

...

...



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO  
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

TULIO DE OLIVEIRA MELO XAVIER

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE  
UMA LIGA DE Ti-6Al-4V**

Recife  
2025

TULIO DE OLIVEIRA MELO XAVIER

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE  
UMA LIGA DE Ti-6Al-4V**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Programa de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Carlos Augusto do Nascimento Oliveira

Recife  
2025

**TULIO DE OLIVEIRA MELO XAVIER**

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE  
UMA LIGA DE Ti-6Al-4V**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para obtenção do título de Graduado em Engenharia Mecânica.

Aprovado em: 10 /12/2025

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira (Orientador)  
Universidade Federal de Pernambuco

---

Prof. Adson Beserra da Silva (Examinador Interno)  
Universidade Federal de Pernambuco

---

Ramires Nogueira da Silva(Examinador Externo)  
Universidade Federal de Pernambuco

Dedico este trabalho aos meus pais, Abdias Dunda Xavier Filho e Maria Marily de Oliveira Melo Xavier, por todo apoio e amor que me foi dado durante toda a minha vida. Dedico também aos meus avós, Teresinha Santino de Oliveira Melo e Samuel Soares de Melo, que não conseguiram ver a conclusão deste trabalho.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus e Nossa Senhora, por terem me guiado durante toda a graduação em Engenharia Mecânica e em todos os momentos da minha vida.

Aos meus avós, Abdias Dunda Xavier e Maria de Lourdes Ferreira Xavier, por terem sido referência ao longo de toda a minha vida.

Ao meu orientador, o Prof. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira, por ter sido um excelente orientador e prestado todo o apoio e disponibilidade durante o desenvolvimento deste projeto.

Ao grupo de pesquisa Soldamat, pelo fornecimento de diversos recursos que possibilitaram a realização deste trabalho.

Ao meu amigo, Petrônio Luiz Cabral de Carvalho Clemente Fernandes, por todo o apoio prestado durante a execução deste trabalho.

À Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), por ter me proporcionado uma formação acadêmica de excelência.

A todos que contribuiram diretamente e indiretamente para a realização deste trabalho.

## RESUMO

A liga Ti-6Al-4V, pertencente à classe  $\alpha + \beta$ , é uma das ligas de titânio mais utilizadas em aplicações de alto desempenho, como nas indústrias aeroespacial, biomédica e automotiva, devido à sua excelente combinação de resistência mecânica, leveza, resistência à corrosão e biocompatibilidade. Este trabalho teve como objetivo investigar os efeitos de tratamentos térmicos realizados em diferentes temperaturas sobre a dureza e microestrutura da liga Ti-6Al-4V, com foco na formação de fases martensíticas e sua influência nas propriedades mecânicas. Neste trabalho foram analisadas três amostras: uma na condição que foi recebida, em formato cilíndrico e sem tratamento térmico anterior, apenas o recozimento realizado pelo fabricante, outra foi tratada termicamente a 770°C e a terceira a 1050°C, todas submetidas a resfriamento rápido em água. As análises metalográficas revelaram que a amostra como recebida apresentava microestrutura bimodal, com grãos equiaxiais de fase  $\alpha$  e pequenas regiões intergranulares de fase  $\beta$ . A amostra tratada a 770°C manteve majoritariamente a fase  $\alpha$ , com formação limitada de martensita  $\alpha'$ , resultando em um leve aumento de dureza (34,5 HRC). Já a amostra tratada a 1050°C apresentou transformação completa da fase  $\alpha$  em  $\beta$  durante o aquecimento e posterior formação de martensita  $\alpha'$  acicular durante a têmpera, atingindo a maior dureza entre as amostras (43,48 HRC). Concluiu-se que o aumento da temperatura de tratamento térmico, associado ao resfriamento brusco e a quantidade de fase  $\beta$  favorece a formação da fase martensítica  $\alpha'$  e promove um significativo aumento da dureza da liga.

**Palavras-chave:** Ti-6Al-4V, tratamento térmico, dureza, martensita, microestrutura, titânio.

## ABSTRACT

The Ti-6Al-4V alloy, classified as an  $\alpha + \beta$  type, is one of the most widely used titanium alloys in high-performance applications, such as in the aerospace, biomedical, and automotive industries, due to its excellent combination of mechanical strength, low density, corrosion resistance, and biocompatibility. This study aimed to investigate the effects of heat treatments performed at different temperatures on the hardness and microstructure of the Ti-6Al-4V alloy, focusing on the formation of martensitic phases and their influence on mechanical properties. Three samples were analyzed: one in the as-received condition, another heat-treated at 770°C, and a third at 1050°C, all subjected to rapid water quenching. Metallographic analysis revealed that the as-received sample exhibited a bimodal microstructure, with equiaxed grains of the  $\alpha$  phase and small intergranular regions of the  $\beta$  phase. The sample treated at 770°C predominantly retained the  $\alpha$  phase, with limited formation of martensitic  $\alpha'$ , resulting in a slight increase in hardness (34.5 HRC). In contrast, the sample treated at 1050°C underwent complete transformation of the  $\alpha$  phase into  $\beta$  during heating, followed by the formation of acicular martensitic  $\alpha'$  during quenching, reaching the highest hardness among the samples (43.48 HRC). It was concluded that increasing the heat treatment temperature, combined with rapid quenching and the amount of  $\beta$  phase present, favors the formation of martensitic  $\alpha'$  and leads to a significant increase in the alloy's hardness.

**Keywords:** Ti-6Al-4V, heat treatment, hardness, martensite, microstructure, titanium.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> - Densidade dos metais .....	14
<b>Figura 2</b> - Estrutura hexagonal compacta e cúbica de corpo centrado .....	15
<b>Figura 3</b> - Efeitos de elementos ligados ao titânio .....	17
<b>Figura 4</b> - Diagrama de fases das ligas do titânio .....	18
<b>Figura 5</b> - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V .....	20
<b>Figura 6</b> - Microestrutura martensítica da liga Ti-6Al-4V após processo de têmpera. ....	22
<b>Figura 7</b> - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V após resfriamento lento (50 °C/h), coluna à esquerda, e têmpera em água a partir de 1050 °C, 800 °C e 650 °C, na coluna à direita). ....	23
<b>Figura 8</b> - Barra de titânio antes da fabricação das amostras .....	25
<b>Figura 9</b> - Serra FMG 18-S .....	26
<b>Figura 10</b> - Corte da peça de Ti-6Al-4V para a elaboração dos corpos de prova .....	27
<b>Figura 11</b> - Forno Jung LF4212 utilizado durante o tratamento térmico .....	28
<b>Figura 12</b> - Corpos de prova após o tratamento térmico .....	29
<b>Figura 13</b> - (a) Lixadeira Teclago LCVV. (b) Lixadeira Arotec Aropol VV .....	29
<b>Figura 14</b> - Microscópio Zeiss, Modelo AX01V .....	30
<b>Figura 15</b> - Durômetro durante medição de dureza de amostra .....	31
<b>Figura 16</b> - Amostras após o ensaio de dureza .....	32
<b>Figura 17</b> - Micrografia da liga como recebida. Aumento 500x .....	34
<b>Figura 18</b> - Micrografia da liga após tratamento térmico a 770°C. Aumento 500x .....	35
<b>Figura 19</b> - Micrografia da liga após tratamento térmico a 1050°C. (a) Aumento 200x. (b) Aumento 100x .....	36
<b>Figura 20</b> - Micrografia da liga Ti-6Al-4V com estrutura martensítica .....	37
<b>Figura 21</b> - Medição de dureza de amostra .....	38

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> - Categorias do titânio e suas ligas .....	16
<b>Tabela 2</b> - Composição química da liga Ti-6Al-4V .....	25
<b>Tabela 3</b> - Resultados dos ensaios de dureza Rockwell C com quatro medições por amostra. ??	

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $\alpha$  Fase alfa (estrutura hexagonal compacta – HCP)
- $\beta$  Fase beta (estrutura cúbica de corpo centrado – BCC)
- $\alpha'$  Fase martensítica (variante metaestável da fase  $\alpha$ )
- Ti Titânio
- Al Alumínio – estabilizador da fase  $\alpha$
- V Vanádio – estabilizador da fase  $\beta$
- Fe Ferro – impureza ou estabilizador  $\beta$  secundário
- O Oxigênio – estabilizador intersticial da fase  $\alpha$
- C Carbono – estabilizador intersticial da fase  $\alpha$
- N Nitrogênio – estabilizador intersticial da fase  $\alpha$
- HRC Escala de dureza Rockwell C
- °C Grau Celsius – unidade de temperatura
- $\mu\text{m}$  Micrômetro – unidade de medida microscópica

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	1
1.1 Justificativa .....	2
1.2 Motivação .....	3
1.3 Objetivos .....	4
1.3.1 Objetivo geral .....	4
1.3.2 Objetivos específicos .....	4
1.4 Estrutura do trabalho .....	5
<b>2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA .....</b>	6
2.1 Titânio .....	6
2.2 Ligas de Titânio .....	8
2.3 Ligas $\alpha$ .....	10
2.4 Ligas quase- $\alpha$ .....	12
2.5 Ligas $\alpha + \beta$ .....	13
2.6 Ligas $\beta$ .....	14
2.7 Liga Ti-6Al-4V .....	15
2.8 Tratamento térmico em Ti-6Al-4V .....	16
2.9 Influência da microestrutura .....	18
2.10 Dureza .....	20
<b>3 METODOLOGIA .....</b>	22
3.1 Características do material .....	22
3.2 Preparação dos corpos de prova .....	23
3.3 Realização do tratamento térmico .....	24
3.4 Preparação superficial das amostras .....	26
3.5 Metalografia .....	27
3.6 Ensaio de dureza .....	28
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	30
4.1 Metalografia .....	30
4.2 Dureza .....	34
<b>5 CONCLUSÃO .....</b>	36
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	38

## 1 INTRODUÇÃO

Uma liga metálica é um material composto de dois ou mais materiais, sendo um deles um metal, a fim de se obter propriedades mecânicas ou químicas almejaveis para o tipo de uso que essa liga irá desempenhar (CALLISTER,2014). As ligas de titânio são amplamente utilizadas em diversas áreas como na indústria aeronautica, aeroespacial, naval ou, até mesmo, em próteses voltadas para a área de engenharia biomédica. A ampla utilização do titânio deve-se a sua alta tensão específica, baixa densidade e, sua resistência à corrosão em temperaturas abaixo de 600°C (SUGAHARA,2008).

