตาราง 2.1 ตัวแปรของแต่ละขั้นตอนในกระบวนการ atomization

Melting		Melt disintegration		Solidification & Cooling
Crucibles & Liners	Heating source	Melt volume	Energy input	Heat transfer
With	Induction	Melt stream	Liquid/gas stream	Radiation
Without	Arc	Melt film	Rotational energy	Convection
	Plasma	Melt droplet	Gas supersaturation	conduction
	Electron beam		Ultrasonic vibration	
			Mechanical impact	
			Hydrostatic pressure	

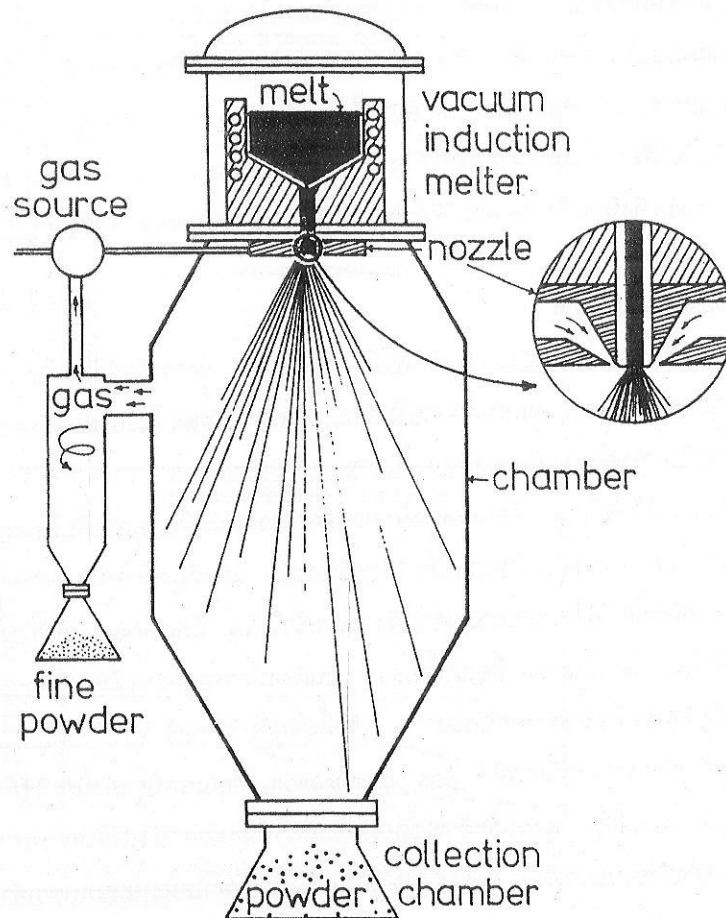
ในขั้นตอนการหล่อหลอม เงื่อนไขที่สำคัญที่สุดคือการใช้หรือไม่ใช้ crucible เนื่องจาก crucible เป็นแหล่งที่มาของการปนเปื้อนในผงโลหะที่ได้มากที่สุด ในขั้นตอนการแข็งตัวและเย็นตัว อัตราการเย็นตัวเป็นตัวแปรที่ควบคุมขนาดและโครงสร้างจุลภาคของผงโลหะที่ได้ โดย undercooling ที่มากขึ้นมีส่วนทำให้การ nucleation เกิดขึ้นได้มากขึ้นและส่งผลให้ได้ผงที่มีความละเอียดกว่า ดังนั้นในการจำแนกประเภทของกระบวนการ atomization จึงนิยมจำแนกตามวิธีการทำให้โลหะหลอมเหลวแตกตัว (melt disintegration)

2.1.4.1 Gas Atomization

gas atomization ทำโดยการใช้ก๊าซเป็นตัวทำให้โลหะหลอมเหลวเกิดการแตกตัว โดยอาจใช้ก๊าซ Ar, Ni หรือ He ในขั้นตอนแรกโลหะจะถูกหลอมตัวภายในตัวและถูกทำให้ไหลผ่านช่องด้วยแรง capillary force หรือแรงโน้มถ่วงโลกขึ้นอยู่กับวิธีการออกแบบ หลังจากนั้นก๊าซจะถูกพ่นออกจาก nozzle โดยอาศัยหลักการการเปลี่ยนแปลงความดันทำให้ก๊าซมีการเปลี่ยนแปลงปริมาตรอย่างรวดเร็ว เมื่อกระทบกับโลหะหลอมเหลวจะทำให้โลหะหลอมเหลวเกิดการแตกตัวออกในลักษณะเดียวกับละอองน้ำ โลหะที่ถูกทำให้แตกตัวจะเกิดการแข็งตัวและเย็นตัวอย่างรวดเร็ว หลังจากนั้นก็จะถูกแรงดันจากก๊าซผลักเข้าไปใน chamber เพื่อนำไปเก็บและคัดขนาดต่อไป สำหรับการทำให้ gas atomization ที่อุณหภูมิสูงจำเป็นต้องมีการออกแบบให้ chamber มีระยะห่างมากพอที่จะทำให้โลหะแข็งตัวก่อนที่จะกระทบกับผนัง ซึ่งขึ้นอยู่กับความเร็วของก๊าซที่ถูกพ่นออกมาและความถ่วงจำเพาะของโลหะด้วย นอกจากนี้การทำ gas atomization ที่อุณหภูมิสูงยังนิยมใช้ก๊าซเฉื่อยเนื่องจากที่อุณหภูมิสูงมีโอกาสเกิด oxidation สูง และก๊าซเฉื่อยมักจะมีน้ำหนักมาก ดังนั้นในการออกแบบทั่วไปจึงนิยมออกแบบแนวการไหลของก๊าซในแนวตั้ง ซึ่งอาศัยแรงโน้มถ่วงในการพาโลหะหลอมเหลวเข้าสู่บริเวณที่เกิดการขยายตัวของก๊าซ ภาพ 2.10 แสดงแผนภาพของกระบวนการ gas atomization แบบแนวตั้ง โลหะหลอมเหลวจะถูก superheat ให้มีอุณหภูมิสูงกว่า liquidus temperature โดยอุณหภูมิจะเป็นตัวกำหนดอัตราในการไหลเนื่องจากความหนืด (viscosity) ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิเป็นหลัก

การทำ gas atomization ที่อุณหภูมิต่ำนิยมวางทิศทางการไหลตัวของก๊าซในแนวนอนดังแสดงในภาพ 2.11 ก๊าซที่มีความเร็วสูงจะถูกพ่นออกจาก nozzle ผลักโลหะหลอมเหลวออกไปยังบริเวณที่ก๊าซเกิดการขยายตัวและทำให้เกิดแรงดึงโลหะหลอมเหลวส่วนถัดไปขึ้นมาตามท่อ โดยมีหลักการเดียวกันกับ “กาลักน้ำ” (Siphon)

การออกแบบ nozzle สามารถทำได้หลายแบบตั้งแต่การมี nozzle จำนวนหลาย nozzle เรียงตัวโดยรอบลำน้ำโลหะ หรืออาจจะเป็น nozzle แบบกลมก็ได้ สำหรับ gas atomization แบบแนวนอนที่ปลาย chamber จะมีตัวกรองผงโลหะออกจากก๊าซก่อนที่จะหมุนเวียนก๊าซกลับมาใช้ใหม่เพื่อป้องกันความเสียหายจากการที่ผงโลหะเข้าไปในระบบการไหลเวียนของก๊าซ สำหรับ gas atomization แบบแนวตั้งจะมีการติดตั้ง cyclone เพื่อคัดแยกผงโลหะออกจากก๊าซเช่นกัน



ภาพ 2.10 แสดงแผนภาพของกระบวนการ gas atomization แบบแนวตั้ง

Gas atomization สามารถทำภายใต้บรรยากาศของก๊าซเฉื่อยได้ตลอดทั้งกระบวนการ รูปร่างของผงโลหะที่ได้จะมีลักษณะค่อนข้างกลม โดยมีการกระจายตัวของขนาดค่อนข้างกว้าง ตัวแปรของกระบวนการ gas atomization ได้แก่ ชนิดของก๊าซ, อัตราการไหลของโลหะหลอมเหลว, ชนิดของโลหะ, รูปร่างของ nozzle, ความเร็ว, แรงดัน, อุณหภูมิของก๊าซ, มุมระหว่างก๊าซและโลหะหลอมเหลว, อุณหภูมิและความหนืดของโลหะหลอมเหลว เป็นต้น ตัวอย่างค่าของตัวแปรในกระบวนการ gas atomization เช่น

Gas = Ar

แรงดัน = 2 MPa

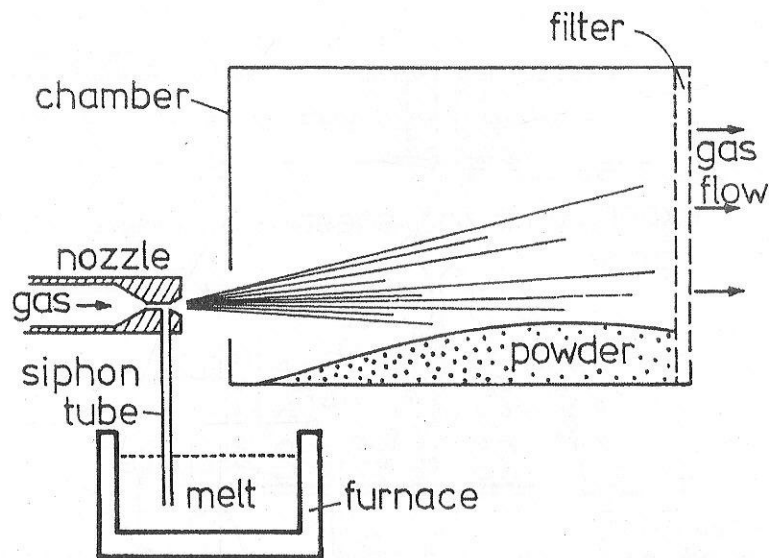
ความเร็วของก๊าซ = 100 m/s

Melt superheat = 150 °C

มุมระหว่างก๊าซและโลหะหลอมเหลว = 40 องศา

อัตราการถ่ายเทโลหะหลอมเหลว = 20 kg/min

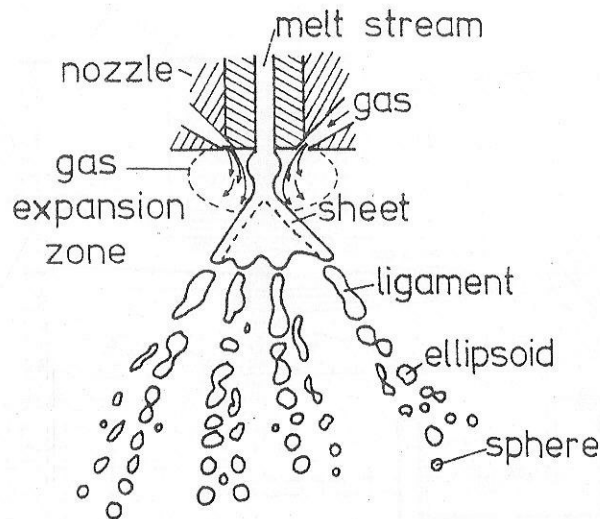
ขนาดเฉลี่ยของผงโลหะที่ได้ = 120 μm



ภาพ 2.11 แผนภาพของกระบวนการ gas atomization แบบแนวนอน

ในกระบวนการ gas atomization ยิ่งพลังงานที่ป้อนเข้าสู่โลหะหลอมเหลวสูงขนาดผงโลหะที่ได้ก็จะมี ความละเอียดมากขึ้น ประสิทธิภาพของกระบวนการ atomization สูงกว่ากระบวนการ milling แต่ยังคงต่ำกว่า 1% เมื่อโลหะหลอมเหลวสัมผัสกับก๊าซ ก๊าซที่เกิดการขยายตัวอันเนื่องมาจากแรงดันที่ต่างกันระหว่างภายใน และภายนอก nozzle จะทำให้ interface ระหว่างก๊าซและโลหะหลอมเหลวถูกรบกวนและทำให้เกิดการเปลี่ยน รูปร่างจากทรงกระบอกเป็นรูปกรวย โดยสมมติให้ superheat มีมากพอที่จะทำให้ไม่เกิดการแข็งตัวของโลหะ ก่อน เมื่อโลหะหลอมเหลวห่างจากปาก nozzle มากขึ้นจะเปลี่ยนทรงเป็นแบบเส้นเนื่องจากทรงกรวยมีพื้นที่ผิว ต่อปริมาตรมากกว่า และจะเปลี่ยนเป็นทรงรีและทรงกลมเพื่อลดพื้นที่ผิวต่อปริมาตรตามลำดับ ขนาดและรูปร่าง ของผงโลหะที่ได้จะขึ้นอยู่กับ superheat เป็นหลัก โดยขึ้นอยู่กับตัวแปรอื่น ๆ ที่ได้กล่าวมาแล้วเช่นกัน ลำดับ รูปร่างของโลหะหลอมเหลวเมื่อเรียงตามระยะห่างจากปาก nozzle ได้แก่ ทรงกระบอก - ทรงกรวย - เส้น - ทรง รี - ทรงกลม ภาพ 2.12 แสดงแบบจำลองรูปร่างของโลหะหลอมเหลวจากการ disintegration โดยก๊าซของโลหะ หลอมเหลว โดยหากโลหะเกิดการแข็งตัวในช่วงที่มีรูปร่างแบบใดก็มีแนวโน้มที่จะได้ผงโลหะรูปร่างเช่นนั้น ความเร็วและแรงดันของก๊าซที่มากเกินไปจะทำให้เกิด turbulent flow ซึ่งจะทำให้เกิด agglomeration ด้วย เช่นกัน ดังนั้นการควบคุมตัวแปรต่าง ๆ ก็จะทำให้ได้รูปร่างของผงโลหะตามต้องการ

อิทธิพลของตัวแปรของกระบวนการพิจารณาการป้อนพลังงานเข้าสู่ระบบ โดยถ้าสมมติให้ระบบคือ บริเวณที่เกิดการ disintegration ของโลหะหลอมเหลว ความเร็วของก๊าซที่สูงขึ้นจะทำให้พลังงานที่ป้อนเข้าสู่ ระบบสูงขึ้นด้วยเช่นกันทำให้ได้ผงโลหะที่มีความละเอียด อุณหภูมิหลอมที่สูงหรือ degree of superheat ที่ มากกว่าจะทำให้โลหะหลอมเหลวมีความหนืดน้อยกว่า ซึ่งยิ่งอุณหภูมิหลอมสูงก็หมายถึงพลังงานที่ป้อนเข้าสู่ ระบบสูงขึ้นด้วยเช่นกันซึ่งก็มีส่วนทำให้ได้ผงโลหะที่ละเอียดขึ้น



ภาพ 2.12 แสดงแบบจำลองรูปร่างของโลหะหลอมเหลวจากการ disintegration โดยก๊าซของโลหะหลอมเหลว

สูตร Empirical สำหรับคำนวณหาขนาดของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ gas atomization ได้แก่

$$d_D = C d_s \sqrt{\frac{v_s \gamma_s}{v_G v_G \rho_s d_s}} \sqrt{\left(1 + \frac{q_s}{q_G}\right)}$$

เมื่อ d_D คือเส้นผ่าศูนย์กลางเฉลี่ยของผงโลหะ

d_s คือเส้นผ่าศูนย์กลางของโลหะหลอมเหลว

ρ_s คือความถ่วงจำเพาะของโลหะหลอมเหลว

γ_s คือแรงตึงผิวของโลหะหลอมเหลว

v_G คือความเร็วของก๊าซ

v_G คือความหนืดของก๊าซ

v_s คือความหนืดของโลหะหลอมเหลว

q_s คืออัตราการไหลของโลหะหลอมเหลว

q_G คืออัตราการไหลของก๊าซ

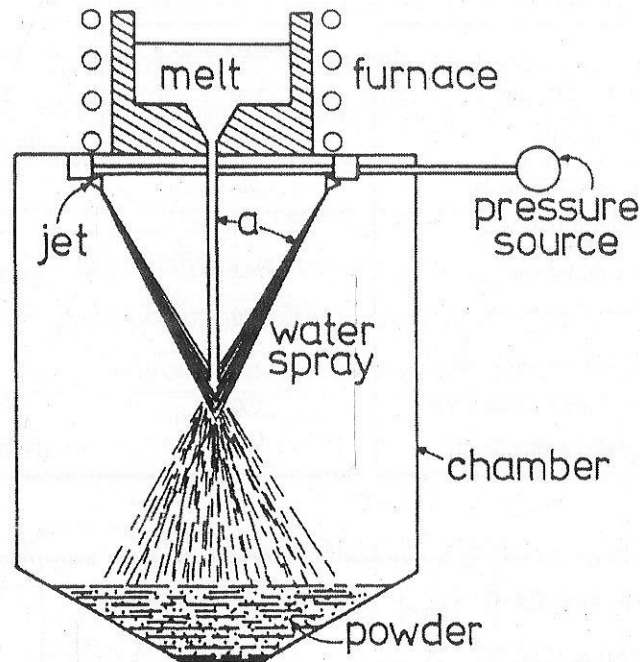
C คือค่าคงที่ของ nozzle ขึ้นอยู่กับรูปแบบ, การวางตัวและมุมที่กระทำต่อโลหะหลอมเหลว

โดยทั่วไปเส้นผ่าศูนย์กลางเฉลี่ยของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ gas atomization จะมีขนาดประมาณ 50-300 μm

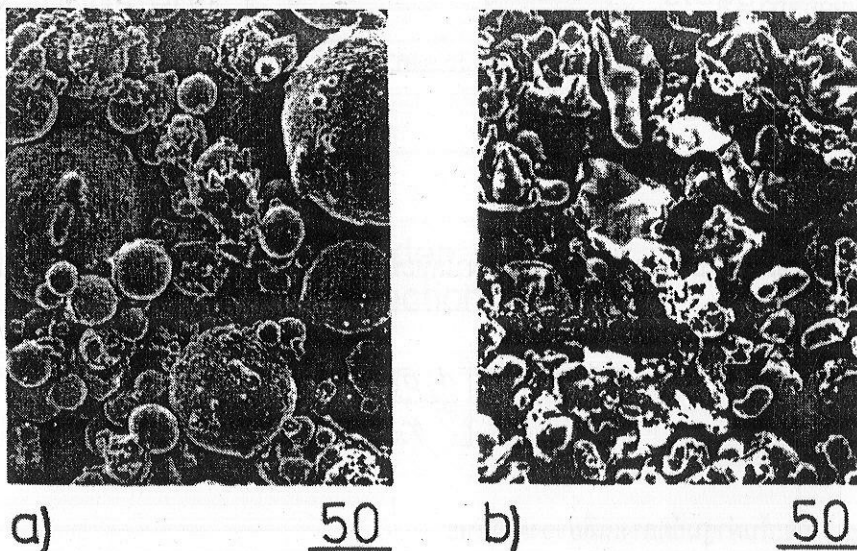
2.1.4.2 Water Atomization

water atomization เป็นกระบวนการ atomization ที่นิยมที่สุดสำหรับผลิตผงโลหะบริสุทธิ์ที่มีจุดหลอมตัวต่ำกว่า 1600 °C ภาพ 2.13 แสดงแผนผังของกระบวนการ water atomization ซึ่งมีหลักการคล้ายกับ gas atomization แต่ใช้น้ำในการทำให้เกิดการ disintegration ของโลหะหลอมเหลวแทนที่ gas ในกระบวนการ gas atomization

atomization ซึ่งให้อัตราการเย็นตัวที่สูงกว่า gas atomization สำหรับหัวฉีดน้ำอาจมีเพียงหัวฉีดเดียวหรือหลายหัวฉีดก็ได้ น้ำจะถูกฉีดเข้าสู่โลหะหลอมเหลวโดยตรงและทำให้เกิด disintegration ด้วยแรงดันของน้ำ ทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว จึงได้ผงโลหะที่มีรูปร่างแบบ irregular มากกว่าที่จาก gas atomization และผิวของผงโลหะจะมีความขรุขระกว่า รวมทั้งอาจมีการเกิด oxidation ขึ้นได้บ้าง ภาพ 2.14 แสดงการเปรียบเทียบรูปร่างของผงโลหะที่ได้จาก a) gas atomization b) water atomization ของ stainless steel



ภาพ 2.13 แผนผังของกระบวนการ water atomization



ภาพ 2.14 เปรียบเทียบรูปร่างของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ atomization

a) gas atomization b) water atomization ของ stainless steel

การที่ water atomization มีอัตราการเย็นตัวที่เร็วกว่า gas atomization ทำให้โลหะมีเวลาในการแข็งตัวน้อยกว่าทำให้ microsegregation เกิดขึ้นอย่างจำกัด ซึ่งส่งผลให้ผงโลหะที่ได้มีส่วนผสมทางเคมีค่อนข้างสม่ำเสมอ การเปลี่ยนของเหลวจากน้ำเป็นน้ำมันมีส่วนช่วยในการควบคุมรูปร่างของผงโลหะที่ได้และยังช่วยป้องกันการ oxidation ตาราง 2.2 เปรียบเทียบค่าของตัวแปรในกระบวนการ water atomization และ gas atomization

ตาราง 2.2 เปรียบเทียบค่าของตัวแปรในกระบวนการ water atomization และ gas atomization

	Gas Atomization	Water Atomization
ขนาดผงโลหะ, μm	100	150
รูปร่างผงโลหะ	ทรงกลม	irregular
apparent density, %	55	35
อัตราการเย็นตัว, K/s	104	105
microsegregation	เล็กน้อย	น้อยมาก
oxidation, ppm	120	300
แรงดันของของเหลว, MPa	3	14
ความเร็วของของเหลว, m/s	100	100
ประสิทธิภาพเชิงพลังงาน	ต่ำ	ปานกลาง

ตัวอย่างค่าของตัวแปรในกระบวนการ water atomization ของ stainless steel ที่ทำให้ได้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กกว่า 100 mesh จำนวน 38% มีดังนี้

อุณหภูมิหลอม = 1510°C

ขนาด nozzle ของโลหะหลอมเหลว = 6 mm

อัตราการไหลของโลหะหลอมเหลว = 22 kg/min

จำนวนหัวฉีดน้ำ = 8

มุมกระแทกของน้ำและโลหะหลอมเหลว = 38 องศา

แรงดันของน้ำ = 9 MPa

อัตราการไหลของน้ำ = 200 l/min

ความเร็วของน้ำที่ nozzle = 110 m/s

สูตร Empirical สำหรับคำนวณหาขนาดของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ atomization ได้แก่

$$d_D = d_s \left[\frac{d_s \rho_s v_s}{v_s} \right]^{-0.57} \left[\frac{d_s \rho_s v_s}{\gamma_s} \right]^{-0.22} \left[\frac{q_s}{q_w} \right]^{-0.043}$$

เมื่อ d_D คือเส้นผ่าศูนย์กลางเฉลี่ยของผงโลหะ

d_s คือเส้นผ่าศูนย์กลางของโลหะหลอมเหลว

ρ_s คือความถ่วงจำเพาะของโลหะหลอมเหลว

γ_s คือแรงตึงผิวของโลหะหลอมเหลว

v_s คือความเร็วของโลหะหลอมเหลว

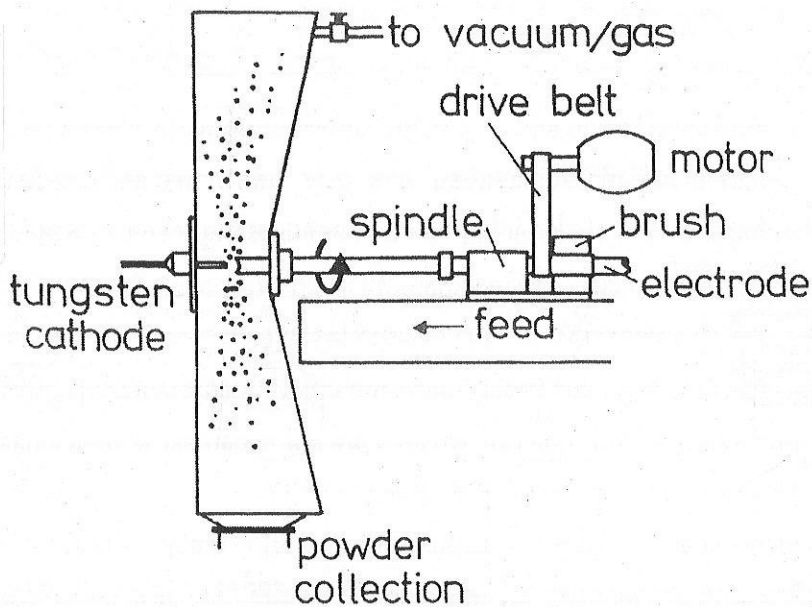
v_s คือความหนืดของโลหะหลอมเหลว

q_s คืออัตราการไหลของโลหะหลอมเหลว

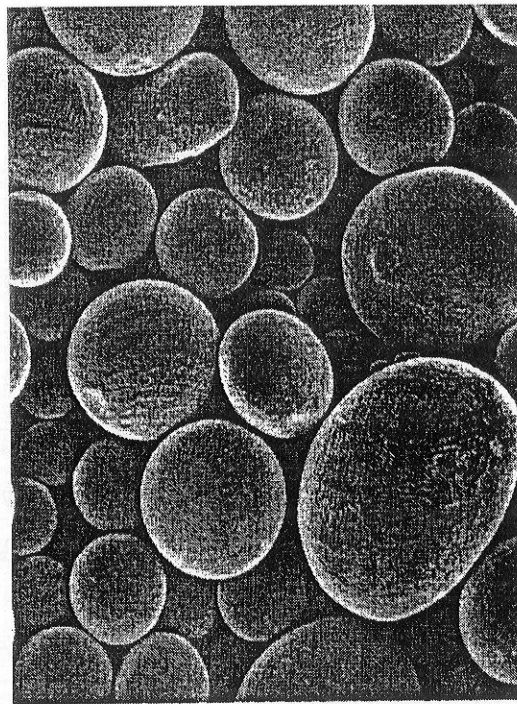
q_w คืออัตราการไหลของน้ำ

2.1.4.3 Centrifugal Atomization

เนื่องจากความต้องการที่จะควบคุมรูปร่างของผงโลหะและความยุ่งยากของการปนเปื้อนในการผลิตผงโลหะที่ oxidation ได้ง่าย เช่น Ti เป็นต้น จึงได้มีการคิดค้นวิธีการ atomization โดยอาศัยแรงเหวี่ยง ยกตัวอย่าง เช่น ในภาพ 2.15 electrode ถูกให้แรงเหวี่ยงไปพร้อม ๆ กับถูกทำให้เปลี่ยนเป็นโลหะหลอมเหลวด้วยความต่างศักย์ เมื่อแท่ง electrode ถูกเหวี่ยงโลหะหลอมเหลวจะถูกเหวี่ยงออกไปโดยรอบและแข็งตัวขณะที่ยังไม่ชนกับผนังแล้วจึงร่วงลงตามแรงโน้มถ่วงสู่ถังเก็บ ภายใน chamber จะถูกทำให้เป็นสุญญากาศหรือภายใต้บรรยากาศของก๊าซเฉื่อยเพื่อป้องกันการเกิด oxidation วิธีนี้ใช้อย่างแพร่หลายในการผลิตผง Zr, Ti และ superalloys ภาพ 2.16 เป็นภาพถ่าย SEM ซึ่งแสดงให้เห็นลักษณะผงที่มีความกลมมากที่ได้จากกระบวนการ centrifugal atomization ของ maraging steel ความเร็วในการหมุน electrode อยู่ในช่วงระหว่าง 20000 – 50000 RPM (รอบต่อนาที)



ภาพ 2.15 แผนผังแสดงส่วนประกอบของ centrifugal atomization แบบ electrode

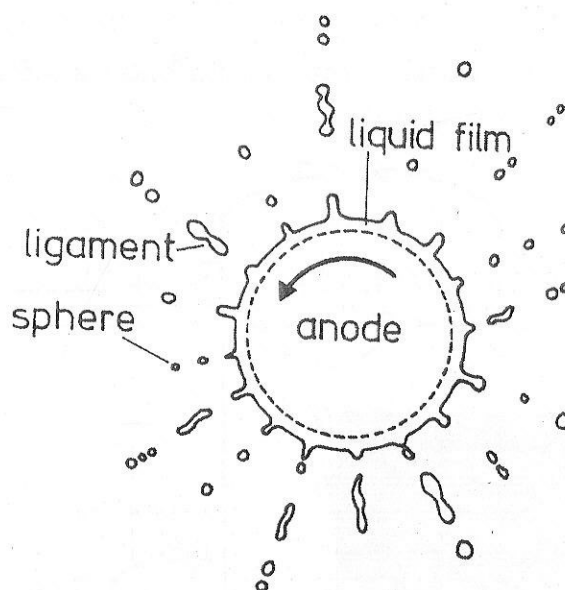


200

ภาพ 2.16 ภาพถ่าย SEM ซึ่งแสดงให้เห็นลักษณะผงที่มีความกลมมากที่ได้จากกระบวนการ centrifugal atomization ของ maraging steel (สเกลได้ภาพเท่ากับ 200 μm)

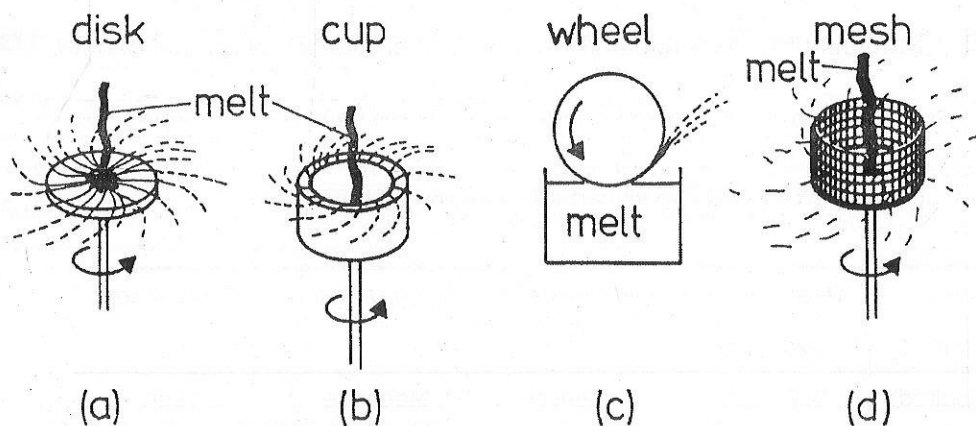
เมื่อ Anode หมุนในขณะทีละลาย anode ถูกทำให้เป็นโลหะหลอมเหลว โลหะหลอมเหลวจะหลุดออกจากปลาย anode ด้วยแรงเหวี่ยงซึ่งทำให้เกิดแรงเฉือน ภาพ 2.17 แสดงภาพจำลองการเคลื่อนที่ของโลหะหลอมเหลวในมุมมองเมื่อเรามองเข้าหาปลาย anode เมื่อโลหะหลอมเหลวหลุดออกจากปลาย anode จะมีรูปร่างแบบ ligament หรือเป็นเส้น และเมื่อ ligament เคลื่อนที่ห่างออกจาก anode แล้วจะแตกตัวออกเป็นหยดทรงกลมเนื่องจากการลดพื้นที่ผิวเพื่อลดพลังงานพื้นผิว ผงโลหะที่ได้จาก centrifugal atomization แบบนี้มักจะมีรูปร่างเป็นทรงกลม อย่างไรก็ตาม superheat ไม่เพียงพอจะทำให้โลหะแข็งตัวก่อนตั้งแต่ในช่วงที่ยังเป็น ligament ซึ่งจะทำให้ผงโลหะมีรูปร่างแบบเส้น ในทางตรงกันข้ามหากมี superheat มากเกินไปจะทำให้โลหะหลอมเหลวกระทบกับผนัง chamber ก่อนที่จะแข็งตัวทำให้เสียรูปร่างไป

ข้อดีของ centrifugal atomization แบบนี้คือได้ผงโลหะที่มีความสะอาดสูงมากและมีขนาดเล็กย่อก่อนข้างแคบ กล่าวคือผงโลหะมีขนาดค่อนข้างสม่ำเสมอ แต่ข้อด้อยของวิธีนี้ก็คือนักำลังการผลิตที่ต่ำมาก รวมทั้งอุปกรณ์มีราคาแพงและได้ขนาดผงโลหะที่ค่อนข้างหยาบเมื่อเทียบกับ water atomization คือโดยทั่วไปมีขนาดประมาณ 200 μm



ภาพ 2.17 ภาพจำลองการเคลื่อนที่ของโลหะหลอมเหลวใน centrifugal atomization แบบ electrode

นอกจาก centrifugal atomization แบบ electrode ยังมีอีกหลายแบบซึ่งอาศัยแรงเหวี่ยงในการทำให้เกิด disintegration โดยการทำให้โลหะหลอมเหลวด้วยวิธีการภายนอก ยกตัวอย่างดังภาพ 2.18 เช่นให้โลหะหลอมเหลวไหลลงสู่แผ่นจาน, ถ้วย, วงล้อ, หรือตะแกรงที่กำลังหมุนด้วยความเร็วสูงตั้งแต่ 400 – 20000 RPM เส้นผ่าศูนย์กลางของจานมีตั้งแต่ 2 ถึง 8 cm ผงโลหะที่ได้จากวิธีการเหล่านี้มีลักษณะใกล้เคียงกับที่ได้จาก electrode centrifugal atomization ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว

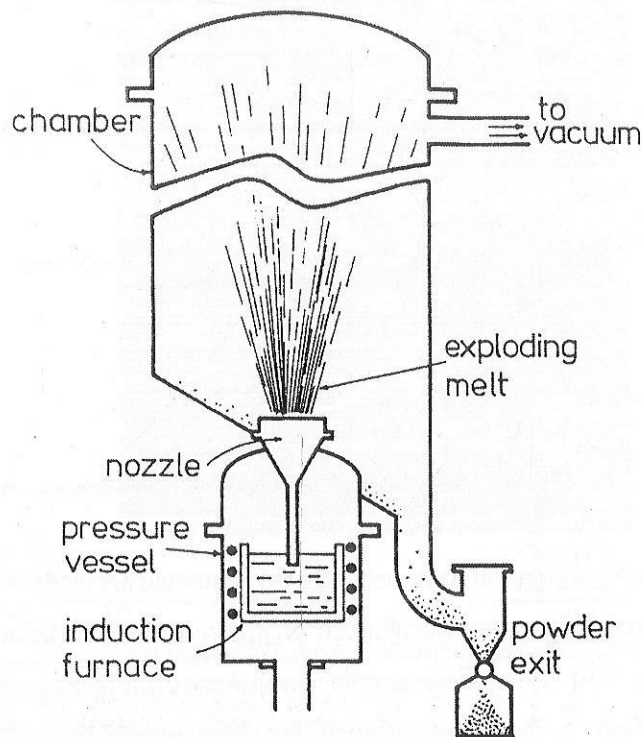


ภาพ 2.18 Centrifugal Atomization แบบต่าง ๆ

2.1.4.4 Melt Explosion Atomization

ภาพ 2.19 แสดงแผนภาพการทำงานของ melt explosion atomization ซึ่งอาศัยหลักการความแตกต่างของแรงดันของก๊าซ H โดยโลหะหลอมเหลวที่มีความอึดตัวของก๊าซ H อย่างยิ่งยวดถูกนำเข้าสู่ nozzle โดยหลักการเดียวกับกาลักน้ำ เมื่อโลหะหลอมเหลวเดินทางมาถึง nozzle จะมีความแตกต่างระหว่างแรงดันของ

ก๊าซ H อย่างมากเนื่องจากใน chamber จะถูกทำให้เป็นสุญญากาศ ทำให้น้ำโลหะเกิดการระเบิดขึ้น ทำให้เกิดการ disintegration และเมื่อโลหะหลอมเหลวแข็งตัวก็จะร่วงลงมายังบริเวณด้านล่างเข้าสู่ถังเก็บต่อไป



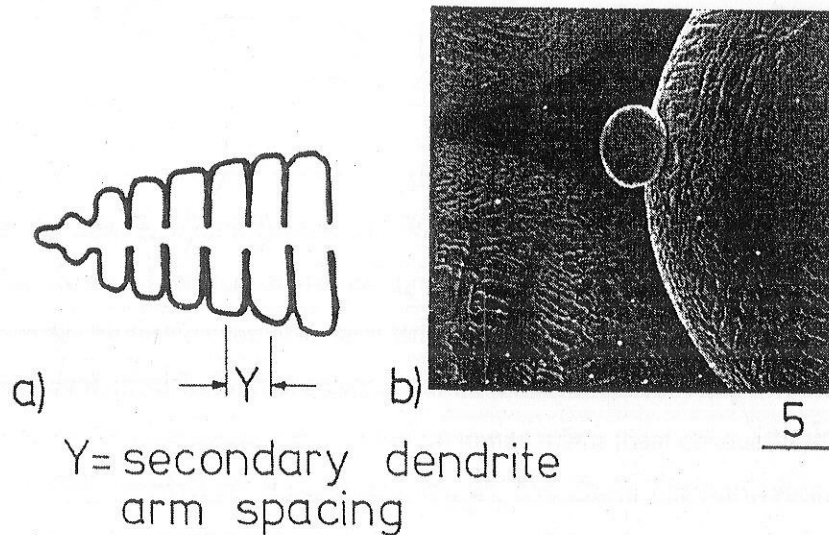
ภาพ 2.19 แสดงแผนภาพการทำงานของ melt explosion atomization

เมื่อเปรียบเทียบลักษณะของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ atomization แต่ละแบบสามารถสรุปได้ดังตาราง 2.3

ตาราง 2.3 เปรียบเทียบลักษณะของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ atomization แต่ละแบบ

Atomization technique	Mean Particle size (μm)	Particle shape	Size distribution	Relative cost
Rotating electrode	200 – 600	Spherical	Moderate	High
Rotating disc	100 – 300	Spherical	Narrow	Moderate
Rotating crucible	200 – 1000	Ligament	Narrow	Low
Roller	200 – 300	Flake	Narrow	High
Water	200 – 800	Irregular	Wide	Low
Gas	100 – 300	Rounded	Moderate	Moderate
Melt explosion	200 – 500	Spherical	Moderate	moderate

เนื่องจากในกระบวนการ atomization ทุกแบบเกี่ยวข้องกับการเย็นตัวอย่างรวดเร็วของโลหะ หลอมเหลว การเย็นตัวอย่างรวดเร็วนี้มีชื่อเรียกว่า "Rapid solidification" อัตราการเย็นตัวในกระบวนการ atomization อยู่ในช่วงประมาณมากกว่า 10^5 K/s อัตราการเย็นตัวที่สูงขึ้นทำให้ได้ secondary dendrite arm spacing (Y) ที่เล็กลง ภาพ 2.20 แสดง secondary dendrite arm spacing a) นิยามค่า Y b) ภาพถ่าย SEM แสดงให้เห็น dendrite ที่ผิวของผงโลหะ การที่มี secondary dendrite arm spacing เล็กยิ่งขึ้น หมายถึงการมีโครงสร้างที่ละเอียดขึ้นด้วยซึ่งมีส่วนทำให้ชิ้นงานที่ได้มี homogeneity สูงกว่า, มี specific modulus สูงกว่าและในบางครั้ง rapid solidification ก็ถูกนำมาใช้ในการควบคุมสมบัติทางแม่เหล็กของโลหะด้วยเช่นกัน



ภาพ 2.20 Secondary dendrite arm spacing a) นิยามค่า Y b) ภาพถ่าย SEM แสดงให้เห็น dendrite ที่ผิวของผงโลหะ

สำหรับผงโลหะที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ D และถูกทำให้เย็นตัวด้วย convection ซึ่งในกระบวนการ atomization ทุกกระบวนการโลหะถูกทำให้เย็นตัวด้วย convection ทั้งสิ้น แต่แตกต่างกันที่ของเหลวที่ใช้เช่น น้ำ หรือ ก๊าซ เป็นต้น ความสัมพันธ์ระหว่าง secondary dendrite arm spacing กับขนาดของผงโลหะ D เป็นดังนี้

$$Y = CD^n$$

โดย Y คือ secondary dendrite arm spacing

n คือ exponent ขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมี มีค่าอยู่ในช่วง 0.5 ถึง 1.0

อิทธิพลจากการถ่ายเทความร้อนในลักษณะอื่น ได้แก่การถ่ายเทความร้อนแบบ conduction และ radiation สำหรับ conduction การถ่ายเทความร้อนจะขึ้นอยู่กับค่า gas thermal conductivity (h) และสำหรับ radiation การถ่ายเทความร้อนจะขึ้นอยู่กับค่า radiant emissivity (f) ดังนั้นโดยสรุปอัตราการเย็นตัว (dT/dt) จะขึ้นอยู่กับ

$$\frac{dT}{dt} = \frac{6}{D\rho_s C_p} [h(T - T_0) + fk(T - T_0)^4]$$

เมื่อ ρ_s คือความถ่วงจำเพาะของโลหะ

C_p คือ heat capacity ของโลหะ

D คือเส้นผ่าศูนย์กลางของโลหะผง

h คือ gas thermal conductivity

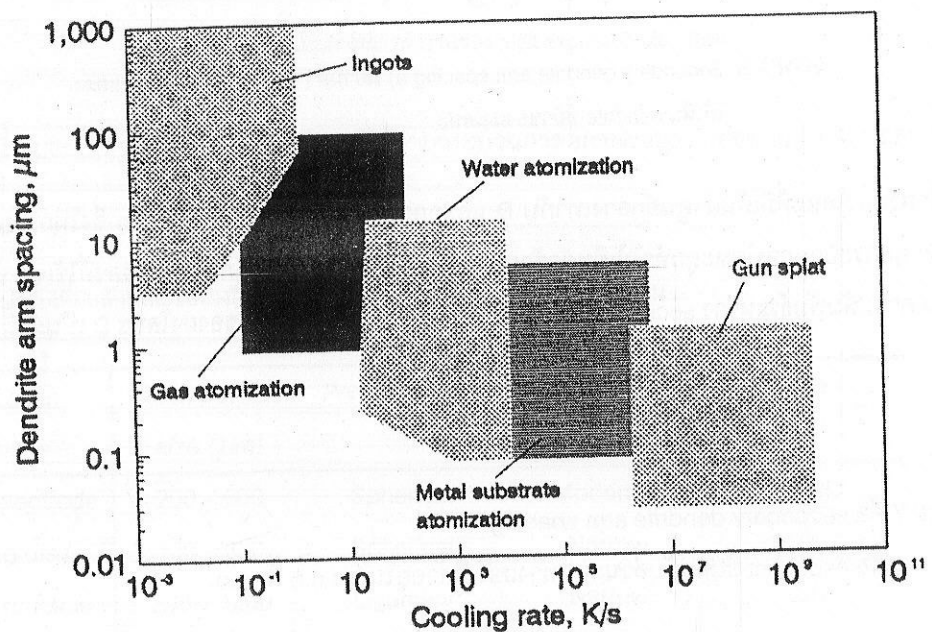
f คือ radiant emissivity

T คืออุณหภูมิของโลหะขณะนั้น

T_0 คืออุณหภูมิของบรรยากาศรอบ ๆ

k คือ Stefan-Boltzmann constant

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าอัตราการเย็นตัวที่สูงขึ้นทำให้ได้ขนาดของผงโลหะที่ละเอียดขึ้น และขนาดผงโลหะที่ละเอียดขึ้นทำให้ได้ secondary dendrite arm spacing ที่เล็กลงด้วย ภาพ 2.21 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง secondary dendrite arm spacing กับอัตราการเย็นตัวของ atomization สมการข้างต้นสามารถใช้ในการคำนวณหาขนาดของ atomization chamber โดยหาจากเวลาในการเย็นตัวของผงโลหะกับความเร็วในการเคลื่อนที่ของผงโลหะ



ภาพ 2.21 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง secondary dendrite arm spacing กับอัตราการเย็นตัวของ atomization

สมการคำนวณเวลาการเย็นตัวของผงโลหะคือ

$$t_f = \frac{D\rho_s C_p}{6h} \ln \left[\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right] + \left[\frac{\Delta H_M}{T_m - T_0} \right]$$

t_f คือเวลาที่โลหะหลอมเหลวใช้ในการแข็งตัว

$$t_s = \frac{3\pi^2 v}{4V\gamma_{l-s}} [r_2^4 - r_1^4]$$

t_s คือเวลาที่โลหะหลอมเหลวใช้ในการเปลี่ยนรูปทรงจากทรงรีที่มีรัศมี r_2 เป็นทรงกลมที่มีรัศมี r_1

เมื่อเปรียบเทียบ t_f กับ t_s แล้ว หาก $t_f < t_s$ ผงโลหะมีแนวโน้มที่จะมีรูปร่าง irregular แต่ถ้าหาก $t_f > t_s$ ผงโลหะมีแนวโน้มที่จะมีรูปร่างกลมเนื่องจากโลหะหลอมเหลวมีเวลาเปลี่ยนรูปร่างเป็นทรงกลมก่อนที่จะแข็งตัว เมื่อพิจารณาตัวแปรต่าง ๆ ในสมการจะเห็นว่ามีส่วนหนึ่งเป็นตัวแปรของวัสดุ (ความถ่วงจำเพาะ, ความหนืด, heat capacity) อีกส่วนหนึ่งเป็นตัวแปรของการถ่ายเทความร้อน (heat conductivity) ซึ่งขึ้นอยู่กับประเภทของของเหลวที่ใช้ในการทำให้เกิด disintegration เช่น น้ำ, ก๊าซ เป็นต้น อีกส่วนหนึ่งของสมการเป็นตัวแปรของกระบวนการคืออุณหภูมิหลอมหรืออีกนัยหนึ่งก็คือ degree of superheat นั้นเอง สำหรับ water atomization มักจะได้ผงโลหะรูปร่าง irregular ก็เพราะว่ามีค่า h สูงกว่า gas atomization มาก โลหะที่มีจุดหลอมตัวสูงหรือ T_m สูง มักจะมีรูปร่างกลมเพราะทำให้ของเหลวที่เป็นตัวที่ทำให้เกิดการเย็นตัวมี h น้อยลง เช่น น้ำจะถูกทำให้กลายเป็นไอล้อมรอบบริเวณที่เกิดการ disintegration ทำให้โลหะเย็นตัวช้าลงจึงได้ t_f ค่อนข้างสูงไปด้วย การเติม Mg หรือ Ti ลงใน Cu จะลด interfacial free energy ลงทำให้ได้ spheroidize time สูงขึ้นจึงมักจะทำได้ผงโลหะรูปแบบ irregular มากขึ้น

2.2 กระบวนการทางเคมี

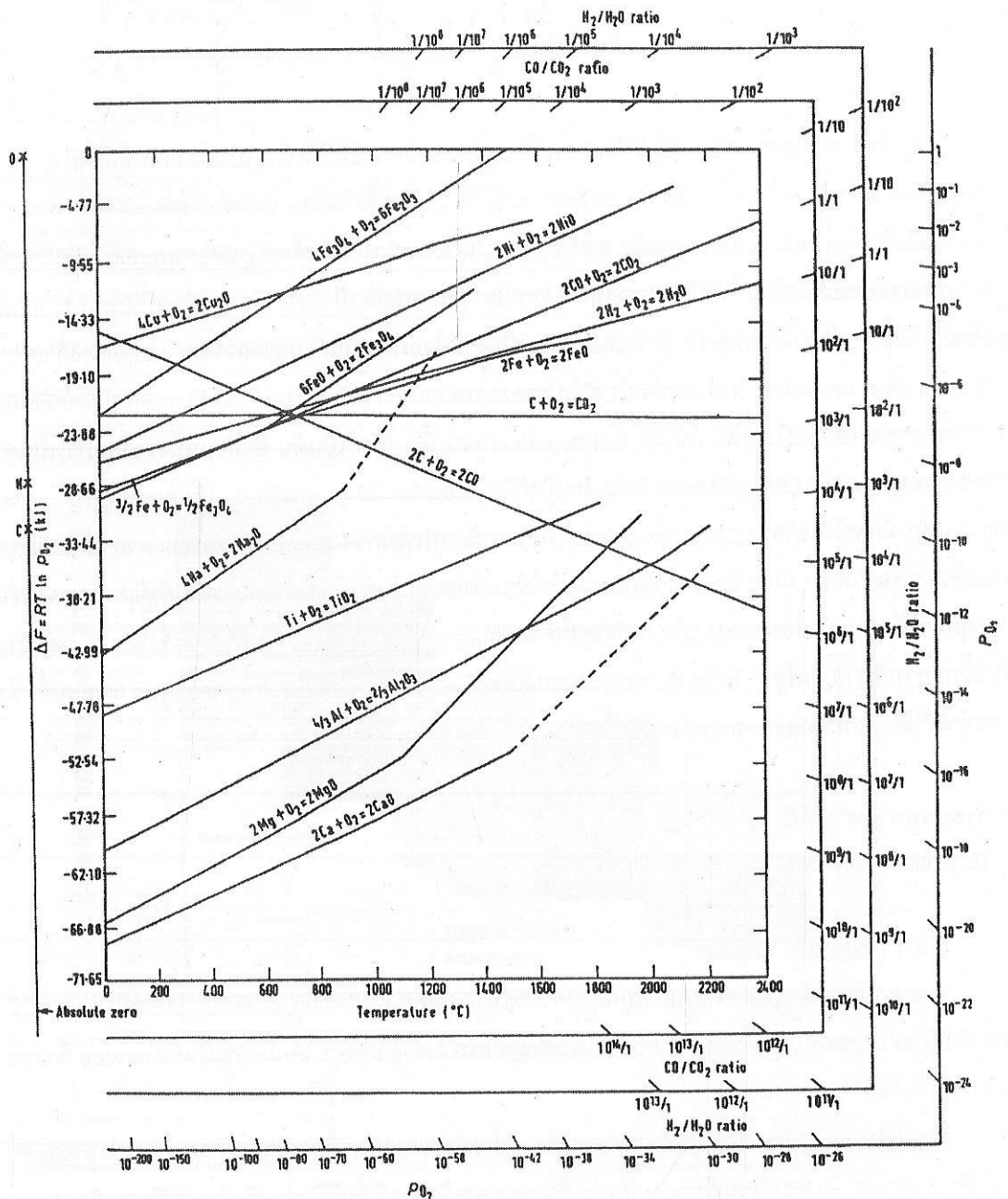
(Chemical Process)

2.2.1 Reduction Process

กระบวนการหลักของกระบวนการผลิตผงด้วยวิธีทางเคมีคือ reduction process โดยกระบวนการนี้มีสารตั้งต้นเป็นสารประกอบเช่น oxide, carbonate, nitrate หรือ halogenides โดยมีก๊าซเป็นตัว reduce ซึ่งส่วนใหญ่ก๊าซที่ใช้ได้แก่ H_2 และ CO_2

โดยทั่วไปแล้วสารตั้งต้นจะอยู่สถานะของแข็ง สารประกอบเหล่านี้มักจะสมบัติค่อนข้างเปราะอยู่แล้ว จึงทำให้สามารถบดให้ผงละเอียดได้ง่าย วัสดุที่มีคุณสมบัติมีความละเอียดจะมีพื้นที่ผิวสำหรับทำปฏิกิริยาเคมีมากกว่า จึงสามารถทำการ reduce ได้เร็วกว่า ในขณะที่วัสดุที่มีลักษณะเป็นก้อนอาจจะใช้เวลาในการทำปฏิกิริยามากจนไม่สามารถทำได้ในทางปฏิบัติ

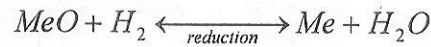
กระบวนการ reduction จะเกิดขึ้นได้ก็ต่อเมื่อ ปฏิกริยามีค่า Gibbs free energy เป็นลบ โดยยิ่ง วัสดุที่มีความเสถียรภาพในรูปสารประกอบมากเท่าใด ตัว reduce ยิ่งต้องมีประสิทธิภาพมากขึ้นเท่านั้น ข้อมูลทาง thermodynamics ถูกแสดงไว้ในภาพ 2.22 สารจำพวก alkali จะมี affinity ต่อ oxygen สูงมาก เช่น Ca, Mg เป็นต้น เส้นกราฟที่ปรากฏในตอนล่างของไดอะแกรมแสดงถึงการมีความเสถียรภาพสูงกว่าเส้นกราฟที่ปรากฏในตอนบนของไดอะแกรม ในทางปฏิบัติจะใช้อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิที่ได้จากการคำนวณในไดอะแกรมมากเนื่องจากข้อมูลทาง thermodynamics ไม่ได้คำนึงถึงรัศมีความโค้งของสสารซึ่งผงวัสดุมีขนาดเล็กมาก จึงมีผลกระทบจากรัศมีความโค้งเข้ามาเกี่ยวข้องด้วย



ภาพ 2.22 ข้อมูลทาง thermodynamics สำหรับการเกิด oxide ของโลหะชนิดต่าง ๆ

2.2.1.1 Hydrogen reduction

กระบวนการ reduction ด้วย H_2 เป็นที่แพร่หลายมากที่สุด ซึ่งนิยมใช้กับสารตั้งต้นที่เป็นสารประกอบประเภท oxide ปฏิกริยาทั่วไปคือ

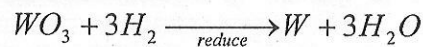


เมื่อ Me คือโลหะที่ form สารประกอบ oxide กระบวนการมักจะทำในเตา tube ซึ่งผง oxide จะถูกวางไว้ใน crucible โดยสัมผัสกับ H_2 stream ค่า K ของสมการคืออัตราส่วนระหว่าง partial pressure ของผลิตภัณฑ์ต่อ สารตั้งต้น

$$K = \frac{P_{H_2O}}{P_{H_2}}$$

โดยที่ activity ของของแข็งมีค่าเท่ากับ 1

ยกตัวอย่างเช่น การ reduction ของ WO_3 ในขั้นตอนเริ่มต้น วัตถุดิบจะอยู่ในรูป ammonium paratungstate $(5(NH_4)_2).12WO_3.nH_2O$ เมื่อทำ calcinations แล้วจะได้ oxide สีเหลืองคือ WO_3 เมื่อกระบวนการ reduction เริ่มต้นขึ้น WO_3 จะถูก reduce โดยเปลี่ยนรูปโดยมีปฏิกิริยาดังต่อไปนี้

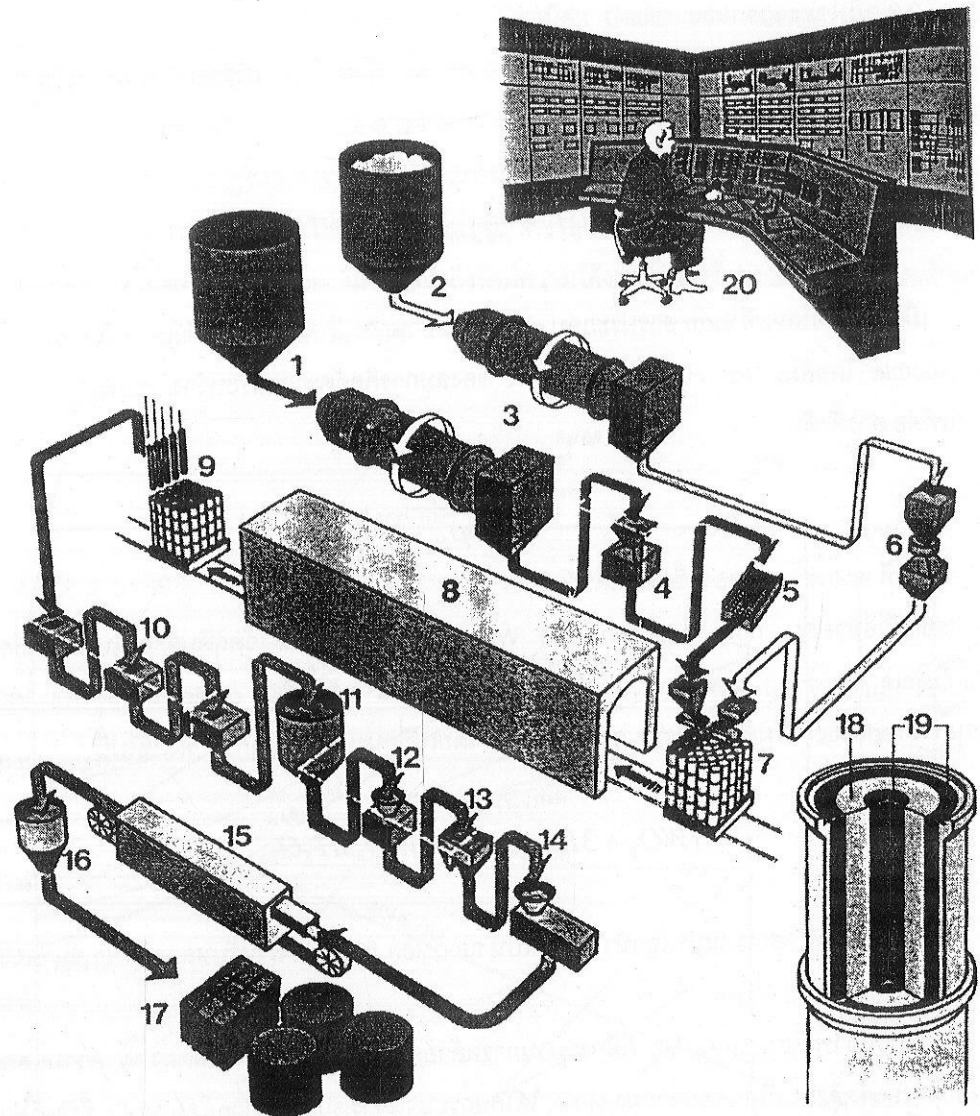


ผงโลหะ W ที่ได้ส่วนใหญ่จะถูกนำไปผลิตเป็น tungsten filament สำหรับหลอดไฟฟ้า ขนาดผงโลหะที่ใช้ส่วนใหญ่จะประมาณ 3-5 μm

กระบวนการผลิตผงโลหะ Mo ก็มีกระบวนการคล้ายคลึงกับกระบวนการผลิตผง W ความแตกต่างคือ Mo นั้นสามารถขจัดสิ่งปนเปื้อนออกจากผง MoO_3 ได้โดยกระบวนการ sublimation โดย MoO_3 ที่ปนเปื้อนจะถูกบรรจุรวมกับ silica และ Fe_3O_4 จากนั้นจึงถูกนำไปเผาที่อุณหภูมิ 1000 – 1100 $^{\circ}C$ ทำให้สิ่งปนเปื้อนใน MoO_3 ถูกขจัดออกไปเนื่องจากจะหลอมละลายแยกออกมา ทำให้ได้ MoO_3 ที่มีความเข้มข้นสูงขึ้น หลังจากนั้นจึงนำไป reduction เช่นเดียวกับ WO_3

2.2.1.2 Carbon reduction

กระบวนการ reduction ที่แพร่หลายรองลงมาจาก hydrogen reduction ได้แก่ carbon reduction ยกตัวอย่างเช่น ในการผลิตผงเหล็กจากแร่ magnetite (Fe_3O_4) ด้วยคาร์บอน ซึ่งผงเหล็กทั้งหมดที่มีการผลิตขึ้นได้มาจากกระบวนการนี้กว่า 50% ผงเหล็กที่ได้จะมีลักษณะ sponge กระบวนการ reduction ของแร่ Fe_3O_4 แสดงในภาพ 2.23



ภาพ 2.23 กระบวนการ carbon reduction ของผง Fe_3O_4

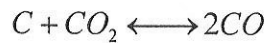
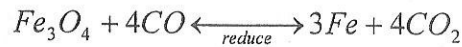
(1) reduction mix (2) แร่เหล็ก (3) ทำให้แห้ง (4) ย่อยขนาด (5) แยกขนาด (6) magnetic separation (7) เติมน้ำใน ceramic tube (8) เตา reduction (9) แยกผลิตภัณฑ์ออก (10) ย่อยขนาดอย่างหยาบ (11) เก็บใน silos (12) ย่อยขนาดอย่างละเอียด (13) magnetic separation (14) บดและคัดขนาด (15) annealing (16) equalizing (17) บรรจุหีบห่อ (18) แร่เหล็ก (19) reduction mix (20) ห้องควบคุม

กระบวนการเริ่มต้นที่การบดแร่ให้มีขนาดผงประมาณน้อยกว่า 0.5 mm แล้วคัดสิ่งปนเปื้อนออกด้วย magnetic separation จนมีความเข้มข้นของเหล็กมากกว่า 71.5% (ค่าทางทฤษฎีคือ 72.5%) หลังจากนั้นจึงทำให้แร่แห้ง แล้วบรรจุลงในภาชนะทรงกระบอกทำจากเซรามิกส์พร้อมกับผงถ่าน coke โดยเรียงสลับชั้นตามแนวรัศมีของทรงกระบอก (ดูภาพ 2.23 ประกอบ) และอาจมีการเติม lime เพื่อขจัดสิ่งปนเปื้อนจำพวก sulphur จากนั้นจึงทำการเคลื่อนย้ายภาชนะไปยังเตา reduction ซึ่งมักจะเป็นเตาที่ใช้ก๊าซธรรมชาติเป็นเชื้อเพลิง

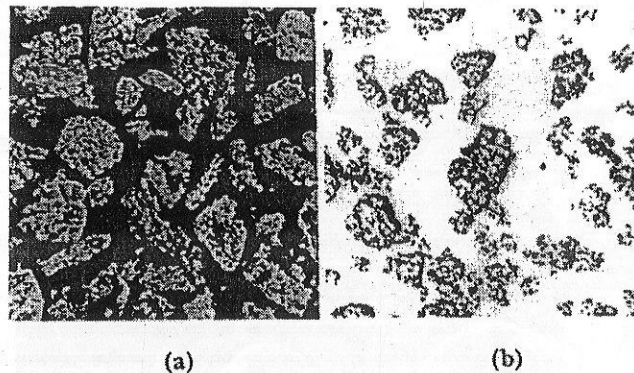
ตัวเตานั้นถูกแบ่งออกเป็น heating zone, reduction zone และ cooling zone อุณหภูมิสูงสุดภายในเตาประมาณ 1250 °C ตัวเตามีความยาวประมาณ 200 - 270 เมตร กระบวนการ reduction เริ่มต้นเมื่ออุณหภูมิถึง 650 - 700 °C ซึ่งกินระยะเวลานานประมาณ 2 - 3 วัน ระหว่างที่กระบวนการ reduction เกิดขึ้น ผง

เหล็กบางส่วนจะถูกเชื่อมติดกันจนทำให้มีลักษณะ sponge หลังจากนั้นจะถูกบดและแยกขนาด แล้วเข้าสู่กระบวนการขั้นสุดท้ายคือการควบคุมปริมาณ oxygen, carbon และลด residual stress

ผงโลหะส่วนใหญ่จะถูกบดเพื่อให้ได้การกระจายตัวของอนุภาคและขนาดที่เหมาะสมต่อกระบวนการ powder metallurgy ซึ่งมีขนาดประมาณ 150 μm และอีกส่วนหนึ่งสำหรับกระบวนการผลิตลวดเชื่อม ปฏิกิริยาทางเคมีที่เกิดขึ้นภายในเตาได้แก่



อาจเกิด Fe_3C ขึ้นได้บ้างแต่พบได้น้อยและไม่ค่อยมีความสำคัญมากนัก ผงโลหะที่ได้จะมีรูปร่างแบบ irregular และรูพรุนภายในซึ่งเกิดเนื่องมาจากการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นของสารประกอบ ภาพ 2.24 แสดงตัวอย่างผงเหล็กที่ได้จากกระบวนการ carbon reduction a) ภาพตัดขวางให้เห็นรูพรุนภายใน b) ภาพพื้นผิวผงเหล็กที่มีขนาดประมาณ 10 μm



ภาพ 2.24 ตัวอย่างผงเหล็กที่ได้จากกระบวนการ carbon reduction a) ภาพตัดขวางให้เห็นรูพรุนภายใน b) ภาพพื้นผิวผงเหล็กที่มีขนาดประมาณ 10 μm

2.2.2 Carbonyl process

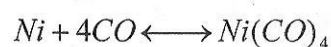
โลหะบางชนิดสามารถทำปฏิกิริยากับ Carbon monoxide (CO) ได้ดี ได้สารประกอบ $\text{Me}(\text{CO})_x$ จุดเดือดต่ำ เช่น $\text{Fe}(\text{CO})_5$ มีจุดเดือดที่ 102.7 $^{\circ}\text{C}$ และ $\text{Ni}(\text{CO})_4$ มีจุดเดือดที่ 43 $^{\circ}\text{C}$ ซึ่งสามารถนำไปกลั่นได้ ทำให้ได้ผงโลหะที่มีความบริสุทธิ์สูงมาก ส่วนใหญ่มีส่วนผสมดังตาราง 2.4

ปฏิกิริยาทางเคมีในการ form carbonyl ยกตัวอย่างเช่น

สำหรับ Fe



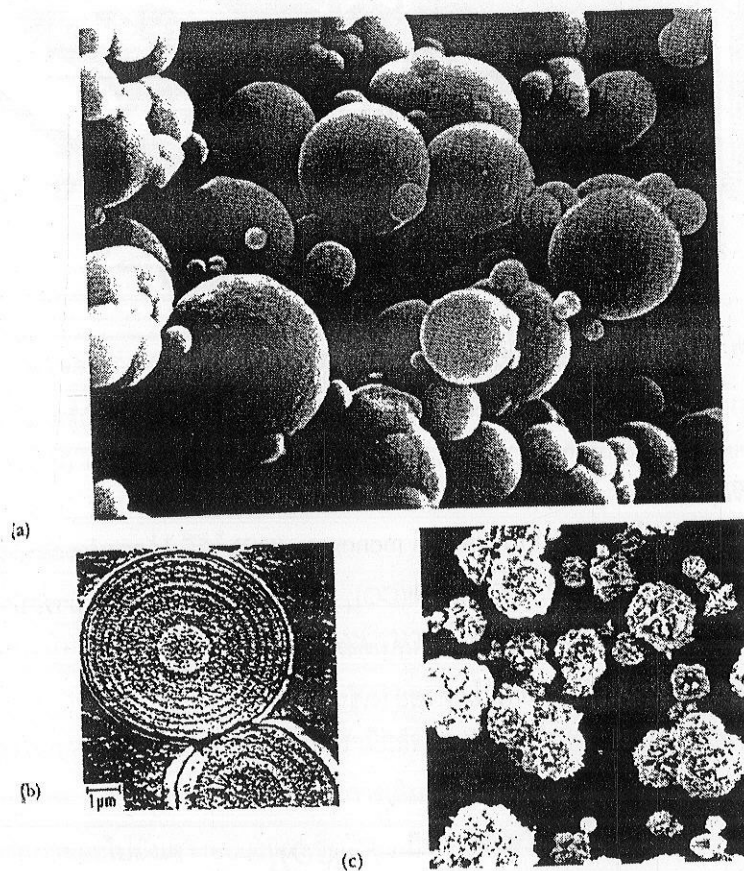
สำหรับ Ni



ตาราง 2.4 ส่วนผสมทางเคมีของผง carbonyl Fe และ Ni

Impurities (%)	Carbonyl Iron	Carbonyl Nickel
C	≈ 0.01	0.06 – 0.02
Si	< 0.001	< 0.001
Mn	< 0.002	< 0.001
P	< 0.002	< 0.001
S	< 0.001	< 0.0002
N	Variable	0.0002 – 0.003
O	Variable	0.05 – 0.07
Ni	-	Balance
Fe	Balance	0.005

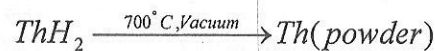
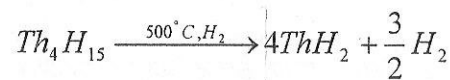
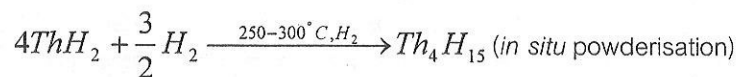
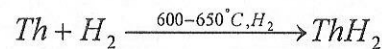
ผงโลหะที่ได้จะมีโครงสร้างคล้ายหอมหัวใหญ่ (Onion shell powder) ดังแสดงในภาพ 2.25 เนื่องจากการทำปฏิกิริยาภายนอกกับภายในไม่เท่ากัน



ภาพ 2.25 โลหะผงจากกระบวนการ carbonyl a) ผง Fe carbonyl powder b) onion shell structure c) Ni carbonyl powder

2.2.3 Hydride – Dehydride process

กระบวนการ hydride – dehydride สามารถใช้ผลิตผงโลหะที่มีความบริสุทธิ์สูงและมีขนาดเล็กมากได้ โดยการทำปฏิกิริยาระหว่างโลหะผงกับ hydrogen ที่อุณหภูมิสูงภายใต้บรรยากาศที่เหมาะสมจะทำให้ได้สารประกอบ hydride ของโลหะนั้น ซึ่งมีความเปราะจึงทำให้เป็นผงได้ง่าย แล้วจึงทำการ dehydride ในบรรยากาศ vacuum ในภายหลัง ผงโลหะที่ผลิตด้วยวิธีนี้ได้แก่ Ti, Zr, Hf, Ta, U, Th, Y และ Mg ยกตัวอย่างเช่น การผลิตผงโลหะ Th ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นคือ



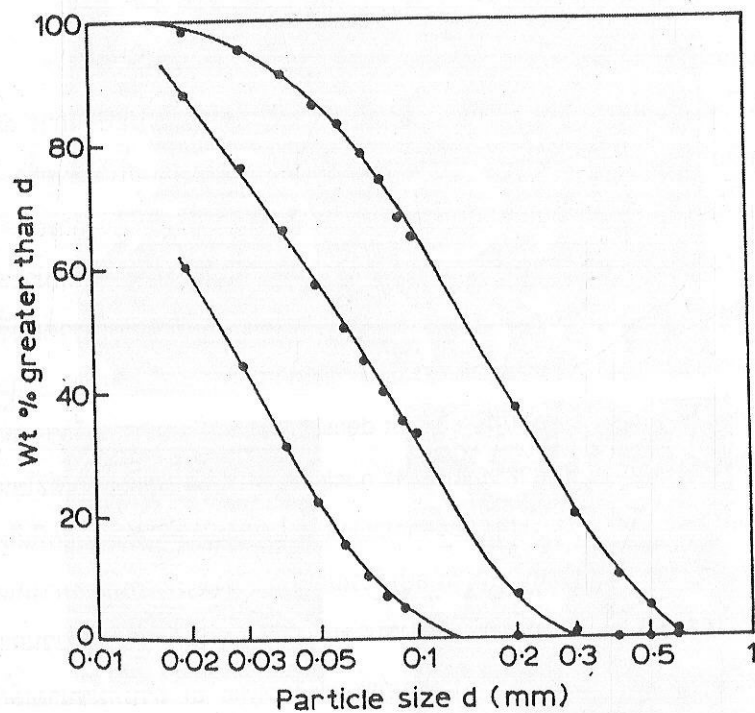
กระบวนการ hydride – dehydride ไม่เกี่ยวข้องกับกระบวนการทำให้โลหะบริสุทธิ์ขึ้น ในทางตรงกันข้ามปริมาณ oxygen และ hydrogen ที่เพิ่มขึ้นอาจพบได้ในโลหะผงที่ได้จากกระบวนการนี้

2.2.4 Electrochemical process

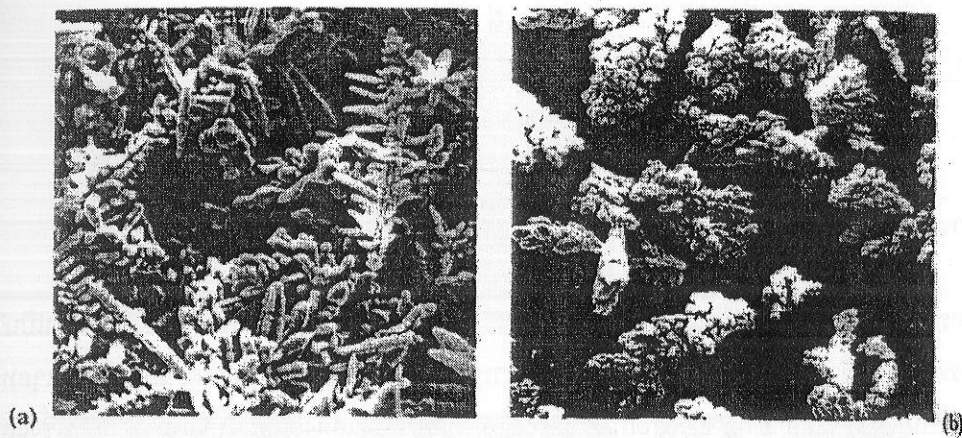
ผงโลหะที่ใช้ในกระบวนการ powder metallurgy สามารถผลิตได้โดยกระบวนการ electrochemical ได้ด้วยหลักการเดียวกันกับ electrodepositon หรือ electroplating โดยประกอบไปด้วยขั้ว cathode และ anode มี electrolyte โดยทั่วไปขั้ว anode จะเป็นโลหะประเภทเดียวกับผงโลหะที่ต้องการผลิต ส่วน cathode จะเลือกจาก electromotive series (ตาราง 2.5) แล้วให้ความต่างศักย์และกระแสที่เหมาะสมแก่ระบบ ในบางครั้งก็ทำที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้องเล็กน้อย (60-100°C) เพื่อให้ปฏิกิริยาเกิดได้รวดเร็วขึ้น ซึ่งขึ้นอยู่กับจุดหลอมเหลวของโลหะที่ต้องการผลิต ตัวแปรของกระบวนการได้แก่ ความเข้มข้นของ metal ion ใน electrolyte, electrolyte conductivity, อุณหภูมิ, current density, voltage และความเร็วของการละลาย (การกวน) เมื่อปฏิกิริยาไฟฟ้าเคมีดำเนินไป อนุภาคของโลหะจะ nucleate ที่บริเวณ cathode และโลหะที่ anode จะถูกละลายลงไปใน electrolyte เพื่อชดเชยการสูญเสีย metal ion ใน electrolyte เมื่ออนุภาคที่เกิดขึ้นมีน้ำหนักที่สามารถเอาชนะแรงลอยตัวได้แล้วจะร่วงหล่นไปสะสมอยู่บริเวณก้นถัง ซึ่งสามารถนำมาทำให้แห้งแล้วคัดแยกขนาดต่อไป ภาพ 2.26 แสดงตัวอย่างการกระจายตัวของขนาดผงโลหะ Cu ที่ได้จากการกระบวนการ electrolytic ภาพ 2.27 แสดงตัวอย่างผงโลหะ Cu ที่ได้จากการกระบวนการ electrolytic a) ส่วนที่มีขนาดเล็ก (~67 μm) b) ส่วนที่มีขนาดใหญ่ (~200 μm)

ตาราง 2.5 Standard emf series ของโลหะชนิดต่าง ๆ

	Metal-metal ion equilibrium	Electrode potential vs. normal hydrogen electrode at 25 °C, V
Noble or cathodic	Au-Au ⁺³	+1.498
	Pt-Pt ⁺²	+1.200
	Pd-Pd ⁺²	+0.987
	Ag-Ag ⁺²	+0.799
	Hg-Hg ⁺²	+0.788
neutral	Cu-Cu ⁺²	+0.337
	H ₂ -H ⁺	0.000
	Pb-Pb ⁺²	-0.126
	Sn-Sn ⁺²	-0.136
	Ni-Ni ⁺²	-0.250
	Co-Co ⁺²	-0.277
	Cd-Cd ⁺²	-0.403
	Fe-Fe ⁺²	-0.440
	Cr-Cr ⁺²	-0.744
	Zn-Zn ⁺²	-0.763
	Al-Al ⁺³	-1.662
	Mg-Mg ⁺²	-2.363
	Na-Na ⁺	-2.714
	K-K ⁺	-2.925
Active or anodic		



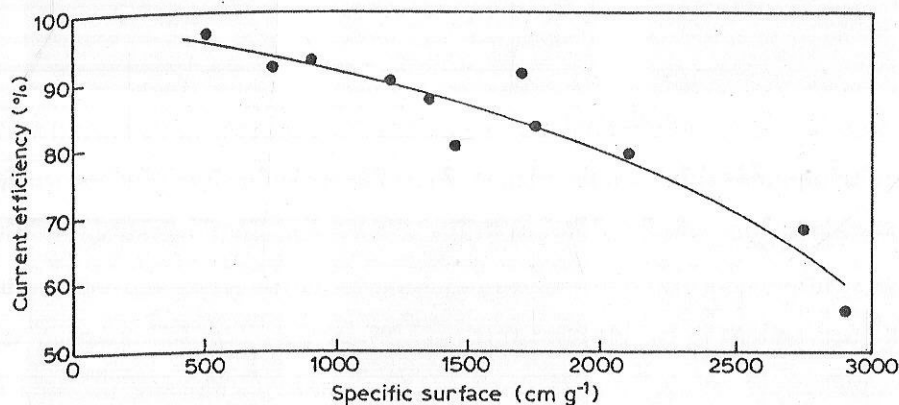
ภาพ 2.26 ตัวอย่างการกระจายตัวของขนาดผงโลหะ Cu ที่ได้จากการกระบวนการ electrolytic



ภาพ 2.27 ตัวอย่างผงโลหะ Cu ที่ได้จากกระบวนการ electrolytic a) ส่วนที่มีขนาดเล็ก ($\sim 67 \mu\text{m}$)
b) ส่วนที่มีขนาดใหญ่ ($\sim 200 \mu\text{m}$)

ตัวแปรที่มีผลต่อขนาดของผงโลหะและควบคุมได้ง่ายในกระบวนการ electrolytic คือ current density โดยเมื่อ current density สูงจะทำให้ผงโลหะที่ได้มีขนาดใหญ่ และเมื่อ current density ต่ำจะทำให้ผงโลหะที่ได้มีขนาดเล็ก ภาพ 2.28 แสดงอิทธิพลของ current density ต่อ specific area ของผง Cu จะเห็นได้ว่า current density ที่สูงจะให้ specific area ต่ำลง ซึ่งหมายความว่าผงโลหะมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยปริมาตรน้อยลง ซึ่งก็คือผงโลหะมีขนาดใหญ่ขึ้น

รูปร่างของผงโลหะที่ได้จากกระบวนการนี้คือ dendritic ซึ่งจะให้ green strength ที่สูงและมี green density สูงเหมาะที่จะนำไปใช้ทำ bronze bearing



ภาพ 2.28 อิทธิพลของ current density ต่อ specific area ของผง Cu

บทที่ 3

การระบุคุณลักษณะของผงโลหะ

Powder Characterization

3.1 บทนำ

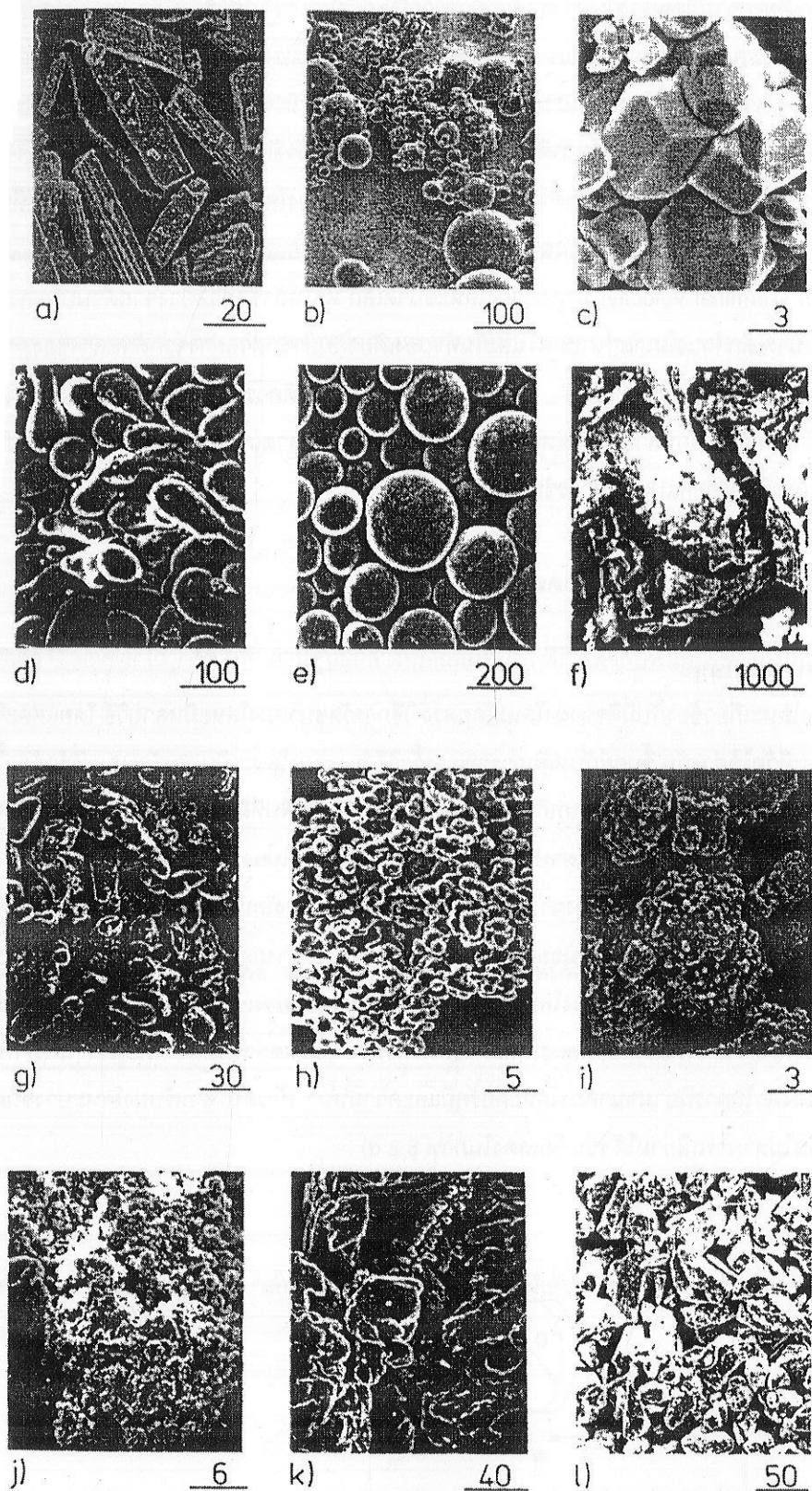
กระบวนการโลหะผงทั้งหมดเริ่มต้นที่ผงโลหะ ดังนั้นการเข้าใจคุณลักษณะของผงโลหะจึงเป็นวิธีที่ดีที่สุดใน การทำความเข้าใจกระบวนการโลหะผง ในการตรวจสอบเบื้องต้นของโลหะผงนิยมใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (Scanning Electron Microscope) ภาพ 3.1 แสดงตัวอย่างภาพถ่าย SEM ซึ่งแสดงให้เห็นว่ารูปร่างของโลหะผงมีความแตกต่างกันตั้งแต่แบบ flake ไปจนถึงกลมและมีขนาดที่แตกต่างกันตั้งแต่ 1 มิลลิเมตรไปจนถึงน้อยกว่า 1 ไมครอน ดังนั้นจะเห็นได้ว่าโลหะผงมีความแตกต่างกันด้านรูปร่างและขนาดอย่างมาก ซึ่งเกิดจากชนิดส่วนผสมทางเคมี และ/หรือกระบวนการผลิตที่แตกต่างกันออกไป ซึ่งเนื้อหาในบทนี้จะว่าด้วยวิธีการระบุคุณลักษณะของโลหะผงเพื่อที่จะสามารถนำไปใช้อธิบายและอ้างอิงในรูปแบบปริมาณสัมพัทธ์หรือสัมบูรณ์ได้

นอกเหนือจากไปรูปร่างลักษณะของผงโลหะที่แตกต่างกันแล้ว ยังมีปริมาณอื่นที่เกี่ยวข้องกับผงโลหะอีก เช่น การกระจายตัวของขนาดผงโลหะ, รูปร่างของผงโลหะที่เปลี่ยนแปลงไปตามขนาดของผงโลหะ, พื้นที่ผิวของผงโลหะ, ความเสียดทานระหว่างอนุภาค, ความสามารถในการไหลของผงโลหะ, ลักษณะออกไซด์ที่ผิวของผงโลหะ เป็นต้น ปริมาณเหล่านี้ล้วนมีผลต่อกระบวนการโลหะผงและโดยเฉพาะอย่างยิ่งในการวิจัย ดังนั้นในการวิจัยเกี่ยวกับโลหะวิทยาโลหะผงจะพบว่ามีการระบุคุณลักษณะของผงโลหะอย่างละเอียด

3.2 การชักตัวอย่างผงโลหะ

(Powder Sampling)

การชักตัวอย่างผงโลหะทำเพื่อที่จะให้ตัวอย่างที่เก็บมานั้นเป็นตัวแทนของผงโลหะจำนวนมาก การชักตัวอย่างผงโลหะเป็นขั้นตอนที่ต้องให้ความระมัดระวังมาก สิ่งแรกที่ต้องระวังเกี่ยวกับการชักตัวอย่างผงโลหะคือสำหรับกระบวนการโลหะผงในการผลิตมีการใช้ผงโลหะอยู่ในระดับหลายตันและการชักตัวอย่างเพื่อให้เป็นตัวแทนของผงโลหะทั้งหมดอาจต้องทำการชักตัวอย่างอยู่ในระดับหลายกิโลกรัม แต่ในการทดสอบตัวอย่างผงโลหะด้วยเครื่องมือและเทคนิคต่าง ๆ ใช้ผงโลหะเพียงแค่มิถึงกรัมเท่านั้น ดังนั้นจึงเป็นการยากที่จะให้การทดลองครั้งเดียวเป็นตัวแทนของผงโลหะทั้งหมดได้ และหากต้องทำการทดสอบผงโลหะจำนวนมากครั้ง ก็ทำให้เป็นการสิ้นเปลืองทั้งค่าใช้จ่ายและเวลา



פירט 3.1 a) acicular b) spherical with fine agglomerates c) polygonal aggregate d) ligament e) spherical
f) flake g) irregular h) sponge i) porous cubic j) aggregate k) dendritic and irregular l) angular

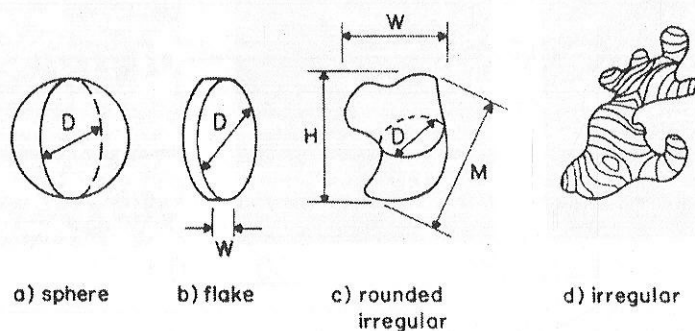
การหลีกเลี่ยงความผิดพลาดในการชักตัวอย่างทำได้โดยทำตามกฎเกณฑ์ดังนี้คือ (1) ไม่ควรชักตัวอย่างจากผงโลหะที่ผ่านการเคลื่อนย้ายที่ได้รับแรงสั่นสะเทือนมาแล้ว เพราะแรงสั่นสะเทือนจะทำให้ผงโลหะขนาดเล็กถูกทำให้ตกลงไปบริเวณด้านใต้ของภาชนะมากเป็นพิเศษ ดังนั้นเมื่อทำการชักตัวอย่างจากด้านใต้ของภาชนะจะได้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กจำนวนมากกว่ำปกติ และในทำนองเดียวกันถ้าชักตัวอย่างจากด้านบนของภาชนะจะได้ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จำนวนมากกว่ำปกติ (2) ไม่ควรชักตัวอย่างผงโลหะที่เพิ่งผ่านการถ่ายเทเปลี่ยนภาชนะเนื่องจากเมื่อผงโลหะไหลผ่านของไหลตัวกลาง (อากาศ, น้ำ, แอลกอฮอล์ เป็นต้น) ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จะมีความเร็วการตก (Terminal Velocity) มากกว่าผงโลหะขนาดเล็ก ทำให้ถ้าชักตัวอย่างจากด้านบนของภาชนะจะได้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กจำนวนมากกว่ำปกติ และในทำนองเดียวกันถ้าชักตัวอย่างจากด้านล่างของภาชนะจะได้ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จำนวนมากกว่ำปกติ การชักตัวอย่างผงโลหะที่ดีควรชักตัวอย่างภายหลังจากการผสมผงโลหะและควรชักตัวอย่างจากหลายจุดเพื่อหลีกเลี่ยงผลการทดสอบที่คลาดเคลื่อน และถ้าต้องมีการเปรียบเทียบผลการทดสอบควรมีการออกแบบแผนการชักตัวอย่างที่แน่นอน

3.3 คุณลักษณะของผงโลหะและการทดสอบ

3.3.1 ขนาดผงโลหะ

ขนาดผงโลหะเกี่ยวข้องกับมิติของผงโลหะโดยตรง วิธีการวัดขนาดผงโลหะมีหลายวิธี โดยแต่ละวิธีจะให้ขนาดผงโลหะที่วัดได้ต่างกัน ขึ้นอยู่กับหลักการของแต่ละวิธี ขนาดผงโลหะเป็นคุณลักษณะที่สำคัญที่สุดอย่างหนึ่งของนักโลหวิทยาโลหะผง เนื่องจากเกี่ยวข้องโดยตรงกับปริมาณพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวล, ความสามารถในการไหลตัวของผงโลหะ เวลาที่ใช้ในการเผาประสาน รวมถึงแรงที่ต้องใช้ในการอัดผงโลหะ

ภาพ 3.2 แสดงตัวอย่างของรูปร่างผงโลหะแบบต่าง ๆ ซึ่งรูปร่างผงโลหะที่ต่างกันมีความจำเป็นที่จะต้องมีการนิยามขนาดผงโลหะด้วยตัวแปรต่างกันด้วย โดยยิ่งรูปร่างผงโลหะมีความซับซ้อนมากเท่าไรยิ่งจำเป็นต้องใช้ตัวแปรในการนิยามขนาดผงโลหะมากขึ้นเท่านั้น ยกตัวอย่างเช่น สำหรับผงโลหะรูปร่างทรงกลมใช้ตัวแปรเพียงตัวเดียวในการนิยามขนาดผงโลหะคือรัศมีของทรงกลม แต่สำหรับผงโลหะรูปจาน (ภาพ 3.2 b) ต้องใช้ตัวแปรสองตัวในการนิยามขนาดผงโลหะคือรัศมีและความหนา เป็นต้น สำหรับผงโลหะบางชนิดมีรูปร่างที่ซับซ้อนมากจนไม่สามารถนิยามได้ เช่นดังแสดงในภาพ 3.2 d)



ภาพ 3.2 การนิยามขนาดอนุภาคด้วยตัวแปรต่าง ๆ

a) sphere b) flake c) rounded irregular d) irregular

วิธีหนึ่งในการบอกขนาดของผงโลหะคือการบอกค่าเส้นผ่านศูนย์กลางเทียบเท่ากับทรงกลม โดยเทียบเท่าด้วยตัวแปรต่าง ๆ เช่น พื้นที่ผิว, ปริมาตร, พื้นที่ภาพฉาย เป็นต้น สำหรับเส้นผ่านศูนย์กลางที่มีพื้นที่ผิวเทียบเท่ากับทรงกลม (Surface diameter) หมายความว่า ผงโลหะที่สนใจมีพื้นที่ผิวค่าหนึ่ง และพื้นที่ผิวนั้นเมื่อนำไปคิดเป็นเส้นผ่านศูนย์กลางของทรงกลมแล้วจะได้ค่าเท่าไร และในทำนองเดียวกันเส้นผ่านศูนย์กลางที่มีปริมาตรเทียบเท่ากับทรงกลม (Volume diameter) หมายความว่า ผงโลหะที่สนใจมีปริมาตรค่าหนึ่งและปริมาตรค่านั้นเมื่อนำไปคิดเป็นเส้นผ่านศูนย์กลางของทรงกลมที่ปริมาตรเท่ากันจะมีค่าเท่าไร

Volume Diameter (d_v) คือ "เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีปริมาตรเท่ากับปริมาตรของผงโลหะ"

$$V = \frac{4}{3} \pi r^3 = \frac{4}{24} \pi D^3 = \frac{\pi}{6} D^3$$

$$d_v = \left(\frac{6V}{\pi} \right)^{1/3}$$

Surface Diameter (d_s) คือ "เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีพื้นที่ผิวเท่ากับพื้นที่ผิวของผงโลหะ"

$$S = 4\pi r^2 = \frac{4}{4} \pi D^2 = \pi D^2$$

$$d_s = \left(\frac{S}{\pi} \right)^{1/2}$$

Project Area Diameter (d_a) คือ "เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีพื้นที่ภาพฉายเท่ากับพื้นที่ภาพฉายของผงโลหะ"

$$A = \pi r^2 = \frac{\pi}{4} D^2$$

$$d_a = \left(\frac{4A}{\pi} \right)^{1/2}$$

Perimeter Diameter (d_p) คือ "เส้นผ่านศูนย์กลางทรงกลมที่มีเส้นรอบวงของภาพฉายเท่ากับเส้นรอบวงของผงโลหะ"

$$P = 2\pi r = \pi D$$

$$d_p = \frac{P}{\pi}$$

Free falling diameter (d_f) คือ "เส้นผ่านศูนย์กลางของทรงกลมที่มีความเร็วในการตกตะกอนเท่ากับความเร็วในการตกตะกอนของผงโลหะในของเหลวที่มีความหนืดเท่ากัน"

$$V = \frac{2R^2(\rho_s - \rho)g}{9\eta}$$

$$= \frac{D^2(\rho_s - \rho)g}{18\eta}$$

$$d_f = \sqrt{\frac{18\eta V}{(\rho_s - \rho)g}}$$

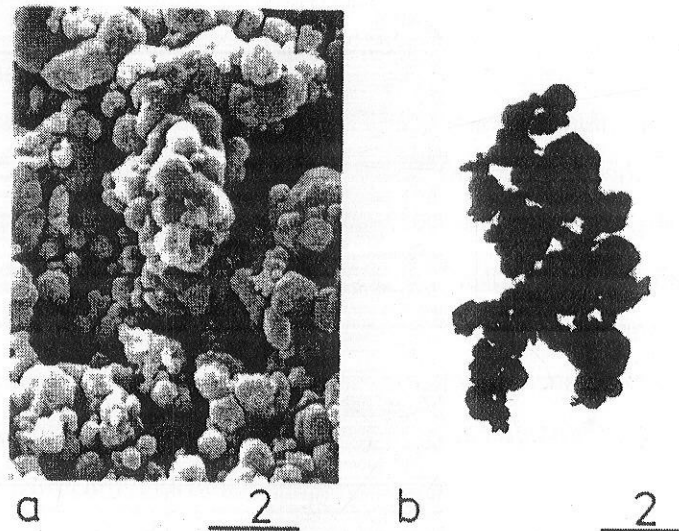
Sieve diameter (d_A) คือ "ความกว้างของสี่เหลี่ยมจัตุรัสที่เล็กที่สุดที่ให้อนุภาคลอดผ่านไปได้"

สำหรับเทคนิคการวัดขนาดผงโลหะสามารถทำได้หลายวิธีด้วยกัน เช่น Microscopy, screening, sedimentation เป็นต้น ซึ่งแต่ละวิธีล้วนมีข้อได้เปรียบและข้อจำกัดแตกต่างกันไป

3.3.1.1 Microscopy

การวัดขนาดผงโลหะด้วยวิธี Microscopy ทำได้โดยวัดจากภาพถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์ซึ่งทำได้โดยตรงจากภาพโดยวัดที่ละอนุภาค โดยมีมาตรฐานของ American Society for Testing Materials E20 แต่หากต้องการหาการกระจายตัวของขนาดผงโลหะจำนวนมากจำเป็นต้องใช้โปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพช่วย ขนาดผงโลหะที่ได้สามารถจัดอยู่ในรูปของ Project Area Diameter (d_p) โดยหาพื้นที่ภาพฉายของอนุภาคด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพแล้วนำมาคำนวณเทียบเป็นพื้นที่ภาพฉายของทรงกลม ภาพถ่ายส่วนใหญ่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน สำหรับการเลือกใช้ประเภทของกล้องจุลทรรศน์ขึ้นอยู่กับขนาดของผงโลหะที่ต้องการวัด ข้อได้เปรียบของวิธีการวัดขนาดผงโลหะด้วยวิธี Microscopy คือสามารถทำได้อย่างสะดวกและใช้อุปกรณ์ที่มีกันอย่างแพร่หลายทั่วไป ไม่จำเป็นต้องลงทุนเพื่อจัดหาอุปกรณ์เพิ่มเติมเพื่อวัดขนาดผงโลหะโดยเฉพาะ แต่ว่าข้อจำกัดของการวัดขนาดผงโลหะด้วยวิธีนี้คือ ในบางครั้งอนุภาคมีการรวมตัวเป็นกลุ่มก้อน (Agglomeration) ตัวอย่างแสดงในภาพ 3.3 ซึ่งทำให้การวัดขนาดอนุภาคและวิเคราะห์ด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ทางภาพทำได้ยากและอาจคลาดเคลื่อนได้ง่าย นอกจากนี้ภาพที่ได้มามากจะเป็นเพียงบางส่วนของตัวอย่างที่ซึกมา ซึ่งอาจจะไม่ใช่ตัวแทนของผงโลหะทั้งหมดได้ จึงอาจต้องทำการสุ่มตัวอย่างมากครั้งขึ้นเพื่อความน่าเชื่อถือ

กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope : OM) สามารถใช้กับผงโลหะขนาด 0.5 – 100 ไมครอน เป็นวิธีที่สะดวกและประหยัดที่สุด แต่มีข้อด้อยอีกประการคือมีระยะชัดลึกน้อยทำให้แยกแยะขอบของผงโลหะยาก กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron Microscope : EM) ให้ระยะชัดลึกได้มากกว่า ใช้ได้สำหรับผงโลหะขนาด 0.1 ไมครอนไปจนถึง 1 มิลลิเมตร แต่ตัวเครื่องมีราคาแพงกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง



ภาพ 3.3 Agglomerated tungsten powder

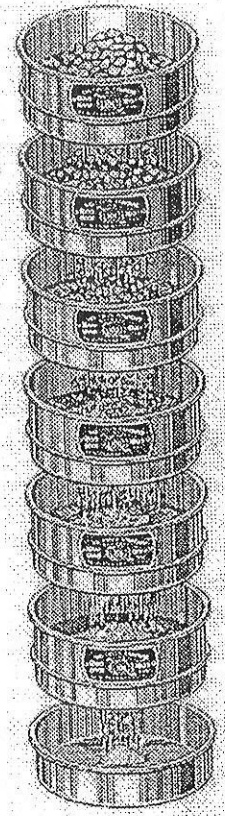
a) ภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด

b) ภาพจากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

3.3.1.2 Screening

วิธีการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะที่พื้นฐานที่สุดวิธีหนึ่งคือการใช้ตะแกรง โดยตะแกรงที่ได้จากการสานกันของลวดทำให้เกิดช่องสี่เหลี่ยมจัตุรัส ลักษณะของการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีนี้ (เรียกอีกอย่างหนึ่งว่า Sieve Analysis) แสดงดังภาพ 3.4 หมายเลข mesh size คือจำนวนของเส้นลวดต่อระยะหนึ่งนิ้ว หมายเลข mesh size ยิ่งมากยิ่งหมายถึงตะแกรงที่มีช่องขนาดเล็กขึ้น และในทางกลับกันหมายเลข mesh size น้อย หมายถึงตะแกรงที่มีช่องขนาดใหญ่ ตาราง 3.1 แสดง Standard Sieve Size ตามมาตรฐาน ASTM E11 ซึ่งขนาดของช่องในอนุกรมที่ปรากฏในตารางนี้มีการลดขนาดในอัตราส่วน $\sqrt{2}$ หรือ 1 : 1.1898

ถึงแม้ว่า Sieve analysis จะได้รับความนิยมแพร่หลาย แต่ก็ไม่ใช่จะปราศจากข้อจำกัดเลย ขนาดของช่องในตะแกรงอาจจะไม่ได้ขนาดขึ้นอยู่กับความเที่ยงตรงในการผลิต ปัญหาอีกอย่างหนึ่งคือการที่ผงโลหะขนาดเล็กกว่าไม่สามารถลอดผ่านตะแกรงไปได้เพราะถูกผงโลหะขนาดใหญ่กว่าอุดและบังช่องทางไว้ ซึ่งปัญหานี้จะทำให้ผลที่ได้คลาดเคลื่อนไปทางขนาดใหญ่ขึ้นกว่าความเป็นจริง ปัญหานี้จะเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราส่วนปริมาณผงโลหะต่อหน่วยพื้นที่ตะแกรงเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ผงโลหะที่มีรูปร่างเป็นแท่งสามารถลอดผ่านช่องของตะแกรงได้ในบางทิศทาง จึงทำให้การกระจายตัวของขนาดผงโลหะคลาดเคลื่อนไปทางเล็กลงกว่าปกติ เวลาการทดสอบที่นานเกินไปอาจเป็นสาเหตุผงโลหะแตกและมีขนาดเล็กลงกว่าปกติ เวลาการทดสอบที่สั้นเกินไปจะทำให้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กกว่าช่องตะแกรงไม่มีเวลาพอที่จะลอดผ่านช่องไป เนื่องจากปัญหาเหล่านี้การทดสอบวิธีนี้จึงต้องการมาตรฐานในการทดสอบเพื่อเปรียบเทียบ ขนาดผงโลหะที่ได้จากวิธีนี้คือ Sieve diameter (d_n)



ภาพ 3.4 ลักษณะของ Sieve analysis

ตาราง 3.1 Standard Sieve Size ตามมาตรฐาน ASTM E11

Mesh Number	Opening size (μm)	Permissible Variation +/- (μm)
18	1000	40
20	850	35
25	710	30
30	600	25
35	500	20
40	425	19
45	355	16
50	300	14
60	250	12
70	212	10
80	180	9
100	150	8
120	125	7
140	106	6
170	90	5
200	75	5
230	63	4
270	53	4
325	45	3
400	38	3

3.3.1.3 Sedimentation

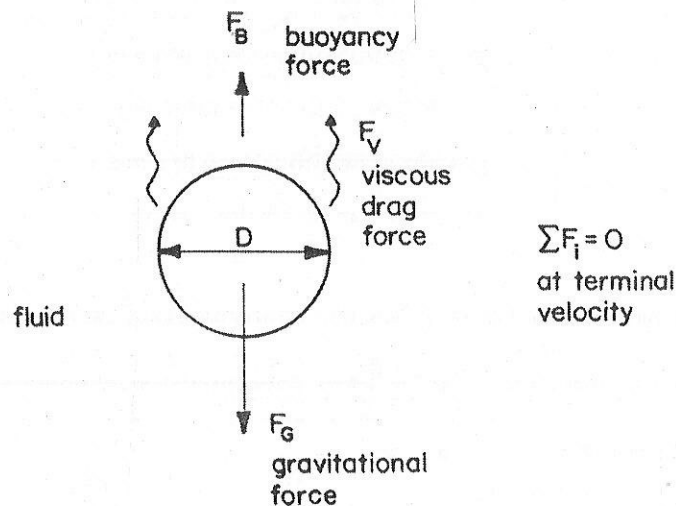
การวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีการตกตะกอนนิยมใช้กับผงโลหะขนาดเล็ก (0.05 – 60 ไมครอน) โดยมีหลักการว่าผงโลหะเมื่อตกตะกอนในของเหลวจะมีความเร็วในการตกตะกอนไม่เท่ากันขึ้นอยู่กับขนาดผงโลหะ โดยผงโลหะขนาดใหญ่จะตกตะกอนด้วยความเร็วสูงกว่าผงโลหะขนาดเล็ก การวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีนี้สามารถใช้กับผงโลหะที่เล็กลงได้อีกด้วยการใช้แรงเหวี่ยงช่วยหรือใช้ของเหลวที่มีความหนืดมากกว่าปกติ

ถ้าหากสมมุติว่าผงโลหะมีรูปร่างเป็นทรงกลม ความเร็วในการตกตะกอนในของเหลวสามารถหาได้จากสมดุลของแรงระหว่างแรงลอยตัว (Buoyancy force), แรงต้านทานการตกตะกอนของของเหลว (viscous drag force) และแรงโน้มถ่วงที่กระทำต่ออนุภาคผงโลหะ (ภาพ 3.5) หรืออาจมีแรงเหวี่ยง (centrifugal force) ร่วมด้วยในกรณีที่ใช้แรงเหวี่ยงเพื่อวิเคราะห์ผงโลหะขนาดเล็ก

$$F_B : \text{Buoyancy force} = \frac{4}{3} \pi R^3 \rho g$$

$$F_V : \text{Viscous drag force} = 6 \pi \eta R v_s$$

$$F_G : \text{Gravitational force} = \frac{4}{3} \pi R^3 \rho_s g$$



ภาพ 3.5 Free Body Diagram ของอนุภาคทรงกลมในของเหลว

ที่ Steady state : $\sum F_i = 0$

$$F_B + F_V - F_G = 0 \text{ หรือ } \frac{dv_s}{dt} = 0 \text{ (ไม่มีอัตราเร่งหรือความเร็วคงที่)}$$

$$\begin{aligned}
 F_G &= F_B + F_v \\
 \frac{4}{3}\pi R^3 \rho_s g &= \frac{4}{3}\pi R^3 \rho g + 6\pi\eta R v_s \\
 6\pi\eta R v_s &= \frac{4}{3}\pi R^3 (\rho_s - \rho)g \\
 v_s &= \frac{\frac{4}{3}\pi R^3 (\rho_s - \rho)g}{6\pi\eta R} \\
 &= \frac{2R^2 (\rho_s - \rho)g}{9\eta} \\
 &= \frac{d^2 (\rho_s - \rho)g}{18\eta}
 \end{aligned}$$

$$v_s = \frac{d^2 (\rho_s - \rho)g}{18\eta}$$

d : เส้นผ่านศูนย์กลางของอนุภาค (m)

ρ_s : ความหนาแน่นของอนุภาค (kg/m^3)

ρ : ความหนาแน่นของของเหลว (kg/m^3)

g : อัตราเร่งโน้มถ่วงโลก (9.8 m/s^2)

η : ความหนืดของของเหลว (Ns/m^2)

สมการที่ได้ก็คือ Stokes Law ในทางปฏิบัติจะทำการวัดความสูงของชั้นตะกอนเมื่อเวลาเปลี่ยนไป ซึ่งก็คือความเร็วในการตกตะกอนของผงโลหะ ($v_s = \frac{dh}{dt}$) สามารถนำไปแทนค่าหาขนาดของผงโลหะได้ โดยเปลี่ยนรูปสมการให้อยู่รูปของ d

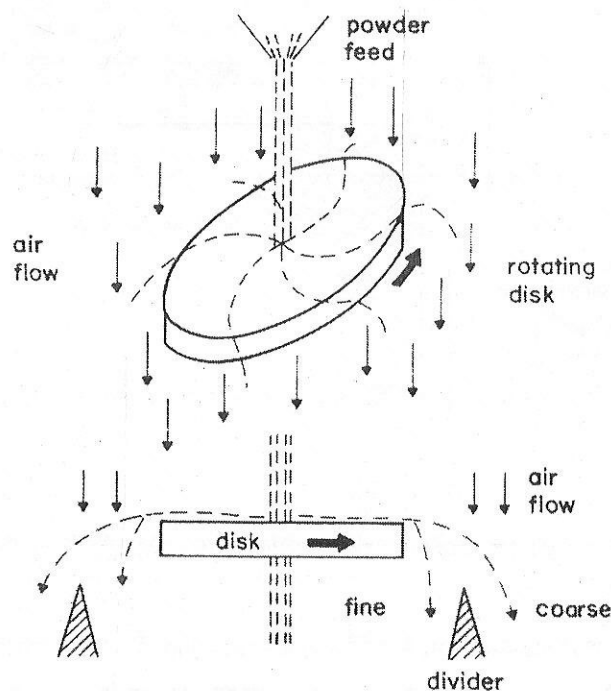
$$d = \left(\frac{18\eta}{g(\rho_s - \rho)} \frac{h}{t} \right)^{1/2}$$

จะเห็นได้ว่าความสูงของชั้นตะกอนที่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาเมื่อนำไปคำนวณจะได้การกระจายตัวของขนาดผงโลหะ โดยผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จะมีความเร็วในการตกตะกอนมากกว่าผงโลหะที่มีขนาดเล็ก เครื่องวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีการตกตะกอนสมัยใหม่อาจใช้หลักการการที่ชั้นตะกอนบังแสงหรือลำแสง x-ray แล้วนำค่าความสูงของชั้นตะกอนที่ได้ไปคำนวณแล้วสร้างเป็นกราฟออกมาโดยอัตโนมัติ

ความคลาดเคลื่อนของการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีการนี้อาจเกิดจาก (1) ผงโลหะบางชนิดมีรูปทรงภายในทำให้มีน้ำหนักเบากว่าปกติและตกตะกอนช้า ทำให้ค่าที่ได้คลาดเคลื่อนไปทางที่ละเอียดขึ้น (2) ผงโลหะบางชนิดมีรูปร่างซับซ้อนและตกตะกอนไม่เป็นเส้นตรงดัง โดยเป็นลักษณะปัดไปมา ทำให้ระยะทางและความเร็วคลาดเคลื่อนไป ขนาดผงโลหะที่ได้จะคลาดเคลื่อนไปทางที่ละเอียดขึ้น (3) สำหรับผงโลหะที่มีความ

ละเอียดมากจะค่อนข้างอ่อนไหวต่อการไหลเวียนของของเหลว ซึ่งถ้า $Re = \frac{\rho V d}{\eta}$ มีค่าเกิน 1.2 ค่าที่จะได้ไม่มีความน่าเชื่อถือ (4) ปริมาณผงโลหะที่เติมลงไปของเหลวทั้งหมดต้องเจือจางเพียงพอ ที่จะไม่ทำให้เกิดอันตรกิริยาระหว่างผงโลหะด้วยกัน รวมถึงอันตรกิริยาระหว่างผงโลหะกับผนังภาชนะด้วย กล่าวคือมี mean free path (ระยะทางการเคลื่อนที่ของอนุภาคโดยไม่มีการชนเฉลี่ย) สูง

อีกรูปแบบหนึ่งของการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยหลักการการตกตะกอนคือ การแยกขนาดด้วยอากาศ (Air Classification: ASTM B293) ผงโลหะที่ต้องการวิเคราะห์ขนาดจะถูกปล่อยให้ตกลงบนแผ่นจานที่กำลังหมุนรอบตัวเอง ผงโลหะจะถูกเหวี่ยงให้หลุดออกนอกแผ่นไปตกยังบริเวณต่าง ๆ ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จะถูกเหวี่ยงไปไกลกว่าผงโลหะที่มีขนาดเล็ก (ภาพ 3.6) วิธีการนี้นิยมใช้ในอุตสาหกรรมที่ต้องการความรวดเร็วในการวิเคราะห์ขนาดมากกว่านำมาใช้ในการวิจัย



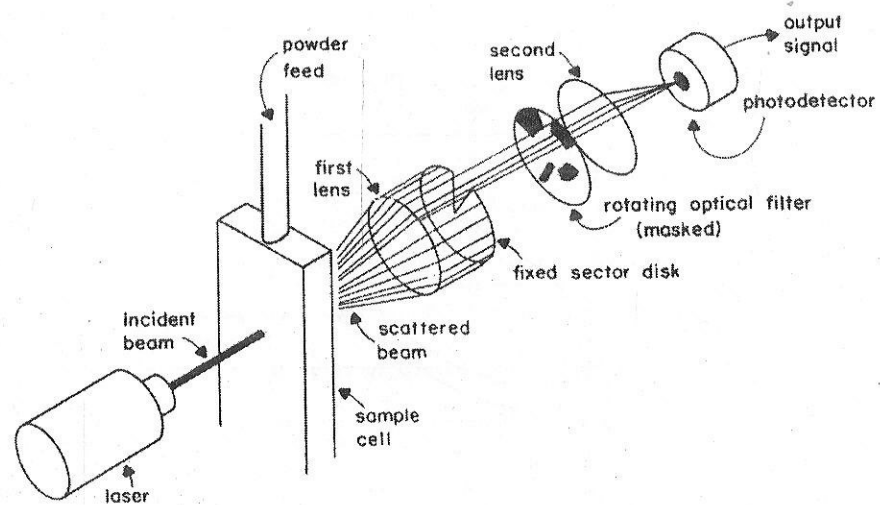
ภาพ 3.6 การวิเคราะห์ขนาดผงโลหะด้วยวิธีการ Air classification

3.3.1.4 Light Scattering

มีเทคนิคในการวัดขนาดผงโลหะโดยอาศัยการไหลของสารแขวนลอย (ระหว่างอนุภาคและของเหลว) อยู่หลายวิธี ซึ่งทุกวิธีนั้นมีหลักการเหมือนกันคือตรวจจับความไม่ต่อเนื่องที่พบในสารแขวนลอยที่ไหลอยู่ ความไม่ต่อเนื่องที่ตรวจพบจะมีขนาดที่สามารถนำไปสร้างความสัมพันธ์กับขนาดผงโลหะได้ เครื่องมือที่ใช้วัดจะถูกปรับตั้งค่าให้ถูกต้องกับความเป็นจริงแล้วนำค่าที่ได้ไปสร้างกราฟโดยอัตโนมัติ เนื่องจากเป็นเทคนิคที่มีความรวดเร็วและอัตโนมัติจึงทำให้ได้รับความนิยมมาก ประเด็นหนึ่งที่เกี่ยวข้องกับเทคนิคเหล่านี้คือ Dynamic range ซึ่งค่า Dynamic range เป็นช่วงระหว่างขนาดของผงโลหะที่ใหญ่ที่สุดถึงผงโลหะที่เล็กที่สุด Dynamic range ยิ่ง

มีค่ามากมายหมายความว่าเครื่องมือนี้มีความสามารถตรวจสอบผงโลหะที่ดี กล่าวคือสามารถตรวจจับความไม่ต่อเนื่องที่แตกต่างกันได้มาก

หนึ่งในเทคนิคที่ใช้หลักการนี้คือการวัดการกระเจิงของแสง (Light Scattering) วิธีคือใช้ลำแสง monochromatic หรือแสงเลเซอร์ส่องผ่านสารแขวนลอยที่กำลังไหลอยู่ เมื่อแสงส่องกระทบอนุภาคจะทำให้เกิดการหักเหของแสง มุมการหักเหของแสงจะเป็นส่วนกลับกับขนาดของผงโลหะ กล่าวคือถ้าผงโลหะมีขนาดเล็กจะทำให้เกิดการหักเหของแสงมาก ถ้าผงโลหะมีขนาดใหญ่จะทำให้เกิดการหักเหของแสงน้อย แสงที่ถูกทำให้หักเหจะผ่านเลนส์และฉากกัน ไปยัง photo detector เพื่อนำไปคำนวณการกระจายตัวของขนาดผงโลหะด้วยเครื่องคอมพิวเตอร์ต่อไป เทคนิค light scattering โดยทั่วไปสามารถให้ Dynamic range ได้สูงถึง 60:1 ส่วนใหญ่เหมาะสำหรับใช้กับผงโลหะขนาด 1 – 250 ไมครอน



ภาพ 3.7 การวิเคราะห์การกระจายของขนาดผงโลหะด้วยเทคนิค light scattering

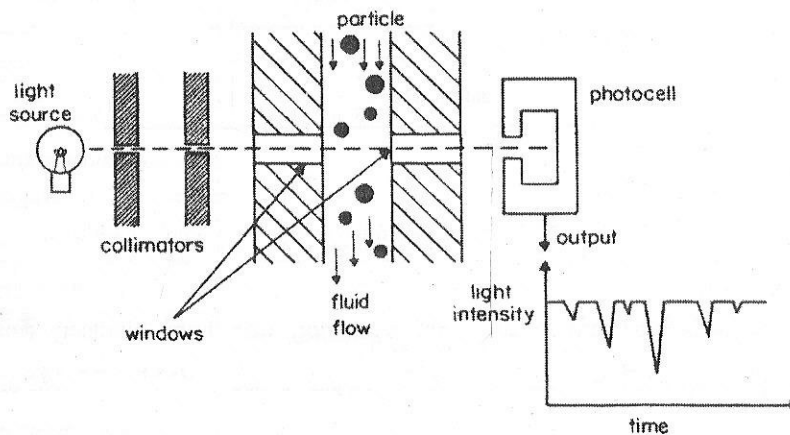
ข้อจำกัดของเทคนิคการวัดขนาดผงโลหะด้วยวิธี Light scattering คือ (1) ค่าที่ปรับตั้งไว้ในเครื่องมักจะอิงกับการสมมุติว่าผงโลหะเป็นทรงกลม ดังนั้นถ้าหากผงโลหะที่ใช้มีรูปร่างซับซ้อนมากก็อาจทำให้คลาดเคลื่อนได้ อย่างไรก็ตามถ้ามีผงโลหะรูปทรงซับซ้อนที่ทราบขนาดก็สามารถนำมาใช้ปรับตั้งค่าเพื่อใช้สำหรับวัดขนาดผงโลหะชนิดนั้นโดยเฉพาะได้ (2) ผงโลหะที่มีการ agglomeration จะทำให้ผลที่คลาดเคลื่อนไปทางหยาบขึ้น (3) ควรให้จำนวนประชากรของผงโลหะในของเหลวไม่หนาแน่นเกินไป เนื่องจากจะทำให้ผงโลหะเข้าไปในบริเวณลำแสงพร้อมกันมากกว่าหนึ่งอนุภาค ทำให้เกิดความคลาดเคลื่อนได้

ถึงแม้จะมีข้อจำกัดดังกล่าว แต่ความสะดวกและรวดเร็วในการวิเคราะห์ทำให้เทคนิคนี้ยังคงได้รับความนิยมสูงมาก

3.3.1.5 Light blocking

เทคนิคนี้เป็นอีกเทคนิคที่มีหลักการคือตรวจจับความไม่ต่อเนื่องที่เกิดขึ้นในสารแขวนลอยที่กำลังไหลอยู่ โดยแตกต่างจาก Light scattering คือจากการตรวจจับการหักเหแสงเป็นการบังแสงของผงโลหะ วิธีการคือเมื่อ

แสงจากแหล่งกำเนิดแสงส่องผ่านผงโลหะที่อยู่ในช่องเหลวที่กำลังไหล ผงโลหะจะบังแสง ทำให้เกิดความไม่ต่อเนื่องของความเข้มของแสงที่ตกกระทบบน photocell ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จะบังแสงไปมากและเป็นเวลานาน ในขณะที่ผงโลหะขนาดเล็กจะบังแสงไปน้อยและเป็นเวลาสั้น Dynamic range ของเทคนิคนี้มีค่าประมาณ 30:1 การที่ dynamic range ของเทคนิคนี้ต่ำกว่า light scattering เพราะขนาดของผงโลหะเล็กที่สุดที่วัดได้ขึ้นอยู่กับความสามารถในแยกแยะของแสงซึ่งก็คือ 2 ไมครอน (เป็นข้อจำกัดจากความยาวคลื่นของแสงทำให้ไม่สามารถแยกแยะความแตกต่างมากกว่านี้ได้ ในทำนองเดียวกันกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงก็ไม่สามารถแยกแยะความแตกต่างได้ละเอียดกว่า 2 ไมครอนเช่นกัน)

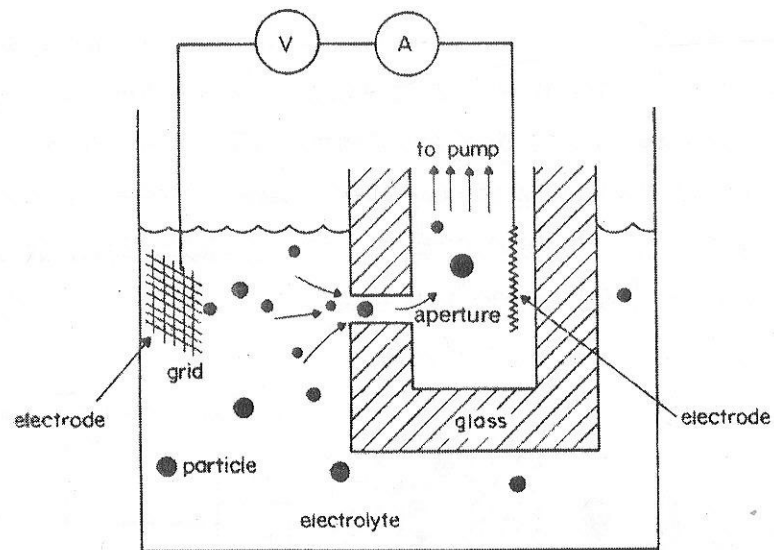


ภาพ 3.8 การวิเคราะห์การกระจายของขนาดผงโลหะด้วยเทคนิค light blocking

ข้อจำกัดของเทคนิคนี้คล้ายคลึงกับเทคนิค Light scattering คือต้องให้จำนวนประชากรของผงโลหะในของเหลวเจือจางเพียงพอที่จะหลีกเลี่ยงการเข้าไปในบริเวณลำแสงพร้อม ๆ กัน รวมทั้งต้องระวังไม่ให้เกิด agglomeration ด้วยเช่นกัน

