

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS**

**DIOGO PLACHI LOPES**

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE LIGAS DE  
Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE PELA TÉCNICA *BALL  
CRATERING***

**Poços de Caldas/MG**

**2024**

**DIOGO PLACHI LOPES**

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE LIGAS DE  
Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE PELA TÉCNICA *BALL*  
*CRATERING***

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Alfenas/Universidade Federal de Itajubá. Área de concentração: Ligas metálicas para aplicações tecnológicas.

Orientador: Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos

**Poços de Caldas/MG**

**2024**

Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas  
Biblioteca Campus Poços de Caldas

Lopes, Diogo Plachi.

Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente pela técnica *ball cratering*. / Diogo Plachi Lopes. - Poços de Caldas, MG, 2024.

96 f. -

Orientador(a): Alfeu Saraiva Ramos.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -  
Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2024.

Bibliografia.

1. Ligas de titânio. 2. Desgaste. 3. Ti6Si2B. 4. Microabrasivo. 5.  
Tratamento térmico. I. Ramos, Alfeu Saraiva, orient. II. Título.

DIOGO PLACHI LOPES

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE LIGAS DE Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE PELA TÉCNICA BALL CRATERING**

O Presidente da banca examinadora abaixo assina a aprovação da Dissertação apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovada em: 26 de janeiro de 2024.

Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos  
Presidente da Banca Examinadora  
Instituição: Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Nabil Chaia  
Instituição: Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Renato Chaves Souza  
Instituição: Instituto Federal de São Paulo



Documento assinado eletronicamente por **Alfeu Saraiva Ramos, Professor do Magistério Superior**, em 26/01/2024, às 17:19, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **1175523** e o código CRC **D918D362**.

---

Dedico este trabalho aos meus pais: Antônio e Celia.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pela vida e pelas oportunidades, e à Nossa Senhora pela proteção.

À minha família pelo incentivo e por oferecer todo apoio e suporte possível, em especial aos meus pais, meus grandes exemplos de vida, por todo o amor, incentivos e apoio que sempre me deram. A meu pai Antônio (*in memoriam*), sei que está orgulhoso, e que sempre estará comigo, à minha mãe Celia por toda ajuda, paciência e colaboração, meus irmãos: Daniela e Tiago, por sempre acreditarem em mim.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos pelo apoio, suporte, orientação, ensinamentos e toda sua paciência para conclusão desse projeto.

À Universidade Federal de Alfenas (UNIFAL), campus Poços de Caldas, por me acolher e me oferecer essa oportunidade. Aos professores do PPGCEM, pelos ensinamentos. Em especial, à Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Sylma Carvalho Maestrelli, pela valorosa oportunidade e conselhos durante o estágio docência, e ao Prof. Dr. Nabil Chaia por fornecer o suporte necessário para que este trabalho pudesse ser realizado, pelos conhecimentos transmitidos, disponibilidade de tempo e auxílio para uso dos equipamentos.

Às instituições parceiras: Universidade de São Paulo, campus Lorena (DEMAR-EEL-USP), por disponibilizar o uso dos equipamentos de MEV, EDS e DRX, para a realização da caracterização das amostras avaliadas neste trabalho. À UFSCar/DEMa, na pessoa do Prof. Dr. Conrado R. M. Afonso, por disponibilizar o equipamento usado para medir a resistência ao desgaste das ligas em estudo, e ao Dr. Pedro Akira Bazaglia Kuroda pelo acompanhamento dos experimentos, e a Dr<sup>a</sup>. Mariana Correa Rossi, pelo suporte nas análises por microscopia confocal.

Ao meu companheiro de vida Matheus Van Branm por todo incentivo e carinho.

Aos professores da UNIFEI, todos os técnicos, amigos e colegas que me ajudaram durante essa jornada. Em especial a amiga/irmã que mais me incentivou a entrar nesta jornada Bianca Damasceno, e ao amigo feito durante este período Gustavo Soares Santos.

E a todos que contribuíram direta ou indiretamente no desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço, por fim, à FAPEMIG pelo apoio financeiro.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

“A mente que se abre a uma nova ideia  
jamais voltará ao seu tamanho original.” - Albert Einstein.  
(CUNHA, 2022, p. 31)

## RESUMO

Titânio e suas ligas têm propriedades físicas, químicas e mecânicas atrativas, tais como resistência mecânica específica, estabilidade microestrutural, resistência à corrosão em diferentes meios e características de biocompatibilidade, sendo assim vastamente utilizados para a fabricação de dispositivos médicos/dentários e de componentes usados nas áreas automotiva, aeronáutica e aeroespacial. No caso de componentes articulares que atuam sob atrito, as ligas de titânio baseadas em soluções sólidas substitucionais apresentam resistência ao desgaste limitadas, quando comparado com as ligas Co-Cr-Mo e Ti-Al, que possuem microestruturas contendo fases intermetálicas de maior dureza. Nas ligas Ti-Si-B, o TiB é usado como material de reforço, enquanto que o  $Ti_6Si_2B$  possui valores de dureza Vickers próximos de 1000HV. No entanto, informações sobre ligas Ti-Si-B de matriz metálica contendo precipitados de  $Ti_6Si_2B$  são ainda limitadas na literatura. Neste contexto, esse estudo visou a avaliação da resistência ao desgaste pela técnica de *ball cratering* das ligas Ti-2Si-1B, Ti-6Si-3B e Ti-10Si-5B Ti-2Zr-2Si-1B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B (%-at.) contendo microestruturas de Ti- $\alpha$ +TiB e Ti- $\alpha$ + $Ti_6Si_2B$ . Estas ligas ternárias e com adição de 2%at. de zircônio, foram preparadas por fusão a arco seguido de tratamento térmico (1200°C por 16h), ambas etapas sob atmosfera de argônio, visando obter microestruturas de equilíbrio. A caracterização microestrutural das ligas foi conduzida com o auxílio de técnicas de difratometria de raios X, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria de energia dispersiva (EDS). Medidas de microdureza Vickers das ligas tratadas termicamente foram obtidas usando carga de 200gf por 15s. Os ensaios de desgaste *ball cratering* microabrasivos das ligas tratadas termicamente, foram conduzidos a seco e utilizando esferas de aço AISI 52100 (25,4mm de diâmetro, com dureza de 818HV) como elemento de fricção, mediante uma carga de 200g, rotação de 200rpm por 60min. Detalhes das superfícies desgastadas foram obtidas por microscopia confocal a laser. As ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B apresentaram uma matriz de Ti- $\alpha$  com precipitados de TiB, enquanto que as demais ligas apresentaram microestruturas de Ti+ $Ti_6Si_2B$ , após tratamento térmico. Os valores de dureza das ligas variaram nas faixas de 264-481,5HV e de 296-453,5HV para as ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, respectivamente, os quais foram aumentados com o aumento da quantidade de  $Ti_6Si_2B$  na microestrutura, mas sem qualquer mudança significativa com a adição de Zr. Os coeficientes de desgaste variaram de  $9,14 \cdot 10^{-5}$  a  $7,84 \cdot 10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N.m, onde a liga Ti-2Zr-6Si-3B apresentou os menores valores de perda de volume, profundidade desgastada e coeficiente de desgaste. Foi observado um ganho de resistência ao desgaste com o aumento de  $Ti_6Si_2B$  na microestrutura da liga, e uma relação direta com a microdureza Vickers, devido a maior quantidade das fases duras. A adição de zircônio propiciou um aumento significativo da resistência ao desgaste em relação as ligas ternárias. Os mecanismos de desgaste abrasivo de dois e três corpos foram mais pronunciados em ligas mais ricas em Si e B, assim como a ocorrência de mecanismo de desgaste por adesão.

**Palavras-chave:** ligas de titânio; desgaste;  $Ti_6Si_2B$ ; microabrasivo; tratamento térmico.

## ABSTRACT

Titanium and its alloys have attractive physical, chemical and mechanical properties, such as specific mechanical resistance, microstructural stability, resistance to corrosion in different media and biocompatibility characteristics, thus being widely used for the manufacture of medical/dental devices and components used in automotive, aeronautics and aerospace areas. In the case of joint components that act under friction, titanium alloys based on substitutional solid solutions present limited wear resistance when compared to Co-Cr-Mo and Ti-Al alloys, which have microstructures containing intermetallic phases of greater hardness. In Ti-Si-B alloys, TiB is used as a reinforcing material, while  $Ti_6Si_2B$  has Vickers hardness values close to 1000HV. However, information on metal matrix Ti-Si-B alloys containing  $Ti_6Si_2B$  precipitates is still limited in the literature. In this context, this study aimed to evaluate the wear resistance using the ball cratering technique of the alloys Ti-2Si-1B, Ti-6Si-3B and Ti-10Si-5B Ti-2Zr-2Si-1B, Ti-2Zr-6Si-3B and Ti-2Zr-10Si-5B (%-at.) containing microstructures of Ti- $\alpha$ +TiB and Ti- $\alpha$ + $Ti_6Si_2B$ . These ternary alloys and with the addition of 2%at. zirconium, were prepared by arc melting followed by heat treatment (1200°C for 16h), both stages under an argon atmosphere, aiming to obtain equilibrium microstructures. The microstructural characterization of the alloys was conducted with the aid of X-ray diffractometry, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS) techniques. Vickers microhardness measurements of the heat-treated alloys were obtained using a load of 200gf for 15s. The microabrasive ball cratering wear tests of the heat-treated alloys were carried out dry and using AISI 52100 steel balls (25,4mm in diameter, with a hardness of 818HV) as a friction element, using a load of 200g, rotation of 200rpm per 60min. Details of the worn surfaces were obtained by confocal laser microscopy. The Ti-2Si-1B and Ti-2Zr-2Si-1B alloys presented a Ti- $\alpha$  matrix with TiB precipitates, while the other alloys presented Ti+ $Ti_6Si_2B$  microstructures, after heat treatment. The hardness values of the alloys varied in the ranges of 264-481.5HV and 296-453.5HV for the Ti-Si-B and Ti-Zr-Si-B alloys, respectively, which were increased with increasing quantity of  $Ti_6Si_2B$  in the microstructure, but without any significant change with the addition of Zr. The wear coefficients ranged from  $9.14 \cdot 10^{-5}$  to  $7.84 \cdot 10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N.m, where the Ti-2Zr-6Si-3B alloy presented the lowest values of volume loss, worn depth and wear coefficient. A gain in wear resistance was observed with the increase of  $Ti_6Si_2B$  in the alloy's microstructure, and a direct relationship with Vickers microhardness, due to the greater quantity of hard phases. The addition of zirconium provided a significant increase in wear resistance compared to ternary alloys. Two- and three-body abrasive wear mechanisms were more pronounced in alloys richer in Si and B, as well as the occurrence of adhesion wear mechanisms.

**Keywords:** titanium alloys; wear;  $Ti_6Si_2B$ ; micro-abrasive; heat treatment.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Efeitos dos elementos químicos na transformação alotrópica em ligas binárias Ti-X .....	20
Figura 2 - Diagrama de fases do sistema Ti-Zr .....	26
Figura 3 - Diagrama de Fases do sistema Ti-Si .....	27
Figura 4 - Diagrama de fases do sistema Ti-B.....	28
Figura 5 - Seção isotérmica parcial a 1250°C do sistema Ti-Si-B na região Ti-TiSi <sub>2</sub> -TiB <sub>2</sub> .....	29
Figura 6 - Esquema do mecanismo de desgaste por adesão .....	32
Figura 7 - Modelo de desgaste por abrasão (A) dois corpos (B) três corpos .....	33
Figura 8 - Esquema do mecanismo de desgaste por fadiga por tensão de contato.....	34
Figura 9 - Sinergia entre corrosão e desgaste na tribocorrosão - passivação .....	34
Figura 10 - Diagrama esquemático do princípio do ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa .....	36
Figura 11 - Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa.....	36
Figura 12 - Imagens representativas das crateras de desgaste, com a indicação das grandezas geométricas .....	37
Figura 13 - Micrografias da superfície de um aço ferramenta apresentando desgaste.....	39
Figura 14 - Interações físicas entre as partículas abrasivas e as superfícies dos materiais .....	40
Figura 15 - Resistência relativa ao desgaste abrasivo do carbetto de silício versus dureza de metais puros .....	41
Figura 16 - Fluxograma da metodologia adotada neste estudo .....	42
Figura 17 - Equipamento utilizado para ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa, com detalhe da posição da esfera antes do ensaio.....	45
Figura 18 - Exemplo de medição do diâmetro da cratera de desgaste .....	46
Figura 19 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente .....	47
Figura 20 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente.....	48
Figura 21 - Difratoograma de raios X da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente .....	49
Figura 22 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente.....	49
Figura 23 - Difratoograma de raios X da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente .....	50
Figura 24 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente.....	51
Figura 25 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente.....	52
Figura 26 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente.....	52
Figura 27 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente.....	53

Figura 28 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratadas termicamente .....	54
Figura 29 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente .....	55
Figura 30 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente.....	55
Figura 31 - Diagramas de fases Ti-Si e Ti-Si-B adaptados .....	57
Figura 32 - Micrografias obtidas por microscopia óptica das crateras de desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente .....	60
Figura 33 - Perda de volume por desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B .....	62
Figura 34 - Profundidade da cratera de desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B .....	63
Figura 35 - Coeficiente de desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B .....	63
Figura 36 - Esferas de aço martensítico AISI 52100, antes e durante o ensaio.....	66
Figura 37 - Micrografias obtidas por MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente.....	67
Figura 38 - Micrografias obtidas por MEV da superfície desgastada da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente.....	68
Figura 39 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente .....	69
Figura 40 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente .....	70
Figura 41 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente .....	70
Figura 42 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente .....	71
Figura 43 - Imagens topográficas da superfície desgastada liga Ti-2Si-1B .....	72
Figura 44 - Imagens topográficas da liga Ti-6Si-3B após ensaio de desgaste .....	73
Figura 45 - Imagens topográficas da superfície desgastada da liga Ti-10Si-5B .....	73
Figura 46 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-2Si-1B após ensaio de desgaste .....	74
Figura 47 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-6Si-3B após ensaio de desgaste .....	75
Figura 48 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-10Si-5B após ensaio de desgaste .....	75

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Materiais metálicos usados como biomateriais em implantes, próteses ou outros dispositivos médicos.....	22
Tabela 2 - Teores de Ti e Si (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Si-1B tratada termicamente.....	48
Tabela 3 - Teores de Ti e Si (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-6Si-3B tratada termicamente.....	50
Tabela 4 - Teores de Ti e Si (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-10Si-5B tratada termicamente.....	51
Tabela 5 - Teores de Ti, Si e Zr (%-at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente .....	53
Tabela 6 - Teores de Ti, Si e Zr (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente.....	54
Tabela 7 - Teores de Ti, Si e Zr (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente. ....	56
Tabela 8 - Valores médios de microdureza Vickers (HV) para ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente. ....	57
Tabela 9 - Valores de microdureza Vickers e módulo de elasticidade de ligas aplicadas na área da saúde, aeroespacial, aeronáutica e automotiva, disponíveis na literatura, comparadas as estudadas. ....	59
Tabela 10 - Valores médios de volume, profundidade e coeficiente de desgaste e seus respectivos desvios padrões das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente .....	62
Tabela 11 - Valores médios de coeficiente de desgaste (k) para ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, e ligas disponíveis na literatura .....	65
Tabela 12 - Teores dos elementos obtidos por EDS presentes na massa aderida a amostra.....	68

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais
at.	atômica
B	Boro
CCC	Cúbica de corpo centrado
DRX	Difração de raios X
EDS	Espectroscopia por dispersão de energia
HC	Hexagonal compacta
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
Si	Silício
SiC	Carbeto de silício
Ti	Titânio
Ti CP	Titânio comercialmente puro
u.a	unidades arbitrárias
$\alpha$	Alfa
$\beta$	Beta

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>15</b>
1.1	OBJETIVOS .....	16
1.1.1	<b>Objetivo geral.....</b>	<b>16</b>
1.1.2	<b>Objetivos específicos .....</b>	<b>16</b>
<b>2</b>	<b>JUSTIFICATIVA .....</b>	<b>17</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>18</b>
3.1	TITÂNIO: ASPECTOS GERAIS .....	18
3.2	LIGAS DE TITÂNIO: CLASSIFICAÇÃO .....	19
3.2.1	<b>Informações sobre metais e ligas desenvolvidas para a área da saúde .....</b>	<b>22</b>
3.2.2	<b>Informações sobre ligas de titânio desenvolvidas para uso nas áreas automotiva, aeronáutica e aeroespacial .....</b>	<b>24</b>
3.3	DIAGRAMAS DE FASES .....	25
3.3.1	<b>Sistema Ti-Zr.....</b>	<b>25</b>
3.3.2	<b>Sistema Ti-Si.....</b>	<b>26</b>
3.3.3	<b>Sistema Ti-B .....</b>	<b>27</b>
3.3.4	<b>Sistema Ti-Si-B.....</b>	<b>28</b>
3.4	INFORMAÇÕES SOBRE LIGAS Ti-Si-B.....	29
3.5	INFORMAÇÕES SOBRE TRIBOLOGIA.....	30
3.5.1	<b>Desgaste microabrasivo – Definições e ensaios. ....</b>	<b>35</b>
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>42</b>
4.1	MATÉRIAS-PRIMAS E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	42
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS LIGAS Ti-Si-B E Ti-ZR-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE .....	43
4.3	ENSAIOS MECÂNICOS DE LIGAS Ti-Si-B E Ti-ZR-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE.....	44
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>47</b>
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS LIGAS Ti-Si-B E Ti-ZR-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE .....	47
5.1.1	<b>Liga Ti-2Si-1B tratada termicamente .....</b>	<b>47</b>
5.1.2	<b>Liga Ti-6Si-3B tratada termicamente .....</b>	<b>48</b>
5.1.3	<b>Liga Ti-10Si-5B tratada termicamente .....</b>	<b>50</b>
5.1.4	<b>Liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente .....</b>	<b>51</b>

<b>5.1.5</b>	<b>Liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente .....</b>	<b>53</b>
<b>5.1.6</b>	<b>Liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente .....</b>	<b>54</b>
<b>5.2</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS LIGAS Ti-Si-B E Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE.....</b>	<b>57</b>
<b>5.2.1</b>	<b>Microdureza Vickers .....</b>	<b>57</b>
<b>5.2.2</b>	<b>Resistência ao desgaste .....</b>	<b>60</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>77</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>79</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>80</b>
	<b>APÊNDICE A .....</b>	<b>91</b>
	<b>APÊNDICE B .....</b>	<b>95</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O titânio e suas ligas são amplamente utilizados na indústria automotiva, em componentes estruturais aeroespaciais, dispositivos nas áreas da saúde (odontologia/ortopedia), entre outros bens de consumo (FERNANDES *et al.*, 2013). Sua ampla utilização é devido a uma combinação adequada de propriedades, tais como resistência mecânica específica, resistência à corrosão, baixa massa específica, baixo módulo de elasticidade e estabilidade microestrutural em altas temperaturas (ZHU *et al.*, 2003).

Na área da saúde, o desenvolvimento de dispositivos como implantes articulares e permanentes vem sendo estudada amplamente visando sua melhoria, pois, o material empregado nesta área deve apresentar características como biocompatibilidade, resistência ao desgaste, e resistência em meios corrosivos (LONG; RACK, 2001). Neste caso, a utilização de titânio e suas ligas, deve-se ao processo de integração óssea ocorrer entre o tecido e os óxidos formados na superfície do implante. Além disso, pode-se ressaltar que tais ligas, apresentam baixos valores de módulo de elasticidade, próximos dos ossos, boas características de biocompatibilidade e uma resistência à corrosão superior quando comparadas com materiais de semelhante aplicação, como exemplo, aço inoxidável e liga Co-Cr. (ROCHA, 2010).

Já na indústria automotiva, existe a necessidade da utilização de materiais mais leves como o alumínio e o titânio, visando a redução de peso dos componentes, o consumo de combustível e a emissão de gases poluentes. A aplicação do titânio é limitada em componentes automotivos, aeronáuticos e aeroespaciais, tendo em vista a baixa resistência ao desgaste deste material, em peças como os eixos, turbinas e rotores, devido estes componentes estão sujeitos ao atrito acarretados pelo deslizamento recíproco de superfícies, tendo assim um elevado coeficiente de atrito. Para isso, estudos têm sido realizados envolvendo a adição de elementos ligantes e de revestimentos visando aumentar a resistência ao desgaste desses materiais (FROES *et al.*, 2004).

Em relação às ligas Ti-Si-B baseadas em microestruturas de Ti+Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B produzidas por fusão a arco e subsequente tratamento térmico, foram encontradas boas características de biocompatibilidade e de capacidade de integração óssea (SILVA; RAMOS; RAMOS, 2007). Ainda, a resistência à oxidação de ligas produzidas por fusão a arco foi melhorada com o aumento da quantidade de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B em ligas Ti-Si-B, e ainda foi sugerido que ligas formadas pelas fases Ti<sub>ss</sub> e Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B possuem potencial de aplicação onde a resistência ao desgaste é importante (RAMOS *et al.*, 2003; RODRIGUES *et al.*, 2006).

A adição de zircônio até cerca de 6 %-at. manteve a estabilidade do Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B em ligas

Ti-Si-B, mas adições superiores favoreceram sua decomposição e a formação das fases  $Ti_5Si_3$  (ou  $Ti_3Si$ ) e TiB (RAMOS *et al.*, 2014). O interesse nesta fase se justifica por ser um composto com baixos coeficientes de expansão térmica, isotropia cristalográfica, e apresentar um aumento da resistência à oxidação quando o zircônio está presente (RAMOS *et al.*, 2003; RODRIGUES *et al.*, 2006). No entanto, existe uma quantidade limitada de informações na literatura sobre o comportamento em desgaste de ligas Ti-Si-B contendo a fase  $Ti_6Si_2B$ .

Portanto, o presente trabalho visa determinar a resistência ao desgaste de ligas Ti-Si-B contendo a fase  $Ti_6Si_2B$  pela técnica de *ball cratering*.

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo geral

O presente projeto visa avaliar a resistência ao desgaste microabrasivo pela técnica *ball cratering* de ligas do sistema Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B (contendo  $Ti-\alpha+Ti_6Si_2B$ ), as quais apresentam potencial para uso em dispositivos nas áreas da saúde (odontologia/ortopedia) e de componentes estruturais dos setores aeroespaciais, aeronáuticos e automotivos.

### 1.1.2 Objetivos específicos

- a) Identificar as fases e seus teores presentes nas microestruturas das ligas Ti-2Si-1B, Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B, Ti-2Zr-2Si-1B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B (%at.) tratadas termicamente (1200°C por 16 h), com o auxílio de técnicas de difratometria de raios X, microscopia eletrônica de varredura e espectrometria por dispersão de energia;
- b) Determinar a microdureza Vickers e avaliar o comportamento de desgaste (a seco) microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B pela técnica de *ball cratering*;
- c) Caracterizar os mecanismos de desgaste ocorridos nas ligas em estudo, com o auxílio de técnicas de microscopia eletrônica de varredura, espectrometria de energia dispersiva e microscopia confocal a laser.

## 2 JUSTIFICATIVA

A produção e o desenvolvimento de ligas metálicas com melhores características estruturais e economicamente mais viáveis, para fins de aplicações na área da saúde e em diversos setores industriais são constantes, e despertam grande interesse do setor acadêmico que vem passando por uma revolução, com inovadoras metodologias, adições de novos elementos de liga, visando a otimização e melhoria destes materiais, no que diz respeito aos requisitos tecnológicos e bem estar social (FERNANDES *et al.*, 2013).

Devido ao uso significativo do titânio como biomaterial, os estudos visam o desenvolvimento de ligas com boas características de biocompatibilidade, que não contenham elementos ou gerem produtos de corrosão tóxicos, capazes de desempenhar funções específicas e desejadas, visando propiciar o bem estar social (GEETHA, *et al.*, 2009; ZHU *et al.*, 2003). Em outros setores industriais, como nas áreas automobilísticas, aeronáuticas e aeroespaciais, estudos são conduzidos visando o desenvolvimento de materiais com superiores propriedades físicas, químicas e mecânicas, para uma dada aplicação.

Dentre as propriedades desejadas para estes setores, está um bom desempenho tribológico, pois o atrito está presente em componentes de diversos tipos de máquinas e equipamentos e é um dos principais responsáveis por interrupções e perdas na indústria. O dano causado, ainda que não seja suficiente para parada total dos equipamentos, provocam uma perda energética (de eficiência), aumentam o consumo de insumos, como os lubrificantes. Estima-se que um terço dos recursos energéticos do mundo em uso atual seja necessário para superar o atrito de uma forma ou de outra (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Segundo Eyre (1976), entre os tipos de desgaste mais comuns encontrados na área industrial, 50% correspondem ao desgaste abrasivo. Já Zmitrowicz (2006) afirma que o desgaste abrasivo predomina em até 90% dos casos em elementos de máquinas, sendo que apenas 8% estão relacionados ao desgaste por fadiga, já a ocorrência de outros tipos de desgaste é muito pequena se comparada aos já citados. Devido a isto, diversas pesquisas têm sido direcionadas para o desenvolvimento e fabricação de ligas resistentes ao desgaste abrasivo tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas, aumentando assim a vida útil dos componentes sujeitos a condições abrasivas severas.

Neste sentido recente estudo realizado por Ramos (2001) a respeito do sistema Ti-Si-B, relatou a existência de uma nova fase ternária em ligas produzidas por fusão a arco e subsequente tratamento térmico, sendo que existe um número limitado de informações sobre o comportamento ao desgaste de ligas de  $Ti-\alpha+Ti_6Si_2B$ .

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão de literatura destaca algumas informações relevantes sobre o titânio e suas ligas, bem como algumas propriedades importantes em função de suas aplicações nas áreas da saúde, aeronáutica, aeroespacial e automobilística.

#### 3.1 TITÂNIO: ASPECTOS GERAIS

O Titânio é um elemento químico de símbolo (Ti), sendo o quarto metal mais abundante na crosta terrestre. Foi descoberto em 1791, na Inglaterra por William Gregor, a partir do mineral ilmenita, mas, sua obtenção, de forma isolada, só foi possível em 1910 por Matthew Albert Hunter. Já em 1932, Wilhelm Justin Kroll, conseguiu produzir titânio em grande quantidade, a partir do processo chamado “Kroll”, sendo até hoje um dos mais utilizados, com a combinação do tetracloreto de titânio ( $Ti_4Cl_4$ ) com cálcio (ALEIXO, 2006; SU, 2013).

Este elemento é encontrado de forma natural em pequenas quantidades em rochas ígneas, e em sedimentos produzidos a partir dessas rochas, majoritariamente, o titânio não é encontrado no estado puro, estando naturalmente combinado com outros elementos químicos, devido a sua alta reatividade (ALEIXO, 2006), fazendo com que o processo para sua obtenção eleve seu valor comercial.

É um metal de transição, com número atômico 22, massa atômica de 47,9 g/mol, tendo seu ponto de fusão em 1668°C e ponto de ebulição em 3260°C (BENTO, 2000); dentre as propriedades do titânio puro, está sua baixa massa específica (4,45g/cm<sup>3</sup>), alta resistência mecânica (resistência à tração de aproximadamente 400 MPa em temperatura ambiente), e a resistência à corrosão em altas temperaturas, dando-lhe uma ampla gama de aplicações em diversos setores industriais (CALLISTER; 2016; CARDOSO, 2007).

Em comparação com outros metais, o titânio é leve tendo densidade que corresponde à metade da do cobre, e, aproximadamente 60% do aço inoxidável. Possui resistência à corrosão equivalente à da platina, resistência mecânica específica comparável àquelas do aço. Dentre outras características potencialmente úteis estão a sua baixa capacidade de condutividades térmica e elétrica, ductilidade apreciável, resistência à fratura, propriedades não magnéticas, e características atrativas de biocompatibilidade (BALTAR *et al.*, 2008; HULESS; FROES, 2002)

O titânio puro apresenta alotropia, pois, em determinada temperatura (denominada

temperatura *transus*) ocorre a mudança de sua estrutura cristalina. Sendo assim, tem sua forma estável na estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), denominada fase  $\alpha$ , em temperaturas abaixo de 882,5°C; acima desta temperatura, passa a se configurar como estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), denominada fase  $\beta$ , ficando estável nesta configuração até sua fusão (ALEIXO, 2006).

Essa característica é fundamental, pois a configuração em duas estruturas cristalinas serve de base para explicar diversas propriedades desse elemento; dentre essas, a menor deformação plástica do Ti- $\alpha$  em relação ao Ti- $\beta$ , devido ao número de sistemas de planos de escorregamento, sendo de apenas três para a estrutura HC e doze para a estrutura CCC. O número de sistemas de planos de escorregamento, é equivalente à capacidade de movimentação de discordâncias na rede cristalina, que é determinado pelo número de planos de escorregamento multiplicado pelas direções compactas nesses planos, onde uma maior densidade atômica favorece a ocorrência de deformação plástica (ALEIXO, 2006; LEYENS; PETER, 2003).

O titânio pode formar soluções intersticiais com o hidrogênio, nitrogênio, oxigênio e carbono, pelos quais tem grande afinidade, onde a presença destes elementos pode alterar suas propriedades mecânicas; tendo o carbono e o oxigênio efeito combinado sobre a resistência mecânica; o nitrogênio, oxigênio e carbono favorecem o aumento da dureza. Por outro lado, o hidrogênio tem efeitos negativos, podendo causar trincas e demais fragilidades, (HERNÁNDEZ, 2012).

Diversas propriedades podem ser modificadas a partir das combinações com elementos para a formação de ligas, otimizando e maximizando as aplicações desse material.

### 3.2 LIGAS DE TITÂNIO: CLASSIFICAÇÃO

O titânio, de forma pura, apresenta propriedades interessantes para aplicações em diversos setores industriais, mas se torna ainda mais atrativo quando utilizado na formação de ligas. Combinado de forma controlada com outros elementos químicos e após tratamento térmico e termomecânicos, podem ter suas propriedades melhoradas (HERNÁNDEZ, 2012).

Os elementos de liga são denominados como estabilizadores, pois, visam basicamente aumentar a estabilidade da fase  $\alpha$  ou  $\beta$ , sendo que alguns desses podem influenciar diretamente na temperatura *transus*, sendo classificados em: estabilizadores  $\alpha$  (alfagênicos), estabilizadores  $\beta$  (betagênicos) ou neutros (CARDOSO, 2007), os quais têm as seguintes especificidades:

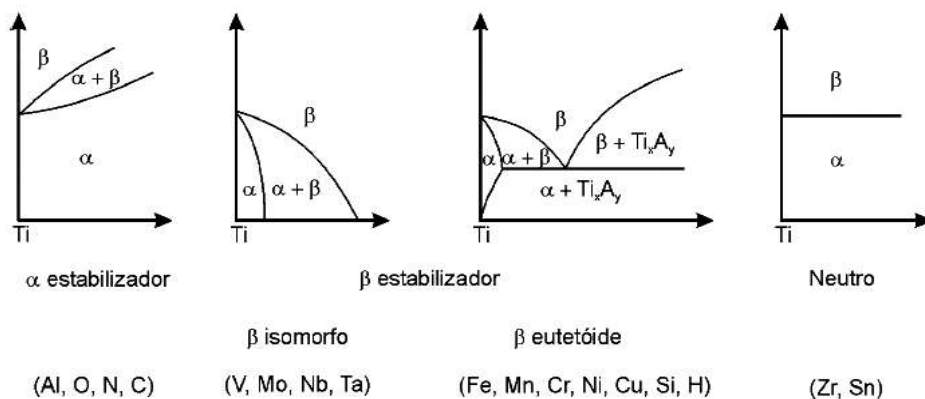
(i) Alfacênicos: Em relação aos elementos  $\alpha$ -estabilizadores, estes são aqueles que ocasionam a estabilidade da fase  $\alpha$  através da elevação da temperatura alotrópica, sendo assim, deslocam a temperatura *transus* para cima. Os elementos  $\alpha$  estabilizadores interferem nas propriedades aumentando a ductilidade e reduzindo o peso, podendo ser classificados em intersticiais ou substitucionais. Entre esses elementos estão o carbono, alumínio, nitrogênio e oxigênio (MACHADO; WALLBANK, 1990).

(ii) Betagênicos: Já os elementos  $\beta$ -estabilizadores diminuem a temperatura da transformação, estabilizando a fase  $\beta$  em baixas temperaturas. São encontrados dois tipos de elementos  $\beta$ -estabilizadores, de acordo com o diagrama de fases por eles formados: os isomorfos, e os eutetóides. Os  $\beta$  isomorfos são aqueles que não formam componentes intermetálicos, como o molibdênio, vanádio, tântalo e o nióbio; já os elementos  $\beta$  eutetóides como o cromo, o manganês, silício, cobre e níquel, acarretam a formação de compostos intermetálicos, devido a sua baixa solubilidade. (ANKEN; GREENE, 1999).

(iii) Neutros: Os elementos de liga podem ser classificados também como neutros, sendo exemplos destes o zircônio e o estanho, pois estes não influenciam a temperatura de transformação alotrópica (ALEIXO, 2006; CARDOSO, 2007).

