

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

FELIPE RAPHAEL SALGADO

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE MÚTUO DA LIGA METÁLICA AMORFA
VITRELOY-105**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**CORNÉLIO PROCÓPIO
2019**

FELIPE RAPHAEL SALGADO

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE MÚTUO DA LIGA METÁLICA AMORFA
VITRELOY-105**

Dissertação apresentada como requisito para obter o grau de Mestre em Engenharia Mecânica, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Área de concentração: Caracterização de Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Janaína Fracaro de Souza Gonçalves
Coorientador: Prof. Dr. Márcio Andreato Batista Mendes

**CORNÉLIO PROCÓPIO
2019**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

S164 Salgado, Felipe Raphael

Avaliação do desgaste mútuo da liga metálica amorfa Vitreloy-105 / Felipe Raphael Salgado. – 2019.
78 p. : il. color. ; 31 cm.

Orientadora: Janaina Fracaro de Souza Gonçalves.

Coorientador: Marcio Andreato Batista Mendes.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Cornélio Procópio, 2019.

Bibliografia: p. 71-77.

1. Substâncias amorfas. 2. Desgaste mecânico. 3. Tribologia. 4. Engenharia Mecânica – Dissertações. I. Gonçalves, Janaina Fracaro de Souza, orient. II. Mendes, Marcio Andreato Batista, coorient. III. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

CDD (22. ed.) 620.1

Biblioteca da UTFPR - Câmpus Cornélio Procópio

Bibliotecário/Documentalista responsável:
Romeu Righetti de Araujo – CRB-9/1676

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a Deus por me guiar, iluminar e me dar tranquilidade para seguir em frente com os meus objetivos e não desanimar com as dificuldades.

Uma dissertação de mestrado não se faz sem o valioso apoio de várias pessoas, cada uma com seus conselhos, orientações e paciência. Agradeço aos meus pais, Jairo e Zenilda, pelo amor a mim dedicado, pela educação que me proporcionaram e por me apoiarem nas minhas decisões. Ao meu irmão, Flavio, que, mesmo à distância, sempre esteve disposto a me ouvir, aconselhar e incentivar.

Aos amigos que fiz em Londrina, sou grato pelo acolhimento e estímulo para encarar esta etapa da minha vida. Agradeço de forma especial ao Eduardo, companhia para todos os momentos, e, também, à Camila, Cleide, Marta, Luciana e Silvia por fazerem meus momentos de trabalho e lazer mais completos.

À Profa. Dra. Janaína Fracaro de Souza Gonçalves, minha orientadora neste trabalho, pela oportunidade que me deu, pela confiança, pelas conversas de orientação para esta dissertação e para a carreira docente, pelo tempo cedido para correção do meu trabalho; meus mais sinceros agradecimentos. Da mesma forma agradeço ao meu coorientador, Prof. Dr. Márcio Andreato Batista Mendes, pelas orientações e por todos os esforços que tornaram este trabalho possível através das parcerias que intermediou com o Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos.

Agradeço à equipe do Centro de Competência em Manufatura do Instituto Tecnológico de Aeronáutica, que me recebeu muito bem quando precisei utilizar seus equipamentos para realização de ensaios. Estendo meus agradecimentos ao Vinícius e à Cinthia, alunos da Engenharia de Materiais e Engenharia Mecânica da UTFPR, e ao Lucas, proprietário da Metalúrgica Galdino, por todo suporte e serviço de excelência para tornar possível a concretização deste projeto.

À CAPES, pelo apoio no financiamento de atividades relacionadas à minha pesquisa. Tais recursos foram de grande importância para que este trabalho pudesse ser concluído dentro do prazo previsto.

Desejo igualmente agradecer a todos os meus colegas, professores, coordenação e participantes do setor administrativo do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Campus de Cornélio Procópio, onde a competência, apoio e amizade estiveram presentes em todos os momentos.

RESUMO

SALGADO, FELIPE RAPHAEL. **Avaliação do Desgaste mútuo da liga metálica amorfa Vit-105 para aplicações diversas e na utilização para confecção de engrenagens.** 2019. Dissertação de Mestrado - Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Cornélio Procópio, 2019.

Os vidros metálicos são materiais metaestáveis produzidos com taxas de resfriamento muito altas, a fim de evitar a nucleação de cristais. A falta de ordem atômica de longo alcance pode fornecer melhores propriedades às ligas amorfas quando comparadas às ligas cristalinas convencionais. Algumas ligas metálicas amorfas baseadas em Zircônio, chamadas de família Vitreloy, possuem excelente tendência de formação amorfa e propriedades para aplicações estruturais e industriais, como alta resistência mecânica a baixas temperaturas, resiliência e resistência à corrosão. Devido às suas propriedades, algumas ligas Vitreloy têm sido usadas para a fabricação de microengrenagens que se mostraram eficazes especialmente para a indústria aeroespacial. No entanto, existem estudos esparsos que avaliam o desgaste mútuo entre pares produzidos com estas ligas, tal como o que ocorre entre os dentes das micro engrenagens mencionadas. Este estudo procura avaliar a resistência ao desgaste mútuo entre peças fabricadas utilizando a liga Vitreloy-105 por meio de um tribômetro pino-sobre-disco. Os pares de corpos de prova foram produzidos por fundição, a partir de um tarugo comercial, e caracterizados por difração de raios X e calorimetria diferencial de varredura para confirmar, respectivamente, a estrutura amorfa das partes e os parâmetros térmicos esperados. As superfícies de contato foram preparadas de acordo com o padrão de teste tribológico ASTM G-99. Os testes de desgaste foram realizados com três valores diferentes de carga normal sobre o pino, mantendo a rotação e a distância de deslizamento constantes, para a obtenção dos coeficientes de atrito. O desgaste foi quantificado pela perda de massa e a rugosidade das superfícies foi analisada antes e após os ensaios tribológicos por meio de um perfilômetro. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura permitiram verificar os principais mecanismos de desgaste presentes nas amostras e correlacioná-los com as cargas aplicadas. Os resultados apresentaram valores satisfatórios e condizentes com a literatura especializada para materiais semelhantes, mostrando que a liga Vitreloy-105 pode ter aplicações promissoras quando uma das principais solicitações mecânicas for o desgaste.

Palavras-chave: Vidros metálicos; Desgaste; Tribômetro pino-sobre-disco

ABSTRACT

SALGADO, FELIPE RAPHAEL. **Mutual wear evaluation of Vit-105 amorphous metallic alloy for various applications and gear manufacturing.** 2019. Dissertação de Mestrado - Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Cornélio Procópio, 2019.

Metallic glasses are metastable materials produced with very high cooling rates to avoid crystal nucleation. The lack of long-range atomic order may provide better properties to amorphous alloys compared to conventional crystalline ones. Some Zirconium-based amorphous metallic alloys, called Vitreloy family, have excellent glass forming ability and properties for structural and industrial applications, such as high mechanical resistance at low temperatures, resilience and corrosion resistance. Due to their properties, some Vitreloy alloys have been used to make micro gears that have shown effective especially for aerospace industry. However, there are sparse studies that evaluate the mutual wear between pairs produced with these alloys, as occurs between the teeth of the mentioned micro gears. This study aims to evaluate the resistance to mutual wear between parts manufactured using Vitreloy-105 alloy by using a pin-on-disk tribometer. The pairs of specimens were produced by casting from a commercial bar and characterized by X-ray diffraction and differential scanning calorimetry to confirm, respectively, the amorphous structure of the parts and the expected thermal parameters. Contact surfaces were prepared according to ASTM G-99 tribological test standard. Wear tests were performed with three different values of normal load on the pin, keeping the rotation and sliding distance constant to obtain friction coefficients. Wear was quantified by mass loss and surface roughness was analyzed before and after tribological tests by using a profilometer. Images obtained by scanning electron microscopy allows the verification of the main wear mechanisms present in the samples and to correlate them with the applied loads. The results presented satisfactory values and consistent with the specialized literature for similar materials, showing that Vitreloy-105 alloy can have promising applications when one of the main mechanical stresses is wear.

Keywords: Metal glasses; Wear; Pin-on-disk tribometer

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Curva hipotética de variação dimensional.....	17
Figura 2 – Termograma e difratogramas típicos de materiais amorfos	19
Figura 3 - Espessura crítica da fundição.....	22
Figura 4 – Esquema do método de fundição por sucção.....	25
Figura 5 - Ligas metálicas amorfas combinam maior resistência mecânica.....	27
Figura 6 – Esquema de um tribossistema e seus componentes.....	29
Figura 7 – Entradas e saída de um tribossistema	30
Figura 8 - Pontos de contato entre superfícies.....	31
Figura 9 – Curva típica de atrito versus tempo ou distância de deslizamento..	32
Figura 10 – Ilustração esquemática dos quatro mecanismos de desgaste.....	34
Figura 11 – Esquema de montagem para um ensaio pino-sobre-disco.....	39
Figura 12 – Superfície de desgaste da liga Vitreloy 105	41
Figura 13 – Variação do coeficiente de atrito com o aumento da carga.....	42
Figura 14 – Esquema das etapas de execução do presente trabalho.....	43
Figura 15 – Produção das amostras de Vit-105.....	46
Figura 16 – Análise superficial das amostras	48
Figura 17 – Par de amostras após ensaio de desgaste.....	49
Figura 18 – Adaptações feitas no tribômetro para a execução dos ensaios	51
Figura 19 – Imagem da superfície desgastada do pino 4.....	56
Figura 20 – Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito de 38,2 N.....	57
Figura 21 - Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito de 20,4 N.....	57
Figura 22 - Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito de 10,0 N.....	58
Figura 23 – Coeficiente de atrito médio para as diferentes cargas aplicadas ..	60
Figura 24 – Taxas de desgaste médias para chapas e pinos	63
Figura 25 – Morfologia de desgaste das placas de Vit-105.....	66
Figura 26 – Morfologia de desgaste dos pinos de Vit-105.....	67
Figura 27 – Padrões de raio X e curva DSC.....	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química de algumas ligas Vitreloy.....	27
Tabela 2 – Propriedades de algumas ligas amorfas da família Vitreloy.....	27
Tabela 3 – Parâmetros utilizados nas baterias de ensaios tribológicos.....	52
Tabela 4 – Valores médios de R_a antes e depois do ensaio de desgaste.....	54
Tabela 5 – Coeficientes de atrito médios realizados ao longo dos ensaios.....	59
Tabela 6 – Dados obtidos para os pinos durante os ensaios.....	61
Tabela 7 – Dados obtidos para as chapas durante os ensaios.....	62
Tabela 8 – Valores médios de microdureza Vickers.....	64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
CCM	Centro de Competência em Manufatura
DCA	Delineamento Completamente Aleatorizado
DCTA	Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
DSC	Calorimetria Diferencial Exploratória
DRX	Difração de Raios-X
DIN	Instituto Alemão de Normas
HV	Dureza Vickers
ITA	Instituto Tecnológico de Aeronáutica
k	Taxa específica de desgaste
K/s	Kelvin por segundo
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
MAGV	Materiais Amorfos de Grande Volume
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
m	Massa
P	Carga ou força normal
Pa.s	Pascal segundo
Q	Taxa de desgaste
R _a	Rugosidade média
R _c	Taxa crítica de resfriamento
S	Distância percorrida no ensaio de desgaste
r	Rotação

rpm	Rotação por minuto
TFA	Tendência de Formação Amorfa
t	Tempo
T_g	Temperatura de transição vítrea
T_l	Temperatura <i>liquidus</i>
T_m	Temperatura de fusão
T_{rg}	Temperatura de transição vítrea reduzida
T_x	Temperatura de cristalização
Vel. tang.	Velocidade tangencial
Vit-1	Vitreloy 1
Vit-105	Vitreloy 105
Ø	Diâmetro
Δm	Varição de massa
ΔT_x	Intervalo de temperatura de um líquido super-resfriado
ΔV	Volume removido pelo desgaste
μm	Micrômetro
°C	Graus Celsius

