

前 言

钛合金作为一种比强度极佳的金属结构材料，兼具耐腐蚀性好、服役温度区间广、无磁性等突出性能，在航空航天、海洋工程及生物医疗等领域中均扮演着至关重要的角色，被誉为“未来金属”“第三金属”与“海洋金属”。

随着现代科技的不断进步，对钛合金综合性能的要求也日益提高。先进钛合金及其构件的研发与应用已成为材料科学领域的研究热点，并作为衡量装备制造水平及社会发展的重要锚点，但是钛合金复杂的组织结构与性能调控技术一直是科研人员和工程师面临的巨大挑战。由于钛合金组织精确表征难度大，性能调控影响因素多，多数钛合金相关著作常囿于普适性特征和基本组织演变规律的简单介绍，缺少系统阐明钛合金材料组织优化与性能调控之间的具体联系。基于这样的背景，本书从先进钛合金研究工作出发，旨在为钛合金研究领域提供一部具有高度参照性和实用性的学术专著。

本书围绕钛合金复杂的组织结构特点、先进的表征方法及性能调控技术展开，第 1~3 章介绍了钛合金的主要特点及分类，通过典型案例详细介绍了钛合金组织分析表征技术的原理及应用，依据不同的服役环境特点梳理了钛合金的服役环境及性能要求。第 4~6 章介绍了钛合金热处理及其相变规律，阐明了钛合金变形行为及其微观机理，总结了多种复杂热力耦合作用下钛合金组织演变规律。第 7~9 章介绍了多种典型钛合金强塑性、蠕变-疲劳等性能优化及各向异性特征。

本书撰写过程中，力求将理论与实践相结合，既注重前沿性的钛合金领域研究成果，又注重实用性的钛合金工程服役过程，旨在为钛合金领域研究者们提供有力的技术支持，为推动钛合金研究领域的发展做出更大的贡献。通过阅读本书，读者能够深入了解高性能钛合金的组织表征及性能调控技术。相信本书将成为从事钛合金研究与应用的科技人员、高校师生和其他广大读者的良师益友。

本书的出版得到了国家自然科学基金(51371143、52074231、52274396)和西北工业大学教育教学改革研究等多个项目的资助。本书撰写过程中得到了西北工业大学稀有金属材料与加工研究团队全体师生的大力支持和协助，感谢张智鑫、张文渊、高溥艺、唐璐瑶、黄浩、孙峰、董瑞峰、惠琼、张雪等博士及硕士研究生为本书内容所做的研究工作。感谢赵鼎、马尹凡、梁晓媛、王璟、孙奇文、凡

盼盼、赵佳鑫、翟浩宇、陈泽森、赵润泽、焦点等在本书文字和图片整理方面的付出和努力。

感谢傅恒志院士在本书撰写过程中提出宝贵意见，对本书的出版起到了至关重要的作用。

限于作者学识与经验，书中难免有不妥之处，敬请读者批评指正。

作 者

2024 年 11 月

目 录

前言

第 1 章 绪论	1
1.1 钛及钛合金概述	1
1.2 钛的合金化	2
1.2.1 合金元素分类	2
1.2.2 合金元素的主要作用	4
1.2.3 钛合金按元素组成分类	5
1.3 钛合金主要相结构及组织特征	7
1.3.1 钛合金主要相结构	7
1.3.2 钛合金典型组织特征	11
1.4 钛合金典型制备加工技术	13
1.4.1 钛合金的熔炼及铸造技术	13
1.4.2 钛合金的锻造	14
1.4.3 钛合金的焊接	16
1.4.4 钛合金的粉末冶金及增材制造	18
1.4.5 钛合金按制备工艺分类	19
1.5 钛合金的主要应用	20
1.6 本书主要内容	24
参考文献	25
第 2 章 钛合金组织分析表征技术及应用	27
2.1 光学金相显微分析技术及应用	27
2.2 X 射线衍射技术及应用	29
2.3 电子显微技术及应用	31
2.3.1 扫描电子显微术	31
2.3.2 电子背散射衍射	35
2.3.3 透射电子显微术	42
2.4 其他先进分析表征技术及应用	50
2.4.1 透射菊池衍射	50
2.4.2 聚焦离子束微纳加工	50