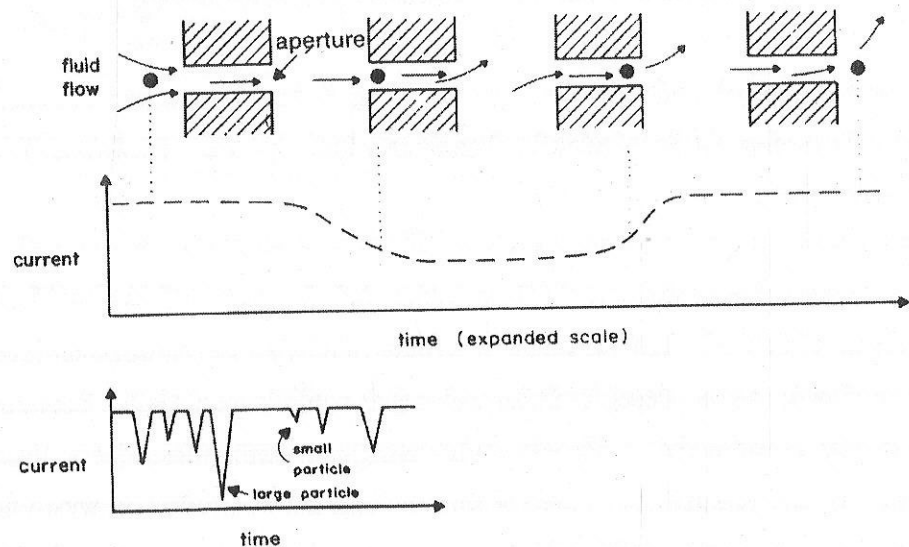
3.3.1.6 Electrical Conductivity

การตรวจวัดความไม่ต่อเนื่องในสารแขวนลอยที่กำลังไหลอีกวิธีหนึ่งคือการตรวจวัดปริมาณกระแสไฟฟ้า ซึ่งมีมาตรฐานการวัดตาม ASTM C690 ซึ่งเป็นวิธีการเดียวกันกับการวัดจำนวนเม็ดโลหิต ซึ่งสามารถนำมาประยุกต์ใช้กับการวัดขนาดผงโลหะได้ วิธีการคือภายในภาชนะบรรจุสารแขวนลอยระหว่าง Electrolyte (น้ำเกลือเข้มข้น 1%) และผงโลหะที่ต้องการวัดขนาด มีกรอบแก้วที่ไม่นำไฟฟ้าเป็นตัวแบ่งระหว่าง electrode ภายในและภายนอก กรอบแก้วดังกล่าวมีช่องให้สารแขวนลอยไหลผ่านได้ สารแขวนลอยจะถูกทำให้ไหลผ่านช่องดังกล่าวด้วยระบบปั๊ม เมื่อผงโลหะเข้าไปในบริเวณช่องดังกล่าวจะทำให้กระแสไฟฟ้าที่วัดได้เปลี่ยนแปลงไป โดยผงโลหะขนาดใหญ่จะทำให้กระแสไฟฟ้าเปลี่ยนแปลงเป็นปริมาณมากกว่าและนานกว่า ผงโลหะขนาดเล็กจะทำให้ค่ากระแสไฟฟ้าเปลี่ยนแปลงเป็นปริมาณน้อยและสั้นกว่า ค่าที่ได้จะถูกบันทึกและนำไปคำนวณเปรียบเทียบกับค่าที่ปรับตั้งไว้ในเครื่องคอมพิวเตอร์ในรูปแบบเดียวกันกับเทคนิค light scattering และ light blocking



ภาพ 3.9 การวิเคราะห์การกระจายของขนาดผงโลหะด้วยเทคนิค electrical conductivity

ข้อจำกัดของเทคนิคนี้คล้ายคลึงกับเทคนิค Light scattering และ light blocking คือควรให้จำนวนประชากรของผงโลหะในของเหลวเจือจางเพียงพอ รวมทั้ง agglomeration ทำให้ค่าที่วัดได้คลาดเคลื่อนด้วยเช่นกัน



ภาพ 3.10 ภาพจำลองการเปลี่ยนแปลงของกระแสไฟฟ้าเมื่อผงโลหะเข้าในบริเวณช่องตรวจจับ

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบวิธีการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะทุกวิธีแล้วจะพบมีข้อได้เปรียบและข้อจำกัดแตกต่างกันออกไป ซึ่งการเลือกใช้งานควรเลือกใช้ให้เหมาะสมกับขนาดและประเภทของผงโลหะที่ต้องการทดสอบ ตาราง 3.2 สรุปเกี่ยวกับการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะ

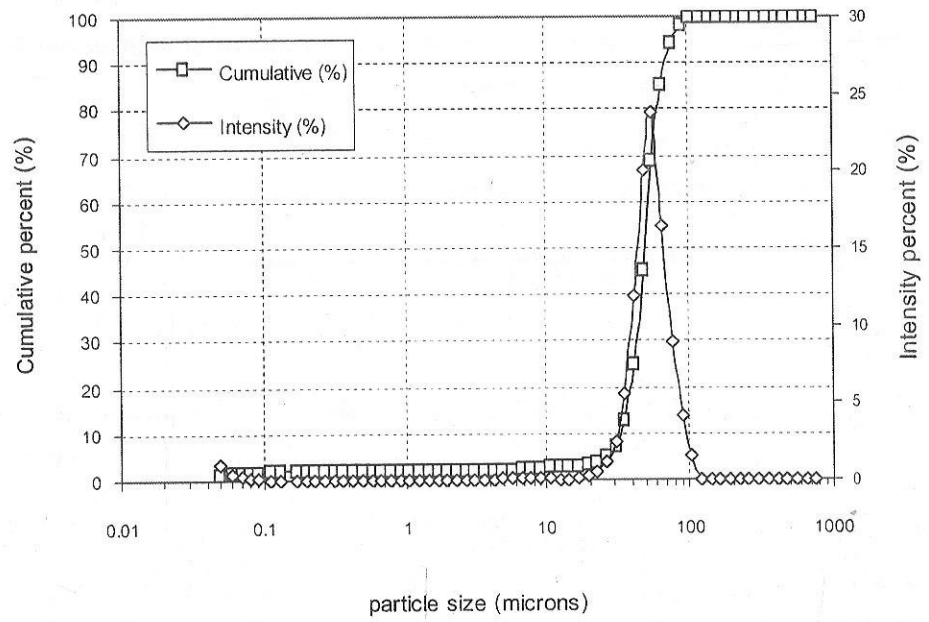
ตาราง 3.2 สรุปเกี่ยวกับการวิเคราะห์ขนาดผงโลหะ

Method	Measurement Basis	Parameter Measured	Size Range (μm)	Dynamic Range
Microscopy				
Optical	Projected Image	d_a	> 2	30:1
Electron			>0.001	30:1
Screening				
Woven screen	Weight Fraction	d_A	> 38	30:1
Electroformed screen			> 5	10:1
Sedimentation				
Air gravity	Settled Height	d_F	1 to 50	50:1
Liquid centrifuge			0.02 to 30	50:1
Light Scattering	Scattered Angle	d_a	0.1 to 200	60:1
Light Blocking	Light Intensity	d_a	2 to 400	30:1
Electrical Conductivity	Electrical Current	d_v	0.4 to 400	27:1

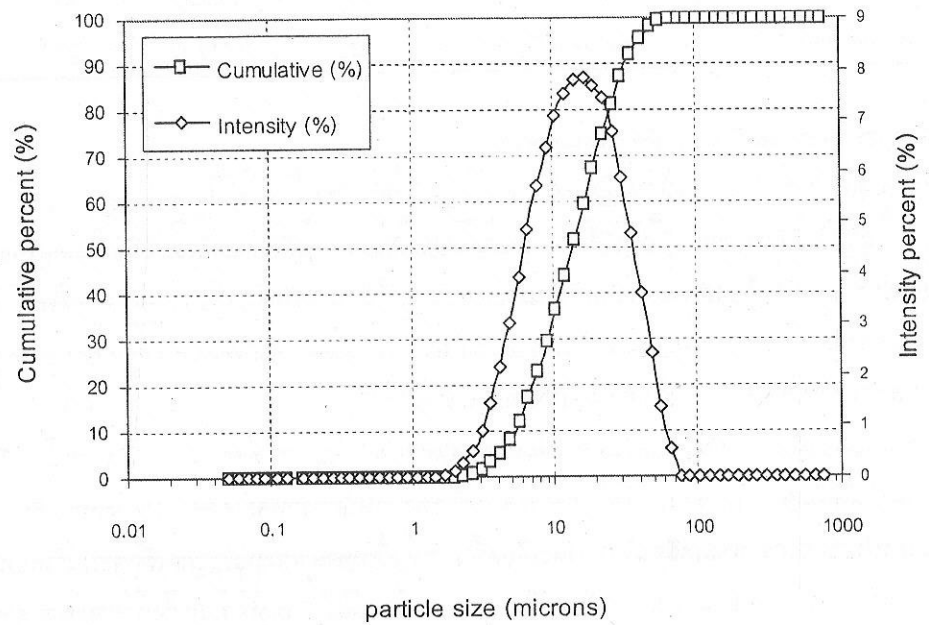
3.3.1.7 การรายงานผลวิเคราะห์ขนาดผงโลหะ

การรายงานผลวิเคราะห์ขนาดผงโลหะนิยมทำในสองรูปแบบคือ (1) Frequency plot และ (2) Cumulative plot สำหรับ Frequency plot คือกราฟแสดงเปอร์เซ็นต์ความถี่ของผงโลหะที่มีขนาดอยู่ในแต่ละช่วง ส่วน Cumulative plot คือกราฟแสดงเปอร์เซ็นต์ของผงโลหะที่มีขนาดน้อยกว่าขนาดผงโลหะที่ระบุ ภาพ 3.11 และ 3.12 แสดงตัวอย่างการรายงานผลการวิเคราะห์ผงโลหะ Ti และ Ni ด้วยเทคนิค Light scattering จะเห็นว่าผง Ti และ Ni มีขนาดเฉลี่ย 59.6 และ 19.6 ไมครอน ตามลำดับ

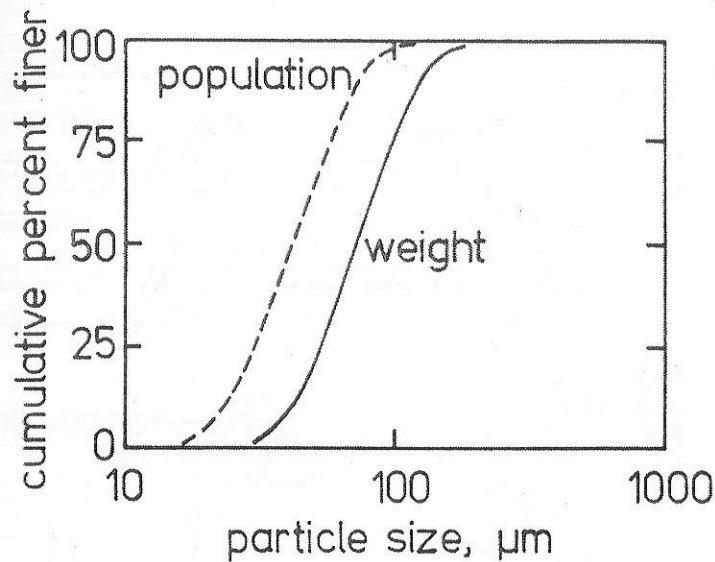
สิ่งที่ควรทราบเกี่ยวกับการรายงานผลวิเคราะห์ขนาดผงโลหะคือ ในกรณีที่ค่าในกราฟคิดจากน้ำหนักจะให้ค่าที่ต่างจากในกรณีที่คิดจากประชากร โดยการกระจายตัวของน้ำหนักกราฟจะเคลื่อนไปทางขวาขึ้น แต่การกระจายตัวของประชากรกราฟจะเคลื่อนไปทางซ้ายขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากผงที่มีขนาดเล็กจะมีน้ำหนักน้อยกว่าผงที่มีขนาดใหญ่ ภาพ 3.13 แสดงการเปรียบเทียบของ Cumulative plot ระหว่างการกระจายตัวของน้ำหนักและการกระจายตัวของประชากร จะสังเกตได้ว่าขนาดผงโลหะเฉลี่ยที่ได้แตกต่างกันพอสมควร โดยการกระจายตัวของน้ำหนักมีขนาดเฉลี่ยประมาณ 72 ไมครอน ส่วนการกระจายตัวของประชากรมีขนาดเฉลี่ยประมาณ 42 ไมครอน เทคนิคการวิเคราะห์ที่ให้การกระจายตัวของน้ำหนักได้แก่ screening เป็นต้น เทคนิคการวิเคราะห์ที่ให้การกระจายตัวของประชากรได้แก่ microscopy เป็นต้น



ภาพ 3.11 แสดงตัวอย่างการรายงานผลการวิเคราะห์ผงโลหะ Ti ด้วยเทคนิค Light scattering



ภาพ 3.12 แสดงตัวอย่างการรายงานผลการวิเคราะห์ผงโลหะ Ni ด้วยเทคนิค Light scattering



ภาพ 3.13 แสดงการเปรียบเทียบของ Cumulative plot ระหว่างการกระจายตัวของ น้ำหนักและการกระจายตัวของประชากร

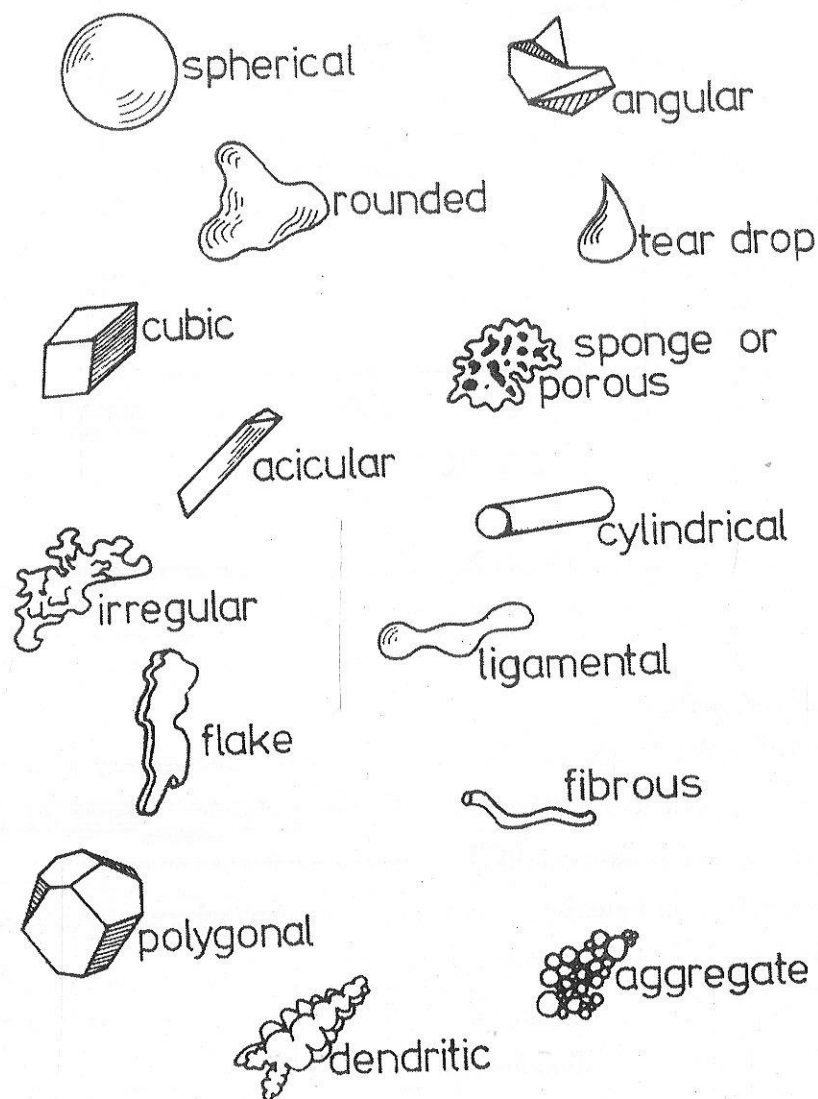
3.3.2 รูปร่างของผงโลหะ

รูปร่างของผงโลหะมีผลต่อ Inter-particle friction, flowability, compressibility ซึ่งมีผลต่อการนำไปใช้ ในขั้นตอนการอัดและเผาประสาน รูปร่างของผงโลหะยังบอกข้อมูลเกี่ยวกับการผลิตอย่างคร่าวให้ทราบได้อีก ด้วย เนื่องจากกระบวนการผลิตผงโลหะแต่ละวิธีให้รูปร่างของผงโลหะที่แตกต่างกันออกไป

เนื่องจากการระบุรูปร่างผงโลหะเชิงปริมาณทำได้ยาก จึงนิยมที่จะระบุรูปร่างผงโลหะเชิงคุณภาพ มากกว่า โดยมีชื่อเรียกรูปร่างผงโลหะที่แตกต่างกันออกไป เช่น

Acicular	:	เป็นเข็ม, แท่ง
Angular	:	เป็นเหลี่ยม, มุม, ด้านมีแหลมคม
Aggregate	:	กลุ่มก้อนรวมตัวเป็นกระจุก
Polygonal	:	ทรงหลายเหลี่ยม
Dendritic	:	เป็นกิ่งก้าน
Fibrous	:	เป็นเส้น
Flaky	:	เป็นแผ่น
Granular	:	เป็นก้อน, มีลักษณะเป็นปกติทั้งอนุภาค
Nodular	:	รูปร่างกลมแต่ไม่สมบูรณ์
Spherical	:	ทรงกลม
Sponge	:	เป็นก้อนมีรูพรุนภายใน
Ligament	:	เป็นก้อน, กลมมน, รี
Irregular	:	ไม่สามารถอธิบายได้

ลักษณะรูปร่างของผงโลหะและชื่อเรียกข้างต้นที่ได้กล่าวมาแสดงในภาพ 3.14



ภาพ 3.14 แสดงภาพตัวอย่างลักษณะรูปร่างของผงโลหะและชื่อเรียกข้างต้นที่ได้กล่าวมา

สำหรับการระบุรูปร่างของผงโลหะเชิงปริมาณส่วนใหญ่นิยมอาศัยพื้นที่ผิวของผงโลหะเป็นตัวระบุ โดยนิยามให้ Sphericity (Ψ) เป็นอัตราส่วนระหว่างพื้นที่ผิวของทรงกลมต่อพื้นที่ผิวของผงโลหะชนิดนั้น โดยพื้นที่ผิวของทรงกลมได้จากทรงกลมที่มีปริมาตรเท่ากับผงโลหะ ซึ่งค่า Sphericity จะมีค่าน้อยกว่าหนึ่งเสมอ (ทรงกลมเป็นทรงที่มีพื้นที่ผิวน้อยที่สุด) และยิ่งค่าน้อยเท่าใดหมายถึงความซับซ้อนของรูปร่างของผงโลหะมากขึ้นเท่านั้น

$$\Psi = \frac{\text{พื้นที่ผิวของทรงกลม}}{\text{พื้นที่ผิวของผงโลหะ}}$$

รูปร่างของผงโลหะจะขึ้นอยู่กับกรรมวิธีการผลิตของผงโลหะชนิดนั้น ๆ เช่น ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Gas Atomization มักจะมีรูปร่างกลม, ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Water Atomization มักจะมีรูปร่าง Irregular, ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Milling และ Cold Stream มักจะมีรูปร่าง Angular หรือ Aggregate, ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Carbon Reduction มักจะมีรูปร่าง Sponge, ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Electrochemical มักจะมีรูปร่างแบบ dendrite, ผงโลหะที่ได้จากกระบวนการ Carbonyl มักจะมีรูปร่างกลม เป็นต้น ตาราง 3.3 สรุปรูปร่างของผงโลหะที่เป็นไปได้จากกระบวนการผลิตผงโลหะแต่ละวิธี

ตาราง 3.3 สรุปรูปร่างของผงโลหะที่เป็นไปได้จากกระบวนการผลิตผงโลหะแต่ละวิธี

Powder Production Process	Possible Powder Shape
Gas Atomization	Spherical, Ellipsoid
Water Atomization	Irregular, Ligamental
Milling	Angular, Aggregate
Carbon Reduction, Hydrogen Reduction	Sponge
Electrochemical	Dendritic
Carbonyl	Spherical, Round

วิธีการวิเคราะห์รูปร่างของผงโลหะส่วนใหญ่มีใช้เพียงวิธี Microscopy เท่านั้น ซึ่งนิยมใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดเนื่องให้รายละเอียดที่มากพอสำหรับการวิเคราะห์

3.3.3 พื้นที่ผิวของผงโลหะ

ผงโลหะมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลมากกว่าวัสดุชนิดเดียวกันที่มีเนื้อแน่นมาก ปริมาณพื้นที่ผิวนิยมบอกเป็นพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวล (Specific Surface Area) ปริมาณพื้นที่ผิวมีผลต่อความสามารถในการอัด, ความเสียดทานระหว่างอนุภาค, ความไวต่อการเกิดปฏิกิริยา, ความไวต่อการปนเปื้อนและเงื่อนไขที่เหมาะสมในการเผาประสาน อย่างไรก็ตามการทราบพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลเพียงค่าเดียวไม่สามารถนำไปสู่การสรุปได้ โดยต้องนำไปพิจารณาร่วมกับคุณลักษณะอื่น ๆ ของผงโลหะเช่น ขนาดผงโลหะ, รูปร่างของผงโลหะ เป็นต้น เนื่องจากผงโลหะที่มีขนาดเล็กหรือรูปร่างซับซ้อนย่อมมีพื้นที่ผิวมากกว่าผงโลหะอีกชนิดหนึ่งที่มีขนาดใหญ่กว่าหรือรูปร่างกลม ดังนั้นข้อมูลเกี่ยวกับขนาดและรูปร่างของผงโลหะจึงจำเป็นต้องถูกนำมาพิจารณาร่วมกัน โดยนำค่าพื้นที่ผิวที่ได้มาคำนวณเทียบเป็น Surface diameter (d_s)

การวิเคราะห์เพื่อหาปริมาณพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลของผงโลหะมีสองวิธีหลัก ได้แก่ Gas Adsorption และ Gas Permeability

3.3.3.1 Gas Adsorption Surface Area Analysis

การวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงโลหะด้วยวิธีนี้เริ่มต้นด้วยการทำสุญญากาศเพื่อเป็นการทำความสะอาดผิวของผงโลหะให้พร้อมที่จะดูดกลืนแก๊สที่ใช้ในการวิเคราะห์ หลังจากนั้นผงโลหะที่ถูกทำความสะอาดผิวแล้วจะถูกทำให้อยู่ภายใต้บรรยากาศของ Absorbing vapor ที่ความดันต่าง ๆ แล้วบันทึกปริมาณ absorbing vapor ที่ถูก

ดูดกลืนไว้ นำไปสร้างกราฟความสัมพันธ์กับ partial pressure แล้วนำค่าที่ได้จากกราฟไปคำนวณพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลต่อไป ค่าที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยวิธีนี้เรียกว่า BET Specific Surface Area ตั้งชื่อตามผู้คิดค้น คือ Brunauer, Emmett และ Teller ซึ่งได้พัฒนาวิธีนี้ขึ้นในปี ค.ศ. 1938

ถ้าให้ P คือความดันที่ทดสอบของ adsorbate และ P_0 คือความดันอิ่มตัวของ adsorbate (ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของแก๊สและอุณหภูมิ) X เป็นมวลของแก๊สที่ถูกดูดกลืนที่ความดัน P และ X_m คือมวลของแก๊สที่จำเป็นต้องใช้เพื่อทำให้เกิดชั้นความหนาเท่ากับหนึ่งอะตอมของแก๊สบนผิวของผงโลหะ และค่า C คือค่าคงที่ของกระบวนการหาได้จากการทดลอง โดยตัวแปรทั้งหมดมีความสัมพันธ์ดังนี้

$$\frac{P}{X(P_0 - P)} = \frac{1}{X_m C} + \frac{C-1}{X_m C} \frac{P}{P_0}$$

ถ้าพิจารณาสมการข้างต้นเป็นสมการเส้นตรง

$$y = B + Ax$$

จะได้ว่า

$$y = \frac{P}{X(P_0 - P)}$$

$$B = \frac{1}{X_m C}$$

$$A = \frac{C-1}{X_m C}$$

$$x = \frac{P}{P_0}$$

เมื่อทำการทดลองที่ความดัน (P) ต่าง ๆ แล้วบันทึกมวลของแก๊สที่ถูกดูดกลืนไป (X) แล้วนำไปสร้างกราฟ โดยให้ $\frac{P}{X(P_0 - P)}$ เป็นแกน y และ $\frac{P}{P_0}$ เป็นแกน x ดังภาพ 3.15 แล้วหาความชันและจุดตัดแกน y ค่าความชันของกราฟคือค่า A หรือ $\frac{C-1}{X_m C}$ จุดตัดแกน y คือค่า B หรือ $\frac{1}{X_m C}$ จากค่า A และ B ที่ได้สามารถนำไปคำนวณค่า X_m ได้ดังนี้

$$A = \frac{C-1}{X_m C}$$

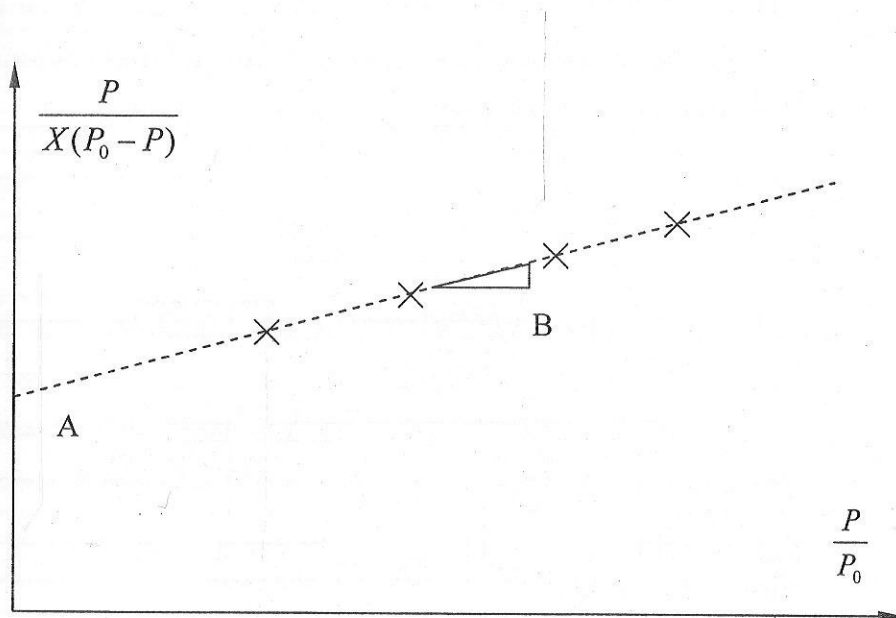
$$B = \frac{1}{X_m C}$$

$$A+B = \frac{C-1+1}{X_m C}$$

$$A+B = \frac{C}{X_m C}$$

$$A+B = \frac{1}{X_m}$$

$$X_m = \frac{1}{A+B}$$



ภาพ 3.15 การหาค่า A และ B จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{P}{X(P_0 - P)}$ และ $\frac{P}{P_0}$

และจากค่า X_m ที่ได้สามารถนำไปคำนวณหา BET Specific Surface Area (S_w) ได้จากสมการ

$$S_w = \frac{X_m N_0 A_0}{WM}$$

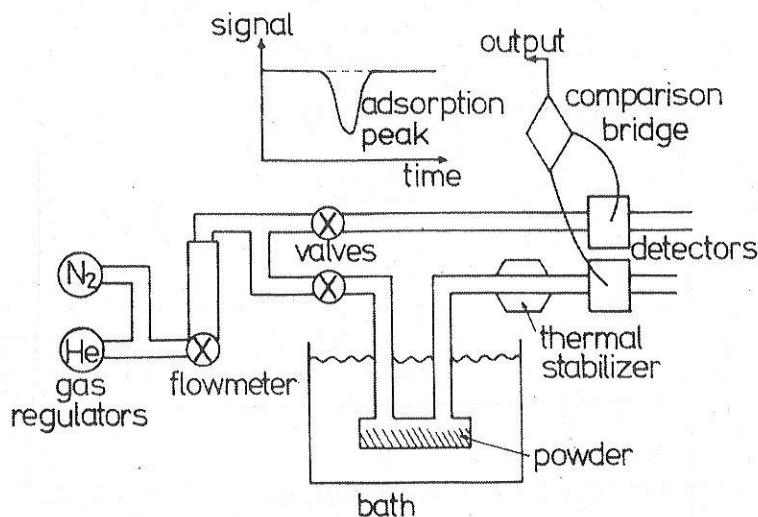
เมื่อ	N_0	คือ Avogadro Number
	A_0	คือ พื้นที่เฉลี่ยต่อโมเลกุล (สำหรับ $N_2 = 16.2 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{molecule}$)
	W	คือ น้ำหนักของผงโลหะที่ทดสอบ
	M	คือ มวลโมเลกุลของ adsorbate

วิเคราะห์หน่วยได้ดังนี้

$$\left(\frac{m^2}{g}\right) = \frac{(g) \left(\frac{\text{molecules}}{\text{mol}}\right) \left(\frac{m^2}{\text{molecules}}\right)}{(g) \left(\frac{g}{\text{mol}}\right)}$$

ภาพ 3.16 แสดงแผนผังการทำงานของเครื่องวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงโลหะ แก๊ส absorbate จะถูกปล่อยผ่านวาล์วไปสองทาง ทางแรกคือเข้าสู่ตัวอย่างผงโลหะที่ต้องการวิเคราะห์ เมื่อ absorbate ถูกดูดกลืนด้วยผงโลหะแล้วจะผ่านไปสู่ detector ซึ่งจะทำให้การเปรียบเทียบมวลของ absorbate ที่หายไปกับ absorbate ที่มาจากอีกทางหนึ่งซึ่งไม่ถูกดูดกลืนด้วยผงโลหะ แล้วนำค่าความแตกต่างไปคำนวณ

ตัวอย่างผลของการวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงโลหะด้วยวิธีนี้แสดงดังภาพ 3.17 ซึ่งเป็นการวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงแทนทาลัมรูปร่าง irregular ที่มีขนาดผงโลหะเฉลี่ย 4.1 ไมครอน โดยได้ความชันของกราฟเท่ากับ 2143 และจุดตัดแกนเท่ากับ 60 เมื่อนำไปคำนวณหาพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลแล้วได้เท่ากับ 0.322 m²/g



ภาพ 3.16 แสดงแผนผังการทำงานของเครื่องวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงโลหะ

ภาพ 3.17 ตัวอย่างการวิเคราะห์พื้นที่ผิวของผงแทนทาลัมที่มีขนาดผงโลหะเฉลี่ย 4.1 ไมครอน ซึ่งมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลแล้วเท่ากับ 0.322 m²/g

3.3.3.2 Gas Permeability Surface Area Analysis

ความสามารถในการซึมผ่านของแก๊ส (Gas Permeability) ขึ้นอยู่กับพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลของผงโลหะ ดังนั้นถ้าสามารถวัดความสามารถในการซึมผ่านของแก๊สในผงโลหะได้ก็จะสามารถนำไปคำนวณพื้นที่ผิวต่อหน่วยมวลของผงโลหะได้ด้วยเช่นกัน จาก Darcy's Equation

$$\frac{1}{k_D} = \frac{A}{Q} \left(\left(\frac{P_0 - P_L}{L} \right) + \rho g \right)$$

เมื่อ k_D	คือ Gas Permeability
A	คือ พื้นที่หน้าตัดของตัวอย่างทดสอบที่ให้แก๊สไหลผ่าน
$\frac{P_0 - P_L}{L}$	คือ Pressure Drop
ρ	คือ ความหนาแน่นของแก๊ส
g	คือ อัตราเร่งแรงโน้มถ่วงโลก

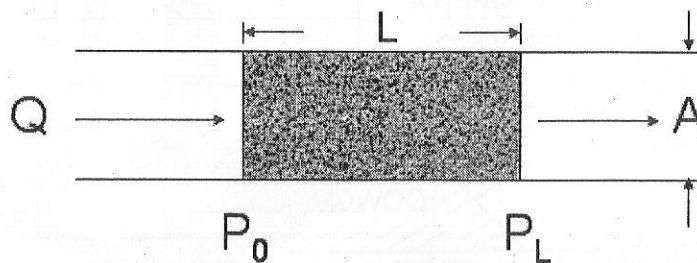
วิเคราะห์หน่วยได้ดังนี้

$$\left(\frac{Ns}{m^4} \right) = \frac{\left(m^2 \right) \left(\frac{N}{m^2} \right)}{\left(\frac{m^3}{s} \right)}$$

ภาพ 3.18 แสดงลักษณะและตัวแปรในการทดสอบ Gas Permeability ถ้าลักษณะการทดสอบเป็นแนวนอน พจน์ ρg มีค่าเป็นศูนย์ เมื่อทำการทดสอบโดยปล่อยให้แก๊สไหลผ่านตัวกลางคือผงโลหะความดันที่ตกลงจะถูกวัดแล้วนำไปคำนวณหาค่า k_D และจากค่า k_D ที่ได้จะถูกนำไปคำนวณเป็นพื้นที่ผิวจากความสัมพันธ์ของ Kozeny และ Carman

$$S = \frac{1}{\rho_m} \left[\frac{1}{5k_D} \frac{\varepsilon^3}{(1-\varepsilon)^2} \right]^{1/2}$$

เมื่อ ε คือ Porosity ของผงโลหะ



ภาพ 3.18 ลักษณะและตัวแปรในการทดสอบ Gas Permeability

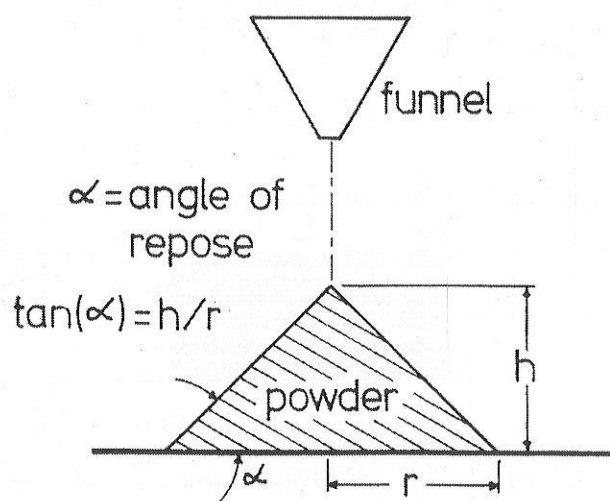
โดยทั่วไปแล้ววิธีการนี้สามารถหาพื้นที่ผิวได้ดีสำหรับผงโลหะขนาด 5 ถึง 50 ไมครอน ถึงแม้ว่าวิธีการนี้ จะมีความแม่นยำน้อยกว่า BET Specific Surface Area Analysis แต่เนื่องจากความง่ายและสะดวกจึงทำให้มีการใช้อย่างแพร่หลายเช่นกัน

3.3.4 ความเสียดทานระหว่างอนุภาค (Inter-particle friction)

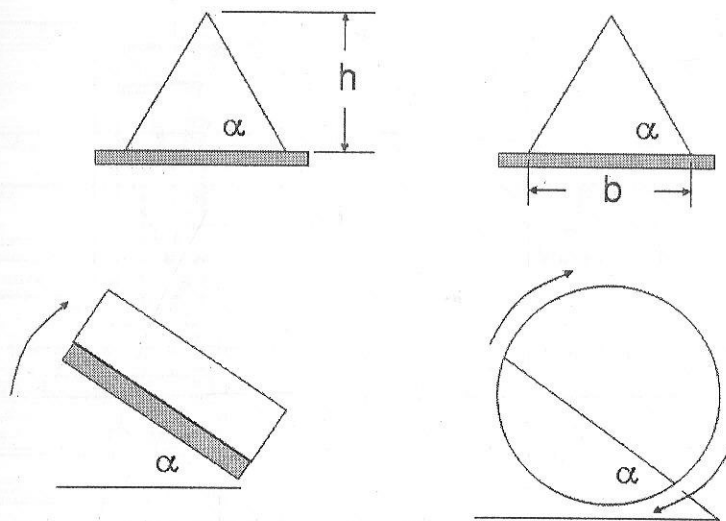
ความเสียดทานระหว่างอนุภาคมีบทบาทสำคัญเกี่ยวกับความสามารถในการไหล (Flowability) และ ความสามารถในการอัด (Compressibility) ของผงโลหะ นอกจากนี้ยังเกี่ยวข้องกับการถ่ายเทและขนส่งผงโลหะ ด้วย

เมื่อพื้นที่ผิวของผงโลหะเพิ่มขึ้นความเสียดทานในมวลของผงโลหะก็จะเพิ่มขึ้นด้วย เมื่อความเสียดทาน เพิ่มขึ้นทำให้ต้องใช้แรงในการอัดเพิ่มขึ้นเพื่อเอาชนะความเสียดทาน การใช้แรงอัดที่เพิ่มขึ้นอาจเป็นผลให้อัตรา การสึกหรอของแม่พิมพ์สูงขึ้น ซึ่งทำให้การออกแบบแม่พิมพ์, เครื่องจักรและการออกแบบกระบวนการโลหะผง ต้องคำนึงถึงความเสียดทานระหว่างอนุภาคของผงโลหะแต่ละชนิดด้วย

รูปแบบของความเสียดทานระหว่างอนุภาคสามารถวัดได้จากความต้านทานการไหลตัวของผงโลหะ โดย นิยามดัชนีชี้วัดความต้านทานการไหลตัวของผงโลหะคือ Angle of repose (α) ภาพ 3.19 แสดงให้เห็น ลักษณะของ Angle of repose ซึ่งคือมุมระหว่างความชันของกองผงโลหะกับระนาบตั้งฉากกันแรงโน้มถ่วงโลก วิธีการทดสอบเพื่อหา Angle of repose ทำได้หลายวิธีด้วยกัน ยกตัวอย่างเช่น ปล่อยผงโลหะให้ไหลผ่านกรวย เทลงไปยังพื้นเรียบจนกว่ากองผงโลหะจะเป็นรูปกรวยที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางฐานตามที่กำหนด หรืออาจจะปล่อย ผงโลหะให้ไหลผ่านกรวยเทลงไปยังพื้นเรียบจนกว่ากองผงโลหะจะเป็นรูปกรวยที่มีส่วนสูงตามที่กำหนด อีกวิธี หนึ่งคือเทผงโลหะลงบนพื้นแล้วเอียงพื้นไปจนกว่าผงโลหะจะเริ่มไหลตัวให้ถ็อมมุมนั้นเป็น Angle of repose หรือ อาจจะทำโดยบรรจุผงโลหะลงในภาชนะทรงกระบอกแล้วหมุนภาชนะไปจนกว่าผงโลหะจะเริ่มไหลตัวแล้วถือว่า องศาที่หมุนไปเป็น Angle of repose ภาพ 3.20 แสดงวิธีการวัด Angle of repose แบบต่าง ๆ ยิ่งมุม Angle of repose มากหมายความว่าผงโลหะมีความต้านทานการไหลตัวมากหรือมีความเสียดทานระหว่างผงโลหะมาก



ภาพ 3.19 Angle of repose

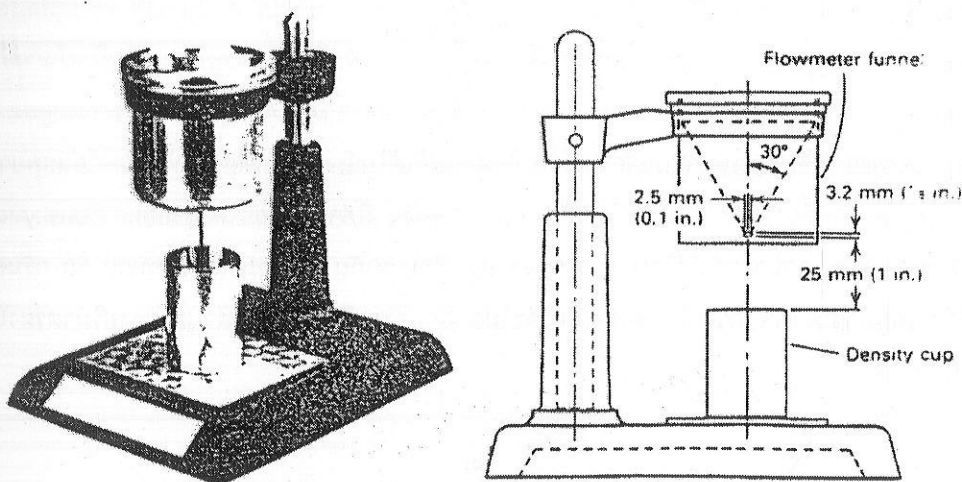


ภาพ 3.20 วิธีการวัด Angle of repose แบบต่าง ๆ

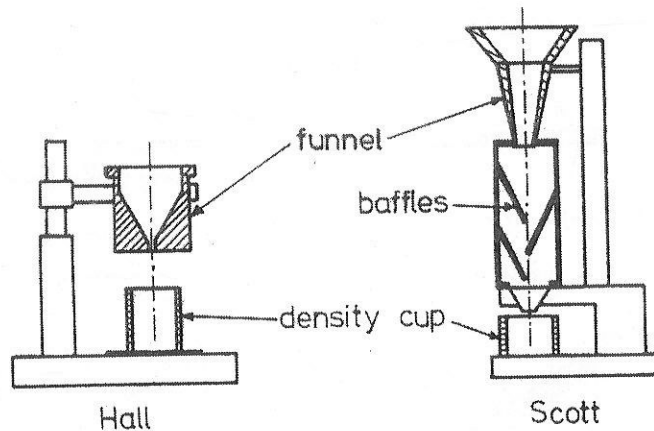
3.3.5 ความสามารถในการไหลตัว (Flowability)

ความสามารถในการไหลตัวทำได้โดยใช้ Hall flowmeter หรือ Scott flowmeter ภาพ 3.21 แสดง Hall flowmeter วิธีการคือใช้ผงโลหะที่ต้องการทดสอบจำนวน 50 g ปล่อยให้ไหลผ่าน Hall flowmeter แล้วจับเวลาที่ผงโลหะใช้ในการไหลผ่าน Hall flowmeter เวลาที่ใช้ในการไหลน้อยหมายถึงผงโลหะชนิดนั้นมี flowability ที่ดี เวลาที่ใช้ผงโลหะใช้ในการไหลมากหมายถึงผงโลหะชนิดนั้นมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคมาก

สำหรับความแตกต่างระหว่าง Hall flowmeter และ Scott flowmeter คือ Hall flowmeter ใช้สำหรับทดสอบผงโลหะที่มีขนาดหยาบ แต่สำหรับ Scott flowmeter ใช้สำหรับผงที่มีความละเอียดกว่าและมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคมากกว่า มาตรฐานการทดสอบด้วย Hall flowmeter ได้แก่ ASTM B212 และ B213 สำหรับ Scott flowmeter ได้แก่ ASTM B329



ภาพ 3.21 Hall flowmeter



ภาพ 3.22 เปรียบเทียบ Hall flowmeter และ Scott flowmeter

3.3.5 ความหนาแน่น

เมื่อผงโลหะรวมตัวกันอยู่จะมีรูพรุนทำให้ความหนาแน่นต่ำกว่าความหนาแน่นทางทฤษฎี (Theoretical density) ค่าความหนาแน่นที่สำคัญในกระบวนการโลหะผงได้แก่ (1) Apparent Density (A.D.) (2) Tap Density (T.D.) (3) Green Density (G.D.) (4) Sintered Density (S.D.) สำหรับบทนี้จะขอกล่าวถึง Apparent Density และ Tap Density เท่านั้น ส่วน Green Density จะกล่าวถึงในส่วนการอัดผงโลหะ และ Sintered Density จะกล่าวถึงในบทการเผาประสาน

Apparent Density คือความหนาแน่นของผงโลหะเมื่อรวมตัวกันอยู่อย่างหลวม ๆ เช่น เทผงโลหะลงในภาชนะ โดยที่ผงโลหะยังไม่ได้รับแรงอัดและภาชนะยังไม่ได้รับแรงสั่นสะเทือนใด ๆ วิธีการวัด Apparent Density ทำได้โดยใช้ Hall flowmeter วิธีการคือเทผงโลหะผ่าน Hall flowmeter ลงไปยังภาชนะด้านล่างซึ่งมีปริมาตรเท่ากับ 25 cm^3 ใช้ไม้ปาดผิวหน้าของผงโลหะให้เสมอปากภาชนะ แล้วชั่งน้ำหนักผงโลหะ นำมาคำนวณเปรียบเทียบปริมาตร

$$A.D. = \frac{\text{weight}}{\pi r^2 l}$$

Tap Density คือความหนาแน่นของผงโลหะในสภาพที่ได้รับแรงสั่นสะเทือน ทำให้ผงโลหะพยายามจัดเรียงตัวมากที่สุด โดยที่ผงโลหะยังไม่ได้รับแรงอัด Tap Density มีค่ามากกว่า Apparent Density เสมอ วิธีการวัด Tap Density สามารถทำได้โดย Hall flowmeter ด้วยเช่นกัน โดยเทผงโลหะจำนวน 50 กรัมลงในภาชนะ ทำการสั่นภาชนะไปจนกว่าปริมาตรผงโลหะจะไม่ลดส่วนสูงลงอีก แล้ววัดส่วนสูงของปริมาตรผงโลหะ นำค่าที่ได้ไปคำนวณ

$$T.D. = \frac{50}{\pi r^2 h}$$

ส่วน Green Density คือความหนาแน่นของผงโลหะที่ผ่านการอัดแล้ว และ Sintered Density คือความหนาแน่นของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานแล้ว

3.3.6 ความสามารถในการอัด (Compressibility)

ความสามารถในการอัด (Compressibility หรือตำราบางเล่มเรียกว่า Compactibility) คือส่วนกลับของแรงดันที่ใช้อัดผงโลหะให้ได้ Green Density ตามที่กำหนด ดังนั้นผงโลหะที่มี Compressibility สูง จะใช้แรงดันในการอัดน้อยเพื่อให้ได้ Green Density ตามที่กำหนด ปัจจัยที่มีผลต่อ Compressibility ได้แก่ (1) ชนิดโลหะของผง โลหะที่มี work hardening rate สูงจะมี compressibility ต่ำ (2) รูปร่างผงโลหะ ผงโลหะที่มีรูปร่างซับซ้อนจะมี compressibility ต่ำ เนื่องจากจะมีการเกาะเกี่ยวกันระหว่างผงมากกว่า (3) รูพรุนภายในผงโลหะ ซึ่งเป็นช่องว่าง ช่องว่างเหล่านี้กำจัดได้ยากด้วยการอัด ทำให้ต้องใช้แรงดันในการอัดมากขึ้นเพื่อให้ได้ Green Density ตามที่กำหนด (4) การกระจายตัวของขนาดผงโลหะ ผงโลหะที่มีการกระจายตัวของขนาดแคบจะมีช่องว่างระหว่างผงเยอะ เนื่องจากไม่มีอนุภาคขนาดเล็กกว่าไปแทรกอยู่ตามรูพรุน (5) ชั้นออกไซด์ที่ผิว ออกไซด์เหล่านี้มักจะมีสมบัติเปราะและทำให้ต้องใช้แรงมากจึงจะทำให้ชั้นออกไซด์เหล่านี้แตกและเกิดการอัดตัวของผงโลหะได้ (6) การเติม Solid lubricant ปริมาณมากเกินไปจนความจำเป็น เนื่องจาก Solid lubricant มีน้ำหนักเบาทำให้ความหนาแน่นต่ำถึงแม้ว่าจะช่วยหล่อลื่นและลดความเสียดทานระหว่างอนุภาคก็ตาม

3.3.7 ส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะ

ผงโลหะจำแนกตามลักษณะส่วนผสมทางเคมีออกเป็นสองชนิดคือ Elemental powder และ Prealloyed powder โดย Elemental powder ประกอบไปด้วยธาตุเดียว ส่วน Prealloyed powder ประกอบไปด้วยหลายธาตุโดยมีส่วนผสมทางเคมีตามที่ต้องการ ดังนั้นการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมีของ Elemental powder จึงเน้นที่ความบริสุทธิ์หรือสารปนเปื้อน ส่วน Prealloyed powder เน้นไปที่ส่วนผสมทางเคมีของแต่ละธาตุ รวมถึงสารปนเปื้อนด้วย การหาส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะทำได้โดยวิธีการวิเคราะห์ทางเคมีทั่วไป เช่น X-ray Fluorescence เป็นต้น

นอกจากการหาส่วนผสมทางเคมีของผงโลหะแล้ว ยังมีการหาปริมาณการเกิด Oxidation ด้วย หลักการคือนำผงโลหะไปทำ Reduction ในบรรยากาศ H_2 เมื่อเกิดการ Reduction หมดแล้ว นำผงโลหะไปชั่งน้ำหนัก น้ำหนักที่หายไปเนื่องจากการสลายตัวของฟิล์มออกไซด์จะแสดงถึงปริมาณการเกิด Oxidation ของผงโลหะชนิดนั้น ๆ มาตรฐานการทดสอบได้แก่ ASTM E159 และด้วยวิธีการคล้ายคลึงกันก็สามารถหาปริมาณ Inclusion ได้โดยนำผงโลหะไปทำ acid dissolution แล้วนำมาชั่งน้ำหนัก น้ำหนักที่หายไปจะสัมพันธ์กับปริมาณ Inclusion ในผงโลหะ มาตรฐานการทดสอบได้แก่ ASTM E194

บทที่ 4
การเตรียมผงโลหะ
Powder Preparation

4.1 บทนำ

ในบทนี้จะกล่าวถึงขั้นตอนและเทคนิคในการเตรียมผงโลหะ ซึ่งว่าด้วยการผสมผงโลหะ ตลอดจนกระบวนการที่เกี่ยวข้องก่อนการอัดและเผาประสาน เช่น Classification, agglomeration, deagglomeration และ lubrication เป็นต้น Classification เป็นกระบวนการสำหรับการแยกขนาดเพื่อคัดขนาดผงโลหะช่วงใดช่วงหนึ่งหรือคัดแยกผงโลหะส่วนหนึ่งออกจากวัตถุดิบ Blending และ Mixing มีวัตถุประสงค์คือเพื่อผสมให้ผงโลหะมีความเป็นเนื้อเดียวทั้งทางด้านการกระจายตัวของส่วนผสมทางเคมีและการกระจายตัวของขนาดผงโลหะ ความแตกต่างระหว่าง Blending และ Mixing คือ สำหรับ Blending เป็นการผสมผงโลหะที่มีส่วนผสมทางเคมีเหมือนกัน แต่แตกต่างกันที่ขนาด วัตถุประสงค์ของ Blending คือเพื่อให้ได้ผงโลหะที่มีขนาดเป็นเนื้อเดียวกัน ส่วน Mixing เป็นการผสมผงโลหะที่มีส่วนผสมทางเคมีแตกต่างกัน วัตถุประสงค์ของ Mixing คือเพื่อให้ได้ผงโลหะที่มีส่วนผสมทางเคมีเป็นเนื้อเดียวกัน Agglomeration เป็นกระบวนการที่ทำให้ได้ขนาดผงโลหะที่หนาขึ้น เนื่องจากผงโลหะที่มีความละเอียดมากจะมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคมากและไหลตัวได้ยาก ซึ่งเป็นอุปสรรคต่อการป้อนผงโลหะเข้าสู่เครื่องอัดขึ้นรูปอัตโนมัติ Lubrication เป็นกระบวนการผสมผงโลหะเข้ากับสารอินทรีย์ที่ช่วยให้การนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ง่ายขึ้นและยืดอายุการใช้งานแม่พิมพ์ ดังนั้นจะเห็นได้ว่าขั้นตอนต่าง ๆ ก่อนการอัดผงโลหะมีวัตถุประสงค์เพื่อให้การอัดผงโลหะเป็นไปได้อย่างขึ้น

Classification มีความคล้ายคลึงกับ Screening โดยตะแกรงขนาดใหญ่หรืออากาศถูกใช้เข้ามาคัดแยกผงโลหะส่วนที่ไม่ต้องการออกจากวัตถุดิบ ในบางครั้งรวมไปถึงการคัดแยกสิ่งปนเปื้อน เช่น inclusion หรือวัสดุที่ใช้ทำลูกบด ซึ่งโดยทั่วไปแล้วสิ่งปนเปื้อนมักจะมีขนาดและการกระจายตัวที่แตกต่างออกไปจากผงโลหะที่เป็นวัตถุดิบ ดังนั้นการทำ Classification จึงช่วยเพิ่มคุณภาพของผงโลหะได้

Blending และ Mixing เป็นกระบวนการพื้นฐานทั่วไปในขั้นตอนการเตรียมผงโลหะ สำหรับ Blending เป็นการผสมผงโลหะชนิดเดียวกันแต่มีขนาดต่างกันเข้าด้วยกัน วัตถุประสงค์โดยทั่วไปคือเมื่อผงโลหะผ่านการขนส่งจะเกิดการแยกตัวของผงโลหะ ผงโลหะขนาดเล็กจะลงไปอยู่ด้านล่าง ในขณะที่ผงโลหะขนาดใหญ่จะค้างอยู่ด้านบน ดังนั้นจึงไม่เหมาะที่จะนำผงโลหะไปใช้ในทันที วัตถุประสงค์รองลงมาของ Blending อาจทำเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพในการอัดและเผาประสาน โดยผสมผงโลหะที่มีขนาดใหญ่และเล็กลงไป เนื่องจากผงโลหะขนาดใหญ่อย่างเดียวจะสามารถอัดได้ง่ายแต่จะมีความแข็งแรงหลังเผาประสานต่ำ ดังนั้นการเสริมผงโลหะขนาดเล็กให้แทรกอยู่ตามช่องว่างของผงโลหะขนาดใหญ่ช่วยให้ได้ความหนาแน่นที่สูงได้ง่ายขึ้น สำหรับ Mixing เป็นการผสมผงโลหะต่างชนิดเข้าด้วยกันเพื่อให้ได้ส่วนผสมทางเคมีที่ต้องการ ผงโลหะที่ใช้ในการ Mixing ส่วนใหญ่เป็น Elemental powder ทั้งนี้เนื่องจาก Elemental powder มี work hardening rate ต่ำกว่า Prealloyed powder ทำให้สามารถอัดขึ้นรูปได้ง่ายกว่า ยกตัวอย่าง เช่น ในการผลิตบรอนซ์ มีสองวิธี วิธีแรกคือใช้ Prealloyed powder ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีตามที่ต้องการ แต่ว่าเนื่องจาก Prealloyed powder มี work hardening rate สูง จึงทำให้ต้องใช้แรงในการอัดสูง และทำให้อัตราการสึกหรอของแม่พิมพ์สูงไปด้วย แต่ถ้าหากใช้ Elemental powder จะทำให้แรงที่ใช้ในการอัดไม่สูงนัก และทำให้แม่พิมพ์มีอายุการใช้งานยาวนานขึ้น

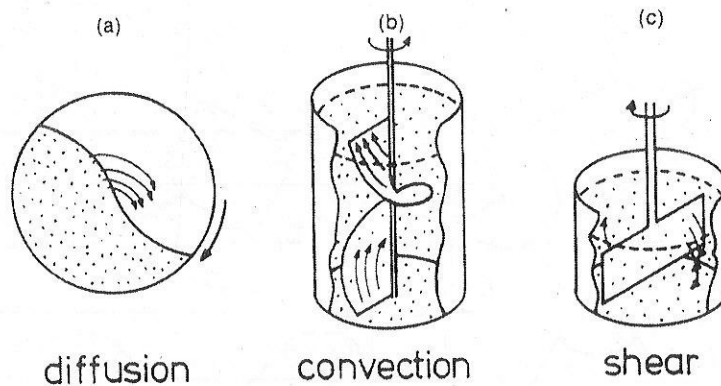
Lubrication เป็นการผสมสารหล่อลื่นกับผงโลหะเพื่อให้สามารถนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ง่ายขึ้น และช่วยเพิ่มอายุการใช้งาน สารหล่อลื่นส่วนใหญ่เป็นกรดอินทรีย์ ในบางครั้งมีการเติม Binder เพื่อให้ชิ้นงานที่ได้จากการอัดขึ้นรูปมีความแข็งแรงมากขึ้นและสามารถทำการเคลื่อนย้ายได้ง่ายโดยไม่เสียหาย ทั้ง Lubricant และ Binder จะต้องเป็นสารที่กำจัดได้ง่ายในขั้นตอนการเผาประสาน โดยจะระเหยกลายเป็นไอที่อุณหภูมิสูง และต้องไม่เหลือสิ่งปนเปื้อนหลังการเผาประสาน

4.2 Mixing และ Blending

จากบทนำได้กล่าวไว้แล้วว่า Mixing และ Blending เป็นขั้นตอนที่จำเป็นก่อนการอัดขึ้นรูป ข้อควรระวังเกี่ยวกับ Mixing และ Blending คือ

1. อย่าใช้ผงโลหะที่ผ่านการขนส่งหรือเคลื่อนย้ายโดยไม่ทำการ Blending ใหม่
2. เมื่อ Blending ผงโลหะแล้วอย่าทำให้เกิดการสันตะเหือนก่อนนำไปใช้
3. ในการนำผงโลหะไปใช้อย่าให้ผงโลหะผ่านกระบวนการป้อนผงโลหะใด ๆ ที่มี free falling เนื่องจากผงโลหะที่มีขนาดใหญ่และเล็กมีความเร็วในการตกไม่เท่ากันจะทำให้เกิดการแยกขนาดกันอีก

ทั้งสามข้อนี้ถือเป็นกฎเหล็กของ Mixing และ Blending สำหรับกลไกการผสมกันของผงโลหะมีสามลักษณะคือ (1) Diffusional Mixing (2) Convective Mixing และ (3) Shear Mixing โดย Diffusional Mixing เกิดจากการไหลตัวดลปะกัันและกันของผงโลหะ (ภาพ 4.1a) Convective Mixing เกิดจากการเคลื่อนย้ายตัวของผงโลหะด้วยครีบน้ํา (ภาพ 4.1b) Shear Mixing เกิดจากการเคลื่อนย้ายตัวของผงโลหะด้วยแรงเฉือนของใบพัด (ภาพ 4.1c)



ภาพ 4.1 รูปแบบกลไกการผสมกันของผงโลหะ a) Diffusional Mixing b) Convective Mixing
c) Shear Mixing

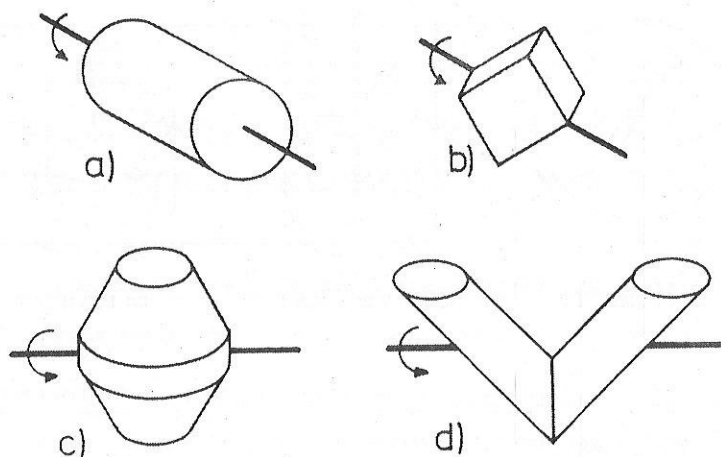
ส่วนใหญ่แล้วผงโลหะจะถูกผสมในภาชนะที่หมุนรอบตัวเอง ยกตัวอย่างดังภาพ 4.2 รูปทรงของภาชนะมีผลต่อการผสมผงโลหะด้วยเช่นกัน นอกจากนี้การออกแบบภายในก็มีผลต่อการผสมกันของผงโลหะด้วย เช่น Baffles, Spinning blade ช่วยให้การผสมกันของผงโลหะเกิดได้ดีขึ้น โดยทั่วไปแล้วผงโลหะจะถูกบรรจุในภาชนะประมาณ 20 – 40 % ของปริมาตรของภาชนะ เพื่อให้มีช่องว่างพอเหมาะสำหรับการเคลื่อนย้ายของผง

โลหะ ความเร็วของการหมุนก็มีผลต่อการผสมคือถ้าหากภาชนะหมุนรอบตัวเองเร็วเกินไปจะทำให้การผสมกันเกิดขึ้นได้ช้า ซึ่งกระบวนการผสมผงโลหะเป็นแบบ Batch ดังนั้นจึงต้องรอให้การผสมผงแต่ละเที่ยวเสร็จเสียก่อน จึงจะนำภาชนะไปบรรจุผงโลหะชุดใหม่ได้ การผสมผงโลหะที่ใช้เวลาจึงเป็นผลเสียในแง่ของกำลังการผลิต แต่ถ้าหากภาชนะหมุนรอบตัวเองเร็วเกินไป จะทำให้แรงโน้มถ่วงเอาชนะแรงเหวี่ยงไม่ได้และทำให้เกิดการแยกตัวของผงโลหะและการผสมไม่เกิดขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากการ Mixing ผงโลหะสองชนิดเข้าด้วยกัน ผงโลหะทั้งสองชนิดมักจะมีขนาดไม่เท่ากันและทำให้เกิดแรงหนีศูนย์กลางไม่เท่ากันด้วย ผงโลหะที่มีความถ่วงจำเพาะมากจะมีแนวโน้มที่จะไปอยู่ในบริเวณผิวชั้นนอก ผงโลหะที่มีความถ่วงจำเพาะน้อยจะมีแนวโน้มที่จะไปอยู่ในบริเวณใจกลาง นอกจากนี้ความเร็วในการหมุนที่มากเกินไปอาจทำให้เกิด Free Falling ภายในภาชนะ ซึ่งทำให้เกิดการแยกขนาดอีกได้เช่นกัน ดังนั้นจะเห็นได้ว่าความเร็วในการผสมที่ดีต้องมีความเหมาะสม เร็วเกินไปหรือช้าเกินไปก็ไม่ดี ความเร็วที่เหมาะสมที่สุดคือความเร็วที่ทำให้เกิดสมดุลระหว่างแรงเหวี่ยงและแรงโน้มถ่วง ตัวอย่างอิทธิพลของความเร็วในการหมุนต่ออัตราการผสมผงโลหะแสดงดังภาพ 4.3 Sundrica ได้เสนอสูตรคำนวณความเร็วในการผสมผงโลหะในภาชนะทรงกระบอก (ภาพ 4.2a) อย่างง่ายไว้ดังนี้

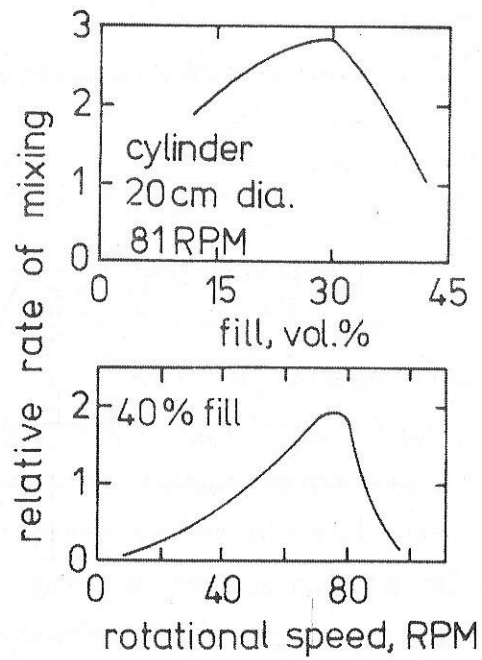
$$RPM = \frac{32}{\sqrt{d}}$$

เมื่อ d คือเส้นผ่านศูนย์กลางของภาชนะทรงกระบอก

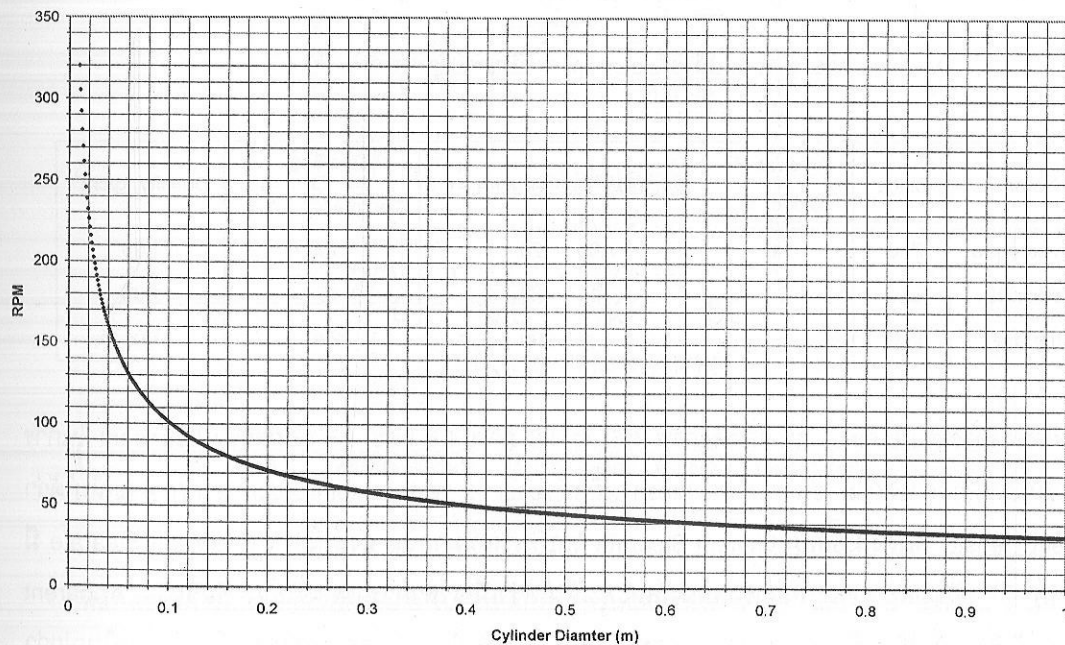
ยกตัวอย่างเช่น ทรงภาชนะทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 เมตรควรใช้ความเร็ว 32 รอบต่อนาที ภาชนะที่ขนาดเล็กกว่านี้ต้องใช้ความเร็วเพิ่มขึ้น ภาพ 4.4 แสดงแผนภาพสำหรับการเลือกใช้ความเร็วในการหมุนตามขนาดภาชนะ ค่าที่ได้ในแผนภาพคำนวณจากสูตรของ Sundrica



ภาพ 4.2 ตัวอย่างรูปทรงภาชนะที่ใช้ผสมผงโลหะ



ภาพ 4.3 ตัวอย่างอิทธิพลของความเร็วในการหมุนต่ออัตราการผลิตผงโลหะ



ภาพ 4.4 แผนภาพสำหรับการเลือกใช้ความเร็วในการหมุนตามขนาดภาชนะ

สำหรับผลในแง่ลบจากการ Blending และ Mixing ก็มีเช่นกัน คือการปนเปื้อนจากวัสดุที่ทำภาชนะหรือวัสดุผนังภายใน, ใบกวน, ครีบนำ ฯลฯ และเมื่อทำการผสมผงโลหะไปเรื่อย ๆ ผงโลหะมีโอกาสที่แตกตัวและกลายเป็นผงที่มีขนาดเล็กลง ผงโลหะที่มีขนาดเล็กจะมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคสูงและมีความสามารถในการ

การไหลต่ำ ทำให้การผสมผงโลหะเป็นไปได้ยากขึ้น อย่างไรก็ตามเมื่อผสมผงโลหะเสร็จแล้วผงโลหะที่มีขนาดเล็กมีข้อดีเช่นกัน คือจะเกิดการแยกขนาดอีกได้ยากเพราะมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคสูง

4.3 Lubrication

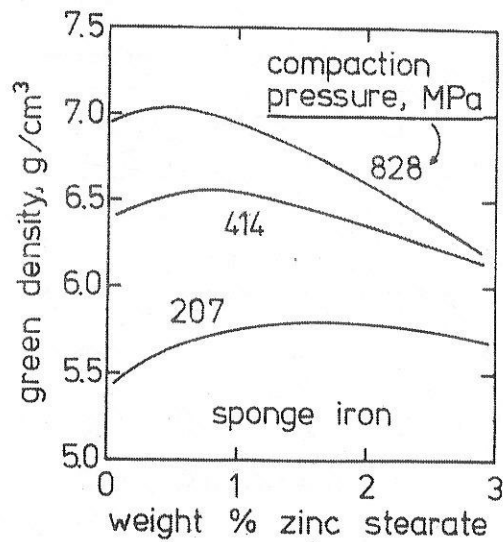
ความเสียดทานระหว่างอนุภาคลดความสามารถในการไหลตัวของผงโลหะ นอกจากนี้ความเสียดทานระหว่างอนุภาคที่สูงทำให้ระหว่างผนังแม่พิมพ์และชิ้นงานมีความเสียดทานสูง การนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ต้องใช้แรงมากและทำให้อัตราการสึกหรอของแม่พิมพ์สูงตามไปด้วย

การเติม Lubricant มีวัตถุประสงค์สองประการคือลดความเสียดทานระหว่างอนุภาคและลดความเสียดทานระหว่างแม่พิมพ์กับชิ้นงาน Lubricant จะถูกเติมลงในผงโลหะที่ผ่านการผสมแล้วเป็นขั้นตอนสุดท้ายก่อนการอัดขึ้นรูป สำหรับผงโลหะ Lubricant ได้แก่สารประกอบจำพวก Stearate ของ Al, Zn, Li, Mg หรือ Ca สารประกอบจำพวก Stearate จะมีสายโซ่ของโมเลกุลยาวประมาณ 12 ถึง 22 อะตอมคาร์บอน ซึ่งหลอมเหลวและเป็นไอที่อุณหภูมิต่ำ สารประกอบจำพวก Stearate จะถูกเติมในรูปของอนุภาคทรงกลม มีขนาดประมาณ 30 ไมครอน ปริมาณที่ใช้ในการเติมประมาณ 2.0 - 4.0 % โดยน้ำหนัก ตาราง 4.1 แสดงสมบัติของ Lubricant จำพวก Stearate นอกจากสารประกอบจำพวก Stearate แล้ว Lubricant ประเภทอื่นได้แก่ wax และ cellulose เป็นต้น

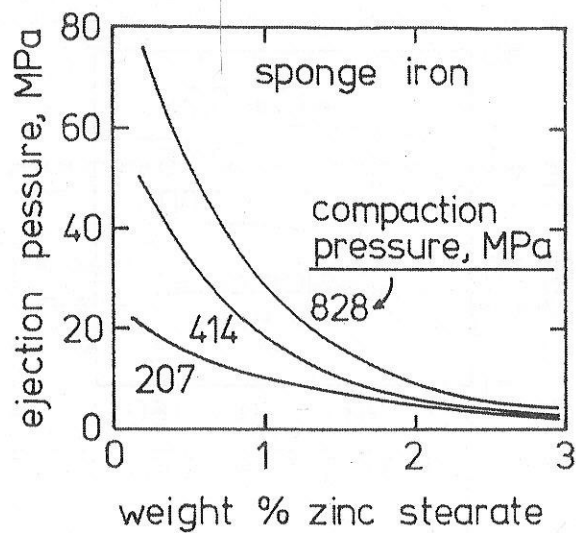
ตาราง 4.1 สมบัติของ Lubricant สารประกอบจำพวก Stearate

Name	Oxide	Amount of Oxide, %	Softening Temperature, °C	Melting Temperature, °C	Density, g/cm ³
Zinc stearate	ZnO	14	100 - 120	130	1.09
Ca stearate	CaO	9	115 - 120	160	1.03
Li stearate	Li ₂ O	5	195 - 200	220	1.01

ผลของการเติม Lubricant แสดงดังภาพ 4.5 ถึง 4.8 ภาพ 4.5 และ 4.6 คือผลของ Lubricant ในการผสมผงโลหะเหล็กกล้าไร้สนิม ขนาด -100 mesh ผลิตด้วยวิธีการ Water Atomization จากภาพจะเห็นได้ว่า Apparent Density ลดลงเมื่อผสม Lithium Stearate ในปริมาณที่มากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก Lithium Stearate มีน้ำหนักเบา ส่วนผลของเวลาในการผสมผงโลหะจะเห็นได้ว่าเมื่อเวลาการผสมผงโลหะเพิ่มขึ้น Apparent Density ก็เพิ่มสูงขึ้นด้วยเนื่องจากผงโลหะขนาดเล็กเข้าไปแทรกอยู่ระหว่างช่องว่างของผงโลหะขนาดใหญ่กว่า แต่เมื่อเวลาการผสมผงโลหะผ่านไปจุดหนึ่งแล้ว Apparent Density จะไม่เพิ่มขึ้นอีกเนื่องจากเริ่มเข้าสู่การจัดเรียงผงโลหะที่ไม่สามารถเรียงตัวแน่นกว่านี้ได้อีกแล้ว และเมื่อนำผงโลหะเหล็กกล้าไร้สนิมที่ได้จากการผสมไปทดสอบความสามารถในการไหลตัวของผงโลหะที่ได้แสดงดังภาพ 4.6 จะเห็นได้ว่ายิ่งปริมาณ Lithium Stearate เพิ่มขึ้นความสามารถในการไหลตัวของผงโลหะก็เพิ่มขึ้นด้วย



ภาพ 4.7 อิทธิพลของปริมาณ Zinc Stearate ต่อ Green Density

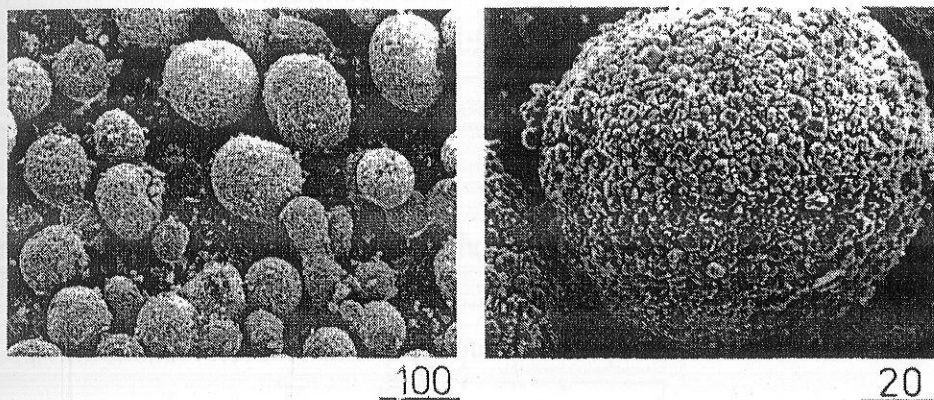


ภาพ 4.8 อิทธิพลของปริมาณ Zinc Stearate ต่อ Ejection Pressure

โดยสรุปบทบาทของ Lubricant คือช่วยเพิ่มความสามารถในการไหลและช่วยลดแรงในการนำชิ้นงานของออกจากแม่พิมพ์ แต่ก็มีผลเสียโดยทำให้ได้ Green Strength และ Green Density ต่ำลง เมื่อนำไปเผาประสาน Lubricant จะถูกกำจัดไปและจะทำให้ได้ Sintered Density ต่ำด้วย ดังนั้นการใช้ Lubricant จึงควรใช้ในปริมาณที่เหมาะสม

4.4 Agglomeration

ผงโลหะบางชนิด (เช่น W, Mo, WC, Al_2O_3) เมื่อมีขนาดผงเล็กมากจะมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคสูงมากและความสามารถในการไหลตัวต่ำจนไม่สามารถยอมรับได้ในขั้นตอนการผลิต ดังนั้นเพื่อลดความเสียดทานระหว่างอนุภาคจึงต้องทำ Agglomeration หรือในที่นี้มีอีกชื่อเรียกคือ "Spray Drying" เพื่อป้องกันความสับสนกับการรวมตัวเป็นกระจุกในขั้นตอนอื่น (การรวมตัวเป็นกระจุกในขั้นตอนอื่นเกิดขึ้นอย่างไม่ตั้งใจต่างกับ Spray Drying) ขั้นตอนการทำ Spray Drying คือนำผงโลหะมาผสมกับสารอินทรีย์และ volatile agent เป็น Slurry นำ Slurry ที่ได้ไปปั่นและให้ความร้อน ความร้อนจะทำให้สารอินทรีย์และ volatile agent กลายเป็นไอเคลือบผิวของผงโลหะกลายเป็น agglomerate particle ซึ่งมีความเสียดทานระหว่างผิวดำและมีความสามารถในการไหลตัวสูงขึ้น ภาพ 4.9 แสดงภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของผงโมลิบดีนัมที่ผ่านกระบวนการ Spray Drying



ภาพ 4.9 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของผงโมลิบดีนัมที่ผ่านกระบวนการ Spray Drying

บทที่ 5

การอัดขึ้นรูปผงโลหะ

Powder Compaction

5.1 บทนำ

การอัดขึ้นรูปผงโลหะเป็นการใช้แรงดันภายนอกทำให้ผงโลหะมีความหนาแน่นมากขึ้น ทำให้ผงโลหะอยู่ในรูปทรงและขนาดที่ต้องการ การอัดขึ้นรูปผงโลหะมีหลายประเภทขึ้นอยู่กับวิธีการอัด เช่น อัดด้วยลักษณะการอัด, อัดด้วยแหล่งที่มาของแรงดัน หรือ อัดด้วยรูปร่างลักษณะความซับซ้อนของชิ้นงาน ตัวแปรที่มีความสำคัญที่สุดในการอัดขึ้นรูปโลหะผงคือ ความหนาแน่น เนื่องจากความหนาแน่นเป็นตัวกำหนดคุณภาพและคุณลักษณะของผลิตภัณฑ์ที่ได้ว่าจะมีความแข็งแรง, ความเปลี่ยนแปลงทางมิติหรือการบิดงอของชิ้นงานมากน้อยแค่ไหน

ในบทนี้จะกล่าวถึงลักษณะและพฤติกรรมทั่วไปของผงโลหะเมื่อได้รับแรงดัน ทฤษฎีและแบบจำลองคณิตศาสตร์ว่าด้วยการกระจายตัวของความหนาแน่นภายในชิ้นงาน เทคนิคการอัดขึ้นรูปโลหะผง

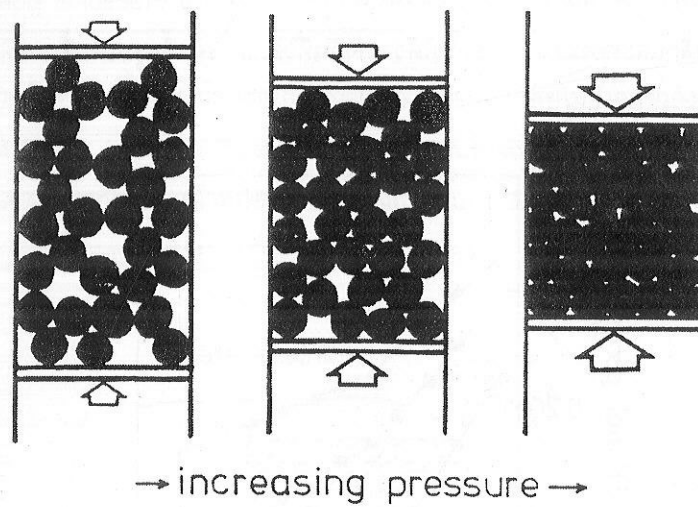
5.2 ความรู้พื้นฐานเกี่ยวกับการอัดขึ้นรูปผงโลหะ

เมื่อผงโลหะถูกบดลงสู่แม่พิมพ์ ผงโลหะจะเรียงตัวกันอย่างหลวม ๆ มีช่องว่างระหว่างผงโลหะมาก มี Coordination Number (จำนวนผงโลหะที่ติดกัน) น้อย ผงโลหะบางบริเวณจะมีลักษณะเป็น Bridging คือก่อตัวพัวพันและกันทำให้เกิดช่องว่างเป็นบริเวณ ในช่วงนี้ความหนาแน่นของผงโลหะจะมีค่าใกล้เคียงกับ Apparent Density

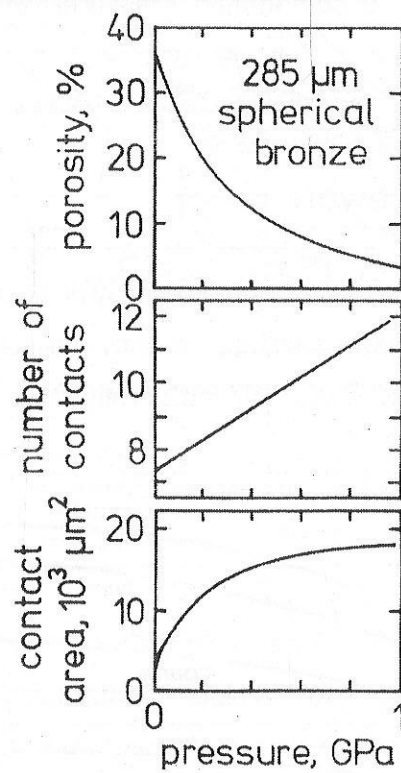
เมื่อผงโลหะเริ่มได้รับแรงดันในปริมาณน้อย จะทำให้เกิดการสั่นไหวและจัดเรียงตัวของผงโลหะใหม่ ทำให้มี Coordination Number เพิ่มขึ้น ช่องว่างระหว่างผงโลหะน้อยลง และมีความหนาแน่นมากขึ้น ความหนาแน่นของผงโลหะจะมีค่าใกล้เคียงกับ Tap Density

เมื่อผงโลหะได้รับแรงดันเพิ่มขึ้นจะทำให้ Bridging ถูกทำลายลง Coordination Number เพิ่มขึ้น ผงโลหะถูกแรงดันผลักให้เข้าไปแทนที่บริเวณช่องว่าง ทำให้ช่องว่างมีจำนวนน้อย ผงโลหะบางส่วนเกิดการเสียรูปอย่างถาวรโดยเฉพาะบริเวณที่เป็นจุดเชื่อมต่อระหว่างผงโลหะแต่ละเม็ด พื้นที่ผิวของโลหะเริ่มลดลงเนื่องจากบริเวณรอยต่อของผงโลหะเริ่มแนบสนิท กล่าวคือพื้นที่บริเวณรอยต่อเพิ่มขึ้น ดังแสดงในภาพ 5.2

เมื่อผงโลหะได้รับแรงดันสูงขึ้นอีกจะทำให้เกิดการเสียรูปอย่างถาวรทั่วทั้งชิ้นงาน ผงโลหะจะเสียรูปไปจากรูปร่างที่เพิ่งผ่านกระบวนการผลิตมา เกิดการเกาะเกี่ยวอย่างหนาแน่นระหว่างผงโลหะ ทำให้มีความแข็งแรง ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นจนมีค่าเท่ากับ Green Density และมีความแข็งแรงหลังอัดคือ Green Strength ในขั้นตอนนี้สำหรับวัสดุเซรามิกหรือโลหะที่มีความแข็งและเปราะมาก ผงจะเกิดการแตก และโดยภาพรวมจะอัดได้ความหนาแน่นสูงกว่าโลหะที่มีความเหนียว หากให้แรงดันเพิ่มขึ้นไปจากนี้ ความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ซึ่งไม่ค่อยมีประโยชน์เท่าใดนัก เมื่อปลดแรงดัน ชิ้นงานจะขยายตัวคืนเล็กน้อยจากการเสียรูปอย่างไม่ถาวร



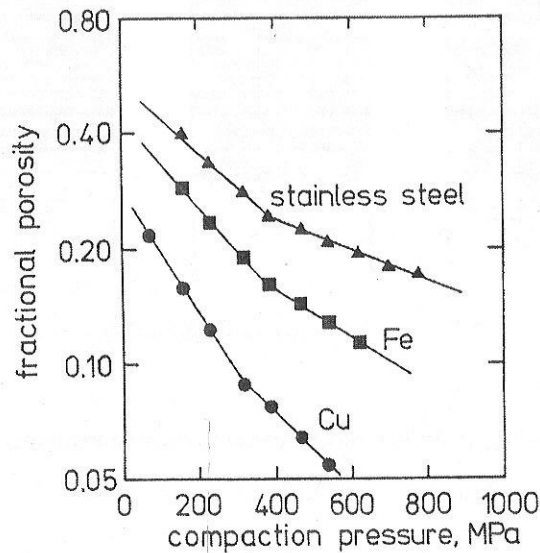
ภาพ 5.1 ภาพจำลองการจัดเรียงตัวของโลหะเมื่อได้รับแรงดันเพิ่มขึ้น



ภาพ 5.2 อิทธิพลของแรงดันในการอัดขึ้นรูปผงโลหะต่อพื้นที่รอยต่อ, จำนวนจุดเชื่อมต่อและความพรุน ในการอัดขึ้นรูปผงบรอนซ์ที่มีรูปทรงกลมมีขนาดเฉลี่ย 285 ไมครอน

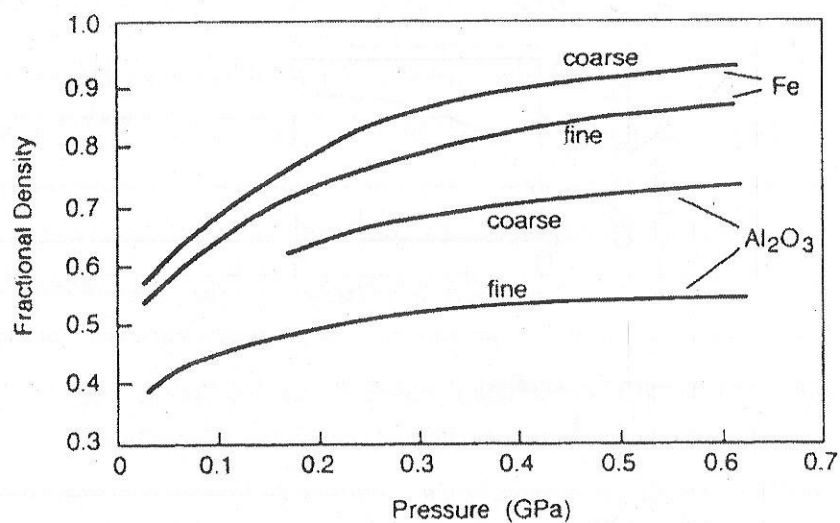
สำหรับโลหะส่วนใหญ่การอัดขึ้นรูปให้มีความหนาแน่นเกิน 90% ของ Theoretical Density เป็นไปได้ยาก โลหะบางชนิดมี work hardening rate สูงมาก ทำให้อัดขึ้นรูปได้ความหนาแน่นต่ำกว่าทั่วไป

ภาพ 5.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างแรงดันที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปกับ Fractional porosity ในการอัดผง เหล็กกล้าไร้สนิม, เหล็กและทองแดง จะเห็นว่าแรงดันที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปเพิ่มขึ้นจะทำให้ Fractional porosity ลดลง



ภาพ 5.3 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงดันที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปกับ Fractional porosity ในการอัดผงเหล็กกล้าไร้สนิม, เหล็กและทองแดง

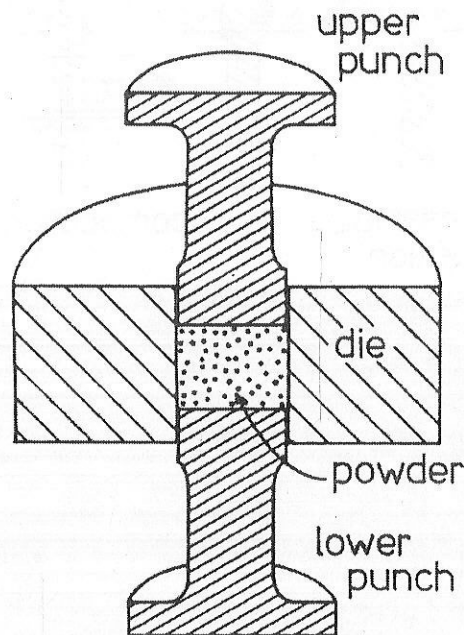
ผงโลหะที่มีขนาดเล็กจะต้องใช้แรงในการอัดขึ้นรูปมากกว่าผงโลหะที่มีขนาดใหญ่ ตัวอย่างแสดงในภาพ 5.4 จะเห็นว่าผงเหล็กที่มีความละเอียดใช้แรงดันมากกว่าเพื่อให้ได้ Fractional Density เท่ากัน ทั้งนี้เนื่องจากผงโลหะที่มีขนาดเล็กมีความเสียดทานระหว่างอนุภาคมากกว่า ผงอะลูมินาสามารถอัดให้แน่นได้ยากกว่าเพราะเกิดการเสียรูปอย่างถาวรยากกว่า ซึ่งเป็นสมบัติทั่วไปของวัสดุเซรามิก



ภาพ 5.4 ความสัมพันธ์ระหว่าง Fractional Density และแรงดันที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปผงเหล็กและอะลูมินา

5.3 การอัดขึ้นรูปแบบ Axial Die Pressing

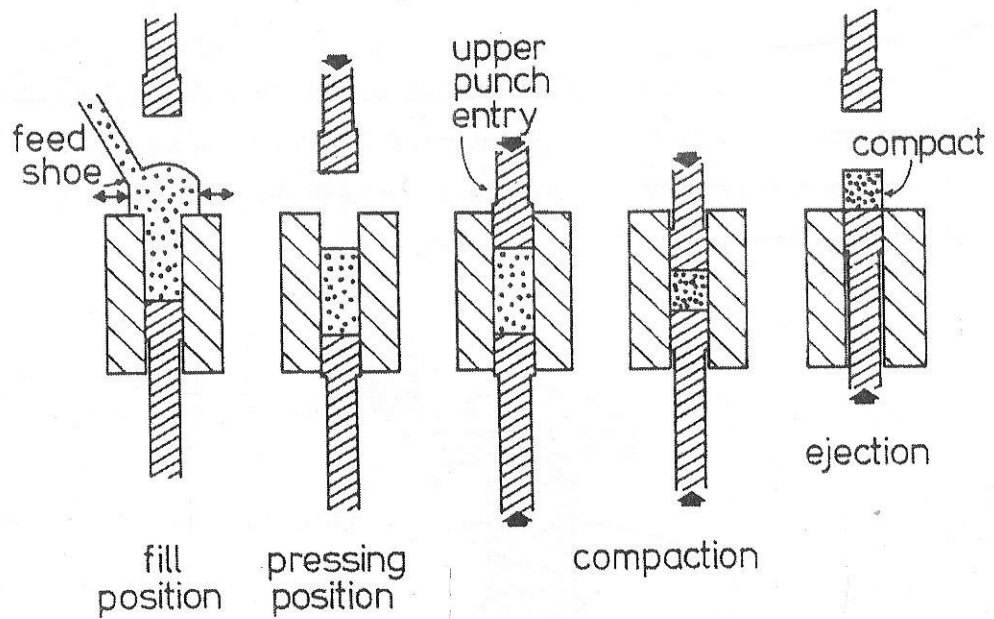
หัวข้อนี้จะกล่าวถึงการอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบ Axial Die Pressing โดยไม่ยังกล่าวถึงเทคโนโลยีการอัดขึ้นรูป การอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบ Axial Die Pressing มีลักษณะค่อนข้างเข้าใจง่ายดังภาพ 5.5 ประกอบไปด้วย Upper punch และ Lower punch ทำหน้าที่ป้อนแรงดันสู่ผงโลหะ และ Die ทำหน้าที่กำหนดรูปร่างให้เป็นไปตามต้องการ ผงโลหะจะถูกป้อนลงไประหว่าง Die กับ Punch ทั้งสอง



ภาพ 5.5 การอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบดั้งเดิม

ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปแบบ Axial Die Pressing แสดงดังภาพ 5.6 โดยเริ่มต้นจากการป้อนผงโลหะเข้าไปในแม่พิมพ์ด้วย Feed shoe ขณะที่ทำการป้อน Feed shoe จะมีการสั่นไหวเล็กน้อยเพื่อให้ผงโลหะไหลลงไปและจัดเรียงตัวพอสมควร ต่อมา Upper punch จะถูกนำเข้าไปใน Die และทำการป้อนแรงดันจากทั้งด้านบนและด้านล่าง ซึ่งการให้แรงดันอย่างนี้ถือว่าการให้แรงดันจากสองทิศทาง (บนและล่าง) การอัดขึ้นรูปผงโลหะอาจจะเกิดจากการป้อนแรงดันทางด้านเดียวก็ได้ แต่มักจะมีข้อจำกัดเรื่องการกระจายตัวของความหนาแน่นเมื่ออัดผงโลหะด้วยแรงดันตามที่กำหนดแล้ว Lower punch จะทำหน้าที่ดันให้ชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์

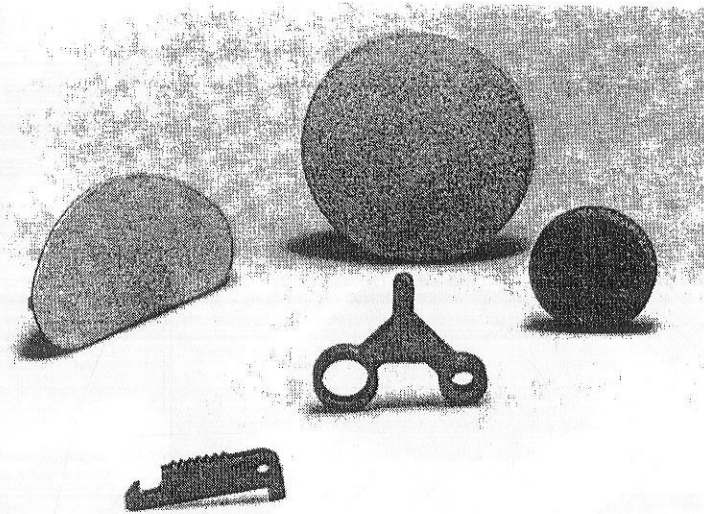
ข้อควรสังเกตอีกประการหนึ่งคือตำแหน่งของ Lower punch ขณะที่ทำการป้อนผงโลหะ Lower punch จะถูกเลื่อนขึ้นไปอยู่ในตำแหน่งที่สูงขึ้น เรียกว่า "Fill position" และเมื่อทำการอัด Lower punch จะลดลงมาที่ตำแหน่ง "Pressing position" เหตุผลที่ Lower punch ต้องขยับขึ้นไปตำแหน่ง Fill position คือเพื่อกำหนดปริมาตรผงโลหะที่จะถูกเติมลงมา ผงโลหะส่วนเกินอาจถูกปาดทิ้งที่จุดเสมอกับปากแม่พิมพ์



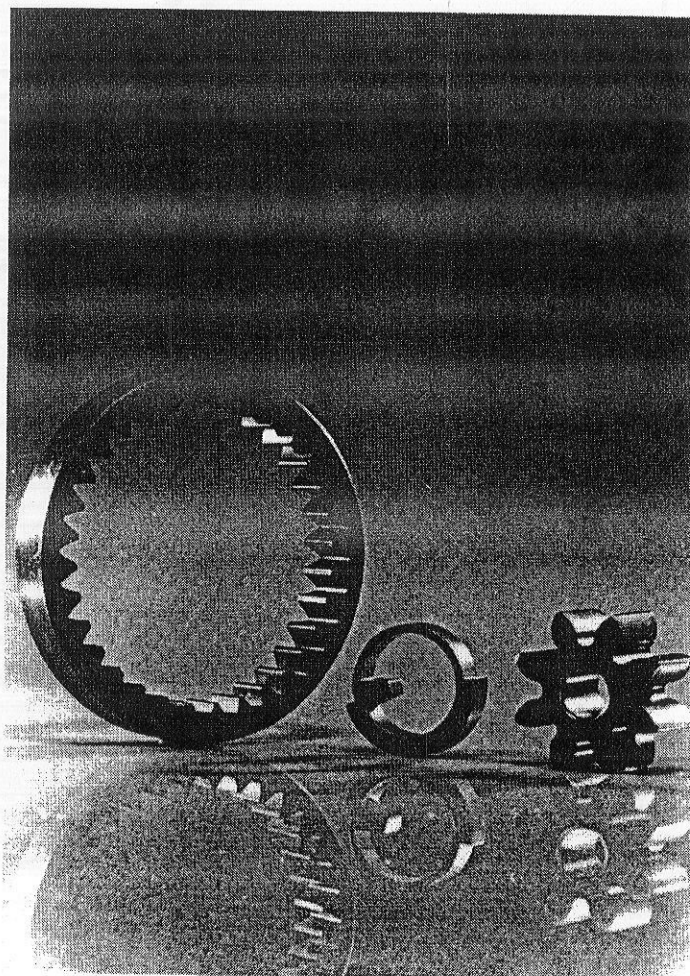
ภาพ 5.6 ขั้นตอนและการวางตัวของการอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบดั้งเดิม

ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปผงโลหะที่ได้กล่าวถึงไปเป็นการอัดขึ้นรูปในกรณีที่ชิ้นงานมีรูปร่างพื้นฐาน ในทางปฏิบัติการอัดขึ้นรูปผงโลหะ ชิ้นงานจะมีรูปร่างที่ซับซ้อนกว่านี้ เนื่องจากข้อได้เปรียบของกระบวนการโลหะผงคือได้รูปร่างใกล้เคียงรูปร่างสุดท้าย โดยไม่ต้องมีการกลึง ไส กัด เจาะ เชื่อม ดังนั้นรูปร่างที่ต้องอัดจึงมักมีความซับซ้อนกว่ารูปร่างชิ้นงานหล่อ รูปร่างที่มีช่องว่างต้องมีการใช้ Split Die, Floating die หรือ Core die ซึ่งจะกล่าวถึงในภายหลังจากทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการกระจายตัวของความหนาแน่นจากการอัด

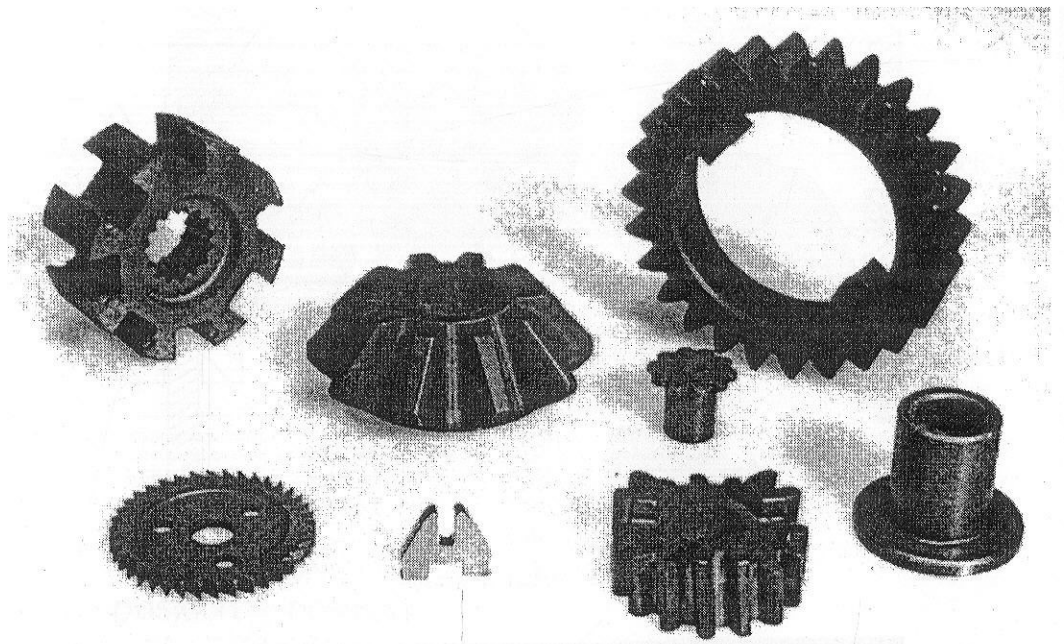
มีการจำแนกลักษณะชิ้นงานผงโลหะจากรูปร่างและความยากง่ายในการอัดทั้งหมดออกเป็น 4 ประเภท ดังนี้ (1) Class I ชิ้นงานมีความหนาเท่ากันทั้งชิ้นและมีความหนาน้อยสามารถอัดได้ด้วยแรงดันทิศทางเดียว (2) Class II ชิ้นงานมีความหนาเท่ากันทั้งชิ้นแต่มีความหนามากขึ้นจาก Class I ทำให้ต้องอัดด้วยแรงดันสองทิศทาง (3) Class III ชิ้นงานมีความหนาสองระดับ ทำให้ต้องอัดด้วยแรงดันสองทิศทาง และต้องออกแบบแม่พิมพ์ซับซ้อนขึ้น (4) Class IV ชิ้นงานมีความหนามากกว่าสองระดับ และมีความยากในการอัดที่สุด ต้องอัดด้วยแรงดันสองทิศทาง และอาจต้องมีชิ้นส่วนของแม่พิมพ์พิเศษเพิ่มขึ้นมาเพื่อใช้ในการทำให้เกิดรูกลวง, ร่อง หรืออาจต้องมีการบ่อนผงโลหะแบบพิเศษโดยทำให้แต่ละบริเวณมีปริมาณผงโลหะไม่เท่ากันตามความหนาของชิ้นงานในบริเวณนั้น ๆ ภาพ 5.7, 5.8, 5.9 และ 5.10 แสดงภาพถ่ายของชิ้นงานใน Class I, II, III, IV ตามลำดับ เหตุผลในการอัดด้วยแรงดันสองทิศทางคือต้องการกระจายตัวของความหนาแน่นในชิ้นงานที่สม่ำเสมอ เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีรูปร่างตามต้องการและมีสมบัติเชิงกลเท่ากันทั่วทั้งชิ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ด้วยทฤษฎีและแบบจำลองทางคณิตศาสตร์



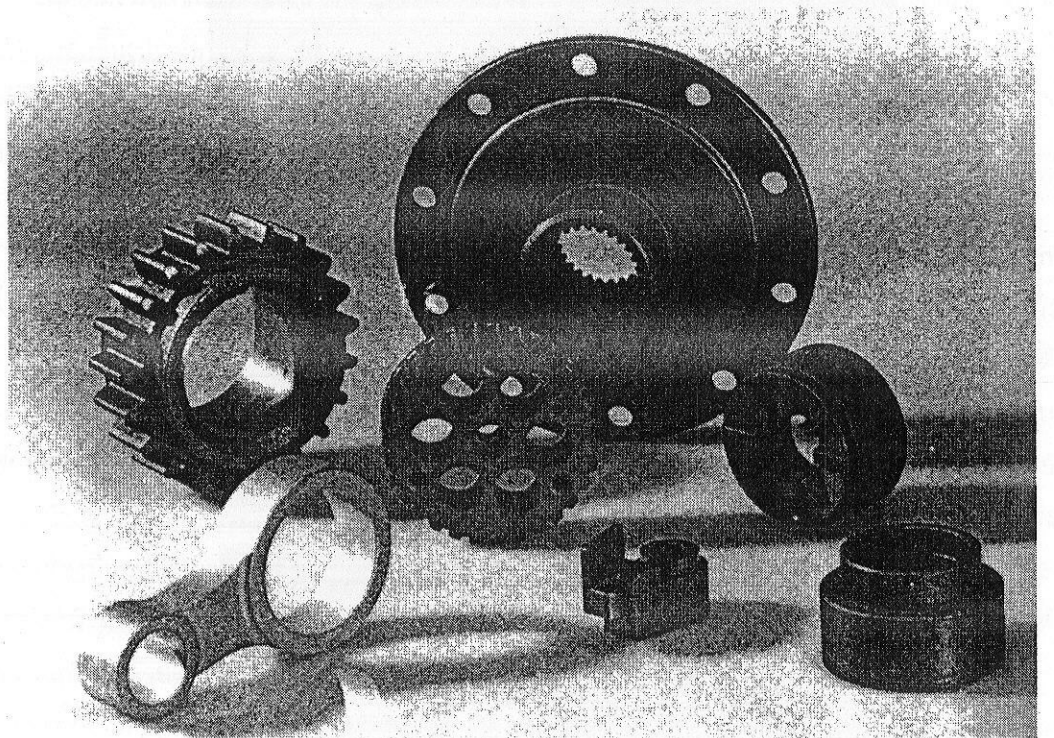
ภาพ 5.7 ภาพถ่ายชิ้นงาน Class I



ภาพ 5.8 ภาพถ่ายชิ้นงาน Class II



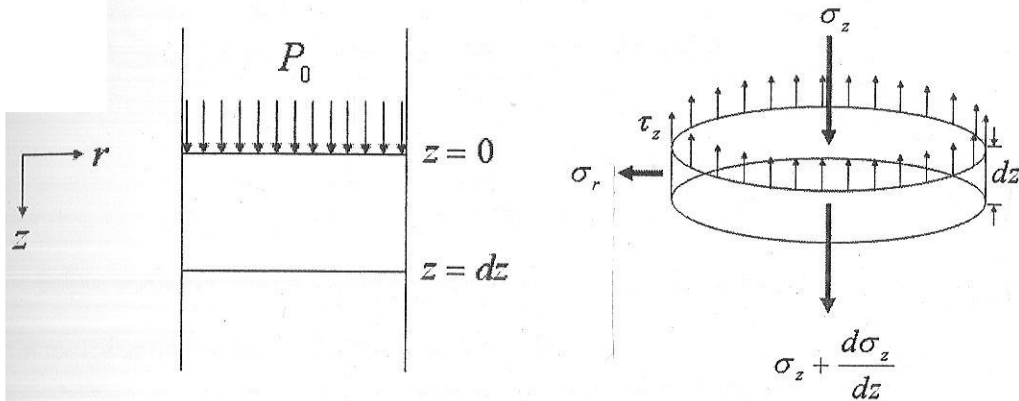
ภาพ 5.9 ภาพถ่ายชิ้นงาน Class III



ภาพ 5.10 ภาพถ่ายชิ้นงาน Class IV

5.4 ทฤษฎีและแบบจำลองทางคณิตศาสตร์

หลังจากผองโหละได้รับแรงดันแล้วจะมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้น ความหนาแน่นที่เพิ่มขึ้นในแต่ละบริเวณมีค่าไม่เท่ากัน ขึ้นอยู่กับทิศทางการให้แรงดัน, รูปร่างชิ้นงาน, ความสามารถในการไหลตัวของผองโหละ, ตำแหน่งในชิ้นงาน, ความเสียดทานระหว่างชิ้นงานและผนังแม่พิมพ์ เป็นต้น เพื่อทำความเข้าใจธรรมชาติของความหนาแน่นใช้ชิ้นงาน จึงต้องทำนายด้วยแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ โดยพิจารณาชิ้นงานที่มีรูปร่างพื้นฐาน เป็นรูปทรงกระบอกดังภาพ 5.11



ภาพ 5.11 ตัวแปรและนิยามในการพิสูจน์สูตรการกระจายตัวของความหนาแน่นในชิ้นรูปร่างทรงกระบอก

ที่สมดุล $\sum F_y = 0;$

$$\begin{aligned} \frac{\pi}{4} D^2 \left(\sigma_z - \left(\sigma_z + \frac{d\sigma_z}{dz} \right) \right) dz - \tau_z \pi D dz &= 0 \\ -\frac{\pi}{4} D^2 \frac{d\sigma_z}{dz} dz &= \tau_z \pi D dz \\ \frac{d\sigma_z}{dz} &= -\frac{4}{D} \tau_z \end{aligned}$$

สมมุติฐาน:

$$\tau_z = \mu \sigma_r$$

$$\sigma_r = \alpha \sigma_z$$

μ = สัมประสิทธิ์ความเสียดทานระหว่างผนังแม่พิมพ์กับผองโหละ

α = สัมประสิทธิ์ความเสียดทานระหว่างอนุภาค มีค่าเท่ากับ 1 สำหรับ Perfect fluid มีค่าเท่ากับ 0 สำหรับ Rigid body

$$\begin{aligned}
\frac{d\sigma_z}{dz} &= -\frac{4}{D}\tau_z \\
&= -\frac{4}{D}\mu\sigma_r \\
&= -\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z \\
\frac{d\sigma_z}{dz} &= -\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z \\
\int \frac{d\sigma_z}{dz} &= -\int \frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z dz \\
\ln \sigma_z + C_1 &= -\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z z
\end{aligned}$$

หาค่า C_1 จาก Boundary Condition

$$z = 0, \sigma_z = P_0$$

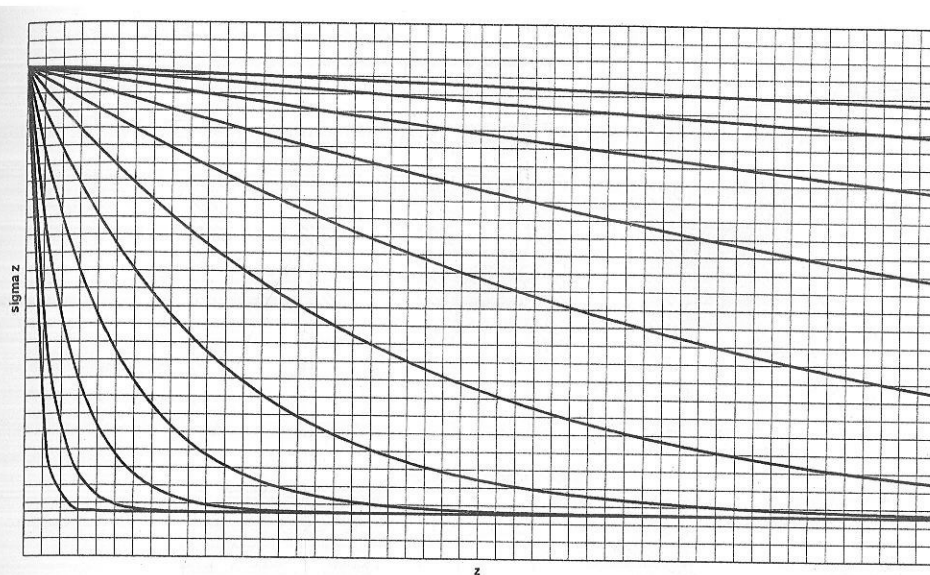
$$C_1 = -\ln P_0$$

$$\ln \sigma_z - \ln P_0 = -\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z z$$

$$\ln \frac{\sigma_z}{P_0} = -\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z z$$

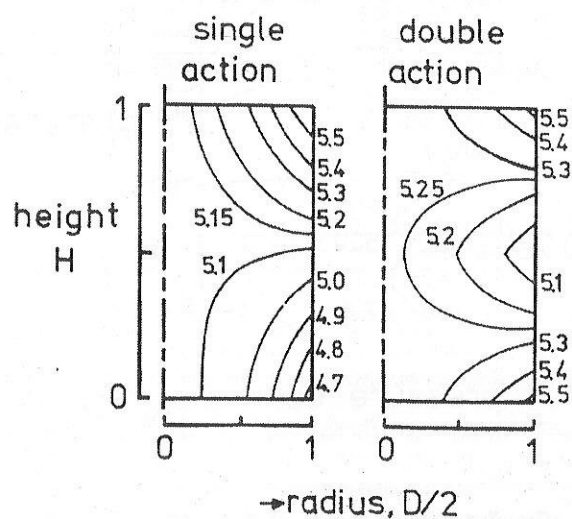
$$\sigma_z = P_0 \exp\left(-\frac{4}{D}\mu\alpha\sigma_z z\right)$$

จากสมการที่ได้ เมื่อนำมาสร้างกราฟจะได้ดังภาพ 5.12 ค่า σ_z ส่งผลโดยตรงต่อความหนาแน่น โดยถ้าค่า σ_z สูงจะทำให้มีความหนาแน่นสูงไปด้วย จากกราฟจะเห็นได้ว่าเมื่อค่า $\frac{\mu\alpha}{D}$ เพิ่มขึ้นความชันของกราฟจะเพิ่มขึ้นด้วยเช่นกัน ความชันที่มากหมายถึงความแตกต่างระหว่างความหนาแน่นที่ความลึกต่างกันจะมากขึ้นด้วย หรืออาจพูดอีกอย่างหนึ่งได้ว่ามี "Stress Gradient" สูง ดังนั้นที่ความลึกต่างกันในงานก็จะมีความหนาแน่นต่างกัน (Density Gradient) มากไปด้วย เมื่อนำไปเผาประสานความหนาแน่นที่ต่างกันในงานจะทำให้มีการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานที่ไม่เท่ากันและอาจทำให้ชิ้นงานบิดเบี้ยวได้ หรือมีสมบัติเชิงกลไม่เท่ากัน ดังนั้นเพื่อให้การกระจายตัวของความหนาแน่นทั่วถึงขึ้นจึงควรลดค่า $\frac{\mu\alpha}{D}$ ซึ่งก็คือ (1) ลดค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายระหว่างชิ้นงานกับผนังแม่พิมพ์ (2) ลดค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายระหว่างอนุภาค (3) เพิ่มขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงาน หรืออีกนัยหนึ่งคือลดค่าอัตราส่วน $\frac{H}{D}$ เมื่อ H คือส่วนสูงของชิ้นงาน D คือเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงาน ในทางปฏิบัติเพื่อลด μ และ α ทำได้โดยเติม Lubricant ส่วนค่า $\frac{H}{D}$ ทำได้โดยการออกแบบแม่พิมพ์ให้ด้านที่มีความหนาแน่นที่สุดขนานกับทิศทางการอัด (ลดค่า H) หรืออีกนัยหนึ่งคือออกแบบแม่พิมพ์ให้ด้านที่มีความหนาแน่นที่สุดตั้งฉากกับทิศทางการอัด (เพิ่มค่า D)

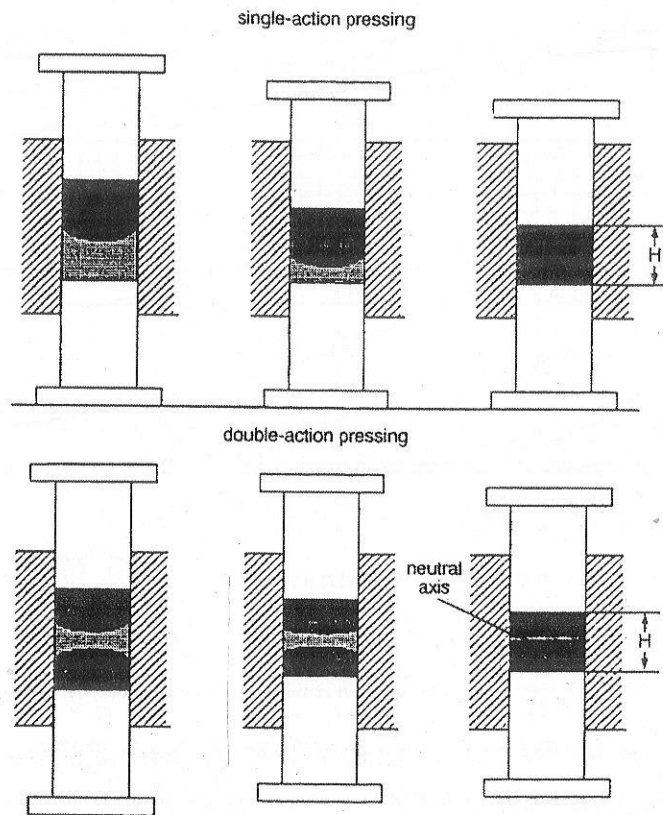


ภาพ 5.12 ความสัมพันธ์ระหว่าง σ_z และ z

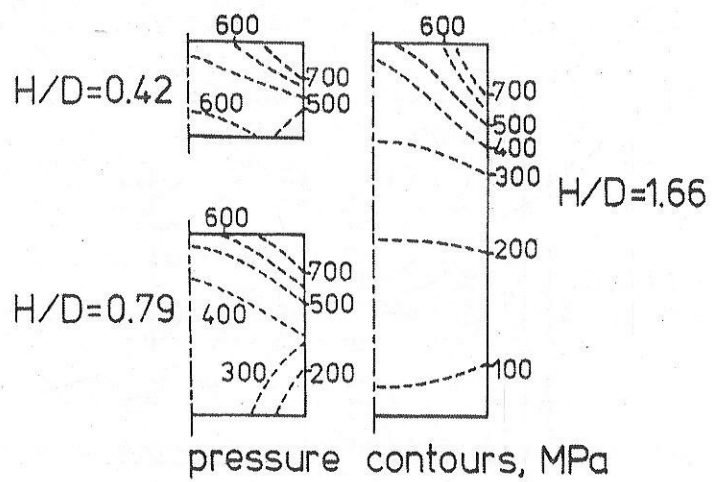
อีกวิธีการหนึ่งในการลดค่า $\frac{H}{D}$ คือการอัดขึ้นรูปด้วยแรงดันมากกว่าหนึ่งทิศทาง ยกตัวอย่างเช่นการอัดขึ้นรูปด้วยแรงดันสองทิศทาง จากทั้งด้านบนและด้านล่างทำให้ค่า H ในทางปฏิบัติลดลง ระยะ z จะไม่ใช่ระยะจากผิวด้านบน แต่จะเป็นระยะห่างจากผิวที่ได้รับแรงดันที่ใกล้ที่สุด ภาพ 5.13 แสดงการกระจายตัวของความหนาแน่น (Density Gradient) ในชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแบบ Single Action และ Double Action จากภาพจะเห็นได้ว่าชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปด้วยแรงดันทิศทางเดียว (Single Action) มี Density Gradient มากกว่าชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปด้วยแรงสองทิศทาง (Double Action) ภาพ 5.14 เปรียบเทียบขั้นตอนการอัดขึ้นรูปแบบ Single Action และ Double Action ภาพ 5.15 เปรียบเทียบ Pressure Gradient ในชิ้นงานที่มีค่า $\frac{H}{D}$ ต่างกัน



ภาพ 5.13 การกระจายตัวของความหนาแน่นในชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแบบ Single Action และ Double Action

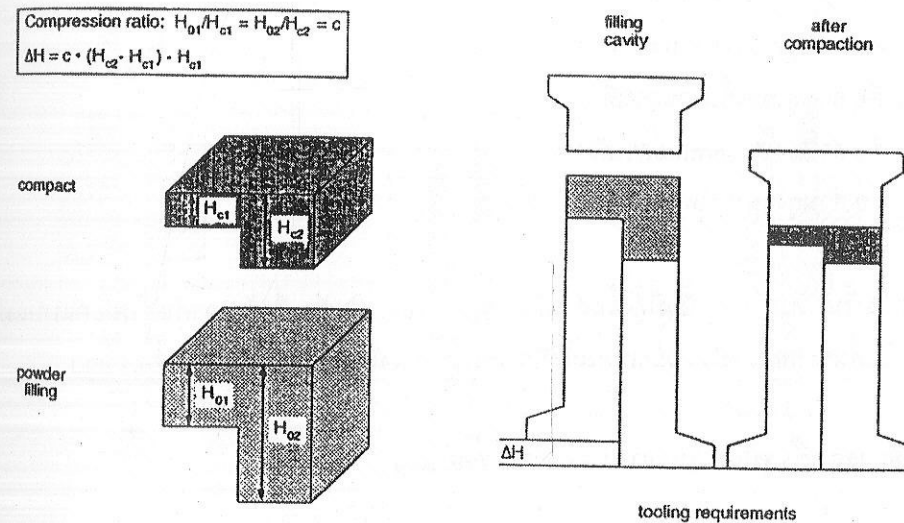


ภาพ 5.14 เปรียบเทียบขั้นตอนการอัดขึ้นรูปแบบ Single Action และ Double Action



ภาพ 5.15 เปรียบเทียบ Pressure Gradient ในชิ้นงานที่มีค่า $\frac{H}{D}$ ต่างกัน

สำหรับรูปร่างชิ้นงานบางประเภทมีความหนาในแต่ละบริเวณไม่เท่ากัน ยกตัวอย่างเช่น ชิ้นงานประเภท Class III และ Class IV ถ้าหากอัดโดยตรงจะทำให้ส่วนที่บางมีความหนาแน่นมากกว่าส่วนที่หนา เมื่อนำไปเผา ประสานจะทำให้ชิ้นงานบิดเบี้ยวและมีสมบัติเชิงกลไม่เท่ากัน เพื่อให้ความหนาแน่นแต่ละบริเวณเท่ากันจึงต้อง ออกแบบแม่พิมพ์ให้สามารถเยื้องระยะกันได้ เมื่ออัดแล้วแต่ละบริเวณจะถูกอัดด้วยอัตราส่วนเท่า ๆ กัน (ภาพ 5.16)



ภาพ 5.16 ตัวอย่างลักษณะการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาสองระดับให้มีความหนาแน่นเท่ากัน

