

**Effect of Heat treatment on Microstructure
and Mechanical Properties of Laser Melting
Deposited TA15 Titanium Alloy**

A Dissertation Submitted for the Degree of Master

Candidate: Xie Xuxia

Supervisor: Prof. Wang Huaming

School of Material Science & Engineering
Beihang University, Beijing, China

中图分类号: TG113

论文编号: 10006SY0501330

硕 士 学 位 论 文

热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金
组织与性能的影响

作者姓名	谢旭霞	申请学位级别	工学硕士
指导教师姓名	王华明	职 称	教授
学科专业	材料加工工程	研究方向	激光材料制备与成形
学习时间自	2005 年 9 月 15 日	起至	2008 年 1 月 18 日止
论文提交日期	2007 年 12 月 15 日	论文答辩日期	2007 年 12 月 19 日
学位授予单位	北京航空航天大学	学位授予日期	年 月 日

关于学位论文的独创性声明

本人郑重声明：所呈交的论文是本人在指导教师指导下独立进行研究工作所取得的成果，论文中有关资料和数据是实事求是的。尽我所知，除文中已经加以标注和致谢外，本论文不包含其他人已经发表或撰写的研究成果，也不包含本人或他人为获得北京航空航天大学或其它教育机构的学位或学历证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对研究所做的任何贡献均已在论文中作出了明确的说明。

若有不实之处，本人愿意承担相关法律责任。

学位论文作者签名：谢旭霞

日期：2007年12月24日

学位论文使用授权书

本人完全同意北京航空航天大学有权使用本学位论文（包括但不限于其印刷版和电子版），使用方式包括但不限于：保留学位论文，按规定向国家有关部门（机构）送交学位论文，以学术交流为目的赠送和交换学位论文，允许学位论文被查阅、借阅和复印，将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，采用影印、缩印或其他复制手段保存学位论文。

保密学位论文在解密后的使用授权同上。

学位论文作者签名：谢旭霞

日期：2007年12月24日

指导教师签名：[Signature]

日期：2007年12月24日

摘 要

本文以真空等离子旋转电极雾化 TA15 (Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 钛合金粉末为原料, 利用激光熔化沉积成形技术制备 TA15 钛合金棒试样和板试样, 采用光学显微镜、X 射线衍射、扫描电镜和透射电镜等分析了激光熔化沉积态凝固组织形成规律和热处理后试样的微观组织演变规律, 测试了热处理前后板试件纵向的室温拉伸力学性能。结果表明:

1. 激光熔化连续沉积 TA15 钛合金棒材 β 晶粒为粗大的等轴晶, 晶内组织为典型的细小层片状 β 转变组织;

2. 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材 β 晶粒为粗大的柱状晶, 柱状晶的生长方向垂直于激光束扫描方向, 而靠近表面柱状晶生长方向发生偏移。板材晶内组织仍为典型的层片状 β 转变组织;

3. 激光熔化沉积 TA15 钛合金 β 晶粒具有十分优异的高温稳定性, 热处理温度对 β 晶粒尺寸基本无影响;

4. 激光熔化沉积 TA15 钛合金在两相区上部退火, 形成特殊的“双态”组织, 初生 α 呈长条块状而非等轴状。钛合金 α 相和 β 相比容差较大, 所以析出的新相 α 相成片状, 以进一步降低体积应变能, 在 $\alpha+\beta$ 两相区长期保温初生 α 也没有发生球化而呈长条块状。由于 α 片的不同部位与 β 相之间的界面结构和界面能不同, 晶内初生 α 片端呈“叉形”形貌;

5. 在两相区内退火, 初生 α 相体积分数随退火温度升高而降低, 初生 α 片层厚随退火温度的升高而增大; 在 β 相区退火获得细层片状组织。在 $\alpha+\beta$ 两相区退火, 随温度的升高, 强度有下降趋势, 塑性显著下降。

关键词: TA15 钛合金, 激光熔化沉积, 热处理, 显微组织, 力学性能,

特殊“双态”组织, “叉形”形貌

Abstract

In this thesis, TA15 titanium alloy bars and plates were fabricated by laser melting deposition shaping process using vacuum plasma rotary electrode atomized TA15 titanium powders as raw materials. Microstructure of deposited TA15 titanium before and after heat-treatment was characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and X-ray diffraction (XRD). Room temperature tensile properties of plate-shaped specimens in the longitudinal direction before and after heat-treatment were also tested. Results showed that:

(1) The original β grains of the as-deposited TA15 titanium bars were coarse equiaxed grains and intragranular microstructure of the bars was typical fine lamellar transformed β .

(2) The original β grains of as-deposited TA15 titanium plates were coarse and columnar. The growth direction of original columnar β grains was perpendicular to the laser scanning direction. However, the growth direction of original columnar β grains in areas near surface of the alloy deviated from the laser scanning direction. The intragranular microstructure of plates was lamellar transformed β , similar to that of bars.

(3) The original β grains of the alloy had excellent high-temperature stability and temperature had nearly no effect on size of the β grains.

(4) Special bi-modal microstructure with regular stripe-shaped primary α was formed by annealing the alloy in the upper $\alpha+\beta$ field of the phase diagram. Because of the great difference of specific volume between α phase and β phase of titanium, the new α phase precipitated in lamellar shape in order to reduce volumn strain energy. After annealing in the $\alpha+\beta$ two-phase zone, primary α of the alloy was not spheroidized into equiaxial shape but formed in bar shape. The so-called forked morphology at the edge of primary α lath resulted from different interfacial microstructure and interfacial energy between β phase and different facets of α lath.

(5) As annealing temperature increased during $\alpha+\beta$ heat-treatment, Volume fraction of the primary α decreased and width of the primary α lamellar increased. The microstructure after annealing of the alloy in β phase zone was fine lamellar transformed β . As the annealing temperature within the $\alpha+\beta$ field increased, the ultimate tensile strength tended to decrease and the elongation rate decreased significantly.

Key words: TA15 titanium alloy; laser melting deposition; heat-treatment; microstructure; mechanical properties; special bi-modal microstructure; forked morphology

目 录

第一章 绪论	1
1.1 研究背景	1
1.2 钛与钛合金概述	2
1.2.1 钛的基本性质	2
1.2.2 钛的合金化原理	3
1.2.3 钛合金的工艺性能	6
1.2.4 近 α 钛合金和 TA15 钛合金	8
1.3 钛合金的相变和热处理	9
1.3.1 钛合金的相变	9
1.3.2 钛合金的热处理	10
1.4 钛合金组织与性能	13
1.4.1 钛合金组织分类	13
1.4.2 组织对性能的影响	14
1.4.3 钛合金层片状组织演化	17
1.5 激光熔化沉积制备工艺	18
1.5.1 快速成形制造技术	18
1.5.2 激光熔化沉积快速成形技术	19
1.6 研究目的和研究内容	22
1.6.1 研究目的	22
1.6.2 研究内容	22
第二章 实验方法	23
2.1 实验材料	23
2.2 激光熔化沉积材料制备与成形	23
2.2.1 实验设备	23
2.2.2 实验方法	24
2.3 热处理实验	25
2.4 微观显微组织观察与分析	25
2.5 硬度测试	25
2.6 室温拉伸力学性能测试以及断口分析	26
第三章 激光熔化沉积 TA15 棒材原始组织及热处理后组织	27
3.1 激光熔化沉积态 TA15 钛合金棒材的制备	27
3.2 激光熔化沉积态 TA15 钛合金棒材凝固组织分析	27
3.2.1 激光熔化沉积 TA15 钛合金原始粉末组织形态	27
3.2.2 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材宏观形貌和原始 β 晶粒尺寸	28

3.2.3 激光熔化沉积态组织及相组成和硬度.....	29
3.3 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材空冷退火热处理后的组织.....	30
3.3.1 原始 β 晶粒具有极高的高温稳定性.....	30
3.3.2 组织形态随热处理温度的变化规律及特殊双态组织的形成.....	31
3.3.3 初生 α 体积分数及 α 片层厚度随热处理温度的变化规律及产生原因.....	34
3.3.4 维氏硬度随热处理温度的变化规律.....	36
第四章 激光熔化沉积 TA15 板材热处理前后组织和性能.....	38
4.1 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材的制备.....	38
4.2 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材凝固组织分析.....	38
4.3 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金板材组织的影响.....	41
4.4 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金力学性能的影响.....	46
4.4.1 激光熔化沉积态 TA15 钛合金板材力学性能.....	46
4.4.2 激光熔化沉积态 TA15 钛合金板材拉伸试样断口形貌.....	49
第五章 讨论.....	64
5.1 特殊“双态”组织形成的机理.....	64
5.2 晶内初生 α 片端“叉形”结构的形成机理.....	67
结 论.....	69
参考文献.....	70
攻读硕士学位期间取得的学术成果.....	74
致 谢.....	75

