

บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 สมบัติโดยทั่วไปของไทเทเนียม

โลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์เป็นโลหะที่มีความแข็งแรงต่ำกว่าไทเทเนียมผสม นิยมใช้ทำท่อในอุตสาหกรรมเคมีเนื่องจากมีคุณสมบัติต้านทานการกัดกร่อนสูงและมีความเหนียวสูง นอกจากนี้ยังใช้ทำส่วนประกอบของลิ้นปิดเปิดท่อ วาล์ว ทำถังและผนังทนความร้อนภายในเครื่องบิน เนื่องจากโลหะไทเทเนียมมีจุดหลอมเหลว 1668 ± 10 องศาเซลเซียส ซึ่งมีค่าสูงกว่า เหล็ก นิกเกิล อะลูมิเนียมและใช้ในงานอื่นๆอีกมากมายด้วยสมบัติดังกล่าวจึงสามารถนำไปประยุกต์ใช้กับงานได้หลายด้าน เช่น อุตสาหกรรมเคมี ทางเรือ การแพทย์ ยานยนต์ และอากาศยาน เป็นต้น อีกทั้งโลหะไทเทเนียมสามารถเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกได้ที่อุณหภูมิ 882.5 องศาเซลเซียสที่อุณหภูมิต่ำกว่ามีโครงสร้างผลึกเป็น HCP (α) อุณหภูมิสูงกว่า 882 องศาเซลเซียส มีโครงสร้างผลึกเป็น BCC (β) [10] ซึ่งสมบัติทางฟิสิกส์และสมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมแสดงในตารางที่ 2.1 [8]

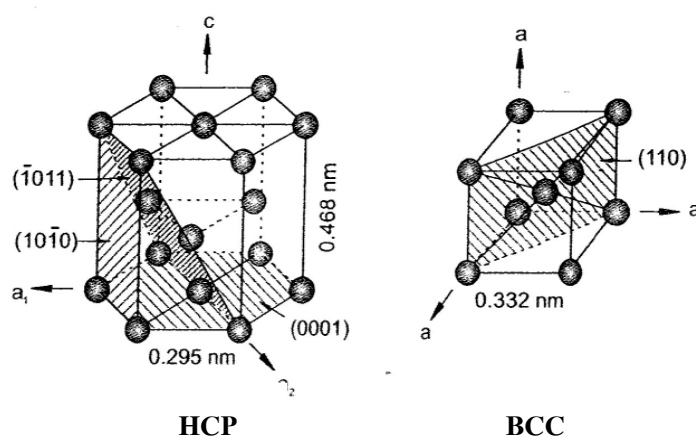
ตารางที่ 2.1 สมบัติทางฟิสิกส์และสมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์ [8]

โครงสร้างผลึก (Crystals Structure)	แอลฟา: HCP ≤ 882.5 องศาเซลเซียส บีตา : BCC ≥ 882.5 องศาเซลเซียส
ความหนาแน่น (Density)	4.51 กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร
จุดหลอมเหลว (Melting Point)	1668 ± 10 องศาเซลเซียส
จุดเดือด (Boiling Point)	3260 องศาเซลเซียส
ความร้อนจำเพาะที่ 25 องศาเซลเซียส (Specific Heat)	0.518 จูล/กิโลกรัม • องศาเซลวิน
ความถ่วงจำเพาะ (Specific Gravity)	4.5
ความแข็ง (Hardness)	HRB 70-74
ค่ามอดูลัส (Modulus)	102.7 จิกะปาสคัล
อัตราส่วนปัวซอง (Poisson's Ratio)	0.41
ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (Coefficient of Friction)	0.8 ที่ 40 เมตร / นาที 0.68 ที่ 300 เมตร / นาที

ไทเทเนียมมีค่าความหนาแน่น 4.51 กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร เป็นโลหะเบา (Light Metal) เนื่องจากจุดที่ใช้แบ่งแยกระหว่างโลหะหนัก (Heavy Metal) กับโลหะเบา (Light Metal) อยู่ที่ 5 กรัม/ลูกบาศก์เซนติเมตร ถึงแม้ว่าจะมีความหนาแน่นที่มากในกลุ่มโลหะเบา แต่เมื่อเปรียบเทียบกับ เหล็ก และ นิกเกิล ไทเทเนียมมีความหนาแน่นน้อยกว่าเป็นครึ่งหนึ่งของเหล็กและนิกเกิล [11]

2.1.1 โครงสร้างผลึก

ไทเทเนียมมีโครงสร้างผลึก (Crystal Structure) หลายแบบเช่นเดียวกับโลหะชนิดอื่น เช่น Ca, Fe, Co, Zr, Sn, Ce, และ Hf ซึ่งการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกแต่ละรูปแบบขึ้นกับช่วงอุณหภูมิเฉพาะที่ทำให้เปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกหนึ่งไปเป็นอีกแบบหนึ่งเรียกว่า การเปลี่ยนแปลงอัญรูป ไทเทเนียมบริสุทธิ์มีโครงสร้างผลึกสองแบบ คือ เฟสแอลฟา เป็นโครงสร้างผลึกที่อุณหภูมิต่ำหรืออุณหภูมิห้องจนถึง 882 องศาเซลเซียส จะมีโครงสร้างผลึกแบบ HCP (Hexagonal Close Pack Structure) และเฟสบีตาจะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 882 องศาเซลเซียส ซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ BCC (Body-centered Cubic) การที่ไทเทเนียมมีโครงสร้างผลึกแตกต่างกันเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนไปจะส่งผลให้สมบัติแตกต่างกัน นอกจากนี้สมบัติทางกลของโครงสร้างผลึก HCP ยังมีความแตกต่างกันขึ้นกับทิศทางการจัดเรียงตัวของผลึก รูปที่ 2.1 แสดงโครงสร้างผลึก HCP และ BCC โลหะไทเทเนียมบริสุทธิ์



รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึก HCP และ BCC [11]

2.1.2 การแปรรูปถาวร

ชนิดของธาตุที่นำมาผสมมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกของไทเทเนียม เนื่องจากโครงสร้างผลึกของไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่อุณหภูมิห้องเป็น HCP จึงทำให้มีขีดจำกัดในการแปรรูปอย่างถาวร (Plastic Deformation) เมื่อเปรียบเทียบกับวัสดุที่มีโครงสร้างผลึก BCC เนื่องจากต้องใช้พลังงานในการเคลื่อนที่ของอะตอมในการแปรรูปสูงกว่า ซึ่งมีค่าขึ้นกับระบบการเคลื่อนของอะตอม (Slip System) นอกจากนี้ยังขึ้นกับระบบการเคลื่อนของระนาบ (Slip Plane) และความหนาแน่นของอะตอมในระนาบ ซึ่งค่าต่างๆแสดงดัง ตารางที่ 2.2 ค่าพารามิเตอร์เฉพาะของโครงสร้างผลึก [11]

ตารางที่ 2.2 ค่าพารามิเตอร์เฉพาะของโครงสร้างผลึก [11]

Structure Type	N	CN	P	{Slip Planes}		Slip System Per Unit Cell	Atom Density of Slip Plane	b_{\min} / a
				<Slip Directions> Indices	Number			
Hcp ($c/a = 1.633$)	6	12	74%	{0001} <1120>	1 3	$1 \times 3 = 3$	$\approx 91\%$	1
Bcc	2	8	68%	{110} <111>	6 2	$6 \times 2 = 12$	$\approx 83\%$	$1/2\sqrt{3}$ ≈ 0.87
Fcc	4	12	74%	{111} <110>	4 3	$4 \times 3 = 12$	$\approx 91\%$	$1/2\sqrt{2}$ ≈ 0.71

N = Number of Atoms Per Unit Cell

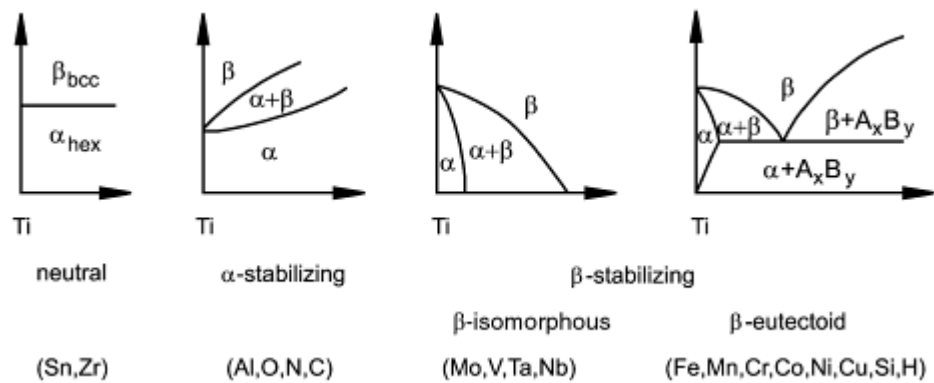
CN = Coordination Number

P = Packing Density

b_{\min} / a = Minimal Slip Component

2.2 ประเภทของไทเทเนียมผสม [12]

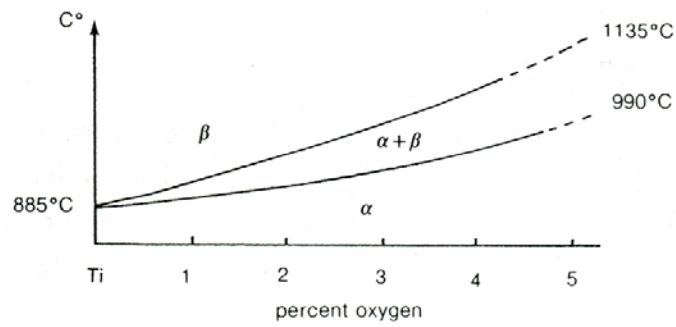
โครงสร้างผลึกของไทเทเนียมสามารถเปลี่ยนแปลงได้ขึ้นอยู่กับชนิดของธาตุที่นำมาผสม การแบ่งแยกประเภทของไทเทเนียมผสมขึ้นกับอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสบีตาและผลของการเติมธาตุผสมซึ่งสามารถแบ่งประเภทของไทเทเนียมผสมเป็นสามกลุ่มคือ กลุ่มที่ทำให้แอลฟามีเสถียรภาพ (α Stabilizer) กลุ่มที่ทำให้บีตามีเสถียรภาพ (β stabilizer) และกลุ่มที่ไม่มีบทบาทในการเปลี่ยนแปลงของเฟสแอลฟาและเฟสบีตา ซึ่งการจัดว่าเป็นกลุ่มใดนั้นขึ้นกับว่าธาตุนั้นเพิ่มหรือลดอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเฟสระหว่างแอลฟาและบีตาที่อุณหภูมิ 882 องศาเซลเซียส ของไทเทเนียมบริสุทธิ์แสดงดังรูปที่ 2.2



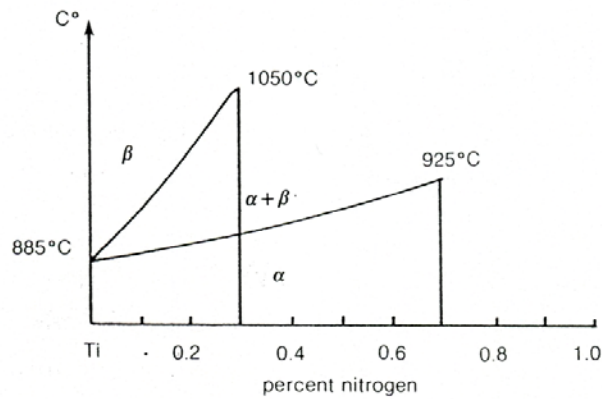
รูปที่ 2.2 อิทธิพลของธาตุผสมมีผลต่อเฟสสมดุลของไทเทเนียมผสม [9]

2.2.1 ธาตุผสมประเภททำให้เฟสแอลฟามีเสถียรภาพ [12]

ธาตุผสมที่จัดว่าเป็นประเภทที่ทำให้เฟสแอลฟามีความเสถียรที่สำคัญได้แก่ ธาตุคาร์บอน อะลูมิเนียม ไนโตรเจนและออกซิเจน มีผลทำให้ แอลฟาที่มีความแข็งและความแข็งแรงเพิ่มขึ้นไม่ ปรากฏทั้งออกไซด์และไนไตรด์แทรก ภายใน โครงสร้างของเฟส แอลฟา อาจมีอยู่บ้างเพียงเล็กน้อย เฉพาะกรณีของไทเทเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งเป็นผลึกที่แข็งมีขนาดเล็กและกระจายอยู่ภายใน โครงสร้าง แผนภาพแสดงเฟสในสภาวะสมดุลของธาตุไทเทเนียมกับธาตุออกซิเจน และไนโตรเจน แสดงในรูปที่ 2.3 และ 2.4 ตามลำดับ



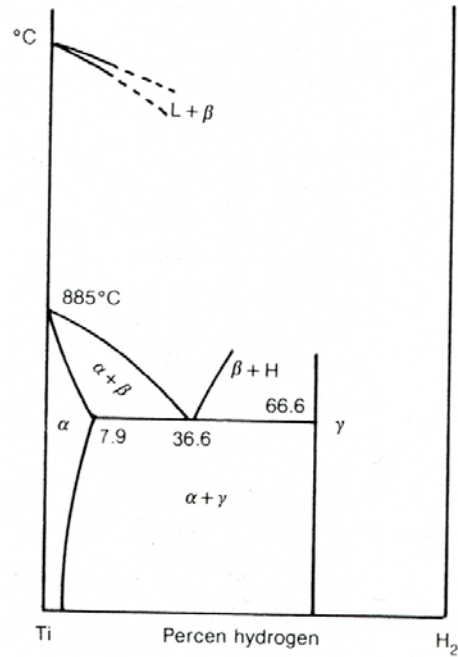
รูปที่ 2.3 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-ออกซิเจน [12]



รูปที่ 2.4 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-ไนโตรเจน [12]

2.2.2 ธาตุผสมประเภททำให้เฟสบีตามีเสถียรภาพ [10]

