

บทที่ 2

ปริทรรศน์วรรณกรรม

2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

2.1.1 ข้อมูลทั่วไปเกี่ยวกับโลหะไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียม [1,2]

โลหะไทเทเนียมถูกค้นพบครั้งแรกโดย William Gregor ผู้เชี่ยวชาญด้านแร่วิทยาชาวอังกฤษโดยเรียกแร่ที่พบว่า "ilmenite" ซึ่งมีลักษณะเป็นทรายสีดำ ต่อมา Martin Heinrich Klaproth นักเคมีชาวเยอรมันได้ทำการสกัดแร่ไทเทเนียมซึ่งอยู่ในรูปของออกไซด์รู้จักกันในชื่อ "rutile" ซึ่งต่อมาได้ถูกเปลี่ยนชื่อเป็น Titanium โดยผู้เชี่ยวชาญด้านนิยายชาวกรีก

แร่รูไทล์จะถูกนำมาทำปฏิกิริยาจนเกิดเป็นสารประกอบคลอไรด์ซึ่งก็คือไทเทเนียมเตตระคลอไรด์ (TiCl_4) ต่อมา Matthew Albert Hunter ได้คิดค้นวิธีการถลุงแร่ไทเทเนียมบริสุทธิ์โดยผสมไทเทเนียมเตตระคลอไรด์กับโซเดียมแล้วให้ความร้อนใน steel bomb เรียกวิธีการผลิตนี้ว่า "Hunter process" ต่อมา Wilhelm Justin Kroll ได้คิดวิธีการถลุงแบบใหม่โดยนำไทเทเนียมเตตระคลอไรด์มารีดิวซ์ด้วยแมกนีเซียมและเรียกวิธีการผลิตแบบนี้ว่า "Kroll process"

ไทเทเนียมจัดเป็นโลหะเบาซึ่งมีความหนาแน่น 4.51 g/cm^3 ซึ่งถือว่าเป็นโลหะเบาที่มีความหนาแน่นสูงสุด มีความแข็งแรงสูงและยังรักษาความแข็งแรงไว้ได้ไม่ว่าที่อุณหภูมิสูงหรือต่ำ มีค่ามอดูลัสยืดหยุ่น (Young modulus) 120 GPa หรือประมาณครึ่งหนึ่งของเหล็กกล้า มีค่า creep strength ที่ดีในช่วงอุณหภูมิที่กว้าง โดยสมบัติทางกลและทางกายภาพของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์แสดงไว้ในตารางที่ 2.1

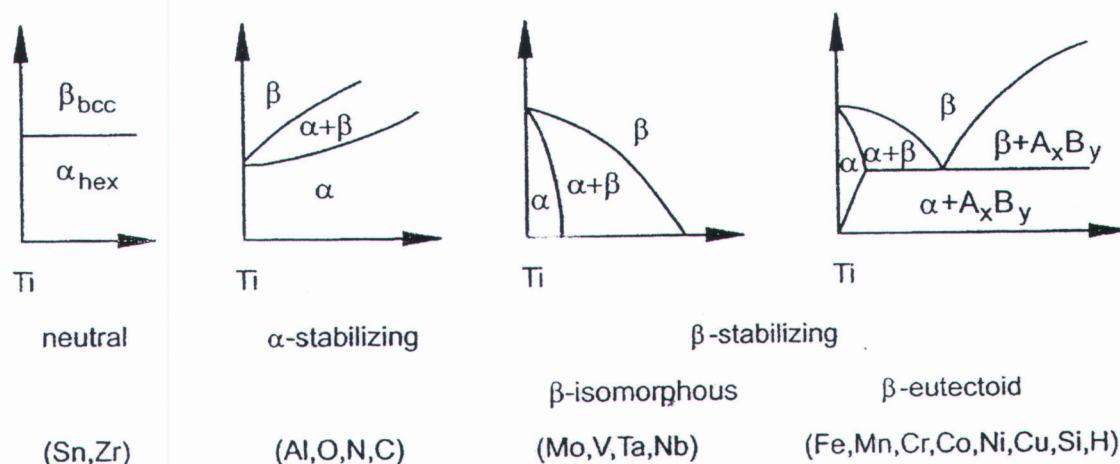
ตารางที่ 2.1 สมบัติทางกลและทางกายรูปของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์ [3]

Property	Description or value
Atomic number	22
Atomic weight	47.90
Atomic volume	10.6 W/D
Covalent radius	1.32 Å
Ionization potential	6.8282 V
Thermal neutron absorption cross section	5.6 barns/atom
Crystal structure	
Alpha ($\leq 882.5^{\circ}\text{C}$, or 1620°F)	Close-packed hexagonal
Beta ($\geq 882.5^{\circ}\text{C}$, or 1620°F)	Body-centered cubic
Color	Dark gray
Density	4.51 g/cm ³ (0.163 lb/in. ³)
Melting point	1668 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ (3035 $^{\circ}\text{F}$)
Solidus/liquidus	1725 $^{\circ}\text{C}$ (3135 $^{\circ}\text{F}$)
Boiling point	3260 $^{\circ}\text{C}$ (5900 $^{\circ}\text{F}$)
Specific heat (at 25 $^{\circ}\text{C}$)	0.5223 kJ/kg $\cdot$ K
Thermal conductivity	11.4 W/m $\cdot$ K
Heat of fusion	440 kJ/kg (estimated)
Heat of vaporization	9.83 MJ/kg
Specific gravity	4.5
Hardness	70 to 74 HRB
Tensile strength	240 MPa (35 ksi) min
Young's modulus	120 GPa (17×10^6 psi)
Poisson's ratio	0.361
Coefficient of friction	
At 40 m/min (125 ft/min)	0.8
At 300 m/min (1000 ft/min)	0.68
Coefficient of linear thermal expansion	8.41 $\mu\text{m/m} \cdot \text{K}$
Electrical conductivity	3% IACS (where copper = 100% IACS)
Electrical resistivity (at 20 $^{\circ}\text{C}$)	420 m $\Omega \cdot \text{m}$
Electronegativity	1.5 Pauling's
Temperature coefficient of electrical resistance	0.0026/ $^{\circ}\text{C}$
Magnetic susceptibility (volume, at room temperature)	180 (≈ 1.7) $\times 10^{-6}$ mks

คุณลักษณะที่โดดเด่นอีกอย่างของไทเทเนียมคือมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเนื่องจากสามารถเกิดฟิล์มออกไซด์ได้เช่นเดียวกับอะลูมิเนียม แต่ฟิล์มออกไซด์จะไม่เสถียรเมื่ออยู่ในสภาวะรีดิวซ์ และไม่ทนทานต่อการกัดกร่อนของสารประกอบฮาไลด์ กรดซัลฟูริก และกรดฟอสฟอริก

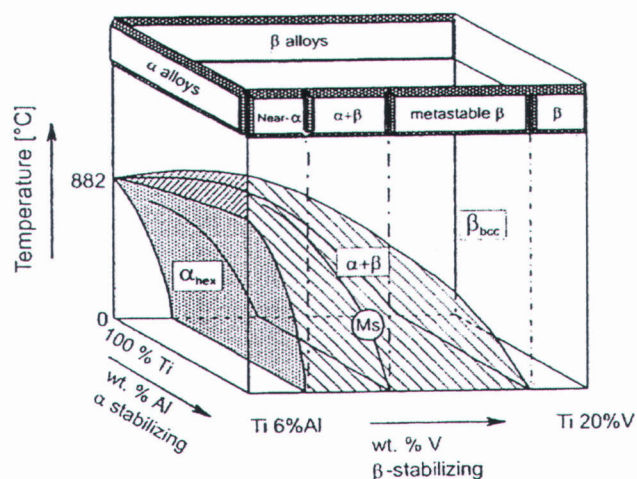
ไทเทเนียมเป็นโลหะทรานซิชันซึ่งมีโครงสร้างของชั้นอิเล็กตรอนที่ไม่สมบูรณ์ทำให้สามารถเกิดสารละลายของแข็งกับ substitutional elements ที่มีขนาดอนุภาคใกล้เคียงส่วนใหญ่ได้ นอกจากนั้นไทเทเนียมและโลหะผสมไทเทเนียมสามารถเกิดปฏิกิริยากับ interstitial elements ซึ่งรวมไปถึงแก๊สไฮโดรเจน ออกซิเจนและไนโตรเจน

โครงสร้างผลึกของโลหะไทเทเนียมที่อุณหภูมิต่ำกว่า 882.5 $^{\circ}\text{C}$ จะเป็น Hexagonal closed- pack (HCP) หรือแอลฟาไทเทเนียมและที่อุณหภูมิสูงกว่านั้นโครงสร้างจะเป็น Body-centered cubic หรือเบต้าไทเทเนียม ซึ่ง Transus temperature จะเปลี่ยนแปลงตามชนิดและปริมาณของธาตุผสม โดยธาตุผสมที่กล่าวถึงจะแบ่งเป็น 3 ประเภทได้แก่ธาตุผสมที่เติมลงไปเพื่อเพิ่มความเสถียรรูปให้แก่โครงสร้างแอลฟา ได้แก่ Al, O, N, C และ Ga อีกประเภทหนึ่งคือธาตุที่ช่วยเพิ่มความเสถียรรูปให้แก่โครงสร้างเบต้าซึ่งจะแบ่งเป็น 2 ประเภทย่อย คือ Isomorphus ได้แก่ธาตุ Mo, V และ Ta และ Eutectoid ได้แก่ธาตุ Fe, Mn, Cu, Cr, Co, Ni และ H และธาตุที่ไม่ส่งผลต่ออุณหภูมิของการเปลี่ยนโครงสร้างผลึกซึ่งแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 ผลของธาตุผสมต่อแผนภูมิเฟสของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

โลหะผสมไทเทเนียมจะถูกแบ่งออกเป็น 3 ประเภทได้แก่ α , β และ $\alpha + \beta$ นอกจากนั้นยังมีการแบ่งย่อยลงไปอีก ได้แก่ near- α alloys ซึ่งหมายถึงโลหะผสมที่มีการเติมธาตุ β -stabilizing เพียงเล็กน้อย และ metastable β alloys ซึ่งหมายถึงโลหะผสมที่มีการเติมธาตุ β -stabilizing มากกว่า 40 % จนมีผลทำให้เฟส β ไม่สามารถเปลี่ยนเป็นมาร์เทนไซต์ได้ในระหว่างที่ทำการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ทำให้เกิดเป็นบริเวณที่มี 2 เฟสขึ้น การจัดประเภทของโลหะผสมไทเทเนียมได้แสดงไว้ในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 แผนภูมิเฟสสามมิติสำหรับแบ่งประเภทของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

คุณสมบัติของโลหะไทเทเนียมผสมจะขึ้นกับการจัดเรียงตัวของเฟส, สัดส่วนโดยปริมาตรของแต่ละเฟส และคุณสมบัติเฉพาะของเฟสต่างๆเป็นสำคัญ เมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้าง

ผลึกแบบ Body-centered cubic ของเฟส β แล้ว โครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal closed-pack จะมีความหนาแน่นสูงกว่าและมีโครงสร้างผลึกแบบ anisotropy ส่วนคุณสมบัติในด้านอื่นๆของเฟส α เมื่อเทียบกับเฟส β มีดังนี้

1. ความต้านทานการเกิด plastic deformation สูงกว่า
2. ค่า creep resistance สูงกว่า
3. ค่า ductility ต่ำกว่า
4. ค่า diffusion rate ต่ำกว่าเฟส β มาก
5. สมบัติทางกลและคุณสมบัติทางกายภาพเป็นแบบ anisotropic

สมบัติทางกล ทางกายภาพ และด้านอื่นๆ ของเฟส α , β และ $\alpha+\beta$ เปรียบเทียบกันแสดงไว้ในตารางที่ 2.2 รายละเอียดของแต่ละเฟสจะได้กล่าวไว้ในส่วนถัดไป

ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติของเฟส α , β และ $\alpha+\beta$ ของโลหะผสมไทเทเนียม [1]

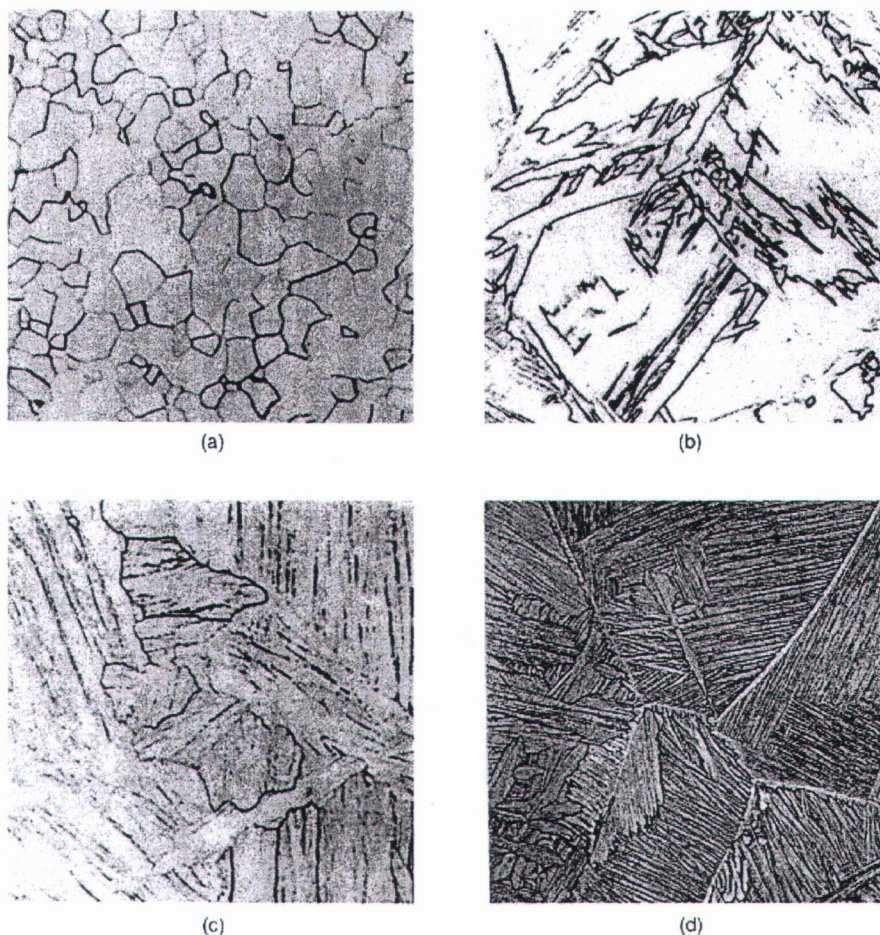
	α	$\alpha+\beta$	β
Density	+	+	-
Strength	-	+	++
Ductility	-/+	+	+/-
Fracture toughness	+	-/+	+/-
Creep strength	+	+/-	-
Corrosion behavior	++	+	+/-
Oxidation behavior	++	+/-	-
Weldability	+	+/-	-
Cold formability	--	-	-/+

2.1.2 รายละเอียดของเฟสต่างๆของโลหะไทเทเนียมผสม

2.1.2.1 โลหะผสม α

α alloys เป็นโลหะผสมที่มีค่าความแข็งแรงแรงดึงค่อนข้างต่ำแต่มีค่า thermal stability ที่สูงทำให้มีค่า creep strength ที่สูงในช่วงอุณหภูมิที่สูง นอกจากนั้นยังคงรักษาความเหนียวไว้ได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิจึง แต่เนื่องจากมีโครงสร้างเป็น Hexagonal closed-pack และมีอัตราการเกิด strain hardening ที่สูงจึงทำให้ความสามารถในการขึ้นรูปต่ำ สมบัติทาง

กลของโลหะผสม α จะไม่ขึ้นกับโครงสร้างจุลภาค แม้ว่าโลหะผสมนี้จะมีโครงสร้างจุลภาคที่หลากหลายก็ตามดังแสดงไว้ในรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 โครงสร้างจุลภาคของ CP titanium: (a) อบอ่อนที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง แสดงให้เห็นเกรนแบบ equi-axed ของ α (X100); (b) เย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก β -phase field แสดงให้เห็นเข็มของ α (X150); (c) เย็นตัวในอากาศ แสดง widmanstatten ของ α (X100); (d) near- α alloy IMI 685 เย็นตัวในอากาศ แสดงให้เห็นการจัดเรียงตัวแบบ basket weave ของ widmanstatten plates ของ α โดยมีเฟส β ผสมอยู่เล็กน้อย [2]