第一章 绪论

1.1 研究背景

钛合金具有比强度高、耐热性好、耐腐蚀性和生物相容性好、屈强比高等特点,在航空、航天、船舶、海洋、石化、生物医学和交通等工业中应用前景广阔。与钢铁或铝合金相比^[1],钛合金是一种更新的结构材料,应用于铝合金、高强钢或镍基超合金的质量、强度、抗蚀性和/或高温稳定性等综合性能不能满足的航空产品中。在现代化大型商用飞机中,钛合金约占B-777等飞机机体结构质量的7%~9%。钛合金是继镍基超合金以后的第二大喷气式发动机常用材料,占发动机结构质量的1/3以上,按体积计算,钛合金是发动机上应用最多的材料^[1]。

高性能金属结构件激光快速成形制造技术是利用快速原型制造(RPM)的基本原理,通过金属材料快速凝固激光熔覆逐层沉积,直接由零件CAD模型一步完成高性能“近终形”复杂金属零件的快速成形制造;是一种代表着先进制造技术与材料发展方向,将高性能结构材料设计、制备与“近终形”复杂零件直接成形有机融为一体的无模具、非接触、无污染、数字化、知识化成形制造新技术^[2]。与锻压—机械加工传统制造技术相比这项技术具有无需模具、材料利用率高、生产制造成本低、生产制造周期短、工艺简单等独特优点,尤其适合于先进装备大型复杂钛合金等高性能关键金属结构件的快速、低成本成形制造,对装备的快速研制、生产与改型具有十分重要的意义。美国Aeromet公司及国内北京航空航天大学已成功实现激光快速成形钛合金结构件在飞机上的应用^[3-4]。

TA15钛合金的名义成分为Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V。其主要强化机制是通过 α 稳定元素Al的固溶强化。加入中性元素Zr和 β 稳定元素Mo和V,可以改善工艺性。该合金的Al当量为6.58%,Mo当量为2.46%,属于高Al当量的近 α 型钛合金,所以它既具有 α 型钛合金良好的热强性和可焊性,又具有接近于 $\alpha+\beta$ 型钛合金的工艺塑性。TA15钛合金具有中等的室温和高温强度、良好的热稳定性和焊接性能,工艺塑性稍低于TC4,主要用于制造500℃以下长时间工作的飞机、发动机零件和焊接承力零部件。

热处理对钛合金组织及性能具有重要影响,一般进行退火热处理。TA15钛合金的锻造和锻后的退火热处理组织变化与再结晶有关,而激光熔化沉积TA15钛合金退火时虽然不发生再结晶,但可通过控制 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变来调节 α 和 β 相组成、数量和形态来优化组织与性能。目前有关激光熔化沉积TA15钛合金热处理的研究报道很少,本文研究热处理对激光熔化沉积TA15钛合金组织和性能影响,为进一步提高激光熔化沉积TA15钛合金零件的

性能奠定基础。

1.2 钛与钛合金概述

1.2.1 钛的基本性质

1791 年, 钛元素于英格兰被发现, 20 世纪 50 年代初走向工业化生产。钛性质优良, 储量丰富, 从工业价值和资源寿命的发展前景看, 被誉为仅次于铁、铝的“第三金属”。钛位于化学元素周期表第四族第四长周期(IVB 族), 原子序数为 22, 相对原子质量是 47.9。纯钛的熔点为 1640~1670℃。钛有两种同素异晶体即 α 和 β 相, 其同素异晶转变温度为 882.5℃; 转变温度以上为密排六方结构(hcp)的 α 相, 而在 882.5℃以上为体心立方结构的(bcc)的 β 相。 α -Ti 在 25℃时的点阵常数为 $a=0.29503\text{ nm}$, $c=0.46831\text{ nm}$, $c/a=1.5873$; β -Ti 在 25℃时的点阵常数为 0.32320 nm 。纯钛的密度为 4.50 g/cm^3 , 为最重的轻金属。钛的线膨胀系数和比热容比较低, 其热导率大约只是铝热导率的 1/15, 是钢的 1/5。当温度接近绝对零度时, 钛具有超导性。钛无磁性, 在很强的磁场也不会被磁化。钛对于大部分化学介质具有突出的耐腐蚀性能, 但对于 4 种无机酸: 氢氟酸、盐酸、硫酸和正磷酸以及另外 4 种热浓有机酸: 草酸、甲酸、三氯乙酸和三氟乙酸和腐蚀性极强的氯化铝对钛均有严重的腐蚀作用。

钛具有很高的化学活性, 并随温度升高而急剧增加。钛的原子价是可变的, 在较高温度下, 可与许多元素和化合物反应。钛吸气主要与 C、H、N、O 发生反应, 使其脆化。钛的活性表面在室温就开始吸氢, 在 300℃时吸氢量加大; 钛与氧发生明显作用是 600℃; 而与氮发生作用的温度则高于 700℃。通过真空退火, 几乎可以完全除去氢, 而氧、氮则不可能除去。钛在 500℃以下的空气中是稳定的, 在 800℃以上时, 氧化膜要分解, 氧原子会进入晶格从而使金属变脆。掌握钛的吸气性能, 对钛的热加工、机械加工、加工成形、铸造、焊接和使用, 具有重要意义。

高纯钛仅在科学研究中应用, 工业中应用的纯钛均含有一定的杂质, 称为工业纯钛。工业纯钛是含有少量氧、氮、碳及铁和其他残余杂质的致密金属钛。工业纯钛与高纯钛(99.9%)相比强度明显提高, 而塑性显著降低, 二者的力学性能数据列表见表 1。

钛的力学性能受杂质影响很大, 杂质含量增多, 可以提高其强度而降低塑性。氧、碳、氮是钛中经常存在的杂质, 它们能提高钛的强度而降低其塑性, 其中氮的影响最大, 碳最小, 氧居中。氢对钛的力学性能的影响主要体现在氢脆上。在钛中氢的含量达到一定的数值后, 将大大提高钛对缺口的敏感性, 从而急剧降低缺口试样的冲击韧性等性能。除氧、碳、氮外, 对提高钛的强度影响较大的是硼、铍和铝。生产上常以硬度作为测

定工业纯钛的纯度的标准，钛的纯度与硬度的关系见表 2。

表 1 纯钛的力学性能^[5]

性能	高纯钛	工业纯钛	性能	高纯钛	工业纯钛
抗拉强度 σ_b /MPa	250	300~600	正弹性模量 E/MPa	108×10^3	112×10^3
屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	190	250~500	切变弹性模量 G/MPa	40×10^3	41×10^3
伸长率 δ /%	40	20~30	泊松比 μ	0.34	0.32
断面收缩率 ψ /%	60	45	冲击韧性 a_k /MJ·m ⁻²	≥ 2.5	0.5~1.5
体弹性模量 K/°	126×10^3	104×10^3			

表 2 钛的纯度与硬度的关系^[6]

纯度/%	99.95	99.8	99.6	99.5	99.4
硬度 (HV)	90	145	165	195	225

1.2.2 钛的合金化原理

纯钛的延性和韧性虽好，但强度低，加入适当合金元素，可明显改善组织和性能，以满足工程上不同性能的要求。钛与诸元素的相互作用可以分为四类。

第一类：与 α -Ti 或 β -Ti 形成连续固溶体的元素；

第二类：与钛形成有限固溶体、某些金属化合物和共价键化合物的元素；

第三类：与钛不形成固溶体，而形成不同类型的共价化合物和离子化合物的元素；

第四类：与钛不发生作用的元素。

钛与各元素相互作用的细节，可以通过相图形象、具体地表达出来。钛合金二元相图可以归纳为四种类型^[5]。第一种类型 与 α 和 β 钛均形成连续互溶的相图。这种二元系只有两个，即 Ti-Zr 和 Ti-Hf 系。Ti-Zr 相图见图 1。

第二种类型 与 α 钛形成有限固溶体和 β 钛形成连续固溶体。这种二元系有四个：Ti-V、Ti-Nb、Ti-Ta、Ti-Mo 系。Ti-V 相图见图 2。由于 V、Nb、Ta、Mo 四种金属只有一种体心立方点阵，所以它们只与具体相同晶型 β -Ti 形成连续固溶体，而与密排六方点阵的 α -Ti 形成有限固溶体。

第三种类型 与 α 、 β 均有限溶解，并且有包析反应的相图。形成这类相图的二元系有：Ti-Al、Ti-Sn、Ti-Ca、Ti-B、Ti-C、Ti-N、Ti-O 等。Ti-Al 相图见图 3。

第四种类型 与 α 、 β 均有限溶解，并且有共析分解的相图。这种二元系有：Ti-Cr、Ti-Mn、Ti-Fe、Ti-Co、Ti-Ni、Ti-Cu、Ti-Si、Ti-Bi、Ti-W、Ti-H 等。Ti-Mn 相图见图 4。