Sumário

1. INTRODUÇÃO	12
1.1 OBJETIVOS	13
1.1.1 Objetivo Geral	13
1.1.2 Objetivos Específicos	13
1.2 JUSTIFICATIVA	14
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 VIDROS METÁLICOS	15
2.1.1 Formação dos vidros metálicos	15
2.1.2 Histórico dos vidros metálicos	20
2.1.3 Processos de obtenção de vidros metálicos	22
2.1.4 Características e aplicações das ligas metálicas amorfas	25
2.2 TRIBOLOGIA	28
2.2.1 Tribossistemas	29
2.2.2 Atrito	30
2.2.3 Desgaste	32
2.2.4 Principais tipos de tribômetros e o ensaio de desgaste	36
2.2.5 Comportamento tribológico dos MAGV	40
3. MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	44
3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	44
3.3 ANÁLISE SUPERFICIAL E CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	47
3.4 ENSAIO DE DESGASTE	50
4. RESULTADOS E DISCUSÃO	54
4.1 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DAS AMOSTRAS	54
4.2 ENSAIO DE DESGASTE	55
4.2.1 Taxas de desgaste e microdureza nas chapas e pinos	60
4.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, RAIO X E CALORIMETRIA DIFERENCIAL EXPLORATÓRIA	64
5. CONCLUSÕES	69
5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69

1. INTRODUÇÃO

Sabe-se que os metais cristalinos correspondem à maior parte dos materiais utilizados pelas indústrias para fabricação de peças submetidas ao desgaste em diferentes condições. Entretanto, o comportamento que os vidros metálicos vêm demonstrando têm chamado atenção de pesquisadores e ganhado destaque devido ao seu melhor desempenho em certas solicitações.

Os vidros metálicos, ou ligas metálicas amorfas, são materiais metaestáveis nos quais não ocorre a formação da estrutura cristalina, fornecendo uma estrutura atômica sem ordenamento e com propriedades muitas vezes melhores do que as ligas cristalinas convencionais (SURYANARAYANA; INOUE, 2011).

Como o deslocamento de átomos é obstruído numa estrutura vítrea firmemente compactada, o vidro metálico absorve pouca energia de amortecimento sob deformação induzida por tensão e, retirada a força, se recupera elasticamente com mais facilidade, retornando a sua forma inicial. A ausência de defeitos cristalinos promove uma combinação de propriedades de elevada dureza; resistência ao desgaste e à corrosão; excelente acabamento superficial; boa recuperação elástica e alta resistência à fratura e à compressão (TELFORD, 2004). Em função dessas características, esses materiais têm sido aplicados, ou são potencialmente aplicáveis em diversos setores de fabricação, como a indústria aeroespacial, de materiais esportivos e de biomateriais.

Uma família de vidros metálicos à base de zircônio, conhecida como Vitreloy, alia as propriedades de alta resistência mecânica em baixas temperaturas e excelente resiliência à uma boa tendência de formação amorfa (TFA). Por esse motivo, algumas das ligas Vitreloy, são materiais promissores para a fabricação de, por exemplo, microengrenagens para a indústria aeroespacial. Sistemas de engrenagens de precisão para aplicações espaciais e robótica avançada são conhecidos como *Strain Wave Gears* (SWG). Estes sistemas exigem componentes especialmente fabricados para que tenham propriedades específicas, como baixa massa, alta capacidade de torque, posicionamento de precisão, ampla faixa de temperatura operacional e operação a vácuo (HOFMANN, 2016). Essas características levam a soluções para atuadores de satélites, aeronaves e

dispositivos de rastreamento para aplicações militares e comerciais (UEURA et al., 2008).

Alguns estudos têm mostrado bons resultados na resistência ao desgaste de ligas Vitreloy quando atritadas com outros materiais. No entanto, apesar de sua importância comercial, há uma escassez de trabalhos que avaliam o desgaste mútuo entre pares produzidos com essas ligas, como o que ocorre entre os dentes das microengrenagens.

Considerando as boas propriedades mecânicas das ligas Vitreloy, supõe-se que estes materiais também apresentam uma alta resistência ao desgaste quando duas partes do mesmo material são atritadas entre si. Neste trabalho, para verificar o comportamento tribológico na condição de desgaste mútuo, foi selecionada uma das ligas da família Vitreloy para realização de ensaios de desgaste e posterior verificação dos principais mecanismos envolvidos neste processo.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar o efeito do desgaste resultante do atrito entre pares de corpos de prova (pino e disco) constituídos do vidro metálico Vitreloy 105.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Verificar como o coeficiente de atrito se comporta com a realização de ensaios tribológicos empregando diferentes cargas;
- Avaliar a perda de massa resultante do desgaste entre os pares de corpos de prova;
- Identificar os tipos de desgaste predominantes na superfície de contato dos corpos de prova por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV);
- Caracterizar a resistência ao desgaste mútuo de componentes constituídos de Vitreloy 105;
- Verificar se as ações das cargas utilizadas no ensaio de desgaste provocam alterações na estrutura amorfa do material, como o surgimento de pontos de cristalização induzida por deformação.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os vidros metálicos são materiais metaestáveis onde não ocorre a formação de retículo cristalino durante seu processo de produção, fornecendo uma estrutura atômica sem ordenamento e com propriedades físico-químicas quase sempre melhores do que as ligas cristalinas convencionais. Assim, a comunidade científica tem se interessado pela exploração dessa classe de materiais, incluindo ligas comerciais, como a liga Vitreloy 105, também referida com Vit-105.

Neste trabalho procura-se compreender o comportamento da liga Vit-105 para situações práticas, com aplicações em mecanismos de transmissão de força, onde exista a solicitação de desgaste. Considerando que o levantamento bibliográfico para a realização deste trabalho não encontrou nenhum estudo sobre o desgaste da liga Vit-105 quando atritada com ela mesma, a verificação do comportamento tribológico de pares fabricados com esta liga visa entender os principais mecanismos de desgaste envolvidos e as de possíveis mudanças estruturais que podem ocorrer no material devido à tensão provocada pelo tribossistema. Assim, há uma contribuição para ampliar as aplicações da referida liga em sistemas envolvendo atrito e desgaste.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo está dividido em dois blocos principais. No primeiro serão apresentados os princípios que explicam a formação dos vidros metálicos e seu histórico, bem como seus processos de fabricação. Para concluir o primeiro bloco, serão abordadas as características e aplicações dos vidros metálicos, com foco nas ligas à base de Zircônio, sobretudo as da família Vitreloy. No segundo bloco, serão apresentados os princípios da tribologia, as definições de atrito e desgaste e seus mecanismos; por fim, serão explorados equipamentos e conceitos importantes relacionados aos ensaios tribológicos para a caracterização de materiais.

2.1 VIDROS METÁLICOS

2.1.1 Formação dos vidros metálicos

Quando o metal está no estado líquido, não existe uma ordenação atômica regular, uma vez que os átomos possuem um alto nível de energia cinética. No instante em que o metal atinge temperaturas abaixo da sua temperatura de fusão (T_m), para o caso de metais puros, ou a temperatura *liquidus* (T_l), para o caso das ligas; tanto a cristalização quanto a formação vítrea podem ocorrer, dependendo da taxa de resfriamento aplicada (CALLISTER; RETHWISCH, 2011).

Na cristalização, como a taxa de resfriamento é mais lenta, o processo de solidificação tenderá a organizar os átomos com uma determinada simetria espacial regular. Por outro lado, com taxas de resfriamento suficientemente elevadas, a formação de fases cristalinas pode ser totalmente evitada e, com a diminuição da temperatura, o líquido super-resfriado se torna cada vez mais viscoso até atingir um estado vítreo (AVERSA et al., 2017). Neste caso, tem-se um material de estrutura amorfa, tal como os vidros convencionais.

De acordo com Suryanarayana e Inoue (2011), a temperatura na qual a viscosidade dinâmica do líquido super-resfriado atinge o valor de 10^{12} Pa.s (Pascal segundo), é tradicionalmente designada temperatura de transição vítrea (T_g), onde verifica-se a transição de um estado “maleável” para um estado vítreo,

sem ocorrência de alteração estrutural, pois abaixo da T_g o material não possui energia interna suficiente para permitir a movimentação dos átomos.

Faz-se importante observar que a transição vítrea não se trata de uma transição de fase termodinâmica, sendo somente cinética, visto que o valor de T_g depende da taxa de resfriamento e do modo como o material vítreo é processado (SURYANARAYANA; INOUE, 2011).

De acordo com Akerman (2000), a Figura 1 apresenta a variação de volume em função da temperatura de um mesmo material submetido a diferentes taxas de resfriamento, o que ilustra o conceito e a relação de T_g com as condições de processamento do material. O ponto A representa o material aquecido em temperatura superior a T_m , no estado líquido. Quando ele é submetido a um resfriamento lento, ocorre a redução do volume específico devido à redução da oscilação atômica. Na sequência, o segmento B-C mostra uma diminuição acentuada do volume específico após o material atingir a T_m , ou seja, a transformação de líquido amorfo para sólido cristalino. Para que isso ocorra, faz-se necessário que a diminuição da temperatura ocorra lentamente, como naturalmente ocorre para formação de qualquer sólido cristalino, como se pode observar no segmento C-D.

Por outro lado, se o mesmo material no estado fundido for submetido a um resfriamento suficientemente rápido, impossibilitando a cristalização, ele adotará uma condição de líquido super-resfriado, com progressiva redução do volume específico e da temperatura, o que corresponde ao segmento A-E. Nesta fase, sobretudo após passagem pelo ponto B (T_m), ocorre uma tentativa de arranjo de átomos com os seus vizinhos. Entretanto, com uma alta taxa de resfriamento, a T_g é atingida, impossibilitando a progressão do arranjo de átomos e, portanto, não ocorre a formação de rede cristalina. Assim, observa-se a formação de um material vítreo (segmento E-F), o qual terá um volume específico maior em relação aos sólidos cristalinos.

A facilidade de um material apresentar-se no estado vítreo, quando resfriado, é chamada de Tendência de Formação Amorfa (TFA). A TFA pode ser avaliada de acordo com a Taxa Crítica de Resfriamento (R_c), que determina a taxa de resfriamento mínima necessária para manter o metal fundido sem precipitações de cristais durante a solidificação. Quanto menor for a R_c , maior será a TFA. Entretanto, R_c é um parâmetro difícil de ser mensurado precisamente, o que levou

a busca de outros meios de quantificar a TFA para metais amorfos (LU; LIU, 2002).

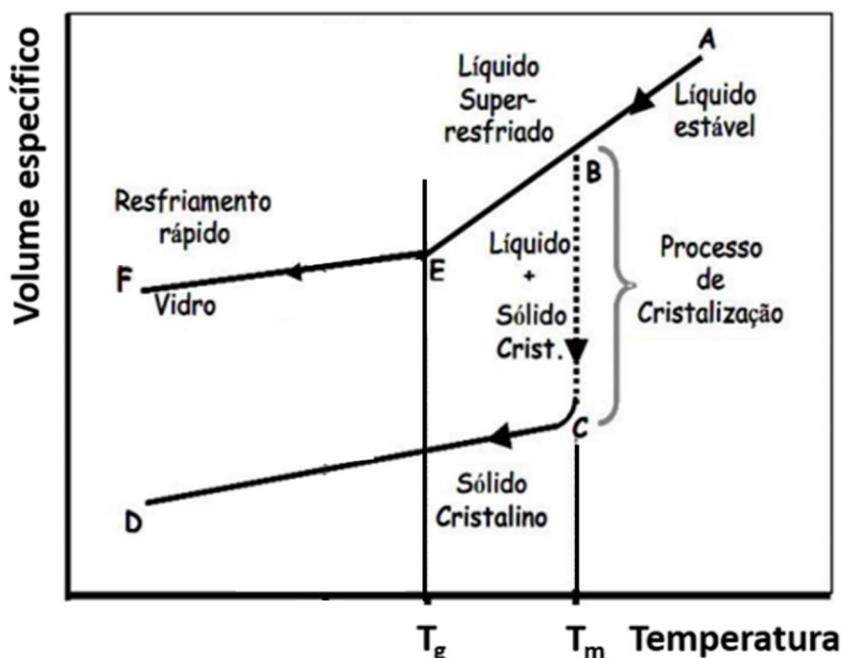


Figura 1 – Curva hipotética de variação dimensional para materiais submetidos a diferentes condições de resfriamento.

