

中图分类号: TG146.2

论文编号: 10006SY1001214

硕 士 学 位 论 文

激光快速成形 TC18 钛合金 低周疲劳性能研究

作者姓名	李真	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	材料科学与工程	研究方向	激光材料制备与成形
学习时间自	2010 年 09 月 01 日	起至	2012 年 12 月 19 日止
论文提交日期	2012 年 12 月 19 日	论文答辩日期	2012 年 12 月 14 日
学位授予单位	北京航空航天大学	学位授予日期	年 月 日

Low Cycle Fatigue Properties of Laser Rapid Forming TC18 Titanium Alloy

A Dissertation Submitted for the Degree of Master

Candidate: Li Zhen

Supervisor: Prof. Wang Huaming

School of Materials Science & Engineering

Beihang University, Beijing, China

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过的研究成果，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：

李真

日期：2012年12月19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：

李真

日期：2012年12月19日

指导教师签名：

李真

日期：2012年12月19日

摘 要

TC18 钛合金是一种高合金化的近 β 型两相钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe (wt. %)。该合金具有高强度、高韧性等特点, 是现有钛合金中退火状态下强度最高的合金, 并且具有极佳的淬透性, 截面淬透厚度可达 250mm。因而 TC18 钛合金特别适合制造飞机机身和起落架上的大型承力结构件。激光快速成形(LMD)技术是近净成形复杂零件的先进制造技术。激光束在计算机数控系统驱动下, 根据金属零件 CAD 实体模型离散切片数据, 逐层熔化沉积金属材料, 直接制备成形出组织致密的近净成形零件。与传统的材料制备成形技术相比, 激光快速成形技术可减少加工处理工序, 有效缩短制造周期, 且成本低, 材料利用率高, 因此适用于钛合金等难加工材料复杂零部件的成形。起落架等航空部件在服役过程中承受较大的应变, 合金会产生应变控制的低周疲劳损伤。因此研究激光快速成形 TC18 钛合金的高应力低周疲劳行为具有一定的工程意义。

本文采用激光快速成形技术制备 TC18 钛合金板材, 对所得板材试样进行双重退火热处理。制备横向光滑棒状疲劳试样, 进行室温轴向拉-压低周疲劳测试, 应变比 $R = -1$, 名义总应变幅 ($\Delta\epsilon_t / 2$) 在 $\pm 0.005 \sim \pm 0.01$ 范围内。研究激光快速成形 TC18 钛合金双重退火热处理后的显微组织以及疲劳性能, 测得低周疲劳应变幅-寿命曲线; 观察分析不同应变幅下的低周疲劳断口和断口亚表面, 分析疲劳源区和疲劳裂纹扩展区的宏观以及微观形貌以及相应的机理, 同时分析了显微组织对疲劳性能的影响。主要结论如下:

(1) 本文选取的双重退火热处理制度为 $860\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{h}$, FC + $750\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{h}$, AC + $580\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{h}$, AC, 激光快速成形 TC18 钛合金经过双重退火热处理后, 显微组织由细小片层状初生 α 相和转变 β 基体组成, β 基体中析出次生 α 相且尺寸非常细小。晶粒内初生 α 相片层细小, 片层平均宽度 $0.5 \sim 1.75\mu\text{m}$ 且具有较明显的相互垂直的两个生长方向。显微组织中晶界 α 相呈现不同形貌, 部分晶界 α 相连续, 另有一部分晶界 α 相呈现不连续形貌, 有的甚至完全溶解。

(2) 测得 TC18 钛合金室温低周疲劳应变-寿命曲线, 并得出低周疲劳寿命预测公式为: $\Delta\epsilon_t / 2 = 0.0236 \times (2Nf)^{-0.1490} + 0.2174 \times (2Nf)^{-0.8562}$ 。

(3) 在不同总应变幅下, TC18 钛合金所呈现的循环应力响应曲线具有不同的特征。当应变幅较小 ($\Delta\epsilon_t / 2 < \pm 0.8\%$) 时, 循环应力表现为初期强化, 之后在相当一段周次内保持稳定; 在高应变幅 ($\Delta\epsilon_t / 2 = \pm 1.0\%$) 时, 循环初期应力幅急剧下降, 整体表现为

明显的循环软化行为；当应变幅为 $\pm 0.8\%$ 时，试样初期表现为应力强化，一定周次后表现为循环软化。所有试样在合金最终失效前，循环响应应力呈现快速下降状态。

(4) 在低周疲劳断口可以观察到多个裂纹源，且主、次裂纹源区具有不同的断裂形貌。主裂纹源区较平坦光滑，而次裂纹源区呈现近似圆形的凹坑，颜色较暗。当次裂纹源区的应力集中程度足够低时，可以观察到疲劳裂纹形核和扩展的组织敏感性。次裂纹源区断面由 α 片层的解理平面和解理面间的 β 基体的撕裂形貌组成。疲劳裂纹多起源于试样内部的气孔处，因此可以通过优化激光快速成形工艺等方法来消除或减小气孔尺寸，最终提高材料的低周疲劳性能。

(5) 当裂纹沿晶界 α 相扩展时，连续晶界 α 导致平直的裂纹扩展路径，而不连续的晶界 α 相导致裂纹在晶界不连续处会轻微转向，导致裂纹扩展路径变得曲折，增加了裂纹扩展路径的长度，提高了裂纹切过晶界 α 的几率。因此，不连续晶界 α 相增加了裂纹扩展的阻力，降低了裂纹的扩展速率。因此通过改善激光快速成形钛合金板材的后续热处理制度，降低晶界 α 相的连续性，可以作为提高材料低周疲劳性能的一种方法。

(6) 采用第二种热处理制度（ $880\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, FC + $750\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{h}$, AC + $600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{h}$, AC）处理激光快速成形 TC18 钛合金，进行相同参数的室温低周疲劳试验，以观察不同显微组织的 TC18 钛合金对于低周疲劳性能的影响。观察试样显微组织由粗大的片层状初生 α 相和转变 β 基体组成， β 基体上有次生 α 相析出。相比于经过第一种热处理的试样，经过第二种热处理的试样具有较高的塑性和低于前者的强度。在低应变幅下，经过第二种热处理的试样低周疲劳寿命很低，而在高应变幅下，其具有接近前者的疲劳寿命。

关键词：激光快速成形，钛合金，显微组织，疲劳性能，疲劳裂纹形核及扩展

Abstract

TC18 is a high-alloying near β titanium alloy with the nominal composition of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe (in wt. %). It has high strength, high toughness, and excellent hardenability. Based on these properties, TC18 titanium alloy is widely used as structural materials in fuselage and airplane undercarriages. Laser melting deposition (LMD) is a rapid shaping technology for fabricating complex components from the computer aided design (CAD) model. Near-net-shape metallic components with fully dense are fabricated based on layer-by-layer materials melting and deposition process. Compared to traditional manufacturing processes, the LMD process reduces the working steps and the production time. Because of its outstanding advantages, LMD is attractive for manufacturing complex aerospace structural components made of difficult-to-process materials, like TC18 titanium alloy.

In this dissertation, laser melting deposition (LMD) manufacture processing was used to fabricate the TC18 titanium alloy plate. The plate was treated with double-annealed heat treatment process. The smooth specimens were prepared for tension-compression low cycle fatigue (LCF) tests. The nominal strain amplitude ($\Delta\epsilon_t/2$) was between $\pm 0.5\% \sim \pm 1.0\%$ with a strain ratio $R = -1$. The microstructure and fatigue property of LMD TC18 titanium alloy were studied. To locate the fatigue crack initiation site and demonstrate the fatigue fracture mechanism, the fracture surfaces were examined using scanning electron microscope. To observe the relationship between fatigue properties and microstructure, the longitudinal sections of the specimen, which was invalidated but not broken, were examined using optical microscope and scanning electron microscope. Results show that:

(1) Microstructure of double annealed LMD TC18 titanium alloy consists of lamella-like primary α phase and transformed β matrix with ultra-fine secondary α phase in it. The primary α lamellar has a small size with average width of approximately $0.5\text{-}1.75\ \mu\text{m}$ and shows approximately two different directions. One is perpendicular to the grain boundary, and the other one is parallel to the grain boundary. Inhomogeneous morphologies of grain boundary α phase can be observed. Some grain boundary α is discontinuous and even dissolved completely while others is still continuous.

(2) The LCF curve of LMD TC18 is obtained and the relational expression to predict the LCF is $\Delta\epsilon_t/2 = 0.0236 \times (2Nf)^{-0.1490} + 0.2174 \times (2Nf)^{-0.8562}$.

(3) There are different characteristics among the cyclic stress response curves under different total strain amplitudes. When the total strain amplitude is high ($\Delta\epsilon_t / 2 = \pm 1.0\%$), the

stress amplitude falls sharply at the beginning of cyclic loading; while the strain amplitude is low ($\Delta\epsilon_t/2 < \pm 0.8\%$), cyclic stress strengthened, and then keeps stable in a period of cycles; when the total strain amplitude is $\pm 0.8\%$, cyclic stress reinforces in the early stage, then shows cyclic softening after certain cycles. Before specimens getting invalidated, cyclic stress of all samples falls fast.

(4) More than one crack initiation sites can be detected on the LCF fracture surface and the morphology is different. The primary crack initiation site is flat, while the secondary crack initiation site is sunken. If stress concentration in the secondary crack initiation site is low enough, microstructurally sensitive crack nucleation and propagation can be detected which is characterized of α lamellar cleavage facets and tearing β matrix between α facets. Fatigue crack often initiates at micropores, so eliminating pores or reducing the size of pores inside of the specimen through optimization of the forming process could be a method to increase the fatigue life.

(5) When the crack grows along the grain boundary, continuous grain boundary α phase leads to a straight propagating manner, the crack is prone to propagate quickly in the denuded zones (non-segregation area) on either side of the grain boundary. Discontinuous grain boundary α phase gives rise to flexural propagating mode and increases the length of crack propagation route. In the discontinuous area, twisting expanding route increases the ratio of crack cutting through grain boundary α phase. Thus, it improves propagation resistance and reduces propagation speed. Therefore, reducing the continuity of the grain boundary via heat treatment could be a method to increase the fatigue life.

(6) LMD TC18 titanium alloy was heat treated by another double annealed treatment ($880^\circ\text{C}/1\text{h}$, FC+ $750^\circ\text{C}/2\text{h}$, AC + $600^\circ\text{C}/4\text{h}$, AC). LCF test was conducted with the same parameter as before to analysis the relationship between different microstructures and fatigue properties. The microstructure consisting of coarse primary α lamellar and transformed β matrix was obtained. Secondary α phase can be detected in the β matrix which is ultra-fine. It has higher ductility and lower strength compared with the specimens treated under $860^\circ\text{C}/2\text{h}$, FC + $750^\circ\text{C}/2\text{h}$, AC + $580^\circ\text{C}/4\text{h}$, AC. Under low strain amplitude, LCF life of these specimens is lower, while under high strain amplitude, the fatigue life of these specimens is closer to the former one.

Keywords: laser melting deposition; titanium alloy; microstructure; fatigue property; fatigue crack initiation and propagation

目 录

第一章 绪论	1
1.1 研究背景及意义	1
1.2 钛与钛合金概述	2
1.3 TC18 钛合金	6
1.3.1 TC18 钛合金的主要用途	6
1.3.2 TC18 钛合金的化学成分及性能	7
1.3.3 TC18 钛合金的相变及显微组织	8
1.4 激光快速成形技术	9
1.5 基于应变的低周疲劳	13
1.5.1 疲劳简介	13
1.5.2 低周疲劳	14
1.5.3 钛合金显微组织对疲劳行为的影响	14
1.5.4 疲劳断口分析	16
1.5.5 钛合金疲劳性能研究现状	17
1.6 课题研究方案	19
1.6.1 研究目的	19
1.6.2 研究内容	19
第二章 试验方法	21
2.1 试验材料及激光快速成形制备方法	21
2.2 热处理试验及显微组织分析	22
2.3 力学性能测试	23
2.3.1 拉伸实验和室温冲击试验	23
2.3.2 室温低周疲劳实验	24
2.4 疲劳断口分析	24
2.5 疲劳断口亚表面分析	25
第三章 激光快速成形 TC18 显微组织及力学性能	26
3.1 激光快速成形 TC18 钛合金显微组织	26
3.2 激光快速成形 TC18 钛合金力学性能	27
3.2.1 拉伸实验	27
3.2.2 疲劳实验	28
第四章 激光快速成形 TC18 疲劳行为	35

4.1 激光快速成形 TC18 疲劳断口形貌	35
4.2 激光快速成形 TC18 疲劳断口亚表面分析	42
4.3 本章讨论	44
4.3.1 气孔对疲劳性能的影响	44
4.3.2 低周疲劳断口源区形貌	46
4.3.3 断口腐蚀	47
第五章 不同热处理制度试样组织与性能对比	49
结论	53
参考文献	55
攻读硕士学位期间取得的学术成果	60
致 谢	61

第一章 绪论

1.1 研究背景及意义

以新金属面貌出现的金属钛是继钢、铝、镁之后的 21 世纪的新型金属。由于其特殊的性能以及不可比拟的优良特性——密度小、强度高、比强度大、耐热性能好等,使得钛及其合金得到了高度的重视和快速的发展。在诸多的应用中,航空航天工业涉及的比例仍然最大,因为钛合金的优点正是航空航天工业所必备的。钛合金应用于飞机上很多部件,如飞机起落架、燃气涡轮发动机等。为了适应航空等领域的应用,已研制出几十个牌号的钛合金,其中用量最大的为 Ti-6Al-4V(国内牌号为 TC4)。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^[1,2]。

但是,与此同时,钛具有较大的摩擦系数、导热能力差、弹性模量小、成形相对困难,因此加工难度大,且钛合金成本较高,机械加工将造成很大的浪费。为了降低钛合金零件的制造成本,各种净成形或近净成形制造技术在一定程度上得到了研究与应用,如精密铸造、精密塑性成形、粉末冶金等材料成形新技术,但是这些制造技术还是存在一定的缺点,如生产工艺复杂、需要投入较多的设备及模具、制造产品质量不够稳定等。因此,为了应对我国航空钛合金工业所面临的高用量、高性能、低成本的严峻挑战,迫切需要发展新的更为先进的钛合金近净成形技术。