2.4.3	三维原子探针	55
2.4.4	数字图像相关技术	58
2.4.5	同步辐射	62
2.4.6	纳米压痕试验	62
	参考文献	64
第3章	高性能钛合金构件的服役环境及性能要求	67
3.1	钛合金及其构件典型服役环境	67
3.2	航空航天用钛合金性能要求	68
3.2.1	强度和塑性	68
3.2.2	高温抗氧化性	70
3.2.3	高温抗蠕变性	71
3.2.4	保载疲劳性能	73
3.2.5	低温性能	74
3.2.6	断裂韧性	76
3.2.7	冲击韧性	77
3.3	海洋工程用钛合金性能要求	79
3.3.1	耐腐蚀性	79
3.3.2	低周疲劳性能	83
3.3.3	室温保载疲劳性能	85
3.3.4	室温抗蠕变性	87
3.3.5	冲击韧性	89
3.3.6	焊接性能	90
3.4	生物医疗用钛合金性能要求	92
3.4.1	生物相容性	92
3.4.2	生物力学相容性	93
3.4.3	腐蚀疲劳性能	95
3.5	汽车及轨道交通用钛合金性能要求	96
	参考文献	98
第4章	钛合金热处理及其相变规律	103
4.1	固溶热处理	103
4.1.1	β 相基体特征	103
4.1.2	晶粒长大动力学	107
4.1.3	无热 ω 相析出行为	108
4.2	等温时效热处理	109
4.2.1	次生 α 相形核析出规律及晶体学特征	110

4.2.2 等温 ω 相析出行为	112
4.2.3 双重时效热处理	114
4.3 缓慢升温热处理	115
4.3.1 升温热膨胀曲线	116
4.3.2 升温过程中的相变行为	118
4.4 冷却工艺过程	121
4.4.1 冷却速率对微观组织的影响	121
4.4.2 α 相变体选择晶体学机制	123
参考文献	125
第 5 章 钛合金变形行为及其微观机理	127
5.1 钛合金室温/低温变形行为	127
5.1.1 位错滑移	127
5.1.2 孪晶变形	130
5.1.3 应力诱发马氏体相变	132
5.2 钛合金高温变形行为	139
5.2.1 高温变形应力-应变曲线	139
5.2.2 动态回复及动态再结晶	142
5.2.3 组织破碎及球化	144
5.2.4 织构演变规律	147
5.2.5 钛合金热加工图	152
5.3 钛合金典型热成形行为及模拟仿真	156
5.3.1 钛合金锻造变形行为	156
5.3.2 钛合金锻造有限元模拟	157
5.3.3 钛合金轧制变形行为	161
5.3.4 钛合金轧制有限元模拟	162
参考文献	166
第 6 章 热力耦合作用下钛合金组织演变	169
6.1 钛合金热机械加工与热力耦合作用	169
6.2 预变形后时效过程中合金组织演变	170
6.2.1 等温时效组织演变	171
6.2.2 升温时效组织演变	175
6.3 热弹性变形过程中合金组织演变	178
6.3.1 相变动力学特征	179
6.3.2 α 相变规律	181
6.3.3 ω 相变规律	185

6.4 热塑性变形过程中合金组织演变	188
6.4.1 α 相析出动力学特征及组织特征演变	189
6.4.2 α 相析出与动态回复/再结晶竞争机制	193
6.4.3 α 相析出变体选择晶体学机制	195
参考文献	200
第 7 章 高强韧钛合金力学性能匹配与调控	203
7.1 拉伸性能调控	203
7.1.1 初生 α 相对拉伸性能的影响	203
7.1.2 β 相晶粒对拉伸性能的影响	206
7.1.3 次生 α 相对拉伸性能的影响	207
7.2 断裂韧性调控	212
7.2.1 断裂韧性及其影响因素	212
7.2.2 裂纹扩展特征	215
7.3 疲劳性能调控	219
7.3.1 组织特征对高周疲劳性能的影响	220
7.3.2 组织特征对疲劳裂纹萌生的影响	222
7.3.3 织构及缺陷特征对疲劳性能的影响	225
参考文献	229
第 8 章 海洋工程钛合金蠕变-疲劳性能及其失效机理	231
8.1 室温蠕变变形	231
8.1.1 初始组织对抗蠕变性的影响	231
8.1.2 加载条件对抗蠕变性的影响	232
8.1.3 室温拉伸蠕变本构方程	234
8.1.4 蠕变微观机理	235
8.2 室温疲劳变形	238
8.2.1 显微组织对室温疲劳的影响	238
8.2.2 晶体取向对室温疲劳的影响	239
8.3 室温保载疲劳变形	243
8.3.1 保载疲劳影响因素	243
8.3.2 保载疲劳显微变形行为	246
8.4 保载疲劳失效机理	248
8.4.1 保载疲劳断口特征	249
8.4.2 保载疲劳微观损伤机理	252
8.4.3 保载疲劳裂纹萌生机理	255
参考文献	261

第 9 章 高温钛合金力学性能优化及各向异性特征	263
9.1 微观组织及织构调控	263
9.1.1 轧制工艺的影响	263
9.1.2 热处理工艺的影响	270
9.2 室温力学性能优化	273
9.2.1 相比例优化	273
9.2.2 析出相强化	275
9.2.3 晶内亚结构的强化作用	277
9.2.4 各向异性特征及机理	278
9.3 高温力学性能优化	283
9.3.1 相比例优化	283
9.3.2 片层调控	286
9.3.3 各向异性特征及机理	287
参考文献	293

