

新疆大学本科毕业论文(设计)



新疆大学
Xinjiang University

论文题目： 热处理温度及冷却速度对 Ti6Al4V

组织和力学性能的影响

学生姓名： 田欣洋

学 号： 20192000226

所属院系： 智能制造与现代产业学院

专 业： 材料成型及控制工程

班 级： 材料 2019-1

指导老师： 杨宝震

日 期： 2023 年 月 日

新疆大学

本科毕业论文（设计）任务书（2023届）

学院：智能制造现代产业（机械工程学院） 班级：材料 19-1

姓名：田欣洋

毕业论文(设计)题目：热处理温度及冷却速度对 Ti6Al4V 组织和力学性能的影响

毕业论文(设计)工作自 2023 年 1 月 4 日起至 2023 年 5 月 30 日止

毕业论文(设计)题目的目的及意义

通过本研究使学生掌握合运材料学、材料加工、热处理工艺设计等方面知识，了解金属材料热处理过程组织转变过程，熟悉材料组织和力学性能的测试方法；培养学生学会并能综合运材料学、材料加工等方面知识，以及结合实际材料独立完成课题的工作能力。通过本研究使学生掌握合金的热处理工艺设计，了解金属材料热处理过程组织转变过程，熟悉材料组织和力学性能的测试方法。对材料设计、材料制备及力学性能分析知识进行综合梳理和总结；培养文献检索、钛合金材料研究进展总结整理及合金材料力学性能测试能力；

毕业论文(设计)的主要工作任务

1) 对 Ti6Al4V 合金研究现状进行调研，形成该材料研究进展报告；

2) 设计合适的热处理工艺；

3) 制备试样，测试试样力学性能，表征材料微观组织；

4) 毕业设计论文一份。

指 导 教 师：

杨宝震

教研室主任：

李长勇

学 生 签 名：

田欣洋

接受毕业论文(设计)任务日期：2023.01.04

(注：本任务书由指导教师填写)

摘要

Ti6Al4V 合金又名 TC4 合金，拥有较好的塑韧性、耐热性、成形性、耐蚀性等，在机械、军事、航空航天等领域获得了极为广泛的应用。但 TC4 合金存在着硬度低、摩擦磨损系数高、耐磨性能差等缺点，制约了其进一步的应用。结构决定组织，组织决定性能。合金的显微组织显然不能轻易被各种冷塑性变形所改变，而热处理恰恰具有这种控制结构、组织的能力。不同的热处理制度会形成不同的组织，进而引起性能的差异。对 Ti6Al4V 合金而言，常规处理方式得到的合金存在着强硬度偏低、摩擦性能差等缺点，经过调研 Ti6Al4V 合金近几十年的研究可以发现：固溶 + 时效处理是一种比较理想的强化手段，可以通过调控合金的显微组织，从而大幅改善合金的强度、硬度与耐磨性。

本文通过对九个不同固溶-时效处理工艺参数后得到的 Ti6Al4V 合金，分析了不同参数下处理 Ti6Al4V 合金的力学性能，旨在进一步确定 TC4 合金的最佳固溶温度、时效温度、时效时间等参数，为实际工程应用提供参考。本文全面系统地描述了 950 °C 附近固溶处理、550°C 附近时效处理所得的 Ti6Al4V 合金在室温下 10~240N 施加载荷范围内的力学性能与组织特征。得到了力学性能优良的热处理后 Ti6Al4V 合金所处的工艺参数范围。并结合金相特征和电子显微镜分析测试结果，通过分析合金微观组织特征和力学性能变化，探索固溶体组织转变的机理。主要研究成果如下

1. (从热处理制度) 在 950°C 进行固溶、550°C 进行时效处理时可以得到合金最佳的力学性能。
2. (从微观组织) 冷却速率越高，得到组织所含 β 相含量越多，综合性能越好。
3. (从转变机理) 时效时间越久，亚稳定 β 相分解的就越充分，得到的组织性能更好。

关键字: 热处理；固溶；时效；组织；钛合金；工艺

Abstract

Ti6Al4V alloy, also known as TC4 alloy, has good plasticity, toughness, heat resistance, formability and corrosion resistance, and has been widely used in machinery, military, aerospace and other fields. However, TC4 alloy has some disadvantages, such as low hardness, high friction and wear coefficient and poor wear resistance, which restrict its further application. Structure determines organization, and organization determines performance. Obviously, the microstructure of the alloy cannot be easily changed by various cold plastic deformation, and heat treatment has the ability to control the structure and microstructure. Different heat treatment systems will form different structures, which will lead to different properties. For Ti6Al4V alloy, the alloy obtained by conventional treatment has some shortcomings, such as low strength and hardness, poor friction performance, etc. Through the investigation of Ti6Al4V alloy in recent decades, it can be found that solution+aging treatment is an ideal strengthening method, which can greatly improve the strength, hardness and wear resistance of the alloy by regulating the microstructure of the alloy.

In this paper, the mechanical properties of Ti6Al4V alloy treated with different parameters are analyzed by comparing nine different solution-aging treatment parameters, aiming at further determining the optimum solution temperature, aging temperature, aging time and other parameters of TC4 alloy, and providing reference for practical engineering application. In this paper, the mechanical properties and microstructure characteristics of Ti6Al4V alloy obtained by solution treatment near 950°C and aging treatment near 550°C are described comprehensively and systematically in the range of 10~240 N applied load at room temperature. The technological parameter range of Ti6Al4V alloy with excellent mechanical properties after heat treatment was obtained. Combined with metallographic characteristics and electron microscope analysis results, the mechanism of solid solution microstructure transformation was explored by analyzing the microstructure characteristics and mechanical properties of the alloy. The main research results are as follows:

1. (From the heat treatment system) The best mechanical properties of the alloy can be obtained when solid solution is carried out at 950°C and

aging is carried out at 550°C.

2. (from the microstructure) The higher the cooling rate, the more phase content in the obtained microstructure, and the better the comprehensive properties.
3. (From the transformation mechanism) The longer the aging time, the more fully the metastable phase decomposes and the better the microstructure and properties are obtained.

KEYWORDS: Heat treatment; Solid solution; Limitation; Organization; Titanium alloy;

目 录

| | |
|------------------------------|----|
| 1 绪论 ······ | 1 |
| 1.1 钛工业的发展历程与国内外现状 ······ | 1 |
| 1.1.1 钛与钛合金的特点 ······ | 1 |
| 1.1.2 国外发展 ······ | 2 |
| 1.1.3 国内发展 ······ | 2 |
| 1.1.4 应用领域 ······ | 3 |
| 1.2 钛合金的分类 ······ | 3 |
| 1.3 钛合金的显微组织 ······ | 5 |
| 1.4 钛合金的相变 ······ | 6 |
| 1.5 Ti6Al4V 合金研究进展 ······ | 7 |
| 1.6 研究背景意义与研究内容 ······ | 7 |
| 1.6.1 研究意义 ······ | 7 |
| 1.6.2 研究内容 ······ | 8 |
| 2 实验材料与研究方法 ······ | 9 |
| 2.1 实验材料属性 ······ | 9 |
| 2.1.1 β 转变温度的计算 ······ | 9 |
| 2.1.2 试样设计与加工 ······ | 11 |
| 2.2 整体实验路线 ······ | 12 |
| 2.3 钛合金固溶时效热处理试验 ······ | 13 |
| 2.3.1 TC4 钛合金的热处理方案设计 ······ | 13 |
| 2.3.2 TC4 合金的热处理工艺性能 ······ | 13 |
| 2.3.3 TC4 合金热处理工艺设计 ······ | 14 |
| 2.3.4 固溶时效处理实验过程 ······ | 17 |
| 2.4 室温力学拉伸试验 ······ | 18 |
| 2.4.1 试验流程 ······ | 19 |
| 2.4.2 拉伸试验结果分析 ······ | 19 |
| 2.5 组织观察与相结构分析 ······ | 20 |
| 3 TC4 合金固溶时效处理 ······ | 22 |
| 3.1 相变点以下固溶处理对组织性能的影响 ······ | 23 |
| 3.1.1 组织分析 ······ | 23 |
| 3.1.2 性能分析 ······ | 23 |

| | |
|---|----|
| 3.2 两相区固溶处理对组织性能的影响 ······ | 24 |
| 3.3 相变点以上固溶处理对组织性能的影响 ······ | 24 |
| 插图清单 ······ | 26 |
| 附表清单 ······ | 27 |
| 参考文献 ······ | 28 |
| 附录 1：不同热处理工艺对 Ti6Al4V 钛合金微观结构和力学性能影响 ······ | 30 |
| 附录 2：Effect of Different Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Titanium Alloy ······ | 31 |
| 致谢 ······ | 32 |

1 绪论

1.1 钛工业的发展历程与国内外现状

钛（Titanium），原子序数为 22，最早于 1791 年由格雷戈尔在英国康沃尔郡发现，是一种银白色的金属，具有密度小、比强度高、耐高温、化学性质稳定等明显优于传统金属的特性而备受重视。钛及钛合金常用来制造飞机、火箭等航天机械，一直以来都是航空航天工业的“脊柱”之一，被誉为“太空机械”^[1]。与纯钛一同发展起来的钛合金也毫不逊色，钛合金是在纯钛的基础上添加了各种各样的合金元素而形成的合金，凭借其更高的强度、耐蚀性、抗高温性能，得到了广泛的应用，尤其是在机械制造、航空航天、化工、军工等领域，钛合金的占比更大。钛工业的发展水平在一定程度上是衡量一个国家航空航天、汽车工业等领域发展水平的重要标志^[2]。

1.1.1 钛与钛合金的特点

钛合金具有密度小，强度高的显著特点，相较于高强度钢而言，不仅强度相差无几，而且还具有更大的比强度。

表 1.1 不同合金比强度比较表

| 合金 | 镁合金 | 铝合金 | 高强钢 | 钛合金 |
|-----|-----|-----|-----|-----|
| 比强度 | 16 | 21 | 23 | 29 |

