

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 5 月 24 日

声 明

本人郑重声明，本论文是在导师的指导下独立完成，除加注和致谢外，文中不包含他人所发表或撰写的成果。本人拥有自主知识产权，没有抄袭、剽窃他人成果，对于参考的文献已经加注并表示感谢。若有不实之处，本人愿意承担相关法律责任。

作 者：

2023 年 5 月 24 日

本科学位论文（设计）版权使用授权书

本人完全了解学校有关保留、使用本科学位论文（设计）的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构递交论文（设计）的复印件和电子版，允许论文（设计）被查阅和借阅。本人授权新疆大学将本学位论文（设计）的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文（设计）。

本学位论文（设计）属于：

保 密，在__年解密后适用本授权书。
不保密。

作者签名：

日期：2023 年 5 月 24 日

指导教师签名：

日期：2023 年 5 月 24 日

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. 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. 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. 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。

关键词: 热处理；固溶；时效；组织；钛合金；

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. 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. The higher the cooling rate, the more phase content in the obtained microstructure, and the better the comprehensive properties.
3. 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; Titanium alloy;

目 录

1 绪论	1
1.1 钛合金的特点	1
1.1.1 钛合金的国内外发展	1
1.1.2 应用领域	2
1.2 钛合金的分类	3
1.3 钛合金的显微组织	3
1.4 钛合金的相变	5
1.5 Ti6Al4V 合金热处理研究进展	5
1.6 研究背景意义与研究内容	6
1.6.1 研究意义	6
1.6.2 研究内容	6
2 实验材料与研究方法	7
2.1 实验材料属性	7
2.1.1 试样 β 转变温度的计算	8
2.1.2 试样设计与加工	9
2.2 钛合金固溶时效热处理试验	10
2.2.1 TC4 合金热处理工艺设计	12
2.2.2 固溶时效处理实验过程	13
2.3 室温力学拉伸试验	14
2.4 组织观察与相结构分析	15
3 TC4 合金固溶时效处理	17
3.1 实验数据分析	17
3.1.1 力学性能分析	17
3.1.2 正交实验设计分析	18
3.1.3 组织转变机理分析	19
3.2 固溶温度对组织性能的影响	19
3.3 冷却速度对组织性能的影响	21
3.4 时效温度对组织性能的影响	22
3.5 固溶时效处理的强化作用研究	23
结论与展望	26

参考文献	27
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	29
致谢	34

1 绪论

1.1 钛合金的特点

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，具有比强度高、耐高温、生物相容性好、化学性质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]。与纯钛一起发展起来的钛合金也毫不逊色，凭借其强度更高、耐腐蚀、耐高温的特性，尤其是在机械制造、航天、化工、军工等领域，钛合金所占比重更大，是在各种合金元素的基础上添加纯钛而形成的合金^[2]。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^[3]，如表 1.1 所示。

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^[4]：

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、锡等稳定元素后，可以提高合金热强性。
2. 弹性模量低，屈服强度高。综合性能优良
3. 耐磨性、耐腐蚀性好。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。

1.1.1 钛合金的国内外发展

钛工业的发展历程可谓是一波三折，但是在经历了长达 120 年的艰难曲折之后，钛工业终于在二十世纪四十年代迎来了重大突破。钛元素虽然在自然界中主要以钛矿石的形式存在，但是经过提炼和精炼处理，可以得到纯金属钛。而最初的高温还原法虽然是提取纯钛的一种方法，但费时费力成本高昂，因此并不实用。直到利用氯化钛矿与氯气进行反应制备四氯化钛的方法被发明，才真正实现了纯钛的精炼，并且该工艺方法具有低廉的成本和高效的回收率，因此得到广泛的商业化应用。

二战之后，世界上的许多国家开始重视钛工业的发展，将其作为航空、航天、军事等领域的关键材料。其中，1954 年美国成功研发出的 Ti-6Al-4V 合金成为了

钛工业的主要合金之一。该合金在许多方面的性能均达到了较高水平，迅速成为了主流的钛合金，甚至许多其他型号钛合金不过是对 Ti-6Al-4V 的改良版本。目前，Ti-6Al-4V 已经占据了全部用钛量的 50% 以上^[5]。

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。21 世纪以来，我国钛工业经历了高速发展阶段，钛工业产量已经连续多年位居全球首位。目前，我国的海绵钛产量占全球比重的 60% 以上，而钛加工材的产量也在稳步增长。在消费端，作为钢铁、航空航天等诸多高端领域重要的原材料，钛产品的需求量也在快速增长^[6]，无论是在生产还是在加工领域均保持在世界前列^[7]。

目前，我国的钛产品消费正在逐步提升，并且处于上升期。在工业、航空航天、海洋船舶和体育休闲等中高端领域，钛材料的需求量平均增长约 20% 左右，显示出了巨大的市场潜力。不过，疫情对医疗行业的影响仍在，钛材料在医疗行业中的需求量有所减少，但是电力和制盐等行业仍有小幅增长。总体来看，整个钛产品市场的盈利水平也有所改善^[8]。

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^[9]；在未来，随着人工智能、ChatGPT 等技术的不断落地，钛工业也将迎来更多新的机遇和挑战^[10]。人工智能可以为钛工业提供更高效、更精准的技术支持。在技术咨询、产品设计、材料选择、生产流程等方面，人工智能还可以根据用户的需求和特定的业务场景，进行精准的语义理解和模型训练，提供针对性的解决方案和建议。这将极大地提高钛工业的生产效率、产品质量和市场竞争力，帮助钛工业实现数字化、智能化升级，对于钛工业的发展具有重要的推动作用。

1.1.2 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，根据不同的合金元素对钛多晶型转变温度的影响可以分为三类：稳定 α 相的元素、稳定 β 相的元素和中性元素。

可根据不同合金元素对钛多晶型转变温度的影响，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图如图 1.1 所示。

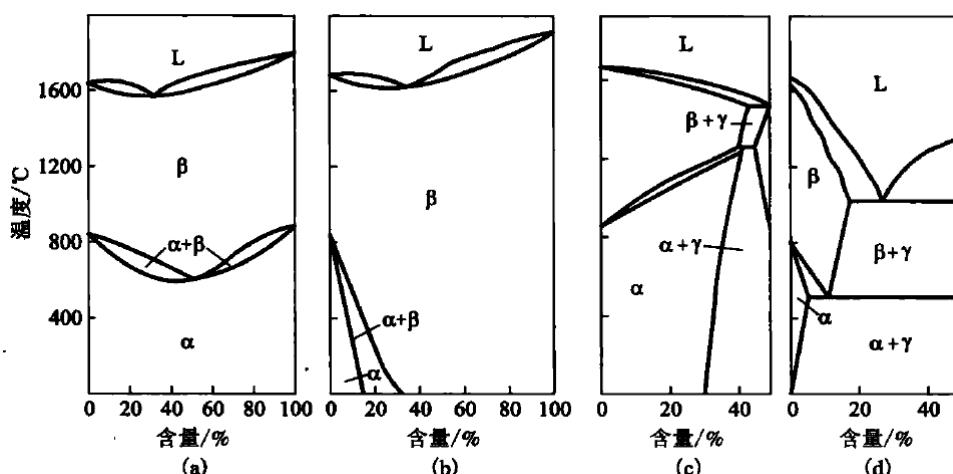


图 1.1 合金元素对钛合金相图的影响示意图

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： α 型合金、近 α 型合金、 $\alpha+\beta$ 型合金、近 β 型合金、 β 型合金。

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：初生等轴组织、双态组织、网篮组织和魏氏组织。各个组织的基本特点如下：

- **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。

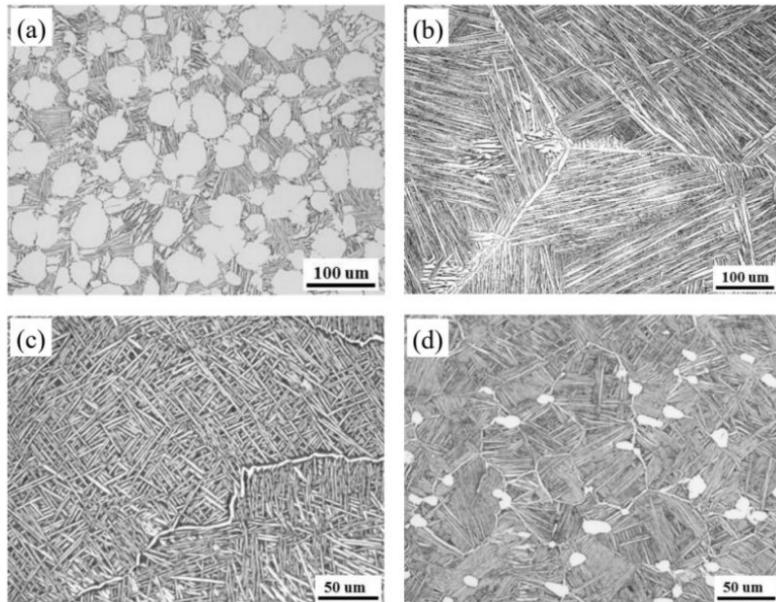


图 1.2 四种典型组织 (a) 等轴组织; (b) 魏氏组织; (c) 网篮组织; (d) 双态组织

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， $\alpha + \beta$ 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。

通过快速冷却 β 相可以使之保持在亚稳定状态，但在一定温度下亚稳定会逐渐分解以降低系统的自由能。亚稳定 β 相在分解时，视 β 稳定元素的占比不同，亚稳 β 相可以分解成 ω 相、 α' 相、 α'' 相等，从而得到不同性能的合金组织。