第 1 章 绪 论

自 20 世纪中叶, 钛及钛合金凭借出色的比强度、优异的耐腐蚀性及良好的生物相容性逐渐崭露头角, 成为关键的金属工程材料, 在金属材料领域占据了重要地位。钛合金因其在装备制造和科技产业中的关键作用, 被视为国家安全和经济发展的战略材料。目前, 钛合金资源利用与技术水平已经成为国家综合竞争力提升的重要支点。本章从钛及钛合金的特点出发, 总结了钛合金中合金元素组成及其主要作用, 介绍了钛合金的主要相结构及组织特征, 以及钛合金的典型制备加工技术和主要应用, 旨在为读者提供一个全面、深入的钛及钛合金基础知识框架。

1.1 钛及钛合金概述

钛元素在 1791 年由英国的矿物学家威廉·格雷戈尔(William Gregor, 1761—1817)首次发现。钛元素在地壳中分布较广, 其在地壳中的质量分数约为 0.6%, 居金属元素第七位。钛在自然界中难以作为单质存在, 主要分布在金红石(TiO_2)和钛铁矿($\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$)内。

纯净的钛是难熔金属, 其熔点约为 1668°C , 在室温下具有银白色光泽。钛的原子序数为 22, 在元素周期表中位于第四周期、第 IVB 族。其相对原子质量为 47.87, 纯钛的密度为 $4.51\text{g}/\text{cm}^3$ 。钛具有两种同素异构体, $\alpha\text{-Ti}$ 在 882.5°C 以下稳定, 具有密排六方结构; $\beta\text{-Ti}$ 在 882.5°C 与其熔点(1668°C)之间稳定存在, 具有体心立方结构。

钛和钛合金具有以下优良的特性^[1,2]:

(1) 比强度高。比强度是指材料的抗拉强度(UTS)与材料的密度之比, 是航空航天领域评价结构材料性能的重要指标。钛合金与一般的高强度结构钢、高温合金强度相当, 但钛的密度仅为铁的 57%、镍的 50.5%, 其比强度是常用工业合金中最高的。钛合金的比强度约为不锈钢的 3.5 倍, 铝合金的 1.3 倍, 镁合金的 1.7 倍。

(2) 耐腐蚀性强。钛与氧气、氮气在常温下能形成几纳米到几十纳米厚的氧化膜、氮化膜, 并且此类膜层局部破坏后具有自修复的能力, 同时对膜层以外的基体具有保护作用。因此, 钛在氧化性或中性介质中具有很强的耐腐蚀性, 在氯离

子介质中或海水中几乎不被腐蚀。

(3) 耐热性好。钛的熔点约为 1668°C ，是轻金属中的高熔点金属。钛在高温下抗软化能力较好，因此可以保持较高的比强度，其最高使用温度可达 600°C 。

(4) 低温性能好。钛合金在温度为 20K 的条件下仍能保持很好的塑性。钛在温度低于 0.49K 时，呈现超导电性，合金化后，超导温度可达 $9\sim 10\text{K}$ ，适合作为宇航、超导等低温工程材料。

尽管钛合金相比其他金属结构材料具有许多优点，但也存在一些难以忽视的缺点，对其特定场景应用时的选择和使用造成限制，其缺点具体如下：

(1) 成本高。钛合金的原材料成本较高，同时制备和加工的费用不菲，进一步提高经济成本，这对钛合金大规模生产和应用造成了一定的限制。

(2) 机械加工难度大。钛合金硬度与强度较高，难以进行传统的机械加工。针对钛合金的切削加工往往需要采用高性能刀具和加工工艺，这加速了机械加工设备的磨损和损坏，并直接导致了加工难度和成本的提高。

(3) 热导率低。钛合金的热导率较低，在高温环境服役时，钛合金可能会出现局部过热的问题，影响材料的服役性能。

(4) 易吸氧和氢。钛合金在高温条件下容易与大气环境中的氧气和水蒸气发生反应，形成氧化物与氢化物，进一步诱导钛合金材料表面氧化、脆化及腐蚀，降低使用寿命。

(5) 容易形成划痕。尽管钛合金在一般条件下具有良好的硬度和耐磨性，但其表面相对较软，容易被锐利物体划伤或损坏。为了保证钛合金材料的外观和表面质量，通常需要采取额外的保护措施。

综上所述，尽管钛合金具有许多优点，但其成本高、机械加工难度大、热导率低和易发生氧(氢)化反应等缺点对其实际应用造成了一定的限制。因此，在钛合金选择与应用时，需要结合实际需求和条件做出合适的决策。

1.2 钛的合金化

1.2.1 合金元素分类

钛的材料强度和加工难易程度很大程度上取决于钛的合金化程度。合金化程度的提高会同时提高钛的材料强度与机械加工难度，因此在合金化设计时应综合考虑这些问题以拓展其应用领域，使得钛合金获得更佳的综合性能。根据合金元素与钛元素的相图，及其对钛同素异构转变的影响，钛的合金元素分类如下^[1]：提高 β 相变温度(T_{β})的 α 稳定元素、降低 β 相变温度的 β 稳定元素，以及对 β 相变温度影响很小的中性元素。