钛合金的特点如下^[3]：

1. 熔点高。钛的熔点为 1660°C，比铁的熔点还高出 120°C 左右。此外，在钛中加入铝、锆、锡等合金元素后，可以提高其热强性。
2. 弹性模量低，屈服强度高，适合做弹簧材料。高端赛车内部的弹簧大多数都是由钛合金制成。
3. 具有良好耐磨性、耐腐蚀性。钛表面易生成致密的氧化层，在氧化性或中性介质中有较强的耐腐蚀能力。
4. 化学活性高。当钛加热到 500°C 以上时，氧化膜变得稀松且易脱落，在熔融状态下，极易发生自然。
5. 特殊性能多。某些类型的钛合金还具有储氢、超导、低阻尼性，生物相容性、形状记忆、超弹、高阻尼等特殊功能。

1.1.2 国外发展

钛工业的发展充满曲折。从钛元素的发现(1791)到第一次制得较纯的金属钛(1910)经历了120年的历程。又由实验室第一次获得纯钛(1940)到首次进行工业生产，又花费了近30年的时间。钛在自然界中主要以钛矿石的形式存在，如钛铁矿、金红石(TiO_2)等，需要进行精炼(refining)才能获得纯金属。起初，钛的提取是通过高温还原法，但这种方法费时费力，成本高昂。直到了二十世纪四十年代，一种利用氯化钛矿与氯气进行反应来制备四氯化钛，然后通过还原反应(比如Na、Mg等)来得到纯钛的精炼工艺方法终于以其低廉的成本、高效的回收率得到了广泛的商业化应用。

第二次世界大战之后，世界上许多国家都开始意识到钛工业的重要性，钛工业在数年间便迅速发展成为航空、航天、军事等领域的关键材料。1954年，美国成功研发出Ti-6Al-4V合金，该合金在耐热性、强度、塑性、韧性、耐蚀性和生物相容性等方面均达到较高水平，凭借性能上的优势，Ti6Al4V迅速成为钛工业的主要合金，现已占据全部用钛量的50%以上，甚至可以说，许多其他型号钛合金不过是Ti-6Al-4V的改良版而已^[4]。

1.1.3 国内发展

我国的钛工业发展起源于20世纪50年代，在六七十年代，我国成为了全球第四个建立完整钛工业体系的国家。自21世纪以来我国钛工业进入高速发展阶段，产能与产量已经连续多年占据世界第一的位置，目前海绵钛产量占全球比重已经达到六成，钛加工材产量稳定增长，钛产品消费端需求旺盛^[5]，无论是在生产还是在加工领域均保持在世界前列。2014年，浙江余杭高端钛材的研发投产，标志着中国彻底摆脱了对国外的依赖，填补了中国高端钛材的技术空白。^[6]

目前，我国的钛产品消费正处于上升期，如工业、航空航天、海洋船舶和体育休闲等中高端领域的钛材料的需求量平均增长约20%，而医疗行业受疫情影响，需求有所减少，电力和制盐等行业仍有小幅增长，整体盈利水平也有所改善^[7]。

此外，近年来计算机技术的发展也为钛工业带来了新的发展机遇。计算机模拟技术用于优化钛合金的生产工艺，显著提高了产品质量。邵一涛等人利用BP人工神经网络的方法，构建了TC17钛合金组织和性能之间的关系模型，解决了传统BP人工神经网络的过拟合问题，从而获得更高的预测精度^[8]；李淼泉等人对TC6合金叶片在等温锻造过程中初生 α 晶粒尺寸的演变进行了数值模拟^[9]，将有限元法与Yada微观组织模型结合起来，并给出了TC6合金叶片在等温锻造过程中初生 α 相的分布和晶粒尺寸的变化。在未来，随着物联网、大数据、人工智能、AIGC等技术的不断发展，钛工业也将迎来更多新的机遇和挑战。

1.1.4 应用领域

- 在航空航天领域，大型客机的设计制造推进迅速，同时军用飞机也在不断更新换代，因此全球钛合金的需求量也在急速增长。
- 在医疗健康领域，钛合金材料有着良好的生物相容性，可以降低人体对植入物的排斥反应和感染风险，因此广泛用于人工关节、牙科种植体和其他医疗设备的制造。
- 在汽车制造领域，高级车型的制造中广泛采用了钛合金零部件，以降低整车自重，提高燃油效率和汽车的运行性能。此外，钛合金耐腐蚀性好也能延长汽车零部件的使用寿命。
- 在建筑工程领域，钛合金广泛应用于大型建筑的外墙幕墙、顶棚和立面系统中。这种材料具有优秀的耐候和抗腐蚀性能，可抵御各种恶劣气候的侵蚀，并且具有高度的可塑性和装饰性，可以为建筑带来更加优美的外观效果。

1.2 钛合金的分类

因为纯钛的强度较低，限制了其在工业生产中的应用范围。钛合金是通过在纯钛中添加一些合金元素来提高其强度、耐腐蚀性等性能而形成的。常用的合金元素有铝、钒、锆、锂、铁、铜、镍等，通过调整元素配比和控制制备工艺，可以获得适合不同领域应用的各种高性能钛合金材料。

工业钛合金的主要合金元素为铝、钒、钼三种，此外还有 Cr、Mn、Fe、Cu、Sn、Zr、W 等元素组成，可以根据合金元素对钛多晶型转变温度的影响将其分为三大类： α 稳定元素、 β 稳定元素、中性元素，形成的四种类型的相图示意如图 1.1 所示。

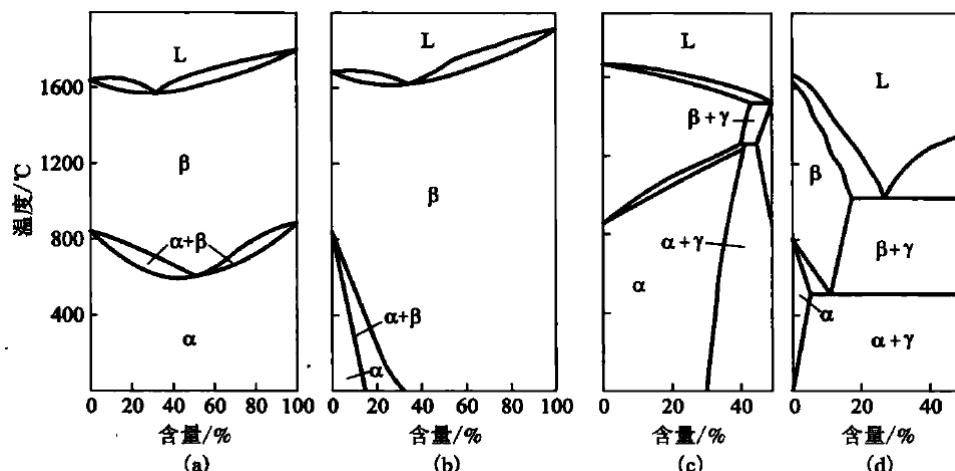


图 1.1 合金元素对钛合金相图的影响示意图

工业上一般根据 β 相稳定元素系数 K_β 来划分不同的合金元素， K_β 是指合金中各 β 稳定元素与各自的临界浓度的比值之和，即：

$$K_\beta = \frac{C_1}{C_{k1}} + \frac{C_2}{C_{k2}} + \frac{C_3}{C_{k3}} + \cdots + \frac{C_n}{C_{kn}} \quad (1.1)$$

根据 β 相稳定系数划分合金类型为：

1. α 型合金 K_β 为 $0 \sim 0.07$
2. 近 α 型合金 K_β 为 $0.07 \sim 0.25$
3. $\alpha + \beta$ 型合金 K_β 为 $0.25 \sim 1.0$
4. 近 β 型合金 K_β 为 $1.0 \sim 2.8$
5. β 型合金 K_β 为 > 2.8

(1) α 型 经退火处理后， α 型钛合金的组织通常存在单相的 α 固溶体，或者以含微量金属化合物的 α 固溶体的形式存在。其主要合金元素包括铝、锡、锆等 α 稳定元素，以及钒、钼、铌等中性元素，各个元素都可以起到固溶强化的作用，因此这些元素都被广泛地应用于钛合金的制备中。

常用的 α 型钛合金包括 TA2（工业纯钛）、TA9（Ti-0.2Pb）、TA10（Ti-0.3Mo-0.8Ni）等。

α 型钛合金的 β 相转变温度较高，因而具有良好的热强性、高温稳定性。焊接性能好，并在高温环境下具有极好的组织稳定性和抗蠕变性能，在低温环境下也依然保持良好的延展性，因而适合制作各种飞行器形状复杂的外层板材。但它对热处理和组织类型不敏感，故不能采用热处理的方式强化其组织^[10]。

(2) β 型 β 型钛合金主要包含钒、钼、铌、钽等 β 相稳定元素，若在合金中加入少量的铝、锆、锡等元素，则可以提高 β 型钛合金的塑性，并且改善其热稳定性。这些合金元素的加入可以控制合金的相转变温度，使其具有更加优异的力学性能和高温耐久性。常见的 β 型钛合金有 TB2（Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al）、TB6（Ti-10V-2Fe-3Al）、TB7（Ti-36Mo）等。

与 α 型、 $\alpha + \beta$ 型钛合金相比， β 型钛合金的显微组织通常更粗大。该合金具有良好的冷成形、冷加工性能，较好的淬火态塑性以及可焊接性。但是，亚稳定 β 型钛合金的热稳定性较差。 β 型钛合金中含有较高的 β 稳定元素，主要分为稳定 β 型钛合金和亚稳定 β 型钛合金。稳定 β 型钛合金在平衡状态下全部由稳定的 β 相组成，经热处理后不易产生变化。

(3) $\alpha+\beta$ 型 经过退火处理的 $\alpha + \beta$ 型钛合金在室温下具有不同比例的 α 和 β 相组织，其锻造和轧制等加工成型性能比 α 型、 β 型钛合金更加优异。合金中除了含有定量的铝元素外，还含有少量的其他元素，可以通过适当的热处理方法对

$\alpha + \beta$ 型钛合金进行组织强化。其强度和淬透性随着 β 相稳定元素含量的增加而提高。

最常用的 $\alpha + \beta$ 型钛合金包括 TC4、TC6、TC12 等，其中 TC4 钛合金（等轴马氏体型两相合金）作为最早被应用的钛合金，该合金以其优越的性能占据了钛工业的大量市场，现在占到 Ti 合金总产量的 50%，占到全部 Ti 合金加工件的 95%。