Fonte: Adaptado de ARKEMAN, 2000.

Nesse sentido, passou-se a utilizar a temperatura de transição vítrea reduzida (T_{rg}), proposta por Turnbull (1969), como parâmetro para estimar a TFA. A T_{rg} é definida como a razão entre a temperatura de transição vítrea e a temperatura máxima onde cristais coexistem com o material fundido em equilíbrio termodinâmico, conhecida como temperatura *liquidus*:

$$T_{rg} = T_g / T_l \quad (1)$$

Assim, com base em procedimentos experimentais e modelos matemáticos, um fundido com $T_{rg} = 2/3$ sofre um processo de cristalização muito lento e pode cristalizar em apenas uma estreita faixa de temperatura, podendo ser facilmente super-resfriado empregando uma baixa taxa de resfriamento até atingir o estado vítreo (GEER, 1995; SURYANARAYANA; INOUE, 2011)

Outro parâmetro relevante usado para determinar a TFA e, também, para avaliar a estabilidade da fase amorfa é o Intervalo de Temperatura de um Líquido

Super-resfriado (ΔT_x), ou seja, a diferença entre a Temperatura de Cristalização (T_x) e a T_g :

$$\Delta T_x = (T_x - T_g) \quad (2)$$

Quando o material amorfo é aquecido dentro desse intervalo de temperatura, ele encontra-se num estado de baixa viscosidade (pois está acima de T_g) e a conformação plástica é facilitada e, ao mesmo tempo, não ocorre cristalização, pois o material está sendo processado abaixo de T_x (SRIVASTAVA et al., 2017). Esse intervalo é conhecido como “janela de trabalhabilidade ou de conformação plástica”, pois a liga, após ser amorfizada num formato mais adequado para o processo de resfriamento, pode ser conformada plasticamente no formato desejado.

Em geral, essas temperaturas características (T_g e T_x) são determinadas empregando medidas de análise térmica por Calorimetria Diferencial Exploratória (DSC) e esse ensaio está sempre vinculado à caracterização por meio de Difração de Raios X (DRX), cujo objetivo é confirmar a não existência de fases cristalinas, comprovadas pela verificação de um halo amorfo ao se gerar o difratograma (MENDES, 2013). Na Figura 2a é apresentado um termograma típico de materiais cristalinos, vítreos e amorfos, para efeitos comparativos. Na Figura 2b, são mostrados difratogramas de diversas amostras com a formação de halos amorfos, ou seja, sem picos que caracterizam a presença de cristais, típicos de vidros metálicos.

Outro fator que é considerado na formação de vidros metálicos está baseado no “princípio da confusão”, proposto por Greer (1993), onde se propõe que quanto mais elementos envolvidos na formulação de uma liga, menor será a chance de formar cristais durante o resfriamento. Este efeito frustra a tendência da liga de cristalizar, tornando o fundido mais estável em relação às fases cristalinas.

Inoue (2000) sintetizou os resultados da formação de vidro em ligas multicomponentes, propondo três regras empíricas:

- (1) sistemas multicomponentes constituídos por mais de três componentes;
- (2) diferença significativa de tamanho atômico, superior a aproximadamente 12% entre os três principais elementos constituintes;

(3) entalpia de mistura negativa entre os três principais elementos constituintes.

Para Inoue (2000), as ligas que satisfizeram as três regras empíricas têm configurações atômicas especiais no estado líquido, as quais são significativamente diferentes daquelas que corresponde às fases cristalinas. Essas configurações favorecem a TFA em termos termodinâmicos e cinéticos.

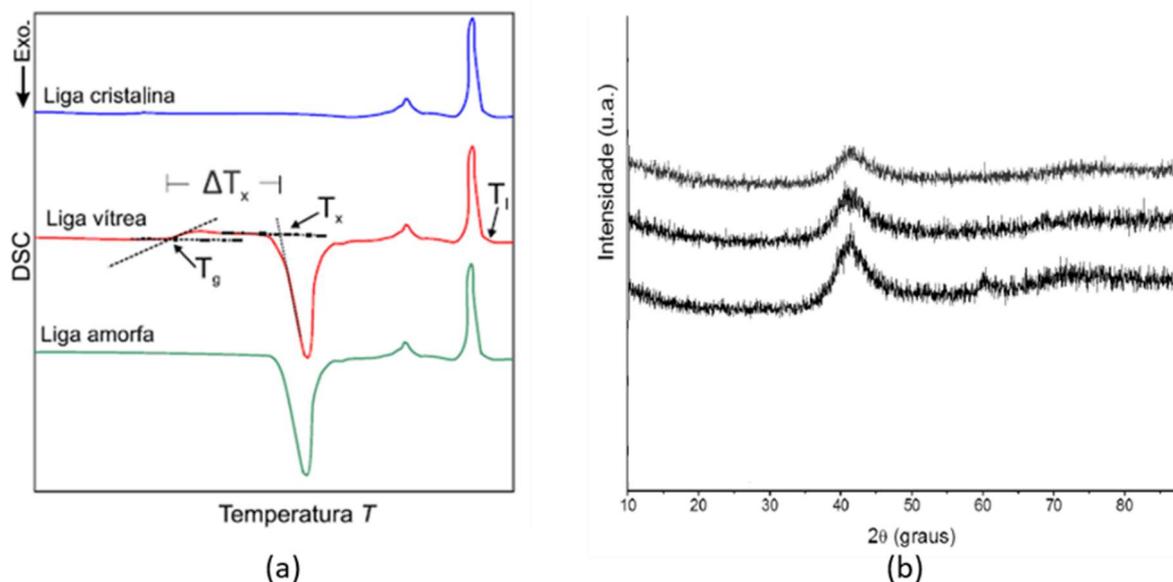


Figura 2 – (a) Termograma exibindo a diferença de comportamento da curva para uma liga cristalina, vítrea e amorfa, e demonstrando os pontos de T_g e T_x , (b) Exemplo de difratogramas típicos de materiais amorfos.

Fonte: Adaptado de MENDES, 2013.

Embora a maioria dos fabricantes de vidros metálicos siga essas regras empíricas, elas representam apenas os fundamentos básicos para a formação de vidro e não são suficientes para projetar novas ligas. Assim, os mecanismos físicos definidos para a formação desses materiais permanecem incertos e as leis para a formulação da composição quantitativa de vidros metálicos ainda são desconhecidas (CHEN, 2011). Em vista disso, a grande maioria das ligas de alta TFA conhecidas advém de tentativa e erro em laboratório.

Em contrapartida, Ding et al. (2014) aponta que, apesar dos vidros metálicos serem desenvolvidos predominantemente por meio de uma abordagem de tentativa e erro, estudos mais recentes prometem oferecer ferramentas

versáteis para revelar correlações complexas de propriedades de materiais e formação de vidro, facilitando a descoberta de novos vidros metálicos.

2.1.2 Histórico dos vidros metálicos

Os materiais metálicos são naturalmente considerados cristalinos, tendo os seus átomos constituintes organizados de maneira regular e periódica ao longo das três dimensões (CALLISTER; RETHWISCH, 2011). No entanto, em 1960, Duwez e pesquisadores associados obtiveram o primeiro metal amorfo, ou seja, o primeiro vidro metálico, a partir da solidificação uniforme de uma liga Au-Si a altas taxas críticas de resfriamento, variando entre 10^5 e 10^6 K/s (KLEMENT et al., 1960).

Da mesma forma como se obtém vidros convencionais, a pesquisa liderada por Duwez mostrou que o processo de nucleação e expansão da fase cristalina também poderia ser cineticamente suprimido em ligas metálicas fundidas, dando origem aos vidros metálicos, os quais, segundo Telford (2004), são menos frágeis do que os vidros a base de óxidos e se parecem com um metal: opaco, brilhante e com uma superfície regular.

A partir da década de 1960, difundiu-se a pesquisa sobre a estrutura, propriedades e obtenção de diferentes metais amorfos, impulsionada pela importância científica e potenciais aplicações na engenharia. Nas décadas de 1970 e 1980 foram desenvolvidos processos de fundição contínua para fabricação em escala comercial de fitas, fios e chapas finas, ampliando a pesquisa acadêmica e industrial sobre esses materiais neste período. Todavia, as altas taxas de resfriamento necessárias para obtenção de metais vítreos limitavam a geometria dos materiais a espessuras muito pequenas, na casa de micrômetros, para as quais raramente se encontravam uma vasta aplicação (WANG et al., 2004).

De acordo com Chen (2011), algumas exceções foram encontradas em ligas baseadas em metais nobres, como Pd-Cu-Si e Pd-Ni-P. Tais ligas tinham uma taxa crítica de resfriamento muito baixa, na casa dos 10 K/s, possibilitando obter amostras de vidro metálico com espessuras de aproximadamente 10 mm (DREHMAN et al., 1982; DREHMAN e GREER, 1984), nomeados de Metal Amorfo de Grande Volume (MAGV), denominação encontrada na língua inglesa

como *Bulk Metallic Glass*. Infelizmente, esses trabalhos pioneiros no desenvolvimento de MAGV, envolvendo metais nobres, não tiveram um grande impacto na comunidade científica e tecnológica, por serem muito caros para aplicações comerciais em larga escala.

No final da década de 1980, na Universidade Japonesa de Tohoku, Inoue e seu grupo de pesquisadores investigaram ligas ternárias de materiais de terras raras, Alumínio e metais ferrosos e encontraram uma excepcional TFA nas ligas Ln-Al-Ni e Ln-Al-Cu (INOUE et al., 1989). A liga ternária La-Al-Ni foi fundida e resfriada em moldes de cobre originando barras cilíndricas com mais de 5 mm de diâmetro e, em 1991, foi possível obter amostras com até 9 mm de espessura utilizando os mesmos métodos com a liga quaternária La-Al-Ni-Cu (LÖFFLER, 2003; TELFORD, 2004).

Na sequência, Inoue desenvolveu as ligas Mg-Cu-Y e Mg-Ni-Y, baseadas no metal terroso Magnésio (INOUE et al., 1991) e também uma família de ligas com base no Zircônio (ZHANG et al., 1991), ambas apresentando excelentes TFA. A descoberta de novos MAGV esclareceu que ligas com boa TFA não estavam limitadas às com base em metais nobres, como se pensava anteriormente. Assim, vislumbravam-se novas alternativas para produção de metais amorfos com possibilidade de produção e aplicação em escala industrial.

Em 1993, Peker e Johnson desenvolveram a família de ligas quaternárias Zr-Ti-Cu-Ni-Be, que apresentaram taxas críticas de resfriamento abaixo de 1 K/s. Entre essas ligas estava a Vitreloy 1 ou Vit-1, que apresentou a melhor TFA com a menor R_c (SCHNEIDER, 2001). Este fato se deve a presença de Berílio, o menor átomo metálico, do qual se esperava o preenchimento de espaços vazios entre os átomos na estrutura amorfa e a promoção de uma estabilização mais eficiente entre as fases líquida e vítrea. Além disso, os resultados obtidos com a liga Vit-1 mostraram que o fato de ela ser uma liga multicomponente, levou à obtenção da maior densidade em um MAGV a base de Zircônio (CHEN, 2011).