(1) α 稳定元素：提高 α/β 相变温度，扩大 α 相区[图 1.1(a)]，即增大 α 相稳定性的元素。主要包括铝、镓、锗、硼和杂质元素氧、氮、碳等。

(2) 同晶型 β 稳定元素：降低 β 相变温度，扩大 β 相区[图 1.1(b)]，增大 β 相稳定性的元素。另外，同晶型 β 稳定元素与钛具有相同的晶格结构和相近的原子半径，在 β 相中无限固溶。主要包括钼、钒、铌、钽等。

(3) 共析型 β 稳定元素：降低 β 相变温度，扩大 β 相区，且会引起共析转变的元素，称为共析型 β 稳定元素[图 1.1(c)]。这类元素包含的范围较广，且共析反应速度相差悬殊，因此分为非活性共析型元素与活性共析型元素。其中，铬、锰、铁等元素与钛共析反应温度较低，转变速度极慢，在一般热处理条件下转变难以进行，属于非活性共析型元素。硅、铜、氢、镍、银等元素，共析转变速度极快，淬火也无法抑制其进行，故不能将 β 相稳定到室温，属于活性共析型元素。

(4) 中性元素：对 β 相变温度影响不大的元素称为中性元素[图 1.1(d)]，主要有锆、铪和锡等。

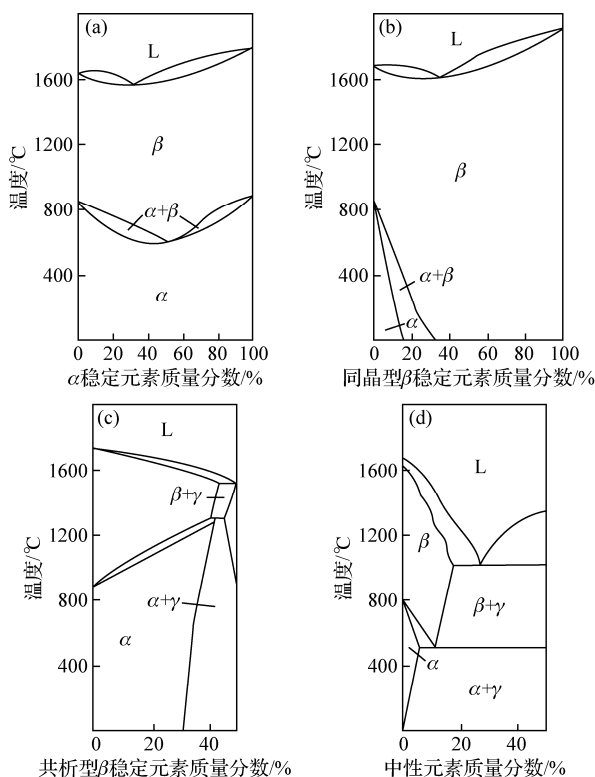


图 1.1 不同合金元素的钛合金相图

(a) α 稳定元素；(b) 同晶型 β 稳定元素；(c) 共析型 β 稳定元素；(d) 中性元素
L-液相

1.2.2 合金元素的主要作用

(1) 铝：铝是工业中使用最广泛的 α 稳定元素，钛-铝二元相图见图 1.2^[2]。钛中加入铝，能够降低熔点并提高 β 相变温度，提高 β 相元素在 α 相中的溶解度，在强化钛合金室温与高温性能的同时，也可以进一步减小钛合金的比密度。铝元素质量分数达 6%~7% 的钛合金具有较高的热稳定性和良好的焊接性，但当铝的质量分数超过了 α 相的溶解极限(质量分数为 7%)时，会形成脆性 Ti_3Al 相，恶化综合性能，使合金变脆且热稳定性降低。随着材料科学的发展，研究发现 Ti-Al 系金属间化合物具有密度低、高温强度高、抗氧化性及刚性好的特点，目前普遍认为铝质量分数分别为 16%、36% 的 Ti_3Al 和 TiAl 基合金是前景光明的金属间化合物合金。