Dentre as ligas de titânio, destaca-se a liga Ti-6Al-4V, uma das mais importantes comercialmente devido às suas boas propriedades mecânicas, soldabilidade e usinabilidade. Por apresentar alto ponto de fusão, elevada resistência à tração e boa resistência à fadiga, o Ti-6Al-4V é amplamente utilizada no setor aeroespacial e biomédico (DONACHIE, 2000). A liga possui duas fases dominantes que são as fases  $\alpha$  e  $\beta$ , que são estáveis em faixas diferentes de temperatura. Assim, com a realização do processo de tratamento térmico, é possível fazer com que a liga de titânio possua uma estrutura cristalina que possa ser hexagonal compacta, por exemplo, que é a estrutura cristalina da fase  $\alpha$  ou uma estrutura cubica de corpo centrado, que é a estrutura cristalina da fase  $\beta$ . Sabendo disso, o tratamento térmico é um procedimento que visa causar alterações almejadas na estrutura metalográfica e propriedades físicas e químicas dos metais (TOTTEN, 2006).

A forma da estruturação da peça no processo do tratamento térmico depende da temperatura na qual o metal foi aquecido e, também, a forma como ele foi resfriado. Dessa forma, quando a liga Ti-6Al-4V é resfriada de forma brusca pode ter uma grande variação no valor das propriedades da liga, principalmente a depender da temperatura da qual ele foi resfriado. Diante disso, por meio deste procedimento, pode-se melhorar as propriedades de resistencia à fadiga, fluênciia, dureza e eliminação de tensões internas (SUGAHARA,2008), obtendo mudanças desejaveis de propriedades mecânicas de grande parte das ligas metálicas que são utilizadas para diversas finalidades.

A motivação deste trabalho é compreender os efeitos causados na dureza da liga Ti-6Al-4V após sua submissão a tratamentos térmicos em um ambiente de atmosfera não inerte. Os procedimentos térmicos serão executados serão feitos em diferentes faixas temperatura, mantendo-se constante o tempo de encharque, de modo a permitir uma análise mais precisa das variações da dureza e alterações microestruturais ocorrida em cada tratamento térmico aplicado ao corpo de prova.

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivos gerais

O objetivo do presente estudo é analisar os efeitos do tratamento térmico em uma liga de Ti-6Al-4V.

### 1.1.2 Objetivos específicos

- Realizar uma revisão bibliográfica sobre ligas de titânio, com ênfase na liga Ti-6Al-4V.
- Definir e aplicar tratamentos térmicos na liga Ti-6Al-4V que possibilitem modificações em seu comportamento mecânico.
- Executar ensaios de dureza nas amostras tratadas termicamente.
- Realizar análise microscópica das amostras para caracterização das fases resultantes dos tratamentos térmicos.
- Analisar quais as melhorias obtidas na liga após o tratamento térmico.

## 1.2 JUSTIFICATIVAS

A liga de titânio Ti-6Al-4V é amplamente utilizada em aplicações aeroespaciais, biomédicas e industriais devido à sua excelente combinação de resistência mecânica, leveza, resistência à corrosão e biocompatibilidade. No entanto, as propriedades finais dessa liga dependem fortemente de sua microestrutura, a qual pode ser significativamente modificada por meio de tratamentos térmicos adequados. A compreensão das transformações microestruturais e suas correlações com propriedades mecânicas, como a dureza, é essencial para garantir a confiabilidade e o desempenho de componentes fabricados com essa liga.

Nesse contexto, o estudo das variações microestruturais e da dureza da Ti-6Al-4V após diferentes condições de tratamento térmico torna-se relevante tanto do ponto de vista acadêmico quanto industrial. A possibilidade de controlar a fração volumétrica, morfologia e distribuição das fases  $\alpha$  e  $\beta$  permite otimizar as características do material conforme as exigências da aplicação final, seja priorizando maior resistência, ductilidade ou resistência à fadiga.

Assim, esta pesquisa justifica-se pela necessidade de aprofundar o conhecimento sobre a relação entre parâmetros térmicos, microestrutura resultante e variação da dureza da liga Ti-6Al-4V, contribuindo com dados experimentais e análises que podem auxiliar na seleção e aprimoramento de tratamentos térmicos voltados à melhoria do desempenho do material em condições críticas de serviço.

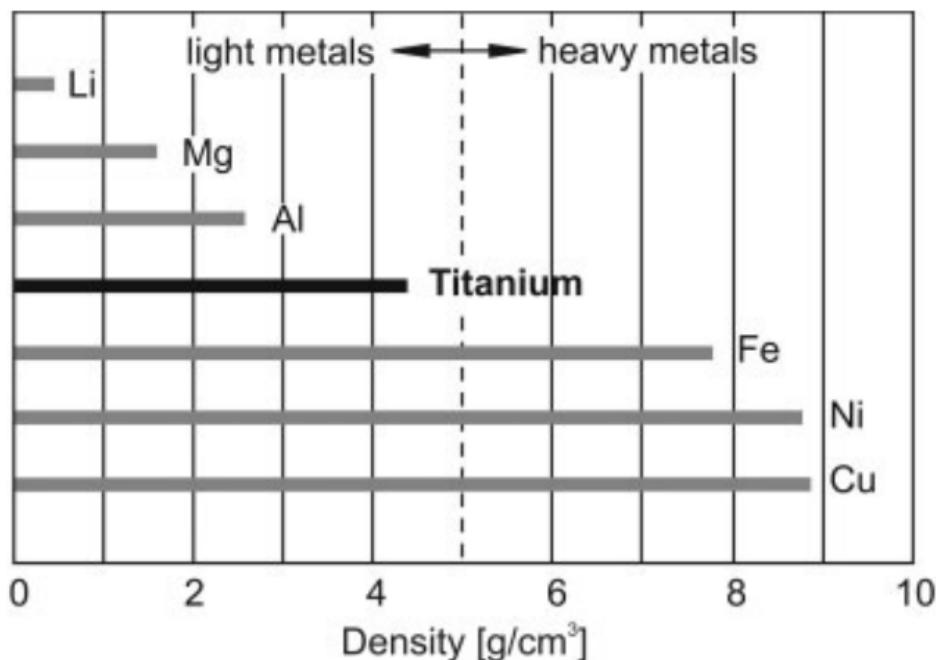
## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1 Titânio

O titânio é o quarto metal mais abundante na crosta terrestre. Apesar da sua abundância, dificilmente ele é encontrado puro na natureza, sendo normalmente encontrado na ilmenita ( $\text{FeTiO}_3$ ) e na forma de dioxido de Titânio  $\text{TiO}_2$ . Em virtude disso, se torna necessário a reutilização de procedimentos a fim de purificar a matéria, o que torna o processo bastante custoso (LEYENS, 2003).

O titânio é um metal de transição pertencente a XIV família da tabela periódica e possui número atômico 22, peso atômico 47,9 g/mol e apresenta uma densidade de 4,51g/cm<sup>3</sup>. Em termos de densidades, quando comparados com outros metais, o titânio apresenta uma densidade menor que a do ferro e a do níquel, entretanto maior que a do alumínio, magnésio e lítio (Figura 1). Em temperaturas abaixo de 300°C, apenas os plásticos reforçados com fibra de carbono possuem uma resistência específica melhor que as ligas de titânio. Em temperaturas mais elevadas as ligas de titânio tornam-se mais atrativas devido à sua resistência específica (LEYENS, 2003). Além disso, a alta reatividade do oxigênio faz com que se forme uma camada fina de óxido estável na superfície do metal, fazendo com que o titânio possua uma excelente resistência à corrosão (Lutjering e Williams, 2007).

Figura 1 -Densidade dos metais

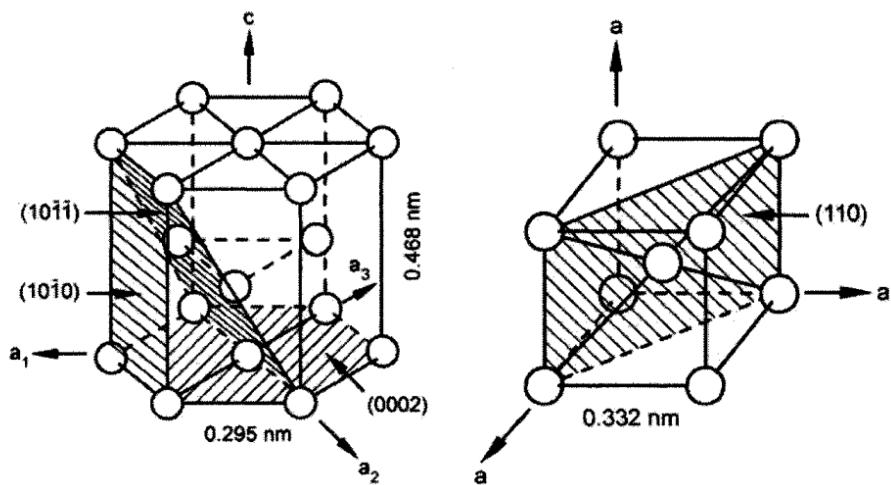


Fonte: Adaptado de LEYENS (2003)

De forma geral, o titânio e a maioria de suas ligas, cristalizam em baixas temperaturas

em uma estrutura hexagonal compacta chamada de “titânio alfa”  $\alpha$ . O titânio irá se manter com a estrutura cristalográfica na forma hexagonal compacta até atingir a temperatura conhecida como  $\beta$ -transus, de aproximadamente 882°C. Em altas temperaturas mais altas que a  $\beta$ -transus o titânio cristaliza em uma estrutura cúbica de corpo centrado, chamada “titânio beta”( $\beta$ ). A temperatura de transição para a fase beta do titânio puro é 882°C.(LEYENS, 2003). As formas da estrutura cristalina das fases alfa e beta do titânio podem ser vistas na Figura 2 .