จากภาพ 5.16 จะสังเกตได้ว่าส่วนสูงของผงโลหะกับส่วนสูงของชิ้นงานต่างกัน ในทางวิศวกรรมสิ่งที่ต้องการคือรูปร่างของชิ้นงานหลังจากอัดขึ้นรูปแล้ว จากรูปร่างของชิ้นงานที่ต้องการจะถูกนำไปออกแบบแม่พิมพ์ว่าควรความสูงเท่าใดจึงจะสามารถบรรจุผงโลหะแล้วอัดได้ความสูงของชิ้นงานตามที่กำหนด ดังนั้นในการออกแบบจึงต้องทราบค่า Compression Ratio ซึ่งมีค่าเท่ากับ

$$\text{Compression Ratio (c)} = \frac{\text{ส่วนสูงของผงโลหะ}}{\text{ส่วนสูงของชิ้นงาน}}$$

$$\text{หรือ} \quad = \frac{\text{Apparent Density}}{\text{Green Density}}$$

ยกตัวอย่าง เช่น ถ้าต้องการชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีส่วนสูง 4 มิลลิเมตร มี Green Density 6.5 g/cm³ ถ้า Apparent Density ของผงเหล็กกล้าไร้สนิมที่มีค่าเท่ากับ 2.7 g/cm³ ต้องเติมผงโลหะลงในแม่พิมพ์สูงเท่าใด

$$\text{Compression Ratio} = \frac{2.7}{6.5} = 2.41$$

$$\text{ส่วนสูงของชิ้นงาน} = 2.41 \times 0.004 = 0.0093 \text{ m}$$

การออกแบบแม่พิมพ์สำหรับกรณีที่ชิ้นงานมีความหนาไม่เท่ากันทั่วทั้งชิ้นงานมีความซับซ้อนมากขึ้น (ภาพ 5.16) จะเห็นว่าเพื่อให้ชิ้นงานที่ได้จากการอัดมีความหนาแน่นเท่ากันทั้งชิ้น Lower punch ของส่วนที่บางกว่าจะต้องมีการเคลื่อนตัวไประยะหนึ่งจาก Fill position โดยระยะนี้คือ ΔH คำนวณได้จาก

$$\Delta H = c \cdot (H_{c2} - H_{c1}) - H_{c1}$$

เมื่อ c คือ Compression Ratio

H_{c1} คือ ส่วนสูงของชิ้นงานส่วนที่ 1

H_{c2} คือ ส่วนสูงของชิ้นงานส่วนที่ 2

H_{o1} คือ ส่วนสูงของผงโลหะส่วนที่ 1

H_{o2} คือ ส่วนสูงของผงโลหะส่วนที่ 2

ในอัดขึ้นรูปชิ้นส่วนต่าง ๆ นั้นมีทั้งชิ้นส่วนที่มีรูกลวง, ร่อง เป็นต้น ซึ่งต้องอาศัยการออกแบบแม่พิมพ์ที่ซับซ้อนขึ้น โดยในที่นี้จะกล่าวถึงให้หัวข้อเทคโนโลยีการอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบ Axial Die Pressing

5.5 เทคโนโลยีการอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบ Axial Die Pressing

การอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบ Axial Die Pressing เป็นกรรมวิธีที่มีการใช้ในโรงงานอุตสาหกรรมมากที่สุด เนื่องจากเทคโนโลยีการอัดขึ้นรูปโลหะผงชนิดอื่นมีอัตราการผลิตต่ำกว่าหรือมีต้นทุนสูงหรือไม่เป็นระบบอัตโนมัติ จึงไม่เป็นที่นิยม ถึงแม้ว่าจะให้ผลิตภัณฑ์ที่มีคุณภาพสูงก็ตาม

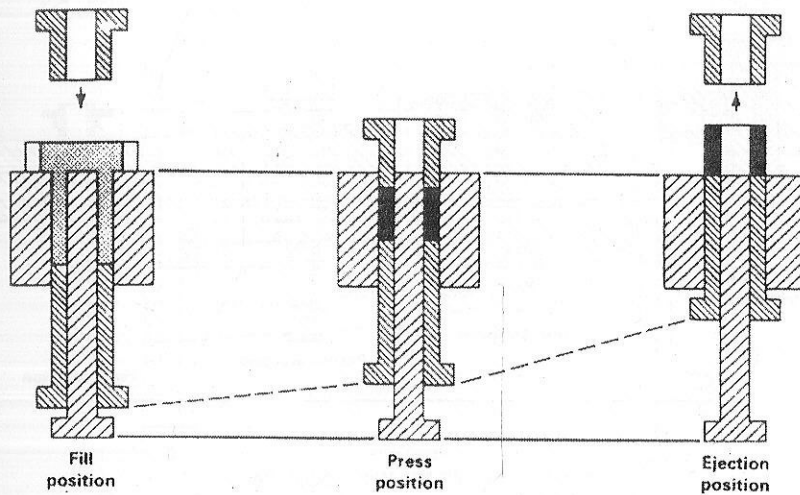
5.5.1 ประเภทของแหล่งกำเนิดแรงดัน

เครื่องจักรที่ใช้ในการให้แรงดันสำหรับการอัดขึ้นรูปโลหะผงแบบ Axial Die Pressing ในปัจจุบันมีสองชนิดคือ Mechanical Press และ Hydraulic Press ซึ่งมีข้อดีข้อเสียต่างกันไปในแง่ของอัตราการผลิต Mechanical Press สามารถให้อัตราการผลิตได้สูงกว่า Hydraulic Press ประมาณ 1.5 – 5 เท่า เนื่องจากการออกแบบ, การถ่ายเทแรงและ Stroke Length ที่สั้นกว่า ในแง่ของค่าดำเนินการ Mechanical Press มีค่าดำเนินการต่ำกว่าเนื่องจาก Hydraulic Press มีประสิทธิภาพในการใช้พลังงานต่ำกว่าในกรณีที่ชิ้นงานมีขนาดเล็ก แต่ในกรณีที่ชิ้นงานขนาดใหญ่ Hydraulic Press จะมีประสิทธิภาพในการใช้พลังงานสูงกว่า แต่ว่าชิ้นงานส่วนใหญ่ในกระบวนการโลหะจะมีขนาดเล็ก ดังนั้นในแง่ค่าดำเนินการ Mechanical Press จึงได้เปรียบกว่า ในแง่ของค่าเครื่องจักร Hydraulic Press จะมีต้นทุนประมาณกึ่งหนึ่งถึงหนึ่งในสามของต้นทุนสำหรับ Mechanical Press ส่วนเรื่องความปลอดภัย Hydraulic Press ได้เปรียบกว่าเนื่องจากกลไกของ Hydraulic Press ช่วยทำให้เครื่องจักรไม่สามารถออกแรงเกินค่าที่ออกแบบไว้ แต่สำหรับ Mechanical Press ความผิดพลาดของผู้ควบคุมเครื่องจักรอาจทำให้เครื่องจักรออกแรงเกินและเป็นอันตรายได้

5.5.2 ประเภทของแม่พิมพ์

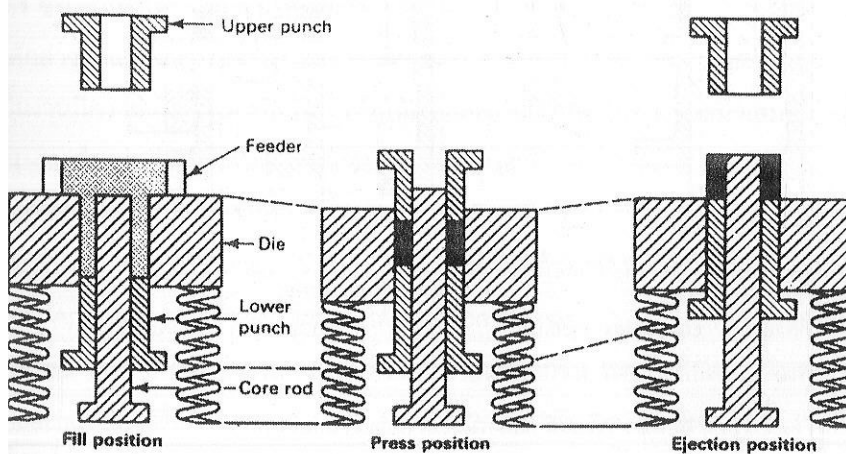
ประเภทของแม่พิมพ์แบ่งตามกลไกการเคลื่อนตัวของส่วนประกอบต่าง ๆ ของแม่พิมพ์ โดยแบ่งออกได้เป็น 3 ประเภทคือ Fix Die, Floating Die และ Withdrawal Die

Fixed Die เป็นแม่พิมพ์แบบที่ไม่มีการเคลื่อนที่ของตัวแม่พิมพ์เลย ส่วนประกอบที่เคลื่อนที่ได้แก่ Upper Punch และ Lower Punch เท่านั้น ตัวอย่างแสดงดังภาพ 5.17



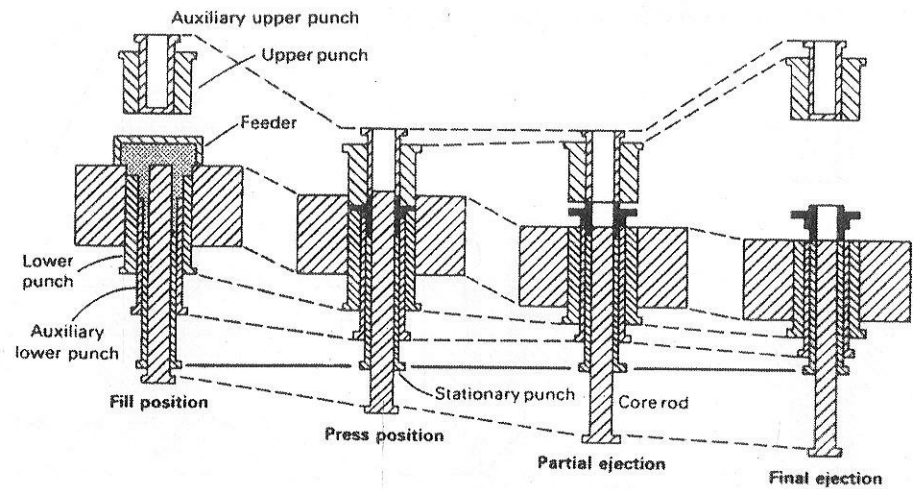
ภาพ 5.17 การทำงานของ Fixed Die

Floating Die เป็นระบบที่แม่พิมพ์ตั้งอยู่บนสปริงหรือลูกสูบ Hydraulic เพื่อใช้ในการปรับระดับของแม่พิมพ์ โดยแม่พิมพ์จะเคลื่อนตัวลงขณะที่ทำการอัดขึ้นรูปด้วยแรงอัดเนื่องจากแรงเสียดทาน การเคลื่อนตัวของแม่พิมพ์ช่วยลดแรงเสียดทานระหว่างผนังแม่พิมพ์กับชิ้นงาน ทำให้แรงที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปลดลง แต่ยังคงได้ความหนาแน่นเท่าเดิม กล่าวคือประสิทธิภาพในการอัดเพิ่มขึ้น รวมทั้งทำให้ได้ Density Gradient ต่ำลงด้วย ภาพ 5.18 แสดงการทำงานของแม่พิมพ์แบบ Floating Die



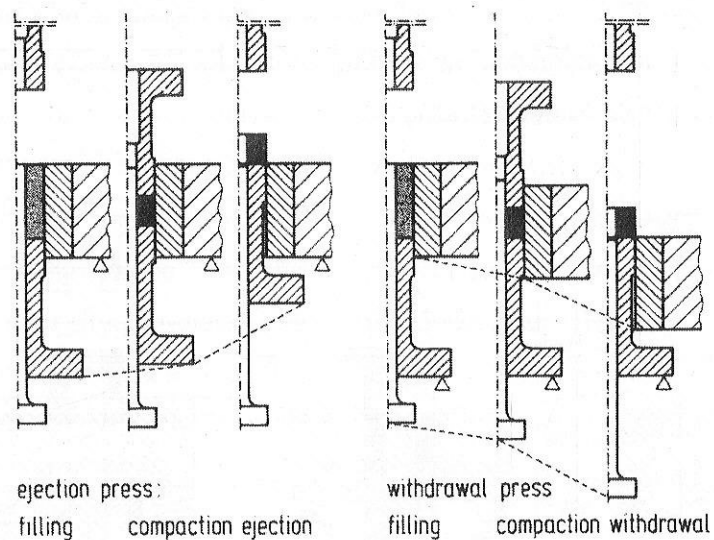
ภาพ 5.18 การทำงานของ Floating Die

Withdrawal Die มีหลักการเดียวกันกับ Floating Die ยกเว้นตรงที่มี Stationary punch คือ punch ที่อัด โดยอาศัยการเคลื่อนตัวของแม่พิมพ์และ Upper punch ส่วนตัวแม่พิมพ์เคลื่อนที่ลงเอง ต่างจาก Floating Die ซึ่งเคลื่อนลงด้วยแรงอัดของ Upper punch ภาพ 5.19 แสดงการทำงานของแม่พิมพ์แบบ Withdrawal Die



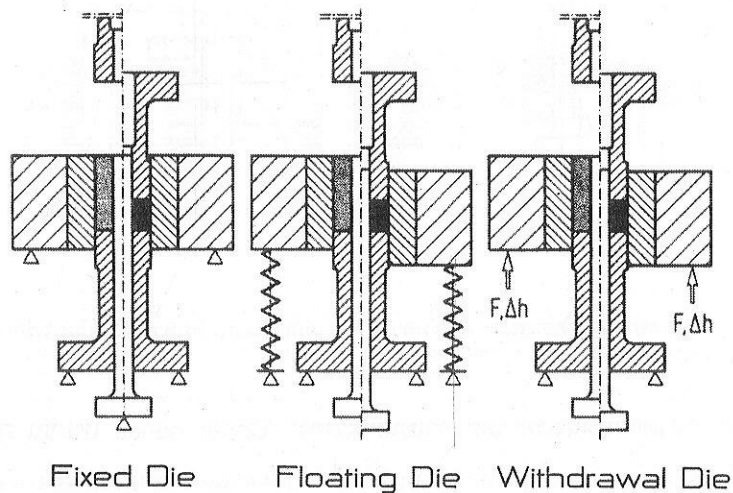
ภาพ 5.19 การทำงานของ Withdrawal Die

สำหรับการนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ทำได้สองวิธีคือ (1) ใช้ Lower punch ขยับขึ้นดันชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ (2) แม่พิมพ์ขยับตัวลงให้ Lower punch ดันชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ ภาพ 5.20 เปรียบเทียบการนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์



ภาพ 5.21 เปรียบเทียบการนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์

เมื่อเปรียบเทียบการทำงานของแม่พิมพ์ทั้ง 3 ประเภทจะได้ดังภาพ 5.21 โดย Fixed Die มีประสิทธิภาพในการอัดต่ำกว่าแม่พิมพ์ทั้งสองแบบ เนื่องจากไม่มีการเคลื่อนตัวของแม่พิมพ์ทำให้มีแรงเสียดทานระหว่างแม่พิมพ์กับชิ้นงาน ผลิตภัณฑ์ที่ได้มีความสม่ำเสมอของความหนาแน่นน้อย แต่อย่างไรก็ดี Fixed Die มีข้อข้อน้อยที่สุดและราคาถูก เหมาะสมที่จะใช้กับชิ้นงานที่ค่อนข้างบาง แม่พิมพ์ที่ได้รับความนิยมใช้ในโรงงานอุตสาหกรรมส่วนใหญ่ได้แก่ Floating Die และ Withdrawal Die



ภาพ 5.21 เปรียบเทียบการทำงานของ Fixed Die, Floating Die และ Withdrawal Die

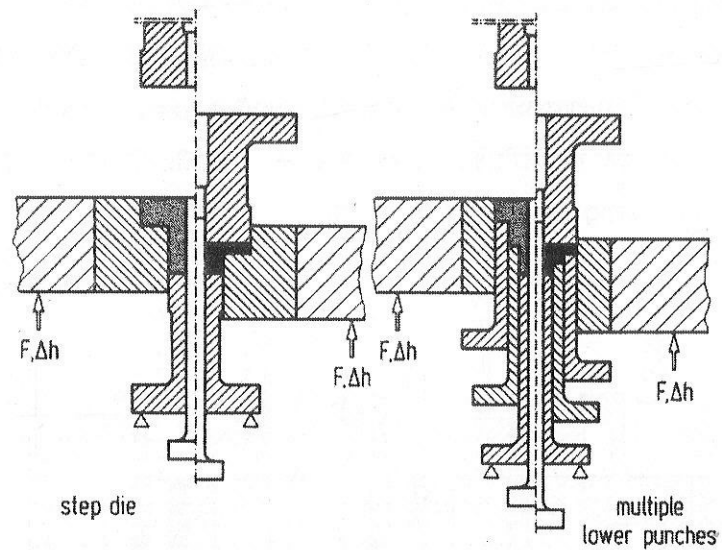
5.5.3 การอัดขึ้นรูปแบบ Axial Die Pressing และรูปร่างของชิ้นงาน

การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างต่าง ๆ ทำให้การออกแบบแม่พิมพ์และการเคลื่อนไหวของ Punch แตกต่างกันไป ชิ้นงานที่มีรูปร่างค่อนข้างซับซ้อนอาจใช้ Punch มากกว่า 8 ชิ้น นอกจากนี้การอัดขึ้นรูปชิ้นงานบางลักษณะต้องมีการออกแบบการป้อนผงโลหะด้วย

5.5.3.1 ชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากัน

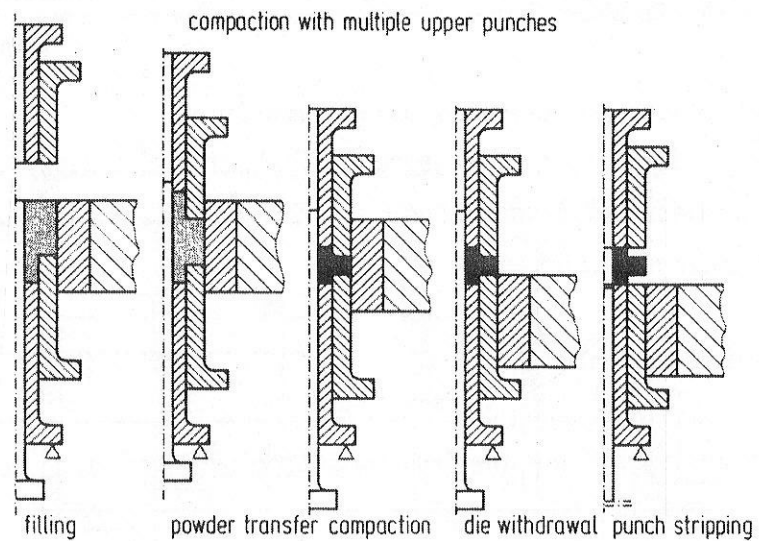
ดังที่ได้กล่าวมาแล้วว่าการอัดขึ้นรูปมีกฎเหล็กคือต้องคำนึงถึงการกระจายตัวของความหนาแน่นเป็นหลัก ซึ่งในกรณีที่ชิ้นงานมีความหนาไม่เท่ากันนั้น เพื่อให้ความหนาแน่นภายในชิ้นงานสม่ำเสมอ Punch จะต้องเคลื่อนไหวขึ้น - ลง ไม่เท่ากันเพื่อให้ได้ Compression Ratio เท่ากัน

ขั้นตอนของการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากัน เริ่มจากการป้อนผงโลหะ ในขณะที่ทำการป้อนผงโลหะ Lower punch จะขยับไปตำแหน่ง Fill position ซึ่งทำให้ได้ช่องว่างพอดีกับส่วนสูงของผงโลหะที่มีความหนาแน่นเท่ากับ Apparent Density ซึ่งคำนวณได้จาก Compression Ratio และส่วนสูงของชิ้นงานที่ต้องการ หลังจากนั้น Upper Punch ก็จะอัดผงโลหะให้มีความหนาแน่นมากขึ้น ในขณะที่อัด แม่พิมพ์จะเคลื่อนตัวลงในกรณีที่เป็น Floating Die หรือ Withdrawal Die ภาพ 5.22 แสดงตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันแบบที่มีด้านหนึ่งมีผิวเรียบ



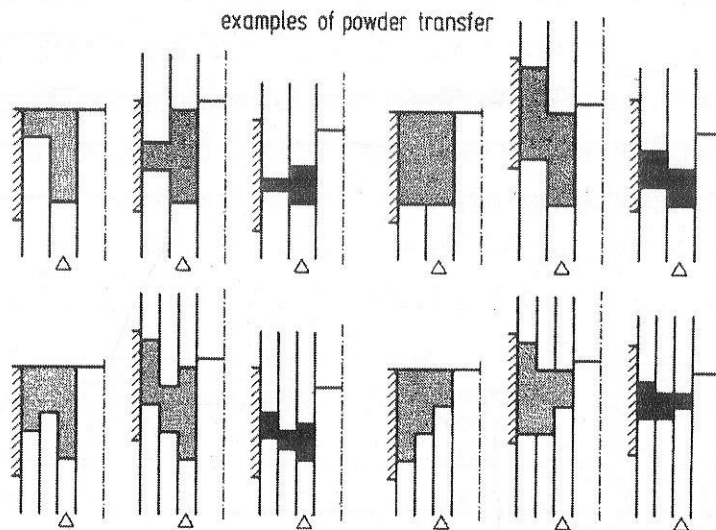
ภาพ 5.22 ตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันแบบที่มีด้านหนึ่งเป็นผิวเรียบ

ในกรณีที่ไม่มีผิวด้านใดด้านหนึ่งเรียบเลย จำเป็นที่จะต้องเพิ่ม Upper punch เพิ่มขึ้น ภาพ 5.23 แสดงตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันแบบที่ไม่มีด้านใดด้านหนึ่งเป็นผิวเรียบ



ภาพ 5.23 ตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันแบบที่ไม่มีด้านใดด้านหนึ่งเป็นผิวเรียบ

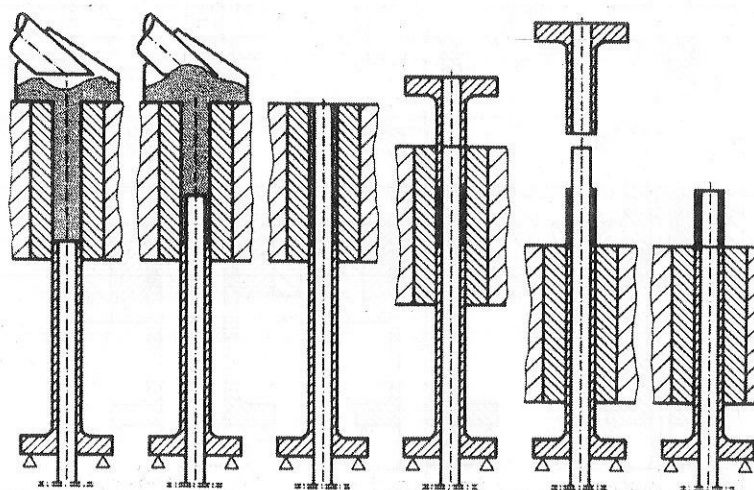
ในบางครั้งระดับความหนาที่ไม่เท่ากันมีมากกว่า 2 ส่วน การอัดขึ้นรูปก็ยังเป็นไปตามหลักการเดิมคือให้มี Compression Ratio เท่ากันทั้งชิ้น และมีขั้นตอนการบ้อนผงโลหะเช่นเดิม ตัวอย่างของการทำงานของ Punch ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันมากกว่า 2 ส่วนแสดงดังภาพ 5.24



ภาพ 5.24 ตัวอย่างของการทำงานของ Punch ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันมากกว่า 2 ส่วน

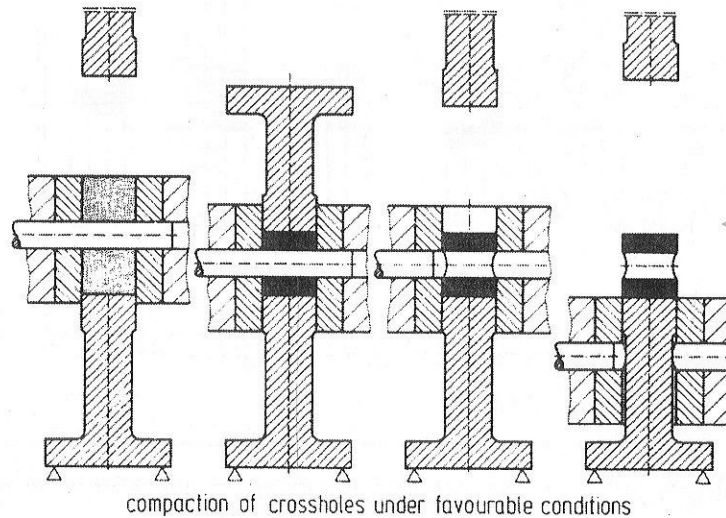
5.5.3.2 ชิ้นงานที่มีรู

การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูสามารถทำได้โดยเพิ่มแกนกลางเข้าไปทำงานร่วมกับ Punch ซึ่งมีชื่อเรียกว่า "Core rod" ทำหน้าที่คล้าย Core ในงานหล่อ ขั้นตอนการอัดเริ่มต้นจากการป้อนผงโลหะ ในขั้นตอนนี้ Core rod จะลงไปอยู่ที่ Fill position ด้านล่างของแม่พิมพ์ ทั้งนี้เนื่องจากถ้าให้ Core rod อยู่ภายในแม่พิมพ์ตั้งแต่ต้นจะทำให้การไหลตัวของผงโลหะเป็นไปได้ยากขึ้น หลังจากนั้นจึงเคลื่อน Core rod เข้ามาในแม่พิมพ์แล้วจึงทำการอัดขึ้นรูปด้วย Upper punch ตามปกติ ภาพ 5.25 แสดงตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูขนานกับทิศทางการอัด



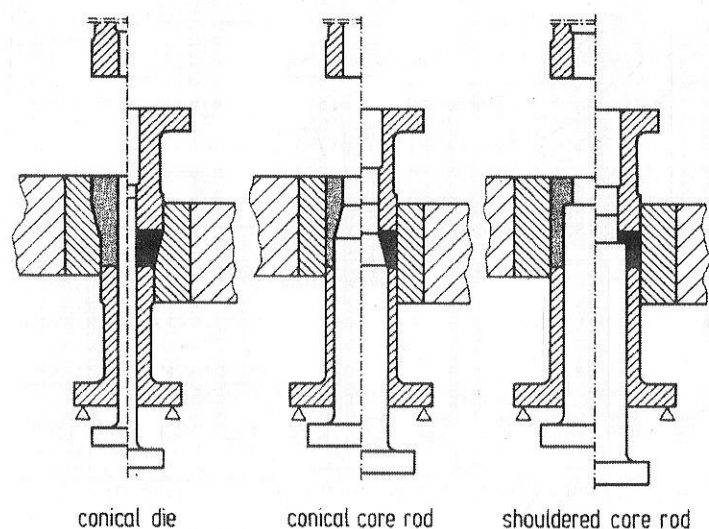
ภาพ 5.25 ตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูขนานกับทิศทางการอัด

ในกรณีนี้ที่รูในชิ้นงานตั้งฉากกับทิศทางการอัด Core rod จะทำงานในลักษณะที่ต่างออกไป โดย Core rod จะวางตัวในทิศทางการตั้งฉากกับทิศทางการอัด และ Fill position ของ Core rod จะอยู่ภายในแม่พิมพ์ตั้งแต่ต้น เนื่องจากถ้านำ Core rod เข้ามาในแม่พิมพ์ทีหลังจะผลึกผงโลหะออกไปในช่องสำหรับ Core rod หลังจากนั้นทำการอัดขึ้นรูปตามปกติแล้วจึงจะนำ Core rod ออก จึงจะนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ ภาพ 5.26 แสดงการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูตั้งฉากกับทิศทางการอัด



ภาพ 5.26 การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูตั้งฉากกับทิศทางการอัด

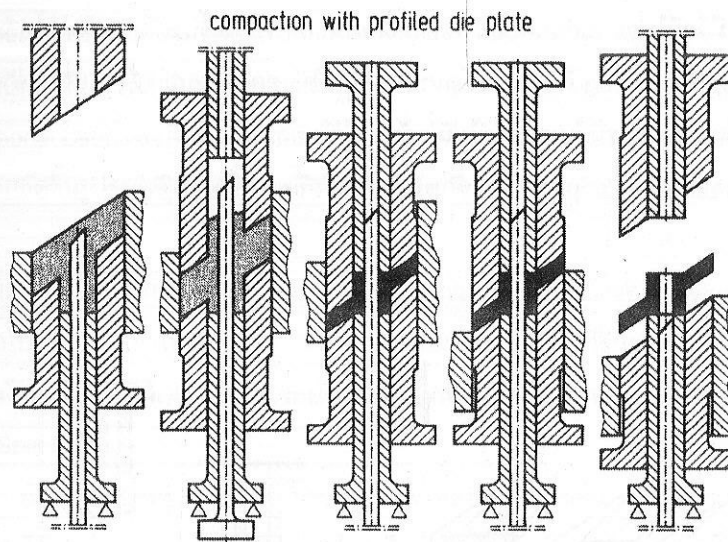
ในกรณีนี้ที่รูภายในชิ้นงานมีลักษณะพิเศษ เช่น มีป้า, มีพื้นที่หน้าตัดลดลง Core rod ของชิ้นงานเหล่านี้จะมีรูปร่างเปลี่ยนไปตามลักษณะของรูนั้น ภาพ 5.27 แสดงตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูลักษณะพิเศษ



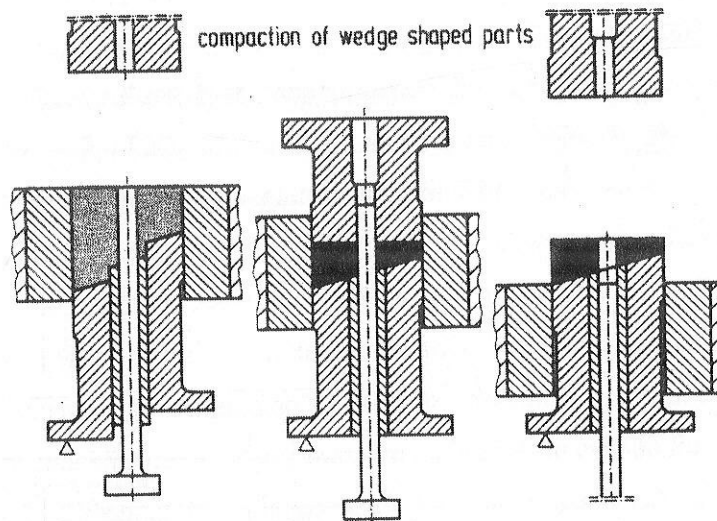
ภาพ 5.27 ตัวอย่างการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูลักษณะพิเศษ

5.5.3.3 ชิ้นงานที่มีผิวไม่ขนานกัน

ชิ้นงานที่มีผิวไม่ขนานกันหมายถึงชิ้นงานที่มีผิวด้านบนและล่างของชิ้นงานไม่ขนานกัน เช่น ผิวด้านบนเอียง แต่ผิวด้านล่างตรง หรือ เอียงทั้งด้านบนและด้านล่างแต่ไม่ขนานกัน เป็นต้น ซึ่งการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างแบบนี้ค่อนข้างยุ่งยาก ต่างจากชิ้นงานที่มีผิวเอียงทั้งด้านบนและล่างแต่ขนานกัน ภาพ 5.28 แสดงการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีผิวเอียงทั้งด้านบนและล่างขนานกัน จะเห็นได้ว่าการอัดขึ้นรูปคล้ายคลึงกับชิ้นงานที่มีความหนาไม่เท่ากันทั่วไป สำหรับชิ้นงานที่มีผิวไม่ขนานกัน ถ้าหากมีผิวด้านหนึ่งตั้งฉากกับแนวการอัด จะมีลักษณะดังภาพ 5.29 คือ Upper punch มีผิวเรียบตามปกติ ส่วนด้านล่างจะประกอบไปด้วย Lower punch หลายอัน ซึ่งในขั้นตอนป้อนผงโลหะจะขยับตัวไปที่ตำแหน่งต่าง ๆ ทำให้ได้ Compression Ratio เท่ากันในขั้นตอนการอัด อย่างไรก็ตามเนื่องจากผิวด้านที่เอียงมีความต่อเนื่องกัน การที่ Lower punch เคลื่อนไปที่ตำแหน่งต่าง ๆ ในขั้นตอนป้อนผงโลหะก็ไม่ได้ทำให้ได้ Compression Ratio เท่ากันอย่างแท้จริง แต่ก็อยู่เกณฑ์ที่รับได้ ยิ่งออกแบบให้มี Lower punch จำนวนมากขึ้นเท่าไร ยิ่งมีโอกาสได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสม่ำเสมอมากขึ้น

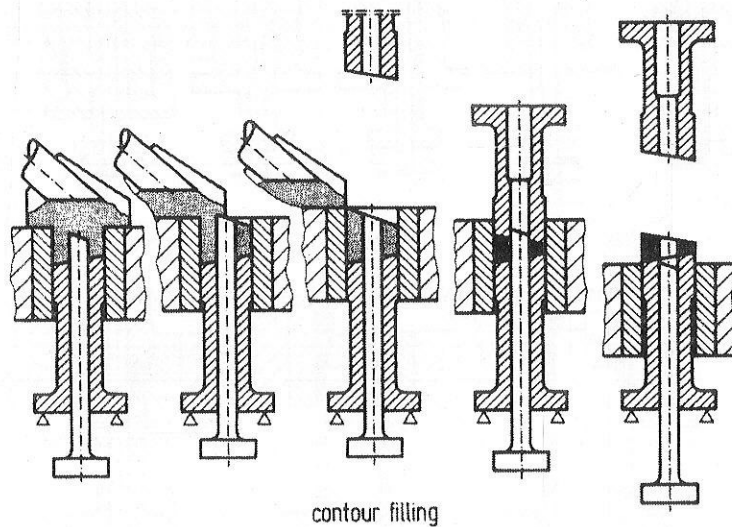


ภาพ 5.28 การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีผิวเอียงทั้งด้านบนและล่างขนานกัน



ภาพ 5.29 การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีผิวไม่ขนานกัน โดยมีผิวด้านหนึ่งตั้งฉากกับทิศทางการอัด

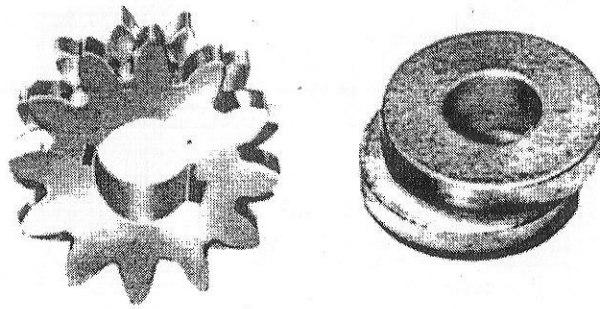
ในกรณีที่ชิ้นงานมีผิวที่ไม่ขนานกันและมีผิวเอียงทั้งสองด้าน การอัดขึ้นรูปจะซับซ้อนขึ้นอีก โดยจะต้องมีการป้อนผงโลหะแบบ Contour filling คือป้อนผงโลหะไม่เท่ากันในแต่ละบริเวณ บริเวณที่หนาป้อนผงโลหะมาก บริเวณที่บางป้อนผงโลหะน้อย การป้อนผงโลหะไม่เท่ากันทำได้โดยการเคลื่อนที่ของ feed shoe ดังภาพ 5.30 จากนั้นใช้ Upper punch และ Lower punch ที่มีลักษณะเอียงอัดขึ้นรูปตามปกติ



ภาพ 5.30 การอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีผิวไม่ขนานกันและมีผิวเอียงทั้งสองด้าน

5.5.3.4 ชิ้นงานที่มีร่อง

ชิ้นงานที่มีร่องหมายถึงชิ้นงานที่มีร่องในแนวตั้งฉากกับทิศทางการอัด ซึ่งชิ้นงานแบบนี้ถ้าอัดขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์แบบธรรมดาจะนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ไม่ได้ (ดูภาพ 5.31 ประกอบ)



ภาพ 5.31 ตัวอย่างชิ้นงานที่อัดขึ้นรูปด้วย Split Die

ชิ้นงานที่มีรูปร่างลักษณะนี้อาจใช้แม่พิมพ์แบบ Split Die ในการอัด ซึ่งแม่พิมพ์แบบ Split Die มีการทำงานดังภาพ 5.32 จะเห็นว่าตัวแม่พิมพ์แบ่งออกเป็นสองชิ้นคือ Upper Die และ Lower Die ซึ่งจะถูกจัดวางประกอบกันที่ตำแหน่งที่แน่นอนในขณะที่ทำการป้อนผงโลหะ หลังจากนั้นจึงทำการอัดขึ้นรูป ในขั้นตอนนี้ถ้าสังเกตลักษณะการวางตัวของชิ้นงาน จะพบว่าถ้าเป็นแม่พิมพ์ประเภทอื่นจะไม่สามารถนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ หลังจากอัดขึ้นรูปจนได้รูปร่างชิ้นงานที่ต้องการแล้ว จึงนำ Upper Die ออกและนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์

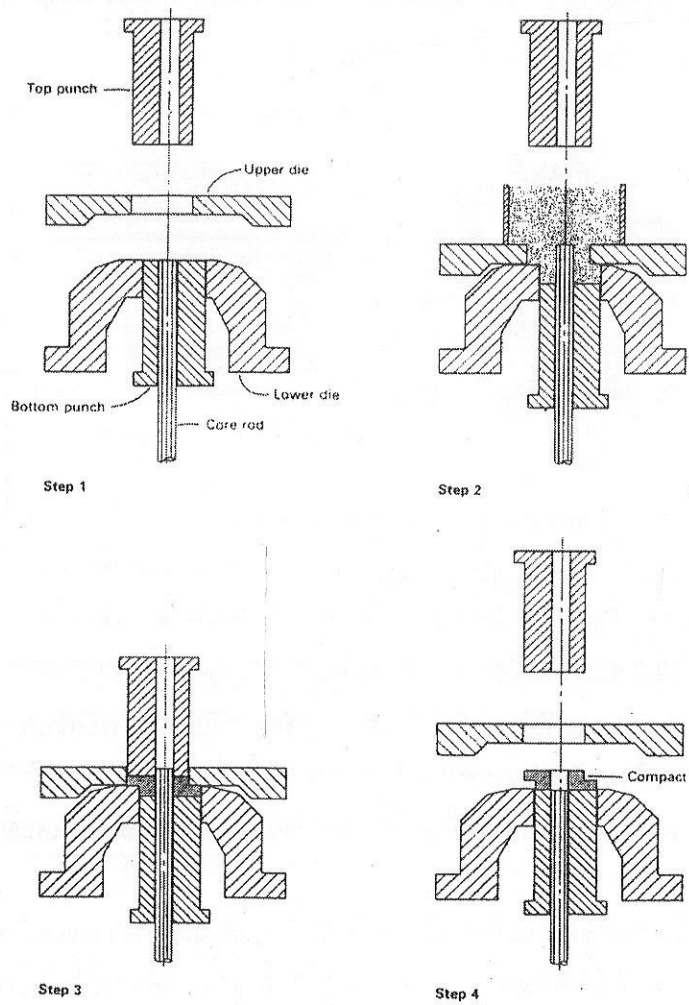
ข้อสังเกตเพิ่มเติมเกี่ยวกับการออกแบบ Split Die คือบริเวณมุมด้านหนึ่งของ Lower Die จะเป็นบริเวณผงโลหะถูกป้อนเข้าไปได้ยาก ทำให้เกิดช่องว่างหลังจากป้อนผงโลหะแล้ว วิธีการแก้ไขปัญหานี้ทำได้โดยเพิ่มระยะสวนสูงของผงโลหะที่ Lower Die เพื่อชดเชยปริมาณผงโลหะที่หายไป ภาพ 5.33 แสดงบริเวณที่ผงโลหะถูกป้อนเข้าได้ยากใน Split Die

Split Die มักจะมีต้นทุนสูงเพราะมีจำนวนชิ้นส่วนที่เคลื่อนไหวเพิ่มขึ้น อีกวิธีการหนึ่งในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีร่องคือการใช้ Core plate อยู่บริเวณด้านข้างเพื่อทำให้เกิดร่องในขั้นตอนการอัดขึ้นรูป เมื่อนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ ชิ้นงานจะถูกดันขึ้นพร้อมกับ Core plate ในแนวตั้งจนพ้นแม่พิมพ์ หลังจากนั้นก็สามารถนำชิ้นงานออกจากทางด้านข้างได้ ภาพ 5.34 แสดงขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีร่องด้วย Core plate

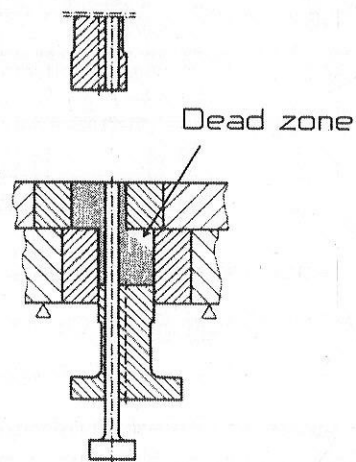
5.5.3.5 ชิ้นงานที่มีชั้น Compound

ชิ้นงานบางมีลักษณะเป็นชั้นของโลหะผสมต่างชนิดกัน เช่น Double layer valve ที่มีผิวภายนอกเป็นทองเหลืองภายในเป็นเหล็กกล้าไร้สนิม หรือ ชิ้นงานลักษณะเดียวกับ Cladding เป็นต้น ชิ้นงานเหล่านี้ต้องมีการใช้ผงโลหะมากกว่าหนึ่งชนิด วิธีการอัดขึ้นรูปขึ้นอยู่กับการเรียงตัวของชั้น Compound

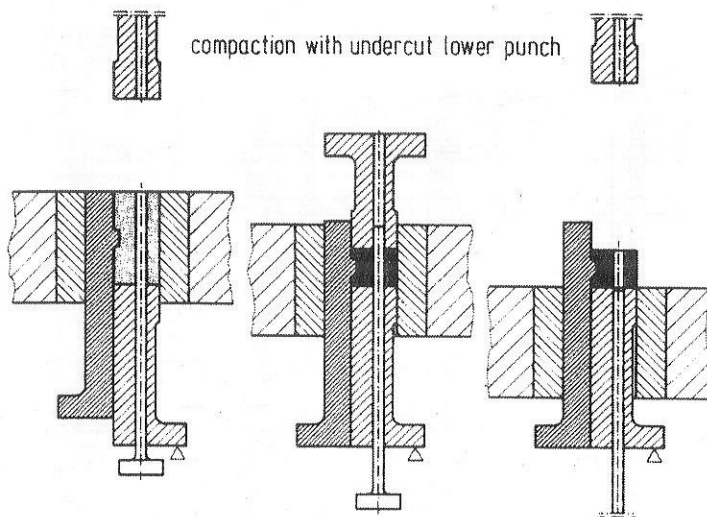
สำหรับชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป ทำได้โดยเติมผงโลหะชนิดแรกเข้าไปก่อน Lower punch เป็นตัวกำหนดปริมาณผงโลหะชนิดแรก หลังจากนั้น Lower punch จะเคลื่อนตัวลงเพื่อรับผงโลหะชนิดที่สอง หลังจากนั้นจึงทำการอัด ภาพ 5.35 แสดงขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป



ภาพ 5.32 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีร่องด้วย Split Die

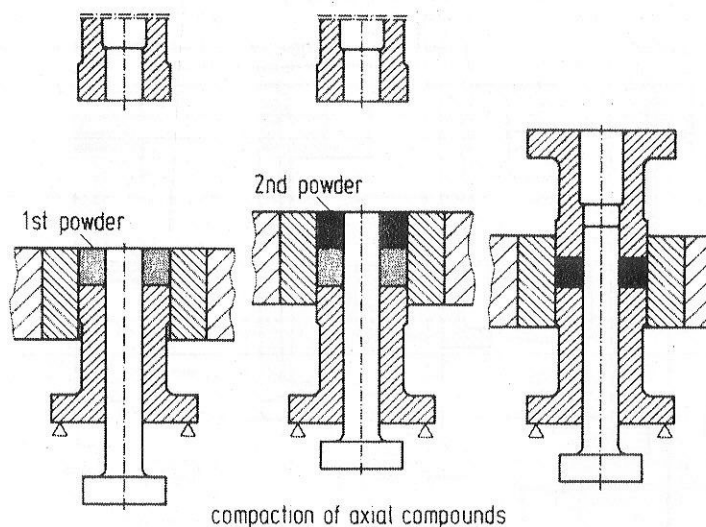


ภาพ 5.34 แสดงบริเวณที่ผนังโลหะถูกป้อนเข้าได้ยากใน Split Die

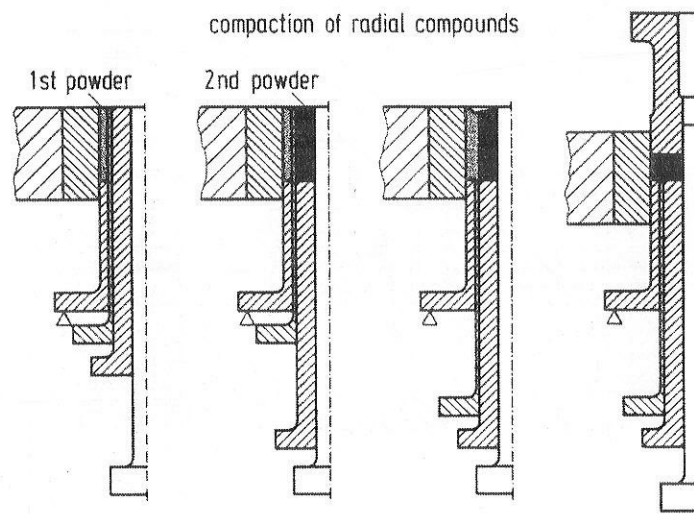


ภาพ 5.34 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีร่องด้วย Core plate

สำหรับชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูปจะมี Lower punch เพิ่มขึ้นตามจำนวนชั้น Compound เพื่อทำหน้าที่รับผงโลหะเข้ามาที่ละชนิดและมีแรงกันระหว่างผงโลหะแต่ละชนิดด้วย ขั้นตอนคือเริ่มจาก Lower punch ของชั้น Compound แรกเคลื่อนตัวลงเพื่อรับผงโลหะ หลังจากนั้น Lower punch ของชั้น Compound ที่สองเคลื่อนตัวลงเพื่อรับผงโลหะ โดยที่ในขั้นตอนนี้จะมีแรงกันระหว่างชั้น Compound ทั้งสอง เมื่อป้อนผงโลหะทั้งสองชนิดเสร็จแล้วจึงเอาแรงกันออก แล้วจึงทำการอัดขึ้นรูป ขั้นตอนของการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูปแสดงดังภาพ 5.36

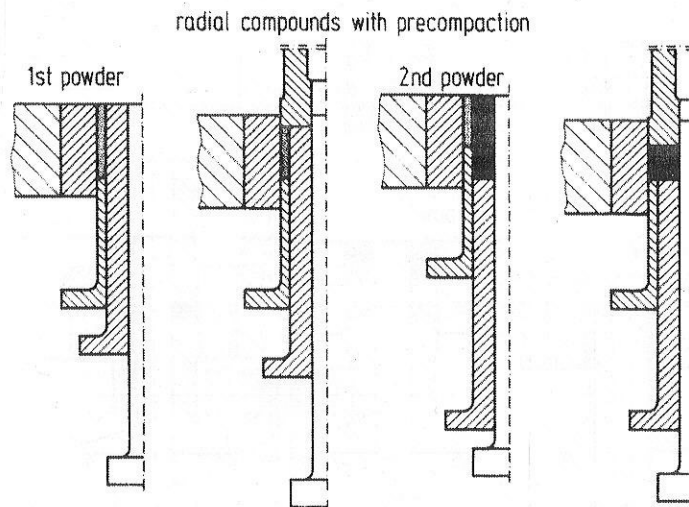


ภาพ 5.35 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวตั้งฉากกับทิศทางการอัดขึ้นรูป



ภาพ 5.36 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป

วิธีการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูปยังมีอีกวิธีหนึ่ง เรียกว่า วิธี "Pre-compaction" วิธีการนี้มีหลักการคือหลังจากป้อนผงโลหะชนิดแรกเสร็จแล้ว ทำการอัดผงโลหะชนิดแรก ในปริมาณน้อยก่อน เพื่อให้ผงโลหะชนิดแรกมีความแข็งแรงพอประมาณ แล้วจึงทำการป้อนผงโลหะชนิดที่สอง แล้วค่อยทำการอัดขึ้นรูปให้ได้ความหนาแน่นและรูปร่างที่ต้องการพร้อมกันอีกครั้งหนึ่ง จะสังเกตเห็นได้ว่าวิธีการ นี้ไม่ต้องมีแผ่นกัน ทำให้ต้นทุนการสร้างแม่พิมพ์ลดลง แต่ว่าต้องมีการอัดสองครั้งซึ่งทำให้อัตราการผลิตลดลง

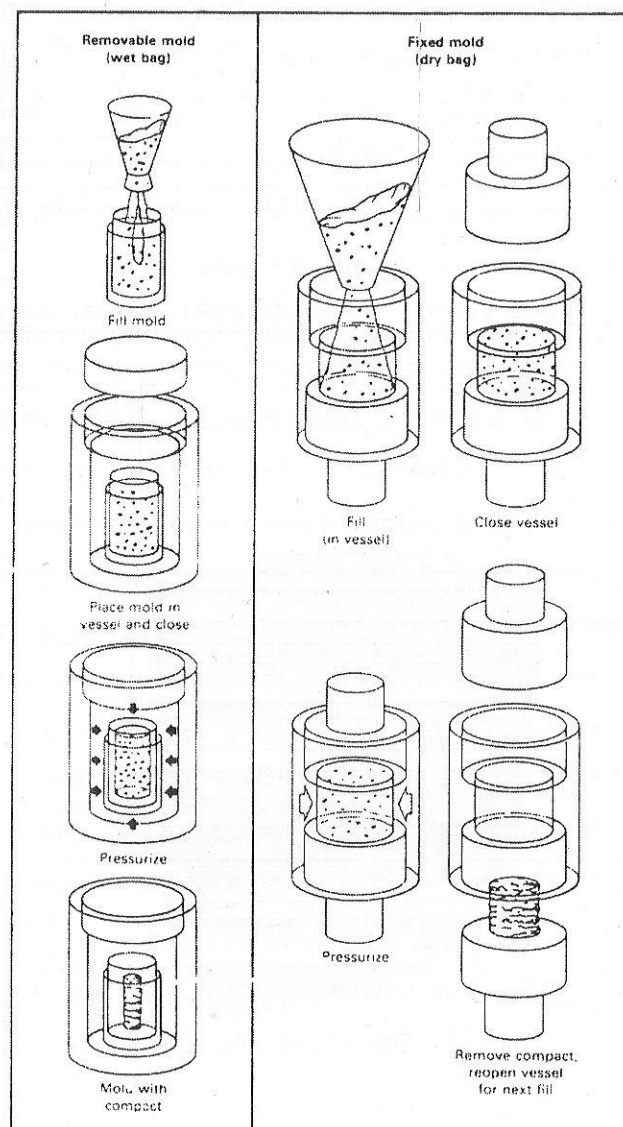


ภาพ 5.37 ขั้นตอนการอัดขึ้นรูปชิ้นงานที่มีชั้น Compound ในแนวขนานกับทิศทางการอัดขึ้นรูป แบบ pre-compaction

5.6 Cold Isostatic Pressing (CIP)

Cold Isostatic Pressing (CIP) เป็นเทคโนโลยีการอัดขึ้นรูปผงโลหะให้มีรูปร่างตามต้องการ โดยป้อนแรงดันผ่านของเหลวที่อุณหภูมิห้อง ของเหลวที่ใช้ส่วนใหญ่ได้แก่น้ำมันและน้ำ แรงดันในการอัดส่วนใหญ่อยู่ในช่วงระหว่าง 210 ถึง 410 MPa และในบางครั้งสูงถึง 700 MPa สามารถได้ความหนาแน่นอยู่ในช่วง 60 ถึง 80% Theoretical Density

Cold Isostatic Pressing แบ่งออกเป็นสองประเภท โดยทั้งสองประเภทใช้แม่พิมพ์ทำจาก Elastomer เหมือนกัน ถ้า Elastomeric Mold ถูกยึดติดอยู่กับภาชนะความดัน (Pressure Vessel) เรียกว่า "Dry Bag" ถ้า Elastomeric Mold สามารถนำออกมาจากภาชนะความดันได้ เรียกว่า "Wet Bag" การทำงานของทั้งสองประเภทแสดงในภาพ 5.38



ภาพ 5.38 ขั้นตอนการทำงานของ Cold Isostatic Pressing (CIP) แบบ Wet Bag และ Dry Bag

หลักการของ Cold Isostatic Pressing คือการให้แรงดันผ่านของเหลวไปยัง Elastomeric Mold แรงดันที่กระทำต่อผงโลหะจะมาจากรอบทิศทาง ดังนั้นข้อได้เปรียบของ Cold Isostatic Pressing คือการกระจายตัวของความหนาแน่นจะสม่ำเสมอว่าการอัดขึ้นรูปแบบ Double Action มาก ทำให้สามารถอัดขึ้นรูปชิ้นที่มีอัตราส่วน $\frac{H}{D}$ สูงได้ ชิ้นงานทรงกระบอกอาจมีความสูงได้ถึง 3 – 5 เมตร นอกจากนี้ Cold Isostatic Pressing ยังหลีกเลี่ยงแรงเสียดทานระหว่างแม่พิมพ์กับชิ้นงานได้ ทำให้มีประสิทธิภาพในการอัดสูง โดยไม่มี Residual Stress ในชิ้นงาน ไม่เสี่ยงต่อการแตกหรือหลุดร่อนของชิ้นงานในขณะเคลื่อนย้าย และไม่จำเป็นต้องมีการเติม Binder หรือ Lubricant เนื่องจากไม่มีแรงเสียดทานระหว่างแม่พิมพ์กับชิ้นงาน และมีความสม่ำเสมอของความหนาแน่นดีอยู่แล้ว และเมื่อไม่มีการใช้ Binder และ Lubricant ทำให้ชิ้นงานที่ได้ไม่มีสารตกค้างในกรณีที่ไม่สามารถกำจัด Binder และ Lubricant ออกไปได้หมดในขั้นตอนเผาประสาน

ข้อเสียเปรียบของ Cold Isostatic Pressing คือมีอัตราการผลิตต่ำ เนื่องจากไม่ใช่กระบวนการต่อเนื่องเหมือน Axial Die Pressing ในการอัดแต่ละครั้งต้องทำการบรรจุผงโลหะลงใน Elastomeric Mold ก่อน จึงนำลงไปในภาชนะจุความดัน แล้วค่อยให้แรงดัน (Wet Bag) แต่ข้อเสียเปรียบนี้ก็ได้รับการปรับปรุงให้มีอัตราการผลิตสูงขึ้น โดยมี Elastomeric Mold ยึดติดอยู่กับภาชนะจุความดัน (Dry Bag) ทำให้ลดขั้นตอนการทำงานไปได้และมีอัตราการผลิตสูงขึ้น ตัวอย่าง เช่น ในการผลิตหัวเทียนสามารถทำได้ประมาณ 2800 ชิ้นต่อชั่วโมง

ส่วนประกอบของเครื่อง Cold Isostatic Pressing ได้แก่ ภาชนะจุความดัน (Pressure Vessel), แหล่งกำเนิดความดัน (Pressure Generator), และ Elastomeric Mold

การออกแบบ Pressure Vessel ต้องให้ความระมัดระวังอย่างยิ่ง เนื่องจาก Pressure Vessel ต้องมีหน้าที่บรรจุความดันมหาศาล แรงดันภายในอาจเทียบได้กับแรงระเบิดของวัตถุระเบิดหลายร้อยกิโลกรัม ในการออกแบบส่วนใหญ่จะมี Safety factor ไม่ต่ำกว่า 3 คือให้รับแรงดันได้ไม่เกินหนึ่งในสามของความแข็งแรงดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Stress) นอกจากนี้ต้องคำนึงถึงความปลอดภัยด้วย เนื่องจาก Pressure Vessel ได้รับแรงแบบวัฏจักร ในขณะใช้งานจะมีการตรวจสอบแบบไม่ทำลายเพื่อความปลอดภัยเป็นประจำ

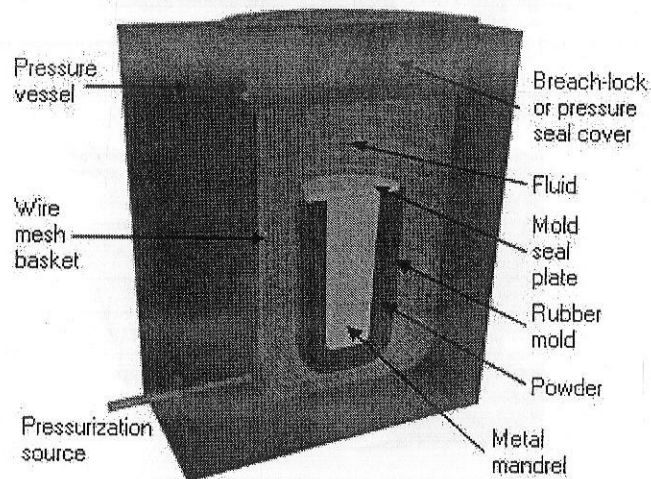
Pressure Generator มีสองแบบคือ Air driven pump และ Hydraulic pump สำหรับ Air driven pump นิยมใช้กันการอัดขึ้นรูปชิ้นงานขนาดเล็กและอัตราการผลิตต่ำ ส่วน Hydraulic pump ใช้กับชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่และต้องการอัตราการผลิตสูง Air driven pump มีต้นทุนต่ำกว่า Hydraulic pump ของเหลวที่ใช้ส่งผ่านแรงดันนิยมใช้น้ำมันสำหรับ Dry Bag และใช้น้ำผสมกับ corrosion inhibitor สำหรับ Wet Bag ระบบการกรองอนุภาคปนเปื้อนจะถูกติดตั้งไว้เสมอเพื่อป้องกันการสะสมตัวของตะกอนใน Pressure Vessel

Elastomeric Mold สามารถทำจากวัสดุพอลิเมอร์หลายประเภทด้วย ปัจจุบันในการเลือกวัสดุมาทำ Elastomeric Mold ได้แก่ (1) วัสดุชนิดนั้นจะต้องไม่ทำปฏิกิริยากับผงโลหะหรือของเหลวใน Pressure Vessel (2) วัสดุชนิดนั้นจะต้องมีความทนทานต่อการสึกหรอสามารถใช้งานได้นาน ภายใต้การเสียดสีกับผงโลหะ ปัจจุบันนี้วัสดุที่ใช้ทำ Elastomeric Mold ได้แก่ ยางธรรมชาติ, Neoprene, Urethane, Polyvinyl Chloride, Butyl, Nitrile และ Silicone สมบัติของวัสดุที่ใช้ทำ Elastomeric Mold ชนิดต่าง ๆ แสดงไว้ในตาราง 5.1

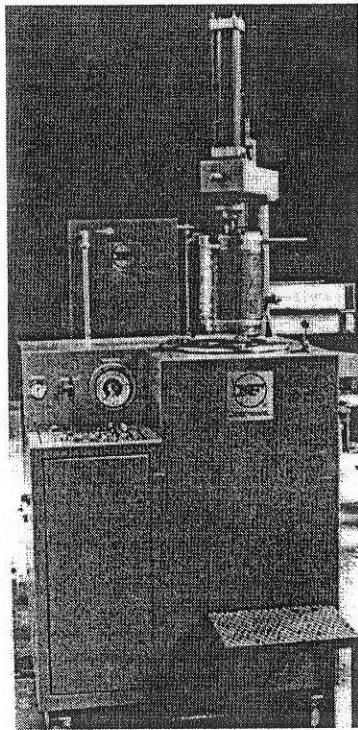
ตาราง 5.1 สมบัติของวัสดุที่ใช้ทำ Elastomeric Mold ชนิดต่าง ๆ

Properties	Natural Rubber (Molded)	Natural Rubber (Latex)	Butyl	Polyvinyl Chloride	Polyurethane	Neoprene	Nitrile	Silicone
Tensile Strength (MPa)	21	21	14	14 - 21	28	14	10	7
Shore Hardness	30 - 90	40	40 - 75	-	20 - 98	40 - 95	40 - 95	40 - 85
Tear Resistance	Very Good	Very Good	Good	Fair	Excellent	Good	Fair	Poor
Abrasion Resistance	Excellent	Good	Good	Fair	Excellent	Good	Good	Poor
Resilience	Excellent	Excellent	Bad	Bad	Good	Good	Fair	Excellent
Resistance to Lubricating Oil	Poor	Poor	Poor	Poor	Excellent	Good	Very Good	Fair
Petrol	Poor	Poor	Poor	Poor	Excellent	Fair	Excellent	Fair
Heat	Good	Good	Excellent	Good	Poor	Excellent	Excellent	Excellent

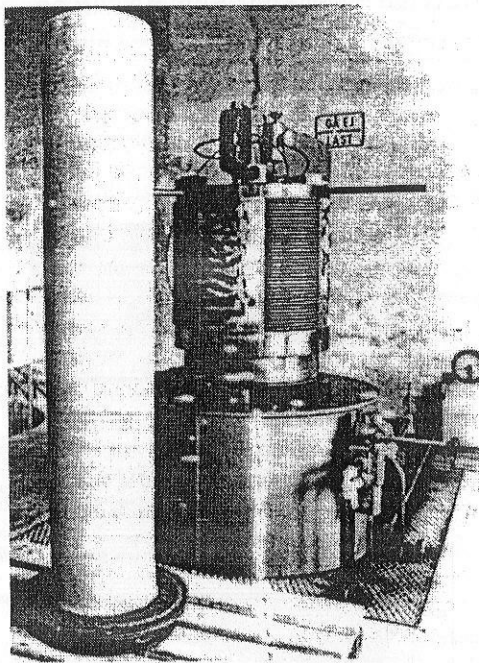
ภาพ 5.38 แสดงองค์ประกอบของเครื่อง Cold Isostatic Pressing สำหรับเครื่อง Cold Isostatic Pressing มีตั้งแต่ขนาดเล็กสำหรับการวิจัยและขนาดใหญ่ที่ใช้การผลิต ภาพ 5.39 และ 5.40 แสดงตัวอย่างเครื่อง Cold Isostatic Pressing



ภาพ 5.38 องค์ประกอบของเครื่อง Cold Isostatic Pressing



ภาพ 5.39 เครื่อง Cold Isostatic Pressing
ขนาดเล็กสำหรับการวิจัย

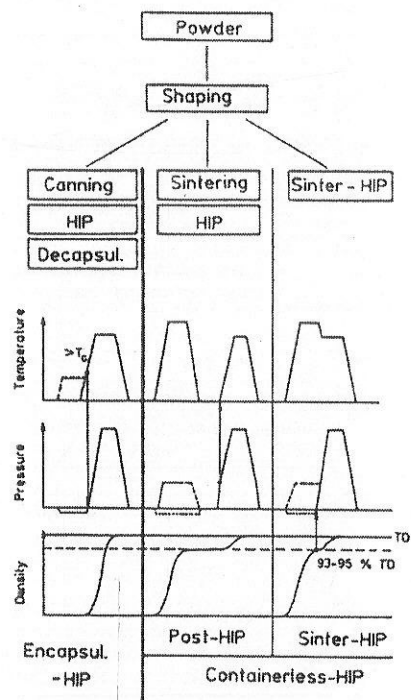


ภาพ 5.40 เครื่อง Cold Isostatic Pressing ขนาดใหญ่
สำหรับการผลิตชิ้นส่วน

5.7 Hot Isostatic Pressing (HIP)

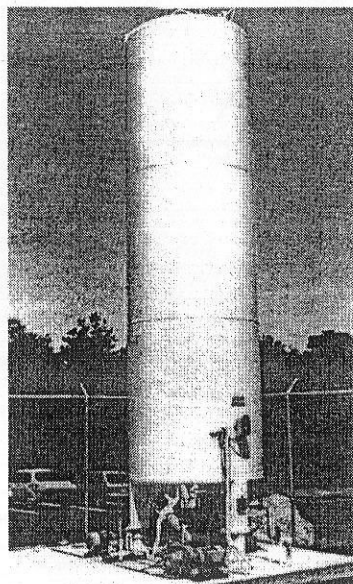
Hot Isostatic Pressing (HIP) เป็นเทคโนโลยีการอัดขึ้นรูปผงโลหะให้มีรูปทรงตามต้องการ โดยป้อนแรงดันผ่านก๊าซที่อุณหภูมิสูง Hot Isostatic Pressing มีหลักการคล้ายคลึงกับ Cold Isostatic Pressing แต่แตกต่างกันที่ Hot Isostatic Pressing ทำที่อุณหภูมิสูง ($>0.5T_m$) และเผาประสานไปพร้อมกับการอัดขึ้นรูป ซึ่งจะทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงและสม่ำเสมอ ในทำนองเดียวกันกับ Cold Isostatic Pressing แรงดันที่ป้อนให้กับชิ้นงานผ่านก๊าซจะมีผลก็ต่อเมื่อชิ้นงานไม่มี Open pore เนื่องจากถ้ามี Open pore แล้วแรงดันจะไม่สามารถทำให้ผงโลหะอัดตัวได้ความหนาแน่นมากขึ้นได้ ดังนั้นจึงต้องมีการทำ Canning หรือ Encapsulation เพื่อเป็นภาชนะบรรจุผงโลหะและส่งผ่านแรงดันสู่ชิ้นงาน ซึ่งวัสดุที่ใช้ทำ Mold นี้ต้องมีความยืดหยุ่นเหมือนกับ Elastomeric Mold ในกรณีของ Cold Isostatic Pressing แต่เนื่องจาก Hot Isostatic Pressing ทำที่อุณหภูมิสูงกว่าทำให้วัสดุที่ใช้ทำ Mold ต้องทนแรงดันและไม่เกิดปฏิกิริยากับผงโลหะที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นเหตุผลหลักที่ทำให้ Hot Isostatic Pressing มีต้นทุนสูง

Hot Isostatic Pressing แบ่งออกเป็นสองประเภทคือ Encapsulated HIP และ Containerless HIP สำหรับ Encapsulated HIP เป็นกระบวนการที่มีการทำ Canning แล้วนำไปทำ Hot Isostatic Pressing ทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นขึ้นพร้อมกับการเผาประสาน แล้วจึงนำมา Decapsulation คือแยกชิ้นงานออกจากภาชนะ สำหรับ Containerless HIP แบ่งได้เป็นสองวิธีการย่อยคือ Post-HIP และ Sinter-HIP ทั้งสองวิธีนี้ไม่มีการทำ Canning แต่ว่าสามารถทำ HIP ได้ด้วยหลักการเดียวกันคือปิด Open pore ให้หมดก่อน Post-HIP ทำภายหลังจาก Pressureless sintering ก่อน เมื่อได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูง (93-95% Theoretical Density) ซึ่งปราศจาก Open pore แล้วจึงนำชิ้นงานมาทำ Hot Isostatic Pressing เพื่อเผาประสานต่อให้ได้ความหนาแน่นสูงขึ้นอีก สำหรับ Sinter-HIP ต่างจาก Post-HIP ตรงที่ไม่ปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวก่อน โดยทำ Pressureless sintering จนชิ้นงานปราศจาก Open pore แล้วทำ Hot Isostatic Pressing ต่อเนื่องจนกระทั่งชิ้นงานมีความหนาแน่นตามต้องการ ภาพ 5.41 เปรียบเทียบกระบวนการ Encapsulated HIP, Post-HIP และ Sinter-HIP โดยทั่วไป Containerless HIP มีต้นทุนที่ต่ำกว่า Encapsulated HIP มาก การประยุกต์ใช้งาน HIP นอกเหนือไปจากการผลิตชิ้นส่วนคือการซ่อมแซมงานหล่อที่มีขนาดใหญ่และราคาแพง



ภาพ 5.41 เปรียบเทียบกระบวนการ Encapsulated HIP, Post-HIP และ Sinter-HIP

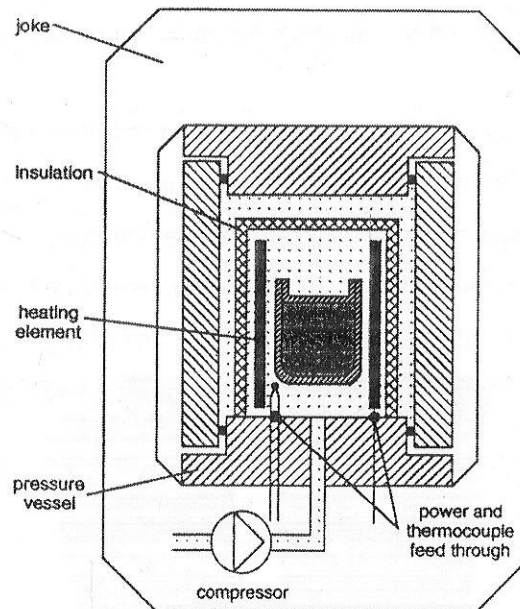
ก๊าซที่ใช้ในกระบวนการ Hot Isostatic Pressing ทัวไปได้แกือก๊าซอาร์กอน ฮีเลียมและไนโตรเจน ก๊าซที่ใช้นั้นมีสมบัติหลักคือเป็นก๊าซเฉื่อย ที่นิยมมากที่สุดคือก๊าซอาร์กอน สำหรับก๊าซไนโตรเจนนอกจากจะเป็นก๊าซเฉื่อยแล้ว ในบางกรณีใช้ใน Reactive Sintering ด้วย คือ ทำให้ลดการสูญเสียไนโตรเจนของ Si_3N_4 ภาพ 5.42 แสดงภาพถ่ายถังเก็บก๊าซอาร์กอนสำหรับใช้ในเครื่อง Hot Isostatic Pressing



ภาพ 5.42 ภาพถ่ายถังเก็บก๊าซอาร์กอนสำหรับใช้ในเครื่อง Hot Isostatic Pressing

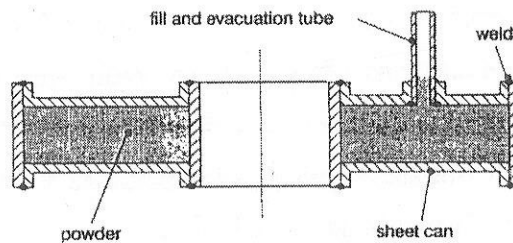
เมื่อก๊าซได้รับแรงดันสูง (ประมาณ 5 - 20 MPa) ก๊าซจะมีความสามารถในการนำความร้อนใกล้เคียงกับของเหลวและทำให้มีการนำความร้อนและพาความร้อนที่รุนแรงมาก ดังนั้น Pressure Vessel สำหรับ Hot Isostatic Pressing จะต้องมีความเป็นฉนวนความร้อนมากพอที่จะรักษาความร้อนไว้ภายในได้

องค์ประกอบของเครื่อง Hot Isostatic Pressing แสดงดังภาพ 5.43 ซึ่งมีส่วนที่แตกต่างไปจาก Cold Isostatic Pressing ที่ชัดเจนคือมีการให้ความร้อนแก่ชิ้นงานด้วย



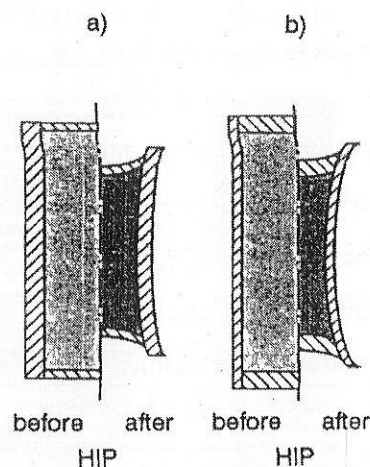
ภาพ 5.43 องค์ประกอบของเครื่อง Hot Isostatic Pressing

ในการทำ Canning สำหรับ Encapsulated HIP มีหลักการเหมือนกับ Cold Isostatic Pressing แต่ต่างกันคือ ที่อุณหภูมิสูง Elastomeric Mold จะไม่เหมาะสมต่อการใช้งาน ดังนั้นสำหรับ Hot Isostatic Pressing จึงเปลี่ยนวัสดุมาใช้แผ่นโลหะ แผ่นโลหะที่นำมาใช้จะต้องไม่ทำปฏิกิริยากับผงโลหะภายในและไม่แพร่ซึมผ่านเข้าไปใน Open pore เมื่อได้รับแรงดันสูง แผ่นโลหะจะถูกนำมาเชื่อมเพื่อบรรจุผงโลหะ ภาพ 5.44 แสดงตัวอย่างภาชนะบรรจุผงโลหะทำจากแผ่นโลหะหลายแผ่นเชื่อมกัน ด้วยเหตุนี้แผ่นโลหะที่นำมาใช้ต้องมีสามารถเชื่อมได้ง่าย เมื่อเชื่อมเสร็จแล้วจะถูกตรวจสอบรอยรั่วด้วยก๊าซฮีเลียม แล้วนำไปบรรจุผงโลหะก่อนจะ Degassing แล้วปิดผนึกโดยให้ความร้อนที่บริเวณ Evacuation Tube แล้วตัดออก

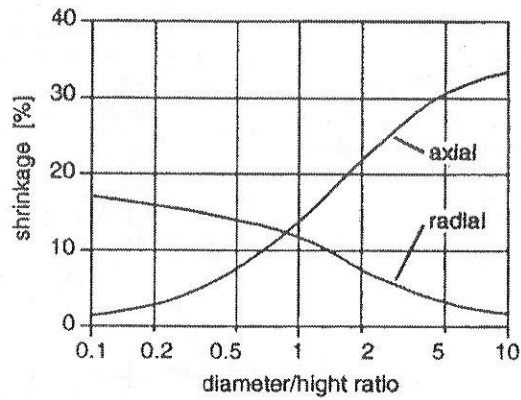


ภาพ 5.44 ตัวอย่างภาชนะบรรจุผงโลหะทำจากแผ่นโลหะหลายแผ่นเชื่อมกัน

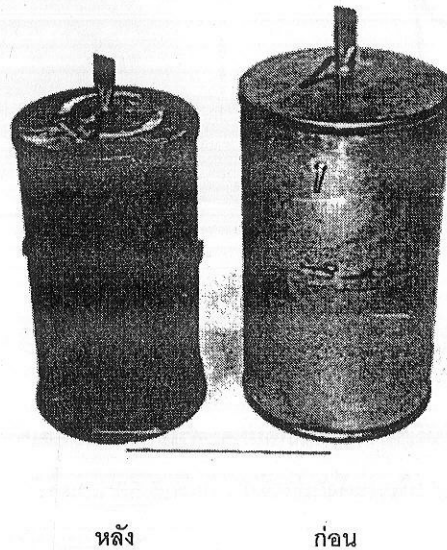
ภายหลังจากให้แรงดันและอุณหภูมิแล้วภาชนะบรรจุผงโลหะและชิ้นงานจะเกิดการหดตัว แต่เนื่องจากรูปร่างของภาชนะทำให้แผ่นโลหะเกิดการโก่งตัว ทำให้การหดตัวในแต่ละทิศทางไม่เท่ากัน (ซึ่งมักเข้าใจผิดว่าการหดตัวของชิ้นงานจาก HIP จะเท่ากันทุกทิศทางเสมอ ซึ่งถูกต้องตามทฤษฎีแต่ในทางปฏิบัติการหดตัวไม่เท่ากันเกิดจากข้อจำกัดของภาชนะบรรจุผงโลหะ) การโก่งตัวของภาชนะนั้นสามารถลดได้ด้วยการออกแบบภาพ 5.45 แสดงให้เห็นผลของการออกแบบต่อปริมาณการโก่งตัวของภาชนะบรรจุผงโลหะ จากภาพจะเห็นได้ว่าการเพิ่มความหนาของแผ่นโลหะในด้านที่มีการโก่งตัวมากนั้น จะช่วยให้การหดตัวในแต่ละทิศทางแตกต่างกันน้อยลง ประเด็นที่น่าสนใจเกี่ยวกับปัญหาการโก่งตัวของภาชนะบรรจุผงโลหะคือ ถ้ามีค่า $\frac{H}{D}$ ที่เบี่ยงเบนไปจาก 1 มาก การหดตัวที่ไม่เท่ากันในแต่ละทิศทางยิ่งมากขึ้น ชิ้นงานที่มีค่า $\frac{H}{D}$ ใกล้เคียง 1 จะมีผลน้อยดังกล่าวน้อยกว่า



ภาพ 5.45 ผลของการออกแบบต่อปริมาณการโก่งตัวของภาชนะบรรจุผงโลหะ

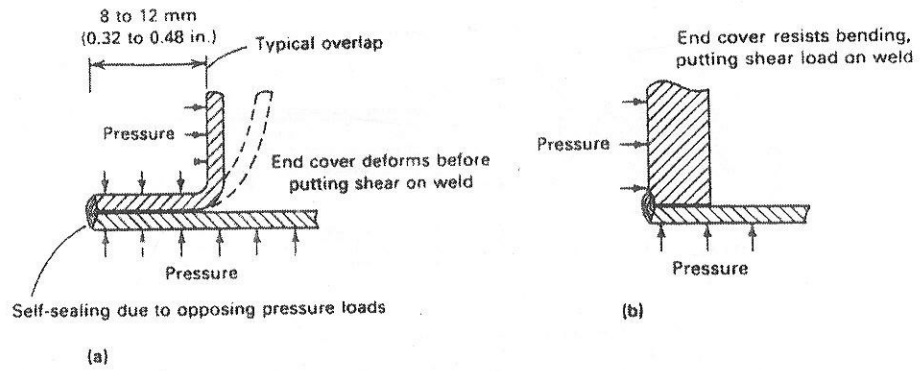


ภาพ 5.46 อิทธิพลของค่า $\frac{H}{D}$ ต่อ %Shrinkage ใน axial และ radial

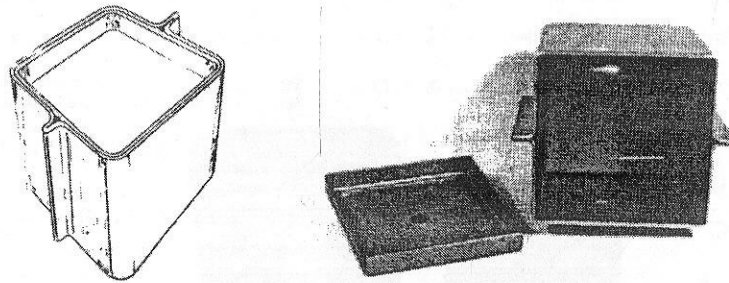


ภาพ 5.47 ภาพถ่ายตัวอย่างภาชนะบรรจุผงโลหะก่อนและหลังการทำ Hot Isostatic Pressing

ลักษณะของรอยต่อและรอยเชื่อมระหว่างแผ่นโลหะก็มีผลในทางปฏิบัติ เช่นที่บริเวณมุม หากทำการเชื่อมปิดทับรอยต่อระหว่างแผ่นโลหะแบบทั่วไป (ภาพ 5.48b)) จะทำให้แรงดันกระทำต่อรอยเชื่อมโดยตรงซึ่งอาจเกิดการแตกหักได้ขณะรับแรงดันสูง จึงควรออกแบบให้บริเวณมุมเป็นดังภาพ 5.48a) ซึ่งจะทำให้แรงดันกระทำต่อแผ่นโลหะโดยตรงแทนที่รอยเชื่อม จากตัวอย่างการออกแบบบริเวณมุม เมื่อนำแผ่นโลหะมาเชื่อมกันเพื่อให้ได้ภาชนะบรรจุผงโลหะที่รูปทรงปริมาตรสี่เหลี่ยมจัตุรัสจึงควรมีลักษณะดังภาพ 5.49 ภาพ 5.51 แสดงตัวอย่างของภาชนะบรรจุผงโลหะสำหรับขึ้นงานรูปร่างต่าง ๆ กัน

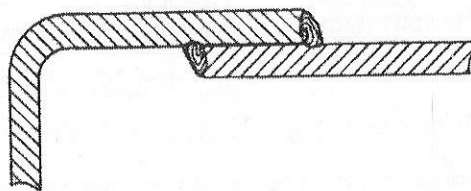


ภาพ 5.48 ตัวอย่างการออกแบบ Canning บริเวณมุม a) การออกแบบที่ดี b) การออกแบบที่ไม่ดี

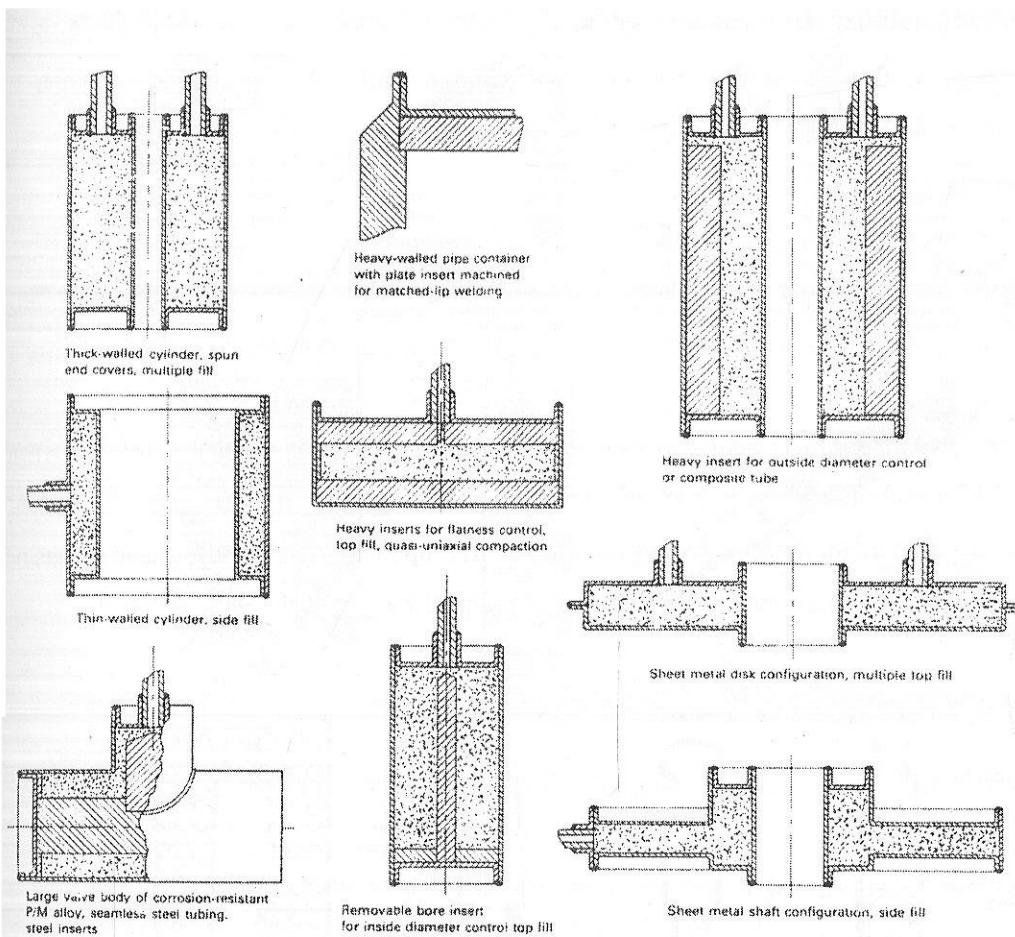


ภาพ 5.49 ภาพขณะบรรจุผงโลหะรูปทรงปริซึมฐานสี่เหลี่ยมจัดเรียงตามลักษณะการออกแบบที่ดี

ลักษณะการออกแบบที่ดีควรไม่ให้มีช่องว่างที่ผงโลหะจะสามารถเล็ดลอดเข้าไปอยู่ในส่วนที่แผ่นโลหะสองแผ่นซ้อนทับกัน จึงควรมีการเชื่อมปิดบริเวณดังกล่าวด้วย ภาพ 5.50 แสดงตัวส่วนซ้อนทับของแผ่นโลหะที่มีการเชื่อมปิดเพื่อป้องกันผงโลหะ

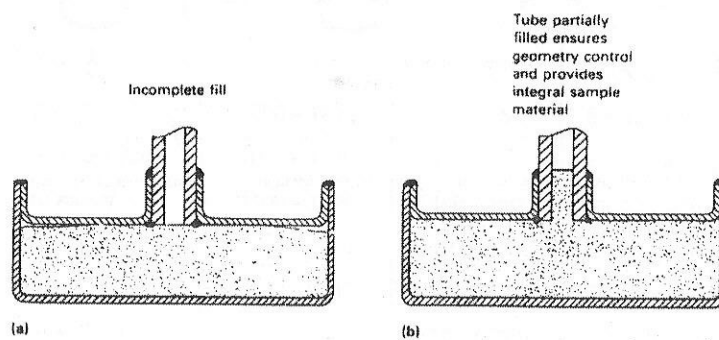


ภาพ 5.50 ตัวส่วนซ้อนทับของแผ่นโลหะที่มีการเชื่อมปิดเพื่อป้องกันผงโลหะ



ภาพ 5.51 ตัวอย่างของภาชนะบรรจุผงโลหะสำหรับชิ้นงานรูปร่างต่าง ๆ กัน

ในการป้อนผงโลหะเข้าไปในภาชนะควรให้มีการสั่น เพื่อให้ผงโลหะสามารถเข้าไปในบริเวณที่เข้าถึงได้ยาก นอกจากนี้อาจเติมผงโลหะมากขึ้นกว่าปกติเพื่อยืนยันให้แน่ใจว่าผงโลหะถูกบรรจุในภาชนะ อย่างเหมาะสม ภาพ 5.52 แสดงภาพตัวอย่างการป้อนผงโลหะ

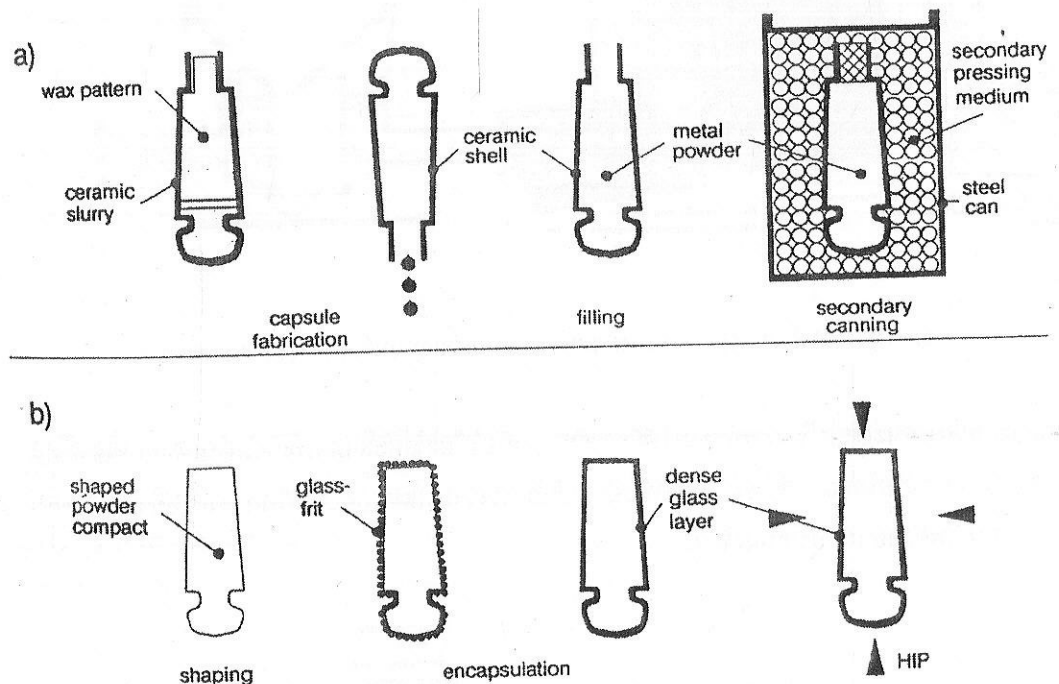


ภาพ 5.52 ตัวอย่างการป้อนผงโลหะ a) ไม่มีการสั่น b) มีการสั่นและเผื่อส่วนเกินผงโลหะ

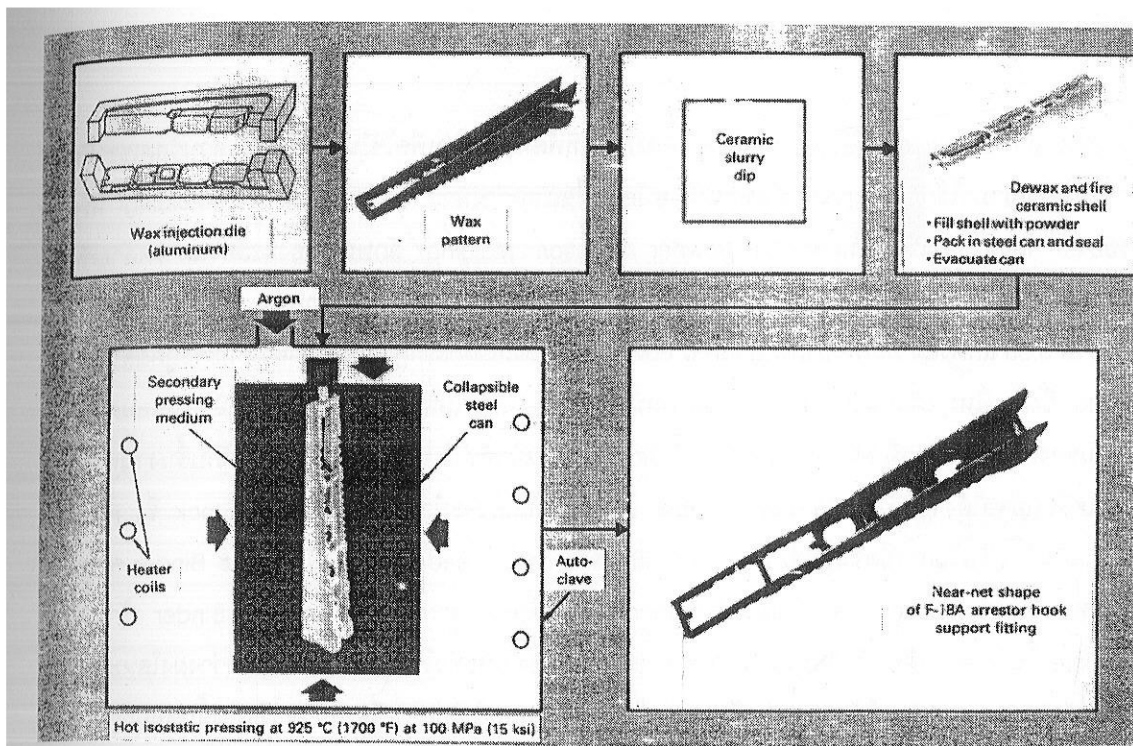
โดยทั่วไปแผ่นโลหะที่ใช้ภาชนะเลือกจากอุณหภูมิในการทำ Hot Isostatic Pressing คือที่อุณหภูมิประมาณ 1400 °C นิยมใช้แผ่นเหล็กกล้าหรือเหล็กกล้าไร้สนิมออสเทนนิติก ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1400 °C ไปจนถึง 1650 °C จะเปลี่ยนไปใช้แผ่นไททาเนียม ซึ่งมักจะเป็นการทำ Hot Isostatic Pressing สำหรับ วัสดุจำพวก Refractory Metal

วิธีการ Encapsulation อีกวิธีการหนึ่งคือ Ceramic Investment Molding ทำโดยปั้นขึ้นรูปให้มีรูปร่างเหมือนกับรูปร่างชิ้นงานที่ต้องการ แล้วนำไปจุ่มลงใน Ceramic Slurry ทำให้แห้ง แล้วให้ความร้อนจนขึ้นรูปหลอมละลายแล้วเทออก หลังจากนั้นจึงนำผงโลหะมาบรรจุลงในเปลือกเซรามิก ปิดผนึกแล้วจึงนำไปทำ Hot Isostatic Pressing

อีกวิธีการหนึ่งที่คล้ายคลึง Ceramic Investment Molding คือ Glass Encapsulation ทำโดยอัดขึ้นรูปผงโลหะขึ้นต้นให้มีรูปร่างใกล้เคียงกับรูปร่างสุดท้ายที่ต้องการ แล้วนำไปคลุกกับผงแก้ว ผงแก้วจะเคลือบผิวภายนอกของชิ้นงาน เมื่อให้ความร้อนเล็กน้อยแก้วจะหลอมตัวปิดชิ้นงานไว้ แล้วจึงนำไปทำ Hot Isostatic Pressing ต่อไป ภาพ 5.53 วิธีการ Encapsulation a) Ceramic Investment Molding b) Glass Encapsulation



ภาพ 5.53 วิธีการ Encapsulation a) Ceramic Investment Molding b) Glass Encapsulation



ภาพ 5.54 ตัวอย่างการทำ Encapsulation ด้วยวิธี Ceramic investment Molding

การเลือกอุณหภูมิและความดันในการทำ Hot Isostatic Pressing ส่วนใหญ่จะเลือกเงื่อนไขที่ทำให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดในเวลาไม่เกินกว่า 3 – 4 ชั่วโมง เพื่อให้มีกำลังการผลิตที่พอสมควร อุณหภูมิและความดันที่เลือกใช้ขึ้นอยู่กับชนิดของผงโลหะและประเภทของ Hot Isostatic Pressing ค่าอุณหภูมิและความดันตัวอย่างแสดงดังตาราง 5.2

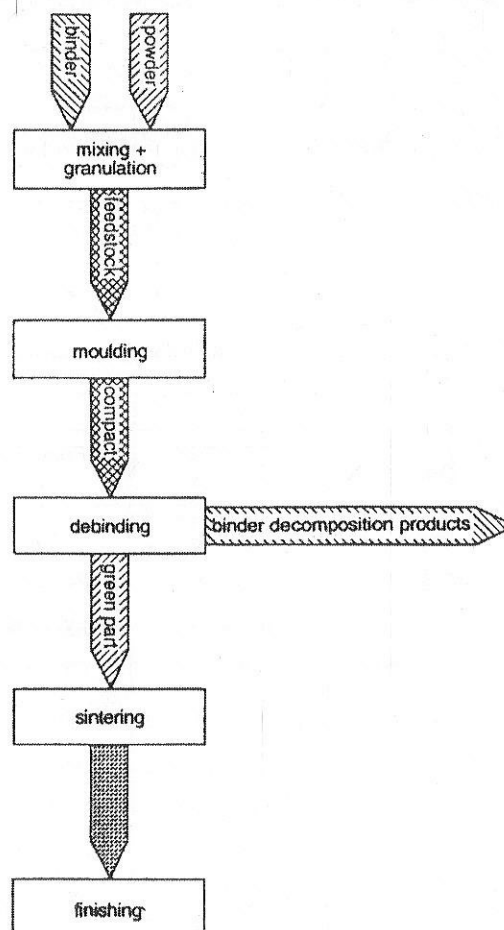
ตาราง 5.2 ค่าอุณหภูมิและความดันทั่วไปสำหรับ Hot Isostatic Pressing ผงโลหะชนิดต่าง ๆ

Materials	Temperature (°C)	Pressure (MPa)	Type
Al alloys	450 – 530	100	Encapsulated HIP
Ti alloys	850 – 950	100	Encapsulated HIP
Tool Steel	1000 – 1200	100 – 150	Encapsulated HIP
Stainless Steel	1000 – 1200	100 – 150	Encapsulated HIP
Ni Alloys	1100 – 1200	100 – 150	Encapsulated HIP
Mo, Nb, W	1250 – 1650	100 – 150	Encapsulated HIP
Al ₂ O ₃	1300 – 1500	100	Encapsulated HIP
Si ₃ N ₄	1750	100 – 200	Encapsulated HIP
WC-Co	1350	6 – 10	Containerless HIP
Si ₃ N ₄	1750 – 2000	10 – 150	Containerless HIP

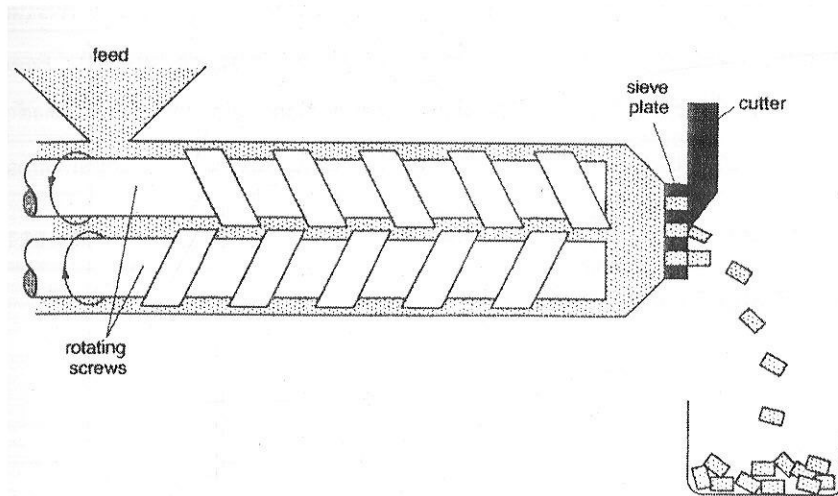
5.8 Powder Injection Molding (PIM)

กระบวนการ Powder Injection Molding (PIM) เดิมทีพัฒนาขึ้นมาเพื่อใช้ในการผลิตชิ้นส่วนวัสดุเซรามิก ต่อมาจึงมีผู้พัฒนามาใช้กับกระบวนการโลหะผงด้วย โดยมีชื่อเรียกต่างหากว่า "Metal Injection Molding" หรือ อักษรย่อว่า "MIM" ซึ่งเป็นคำที่แคบกว่า Powder Injection Molding ลักษณะของกระบวนการคล้ายกับ กระบวนการผลิตชิ้นส่วนพอลิเมอร์แบบ Injection Molding ซึ่งมีการใช้อย่างแพร่หลาย

ภาพ 5.55 แสดงแผนภาพของกระบวนการ Powder Injection Molding ในขั้นแรกผงโลหะจะถูกผสมรวมกับ Binder ซึ่งส่วนใหญ่ได้แก่สารอินทรีย์ Binder มีหน้าที่ทำให้ผงโลหะไหลได้ โดย Binder จะมีจุดหลอมตัวต่ำ กลายเป็นของเหลวที่อุณหภูมิ Molding นอกจากนี้ Binder ยังมีหน้าที่เพิ่ม Green Strength ให้กับชิ้นงานทำให้สามารถเคลื่อนย้ายได้ง่าย เมื่อผงโลหะและ Binder ผสมรวมกันแล้วจะนำไปอัดเป็น Feed Stock ซึ่ง Feed Stock จะเป็นวัตถุดิบในการฉีดขึ้นรูปต่อไป ภาพ 5.56 แสดงการทำ Feed Stock ผงโลหะและ Binder จะถูกป้อนจากทางด้านบน และถูก Twin Screw Extruder ทำหน้าที่ผสมและผลักดันให้ผงโลหะและ Binder เข้าไปสู่ Sieve Plate ในลักษณะเดียวกันกับกระบวนการ Extrusion ของโลหะทั่วไป เมื่อของผสมระหว่างผงโลหะและ Binder ที่ผ่าน Sieve Plate ได้ขนาดตามต้องการแล้วจะถูกตัดและนำไปเก็บเพื่อเป็นวัตถุดิบในขั้นตอนการฉีดขึ้นรูปชิ้นงานต่อไป

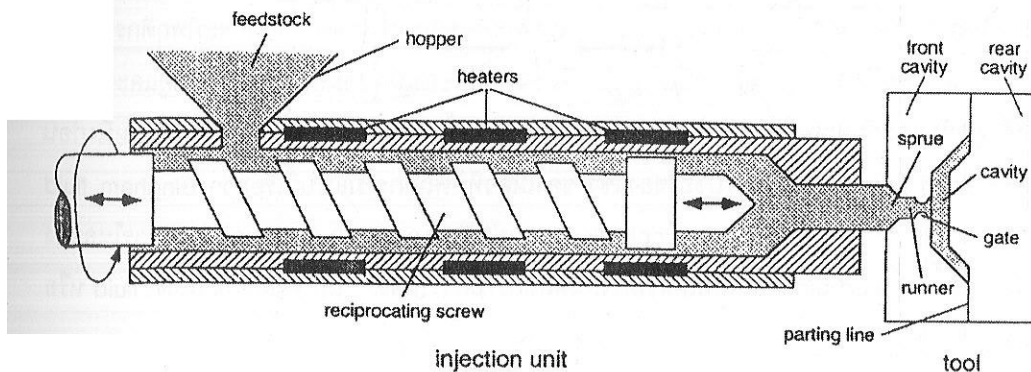


ภาพ 5.55 แผนภาพของกระบวนการ Powder Injection Molding



ภาพ 5.56 กระบวนการ Mixing และ Granulation ของ Feed Stock

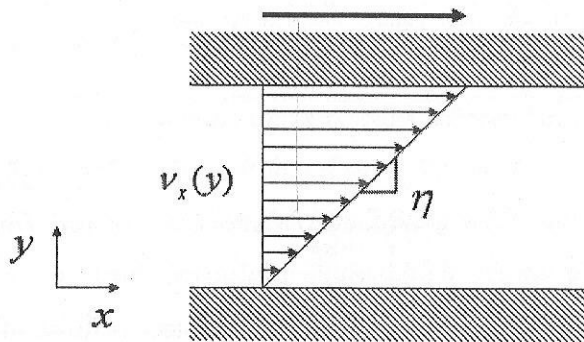
การฉีดขึ้นรูปชิ้นงานจะทำโดยเครื่อง Injection Molding ดังแสดงในภาพ 5.57 Feed Stock จะถูกป้อนจาก Hopper ด้านบน Feed Stock จะถูก Screw ผลักเข้าสู่บริเวณที่ให้ความร้อน เมื่ออุณหภูมิสูงกว่าจุดหลอมตัวของ Binder จะทำให้ Feed Stock ไหลตัวได้ ค่าอุณหภูมิและแรงดันของ Screw จะสัมพันธ์กันโดยความหนืดของ Feed Stock จะน้อยลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น ทำให้แรงดันที่จำเป็นในการฉีดขึ้นรูปต่ำลง เมื่อ Feed Stock เข้าสู่บริเวณทางเข้าแม่พิมพ์ Screw จะถอยหลังและเดินทางเพื่อผลัก Feed Stock เข้าไปในแม่พิมพ์ด้วยแรงดันสูง เมื่อเสร็จสิ้นแล้วแม่พิมพ์จะถูกแยกเพื่อนำชิ้นงานออก เมื่อแม่พิมพ์ประกบกันใหม่ Screw ก็จะถอยหลังและเดินทางเพื่อฉีดอีกครั้งเป็นจังหวะเช่นนี้ไปเรื่อย ๆ กระบวนการ Powder Injection Molding เป็นกระบวนการต่อเนื่องทำให้มีอัตราการผลิตสูง แรงดันที่ใช้ในการฉีดอยู่ในช่วง 15 – 30 MPa อุณหภูมิในการฉีดประมาณ 100 – 180 องศาเซลเซียส ความถี่ในการฉีดมีตั้งแต่ 5 วินาทีไปจนถึง 1 นาทีต่อครั้ง



ภาพ 5.57 การฉีดขึ้นรูปชิ้นงานจะทำโดยเครื่อง Injection Molding

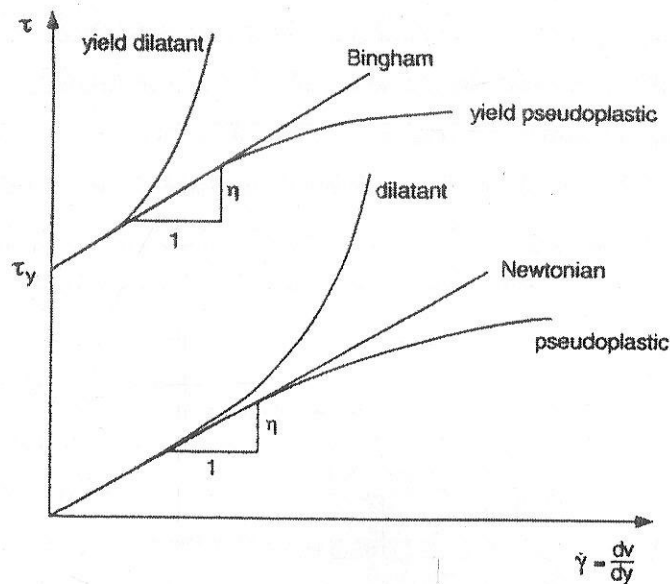
จะเห็นว่าในขั้นตอนการฉีดขึ้นรูปจะเกี่ยวข้องกับการไหลตัวของ Feed Stock การไหลตัวของ Feed Stock ต่างไปจากการไหลตัวของของเหลวทั่วไปเนื่องจากมีอนุภาคผงโลหะประกอบอยู่ใน Feed Stock ด้วย ของเหลวทั่วไป เช่น น้ำ มักจะมีพฤติกรรมการไหลแบบ Newtonian Fluid ภาพ 5.58 แสดงตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับพฤติกรรมการไหลแบบ Newtonian จากภาพจะเห็นได้ว่า Newtonian Fluid ค่า Shear Stress (τ_{yx}) ขึ้นอยู่กับ Shear Strain Rate ($\dot{\gamma}_{yx} = \frac{dv_x}{dy}$) โดยความชันของกราฟมีค่าคงที่เท่ากับความหนืดของของเหลว (η) ดังนั้น τ_{yx} มีความสัมพันธ์กับ $\dot{\gamma}_{yx}$ ดังนี้

$$\tau_{yx} = \eta \frac{dv_x}{dy}$$



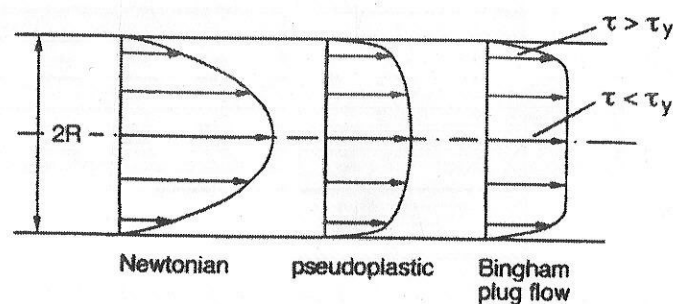
ภาพ 5.58 ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับพฤติกรรมการไหลแบบ Newtonian

สำหรับการไหลตัวของของเหลวที่มีอนุภาคปะปนอยู่อาจจะมีพฤติกรรมที่แตกต่างออกไป คือ ค่าความหนืดไม่คงที่ (กราฟ $\tau_{yx} - \dot{\gamma}_{yx}$ มีความชันไม่คงที่) เช่น ของเหลวบางชนิดจะมีความหนืดมากขึ้นเมื่อได้รับ $\dot{\gamma}_{yx}$ มากขึ้น ของเหลวประเภทนี้เรียกว่า Dilatant fluid ในขณะที่พอลิเมอร์หลอมเหลวมักจะมีพฤติกรรมแบบ Pseudoplastic fluid คือมีความหนืดลดลงเมื่อ $\dot{\gamma}_{yx}$ เพิ่มขึ้น หรือของเหลวที่มีอนุภาคปะปนอยู่และอนุภาคเหล่านั้นมีการดึงดูดกันและกันจะทำให้การไหลตัวของของเหลวจะเกิดขึ้นก็ต่อเมื่อได้รับ τ_{yx} ในระดับหนึ่งก่อน เปรียบเสมือนจุด Yield point ในการเสียรูปของของแข็ง ของเหลวที่มีพฤติกรรมแบบนี้เรียกว่า Bingham fluid ซึ่งก็มีทั้งแบบ Newtonian, Dilatant และ Pseudoplastic fluid เช่นกัน ภาพ 5.59 แสดงพฤติกรรมการไหลของของเหลวแบบต่าง ๆ เมื่อ Feed Stock หลอมเหลวแล้วจะมีพฤติกรรมการไหลแบบ Pseudoplastic fluid หรือ Bingham fluid



ภาพ 5.59 พฤติกรรมการไหลของของเหลวแบบต่าง ๆ

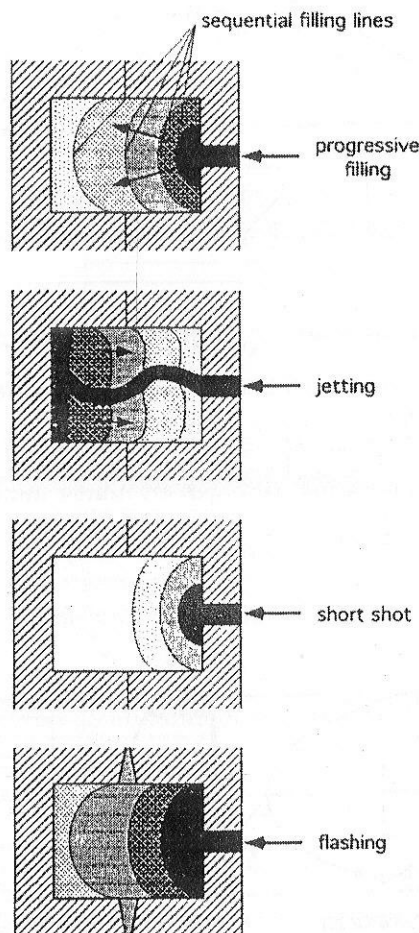
การที่ค่าความหนืดของของเหลวลดลงเมื่อ τ_{yx} สูงขึ้นทำให้ Velocity Profile ของการไหลในท่อเปลี่ยนแปลงไป ภาพ 5.60 แสดง Velocity Profile ของการไหลในท่อของ Newtonian fluid, Pseudoplastic fluid และ Bingham fluid จะเห็นได้ว่าความเร็วบริเวณใจกลางท่อของ Pseudoplastic fluid มีค่าน้อยกว่า Newtonian fluid ทั้งนี้เนื่องจากค่าความหนืดที่ความเร็วสูงต่ำกว่านั่นเอง และในกรณีของ Bingham fluid จะพบว่าความเร็วบริเวณใจกลางมีค่าเท่ากับเนื่องจาก τ_{yx} มีค่าน้อยกว่า τ_y



ภาพ 5.60 Velocity Profile ของการไหลในท่อของ Newtonian fluid, Pseudoplastic fluid และ Bingham fluid

ลักษณะการไหลของ Feed Stock เข้าสู่แม่พิมพ์มีผลโดยตรงต่อชิ้นงานที่ได้ ชิ้นงานที่ดีได้จากการไหลเต็ม Feed Stock เข้าไปในโพรงแบบอย่างเป็นลำดับ (Progressive Filling) ซึ่งได้มาจากความเร็วของการไหลที่เหมาะสม ความเร็วนี้คำนวณได้จากพฤติกรรมกรไหลตัวของของเหลวและความหนืด ซึ่งสามารถควบคุมได้ด้วยแรงดันที่ใช้ในการฉีด ถ้าหากความเร็วของการไหลตัวมากเกินไปจะทำให้เกิดลักษณะที่เรียกว่า "Jetting" ซึ่ง

การไหลเติม Feed Stock เข้าไปในโพรงแบบเป็นแบบจากด้านในออกมาสู่ด้านนอก ซึ่งงานที่ได้จะมีจุดอ่อนบริเวณเส้นทางที่ Feed Stock ถูกฉีดเข้าไป ถ้าความเร็วในการไหลตัวของ Feed Stock ช้าเกินไปจะทำให้เกิดลักษณะที่เรียกว่า "Short Shot" คือ Feed Stock แข็งตัวก่อนที่จะไหลเข้าไปเต็มโพรงแบบ ในบางครั้งถ้าความหนืดของ Feed Stock มีมากเกินไปทำให้ต้องใช้แรงดันมากเพื่อไม่ให้เกิด Short Shot แต่ก็มีผลให้เกิดผลเสียอย่างอื่นได้ คือ แรงดันที่มากเกินไปทำให้ Feed Stock ไหลเข้าไปใน Parting Line ของแม่พิมพ์ เกิดเป็นครีบขึ้นมา ลักษณะแบบนี้เรียกว่า "Flashing" จากที่ได้กล่าวมาทั้งหมดนี้จะเห็นได้ว่าตัวแปรที่สำคัญในการฉีดขึ้นรูปได้แก่ ความหนืด, ความเร็วและแรงดัน ความหนืดของ Feed Stock ไม่ควรเกิน 100 Pa.s ที่ Shear rate $10^2 - 10^5 \text{ s}^{-1}$



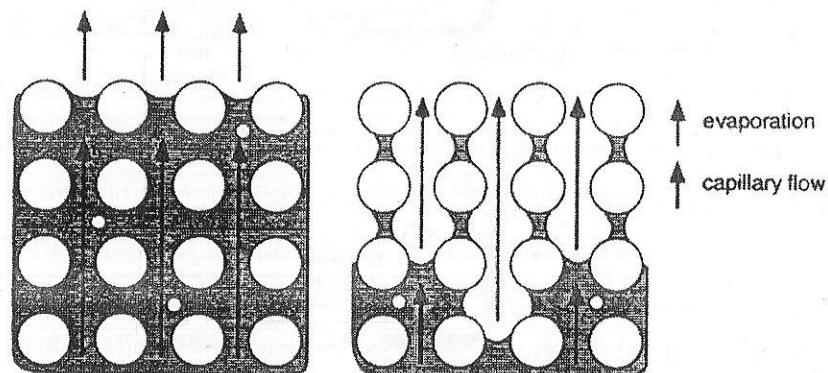
ภาพ 5.61 ลักษณะของ Progressive Filling, Jetting, Short Shot และ Flashing ในการฉีดขึ้นรูป

ก่อนที่จะนำชิ้นงานที่ได้ไปทำการเผาประสานต้องมีการ Debinding หรือกำจัด Binder ก่อน เนื่องจาก Binder ที่ใช้ในกระบวนการ Powder Injection Molding มีปริมาณมากกว่าการอัดขึ้นรูปผงโลหะแบบอื่น ถ้าหากไม่กำจัด Binder ในขั้นตอนเผาประสาน Binder อาจจะหายไปปะปนกับบรรยากาศเผาประสานและอาจเป็นผลเสียต่อ Heating Element ได้ หลังจากทำ Debinding แล้วชิ้นงานต้องยังคงรูปร่างเดิมไว้ได้

Binder ที่ใช้ส่วนใหญ่จะเป็น Thermoplastic หรือซีเมนต์ที่มีจุดหลอมตัวหรือกลายเป็นไอต่างจากผงโลหะมากเพื่อให้สามารถกำจัดได้ง่ายในขั้นตอน Debinding สำหรับ Thermoplastic ที่ใช้ควรมีความยาวของสายโซ่โมเลกุลน้อยเนื่องจากจะทำให้มีความหนืดต่ำ นอกจากนี้ Binder ที่ใช้ควรมี wettability ที่ดีซึ่งจะทำให้ผสมกับผงโลหะได้ง่ายและสามารถกำจัดด้วย Capillary force ได้ง่ายในขั้นตอน Debinding สมบัติการขยายและหดตัวด้วยความร้อนของ Binder ก็มีผลต่อการเลือกใช้ Binder คือถ้า Binder มีสมบัติการขยายตัวด้วยความร้อนมากจะทำให้เกิดการแตกในชิ้นงานได้ง่ายขณะเย็นตัวในขั้นตอน Debinding

การทำ Debinding จำแนกออกเป็น 2 ประเภทคือ Thermal Debinding และ Solvent Debinding สำหรับ Thermal Debinding เป็นการแยก Binder ออกด้วยการทำให้กลายเป็นไอ ในขณะที่ Solvent Debinding เป็นการจุ่มชิ้นงานลงในตัวทำละลายที่ละลายเฉพาะ Binder และไม่ปนเปื้อนกับผงโลหะ ในการทำ Debinding อาจใช้ทั้งสองประเภทนี้ร่วมกันได้

การแยก Binder ออกด้วยวิธี Thermal Debinding อาศัยการถ่ายเทมวลสารแบบ Capillary flow โดยในตอนแรก Binder จะเริ่มกลายเป็นไอจากบริเวณผิวด้านบนสุดก่อน เมื่อ Binder ส่วนหนึ่งระเหยออกไปจะทำให้เกิด Capillary Force ทำให้ Binder ที่อยู่ลึกลงไปถูกดึงให้ออกมาทดแทนที่ ในช่วงนี้อัตราการกำจัด Binder จะค่อนข้างคงที่และมีอัตราสูง หลังจากผิวเริ่มปราศจาก Binder จะทำให้ Capillary flow เกิดขึ้นไม่ได้อีก ทำให้การกำจัด Binder หลังจากนั้นเกิดขึ้นจากการกลายเป็นไอของ Binder อย่างเดียวและทำให้อัตราการกำจัด Binder ช้าลงในช่วงหลัง ภาพ 5.62 แสดงกลไกของ Thermal Debinding



ภาพ 5.62 กลไกของ Thermal Debinding (ซ้าย) ระยะเริ่มต้น (ขวา) ระยะหลัง

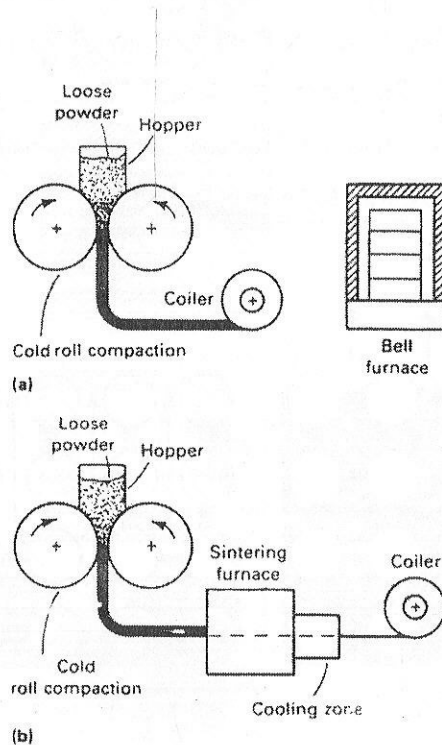
สำหรับ Solvent Debinding นิยมใช้เป็นขั้นตอนแรกก่อน Thermal Debinding วัตถุประสงค์คือเพื่อทำให้เกิด Open pore ที่บริเวณผิวของชิ้นงานแล้วจึงทำ Debinding ต่อด้วยการทำให้กลายเป็นไอ การทำ Solvent Debinding ก่อนมีส่วนช่วยให้อัตราการ Debinding รวดเร็วขึ้น

ปริมาณการกำจัด Binder เป็นสัดส่วนกับรากที่สองของเวลาในการทำ Debinding กล่าวคืออัตราการ Debinding จะช้าลงเมื่อเวลาผ่านไปและจะใช้เวลามากสำหรับชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่ เนื่องจากมีความลึกจากผิวมากกว่า ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นของผงโลหะต่ำจะทำ Debinding ได้เร็วกว่าแต่ก็จะมีค่าความแข็งแรงต่ำ หลังจากทำ Debinding หรืออาจเกิดการเสียรูปทรงระหว่าง Debinding ก็ได้ การ Debinding จะทำได้ยากขึ้น

เมื่อมีสัดส่วนผงโลหะมากกว่า 75% ขนาดของผงโลหะก็มีผลต่อการ Debinding ผงโลหะที่มีขนาดใหญ่กว่าจะทำให้รูพรุนมีขนาดใหญ่และ Debinding ได้ง่ายขึ้น คุณสมบัติ Debinding ที่สูงกว่าจะทำให้อัตราการ Debinding สูงไปด้วย แต่ถ้าหากสูงเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานพองตัวเนื่องจากแรงดันของไอน้ำในชิ้นงานสูงเกินไป หรืออาจทำให้ชิ้นงานระเบิดได้

5.9 Roll Compaction

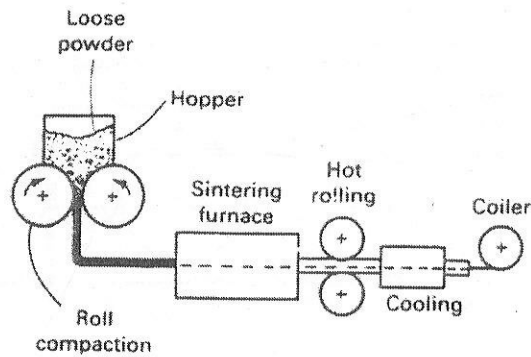
Roll Compaction หรืออีกชื่อหนึ่ง Powder Rolling เป็นกระบวนการอัดขึ้นรูปผงโลหะอย่างต่อเนื่องด้วยลูกรีด ชิ้นงานที่ได้จะมีรูปร่างเป็นแถบหรือแผ่น ซึ่งจะถูกนำไปเผาประสานต่อไปในภายหลัง อย่างไรก็ตาม กระบวนการ Roll Compaction มักจะเป็นกระบวนการต่อเนื่องกับการเผาประสาน โดยเมื่อชิ้นงานผ่านการรีดขึ้นรูปด้วยลูกรีดแล้วจะถูกลำเลียงเข้าสู่เตาเผาประสานแล้วจึงม้วนเก็บ ภาพ 5.63 แสดงแผนภาพขั้นตอนของกระบวนการ Roll Compaction