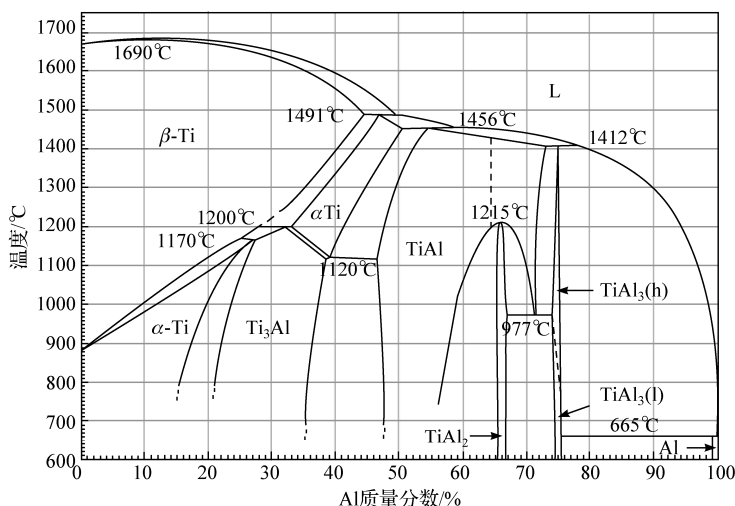


图 1.2 钛-铝二元相图

(2) 钒(钼、铌、钽)：钒元素具有显著的固溶强化作用，在提高钛合金强度的同时保持良好的塑性，同时钒元素还能提高钛合金的热稳定性。钼、铌、钽元素在钛合金中的性质和作用与钒相似。

(3) 硅：硅元素在钛合金中的共析转变温度较高，加入硅元素可以改善耐热性。硅元素的添加量不宜超过其在 α 相内的最大固溶度(质量分数为 0.25%)。由于硅原子与钛原子尺寸差异较大，容易在固溶体中的位错处偏聚，阻止位错运动，因此也可以提高耐热性。

(4) 钨、铁、铬：钨、铁、铬元素是 β 稳定元素，可以有效强化力学性能，是高强亚稳 β 型钛合金中的主要添加元素，但其与钛会发生慢共析反应，这易导致高温长期工作条件下合金组织不稳定，蠕变抗力低。

(5) 锆、锡：锆、锡元素在 α -Ti 和 β -Ti 中均有较大的溶解度，常和其他元素一起加入，起补充强化作用。在耐热钛合金中基体由 α 相构成，在合金成分设计时除了加入铝元素稳定 α 相，往往还需加入锆、锡元素来进一步提高耐热性。此外，锆、锡元素还能抑制 ω 相形成，并且锡元素可以减少钛合金的氢脆敏感性。不过当锡过量添加时，合金中会形成有序相 Ti_3Sn ，降低合金的塑性和热稳定性。

1.2.3 钛合金按元素组成分类

在钛合金的实际生产及应用中，最常遇到的是钛合金形成非平衡状态下的组织。因此，参照亚稳状态下的相组织和 β 稳定元素含量可以将钛合金分为 α 型钛合金、近 α 型钛合金、 $\alpha+\beta$ 型钛合金、亚稳 β 型钛合金和 β 型钛合金几大类，如图 1.3 所示^[1]。

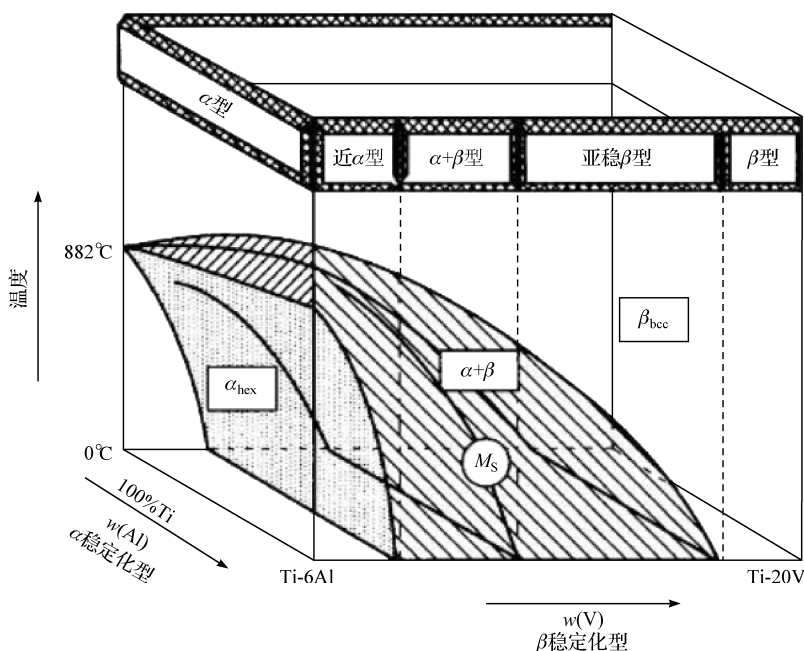


图 1.3 钛合金分类的三维相图示意图

α_{hex} -密排六方 α 相； β_{bcc} -体心立方 β 相； M_s -马氏体转变开始温度； $w(i)$ -i 的质量分数

1. α 型钛合金

α 型钛合金主要包括 α 稳定元素和中性元素，在退火状态下一般为单相 α 组织。 α 型钛合金 β 相变温度较高，具有良好的组织稳定性和耐热性，焊接性能好。 α 型钛合金对热处理和组织演变不敏感，不能通过热处理来提高材料的强度，一般只具有中等强度。典型的 α 型钛合金有工业纯钛(TA1、TA2、TA3)、TA5 和 TA7 等。