激光快速成形技术可以实现高性能复杂致密金属零件的快速近终成形,激光快速成形技术结合了快速原型技术自由成形的优点与激光熔覆技术能够获得优越熔凝组织的特点,激光束在计算机数控系统驱动下,根据金属零件 CAD 实体模型离散切片数据,逐层熔化沉积金属材料,直接制备成形出组织致密的近净成形零件。与传统的材料制备成形技术相比,激光熔化沉积技术可减少加工处理工序,有效缩短制造周期,且成本低,材料利用率高,因此适用于钛合金等难加工材料复杂零部件的成形,是一种“新材料设计、新材料制备与近净成形高性能复杂零件快速成形一体化”高新制造技术。由于该技术适用材料广泛,成形零件性能优良、对成形件的形状和结构复杂程度基本没有限制,在航空、航天、汽车等高新技术领域显示出广阔的发展前景^[3,4,5]。

TC18 钛合金是一种高合金化、高强度近 β 型钛合金,其名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe,它的各化学成分的范围为:4.5%~5.9%Al,4.0%~5.0%Mo,4.0%~5.5%V,0.5%~2.0%Cr,0.5%~1.5%Fe。在退火状态下,TC18 具有很高的强度水平,可以达到 1080MPa,采用强化处理,强度还可达到 1300MPa,是现有钛合金中

退火强度最高的合金。TC18 具有极佳的淬透性, 截面淬透厚度可达 250mm。因而 TC18 钛合金特别适合制造飞机机身和起落架上的大型承力结构件^[6,7]。

工程上经常有下列一些情况: 大多数工程构件都带有缺口、圆孔、拐角等, 当其受到周期载荷时, 虽然整体上尚处在弹性变形范围, 但在应力集中部位的材料已进入塑性变形状态, 这时, 控制材料疲劳行为的已不是名义应力, 而是局部塑性变形区的循环塑性应变。此外, 还有些结构如飞机起落架、燃气涡轮发动机、高压容器、核反应堆外壳等, 所受应力水平较高, 疲劳寿命较短。在这些情况下, 也是应力集中部位材料的循环塑性变形行为对结构的疲劳寿命起决定作用。上述这些循环塑性应变控制下的疲劳, 称为应变疲劳或低周疲劳, 低周疲劳运行周次一般不超过 $10^4 \sim 10^5$ 次。

结构用钛合金在航空、航天等应用领域中, 经常受到疲劳载荷的作用, 其重要性正不断受到人们的重视, 改善疲劳性能, 提高飞行器的安全性、可靠性和耐久性, 可避免发生更多的飞行事故^[8,9,10]。

国内外对 TC4 钛合金的疲劳行为研究比较充分, 而对于 TC18 钛合金, 以往的研究多集中于热处理制度对 TC18 钛合金显微组织和力学性能的影响^[11,12,13,14], 而对其疲劳行为研究还不是很多, 特别是激光快速成形 TC18 钛合金低周疲劳方面的研究报道更少。TC18 适合制造各种高负载承力航空结构件^[15], 如飞机起落架, 实际应用量较大, 因此研究起落架用材料 TC18 的低周疲劳性能具有很重要的意义。

基于以上考虑, 本课题利用激光快速成形技术制造 TC18 钛合金, 通过热处理来改善其显微组织, 研究激光快速成形 TC18 钛合金室温低周疲劳性能, 通过断口以及组织观察来分析其疲劳断裂机理以及显微组织对裂纹扩展的影响。目前, 与此相关的研究报告甚少, 该研究还将为 TC18 钛合金今后的应用奠定良好的基础。

1.2 钛与钛合金概述

钛的外观近似于钢, 呈银灰色, 具有光泽。钛在室温(25℃)时的密度是 4.505 g/cm^3 , 900℃时是 4.32 g/cm^3 , 钛的密度会随着钛中合金元素加入量的不同而变化, 决定于所含合金元素的密度及数量, 其变化范围在 $4.4 \sim 4.9 \text{ g/cm}^3$ 之间。钛的熔点为 $1668 \pm 5^\circ\text{C}$ 。钛的熔化温度也会随着钛中存在的或加入的不同的合金元素而变化。

钛之所以受到很高的重视并且得到很快的发展是与其不同于其他材料的优良特性密不可分的。钛的密度小、强度高、比强度大。钛的密度约为钢的 57%、铜的 60%、铝的 1.8 倍。而钛的比强度是常用工业合金中最大的。钛与其他金属材料的密度和比强度的比较如表 1 所示^[16]。

表 1 钛与其他金属材料的密度和比强度的比较^[16]

金属	钛 (合金)	铁	铝 (合金)	镁 (合金)	高强度钢
密度 / ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	4.5	7.87	2.7	1.74	—
比强度	(29)	—	(21)	(16)	23

钛的耐热性能好, 钛合金在 500°C 左右仍保持良好的力学性能, 而通常铝在 150°C 、不锈钢在 310°C 即失去了原有的较高的力学性能。

某些钛合金在低温下仍有较好的延性及韧性, 适宜在超低温下使用。

钛还有优良的抗腐蚀性能, 抗腐蚀性能是普通不锈钢的 15 倍, 对海水有更特别的抗腐蚀能力。同时, 工业纯钛以及所有钛合金都是无磁的, 它用于制造潜艇壳体, 不会引起水雷的爆炸^[16,17]。

但是钛的导热系数小、弹性模量小、在高温下容易被氧化。钛在高温下与氢、氧的结合能力强, 容易被氧化和析氢。

低温下, 纯钛和大多数钛合金结晶成接近理想状态的密排六方结构, 称为 α -Ti。高温下, 体心立方结构的钛很稳定, 则称为 β -Ti。纯钛的 β 转变温度为 $(882\pm 2)^{\circ}\text{C}$ 。钛合金按退火后的组织特点分为 α 、 $(\alpha+\beta)$ 和 β 型钛合金三大类。按亚稳定状态相组成可以将这三类合金进一步细分为 α 、近 α 、 $\alpha+\beta$ 、近 β 、亚稳 β 以及稳定 β 型钛合金六类^[18]。

根据合金元素对钛合金 β 转变温度的影响, 可将元素分为 α 相稳定化元素、 β 相稳定化元素和中性元素。合金化元素对钛合金相图的影响如图 1 所示^[19]。

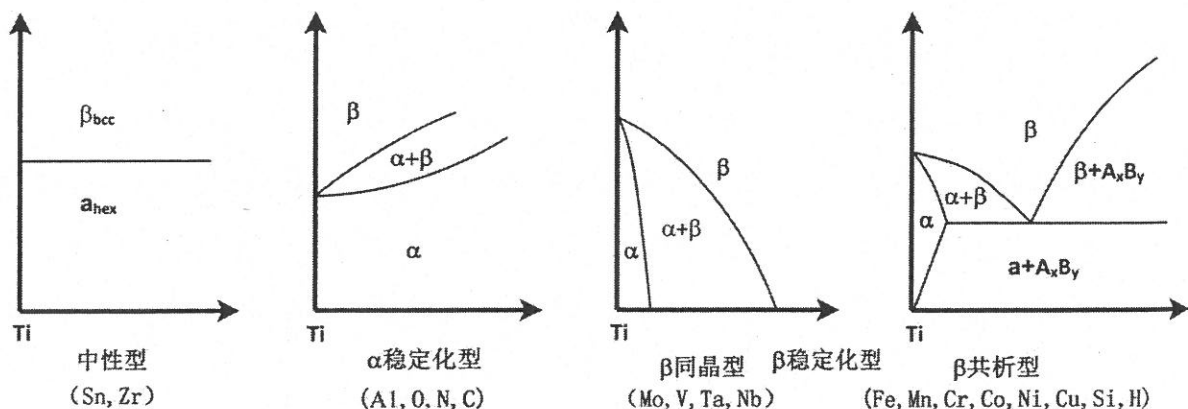


图 1 合金化元素对钛合金相图的影响

Al 是最广泛采用的, 最重要的 α 相稳定化元素, α 相稳定化元素可以提高 β 转变温度, 即将 α 相区扩展到更高的温度范围, 随着铝含量的增加, 合金的抗蠕变性和抗氧化性提高, 同时塑性和变形能力下降, 因此, 一般开发新合金时合金元素的铝当量不得超过 9% (质量); β 相稳定化元素可以分为同晶型 (如 Mo、V、Ta 等) 和共析型 (如 Fe、Mn、Cr 等) 两类, 同晶型元素和 β 相具有相同的体心立方结构, 它们的存在可以很好的促进 β 相的存在, 稳定 β 相的能力是 $\text{Mo} > \text{V} > \text{Nb} > \text{Ta}$ 。 β 共析型元素在 α 相和 β 相均有限互溶, 但是在 β 相中的溶解度更大。 β 相稳定化元素会降低 β 转变温度, 使 β 相区移向较低温度, Mo、V、Ta 的加入可以对 β 相起到一定的固溶强化作用。引用 β 稳定系数的概念来衡量钛合金中 β 稳定元素的作用。 β 稳定系数是指钛合金中各 β 稳定元

素浓度与各自临界浓度比值之和, 即:

$$K_{\beta} = \frac{C_1}{C_{k1}} + \frac{C_2}{C_{k2}} + \frac{C_3}{C_{k3}} + \dots + \frac{C_n}{C_{kn}}$$

式中, C_n — β 稳定元素浓度

C_{kn} — β 稳定元素临界浓度

临界浓度是指, 在元素浓度到达某一临界值时, 采用较快的冷却速度可以使合金中的 β 相保留至室温, 用 C_{kn} 表示。王永等^[20]研究了具有不同 β 相稳定化元素 (Mo, W) 含量的 TMW-1 ($K_{\beta}=5.5$) 钛合金和 TMW-2 ($K_{\beta}=3.5$) 的力学性能, 研究发现, 随着 β 相稳定化元素的 (Mo, W) 的加入, 有利于合金室温强度的提高, 但对于 650℃ 的高温强度, 其存在一个最佳范围, β 相稳定化系数 K_{β} 约为 3.0-3.5 时为宜;

而中性元素 (如 Sn、Zr 等) 则对 β 转变温度几乎没有影响。钛合金的分类及成分特点如表 2 所示^[18]。

(1) α 型钛合金: 这类合金几乎不含 β 稳定元素, 主要合金元素是铝元素, Al 当量为 5 wt%~6 wt%。 α 型钛合金是一类具有较高高温强度、较好的抗氧化能力及较好韧性的合金, 具有好的室温、超低温和高温性能, 但是不能通过热处理进行强化。焊接性能良好, 但加工性能相较于 β 型和 ($\alpha+\beta$) 型钛合金差, α 型钛合金的退火组织为等轴 α 相。

(2) 近 α 钛合金: 这类合金是典型的高温合金, 具有 α 合金优异的蠕变性能, 同时又拥有 $\alpha+\beta$ 合金的高强度, 因此在一些需要高温性能良好的应用方面, 这类合金具有很大的优势。近 α 钛合金主要通过 α 稳定元素固溶强化, 通过加入少量的 β 稳定元素, 使退火组织中有少量 β 相。

(3) 近 β 钛合金: 退火状态为 $\alpha+\beta$ 两相, 但淬火时 β 相可由高温保留至室温。近 β 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区固溶处理, 然后水冷或空冷, 时效后在高强度状态下断裂韧性及塑性

较高。若在 $\alpha+\beta$ 相区固溶处理, 经过炉冷后在中强度状态下, 可获得较高的断裂韧性和塑性。

亚稳 β 钛合金: 合金平衡组织为 $\alpha+\beta$ 两相, β 含量超过 50%, 亚稳 β 合金中的 β 相稳定性高于近 β 合金, β 相在一般的退火冷却速度条件下就可以保留至室温, 使组织中全部为退火状态的亚稳 β 相, 这类合金在 350℃ 以上热稳定性较差;

稳定 β 钛合金, 这类合金在平衡状态下, 全部由稳定的 β 相组成, 热处理不能改变其相组成, 这类合金具有较好的热稳定性。

β 型钛合金具有很好的淬透性, 在单一 β 相条件下的加工性能良好, 并具有加工硬化性能, 但室温和高温性能差, 脆性大, 焊接性较差, 易形成冷裂纹, 在焊接结构中应用的较少。

表 2 钛及钛合金的分类及成分特点

分类		成分特点	典型合金
α 型钛合金	全 α 型钛合金	含有 6% 以下的铝和少量的中性元素	TA1~TA7、TA7ELI
	近 α 型钛合金	除铝和中性元素外, 还有少量 (不超过 4%) 的 β 稳定元素	Ti-75、TA12
	α +化合物型合金	在全 α 合金基础上添加少量的活性共析元素	TA8
$\alpha+\beta$ 型钛合金		含一定量的铝和不同含量的 β 稳定元素及中性元素	TC3~TC12、TC4ELI
β 型钛合金	热稳定 β 型合金	含大量的 β 稳定元素, 有时还有少量其他元素	TB7
	亚稳定 β 型合金	含有临界浓度以上的 β 稳定元素, 少量铝 (一般不大于 3%) 和中性元素	TB1~TB5、TB8~TB9
	近 β 型合金	含有临界浓度左右的 β 稳定元素和一定量的中性元素及铝	TB6、TB10

(4) $\alpha+\beta$ 型钛合金: $\alpha+\beta$ 型钛合金兼有 α 和 β 型钛合金的优点, 具有良好的高温变形能力和热加工性, 可通过热处理强化得到高强度。但是随着 α 相比比例的增加, 加工性能变差; 随着 β 相比比例的增加, 焊接性变差^[21,22]。

钛合金的性能主要取决于两个因素: 化学成分和显微组织。钛合金的非淬火组织在一般情况下按其形态特征可分为魏氏组织、网篮组织、等轴组织和双态组织。魏氏组织具有较高的断裂韧性, 且在较快冷却速度下具有较高的蠕变抗力和持久强度。但是魏氏组织塑性低, 尤其是断面收缩率低于其他类型的组织; Ashton 等研究发现, 魏氏组织, 尤其是通过在全 β 相区快冷得到的魏氏组织, 具有较高的蠕变抗力和室温拉伸强度, 同时又能拥有符合要求的冲击韧性和疲劳强度; 网篮组织的塑性及疲劳性能高于魏氏组织,

而断裂韧性低于魏氏组织；等轴组织具有较高的强度、塑性和抗疲劳裂纹萌生的能力，但是抗疲劳裂纹扩展能力较差；双态组织具有较高的疲劳强度和塑性。对于等轴和双态组织，其晶体学结构在很大程度上决定了合金的高周疲劳强度，而这两种组织中的初生 α 的晶体学结构决定于其锻造、轧制中的变形过程。