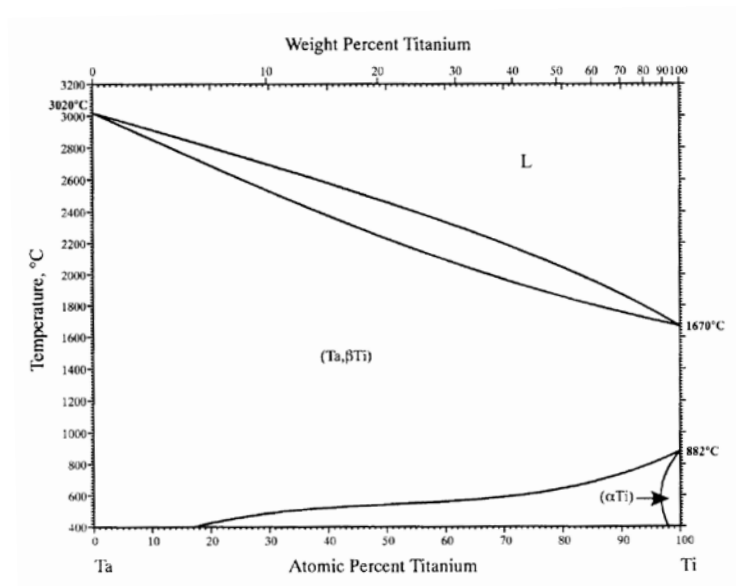
ธาตุผสมที่สำคัญและมีบทบาทเพิ่มเสถียรภาพให้กับเฟสบีตา มีอยู่สองลักษณะได้แก่ประเภทแรกเป็นประเภทที่ให่ ปฏิกิริยา ยูเทคตอยด์ ($S_1 \rightarrow S_2 + S_3$) ประเภทที่สองคือบีตาไอโซมอร์ฟัส (β -Isomorphous) ธาตุผสมสำหรับประเภทแรก เช่น เหล็ก (Fe) โครเมียม (Cr) และ ไฮโดรเจน (H) ตัวอย่าง เช่น แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-ไฮโดรเจนในรูปที่ 2.5



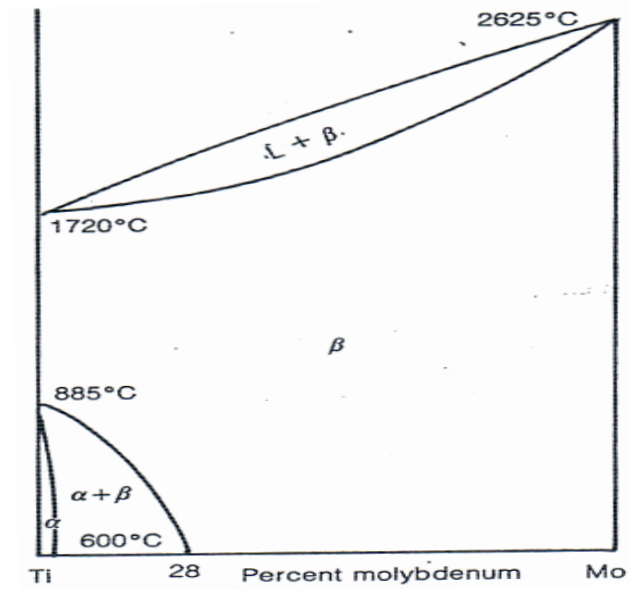
รูปที่ 2.5 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-ไฮโดรเจน [12]

สำหรับกลุ่มที่ขยายอาณาเขตของเฟสบีตาโดยไม่ให้ปฏิกิริยาแยกตัว แต่จะทำให้อาณาเขตของเฟสบีตา ขยายลงมาถึงอุณหภูมิปกติ และมีช่วงของส่วนผสม ของธาตุผสมที่เกิดเฟส แอลฟา+บีตา ที่อุณหภูมิปกติอีกด้วย ธาตุผสมในกลุ่มนี้ได้แก่ โมลิบดีนัม วานาเดียม ไนโอเบียมและแทนทาลัม

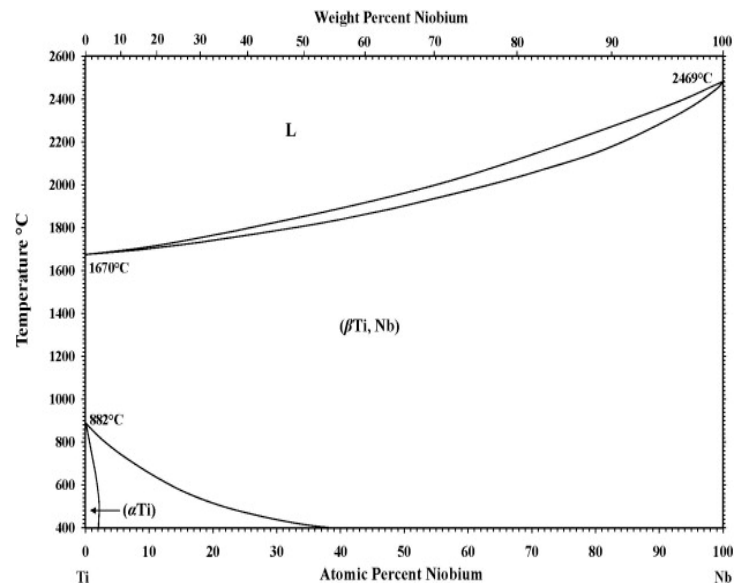
แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียมกับแทนทาลัมแสดงดังในรูปที่ 2.6 ไทเทเนียมกับโมลิบดีนัม แสดงดังในรูปที่ 2.7 และแผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียมกับไนโอเบียมแสดงในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.6 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-แทนทาลัม [12]



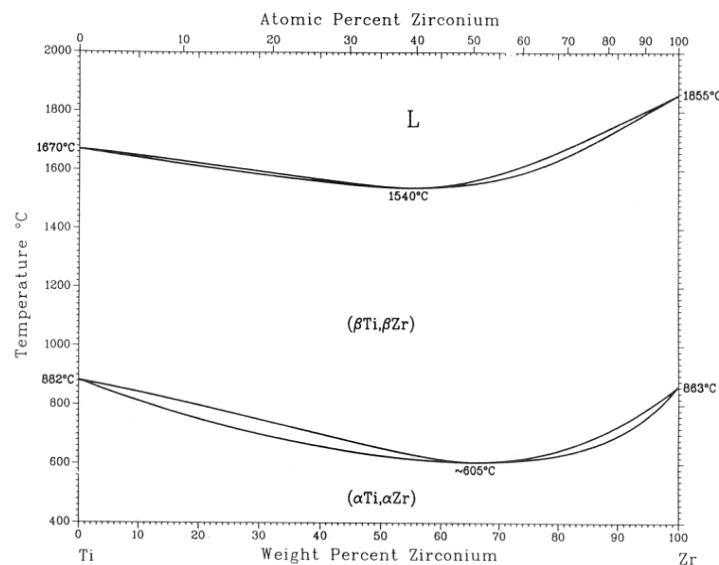
รูปที่ 2.7 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-โมลิบดีนัม[12]



รูปที่ 2.8 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-ไนโอเบียม[12]

2.2.3 ธาตุผสมที่ไม่มีบทบาทในการขยายอาณาเขตของเฟสแอลฟาและเฟสบีตา

ธาตุผสมที่ไม่มีบทบาทในการขยายอาณาเขตของเฟส แอลฟาและเฟสบีตา หมายถึง ธาตุที่ไม่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟส เช่น เซอร์โคเนียม (Zr) ดีบุก (Sn) และ ฮาฟเนียม (Hf) ตัวอย่างเช่น แผนภาพเฟส สมดุลของไทเทเนียม-เซอร์โคเนียมดังแสดงในรูปที่ 2.9 [12] แผนภาพเฟส สมดุลของไทเทเนียมกับธาตุผสมสามารถค้นคว้าเพิ่มเติมได้จาก ASTM Handbook [13]



รูปที่ 2.9 แผนภาพเฟสสมดุลของไทเทเนียม-เซอร์โคเนียม [12]

โลหะไทเทเนียมผสมแบ่งตามโครงสร้างโดยทั่วไปเป็น 3 ประเภท คือ โลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มแอลฟา (α Ti Alloys) โลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตา (β Ti Alloys) และโลหะผสมกลุ่มแอลฟา + บีตา ($\alpha + \beta$ Ti Alloys) บางครั้งอาจมีแบ่งเป็นสองประเภทย่อยอีก 2 ประเภท คือ กลุ่ม Near α และ Near β [14]

สมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มต่างๆ แสดงได้ตามตารางที่ 2.3 [8] เมื่อพิจารณาจากค่ายังสัมมอดูลัสจะเห็นว่าโลหะผสมบีตาไทเทเนียมมีค่ายังสัมมอดูลัสต่ำที่สุด โลหะผสมบีตาไทเทเนียมจึงเป็นเป้าหมายในการศึกษาและปรับปรุงสมบัติทางกลให้เหมาะสมกับการนำไปใช้ในทางการแพทย์มากกว่าโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มอื่น

ตารางที่ 2.3 สมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมผสมในกลุ่มต่างที่กัน [8]

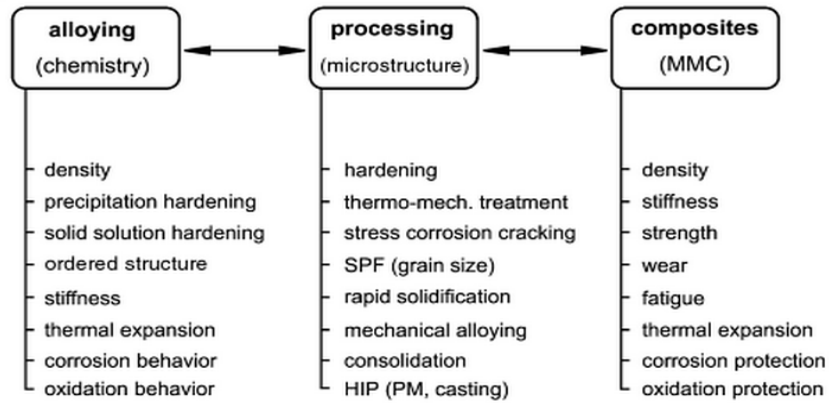
Alloy	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction Area (%)	Modulus (GPa)
α alloys					
Pure Ti grade 1	240	170	24	30	102.7
Pure Ti grade 2	345	275	20	30	102.7
Pure Ti grade 3	450	380	18	30	103.4
Pure Ti grade 4	550	485	15	25	104.1
$\alpha + \beta$ alloys					
Ti-6Al-4V ELI (mill annealed)	860-965	795-875	10-15	25-47	101-110
Ti-6Al-4V (annealed)	895-930	825-869	6-10	20-25	110-114
Ti-6Al-7Nb	900-1050	880-950	8.1-15	25-45	114
Ti-5Al-2.5Fe	1020	895	15	35	112
Ti-5Al-1.5B	925-1080	820-930	15-17	36-45	110
$\alpha + \beta$ alloys					
Ti-15Sn-4Nb-2Ta-0.2Pd (annealed)	860	790	21	64	89
(aged)	1109	1020	10	39	103
Ti-15Zr-4Nb-4Ta-0.2Pd (annealed)	715	693	28	67	94
(aged)	919	806	18	72	99

ตารางที่ 2.3 สมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมผสมในกลุ่มต่างที่กัน [8] (ต่อ)

Alloy	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction Area (%)	Modulus (GPa)
<i>β</i> alloys					
Ti-13Nb-13Zr (aged)	973-1037	836-908	10-16	27-53	79-84
Ti-12Mo-6Zr-2Fe (annealed)	1060-1100	1000-1060	18-22	64-73	74-85
Ti-15Mo (annealed)	874	544	21	82	78
Ti-15Mo-5Zr-3Al (solution treated)	852	838	25	48	80
(aged)	1060-1100	1000-1060	18-22	64-73	80
Ti-15Mo-2.8Nb-0.2Si (annealed)	979-999	945-987	16-18	60	83
Ti-35.3Nb-5.1Ta-7.1Zr	596.7	547.1	19	60	55
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (aged)	911	864	13.2	-	80

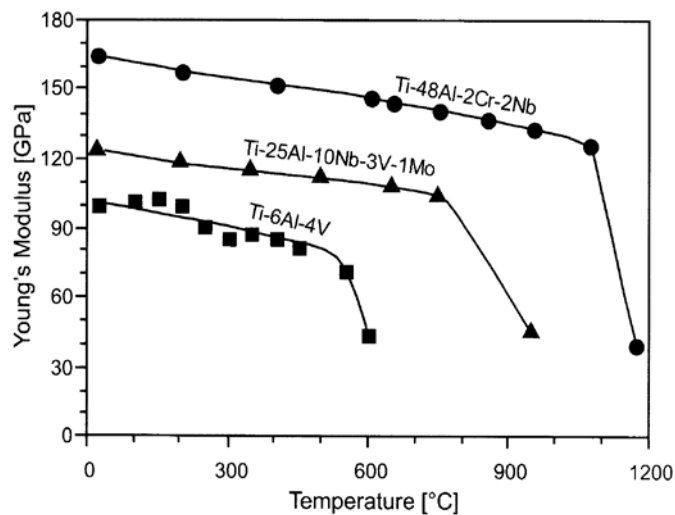
2.3 สมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมผสม

การปรับปรุงสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสมแสดงในรูปที่ 2.10 โดยทั่วไปสามารถทำได้ 2 กระบวนการได้แก่ การควบคุมการผลิต (Processing Control) และการเติมธาตุผสม (Alloying) อีกทั้งยังได้มีการนำมาผลิตเป็นวัสดุคอมโพสิต การเติมธาตุผสมมีผลทำให้ส่วนผสมทางเคมีเปลี่ยนและความหนาแน่นเกิดการเปลี่ยนแปลงได้ ช่วยเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากเกิดสารละลายของแข็ง (Solid Solution Hardening) พร้อมทั้งยังสามารถเพิ่มความแข็งแรงได้ด้วยการสร้างอนุภาคที่มีขนาดเหมาะสมให้ตกผลึกในขั้นตอนการอบบ่ม (Precipitation Hardening) สำหรับการควบคุมกระบวนการผลิตเป็นการควบคุมโครงสร้างจุลภาคควรเลือกให้เหมาะสมกับการใช้งาน อาจเป็นกระบวนการ Thermo mechanical Treatment เพื่อต้องการสมบัติทางกลทั้งด้านความแข็งแรงและความเหนียว กระบวนการทำให้โลหะผสมเย็นตัวอย่างรวดเร็ว (Rapid Solidification) และกระบวนการ Mechanical Alloying การอัดขึ้นรูปจากผงโลหะ ส่วนการผลิตเป็นวัสดุผสม (Composite) มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่น ความแกร่ง ความต้านแรงดึง การสึกหรอ การล้า