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性能的理论基础。

1.5 Ti6Al4V 合金热处理研究进展

TC4 钛合金一般利用亚稳 β 相的分解，得到不同的组织来实现组织的强化，近些年来国内对于 Ti6Al4V 合金的研究，在 TC4 钛合金热处理工艺上也取得了较多成果^[11]，热处理工艺主要是：固溶处理、时效处理

1. 固溶处理：实施固溶处理工艺，是为了得到使 α 相以等轴、片状的形式存在，初生等轴 α 相能够让合金的力学性能得到综合性的提升，但是会导致塑韧性有所下降^[12]。
2. 时效处理：时效处理通过控制亚稳 β 相的分解，来实现 TC4 钛合金在力学的性能上得到更好的提升。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。

3. 深冷处理：深冷处理是深冷处理是一种通过降低温度增强钛合金强度和韧性的处理方法。使原始的 β 相转变成 α' 相以减少残余应力，以对金属内部的组织进行改善，从而使 TC4 钛合金的塑韧性得到提高。

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、耐热、化学稳定，等优异特点，在宇航、车辆制造业、医药保健行业等方面获得了应用，是目前使用最为普遍的钛合金。但由于其室温塑性比较小，热加工硬化力不足，冷加工工艺成型比较困难，限制了其更大的应用范围。目前的科学的研究中，提高 TC 钛合金室温塑性的方法主要为加入合金元素、剧烈塑性变形法以及相变热处理。前二类处理工艺对合金的塑性提高效果很好，但是生产成本比较高^[14]，而第三种热处理方法则工艺简单，成本低，是提升 TC4 合金性能的不二之选。

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。此外还有通过添加一定成分的铁元素进行强化的方法^[16]。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，也探讨了固溶温度过高对塑性的不良影响，对于解决现有钛合金加工相关的瓶颈问题具有一定借鉴意义，希望可以为实际 TC4 钛合金的热处理生产工艺提供一些依据。本文研究的主要内容是：

- (1) 研究了相变点以下、 $\alpha + \beta$ 两相区、相变点以上，三个区域进行固溶处理时温度、冷却方式对于组织形态、初生等轴 α 相分布的影响。
- (2) 研究了不同时效温度对于合金组织、力学性能的影响。
- (3) 研究了魏氏组织对于合金塑性的影响，并分析了固溶温度过高引起的组织、力学性能变化机理。

2 实验材料与研究方法

本设计采用实验加分析的研究方法，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处理，冷却后一段时间再通过第二阶段的时效热处理；然后将处理好的试样，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。研究路线如图 2.1 所示：

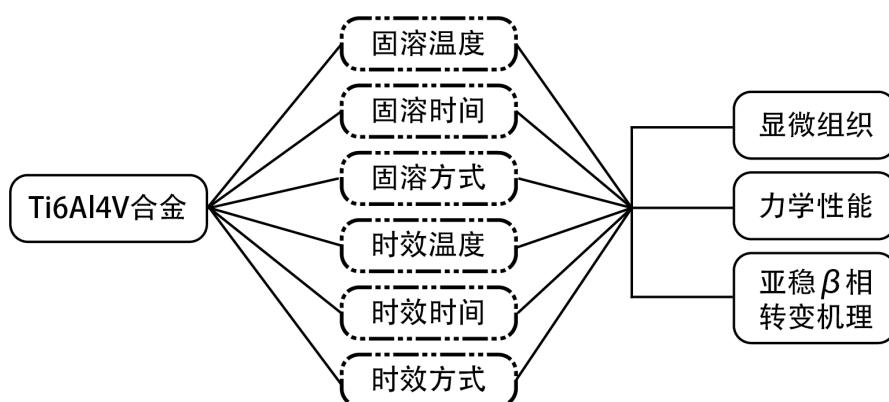


图 2.1 研究路线图

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℃）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	1008.69	1054.61	6.83

2.1.1 试样 β 转变温度的计算

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，是设计钛合金的热处理工艺的重要选择依据， β 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
$\alpha - \text{Ti}$	$\alpha - \text{Ti} \rightarrow \beta - \text{Ti}$	$\beta - \text{Ti}$
$\alpha - \text{Ti} - \text{Al}$	$\alpha - \text{Ti} - \text{Al} \rightarrow \beta - \text{Ti} + \beta - \text{Ti} - \text{Al}$	$\beta - \text{Ti}, \beta - \text{Ti} - \text{Al}$
$\beta - \text{Ti} - \text{V}$	$\beta - \text{Ti} - \text{V} \rightarrow \beta - \text{Ti} - \text{V}$	$\beta - \text{Ti} - \text{V}$

β 相变温度是固溶处理中固溶温度与力学性能关系的一个重要分界线。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；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^[17]却表明：当固溶温度在相变点以下时，随着温度的升高，材料的强度、塑性和冲击韧性则会下降。之所以会出现这种完全相反的结论，很可能是因为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。

现阶段确定 β 相变点的常见计算方法^[18]主要有：元素含量法、连续升温金相法、电阻法以及新兴的神经网络模型预测法^[19]等。元素含量法是据合金中各元素对相变温度的影响^[20]利用经验公式 2.1 来对相变点进行推算；膨胀法是通过比较新相与母相在加热前后膨胀系数的差异，进而来确定相变点的一种方法；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。

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不同，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区别^[21]。姚德人等^[22]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 以内进行固溶处理，可以得到稳定的次生 α 和 β ，使合金获得较好的综合性能。刘伟东等人^[23]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^[24]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。

¹ EFT 全称：Empirical Electron Theory of solids and molecules，即固体与分子经验电子理论，常被简称为“余氏理论”。

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

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^[25-29]，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：

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	$29+23.0^{\circ}\text{C}/1.0\%$	+123.76 $^{\circ}\text{C}$
V	0 ~ 10.0	$-14.0^{\circ}\text{C}/1.0\%$	-56.84 $^{\circ}\text{C}$
Fe	0 ~ 15.0	$-16.5^{\circ}\text{C}/1.0\%$	-2.145 $^{\circ}\text{C}$
C	0 ~ 0.15	$+2.0^{\circ}\text{C}/0.01\%$	+2.4 $^{\circ}\text{C}$
O	0 ~ 1.0	$+2.0^{\circ}\text{C}/0.01\%$	+22.4 $^{\circ}\text{C}$
N	0 ~ 0.5	$+5.5^{\circ}\text{C}/0.01\%$	+4.95 $^{\circ}\text{C}$
H	0 ~ 0.50	$-5.5^{\circ}\text{C}/0.01\%$	-2.2 $^{\circ}\text{C}$

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

最终通过计算法得到的相变点温度为 977.325 $^{\circ}\text{C}$ ，与广泛认同的相变点温度值相差 $\delta = \frac{977.325 - 975}{975} = 0.238\%$ ，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，十分适合于贵金属的性能试验。

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，不要具备加工可行性。

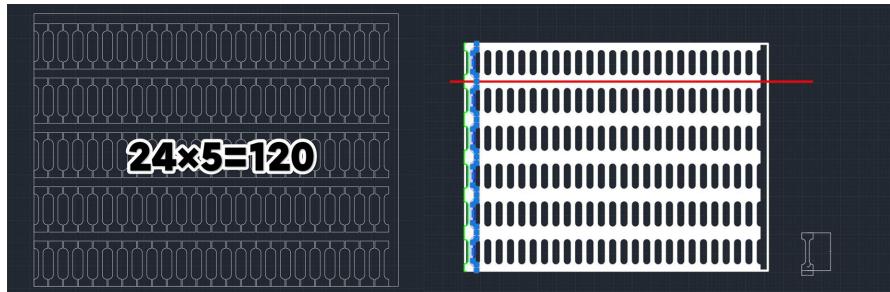
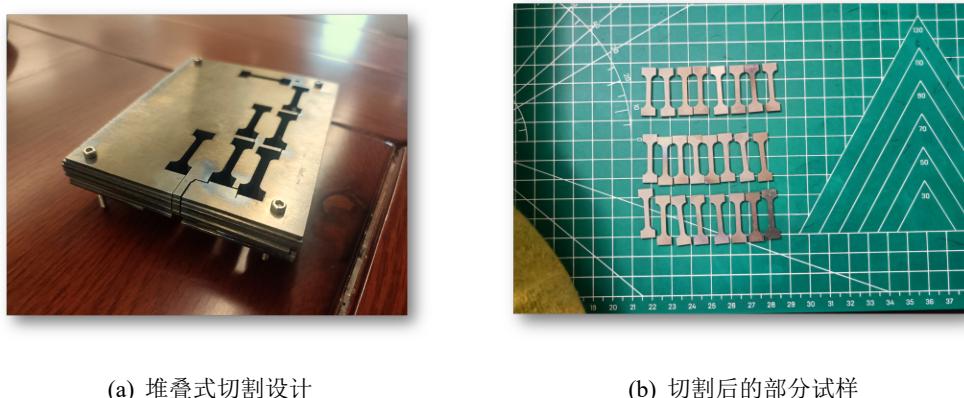


图 2.2 初步设计的刀路

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。



(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 钛合金固溶时效热处理试验

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：

1. $\alpha + \beta$ 钛合金的淬透性差，淬热时应用力较大，容易发生零件淬火时翘起的现象。钛合金变形时容易造成局部过高的温升，使局部温度超过 β 相转换点，从而形成魏氏组织，这是由于导热性差造成的。
2. 化学性质活泼。钛合金在工件表面形成有一定深度的富氧层或氧化皮，热处理时易与氧和水蒸气发生化学反应，使合金性能下降。同时钛合金极易在热处理时吸附氢气，产生氢脆。
3. β 转变点差异大。即使是相同的成分，其转化温度有时也会因冶炼炉的不同而有较大差异。