เกรนแบบ Equi-axed จะเกิดขึ้นเมื่อโลหะผสมถูกนำไปทำ recrystallization ในรูปที่ 2.3(ก) ขนาดเกรนจะค่อนข้างเล็กเนื่องจากอุณหภูมิในกระบวนการค่อนข้างต่ำและการมีอยู่ของ impurities ซึ่งจะไปยึดบริเวณขอบเกรนทำให้เกรนไม่สามารถโตต่อไปได้ ค่าความเค้นแรงดึงที่อุณหภูมิห้องสามารถคำนวณได้จาก Hall-Petch relationship การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก β -phase field ทำให้เกิดเฟส hexagonal martensitic หรือเรียกว่าเฟส α ซึ่งจะมีความหนาแน่นของ dislocation มากแต่มีจำนวน twins อยู่เพียงเล็กน้อยหรืออาจจะไม่มีเลย ความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการเกิดเฟส α นี้สามารถละทิ้งได้เนื่องจากเกรนที่ได้มีขนาดใหญ่และไม่เกิด

สารละลายของแข็งอิมิตัวยิ่งยวดของอะตอมตัวถูกละลาย การเย็นตัวอย่างช้าๆ จาก β -phase field จะทำให้ได้โครงสร้าง widmanstatten plate ของ α ถ้ามีการเติมธาตุ β -stabilizing หรือ impurities จะทำให้ได้โครงสร้างแบบ basket weave ของ α plates

α alloys ซึ่งเย็นตัวลงมาจาก β -phase field จะมีค่า tensile strength, ductility และ fatigue strength ที่อุณหภูมิต่ำกว่าโครงสร้างที่มีเกรนแบบ equi-axed แต่การเย็นตัวลงมานี้จะช่วยปรับปรุงค่า fracture toughness และ creep resistance

α alloys ถูกนำมาใช้งานในด้านเคมีและกระบวนการทางวิศวกรรมเป็นหลัก เนื่องจากมีความต้านทานการกัดกร่อนและความสามารถในการเปลี่ยนรูปที่ดี ไทเทเนียมบริสุทธิ์ทางการค้าจะมีส่วนผสมของออกซิเจนที่ต่างกันไป โดยออกซิเจนที่เติมลงไปจะทำให้ค่าความแข็งแรงเพิ่มขึ้นอย่างมากแต่ในขณะเดียวกันก็ทำให้ความเหนียวลดลงเช่นกัน

ไทเทเนียมบริสุทธิ์ทางการค้า (Commercially pure titanium) จะมีตั้งแต่เกรด 1 ถึง 4 โดยจะมีค่า tensile strength อยู่ในช่วง 240-740 MPa เกรดที่ 1 (0.18O-0.2Fe) จะมีค่าความแข็งแรงต่ำสุดแต่จะมีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นที่ยืดเยื้อ นิยมนำไปใช้ในงานขึ้นรูปลึกหรือในงานที่ต้องการความต้านทานการกัดกร่อนสูงแต่ไม่ต้องการความแข็งแรงมากนัก เกรดที่ 2 (0.25O-0.3Fe) มีค่าความแข็งแรงแรงตั้งในช่วง 390-540 MPa เป็นเกรดที่นิยมใช้กันมากที่สุด เกรดที่ 3 (0.35O-0.35Fe) เป็นเกรดที่มีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นปานกลางและมีค่าความแข็งแรงสูงถูกนำมาใช้ในการผลิตท่อความดัน เกรดที่ 4 (0.4O-0.5Fe) เป็นเกรดที่มีค่าความแข็งแรงสูงสุดนิยมนำมาใช้ในงานจับยึด

สำหรับการใช้งานที่ต้องการความต้านทานการกัดกร่อนสูงมากจะมีการเติมธาตุ Pd ลงไปประมาณ 0.2% แต่เนื่องจากมีราคาแพงจึงนิยมใช้โลหะผสมเกรดอื่นๆ มากกว่า สำหรับการใช้งานที่ต้องการความแข็งแรงสูงมาก นิยมใช้โลหะผสม Ti-5Al-2.5Sn ซึ่งเป็นเกรดที่มีการใช้งานมานานแล้ว

2.1.2.2 โลหะผสม Near α

Near α alloys เป็นโลหะผสมที่มีธาตุ β -stabilizing อยู่ไม่เกิน 2% ซึ่งจะทำให้เกิดเฟส β ในโครงสร้างเล็กน้อยแต่ยังไม่มากพอที่จะทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรง เนื่องจากอาจเกิดการสลายตัวของเฟส β ที่เหลืออยู่ได้ Near α alloys ส่วนใหญ่จะถูกชุบขึ้นรูปและผ่านกระบวนการทางความร้อนใน $\alpha+\beta$ phase field ซึ่งจะทำให้เกิด primary α ขึ้นมาก่อน เฟสที่เกิดขึ้นมานี้จะช่วยในการปรับปรุงด้าน creep performance

โลหะผสมประเภทนี้นิยมนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูง เนื่องจากมี creep behavior ที่ดีซึ่งเป็นคุณสมบัติของโลหะผสม α และมีค่าความแข็งแรงสูงซึ่งเป็นคุณสมบัติของโลหะผสม $\alpha+\beta$ ผสมผสานกัน ช่วงอุณหภูมิการใช้งานอยู่ที่ 500-550 °C

Ti 8-1-1 เป็นโลหะผสมไทเทเนียมประเภทแรกที่ถูกนำมาใช้งานที่อุณหภูมิสูงโดยมีส่วนผสมของอะลูมิเนียมเป็นหลักแต่เนื่องจากปัญหาการเกิด stress corrosion จึงเติมอะลูมิเนียมได้ไม่เกิน 6% ต่อมาได้มีการค้นพบโลหะผสม Ti-6-2-4-2 ซึ่งพัฒนาโดย Timet จากนั้นได้มีการค้นพบว่าการเติมซิลิกอนเพียง 0.1% โดยน้ำหนักจะช่วยปรับปรุง creep behavior ให้ดีขึ้นเนื่องจากที่อุณหภูมิสูงซิลิกอนจะตกผลึกบน dislocation ซึ่งจะไปขัดขวางการ climb ของ dislocation เรียกโลหะผสมนี้ว่า Ti-6-2-4-2-s

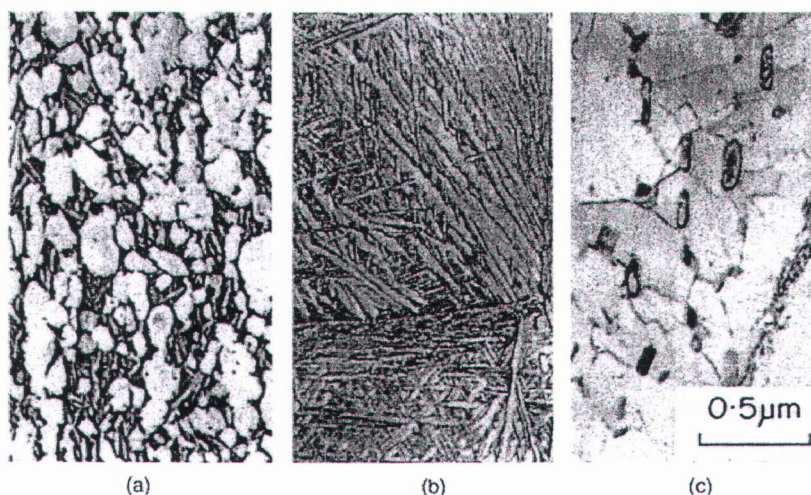
1. Heat-treated in $\alpha+\beta$ phase field

โลหะผสม Near α alloys ส่วนใหญ่จะถูกชุบขึ้นรูป และผ่านกระบวนการทางความร้อนจนถึงบริเวณที่มีเฟส α และ β ผสมกันหลังจากนั้นจะถูกปล่อยให้เย็นตัวในอากาศเพื่อให้ได้ค่า creep strength สูงสุด โครงสร้างที่ได้เป็นเกรนแบบ equi-axed ของ primary α และส่วนที่เป็น widmanstatten α ซึ่งเกิดจากการ nucleation and growth ของ β แสดงไว้ในรูปที่ 2.4 การเย็นตัวอย่างรวดเร็วจะทำให้เกิดเฟส martensitic α' จากเฟส β ซึ่งจะทำให้ค่าความแข็งแรงดึง เพิ่มขึ้นแต่ค่า creep resistance ลดลง

2. Heat-treated in β phase field

โลหะผสม Near α alloys เช่น IMI 685(Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si) ซึ่งมี α/β transus ที่ 1020 °C ถูกให้ความร้อนขึ้นไปที่อุณหภูมิ 1050 °C และเย็นตัวอย่างรวดเร็วโครงสร้างที่ปรากฏเป็น martensitic α' ซึ่งมีส่วนที่เป็นฟิล์มบางๆ ของเฟส β ที่เหลืออยู่เล็กน้อยในรูปที่ 2.4b การบ่มต่อที่อุณหภูมิ 500-550 °C จะช่วยลดความเค้นซึ่งเกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็วและทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรง เฟส α' จะเปลี่ยนเป็นโครงสร้าง lath ของเฟส α ซึ่งถูกยึดกับอนุภาคนาขนาดเล็กซึ่งกระจายตัวอยู่ ซึ่งอนุภาคนี้อาจเกิดจากการ spheroidization ของ inner lath film ถ้าการบ่มกระทำที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ เช่น 850 °C จะพบ

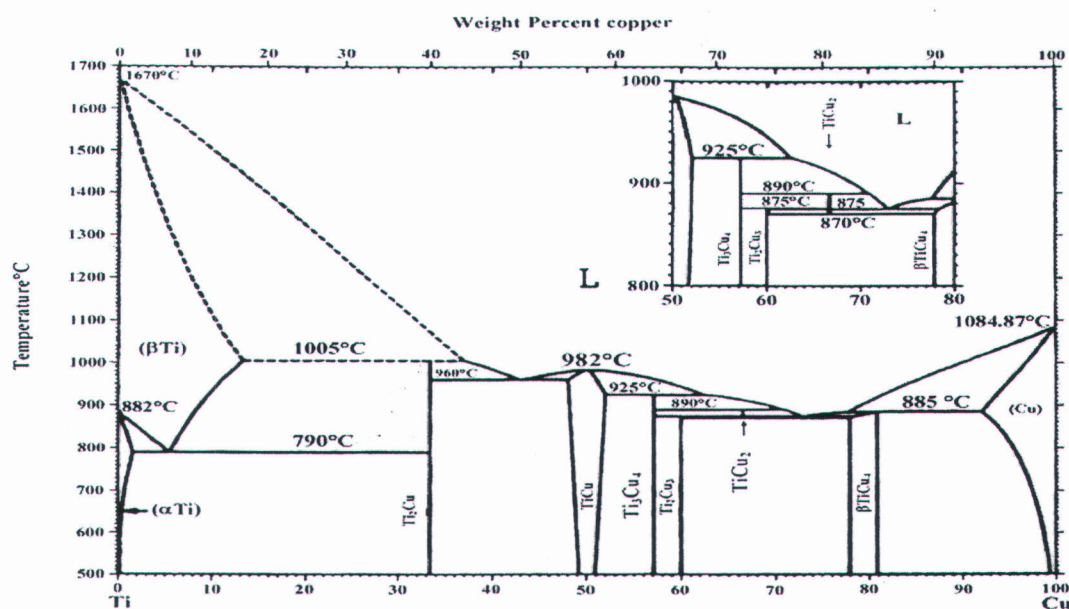
อนุภาคที่ตกผลึกออกมาของ $(\text{Ti,Zr})_5\text{Si}_3$ ซึ่งกระจายอยู่ตามโครงข่ายของ dislocation ดังรูปที่ 2.4c



รูปที่ 2.4 (a) IMI 679 alloy เย็นตัวในอากาศจาก $\alpha + \beta$ phase field เฟสสีขาวคือ primary α และส่วนที่เหลือคือ widmanstätten ของเฟส α (X500); (b) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมัน จาก β phase field แสดง martensitic ของเฟส α และเฟส β ที่เหลืออยู่ปริมาณเล็กน้อย (X75); (c) IMI 685 alloy เย็นตัวในน้ำมันจาก β phase field และบ่มที่อุณหภูมิ 850 °C แสดงอนุภาคของเฟส $(\text{Ti,Zr})_5\text{Si}_3$ (X30000)[2]

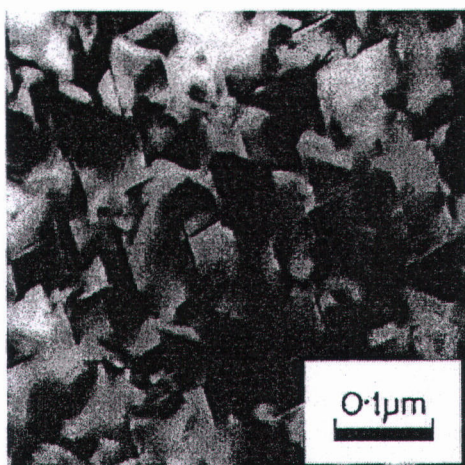
3. การบ่มแข็งของโลหะผสม Ti-Cu [2]

ถึงแม้ว่าโลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงจะไม่ค่อยเป็นที่รู้จักมากนัก ในทางการค้า แต่โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงซึ่งมีส่วนผสมแบบ Titanium-rich สามารถนำมาพัฒนาใช้ร่วมกับกระบวนการบ่มแข็ง ได้ จากแผนภูมิเฟสของ ไทเทเนียมและทองแดงในรูปที่ 2.5 พบว่าความสามารถในการละลายของ ทองแดงสูงสุดใน α ไทเทเนียมอยู่ที่อุณหภูมิ 798 °C คือ 2.1% และลดลงเหลือ 0.7% ที่อุณหภูมิ 600 °C และละลายได้น้อยมากที่อุณหภูมิห้อง โลหะผสมนี้ยังสามารถขึ้นรูปเย็นหลังการทำ solution treatment แล้วบ่มต่อเพื่อเพิ่มความ แข็งแรงได้อีกด้วย



รูปที่ 2.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสม Ti-Cu [7,8]

โลหะผสม IMI230 (Ti-2.5Cu) ถูกนำมาใช้ในรูปแบบของโลหะแผ่นซึ่งสามารถนำมาผ่านกระบวนการทางความร้อนได้และเป็นโลหะผสมไทเทเนียมเพียงไม่กี่ชนิดที่สามารถปรับปรุงความแข็งแรงโดยใช้กรรมวิธี บ่มแข็งได้ โดยการทำให้ solution treatment ที่อุณหภูมิ 805 °C แล้วเย็นตัวในอากาศหรือน้ำมัน จากนั้นทำการบ่มที่อุณหภูมิ 400 และ 475 °C ตามลำดับ เรียกการบ่มแบบนี้ว่า “Duplex aging” ทำให้เกิดการตกผลึกของเฟส Ti_2Cu ซึ่งไม่เสถียรกระจายตัวบนเฟสพื้น β แบบมีแรงยึดเกาะกับเนื้อพื้นที่ติดรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 แผ่นของเฟส Ti_2Cu ซึ่งได้จากการบ่มโลหะผสม Ti-2.5Cu (IMI230) [2]

ผลจากการบ่มแข็งทำให้ค่าความแข็งแรงแรงดึงเพิ่มขึ้น 150-170 MPa และสามารถปรับปรุงค่าความแข็งแรงโดยนำโลหะผสมมาผ่านการขึ้นรูปเย็น หลังจากทำ solution treatment ก่อนการบ่มแข็ง การเติมธาตุอื่นๆเพื่อให้การบ่มแข็งมีประสิทธิภาพที่ดีขึ้นยังไม่ได้มีการวิจัยเพิ่มเติมมากนัก



2.1.2.3 โลหะผสม $\alpha + \beta$

โลหะผสม α alloy มีขีดจำกัดในด้านความแข็งแรงและการขึ้นรูปร้อนเมื่อปริมาณของตัวถูกละลายมาก จึงได้มีการพัฒนาโลหะผสม $\alpha + \beta$ ขึ้น โลหะผสมชนิดนี้มีความสำคัญทางการค้ามากที่สุดโดยเฉพาะโลหะผสม Ti-6Al-4V ซึ่งมีการนำไปใช้งานมากกว่าครึ่งหนึ่งของโลหะผสมไทเทเนียมทั้งหมด โลหะผสม Ti-6Al-4V (IMI318) มีความแข็งแรงแรงดึงและมีความสามารถในการขึ้นรูปที่ดี แต่ค่า creep strength จะลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 400 °C นิยมนำไปใช้ทำชิ้นส่วนที่ต้องผ่านการชุบขึ้นรูป เช่น ใบพัดเครื่องบินเจ็ท