A Figura 1 apresenta, de forma esquemática, o efeito da adição dos elementos de liga na estabilidade das fases  $\alpha$  e  $\beta$ , bem como as transformações de fases presentes. Como exemplo, as ligas Ti-Si, onde a adição de silício, acarreta uma reação eutetóide, precipitando o composto  $Ti_5Si_3$  ou  $Ti_3Si$ , a depender da composição e da temperatura.

Figura 1 - Efeitos dos elementos químicos na transformação alotrópica em ligas binárias Ti-X



Fonte: Adaptado de LÜTJERING; WILLIAMS, (2007, p. 177).

A classificação das ligas de titânio é realizada com base na composição química e na microestrutura presente à temperatura ambiente, podendo ser dividida em ligas  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$  e  $\beta$ .

Compreende-se como ligas  $\alpha$ , o titânio em vários graus de pureza e as ligas contendo elementos alfa-gênicos, ou ainda ligas que possui uma faixa menor que 10% em volume da fase  $\beta$ . Dentre as características dessas ligas está a alta resistência à corrosão e sua baixa resistência mecânica à temperatura ambiente, dificultando sua aplicação como biomaterial, mas, em contrapartida, possui aplicações para altas temperaturas, por apresentar elevada resistência à fluência (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). Um exemplo de liga  $\alpha$ , são as do sistema Ti-Al, podendo citar também a Ti-5Al-2,5Sn, desenvolvida nos anos 50, que é utilizada em carcaças e anéis de motores de turbina a gás.

Já as ligas  $\alpha + \beta$  são aquelas que possui uma porcentagem de volume de 10 a 50% da fase  $\beta$ , possuindo assim em sua microestrutura à temperatura ambiente tanto a fase  $\alpha$  (HC) quando a fase  $\beta$  (CCC) (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). Essas ligas se formam a partir da adição de um ou mais elementos alfa-gênicos juntamente com um ou mais elementos beta-gênicos, sendo possível a obtenção de uma gama variada de microestruturas. Nessa classificação, as ligas podem ter a resistência mecânica à temperatura ambiente melhorada através do tratamento térmico (SÁ, 2013)

Dentre as ligas  $\alpha+\beta$ , a liga Ti-6Al-4V é umas das ligas mais utilizadas, desenvolvida para aplicação na indústria aeroespacial devido à combinação favorável de propriedades mecânicas, favorecida pela combinação de elementos  $\alpha$  e  $\beta$ , possuindo assim elevada resistência mecânica, sendo posteriormente utilizada como biomaterial, em implantes ortopédicos (CARDOSO, 2007).

As ligas do tipo  $\beta$  são aquelas produzidas por resfriamento rápido (*near- $\beta$* ) ou não (tipo  $\beta$ ), sendo possível reter até 50% em volume da fase  $\beta$  à temperatura ambiente. Essas ligas de titânio apresentam maior versatilidade no processamento termomecânico. na microestrutura por serem tratáveis termicamente. Quando recozidas, apresentam alta ductilidade, devido à estrutura CCC. Já quando solubilizadas, passando a ter 100% de fase  $\beta$  retida, conferindo a esse material boa ductilidade e tenacidade, baixa resistência mecânica e excelente conformabilidade. Quando comparadas as ligas  $\alpha+\beta$ , tem como desvantagem sua alta densidade e baixa resistência à fluência (CARDOSO, 2007; SÁ, 2013).

As ligas de titânio  $\beta$  foram desenvolvidas em alternativa às ligas  $\alpha+\beta$  e, como já foi mencionado, apresentam maior facilidade de conformação mecânica e podem ser endurecidas por precipitação (ALEIXO, 2006). São utilizadas na indústria aeroespacial e automotiva, em materiais esportivos e aplicações ortodônticas e ortopédicas; dentre elas, podem ser citados, como exemplo, a liga Ti-10V-2Fe-3Al, utilizada em aplicações que exigem uniformidade das propriedades de tração na superfície e no centro do material.

### 3.2.1 Informações sobre metais e ligas desenvolvidas para a área da saúde

Entre 70 a 80% dos biomateriais implantados são produzidos com materiais metálicos. Comparados com outros biomateriais cerâmicos ou poliméricos, apresentam certas vantagens, pois, possuem a capacidade de suportar elevadas tensões de tração, até mesmo de natureza dinâmica. Esta é a razão pela qual várias ligas, como, por exemplo aquelas que apresentam boa resistência à fadiga, são muitas vezes utilizadas como materiais estruturais para reconstruções esqueléticas sujeitas à aplicação de cargas elevadas (NIINOMI; NAKAI; HIEDA, 2012).

Dentre os principais biomateriais metálicos utilizados comercialmente tem-se: aços inoxidáveis, ligas de cobalto e cromo (Co-Cr), titânio puro e ligas a base de titânio (PIRES; BIERHALZ; MORAES, 2015) Estes materiais apresentam vantagens e desvantagens para seus usos como implantes, e tem suas aplicações descritas na Tabela 1:

Tabela 1 - Materiais metálicos usados como biomateriais em implantes, próteses ou outros dispositivos médicos

<b>Materiais</b>	<b>Aplicações</b>
<b>Ligas à base de Cobalto</b>	Substituições total de quadril e joelho (ligas forjadas) Componentes e implantes dentários (fundidos) Válvulas cardíacas e stents
<b>Aço inoxidável</b>	Dispositivos temporários (placas de fraturas, parafusos, pregos de quadril e joelho) Substituição total de quadril e joelho Válvulas cardíacas e stents
<b>Ligas à base de Titânio</b>	Haste femoral e acetábulo (substituição total de quadril com cabeça femorais de Co-Cr-Mo ou cerâmicas) Outros dispositivos permanentes (parafusos e marca passos) Implantes dentários para fixação de dentes

Fonte: Adaptado de CHEN; THOUAS (2015, p. 3); RATNER *et al.* (2004, p. 203).

As ligas de cobalto-cromo (Co-Cr) apresentam biocompatibilidade limitada com o tecido ósseo, sendo utilizadas na fabricação de dispositivos biomédicos para substituir e auxiliar tecidos danificados e com suas funções comprometidas. Ligas metálicas de Co-Cr-Mo fundidas (Vitallium) foram as primeiras usadas em aplicações ortodônticas nos anos de 1930, e na década de 1940 adaptadas para aplicações ortopédicas (ANTONY, 1983; WILLIAMS, 2009). Dentre estas ligas Co-Cr, as mais utilizadas na produção de implantes são as ligas Co-28Cr-6Mo e Co-35Ni-20Cr-10Mo (PIRES; BIERHALZ; MORAES, 2015). Entretanto, as ligas de Co-Cr usadas em aplicações médicas precisam ter sua biocompatibilidade aprimorada, pois, mecanicamente, apresentam elevado módulo de

elasticidade, por volta de 240 GPa, muito acima dos ossos humanos (GEETHA, *et al.*, 2009). Estas ligas também possuem baixa plasticidade e dificuldade para usinagem. Além disso, implantes de ligas Co-Cr e aços inoxidáveis (316L) apresentam elevada massa específica e, devido à ação corrosiva do ambiente corpóreo a que estão submetidos, liberam íons no organismo. Outro ponto negativo destas ligas, onde os elementos níquel e ou cobalto presentes nelas, geram toxicidade no organismo, onde na literatura foram relatados o surgimento de dermatites e carcinomas (KEEGAN; LEARMONTH; CASE, 2008; MCGREGOR *et al.*, 2000). Por outro lado, os biomateriais de ligas Co-Cr são os mais adequados para uso em condições de atrito, com o contato de metal sobre metal em juntas artificiais (articulações de quadril, joelho e cotovelo) devido à excelente resistência ao desgaste (PIRES; BIERHALZ; MORAES, 2015).

O titânio e suas ligas têm sido utilizados para a fabricação de diferentes implantes odontológicos e próteses ortopédicas, devido ao baixo peso específico, elevada resistência à corrosão em meio corpóreo, boas características de biocompatibilidade e capacidade de estimular a integração óssea, tendo em vista os mais baixos valores do módulo de elasticidade desses materiais, mais próximos dos ossos humanos (30GPa), promovendo assim, uma melhor transferência de carga (LIU; CHU; DING, 2004). A liga Ti-6Al-4V (tipo  $\alpha+\beta$ ) foi a primeira utilizada para tais aplicações, sendo ainda hoje uma opção para uso (CHANDRASEKARAN *et al.*, 2005; NIINOMI, 2002). No entanto, a utilização desta liga apresenta a possibilidade de liberação de íons tóxicos de alumínio e de vanádio que estão associados com doenças degenerativas e carcinogênicas, respectivamente (GEETHA, *et al.*, 2009; LONG; RACK, 1998). Além disso, tem sido relatado que o acúmulo de vanádio, gerado pelo desgaste da prótese, principalmente quando submetida a grandes esforços de atrito e impacto, como, por exemplo, os esforços que estão sujeitos as próteses de joelho e cabeça do fêmur, acentuados pelo ataque dos fluidos orgânicos, provocam a degradação da liga e estão relacionados com a irritação do sistema respiratório. (GEETHA, *et al.*, 2009; SEMLITSCH, *et al.*, 1992).

Posteriormente, a partir de 1987, para substituir o vanádio, foram desenvolvidas novas ligas de titânio específicas para aplicação como biomateriais, tais como Ti-6Al-7Nb e Ti-5Al-2,5Fe, também do tipo  $\alpha+\beta$ , tendo módulos de elasticidade por volta de 114 e 112GPa, respectivamente (SIQUEIRA *et al.*, 2005; SPRIANO *et al.*, 2005). Na década de 90, foram desenvolvidas ligas do tipo  $\beta$ , dentre as quais se destacam Ti-15Mo, Ti-12Mo-6Zr-2Fe (TMZF), Ti-15Mo-5Zr-3Al, Ti-15Mo-3Nb-3O (21SRx). Porém, a elevada porcentagem de molibdênio apresentou problemas de biocompatibilidade, sendo prejudicial ao organismo

(LONG; RACK, 1998). Já, em 1996, foi desenvolvida ligas a base de nióbio, sendo primeiramente a liga Ti-13Nb-13Zr, e posteriormente a Ti-35Nb-7Zr-5Ta, tendo o nióbio a função da estabilização da fase  $\beta$  e a redução do módulo de elasticidade. (HENRIQUES *et al.*, 2005; QAZI; RACK, 2005). Todavia, deve ser destacado que estas ligas de titânio são baseadas em soluções sólidas substitucionais, não tendo nenhuma fase dura, ao contrário das ligas Co-Cr que possuem fase intermetálica em sua microestrutura.

### **3.2.2 Informações sobre ligas de titânio desenvolvidas para uso nas áreas automotiva, aeronáutica e aeroespacial**

Dentre as áreas de aplicações do titânio e suas ligas, estão as indústrias aeronáutica, aeroespacial e automotiva (AAA). Nestas áreas, esses materiais se destacam pelas atraentes relações entre resistência mecânica e massa específica, resistência à corrosão e resistência à fadiga e resistência à fluência, sendo usados para a fabricação de partes de motores de foguetes, hélices, componentes de turbinas de motores a jato, reservatórios de gás e tanques de combustível. Componentes de turbinas feitos de titânio e suas ligas apresentam também estabilidade metalúrgica em altas temperaturas (JOSHI, 2006; PEREIRA; FERREIRA, 2007; SU 2013).

Dentre as ligas de titânio, a liga Ti-6Al-4V (tipo  $\alpha+\beta$ ) é a mais utilizada nas áreas AAA, tendo em vista que suas propriedades mecânicas podem ser modificadas em função da composição química e dos parâmetros adotados no processamento termomecânico, podendo-se produzir ligas com limite de resistência à tração e limite de escoamento de até 1200 MPa e 1130 MPa, respectivamente (BOYER, 1996; LEYENS; PETER, 2003). As ligas Ti-10V-2Fe-3Al e Ti-5Al-5Mo-5V-3Fe são utilizadas intensamente na indústria aeronáutica, na fabricação de trem de pouso, trazendo benefícios como a redução de peso das aeronaves de até 600 kg (BOYER, 2010; OPINI, 2012). No caso de aplicações em altas temperaturas, as ligas de titânio, são aplicados até 540°C, devido à resistência à fluência e baixa resistência a oxidação em altas temperaturas, este último devido à grande afinidade do titânio com oxigênio (BOYER, 1996; LEYENS; PETER, 2003).

Na indústria automotiva, pelas propriedades intrínsecas já mencionadas, o titânio e a suas ligas têm sido utilizados para a fabricação de bielas e válvulas de motores de carros de luxos e esportivos, em marcas como Ferrari, Corvette Z06 V8 e Porsche (FALLER; FROES, 2001; SACHDEV *et al.*, 2012), resultando em um aumento da rotação máxima de 6.600 rpm para 7.100 rpm. As válvulas de admissão com 56mm de diâmetro feitas de titânio, ficaram

21g mais leves do que as válvulas de aço inoxidável, e também reduziram aproximadamente, até 22% da capacidade de utilização da área. As bielas de Ti-6Al-4V pesaram apenas cerca de 464 g, que representa uma redução de 30% do peso quando comparadas com aquelas construídas através de métodos de sinterização de metais ferrosos. As bielas mais leves contribuem para uma menor carga na extremidade da haste dos mancais principais, possibilitando assim que os mancais sejam projetados para o mínimo atrito (SACHVED *et al.*, 2012).

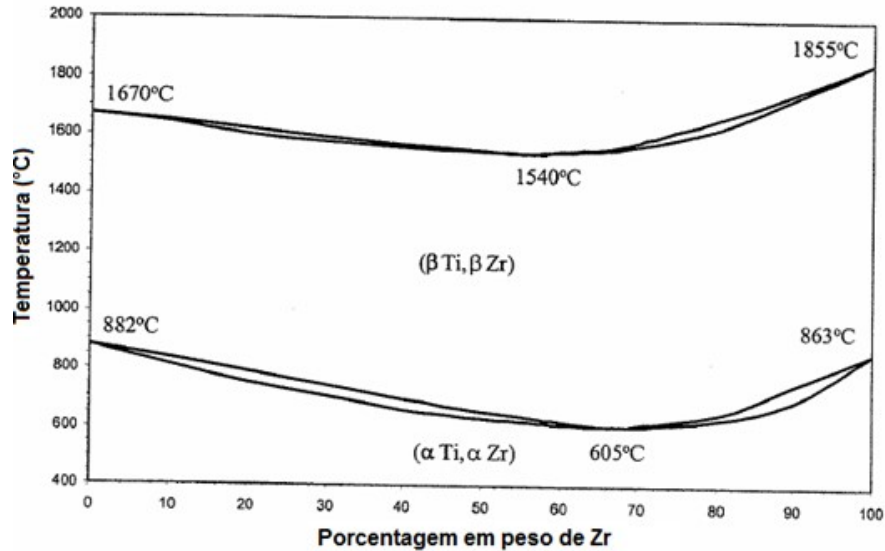
### 3.3 DIAGRAMAS DE FASES

Considerando que o comportamento de um material está diretamente relacionado às fases presentes em sua microestrutura, informações sobre o diagrama de fases são essenciais para a compreensão e desenvolvimento de um novo material. A análise desses diagramas permite compreender as fases existentes e a sequência de formação, para uma determinada composição (RAMOS; NUNES; COELHO, 2005). Para o estudo do sistema Ti-Si-B e dessas ligas com a adição de 2%-at. de zircônio, é de suma importância a compreensão dos sistemas binários envolvidos.

#### 3.3.1 Sistema Ti-Zr

No diagrama de fases do sistema Ti-Zr (Figura 2), do tipo isomorfo, pode ser notado que o zircônio apresenta uma solubilidade total em ambas as fases cristalinas do titânio ( $\alpha$  e  $\beta$ ), inclusive para a fase líquida.

Figura 2 - Diagrama de fases do sistema Ti-Zr



Fonte: Adaptado de MURRAY (1987, p. 96).

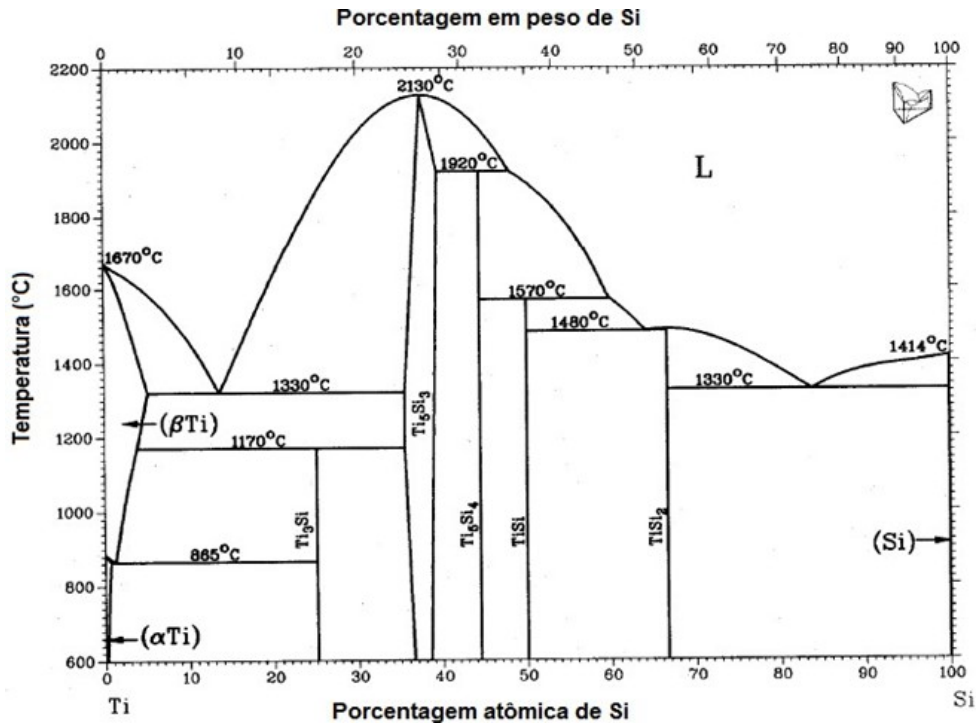
Apesar da similaridade eletrônica com o titânio, as soluções sólidas de  $\alpha$  e  $\beta$  formadas a partir da adição do zircônio promovem maior dificuldade para o escorregamento dos planos de deslizamento do material devido a distorção gerada na estrutura cristalina o que, conseqüentemente, contribui para aumentar a resistência mecânica (resistência à tração, dureza e resistência à flexão) e diminuir sua ductilidade (DURACCIO; MUSSANO; FAGA 2015).

### 3.3.2 Sistema Ti-Si

O sistema Ti-Si foi amplamente estudado e modelado termodinamicamente, devido ao silício atribuir a estas ligas interessantes propriedades para aplicação em altas temperaturas, como resistências à corrosão e à fluência. (FIORE; BENEDUCE; AZEVEDO, 2016).

Os estudos realizados por Hansen, Kessler e Mcpherson (1952) e Svechnikov *et al.* (1970) são a base para o diagrama de fases atualmente aceito do sistema Ti-Si (Figura 3), onde as seguintes soluções sólidas podem ser identificadas: Ti- $\alpha$  (HC), Ti- $\beta$  (CCC) e Si, e fases intermediárias de Ti<sub>3</sub>Si, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>5</sub>Si<sub>4</sub>, TiSi e TiSi<sub>2</sub> são reportadas.

Figura 3 - Diagrama de Fases do sistema Ti-Si



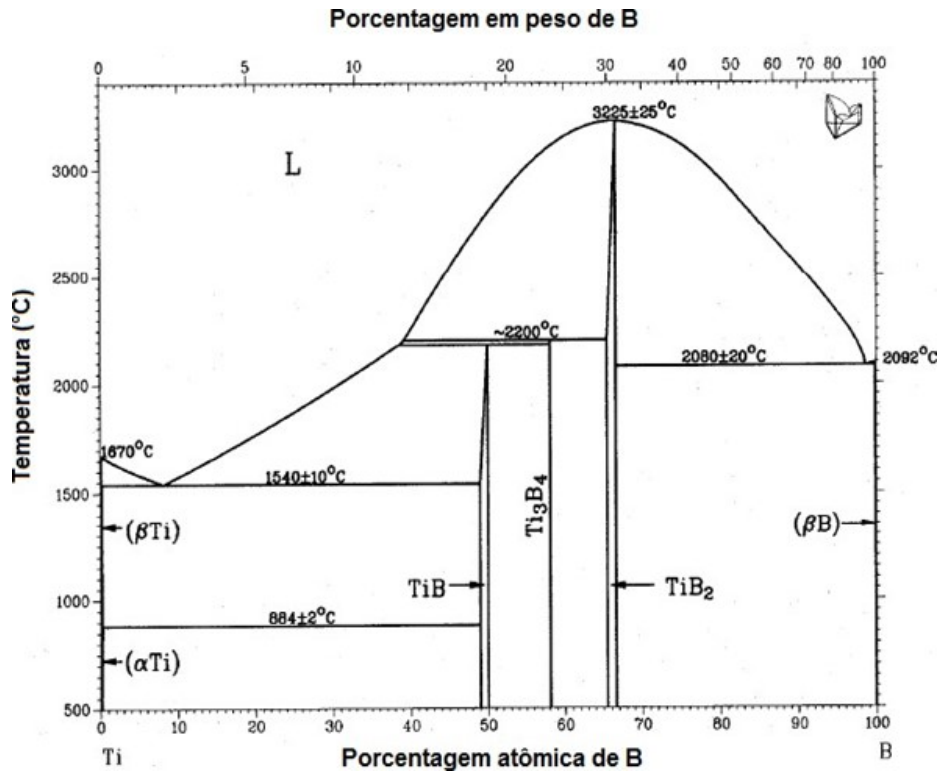
Fonte: Adaptado de MASSALSKI (1986, p. 138).

De acordo com esse diagrama, as fases  $Ti_5Si_3$  e  $TiSi_2$  são formadas por transformações congruentes, enquanto que as fases  $Ti_5Si_4$  e  $TiSi$  são formadas pelas reações peritéticas  $L+Ti_5Si_3 \leftrightarrow Ti_5Si_4$  e  $L+Ti_5Si_4 \leftrightarrow TiSi$ , respectivamente. A fase  $Ti_3Si$  pode ser formada pela reação peritética  $Ti-\beta+Ti_5Si_3 \leftrightarrow Ti_3Si$  ou pela reação eutética  $Ti-\beta \leftrightarrow Ti-\alpha+Ti_3Si$ .

### 3.3.3 Sistema Ti-B

O diagrama de fases do sistema Ti-B atualmente aceito tem base nos estudos realizados por Ruby e Windisch (1966) e Fenish (1964), o qual está mostrado na Figura 4, sendo possível identificar as seguintes fases relatadas: soluções sólidas terminais de Ti- $\beta$  (CCC), Ti- $\alpha$  (HC) e  $\beta$ -B (romboédrico); dois compostos intermediários, o  $TiB$  e o  $TiB_2$  que apresentam uma faixa de solubilidade de 1 e 1,2%-at. B, respectivamente, além da fase estequiométrica  $Ti_3B_4$ .

Figura 4 - Diagrama de fases do sistema Ti-B



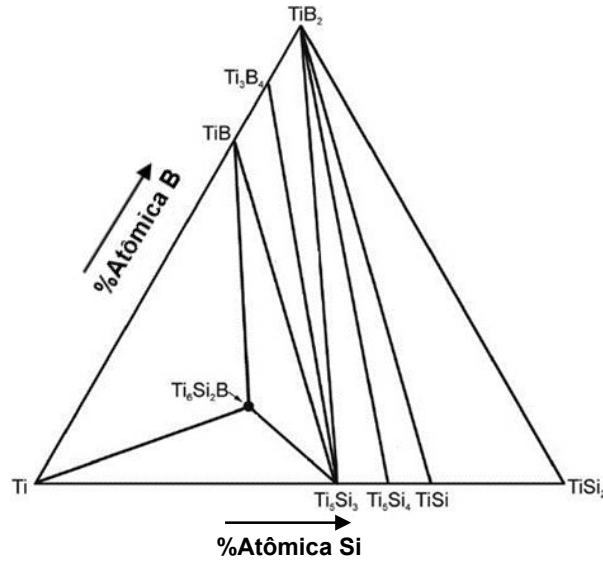
De acordo com esse diagrama de fases, o TiB e o  $Ti_3B_4$  são formados pelas reações peritéticas  $L+Ti_3B_4 \leftrightarrow TiB$  e  $L+TiB_2 \leftrightarrow Ti_3B_4$ , respectivamente, enquanto que o  $TiB_2$  é formado por transformação congruente.

Com a adição de boro, as ligas de titânio são endurecidas, podendo-se observar que o módulo de elasticidade e a resistência mecânica aumentam (ZHU *et al.*, 2003). Além disso, o boro é considerado importante para desenvolvimento e manutenção dos ossos (SILVA, 2006).

### 3.3.4 Sistema Ti-Si-B

A seção isotérmica à  $1250^\circ\text{C}$  do sistema Ti-Si-B, determinada de forma experimental, tem indicado a existência de uma fase ternária com estequiometria próxima de  $Ti_6Si_2B$ , conforme está apresentado na Figura 5. Sua existência foi confirmada por Yang, Chang e Tan (2005). Neste diagrama de fases, pode ser também notada a presença de um campo bifásico estreito de  $Ti-\alpha+Ti_6Si_2B$ , além de regiões trifásicas de  $Ti-\alpha+Ti_5Si_3-Ti_6Si_2B$  e  $Ti-\alpha-TiB+Ti_6Si_2B$ , na região rica em titânio. Neste diagrama, não foram consideradas as regiões de solubilidade das fases presentes.

Figura 5 - Seção isotérmica parcial a 1250°C do sistema Ti-Si-B na região Ti-TiSi<sub>2</sub>-TiB<sub>2</sub>



Fonte: Adaptado de RAMOS *et al.* (2013, p. 393).

### 3.4 INFORMAÇÕES SOBRE LIGAS Ti-Si-B

Características importantes do Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B foram avaliadas, onde pode-se verificar maior resistência à oxidação com o aumento desta fase ternária (RAMOS *et al.*, 2003). Outra importante propriedade já determinada, são seus baixos coeficientes de expansão térmica, mostrando ser mais isotrópico do que o Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> nas direções “a” e “c” da sua célula unitária, o que minimiza o surgimento de tensões em suas interfaces quando submetidos em altas temperaturas, os quais são mais próximos do titânio (RODRIGUES *et al.*, 2006).

A produção de ligas do sistema Ti-Si-B pode ser conduzida por fusão a arco e subsequente tratamento térmico, e microestruturas bifásicas (Ti-α+Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B) podem ser produzidas, dependendo da composição química adotada (RAMOS *et al.*, 2004).

Estudos realizados por Borges *et al.* 2005, indicaram que as ligas do sistema Ti-Si-B apresentam potencial para aplicação em implantes ósseos, devido aos seus componentes Si e B estarem presentes normalmente na composição óssea, ao contrário dos elementos tóxicos de Al e V, presentes na liga Ti-6Al-4V. Os ensaios de toxicidade sistêmica (camundongos) e de sensibilidade intracutânea (coelhos), não demonstraram nenhuma evidência de reação de toxicidade provocada pela liga Ti-Si-B. Nos testes escolhidos, a liga não liberou resíduos de sua composição ou de seu processamento, sendo, portanto, não tóxico, compatível e possível candidato de ser utilizado em implantes, devido à propriedade de minerais benéfica como coadjuvante as placas de osteossíntese na reabilitação de ossos lesados.

Além disso, estudos realizados por Ponomarev *et al.* 2019, indicaram que o boro apresenta características antibactericidas. Portanto, as ligas de titânio deste sistema têm mostrado que o Si e o B têm sido considerados para aplicações em implantes médicos e dentários. Como exemplo, a liga Ti-10Si-5B produzida por fusão a arco e subsequente tratamento térmico apresentou boas características de integração óssea e de biocompatibilidade superior ao do titânio comercialmente puro (KATO *et al.*, 2009).

Em relação a resistência à corrosão, estudos foram realizados por Fiorin (2018) com as ligas Ti-8Si-4B, Ti-10Si-5B, Ti-14Si-7B, Ti-20Si-10B e Ti-22Si-11B produzidas por moagem de alta energia e sinterizadas por duas rotas: (a) sinterização convencional e (b) sinterização por plasma pulsado. Como esperado, as ligas Ti-Si-B processadas por SPS ficaram mais densas e com microestruturas mais finas, ficando a liga Ti-22Si-11B com menor porosidade e uma maior quantidade de  $Ti_6Si_2B$ , exibindo assim um menor valor da densidade de corrente de passivação ( $0,08 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ ) e um maior valor de potencial de corrosão (-0,232V), quando em comparação com a liga Ti-8Si-4B (-0,415V e  $5,45 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ ), indicando uma maior resistência à corrosão para todos os meios estudados.

Estudos realizados por Ramos *et al.* (2014) relataram que ligas as ligas Ti-7Zr-22.2Si-11.1B, Ti-7Zr-10Si-5B e Ti-7Zr-30Si-5B, em %-at., produzidas por fusão a arco e posterior tratamento térmico a 1200°C por 90h, apresentaram microestruturas majoritárias de  $Ti-\alpha+Ti_6Si_2B$ , apresentando caminho de solidificação igual, a ligas sem a adição de zircônio. Neste estudo, notou-se que o composto  $Ti_6Si_2B$  se mostrou estável até adição em torno de 7 %-at. de zircônio, e a adição de quantidades maiores propiciaram a formação das fases TiB e  $Ti_5Si_3$  (ou  $Ti_3Si$ ) (RAMOS *et al.*, 2014).

### 3.5 INFORMAÇÕES SOBRE TRIBOLOGIA

A tribologia é a ciência que reúne os estudos realizados na física, química, mecânica e também na ciência dos materiais para explicar e prever o comportamento de sistemas físicos que são utilizados em sistemas mecânicos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005), englobando as configurações dos movimentos de superfície, envolvendo a interação de desgaste, atrito e lubrificação (DROZDOV; LUKASHINA; NAZAROVA, 2011). O termo tribologia, vem do grego “tribo” que significa fricção ou deslizamento e “logos” igual a estudo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Definida também como a “ciência e tecnologia de superfícies interativas em movimento relativo e dos assuntos e práticas relacionados” (JOST, 1990, p. 2).

Dentre as características do sistema tribológico está o atrito e o desgaste, não sendo propriedades intrínsecas do material, mas causa a dissipação de energia e perda de massa, neste sistema. O atrito é a resistência ao movimento que os corpos opõem quando se movem uns sobre os outros, ou seja, a perda progressiva de energia cinética, sendo consequências indesejáveis desta interação o aquecimento e o desgaste do material. Tais características tribométricas dependem também do ambiente, dos parâmetros operacionais e de sua interação, definindo assim um tribossistema, que deve ser analisado de forma ampla conforme sua aplicação (GAGG; LEWIS, 2007; ZUM GAHR, 1987).

O desgaste pode ser definido como “o dano gerado em uma superfície sólida envolvendo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre a superfície e o contato com outro material ou materiais” (ASTM 2017, p. 1). A eficiência da função do material desgastado pode reduzir, porém, raramente é catastrófico, gerando uma diminuição das dimensões dos componentes, causando desalinhamento e vibrações, afetando assim a distribuição de forças do sistema. Partículas podem ser geradas e trincas superficiais podem ser nucleadas e conduzir a fratura do componente (GAGG; LEWIS, 2007; SEIREG, 1998).

O desgaste é a principal causa de desperdício de material e perda de desempenho mecânico. Qualquer redução no desgaste pode resultar em economias consideráveis, sendo essas em aplicações estruturais nas áreas aeroespacial, aeronáutica ou automotiva, até mesmo economias relacionadas com tratamentos hospitalares e troca de implantes. O atrito é a principal causa de desgaste e dissipação de energia, e estima que um terço dos recursos energéticos do mundo em uso atual, é para superá-lo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O setor industrial de máquinas, ferramentas, eletrônicos e de equipamentos médicos, atualmente demanda soluções em relação ao comportamento do atrito, nas suas diversas superfícies, sejam elas submetidas sob vácuo ou no contato dinâmico de superfícies, trazendo a tribologia para estudos ao nível micrométrico e nanométrico, com o objetivo de reduzir o desgaste e gerar ganhos em manutenção de máquinas e equipamentos (MYSHKIN; SVIRIDENOK; TKACHUK, 2008; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

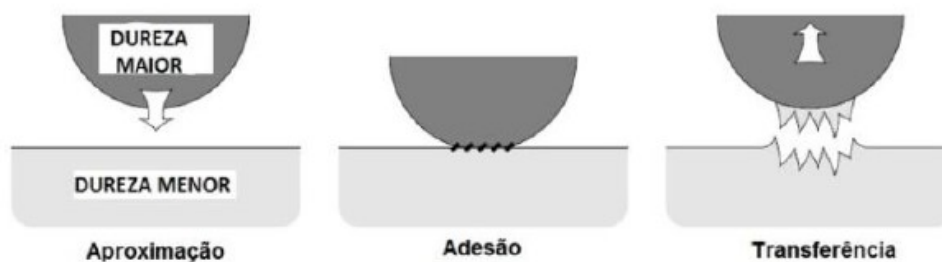
Assim, os estudos tribológicos determinam o comportamento de materiais em relação ao desgaste e o atrito de maneira conjunta, examinando características superficiais, como, por exemplo, rugosidade e energia superficial, condições de carregamento, resíduos do próprio processo, presença ou não de lubrificação, entre outros fatores (ZUM GAHR, 1987). Na tentativa de reduzir o atrito e controlar o desgaste, pode ser utilizado uma lubrificação, um meio eficaz onde uma fina camada de um líquido, gás ou sólido, de baixa resistência ao cisalhamento, é aplicada entre as superfícies que estão deslizando de forma recíproca, com o

intuito de evitar (ou minimizar) os danos do desgaste, suavizando o movimento e extraindo o calor gerado pelo atrito. O desempenho e a escolha do lubrificante dependem de sua composição, e também das suas características físicas e químicas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O desgaste pode ser classificado pelo movimento que ocorre entre os pares, entre eles: deslizamento, rolamento, erosão, impacto e ou oscilação. Entretanto, como mecanismos distintos podem interagir dentro de um mesmo sistema tribológico, a classificação usual é segundo o mecanismo de desgaste. Os principais mecanismos observados no desgaste de superfícies são: desgaste por adesão; desgaste por abrasão, desgaste por fadiga superficial e desgaste por tribocorrosão (GAGG; LEWIS, 2007; ZUM GAHR, 1987).