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 2.4 所示。

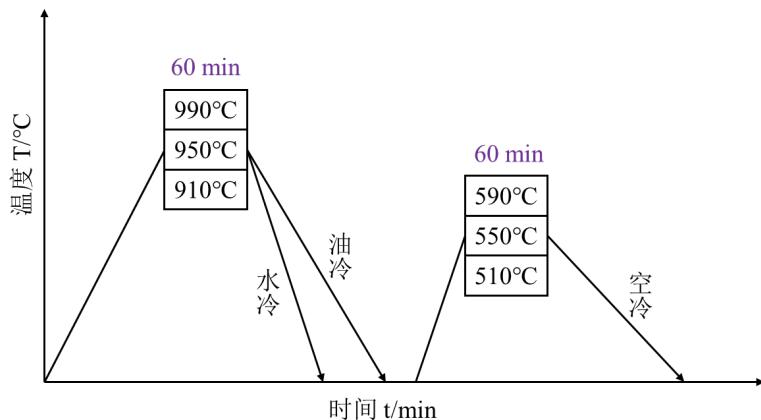


图 2.4 固溶-时效热处理试验路线

热处理实验所用的设备为JC-MF12-30型箱式电阻炉，外观如2.5(a)所示，设备规格如表 2.5所示，所用到的淬火液体如2.5(c)与2.5(b)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



(a) 马弗炉外形

(b) 水淬液

(c) 淬火油

图 2.5 淬火用的液体

2.2.1 TC4 合金热处理工艺设计

冉兴等^[30]表明在固溶温度为 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; 鲁媛媛等^[13]人研究发现在时效温度为 400°C 到 650°C 之间进行时效处理时, 初生 α 相的含量随温度升高先增加后减小, β 相尺寸随温度升高变得粗大。当时效温度为 550°C 时, 所得钛合金的显微组织最佳。刘婉颖等^[31]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; 陈冠宇^[32]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; 李宸宇^[33]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。

根据计算所得的式样的相变温度, 为了进一步确定了固溶处理的最佳工艺制度, 本设计初步选择: 固溶温度为 β 相变点以下 30°C 左右(这里取整数 977.325 – 30 = 947.325 ≈ 950°C), 处理 60min; 时效温度 450°C, 处理 60min 为预期最佳热处理工艺, 并对固溶温度、固溶冷却方式(冷速)、时效温度三个变量设置了合适的梯度来形成最终的热处理工艺。

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:

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	水冷	510	1	空冷
910	1	油冷	510	1	空冷
910	1	水冷	550	1	空冷
910	1	油冷	550	1	空冷
910	1	水冷	590	1	空冷
910	1	油冷	590	1	空冷
950	1	水冷	510	1	空冷
950	1	油冷	510	1	空冷
950	1	水冷	550	1	空冷
950	1	油冷	550	1	空冷
950	1	水冷	590	1	空冷
950	1	油冷	590	1	空冷
990	1	水冷	510	1	空冷
990	1	油冷	510	1	空冷
990	1	水冷	550	1	空冷
990	1	油冷	550	1	空冷
990	1	水冷	590	1	空冷
990	1	油冷	590	1	空冷

控制变量法是试验中探索不同变量对某一结果影响情况的一般试验设计方法, 具有结果清晰、分析直观等特点。但控制变量法也存在一定的局限, 比如在多个因素相互关联影响结果的时候, 需要设计数量巨大的实验, 极为繁琐。在面

对多因素（变量）、多水平的实验时，控制变量法的弊端就显现出来了：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。而另外一种方法则恰恰可以解决问题——正交试验设计法 (Orthogonal experimental design)。该方法基于正交设计的原则，从多组实验中精选出部分典型点进行测试。这些典型点在分布均匀、排列一致且具有可比性等方面表现出明显特征^[34]。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 $L9(3^4)$ 正交表安排实验，只需作 9 次，大大减少了试验次数，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。在结合了正交实验方法 L9.3.4 对实验进行了优化后，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	空冷
2	910	1	油冷	590	1	空冷
3	910	1	水冷	550	1	空冷
4	950	1	水冷	590	1	空冷
5	950	1	水冷	550	1	空冷
6	950	1	油冷	510	1	空冷
7	990	1	水冷	550	1	空冷
8	990	1	油冷	510	1	空冷
9	990	1	水冷	590	1	空冷

2.2.2 固溶时效处理实验过程

确定了热处理工艺之后，在热处理炉中进行试验。固溶处理、时效处理的步骤大同小异²，这里以固溶处理为例，简要介绍下试验的基本步骤：

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）。

² 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，其余步骤皆与固溶处理完全相同。

4. 保温时间控制：加热到设计的温度后，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 2.6 固溶处理后的试样

2.3 室温力学拉伸试验

力学性能是表征材料性能的重要参数，本次试验采用常规的拉伸试验来测量试样的力学性能。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三个力学性能指标：屈服强度 ($\sigma_{0.2}$)、抗拉强度 (σ_b) 和延伸率³。

加工后的试样尺寸如图 2.7 所示，厚度为 3mm：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，每组包含两个试样，测量后整合两组的数据，取其平均值抗拉强度、延伸率作为该组试样的最终力学性能测试结果。所用的设备为 CMT5105 微机控制电子万能试验机 (Electromechanical Universal Testing Machine)，设备规格如表 2.8 所示：

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。然后在拉

³ 由于试样较小，考虑到尺寸效应，可能与实际应用时有所差异，测量误差较大。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。

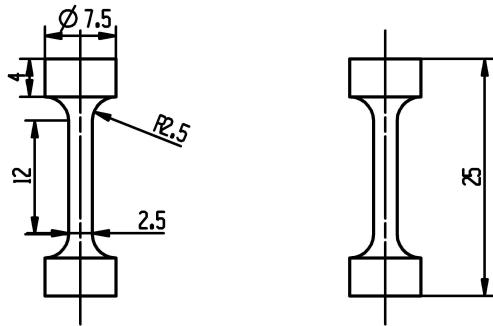


图 2.7 试样的尺寸参数

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

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。

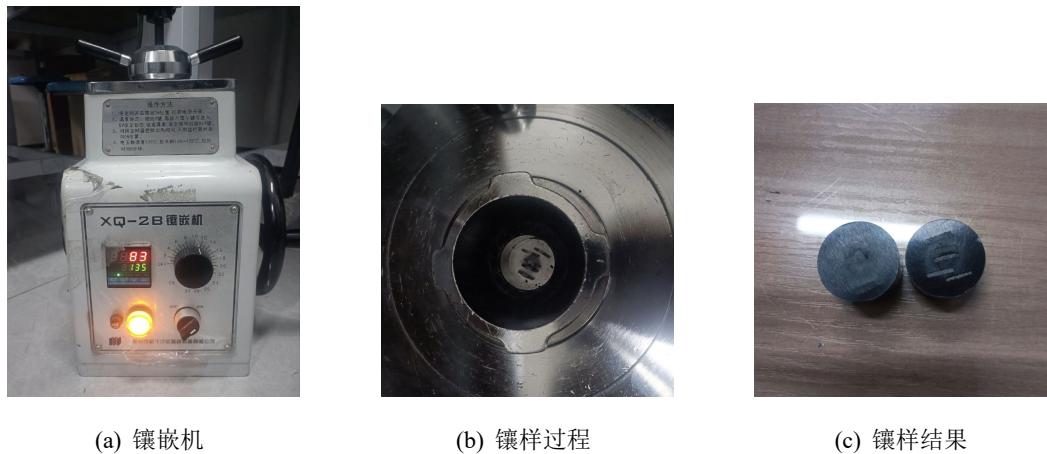
最后通过测量式样拉断后的长度，计算得到延伸率。

2.4 组织观察与相结构分析

目前，用于观察钛合金组织和分析相结构的检测方法主要包括：金相显微镜(OM)、热分析技术、能谱分析、X射线衍射分析(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)等。综合考虑了不同检测方法对组织表征的特点，本实验决定采用光学金相显微镜来观察组织形貌。

对固溶时效之后的试件进行室温力学性能测试后，截取部分拉断后的试样进行显微组织分析。由于试样较小，难以直接进行打磨，故先通过金相镶嵌机对试样分两组进行镶嵌，将试样镶嵌到树脂中以使各个试样的表面在一个平面上，

最终得到两个镶嵌样。对镶嵌样进行 350 目、1000 目、1500 目、2000 目的金相砂纸依次磨制，最后使用粒度为 1 微米的金刚石抛光悬浮液在抛光机上进行抛光，直至表面光洁如镜，没有划痕。抛光后，使用成分为 $HF : HNO_3 : H_2O = 5 : 15 : 80$ 的专用腐蚀液对镶嵌样进行腐蚀，最后制得金相试样。然后对金相试样采取光学显微镜 (OM) 进行观察，并通过计算机拍摄金相图像，以深入分析了解合金的微观形貌。合金的原始组织形貌如图 2.9 所示⁴：