รูปที่ 2.10 วิธีการปรับปรุงสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสม [11]

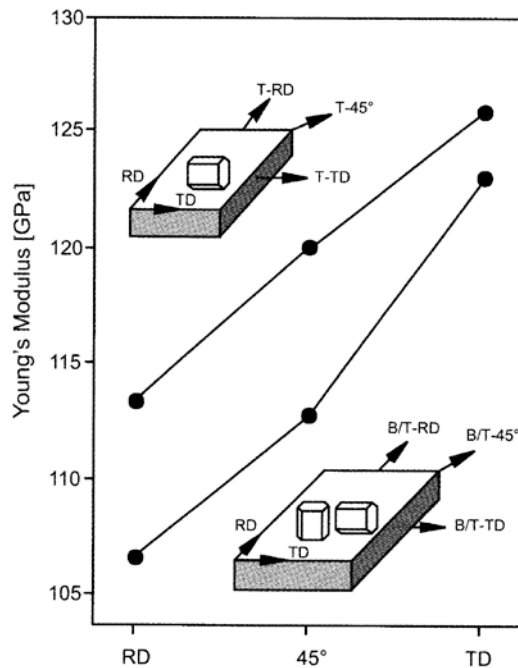
ค่ามอดูลัสคือค่าที่บ่งบอกค่าความแข็งแรงวัสดุ มีค่าสัมพันธ์โดยตรงกับพันธะระหว่างอะตอม (Atomic Bonding) ของโครงสร้างผลึกและยังขึ้นกับค่า Degree of Ordering โลหะไทเทเนียมผสมอะลูมิเนียมมีค่ามอดูลัสเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก อิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกมีผลต่อค่ามอดูลัสเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลง แสดงในรูปที่ 2.11 โลหะผสม Ti-6Al-4V ประกอบด้วยเฟสสารละลายของของแข็งสองชนิดของแอลฟาและบีตาซึ่งมีค่ามอดูลัสต่ำสุดเมื่อเทียบกับ Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo ซึ่งประกอบด้วยเฟส Ti_3Al ส่วน Ti-48Al-2Cr-2Nb มีค่ามอดูลัสสูงสุดเนื่องจากมีเฟสที่เป็น Order Intermetallic ของ α_2 และ γ



รูปที่ 2.11 อิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกมีผลต่อค่ามอดูลัสเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลง

[11]

ค่าความแข็งแรงของโลหะไทเทเนียมผสมขึ้นกับกระบวนการผลิต เนื่องจากสมบัติที่ไม่เท่ากันทุกทิศทาง (Anisotropic) ของโครงสร้างผลึก HCP ของเฟสแอลฟา และค่าอิลาสติกมอดูลัสของโครงสร้างมีเทจเจอร์ (Strong Textured Structures) ที่มีค่าแตกต่างกันมาก ซึ่งจะขึ้นอยู่กับทิศทางของแรงที่กระทำ ดังแสดงในรูปที่ 2.12



รูปที่ 2.12 อิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกที่มีต่อค่ามอดูลัส ของ Ti-6Al-4V [11]

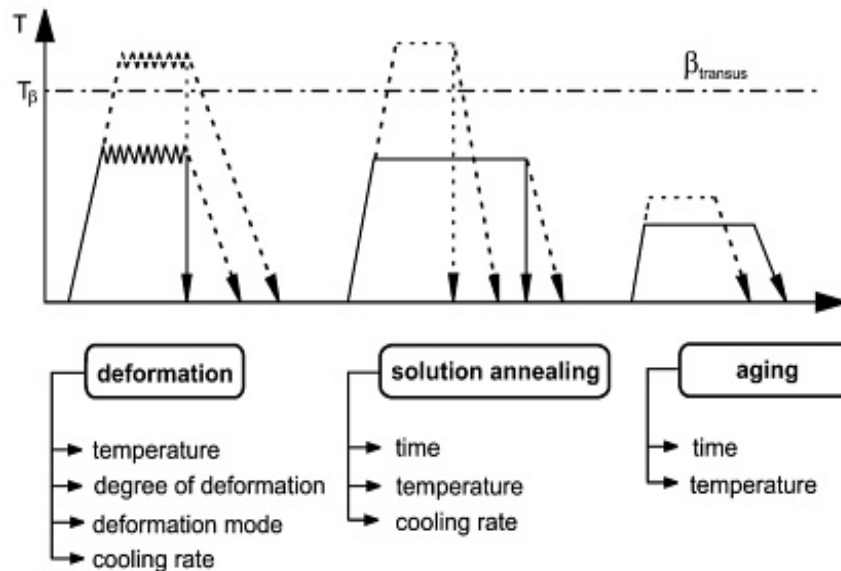
2.4 โครงสร้างจุลภาคของไทเทเนียมผสม

โครงสร้างจุลภาคมีผลต่อสมบัติของไทเทเนียมผสม โครงสร้างจุลภาคของไทเทเนียมผสมโดยทั่วไปจะพิจารณาได้จากขนาดและการจัดเรียงโครงสร้างของไทเทเนียมซึ่งประกอบด้วย 2 เฟสคือ เฟสแอลฟาและเฟสบีตา โดยมากจะมีการจัดเรียงตัวเป็นแบบ Lamella ซึ่งเกิดจากการเย็นตัวจากบริเวณบีตาเฟส และโครงสร้างแบบ Equiaxed เป็นผลจากกระบวนการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization Process) โครงสร้างจุลภาคของไทเทเนียมผสมมีการจัดเรียงตัวแบบละเอียด (Fine) และแบบหยาบ (Coarse) ภายในเฟสแอลฟาและเฟสบีตา ลักษณะของเฟสที่ประกอบด้วยโครงสร้างจุลภาคละเอียดและหยาบ พร้อมทั้งเปรียบเทียบการจัดเรียงตัวของโครงสร้างจุลภาคแบบ Lamella และ Equiaxed ที่มีผลต่อสมบัติทางกลแสดงดังรูปที่ 2.13 [11]

Fine	Coarse	Property	Lamellar	Equiaxed
O	O	Elastic Modulus	O	+/- (Texture)
+	-	Strength	-	+
+	-	Ductility	-	+
-	+	Fracture Toughness	+	-
+	-	Fatigue Crack Initiation	-	+
-	+	Fatigue Crack Propagation	+	-
-	+	Creep Strength	+	-
+	-	Superplasticity	-	+
+	-	Oxidation behavior	+	-

รูปที่ 2.13 ลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่มีผลต่อสมบัติทางกล [11]

โดยทั่วไปโครงสร้างจุลภาคที่มีรูปแบบแตกต่างกันนั้น เกิดจากการทำ Thermomechanical Treatment ซึ่งเป็นการปรับปรุงสมบัติทางกลโดยอาศัยความร้อน ลำดับกระบวนการดังนี้ตามลำดับ Solution Heat Treatment, Deformation, Recrystallization, Aging และสุดท้าย Annealing เพื่อคลายความเค้นตกค้างภายในแสดงกระบวนการอย่างคร่าวๆดังรูปที่ 2.14



รูปที่ 2.14 การปรับปรุงสมบัติทางกลโดยอาศัยความร้อนของไทเทเนียมผสม[11]

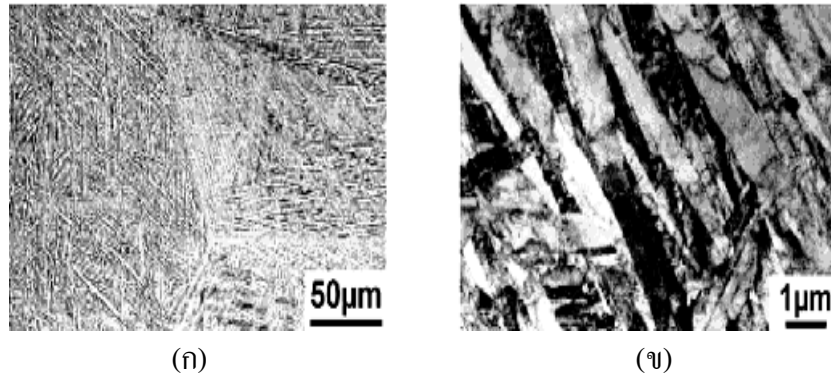
2.5 การเปลี่ยนแปลงเฟส

การเปลี่ยนแปลงเฟสบีตาซึ่งมีโครงสร้าง BCC เป็นเฟสแอลฟาโครงสร้าง HCP ในไทเทเนียมบริสุทธิ์ และโลหะไทเทเนียมผสมนั้น สามารถเกิดได้ทั้งมาร์เทนไซต์ (Martensite) และ Nucleation and Growth ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับ การควบคุมอัตราการเย็นตัวและส่วนผสมของโลหะไทเทเนียม [10]

- **การเกิดมาร์เทนไซต์ (Martensite Transformation)**

อุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์เริ่มต้น (M_s) ขึ้นกับส่วนผสมแต่ในกรณีของไทเทเนียมบริสุทธิ์ ขึ้นกับปริมาณสารมลทิน (ออกซิเจน และ เหล็ก) โดยทั่วไปอุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์มีค่าประมาณ 850 องศาเซลเซียส อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์จะเพิ่มขึ้นเมื่อเติมธาตุผสมกลุ่มที่เพิ่มความเสถียรแอลฟาสูงขึ้น เช่น อะลูมิเนียม และ ออกซิเจน เป็นต้น อุณหภูมิการเกิดมาร์เทนไซต์จะลดลงเมื่อเติมธาตุผสมกลุ่มที่เพิ่มความเสถียรบีตา การเปลี่ยนแปลงแบบมาร์เทนไซต์ เกิดเมื่อไทเทเนียมถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว อะตอมภายในมีการเคลื่อนที่โดยกระบวนการเลื่อน ทำให้โครงสร้าง BCC เปลี่ยนเป็นโครงสร้าง HCP โครงสร้างมาร์เทนไซต์ของโลหะไทเทเนียมมี 2 รูปแบบคือ เฮกซะโกนอลมาร์เทนไซต์ (Hexagonal Martensite) ใช้สัญลักษณ์แทนด้วย α' และออโธโรมบิกมาร์เทนไซต์ (Orthorhombic Martensite) ใช้สัญลักษณ์แทนด้วย α''

Hexagonal Martensite (α') เกิดได้ 2 ลักษณะ คือ Massive Martensite และ Acicular Martensite การเกิด Massive Martensite ส่วนใหญ่จะเกิดกับไทเทเนียมบริสุทธิ์หรือไทเทเนียมที่มีธาตุผสมอื่นต่ำ (โลหะผสมที่มีอุณหภูมิในการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์สูง) โครงสร้างมีลักษณะที่ไม่แน่นอนเป็นบริเวณกว้างมีขนาดประมาณ 50-100 ไมโครเมตร ไม่สามารถมองเห็นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง บริเวณนี้ประกอบไปด้วยกลุ่มของ Parallel α Plate (หรือ Lath) ขนาดเล็ก มีความหนาประมาณ 0.5-1.0 ไมโครเมตร ส่วนการเกิด Acicular Martensite มักเกิดกับไทเทเนียมที่มีปริมาณธาตุผสมสูง (มีอุณหภูมิในการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์ต่ำ) โครงสร้างประกอบด้วยการรวมตัวเข้าหากันของ α Plate ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคแสดงในรูปที่ 2.15 โดยทั่วไป Martensite Plate มีความหนาแน่นของดิสโลเคชันสูงและบางครั้งมีโครงสร้าง Twin ด้วย Hexagonal Martensite จะมีอิมตัวอย่างยิ่งยวดในตัวที่ทำให้เฟสบีตาเสถียรและการอบอ่อนในบริเวณที่เป็นเฟสแอลฟา +บีตาเพื่อสลายไปเป็นเฟสแอลฟา+บีตาโดยการตกผลึกของอนุภาคบีตาที่บริเวณดิสโลเคชันและบางครั้งมีโครงสร้าง Twins ด้วย



รูปที่ 2.15 Acicular Martensite ของโลหะผสมไทเทเนียม Ti-6Al-4V หลังเย็นตัวอย่างรวดเร็ว [11]
ถ่ายด้วย (ก) กล้องจุลทรรศน์แสง และ (ข) กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน

เมื่อธาตุผสม มีปริมาณมาก ขึ้น ลักษณะ ของ Massive Martensite จะเกิดการบิดเบี้ยวเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้าง Orthorhombic Martensite (α'') ปริมาณธาตุผสมของระบบสองธาตุของไทเทเนียมกับธาตุทรานสิชันที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟส α'/α'' มาร์เทนไซต์ [10] แสดงดังตารางที่ 2.4

ตารางที่ 2.4 ปริมาณธาตุผสมของระบบสองธาตุของไทเทเนียมกับธาตุทรานสิชันที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟส α'/α'' มาร์เทนไซต์ [10]

α'/α'' Boundary	วานาเดียม	ไนโอเบียม	แทนทาลัม	โมลิบดีนัม	ทังสเตน
ปริมาณร้อยละ โดยน้ำหนัก	9.4	10.5	26.5	4	8
ปริมาณร้อยละ โดยอะตอม	8.9	5.7	8.7	2.0	2.2