O desgaste por adesão, ilustrado na Figura 6, ocorre mediante a formação de uma junção adesiva na interface entre dois corpos, e tem por característica a alta taxa de desgaste, coeficiente de atrito elevado e instável. Neste mecanismo, ocorre a transferência de massa do corpo de menor dureza para o outro de maior dureza, a partir do deslizamento de duas superfícies sólidas sujeitas a uma forte pressão de contato entre as superfícies, gerando deformação plástica do material, nos pontos deslizantes, devido à rugosidade do mesmo. Trincas podem ser nucleadas e propagadas, chegando à ruptura, causando crateras nesta superfície (ASTM 2022; GAGG; LEWIS, 2007).

Figura 6 - Esquema do mecanismo de desgaste por adesão

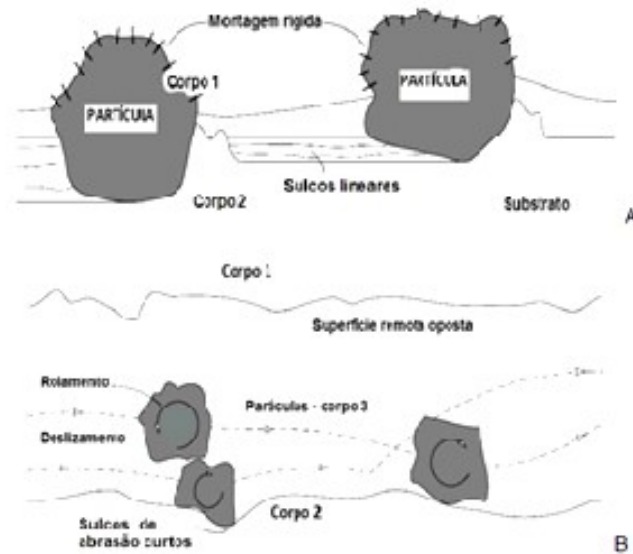


Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR (2005, p. 578).

O mecanismo de desgaste por abrasão ocorre mediante o deslocamento de um material com elevada dureza e rugosidade, em relação ao contra apoio. Neste caso, a superfície mais dura tendem a penetrar no material de menor dureza, causando nele, deformações plásticas, riscando-o e gerando sulcos, sendo as partículas geradas neste processo denominadas de material de desgaste (ASTM 2022; GAGG; LEWIS, 2007). Este mecanismo de desgaste pode ser caracterizado por desgaste de dois ou três corpos, conforme esquema apresentado na Figura 7. No primeiro caso, as partículas abrasivas de maior dureza estão fixas, e deslizam

sobre a amostra, causando ranhuras ou riscos na superfície desgastada. O mecanismo de desgaste por abrasão com três corpos ocorre quando as partículas abrasivas não estão fixas e rolam sobre a amostra, ou seja, o desgaste é devido ao movimento de rolamento que as partículas abrasivas realizam durante o processo. Isso acarreta características específicas a superfície desgastada, como um desgaste mais lento do que o ocorrido em dois corpos (COZZA, 2014; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Figura 7 - Modelo de desgaste por abrasão (A) dois corpos (B) três corpos

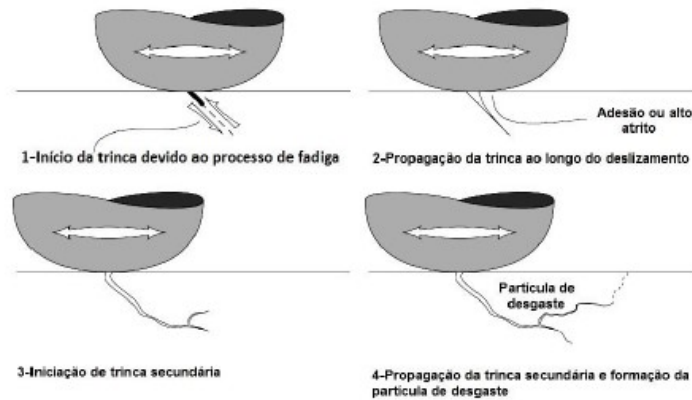


Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR (2005, p. 529).

O desgaste por fadiga superficial ou fadiga de contato, pode ser caracterizado pela formação de trincas e descamação do material, causado por ciclos de carga na superfície do material. Os contatos dos corpos sólidos por rolagem, escorregamento e impacto de sólidos ou líquidos podem resultar nestes ciclos alternados de tensão na superfície. A propagação das trincas ocorre por um ciclo de encruamento e amolecimento e, em sequência, de deformações plásticas e elásticas. Portanto, a fadiga localizada pode ocorrer em escala microscópica, devido aos contatos entre as asperezas dos sólidos em movimento relativo (ZUM GAHR, 1987). Em micrografias de superfícies desgastadas por esse mecanismo, trincas e microtrincas são frequentemente observadas. A Figura 8 mostra o esquema do mecanismo de trinca superficial iniciado mediante desgaste por fadiga. Uma trinca primária é originada na superfície e se propaga para o interior do material e ao longo dos planos de deslizamento ou discordâncias. Uma trinca secundária pode ser desenvolvida a partir da trinca principal ou, alternativamente, a trinca primária pode se conectar com uma trinca existente na subsuperfície. Quando a trinca em desenvolvimento atinge a superfície novamente, uma partícula de

desgaste solta-se do substrato (STACHOWIACK; BATCHELOR, 2005).

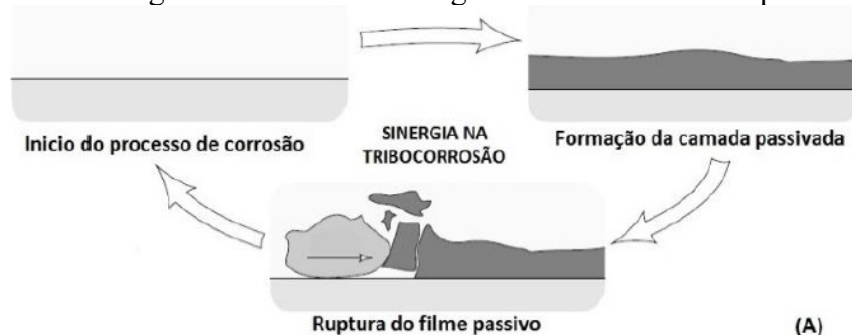
Figura 8 - Esquema do mecanismo de desgaste por fadiga por tensão de contato



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR (2005, p. 623).

O mecanismo de desgaste por tribocorrosão ou triboquímico, ocorre quando o material sujeito a desgaste está exposto a um ambiente corrosivo e, conseqüentemente, ele passa a estar submetido tanto a solicitações mecânicas quanto químicas, tendo um esforço sinérgico de desgaste e corrosão, que interfere de forma direta na quantidade de metal removido. A tribocorrosão acontece de forma intensa em implantes de componentes metálicos (ASTM 2022; TEKIN; MALAYOGLU, 2009). A tribocorrosão é crítica em materiais metálicos, cuja resistência à corrosão advém do mecanismo de passivação, devido a serem termodinamicamente instáveis na presença de oxigênio ou água. O mecanismo de passivação ilustrado na Figura 9 é formado através de uma película superficial de óxido que oferece proteção entre o metal e o meio que o circunda. Esse filme passivo apresenta espessura fina e pode ser capaz de proteger o restante do material contra a corrosão, além de possuir a capacidade de recuperação quando removido (GERINGER *et al.*, 2013; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Figura 9 - Sinergia entre corrosão e desgaste na tribocorrosão - passivação



(A)

Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR (2005, p. 605).

A quebra e remoção da camada de passivação forma detritos não-metálicos que podem atacar abrasivamente as superfícies em contato, expondo-as ao ambiente corrosivo. Apesar de uma nova película ser gerada, a repetição deste processo acarreta a perda de massa. Quando o filme passivado sofre severas condições de desgaste, o dano na camada torna-se extenso e contínuo, e o processo de recuperação não é eficaz, já que irá exigir uma alta taxa de oxidação do metal na região subjacente ao desgaste (GERINGER *et al.*, 2013; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

De acordo com Wang *et al.* (2008), os mecanismos de desgaste por erosão e por abrasão são considerados as principais causas de falhas de componentes e equipamentos industriais. A erosão é causada, principalmente, pelo transporte e colisão de partículas abrasivas e pela ação de determinado fluido, sobre a superfície do componente em serviço, atuando como fonte de deterioração de componentes mecânicos de motores de aeronaves, equipamentos de processamento químico, entre outros. Uma combinação de abrasão com fadiga superficial pode ser definida como erosão (ZUM GAHR, 1987).

### **3.5.1 Desgaste microabrasivo – Definições e ensaios.**

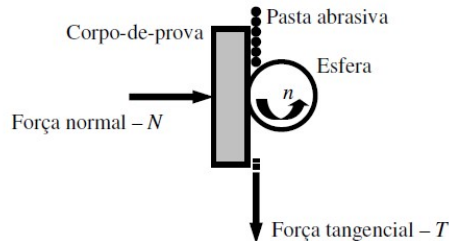
Dentre os tipos de desgaste, o de maior relevância é o desgaste abrasivo, devido a sua maior ocorrência e pela sua gravidade, tendo elevado poder destrutivo. É responsável por rápidos e severos danos aos materiais. Se não for devidamente controlado, este mecanismo de desgaste é apontado como responsável por aproximadamente 63% dos custos de recuperação de componentes mecânicos (MINATTO; COSTA; DALEFFE; 2020, STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O foco do presente estudo envolve o desgaste microabrasivo. Alguns parâmetros podem ser utilizados para diferencia-lo do mecanismo por abrasão como, por exemplo, o tamanho médio das partículas abrasivas e o coeficiente de desgaste. (COZZA, 2011). No caso de desgaste microabrasivo, os tamanhos médios das partículas podem variar de 3 a 6  $\mu\text{m}$ , enquanto que desgaste por abrasão é caracterizado pela presença de partículas abrasivas da ordem de 50 a 250  $\mu\text{m}$  (ADACHI; HUTCHINGS, 2003). Em relação aos coeficientes de desgaste, para o microabrasivo, há uma variação entre  $1 \times 10^{-6}$  e  $2,5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ , enquanto que para o desgaste abrasivo, os coeficientes variam entre  $1 \times 10^{-2}$  e  $1,2 \times 10^{-1} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  (COZZA, 2011).

O teste de desgaste microabrasivo é um método desenvolvido por Rutherford e Hutchings (1996), que tem sido bastante empregado em centro de pesquisas. Neste, o ensaio

ocorre com uso de uma esfera rotativa conforme esquematiza a Figura 10, chamado de *Micro-scale abrasive wear test* ou *Ball-cratering abrasion test* (ADACHI; HUTCHINGS, 2003).

Figura 10 - Diagrama esquemático do princípio do ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa

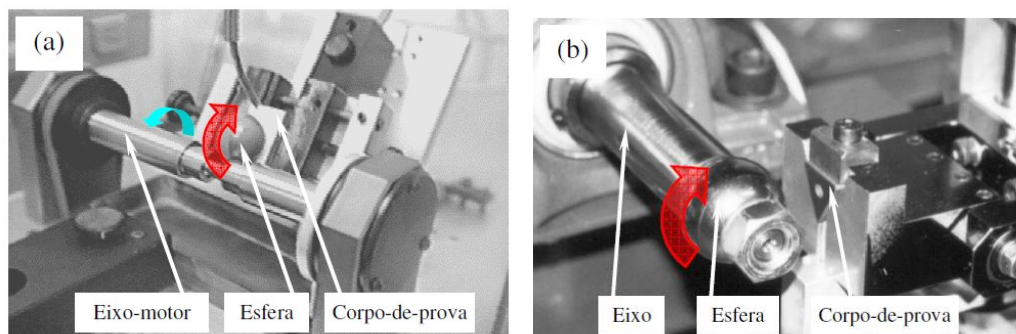


Fonte: Adaptado de COZZA; TANAKA; SOUZA (2009, p. 62).

Na representação esquemática da Figura 10, nota-se que a esfera se encontra em rotação ( $n$ ), em contato com o corpo de prova. Em alguns casos é utilizada uma pasta abrasiva, geralmente de carbeto de silício, o que não foi utilizado no presente estudo, pois visa a determinação das propriedades de desgaste a seco de ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B. A força normal ( $N$ ) aplicada sobre o corpo de prova, o contato e o movimento relativo entre os componentes do sistema tribológico, gera uma força tangencial (força de atrito), bem como uma calota esférica na amostra, denominada cratera de desgaste (*wear crater*, em inglês) pode ser formada (COZZA, 2011).

Tendo vantagens em relação a testes de abrasão mais convencionais, incluindo a capacidade de testar pequenos volumes de material e revestimentos finos, a sua facilidade de utilização, o baixo custo do equipamento e a sua versatilidade, o teste de *ball cratering* é normalmente utilizado para investigar o comportamento de desgaste de materiais (substratos) ou a resistência ao desgaste de revestimentos (CAMERINI *et al.* 2011; COZZA, 2011).

Figura 11 - Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa



Fonte: Adaptado de COZZA; TANAKA; SOUZA (2009, p. 62).

Legenda: a) Configuração esfera livre.

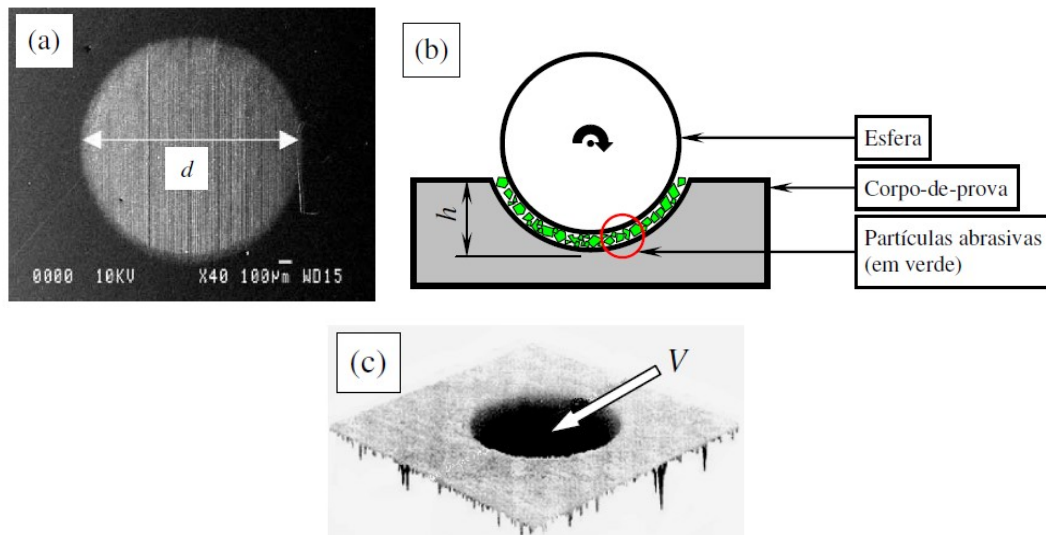
b) Configuração esfera fixa.

O ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa pode ser realizado dentre as duas configurações de equipamento existente: por esfera livre – *free ball* (Figura 11.a) ou por esfera fixa – *fixed-ball* (Figura 11.b), sendo esta segunda o foco deste trabalho. No equipamento de configuração esfera livre (Figura 11.a) a força normal aplicada no corpo-de-prova é realizada pelo próprio peso da esfera juntamente com a inclinação entre esfera-amostra, e sua posição em relação ao eixo-motor (GOBBI, 2018).

Já na configuração esfera fixa (Figura 11.b), a força normal é aplicada pela esfera através do sistema peso-morto. A amostra é fixa em uma ponta da haste que é livre para girar em torno do pino, e do outro lado da haste se encontra um contrapeso, que tem função de fornecer equilíbrio ao sistema, para que na condição da carga aplicada pelo contrapeso igual a zero e se obtenha uma força normal igual a zero (GOBBI, 2018).

Independentemente do método utilizado, o teste possibilita a produção de pequenas marcas de desgaste, também chamadas de calotas ou crateras de desgaste (com forma de “tampa” esférica); com características específicas das amostras envolvidas e com dimensões determinadas a partir da geometria da esfera de desgaste. Três grandezas geométricas são avaliadas: diâmetro ( $d$ ), profundidade ( $h$ ) e volume de material removível ( $V$ ) (COZZA, 2011; GOBBI, 2018), conforme está ilustrado na Figura 12.

Figura 12 - Imagens representativas das crateras de desgaste, com a indicação das grandezas geométricas



Fonte: Adaptado de COZZA (2011, p. 7).

Legenda: a) Diâmetro –  $d$ ;

b) Profundidade –  $h$  (Ilustração esquemática do princípio de produção de uma cratera);

c) Volume -  $V$ .

O diâmetro da cratera após o ensaio é normalmente medido por microscopia óptica, onde em função deste diâmetro, é possível determinar através das equações derivadas da lei de Archard (COZZA, 2011; KURODA *et. al.* 2023), o volume de material removido (V) – Equação (1), a profundidade da cratera (h) – Equação (2), e o coeficiente de desgaste (k) – Equação (3), como segue:

$$V = \frac{\pi d^4}{64R} \quad (1)$$

$$h = \frac{d^2}{8R} \quad (2)$$

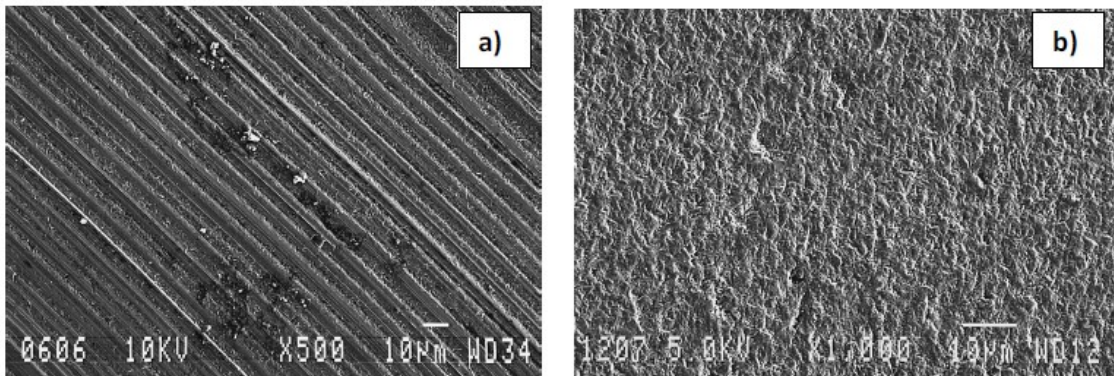
$$k = \frac{\pi b^4}{64R} * \frac{1}{SN} \quad (3)$$

, sendo R o raio da esfera, S a distância de deslizamento e N a força normal (COZZA, 2011; RUTHERFORD, HUTCHINGS, 1996).

Neste tipo de ensaio, o termo coeficiente de desgaste (k) também denominado como taxa de desgaste específica, representa o volume (V) de material removido no desgaste em mm<sup>3</sup>, em função da carga normal de contato (F) aplicada em Newton, e da distância percorrida (S) em metro ou milímetro. Por meio da análise do valor do coeficiente k dado por (mm<sup>3</sup>/N.m) ou (mm<sup>2</sup>/N), torna-se possível a comparação entre as taxas de desgaste em diferentes classes de materiais, tendo um melhor desempenho ao desgaste conforme menor o valor encontrado deste parâmetro (COZZA, 2011).

Com relação aos mecanismos de desgaste em ensaios de microabrasão, existem três tipos mais comuns: (1) por riscamento, no qual as partículas abrasivas estão fixas ao contra corpo e riscam a amostra, removendo material da superfície em questão, atuando como se fossem uma lixa, também chamado de desgaste abrasivo de dois corpos (Figura 13.a) (MISRA; FINNIE, 1980); (2) por rolamento, onde as partículas estão livres e rolam sobre a amostra criando microindentações, denominado também de desgaste abrasivo por três corpos (Figura 13.b) ou (3) quando os dois mecanismos atuam simultaneamente, denominado assim como desgaste misto (VERSPUI *et al.*, 1995).

Figura 13 - Micrografias da superfície de um aço ferramenta apresentando desgaste



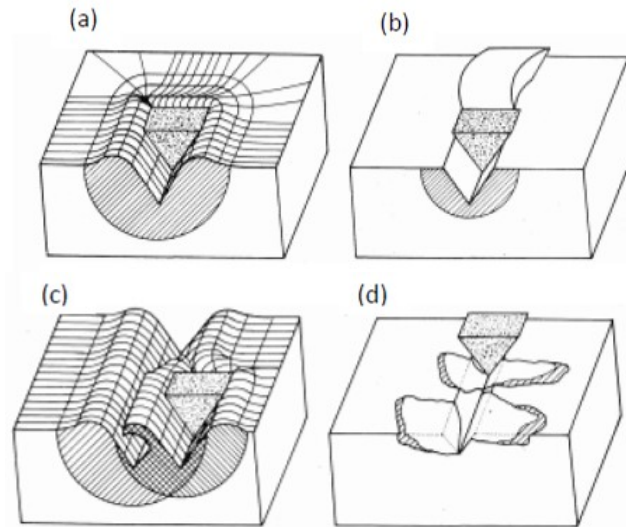
Fonte: Adaptado de TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS (1999, p. 207).

Legenda: a) Por riscamento.  
b) Por rolamento.

Ainda detalhando sobre o desgaste abrasivo, pode-se perceber que após o contato do abrasivo com a superfície, sob carregamento, a superfície será deformada como uma maneira de dissipar a energia que foi inserida pelo contato, existindo uma subdivisão (Figura 14) que trata dos micromecanismos de desgaste, e de como esta energia é dissipada, definidas por Zum Gahr, 1987 como:

- **Microsulcamento:** onde a passagem da partícula abrasiva não causará retirada de material, causando apenas uma deformação plástica, formando um sulco, e acumulando o material deformado nas regiões laterais;
- **Microcorte:** onde haverá uma remoção de volume do material proporcional ao volume do abrasivo que penetrou na superfície, mas sem que haja a deformação plástica;
- **Microfadiga:** ocorre quando há vários deslocamentos sucessivos de material pela passagem do abrasivo, na configuração de microsulcamento, fazendo com que ocorra a fadiga do material, que será desprendido da superfície.
- **Microtrincamento:** particularmente em superfícies de materiais frágeis, haverá o destacamento do material devido a formação e propagação das trincas, ocasionadas pelas tensões atuantes na superfície do material a ser desgastado e maior que as tensões críticas.

Figura 14 - Interações físicas entre as partículas abrasivas e as superfícies dos materiais



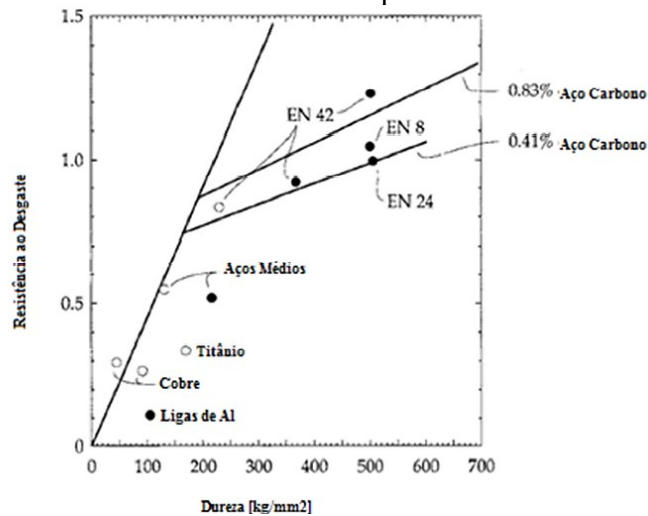
Fonte: Adaptado de ZUM GAHR (1987, p. 221).

Legenda: a) Microsulcamento.  
 b) Microcorte.  
 c) Microfadiga.  
 d) Microtincamento.

A resistência ao desgaste tem relação direta entre as propriedades superficiais de um sólido e suas características físicas, químicas e biológicas (em aplicações de biomateriais), como coeficiente de atrito, resistência à corrosão e integração óssea é evidente. Além disso, uma análise mais minuciosa da microestrutura do material - incluindo fases apresentadas, bem como suas quantidades relativas, morfologias e distribuição - tem impacto na determinação da sua capacidade em suportar desgaste no meio ao qual está exposto. Em decorrência dessas constatações diversas, testes específicos devem ser desenvolvidos para uma melhor compreensão do comportamento superficial em relação ao desgaste (BLAU, 1991).

Na tentativa de minimizar o desgaste abrasivo em materiais metálicos, são realizados tratamento térmico das superfícies visando aumentar a dureza e melhorar sua resistência à abrasão. Sabe-se que os materiais rígidos possibilitam taxas de desgaste mais lentas do que os materiais de menor dureza. Por outro lado, a resistência ao desgaste relativo aos materiais metálicos não depende do endurecimento por deformação plástica gerados pelo trabalho a frio (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Neste contexto, a Figura 15 mostra a relação entre o desgaste abrasivo de alguns materiais ao carbeto de silício.

Figura 15 - Resistência relativa ao desgaste abrasivo do carbeto de silício versus dureza de metais puros



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR (2005, p. 542).

Com base nos dados apresentados, verifica-se a afirmação de que quanto maior a dureza de um material, maior será a sua resistência ao desgaste. O titânio e suas ligas são usados em vários campos de aplicação, especialmente aqueles que requerem propriedades como alta resistência mecânica, baixa densidade e boa resistência à corrosão. Entretanto, a utilização de ligas de titânio é limitada a componentes submetidos a mecanismos de atrito, portanto, o tratamento superficial é necessário para reduzir o coeficiente de atrito desses materiais (LIU; CHU; DING, 2004). A pequena resistência ao desgaste do titânio e de suas ligas podem estar relacionadas a uma combinação de três fatores: a fragilidade do filme de óxido formado, a reatividade do titânio e o sistema deslizante de metais hexagonais compacto. A respeito do sistema hexagonal do titânio, este, possui uma baixa relação dos parâmetros de rede  $c/a$ , os modos de deslizamento resultam em um alto coeficiente de atrito e uma baixa resistência ao cisalhamento (DONG *et al.*, 1997). Visando a melhora das deficitárias propriedades tribológicas das ligas de titânio, são realizados tratamentos superficiais para aumentar a resistência ao desgaste, mas sem provocar mudanças na parte interna do material, em geral, são realizadas estas alterações através de tratamentos térmicos de superfície, com a introdução de uma nova camada, ou com a modificação da superfície do substrato (MAN *et al.*, 2001).

Assim, projetos de ligas que possibilitam o aumento da dureza dos materiais são de grande utilidade, como é o interesse deste trabalho, que visa o endurecimento das ligas pela precipitação da fase ternária  $Ti_6Si_2B$ . Todavia, deve ser destacado o número limitado de informações encontradas na literatura, sobre resistência ao desgaste de ligas Ti-Si-B baseadas no composto  $Ti+Ti_6Si_2B$ .

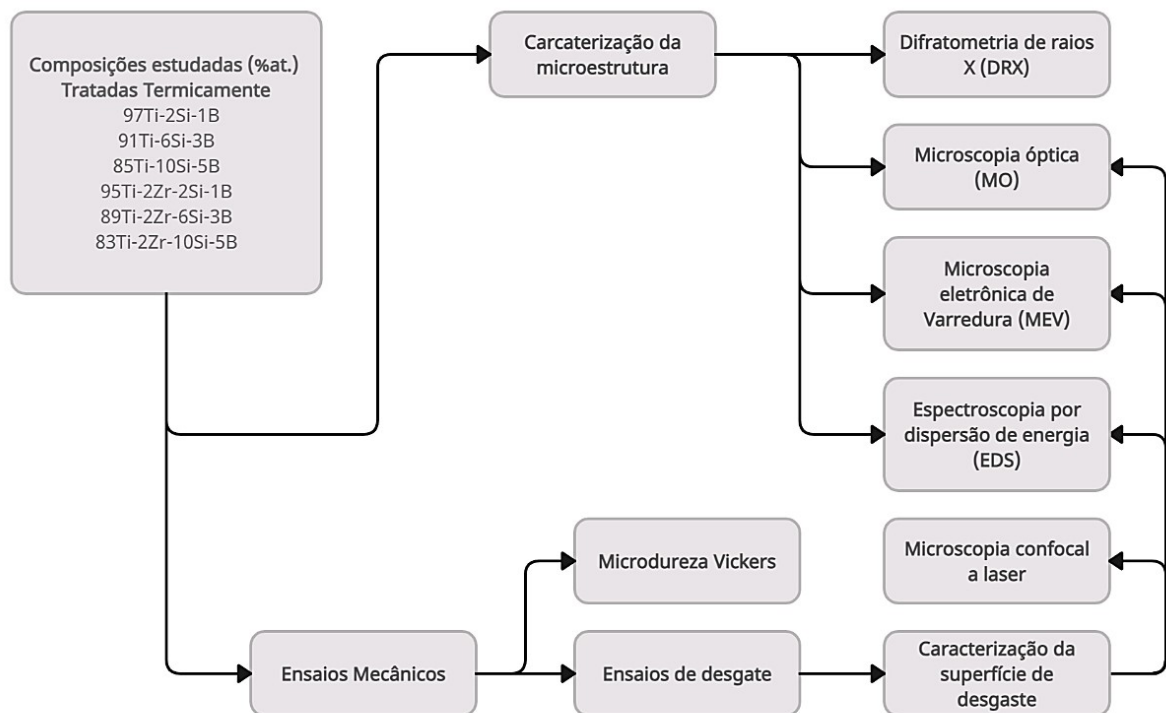
## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia utilizada para a realização deste estudo foi baseada em pesquisa exploratória sobre o tema proposto de forma analítica mista, abrangendo tanto o método quantitativo, quanto qualitativo, proporcionando uma melhor compreensão a respeito de resultados originais e inéditos, potencialmente atrativos para aplicações nas áreas da saúde, aeroespacial, aeronáutica e automobilística.

O método qualitativo adotado nesse estudo foi baseado na análise das microestruturas das amostras em estudo, com auxílio de técnicas de microscopia. Os métodos quantitativos foram baseados nos ensaios de microdureza Vickers e de desgaste das ligas em estudo, de forma a relaciona-las com a composição química e a microestrutura do material.

As etapas envolvidas neste estudo estão esquematizadas no fluxograma apresentado na Figura 16.

Figura 16 - Fluxograma da metodologia adotada neste estudo



Fonte: Autor (2023).

### 4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Neste estudo, as ligas Ti-2Si-1B, Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B, Ti-2Zr-2Si-1B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B (at.%) tratadas termicamente (1200°C por 16h, sob atmosfera de

argônio), e resfriadas dentro do forno, foram utilizadas para a avaliação da resistência ao desgaste pela técnica de *ball cratering*. Detalhes sobre o processamento por fusão a arco e o subsequente tratamento térmico estão apresentados em Palmiro (2020). Conforme relatado, as perdas de massas ocorridas no processo de fusão a arco foram inferiores a 0,33%, portanto, as composições químicas nominais das ligas foram consideradas neste estudo.

As composições químicas das ligas adotadas estão localizadas na região bifásica de Ti+Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, da seção isotérmica do sistema Ti-Si-B, enquanto que a adição de 2%-at. Zr foi adotada para manter a estabilidade do Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B (tendo em vista que teores maiores favorecem a formação de Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>/Ti<sub>3</sub>Si e TiB) (BERTOLI *et al.*, 2018). Dessa forma, este estudo visa estabelecer uma relação entre a quantidade de fase ternária e do efeito da adição de zircônio na dureza e na resistência ao desgaste desses materiais.

A superfície das amostras Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente foram preparadas de acordo com as técnicas convencionais de metalografia, conforme a norma ASTM E3-95, sendo assim embutidas a quente, lixadas (lixas de SiC: 220, 400, 600, 1500 e 2000#), polidas com alumina (0,5µm) e com uma solução de sílica coloidal (OPS) e atacadas com solução aquosa em meio ácido (relação HNO<sub>3</sub>:HF de 3:1), diluída em 20mL de água destilada. Esses procedimentos foram executados em equipamentos disponíveis no Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP.