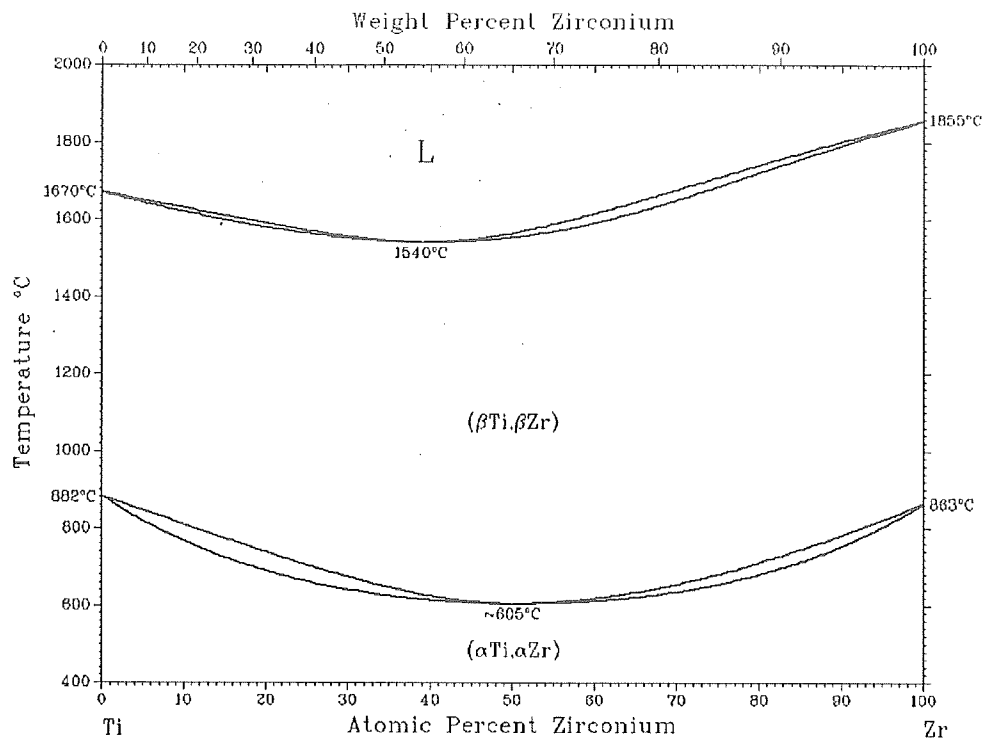


图1 钛-锆相图

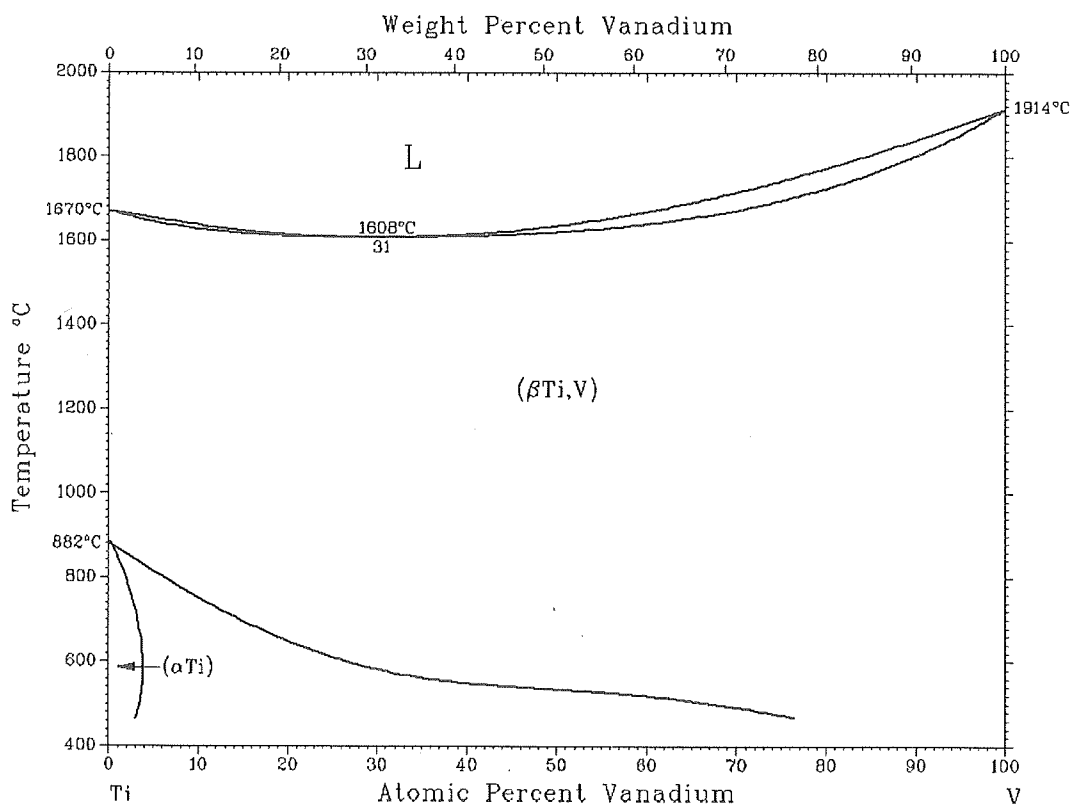


图2 钛-钒相图

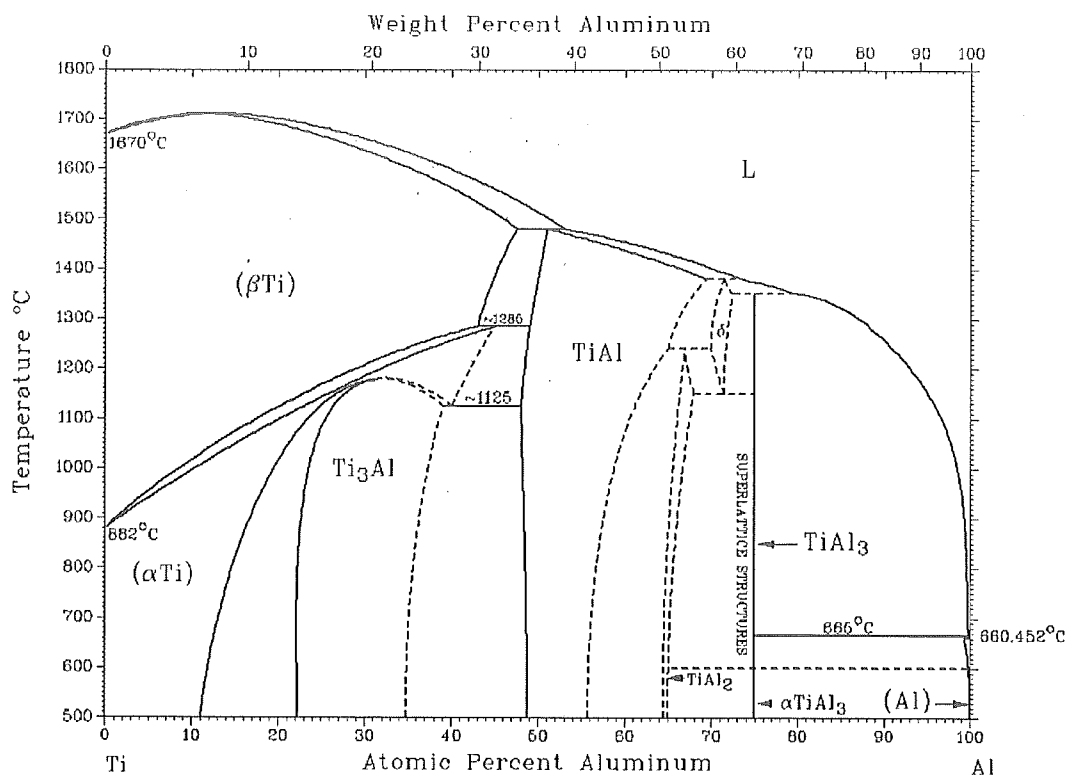


图3 钛-铝相图

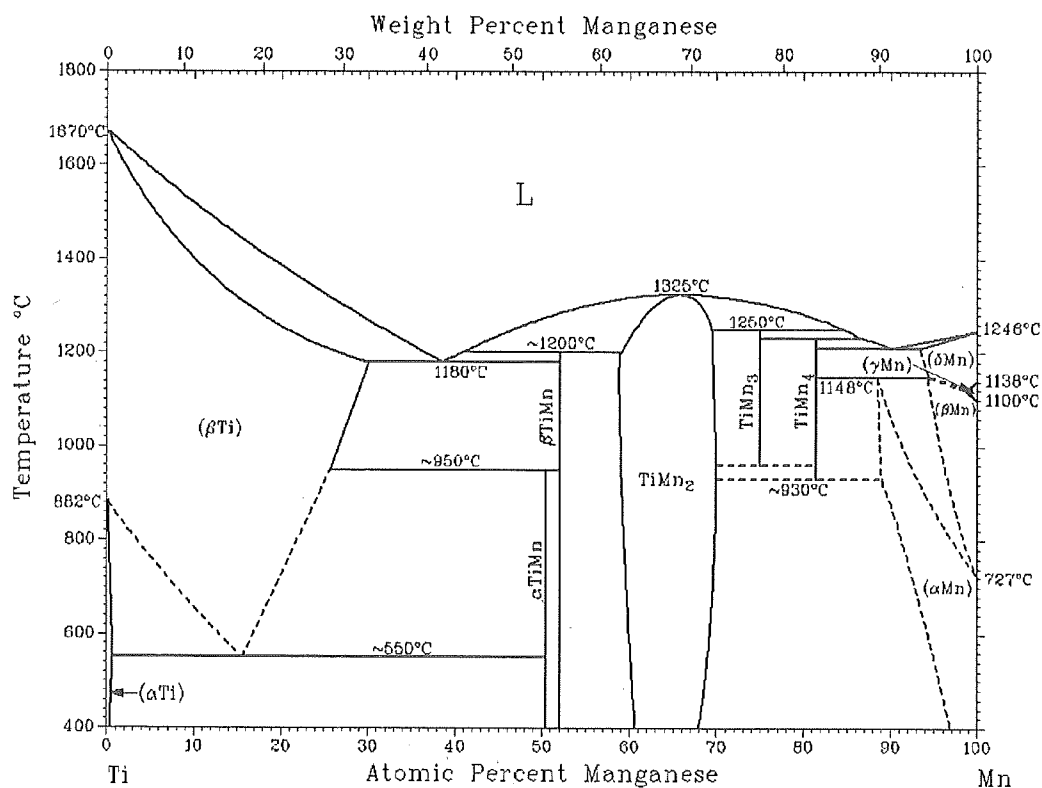


图4 钛-锰相图

根据各种元素与钛形成相图的特点, 及对钛的同素异形转变的影响, 加入钛中的合

金元素可分为：提高 $\alpha \longleftrightarrow \beta$ 转变温度的 α 稳定元素；降低 $\alpha \longleftrightarrow \beta$ 转变温度的 β 稳定元素；对同素异形转变温度很小的中性元素。根据亚稳定状态的相组成与 β 稳定元素含量的关系示意图(图 5)，可以将钛合金划分为以下六种类型。

- 1) α 型钛合金：包括工业纯钛和只含有 α 稳定元素的合金。
- 2) 近 α 型钛合金： β 稳定元素含量小于 C_1 的合金。
- 3) 马氏体 $\alpha+\beta$ 型钛合金： β 稳定含量从 C_1 到 C_k 的合金，可简称为 $\alpha+\beta$ 型合金。
- 4) 近亚稳定 β 型钛合金： β 稳定元素含量从 C_k 到 C_3 的合金，可简称为近 β 型合金。
- 5) 亚稳定 β 型钛合金： β 稳定元素含量从 C_3 到 C_β 的合金，可简称为 β 型合金。
- 6) 稳定 β 型钛合金： β 稳定元素含量超过 C_β 的合金，可简称为全 β 型合金。

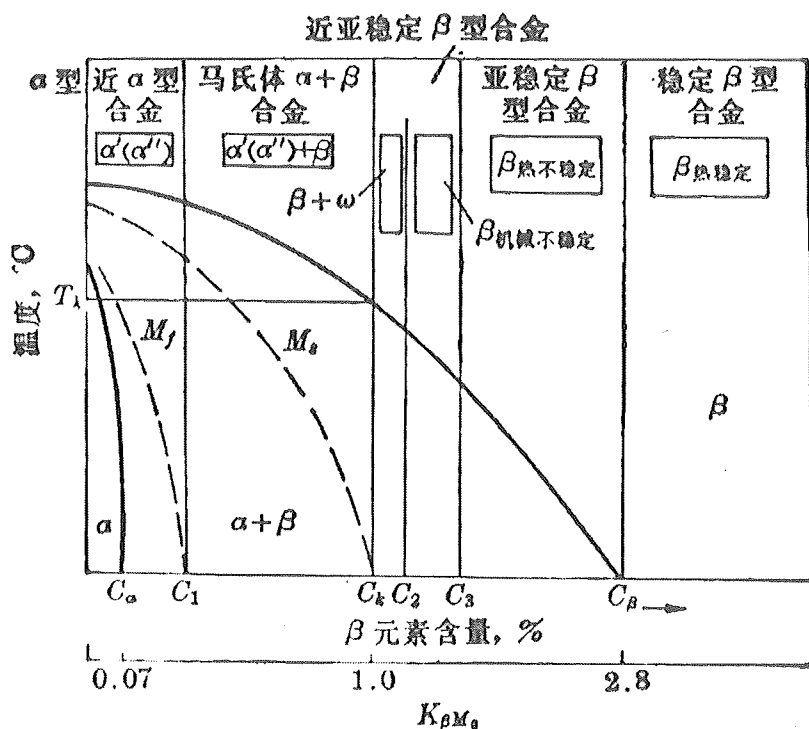


图 5 钛合金从 β 相区淬火后的相组成与 β 稳定元素含量关系示意图^[7]

1.2.3 钛合金的工艺性能

钛合金的工艺性能主要从以下 5 个方面来阐述^[8]：

1、压力加工性能 钛及钛合金可以采用锻造、轧制、挤压、冲压等多种形式的压力加工，但其压力加工性能一般不如低合金钢。

要注意控制坯料的原始组织对加工后半成品组织的影响。如坯料是粗大魏氏组织，则在压力加工中，变形量要超过 50%，才有可能使之充分细化。生产具有等轴组织的成品或半成品时，尤其应注意这一特点。

变形温度应根据 β 相变点确定, 并应严格控制。 α 、近 α 及两相钛合金一般在两相区上部温度变形, 以获得双态或等轴组织。 β 钛合金中, β 稳定元素含量高, β 相变低, 为了减小变形抗力, 一般采用 β 相区温度变形。变形后空冷或水冷, 所的组织基本为亚稳 β , 不形成粗大的魏氏组织, 应注意控制变形温度不能超过 β 相变点过多, 以免引起 β 晶粒粗化。近 β 或亚稳 β 钛合金固溶后, 组织基本为亚稳 β , 有较好的冷成形性。