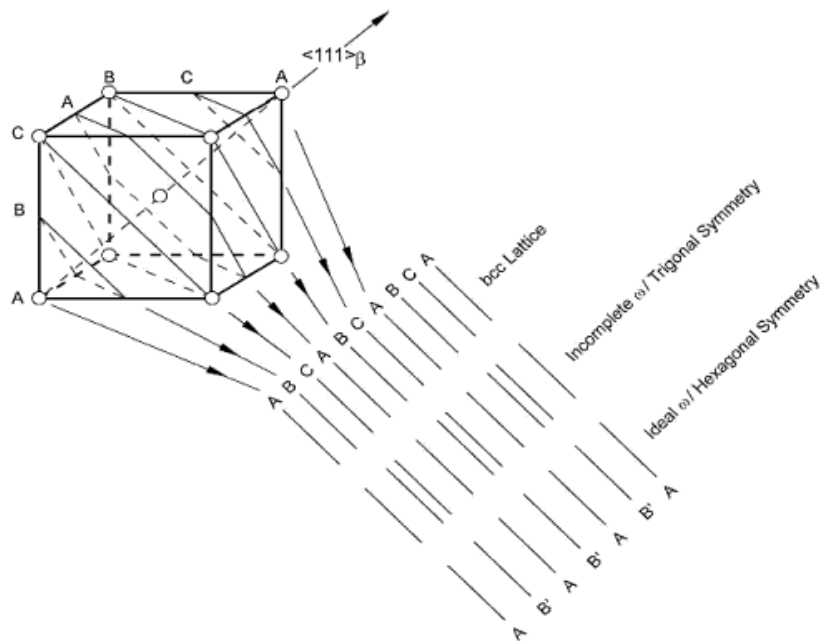
การอบอ่อน (Anneal) ของเฟส α'' มาร์เทนไซต์ ของช่วงอุณหภูมิแอลฟา+บีตาจะเกิดการเปลี่ยนแปลงแบบสปีโนดอล (Spinodal Decomposition) เกิดโครงสร้างเป็น Lean α'' และ Rich α'' หลังจากนั้นจะเกิดผลึกของเฟสบีตาขึ้นในท้ายสุด $\alpha + \beta$

อุณหภูมิในการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์เริ่มต้น ขึ้นอยู่กับปริมาณส่วนผสม ในกรณีของไทเทเนียมบริสุทธิ์ขึ้นอยู่กับปริมาณของสารมลทิน ปกติจะอยู่ในอุณหภูมิประมาณ 850 องศาเซลเซียส เมื่อปริมาณธาตุผสมในกลุ่มที่เพิ่มความเสถียรเฟสแอลฟาสูงขึ้น เช่น ออกซิเจน และ อะลูมิเนียม เป็นต้น อุณหภูมิในการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์จะเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเติมธาตุผสมกลุ่มที่เพิ่มความเสถียรบีตา อุณหภูมิในการเริ่มเกิดมาร์เทนไซต์จะลดลง ตารางที่ 2.5 [10] แสดงปริมาณของธาตุผสมที่ทำให้อุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงมาร์เทนไซต์เริ่มต้นลดลงต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 2.5 ปริมาณของธาตุผสมที่ทำให้อุณหภูมิ M_s ลดลงต่ำกว่าอุณหภูมิห้อง

ธาตุผสม	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Mn	Fe	Co	Ni
ปริมาณร้อยละโดยน้ำหนัก	15	36	50	8	10	25	6	4	6	8
ปริมาณร้อยละโดยอะตอม	14.2	22.5	20.9	7.4	5.2	8	5.3	3.4	4.9	6.6

การเปลี่ยนแปลงเฟสจากบีตาไปเป็นมาร์เทนไซต์อาจถูกยับยั้งในช่วงระหว่างการทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว เฟสบีตาสลายไปกลายเป็นเฟส Athermal ω ก่อนที่จะเกิดเป็นมาร์เทนไซต์ เฟสโอเมกาเกิดเป็นอนุภาคที่มีขนาดเล็กประมาณ 2-4 นาโนเมตร กระจายทั่วโครงสร้างบีตาจากการเลื่อนระนาบอะตอมในทิศทาง $\langle 111 \rangle$ ของโครงสร้างผลึกแบบ BCC รูปที่ 2.16 แสดงระนาบ (222) ในโครงสร้างผลึก BCC เฟสของ Athermal ω ที่เกิดขึ้นไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตาปริมาณสูงมีโครงสร้างเป็น Trigonal Symmetry ส่วน Athermal ω ที่เกิดขึ้นไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตาปริมาณต่ำมีโครงสร้างเป็น Hexagonal Symmetry เมื่อนำไทเทเนียมไปอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิที่เป็นเฟส Athermal $\omega + \beta$ จะทำให้เฟส Athermal ω โดกลายเป็นเฟส Isothermal ω ซึ่งจะมีโครงสร้างผลึกเหมือนเดิม



รูปที่ 2.16 การเปลี่ยนแปลงเฟสบีตาไปเป็นเฟสโอเมกา ($\beta \rightarrow \omega$) ระนาบ (222) ในโครงสร้างผลึก BCC แบบจุด [10]

การเปลี่ยนแปลงเฟสแบบ Nucleation and Growth เมื่อโลหะผสมไทเทเนียมถูกทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสจากบีตาไปเป็นเฟสแอลฟา+บีตา เริ่มเกิดนิวเคลียสของเฟสแอลฟาที่บริเวณขอบเกรนของเฟสบีตา นำไปสู่การเกิดเฟสแอลฟาที่เป็นแผ่นบางยาวต่อเนื่องตามขอบเกรนได้ ระหว่างการเย็นตัวอย่างช้าๆของเฟสแอลฟาสามารถเกิดได้ทั้งบริเวณรอยต่อแผ่นบางของแอลฟาและเกิดที่ขอบเกรนของแอลฟา แล้วโตขนานเข้าไปในเกรน ถ้าอัตราการเย็นตัวสูงขึ้นขนาดของแผ่นแอลฟาจะเล็กลง Colony ของแอลฟาเกิดที่ขอบเกรนเป็นส่วนใหญ่และเกิดไม่เต็มเกรนบีตา

2.6 กลไกการเพิ่มความแข็งของไทเทเนียม

กลไกการเพิ่มความแข็งของโลหะโดยทั่วไปมีหลายกลไก เช่น การเพิ่มความแข็งโดยทำให้เกิดสารละลายของแข็งจากการเติมธาตุผสม การเพิ่มความแข็งโดยการเพิ่มความหนาแน่นของดิสโลเคชันจากการรีดเย็น การเพิ่มความแข็งโดยเพิ่มปริมาณขอบเกรน และการเพิ่มความแข็งโดยการอบบ่มเพื่อสร้างอนุภาคที่มีขนาดเหมาะสมขึ้น เป็นต้น [10]

การเพิ่มความแข็งโดยการเพิ่มปริมาณขอบเกรน มีบทบาทสำคัญต่อไทเทเนียมผสมกลุ่มแอลฟา +บีตา ที่เย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิที่เกิดเฟสบีตาลงมาจนถึงอุณหภูมิจุดหยุด ทำให้เกิดการลดขนาดของแอลฟาโคโลนี (α Colony) จนเหลือแผ่นแอลฟา (α Plate) ขนาดเล็กๆ หรือเป็นสาเหตุการเกิดเฟสมาร์เทนไซต์ ทั้งสองกรณีนี้ทำให้มีความหนาแน่นของดิสโลเคชันสูง มีผลให้ความแข็งเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตาม มาร์เทนไซต์ของไทเทเนียมมีความแข็งน้อยกว่าโครงสร้างมาร์เทนไซต์ของเหล็กกล้าคาร์บอน เนื่องจากโครงสร้างมาร์เทนไซต์ของไทเทเนียมเกิดจากอะตอมของออกซิเจน ทำให้โครงสร้างผลึก HCP เกิดการบิดเบี้ยวแบบยืดหยุ่น (Elastic Distortion) เล็กน้อย ส่วนโครงสร้างมาร์เทนไซต์ของเหล็กกล้าคาร์บอนเนื่องจากอะตอมคาร์บอนและไนโตรเจน มีขนาดเล็กเข้าไปแทรกตามช่องว่างในโครงสร้าง ซึ่งเป็นสาเหตุของการบิดเบี้ยวแบบเตตระโกนอล (BCT) ในเหล็ก

2.6.1 การเพิ่มความแข็งของไทเทเนียมกลุ่มแอลฟาและกลุ่มแอลฟา+บีตา

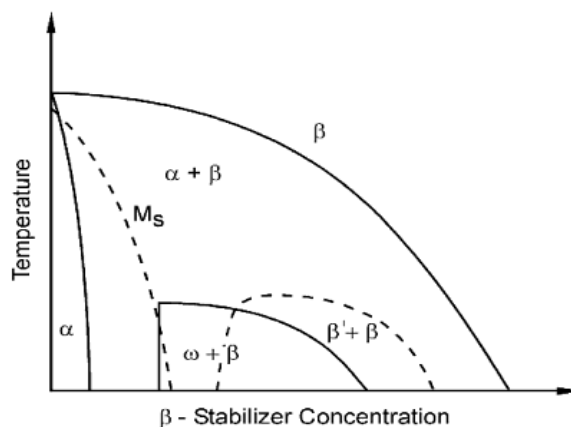
โลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มแอลฟา สามารถเพิ่มความแข็งได้จากการมีธาตุที่มีขนาดเล็กแทรกในโครงสร้างผลึก (Interstitial Solid Solution) ไทเทเนียมบริสุทธิ์เกรด 1-4 มีปริมาณออกซิเจนระหว่างร้อยละ 0.18 ถึง 0.4 ความต้านทานแรงดึงจุดครากเพิ่มจาก 170 เมกะพาสคัล (เกรด 1) ถึง 480 เมกะพาสคัล (เกรด 4) การเติมธาตุผสม อะลูมิเนียม, ดินบุก และ เซอร์โคเนียม ทำให้เกิดสารละลายของแข็งเนื่องจากการแทนที่ของอะตอม การเพิ่มความแข็งโดยการอบบ่มของโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่ม

แอลฟา+บีตา โดยใช้อุณหภูมิบริเวณที่เป็น 2 เฟสของแอลฟา+บีตา การแยกตัวของธาตุผสมเกิดขึ้นมากและเฟสแอลฟามีองค์ประกอบของธาตุที่เพิ่มความเสถียรของเฟสแอลฟา (อะลูมิเนียม , ออกซิเจน และ คีบิก) เพิ่มขึ้น สัดส่วนโดยปริมาตรของอนุภาค α_2 สามารถตกผลึกในเฟสแอลฟาได้โดยการอบบ่ม เช่น Ti-6Al-4V และ IMI 550 (Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si) ทำการอบบ่มที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส, IMI 6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si) ทำการอบบ่มที่อุณหภูมิ 590 องศาเซลเซียส และ IMI 834 (Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C) ทำการอบบ่มที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส

โลหะผสมไทเทเนียมทางการค้ามีข้อจำกัด คือ เมื่อทำการอบบ่ม จะทำให้โครงสร้างมีการปรับเปลี่ยนออกไปจากเดิม ซึ่งเป็นผลมาจากการสลายตัวของสปีโนดอล (Spinodal Decomposition) ของ Orthorhombic Martensite (α'') ทำให้ความต้านทานแรงดึงจุดครากเพิ่มมากขึ้น โครงสร้างที่ปรับเปลี่ยนไปจะมีลักษณะเป็นอนุภาคขนาดเล็กมากเรียงชิดกันเป็นแถว ในบริเวณนี้มีปริมาณตัวถูกละลายสูงเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน เพราะขนาดและมิสฟิต (Misfit) ที่เพิ่มขึ้นหลังผ่านการอบบ่ม บริเวณนี้จึงมีสัดส่วนโดยปริมาตรสูงทำให้วัสดุเปราะ เนื่องจากเกิดความเครียดสูงเพียงพอที่จะทำให้เริ่มเกิดรอยร้าว (Crack Nucleation) ที่บริเวณของแผ่น (Plate Boundary)

2.6.2 การเพิ่มความแข็งของไทเทเนียมในกลุ่มบีตา

การเพิ่มความแข็งของเฟสบีตาทำได้โดยการอบบ่มซึ่งเป็นวิธีที่ทำให้ได้ค่าความต้านทานแรงดึงจุดครากสูงสุด ทั้งนี้เนื่องจากไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตามีเฟสที่เสถียรภาพ 2 ชนิด คือ โอเมกา (ω) และบีตาไพร์ม (β') แผนภาพแสดงการเกิดเฟสแสดงในรูปที่ 2.17 จากแผนภาพมี Miscibility Gap ของเฟส β และ β' และมีโครงสร้างผลึก BCC และมีขนาดความบิดเบี้ยวต่างกันขึ้นกับปริมาณของตัวถูกละลาย [10]

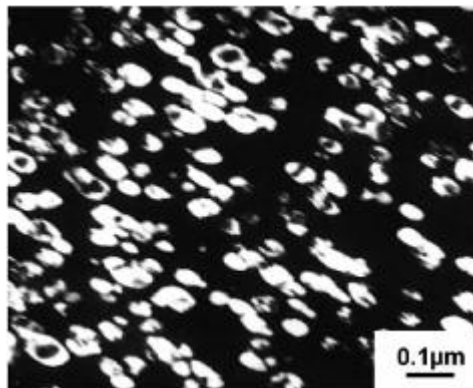


รูปที่ 2.17 เฟสที่เสถียร ($\omega + \beta$ และ $(\beta' + \beta)$) ในธาตุผสมเพิ่มความเสถียรบีตาไอโซมอร์ฟัส [10]

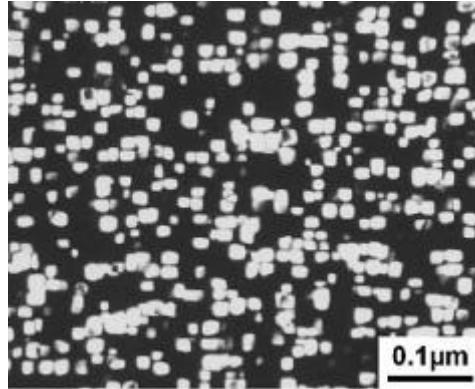
ในกรณีที่โลหะผสมมีปริมาณของตัวถูกละลายสูง ปริมาณการบิดเบี้ยวของโครงสร้างมีค่าต่ำ เฟสของอนุภาคที่เสถียรภาพที่เกิดขึ้นเป็นบีตาไพร์มมีโครงสร้างผลึกเป็น BCC สำหรับกรณีที่โลหะผสมที่มีธาตุผสมมีปริมาณการถูกละลายเล็กน้อย การบิดเบี้ยวของโครงสร้างผลึกของ BCC มีค่ามากขึ้นและมีเฟสที่เสถียรภาพของไอโซเทอร์มอลโอเมกา เกิดขึ้น มีโครงสร้างเป็น HCP อนุภาคไอโซเทอร์มอลโอเมกามีทั้งรูปร่างทรงรีและรูปลูกบาศก์ ขึ้นอยู่กับ Precipitate / Matrix Misfit