#### 4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS LIGAS Ti-Si-B E Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE

Com o objetivo de identificar as fases presentes e outros detalhes microestruturais e cristalográficos decorrentes da composição e do processamento adotado para a preparação das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, as seguintes técnicas de caracterização foram utilizadas: difratometria de raios X (DRX), microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria por dispersão de energia (EDS).

Difratometria de raios X (DRX): as fases presentes nas amostras de Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente foram realizadas em um equipamento Panalytical modelo Empyrean, disponível no Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP, adotando-se os seguintes parâmetros: radiação de Cu-K $\alpha$ , 40 kV e 30 mA, variando-se o ângulo de varredura ( $2\theta$ ) de 10° à 90°, passo angular de 0,02° e tempo de contagem por passo de 3s. As fases presentes foram identificadas com o auxílio de dados cristalográficos das fases contidas nas fichas *Pearson's Crystal Data* (versão 1.0). O programa de computador *Powdercell*

(versão 2.4) foi também utilizado para a indexação das fases. Devido à dificuldade para a confecção de pós, os experimentos foram realizados com amostras maciças.

Microscopia óptica (MO): após realização dos métodos convencionais de metalografia, as amostras foram analisadas em microscópio óptico, que ocorreu em equipamentos disponíveis nos laboratórios do DEMAR-EEL-USP, visando obter informações sobre a homogeneidade química e detalhes microestruturais.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV): imagens das microestruturas das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente foram realizadas no modo de elétrons retroespalhados, para a obtenção de informações morfológicas e composicionais. Essa etapa foi conduzida em equipamento Hitachi modelo TM30000 disponível no DEMAR-EEL-USP.

Espectrometria por dispersão de energia (EDS): foram determinados os teores dos elementos químicos (exceto para o boro) presentes nas fases formadas nas ligas tratadas termicamente, usando padrões internos em termos de Ti, Zr (no caso de ligas Ti-Zr-Si-B) e Si, fazendo três medidas pontuais em cada fase, e uma medida de área, para comparar com os teores elementares das ligas em estudo. Esta etapa foi realizada no DEMAR-EEL-USP.

#### 4.3 ENSAIOS MECÂNICOS DE LIGAS Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE

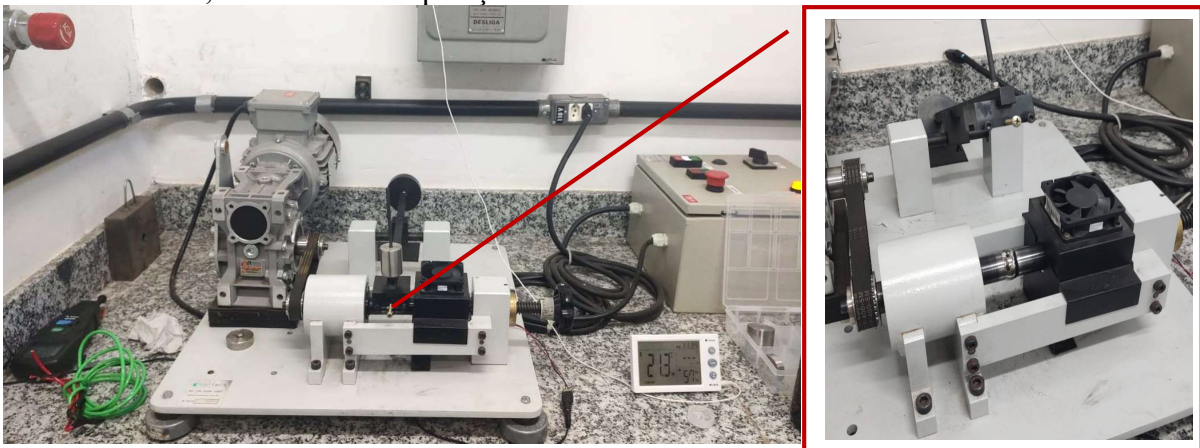
Visando avaliar o efeito da composição química e da microestrutura, na microdureza Vickers e na resistência ao desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, os ensaios foram realizados, como segue:

(i) Microdureza Vickers: para a determinação dos valores médios de dureza das ligas em estudo, os experimentos foram realizados com base na norma ASTM E92-82, sendo os valores médios obtidos a partir de 10 medidas na horizontal e 10 na vertical, com espaçamentos definidos de 2 mm entre as indentações, varrendo cada amostra com formato de X, em sua área total. Foi utilizada uma carga de 200 gf, com duração de 15 s. Esta etapa foi realizada em equipamento da marca SHIMADZU modelo HMV-G 20ST, instalado no ICT-UNIFAL – Campus Poços de Caldas.

(ii) Ensaio de desgaste: para a determinação da resistência ao desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, foram preparadas amostras com cerca de 5 mm de espessura, com faces paralelas, cujas superfícies (ambos os lados) foram devidamente

preparadas por lixamento, sendo um dos lados polido conforme procedimento de preparação metalográfica, descrito anteriormente. Seguindo os mesmos critérios, realizou-se também o ensaio de uma amostra de Titânio CP, para comparação com as ligas em estudo. Os ensaios de desgaste microabrasivo (*ball cratering*) foram realizados a seco, em um equipamento de configuração esfera rotativa fixa, instalado no DEMa/UFSCar (Figura 17), usando esferas de aço AISI 52100 com diâmetro de 25,4mm, como elemento de fricção (contra apoio) devido sua elevada dureza (818 HV), o qual foi adaptado de acordo com a norma BS EN 1071-6:2007, que especifica o método de medição da taxa de desgaste para revestimentos cerâmicos submetidos aos ensaios microabrasivos, visando padroniza-los para possíveis comparações (AZEVEDO, 2010).

Figura 17 - Equipamento utilizado para ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa fixa, com detalhe da posição da esfera antes do ensaio



Fonte: Autor (2023).

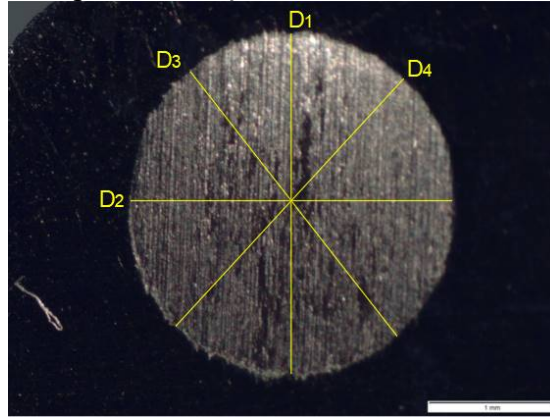
Antes dos ensaios, tanto as amostras quanto as esferas de aço passaram por um processo de limpeza com álcool isopropílico, de modo a garantir que algo externo não venha a interferir nos resultados. Os parâmetros adotados para esses ensaios foram adaptados com os encontrados na literatura, realizados por Kuroda *et al.* (2023), sendo adotada uma velocidade de 200 rpm durante 60 min, mediante uma carga de 200 gf. Cada amostra foi ensaiada em triplicata.

Ao final dos ensaios, as amostras foram analisadas através de microscópio óptico (OLYMPUS SZ61), obtendo micrografias para a determinação do diâmetro da cratera de desgaste, com o auxílio do programa de computador *ImageJ*, de modo a determinar o volume desgastado ( $V$ ), a profundidade da cratera ( $h$ ) e o coeficiente de desgaste ( $K$ ) através de cálculos derivados da lei de Archard (COZZA, 2011; KURODA *et al.* 2023).

Os ensaios de desgaste resultaram em três calotas esféricas produzidas em cada

amostra. A determinação do diâmetro para cada calota de desgaste formada foi efetivada através da média de quatro diâmetros ( $D1$ ,  $D2$ ,  $D3$  e  $D4$ ) medidos em diferentes direções, conforme representado na Figura 18.

Figura 18 - Exemplo de medição do diâmetro da cratera de desgaste



Fonte: Autor (2023).

Para análise das superfícies desgastadas e a identificação dos mecanismos de desgaste ocorridos nos ensaios de *ball cratering* em ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, as marcas superficiais geradas nos ensaios foram analisadas por MEV e EDS, no modo de elétrons secundários. Essa etapa foi conduzida em equipamento Hitachi modelo TM30000 instalado no DEMAR-EEL-USP. As superfícies de desgaste foram também analisadas por microscopia confocal a laser, pela forma de aquisição de imagens por ajuste fino, obtendo imagens 2D, superfícies 3D, e medidas do perfil da cratera de desgaste. Esta etapa foi realizada no equipamento Olympus Lext OLS 4100, instalado no Laboratório de Caracterização Estrutural do DEMa/UFSCar.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

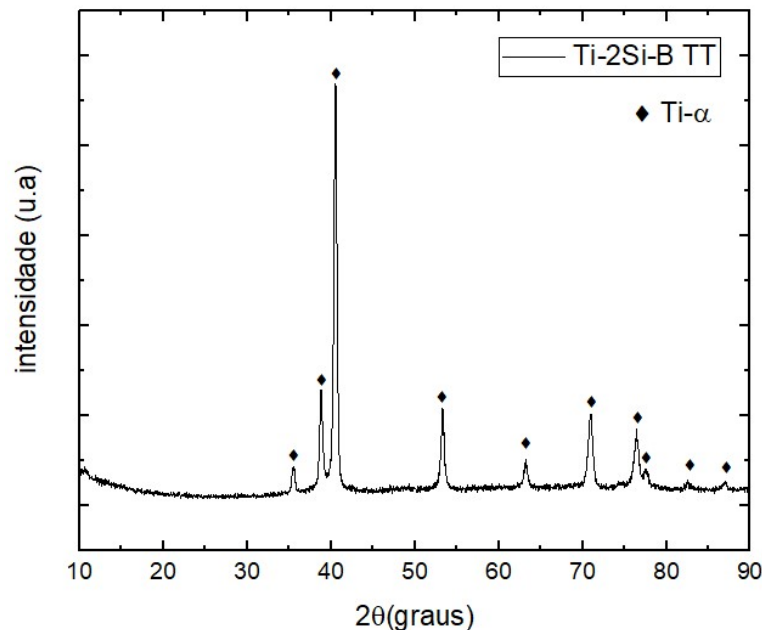
Nesta seção, estão apresentadas as informações relacionadas com a caracterização microestrutural e as propriedades mecânicas (microdureza Vickers e ensaios de desgaste) das ligas Ti-2Si-1B, Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B, Ti-2Zr-2Si-1B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B (%at.) tratadas termicamente.

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS LIGAS Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE

#### 5.1.1 Liga Ti-2Si-1B tratada termicamente

O espectro de difração de raios X (DRX) da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente está apresentado na Figura 19. Apenas picos intensos de Ti- $\alpha$  podem ser notados.

Figura 19 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente

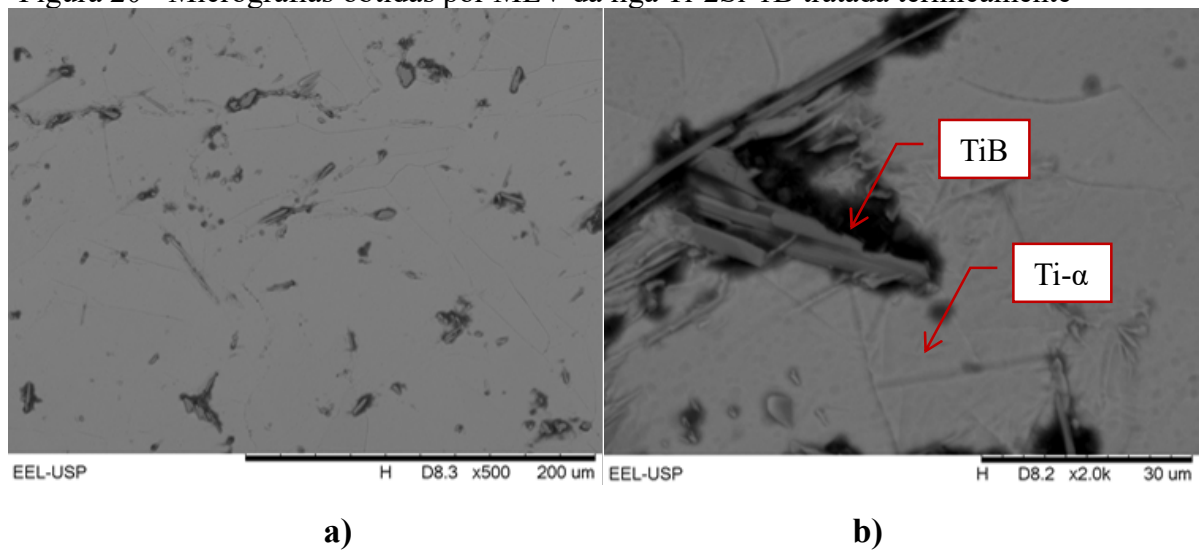


Fonte: Autor (2023).

Após o tratamento térmico à 1200°C por 16h, a microestrutura da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente revelou a presença de uma matriz de Ti- $\alpha$  (cinza claro) e precipitados de TiB (regiões mais escuras), conforme está mostrado na Figura 20. Os resultados de EDS dessas regiões estão apresentados na Tabela 2, onde a fase Ti- $\alpha$  dissolveu entre 1,92 e 2,20 %at. Si,

enquanto que o TiB apresentou teores de 0,26 a 0,44 %at. Si. De acordo com o diagrama de fases dos sistemas Ti-Si (MASSALSKI, 1986) e Ti-B (MASSALSKI, 1986), o titânio dissolve cerca de 0,4 a 0,8 %-at. Si e a miscibilidade do boro no titânio é desprezível à temperatura ambiente. Todavia, o Ti- $\alpha$  pode dissolver valores próximos de 2 %-at. Si, para temperaturas próximas da transformação alotrópica. Vale ressaltar que o boro não foi incluído nas medições de EDS, por se tratar de um elemento leve, não tendo assim energia necessária para ser detectado.

Figura 20 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.

b) em detalhe, aumento x2,0k.

Tabela 2 - Teores de Ti e Si (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Si-1B tratada termicamente

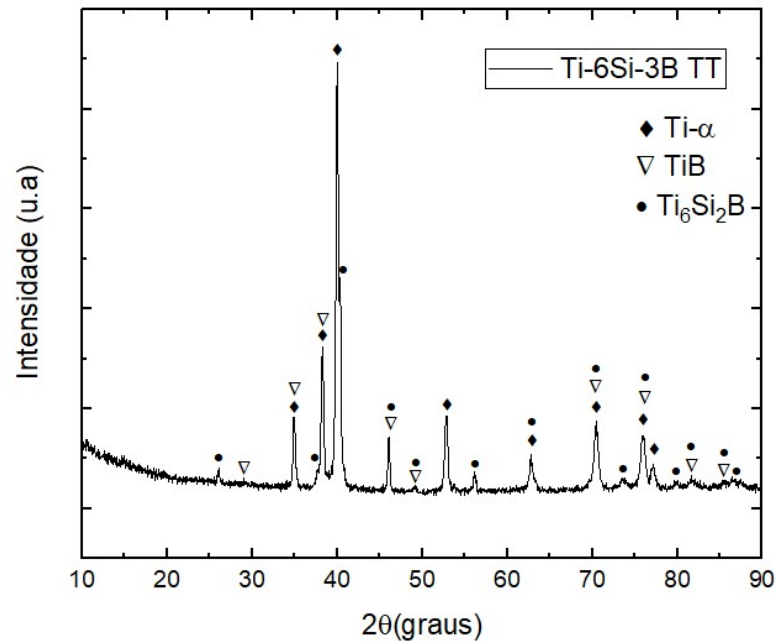
Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)
Ti-2Si-1B	Ti- $\alpha$	97,80 – 98,08	1,92 – 2,20
	TiB	99,56 – 99,74	0,26 – 0,44

Fonte: Autor (2023).

### 5.1.2 Liga Ti-6Si-3B tratada termicamente

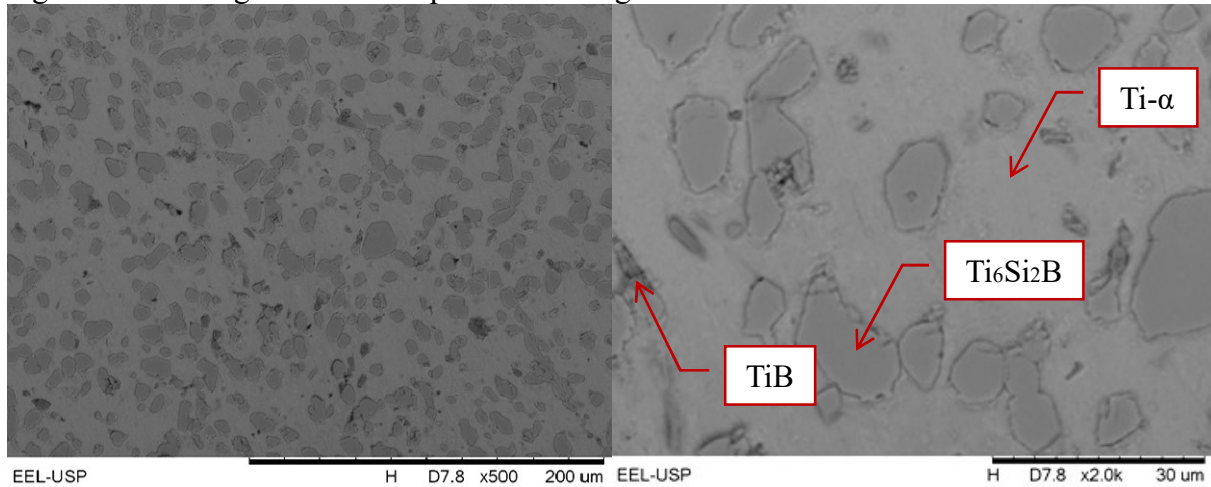
A Figura 21 mostra o espectro de difração de raios X (DRX) da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente. Como esperado, os resultados têm indicado a presença de picos intensos de Ti- $\alpha$  e Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, e outros minoritários de TiB, além da sobreposição de picos entre a fase ternária e o boreto de titânio. Sendo que os picos de maior intensidade da fase TiB se dá por volta da posição 2 $\theta$  de 35; 38,5 e 42°.

Figura 21 - Difratoograma de raios X da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Figura 22 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.

b) em detalhe, aumento x2,0k.

A microestrutura da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente (1200°C por 16h) está apresentada na Figura 22. Pode ser notada a presença majoritária das fases Ti- $\alpha$  e Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, representadas pelas cores cinza e cinza claro, respectivamente, enquanto que o TiB está relacionado com as regiões escuras e minoritárias. Todavia, pode ser notada que a microestrutura é homogênea. Os resultados de EDS das fases presentes nesta liga estão apresentados na Tabela 3, indicam os teores de Ti e Si %at. presente nesta liga após o tratamento térmico, onde a fase Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B dissolveu 25,59 a 26,31 %at. de Si, próximo aos 22%

at. que se esperava. O TiB apresentou um teor de 0,97 a 2,51 %at. de Si, enquanto que a matriz Ti- $\alpha$ , dissolveu 1,04 a 1,45 %at. de Si. No caso das medições do TiB, os valores ficaram acima do esperado, inferiores a 1 %-at. de acordo com o diagrama de fases do sistema Ti-B, podendo ter tido a interferência de fases vizinhas ricas em Si, no caso, Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B.

Tabela 3 - Teores de Ti e Si (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-6Si-3B tratada termicamente

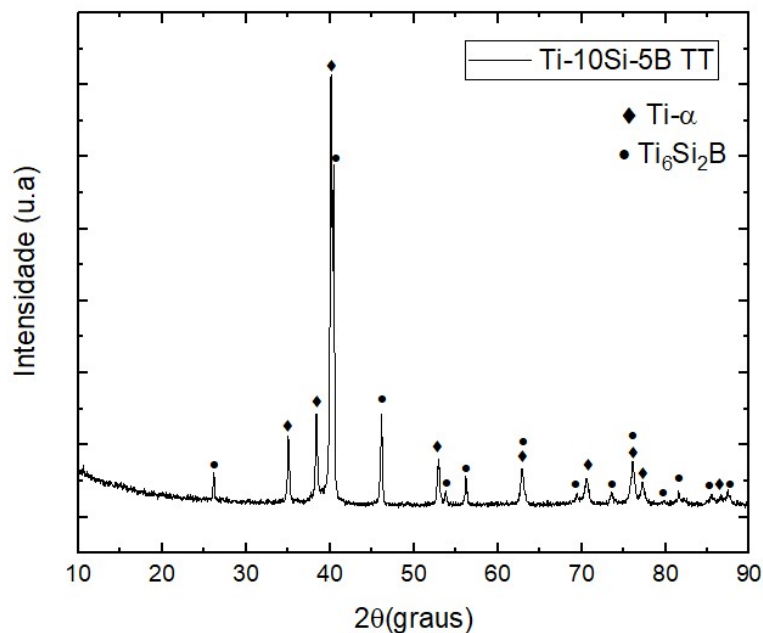
Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)
Ti-6Si-3B	Ti- $\alpha$	98,55-98,97	1,04-1,45
	TiB	97,48-99,03	0,97-2,51
	Ti <sub>6</sub> Si <sub>2</sub> B	73,85-74,41	25,59-26,31

Fonte: Autor (2023).

### 5.1.3 Liga Ti-10Si-5B tratada termicamente

O difratograma de raios X (DRX) da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente está mostrada na Figura 23. Os resultados indicaram a presença majoritária das fases Ti- $\alpha$  e Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B. Quando comparado com a liga Ti-6Si-3B tratada termicamente, pode ser notado que a intensidade relativa dos picos de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B foram aumentados em relação àqueles do Ti- $\alpha$ . Esse resultado era esperado, tendo em vista que a composição química nominal da liga possui maiores quantidades de Si e B, que favorece a uma maior formação de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B após tratamento térmico.

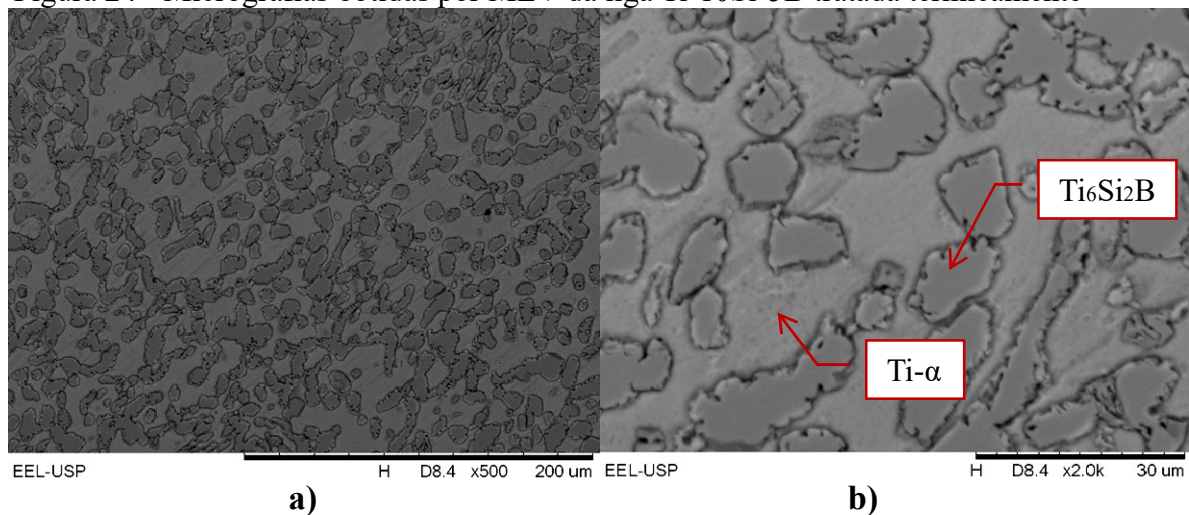
Figura 23 - Difratograma de raios X da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

A Figura 24 mostra a micrografia de MEV da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente (1200°C por 16 h). Similar à liga Ti-6Si-3B tratada termicamente, a microestrutura desta liga é formada por uma matriz de Ti- $\alpha$  (cinza claro) e precipitados de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B arredondados. Além disso, pode ser notada uma maior quantidade de precipitados da fase ternária. Os resultados de EDS estão apresentados na Tabela 4, onde a fase Ti- $\alpha$  dissolveu entre 2,20 e 2,54 %-at. Si, e o Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B numa faixa de 26,07-26,39 %-at. Si. Pode-se observar que não houve a formação de precipitados de TiB, levantando a hipótese que todo o boro presente, foi consumido para formação da fase ternária.

Figura 24 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.

b) em detalhe, aumento x2,0k.

Tabela 4 - Teores de Ti e Si (%at) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-10Si-5B tratada termicamente

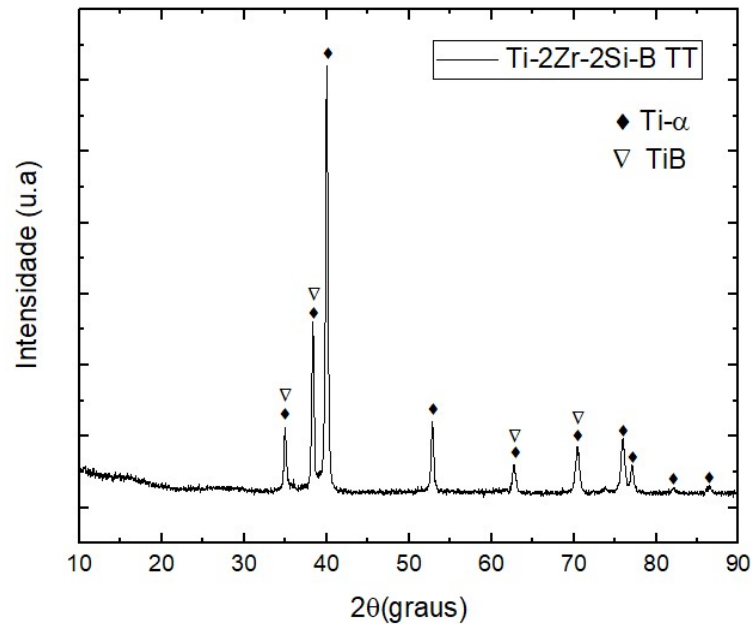
Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)
Ti-10Si-5B	Ti- $\alpha$	97,46-97,80	2,20-2,54
	Ti <sub>6</sub> Si <sub>2</sub> B	73,61-73,93	26,07-26,39

Fonte: Autor (2023).

#### 5.1.4 Liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente

O difratograma de raios X da liga Ti<sub>2</sub>Zr-2Si-1B tratada termicamente está mostrado na Figura 25. Os resultados indicaram a presença majoritária de picos de Ti- $\alpha$ . No entanto, alguns picos de TiB sobrepõem com alguns de Ti- $\alpha$ , podendo assim estarem presentes também no DRX desta liga.

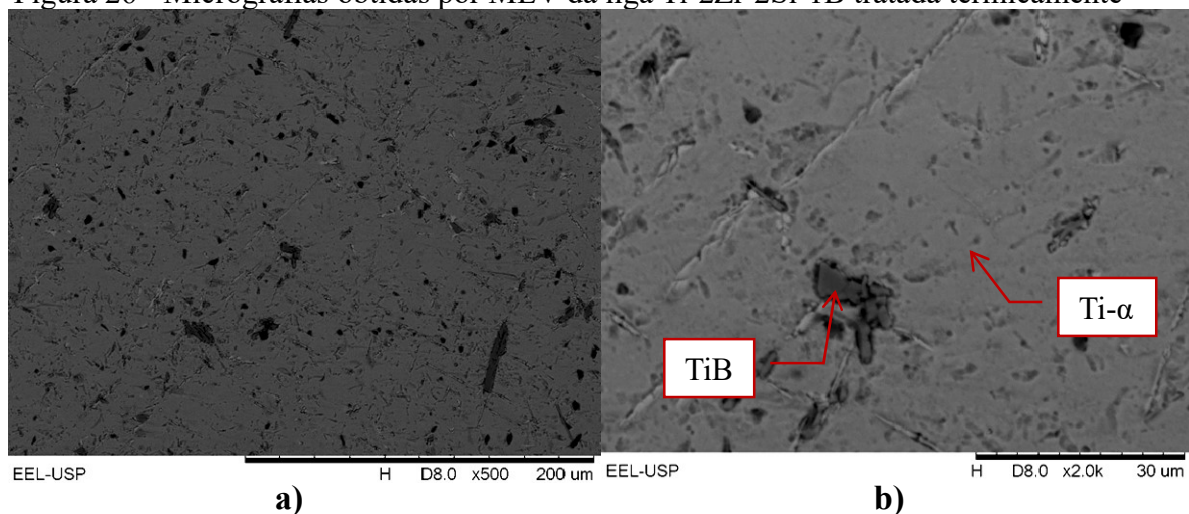
Figura 25 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

As micrografias de MEV da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente estão mostradas na Figura 26. Quando comparado com a liga Ti-2Si-1B tratada termicamente, pode ser observada uma maior quantidade de TiB (cinza escura) na microestrutura desta liga em uma matriz de Ti- $\alpha$  (cinza claro). Os resultados de EDS desta liga com adição de zircônio estão apresentados na Tabela 5, onde a matriz de Ti- $\alpha$  dissolveu teores de Si e Zr de 1,37-1,77 e 1,51-2,67 %-at. Si, respectivamente. Vale ressaltar que, de acordo com diagrama de fases Ti-Zr (MURRAY, 1987), o mesmo é do tipo isomorfo, portanto, apresenta solubilidade ilimitada de zircônio. Os precipitados de TiB dissolveram 0,35-0,90 %-at. Si e 0,70-1,13 %-at. Zr.

Figura 26 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.  
b) em detalhe, aumento x2,0k.

Tabela 5 - Teores de Ti, Si e Zr (%-at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente

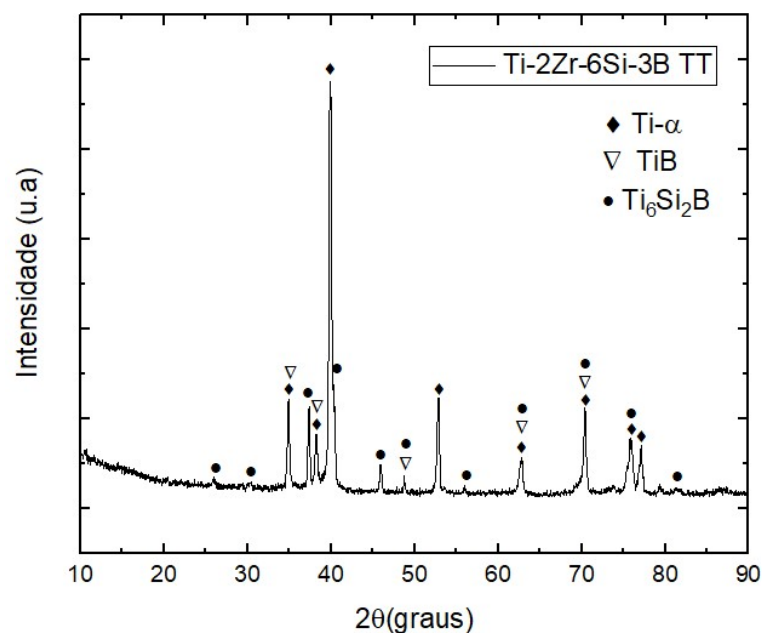
Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)	Zr (% at)
Ti-2Zr-2Si-1B	Ti- $\alpha$	95,96-98,69	1,37-1,77	1,51-2,67
	TiB	97,97-98,85	0,35-0,90	0,70-1,13

Fonte: Autor (2023).

### 5.1.5 Liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente

A Figura 27 apresenta o difratograma de raios X (DRX) da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente. Os resultados indicaram a presença de picos de Ti- $\alpha$ , Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B e TiB. No entanto, o pico principal do Ti- $\alpha$  ficou muito intenso, de forma relativa aos demais, sugerindo que algum efeito de texturização pode ter acontecido, a partir de amostras maciças.

Figura 27 - Difratograma de raios X da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente

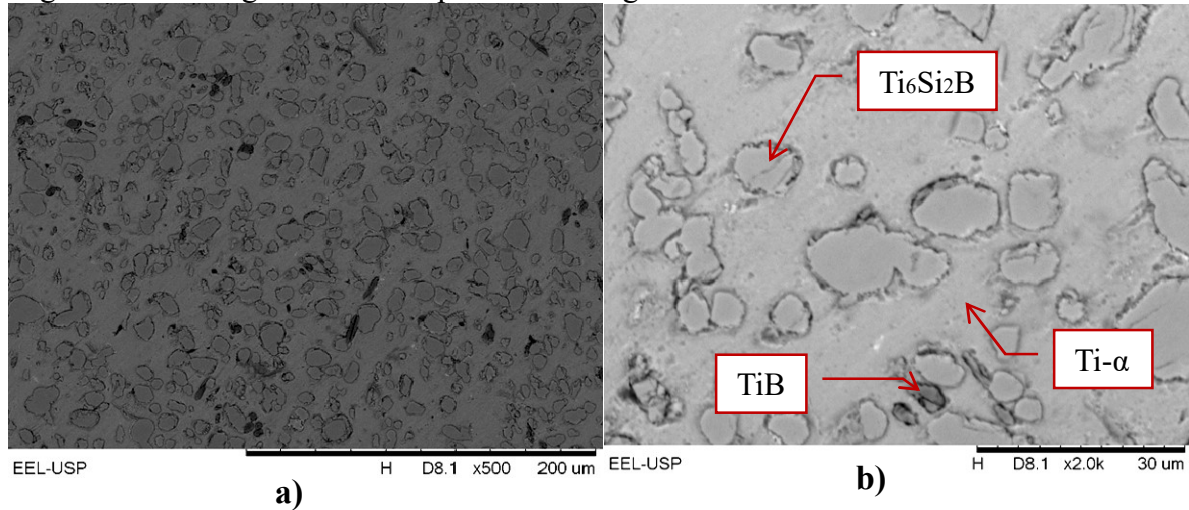


Fonte: Autor (2023).