Impulsionados por esses episódios, outros excelentes formadores de vidros metálicos foram rapidamente encontrados nos sistemas de ligas a base de Ferro, Níquel, Titânio e Cobre (INOUE, 2000) e tornou-se possível investigar as propriedades mecânicas, físicas e químicas de vidros metálicos de forma sistemática. As quantidades obtidas em termos de massa também figuram uma grande promessa para uma ampla gama de aplicações estruturais e funcionais.

Essas descobertas de pesquisa abriram um novo campo para os MAGV e estimularam o entusiasmo pela pesquisa nesta área (CHEN, 2011).

O recorde da maior amostra de um MAGV foi obtido com a liga $\text{Pd}_{42.5}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{7.5}\text{P}_{20}$, graças a sua extremamente baixa R_c , menor do que 0,10 K/s. Como resultado foi obtida uma amostra cilíndrica com diâmetro de 80 mm, comprimento de 85 mm e massa acima de 3400 g (NISHIYAMA et al., 2012).

A Figura 3 resume como a espessura crítica da fundição das ligas metálicas amorfas aumentou em mais de três ordens de grandeza em um pouco mais de 40 anos.

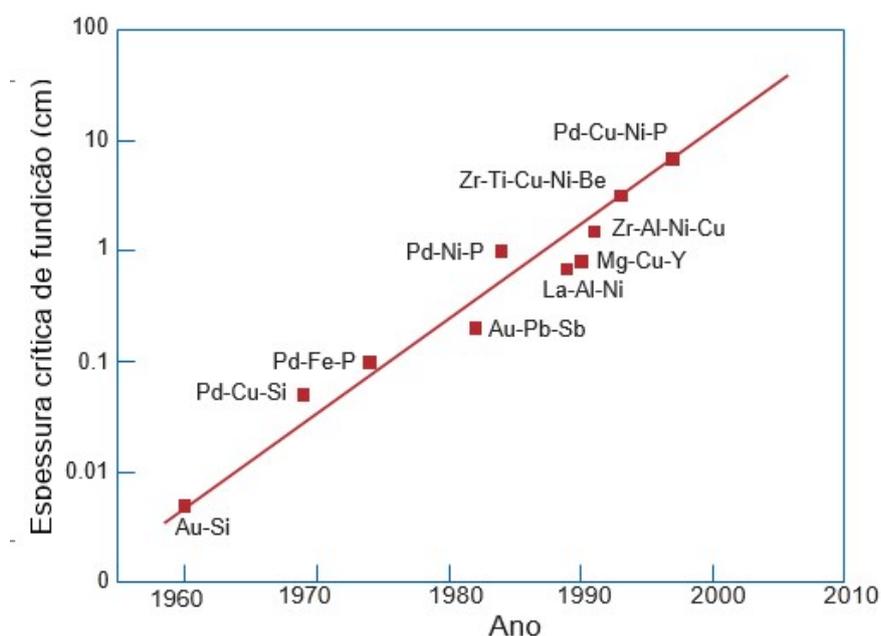


Figura 3 - Espessura crítica da fundição versus o ano em que as ligas foram descobertas. Fonte: Adaptado de TELFORD, 2004.

2.1.3 Processos de obtenção de vidros metálicos

Os processos de obtenção de vidros metálicos são inúmeros e podem ser classificados a partir do estado inicial do metal que será resfriado: líquido, sólido ou vapor. Dentro desta classificação primária, para cada um desses três grupos, existem variadas técnicas que são diferenciadas segundo a construção de cada equipamento.

Apesar dos muitos métodos para a fabricação de vidros metálicos, Suryanarayana e Inoue (2011) apontam os dois requisitos básicos para atingir altas taxas de solidificação a partir do fundido:

- (1) formar uma camada fina (filme ou fita) do material fundido;
- (2) excelente contato térmico com um substrato que possua boa condutividade térmica para extrair rapidamente o calor do metal;

As principais técnicas de produção de vidros metálicos partindo do metal líquido são as seguintes:

- *Splat quenching*: método pelo qual Duwez (1960) produziu o primeiro vidro metálico. Nele, gotículas do fundido, geralmente sob levitação, são impelidas contra uma placa de metal frio e se espalham em uma camada fina para rápida difusão térmica. O bom contato entre as gotículas e o metal frio evita a formação de camadas gasosas que limitam a liberação de calor durante a solidificação (CHEN, 2011). Derivações dessa metodologia foram apresentadas por Cahn et al. (1976), com o objetivo de propor melhorias na produção de vidros metálicos.
- *Melt-spinning*: técnica utilizada para produção de fitas e filamentos contínuos. A liga metálica fundida é ejetada através de um orifício sobre uma roda de cobre em alta rotação e baixa temperatura. O calor é retirado de forma rápida e contínua do fundido (SURYANARAYANA; INOUE, 2011). Este método apresenta a vantagem de gerar longos comprimentos de materiais, relativamente uniformes, que, geralmente, são mais adequados para medição de propriedades mecânicas ou físicas do que os vidros metálicos produzidos por meio da técnica citada anteriormente (JONES, 2001).

Pelos processos mencionados acima não é possível obter peças de grande volume, ou seja, MAGV. Na sequência são apresentadas as técnicas de fundição mais populares para a produção de vidros metálicos de geometria mais robusta.

- Resfriamento em água: a têmpera em água é um processo simples. As ligas são fundidas por métodos convencionais, utilizando forno a arco

elétrico ou fusão por indução. O fundido é colocado dentro de um tubo de quartzo, onde é adicionado um óxido, como B_2O_3 , responsável por melhorar o TFA de ligas, removendo suas impurezas. O tubo de quartzo, contendo a liga fundida, é então resfriado em água corrente ou agitada. O diâmetro do tubo de quartzo pode variar para obter barras de metal amorfo de diferentes diâmetros e também para determinar o diâmetro máximo da barra que se formará mantendo-se no estado vítreo. Ressalta-se que este método simples atinge taxas de resfriamento de 10 a 100 K/s, propiciando a formação de vidros metálicos (SURYANARAYANA; INOUE, 2011).

- Fundição em moldes de Cobre: este é o método mais popular na produção de MAGV empregando diferentes sistemas de ligas. Nesta técnica, a liga é fundida e vazada em um molde de cobre, onde se solidifica rapidamente devido à rápida extração de calor pelo molde de metal. Geralmente as ligas são fundidas por indução e refundidas diversas vezes para garantir a homogeneidade da composição. A temperatura do metal fundido deve ser controlada para que ele permaneça no estado líquido durante todo o processo de vazamento, até preencher toda a cavidade do molde. A fundição pode ser conduzida em ar, vácuo ou atmosfera inerte, se a oxidação tiver que ser evitada. O molde utilizado pode ter diferentes formas. (INOUE et al., 1995).
- Fundição por sucção: também é uma técnica bastante difundida para produzir MAGV. Como pode ser observado na Figura 4, o princípio deste método está em sugar a liga fundida para dentro de um molde de cobre, por meio do diferencial de pressão entre uma câmara superior e uma câmara inferior. Na câmara superior a liga é aquecida até atingir o estado líquido e na câmara inferior está o molde. As duas câmaras estão conectadas através de um orifício e a base do molde é conectada a uma fonte de vácuo que, quando liberada, gera um diferencial de pressão que suga o fundido para dentro do molde, onde ocorrerá o resfriamento (GU et al., 2002). Na técnica mencionada anteriormente a esta, a liga fundida é apenas vertida no molde, sendo aplicável para processar materiais com diâmetros maiores do que 6 mm, por outro lado, a fundição por sucção é

usada para produção de materiais com diâmetros menores. No processo de fundição por sucção, a pressão aplicada tem a função de superar a dificuldade da liga fundida de entrar na pequena cavidade do molde. Assim, o metal fundido preenche o molde de maneira ultra-rápida, sem grandes perdas na taxa de resfriamento (SURYANARAYANA; INOUE, 2011).

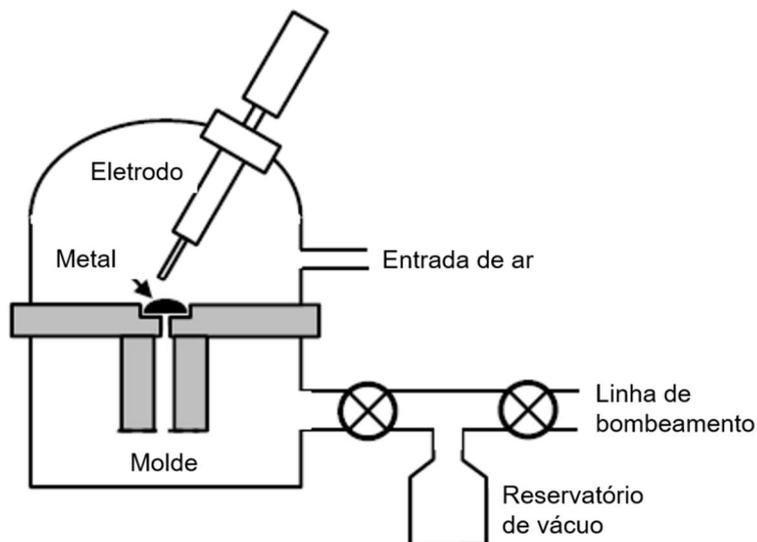


Figura 4 – Esquema do método de fundição por sucção.
Fonte: Adaptado de SURYANARAYANA e INOUE, 2011.

2.1.4 Características e aplicações das ligas metálicas amorfas

Com uma estrutura isenta de defeitos cristalinos, as propriedades mecânicas dos vidros metálicos se combinam para produzir materiais caracterizados, de modo geral, pelo elevado limite de deformação elástica, alta dureza e ductilidade. A ausência de contornos de grãos também proporciona alta resistência à corrosão e ao desgaste (GREER, 1995; INOUE, 1995; SCHROERS; JOHNSON, 2004; SCHUH et al., 2007).

Devido às propriedades dos MAGV, muitos pesquisadores os têm estudado em busca de melhorias ou novas aplicações em diversas áreas, tais como materiais estruturais (ASHBY; GREER, 2006), biomateriais (LI; ZHENG, 2016), robótica (HOFMANN, 2016) e indústria aeroespacial (HOFMANN et al., 2017).

Um exemplo disso pode ser observado no estudo de Ishida et al. (2007), o qual demonstrou que microengrenagens fabricadas a partir de uma liga amorfa a

base de Níquel apresentaram durabilidade 313 vezes maior do que peças fabricadas com uso de aço ferramenta.

Em relação ao desgaste, um estudo de MA et al. (2004) demonstrou que rolos de rolamentos, fabricados com uma liga amorfa a base de Zircônio, apresentaram quase duas vezes mais resistência ao desgaste do que rolos produzidos em aço comercial 52100, concluindo-se que MAGV baseados em Zircônio são materiais com potencial para fabricação de peças com altas exigências de atrito.

De acordo com a Figura 5, comparando-se aços e ligas de Titânio com vidros metálicos a base de Zircônio, pode-se notar que as densidades apresentam valores próximos, mas que o limite elástico de uma da liga amorfa é mais que o dobro dos outros materiais e que a tensão de ruptura do vidro metálico também apresenta valores elevados.

Dentre os MAGV a base de Zircônio, destaca-se a família de ligas Zr-Ti-Cu-Ni-Be, comercialmente denominadas Vitreloy. O quinário formador de vidro tem transição vítrea distinta, exibe alta estabilidade no estado de líquido super-resfriado e também apresenta boa estabilidade térmica contra a cristalização, explicada por uma T_g de 625K, uma T_{rg} igual a 0,67 e ΔT_x de 80K (WANG et al., 2004). Esses materiais contém um elevado número de átomos de tamanhos diferentes, sugerindo um volume livre de apenas 1% no ponto de fusão e, portanto, alta viscosidade. No estado sólido, a dificuldade dos átomos se moverem produz alta resistência à corrosão e ao desgaste (TELFORD, 2004).