为了防止吸氢及表面污染, 钛合金高温加热的时间应尽量短, 并尽可能减少重复加热的次数。

2、铸造性能 钛合金难熔且化学活性高, 在熔融状态下能与几乎所有的耐火材料和气体起反应, 大大增加了铸造的困难。因此, 钛合金铸造工艺的发展所遇到的困难比钢、铝、镁都多。钛合金在铸造过程中, 其熔化和浇注都必须在惰性气体保护下或真空中进行。常用的设备有真空自耗电弧凝壳炉等, 应使用强制冷却铜坩埚, 不能用普通的耐火材料制成的坩埚。可采用石墨捣实型等铸钛造型系统, 也可用离心法浇铸。

3、焊接性能 因氢、氧、氮等气体元素极易进入焊缝, 造成污染及脆化, 或者形成气孔, 故钛合金焊接应在惰性气体保护下或真空下进行。焊件及焊丝在焊前应仔细清理, 焊丝可用真空退火除氢。

一般而言, β 稳定元素含量越少, 焊接性能越好。例如, α 钛合金在所有类型钛合金中焊接性能最好。若焊接方法、规范适当, 两相钛合金或 β 钛合金也会得到性能良好的焊缝。焊缝的塑性一般低于基体, 尤其是 β 稳定元素含量较多的钛合金, 更应注意避免焊缝严重脆化。

α 和近 α 钛合金焊后仅需去应力退火。因焊缝区的冷速较快, 两相区钛合金焊后的组织中会出现较多的亚稳相, 用去应力退火不能使亚稳相充分分解, 必须进行稳定化退火, 其工艺与合金典型退火相同。 β 钛合金的焊缝区基本是由亚稳 β 相组成。因此, 焊后退火的实质是焊缝区的亚稳 β 相的时效分解。制订焊后时效工艺时, 应注意防止出现等温 ω 相, 使焊缝变脆。

4、超塑性 超塑性是指具有合适的组成相比例、较细晶粒及较细亚结构的合金, 在一定温度及较慢的应变速率下, 能表现出极高的塑性现象。合理的利用合金的超塑性, 能生产出高精度的复杂锻件和钣金件。大多数钛合金具有一定的超塑性性能。例如, TC4 合金若具有细小的等轴组织, 在 925°C 以 $6.5 \times 10^{-4}/\text{s}$ 应变速率拉伸, 其延伸率可达 500%。影响钛合金超塑性的组织因素主要是晶粒大小及初生 α 的含量; 工艺因素主要是变形温度、变形速率等。

5、切削性能 钛合金导热性差，摩擦系数大，切削时温度升高很大，且易粘刀，使刀具磨损快，故切削加工比较困难。

1.2.4 近 α 钛合金和 TA15 钛合金

β 相中原子扩散快，易于发生蠕变。为了提高蠕变抗力，在 $(\alpha+\beta)$ 合金中必须降低 β 相的含量，从而发展出近 α 钛合金。这类钛合金中所含 β 稳定元素一般小于 2%，其平衡组织为 α 相加少量的 β 相。这些 β 稳定元素还有抑制 α 相脆化的作用（即延缓 α 中形成有序相的过程）。目前，近 α 钛合金的最高使用温度为 500℃~550℃。