李士凯等^[23]研究了 TA15ELI 钛合金 43mm 厚板的等轴组织、双态组织和片层组织的室温拉伸性能、断裂韧性和疲劳裂纹扩展速率等损伤容限性能，研究表明，TA15ELI 合金厚板的等轴组织、双态组织和片层组织具有大致相同的强度，前两者的塑性优于片层组织，但是片层组织具有最高的断裂韧性和抵抗疲劳裂纹扩展的性能，而等轴组织具有最低的断裂韧性；总体上说相较于等轴组织和双态组织，片层组织具有更好的损伤容限性能。张庆玲等^[24]研究了 TA15 钛合金片状和双态两种典型组织对疲劳性能的影响，结果表明：在 S-N 曲线的高应力区，双态组织的疲劳强度优于片状组织，而在低应力区，片状组织的疲劳极限(656MPa)高于双态组织(565MPa)。而钛合金的组织形态则主要由合金的化学成分、变形工艺和热处理规范决定。张旺峰等^[25]研究了 TA15 钛合金在 β 相区变形时，变形温度、变形量、变形速率、冷却方式等工艺参数对片层组织特征参数 β 晶粒尺寸 D 、 α 集束尺寸 d 、 α 片厚 b 的影响，以及片层组织特征参数对力学性能的影响。结果表明，变形温度在 1050℃ 时， D 、 d 最小， b 最大，在 1050℃ 以上，随着变形温度的升高， D 、 d 增大， b 减小；变形量越大， D 、 d 、 b 越小；水淬的 D 大于空冷的 D ，而 d 、 b 正好相反； D 增加，强度、塑性均下降； d 增加，塑性提高但是强度下降； b 增加，强度和塑性均增加。张尧武等^[11]研究了不同温度和时间下 TC18 钛合金真空去应力退火对显微组织及力学性能的影响，研究发现，经过真空去应力退火后合金的抗拉强度和屈服强度降低，冲击韧性、断裂韧性、伸长率和断面收缩率提高；随着退火温度的升高， α 相含量减少，片状 α 相有短粗化趋势，亚稳定 β 相增加，导致强度下降，塑性提高。

1.3 TC18 钛合金

1.3.1 TC18 钛合金的主要用途

TC18 钛合金主要用于大型锻件和大型整体锻件。适合制造各种高负载承力航空结构件^[26]。TC18 合金锻件用于制造苏 27 飞机的主起落架扭力臂和前起落架左右支架，要承受较大的应力，俄罗斯伊尔 76、伊尔 86、安 124、雅克 42 和图 204 等飞机的机体和起落架的大型承力框架及部件中也使用了 TC18 钛合金锻造构件^[27,28]。将此合金用于飞机的主起落架来代替钢，可使飞机减重 15%~20%。此外，独联体国家采用 TC18 作为高承载锻件，

据报道的应用主要有：起落架部件，飞机翼梁，横梁，桁梁，桁条，紧固件和弹簧。TC18 钛合金被用于制造伊尔-76的起落架和机身的部件，此外还被用于襟翼导轨和其他大型承力锻造构件^[29]。

1.3.2 TC18 钛合金的化学成分及性能

TC18钛合金是一种具有“临界”成分(即马氏体转变温度接近室温)的高合金元素的过渡型 $\alpha+\beta$ 两相钛合金，名义成分为Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe。在原苏联OCT中规定的化学成分如表3所示^[30]。

从表4中数据可看出，TC18钛合金在退火状态下可以获得1080~1280MPa的高强度，其断裂韧性KIC达到60MPa·m^{1/2}，可见该合金在退火状态下具有良好的强度和塑性，在工程实践中将会有很好的发展前景^[31]。室温下的拉伸性能^[32]见表5；室温下的压缩性能、冲击性能以及剪切性能^[33]见表6。

表3 标准规定的TC18钛合金的化学成分(质量分数，%)

主要元素						杂质元素(≤)						
Ti	Al	Mo	V	Cr	Fe	C	Si	Zr	N	H	O	其他杂质总和
基体	4.4~5.7	4.0~5.5	4.0~5.5	0.5~1.5	0.5~1.5	0.10	0.15	0.30	0.05	0.015	0.18	0.30

表4 技术标准规定的TC18钛合金性能

技术标准	品种	状态	取 样 方向	$\sigma_b /$ MPa	$\sigma_{p0.2} /$ MPa	ψ (%)	δ (%)	$a_k /$ (J·cm ⁻²)	K _{IC} (T-L)/ (MPa·cm ^{1/2})	HB (d)/mm
				不小于						
协上五高 51~2002	锻件	退火	L	1080~	1010	20	8	25	60	3.1
			T	1280		16	7	—		~
			S			16	7	—		3.6

表5 TC18钛合金室温下的拉伸性能

品种	δ 或 d/mm	状态	取样方向	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ_5 (%)	ψ (%)
棒材	22	退火	L	1149	1099	16.7	61.1
	155		T	1114	1085	11.5	15
锻件	60	退火	L	1157	1119	14.0	44.7

表 6 TC18 钛合金室温下的压缩、冲击、剪切性能

品种	δ 或 d/mm	状态	取 样 方向	压缩	冲击	剪切
				$\sigma_{pc0.2} /$ MPa	$a_k /$ (J·cm ⁻²)	$\tau /$ MPa
锻件	60	退火	L	1180	35.9	763

1.3.3 TC18 钛合金的相变及显微组织

TC18钛合金的 $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ 相的转变温度为 $(870 \pm 20)^\circ\text{C}$ ，该合金在平衡状态下由数量大致相等的 α 相和 β 相组成。当合金加热到 $\alpha+\beta$ 相区的下部并快速冷却时，得到细等轴 α 相和 β 相^[33]。从 $\alpha+\beta$ 区上部(如 850°C)快速冷却时，得到大量 β 相和少量等轴 α 相。从 β 相区快速冷却时，得到单一 β 相组织，不发生马氏体转变^[34]。

图2 (a) 为北京航空航天大学激光实验室激光快速成形TC18钛合金沉积态显微组织图，图2 (b) 为在 $860^\circ\text{C}/2\text{h}$, FC+ $750^\circ\text{C}/2\text{h}$, AC+ $580^\circ\text{C}/4\text{h}$, AC双重热处理制度下激光成形TC18钛合金的显微组织图。TC18钛合金同时具有 $\alpha+\beta$ 和 β 钛合金的特性，热处理过程中各阶段温度及其不同的组合对合金的显微组织、力学性能有非常复杂的影响。因此国内外有一部分的研究关注于该合金热处理制度与显微组织、力学性能的关系。

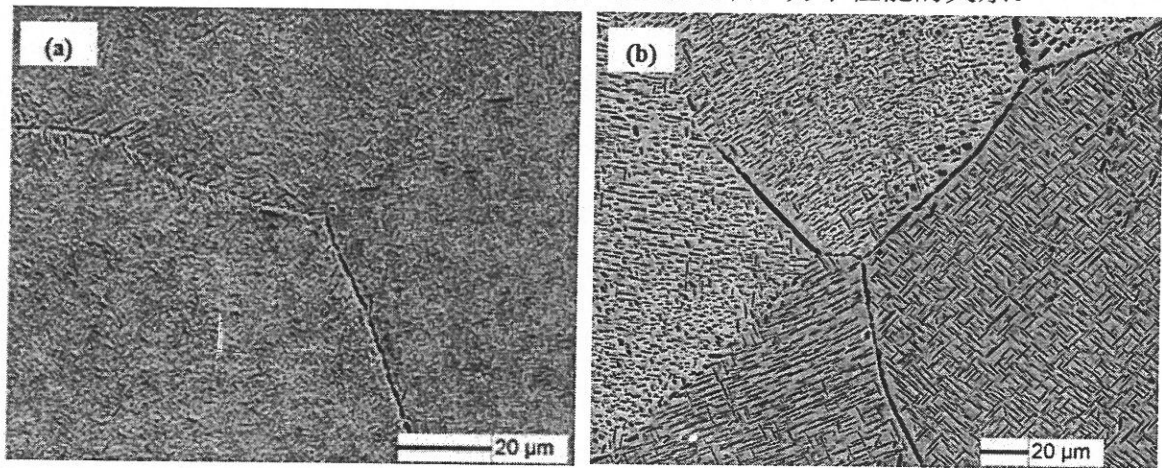


图 2 TC18 钛合金显微组织：(a) 沉积态；(b) 热处理态，制度 $860^\circ\text{C}/2\text{h}$, FC+ $750^\circ\text{C}/2\text{h}$, AC+ $580^\circ\text{C}/4\text{h}$, AC

王堃等^[12]研究了三种热处理制度（去应力退火， $620^\circ\text{C}/1\text{h}$, AC；等温退火， 750°C 保温 2h，随炉冷至 400°C 后空冷；双重退火， $820^\circ\text{C}/2\text{h}$, FC+ $750^\circ\text{C}/2\text{h}$, AC+ $550^\circ\text{C}/4\text{h}$, AC）对激光熔化沉积 TC18 钛合金显微组织的影响（ $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ 转变温度在 840°C 左右）。结果表明，按照去应力退火-等温退火-双重退火的顺序，晶界 α 和晶内 α 片层都逐渐粗化，大柱状晶逐渐分裂，小晶粒逐渐趋于等轴化；激光成形 TC18 具有非常细小的组织，与

常规锻件相比, α 相长大必须有较低的温度和足够长的时间。双重退火第一阶段高温退火的温度接近 β 转变温度, 部分初生 α 相会转变为 β 相, 而且转变应首先发生在晶内, 所以晶内 α 相的体积分数减小。炉冷至 750°C 。在这个稳态相转变过程中, 少量的 β 相转变为 α 相。二级退火 550°C 、4h, 晶界和晶内的 α 都有足够的时间长大粗化。官杰等^[35]通过三因素三水平正交设计方法研究了两阶段退火热处理制度的三个温度阶段对 TC18 钛合金轧棒性能、组织的影响。结果表明, 在该实验条件下, 高温阶段温度的变化影响初生 α 相的大小与形状; 中温阶段温度的变化影响合金中初生 α 相的大小与合金中两大部分相的组成比例; 低温阶段温度影响次生 α 片的大小与数量; 通过提高中温温度、降低低温温度来提高合金的强度, 降低高温温度、提高低温温度可改善合金的塑性, 通过降低高温温度或中温温度可提高合金的冲击韧性; 显微组织分析表明, 钛合金的强度主要受未转变 β 组织及在其上产生的次生 α 相的总的含量、次生 α 相的形状的控制; 合金的塑性受初生 α 相形状及次生 α 相的数量、形状控制; 合金的冲击韧性受初生 α 相的含量及形状控制。

1.4 激光快速成形技术

激光快速成形技术是20世纪90年代中期迅速发展起来的一项新的先进实体自由成形技术, 可以实现高性能复杂致密金属零件的快速近终成形, 其基本原理是: 首先在计算机上生成要建零件的三维CAD模型, 然后通过特殊的软件对CAD模型按一定厚度分层“切片”, 使一个复杂的三维零件离散为一系列的二维平面图形, 然后将分层后的数据经过处理, 传给数控系统, 形成数控代码, 最后在计算机的控制下, 根据获得的扫描路线, 数控系统控制激光束来回运动, 熔化同步输送的原料粉末(预合金化粉末、元素混合粉、金属与陶瓷的混合粉末等)或丝材, 在沉积基板的配合运动下, 通过逐层堆积不断生长, 形成三维实体零件或仅需少量后续加工的近净成形件^[36,37]。图3为激光快速成形制造技术加工零件过程的示意图^[38]。进行激光快速成形需要有完整的装备系统, 该系统一般由激光器、送粉系统、执行机构、惰性气体动态保护系统及数控系统等组成。激光快速成形技术完全不同于切削、蚀除等传统的材料去除制造理念, 该技术是一种“革命性”的数字化、先进“近净成形”技术, 为钛合金等高性能关键金属零件的低成本、短周期、近净成形制造提供了一条新的技术途径, 在先进战机、大型飞机、高推重比航空发动机、重型燃气轮机、核电装备等重大工业装备的研制生产中具有重要应用前景。

基于激光快速成形制造技术的先进性和巨大发展前景, 世界各大学及研究机构纷纷进行了大量研究。

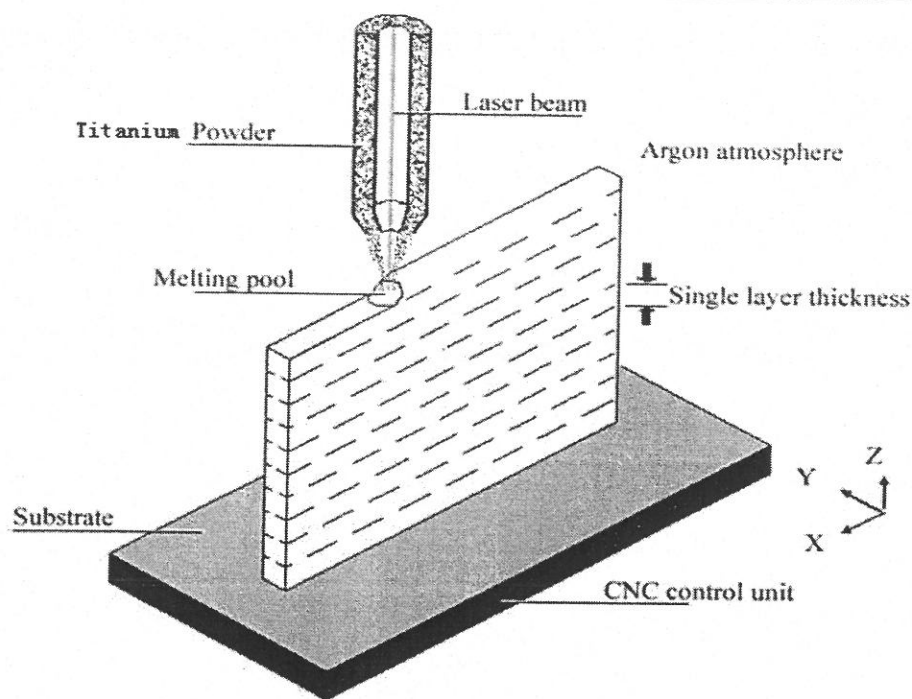


图3 激光熔化沉积快速成形工艺示意图

在国内,激光快速成形技术也得到了相当程度的重视。目前国内开展此项技术研究的有北京航空航天大学、北京有色金属研究总院、清华大学、西北工业大学等单位。北京航空航天大学在激光材料制备与成形技术方面取得了可喜成绩^[39]。

与关注零件精度的快速原型技术(RP)相比,激光熔化沉积快速成形技术更注重的是零件的力学性能。激光快速成形技术的优点如下^[5,40,41]:

① 优越的组织结构。激光快速成形加热、冷却速度快,可使材料形成在常规条件下所无法形成的特殊的优越的组织结构,获得细小、均匀、致密的组织,消除成分偏析的不利影响,从而大幅度提高材料的力学性能和抗腐蚀性能;

② 综合的优异性能。激光快速成形技术几乎为逐点制造,所以原则上该技术可以在成形零件内任意部位改变材料的成分,形成不同组织和结构,使材料具有综合的优异性能,这是传统的锻造和铸造技术所无法实现的;

③ 成形材料几乎不受限制。由于激光束的能量密度很高,热影响区小,而且激光束与材料之间属于非接触加工,因此,特别适合加工成形熔点高、高活性、高纯净、易污染、加工性差的材料(如钨、钛及钛铝基合金、铌、钼和高温合金等),适用于各种高性能金属材料的制备及复杂零件的无模快速近净成形;

④ 可在零件不同部位形成不同的成分和组织,合理控制零件的性能。激光快速成形技术采用熔覆的方法堆积材料,因而可以很方便地在零件的不同部位得到不同的成分,

特别是采用自动送粉熔覆的方式进行加工时,通过精确控制送粉器,原则上可以在零件的任意部位获得所需要的成分,实现零件材质和性能的最佳搭配。这是传统的铸造和锻造技术所无法实现的。

⑤ 高度柔性,高度集成化,尤其适于复杂形状、多品种、小批量零件的生产;

⑥ 制造工艺简单、生产成本低、加工周期短、材料利用率高等,尤其适合于飞机机身钛合金复杂结构件及航空发动机涡轮盘、叶片等关键高性能高温合金复杂结构件的快速制造。从CAD模型到零件制作,通常只需要几个小时到几十个小时,相比于其他制造技术可以节约加工时间70%以上;

目前激光快速成形的TC4、TA15等钛合金及其他合金的力学性能已可以达到或超过锻件的水平。几种典型金属材料的激光快速成形零件与传统工艺成形零件的机械性能对比列于表7中。

表7 几种典型材料激光快速成形与传统工艺成形零件性能比较

材料	状态		抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	断面收 缩率(%)	冲击韧性 $a_{ku}(\text{kJ/m}^2)$	
1Cr12Ni 2WMoV Nb钢	激光快速成形 (1150℃, 油淬 + 580℃, 空冷)		1303± 15.3	13.8± 1.26	62 ± 3.3	933 ± 168.6	参考文献 [42]
	锻造退火 (1150℃, 油淬 + 580℃, 空冷)		1264	17.0	66	1140	参考文献 [43]
Ti-6Al-4 V	激光快速成形	纵向	1050	15.0	—	—	参考文献 [44]
		横向	1130	9.5			
	退火棒材	纵向	≥895	≥10	≥25	—	GJB2218 —1994
		横向	≥895	≥8	≥20		
TA15 钛 合金	激光快速成形	纵向	998	17	—	—	参考文献 [45]
		横向	1055	12			
	退火板材		930-1130	10	—	—	Q/6S 1875-2002

与此同时,激光快速成形过程中所涉及的一些问题,仍是制约充分发挥该技术的优越性、优化激光快速成形工艺的重点。例如激光快速成形工艺(如激光功率、扫描速度、光斑直径、送粉速度、保护气流量、重叠量等)的最佳匹配,成形件显微组织和缺陷的控制与调整,后续热处理对材料组织和性能的影响等方面。激光快速成形是一个十分复

杂的非平衡短时物理冶金过程,涉及到激光作用下合金粉末的熔化、已沉积材料的表面重熔、连续移动小熔池的非平衡凝固等过程,成形时高的温度梯度及复杂的热作用过程将在零件内部形成复杂的热应力、组织应力及外加约束力,导致零件的变形及开裂,需要进一步研究并掌握不同合金粉末在激光快速成形过程中内应力的演化规律及有效控制方法;另外,激光快速成形过程是通过移动熔池的不断形成及随后的凝固来完成的,所沉积材料的凝固组织及性能与所采用的成形工艺参数及外部环境条件有密切关系,针对不同的合金粉末材料和零件形状,需要在获得优化成形工艺的基础上,实现对成形过程各参量的智能化精确控制,以保证所成形零件较高内部质量和组织性能的均匀一致性^[37]。张凤英等^[46]采用微观测试分析方法,研究了钛合金激光快速成形过程中缺陷的形成机理。研究发现,钛合金在激光快速成形过程中不易开裂,但成形件内部存在两种类型的缺陷——气孔和熔合不良。气孔形貌呈球形,在成形件内部的分布具有随机性,气孔是否形成取决于粉末材料的特性,主要是指粉末的松装密度,氧含量对气孔的形成没有影响,因此可以通过控制制粉工艺,提高粉末松装密度来减少或消除气孔。熔合不良缺陷形貌一般呈不规则状,主要分布在各熔覆层的层间和道间,熔合不良缺陷是否产生取决于成形特征参量是否匹配,其中最显著的影响因素是能量密度、多道间搭接率以及Z轴单层行程 ΔZ 。粉末特征对激光快速成形件的力学特性具有重要影响,特别是在激光快速成形过程中,材料的熔化、凝固和冷却都是在极快的条件下进行的,如果粉末特征和工艺匹配不良,在成形中容易形成气孔、裂纹、夹杂、层间结合不良等缺陷。何绍华^[47]开展了用气雾化法和旋转电极法制造的IN718粉末的激光快速成形研究,研究发现,气雾化IN718粉末中的裹入气体在激光快速成形过程中容易继续残留在成形件中,使其成形件拉伸断口中的气孔明显比旋转电极法粉末激光成形件的多;用旋转电极IN718粉末则可基本消除气孔现象,同时,成形件的力学性能相比气雾化粉末制备的成形件有不同程度的提高。

卢鹏辉等^[48]研究了激光成形修复航空发动机涡轮叶片用K418高温合金的组织特征与开裂行为,分析了激光修复工艺参数对裂纹的影响,在其它工艺参数一定的条件下,当激光功率在一定范围内增大时,裂纹率逐渐增大;激光功率相同时,扫描速度越大,裂纹率也越大;提出了得到界面冶金结合良好的修复试样的工艺参数。张霜银等^[49]研究了激光功率、扫描速度、搭接率、Z轴增量 ΔZ 等工艺参数对Ti-6Al-4V合金组织及成形质量的影响规律。结果表明:随着激光功率P的提高,柱状晶的长度逐渐变短并转变为类似等轴晶的不规则晶粒;在相同的激光功率下,柱状晶的尺度随着激光扫描速度V的增

加变得细且长;当 P/V 值大于 $933\text{ W}\cdot\text{s}/\text{mm}$ 时,晶粒呈现等轴晶形态。存在一个临界搭接率,当搭接率为30%时,成形件内部组织基本质量良好,只是在靠近基材区域有少量的熔合不良;如搭接率小于30%,两相邻熔覆道之间的搭接区将出现形状不规则的熔合不良现象。另外, ΔZ 过小会造成重熔深度变大,层与层的结合处组织粗大; ΔZ 过大时会造成层间熔合不良。

1.5 基于应变的低周疲劳

1.5.1 疲劳简介

金属疲劳的最初研究是一位德国矿业工程师 W.A.J.ALBERT^[50]在 1829 年前后完成的。他对用铁制作的矿山升降机链条进行了反复的加载试验到 10^5 次循环,以校验其可靠性。1843 年,英国铁路工程师 W.J.M.Rankine^[51]对疲劳断裂的不同特征有了认识,并注意到机器部件存在应力集中的危险性。1850 年到 1865 年之间, Hodgkinson^[52]和 Fairbairn^[53]都曾将梁作了重复弯曲试验。1850 年第一台疲劳试验机(即沃勒疲劳试验机)由德国人沃勒^[54]设计问世,沃勒提出了利用 S-N 曲线来描述疲劳行为的方法,并且提出了疲劳“耐久极限”这个概念。此外,在 1871 年发表的论文中,他还研究了热处理、应力集中和叠加静载荷对疲劳的影响,确定了应力幅是疲劳破坏的决定因素,奠定了金属疲劳的基础。1874 年,葛波尔(Gerber)开始研究疲劳设计方法,研究了平均应力对疲劳寿命的影响,古得曼(Goodman)提出了考虑平均应力影响的简单理论。1910 年, O.H.Basquin 提出了描述金属 S-N 曲线的经验规律,指出:应力对疲劳循环数的双对数图在很大的应力范围内表现为线性关系。1915 年, Smith 和 Wedgwood 通过试验得到循环应力应变曲线,并把循环塑性应变从总应变分离出来。到了 1920 年,人们用试验证明了重复的塑性应变是形成疲劳裂纹的基本原因。1937 年纽伯(Neuber)指出缺口根部区域内的平均应力比峰值应力更能代表受载的严重程度。1945 年美国人 M.A.Miner 在 J.V.Palmgren 工作的基础上提出疲劳线性累计损伤理论^[55,56]。20 世纪 50 年代,随着闭环控制的电液伺服疲劳试验机的问世,美国国家航空航天管理局 NASA 刘易斯研究所的曼森(S.S.Manson)和科芬(L.F.Coffin)在大量试验数据的基础上提出了著名的 Manson-Coffin 方程,奠定了低周疲劳的基础。1963 年美国的帕里斯(C.Paris)在断裂力学的方法上,提出了估算疲劳裂纹扩展规律的著名幂律关系式—Paris 律,发展出了损伤容限设计。1971 年,维茨(R.M.Wetzel)在 Manson-Coffin 方程的基础上,提出了根据应力-应变分析,估算疲劳寿命的一整套方法——局部应力-应变分析方法。随着材料科学和试验技术的不断发展,对疲劳的研究也逐渐深入,至今关于金属疲劳的研究仍是金属力

学行为研究领域中的一个重要组成部分^[57]。

1.5.2 低周疲劳

材料的低周疲劳性能对于结构的安全寿命评估设计有很重要的作用,研究低周疲劳常采用控制应变的方法,得到应变—寿命曲线,即 ϵ — N 曲线。采用控制应变的方法来研究低周疲劳,方便之处是可以用光滑试样的疲劳数据来预测缺口零件的疲劳寿命。因为零件缺口处的实际应力不容易计算,而缺口处的真实应变是可以测量的。同时缺口处的塑性变形总是受周围广大弹性区约束,假如能找到一种方法或规则建立起缺口处的应力和应变的相互关系,就能预测缺口处的失效或破坏周次。而要想从光滑试样的疲劳性能推算缺口试样的疲劳寿命,就要模拟缺口处的应变随时间的变化,只要两者的应变历史特性相同,光滑试样和缺口试样的寿命就相同。因为在受应变控制的条件下,疲劳寿命仅决定于应变量。更进一步的研究还可以得知,当用应变控制法得出应变—寿命曲线时,光滑试样的疲劳寿命和材料的静强度可建立一定的关系,因而可以用材料的静强度数据来大致估算光滑试样的疲劳寿命。由于应变控制法得出的 ϵ — N 曲线有许多好处,因而凡属低周疲劳问题都可用应变控制。

我国已发布的金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法有 GB6399-1986、GB/T15248-1994 和 GB/T15248-2008。国际上,美国材料与试验协会 ASTM 发布了应变控制环疲劳试验 (ASTME606-1992)、应变控制疲劳试验的标准实施规程 (ASTME606-2004e1),国际标准化组织(ISO)发布了金属材料轴向应变控制疲劳试验方法 (15012106 — 2003)^[57]。

1.5.3 钛合金显微组织对疲劳行为的影响

钛合金组织对疲劳行为的影响主要包括对疲劳裂纹形核、裂纹扩展的影响。

魏氏片层组织晶粒较大,一个晶粒内片层集束的取向数量很少,这些 α/β 片层集束尺寸都很大,同一个集束内 α/β 片层遵循伯格取向关系: $\{110\}_{\beta} \parallel \{0001\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\beta} \parallel \langle 2\bar{1}10 \rangle_{\alpha}$ ^[58], 即 β 相晶面 $\{110\}_{\beta}$ 平行于 α 相晶面 $\{0001\}_{\alpha}$, β 相滑移方向 $\langle 111 \rangle_{\beta}$ 平行于 α 相晶向 $\langle 2\bar{1}10 \rangle_{\alpha}$, 相邻集束内 α/β 相之间也具有相同的取向关系,从而在沿滑移方向的 α/β 片层界面滑移易于进行,同时 α/β 片层之间滑移方向上滑移易于从 α 相穿过相界面滑移到 β 相内,所以在粗大尺寸的 α/β 片层集束内很容易发生长距离的滑移,提供滑移的快速通道,整个裂纹尖端扩展容易进行,导致裂纹形核速率快,容易迅速扩展成为断裂主裂纹;网篮组织具有与粗大魏氏片层组织相似的裂纹形核情况;等轴组织晶粒尺寸较小,相邻

的晶粒之间没有确定的位向关系, 滑移通道仅限于一个晶粒内, 滑移经常在晶界处受阻, 不利于长距离、低能耗的滑移和裂纹尖端扩展, 从而裂纹形核速率相对粗大魏氏片层组织来说要低很多; 双态组织裂纹形核为裂纹尖端不连续扩展微孔聚合模型, 位错运动和滑移首先在初生 α 中进行, 在晶界和相界上位错运动受阻形成微孔, 微孔连接形成微裂纹。双态组织当初生 α 少的时候, α 分布很分散, β 转变组织为很细小的片层, 滑移带长度很短, 所以裂纹形核困难^[59]。

很多在显微组织对裂纹扩展影响方面的研究表明, 钛合金 β 相相对含量的变化会使钛合金具有本质不同的疲劳裂纹扩展特性。 β 转变组织以及再结晶退火型热循环有利于裂纹扩展的改善。双态组织、等轴组织、片层组织钛合金的裂纹扩展阻力取决于晶粒或条束以及片层的尺寸^[60,61]。通过对Ti-6Al-4V合金的研究还发现, β 退火态组织钛合金的疲劳裂纹扩展速率一般来讲最低, 而轧制退火态组织的裂纹扩展速率最高^[62]。