从成分上来看，这类钛合金中的合金元素基本上是以铝为主要合金元素， β 稳定化元素为辅助元素。这使得 $\alpha + \beta$ 型钛合金组织变动的余地较为灵活，性能变动范围大，可以满足各种应用场合及工况要求^[10]。

1.3 钛合金的显微组织

钛合金的性能是由显微组织的形态决定的，甚至组织上的细微差异有时都会得到迥然不同的力学性能表现，显微组织形态则与元素含量、加工方式和热处理方式等环节息息相关。钛合金的基本组织有两种：低温的 α 相和高温 β 相，两者特点如表 1.2 所示：

表 1.2 钛合金基本组织的对比

| 特点 | α 相 | β 相 |
|-------|--------------------------------|-----------------------|
| 结构类型 | 六方最密堆积结构 (HCP) | 体心立方结构 (BCC) |
| 原子排列 | 沿 c 轴密排 | 八面体最紧堆积结构 |
| 密度 | 4.43g/cm ³ | 4.51g/cm ³ |
| 成分 | Ti-6Al-4V、Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 等 | Ti-12Mo-6Zr-2Fe 等 |
| 形成温度 | 900°C-1000°C | 700°C-800°C |
| 稳定温度 | <882.5°C | 882.5°C 熔点 |
| 变形难易 | 困难 | 容易 |
| 滑移系 | 四个 | 十二个 |
| 成形能力 | 较差，易发生晶粒长大、裂纹 | 易于变形，加工性能较好 |
| 机械性能 | 强度和延展性能较好 | 韧性与热强性好 |
| 耐腐蚀性能 | 良好 | 较差，易于发生点蚀、坑蚀等 |

TC4 合金在加热到 β 相变点以上后完全 β 相化，但由于 TC4 合金内 β 相稳定元素较少，体心立方的高温 β 相几乎不可能随着冷却过程保留到室温。 β 相在冷却过程中发生多种固态相变，形成多种多样的组织：随着温度降低， α 相以片状形态从原始 β 晶界析出。这种片状组织主要由相互交错的类似于珠光体一般的片层 α 相与片层 β 相构成，称之为 β 转变组织。若合金在 $\alpha + \beta$ 两相区状态下受到足够大的塑性变形，片状组织会把塑性变形产生的能量通过再结晶球化的方式再利用，得到形状规则的等轴组织。

根据转化后 α 相的不同形态，TC4($\alpha + \beta$ 型) 钛合金的显微组织大致分为四

类：魏氏组织（片层组织）、网篮组织、双态组织以及等轴组织。各个组织的基本特点如下：

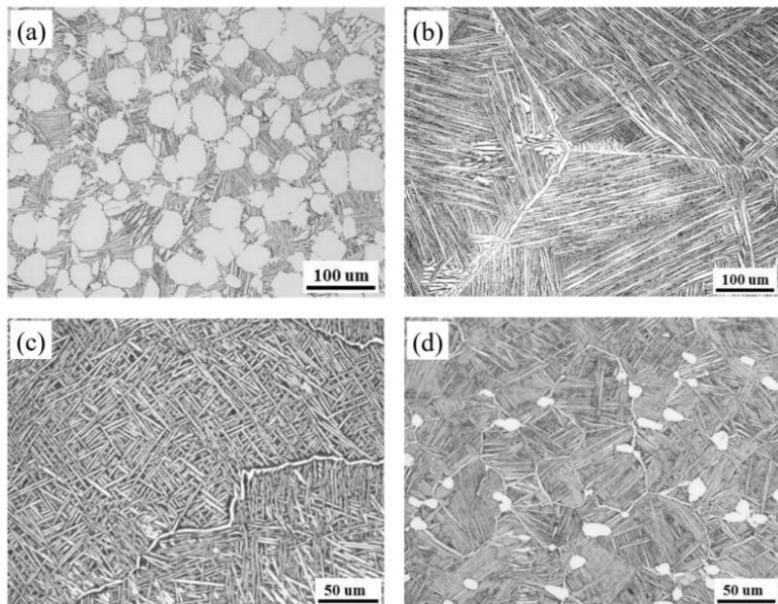


图 1.2 四种典型组织 (a) 等轴组织; (b) 魏氏组织; (c) 网篮组织; (d) 双态组织

- **等轴组织:** 在充分的塑性变形和再结晶退火后可以形成等轴组织。特点是 β 基体上分布着等轴状的 α 相，疲劳强度高，具有良好的塑性，热稳定性。缺点是断裂韧性、持久强度差。
- **网篮组织:** 合金在 $\alpha + \beta$ 两相区的塑性变形量不太大时形成网篮组织。其特点是晶内 α 片短小弯曲，在 β 相晶粒周围分布，呈现出网篮状的形状，具有较高的疲劳强度和蠕变强度，塑韧性好。
- **双态组织:** 双态组织与等轴组织类似，双态组织具有较高断裂韧性，疲劳裂性能好。等轴 α 含量在 20% 左右的双态组织具有强度高、塑韧性好的综合力学性能，但高温性能较差。
- **魏氏组织:** 在较高温度的 β 区加热或变形量不够，时可以形成。如图图 1.2(d) 所示组织中 β 晶粒的晶界比较完整，晶粒内有呈粗片状规则排列的长而平直的 α 相，其断裂韧性、持久强度、蠕变性能好，但是塑性较差，疲劳强度低、热稳定性差，热处理时尽量避免该组织的形成。

1.4 钛合金的相变

钛合金的相变非常复杂，大体可以分为：同素异晶转变、共析转变、有序化转变、亚稳相分解、马氏体相分解等。

在各种类型的钛合金中， β 钛合金的用途最为广泛，在纷杂的钛合金相变中，可根据亚稳定状态相组成将其分为 3 类：稳定 β 型钛合金、亚稳定 β 型钛合金

和近 β 型钛合金。其中亚稳态 β 合金的综合性能最好，其相变过程也最复杂。亚稳定 β 相在快速冷却时，视合金成分不同， β 相可以转变成马氏体 α' 或 α'' 、 ω 或过冷 β 相等亚稳定相。

通过快速冷却 β 相可以保持在亚稳定状态，但在一定温度下亚稳定会逐渐分解以降低系统的自由能。在温度不太高的情况下，由于密排六方点阵的 α 相在体心立方点阵的 β 相基体中生核比较困难，所以不能直接分解形成平衡的 α 相，需要经过一些中间分解过程，由生成的一些中间分解产物（或称过渡相）再转变为平衡的 α 相。

依据钛合金的这种特性，可以根据不同的加热温度、冷却速度来进行处理以得到想要的微观组织，此即本设计采用固溶时效来强化合金融性的理论基础。

1.5 Ti6Al4V 合金研究进展

近些年来国内对于 Ti6Al4V 合金的研究，主要在热处理工艺上取得了较多成果^[11]。

1. 固溶处理：实施固溶处理工艺，是为了得到等轴稳定的 α 相、马氏体弥散的 α' 相、亚稳定状态的 β 相，等轴的 α 相能够让合金的力学性能得到综合性的提升，马氏体弥散的 α' 相能够让合金，在强度、硬度上得到提高，塑性、韧性被降低^[12]。
2. 时效处理：有研究^[13]发现，次生的 α 相体积分数在 TC4 钛合金中，会对屈服强度产生很大的影响。在条件相等的情况下，时效温度越低组织越小，时效温度越高组织越大。研究人员主要是通过控制参数，来影响对次生 α 相的含量，从而来实现 TC4 钛合金在力学的性能上得到更好的提升。
3. 深冷处理：深冷处理是近些年来新兴的一种处理工艺，其可以对金属内部的组织进行改善，在进行深冷处理的时候操作比较方便，对环境也不会造成太大的污染，并且能够让在热处理之后残留的奥氏体被清除掉。实验研究发现，原始的 β 相会在深冷处理的过程当中，逐渐的向 α' 相去转变，残余应力在组织中会变少，与此同时网篮状组织的增加，会让 TC4 钛合金的韧性、强度、塑性，在组织上的性能得到提高。

1.6 研究背景意义与研究内容

1.6.1 研究意义

Ti6Al4V 合金具有比强度高、生物相容性好、耐高温、化学性质性质稳定，等优良特性，在航空航天、汽车工业、医疗健康领域等领域得到了广泛应用，是目前应用最广泛的钛合金。但其室温塑性较低，加工硬化能力较差，冷加工成型

困难。目前相关研究中，提升 TC4 钛合金室温塑性的手段主要包括添加合金元素、剧烈塑性变形和相变热处理。虽然前两种处理工艺对于合金的塑性提升明显，但工艺复杂、成本较高^[14]，而第三种热处理方法则工艺简单，成本较低，是提升 TC4 合金性能的不二之选。

钛合金的热处理方式属于共析和有序化转变，在退火和时效过程中存在共析转变，时效过程中存在有序化转变，现阶段 Ti6Al4V 合金的基本热处理工艺主要有：深冷处理、固溶处理、渗氮处理等。不同的热处理工艺互相组合可以对合金产生更好的强化效果，现阶段工业上常采用^[15]：淬火 + 时效；固溶 + 时效；双重固溶 + 时效；固溶 + 双重时效；时效 + 冷轧 + 低温氮化等，其中固溶 + 时效处理是应用最为广泛的一种热处理工艺组合。但是目前对于固溶 + 时效处理方法的最佳工艺参数一直没有定论，本设计的目的就是确定 Ti6Al4V 合金最佳的固溶 + 时效热处理工艺参数，并分析参数对于合金组织与力学性能的影响。

1.6.2 研究内容

本设计通过对 TC4 钛合金进行多种不同工艺参数的热处理，来重点研究不同固溶温度和冷却方式、时效的温度和时间下，TC4 合金显微组织与力学性能的变化规律，重点关注 β 相稳定性变化及其对钛合金加工硬化和塑性的影响，以期为实际生产中探索高塑性 TC4 钛合金加工工艺提供理论依据。设计的具体内容是：从 Ti6Al4V 合金板材中切取试样，采用 JC-MF12-30 型箱式电阻炉进行固溶与时效热处理；将热处理好的试样，放置在万能试验机上按 GB/T228-2002 进行室温力学性能测试，以得到合金的力学性能数值；然后对试样进行打磨抛光，在光学金相显微镜下进行组织的观察；最后分析工艺参数、力学性能与微观组织的关系，得到最佳热处理的工艺参数。