TA15 钛合金是一种典型的近 α 钛合金，它的名义成分为 Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V。TA15 在退火状态以 α 相固溶体为基体，含有少量的 β 相（5%~7%），该合金不能进行热处理强化。其主要强化机制是通过 α 稳定元素 Al 固溶强化。它是于 1964 年作为比 TA7 强度更高的板材钛合金研制成功。加入中性元素 Zr 和 β 稳定元素 Mo 和 V，可以改善工艺性能。既具有 α 型钛合金良好的热强性和可焊性，并具有 $\alpha+\beta$ 型钛合金的工艺塑性。与 TA11（Ti-8Al-1Mo-1V）相比，TA15 以 2Zr 替代 TA11 中的 2Al，降低了 Al 当量，改善了热稳定性和热盐应力腐蚀倾向等使用性能。TA15 钛合金具有中等的室温和高温强度、良好的热稳定性和焊接性，工艺塑性稍低于 TC4。TA15 合金长时间（3000h）工作温度可达 500℃，瞬时（不超过 5min）可达 800℃。450℃下工作，寿命可达 6000 h。TA15 钛合金的半成品有薄板、厚板、轧棒、锻棒、模锻件、锻件、挤压型材、焊接环环件、整体环轧件和铸件等。材料的牌号 TA15、TA15-1、TA15-2、ZTA15，各牌号的化学成分见表 3。TA15 钛合金的铸造合金牌号为 ZTA15，其焊丝的牌号为 TA15-1 和 TA15-2。相近牌号 BT20、BT20-1_{CB}、BT20-2_{CB}、BT20JI（俄罗斯）。

表 3 TA15 钛合金化学成分（质量分数）^[9]

牌号	合金元素					杂质（小于或等于）						
	Al	Mo	V	Zr	Ti	C	Fe	Si	O	N	H	其它
TA15	5.5~	0.5~	0.8~	1.5~	余量	0.10	0.25	0.15	0.15	0.05	0.015	0.30
	7.0	2.0	2.5	2.5								
TA15-1	2.0~	0.5~	0.8~	1.5~	余量	0.05	0.15	0.10	0.12	0.04	0.003	0.30
	3.0	2.0	2.5	2.5								
TA15-2	3.5~	0.5~	0.8~	1.5~	余量	0.05	0.15	0.10	0.12	0.04	0.003	0.30
	4.5	2.0	2.5	2.5								
ZTA15	5.5~	0.5~	0.8~	1.5~	余量	0.13	0.30	0.15	0.16	0.05	0.01	0.30
	6.8	2.0	2.5	2.5								

1.3 钛合金的相变和热处理

1.3.1 钛合金的相变

纯钛在固态时由两种同素异晶体，其转变温度称为 β 相变点，高纯钛的 β 相变点为 882.5°C ，对成分十分敏感，该温度是制定钛合金热加工工艺规范的一个重要参数。在 882.5°C 发生下列同素异晶转变，即 α （密排六方） $\rightarrow\beta$ （体心立方）。由于纯钛有同素异构转变，所以钛合金一般都有这一转变，只是转变温度随所含合金元素的性质和冷却条件不同。同素异晶转变是钛合金中各种相变的基础。

钛合金热处理及其原理大多数钛合金只是通过热处理控制 $\beta\rightarrow\alpha$ 相变，少数钛合金系，如Ti-Cu系，可以进行时效析出金属间化合物强化。合金成分特别是 β 相稳定元素含量以及冷却速度，对 β 相变有重要影响。连续冷却时相变情况如下：慢冷时 $\beta\rightarrow\alpha+\beta$ ；增加冷却速度会出现 ω 相，逐步由 $\beta\rightarrow\beta+\alpha\rightarrow\beta+\alpha+\omega$ 变为 $\beta\rightarrow\beta+\omega$ 相变；再增加冷却速度，可以不发生相变得到室温介稳的 β 相，或者得到 $\beta\rightarrow\alpha$ 马氏体相变，得到 α 马氏体相（当 β 稳定剂小于临界浓度时）；在随后的时效时，马氏体可以分解析出细小 β 相。

钛合金在慢冷时， α 由 β 相中析出，得到片层魏氏组织及沿 β 相晶界的 α 相，图6为钛- β 同晶元素相图。

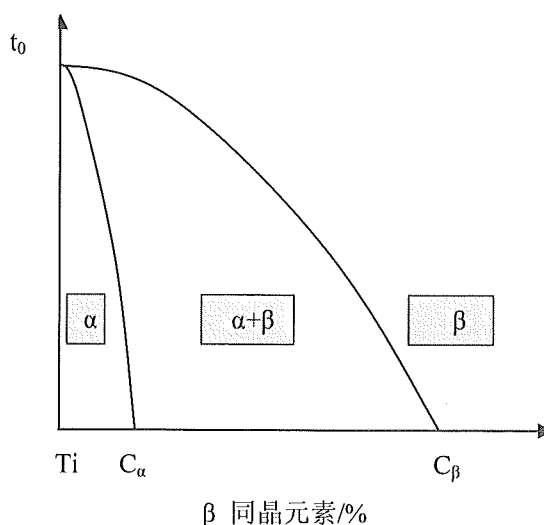


图6 钛- β 同晶元素相图^[5]

图6中， t_0 点为纯钛的同素异构转变温度。若相图的原点不是纯钛而是钛合金，则 t_0 点扩展为一个温区。图中 t_0C_β 表示 $\beta\rightarrow\alpha$ 的开始温度线， t_0C_α 表示 $\beta\rightarrow\alpha$ 的终止温度线。慢冷过程中，对于 β 稳定元素小于 C_α 的合金，无论从多少温度开始炉冷，其组织均为单相的 α 。但空冷时，由于 $\beta\rightarrow\alpha$ 的相变来不及进行到底，合金组织中有少量残留的亚稳 β 。成

分位于 $C_\alpha \sim C_\beta$ 两相区的合金自温度的降低,析出的 α 相的数量不断增加, β 相的数量不断减少,两相成分分别沿着 t_0C_α 与 t_0C_β 变化。

α 相的析出过程是一个形核和长大的过程。形核的位置、晶核的数量、长大的速率与合金的成分以及冷却条件有关。当冷却速度很慢时,由于产生的过冷度很小,晶核首先在晶界形成,并在晶界区长大成为网状晶界 α ,同时由晶界 α 向晶内生长,形成位相相同,并互相平行排列的长条状组织,一般称为平直的 α 组织。若冷却速度不够慢,则在晶粒内部也可形核,并长成 α 片从;若冷却速度极慢, α 在晶界形核,向晶内生长,贯穿整个晶粒。钛合金从 $\alpha+\beta$ 两相区慢冷时,由于冷却前组织中已存在 α 颗粒(初生 α),冷却过程中 α 相沿初生 α 颗粒边界析出,使初生 α 颗粒粗化。也可以使初生 α 颗粒边界形核后向 β 相内生长,形成 α 束域。

钛合金在快冷时,视合金成分不同, β 相可以转变马氏体 α' 或 α'' 、 ω 或过冷 β 等亚稳相。在快速冷却过程中,由于 β 相析出 α 相的过程来不及进行,但是 β 相的晶体结构,不易为冷却所抑制,仍然发生了改变。这种原始 β 相的成分未发生变化,但晶体结构发生了变化的过饱和固溶体是马氏体。如果合金的浓度高,马氏体转变点 M_s 降低到室温以下, β 相将被冻结到室温,这种 β 相称为过冷 β 相或残留 β 相。若合金中 β 稳定元素的浓度较低,转变阻力小,转变为具有密集六方晶体结构的六方马氏体 α' ;若 β 稳定元素的浓度较高,晶格转变阻力大,则转变为具有斜方晶体结构的斜方马氏体 α'' 。

1.3.2 钛合金的热处理

钛合金的相变是钛合金的热处理的理论基础。钛合金常见的热处理方式有退火、淬火时效处理、形变热处理和化学热处理^[10]。

1、退火 退火目的是为了消除应力、提高塑性及稳定组织,具体形式有去应力退火、再结晶退火(也称完全退火)、双重退火、等温退火和真空去氢退火等。为了消除内应力可采用去应力退火,退火过程中主要是发生回复。为了消除加工硬化、稳定组织和提高塑性可采用再结晶退火,退火过程中主要是发生再结晶。耐热钛合金为了保证在高温及长期应力作用下组织及性能稳定,通常采用双重退火:第一次高温退火是使再结晶充分进行,并控制初生 α 相的数量;第二次低温退火是使组织更接近于平衡状态。对于 β 稳定元素含量较高的 $\alpha+\beta$ 型合金,最好采用等温退火,因为 β 相的稳定性高,空冷不能使 β 相充分分解,采用等温冷却可使 β 相完全转变。氢在钛中的溶解析出过程是可逆的,可采用真空退火的方法降低钛的氢浓度,消除氢脆。近年来出现了 β 退火工艺,空冷后在粗大 β 晶粒上析出针状 α ,这种组织对应较高的断裂韧性和蠕变抗力,但使室

温塑性降低。张旺峰^[11]等研究了 TA15 钛合金的 β 热处理, 得到的片状组织其拉伸强度、塑性、冲击韧性均低于两相区热处理得到双态组织, 但片状组织断裂韧性高于双态组织、疲劳裂纹扩展速率低于双态组织。