2. 近 α 型钛合金

近 α 型钛合金中含有少量的 β 稳定元素(质量分数 $<2\%$)，退火组织中含有少量的 β 相或金属间化合物(质量分数 $8\% \sim 15\%$)。近 α 型钛合金具有良好的焊接性和较高的热稳定性，对热处理制度不敏感。由于近 α 型钛合金添加了少量 β 稳定元素(如钼、钒、硅等)和中性元素(如锆、锡等)，可进一步提高常温及高温性能。近 α 型钛合金具有较高的蠕变强度和高温瞬时强度，最高使用温度可达 600°C ，典型牌号包括 IMI834、Ti-1100、BT36、Ti60、TA10、TA11、TA12、TA18、TA19、TC1、TC2 和 TA15 等。

低 Al 当量近 α 型钛合金的典型代表包括 TC1 和 TC2 合金，其主要特点是室温抗拉强度比较低，塑性较高且热稳定性好，具有良好的焊接性能和变形成形性能，适用于制作形状复杂的冲压板材和焊接零件。高 Al 当量的近 α 型钛合金的典型代表包括 IMI834、Ti-1100、BT36、Ti60 等，常用于发展高温钛合金，主要特点为钛合金中最优的高温蠕变抗力，良好的热稳定性和较好的焊接性能，并可在 $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 高温环境下长时服役。

3. $\alpha+\beta$ 型钛合金

$\alpha+\beta$ 型钛合金中同时加入了 α 稳定元素和 β 稳定元素，使 α 相和 β 相都得到强化，其退火组织为 $\alpha+\beta$ 相， β 相含量一般为 $5\% \sim 40\%$ 。 $\alpha+\beta$ 型钛合金具有优良的综合性能，室温强度高于 α 型钛合金。同时，其热加工工艺性能良好，可以进行热处理强化，适用于制造航空结构件。由于 β 稳定元素的进一步添加， $\alpha+\beta$ 型钛合金耐热性和焊接性能低于 α 型钛合金，组织构成不够稳定，服役温度上限在 500°C 左右。

中等强度 $\alpha+\beta$ 型钛合金的典型代表是 TC4(Ti-6Al-4V)合金。TC4 合金是目前使用最广泛的钛合金，具有优异的综合性能和加工性能，并且通过固溶时效可以进一步强化服役性能。其主要应用于航空、航天及民用结构材料等领域，加工制造航空发动机的风扇、压气机盘及叶片，以及飞行器结构件中的梁接头、隔框等主要承力构件。

高强 $\alpha+\beta$ 型钛合金的典型代表有 TC17、TC19 和 TC21 等，其特点是含有较多的 β 稳定元素，并具有较高的强度和淬透性。TC21 合金还具有高损伤容限性能，适合制作截面尺寸较大的结构件。

4. 亚稳 β 型钛合金

亚稳 β 型钛合金内常添加高于 α 与 β 两相转变临界浓度的 β 稳定元素，通过固溶后空冷或水淬的热处理制度抑制 α 相的析出，获得近似完全的亚稳 β 相组

织。亚稳 β 型钛合金可热处理强化,经固溶时效处理后强度较高,是典型的高强钛合金,同时在退火或固溶状态下具有非常好的工艺塑性、冷成形性和可焊接性。此外,亚稳 β 型钛合金具有优于 $\alpha+\beta$ 型钛合金的室温强度、断裂韧性和淬透性,可用于制造大型结构件。亚稳 β 型钛合金对杂质元素,尤其是氧元素敏感性高,且组织热稳定性较差,通常只能在 300°C 以下服役。

亚稳 β 型钛合金的典型代表包括 Ti-15-3、Ti-1023、 β -21S、Ti-5553、Ti-55531、 β -CEZ、BT22、Beta-C 等,已作为高强钛合金广泛应用于制造航空航天等领域的重大装备承力构件。