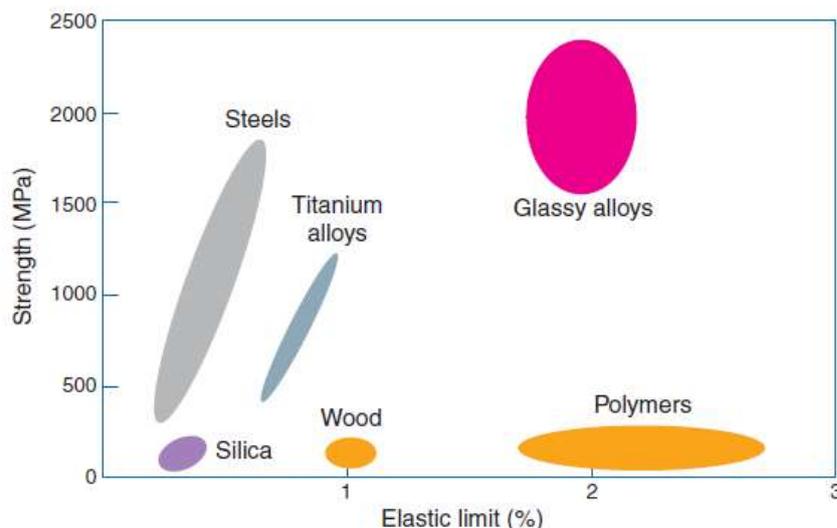


Figura 5 - Ligas metálicas amorfas combinam maior resistência mecânica do que as ligas metálicas cristalinas com a elasticidade dos polímeros.

Fonte: Adaptado de TELFORD, 2004.

As Tabelas 1 e 2 apresentam, respectivamente, composições e propriedades de ligas participantes de família Vitreloy.

Tabela 1 – Composição química de algumas ligas Vitreloy

Liga	Composição (wt%)
Vit 1b	Zr ₆₇ Cu _{10,6} Ni _{9,8} Ti _{8,8} Be _{3,8}
Vit 105	Zr _{65,7} Cu _{15,6} Ni _{11,7} Al _{3,7} Ti _{3,3}
Vit 601	Zr _{62,5} Cu ₃₁ Ni _{3,2} Al _{3,3}
Vit 106 ^a	Zr ₇₀ Cu ₁₃ Ni _{9,9} Al _{10,3} Nb _{2,8}

Fonte: Adaptado de Materion Data Sheet ([s.d.])

Tabela 2 – Propriedades de algumas ligas amorfas da família Vitreloy

Propriedade/Liga	Vit 1b	Vit 601	Vit 105	Vit 106a
σ (Mpa)	1800	1795	1850	1800
E (GPa)	95	91	-	95
K_c (MPa \sqrt{m})	55	70	75	30
ρ (g/cm ³)	6,0	6,9	6,6	6,7
T_g (°C)	352	420	403	395
T_x (°C)	466	495	469	499
T_m (°C)	644	753	805	837

Fonte: Adaptado de Materion Data Sheet ([s.d.])

O MAGV mais estudado da família é a liga Vit-1, que pode ser fundida em molde de cobre, sob sucção, na forma de varetas inteiramente vítreas com diâmetros de 5 a 10 cm. As ligas Vitreloy, em geral, apresentam excelentes TFA, comparáveis com muitos vidros de silicato, tornando viável o processamento por métodos convencionais de fundição. Tais ligas apresentam um potencial considerável como materiais de engenharia avançados, o que despertou interesse e levou a um rápido desenvolvimento dos mesmos (AVERSA et al., 2017).

Segundo Telford (2004), a primeira aplicação prática dessas ligas foi como cabeças de tacos de golfe. Por serem duas vezes mais duras e quatro vezes mais elásticas que as de Titânio, 99% da energia de impacto de uma peça fabricada em MAGV é transferida para a bola, contra 70% da mesma peça fabricada em Titânio. Devido à excelente resiliência, as aplicações na área esportiva cresceram para tacos de baseball, raquetes de tênis e quadros de bicicletas. As indústrias de relógios de pulso e joias passaram a utilizar esses materiais devido ao seu excelente acabamento superficial e, também, para substituir o Níquel, que pode desencadear alergias em algumas pessoas. Outros nichos de aplicação incluem facas e lâminas de barbear.

No que se refere a liga Vit-105, nota-se um direcionamento de estudos voltados para solicitações mecânicas relacionadas à fadiga (WIEST, et al., 2010; GRELL et al., 2017). Estudos realizados por Naleway et al. (2013) relataram uma excelente resistência à fadiga da liga Vit-105, comparável com materiais metálicos cristalinos. Em complementação, Morrison et al. (2007) também relata o bom desempenho da liga amorfa na situação de corrosão-fadiga, onde o material está sujeito simultaneamente à fadiga mecânica e à corrosão.

2.2 TRIBOLOGIA

A tribologia é um estudo que agrupa conceitos da química, física, mecânica e ciência dos materiais para esclarecer como se comportam os sistemas mecânicos que sofrem atrito e desgaste. Outro ponto estudado é a lubrificação, que é muito importante para diminuir os efeitos negativos do atrito (SINATORA, 2005).

O desenvolvimento dos estudos tribológicos procura compreender o comportamento do desgaste nos mais diversos materiais, entender as implicações de certas variáveis num modo particular de desgaste, direcionar a seleção de

materiais para uma determinada aplicação e desenvolver modelos que auxiliem na determinação do tipo de desgaste em tribossistemas específicos (DE OLIVEIRA e SILVA, 2015).

2.2.1 Tribossistemas

Segundo Sinatora (2005), desde há muito tempo, os estudiosos sobre os fenômenos de atrito e desgaste perceberam a importância de detalhar as condições sob as quais se determina o atrito. Curiosamente, foi apenas na década de 1980 que a forma conceitual de tribossistema, ou sistema tribológico, foi introduzida, disseminando a condição do atrito depender fortemente do par tribológico e de outras circunstâncias.

Usualmente, o sistema tribológico, conforme ilustrado na Figura 6, consiste de quatro elementos: corpo sólido; contra-corpo (sólido, líquido, gás ou mistura destes); elemento interfacial (lubrificantes, camadas adsorvidas, contaminantes ou ausência de elemento interfacial); e ambiente.

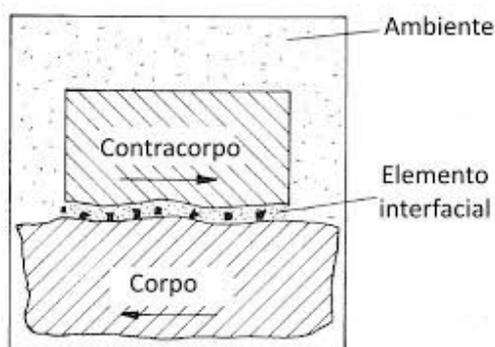


Figura 6 – Esquema de um tribossistema e seus componentes.
Fonte: Adaptado de GAHR, 1987.

Gahr (1987), detalhou e estruturou o conceito de tribossistema, explicitando que tanto as saídas úteis de um sistema quanto as suas perdas, dentre elas o atrito, dependem fortemente das variáveis de entrada e das perturbações (Figura 7). Assim, de uma forma simplificada, mostra-se que a força de atrito e o desgaste dependem fortemente do sistema tribológico que os engloba.

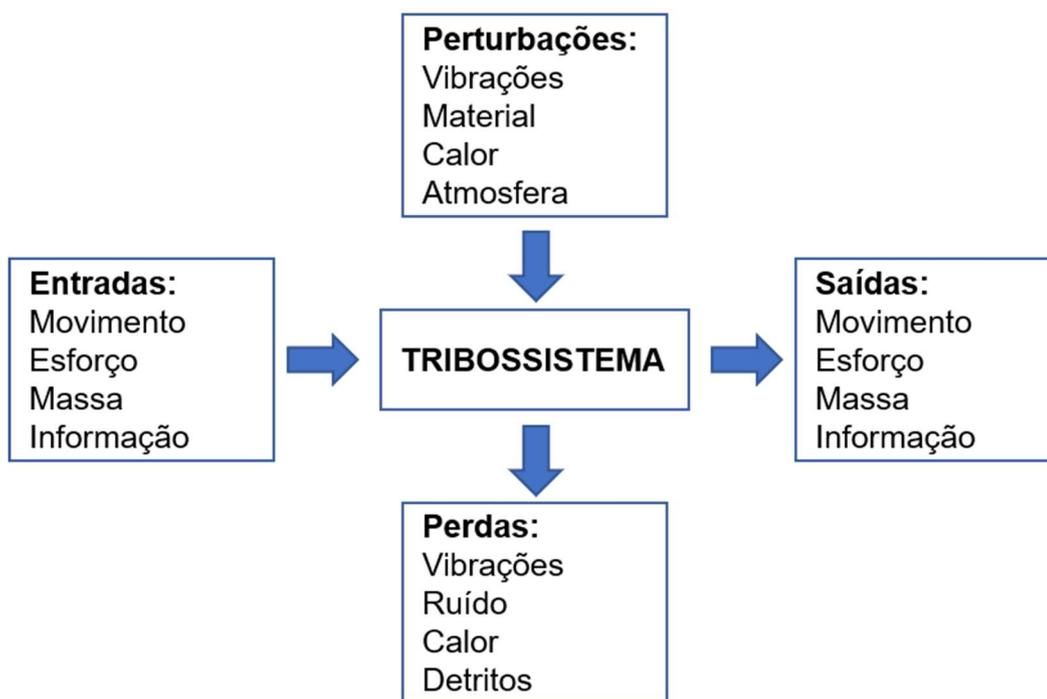


Figura 7 – Entradas e saída de um tribossistema, considerando as principais perturbações e perdas.

Fonte: Adaptado de GAHR, 1987.

2.2.2 Atrito

A necessidade de controlar o atrito e o desgaste em terra, mar e sistemas de propulsão aeroespacial foi certamente o impulso histórico para investir nas pesquisas que correlacionavam o coeficiente de atrito ao desgaste (BLAU, 1997).

Os projetos de engenharia consideram o atrito um fator que deve ser sempre levado em consideração, uma vez que, não sendo uma propriedade intrínseca do material, mas uma resposta do sistema aos estímulos que sofre, valores excessivos podem levar ao aumento dos níveis de desgaste no material e sua posterior falha (NORTON, 2013).

O atrito pode ser cinemático ou estático, sendo o primeiro de compreensão mais simples, visto que exige movimento relativo entre os corpos para existir. Sinatrora (2005) exemplifica o atrito estático com as juntas e selos, onde não há tendência para a movimentação do centro de massa e, no entanto, pode-se dizer que é a força de atrito estático que garante as vedações dos sistemas, devido ao aumento da área de contato com o aumento da pressão. Por outro lado, em sistemas lubrificados, os valores dos coeficientes de atrito estático e cinemático podem ser iguais.

De modo geral, a força de atrito é considerada a partir do coeficiente de atrito (μ), definido como a constante de proporcionalidade entre a força de atrito (F_A) e a força normal (F_N).

$$\mu = F_A / F_N \quad (3)$$

Conforme pode ser observado na Figura 8, devido à rugosidade dos materiais, as tensões originadas pelas forças normais, impostas sobre cada superfície de contato, estarão concentradas em pequenas regiões (NORTON, 2013).