ภาพ 5.63 แผนภาพขั้นตอนของกระบวนการ Roll Compaction

a) กระบวนการไม่ต่อเนื่อง b) กระบวนการต่อเนื่อง

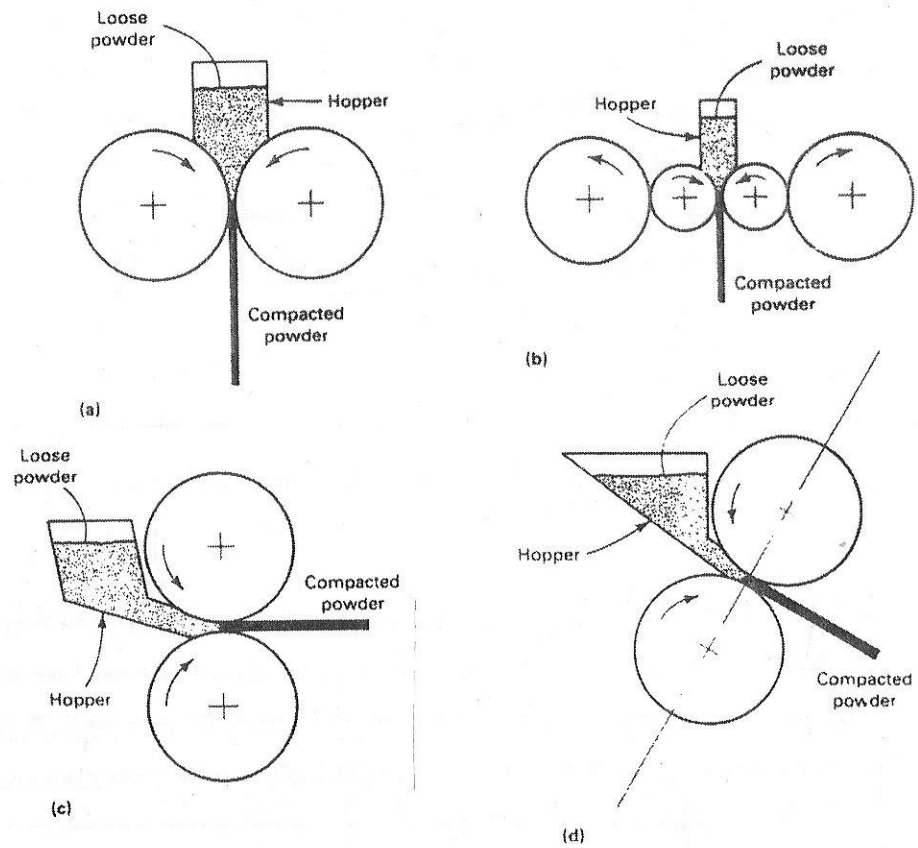
ในอุตสาหกรรมนอกจากการรีดขึ้นรูปและการเผาประสานแล้วจะมีขั้นตอนเพิ่มขึ้นอีกเช่น Hot Rolling หรือ การรีดร้อนเพื่อเพิ่มความหนาแน่นให้กับชิ้นงานอีก หรืออาจมีการ Cold Rolling เพื่อกำหนดขนาดชิ้นงานให้แน่นอนแล้วจึงไป Annealing ก่อนจะม้วนเก็บ ภาพ 5.64 แสดงตัวอย่างแผนภาพขั้นตอนของกระบวนการ Roll Compaction ที่มีการรีดร้อนด้วย



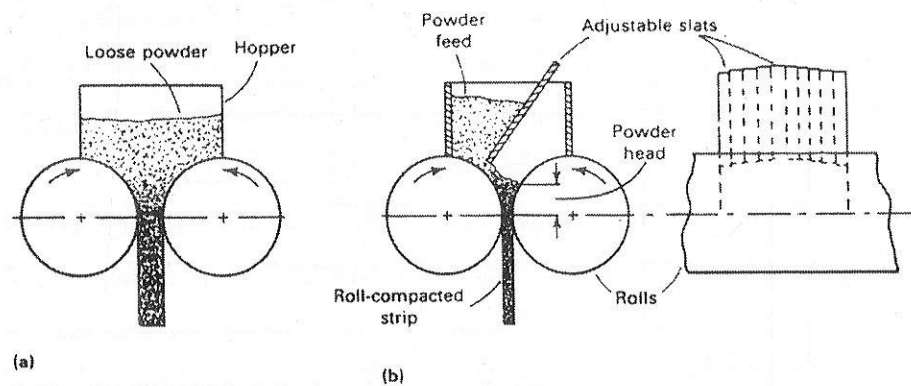
ภาพ 5.64 ตัวอย่างแผนภาพขั้นตอนของกระบวนการ Roll
Compaction ที่มีการรีดร้อน

ในการออกแบบกระบวนการ Roll Compaction ปัจจัยหลักที่มีผลมากคือการวางตัวของลูกรีด ภาพ 5.65 แสดงการวางตัวของลูกรีดในลักษณะต่าง ๆ กัน แบบ Vertical Roll Compaction (ภาพ 5.65a และ 5.65b) ได้เปรียบในแง่ของการป้อนผงโลหะ โดยจะมีแรงโน้มถ่วงช่วยในการป้อนผงโลหะเต็มที่ แต่ว่าการวางตัวของลูกรีดในลักษณะนี้มีข้อจำกัดคือจะต้องมีเตาเผาประสานที่สูงมาก (เตาในแนวตั้ง) รวมทั้งการควบคุมอุณหภูมิภายในเตาเผาประสานจะยากขึ้น เนื่องจากก๊าซที่มีอุณหภูมิสูงกว่าจะมีความหนาแน่นต่ำและไหลขึ้นสู่ด้านบนของเตา (Natural Convection) ทำให้อุณหภูมิในแต่ละตำแหน่งไม่เท่ากัน หรือถ้าต้องการใช้เตาเผาประสานแนวนอน แถบหรือแผ่นที่ผ่านการรีดจะต้องดัดโค้งมากและอาจแตกหรือหักได้ เนื่องจากในสภาพผ่านการรีดนั้นผงโลหะเกาะเกี่ยวกันอยู่ด้วยแรงทางกลเท่านั้น ในทางกลับกันแบบ Horizontal Roll Compaction (ภาพ 5.65c) จะสามารถใช้เตาเผาประสานแนวนอนได้ โดยไม่ต้องมีการดัดโค้งของแถบหรือแผ่นที่ผ่านการรีดเลย แต่ว่าการป้อนผงโลหะก็จะไม่สะดวกเท่ากับแบบ Vertical Roll Compaction แบบ Inclined Roll Compaction เป็นแบบที่อยู่ระหว่าง Vertical และ Horizontal Roll Compaction ซึ่งสามารถป้อนผงโลหะได้ทีละระดับหนึ่งและสามารถใช้เตาเผาประสานในแนวนอนได้โดยต้องมีดัดโค้งแถบหรือแผ่นที่ผ่านการรีดในระดับหนึ่งเช่นกัน

การป้อนผงโลหะเข้าสู่ลูกรีดมี 2 วิธีคือ Saturated Feeding และ Unsaturated Feeding ทั้งสองวิธีมีสิ่งที่จะต้องควบคุมเหมือนกันคือ ต้องให้แถบหรือแผ่นที่ได้มีความหนาแน่นสม่ำเสมอทั้งหมด ถ้าในแต่ละส่วนมีความหนาแน่นไม่เท่ากันจะทำให้มีปริมาณการหดตัวไม่เท่ากันและเกิดการบิดเบี้ยวในขั้นตอนเผาประสานได้ สำหรับ Saturated Feeding คือปล่อยให้ผงโลหะไหลเข้าสู่ลูกรีดอย่างเต็มที่ ความหนาแน่นของแถบหรือแผ่นที่ได้จะขึ้นอยู่กับความสูงของผงโลหะเหนือลูกรีด (Feed Head) เนื่องจากน้ำหนักของ Feed Head จะทำหน้าที่ให้แรงดันแก่ผงโลหะ ถ้า Feed Head มากจะทำให้ได้ความหนาแน่นมาก ถ้า Feed Head น้อยจะทำให้ได้ความหนาแน่นน้อย ดังนั้นเพื่อให้ได้ความหนาแน่นของผลิตภัณฑ์สม่ำเสมอตลอดจะต้องควบคุมให้ Feed Head มีค่าคงที่เช่นกัน สำหรับ Unsaturated Feeding ใช้สำหรับควบคุมความหนาแน่นของแถบหรือแผ่นที่ได้ ถ้าต้องการให้ได้ความหนาแน่นสูงก็ปรับ Adjustable Slat ให้เปิดกว้างเพื่อให้ได้ Feed Head มาก ถ้าต้องการให้ได้ความหนาแน่นต่ำก็ปรับ Adjustable Slat ให้ปิดแคบเพื่อให้ได้ Feed Head น้อย ภาพ 5.66 แสดง Saturated Feeding และ Unsaturated Feeding

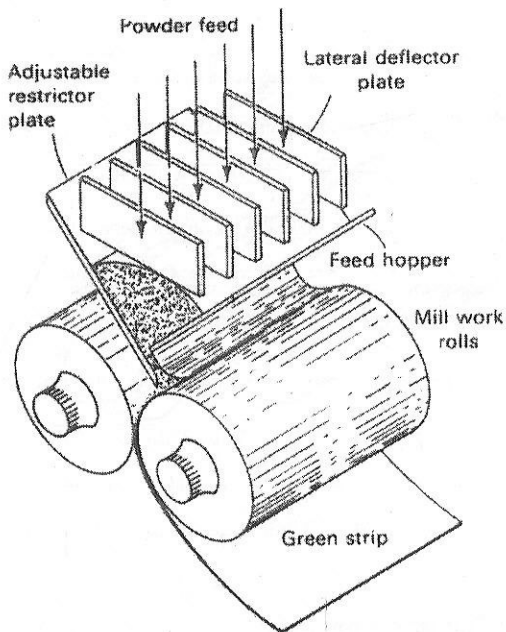


ภาพ 5.65 การวางตัวของลูกกรีดในลักษณะต่างๆ



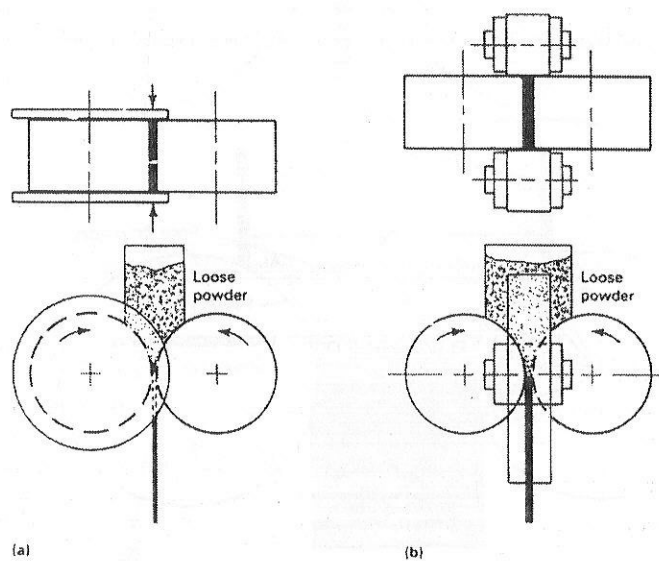
ภาพ 5.66 Saturated Feeding และ Unsaturated Feeding

เพื่อให้ได้ Feed Head ที่เท่ากันในสามมิติจึงมีการใช้อุปกรณ์เสริมคือ Lateral Deflector Plate ทำหน้าที่กำหนดทิศทางการเคลื่อนที่ของผงโลหะลงสู่ Feed Head ให้มีทิศทางกับแนวการรีด ซึ่งคล้ายกับช่องลมของเครื่องปรับอากาศ ถ้าไม่มี Lateral Deflector Plate ผงโลหะจะไปรวมตัวกันอยู่บริเวณใจกลางของ Feed Head มากกว่าบริเวณอื่น

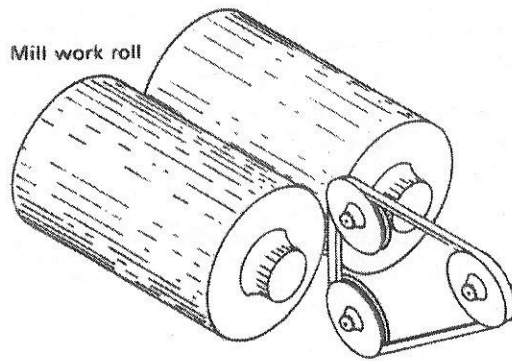


ภาพ 5.67 การทำงานของ Lateral Deflector Plate

เมื่อผงโลหะถูกป้อนเข้าสู่ลูกรีดแล้วจะได้รับแรงดันจากลูกรีด ถ้าหากไม่มีการบังคับทิศทางทางด้านขอบ จะทำให้ผงโลหะหนีออกจาก Roll Gap และทำให้แถบหรือแผ่นที่ได้มีความหนาแน่นต่ำบริเวณขอบอาจแตกหรือ บิดเบี้ยวในขั้นตอนเผาประสานได้ และถ้าบังคับทิศทางของผงโลหะโดยใช้ฉากกั้นที่ไม่มีการเคลื่อนที่จะทำให้มี แรงเสียดทานในบริเวณขอบมากเป็นพิเศษและทำให้ความหนาแน่นไม่เท่ากัน วิธีการบังคับทิศทางทางด้านขอบ ได้แก่ Flange Edge Control โดยที่ลูกรีดอันใดอันหนึ่งจะมีแถบยื่นออกมาเพื่อป้องกันไม่ให้ผงโลหะหนีออกมา ได้ อีกวิธีหนึ่งคือ Belt Edge Control โดยจะมี Pulley ทำหน้าที่ให้เข็มขัดหมุนไปตามทิศทางเดียวกับลูกรีด ภาพ 5.68 และ 5.69 แสดงวิธีการบังคับทิศทางทางด้านขอบ



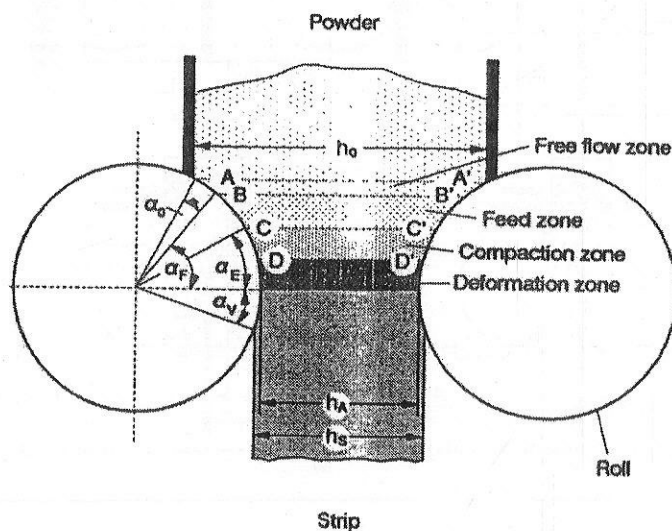
ภาพ 5.68 วิธีการบังคับทิศทางทางด้านขอบ a) Flange Edge Control b) Belt Edge Control



ภาพ 5.69 Belt Edge Control

เมื่อผงโลหะถูกรีดจะแบ่งบริเวณต่าง ๆ ออกได้ดังนี้

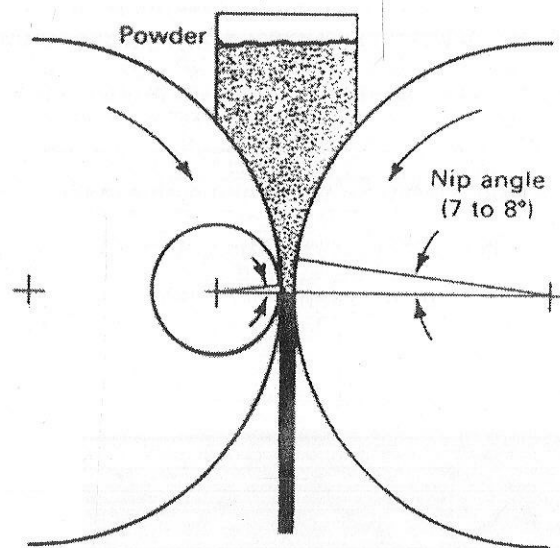
- (1) Feed Head เป็นบริเวณที่ผงโลหะทับถมตัวทำให้เกิดแรงดันต่อผงโลหะที่อยู่บริเวณล่างให้ไหลเข้าไปใน Roll Gap บริเวณนี้มีความกว้างเท่ากับ h_0
- (2) Free Flowing Zone เป็นบริเวณที่แรงโน้มถ่วงเป็นแรงเดียวเท่านั้นที่กระทำต่อผงโลหะ α_0 เป็นมุมที่กวาดพื้นที่บริเวณตามภาพ 5.70 บริเวณนี้ได้แก่ A - A' ถึง B - B'
- (3) Feed Zone เป็นบริเวณที่แรงเสียดทานระหว่างผงโลหะกันเองและระหว่างผงโลหะกับผนังลูกรีดเริ่มมีบทบาท ทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของผงโลหะ (Rearrangement) บริเวณนี้ได้แก่ B - B' ถึง C - C' หรือผลต่างระหว่างมุม α_F และมุม α_E ในช่วงนี้อากาศที่อยู่ระหว่างผงจะถูกกระบายขึ้นไปด้านบน
- (4) Compaction Zone เป็นบริเวณที่ผงโลหะเริ่มได้รับแรงดันจากการลดลงของพื้นที่หน้าตัดและเริ่มเกิดการเสียรูปอย่างถาวร บริเวณนี้ได้แก่ C - C' ถึง D - D'
- (5) Deformation Zone การเสียรูปอย่างถาวรส่วนใหญ่เกิดในบริเวณนี้ซึ่งเป็นบริเวณที่มีพื้นที่หน้าตัดน้อยที่สุด ผงโลหะที่ผ่านบริเวณนี้ไปแล้วอาจมีการคืนรูปจากการเสียรูปอย่างไม่ถาวรได้บ้าง ($h_A \longrightarrow h_S$)



ภาพ 5.70 นิยามบริเวณต่าง ๆ ใน Roll Gap

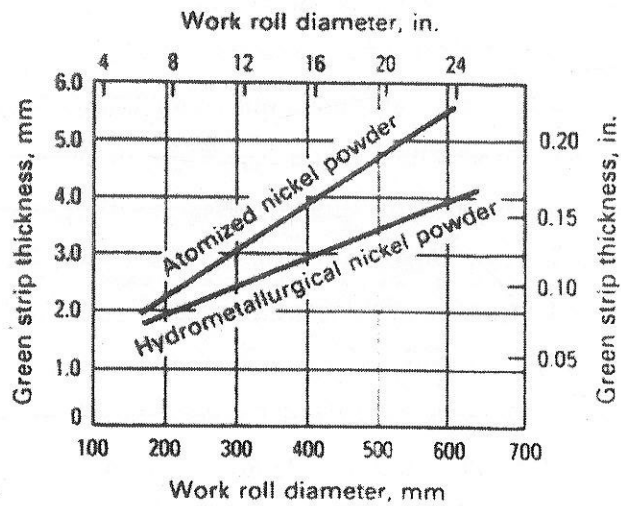
ในบริเวณ Deformation Zone ถ้าผงโลหะที่ถูกรีดทั้งสองด้านมีความหนาแน่นไม่เท่ากันจะทำให้แถบหรือแผ่นที่ได้เอียงออกจากแนวการรีด และจะบิดโค้งมากขึ้นเมื่อผ่านการเผาประสาน

ในการผลิตแถบหรือแผ่นที่ได้จากการรีด สามารถควบคุมความหนาได้โดยเปลี่ยนขนาดลูกรีดซึ่งมีขนาดตั้งแต่ 0.5 นิ้ว ไปจนถึง 36 นิ้ว ลูกรีดกับผงโลหะจะมีมุม Nip Angle เหมือนกับกรณีการรีดโลหะทั่วไปมีค่าประมาณ 7 – 8 องศา (ภาพ 5.71) Nip Angle เป็นมุมกวาดซึ่งลูกรีดจะมีแรงเสียดทานมากพอที่จะดึงผงโลหะเข้ามาใน Roll Gap ถ้าลูกรีดมีขนาดใหญ่จะทำให้พื้นที่มากกว่าและสามารถดึงผงโลหะเข้ามาใน Roll Gap ได้มากกว่าลูกรีดขนาดเล็กในเวลาเท่ากัน ทำให้ความหนาของแถบหรือแผ่นที่ได้ต่างกัน (ถ้ากำหนดให้ความหนาแน่นเท่ากัน) ภาพ 5.72 แสดงอิทธิพลของขนาดลูกรีดต่อความหนาของแถบหรือแผ่นที่ได้สำหรับ Atomized Nickel Powder และ Hydrometallurgical Nickel Powder จะเห็นได้ว่าขนาดลูกรีดและความหนาแปรผันตรงต่อกัน สำหรับ Atomized Nickel Powder มีความสามารถในการไหลตัวมากกว่า Hydrometallurgical Nickel Powder ทำให้ได้ความหนาของแถบหรือแผ่นที่ได้มากกว่า ทั้งนี้ความหนาของแถบหรือแผ่นที่ได้ขึ้นอยู่กับคุณลักษณะของผงโลหะไม่ว่าจะเป็นรูปทรง, ขนาด, ความเสียดทานระหว่างอนุภาค, ความเสียดทานระหว่างผงโลหะและลูกรีด, ความสูงของ Feed Head ฯลฯ



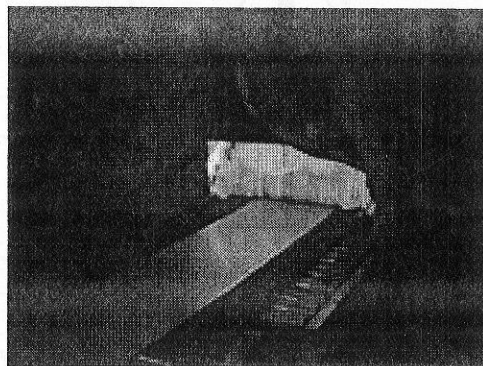
ภาพ 5.71 เปรียบเทียบขนาดของลูกรีดและนิยาม Nip Angle

การเพิ่มความเสียดทานระหว่างผงโลหะและลูกรีดในทางปฏิบัติสามารถทำได้โดยทำให้ผิวของลูกรีดขรุขระขึ้น สามารถดึงผงโลหะเข้าไปใน Roll Gap ได้มากขึ้น นอกจากนี้การป้อนแรงดันให้กับ Feed Head ก็ช่วยให้ผงโลหะไหลเข้าสู่ Feed Head ได้มากขึ้นเช่นกัน

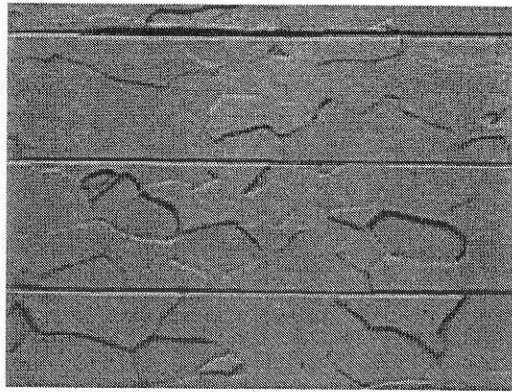


ภาพ 5.72 อิทธิพลของขนาดลูกรีดต่อความหนาของแถบหรือแผ่นที่ได้สำหรับ
Atomized Nickel Powder และ Hydrometallurgical Nickel Powder

เมื่อผงโลหะผ่านการรีดแล้วจะถูกนำเข้าสู่เตาเผาประสานด้วยเวลาและอุณหภูมิที่เหมาะสม บริเวณปากทางเข้าเตาเผาประสานจะมีม่านก๊าซ (เช่น ไฮโดรเจน) ปกคลุมเพื่อไม่ให้อากาศเข้าไปทำปฏิกิริยากับชิ้นงาน ภาพ 5.73 แสดงภาพถ่ายบริเวณปากเตาเผาประสานที่ผงโลหะที่ผ่านการรีดเป็นแถบหรือแผ่นถูกนำเข้าสู่เตา เมื่อผ่านการเผาประสานไปแล้ว อาจมีการรีดร้อนเพื่อให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดอีก และอาจมีการรีดเย็นเพื่อให้ได้ความหนาที่แม่นยำขึ้น หลังจากการรีดเย็นอาจมีการอบชุบหรือคลายความเค้นเหลือค้างหรือเพื่อปรับโครงสร้างจุลภาคให้เป็นไปตามต้องการ ภาพ 5.74 แสดงโครงสร้างจุลภาคและความหนาของแผ่น Ni ที่ผ่านกระบวนการ Roll Compaction



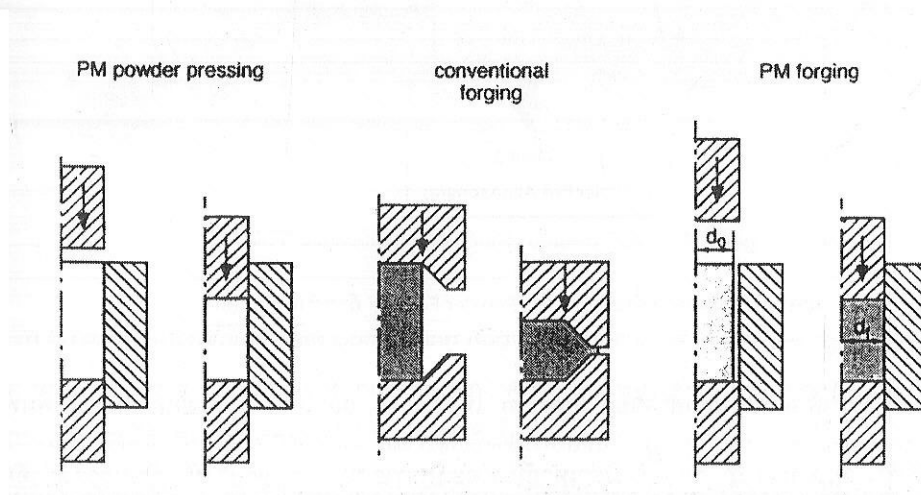
ภาพ 5.73 ภาพถ่ายบริเวณปากเตาเผาประสานที่ผงโลหะที่
ผ่านการรีดเป็นแถบหรือแผ่นถูกนำเข้าสู่เตา



ภาพ 5.74 โครงสร้างจุลภาคและความหนาของแผ่น Ni ที่ผ่าน
กระบวนการ Roll Compaction

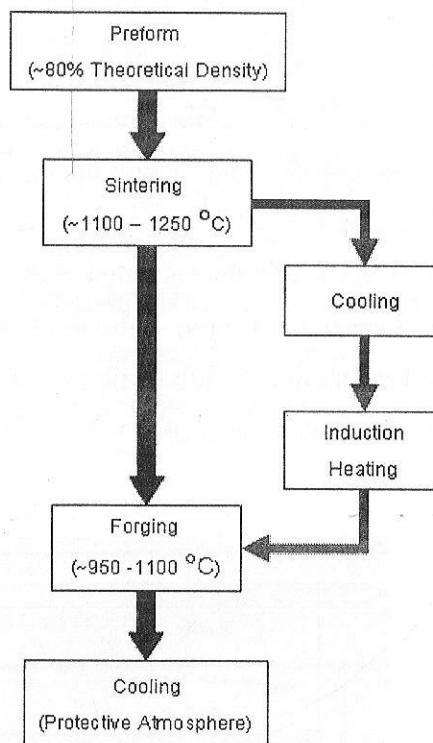
5.10 Powder Forging

Powder Forging เป็นกระบวนการที่ให้แรงดันสูงอย่างรวดเร็วแก่ Preform ทำให้เกิดการเสียรูปอย่างถาวรของ Preform ภายในแม่พิมพ์ ทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงและมีรูปร่างตามต้องการ รูปแบบของกระบวนการ Powder Forging คล้ายคลึงกับ Forging ทั่วไปเหมือนกับ Axial Die Pressing โดย Powder Forging ต่างจาก Axial Die Pressing ตรงที่วัตถุดิบของ Powder Forging เป็น Preform ส่วน Axial Die Pressing เป็นผงโลหะ ซึ่ง Preform ไม่จำเป็นต้องมีขนาดเท่ากับพื้นที่หน้าตัดของโพรงแบบในแม่พิมพ์ก็ได้ ส่วนความแตกต่างระหว่าง Powder Forging กับ Forging ทั่วไปก็คือ Powder Forging จะไม่มีการทำให้เกิด Flashing หรือครีบที่เกิดจากรอยต่อของแม่พิมพ์ ทำให้ไม่ต้องมีกระบวนการ Trimming หรือการกลึง หลังจาก Powder Forging แล้ว ภาพ 5.75 เปรียบเทียบความแตกต่างระหว่าง Axial Die Pressing, Forging และ Powder Forging



ภาพ 5.75 เปรียบเทียบความแตกต่างระหว่าง Axial Die Pressing, Forging และ Powder Forging

Preform ได้จากการอัดขึ้นรูปทั่วไป เช่น Axial Die Pressing ซึ่งมีจะมีความหนาแน่นและความแข็งแรงพอประมาณ และก่อนที่จะนำ Preform มาทำการ Powder Forging ต้องนำไปเผาประสานภายใต้บรรยากาศที่ทำให้เกิดการ Reduction เช่น H_2 , cracked NH_3 เป็นต้น อุณหภูมิการเผาประสานขึ้นอยู่กับชนิดของโลหะ สำหรับเหล็กกล้าส่วนใหญ่เผาประสานที่อุณหภูมิประมาณ 1100 – 1250 องศาเซลเซียส หลังจากเผาประสานแล้วชิ้นงานควรปราศจากหรือมีปริมาณชั้น Oxide น้อย เนื่องจากชั้น Oxide ที่ผิวของผงโลหะมักจะมีความเปราะและอาจทำให้เกิดรอยแตกจากการ Forging ได้ง่ายขึ้น หลังจากนั้นจึงปล่อยให้เย็นตัวหรืออาจนำไป Forging โดยตรงที่อุณหภูมิประมาณ 950 – 1100 องศาเซลเซียส เนื่องจากเป็นอุณหภูมิช่วงที่ Austenite ซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ Face Center Cubic ซึ่งมี Slip plane มากทำให้ขึ้นรูปได้ง่าย ก่อนการ Forging ต้องทำการเคลือบผิวด้วยผงแกรไฟต์เพื่อการหล่อลื่นและป้องกัน Decarburization ภายหลังจากทำการ Forging เสร็จแล้วชิ้นงานจะถูกทำให้เย็นลงภายใต้บรรยากาศเฉื่อยป้องกันการเกิด Oxide และ Decarburization ภาพ 5.76 แสดงแผนภาพขั้นตอนการทำ Powder Forging สำหรับเหล็กกล้า



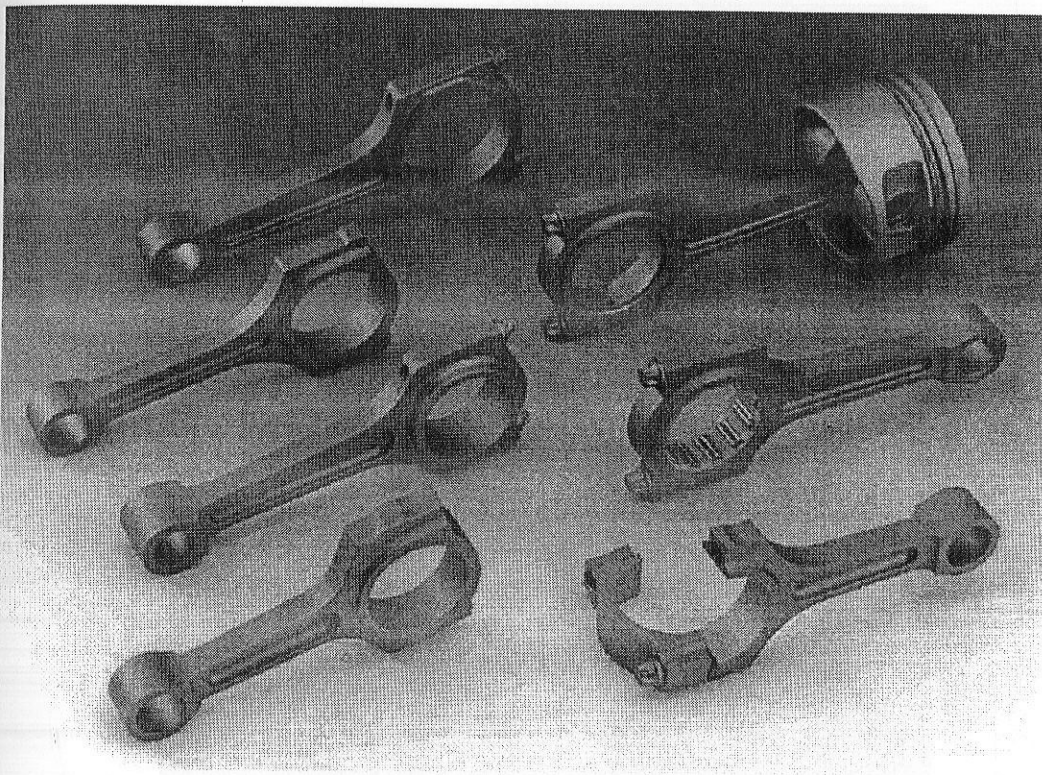
ภาพ 5.76 แผนภาพขั้นตอนการทำ Powder Forging สำหรับเหล็กกล้า

จากภาพ 5.75 เส้นผ่านศูนย์กลางของ Preform เท่ากับ d_0 และเส้นผ่านศูนย์กลางของแม่พิมพ์หรือรูปร่างสุดท้ายของชิ้นงานเท่ากับ d_f ถ้า $\frac{d_0}{d_f}$ มีค่าเท่ากับ 1 จะเป็นการ "Repressing" หรือเป็นการอัดซ้ำอีกครั้งหนึ่ง Preform จะถูกทำให้เสียรูปอย่างถาวรด้วย Principle Stress เป็นหลัก (Hydrostatic condition) และถ้า

$\frac{d_o}{d_f}$ มีค่าน้อยกว่า 1 Preform จะถูกทำให้เสียรูปอย่างถาวร ด้วย Shear Stress เป็นหลัก (Deviatoric condition) ซึ่งทำให้ผงโลหะภายในชิ้นงานเชื่อมประสานกันดีกว่า

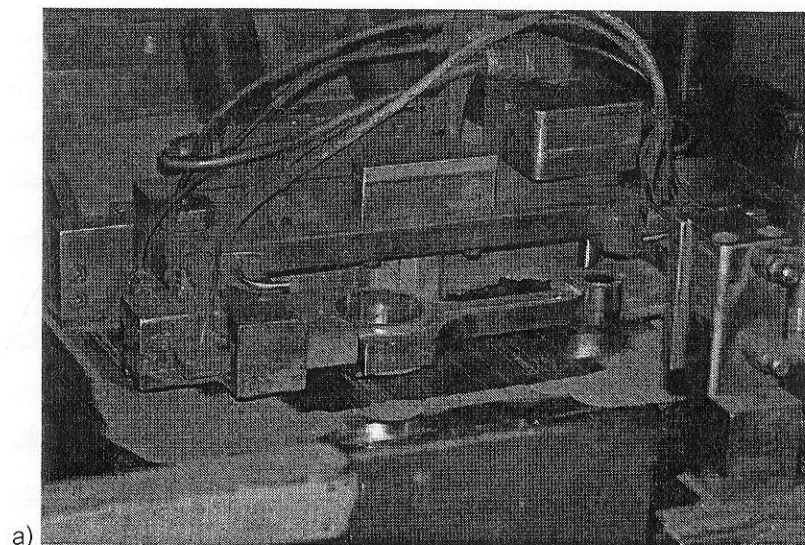
สมบัติเชิงกลของชิ้นงานที่ได้จาก Powder Forging ไม่เป็นรองชิ้นงานที่ได้จาก Forging ทั่วไป เนื่องจากมีความหนาแน่นเทียบเท่ากับ Theoretical Density ซึ่งในทางปฏิบัติแล้วจะมีข้อได้เปรียบกว่า Forging ทั่วไป ตรงที่ Powder Forging ให้สมบัติที่มีความเท่ากันทุกทิศทาง (Isotropy) มากกว่า

การทำ Powder Forging มีการขยายตัวทดแทน Forging ทั่วไปมาก เนื่องจากให้สมบัติเชิงกลที่ไม่เป็นรองและยังช่วยลดขั้นตอนการกลึง ไส่ กัด เจาะ เชื่อม คว้าน ไปได้ ชิ้นงานที่ผลิตด้วยวิธีการ Powder Forging ส่วนใหญ่ได้แก่ ชิ้นงานที่ต้องรับความเค้นสูงเช่น Gear, Stator Cam, Connecting Rod เป็นต้น ภาพ 5.77 แสดง Connecting Rod จากกระบวนการ Powder Forging

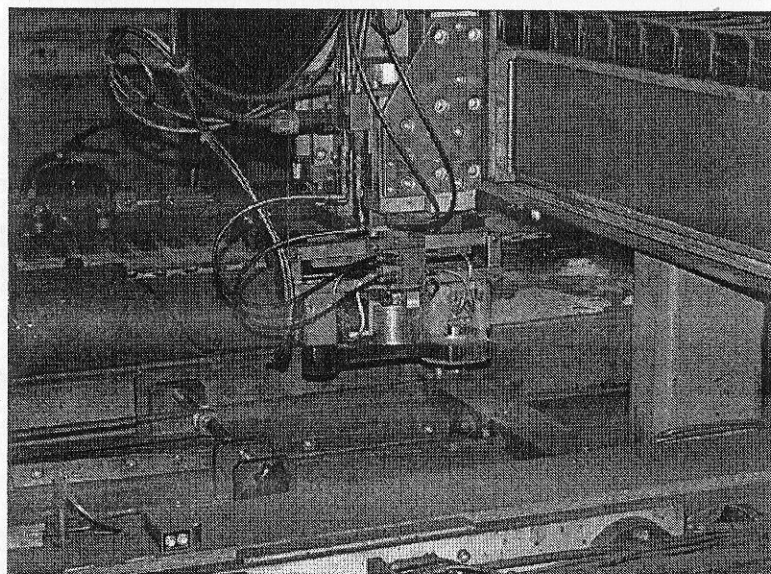


ภาพ 5.77 Connecting Rod จากกระบวนการ Powder Forging

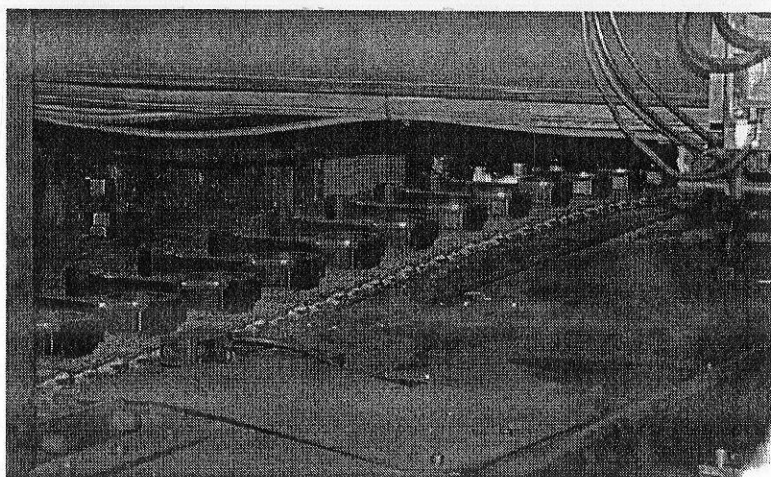
ภาพ 5.78 แสดงกรรมวิธีการผลิต Connecting Rod ด้วยกระบวนการ Powder Forging ซึ่งภายหลังจากอัดขึ้นรูป Preform แล้วจะมีการชั่งน้ำหนักเพื่อคัดแยก Preform ที่ไม่ได้มาตรฐานออกไป ชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการโลหะผงมีลักษณะที่แตกต่างจากชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการหล่อหลอม โดยชิ้นงานจะมีขนาดและน้ำหนักที่ค่อนข้างแน่นอน การมีช่องว่างหรือความหนาแน่นสูงหรือต่ำกว่าปกติจะทำให้ชิ้นงานมีน้ำหนักไม่เท่ากัน จึงสามารถใช้การชั่งน้ำหนักในการคัดแยกได้โดยไม่ต้องอาศัยการตรวจสอบแบบไม่ทำลาย ทำให้มีอัตราการผลิตสูง



a)



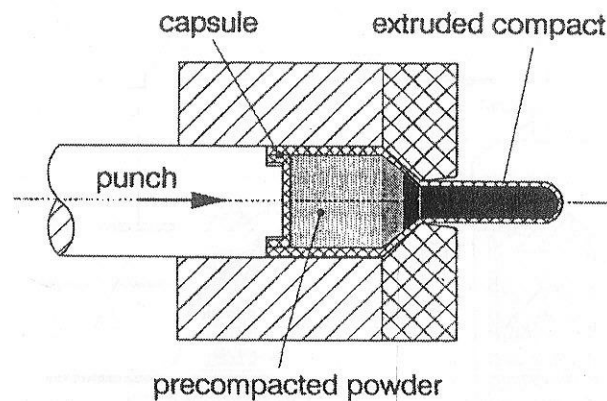
b)



c)

ภาพ 5.78 การผลิต Connecting Rod ด้วยกระบวนการ Powder Forging a) Preform compaction
b) Weight Examination c) Sintering ก่อนนำ Forging

อีกกระบวนการหนึ่งที่ได้จัดได้ว่าเป็น Powder Forging เช่นกันคือ กระบวนการ Powder Extrusion โดยแทนที่จะเป็นการ Forging ผงโลหะภายในแม่พิมพ์ปิด แต่เป็นการ Forging ผงโลหะภายในภาชนะบรรจุผ่าน Die ทำให้ผงโลหะอัดตัวแน่นภายในภาชนะบรรจุ วิธีการนี้นิยมใช้ในการผลิต Composite Material ที่มี Reinforcement เป็นอนุภาคกระจายตัวอยู่ใน Matrix ทำให้วัสดุมีความแข็งแรงขึ้น (Dispersion Strengthening) ภาพ 5.79 แสดงส่วนประกอบของ Powder Extrusion



ภาพ 5.79 ส่วนประกอบของ Powder Extrusion

5.11 Explosive Compaction

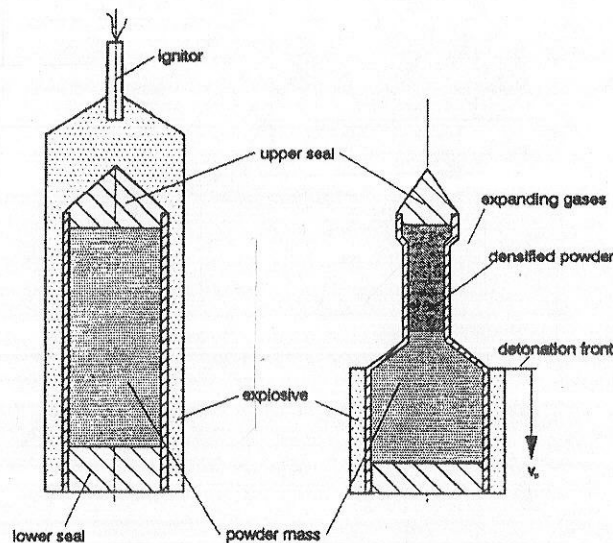
ในการอัดขึ้นรูปผงโลหะทั่วไปจะมีอัตราในการอัดต่ำ (ยกเว้น Powder Forging) ซึ่งได้ความหนาแน่นของชิ้นงานไม่สูงนัก จึงได้มีการพัฒนากระบวนการอัดขึ้นรูปผงโลหะที่มีอัตราในการอัดสูง โดยมีวัตถุประสงค์คือเพื่อให้ได้ความหนาแน่นที่ใกล้เคียงกับความหนาแน่นทางทฤษฎี (~97% Theoretical Density) หลักการทั่วไปคือการเพิ่มแรงดันให้กับ Die หรือ Upper Punch อย่างรวดเร็ว โดยอาจอาศัยแรงจากการระเบิดหรือจากแรงแม่เหล็กไฟฟ้าในการขับเคลื่อนก็ได้

Explosive Compaction เป็นการใช้แรงระเบิดจากวัตถุระเบิดอัดผงโลหะที่อยู่ภายในภาชนะให้มีความหนาแน่นมากขึ้น ส่วนประกอบของ Explosive Compaction แสดงดังภาพ 5.80 ซึ่งประกอบไปด้วย ขนวนจุดระเบิด (Ignitor), Upper และ Lower Seal และภาชนะบรรจุผงโลหะ เมื่อจุดระเบิดก๊าซจะเกิดการขยายตัวอย่างรวดเร็วและให้ความร้อนจำนวนหนึ่งออกมาจากปฏิกิริยาคายความร้อนอย่างรุนแรง แรงดันจากก๊าซจะทำให้ภาชนะและผงโลหะภายในถูกอัดอย่างรวดเร็วจนมีความหนาแน่นสูงใกล้เคียงกับค่าทางทฤษฎี กระบวนการ Explosive Compaction สามารถทำต่อเนื่องไปได้เรื่อย ๆ โดยความร้อนที่ได้จากการจุดระเบิดจะทำให้เกิดการระเบิดแบบลูกโซ่ เมื่อเสร็จสิ้นกระบวนการแล้วจึงทำการ Decapsulation หรือแยกเอาภาชนะออกจากชิ้นงาน

ในขณะที่เกิดการอัดตัวอย่างรวดเร็วของผงโลหะจะเกิดความร้อนจากทั้งการเสียดสีกันระหว่างผงโลหะเองและการเสียดสีกันระหว่างผงโลหะกับภาชนะ นอกจากนี้ความร้อนอีกส่วนหนึ่งได้จากการระเบิด ความร้อนเหล่านี้อาจทำให้ผงโลหะเกิดการหลอมตัวบางส่วน ถ้าหากผงโลหะเกิดการหลอมตัวบางส่วนจะทำให้ได้ความ

หนาแน่นมากขึ้น ภาพ 5.81 เปรียบเทียบความหนาแน่นที่ได้จากกระบวนการ Isostatic Pressing และ Explosive Compaction จะเห็นได้ว่าทั้งผงโลหะทั้งสแตน, โมลิบดีนัมและเหล็กกล้าไร้สนิม Explosive Compaction ให้ความหนาแน่นสูงกว่า Isostatic Pressing ซึ่งในกรณีที่เกิดการหลอมตัวให้ความหนาแน่นใกล้เคียง Theoretical Density มาก

อย่างไรก็ดีแรงระเบิดหรืออุณหภูมิจากการระเบิดที่สูงเกินไปอาจทำให้ภาชนะบรรจุผงโลหะเสียหาย และทำให้ชิ้นงานเสียหายตามไปด้วย ดังนั้นในการปฏิบัติจึงต้องควบคุมแรงระเบิดให้เหมาะสม



ภาพ 5.80 ส่วนประกอบของ Explosive Compaction

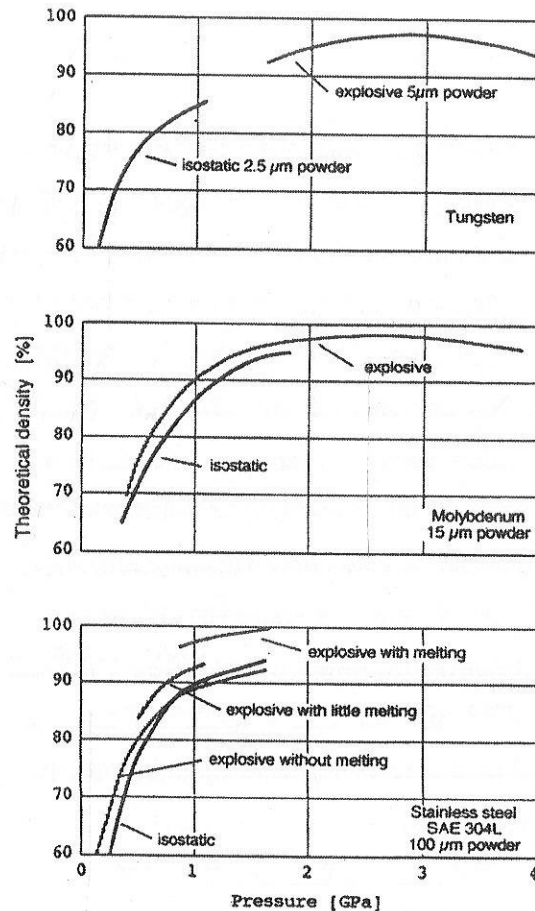
5.12 Pressureless Powder Shaping

Pressureless Powder Shaping กระบวนการขึ้นรูปผงโลหะโดยไม่ใช้แรงดัน ถึงแม้ว่าการขึ้นรูปผงโลหะโดยไม่ใช้แรงดันจะมีความสำคัญน้อยกว่าการอัดขึ้นรูปผงโลหะ อย่างไรก็ตามการขึ้นรูปผงโลหะโดยไม่ใช้แรงดันก็ยังคงมีความสำคัญ โดยมีลักษณะเด่นดังนี้

1. ไม่จำเป็นต้องมีเครื่องมือให้แรงดันและ Tooling ที่มีความซับซ้อนและต้นทุนสูง
2. สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่มากได้ ขนาดของชิ้นงานจะถูกจำกัดด้วยขนาดของเตาเผา ประสาน และการควบคุมบรรยากาศ
3. ไม่มี Density Gradient เกิดขึ้นเหมือนกับในกรณีการอัดขึ้นรูปผงโลหะ
4. ไม่มีการเสียรูปของผงโลหะเกิดขึ้น และขนาดของจุดสัมผัสระหว่างผงโลหะมีขนาดเล็กกว่าการอัดขึ้นรูปผงโลหะมาก
5. ไม่มีการทำลายหรือทำให้ชั้น Oxide ที่ผิวของผงโลหะแตกเสียหาย

สามข้อแรกเป็นข้อได้เปรียบของการขึ้นรูปผงโลหะโดยไม่ใช้แรงดัน และสองข้อหลังเป็นข้อด้อย การที่จุดสัมผัสระหว่างผงโลหะมีขนาดเล็กทำให้ความแข็งแรงหลังการเผาประสานต่ำ และไม่มีทางได้ชิ้นงานที่มีความ

หนาแน่นสูงได้ การที่ไม่มีการทำลายหรือทำให้ชั้น Oxide แตก ทำให้การเผาประสานเป็นไปได้อย่างดี เนื่องจากชั้น Oxide ทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการแพร่ ดังนั้นการขึ้นรูปผงโลหะโดยไม่ใช้แรงดันจึงเหมาะสำหรับการขึ้นรูปชิ้นงานที่อาศัยรูปทรง เช่น ตัวกรองที่อุณหภูมิสูงทำจากบรอนซ์ เป็นต้น



ภาพ 5.81 เปรียบเทียบความหนาแน่นที่ได้จากกระบวนการ Isostatic Pressing และ Explosive Compaction

5.12.1 Powder Filling และ Vibration

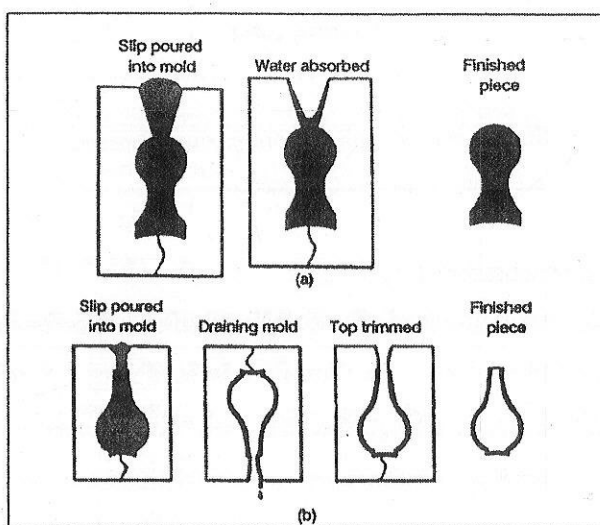
เมื่อผงโลหะถูกเติมลงในภาชนะ ผงโลหะจะจัดเรียงตัวอยู่กันอย่างหลวม ๆ ซึ่งมีความหนาแน่นต่ำ เพื่อให้ได้ความหนาแน่นสูงขึ้นจึงอาจใช้การสั่นสะเทือนทำให้ผงโลหะมีการจัดเรียงตัวใหม่ โดยทั่วไปแล้ว Powder Vibration ไม่สามารถใช้ในทางปฏิบัติกับผงโลหะที่มีรูปร่างซับซ้อน ซึ่งส่วนใหญ่แล้วใช้กับผงโลหะที่มีรูปทรงกลมและมีผิวไม่ขรุขระเท่านั้น

ชิ้นงานที่ได้จากกระบวนการ Powder Vibration สามารถปรับปรุงให้มีความหนาแน่นสูงเทียบเท่าชิ้นงานที่ได้จากการอัดขึ้นรูปได้โดยใช้ผงโลหะต่างชนิดกัน เช่น 44 – 74 ไมครอน, 149 – 222 ไมครอน, 840 – 1400 ไมครอน แล้วให้การสั่นสะเทือนแก่ผงโลหะทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่จนมีความหนาแน่นได้ถึง 80% Theoretical Density ถึงแม้ว่าการทำให้ได้ความหนาแน่นสูงถึง 80% Theoretical Density จะสามารถทำได้

ในทางทฤษฎีแต่ในทางปฏิบัติทำได้ค่อนข้างยาก ทำให้มีการนำไปใช้งานน้อยมาก นอกจากการผลิตชิ้นส่วนที่อาศัยความพรุนในชิ้นงาน เช่น ตัวกรองที่อุณหภูมิสูง เป็นต้น อย่างไรก็ตาม Powder Vibration มีความสำคัญมากในกระบวนการ Isostatic Pressing โดยในการบรรจุผงโลหะลงในภาชนะ ผงโลหะภายในภาชนะควรมีความหนาแน่นมากกว่า 60% Theoretical Density ขึ้นไป เพื่อป้องกันการโก่งตัวมากเกินไปของภาชนะ ทำให้ชิ้นงานมีรูปร่างผิดเพี้ยนไป

5.12.2 Slip Casting

Slip Casting ก็เป็นกระบวนการขึ้นรูปผงโลหะอีกกระบวนการหนึ่งที่ไม่มีการใช้แรงดันในการขึ้นรูป Slip Casting มีอีกชื่อหนึ่งคือ "Slurry Casting" ซึ่งเป็นกรรมวิธีการขึ้นรูปดั้งเดิมของวัสดุเซรามิก วิธีการเริ่มต้นจากการเตรียมแม่พิมพ์ที่มีโพรงแบบภายใน แม่พิมพ์สำหรับกระบวนการ Slip Casting จะมีความพรุนสูงทำจากวัสดุที่ทำปฏิกิริยากับน้ำ เช่น Calcium Sulphate ($\text{CaSO}_4 \cdot 0.5 \text{H}_2\text{O}$) ทำปฏิกิริยากับน้ำเป็น $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ เป็นต้น ความพรุนทำให้เกิด Capillary Force ช่วยในการดึงน้ำออกจากแบบ ส่วนวัสดุแม่พิมพ์ที่ทำปฏิกิริยากับน้ำก็เพื่อช่วยในการกำจัดน้ำอีกทางหนึ่ง ผงโลหะจะถูกผสมกับน้ำ (บางครั้งเป็นแอลกอฮอล์) เรียกว่า Slip โดย Slip จะมีความเข้มข้นของผงโลหะได้ถึง 70 – 80% หลังจากนั้น Slip จะถูกเทลงในแม่พิมพ์ น้ำใน Slip จะถูกดึงออกด้วย Capillary Force และปฏิกิริยา ทำให้ผงโลหะใน Slip ที่บริเวณผนังแม่พิมพ์เกิดการเรียงตัวหนาแน่นขึ้นเป็นชั้นของแข็ง การทำสุญญากาศช่วยให้อัตราการกำจัดน้ำออกจากแม่พิมพ์เป็นไปได้เร็วขึ้น เมื่อได้ชั้นความหนาของผงโลหะที่ต้องการแล้วก็สามารถถ่ายเท Slip ที่เหลือออกและได้ชิ้นงานที่มีลักษณะกลวง แต่หากต้องการชิ้นงานที่มีลักษณะตันก็สามารถทำได้โดยปล่อยให้การกำจัดน้ำดำเนินต่อไปเรื่อย ๆ ทั้งนี้จะมีการหดตัวของ Slip คล้ายกับการแข็งตัวของโลหะในงานหล่อ จึงต้องมีการออกแบบโพรงแบบเพื่อให้ Slip สามารถไหลไปชดเชยการหดตัวได้ แล้วจึงนำชิ้นงานไปตัดส่วนเกินในภายหลัง ภาพ 5.82 แสดงขั้นตอนของกระบวนการ Slip Casting



ภาพ 5.82 ขั้นตอนของกระบวนการ Slip Casting

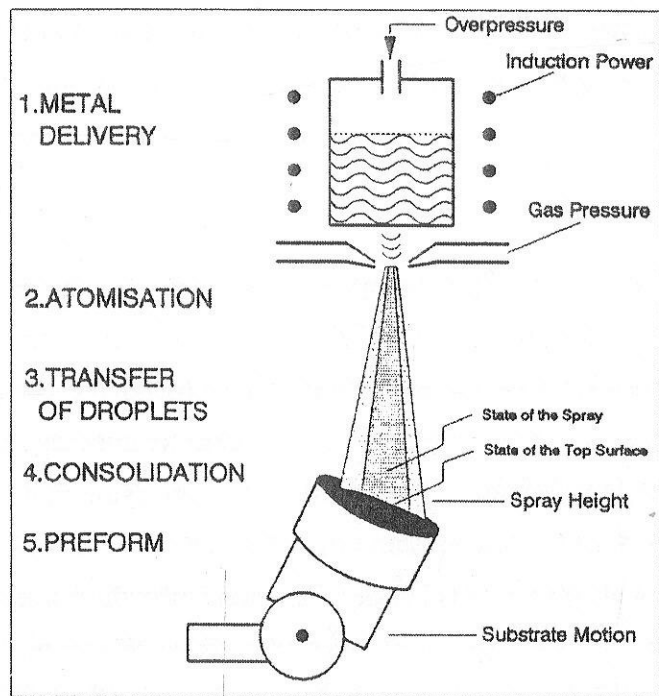
สิ่งสำคัญในกระบวนการ Slip Casting คือพฤติกรรมของผงโลหะใน Slip กล่าวคือ ความต้านทานต่อการตกตะกอนของผงโลหะในขั้นตอนการขึ้นรูปและความสามารถในการหล่อ (Castability) ซึ่งสามารถควบคุมได้ด้วยการเติม Additives, pH และความหนืด

5.13 Spray Forming

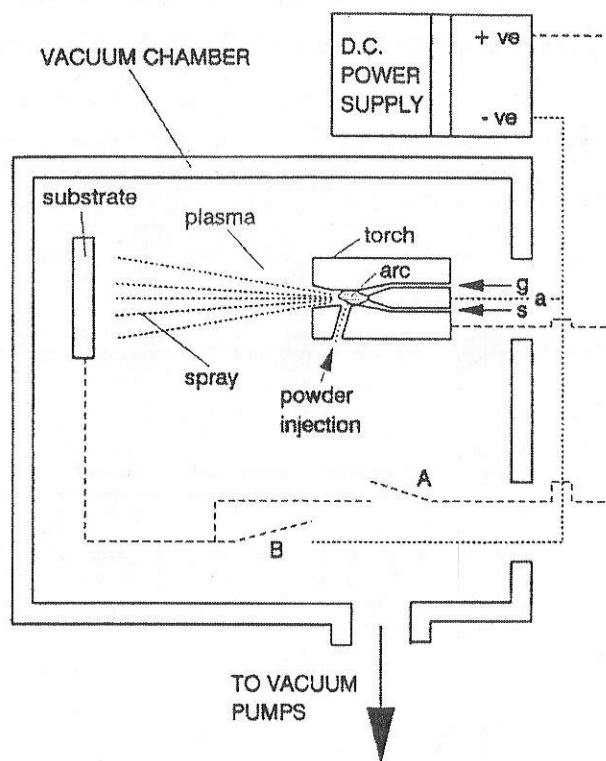
กระบวนการ Spray Forming ที่รู้จักกันดีที่สุดคือ Osprey Process เป็นกระบวนการที่เปลี่ยนโลหะหลอมเหลวเป็นโลหะของแข็งที่มีโครงสร้างละเอียด วิธีการคือทำให้โลหะหลอมตัวด้วยเตาเหนียวนำด้วยไฟฟ้า โลหะหลอมเหลวจะถูกปล่อยให้ไหลผ่าน Nozzle ในลักษณะเดียวกับกระบวนการ Atomization ทำให้โลหะหลอมเหลวเกิด Disintegration เป็นละอองที่มีความเร็วสูง ละอองโลหะหลอมเหลวจะพุ่งไปตกกระทบบนผิวของ Substrate การแข็งตัวของโลหะเกิดขึ้นในระหว่างที่ละอองโลหะหลอมเหลวเดินทางไปสู่ Substrate ปริมาณของเหลวในละอองโลหะจะลดลงเรื่อย ๆ ตามระยะทาง (ภาพ 5.83) และเมื่อตกกระทบบน Substrate จะเหลือปริมาณของเหลวในละอองโลหะเพียงเล็กน้อยเท่านั้นและเกิดการแข็งตัวพร้อมกับเชื่อมประสานกับ Substrate ภาพ 5.84 แสดงแผนภาพ Osprey Process ด้วยวิธีการนี้สามารถได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงถึง 97 – 99% Theoretical Density โดยปกติแล้ว Substrate จะถูกติดตั้งบนแขนที่สามารถเคลื่อนไหวและสามารถหันบริเวณที่ต้องการไปสู่ลำละอองของโลหะได้ ละอองของโลหะที่ไม่ตกลงบนชิ้นงานเรียกว่า “Over Spray” ซึ่งไม่สามารถหลีกเลียงได้ โดยทั่วไป Over Spray มีประมาณ 15 – 30%

อีกกระบวนการหนึ่งที่ดีว่าเป็นกระบวนการ Spray Forming ได้แก่ Vacuum Plasma Spraying วิธีการคือให้ความต่างศักย์ไฟฟ้ามากจนทำให้เกิดการ Arc และป้อนผงโลหะเข้าไปบริเวณที่เกิดการ Arc ด้วย Metal Powder Injection เมื่อผงโลหะเกิดการ Arc จะถูกทำให้หลอมตัวและพุ่งออกไปด้วยความเร็วสูงจากแรงดันก๊าซ ผ่านบริเวณ Plasma ไปตกกระทบบนผิว Substrate กระบวนการทั้งหมดนี้เกิดขึ้นใน Chamber สุญญากาศ กระบวนการนี้มีอัตราการ Deposition สูง (100 kg/h) ซึ่งทำให้สามารถเป็นอีกทางเลือกหนึ่งที่มีอัตราการผลิตสูง นอกจาก Axial Die Pressing ผงโลหะที่ใช้ในกระบวนการนี้ไม่ควรมีขนาดเล็กเกินไป มิเช่นนั้นอาจมีปริมาณ Oxide ในชิ้นงานสูงได้ ภาพ 5.85 แสดงแผนภาพของกระบวนการ Vacuum Plasma Spraying

ภาพ 5.83 ปริมาณของเหลวในละอองโลหะที่ลดลงตามระยะทางที่ละอองโลหะเดินทาง



ภาพ 5.84 แผนภาพ Osprey Process



ภาพ 5.85 แผนภาพของกระบวนการ Vacuum Plasma Spraying

ปัจจุบันกระบวนการ Vacuum Plasma Spraying มีบทบาทสำคัญในการนำไปใช้ผลิต Composite Material จำพวก Particle Strengthen Metal Matrix โดยการป้อนผงโลหะเข้าไปพร้อมกับอนุภาคที่ใช้เสริมความแข็งแรง เช่น $\text{Al} - \text{Al}_3\text{C}_4$ และ $\text{Al} - \text{SiC}$ เป็นต้น

บทที่ 6

การตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูป

Compacted Specimen Examination

6.1 บทนำ

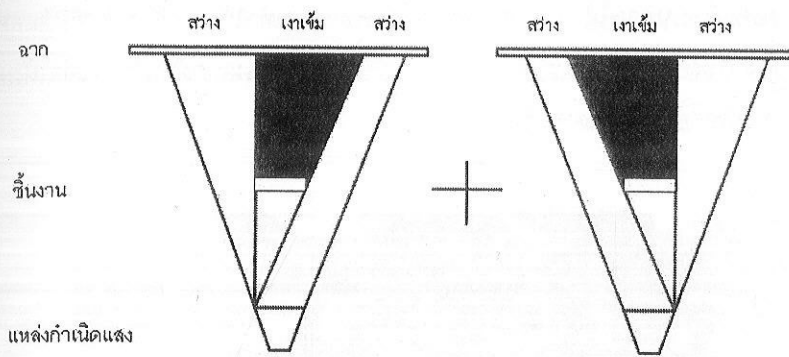
การตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูปมีวัตถุประสงค์หลักในการควบคุมและประกันคุณภาพ ชิ้นงานที่มีข้อบกพร่องจากการอัดขึ้นรูปจะไม่สามารถทำให้กลับคืนมาเป็นชิ้นงานที่มีคุณภาพสูงได้ด้วยการเผาระสาน ดังนั้นชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปจึงควรถูกตรวจสอบก่อนนำไปเผาระสาน นอกจากนี้การตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูปยังมีวัตถุประสงค์เพื่อแยกแยะหาสาเหตุของข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการอัดขึ้นรูปหรือในขั้นตอนการเผาระสาน การตรวจสอบชิ้นงานหลัก ๆ ได้แก่ การตรวจสอบด้วยสายตา (Eye Inspection), การชั่งน้ำหนัก ชิ้นงานและการหาค่า Green Strength

6.2 การตรวจสอบด้วยสายตา

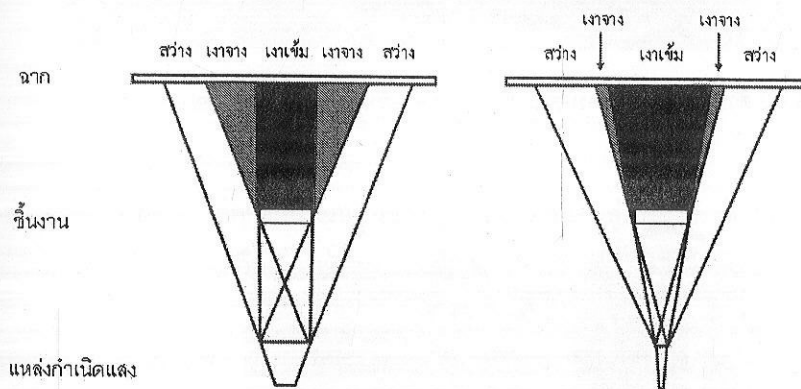
ในโรงงานอุตสาหกรรมการตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูปเพื่อควบคุมคุณภาพที่พื้นฐานที่สุด ได้แก่ การตรวจสอบด้วยสายตา ซึ่งไม่จำเป็นต้องมีอุปกรณ์ตรวจสอบที่มีราคาแพง ต้นทุนการตรวจสอบด้วยสายตาส่วนใหญ่นั้นได้แก่ ค่าจ้างแรงงาน ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณการตรวจสอบ ถ้าหากทำการตรวจสอบชิ้นงานด้วยสายตาทุกชิ้นก็ต้องการแรงงานจำนวนมาก แต่ถ้าหากใช้วิธีการชักตัวอย่างมาช่วยก็สามารถลดค่าจ้างแรงงานลงได้

อุปกรณ์ที่ใช้ในการตรวจสอบด้วยสายตาได้แก่ แวนขยายและแหล่งกำเนิดแสง สำหรับแวนขยายสามารถใช้แวนขยายทั่วไป ควรใช้แวนขยายที่มีขาตั้งแบบปรับตำแหน่งและระดับได้จะทำให้ผู้ตรวจสอบสามารถใช้มือทั้งสองพลิกชิ้นงานตรวจสอบและจัดวางชิ้นงานได้สะดวก

แหล่งกำเนิดแสงได้แก่หลอดไฟ โดยทั่วไปการตรวจสอบด้วยสายตาชิ้นงานอัดขึ้นรูปมักจะทำบริเวณใกล้กับเครื่องอัดขึ้นรูป ซึ่งอาจอยู่ในบริเวณที่มีสภาพแสงไม่เหมาะสม แต่ด้วยความจำเป็นที่จะต้องจัดเรียงและนำชิ้นงานไปเผาระสานต่อไปได้สะดวก จึงอาจใช้หลอดไฟขนาดเล็กติดตั้งบริเวณใกล้กับแวนขยาย แต่สำหรับชิ้นงานที่ทำการชักตัวอย่างแล้ว สามารถนำชิ้นงานไปตรวจสอบภายในห้องที่มีสภาพแสงเหมาะสม สภาพแสงที่เหมาะสมคือมีแสงกระจายสม่ำเสมอ ซึ่งได้จากแหล่งกำเนิดแสงขนาดใหญ่ ยิ่งแหล่งกำเนิดแสงมีขนาดใหญ่เท่าใด จะยิ่งทำให้เงาที่เกิดขึ้นบนชิ้นงานจางลงเท่านั้น ภาพ 6.1 แสดงการเกิดของเงาจากการถูกชิ้นงานบังทิศทางแสง ซึ่งได้จากการรวมกันของแสงจากขอบทางซ้ายและขอบทางขวาของแหล่งกำเนิดแสง ถ้าแหล่งกำเนิดแสงมีขนาดใหญ่จะทำให้ขอบทางซ้ายและขวาท่างกันมากขึ้น ภาพ 6.2 เปรียบเทียบลักษณะการเกิดเงาของแหล่งกำเนิดแสงขนาดใหญ่และแหล่งกำเนิดแสงขนาดเล็ก จะเห็นได้ว่าแหล่งกำเนิดแสงขนาดเล็กทำให้เกิดเงาเข้มเนื่องจากมีมุมที่แสงจะเข้าถึงบริเวณที่เป็นเงาน้อยกว่า ในทางตรงกันข้ามถ้าแหล่งกำเนิดแสงมีขนาดใหญ่จะทำให้เงาที่เกิดขึ้นเป็นเงาจางเพราะมีมุมที่แสงจะเข้าถึงบริเวณที่เป็นเงามากกว่า



ภาพ 6.1 ลักษณะการเกิดของเงา



ภาพ 6.2 เปรียบเทียบลักษณะการเกิดเงาของแหล่งกำเนิดแสงขนาดใหญ่และแหล่งกำเนิดแสงขนาดเล็ก

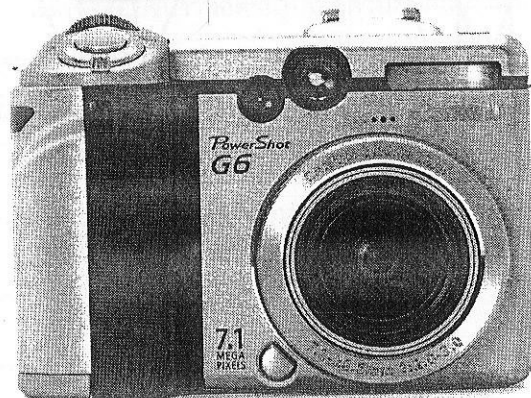
การที่สภาพแสงมีความนุ่มกระจายกว่าทำให้สังเกตเห็นจุดบกพร่องได้ง่ายกว่า ถ้าแสงแข็งส่วนนูนบนชิ้นงานอาจทำให้เกิดเงาทอดไปบนชิ้นงานและทำให้เข้าใจผิดว่าเป็นรอยแตกได้ การจัดแสงอาจทำได้โดยใช้หลอดไฟลูออเรสเซนต์ติดเป็นแผงรอบ ๆ ห้องตรวจสอบ ค่าความเข้มแสงก็ควรเหมาะสมต่อการตรวจสอบไม่สว่างเกินไปจนทำให้ปวดสายตาได้ง่ายหรือมืดเกินไปจนทำให้สังเกตได้ยาก

การถ่ายภาพจุดบกพร่องบนชิ้นงานควรถ่ายภาพด้วยสภาพแสงที่นุ่มกระจายด้วยเช่นกัน ควรหลีกเลี่ยงการใช้แฟลชโดยตรง จุดบกพร่องส่วนใหญ่มีขนาดเล็กเนื่องจากชิ้นงานในกระบวนการโลหะผงมีขนาดเล็ก ดังนั้นจุดบกพร่องจึงมีขนาดเล็กตามไปด้วย การถ่ายภาพสิ่งของที่มีขนาดเล็กให้เห็นได้ชัดเจน เลนส์ถ่ายภาพจะต้องสามารถโฟกัสได้ใกล้กว่าปกติจึงจะสามารถถ่ายภาพจุดบกพร่องจากระยะใกล้ได้ โดยทั่วไปแล้วเลนส์ถ่ายภาพจะมีระยะโฟกัสใกล้สุด ซึ่งถ้าวัตถุอยู่ที่ระยะใกล้กว่านี้จะไม่สามารถโฟกัสและถ่ายภาพให้คมชัดได้ เลนส์ถ่ายภาพที่มีระยะโฟกัสใกล้สุดน้อยได้แก่ เลนส์มาโคร (Macro lens) ซึ่งส่วนใหญ่ทำให้สามารถถ่ายภาพได้กำลังขยาย 1:1 (ภาพที่ปรากฏบนฟิล์มมีขนาดเท่ากับวัตถุ) ภาพ 6.3 แสดงตัวอย่างเลนส์มาโคร อย่างไรก็ตามปัจจุบันนี้กล้องถ่ายภาพดิจิทัลแบบพกพาจะมีขนาดเซนเซอร์ที่เล็กกว่าฟิล์มมาก (ภาพ 6.4) ทำให้ทางยาวโฟกัสของเลนส์ที่ติดมากับกล้องน้อย และทำให้สามารถโฟกัสได้ใกล้มาก ซึ่งเพียงพอต่อการถ่ายภาพจุดบกพร่องได้ อย่างไรก็ตามก็ควรหลีกเลี่ยงการใช้แฟลชโดยตรง เพราะระยะทางจากเลนส์ถึงวัตถุที่น้อยมากอาจทำให้ตัวเลนส์

ไปบังแสงจากแฟลชทำให้เกิดรอยมืดบนภาพได้ แสงที่มาจากทิศทางตรงทำให้ภาพที่ได้ดูไม่มีมิติและทำให้จุดบกพร่องที่มีลักษณะเป็นร่องหรือรอยขนุนมองเห็นได้ไม่ชัดเจน การให้แสงเฉียงจากด้านข้างจะทำให้มองเห็นจุดบกพร่องที่มีลักษณะเป็นร่องหรือรอยขนุนได้ชัดเจนขึ้น



ภาพ 6.3 ตัวอย่างเลนส์ไมโครมีสามารถถ่ายภาพได้กำลังขยาย 1:1 (Life Size)

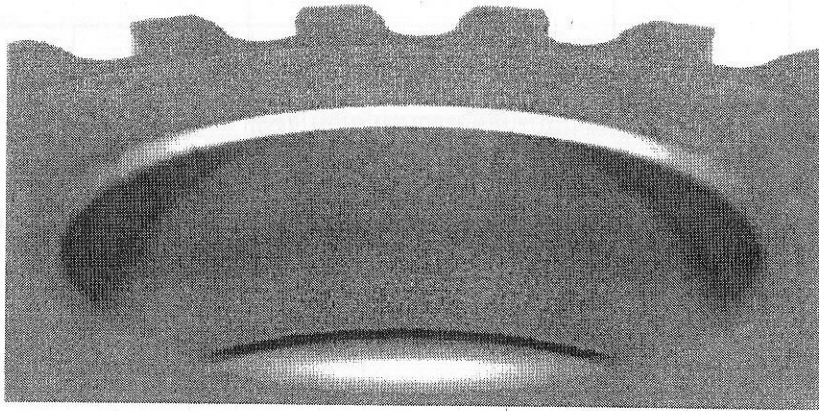


ภาพ 6.4 กล้องดิจิทัลแบบพกพามีระยะโฟกัสใกล้สุดเพียง 50 มิลลิเมตร

ลักษณะของจุดบกพร่องที่สามารถตรวจสอบด้วยสายตาได้แก่ End Capping, Weak Equator, Localized Crack และ Die Fouling เป็นต้น End Capping เกิดจากการที่บริเวณในชิ้นงานได้รับความเค้นสูงเกินกว่า Ultimate Tensile Strength ทำให้เกิดการแตก End Capping ส่วนใหญ่เกิดบริเวณที่ได้รับความเค้นสูงที่สุดในชิ้นงานซึ่งได้แก่มุมของชิ้นงานด้านที่มีการป้อนแรงดัน ลักษณะการแตกแบบ End Capping จะเป็นเส้นโค้งทแยงมุมจากมุมของชิ้นงานเข้าไปภายในชิ้นงาน วิธีแก้ไขคือลดแรงดันที่ใช้ในการอัดลงแล้วใช้ Lubricant ช่วยทำให้การกระจายตัวของความหนาแน่นสม่ำเสมอมากขึ้น

Weak Equator เกิดจากบริเวณในชิ้นงานได้รับความเค้นต่ำเกินไป ทำให้บริเวณนั้นมีความหนาแน่นต่ำกว่าบริเวณอื่น Weak Equator จะเกิดขึ้นบริเวณมุมด้านล่างในกรณีการอัดแบบ Single Action และเกิดขึ้นบริเวณใจกลางในกรณีการอัดแบบ Double Action วิธีการสังเกตคือที่บริเวณนั้นจะมีความพรุนมากกว่าและจะ

มีสีเข้มกว่าบริเวณอื่น ภาพ 6.5 แสดงภาพถ่ายตัวอย่าง Weak Equator จุดบกพร่องแบบนี้อาจทำให้ชิ้นงานเสียหายระหว่างการขนย้ายก่อนเผาประสาน วิธีแก้ไขคือเพิ่มปริมาณ Binder และ Lubricant



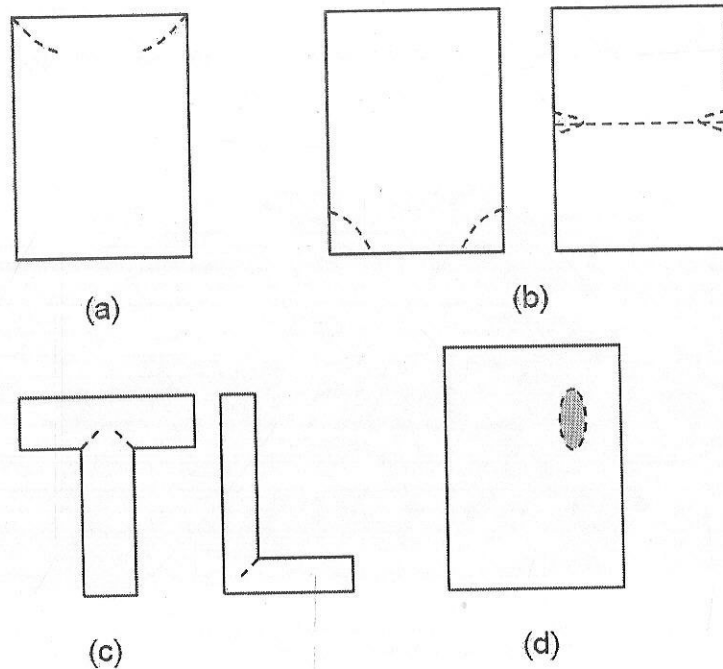
ภาพ 6.5 ภาพถ่ายตัวอย่าง Weak Equator

Localized Crack เกิดจากบริเวณในชิ้นงานได้รับความเค้นสูงเกินไป ทำให้เกิดการแตก Localized Crack ต่างจาก End Capping คือ End Capping เกิดจากการแรงดันในการอัดสูงเกินไป แต่ Localized Crack เกิดขึ้นได้แม้ว่าแรงดันในการอัดไม่สูงเกินไป แต่จะเกิดขึ้นตามบริเวณที่มี Stress Concentration สูง เช่น จุดเปลี่ยนความหนาอย่างฉับพลัน, จุดรอยต่อระหว่าง Punch, ขอบ, มุม หรือสัน เป็นต้น ในการตรวจสอบด้วยสายตาควรสังเกตบริเวณเหล่านี้เป็นพิเศษ Localized Crack แก้ไขได้ด้วยการเพิ่มปริมาณ Lubricant Die Fouling เกิดจากการที่ผิวของแม่พิมพ์ลอกออกมาติดกับผิวชิ้นงานเนื่องจากแรงเสียดทานระหว่างชิ้นงานกับผนังของแม่พิมพ์มีมากเกินไป แรงดันที่ใช้ในการอัดขึ้นรูปที่สูงก็เป็นอีกเหตุผลหนึ่งที่ทำให้แรงเสียดทานมากเกินไป จุดบกพร่องแบบนี้จะมีโอกาสเกิดขึ้นได้มากกว่าในช่วงแรกของการใช้งานแม่พิมพ์เนื่องจากเป็นช่วงที่มีอัตราการสึกหรอสูง วิธีการแก้ไขคือเพิ่มปริมาณ Lubricant เพื่อลดแรงเสียดทานระหว่างชิ้นงานและผนังของแม่พิมพ์และในบางกรณีการออกแบบแม่พิมพ์ที่ดีก็ช่วยป้องกันได้ ภาพ 6.6 แสดงภาพสรุปรวมรูปแบบของจุดบกพร่องจากการอัดขึ้นรูป

6.3 การชั่งน้ำหนักชิ้นงาน

ชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปด้วยกระบวนการโลหะจะมีน้ำหนักค่อนข้างแน่นอน โดยมีช่วงความคลาดเคลื่อนของน้ำหนักค่อนข้างน้อย ดังนั้นถ้าหากชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปมีน้ำหนักมากหรือน้อยไปกว่าเกณฑ์ที่ยอมรับได้ จะถือว่าเป็นชิ้นงานที่ไม่สมบูรณ์และถูกคัดแยกออกไป ไม่นำไปเผาประสาน

สาเหตุของการที่ชิ้นงานมีน้ำหนักคลาดเคลื่อนไปจากเกณฑ์ได้แก่ การฝังตัวของสิ่งปนเปื้อน, การแตกออกตามบริเวณขอบและมุมของชิ้นงาน, การมีปริมาณ Binder และ Lubricant มากหรือน้อยเกินไป เป็นต้น



ภาพ 6.6 รูปแบบของจุดบกพร่องจากการอัดขึ้นรูป

a) End Capping b) Weak Equator

c) Localized Crack d) Die Fouling

สำหรับการฝังตัวของสิ่งปนเปื้อนจะทำให้หน้าหนักเปลี่ยนแปลงไปเพราะว่าสิ่งปนเปื้อนจะมีความถ่วงจำเพาะต่างไปจากวัสดุผงโลหะ ขั้นตอนนี้อาจมีการปนเปื้อนได้แก่ การผลิตผงโลหะ, การผสมผงโลหะ, การถ่ายเทขนส่งผงโลหะ เป็นต้น แหล่งที่มาของสิ่งปนเปื้อนได้แก่ วัสดุลูกบดที่ใช้ในการผสมผงโลหะ (ในกรณีที่มีการใช้ลูกบดร่วมด้วย), ผนังภาชนะที่เกิดการสึกหรอ, ผนังแม่พิมพ์และการเกิด Oxide ในขั้นตอนต่าง ๆ เมื่อเกิดการปนเปื้อนและถูกอัดขึ้นรูปเป็นชิ้นงานแล้วจะไม่สามารถตรวจสอบด้วยสายตาได้ ยกเว้นการปนเปื้อนที่สามารถสังเกตด้วยสายตาได้คือ Die Fouling ปริมาณการปนเปื้อนขึ้นอยู่กับความเสียดทานระหว่างผงโลหะและความสามารถในการไหลตัวของผงโลหะ เนื่องจากจะทำให้มีอัตราการสึกหรอมาก

การแตกออกตามบริเวณขอบและมุมของชิ้นงานทำให้น้ำหนักของชิ้นงานเปลี่ยนแปลงไปอย่างเห็นชัด และสามารถสังเกตด้วยสายตาได้ สาเหตุของการแตกออกคือมีความหนาแน่นน้อยเกินไปทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงไม่เพียงพอที่จะรับแรงดันขณะนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ได้ หรือ อาจเกิดจากได้รับความเค้นขณะอัดมากเกินไปจนเกิดการแตก ซึ่งสามารถแก้ไขโดยปรับปริมาณ Lubricant ได้

การมีปริมาณ Binder และ Lubricant มากหรือน้อยเกินไปก็ทำให้น้ำหนักของชิ้นงานมากหรือต่ำไปกว่าเกณฑ์ได้เช่นกัน ตามปกติแล้วปริมาณของ Binder และ Lubricant จะถูกคำนวณเพื่อให้ได้ Green Density ตามต้องการ แต่ถ้าในขั้นตอนการผสมผงโลหะ Binder และ Lubricant ถูกผสมไม่ดีพอ ทำให้มีปริมาณไม่เท่ากันในแต่ละบริเวณจะทำให้ชิ้นงานบางชิ้นอาจมี Binder หรือ Lubricant มากหรือน้อยไปจากค่าเฉลี่ย ซึ่งถ้าหากค่าความคลาดเคลื่อนที่เกิดขึ้นเกินกว่าเกณฑ์ที่ยอมรับได้ ชิ้นงานจะถูกคัดแยกออก

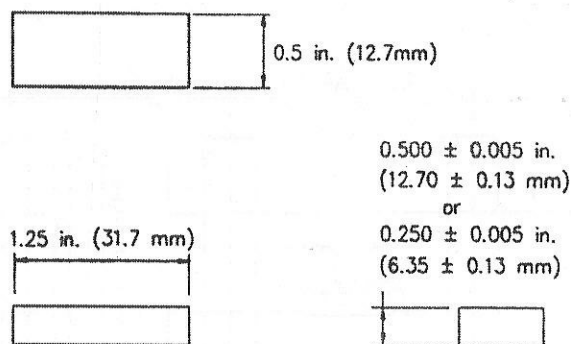
การชั่งน้ำหนักชิ้นงานมักจะทำบนสายพาน สายพานจะนำชิ้นงานเข้าไปยังเครื่องชั่งโดยอัตโนมัติ เมื่อหยุดนิ่งและทำการชั่งแล้ว จะมีแขนกลทำหน้าที่คัดแยกชิ้นงาน ถ้าชิ้นงานมีน้ำหนักตามเกณฑ์ แขนกลก็จะผลัก

ให้ชิ้นงานผ่านไปสู่บริเวณการบรรจุเพื่อเผาประสาน แต่หากชิ้นงานมีน้ำหนักไม่เป็นไปตามเกณฑ์ แชนกจะผลักชิ้นงานให้ตกลงสู่ภาชนะคัดแยก ซึ่งจะนำไปวิเคราะห์หาสาเหตุต่อไป ในบางครั้งรูปแบบการชั่งน้ำหนักชิ้นงานก็ต่างออกไป เช่นการชั่งน้ำหนัก Connecting Rod ในภาพ 5.78 เป็นต้น

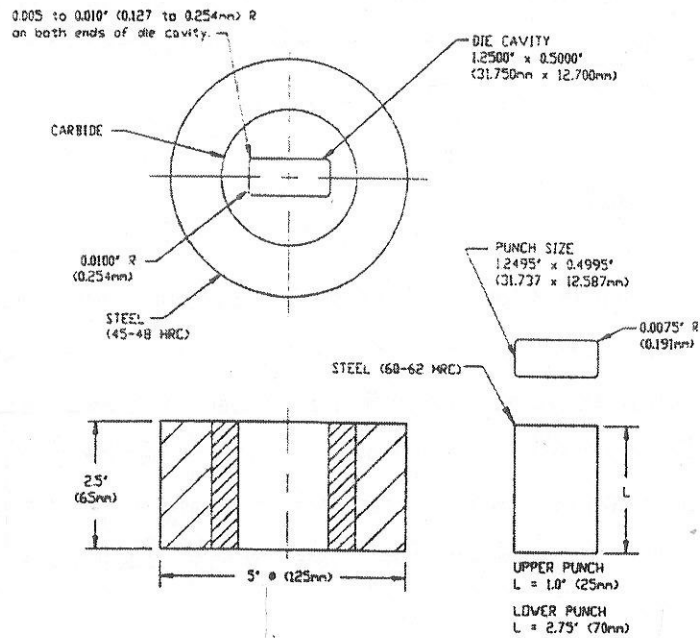
6.4 การทดสอบ Green Strength

การหาค่า Green Strength ของชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปมีมาตรฐานการทดสอบคือ ASTM B312 (Standard Test Method for Green Strength for Compacted Metal Powder Specimens) วิธีการทดสอบคือนำผงโลหะมาอัดขึ้นรูปให้มีรูปร่างตามมาตรฐานและมีปริมาณ Binder, Lubricant ตามที่ต้องการทดสอบ รูปร่างชิ้นงานมาตรฐานมีความหนา 6.35 ± 0.13 หรือ 12.70 ± 0.13 มิลลิเมตร ยาว 31.75 ± 0.13 มิลลิเมตร และกว้าง 12.70 ± 0.13 มิลลิเมตร ภาพ 6.6 แสดงรูปร่างชิ้นงานมาตรฐาน ภาพ 6.7 แสดงเครื่องมือและแม่พิมพ์ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานมาตรฐาน สำหรับทดสอบ Green Strength ชิ้นงานมาตรฐานแต่ละชิ้นไม่ควรมีความหนาต่างกันเกิน $\pm 0.05 \text{ g/cm}^3$

ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานมาตรฐานต้องกำหนดปริมาณ Lubricant และ Binder ตามปริมาณที่มีการใช้ผลิตจริง สำหรับการทดสอบผงโลหะที่มีความเสียดทานระหว่างผงโลหะมากสามารถใช้ Zinc Stearate 100 กรัม ผสมกับแอลกอฮอล์ 1 ลิตร ทาบนผนังแม่พิมพ์ สารแขวนลอยนี้สามารถติดไฟได้ ดังนั้นจึงควรทำให้ที่ที่มีการถ่ายเทอากาศได้ดี ในการอัดขึ้นรูปให้แรงดันจากสองทิศทาง (Double Action Pressing) ด้วยแรงดันเริ่มต้น 34 MPa แล้วจึงเพิ่มแรงดันจนถึงค่าแรงดันที่ทำให้ได้ขนาดชิ้นงานตามมาตรฐานด้วยอัตรา $414 \pm 34 \text{ MPa/min}$ หลังจากนำชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ควรทำเครื่องหมายระบุด้านบนและด้านล่างของชิ้นงาน

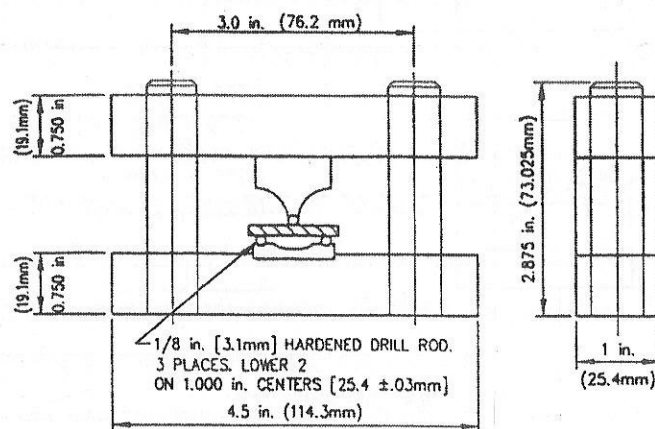


ภาพ 6.6 รูปร่างชิ้นงานมาตรฐาน



ภาพ 6.7 เครื่องมือและแม่พิมพ์ในการอัดขึ้นรูปชิ้นงานมาตรฐาน สำหรับทดสอบ Green Strength

หลังจากได้ชิ้นงานมาตรฐานแล้ว นำไปทดสอบ Transverse Rupture Test โดยวางชิ้นงานดังภาพ 6.8 หันด้านบนของชิ้นงานที่ทำเครื่องหมายไว้ขึ้น ค่อย ๆ เลื่อน Cross Head ลงด้วยความเร็ว 0.1 inch/min และให้แรงเพิ่มขึ้นด้วยอัตราคงที่เท่ากับ 89 N/min จนกว่าจะเกิดการแตกหัก บันทึกค่าแรงสูงสุดที่ทำให้เกิดการแตกหักไว้



ภาพ 6.8 Transverse Rupture Test

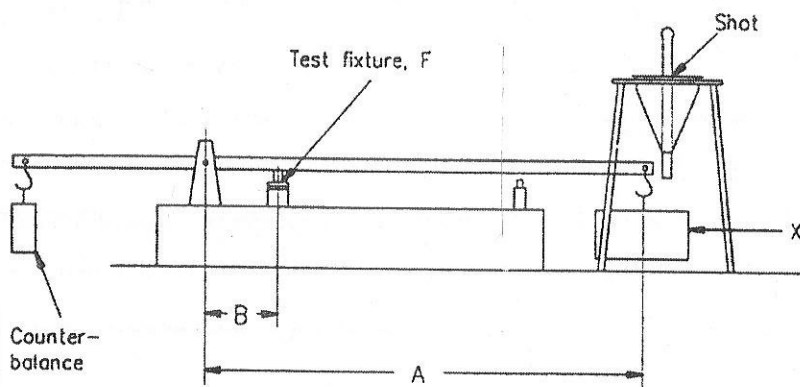
อีกวิธีการหนึ่งคือใช้เครื่อง Constant Loading Beam (ภาพ 6.9) โดยวางชิ้นงานหันด้านบนขึ้นไว้ที่จุด F แล้วเพิ่มน้ำหนัก Shot ลงในภาชนะ X ให้แรงที่กระทำต่อชิ้นงานด้วยอัตราคงที่เท่ากับ 89 N/min จนกว่าจะเกิด

การแตกหักแล้วบันทึกน้ำหนักที่ทำให้เกิดการแตกหัก
ขึ้นงานดังนี้

น้ำหนักที่ใช้สามารถนำมาคำนวณเป็นแรงกระทำต่อ

$$P = \frac{AX}{B}$$

เมื่อ	P	คือ แรงที่กระทำต่อขึ้นงาน (N)
	A	คือ ระยะทาง A ในภาพ 6.9 (m)
	B	คือ ระยะทาง B ในภาพ 6.9 (m)
	X	คือ น้ำหนักของ Shot ที่ทำให้เกิดการแตกหัก (kg)



ภาพ 6.9 เครื่อง Constant Loading Beam

ค่าแรงที่ทำให้ขึ้นงานแตกหักจากทั้ง Transverse Rupture Test และ Constant Loading Beam สามารถนำมาคำนวณเป็น Green Strength ได้ดังนี้

$$S = \frac{3PL}{2t^2w}$$

เมื่อ	S	คือ Green Strength (MPa)
	P	คือ แรงที่ทำให้ขึ้นงานแตกหัก (N)
	L	คือ ความยาวของขึ้นงาน (m)
	w	คือ ความกว้างของขึ้นงาน (m)
	t	คือ ความหนาของขึ้นงาน (m)

สำหรับความน่าเชื่อถือของการทดสอบสามารถตรวจสอบได้จากค่า Repeatability interval (r)

$$r = 0.037S + 78$$

ค่า Green Strength (S) จากการทดสอบเงื่อนไขเดียวกันไม่ควรมีค่าต่างกันเกินค่า r ถ้าต่างกันเกินค่า r ควรตรวจสอบวิธีการทดลองว่าควบคุมตัวแปรต่าง ๆ ได้ดีหรือไม่

ถ้าต้องการเปรียบเทียบผลการทดสอบระหว่างเครื่องทดสอบชนิดเดียวกันแต่คนละเครื่อง หรือผลจากห้องปฏิบัติการคนละแห่ง สามารถตรวจสอบได้จากค่า Reproducibility (R)

$$R = 0.13S + 220$$

ค่า Green Strength (S) จากการทดสอบเงื่อนไขเดียวกันไม่ควรมีค่าต่างกันเกินค่า R ถ้าต่างกันเกินค่า R ควรตรวจสอบเครื่องมือและการควบคุมตัวแปรต่าง ๆ

บทที่ 7
การเผาประสาน : ทฤษฎี
Sintering Theory

7.1 บทนำ

ชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปจะยังคงมีความแข็งแรงต่ำและต้องทำการเผาประสานเพื่อเพิ่มความแข็งแรง การเผาประสานคือการให้อุณหภูมิแก่ชิ้นงานทำให้เกิดการเชื่อมประสานระหว่างผงโลหะ อุณหภูมิที่ใช้ขึ้นอยู่กับประเภทของวัสดุผงโลหะ โดยทั่วไปอุณหภูมิเผาประสานจะมีค่าประมาณมากกว่ากึ่งหนึ่งของอุณหภูมิหลอมตัวสัมบูรณ์ (Absolute Melting Temperature) ของวัสดุชนิดนั้น ๆ ดังนั้นจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิเผาประสานไม่จำเป็นต้องเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงก็ได้ เช่น สำหรับน้ำแข็งจะเกิดการประสานกันได้ที่อุณหภูมิต่ำ เพราะที่ 0 องศาเซลเซียสถือว่าเป็นอุณหภูมิที่สูงแล้วสำหรับน้ำ ในทำนองเดียวกันสำหรับทั้งสแตน อาจต้องใช้อุณหภูมิสูงถึง 1800 องศาเซลเซียสในการเผาประสาน

กลไกของการเผาประสานคือการลดลงของพื้นที่ผิว โดยโลหะเมื่ออยู่ในรูปของผงจะมีพื้นที่ผิวต่อหน่วยปริมาตรสูงมาก เมื่อทำการเผาประสานพื้นที่ผิวผงโลหะจะลดน้อยลงโดยเกิดการเชื่อมประสานกัน พลังงานของระบบ (ถือว่าชิ้นงานเป็นระบบ) จะลดลงเท่ากับ γdA ดังนั้นธรรมชาติของวัสดุในการลดพื้นที่ผิวก็คือเพื่อลดพลังงานลงนั่นเอง ยกตัวอย่างเช่น เมื่อวางก้อนน้ำแข็งทรงลูกบาศก์ไว้ที่อุณหภูมิห้อง น้ำแข็งจะเริ่มละลาย ส่วนที่เป็นมุม สัน ขอบจะเริ่มโค้งมนขึ้น และถ้าหากไม่มีแรงโน้มถ่วงกระทำ สุดท้ายแล้วน้ำแข็งก็จะกลายเป็นหยดน้ำที่มีรูปร่างเป็นทรงกลม

ในขณะที่เกิดการเชื่อมประสานจะมีการถ่ายเทมวลสารจากบริเวณต่าง ๆ ไปยังจุดเชื่อมต่อระหว่างผงโลหะ ทำให้จุดเชื่อมต่อเกิดการโตขึ้น กลไกการถ่ายเทมวลสารอาจเกิดจากการแพร่ในสถานะของแข็ง หรือถ้าในขณะนั้นมีเฟสของเหลวเกิดขึ้น ก็อาจเกิดการถ่ายเทมวลสารแบบการไหลด้วย Capillary Force นอกจากนี้มวลสารบางส่วนอาจกลายเป็นไอและไปควบแน่นที่บริเวณจุดเชื่อมต่อ ในบางกระบวนการมีการให้แรงดันระหว่างเผาประสานไปด้วย เช่น Hot Isostatic Pressing และ Hot Pressing เป็นต้น แรงดันที่ให้มีส่วนช่วยให้สามารถได้ความหนาแน่นสูงใกล้เคียง Theoretical Density

ถ้าแบ่งการเผาประสานตามวัตถุประสงค์จะแบ่งได้เป็นสองประเภทที่แตกต่างกัน คือ การเผาประสานเพื่อให้ได้ความหนาแน่นสูงสุด เนื่องจากความหนาแน่นสูงสุดมีแนวโน้มที่จะทำให้ได้สมบัติเชิงกลที่ดีกว่า ส่วนอีกประเภทคือการเผาประสานให้ได้รูปร่างและขนาดของรูพูนตามต้องการ โดยประเภทหลังได้แก่ ชิ้นงานที่ใช้ประโยชน์ของรูพูน เช่น Self-Lubricated Bearing และ Filter เป็นต้น

เมื่อชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานมีความหนาแน่นขึ้น โดยทั่วไปผลที่ตามมาคือชิ้นงานเกิดการหดตัว งานส่วนใหญ่จะทำการกะเนปริมาณการหดตัวแล้วทำการอัดขึ้นรูปชิ้นงานให้มีขนาดเผื่อสำหรับการหดตัวแล้วได้รูปร่างชิ้นงานที่ต้องการ งานบางลักษณะรูปร่างชิ้นงานมีความสำคัญมากกว่าความหนาแน่น ก็อาจทำการเผาประสานที่อุณหภูมิต่ำลงเพื่อลดปริมาณการหดตัว

ในบทนี้จะกล่าวถึงการเผาประสานเฉพาะในส่วน of ทฤษฎี โดยรวมไปถึงการทบทวนอุณหพลศาสตร์ของพื้นผิวและรอยต่อ ซึ่งจะนำมาใช้อธิบายกลไกและอัตราการเผาประสาน สำหรับส่วนปฏิบัติซึ่งค่อนข้างจะ

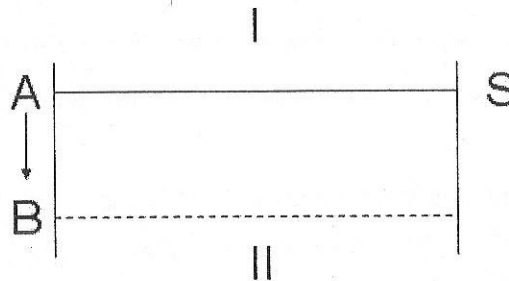
เกี่ยวข้องกับอุณหพลศาสตร์, วิธีการและตัวแปร จะได้กล่าวถึงในบทที่ 8 ซึ่งการเข้าใจหลักในการปฏิบัติต้องเข้าใจหลักทฤษฎีเสียก่อน

7.2 อุณหพลศาสตร์ของรอยต่อ

Thermodynamic of Interfaces

ก่อนที่จะเริ่มศึกษาทฤษฎีของการเผาประสานครวต้องทำความเข้าใจอุณหพลศาสตร์ของรอยต่อเสียก่อน เนื่องจากในการเผาประสานครววัสดุได้รับอุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน วัสดุจะปรับตัวให้เข้าสู่สมดุลได้เพราะมีเวลาและพลังงานกระตุ้น (Activation Energy) มากพอ ดังนั้นการเปลี่ยนรูปร่างของผงโลหะ, การโตขึ้นของเกรน, รูปร่างของเกรน, รูปร่างของรูพรุน, รูปร่างของ Second Phase, การโตขึ้นของรอยต่อระหว่างผงโลหะ ทั้งหมดนี้ล้วนทำความเข้าใจได้ด้วยอุณหพลศาสตร์ของรอยต่อทั้งสิ้น

ถ้าสมมุติว่าในระบบที่มี Component เดียวระบบหนึ่งมี Grain Boundary "S" แบ่งระหว่างเฟส I และ II เมื่อ Grain Boundary เคลื่อนที่จากจุด A ไปยังจุด B ดังภาพ 7.1 จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงปริมาตรและมวลของเฟส I และเฟส II โดยเฟส I จะมีปริมาตรและมวลเพิ่มขึ้น ในขณะที่เฟส II จะมีปริมาตรและมวลลดลง



ภาพ 7.1 Grain Boundary "S" แบ่งระหว่างเฟส I และ II

การเปลี่ยนแปลงปริมาตรและมวลของเฟส I และ II ทำให้ Gibbs free energy เปลี่ยนแปลงไปดังสมการ

$$dG = \underline{G}_I dm_I + \underline{G}_{II} dm_{II} + \gamma dA$$

เมื่อ	dG	คือ Gibbs free energy ที่เปลี่ยนแปลงไป
	$\underline{G}_I \underline{G}_{II}$	คือ Specific Gibbs free energy ของเฟส I และ II
	$dm_I dm_{II}$	คือมวลที่เปลี่ยนแปลงไปของเฟส I และ II
	γ	คือพลังงานพื้นผิว
	dA	คือพื้นที่ผิวของรอยต่อที่เปลี่ยนแปลงไป

ซึ่งสำหรับระบบที่มี Component เดียวแล้ว $\underline{G}_I$ มีค่าเท่ากับ μ_I (Chemical Potential) และที่สมดุล dG มีค่าเท่ากับศูนย์ ดังนั้น

$$\mu_I dm_I + \mu_{II} dm_{II} + \gamma dA = 0$$

แต่เนื่องจากในการที่รอยต่อเป็นพื้นผิวเรียบ มวลที่เพิ่มขึ้นของเฟส I จะเท่ากับมวลที่ลดลงของเฟส II

$$\begin{aligned} dm_I &= -dm_{II} = dm \\ \mu_I dm - \mu_{II} dm &= \gamma dA \\ \mu_I - \mu_{II} &= \gamma \frac{dA}{dm} \end{aligned}$$

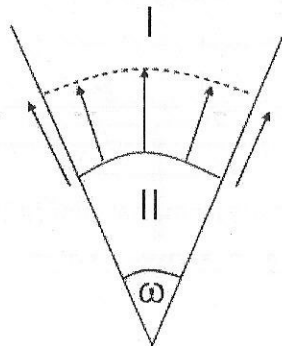
พิจารณาพจน์ $\frac{dA}{dm}$ ในกรณีที่รอยต่อเป็นพื้นผิวเรียบ ไม่มีการเปลี่ยนแปลงพื้นที่ผิวเมื่อมวลเปลี่ยนแปลง

ดังนั้น

$$\mu_I = \mu_{II} = \mu_\infty$$

เมื่อ μ_∞ คือค่า Chemical Potential ในกรณีที่รอยต่อมีรัศมีความโค้งอนันต์ หรือเป็นผิวเรียบนั่นเอง

พิจารณารอยต่อที่มีพื้นผิวโค้งดังภาพ 7.2 จะเห็นได้ว่าถ้ารอยต่อมีการเคลื่อนที่ $\frac{dA}{dm} \neq 0$



ภาพ 7.2 รอยต่อที่มีพื้นผิวโค้งเมื่อเคลื่อนที่ $\frac{dA}{dm} \neq 0$

ถ้านิยามให้ Molar Volume หรือปริมาตรต่อหน่วยมวล $\underline{V} = \frac{dV}{dm}$

$$\begin{aligned} \mu_I - \mu_{II} &= \gamma \frac{dA}{dm} \\ &= \underline{V} \gamma \frac{dA}{dV} \end{aligned}$$

จะเห็นได้ว่าพจน์ $\frac{dA}{dV}$ หรือพื้นที่ผิวที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อปริมาตรเปลี่ยนแปลงไปนั้นมีค่าไม่เท่ากับศูนย์ เพื่อความสะดวกสมมติให้พื้นผิวโค้งเป็นส่วนหนึ่งของทรงกลม

$$dV = \omega r^2 dr$$

$$dA = 2\omega r dr$$

$$\frac{dA}{dV} = \frac{2}{r}$$

ดังนั้น

$$\mu_I - \mu_{II} = V \frac{dA}{dV}$$

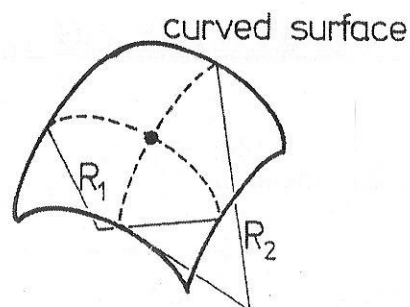
$$= V \gamma \frac{2}{r}$$

$$\mu_I - \mu_{II} = V \frac{2\gamma}{r}$$

จะเห็นได้ว่าความแตกต่างระหว่าง Chemical Potential ระหว่างเฟส I และ II ขึ้นอยู่กับรัศมีความโค้งของพื้นผิวรอยต่อ ยิ่งรัศมีความโค้งของรอยต่อเล็ก ค่าความแตกต่างระหว่าง Chemical Potential ระหว่างเฟส I และ II ยิ่งมาก ซึ่งหมายถึงมี Driving Force มากขึ้นด้วยเช่นกัน ในกรณีที่เปรียบเทียบระหว่างเฟสที่มีรัศมีความโค้ง r และเฟสที่มีพื้นผิวรอยต่อเรียบ จะเขียนสมการใหม่ได้ดังนี้

$$\mu_r - \mu_\infty = V \frac{2\gamma}{r}$$

ถ้าหากพื้นผิวรอยต่อไม่ได้เป็นส่วนหนึ่งของทรงกลม กล่าวคือมีรัศมีความโค้งไม่เท่ากันในแต่ละทิศทางดัง ภาพ 7.3 ต้องทำการนิยาม Principal Radii ซึ่งเป็นรัศมีความโค้งในทิศทางที่ตั้งฉากกัน สมการจะเขียนใหม่ได้ดังนี้



R_1 & R_2 = principal radii of curvature

ภาพ 7.3 Principal radii of curvature

$$\mu_{r_1, r_2} - \mu_\infty = V\gamma \left[\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right]$$

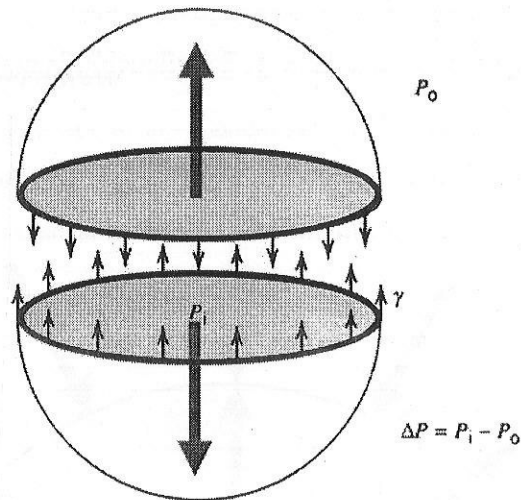
และถ้าให้

$$K = \frac{1}{2} \left[\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right]$$

ดังนั้น

$$\mu_{r_1, r_2} - \mu_\infty = 2V\gamma K$$

อีกวิธีการหนึ่งในการพิสูจน์สมการความแตกต่างระหว่าง Chemical Potential ทำได้โดยใช้กลศาสตร์ โดยสมมุติว่ามีพื้นผิวรอยต่อเป็นทรงกลมถูกล้อมรอบด้วยเฟสอื่น ดังภาพ 7.4



ภาพ 7.4 พื้นผิวรอยต่อทรงกลม

ถ้าภายในและภายนอกพื้นผิวรอยต่อมีความดันไม่เท่ากัน แรงที่พยายามจะแยกพื้นผิวรอยต่อออกจากกัน จะกระทำต่อพื้นที่ภาคตัดของทรงกลม ส่วนแรงที่พยายามรั้งพื้นผิวรอยต่อไว้ด้วยกันคือแรงตึงผิวที่กระทำต่อเส้นรอบวงของทรงกลม ดังนั้น

$$\sum F_y = 0$$

$$\pi r^2 \Delta P = 2\pi r \gamma$$

$$\Delta P = \frac{2\gamma}{r}$$

เนื่องจาก

$$d\mu = \underline{V} dP$$

$$\int d\mu = \int \underline{V} dP$$

$$\int_{\mu_0}^{\mu_i} d\mu = \underline{V} \int_{P_0}^{P_i} dP$$

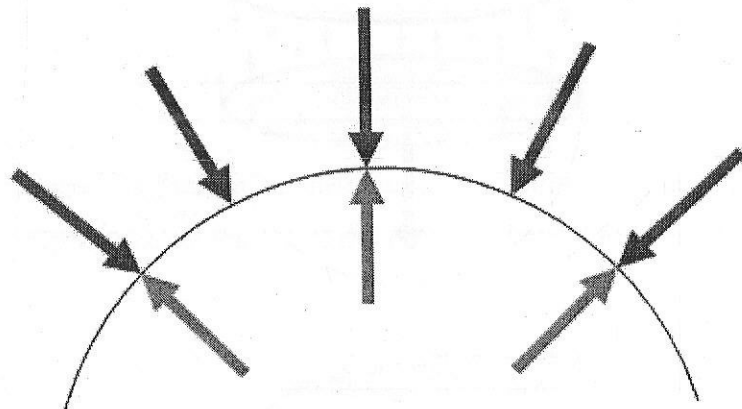
$$\mu_r - \mu_\infty = \underline{V} (P_i - P_0)$$

$$= \underline{V} \Delta P$$

$$\mu_r - \mu_\infty = \underline{V} \frac{2\gamma}{r}$$

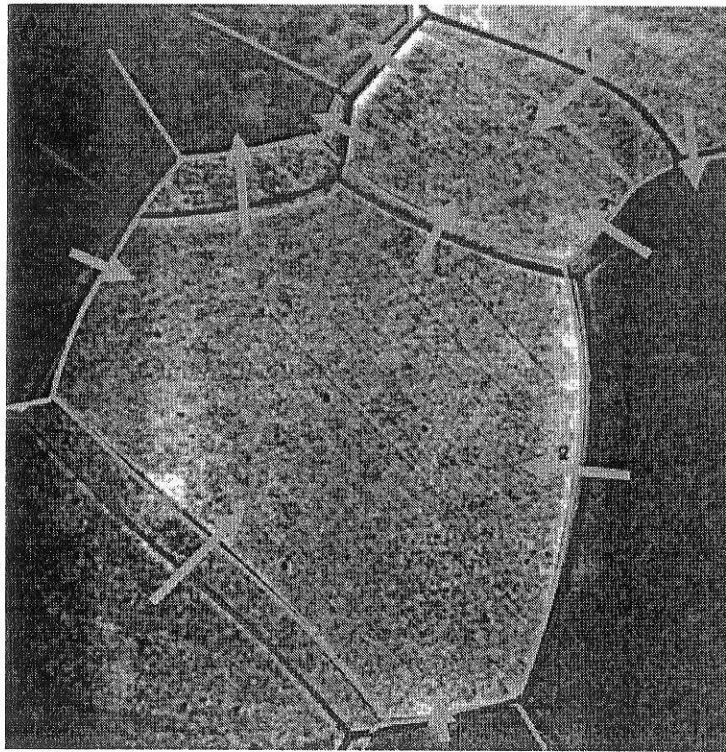
ซึ่งก็คือสมการเดียวกันนั่นเอง

ถ้าพิจารณาพื้นผิวโค้งจะพบว่าพื้นผิวรอยต่อด้านนูนจะมี Stress Concentration มากกว่าด้านเว้า ดังภาพ 7.5 ดังนั้นที่อุณหภูมิสูง ซึ่งรอยต่อมี Mobility สูง ผิวนูนมีแนวโน้มที่จะหดหายไป ส่วนผิวเว้ามีแนวโน้มที่จะขยายตัวออกไป



ภาพ 7.5 ลักษณะแรงที่กระทำบนพื้นผิวรอยต่อ

ดังนั้นเมื่อนำชิ้นงานโลหะไปอบที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานานจะทำให้ Grain Boundary ด้านนูนหดหายไป และ Grain Boundary ด้านเว้าขยายตัวออกดังภาพ 7.6



ภาพ 7.6 การเคลื่อนตัวของ Grain Boundary เนื่องจากความโค้ง

7.2.1 ผลของความโค้งต่อความดันไอ

การกลายเป็นไอและควบแน่น (Evaporation – Condensation) เป็นรูปแบบหนึ่งของการถ่ายเทมวลสาร รัศมีความโค้งของพื้นผิวรอยต่อมีผลต่อความดันไอ ซึ่งมีผลต่อการถ่ายเทมวลสารเช่นกัน ที่สมดุลทางเคมี Chemical Potential ของของแข็งและไอมีค่าเท่ากัน

$$\mu_c = \mu_v$$

ซึ่งสมการข้างต้นเป็นจริงสำหรับกรณีรอยต่อที่มีผิวเรียบและรอยต่อที่มีความโค้ง

$$\mu_{c,r} = \mu_{v,r}$$

$$\mu_{c,\infty} = \mu_{v,\infty}$$

$$\mu_{c,r} - \mu_{c,\infty} = V \frac{2\gamma}{r}$$

และด้วยนิยามของ Fugacity

$$G_{i,2} - G_{i,1} = RT \ln \frac{f_{i,2}}{f_{i,1}} = \mu_{i,2} - \mu_{i,1}$$

ดังนั้น

$$\mu_{c,r} - \mu_{c,\infty} = RT \ln \frac{f_r}{f_\infty}$$

และในทำนองเดียวกันสำหรับเฟสที่เป็นไอจะเขียนได้ว่า

$$\mu_{v,r} - \mu_{v,\infty} = RT \ln \frac{f_r}{f_\infty}$$

สำหรับ Ideal Gas แล้ว Fugacity มีค่าเท่ากับความดันไอ ดังนั้น

$$\mu_{c,r} - \mu_{c,\infty} = RT \ln \frac{P_r}{P_\infty}$$

เมื่อ P_r คือ ความดันไอของอนุภาคที่มีรัศมีความโค้งเท่ากับ r
จัดรูปสมการใหม่ได้ดังนี้

$$\ln \frac{P_r}{P_\infty} = \frac{V}{RT} \frac{2\gamma}{r}$$

จากสมการจะเห็นว่า ยิ่งค่า r น้อยจะยิ่งทำให้ค่า P_r มากขึ้น ซึ่งหมายความว่าถ้ามีอนุภาคขนาดเล็ก และใหญ่อยู่ใกล้เคียงกัน อนุภาคขนาดเล็กมีแนวโน้มที่จะกลายเป็นไอ เนื่องจากมีค่า P_r มากกว่าแล้วจากค่า P_r ที่มากกว่าจะทำให้มวลสารถูกแพร่ไปยังบริเวณที่มีค่า P_r ต่ำกว่าซึ่งก็คือบริเวณที่มีอนุภาคขนาดใหญ่ และเมื่อไอของมวลสารอัดตัวก็จะเกิดการควบแน่นบริเวณอนุภาคที่มีขนาดใหญ่ ปรากฏการณ์นี้ทำให้อนุภาคขนาดเล็กจะค่อย ๆ กลายเป็นไอลายไป และอนุภาคขนาดใหญ่จะเกิดการโตขึ้น ทำให้จำนวนประชากรของอนุภาคน้อยลงแต่มีขนาดเฉลี่ยใหญ่ขึ้น

ตัวอย่างการใช้สมการข้างต้นได้แก่ ถ้ามีเส้นลวดทำจากเงินเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 ไมครอนถูกนำไปอบภายใต้สุญญากาศที่อุณหภูมิ 1000 K สามารถคำนวณความดันไอของเส้นลวดดังกล่าวสัมพันธ์กับความดันไอของเงินที่มีพื้นผิวเรียบได้ดังนี้

ข้อมูล :

น้ำหนักอะตอมของ Ag	=	107.88	g/mol
ความหนาแน่นของ Ag	=	10.49	g/cm ³
γ ที่ 1000 K	=	1140	ergs/cm ²
	=	1.14	J/m ²

จาก

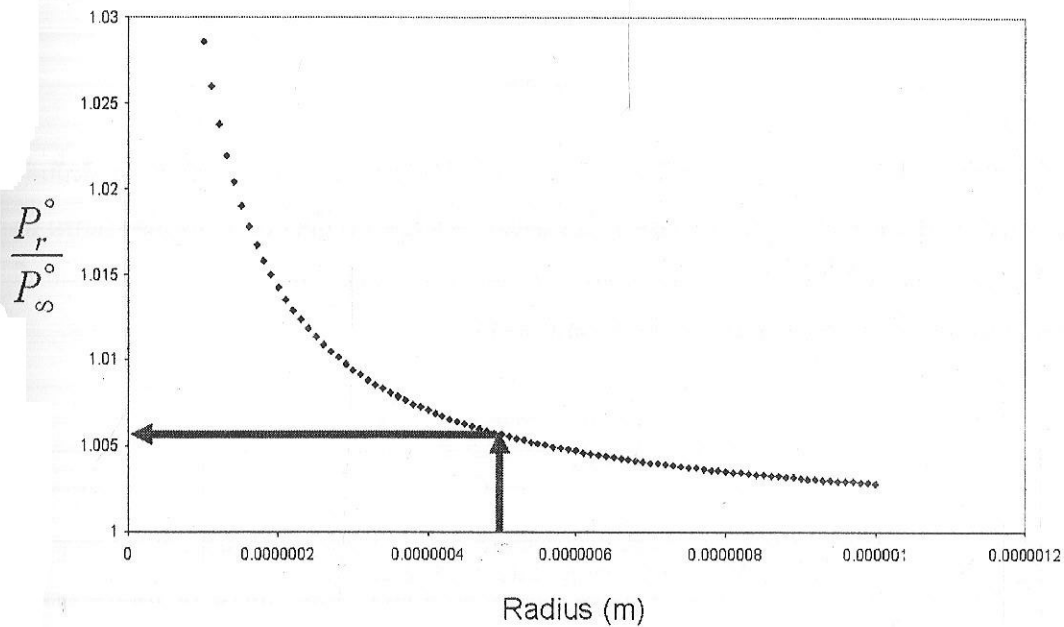
$$\ln \frac{P_r^\circ}{P_\infty^\circ} = \frac{V}{RT} \frac{2\gamma}{r}$$

$$\frac{P_r^\circ}{P_\infty^\circ} = \exp\left(\frac{V}{RT} \frac{2\gamma}{r}\right)$$

$$= \exp\left(\frac{\left(\frac{107.88}{10.49}\right) (2)(1.140)}{(8.314)(1000) (0.5 \times 10^{-6})}\right)$$

$$= 1.00565$$

หรือถ้านำมาสร้างเป็นกราฟได้ดังภาพ 7.7

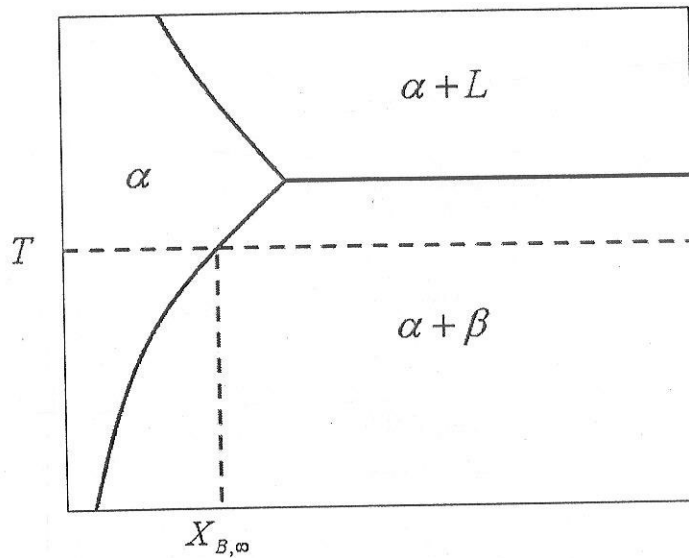


ภาพ 7.7 ความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีของเส้นลวด Ag กับ $\frac{P_r^\circ}{P_\infty^\circ}$