钛合金的组织形态对其疲劳裂纹扩展行为影响极大^[59]。通常室温情况下, 钛合金的各种组织类型中, 片状组织的断裂韧性高, 裂纹扩展速率低, 等轴组织和双态组织的断裂韧性低, 裂纹扩展速率高。室温情况下, 片状组织的滑移受原始粗大 β 晶粒影响, 裂纹在原始 β 晶粒内扩展, 越过晶界 α 时方向改变, 导致裂纹扩展途径曲折, 等效于增加裂纹长度, 加之裂纹分叉多, 增加了裂纹扩展中的能量消耗。同时对于片层组织, 裂纹的扩展还与片层集束的取向有着很大的关系, 裂纹扩展中遇到前端取向不同的片层集束时可能引起应力作用下的前端片层集束扭曲发生塑性变形, 从而使裂纹扩展速率降低, 断裂韧性增强, 片层集束取向越多样化, 裂纹扩展阻力将越大。双态和等轴组织中裂纹扩展途径平直, 分支少, 裂纹扩展中吸收的能量少, 故扩展速率大, 断裂韧性差, 然而在高温情况下, 文献^[60]的研究表明双态和等轴组织裂纹扩展前端塑性区增加, 位错在界面受阻减弱, 导致裂纹扩展速率大大下降。Golden P.J. 等研究发现, 对于TC4钛合金的疲劳性能, 普通退火时, 不论是光滑疲劳还是缺口疲劳, 片状组织的疲劳极限高于双态组织, 但在高应力区, 双态组织的疲劳性能优于片状组织; 在淬火时效状态下, 合金的疲劳性能按双态、细晶等轴、细片状晶、粗等轴晶、粗片状晶依次降低。宏观晶粒度差异明显时, 尽管显微组织类型一致, 合金的疲劳性能也可能存在较大差别, 所以, 控制材料的显微组织和晶粒度对提高材料性能具有特别重要的意义。

1.5.4 疲劳断口分析

典型的疲劳断口形貌有疲劳源区、疲劳裂纹稳定扩展区和最终瞬断区三个区域组成。材料的整个疲劳失效断裂是严格按照疲劳裂纹萌生、疲劳源区扩展、稳定扩展、最终失

稳快速扩展的过程进行, 所以对于疲劳的断口分析也应该遵循这样的顺序进行疲劳断裂诊断和分析。

在无应力集中的情况下, 疲劳裂纹通常在试样的表面萌生, 但如果材料内部有较大的缺陷时, 疲劳裂纹优先在缺陷处萌生。如果试样表面有缺口存在, 引起缺口根部应力集中, 则疲劳裂纹会优先在缺口处萌生。

疲劳源区是最早生成的断口, 包括疲劳裂纹形核和扩展第一阶段进行的区域, 该区域应力强度因子较低, 裂纹扩展速率较慢。疲劳源区的形貌极为复杂, 例如, 在源区可以观察到组织缺陷、滑移迹线特征、准解理断裂形貌特征、特征组织断裂痕迹、沿晶断裂特征、准解理脆性断裂和韧性撕裂混合断裂特征等等各种形貌。通过疲劳源区的观察可以分析裂纹最初扩展模式和断裂特征。疲劳源区的位置可以根据疲劳断口表面的光泽、疲劳台阶、疲劳扩展棱线走向等来确定。裂纹在源区扩展缓慢, 在交变应力下源区断口反复摩擦, 使得断口处的光泽较亮, 粗糙度较小, 因此通常肉眼或者低倍下就可以分辨出疲劳源区的位置。对于具有一定塑性断裂特征的疲劳断口, 通常利用疲劳棱线来确定疲劳源位置。在疲劳裂纹扩展过程中, 裂纹往往在不同的平面上进行扩展, 这些扩展平面之间会形成撕裂的棱线, 并且这些棱线从疲劳源区开始向裂纹稳定扩展的四周发射, 所以根据疲劳扩展棱线反方向收敛, 其收敛处即为裂纹源区位置。

疲劳裂纹扩展区域是指裂纹稳定快速扩展的第二阶段, 通过对疲劳裂纹扩展区域的疲劳条带、二次裂纹等特征形貌的观察, 可以分析裂纹扩展模式和机理。疲劳条带是疲劳裂纹稳定扩展中最为典型的微观特征形貌。疲劳条带的物理模型有裂纹尖端塑性钝化模型和裂纹尖端塑性滑移模型, 对于这两种模型, 一个应力循环都只对应一条疲劳条带。通常疲劳条带排列方向与局部的裂纹扩展方向总是垂直或者近似垂直的。研究表明疲劳条带的间距主要由局部应力强度因子范围决定, 随着疲劳裂纹扩展的进行, 应力强度因子范围不断变大, 疲劳条带间距不断增加。通常材料的静拉伸强度越高, 越不容易出现疲劳条带, 韧度高的材料容易生成疲劳条带, 当材料韧性差、塑性变形能力也差的时候, 其疲劳断口表面是很难观察到规则的疲劳条带的, 而更为典型的是沿晶、解理、准解理的微观断裂特征形貌。二次裂纹是疲劳扩展中又一重要的形貌特征, 在疲劳断口上经常可以观察到与疲劳条带并存, 平行于疲劳条带的二次裂纹, 其扩展方向垂直或近似垂直于主裂纹扩展方向。

疲劳失效的最终瞬断区的宏观端口形貌对于韧性材料一般为剪切斜断口, 断口表面为暗灰色粗糙纤维状, 对于脆性材料断口一般为结晶状或者放射状的平断口。最终瞬断

区的微观特征一般为混合断口,这是因为从裂纹稳定扩展区刚过渡到最终瞬断区的时候,断口上长会有少量的疲劳条带,在瞬断区的其他位置较多的为韧窝特征,对于较脆的材料也会出现解理、准解理的形貌特征。

在钛合金低周疲劳中,片层组织断口源区较平坦,存在许多无特征断裂小平面,且可以观察到比较多的二次裂纹。在等轴和双态组织中,疲劳源区无特征小平面尺寸很小,扩展区形貌和源区相似,等轴组织中很难观察到典型的疲劳条带,而呈现类似成排的平行韧窝特征,双态组织中能观察到较多短窄的疲劳条带特征,这是由于裂纹扩展中除了发生沿初生 α 及 β 转变组织界面的撕裂外,还有 β 转变组织内的穿晶断裂。初生 α 含量越多,越难观察到疲劳条带特征,所以双态组织中初生 α 含量应该少一些,以获得好的疲劳性能^[62]。

1.5.5 钛合金疲劳性能研究现状

目前关于影响裂纹扩展的机械因素里,研究最多的是应力比 R 和频率对裂纹扩展的影响。Beyer等人^[31]通过研究负的应力比对Ti-811, Ti-6143, Ti-6147合金影响得出, R 值越负,裂纹扩展速率越低。但在某些真空中的测试数据显示,这种影响有时候并不存在。频率对裂纹扩展速率的影响十分复杂,一般来说,降低频率可以提高裂纹扩展速率。很多学者在研究了Ti-6Al-4V, Ti-811, Ti-6143, Ti-6147等合金在不同环境下的频率对裂纹扩展的影响时发现,频率对裂纹扩展有时影响很大,但有时却可以忽略,没有一个统一的规律。现在有很多学者都将频率的影响归于氢、氧和腐蚀环境等因素的作用^[32]。

Nidhi Singh 等^[33]研究了近 α 钛合金Timetal834 (Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si-0.06C) 在873K下的低周疲劳性能,实验中合金的组织结构为 β 转变基体中分布约14%的初生 α 相。实验在不同总应变幅($\Delta\epsilon_t/2$)范围(从 $\pm 0.75\%$ 到 $\pm 1.25\%$)内进行,所有应变幅内都发生了循环软化,但是随着应变幅范围的增加,循环软化的程度不断下降。通常在开始的大约10个循环周次内循环软化率较高,随后有所下降,很快循环应力稳定下来,并且这种状态一直维持直到大裂纹扩展引起应力松弛发生断裂。同时在837K下的疲劳寿命要明显高于室温下的寿命,这是因为高温下同步变形的增加和在高温下Ti3Al析出物比室温下的析出物具有高的稳定性。开始的循环软化归因于平面滑移、有序Ti3Al析出物的剪切和硅化物的聚集长大。循环软化和硬化的平衡导致循环应力的饱和,强化效果的发生主要有两个原因: 1) 在位错剪切作用下无序Ti3Al析出物恢复局部有序化; 2) 氧和氮的富集对基体的固溶强化和由此诱导的Ti3Al的析出。

Winstone及Weaver^[63]研究了近 α 钛合金IMI829 (Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-0.3Mo-0.3Si-1Nb)

在20-300℃温度范围内应变控制的疲劳行为。研究表明, 当近 α 钛合金IMI829进行疲劳测试时, 在已给的无弹性应变范围内的失效寿命在20-300℃温度范围内随温度升高而增加。在20℃和80℃, 在最大应变处作了120秒的停留, 结果在给定的循环周次寿命下的无弹性应变范围增加了, 在120℃和300℃依然得到同样的实验结果, 20℃和80℃在最大应变处的120秒的停留导致了蠕变诱导的应力松弛, 从而减少了循环应力范围, 增加了给定无弹性应变范围下的疲劳寿命。

T.S. Srivatsan 等^[64]研究了Ti-6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-1Si) 钛合金在弯曲疲劳实验中的变形断裂行为, 结果表明, 显微组织为伸长 α 存在于 β 基体中。弯曲疲劳断裂表面的显微断裂特征在高载荷和低载荷两种条件下有很大的不同。高载荷条件下疲劳寿命短, 断裂表面宏观上平直, 较脆(低的延展性), 微观特征有局部的脆性和柔性失效机制。低载荷疲劳寿命长, 断裂表面的宏观观察显示, 疲劳区域表面平滑无特征, 宏观裂纹非线性扩展, 几条裂纹在晶界处的扩展路径蜿蜒曲折。证据表明, 在内部韧窝处有局部塑性变形的微小区域存在。

文献^[65]研究了环境和内部氧化对Ti-6Al-4V钛合金疲劳裂纹扩展的影响, 结果表明, Ti-6Al-4V钛合金疲劳裂纹扩展速率对外部环境和内部氧浓度都很敏感。在 1×10^{-6} 托真空度环境中, 在低的 ΔK 情况下, 小裂纹的扩展速率比在大气环境中的扩展速率低。在中等真空度水平(1×10^{-2} 托)环境中, 局部的氩气和氢气气压下的裂纹扩展速率都比在大气环境中的扩展速率略低。相反, 组织内部高浓度氧的存在会加速裂纹的扩展, 这种影响作用在高R值($R=0.5$)条件下更为明显。氧能加速循环载荷下小平面主导的扩展。

Christ等^[66]研究了氢对 β 钛合金Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr疲劳性能的影响。恒定载荷拉伸和应变控制疲劳实验在H恒定(0.5at.% H)和H含量(3-4at.%H)的环境下进行。结果表明, 氢能略微提高合金强度, 在拉伸载荷下由于H的存在断裂应变明显减小。在循环加载情况下, 在开始的循环周次呈现循环软化效应, 随后这种效应达到饱和, 但是总的循环寿命为一个恒定的应变幅, 并不受H的影响。H对力学性能的影响可以通过显微组织的分析来解释。观察显微组织发现, H的存在直接影响了组织中的颗粒沉积状态, 导致 α 晶粒尺寸减小, α 相的体积分数也略为减少。

Lutjering 和 Gysler^[67]在文献 Fatigue 中较为系统的研究了 $\alpha+\beta$ 钛合金的疲劳性能及其影响因素。他们所选用的钛合金主要 Ti-6Al-4V, α 单相钛合金主要选用 Ti-8.6Al。文中主要研究的结构参数包括 α 晶粒尺寸、 α 和 β 两相几何排列特征、Ti3Al颗粒对 α 相的时效强化、氧化、 α 相的六方结构。文章讨论的疲劳性能主要局限于循环周次在 10^7

范围内的高周疲劳强度,以此来表征疲劳形核和疲劳扩展门槛值,裂纹扩展门槛值的测量结果约在 10^{-9} 米/周次。文章依据空气环境中的疲劳试验结果研究了侵蚀环境对疲劳性能的影响。

1.6 课题研究方案

1.6.1 研究目的

TC18 钛合金在航空航天领域得到广泛的应用,特别适合制造飞机机身和起落架上的大型承力结构件,而起落架等航空部件在服役过程中承受较大的应变,合金会产生应变控制的低周疲劳损伤。因此研究 TC18 钛合金的高应力低周疲劳行为具有一定的工程意义。目前对于激光成形 TC18 钛合金应变控制低周疲劳行为方面的研究尚未见报道。本课题主要研究先进激光快速成形技术制备的 TC18 钛合金的低周疲劳性能及机理,提高使用性能,以满足高负载承力航空结构件的性能要求。主要研究目的是:

- 1、研究激光快速成形 TC18 钛合金的低周疲劳断口形貌;

- 2、通过试验数据给出低周疲劳寿命预测公式,研究冶金缺陷等对低周疲劳性能的影响;

- 3、通过断口以及亚表面分析来考察激光快速成形 TC18 钛合金的低周疲劳裂纹形核以及扩展机理。为建立激光快速成形 TC18 钛合金材料的激光成形工艺以及热处理制度提供一定的理论依据。

1.6.2 研究内容

本文以 TC18 钛合金为研究对象,采用激光快速成形制备出 TC18 钛合金板材,采用双重退火的热处理制度,对比研究了沉积态以及热处理态的 TC18 钛合金的显微组织;制备激光快速成形 TC18 钛合金的横向疲劳试样,进行室温应变控制的低周疲劳实验;分析疲劳试样断口形貌,观察疲劳源区和疲劳扩展区等的形貌特征,分析裂纹形核以及扩展机理;分析试样疲劳试验过程中的应力响应行为;总结试样缺陷对低周疲劳寿命的影响;通过观察疲劳断口亚表面,分析显微组织对疲劳裂纹扩展的影响。为建立激光快速成形 TC18 钛合金使用性能、热处理制度与微观组织之间关系奠定基础。主要研究内容是:

- 1、沉积态和双重退火热处理后的激光快速成形 TC18 钛合金的显微组织对比;

- 2、通过试验数据得出本次试验条件下试样的应变-寿命曲线以及循环应力响应曲线,分析影响低周疲劳寿命的因素;

- 3、针对不同应变幅下的低周疲劳断口进行扫描电镜观察，分析疲劳源区和疲劳裂纹扩展区的宏观以及显微形貌以及相应的机理，结合疲劳寿命数据分析冶金缺陷等（如气孔）对其低周疲劳性能的影响；
- 4、观察疲劳断口亚表面，分析显微组织对疲劳性能的影响；
- 5、通过第二种热处理制度制备 TC18 钛合金试样，进行相同参数的低周疲劳试验，观察分析不同显微组织对疲劳性能的影响，为优化热处理制度提供理论依据