影响退火工艺的因素有: 加热温度、保温时间和冷却速度。下面从这三个方面概述钛合金的退火工艺研究现状。

胡刚^[12]等研究了退火热处理对TA15钛合金焊接接头力学性能和组织的影响。结果表明, 热处理可以在不影响接头强度的情况下改善接头的塑性, 提高接头的疲劳性能。电子束焊接接头经过 $650^{\circ}\text{C} + 2\text{h}$ 退火处理后抗拉强度和截面收缩率都达到了最佳状态。陈军^[13]等研究了退火工艺对Ti700钛合金冲击韧性的影响, 结果表明: Ti700钛合金冲击韧度随退火温度升高而发生明显变化, $650\sim 850^{\circ}\text{C}$ 范围退火后其冲击韧度为低值区, 915°C 热处理可获得最高值。朱知寿^[14]等探讨了新型TC21钛合金热处理工艺参数与显微组织演变的关系, 发现TC21钛合金模锻件第1次退火加热温度影响网篮组织中初生 α 相的形态变化。增加第1次退火加热温度, 初生 α 相逐渐从由长条状向短棒状和球状转变, 当超过相变点完全球化。合金在 $T_{\beta}-20^{\circ}\text{C}$ 以下加热可最大程度的保持初生 α 长条状形貌, 从而可确保模锻件获得优异的强韧性和损伤容限性能综合匹配。邹清燕^[15]等人采用不同的热处理制度对TC11棒材试样处理观察显微组织研究发现在相变点下 $35^{\circ}\text{C}\sim 45^{\circ}\text{C}$ 热处理可以得到初生的体积百分数在35%-50%形貌也较好的组织。张振刚^[16]等研究了热处理工艺与Ti-3Al-5Mo-5V钛合金显微组织间的定量关系, 从钛合金 α 片的长度、宽度以及长宽比等显微组织特征的统计分析入手, 系统、定量地探讨了热处理工艺对于Ti-3Al-5Mo-5V钛合金显微组织的影响规律。结果表明, Ti-3Al-5Mo-5V钛合金显微组织对退火温度的变化较为敏感, 在一定温度范围内, 退火温度的升高或退火时间的延长, 将引起片状 α 晶粒发生规律性演变, 在 800°C 退火, 显微组织有转变为魏氏组织的趋势, 在 820°C 退火时显微组织极易变为魏氏组织。

熊爱明^[17]等研究了热处理制度对TC6钛合金显微组织的影响, 结果发现: 加热温度和保温时间对钛合金显微组织影响较大。其中, 加热温度主要影响钛合金显微组织中 α 相的含量, 即 α 相数量随加热温度的升高而逐渐减少; 保温时间主要影响钛合金显微组织中次生 α 相的大小。加热温度和保温时间对组织的形态影响均较小。

李士凯^[18]等研究了不同冷却方式(水冷, 空冷和炉冷)对Ti-6Al-2Zr-2V-1Mo(质量分数, 下同)ELI(TA15 ELI)合金43 mm 厚板双态组织中次生 α 片厚度, 以及对该合金双态组织和等轴组织损伤容限性能的影响。结果表明: 水冷时 α 片厚约 $1\mu\text{m}$, 空冷时 α 片厚

为 $2\mu\text{m}\sim 4\mu\text{m}$ ，炉冷时 α 片过于增厚，几乎完全溶于等轴 α 相内，形成完全等轴组织。

2、淬火时效 淬火时效是钛合金热处理强化的主要方式，故又称强化热处理。钛合金淬火所得马氏体硬度不高，强化效果不大，回火使钛合金产生弥散强化。钛合金有两种强化机制：高温淬火 β 相中所含 β 稳定元素小于临界浓度，得到马氏体，时效时马氏体分解产生弥散强化；低温淬火 β 相中所含 β 稳定元素大于临界浓度，得到亚稳定 $\beta+\alpha$ ，再经过时效 β 相分解为弥散相使合金强化。

刘芝侠^[19]等研究了时效对 β 型 Ti-4Al-22V 合金硬度的影响，结果表明：经不同固溶温度及时间的时效处理，使合金得到了明显的弥散强化，合金 HRC 硬度高达 43。孟笑影^[20]等采用不同的固溶温度、固溶后冷却速度以及时效温度，通过性能检测、电子显微镜观察，较系统地研究了 TC18 钛合金热处理工艺对组织和性能的影响。结果表明，于 830°C 固溶并缓冷至 750°C 后空冷，然后在 600°C 时效，锻件的强度和断裂韧性可得到最佳的匹配。葛鹏^[21]等研究了 Ti-B20 合金(以“临界钼当量条件下的多元强化”为原则设计的一种新型的高强度亚稳 β 钛合金)在不同热处理条件下的时效组织和拉伸性能。结果表明：同常见的亚稳 β 钛合金相比，Ti-B20 合金具有更快的时效响应及更高的时效强化效应，其析出相更加细小均匀；合金在 $\alpha+\beta$ 区固溶后在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 时效时可以获得优良的强度和塑性匹配(抗拉强度： $1200\sim 1500\text{MPa}$ ；延伸率： $8\%\sim 18\%$)，高温时效时没有发现无析出区；合金在 β 区固溶后的时效强度要大大高于 $\alpha+\beta$ 区固溶后的时效强度，但却会导致拉伸塑性的急剧降低。孟庆武^[22]等对 TC 钛合金分别进行强化热处理和退火热处理，发现强化热处理可使钛合金的耐磨性能得到很大提高，这是由于常规退火钛合金的磨损机制以黏着磨损为主，而强化热处理钛合金的磨损机制以磨粒磨损为主。张尚洲^[23]等发现 Ti-60 合金在 $\alpha+\beta$ 相区固溶处理后析出具有规则几何形状的碳化物。 600°C 时效处理时碳化物基本不溶解，形态没有明显改变。

3、形变热处理和化学热处理 形变热处理能提高合金的强度和塑性，是因为变形时晶粒内部位错密度增加，内应力增大；快冷将这些变形组织全部或部分地固定到室温，并使所得亚稳定精细组织细化。所有这些都能促使时效过程中亚稳定相的分解，并使 α 相均匀弥散析出，因而强度和塑性都得到提高。化学热处理可以通过渗氮、渗氧等方式改善钛合金的耐磨性和耐蚀性。

钛合金热处理时应用最多的是各种方式的退火。在制定钛合金的热处理规范时，应考虑以下特点^[5]：

- 1) 马氏体相变不引起合金的显著强化。

- 2) 应避免形成 ω 相。
- 3) 同素异构转变难于细化晶粒。
- 4) 导热性差, 可导致钛合金, 尤其是 $\alpha+\beta$ 合金的淬透性差, 淬火热应力大, 淬火时零件容易变形。
- 5) 化学性活泼, 热处理时, 钛合金易和氧发生反应, 形成一定深度的富氧层。
- 6) β 相变 β 相变点差异大。即使同一成分, 但冶炼炉次不同的合金, 其 β 相变温度有时差别很大(一般相差 $5\sim 70^{\circ}\text{C}$)。
- 7) 在 β 相区加热时 β 晶粒长大倾向性大。

1.4 钛合金组织与性能

1.4.1 钛合金组织分类

钛合金非淬火态组织按形态特征分为魏氏组织、网篮组织、等轴组织和双态组织^[10]。

(1) 魏氏组织: 特点是原始 β 晶粒边界清晰完整, 晶界 α 非常明显, 晶内 α 相呈粗片状规则排列。

(2) 网篮组织: 其特点是原始 β 晶粒边界不同程度地被破碎, 晶界 α 已经不明显, 晶内片状结构 α 变短变粗, 在原始 β 晶粒的轮廓内呈网篮状编织的片状结构。

(3) 等轴 α 组织: 其特点是在均匀分布的、含量超过50%的初生等轴 α 基体上, 存在一定数量的转变 β 组织。等轴 α 是不能从 β 直接转变获得, 只能从片状变化而来。从片状 α 变成等轴 α 需要两个基本条件, 一是变形, 二是加热。片状 α 经变形后发生晶格畸变, 为其再结晶创造了必要条件。如果在 $\alpha+\beta$ 区进行热加工, 变形温度较高, 在变形过程中将发生再结晶, 一般 α 相优先发生再结晶, 形成等轴 α , 待 β 相也发生再结晶, 也就获得了完全等轴的 $\alpha+\beta$ 。当变形温度低, 再结晶不能进行, 或只能部分发生再结晶, 随后再进行再结晶退火, 亦可得到等轴组织。等轴化程度的大小, 受变形程度、加热温度和保温时间的影响。

(4) 双态组织: 其特点是在转变 β 组织的基础上, 分布着一定数量的初生 α 相, 但总含量不超过50%。采用近 β 加工或混合加工(从 β 相区开始变形, 但终止于 $\alpha+\beta$ 相区), 当变形主要集中在 β 相区, 并延续到 $\alpha+\beta$ 两相区, α 相发生再结晶形成等轴 α , 在冷却时又从 β 相中析出片状 α , 这样就形成双态组织。另外, 经过变形加工后, 再重新加热到 $\alpha+\beta$ 两相区上部温度退火亦可得到双态组织。

1.4.2 组织对性能的影响

组织对钛合金性能有着非常显著地影响。表4为Ti-6Al-4V钛合金四种不同组织类型的性能。

表4 不同显微组织类型对Ti-6Al-4V合金机械性能的影响^[7]