7.2.2 ผลของความโค้งต่อความสามารถในการละลาย

ความโค้งมีผลต่อการความสามารถในการละลายด้วยเช่นกัน ซึ่งความสามารถในการละลายจะเป็นตัวกำหนดการมีอยู่ของ Second Phase กล่าวคือถ้าวัสดุมีความสามารถในการละลายสูงจะทำให้ Second Phase ละลายไป ถ้าวัสดุมีความสามารถในการละลายต่ำจะทำให้เกิดการตกผลึก Second Phase มากขึ้น

ค่าความสามารถในการละลาย (Solubility) ที่อ่านได้จากเฟสไดอะแกรม ดังภาพ 7.8 คือค่าความสามารถในการละลายของรอยต่อที่มีพื้นผิวเรียบ ($r = \infty$)



ภาพ 7.8 การอ่านค่าความสามารถในการละลายที่อุณหภูมิใด ๆ จากเฟสไดอะแกรม

$$X_B = X_{B,\infty}$$

ซึ่งในทางปฏิบัติ Second Phase จะมีขนาดเล็กมาก หรือมีรัศมีมีความโค้งน้อยกว่าอนันต์มาก ดังนั้นค่าความสามารถในการละลายของ Second Phase ทั่วไบนั้นจะแตกต่างไปจากค่าที่อ่านได้จากเฟสไดอะแกรม ถ้าสมมุติให้ Second Phase มีพื้นผิวรอยต่อแบบทรงกลม ค่าความแตกต่างของ Chemical Potential ระหว่างกรณีที่มีรอยต่อเป็นพื้นผิวโค้งและรอยต่อที่มีพื้นผิวเรียบคำนวณได้จาก

$$\mu_{B,r} - \mu_{B,\infty} = \frac{2V\gamma_{\alpha-\beta}}{r}$$

เมื่อ $\gamma_{\alpha-\beta}$ คือ Interfacial free energy ระหว่างเฟส α และ β
จาก

$$\begin{aligned}\mu_{II} - \mu_I &= RT \ln \left(\frac{f_{II}}{f_I} \right) \\ &= RT \ln a\end{aligned}$$

ถ้าให้ ∞ เป็น Standard State จะได้ว่า

$$\begin{aligned}\mu_{B,r} - \mu_{B,\infty} &= RT \ln a_{B,r} \\ \mu_{B,r} &= \mu_{B,\infty} + RT \ln a_{B,r}\end{aligned}$$

ถ้าสมมุติให้ค่า Activity ($a_{B,r}$) แปรผันเชิงเส้นกับ Mole Fraction (x_B) หรือตาม Henry's Law ซึ่งในทางปฏิบัติส่วนใหญ่แล้ว Second Phase จะมีความสามารถในการละลายน้อย และ Henry's Law ก็สามารถใช้ได้กับกรณี Dilute Solution ได้ดี จึงเป็นสมมุติฐานที่ค่อนข้างน่าเชื่อถือ จากสมมุติฐานนี้เราจะเขียนความสัมพันธ์ระหว่าง a_B และ x_B ได้ดังนี้

$$a_B = kx_B$$

จากความรู้ที่ว่าค่า Activity จะมีค่าเท่ากับ 1 ที่รอยต่อระหว่างเฟส α และ β

$$1 = kx_{B,\infty}$$

$$k = \frac{1}{x_{B,\infty}}$$

ดังนั้น

$$a_{B,r} = \frac{x_{B,r}}{x_{B,\infty}}$$

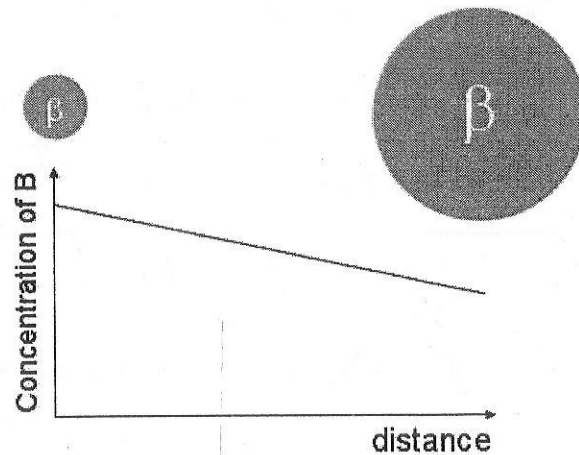
$$\begin{aligned}\mu_{B,r} - \mu_{B,\infty} &= RT \ln a_{B,r} \\ &= RT \ln \frac{x_{B,r}}{x_{B,\infty}} = \frac{2V\gamma_{\alpha-\beta}}{r} \\ &= \ln \frac{x_{B,r}}{x_{B,\infty}} = \frac{V}{RT} \frac{2\gamma_{\alpha-\beta}}{r}\end{aligned}$$

จากสมการจะเห็นได้ว่าความสามารถในการละลายจะเพิ่มขึ้นเมื่อขนาดอนุภาคเล็กลง ($x_{B,r}$ เพิ่มขึ้นเมื่อ r เล็กลง) ดังนั้นถ้ามีอนุภาค Second Phase ขนาดแตกต่างกันอยู่ใกล้ๆ กัน จะทำให้บริเวณรอบ ๆ อนุภาคทั้งสองมีความสามารถในการละลายไม่เท่ากัน และเกิด Concentration Gradient ขึ้นดังภาพ 7.9

เมื่อความสามารถในการละลายบริเวณรอบ Second Phase ขนาดเล็กสูงกว่าจะทำให้อนุภาคนั้นละลายตัวจนมีขนาดเล็กลงและการเกิดการแพร่จาก Concentration Gradient ไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำกว่าหรือบริเวณรอบ ๆ อนุภาค Second Phase ขนาดใหญ่กว่า และเมื่อความเข้มข้นถึงขีดความสามารถในการละลายก็จะตกผลึกทำให้ Second Phase มีขนาดใหญ่ขึ้น เมื่อปรากฏการณ์นี้ดำเนินไปเรื่อย ๆ จะทำให้อนุภาค Second Phase ที่มีขนาดเล็ก ละลายตัวและหายไปในที่สุด ส่วนอนุภาคขนาดใหญ่ก็จะขยายตัวไปเรื่อย ๆ ทำให้จำนวนประชากรของ Second Phase ลดลงและมีขนาดเฉลี่ยใหญ่ขึ้น ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า "Ostwald Ripening"

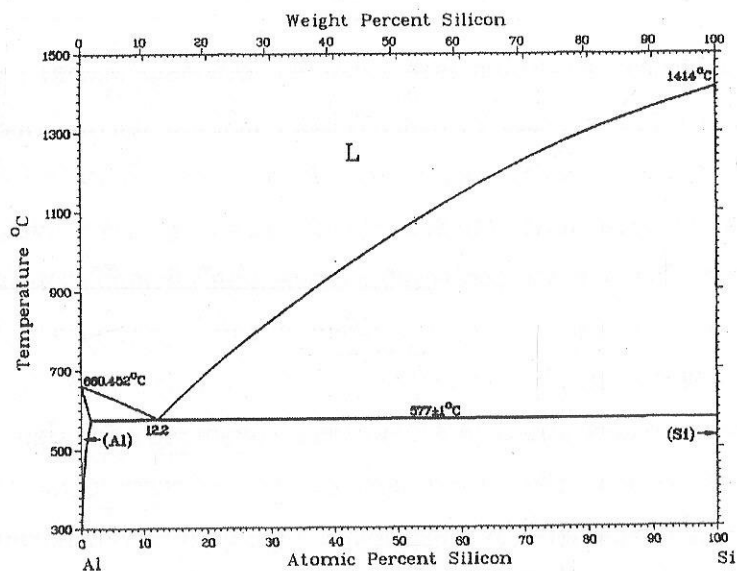
อันที่จริงแล้วทฤษฎีนี้เป็นทฤษฎีเดียวกับทางเศรษฐศาสตร์ โดยสมมุติให้ประชากรแต่ละคนมีเงินออมมาน้อยต่างกัน (เทียบได้กับค่า r) ด้วยระบบอัตราดอกเบี้ยจะทำให้คนที่เงินออมน้อยจะจนลงเรื่อย ๆ และคนที่เงินออมมากก็จะรวยขึ้นเรื่อย ๆ โดยที่ไม่ต้องลงทุนอะไร ในเวลาเดียวกันจำนวนเงินออมเฉลี่ยของประชากรก็จะ

สูงขึ้นเรื่อย ๆ และเมื่อคนที่เงินออมปานกลางมีเงินออมน้อยกว่าค่าเฉลี่ยก็จะเริ่มเงินลงเรื่อย ๆ ทฤษฎีนี้บอกว่า คนจนจะจนลงและมีจำนวนมากขึ้นเรื่อย ๆ ส่วนคนรวยจะรวยขึ้นและมีจำนวนน้อยลง ซึ่งปรัชญาของระบบปกครองแบบคอมมิวนิสต์ได้แรงบันดาลใจจากทฤษฎีนี้เช่นกัน เนื่องจากระบบทุนนิยมจะทำให้เกิดความแตกต่างระหว่างชนชั้นมากขึ้น



ภาพ 7.9 Concentration Gradient ระหว่างอนุภาค Second Phase ที่มีขนาดแตกต่างกัน

กรณีตัวอย่างสำหรับผลของความโค้งต่อความสามารถในการละลาย ได้แก่ Si phase ในโลหะผสม Al-Si ถ้านำโลหะผสม Al-Si ไปอบที่อุณหภูมิ 723 K โดยจากแผนภูมิสมดุลอ่านค่าความสามารถในการละลายของ Si ใน Al ได้เท่ากับ 0.05 at% ส่วนความสามารถในการละลายของ Al ใน Si มีค่าน้อยมากสามารถประมาณได้ว่าเท่ากับศูนย์ ถ้าอนุภาค Si มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง $100 \text{ \AA}$ สามารถคำนวณความสามารถในการละลายใน Al ได้ดังนี้



ภาพ 7.10 แผนภูมิสมดุลของ Al-Si

ข้อมูล :

น้ำหนักอะตอม Si	=	27	g/mol
ความหนาแน่น Si	=	2.7	g/cm ³
γ ของ Si-Al ที่ 723 K	=	0.42	J/m ²

จาก

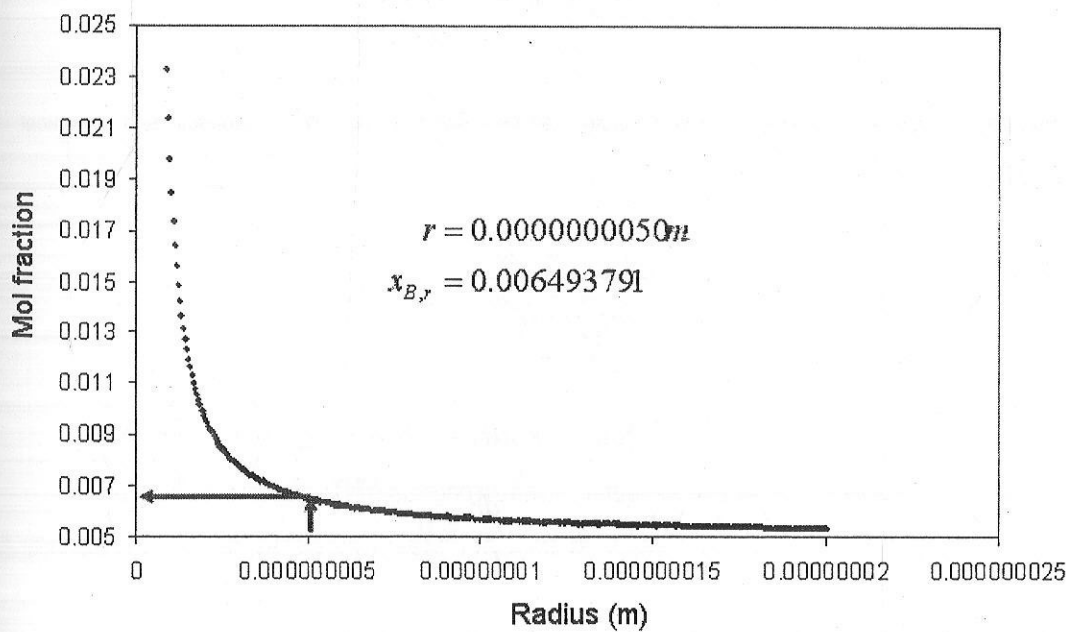
$$\ln \frac{x_{B,r}}{x_{B,\infty}} = \frac{V}{RT} \frac{2\gamma_{\alpha-\beta}}{r}$$

$$\frac{x_{B,r}}{x_{B,\infty}} = \exp \left(\frac{V}{RT} \frac{2\gamma_{\alpha-\beta}}{r} \right)$$

$$= \exp \left(\frac{\left(\frac{2.7}{27} \right) (2)(0.42)}{(8.314)(723)(0.5 \times 10^{-10})} \right)$$

$$= 0.006493791$$

หรือนำความสัมพันธ์มาสร้างเป็นกราฟได้ดังภาพ 7.11



ภาพ 7.11 ความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีของอนุภาค Si และ Solubility ของ Si ใน Al ที่อุณหภูมิ 723 K

7.2.3 ผลของความโค้งต่อจุดหลอมตัว

ความโค้งมีผลต่อจุดหลอมตัว ตัวอย่างก็คือถ้ามีเข็มแทงหนึ่งมีปลายแหลม จุดหลอมตัวที่บริเวณปลายแหลมจะแตกต่างไปจากบริเวณอื่น โดยเรามักจะสังเกตได้ว่าบริเวณปลายแหลมมักจะเกิดการหลอมตัวเป็นบริเวณแรก ปรากฏการณ์นี้อธิบายได้ด้วยความโค้งนั่นเอง

ที่สมดุลหรือที่จุดหลอมตัวอุณหภูมิของของเหลวจะเท่ากับอุณหภูมิของของแข็ง เนื่องจากเป็นอุณหภูมิที่มีสมดุลร่วมกันระหว่างของเหลวและของแข็ง ดังนั้น

$$T_s = T_l$$

$$\mu_s = \mu_l$$

และจากความรู้พื้นฐาน

$$P_s = P_l + \frac{2\gamma_{l-s}}{r}$$

จากนิยามของ Chemical Potential

$$d\mu_l = -S_l dT + V_l dP_l$$

$$d\mu_s = -S_s dT + V_s dP_s$$

$$= -S_s dT + V_s d\left(P_l + \frac{2\gamma_{l-s}}{r}\right)$$

ที่สมดุลค่า Chemical Potential ของเฟสของเหลวและของแข็งจะเท่ากัน และ differential ของ Chemical Potential ก็เท่ากันด้วย ดังนั้น

$$\mu_s = \mu_l$$

$$d\mu_s = d\mu_l$$

$$-S_l dT + V_l dP_l = -S_s dT + V_s d\left(P_l + \frac{2\gamma_{l-s}}{r}\right)$$

$$(S_l - S_s) dT - (V_l - V_s) dP_l - 2V_s \gamma_{l-s} \frac{dr}{r^2} = 0$$

ถ้าสมมติให้เฟสของเหลวไม่มีการเปลี่ยนแปลงความดัน ($dP_l = 0$)

$$dP_l = 0$$

$$S_l - S_s = \Delta S_m$$

$$(S_l - S_s)dT - (V_l - V_s)dP_l - 2V_s\gamma_{l-s}\frac{dr}{r^2} = 0$$

$$\Delta S_m dT - 2V_s\gamma_{l-s}\frac{dr}{r^2} = 0$$

$$\Delta S_m dT = 2V_s\gamma_{l-s}\frac{dr}{r^2}$$

$$\Delta S_m \int_{T_\infty}^{T_r} dT = 2V_s\gamma_{l-s} \int_{r=\infty}^{r=r} \frac{dr}{r^2}$$

$$\Delta S_m (T_r - T_\infty) = -\frac{2V_s\gamma_{l-s}}{r}$$

$$\Delta S_m \Delta T = -\frac{2V_s\gamma_{l-s}}{r}$$

$$\Delta T = -\frac{2V_s\gamma_{l-s}}{\Delta S_m} \frac{1}{r}$$

และจาก

$$\Delta S_m = \frac{\Delta H_m}{T_m}$$

ดังนั้น

$$\Delta T = -\frac{2V_s\gamma_{l-s}T_m}{\Delta H_m} \frac{1}{r}$$

วิเคราะห์หน่วยได้ดังนี้

$$K = \frac{\left(\frac{m^3}{mol}\right)\left(\frac{J}{m^2}\right)(K)}{\left(\frac{J}{mol}\right)(m)}$$

สมการข้างต้นสามารถนำไปใช้คำนวณการเปลี่ยนแปลงของจุดหลอมตัวของผงโลหะที่มีขนาดเล็กมาก ๆ ได้ ยกตัวอย่าง เช่น ต้องการคำนวณจุดหลอมตัวของผงทองคำที่มีรัศมี 100 Å°

ข้อมูล :

จุดหลอมตัวของ Au	=	1336	K
Molar Volume	=	10.2×10^{-6}	m ³ /mol
ΔH_m	=	12360	J/mol
γ_{s-l}	=	0.132	J/m ²

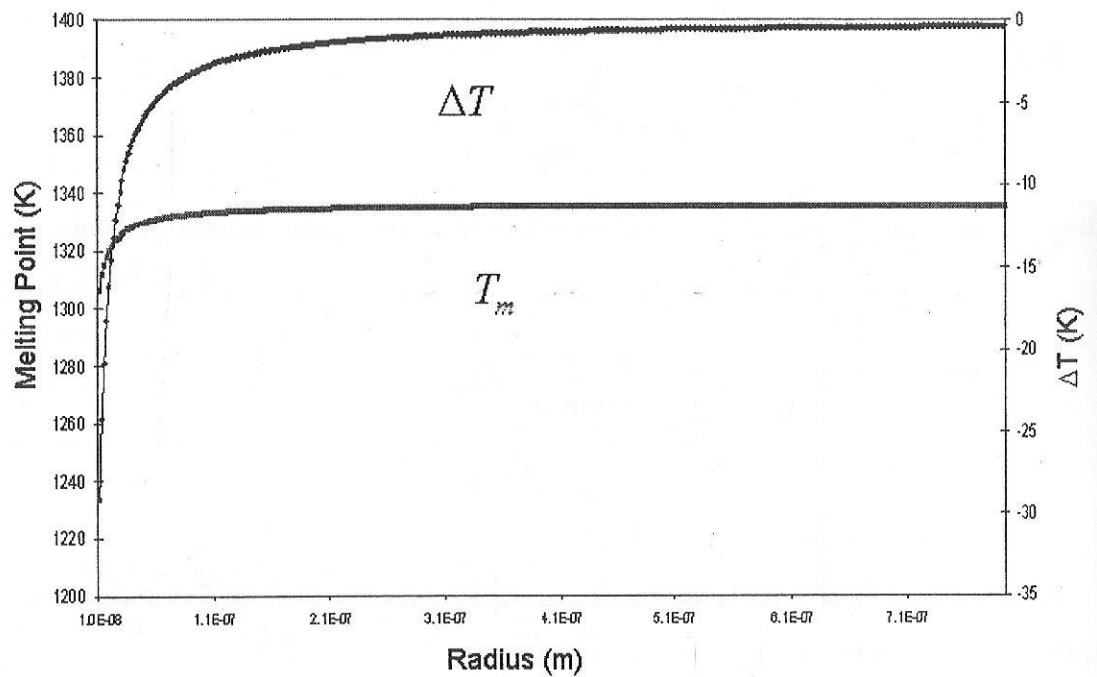
$$\begin{aligned}\Delta T &= -\frac{2V_s \gamma_{l-s} T_m}{\Delta H_m r} \frac{1}{r} \\ &= -\frac{2(10.2 \times 10^{-6})(0.132)(1336)}{12360} \frac{1}{10^{-8}} \\ &= -29.1K\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}T_{m,r} &= T_{m,\infty} + \Delta T \\ &= 1336 - 29.1 \\ &= 1306.9K\end{aligned}$$

ถ้านำไปเปรียบเทียบกับกรณี Bulk Au จะได้

$$\frac{T_{m,r}}{T_{m,\infty}} = 0.985$$

ถ้านำสมการไปสร้างเป็นกราฟจะได้ดังภาพ 7.12

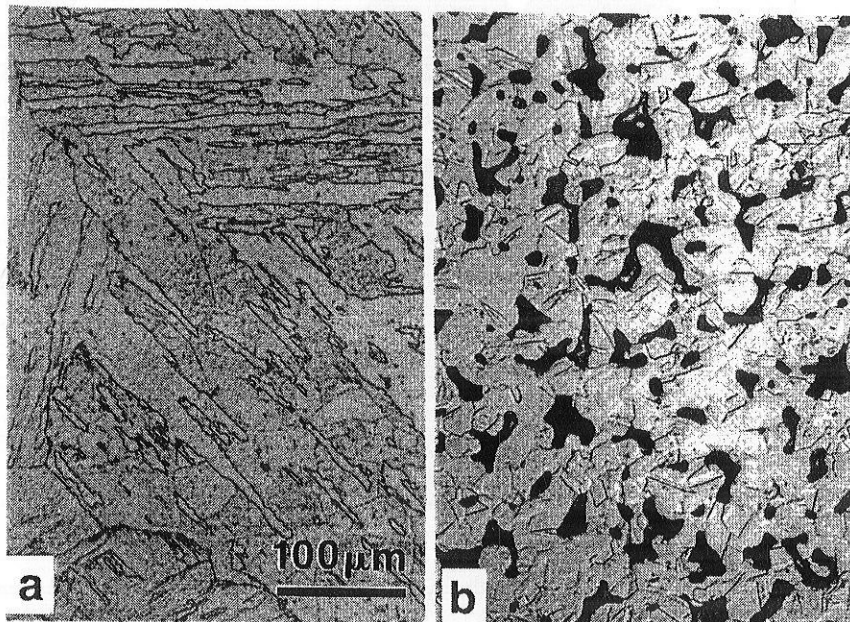


ภาพ 7.12 ความสัมพันธ์ระหว่างรัศมีของผงทองคำกับจุดหลอมตัว

จะเห็นได้ว่ายิ่งอนุภาคมีขนาดเล็ก จุดหลอมตัวจะยิ่งต่ำลง ดังนั้นในการเลือกอนุภาคนาโนเผาประสานต้องคำนึงถึงขนาดอนุภาคนด้วย

7.3 กลไกการถ่ายเทมวลสารในการเผาประสาน

เมื่อชิ้นงานได้รับความร้อนจะเกิดการเชื่อมต่อบริเวณผิวโลหะ สำหรับกลไกการเผาประสานได้แก่การลดพลังงานพื้นผิวลงด้วยการลดพื้นที่ผิวภายนอกผิวโลหะและพื้นที่ผิว Grain Boundary ซึ่งกรณีนี้หลังทำให้เกรนหยาบขึ้นหรือที่เรียกว่า "Grain Growth" เมื่อให้ความร้อนกับชิ้นงานต่อไปปริมาณรูพรุนอาจจะลดน้อยลงได้จากการหดตัวของชิ้นงาน โดยทั่วไปแล้วลักษณะงานแบ่งได้ตามเป้าหมายในการเผาประสาน คืองานที่เผาประสานเพื่อเพิ่มความแข็งแรงเป็นหลักจะต้องการความหนาแน่นสูงและยอมให้มีการหดตัวได้และออกแบบให้ Green Compact มีขนาดใหญ่กว่ารูปร่างชิ้นงานสุดท้ายที่ต้องการ และอีกประเภทหนึ่งคืองานที่เผาประสานเพื่อเพิ่มความแข็งแรงโดยยังคงรักษารูปร่างชิ้นงานไว้ได้ งานประเภทหลังนี้ส่วนหนึ่งเป็นงานที่อาศัยความพรุนของโครงสร้างในการใช้งาน ตัวอย่างของงานที่เผาประสานเพื่อให้ได้ความหนาแน่นสูงเท่าที่จะทำได้ ได้แก่ เหล็กกล้า, Silicon Nitride, Alumina, Cemented Carbide, Silicon Carbide เป็นต้น ในทางตรงกันข้ามในการเผาประสานชิ้นงานพวก Capacitor, Casting Core, Bearing, Filter, Sound Absorber พยายามที่จะให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นโดยไม่มีการเพิ่มความหนาแน่นขึ้น ภาพ 7.13 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการเผาประสาน จะเห็นได้ว่าในภาพ 7.13a) ชิ้นงานมีความหนาแน่นสูงที่สุดในขณะที่ภาพ 7.13b) โครงสร้างของชิ้นงานประกอบไปด้วยรูพรุน



ภาพ 7.13 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่ผ่านการเผาประสาน

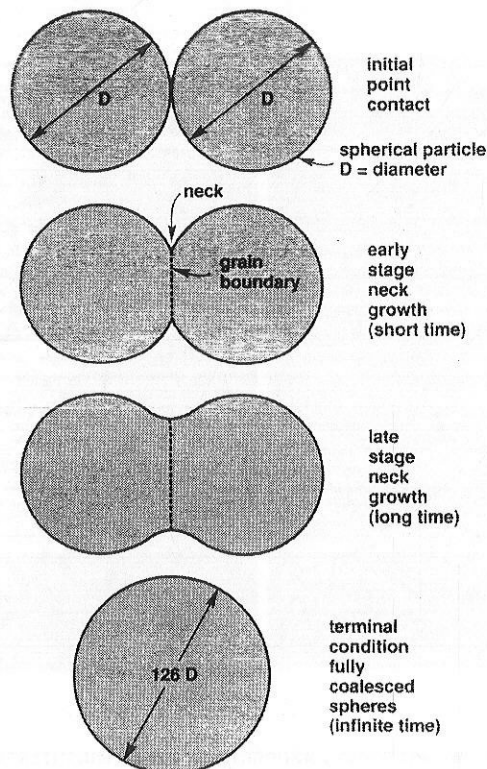
- a) ชิ้นงานมีความหนาแน่นสูงสุด
- b) โครงสร้างของชิ้นงานประกอบไปด้วยรูพรุน

อุณหภูมิเผาประสานขึ้นอยู่กับวัสดุและขนาดผิวโลหะ อุณหภูมิเผาประสานนิยมบอกเป็น Homologous Temperature ซึ่งก็คืออัตราส่วนระหว่างอุณหภูมิเผาประสานหารด้วยจุดหลอมตัวของวัสดุนั้น วัสดุส่วน

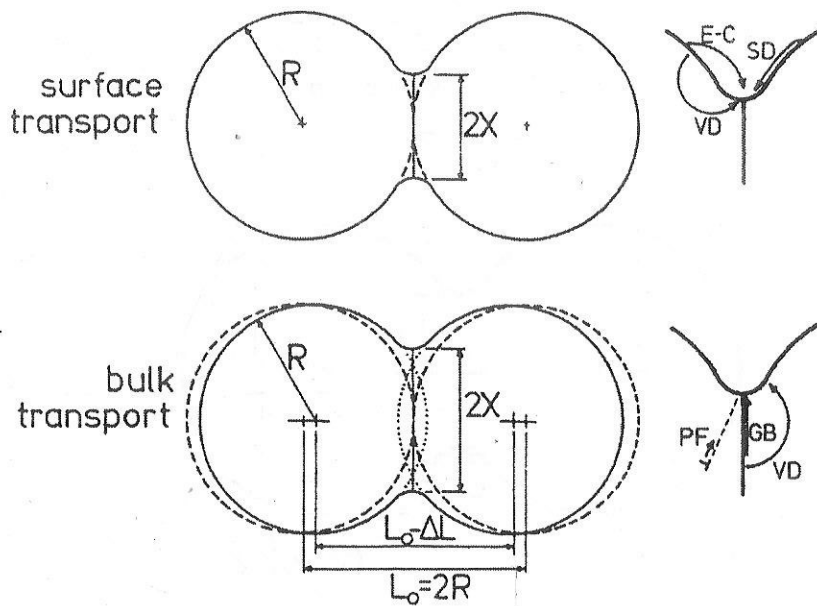
ใหญ่จะใช้อุณหภูมิเผาประมาณ 0.5 ถึง 0.8 Homologous Temperature เงื่อนไขที่จะทำให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดโดยทั่วไปได้แก่การเผาประมาณที่อุณหภูมิเป็นเวลานานกับผงโลหะที่มีขนาดเล็ก อย่างไรก็ตามการใช้อุณหภูมิเผาประมาณสูงทำให้ปริมาณการหดตัวสูงขึ้นด้วย ซึ่งอิทธิพลของตัวแปรเหล่านี้จะได้กล่าวถึงในตอนท้ายของบทนี้

ถ้าสมมติให้ผงโลหะมีรูปร่างทรงกลมสัมผัสกัน (ภาพ 7.14) เมื่อนำไปเผาประมาณจะเกิดการโตขึ้นของคอคอ (Neck) เมื่อให้เวลาการเผาประมาณนานขึ้น ผงโลหะจะพยายามลดพื้นที่ผิวต่อไปคอคอจะเริ่มโตขึ้นทำให้รูปร่างมีลักษณะโค้งมนขึ้นมีรูปร่างคล้ายทรงกระบอกและกลายเป็นทรงกลมในเวลาต่อมา โดยถ้าให้เวลาถึงอนันต์ผงโลหะจะรวมตัวกันเป็นทรงกลมเดียวที่มีขนาดใหญ่กว่าเดิม $2^{1/3}$ เท่า ซึ่งในระหว่างที่ผงโลหะพยายามลดพื้นที่ผิวจะเกิดการถ่ายเทมวลสาร กลไกการถ่ายเทมวลสารมีหลายรูปแบบโดยจำแนกตามลักษณะ ได้แก่ Surface Transport และ Bulk Transport แต่ละแบบยังสามารถจำแนกย่อยได้อีกขึ้นอยู่กับ Driving Force ของการถ่ายเทมวลสาร กลไกการถ่ายเทมวลสารบางแบบไม่ทำให้เกิดการ Densification และกลไกการถ่ายเทมวลสารบางแบบก็ทำให้เกิดการ Densification ภาพ 7.15 แสดงกลไกการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Transport และ Bulk Transport ในแบบจำลอง 2-Spherical Sintering Model

Two Sphere Sintering Model



ภาพ 7.14 Two Spherical Sintering Model



ภาพ 7.15 กลไกการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Transport และ Bulk Transport
ในแบบจำลอง 2-Spherical Sintering Model

7.3.1 Evaporation – Condensation

รูปแบบหนึ่งของการถ่ายเทมวลสารในกระบวนการเผาประสานคือการกลายเป็นไอและความแน่น อะตอมของวัสดุหรือโลหะเคลื่อนที่จากพื้นผิวด้วยการกลายเป็นไอแล้วแพร่ผ่านบริเวณที่เป็นช่องว่างระหว่างผงโลหะไปควบแน่นบริเวณคอคอด จากทฤษฎีเรื่องผลของความโค้งต่อความดันไอในหัวข้อ 7.2.1 พื้นผิวที่มีรัศมีความโค้งน้อยจะมีความดันไอสูงและพื้นผิวที่มีรัศมีความโค้งน้อยจะมีความดันไอต่ำ ซึ่งในกรณีนี้คือผิวหนูนและผิวเว้า บริเวณที่เป็นผิวหนูนจะมีความดันไอสูงกว่าบริเวณที่เป็นผิวเว้า และวัสดุบริเวณส่วนหนูนจะกลายเป็นไอและแพร่จากบริเวณที่มีความดันไอสูงไปยังบริเวณที่มีความดันไอต่ำ (ส่วนเว้า) และความแน่นบริเวณนั้น จากสมการ

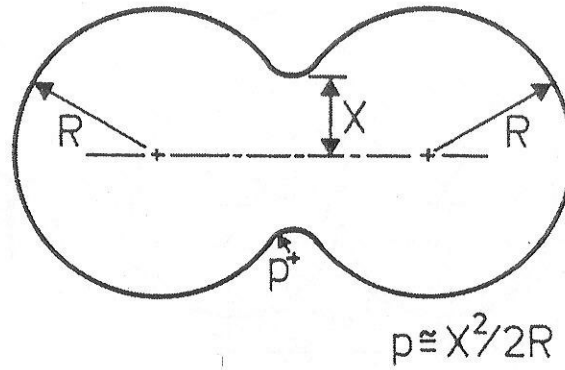
$$\ln \frac{P_r}{P_\infty} = \frac{V}{RT} \frac{2\gamma}{r}$$

เนื่องจากบริเวณคอคอดพื้นไม่ได้เป็นทรงกลมจึงมีรัศมีความโค้งไม่เท่ากันในแต่ละทิศทาง ถ้าให้รัศมีความโค้งในแต่ละด้านคือ x และ p ($x = \frac{X}{2}$ เมื่อ X คือเส้นผ่านศูนย์กลางคอคอด) ดังภาพ 7.16 จึงเปลี่ยนสมการให้อยู่ในรูปของ Principle Radii โดยแทนส่วนหนูนเป็นบริเวณ II ส่วนเว้าเป็นบริเวณ I จะได้

$$\ln \frac{P_{II}}{P_I} = \frac{V\gamma}{RT} \left[\frac{1}{x} + \frac{1}{p} \right]$$

ถ้าให้ความดันไอบริเวณ I เท่ากับ P_0 และต่างจากบริเวณ II อยู่เท่ากับ ΔP

$$\ln \frac{P_0 + \Delta P}{P_0} = \frac{V\gamma}{RT} \left[\frac{1}{x} + \frac{1}{p} \right]$$



ภาพ 7.16 นิยามตัวแปรในการพิสูจน์สูตร

และจาก

$$\ln(1+x) = x - \frac{x^2}{2} + \frac{x^3}{3} - \frac{x^4}{4} + \frac{x^5}{5} + \dots$$

$$\cong x$$

ดังนั้น

$$\frac{\Delta P}{P_0} = \frac{V\gamma}{RT} \left[\frac{1}{x} + \frac{1}{p} \right]$$

ในขั้นตอนเริ่มเผาะประสาน $p \ll x$ ดังนั้น

$$\frac{\Delta P}{P_0} = \frac{V\gamma}{RT} \left[\frac{1}{p} \right]$$

และจาก $\underline{V} = \frac{M}{\rho}$

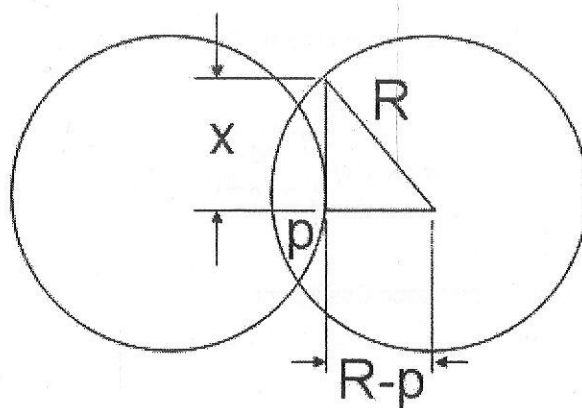
$$\frac{\Delta P}{P_0} = \frac{M\gamma}{\rho RT} \left[\frac{1}{p} \right]$$

หาความสัมพันธ์ระหว่าง p กับ x ได้จาก Pythagoras จากภาพ 7.17

$$\begin{aligned} R^2 &= x^2 + (R-p)^2 \\ &= x^2 + R^2 - 2Rp + p^2 \end{aligned}$$

และถ้า $p \ll x$

$$\begin{aligned} R^2 &= x^2 + R^2 - 2Rp \\ R^2 - R^2 &= x^2 - 2Rp \\ p &= \frac{x^2}{2R} \end{aligned}$$



ภาพ 7.17 ความสัมพันธ์ระหว่าง p กับ x

ดังนั้นจะเปลี่ยนรูปสมการได้เป็น

$$\frac{\Delta P}{P_0} = \frac{M\gamma}{\rho RT} \left[\frac{2R}{x^2} \right]$$

และเพื่อป้องกันการสับสนระหว่างรัศมีกับ Universal Gas Constant จึงเปลี่ยนสมการให้อยู่ในรูปของเส้นผ่านศูนย์กลาง (D)

$$\Delta P = \frac{M\gamma P_0}{\rho RT} \left[\frac{D}{x^2} \right]$$

อัตราการโตขึ้นของคอขวดควบคุมด้วยอัตราการควบแน่น ดังสมการ

$$\frac{m}{\rho} A = \frac{dV}{dt}$$

วิเคราะห์หน่วยได้ดังนี้

$$\frac{\frac{g}{m^2 s}}{\frac{g}{m^3}} m^2 = \frac{m^3}{s}$$

เมื่อ A, V คือพื้นที่ผิวและปริมาตรของคอขวด

m คืออัตราการควบแน่นมีหน่วยเป็น $\frac{g}{m^2 s}$ หาได้จาก Longmuir's Equation

$$m = \alpha \Delta P \sqrt{\frac{M}{2\pi RT}}$$

เมื่อ α คือ Accommodation Coefficient

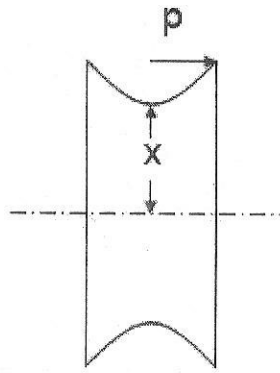
M คือ น้ำหนักอะตอม

สำหรับการหาค่า A พิจารณาได้จากภาพ 7.18

$$A = 2\pi x \pi r$$

เปลี่ยนให้อยู่ในรูปของ x และ D จาก $p = \frac{x^2}{D}$

$$A = 2\pi^2 \frac{x^3}{D}$$



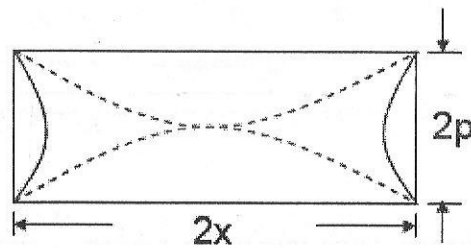
ภาพ 7.18 $A = 2\pi x \cdot \pi p$

สำหรับการหาค่า V พิจารณาได้จากภาพ 7.19

$$V = \frac{\pi x^2 2p}{2}$$

เปลี่ยนให้อยู่ในรูปของ x และ D จาก $p = \frac{x^2}{D}$

$$V = \frac{\pi x^4}{D}$$



ภาพ 7.19 $V = \frac{\pi x^2 2p}{2}$

สรุปค่า m , A และ V ได้ดังภาพ 7.20

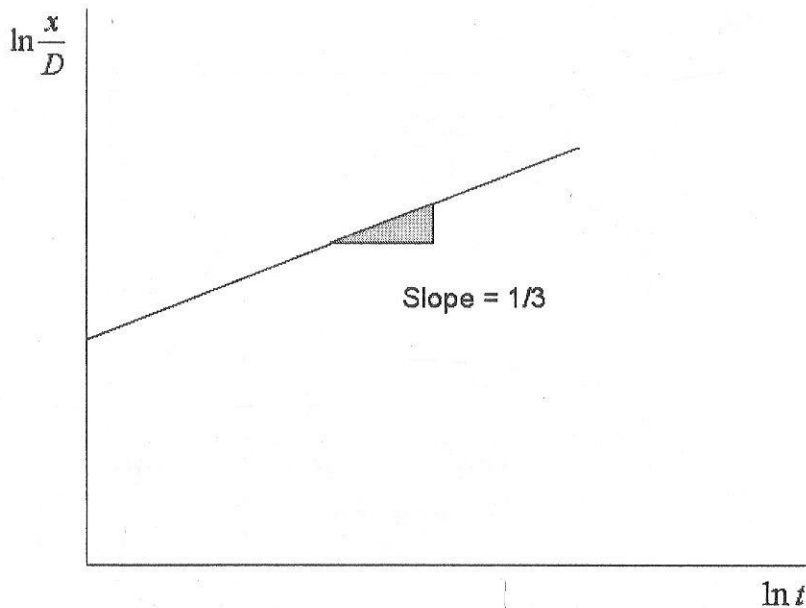
$$m = \alpha \Delta P \sqrt{\frac{M}{2\pi RT}} \quad A = 2\pi^2 \frac{x^3}{D} \quad \frac{m}{\rho} A = \frac{dV}{dt} \quad V = \frac{\pi x^4}{D}$$

ภาพ 7.20 สรุปค่า m , A และ V ในการแทนค่าสมการอัตราการควบแน่น

เมื่อแทนค่าจะได้

$$\begin{aligned} \frac{\alpha \Delta P}{\rho} \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} \frac{2\pi^2 x^3}{D} &= \frac{4\pi x^3}{D} \frac{dx}{dt} \\ \frac{dx}{dt} &= \frac{\alpha}{2} \Delta P \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} \frac{\pi}{\rho} \\ \frac{dx}{dt} &= \frac{\alpha}{2} \frac{M \gamma P_0}{\rho RT x^2} D \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} \frac{\pi}{\rho} \\ \int x^2 dx &= \int \frac{\alpha M \gamma P_0 D \pi}{2 \rho^2 RT} \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} dt \\ \frac{x^3}{3} &= \frac{\alpha M \gamma P_0 D \pi}{2 \rho^2 RT} \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} t \\ \frac{x}{D} &= \left(\frac{3 \alpha M \gamma P_0 \pi}{2 \rho^2 RT} \right)^{1/3} \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/6} \frac{t^{1/3}}{D^{2/3}} \end{aligned}$$

สมการที่ได้บอกอัตราการโตขึ้นของคอคอดในรูปแบบของเศษส่วน $\frac{x}{D}$ ที่ขึ้นกับเวลา (t) ซึ่งเป็นตัวอย่างการพยายามที่จะสร้างแบบจำลองเพื่อใช้ในการทำนายเวลาในการเผาประสาน ในทำนองเดียวกันการถ่ายเทมวลสารรูปแบบอื่นก็มีแบบจำลองในลักษณะนี้เช่นกัน และถ้าทำการทดลองเพื่อสร้างกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln \frac{x}{D}$ กับ $\ln t$ แล้วหาความชันของกราฟก็จะสามารถระบุกลไกการถ่ายเทมวลสารที่เป็นกลไกควบคุมได้ เช่นถ้ากลไกที่ควบคุมคือ Evaporation – Condensation กราฟที่ได้จะมีลักษณะดังภาพ 7.21

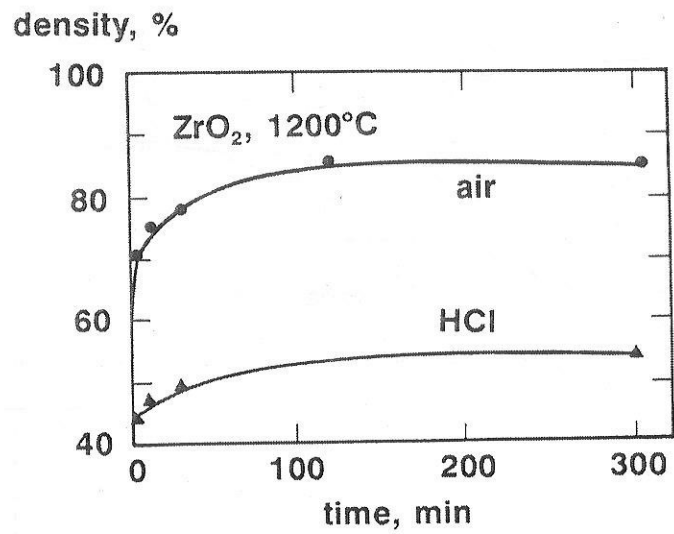


ภาพ 7.21 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln \frac{x}{D}$ และ $\ln t$ ความชันสามารถบอกกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุม

จะเห็นได้ว่าการถ่ายเทมวลสารแบบ Evaporation - Condensation ทำให้ผงโลหะเชื่อมประสานกันและมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น โดยไม่ทำให้เกิด Densification หรือใจกลางของผงโลหะแต่ละเม็ดไม่ได้เข้าใกล้กันมากขึ้น ทำให้ไม่มีการหดตัวเนื่องจากการถ่ายเทมวลสารแบบนี้

สำหรับโลหะส่วนใหญ่การถ่ายเทมวลสารแบบ Evaporation - Condensation เป็นกระบวนการที่ค่อนข้างช้า และบ่อยครั้งที่ Evaporation - Condensation จะถูกละไว้เพื่อความสะดวกในการทำนายเวลาการเผาประสาน โลหะที่จะมีถูกควบคุมด้วยการถ่ายเทมวลสารแบบ Evaporation - Condensation มักจะเป็นโลหะที่มีความดันไอสูงและกลายเป็นไอได้ง่ายที่อุณหภูมิเผาประสาน การใช้สารเติมบางประเภทเช่น Halide ลงไปในบรรยากาศเผาประสานมีส่วนช่วยให้ Evaporation - Condensation รวดเร็วขึ้น ยกตัวอย่างเช่น การเติม HCl สำหรับการเผาประสานทั้งสแตน, การเติม HCl ในการเผาประสานเหล็กกล้า, การเติม HCl ในการเผาประสาน ZrO_2 เป็นต้น ภาพ 7.22 แสดงอิทธิพลของ HCl ในการเผาประสาน ZrO_2 จะเห็นได้ว่าการมี HCl ในบรรยากาศเผาประสานมีผลทำให้กลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมเปลี่ยนไปเป็น Evaporation - Condensation ซึ่งไม่มีการ Densification ความหนาแน่นจึงไม่เพิ่มขึ้นมากเหมือนการเผาประสานในอากาศทั่วไป

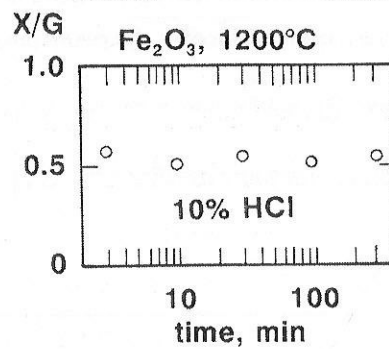
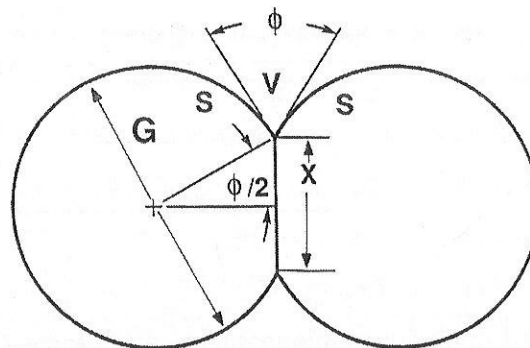
เมื่อทำการเผาประสานไปถึงจุดหนึ่งคอคอดจะไม่โตขึ้นอีก เนื่องจากถึงจุดสมดุลของ Solid - Vapor Dihedral angle แล้ว ทำให้มุมที่บริเวณคอคอดไม่ลดลงอีก ภาพ 7.23 แสดงขนาดของคอคอด ($\frac{X}{D}$) ที่ไม่ขึ้นอยู่กับเวลาในการเผาประสาน Fe_2O_3 การโตขึ้นของคอคอดต่อไปจะขึ้นอยู่กับ Grain Growth สมดุลของพลังงานพื้นผิวในกรณีนี้คือ ($X = 2x$)



ภาพ 7.22 อิทธิพลของ HCl ในการเผาประสาน ZrO₂

$$\gamma_{ss} = 2\gamma_{sv} \cos \frac{\phi}{2}$$

- เมื่อ γ_{ss} คือ Solid – Solid surface free energy
 γ_{sv} คือ Solid – Vapor surface free energy
 ϕ คือ Dihedral Angle



ภาพ 7.23 ขนาดของคอคอด ($\frac{X}{D}$) ที่ขึ้นอยู่กับเวลาในการเผาประสาน Fe₂O₃

ณ จุดนี้ขนาดของคอคอดและขนาดเกรนสัมพันธ์กันดังนี้

$$X = G \sin \frac{\phi}{2}$$

เมื่อ x คือ ขนาดของคอคอด
 G คือขนาดเกรน

เพราะฉะนั้นการถ่ายเทมวลสารแบบ Evaporation – Condensation จะทำให้คอคอดมีขนาดใหญ่ที่สุดได้เท่าไรขึ้นอยู่กับ Dihedral angle ที่สมดุล หลังจากนั้นการโตขึ้นของคอคอดจะขึ้นอยู่กับ Grain Growth ซึ่งโดยทั่วไปเป็นรากที่ 2, 3 หรือ 4 ของเวลาการเผาประสาน

$$G \approx t^{1/3}$$

7.3.2 Surface Diffusion

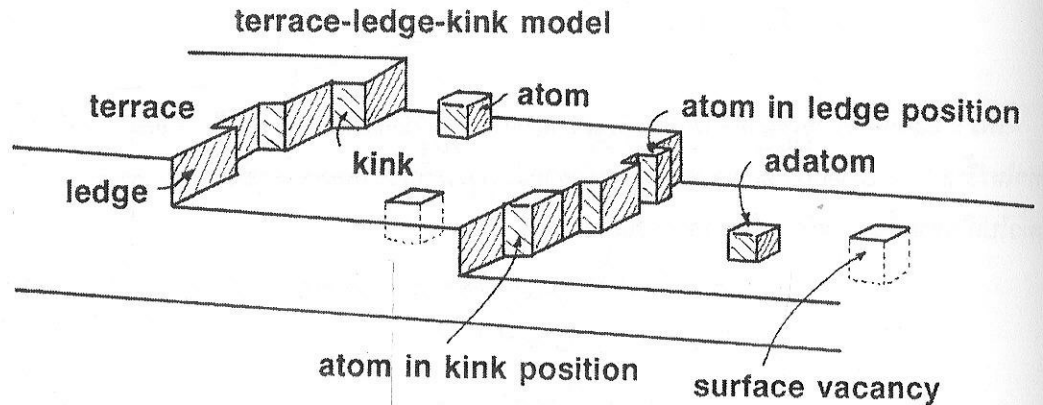
พื้นผิวของของแข็งที่มีโครงสร้างผลึกจะไม่เป็นผิวราบเรียบ โดยจะประกอบไปด้วย Defect เช่น ledge, kink, vacancy และ adatom ดังแสดงในภาพ 7.24 การถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion เกี่ยวข้องกับ Defect บนผิวเหล่านี้ ยกเว้น vacancy ซึ่งสำหรับ vacancy จะเกี่ยวข้องกับ Volume Diffusion เนื่องจากเส้นทางการเคลื่อนที่ของ Vacancy นั้นเกิดขึ้นผ่าน lattice จำนวนและความสามารถในการเคลื่อนที่ของ Defect เหล่านี้ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ทำให้อุณหภูมิเผาประสานเป็นตัวควบคุมพฤติกรรมของ Surface Diffusion โดยตรง นอกจากนี้ตัวแปรที่มีความสำคัญรองลงมาคือทิศทางของโครงสร้างผลึก เพราะโครงสร้างผลึกจะให้การแพร่เกิดได้ง่ายขึ้นในบางทิศทาง ขั้นตอนของการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion มีสามขั้นตอน เริ่มจาก Defect เคลื่อนที่ออกจาก Defect Source เมื่อ Defect เคลื่อนออกมาแล้วจะเคลื่อนที่ไปยัง Defect Sink โดยทั่วไปแล้ว ขั้นตอนนี้เป็นขั้นตอนที่เร็วที่สุด และขั้นตอนสุดท้ายคือ Defect กลับมาสู่สภาพสมดุลอีกครั้งที่ Defect Sink ขั้นตอนใดขั้นตอนหนึ่งอาจเป็นขั้นตอนที่ช้าที่สุดก็ได้ ขั้นตอนที่ช้าที่สุดจะเป็นตัวควบคุมอัตราการถ่ายเทมวลสาร ซึ่งทั้งสามขั้นตอนเป็นกระบวนการที่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและอาศัยพลังงานในการกระตุ้น (Activation Energy) ซึ่งพลังงานนี้เรียกว่า Surface Diffusion Activation Energy

Driving Force ของการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion คือความหนาแน่นของ Defect ที่ไม่เท่ากันระหว่างบริเวณคอคอดและพื้นผิวบริเวณอื่นของผงโลหะ เนื่องจากรัศมีความโค้งที่ไม่เท่ากัน บริเวณคอคอดจะมีความหนาแน่นของ Defect น้อยกว่าบริเวณอื่น เมื่อให้พลังงานมากกว่า Activation Energy จะทำให้ Defect พยายามเคลื่อนที่ไปยังบริเวณคอคอด

Surface Diffusion จะเป็นรูปแบบการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมการเผาประสานในช่วงที่ชิ้นงานเริ่มได้รับความร้อน ซึ่งโดยทั่วไปแล้ว Surface Diffusion Activation Energy จะมีค่าน้อยกว่า Activation Energy ของการถ่ายเทมวลสารรูปแบบอื่น จึงทำให้ Surface Diffusion สามารถเกิดก่อนในขณะที่การถ่ายเทมวลสารแบบอื่นยังคงไม่เกิด การเคลื่อนที่ของ Defect จาก Defect Source ไปยัง Defect Sink ทำให้คอคอดโตขึ้นโดยไม่ทำ

ให้เกิด **Densification** เช่นเดียวกับ **Evaporation – Condensation** ดังนั้นจึงเป็นรูปแบบการถ่ายเทมวลสารที่ต้องการในกรณีที่ต้องการเผาประสานให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นโดยไม่ทำให้งานเปลี่ยนแปลงมิติ

เมื่อกระบวนการเผาประสานเดินต่อไป อุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นจะทำให้การถ่ายเทมวลสารรูปแบบอื่นเริ่มขึ้น และทำให้ **Surface Diffusion** ลดความสำคัญลง บรรยากาศในการเผาประสานก็มีผลต่ออัตราการถ่ายเทมวลสารแบบ **Surface Diffusion** ด้วยเช่นกัน



ภาพ 7.24 Defect บนผิวของวัสดุที่มีโครงสร้างผลึก

7.3.3 Volume Diffusion

Volume Diffusion หรืออีกชื่อหนึ่งคือ **Lattice Diffusion** เกี่ยวข้องกับการถ่ายเท **Vacancy** โดย **Driving Force** ของการถ่ายเทมวลสารแบบนี้เกิดขึ้นจาก **Vacancy Concentration** ที่ไม่เท่ากันระหว่างบริเวณคอคอดกับบริเวณอื่น **Vacancy Concentration** ขึ้นอยู่อุณหภูมิและวัสดุมีความโค้ง สำหรับพื้นผิวเรียบ **Vacancy** สามารถหาได้จากสมการ

$$C_0 = \frac{N_v}{N_0} = \exp\left(-\frac{\Delta G_v}{kT}\right)$$

เมื่อ	C_0	คือ Equilibrium Vacancy Concentration
	N_v	คือ จำนวน Vacancy ต่อโมล
	N_0	คือ Avogadro's number
	ΔG_v	คือ Vacancy Activation Energy หรือพลังงานกระตุ้นในการเกิด Vacancy
	k	คือ Boltzmann's Constant

สำหรับพื้นผิวโค้งสมการจะเปลี่ยนไปโดยขึ้นอยู่กับรัศมีความโค้งด้วยดังนี้

สำหรับระบบที่มี Component เดียว ΔG_V เท่ากับ Chemical Potential Difference

$$C = C_0 \exp\left(-\frac{\Delta\mu}{kT}\right)$$

เมื่อ C คือ Vacancy Concentration

ค่า Chemical Potential Difference เท่ากับ

$$\Delta\mu = \frac{M\gamma}{\rho} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right)$$

แทนค่าจะได้

$$C = C_0 \exp\left[-\frac{M\gamma}{\rho kT} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right)\right]$$

บริเวณคอคอดจะมีรัศมีความโค้งน้อยมากจะมีค่า Principle radii น้อย (x และ p) และทำให้ Vacancy Concentration ต่างไปจาก Equilibrium Vacancy Concentration มากขึ้น สำหรับบริเวณคอคอด Vacancy Concentration จะมีค่ามากกว่า Equilibrium Vacancy Concentration ส่วนบริเวณผิวเรียบจะมี Vacancy Concentration น้อยกว่า Equilibrium Vacancy Concentration ทำให้เกิด Vacancy Concentration Gradient และถ้ามีพลังงานมากกว่า Activation Energy ของการเคลื่อนที่ของ Vacancy จะทำให้เกิดการถ่ายเทมวลสารไปยังบริเวณคอคอด ซึ่งพลังงานที่มากกว่า Activation Energy ได้จากอุณหภูมิสูงหรือการเผาประสาณนั่นเอง

สำหรับผิวเรียบ

$$C_1 = C_0 \exp\left(-\frac{M\gamma}{\rho kT} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right)\right)$$

ที่บริเวณนั้นรัศมีความโค้งเท่ากันทุกทิศทาง ดังนั้น

$$R_1 = R_2$$

ดังนั้น

$$C_1 = C_0 \exp\left(-\frac{M\gamma}{R\rho kT}\right)$$

สำหรับผิวเว้า รัศมีความโค้งคือ x และ p ดังนั้น

$$C_2 = C_0 \exp\left(-\frac{M\gamma}{\rho kT}\left(\frac{1}{x} + \frac{1}{p}\right)\right)$$

ถ้าสมมุติให้

$$x \gg p$$

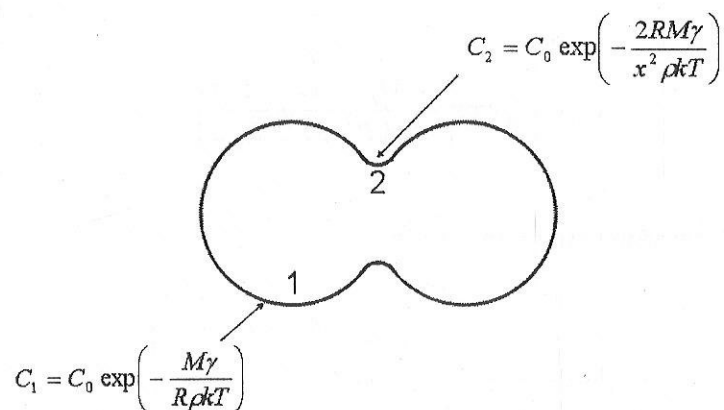
ดังนั้น

$$C_2 = C_0 \exp\left(-\frac{M\gamma}{\rho kT}\left(\frac{1}{p}\right)\right)$$

และจากความสัมพันธ์ $p = \frac{x^2}{2R}$ จะได้

$$C_2 = C_0 \exp\left(-\frac{2RM\gamma}{x^2 \rho kT}\right)$$

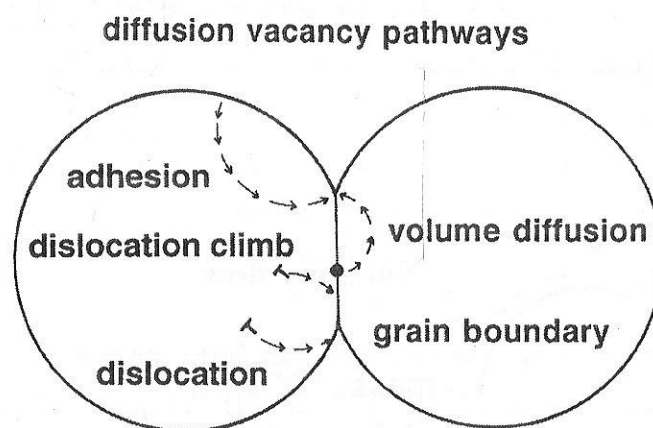
Driving Force คือ $C_2 - C_1$ ภาพ 7.25 รูป Vacancy Concentration ที่บริเวณผิวเว้าและนูน



ภาพ 7.25 รูป Vacancy Concentration ที่บริเวณผิวเว้าและนูน

เส้นทางการถ่ายเทมวลสารแบบ Volume Diffusion มี 3 เส้นทางดังแสดงในภาพ 7.26 เส้นทางแรกเริ่มจากบริเวณผิวส่วนฐานไปยังบริเวณคอคอด การถ่ายเทมวลสารแบบนี้ถึงแม้ว่าจะเป็น การแพร่ผ่าน Lattice แต่เนื่องจากมีจุดเริ่มต้นและปลายทางเป็นบริเวณผิวทั้งคู่ จึงเปรียบเสมือนการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion ต่างกันที่มีความเร็วช้ากว่า และไม่ทำให้เกิด Densification ในบางครั้งจึงเรียกการแพร่ของ Vacancy แบบนี้ว่า "Adhesion Diffusion" เพื่อแยกความแตกต่างจาก Volume Diffusion แบบอื่น

การถ่ายเทมวลสารเส้นทางที่สองคือจากบริเวณรอยต่อระหว่างผงโลหะไปยังคอคอด การแพร่ของ Vacancy แบบนี้ทำให้เกิด Densification ดังนั้นจึงเรียกว่า "Volume Diffusion Densification" ข้อควรจำในการแพร่ของ Vacancy คือมวลสารจะแพร่สวนทางกับ Vacancy เพราะ Vacancy เปรียบเสมือนช่องว่างเมื่อเคลื่อนไปทางหนึ่งมวลก็จะถูกแทนที่แล้วเคลื่อนไปอีกทางหนึ่ง ดูครในภาพ 7.26 แสดงทิศทางการเคลื่อนที่ของมวล



ภาพ 7.26 เส้นทางการถ่ายเทมวลสารแบบ Volume Diffusion

การถ่ายเทมวลสารเส้นทางที่สามคือ Dislocation Climb คือ Dislocation ในผงโลหะซึ่งมีทั้งที่เกิดในกระบวนการผลิตผงโลหะและในขั้นตอนการอัดขึ้นรูป Vacancy จะถูกกำจัดหรือเพิ่มจากการถ่ายเทมวลสารแบบนี้ ซึ่งไม่ใช่เส้นทางที่สำคัญในการโตขึ้นของคอคอดในการเผาประสาน

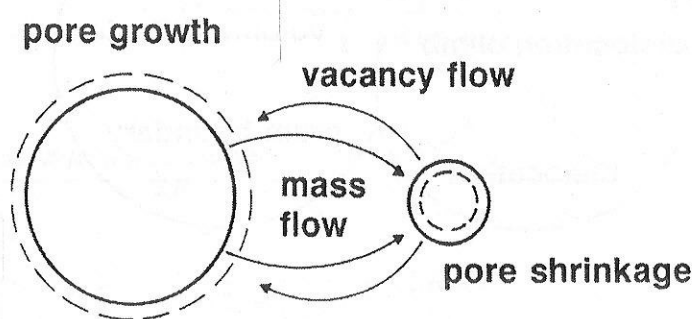
อัตราการเผาประสาน (Sintering Rate) อธิบายได้ด้วย Fick's First Law

$$J = -D_v \frac{dC}{dx}$$

เมื่อ	J	คือ Flux ของอะตอมหรือ Vacancy ต่อหน่วยพื้นที่ต่อหน่วยเวลา
	D_v	คือ Diffusivity
	$\frac{dC}{dx}$	คือ Vacancy Concentration Gradient

ค่า Diffusivity ขึ้นอยู่กับ Vacancy concentration และอุณหภูมิ ดังนั้นอัตราการเผาประสานจึงขึ้นอยู่กับเวลาและอุณหภูมิ กล่าวคือที่อุณหภูมิเดียวกันอัตราการเผาประสานจะเปลี่ยนแปลงไปตามแต่ละช่วงของการเผาประสานโดยขึ้นอยู่กับ Vacancy Concentration และ Vacancy Concentration Gradient อุณหภูมิที่สูงกว่าจะให้อัตราการเผาประสานสูงกว่า

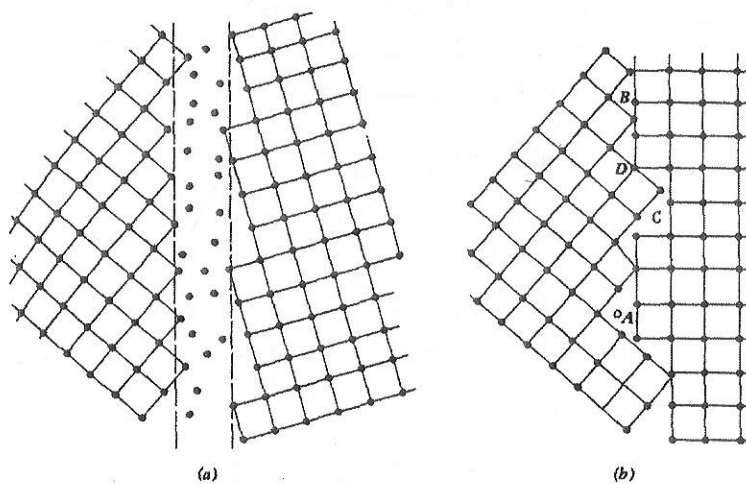
เมื่อการเผาประสานเข้าสู่ช่วงท้าย รูพรุนเริ่มมีรูปร่างกลมมากขึ้น จะเกิดปรากฏการณ์ Pore coarsening ซึ่งมีกลไกเหมือนกับ Ostwald Ripening คือรอบ ๆ รูพรุนทรงกลมที่มีขนาดใหญ่จะมี Vacancy Concentration น้อย รอบ ๆ รูพรุนทรงกลมขนาดเล็กจะมี Vacancy Concentration มากกว่า ทั้งนี้เนื่องจากผลของความโค้ง เมื่อเผาประสานต่อไปจะทำให้ Vacancy จะแพร่ไปยังรอบ ๆ รูพรุนทรงกลมขนาดใหญ่และมวลจะถูกถ่ายเทไปในทิศทางตรงกันข้ามหรือไปยังรอบ ๆ รูพรุนทรงกลมขนาดเล็กและเมื่อมวลถ่ายเทไปยังบริเวณนั้นมากขึ้นจะทำให้รูพรุนมีขนาดเล็กลงเรื่อย ๆ ในขณะที่รอบ ๆ รูพรุนขนาดใหญ่จะสูญเสียมวลไปเรื่อย ๆ แล้วทำให้รูพรุนขยายตัวขึ้น ผลของ Pore coarsening คือทำให้รูพรุนขนาดใหญ่จะใหญ่ขึ้น รูพรุนขนาดเล็กจะเล็กลงขนาดของรูพรุนเฉลี่ยจะใหญ่ขึ้นและมีจำนวนน้อยลง ภาพ 7.27 แสดงแผนภาพอธิบายกลไกการเกิดปรากฏการณ์ Pore coarsening



ภาพ 7.27 แผนภาพอธิบายกลไกการเกิดปรากฏการณ์ Pore coarsening

7.3.4 Grain Boundary Diffusion

Grain Boundary Diffusion เป็นกลไกการถ่ายเทมวลสารที่สำคัญมากในการเกิด Densification ของการเผาประสานผงโลหะ Grain Boundary เป็นบริเวณรอยต่อระหว่างผลึกของโลหะ ซึ่งประกอบไปด้วย Defect เช่น Vacancy, Dislocation ในอดีตนักวิทยาศาสตร์เคยมีความคิดว่า Grain Boundary เป็นชั้นบาง ๆ ที่ไม่มีโครงสร้างผลึกเป็น Amorphous Layer ดังภาพ 7.28a) ในปัจจุบันแบบจำลอง Grain Boundary ที่น่าเชื่อถือที่สุดคือ Lattice Defect Model ซึ่งเป็นแนวคิดที่ว่า Grain Boundary เป็นรอยต่อระหว่าง Lattice 2 อันซึ่งประกอบไปด้วย Defect ดังภาพ 7.28b) Defect ได้แก่ Adatom (A), Edge Dislocation (B), Vacancy (C) และ Shared Atom (D)

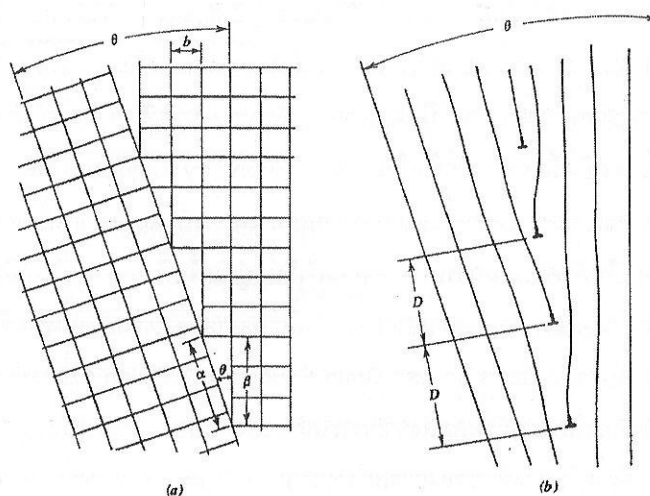


ภาพ 7.28 แบบจำลองของ Grain Boundary

a) Amorphous Layer Model

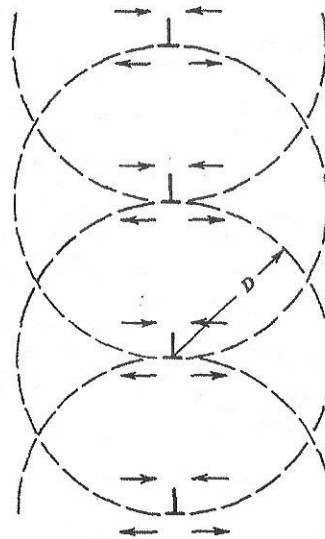
b) Lattice Defect Model

Edge Dislocation ที่บริเวณ Grain Boundary เกิดขึ้นเป็นอนุกรมได้ดังแบบจำลองในภาพ 7.29 ระยะห่างระหว่าง Edge Dislocation (D) เป็นระยะที่เกิด Compression Field และ Tension Field โดย Tension Field จะเกิดขึ้นบริเวณด้านล่างของ Edge Dislocation ส่วน Compression Field จะเกิดขึ้นบริเวณด้านบนของ Edge Dislocation (ภาพ 7.30)



ภาพ 7.29 ลักษณะการเกิด Edge Dislocation ที่ Grain Boundary

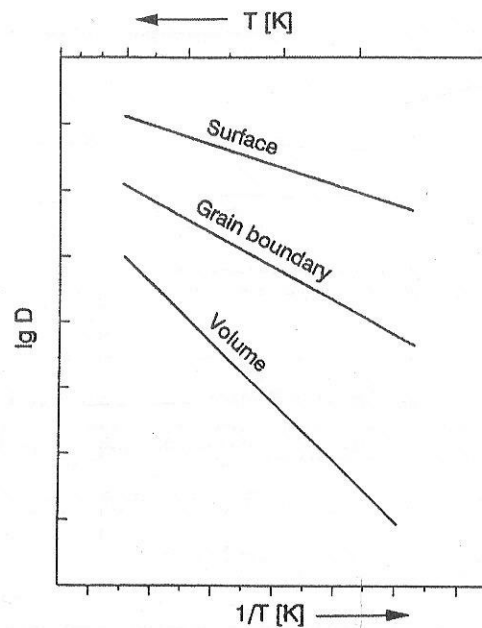
a) Lattice representation b) Line representation



ภาพ 7.30 Compression Field และ Tension Field รอบ Edge Dislocation

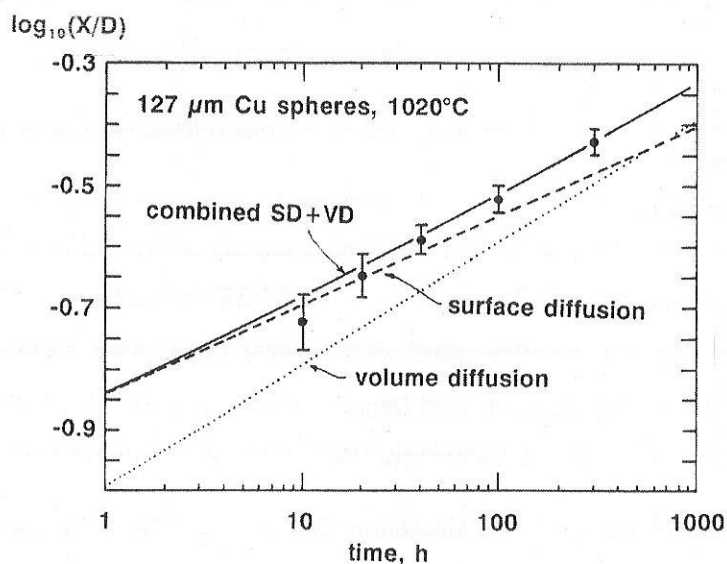
Defect ใน Grain Boundary ทำให้การถ่ายเทมวลสารเกิดขึ้นได้โดยใช้ Activation Energy มีค่าน้อยกว่า Volume Diffusion แต่สูงกว่า Surface Diffusion ถึงแม้ว่า Grain Boundary จะมีเป็นบริเวณที่ค่อนข้างแคบ แต่ยังเป็นกลไกการถ่ายเทมวลสารที่สำคัญได้ขึ้นอยู่กับ Grain Boundary Area/Unit Volume หรือขึ้นอยู่กับขนาดเกรนนั่นเอง ผงโลหะที่แข็งตัวโดยมี Undercooling มากจะมี Dendrite Arm Spacing น้อยและมีเกรนละเอียด ทำให้มี Grain Boundary Area/Unit Volume มหาศาล ทำให้ Grain Boundary Diffusion เป็นกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมอัตราการเผาประสาน แต่เมื่อการเผาประสานผ่านไปจะทำให้เกิด Grain Growth และมี Grain Boundary Area/Unit Volume น้อยลง และทำให้ Grain Boundary Diffusion ลดความสำคัญลง

โดยสรุปกลไกการถ่ายเทมวลสารด้วยการแพร่ (Surface Diffusion, Volume Diffusion, Grain Boundary Diffusion) กลไกที่มี Activation Energy น้อยที่สุดได้แก่ Surface Diffusion รองลงมาได้แก่ Grain Boundary Diffusion และ Volume Diffusion มี Activation Energy มากที่สุด จึงทำให้ขณะให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน Surface Diffusion จะเกิดขึ้นก่อนแล้วจึงเป็น Grain Boundary Diffusion และ Volume Diffusion ถึงแม้ว่า Activation Energy จะเป็นดัชนีบอกว่าการถ่ายเทมวลสารเป็นไปได้ยากหรือง่าย แต่ว่าการที่กลไกการถ่ายเทมวลสารแบบใดจะเป็นตัวควบคุมการเผาประสานยังขึ้นอยู่กับพื้นที่ กลไกที่มีพื้นที่มากที่สุดได้แก่ Volume Diffusion รองลงมาคือ Grain Boundary Diffusion และ Surface Diffusion มีพื้นที่น้อยที่สุด ดังนั้นในช่วงแรกของการเผาประสาน Surface Diffusion และ Grain Boundary Diffusion จะมีบทบาทมาก แต่เมื่อการเผาประสานผ่านไปพื้นที่ผิวของผงโลหะจะเริ่มลดลงจากการโตขึ้นของคอคอด พื้นที่ Grain Boundary ก็น้อยลงเนื่องจาก Grain Growth ดังนั้นในช่วงท้ายของการเผาประสาน Volume Diffusion จะเข้ามาเป็นกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมอัตราการเผาประสาน ค่า Diffusivity จะขึ้นอยู่กับ Vacancy หรือ Defect Concentration และอุณหภูมิ ภาพ 7.31 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Diffusivity กับอุณหภูมิของ Surface Diffusion, Grain Boundary Diffusion และ Volume Diffusion



ภาพ 7.31 ความสัมพันธ์ระหว่าง Diffusivity กับอุณหภูมิของ Surface Diffusion, Grain Boundary Diffusion และ Volume Diffusion

ในการทดลองเพื่อหาว่ากลไกการถ่ายเทมวลสารเป็นตัวควบคุมอัตราการเผาประสาน ทำได้โดยการสร้างความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{X}{D}$ และเวลา แล้วหาความชันนำไปเปรียบเทียบกับความชันทางทฤษฎี ซึ่งอาจเกิดการถ่ายเทมวลสารสองกลไกในเวลาเดียวกันความชันของกราฟก็จะเปลี่ยนไป ยกตัวอย่าง ผงทองแดงทรงกลมขนาด 127 ไมครอนเมื่อนำไปเผาประสานที่ 1020 องศาเซลเซียสแล้วได้ความสัมพันธ์ดังภาพ 7.32 ซึ่งพบว่าเป็นผลรวมของการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion และ Volume Diffusion



ภาพ 7.32 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{X}{D}$ และเวลา ในการเผาประสานผงทองแดงทรงกลมขนาด 127 ไมครอน ที่ 1020 องศาเซลเซียส

R. M. German ได้รวบรวมแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของการถ่ายเทมวลสารแต่ละรูปแบบในช่วง Initial Stage Sintering โดยจัดสมการให้อยู่ในรูป

$$\left(\frac{X}{D}\right)^n = \frac{Bt}{D^m}$$

- เมื่อ X คือเส้นผ่านศูนย์กลางของคอคอด
 D คือขนาดของผงโลหะ
 t คือเวลาในการเผาประสานที่อุณหภูมิคงที่ (Isothermal Sintering Time)
 B คือค่าคงที่ของวัสดุและรูปร่างผงโลหะที่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ (ตาราง 7.1)
 n, m คือ Sintering Rate Exponent ซึ่งแตกต่างกันตามอัตราการเผาประสานในแต่ละกลไก ดังตาราง 7.1

ตาราง 7.1 Sintering Rate Exponent ของการถ่ายเทมวลสารช่วง Initial Stage Sintering

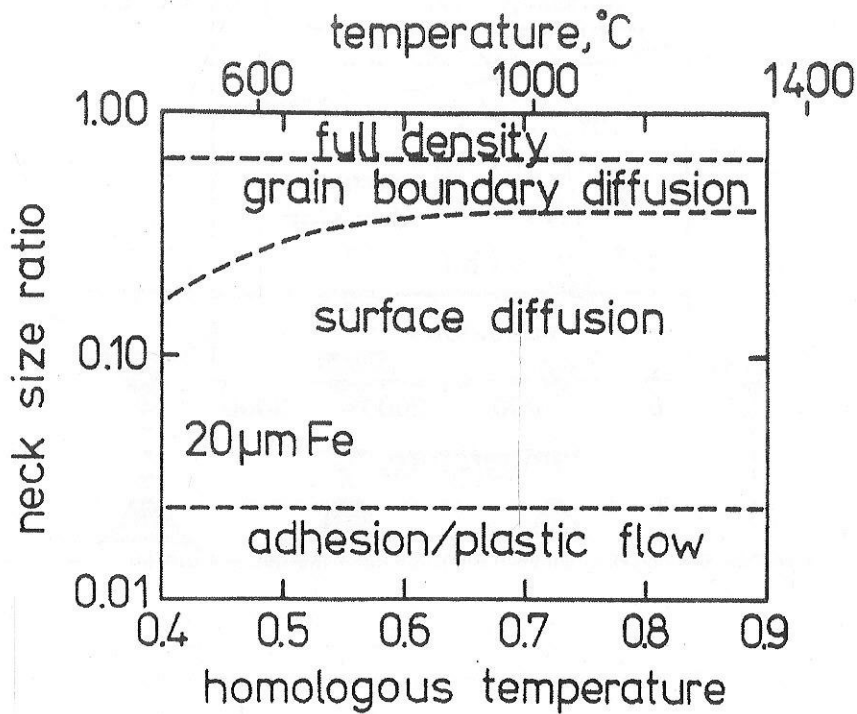
Mechanism	n	m	B
Evaporation – Condensation	3	2	$\left(\frac{3P\gamma}{\rho^2}\right)\left(\frac{\pi}{2}\right)^{1/2}\left(\frac{M}{kT}\right)^{3/2}$
Volume Diffusion	5	3	$\frac{80D_v\gamma M}{\rho kT}$
Grain Boundary Diffusion	6	4	$\frac{20\delta D_b\gamma M}{\rho kT}$
Surface Diffusion	7	4	$\left(\frac{56D_s\gamma}{kT}\right)\left(\frac{M}{\rho}\right)^{4/3}$

- δ คือ Grain Boundary Width
 D_v คือ Volume Diffusivity
 D_s คือ Surface Diffusivity
 D_b คือ Grain Boundary Diffusivity

7.3.5 Sintering Mechanism Diagram

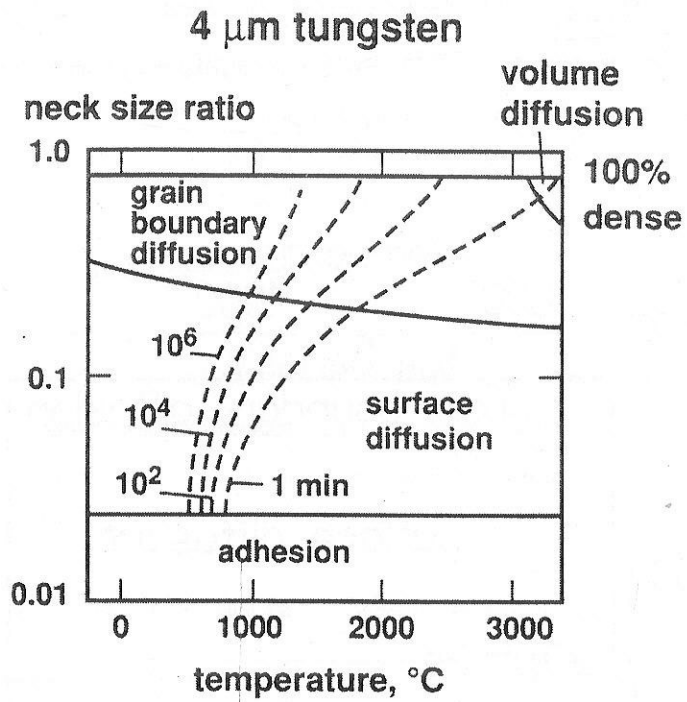
Sintering Mechanism Diagram หรือ บางครั้งเรียกว่า Sinter Diagram คือแผนภูมิที่บอกกลไกการถ่ายเทมวลสารในการเผาประสานที่อุณหภูมิ, เวลาและ Degree of Sintering สำหรับ Degree of Sintering คือระดับของการเผาประสานซึ่งบอกว่าการเผาประสานดำเนินไปมากแค่ไหน ส่วนใหญ่นิยมบอกเป็น Neck Size Ratio ($\frac{x}{D}$) ภาพ 7.33 แสดงตัวอย่าง Sintering Mechanism Diagram ของการเผาประสานผงเหล็กขนาด 20 ไมครอน แกนตั้งคือค่า $\frac{X}{D}$ แกนนอนเป็นอุณหภูมิโดยด้านล่างเป็น Homologous Temperature ($\frac{T}{T_m}$) ด้านบน

เป็นองศาเซลเซียส ช่วงแรงที่ $\frac{X}{D}$ ยังมีค่าน้อยผงโลหะยึดติดกันด้วยแรงทางกลและการเสียรูปอย่างถาวรจากการอัดขึ้นรูป เมื่อเริ่มทำการเผาประสาน กลไกการถ่ายเทมวลสารเป็นที่เป็นตัวควบคุมอัตราการเผาประสาน ได้แก่ Surface Diffusion แล้วจึงเป็น Grain Boundary Diffusion

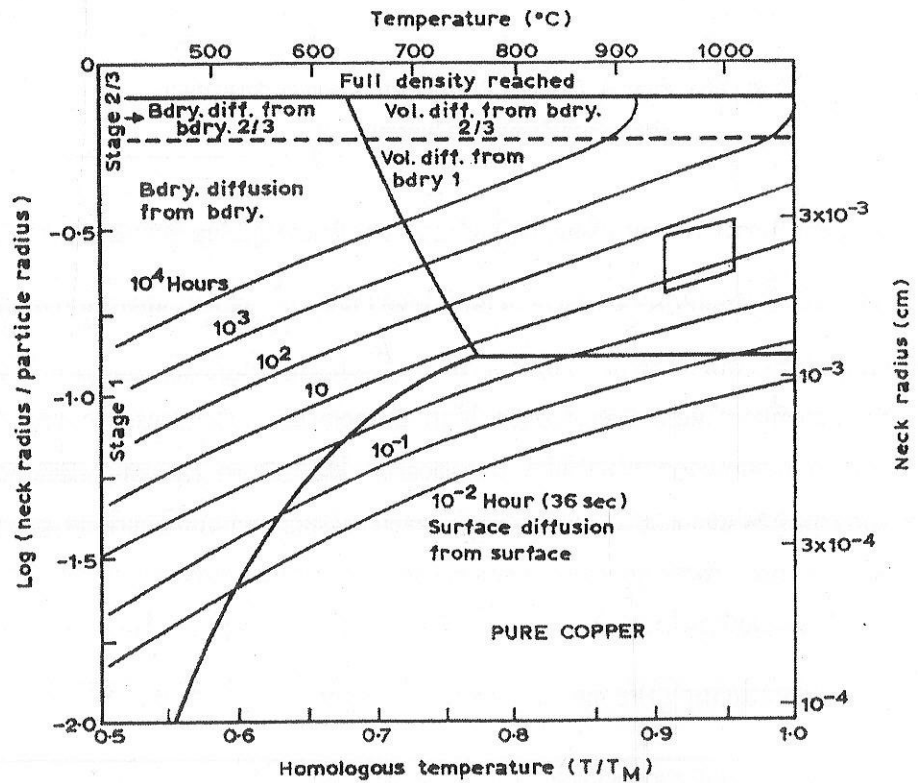


ภาพ 7.33 ตัวอย่าง Sintering Mechanism Diagram ของการเผา
ประสานผงเหล็กขนาด 20 ไมครอน

เพื่อความสะดวกในการอ่านแผนภูมิจึงมีการเพิ่มเส้นเวลาลงในแผนภูมิด้วย ซึ่งทำให้เราทราบได้ว่าเมื่อเผาประสานผงโลหะชนิดนั้นที่อุณหภูมิหนึ่งเป็นเวลานานเท่าใดแล้วจะได้ $\frac{X}{D}$ เท่าใด และกลไกการถ่ายเทมวลสารใดเป็นตัวควบคุมอัตราการเผาประสาน รวมทั้งยังใช้ความรู้นี้ในการลดหรือเพิ่มปริมาณการหดตัวได้ โดยกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ไม่ทำให้เกิด Densification ได้แก่ Evaporation - Condensation และ Surface Diffusion และกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ทำให้เกิด Densification ได้แก่ Grain Boundary Diffusion และ Volume Diffusion ภาพ 7.34 และ 7.35 แสดงตัวอย่างของ Sintering Diagram ที่มีเส้นเวลาในแผนภูมิ



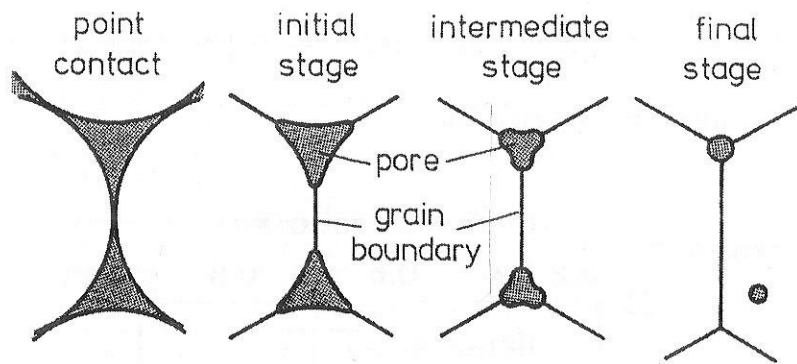
ภาพ 7.34 Sintering Diagram ของการเผาประสานผงทังสเตนขนาด 4 ไมครอน



ภาพ 7.35 Sintering Diagram ของการเผาประสานผงทองแดงบริสุทธิ์

7.4 Stages of Sintering

ขั้นตอนของการเผาประสานคือความพยายามอธิบายทางกายภาพเพื่อให้เห็นความแตกต่างในแต่ละช่วง ตั้งแต่ผงโลหะที่ถูกอัดไปจนถึงชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูง ผงโลหะที่ผ่านการอัดขึ้นรูปอาจจะจัดเรียงตัวอยู่อย่าง ไม่มีการเสียรูปอย่างถาวรเลยหรืออาจเสียรูปอย่างถาวรมาก ขึ้นอยู่กับเงื่อนไขและชนิดของวัสดุ แต่เพื่อความ สะดวกในที่นี้จึงกล่าวถึงกรณีที่ผงโลหะทรงกลมเรียงตัวชิดกันโดยไม่มีการเสียรูปอย่างถาวรเลย ภาพ 7.36 แสดง ขั้นตอนของการเผาประสานตั้งแต่ผงโลหะที่สัมผัสกันไปจนถึงชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูง ขั้นตอนของการเผา ประสานแบ่งออกเป็น Initial Stage Sintering, Intermediate Stage Sintering และ Final Stage Sintering



ภาพ 7.36 ขั้นตอนของการเผาประสานตั้งแต่ผงโลหะที่สัมผัสกันไปจนถึงชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูง

7.4.1 Initial Stage Sintering

การโตขึ้นของคอคอดเริ่มจากจุดสัมผัสระหว่างผงโลหะที่ถูกอัดขึ้นรูปมาไปจนถึงช่วงที่รูพรุนเปลี่ยนรูปร่าง เป็นทรงกระบอกถือเป็น Initial Stage Sintering ในช่วง Initial Stage Sintering ค่า $\frac{X}{D}$ จะมีค่าตั้งแต่ 0 ไปจนถึง 0.3 โดยประมาณ รูพรุนในช่วง Initial Stage Sintering จะมีรูปร่างแบบ Irregular ซึ่งเป็น Open pore ต่อเนื่องกันทั่วทั้งชิ้นงาน Initial Stage Sintering จะสิ้นสุดเมื่อคอคอดเริ่มเกิด impinge ซึ่งจะเกิดขึ้นที่ $\frac{X}{D}$ มีค่า เท่ากับ 0.3 โดยประมาณ กลไกการถ่ายเทมวลสารที่สำคัญได้แก่ Surface Diffusion และ Evaporation - Condensation และ Driving Force ที่สำคัญที่สุดคือ Curvature

แบบจำลองการเผาประสานส่วนใหญ่มักจะเป็นแบบจำลองในช่วง Initial Stage Sintering รวมทั้ง แบบจำลองในตาราง 7.1 เนื่องจากในแบบจำลองเหล่านี้ตั้งสมมุติฐานอยู่บน Two-Sphere Sintering Model ที่ เริ่มจาก $\frac{X}{D}$ เท่ากับศูนย์ ในทางปฏิบัติการวัดค่า $\frac{X}{D}$ เป็นเรื่องยาก และการวัดปริมาณการหดตัวเป็นเรื่องที่ง่าย กว่า ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณการหดตัวและ $\frac{X}{D}$ โดยประมาณได้ดังนี้

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \left(\frac{X}{2D} \right)^2$$

เมื่อ $\frac{\Delta L}{L_0}$ คือความยาวชิ้นงานที่เปลี่ยนไปหารด้วยความยาวของชิ้นงานก่อนเริ่มเผาประสาน

โดยทั่วไปแล้วปริมาณการหดตัวสัมพัทธ์นี้จะมีค่าเป็นลบ แต่เพื่อความสะดวกจึงมักจะถูกละไว้ในฐานที่

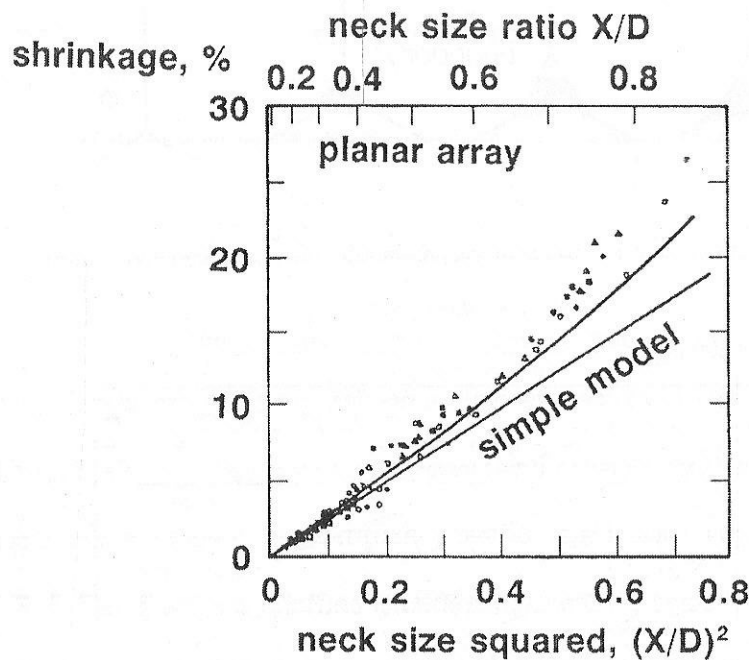
เข้าใจ ผลจากการทดลองหาค่า $\frac{\Delta L}{L_0}$ และ $\left(\frac{X}{D}\right)^2$ แสดงให้เห็นว่าในความเป็นจริงความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{\Delta L}{L_0}$

และ $\left(\frac{X}{D}\right)^2$ จะเบี่ยงไปจากสมการข้างต้นเล็กน้อยโดยเฉพาะเมื่อผ่าน Initial Stage Sintering ไปแล้ว ภาพ

7.37 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{\Delta L}{L_0}$ และ $\left(\frac{X}{D}\right)^2$ จากการทดลองเผาประสานลูกแก้วทรงกลม จะเห็นว่าเมื่อ

ค่า $\frac{X}{D}$ มากกว่า 0.3 ค่า $\frac{\Delta L}{L_0}$ จะเบี่ยงเบนไปจากสมการ โดยค่า $\frac{\Delta L}{L_0}$ จะมีค่ามากกว่าที่ได้จากการคำนวณด้วย

สมการ และถ้าหาอัตราการหดตัวของชิ้นงานจะได้ดังนี้



ภาพ 7.37 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\frac{\Delta L}{L_0}$ และ $\left(\frac{X}{D}\right)^2$ จากการทดลองเผาประสานลูกแก้วทรงกลม

จะเห็นว่าเมื่อค่า $\frac{X}{D}$ มากกว่า 0.3 ค่า $\frac{\Delta L}{L_0}$ จะเบี่ยงเบนไปจากสมการ

จาก

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \left(\frac{X}{2D}\right)^2$$

ดังนั้น

$$\frac{X}{D} = 2 \sqrt{\frac{\Delta L}{L_0}}$$

และจาก

$$\left(\frac{X}{D} \right)^n = \frac{Bt}{D^m}$$

จะได้ว่า

$$\left(2 \left(\frac{\Delta L}{L_0} \right)^{1/2} \right)^n = \frac{Bt}{D^m}$$

$$2^n \left(\frac{\Delta L}{L_0} \right)^{n/2} = \frac{Bt}{D^m}$$

$$\left(\frac{\Delta L}{L_0} \right)^{n/2} = \frac{Bt}{2^n D^m}$$

โดย B เป็นค่าที่ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิอย่าง Exponential

$$B = B_0 \exp\left(\frac{-Q}{kT}\right)$$

เมื่อ k คือ Boltzmann's constant

T คืออุณหภูมิสัมบูรณ์

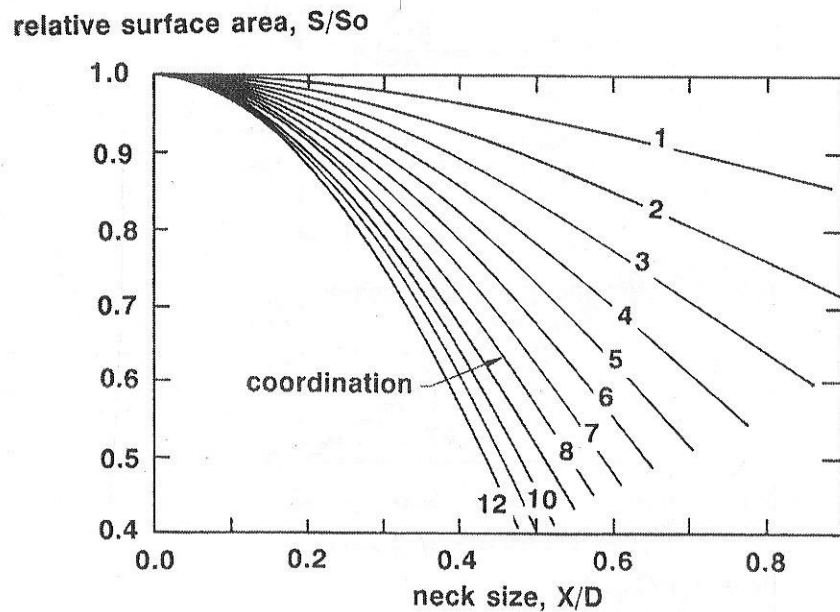
ข้อจำกัดของการศึกษาการเผาประสานด้วยการวัดปริมาณการหดตัวของชิ้นงานคือในการเผาประสานบางเงื่อนไข ไม่ทำให้เกิดการหดตัวเสมอไป เนื่องจากกลไกการถ่ายเทมวลสารหลายกลไกที่เป็นแบบ Surface Transport ไม่ก่อให้เกิดการหดตัว เช่น Surface Diffusion, Evaporation – Condensation เป็นต้น ในกรณีนี้ ปริมาณการหดตัวจะไม่ใช่ตัวแทนของการโตของคอคอดได้ อีกวิธีการหนึ่งในการศึกษาการเผาประสานคือการวัดปริมาณพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ภาพ 7.38 แสดงความสัมพันธ์ของปริมาณพื้นที่ผิวสัมพัทธ์และ $\frac{X}{D}$ จะเห็นได้ว่า ปริมาณพื้นที่ผิวสัมพัทธ์ลดลงเมื่อคอคอดโตขึ้น ยิ่งผงโลหะมี Coordination Number มากพื้นที่ผิวสัมพัทธ์จะขึ้นอยู่กับขนาดของคอคอดมากขึ้น เนื่องจากยังมี Coordination Number มากจะทำให้มีจำนวนคอคอดมากขึ้น

ด้วย เมื่อคอคอดโตขึ้นจึงทำให้อัตราการลดลงของพื้นที่ผิวเพิ่มขึ้น ในช่วง Initial Stage Sintering พื้นที่ผิวสัมผัสสัมพันธ์กับเวลาการเผาประสาดังสมการ

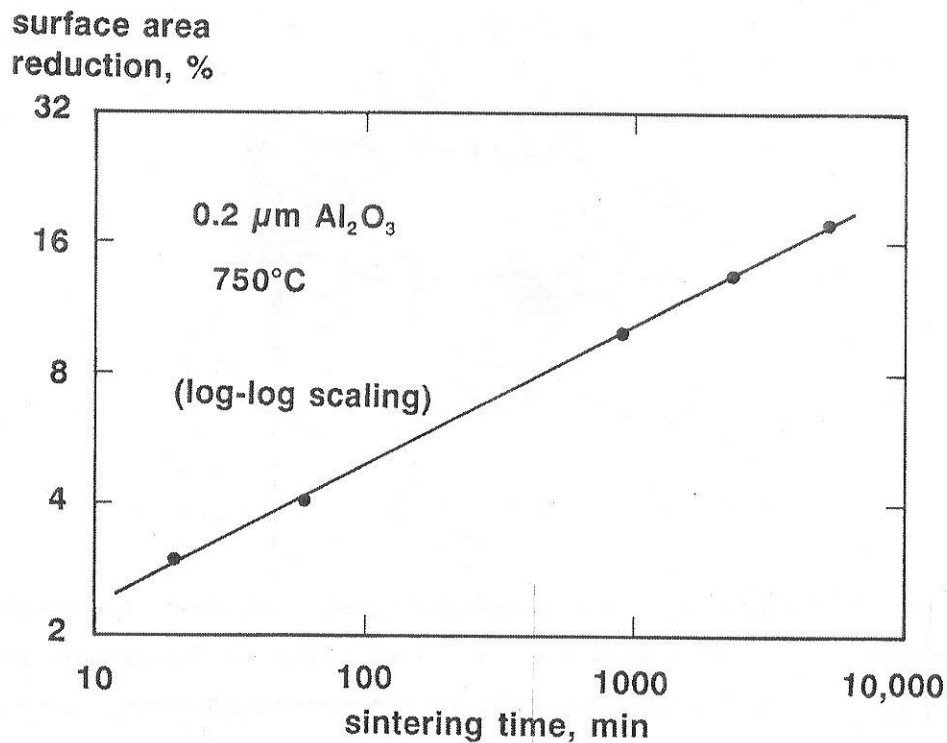
$$\left(\frac{\Delta S}{S_0}\right)^{n/2} = C_s t$$

เมื่อ $\frac{\Delta S}{S_0}$ คือพื้นที่ผิวสัมผัสที่เปลี่ยนแปลงไป
 C_s คือตัวแปรของกระบวนการแปรผ่น โดยตรงกับค่า B
 t คือเวลาในการเผาประสาด

ภาพ 7.39 แสดงเปอร์เซ็นต์การลดลงของพื้นที่ผิวเมื่อเวลาการเผาประสาดผ่านไปในการเผาประสาดผงอะลูมินาขนาด 0.2 ไมครอนที่อุณหภูมิ 750 องศาเซลเซียส จากความสัมพันธ์พบว่ากลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมคือ Surface Diffusion



ภาพ 7.38 ความสัมพันธ์ของปริมาณพื้นที่ผิวสัมผัสและ $\frac{X}{D}$

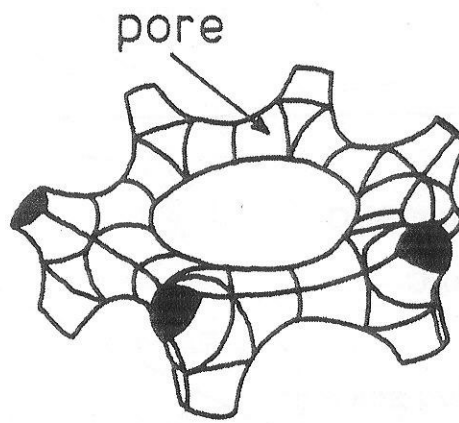


ภาพ 7.39 เปรียบเทียบการลดลงของพื้นที่ผิวเมื่อเวลาการเผาประสานผ่านไปในการเผา
ประสานผงอะลูมินาขนาด 0.2 ไมครอนที่ 750 องศาเซลเซียส

7.4.2 Intermediate Stage Sintering

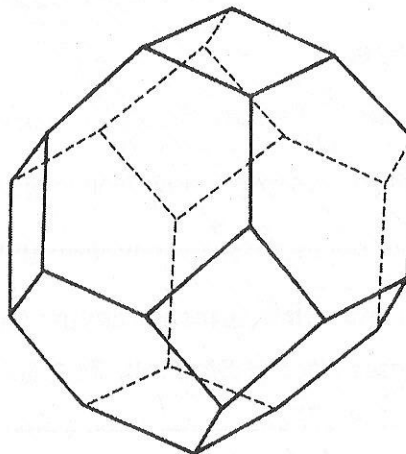
Initial Stage Sintering สิ้นสุดลงเมื่อ $\frac{X}{D}$ มีขนาดเท่ากับ 0.3 โดยประมาณ รูปร่างของรูพรุนในช่วง Initial Stage Sintering เป็นแบบ Irregular เมื่อรูปร่างของรูพรุนเปลี่ยนไปจาก Irregular เป็นทรงกระบอก จะเข้าสู่ช่วง Intermediate Stage Sintering โดยการเปลี่ยนรูปร่างของรูพรุนจะเปลี่ยนไปที่ $\frac{X}{D}$ เท่ากับ 0.3 โดยประมาณ ถึงแม้ว่า Initial Stage Sintering มีบทบาทในการโตขึ้นของคอคอด แต่มีบทบาทในการ Densification น้อยมาก กลไกการถ่ายเทมวลสารที่สำคัญคือ Surface Diffusion และของลงมาคือ Evaporation - Condensation

Intermediate Stage Sintering เป็นช่วงที่มีอัตรา Densification สูงที่สุด Driving Force ในขั้นตอนนี้คือการลดลงของพื้นที่ผิว เนื่องจาก Curvature ส่วนใหญ่เปลี่ยนแปลงไปมากในช่วง Initial Stage Sintering แล้วหรือในแง่ของรูปร่างรูพรุนคือเปลี่ยนจาก Irregular ซึ่งมีความแหลมคมไปเป็นทรงกระบอกที่มีความกลมมนมากขึ้น ภาพ 7.40 แสดงแบบจำลองของรูปร่างรูพรุนในช่วง Intermediate Stage Sintering จะเห็นได้ว่ารูพรุนยังมีลักษณะที่ต่อเนื่อง (Interconnect)

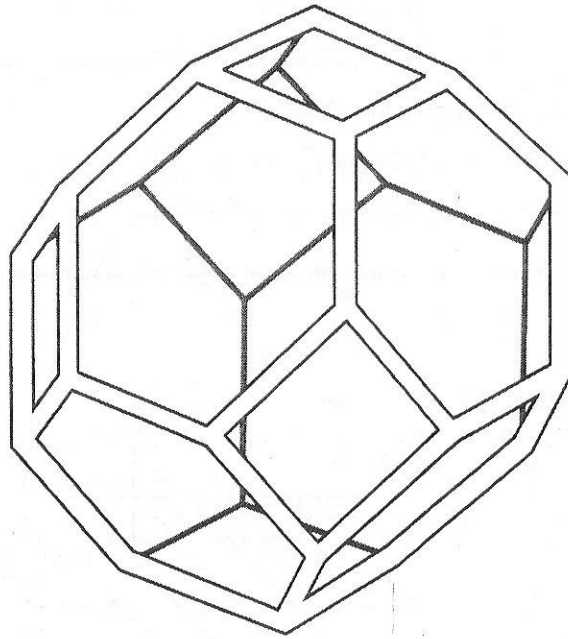


ภาพ 7.40 แบบจำลองของรูปร่างรูพรุนในช่วง Intermediate Stage Sintering

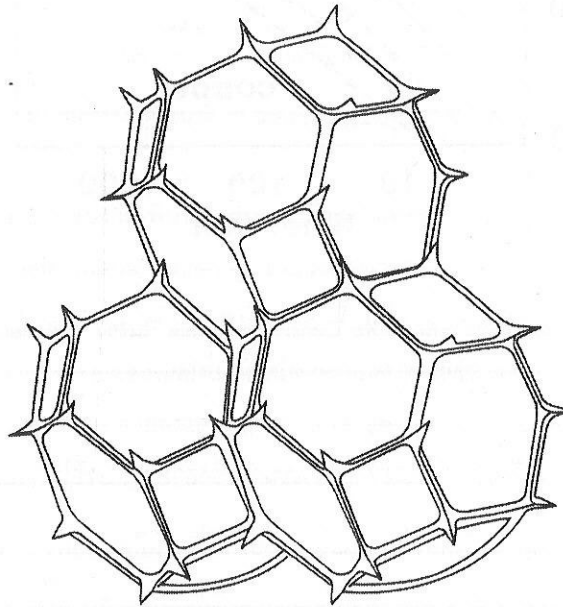
เนื่องจากรูปทรงที่สมดุลของวัสดุที่มีโครงสร้างผลึกไม่ใช่ทรงกลม แต่เป็นทรง Tetrakaidecahedron (รูปทรงที่ประกอบไปด้วย 14 หน้า) แสดงดังภาพ 7.41 ทำให้ในสามมิติแล้วรูปทรงของรูพรุนจะวางตัวตามแนวขอบและสันของ Tetrakaidecahedron ดังภาพ 7.42 และ 7.43 ในกรณีที่มีสามเกรนต่อกัน และเนื่องจากโลหะแต่ละชนิดมี Dihedral Angle ไม่เท่ากัน ดังนั้นรูปร่างของรูพรุนจึงขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle และ volume fraction



ภาพ 7.41 Tetrakaidecahedron



ภาพ 7.42 การวางตัวของรูพรุนตามสันและขอบของ Tetrakaidecahedron

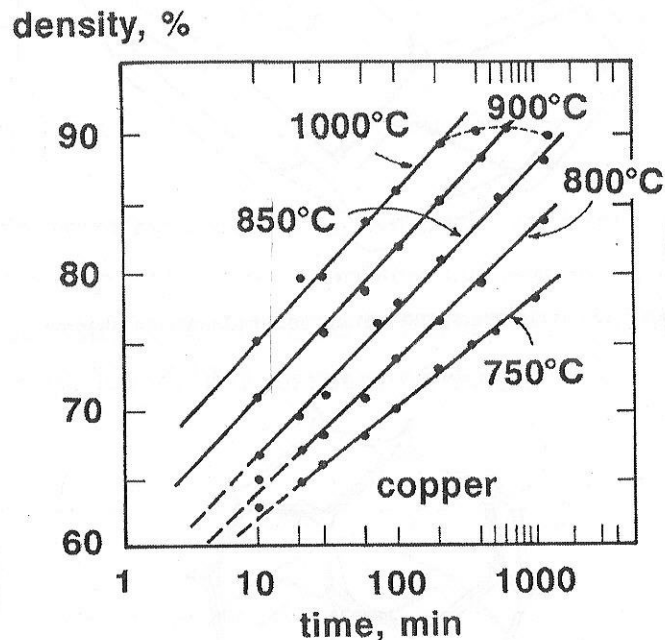


ภาพ 7.43 การวางตัวของรูพรุนตามสันและขอบของ Tetrakaidecahedron ในกรณีที่มีสามเกรนต่อกัน แสดงให้เห็นลักษณะของ Interconnected pore

มีผู้เสนอแบบจำลอง Densification rate ($\frac{dp}{dt}$) ในช่วง Intermediate Stage Sintering จำนวนมาก แบบจำลองอย่างง่ายส่วนใหญ่จะทำให้ผลการทำนายที่ไม่แม่นยำ โดยมักจะให้ Densification rate ต่ำกว่าค่าที่ได้จริงเสมอ ซึ่งสันนิษฐานได้ว่าเกิดจากการจำลองให้โครงสร้างจุลภาคเป็นแบบพื้นฐาน แต่ในความเป็นจริง โครงสร้างจุลภาคมีความซับซ้อนกว่า ความซับซ้อนที่มากขึ้นหมายถึง Vacancy Concentration เพิ่มขึ้นด้วย

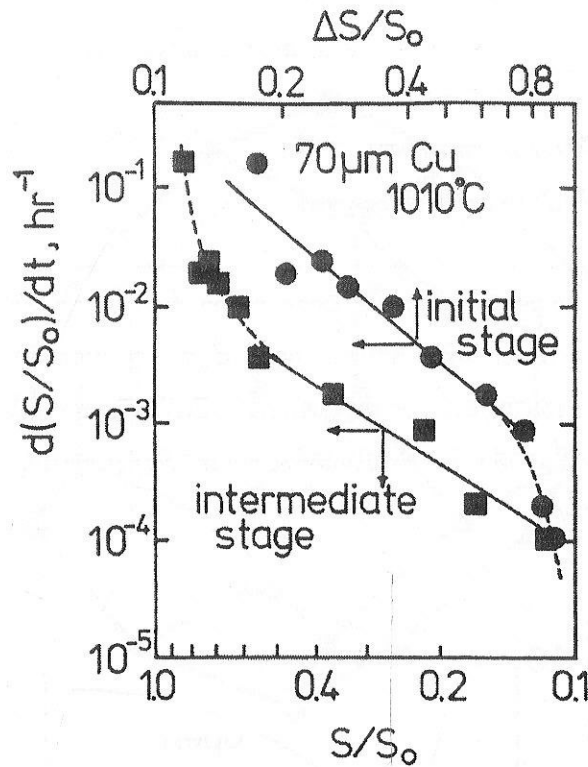
และ Vacancy concentration ส่งผลโดยตรงต่อ Volume Diffusion และ Grain Boundary Diffusion จึงทำให้ Densification rate สูงกว่าค่าที่ทำนาย สำหรับแบบจำลองที่สามารถทำนายผลได้ใกล้เคียงไม่ได้นำมารวบรวมไว้เนื่องจากมีความซับซ้อนมากเกินไปที่จะนำมาอธิบายในที่นี้

Densification rate ขึ้นอยู่กับขนาดเกรน, ขนาดผงโลหะ, อุณหภูมิและโครงสร้างจุลภาค โดยที่ปัจจัยที่มีอิทธิพลมากที่สุดคืออุณหภูมิ ภาพ 7.44 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิต่อ Densification rate ในช่วง Intermediate Stage Sintering ของการเผาประสานผงโลหะทองแดง จะเห็นได้ว่า Densification rate สูงขึ้นเมื่อเผาประสานที่อุณหภูมิสูงขึ้น



ภาพ 7.44 อิทธิพลของอุณหภูมิต่อ Densification rate ในช่วง Intermediate Stage Sintering ของการเผาประสานผงโลหะทองแดง

Densification rate สามารถติดตามได้ด้วยพื้นที่ผิวเช่นกัน ซึ่งสามารถบ่งชี้ได้ด้วยค่า Surface Area Lost Rate ($\frac{d(S/S_0)}{dt}$) เมื่อ S คือพื้นที่ผิวที่เหลืออยู่ขณะนั้น เมื่อพื้นที่ผิวเหลือน้อยลง Surface Area Lost Rate จะลดต่ำลง ซึ่งหมายถึง Densification rate จะลดลงเมื่อการเผาประสานผ่านไป ภาพ 7.45 แสดงความสัมพันธ์ $\frac{d(S/S_0)}{dt}$ และพื้นที่ผิวที่เหลืออยู่ S/S_0 ของการเผาประสานผงโลหะทองแดงขนาด 70 ไมครอนที่อุณหภูมิ 1010 องศาเซลเซียส



ภาพ 7.45 ความสัมพันธ์ $\frac{d(S/S_0)}{dt}$ และพื้นที่ผิวที่เหลืออยู่ S/S_0 ของการเผาประสานคราน
ผงโลหะทองแดงขนาด 70 ไมครอนที่อุณหภูมิ 1010 องศาเซลเซียส

เมื่อความหนาแน่นภายในชิ้นงานเพิ่มขึ้น รูพรุนจะมีขนาดเล็กลง จนถึงจุดหนึ่งรูพรุนจะเริ่มไม่ต่อเนื่องกัน เป็นจุดสิ้นสุดของ Intermediate Stage Sintering ในช่วงสุดท้ายนี้ Grain Boundary จะขยายตัวจนมีขนาดเท่ากับขนาดผงโลหะ และ Grain Boundary จะพยายามเคลื่อนที่ผ่านรูพรุนที่ปิด (Closed pore) แล้ว Closed pore ทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวาง Grain Growth ทำให้ได้โครงสร้างสุดท้ายของชิ้นงานที่ละเอียด ดังนั้นการเลือกใช้ผงโลหะที่มีขนาดละเอียดจึงได้เปรียบ รายละเอียดเกี่ยวกับ Grain Growth และรูพรุนจะได้กล่าวถึงในขั้น Final Stage Sintering

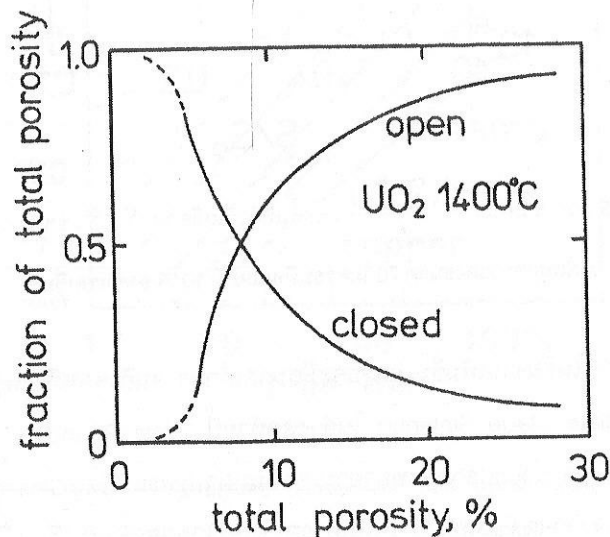
7.4.3 Final Stage Sintering

ภาพ 7.46 แสดงปริมาณ Closed และ Open pore ในการเผาประสานคราน UO_2 ที่ 1400 องศาเซลเซียส ในช่วงเริ่มต้นเผาประสานคราน (Initial และ Intermediate Stage Sintering) ปริมาณ porosity มีมากและส่วนใหญ่เป็น Open pore เมื่อการเผาประสานครานผ่านไปรูพรุนเปลี่ยนรูปร่างจาก Irregular ไปเป็นทรงกระบอก และจากทรงกระบอกก็จะเข้าสู่ Final Stage Sintering ซึ่งรูพรุนส่วนใหญ่จะถูกปิดกลายเป็น Closed pore ในทางทฤษฎีแล้วรูพรุนจะเริ่มปิดที่ประมาณ 92% Theoretical Density หรือประมาณได้จากเงื่อนไข

$$l \geq d_p \pi$$

เมื่อ l คือความยาวของรูพรุน
 d_p คือเส้นผ่านศูนย์กลางของรูพรุน

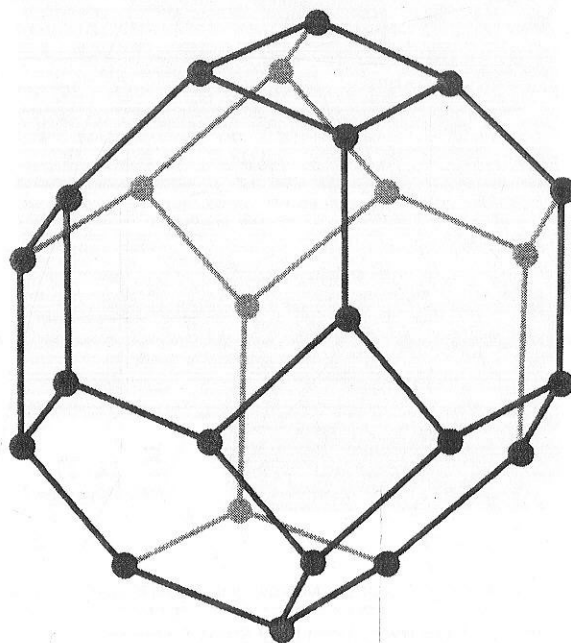
ในช่วง Intermediate Stage Sintering เมื่อ Densification ดำเนินไป d_p จะมีค่าน้อยลงโดยที่ l จะเพิ่มขึ้นจาก Grain Growth ทำให้โอกาสที่ l จะมีค่ามากกว่า $d_p \pi$ มากขึ้นและทำให้รูพรุนปิดลง ถึงแม้ว่า ในทางทฤษฎีรูพรุนจะเริ่มปิดที่ประมาณ 8% porosity แต่ในความเป็นจริงเนื่องจากในโครงสร้างจุลภาคมีขนาดเกรน, รูปร่างผงโลหะและรูพรุนที่แตกต่างกันออกไปในแต่ละบริเวณทำให้รูพรุนจะเริ่มปิดที่ประมาณ 15% และปิดหมดที่ประมาณ 5% porosity



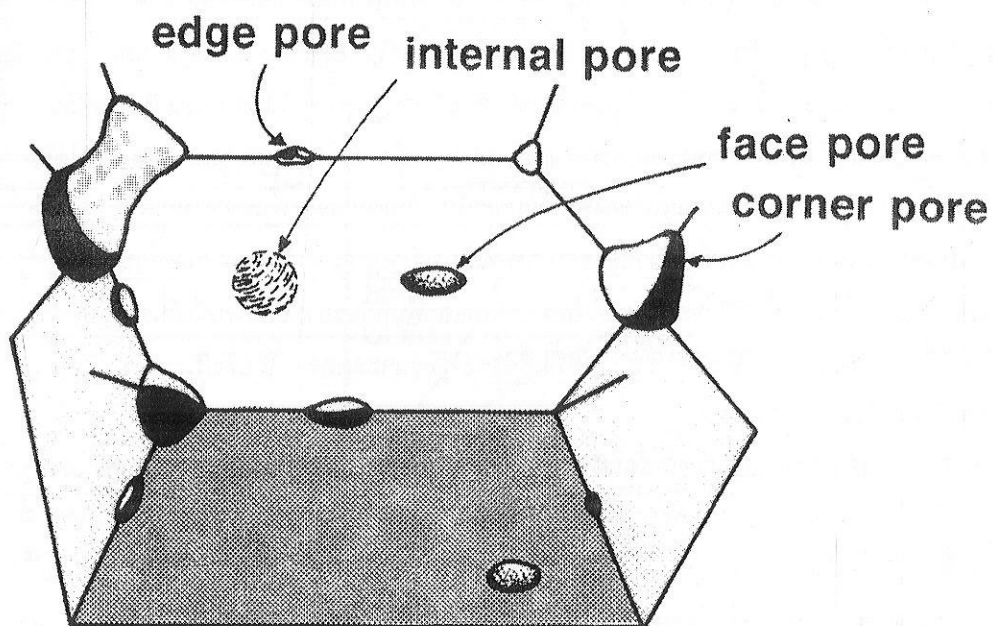
ภาพ 7.46 ปริมาณ Closed และ Open pore ในการเผาประสาน UO_2 ที่ 1400 องศาเซลเซียส

เมื่อเปรียบเทียบ Initial Stage Sintering และ Intermediate Stage Sintering แล้ว Final Stage Sintering มี Densification rate ที่ต่ำกว่ามาก เนื่องจากมี Driving Force น้อยลง Driving Force สำหรับ Final Stage Sintering คือการลดลงของพื้นที่ผิวเหมือนกับ Intermediate Stage Sintering ภาพ 7.47 แสดงแบบจำลองตำแหน่งการวางตัวของรูพรุนในช่วง Final Stage Sintering จะเห็นได้ว่ารูพรุนส่วนใหญ่เป็น Closed pore และจะอยู่บริเวณมุม (Corner) ระหว่างเกรน นอกจากนี้รูพรุนอาจอยู่บริเวณ Edge, Face หรือเป็น Internal pore ก็ได้ หากรูพรุนอยู่ภายในเกรน (Internal pore) จะมีรูปร่างเป็นทรงกลม ถ้ารูพรุนอยู่ที่บริเวณหน้า (Face) หรือขอบ (Edge) ระหว่างเกรน รูพรุนจะมีรูปร่างเป็น Lenticular ถ้ารูพรุนอยู่ที่บริเวณมุมระหว่างเกรน (Corner) จะมีรูปร่างเป็น tetrahedron ภาพ 7.48 แสดงแบบจำลองรูปร่างของรูพรุนในช่วง Final Stage