As micrografias de MEV da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente (1200°C por 16h) estão apresentadas na Figura 28. A microestrutura majoritária desta liga é formada por uma matriz metálica de Ti- $\alpha$  (cinza) e precipitados arredondados de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B (cinza claro), além de alguns precipitados de TiB (cinza escuro). Os resultados de EDS das fases presentes nessa liga estão apresentados na Tabela 6, os quais indicaram que o Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B dissolveu 26,51-27,12 %-at. Si e 4,42-4,70 %-at. Zr, confirmando tratar-se da fase ternária dissolvendo teores de zircônio inferiores a 6-7 %-at. (RAMOS *et al.*, 2014). O TiB apresentou teores de silício e zircônio de 1,09-1,74 %-at. e 0,64-0,78 %-at., respectivamente, enquanto que a matriz de Ti- $\alpha$

dissolveu 0,95-1,17 %-at. Si e 1,34-1,94 %-at. Zr.

Figura 28 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratadas termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.

b) em detalhe, aumento x2,0k.

Tabela 6 - Teores de Ti, Si e Zr (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente

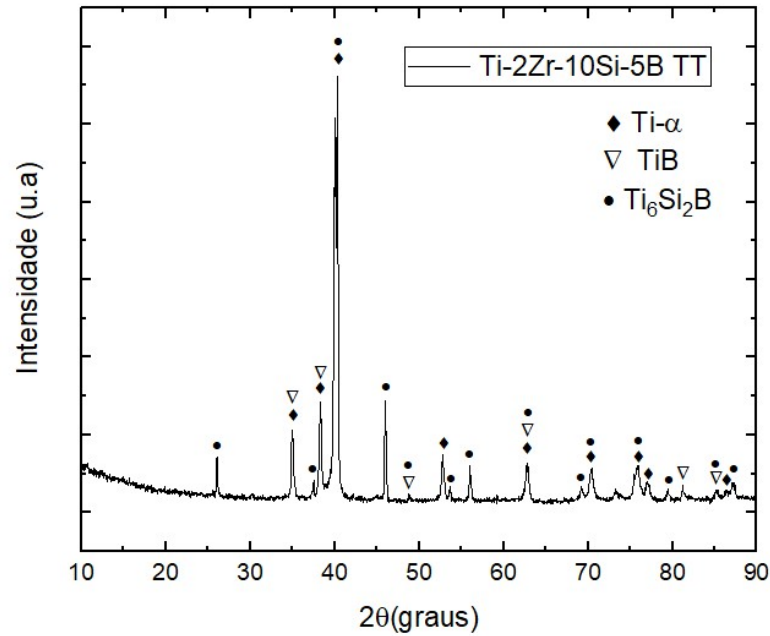
Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)	Zr (% at)
Ti-2Zr-6Si-3B	Ti- $\alpha$	97,11-97,57	0,95-1,17	1,34-1,94
	TiB	97,48-98,27	1,09-1,74	0,64-0,78
	Ti <sub>6</sub> Si <sub>2</sub> B	68,27-69,08	26,51-27,12	4,42-4,70

Fonte: Autor (2023).

### 5.1.6 Liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente

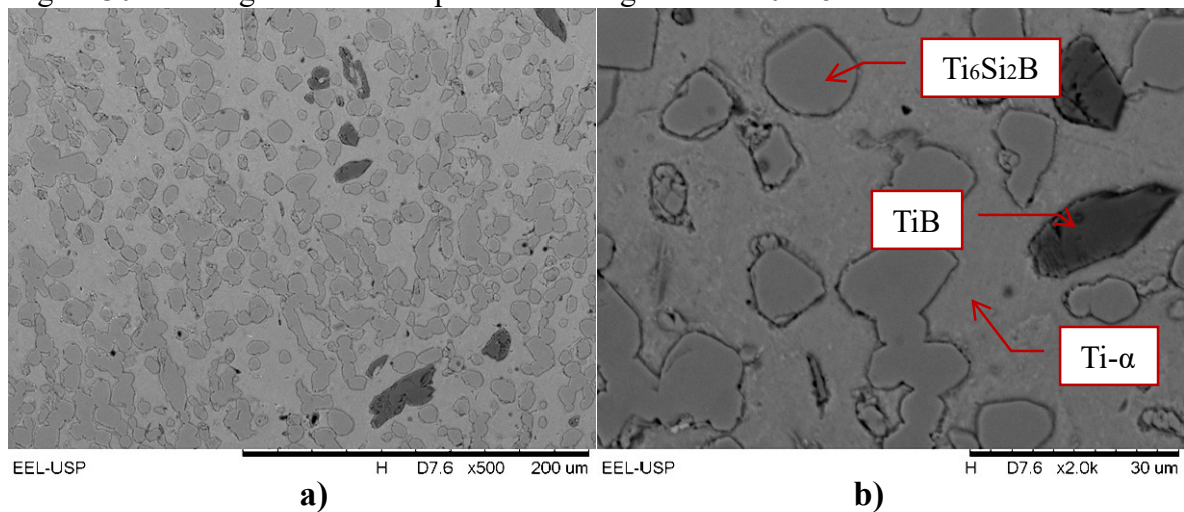
O difratograma de raios X da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente está apresentado na Figura 29. Quando comparado com o DRX da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente, a intensidade relativa dos picos de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B ficaram mais pronunciados. Nesse sentido, o pico principal da fase ternária ficou mais intenso do que aquele do Ti- $\alpha$ . Conforme já discutido, alguns picos de TiB foram também indexados, pelo fato de serem sobrepostos com outras fases.

Figura 29 - Difratoograma de raios X da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Figura 30 - Micrografias obtidas por MEV da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x500.  
b) em detalhe, aumento x2,0k.

A Figura 30 mostra as micrografias de MEV da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente (1200°C por 16h). A microestrutura desta liga ternária com adição de 2%at. de zircônio é formada por uma matriz de Ti-α (região clara) e precipitados arredondados de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, além de poucos precipitados de TiB dispersos (cinza escuro), que não foram observados na liga Ti-10Si-5B, sem a adição de Zr. Os resultados de EDS estão apresentados na Tabela 7, onde a fase Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B dissolveu 25,65-25,91 %-at. Si e 3,33-3,73 %-at. Zr,

enquanto que o TiB apresentou teores de 0,84-2,94 %-at. Si e 0,31-0,81 %-at. Zr. Ti- $\alpha$  dissolveu 1,13-1,46 %-at. Si e 1,40-1,60 %-at. Zr, respectivamente.

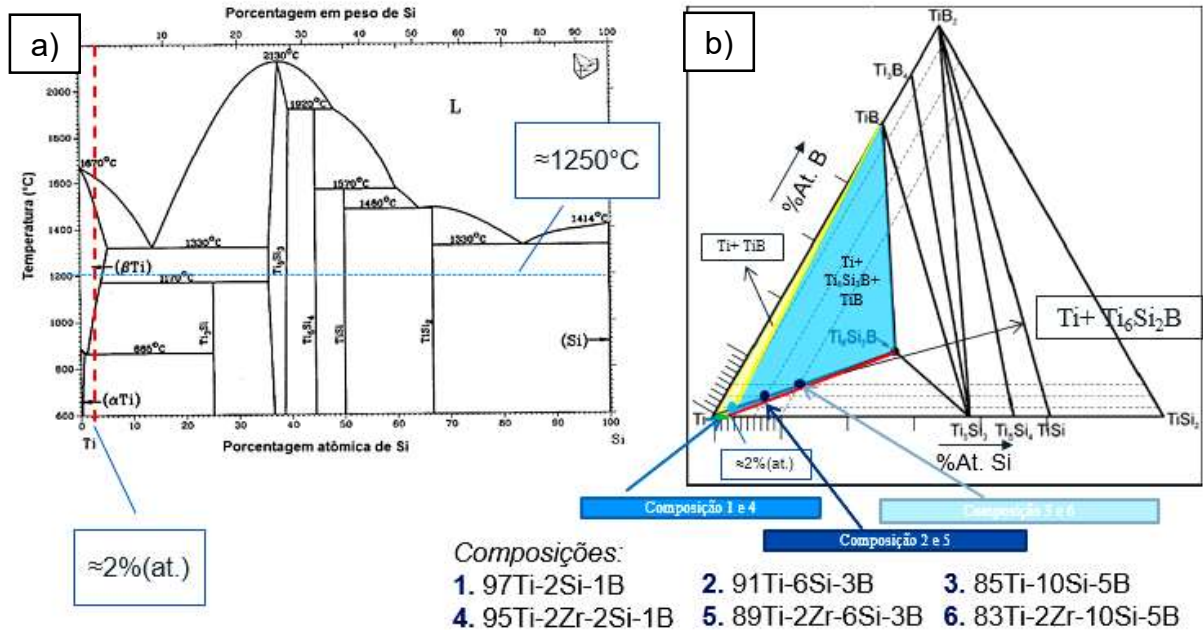
Tabela 7 - Teores de Ti, Si e Zr (%at.) obtidos por EDS das fases presentes na liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente

Liga	Fase	Ti (% at)	Si (% at)	Zr (% at)
Ti-2Zr-10Si-5B	Ti- $\alpha$	96,95-97,47	1,13-1,46	1,40-1,60
	TiB	98,30-98,94	0,31-0,81	0,84-0,95
	Ti <sub>6</sub> Si <sub>2</sub> B	70,45-71,02	25,65-25,91	3,33-3,73

Fonte: Autor (2023).

Analisando os resultados obtidos e descritos anteriormente, foram notadas microestruturas de Ti- $\alpha$ +TiB para as ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B tratadas termicamente, enquanto que foi também detectada a presença de precipitados de TiB nas microestruturas majoritárias de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B das ligas Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B tratadas termicamente. Deve ser ressaltado que, de acordo com o diagrama de fases do sistema Ti-Si (MASSALSKI, 1986), a solubilidade sólida do silício no Ti é próxima de 2 %-at. próxima a temperatura alotrópica, e que a seção isotérmica a 1250°C do sistema Ti-Si-B (RAMOS *et al.*, 2013) foi determinada desconsiderando tal solubilidade. Em consonância com os resultados de DRX e EDS das ligas em estudo, a fase de Ti- $\alpha$  foi indexada e seus teores de silício ficaram próximos de 2 %-at., indicando que apesar do tratamento térmico ter sido realizado a 1200°C (região de estabilidade da fase de Ti- $\beta$ ), fica evidente que o titânio sofreu transformação alotrópica (Ti- $\beta$   $\leftrightarrow$  Ti- $\alpha$ ) e dissolveu seus teores máximos. A Figura 31 mostra a seção isotérmica a 1250°C do sistema Ti-Si-B adaptada e considerando-se 2 %-at. Si como limite de solubilidade. Dessa forma, pode ser observado que as composições nominais das ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B tratadas termicamente estão localizadas na região de bifásica de Ti- $\alpha$ +TiB. Além disso, pode também ser notado que as composições das ligas Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B, Ti-2Zr-6Si-3B e Ti-2Zr-10Si-5B tratadas termicamente estão localizadas na região trifásica de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B+TiB e que, pela regra da alavanca invertida (*tie-line*), uma menor quantidade de TiB é esperada se formar nestas ligas em estudo contendo mais silício e boro. Quantidades de 3%-massa são esperadas para a liga Ti-2Si-1B, 2%-massa para a liga Ti-6Si-3B e 1%-massa para a liga Ti-10Si-5B. Todavia, esses fatos não interferem no presente estudo que visa a avaliação do comportamento de desgaste de ligas contendo microestruturas majoritárias de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, podendo ainda serem comparadas com as ligas Ti- $\alpha$ +TiB (Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B).

Figura 31 - Diagramas de fases Ti-Si e Ti-Si-B adaptados



Fonte: adaptado de MASSALSKI (1986, p. 138) e RAMOS *et al.* (2013, p. 393).

Legenda: a) Diagrama binário Ti-Si, com a marcação da solubilidade máxima de Si de 2%at.

b) Diagrama ternário adaptado de Ti-Si-B levando em conta a solubilidade de 2%at. de Si.

## 5.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS LIGAS Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B TRATADAS TERMICAMENTE

### 5.2.1 Microdureza Vickers

A Tabela 8 mostra os valores médios de microdureza Vickers e os correspondentes desvios padrões das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, avaliadas nesse estudo, a partir de amostras polidas e atacadas quimicamente.

Tabela 8 - Valores médios de microdureza Vickers (HV) para ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente

Liga (% at.)	Microdureza (HV)
97Ti-2Si-1B	264,0 ± 18,07
91Ti-6Si-3B	340,5 ± 29,48
85Ti-10Si-5B	481,5 ± 28,94
95Ti-2Zr-2Si-1B	296,0 ± 14,30
89Ti-2Zr-6Si-3B	384,0 ± 29,09
83Ti-2Zr-10Si-5B	453,5 ± 28,52

Fonte: Autor (2023).

Os valores de cada indentação e da fase que a mesma ocorreu estão apresentados no Apêndice A. Considerando os valores médios, os resultados indicaram que a liga Ti-10Si-5B apresentou a maior dureza, enquanto a liga Ti-2Si-1B o menor valor, entre as ligas avaliadas neste estudo. No entanto, considerando-se os correspondentes desvios padrões, a adição de 2 %-at. Zr não teve influência nos valores de dureza, independente das quantidades de Si e B na composição nominal. Contudo, para ambas as ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, os valores de dureza foram aumentados com o aumento da quantidade de Si e B na composição nominal da liga, devido ao aumento de precipitados de  $Ti_6Si_2B$ , tendo em vista a quantidade diminuta de TiB na microestrutura dessas ligas, que decrescem com o aumento dos teores de Si e B na liga. O aumento do desvio padrão em ligas mais ricas em Si e B pode estar relacionado com medidas feitas em diferentes fases duras,  $Ti_6Si_2B$  e TiB. Resultados similares foram encontrados em estudos de nanoindentação dessas ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B realizados por Palmiro (2020), onde foram observados dois intervalos de valores de dureza, sendo uma zona com valores mais baixos feitas sobre a matriz de Ti- $\alpha$ , e outra com valores mais altos, relacionados com as fases duras de  $Ti_6Si_2B$  e/ou TiB.

A Tabela 9 lista alguns valores encontrados na literatura, obtidos pelo método de microdureza Vickers, para ligas já aplicadas e com potencial de aplicações nas áreas da saúde, aeroespacial, aeronáutica e automotiva. As ligas Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B avaliadas nesse estudo tiveram maiores valores de dureza de 481,5HV e 453,5HV respectivamente, quando comparado com a liga Cr-Co-Mo (416HV) que é a liga mais resistente ao desgaste usada em componentes de próteses articulares (SILVA-ÁLVAREZ et al., 2020). As ligas Ti-2Si-1B (264HV) e Ti-2Zr-2Si-1B (296HV) avaliadas neste estudo apresentaram valores de dureza acima do titânio comercialmente puro, que tem valor de dureza de próximo de 187HV (OZAN et al., 2015), já que a microestrutura dessas ligas ternária e com adição de 2%at. de zircônio apresentam microestruturas constituídas de solução sólida de silício no Ti- $\alpha$  e precipitados de TiB. As ligas Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B avaliadas nesse estudo apresentaram valores acima da liga Ti-6Al-4V (340,51-369,08HV) (ROCHA et al., 2006), enquanto que valores próximos foram encontrados para as ligas Ti-6Si-3B (340HV) e Ti-2Zr-6Si-3B (384HV) avaliadas neste estudo. A liga Ti-10V-2Fe-3Al possui um valor de 359HV (UTAMA; PARK; BAEK, 2019), próxima dos valores encontrados para as ligas Ti-6Si-3B e Ti-2Zr-6Si-3B.

Tabela 9 - Valores de microdureza Vickers e módulo de elasticidade de ligas aplicadas na área da saúde, aeroespacial, aeronáutica e automotiva, disponíveis na literatura, comparadas as estudadas

Liga	Microdureza (HV)	Módulo de elasticidade (GPa)	Referência
Ti Cp	187	109	Ozan <i>et al.</i> , 2015.
Ti-Nb-Ta-Zr	196	65	Li <i>et al.</i> , 2004 e Geetha <i>et al.</i> 2009.
Ti-2Si-1B	264	153	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.
Ti-6Zr-2Si-1B	268	222	Marcon, 2019.
AISI 316L	289	210	Muthukumaran <i>et al.</i> , 2010 e Geetha <i>et al.</i> 2009.
Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr	290	115	Ahmed <i>et al.</i> , 2022 e Opini, 2012.
Ti-2Zr-2Si-1B	296	153	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.
Ti-5Al-2,5Sn	310	100	Wei; Wang; Zeng, 2017
Ti-6Zr-6Si-3B	331	273	Marcon, 2019.
Ti-6Si-3B	340,5	204	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.
Ti-Mo-Zr-Fe	345	118	Banerjee <i>et al.</i> , 2004.
Ti-5Zr	357	58	Han <i>et al.</i> , 2014 e Faria, 2009.
Ti-6Al-4V	369	112	Rocha <i>et al.</i> , 2006 e Geetha <i>et al.</i> 2009.
Ti-2Zr-6Si-3B	384	195	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.
Ti-10V-2Fe-3Al	389	110	Utama; Park; Baek, 2019 e Padilha, 2009.
Cr-Co-Mo	416	240	Silva-Álvarez <i>et al.</i> , 2020 e Geetha <i>et al.</i> 2009.
Ti-6Zr-10Si-5B	432	282	Marcon, 2019.
Ti-2Zr-10Si-5B	453,5	204	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.
Ti-10Si-5B	481,5	201	Autor, 2023 e Palmiro, 2020.

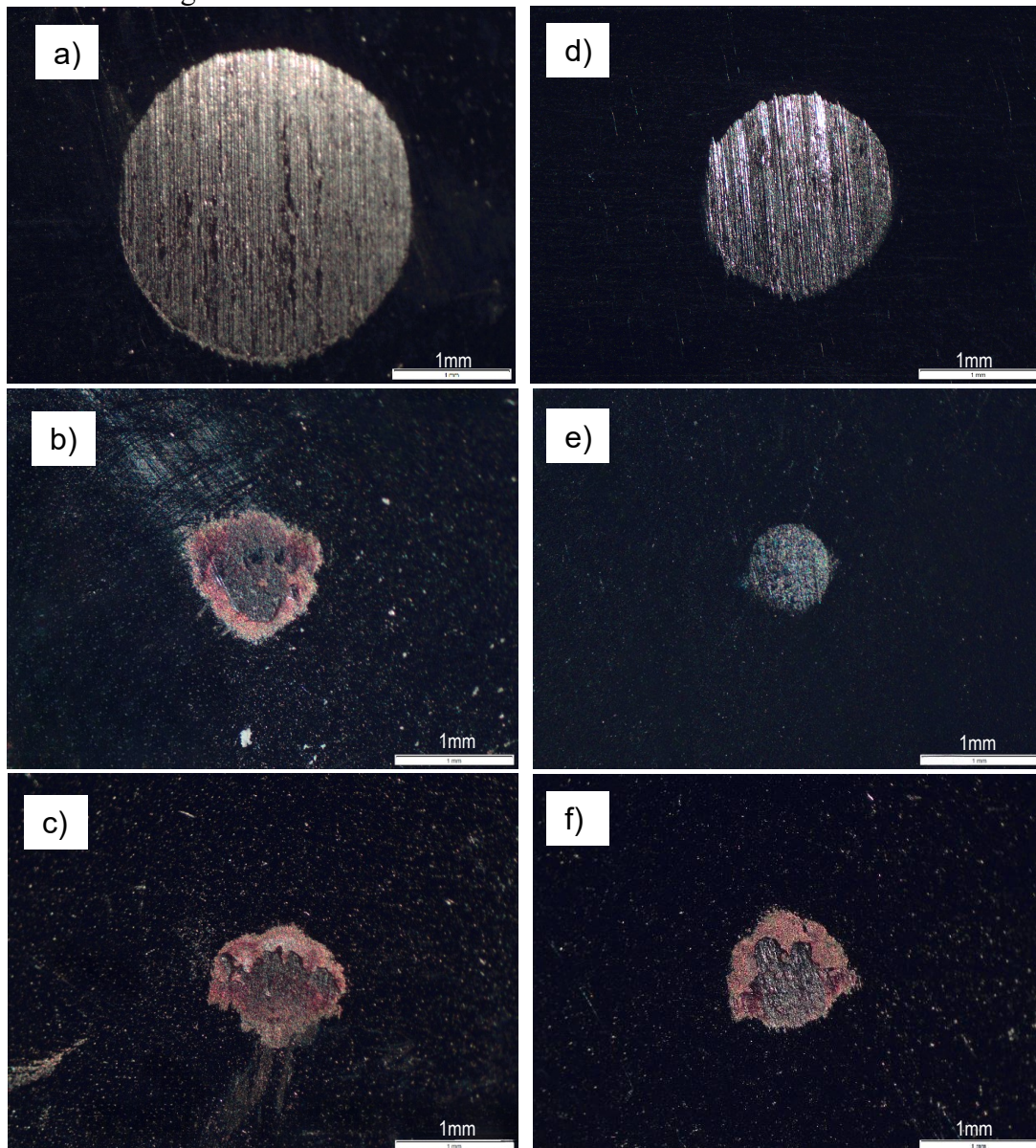
Fonte: Autor (2023) com dados de Ahmed *et al.* (2022), Banerjee *et al.* (2004), Faria (2009), Geetha *et al.* (2009), Han *et al.* (2014), Li *et al.* (2004), Marcon (2019), Muthukumaran *et al.* (2010), Opini (2012), Ozan *et al.* (2015), Padilha (2009), Palmiro (2020), Rocha *et al.* (2006), Silva-Álvarez *et al.* (2020), Utama; Park; Baek (2019) e Wei; Wang; Zeng (2017).

Em estudos realizados por Marcon (2019) em ligas de Ti-Si-B com adição de 6% at. de zircônio, verificou-se também que os valores de dureza aumentaram para ligas mais ricas em Si e B, sendo estas baseadas em microestruturas de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>3</sub>Si+TiB. A redução de 6% at. Zr para 2%at. Zr foi proposto para o atual estudo visando preparar ligas contendo a fase Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, ao invés de Ti<sub>3</sub>Si. No entanto, valores similares de dureza foram encontrados para ligas Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B+TiB contendo mesmas quantidades de Si e B em suas composições nominais.

### 5.2.2 Resistência ao desgaste

As ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente foram submetidas aos ensaios de desgaste microabrasivo pelo método *ball cratering*, em triplicata. As imagens representativas das crateras de desgastes geradas para cada composição nominal avaliada neste estudo estão apresentadas na Figura 32.

Figura 32 - Micrografias obtidas por microscopia óptica das crateras de desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Liga Ti-2Si-1B.  
 b) Liga Ti-6Si-3B.  
 c) Liga Ti-10Si-5B.  
 d) Liga Ti-2Zr-2Si-1B.  
 e) Liga Ti-2Zr-6Si-3B.  
 f) Liga Ti-2Zr-10Si-5B.

Os resultados indicaram que, embora tenha sido observado um mesmo padrão de desgaste nas amostras em triplicata, o mesmo padrão de desgaste (diâmetro e modo de desgaste) não se manteve para ligas com diferentes composições nominais. Os resultados indicaram que a liga Ti-2Si-1B (Figura 32.a) apresentou a maior cratera, quando comparado com as outras ligas avaliadas nesse estudo, o que está coerente devido aos seus menores valores de dureza (264HV). Por outro lado, as ligas Ti-6Si-3B (Figura 32.b) e Ti-10Si-5B (Figura 32.c) apresentaram menores tamanhos da cratera de desgaste, o que está relacionado com aumento da quantidade de Si e B na composição nominal das ligas e consequente aumento dos valores de dureza pela formação majoritária de  $Ti_6Si_2B$  (e alguns TiB). No entanto, foi observada a presença de partículas com coloração avermelhada, provavelmente, devido à oxidação das partículas de desgaste liberadas do contra apoio de aço durante os ensaios, as quais ficaram aderidas nessas superfícies desgastadas.

No caso da liga Ti-2Zr-2Si-1B (Figura 32.d), foi notada uma redução significativa do diâmetro da cratera de desgaste, quando comparado com a marca de desgaste ocorrido para a liga Ti-2Si-1B (Figura 32.a). Apenas uma pequena diminuição do tamanho da cratera foi notada para a liga Ti-2Zr-6Si-3B (Figura 32.e), apesar de seu maior valor de dureza, quando comparado com as ligas Ti-6Si-3B (Figura 32.b). No caso da liga Ti-2Zr-10Si-5B, nota-se que o tamanho da cratera de desgaste ficou ligeiramente maior, apesar de seu maior valor de dureza, quando comparado com a liga Ti-2Zr-6Si-3B (Figura 32.c), o que pode estar relacionado com uma mudança do mecanismo de desgaste atuante, tendo em vista que, assim como nas ligas Ti-6Si-3B (Figura 32.b) e Ti-10Si-5B (Figura 32.c), foi notada a presença de partículas avermelhadas nessas regiões de desgaste. O diâmetro medido para cada composição está apresentado no Apêndice B.

A Tabela 10 apresenta os valores médios e os correspondentes desvios padrões da perda de volume, da profundidade da cratera de desgaste e do coeficiente de desgaste de cada liga Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratada termicamente. Esses valores foram calculados utilizando as equações 1-3 (COZZA, 2011; RUTHERFORD, HUTCHINGS, 1996), a partir das imagens de microscopia óptica para cada liga, conforme Apêndice B. Coerentemente com os valores de dureza das ligas e das imagens de microscopia óptica das regiões desgastadas (Figura 32), a perda de volume, a profundidade da cratera de desgaste e o coeficiente de desgaste foram reduzidos com o aumento de Si e B na composição nominal das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, o que está relacionado com a maior quantidade de  $Ti_6Si_2B$  formada nessas ligas, considerando que a quantidade de TiB não é significativa para interferir em tais medidas. No entanto, os menores valores foram encontrados para a liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada

termicamente. É bem conhecido que materiais mais duros apresentam menores taxas de desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Além disso, o zircônio é considerado um agente endurecedor que junto ao titânio resulta em ligas com excelentes propriedades mecânicas e de corrosão (HSU *et al.*, 2009).

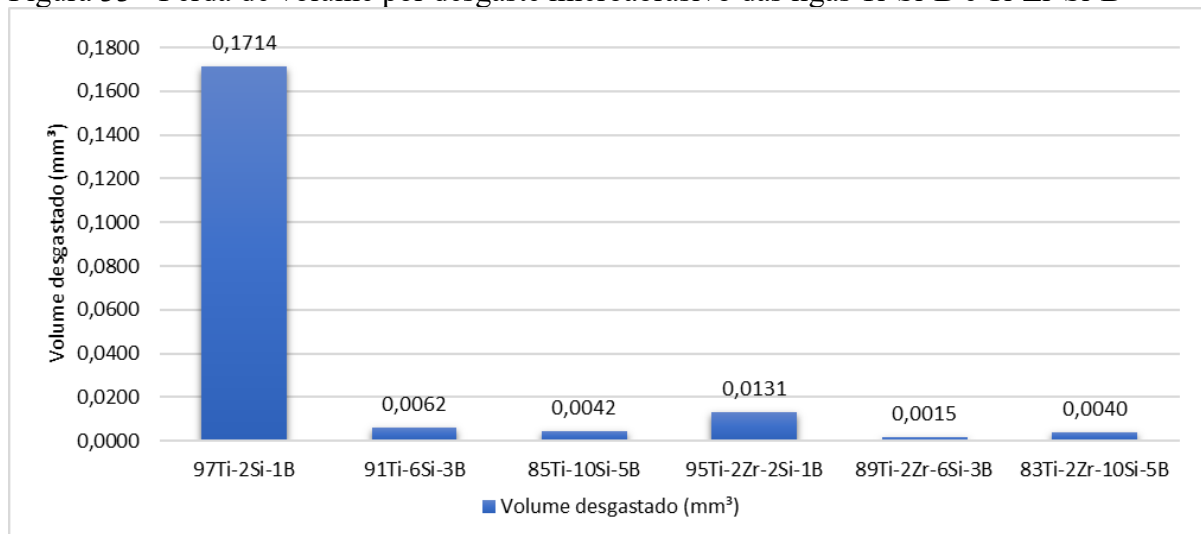
Tabela 10 - Valores médios de volume, profundidade e coeficiente de desgaste e seus respectivos desvios padrões das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente

Liga (% at.)	V. desgastado (mm <sup>3</sup> )	Profundidade da cratera (mm)	Coefficiente de desgaste (mm <sup>3</sup> /N.m)
97Ti-2Si-1B	0,1714 ± 0,0060	0,0653 ± 0,0035	9,14.10 <sup>-5</sup> ± 3,21.10 <sup>-6</sup>
91Ti-6Si-3B	0,0062 ± 0,0004	0,0123 ± 0,0009	3,29.10 <sup>-6</sup> ± 2,15.10 <sup>-7</sup>
85Ti-10Si-5B	0,0042 ± 0,0007	0,0101 ± 0,0018	2,26.10 <sup>-6</sup> ± 3,94.10 <sup>-7</sup>
95Ti-2Zr-2Si-1B	0,0131 ± 0,0009	0,0160 ± 0,0014	6,96.10 <sup>-6</sup> ± 4,71.10 <sup>-7</sup>
89Ti-2Zr-6Si-3B	0,0015 ± 0,0001	0,0060 ± 0,0003	7,84.10 <sup>-7</sup> ± 3,98.10 <sup>-8</sup>
83Ti-2Zr-10Si-5B	0,0040 ± 0,0004	0,0098 ± 0,0012	2,13.10 <sup>-6</sup> ± 2,37.10 <sup>-7</sup>

Fonte: Autor (2023).

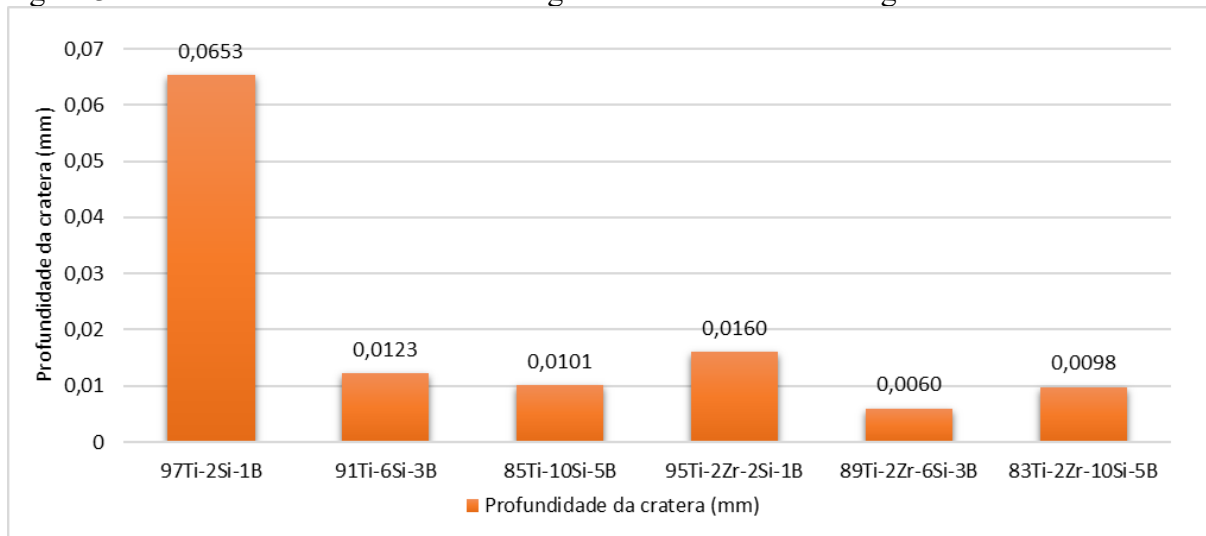
Para uma melhor visualização do efeito da composição química na perda de volume, na profundidade da cratera e no coeficiente de desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, as Figura 33-35 são apresentadas, onde pode-se observar uma redução no volume, profundida e coeficiente de desgaste com o aparecimento dos precipitados da fase ternária (Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B), bem como a redução destes valores com a adição de 2% at. de zircônio.