机械性能	魏氏组织	网篮组织	双态组织	等轴组织
σ_b 公斤力/毫米 ²	104	103	100	98
$\sigma_{0.2}$ 公斤力/毫米 ²	97.7	93.1	83.4	90
δ_5 %	9.5	13.5	13.0	16.5
Ψ %	19.5	35	40	45
a_k 公斤·米/毫米 ²	3.65	5.4	4.4	4.8
K_{IC} 公斤·米/毫米 ^{-3/2}	329			190
σ_{-1} (1×10^7) 公斤力/毫米 ²	42.7	49.6	50.7	53.3
持续时间 (400℃ 60 公斤力/毫米 ²) 小 时		>400	187	92
蠕变残余变形 % (400℃ 30 公斤力/毫米 ² 100 小时)		0.125	0.142	0.162

从表4中可以看出，典型的魏氏组织的拉伸塑性非常低，根本不能满足技术条件的要求，这是由于 β 晶粒长大、晶界出现连续 α 相的结果。这种组织的疲劳性能也非常低，因此各类钛合金零件中应避免出现魏氏组织。网篮组状组织的拉伸塑性比魏氏组织好得多，一般可以满足技术要求，但并不充分。这种显微组织中已经不存在连续的晶界 α 相，但是还可以隐约地看出原始 β 晶粒的轮廓，这一类组织可用于制造疲劳性能要求不高的零件。

双态组织具有较好的拉伸塑性和疲劳强度。等轴组织具有最好的拉伸塑性和疲劳强度，延伸率和断面收缩率分别在15和40%以上，疲劳强度 σ_{-1} 在50公斤力/毫米²以上。对于要求高疲劳性能的零件，例如承受振动负荷的叶片等，希望具有等轴组织；但是实际生产条件下，并不能经常获得这种组织，尤其是在大型锻件和模锻件中，常见的是双态组织，有时甚至是网篮状组织。双态组织或网篮组织的疲劳性能虽稍差些，但却有着更高的持久和蠕变强度，因此，从综合机械性能考虑，对于在较高温度下长期受拉应力的

零件，双态组织，甚至网篮组织更可取。从表4还可以看出，魏氏组织的断裂韧性比等轴组织的高得多。

周伟^[24]等研究了TC4的热处理发现经 $\alpha+\beta$ 区固溶处理TC4合金的显微组织为球状或条状初生 α +晶间 β 相的双态组织，经 β 区固溶处理加 $(\alpha+\beta)$ 区时效处理后得到网篮组织，双态组织具有高的拉伸性能和低断裂韧性，网篮组织具有良好的断裂韧性和疲劳性能。

钛合金的性能主要取决于 α 和 β 两相的排列方式、体积分数、尺寸以及各自的性能。与体心立方 β 相相比，六方 α 相具有更高的堆积密度和各向异性的晶格结构。与 β 相相比， α 相具有以下特征：

- 1) 更高的抵抗塑性变形的能力。
- 2) 较低的塑性。
- 3) 力学和物理性能各向异性更强。
- 4) 扩散速率至少低两个数量级。
- 5) 更高的抗蠕变性能。

表5定性地说明了两相尺寸（细小和粗大微观组织的对比）以及两相的排列（层状显微组织与等轴显微组织的对比）对一些重要力学性能都有影响。

表5 显微组织对钛合金性能的影响^[1]

细小	粗大	性能	层片状	等轴状
*	*	弹性模量	*	+/-
+	-	强度	-	+
+	-	塑性	-	+
-	+	断裂韧性	+	-
+	-	疲劳断裂萌生	-	+
-	+	疲劳裂纹扩展	+	-
-	+	蠕变强度	+	-
+	-	超塑性	-	+
+	-	氧化性能	+	-

附注 1：+表示性能提高；-表示性能降低；*表示无影响。

细小的组织可以提高合金的强度和塑性，还可以延缓裂纹的形核，同时也是超塑性

形成的必要条件。另一方面，粗大的组织抵抗蠕变和疲劳裂纹扩展的能力更强。层状组织具有高的断裂韧性、优异的抗蠕变性能和抗疲劳裂纹扩展性能，而等轴状组织往往具有高的塑性和疲劳强度，并易于超塑性变形。由于双态组织综合了层状和等轴状组织的优点，因此，具有优良的综合性能。

影响力学性能的组织特征参数主要包括： D （ β 晶粒尺寸）， d （片状 α 集团的平均直径）， b （片状 α 的厚度）。在相成分不变的条件下，显微组织参数决定材料的机械性能水平。文献^[7]研究了TC6钛合金的强度和塑性与原始的 β 晶粒尺寸和晶内组织的参数的定量关系，通过大量的试验数据回归分析，部分试验结果列于表6。

表6 具有片状组织的TC6合金机械性能的计算公式文献^[7]

性能			
室温 σ_b	公斤力/毫米 ²	$\sigma_b=156-0.005D-1.0d-15.0b$	$d < 30$ 微米
δ	%	$\delta=6-0.013 D+0.5d+6.0b$	$b < 3$ 微米
Ψ	%	$\Psi=3-0.045D+1.2d+12.5b$	
室温 σ_b	公斤力/毫米 ²	$\sigma_b=104-0.002D-0.005d-0.3b$	$d > 30$ 微米
δ	%	$\delta=18-0.005 D-0.014d-0.6b$	$b > 3$ 微米
Ψ	%	$\Psi=55-0.016D-0.10d-3.5b$	

由表6可知，晶内组织细小的情况下的情况下，组织参数的较小变化也会导致性能的急剧变化。片状 α 厚度减少1微米或片状 α 集团尺寸减少10微米，延伸率和断面收缩率相应降低5~6%和12%；而室温强度相应增加10~15公斤力/毫米²。与此同时，原始 β 晶粒尺寸每变化100微米，引起的相应变化是延伸率为1.3%；断面收缩率4.5%；抗拉强度为0.5公斤力/毫米²。在晶内组织较粗大的情况下，显微组织参数对室温机械性能的影响要小得多。例如， D ， d ， b 分别增加100、10和1微米时，相应的变化为：延伸率降低0.14~0.6%；断面收缩率降低1~3.5%；抗拉强度保持不变。沙爱学^[25]等对TA15钛合金锻件、棒材退火，发现提高退火温度可以增加初生 α 相尺寸和次生 α 相片层厚度，从而提高合金的冲击性能。

文献^[7]研究了不同初生 α 含量对Ti-6Al-4V合金室温机械性能的影响，结果表明室温拉伸强度与初生 α 含量的关系不大，拉伸塑性，特别是断面收缩率与初生 α 含量有密切关系。初生 α 相含量为20~80%时，断面收缩率始终保持在40%以上；当初生 α 相含量少于20%时，因此，从拉伸塑性的角度来看，初生 α 相的含量应该控制在20%以上，以免急剧降低塑性。在试验中，拉伸强度的缺口敏感性和冲击韧性与初生 α 相含量之间没有明显的规律。

性。初生 α 相的数量及大小对合金断裂韧性的影响极大，初生 α 相减少时，断裂韧性增高。表7给出了片状组织和含不同初生 α 相得TC4合金的断裂韧性。

表7 TC4合金片状组织和含不同初生 α 相的断裂韧性^[26]

组织状态	片状	30%初生 α	80%初生 α	90%初生 α
$K_{IC}/\text{MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$	2243	1999	1511	1284

文献^[7]还研究了初生 α 相含量对Ti-6Al-4V合金400℃下高温拉伸、持久强度和应力为30公斤力/毫米²的蠕变残余变形量的影响。高温拉伸强度与初生 α 相含量的关系没有明显的规律性，然而，持久和蠕变强度随初生 α 相含量的增加明显降低，因此在有些技术条件中，不仅规定了初生 α 相的最低限度，而且对最高允许的含量也加以规定。例如，适用于飞机和航宇结构零件的美国优质钛合金锻件标准MIL-F-83142A中规定：经过热处理的锻件的任何截面上，等轴初生 α 相颗粒的总含量应在15~45%范围内。文献^[27]指出IMI834具有含有15%体积分数的细小球状初生 α 的双态组织是综合性能最好，具有优异的蠕变、低周疲劳和裂纹扩展综合性能。初生 α 相含量对Ti-6Al-4V合金室温疲劳影响的研究表明，疲劳极限随初生 α 相含量的增加而提高。从以上讨论中可以得出结论：为确保 $\alpha+\beta$ 两相钛合金具有最好的综合性能，应该将显微组织中的初生 α 相含量控制在一定的范围内。适当的控制初生 α 相和次生片状 α （转变 β 组织）的相对含量，可以调整拉伸塑性、疲劳强度和高温持久、蠕变强度之间的关系。

不仅初生 α 相含量和尺寸会影响钛合金的性能，初生 α 相的形状也会影响合金性能。当初生 α 相从细长条形转变为球状时，断裂韧性会降低^[1]。曹京霞^[28]等研究了两相区轧制的TA15锻件退火获得了含有等轴初生 α 相和 β 转变组织基体的双态组织，等轴初生 α 相体积分数随退火温度的增高而减少，等轴 α 相含量增加有利于塑性和冲击性能的提高，但对断裂韧性、持久和蠕变性能不利； β 转变组织体积分数降低，且次生 α 相的球化显著降低了合金抗裂纹扩展的能力，从而降低了疲劳极限。