กรณีที่มี Low Misfits อนุภาคโอเมกาจะมีรูปร่างทรงรีซึ่งมีแนวแกนยาวขนานกับทิศทาง $\langle 111 \rangle$ ของ BCC แลททิซ ดังแสดงในรูปที่ 2.18 เป็นภาพ Dark Field ของอนุภาคโอเมกาที่รูปร่างทรงรีของโลหะผสม Ti-16Mo หลังผ่านการอบบ่มที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 48 ชั่วโมง ส่วนกรณีที่มี Larger Misfits อนุภาคโอเมกาจะมีรูปร่างเป็นรูปทรงลูกบาศก์ ผิวด้านเรียบมีทิศทางขนานกับระนาบ $\{100\}$ ของโครงสร้างพื้น BCC แสดงดังรูปที่ 2.19 เป็นภาพ Dark Field ของโลหะผสม Ti-8Fe หลังผ่านการอบบ่มที่ 400 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

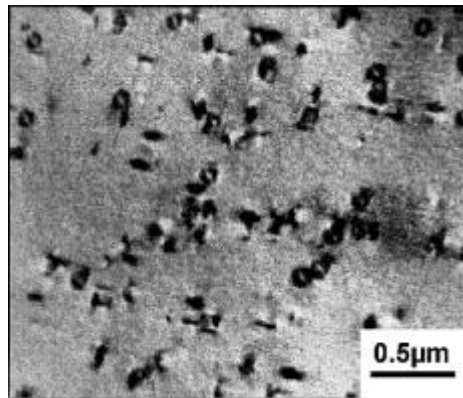
การตกผลึกของ β' มีหลายรูปแบบ อาจเป็นรูปร่างทรงกลมหรือเป็นทรงลูกบาศก์หรือเป็นแผ่นก็ได้ เช่น ทรงกลม ทรงลูกบาศก์ พบในโลหะผสม Ti-Nb, Ti-Zr-V และมีรูปร่างเป็นแผ่นพบในโลหะผสม Ti-Cr มีรูปร่างลักษณะใดนั้นขึ้นกับขนาดของ Misfit และความเครียดแบบโคฮีเรนต์ (Coherent Strain) รูปที่ 2.20 แสดงอนุภาค β' ของโลหะผสม Ti-15Zr-20V หลังทำการอบบ่มที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง



รูปที่ 2.18 โครงสร้างจุลภาคถ่ายด้วย TEM แบบ Dark Field ของอนุภาคโอเมกาที่รูปร่างทรงรีของโลหะผสม Ti-16Mo หลังผ่านการอบบ่มที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 48 ชั่วโมง [10]



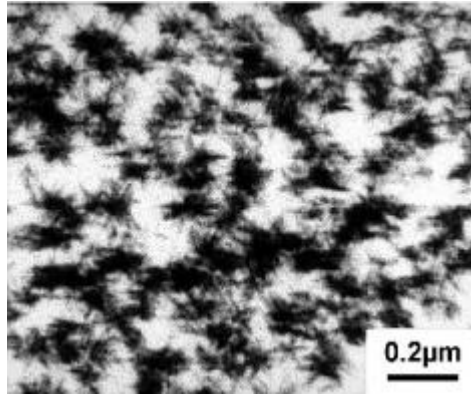
รูปที่ 2.19 โครงสร้างจุลภาคถ่ายด้วย TEM แบบ Dark Field ของอนุภาคโอเมกาปร่าทรงเหลี่ยมของโลหะผสม Ti-8Fe หลังผ่านการอบบ่มที่ 400 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง [10]



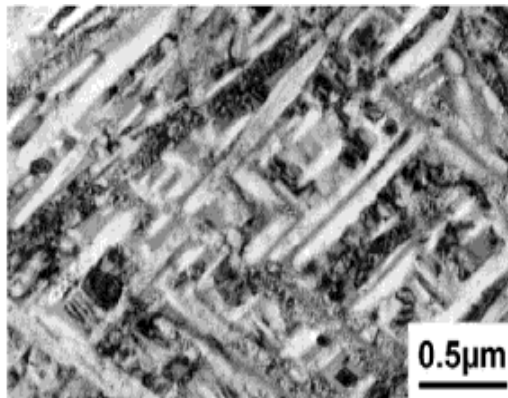
รูปที่ 2.20 โครงสร้างจุลภาคถ่ายด้วย TEM ของอนุภาค β'_{lean} ของโลหะผสม Ti-15Fe-20V หลังผ่านการอบบ่มที่ 450 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6 ชั่วโมง [10]

ทั้งเฟส ω และ β' จะมีความสัมพันธ์เชิงโครงสร้างและสามารถถูกเหนี่ยวนำโดยการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้ ผลที่ตามมาคือเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกร้าวจนได้ง่ายและทำให้ความเหนียวต่ำ ดังนั้นโลหะผสมในกลุ่มบีตาทางการค้าจึงควรหลีกเลี่ยงการมีโครงสร้างที่มีอนุภาค ω และ β' โลหะผสมไทเทเนียมบีตาควรบ่มที่อุณหภูมิสูงขึ้นเล็กน้อยโดยใช้เวลาที่เหมาะสม เพื่อให้เกิดอนุภาคของเฟสแอลฟาที่มีความเสถียร โดยใช้อนุภาค ω และ β' เป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดนิวเคลียสซึ่งจะช่วยทำให้อนุภาคแอลฟาที่ลักษณะเป็นแผ่น (Platelets) มีขนาดที่เล็กและกระจายอย่างสม่ำเสมอ ดังรูปที่ 2.21 แสดงการตกผลึกของ α Platelets ที่อนุภาค β' ของโลหะผสม Ti-15.6Mo-6.6Al หลังทำการอบบ่มที่ 350 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง ขนาดและการกระจายตัวของ α Platelets ในโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบีตาเกรดทางการค้า β -CEZ (Ti-5Al-2Sn-2Cr-4Mo-4Zr-Fe) หลังทำการบ่มที่ 580

องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง แสดงดังรูปที่ 2.22 อนุภาคแอลฟาเหล่านี้เป็นไปตามความสัมพันธ์ของเบอร์เกอร์ (Burgers Relationship) และพิกัดที่เรียบของ Platelets จะขนานกับหนึ่งระนาบของกลุ่มในระนาบ {112} ของโครงสร้างพื้นบิดา



รูปที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคถ่ายด้วย TEM ของ α Platelets ที่เกิดจากอนุภาคของ β' ในโลหะผสม Ti-15.6Mo-6.6Al หลังผ่านการอบบ่มที่ 350 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 100 ชั่วโมง [10]

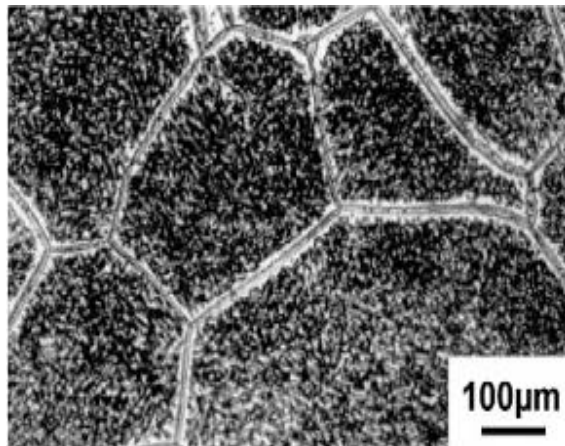


รูปที่ 2.22 ลักษณะการกระจัดตัวของ α Platelets ในโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบิดาเกรดการค้า β -CEZ หลังผ่านการอบบ่มที่ 580 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 8 ชั่วโมง [10]

Incoherent α Platelets มีขนาดเล็กเกินกว่าที่จะเกิดการแปรรูปถาวรได้ อนุภาคเหล่านี้มีความแข็งและไม่สามารถแปรรูปได้ ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงจุดครากสูงขึ้นในโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบิดาค่าความต้านทานแรงดึงจุดครากในโลหะผสมเหล่านี้สามารถทำให้ลดลงได้ง่าย เช่น การทำกรรมวิธีทางความร้อน 2 ขั้นตอน (Two Stage Heat Treatment) ในขั้นแรกทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิสูงในช่วงของเฟสแอลฟา + บิดาเพื่อให้เกิดการตกผลึกในสัดส่วนโดยปริมาตรของ α Platelets ที่มีขนาดใหญ่ และในขั้นตอนการอบขั้นตอนที่ 2 อบที่อุณหภูมิต่ำลงมาเพื่อลดสัดส่วนโดยปริมาตรของ α Platelets

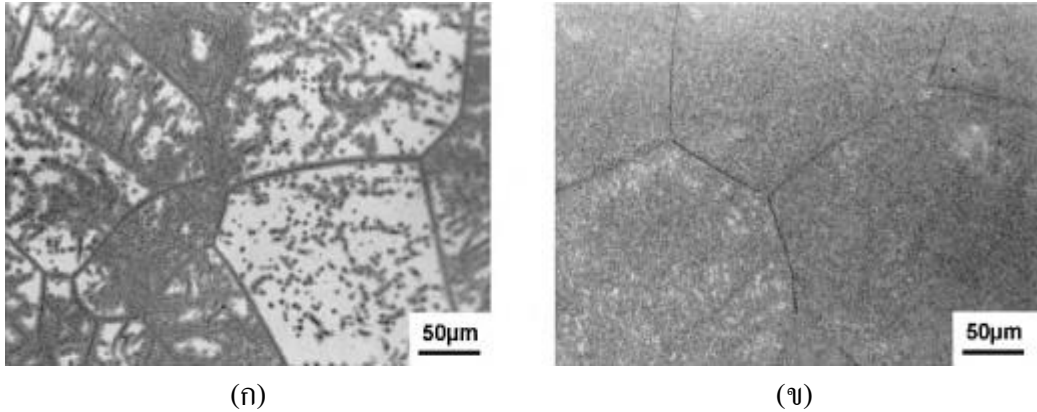
ที่มีขนาดเล็ก อนุภาคแอลฟาที่มีขนาดใหญ่มีผลต่อความต้านทานแรงดึงจุดครากน้อยกว่าอนุภาคแอลฟาที่มีขนาดเล็ก เนื่องจากอนุภาคขนาดใหญ่สามารถเกิดการแปรรูปถาวร (Deform Plastically) ช่วยเพิ่มความแข็งแรงเฉพาะที่ขอบเกรนเท่านั้น อย่างไรก็ตาม โครงสร้างทั้งหมดที่ประกอบด้วยอนุภาคแอลฟา ความหนาแน่นของดิสโลเคชันจะเพิ่มขึ้นในโครงสร้างพื้นที่บริเวณที่เกิดการตกผลึกของแอลฟา ดังนั้นการเพิ่มความแข็งแรงโดยการเกิดดิสโลเคชันช่วยเพิ่มความต้านทานแรงดึงจุดคราก

เฟสแอลฟาเกิดขึ้นตามแนวของขอบเกรนบีตาเป็นลักษณะแผ่นที่มีความต่อเนื่องกัน โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเพิ่มความแข็งแรงของโลหะไทเทเนียมผสมในกลุ่มบีตาโดย α Platelets ที่มีขนาดเล็กที่ทำให้ความต้านทานแรงดึงจุดครากเพิ่มขึ้น รูปที่ 2.23 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะไทเทเนียมกลุ่มบีตา Ti-10-2-3 ในกระบวนการ Thermomechanical Process ของโลหะไทเทเนียมในกลุ่มบีตาสามารถจัดหรือลดผลเสียจากการเกิด α Platelets ที่เป็นแผ่นยาวต่อเนื่องต่อสมบัติทางกล [10]



รูปที่ 2.23 α Platelets ที่ยาวต่อเนื่องตามขอบเกรนบีตาในโลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตา Ti-10-3 [10]

ในโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบีตาที่มีปริมาณธาตุผสมเพิ่มความเสถียรเฟสบีตาสูง จะเป็นการยากในการทำให้ α Platelets กระจายตัวสม่ำเสมอโดยการอบบ่มปกติ (Normal Aging Treatment) โดยเฉพาะอย่างยิ่งการอบบ่มที่อุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิในบริเวณที่เป็นพื้นที่ของเฟสแอลฟา +บีตาคึ่งเสถียร เพราะว่าการเกิด Precursor Phase หรือการเกิดนิวเคลียสของเฟสแอลฟาบนเฟส ω และ β' จะเกิดขึ้นได้ช้ากว่าที่จะเกิดขึ้นในช่วงเวลาที่ใช้ในการอบบ่ม การทำการอบบ่มก่อน (Pre-aging) ที่อุณหภูมิต่ำอาจทำให้เกิด Platelets กระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.24 สำหรับโลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบีตา เช่น Beta C (Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr) หรืออาจใช้การแปรรูปเย็นก่อนทำการอบบ่มเพื่อให้แผ่นแอลฟามีการกระจายตัวสม่ำเสมอขึ้น โดยเกิดนิวเคลียสที่ดิสโลเคชัน [10]



รูปที่ 2.24 ผลจากการอบบ่มก่อนที่มีผลต่อการกระจายตัวแผ่นแอลฟาในโลหะผสมไทเทเนียม Beta C
 ก) อบบ่ม 540 องศาเซลเซียส เวลา 16 ชั่วโมง ข) อบบ่ม 440 องศาเซลเซียส เวลา 4 ชั่วโมง
 และอบบ่ม 560 องศาเซลเซียส เวลา 16 ชั่วโมง [10]