第二章 试验方法

2.1 试验材料及激光快速成形制备方法

本次实验采用真空等离子旋转电极雾化 TC18 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) 钛合金球形粉末为原料, 实验前真空烘干。试验用 TC18 钛合金板材的激光快速成形实验由北京航空航天大学材料学院大型整体金属构件激光直接制造教育部工程技术研究中心制备, 所用设备为配备三轴联动四坐标数控加工机床的 8KW 横流连续 CO₂ 激光快速成形成套系统, 如图 4 所示。激光成形以纯钛板为基材, 成形前使用机械打磨基材表面, 然后用丙酮清洗。在高能密度激光束的加热作用下, 伴随激光束的移动, 由送进系统喷送的金属粉末进入激光作用下的熔池充分熔化且均匀混合, 然后迅速冷却凝固。随着激光束一层的扫描, 金属粉末逐层凝固堆积, 逐渐成形出所需板状试样用料。本次试验成形试验用料尺寸为 385 mm × 235 mm × 40 mm, 如图 5 所示。成形过程中, 为防止钛合金发生氧化或氮化, 快速成形过程在纯氩气惰性气氛保护箱中进行。表 8 所示为激光快速成形 TC18 钛合金板的化学成分。

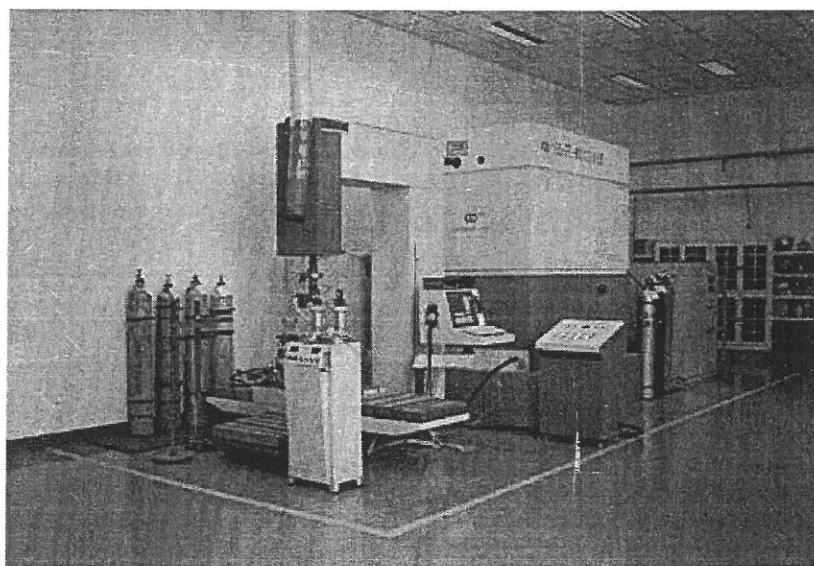


图 4 激光快速成形成套系统

表 8 激光快速成形 TC18 钛合金化学成分(wt.%)

Al	Mo	V	Cr	Fe	C	H	O	N	Si	Ti
5.37	4.92	5.04	1.05	0.96	0.014	0.0035	0.15	0.016	0.03	balance

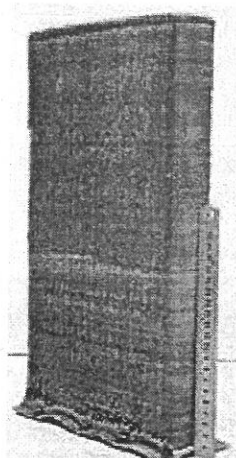


图5 激光快速成形 TC18 钛合金试验用板状试样

2.2 热处理试验及显微组织分析

TC18 钛合金试验用板材通过激光快速成形后, 工件内部往往会存在残余应力, 会导致材料力学性能的下降, 甚至会导致材料微变形以致开裂的产生。因此, 在材料成形后, 采用高效便捷的去应力退火的方法去除残余应力。传统的去应力退火制度为 $600\sim 680^{\circ}\text{C}$, 保温 $0.5\sim 2\text{h}$ 后空冷^[6]。激光快速成形 TC18 钛合金的 $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ 相的转变温度为 $(870\pm 20)^{\circ}\text{C}$, 本次试验选取的去应力退火制度为 750°C 保温 1 小时, 然后空冷至室温。因为去应力退火的温度较低, 且保温时间也很短, 与激光成形的原始状态相比, 合金的显微组织不会有明显的变化。

针对激光快速成形材料, 原始沉积态的综合力学性能一般达不到使用要求, 因此通过后续热处理来优化材料的显微组织和力学性能, 可以得到具有较好综合力学性能、能达到使用要求的材料。本次实验选取的热处理制度为双重退火热处理制度。在热处理之前, 在成形的板材上切取数块金相试样, 采用金相法测定材料的相转变温度。方法为: 在 870°C 到 900°C 每隔 5°C 选取一个温度, 在该温度下保温半小时后水冷, 后通过金相显微组织观察确定相转变温度, 本批次材料的相转变温度为 $880\pm 5^{\circ}\text{C}$ 。因此选定的后续双重退火热处理制度为 860°C 保温 2 小时, 随炉冷至 750°C 保温两小时后空冷, 最后在 580°C 保温 4 小时后空冷。所有的热处理都是在大气环境下的 SSX2-4-10 型箱式电阻炉中进行。

进行沉积态和热处理态试样的显微组织对比观察, 使用电火花线切割从激光快速成形的 $385\text{ mm}\times 235\text{ mm}\times 40\text{ mm}$ 板材上切取沉积态金相试样, 从热处理后的 TC18 板材上切取热处理金相试样, 尺寸都为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$, 使用 XQ-2B 型镶样机进行镶样。经 60#、150#、280#、360#、500#、800#、1000#、1500#、2000# 水磨砂纸打磨试样,

而后使用含 Fe_2O_3 和 Cr_2O_3 的抛光液进行机械抛光。最后使用 Kroll 试剂对抛光试样进行化学腐蚀, 其成分配比为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:6:50$ (体积比), 腐蚀时间一般为 5-10 s。利用 Olympus BX51M 型光学金相显微镜 (Optical Microscopy) 观察金相试样的低倍显微组织, 利用北京航空航天大学材料学院扫描电镜实验室的 CamScan 3400 型扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscopy)、Apollo 300 型场发射扫描电子显微镜 (Field Emission Scanning Electron Microscopy) 观察 TC18 钛合金的高倍显微组织。

2.3 力学性能测试

2.3.1 拉伸试验和室温冲击试验

单向室温静拉伸试验在万能电子拉伸机上进行, 按照 GB/T 228.1-2010 试验标准制备试样 (如图 6 所示) 并开展试验。拉伸试验试样选取热处理后激光成形板材的横向试样, 即试样的轴向垂直于激光快速成形堆高的方向。测试合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率、断面收缩率和弹性模量。这些数据表征材料的强度、塑性等力学性能指标, 可以定性的预测材料的疲劳性能等, 因此, 材料的拉伸性能测试对于材料的疲劳性能研究具有一定的意义。

室温冲击试验按照 GB/T 229-2007 试验标准制备试样 (如图 7 所示) 并开展试验。冲击试验试样也选取自热处理后激光成形板材的横向。

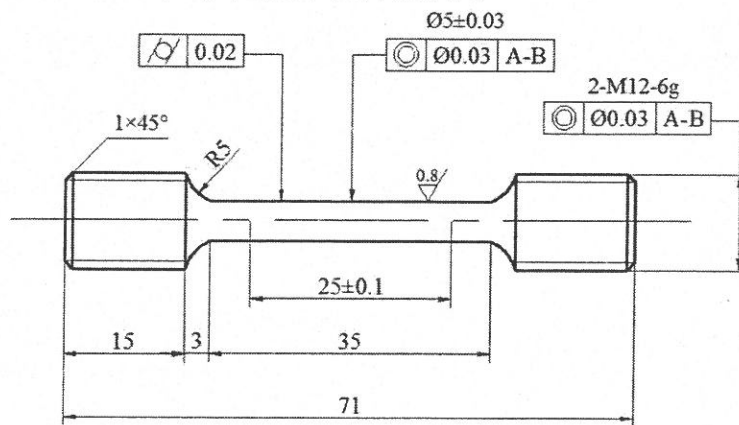


图 6 激光快速成形 TC18 钛合金室温拉伸试验试样示意图

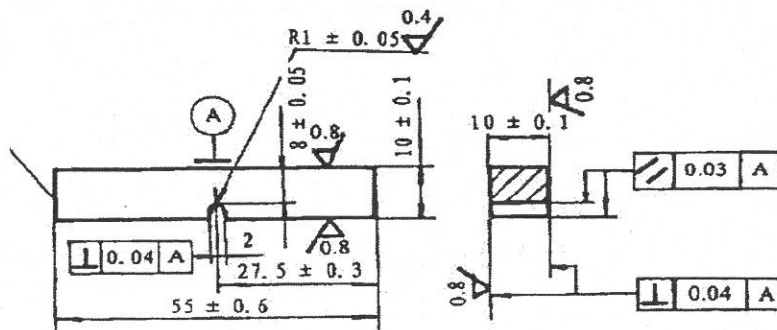


图 7 冲击试样 U 型缺口标准试样尺寸图

2.3.2 室温低周疲劳实验

本文采用光滑棒状疲劳试样进行室温轴向拉-压低周疲劳测试, 尺寸如图 8 所示。试样从热处理后的 TC18 板材的横向上切取, 疲劳试样轴向垂直于激光快速成形堆高的方向。试样的轴向长度为 110mm, 测量区域的横截面直径为 6.35mm。制备出来的低周疲劳试样要经过进一步的机械抛光, 以减少试样表面状况对疲劳性能的影响。按照 GB/T 15248-2008 试验标准开展低周疲劳实验, 试验机为 MTS Landmark2 型液压伺服疲劳试验机。采用轴向总应变控制的拉-压加载方式, 名义总应变幅 ($\Delta\epsilon_t / 2$) 在 $\pm 0.005 \sim \pm 0.01$ 范围内, 选取四级应变幅分别为 ± 0.005 、 ± 0.006 、 ± 0.008 、 ± 0.01 , 每级应变幅选取 2-3 根试样, 最终测得低周疲劳应变幅-寿命曲线。每个试样在疲劳测试过程中都保持应变幅的恒定。用于应变控制的引伸计标距长度为 25mm, 应变波形为三角波, 应变比 $R_\epsilon = -1$, 应变速率为 $0.006 \sim 0.008 \text{ s}^{-1}$ 。当循环应力减少数值为稳定应力值的 20% 时, 即认为失效。

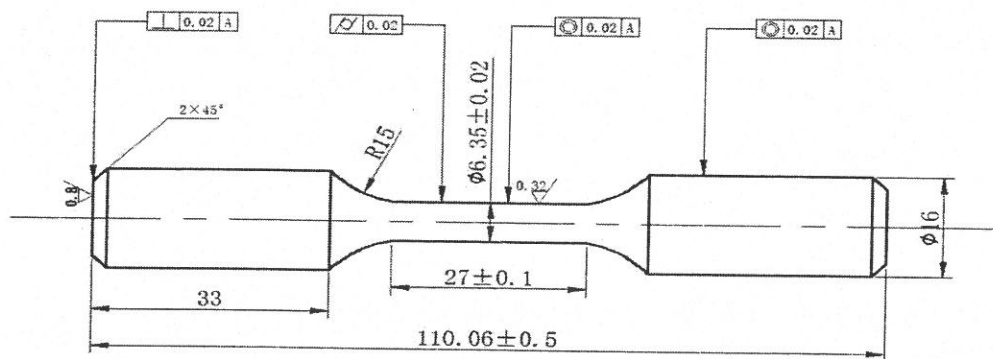


图 8 激光快速成形 TC18 钛合金室温低周疲劳试验示意图

2.4 疲劳断口分析

使用 CamScan 3400 型扫描电子显微镜观察疲劳断口, 在观察前使用乙醇超声波清洗疲劳断口, 清除杂质等对于断口观察的影响。疲劳断口由典型的疲劳源区、疲劳扩展区以及瞬断区组成, 疲劳失效断裂遵从裂纹萌生、疲劳源区扩展、裂纹稳定扩展、最终的瞬断即裂纹失稳快速扩展的过程。观察断口不同区域各自的形貌特征, 通过断口的直观观察可以获得试样断裂失效过程中裂纹的起源和扩展的有关信息, 可以观察到缺陷等对于试样疲劳裂纹形核或扩展的影响, 对于分析疲劳裂纹形核和扩展机理具有重要作用。

2.5 疲劳断口亚表面分析

疲劳裂纹扩展路径以及与显微组织的关系、疲劳断口表面的二次裂纹、亚表面的变形特征等都可以通过疲劳断口亚表面观察。本次低周疲劳实验试样的失效标准为循环应

力减少数值为稳定应力值的 20% 时,即认为失效。部分试样在失效前已发生疲劳断裂,另有一部分试样达到失效标准而未发生疲劳断裂。因此本次试验中制备了两种类型的疲劳试样的亚表面组织观察试样。对于已经发生疲劳断裂的试样,以图 9 (a) 的方式获取断口亚表面试样。对于已失效但是未断裂的试样,根据试样表面裂纹的情况,选取一定的方向将整根试样纵向切开,如图 9 (b) 所示,以期在亚表面可以同时观察到疲劳裂纹形核扩展与裂纹两侧显微组织的关系,弥补了图 9 (a) 亚表面的观察丢失了部分断口信息的不足。

切取的亚表面观察试样使用 XQ-2B 型镶样机和环氧树脂分别进行热镶和冷镶。对于镶嵌后的试样,经过标准的磨、抛和腐蚀后,在进行扫描电镜观察之前要先进行喷金处理,以保证试样导电良好,获得较好的观察效果。

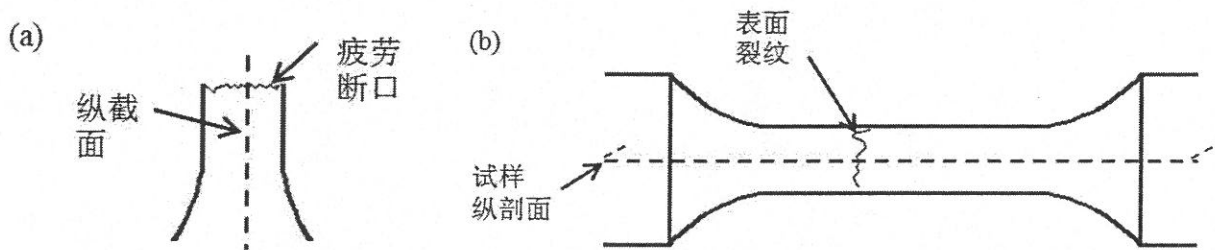


图 9 制备疲劳试样亚表面示意图: (a) 发生疲劳断裂的试样断口亚表面制备; (b) 失效但未发生疲劳断裂试样的纵剖面制备

第三章 激光快速成形 TC18 显微组织及力学性能

3.1 激光快速成形 TC18 钛合金显微组织

激光快速成形 TC18 钛合金沉积态显微组织的扫描电镜图像如图 10 所示。图 10(a) 放大倍数为 1000 倍, 图 10(b) 的放大倍数为 5000 倍。由图可以观察到, 激光快速成形 TC18 钛合金沉积态组织由 $\alpha+\beta$ 两相组成, 组织非常细小, 晶界较为连续。显微组织为细小致密的片层组织。晶粒内 α 相尺寸细小, 平均宽度 $0.1\sim 0.3\mu\text{m}$, 片层纵横比能达到 20:1, 初生 α 相生长具有明显的择优取向, 两个生长方向相互垂直。这种显微组织形貌是与激光快速成形过程中, 极快的冷却速度息息相关的。