Figura 2 – Estrutura hexagonal compacta e cubica de corpo centrado.



Fonte: Adaptado de Lutjering e Williams (2007)

A fase alfa é estável até a temperatura de 882°C, a partir dessa temperatura a estrutura cristalina que será estável será a cubica de corpo centrado (fase beta). Esta estrutura cristalina estará estável até a temperatura de 1680°C. A adição de elementos de liga ao titânio pode fazer com que essas temperaturas de estabilização de fases sejam alteradas.

## 2.2 Ligas de Titânio

O titânio e suas ligas possuem muitas propriedades que fazem com que seu uso seja amplamente utilizado. Algumas de suas qualidades são: Boa resistência específica, baixa densidade, baixa condutividade térmica, boa resistência à corrosão e biocompatibilidade(VEIGA et al, 2012). Essas características são fundamentais para o seu uso nas industrias em geral e, com ênfase, na indústria aeroespacial, automobilistico e biomédico.

O tipo de liga de titânio a ser escolhido depende muito do tipo de atividade que será realizada com o metal. Para aplicações onde necessita-se de resistência à corrosão, pode-se utilizar o titânio puro de menor resistência mecânica quando comparado com ligas de titânio que possuem outros metais que aferem características mecânicas distintas. Por outro lado, para aplicações que exijam alta resistência mecânica ou a exposição a altas temperaturas, utiliza-se ligas de alto desempenho, que suportem o ambiente onde estão inseridas. Entretanto, a seleção das ligas de

alto desempenho deve ser mais rigorosa, pois com a adição de metais de liga, as propriedades mecânicas variam de acordo com o elemento que é adicionado ao titânio. Ligas como Ti-6Al-4v e Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr são utilizadas em tubulações geotermicas e perfurações offshore, enquanto ligas como Ti-6Al-4V, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo+Si, Ti-6Al-4V costumam ser utilizadas em aeronaves (DONACHIE, 2000). As ligas de titânio podem ser classificadas em Alfa ( $\alpha$ ), beta ( $\beta$ ), quase alfa, quase beta e alfa-beta ( $\alpha+\beta$ ), quase alfa e quase beta (DONACHIE, 2000). Alguns exemplos de ligas são mostrados na tabela 1.

Tabela 1 – Categorias do titânio e suas ligas

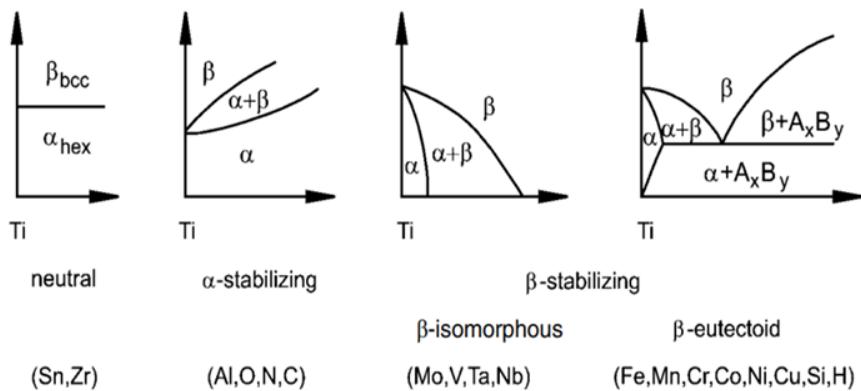
Category		Selected materials				
CP-Ti	CP-Ti	CP-Ti	CP-Ti	CP-Ti	CP-Ti	CP-Ti
$\alpha$ alloy	(0.2Fe, 0.18O)	(0.3Fe, 0.25O)	(0.3Fe, 0.35O)	(0.5Fe, 0.40O)		
near- $\alpha$ alloy	Ti-5Al-2.5Sn	Ti-3Al-2.5V	Ti-2Cu	Ti-0.3Mo-0.8Ni		
	Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo-0.2Si	Ti-2Al-2Sn-4Zr-2Mo	Ti-8Al-1Mo-1V	-		
$\alpha+\beta$ alloy	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V ELI	Ti-6Al-4V-2Sn	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo		
$\beta$ alloy	Ti-13V-11Cr-3Al	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	Ti-13V-11Cr-3Al	-		
near- $\beta$ alloy	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al	Ti-10V-2Fe-3Al	Ti-8Mn		
Ti-Aluminides	Ti-24Al-10Nb	Ti-25Al-17Nb-1Mo	Ti-22Al-27Nb	-		

Fonte: VEIGA,2012

A depender da influência do metal ligado na  $\beta$ -transus, ele pode ser considerado neutro,  $\alpha$ -estabilizador ou  $\beta$ -estabilizador. Elementos de  $\alpha$  estabilizadores ampliam a faixa  $\alpha$  para maiores temperaturas, enquanto os 23 elementos  $\beta$ -estabilizadores deslocam a fase  $\beta$  para temperaturas mais baixas (LEYENS,2003). Na figura 3 é possível analisar a forma como determinados elementos interferem nas ligas de titânio.

O alumínio é o principal estabilizador da fase alfa. Além do alumínio, há também elementos como o oxigênio, nitrogênio e carbono que também funcionam como estabilizadores da fase alfa em ligas de titânio conferindo, dessa forma, propriedades mecânicas distintas às ligas de titânio.

Figura 3-Efeitos de elementos ligados ao titânio



Fonte - Adaptado de LEYENS (2003)

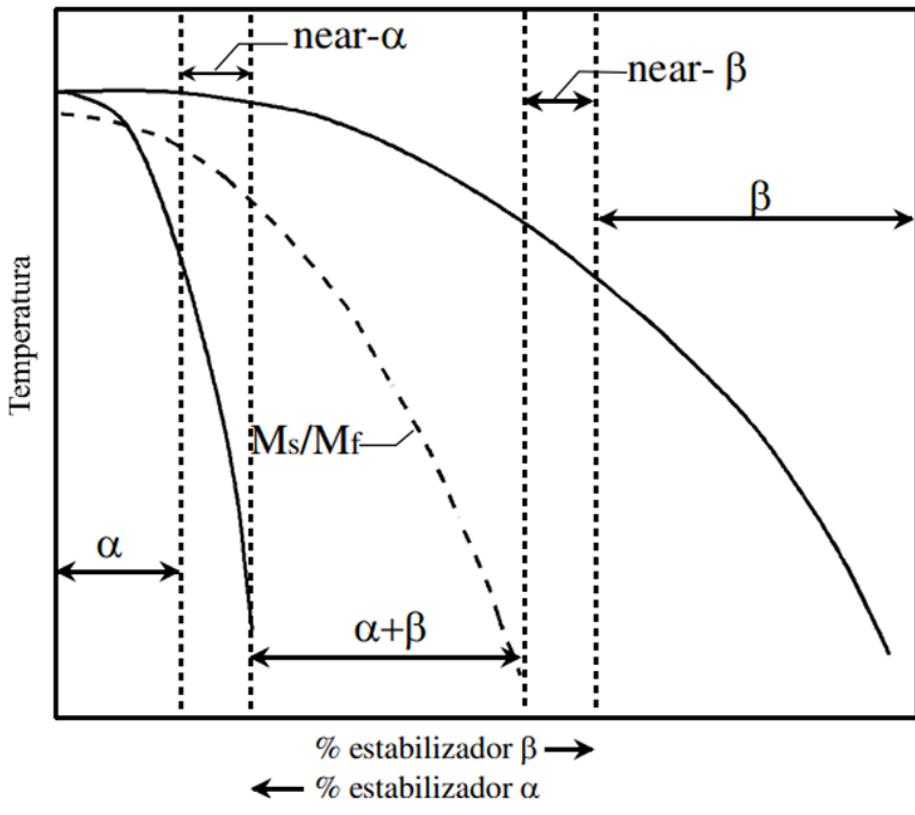
### 2.2.1 Ligas $\alpha$

As ligas  $\alpha$  (alfa) são caracterizadas por uma composição rica em elementos estabilizadores da fase  $\alpha$  ou por baixos teores de estabilizadores da fase  $\beta$ . A presença desses elementos eleva as temperaturas das linhas de transformação  $\alpha/\alpha+\beta$  e  $\alpha+\beta/\beta$ . Dessa forma, mesmo quando a liga é resfriada a partir da região  $\alpha+\beta$ , a fração de fase presente à temperatura ambiente permanece à esquerda da linha  $M_s/M_t$ , conforme ilustrado no diagrama de fases presentes na figura 4, o que a torna termodinamicamente instável e propensa à transformação completa em fase  $\alpha$  (MELLO, 2004).

Ligas alfas em sua maioria possuem resistência à fluência em altas temperaturas e boa resistência à corrosão e deformabilidade e também tem densidade menor que as ligas da fase  $\beta$ . São utilizadas quando características como alta resistência específica não são primordiais para a execução da atividade (LEYENS,2003; DONACHIE,2000).

A adição dos elementos alumínio, estanho e zircônio melhora a performance da liga quando aplicada em altas temperaturas ou em temperaturas criogênicas. Nos casos de aplicação da liga em temperaturas criogênica, haverá um comprometimento da ductilidade e tenacidade da liga. Se o conteúdo intersticial for reduzido, a ductilidade e tenacidade da liga serão mantidas nas temperaturas criogênicas (DONACHIE, 2000).