2.7 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

Wang [5] ศึกษาและพัฒนาโลหะผสมกลุ่มบีตาไทเทเนียมเพื่อใช้แทน Ti-6Al-4V เนื่องจากมีความเป็นพิษต่อร่างกาย ซึ่งโลหะผสมกลุ่มบีตาไทเทเนียมได้จากการเติมธาตุที่ไม่เป็นพิษต่อร่างกาย เช่น Nb, Mo, Ta, Zr, Sn ทั้งยังสามารถเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะผสมกลุ่มบีตาไทเทเนียม และลดค่ายังส์มอดูลัสให้มีค่าต่ำกว่า Ti-6Al-4V ซึ่งได้จากการวิจัยโลหะผสม 5 ชนิด TMZF (Ti-12Mo-6Zr-2Fe), Ti-13Zr-13Nb, Ti-15Mo, TIMETAL 21SRx (Ti-(14-16)Mo-(2.2-3.2)Nb-(0.15-0.25)Si, Ti-(9-10)Hf-(15.5-16.5)Nb พบว่าโลหะผสมดังกล่าวมีค่ายังส์มอดูลัสต่ำกว่า Ti-6Al-4V และมีโลหะผสม 3 ชนิดที่มีค่าความแข็งแรงสูงกว่า Ti-6Al-4V ได้แก่ TMZF, Ti-13Zr-13Nb และTIMETAL 21SRx แสดงการเปรียบเทียบสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสมที่ใช้เป็นวัสดุทางการแพทย์ดังตารางที่ 2.6

ตารางที่ 2.6 เปรียบเทียบสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสมที่นำมาใช้เป็นวัสดุทางการแพทย์ [5]

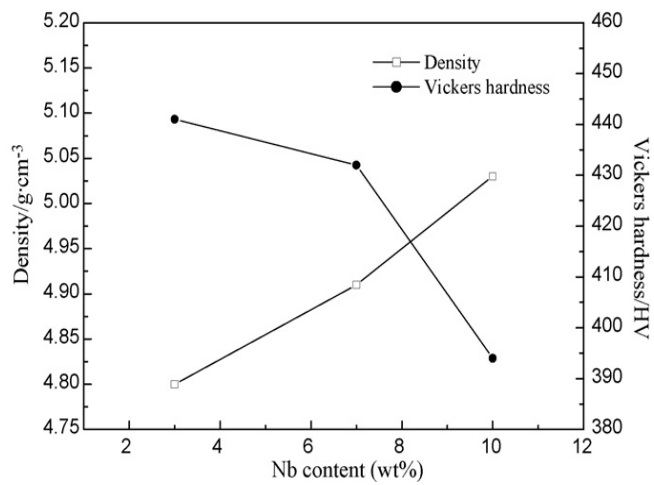
โลหะผสม	มอดูลัส (จิกะพาสคัล)	ความต้านแรง ดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)	ความต้านแรงดึง จุดคราก (เมกะพาสคัล)	การยืดตัว (ร้อยละ)
Ti-12Mo-6Zr-2Fe	74-85	1060-1100	1000-1060	18-22
Ti-13Zr-13Nb	79-84	973-1037	836-908	10-16
TIMETAL 21SRx	83	979-999	945-987	16-18
Ti-15Mo	78	874	544	21
Ti-(9-10)Hf-(15.5-16.5)Nb	81	851	736	10
Ti-6Al-4V	110	965	875	10-15

Ho และคณะ [6] ศึกษาโครงสร้างและสมบัติของโลหะไทเทเนียมผสมเมื่อเติมโมลิบดีนัมปริมาณต่างกัน Ti-xMo โดยปริมาณที่เติมคือ 7.5, 9, 10, 12.5, 15, 17.5 และ 20 ร้อยละโดยน้ำหนัก หลังทำการหลอมขึ้นงานพบว่าโลหะผสมที่เติมโมลิบดีนัมจนถึงร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก เฟสของไทเทเนียมผสมเปลี่ยนเป็นเฟสบีตาทั้งหมด แสดงการเปลี่ยนเฟสและโครงสร้างผลึกของไทเทเนียมบริสุทธิ์และไทเทเนียมผสมโมลิบดีนัมดังตารางที่ 2.7 และพบว่าค่ามอดูลัสมีค่าใกล้เคียงกันเมื่อเติม 7.5, 12.5 และ 15 ร้อยละโดยน้ำหนัก อยู่ในช่วง 55-83 จิกะพาสคัล

ตารางที่ 2.7 เฟสและ โครงสร้างผลึกของไทเทเนียมบริสุทธิ์และไทเทเนียมผสม โมลิบดีนัม[6]

ร้อยละโดยน้ำหนัก Mo	Phase	Crystal Structure
CP Ti	α'	Hexagonal
3-5	α'	Hexagonal
6	α'/α''	Hexagonal /Orthorhombic
7.5	α''	Orthorhombic
9	α''/β	Orthorhombic /BCC
10-20	β	BCC

Xu [7] ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสม Ti-10Mo-xNb โดยเติมธาตุผสมในโอเบียมปริมาณแตกต่างกัน (x = 3, 7, 10) พบว่า โลหะทั้งสามส่วนผสมมีลักษณะโครงสร้างแบบ Equiaxed และผลการศึกษาโครงสร้างผลึกพบว่าเมื่อเติมในโอเบียมร้อยละ 3 โดยน้ำหนัก ปรากฏเฟสบีตาและแอลฟา แต่เมื่อเติมในโอเบียมร้อยละ 7 และ 10 โดยน้ำหนัก ปรากฏเป็นเฟสบีตาไทเทเนียมทั้งหมด นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณการเติมในโอเบียมเพิ่มมากขึ้นค่าความแข็งมีแนวโน้มลดลง แสดงดังรูปที่ 2.2 5 ในส่วนของสมบัติทางกลพบว่าเมื่อปริมาณในโอเบียมเพิ่มขึ้นค่ามอดูลัสลดลงตามลำดับ แสดงดังตารางที่ 2.8



รูปที่ 2.25 ความหนาแน่นและความแข็งของไทเทเนียมผสม Ti-10Mo-xNb (x = 3, 7, 10) [7]

ตารางที่ 2.8 ผลการทดสอบสมบัติทางกลของโลหะผสม Ti-Mo-xNb [7]

โลหะผสม	มอดูลัส (จิกะพาสคัล)	ความต้านแรงดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)	ความต้านแรงดึงจุดคราก (เมกะพาสคัล)	การยืดตัว (ร้อยละ)	ความต้านแรงดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)
Ti-10Mo-3Nb	28.4	1918	1854	10.24	701
Ti-10Mo-7Nb	27.3	1808	1685	13.94	818
Ti-10Mo-10Nb	24.7	1717	1404	30.84	1489

Niinomi และคณะ [15] ศึกษาเกี่ยวกับไทเทเนียมผสมชนิดต่างๆ ที่นิยมใช้ในร่างกาย สังเกตได้ว่าโลหะกลุ่มบีตาจะมีค่ายังสัมมูลน้อยกว่าโลหะผสมกลุ่มแอลฟาและกลุ่มแอลฟา +บีตาไทเทเนียม ดังนั้นโลหะกลุ่มบีตาไทเทเนียมจึงได้รับความสนใจที่จะพัฒนาวัสดุกลุ่มนี้ชนิดใหม่ๆ ขึ้นมา เช่น Ti-Zr, Ti-Mo, Ti-Ta, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Ta-Zr, Ti-Nb-Hf, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Sn, Ti-Fe-Ta, Ti-Mo-Sn-Zr, Ti-Sn-Nb-Ta เป็นต้น แสดงสมบัติทางกลของไทเทเนียมผสมที่ใช้ในร่างกายทั่วไปดังตารางที่ 2.9

ตารางที่ 2.9 สมบัติทางกลของไทเทเนียมผสมที่ใช้ในร่างกายมนุษย์ [15]

โลหะผสม	กระบวนการ	ความต้านแรงดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)	การยืดตัว (ร้อยละ)	มอดูลัส (จิกะพาสคัล)
Ti Grade 1	-	240	24	102.7
Ti Grade 2	-	345	20	102.7
Ti Grade 3	-	450	18	103.4
Ti Grade 4	-	550	15	104.1
Ti-6Al-4V ELI	Mill Anneal	860-965	10-15	101-110
Ti-6Al-7Nb	-	900-1050	8.1-15	114
Ti-13Nb-13Zr	Aged	973-1037	10-16	79-84
Ti-15Mo	Annealed	874	21	78
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr	-	911	13.2	80

Niinomi [16] รายงานว่าค่ายังสัมมูลของโลหะผสม Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr สามารถควบคุมได้โดยทำการอบบ่ม (Aging) ค่ายังสัมมูลเพิ่มขึ้นเมื่อความแข็งแรงเพิ่มขึ้นหลังจากทำการอบบ่ม ตัวอย่างค่ายังสัมมูลของโลหะผสมบีตาไทเทเนียมและโลหะผสมแอลฟา +บีตาแสดงได้ดังตารางที่ 10 โลหะผสม Ti-6Al-4V เป็นโลหะที่ใช้ทำวัสดุรากฟันในปัจจุบันมีค่ายังสัมมูลประมาณ 113-118 GPa สำหรับโลหะผสมบีตาไทเทเนียมจะมีค่ายังสัมมูลต่ำกว่าโลหะผสมแอลฟา +บีตา โลหะผสมบีตาไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นต่ำกว่า 20 เปอร์เซ็นต์ค่ามอดูลัสจะลดลงเล็กน้อยแต่ถ้าทำการรีดเย็นมากกว่า 20 เปอร์เซ็นต์ค่ายังสัมมูลจะไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก

ตารางที่ 2.10 ค่ายังส์มอดูลัสของโลหะผสมไทเทเนียม [15]

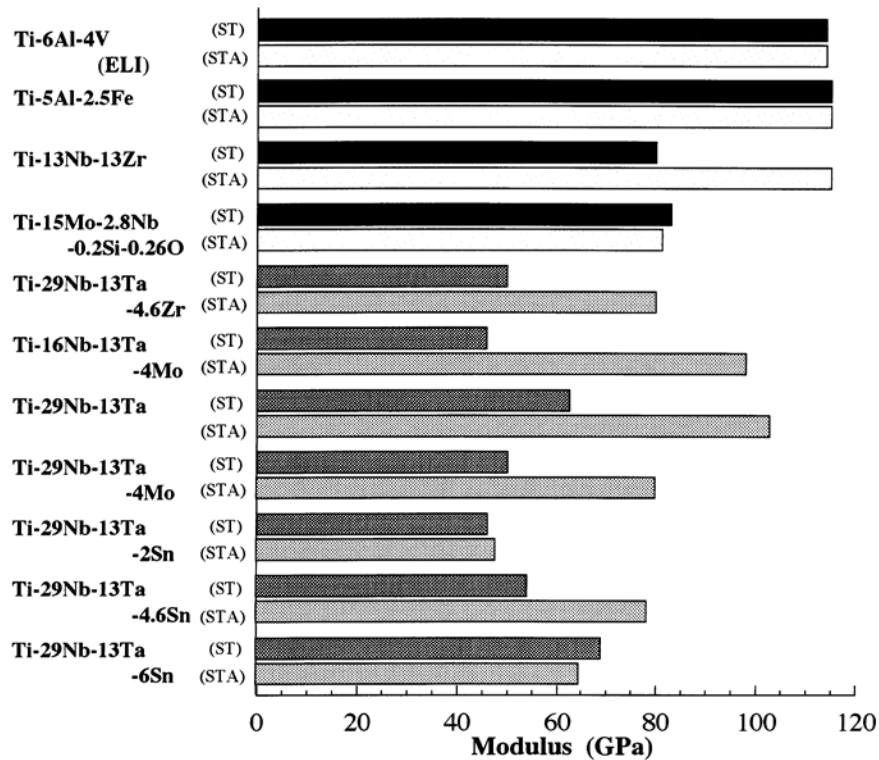
Material	Alloy Type	Young's Modulus (GPa)
Ti-6Al-4V (annealed)	$\alpha + \beta$	113
Ti-6Al-4V ELI (WQ)	$\alpha + \beta$	118
Ti-13Nb-13Zr	β	
WQ		64 – 77
WQ + aged		81
AC		83
WQ + 50 -70%CW		44 – 51
Ti-12Mo-6Zr-2Fe	β	74 – 85
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr	β	
WQ		63
WQ + aged at 673 K for 3.6 ks		97
WQ + CW		62

WQ: Water quenching after solution treatment

AC: Air cooling after solution treatment

CW: Cold working

Kuroda และคณะ [17] ศึกษาไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตา โดยการเติมธาตุที่ไม่เป็นพิษกับร่างกาย เช่น Nb, Ta, Zr, Mo, Sn เป็นต้น เนื่องจากธาตุเหล่านี้สามารถลดค่ามอดูลัสและเพิ่มความแข็งแรงให้กับไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตา โลหะผสมกลุ่มบีตายังสามารถปรับเปลี่ยนกระบวนการในการผลิตเพื่อให้ได้สมบัติตามต้องการ เช่น ค่ายังส์มอดูลัส ความแข็งแรง เพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน ลดการเกิดปฏิกิริยาต่อเนื้อเยื่อ โลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบีตาที่ศึกษาเป็นต้น แสดงค่ามอดูลัสซึ่งเป็นสมบัติทางกลของโลหะไทเทเนียมผสม ดังรูปที่ 2.26



รูปที่ 2.26 ค่ามอดูลัสของโลหะไทเทเนียมผสม [17]

Long และ Rack [18] ศึกษาพฤติกรรมทางชีววิทยาของธาตุที่เป็นโลหะ พบว่าจะเกิดปฏิกิริยาของโลหะที่ฝังเข้าไปในร่างกายที่เป็นอันตรายต่อเนื้อเยื่อ มีสาเหตุเกิดจากการปลดปล่อยไอออนโลหะของวัสดุซึ่งขึ้นกับอัตราการกัดกร่อนและการละลายของสารที่หลุดออกมา พบว่าโลหะที่เป็นพิษรุนแรงต่อเซลล์และเนื้อเยื่อดังกล่าวได้แก่ วานเนเดียม นิกเกิล โคบอลต์ และ ทองแดง พร้อมทั้ง อะลูมิเนียมซึ่งเป็นโลหะที่เป็นส่วนผสมในเกรดทางการค้าที่นิยมใช้กันแพร่หลาย เช่น Ti-6Al-4V, Ti-6Al-7Nb และ Ti-5Al-2.5Fe มีผลทำให้ระบบประสาททำงานผิดปกติ