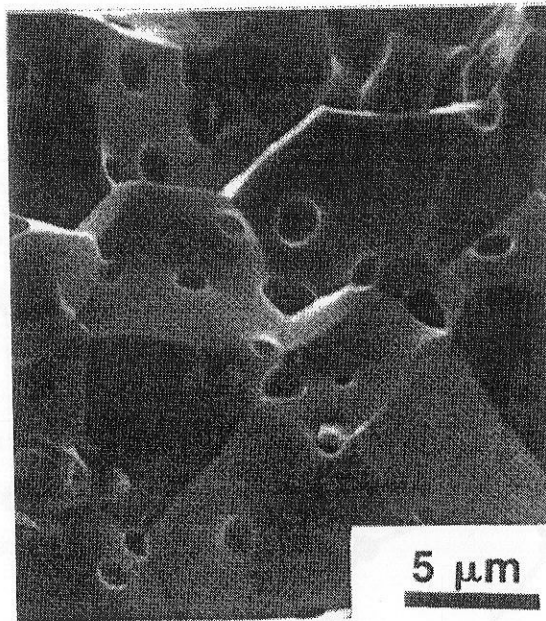
Sintering และภาพ 7.49 แสดงภาพถ่าย Scanning Electron Microscope ของรอยแตกแสดงให้เห็นรูปร่างและตำแหน่งการวางตัวของรูพรุนในช่วง Final Stage Sintering



ภาพ 7.47 แบบจำลองตำแหน่งการวางตัวของรูพรุนในช่วง Final Stage Sintering



ภาพ 7.48 แบบจำลองรูปร่างของรูพรุนในช่วง Final Stage Sintering



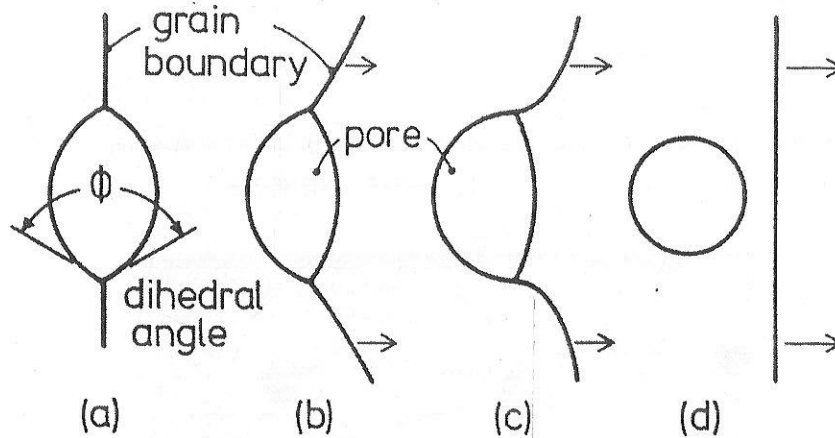
ภาพ 7.49 ภาพถ่าย Scanning Electron Microscope ของรอยแตกแสดงให้เห็นรูปร่างและตำแหน่งการวางตัวของรูพรุนในช่วง Final Stage Sintering

รูพรุนและขอบเกรนมี Binding Energy ต่อกันและกัน เนื่องจากรูพรุนช่วยลดพลังงานพื้นผิวของขอบเกรน Binding Energy ขึ้นอยู่กับขนาดและปริมาณของรูพรุน รูพรุนที่มีขนาดใหญ่จะลดพื้นที่ผิวของขอบเกรนไปได้มากและมี Binding Energy มากกว่า เมื่อการเผาประสานดำเนินไป เกิด Densification ขึ้นทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นมากขึ้น, รูพรุนมีปริมาณน้อยลงและมีขนาดเล็กลง ทำให้ Binding Energy ลดลง ขณะที่เผาประสานจะเกิด Grain Growth ขึ้นและบังคับให้ขอบเกรนเคลื่อนที่ผ่านรูพรุน ทำให้ขอบเกรนเพิ่มพื้นที่ผิวมากขึ้นและตัดโค้งบริเวณรูพรุน เมื่อพื้นที่ผิวของขอบเกรนมากขึ้นจนถึงจุดหนึ่ง ระบบจะสามารถลดพลังงานได้โดยการให้ขอบเกรนเคลื่อนผ่านรูพรุนไป ถ้ามองในแง่ของพลังงานจะเห็นว่าในตอนแรก พื้นที่ผิวประกอบไปด้วยพื้นที่ผิวของรูพรุนซึ่งเป็นทรง Lenticular และพื้นที่ผิวของขอบเกรนที่เป็นระนาบตรง เมื่อขอบเกรนเคลื่อนที่ผ่านรูพรุนไปแล้วพื้นที่ผิวจะประกอบไปด้วยพื้นที่ผิวของรูพรุนที่เป็นทรงกลมและพื้นที่ผิวของขอบเกรนที่เป็นระนาบตรง จะเห็นได้ว่าถึงแม้พื้นที่ผิวของขอบเกรนจะเพิ่มขึ้น แต่พื้นที่ผิวของรูพรุนจะลดลง โดยที่ปริมาณเท่ากัน รูปทรง Lenticular จะมีพื้นที่ผิวมากกว่าทรงกลม

ภาพ 7.50 แสดงแบบจำลองการเคลื่อนที่ของขอบเกรนผ่านรูพรุน การเคลื่อนที่ของขอบเกรนผ่านรูพรุนแบบนี้เรียกว่าเงื่อนไข "Break Away" ซึ่งขอบเกรนต้องมี Drag Force มากพอที่จะทำให้เกิด Break Away ขึ้นได้ Drag Force ขึ้นอยู่กับรัศมีความโค้งของขอบเกรนและ Mobility ของขอบเกรน ซึ่ง Mobility ของขอบเกรนขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและธาตุผสม ภาพ 7.51 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Drag Force กับอัตราการเกิด Grain Growth จะเห็นว่า อัตราการเกิด Grain Growth จะลดลงเมื่อขอบเกรนเคลื่อนที่ผ่านรูพรุน แต่จะเร็วขึ้นเมื่อเกิด Break Away แล้ว ดังนั้นรูพรุนที่มีจำนวนมากและขนาดเล็กกระจายตัวดีจะช่วยให้การเกิด Grain Growth ช้าลงและทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่ละเอียด

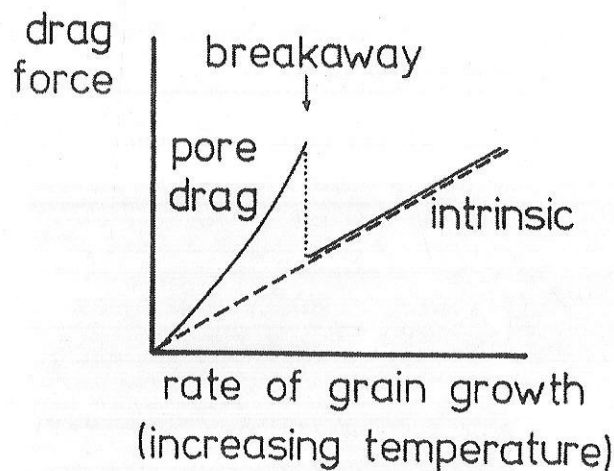
ภายหลังจากการเกิด Break Away แล้วรูพรุนที่ขอบเกรนเคลื่อนที่ผ่านจะกลายเป็น Internal pore ซึ่งจะไม่เกิดการหดตัวลงอีก กล่าวคือจะไม่ทำให้เกิด Densification ต่างจากรูพรุนที่ขอบ, มุม, หน้าของเกรนจะมีการ

หดตัวและทำให้เกิด Densification ดังนั้นถ้าเกิดเงื่อนไข Break Away แล้วจะทำให้ความหนาแน่นของชิ้นงานไม่เพิ่มขึ้นอีกและไม่เป็นที่ต้องการเนื่องจาก Internal pore จะกลายเป็นช่องว่างภายในชิ้นงานและทำให้ความแข็งแรงของชิ้นงานลดลง รวมทั้ง Internal pore ไม่สามารถใช้ประโยชน์จากความพรุนได้เช่นกัน ภาพ 7.52 แสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่เกิด Densification ได้และไม่เกิด Densification

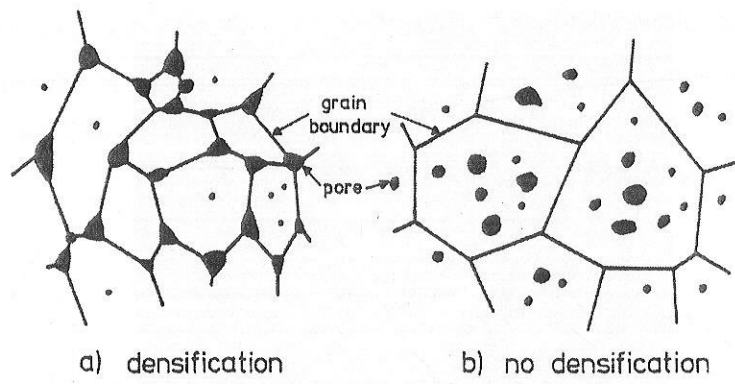


ภาพ 7.50 แบบจำลองการเคลื่อนที่ของขอบเกรนผ่านรูพรุน

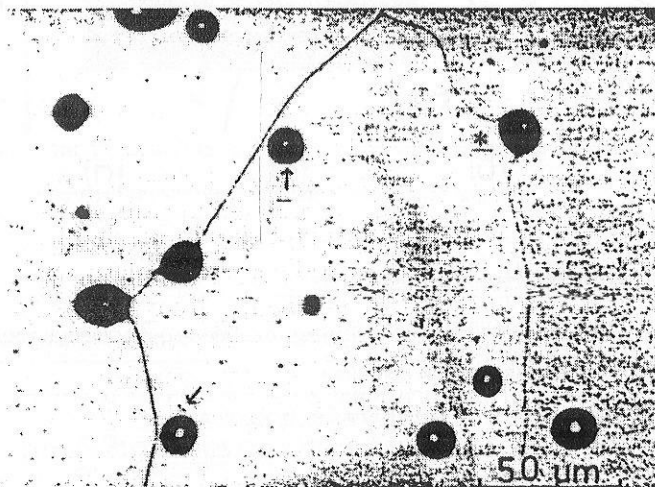
- a) รูพรุนที่ขอบเกรนมีรูปทรงแบบ Lenticular มีมุมระหว่างขอบเกรนคือ dihedral angle
- b) และ c) Grain Growth ทำให้เกิด Pore drag
- d) Internal pore และขอบเกรน ภายหลังเกิดเงื่อนไข Break Away



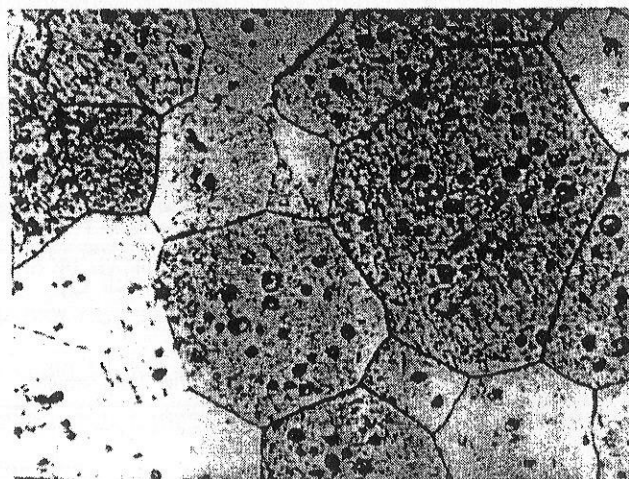
ภาพ 7.51 ความสัมพันธ์ระหว่าง Drag Force กับอัตราการเกิด Grain Growth



ภาพ 7.52 ลักษณะโครงสร้างจุลภาค a) เกิด Densification b) ไม่เกิด Densification

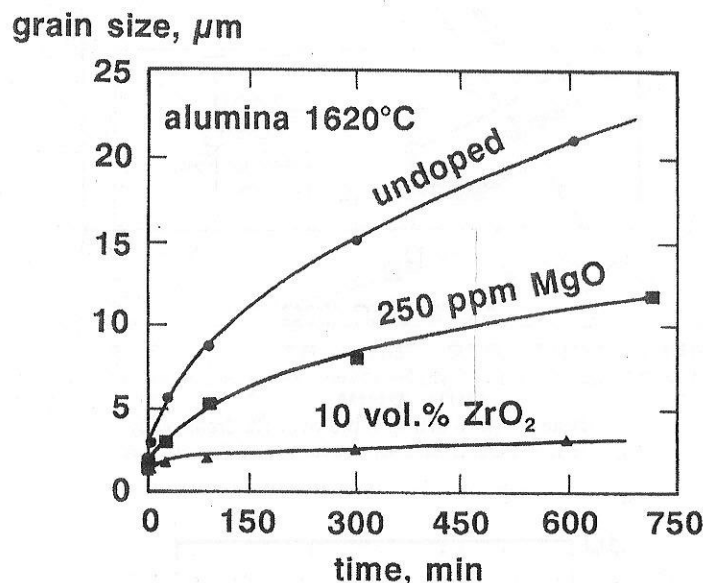


ภาพ 7.53 ภาพถ่าย Pore Drag และ Internal Pore ในการเผาประสานผงทั้งเตนที่ 1400 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 3 ชั่วโมง



ภาพ 7.54 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่ไม่เกิด Densification เมื่อเผาประสานต่อไป

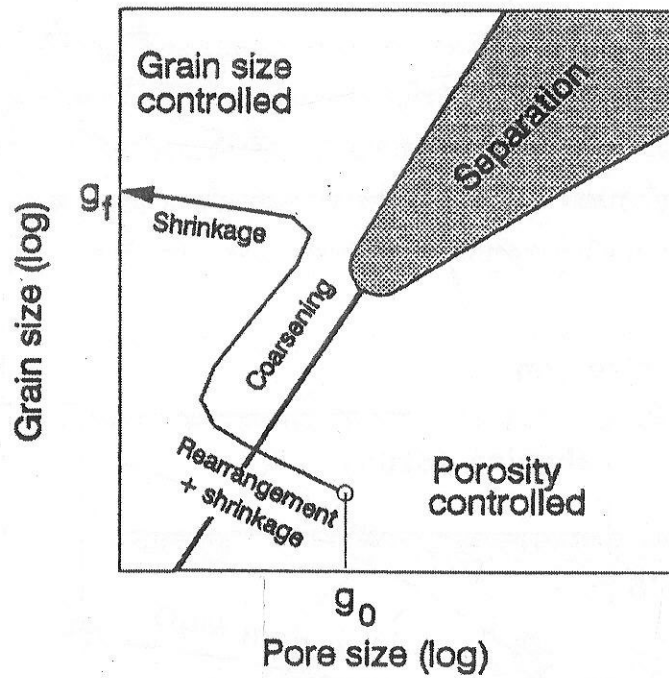
Additive หลายชนิด, Second Phase และ Inclusion สามารถช่วยลดอัตราการเกิด Grain Growth ใน Final Stage Sintering ยกตัวอย่างเช่น ในการเผาประสาน Al_2O_3 พบว่าการเติม Magnesia (MgO) ช่วยลดอัตราการขยายตัวของเกรนได้ และการเติม 10% Zirconia (ZrO_2) จะช่วยลดอัตราการขยายตัวของเกรนมากขึ้นอีก โดย ZrO_2 จะเข้าไปอยู่ในรูปของ Dispersoid ในโครงสร้างจุลภาค ภาพ 7.55 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและการเติม Additive ในการเผาประสานอะลูมินาที่ 1620 องศาเซลเซียส



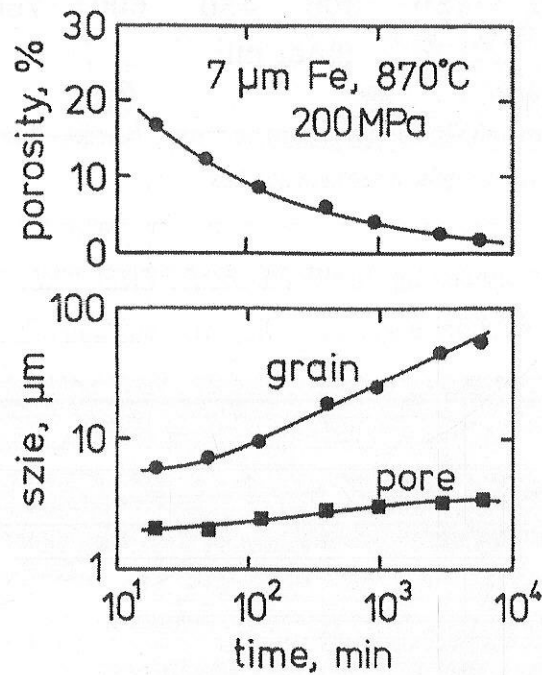
ภาพ 7.55 ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและการเติม Additive ในการเผาประสานอะลูมินาที่ 1620 องศาเซลเซียส

เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงต้องหลีกเลี่ยงเงื่อนไข Break Away ในการเผาประสาน จากภาพ 7.56 จะเห็นได้ว่าเงื่อนไขที่ทำให้เกิด Break away คือรูพรุนและเกรนขนาดใหญ่ เพื่อหลีกเลี่ยงเงื่อนไข Break away ในช่วงแรกของการเผาประสาน รูพรุนทำหน้าที่ยับยั้งการเกิด Grain Growth ทำให้ในช่วงนี้เกรนจะไม่ขยายตัวมากนัก แต่รูพรุนจะมีขนาดเล็กลง และในช่วง Final Stage Sintering รูพรุนมีจำนวนน้อยลงและมีขนาดเล็กลงต่อไปและขนาดของรูพรุนจะลดลงไม่มากนัก ในทางตรงกันข้ามเกรนจะมีขนาดใหญ่ขึ้นมากขึ้นในช่วงนี้ ดังนั้นในการเผาประสานต้องควบคุม Thermal Cycle และ Microstructural coarsening เพื่อหลีกเลี่ยงขนาดรูพรุนและเกรนวิกฤตเพื่อไม่ให้เกิดเงื่อนไข Break away ได้

ในบางครั้งถึงแม้การเผาประสานจะเป็นแบบ Grain size control แต่ขนาดของรูพรุนอาจเพิ่มขึ้นได้พอสมควร ทั้งนี้เนื่องจากเมื่อเกิด Densification จะมีการกำจัดรูพรุนที่มีขนาดเล็กไป หรือเกิดปรากฏการณ์ Ostwald Ripening เมื่อรูพรุนขนาดเล็กถูกกำจัดไปจึงทำให้ขนาดของรูพรุนเฉลี่ยเพิ่มมากขึ้น แม้ว่าขนาดของรูพรุนที่แท้จริงจะเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ภาพ 7.57 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Porosity, ขนาดเกรนกับเวลาการเผาประสานผงเหล็กที่ผลิตด้วยกระบวนการ Carbonyl ขนาด 7 ไมครอนที่อุณหภูมิ 870 องศาเซลเซียสอัดขึ้นรูปที่ 200 MPa

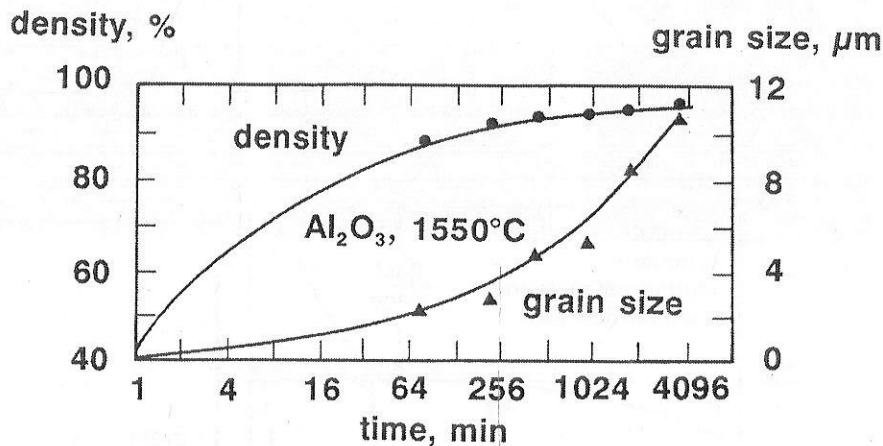


ภาพ 7.56 แผนภาพความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของรูพรุนและขนาดเกรน
เกรนและรูพรุนขนาดใหญ่ทำให้เกิดเงื่อนไข Break away



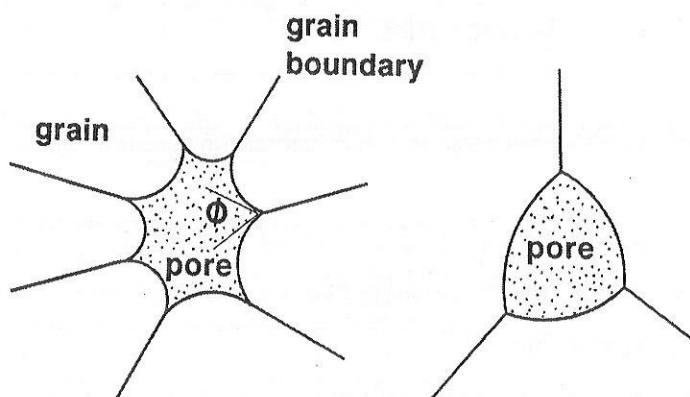
ภาพ 7.57 ความสัมพันธ์ระหว่าง Porosity, ขนาดเกรนกับเวลาการเผาประสานผงเหล็กที่ผลิต
ด้วยกระบวนการ Carbonyl ขนาด 7 ไมครอนที่อุณหภูมิ 870 องศาเซลเซียส อัตราขึ้น
รูปที่ 200 MPa

ภาพ 7.58 แสดงข้อมูลของ Final Stage Sintering ของอะลูมินา โดยที่ความหนาแน่นและขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นตามเวลาในการเผาประสาน จากการทดลองพบว่ารูพรุนที่มีขนาดใหญ่กว่า 5 ไมครอนจะมีความเสถียรมากและไม่สามารถกำจัดให้หายไปได้ในการเผาประสาน เพราะมีขนาดใหญ่จนทำให้เกิดเงื่อนไข Break away ดังนั้นการใช้ผงอะลูมินาที่มีการกระจายตัวของขนาดผงสม่ำเสมอจะทำให้ได้รูพรุนที่มีขนาดสม่ำเสมอเช่นกัน และทำให้ควบคุมการเผาประสานได้ง่ายขึ้น



ภาพ 7.58 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่น, ขนาดเกรนกับเวลาในการเผาประสานของอะลูมินาที่ 1550 องศาเซลเซียส

รูปร่างของรูพรุนขึ้นอยู่กับ Coordination number ด้วยเช่นกัน ภาพ 7.59 แสดงภาพจำลองรูพรุนที่มี Coordination number ไม่เท่ากัน สำหรับรูพรุนที่มี Coordination number มาก รูพรุนจะมีผิวเว้าและมีขนาดใหญ่เพราะเกิดจากเกรนจำนวนมากเกรน ซึ่งจะทำให้เป็นรูพรุนที่มีความเสถียรและกำจัดในขั้นตอนเผาประสานได้ยาก เนื่องจากรูพรุนที่มีขนาดใหญ่และพื้นผิวเว้ามีแนวโน้มที่จะขยายตัวออก ในทางตรงกันข้ามรูพรุนที่มี Coordination number น้อยจะมีขนาดเล็กและผิวเรียบจะสามารถกำจัดได้ง่าย เพราะผิวเรียบมีแนวโน้มที่จะหดหายไป และรูพรุนที่มีขนาดเล็กจะถูกกำจัดด้วยปรากฏการณ์ Ostwald Ripening

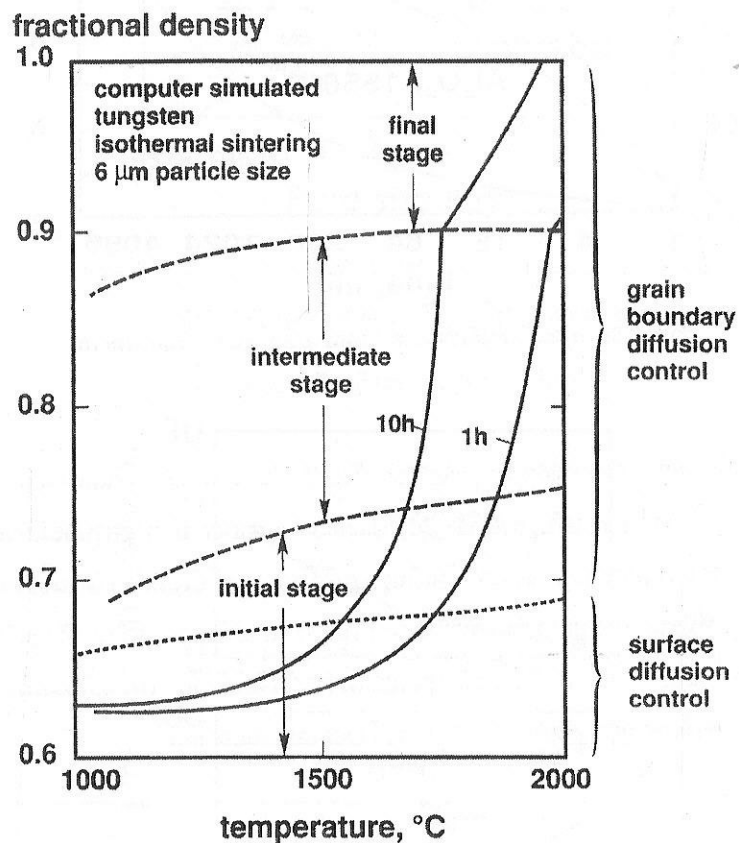


ภาพ 7.59 ภาพจำลองรูพรุนที่มี Coordination number

(ซ้าย) Coordination number มาก

(ขวา) Coordination number น้อย

จากที่ได้กล่าวถึงในหัวข้อกลไกการถ่ายเทมวลสารแล้วว่ากลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมในช่วง Initial Stage Sintering คือ Surface Diffusion และ Evaporation – Condensation และกลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมในช่วง Intermediate Stage Sintering และ Final Stage Sintering คือ Volume Diffusion และ Grain Boundary Diffusion ภาพ 7.60 แสดง Sintering Mechanism Map ของการเผาประสานผงทั้งสแตนขนาด 6 ไมครอน โดยช่วง Initial Stage Sintering กลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมคือ Surface Diffusion และในช่วง Intermediate Stage Sinter และ Final Stage Sintering กลไกการถ่ายเทมวลสารที่ควบคุมคือ Grain Boundary Diffusion

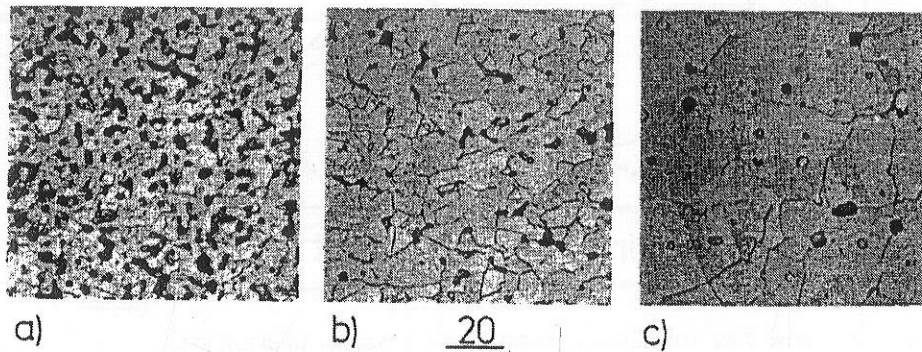


ภาพ 7.60 Sintering Mechanism Map ของการเผาประสานผงทั้งสแตนขนาด 6 ไมครอน

โดยสรุปรวมเกี่ยวกับ Sintering Stage แล้ว ในแง่ของอัตราการ Densification แล้ว ช่วง Initial Stage Sintering และ Final Stage Sintering มีอัตราการ Densification ค่อนข้างต่ำ และในช่วง Intermediate Stage Sintering มีอัตราการ Densification สูงที่สุด

สำหรับกลไกการถ่ายเทมวลสารที่เป็นตัวควบคุมในช่วง Initial Stage Sintering ได้แก่ Surface Diffusion และ Evaporation – Condensation ส่วน Intermediate และ Final Stage Sintering ได้แก่ Volume Diffusion และ Grain Boundary Diffusion

รูปร่างรูพรุนจะเริ่มต้นจากในช่วง Initial Stage Sintering เป็นรูปทรง Irregular ในช่วง Intermediate stage Sintering รูพรุนมีรูปร่างเป็นทรงกระบอก และในช่วง Final Stage Sintering รูพรุนมีรูปร่างเป็น tetrahedron, lenticular และทรงกลมขึ้นอยู่กับตำแหน่งของรูพรุน ภาพ 7.61 เปรียบเทียบรูปร่างของรูพรุนในช่วงการเผาประสานต่าง ๆ



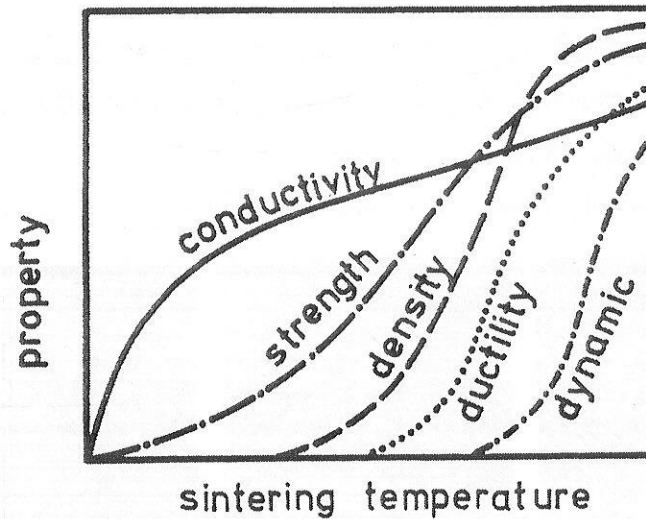
ภาพ 7.61 เปรียบเทียบรูปร่างของรูพรุนในช่วงการเผาประสานต่าง ๆ กัน

- a) Initial Stage Sintering
- b) Intermediate Stage Sintering
- c) Final Stage Sintering

7.5 อิทธิพลของตัวแปรในการเผาประสาน

ชิ้นงานที่ผลิตด้วยกระบวนการโลหะผงจะมีสมบัติแตกต่างจากกระบวนการดั้งเดิม เนื่องจากมีรูพรุนในโครงสร้างจุลภาค รูพรุนเมื่อปรากฏในโครงสร้างจุลภาคแล้วจะทำให้ความสามารถในการนำไฟฟ้า (Electrical Conductivity) ลดลง, ความสามารถในการนำความร้อน (Thermal Conductivity) ลดลง, ความแข็งแรงดึง (Tensile Strength) ต่ำลง, ความเหนียว (Ductility) น้อยลงและความต้านทานแรงกระแทก (Impact Resistance) ต่ำลง สมบัติทั้งหมดนี้ล้วนขึ้นอยู่กับการปริมาณของรูพรุนหรือความหนาแน่นของชิ้นงาน ดังนั้นเมื่อเผาประสานจะให้ความสามารถในการนำความร้อนและไฟฟ้าสูงขึ้น, ความแข็งแรงดึงสูงขึ้น, ความเหนียวมากขึ้นและความต้านทานแรงกระแทกสูงขึ้น ภาพ 7.62 แสดงการเปลี่ยนแปลงของสมบัติต่าง ๆ ของชิ้นงานที่เผาประสานที่อุณหภูมิต่างกันด้วยเวลาเท่ากัน จะเห็นได้ว่าสมบัติส่วนใหญ่จะขึ้นอยู่กับการเผาประสานค่อนข้างมาก

ในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงอิทธิพลของตัวแปรในการเผาประสาน ซึ่งได้แก่ อุณหภูมิเผาประสาน, เวลาการเผาประสาน, แรงดันในการอัดขึ้นรูปและขนาดของผงโลหะ สองตัวแปรหลังแม้จะไม่ใช่ว่าตัวแปรของกระบวนการเผาประสานโดยตรง แต่ว่ามีอิทธิพลต่อคุณภาพผลิตภัณฑ์ที่ได้จึงนำมารวบรวมไว้ในที่นี้ด้วย



ภาพ 7.62 การเปลี่ยนแปลงของสมบัติต่าง ๆ ของชิ้นงานที่เผาประสานที่อุณหภูมิต่างกันด้วยเวลาเท่ากัน

7.5.1 อุณหภูมิและเวลาในการเผาประสาน

อุณหภูมิเผาประสานที่สูงกว่าทำให้กระบวนการถ่ายเทมวลสารเกิดได้เร็วขึ้น ดังนั้นอุณหภูมิเผาประสานที่สูงกว่าจึงทำให้อัตรา Densification สูงขึ้นด้วย จากภาพ 7.63 จะเห็นได้ว่าที่เวลาการเผาประสานเท่ากัน อุณหภูมิเผาประสานที่สูงกว่าจะทำให้ได้ความหนาแน่นสูงกว่า การหดตัวส่วนใหญ่เกิดขึ้นในช่วงแรกของการเผาประสานและเกิดขึ้นน้อยลงเมื่อเวลาผ่านไป ในทำนองเดียวกันในช่วงแรกของการเผาประสานอัตราการ Densification จะสูงและค่อย ๆ ลดลงเมื่อเวลาผ่านไป ถ้าสังเกต Sintering Mechanism Map คุณจะพบว่ากลไกการถ่ายเทมวลสารที่จะเป็นตัวควบคุมนั้นจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิการเผาประสานด้วยเช่นกัน

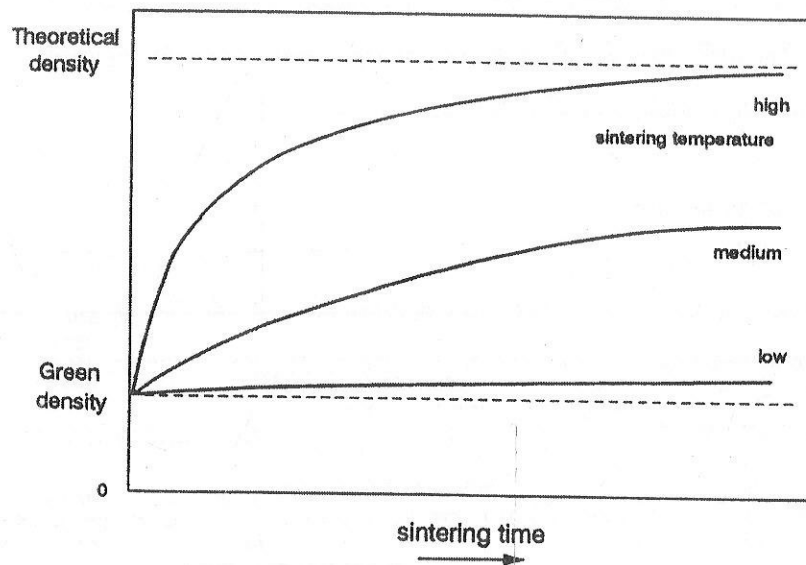
ถ้าลองพิจารณาตัวแปรที่ใช้ในการศึกษาพฤติกรรมของการเผาประสานที่ได้กล่าวถึงมาแล้ว ซึ่งได้แก่ ขนาดคอคอ (Neck Size) $\frac{X}{D}$, พื้นที่ผิวสัมพัทธ์ (Relative Surface Area) $\frac{S}{S_0}$, ปริมาณการหดตัวสัมพัทธ์ (Relative Shrinkage) $\frac{L}{L_0}$ ซึ่งทั้งหมดนี้เป็นตัวเลขไร้หน่วย (Unitless Number) ทำให้ง่ายต่อการวิเคราะห์ นอกจากนี้ก็อีกตัวแปรหนึ่งที่ควรกล่าวถึงคือ Densification (ϕ) ซึ่งคำนวณได้จาก

$$\phi = \left[\frac{\rho_s - \rho_g}{\rho_t - \rho_g} \right]$$

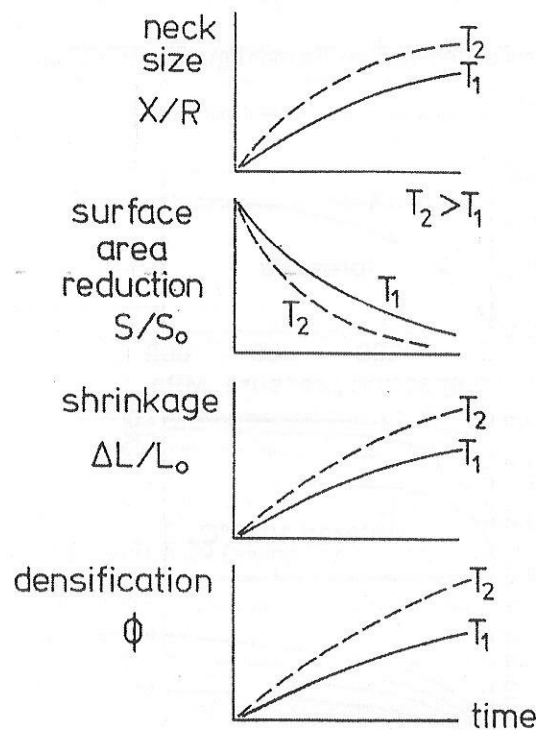
อัตราการเปลี่ยนแปลงของค่า $\frac{X}{D}$, $\frac{S}{S_0}$, $\frac{L}{L_0}$ และ ϕ ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิเผาประสาน ดังภาพ 7.64 โดย

พอจะสรุปความสัมพันธ์ได้ดังนี้คือ เมื่อใช้อุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้นจะทำให้อัตราการขยายตัวของคอคอ $\frac{X}{D}$ เพิ่มขึ้น, อัตราการลดลงของพื้นที่ผิวสัมพัทธ์ $\frac{S}{S_0}$ เพิ่มขึ้น, อัตราการเพิ่มขึ้นของปริมาณการหดตัวสัมพัทธ์ $\frac{L}{L_0}$

เพิ่มขึ้นและอัตราการเกิด Densification เพิ่มขึ้น จึงพอที่จะสรุปได้ว่ากระบวนการเผาประสานเป็นแบบ Thermal Activated Process



ภาพ 7.63 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นและเวลาการเผาประสานที่อุณหภูมิเผาประสานต่างกัน

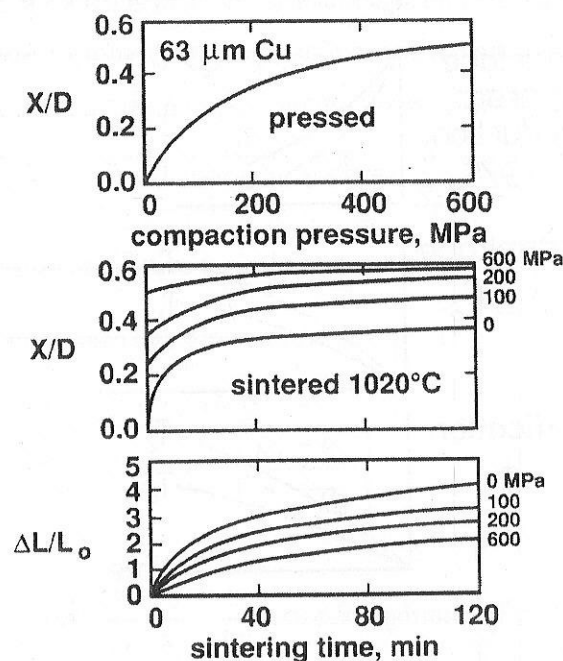


ภาพ 7.64 ความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\frac{X}{D}$, $\frac{S}{S_0}$, $\frac{L}{L_0}$, ϕ และเวลาการเผา
ประสานที่อุณหภูมิเผาประสานต่างกัน

สำหรับเวลาในการเผาประสาน จากภาพ 7.58 จะเห็นได้ว่าแม้เวลาการเผาประสานที่นานขึ้นจะช่วยทำให้ได้ความหนาแน่นมากขึ้น แต่ว่าก็ทำให้เกิด Grain Growth มากขึ้นด้วยเช่นกัน พฤติกรรมการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นและขนาดเกรนแตกต่างกัน โดยความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นด้วยอัตราที่ช้าลงแต่ขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นด้วยอัตราที่เพิ่มขึ้นเมื่อเวลาผ่านไป ดังนั้นในการออกแบบกระบวนการผลิต เวลาเผาประสานที่เหมาะสมเพื่อให้ได้ความแข็งแรงของผลิตภัณฑ์สูงสุดจะต้องเป็นจุดสมดุลระหว่างความหนาแน่นของชิ้นงานและขนาดเกรน ควรทำการทดลองเพื่อหาค่าดังกล่าวก่อนเริ่มผลิตชิ้นงานจำนวนมาก

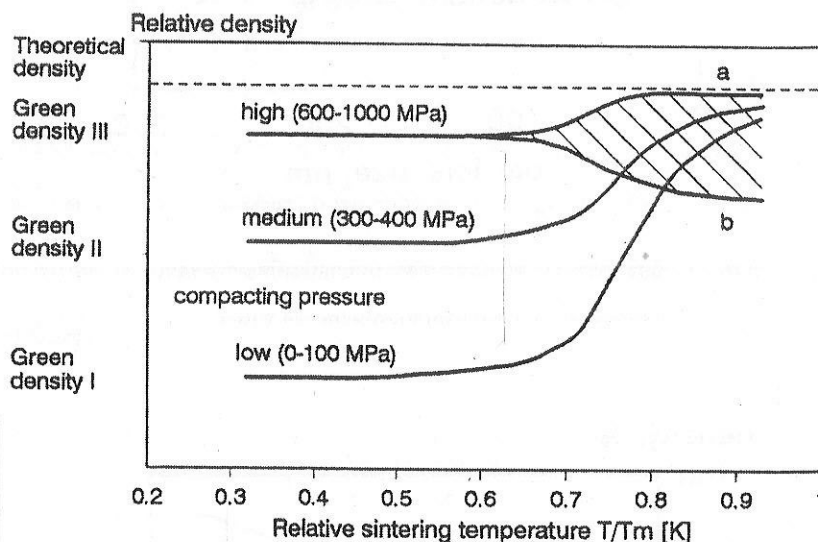
7.5.2 แรงดันในการอัดขึ้นรูป

อันที่จริงแล้วแรงดันในการอัด (Compaction Pressure) เป็นตัวแปรในกระบวนการอัดขึ้นรูป อย่างไรก็ตามแรงดันในการอัดขึ้นรูปมีผลต่อกระบวนการเผาประสานด้วยเช่นกันจึงได้นำมากล่าวถึงในหัวข้อนี้ เมื่อผงโลหะถูกอัดขึ้นรูป ผงโลหะแต่ละเม็ดจะเชื่อมติดกันด้วยแรงทางกลและเกิดการเสียรูปอย่างถาวร การเสียรูปอย่างถาวรทำให้พื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างผงโลหะมีมากขึ้น หรืออาจกล่าวได้ว่า $\frac{X}{D}$ มีค่ามากขึ้น ดังนั้นถ้าหากใช้แรงดันในการอัดขึ้นรูปมากก็จะทำให้ค่า $\frac{X}{D}$ มีค่ามากขึ้นด้วยเช่นกัน (ภาพ 7.65) และค่า $\frac{X}{D}$ นี้จะเป็นค่า $\frac{X}{D}$ เริ่มต้นในการเผาประสาน การที่ค่า $\frac{X}{D}$ เริ่มต้นนี้มีค่ามากมีแนวโน้มที่จะทำให้ได้ $\frac{X}{D}$ สูงกว่าด้วยเวลาการเผาประสานเท่ากัน และในหลายกรณีพบว่าค่า $\frac{X}{D}$ ที่ได้จากแรงดันในการอัดขึ้นรูปที่สูงกว่าทำให้ได้ค่า $\frac{X}{D}$ สุดท้ายสูงกว่าทุกช่วงเวลาการเผาประสาน นอกจากนี้แรงดันในการอัดขึ้นรูปที่สูงกว่ามีแนวโน้มทำให้เกิดการหดตัวน้อยลงด้วย



ภาพ 7.65 อิทธิพลของแรงดันในการอัดขึ้นรูปต่อพฤติกรรม
เผาประสานผงโลหะทองแดงขนาด 63 ไมครอน

จากที่ได้กล่าวมาคือข้อได้เปรียบของการใช้แรงดันในการอัดขึ้นรูปสูง แต่ข้อควรระวังคือแรงดันในการอัดขึ้นรูปที่สูงเกินไปอาจทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหักแบบ Localized crack หรือ End Capping ได้ (พบพบเนื้อหาได้ในบทที่ 6 การตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูป) รวมทั้งทำให้อายุการใช้งานของแม่พิมพ์สั้นลง ในบางกรณีเมื่อเผาประสานชิ้นงานที่อุณหภูมิสูง ชิ้นงานที่ใช้แรงดันในการอัดขึ้นรูปสูงอาจเกิดการพองตัว (Swelling) ตามแนวการอัดขึ้นรูป ทำให้ได้ความหนาแน่นต่ำลง สาเหตุของการพองตัวเนื่องจากเมื่อใช้แรงดันในการอัดขึ้นรูปสูงทำให้รูพรุนส่วนใหญ่กลายเป็น Closed pore เมื่อเผาประสานทำให้ก๊าซภายใน Closed pore ขยายตัวและดันให้ชิ้นงานพองตัว ภาพ 7.66 แสดงอิทธิพลของแรงดันในการอัดขึ้นรูปเมื่อเผาประสานที่อุณหภูมิต่างกัน

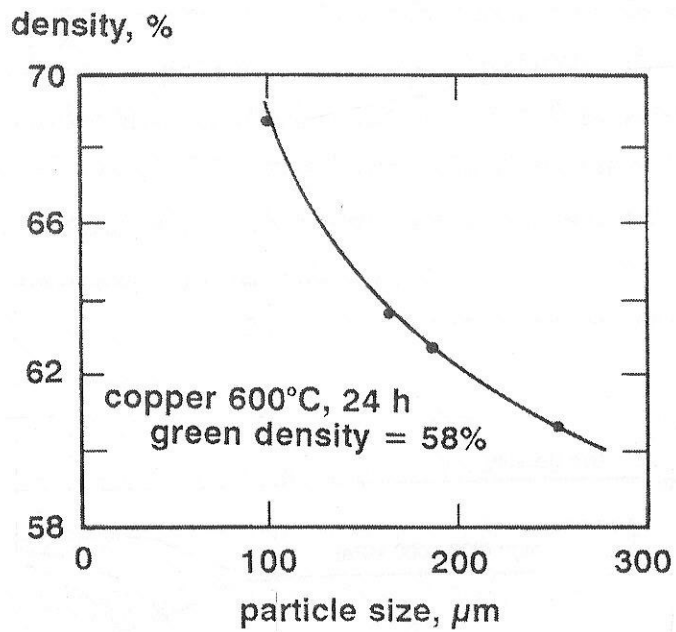


ภาพ 7.66 อิทธิพลของแรงดันในการอัดขึ้นรูปเมื่อเผาประสานที่อุณหภูมิต่างกัน

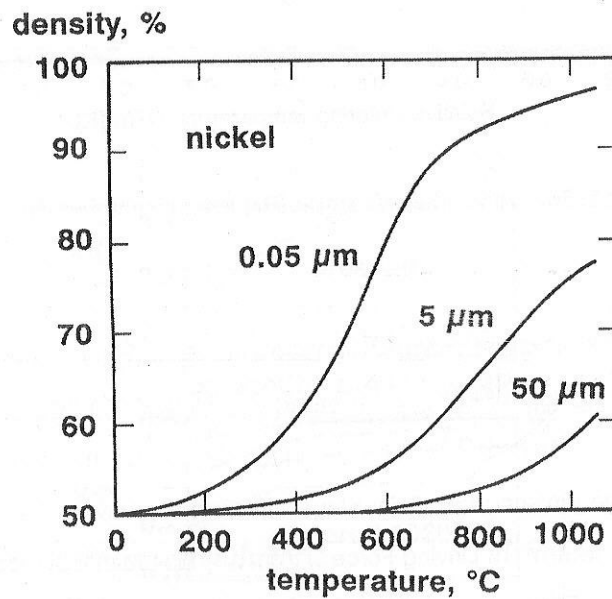
7.5.3 ขนาดผงโลหะ

ผงโลหะขนาดเล็กกว่าจะสามารถเผาประสานให้ได้ความหนาแน่นสูงได้เร็วกว่า เนื่องจากผงโลหะขนาดเล็กให้ Driving Force มากกว่าเนื่องจากมีรัศมีมีความโค้งน้อยและมีพื้นที่ผิวมากกว่า กลไกการถ่ายเทมวลสารจะเกิดได้ง่ายขึ้นด้วย Driving Force ที่มากกว่านี้ ในช่วง Initial Stage Sinter นั้น Driving Force คือ Curvature ส่วนในช่วง Intermediate Stage Sintering และ Final Stage Sintering นั้น Driving Force คือการลดลงของพื้นที่ผิว จะเห็นได้ว่าผงโลหะขนาดเล็กทำให้ Driving Force มากขึ้นในทุกช่วงของการเผาประสาน นอกจากนี้ในการถ่ายเทมวลสารแบบ Surface Diffusion ความเร็วของการถ่ายเทมวลสารแปรผันโดยตรงกับปริมาณพื้นที่ผิว ด้วยเหตุผลทั้งหมดนี้ทำให้ผงโลหะขนาดเล็กสามารถเผาประสานได้ความหนาแน่นที่ต้องการด้วยเวลาการเผาประสานที่สั้นกว่า ภาพ 7.67 และ 7.68 แสดงอิทธิพลของขนาดผงโลหะต่อพฤติกรรมของการเผาประสาน จะเห็นว่าถ้าผงโลหะมีขนาดเล็กจะสามารถได้ความหนาแน่นสูงแม้เผาประสานที่อุณหภูมิต่ำ

ข้อได้เปรียบอีกอย่างหนึ่งของการใช้ผงโลหะขนาดเล็กคือทำให้ได้รูพรุนขนาดเล็ก รูพรุนขนาดเล็กช่วยในการเกิด Grain Growth ช้าลง จนกว่าจะเกิดเงื่อนไข Break away ข้อเสียเปรียบผงโลหะขนาดเล็กส่วนใหญ่เกี่ยวข้องกับความสามารถในการไหลตัวและการผลิต (พบพบเนื้อหาได้ในบทที่ 2 และ 3)



ภาพ 7.67 อิทธิพลของขนาดผงโลหะต่อความหนาแน่นเมื่อเผาประสาน
ผงทองแดงที่ 600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 24 ชั่วโมง



ภาพ 7.68 อิทธิพลของขนาดผงโลหะต่ออุณหภูมิเผาประสานผงโลหะ Ni

ในการคำนวณเวลาในการเผาประสานสำหรับผงโลหะที่มีขนาดต่างกันสามารถทำได้โดย Scaling Law
ซึ่งสำหรับผงโลหะขนาดต่างกัน เวลาที่ใช้ในการเผาประสานทำให้ได้ขนาดของคอลลอยด์ ($\frac{X_1}{D_1} = \frac{X_2}{D_2}$) เท่ากัน
คำนวณได้จาก

$$\frac{t_2}{t_1} = \left(\frac{D_2}{D_1} \right)^m$$

เมื่อ	t_1	คือเวลาในการเผาประสานผงโลหะเส้นผ่านศูนย์กลาง D_1
	t_2	คือเวลาในการเผาประสานผงโลหะเส้นผ่านศูนย์กลาง D_2
	m	ขึ้นอยู่กับกลไกการถ่ายเทมวลสาร
	$m = 4$	สำหรับ Grain Boundary Diffusion
	$m = 3$	สำหรับ Volume Diffusion
	$m = 2$	สำหรับ Evaporation - Condensation
	$m = 1$	สำหรับ Plastic Flow

ตัวอย่างที่แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของขนาดอนุภาคต่อการเผาประสานคือการเผาประสานของน้ำแข็ง ซึ่งเกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำได้ ภาพ 7.69 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log t$ และ $\log D$ จะเห็นได้ว่าเวลาที่ทำให้ได้ $\frac{X}{D} = 0.1$ นั้นแปรเปลี่ยนตามขนาดอนุภาคน้ำแข็ง และความชันของกราฟเท่ากับ 4 ซึ่งในกรณีนี้ความชันของกราฟก็คือค่า m นั่นเอง

จาก

$$\frac{t_2}{t_1} = \left(\frac{D_2}{D_1} \right)^m$$

$$\ln \frac{t_2}{t_1} = m \ln \frac{D_2}{D_1}$$

และถ้านิยามให้ ψ เป็น Degree of Sintering ขึ้นอยู่กับเวลาและอุณหภูมิดังนี้

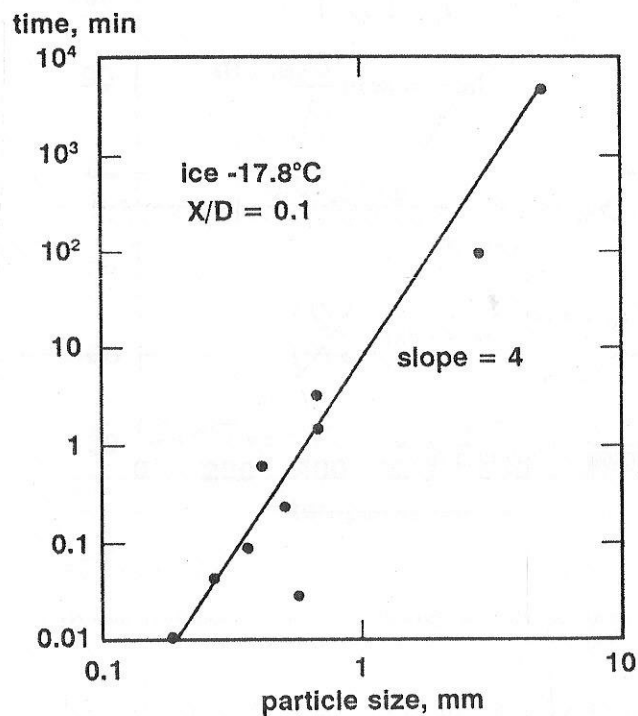
$$\psi = t \exp \left(\frac{-Q}{kT} \right)$$

สำหรับ t_1 และ t_2 ที่ Degree of Sintering เท่ากัน

$$\begin{aligned}\psi_2 &= \psi_1 \\ t_2 \exp\left(-\frac{Q}{kT_2}\right) &= t_1 \exp\left(-\frac{Q}{kT_1}\right) \\ \exp\left(-\frac{Q}{kT_2}\right) &= \frac{t_1}{t_2} \exp\left(-\frac{Q}{kT_1}\right) \\ \frac{Q}{kT_2} &= \frac{Q}{kT_1} - \ln \frac{t_1}{t_2} \\ \frac{1}{T_2} &= \frac{1}{T_1} - \frac{k}{Q} \ln \frac{t_1}{t_2}\end{aligned}$$

และจาก $\frac{t_2}{t_1} = \left(\frac{D_2}{D_1}\right)^m$ ดังนั้น

$$\begin{aligned}\frac{1}{T_2} &= \frac{1}{T_1} - \frac{km}{Q} \ln\left(\frac{D_2}{D_1}\right) \\ T_2 &= \frac{1}{\frac{1}{T_1} - \frac{km}{Q} \ln\left(\frac{D_2}{D_1}\right)}\end{aligned}$$



ภาพ 7.69 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\log t$ และ $\log D$ ของการเผาประสานน้ำแข็ง

ถ้าผงโลหะขนาด D_2 เล็กกว่า D_1 เพื่อที่จะให้ได้ Degree of Sintering เท่ากัน T_2 จะน้อยกว่า T_1 ด้วย

7.6 Blended Powder Sintering

ในหัวข้อที่ผ่านมาทั้งหมดกล่าวถึงการเผาประสานผงโลหะที่มีขนาดเท่ากัน แต่ในทางปฏิบัติผงโลหะจะมีการกระจายตัวกว้างหรือแคบขึ้นอยู่กับกรรมวิธีและคุณภาพของการผลิตผงโลหะ ผงโลหะที่มีขนาดแตกต่างกันสามารถช่วยเพิ่มความหนาแน่นในการจัดเรียงตัวของผงโลหะได้ อย่างไรก็ตามการจัดเรียงตัวของผงโลหะอย่างหนาแน่นอาจทำให้การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นในขั้นตอนเผาประสานเป็นไปได้ยากขึ้น

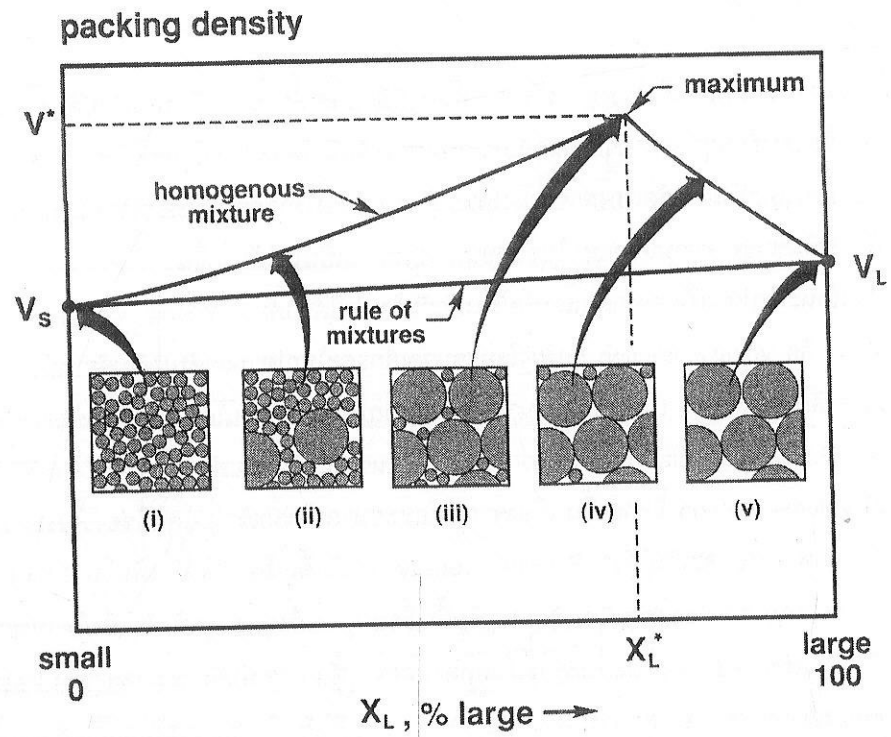
ถ้าสมมติให้ผงโลหะมีรูปร่างเป็นทรงกลมและจัดเรียงตัวกันโดยไม่ได้อาศัยแรงทางกล (ไม่เกิดการเสียรูปอย่างถาวร) V_s และ V_l คือ Volume fraction ของผงโลหะขนาดเล็กและใหญ่ตามลำดับ (สัญลักษณ์ s และ l หมายถึงผงโลหะขนาดเล็กและใหญ่) เมื่อผงโลหะขนาดเล็กและใหญ่จัดเรียงตัวกันโดยไม่อาศัยแรงทางกลจะมี Volume fraction ต่ำ (Packing Density ต่ำ) เนื่องจากมีช่องว่างระหว่างผงโลหะ แต่หากผสมผงโลหะที่มีขนาดแตกต่างกันจะทำให้ Volume fraction มีค่าสูงขึ้น เนื่องจากผงโลหะขนาดเล็กจะเข้าไปแทนที่ช่องว่างระหว่างผงโลหะขนาดใหญ่ จากภาพ 7.70 จะเห็นได้ว่า Packing Density จะเพิ่มขึ้นเมื่อ $\%X_l$ เพิ่มขึ้น ($\%X_l$ คือ เปอร์เซ็นต์ผงโลหะขนาดใหญ่) ค่า Packing Density จะเพิ่มขึ้นเรื่อย ๆ จนถึงจุดสูงสุดที่ X_l^* ซึ่งมีค่าประมาณ 70% ทางทฤษฎี (V^*) และค่า Packing Density จะเริ่มลดลงหลังจากนั้น การเพิ่มขึ้นและลดลงของ Packing Density จะเป็นไปอย่างเชิงเส้น ค่า X_l^* สามารถทำนายได้จากการสมมติให้ผงโลหะขนาดใหญ่เรียงตัวกันอย่างหนาแน่นที่สุดและผงโลหะขนาดเล็กเรียงตัวกันอย่างหนาแน่นที่สุดในช่องว่างระหว่างผงโลหะขนาดใหญ่ ดังนั้น

$$V^* = V_l + (1 - V_l)V_s$$

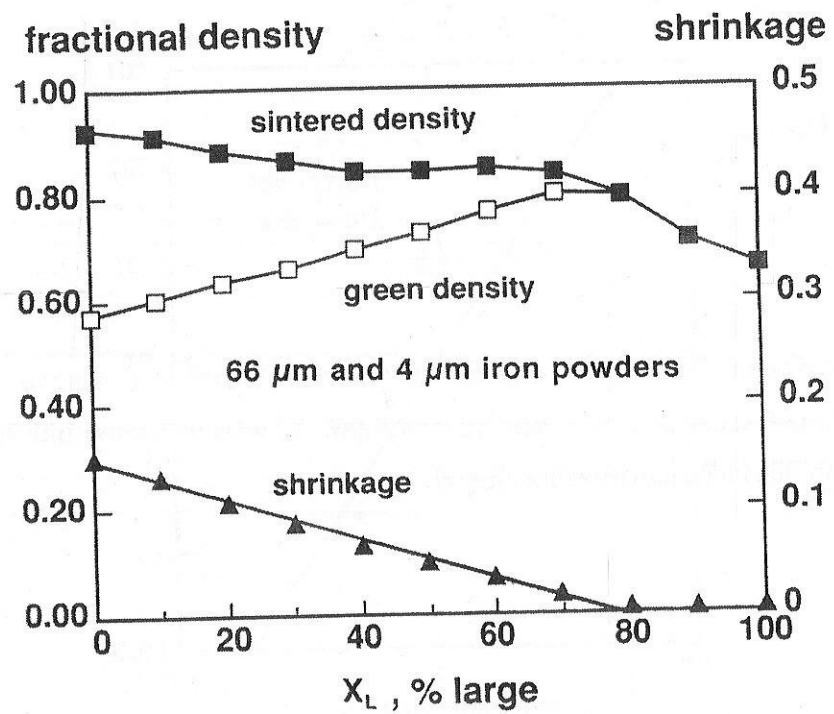
ดังนั้น X_l^* จึงเท่ากับ

$$X_l^* = \frac{V_l}{V^*}$$

อย่างไรก็ดีการที่ผงโลหะมีขนาดต่างกันก็จะมีส่วนทำให้การหดตัวเกิดได้ยากขึ้นด้วย จากภาพ 7.71 จะเห็นได้ว่าปริมาณการหดตัวจะลดลงตาม $\%X_l$ ที่เพิ่มขึ้นและต่ำที่สุดที่ X_l^* หลังจากนั้นจะแทบไม่มีปริมาณการหดตัว หรือในทางปฏิบัติถือว่าปริมาณการหดตัวเท่ากับศูนย์



ภาพ 7.70 Volume fraction หรือ Packing Density ของผงโลหะที่มี $\%X_L$ ต่างกัน



ภาพ 7.71 Green Density, Sintered Density และ Shrinkage ที่ขึ้นอยู่กั X_L^*

จากการที่ปริมาณการหดตัวในช่วง $X_l < X_l^*$ เป็นไปอย่างเชิงเส้นจึงทำให้สามารถประมาณปริมาณการหดตัวได้ดังนี้

จากสมการเส้นตรง เมื่อกำหนดให้ m คือความชันของเส้นตรงและ Y_0 คือจุดตัดแกน Y

$$Y = Y_0 - mX$$

ดังนั้นถ้าให้ Y คือปริมาณการหดตัวของชิ้นงาน

$Y_0 = Y_s$ และ Y_l คือปริมาณการหดตัวของผงโลหะขนาดเล็กและใหญ่ตามลำดับ

ความชันของสมการเส้นตรงคือ

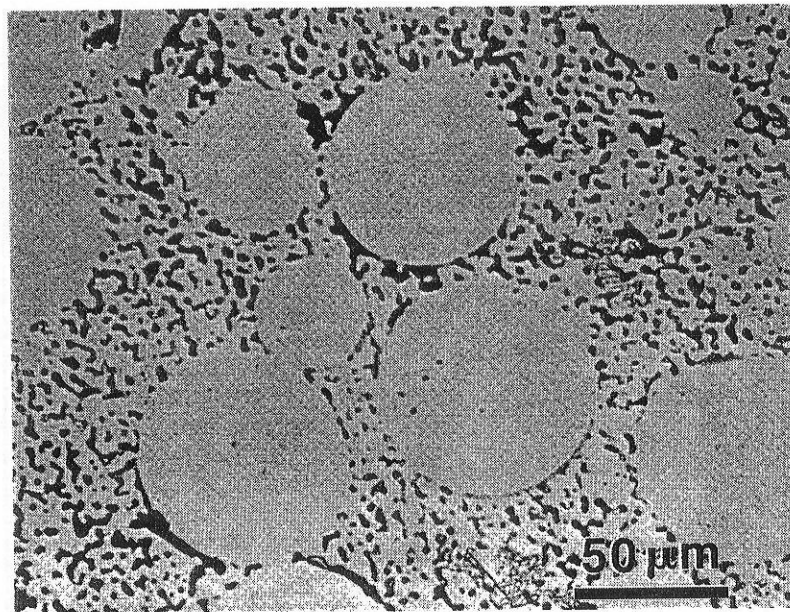
$$\frac{Y_s - Y_l}{X_l^*}$$

แทนลงในสมการเส้นตรงจะได้

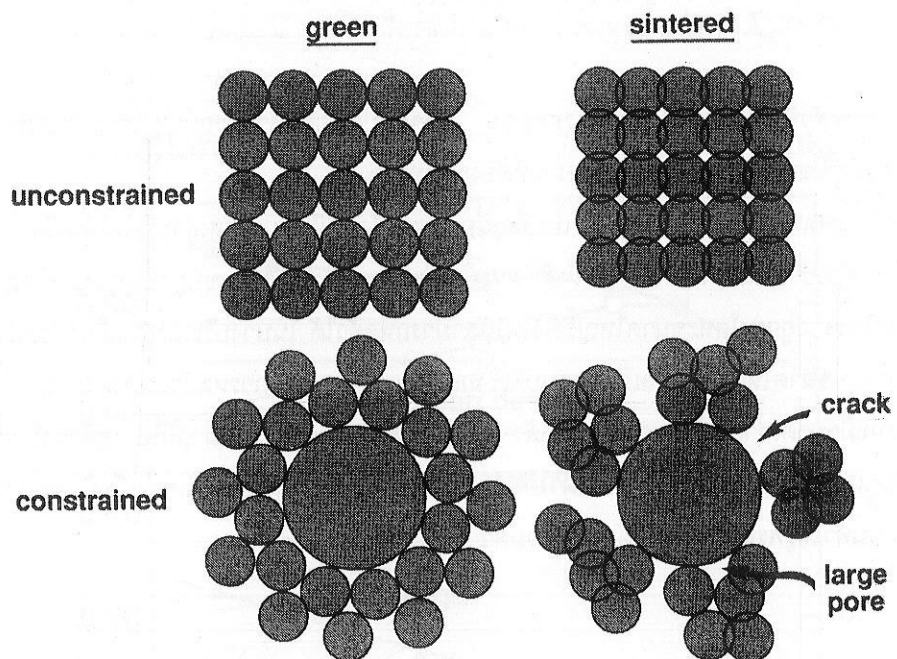
$$Y = Y_s - \frac{Y_s - Y_l}{X_l^*} X_l$$

ค่าปริมาณการหดตัวนี้สามารถหาได้จากการทดลอง ซึ่งจะมีประโยชน์สามารถนำไปใช้ออกแบบขนาดชิ้นงานอัดขึ้นรูปว่าควรให้มีขนาดใหญ่กว่ารูปร่างชิ้นงานที่ต้องการเท่าใด

การที่ปริมาณการหดตัวลดลงเมื่อ X_l^* เพิ่มขึ้นเนื่องจากผงโลหะที่มีขนาดใหญ่จะรั้งไม่ให้ผงโลหะที่มีขนาดเล็กหดตัวได้ ยกตัวอย่างเช่น ภาพ 7.72 จะเห็นได้ว่าผงโลหะขนาดเล็กที่อยู่ล้อมรอบผงโลหะขนาดใหญ่จะมีความหนาแน่นต่ำเนื่องจากถูกผงโลหะขนาดใหญ่รั้งไว้ไม่ให้อัดตัวได้ ในบางบริเวณอาจเกิดการรวมตัวของรูพรุนกลายเป็นรูพรุนขนาดใหญ่ซึ่งส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกล แบบจำลองของการหดตัวแสดงดังภาพ 7.73 จะเห็นได้ว่าถ้าผงโลหะมีขนาดเท่ากันเมื่อเผาประสานแล้วจะทำให้เกิดการหดตัวอย่างสม่ำเสมอ แต่ถ้าผงโลหะมีขนาดไม่เท่ากัน ผงโลหะขนาดเล็กจะไม่สามารถหดตัวได้อย่างเต็มที่ ทำให้เกิดรูพรุนขนาดใหญ่ หรือถ้าความเค้นจากการหดตัวมีมากจนทำให้รูพรุนขนาดใหญ่มารวมตัวกันกลายเป็นรอยแตก

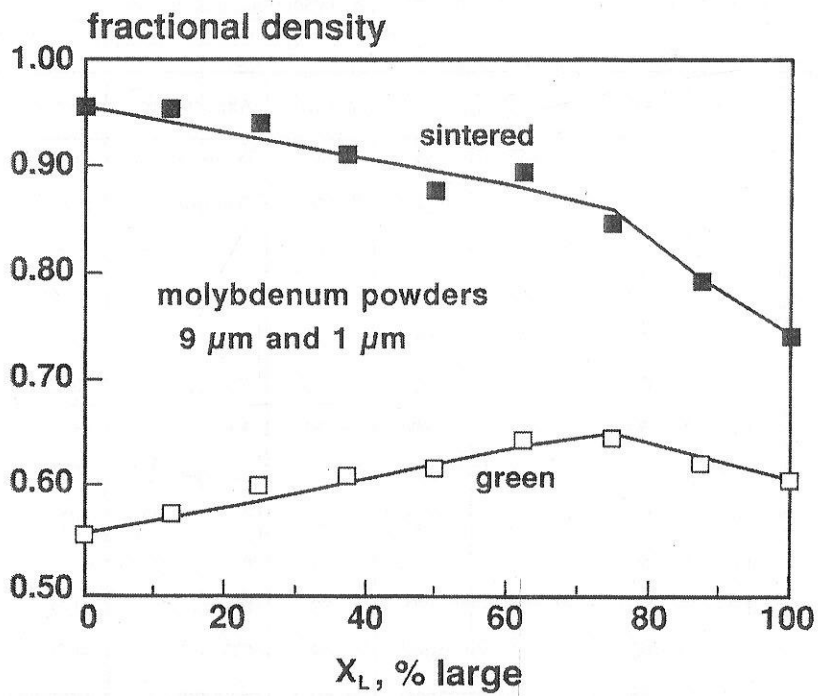


ภาพ 7.72 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการเผาประสานประกอบไปด้วยผงโลหะสองขนาดต่างกัน ในโครงสร้างจุลภาคปรากฏรูพรุนขนาดใหญ่และรอยแตก

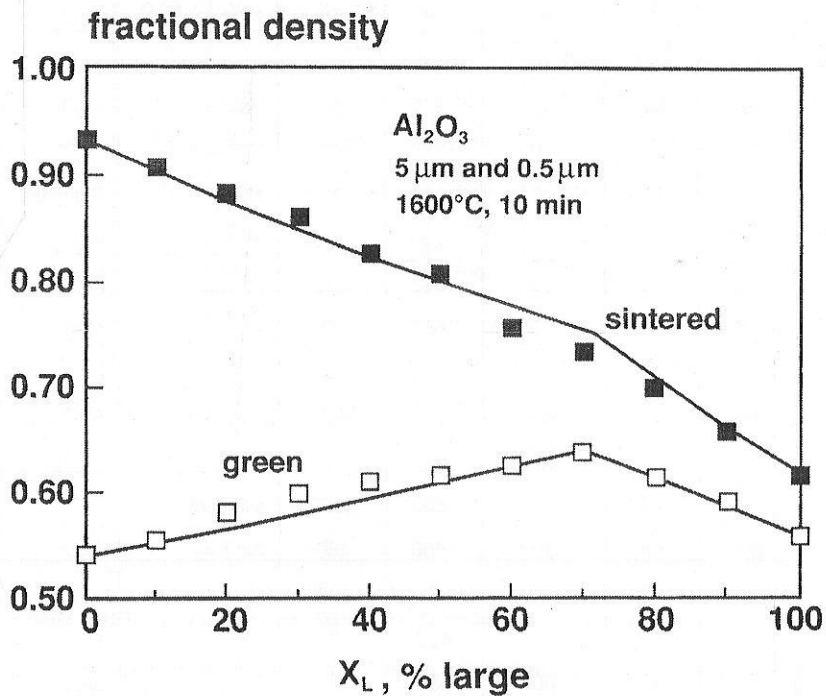


ภาพ 7.73 แบบจำลองการหดตัวของผงโลหะที่มีขนาดเท่ากันและผงโลหะที่มีขนาดต่างกัน

ตัวอย่างข้อมูล Green Density และ Sintered Density ในการเผาประสานผงโลหะที่มีขนาดไม่เท่ากัน แสดงดังภาพ 7.74 และ 7.75 จะเห็นได้ว่ามีพฤติกรรมเป็นไปตามที่อธิบายไว้ข้างต้นแล้วเช่นกัน



ภาพ 7.74 Green Density และ Sintered Density ที่ได้จากการเผาประสานผงโมลิบดีนัมขนาด 9 และ 1 ไมครอน



ภาพ 7.75 Green Density และ Sintered Density ที่จากการเผาประสานผงอะลูมินาขนาด 5 และ 0.5 ไมครอน ที่ 1600 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที

ตัวอย่างของตัวแปรในกระบวนการเผาประสาน แสดงไว้ดังตาราง 7.2

ตาราง 7.2 ตัวอย่างตัวแปรในกระบวนการเผาประสาน (Solid-state Sintering)

Materials	$D, \mu\text{m}$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{min}}$	$T, ^{\circ}\text{C}$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_s$
Ag	90	67	1400	900	60	Hydrogen	Stainless	70
AlN	1.5	58	15	1950	180	Nitrogen	BN	93
Al ₂ O ₃	0.4	40	5	1650	240	Air	Al ₂ O ₃	99
B	9	50	300	1950	240	Vacuum	Boron	50
B ₄ C	4	54	12	2250	60	Vacuum	TiC	86
Be	30	63	-	1180	300	Vacuum	Graphite	98
BeO	0.3	50	300	1500	120	Air	Al ₂ O ₃	93
CdS	<1.5	60	-	600	60	Nitrogen	Silica	98
CeO ₂	9	50	-	1500	180	Air	SiC	85
CePO ₄	0.3	50	-	1500	180	Air	-	99
Co	0.04	30	10	700	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	100
Cr ₂ O ₃	<1	63	5	1600	60	CO	Al ₂ O ₃	99
Cr ₂ O ₃	<1	58	-	1600	60	Vacuum	Zirconia	95
Cu	9	70	10	900	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	94
Cu	35	62	10	1045	120	Hydrogen	Al ₂ O ₃	96
Cu	70	78	50	850	60	Nitrogen	Al ₂ O ₃	90
Cu	70	93	50	850	60	Nitrogen	Al ₂ O ₃	75
Fe	0.04	30	10	800	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	100
Fe-1C	5	60	10	1200	60	Vacuum	Al ₂ O ₃	100
Fe-2Ni-0.5C	75	92	10	1260	120	Vacuum	Al ₂ O ₃	94
Fe-2Ni-0.8C	75	92	15	1150	30	N ₂ -H ₂	Stainless	92
Fe ₂ O ₃ -MnO-ZnO	0.15	65	3	1250	120	N ₂ -O ₂	Al ₂ O ₃	94
MgO	0.07	50	60	1300	360	Ar-H ₂ O	Al ₂ O ₃	98
MgO	0.2	50	1000	1650	20	Air	Magnesi a	97
Mo	1.5	40	1400	1400	480	Hydrogen	Al ₂ O ₃	92
Mo	2.2	52	2.5	1350	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	53
MoSi ₂	1	47	3	1600	6000	Vacuum	-	88
Mullite	0.7	58	10	1660	480	Air	Al ₂ O ₃	95
Mullite	<0.1	56	-	1600	120	Air	-	98
Ni	0.05	50	6	800	0	Vacuum	Al ₂ O ₃	98
Ni	4	35	60	650	60	N ₂ -H ₂	Steel	42
Ni ₃ Al	22	68	10	1350	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	95
Ni ₃ Al	14	52	10	1340	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	99
NiO	0.3	50	-	900	60	Oxygen	-	57
Pd	4	56	20	1400	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	95
Re	1.8	43	5	1400	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	62
Si	0.3	57	-	1350	120	Helium	Si ₃ N ₄	60

Materials	$D, \mu\text{m}$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^\circ\text{C}}{\text{min}}$	$T, ^\circ\text{C}$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_S$
Stainless	15	62	10	1325	120	Vacuum	Al_2O_3	97
Stainless	22	77	20	1300	240	Hydrogen	Al_2O_3	83
Stainless	<45	65	12	1250	45	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Stainless	70
Stainless	80	86	8	1300	60	Vacuum	Al_2O_3	89
Plain Carbon Steel	4	58	4	1200	60	Hydrogen	Al_2O_3	97
Fe-Ni-Mo-C	36	50	15	1400	60	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Al_2O_3	88
Ta	0.7	35	30	1480	30	Vacuum	Tantalum	37
Ta	4.1	60	15	1700	480	Vacuum	Al_2O_3	81
TaB_2	4	57	600	2100	30	Vacuum	Tantalum	94
TaC	0.04	45	10	1400	0	Hydrogen	Mo	95
Ti	30	55	10	1300	120	Vacuum	Al_2O_3	97
Ti	88	42	10	1150	60	Vacuum	Stainless	45
TiAl	10	58	3	1400	60	Vacuum	Al_2O_3	98
Ti-6Al-4V	<45	90	10	1300	240	Vacuum	Zirconia	99
TiO_2	0.4	74	55	1050	90	Air	Al_2O_3	100
TiO_2	0.01	72	-	1000	1080	Vacuum	-	96
UN	1	70	-	1700	120	Argon	Al_2O_3	95
UO_2	0.05	49	100	1450	300	Hydrogen	Al_2O_3	94
W	0.05	48	10	1335	900	Hydrogen	Tungsten	94
W	0.9	48	1700	1700	120	Hydrogen	Mo	93
WC	0.3	52	100	1500	120	Hydrogen	Graphite	78
Y_2O_3	0.4	48	50	1700	720	Vacuum	-	98
ZnO	0.1	65	10	900	60	Air	Al_2O_3	98
Zr	10	74	-	1250	240	Vacuum	Berylia	99
Zr	52	90	-	1290	360	Vacuum	-	99
ZrO_2	<0.1	50	-	1300	120	Air	-	98
$\text{ZrO}_2\text{-}3\text{Y}_2\text{O}_3$	0.3	60	3	1450	120	Air	-	100

7.7 Mixed Powder Sintering

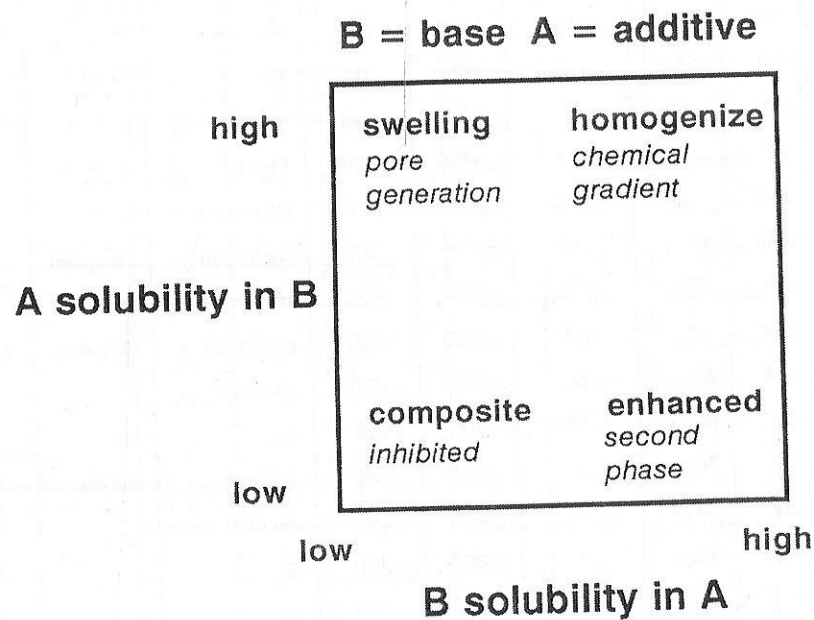
การเผาประสานทั้งหมดที่ได้กล่าวถึงตั้งแต่ต้นเป็นการเผาประสานผงโลหะชนิดเดียวกัน ซึ่งผงโลหะจะมี ส่วนผสมทางเคมีตามที่ต้องการอยู่แล้ว (Prealloyed powder) แต่ถ้าหากเป็นการเผาประสานผงโลหะต่างชนิด กัน (Mixed powder) จะต้องทำการเติมผงโลหะบริสุทธิ์ (Elemental powder) แต่ละชนิดด้วยปริมาณที่ทำให้ได้ ส่วนผสมทางเคมีที่ต้องการ ข้อดีของการใช้ Elemental powder คือการมี work hardening rate ต่ำ ทำให้ สามารถถอดขึ้นรูปได้ง่ายด้วยแรงดันต่ำกว่า Prealloyed powder ดังที่ได้กล่าวในบทที่ 5 ไปแล้ว

เมื่อมีการใช้ผงโลหะหลายชนิดผสมเข้าด้วยกัน พฤติกรรมของการเผาประสานจะขึ้นอยู่กับความสามารถใน การละลายของระหว่างผงโลหะแต่ละชนิด ผงโลหะที่มีปริมาณมากกว่าเรียกว่า Base powder และผงโลหะที่มี

ปริมาณน้อยกว่าเรียกว่า Additive powder ถ้าลองพิจารณาจากกรณีพื้นฐานที่สุดคือใช้ผงโลหะสองชนิด จะมีความเป็นไปได้ไปของพฤติกรรมเผาประสาน 4 รูปแบบด้วยกันคือ

- (1) Homogenization Sintering เกิดขึ้นเมื่อมี Intersolubility ระหว่างผงโลหะทั้งสองชนิด
- (2) Enhanced Sintering เมื่อ Base powder สามารถละลายได้ใน Additive powder แต่ Additive powder ไม่สามารถละลายได้ใน Base powder
- (3) Pore Formation Sintering เมื่อ Additive powder สามารถละลายได้ใน Base powder แต่ Base powder ไม่สามารถละลายได้ใน additive powder
- (4) Composite Sintering เมื่อผงทั้งสองชนิดไม่มี Intersolubility

ภาพ 7.76 แสดงแผนภาพอธิบายพฤติกรรมของการเผาประสานผงโลหะต่างชนิดกัน โดย B แทน Base powder และ A แทน Additive powder จะเห็นได้ว่าพฤติกรรมการเผาประสานจะเป็นประเภทใดขึ้นอยู่กับความสามารถในการละลายระหว่างผงทั้งสองชนิด



ภาพ 7.76 แผนภาพอธิบายพฤติกรรมของการเผาประสานผงโลหะต่างชนิดกัน
โดย B แทน Base powder และ A แทน Additive powder

สำหรับกรณี Homogenization ยกตัวอย่างเช่น การเผาประสานชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม ซึ่งใช้ผงเหล็กกล้าผสมกับผง Cr และ Ni ส่วนในกรณี Enhanced Sintering ยกตัวอย่างได้แก่ การเผาประสานผง W ที่เติมผง Ni ซึ่ง Ni ไม่สามารถละลายได้ใน W แต่ W สามารถละลายได้ใน Ni ทำให้การถ่ายเทมวลสารของ W เกิดได้เร็วขึ้น ในกรณีของ Pore Formation ยกตัวอย่างเช่น การเผาประสาน Ti-Al, Al-Zn และ Fe-Ti ซึ่งจะเกิดเฟสที่มี molar volume น้อยกว่า molar volume ของสารตั้งต้นทำให้เกิดการขยายตัวและมักจะได้ชิ้นงานที่มีรูพรุนมาก ส่วนในกรณีสุดท้าย ได้แก่ การเผาประสานวัสดุเชิงประกอบซึ่งมี matrix เป็นโลหะ และมี

reinforcement เป็นวัสดุเซรามิก ซึ่งมีความสามารถในการละลายระหว่างกันน้อยมาก ยกตัวอย่างเช่น $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$, Ti-6Al-4V-W เป็นต้น

7.7.1 Homogenization Sintering

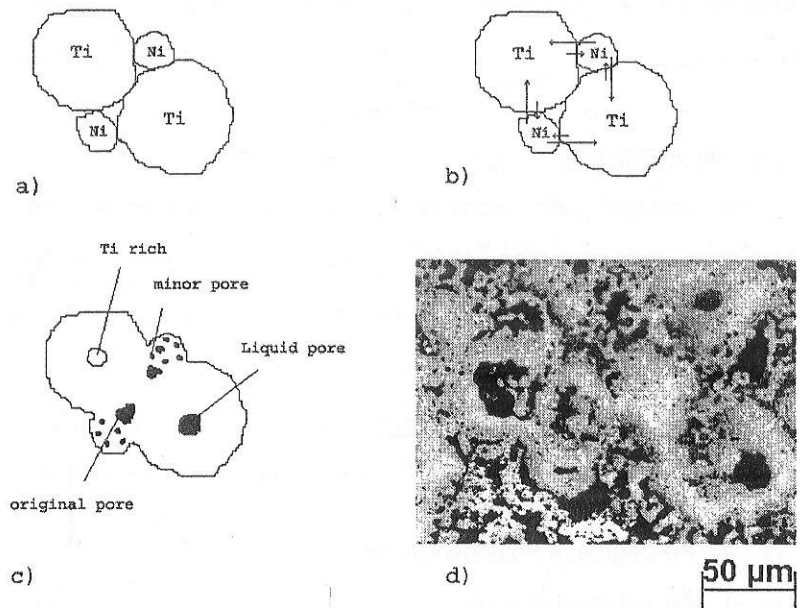
เกิดขึ้นเมื่อ Base powder และ Additive powder มีความสามารถในการละลายระหว่างกัน (Intersolubility) สูง กลไกของ Homogenization คือการแพร่ โดยมี Driving force คือ Chemical Composition Gradient ทำให้นิยามให้ Degree of Homogenization คำนวณได้จาก

$$H \approx \frac{D_v t}{\lambda^2}$$

เมื่อ	H	คือ Degree of Homogenization
	D_v	คือ Volume Diffusivity
	t	คือเวลาในการเผาประสาน
	λ	คือระยะทางในการแพร่

จะสังเกตว่า Degree of Homogenization ขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เนื่องจาก Homogenization อาศัยการแพร่ ดังนั้น Degree of Homogenization จึงขึ้นอยู่กับเวลา, อุณหภูมิและระยะทาง กล่าวคือ เวลาเผาประสานที่นานกว่าจะทำให้ได้ Degree of Homogenization สูงกว่าเนื่องจากมีเวลาให้กับการแพร่มากกว่านั่นเอง และที่อุณหภูมิสูงการแพร่เกิดได้เร็วขึ้นจึงทำให้ได้ Degree of Homogenization สูงขึ้นด้วยเช่นกัน สำหรับระยะทางในการแพร่ในที่นี้ขึ้นอยู่กับขนาดผงโลหะ ขนาดผงโลหะที่ละเอียดกว่าจะทำให้ระยะทางในการแพร่ที่จำเป็นสั้นลงและทำให้ Degree of Homogenization สูงกว่าที่เวลาและอุณหภูมิเผาประสานเท่ากัน

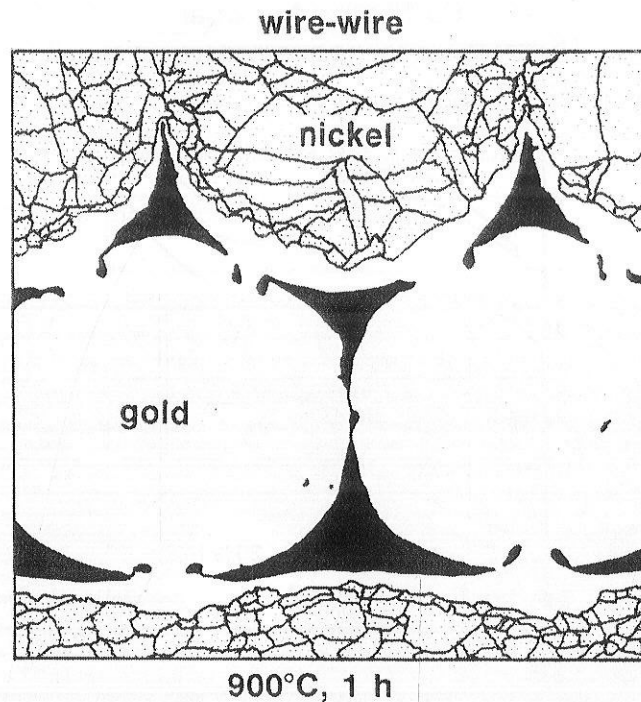
โลหะแต่ละชนิดมี Diffusivity ไม่เท่ากัน โลหะที่มีจุดหลอมตัวต่ำกว่ามักจะมีค่า Diffusivity สูงกว่า การที่ผงโลหะแต่ละชนิดมี Diffusivity ไม่เท่ากันจะทำให้เกิดความไม่สมดุลในการถ่ายเทมวลสารระหว่างการแพร่ กล่าวคือ โลหะที่มี Diffusivity สูงกว่าจะถ่ายเทมวลสารไปยังโลหะที่มี Diffusivity ต่ำได้มากกว่าในทางกลับกัน ทำให้โดยรวมแล้วมวลสารจะเคลื่อนย้ายไปยังบริเวณที่มี Diffusivity ต่ำ ปรากฏการณ์นี้คือ "Kirkendall Effect" นั่นเอง ภาพ 7.77 แสดงตัวอย่างของการเกิด Kirkendall Effect ในกระบวนการ Homogenization ของการเผาประสานผงโลหะ Ni และ Ti ซึ่งในที่นี้ Ni มี Diffusivity สูงกว่า Ti เมื่อเผาประสานแล้วจึงมีการถ่ายเทมวลสารจาก Ni ไปหา Ti มากกว่าจาก Ti มาหา Ni ผลรวมจึงทำให้เกิดรูพรุนบริเวณที่เป็นผงโลหะ Ni ดังภาพ 7.77c) ขนาดของลูกศรในภาพ 7.77b) แสดงถึงอัตราการถ่ายเทมวลสารที่แตกต่างกัน ภาพ 7.77d) แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน NiTi ปรากฏรูพรุนขนาดเล็กจำนวนมากบริเวณที่เคยเป็นผงโลหะ Ni รูพรุนที่เกิดจาก Kirkendall Effect มีชื่อเรียกเฉพาะว่า Kirkendall Voidage ซึ่งรูพรุนเหล่านี้มีส่วนช่วยยับยั้งการขยายตัวของเกรนด้วยเช่นกัน



ภาพ 7.77 แบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของการเผาประสานผงโลหะ Ni และ Ti

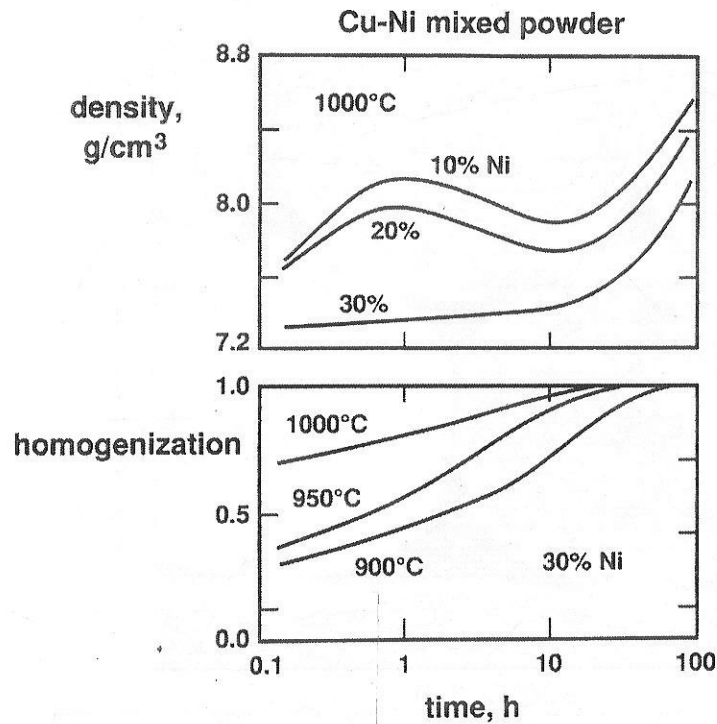
- a) ก่อนการเผาประสาน
- b) ทิศทางและอัตราการถ่ายเทมวลสาร
- c) ลักษณะของรูพรุนที่เกิดขึ้น
- d) ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคจากชิ้นงานจริง

อีกตัวอย่างหนึ่งที่แสดงให้เห็น Kirkendall Effect อย่างชัดเจนคือการเผาประสาน Ni และ Au เนื่องจาก Au มี Diffusivity สูงกว่า Ni มาก เมื่อเผาประสานไปแล้วจึงทำให้เกิดความไม่สมดุลของการถ่ายเทมวลสารมากจนทำให้เกิดคอคอดขึ้นที่จุดสัมผัสระหว่างผงโลหะ นี่เป็นตัวอย่างของการที่ Chemical Concentration Gradient มี Driving force สูงกว่า Surface free energy ซึ่งโดยปกติแล้วการเผาประสานจะมี Driving force คือการลดลงของพื้นที่ผิวและความโค้ง แต่ในกรณีนี้ Chemical Concentration Gradient มีอิทธิพลมากกว่ามาก จึงทำให้เกิดคอคอดแทน อนึ่งในการเผาประสาน Mixed powder มักจะเกิดปรากฏการณ์อย่างนี้ขึ้นบ่อยครั้ง เนื่องจาก Driving force จากพลังงานพื้นที่ผิวมีค่าน้อยกว่า Enthalpy และ Entropy of Mixing มาก

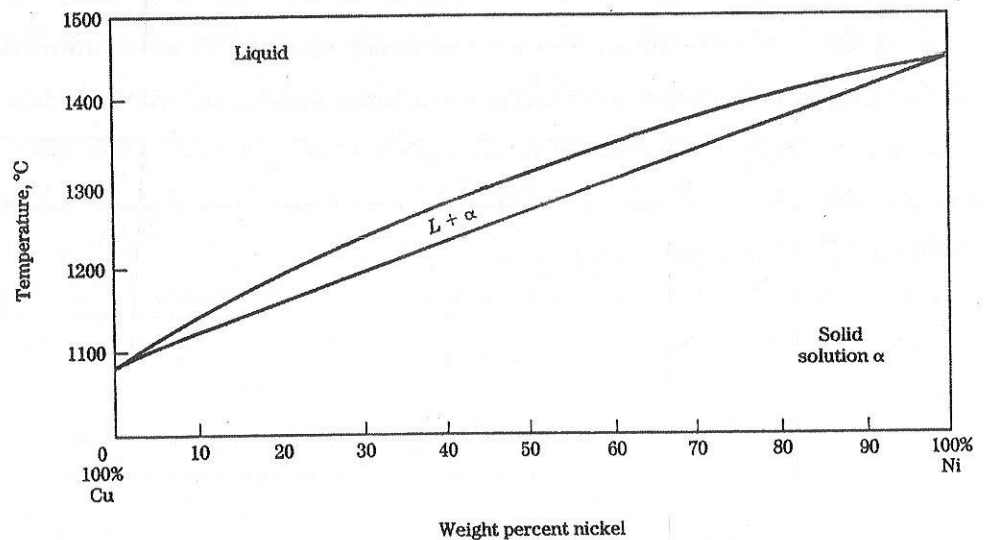


ภาพ 7.78 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน Ni-Au แสดงให้เห็นคอคอดที่เกิดขึ้น
เนื่องจาก Kirkendall Effect

Homogenization rate และ Densification rate ไม่จำเป็นจะต้องสัมพันธ์กันเสมอไป ผงโลหะบางระบบเกิด Homogenization ได้เร็วกว่า Densification ดังนั้นจึงมีโอกาที่จะได้โครงสร้างที่มีส่วนผสมทางเคมีสม่ำเสมอแล้วแต่ยังคงมีขนาดของคอคอดหรือความหนาแน่นของชิ้นงานต่ำอยู่ ภาพ 7.79 แสดงการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นและ Degree of Homogenization เมื่อเวลาการเผาประสานเพิ่มขึ้น ในการเผาประสานผง Ni และ Cu ที่ส่วนผสมและอุณหภูมิต่าง ๆ จะเห็นว่าชิ้นงานมี Degree of Homogenization สูงได้โดยที่ชิ้นงานอาจยังมีความหนาแน่นต่ำ นอกจากนี้ปริมาณ Ni ที่เพิ่มขึ้นทำให้ Densification rate ต่ำลงด้วย เนื่องจากปริมาณ Ni ที่เพิ่มขึ้นทำให้โลหะผสมมีจุดหลอมตัวสูงกว่า



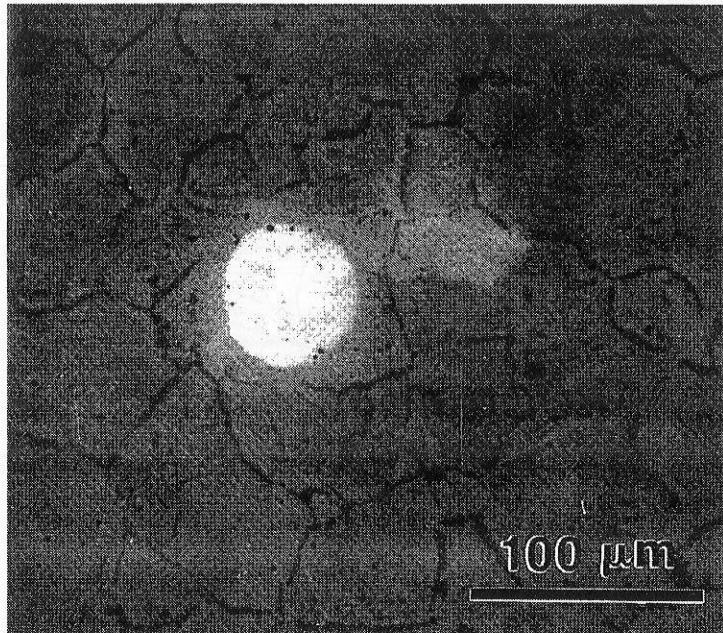
ภาพ 7.79 การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นและ Degree of Homogenization เมื่อเวลาการเผาประสานเพิ่มขึ้น ในการเผาประสานผง Ni และ Cu ที่ส่วนผสมและอุณหภูมิต่าง ๆ



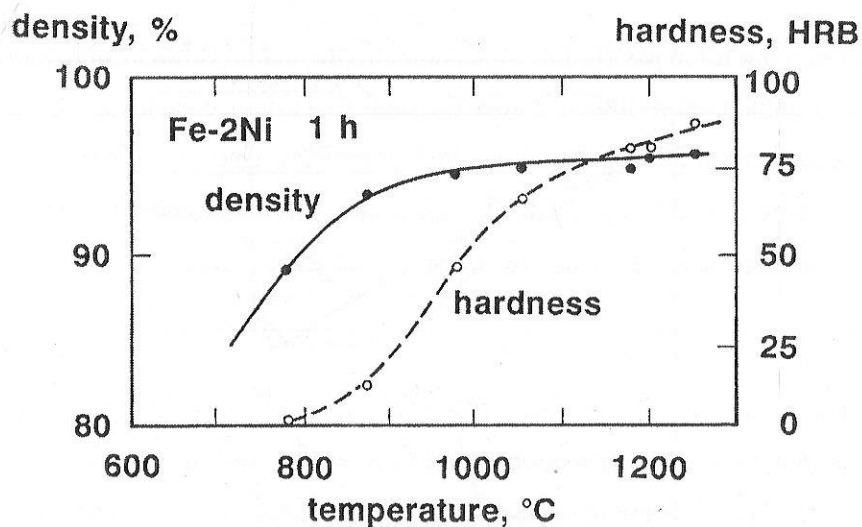
ภาพ 7.80 แผนภูมิสมดุลระหว่าง Ni และ Cu สังเกตได้ว่าจุดหลอมตัวจะสูงขึ้นเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้นทำให้ Densification rate ต่ำลง

ในทางตรงกันข้ามผงโลหะบางระบบ เช่น Fe และ Ni มี Densification rate สูงกว่า Homogenization rate ดังนั้นจึงมีโอกาสที่จะได้โครงสร้างจุลภาคที่มีความหนาแน่นสูงสุดแต่ยังคงมีส่วนผสมทางเคมีที่ไม่สม่ำเสมอได้ ภาพ 7.81 แสดง Backscattered Electron Image ของชิ้นงาน Fe-Ni จะเห็นได้ว่าถึงแม้โครงสร้างจะไม่

ปรากฏว่าพูนแล้วก็ตามแต่ผงโลหะ Ni ยังคงไม่สามารถแพร่ลงไป Fe ได้อย่างสมบูรณ์ ซึ่งในทางปฏิบัติทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงต่ำกว่าที่ต้องการ จึงอาจต้องเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการเผาประสานขึ้น เพื่อเพิ่มความแข็งแรงให้กับชิ้นงาน ภาพ 7.82 แสดงการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นและความแข็งแรงตามอุณหภูมิเผาประสานที่เพิ่มขึ้นในการเผาประสานชิ้นงาน Fe-2Ni จะเห็นได้ว่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นภายหลังความหนาแน่น จึงหมายความว่า Densification rate ต่ำกว่า Homogenization rate

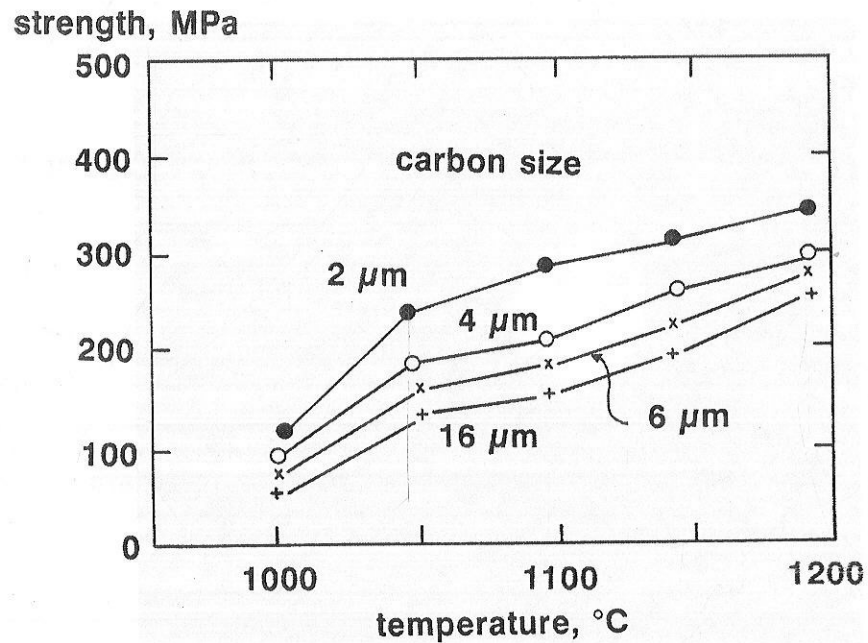


ภาพ 7.81 Backscattered Electron Image ของชิ้นงาน Fe-Ni



ภาพ 7.82 การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นและความแข็งแรงตามอุณหภูมิเผาประสานที่เพิ่มขึ้น ในการเผาประสานชิ้นงาน Fe-2Ni

ดังที่ได้กล่าวไว้ในตอนต้นว่าการใช้ผงโลหะขนาดเล็กช่วยลดเวลาในการ Homogenization ได้ ตัวอย่างของการใช้ผงขนาดต่างกันแสดงดังภาพ 7.83 ซึ่งเป็นการเผาประสาน Fe-C จะเห็นได้ว่าขนาดผง C ที่เล็กลงทำให้ได้ความแข็งแรงมากขึ้นที่อุณหภูมิเผาประสานเท่ากัน การที่ความแข็งแรงมากขึ้นหมายถึงปริมาณของคาร์บอนที่แพร่ลงในเนื้อเหล็กมากขึ้นด้วยเช่นกัน



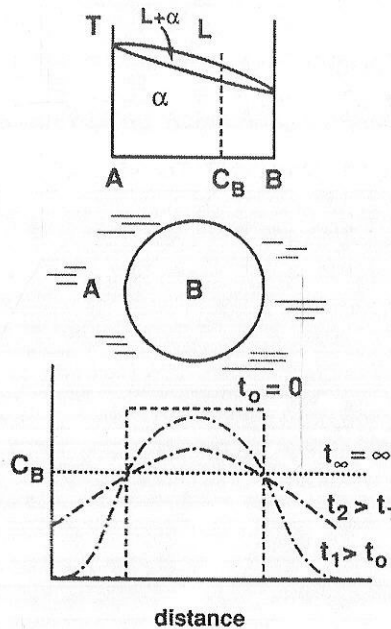
ภาพ 7.83 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงของเหล็กกล้าและอุณหภูมิเผาประสานของชิ้นงานที่ใช้ผง C ขนาดต่างกัน

ในตอนแรกก่อนการเผาประสานส่วนผสมทางเคมีในแต่ละบริเวณจะแตกต่างกันมาก เมื่อเริ่มเผาประสานไปจะทำให้เกิดการแพร่และส่วนผสมทางเคมีเริ่มใกล้เคียงกัน โดยมี Chemical Concentration Gradient เป็น Driving force ส่วนผสมทางเคมีจะปรับเข้าหากันมากขึ้นด้วยอัตราที่ช้าลงเรื่อย ๆ เนื่องจาก Chemical Concentration Gradient ลดลงเรื่อย ๆ และเท่ากันทุกบริเวณที่เวลาเผาประสานอันันต์ ภาพ 7.84 แสดงภาพวาดแสดง Concentration profile ของ Additive powder (A) และ Base powder (B)

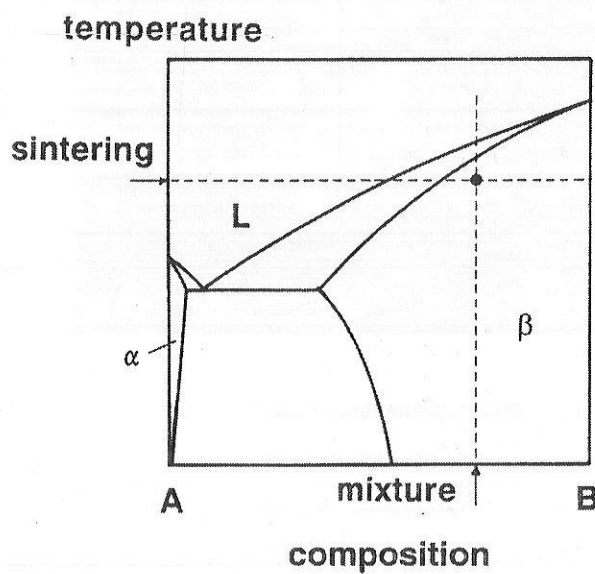
7.7.2 Pore Formation Sintering

ผงโลหะบางระบบ Additive powder มีความสามารถในการละลายใน Base powder พอสมควร แต่ Base powder สามารถละลายได้ใน Additive powder อย่างจำกัด โดยเมื่อเกินความสามารถในการละลายแล้ว อาจเกิดเป็นสารประกอบ ดังนั้นเมื่อกระบวนการ Homogenization เกิดขึ้นจะทำให้ Additive powder แพร่เข้าสู่ Base powder ทำให้บริเวณที่เคยเป็น Additive powder เปลี่ยนเป็นรูพรุน ทำให้ลักษณะเฉพาะของ Pore Formation Sintering คือมีโครงสร้างที่ค่อนข้างพรุน ในบางกรณีอาจเกิดปฏิกิริยาได้สารประกอบที่มีส่วนผสมระหว่างผงโลหะทั้งสองชนิด สารประกอบที่เกิดขึ้นอาจมีความหนาแน่นต่ำหรือสูงกว่าสารตั้งต้น ในกรณีที่สารประกอบนั้นมีความหนาแน่นสูงกว่าสารตั้งต้นจะทำให้เกิดการหดตัวขึ้นมากกว่าการเผาประสานปกติ ส่วน

ในกรณีที่สารประกอบนั้นมีความหนาแน่นต่ำกว่าสารตั้งต้นก็เป็นหนึ่งในหลายสาเหตุที่ทำให้ชิ้นงานเกิดการพองตัว (Swelling) ได้ ภายหลังจากการเกิดปฏิกิริยาแล้วจะกระบวนการ Homogenization จะเกิดขึ้นตามมา กล่าวคือส่วนผสมทางเคมีภายในชิ้นงานจะเริ่มสม่ำเสมอมากขึ้นตามเวลาและอุณหภูมิการเผาประสานที่เพิ่มขึ้น เช่นเดียวกับ Homogenization Sintering ลักษณะแผนภูมิสมดุลทำให้เกิด Pore Formation Sintering แสดงดังภาพ 7.85



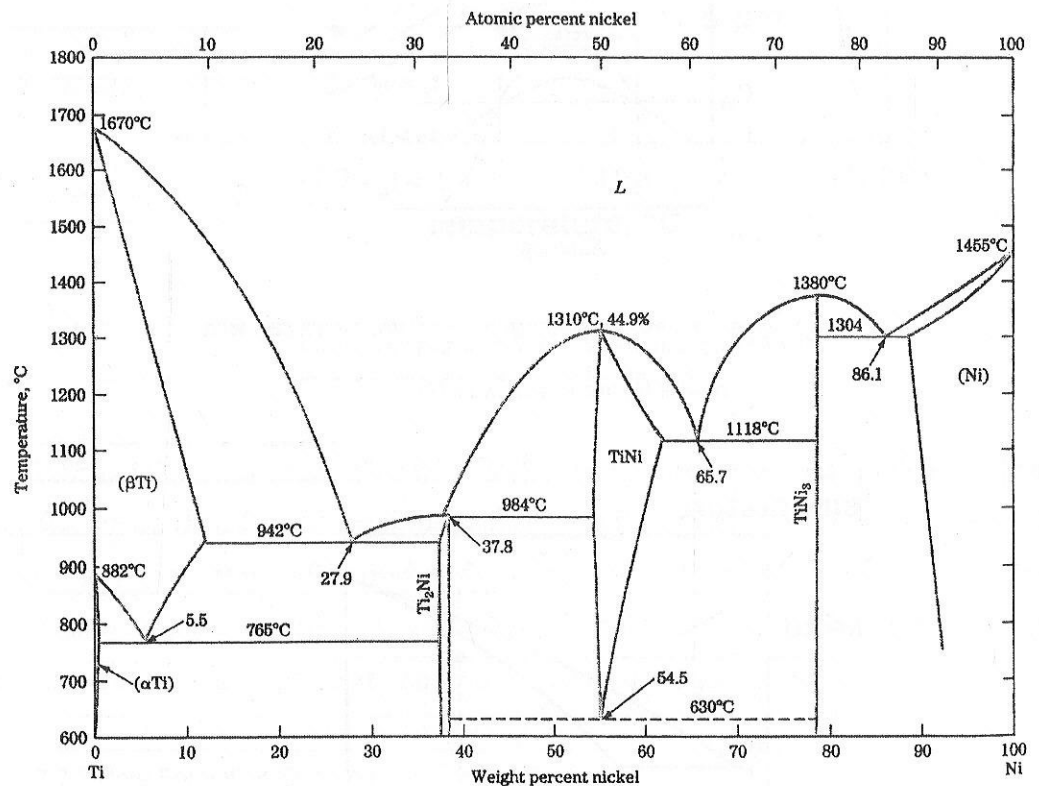
ภาพ 7.84 Concentration profile ที่เวลาต่าง ๆ ของ Additive powder (A) และ Base powder (B)



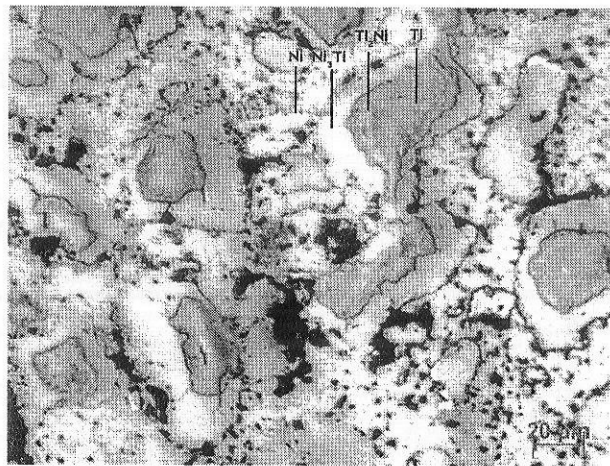
ภาพ 7.85 ลักษณะแผนภูมิสมดุลที่ทำให้เกิด Pore Formation Sintering

การเผาประสานที่ทำให้เกิดปฏิกิริยามีชื่อเรียกเฉพาะว่า "Reactive Sintering" ยกตัวอย่างเช่น ในการเผาประสานผง Ni และ Ti เพื่อให้ได้เฟส NiTi โดยผสมผงโลหะทั้งสองชนิดให้มีส่วนผสมตามที่ต้องการ เมื่อเริ่มเผาประสาน Ni จะแพร่ไปหา Ti และ Ti จะแพร่ไปหา Ni ทำให้เกิดขึ้นของสารประกอบเรียงตามลำดับในแผนภูมิสมดุล (ภาพ 7.86) โดยเรียงจาก Solid solution ของ Ni, Ni₃Ti, NiTi, Ti₂Ni, βTi ภาพ 7.87 แสดงตัวอย่างการเรียงตัวของเฟสต่าง ๆ ในชิ้นงาน Ni-Ti จะเห็นได้ว่าจะยังไม่ปรากฏเฟส NiTi ซึ่งเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาประสานจะทำให้ Homogenization เกิดมากขึ้น จากภาพ 7.88 เป็นผลการวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค XRD (X-ray Diffractometer) จะเห็นว่า NiTi เกิดมากขึ้นเรื่อย ๆ ในขณะที่ Ni, Ni₃Ti, Ti₂Ni และ βTi ค่อย ๆ หายไป

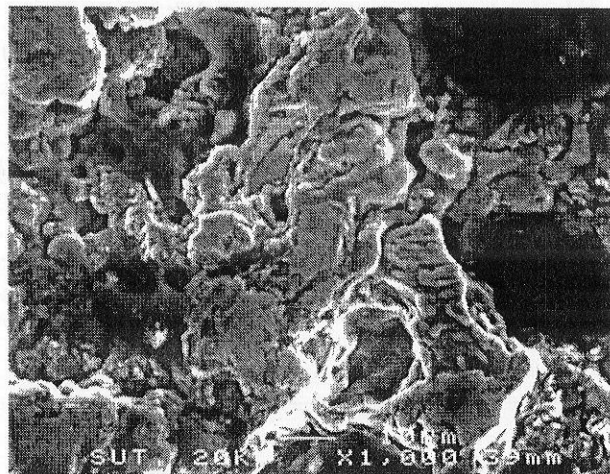
หลักฐานของการมีเฟส NiTi มากขึ้นคือการดูดกลืนและคายความร้อนเมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิเนื่องจากเฟส NiTi เป็นเฟสเดียวที่มีการเปลี่ยนเฟสแบบ Martensitic Transformation ดังนั้นพลังงานแฝงในการเปลี่ยนเฟสที่เพิ่มขึ้นหมายถึงการมีเฟส NiTi มากขึ้นด้วยเช่นกัน ภาพ 7.89 แสดงผลการวิเคราะห์อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม 50.0 atom% Ni-Ti ที่ผ่านเผาประสานที่ 900 °C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง



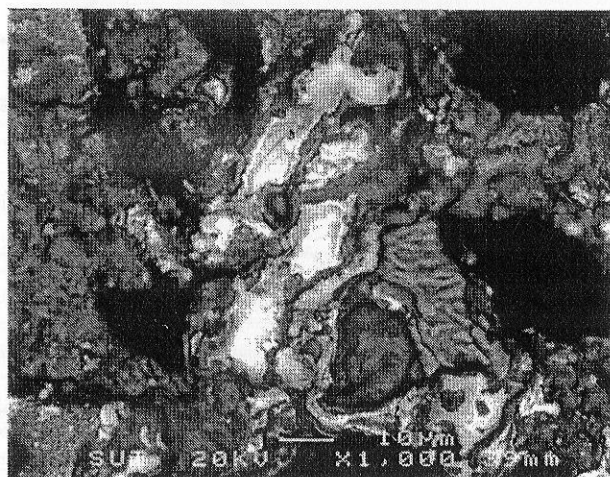
ภาพ 7.86 แผนภูมิสมดุลของ Ni และ Ti



(a)



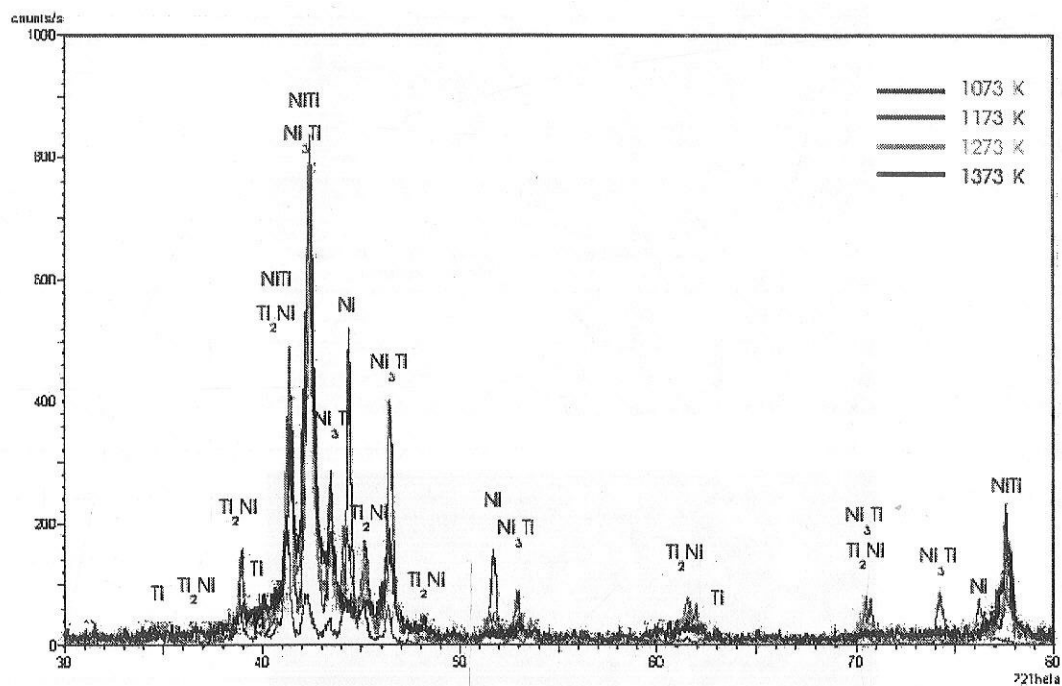
(b)



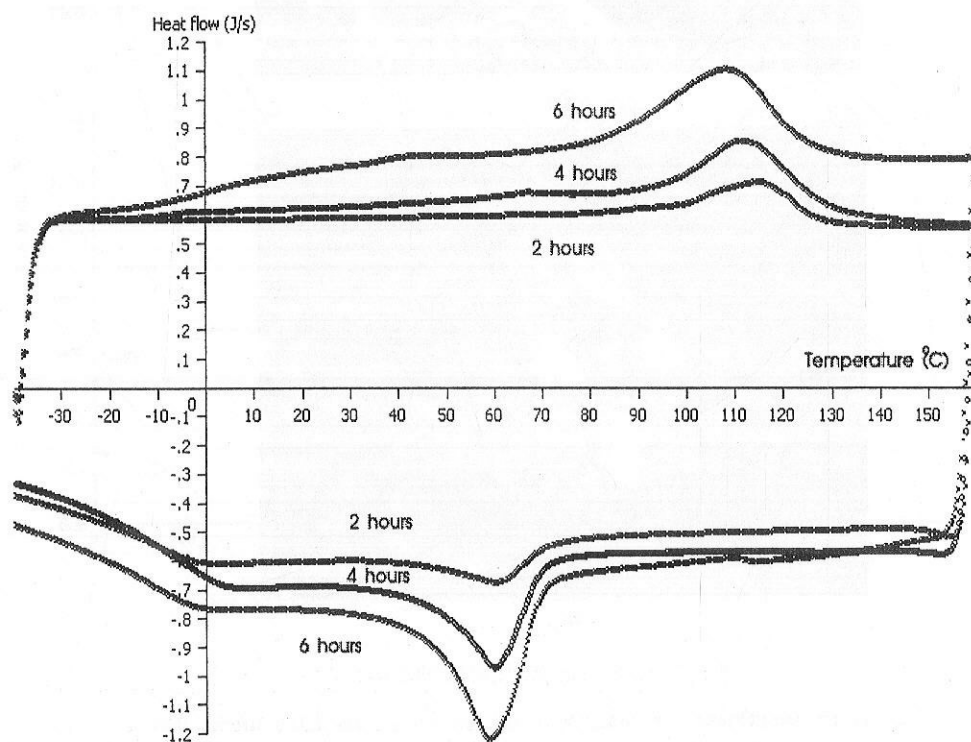
(c)