Figura 4- Diagrama de fases das ligas do titânio



Fonte: Flower,1990 apud MELLO,2004)

A transformação de fase das ligas  $\alpha$  são limitadas sob condições normais de tratamento termico, ou seja, quando submetidas a tratamento termico convencional, a estrutura não passa por uma mudança de fase significativa, permanecendo na fase  $\alpha$ . Em virtude disso, o tratamento térmico não é eficaz para que haja uma alteração nas propriedades mecânicas das ligas  $\alpha$  (DONACHIE, 2000).

### 2.2.2 Ligas quase- $\alpha$

Ligas quase- $\alpha$  são uma categoria de ligas metalicas que unem características das fases alfa e beta. As ligas quase- $\alpha$  contém estabilizadores da fase  $\alpha$  e também possuem pequenas quantidades (entre 1 ou 2%) de estabilizadores da fase  $\beta$  em sua composição (DONACHIE, 2000). A presença dos estabilizadores  $\beta$  na liga em pequenas quantidades, faz com que o campo  $\alpha+\beta$  aumente suficientemente de forma que permita que uma pequena quantidade de fase  $\beta$ , em equilíbrio metaestável, possa ficar retida em temperatura ambiente (MELLO,2004).

A fase  $\beta$  melhora a resistência e a usinabilidade dessas ligas e a fase  $\alpha$  melhora a resistência à fluênciia (VEIGA et al, 2012). As ligas  $\alpha$  apresentam limitações em relação a transformação de fase no processo de tratamento térmico. Em virtude disso, tais ligas não apresentam melhorias nas propriedades mecânicas após passar pelo tratamento térmico. As ligas quase  $\alpha$  ,

por terem adicionadas a sua composição elementos estabilizadores  $\beta$ , podem ser termicamente tratáveis (DONACHIE, 2000)

### 2.2.3 Ligas $\alpha + \beta$

Segundo Donachie (2000) Quando mistura de elementos que favorecem a fase beta com elementos que favorecem a fase alfa é adicionada ao titânio, pode ser que haja a formação de ligas  $\alpha+\beta$ . As ligas  $\alpha+\beta$  possuem uma quantidade entre 4 a 16% de estabilizadores  $\beta$  (VEIGA et al, 2012). Se houver elementos estabilizadores  $\beta$  suficiente na liga, é relativamente fácil de exceder a temperatura de transformação para a fase  $\beta$  durante o aquecimento e, com isso, a liga estará totalmente na fase  $\beta$ . A transformação da fase  $\alpha$  de baixa temperatura para a fase  $\beta$  de alta temperatura é completa se a temperatura ultrapassar a temperatura de transformação da fase (DONACHIE, 2000).

### 2.2.4 Ligas $\beta$

As ligas  $\beta$  são as que possuem mais elementos estabilizadores  $\beta$  e menos elementos estabilizadores  $\alpha$  do que as ligas  $\alpha+\beta$  (DONACHIE, 2000). Em virtude disso, as ligas  $\beta$  apresentam apenas essa fase em equilíbrio termodinâmico em temperatura ambiente (MELLO, 2004).

As ligas  $\beta$  são ligas metaestáveis, ou seja, dependendo do processo de aquecimento a que ela possa ser submetida ou, até mesmo, trabalho a frio, pode haver a transformação parcial para a fase  $\alpha$ , retornando a uma situação de equilíbrio e a liga assim assume um comportamento de ligas  $\alpha+\beta$ . Essa característica das ligas  $\beta$  tem sido amplamente utilizada para obter propriedades específicas das ligas de titânio (DONACHIE, 2000).

As maiores vantagens das ligas de titânio do tipo  $\beta$  é a sua excelente forjabilidade, fazendo com que possa ser forjada a frio mais facilmente do que as ligas do tipo  $\alpha$  e do tipo  $\alpha+\beta$  e também há a possibilidade da liga ser endurecida para níveis altos de resistência. No geral as ligas do tipo  $\beta$  são equilibradas em dureza, ductilidade, resistência e tenacidade (MELLO, 2004).

Diante disso, essa tendência de transformação parcial de sua estrutura é utilizada ao envelhecer as ligas  $\beta$  metaestáveis após o tratamento de solução e fabricação. Utilizando temperaturas de 450 a 650°C, a fase  $\beta$  metaestável é transformada parcialmente em  $\alpha$ . Esse método faz com que seja alcançada níveis de resistência à temperatura ambiente iguais ou até maiores do que as ligas do tipo  $\alpha+\beta$  (DONACHIE, 2000).

## 2.3 Liga Ti-6Al-4V

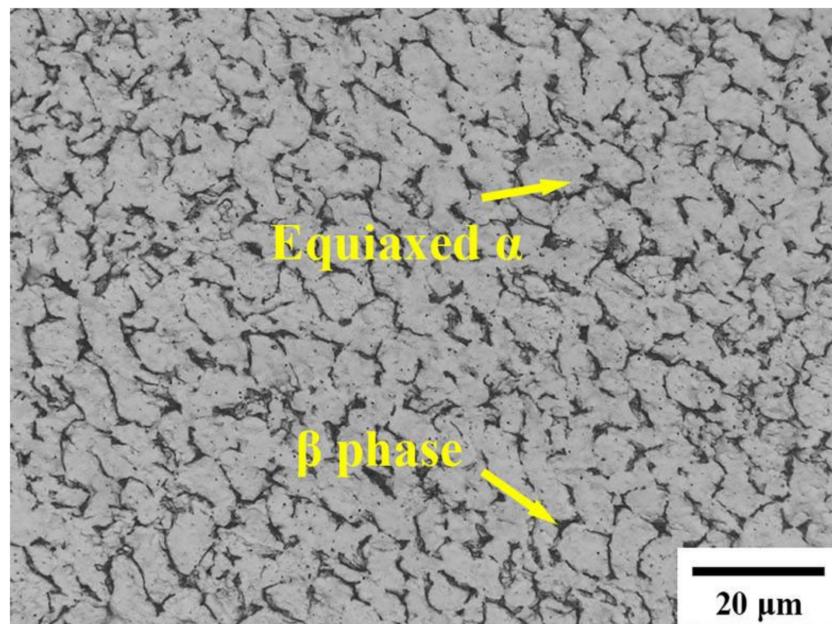
Entre todas as ligas do tipo  $\alpha+\beta$ , a liga de Ti-6Al-4V é a mais popular, dentre todas as ligas de titânio em uso atualmente, cerca de 50% possuem essa composição. Entre as razões

pela qual a liga é amplamente utilizada, as duas principais são o fato de a liga ter o excelente balanço entre suas propriedades e ser a liga mais desenvolvida e testada dentre todas as ligas de titânio. No âmbito aeroespacial, a liga Ti-6Al-4V é a mais utilizada (LEYES;PETERS, 2003)

A liga Ti-6Al-4v apresenta uma composição de 6% em peso de alumínio (Al) (atuando como estabilizador  $\alpha$ ) e 4% em peso de vanádio (V) que atua como estabilizador  $\beta$ . Devido a sua combinação de resistência mecânica, tenacidade e excelente resistência à corrosão, a liga pode ser utilizada pela indústria aeroespacial, vasos de pressão, discos de turbina a gás e também em implantes cirúrgicos (DONACHIE, 2000).

A Figura 5 apresenta a microestrutura típica da liga Ti-6Al-4V, onde é possível observar a distribuição das fases  $\alpha$  (regiões claras) e  $\beta$  (regiões escuras) em equilíbrio, conforme descrito por DU et al. (2024). Essa microestrutura evidencia a característica bifásica da liga, responsável pelo equilíbrio entre resistência e ductilidade que a torna amplamente empregada em aplicações críticas.

Figura 5 - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V



Fonte: DU et al. (2024)

### 2.3.1 Tratamento térmico em liga de Ti-6Al-4V

As ligas de titânio do tipo  $\alpha + \beta$ , como a Ti-6Al-4V, apresentam microestruturas sensíveis aos parâmetros de tratamento térmico, o que permite variações significativas em suas propriedades mecânicas, especialmente na dureza. Essas variações decorrem, principalmente, das mudanças na morfologia, no tamanho e na distribuição das fases  $\alpha$  e  $\beta$ , que podem ser

controladas por meio da temperatura de aquecimento, do tempo de manutenção e da taxa de resfriamento (GAMMON, 1994).

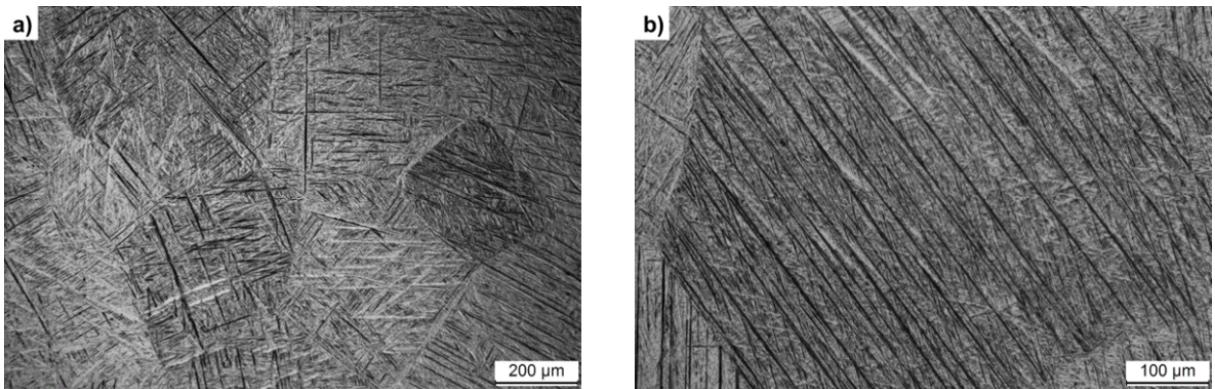
Durante o aquecimento, o aumento da temperatura leva ao crescimento dos grãos da fase  $\beta$  primária (*prior beta grains*), fenômeno associado à difusão atômica intensificada e à redução da energia de contorno de grão. Esse crescimento é mais acentuado quando o material é exposto por longos períodos a temperaturas próximas ou acima da transição  $\beta$  (aproximadamente 970 °C para a liga Ti-6Al-4V). O tamanho desses grãos  $\beta$  primários exerce papel determinante sobre a microestrutura final, pois controla a morfologia e a orientação das colônias  $\alpha$  que se formam durante o resfriamento subsequente, influenciando diretamente a tenacidade e a resistência mecânica da liga.