โลหะผสม $\alpha + \beta$ ส่วนใหญ่จะประกอบด้วยธาตุซึ่งเพิ่มความเสถียรรูปและทำให้เฟส α มีความแข็งแรงขึ้น นอกจากนั้นยังประกอบด้วยธาตุ β -stabilizing 4-6% ซึ่งทำให้เมื่อเย็นตัวอย่างรวดเร็วจาก β มายัง $\alpha + \beta$ phase field จะมีเฟส β เหลืออยู่ปริมาณมาก ธาตุ β -stabilizing จะส่งผลให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากการเกิดสารละลายของแข็ง แต่จะส่งผลไม่มากนักดังแสดงในตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 Solid solution strengthening และประสิทธิภาพของธาตุ β -stabilizing ที่เติมลงในโลหะผสม [2]

	Element							
	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
Solid solution strengthening (MPa wt% ⁻¹)	19	21	34	46	48	35	14	27
Minimum alloy content to retain β on quenching (%)	14.9	6.3	6.4	3.5	7	9	13	10

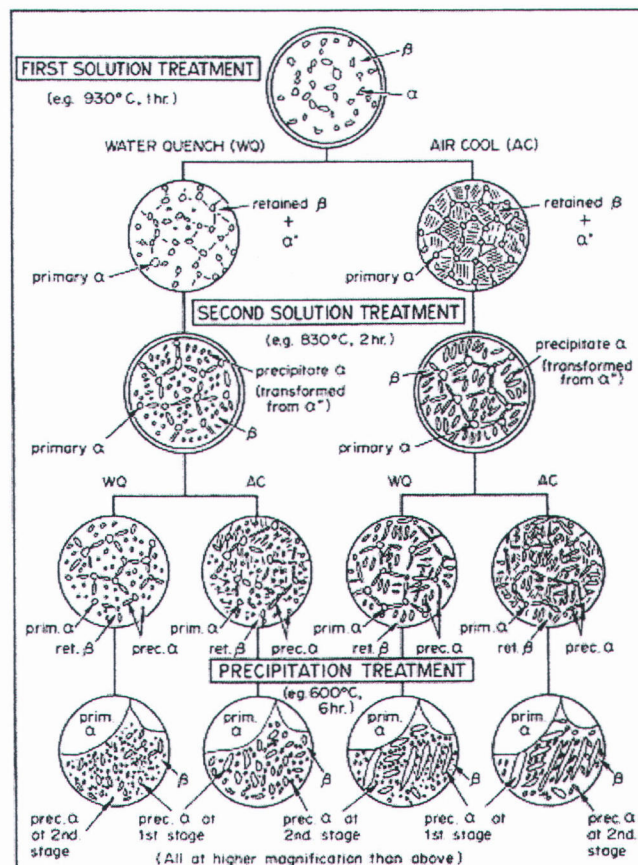
โลหะผสม $\alpha + \beta$ สามารถเพิ่มความแข็งแรง ได้อีกจากการทำอบคืนตัวหรือการบ่มอย่างต่อเนื่องโดยค่า ความแข็งแรงแรงดึงที่ได้จะมากกว่า 1400 MPa โลหะผสม $\alpha + \beta$ นิยมทำ



soft quenching โดยการทำให้ solution treatment ที่อุณหภูมิในช่วง $\alpha + \beta$ phase field แล้วเย็นตัวลงอย่างช้าๆ (50-150 °C ต่อชั่วโมง) ที่อุณหภูมิ 700 °C จากนั้นจึงเย็นตัวในอากาศลงมาถึงอุณหภูมิห้อง

โครงสร้างที่ได้จะมี primary α ปรากฏอยู่เนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้ทำ solution treatment อยู่ในช่วง $\alpha + \beta$ phase field โครงสร้างต่างๆที่จะได้รับแสดงในรูปที่ 2.7 เนื่องจากโครงสร้างที่ได้มีความหลากหลายจึงมีความเป็นไปได้ที่จะสามารถควบคุมสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมได้

การสลายตัวของเฟส β ซึ่งหลงเหลือจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว จะเกิดขึ้นเมื่อทำการบ่มที่อุณหภูมิสูง ซึ่งเป็นปัจจัยที่สำคัญในการทำกรรมวิธีทางความร้อนของโลหะผสม α และ $\alpha + \beta$ เพื่อปรับปรุงค่าความแข็งแรงแรงดึง เนื่องจากการสร้างโครงสร้าง hcp ของเฟส α จากโครงสร้าง bcc ของเฟส β ซึ่งเป็นเฟสพื้นเกิดขึ้นได้ยาก ในระหว่างที่เกิดการเปลี่ยนแปลงมักเกิด intermediate products (เฟส ω)



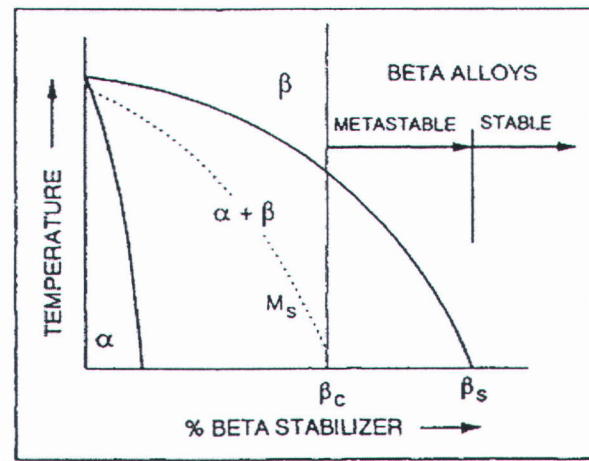
รูปที่ 2.7 แผนผังแสดงโครงสร้างจุลภาคแบบต่างๆที่ได้รับหลังจากการทำ double solution treatment ตามด้วยการเย็นตัวในน้ำ (WQ) หรือในอากาศ (AC) แล้วทำการอบคืนตัว หรือ precipitation treatment [2]

การมีอยู่ของเฟส ω ในโลหะผสมจะทำให้เกิดการเปราะอย่างรุนแรงเนื่องจากเฟส ω จะขัดขวางการเคลื่อนที่ของ dislocation แต่มีข้อดีเมื่อนำไปใช้งานในด้านตัวนำไฟฟ้ายิ่งยวด การหลีกเลี่ยงหรือลดปริมาณของการเกิดเฟส ω ทำได้โดยการควบคุมเงื่อนไขในการบ่มหรือส่วนผสมของโลหะผสม อุณหภูมิสูงสุดที่ทำให้เฟส ω มีความเสถียรคือ 475°C ใน binary alloys ส่วนใหญ่ช่วงอุณหภูมิที่เสถียรนี้สามารถลดลงได้โดยการเพิ่มปริมาณของตัวถูกละลาย เช่น เฟส ω จะปรากฏในโลหะผสม Ti-V แต่จะไม่ปรากฏในโลหะผสม Ti-6Al-4V ซึ่งเป็นเหตุผลที่ทำให้ต้องเติม Al ลงในโลหะผสม $\alpha + \beta$ และ β อย่างน้อย 3%

การเกิดเฟส α จากโครงสร้างซึ่งประกอบด้วย $\beta + \omega$ กลไกการเกิดเฟส α จะขึ้นกับความไม่เข้ากัน (misfit) ระหว่างเฟสทั้งสอง ถ้ามีความไม่เข้ากันน้อยเฟส α จะเกิดขึ้นได้ยากและเกิดตามขอบเกรนของเฟส β ถ้ามีความไม่เข้ากันมาก เฟส α จะเกิดขึ้นตาม interface ของ β และ ω

2.1.2.4 โลหะผสม β

โลหะผสม β ไทเทเนียมจะต้องมีปริมาณของธาตุผสมซึ่งเพิ่มความเสถียรให้กับเฟส β อย่างเพียงพอเพื่อที่จะทำให้หลงเหลือเฟส β เมื่อเกิดการเย็นตัวในระหว่างการทำกรรมวิธีทางความร้อนไม่ว่าจะเป็นเงื่อนไขแบบเสถียรหรือกึ่งเสถียรดังในรูปที่ 2.8 ปริมาณของธาตุผสมจะต้องเพียงพอเพื่อที่จะหลีกเลี่ยงเส้น martensite start (M_s) ส่วนผสมของโลหะผสมซึ่งอยู่ในช่วงระหว่าง minimum critical level (β_c) หรือจุดที่เส้น M_s ตัดกับเส้นอุณหภูมิห้องกับจุดที่เส้น β transus ตัดกับเส้นอุณหภูมิห้อง (β_s) ช่วงส่วนผสมนี้สามารถที่จะเกิดการตกผลึกของเฟสที่สองซึ่งส่วนใหญ่คือเฟส α ในระหว่างการบ่มได้ เรียกช่วงของส่วนผสมนี้ว่า "metastable β " ถ้าปริมาณของธาตุ β -stabilizing มากกว่าที่จุด β_s จะเรียกว่า "stable β alloys" ซึ่งโลหะผสมนี้ไม่ค่อยมีการนำไปใช้งานมากนัก



รูปที่ 2.8 Pseudo-binary β -isomorphus phase diagram แสดงขอบเขตของ metastable β และ stable β ของโลหะผสมไทเทเนียม [2]

Molybdenum เป็นธาตุที่นิยมใช้ในโลหะผสม β ไทเทเนียม ซึ่งโลหะผสมชนิดนี้จะต้องมีค่า Mo equivalent ≥ 10 โดยค่า Mo equivalent สามารถคำนวณได้ดังนี้

$$\% \text{ Mo equivalent} = 1.0(\% \text{ Mo}) + 0.67(\% \text{ V}) + 0.44(\% \text{ W}) + 0.28(\% \text{ Nb}) + 0.22(\% \text{ Ta}) + 2.9(\% \text{ Fe}) + 1.6(\% \text{ Cr}) - 1.0(\% \text{ Al})$$

ธาตุอื่นๆที่นิยมใช้ในโลหะผสม β ไทเทเนียม ได้แก่ Fe, Cr และ V

โลหะผสม β ไทเทเนียมมีคุณสมบัติในการขึ้นรูปที่ดี สามารถขึ้นรูปเย็นใน soft condition และสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ด้วยการบ่มแข็ง นอกจากนี้ยังสามารถทำการเพิ่มความแข็ง(hardening) ได้ในชิ้นส่วนที่มีลักษณะหนาเพราะปริมาณของธาตุ β -stabilizing ซึ่งละลายอยู่ปริมาณมากจะช่วยเพิ่ม hardenability ส่วนผสมของโลหะผสมทางการค้าที่ใช้กันในตอนแรกคือ Ti-13V-11Cr-3Al ซึ่งจะนำมามีกระบวนการ solution treated จากนั้นเย็นตัวอย่างรวดเร็วแล้วขึ้นรูปเย็น ท้ายที่สุดจึงนำมาทำการบ่ม กลไกการเพิ่มความแข็งแรงที่เกิดขึ้นได้แก่ การเกิดสารละลายของแข็งของเฟส β และการตกผลึกของเฟส α ซึ่งมีลักษณะละเอียดกระจายอยู่ทั่วเนื้อพื้น β ทำให้โลหะผสมชนิดนี้มีค่าความแข็งแรงสูงถึง 1300 MPa

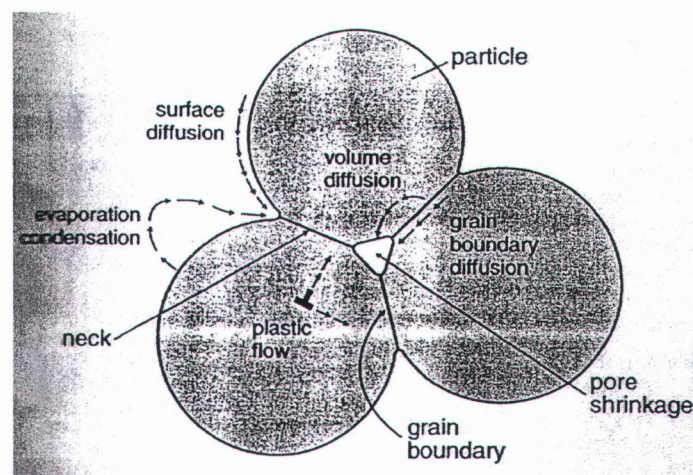
ส่วนผสมของโลหะผสม β ไทเทเนียมแบบ metastable ที่ใช้กันในปัจจุบันต่อมาได้มีการปรับเปลี่ยนโดยการเติมธาตุ Al, Zr หรือ Sn เพื่อยับยั้งการเกิดเฟส ω ในระหว่างการทำการมรีวิธีทางความร้อนและทำให้เกิดเฟส α เพิ่มขึ้น จำกัดปริมาณธาตุที่เพิ่มความเสถียรให้กับเฟส β -eutectoid เช่น Cr เพราะทำให้เกิดการเปราะเนื่องจากการเกิดสารประกอบ TiCr_2 หรือสารประกอบอื่นๆ นอกจากนั้นยังทำให้การตอบสนองต่อการบ่มแข็งลดลง

โลหะผสม β ไทเทเนียมมีค่าความแข็งแรงสูงมากและมี hardenability ที่ดีซึ่งสามารถทำให้ทำกรรมวิธีทางความร้อนกับวัสดุซึ่งมีขนาดใหญ่ได้ มีค่า toughness และ fatigue resistance ที่ดี นิยมนำไปใช้ทำชิ้นส่วนที่ต้องการความแข็งแรงสูง เช่น landing gear ของเครื่องบิน และในวัสดุแบบแผ่นจะมีความสามารถในการขึ้นรูปเย็นที่ดี

2.1.3 กระบวนการเผาผนึก (Sintering) [4]

การเผาผนึกจะทำให้โครงสร้างของชิ้นงานอัดขึ้นรูปแข็งแรงขึ้นโดยทำให้เกิดพันธะระหว่างอนุภาคเรียกว่า "Interparticle neck" ดังแสดงในรูปที่ 2.9 อนุภาคที่เชื่อมติดกันจะเปลี่ยนเป็นเกรน อุณหภูมิในการเผาผนึกที่สูงขึ้นจะทำให้การเคลื่อนที่ของอะตอมดีขึ้นส่งผลให้คุณสมบัติการเผาผนึกดีขึ้น ปัญหาที่เกิดขึ้นหลังจากทำการเผาผนึกคือการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานอัดขึ้นรูป ซึ่งอาจเกิดการหดตัวหรือขยายตัวจึงจำเป็นต้องมีการควบคุมตัวแปรต่างๆ ให้ดี

ปัจจัยที่ต้องควบคุมในระหว่างการเผาผนึกได้แก่ อุณหภูมิ, บรรยากาศและเวลาในการให้ความร้อน โดยเริ่มแรกจะให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิที่ทำให้ binder สารหล่อลื่นระเหยออกไปก่อน จากนั้นจะให้ความร้อนขึ้นไปจนถึงอุณหภูมิเผาผนึก ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ทำให้เกิดพันธะ หากเผาผนึกที่อุณหภูมินี้นานเกินไปจะทำให้คุณสมบัติการเผาผนึกลดลงเรียกว่าการเกิด "Oversintering" เป็นผลมาจากเกรนและรูพรุนซึ่งมีขนาดใหญ่ขึ้น จากนั้นอุณหภูมิของชิ้นงานอัดขึ้นรูปจะลดลงเรื่อยๆ จนถึงอุณหภูมิห้อง ค่าความแข็งแรงจะเพิ่มขึ้นเรียกว่าการเกิด "Sinter hardening"



รูปที่ 2.9 รูปร่างของอนุภาคทั้งสามในระหว่างการเผาผนึกแสดงการเคลื่อนที่ของอะตอมซึ่งเกี่ยวข้องกับการเกิดพันธะของอนุภาค [4]