Silva และคณะ [19] ศึกษาเกี่ยวกับโครงสร้างและสมบัติทางกลของโลหะผสม Ti-8Nb-13Zr และ Ti-18Nb-13Zr ซึ่งเป็นโลหะผสมกลุ่ม β ไทเทเนียม โดยนำโลหะไทเทเนียมผสมทั้งสองชนิดไปทำการอบละลายเฟสที่ 1000 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 60 นาที แล้วทำให้เย็นตัวโดยการจุ่มน้ำ หลังจากนั้นนำไปแปรรูปเย็นและทำการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ทำให้เย็นตัวโดยการจุ่มน้ำ พบว่าโลหะผสม Ti-8Nb-13Zr มีโครงสร้างเป็น Martensite α' ส่วนโลหะผสม Ti-18Nb-13Zr มีลักษณะโครงสร้างเป็น Acicular Martensite α' ซึ่งความแตกต่างกันของลักษณะโครงสร้างนี้มีผลมาจากการเติมธาตุผสมไนโอเบียม ซึ่งส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง ส่วนค่าความแข็งของโลหะไทเทเนียมผสม Ti-8Nb-13Zr และโลหะผสม Ti-18Nb-13Zr หลังการอบที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที มีค่า 270 วิกเกอร์ และ 230 วิกเกอร์ ตามลำดับ ซึ่งจากค่าความแข็งนี้ การ

เติมโลหะในโอเบียมในปริมาณร้อยละ 18 ทำให้ความแข็งมีค่าลดลง ผลการทดสอบสมบัติทางกล หลังผ่านกระบวนการทางความร้อน แสดงในตารางที่ 2.11 พบว่าการเติมในโอเบียมร้อยละ 18 จะมีผลทำให้ค่ามอดูลัสต่ำลง มีค่าประมาณ 70 จิกะพาสคัล ซึ่งมีค่าต่ำกว่าการเติมในโอเบียมร้อยละ 8 ดังนั้นจึงเหมาะสำหรับนำไปใช้เป็นวัสดุที่ใช้ในร่างกายมนุษย์

ตารางที่ 2.11 สมบัติทางกลของโลหะผสม Ti-8Nb-13Zr และ Ti-18Nb-13Zr หลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อน [19]

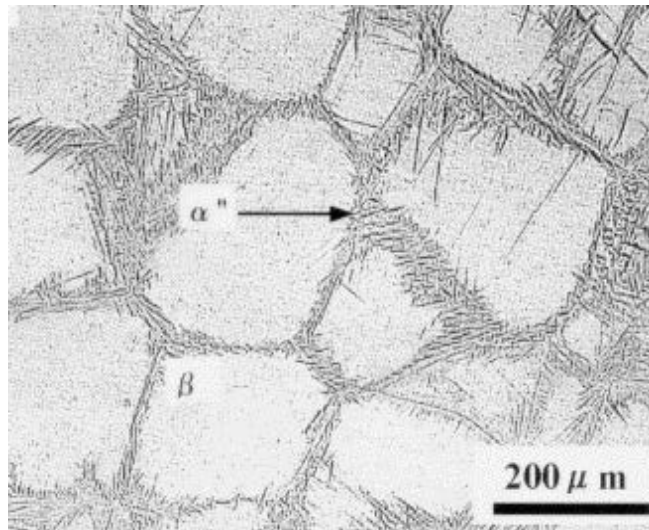
สมบัติทางกล	Ti-8Nb-13Zr	Ti-18Nb-13Zr
ความต้านแรงดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)	769±9	716±9
ความต้านแรงดึงจุดคราก (เมกะพาสคัล)	554±22	417±25
มอดูลัส (จิกะพาสคัล)	86±1	70±1
การยืดตัว (ร้อยละ)	17±s1	27±11

Elias และคณะ [20] ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเติมธาตุที่ไม่เป็นพิษในร่างกาย เช่น ในโอเบียม เซอร์โคเนียม และ แทนทาลัม ลงในโลหะผสมบีตาไทเทเนียม โดยได้ศึกษาโลหะไทเทเนียมผสม 2 ชนิด คือโลหะผสม Ti-35.3Nb-7.1Zr-5.1Ta และ Ti-41.1Nb-7.1Zr โดยนำโลหะทั้งคู่มาทำการอบละลายเฟส หลังจากนั้นนำไปขึ้นรูปเย็นและอบละลายเฟส ซึ่งจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค พบว่าเมื่อผ่านการทำอบละลายเฟส ที่ 1,000 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมง พบว่าโครงสร้างของโลหะผสม Ti-41.1Nb-7.1Zr เป็นเฟส β และมีการตกผลึกของเฟส ω ส่วนโลหะผสม Ti-35.3Nb-7.1Zr-5.1Ta มีลักษณะเป็น เคนไดรต์ เห็นได้ชัดเจน โลหะผสมทั้งคู่เมื่อผ่านการขึ้นรูปเย็นและอบละลายเฟสแล้วพบว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงเฉพาะในโลหะผสม Ti-41.1Nb-7.1Zr ซึ่งเกิดการก่อตัวใหม่ของผลึกอย่างสมบูรณ์ ส่วนสมบัติทางกลจากการทดสอบแสดงในตารางที่ 2.12

ตารางที่ 2.12 สมบัติทางกลของโลหะผสม Ti-35.3Nb-7.1Zr-5.1Ta และ Ti-41.1Nb-7.1Zr [20]

สมบัติทางกล	Ti-35.3Nb-7.1Zr-5.1Ta	Ti-41.1Nb-7.1Zr
ความต้านแรงดึงสูงสุด (เมกะพาสคัล)	550	490
ความต้านแรงดึงจุดคราก (เมกะพาสคัล)	550	490
มอดูลัส (จิกะพาสคัล)	63	65
การยืดตัว (ร้อยละ)	21	16

Ohmori และคณะ [21] ได้ศึกษาอุณหภูมิในการอบบ่มของโลหะผสมไทเทเนียม Ti-9.81V-1.78Fe-3.2Al ซึ่งจัดเป็นโลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตาที่เสถียร พบว่าหลังทำการอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียสแล้วเย็นตัวในน้ำเย็น เกิดเฟส α'' Martensite มีผลให้โลหะผสมไทเทเนียมกลุ่มบีตามีความแข็งแรงลดลง เฟสโอเมกาเกิดขึ้นที่ อุณหภูมิ 200 ถึง 400 องศาเซลเซียส และเกิดเฟส α Lath ที่อุณหภูมิ 350 องศาเซลเซียส ทั้งสองเฟสมีผลให้โลหะไทเทเนียมผสมกลุ่มบีตามีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของ α'' Martensite แสดงดังรูปที่ 2.27



รูปที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาคของ α'' Martensite ในโลหะผสม Ti-9.81V-1.78Fe-3.2Al หลังอบละลายเฟสที่อุณหภูมิ 1,000 องศาเซลเซียส เย็นตัวในน้ำเย็น [21]

Geetha และคณะ [22] ศึกษาไทเทเนียมผสม 3 ชนิด ได้แก่ Ti-13Nb-13Zr, Ti-20Nb-13Zr และ Ti-13Nb-20Zr ถึงผลของกระบวนการทางความร้อนที่มีต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคและลักษณะเฟสของโลหะผสมนี้ และได้ นำโลหะทั้ง 3 ชนิด ไปปรับลดขนาดในอุณหภูมิต่างๆ โดยโลหะผสม Ti-13Nb-13Zr ถูกปรับลดขนาดที่อุณหภูมิ 680 องศาเซลเซียส ส่วนโลหะผสม Ti-20Nb-13Zr และ Ti-13Nb-20Zr ถูกปรับลดขนาดที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ผลการทดลองดังกล่าวพบว่าโลหะผสมทั้ง 3 ชนิด โครงสร้างมีลักษณะเป็นแบบ Equiaxed หลังจากนั้นนำชิ้นงานไปผ่านกรรมวิธีทางความร้อน โดยการอบละลายเฟส (Solution Treatment) ที่อุณหภูมิบริเวณเฟสบีตา 760 องศาเซลเซียส เย็นตัวในตู้กลางที่ต่างกัน ได้แก่ น้ำ อากาศ และเตา โดยใช้สัญลักษณ์ β ST WQ, β ST AC และ β ST FC ตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานไปอบบ่มที่อุณหภูมิต่างๆ ได้แก่ 500, 550 และ 600 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ศึกษาชนิดของเฟสที่เกิดขึ้น ผลที่ได้แสดงในตารางที่ 2.13 พบว่าเมื่อทำการอบ 760 องศาเซลเซียส

1 ชั่วโมง ตามด้วยจุ่มน้ำเย็น โลหะผสม Ti-13Nb-13Zr เกิดเฟส α' ส่วนโลหะผสม Ti-20Nb-13Zr และ Ti-13Nb-20Zr เกิดเฟส α' , α'' และเฟส β เห็นได้ว่าโลหะผสมสองชนิดหลังจะเกิด เฟสที่แตกต่างกันไปจากโลหะผสม Ti-13Nb-13Zr อาจเนื่องจากการเติมธาตุผสมที่ทำให้เฟส β เสถียรภาพ

ตารางที่ 2.13 ชนิดของเฟสที่เกิดขึ้นในโลหะผสมไทเทเนียมหลังการอบละลายเฟส ที่อุณหภูมิละลายเฟส β (760 องศาเซลเซียส)

กรรมวิธีทางความร้อน	ชนิดของเฟสที่เกิดขึ้น		
	Ti-13Nb-13Zr	Ti-20Nb-13Zr	Ti-20Nb-20Zr
760 °C/1 h +WQ	α'	α' , α'' , β	α' , α'' , β
760 °C/1 h + AC	α	-	-
760 °C/1 h + FC	α , β	α , β	α , β
β ST WQ+ 500°C/4h+WQ	α , β	α , β	α , β
β ST WQ+ 550°C/4h+WQ	α , β	α , β	α , β
β ST WQ+ 600°C/4h+WQ	α , β	α , β	α , β
β ST AC+ 500°C/4h+AC	α , β	-	-
β ST FC+ 500°C/4h+WQ	α , β	α , β	α , β
β ST WQ +400°C/4h+WQ	α , β	α , α'' , β	ω , α , β

- หมายถึง ไม่มีข้อมูล

การทำกรรมวิธีทางความร้อนโดยการอบละลายเฟสบริเวณเฟส α , β ที่ 680 องศาเซลเซียส แล้วจุ่มน้ำ พบว่าโลหะผสม Ti-13Nb-13Zr และ Ti-20Nb-13Zr พบเฟส α และ β ดังตารางที่ 2.14 การที่โลหะผสม Ti-20Nb-20Zr ไม่พบ α'' เนื่องจากการเติมธาตุผสมที่ทำให้เฟส β เสถียรภาพ ซึ่งเพียงพอที่จะทำให้เกิดเฟส β เหลืออยู่หลังจากการเย็นตัว

ตารางที่ 2.14 ชนิดของเฟสที่เกิดขึ้นในโลหะผสมไทเทเนียมหลังการอบละลายเฟส ที่อุณหภูมิอบละลายเฟส $\alpha + \beta$ (680 องศาเซลเซียส)

กรรมวิธีทางความร้อน	ชนิดของเฟสที่เกิดขึ้น		
	Ti-13Nb-13Zr	Ti-20Nb-13Zr	Ti-20Nb-20Zr
680 °C/1 h +WQ	α', α'', β	α', α'', β	α, β
680 °C/1 h + AC	α', α'', β	α', α'', β	α, β
680 °C/1 h + FC	α, β	-	-
$\alpha + \beta$ ST WQ+ 500°C/4h+AC	α, β	-	-
$\alpha + \beta$ ST WQ+ 550°C/4h+AC	α, β	α, β	α, β
$\alpha + \beta$ ST WQ+ 600°C/4h+AC	α, β	-	-
$\alpha + \beta$ ST AC+ 550°C /4h+AC	α, β	α, β	α, β
$\alpha + \beta$ ST FC+ 550°C /4h+AC	α, β	-	-

2.8 การทดสอบสมบัติทางกล

2.8.1 การทดสอบความแข็งแรงของวัสดุ

พฤติกรรมของวัสดุเมื่อถูกแรงภายนอกมากระทำจะทำให้เกิดแรงภายในเพื่อด้านทานให้ตัววัสดุอยู่ในสถานะสมดุล แรงภายนอกที่มากระทำจะเท่ากับแรงที่ต่อต้านจากภายในวัสดุนั้น ขณะที่มีความมากระทำและแรงต่อต้านภายในจะส่งผลให้เกิดความเค้น (Stress) และความเครียด (Strain) ภายในวัสดุ ความเค้นสามารถคำนวณได้จากแรงภายนอกที่มากระทำต่อพื้นที่และเกิดการต่อต้านขึ้น โดยมีหน่วยการวัดเป็นแรงต่อพื้นที่ เช่น ปอนด์ต่อตารางนิ้ว นิวตันต่อตารางเมตร กิโลกรัมต่อตารางมิลลิเมตร หรือพาสคัล เมื่อมีแรงภายนอกที่มากระทำต่อวัสดุและส่งผลให้เกิดความเค้นในรูปแบบต่างๆ เช่น ความเค้นแรงดึง (Tensile Stress) ความเค้นแรงอัด (Compressive Stress) ความเค้นแรงเฉือน (Shear Stress) ความเค้นแรงดัด (Bending Stress) เป็นต้น

ความเค้นแรงดึงใช้สัญลักษณ์แทนด้วย σ_t เกิดจากแรงดึงภายนอกกระทำตั้งฉากกับพื้นที่หน้าตัดซึ่งแสดงในแผนภาพในรูปที่ คำนวณแรงดึงที่มากระทำต่อพื้นที่หน้าตัดได้ดังสมการที่ 2.1

$$\sigma_t = \frac{P}{A} \dots\dots\dots (2.1)$$

เมื่อ σ_t คือ ความเค้นแรงดึง
 P คือ แรงดึงภายนอกที่กระทำต่อวัสดุ
 A คือ พื้นที่หน้าตัด