ภาพ 7.87 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน Ti-50 at%Ni ที่ผ่านการเผาประสานครึ่ง 800 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง ในภาพประกอบไปด้วย Ni, Ni₃Ti, Ti₂Ni และ βTi

- a) Optical Microscopy
- b) SEM – Secondary Electron Image
- c) SEM – Backscattered Electron Image



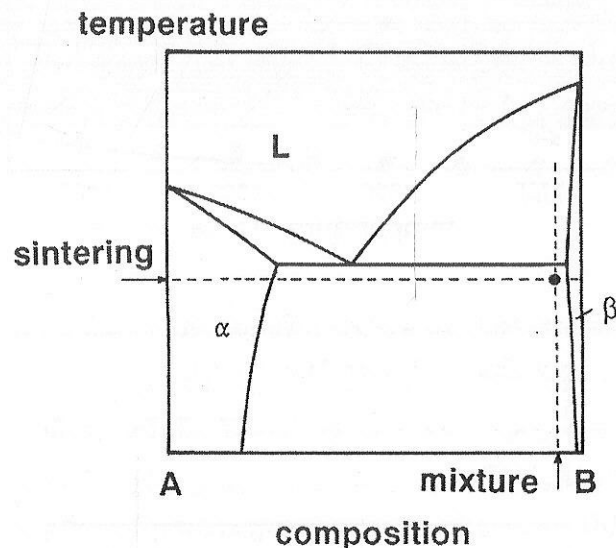
ภาพ 7.88 ผลการวิเคราะห์เฟสด้วยเทคนิค XRD ของชิ้นงาน Ni-Ti ที่ผ่านการเผาประสานเป็นเวลา 4 ชั่วโมงที่อุณหภูมิต่าง ๆ



ภาพ 7.89 ผลการวิเคราะห์อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะผสม 50.0 atom% Ni-Ti ที่ผ่านเผาประสานที่ 900 °C เป็นเวลา 2, 4 และ 6 ชั่วโมง

7.7.3 Enhanced Sintering

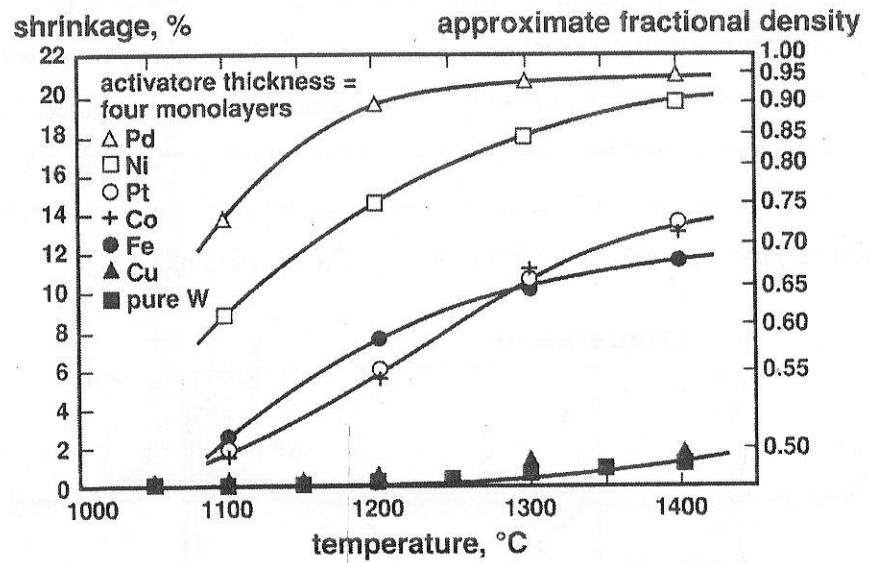
Enhanced Sintering หรืออีกชื่อหนึ่งคือ Activated Sintering เกิดขึ้นเมื่อความสามารถในการละลายของ Base powder ใน Additive powder สูง แต่ในทางกลับกันความสามารถในการละลายของ Additive powder ใน Base powder ต่ำ ดังนั้นเมื่อทำการเผาประสานแล้ว Base powder จะละลายลงไปอยู่ใน Additive powder เนื่องจากมีความสามารถในการละลายสูง และจะถ่ายเทมวลสารผ่านทาง Additive powder กลายเป็นเส้นทางการถ่ายเทมวลสารที่มีความเร็วสูง นอกจากนี้ Base powder ที่มีจุดหลอมตัวสูงต้องการอุณหภูมิเผาประสานที่สูง การเติม Additive powder ที่มีจุดหลอมตัวต่ำ จะช่วยให้เกิดบริเวณที่มีจุดหลอมตัวต่ำลงมาและมีอัตราการแพร่สูง ดังนั้นการเติม Additive powder จึงช่วยให้ Densification rate สูงขึ้น แผนภูมิสมดุลของ Additive powder (A) และ Base powder (B) ที่เหมาะสมควรมีลักษณะดังภาพ 7.90



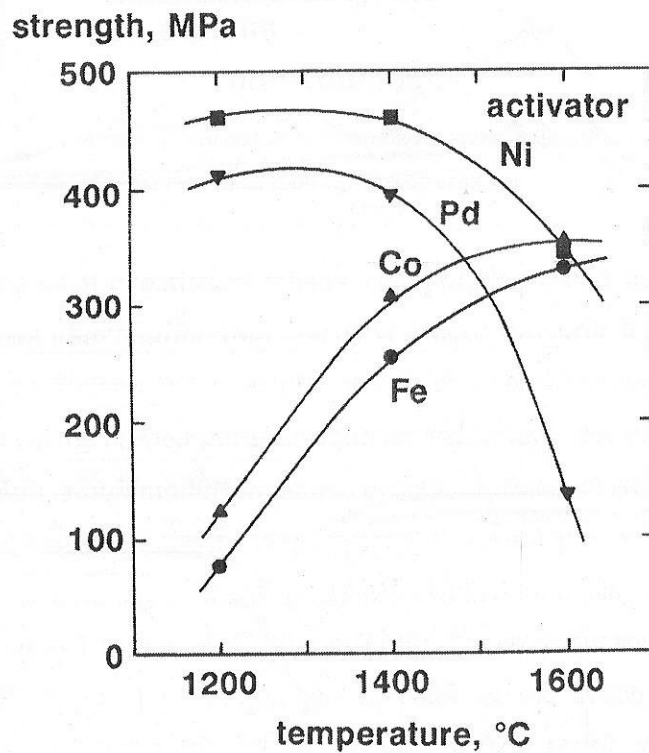
ภาพ 7.90 ลักษณะแผนภูมิสมดุลระหว่าง Additive powder (A) และ Base powder (B) ที่เหมาะสม

ตัวอย่างของ Activated Sintering ที่เป็นที่รู้จักมากที่สุดคือการเผาประสาน Refractory metal เช่น W, Mo, Cr, Re และ Ta เป็นต้น สำหรับการเผาประสาน W ขนาด 1 ไมครอนที่ไม่มีการเติม Additive powder โดยที่อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมง ได้ความหนาแน่น 78% แต่เมื่อเติมผง Pd ลงไป 1% ทำให้ได้ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเป็น 96% ด้วยเงื่อนไขการเผาประสานเดียวกัน นอกจากนี้ Pd แล้ว Additive powder อื่นที่ให้ผลคล้ายคลึงกันได้แก่ Ni, Pt, Co, Fe ซึ่ง Additive powder เหล่านี้มีสมบัติเหมือนกันคือสามารถละลายใน W ได้น้อยมาก แต่ยอมให้ W ละลายได้พอสมควร รวมทั้งมีจุดหลอมตัวต่ำกว่า W มาก ในขณะที่ Cu แทบไม่ได้ช่วยเพิ่ม Densification rate เลย จะเห็นได้ว่าในทางอุตสาหกรรม การเผาประสาน W โดยปราศจาก Additive powder จะต้องใช้เวลานานมากจนเป็นไปได้ในทางปฏิบัติเนื่องจาก W มีจุดหลอมตัวสูงถึง 3660 องศาเซลเซียส อย่างไรก็ตาม Additive powder ที่มีความไวต่ออุณหภูมิเผาประสานมากกว่าก็มีข้อด้อยคือทำให้เกิด Grain Growth เกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำลง ยกตัวอย่างเช่น Ni และ Pd เป็น Additive powder ที่ทำให้ความหนาแน่นสูงขึ้นมากกว่า Fe และ Co แต่ถ้าเผาประสานที่อุณหภูมิสูงขึ้นก็จะมีส่วนทำให้เกิด Grain Growth มากขึ้นและทำให้ความแข็งแรงลดลง (ภาพ 7.92) ส่วน Additive powder ที่มีความไวน้อยกว่าอย่างเช่น Fe และ Co

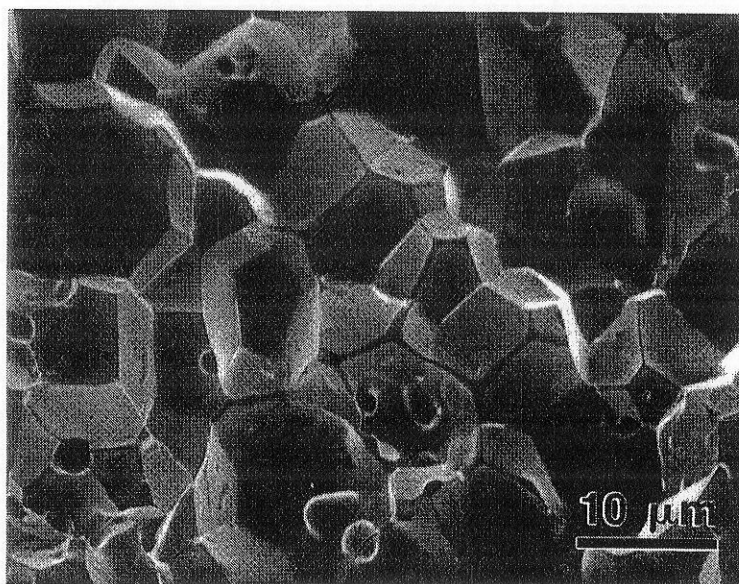
จะทำให้เกิด Grain Growth ช้ากว่า Ni และ Pd ที่อุณหภูมิเผาประสานเท่ากัน ภาพ 7.93 แสดงภาพถ่ายรอยแตกหักของชิ้นงาน W-Pd จะเห็นได้ว่า Pd วางตัวอยู่ตามบริเวณสันเกรนของ W เป็นเส้นทางการถ่ายเทมวลสารที่มีอัตราการแพร่สูง



ภาพ 7.91 อิทธิพลของ Additive powder ต่อการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นในการเผาประสาน W เป็นเวลา 1 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศ H_2



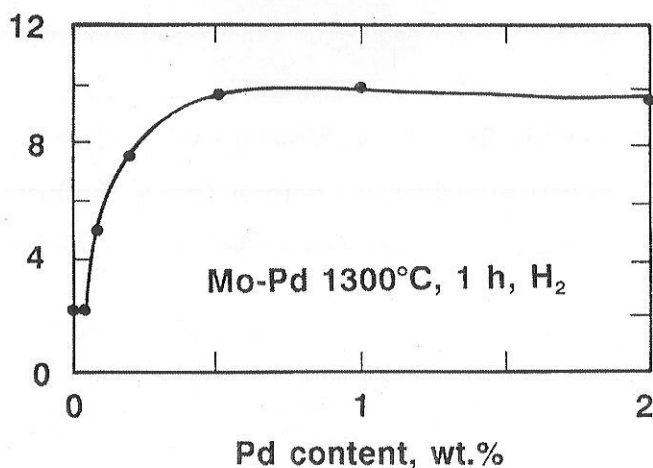
ภาพ 7.92 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและอุณหภูมิเผาประสานของ W ด้วยการเติม Additive powder ต่างชนิดกัน



ภาพ 7.93 ภาพถ่ายรอยแตกหักของชิ้นงาน W-Pd จะเห็นว่า Pd
วางตัวอยู่ตามบริเวณสันเกรนของ W

ปริมาณ Additive powder ควรเกินความสามารถในการละลายของ Additive powder ใน Base powder ไม่เช่นนั้นการเติม Additive powder จะไม่มีประโยชน์ใดเลย เนื่องจาก Additive powder ละลายลงใน Base powder ทั้งหมดไม่เหลือส่วนหนึ่งเป็นเส้นทางการถ่ายเทมวลสาร ในขณะที่ปริมาณ Additive powder ที่เกินความสามารถในการละลายใน Base powder มากเกินไป แทบจะไม่มีผลต่อ Densification rate มากนัก ภาพ 7.94 แสดงอิทธิพลของปริมาณ Pd ในการเผาประสาน Mo-Pd ที่อุณหภูมิ 1300 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน จะเห็นว่าเมื่อปริมาณ Pd เกิน 0.5% ปริมาณการหดตัวเริ่มคงที่ โดยที่ยังคงไม่ได้ความหนาแน่นสูงสุด ตาราง 7.3 แสดงตัวอย่างระบบผงโลหะที่อาศัยหลักการ Activated Sintering

shrinkage, %



ภาพ 7.94 อิทธิพลของปริมาณ Pd ในการเผาประสาน Mo-Pd ที่อุณหภูมิ 1300 องศาเซลเซียส
เป็นเวลา 1 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน

ตาราง 7.3 ตัวอย่างระบบผงโลหะที่อาศัยหลักการ Activated Sintering

Base powder	Additive powder
Cr	Pd
Mo	Ni
Re	Pd
TaC	Ni
TiB ₂	Ni
W	Pd, Ni, Pt, Co, Fe

7.7.4 Composite Sintering

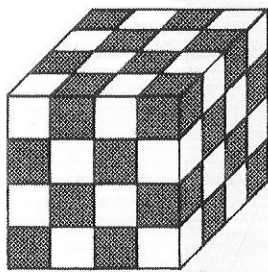
ถ้าหาก Base powder และ Additive powder ไม่มี Intersolubility เลย จะทำให้ไม่เกิดปฏิกิริยาได้เฟสใหม่ รูปร่างและปริมาณของ Additive powder มีส่วนทำให้ลักษณะของโครงสร้างจุลภาคแตกต่างกัน ดังภาพ 7.95 รหัส 0 แทนอนุภาค 1 แทนเส้นใยหรือ whisker 2 แทน flake หรือ planar 3 แทน network จากภาพ 7.95 จะเห็นว่าระดับของการต่อเชื่อมกันระหว่าง Base powder และ Additive powder แบ่งออกเป็น 10 ระดับ ภาพ 7.96 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคแบบ 3-3

ใน Composite sintering มีทั้งที่เกิดและไม่เกิดเฟสของเหลว ซึ่งในกรณีที่เกิดเฟสของเหลวเรียกว่า Liquid Phase Sintering ซึ่งจะกล่าวถึงในหัวข้อต่อไป ดังนั้นในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงเฉพาะกรณีที่ไม่มีเกิดเฟสของเหลวเท่านั้น ตัวอย่างของ Composite Sintering ได้แก่ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\text{Fe-Al}_2\text{O}_3$, $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$, Al-SiC , superalloy- Al_2O_3 , Ti-6Al-4V-W เป็นต้น ภาพ 7.97 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่ได้จาก Composite Sintering

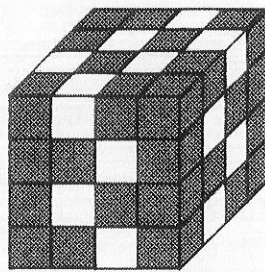
ปริมาณ Additive powder หรือ Reinforcement มีผลต่อ Packing Density โดยมีหลักการเดียวกันกับการเรียงตัวของ Blended powder ความแตกต่างของขนาด Additive powder และ Base powder ที่มากขึ้นจะทำให้ได้ Packing Density ที่มากขึ้น จนถึงค่าสูงสุดค่าหนึ่ง หลังจากนั้น Packing Density จะลดต่ำลงอีก

อย่างไรก็ดีการได้ผลของ Additive powder ก็มีลักษณะเช่นเดียวกับการผสมผงโลหะขนาดใหญ่และเล็กเข้าด้วยกัน คือผงโลหะขนาดเล็กจะเกิดการหดตัวมากกว่าในขั้นตอนเผาประสานและทำให้ได้ Sintered Density สูงกว่า ในขณะที่ผงโลหะขนาดใหญ่จะเกิดการหดตัวน้อยกว่าและขัดขวางไม่ให้ผงโลหะขนาดเล็กกว่าหดตัวได้ ทำให้ได้ Sintered Density ต่ำลง ดังนั้นยิ่งปริมาณ Reinforcement มากจะมีแนวโน้มทำให้ Sintered Density ต่ำลงด้วยเช่นกัน ภาพ 7.98 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Fractional Density กับปริมาณ SiC ในการเผาประสาน ZnO-SiC

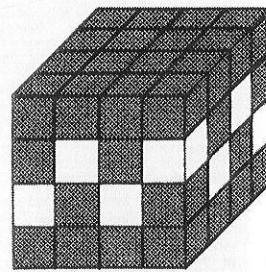
composite microstructures



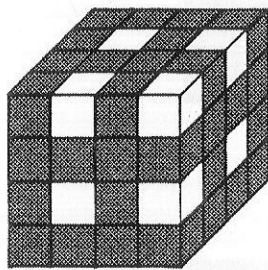
0-0



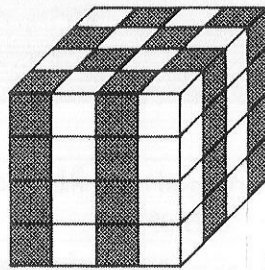
0-1



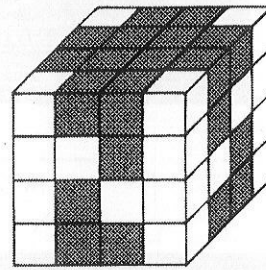
0-2



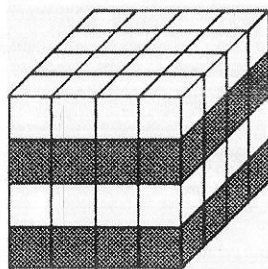
0-3



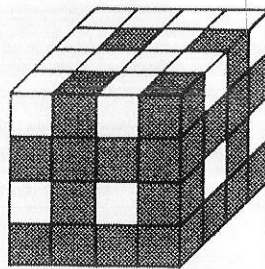
1-1



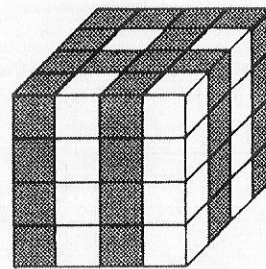
2-1



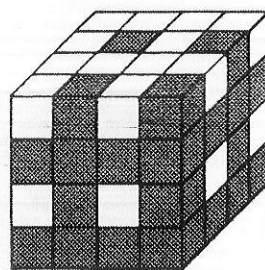
2-2



2-3



1-3



3-3

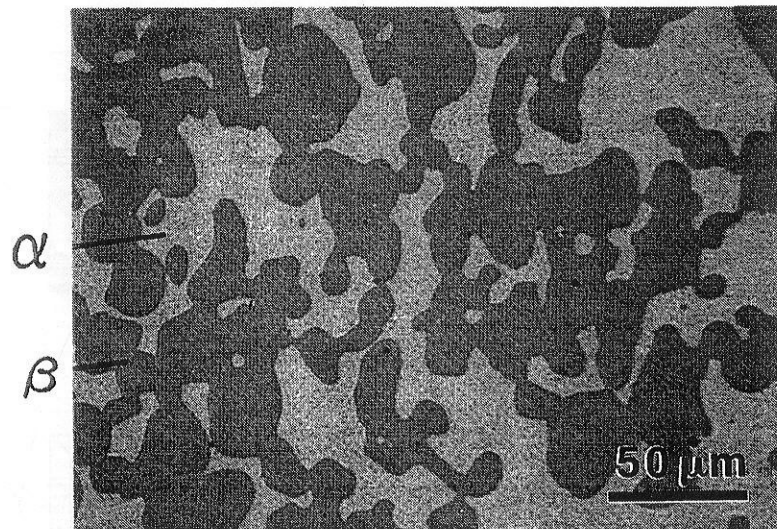
ภาพ 7.95 ระดับของการต่อเชื่อมกันระหว่าง Base powder และ Additive powder

0 แทน Particle

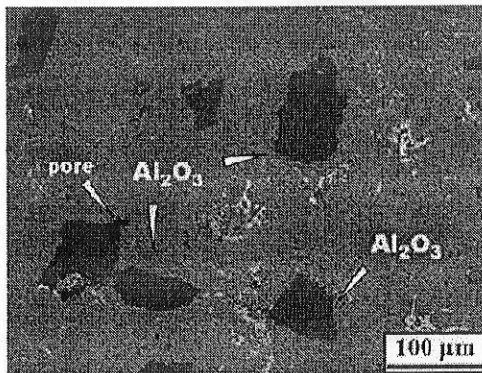
1 แทน Fiber หรือ Whisker

2 แทน Flake

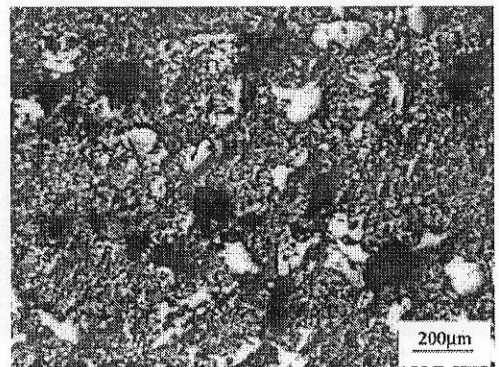
3 แทน Network



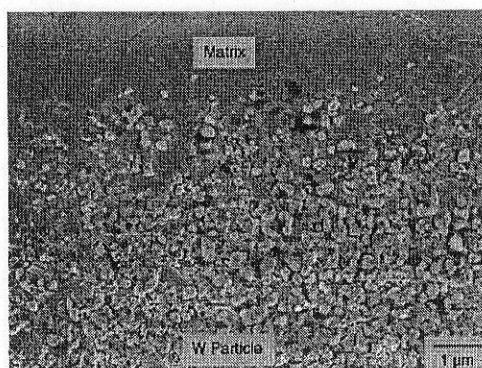
ภาพ 7.96 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคแบบ 3-3



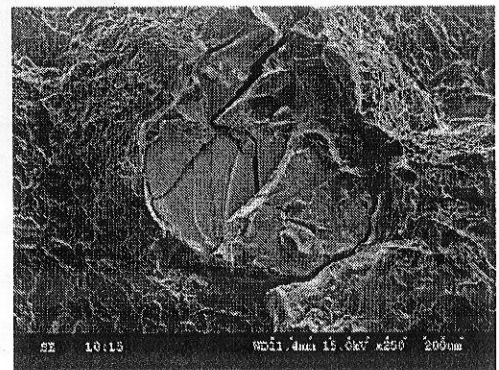
a)



b)



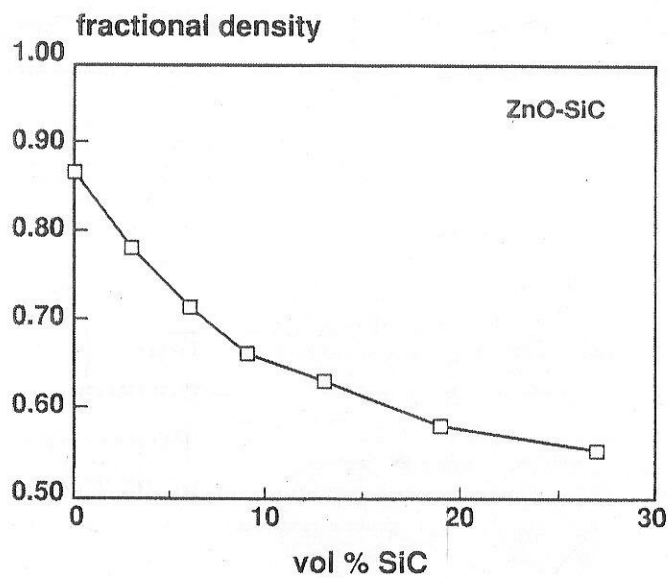
b)



d)

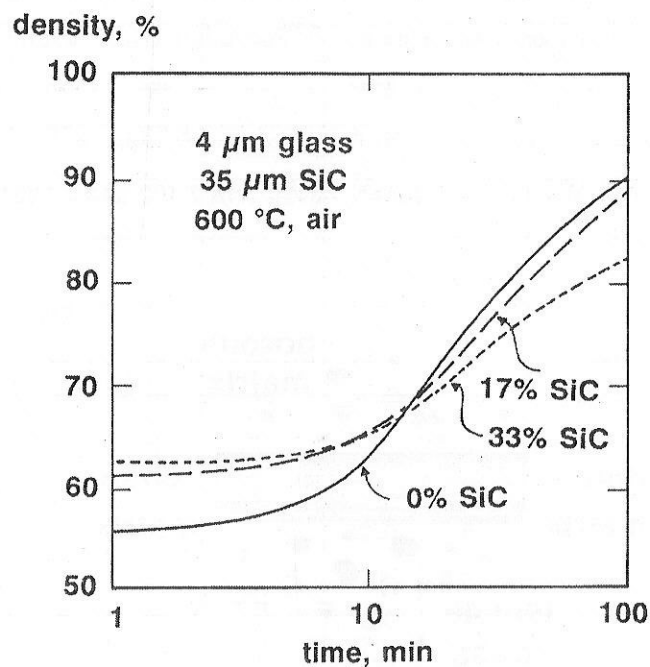
ภาพ 7.97 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่ได้จาก Composite Sintering

- a) Al-Al₂O₃
- b) Al-Graphite
- c) Ti-6Al-4V-W
- d) Ti-6Al-4V-W



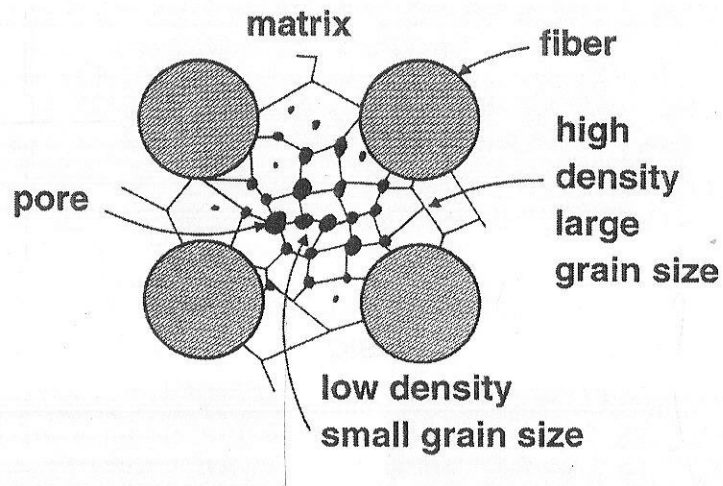
ภาพ 7.98 ความสัมพันธ์ระหว่าง Fractional Density กับปริมาณ SiC ในการเผาประสาน ZnO-SiC

สำหรับ Composite ที่มีปริมาณ Reinforcement น้อยในตอนแรกจะมี Packing Density ต่ำ ในขณะที่ Composite ที่มีปริมาณ Reinforcement มากจะมี Packing Density สูง แต่เมื่อทำการเผาประสาน Composite ที่มีปริมาณ Reinforcement น้อยจะมี Densification rate ที่สูงกว่าและได้ Sintered Density มากกว่าในที่สุด ภาพ 7.99 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Density และเวลาในการเผาประสานของผงแก้วและ SiC ที่ปริมาณต่างกัน



ภาพ 7.99 ความสัมพันธ์ระหว่าง Density และเวลาในการเผาประสานของผงแก้วและ SiC ที่ปริมาณต่างกัน

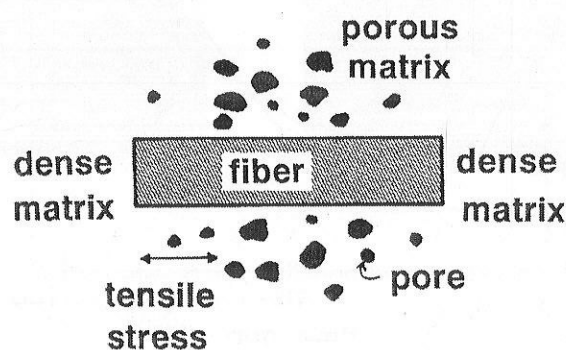
รอบ ๆ Reinforcement มักจะปรากฏรูพรุนมากกว่าบริเวณอื่น เพราะ Reinforcement จะเกิดการหดตัวน้อยและทำให้ Base powder รอบ ๆ ไม่สามารถหดตัวได้อย่างเต็มที่ รูพรุนที่ยังคงเหลืออยู่นี้จะทำให้เกิด Grain Growth น้อยกว่า ผลสุดท้ายจึงทำให้บริเวณรอบ Reinforcement จะมี Degree of Sintering ต่ำกว่าบริเวณห่างออกไป ดังแบบจำลองในภาพ 7.100



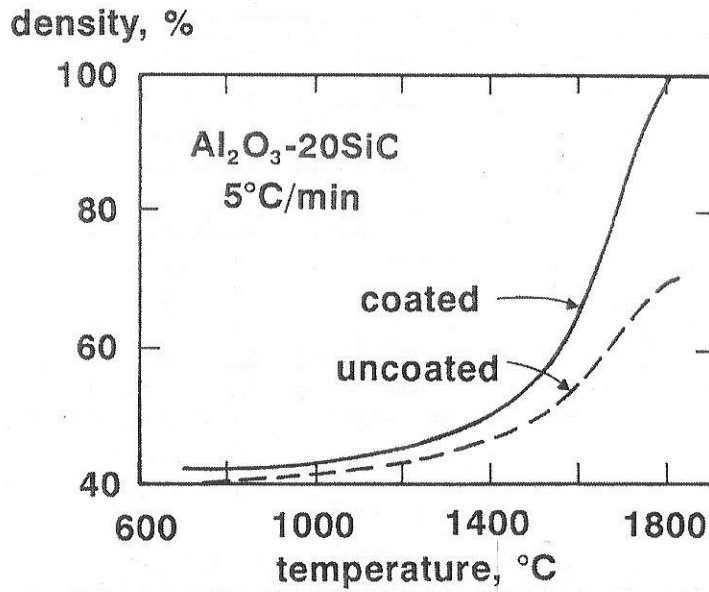
ภาพ 7.100 แบบจำลองลักษณะรูพรุนและขนาดเกรนรอบ Reinforcement ใน Composite Sintering

ถ้า Reinforcement มีรูปร่างเป็น whisker บริเวณรอบ whisker ในทิศทางขนานกับด้านยาวของ whisker จะเกิด Tensile stress ขึ้นจากการหดตัวของ Base powder ในขั้นตอนเผาประสาน ซึ่งทำให้บริเวณรอบรัศมีของ whisker มักจะมีรูพรุนมากกว่าทางด้านหัวและด้านท้ายของ whisker (ภาพ 7.101) และถ้าหาก whisker ในชิ้นงานมีการเรียงตัวอย่าง Preferential Orientation จะทำให้ชิ้นงานเกิดการหดตัวหรือพองตัวไม่เท่ากันในแต่ละทิศทาง

เพื่อเพิ่ม Sintered Density อาจทำการเคลือบผิว Reinforcement ทำให้ลด Tensile stress ที่เกิดขึ้นจากการหดตัวของ Base powder ทำให้ได้ Sintered Density ที่สูงขึ้น ภาพ 7.102 แสดงผลของการเคลือบผิว SiC ในการเผาประสาน $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20SiC}$



ภาพ 7.101 แบบจำลองลักษณะรูพรุนรอบ whisker



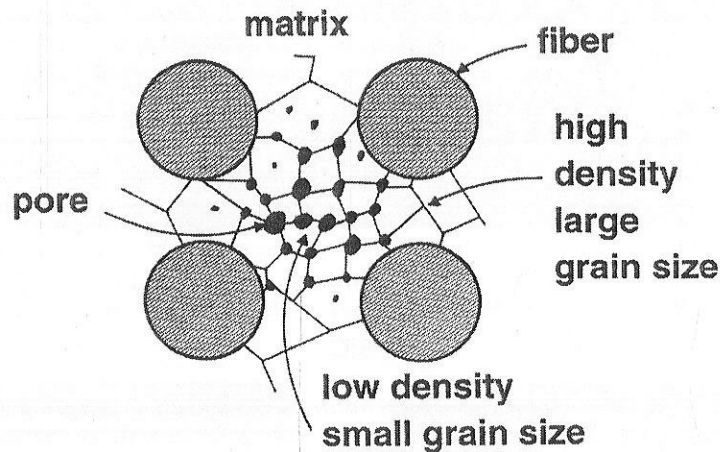
ภาพ 7.102 ผลของการเคลือบผิว SiC ในการเผาประสาน $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20SiC}$

ตัวอย่างของตัวแปรในกระบวนการ Mixed Powder Sintering แสดงดังตาราง 7.4

ตาราง 7.4 ตัวอย่างตัวแปรในกระบวนการ Mixed Powder Sintering

Materials	$D, \mu\text{m}$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^\circ\text{C}}{\text{min}}$	$T, ^\circ\text{C}$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_s$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-5Mo}$	0.3	50	15	1540	60	Vacuum	Al_2O_3	96
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-15SiC}$	0.2	50	-	1800	30	Argon	Al_2O_3	88
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-30SiC}$	0.5	70	5	1500	240	Nitrogen	Al_2O_3	80
Co-50Fe	5	50	50	1250	120	Hydrogen	Al_2O_3	98
Co-50Ni	40	70	10	1400	60	Hydrogen	Al_2O_3	94
Cr-1Pd	1	65	-	1400	60	Hydrogen	-	96
$\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-30ZrO}_2$	0.6	53	-	1500	120	Air	Graphite	98
Cu-4Al	50	65	20	1030	1	Hydrogen	-	60
Cu-8Fe	5	70	10	975	30	Hydrogen	Al_2O_3	100
Fe-Cr-Al- Y_2O_3	6	52	10	1350	120	Hydrogen	Mo	98
Fe-2Ni	5	64	15	1250	60	Hydrogen	Al_2O_3	99
Fe-50Ni	5	60	10	1250	60	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Al_2O_3	96
Fe-2Ni-0.5C	75	92	10	1260	120	Vacuum	Al_2O_3	94
Fe-2Ni-0.9C	6	60	10	1250	60	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Al_2O_3	95
Fe-6Ni-2Mo	80	87	15	1315	45	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Steel	89
Mo-0.3Ni	5	58	5	600	180	Hydrogen	Al_2O_3	86
Mo-0.3Ni ₃ P	0.9	50	2400	1200	60	Hydrogen	Mo	99

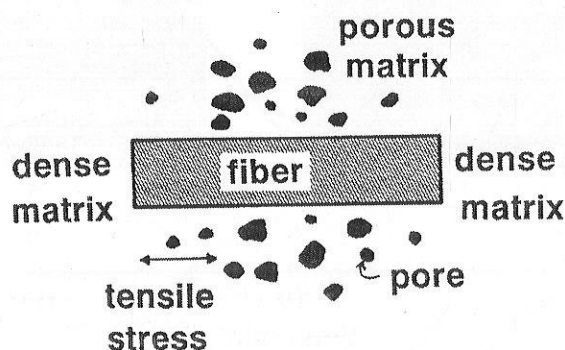
รอบ ๆ Reinforcement มักจะปรากฏรูพรุนมากกว่าบริเวณอื่น เพราะ Reinforcement จะเกิดการหดตัวน้อยและทำให้ Base powder รอบ ๆ ไม่สามารถหดตัวได้อย่างเต็มที่ รูพรุนที่ยังคงเหลืออยู่นี้จะทำให้เกิด Grain Growth น้อยกว่า ผลสุดท้ายจึงทำให้บริเวณรอบ Reinforcement จะมี Degree of Sintering ต่ำกว่าบริเวณห่างออกไป ดังแบบจำลองในภาพ 7.100



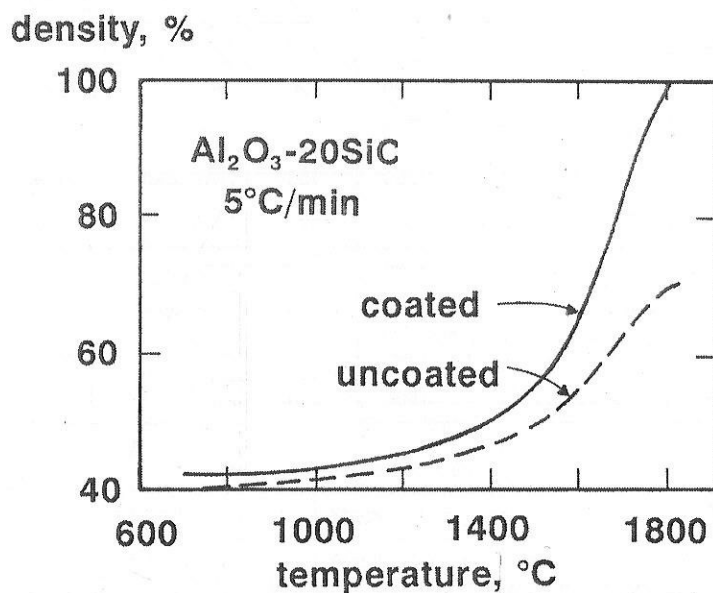
ภาพ 7.100 แบบจำลองลักษณะรูพรุนและขนาดเกรนรอบ Reinforcement ใน Composite Sintering

ถ้า Reinforcement มีรูปร่างเป็น whisker บริเวณรอบ whisker ในทิศทางขนานกับด้านยาวของ whisker จะเกิด Tensile stress ขึ้นจากการหดตัวของ Base powder ในขั้นตอนเผาประสาน ซึ่งทำให้บริเวณรอบรัศมีของ whisker มักจะมีรูพรุนมากกว่าทางด้านหัวและด้านท้ายของ whisker (ภาพ 7.101) และถ้าหาก whisker ในชิ้นงานมีการเรียงตัวอย่าง Preferential Orientation จะทำให้ชิ้นงานเกิดการหดตัวหรือพองตัวไม่เท่ากันในแต่ละทิศทาง

เพื่อเพิ่ม Sintered Density อาจทำการเคลือบผิว Reinforcement ทำให้ลด Tensile stress ที่เกิดขึ้นจากการหดตัวของ Base powder ทำให้ได้ Sintered Density ที่สูงขึ้น ภาพ 7.102 แสดงผลของการเคลือบผิว SiC ในการเผาประสาน $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20SiC}$



ภาพ 7.101 แบบจำลองลักษณะรูพรุนรอบ whisker



ภาพ 7.102 ผลของการเคลือบผิว SiC ในการเผาประสาน $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-20SiC}$

ตัวอย่างของตัวแปรในกระบวนการ Mixed Powder Sintering แสดงดังตาราง 7.4

ตาราง 7.4 ตัวอย่างตัวแปรในกระบวนการ Mixed Powder Sintering

Materials	$D, \mu\text{m}$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^\circ\text{C}}{\text{min}}$	$T, ^\circ\text{C}$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_S$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-5Mo}$	0.3	50	15	1540	60	Vacuum	Al_2O_3	96
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-15SiC}$	0.2	50	-	1800	30	Argon	Al_2O_3	88
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-30SiC}$	0.5	70	5	1500	240	Nitrogen	Al_2O_3	80
Co-50Fe	5	50	50	1250	120	Hydrogen	Al_2O_3	98
Co-50Ni	40	70	10	1400	60	Hydrogen	Al_2O_3	94
Cr-1Pd	1	65	-	1400	60	Hydrogen	-	96
$\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-30ZrO}_2$	0.6	53	-	1500	120	Air	Graphite	98
Cu-4Al	50	65	20	1030	1	Hydrogen	-	60
Cu-8Fe	5	70	10	975	30	Hydrogen	Al_2O_3	100
Fe-Cr-Al- Y_2O_3	6	52	10	1350	120	Hydrogen	Mo	98
Fe-2Ni	5	64	15	1250	60	Hydrogen	Al_2O_3	99
Fe-50Ni	5	60	10	1250	60	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Al_2O_3	96
Fe-2Ni-0.5C	75	92	10	1260	120	Vacuum	Al_2O_3	94
Fe-2Ni-0.9C	6	60	10	1250	60	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Al_2O_3	95
Fe-6Ni-2Mo	80	87	15	1315	45	$\text{N}_2\text{-H}_2$	Steel	89
Mo-0.3Ni	5	58	5	600	180	Hydrogen	Al_2O_3	86
Mo-0.3Ni ₃ P	0.9	50	2400	1200	60	Hydrogen	Mo	99

Materials	$D, \mu\text{m}$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^\circ\text{C}}{\text{min}}$	$T, ^\circ\text{C}$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_S$
Mullite-10ZrO ₂	<1	-	-	1610	120	Air	-	94
SiC-6Al ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃	0.6	58	50	2000	120	Air	Graphite	99
Stainless-4Al ₂ O ₃	40	74	10	1350	5	Hydrogen	Al ₂ O ₃	95
Stainless-6Al ₂ O ₃	100	75	10	1350	180	Hydrogen	Al ₂ O ₃	91
Tool steel-10Al ₂ O ₃	5	74	10	1300	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	90
W-0.4Ni	2	55	10	1350	120	Hydrogen	Al ₂ O ₃	98
W-13Ni-7Co	5	65	10	1425	120	Hydrogen	Al ₂ O ₃	99
W-0.2Pd	0.8	60	10	1300	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	98
ZrO ₂ -6Y ₂ O ₃	0.6	56	5	1500	160	Air	-	100

7.8 Liquid Phase Sintering

Liquid Phase Sintering เป็นเทคนิคในการเผาประสานที่อาศัยการเกิดเฟสของเหลวในขณะเผาประสาน ซึ่งการถ่ายเทมวลสารผ่านเฟสของเหลวเกิดขึ้นได้เร็วกว่า Solid state diffusion จึงทำให้ได้ Densification rate สูง ของเหลวที่เกิดขึ้นจะแพร่ซึมผ่านรูพรุนด้วย Capillary force และมีรูปร่างเป็น Network อยู่ล้อมรอบเฟสของแข็ง เปรียบเสมือนทางด่วนในการถ่ายเทมวลสาร

ผู้อ่านอาจเคยไปซื้อน้ำแข็งหลอดบรรจุถุงที่จำหน่ายตามร้านสะดวกซื้อ บางครั้งจะพบว่าน้ำแข็งหลอดแต่ละหลอดติดกันเป็นแผ่น ทำให้ก่อนที่จะนำไปใส่ในเครื่องดื่มต้องทุบน้ำแข็งในถุงให้แตกออกเสียก่อน ทั้งนี้เกิดจากขณะขนส่งสินค้าอาจมีช่วงที่อุณหภูมิสูงขึ้นและทำให้น้ำแข็งละลาย เมื่อนำไปแช่เย็นอีกครั้งทำให้น้ำแข็งตัวกลายเป็นน้ำแข็งอีกและมีการประสานกันเกิดขึ้น ซึ่งก็มีพฤติกรรมเหมือนกับ Liquid Phase Sintering นั่นเอง ด้วยความรู้เรื่องนี้ทำให้นักแกะสลักน้ำแข็งใช้น้ำในการเชื่อมก้อนน้ำแข็งเข้าด้วยกัน ถ้าท่านผู้อ่านลองสังเกตจะเห็นว่าที่รอยเชื่อมนั้นจะมีความโปร่งแสงไม่เท่ากับบริเวณอื่น ในทำนองเดียวกันถ้าปั้นหิมะเป็นก้อนจนมีความแข็งแรงแล้วใช้น้ำราดลงไปอย่างช้า ๆ แล้วปล่อยให้หิมะกลายเป็นน้ำแข็งอีกก็จะได้น้ำแข็งที่มีความแข็งแรงมากขึ้น แต่ก็มีความโปร่งแสงน้อยกว่าน้ำแข็งที่แกะสลักจากน้ำแข็งก้อนเดียว ทั้งนี้เนื่องจากช่องว่างภายในทำให้เกิดการหักเหของแสง

ข้อได้เปรียบของ Liquid Phase Sintering คือสามารถได้ความหนาแน่นสูงด้วยระยะเวลาอันสั้น ซึ่งทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรงสูงด้วย แต่ข้อเสียเปรียบได้แก่ เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติมากซึ่งยากต่อการควบคุม, ความแข็งแรงของชิ้นงานขณะเผาประสานต่ำทำให้เกิดการบิดเบี้ยวหรือเสียรูปได้ง่าย, นำชิ้นส่วนไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงไม่ได้เพราะถ้าสามารถทำ Liquid Phase Sintering ที่อุณหภูมิเผาประสานได้ย่อมหมายถึงอาจจะเกิดเฟสของเหลวที่อุณหภูมินั้นด้วยเช่นกัน และ Liquid Phase Sintering จะเกิดเฟสของเหลวและของแข็งพร้อมกันได้ต้องประกอบไปด้วยผงโลหะสองชนิดที่มีจุดหลอมตัวต่างกันเท่านั้น

ตัวอย่างของ Liquid Phase Sintering ได้แก่ Cu-Co, W-Cu, W-Ni-Fe, W-Ag, Cu-Sn, Fe-Cu, WC-Co, Ni-Ti และ Cu-P เป็นต้น ตาราง 7.5 แสดงตัวอย่างของ Liquid Phase Sintering และการใช้งาน

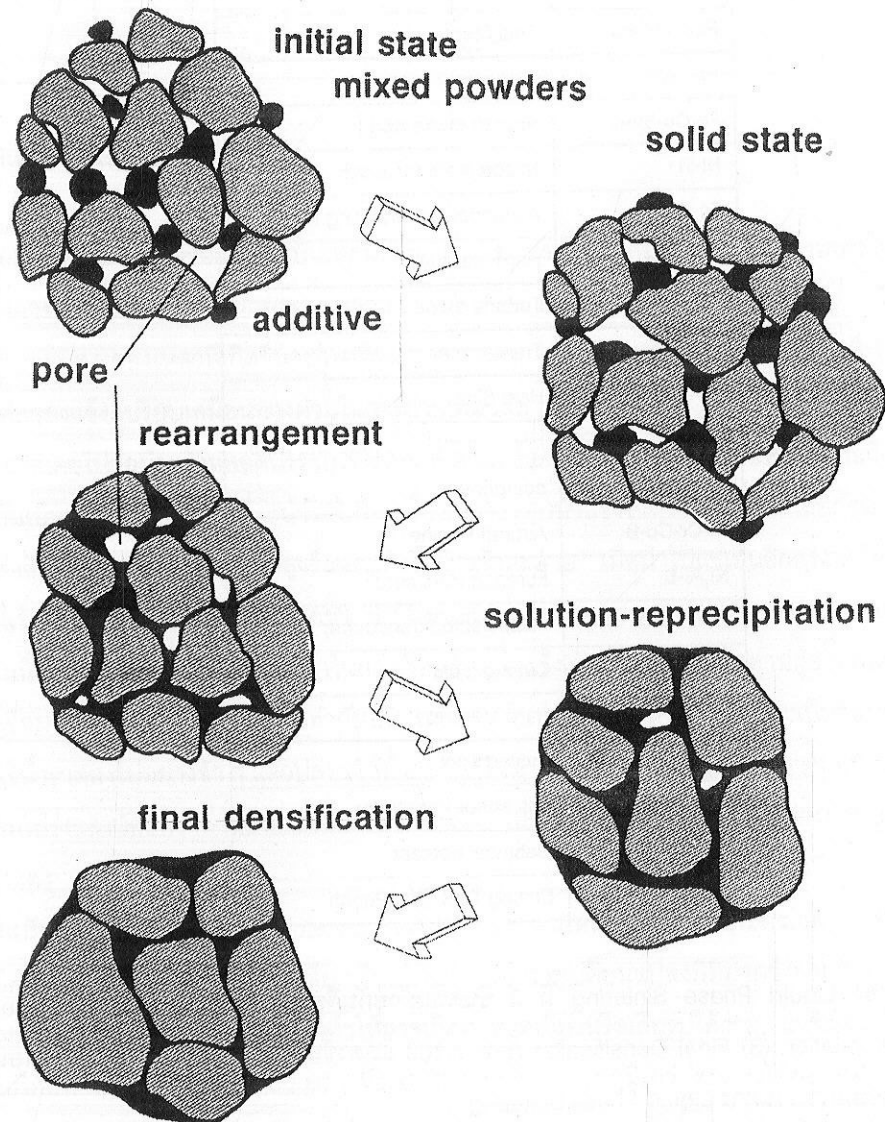
ตาราง 7.5 ตัวอย่าง Liquid Phase Sintering และการใช้งาน

Materials	Applications
Ag-Hg	Dental Amalgam
Al-Cu	Structural Component
Al-Pb	Bearing
Al ₂ O ₃ -MgO	Refractory
Al ₂ O ₃ -SiO ₂	Crucible
Cu-Sn	Oil-less bearing
Fe-Ni-Mo-C	Tool Steel
Fe-Fe ₃ P	Magnetic Sensor
Fe-Cu-Sn-C	Aircraft brake pad
Ni-Ti	Shape memory alloys
Fe-Cu-C	Automotive connecting rod
Fe-Nd-B	Hard Magnet
Fe-Ni-B	Turbine blade
Fe-Si	Transformer
Mo-Cu	Heat Sink
Mo ₂ FeB ₂ -Fe	Injection molding machine wear component
Ni-Cr-Co-B	Aircraft Engine
Ni ₃ Al-B	Furnace Hardware
Pb-Zr-TiO	Piezoelectric transducer
SiAlON	Cutting tools
SmCo ₅ -Co	Hard Magnet
TiC-Mo-Ni	Cutting Tool
W-Ni-Fe	Anti armor Penetrator
W-Cu	Electrical contact
WC-Co	Cutting Tool, Die, Punch

ขั้นตอนของ Liquid Phase Sintering มี 3 ขั้นตอนด้วยกันคือ (1) Particle Rearrangement (2) Solution-Reprecipitation (3) Final Densification ภาพ 7.103 แสดงขั้นตอนและแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการ Liquid Phase Sintering

เริ่มต้นจากชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปเมื่อได้รับความร้อนในช่วง Heating จะทำให้เกิด Solid State Diffusion ซึ่งมี Densification rate ต่ำ หลังจากนั้นเมื่ออุณหภูมิสูงถึงจุดหลอมตัว จะทำให้เกิดเฟสของเหลวขึ้นจำนวนหนึ่ง ซึ่งจะมีปริมาณมากหรือน้อยขึ้นอยู่กับส่วนผสมของผงโลหะและอุณหภูมิเผาประสาน ภายหลังจากเกิดเฟสของเหลวแล้วเฟสของเหลวจะแพร่ผ่านรูพรุนด้วย Capillary force และทำให้อนุภาคเฟสของแข็งเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ที่หนาแน่นขึ้น Capillary force มีส่วนช่วยดึงให้อนุภาคเฟสของแข็งเข้าใกล้ชิดกันมากขึ้นหรือผลักให้ห่างกันมากขึ้นก็ได้ ขั้นตอนนี้เรียกว่า "Particle Rearrangement" หลังจากนั้นจะเกิดการถ่ายเทมวลสารทำให้

เกิด Homogenization โดยเฟสของเหลวจะทำหน้าที่คล้ายคลึงกับ Additive powder ในกระบวนการ Enhanced Sintering แต่ว่ามีอัตราการถ่ายเทมวลสารสูงกว่ามาก เมื่อ Homogenization เกิดขึ้นพอสมควรจะทำให้เฟสของเหลวไม่เสถียรที่อุณหภูมิเผาประสานอีกต่อไปและเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง ขั้นตอนนี้เรียกว่า "Solution-Reprecipitation" และเมื่อเฟสของเหลวกลายเป็นของแข็งหมดแล้วก็จะเกิดการถ่ายเทมวลสารต่อไปในสภาพของแข็งทำให้รูพรุนที่เกิดจากเฟสของเหลวลดลงและได้ความหนาแน่นสุดท้าย ขั้นตอนนี้เรียกว่า "Final Densification"

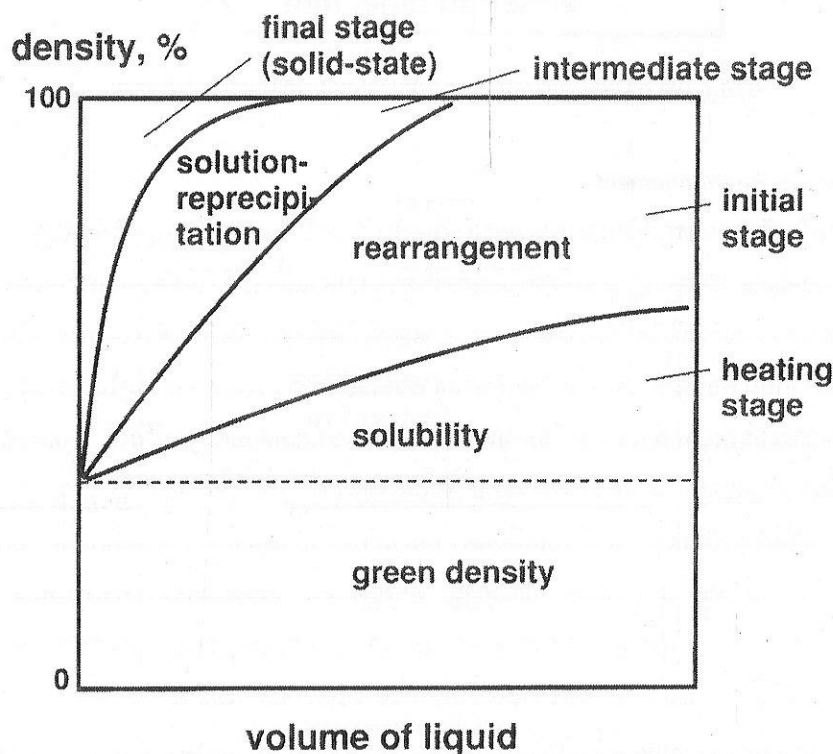


ภาพ 7.103 ขั้นตอนและแบบจำลองการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคในกระบวนการ Liquid Phase Sintering

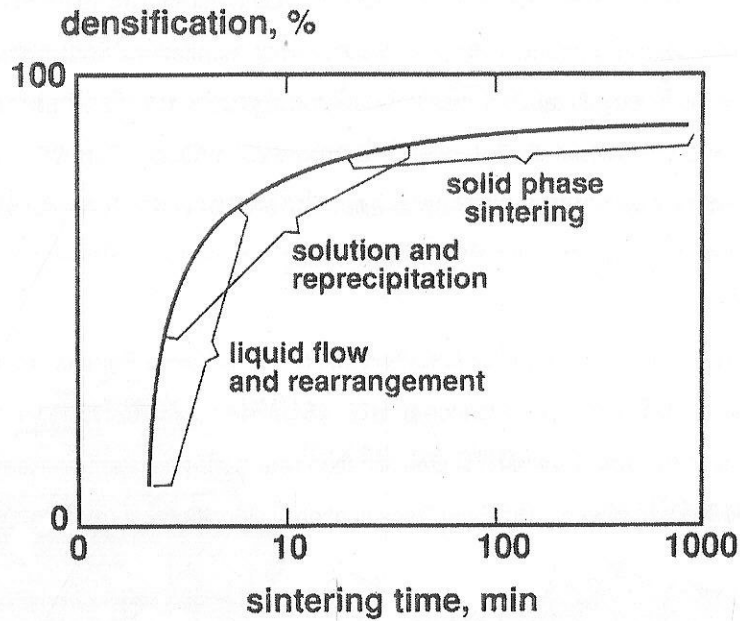
ในกระบวนการ Liquid Phase Sintering บางครั้งไม่จำเป็นต้องมีขั้นตอนเหล่านี้ครบทุกขั้นตอน ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้น ภาพ 7.104 แสดงแผนภาพขั้นตอนของ Liquid Phase Sintering ที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลว จะเห็นได้ว่าถ้าเฟสของเหลวมีปริมาณน้อยจะมีขั้นตอนครบทุกขั้นตอนคือ

Particle Rearrangement – Solution-Reprecipitation – Final Densification แต่ถ้าเฟสของเหลวมีปริมาณมาก จะทำให้เหลือแค่ Particle Rearrangement หรืออาจมี Solution-Reprecipitation ก็สามารถทำได้ความหนาแน่นสูงสุดได้ โดยไม่ต้องมีขั้นตอน Final Densification ถ้าตั้งสมมุติฐานว่าผงโลหะทรงกลมขนาดเท่ากันจะเรียงตัวหนาแน่นที่สุดที่ 74% Theoretical Density ต้องมีปริมาณเฟสของเหลวอย่างน้อย 26% เพื่อไปแทนที่ช่องว่างจากการเรียงตัวก็จะทำให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดได้ อย่างไรก็ตามการที่มีเฟสของเหลวเกิดขึ้นมากก็จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานมาก และชิ้นงานมีโอกาสเสียรูปร่างได้ง่าย เนื่องจากชิ้นงานขณะเผาประสานมีความแข็งแรงต่ำ

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าความหนาแน่นภายในชิ้นงานจะเพิ่มขึ้นเรื่อย ๆ ตามขั้นตอน Particle-Rearrangement, Solution-Reprecipitation ไปจนถึง Final Densification ภาพ 7.105 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับเวลาในการเผาประสาน จากภาพจะเห็นว่าช่วงที่มี Densification rate สูงที่สุดคือ Particle-Rearrangement และรองลงมาคือ Solution-Reprecipitation และ Final Densification มี Densification rate ต่ำที่สุด



ภาพ 7.104 แผนภาพขั้นตอนของ Liquid Phase Sintering ที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลว



ภาพ 7.105 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับเวลาในการเผาประสาน

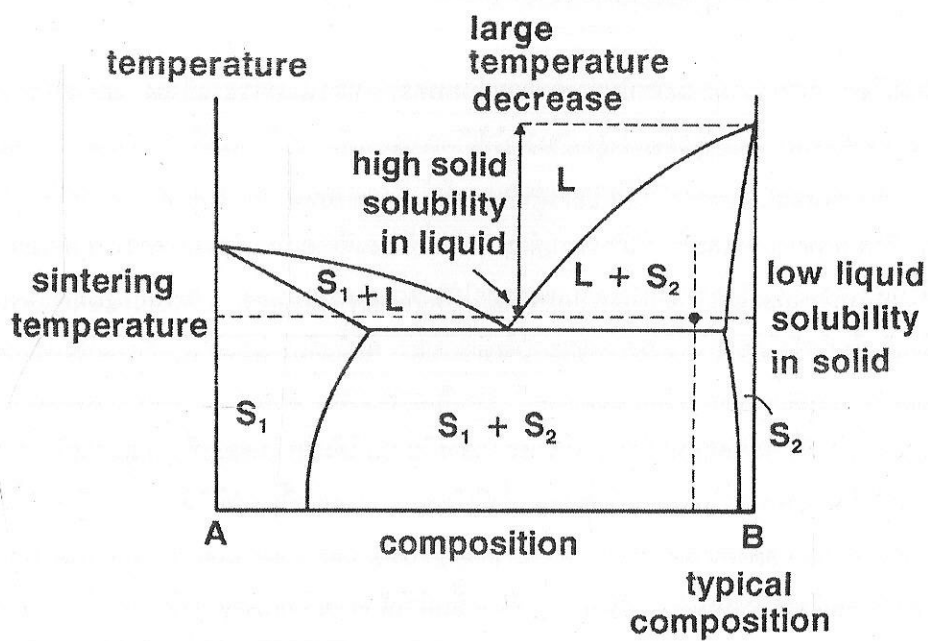
7.8.1 Particle Rearrangement

ในขั้นตอนนี้เป็นขั้นตอนแรกๆที่เริ่มปรากฏเฟสของเหลวในโครงสร้างจุลภาค ซึ่งในขั้นตอนนี้จะมีความแตกต่างจาก Solid-state Sintering มากที่สุด เมื่อเกิดเฟสของเหลวแล้วจะทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารสูงขึ้น นอกจากนี้เฟสของเหลวจะทำให้เกิด Capillary force และทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของอนุภาคใหม่ ในที่นี้จะกล่าวถึงประเด็นแรกก่อน คือ พฤติกรรมการถ่ายเทมวลสารขณะที่มีเฟสของเหลวปรากฏในโครงสร้างจุลภาค

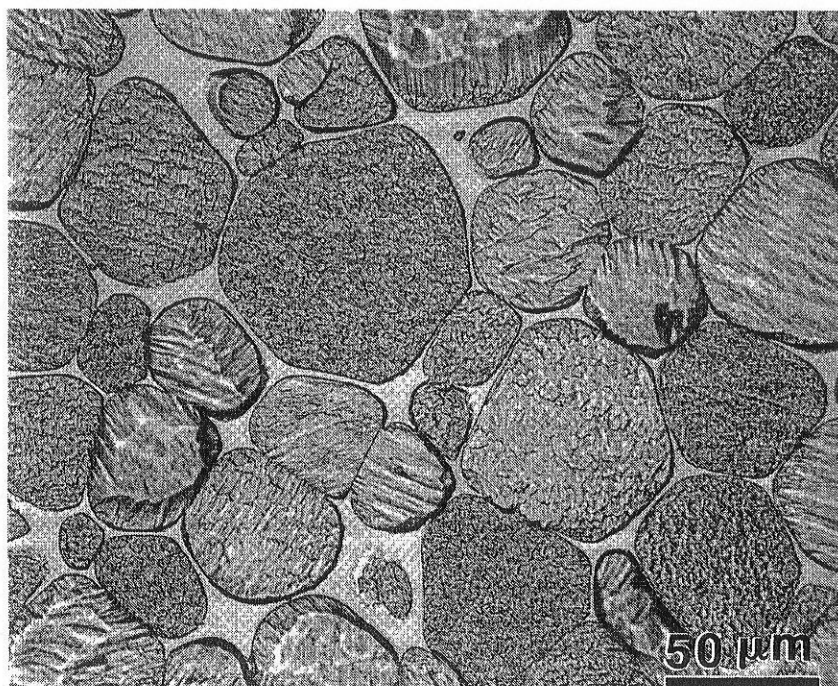
พฤติกรรมการถ่ายเทมวลสารในกรณีที่มีเฟสของเหลวมีลักษณะคล้ายคลึงกับกรณี Mixed powder sintering โดยขึ้นอยู่กับความสามารถในการละลายของเฟสของแข็งในเฟสของเหลว และความสามารถในการละลายเฟสของเหลวในเฟสของแข็ง (เปรียบเทียบความสามารถในการละลายของ Additive powder และ Base powder ในกรณี Mixed powder sintering) ภาพ 7.106 แสดงแผนภาพอธิบายพฤติกรรมการเผาประสานของ Liquid Phase Sintering จากภาพ ถ้าความสามารถในการละลายของเฟสของแข็งในเฟสของเหลวสูง แต่ความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งต่ำจะทำให้เกิด Densification ขึ้น ซึ่งงานเกิดการหดตัว เฟสของเหลวจะทำหน้าที่เปรียบเสมือนทางด่วนของการถ่ายเทมวลสาร โดยเฟสของแข็งจะละลายลงในเฟสของเหลวและแพร่ไปตามรูพรุนที่ของเหลวไปถึง ซึ่งในกรณีนี้เฟสของเหลวจะไม่แพร่เข้าสู่เฟสของแข็งเพราะมีความสามารถในการละลายต่ำ กรณีนี้เป็นกรณีที่เหมาะสมต่อการทำ Liquid Phase Sintering ทั่วไปที่ต้องการให้ได้ความหนาแน่นสูง (เปรียบเทียบ Enhanced Sintering ใน Mixed Powder Sintering) ดังนั้นลักษณะแผนภูมิสมมูลที่เหมาะสมต่อการทำ Liquid Phase Sintering ซึ่งจะทำให้เกิด Densification ขึ้น ต้องมีลักษณะดังภาพ 7.107 ตัวอย่างของ Liquid Phase Sintering แบบนี้ที่ชัดเจนได้แก่การเผาประสาน W ร่วมกับ Additive powder ที่มีจุดหลอมต่ำกว่าอุณหภูมิเผาประสาน ภาพ 7.108 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน W-3.5Ni-1.5Fe เผาประสานที่ 1470 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน

		solid solubility in liquid	
		low	high
liquid solubility in solid	low	limited densification, rearrangement	extensive densification
	high	swelling, transient liquid	mixed effect swelling & densification

ภาพ 7.106 แผนภาพอธิบายพฤติกรรมของการเผาประสานของ Liquid Phase Sintering

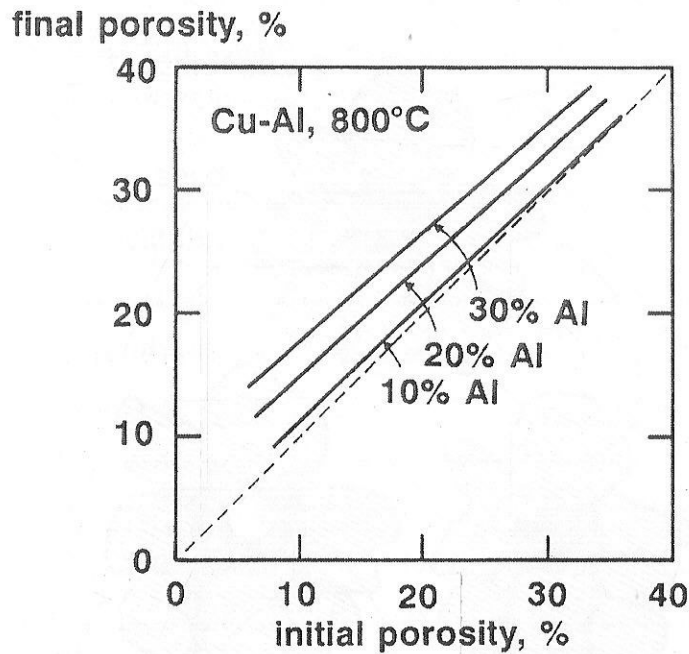


ภาพ 7.107 ลักษณะแผนภูมิสมดุลที่เหมาะสมต่อการทำ Liquid Phase Sintering



ภาพ 7.108 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน W-3.5Ni-1.5Fe เเผาประมาณที่ 1470 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมงภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจน

ในทางตรงกันข้ามหากความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งสูง แต่ความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งสูง จะทำให้เกิดการพองตัว (เปรียบเสมือน Pore Formation Sintering ใน Mixed Powder Sintering) เนื่องจากเฟสของแข็งไม่สามารถละลายลงในเฟสของเหลวได้ แต่เฟสของเหลวจะแพร่เข้าสู่เฟสของแข็งและทำให้เกิดรูพรุนจำนวนมากบริเวณที่เคยเป็นเฟสของเหลว พฤติกรรมแบบนี้โดยทั่วไปแล้วไม่เป็นที่ต้องการในการเผาประมาณเพราะทำให้ได้ความหนาแน่นต่ำ ควบคุมรูปร่างชิ้นงานได้ยาก และรูพรุนที่เกิดขึ้นกำจัดได้ยากในขั้นตอน Final Densification ดังนั้นลักษณะแผนภูมิสมดุลที่ไม่เหมาะสมต่อการทำ Liquid Phase Sintering จะมีลักษณะตรงกันข้ามกับภาพ 7.107 ตัวอย่าง Liquid Phase Sintering แบบนี้ได้แก่ Cu-Al ซึ่ง Al ที่มีจุดหลอมตัวต่ำกว่าสามารถละลายใน Cu ได้มาก ในขณะที่ Cu ละลายใน Al น้อยกว่า ดังนั้นจึงทำให้เกิดการพองตัวในการเผาประมาณ ยิ่งมีปริมาณ Al มากขึ้นจะทำให้การพองตัวของชิ้นงานมากขึ้นเช่นกัน ภาพ 7.109 แสดงความสัมพันธ์ระหว่าง Final porosity และ Initial porosity ในการเผาประมาณ Cu-Al ที่ 800 องศาเซลเซียส จะเห็นได้ว่าปริมาณ Al ที่มากขึ้นทำให้ Final porosity สูงขึ้น ภาพ 7.110 แสดงแบบจำลองของการเกิด Shrinkage และ Swelling จากอิทธิพลของความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็ง ตามที่ได้อธิบายไว้ข้างต้น



ภาพ 7.109 ความสัมพันธ์ระหว่าง Final porosity และ Initial porosity ใน
การเผาประสาน Cu-Al ที่ 800 องศาเซลเซียส

ถ้าหากความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งต่ำ จะเปรียบเสมือนการทำ Composite Sintering ซึ่งเกิด Densification อย่างจำกัดจากการจัดเรียงตัวใหม่ของอนุภาค และถ้าความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งสูงจะเกิดพฤติกรรมแบบผสมระหว่าง Swelling และ Shrinkage ยกตัวอย่างเช่นการเผาประสาน Cu-Sn เป็นต้น

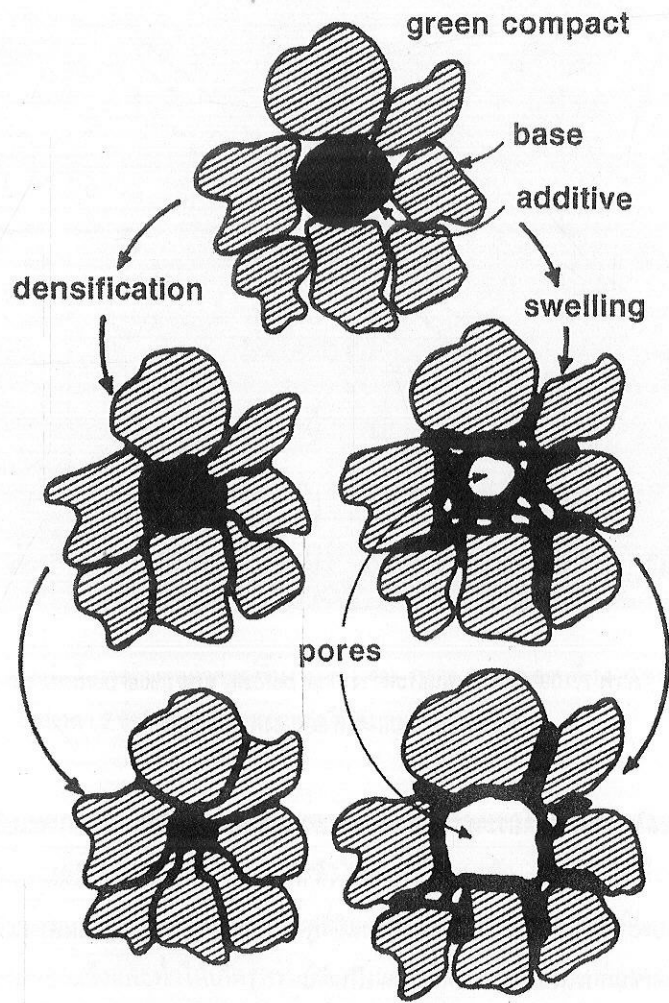
ประเด็นต่อมาเกี่ยวกับการจัดเรียงตัวของอนุภาคเนื่องจาก Capillary force สามารถอธิบายได้ดังนี้ คือ ก่อนการเกิดของเหลวภายในโครงสร้างจุลภาค พลังงานพื้นผิวที่สำคัญคือ γ_{s-v} หรือพลังงานพื้นผิวอิสระระหว่างเฟสของแข็งและไอ แต่เมื่อเกิดเฟสของเหลวขึ้น γ_{s-v} จะถูกทดแทนด้วย γ_{s-l} หรือพลังงานพื้นผิวอิสระระหว่างเฟสของแข็งและของเหลว ซึ่งถ้า

$$\gamma_{s-v} > \gamma_{s-l} + \gamma_{l-v}$$

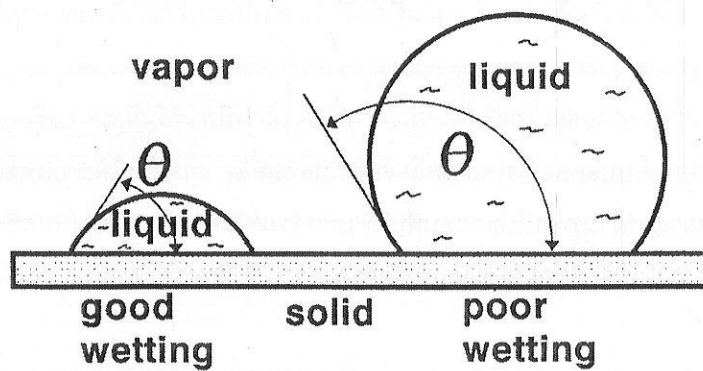
จะทำให้พลังงานของระบบลดลงเมื่อเฟสของเหลวเข้าไปแทนที่ไอ จึงทำให้ระบบพยายามลดพลังงานด้วยการทำให้เฟสของเหลวแพร่ผ่านรูพรุนไปทดแทนพื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งกับไอ หรืออาจเรียกได้ว่ามี Wettability สูง ค่า Wettability วัดด้วย Wetting Angle ดังภาพ 7.111 ซึ่งคำนวณ Wetting Angle ได้จากสมการ

$$\gamma_{s-v} = \gamma_{s-l} + \gamma_{l-v} \cos \theta$$

ดังนั้นจะเห็นได้ว่าถ้าค่า θ ต่ำหมายถึงเฟสของเหลวมี Wettability สูง และถ้าค่า θ สูงหมายถึงเฟสของเหลวมี Wettability ต่ำ

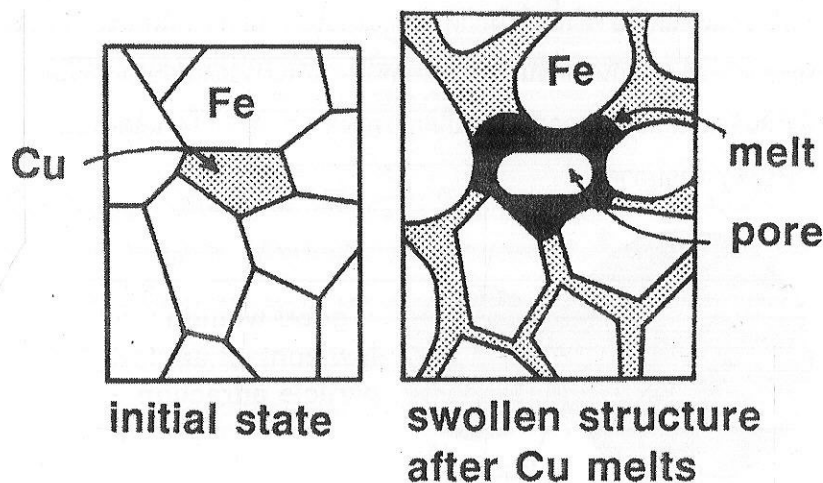


ภาพ 7.110 แบบจำลองของการเกิด Shrinkage และ Swelling จากอิทธิพลของความสามารถในการละลายระหว่างเฟสของเหลวและของแข็ง

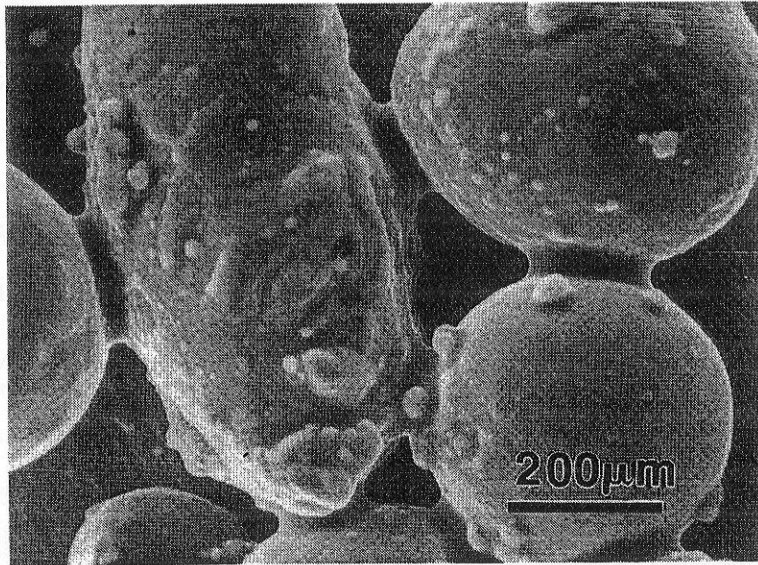


ภาพ 7.111 Wetting Angle และ Wettability

ในกรณีที่เฟสของเหลวมี Wetability สูงจะแพร่ไปตามรูพรุนโดยมีแนวโน้มที่จะแพร่ยังบริเวณที่มีรูพรุนเล็กที่สุด เนื่องจากรูพรุนที่เล็กที่สุดใช้ปริมาณเฟสของเหลวน้อยแต่สามารถทดแทนพื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอได้มากกว่า ผลจากการที่เฟสของเหลวพยายามแพร่ไปยังบริเวณที่มีรูพรุนขนาดเล็กอาจทำให้เกิดช่องว่างบริเวณที่มีรูพรุนขนาดใหญ่กว่า ภาพ 7.112 แสดงแบบจำลองของการเกิดรูพรุนจาก Liquid Phase Sintering ของ Fe-Cu ผู้อ่านอาจคิดว่าเฟสของเหลวน่าจะไหลไปตามแรงโน้มถ่วงโลกหรือบริเวณด้านล่างของชิ้นงาน แต่ในความเป็นจริงพบว่า ถ้าผงโลหะทั่วไปที่มีขนาดประมาณ 1 ไมครอน ปริมาณเฟสของเหลวประมาณ 5% จะมี Capillary force ที่เกิดขึ้นจากพลังงานพื้นผิวมากกว่าแรงที่เกิดจากอัตราเร่งแรงโน้มถ่วงโลกถึง 10,000 เท่า นอกจากนี้ด้วย Capillary force ที่เกิดขึ้นจะพยายามดึงให้เฟสของแข็งเข้าใกล้ชิดกันมากขึ้นเพื่อลดปริมาตรที่ใช้ในการแทนที่พื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอ และมีส่วนทำให้เกิดการเรียงตัวใหม่ของอนุภาค ความหนาแน่นภายในชิ้นงานจึงสูงขึ้น ภาพ 7.113 แสดงถ่ายภาพกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงให้เห็นรอยเชื่อมต่อของเฟสของเหลวระหว่างอนุภาค ซึ่งทำให้เกิดแรงดึงดูดอนุภาคให้ใกล้ชิดกันมากขึ้น หลักฐานที่ยืนยันทฤษฎีนี้คือถ้าเราลองนำกระดาษเปล่ามาติดกับฝามัน กระดาษแผ่นนั้นจะร่วงหล่นลงสู่พื้นทันทีที่ปล่อยมือ แต่ถ้าใช้น้ำเปล่าทาบบนกระดาษเล็กน้อยจะทำให้กระดาษแผ่นนั้นยึดติดกับฝามันได้จาก Capillary force และถ้าปล่อยไว้เช่นนั้นสักพักเมื่อน้ำเกิดการระเหยจนมีปริมาณน้อยลง จนไม่สามารถทำให้เกิด Capillary force มากพอที่จะรับน้ำหนักของกระดาษแผ่นนั้นไว้ได้ กระดาษก็จะร่วงลงสู่พื้น

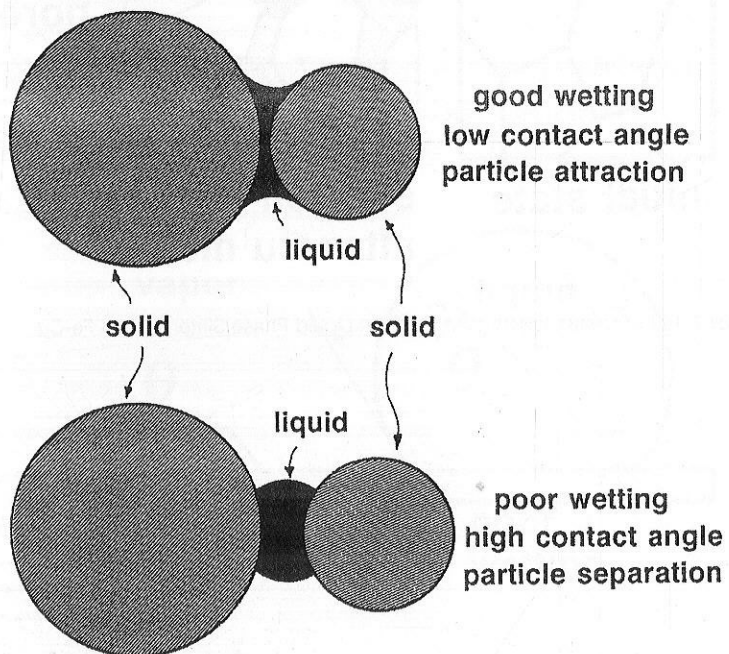


ภาพ 7.112 แบบจำลองของการเกิดรูพรุนจาก Liquid Phase Sintering ของ Fe-Cu



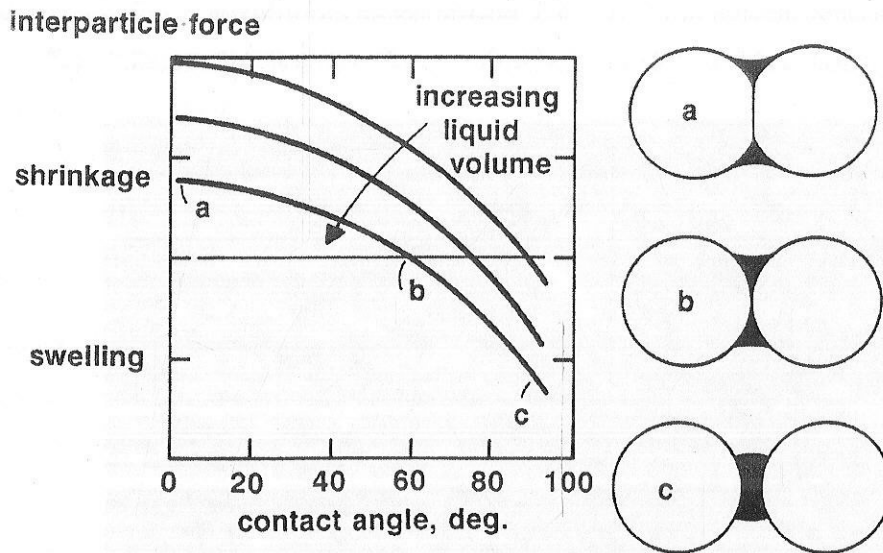
ภาพ 7.113 ถ่ายภาพกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงให้เห็นรอยเชื่อมต่อกของเฟสของเหลวระหว่างอนุภาค ซึ่งทำให้เกิดแรงดึงดูดอนุภาคให้ใกล้ชิดกันมากขึ้น

ในทางตรงกันข้ามหากเฟสของเหลวมี Wetability ต่ำ เฟสของเหลวจะไม่แพร่ไปตามรูพรุน เพราะไม่มีส่วนช่วยให้พลังงานของระบบลดลงได้ เนื่องจากมีพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของเหลวและของแข็งมากกว่าพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอ ดังนั้นจึงไม่เกิด Densification นอกจากนี้เฟสของเหลวยังพยายามผลักดันให้ผงโลหะหรือเฟสของแข็งห่างจากกันมากขึ้น เพื่อลดพลังงานพื้นผิวของเฟสของเหลวโดยจะพยายามเปลี่ยนเป็นทรงกลม ทำให้ผลึกผงโลหะออกจากกัน และเกิดการพองตัว ภาพ 7.114 แสดงแบบจำลองอิทธิพลของ Wetability ต่อการเรียงตัวของอนุภาค



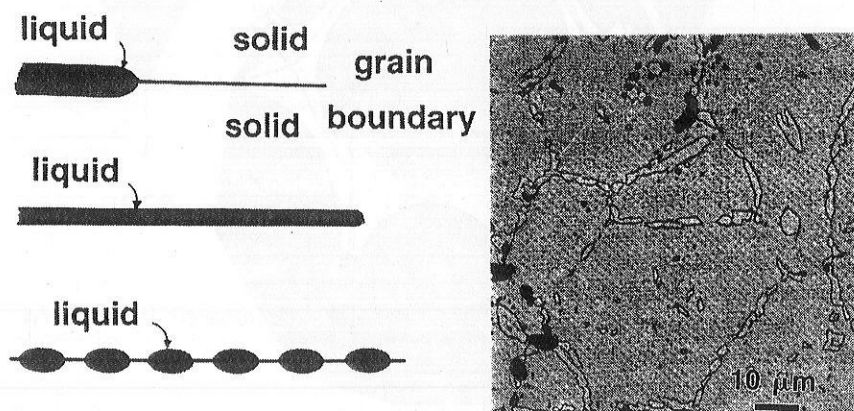
ภาพ 7.114 แบบจำลองอิทธิพลของ Wetability ต่อการเรียงตัวของอนุภาค

แรงที่กระทำระหว่างอนุภาคเฟสของแข็งขึ้นอยู่กับปริมาณและ Wetability ซึ่งมีผลต่อการหดหรือพองตัวของชิ้นงาน ตัวอย่างลักษณะความสัมพันธ์ของปริมาณเฟสของเหลว, Wetability และการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานแสดงดังภาพ 7.115



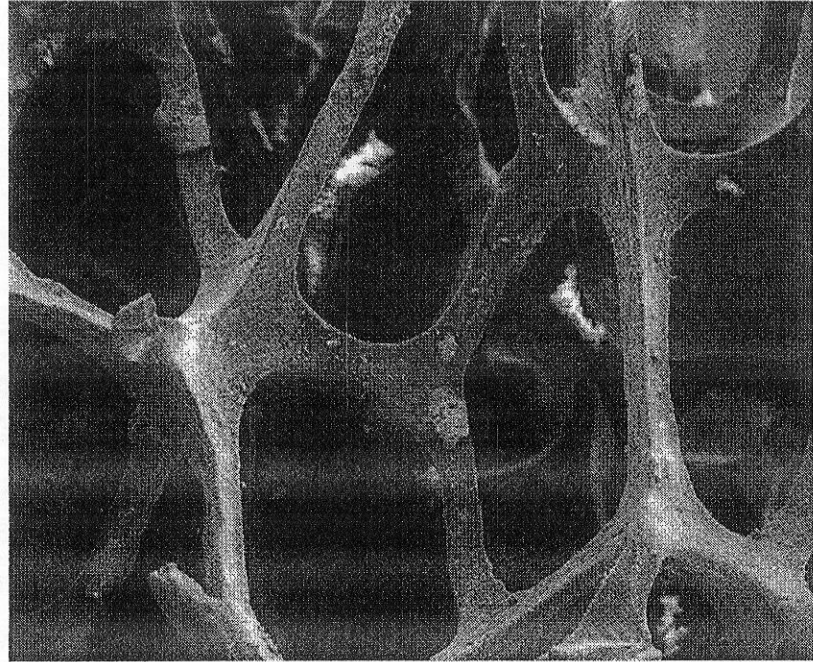
ภาพ 7.115 ตัวอย่างลักษณะความสัมพันธ์ของปริมาณเฟสของเหลว, Wetability และการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงาน

โครงสร้างจุลภาคสุดท้ายในชิ้นงานที่ได้ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นในขั้นตอน Particle-Reprecipitation และ Wetability สำหรับปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้น ถ้ามีปริมาณค่อนข้างน้อยจะทำให้โครงสร้างจุลภาคปรากฏลักษณะ Necklace Microstructure ซึ่งดูคล้ายสร้อยคอ เกิดจากความไม่ต่อเนื่องกันของเฟสของเหลวซึ่งมีปริมาณน้อย ภาพ 7.116 แสดงตัวอย่าง Necklace Microstructure ของ Fe-7Ti จะเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคมีรูปร่างที่เกิดจากการแพร่ของเฟสของเหลวในลักษณะเดียวกันกับภาพ 7.112

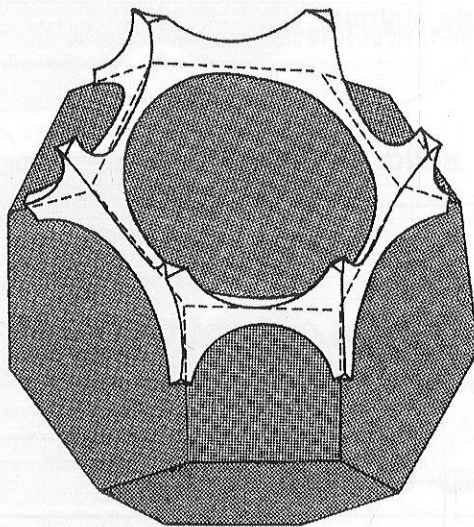


ภาพ 7.116 ตัวอย่าง Necklace Microstructure ของ Fe-7Ti

ถ้าหากว่าเฟสของเหลวมีปริมาณมากขึ้นจะทำให้ได้โครงสร้างที่เป็นโครงข่ายของบริเวณที่เคยเป็นเฟสของเหลว ซึ่งมักจะมีลักษณะคล้ายกับรูปร่างของรูปพูนในช่วง Intermediate Stage Sintering ภาพ 7.117 แสดงภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แสดงให้เห็นลักษณะของเฟสของเหลวที่มีความต่อเนื่องกันเป็นโครงข่าย โดยบริเวณที่เป็นเฟสของแข็งถูกกำจัดออกด้วยวิธีการกัดกรดอย่างรุนแรง จะเห็นว่าในกรณีนี้เฟสของแข็งมีรูปร่างแบบ Tetrakaidecahedron (ทรง 14 หน้า) และเฟสของเหลวที่เห็นในภาพ 7.116 นั้นวางตัวอยู่ตรงบริเวณสันและขอบของเกรน ภาพ 7.118 แสดงแบบจำลองการวางตัวของเฟสของเหลวและเฟสของแข็ง



ภาพ 7.117 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แสดงให้เห็นลักษณะของเฟสของเหลวที่มีความต่อเนื่องกันเป็นโครงข่าย

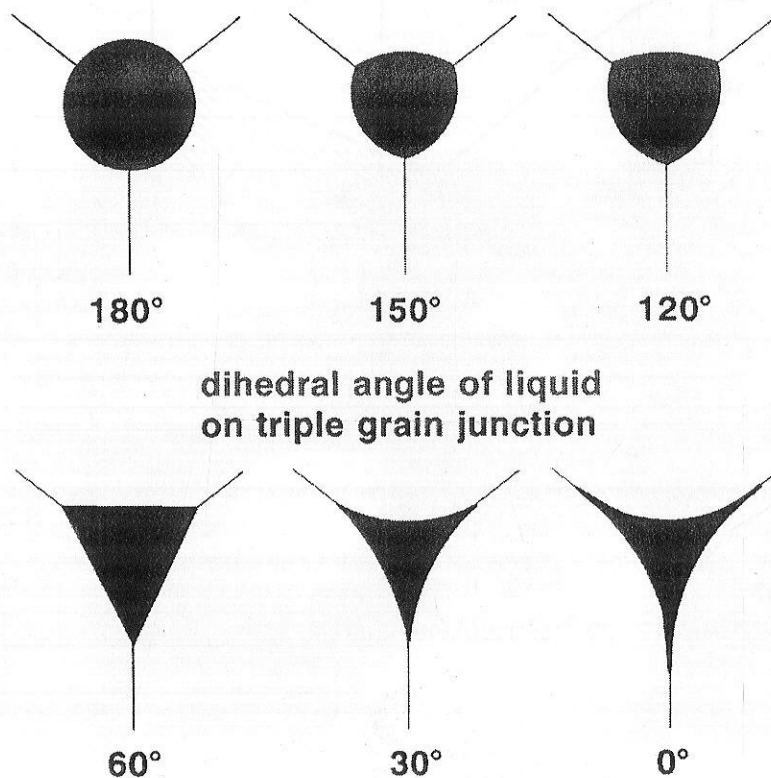


ภาพ 7.118 แบบจำลองการวางตัวของเฟสของเหลวและเฟสของแข็ง

อีกปัจจัยหนึ่งนอกจากปริมาณเฟสของเหลวที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคที่ได้คือ Wettability ค่าที่เป็นดัชนีบอก Wettability คือ Wetting Angle ดังที่กล่าวมาแล้ว แต่ยังมีอีกค่าหนึ่งซึ่งมีลักษณะเช่นเดียวกันกับ Wetting Angle คือ Dihedral Angle โดย Dihedral Angle (ϕ) ต่างจาก Wetting Angle ตรงที่ Wetting Angle เป็นมุมที่เกิดจากเฟส 3 เฟสได้แก่ ของเหลว, ของแข็งและไอ แต่ Dihedral Angle เป็นมุมที่เกิดจากเฟส 2 เฟส โดยอาจได้แก่ ของเหลว-ของแข็ง, ของเหลว-ไอ หรือ ของแข็ง-ไอ ก็ได้ ซึ่ง Dihedral Angle จะเหมาะสมต่อการวิเคราะห์ในกรณีของ Liquid Phase Sintering มากกว่าเพราะเกี่ยวข้องกับเฟส 2 เฟส ได้แก่ ของเหลวและของแข็ง Dihedral Angle คำนวณได้จาก

$$2\gamma_{s-l} \cos \frac{\phi}{2} = \gamma_{s-s}$$

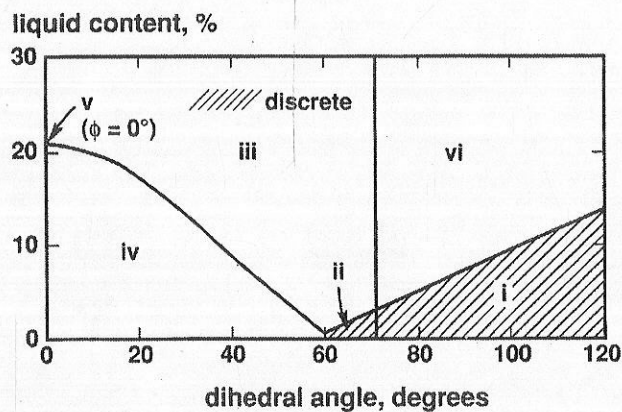
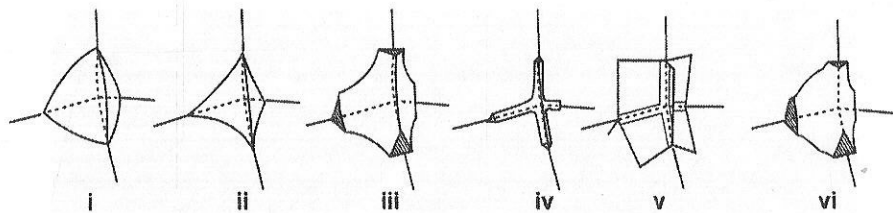
ถ้าหากมีเฟสของเหลวเกิดบริเวณรอยต่อระหว่าง 3 เกรน (Tri-pole Junction) จะมีรูปร่างแตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle ดังภาพ 7.118



ภาพ 7.118 รูปร่างของเฟสของเหลวบริเวณ Tri-pole Junction ที่ขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle

จะเห็นได้ว่าทั้งปริมาณเฟสของเหลวและ Dihedral Angle มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคสุดท้ายที่ได้ ดังนั้นจึงต้องพิจารณาผลของทั้งสองร่วมกัน ดังภาพ 7.119 จากภาพจะเห็นว่าถ้ามีปริมาณเฟสของเหลวน้อยและมี

Dihedral Angle มาก (กรณี i และ ii) จะทำให้ได้เฟสของเหลวที่มีลักษณะไม่ต่อเนื่องกัน แต่ถ้ามีปริมาณเฟสของเหลวมากพอก็จะทำให้ได้เฟสของเหลวที่ต่อเนื่องกันได้แม้จะมี Dihedral Angle มากก็ตาม (กรณี vi) ถ้ามี Dihedral Angle น้อยกว่า 60 องศาจะทำให้ได้โครงสร้างที่ต่อเนื่องกันแม้ว่าจะมีปริมาณเฟสของเหลวน้อย (กรณี iii) และถ้ามี Dihedral Angle น้อยและปริมาณเฟสของเหลวมาก จะทำให้ได้เฟสของเหลวที่ต่อเนื่องและมีรูปร่างเล็กวางตัวอยู่ตามบริเวณสันและขอบของเกรน และถ้ามี Dihedral Angle = 0 องศาจะทำให้ได้เฟสของเหลวที่มีลักษณะฉาบไปทั่วผิวหน้าของเกรน



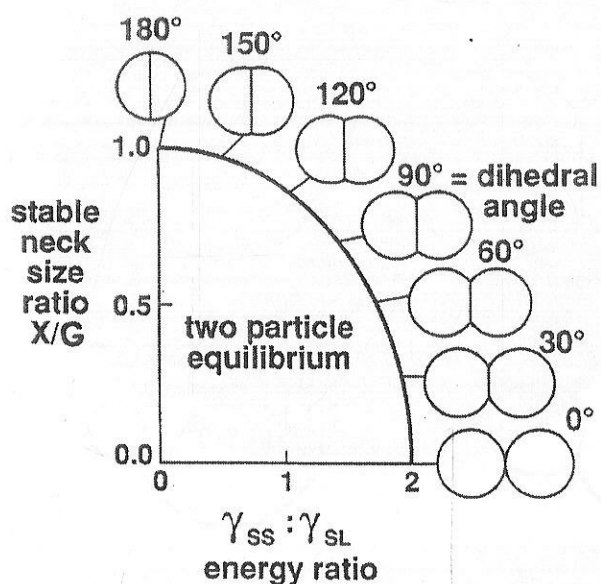
ภาพ 7.119 ลักษณะเฟสของเหลวที่ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสและ Dihedral Angle

นอกจากนี้ Dihedral Angle มีผลต่อลักษณะการเชื่อมของเกรนด้วยเช่นกัน เนื่องจาก Dihedral Angle เป็นตัวกำหนดคอคอดที่ใหญ่ที่สุด กล่าวคือเป็นตัวกำหนดมุมของคอคอดระหว่างเกรนนั่นเอง ถ้ามีอนุภาคสองเม็ดต่อเชื่อมกันในขณะทำ Liquid Phase Sintering ขนาดของคอคอดที่สัมพันธ์กับขนาดอนุภาค $\left(\frac{X}{G}\right)$ จะขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle ดังภาพ 7.120 ซึ่งอธิบายได้ด้วยสมการ

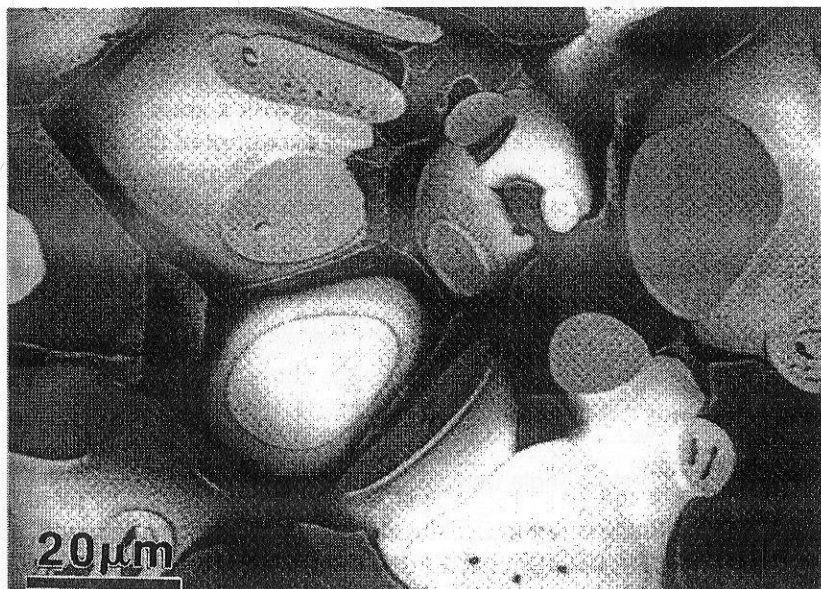
$$\left(\frac{X}{G}\right) = \sin \frac{\phi}{2}$$

ถ้า Dihedral Angle น้อยจะทำให้ได้ขนาดคอคอดน้อย โดยเฉพาะกรณีที่ Dihedral Angle เท่ากับ 0 องศาจะทำให้อนุภาคไม่สามารถต่อเชื่อมกันได้เลย ซึ่งสอดคล้องกับภาพ 7.118 เนื่องจากเฟสของเหลวสามารถฉาบไปทั่วผิวหน้าของรอยต่อ ถ้า Dihedral Angle มีค่ามากจะทำให้ได้คอคอดที่มีขนาดใหญ่ แต่ต้องไม่ลืมว่า Dihedral Angle ที่มีค่ามากเกินไปจะมีผลเสียต่อ Densification เนื่องจากการที่ Wettability ต่ำจะทำให้เฟส

ของเหลวออกแรงผลักดันอนุภาคออกจากกันและได้ความหนาแน่นต่ำ ภาพ 7.120 แสดง Backscattered Electron Image ของรอยแตก แสดงให้เห็นลักษณะของคอคอดและเพลของเหลวที่ต่อเนื่องกัน



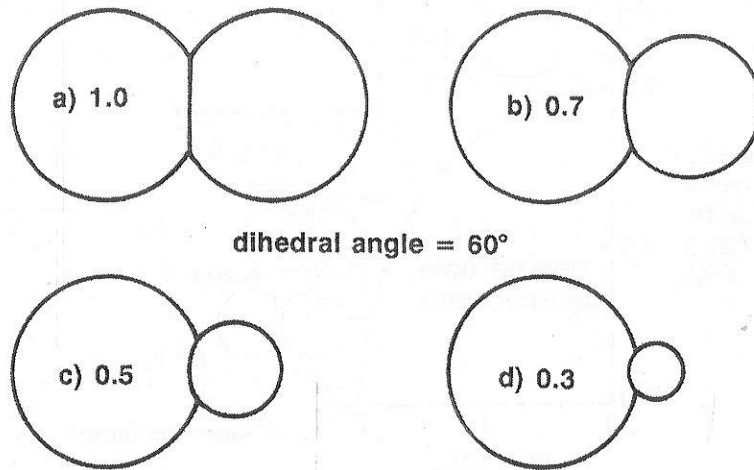
ภาพ 7.120 ขนาดของคอคอดที่สัมพันธ์กับขนาดอนุภาคที่ขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle



ภาพ 7.121 Backscattered Electron Image ของรอยแตก แสดงให้เห็นลักษณะของคอคอด และเพลของเหลวที่ต่อเนื่องกัน

ถ้าหากอนุภาคมีขนาดไม่เท่ากันจะทำให้คอคอดที่ได้มีขนาดแตกต่างกันไป รวมทั้งทำให้เกิดความโค้งขึ้นที่รอยต่อด้วย โดยยิ่งอนุภาคมีขนาดต่างกันมากเท่าไรขนาดของคอคอดจะเล็กลงตามอนุภาคขนาดเล็ก และมีความโค้งมากขึ้น วัสดุมีความโค้งมีผลต่อแรงดันรอบรอยต่อโดยจะทำให้รอยต่อเกิดการขยายตัว ด้านล่างจะ

ขยายออกและด้านหนึ่งจะหดหายไป หรือกล่าวคืออนุภาคขนาดเล็กจะเล็กลงเรื่อย ๆ และหดหายไปที่สุดในที่สุด ภาพ 7.122 แสดงขนาดของคอคอดที่ขึ้นอยู่กับขนาดสัมพัทธ์ระหว่างอนุภาคขนาดใหญ่และขนาดเล็ก สังเกตว่าไม่ว่าอนุภาคจะมีขนาดแตกต่างกันแค่ไหน แต่ Dihedral Angle จะมีค่าคงที่

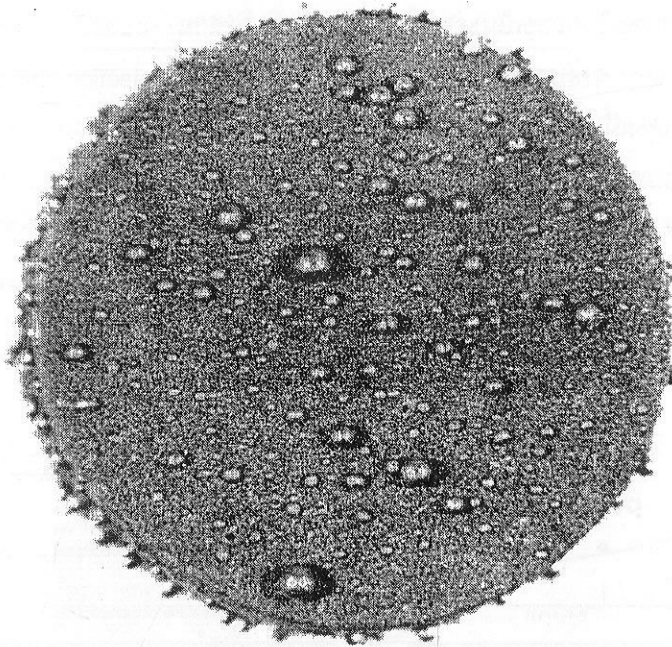


ภาพ 7.122 ขนาดของคอคอดที่ขึ้นอยู่กับขนาดสัมพัทธ์ระหว่างอนุภาคขนาดใหญ่และขนาดเล็ก

จากการที่มีรัศมีความโค้งที่บริเวณรอยต่อทำให้เกิดการ Coarsening ขึ้น นอกจากนี้ Coarsening ยังเกิดได้จากความสามารถในการละลายที่ไม่เท่ากันระหว่างอนุภาคขนาดเล็กและขนาดใหญ่ด้วย โดยอนุภาคขนาดเล็กจะสามารถละลายในเฟสของเหลวได้มากกว่าอนุภาคขนาดใหญ่ ทำให้เกิดการถ่ายเทมวลสารจากอนุภาคขนาดเล็กสู่เฟสของเหลวและจากเฟสของเหลวที่มีความเข้มข้นมากไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นน้อย (รอบ ๆ อนุภาคขนาดใหญ่) และตกตะกอนกลายเป็นของแข็งที่อนุภาคขนาดใหญ่ กระบวนการนี้เรียกว่า "Ostwald Ripening" ซึ่งได้กล่าวไว้ในหัวข้อ 7.22 แล้ว ผลลัพธ์สุดท้ายทำได้โครงสร้างที่หยาบขึ้น ดังนั้นจึงต้องควบคุมเวลาในการ Liquid Phase Sintering เช่นเดียวกับกรณี Solid-state Sintering

การที่เฟสของเหลวมี Wettability ต่ำมากส่งผลเสียในทางปฏิบัติคือทำให้เฟสของเหลวไหลออกมาจากชิ้นงานทาง Open pore ได้ หรือเรียกว่า Exuded Liquid ซึ่งเป็นรูปแบบหนึ่งของ Defect ที่เกิดจาก Liquid Phase Sintering โดยอาจเกิดจากการกำจัด Lubricant และ Binder ออกไม่หมดทำให้กลายเป็นไอและดันเฟสของเหลวออกมาที่ผิวชิ้นงาน

จากที่กล่าวมาทั้งหมด ทั้ง Dihedral Angle และปริมาณเฟสของเหลวล้วนขึ้นอยู่กับอุณหภูมิเผาประสาน เนื่องจากปริมาณเฟสของเหลวสามารถหาได้จากแผนภูมิสมดุลซึ่งจะมีปริมาณมากขึ้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น และจะเกิด Segregation มากหรือน้อยขึ้นอยู่กับความห่างระหว่าง Solidus และ Liquidus สำหรับ Dihedral Angle นั้นขึ้นอยู่กับค่าพลังงานพื้นผิวอิสระซึ่งขึ้นอยู่กับอุณหภูมิด้วยเช่นกัน ดังนั้นจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิเผาประสานเป็นหัวใจหลักของ Liquid Phase Sintering เนื่องจากส่งผลกับทั้ง Dihedral Angle, ปริมาณเฟสของเหลวและความสามารถในการละลายระหว่างเฟสต่าง ๆ



ภาพ 7.123 Exude Liquid เกิดจาก Wetability ที่ต่ำมากทำให้เฟสของเหลวไหลออกมาทาง Open pore ได้ง่าย

จากความรู้ทั้งหมดที่ได้กล่าวมาถ้าต้องการสรุปปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Swelling หรือ Shrinkage สามารถสรุปได้ดังตาราง 7.6

ตาราง 7.6 สรุปปัจจัยที่ส่งเสริมให้เกิด Swelling หรือ Shrinkage

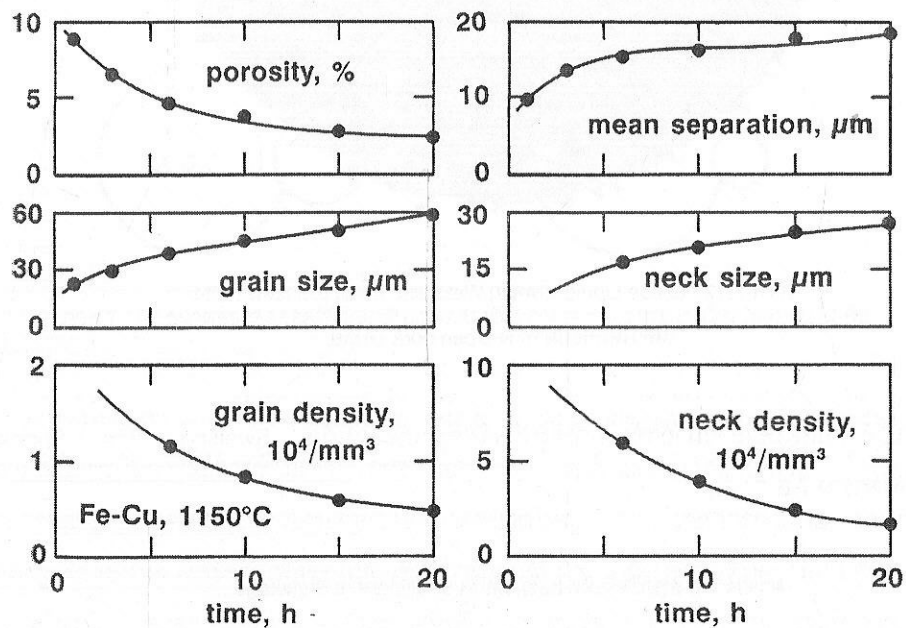
Factor	Swelling	Shrinkage
Solid solubility in liquid	Low	High
Liquid solubility in solid	High	Low
Diffusivity	Unequal	Equal
Additive powder size	Large	Small
Base powder size	Large	Small
Green density	High	Low
Wetability	Low	High
Dihedral Angle	High	Low
Temperature	Low	High
Time	Short	Long

7.8.2 Solution-Reprecipitation

หลังจากที่เกิดเฟสของเหลวขึ้นและเกิดการจัดเรียงตัวใหม่ของอนุภาค หลังจากนั้นเฟสของเหลวและของแข็งซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีไม่เท่ากัน (หาได้จากแผนภูมิสมดุล) จะเกิดการ Homogenization คือเกิดการแพร่เข้าหากันและปรับส่วนผสมทางเคมีเข้าสู่สมดุล โดยพยายามลด Composition Gradient เมื่อส่วนผสมทางเคมี

เริ่มเข้าสู่สมดุล โลหะผสมจะเริ่มกลายเป็นของแข็งที่อุณหภูมิเผาประสาน และเกิดการตกตะกอนจากเฟสของเหลวกลายเป็นของแข็งรอบ ๆ อนุภาคของแข็งแบบ Heterogeneous Nucleation และขั้นตอน Solution-Reciprecipitation จะเสร็จสิ้นลงเมื่อเฟสของเหลวกลายเป็นของแข็งทั้งหมด

ในขณะที่เกิดกระบวนการ Solution-Reciprecipitation จะทำให้ชิ้นงานมี Porosity ลดลง และขนาดของคอคอดขยายตัวขึ้น กล่าวคือเกิด Densification ในช่วงเวลาเดียวกันนั้นเกรนจะมีขนาดใหญ่ขึ้น (Coarsening) โดยจะมีจำนวนเกรนและจำนวนคอคอดน้อยลง ภาพ 7.124 แสดงตัวแปรต่าง ๆ ที่เปลี่ยนแปลงไปในช่วง Solution-Reciprecipitation ในการทำ Liquid Phase Sintering Fe-20Cu ที่ 1150 องศาเซลเซียส



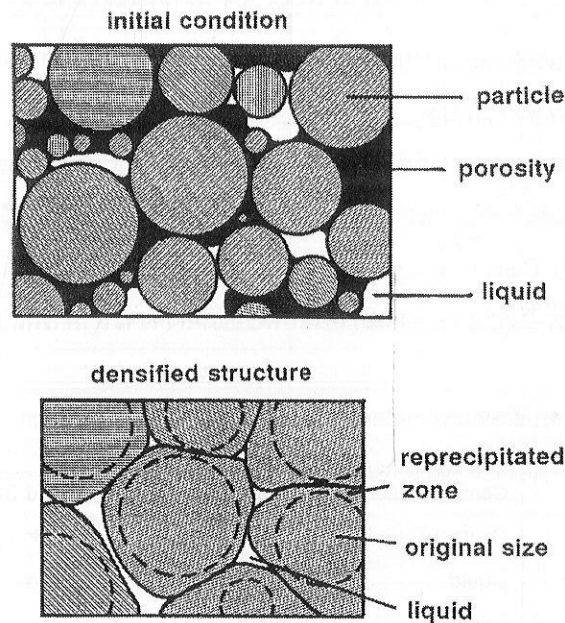
ภาพ 7.124 ตัวแปรต่าง ๆ ที่เปลี่ยนแปลงไปในช่วง Solution-Reciprecipitation ในการทำ Liquid Phase Sintering Fe-20Cu ที่ 1150 องศาเซลเซียส

จากภาพ 7.124 จะเห็นได้ว่าในช่วง Solution-Reciprecipitation นั้นจะเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค ได้แก่ Grain Shape Accomodation, Coalescence และ Pore filling

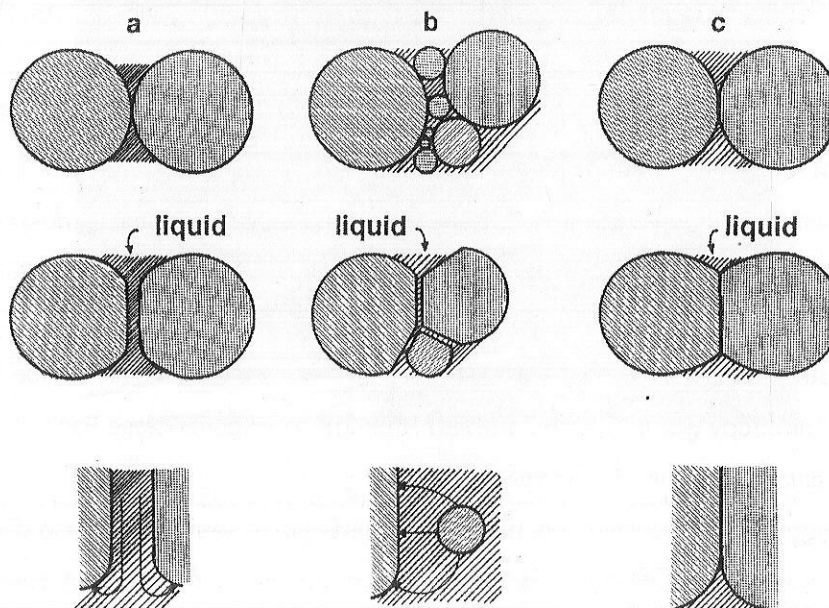
7.8.2.1 Grain Shape Accomodation

ส่วนใหญ่แล้วในกระบวนการ Liquid Phase Sintering ปริมาณเฟสของเหลวจะไม่เพียงพอต่อการแทนที่รูพรุนทั้งหมด เนื่องจากถ้าปริมาณของเหลวมีมากพอจะทำให้ชิ้นงานไม่มีความแข็งแรงและเสียรูปร่างขณะเผาประสานได้ง่าย ถ้าให้อนุภาคเฟสของแข็งมีรูปร่างเป็นทรงกลม (มีพลังงานพื้นผิวน้อยที่สุด) เฟสของเหลวจะกลายเป็นของแข็งและตกตะกอนรอบอนุภาคทรงกลมนี้ และทำให้อนุภาคเปลี่ยนรูปร่างเบี่ยงเบนไปจากทรงกลม (ภาพ 7.125) ถึงแม้ว่าอนุภาคจะเปลี่ยนแปลงไปจากทรงกลมแล้วจะทำให้มีพลังงานพื้นผิวเพิ่มขึ้น แต่การลดพื้นที่ผิวระหว่างเฟสของแข็งและรูพรุนทำให้พลังงานของระบบโดยรวมลดลง

กลไกการเปลี่ยนแปลงของรูปร่างเกรนนั้นมีหลายกลไก ได้แก่ Contact Flattening, Grain Dissolution และ Solid State Diffusion ภาพ 7.126 แสดงแบบจำลองอธิบายกลไกการเปลี่ยนแปลงรูปร่างเกรน สำหรับในกรณีของ Contact Flattening นั้น กล่าวว่ที่บริเวณรอยต่อระหว่างเกรนจะได้รับ Capillary force และแพร่ลงสู่เฟสของเหลวและไปตกตะกอนใหม่ที่บริเวณนอกรอยต่อ ทำให้รอยต่อระหว่างเกรนเป็นพื้นผิวราบเรียบและบริเวณใจกลางของเกรนใกล้ชิดกันมากขึ้น



ภาพ 7.125 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างของอนุภาคในขั้นตอน Solution-Recipitation



ภาพ 7.126 แบบจำลองอธิบายกลไกการเปลี่ยนแปลงรูปร่างเกรนในขั้นตอน Solution-Recipitation

สำหรับ Grain Dissolution นั้นเกิดจากการความโค้งที่ไม่เท่ากันของอนุภาคนาโนขนาดใหญ่และเล็ก อนุภาคนาโนขนาดเล็กจะถูกทำให้หดหายไปด้วยกลไกของ Ostwald Ripening และบริเวณรอยต่อที่เกิดขึ้นใหม่จะมีลักษณะเป็นพื้นผิวเรียบด้วยกลไกเดียวกันกับ Contact Flattening ด้วยกลไกนี้ทำให้ความหนาแน่นเพิ่มขึ้นด้วยเช่นกัน โดยรูปร่างเกรนจะเปลี่ยนไปทำให้ปิดช่องว่างระหว่างเกรนได้สนิทมากขึ้นและใจกลางของแต่ละเกรนเข้าใกล้กันมากขึ้น

สำหรับ Solid State Diffusion มีทฤษฎีเหมือนกับหัวข้อ 7.3 กลไกการถ่ายเทมวลสารทุกประการ แต่ว่าเฟสของเหลวที่ล้อมรอบเกรนมีส่วนช่วยให้การถ่ายเทมวลสารเกิดเร็วขึ้นมาก รวมทั้งขนาดคอคอดที่ใหญ่ที่สุดจะถูกควบคุมด้วย γ_{s-l} และ γ_{s-s} แทนที่จะเป็น γ_{s-v} และ γ_{s-s}

ตาราง 7.7 สรุปลักษณะของกลไกการเกิด Grain Shape Accommodation จะเห็นได้ว่าแต่ละกลไกมีแหล่งที่มีของวัสดุต่างกัน และมีเส้นทางในการถ่ายเทมวลสารต่างกัน ซึ่งกลไกที่เกี่ยวข้องของเฟสของเหลวได้แก่ Contact Flattening และ Grain Dissolution และทั้งสองกลไกนี้มีจลศาสตร์ที่ค่อนข้างเร็วกว่า Solid State Diffusion แต่ว่าต้องมีความสามารถในการละลายของอนุภาคนาโนในเฟสของเหลวจึงจะสามารถเกิดขึ้นได้

ตาราง 7.7 สรุปลักษณะของกลไกการเกิด Grain Shape Accommodation

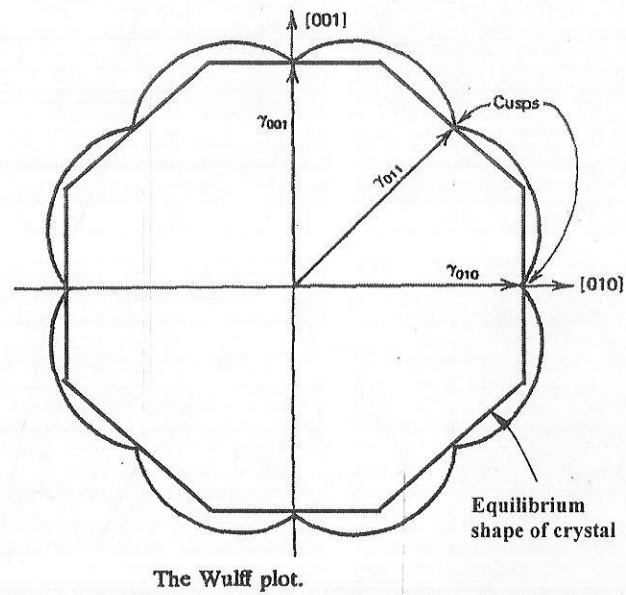
Mechanism	Contact Flattening	Grain Dissolution	Solid State Diffusion
Material Source	Contact Zone	Small Grain	Grain Boundary
Transport path	Liquid	Liquid	Solid
Transport rate	Rapid	Rapid	Slow
Grain Coarsening	No	Yes	No
Solubility in Liquid	Necessary	Necessary	Not Required