2 实验材料与研究方法

2.1 实验材料属性

本实验用的是真空自耗两次熔炼所得的钛合金板，其化学成分参数与室温（20°C）力学性能参数如表 2.1 与表 2.2 所示：

表 2.1 试样的化学成分参数

| 元素 (%) | Al | V | Fe | C | O | N | H |
|--------|------------|-----------|--------|--------|--------|--------|---------|
| 实际含量 | 6.12 | 4.06 | 0.13 | 0.012 | 0.112 | 0.009 | 0.004 |
| 标准要求 | 5.5 ~ 6.75 | 3.5 ~ 4.5 | ≤ 0.30 | ≤ 0.05 | ≤ 0.20 | ≤ 0.03 | ≤ 0.015 |

表 2.2 试样的力学性能参数

| 力学性能 | 抗拉强度 Mpa | 屈服强度 Mpa | 断后伸长率 % |
|------|----------|----------|---------|
| 实测值 | 983 | 902 | 13 |
| 标准值 | ≥ 895 | ≥ 830 | ≥ 10 |

2.1.1 β 转变温度的计算

β 转变温度是钛合金的重要参数之一，它是制定钛合金的热机械工艺和热处理工艺的重要依据，相变过程如表 2.3 所示。

表 2.3 Ti6Al4V 合金 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 转变时发生的相变及存在的相

| 室温相 | 相变过程 | 高温相 |
|----------------------------------|--|--|
| $\alpha - \text{Ti}$ | $\alpha - \text{Ti} \rightarrow \beta - \text{Ti}$ | $\beta - \text{Ti}$ |
| $\alpha - \text{Ti} - \text{Al}$ | $\alpha - \text{Ti} - \text{Al} \rightarrow \beta - \text{Ti} + \beta - \text{Al}$ | $\beta - \text{Ti}, \beta - \text{Ti} - \text{Al}$ |
| $\beta - \text{Ti} - \text{V}$ | $\beta - \text{Ti} - \text{V} \rightarrow \beta - \text{Ti} - \text{V}$ | $\beta - \text{Ti} - \text{V}$ |

β 转变温度于 TC4 合金组织转变的关系非常密切，对于 TC4 合金热处理工艺的设计至关重要。郭凯^[11]等人表示：当固溶温度高于 β 相变时的温度时，合金的强度伴随温度的增加而下降，而且残余应力也开始大幅度的降低；当固溶温度在相变点以下时，合金的强度伴随温度的增加而增加。但是徐戊矫、谭玉全^[16]却表明：在相变点以下，随着退火温度的升高，材料的强度、塑性和冲击韧性呈降低趋势。之所以会出现这种完全相反的结论，很可能是研究者对于相变

点的具体值定义不清晰导致的，可见相变点的确定在固溶处理过程中是非常关键的。

关于 β 转变温度的具体值，目前广泛认同的是位于 975°C 附近，但是由于不同试样的合金元素的种类与含量的差异，尤其是局部化学成分的差异，使得不同研究人员实际测得的相变点温度有所差异^[17]。姚德人等^[18]表明相变温度为 975°C 到 980°C 之间，此时的合金拥有最低的硬度，当温度略大时会发生 β 晶粒的显著长大；相变点以下 50°C 以内淬火，可以得到不同数量的初生 α 和马氏体 α' ，而后再进行低温退火时，马氏体 α' 又会转变为稳定的次生 α 和 β ，可以得到较好的综合性能刘伟东等人^[19]通过连续升温金相法，使用 EET¹模型建模测得了 Ti6Al4V 合金的相变温度为 974.58°C；孙宇、曾卫东等人^[20]通过人工神经网络 ANN 技术，运用反向传播算法，建立了三层神经网路-钛合金相变预测模型，最终预测得到在绝对误差为 9.8°C 的情况下，TC4 的相变点为 994.8°C。

现阶段确定 β 相变点的常见计算方法^[21]主要有：连续升温金相法、X 射线衍射法、电阻法、等热膨胀法、元素含量法和神经网络模型预测预测法^[22]等。元素含量法是据合金中各元素对相变温度的影响^[23]利用经验公式2.1来对相变点进行推算；膨胀法是根据金属在加热过程中用发生相变时新相与母相的膨胀系数不同或比容发生变化而确定相变点；金相法主要用于相变温度的检验，主要步骤是：先在计算得到的（比如元素含量法）理论相变温度附近每隔 5°C 或 10°C 热处理 1 个样品，然后在金相显微镜下观察到无剩余 α 相的试样，将比该试样热处理温度低 5°C 的温度计为钛合金的 $\alpha + \beta/\beta$ 相转变温度。各种方法各有优缺点，实验者应根据实际条件进行选取。

$$T_{\beta} = 885^{\circ}\text{C} + \sum \text{各元素含量} \times \text{各元素含量对}(\alpha + \beta)/\beta \text{ 相变点的影响} \quad (2.1)$$

其中 885°C 为纯钛的相变点。

在上述的各种测试方法中，元素含量法作为一种最为常用的方法，由于其简单且准确的特点，得到了较高频率的使用，大多数 TC4 合金热处理相关试验都使用了元素含量法进行相变点的计算^[24-28]，得到的结果都十分准确，具有较高的可信度。故本设计采用此方法来对实验材料的 β 转变温度进行推算，元素含量如上表 2.1 所示。通过计算不同元素对于相变点温度的影响，得到表 2.4：

$$\begin{aligned} T_{\beta} &= 885^{\circ}\text{C} + \sum (\delta_{Al} + \delta_V + \delta_{Fe} + \delta_C + \delta_O + \delta_N + \delta_H) \\ &= 885^{\circ}\text{C} + (123.76 - 56.84 - 2.145 + 2.4 + 22.4 + 4.95 - 2.2)^{\circ}\text{C} \\ &= 885^{\circ}\text{C} + 92.325^{\circ}\text{C} \\ &= 977.325^{\circ}\text{C} \end{aligned} \quad (2.2)$$

最终通过计算法得到的相变点温度为 977.325°C，与广泛认同的相变点温度

¹ Empirical Electron Theory of solids and molecules “固体与分子经验电子理论”（简称余氏理论）

表 2.4 部分元素含量对钛合金相变点的影响

| 元素名称 | 元素含量 (Wt%) | 差值 | 累积值 |
|------|------------|----------------|-----------|
| Al | 2.0 ~ 7.0 | 29+23.0°C/1.0% | +123.76°C |
| V | 0 ~ 10.0 | -14.0°C/1.0% | -56.84°C |
| Fe | 0 ~ 15.0 | -16.5°C/1.0% | -2.145°C |
| C | 0 ~ 0.15 | +2.0°C/0.01% | +2.4°C |
| O | 0 ~ 1.0 | +2.0°C/0.01% | +22.4°C |
| N | 0 ~ 0.5 | +5.5°C/0.01% | +4.95°C |
| H | 0 ~ 0.50 | -5.5°C/0.01% | -2.2°C |

值相差 $\delta = \frac{977.325 - 975}{975} = 0.238\%$, 可见还是比较符合现实情况的, 故本实验选择此温度作为热处理实验的基准温度。

2.1.2 试样设计与加工

本设计选择了尺寸较小的试样来进行实验: 整体尺寸为 $25mm \times 7.5mm$, 厚度为 $1.3mm$, 呈现为两端略大, 中间平行的骨头状。该类型的小件试样不仅可以节约材料, 特殊的形状也便于进行后续的力学拉伸试验, 满足实验要求, 十分适合于昂贵金属的性能试验。参数如图 2.1 所示:

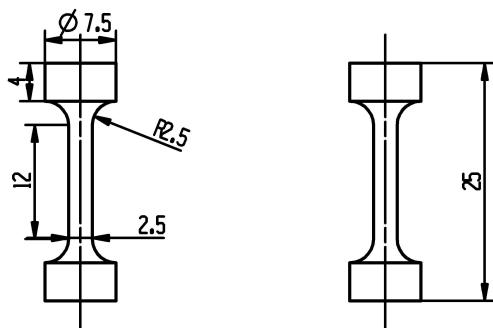


图 2.1 试样的尺寸参数

原始的材料板材 $250mm \times 150mm$ 的板材, 为了加工出来目标形状的试样, 本设计选用电火花线切割 (Wire cut Electrical Discharge Machining) 的方法进行加工。

在加工的准备阶段, 为了达到节约材料、提高材料的利用率的目标, 设计了如图 2.2 所示的刀路, 让式样尽可能密集排列, 用最少的刀路切割来最多的试样。但在实际加工阶段, 发现图 2.2 的刀路设计没有考虑夹具的安装位置、 $0.05mm$ 粗的线切割用钼丝的尺寸, 不具备加工可行性。

加工前的最后阶段, 在综合考虑了加工方法、设备特点、加工成本等因素后, 本实验加工方式改进为: 整体板材板切割成八小板; 小板堆叠装夹在一起进行加工, 如图 2.3(a) 所示, 最终切割得到了 $7 \times 8 = 56$ 个试样。