(a) 镶嵌机

(b) 镶样过程

(c) 镶样结果

图 2.8 镶嵌金相

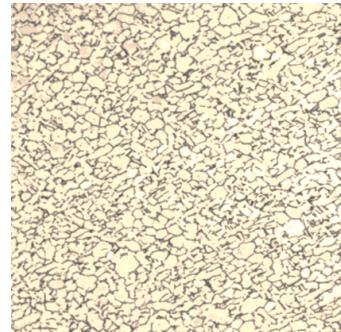


图 2.9 退火态原始组织的金相

⁴ 由于直接在金相显微镜中拍摄的图相比较模糊，本文中的金相图都经过后期处理以提高清晰度。

3 TC4 合金固溶时效处理

本设计中对于 $\alpha + \beta$ 型的 Ti6Al4V 钛合金，采用了固溶 + 时效热处理来进行强化，设置的主要参数为固溶温度、冷却速度、时效温度^[30?]。其中固溶处理的目的是为了使合金元素在高温状态下充分扩散，从而通过 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变来获得亚稳定相(如 α' 相、 α'' 相以及 β' 相等)以改善组织的形貌，而同时不稳定的亚稳相也能为时效处理提供组织基础。时效处理的目的则是在固溶处理后使组织中的亚稳定相向稳定状态转变，通过二次相变的析出相来改善合金的力学性能，比如促进针状 α' 马氏体的分解以提高塑性等。

Ti6Al4V 合金热处理中， β 相变点温度是区分不同热处理工艺强化效果的一把重要标尺。固溶温度的不同会使 α 相转化成不同含量的 β 相组织，进而导致高温 β 相在冷却过程中生成了不同的亚稳相。本章通过对力学拉伸试验的数据与热处理工艺参数进行了正交对比分析，得到了影响力学性能的主次要因素，研究了组织的形貌特点、力学性能同固溶温度、冷却方式、时效温度三者之间的关系。

3.1 实验数据分析

3.1.1 力学性能分析

通过对万能力学试验机上测试得到的数据进行整理，去除了力学拉伸曲线中断裂瞬间到试验结束之间的无用值，对屈服强度不明显的拉伸曲线进行拟合、求交，并对各组两个式样的实验数据进行平均化处理，整合汇总得到了如表 3.1 的结果：

表 3.1 Ti6Al4V 合金的力学性能试验结果

试验编号	代号	R_m (MPa)	$R_{0.2}$ (MPa)	延伸率
0	甲	1008.69	986.32	6.83%
1	乙	1188.36	1054.61	3.73%
2	丙	1077.33	997.07	4.24%
3	丁	1094.87	998.00	3.49%
4	戊	1099.33	986.20	2.60%
5	己	1113.90	1021.35	2.57%
6	庚	1077.28	992.31	2.88%
7	辛	790.10	脆断	1.94%
8	壬	799.54	脆断	2.05%
9	癸	873.38	脆断	2.19%

通过在室温力学拉伸试验，得到了试样断裂区域截面 ($1.3mm \times 2.5mm =$

$3.25mm^2$) 的应力与应变曲线(拉伸变形量与拉伸区域长度的比值), 再将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, 得到了如图 3.1¹所示的应力应变曲线汇总图:

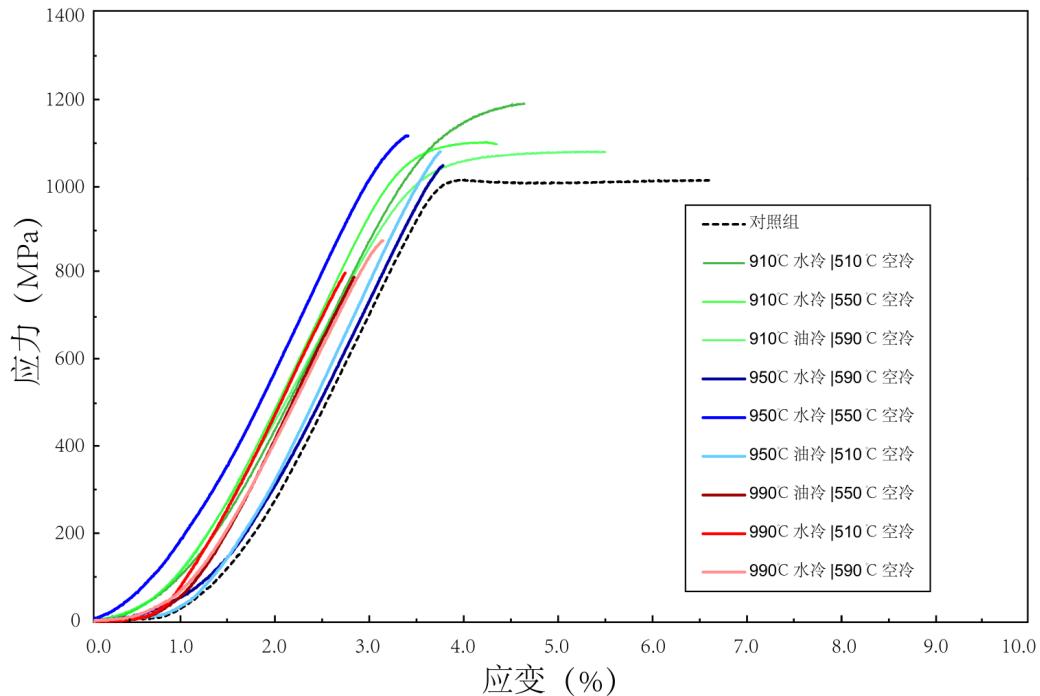


图 3.1 试样应力应变曲线汇总

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, 经过不同参数的热处理后, 有如下力学性能特点:

- 整体塑性降低: 与对照组相比, 热处理后的合金塑性均大幅度降低, 910°C 固溶处理后的三组在经过短暂的屈服后即被拉断, 而 950°C 、 990°C 固溶处理后的六组则几乎呈现出来脆性材料的特点, 断裂都属于脆性断裂²。
- 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 固溶水冷 + 510°C 时效空冷组的强度为最高。
- 固溶温度大于 β 相变点时, 强度显著降低。 990°C 固溶处理三组试样的各项力学性能指标明显下降, 其中 990°C 固溶油冷 + 550°C 时效空冷组的抗拉强度已经降低到了 790 MPa 左右, 990°C 固溶水冷 + 510°C 时效空冷组的最大应变才达到 2.18% , 仅仅是对照组 6.83% 的三分之一。

3.1.2 正交实验设计分析

本设计通过正交实验饭进行实验的设计, 通过正交实验法得到的固溶温度、冷却方式、时效温度与力学性能之间的关系如下:

¹ 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 60 分钟; 时效处理时间 60 分钟

² 除了组织形貌外, 拉伸试验时速率过大也有可能导致合金发生了脆断

表 3.2 固溶温度、冷却方式、时效温度与抗拉强度关系表

差异源	平方和	自由度	均方	F_1	p_1
截距	8078602.799	1	8078602.799	3561.305	0.009
固溶温度	166133.961	2	83066.98	36.619	0.008
冷却方式	4354.254	1	4354.254	1.919	0.26
时效温度	804.901	2	402.45	0.177	0.846

表 3.3 固溶温度、冷却方式、时效温度与延伸率关系表

差异源	平方和	自由度	均方	F_2	p_2
截距	0.007	1	0.007	2565.824	0.004
固溶温度	0	2	0	91.373	0.002
冷却方式	0	1	0	4.717	0.118
时效温度	0	2	0	3.471	0.166

利用三因素方差分析去研究固溶温度，冷却方式和时效温度对于抗拉强度和延伸率的影响关系，从表 3.2 和表 3.3 可以看出：固溶温度对两者的影响呈现出显著性 ($F_{1\text{固}} = 36.619$, $p_{1\text{固}} = 0.008 < 0.05$ 、 $F_{2\text{固}} = 91.373$, $p_{2\text{固}} = 0.002 < 0.05$)，说明主效应存在，固溶温度会对抗拉强度和延伸率产生差异关系。冷却方式没有呈现出显著性 ($F_{1\text{冷}} = 1.919$, $p_{1\text{冷}} = 0.260 > 0.05$ 、 $F_{2\text{冷}} = 4.717$, $p_{2\text{冷}} = 0.118 > 0.05$)，说明冷却方式并不会对抗拉强度产生差异关系。时效温度没有呈现出显著性 ($F_{1\text{时}} = 0.177$, $p_{1\text{时}} = 0.846 > 0.05$ 、 $F_{2\text{时}} = 3.471$, $p_{2\text{时}} = 0.166 > 0.05$)，说明时效温度并不会对抗拉强度产生差异关系。可见固溶温度对试样力学性能的影响最大，冷却方式与固溶温度的影响都较小，尤以固溶温度的影响为最小。

3.1.3 组织转变机理分析

本设计设置的固溶温度在相变点附近，采用两个冷却速度不同的方式进行淬火，在高温状态下进行保温目的是为了使合金内部化学元素间产生的充分弥散，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，从而获得亚稳 β' 相，以便于通过时效处理使组织强化。组织转变图如图 3.2 所示^[35]