5. β 型钛合金

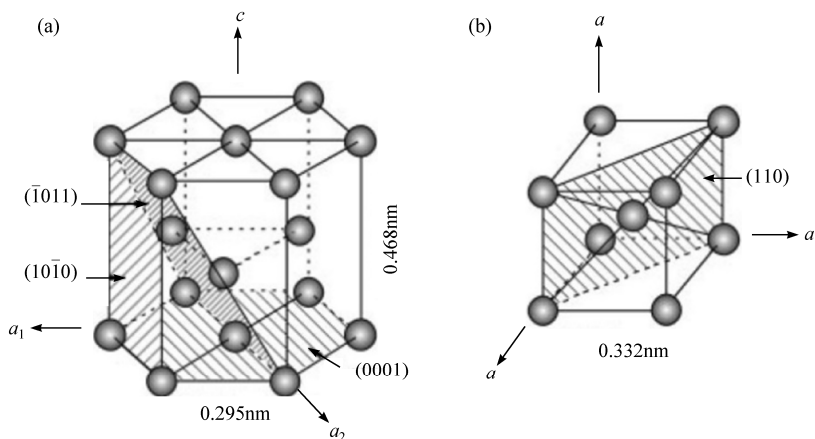
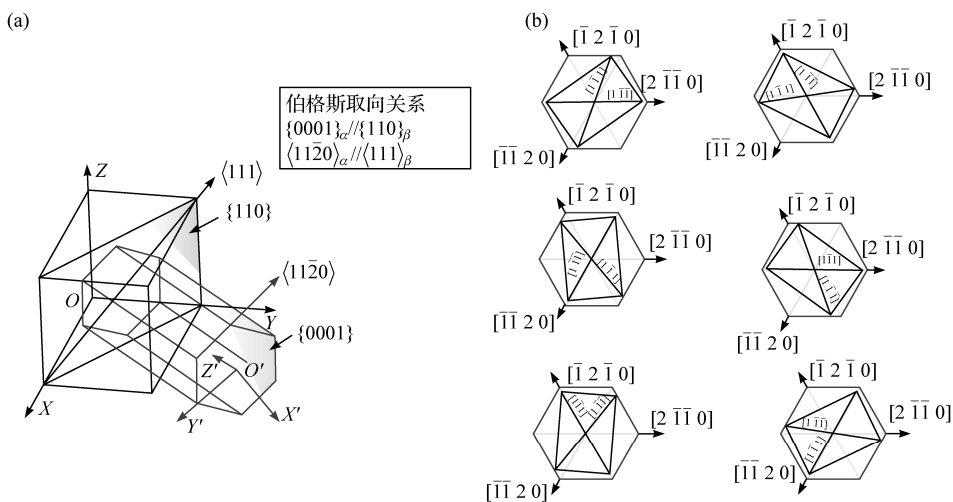
随着 β 稳定元素含量的增加, β 相变温度逐渐下降甚至降至室温以下。 β 型钛合金退火后为稳定的 β 单相组织,这种合金又称为稳定 β 型钛合金。目前,稳定 β 型钛合金牌号较少,仅有耐蚀材料 TB7、阻燃合金 Alloy C 和 Ti40 等。TB7 合金具有优异的耐腐蚀性,因此可以选用其作为一些化工设备零件。Alloy C 和 Ti40 合金具有良好的抗燃烧性能和耐高温性,长期工作温度在 500°C 左右,但是这类合金密度较大、熔炼比较困难,且铸锭开坯有一定的困难,对其实际应用造成了较大的限制。

1.3 钛合金主要相结构及组织特征

1.3.1 钛合金主要相结构

1. 同素异构转变的相结构

α -Ti 与 β -Ti 同素异构转变是钛合金中各种相变的基础。纯钛自高温缓慢冷至 882.5°C 时,从体心立方(body-centered cubic, BCC)结构的 β 相转变为密排六方(hexagonal close-packed, HCP)结构的 α 相。两相之间的相变路径可分为 $\beta\rightarrow\alpha$ 和 $\alpha\rightarrow\beta$ 两种,其中关于 $\beta\rightarrow\alpha$ 转变过程中变体选择已有较多深入研究,但关于 $\alpha\rightarrow\beta$ 转变的研究则非常少。这主要是因为 $\alpha\rightarrow\beta$ 转变的信息在室温下难以获取,而高温原位技术目前仍不够成熟。 α -Ti 与 β -Ti 晶体结构如图 1.4 所示。 $\alpha\rightarrow\beta$ 、 $\beta\rightarrow\alpha$ 转变过程中的取向关系和晶格演变如图 1.5 所示^[3,4],二者的转变遵循伯格(Burgers)取向关系: $\{0001\}_{\alpha} // \{110\}_{\beta}$ 、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha} // \langle 111 \rangle_{\beta}$ 。如表 1.1 所示,钛合金在 $\beta\rightarrow\alpha$ 转变过程中在理想状态下可以形成 12 种不同的 α 相变体,但是在实际相变过程中会发生变体选择(variant selection)的现象,即相变过程中某几种变体择优析出。

图 1.4 α -Ti 与 β -Ti 晶体结构图(a) α -Ti; (b) β -Ti图 1.5 $\alpha \rightarrow \beta$ 、 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中的晶格演变(a) $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的伯格斯取向关系; (b) $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的伯格斯取向关系表 1.1 伯格斯取向关系下 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变产生的 α 相变体

α 相变体	取向关系	与 V1 变体间的取向差轴角对
V1	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{1}\bar{1}2]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	—
V2	$(101)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{1}\bar{2}1]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60.83^\circ / [\bar{1}\bar{3}77 \quad \bar{1} \quad 2.377 \quad 0.359]$
V3	$(\bar{1}\bar{1}0)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{1}\bar{1}2]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$10.53^\circ / [0001]$
V4	$(101)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{1}\bar{2}1]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$63.26^\circ / [\bar{1}0 \quad 5 \quad 5 \quad \bar{3}]$