เฟสของเหลวที่เกิดขึ้นในระหว่างการเผาผนึกจะทำให้อัตราการเผาผนึกเพิ่มขึ้นเรียกกรรมวิธีการเผาผนึกแบบนี้ว่า "Liquid phase sintering" ซึ่งทำได้โดยการผสมผงโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าผงโลหะอีกชนิดหนึ่งพอสมควรลงไปทำให้ผงโลหะซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าเกิดเป็นเฟสของเหลวขึ้นมาในระหว่างเผาผนึก เฟสของเหลวมักเกิดขึ้นบริเวณที่อนุภาคผงโลหะสัมผัสกันซึ่งเป็นบริเวณที่เหมาะสมในการเพิ่มพันธะระหว่างอนุภาค ผงโลหะผสมของเหล็กมักเติมธาตุที่ทำให้เกิดเฟสของเหลวเช่น ฟอสฟอรัสหรือทองแดง แรงตึงผิวที่เพิ่มขึ้นจากเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะช่วยให้เกิด capillary force ซึ่งช่วยดึงอนุภาคเข้าหากันนอกจากนั้นยังช่วยให้อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้นทำให้อัตราการเผาผนึกเพิ่มขึ้น ข้อดีที่สำคัญของกระบวนการนี้คือทำให้ความหนาแน่นของชิ้นงานอัดขึ้นรูปเพิ่มขึ้นเนื่องจากเฟสของเหลวที่เกิดขึ้นจะไปแทนที่บริเวณที่รูพรุนทำให้ปริมาณรูพรุนลดลง แต่การเกิดเฟสของเหลวซึ่งทำให้อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้นจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดของชิ้นงานอัดขึ้นรูปได้มากเช่นกัน ดังนั้นการควบคุมปริมาณเฟสของเหลวที่เกิดขึ้น, อัตราการให้ความร้อนและเวลาที่คงไว้ในระหว่างการเผาผนึกจึงมีความจำเป็นเพื่อหลีกเลี่ยงปัญหาดังกล่าว การที่อะตอมเคลื่อนที่ได้เร็วขึ้นยังส่งผลให้รูพรุนเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดและรูปร่างและทำให้เกรนโตขึ้นด้วย

โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงเมื่อผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000 °C โดยศึกษาจากแผนภูมิเฟสของไทเทเนียมและทองแดงจากรูปที่ 2.5 พบว่า โลหะผสมที่มีทองแดงผสมอยู่ 2 และ 4% ซึ่งเป็นส่วนผสม hypo-eutectoid เมื่อเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1000 °C แล้วเย็นตัวลงมาในช่วงแรกจะมี primary α เกิดขึ้น จากนั้นเฟส β จะสลายตัวเกิดโครงสร้างระหว่าง α -Ti และ Ti_2Cu โครงสร้างสุดท้ายจะเป็นแบบ hypo-eutectoid โลหะผสมที่มีทองแดงผสมอยู่ 7% หรือส่วนผสม eutectoid โครงสร้างหลังการเผาผนึกเกิดจาก เฟส β สลายตัวเป็น α -Ti และ Ti_2Cu หรือโครงสร้าง eutectoid สำหรับส่วนผสม 10 และ 15% ซึ่งเป็นส่วนผสม hyper-eutectoid ปริมาณทองแดงที่เพิ่มขึ้นทำให้เกิดสารประกอบ Ti_2Cu มากขึ้น โครงสร้างแบบ eutectoid มีปริมาณมากขึ้น

2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.2.1 “Mechanical Properties and Microstructures of cast Ti-Cu alloys” [5]

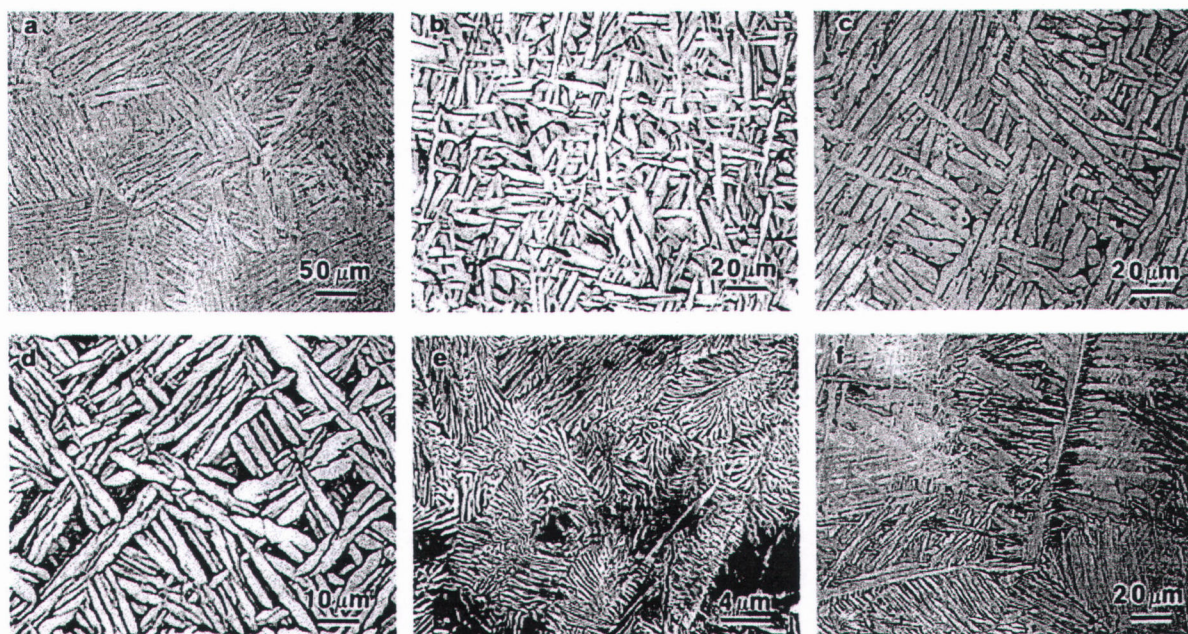
Masafumi Kikuchi^{a,*}, Yokyu Takada^a, Seigo Kiyosue^b, Masanobu Yoda^c, Margaret Woldu^d, Zhou cai^d, Osamu Okuno^b, Toru Okabe^d: (2003)

คณะวิจัยจากญี่ปุ่นได้ทำการศึกษาสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดงโดยวิธีการหล่อโดยมีวัตถุประสงค์เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะผสมไทเทเนียมที่จะนำไปใช้งานในด้านทันตกรรมให้ดีขึ้นกว่าการใช้ไทเทเนียมบริสุทธิ์

โลหะผสมไทเทเนียมกับทองแดง 5 ส่วนผสม (0.5, 1, 2, 5 และ 10% โดยมวล) ถูกหลอมใน argon arc melting furnace และหล่อใน magnesia mold โดยวิธีการหล่อเหวียง จากนั้นได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค ความแข็งตามแนวรอยตัด คุณสมบัติแรงดึงและการยึดตัว

Scanning electron microscope fractography ได้ถูกนำมาใช้ในการศึกษารอยแตกที่พื้นผิวของชิ้นงานหลังผ่านการทดสอบแรงดึง ชิ้นงานที่ผ่านการขัดละเอียดแล้วจะถูกนำไปวิเคราะห์ด้วย XRD

จากการตรวจสอบด้านโครงสร้างจุลภาคในรูปที่ 2.10 พบว่าโครงสร้างของ CP Ti (commercially pure Ti) จะเป็นแบบ widmanstten และ basket-weave ซึ่งมีลักษณะเป็น acicular ของเฟส α ที่ส่วนผสม 1% และ 2%Cu จะมีโครงสร้างที่คล้ายคลึงกันคือมีเฟส α ตรงบริเวณที่เคยเป็นเกรนของเฟส β มาก่อน ส่วนผสม 5%Cu จะประกอบไปด้วย primary α และโครงสร้างแบบยูเทคตอยด์ซึ่งเป็นแถบของ α -Ti และ Ti_2Cu ซึ่งเปลี่ยนแปลงมาจากเฟส β ที่อุณหภูมิยูเทคตอยด์ ส่วนผสม 10%Cu โครงสร้างที่ได้เป็นแบบยูเทคตอยด์ สำหรับรูปที่ 2.10f เป็นโครงสร้างของงานหล่อ Ti-6Al-4V เพื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างก่อนหน้า โดยโครงสร้างของ Ti-6Al-4V เป็นแบบ widmanstatten ของเฟส α ซึ่งแยกตัวออกมาจากเฟส β ในระหว่างการเย็นตัวและมีเฟสพื้นเป็นเฟส β



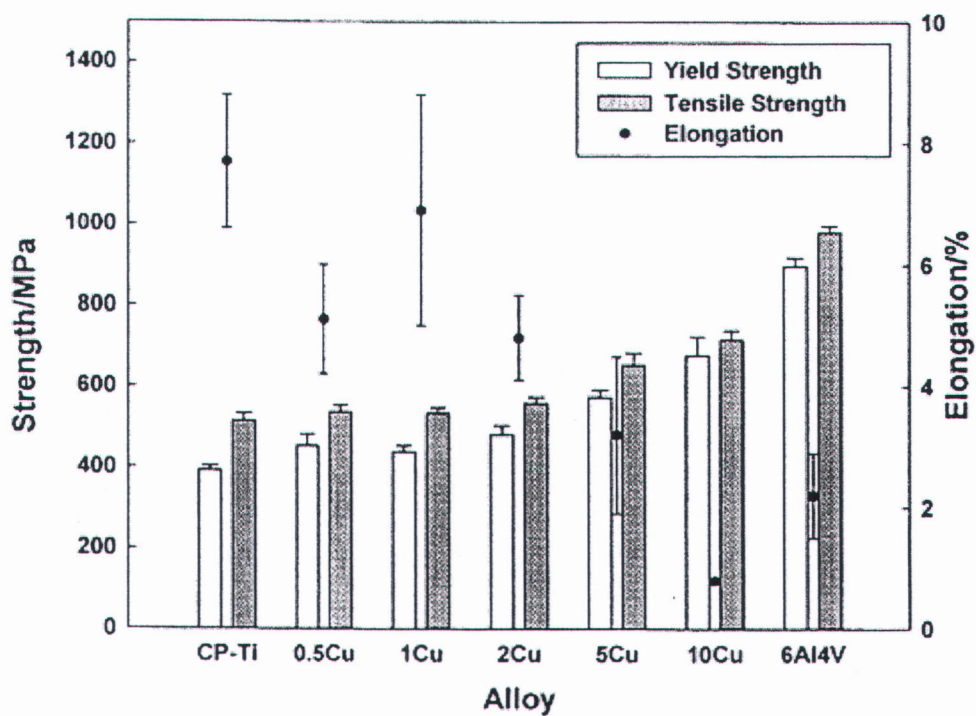
รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะหล่อ (a) CP Ti; (b) 1%Cu; (c) 2%Cu; (d) 5%Cu; (e) 10%Cu; (f) Ti-6Al-4V [5]

จากการตรวจสอบด้วย XRD พบว่าที่ส่วนผสม 5% และ 10%Cu พบ peak ของ Ti_2Cu ซึ่งเลี้ยวเบนออกมาจาก plane 103 และ 110 และ peak อื่นๆซึ่งเกี่ยวข้องกับ α -Ti โลหะผสมซึ่งมีทองแดงต่ำกว่า 2% จะพบเพียง peak ของ α -Ti แต่จะไม่พบ peak ของ Ti_2Cu สำหรับโลหะผสม Ti-6Al-4V จะพบทั้ง peak ของ α -Ti และ β -Ti

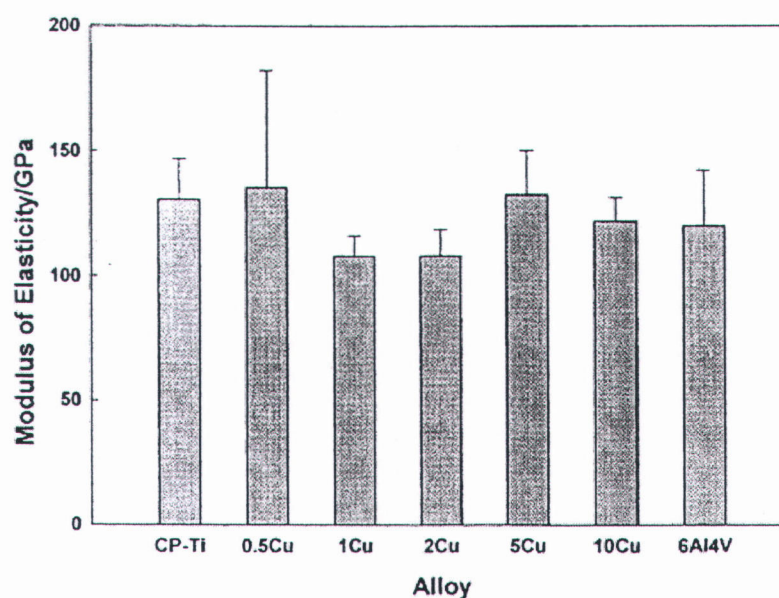
จากการทดสอบสมบัติทางกลค่าความแข็งแรงดึงและการยืดตัวได้ถูกแสดงไว้ในรูปที่ 2.11 ในขณะที่ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นแสดงไว้ในรูปที่ 2.12 จากกราฟพบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V ให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงสุด และโลหะผสม 10%Cu จะให้ค่าความแข็งแรงดึงสูงกว่า 5%Cu และส่วนผสมที่มีทองแดงน้อยกว่ารวมถึง CP Ti สำหรับค่าความเค้นแรงดึง พบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V จะให้ค่าสูงสุดเมื่อเทียบกับโลหะที่นำมาทดสอบทั้งหมด และโลหะผสม 5% และ 10%Cu จะให้ค่านี้สูงกว่าโลหะผสมที่มีทองแดงต่ำกว่า

จากกราฟจะพบว่าสำหรับโลหะผสม Ti-Cu ค่าความแข็งแรงดึงและความเค้นแรงดึงจะแปรผันตรงกับปริมาณของทองแดง ส่วนค่า elongation จะแปรผกผันกับปริมาณทองแดง

จากการตรวจสอบค่า elongation โลหะผสม 10%Cu จะให้ค่านี้ต่ำกว่าโลหะทั้งหมดที่นำมาทดสอบและ CP Ti กับโลหะผสม 1%Cu จะให้ค่านี้สูงกว่าโลหะผสมอื่นทั้งหมด ค่ามอดูลัสยืดหยุ่นที่ได้จากการตรวจสอบพบว่าโลหะแต่ละชนิดให้ค่าใกล้เคียงกันและไม่มีความสัมพันธ์กับปริมาณทองแดง



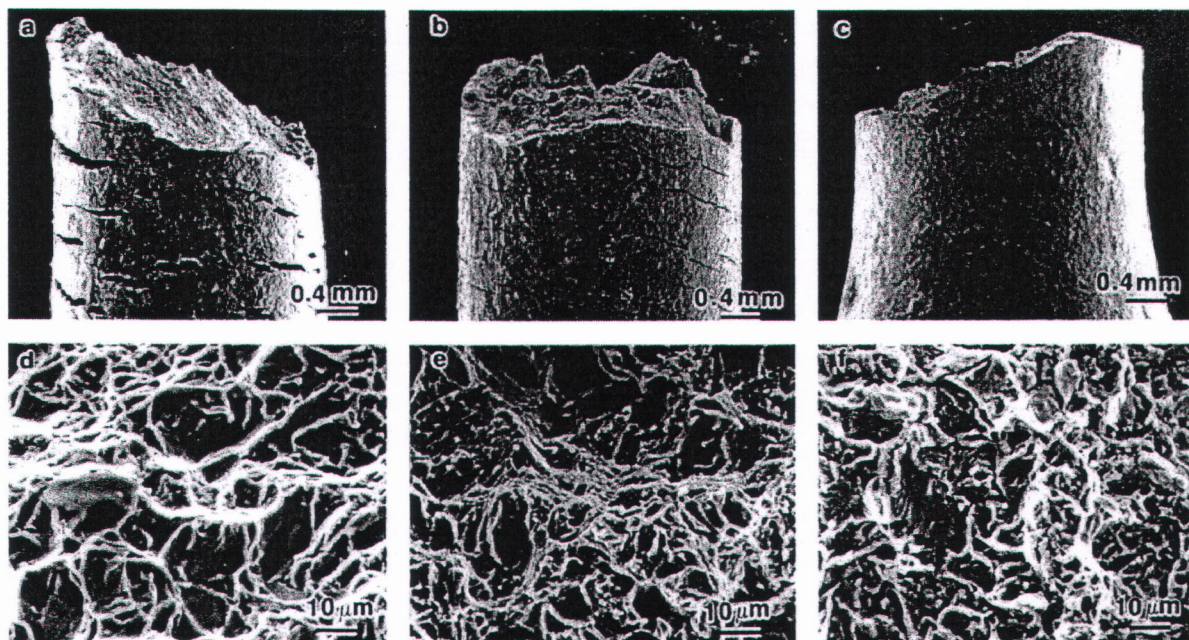
รูปที่ 2.11 Tensile strength, ความเค้นแรงดึง และ elongation ของโลหะที่นำมาทดสอบ [5]