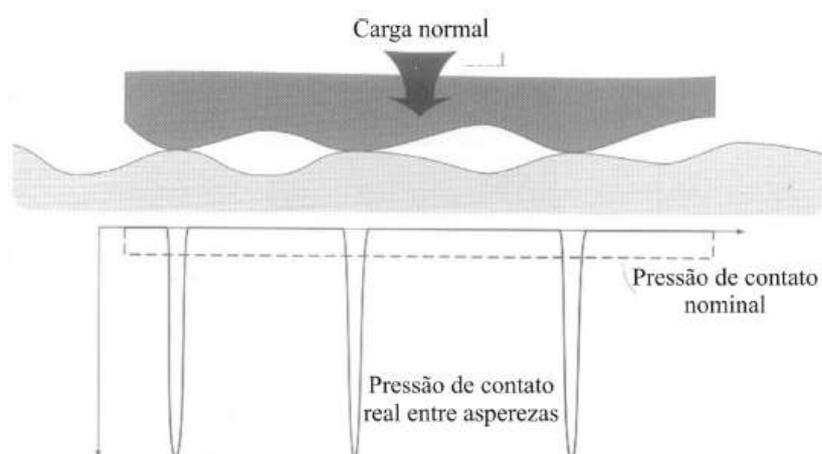


Figura 8 - Pontos de contato entre superfícies e as pressões de contato provocadas pela atuação da carga normal sobre as asperezas.

Fonte: Adaptado de STACHOWIAK e BATCHELOR, 2013.

Como as áreas de contato são muito pequenas, conforme há o movimento entre as superfícies, as tensões nessas regiões podem facilmente alcançar valores maiores que o limite de escoamento do material sob compressão, resultando no escoamento e, conseqüentemente, na deformação das regiões de contato até o sistema atingir o equilíbrio. Portanto, para que o deslizamento entre as superfícies seja contínuo, é necessário que as forças que as impulsionam sejam maiores do que a resistência criada pela rugosidade, ou seja, pela força de atrito.

Diante disso, conforme consta na Figura 9, verifica-se que existem períodos específicos durante o deslizamento entre superfícies: o *running-in* e o regime permanente de atrito. O primeiro ocorre no início da interação superficial, quando

área de contato varia muito na tentativa de acomodação entre as superfícies. Essa variação da área de contato provoca um aumento considerável da força de atrito e, conseqüentemente, do coeficiente de atrito. Conforme o desgaste ocorre, as superfícies tendem a atingir uma rugosidade superficial de equilíbrio, caracterizando um regime permanente. Considerando-se que o atrito e o desgaste estão intrinsicamente conectados, o período de *running-in* também provoca um comportamento não linear na perda de material. Salienta-se que, como este período é difícil de ser reproduzido de um ensaio para outro sob as mesmas condições operacionais, os estudos tribológicos preferem dar mais atenção aos regimes permanentes. No entanto, é importante estudar o *running-in* e os processos que ocorrem nesta etapa para a determinação dos tipos de desgaste que acontecerão no regime permanente (VIAFARA ARANGO, 2010).

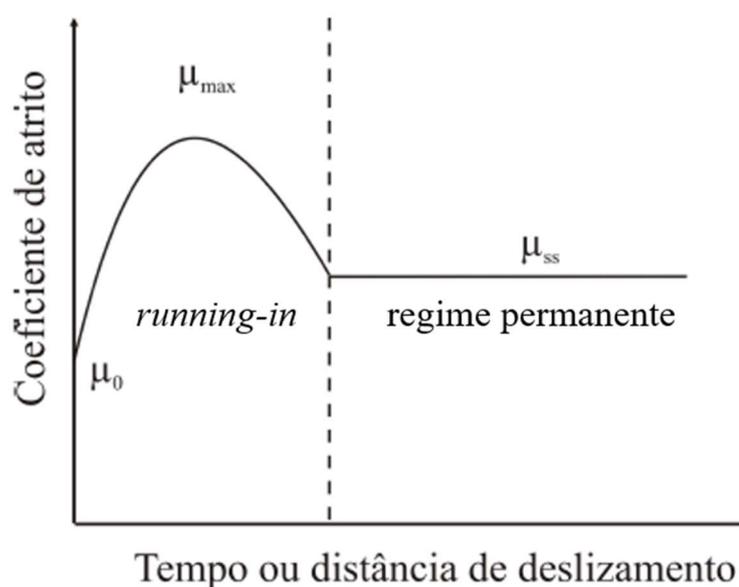


Figura 9 – Curva típica de atrito versus tempo ou distância de deslizamento para metais a seco.

Fonte: Adaptado de BLAU, 1981.

2.2.3 Desgaste

O desgaste é um processo progressivo que ocorre na superfície de interação entre sólidos, gerando perda de material. O resultado desse processo não está associado somente às propriedades do material, mas também ao ambiente e às condições de operação. Segundo Fleury et al. (2004), quando se trata de ensaio de

desgaste, deve-se considerar que as propriedades tribológicas não são intrínsecas somente às características do material, ou seja, elas vão depender de diversos fatores externos, como velocidade de deslizamento (SHOROWORDI et al., 2004), carga normal aplicada (MA et al., 2008) e temperatura (ABARGHOUIE; REIHANI, 2010).

A norma ASTM G40-05 (2005) define o desgaste como “dano a uma superfície sólida, geralmente envolvendo progressiva perda de material, devido ao movimento relativo entre esta e uma superfície de contato”. O estudo desse fenômeno se justifica pelo fato dele ser o principal agente de perdas de energia por dissipação, bem como a maior causa de descarte de componentes mecânicos em detrimento de suas propriedades mecânicas. Ressalta-se ainda que qualquer redução no desgaste apresenta saldo positivo no orçamento destinado à manutenção (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013).

Segundo Bhushan (2002), o que determina o tipo, o desenvolvimento e a extensão do desgaste são os materiais dos componentes atritados e seus graus de acabamentos, os eventuais materiais intermediários, as influências das áreas adjacentes e as condições de operação. Assim, verifica-se que as propriedades tribológicas se diferem de outras propriedades dos materiais por serem dependentes do sistema em que estão inseridas.

A preocupação com o desgaste vai muito além do universo da mecânica, com suas máquinas e seus elementos de transmissão de movimento. Outros exemplos de conjuntura tribológica podem ser vistos na deterioração de articulações do corpo humano e nas alternativas que a ciência tem apresentado para combater esse desgaste (BARBOSA, 2015). No ramo automobilístico o estudo do desgaste e propostas de novos materiais para os sistemas de frenagem são de suma importância para garantir a segurança do condutor e aumentar a vida útil dos componentes (SERBINO, 2005). Também envolvem o binômio atrito-desgaste as atividades do cotidiano como segurar, cortar e escovar, que são outras manifestações da tribologia no dia-a-dia (ALTERA, 2009).

De acordo com Leite (2009), a predição do tipo e da intensidade do desgaste é um grande desafio. Conhecer o tipo de desgaste é importante para selecionar corretamente o material para cada aplicação, considerando que esse fenômeno é dependente tanto do material quanto do sistema no qual ele ocorre. Identificar a

intensidade do desgaste permite ao responsável pelo projeto verificar se o componente atingirá a vida útil esperada.

Conforme a norma DIN50320 (1979), o desgaste pode ser descrito em quatro mecanismos principais: desgaste adesivo, abrasivo, por fadiga superficial e triboquímico, ilustrados na Figura 10. Cada um desses processos obedece às suas próprias leis e, em muitos casos, um dos modos de desgaste atua influenciando os outros (RABINOWICZ, 1995).

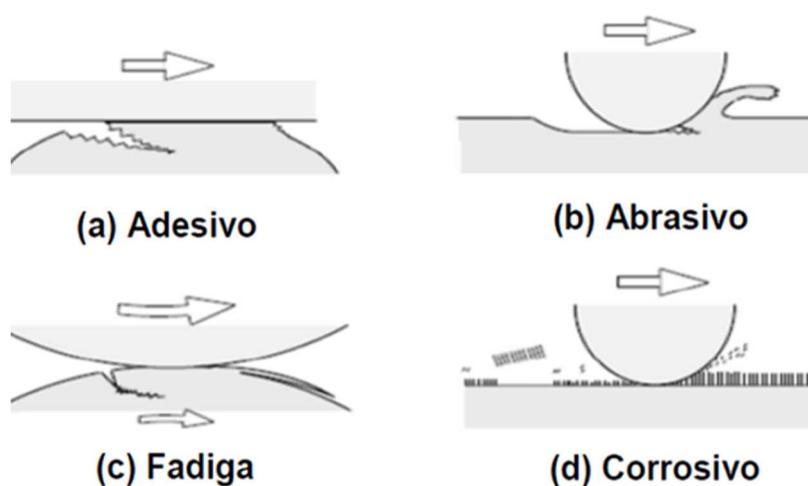


Figura 10 – Ilustração esquemática dos quatro mecanismos de desgaste.
Fonte: Adptado de KATO e ADACHI, 2001.

- Desgaste adesivo:

O desgaste adesivo ocorre quando a ligação adesiva entre as superfícies é forte o suficiente para resistir ao deslizamento. O resultado dessa adesão é uma deformação plástica causada na região de contato, iniciando e propagando uma trinca que pode culminar em uma transferência completa de material, conforme ilustrado na Figura 10 a. A remoção de material da superfície ocorre em função do formato e da dureza dos dois materiais em contato (GAHR, 1987). Nas junções formadas por metais similares, os processos de deformação e de “soldagem” entre as junções sofrem um tipo de encruamento, provocando conseqüentemente um aumento na resistência ao cisalhamento. Este, raramente ocorrerá na interface, mas atuará dentro de ambos os metais, provocando grandes danos na superfície durante o deslizamento (BOWDEN, 2001).

- Desgaste abrasivo:

O desgaste abrasivo é causado por partículas abrasivas aderidas a uma das superfícies do material ou livres entre as superfícies cisalhantes, dando origem aos termos desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos, respectivamente. Segundo Hutchings (1992) também são conhecidos, simultaneamente, como desgaste abrasivo por deslizamento e desgaste abrasivo por rolamento, baseando-se nas marcas de desgastes que as partículas abrasivas geram nos corpos de prova. No desgaste abrasivo por deslizamento as partículas, incrustadas em uma das superfícies, formam sulcos ou ranhuras lineares na superfície oposta, na direção de deslizamento. No caso do desgaste abrasivo por rolamento as partículas estão livres entre as superfícies cisalhantes, dando origem a uma topografia aleatória e sem características de direcionalidade na superfície desgastada.

- Desgaste por fadiga superficial:

A fadiga superficial necessita de interações cíclicas, favorecendo o surgimento de trincas (Figura 10 c). Quando o desgaste é ocasionado pelo alto número de repetições do movimento ele é chamado de desgaste por fadiga. A união das trincas resulta na formação de partículas de desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013). Em um primeiro estágio ocorre a formação de uma trinca que se propaga por baixo da superfície. A qualquer momento uma trinca secundária pode surgir, se propagar e alcançar a superfície, promovendo o destacamento de uma partícula de desgaste.

- Desgaste triboquímico:

Este tipo de desgaste ocorre devido a um efeito tribológico, ou seja, o calor gerado pelo deslizamento favorece a reação química com os elementos disponíveis na atmosfera ou meio. O ataque corrosivo produz intensas reações triboquímicas, que diminuem com o tempo devido a formação de um filme lubrificante na superfície que separa os dois elementos reativos. Assim, tem-se o fim do desgaste corrosivo após certa quantidade do produto formado pela reação. No entanto,

quando não há formação do filme protetor, as reações continuam ocorrendo indefinidamente (STOETERAU, 2007).

2.2.4 Principais tipos de tribômetros e o ensaio de desgaste

O tribômetro é o equipamento empregado para a medição das propriedades de atrito e desgaste considerando as mais diversificadas combinações de materiais e lubrificantes sob condições determinadas de carga, velocidade, temperatura e atmosfera. A caracterização tribológica engloba estudos sobre as condições reais de aplicação do material, bem como a verificação do coeficiente de atrito, da taxa de desgaste e da resistência do filme. Tais estudos podem ser empregados, por exemplo, nas áreas automotiva, aeroespacial, eletrônica, biomédica e óptica (RADI et al., 2007).