Quando aquecida em temperaturas abaixo da transição  $\beta$ , a liga tende a manter grãos equiaxiais da fase  $\alpha$ , formando uma microestrutura bimodal que combina  $\alpha$  primária e matriz  $\beta$ . Esse tipo de estrutura proporciona um bom equilíbrio entre resistência e tenacidade, sendo típica de tratamentos entre 600 e 900 °C. Já tratamentos em temperaturas próximas ou superiores ao campo  $\beta$  promovem a dissolução quase completa da fase  $\alpha$  e a formação de microestruturas lamelares (Widmanstätten) ou aciculares (martensita  $\alpha'$ ), que conferem maior resistência e dureza, embora com perda de ductilidade (BOYER, 1994).

A dureza da liga é fortemente afetada por essas transformações. A formação de martensita  $\alpha'$ , resultante de resfriamento rápido, causa um aumento expressivo da dureza devido à estrutura supersaturada e à elevada densidade de discordâncias. Por outro lado, resfriamentos mais lentos favorecem a decomposição difusional da fase  $\beta$  e o crescimento de lamelas  $\alpha$  em matriz  $\beta$ , reduzindo a dureza, mas melhorando a ductilidade e o comportamento plástico.

As micrografias das Figura 6 evidenciam a microestrutura martensítica acicular da liga Ti-6Al-4V, formada após resfriamento rápido a partir do campo da fase  $\beta$ . Na Figura 6(a), observam-se acículas finas e entrelaçadas em múltiplas orientações dentro dos grãos  $\beta$  prévios, enquanto na Figura 6(b) as agulhas aparecem mais alinhadas e paralelas, indicando um único grão ou orientação predominante. Essa estrutura acicular é típica da transformação  $\beta \rightarrow \alpha'$  e confere à liga alta resistência e dureza, embora reduza a tenacidade.

Figura 6 - Microestrutura martensitica da liga Ti-6Al-4V após processo de têmpera.

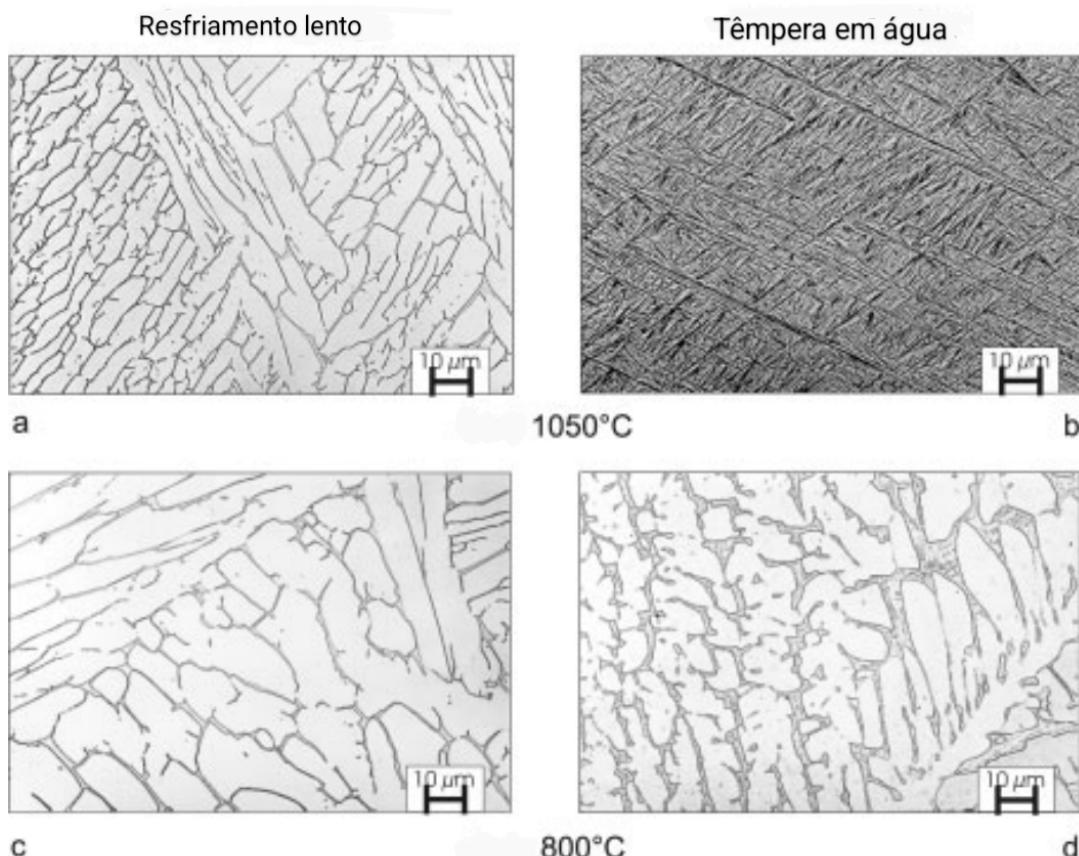


Fonte: Adaptado de LEYENS, (2003)

Tratamentos de envelhecimento ou recozimento podem ainda induzir a precipitação controlada de  $\alpha$  secundária, originando um leve encruamento estrutural que aumenta a dureza sem comprometer significativamente a tenacidade (DONACHIE, 2000). Assim, o controle cuidadoso da temperatura e do tempo de aquecimento — e, consequentemente, do crescimento dos grãos  $\beta$  primários — é essencial para ajustar a microestrutura e otimizar o desempenho da liga Ti-6Al-4V em diferentes aplicações, como componentes aeronáuticos, biomateriais e peças sujeitas a condições severas de carga.

A Figura 7 ilustra a microscopia da liga Ti-6Al-4V após tratamentos térmicos em diferentes temperaturas e taxa de resfriamento, evidenciando a influência do tamanho dos grãos  $\beta$  primários e das transformações de fase sobre a morfologia final do material.

Figura 7 - Microestrutura da liga Ti-6Al-4V após resfriamento lento (50 °C/h), coluna à esquerda, e têmpera em água a partir de 1050 °C e 800 °C, na coluna à direita).



Fonte: Adaptado de LEYENS, (2003)

### 2.3.2 Influência da microestrutura da liga Ti-6Al-4V em suas propriedades

A microestrutura das ligas metálicas, em especial as de titânio  $\alpha+\beta$  como a Ti-6Al-4V, desempenha um papel crucial na determinação de suas propriedades mecânicas. A distribuição, morfologia e proporção das fases presentes ( $\alpha$ ,  $\beta$  ou  $\alpha'$ ) afetam diretamente características como dureza, tenacidade, resistência à tração, ductilidade e resistência à fadiga.

No caso da dureza, uma das propriedades mais sensíveis a variações microestruturais, existe uma forte relação com a presença e o modo de precipitação das fases. Microestruturas com grãos finos e uniformemente distribuídos tendem a apresentar maior dureza, conforme estabelecido pela relação de Hall-Petch, que relaciona a diminuição do tamanho de grão ao aumento da resistência mecânica. Além disso, a fase martensítica  $\alpha'$ , formada pelo resfriamento rápido a partir da fase  $\beta$ , promove um endurecimento significativo devido à alta densidade de discordâncias e à sua estrutura metaestável, embora possa reduzir a tenacidade (BOYER et al., 1994; DONACHIE, 2000).

Em contraste, microestruturas lamelares, obtidas por resfriamento lento da fase  $\beta$ , favorecem a formação de lamelas de fase  $\alpha$  dentro de uma matriz  $\beta$ . Esse arranjo resulta em valores de dureza menores em comparação à martensita, mas confere maior capacidade de deformação plástica e melhor resistência à fratura (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Tratamentos térmicos também permitem a obtenção de microestruturas bimodais, nas quais grãos equiaxiais de fase  $\alpha$  coexistem com regiões lamelares  $\alpha+\beta$ . Essa configuração é altamente desejável, pois oferece um equilíbrio entre dureza, resistência mecânica e tenacidade, sendo ideal para aplicações aeronáuticas e biomédicas que exigem alto desempenho mecânico associado à resistência à fadiga. Dessa forma, ao ajustar a proporção, o tamanho e o arranjo das fases  $\alpha$ ,  $\beta$  ou  $\alpha'$ , é possível controlar a dureza da liga Ti-6Al-4V por meio de tratamentos térmicos específicos.

## 2.4 Dureza

A dureza é a propriedade mecânica fundamental para a avaliação do desempenho e aplicação material, especialmente em componentes sujeitos ao desgaste ou deformações plásticas. Além disso, a dureza pode oferecer indicações indiretas da resistência à tração, ductilidade e resistência ao desgaste de ligas metálicas (GEELS, 2011).

Na escala Rockwell C (HRC), a dureza é medida com base na profundidade permanente da penetração causada por um penetrador cônico de diamante, sob uma carga padrão de 150 kgf. A Equação que representa o modo de calcular a dureza pela relação entre a carga aplicada e a área da impressão ( $A$ ):

$$\text{Valor de dureza} = \frac{\text{Carga}}{\text{Área de indentação}} \quad (2.1)$$

Durante o ensaio, o penetrador é aplicado perpendicularmente sobre a superfície do corpo de prova, fixado sobre um suporte rígido. O valor da dureza é lido diretamente no mostrador do equipamento, dispensando cálculos adicionais.

A liga Ti-6Al-4V, quando submetida a tratamentos térmicos específicos, apresenta valores de dureza na escala Rockwell C superiores a 44 HRC, variando conforme a microestrutura formada, a taxa de resfriamento e o tempo de permanência térmica, segundo Leyens e Peters (2003). Esses valores são compatíveis com aplicações estruturais em ambientes exigentes, como nos setores aeronáutico, automotivo e biomédico.