Figura 33 - Perda de volume por desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B



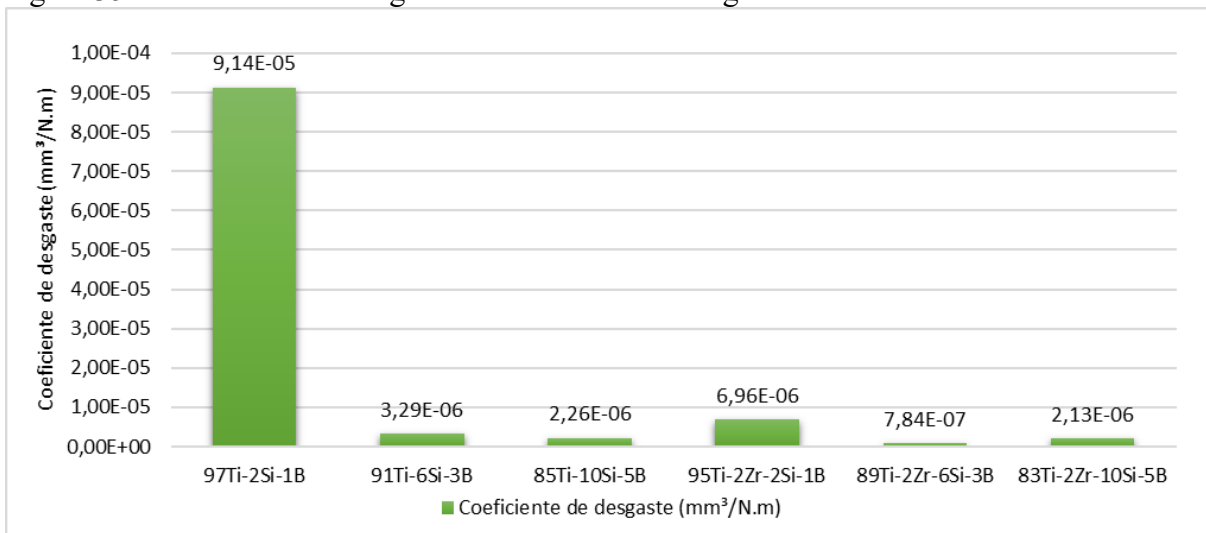
Fonte: Autor (2023).

Figura 34 - Profundidade da cratera de desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B



Fonte: Autor (2023).

Figura 35 - Coeficiente de desgaste microabrasivo das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B



Fonte: Autor (2023).

Como já mencionado, a liga Ti-2Zr-6Si-3B, foi a composição que apresentou a maior resistência ao desgaste e o menor coeficiente de desgaste dentre as ligas avaliadas neste estudo, o que pode estar relacionado com as seguintes hipóteses: (i) melhor dispersão e menores tamanhos dos precipitados em sua microestrutura quando comparado a microestrutura da liga Ti-2Zr-10Si-5B; (ii) menor quantidade de precipitados de  $Ti_6Si_2B$ , com maiores valores de dureza do que a esfera de aço utilizada como contra apoio, diminuindo assim sua quantidade removida e (iii) maior resistência à oxidação da liga Ti-2Zr-6Si-3B. No entanto, as ligas Ti-6Si-3B e Ti-10Si-5B também apresentaram a presença de partículas vermelhas, com valores de dureza iguais (no caso da liga Ti-6Si-3B) e superiores (no caso das ligas Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B), sugerindo que tal situação está relacionada com a

liberação de partículas de metálicas que foram oxidadas durante o ensaio devido ao aumento da temperatura decorrente de esforços de fricção entre a esfera e a superfície, que foram roladas sobre a superfície e/ou incrustadas em regiões de Ti- $\alpha$  (fase mais dúctil), mudando assim o mecanismo de desgaste atuante nessas amostras e, portanto, acelerando-o nas ligas Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B. Outra hipótese poderia estar relacionada com a resistência à oxidação da liga, mas é conhecido que a resistência à oxidação de ligas Ti-Si-B é aumentada para ligas mais ricas em Si e B (FIORIN, 2018). No entanto, a formação de óxidos superficiais é termodinamicamente estável em metais na presença de oxigênio ou água (GERINGER *et al.*, 2013; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; ZHOU *et al.*, 2005) e, no caso de ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, uma camada de TiO<sub>2</sub> poderia ter algum efeito na resistência ao desgaste desses materiais. Entretanto, os resultados mostram que o efeito da presença de precipitados de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B (e alguns de TiB) foram mais pronunciados do que algum mecanismo de passivação atuante. Para efeito comparativo e por não encontrar na literatura, foi realizado o mesmo procedimento experimental para o titânio comercialmente puro, obtendo-se valores de coeficiente de desgaste entre  $1,01 \times 10^{-2}$  a  $9,11 \times 10^{-3}$  mm<sup>3</sup>/N.m, chegando a um valor médio de  $9,61 \times 10^{-3}$  mm<sup>3</sup>/N.m, demonstrando que esse material tem uma baixa resistência ao desgaste, até mesmo quando comparado com liga Ti-2Si-1B, que obteve o pior desempenho de desgaste neste estudo, a qual apresenta sua microestrutura sendo formada de solução sólida de Ti- $\alpha$  e alguns precipitados de TiB.

Recente estudo realizado por Kuroda *et al.* (2023) em ligas endurecidas por solução sólida substitucional, foi utilizada a liga Ti-25Ta visando possíveis aplicações como biomateriais, a qual foi tratada superficialmente pelo procedimento de oxidação por microarco (MAO), criando um revestimento cerâmico de óxido no substrato da liga para melhorar a resistência ao desgaste, onde a liga após o MAO apresentou um revestimento cerâmico com as fases de TiO<sub>2</sub> (anatase e rutilo) e calcita/CaCO<sub>3</sub>, e obteve coeficiente de desgaste aproximadamente entre  $2,60 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/N.m para o substrato e  $1,00 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/N.m no revestimento MAO. Comparando assim que as ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, mesmo sem tratamentos de superfície obtiveram melhor desempenho em relação a sua resistência ao desgaste (exceto a liga Ti-2Si-1B), demonstrando que o endurecimento por precipitados duros (Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B e/ou TiB) propicia melhor desempenho, neste caso, que ligas endurecidas por solução sólida substitucional.

Em estudos realizados por Chavez *et al.* (2014) utilizando a liga Ti-6Al-4V com tratamento de superficial LSP, os valores de coeficiente de desgaste de aproximadamente  $4,2 \times 10^{-4}$  a  $6,1 \times 10^{-4}$  mm<sup>3</sup>/N.m foram medidos, a depender da rugosidade da liga estudada,

tendo assim desempenho menor, quando comparado com as ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, embora tenha uma distância de deslizamento próxima à desse estudo (1000m), mas com mesma carga (200g), e com a rotação de 175 rpm.

Em estudos de revestimentos de TiN formados pela técnica de deposição física de vapor (PVD) relatados por Silva *et al.* (2023), foram medidos valores de coeficientes de desgaste entre  $1,2 \times 10^{-4}$  a  $9,0 \times 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/N.m, no revestimento depositado sobre o substrato.

Já em materiais aplicados na área da saúde, foram relatados coeficientes de desgaste entre  $0,85 \times 10^{-2}$  a  $1,28 \times 10^{-2}$  mm<sup>3</sup>/N.m para aços inoxidáveis com nitretação a plasma (BÔRTOLI, 2013), e de  $1,10 \times 10^{-3}$  a  $1,55 \times 10^{-3}$  mm<sup>3</sup>/N.m para superligas de Cr-Co após tratamento superficial de carbonitretação (LUPARELLI, 2022).

Tabela 11 - Valores médios de coeficiente de desgaste (k) para ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, e ligas disponíveis na literatura

Liga (% at.)	Coefficiente de desgaste (mm <sup>3</sup> /N.m)	Referência
97Ti-2Si-1B	$9,14 \cdot 10^{-5}$	-
91Ti-6Si-3B	$3,29 \cdot 10^{-6}$	-
85Ti-10Si-5B	$2,26 \cdot 10^{-6}$	-
95Ti-2Zr-2Si-1B	$6,96 \cdot 10^{-6}$	-
89Ti-2Zr -6Si-3B	$7,84 \cdot 10^{-7}$	-
83Ti-2Zr -10Si-5B	$2,13 \cdot 10^{-6}$	-
Ti CP	$9,61 \cdot 10^{-3}$	-
Ti-25Ta	$2,60 \cdot 10^{-5}$	Kuroda <i>et al.</i> (2023).
Ti-6Al-4V	$4,20 \cdot 10^{-4}$	Chavez <i>et al.</i> (2014).
Filme metálico TiN	$9,00 \cdot 10^{-5}$	Silva <i>et al.</i> (2023).
AISI 316L	$1,28 \cdot 10^{-2}$	Bôrtoli (2013).
Cr-Co	$1,55 \cdot 10^{-3}$	Luparelli (2022).

Fonte: Autor (2023) com dados de Bôrtoli (2013), Chavez *et al.* (2014), Luparelli (2022), Kuroda *et al.* (2023) e Silva *et al.* (2023).

Pode-se verificar, portanto conforme Tabela 11, que as ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B, apresentaram resistência ao desgaste superior, quando comparado com as ligas já analisadas por essa técnica encontradas na literatura. Neste estudo, verificou-se que a fase ternária Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B contribuiu para aumentar a resistência ao desgaste desses materiais. Vale ressaltar que embora os resultados sejam satisfatórios existem outras variáveis que podem interferir no processo, devido às propriedades de desgaste serem regidas por vários mecanismos que atuam simultaneamente, a depender da aplicação, bem como a variação dos parâmetros experimentais dos estudos encontrados na literatura, e o limitado número de publicações de outras ligas já analisadas por essa técnica.

### 5.2.2.1 Análise das esferas de aço

A Figura 36 mostra as esferas de aço martensítico AISI 52100, antes e durante o ensaio. As linhas escuras avermelhadas formadas são a trajetória de contato entre a esfera e a amostra. Dependendo da composição química, os aços podem ser mais suscetíveis à oxidação do que o titânio, e o contato entre o contra apoio e a amostra, gerou o aquecimento por fricção, acarretando assim a oxidação da esfera, caracterizada pela coloração avermelhada, típica dos óxidos de ferro.

Figura 36 - Esferas de aço martensítico AISI 52100, antes e durante o ensaio



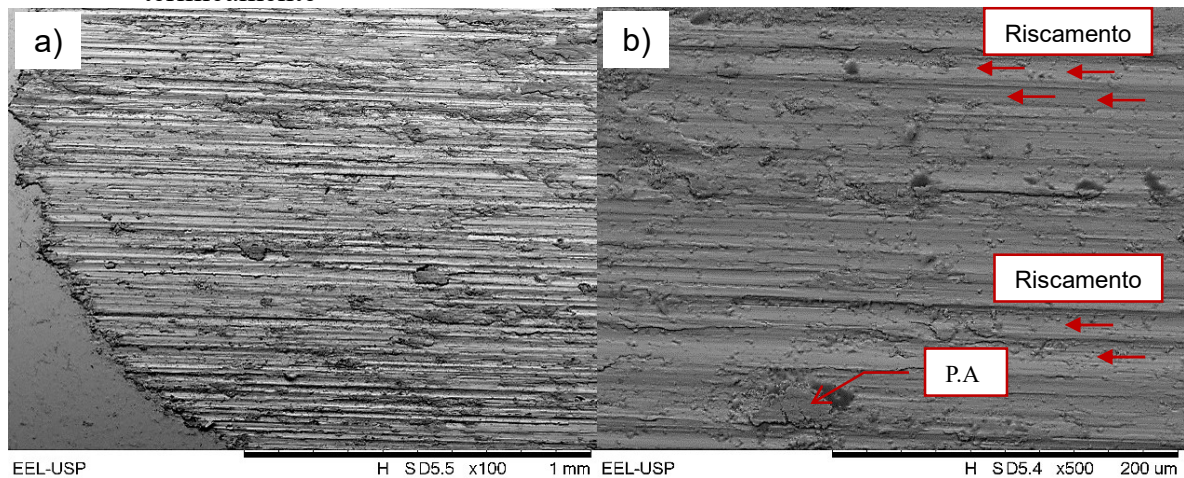
Fonte: Autor (2023).

Portanto, houve um desgaste da esfera durante os ensaios das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, que tende a formar planos sobre as linhas de contato, sendo essas minimizadas pela utilização de diferentes posições da esfera, de maneira que não acumule grandes sobreposições. O desgaste da esfera já foi observado anteriormente por Guedes (2022), onde realizou estudos em metais duros, entre eles a liga 90WC-9,5Ni-0,5Al de dureza 1280 HV, com um contra apoio de uma esfera de aço martensítico AISI 52100 de dureza 798 HV e diâmetro 25,392 mm. Após o ensaio, foram observadas linhas escuras formadas por carbonetos, na trajetória de contato com a amostra, devido ao desgaste da esfera.

### 5.2.2.2 Análise das Superfícies de Desgaste das Ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B Tratadas Termicamente

As amostras Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente com superfícies desgastadas por *ball cratering*, em meio seco, foram caracterizadas por MEV, EDS e microscopia confocal a laser.

Figura 37 - Micrografias obtidas por MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente



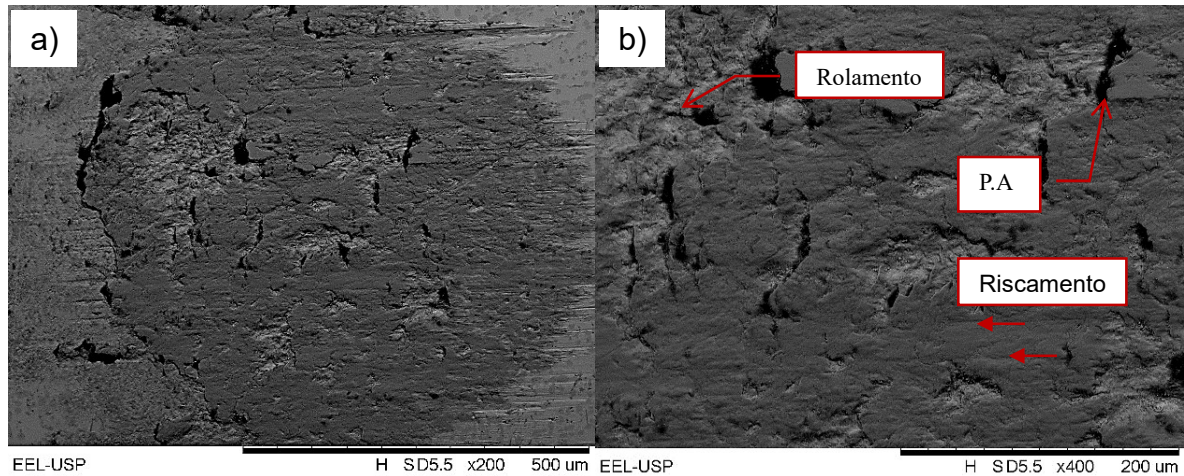
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x100.  
b) em detalhe, aumento x500.

A Figura 37 mostra os detalhes da superfície desgastada da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente. Pode ser observada a presença de marcas/trilhas de riscos geradas pelos esforços de abrasão (microcortes), na direção de deslizamento do contra apoio, coerente com o método de desgaste abrasivo atuante por dois corpos, a amostra e a esfera. Essas marcas são mais visíveis nas regiões de Ti- $\alpha$  (cinza claro), quando comparado com aquelas de TiB. Em outras regiões, podem ser notados eventos relacionados com a remoção e aderência de material (P.A.) regiões mais escuras, decorrentes dos esforços gerados durante o deslizamento da esfera de aço e a aplicação da carga.

A Figura 38 apresenta a superfície de desgaste da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente. Em comparação com a liga Ti-2Si-1B, pode ser notado o aumento da quantidade de partículas aderidas na sua superfície da amostra, devido à coloração mais escura na cratera em relação à amostra, indicando que o mecanismo de desgaste por aderência foi mais pronunciado. Este fato pode ser explicado pela presença de precipitados de  $Ti_6Si_2B$  (e alguns TiB) presentes na microestrutura da liga Ti-6Si-3B. Contudo, pode ser também observada a existência de marcas de abrasão, que pode estar associado com os mecanismos de desgaste abrasivo de dois corpos (nas partículas incrustadas) ou de três corpos (rolamento).

Figura 38 - Micrografias obtidas por MEV da superfície desgastada da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x100.  
b) em detalhe, aumento x500.

Devido à oxidação do contra apoio utilizado e a observação de regiões vermelhas na amostra da liga Ti-6Si-3B tratada termicamente, a técnica de EDS foi utilizada para identificar os elementos presentes nessa região da amostra (Tabela 12). Os resultados indicaram teores de 64,53-67,36 %-at. de oxigênio e 31,85-34,31 %-at. de ferro, indicando tratar-se do  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ .

A formação do óxido férrico pode estar relacionada com a prévia liberação de partículas removidas da esfera do contra apoio pela presença de partículas duras ( $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$  e/ou  $\text{TiB}$ ), com maiores valores de dureza. Como já foi apresentado, essa liga Ti-6Si-3B apresenta dureza de 340,5HV. Para essa liga, os estudos realizados por Palmiro (2020) relataram valores de dureza da matriz do  $\text{Ti-}\alpha$  e dos precipitados ( $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$  e  $\text{TiB}$ ) de  $581\pm 30,6\text{HV}$  e  $1366\pm 71,4\text{HV}$ , respectivamente. Por outro lado, em estudos realizados por Putini (2019), e Marcon (2019) trabalhando com ligas de Ti-Si-B contendo adição de 6%at. de zircônio, com microestruturas de  $\text{Ti-}\alpha+\text{Ti}_3\text{Si}+\text{TiB}$ , valores de dureza similares aos do presente estudo foram relatados.

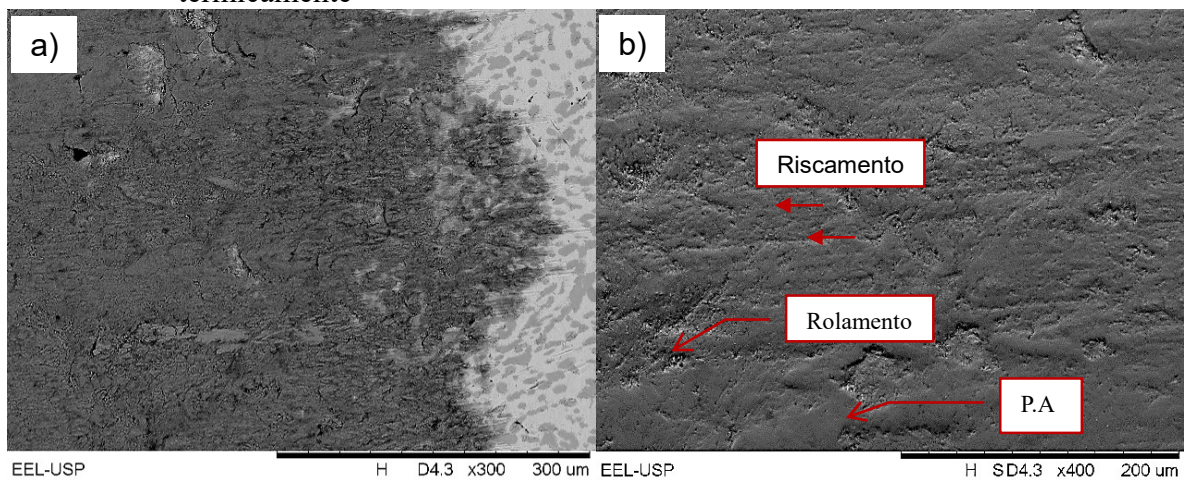
Tabela 12 - Teores dos elementos obtidos por EDS presentes na massa aderida a amostra

Elemento	% Peso	% atômica
Oxigênio	34,46-37,30	64,53-67,36
Silício	0,35-0,53	0,36-0,56
Cromo	0,78-1,04	0,44-0,60
Ferro	61,56-63,97	31,85-34,31

Fonte: Autor (2023).

Os detalhes da superfície de desgaste da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente estão mostrados na Figura 39. Conforme a imagem da Figura 32.c, pode ser notada a presença de uma maior quantidade de partículas vermelhas na região de desgaste, o que está coerente, tendo em vista que essa liga apresenta maior valor de dureza do que a liga Ti-6Si-3B tratada termicamente, e portanto, maiores quantidades de partículas foram removidas do contra apoio. De forma similar à liga Ti-6Si-3B discutida anteriormente, os mesmos mecanismos de desgaste por abrasão e por adesão estiveram presentes durante o ensaio da liga Ti-10Si-5B.

Figura 39 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-10Si-5B tratada termicamente

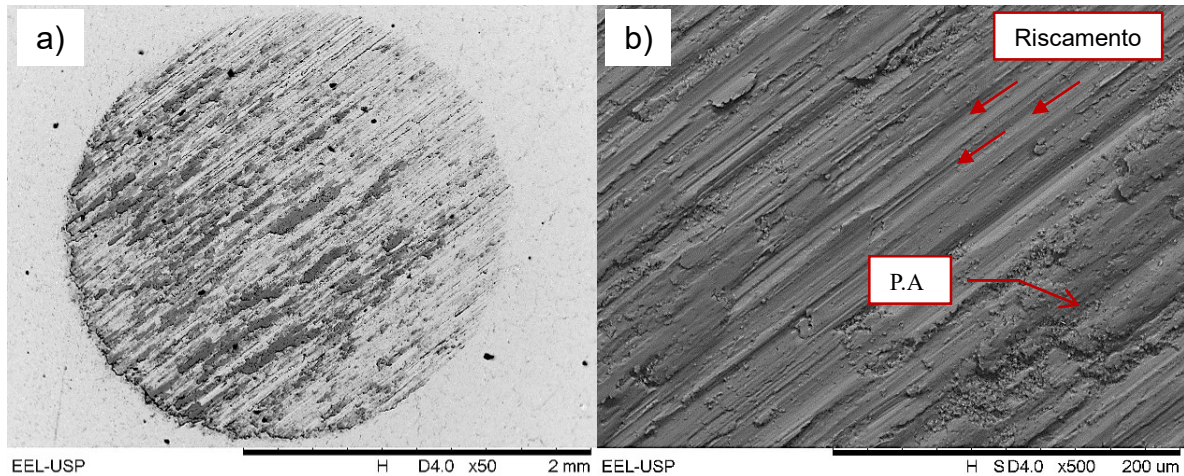


Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x300.  
b) em detalhe, aumento x400.

A Figura 40 mostra a superfície de desgaste da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente. Apesar de ser notada a presença de poucos e diminutos pontos vermelhos (Figura 32.d) na superfície de desgaste dessa liga, as marcas abrasivas são predominantes (mecanismo de desgaste de dois corpos), além de algumas regiões contendo partículas aderidas (PA), como observado na superfície de desgaste da liga Ti-2Si-1B tratada termicamente. Estudos realizados por Rigney (1997) identificaram diversas características do desgaste abrasivo em ligas metálicas, incluindo deformação plástica superficial e subsuperficial, interações ambientais, geração de detritos e transferência de material. Todas as ligas estudadas exibiram deformações plásticas superficiais perceptíveis, residuais nas extremidades das trilhas (abrasão de dois corpos), acentuando a formação de sulcos e riscos, o que foi mais pronunciado para as ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B.

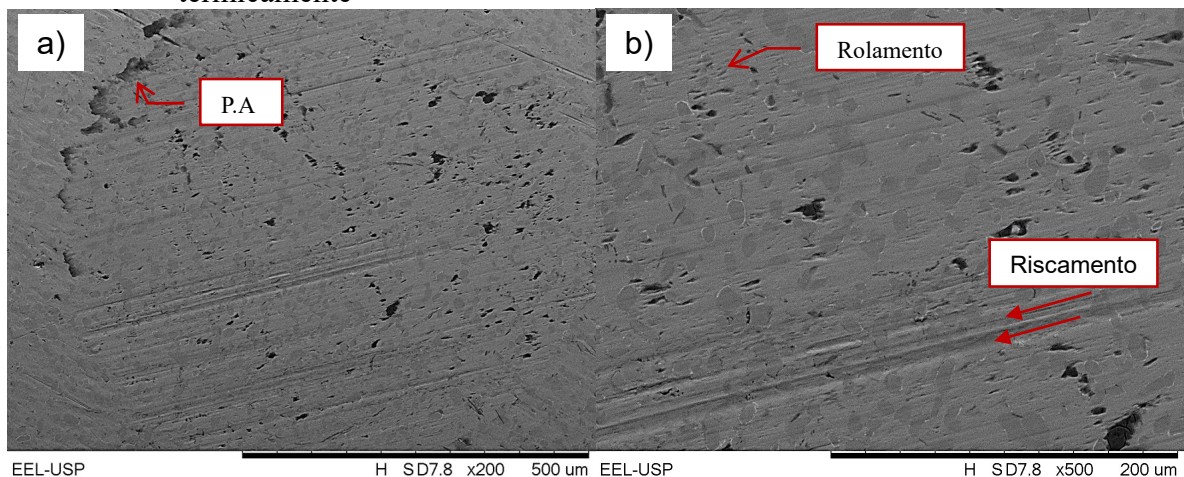
Figura 40 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x50.  
b) em detalhe, aumento x500.

Figura 41 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente



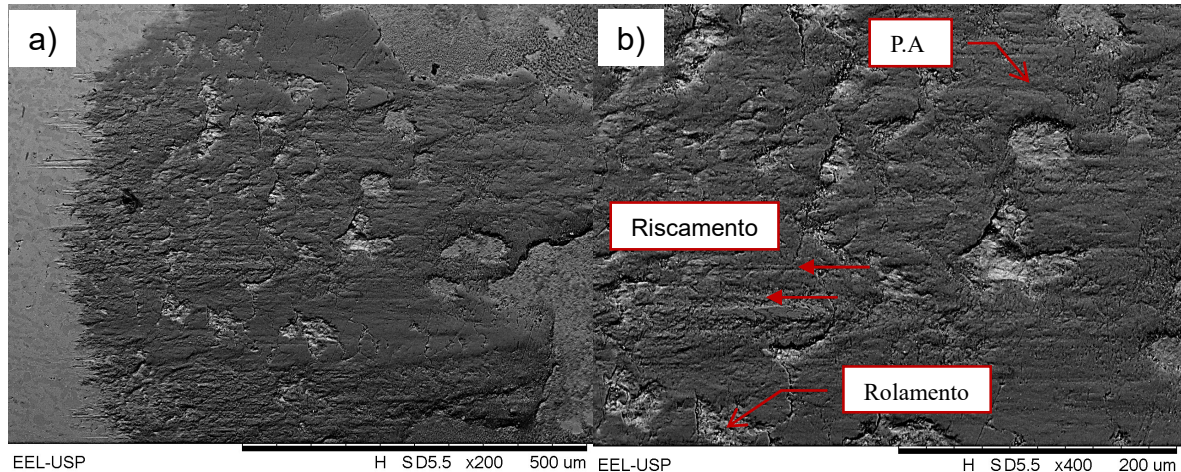
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) vista geral, aumento x200.  
b) em detalhe, aumento x500.

A superfície de desgaste da liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente está mostrada na Figura 41. Como já discutido anteriormente, esta liga apresentou as menores perda de volume, profundidade da cratera e coeficiente de desgaste, quando comparado com as demais ligas em estudo. A microestrutura desta liga mostra a presença de riscos associados a mecanismos de abrasão (dois corpos envolvidos) e poucas regiões contendo partículas aderidas (P.A.), inclusive menos do que aquelas observadas na superfície de desgaste da liga Ti-2Zr-2Si-1B tratada termicamente. Pode ser também notado que os riscos ficam menos pronunciados nas regiões de precipitados de  $Ti_6Si_2B$ , tendo em vista seus maiores valores de dureza do que o

material utilizado como contra apoio. É possível observar também regiões de desgaste abrasivo por três corpos (rolamento).

Figura 42 - Micrografias de MEV da superfície desgastada da liga Ti-2Zr-10Si-5B tratada termicamente



Fonte: Autor (2023).

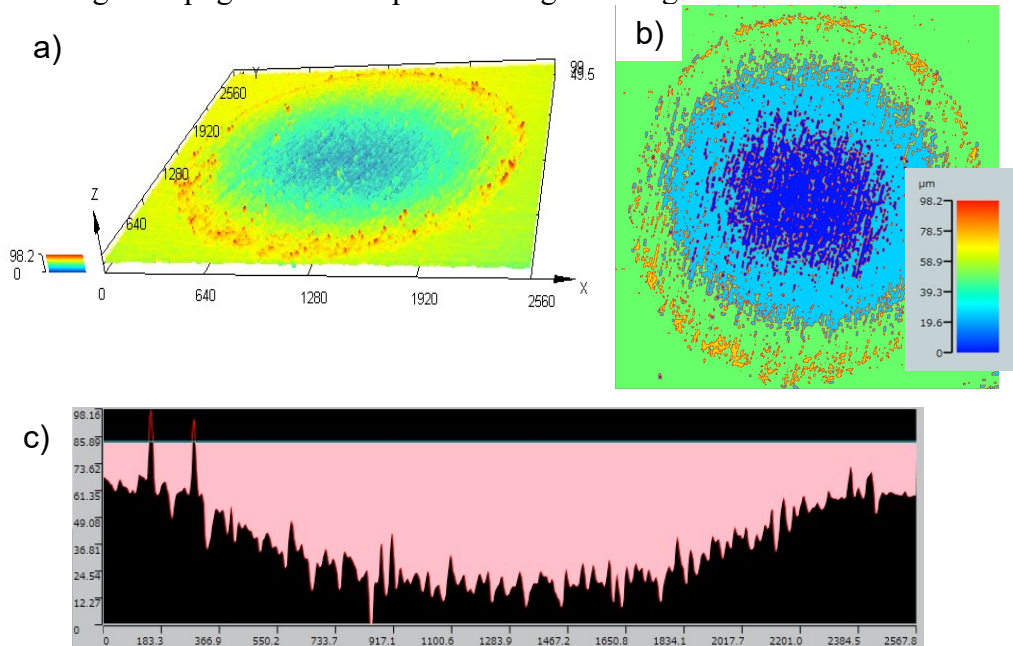
Legenda: a) vista geral, aumento x200.  
b) em detalhe, aumento x500.

As micrografias de MEV da região de desgaste da liga Ti-2Zr-10Si-5B estão mostradas na Figura 42. Quando comparado com a liga Ti-2Zr-6Si-3B tratada termicamente, foi notada uma maior aderência, o que está relacionado com sua maior dureza. Apesar dos valores do diâmetro de cratera, profundidade de cratera e coeficiente de desgaste sejam próximos daqueles calculados para a liga Ti-10Si-5B tratada termicamente, foram observadas regiões maiores livres de aderência do material da esfera (região mais claras), indicando o possível desprendimento da massa, ou a não aderência da mesma, onde nestas regiões pode se observar também um desgaste abrasivo por três corpos (rolamento).

A formação de partículas ricas em óxido de ferro na superfície de desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente pode ter sido favorecida, indicando a ocorrência de interação com o oxigênio do meio ambiente, devido ao aquecimento gerado na fricção, interferindo assim nos resultados.

Para uma análise detalhada, foram feitas imagens das superfícies ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente por microscopia confocal a laser, nas quais é possível visualizar a rugosidade (defeitos), e através do perfil de desgaste, realizar a verificação do desnível superficial, ou seja, a profundidade da cratera, com o intuito de colaborar com os resultados matemáticos da técnica empregada para esse ensaio de desgaste, e com as imagens MEV.

Figura 43 - Imagens topográficas da superfície desgastada liga Ti-2Si-1B



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.

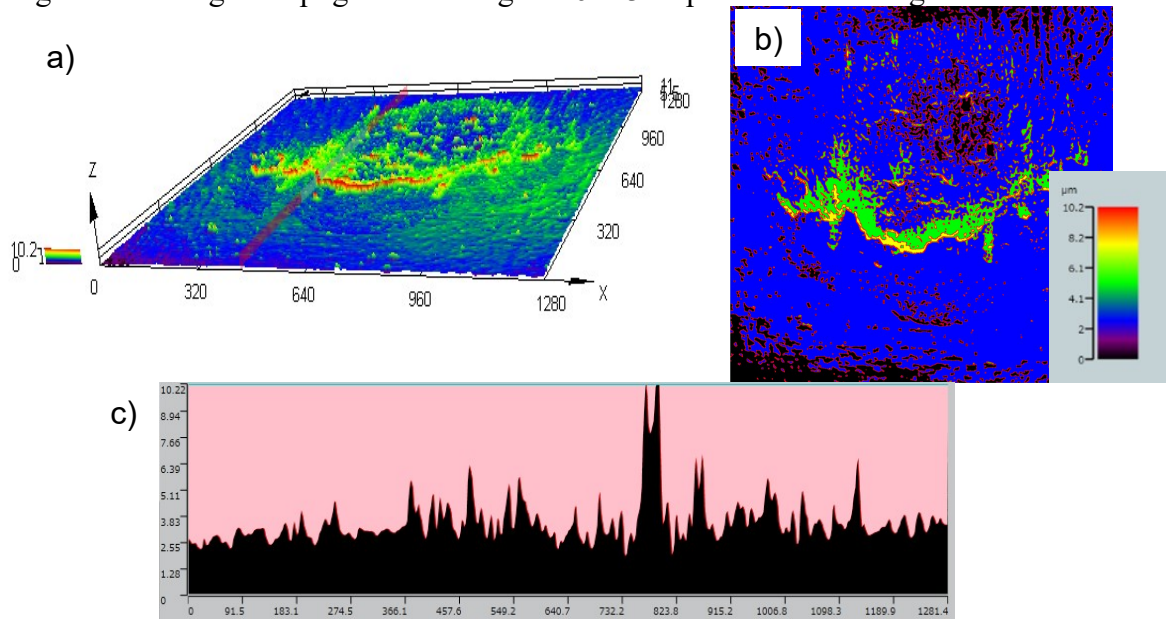
b) Imagem 2D da marca de desgaste.

c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

A Figura 43 representa a superfície na amostra Ti-2Si-1B. Neste caso, pode-se verificar pelo perfil de rugosidade que a cratera de desgaste reflete a geometria do contra apoio (esfera de aço), validando assim as equações de cálculo das propriedades tribológicas utilizadas neste estudo.