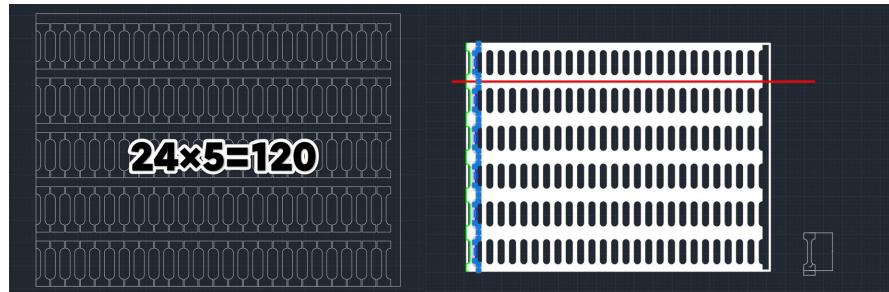
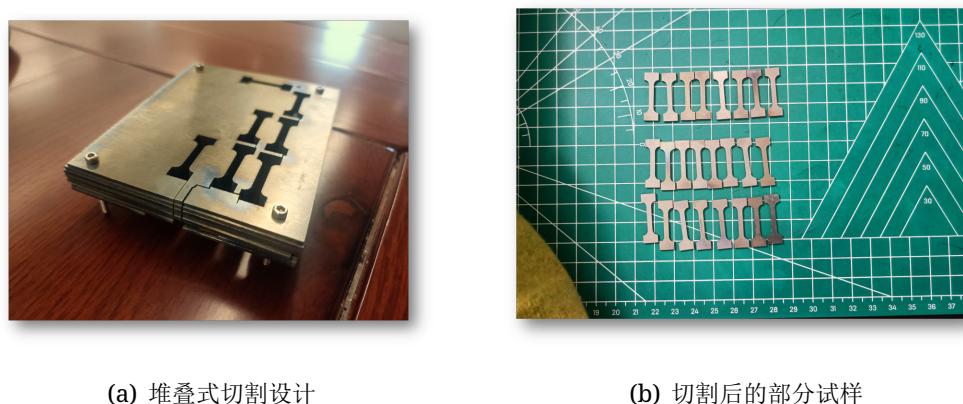


图 2.2 初步设计的刀路



(a) 堆叠式切割设计

(b) 切割后的部分试样

图 2.3 切割方法与切割结果

2.2 整体实验路线

本设计采用实验 + 分析的研究方法，热处理在JC-MF12-30型箱式电阻炉中进行。热处理完成后，进行了断裂形态的显微组织分析、拉伸力学试验、仪器冲击试验、X射线衍射（XRD）试验和环境扫描电子显微镜（ESEM）观察，研究的路线如图 2.4 所示：

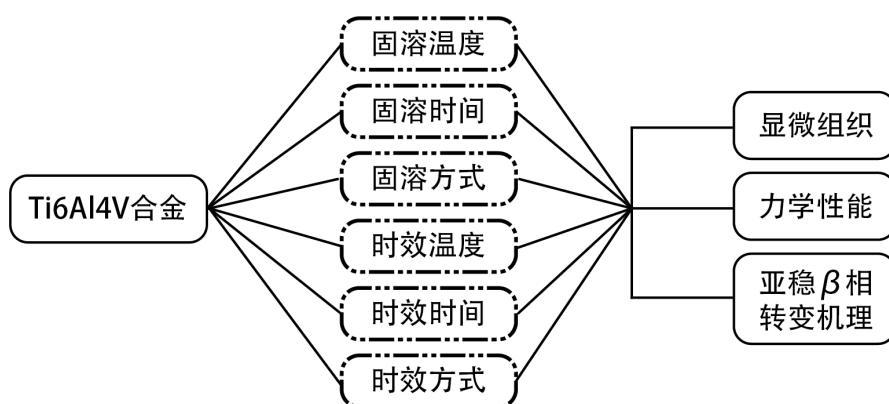


图 2.4 研究路线图

2.3 钛合金固溶时效热处理试验

本实验分先后两次进行热处理：先进行固溶处理，随后进行时效处理，方案路线如图 2.5 所示。

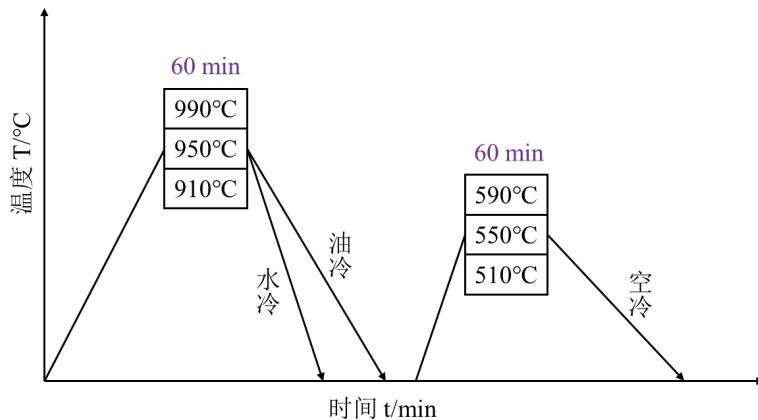


图 2.5 固溶-时效热处理试验路线

热处理实验所用的设备为JC-MF12-30型箱式电阻炉，外观如2.6(a)所示，设备规格如表 2.5 所示：

表 2.5 JC-MF12-30型箱式电阻炉的规格

| 参数 | 值 |
|------|-----------------|
| 型号 | JC-MF12-30 |
| 编号 | 803229 |
| 电压 | 380V |
| 功率 | 12KW |
| 常用温度 | 1150°C |
| 最高温度 | 1200°C |
| 炉膛尺寸 | 500×300×200(mm) |
| 制造日期 | 2023 年 2 月 |
| 制造商 | 青岛聚创® 环保集团有限公司 |

固溶实验需要淬火，用到的淬火液体如图 2.6 所示：

2.3.1 TC4 钛合金的热处理方案设计

2.3.2 TC4 合金的热处理工艺性能

在小节 1.2 提到过，钛合金可以通过各种各样的相变过程来得到不同的组织结构，所以可根据其固态相变的特点来设计适宜的热处理工艺参数，以获得具有高强度的显微组织，由此实现 Ti6Al4V 合金力学性能和工艺性能的改善。Ti6Al4V 合金热处理的一些特性如下：

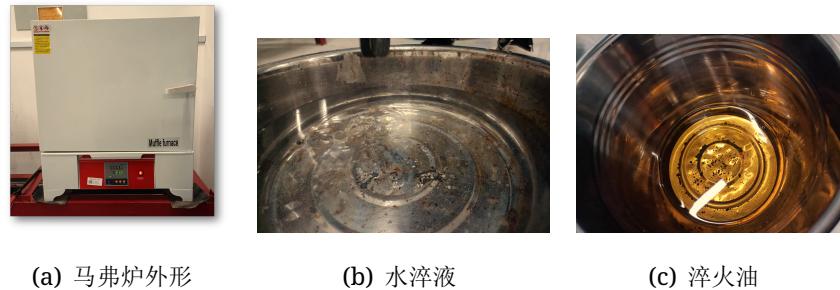


图 2.6 淬火用的液体

1. $\alpha + \beta$ 钛合金的淬透性差，淬火热应力大，淬火时零件易翘曲。由于导热性差，钛合金变形时易引起局部温升过高，使局部温度有可能超过 β 转变点而形成魏氏组织。
2. 化学性质活泼。热处理时，钛合金易与氧和水蒸气反应，在工件表面形成具有一定深度的富氧层或氧化皮，使合金的性能降低。同时钛合金热处理时容易吸氢，引起氢脆。
3. β 转变点差异大。即使是同一成分，但由于冶炼炉次的不同，其 β 转变温度有时差别很大。

2.3.3 TC4 合金热处理工艺设计

常见的 Ti6Al4V 钛合金热处理工艺有：退火、淬火（往往加上时效处理）、形变热处理等，不同的热处理方式得到的组织性能各异。现阶段 Ti6Al4V 合金的基本热处理工艺主要有：

1. 固溶处理：实施固溶处理工艺，是为了得到等轴稳定的 α 相、马氏体弥散的 α' 相、亚稳定状态的 β 相，等轴的 α 相能够让合金的力学性能得到综合性的提升，马氏体弥散的 α' 相能够让合金，在强度、硬度上得到提高，塑性、韧性被降低^[12]。
2. 时效处理：次生的 α 相体积分数在 TC4 钛合金中，会对屈服强度产生很大的影响。在条件相等的情况下，时效温度越低组织越小，时效温度越高组织越大。研究人员主要是通过控制参数，来影响对次生 α 相的含量，从而实现 TC4 钛合金强度和塑性的匹配。
3. 深冷处理：深冷处理是 20 世纪 60 年代以来兴起的一种新型冷处理工艺。通过对材料进行 -130°C 以下的低温处理，可以对金属内部的组织进行改善，并且能够让在热处理之后残留的奥氏体被清除掉。实验研究发现，原始的 β 相会在深冷处理的过程当中，逐渐的向 α' 相去转变，残余应力在组织中会变少，与此同时网篮状组织的增加，会让 TC4 钛合金的韧性、强度、塑性，在组织上的性能得到提高。
4. 氮化处理：常在冷轧后进行氮化处理，TC4 在低温氮化过程中会发生重结晶，

可以避免晶粒粗化，提高表面强度^[29]。

不同的热处理工艺互相组合可以对合金产生更好的强化效果，现阶段工业上常采用^[15]：淬火 + 时效；固溶 + 时效；双重固溶 + 时效；固溶 + 双重时效；时效 + 冷轧 + 低温氮化等，其中固溶 + 时效处理是应用最为广泛的一种热处理工艺组合。

对于 $\alpha + \beta$ 型的 Ti6Al4V 钛合金的固溶时效热处理工艺而言，其主要影响参数为固溶、时效的温度和时间^[30-31]。

冉兴等人表明^[31]在固溶温度为 952°C 附近时，TC4 合金具有较高的强度，但随着温度的升高其脆性增加；鲁媛媛，马保飞等人研究发现在时效温度为 450°C、500°C 和 550°C 时初生 α 相的含量随温度升高逐渐增加；而在时效温度为 600°C 和 650°C 条件下初生 α 相含量因高温溶解而明显减少， β 相尺寸相应增大。当时效温度为 550°C 时，所得钛合金的显微组织最佳^[13]。刘婉颖、林元华等人通过实验发现：在 960 °C/1 h + WQ 进行固溶处理和 500 °C/4 h + AC 下进行时效处理得到的 Ti6Al4V 具有最佳的力学性能^[32]；陈冠宇通过实验表明，在 850°C 进行退火处理时，在 600°C 进行时效处理可以使合金得到更好的耐腐蚀性能^[33]；李宸宇证明 Ti6Al4V 合金在 900°C 空冷固溶两小时在 530°C 时效四小时后具有更好的强硬度，而且固溶后冷速越快，合金的强硬度越高、塑韧性越差^[34]。