ในบางกรณีก็มีข้อยกเว้น โดยการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของอนุภาคนาโนไม่ได้ขึ้นอยู่กับ Dihedral Angle เท่านั้น แต่ยังขึ้นอยู่กับค่าพลังงานพื้นผิวในแต่ละระนาบของโครงสร้างผลึกด้วย เนื่องจากวัสดุที่มีโครงสร้างผลึก (Crystalline Material) นั้น พลังงานพื้นผิวเป็นสมบัติที่ขึ้นอยู่กับทิศทาง (Anisotropy) ดังนั้นเพื่อลดพลังงานในระบบผลึกจึงพยายามจัดเรียงตัวในระนาบที่มีพลังงานพื้นผิวที่ต่ำที่สุด ภาพ 7.127 แสดง Wulff plot ซึ่งแสดงค่าพลังงานพื้นผิวในระนาบต่าง ๆ รูปร่างของผลึกจะสามารถหาได้จากเส้นตั้งฉากกับ Cusps ที่ใกล้ที่สุดดังแสดงในภาพ ภาพ 7.128 แสดงภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของหยดน้ำโลหะตะกั่วที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส จะเห็นมีรูปร่างเหมือนกับแบบจำลองในภาพ 7.127

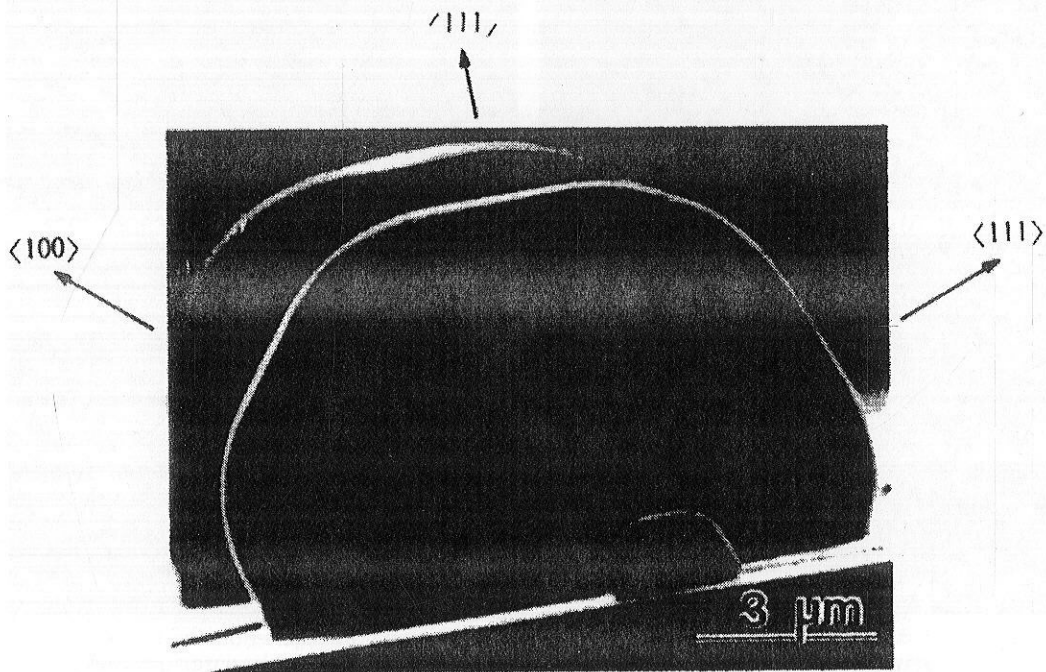
ตัวอย่างที่เห็นได้ชัดเจนที่สุดคือรูปร่างของ WC ซึ่งมีรูปร่างแบบ Prismatic Triangular Shape ซึ่งถือว่าเป็นรูปร่างที่มีความ Anisotropy สูงมาก เนื่องจาก WC มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal Close Pack ภาพ 7.129 แสดงแบบจำลอง Prismatic Triangular Shape ของ WC

WC ส่วนใหญ่ถูกนำไปใช้ทำ Cutting Tool เนื่องจากมีความแข็งสูงมาก โดยทำการผสม Co เป็นเสมือนตัวเชื่อมประสาน รูปร่างของ WC ยังขึ้นอยู่กับปริมาณคาร์บอนด้วย โดยจะพบว่าถ้ามีปริมาณคาร์บอนต่ำกว่า 1.0% แล้ว WC จะมีรูปร่างเบี่ยงเบนไปจาก Triangular แต่เมื่อมีปริมาณคาร์บอนเกินกว่า 1.0% จะถึงจุดอิ่มตัวและมีรูปร่างเป็น Triangular และมักจะมีขนาดเล็กเล็กเล็กลง ภาพ 7.130 และ 7.131 แสดงลักษณะ

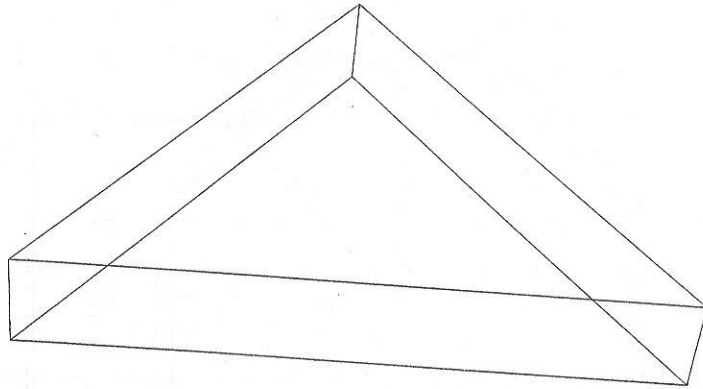
รูปร่างของ WC ที่เปลี่ยนแปลงไปตามปริมาณคาร์บอนถ่ายโดยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนตามลำดับ



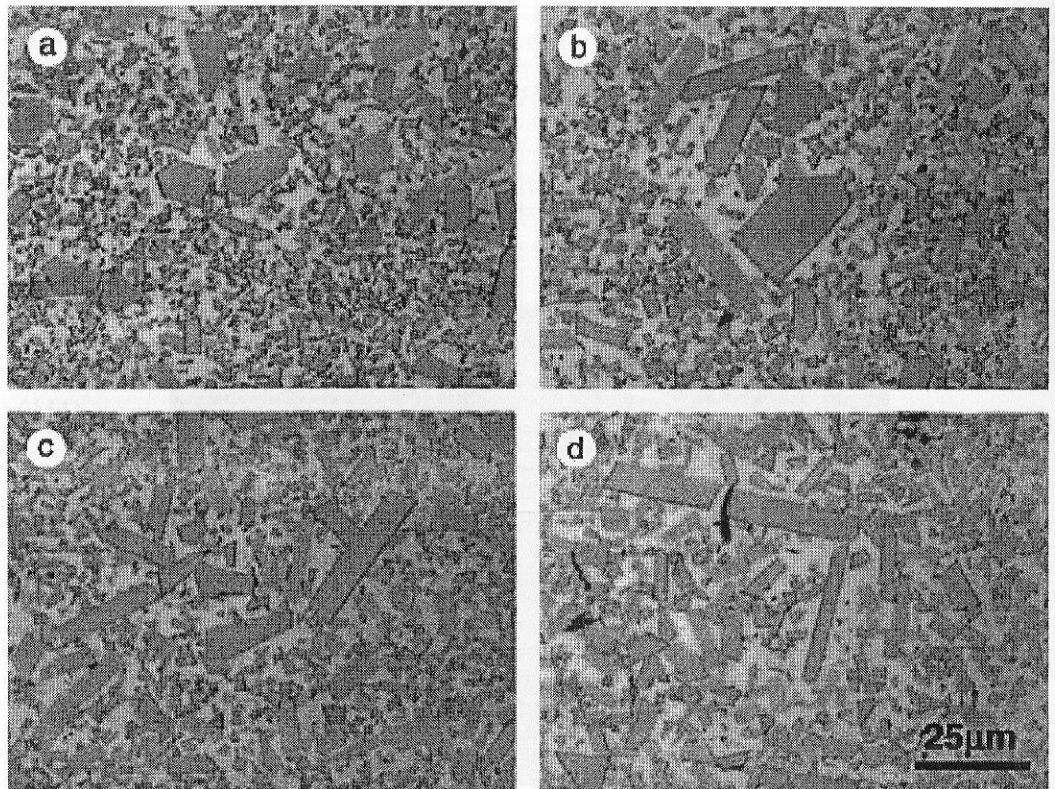
ภาพ 7.127 Wulff plot และ Equilibrium Shape of Crystal



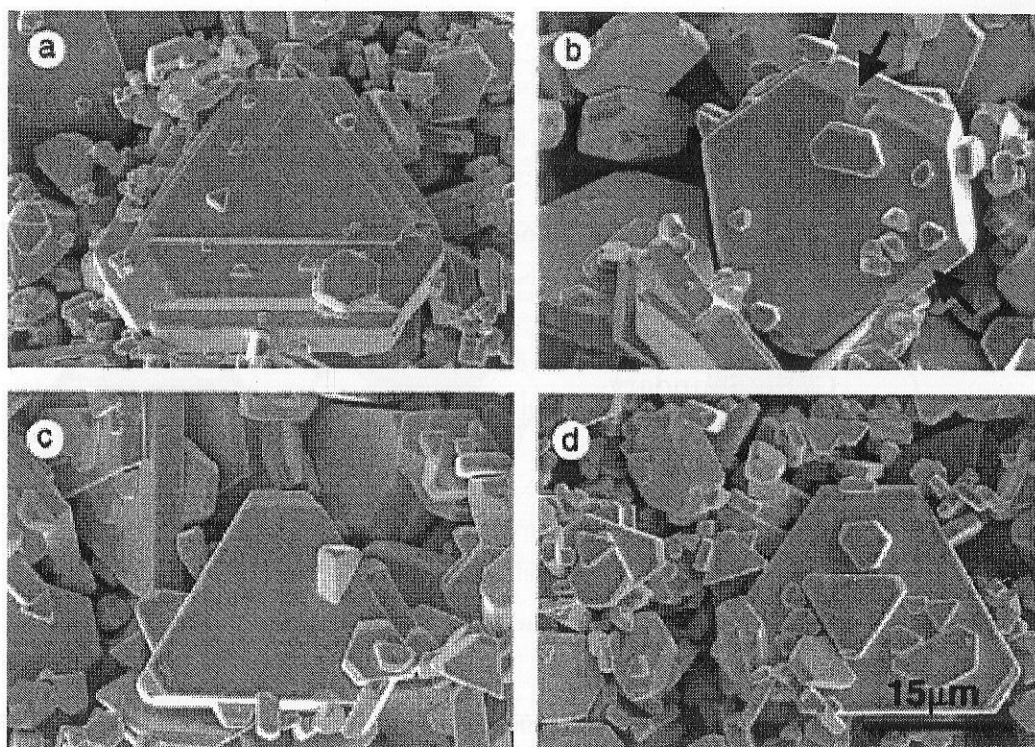
ภาพ 7.128 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนของหยดน้ำโลหะตะกั่วที่อุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส



ภาพ 7.129 แบบจำลอง Prismatic Triangular Shape ของ WC



ภาพ 7.130 โครงสร้างจุลภาคของ WC-30Co ที่มีปริมาณคาร์บอนไม่เท่ากัน ผ่านการเผาประสานที่ 1450 องศาเซลเซียส 2 ชั่วโมง a) 0.1%C b) 0.3%C c) 0.7%C d) 1.0%C

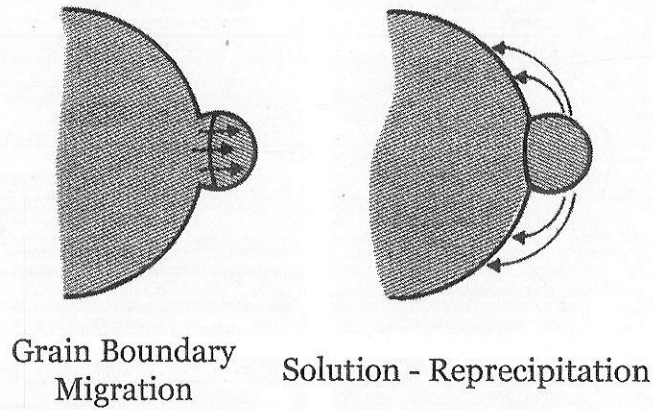


ภาพ 7.131 ภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแสดงโครงสร้างจุลภาคของ WC-30Co ที่มีปริมาณ คาร์บอนไม่เท่ากัน ผ่านการเผาประสานที่ 1450 องศาเซลเซียส 8 ชั่วโมง a) 0.1% C b) 0.3% C c) 0.7% C d) 1.0% C

7.8.2.2 Coalescence

Coalescence คือการรวมตัวของเกรนหลายเกรนที่มีขนาดต่างกันกลายเป็นเกรนเดียวกัน ซึ่งทำให้เกิด Microstructural Coarsening ขึ้น

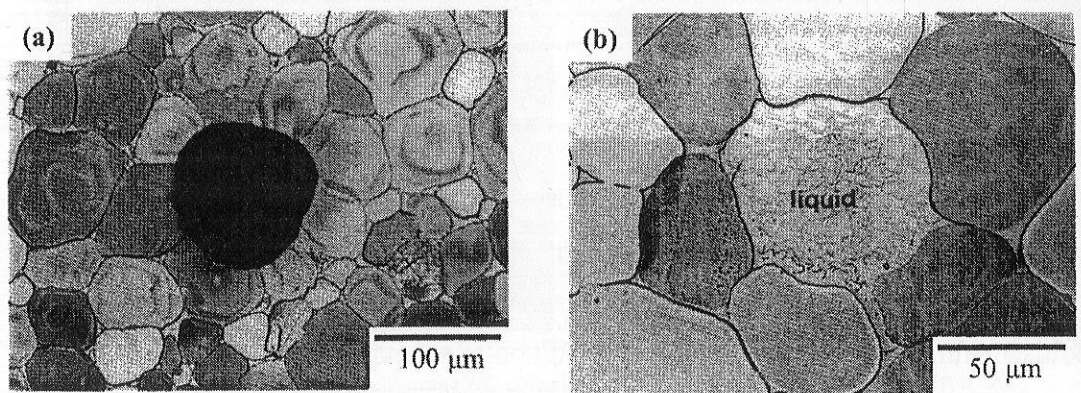
จากที่ได้กล่าวในหัวข้อ Particle Rearrangement ในกรณีที่อนุภาคมีขนาดไม่เท่ากัน (ภาพ 7.122) จะเกิด Coalescence ได้จากการขยายตัวของ Grain Boundary หรือที่เรียกว่า Grain Boundary Migration จนทำให้อนุภาคขนาดเล็กหายไป ในขั้นตอน Solution-Reprecipitation ก็เป็นอีกหนึ่งกลไกที่ทำให้เกิด Coalescence ได้เช่นกัน ภาพ 7.132 เปรียบเทียบกลไกการเกิด Coalescence แบบ Grain Boundary Migration และ Solution-Reprecipitation ซึ่งในกรณีของ Grain Boundary Migration แล้ว Driving Force ได้แก่รัศมีความโค้งของ Grain Boundary ส่วนกรณี Solution-Reprecipitation ได้แก่การลดลงของพื้นที่ผิวของอนุภาค โดยทั่วไปแล้วการลดลงของพื้นที่ผิวจะมี Driving Force มากกว่ารัศมีความโค้ง นอกจากนี้การถ่ายเทมวลสารผ่านเฟสของเหลวก็จะมีกลศาสตร์ที่เร็วกว่าการเคลื่อนที่ของ Grain Boundary ด้วยเช่นกัน ดังนั้นโดยทั่วไปแล้วกลไก Solution-Reprecipitation จึงน่าที่จะเป็นกลไกที่ควบคุมการเกิด Coalescence



ภาพ 7.132 เปรียบเทียบกลไกการเกิด Coalescence แบบ Grain Boundary Migration และ Solution-Reciprecitation

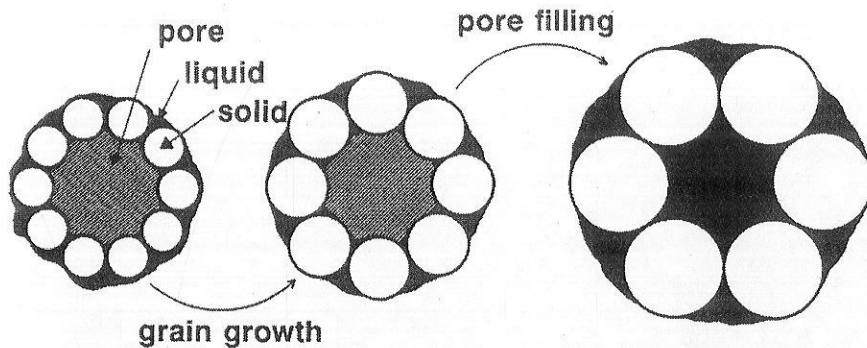
7.8.2.3 Pore Filling

จากที่ได้กล่าวในหัวข้อ 7.8.1 Particle Rearrangement แล้วว่าเฟสของเหลวจะพยายามไปแทรกตัวอยู่ในโพรงที่มีขนาดเล็กถ้าหากมี Wetability พอ เนื่องจากจะสามารถลดพลังงานพื้นผิวระหว่างเฟสของแข็งและไอได้มากกว่า ด้วยเหตุนี้จึงทำให้รูพรุนขนาดใหญ่ที่เกิดจาก Bridging มักจะเป็นบริเวณสุดท้ายที่เฟสของเหลวจะเข้ามาปิดให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่มีความหนาแน่นสูงสุด นอกจากนี้แล้วรูพรุนขนาดใหญ่ที่เกิดจาก Bridging ยังไม่สามารถกำจัดได้ในขั้นตอน Final Densification ด้วย เนื่องจากมีพื้นผิวโค้งเว้า ซึ่งมีแนวโน้มที่จะขยายตัวออกมากกว่าหดหายไป ซึ่งในขั้นตอน Solution-Reciprecitation ถ้าเกิด Pore Filling จะทำให้ได้ความหนาแน่นสูงสุดได้ ภาพ 7.133 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคบริเวณที่เกิดรูพรุนจาก Bridging และรูพรุนที่เกิด Pore Filling



ภาพ 7.133 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของ 96Mo-4Ni เมาประสานที่ 1460 องศาเซลเซียส
สามครั้ง ครั้งละ 30 นาที กัดกรดด้วย Murakami solution เป็นเวลา 5 นาที
a) บริเวณที่เกิดรูพรุนจาก Bridging
b) รูพรุนที่เกิด Pore Filling

Pore Filling จะเกิดขึ้นเมื่อเกิด Microstructural Coarsening ไประยะหนึ่ง เฟสของเหลวจะเข้าไปในบริเวณช่องว่างได้ก็ต่อเมื่อ โพร่งระหว่างเกรนมีขนาดใหญ่ขึ้นจนทำให้พลังงานพื้นผิวที่ลดลงได้มีค่าน้อยกว่า แรงดันของเฟสของเหลว ภาพ 7.134 แสดงลักษณะการเกิด Pore Filling

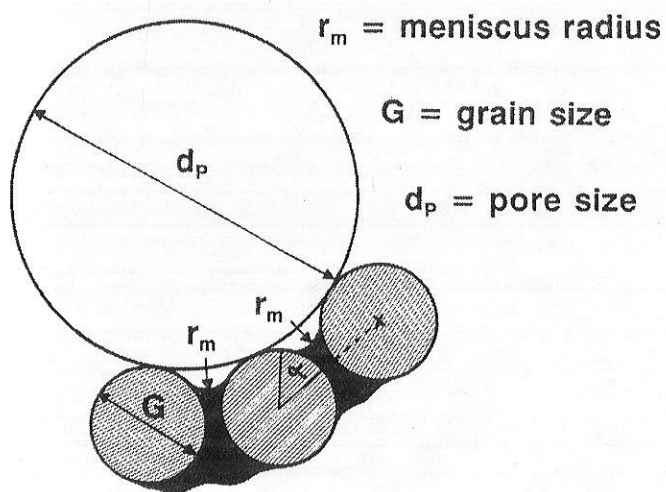


ภาพ 7.134 ลักษณะการเกิด Pore Filling

Meniscus radius หรือรัศมีของเฟสของเหลวระหว่างเกรน (ภาพ 7.135) จะมีขนาดใหญ่ขึ้นตามขนาดเกรนที่ใหญ่ขึ้น ดังสมการ

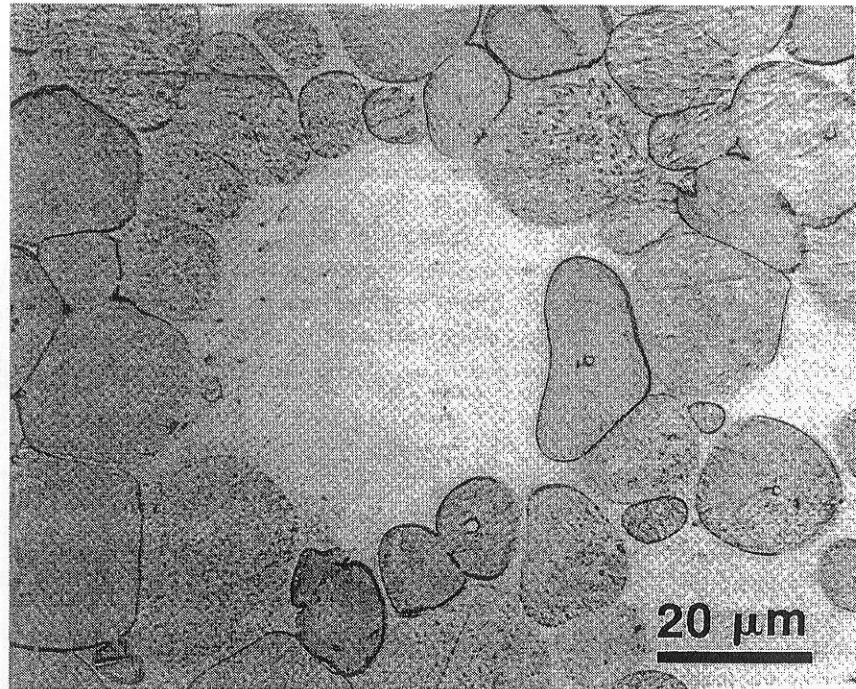
$$r_m = \frac{G}{2} \frac{1 - \cos \alpha}{\cos \alpha}$$

เมื่อ r_m คือ Meniscus radius
 G คือ ขนาดเกรน
 α คือ Meniscus angle

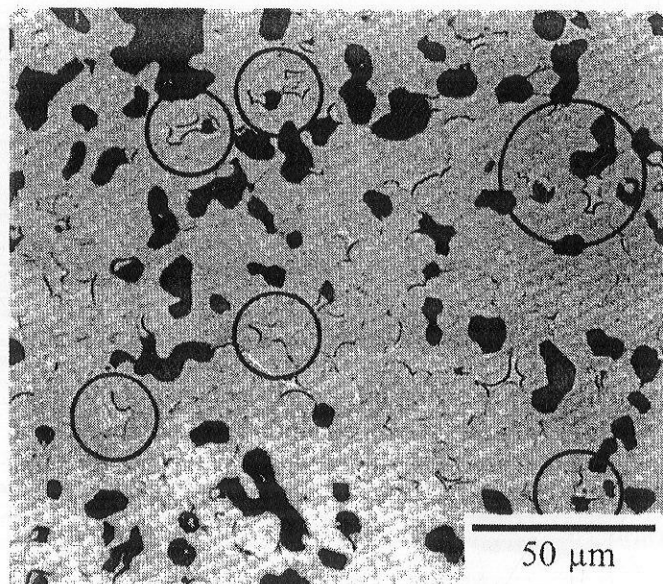


ภาพ 7.135 นิยามตัวแปรสำหรับการหาค่า Meniscus

จะเห็นได้ว่า Meniscus radius แปรผันตรงกับขนาดเกรน สำหรับเฟสของเหลวที่มี Wetting Angle เท่ากับ 0 องศา Pore Filling จะเกิดขึ้นเมื่อ Meniscus radius เท่ากับ Pore radius และสำหรับเฟสของเหลวที่มี Wetting Angle สูงกว่านี้ จะต้องการ Meniscus radius สูงขึ้นจึงจะเกิด Pore Filling ได้ หรือกล่าวคือเปลี่ยนจาก ลักษณะผิวโค้งเว้าของรูพรุนไปเป็นผิวโค้งนูนของ Meniscus เมื่อเป็นผิวโค้งนูนแล้ว ระบบจะพยายามลดพื้นที่ ผิวด้วยการลดขนาดของช่องว่างลง จนรูพรุนปิดไปนั่นเอง ภาพ 7.136 และ 7.137 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่เกิด Pore Filling

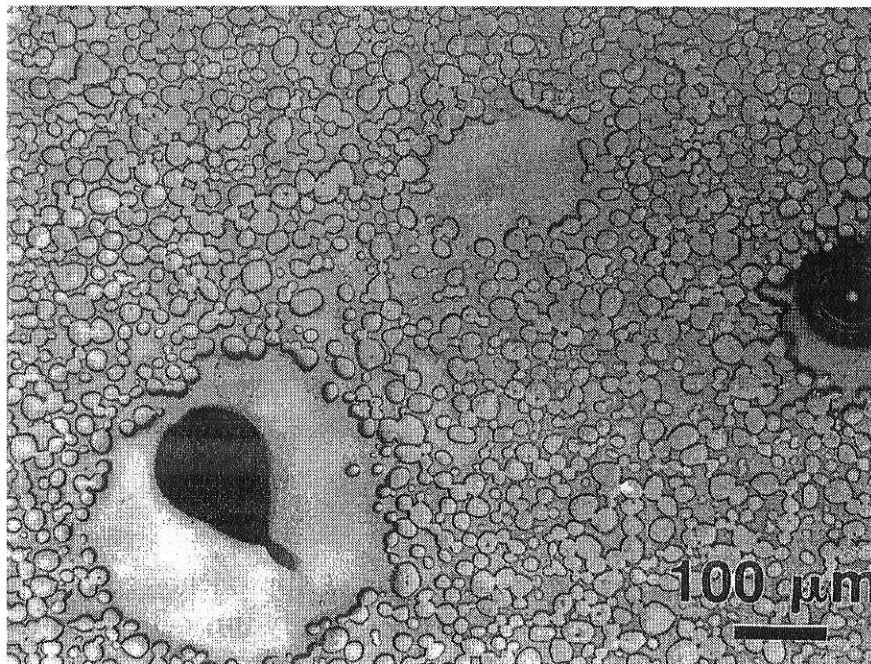


ภาพ 7.136 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่เกิด Pore Filling



ภาพ 7.137 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคที่เกิด Pore Filling

อย่างไรก็ดี Pore Filling อาจเกิดขึ้นไม่สมบูรณ์เนื่องจากแรงดันของก๊าซภายในรูพรุน และถ้าแรงดันของก๊าซภายในรูพรุนมีค่าเกิน $\frac{4\gamma}{d_p}$ จะทำให้ไม่เกิด Pore Filling ได้ ภาพ 7.137 แสดงโครงสร้างจุลภาคของ W-12Ni-5Fe เมาประสานที่ 1475 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที จากภาพจะเห็นว่ารูพรุนปิดไม่สนิทเนื่องจากแรงดันของก๊าซภายในรูพรุนนั่นเอง



ภาพ 7.136 โครงสร้างจุลภาคของ W-12Ni-5Fe เมาประสานที่ 1475 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที

7.8.3 Final Densification

ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องในช่วง Final Densification นี้ เหมือนกันกับ Final Stage Sintering ในหัวข้อ 7.4.3 โดยรูพรุนจะทำให้อัตราการเกิด Grain Growth ต่ำลง และถ้าเกิดเงื่อนไข Break Away จะทำให้ไม่สามารถได้ความหนาแน่นสูงสุด ในกรณี Liquid Phase Sintering นั้น หลังจากที่เฟสของเหลวเกิดการตกตะกอนกลับไปเป็นของแข็งแล้วจะมีรูปร่างเป็นโครงข่ายไปตามบริเวณสันและขอบของเกรน ขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลวและ Dihedral Angle ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว โครงข่ายนี้มีผลทำให้ Densification rate ต่ำลง เนื่องจากทำให้เกิด Shrinkage ได้ยากขึ้น แต่ในกรณีที่โครงข่ายมีความสามารถในการละลายในเฟสของแข็งพอสมควรก็สามารถทำให้เกิดการ Densification ได้ แต่จากที่ได้กล่าวไว้แล้วว่าถ้าความสามารถในการละลายของเฟสของเหลวในเฟสของแข็งสูงจะทำให้เกิด Swelling ซึ่งมักจะเป็นเงื่อนไขที่ไม่ต้องการ ดังนั้น Liquid Phase Sintering ส่วนใหญ่ขั้นตอน Final Densification มีความสำคัญค่อนข้างน้อยกว่าสองขั้นตอนแรก

มีรูพรุนอีกประเภทหนึ่งที่อาจเกิดขึ้นในขั้นตอน Liquid Phase Sintering คือรูพรุนอันเนื่องมาจาก Entrapped Gas เนื่องจากขณะที่เป็นของเหลว ก๊าซต่าง ๆ เช่น H_2 มีความสามารถในการละลายในเฟสของเหลวสูง ซึ่งเมื่อเปลี่ยนเป็นของแข็งแล้วความสามารถในการละลายของก๊าซดังกล่าวจะลดลงอย่างมาก ทำให้ก๊าซเหล่านั้นแยกตัวออกมาเป็นฟองก๊าซฝังตัวปรากฏเป็นรูพรุนในโครงสร้างจุลภาค รูพรุนที่เกิดขึ้นมักจะมี

รูปร่างเป็นทรงกลม เนื่องจากมีพื้นที่ผิวน้อยที่สุด รูพรุนแบบนี้แตกต่างจากรูพรุนที่เหลือค้ำจาก Pore Filling เนื่องจากมีแหล่งที่มาของก๊าซต่างกัน นอกจากนี้ยังมีลักษณะเฉพาะตัวที่แตกต่างกันด้วย โดยรูพรุนเหลือค้ำจาก Pore Filling มักจะมีรูปร่างเบี่ยงเบนไปจากทรงกลม วิธีลดการเกิด Entrapped Gas ได้แก่การเผาประสานในสุญญากาศหรือภายใต้บรรยากาศที่มีความสามารถในการละลายในเฟสของเหลวต่ำ

ตัวอย่างตัวแปรในกระบวนการ Liquid Phase Sintering แสดงดังตาราง 7.8

ตาราง 7.8 ตัวอย่างตัวแปรในกระบวนการ Liquid Phase Sintering

Materials	$D, \mu m$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^{\circ}C}{min}$	$T, ^{\circ}C$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_s$
Al-4Cu	10	92	-	640	60	Nitrogen	Al ₂ O ₃	97
Al-5Cu-1Si	100	95	20	595	20	Nitrogen	Steel	96
Al-5Sn	100	90	15	600	60	Vacuum	-	85
Al-3Zn	60	90	10	630	30	Nitrogen	Steel	94
AlN-4YF ₃	0.5	56	5	1800	60	Nitrogen	BN	98
Al ₂ O ₃ -26SiO ₂	0.3	60	-	1300	480	Air	Al ₂ O ₃	99
Cu-30Pb	30	68	-	650	160	Hydrogen	Silica	74
Cu-10Sn	75	75	15	820	5	Nitrogen	Graphite	80
Fe-4Al	70	90	18	1250	30	Hydrogen	Stainless	85
Fe-1B	75	85	10	1250	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	95
Fe-2Cu-0.8C	65	91	8	1330	45	N ₂ -H ₂	Al ₂ O ₃	91
Fe-2Cu-0.8C	120	85	10	1120	10	N ₂ -H ₂	Al ₂ O ₃	86
Fe-4Cu-3Ti	<45	88	200	1350	60	Argon	Al ₂ O ₃	90
Fe-1Mo-1C	75	90	15	1230	30	N ₂ -H ₂	Al ₂ O ₃	90
Fe-3Mo-3Ni-0.5P	85	87	10	1250	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	93
Fe-0.8P	66	85	25	1120	25	N ₂ -H ₂	Stainless	86
Fe-3Si	70	92	10	1250	60	Vacuum	Stainless	98
Fe-6Si	100	83	10	1230	120	Hydrogen	-	93
Fe-5Ti	37	81	200	1200	120	Argon	Al ₂ O ₃	97
Mo-15Cu	9	30	10	1400	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	86
Mo-5Ni-1P	4	68	200	1300	60	Vacuum	Al ₂ O ₃	92
NbC-20Co	7	60	10	1450	120	Vacuum	NbC	100
Si-0.4B	0.2	50	-	1350	60	Argon	Al ₂ O ₃	86
TaC-20Co	2	60	10	1450	120	Vacuum	TaC	100
Ti-4Cu	30	50	10	1300	60	Vacuum	Al ₂ O ₃	96
TiC-5Co	1	62	10	1400	60	Vacuum	Graphite	99
TiC-20Co	2	60	10	1450	120	Vacuum	TiC	100
TiC-10Ni	10	60	8	1350	0	Vacuum	Graphite	78
VC-20Co	5	60	10	1380	120	Vacuum	VC	100
W-35Ag	8	65	10	1050	180	Hydrogen	Al ₂ O ₃	98
W-10Cu	<8	50	10	1350	60	Hydrogen	Al ₂ O ₃	98

Materials	$D, \mu m$	$\% \rho_G$	$\frac{dT}{dt}, \frac{^{\circ}C}{min}$	$T, ^{\circ}C$	t, min	Atmosphere	Support	$\% \rho_S$
W-16Mo-8Ni-2Fe	3	62	10	1500	30	Hydrogen	Al_2O_3	99
W-5Ni-2Cu	4	60	10	1400	60	Hydrogen	Al_2O_3	97
W-5Ni-2Fe	2	55	10	1500	30	H_2-H_2O	Al_2O_3	100
W-6Ni-4Mn	1	68	10	1300	60	Hydrogen	Al_2O_3	98
W-5Ni ₃ Al-2Fe	6	35	5	1500	60	Hydrogen	Al_2O_3	99
WC-10Co	<1	56	10	1400	60	Vacuum	Graphite	99
ZnO-15BaO	<10	60	10	1300	240	Air	Al_2O_3	100

บทที่ 8

การเผาประสาน : ปฏิบัติ

Sintering Practice

8.1 บทนำ

ในบทที่แล้วได้กล่าวถึงทฤษฎีในการเผาประสานซึ่งส่วนใหญ่เกี่ยวข้องกับแบบจำลองทางคณิตศาสตร์, ขั้นตอนและกลไกของการเผาประสาน ในบทนี้จะกล่าวถึงการเผาประสานในอีกแง่หนึ่งซึ่งมีความสำคัญมากต่อนักศึกษาและวิศวกรที่ปฏิบัติงานในโรงงานอุตสาหกรรม คือ การเผาประสานภาคปฏิบัติ เนื้อหาในบทนี้จะครอบคลุมเกี่ยวกับการควบคุมกระบวนการในด้านต่าง ๆ เช่น มิติของชิ้นงาน, โครงสร้างจุลภาค นอกจากนี้จะได้กล่าวถึงอุปกรณ์ต่าง ๆ ที่เกี่ยวข้องกับการเผาประสาน เช่น ประเภทของเตาเผาประสาน เป็นต้น ลักษณะและค่าทั่วไปของกระบวนการเผาประสานในอุตสาหกรรมแสดงในตาราง 8.1

ตาราง 8.1 ลักษณะและค่าทั่วไปของกระบวนการเผาประสานในอุตสาหกรรม

Attribute	Possible Range	Most Common
Materials	All	Steel, Carbide, Nitride, Refractory Metals
Dimension	0.1 mm to 1 m	10 to 100 mm
Mass	0.1 g to 300 kg	100 g
Production Quantities	1 to 10^{11} per year	10^4 to 10^7 per year
Pore size	$0.01 \mu\text{m}$ to 1 mm	1 to $10 \mu\text{m}$
Dimensional tolerance	$\pm 0.005 \%$	$\pm 0.2 \%$
Density uniformity	± 0.1 to 1 %	$\pm 0.2\%$
Weight uniformity	± 0.005 to 1 %	± 0.4
Surface roughness	0.1 to $40 \mu\text{m}$	$10 \mu\text{m}$
Strength variation	0.2 to 100 %	5 %

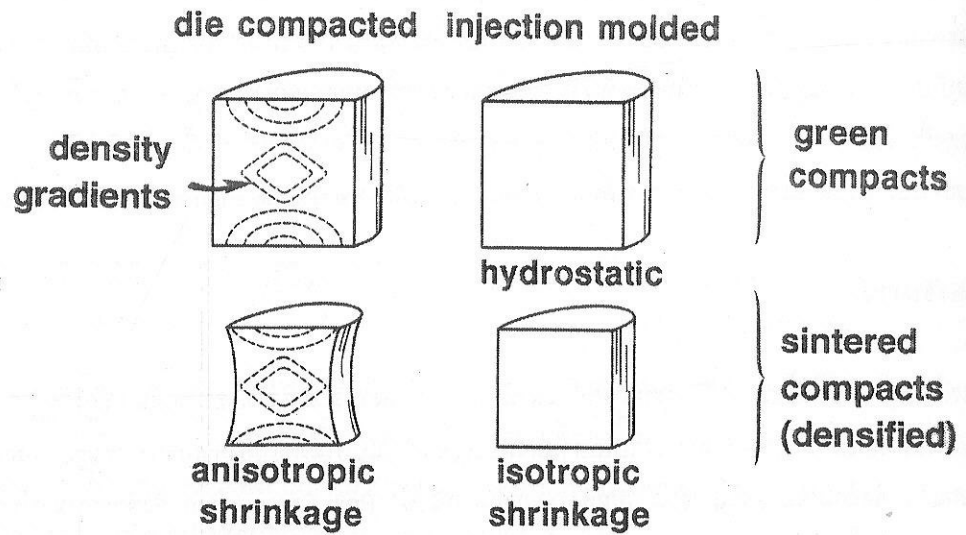
กระบวนการเผาประสานในภาคอุตสาหกรรมมีความแตกต่างจากการเผาประสานในห้องปฏิบัติการวิจัย โดยสิ้นเชิง การควบคุมตัวแปรต่าง ๆ เช่น อุณหภูมิ, เวลา, บรรยากาศ ทำได้ยากกว่าในห้องปฏิบัติการวิจัย จึงเป็นที่รู้กันดีว่าแบบจำลองทางคอมพิวเตอร์อาจมีความคลาดเคลื่อนในการทำนายพฤติกรรมของการเผาประสานค่อนข้างสูง เนื่องการแบบจำลองเหล่านั้นตั้งอยู่บนสมมุติฐานหลายอย่างเช่น สมมุติให้ผงโลหะมีรูปทรงเป็นทรงกลมขนาดเท่ากันทั้งหมด, สมมุติให้รูปทรงมีรูปร่างพื้นฐานเพื่อความสะดวกในการคำนวณ, สมมุติให้ไม่มีการเสียรูปอย่างถาวรเมื่อผงโลหะถูกอัดขึ้นรูป, สมมุติให้อุณหภูมิเผาประสานคงที่, ไม่คำนึงถึงอิทธิพลของบรรยากาศการเผาประสาน เป็นต้น อย่างไรก็ตามในอนาคตเมื่อมีการพัฒนาแบบจำลองที่ซับซ้อนมากขึ้น รวมกับการพัฒนาของซอฟต์แวร์และฮาร์ดแวร์คอมพิวเตอร์ ในที่สุดการนำคอมพิวเตอร์มาช่วยในการทำนายพฤติกรรมของการเผาประสานจะมีบทบาทสำคัญมากขึ้น ด้วยเหตุผลนี้ในปัจจุบันการทดลองยังคงมีความสำคัญอยู่มาก

ข้อจำกัดของการเผาประสานในทางปฏิบัติส่วนใหญ่เกิดเนื่องมาจากวัสดุที่นำมาใช้เป็นส่วนประกอบของเตาเผาประสาน, Support ชิ้นงาน, Heating Element เป็นต้น พัฒนาการของการเผาประสานมีแนวโน้มที่จะเพิ่มอุณหภูมิเผาประสานสูงขึ้น ทำให้วัสดุที่นำมาใช้เป็นส่วนประกอบเตาเผาประสานต้องทนต่อความเค้นและความร้อนสูงขึ้นด้วย ซึ่งที่อุณหภูมิสูงนั้นวัสดุมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยามากขึ้นและทำให้ต้องควบคุมบรรยากาศการเผาประสานมากขึ้นด้วย การเพิ่มและลดอุณหภูมิก็มีส่วนทำให้เกิด Thermal Stress ด้วยเช่นกัน

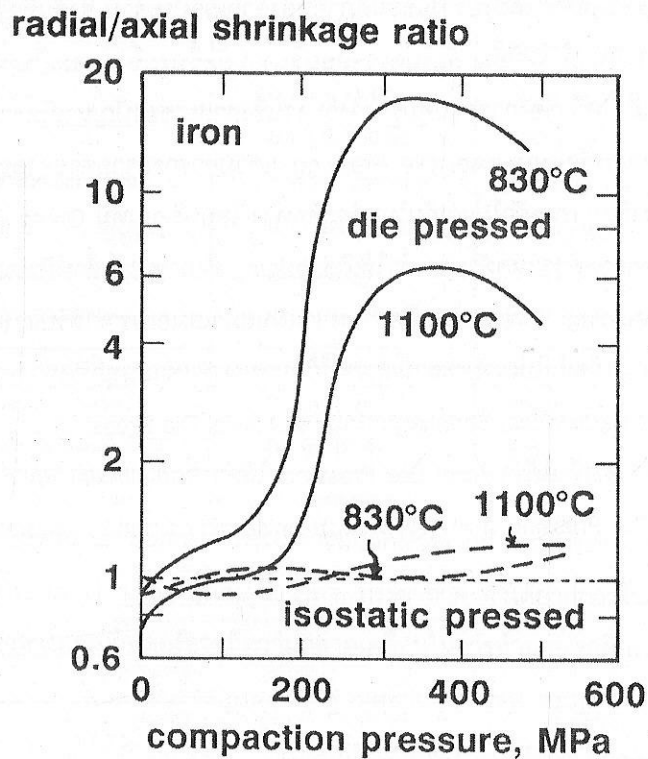
8.2 มิติของชิ้นงาน

การควบคุมมิติของชิ้นงานได้ดีหมายถึงความสามารถในการเผาประสานซ้ำเงื่อนไขเดิม แล้วได้รูปร่างและมิติของชิ้นงานเหมือนเดิม กระบวนการเผาประสานส่วนใหญ่จะเป็นแบบไม่ต่อเนื่องจากการอัดขึ้นรูป กล่าวคืออัดขึ้นรูปมาแล้ว จึงนำมาเผาประสานในภายหลัง (ยกเว้นกรณีของ Roll Compaction ซึ่งทำการเผาประสานทันทีภายหลังจากรีดขึ้นรูปแล้ว) ปัญหาในการควบคุมมิติของชิ้นงานส่วนใหญ่เกิดขึ้นในขั้นตอนการอัดขึ้นรูปมากกว่าในขั้นตอนการเผาประสาน ซึ่งถ้าเกิดขึ้นในขั้นตอนการอัดขึ้นรูปแล้วจะไม่สามารถแก้ไขได้ด้วยการเผาประสาน บ่อยครั้งในโรงงานอุตสาหกรรมเมื่อเกิดปัญหาในการควบคุมมิติภายหลังเผาประสานแล้ว มักจะเข้าใจผิดและคิดว่าเป็นปัญหาที่เกิดขึ้นในขั้นตอนการเผาประสาน เนื่องจากก่อนการเผาประสานชิ้นงานอัดขึ้นรูปมีรูปร่างและมิติตามข้อกำหนดอยู่แต่มาเสียรูปร่างและมิติภายหลังเผาประสาน ซึ่งอันที่จริงแล้วเมื่อเกิดปัญหาในการควบคุมมิติของชิ้นงานแนะนำให้ย้อนกลับไปตรวจสอบชิ้นงานอัดขึ้นรูปซึ่งมักจะเป็นที่มาของปัญหานี้

ภาพ 8.1 แสดงรูปแบบหนึ่งของการควบคุมรูปร่างชิ้นงานซึ่งสาเหตุของปัญหาเกิดจากการขั้นตอนการอัดขึ้นรูป สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการอัดแบบ Axial Die Pressing แล้วมีการกระจายตัวของความหนาแน่นไม่ดี (มี Density Gradient สูง) จะเกิดการหดตัวไม่เท่ากันในแต่ละทิศทาง โดยบริเวณที่มี Green Density สูงจะหดตัวน้อย บริเวณที่มี Green Density ต่ำจะหดตัวมาก ทำให้เกิด Bulging ดังภาพ 8.1 สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยวิธี Injection Molding ชิ้นงานจะมีความหนาแน่นสม่ำเสมอเพราะได้รับแรงดันเท่ากันทุกทิศทาง (Hydrostatic Pressure) เมื่อนำไปเผาประสานแล้วจะเกิดการหดตัวเท่ากันทุกทิศทางทำให้รักษารูปร่างของชิ้นงานได้ดี ภาพ 8.2 แสดง Radial/Axial Shrinkage Ratio ของ Axial Die Pressing และ Isostatic Pressing ของการเผาประสานผงเหล็ก จะเห็นได้ว่า Axial Die Pressing ให้ค่า Radial/Axial Ratio มากกว่า Isostatic Pressing แสดงว่า Axial Die Pressing เกิดการหดตัวแบบ anisotropy มากกว่า และมากขึ้นเมื่อใช้แรงดันในการอัดขึ้นรูปมากขึ้น



ภาพ 8.1 Green Density Gradient เป็นสาเหตุหนึ่งของการเสียรูปร่างของชิ้นงาน
(ซ้าย) Axial Die Pressing (ขวา) Injection Molding

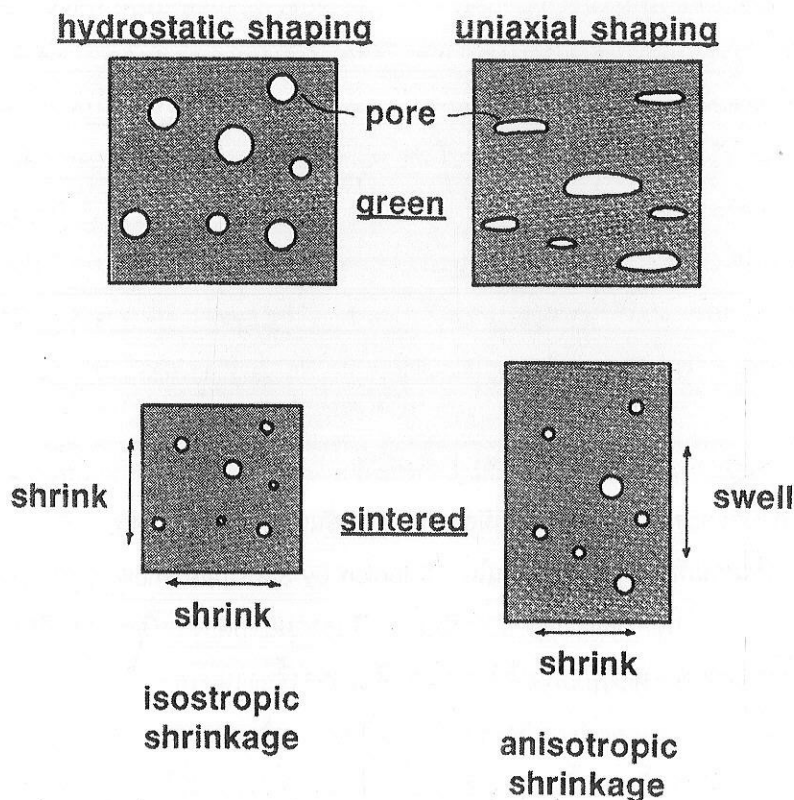


ภาพ 8.2 Radial/Axial Shrinkage Ratio ของ Axial Die Pressing
และ Isostatic Pressing ของการเผาประสานผงเหล็ก

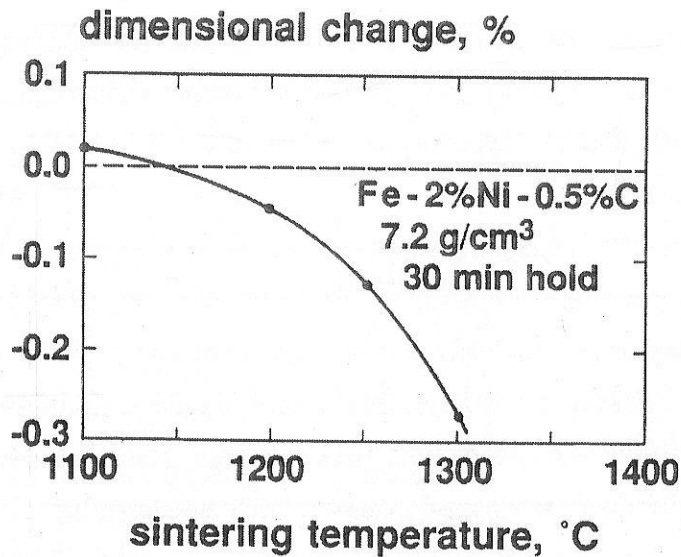
ในบางกรณีชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแบบ Axial Die Pressing อาจเกิดการพองตัว (Swelling) แทนการหดตัวได้เช่นกัน ภาพ 8.3 แสดงกลไกการพองตัวของชิ้นงาน สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปและได้รับแรงดัน

แบบ Hydrostatic จะให้การหดตัวที่สม่ำเสมอ แต่สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแบบ Axial Die Pressing จะทำให้รูพรุนมีรูปร่างแบน เมื่อนำไปเผาประสาน รูพรุนจะพยายามเปลี่ยนเป็นทรงกลมเพื่อลดพลังงานพื้นผิวในระบบ รวมทั้งแรงดันของก๊าซภายใน Closed pore ที่เพิ่มขึ้น ทำให้ชิ้นงานพองตัวขึ้น กรณีนี้มักเกิดขึ้นกับการเผาประสานโลหะที่มี Ductility สูงซึ่งเมื่ออัดขึ้นรูปแล้วจะเกิดการเสียรูปอย่างถาวรมากทำให้ได้ Closed pore แทนที่จะเป็น Open pore แบบทั่วไป

ปริมาณการหดตัวของชิ้นงานขึ้นอยู่กับอุณหภูมิการเผาประสานและ Green Density สำหรับอุณหภูมิเผาประสาน ยิ่งอุณหภูมิเผาประสานสูงการหดตัวยิ่งมาก ดังนั้นอุณหภูมิเผาประสานที่ต่ำกว่าจะทำให้การหดตัวน้อยกว่า อย่างไรก็ตามอุณหภูมิเผาประสานต่ำทำให้ใช้เวลาในการเผาประสานนานกว่าด้วยเช่นกัน ภาพ 8.4 แสดงตัวอย่างอิทธิพลของอุณหภูมิต่อการหดตัวของชิ้นงาน จะเห็นได้ว่ามีความเป็นไปได้ที่จะไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานด้วยการเลือกใช้อุณหภูมิเผาประสานประมาณ 1140 องศาเซลเซียส ทั้งนี้เกิดจากการเผาประสานที่อุณหภูมิต่ำเกิดการขยายตัวของชิ้นงานเพราะการเกิดสารประกอบในภายในโครงสร้างจุลภาคซึ่งสารประกอบที่เกิดขึ้นมีความหนาแน่นต่ำกว่าความหนาแน่นของวัตถุดิบ อย่างไรก็ตามสำหรับการเผาประสาน Prealloyed powder กรณีนี้เกิดขึ้นได้ยากและเกิดขึ้นได้ง่ายกว่าสำหรับการเผาประสาน Elemental powder ดังนั้นการเผาประสานโดยไม่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมิติของชิ้นงานจึงทำได้บางกรณีเท่านั้น ส่วนใหญ่แล้วการเผาประสานทำให้เกิดการหดตัว



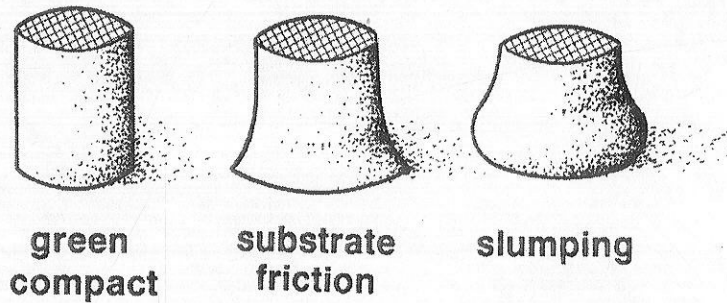
ภาพ 8.3 กลไกการพองตัวของชิ้นงาน



ภาพ 8.4 ตัวอย่างอิทธิพลของอุณหภูมิต่อปริมาณการหดตัวของชิ้นงาน

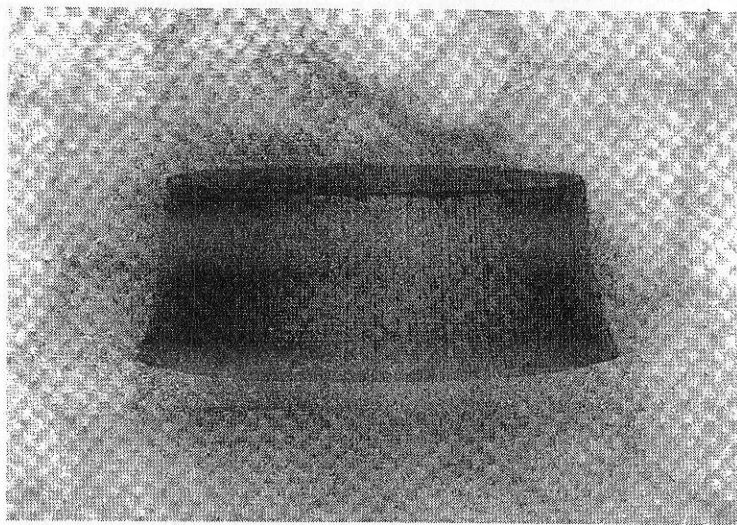
สำหรับ Green Density ยิ่ง Green Density มากก็ยิ่งทำให้มีการหดตัวของชิ้นงานหลังเผาประสานน้อยลงด้วย ข้อเสียเปรียบของการเพิ่ม Green Density คือทำให้อายุการใช้งานของแม่พิมพ์สั้นลงเนื่องจากแรงที่ใช้ในการอัดมากขึ้นทำให้แรงเสียดทานระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์มากขึ้นด้วย นอกจากนี้การใช้แรงดันมากก็ตามด้วยการออกแบบเครื่องจักรขนาดใหญ่ขึ้นด้วยเช่นกัน (สามารถพบทวนได้จากเนื้อหาในบทที่ 5 การอัดขึ้นรูปผงโลหะ) และในบางกรณี Green Density ที่สูงเกินไปก็อาจทำให้เกิดการพองตัวของชิ้นงานได้เช่นกัน จากที่กล่าวมาจะเห็นได้ว่า Green Density สูงทำให้การหดตัวน้อย ดังนั้นการหดตัวจึงขึ้นอยู่กับวิธีการอัดขึ้นรูปด้วย สำหรับวิธีการอัดขึ้นรูปที่ให้ Green Density สูง เช่น Axial Die Pressing จะมีปริมาณการหดตัวประมาณ 0.1 – 2.5% และอาจสูงถึง 8 - 16% สำหรับการเผาประสานแบบ Liquid Phase Sintering สำหรับวิธีการขึ้นรูปผงโลหะที่ให้ Green Density ต่ำ เช่น Metal Injection Molding และ Slip Casting อาจมีปริมาณการหดตัวสูงถึง 14 – 25%

ทั้งหมดที่กล่าวมาเป็นการเปลี่ยนแปลงมิติและรูปร่างของชิ้นงานที่มีสาเหตุมาจากขั้นตอนการอัดขึ้นรูป สำหรับการเปลี่ยนแปลงมิติและรูปร่างของชิ้นงานที่มีสาเหตุมาจากขั้นตอนการเผาประสาน ได้แก่ (1) เกิดจากความเสียดทานระหว่างชิ้นงานกับ Support สูงเกินไป (Distortion by Substrate Friction) (2) ชิ้นงานมีความแข็งแรงต่ำเกินไป (Distortion by Slumping) (3) ชิ้นงานได้รับความแตกต่างของอุณหภูมิ (Distortion by Temperature Gradient) ภาพ 8.5 แสดงภาพวาดจำลองการเสียรูปของชิ้นงาน



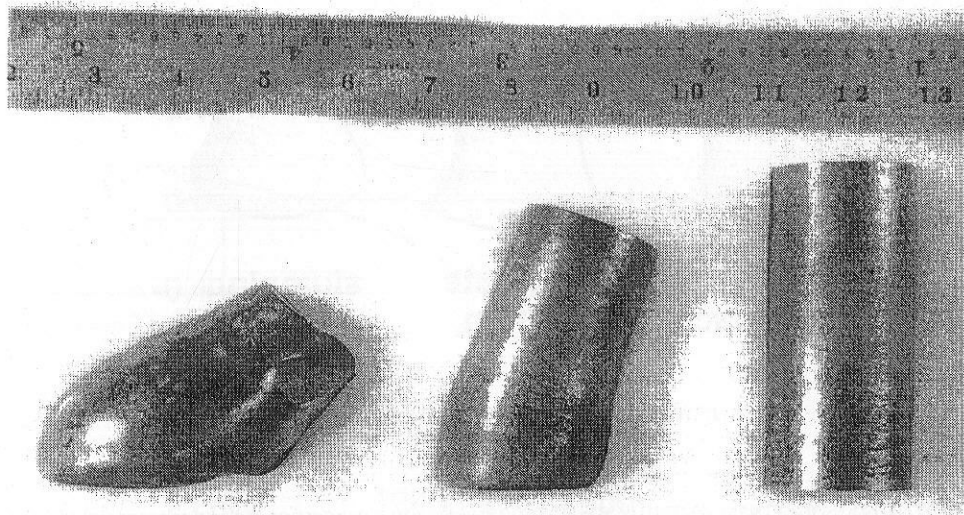
ภาพ 8.5 ภาพวาดจำลองการเสียรูปของชิ้นงาน

การเสียรูปร่างของชิ้นงานทั้งสองกรณี ปริมาณการหดตัวด้านบนและด้านล่างของชิ้นงานไม่เท่ากัน ในกรณีของการเสียรูปร่างเนื่องจาก Substrate Friction ในขณะเผาประสานด้านบนของชิ้นงานเกิดการหดตัวได้อย่างอิสระ แต่ด้านล่างของชิ้นงานการหดตัวถูกความเสียดทานระหว่างชิ้นงานและ Support รั้งไว้ทำให้ไม่สามารถเกิดการหดตัวได้อย่างอิสระ (Constrained Shrinkage) ทำให้เกิดการบิดเบี้ยวขึ้น ภาพ 8.6 แสดงภาพถ่ายตัวอย่างชิ้นงานที่เกิดการเสียรูปร่างเนื่องจาก Substrate Friction



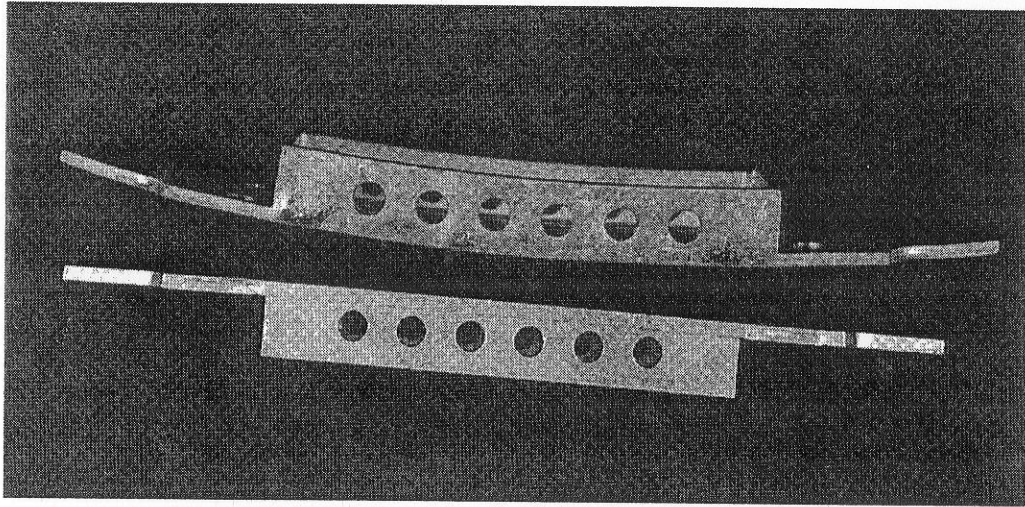
ภาพ 8.6 ภาพถ่ายตัวอย่างชิ้นงานที่เกิดการเสียรูปร่างเนื่องจาก Substrate Friction

สำหรับการเสียรูปร่างเนื่องจาก Slumping เกิดจากเมื่อแรงโน้มถ่วงกระทำต่อชิ้นงาน แรงกดเนื่องจากแรงโน้มถ่วงบริเวณด้านล่างของชิ้นงานจะมากกว่าบริเวณด้านล่างของชิ้นงานเนื่องจาก ที่ด้านล่างต้องรับน้ำหนักของชิ้นงานด้านบนด้วย และหากความแข็งแรงของชิ้นงานที่อุณหภูมิเผาประสานต่ำเกินไปก็จะทำให้เกิดการบิดเบี้ยวได้รูปร่างชิ้นงานคล้ายกับเท้าช้าง (ภาพ 8.7) ความแข็งแรงของชิ้นงานขึ้นอยู่กับปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นขณะเผาประสานแบบ Liquid Phase Sintering ซึ่งในภาพ 8.7 จะเห็นได้ว่าปริมาณทั้งสเดนที่น้อยลงจะทำให้เกิดการบิดเบี้ยวมากขึ้น เนื่องจากสเดนทำหน้าที่เป็นโครงสร้างให้กับชิ้นงาน ในขณะที่ निकเกิดและเหล็กลงจะกลายเป็นของเหลวแทรกซึมระหว่างรูพรุนของทั้งสเดนที่อุณหภูมิเผาประสาน



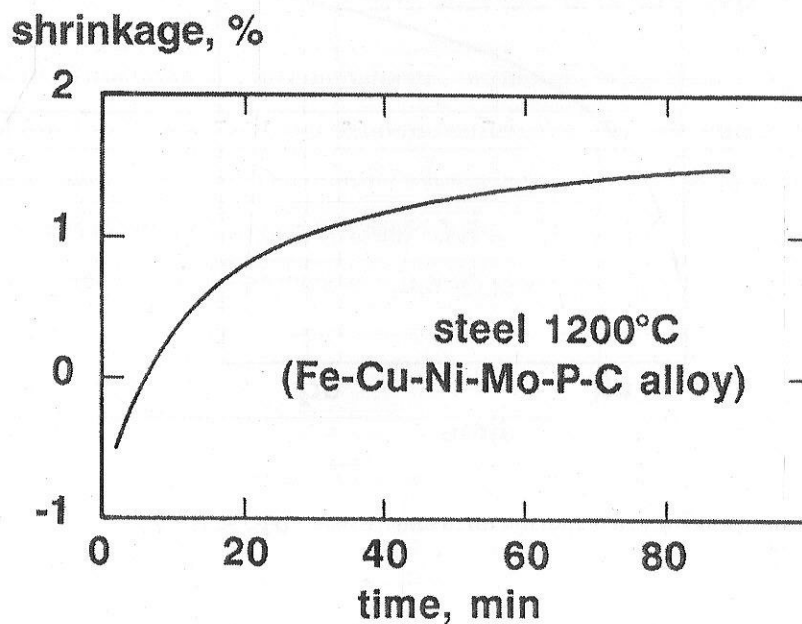
ภาพ 8.7 ภาพถ่ายตัวอย่างชิ้นงานที่เกิดการเสียรูปร่างเนื่องจาก Slumping ในการเผาประสาน W-Ni-Fe ที่มีปริมาณ W ต่างกัน

ความแตกต่างของอุณหภูมิภายในเตา (Temperature Gradient) ก็มีผลต่อการเสียรูปร่างของชิ้นงานเช่นกัน ภาพ 8.8 แสดงภาพถ่ายชิ้นงานที่เกิดการเสียรูปร่างเนื่องจาก Temperature Gradient จะเห็นได้ว่าชิ้นงานเกิดการโค้งงอ ซึ่งรูปร่างของชิ้นงานที่ต้องการคือเป็นระนาบตรง ในขณะที่เริ่มเพิ่มอุณหภูมิไปหาอุณหภูมิเผาประสานเมื่อชิ้นงานหันด้านหนึ่งเข้าหาบริเวณที่ร้อนกว่าจะทำให้เกิดการหดตัวก่อนอีกบริเวณที่หันเข้าหาด้านที่เย็นกว่า เมื่อชิ้นงานด้านที่ร้อนกว่าเกิดการหดตัวจะดึงอีกด้านหนึ่งซึ่งมีความแข็งแรงต่ำกว่า (ยังไม่เกิดการประสาน) ให้โค้งงอตาม จึงเป็นสาเหตุของการบิดเบี้ยวของชิ้นงาน ในทางปฏิบัติในภายในเตาเผาประสานจะมีบริเวณที่มีอุณหภูมิต่างกัน คือใกล้ ๆ Heating Element จะร้อนกว่า และจะพบว่าชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นแผ่นเมื่อเกิดการบิดเบี้ยวจาก Temperature Gradient จะเกิดการโค้งงอหันด้านเข้าหา Heating Element ดังนั้นการออกแบบเตาเผาประสานจึงควรให้มีการกระจายตัวของอุณหภูมิที่สม่ำเสมอที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้ Heating rate มีผลต่อการเสียรูปร่างชิ้นงานแบบนี้มาก เนื่องจากถ้า Heating rate สูงจะทำให้มีเวลาในการถ่ายเทความร้อนให้เท่ากันน้อยและ Temperature Gradient มากและเกิดการเสียรูปร่างชิ้นงานได้ง่าย ในการเผาประสานโลหะควรคำนึงถึง Heating rate ด้วย

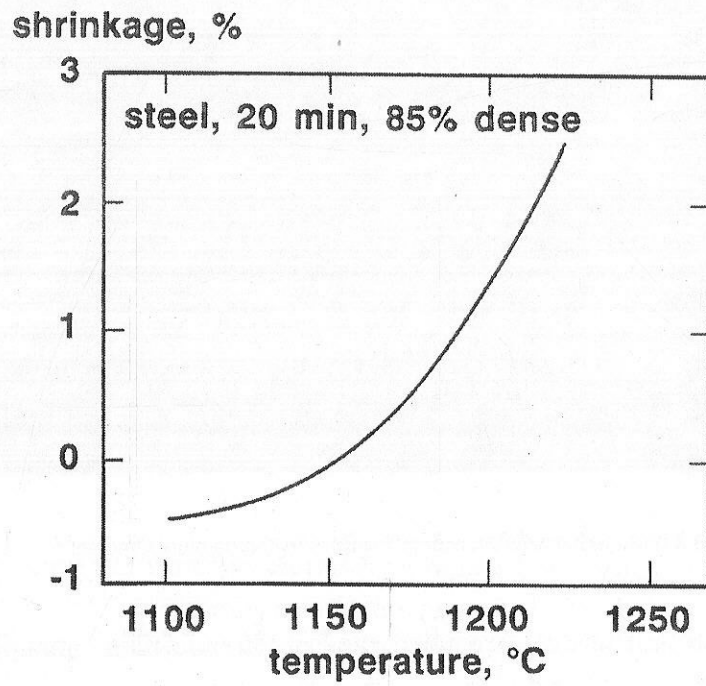


ภาพ 8.8 ภาพถ่ายชิ้นงานที่เกิดการเสียรูปร่างเนื่องจาก Temperature Gradient

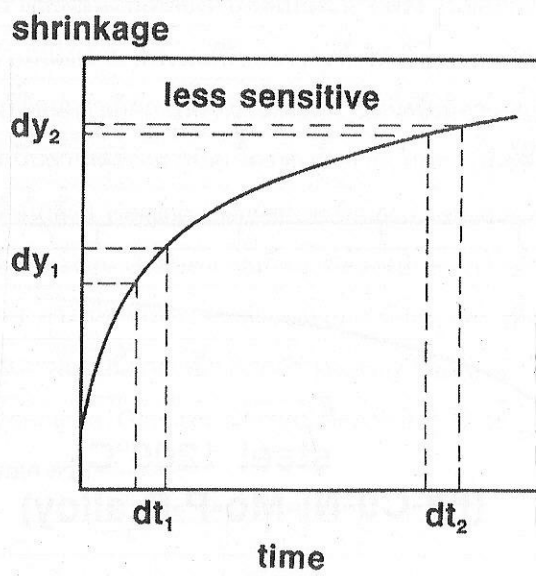
โดยสรุปอิทธิพลของตัวแปรในการเผาประสานต่อการหดตัวของชิ้นงานมีดังนี้คือ อุณหภูมิเผาประสานมีอิทธิพลค่อนข้างมากและปริมาณการหดตัวขึ้นอยู่กับอุณหภูมิเผาประสานอย่าง Exponential ในขณะที่เวลาในการเผาประสานจะมีอิทธิพลต่อปริมาณการหดตัวน้อยกว่าและน้อยลงเรื่อย ๆ เมื่อเวลาเผาประสานผ่านไป ดังนั้นตัวแปรที่ต้องควบคุมอย่างใกล้ชิดเพื่อให้ได้รูปร่างชิ้นงานเท่ากันทุกครั้งคือ อุณหภูมิ ในขณะที่เวลาการเผาประสานควบคุมได้ง่ายกว่า ภาพ 8.9 และ 8.10 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการเผาประสานต่อการหดตัวของชิ้นงานหลักกล้า



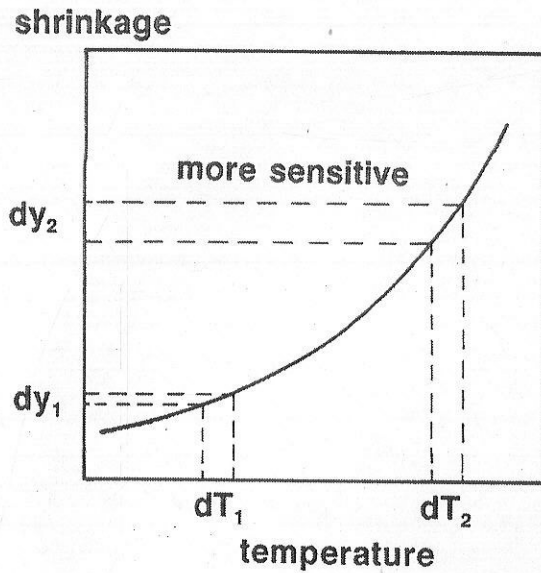
ภาพ 8.9 อิทธิพลของเวลาในการเผาประสานต่อการหดตัวของชิ้นงานหลักกล้า



ภาพ 8.10 อิทธิพลของอุณหภูมิในการเผาประสานต่อการหดตัวของชิ้นงานเหล็กกล้า



ภาพ 8.11 อิทธิพลของเวลาในการเผาประสานต่อการหดตัว ($dy_2 < dy_1$)

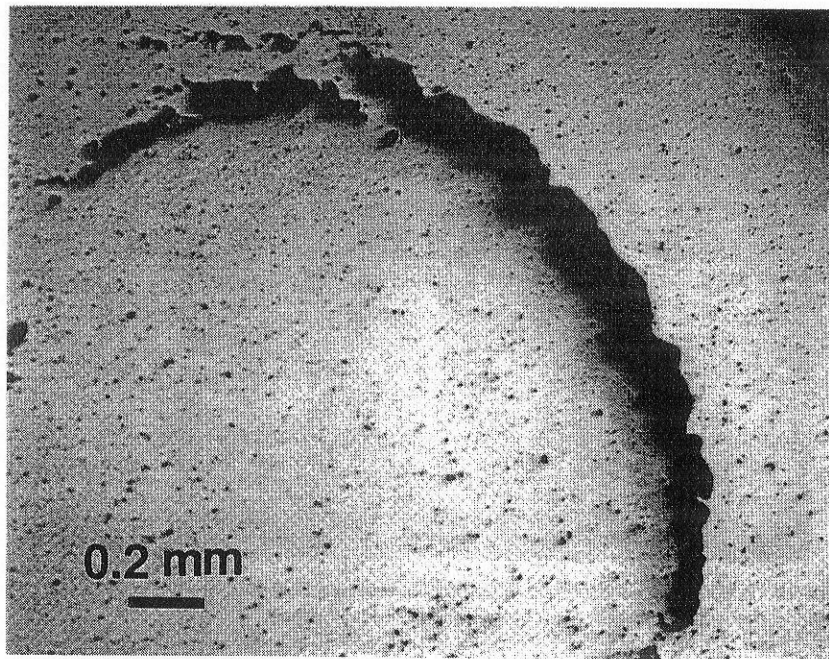


ภาพ 8.12 อิทธิพลของอุณหภูมิในการเผาประสานต่อการหดตัว ($dy_2 > dy_1$)

8.3 รอยแตกในชิ้นงาน

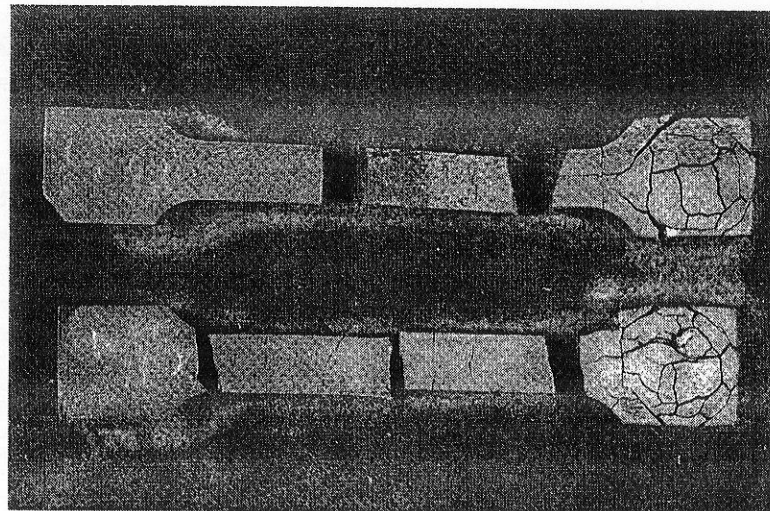
ที่อุณหภูมิต่ำก่อนเริ่มเผาประสาน ผงโลหะยึดติดกันด้วยแรงทางกลเท่านั้น ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงค่อนข้างน้อย โดยเฉพาะสำหรับชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยวิธี Slip Casting อาจมี Fracture Toughness เพียง $0.02 \text{ MPa}\sqrt{m}$ เท่านั้น ที่ Fracture Toughness ขนาดนี้แรงดันขนาด 10 MPa ก็สามารถทำให้เกิดรอยแตกในชิ้นงานได้

ขณะที่ทำการเผาประสานจะมีความเค้นเกิดขึ้น ความเค้นที่เกิดขึ้นอาจเกิดเนื่องมาจากการหดตัวในแต่ละบริเวณที่ไม่เท่ากัน, ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิภายในชิ้นงาน (Thermal Gradient) และการหดตัวที่ไม่เท่ากันของชิ้นงานและ Support ความเค้นที่เกิดขึ้นอาจมีขนาดไม่มาก แต่เนื่องจากชิ้นงานมี Fracture Toughness ต่ำจึงอาจทำให้เกิดรอยแตกหรือรอยร้าวในชิ้นงานได้ ภาพ 8.13 แสดงภาพถ่ายรอยแตกในโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าที่เกิดจากการหดตัวไม่เท่ากันระหว่างสองบริเวณ



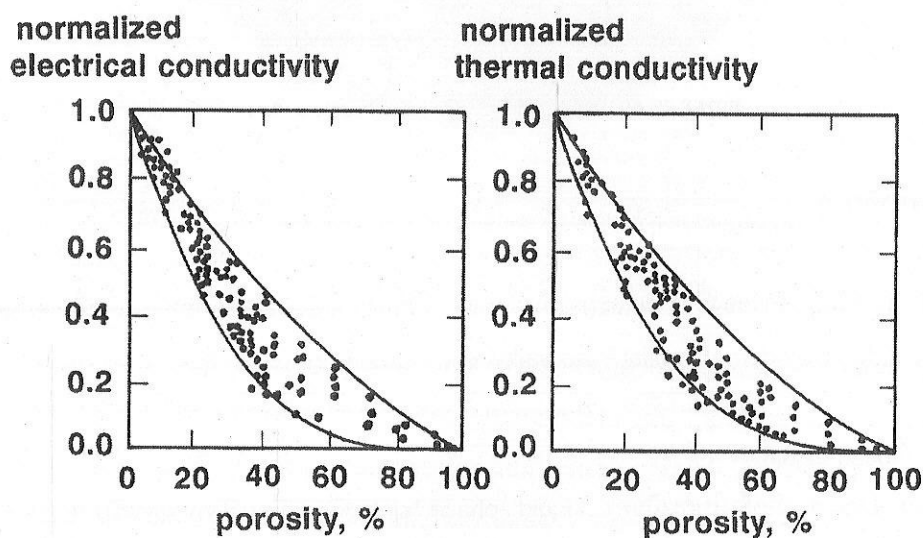
ภาพ 8.13 ภาพถ่ายรอยแตกในโครงสร้างจุดภาคของเหล็กกล้าที่เกิดจากการหดตัวไม่เท่ากันระหว่างสองบริเวณ

อัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ (Heating rate) มีผลทำให้เกิด Thermal Gradient และทำให้เกิดความเค้นสูงเมื่อเทียบกับความเค้นที่เกิดจากสาเหตุอื่น ดังนั้นในการเผาระสาน หากใช้ Heating rate สูงเกินไปจะทำให้มีโอกาสสูงที่ชิ้นงานจะแตกได้ง่าย ภาพ 8.14 แสดงภาพถ่ายชิ้นงานทดสอบแรงดึงเหล็กกล้าไร้สนิมที่เกิดการแตกหักเนื่องจาก Heating rate ในการเผาระสานสูงเกินไป



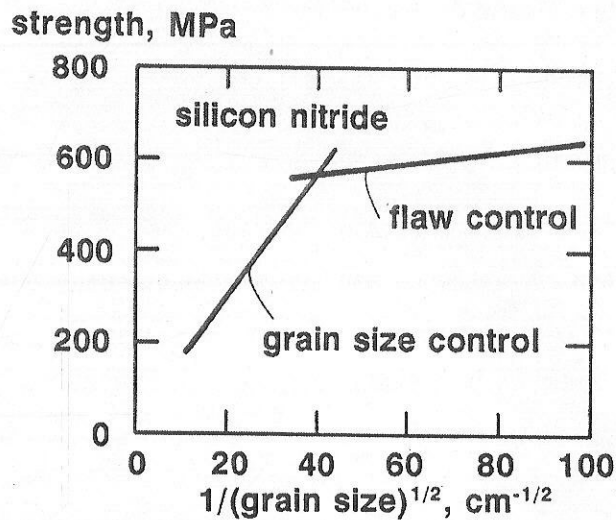
ภาพ 8.14 ภาพถ่ายชิ้นงานทดสอบแรงดึงเหล็กกล้าไร้สนิมที่เกิดการแตกหักเนื่องจาก Heating rate ในการเผาระสานสูงเกินไป

ชิ้นงานที่มีความเสี่ยงต่อการเกิดรอยแตกได้แก่ ชิ้นงานที่มีการเปลี่ยนแปลงมิติอย่างฉับพลัน, ชิ้นงานที่มีสัดส่วน $\frac{H}{D}$ สูง, ชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่ สำหรับชิ้นงานที่มีการเปลี่ยนแปลงมิติอย่างฉับพลัน บริเวณที่เป็นมุมต่างๆ จะเกิดรอยแตกได้ง่ายเนื่องจากเป็นจุดที่มี Stress Concentration สูง ส่วนชิ้นงานที่มีสัดส่วน $\frac{H}{D}$ สูงจะมี Density Gradient สูงและทำให้แต่ละบริเวณในชิ้นงานมีการหดตัวไม่เท่ากัน ชิ้นงานที่มีขนาดใหญ่จะทำให้มี Thermal Gradient สูงและมีผิวสัมผัสกับ Support มาก ข้อควรคำนึงคือชิ้นงานอัดขึ้นรูปจะมีความสามารถในการนำความร้อนต่ำมากเนื่องจากรูพรุนในโครงสร้างจุลภาคทำให้การไหลของความร้อนเป็นไปได้อย่างขึ้นและทำให้ Thermal Gradient ภายในชิ้นงานสูงในช่วงเริ่มต้นเผาประสาน ภาพ 8.15 แสดงความสามารถในการนำไฟฟ้าและความร้อนที่ขึ้นอยู่กับการ Porosity



ภาพ 8.15 ความสามารถในการนำไฟฟ้าและความร้อนที่ขึ้นอยู่กับการ Porosity

ประเด็นที่ควรกล่าวถึงซึ่งเกี่ยวกับ Grain Growth และความหนาแน่น จากบทที่ 7 ได้กล่าวไว้ว่าเวลาการเผาประสานที่ยาวนานจะทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นสูง แต่ในเวลาเดียวกันก็ทำให้เกิด Grain Growth และได้ชิ้นงานที่มีเกรนหยาบ แต่ถ้าใช้เวลาในการเผาประสานสั้นถึงแม้จะได้ชิ้นงานที่มีเกรนละเอียดแต่ความหนาแน่นก็จะต่ำและได้รูพรุนที่มีรูปร่างแหลมคม เปรียบเสมือนรอยร้าวในชิ้นงาน และทำให้ได้ความแข็งแรงต่ำเช่นกัน จากการทดลองพบว่าช่วงแรกของการเผาประสานความแข็งแรงของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับรอยร้าว (รูปร่างของรูพรุน) หรือ Flaw control และในช่วงท้ายของการเผาประสานความแข็งแรงของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับขนาดเกรน หรือ Grain size control ภาพ 8.16 แสดงความแข็งแรงของชิ้นงานที่ขึ้นอยู่กับการขนาดเกรน



ภาพ 8.16 ความแข็งแรงของชิ้นงานที่ขึ้นอยู่กับขนาดเกรน

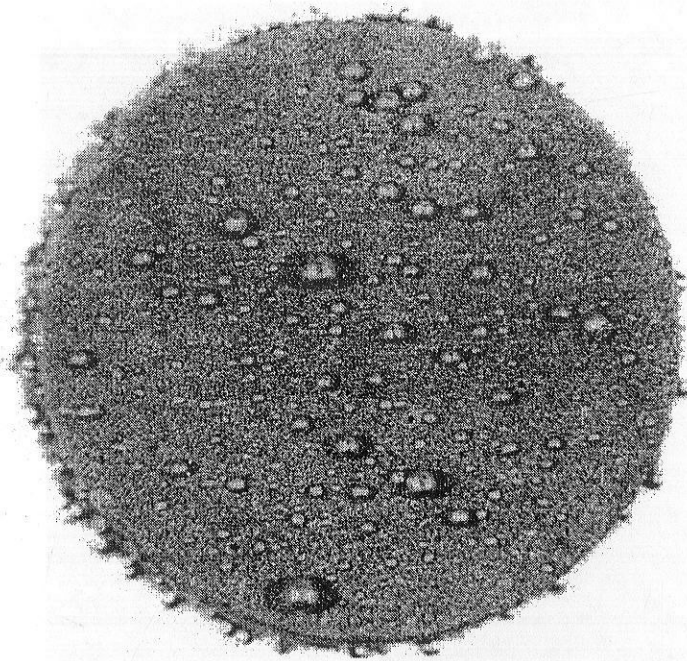
8.4 ข้อบกพร่องอื่น ๆ

นอกจากการเสียรูปร่างของชิ้นงานและการเกิดรอยแตกในชิ้นงานแล้ว ข้อบกพร่องอื่นที่อาจเกิดขึ้นในชิ้นงานได้แก่ Exuded Liquid, Preferential Evaporation และ Shadowing

8.4.1 Exuded Liquid

Exuded Liquid เกิดขึ้นในกรณีของ Liquid phase sintering เมื่อผงโลหะผสมกับ Binder และ Lubricant เพื่อเพิ่มความแข็งแรงและลดแรงเสียดทานระหว่างชิ้นงานกับแม่พิมพ์ Binder และ Lubricant จะถูกกำจัดในขั้นตอนเผาประสาน โดยควรถูกกำจัดให้หมดก่อนใน Preheat Zone แล้วจึงเริ่มให้อุณหภูมิสูงขึ้นเพื่อเผาประสาน แต่ถ้าหากไม่กำจัด Binder และ Lubricant ออกให้หมดก่อนและขณะเผาประสานมีเฟสของเหลวเกิดขึ้น (Liquid Phase Sintering) Binder และ Lubricant ที่เหลืออยู่จะกลายเป็นไอและดันของเหลวออกมาที่ผิวของชิ้นงาน ภาพ 8.17 แสดงภาพถ่ายของชิ้นงานโลหะมีค่าที่เมื่อเผาประสานแล้วเกิด Exuded Liquid

ข้อบกพร่องประเภทนี้แก้ไขได้โดยปรับ Sintering Cycles ให้มีการ Preheat จนแน่ใจว่า Binder และ Lubricant ถูกกำจัดหมดก่อนเผาประสาน

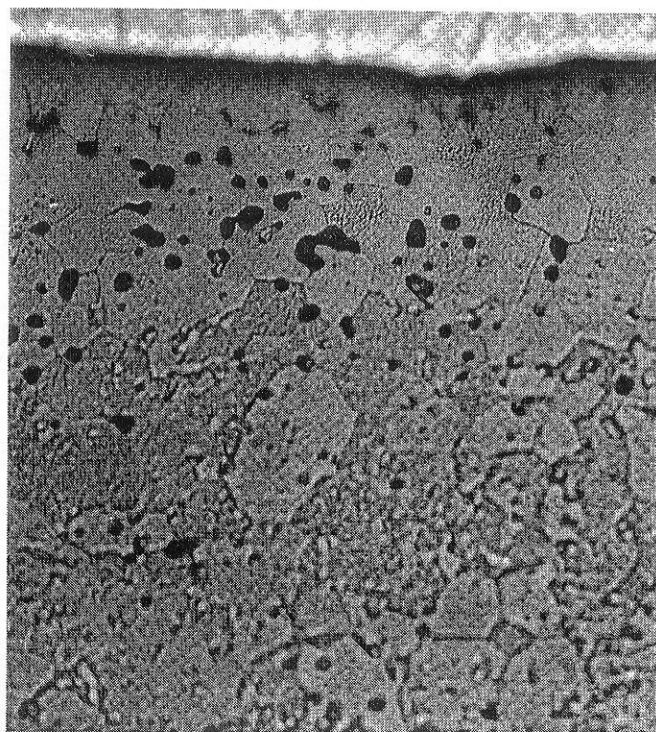


ภาพ 8.17 ภาพถ่ายของชิ้นงานโลหะมีค่าที่เมื่อเผาประสานแล้วเกิด Exuded Liquid

8.4.2 Preferential Evaporation

สำหรับโลหะผสมและสารประกอบ ขณะเผาประสานวัสดุอาจเกิด Preferential Evaporation ซึ่งก็คือเกิด การระเหยของวัสดุโดยระเหยเฉพาะส่วนประกอบใดส่วนประกอบหนึ่งเท่านั้น ยกตัวอย่างเช่น การระเหยของ ซิลิกอนในชิ้นงานซิลิกอนคาร์ไบด์ หรือ การระเหยของโครเมียมในชิ้นงานเหล็กกล้าไร้สนิม ในกรณีแรกการระเหย ของซิลิกอนทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นต่ำลง และในกรณีหลังการระเหยของโครเมียมทำให้ความต้านทานการ กัดกร่อนต่ำลง ภาพ 8.18 แสดงภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เกิดการระเหยของโครเมียมใน การเผาประสานภายใต้สุญญากาศ ทำให้เกิดรูพรุนที่บริเวณใกล้กับผิวของชิ้นงาน ซึ่งในกรณีนี้การเผาประสาน ภายใต้สุญญากาศไม่เหมาะสม ควรเปลี่ยนไปใช้ Residual Atmosphere แทน

จากตาราง 8.2 จะเห็นว่าอุณหภูมิที่ความดันไอเท่ากับ 10^{-3} Pa ของธาตุแต่ละธาตุไม่เท่ากัน ธาตุที่มี อุณหภูมินี้ต่ำจะกลายเป็นไอได้ง่ายกว่า ดังนั้นธาตุที่ไม่มีปัญหา Preferential Evaporation ได้แก่ W, Mo, Ta, Nb, Ir, Zr เป็นต้น แต่ธาตุที่มักเกิด Preferential Evaporation ได้แก่ Zn, Ba, Pb, Sn, In, Ag, Ga และ Al อย่างไรก็ตามก็บ่อยครั้งที่ธาตุเหล่านี้เมื่ออยู่ในรูปของสารประกอบกลับมีอุณหภูมิดังกล่าวสูง เพราะฉะนั้นจึงไม่ จำเป็นที่ธาตุเหล่านี้จะต้องเกิด Preferential Evaporation เสมอไป



ภาพ 8.18 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของเหล็กกล้าไร้สนิมที่เกิดการระเหย
ของโครเมียมในการเผาประสานภายใต้สุญญากาศ

ตาราง 8.2 คุณลักษณะของการระเหยของธาตุ

Element	Boiling Temperature, °C	Temperature at Vapor pressure = 10^{-3} Pa, °C
Ag	2122	730
Al	2467	1140
Au	2807	1050
B	3658	1630
Ba	1637	450
Co	2870	1180
Cr	2672	1070
Cu	2567	930
Fe	2750	1120
Ga	2403	730
Ge	2817	1030
In	2080	650
Ir	4130	1930
Mn	1962	720
Mo	4612	1930
Nb	4742	2130
Nd	3027	970

Ni	2732	1180
Pb	1740	460
Pd	3140	1100
Pt	3827	1600
Si	2355	1230
Sn	2270	800
Ta	5425	2380
Ti	3286	1310
U	3745	1560
V	3377	1230
W	5657	2550
Y	3338	1430
Zn	906	200
Zr	4650	1860

8.4.3 Shadowing

เมื่อชิ้นงานจำนวนมากถูกบรรจุใส่เตาเผาประสาน ชิ้นงานที่อยู่ด้านนอกจะได้รับความร้อนมากกว่าชิ้นงานด้านในเนื่องจากการแผ่รังสี ทำให้ในแต่ละส่วนของเตามี Degree of Sintering ไม่เท่ากัน ทั้งนี้เพราะชิ้นงานในตอนเริ่มต้นจะมีความพรุนมากและนำความร้อนได้ไม่ดี การที่ชิ้นงานแต่ละบริเวณมี Degree of Sintering ไม่เท่ากันทำให้ควบคุมคุณภาพได้ยาก เช่น ชิ้นงานจากแต่ละบริเวณมีความหนาแน่นไม่เท่ากัน, ขนาดเกรนไม่เท่ากัน เป็นต้น วิธีการแก้หนึ่งคือการใช้การพาความร้อนของก๊าซบรรยากาศ คือให้มีการไหลเวียนของบรรยากาศอย่างเหมาะสมทำให้แต่ละส่วนในเตาเผาประสานมีอุณหภูมิเท่ากัน การจัดเรียงชิ้นงานก็มีผลต่อการเกิด Shadowing เช่นกัน

8.5 วัสดุและอุปกรณ์ในการเผาประสาน

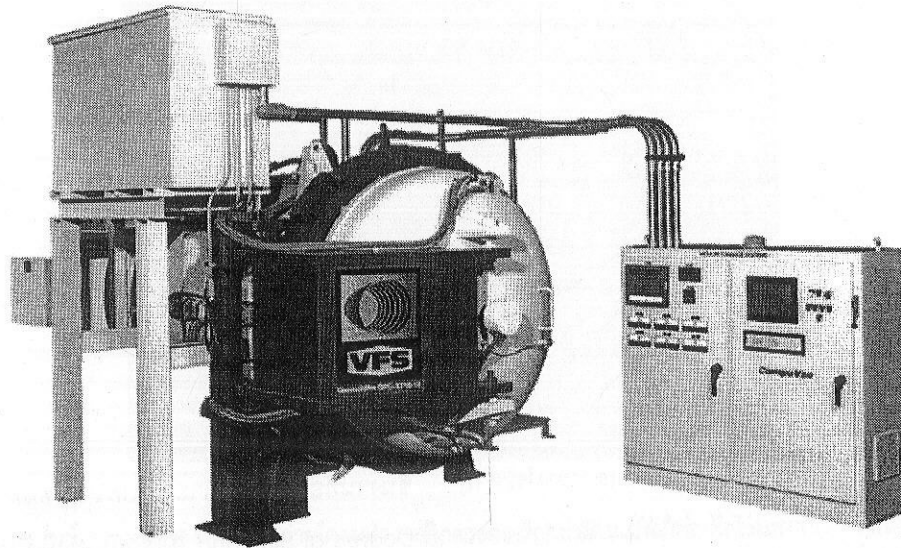
วัสดุและอุปกรณ์ในการเผาประสานมีส่วนต่อข้อจำกัดของกระบวนการโดยตรง เช่น อุณหภูมิเผาประสานสูงสุดที่เตาสามารถทำได้ขึ้นอยู่กับวัสดุทำสายพาน หรือ วัสดุ Support ควรจะมีความเสียดทานกับชิ้นงานน้อยและไม่ทำปฏิกิริยากับชิ้นงาน เป็นต้น

ในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงวัสดุและอุปกรณ์ในการเผาประสาน ซึ่งได้แก่ เตาเผาประสาน, Heating Element, วัสดุ Support และ Thermo Couple โดยจะกล่าวถึงในแง่ของข้อได้เปรียบ ข้อจำกัด ข้อมูลทางเทคนิค ของวัสดุและอุปกรณ์แต่ละประเภท

8.5.1 เตาเผาประสาน

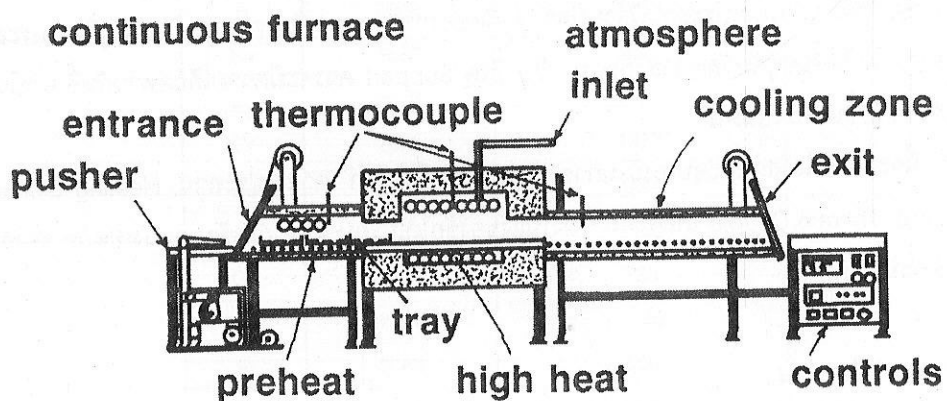
เตาเผาประสานมีหน้าที่ควบคุมอุณหภูมิและเวลาในการเผาประสาน รวมทั้งควบคุมบรรยากาศในการเผาประสานด้วย เตาเผาประสานมีทั้งแบบที่เป็น Batch และ Continuous สำหรับเตาเผาประสานแบบ Batch มีความยืดหยุ่นมากกว่าแต่มีอัตราการผลิตต่ำกว่า การเผาประสานรวมกับการใช้แรงดันทำได้กับเฉพาะเตาเผาประสานแบบ Batch เท่านั้น เช่นเดียวกันกับการเผาประสานภายใต้สุญญากาศ ภาพ 8.19 แสดงภาพวาดเตา

ประสานแบบ Batch ด้วยอัตราการผลิตที่ต่ำกว่าทำให้เตาประเภทนี้เหมาะสำหรับผลิตชิ้นส่วนที่มีมูลค่าสูง ต้องการคุณภาพสูงแต่มีปริมาณการผลิตต่ำ การบรรจุชิ้นงานเข้าสู่เตาขึ้นอยู่กับวิธีการออกแบบมีทั้งบรรจุจากทางด้านบน, ด้านหน้าหรือด้านล่าง สำหรับกรณีการบรรจุชิ้นงานจากทางด้านล่างนิยมใช้กับเตาขนาดใหญ่กว่า โดยมีระบบลิฟต์ยกชิ้นงานเข้าสู่เตา



ภาพ 8.19 ภาพวาดเตาประสานแบบ Batch

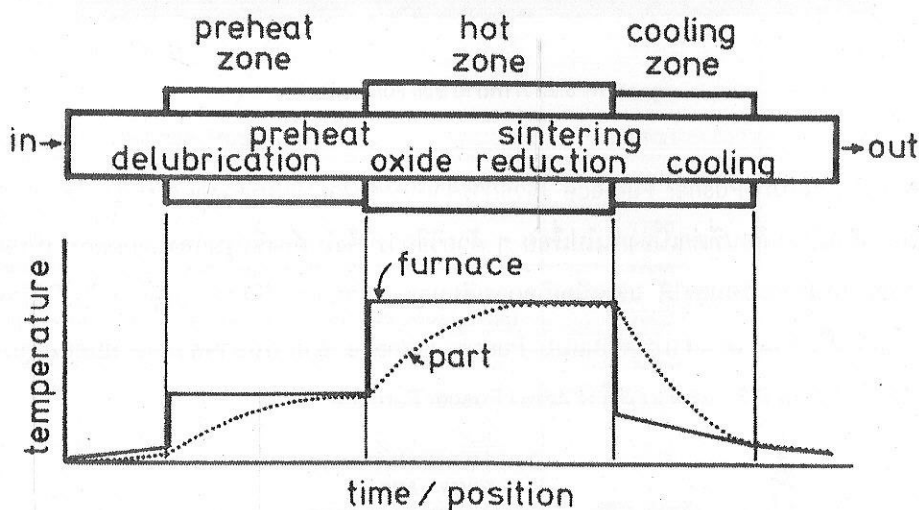
เตาเผาประสานแบบ Continuous มีข้อได้เปรียบคือมีอัตราการผลิตสูงกว่าเตาเผาประสานแบบ Batch แต่ว่าเตาเผาประสานแบบ Continuous ไม่สามารถใช้ร่วมกับแรงดันหรือเตาประสานภายใต้สุญญากาศได้ ภายในเตาเผาประสานแบบ Continuous จะแบ่งออกเป็นหลายช่วง ได้แก่ Preheat Zone, High Heat Zone และ Cooling Zone แผนภาพแสดงการทำงานของเตาเผาประสาน Continuous Furnace แสดงไว้ในภาพ 8.20



ภาพ 8.20 แผนภาพแสดงการทำงานของเตาเผาประสาน Continuous

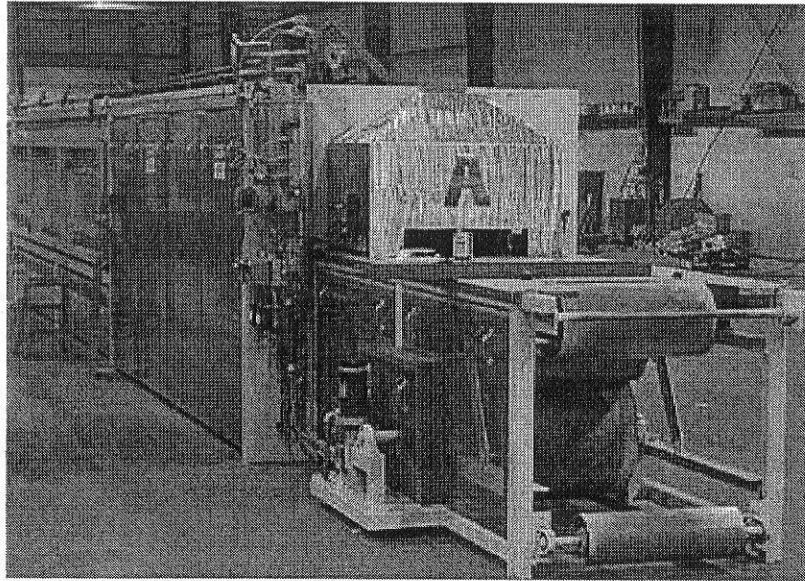
สำหรับ Preheat Zone จะมีอุณหภูมิไม่สูงมากนัก วัตถุประสงค์หลักของ Preheat Zone คือเพื่อกำจัด Binder, Contaminant และ Lubricant ออกจากวัสดุ วัตถุประสงค์รองคือเพื่อลด Heating Rate และโอกาสเกิดการแตกหักเนื่องจาก Thermal Stress ในบางครั้งอาจมีการใช้บรรยากาศ Reduction เพื่อลดออกไซด์ที่ผิวของผงโลหะ

อุณหภูมิ, เวลาและบรรยากาศที่ใช้ในการเผาประสานจริงคือในช่วงที่ชิ้นงานอยู่ใน High Heat Zone ช่วงนี้จะให้มีการไหลเวียนของบรรยากาศ เพื่อให้เกิดการพาความร้อนให้ทั่วถึง และได้อุณหภูมิสม่ำเสมอทุกส่วนภายในเตา ส่วนสุดท้ายในเตาเผาประสานคือ Cooling Zone ในช่วงนี้ชิ้นงานได้สัมผัสกับก๊าซที่ไหลเวียนด้วยความเร็วสูง วัตถุประสงค์ในช่วงนี้คือเพื่อป้องกันการเกิดปฏิกิริยาเคมีกับอากาศในช่วงที่ชิ้นงานยังมีอุณหภูมิสูงอยู่ ภาพ 8.21 แสดงอุณหภูมิและตำแหน่งใน Continuous Furnace



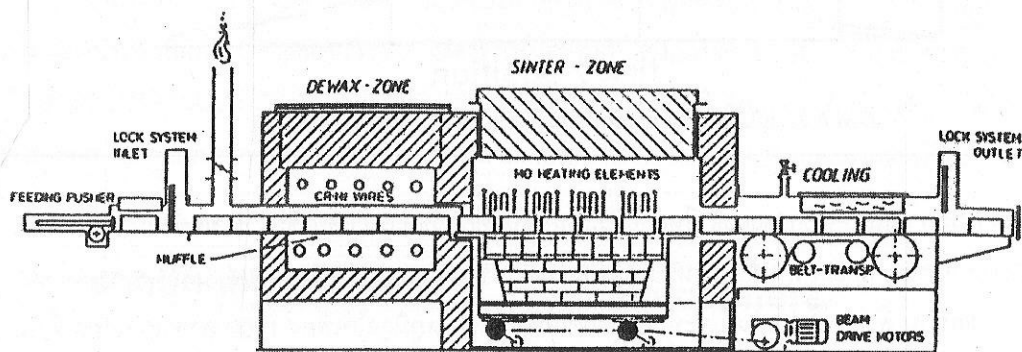
ภาพ 8.21 แผนภาพแสดงอุณหภูมิและตำแหน่งใน Continuous Furnace

เตาเผาประสานแบบ Continuous มีหลายประเภท ขึ้นอยู่กับวิธีการลำเลียงชิ้นงาน ยกตัวอย่างเช่น Belt, Pusher, Roller, Lifting beam เป็นต้น สำหรับ Belt Furnace ชิ้นงานจะถูกลำเลียงผ่านส่วนต่าง ๆ ของเตาเผาประสานด้วยสายพาน สายพานส่วนใหญ่จะทำได้ด้วยลวดถักซึ่งทนอุณหภูมิสูงได้เพียง 1200 องศาเซลเซียส จึงไม่สามารถเผาประสานที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ได้ ด้วยเหตุนี้จึงทำให้วัสดุทำสายพานเป็นข้อจำกัดของ Belt Furnace สำหรับ Belt Furnace ที่มีราคาแพงอาจใช้สายพานที่ทำจาก Ceramic หรือ Refractory metal ซึ่งสามารถทนอุณหภูมิสูงได้ถึง 2000 องศาเซลเซียส แต่อาจเสียหายได้ง่ายเนื่องจากมี Fracture Toughness ต่ำ วัสดุทำสายพานที่ดีควรมี Creep Resistance สูง ภาพ 8.22 แสดงภาพถ่าย Belt Furnace



ภาพ 8.22 ภาพถ่าย Belt Furnace

เตาเผาประสานแบบ Pusher Furnace ใช้วิธีการลำเลียงชิ้นงานที่แตกต่างออกไป โดยใช้การ Support ด้านในเคลื่อนที่ต่อเนื่องกันไปเรื่อย ๆ ด้วยวิธีการนี้จึงไม่ต้องขึ้นรูปวัสดุ Support เป็นสายพาน ทำให้เลือกใช้วัสดุที่ทนความร้อนสูงได้ และเมื่อเกิดการเสียหาย ก็สามารถเปลี่ยน Support ใหม่ได้โดยไม่ต้องหยุดการทำงานเตาเพื่อซ่อม เตาเผาประสานแบบ Pusher Furnace สามารถอาจสามารถทนอุณหภูมิได้สูงถึง 2200 องศาเซลเซียส ภาพ 8.23 แสดงการทำงานของ Pusher Furnace



ภาพ 8.23 การทำงานของ Pusher Furnace

การเลือกใช้ประเภทและขนาดของเตาเผาประสานที่เหมาะสม ขึ้นอยู่กับอัตราการผลิตที่ต้องการ, วัสดุที่ต้องการเผาประสาน, มูลค่าของชิ้นงาน, ขนาดของชิ้นงาน, บรรยากาศเตาเผาประสานที่ต้องการ เตาเผาประสานในโรงงานอุตสาหกรรมทั่วไปมีอัตราการผลิตประมาณ 100 กิโลกรัมต่อชั่วโมง เตาเผาประสานแบบ Tunnel Furnace ขนาดใหญ่อาจให้อัตราการผลิตได้ถึง 2000 กิโลกรัมต่อชั่วโมง

8.5.2 Heating Element

เตาเผาประมาณผกโหะเกือบทั้งหมดเป็นเตาไฟฟ้า ในขณะที่การเผาประมาณเซรามิกมีการใช้ทั้งเตา น้ำมันและเตาไฟฟ้า ดังนั้นในที่นี้จะกล่าวถึงเฉพาะเตาไฟฟ้าเท่านั้น

แหล่งกำเนิดความร้อนเกิดจากกระแสไฟฟ้าไหลผ่าน Heating Element ทำให้ Heating Element เกิด การเปล่งแสงแผ่รังสีความร้อน วัสดุที่ใช้ทำ Heating Element ได้แก่ Nichrome (Ni – 20Cr), W, Mo เป็นต้น วัสดุเหล่านี้จะต้องมีจุดหลอมตัวสูงมากและจะต้องไม่เกิดปฏิกิริยากับบรรยากาศเตาประมาณ ตาราง 8.3 แสดง คุณสมบัติใช้งานและบรรยากาศเตาประมาณที่สามารถใช้งานได้ของวัสดุที่ใช้ทำ Heating Element

ตาราง 8.3 แสดงคุณสมบัติใช้งานและบรรยากาศเตาประมาณที่สามารถใช้งานได้ของวัสดุที่ใช้ทำ Heating Element

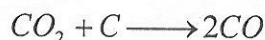
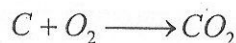
Heating Element	Maximum Serviced Temperature, °C	Recommended Atmosphere
Nichrome (Ni-20Cr)	1100	O, R, I, V
Fecralco (Fe-23Cr-5Al-1Co)	1150	O, R, D
	1300	I, V
Molybdenum Disilicide (MoSi ₂)	1100	R, V
	1600	I
	1700	O
Molybdenum Disilicide Composite (MoSi ₂ -SiC)	1900	O, I
Molybdenum Disilicide – Tungsten Disilicide (MoSi ₂ -WSi ₂)	1800	O
Silicon Carbide (SiC)	1250	R, I
	1600	O
Platinum (Pt)	1700	O, I, V
Molydenum (Mo)	1700	R, I, V
Tantalum (Ta)	2400	I, V
Tungsten (W)	2000	I
	2800	R, V
Graphite (C)	1700	R, D
	2500	V, C
Zirconia (ZrO ₂)	2200	O, I, V

O = Oxidizing; R = Reducing; I = Inert; V = Vacuum; C = Carburizing; D = Decarburizing

ในแง่ของความสามารถในการนำไฟฟ้า Mo และ W มีความสามารถในการนำไฟฟ้าสูง ในทางตรงกันข้าม SiC, Graphite Fecralco และ Nichrome มีความสามารถในการนำไฟฟ้าค่อนข้างต่ำ สำหรับความแข็งแรง SiC, MoSi₂ และ Graphite มีความแข็งแรงค่อนข้างต่ำ ในขณะที่ Heating Element จำพวกโลหะมีความแข็งแรงสูง กว่า แต่มีปัญหาเรื่อง Oxidation ในแง่ของราคา Nichrome และ Fecralco มีต้นทุนต่ำที่สุดและคุณสมบัติใช้งาน ต่ำที่สุดด้วยเช่นกัน

สำหรับ Graphite สามารถใช้ได้ที่อุณหภูมิค่อนข้างสูงเมื่อเทียบกับ Heating Element อื่น โดยเฉพาะ ภายใต้อุญญากาศ แต่ Graphite ไม่สามารถใช้ภายใต้บรรยากาศไฮโดรเจนเนื่องจากจะทำปฏิกิริยาให้

Methane ซึ่งจากข้อมูลทางอุณหพลศาสตร์ปฏิกิริยาเกิด Methane จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิค่อนข้างต่ำ ดังนั้น Methane จึงมักจะเกิดขึ้นในส่วนที่เย็นที่สุดในเตา และ Graphite ไม่สามารถใช้ภายใต้บรรยากาศ Oxidizing ได้ เนื่องจากเกิดปฏิกิริยากับออกซิเจน



สำหรับ Molybdenum Disilicide สามารถใช้ในบรรยากาศอากาศได้ เนื่องจากมีฟิล์มออกไซด์ของ SiO_2 ปกป้องการ Oxidation แต่ในบรรยากาศ Reducing หรือสุญญากาศ ฟิล์มออกไซด์จะถูกกำจัดและ Molybdenum Silicide จะไม่สามารถใช้ได้ โดยเฉพาะที่อุณหภูมิสูงกว่า 1200 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ Molybdenum Silicide ยังทำปฏิกิริยากับคาร์บอนทำให้ไม่สามารถใช้ในบรรยากาศ Carburizing และ Support Graphite ได้

Refractory metal สามารถใช้ได้ที่อุณหภูมิค่อนข้างสูง ประมาณ 1700 – 2800 องศาเซลเซียส และมี Fracture Toughness สูงกว่า Heating Element ประเภทอื่น แต่มีข้อจำกัดคือเกิดปฏิกิริยาได้ง่ายกว่า Heating Element จำพวกเซรามิก ทำให้ไม่สามารถใช้งานในบรรยากาศ Oxidizing และ Carburizing ได้ การพัฒนาการของ Heating Element ที่ทำจาก Refractory metal เกิดขึ้นควบคู่กับการวิจัย Creep โดยมุ่งที่จะเพิ่มอุณหภูมิการใช้งานขึ้น กลไกการเพิ่ม Creep Resistance ได้แก่ การใช้ Oxide dispersion strengthening ยกตัวอย่างเช่น TZM alloy (0.5Ti – 0.08Zr – 0.03C – Mo)

SiC สามารถใช้ได้ในช่วงอุณหภูมิเฉพาะปานกลาง ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1500 องศาเซลเซียสจะเกิดการปนเปื้อนของออกซิเจน จึงไม่สามารถใช้งานเกิดอุณหภูมิดังกล่าวได้

วัสดุ Heating Element ที่ได้รับการพัฒนาในช่วงหลังได้แก่ $LaCr_2O_4$ และ ZrO_2 ซึ่งสามารถใช้งานในอากาศได้สูงถึง 2200 องศาเซลเซียส แต่ไม่สามารถใช้งานในบรรยากาศ Reducing ได้ สำหรับ ZrO_2 มีความต้านทานการนำไฟฟ้าที่สูงมากที่อุณหภูมิปกติ จึงต้องทำการ Preheat ให้ถึงอุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เพื่อให้ความสามารถในการนำไฟฟ้าสูงขึ้นจึงให้กระแสไฟฟ้า

8.5.3 Support

ในการเผาประสานส่วนใหญ่ชิ้นงานจะถูกวางบน Support ซึ่งถูกวางเรียงเป็นชั้นบรรจุลงในเตาเผาประสานแบบ Batch หรือถูกลำเลียงผ่านส่วนต่าง ๆ ของเตาเผาประสานแบบ Continuous ตัว Support อาจมีพื้นผิวไม่เรียบสนิทเพื่อป้องกันการเชื่อมติดกับชิ้นงานขณะเผาประสานได้ง่าย รวมทั้งป้องกันไม่ให้ชิ้นงานสัมผัสและเชื่อมติดกันเอง วัสดุ Support อาจทำจากเหล็กกล้า, Molybdenum, Silica, Graphite, Alumina หรือวัสดุทนความร้อนอื่น ๆ เงื่อนไขการเลือกใช้วัสดุ Support คือ Support จะต้องรูปร่างไว้ได้ที่อุณหภูมิเผาประสานและไม่ทำให้เกิดการปนเปื้อนในชิ้นงาน ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุ Support แสดงไว้ในตาราง 8.4

ตาราง 8.4 ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุ Support

Materials	Maximum Serviced Temperature, °C	Atmosphere	Example Sintered Material
Alumina (Al ₂ O ₃)	1500	R, C	Most metal, Oxides, Glass,
	1800	O, I, V	Intermetallics, No carbides
Beryllia (BeO)	1600	R, V, C, D	Be, Cr, Fe, Ni, Oxides,
	2100	O, I	Intermetallics, No carbides
Boron Carbide (B ₄ C)	2000	R, I, V	Borides, Carbides
Boron Nitride (BN)	1800	R, I, V	Ta, AlN, Nitrides
Calcia (CaO)	2400	O, I	Fe, Pt
Fecraly (Fe-Cr-Al-Y)	1300	O, R, I	Steels, Intermetallics
Graphite (C)	2000	V	Au, Ag, Cu, Zn, WC, Cr ₂ O ₃ ,
	2500	I, V, C	SiC, TaC, Carbides
Ni alloys (Ni – Cr)	1300	R, I, V, C, D	Ni, Fe, Stainless
Iron (Fe)	1200	R, I, V, D	Fe, Cu
Magnesia (MgO)	1600	V	Ag, Au, Co, Cu, Fe, Ni, MgO,
	2000	O, I	No carbides
Molybdenum (Mo)	2100	R, I, V	Steel, Rare Earth, SiC
Mullite (Al ₂ O ₃ -SiO ₂)	1100	O	Steel
Silica (SiO ₂)	1000	I, D	Ag, Al, Au, Cu, Zn, Ni
	1200	O, V	
Silicon Nitride (Si ₃ N ₄)	1600	I, V	Many metals
Silicon Carbide (SiC)	1400	O, R, C	CeO ₂
	2300	I	
Tantalum (Ta)	2000	I, V	Ta, TaB ₂ , No oxides
Tungsten (W)	2800	R, I, V	Mo, W, MoSi ₂ , TiSi ₂
Zirconia (ZrO ₂)	2500	O, I	Au, Co, Cr, Fe, Ni, Ti

O = Oxidizing; R = Reducing; I = Inert; V = Vacuum; C = Carburizing; D = Decarburizing

8.5.4 Thermo Couple

การวัดอุณหภูมิภายในเตาเป็นสิ่งสำคัญในกระบวนการเผาประสาน อุปกรณ์ที่ใช้วัดอุณหภูมิภายในเตาเผาประสานได้แก่ Pyrometer และ Thermo Couple โดย Thermo Couple เป็นอุปกรณ์ที่มีการใช้อย่างแพร่หลายกว่า สำหรับ Pyrometer ใช้หลักการวัดความเข้มของแสงที่เปล่งออกมาจากวัสดุภายในเตา แล้วนำค่าความเข้มแสงมาแปรผลเป็นอุณหภูมิ ด้วยวิธีการนี้มักจะให้อุณหภูมิคลาดเคลื่อนไป จึงทำให้ Thermo Couple เป็นอุปกรณ์ที่นิยมกว่า ในการเลือกใช้ Thermo Couple ขึ้นอยู่กับช่วงอุณหภูมิที่ต้องการวัดและบรรยากาศในการเผาประสาน ตาราง 8.5 แสดงข้อมูลทางเทคนิคสำหรับการเลือกใช้ Thermo Couple

ตาราง 8.5 ข้อมูลทางเทคนิคสำหรับการเลือกใช้ Thermo Couple

Types	Composition	Maximum Serviced Temperature, °C	Atmosphere
B	Pt-30Rh/Pt-6Rh	1700	V, I, O
C	W/W-Re	2000	nO
E	Ni-9Cr/Cu-44Ni	900	O
J	Fe/Cu-44Ni	800	O, R
K	Ni-9Cr/Ni-Mn-Si-Al	1200	O
R	Pt/Pt-13Rh	1500	O, I
S	Pt/Pt-10Rh	1500	O, I
T	Cu/Cu-44Ni	400	O, R

O = Oxidizing; nO = non-Oxidizing; R = Reducing; I = Inert; V = Vacuum;

C = Carburizing; D = Decarburizing.

8.6 Sintering Atmosphere

บรรยากาศในการเผาประสานมีอิทธิพลต่อการเชื่อมประสานกันของผงโลหะและส่วนผสมทางเคมีของชิ้นงาน หน้าที่ของบรรยากาศในการเผาประสานได้แก่

- 1) ป้องกันการเกิดปฏิกิริยา Oxidation
- 2) ทำให้เกิดปฏิกิริยา Reduction
- 3) ควบคุม Heating rate และ Cooling rate

ผงโลหะส่วนใหญ่เมื่อสัมผัสกับอากาศที่อุณหภูมิสูงแล้วจะทำให้เกิด Oxide ขึ้นที่ผิวของผงโลหะ เนื่องจากในอากาศมีออกซิเจนอยู่ และจะทำปฏิกิริยา Oxidation กับโลหะให้สารประกอบประเภท Oxide สำหรับ Oxide ที่เกิดขึ้นจะมีผลทำให้อัตราการถ่ายเทมวลสารต่ำลงและทำให้การเผาประสานเกิดได้ยากขึ้นหรือไม่เกิดขึ้นเลยเนื่องจากผงโลหะมีพื้นที่ผิวมาก Oxidation สามารถเกิดขึ้นได้ทั่วทั้งชิ้นงาน ดังนั้นหน้าที่หนึ่งของบรรยากาศในการเผาประสานคือป้องกันการเกิด Oxidation โดยอาจเป็นก๊าซเฉื่อย หรือ สูญญากาศ

สำหรับโลหะบางชนิดเช่นอะลูมิเนียมและเหล็กกล้าไร้สนิม มีฟิล์ม Oxide ที่ผิวโดยธรรมชาติอยู่แล้ว จึงทำให้เผาประสานได้ยาก จะต้องทำภายใต้บรรยากาศที่ทำให้เกิดปฏิกิริยา Reduction เพื่อที่จะลด Oxide ที่ผิวของผงโลหะและทำให้เผาประสานได้ง่ายขึ้น ตัวอย่างบรรยากาศที่ทำให้เกิดปฏิกิริยา Reduction ได้แก่ Exothermic Atmosphere, Endothermic Atmosphere, Nitrogen-Hydrogen, Hydrogen, Dissociated Ammonia เป็นต้น

นอกจากนี้บรรยากาศในการเผาประสานยังมีบทบาทในการควบคุมการถ่ายเทความร้อนภายในเตาด้วย โดยเฉพาะในช่วงอุณหภูมิต่ำ เนื่องจากที่อุณหภูมิต่ำรูปแบบการถ่ายเทความร้อนที่สำคัญได้แก่ Convection และ Conduction ซึ่งบรรยากาศที่มีสมบัติการพาความร้อนและมีสมบัติการถ่ายเทความร้อนสูงจะทำให้อุณหภูมิภายในเตาสม่ำเสมอว่า ในขณะที่อุณหภูมิสูงรูปแบบการถ่ายเทความร้อนจะเปลี่ยนไปเป็นแบบ Radiation ซึ่งไม่ขึ้นอยู่กับการพาความร้อนของบรรยากาศในการเผาประสาน ดังนั้นจะเห็น

ได้ว่าที่อุณหภูมิเผาประสานประเภทของบรรยากาศจะไม่มีผลต่อการกระจายตัวภายในเตาเผาประสาน แต่
ประเภทของบรรยากาศจะมีผลต่อการถ่ายเทความร้อนในช่วง Heating และ Cooling ของชิ้นงาน

Inexpensive	Sintering Atmosphere
	In-situ Exothermic Atmosphere
	In-situ Endothermic Atmosphere
	Nitrogen
	Generated Exothermic Atmosphere
	Generated Endothermic Atmosphere
	Dissociated Methanol Atmosphere
	Dissociated Ammonia
	Hydrogen
	Argon
	Helium
Expensive	