As Figura 44 e 45 apresentam as superfícies desgastadas das ligas Ti-6Si-3B e Ti-10Si-5B tratadas termicamente, respectivamente. Como já observado nas micrografias óptica e MEV, confirmando através da microscopia confocal a interferência da massa aderida proveniente da esfera de aço utilizado, não sendo verificado o perfil geométrico do contra apoio do perfil de rugosidade. Verificou também assim como no MEV, que essa aderência é maior na liga Ti-10Si-5B do que na liga Ti-6Si-3B, devido a maior quantidade removida do contra apoio devido ao aumento da fase  $Ti_6Si_2B$  nessa liga.

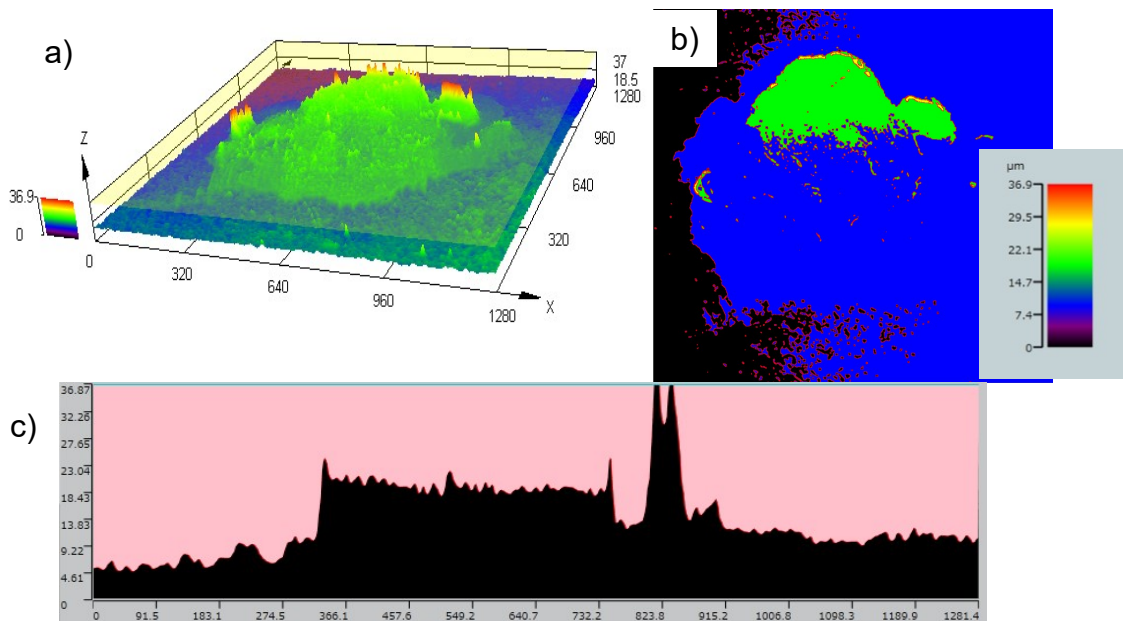
Figura 44 - Imagens topográficas da liga Ti-6Si-3B após ensaio de desgaste



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.  
 b) Imagem 2D da marca de desgaste.  
 c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

Figura 45 - Imagens topográficas da superfície desgastada da liga Ti-10Si-5B



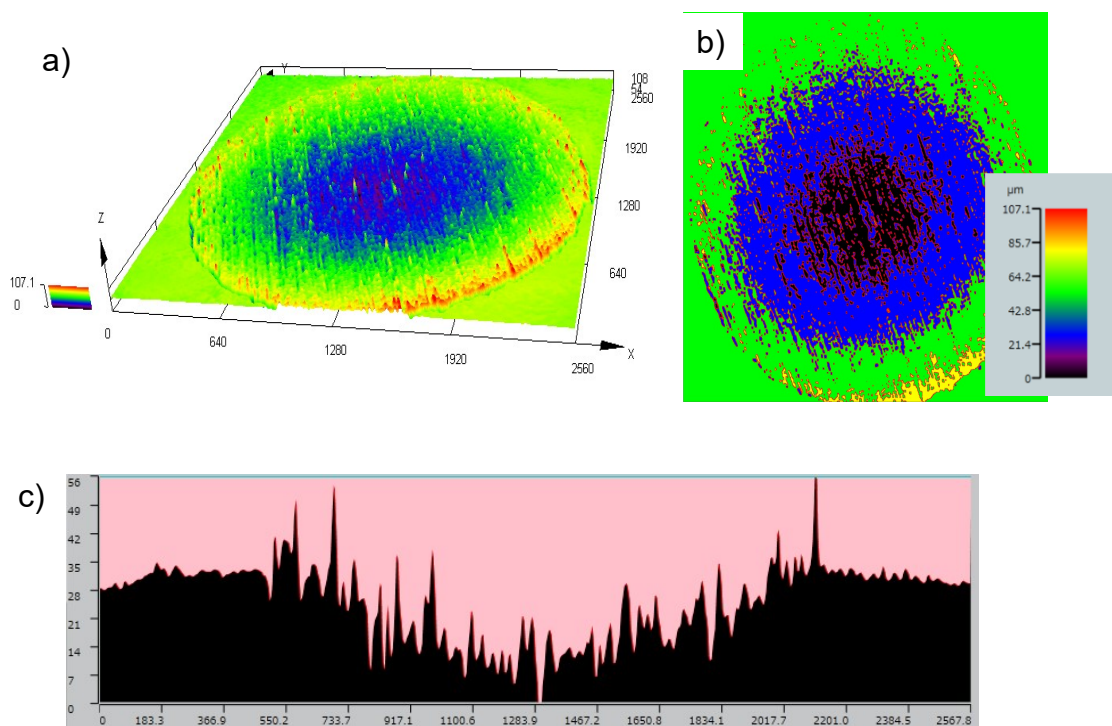
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.  
 b) Imagem 2D da marca de desgaste.  
 c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

Detalhes das superfícies de desgaste das ligas Ti-2Zr-2Si-1B e Ti-2Zr-6Si-3B tratadas termicamente estão apresentadas nas Figura 46 e 47, respectivamente. Foi possível validar as equações de cálculo das propriedades tribológicas utilizadas neste estudo para estas ligas,

devido ao perfil de rugosidade da cratera de desgaste reflete a geometria do contra apoio (esfera de aço). Já para a liga Ti-2Zr-10Si-5B, que tem sua superfície representada na Figura 48, foi confirmado pela microscopia confocal a laser o mecanismo de aderência identificado em imagens de MEV, que não possibilita a formação da cratera esperada, embora se comparado o perfil desta liga com o perfil da liga Ti-10Si-5B (Figura 45), pode se notar uma menor aderência do material da esfera na amostra, o que pode estar relacionado com a adição de zircônio.

Figura 46 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-2Si-1B após ensaio de desgaste



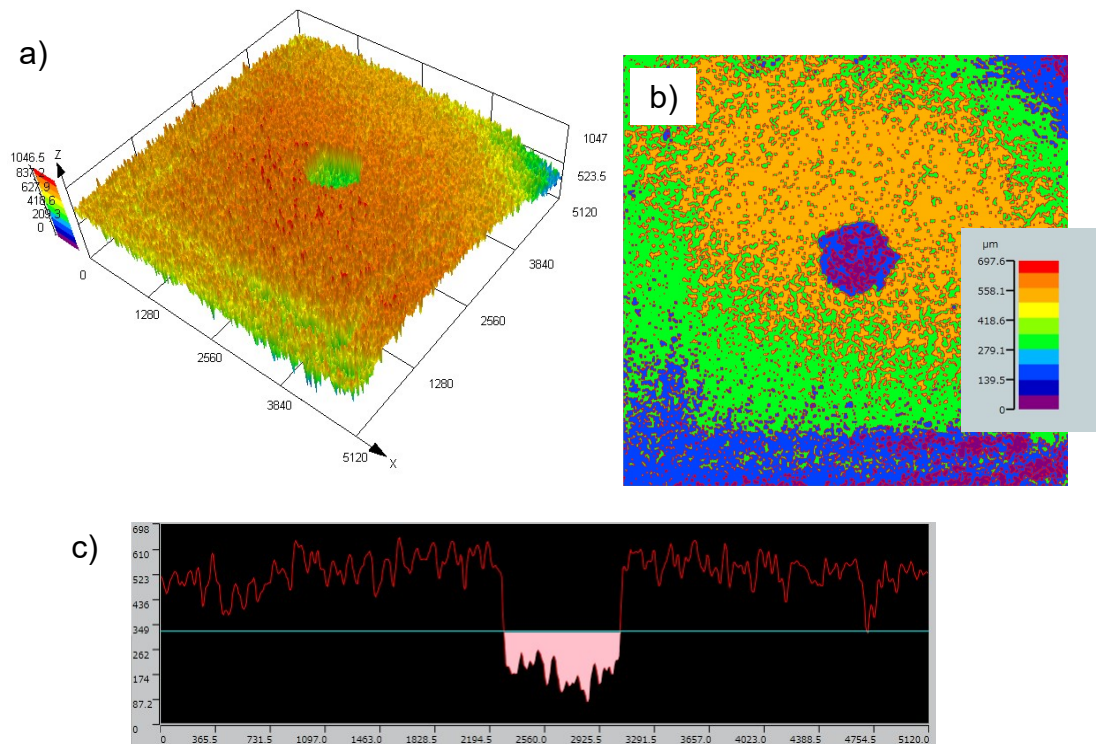
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.

b) Imagem 2D da marca de desgaste.

c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

Figura 47 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-6Si-3B após ensaio de desgaste



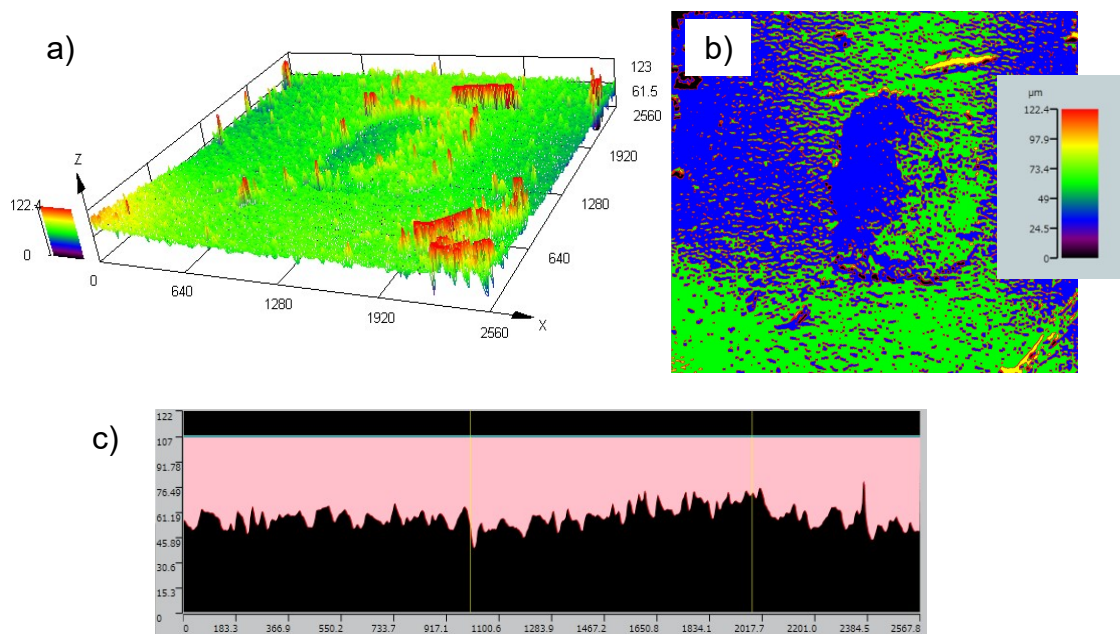
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.

b) Imagem 2D da marca de desgaste.

c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

Figura 48 - Imagens topográficas da liga Ti-2Zr-10Si-5B após ensaio de desgaste



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Imagem 3D da marca de desgaste.

b) Imagem 2D da marca de desgaste.

c) Perfil de rugosidade transversal, escala em micrômetro.

Com base nos perfis de rugosidade obtidos, foi possível a validação das equações de cálculo das propriedades tribológicas utilizadas neste estudo para três ligas, sendo elas Ti-2Si-1B, Ti-2Zr-2Si-1B e Ti-2Zr-6Si-3B, onde duas delas possuem microestruturas de Ti- $\alpha$  + TiB, enquanto que a liga Ti-2Zr-6Si-3B formada majoritariamente por Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, sendo que essa liga com adição de zircônio, foi a que apresentou o melhor desempenho em relação ao desgaste neste estudo. Na concavidade das crateras de desgaste destas ligas é possível notar linhas de rugosidade ao longo de toda a curvatura, o que indica a ocorrência do mecanismo de desgaste abrasivo por riscamento (cisalhamento), já observado nas micrografias MEV, essas marcas também foram observadas em estudos anteriores por Cozza (2015) e Marques (2018), se trata então da rugosidade superficial formada pelo desgaste abrasivo.

A cratera da amostra Ti-2Zr-2Si-1B se destaca por apresentar picos com amplitude elevada, esses picos são associados ao fenômeno conhecido como *ridging*, que pode ser descrito como uma elevação. Em estudo anterior feito por Cozza (2011), é relatado que, em certo momento, as partículas abrasivas seguem por caminhos preferenciais, assim deixando de atuar entre a esfera e a amostra, levando a um contato direto entre os mesmos, assim formando tais marcas (*ridges*).

Com o auxílio das imagens obtidas pela microscopia confocal, foi possível complementar este estudo, a fim de comprovar a precisão das medidas, verificando assim que devido ao mecanismo de adesão ocorrido nas ligas Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B, não se pode determinar com precisão as propriedades tribológicas destas composições, devido a não formação da cratera de desgaste, onde já se sabe que em ensaios microabrasivos é comum o desgaste também da esfera de aço martensítico AISI 52100, agravado neste caso pela alta dureza da fase Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, onde estudos mais detalhados de dureza realizado por Palmiro (2020) relatou que a região dos precipitados possui uma dureza de até 1530 HV, superior a dureza do contra apoio utilizado nesta técnica, embora a norma BS EN 1071-6:2007 padronize a utilização do aço como contra apoio, para efeito comparativo.

A técnica de desgaste microabrasivo empregada trouxe interessantes resultados a respeito das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, contendo a fase ternária Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, trazendo informação do desgaste abrasivo deste novo composto, em ligas com microestrutura de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B.

## 6 CONCLUSÕES

As ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente a 1200°C por 16h produziram microestruturas majoritárias de Ti- $\alpha$ +Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B (exceto para as ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B, formadas por Ti- $\alpha$ +TiB). Alguns poucos precipitados de TiB foram também identificados na microestruturas destas ligas, o que está coerente diante das suas localizações na seção isotérmica do sistema Ti-Si-B adaptada (considerando-se solubilidade de 2 %-at. Si no Ti- $\alpha$  e 0,5 %-at. B).

As ligas Ti-Si-B tratadas termicamente apresentaram valores de dureza entre 264 HV (Ti-2Si-1B) e 481,5 HV (Ti-10Si-5B), os quais foram aumentados para ligas mais ricas em Si e B, devido a maior quantidade de Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B presente nessas ligas. Uma mesma tendência foi notada para as ligas Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, ou seja, os valores de dureza variaram de 296 HV (Ti-2Zr-2Si-1B) para 453 HV (Ti-2Zr-10Si-5B).

Os valores médios dos coeficientes de desgaste para as ligas Ti-Si-B tratadas termicamente variaram de  $2,26 \cdot 10^{-6}$  mm<sup>3</sup>/N.m (Ti-10Si-5B) a  $9,14 \cdot 10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/N.m (Ti-2Si-1B). No caso das ligas Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, os valores médios dos coeficientes de desgaste entre  $7,84 \cdot 10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N.m (Ti-2Zr-6Si-3B) e  $6,96 \cdot 10^{-6}$  mm<sup>3</sup>/N.m (Ti-2Zr-2Si-1B). Coerentemente, em relação à perda de volume e profundidade da cratera, estas tendências se mantiveram.

Nas ligas Ti-2Si-1B e Ti-2Zr-2Si-1B tratadas termicamente, os mecanismos de desgaste por abrasão foram mais pronunciados, sendo notada uma pequena quantidade de material aderida na superfície de desgaste dessas ligas. No caso das demais ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B tratadas termicamente, exceto para a liga Ti-2Zr-6Si-3B, foi notada uma quantidade significativa de material aderido, rico em óxido de ferro, na superfície de desgaste, o qual foi proveniente da remoção de material da esfera do aço usado como contra apoio, a quantidade de material removido foi aumentada para ligas mais ricas em Si e B, favorecendo a ocorrência também dos mecanismos de desgaste por abrasão (por rolamento, três corpos).

A microscopia confocal contribuiu para a validação dos resultados calculados, indicando a formação de uma calota esférica nas ligas Ti-2Si-1B, Ti-2Zr-2Si-1B e Ti-2Zr-6Si-3B. Já as ligas Ti-6Si-3B, Ti-10Si-5B e Ti-2Zr-10Si-5B, confirmou que não foi possível a formação das calotas de desgaste, devido à massa aderida nas superfícies das amostras, o que inviabilizou a determinação dos parâmetros tribológicos.

O aumento da quantidade de fase Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B na microestrutura das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-

Si-B tratadas termicamente contribuiu para o aumento da resistência ao desgaste, que são ainda melhorados com a adição de 2%at. de zircônio, indicando que esses materiais apresentam potencial para uso em componentes usados nas áreas automotiva, aeronáutica, aeroespacial e da saúde.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com intuito de haver a continuação dos estudos apresentados nesse trabalho e de acordo com os resultados apresentados, os seguintes trabalhos futuros podem ser sugeridos:

- a) Avaliar a resistência ao desgaste pela técnica de *ball cratering* das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B variando-se o tempo e a distância de deslizamento, assim como o material usado como contra apoio, de maior dureza (carbeto de tungstênio).
- b) Avaliar a resistência ao desgaste pela técnica de *ball cratering* das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B com a inserção de pasta abrasiva de carbeto de silício (SiC), e ou alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).
- c) Avaliar a resistência ao desgaste das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B em diferentes meios de lubrificação: fluido corpóreo simulado (SBF), solução de 5% NaCl e óleo lubrificante automotivo.
- d) Avaliar a resistência ao desgaste pelas técnicas de *pin-on-disk* e *ball-on-disk*.
- e) Avaliar a resistência ao desgaste após tratamento superficial por plasma.

## REFERÊNCIAS

- ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, [S. l.], v. 255, n. 1-6, p. 23-29, ago. 2003. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648\(03\)00073-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648(03)00073-5). Acesso em: 4 jul. 2023.
- AHMED, M; OBEIDI, M. A.; YIN, S; LUPOI, R. Influence of processing parameters on density, surface morphologies and hardness of as-built Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloy manufactured by selective laser melting. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S. l.], v. 910, p. 164760, jul. 2022. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164760>. Acesso em: 24 out. 2023.
- ALEIXO, G. T. **Estabilidade e metaestabilidade de fases em ligas Ti-Nb**. 2006. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas (UNESP), Campinas, SP, 2006.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G40 - 10b**: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion: ASTM 2022.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **G77-17**: Standard test method for ranking resistance of materials to sliding wear using Block-on-Ring Wear test. West Conshohocken: ASTM 2017.
- ANKEM, S; GREENE, C.A. Recent developments in microstructure/property relationships of beta titanium alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [S.l.], v. 263, n. 2, p. 127-131, maio 1999. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)01170-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(98)01170-8). Acesso em: 19 nov. 2021.
- ANTONY, K. C. Wear-Resistant Cobalt-Base Alloys. **Jom**, [S. l.], v. 35, n. 2, p. 52-60, fev. 1983. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/bf03338205>. Acesso em: 10 fev. 2022.
- AZEVEDO, L. A. X. P. de. **Desenvolvimento de um ferro fundido branco fortemente ligado ao Vanádio e ao Manganês resistente ao desgaste e ao choque**. 2010. 76 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2010.
- BALTAR, C. A. M.; SAMPAIO, J. A.; ANDRADE, M. C. PINTO, D. C. Titânio: minerais de titânio. In: LUZ, A. B.; LINS, F. A. F. **Rochas e Minerais Industriais no Brasil: usos e especificações**. Rio de Janeiro: CETEM/MCTI, 2008. p. 841-863.
- BANERJEE, R.; NAG, S.; STECHSCHULTE, J.; FRASER, H. L. Strengthening mechanisms in Ti-Nb-Zr-Ta and Ti-Mo-Zr-Fe orthopaedic alloys. **Biomaterials**, [S. l.], v. 25, n. 17, p. 3413-3419, ago. 2004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.biomaterials.2003.10.041>. Acesso em: 24 out. 2023.
- BENTO, C. A. S. **Estudo da interface Ti-6Al-4V/TiO2 por Microscopia eletrônica de varredura**. 2000. 83 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, 2000.

BERTOLI, I. R.; FERREIRA, L. M.; FREITAS, B. X.; NUNES, C. A.; RAMOS, A. S.; FILGUEIRA, M.; SANTOS, C.; RAMOS, E. C. T. Mechanical Alloying and Hot Pressing of Ti-Zr-Si-B Powder Mixtures. **Metals**, [S. l.], v. 8, n. 2, p. 82, 23 jan. 2018. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.3390/met8020082>. Acesso em: 25 jan. 2022.

BLAU, P. J. Introduction to adhesion friction, and wear testing. *In*: KUHN, H.; MEDLIN, D. **ASM Handbook: v.8**. Ohio: ASM International, 1991. p. 291-293.

BORGES, R. A.; DUARTE, J.; RAMOS, A. S.; PASCHOAL, A. L. Teste de biocompatibilidade da liga TiSiB: estudo da sensibilidade intracutânea, toxicidade sistêmica em pequenos animais. *In*: ENCONTRO LATINO AMERICANO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA, 9., 2005, São José dos Campos. **Anais...** São José dos Campos, 2005, p. 285-288. Disponível em: [https://www.inicepg.univap.br/cd/INIC\\_2005/inic/IC3%20anais/IC3-21.pdf](https://www.inicepg.univap.br/cd/INIC_2005/inic/IC3%20anais/IC3-21.pdf). Acesso em: 14 abr. 2022.

BÔRTOLI, E. B. **Estudo da resistência ao desgaste microabrasivo de camadas de austenita expandida produzidas em aço inoxidável austenítico AISI 316L nitretado a plasma**. 2013. 79f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, 2013.

BOYER, R. R. **Titanium and its alloys: Metallurgy, heat treatment and alloy characteristics - Encyclopedia of Aerospace Engineering**, 1. ed. [S. l.]: Copyright John Wiley & Sons, 2010.

BOYER, R. R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. **Materials Science And Engineering: A**, [S. l.], v. 213, n. 1-2, p. 103-114, ago. 1996. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10233-1](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(96)10233-1). Acesso em: 26 out. 2022.

CALLISTER, W. C. **Ciências e engenharia de materiais, uma introdução**. 9.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CAMERINI, R. V.; SOUZA, R. B.; CARLI, F.; PEREIRA, A. S.; BALZARETTI, N. M. Ball cratering test on ductile materials. **Wear**, [S. l.], v. 271, n. 5-6, p. 770-774, jun. 2011. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.013>. Acesso em: 21 jul. 2023.

CARDOSO, F. F. **Análise de parâmetros de influência na microestrutura e propriedades de ligas Ti-Mo-Zr aplicadas em próteses ortopédicas**. 2007. 107 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2007.

CHANDRASEKARAN, M.; XIA, Z. S.; KIONG, L. K.; PRASAD, Y.; MUN, C. C. Development of a new PM titanium alloy for improved processability. **Materials Science And Technology**, [S. l.], v. 21, n. 2, p. 185-190, fev. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1179/174328405x18674>. Acesso em: 13 fev. 2022.

CHAVEZ, J. et al. On the properties and resistance to abrasive wear of surface-modified Ti6Al4V alloy by laser shock processing. **Superficies y Vacío**, [S. l.], v. 27, n. 2, p. 54-60, 2014.

CHEN, Q.; THOUAS, G. A. Metallic implant biomaterials. **Materials Science And Engineering: R**, [S. l.], v. 87, p. 1-57, jan. 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2014.10.001>. Acesso em: 1 dez. 2022.

COZZA, R. C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste microabrasivo**. 2011, 290 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2011.

COZZA, R. C. Influence of the normal force, abrasive slurry concentration and abrasive wear modes on the coefficient of friction in ball-cratering wear tests. **Tribology International**, [S. l.], v. 70, p. 52-62, fev. 2014. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2013.09.010>. Acesso em: 30 jul. 2023.

COZZA, R. C. Effect of sliding distance on abrasive wear modes transition. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S. l.], v. 4, n. 2, p. 144-150, abr. 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.10.007>. Acesso em: 30 jul. 2023.

COZZA, R.C.; TANAKA, D.K.; SOUZA, R.M. Friction coefficient and abrasive wear modes in ball-cratering tests conducted at constant normal force and constant pressure—Preliminary results. **Wear**, [S. l.], v. 267, n. 1-4, p. 61-70, jun. 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2009.01.055>. Acesso em: 3 ago. 2023.

CUNHA, L. M. P. **Quero fazer divulgação nas mídias sociais**, 1 ed. Rio de Janeiro: Casa da ciência – Centro Cultural de Ciência e tecnologia, 2022.

DONG, H.; BLOYCE, A.; MORTON, P. H.; BELL, T. Surface engineering to improve tribological performance of Ti–6Al–4V. **Surface Engineering**, [S. l.], v. 13, n. 5, p. 402-406, jan. 1997. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1179/sur.1997.13.5.402>. Acesso em: 4 jul. 2023.

DROZDOV, Yu. N.; LUKASHINA, N. V.; NAZAROVA, T. I. Using the achievements in tribology for teaching technical disciplines. **Journal Of Machinery Manufacture And Reliability**, [S. l.], v. 40, n. 2, p. 97-101, abr. 2011. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.3103/s105261881102004x>. Acesso em: 25 abr. 2022.

DURACCIO D., MUSSANO F., FAGA M.G. Biomaterials for dental implants: current and future trends. **Materials Science and Engineering**, [S. l.], v.50, p. 4779–4812, 2015.

EYRE, T. Wear characteristics of metals. **Tribology International**, [S. l.], v. 9, n. 5, p. 203-212, out. 1976. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0301-679x\(76\)90077-3](http://dx.doi.org/10.1016/0301-679x(76)90077-3). Acesso em: 4 mar. 2022.

FALLER, K.; FROES, F. H. The use of titanium in family automobiles: current trends. **Jom**, [S. l.], v. 53, n. 4, p. 27-28, abr. 2001. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-001-0143-3>. Acesso em: 26 out. 2022.

FARIA, A. C. L. **Avaliação de ligas experimentais de titânio para utilização em estruturas metálicas de próteses dentárias**. 2009. 128 f. Tese (Doutorado em Reabilitação Oral) - Universidade de São Paulo, Ribeirão Preto, SP, 2009.

FENISH, R. G. Phase Relationships in the Titanium-Boron System. **NRM-138**, [S. l.], v. 1, p. 1-37, 1964.

FERNANDES, B. B.; OLIVEIRA, R. M.; UEDA, M.; MARIANO, S. F. M.; RAMOS, A. S.; VIEIRA, M. S.; MELO, F. C. L.; OLIVEIRA, G. Effects of high temperature plasma immersion ion implantation on wear resistance of Ti-Si-B sintered alloys. **Surface And Coatings Technology**, [S. l.], v. 228, p. 195-200, ago. 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.04.029>. Acesso em: 25 nov. 2021.

FIGLIORE, M.; BENEDEUCE, F.; AZEVEDO, C. R. F. Simplification of the thermodynamic description of the Ti-Si system. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, [S. l.], v. 13, n. 1, p. 91-97, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.4322/2176-1523.1045>. Acesso em: 5 set. 2021.

FIORIN, B. O. **Efeito da composição e da sinterização na microestrutura e na resistência à corrosão de ligas Ti-Si-B**. 2018. 98 f. Dissertação (Mestrado em ciências e engenharia de materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2018.

FROES, F. H.; FRIEDRICH, H.; KIESE, J.; BERGOINT, D. Titanium in the family automobile: the cost challenge. **Jom**, [S. l.], v. 56, n. 2, p. 40-44, fev. 2004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-004-0144-0>. Acesso em: 25 nov. 2021.

GAGG, Colin R.; LEWIS, Peter R. Wear as a product failure mechanism – Overview and case studies. **Engineering Failure Analysis**, [S. l.], v. 14, n. 8, p. 1618-1640, dez. 2007. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2006.11.064>. Acesso em: 14 ago. 2022.

GEETHA, M.; SINGH, A.K.; ASOKAMANI, R.; GOGIA, A.K. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review. **Progress In Materials Science**, [S. l.], v. 54, n. 3, p. 397-425, maio 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.06.004>. Acesso em: 22 dez. 2022.

GERINGER, J.; MATHEW, M.T.; WIMMER, M.A.; MACDONALD, D.D. Synergism effects during friction and fretting corrosion experiments – focusing on biomaterials used as orthopedic implants. **Biomaterials And Medical Tribology**, [S. l.], p. 133-180, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1533/9780857092205.133>. Acesso em: 18 set. 2022.

GOBBI, S.J. **Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo das ligas de titânio Ti-12Cr e Ti-22Nb-6Zr obtidas por metalurgia do pó e recobertas com revestimento de diamante DLC**. 2018. 243 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2018.

GUEDES, A. H. C. **Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo dos metais duros WC-Ni-Mo<sub>2</sub>C, WC-Ni-Al e WC-Ni-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>**. 2022. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, MG, 2022.

HAN, Mi-Kyung; HWANG, Moon-Jin; YANG, Min-Soo; YANG, Hong-So; SONG, Ho-Jun; PARK, Yeong-Joon. Effect of zirconium content on the microstructure, physical properties and corrosion behavior of Ti alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [S. l.], v. 616, p. 268-274, out. 2014. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.010>. Acesso em: 24 out. 2023.

HANSEN, M., KESSLER, H. D., MCPHERSON, D. J. Ti-Si phase diagram. **Transactions ASM**, [S. l.], v.44, p.518-538, 1952.

HENRIQUES, V. A. R.; CAIRO, C. A. A.; SILVA, C. R. M.; BRESSIANI, J. C. Microstructural Evolution of Ti-13Nb-13Zr Alloy during Sintering. **Materials Science Forum**, [S. l.], v. 498-499, p. 40-48, nov. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.498-499.40>. Acesso em: 11 nov. 2021.

HERNÁNDEZ, A. F. **Avaliação do comportamento microestrutural e em fadiga da liga Ti-35Nb-7Zr-5Ta sinterizada e termicamente tratada**. 2012. 178 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2012.

HSU, Hsueh-Chuan; WU, Shih-Ching; SUNG, Yu-Chih; HO, Wen-Fu. The structure and mechanical properties of as-cast Zr-Ti alloys. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S. l.], v. 488, n. 1, p. 279-283, nov. 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.105>. Acesso em: 2 set. 2023.

HULESS, B. H.; FROES, F. H. Lowering the Cost of Titanium. **Amptiac Quarterly**, New York, v. 6, n. 2, p. 3-9, abr. 2002.

JOSHI, V.A. **Titanium Alloys: An Atlas of Structures and Fracture Features**. 1 ed. Boca Raton: CRC Press, 2006. 217p.

JOST, H.Peter. Tribology — Origin and future. **Wear**, [S. l.], v. 136, n. 1, p. 1-17, fev. 1990. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90068-1](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(90)90068-1). Acesso em: 20 set. 2021.

KATO, M.K.N.; ONARI, E.; ARISAWA, E.A.L.; SILVA, N.; RAMOS, A. S. Osseointegration features of orthopedic Ti-10Si-5B implants. **Materials Science And Engineering: C**, [S. l.], v. 29, n. 3, p. 980-986, abr. 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2008.08.022>. Acesso em: 2 set. 2021.

KEEGAN, G. M.; LEARMONTH, I. D.; CASE, C. A Systematic Comparison of the Actual, Potential, and Theoretical Health Effects of Cobalt and Chromium Exposures from Industry and Surgical Implants. **Critical Reviews In Toxicology**, [S. l.], v. 38, n. 8, p. 645-674, jan. 2008. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1080/10408440701845534>. Acesso em: 22 dez. 2022.

KURODA, P. A. B.; MATTOS, F. N.; GRANDINI, C. R.; AFONSO, C. R. M. Micro-abrasive wear behavior by ball cratering on MAO coating of Ti-25Ta alloy. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S. l.], v. 26, p. 1850-1855, set. 2023. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.08.023>. Acesso em: 5 set. 2023.