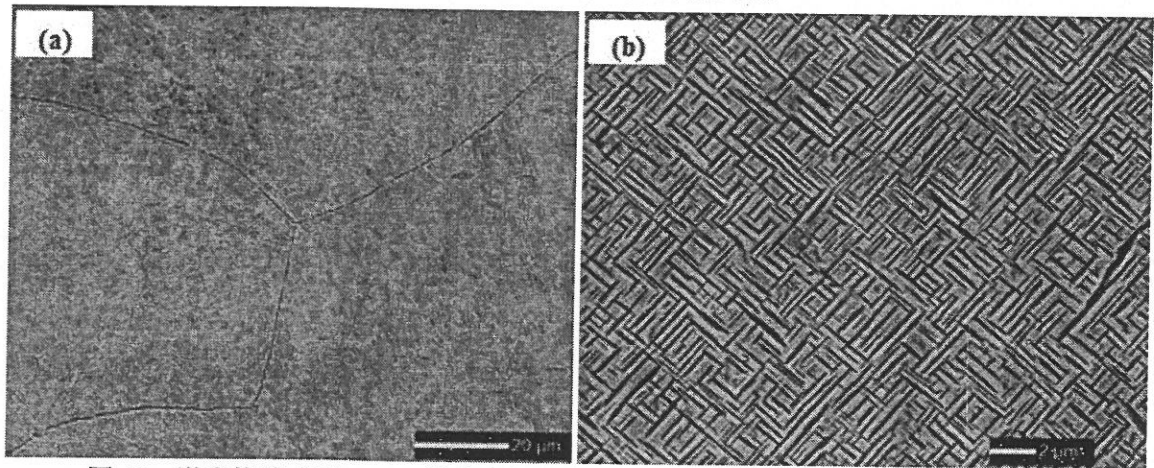


图 10 激光快速成形 TC18 钛合金沉积态 SEM 显微组织: (a) 低倍, (b) 高倍

激光快速成形原始沉积态组织细小且晶界连续, 为改善激光快速成形 TC18 钛合金沉积态的组织 and 力学性能, 一般要对成形出来的试样进行后续热处理。传统双重退火热处理制度为 $820\sim 850^{\circ}\text{C}$, 保温 1~3 小时后随炉冷至 $740\sim 760^{\circ}\text{C}$, 保温 1~3 小时, 后空冷, 最后加热到 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$, 保温 2~6 小时后空冷^[6]。在选取合适的热处理制度之前, 要先确定试样的相转变温度。本批次试样通过金相法测定相转变温度, 即采用小块试样, 在 870°C 到 900°C 每隔 5°C 选取一个温度, 保温 0.5 小时后淬火, 然后进行金相显微组织观察。当在 β 相区快速冷却时, 试样可以得到单一的 β 相组织, 因此可用来判定相变点。本次测试中, 在 875°C 保温 0.5 小时后快速淬火冷却, 显微组织中可以观察到初生 α 相, 而在 880°C 保温 0.5 小时后快速淬火冷却, 可以获得单一 β 相的显微组织, 因此测定的相转变点为 $880\pm 5^{\circ}\text{C}$ 。

本次试验根据测定的相变点选取的双重退火热处理制度为 860°C 保温 2 小时, 随炉冷至 750°C 保温两小时后空冷, 最后在 580°C 保温 4 小时后空冷。第一级高温退火的温度选在相变点以下 20°C , 经过 2 小时保温, 促进元素扩散, 使部分初生 α 相转变为 β

相,可以起到均匀化、消除偏析的作用;炉冷至 750 °C 保温两小时过程中,发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变, α 相在晶界以及晶内析出,近 β 钛合金通过在两相区的固溶,通过析出含 β 稳定元素少的 α 相来提高 β 相合金元素的浓度,为在较低温度时效时分解析出第二相作准备;最后在 580 °C 保温 4 小时,晶界及晶内 α 相长大粗化,同时次生 α 相从 β 相基体中析出。

激光快速成形 TC18 钛合金经过双重退火热处理后的显微组织如图 11 所示。组织由细小的初生 α 片层以及转变 β 基体组成。 β 基体在双重退火的 580 °C 时效过程中析出次生 α 相。晶粒内初生 α 相片层细小,片层平均宽度 0.5~1.75 μm 。初生 α 具有较明显的择优取向,大致分为两种方向:一种垂直于 α 晶界生长,另一种平行于 α 晶界生长,部分初生 α 长大成为短棒状。基体 β 相中次生 α 十分细小,如图 11 (b) 所示。

由图 11 可观察到显微组织中晶界 α 相呈现不同形貌。部分晶界 α 相连续,另有一部分晶界 α 相呈现不连续形貌,有的甚至完全溶解。在晶界两侧存在无析出区,在这个区域内,不存在初生 α 相,或者此区域内的初生 α 相的含量相比于此区域外的含量要低^[68]。产生这个现象的原因是,在晶界 α 处, α 稳定元素多,晶界连续处的 α 稳定元素含量会多于晶界不连续处的含量,相对的,晶界两侧就会缺少 α 稳定元素,因此,初生 α 相不容易在晶界两侧析出,初生 α 相的含量相比于晶内会降低。晶界越连续,晶界两侧的初生 α 相含量越低,晶界两侧无偏析区越明显。

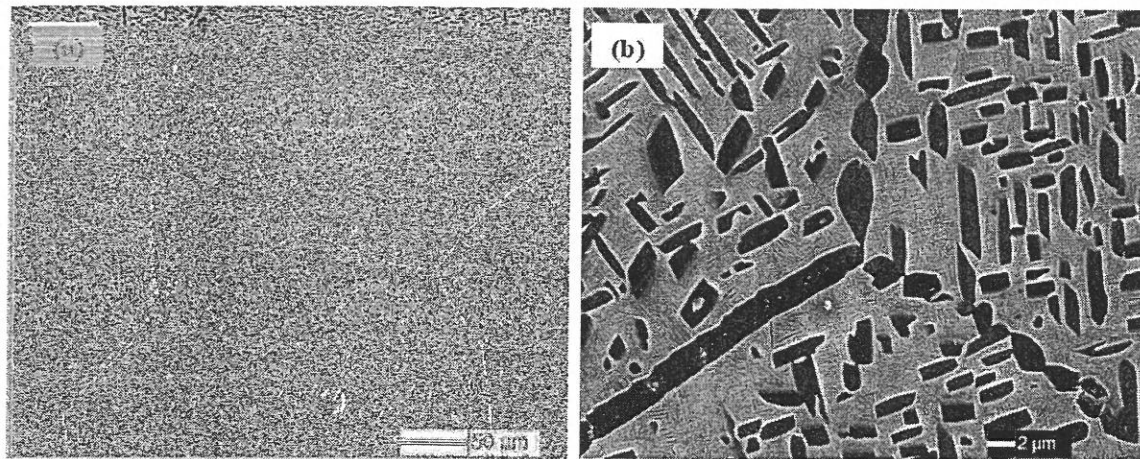


图 11 激光快速成形 TC18 钛合金双重退火热处理 SEM 显微组织: (a) 低倍, (b) 高倍

3.2 激光快速成形 TC18 钛合金力学性能

3.2.1 拉伸实验

表 9 所示为经过双重退火热处理的激光快速成形 TC18 钛合金的室温力学性能,拉伸和冲击试样选取激光快速成形板的横向,如图 12 所示,试样轴向平行于激光成形板

的 y 轴, 即试样轴向垂直于激光快速成形增高的方向。TC18 钛合金拉伸性能具有各向异性, 本次测试的横向试样的拉伸强度为 1147 MPa, 屈服强度为 1096 MPa。

表 10 所示为技术标准规定的 TC18 钛合金锻件的室温拉伸性能。标准规定的拉伸强度为 1080-1290MPa, 屈服强度为 1010MPa, 对比可知, 本次热处理后的试样强度可以达到要求。同时, 本次热处理后的试样的伸长率和断面收缩率分别为 4.5%和 7.5%, 塑性相比于技术要求略有不足。

表 9 激光快速成形 TC18 钛合金横向试样室温力学性能

拉伸强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	伸长率 (%)	断面收缩率 (%)	弹性模量 (Gpa)	a_{KU} (J/cm ²)
1147	1096	4.5	7.5	110	16.7

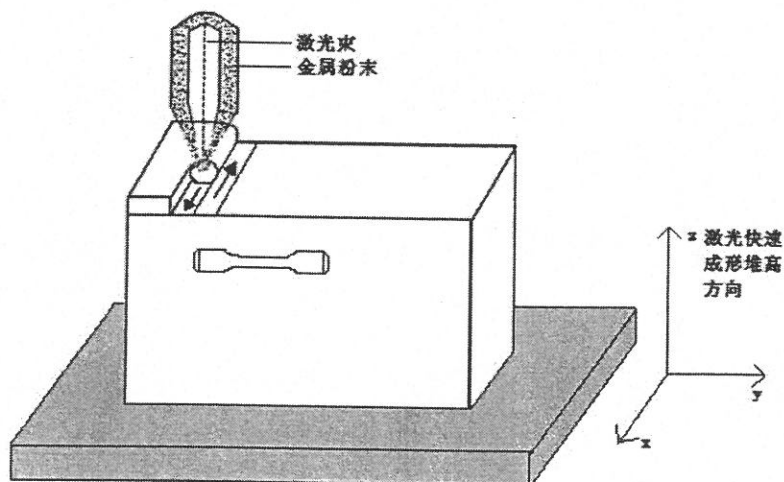


图 12 力学性能测试试样切取示意图

表 10 技术标准规定的 TC18 钛合金锻件室温拉伸性能

技术标准	品种	状态	取样方向	拉伸强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	伸长率 (%)	断面收缩 率 (%)
协上五高 51-2002	锻件	退火	横向	1080-1290	1010	7	16

3.2.2 疲劳实验

本次试验在 MTS Landmark2 液压伺服疲劳试验机上进行, 试验设备如图 13 所示。表 11 所示为激光快速成形 TC18 钛合金横向试样室温低周疲劳测试数据结果。疲劳试样从双重退火热处理后的板材上切取, 切取方向也如图 12 所示, 保证疲劳试样的轴向垂

直于激光快速成形增高的方向。本次疲劳试验有效试样一共 11 根, 选取四个等级的应变幅, 分别为 ± 0.005 、 ± 0.006 、 ± 0.008 和 ± 0.01 , 每个应变幅选取 2-3 根试样进行测试。在获得疲劳数据中, 应变部分给出了三种数据, 总应变 $\Delta\epsilon_t/2$ 、弹性应变 $\Delta\epsilon_e/2$ 、塑性应变 $\Delta\epsilon_p/2$, 其中总应变为弹性应变和塑性应变的和, 即 $\Delta\epsilon_t/2 = \Delta\epsilon_e/2 + \Delta\epsilon_p/2$ 。弹性应变和塑性应变是由半寿命时的应力-应变滞回曲线取得。

表 11 激光快速成形 TC18 钛合金横向试样室温低周疲劳测试数据结果

试样 编号	总应变 $\Delta\epsilon_t/2$ mm/mm	弹性应变 $\Delta\epsilon_e/2$ mm	塑性应变 $\Delta\epsilon_p/2$ mm	直径 d_0 mm	失效反向数 $2N_f$ cycle
1	0.005	0.00492	0.00007	6.350	32134
2	0.005	0.00493	0.00006	6.335	29374
3	0.006	0.00591	0.00007	6.360	13862
4	0.006	0.00589	0.00009	6.340	5580
5	0.006	0.00596	0.00002	6.335	5296
6	0.008	0.00772	0.00025	6.350	4276
7	0.008	0.00786	0.00011	6.340	2180
8	0.008	0.00791	0.00006	6.340	3364
9	0.01	0.00849	0.00146	6.350	474
10	0.01	0.00839	0.00156	6.365	1128
11	0.01	0.00847	0.00148	6.340	1204

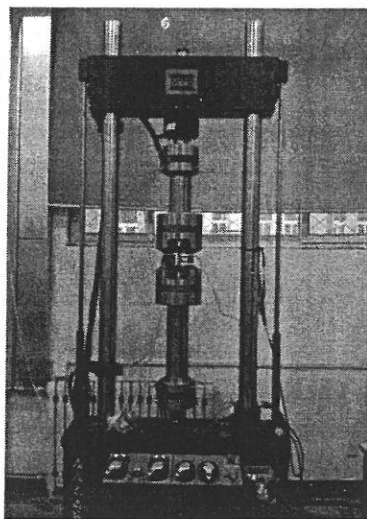


图 13 MTS Landmark2 液压伺服疲劳试验机

(1) 循环应力-应变行为

通过实验所得数据测得 TC18 钛合金的循环应力-应变关系曲线, 如图 14 所示。该曲线一般用应力幅与塑性应变幅来表达^[69], 即公式 (3.1) 所示。

$$\Delta\sigma_t/2 = K' (\Delta\varepsilon_p/2)^{n'} \quad (3.1)$$

式中, $\Delta\sigma_t/2$ 为总应力幅, K' 为循环强度系数, n' 为循环应变硬化指数。根据此公式采用双对数坐标对数据进行线性回归, 即可得出 K' 和 n' 的数值