รูปที่ 2.12 Modulus of elasticity ของโลหะที่นำมาทดสอบ [5]

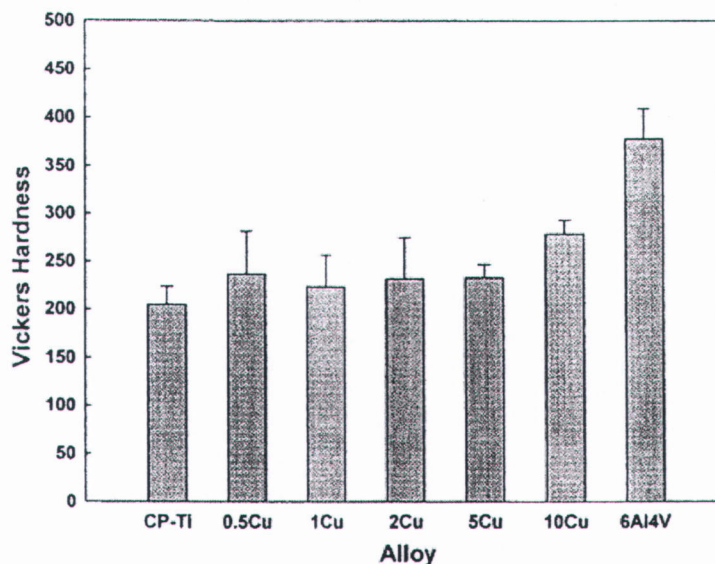
จากการตรวจสอบรอยแตกของชิ้นงานตัวอย่างซึ่งผ่านการทดสอบแรงดึงด้วยกล้อง SEM ซึ่งแสดงไว้ในรูปที่ 2.13 a-f พบว่ารอยแตกตามขวางบนพื้นผิวของชิ้นงานทดสอบส่วนผสม 1%Cu (รูป 2.14a) เมื่อเทียบกับ 5%Cu (รูป 2.14b) พบว่ารอยแตกลดลงและพบรอยแตก

น้อยมากใน 10%Cu (รูป 2.14c) สำหรับรอยแตกภายในชิ้นงานของโลหะผสม 1% และ 5%Cu (รูปที่ 2.14 d และ e) พบว่ามีลักษณะเป็นแอ่งเล็กและประกอบด้วยรูพรุนเล็กๆ เชื่อมต่อกันตามรอยของการแตก และพบการแตกแบบเปราะในบางเกรนของโลหะผสม 5%Cu ในโลหะผสม 10%Cu (รูปที่ 2.14 f) พบ cleave grain ในบางจุด



รูปที่ 2.13 รูปถ่าย SEM ของโลหะหล่อที่ผ่านการทดสอบแรงดึง Exterior view: (a) 1%Cu; (b) 5%Cu; (c) 10%Cu. Interior view: (d) 1%Cu; (e) 5%Cu; (f) 10%Cu. [5]

จากการตรวจสอบความแข็งแรงแบบ bulk hardness (ความแข็งที่ระยะลึกจากพื้นผิว 300 μm) รูปที่ 2.14 พบว่าโลหะผสม Ti-6Al-4V ให้ค่าความแข็งสูงสุดในโลหะที่นำมาทดสอบ สำหรับโลหะผสม Ti-Cu ที่ส่วนผสม 10%Cu จะให้ค่าความแข็งมากที่สุดเมื่อเทียบกับส่วนผสมอื่นและ CP Ti ให้ค่าความแข็งต่ำที่สุด จากกราฟพบว่าค่าความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดง



รูปที่ 2.14 Bulk hardness ของโลหะหล่อ [5]

2.2.2 “Excessive porosity after liquid-phase sintering of elemental Ti powder blends”[6]

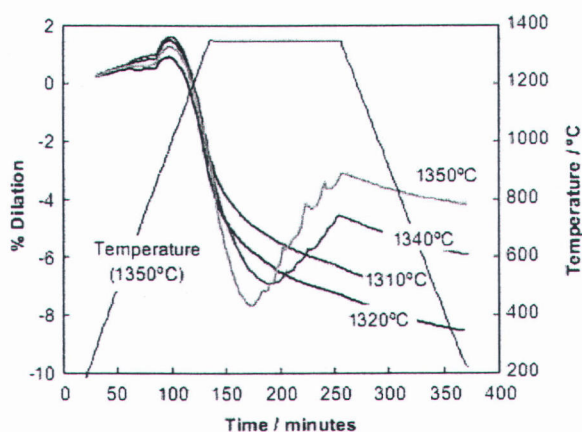
R.J. Low, I.M. Robertson and G.B. Schaffer*(2007)

งานวิจัยชิ้นนี้ได้ศึกษาการทำการเผาผนึกของ Ti binary alloys โดยใช้ผงแบบ blend elemental ผลิตโดยกรรมวิธีแบบ hydride-dehydride ผสมกับ silicon หรือ nickel จากนั้นทำการเผาผนึกในสุญญากาศ การพองตัว (Swelling) และรูพรุนส่วนเกินจะเกิดขึ้นเมื่อเกิดเฟสของเหลวและมีความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานสูงเกิน 90% แก๊สไฮโดรเจนซึ่งถูกปล่อยออกมาจากผงโลหะในระหว่างการเผาผนึกจะเข้าไปอยู่ในรูพรุนแบบปิดทำให้เกิดความแตกต่างของความดันระหว่างชิ้นงานตัวอย่างและสิ่งแวดล้อมทำให้เกิดการขัดขวางการเกิด sintering stress เป็นผลให้ชิ้นงานเกิดการขยายตัว

ผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี Hydride milling dehydride (HDH) ซึ่งมีไฮโดรเจนผสมอยู่ 0.02% โดยน้ำหนัก ถูกนำมาผสมกับผงซิลิกอน 5% โดยน้ำหนักหรือผงนิกเกิล 4-9% โดยน้ำหนัก ผงที่ถูกผสมจะถูกนำมาอัดขึ้นรูปในแม่พิมพ์รูปทรงกระบอกโดยใช้แรงอัด 200-600 MPa ทำให้ได้ชิ้นงานซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูง 1 cm จากนั้นชิ้นงานซึ่งผ่านการอัดขึ้นรูปจะถูกนำไปวางไว้ใน sample holder ของ dilatometer แล้วเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1100-1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C ต่อนาทีแล้วปล่อยให้เย็นตัวลงในอัตราเดียวกัน

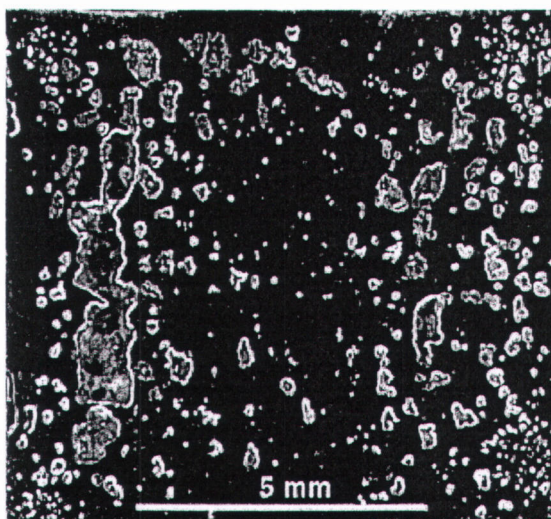
ความหนาแน่นก่อนการทำการเผาผนึกสามารถคำนวณได้จากน้ำหนักและปริมาตรของชิ้นงาน ชิ้นงานซึ่งผ่านการเผาผนึกจะถูกตัดตามขวางแล้วนำไปขัดเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แสง

ข้อมูลจาก dilatometer แสดงไว้ในรูปที่ 2.15 จากกราฟพบว่าการขยายตัวในช่วงแรกของการเผาผนึกเกิดจากการขยายตัวเนื่องจากได้รับความร้อนและการเกิดโลหะผสมระหว่างไทเทเนียมและซิลิกอน หลังจากนั้นจะเกิดการหดตัวตามแนวแกนซึ่งทำการวัดด้วย dilatometer สำหรับที่อุณหภูมิการเผาผนึกที่ 1310 และ 1320°C ชิ้นงานจะเกิดการหดตัวอย่างต่อเนื่องและอัตราการหดตัวจะลดลงเมื่อเวลาผ่านไป ที่อุณหภูมิการเผาผนึกที่ 1340 และ 1350°C หลังจากทำการเผาผนึกที่อุณหภูมิเผาผนึกไปเป็นเวลา 30-60 นาที ชิ้นงานจะเกิดการขยายตัวและเกิดอย่างต่อเนื่องจนชิ้นงานเย็นตัว

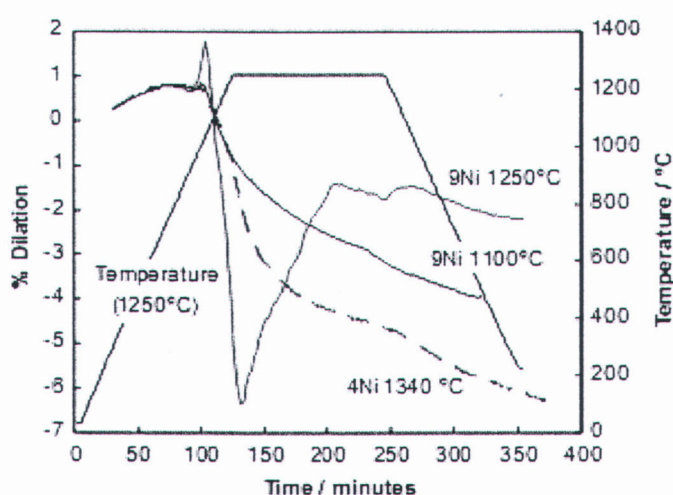


รูปที่ 2.15 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-5Si ที่แรงอัด 400 MPa อุณหภูมิเผาผนึก 1310-1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

รูปตัดขวางของชิ้นงานซึ่งผ่านการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1350°C ในรูปที่ 2.16 แสดงให้เห็นถึงรูปทรงขนาดใหญ่ซึ่งปรากฏในโลหะผสม Ti-Ni เช่นกัน ข้อมูลจาก dilatometer ของโลหะผสม Ti-Ni แสดงไว้ในรูปที่ 2.17 จากกราฟพบว่าการเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิและส่วนผสมที่แน่นอน



รูปที่ 2.16 รูปตัดขวางของชิ้นงาน Ti-5Si อุณหภูมิเผา 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

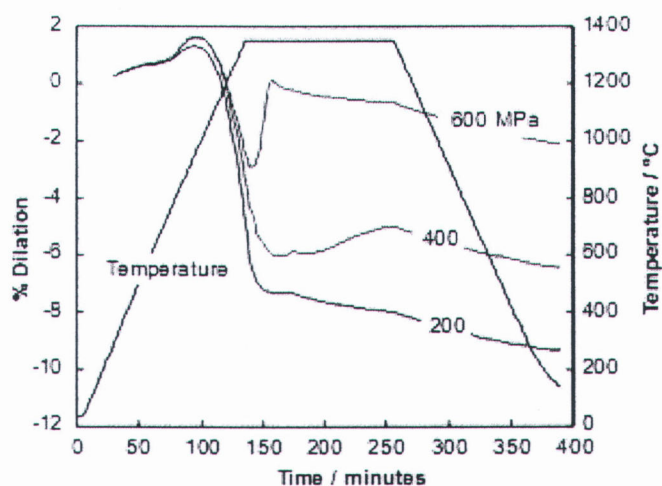


รูปที่ 2.17 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-4Ni และ Ti-9Ni ที่แรงอัด 400 MPa อุณหภูมิเผา 1100-1340°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

ผลจาก dilatometer สำหรับส่วนผสม Ti-5wt%Si ขึ้นรูปด้วยแรงอัด 200, 400 และ 600 MPa (green density 63.4%, 73.5% และ 79.9% ตามลำดับเมื่อเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี) และเผาที่อุณหภูมิ 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงแสดงไว้ในรูปที่ 2.18 เกิดการหดตัวตามแนวแกนซึ่งวัดด้วย dilatometer เพียงอย่างเดียวสำหรับแรงอัด 200 MPa เกิดการหดตัวและขยายตัวเล็กน้อยสำหรับแรงอัด 400 MPa และเกิดการหดตัวและขยายตัวอย่างรวดเร็วสำหรับแรงอัด 600 MPa

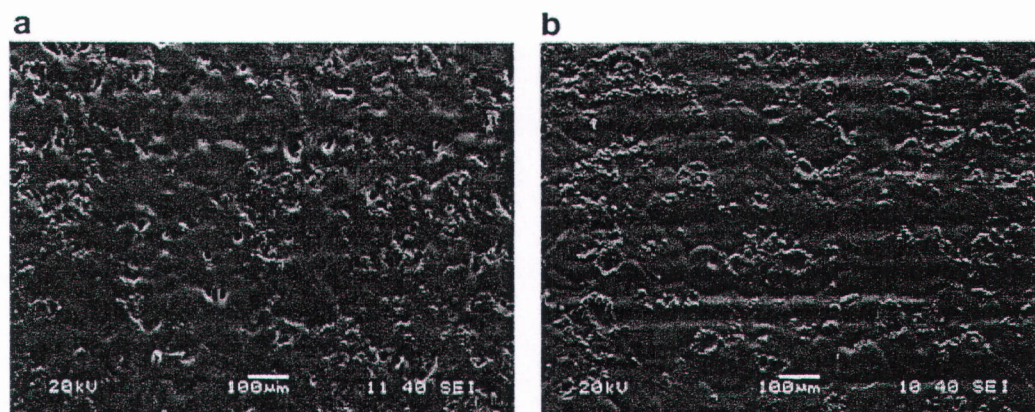
ความหนาแน่นที่เวลาที่เกิดการหดตัวมากที่สุดและหลังจากทำการเผาไหม้ไปแล้วเป็นเวลา 2 ชั่วโมงสามารถคำนวณได้จาก green density และจาก dilatometry โดยสมมติว่าการ

หดตัวในแนวรัศมีเท่ากับการหดตัวตามแนวแกนและหักลบการขยายตัวเชิงเส้นตรงซึ่งเกิดจากการรับความร้อนซึ่งคิดเป็น 1.44% สำหรับผงไทเทเนียมบริสุทธิ์



รูปที่ 2.18 ข้อมูลจาก Dilatometry ของโลหะผสม Ti-5Si ที่แรงอัด 200, 400 และ 600 MPa (green density 63.4%, 73.5% และ 79.9% ตามลำดับ) อุณหภูมิเผาขึ้น 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง [6]

จากการคำนวณนี้ทำให้เห็นว่าการขยายตัวของชิ้นงานจะเริ่มเกิดขึ้นเมื่อความหนาแน่นมีค่าสูงกว่า 90% ซึ่งมีความสัมพันธ์กับปริมาณรูพรุนแบบปิดซึ่งเพิ่มขึ้น ชิ้นงานที่ใช้แรงอัด 200 MPa มีความหนาแน่นหลังจากการผ่านการเผาขึ้นเป็นเวลา 2 ชั่วโมงที่ 85% จึงทำให้ไม่เกิดการขยายตัวของชิ้นงานซึ่งรูพรุนส่วนใหญ่เป็นรูพรุนแบบเปิดสู่พื้นผิวดังรูปที่ 2.19a สำหรับชิ้นงานซึ่งขึ้นรูปด้วยแรงอัด 600 MPa จะมีรูพรุนเปิดสู่พื้นผิวน้อยมากดังรูปที่ 2.19b



รูปที่ 2.19 รูปถ่ายพื้นผิวจากกล้อง SEM ของชิ้นงานทรงกระบอก อุณหภูมิเผาขึ้น 1350°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง a) 200 และ b) 600 MPa [6]