3.2 固溶温度对组织性能的影响

固溶温度是本设计 Ti6Al4V 合金热处理过程中最为关键的因素，其温度的高低直接决定了微观组织形貌的基本特征，下面以固溶温度分组依据对合金的组织进行分析：

如图 3.3 所示，当固溶温度为 910°C 时，小于 β 相变点，处理后合金最终的室温组织中均含有大量的粗大等轴初生 α 相。加热温度低， β 相组织转变不明

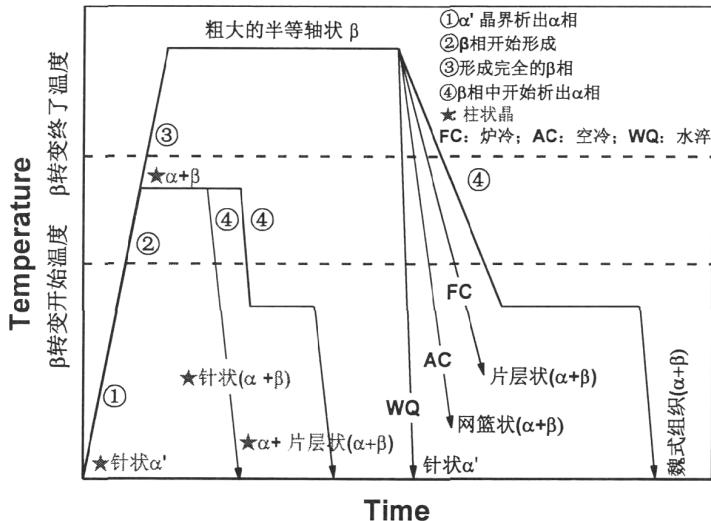


图 3.2 组织转变图

显，冷却后的 α' 相很少。



图 3.3 910°C 固溶处理得到的组织

随着温度的升高，当固溶温度到达 $\alpha+\beta$ 相区附近时，如图 3.4 所示，最终的组织中会逐渐出现 β 相转变而成的针状 α' 相，与未完全转化的 α 相交错分布。



图 3.4 950°C 固溶处理得到的组织

当温度超过 β 转变终了线的时候，如图 3.5 所示，油冷、水冷得到的组织都

是单一的针状 α' ，这表明组织中原本的 α 相已经全部转变为 α' 相。



图 3.5 990°C 固溶处理得到的组织

力学分析结果如图 3.6 所示，图中的几组数据都是经过了水冷处理，并根据时效温度的不同分为了三组（依次为 510°C、550°C、590°C），从图后两组的对比中可以看出，固溶温度在 950°C 附近的合金在处理后，抗拉强度比 910°C、990°C 都高；而当固溶温度达到 990°C 的时候，从第一、三组可以看到延伸率显著下降，这是因为固溶温度过高，组织中生成了魏氏组织的缘故。

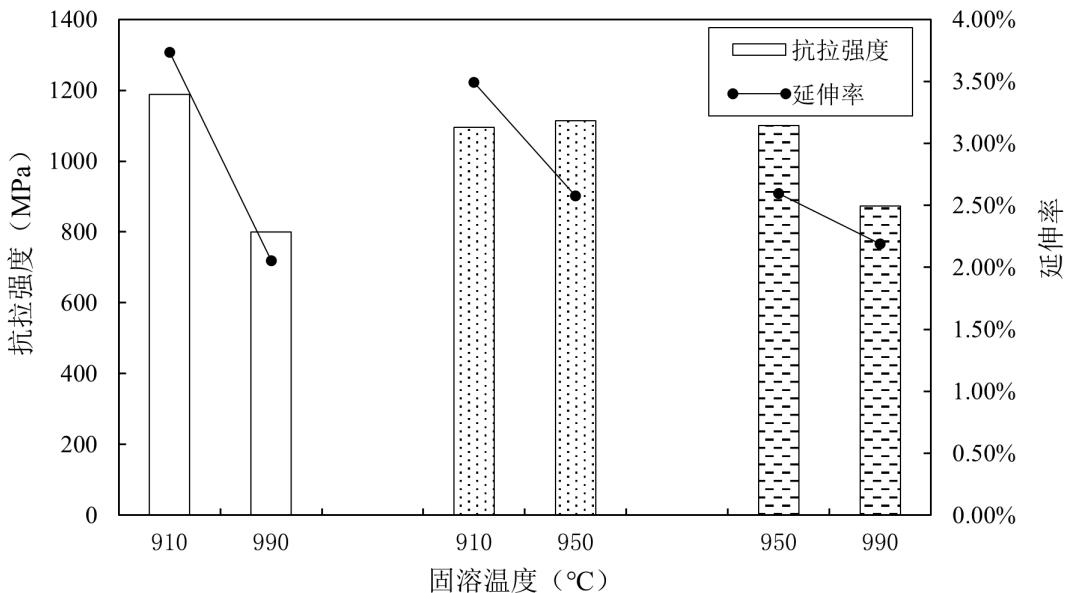


图 3.6 固溶温度与屈服强度、延伸率的关系

3.3 冷却速度对组织性能的影响

本设计采用了两种淬火方式：油冷与水冷。由于淬火油的热传导速度相对较低，淬火时冷却速度较慢，与水冷相比，组织处于高温时的时间更久，最后形成了不同的组织形貌。下面就强度较高的 950°C 组来进行分析。合金在加热过程

中，随着温度的升高， α 相逐渐发生相变转变成 β 相，温度越高，转变的量越多。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。

罗文忠等表明：时效处理过程中，初生 α 相的含量与分布对合金最终的力学性能影响较大，尤其是当初生 α 相的含量在 15% ~ 20% 时，随着其含量的增加，组织的塑性逐渐增加。不论是如图 3.7 的 910°C 固溶处理，还是经过如图 3.8 温度更高的 950°C 处理后，油冷得到的合金延伸率都比较高，可见油冷后得到的组织 α 相含量更多，具有更好的塑性。

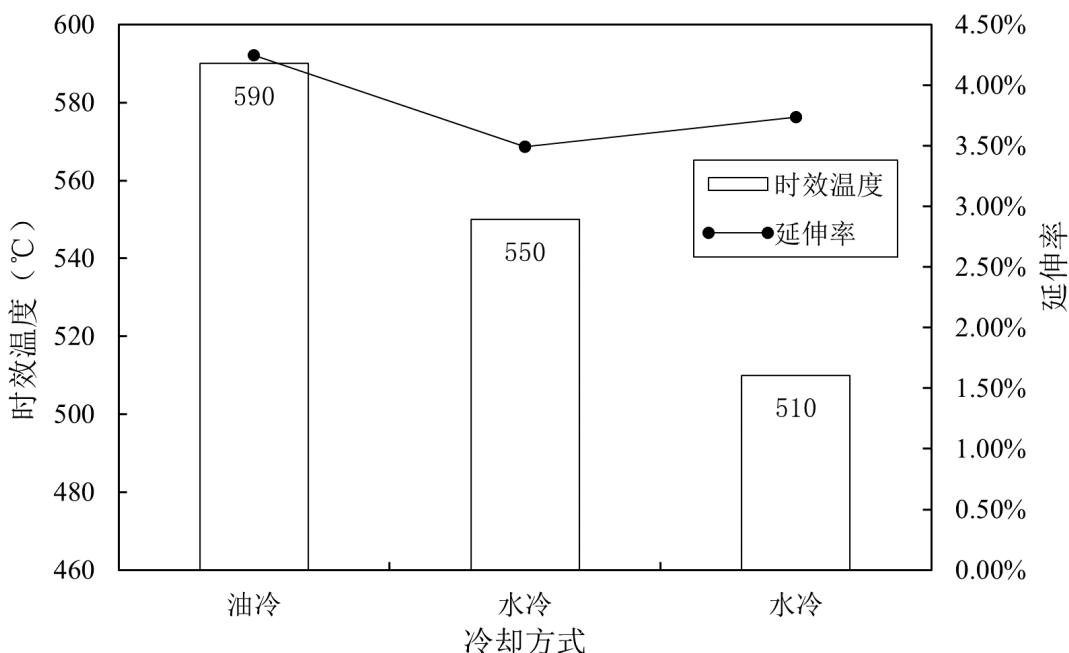


图 3.7 910°C 固溶处理后不同冷却方式下组织的力学性能特点

3.4 时效温度对组织性能的影响

时效温度在热处理过程中主要是影响了亚稳 β 相的分解。

从图 3.9 可以看出，不同时效温度下合金的抗拉强度与延伸率的差异并不大，可见在 510°C ~ 590°C 之间进行时效时，对于合金的力学性能影响较小，这同正交实验分析的结果是一致的。

经过 910°C 固溶 10min 后水冷的合金在 500°C 到 600°C 内时效 60min 后，强度得到了明显提升，但塑性有所下降。而且时效温度越高，抗拉强度越低，延伸

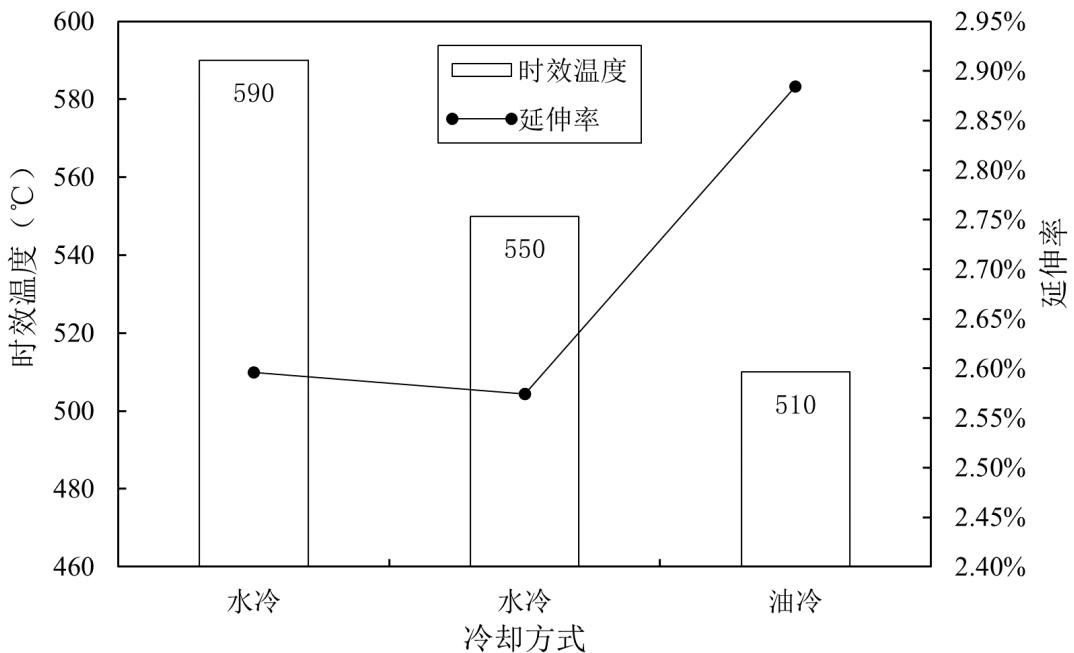


图 3.8 950°C 固溶处理后不同冷却方式下组织的力学性能特点

率则先减小后增大，其中抗拉强度在 510°C 固溶时达到最大，为 1138MPa，延伸最大 600°C 时的 3.73%，与对照组相比，强度上升了 17.81%，延伸率下降了 45.33%。