Os equipamentos relacionados à tribologia podem ter parâmetros diferentes, que dependem do fabricante. As máquinas diferem majoritariamente na faixa de velocidade e de carga, nos mecanismos de aplicação do teste e nas limitações de ambiente e atmosfera. Algumas máquinas disponíveis no mercado são classificadas como máquinas de teste universal, que podem ter diversas configurações e acessórios para diferentes ensaios tribológicos (NIRMAL et al., 2018).

Dependendo do tipo e das condições de desgaste que se queira simular, existirá um ensaio específico, o que explica os diversos tipos de tribômetros encontrados na literatura e em institutos de pesquisa avançada. De acordo com Gahr (1987), existem muitos tipos diferentes de tribômetros, que podem ser classificados em dois grandes grupos:

- Tribômetros para o estudo do comportamento tribológico apenas do corpo sólido, em um sistema aberto;
- Tribômetros para o estudo do comportamento tribológico do corpo sólido e do contra-corpo, em um sistema fechado.

Nos sistemas abertos, a superfície de contato entre os materiais varia, ou seja, o desgaste não é provocado sempre sobre uma mesma superfície. A título de exemplo, o contato entre uma ferramenta de usinagem e uma peça não ocorre

sempre sobre a mesma superfície da peça. Conforme avança sobre a superfície da peça, a área desgastada aumenta (CHARDON et al., 2015).

Um bom exemplo de tribômetro que trabalha em sistema aberto é o tribômetro roda de borracha, um equipamento projetado para a realização de ensaios de desgaste abrasivo com partículas soltas. O ensaio consiste em pressionar uma amostra contra um disco de aço revestido com borracha sob alimentação constante de um fluxo abrasivo, geralmente proporcionado por areia. Esse ensaio é comumente utilizado para avaliar o comportamento de desgaste abrasivo de materiais sob condições de três corpos (STEVERSON; HUTCHINGS, 1996). As condições do teste são descritas como de baixa abrasão por arranhões e ele é amplamente utilizado para classificar materiais para componentes que serão submetidos a abrasão sob tensão em serviço como, por exemplo, ferramentas agrícolas (ANNAPPA; BASAVARAJAPPA, 2016) calhas e funis em plantas de processamento de minério e equipamentos de construção.

O sistema fechado engloba a maioria dos tribômetros, onde o posicionamento da superfície de contato entre os materiais é permanente durante o ensaio. No ensaio pino-sobre-disco, por exemplo, o pino sempre estará em contato com a mesma parte do disco, formando uma pista de desgaste circular, com área definida.

Três exemplos de tribômetros bastante populares que operam em sistema fechado são: o pino-sobre-placa, o tribômetro de quatro esferas e o pino-sobre-disco. No primeiro se realiza uma análise do desgaste entre um pino carregado axialmente em contato com uma placa. A amostra fixada neste tribômetro realiza um movimento linear recíproco, formando uma pista de desgaste reta com tamanho condizente a amplitude do movimento. Dessa forma, esse estudo pode ser dedicado a situações em que os materiais sofrem atritos decorrentes de movimentos oscilatórios, como se pode verificar no desgaste entre os anéis dos pistões e os cilindros dos motores de combustão interna (ZABALA et al., 2017) ou nas guias lineares de máquinas ferramentas (SPARHAM et al., 2016).

O tribômetro de quatro esferas quantifica o desgaste decorrente da aplicação de uma carga controlada sobre uma esfera, que é pressionada contra três esferas simultaneamente, as quais são mantidas unidas tangencialmente e apoiadas em uma mesa giratória. O resultado desse teste é a geração de uma marca circular nas três esferas vistas superiormente. Uma marca com diâmetro

maior indica pouca eficiência contra desgaste, enquanto que um diâmetro menor demonstra uma propriedade preventiva de desgaste superior. Dentre as aplicações para esse teste, um exemplo seria o estudo de lubrificantes para rolamentos de esfera, determinando as propriedades de atrito e desgaste de óleos e graxas em extrema pressão e fadiga superficial para rolamento puro (BASKAR et al., 2017).

O tribômetro pino-sobre-disco foi o modelo utilizado nos experimentos deste trabalho e é um dos equipamentos mais populares na realização de ensaios de desgaste. Esse ensaio de desgaste é realizado conforme a norma ASTM G99 – *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus* (2017). Conforme ilustra a Figura 11, a amostra é montada em um disco, que gira a uma velocidade predeterminada. Um pino é fixado na extremidade de um braço e mantido em contato com a amostra rotativa. O braço pode mover-se lateralmente e, portanto, medir as forças tangenciais geradas pelo contato entre a amostra e o pino, por meio de um sensor de carga. O sistema de aquisição de dados registra a força de atrito cinemática em função do tempo ou do número de revoluções, possibilitando o cálculo do coeficiente de atrito.

Tal equipamento pode ser utilizado para a determinação de características tribológicas de materiais em condição de deslizamento seco (SEGU et al., 2012) ou lubrificado (JATTI; SINGH, 2015) e contribui para a compreensão dos efeitos de uma carga pontual sobre um material, assim como ocorre, por exemplo, em algumas operações de usinagem (PRASAD et al., 2016).

Uma vez concluído o teste, o desgaste real da amostra e do pino pode ser calculada de duas formas: no primeiro, utiliza-se um perfilômetro para medir o desgaste e calcular a área seccional removida e, conseqüentemente, o volume de material perdido. O segundo método implica em medir a massa da amostra antes e depois do teste em uma balança de precisão e calcular o volume de material removido, atentando que os detritos produzidos durante o teste devem ser completamente retirados para evitar erros significativos (NAIR et al., 2009).

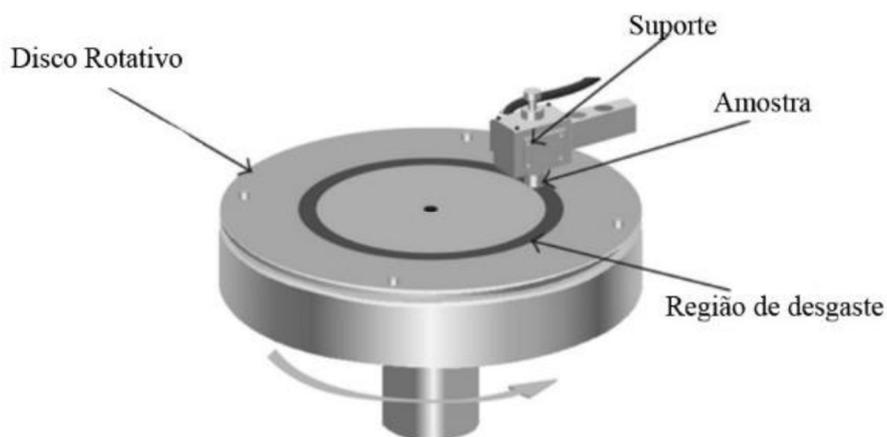


Figura 11 – Esquema de montagem para um ensaio pino-sobre-disco.
Fonte: Adaptado de PENG; NIE e CHEN, 2014.

A taxa de desgaste (Q) será a razão entre a variação de massa do pino ou contra-corpo antes e após o ensaio (Δm) e a massa inicial do corpo (m), distância percorrida no ensaio (S) ou tempo de ensaio (t), conforme pode ser observado nas Equações 4 a, 4 b e 4 c (HUTCHINGS, 1992).

$$Q = \Delta m / m \quad (4 \text{ a})$$

$$Q = \Delta m / S \quad (4 \text{ b})$$

$$Q = \Delta m / t \quad (4 \text{ c})$$

No entanto, somente o valor da taxa de desgaste não expressa legitimamente a verdadeira resistência do material a este fenômeno. Faz-se necessário recorrer à taxa específica de desgaste (k), que relaciona o volume removido pelo desgaste (ΔV) com a carga aplicada (P) e distância percorrida no ensaio (S), podendo então atestar a severidade do desgaste observado, conforme a Equação 5 (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

$$k = \Delta V / (P \cdot S) \quad (5)$$

Para os metais, valores de k podem variar de 10^{-3} a 10^{-8} mm^3/Nm , correspondendo os maiores valores ao desgaste mais severo, caracterizado por fenômenos de adesão. Tais dados podem ser úteis na investigação de possíveis

mudanças estruturais (regiões cristalinas) ou alteração do mecanismo de desgaste (CHENG et al., 2013).

2.2.5 Comportamento tribológico dos MAGV

O primeiro ensaio de desgaste documentado em vidros metálicos foi conduzido por Boswell (1979) utilizando um equipamento pino-sobre-disco com ligas a base de Ferro. Os primeiros ensaios utilizando as ligas a base de Zircônio mostraram que a resistência ao desgaste aumentava linearmente com a dureza e que, para uma dada dureza, as ligas mencionadas tinham resistência ao desgaste maior do que as cerâmicas (que poderiam ter sua resistência ao desgaste reduzida devido mecanismos de falhas frágeis) e também mais do que a dos metais puros, que poderiam encruar. A resistência dos vidros metálicos muito maior do que as das cerâmicas de mesma dureza, sugeriam que os mecanismos de desgaste nas ligas amorfas não envolviam fratura frágil, o que era de grande significância para aplicação em revestimentos (GLORANT, 2003).

As propriedades tribológicas das ligas amorfas, como boa resistência ao desgaste a seco ou com lubrificação e em diferentes temperaturas, direcionam estes materiais a aplicações de alta performance. No entanto, as propriedades tribológicas destes materiais não são facilmente compreendidas, de modo que seus comportamentos variam para cada família de liga, isto é, não podem ser generalizados (RAHAMAN; ZHANG; RUAN, 2014).

Ensaio de desgaste realizados em metais amorfos a base de Zircônio, utilizando um tribômetro pino-sobre-disco e contra-corpo em aço 52100, demonstraram que o comportamento tribológico era diferente quando se fazia o ensaio a seco e quando se empregava um lubrificante (BLAU, 2001). Bakkal (2010), ao realizar ensaios de desgaste sob lubrificação, empregando uma liga amorfa a base de Zircônio e conta-corpo em aço AISI 8680, verificou que baixas cargas normais (5 N) e altas velocidades de deslizamento (2,3 m/s) sempre levavam a um alto coeficiente de atrito ($\mu = 0,70$).

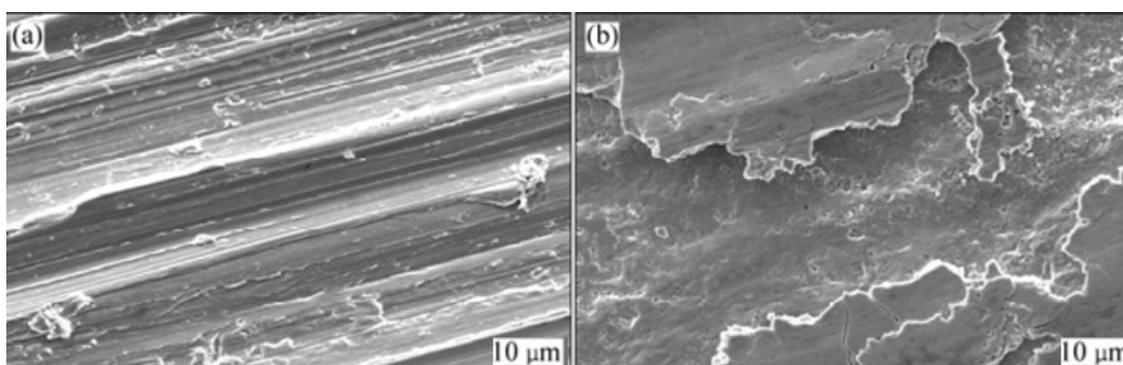
Outro ponto a se destacar é a possibilidade de cristalização do material amorfo. O estudo de Zhang et al. (2009) mostrou que a liga amorfa a base de Zircônio, Vit 105, sofreu nanocristalização, detectada por DRX, após ser laminada a frio. Evidências de cristalização superficial, induzida pelo atrito durante o ensaio de

desgaste entre uma liga amorfa a base de Zircônio e o aço EN 26, são levantadas por Rahaman et al. (2013), onde o aquecimento provocado pelo atrito é o responsável pela variação nas propriedades tribológicas do material, gerando nanopartículas de cristais quando o material passa da temperatura de transição vítrea.