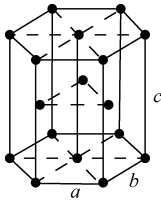
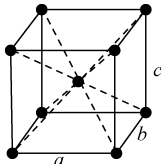
续表

α 相变体	取向关系	与 V1 变体间的取向差轴角对
V5	$(\bar{1}10)_\beta // (0001)_\alpha, [111]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{1}\bar{1}2]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$90^\circ / [1 \quad \bar{2}.38 \quad 1.38 \quad 0]$
V6	$(011)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [2\bar{1}1]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60.83^\circ / [\bar{1}.377 \quad \bar{1} \quad 2.377 \quad 0.359]$
V7	$(\bar{1}10)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [112]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$90^\circ / [1 \quad \bar{2}.38 \quad 1.38 \quad 0]$
V8	$(011)_\beta // (0001)_\alpha, [1\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [\bar{2}\bar{1}1]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60^\circ / [11\bar{2}0]$
V9	$(0\bar{1}1)_\beta // (0001)_\alpha, [111]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [2\bar{1}\bar{1}]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$63.26^\circ / [\bar{1}0 \quad 5 \quad 5 \quad \bar{3}]$
V10	$(\bar{1}01)_\beta // (0001)_\alpha, [1\bar{1}1]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [121]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60^\circ / [11\bar{2}0]$
V11	$(0\bar{1}1)_\beta // (0001)_\alpha, [\bar{1}11]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [211]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60.83^\circ / [\bar{1}.377 \quad \bar{1} \quad 2.377 \quad 0.359]$
V12	$(\bar{1}01)_\beta // (0001)_\alpha, [111]_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha, [1\bar{2}1]_\beta // [01\bar{1}0]_\alpha$	$60.83^\circ / [\bar{1}.377 \quad \bar{1} \quad 2.377 \quad 0.359]$

2. 马氏体相变的相结构

含 β 稳定元素的钛合金自 β 相区缓慢冷却时, 将从 β 相中析出 α 相。在快速冷却过程中, $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的析出动力学受阻, β 相将转变为成分与母相相同, 晶体结构不同的过饱和固溶体, 称为马氏体。钛合金中的相变过程即晶体学关系如表 1.2 所示。若 β 稳定元素含量少, 转变阻力小, β 相由 BCC 结构直接转变为 HCP 结构, 这种具有 HCP 结构的过饱和固溶体称六方马氏体, 一般以 α' 表示。若 β 稳定元素含量高, 晶格转变阻力大, 不能直接转变为六方晶格, 只能转变为斜方晶格, 这种具有斜方晶格的马氏体称斜方马氏体, 一般以 α'' 表示。

表 1.2 钛合金中的相变过程

相	晶体结构	晶格常数	与母相的晶体学关系	相变
α	密排六方结构	$a=b=0.293\text{nm}$ $c=0.4675\text{nm}$ $c/a=1.596$		$\alpha \rightarrow \beta$ (加热保温过程或 变形过程)
β	体心立方结构	$a=b=c=3.32\text{nm}$		$\beta \rightarrow \alpha$ (冷却速率较慢)

相变

相	晶体结构	晶格常数	与母相的晶体学关系	相变
α'	六方结构	$a = b = 0.295\text{nm}$ $c = 0.468\text{nm}$ $c/a = 1.587$		$\beta \rightarrow \alpha'$ $\alpha' \rightarrow \beta + \alpha$
α''	斜方结构	$a = 0.301\text{nm}$ $b = 0.496\text{nm}$ $c = 0.466\text{nm}$		$\beta \rightarrow \alpha''$ $\alpha'' \rightarrow \beta + \alpha' \rightarrow \beta + \alpha$
ω	非密排六方结构	$a = 0.4607\text{nm} = \sqrt{2} a_\beta$ $c = 0.2821\text{nm} = \sqrt{3} a_\beta / 2$ $c/a = 0.613$		$\beta \rightarrow \omega + \beta$ $\omega \rightarrow \beta + \alpha$
β'	体心立方结构	—	—	$\beta \rightarrow \beta + \beta'$ $\beta' \rightarrow \beta + \alpha$

合金元素含量在相变临界浓度附近的钛合金经高温淬火后,将在合金组织中形成一种新相—— ω 相。钛合金中的 ω 相按其形成方式可分为两类:一类为当 β 合金元素 Mo、V、Nb、Cr、Nb 等的成分范围达到某一临界值时(大致同室温下保留 β 相的成分极限相近),合金在 β 相区淬火形成的 ω 相,称为无热 ω 相或 ω_1 相;另一类为合金淬火过程中保留的亚稳 β 相在时效过程中析出,称为等