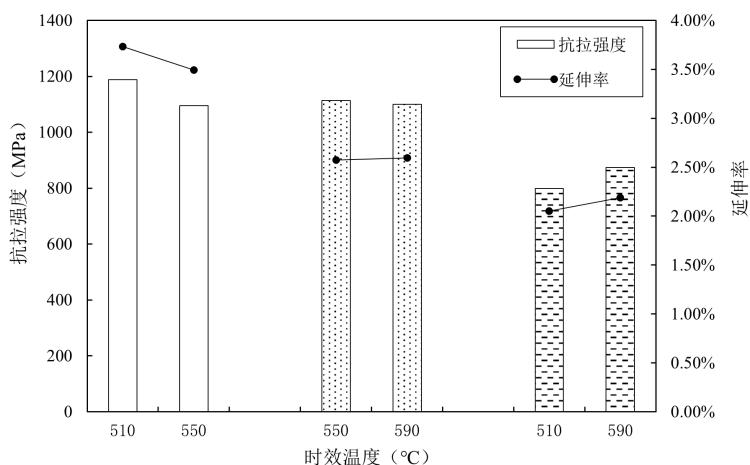


图 3.9 时效温度与屈服强度、延伸率的关系

3.5 固溶时效处理的强化作用研究

在本设计有限的实验基础上，为了能深入研究固溶时效对于 Ti6Al4V 合金的强化作用，进一步确定最佳的热处理工艺，笔者统计了近年来的相关的一些研究报告，得到了如表 3.4 的数据：

从强度上来看，大多数试样的原始抗拉强度都在 850MPa 以上，屈服强度在

表 3.4 不同实验所得的 TC4 强度统计

类型	$\sigma_{0.2}$ 屈服强度/MPa	σ_m 抗拉强度/MPa	延伸率 $\delta\%$
平均值	953.541	1001.874	12.160
方差	97.116	105.897	4.077
标准差	9656.014	11438.403	16.952
最大值	1110	1218	19
最小值	700	790	3.78
极差	410	428	15.22

830MPa 以上，基本满足国家标准表 3.5 的要求。试样在经过固溶、时效等热处理方式处理过后，抗拉强度与屈服强度平均增加了 200MPa 左右，分别达到了 900MPa 与 1200MPa 之间。其中，最高的强度是鲁媛媛等^[13]在 970°C β 相变点附近进行固溶处理后，再通过 550°C/300min(AC) 方式下得到的组织，其抗拉强度 σ_m 达到了 1218MPa，屈服强度为 $\sigma_{0.2}$ 为 1109MPa，可见热处理对于组织的优化还是很可观的。

表 3.5 TC4 合金力学性能的国家标准

力学性能	抗拉强度 MPa	屈服强度 MPa	断后伸长率 %
标准值	≥ 895	≥ 830	≥ 10

在不同固溶温度的处理下，可以得到不同的组织，进而呈现出不同的力学性能。如图 3.10 所示，通过分析可得：研究者集中在 900°C 到 1000°C 之间进行固溶处理，且在温度达到 960°C 附近的时候，合金拥有相对较大的屈服强度与抗拉强度。

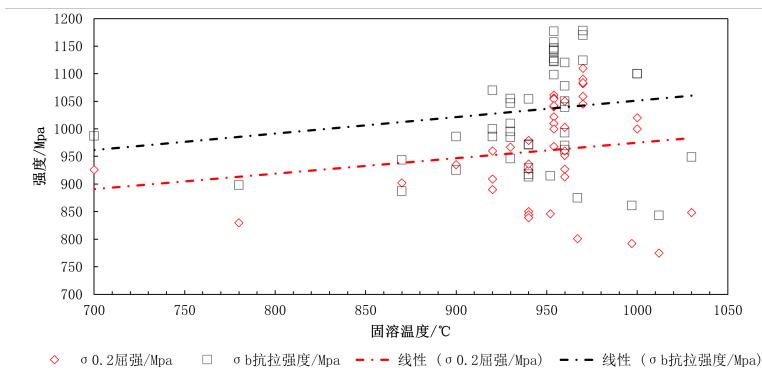


图 3.10 固溶温度与强度

如图 3.11 所示，通过分析可得，研究者集中在 500°C 与 725°C 附近，而在 550°C 左右时进行时效处理得到的合金强度较大。

综上分析，当固溶温度选择在 960°C 附近、时效温度选择在 550°C 附近时可以得到较好的力学性能，这与本设计的实验结果是一致的。

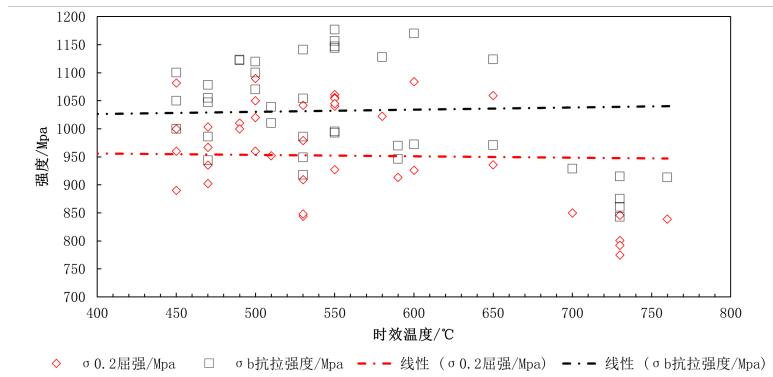


图 3.11 时效温度与抗拉屈服强度

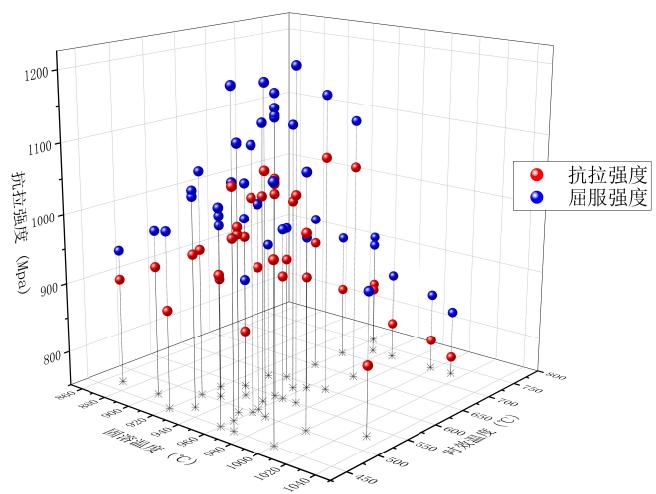


图 3.12 固溶温度、时效温度与强度三维图

结论与展望

本设计以 Ti6Al4V 合金为研究对象，对合金设计、进行了不同的热处理，通过室温力学性能测试和金相显微镜等分析方法对合金进行了分析，得到了如下结论：

1. 固溶处理温度设置与相变点的相对关系对合金力学性能有显著影响。当固溶温度在相变点以下 (910°C) 时，随着固溶温度的提高，抗拉强度、屈服强度显著增加，当温度达到相变点 (950°C) 附近时，达到最大；当温度升高到相变点以上时，随着温度升高，抗拉强度大幅度降低，塑性明显下降，室温力学性能测试中可以看到典型脆性断裂拉伸曲线。
2. 固溶处理的冷却方式影响合金中初生 α 相的分布组成。当冷却方式为水冷时， β 相通过非扩散型相变进行相变，得到了 α' 马氏体；当冷却方式为冷却速度稍慢的油冷时， β 相可以发生较慢的扩散性相变，最终组织中含有相较粗大的初生 α 相和片层状的亚稳 β 相组织。

虽然本设计得到了一些研究结果，但由于试验设备的精度和试样的数目所限，对于 Ti6Al4V 合金的固溶时效的最佳工艺参数的确定还需要进一步研究：

1. β 相变点的确定需要更准确地测量，结合传统的元素含量法与计算机技术来获得更准确的结果。
2. 固溶时效过程的相变过程不容易确定，通过实验结果反推相变过程具有一定的局限性，可以通过相场模拟的方法来更深入地探究相变过程。
3. 固溶失效热处理参数每一个阶段都互相影响，可以通过大量的实验数据，利用神经网络模型、ChatGPT、人工智能等现代计算机技术来验证参数与最终结果的关联性，以获得更准确的关联性解读。

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(2): 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, 50(9): 20-23.
- [3] HARDESTY F. Metals handbook, ninth edition. Volume 3, Properties and selection: Stainless steels, tool materials and special-purpose metals[J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1982, 6(4): 391-393.
- [4] EZUGWU E, WANG Z. Titanium alloys and their machinability[J]. Journal of materials processing technology, 1997, 68(3): 262-274.
- [5] 高敬, 姚丽. 国内外钛合金研究发展动态[J]. 世界有色金属, 2001(2): 4-7.
- [6] 申晨. 我国钛工业技术进展及趋势[J]. 中国金属通报, 2022(9): 1-3.
- [7] 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 (5): 19-24.
- [8] Guanzhou Qiu, Yufeng Guo. Current situation and development trend of titanium metal industry in China[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022, 29(4): 599-610.
- [9] 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, 40(2): 225-230.
- [10] 史延沛, 李森泉, 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, 44(2): 101-104.
- [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] Yu Liao, Junhua Bai, Fuwen Chen, et al. Microstructural strengthening and toughening mechanisms in Fe-containing Ti-6Al-4V: A comparison between homogenization and aging treated states[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 99(4): 114-126.
- [17] 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.

- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] 姚德人. TC4 钛合金相变点的测定[J]. 稀有金属合金加工, 1975(10): 19-23.
- [23] 刘伟东, 屈华. TC4 合金 $((\alpha + \beta)/(\beta))$ 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.
- [24] 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.
- [25] 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, 49(9): 119-123.
- [26] 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.
- [27] 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(8): 1-10.
- [28] 鲍学淳, 程礼, 陈煊, 等. 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.
- [29] 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.
- [30] 冉兴, 王哲, 李海滨, 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.
- [31] 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, 46(634-639): 634-639.
- [32] 陈冠宇. 热处理工艺对 TC4 钛合金腐蚀性能的影响[D]. 石家庄铁道大学, 2021.
- [33] 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.
- [34] 正交试验设计法[J]. 山西化工, 1989(3): 53-58.
- [35] 杨晶晶. 激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 合金的组织演变及调控[D]. 华中科技大学, 2017.

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

作者：Liu Wanying, Lin Yuanhua, Chen Yuhai, Shi Taihe, Ambrish Singh

1. 摘要

本文分析了不同热处理后 Ti6Al4V 钛合金的微观结构。通过仪器进行了拉伸和冲击试验，并通过金相显微镜和扫描电子显微镜（ESEM）分析了微观结构、冲击断裂特征和机械性能之间的关系。结果表明，Ti6Al4V 钛合金的微观结构、力学性能和冲击韧性受到工艺制度和时效处理的影响。

屈服强度和极限抗拉强度得到了显著提高，延伸率先增加后下降。当 Ti6Al4V 钛合金在 960°C/h+ 水冷和 500°C/4h+ 空冷的条件下处理时，可以获得良好的综合性能，其屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 1050MPa、抗拉强度 σ_b 为 1120MPa、冲击韧性 A_k 为 $46.22 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$ ，经过固溶和时效处理的钛合金的微观结构由 β 基体和初生 α 相成，片层状的 β 相和针状的 α 相结构可以提高合金的综合性能。

关键词：热处理；Ti6Al4V 钛合金；微观组织；力学性能

钛及其合金是航空航天工业的理想材料，因为它具有极佳的高温强度。此外，由于其良好的耐腐蚀性，它也是海洋、石油、化工、制药和其他行业的理想材料。

随着现代石油工业的快速发展，石油和天然气钻探对钻探技术提出了更高的要求，尤其是一些特殊的钻井过程。但许多传统的钻井工具无法满足钻井要求，为了满足特殊、复杂的钻井需求，一系列的钻井工具应运而生。其中，钛合金钻杆是新近开发的一个新产品。与传统的钢质钻杆相比，它的结构应力小、韧性好、抗疲劳，耐腐蚀、质量轻。此外，它在高曲率钻孔作业中也具有良好的适应性。

由于 Ti6Al4V 合金具有高抗拉强度和抗疲劳强度、低弹性模量、低密度、高硬度和良好的耐腐蚀性，它经常被用作钻杆。Weatherford 公司的 Grant Prideco 子公司和 RTI 国际大托拉斯在德州的子公司 TI 能源系统已经开发出了钛合金钻杆，它不仅具有钢质钻杆的强度，而且是一种柔性轻质的合成材料，具有抗腐蚀和耐久性。但是，Ti6Al4V 合金的韧性较差，这限制了它在油田的广泛应用和推广。

组织决定性能。由于钛合金的微观结构不能被各种热机械处理所改变或控制，只有通过热处理来改善其微观结构和机械性能。一些研究表明，快速热处理

可以使铸态 ($\alpha+\beta$) 钛合金的晶体结构和机械性能得到明显改善。另一篇论文表明：具有粗大的初生晶粒 α 相的 Ti6Al4V 合金在预制条件下，需要更长的热处理时间才能细化结构，并适度地改善机械性能。在一些关于原生 α 相的晶粒尺寸的研究中发现， $\alpha+\beta$ 两相区会随着变形温度的升高而变化，同时，初生 α 相的体积分数会逐渐下降。热处理在影响钛合金的微观结构和改善综合性能方面具有非常重要的作用。本文的目的是通过探索不同的固溶和时效处理方法来改善 Ti6Al4V 合金的微观结构和力学性能，并找到最佳的热处理工艺制度。

2. 试验

试验材料是一种高强度的热轧 Ti6Al4V 钛合金，其厚度为 6 毫米。其化学成分为铁 (Fe) <0.25%、碳 (C) <0.06%、氢 (H) <0.008%、氮 (N) <0.040%、氧 (O) <0.065%、铝 (Al) 5.5~6.2%、钒 (V) 3.5~4.0%，其余为 Ti。实验中选择了六个初步的热处理系统。它是根据相变的温度决定的。热处理过程如表 1 所示。为了确定 ($\alpha+\beta$) 相形态对其断裂韧性的影响，Ti6Al4V 合金在断裂韧性试验前进行了热处理。热处理是在 SX-4-13 型箱式电阻炉中进行的。热处理结束后，进行了微观结构分析、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) 对断裂形态的观察。热处理前后的 Ti6Al4V 合金管被加工成板条拉伸试样。在 MTS810 液压伺服万能试验机上进行了静态拉伸试验。拉伸试样包括的参数尺寸描述如下。厚度为 7 毫米。宽度是 (20±0.05) 毫米。测量长度为 (60±0.5) 毫米。夹持端长度为 50 毫米。平行段和夹持端之间的曲率长度大于或等于 12。拉伸样品的总长度大于或等于 184 毫米。拉伸试验符合 ISO 6892-1998 的规定。测量了拉伸强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 以及伸长率 δ 。断裂韧性是根据金属夏比缺口冲击试验法的标准，通过仪器冲击试验进行测试的。试样的尺寸为 10mm×5mm×55mm。设备为 ZBC2302-D 型冲击试验机。其冲击能量为 294J，冲击速度为 5.24m/s。热处理前后的试样的微观结构用奥林巴斯 PMG-3 型显微镜进行了分析。试样被打磨成圆形，并在 270K 的试剂中进行蚀刻，该试剂为 1mL HF+30mL HNO₃+30mL H₂O₂。用 FEI Quanta 450 ESEM 观察冲击断裂。断口观察对于分析断裂特征和机制是必不可少的。

3. 分析与讨论

α 相是 ($\alpha+\beta$) 钛合金的基体相。 α 相的数量、形状和大小直接决定了 ($\alpha+\beta$) 钛合金的性能。在两相区，($\alpha+\beta$) 相是通过不同的保温时间和温度的热处理得到的。该温度低于相变温度。($\alpha+\beta$) 相的主要特征是晶粒形状不规则，晶界上有连续和不连续的 α 相，以及许多小的次级 α 相。颗粒内存在点状、球状、片状和短杆状的 α 相。然而，当加热温度高于相变温度时，所有的 ($\alpha+\beta$) 相都会转化为

β 相。晶粒的大小和形状不尽相同。它们是四边形、五边形和六边形。溶解和老化可以消除或减少连续晶界的 α 相。它们可以显著提高拉伸和疲劳强度。但塑性会降低一些。溶解和时效处理可以明显改善疲劳强度。合金的 β 相越稳定，淬火后的 β 相就越容易转移，时效强化的效果会更好。当 β 稳定元素的温度达到 C_K 值时，会得到最大的效果。强化效果会随着 β 相的增加而降低。这导致了时效性 β 相的析出，以及 α 相的数量下降。Ti6Al4V 合金是 $(\alpha+\beta)$ 相合金。通过固溶和时效热处理可以改善其微观结构和力学性能，进而获得更好的综合性能。