根据以上研究者的观点，初步预测确定了固溶处理的最佳工艺制度为 β 相变点以下 30°C 左右（这里取整数 $977.325 - 30 = 947.325 \approx 950^\circ\text{C}$ ）处理一个小时、时效温度在 450°C 左右处理一个小时。经过研读，发现现阶段鲜对固溶冷却速度影响作用研究。于是本设计综合考量各个因素，设置了如下三个变量：固溶温度、固溶冷却方式（冷速）、时效温度来研究其对合金组织性能的影响。

根据控制变量法，本设计初步设计了如表 2.6 所示的 18 组热处理实验：

控制变量法是科学实验中最常使用的方法，在面对低因素、低水平的实验时可以设计出很清晰直观的实验。但其也存在巨大的缺点，尤其是多个因素交互作用的影响，面对多因素（变量）、多水平的实验时，就需要设计很多次的实验，显得极为繁琐。比如一个含有三个变量，每个变量有三个水平的实验就需要 $3 \times 3 \times 3 = 27$ 次实验，为了直观性而牺牲大量的成本、同时包含了太多无关的对照组，这样的实验设计在很大程度上是不符合可持续发展理念的，是在浪费资源。但好在有另外一种方法可以解决问题——正交试验设计法 (Orthogonal experimental design)。

正交实验设计是研究多因素多水平的又一种设计方法，可以用更少的试验次数来研究多个变量之间的关系。它是根据正交性从全面试验中挑选出部分有代表性的点进行试验，这些有代表性的点具备了“均匀分散，齐整可比”的特点^[35]。当实验次数太多时，根据正交实验设计，实验者可以选择一部分有代表性水平组合进行试验。例如前面说的三因素三水平的实验，若按 L9(3⁴) 正交表

表 2.6 以控制变量法为原则的热处理制度设计

| 固溶温度/°C | 处理时间/h | 冷却方法 | 时效温度/°C | 处理时间/h | 冷却方法 |
|---------|--------|------|---------|--------|------|
| 910 | 1 | WQ | 510 | 4 | AC |
| 910 | 1 | FC | 510 | 4 | AC |
| 910 | 1 | WQ | 550 | 4 | AC |
| 910 | 1 | FC | 550 | 4 | AC |
| 910 | 1 | WQ | 590 | 4 | AC |
| 910 | 1 | FC | 590 | 4 | AC |
| 950 | 1 | WQ | 510 | 4 | AC |
| 950 | 1 | FC | 510 | 4 | AC |
| 950 | 1 | WQ | 550 | 4 | AC |
| 950 | 1 | FC | 550 | 4 | AC |
| 950 | 1 | WQ | 590 | 4 | AC |
| 950 | 1 | FC | 590 | 4 | AC |
| 990 | 1 | WQ | 510 | 4 | AC |
| 990 | 1 | FC | 510 | 4 | AC |
| 990 | 1 | WQ | 550 | 4 | AC |
| 990 | 1 | FC | 550 | 4 | AC |
| 990 | 1 | WQ | 590 | 4 | AC |
| 990 | 1 | FC | 590 | 4 | AC |

安排实验，只需作 9 次，按 $L15(3^7)$ 正交表进行 15 次实验，就可以大大减少试验次数，提高实验效率、材料利用率。

在没有通过正交实验设计优化之前，笔者的实验是如表 2.6 所示，需要做 $3 \times 2 \times 3 = 18$ 次实验。但为了给子孙后代留下天蓝、地绿、水清的美丽家园，本实验高举可持续发展理念伟大旗帜，结合了正交实验方法 $L9.3.4$ 对实验进行了优化，最终的热处理制度如下表所示：

表 2.7 经过正交实验法改进后的最终热处理制度

| 实验编号 | 固溶温度/°C | 处理时间/h | 冷却方法 | 时效温度/°C | 处理时间/h | 冷却方法 |
|------|---------|--------|------|---------|--------|------|
| 1 | 910 | 1 | 水冷 | 510 | 1 | AC |
| 2 | 910 | 1 | 油冷 | 590 | 1 | AC |
| 3 | 910 | 1 | 水冷 | 550 | 1 | AC |
| 4 | 950 | 1 | 水冷 | 590 | 1 | AC |
| 5 | 950 | 1 | 水冷 | 550 | 1 | AC |
| 6 | 950 | 1 | 油冷 | 510 | 1 | AC |
| 7 | 990 | 1 | 水冷 | 550 | 1 | AC |
| 8 | 990 | 1 | 油冷 | 510 | 1 | AC |
| 9 | 990 | 1 | 水冷 | 590 | 1 | AC |

2.3.4 固溶时效处理实验过程

1. 设备与试样准备：把样品用去离子水等清洗干净，确保表面干净无杂质，无水分。准备陶瓷样品架，以便样品可以均匀加热。准备好后，将热处理炉预热至 900°C 左右，并保持稳定。
2. 样品装入：将切好的样品用放置在样品架上，不要使样品直接接触炉子底部或顶部，以免影响加热效果。并确保样品间距均匀，并记录好摆放顺序。
3. 加热过程控制：将样品架或钛合金网放入炉中，启动加热程序。根据实验要求，控制加热速率、温度和保温时间等参数（这里分三批次 **910-950-990**，每批次六个试样进行处理）。
4. 保温时间控制：加热到设计的温度后后，让试样保温一段时间，使其完全进入固溶状态。保持加热系统稳定，避免温度波动。
5. 停止加热：当固溶处理时间²到达后，停止加热并关闭加热系统，取出处理好的试样。
6. 水淬或油淬：将处理后的样品快速分别浸入水中、淬火油中进行淬火（每批次四个水淬，两个油淬）。
7. 后处理：取出样品进行干燥、清洗、归类，并记录初步记录数据。

经过固溶时效处理后的试样如图所示：



图 2.7 固溶处理后的试样

时效处理过程温度稍低，为 **510-550-590** 三个温度，冷却方式为空冷，具体步骤与固溶处理相同，在此不做赘述。

处理后，使用砂纸将表面氧化层打磨干净，根据试样所处的不同工艺路线，将各个试样分组归类。

² 由于试样过小，为了节约资源，实际加热只进行了 10 分钟

2.4 室温力学拉伸试验

力学性能是表征材料性能的重要参数，本次试验³采用常规的拉伸试验来测量式样的力学性能。力学拉伸试验是一种常用的材料力学性能测试方法，用于评估材料的抗拉性能、塑性性能和断裂性能等。其主要特点是通过拉伸试验机对试样进行一定的力量加载和拉伸，测量试样在不同载荷下的应变和应力，以此计算出力学特性参数，如屈服强度、抗拉强度、延伸率等。该测试方法简单、直观，结果可靠，并可以广泛应用于各种材料试样的力学性能评估。本试验根据拉伸试验主要根据测量结果来评估材料的如下四个力学性能指标：

1. 屈服强度：表示材料在开始发生可见塑性变形前的最大应力值。
2. 抗拉强度：表示材料在断裂前所能承受的最大应力值。
3. 断裂应变：表示材料在断裂发生前所受的最大应变值。
4. 延伸率：表示材料在断裂前可以发生的塑性变形程度，是反映材料延展性能的指标⁴。

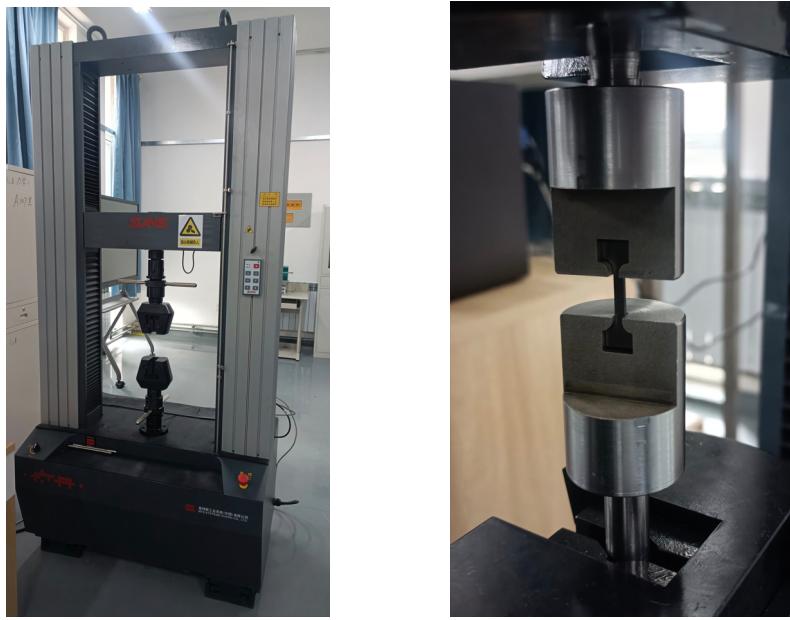
本设计采用拉伸试验机对经固溶时效热处理工艺的试样进行常温微拉伸性能测试。由于试样较小，冲击韧性较差，容易被拉断，为了尽可能准确地观察其力学特性，采用了较慢的 0.5mm/min 的拉伸速率来拉伸，每组试样进行两次测定，取其平均值作为最终结果。所用的设备为CMT5105微机控制电子万能试验机 (Electromechaniac Universal Testing Machine)，外观如2.8(a)所示，设备规格如表 2.8所示：

表 2.8 CMT5105微机控制电子万能试验机的规格

| 参数 | 值 |
|-------|-------------------------------|
| 型号 | CMT5105 |
| 编号 | 17020836 |
| 电压 | 三相 380VAC |
| 功率 | 1.3KW |
| 最大力 | 100kN |
| 准确度等级 | 0.5 级 |
| 制造日期 | 2022 年 8 月 |
| 制造商 | 美斯特工业系统 [®] （中国）有限公司 |

³ 实验 (Experiment) 是通过实际操作来探究某一自然或社会规律，主要强调与理论研究的方法对立；而试验 (test) 采用测试的手段来获取或验证某一结果的行为。此处当为“试验”。

⁴ 由于试样较小，测量误差大，本设计主要考虑沿拉伸方向的延伸率来分析正应力与正应变，断裂截面较小，界面面积与切应力难以测量，为了保证试验整体的准确性，不对其进行探讨。