### 3 METODOLOGIA

Os experimentos necessários ao desenvolvimento deste trabalho foram realizados no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM), vinculado à Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

#### 3.1 Características do material

A liga de Ti-6Al-4v apresenta em sua composição química diversos elementos, conforme apresentado na Tabela 2. Devido ao tratamento térmico realizado pelo fabricante, a liga possui a tensão limite de escoamento de 904Mpa, limite de resistência mecânica de 979Mpa e dureza superior a 30HRC.

Tabela 2 – Composição química da liga Ti-6Al-4V

Elemento	Ti	Al	V	Fe	O	C	N	Outros
Faixa típica (% em peso)	89,2384	6,1400	3,8000	0,2300	0,1400	0,0016	0,0300	0,0400

Fonte: Autor (2025)

O estudo partiu de uma barra cilíndrica de Ti-6Al-4v, conforme ilustrado na figura 8, com diâmetro maior de 25mm, diâmetro menor de 18mm e comprimento de 125mm.

Figura 8: Barra de titânio antes da fabricação das amostras



Fonte: Autor, (2025)

#### 3.2 Preparação dos corpos de prova

Inicialmente, para a realização dos cortes na barra cilíndrica de Ti-6Al-4V, foi utilizada uma serra-fita horizontal modelo FMG-18S, da marca Franho, conforme apresentado na Figura

9, instalada na sala 19 do Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM). A serra-fita opera por meio do movimento contínuo de uma lâmina dentada, que realiza o corte do material por remoção progressiva de cavaco, enquanto a peça permanece fixada mecanicamente em um dispositivo de aperto, garantindo estabilidade e precisão dimensional durante o processo.

Figura 9- Serra FMG 18-S



Fonte: Autor, (2025)

Em seguida, procedeu-se ao corte da barra de Ti-6Al-4V, conforme ilustrado na Figura 10, com o objetivo de confeccionar três corpos de prova, cada um com aproximadamente 50 mm de diâmetro e 7 mm de espessura.

Figura 10 - Corte da peça de Ti-6Al-4V para a elaboração dos corpos de prova



Fonte: Autor, (2025)

### 3.3 Tratamento térmico

O forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos foi o Jung modelo LF4212, que fica localizado na sala 18 do INTM, e foi utilizada água em temperatura ambiente para a realização do resfriamento dos corpos de prova após o tratamento térmico. A Figura 11 ilustra o forno durante o tratamento térmico.

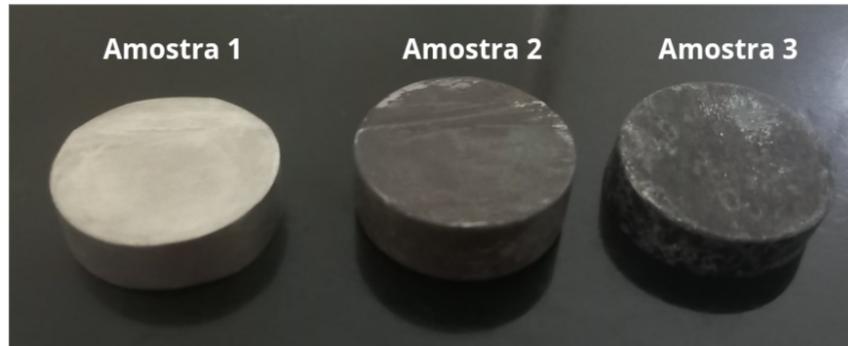
Figura 11 - Forno Jung LF4212 utilizado durante o tratamento térmico



Fonte: Autor, (2025)

Foram preparados três corpos de prova da liga Ti-6Al-4V, dos quais dois foram submetidos a regimes distintos de aquecimento. O primeiro tratamento consistiu na elevação da temperatura até 770°C, valor inferior à zona de transição beta ( $\beta$ -transus), enquanto o segundo atingiu 1050°C, temperatura superior à  $\beta$ -transus, conforme apresentado na Figura 7. Ambos os corpos de prova foram mantidos em temperatura constante por um período de 1 hora, garantindo a homogeneização da microestrutura, e posteriormente resfriados rapidamente por meio de têmpera em água à temperatura ambiente. As alterações visuais nos corpos de prova, resultantes do tratamento, estão apresentadas na Figura 12. A Amostra 1 é a amostra que não foi submetida a tratamento térmico, a Amostra 2 foi tratada termicamente a 770°C, a Amostra 3 foi tratada termicamente a 1050°C. As amostras 2 e 3 passaram pelo processo de têmpera em água a temperatura ambiente.

Figura 12 - Corpos de prova após o tratamento térmico



Fonte: Autor, (2025)

### 3.4 Preparação superficial das amostras

As amostras foram preparadas para análise microestrutural e ensaio de dureza. O lixamento iniciou-se na lixadeira de cinta Teclago (modelo LCVV, sala 13 do INTM), utilizando lixa de grana 40 para remover as marcas de corte. Em seguida, empregou-se a lixadeira Arotec (modelo Aropol VV, sala 18 do INTM) com lixas de granulações sucessivas: 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 e 2000. Após o lixamento, as amostras foram polidas com pastas diamantadas de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . A revelação microestrutural foi realizada com o ataque químico utilizando o reagente de Kroll, composto por 92 mL de água destilada, 6 mL de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) e 2 mL de ácido fluorídrico (HF), por 15 segundos, conforme Gammon *et al.* (2004). A figura 13 mostra as duas lixadeiras usadas no processo.

Figura 13 - (a) Lixadeira Teclago LCVV. (b) lixadeira Arotec Aropol VV



Fonte: Autor, (2025)

### 3.5 Metalografia

A metalografia foi realizada por meio de microscopia óptica, com o auxílio do microscópio da marca Zeiss, modelo AX01, localizado no INTM, conforme ilustrado na Figura 14. Para a análise da microestrutura resultante após o tratamento térmico, foram utilizados aumentos de 200 $\times$  e 500 $\times$ .

Figura 14- Microscópio Zeiss, Modelo AXO1V



Fonte: Autor, (2025)

### 3.6 Ensaio de dureza

A realização dos ensaios de dureza foi conduzida por meio de um durômetro Rockwell, modelo HR-400, conforme apresentado na Figura 15. Este equipamento está instalado no laboratório do Instituto de Tecnologia em Materiais (INTM), onde foram executados os testes. A incerteza das medições de dureza foi calculada pelo método estatístico (avaliação Tipo A), usando o desvio-padrão das leituras repetidas e a incerteza padrão da média, com posterior obtenção da incerteza expandida. Esse procedimento seguiu as recomendações do INMETRO DOQ-CGCRE-008 (Expressão da Incerteza de Medição).

Previamente à execução dos ensaios, os corpos de prova foram submetidos a um novo processo de preparação superficial, envolvendo as etapas de lixamento e polimento. Tal pro-

cedimento teve como objetivo remover a camada superficial quimicamente atacada durante a preparação metalográfica anterior, garantindo medições de dureza mais representativas da estrutura interna do material, sem interferência de oxidações ou modificações superficiais.

Os ensaios foram realizados com carga aplicada de 150 kgf, utilizando a escala Rockwell C – HRC. O tempo de aplicação da carga principal foi de 15 segundos, conforme as recomendações da norma ASTM E18 (2020).

Figura 15- Durômetro Rockwell HR-400



Fonte: Autor, (2025)

Para cada corpo de prova, foram realizadas quatro medições pontuais de dureza, distribuídas em posições equidistantes sobre a superfície polida — uma central e três periféricas — conforme ilustrado na Figura 16. Essa disposição teve como objetivo avaliar possíveis variações locais e possibilitar o cálculo de uma média aritmética mais confiável, representando com

maior precisão a dureza global de cada amostra analisada.

Figura 16- Amostras após o ensaio de dureza



Fonte: Autor, (2025)

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

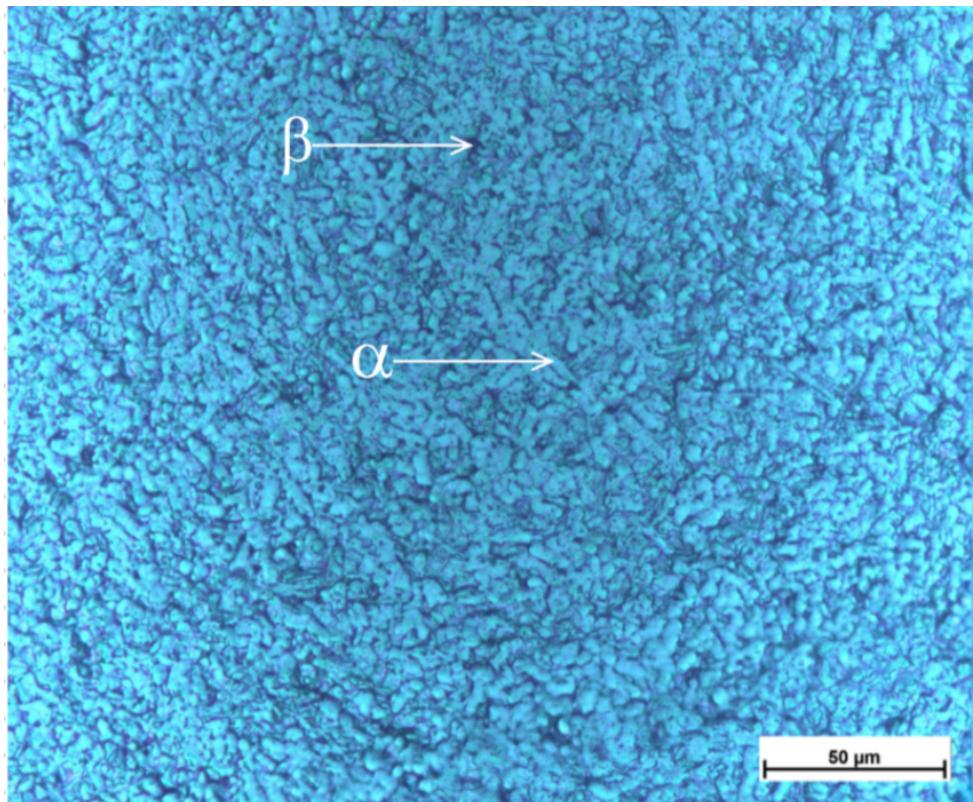
### 4.1 Metalografia

#### 4.1.1 Metalografia

A microestrutura da liga Ti-6Al-4V, na condição como recebida, foi analisada por microscopia óptica com aumento de 500x, conforme apresentado na Figura 15. Observam-se regiões claras correspondentes a grãos equiaxiais da fase  $\alpha$ , que possui estrutura cristalina hexagonal compacta (HCP). Entre esses grãos, identificam-se regiões escuras relativas à fase  $\beta$ , com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (BCC), distribuída de forma intergranular. Essa morfologia é compatível com o tratamento térmico de recozimento previamente realizado pelo fabricante.