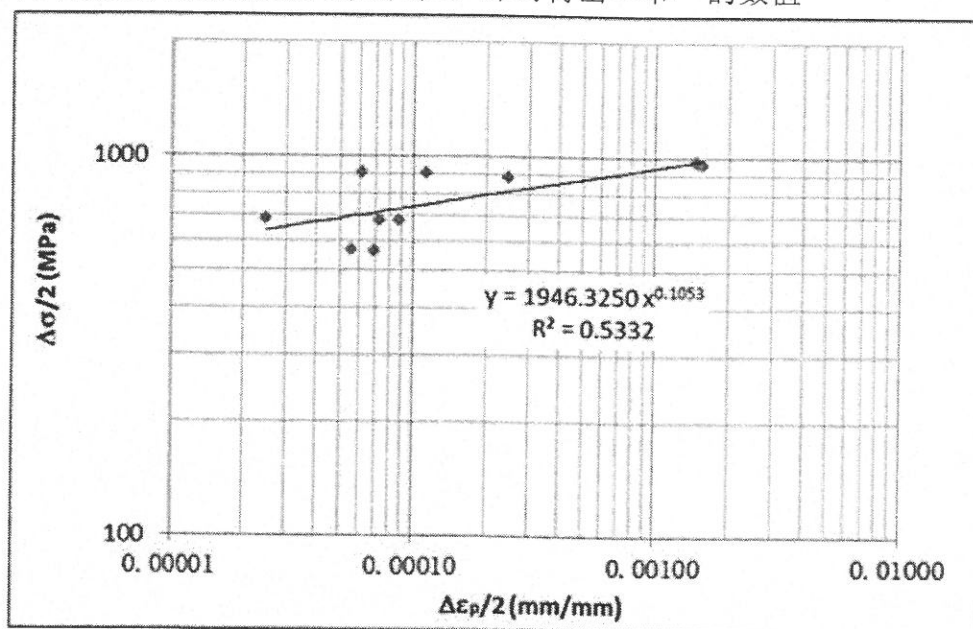


图 14 TC18 钛合金循环应力-应变关系曲线

(2) 应变疲劳寿命

对于由应变控制的低周疲劳实验, 材料的应变寿命通常由 Coffin-Manson 公式 (3.2) 表示^[69]。

$$\Delta\varepsilon_t/2 = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^{-b} + \varepsilon_f' (2N_f)^{-c} \quad (3.2)$$

其中, $\Delta\varepsilon_e/2 = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^{-b}$, $\Delta\varepsilon_p/2 = \varepsilon_f' (2N_f)^{-c}$, σ_f' 为疲劳强度系数, ε_f' 为疲劳延性系数, $2N_f$ 为失效反向数, b 为疲劳强度指数, c 为疲劳延性指数, E 为弹性模量。通过试验数据测得 TC18 钛合金的应变幅 ($\Delta\varepsilon/2$) - 疲劳寿命 ($2N_f$) 关系曲线如图 15 所示。纵坐标 $\Delta\varepsilon_t/2$ 为低周疲劳应变幅, 横坐标 $2N_f$ 为疲劳寿命 (失效反向数), 图中三条线分别代表总应变、弹性应变、塑性应变与寿命关系曲线。由图可以看出试样的疲

劳寿命随着应变幅的增加明显降低,在低应变区,弹性应变起着主要的作用,在高应变区,塑性应变起着主要的作用。通过公式和所测得的数据,求得相关参数数值见表 12。由此得到, TC18 钛合金的室温应变控制低周疲劳循环应力-应变关系为

$$\frac{\Delta\sigma_t}{2} = 1946 \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{0.10}, \text{ TC18 钛合金低周疲劳寿命的预测公式为: } \Delta\varepsilon_t/2 = 0.0236 \times (2N_f)^{-0.1490} + 0.2174 \times (2N_f)^{-0.8562}.$$

S. S. Manson^[68]研究指出,当材料承受恒定的应变幅 $\Delta\varepsilon$ 时,其寿命 N_f 取决于它的塑性 D (塑性与其断面收缩率 RA 有关,相关公式: $D = -\ln(1-RA)$)、抗拉强度 R_m 和弹性模量 E ,其关系如公式(3.3)所示^[70]。当材料承受高应变幅时(针对大多数材料该应变幅为 $\pm 1\% \sim \pm 2\%$ 或更高),材料的塑性决定其疲劳性能,塑性越高,材料的疲劳寿命就越长。当所承受的应变幅低于这个范围时;大多数材料的拉伸强度起主要作用,即拉伸强度越高,材料的疲劳寿命越高。

$$\Delta\varepsilon = 3.5 \frac{\sigma_b}{E} N_f^{-0.12} + D^{0.6} N_f^{-0.6} \quad (3.3)$$

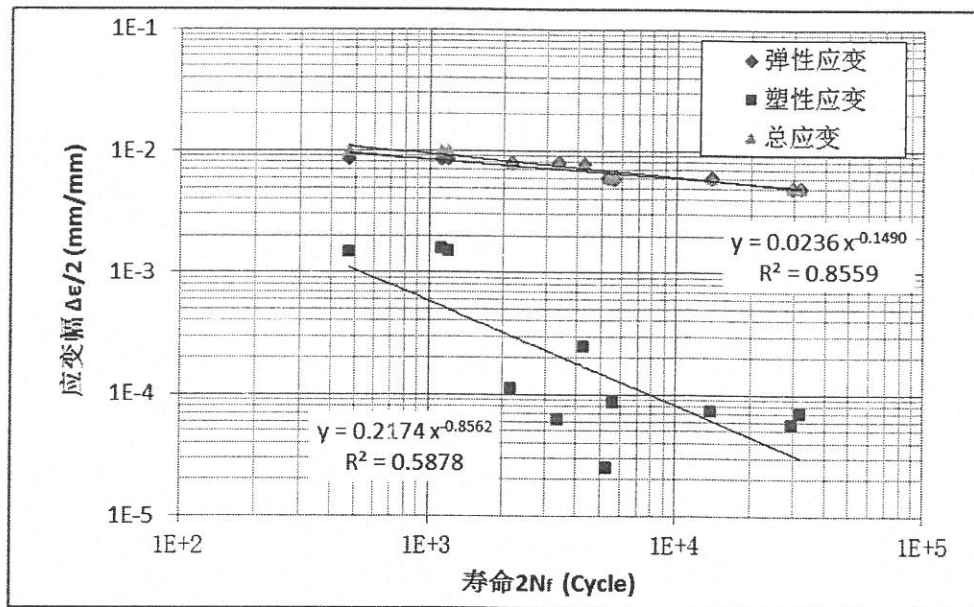


图 15 激光快速成形 TC18 钛合金低周疲劳应变幅 ($\Delta\varepsilon/2$) - 疲劳寿命 ($2N_f$) 关系曲线

表 12 TC18 钛合金室温应变疲劳参数

循环强度系数	循环应变硬化指数	疲劳强度系数	疲劳延性系数	疲劳强度指数	疲劳延性指数
K'	n'	σ'_f	ε'_f	b	c
MPa		MPa			
1946	0.1053	2709	0.2174	-0.1490	-0.8562

(3) 循环应力响应行为

TC18 钛合金不同总应变幅对应的循环应力响应曲线如图 16 所示。该图横坐标代表循环周次，纵坐标代表循环应力幅。由该曲线可以观察到合金的循环应力响应行为随着循环周次的增加而产生的相应变化。由图可以看到，当总应变幅相同时，不同的试样呈现出的循环应力响应的趋势是一样的。因此，为了更清楚的观察试样的循环应力响应行为，在每个应变幅下选取一根试样的数据作为代表，绘制了四个不同应变幅下的四根试样的循环应力响应曲线，如图 17 所示。

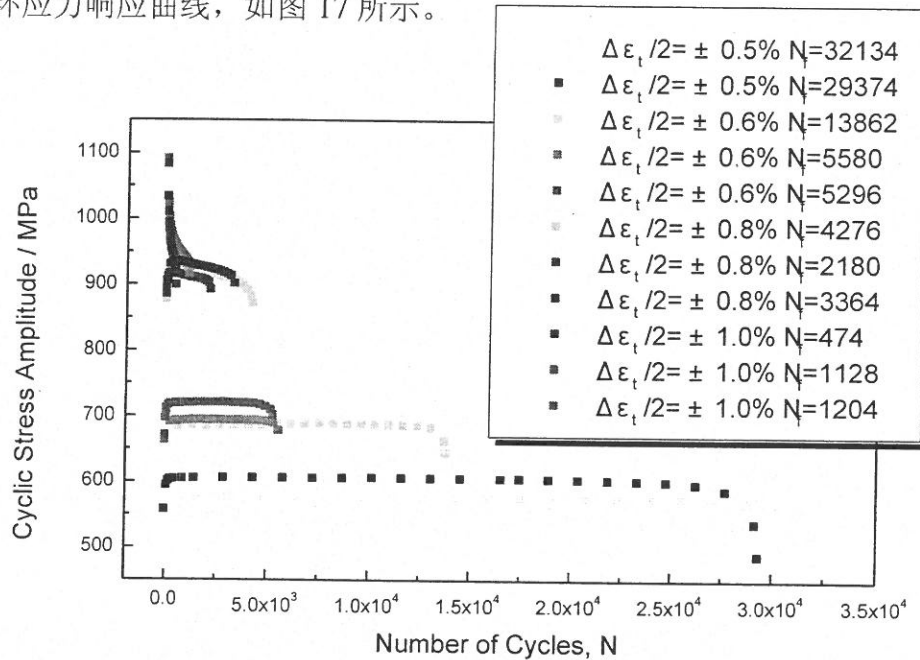


图 16 TC18 钛合金 11 根试样的循环应力响应曲线

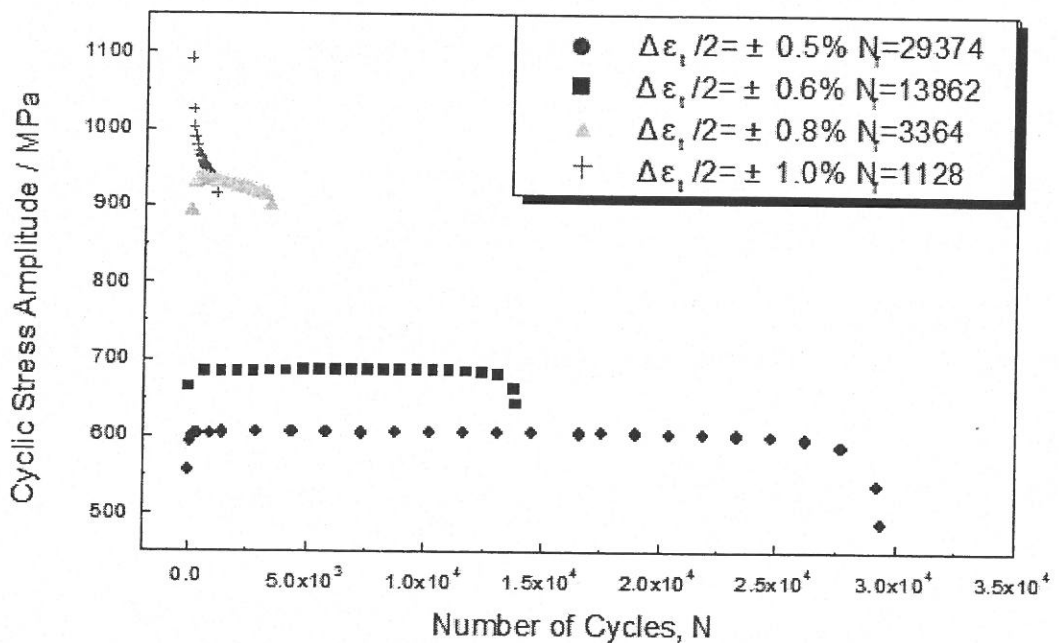


图 17 TC18 钛合金不同应变幅下的循环应力响应曲线

由图可以看出,在高应变幅时,循环初期应力幅急剧下降,整体表现为明显的循环软化行为;而当应变幅较低时,小于 $\pm 0.8\%$ 时,循环应力表现为初期强化,之后在相当一段周次内保持稳定;当应变幅为 $\pm 0.8\%$ 时,试样初期表现为应力强化,一定周次后表现为循环软化。所有试样在最终失效前,循环响应应力呈现快速下降状态。循环应力的响应行为可以从试样循环变形过程中位错受力的角度来解释^[71]。每周次循环的峰值应力(σ_p)由两个不同的作用于位错上的应力分量组成,即有效应力分量(σ^*)和内应力分量(σ_i),如公式(3.4)所示。

$$\sigma_p = \sigma^* + \sigma_i \quad (3.4)$$

有效应力(σ^*)主要是由氧等间隙原子气团对位错的钉扎作用而形成的短程应力,而内应力(σ_i)是位错与其它位错及亚晶界之间存在的长程交互作用。随着循环变形的进行,由于材料内部位错密度和亚晶界数量的增加,在位错运动过程中,位错与位错、位错与其它点缺陷以及位错与晶界等的长程交互作用迅速增强,对应的位错所受的内应力分量(σ_i)也提高。同时位错有可能通过交滑移等方式,或者通过新滑移系的开动,克服间隙原子气团的钉扎作用而继续运动,促使位错的可动性提高,可动的位错密度增加,位错所受的有效应力(σ^*)降低。因此试样的循环应力响应行为决定于内应力分量(σ_i)的提高与有效应力(σ^*)的降低的平衡程度。

如图 17 所示,在高应变循环载荷下, $\Delta \varepsilon_t / 2$ 为 $\pm 1.0\%$ 时,试样在整个循环过程中,整体表现为明显的循环软化行为。这是因为在高应变循环作用下,试样内部多系滑移的结果使得位错所受的有效应力的降低大于内应力的提高,从而表现出循环软化的特征。对于 $\Delta \varepsilon_t / 2$ 为 $\pm 0.8\%$ 的试样,在初期的循环硬化后表现为循环软化特征,此过程是位错所受内应力和有效应力交替起主要作用的过程。而对于较低应变循环载荷下,试样在循环初期表现为应力强化,此时位错所受的内应力分量的提高大于所受有效应力的降低。在后续的循环过程中,试样内部形成了较为稳定的位错结构,循环内应力(σ_i)的提高和有效应力(σ^*)的降低可以维持动态平衡,所以表现出循环应力的稳定性。在循环后期,试样失效前,循环应力呈现快速下降的特征,这是因为随着循环的进行,试样内部的宏观裂纹形成并快速失稳扩展。

有研究认为材料的低周应力应变性能与材料的 $R_m / R_{p0.2}$ 有关。当 $R_m / R_{p0.2} < 1.2$ 时,材料通常表现为循环软化;当 $R_m / R_{p0.2} > 1.4$ 时,材料通常表现为硬化;当 $R_m / R_{p0.2} = 1.2 \sim 1.4$ 时,材料可能表现为软化、硬化或者疲劳饱和。本次 TC18 钛合金的 $R_m / R_{p0.2} = 1.05$,