เงื่อนไขเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวมีด้วยกัน 2 เงื่อนไข อย่างแรกคือการเกิดเฟสของเหลว สำหรับชิ้นงาน Ti-5Si อุณหภูมิยูเทคติกทางด้าน Si-rich คือ 1330°C ซึ่งการขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่านี้ สำหรับโลหะผสม Ti-Ni การขยายตัวจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิ solidus (1150°C สำหรับ 9wt%Ni และ 1400°C สำหรับ 4wt%Ni) ประการที่สองที่ทำให้เกิดขยายตัวและรูพรุนขนาดใหญ่คือ รูพรุนแบบปิดที่ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของชิ้นงานประมาณ 90%

ความเค้นซึ่งเกิดขึ้นเนื่องจากการเผานิกและมีเฟสของเหลวเกิดขึ้นสามารถคำนวณได้จากสมการ

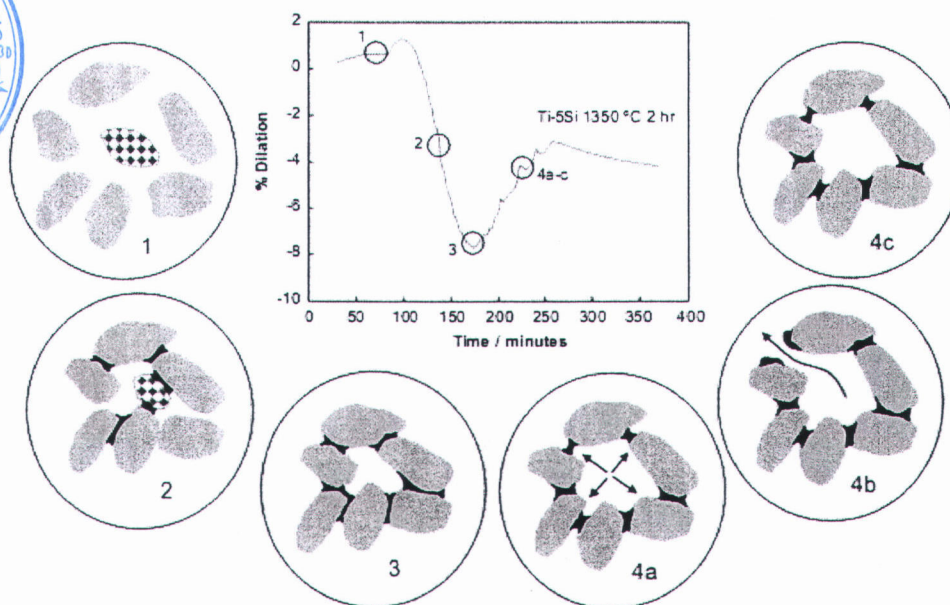
$$\sigma = 2\gamma/r - \Delta P$$

γ คือแรงตึงผิวของเฟสของเหลว, r คือ รัศมีของรูพรุนและ ΔP คือความดันในรูพรุนที่เปลี่ยนไป ค่า $2\gamma/r$ เรียกอีกอย่างหนึ่งว่า Capillary pressure ในระบบ quasi-static การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นจะหยุดลงเมื่อรูพรุนซึ่งหดตัวมีแก๊สอยู่ภายในซึ่งทำให้ความดันภายในรูพรุนเพิ่มขึ้น ความดันที่แตกต่างกันระหว่างบรรยากาศภายนอกและภายในรูพรุนตรงกับ capillary pressure ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากการหดตัวเป็นการขยายตัวเนื่องจากมีแก๊สซึ่งเกิดจากปฏิกิริยาภายในรูพรุนเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นสิ่งที่เกิดขึ้นในระบบที่กำลังศึกษาในงานวิจัยนี้

รูปที่ 2.20 แสดงกลไกการหดและขยายตัวของชิ้นงาน ณ จุดที่ 1 วัสดุผสมระหว่าง Ti และ Si หรือ Ni ยังคงอยู่ในสถานะของแข็ง เฟสของเหลวเกิดขึ้นและเกิดการเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นอย่างรวดเร็ว ที่จุดที่ 2 จุดที่ 3 รูพรุนส่วนใหญ่จะเป็นรูพรุนแบบปิดและแก๊สที่เกิดขึ้นภายในรูพรุนจะไม่สามารถออกไปยังพื้นผิวได้ทำให้เกิดการขยายตัวของรูพรุนเนื่องจากความดันภายในรูพรุนสูงกว่า capillary pressure เมื่อความดันภายในรูพรุนเพิ่มขึ้นถึงจุดหนึ่งแก๊สจะถูกผลักดันออกไปยังพื้นผิวและไปยังรูพรุนที่มีความดันต่ำกว่าทำให้เกิดการหดตัวของชิ้นงานอีกครั้งซึ่งแสดงให้เห็นเป็นรูปฟันเลื่อยที่จุดที่ 4

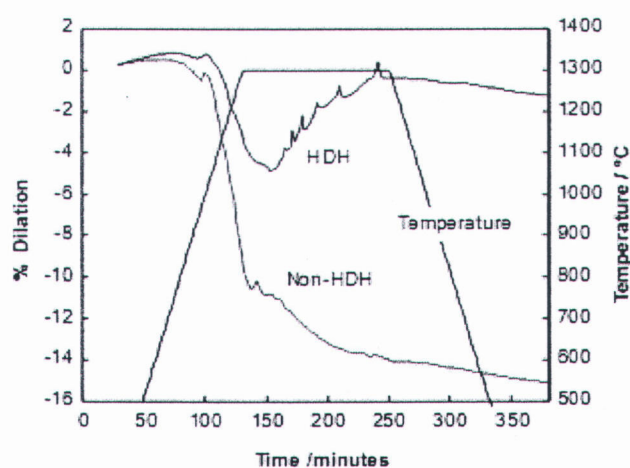
แก๊สที่เกิดขึ้นภายในรูพรุนเป็นแก๊สไฮโดรเจนซึ่งเกิดขึ้นเมื่อผงโลหะผสมไทเทเนียมได้รับความร้อน จากการตรวจสอบด้วยเครื่อง mass spectrometer พบว่าที่อุณหภูมิต่ำกว่า 300°C แก๊สที่เกิดขึ้นจะเป็นไอน้ำ และที่อุณหภูมิ $500-950^{\circ}\text{C}$ แก๊สที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่จะเป็นไฮโดรเจน

แก๊สไฮโดรเจนจะเป็นสาเหตุซึ่งทำให้เกิดการขยายตัวของชิ้นงานและทำให้เกิดรูพรุนขนาดใหญ่ ซึ่งสามารถตรวจสอบได้จากผลการทดสอบของผงโลหะผสมซึ่งผงไทเทเนียมถูกผลิตโดยกรรมวิธี dehydride ซึ่งทำในสุญญากาศและอุณหภูมิใกล้เคียงกับอุณหภูมิเผานิกทำให้มีไฮโดรเจนผสมอยู่เล็กน้อย



รูปที่ 2.20 แผนรูปกลไกการหดตัวและการขยายตัว [6]

จากผลการทดสอบชิ้นงานซึ่งผงไทเทเนียมผลิตโดยกรรมวิธี HDH (Hydride-mill-dehydride) และ non- HDH ผสมกับผงนิกเกิล 7% ใช้แรงอัด 400 MPa เฝ้านึกที่อุณหภูมิ 1300°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมงซึ่งแสดงในรูปที่ 2.21 พบว่า ผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี non-HDH จะเกิดการหดตัวตามแนวแกนมากกว่าผงไทเทเนียมซึ่งผลิตโดยกรรมวิธี HDH และเกิดการขยายตัวน้อยกว่า



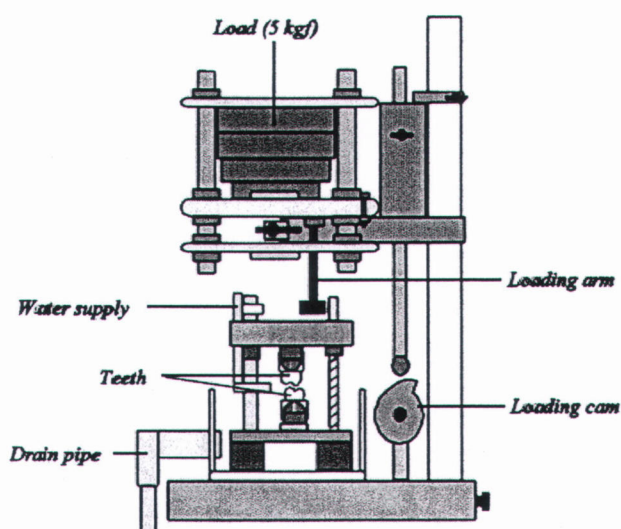
รูปที่ 2.21 ข้อมูลจาก Dilatometry ของชิ้นงาน Ti-7Ni ผลิตโดยกรรมวิธี HDH และ non-HDH [6]

2.2.3 “Wear resistance of experimental Ti–Cu alloys” [9]

C. Ohkubo^{a,*}, I. Shimura^a, T. Aoki^a, S. Hanatani^a, T. Hosoi^a, M. Hattori^b, Y. Oda^b, T. Okabe^c (2003)

คณะวิจัยได้ศึกษาคุณสมบัติความต้านทานการสึกหรอของโลหะผสมไทเทเนียมผลิตโดยกรรมวิธีการหล่อซึ่งถูกนำไปใช้งานในด้านทันตกรรม เช่น ฟันปลอม โดยวัสดุที่ถูกนำมาทดสอบ ได้แก่ commercially pure titanium (CP Ti), CP Ti+3.0wt% Cu, CP Ti+5.0wt% Cu, Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V +1.0wt% Cu, Ti-6Al-4V +4.0wt% Cu และโลหะผสมทองคำ

ชิ้นงานทดสอบซึ่งหล่อเป็นรูปฟันปลอมจะถูกนำไปทดสอบ two body wear testing โดยเครื่องมือที่ใช้ทดสอบแสดงไว้ในรูปที่ 2.22



รูปที่ 2.22 เครื่องมือทดสอบความต้านทานการสึกหรอ [9]

ฟันปลอมจะถูกขัดสีกันไปมาโดยใช้แรงกด 5 Kgf (60 รอบต่อนาที, grinding distance 2 mm) จำนวน 50000 รอบ ความต้านทานการสึกหรอจะวัดจากปริมาตรของชิ้นงานที่หายไป โดยคำนวณได้จากมวลที่หายไปและความหนาแน่นของแต่ละชิ้นงาน

ความต้านทานการสึกหรอจะถูกวัดจากปริมาตรที่สูญเสียไปของฟันปลอมทั้งบนและล่างรวมกัน วัดความแข็งของชิ้นงานแบบวิกเกอร์แรงกด 100 g

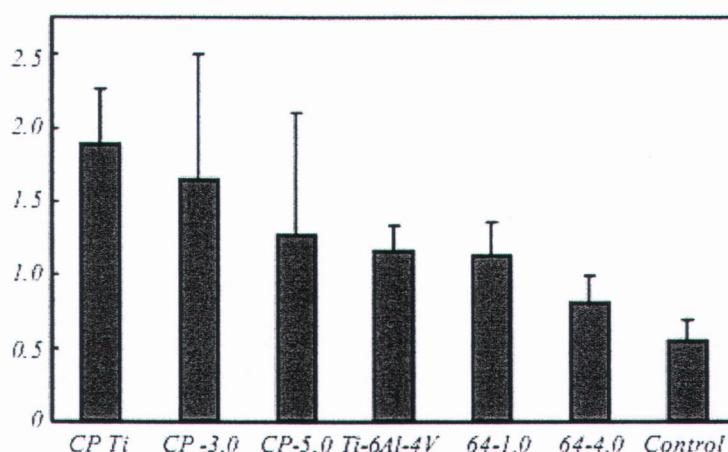
ปริมาตรที่สูญเสียหลังการขัดสี (mm^3) เฟสที่ปรากฏของวัสดุ ความแข็งและความหนาแน่น (g/cm^3) [mean (S.D.)] แสดงไว้ในตารางที่ 2.4 จากรูปที่ 2.23 พบว่าโลหะผสมไทเทเนียมมีความต้านทานการสึกหรอด้อยกว่าโลหะผสมทองคำ CP titanium มีค่าการสูญเสียปริมาตรสูงสุด สำหรับโลหะผสม Ti-6Al-4V-4%Cu มีความต้านทานการสึกหรอดีที่สุดเมื่อ

เปรียบเทียบระหว่างโลหะผสมไทเทเนียมและจากกราฟพบว่าไม่มีความสัมพันธ์กันระหว่าง ปริมาตรที่สูญเสียหลังการขัดสีและความแข็ง

ตารางที่ 2.4 ปริมาตรที่สูญเสีย, โครงสร้าง, ความแข็งและความหนาแน่นของชิ้นงานทดสอบ [9]

	CP Ti	CP-3.0	CP-5.0	Ti-6Al-4V	64-1.0	64-4.0	Control
Wear	1.89 (0.37) ^a	1.65 (0.85) ^{a,b}	1.27 (0.83) ^{a,b,c}	1.16 (0.18) ^{b,d}	1.13 (0.23) ^{b,d}	0.81 (0.18) ^{c,d}	0.55 (0.14) ^d
Hardness	306 (33)	262 (21)	307 (14)	338 (30)	379 (15)	447 (16)	295 (53)
Structure	α	α /Ti ₂ Cu	α /Ti ₂ Cu	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$ /Ti ₂ Cu	$\alpha + \beta$ /Ti ₂ Cu	—
Density	4.52 (0.05)	4.54 (0.02)	4.57 (0.03)	4.42 (0.04)	4.43 (0.01)	4.47 (0.01)	15.4 (0.7)

Identical letters: no statistical difference.



รูปที่ 2.23 ปริมาตรที่สูญเสียของชิ้นงาน [9]

โดยปกติแล้ววัสดุที่มีค่าความแข็งแรงแรงดึงและความแข็งแรงเฉือนต่ำอย่างเช่น Ti จะมีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานสูง โครงสร้างของโลหะผสมไทเทเนียมมีลักษณะที่คล้ายคลึงกัน คือเป็น widmanstatten และทั้ง Ti-Cu และ Ti-6Al-4V-Cu จะมีโครงสร้างยูเทคตอยด์ (α -Ti/Ti₂Cu) อยู่เหมือนกัน

แนวโน้มหนึ่งซึ่งพบในงานวิจัยนี้คือ การเพิ่มปริมาณของทองแดงจะช่วยปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอเนื่องจากทำให้เกิด inclusion ในโครงสร้างยูเทคตอยด์และการเติมทองแดงยังช่วยเพิ่มค่าความแข็งแรงแรงดึงและความเค้นแรงดึง และทำให้ความเหนียวต่ำลง จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ [10] พบว่า β -Ti ซึ่งมีโครงสร้างแบบ BCC มีความเหนียวสูงกว่า α -Ti ซึ่งมีโครงสร้างแบบ HCP จะมีความต้านทานการสึกหรอต่ำกว่า

ส่วนผสมทางเคมีซึ่งทำให้เกิดโครงสร้างยูเทคตอยด์ จะช่วยปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอ เพราะโครงสร้างยูเทคตอยด์จะช่วยป้องกันการเกิด plastic deformation สำหรับโลหะ

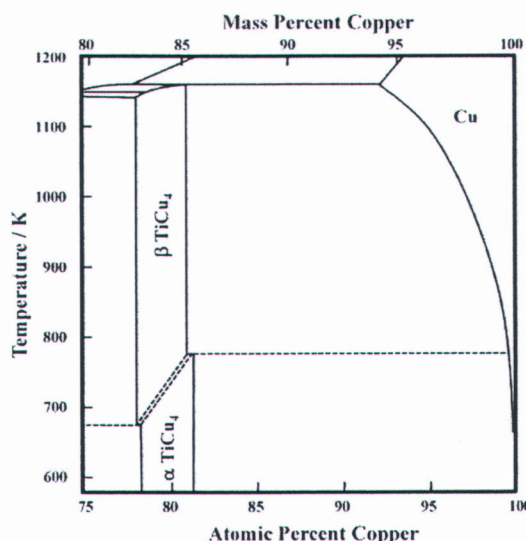
ผสมที่มีโครงสร้างแบบ 2 เฟส ($\alpha + \beta$ / Ti-6Al-4V-Cu) จะสามารถปรับปรุงความต้านทานการสึกหรอให้ดีขึ้นได้อีก