1.4.3 钛合金层片状组织演化

片状组织是金属中一种常见的组织，如钢铁中的共析珠光体、钛合金的网篮组织。片状组织具有较好的抗裂纹扩展能力和高温蠕变性能，而低长径比或球状组织具有良好的塑性和疲劳性能。在钢中为了细化组织，将片状组织变为球状组织，通常采用接近于同素异晶转变温度的循环退火。钛合金中的片状组织比较稳定，一般只通过热处理不能

改变钛合金的片状组织。钛合金通常在相变点以下大塑性变形才能使片状 α 改变成球状 α ^[7]。钛铸件的典型组织是晶粒粗大的 β 转变组织，铸件的塑性和抗拉强度较差^[5]，为改善性能可采用锻造工艺得到等轴的显微组织。钛合金合金铸锭必须在 β 转变点以上50~150℃进行开坯。通过反复镦、拔来破碎铸态组织，其变形程度应大于60%。开坯后的得到的是细片层组织，这种组织的疲劳性能较差。在适当的变形温度和变形程度下将其继续变形，便可得到等轴显微组织。因此，对于不同组织状态的原料可以通过适当地协调变形程度、变形温度和冷却速度参数以获得所需要的组织。

周军^[29]等通过等温热压缩试验和金相分析研究了热变形参数对Ti-17合金片状 α 球化过程的影响。结果表明：合金组织由网篮组织转化为等轴 α 组织的球化过程引起了高温流变应力的软化；等轴化的程度随变形程度、应变速率的增加而增大，随变形温度的提高而减小；变形程度是片状球化的主要因素；在相同温度下，提高应变速率能够加快片状组织完全球化的速度。周军等^[30]还采用加工图理论分析了TC17钛合金在高温变形过程中的片状 α 球化规律。结果表明：用加工图理论分析材料的高温变形行为能准确直观地反映出材料在不同变形条件下的组织演变规律。分析加工图发现：TC17合金在840℃~870℃，应变速率 $0.5\text{s}^{-1}\sim 3\text{s}^{-1}$ 之间变形是片状 α 组织球化的理想区域，此时对应的能量耗散效率值为45%左右；在850℃~910℃，较高应变速率($>5\text{s}^{-1}$)下对TC17合金加工易发生流变不稳定现象，形成绝热剪切带。

1.5 激光熔化沉积制备工艺

1.5.1 快速成形制造技术

快速成形制造技术又称快速原型制造技术^[31]，简称 RP&M——Rapid Prototyping&Manufacturing。早在1892年，Blather在他的美国专利中曾建议用叠层的方法来制作地图模型。该方法包括将地图的轮廓线压印在一系列的蜡片上并沿轮廓线切割蜡片，然后堆叠系列蜡片产生三维地貌图。该技术是CAD、CAM、数控技术、激光、新材料、精密机械、化学、物理等学科技术的集成，基于平面离散、堆积的基本原理，通过快速成型机将一层层的材料堆积成实体原型。与传统加工工程相比，快速成形大大缩短了零部件加工周期并降低了成本，尤其有利于成形具有复杂形状的零件，充分显示了该技术的优越性。

从1988年世界上第一台快速成型机问世以来，各种不同的快速成形工艺相继出现并逐渐成熟，相对应的设备继而快速商品化。目前，比较成熟的快速成形工艺方法有十

余种,技术已基本趋于成熟,近年来出现了一系列新的快速成形技术包括^[32]:激光选区烧结法(SLS),液光固化成型法(SLA),叠层实体制造法(LOM),熔融沉积法(FDM),立体印刷(3D Printing)。它们拥有一个共同的特点:原型零件是由增添材料而不是去除材料得到,将立体零件生产工序简化为平面层层材料堆积的工艺。但目前技术通常只能制造出不具备足够高机械强度和机械性能的非金属原型或非疏密金属,因此发达国家均大力研究和发展能够直接制造出全密度高强度功能性金属零件的新型快速制造技术。美国在设备研制、生产销售方面占全球主导地位,其发展水平及趋势基本代表了世界的发展水平及趋势。欧洲和日本也不甘落后,纷纷进行相关技术研究和设备研发。香港和台湾比内地起步早,台湾大学拥有 LOM 设备,台湾各单位及军方安装多台进口 SL 系列设备。香港生产力促进局和香港科技大学、香港理工大学、香港城市大学等都拥有 RP 设备,其重点是有关技术的应用与推广。国内自 20 世纪 90 年代初开始进行研究,现有西安交通大学、华中科技大学、清华大学、北京隆源公司多所研究单位自主开发了成型设备并实现产业化。其中,西安交大生产的紫外光 CPS 系列光固化成型系统快速成型机等新技术,引起了国内外的高度重视;华中科技大学研究 LOM、SLS 工艺,推出了系列成型机和成型材料;清华大学主要研究 RP 方面的现代成型学理论,并开展了基于 SL 工艺的金属模具的研究;北京隆源公司主要研究 SLS 系列成型设备和配套材料并承接相关制造工程项目^[33]。

快速成形制造技术广泛应用于金属直接制造以及生物医学上。赵宏林^[34]等利用选区激光烧结(SLS)方法,并将快速成型技术与传统的铸造技术进行有效的结合形成快速铸造技术,快速制造出铝合金进气管零件。快速成型技术在急救盒开发设计中也已得到成功应用^[35],该技术是降低卫生装备开发成本、缩短开发周期的有效手段。在陶瓷成型方面,随着各方面技术的不断完善,快速成形中的激光烧结技术有希望成为 21 世纪主要的陶瓷成型工艺之一^[36]。

1.5.2 激光熔化沉积快速成形技术

激光快速成形技术是上世纪 80 年代发展起来的一门高新技术,它是利用激光技术、CAX 技术、自动控制技术和新材料技术,直接造型、快速制造产品模型的一门多学科综合技术,是快速成形制造技术的重要组成部分^[37]。激光快速成形技术与锻压—机械加工传统制造技术相比这项技术具有以下特点^[2]:

- 1、无需零件毛坯制备,无需锻压模具加工,无需大型或超大型锻铸工业基础设施及相关配套设施;

2、材料利用率高（较锻件可提高 5 倍以上），机加工量小，数控机加工时间短（较锻件可减少 4/5 以上）；

3、生产制造成本低，生产制造周期短（可缩短 2/3 以上）；

4、工序少，工艺简单，具有高度的柔性快速反应能力；

5、采用该技术还可根据零件不同部位的工作条件与特殊性能要求实现梯度材料高性能金属零件的直接快速成形。

鉴于以上的优点，激光快速成形技术应用越来越广泛。

成立于 1997 年的 AeroMet 公司的研究主要集中在钛合金(Ti-6Al-4V)的激光快速成形制造。到目前为止，AeroMet 公司生产的三个 Ti-6Al-4V 激光快速成形零件已经获准在实际飞机上使用。这三个零件分别是 F-22 上的一个接头件、F/A-18E/F 的机翼翼根吊环以及 F/A-18E/F 上的一个用于降落的连接杆。据报道，F-22 上的两个全尺寸接头满足疲劳寿命谱的两倍要求，F/A-18E/F 的翼根吊环满足疲劳寿命 4 倍要求，随后静力加载到 225%也不破坏，而降落用的连接杆满足飞行试验要求，寿命超出要求 30%。这些经激光快速成形技术加工的钛合金零件不仅性能超出传统工艺制造的零件，同时由于材料及切削加工的节省，其制造成本降低 20-40%，生产周期也缩短 80%^[38]。

北京航空航天大学激光材料制造技术实验室一直致力于钛合金复杂结构激光快速成形技术研究，取得了以下进展^[2]：（1）研制国内首套、拥有自主知识产权的动态密封 / 惰性保护钛合金结构件激光快速成套工艺装备，突破了钛合金复杂件激光成形工艺的关键技术，激速成形 TC4、TA15 等钛合金的性能（室温拉伸、高温拉伸、高久、光滑疲劳、缺口疲劳等）达到过锻造钛合金水平。试验表明，快速成形飞机钛合金构件的地强度及疲劳强度均超过锻造钛合金。（2）以飞机次承力钛合金复杂结构件为对象，开展激光快速成形工程化应用技术研究，先后制造出 TA15 钛合金角盒近 200 件，对 TA15、TC4 等钛合金激光快速成形工艺、过程控制、组织结构、加工检验、力学性能及缺陷检测评定进行了系统深入的研究，完成了激光快速成形 TA15 钛合金飞机结构件与锻造钛合金结构件的地面构件静力与 3000 飞行小时构件疲劳性能全面对比考核试验，其性能均达到或超过锻造钛合金构件水平，在此基础上制定出了“激光快速成形 TA15 钛合金飞机结构件技术条件”及全套工程应用技术条件。并相继完成了“激光快速成形 TA15 钛合金结构件在某型飞机上的装机评审”及首件激光快速成形 TA15 钛合金结构件顺利通过在某型飞机上的全部应用试验考核，使我国成为继美国之后世界上第二个掌握飞机钛合金复杂结构件激光快速成形工程化技术并实现激光快速成形钛合金结构件在飞机上应