A morfologia observada é compatível com a microestrutura típica da liga Ti-6Al-4V descrita por DU et al. (2024), na qual as regiões claras correspondem à fase  $\alpha$  equiaxial e as escuras à fase  $\beta$ , conforme mostrado na Figura 17. Essa semelhança confirma que a liga, em sua condição como recebida, apresenta uma microestrutura bifásica em equilíbrio ( $\alpha + \beta$ ), característica cuja morfologia é compatível com a de materiais submetidos a tratamentos de recozimento realizados pelo fabricante.

Figura 17- Micografia da liga como recebida. Aumento 500x.



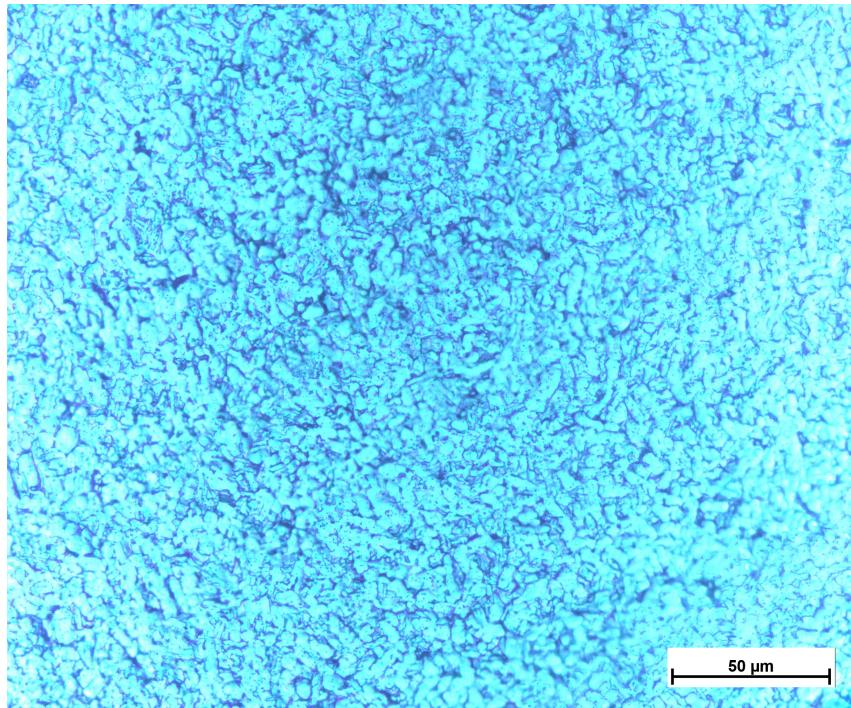
Fonte: Autor, (2025)

A Figura 18 apresenta a microestrutura da liga Ti-6Al-4V submetida a um tratamento térmico a 770°C, seguido de resfriamento rápido em água. Essa temperatura está abaixo do  $\beta$  transus da liga. O aquecimento a essa temperatura não promove a transformação completa da estrutura para  $\beta$ , mantendo a morfologia de grãos  $\alpha$  equiaxiais.

Na figura 18, os grãos de  $\alpha$  primário aparecem como regiões claras, com formato equiaxial e contornos poligonais suavizados. As regiões entre esses grãos apresentam tonalidade mais escura e contêm uma estrutura lamelar fina, característica da transformação da fase  $\beta$  para a fase  $\alpha+\beta$  durante o resfriamento controlado, o que indica a presença de uma matriz lamelar composta por lamelas alternadas de  $\alpha$  e  $\beta$ .

Devido ao tratamento térmico realizado logo abaixo da temperatura  $\beta$ -transus (770 °C), parte da fase primária foi preservada enquanto a fração de fase  $\beta$  presente nessa temperatura transformou-se em colônias lamelares  $\alpha+\beta$  durante o resfriamento. Assim, a análise da micrografia revela uma microestrutura bimodal típica, composta predominantemente por grãos equiaxiais de  $\alpha$  primário distribuídos em uma matriz lamelar  $\alpha+\beta$ , conforme ilustrado na figura 7(d).

Figura 18- Micografia da liga após tratamento térmico a 770°C. Aumento 500x.



Fonte: Autor, (2025)

Com a realização do tratamento térmico a 1050°C, a liga Ti-6Al-4V é aquecida a uma temperatura acima da transição  $\beta$ , promovendo a transformação completa da fase  $\alpha$  em fase  $\beta$ , cuja estrutura cristalina é cúbica de corpo centrado (CCC). Nesse estágio, ocorre também um crescimento significativo dos grãos da fase  $\beta$ .

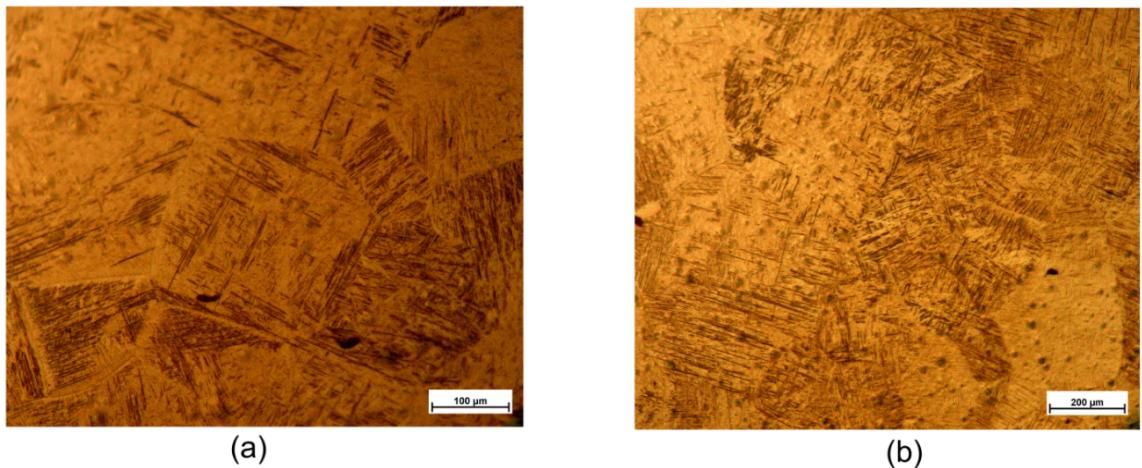
Após o resfriamento abrupto em água (têmpera), a fase  $\beta$  não tem tempo suficiente para se transformar em  $\alpha$  e  $\beta$  estaveis. Em vez disso, ela sofre uma transformação para a fase martensítica, resultando na formação da fase  $\alpha'$ , que possui estrutura cristalina hexagonal compacta (HCP).

Na Figura 19(a), é possível perceber o aumento no tamanho dos grãos da fase  $\beta$  — agora visíveis como grãos poligonais. No interior desses grãos, observa-se um padrão acicular bem definido, formado por lamelas de martensita  $\alpha'$  orientadas segundo variantes cristalográficas específicas. A disposição dessas lamelas confirma que a transformação martensítica ocorreu de forma homogênea dentro de cada grão de  $\beta$ . A ausência de grãos equiaxiais de  $\alpha$  primário na imagem indica que o material esteve completamente na fase  $\beta$  durante o aquecimento, e que a microestrutura é a martensítica após a têmpera.

Na Figura 19(b), além da visualização dos grãos prior  $\beta$  e das lamelas aciculares de martensita  $\alpha'$ , é possível notar a homogeneidade da microestrutura em toda a amostra. Não há regiões com diferença significativa de variação abrupta de fase, o que indica que o tratamento térmico foi uniforme e que a transformação martensítica ocorreu de maneira consistente em

todo o volume analisado.