图 1 中可以看到不同热处理后的 Ti6Al4V 合金的显微组织。根据得到的显微组织，加热温度在 $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ 跨度温度下，可以得到很多等轴结构。但移位组织的比例较少。当加热温度高于 $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ 转变温度时，可以得到粗晶和片状微观结构。可以清楚地看到，原始的 β 晶粒和明显的 α 相沿晶界分别出现。原有的 β 晶粒转变为长而交错的微观结构，在不同的地方编织起来。图 1a 是退火合金的微观结构。它是原生 α 相和 $(\alpha+\beta)$ 相的混合物。从图 1b 到图 1f 可以看出，当合金经过溶液和时效处理时，其微观结构由 β 相和 $(\alpha+\beta)$ 相组成。但是时效后的微观结构更加粗大。图 1b 的淬火温度为 920°C，淬火后 α' 相更少更小。 α' 相在时效处理后转化为精细和片状 $(\alpha+\beta)$ 相的混合物。 α' 相的尺寸随着老化温度的升高而变大。大尺寸的 α' 相在热处理后将转化为大尺寸的 $(\alpha+\beta)$ 相，具有较大的片状间距。从图 1c 可以看出。这是一个典型的两态微结构。当温度低于横截面温度时，可以得到它。与固溶体的 α 相相比，老化后的 α' 相的尺寸明显变粗了。可以推测，从 α' 相析出的 α 相不仅形成片状，而且还沿原 α 相生长。因此， α 相的尺寸最终变得更粗。图 1d 显示了强化相的完全溶解度和合金元素在晶界上的均匀分布，随着溶液温度的上升。随着时效温度的上升， $(\alpha+\beta)$ 相晶粒逐渐增加并变大。同时， β 相重新结晶。由于 β 相的增加，在相变过程中，原子的扩散、相的溶解、沉淀和聚集，导致 β 相分布在 α 晶粒附近的小区内。当温度接近于 β 晶体温度时， β 相成为基体。这种微观结构具有良好的塑性和稳定性，但蠕变性能较差。马氏体在淬火过程中转化为 α' 相和变质的 β 相。从图 1e 可以看出，初级 α 相完全转化为 β 相。片状的 β 相和存活的 α 相呈组束状排列。 α 相不仅沿晶界均匀分布，而且以束状的形式平行排列，嵌入 β 晶粒中。因此，得到了一个明显的篮子状的微观结构。结晶晶粒变小，所以综合性能得到改善。由于是水冷却，快速冷却过程中高温段的 β 相来不及转化为 α 相。得到了马氏体 α'' 和变质态的 β 相。 α'' 和变质态 β 相开始分解，产生分散的 $(\alpha+\beta)$ 相篮状微观结构，具有良好的疲劳性能和其他综合性能。分裂的 β 相的尺寸越来越小，相互交错，微观结构细化。这改善了合金的综合性能。从图 1e 可以看出，随着溶液温度的升高，晶粒变粗，尺寸变大。此外，它是片状微观结构的形状，并出现明显的 α 相。分层排列的 α 相被嵌入 β 相中。一些残留的 α 相沿着晶粒交错的微观结构不均匀地分布，像长条状。从图 1g 来看，像片状的晶粒是粗大的。原来

的 β 晶粒转化为交错的微结构，如长条形。

表 2 显示了固溶和时效处理对 Ti6Al4V 合金的机械性能的影响。当热轧状态的合金经历了固溶和时效处理后，Ti6Al4V 合金的强度得到了很大的提高。除个别工艺外，伸长率有一定程度的提高。5 号工艺在 960°C/1h+WQ 和 500°C/4h+AC 的参数下可以获得最佳的综合性能。与热轧相比，屈服强度 ($\sigma_{0.2}$) 提高 50%，极限拉伸强度 (σ_b) 提高 42%，伸长率 δ 提高 11%。强度和伸长率随着淬火温度的升高而增加。但它们先是增加，然后减少。可以看出，最佳固溶温度为 960°C，最佳时效温度为 500°C。当 Ti6Al4V 合金在 500°C 的时效温度下进行热处理时，就像图 1e 一样得到网篮状的微观结构 β 相和 $(\alpha+\beta)$ 相混合物。它们分布在 α 晶粒内的结晶边界附近。这将使合金具有良好的强度和伸长率。我们注意到，当固溶 β 相转化为马氏体 (α' 相) 时，Ti6Al4V 合金的强度会增加。然后马氏体 (α' 相) 转化为细小的 α 相和 β 相。根据上述描述， α 相减少， β 相数量增加。随着淬火温度的逐渐升高，更多的 α' 相从 β 相转化而来。显然， α' 相越多，得到的强度就越高。当溶液温度过高时，过多的粗大的 α 相被保留下来。这导致了材料微观结构的不均匀，因此，由于应力集中，强度可能会下降。

表 3 显示了样品的冲击韧性。该结果与热轧样品的冲击韧性进行了比较。可以看出，冲击韧性值随着溶液温度的升高而降低。时效温度为 450°C 的冲击韧性比 500°C 的冲击韧性更稳定。当溶液温度为 960°C 时，获得最佳的冲击韧性，因为当淬火温度较高时， α 相的微观结构更粗。这将降低塑性和韧性。当溶液温度为 920°C 时，材料的韧性随着老化温度的上升而下降。当时效温度为 450°C 时，韧性 A_k 为 $40J \cdot cm^{-2}$ ；当时效温度为 500°C 时，韧性 A_k 为 $38.21J \cdot cm^{-2}$ 。随着溶液温度的升高，在一定的老化温度条件下，它们的相关曲线如图 3 所示。当溶液温度为 1000°C 时，韧度随老化温度的降低而增加。当老化温度为 500°C 时，韧性 A_k 为 $30.63J \cdot cm^{-2}$ ；当老化温度为 450°C 时，韧性 A_k 为 $33.05J \cdot cm^{-2}$ 。

为了分析热处理后材料的塑性断裂特征和微观结构之间的关系，对第 3 到第 6 道工序的冲击断裂进行了 ESEM 分析，以确定不同条件下材料的塑性。结果显示在图 2 中。图 2a 中的韧窝又深又大。它的塑性和韧性都很好。可以清楚地看到，断裂是沿着晶粒形成的。从图 2b 可以看出韧性较差的断裂特征。图 2c 中可以看到沿片状结构相的方向的层状断裂。厚片的层状微结构在材料上抵抗疲劳开裂的能力越来越低。图 2d 中的凹痕又深又大，分布均匀。这是明显的延性断裂。 β 变质相在溶液和老化处理后分解。 α 相优先析出，并均匀地分布在晶界和 β 相中。最后 $(\alpha+\beta)$ 相结合，明显改善了强度和韧性，提高了综合性能。图 2e 的韧窝较浅，导致塑性和韧性差。

随着溶液温度的升高和老化温度的降低，大量的 β 转移相形成， α 相在晶界和领土上分布不均匀。在图 2f 中，断裂特征下降到准空隙断裂。值得注意的是，该断裂容易发生脆性断裂。在两相钛合金的基础上，Ti6Al4V 钛合金具有小而均

匀的球状和篮状混合微结构 β 相和 $(\alpha+\beta)$ 相。在仪器冲击断裂实验过程中，在原相和对话微观结构的边界会形成孔。随着冲击变形程度的增加，在 β 相跨群之前，这些孔沿着相的边界越来越大。混合相的微观结构与孔洞相比有所增长。裂纹的延伸具有阻挡作用。因此，机械性能受到其形状、分布、尺寸等方面的影响。结论是，两相的两态微观结构能有效地阻止空洞的增长和裂纹的扩展。

原文著录：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).

致谢

三个月的毕业设计结束了，四年的大学生涯也即将划上句号，在此我想向毕业设计过程中以及大学四年学习里所有帮助过我的老师同学致以最诚挚的谢意。

首先，我要感谢我的毕设导师杨老师。在杨老师的指导下，我不仅深入强化学习了针对材料成型及控制工程领域与钛合金相关的理论和技术知识。在毕业设计中的热处理实验、力学试验和金相制备等实验中，还学到了更多实际性的技能。他不仅详细讲解了每一次实验操作步骤，还给予了我许多技巧性的指导，比如热处理的基本操作、拉伸试样的设计、金相的制备等，极大地提高了我的专业能力与实验水平。此外，在论文撰写过程中，老师认真审核我的论文，并提出了许多宝贵的意见和建议，让我的论文更加完善。在毕业设计中遇到问题时，老师总是不厌其烦地为我讲解分析，让我能深入了解问题本质并提出解决方法。在实验过程中，他也亲力亲为，带领我做实验，直到最后实验数据的分析和解读，为毕设的圆满结束奠定了坚实的基础。在本次毕业设计过程中，我充分感受到杨老师的教学和研究严谨求实的态度，同时也感受到了他对于学生的关心和支持。在此，我再次向杨老师表达我最真挚的感激之情，感谢他的悉心指导和辛苦付出，让我学到了许许多多课堂上学不到的知识，为我将来的工作和学习打下了坚实的基础。

其次，感谢学长、同学们以及家里人在这段时间中给予我的帮助。在实验中遇到问题时，学长们总是耐心地解答我的疑问，在实验中给予了我许多宝贵的指导和经验分享，使我受益匪浅。同学们在我遇到实验问题时，也积极给予我帮助和支持，共同探究实验的解决方法。我的家人也一直关心我的学业生活，给予我精神上的鼓励和实际上的支持。没有他们的热情和支持，我不可能顺利完成毕业设计。正是因为家人、同学和学长们的鼓励和支持，不管是在繁重的学习和实践中还是在生活中，我都学会了坚持、拼搏和奋斗，树立了信心，对未来充满了期待。在此，我要再次向这些曾经关心、支持和帮助过我的人表达一份最真挚的感谢！

四年的大学学习生活让我感悟颇深。在这四年里，我不仅学到了专业知识，还培养了自己的综合能力。在课堂上积极思考交流，积极参与社团活动和公益事业，锻炼了自己的组织、领导和沟通协调能力，为未来的工作奠定了坚实的基础。非常感谢所有帮助过我和支持我的人，让我能够平稳地度过这三个月的毕业设计和整个大学阶段！

最后，对未来我充满信心和期待，我相信通过自己的不懈努力和不断的进修学习，一定会有所成就。