LEYENS, C., PETER, M. **Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications**. 1 ed. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH. 2003. 532p.

LI, S.J.; YANG, R.; LI, S.; HAO, Y.L.; CUI, Y.y.; NIINOMI, M.; GUO, Z.X.. Wear characteristics of Ti-Nb-Ta-Zr and Ti-6Al-4V alloys for biomedical applications. **Wear**, [S. l.], v. 257, n. 9-10, p. 869-876, nov. 2004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2004.04.001>. Acesso em: 24 out. 2023.

LIU, X; CHU, P; DING, C. Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. **Materials Science And Engineering: R**, [S. l.], v. 47, n. 3-4, p. 49-121, 24 dez. 2004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2004.11.001>. Acesso em: 15 dez. 2022.

LONG, M.; RACK, H.J. Titanium alloys in total joint replacement—a materials science perspective. **Biomaterials**, [S. l.], v. 19, n. 18, p. 1621-1639, set. 1998. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0142-9612\(97\)00146-4](http://dx.doi.org/10.1016/s0142-9612(97)00146-4). Acesso em: 25 nov. 2021.

LONG, M.; RACK, H.J. Friction and surface behavior of selected titanium alloys during reciprocating-sliding motion. **Wear**, [S. l.], v. 249, n. 1-2, p. 157-167, abr. 2001. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648\(01\)00517-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648(01)00517-8). Acesso em: 22 dez. 2022.

LUPARELLI, M. E. **Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo de uma superliga Co-Cr carbonitretada por plasma pulsado**. 2022. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, 2022.

LUTJERING, G.; WILLIAMS, J.C. **Engineering and Material Processes: Titanium**. 2 ed. Berlim: Springer, 2007. 497p.

MACHADO, A R; WALLBANK, J. Machining of Titanium and its Alloys—a Review. **Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, [S. l.], v. 204, n. 1, p. 53-60, fev. 1990. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1243/pime\\_proc\\_1990\\_204\\_047\\_02](http://dx.doi.org/10.1243/pime_proc_1990_204_047_02). Acesso em: 14 mai. 2022.

MAN, H.C; ZHANG, S; CHENG, F.T; YUE, T.M. Microstructure and formation mechanism of in situ synthesized TiC/Ti surface MMC on Ti-6Al-4V by laser cladding. **Scripta Materialia**, [S. l.], v. 44, n. 12, p. 2801-2807, jun. 2001. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462\(01\)00977-0](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462(01)00977-0). Acesso em: 26 ago. 2023.

MARCON, H.B. **Processamento, caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas de compressão de ligas de Ti-6Zr-2Si-1B, Ti-6Zr-6Si-3B e Ti-6Zr-10Si-5B tratadas termicamente**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2019.

MARQUES, F. P. **Comportamento tribológico de três superligas de cobalto em ensaios de microabrasão**. 2018. 139 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2018.

MASSALSKI, T. B. **Binally Alloy Phase Diagrams - Materials Park**. 2. ed., Ohio: American society for metals, 1986.

MCGREGOR, D.B; BAAN, R.A; PARTENSKY, C; RICE, J.M; WILBOURN, J.D. Evaluation of the carcinogenic risks to humans associated with surgical implants and other foreign bodies — a report of an IARC Monographs Programme Meeting. **European Journal Of Cancer**, [S. l.], v. 36, n. 3, p. 307-313, fev. 2000. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0959-8049\(99\)00312-3](http://dx.doi.org/10.1016/s0959-8049(99)00312-3). Acesso em: 15 nov. 2022.

MINATTO, R. M.; COSTA, A. F.; DALEFFE, A. Study of resistance to low tension abrasive wear of three metallic alloys applied in hard coating on hadfield manganese steel. **Brazilian Journal Of Development**, [S. l.], v. 6, n. 11, p. 84267-84278, 2020. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.34117/bjdv6n11-004>. Acesso em: 4 jul. 2023.

MISRA, A.; FINNIE, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester. **Wear**, [S. l.], v. 60, n. 1, p. 111-121, abr. 1980. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(80\)90252-5](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(80)90252-5). Acesso em: 30 jun. 2023.

MURRAY, J. L. **Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys**. 2. ed. Cleveland: ASM International, 1987.

MUTHUKUMARAN, V.; SELLADURAI, V.; NANDHAKUMAR, S.; SENTHILKUMAR, M. Experimental investigation on corrosion and hardness of ion implanted AISI 316L stainless steel. **Materials & Design**, [S. l.], v. 31, n. 6, p. 2813-2817, jun. 2010. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.007>. Acesso em: 24 out. 2023.

MYSHKIN, N. K.; SVIRIDENOK, A. I.; TKACHUK, D. V. New tendencies in tribology in relation to the scientific heritage of I.V. Kragel'skii. **Journal Of Friction And Wear**, [S. l.], v. 29, n. 4, p. 251-258, ago. 2008. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.3103/s1068366608040028>. Acesso em: 14 mai. 2022.

NIINOMI, M. Recent metallic materials for biomedical applications. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S. l.], v. 33, n. 3, p. 477-486, mar. 2002. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-002-0109-2>. Acesso em: 19 dez. 2022.

NIINOMI, M.; NAKAI, M.; HIEDA, J. Development of new metallic alloys for biomedical applications. **Acta Biomaterialia**, [S. l.], v. 8, n. 11, p. 3888-3903, nov. 2012. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2012.06.037>. Acesso em: 22 dez. 2022.

OPINI, V. C. **Preparação, processamento e caracterização de ligas de titânio com alta resistência mecânica baseadas na liga Ti-5553**. 2012. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2012.

OZAN, S.; LIN, Ji.; LI, Y.; IPEK, R.; WEN, C. Development of Ti–Nb–Zr alloys with high elastic admissible strain for temporary orthopedic devices. **Acta Biomaterialia** [S. l.], v. 20, p. 176-187, jul. 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2015.03.023>. Acesso em: 24 out. 2023.

PADILHA, J. A. P. **Análise estrutural de riser flexível com armaduras de tração em titânio**. 2009. 122 f. Dissertação (Mestrado em engenharia oceânica) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2009.

PALMIRO, T. F. **Avaliação da dureza e do módulo de elasticidade de ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B pela técnica de nanoindentação**. 2020. 91 f. Dissertação (Mestrado em ciências e engenharia de materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2020.

PEREIRA, E. V.; FERREIRA, P. **Aplicação de titânio e suas ligas na construção: Estudo da Corrosão Galvânica do Par Aço Inoxidável/Titânio em Meio Alcalino**. Lisboa: Repositório Científico do Lnec, 2007.

PIRES, A. L. R.; BIERHALZ, A. CK; MORAES, A. M. Biomateriais: tipos, aplicações e mercado. **Química nova**, [S. l.], v. 38, p. 957-971, 2015.

PONOMAREV, V. A.; SHEVEYKO, A. N.; SUKHORUKOVA, I. V.; SHVINDINA, N. V.; MANAKHOV, A. M.; ZHITNYAK, I. Y.; GLOUSHANKOVA, N. A.; FURSOVA, N. K.; IGNATOV, S. G.; PERMYAKOVA, E. S. Microstructure, chemical and biological performance of boron-modified TiCaPCON films. **Applied Surface Science**, [S. l.], v. 465, p. 486-497, jan. 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.09.157>. Acesso em: 15 ago. 2022.

PUTINI, D. M. E. **Avaliação da resistência ao desgaste de novas ligas de titânio aplicado a indústrias automotivas/aeronáutica/aeroespacial**. 2019. 93 f. Dissertação (Mestrado em ciências e engenharia de materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2019.

QAZI, J. I.; RACK, H. J. Metastable Beta Titanium Alloys for Orthopedic Applications. **Advanced Engineering Materials**, [S. l.], v. 7, n. 11, p. 993-998, nov. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200500060>. Acesso em: 18 dez. 2022.

RAMOS, Alfeu Saraiva. **Determinação da seção isotérmica a 1250°C e da projeção Liquidus do sistema Ti-Si-B na região delimitada por 100%Ti-80%Si-80%B**. 2001. 125 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, SP, 2001.

RAMOS, E.C.T.; SILVA, G.; RAMOS, A.s.; NUNES, C.A.; BAPTISTA, C.A.R.P. Microstructure and oxidation behavior of Ti–Si–B alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [S. l.], v. 363, n. 1-2, p. 297-306, dez. 2003. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(03\)00650-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(03)00650-6). Acesso em: 25 nov. 2021

RAMOS, A. S.; NUNES, C. A.; RODRIGUES, G.; SUZUKI, P. A.; COELHO, G. C.; GRYSIV, A.; ROGL, P. Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B, a new ternary phase in the Ti–Si–B system. **Intermetallics**, [S. l.], v. 12, n. 5, p. 487-491, maio 2004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2004.01.001>. Acesso em: 5 set. 2021.

RAMOS, A. S.; NUNES, C. A.; COELHO, G. C. Solidificação de Ligas Ti-B. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 10, n. 3, p. 481-489, 2005.

RAMOS, A. S.; BALDAN, R.; NUNES, C. A.; COELHO, G. C.; SUZUKI, P. A.; RODRIGUES, G. Isothermal section of the Ti-Si-B system at 1250 ° C in the Ti-TiSi<sub>2</sub>-TiB<sub>2</sub> region. **Materials Research**, [S. l.], v. 17, n. 2, p. 392-396, 22 out. 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/s1516-14392013005000172>. Acesso em: 5 set. 2021.

RAMOS, A. S.; NUNES, C. A.; RODRIGUES, G.; RAMOS, E. C. T. Effect of zirconium addition on the phase transformations in as-cast and heat-treated Ti–Zr–Si–B alloys. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S. l.], v. 601, p. 94-99, jul. 2014. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.02.179>. Acesso em: 25 nov. 2021.

RATNER, B. D.; HOFFMAN, A. S.; SCHOEN, F. J.; LEMONS, J. E. **Biomaterials science, an introduction to materials in medicine**. 2 ed. San Diego: Elsevier Academic Press. 2004.

- RIGNEY, D.A. Comments on the sliding wear of metals. **Tribology International**, [S. l.], v. 30, n. 5, p. 361-367, maio 1997. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0301-679x\(96\)00065-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0301-679x(96)00065-5). Acesso em: 16 nov. 2023.
- ROCHA, S. S.; ADABO, G. L.; HENRIQUES, G. E. P.; NÓBILO, M. A. A. Vickers hardness of cast commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloy submitted to heat treatments. **Brazilian Dental Journal**, [S. l.], v. 17, n. 2, p. 126-129, 2006. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/s0103-64402006000200008>. Acesso em: 24 out. 2023.
- ROCHA, B. A. S.; **Desenvolvimento do processo de produção de próteses em ligas de Titânio**. 2010. 154f. Relatório do projeto final (Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2010.
- RODRIGUES, G.; NUNES, C. A.; SUZUKI, P. A.; COELHO, G. C. Thermal expansion of the Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B phases investigated by high-temperature X-ray diffraction. **Intermetallics**, [S. l.], v. 14, n. 3, p. 236-240, mar. 2006. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2005.05.007>. Acesso em: 25 nov. 2021
- RUDY, E.; WINDISCH, ST. **Ternary Phase Equilibria in Transition Metal-Boron-Carbon-Silicon Systems**. Part I. Related Binary System Volume VII. Ti-B System, Technical Rep. No. AFML-TR-65-2, v. VII. 1966.
- RUTHERFORD, K.L.; HUTCHINGS, I.M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface And Coatings Technology**, [S. l.], v. 79, n. 1-3, p. 231-239, fev. 1996. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02461-1](http://dx.doi.org/10.1016/0257-8972(95)02461-1). Acesso em: 4 jul. 2023.
- SÁ, D. H. G. S. **Caracterização metalúrgica e mecânica de ligas Ti-Nb-Sn laminadas a quente para uso biomédico**. 2013. 103 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, São Cristóvão, SE, 2013.
- SACHDEV, A. K.; KULKARNI, K.; FANG, Z. Zak; YANG, R.; GIRSHOV, V. Titanium for Automotive Applications: challenges and opportunities in materials and processing. **Jom**, [S. l.], v. 64, n. 5, p. 553-565, 27 abr. 2012. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-012-0310-8>. Acesso em: 26 out. 2022.
- SEIREG, A. A. **Friction and lubrication in mechanical design**. 1 ed. New York: Marcel Dekker, 1998, 548p.
- SEMLITSCH, M; WEBER, H; STREICHER, R; SCHON, R. Joint replacement components made of hot-forged and surface-treated Ti-6Al-7Nb alloy. **Biomaterials**, [S. l.], v. 13, n. 11, p. 781-788, 1992. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0142-9612\(92\)90018-j](http://dx.doi.org/10.1016/0142-9612(92)90018-j). Acesso em: 22 dez. 2022.
- SILVA-ÁLVAREZ, D.F.; MÁRQUEZ-HERRERA, A.; SALDAÑA-ROBLES, A.; ZAPATA-TORRES, M.; MIS-FERNÁNDEZ, R.; PEÑA-CHAPA, J.L.; MORENO-PALMERÍN, J.; HERNÁNDEZ-RODRÍGUEZ, E. Improving the surface integrity of the CoCrMo alloy by the ball burnishing technique. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S. l.], v. 9, n. 4, p. 7592-7601, jul. 2020. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.038>. Acesso em: 24 out. 2023.

SILVA, F. C.; MACEDO, M. M.; MISCIONE, J. M. C.; FONTANA, L. C.; SAGÁS, J. C.; COZZA, R. C.; SCHÖN, C. G. Use of ball-cratering wear test and nanoscratching test to compare the wear resistance of homogeneous and functionally graded titanium nitride thin films. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S. l.], v. 22, p. 54-65, jan. 2023. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.049>. Acesso em: 23 out. 2023.

SILVA, G.; RAMOS, E. C. T.; RAMOS, A. S. Synthesis of the Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B compound by mechanical alloying. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S. l.], v. 427, n. 1-2, p. 223-228, jan. 2007. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.02.057>. Acesso em: 25 nov. 2021.

SILVA, G. **Estudo sobre a preparação do composto Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B e de ligas Ti+ Ti<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>B por técnicas de fusão a arco e moagem de alta energia**. 2006. 111 f. Tese (Doutorado Engenharia Biomédica) - Universidade do Vale do Paraíba, São José dos Campos, SP, 2006.

SIQUEIRA, R.P; SANDIM, M.R.Z; HENRIQUES, V.A.R; LINS, J.F.C. Microstructural Evolution during Sintering of the P/M Blended Elemental Ti-5Al-2.5Fe Alloy. **Materials Science Forum**, [S. l.], v. 498-499, p. 55-60, nov. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.498-499.55>. Acesso em: 22 nov. 2022.

SPRIANO, S.; BRONZONI, M.; VERN, E.; MAINA, G.; BERGO, V.; WINDLER, M. Characterization of surface modified Ti-6Al-7Nb alloy. **Journal Of Materials Science: Materials in Medicine**, [S. l.], v. 16, n. 4, p. 301-312, abr. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s10856-005-0628-7>. Acesso em: 10 dez. 2022.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 3 ed. Amsterdam; Boston: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 832 p.

SU, W. T. **Manufatura aditiva da liga Ti-6Al-4V aplicada em uma biela automotiva a biela de**. 2013. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2013.

SVECHNIKOV, V.N.; KOCHERZHISKY, Yu.A; YUPKO, L.M.; KULIK, O.G.; SHISHKIN, E.A. Phase diagram of the titanium-silicon system. **Dokl Akad Nauk SSSR**, [S. l.], v.193, p.393-396, 1970.

TEKIN, K. C.; MALAYOGLU, U. Assessing the Tribocorrosion Performance of Three Different Nickel-Based Superalloys. **Tribology Letters**, [S. l.], v. 37, n. 3, p. 563-572, 16 dez. 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s11249-009-9552-1>. Acesso em: 14 ago. 2022.

TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M.. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, [S. l.], v. 225-229, p. 205-214, abr. 1999. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648\(98\)00358-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0043-1648(98)00358-5). Acesso em: 18 set. 2023.

UTAMA, M. I.; PARK, N.; BAEK, E. R. Microstructure and Mechanical Features of Electron Beam Welded Dissimilar Titanium Alloys: Ti-10V-2Fe-3Al and Ti-6Al-4V. **Metals And Materials International**, [S. l.], v. 25, n. 2, p. 439-448, 11 out. 2018. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-018-0197-1>. Acesso em: 24 out. 2023.

VERSPUI, M.A.; WITH, G. de; VARST, P.G.Th. van Der; BUIJS, M.. Bed thickness and particle size distribution in three-body abrasion. **Wear**, [S. l.], v. 188, n. 1-2, p. 102-107, set. 1995. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)06626-8](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(95)06626-8). Acesso em: 4 jul. 2023.

WANG *et al.*, Performance study of abrasive wear and erosive wear of WC-12Co coatings sprayed by HVOF, In: **Nanoelectronics Conference**. INEC 2nd IEEE International. IEEE, [S. l.], v. 1, n. 2. 340-344, 2008.

WEI, K.; WANG, Z.; ZENG, X. Preliminary investigation on selective laser melting of Ti-5Al-2.5Sn  $\alpha$ -Ti alloy: from single tracks to bulk 3d components. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S. l.], v. 244, p. 73-85, jun. 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.032>. Acesso em: 24 out. 2023.

WILLIAMS, D. F. On the nature of biomaterials. **Biomaterials**, [S. l.], v. 30, n. 30, p. 5897-5909, out. 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.biomaterials.2009.07.027>. Acesso em: 28 mai. 2022.

YANG, Y.; CHANG, Y.A.; TAN, L. Thermodynamic modeling and experimental investigation of the Ti-rich corner of the Ti–Si–B system. **Intermetallics**, [S. l.], v. 13, n. 10, p. 1110-1115, jan. 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2005.02.001>. Acesso em: 25 nov. 2021.

ZMITROWICZ, A. Wear patterns and laws of wear – A Rewiew. **Journal of Theoretical and Applied Mechanics**, [S. l.], v. 44, n. 2, p. 219-253, 2006.

ZHOU, Y. L.; NIINOMI, M.; AKAHORI, T.; FUKUI, H.; TODA, H. Corrosion resistance and biocompatibility of Ti–Ta alloys for biomedical applications. **Materials Science And Engineering: A**, [S. l.], v. 398, n. 1-2, p. 28-36, maio 2005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.032>. Acesso em: 12 set. 2023.

ZHU, J.; WATAZU, A.; SHI, W.; KATO, K.; SONODA, T.; YAMADA, T.; ASAHINA, T. Microstructure and Mechanical Properties of a Rolled Ti-Si-B Alloy. **Materials Transactions**, [S. l.], v. 44, n. 6, p. 1128-1132, 2003. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.44.1128>. Acesso em: 14 dez. 2021.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials: Tribology series**. 1 ed. Holanda do norte: Elsevier, 1987.

## APÊNDICE A -Microdureza Vickers: Ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B

As tabelas desse apêndice são referentes as medidas obtidas em cada indentação, no ensaio de microdureza Vickers, de acordo com as 10 medidas horizontais e 10 medidas verticais realizadas em cada amostra em forma de “X”, sendo desconsiderada, para o cálculo da microdureza da liga, as duas medidas mais discrepantes da média final, onde nas tabelas os valores excluindo estão marcados com um asterisco.

Tabela A.1 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-2Si-1B

Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp
Horizontal	1	37,32	37,6	264	Matriz+TiB		0,00	0,00
	2	37,69	41,54	236	Matriz		-28,00	784,00
	3	36,33	35,56	286	Matriz+TiB		22,00	484,00
	4	34,06	38,78	276	Matriz+TiB		12,00	144,00
	5	35,73	38,29	270	Matriz+TiB		6,00	36,00
	6	38,66	36,27	264	Matriz+TiB		0,00	0,00
	7*	32,47	37,82	300	TiB		-	-
	8	34,14	36,96	293	Matriz		29,00	841,00
	9	36,63	37,15	273	Matriz		9,00	81,00
	10*	34,63	35,46	300	TiB	264,00	-	-
Vertical	1	38,79	36,78	259	Matriz		-5,00	25,00
	2	37,27	41,45	239	Matriz		-25,00	625,00
	3	37,78	38,87	252	Matriz+TiB		-12,00	144,00
	4	37,67	38,01	259	Matriz		-5,00	25,00
	5	39,02	36,90	257	Matriz		-7,00	49,00
	6	36,06	35,57	289	Matriz+TiB		25,00	625,00
	7	40,76	40,56	224	Matriz		-40,00	1600,00
	8	39,39	35,02	267	Matriz+TiB		3,00	9,00
	9	39,12	38,79	244	Matriz+TiB		-20,00	400,00
	10	36,53	38,06	266	Matriz+TiB		2,00	4,00

Fonte: Autor (2023).

Tabela A.2 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-6Si-3B

Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp	
Horizontal	1	30,97	32,48	368	Matriz + Precipitado	340,50	27,50	756,25	29,48
	2	33,91	31,42	347	Matriz + Precipitado		6,50	42,25	
	3	35,73	32,47	318	Matriz + Precipitado		-22,50	506,25	
	4	31,21	35,57	332	Matriz + Precipitado		-8,50	72,25	
	5	30,59	33,75	358	Matriz + Precipitado		17,50	306,25	
	6	32,74	31,02	364	Matriz + Precipitado		23,50	552,25	
	7	32,66	34,35	330	Matriz + Precipitado		-10,50	110,25	
	8	34,59	33,69	318	Matriz + Precipitado		-22,50	506,25	
	9	34,58	33,83	316	Matriz + Precipitado		-24,50	600,25	
	10	33,58	34,42	320	Matriz + Precipitado		-20,50	420,25	
vertical	1	28,32	32,37	402	Matriz + Precip.+TiB	340,50	61,50	3782,25	29,48
	2	29,29	32,07	394	Matriz + Precipitado		53,50	2862,25	
	3*	31,77	27,93	416	Matriz + Precip.+TiB		-	-	
	4*	30,00	30,06	411	Matriz + Precip.+TiB		-	-	
	5	31,57	30,89	380	Matriz + Precipitado		39,50	1560,25	
	6	32,99	31,35	358	Matriz + Precipitado		17,50	306,25	
	7	30,12	31,57	389	Matriz + Precipitado		48,50	2352,25	
	8	32,74	34,65	326	Matriz + Precipitado		-14,50	210,25	
	9	34,80	31,76	334	Matriz + Precipitado		-6,50	42,25	
	10	31,94	36,66	315	Matriz + Precipitado		-25,50	650,25	

Fonte: Autor (2023).

Tabela A.3 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-10Si-5B

Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp	
Horizontal	1*	20,53	25,31	705	Matriz + Precip.+TiB	481,50	-	-	28,94
	2	26,41	28,05	500	Matriz + Precipitado		18,50	342,25	
	3	25,83	27,93	513	Matriz + Precip.+TiB		31,50	992,25	
	4	29,08	28,71	444	Matriz		-37,50	1406,25	
	5	29,02	28,76	459	Matriz + Precipitado		-22,50	506,25	
	6	28,72	25,8	498	Matriz + Precipitado		16,50	272,25	
	7	25,79	29,36	487	Matriz + Precipitado		5,50	30,25	
	8	26,68	26,86	517	Matriz + Precipitado		35,50	1260,25	
	9	26,82	26,97	512	Matriz + Precipitado		30,50	930,25	
	10	28,43	28,59	456	Matriz + Precipitado		-25,50	650,25	
vertical	1	28,50	31,46	412	Matriz	481,50	-69,50	4830,25	28,94
	2	27,25	28,53	476	Matriz + Precipitado		-5,50	30,25	
	3	28,26	26,46	496	Matriz + Precipitado		14,50	210,25	
	4	29,36	29,15	433	Matriz		-48,50	2352,25	
	5	29,39	27,25	462	Matriz + Precipitado		-19,50	380,25	
	6	29,56	27,78	458	Precipitado		-23,50	552,25	
	7	29,96	26,05	472	Matriz + Precipitado		-9,50	90,25	
	8*	23,16	24,69	647	Precipitado		-	-	
	9	26,30	28,74	489	Precipitado		7,50	56,25	
	10	29,29	23,65	529	Matriz + Precipitado		13,50	182,25	

Fonte: Autor (2023).

Tabela A.4 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-2Zr-2Si-1B

Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp
Horizontal	1	34,47	33,36	322	TiB		26,00	676,00
	2	36,05	34,04	301	Matriz+TiB		5,00	25,00
	3	35,44	33,33	313	TiB		17,00	289,00
	4	36,49	35,01	290	Matriz+TiB		-6,00	36,00
	5*	31,40	31,81	371	TiB		-	-
	6	36,57	34,03	297	Matriz+TiB		1,00	1,00
	7	36,53	34,98	290	Matriz+TiB		-6,00	36,00
	8	35,94	34,96	295	Matriz+TiB		-1,00	1,00
	9	36,05	38,55	289	Matriz+TiB		-7,00	49,00
	10	35,56	34,60	301	Matriz+TiB	296,00	5,00	25,00
Vertical	1	35,55	34,95	298	Matriz+TiB		2,00	4,00
	2*	33,66	33,63	327	TiB		-	-
	3	35,27	34,92	301	TiB		5,00	25,00
	4	36,26	35,48	288	Matriz+TiB		-8,00	64,00
	5	36,08	36,97	285	Matriz+TiB		-11,00	121,00
	6	37,52	35,56	267	Matriz+TiB		-29,00	841,00
	7	35,28	34,55	295	Matriz+TiB		-1,00	1,00
	8	34,97	34,53	306	Matriz+TiB		10,00	100,00
	9	34,08	34,53	315	TiB		19,00	361,00
	10	37,91	37,01	264	Matriz		-32,00	1024,00

Fonte: Autor (2023).

Tabela A.5 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-2Zr-6Si-3B

Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp
Horizontal	1	29,9	31,7	390	Matriz + Precipitado		5,50	30,25
	2	31,33	30,53	387	Matriz + Precipitado		2,50	6,25
	3	31,24	31,56	376	Matriz + Precipitado		-8,50	72,25
	4	32,53	31,46	362	Matriz + Precipitado		-22,50	506,25
	5	29,78	31,45	395	Matriz + Precipitado		10,50	110,25
	6	28,58	30,78	421	Matriz + Precip.+TiB		36,50	1332,25
	7	31,31	31,32	378	Matriz + Precipitado		-6,50	42,25
	8	33,6	33,15	332	Matriz + Precipitado		-52,50	2756,25
	9	29,14	31,94	397	Matriz + Precip.+TiB		12,50	156,25
	10	29,15	30,76	413	Matriz + Precip.+TiB	388,50	28,50	812,25
Vertical	1	35,16	34,09	309	Matriz		-75,50	5700,25
	2	30,87	33,80	354	Matriz + Precipitado		-30,50	930,25
	3	29,95	31,23	396	Matriz + Precipitado		11,50	132,25
	4	29,43	30,97	406	Matriz + Precip.+TiB		21,50	462,25
	5	30,90	31,40	382	Matriz + Precipitado		-2,50	6,25
	6	31,48	31,74	371	Matriz + Precipitado		-13,50	182,25
	7	31,38	32,03	368	Matriz + Precipitado		-16,50	272,25
	8	27,99	30,98	426	Matriz + Precip.+TiB		41,50	1722,25
	9*	27,36	27,85	486	Matriz + Precip.+TiB		-	-
	10*	27,58	28,34	474	Matriz + Precip.+TiB		-	-

Fonte: Autor (2023).

Tabela A.6 - Microdureza Vickers por indentação da amostra Ti-2Zr-10Si-5B

	Indentação	D1	D2	HV	Fase	Média	Distância	(Xi-X)^2	Dp
Horizontal	1	28,42	29,7	439	Matriz + Precipitado		-14,50	210,25	
	2	29,06	30,38	419	Matriz + Precipitado		-34,50	1190,25	
	3	27,3	27,99	485	Matriz + Precipitado		31,50	992,25	
	4	29,05	29,98	425	Matriz + Precipitado		-28,50	812,25	
	5	27,02	30,52	447	Matriz + Precipitado		-6,50	42,25	
	6	31,86	28,24	410	Matriz + Precipitado		-43,50	1892,25	
	7	27,06	28,1	487	Matriz + Precipitado		33,50	1122,25	
	8	27,14	26,73	511	Matriz + Precipitado		57,50	3306,25	
	9	27,26	28,24	481	Matriz + Precipitado		27,50	756,25	
	10	28,93	28,54	449	Matriz + Precipitado	453,50	-4,50	20,25	
Vertical	1	28,97	30,25	422	Matriz + Precipitado		-31,50	992,25	28,52
	2	26,91	29,93	458	Matriz + Precipitado		4,50	20,25	
	3	29,75	28,98	430	Matriz + Precipitado		-23,50	552,25	
	4	28,00	28,06	471	Matriz + Precipitado		17,50	306,25	
	5	26,67	29,27	473	Matriz + Precipitado		19,50	380,25	
	6*	27,69	27,32	490	Matriz + Precipitado		-	-	
	7	29,12	29,97	424	Matriz + Precipitado		-29,50	870,25	
	8*	25,29	24,36	601	Matriz + Precip.+TiB		-	-	
	9	28,15	27,22	483	Matriz + Precipitado		29,50	870,25	
	10	26,81	29,29	471	Matriz + Precipitado		17,50	306,25	

Fonte: Autor (2023).

**APÊNDICE B – Medidas dos diâmetros das crateras formadas pelo ensaio de desgaste e os parâmetros de volume, profundidade e coeficiente de desgaste de cada cratera referente as amostras das ligas Ti-Si-B e Ti-Zr-Si-B.**

Tabela B.1 - Diâmetro das crateras produzidas

<b>Liga (% at)</b>	<b>Ensaio</b>	<b>D1 (mm)</b>	<b>D2 (mm)</b>	<b>D3 (mm)</b>	<b>D4 (mm)</b>	<b>D. médio (mm)</b>
97Ti-2Si-1B	1	2,59	2,73	2,65	2,69	2,67 ± 0,06
	2	2,55	2,71	2,64	2,67	2,64 ± 0,07
	3	2,31	2,50	2,42	2,42	2,41 ± 0,08
91Ti-6Si-3B	1	1,03	1,12	0,99	1,02	1,04 ± 0,06
	2	1,14	1,03	1,14	1,06	1,09 ± 0,06
	3	1,20	1,24	1,21	1,22	1,22 ± 0,02
85Ti-10Si-5B	1	0,91	0,95	0,88	0,81	0,89 ± 0,06
	2	1,15	0,92	1,14	1,23	1,11 ± 0,13
	3	1,13	1,02	1,03	0,96	1,04 ± 0,07
95Ti-2Zr-2Si-1B	1	1,60	1,76	1,67	1,68	1,68 ± 0,07
	2	0,94	0,96	0,85	0,92	0,92 ± 0,05
	3	1,09	1,05	1,13	1,17	1,11 ± 0,05
89Ti-2Zr-6Si-3B	1	0,84	0,82	0,81	0,80	0,82 ± 0,02
	2	0,72	0,73	0,73	0,69	0,72 ± 0,02
	3	0,83	0,82	0,79	0,80	0,81 ± 0,02
83Ti-2Zr-10Si-5B	1	1,14	1,01	1,15	1,06	1,09 ± 0,07
	2	1,03	1,04	1,02	1,09	1,05 ± 0,03
	3	0,93	0,72	0,88	0,84	0,84 ± 0,09

Fonte: Autor (2023).

Tabela B.2 - Valores calculados de volume, profundidade e coeficiente de desgaste das amostras para cada cratera

Liga (% at)	Ensaio	V. desgastado (mm <sup>3</sup> )	Profundidade da cratera (mm)	Coeficiente de desgaste (mm <sup>3</sup> /N.m)
97Ti-2Si-1B	1	0,1949	0,0699	1,04.10 <sup>-4</sup>
	2	0,1884	0,0687	1,00.10 <sup>-4</sup>
	3	0,1309	0,0573	6,98.10 <sup>-5</sup>
91Ti-6Si-3B	1	0,0045	0,0106	2,41.10 <sup>-6</sup>
	2	0,0055	0,0117	2,93.10 <sup>-6</sup>
	3	0,0085	0,0146	4,53.10 <sup>-6</sup>
85Ti-10Si-5B	1	0,0024	0,0078	1,28.10 <sup>-6</sup>
	2	0,0059	0,0121	3,13.10 <sup>-6</sup>
	3	0,0044	0,0105	2,36.10 <sup>-6</sup>
95Ti-2Zr-2Si-1B	1	0,0306	0,0277	1,63.10 <sup>-5</sup>
	2	0,0027	0,0083	1,46.10 <sup>-6</sup>
	3	0,0059	0,0121	3,13.10 <sup>-6</sup>
89Ti-2Zr-6Si-3B	1	0,0017	0,0066	9,20.10 <sup>-7</sup>
	2	0,0010	0,0051	5,46.10 <sup>-7</sup>
	3	0,0017	0,0065	8,87.10 <sup>-7</sup>
83Ti-2Zr-10Si-5B	1	0,0055	0,0117	2,91.10 <sup>-6</sup>
	2	0,0046	0,0107	2,46.10 <sup>-6</sup>
	3	0,0019	0,0070	1,04.10 <sup>-6</sup>

Fonte: Autor (2023).