2.24 “Microstructure and mechanical properties of Cu–3 at.% Ti alloy aged in an hydrogen atmosphere”[12]

Satoshi Semboshi^a, Tomoya Nishida^a, Hiroshi Numakura^b (2009)

ทางคณะวิจัยญี่ปุ่นมีความต้องการที่จะศึกษาโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกล เช่น ความเค้นแรงดึง ความสามารถในการยึดตัว ของโลหะผสม Cu-3Ti โดยผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ในบรรยากาศที่มีแก๊สไฮโดรเจน ภายหลังการบ่มแข็งจะเกิดการตกผลึกของ TiCu_4 และ TiH_2 ออกมาซึ่งส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลและกายภาพซึ่งจะถูกศึกษาต่อไปโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

รูปที่ 2.24 แสดงแผนภูมิสมดุลเฟสของไทเทเนียมและทองแดงพบว่าที่อุณหภูมิ 773K ไทเทเนียมสามารถละลายในทองแดงได้ 0.8% จึงทำให้โลหะผสมนี้สามารถทำบ่มแข็งได้ ความสามารถในการนำไฟฟ้าของโลหะผสมจะลดลงเมื่อเทียบกับทองแดงบริสุทธิ์เนื่องจากอะตอมของธาตุที่ถูกละลายหรือไทเทเนียม

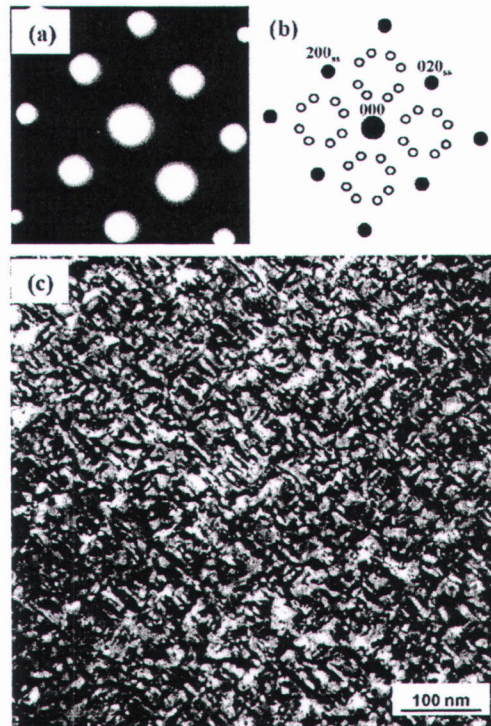


รูปที่ 2.24 แผนภูมิสมดุลเฟสของไทเทเนียมและทองแดง

โลหะผสมถูกผลิตขึ้นโดยใช้ทองแดงและไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.99% ผ่านการหลอมรวมกันในบรรยากาศแก๊สอาร์กอนให้ได้ส่วนผสม Cu-3Ti จากนั้นนำไปอบอ่อนที่อุณหภูมิ

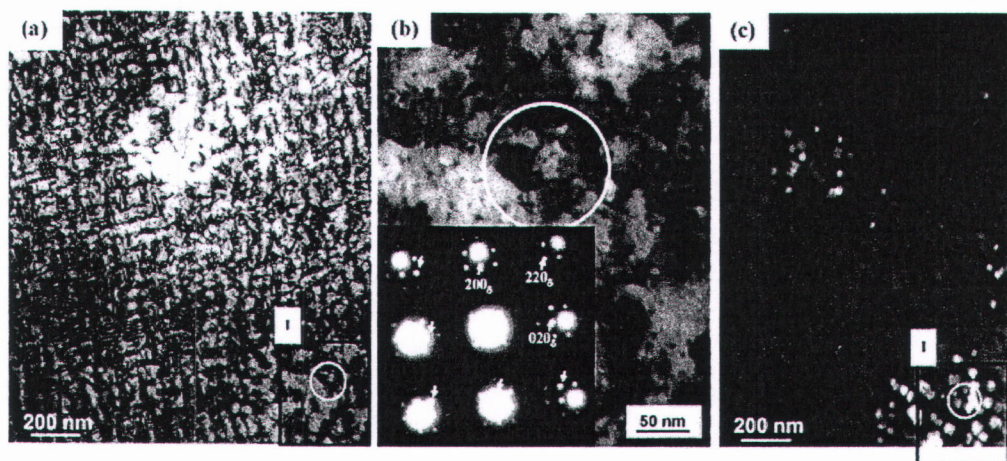
1123K เป็นเวลา 3 วันเพื่อทำให้เป็นเนื้อเดียวกันแล้วนำไปรีดเย็นและตัดเป็นแผ่น จากนั้นนำไปทำ solution treatment ที่อุณหภูมิ 1173K เป็นเวลา 3 ชั่วโมงแล้วเย็นตัวในน้ำ

การบ่มแข็งของชิ้นงานมี 2 วิธีได้แก่การบ่มแข็งในสุญญากาศและในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนโดยใช้อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 1 ชม.แล้วเย็นตัวในอากาศ



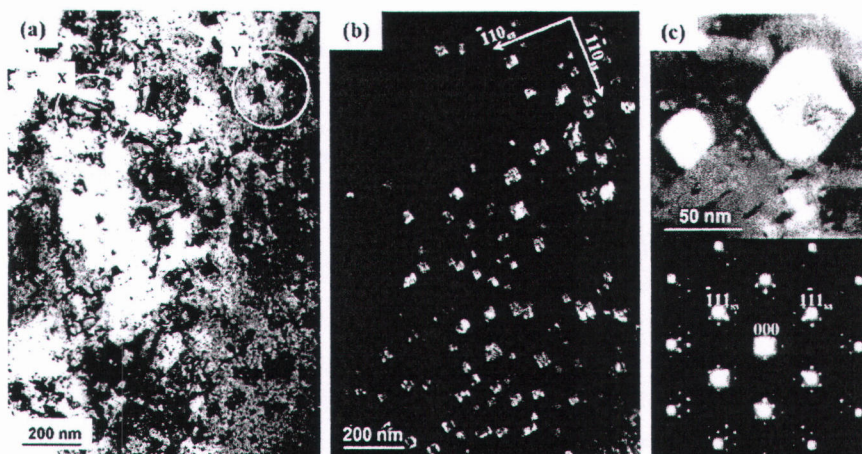
รูปที่ 2.25 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 1 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) A selected area diffraction (SAD), (b) รูปร่างของรูป (a), (c) Bright field image (BF)

รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านถูกแสดงไว้ในรูปที่ 2.25 รูป (a) แสดงโครงสร้างผลึกของเนื้อพื้นซึ่งเป็นสารละลายของแข็งมีโครงสร้างแบบ fcc ถูกแสดงด้วยวงกลมสีดำในรูป (b) ส่วนวงกลมสีขาวแสดงให้เห็นโครงสร้างของสารประกอบ α -TiCu₄ มีโครงสร้างแบบ body center tetragonal (bct) ส่วนรูป (c) แสดงรูปของสารประกอบ α -TiCu₄ มีรูปร่างแบบเข็มซึ่งตกผลึกออกมาหลังการบ่มแข็งมีขนาดประมาณ 30-50 nm



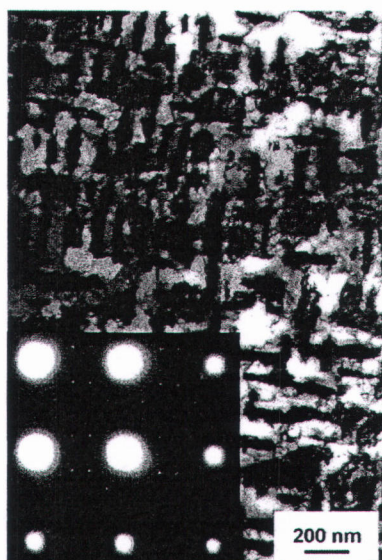
รูปที่ 2.26 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 12 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) รูปขยายของรูป (a) ในบริเวณ I, (c) Dark field image (DF) ถ่ายบริเวณเดียวกับรูป (a)

รูปที่ 2.26 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 12 ชม. ในรูป (a) แสดงรูป Bright field image (BF) โดยผลึกที่เพิ่มในรูปคือ α -TiCu₄ มีขนาดประมาณ 60-100 nm ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งโดยใช้เวลา 1 ชม. รูป (b) แสดงรูปขยายจากรูป (a) โดยในกรอบสี่เหลี่ยมแสดง Selected area diffraction (SAD) วงกลมสีขาวขนาดเล็กซึ่งมีลูกศรกำกับอยู่เกิดจากผลึกของ TiH₂ ที่เกิดขึ้นหลังการบ่มแข็งและมีโครงสร้างแบบ fcc และรูป (c) แสดงรูป Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกันกับรูป (a) โดยจุดสว่างสีขาวแสดงผลึกของ TiH₂



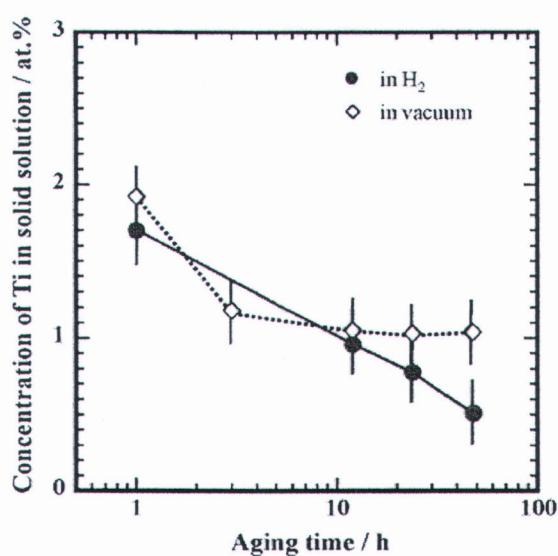
รูปที่ 2.27 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศไฮโดรเจน (a) Bright field image (BF), (b) Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกันกับรูป (a) , (c) รูปขยายของรูป (a) และ SAD pattern

รูปที่ 2.27 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนรูป (a) แสดงรูป Bright field image (BF) ซึ่งในบริเวณ X ผลึกรูปเข็มของ α -TiCu₄ มีขนาดใหญ่กว่า 100 nm ซึ่งโตกว่าผลึกของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่เวลา 12 ชม. และมีปริมาณลดลงมาก ส่วนบริเวณ Y คือผลึกของ TiH₂ มีขนาดประมาณ 30-60 nm ซึ่งมีขนาดโตขึ้นเช่นกัน รูป (b) แสดงรูป Dark field image (DF) ในบริเวณเดียวกับ (a) แสดงรูปผลึกของ TiH₂ ซึ่งมีปริมาณเพิ่มขึ้นมากเมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกที่เวลา 12 ชม. รูป (c) แสดงรูปขยายของรูป (a) แสดงให้เห็นรูปร่างผลึกของ TiH₂



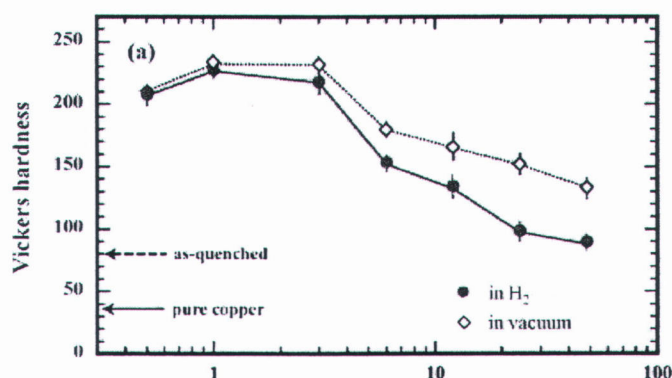
รูปที่ 2.28 รูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในสุญญากาศ

รูปที่ 2.28 แสดงรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่านของชิ้นงานโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ในสุญญากาศพบว่าผลึกผลึกรูปเข็มของ α -TiCu₄ มีขนาดประมาณ 200-500 nm มีปริมาณมากกว่าชิ้นงานที่บ่มแข็งในสุญญากาศเนื่องจากไทเทเนียมไม่ต้องทำปฏิกิริยากับไฮโดรเจน



รูปที่ 2.29 ปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นโลหะผสม Cu-3Ti ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ณ เวลาต่างๆ ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ

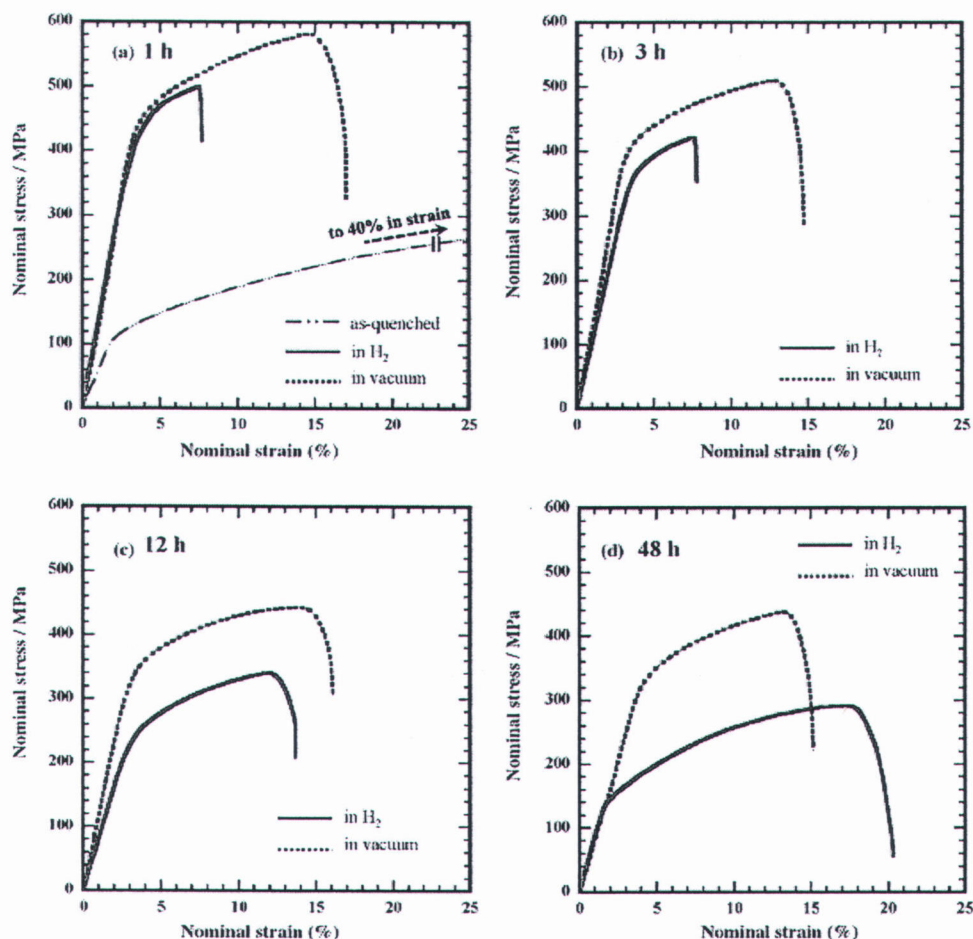
รูปที่ 2.29 แสดงปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นโลหะผสมหลังผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. ที่อุณหภูมิ 773K ซึ่งงานที่บ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นจะลดลงมากกว่าเมื่อเทียบกับการบ่มแข็งในสุญญากาศเนื่องจากไทเทเนียมทำปฏิกิริยากับไฮโดรเจนเกิดเป็นสารประกอบ TiH_2 โดยหลังบ่มแข็งเป็นเวลา 48 ชม. พบว่าปริมาณไทเทเนียมบนเนื้อพื้นเหลือเพียง 0.2-0.5% ซึ่งน้อยกว่าปริมาณที่สามารถละลายได้ในทองแดงที่อุณหภูมิ 773K ที่ 0.8%



รูปที่ 2.30 ความแข็งของโลหะผสม Cu-3Ti ที่ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K เป็นเวลา 48 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศ

รูปที่ 2.30 แสดงค่าความแข็งของโลหะผสม Cu-3Ti ซึ่งบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศพบว่าได้ค่าความแข็งสูงสุดหลังบ่มแข็งในทั้งสองบรรยากาศเมื่อเวลาผ่านไป 1 ชม. และค่าความแข็งเพิ่มขึ้นสูงมากเมื่อเทียบกับความแข็งหลังทำ Solution treatment ซึ่งอยู่ที่ 80 HV

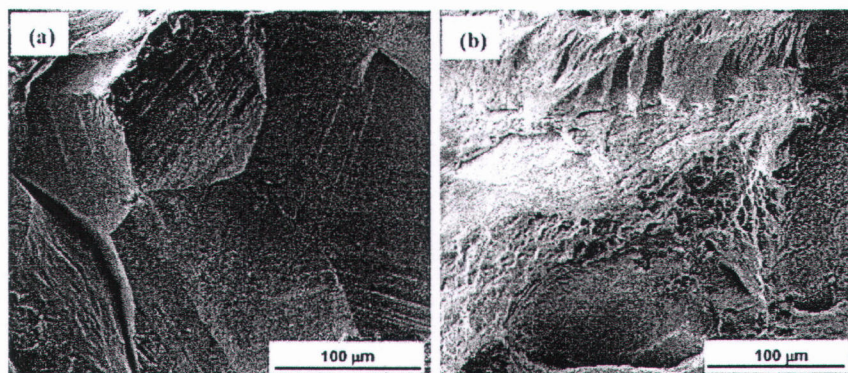
ค่าความแข็งของโลหะผสมที่บ่มแข็งในสุญญากาศมีค่ามากกว่าบ่มแข็งในบรรยากาศไฮโดรเจนแสดงให้เห็นว่าอนุภาคของ TiH_2 ไม่ได้ส่งผลต่อการเพิ่มของความแข็ง ความแข็งที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการตกผลึกของ $\alpha-TiCu_4$ ค่าความแข็งลดลงเมื่อบ่มแข็งเป็นเวลานานเนื่องจากการโตขึ้นของผลึก $\alpha-TiCu_4$ ทำให้แรงยึดเหนี่ยวกับเนื้อพื้นลดลงและการลดลงของปริมาณผลึก



รูปที่ 2.31 เส้นโค้งความเค้น-ความเครียดของโลหะผสม Cu-3Ti ผ่านการบ่มแข็งที่อุณหภูมิ 773K ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนหรือสุญญากาศที่เวลาต่างกัน (a) 1 ชม. (b) 3 ชม. (c) 12 ชม. (d) 48 ชม.