ความเครียดมีผลจากการเปลี่ยนแปลงของอะตอมที่เคลื่อนที่ไปขณะถูกแรงมากระทำ ค่านี้เกิดขึ้นพร้อมกับค่าความเค้น ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงอยู่ในรูปของการยืดตัวหรือหดตัวขึ้นอยู่กับแรงที่มากระทำ ความเครียดเกิดได้ 2 แนว ได้แก่ ความเครียดตามยาว (Longitudinal Strain) หมายถึงความเครียดตามแนวแรงที่มากระทำและความเครียดตามขวาง (Lateral Strain) หมายถึงความเครียดที่ตั้งฉากกับแนวแรง การคำนวณหาค่าความเครียดหาได้จากสมการที่ 2.2 และ 2.3 หาได้จากอัตราส่วนระหว่างส่วนต่างของความยาว (ΔL) ต่อความยาวเดิม (L_0) และอัตราส่วนระหว่างส่วนต่างความยาวด้านข้าง (Δd) ต่อความยาวเดิมด้านข้าง (d_0)

$$\text{ความเครียดแรงดึงตามแนวยาว} = \frac{\Delta L}{L_0} \dots\dots\dots (2.2)$$

$$\text{ความเครียดแรงดึงตามแนวขวาง} = \frac{\Delta d}{d_0} \dots\dots\dots (2.3)$$

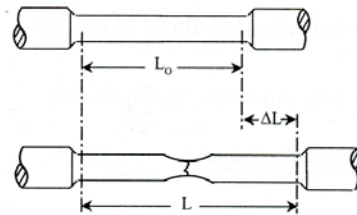
โดยที่ $\Delta L = L - L_0$
 $\Delta d = d - d_0$

ความสามารถในการยืดตัวของวัสดุเมื่อมีแรงดึงภายนอกกระทำ มักใช้หน่วยเป็นร้อยละเพื่อเปรียบเทียบกับความยาวของวัสดุเดิมว่ามีการยืดตัวได้มากเท่าไร สามารถหาค่าความสามารถในการยืดได้จากสมการที่ 2.4

$$\text{ร้อยละการยืดตัว} = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100 \dots\dots\dots (2.4)$$

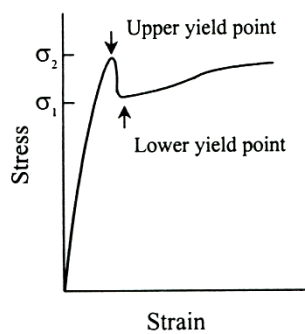
เมื่อ L_0 คือ ความยาวเริ่มต้น
 L คือ ความยาวหลังขึ้นงานขาดแล้ว
 ΔL คือ ส่วนต่างของความยาวที่เปลี่ยนไปจากความยาวเดิม ($\Delta L = L - L_0$)

เครื่องมือทดสอบในปัจจุบันสามารถวัดความสามารถในการยืดได้เพียงป้อนค่าระยะห่างของปากจับลงไป เนื่องจากมีระบบเครื่องวัดความยืดภายใน (Internal Extensometer) ใช้สำหรับชิ้นงานตัวอย่างหรือวัสดุที่ไม่ได้มีรูปร่างคัมเบลล์ ถ้าชิ้นงานตัวอย่างเป็นคัมเบลล์ หาได้จากการเครื่องวัดความยืดภายนอก (External Extensometer) ต่อเข้ากับชิ้นงานตัวอย่างซึ่งเมื่อถูกดึงตัววัดการยืดตัวจะยืดตามชิ้นงานตัวอย่าง จากนั้นจะคำนวณค่าออกมาเป็นร้อยละการยืดตัว ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ทดสอบหาค่าร้อยละการยืด แสดงในรูปที่ 2.28

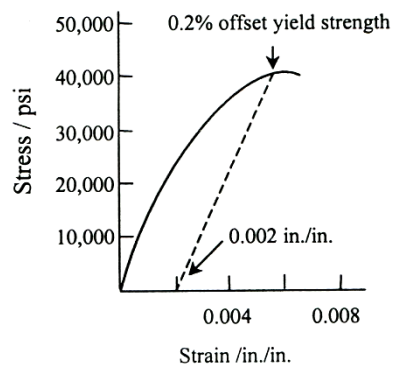


รูปที่ 2.28 ชิ้นงานตัวอย่างที่ใช้ทดสอบหาค่าร้อยละการยืดตัว [23]

ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดเป็นความสัมพันธ์ที่ได้มาจากการทดสอบแรงดึงของวัสดุ วัสดุแต่ละประเภทจะให้ความสัมพันธ์ที่แตกต่างกันออกไป แม้แต่วัสดุประเภทเดียวกันก็อาจจะแตกต่างกันได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ความเร็วในการทดสอบ และค่าตัวแปรอื่นๆ ที่เกี่ยวข้องกับการทดสอบ วัสดุสามารถแบ่งตามความสัมพันธ์ได้เป็น 2 กลุ่ม ดังรูปที่ 2.29 คือ กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ (ก) วัสดุเหนียว (Ductile Materials) และ (ข) วัสดุเปราะ (Brittle Materials)



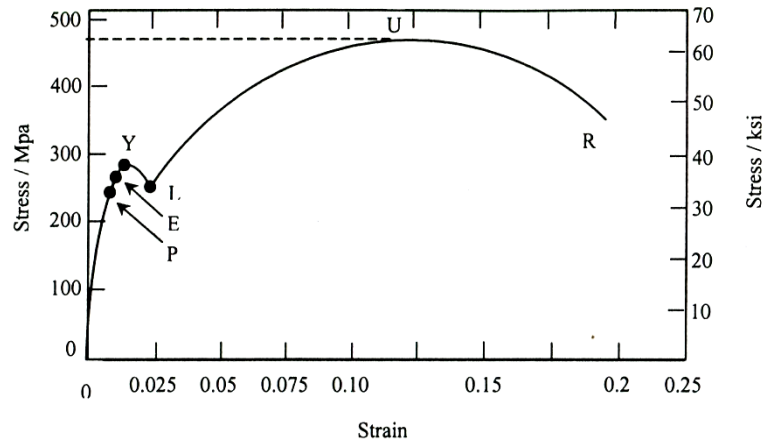
(ก) วัสดุเหนียว



(ข) วัสดุเปราะ

รูปที่ 2.29 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของ (ก) วัสดุเหนียว และ (ข) วัสดุเปราะ

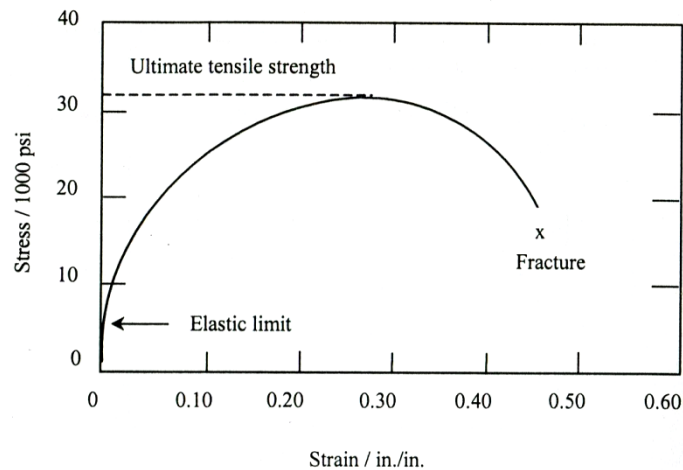
ตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเหล็กกล้าอะมุนซึ่งเป็นวัสดุที่มีความเหนียวและจะให้กราฟที่มีจุดครบทุกจุดดังแสดงจากรูปที่ 2.30



รูปที่ 2.30 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเหล็กกล้าอะมุน [23]

จุด P คือ จุดจำกัดสัดส่วน (Proportional Limit) เป็นจุดสุดท้ายที่กราฟเป็นเส้นตรงหลังจากจุดนี้ไป ความเค้นจะไม่เป็นปฏิกิริยาโดยตรงกับความเครียด จากนั้นวัสดุจะถูกยืดออกไปอีกจากจุด P ไปยังจุด E ซึ่งเป็นจุดจำกัดการยืดหยุ่น (Elastic Limit) เมื่อปล่อยแรงออกจากจุดนี้วัสดุสามารถกลับคืนมาสู่สภาพเดิมได้ โครงสร้างของวัสดุไม่เกิดการเปลี่ยนแปลง เมื่อได้รับแรงเกินจุดยืดหยุ่นจนถึงจุด Y คือ จุดครากบน (Upper Yield Point) วัสดุจะเริ่มเกิดการเสียหายและเมื่อให้แรงต่อไปเรื่อยๆ โครงสร้างภายในจะเกิด ดิสโลเคชันและวัสดุจะถูกยืดออกโดยไม่ต้องออกแรงเพิ่ม และเมื่อถึงจุด L คือ จุดครากล่าง (Lower Yield Point) เป็นจุดสุดท้ายของการเกิดการครากในช่วงนี้วัสดุจะยืดออกได้โดยไม่ต้องเพิ่มแรง ในช่วงนี้โครงสร้างของวัสดุจะเริ่มยืดออกและทำให้เกิดการการผิดรูปแบบพลาสติกคือวัสดุจะยืดออกอย่างถาวร ถึงแม้ว่าจะปล่อยแรงในช่วงนี้วัสดุก็ไม่สามารถกลับคืนสู่สภาพเดิมได้ หลังจากนั้นวัสดุจะถูกดึงต่อไปจนกระทั่งความเค้นมีค่าสูงสุดที่ทนต่อแรงที่มากที่สุดที่จุด U เรียกว่า ความแข็งแรงสูงสุด (Ultimate Strength) จนกระทั่งวัสดุขาดออกจากกันที่จุด R เรียกว่า (Breaking Point)

ในวัสดุเปราะจะมีเพียงจุดยืดหยุ่นและไม่มีจุดครากเนื่องจากวัสดุที่เปราะจะยืดตัวได้น้อยมาก ซึ่งหลังจากจุดยืดหยุ่นจะเป็นจุดที่ความเค้นสูงและจุดแตกหัก (Fracture) ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 2.31



รูปที่ 2.31 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นกับความเครียดของเหล็กหล่อเทา [23]

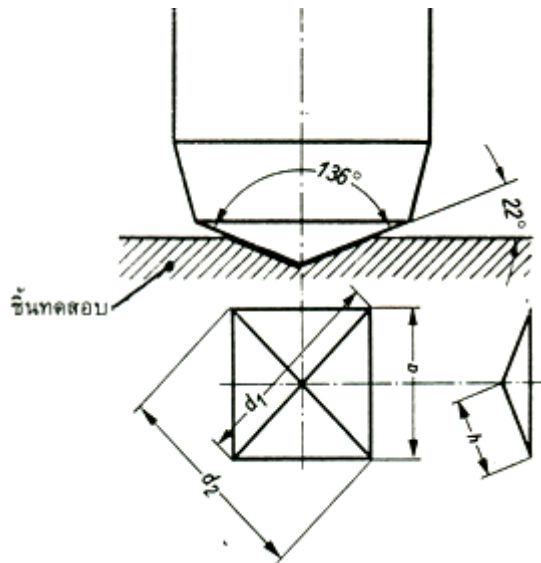
จุดครากของวัสดุสามารถหาได้หลายวิธี แต่ที่นิยมใช้ส่วนใหญ่เป็นวิธี Offset Yield Method เป็นวิธีการหาค่าจุดครากอย่างหนึ่งสำหรับวัสดุที่ไม่แสดงจุดครากให้เห็นเด่นชัดนัก ค่าที่ใช้กำหนดหาจุดครากจะเป็นค่าร้อยละของความเครียด จะเทียบที่ร้อยละ 0.2 (0.002) แล้วลากเส้นขนานกับความชันช่วงต้นตัดกับเส้นกราฟ จุดที่ตัดกันก็คือจุดคราก

2.8.2 การทดสอบความแข็งของวัสดุ

ความแข็งที่ได้จากการทดสอบเป็นค่าดัชนีบ่งชี้สมบัติของวัสดุในแง่ความต้านทานต่อการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวรเนื่องจากแรงทางกล การทดสอบความแข็งโดยใช้หัวกด เรียกว่า Static Indentation Test เป็นการทดสอบที่นิยมที่สุดในงานทางโลหะวิทยา แบ่งออกเป็น การทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์ (Brinell) การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vicker) และการทดสอบความแข็งแบบรอกเวลล์ (Rockwell) หลักการของการทดสอบความแข็งเหล่านี้จะคล้ายคลึงกัน คือ อาศัยแรงกดที่ทราบค่ากดลงบนหัวกดมาตรฐาน ซึ่งหัวกดนี้จะจมลงไปบนชิ้นงานที่ต้องการทดสอบ ในการทดลองนี้ใช้การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ เป็นการวัดความแข็งโดยใช้หัวกดเพชรมีลักษณะรูปทรงปิรามิดฐานสี่เหลี่ยมที่ปลายหัวกดทำมุม 136 องศาเวลาที่ใช้ในการทดสอบ 10 ถึง 15 วินาที ค่าความแข็งจะคำนวณจากแรงกดที่กระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ผิวตั้งสมการที่ 2.5 ลักษณะหัวกดและรอยกดแบบวิกเกอร์แสดงในรูปที่ 2.32 หัวกดเพชรมีความแข็งสูงมาก การใช้งานจึงสามารถวัดค่าความแข็งได้ตั้งแต่โลหะที่อ่อนมาก (ประมาณ 5 วิกเกอร์) จนถึงโลหะที่แข็งมากๆ (ประมาณ 1,500 วิกเกอร์) โดยไม่ต้องเปลี่ยนหัวกด จะเปลี่ยนเฉพาะแรงที่กดเท่านั้นตั้งแต่ 1 ถึง 120 กิโลกรัม ขึ้นอยู่กับความแข็งของโลหะที่ทดสอบ [27]

$$\text{ค่าความแข็ง (วิกเกอร์)} = \frac{1.854P}{d^2} \dots\dots\dots (2.5)$$

โดยที่ ค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ มีหน่วยเป็น กิโลกรัมต่อตารางมิลลิเมตร
 P คือ แรงกด (กิโลกรัม)
 d คือ ขนาดเส้นทแยงมุม d_1 และ d_2 เฉลี่ย (มิลลิเมตร)



รูปที่ 2.32 ลักษณะหัวกดและรอยกดจากหัวเพชรของ Vickers Hardness Test [24]