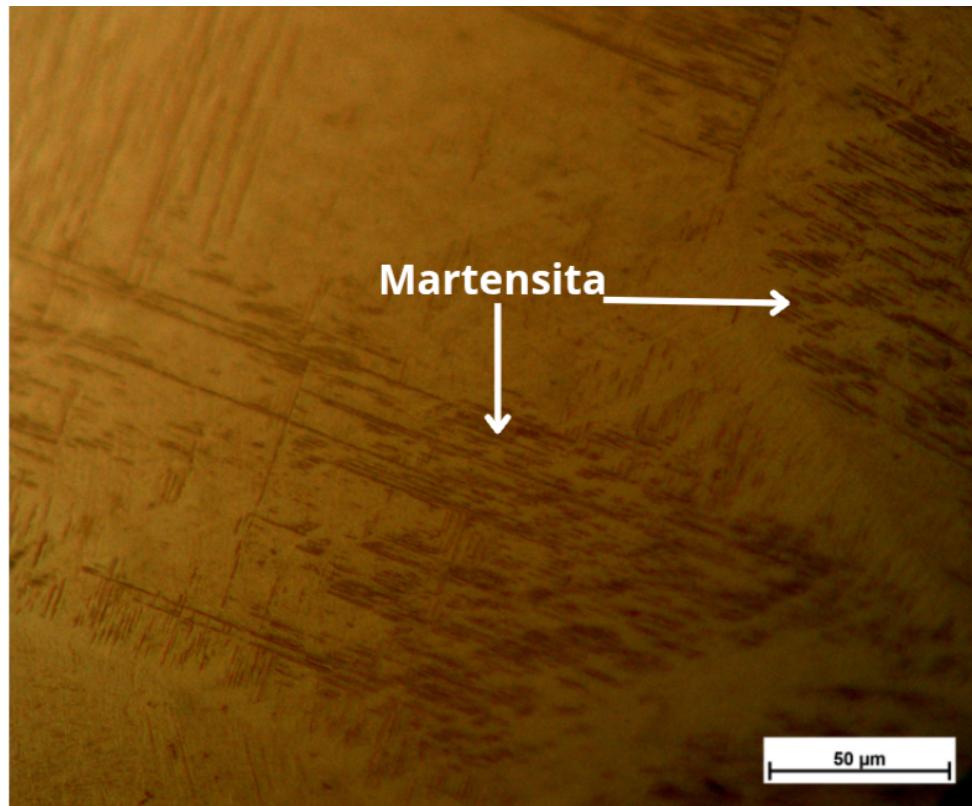
Figura 19- Micrografia da liga após tratamento térmico a 1050°C.(a) Magnificação 200x. (b) Magnificação 100x



Fonte: Autor, (2025)

A Figura 20, obtida com maior ampliação (500x), permite observar com mais clareza os detalhes morfológicos da martensita  $\alpha'$  no interior de um grão da fase  $\beta$ . É possível analisar o contorno dos grãos, a orientação e a organização dos feixes aciculares paralelos e cruzados, refletindo as variações cristalográficas.

Figura 20- Micrografia da liga Ti-6Al-4V com magnificação de 500x.



Fonte: Autor, (2025)

## 4.2 Dureza

A tabela 3 apresenta os valores obtidos nos ensaios de dureza Rockwell C realizados nas amostras.

Tabela 3 – Resultados dos ensaios de dureza Rockwell C com quatro medições por amostra.

Medição	Amostra 1 (como recebida)	Amostra 2 (770 °C + têmpera)	Amostra 3 (1050 °C + têmpera)
1	33,7	34,30	44,80
2	34,1	34,40	44,40
3	34,3	34,60	43,20
4	33,9	34,74	43,71
<b>Média (HRC)</b>	<b>34,00</b>	<b>34,51</b>	<b>44,03</b>
<b>Incerteza (± HRC)</b>	0,13	0,10	0,36

Fonte: Autor, (2025).

A variação da dureza observada entre as amostras está diretamente relacionada à quantidade e à natureza das fases presentes na microestrutura após os tratamentos térmicos. A amostra como recebida apresenta uma microestrutura bimodal, com predominância de grãos equiaxiais de fase alfa e pequena fração de fase beta residual, o que resulta em uma dureza estável de 34,0 HRC.

Na amostra submetida ao tratamento a 770°C, a microestrutura permanece majoritaria-

mente composta pela fase  $\alpha$ , mas com leve formação de martensita alfa linha ( $\alpha'$ ) nos contornos dos grãos, proveniente da transformação parcial da fase  $\beta$ . Essa modificação microestrutural é sutil, o que explica o pequeno aumento na dureza para 34,5 HRC, valor ainda muito próximo ao da condição inicial.

Por outro lado, a amostra tratada a 1050°C apresenta uma microestrutura completamente martensítica, com formação de  $\alpha'$  acicular em todo o volume do material. Essa microestrutura é muito mais compacta, com feixes de lamelas finas que aumentam a resistência ao penetrador do ensaio de dureza. Essa característica microestrutural resulta em um endurecimento expressivo, refletido no valor de 44,03 HRC. A Figura 21 ilustra a medição da dureza de uma das amostras.

Figura 21- Medição de dureza da amostra submetida a tratamento de 1050°C.



Fonte: Autor, (2025)

## 5 CONCLUSÃO

O presente estudo alcançou seu objetivo geral de analisar a variação da dureza da liga de Titânio-Alumínio-Vanádio (Ti-6Al-4V) quando submetida a diferentes condições de tratamento térmico. Os resultados obtidos permitiram uma compreensão clara de como as diferentes temperaturas de tratamento influenciam diretamente a microestrutura final e, consequentemente, os valores de dureza da liga. Em resposta aos objetivos específicos, as seguintes conclusões foram estabelecidas:

- A liga Ti-6Al-4V, na condição como recebida, apresentou uma microestrutura bimodal, composta por grãos equiaxiais de fase  $\alpha$  primária e pequenas regiões intergranulares de fase  $\beta$  residual, resultando em uma dureza média de 34,0 HRC. Esta condição inicial serviu como referência para a avaliação das modificações induzidas pelos tratamentos térmicos.
- As variações na temperatura de tratamento alteraram significativamente a proporção de fases presentes e a dureza. O tratamento a 770 °C (abaixo da temperatura de transição  $\beta$ ) resultou em uma dureza de 34,5 HRC, indicando uma alteração microestrutural discreta. Em contraste, o tratamento a 1050 °C (acima da temperatura de transição  $\beta$ ) elevou a dureza para 43,48 HRC.
- O resfriamento brusco (têmpera em água) após o tratamento a 1050 °C foi crucial para o aumento da dureza da liga, que neste trabalho apresentou uma dureza de 44,03HRC, um aumento de 29,5%. Este resfriamento rápido promoveu a completa transformação da fase  $\beta$  homogênea, formada em alta temperatura, em martensita  $\alpha'$  acicular. A formação desta microestrutura martensítica, que é supersaturada em soluto e altamente distorcida, é o mecanismo primário responsável pelo aumento significativo da dureza.

Em suma, os resultados demonstram que a quantidade de fase  $\beta$  disponível antes da têmpera e o tipo de microestrutura resultante da transformação térmica são os principais fatores responsáveis pela variação nos valores de dureza observados, confirmando a eficácia do tratamento térmico acima da temperatura de transição  $\beta$  para alterar as propriedades microestruturais e da dureza da liga Ti-6Al-4V.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BOYER, R.; WELSCH, G.; COLLINGS, E. **Materials Properties Handbook: Titanium Alloys**. ASM International, 1994.
- CALLISTER, W. D. **Fundamentos da Ciência e Engenharia dos Materiais**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.
- DONACHIE, M. J. **Titanium: A Technical Guide**. 2. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- FLOWER, H. M. Titanium Alloys. In: MELLO, A. R. (Org.). **Tratamentos térmicos dos metais**. São Paulo: ABM, 2004. p. 213–225.
- GAMMON, L. M. et al. **Beta Titanium Alloys in the 21st Century**. JOM, v. 56, n. 2, p. 28–32, 2004.
- GEELS, K.; HOLM, R.; SØRENSEN, B. **Practical Metallography**. 1. ed. Düsseldorf: DGM Informationsgesellschaft, 2011.
- LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications**. Weinheim: Wiley-VCH, 2003.
- LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. **Titanium**. 2. ed. Berlim: Springer, 2007.
- MELLO, A. R. **Tratamentos térmicos dos metais**. São Paulo: ABM, 2004.
- SUGAHARA, T.; YOGI, L. M.; OLIVEIRA, G. L. F. de et al. **Avaliação do tratamento térmico na fluência da liga Ti-6Al-4V**. In: SEMINÁRIO DE MATERIAIS, 13., 2007, São José dos Campos. Anais [...]. São Paulo: ABMG .
- VEIGA, C.; DAVIM, J.; LOURENÇO, J. **Properties and applications of titanium alloys: a brief review**. Reviews on Advanced Materials Science, v. 32, n. 2, p. 133–148, 2012.
- MACEDO, Haroldo Reis Alves de. **Tratamento térmico do titânio e suas consequências sobre as propriedades físico-químicas e de biocompatibilidade**. 2012. 107 f. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2012.
- MA, Xinkai et al. **Effect of heat treatment on the microstructure and micro-mechanical behavior of quenched Ti-6Al-4V alloy**. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 24, n. 9, p. 1–7, set. 2015.
- TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. 2. ed. Boca Raton: CRC Press, 2006.
- FEDRIGO, Ghisana; WOLFART JUNIOR, Mario. **Avaliação da microestrutura da liga de titânio Ti6Al4V após tratamento térmico de envelhecimento**. In: SEMANA DA CIÊNCIA

E TECNOLOGIA – SECITEC, 6., 2017, Luzerna. Anais [...]. Luzerna: Instituto Federal Catarinense, 2017. Texto acima.

VOJCIECHOVSKI JR., J.; LIMA, D. R. S. de; MEDEIROS, G. A.; WOLFART JR., M. **Estudo da evolução da dureza em liga de titânio Ti6Al4V forjada a quente e tratada termicamente.** In: SEMINÁRIO DE INOVAÇÃO E TECNOLOGIA DO IFSUL, 8., 2019, Sapucaia do Sul

MORITA, Tatsuro et al. **Strengthening of Ti–6Al–4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment.** Materials Transactions, [s.l.], v. 46, n. 7, p.1681-1686, 2005. Japan Inst.

BAITIMEROV, R. M.; LYKOV, P. A.; RADIONOVA, L. V. **Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of selective laser melted TiAl6V4 alloy.** Solid-State Phenomena, v. 284, p. 615–620, 2018.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamento Térmico das Ligas Metálicas.** 1. ed. São Paulo: ABM, 2008.

MATLAKHOVA, L. A. **Titânio: propriedades, ligas e utilização.** Apostila 2010 LAMAV-UENF.

MA, X. Z. et al. **Investigation of microstructures, textures, mechanical properties and fracture behaviors of a newly developed near  $\alpha$  titanium alloy.** Materials Science and Engineering: A, v. 775, p. 138996, 2020.