รูปที่ 2.31 แสดงเส้นโค้งความเค้น-ความเครียด ของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งที่เวลาต่าง ๆ กัน ในรูป (a) ค่าความเค้นที่จุดครากและความเค้นแรงดึงของโลหะผสมหลังผ่านการ Solution treatment อยู่ที่ 110 และ 290 MPa และสามารถยืดตัวได้ 40% ก่อนเกิดการแตกหัก สำหรับโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนและสุญญากาศเป็นเวลา 1 ชม. พบว่าค่าความเค้นที่จุดครากมีค่าใกล้เคียงกันคือ 420 MPa อย่างไรก็ตามโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนจะสามารถยืดตัวได้ 8% และไม่เกิดคอคอดก่อนเกิดการแตกหัก

การเพิ่มเวลาในการบ่มแข็งทำให้ค่าความเค้นที่จุดครากและความเค้นแรงดึงลดลงอย่างรวดเร็ว ในรูป (c) พบว่าโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งเป็นเวลา 12 ชม. ในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนเกิดคอคอดก่อนแตกหักและพบว่ามีความเหนียวเพิ่มขึ้นเมื่อบ่มแข็งที่ 48 ชม.



รูปที่ 2.32 พื้นผิวรอยแตกของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนคล่อง
จุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (a) 1 ซม. (b) 2 ซม.

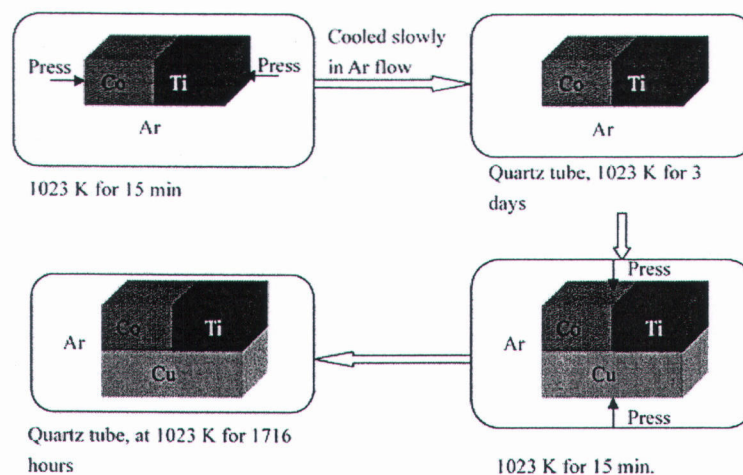
รูปที่ 2.32 แสดงรูปพื้นผิวรอยแตกของโลหะผสมที่ผ่านการบ่มแข็งในบรรยากาศแก๊สไฮโดรเจนหลังการทดสอบแรงดึงในรูป (a) แสดงลักษณะการแตกแบบเปราะเมื่อบ่มแข็ง 1 ซม. และรูป (b) แสดงลักษณะการแตกแบบเหนียวเมื่อบ่มแข็ง 48 ซม. ซึ่งสอดคล้องกับเส้นโค้งความเค้น-ความเครียดในรูป 2.30

2.2.5 “The isothermal section of the Co–Cu–Ti ternary system at 1023K by using diffusion triple technique”[13]

Y.M. Wang, H.S. Liu*, L.G. Zhang, F. Zheng, Z.P. Jin

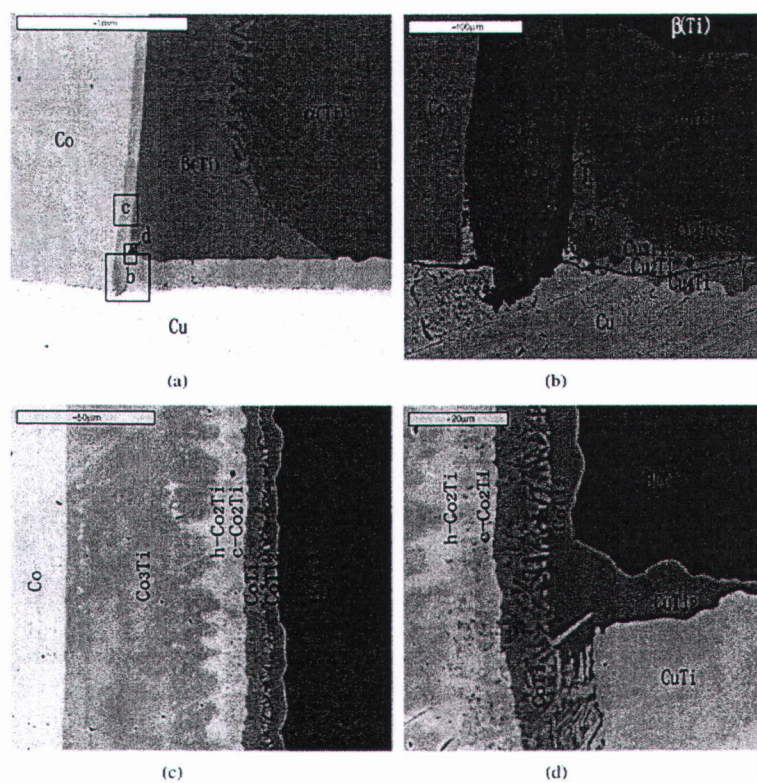
คณะวิจัยมีความสนใจที่จะศึกษาการแพร่ระหว่างธาตุทั้งสามได้แก่ Ti, Co และ Cu ที่อุณหภูมิ 1023K หลังจากนั้นจะถูกนำมาวิเคราะห์โดยใช้ Scanning electron microscope (SEM) และ Electron probe microanalysis (EPMA)

ชิ้นงานทดลองถูกเตรียมโดยการนำแท่งทองแดง โคบอลต์และไทเทเนียมความบริสุทธิ์ 99.97, 99.9, 99.5% ตามลำดับมาเชื่อมติดกันโดยเริ่มจากนำไทเทเนียมมาเชื่อมติดกับโคบอลต์ที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 15 นาทีในบรรยากาศอาร์กอนแล้วปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากนั้นนำไปบรรจุในหลอดแก้วควอทซ์แล้วอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 3 วัน จากนั้นเย็นตัวในอากาศ ชิ้นงานที่ได้จะถูกนำมาเชื่อมติดกับทองแดงที่ 1023K เป็นเวลา 15 นาที จากนั้นนำมาอบอ่อนเป็นเวลา 1716 ชม. แล้วนำมาเย็นตัวในน้ำ ซึ่งวิธีการทั้งหมดแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.33



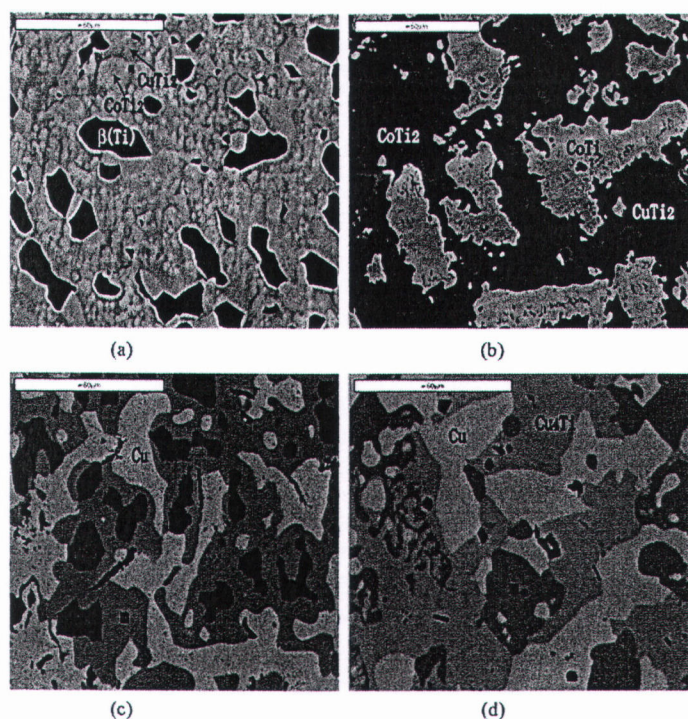
รูปที่ 2.33 วิธีการเตรียมชิ้นงานซึ่งใช้ในการทดลอง

รูปจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) แสดงไว้ในรูปที่ 2.34 ซึ่งจากรูป 2.34b พบว่าสารประกอบที่เกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและทองแดงมี 6 แบบ ได้แก่ Ti_2Cu , TiCu , Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 , TiCu_2 และ TiCu_4 และรูป 2.34c แสดงสารประกอบระหว่างไทเทเนียมและโคบอลต์มี 5 แบบ ได้แก่ TiCo_3 , h-TiCo_2 , c-TiCo_2 , TiCo และ Ti_2Co



รูปที่ 2.34 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) (a) รูปกำลังขยายต่ำแสดงให้เห็นการแพร่ระหว่างธาตุทั้งสาม, (b)-(d) รูปขยายจากบริเวณต่างๆในรูป (a)

รูปที่ 2.35 และตารางที่ 2.5 แสดงรูปโครงสร้างจุลภาคที่ถ่ายจาก SEM ของโลหะผสมที่ผ่านการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม. และส่วนผสมของเฟสต่างๆที่ปรากฏในรูปโครงสร้างจุลภาคตามลำดับ

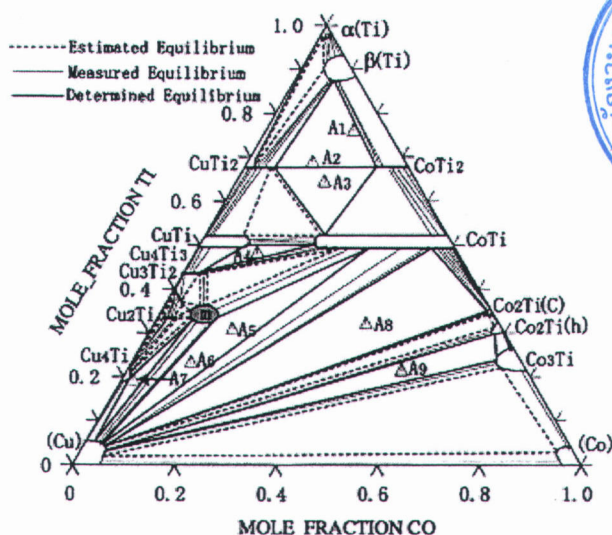


รูปที่ 2.35 รูปถ่ายจาก SEM โดยใช้ Backscattered electron (BSE) ของโลหะผสมที่ผ่านการอบอ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม. (a) 13Co-18Cu-69Ti (A_2), (b) 17Co-19Cu-64Ti (A_3), (c) 16Co-53Cu-31Ti (A_5) โดยเฟส m คือ $Co_{10}Cu_{57}Ti_{33}$ (d) 5Co-76Cu-19Ti (A_7)

ตารางที่ 2.5 ส่วนผสมของเฟสต่างๆ ที่ผ่านการอบอ่อนที่ 1023K เป็นเวลา 2206 ชม.

Sign	Compositions (at. %)	Constituent phases
A_1	18Co-6Cu-76Ti	β -(Ti) - CoTi ₂ - CuTi ₂
A_2	13Co-18Cu-69Ti	β -(Ti) - CoTi ₂ - CuTi ₂
A_3	17Co-19Cu-64Ti	CoTi ₂ - CuTi ₂ - CoTi
A_4	13Co-40Cu-47Ti	CoTi - CuTi - Cu ₄ Ti ₃
A_5	16Co-53Cu-31Ti	CoTi - (Cu) - m
A_6	12Co-65Cu-23Ti	CoTi - (Cu) - m
A_7	5Co-76Cu-19Ti	Cu ₂ Ti - (Cu) - m
A_8	42Co-26Cu-32Ti	CoTi - c-Co ₂ Ti - (Cu)
A_9	54Co-26Cu-21Ti	b-Co ₂ Ti - (Cu) - Co ₃ Ti

เมื่อนำข้อมูลต่างๆมาประกอบกันจะสามารถทำให้สร้างแผนภูมิสมดุสามเฟส (Ternary phase diagram) ที่อุณหภูมิ 1023K ได้โดยแสดงไว้ในรูปที่ 2.36



รูปที่ 2.36 แผนภูมิสมดุลสามเฟสของ Ti-Co-Cu ที่ผ่านการอบอุ่นที่อุณหภูมิ 1023K

รูปที่ 2.36 แสดงแผนภูมิสมดุลสามเฟสของ Ti-Co-Cu ที่อุณหภูมิ 1023K โดยเส้นบางแสดงเส้นสมดุลระหว่างสองเฟสและเส้นหนาแสดงเส้นสมดุลระหว่างเฟสทั้งสามซึ่งประกอบกันเป็นรูปสามเหลี่ยมส่วนเส้นประเป็นเส้นที่ได้จากการคาดการณ์

เป็นที่น่าสังเกตว่าโลหะผสมผ่านการอบอุ่นที่อุณหภูมิ 1023K ยังพบสารประกอบ $TiCu_2$ ซึ่งน่าจะสลายตัวไปเป็น Ti_2Cu_3 และ $TiCu_4$ ที่อุณหภูมิ 1143K เมื่อดูจากแผนภูมิสมดุลเฟสระหว่างไทเทเนียมและทองแดง

เส้นแบ่งเฟสระหว่าง Ti_2Cu และ Ti_2Co ในรูปที่ 2.34 พบว่าไม่ชัดเจนแต่สามารถหาเส้นแบ่งนี้ได้โดยวัดส่วนผสมที่เปลี่ยนไปโดยใช้ EPMA และเฟส m หรือ $Co_{10}Cu_{57}Ti_{33}$ ซึ่งพบในงานวิจัยก่อนหน้านี้เช่นกัน พบว่าสามารถอยู่ในสมดุลร่วมกับ Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 , $TiCu_2$, $TiCu_4$, Cu และ CoTi ได้

จากงานวิจัยพบว่าทองแดงสามารถเข้าไปแทนที่โคบอลต์ได้ใน $TiCo$ และ Ti_2Co และโคบอลต์ก็สามารถแทนที่ทองแดงได้ใน $TiCu$, Ti_2Cu และ Ti_3Cu_4 และโคบอลต์สามารถแทนที่ไทเทเนียมได้ใน Ti_2Cu_3