(a) 力学试验机

(b) 试样安装

图 2.8 拉伸试验

2.4.1 试验流程

试验前，先准备好试样，在试样上刻上标记，以确定试样的方向。然后如图图 2.8在拉伸试验机上安装试样，并在拉伸试验机上设置截面尺寸、最大加载力、加载速率等参数。

一次拉伸试验包括两个阶段：弹性阶段和塑性阶段。弹性阶段是指当外力作用在试样上时，试样的形变是可逆的，即当外力消失时，试样会完全恢复其原始尺寸。随着外力的增加，试样进入塑性阶段，此时试样发生不可逆的塑性变形，当外力达到试样的最大强度时，试样会断裂。

试验时，对试样采用一次性拉断的方式来进行测试，并通过传感器，利用计算机来记录其载荷-位移曲线，导出数据进行分析。

最后通过测量式样拉断后的长度，计算得到延伸率。

2.4.2 拉伸试验结果分析

根据对万能力学试验机上测试得到的数据进行整理，得到了抗拉强度⁵、延伸率，如表 2.9所示。又通过去除力学试验数据中从断裂瞬间到试验结束之间的无用数值、整合每组两个试验结果（取平均值），计算得到了试样断裂区域截面 ($1.3\text{mm} \times 2.5\text{mm} = 3.25\text{mm}^2$) 的应力与应变曲线（拉伸变形量与拉伸区域长度的比值），最后把包括未处理的对照组在内的十组数据的应力应变曲线进行汇总，

⁵ 根据《金属材料室温拉伸试验方法》GBT228-2002，抗拉强度符号已经由 R_m 代替旧国标中的 σ_b ，故在此使用最新标准 R_m 来表示抗拉强度。

得到了如图 2.9⁶所示的可视化图形：

表 2.9 Ti6Al4V 合金的力学性能试验结果

| 试验编号 | 代号 | R_m (Mpa) | 延伸率 |
|------|----|-------------|-------|
| 0 | 甲 | 1008.69 | 6.83% |
| 1 | 乙 | 1188.36 | 3.73% |
| 2 | 丙 | 1077.33 | 4.24% |
| 3 | 丁 | 1094.87 | 3.49% |
| 4 | 戊 | 1099.33 | 2.60% |
| 5 | 己 | 1113.90 | 2.57% |
| 6 | 庚 | 1077.28 | 2.88% |
| 7 | 辛 | 790.10 | 1.94% |
| 8 | 壬 | 799.54 | 2.05% |
| 9 | 癸 | 873.38 | 2.19% |

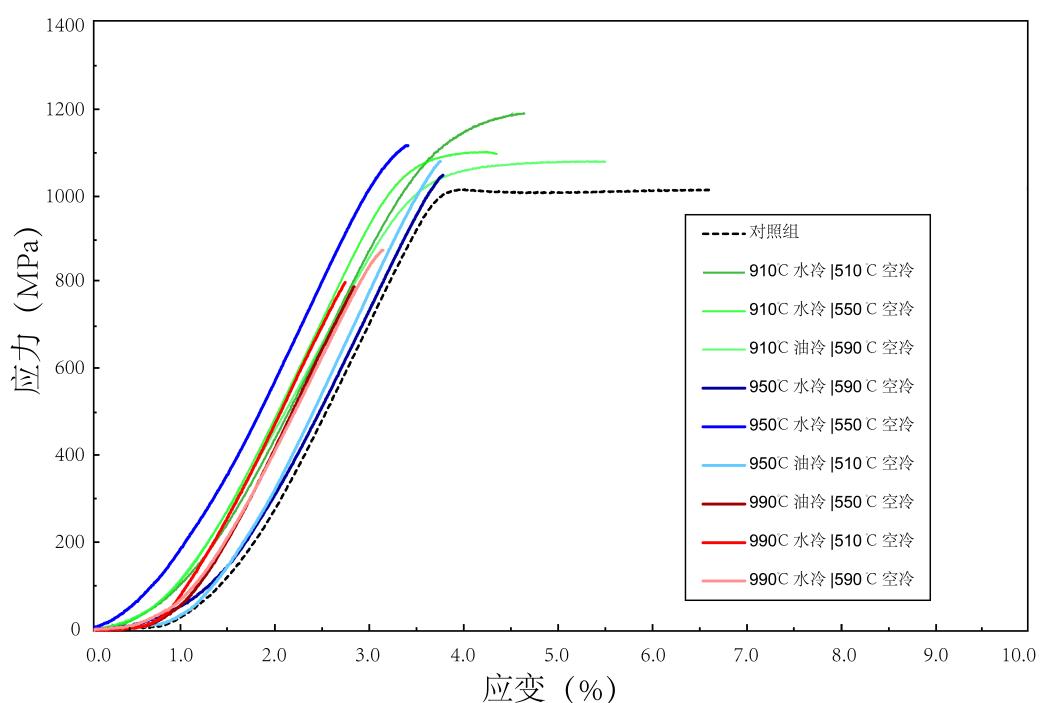


图 2.9 试样应力应变曲线汇总

2.5 组织观察与相结构分析

现阶段常用于观察组织和分析相结构的检测方法主要包括：光学显微镜(OM)、扫描式电子显微镜(SEM)、X射线衍射分析(XRD)以及透射式电子显微镜(TEM)等。

⁶ 图形中标签未标明的，所有组共同具有工艺参数为：固溶处理时间：10分钟；时效处理时间：60分钟

将固溶与时效后的试件进行线切割截取显微组织分析试样，截取后的试样进行 150#、400#、1000#、1500#、2000#、2500# 金相砂纸磨制，对磨制后的试样采用 0.05umSiO₂ 抛光液在抛光机上进行抛光，去除试样表面的划痕或杂质颗粒，经抛光后的试样采用 $HF : HNO_3 : H_2O = 2 : 4 : 94$ 的 Kroll 试剂进行腐蚀。腐蚀后的试样分别采用光学显微镜（OM）、扫描电子显微镜（SEM）对其微观形貌进行观察。

3 TC4 合金固溶时效处理

三种不同固溶温度得到的试样组织如下：

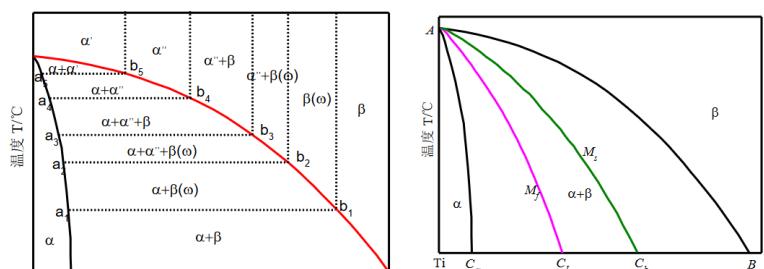


图 3.1 不同热处理工艺下 TC4 钛合金的显微组织

从图中经过分析可以看出：固溶-时效处理后试样对材料各方面的影响还是比较明显的。力学性能对比分析如下

- 整体塑性降低：**与对照组相比，910°C 固溶组塑性大幅度降低，在经过短暂的屈服阶段后即被拉断；950°C、990°C 固溶组的塑性更低，几乎呈现出来脆性材料的特点，断裂都属于脆性断裂。
- 抗拉强度有所提升：**910°C、950°C 固溶组的抗拉强度与对照组相比都有所提升，其中以 910°C 固溶 +510°C 空冷组的强度为最高。
- 固溶温度较高时，强度有所降低** 990°C 固溶组的强度、塑性降低最为明显，990°C 固溶 +550°C 空冷组的抗拉强度已经降低到了 790Mpa 左右，990°C 固溶 +510°C 空冷组的最大应变达到了 2.18%，几乎是对照组 6.83% 的三分之一。

本设计设置的固溶处理的温度较高，在相变点附近，在高温状态下进行保温目的是为了让合金内部化学元素发生充分扩散，使成分均匀化，并发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变以获得高温 β 相组织。保温一段时间后，在较快冷却条件下抑制钛合金自发的 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变，从而获得 α' 相马氏体、 α'' 相马氏体以及亚稳 β' 相等组织。



a)不同 β 稳定元素含量在不同温度淬火相图 b)淬火马氏体转变开始及终了温度与成分的关系

图 3.2 钛合金在淬火过程中的亚稳定相及马氏体转变温度

此处当有图形来说明转变过程

固溶处理得到的组织可以为后续的时效处理提供良好的组织状态。本实验时效处理的温度较低，在 500°C 附近，通过将固溶处理后得到的亚稳态组织加热到一定温度后保温60分钟，目的是促使得到的亚稳定相在热力学作用下来降低体系的能量，使组织向稳定状态转变，产生弥散分布的析出相，来对合金起到强化作用。

在对拉伸试验的结果进行初步分析后，发现固溶与时效的处理对于合金性能的影响强度是不同的，其中以固溶处理对合金性能的影响较大，因此本实验以固溶温度为主要影响因素进行分析，将热处理的后的九组试样根据固溶温度(**510-550-590**)分为三个大组来进行分析

此处当有图来证明固溶对性能影响的相强关性

3.1 相变点以下固溶处理对组织性能的影响

本设计所用的TC4合金材料的相变点温度为 973°C ，前三组试样进行固溶时效的参数与性能结果如下：**此处当有表格 + 图形来表示组内试样的性能参数（突出对比以便说明）**

3.1.1 组织分析

该组试样的固溶温度为 910°C ，在相变点以下。在处理过程中，随着温度的升高， α 相逐渐向 β 相转变，在达到设定的温度时，组织由初生等轴 α 相和 β 相组成。经过水或淬火油的快速冷却后，组织发生马氏体转变，从图可得，冷却后的组织有等轴初生 α 相和针状马氏体组成。

由于油冷情况下的冷却速度比水冷的小，组织中的初生 α 相的生长时间更久，形成的等轴 α 相尺寸较大， β 相中合金元素可以发生扩散，发生扩散型相变，最终形成与珠光体类似的 α 片层与 β 片层相间分布的 β 转变组织，亦即双态组织；而水冷的速度比较快，本设计所用小试样的比表面积相对较大，导致冷却极快，导致 $\beta\rightarrow\alpha$ 的扩散型相变来不及发生， β 相只能通过类似马氏体相变的非扩散型晶格切变来进行相变，生成了 α ‘马氏体’，水冷后最终组织中含有 α 相与 α' 相。

3.1.2 性能分析

该组试样的一个典型特点是固溶后的初生等轴 α 相含量较多，而钛合金经过固溶时效后的塑性性能指标主要取决于初生等轴 α 相的含量及分布^[25]，当初生等轴 α 相的含量为15%~20%之间时，随着等轴 α 相的增加，材料的塑性逐渐增加，从图可以看出，该组材料的延伸率基本上达到了3%以上，塑性较好。而且该组合金在

此处添加固溶温度与 α 相含量关系图)

3.2 两相区固溶处理对组织性能的影响

3.3 相变点以上固溶处理对组织性能的影响

结论

插图清单

| | |
|---|----|
| 图 1.1 合金元素对钛合金相图的影响示意图 | 3 |
| 图 1.2 四种典型组织 (a) 等轴组织; (b) 魏氏组织; (c) 网篮组织; (d) 双态组织 | 6 |
| 图 2.3 试样的尺寸参数 | 11 |
| 图 2.5 初步设计的刀路 | 12 |
| 图 2.5 切割方法与切割结果 | 12 |
| 图 2.5 研究路线图 | 12 |
| 图 2.6 固溶-时效热处理试验路线 | 13 |
| 图 2.6 淬火用的液体 | 14 |
| 图 2.7 固溶处理后的试样 | 17 |
| 图 2.9 拉伸试验 | 19 |
| 图 2.9 试样应力应变曲线汇总 | 20 |
| 图 3.2 不同热处理工艺下 TC4 钛合金的显微组织 | 22 |
| 图 3.2 钛合金在淬火过程中的亚稳定相及马氏体转变温度 | 22 |

附表清单

| | |
|--|----|
| 表 1.1 不同合金比强度比较表 ······ | 1 |
| 表 1.2 钛合金基本组织的对比 ······ | 5 |
| 表 2.3 试样的化学成分参数 ······ | 9 |
| 表 2.3 试样的力学性能参数 ······ | 9 |
| 表 2.3 Ti6Al4V 合金 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 转变时发生的相变及存在的相 ······ | 9 |
| 表 2.4 部分元素含量对钛合金相变点的影响 ······ | 10 |
| 表 2.5 JC-MF12-30型箱式电阻炉的规格 ······ | 13 |
| 表 2.7 以控制变量法为原则的热处理制度设计 ······ | 16 |
| 表 2.7 经过正交实验法改进后的最终热处理制度 ······ | 16 |
| 表 2.8 CMT5105微机控制电子万能试验机的规格 ······ | 18 |
| 表 2.9 Ti6Al4V 合金的力学性能试验结果 ······ | 20 |

参考文献

- [1] 李玲玲. 用碘化物精炼高纯钛[J]. 新疆有色金属, 2001(48).
- [2] 王鹏, 马蕊. TC4 钛合金电子束焊接头性能研究[J]. 焊接技术, 2021(20-23).
- [3] EZUGWU E, WANG Z. Titanium alloys and their machinability—a review[J]. Journal of materials processing technology, 1997, 68(3): 262-274.
- [4] 高敬, 姚丽. 国内外钛合金研究发展动态[J]. 世界有色金属, 2001(4-7).
- [5] 申晨. 我国钛工业技术进展及趋势[J]. 中国金属通报, 2022(1-3).
- [6] 李梁, 孙健科, 孟祥军. 钛合金的应用现状及发展前景[J]. 钛工业进展, 2004 (19-24).
- [7] Guanzhou Qiu, Yufeng Guo. Current situation and development trend of titanium metal industry in china[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022(599-610).
- [8] 邵一涛, 曾卫东, 韩远飞, 等. 基于 BP 人工神经网络的 TC17 钛合金显微组织-力学性能关系预测[J]. 稀有金属材料与工程, 2011(225-230).
- [9] 史延沛, 李淼泉, 罗皎. TC4 钛合金叶片锻造过程中晶粒尺寸的数值模拟[J]. 锻压装备与制造技术, 2009(101-104).
- [10] 邢淑仪, 王世洪编. 铝合金和钛合金[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987.10.
- [11] 郭凯, 何忝锜, 和蓉. TC4 钛合金热处理工艺的研究现状及进展[J]. 世界有色金属, 2021(7): 16-17.
- [12] 王新英, 谢成木. ZTC4 钛合金固溶时效热处理工艺研究[J]. 金属学报, 2002 (z1): 4.
- [13] 鲁媛媛, 马保飞, 刘源仁. 时效处理对 TC4 钛合金微观组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(7): 34-38.
- [14] 刘子霖. TC4 钛合金两相区热处理组织与性能研究[D]. 东南大学, 2021.
- [15] 周开祥. 基于深冷处理的难加工材料切削特性研究[D]. 北方工业大学, 2022.
- [16] 徐坚, 王文焱, 张豪胤, 等. 固溶时效工艺对 TC4 钛合金组织及性能的影响 [J]. 粉末冶金工业, 2014, 24(5): 29-32.
- [17] 王涛, 白新房, 王松茂, 等. TC4 合金相变温度检测中结果不一致原因分析[J]. 西安文理学院学报 (自然科学版), 2013, 16(3): 80-83.
- [18] 姚德人. Tc_4 钛合金相变点的测定[J]. 稀有金属合金加工, 1975(10): 19-23.
- [19] 刘伟东, 屈华. TC4 合金 ($\alpha+\beta$)/ β 转变温度的金相法测定与理论计算[J]. 特

- 种铸造及有色合金, 2014, 34(11): 1210-1213.
- [20] 孙宇, 曾卫东, 赵永庆, 等. 应用人工神经网络研究化学元素对钛合金相变点的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(6): 1031-1036.
- [21] 朱红, 廖鸿. 钛合金 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点的几种测试方法探讨[J]. 现代机械, 2013 (3): 85-87.
- [22] 任驰强, 丁一明, 李佳佳, 等. 固溶-时效对 TC4 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. 湖南有色金属, 2022, 38(2): 44-46+55.
- [23] ANANYA S, VENKATALAKSHMI B. Location Based Intelligent Mobile Organizer[C]//2011 International Conference on Computer Science and Service System (CSSS). Nanjing, China: IEEE, 2011: 488-491.
- [24] 刘磊, 吴建. Ti6Al4V 钛合金不同热处理方法的试验与复合材料力学性能分析[J]. 粘接, 2022(119-123).
- [25] 邹海贝. TC4 钛合金热处理强化工艺及相变行为研究[D]. 燕山大学, 2019.
- [26] 刘涛, 柏威, 吴乔国, 等. 热处理对 TC4 钛合金动态力学性能和微观组织的影响[J]. 应用力学学报, 2022: 1-10.
- [27] and 程礼鲍学淳, and 鲁凯举陈煊. 热处理工艺对 TC4 钛合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(6): 137-140.
- [28] 王普强, 吴梦杰, 王豫跃, 等. 不同热处理工艺下激光增材制造 TC4 钛合金组织与性能研究进展[J]. 航空制造技术, 2020, 63(10): 56-65.
- [29] Guotan Liu, Ke Leng, Xionghui He, et al. Microstructure evolution of Ti-6Al-4V under cold rolling + low temperature nitriding process [J]. Progress in Natural Science:Materials International, 2022, 32(4): 424-432.
- [30] 吴建, 刘磊. Ti6Al4V 钛合金不同热处理方法的试验与复合材料力学性能分析[J]. 粘接, 2022(119-123).
- [31] 冉兴, 王哲, 李海宾, 等. 固溶温度对 Ti6Al4V ELI 钛合金显微组织及性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2021, 42(6): 66-71.
- [32] Liu Wanying, Lin Yuanhua, Chen Yuhai, et al. Effect of different heat treatments on microstructure and mechanical properties of ti6al4v titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017(634-639).
- [33] 陈冠宇. 热处理工艺对 TC4 钛合金腐蚀性能的影响[D]. 河北: 石家庄铁道大学, 2021.
- [34] 李宸宇. 热处理对 TC4 钛合金组织结构及铣削加工性能的影响[D]. 合肥工业大学, 2021.
- [35] 王学深. 正交试验设计法[J]. 上海人民出版社, 2016.

附录 1：不同热处理工艺对 Ti6Al4V 钛合金微观结构和力学性能影响

□ α -phase 的衬底阶段 ($\alpha+\beta$) 钛的合金。数量、形状和大小 α -phase 直接确定的财产 ($\alpha+\beta$) 钛的合金。两阶段地区 ($\alpha+\beta$) 步从热处理得到不同保持时间和温度。温度低于相变温度。($\alpha+\beta$) 的主要特征规律微结构形状不规则的谷物、连续和不连续 α -phase 晶界, 以及许多小型辅助 α -phases。点状的, 球状、片状和短杆 α -phase 存在于颗粒内的 [22]。然而, 所有的 ($\alpha+\beta$) 步时将转换成 β -phase 加热温度高于相变温度。颗粒的大小和形状是不一样的。他们是四边形, 五角大楼和六边形。□

附录 2: Effect of Different Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Titanium Alloy

The α -phase is the substrate phase of $(\alpha+\beta)$ -titanium alloy. The number, shape and size of α -phase determine directly the property of $(\alpha+\beta)$ -titanium alloy. In the two-phase region, $(\alpha+\beta)$ -phase is gotten from the heat treatment with different holding time and temperatures. The temperature is below the phase transition temperature. The main characteristics of $(\alpha+\beta)$ -phase microstructure are irregular shape of grains, continuous and discontinuous α -phase on the grain boundary, and many small secondary α -phases. The punctate, spherical, flakiness and short rod α -phase exists in intragranular[22]. However, all $(\alpha+\beta)$ -phase will be converted into β -phase when the heating temperature is higher than phase transition temperature. The size and shape of grains are not identical. They are quadrilateral, pentagon and hexagon.

致谢

感谢 CCTV、SXTV、MTV，感谢所有的 TV，感谢爹地、妈咪，感谢婆姨、后生，感谢兄弟姐妹，感谢伙计们，