Por outro lado, relatos dos estudos de Parlar et al. (2008), que realizou ensaios de desgastes entre uma liga amorfa a base de Zircônio e o aço AISI 8660, mostram resultados onde o posterior ensaio de microdureza sugere que o MAGV estudado apresentou boa estabilidade térmica e que não houve cristalização induzida pelo deslizamento nos testes conduzidos.

Portanto, ao se avaliar o desgaste de uma liga amorfa, deve-se atentar para a temperatura ambiente, a temperatura no contato durante o teste, a carga sobre o material, a velocidade de deslizamento entre as superfícies dos materiais, a formação de regiões nanocristalinas e, até mesmo, a mudança microestrutural localizada (HONG et al., 2012).

Os mecanismos de desgaste nestas ligas são pouco compreendidos, visto que se pode haver a participação conjunta de mais de um mecanismo. Por apresentarem uma natureza inerentemente frágil, o principal mecanismo de desgaste nos metais amorfos é o abrasivo (Figura 12a), caracterizado pela formação de riscos na região desgastada. No entanto, mecanismos de adesão são observados durante o desgaste (Figura 12b), pela presença de deformação plástica e com a ocorrência do *peel-off* (descamamento), isto é, remoção de material de algumas regiões da superfície (JIANG et al., 2009; HONG et al., 2012).



**Figura 12 – Superfície de desgaste da liga Vitreloy 105. Em (a) visualização de sulcos de desgaste abrasivo e em (b) a região de *peel-off*.
Fonte: Adaptado de HONG et al., 2012.**

Durante o ensaio de desgaste, de acordo com o material com o qual a liga amorfa estiver em contato, as curvas características do coeficiente de atrito podem se comportar de forma inesperada, como uma curva instável, em que há o aumento repentino do valor do coeficiente de atrito. Nota-se que o aumento da carga durante o desgaste promove a deformação plástica da superfície da liga amorfa, levando ao amolecimento da região e, conseqüentemente, à redução do coeficiente de atrito (LIU et al., 2010), conforme mostrado na Figura 13.

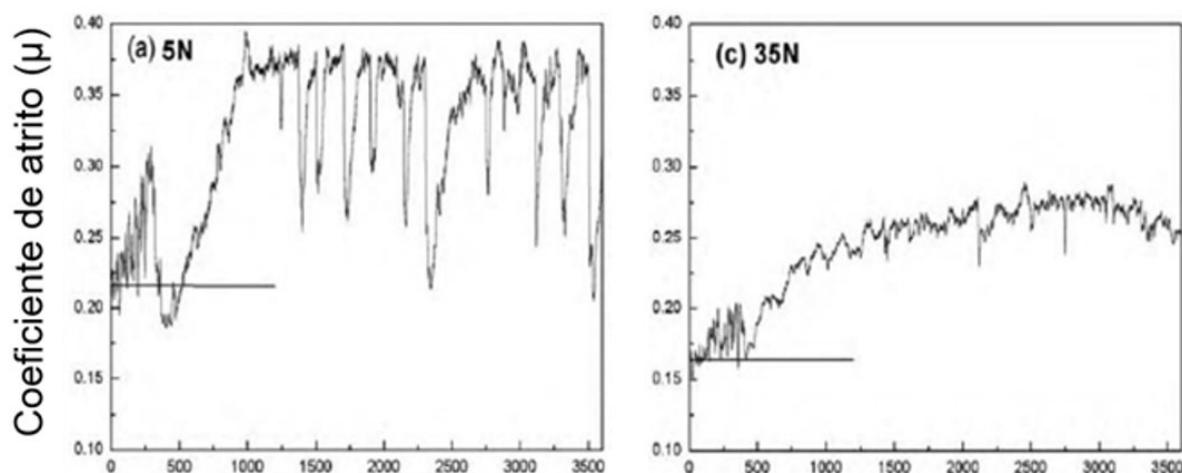


Figura 13 – Variação do coeficiente de atrito com o aumento da carga de um pino de Vit 105 sobre um disco de aço Cr-12.

Fonte: Adaptado de LIU et al., 2010.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O detalhamento das atividades realizadas para atingir os resultados deste estudo estão descritas nos subitens deste capítulo. O esquema presente na Figura 14 expõe de forma resumida as principais etapas deste trabalho.

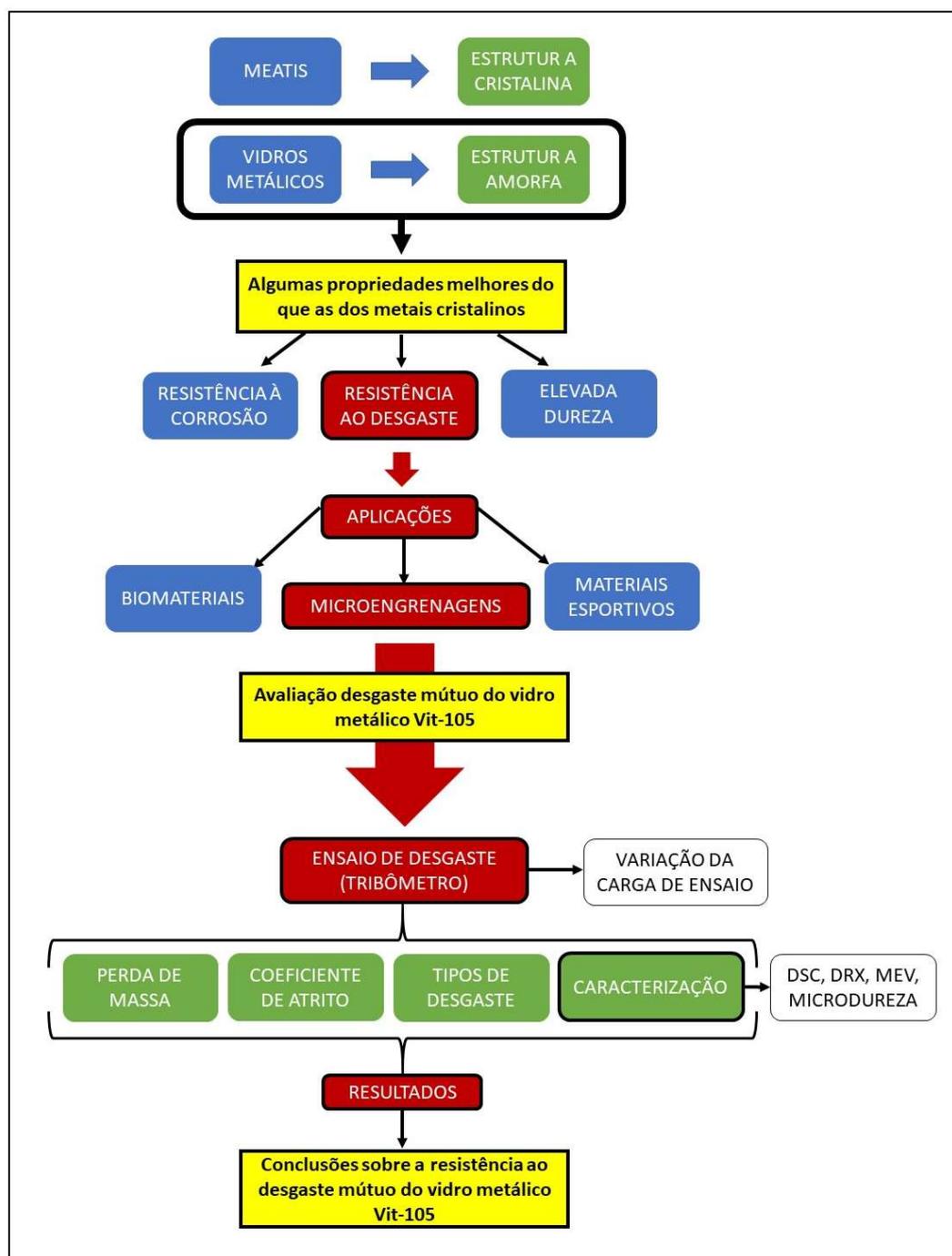


Figura 14 – Esquema das etapas de execução do presente trabalho.

Fonte: Autoria própria.

3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Para a determinação da quantidade de ensaios a serem realizados, foi adotado um método da estatística experimental denominado Delineamento Completamente Aleatorizado (DCA). Por se tratar de um experimento simples do ponto de vista estatístico, onde são comparados tratamentos de apenas um fator, permanecendo os demais fatores constantes, optou-se por este método.

O tratamento é uma denominação genérica, para designar qualquer método, elemento ou material, cujo efeito se deseja medir e comparar. Neste trabalho, o tratamento pode ser definido como o ensaio de desgaste da liga Vit-105, onde o fator controlado é a carga, com três níveis de variação (10,0; 20,4 e 38,2 N). Os demais fatores, tais como fonte e homogeneidade do material, temperatura ambiente, velocidade de rotação e tempo de ensaio foram mantidos constantes.

Devido à quantidade de material disponível para a realização dos ensaios, foi possível realizar seis repetições para cada nível de carga, totalizando dezoito ensaios, que foram separados em três etapas, cada uma com seis ensaios.

Apesar do método experimental possibilitar que as cargas dos ensaios fossem distribuídas de maneira aleatória, preferiu-se iniciar a bateria de ensaios com a maior carga para verificar qual seria o comportamento do material na condição mais extrema durante o ensaio de desgaste.

3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras da liga Vit-105 utilizadas neste trabalho foram fornecidas pelo Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Paulo, da Universidade de São Paulo (USP), São Paulo.

As amostras foram fundidas em um forno a arco voltaico (Figura 15 a), a partir do mesmo tarugo comercial de Vit-105, e refundidas para garantir a homogeneização e o aumento de pureza do material. Em seguida foram coquilhadas em moldes de cobre, conforme ilustrado na Figura 15 b. Pode-se observar que as ranhuras presentes no molde geram aletas nas amostras resfriadas. Essas ranhuras servem para succionar o material fundido durante o coquilhamento, fazendo-o preencher o molde por meio de pressão negativa,

conforme tratado no item 2.1.3 deste trabalho, onde se aborda a fundição por sucção.

Após o resfriamento, foram obtidos pinos com 3 mm de diâmetro, que foram cortados no comprimento de aproximadamente 20 mm a partir da extremidade hemisférica (Figura 15 c), e chapas, que foram posteriormente cortadas com dimensões aproximadas de 30 x 30 mm (Figura 15 d). Os procedimentos de corte foram feitos ainda nos laboratórios da USP devido à elevada dureza do material. Foi utilizado um equipamento de corte de precisão da marca Buehler, modelo Isomet 5000.

Os pinos e chapas foram recebidos com aletas, que foram removidas com alicate, e as chapas apresentavam uma superfície brilhante, porém irregular (Figura 15 e). A fim de adequar as amostras às recomendações de rugosidade superficial média (R_a) da norma ASTM G99, que rege o ensaio de desgaste pino-sobre-disco e estabelece que R_a deve ser menor que 0,8 μm , foram necessárias etapas de lixamento e polimento com lixas d'água de granulometria 320, 600 e 1200, respectivamente. A Figura 15 f mostra uma chapa com a superfície preparada para o ensaio de desgaste.

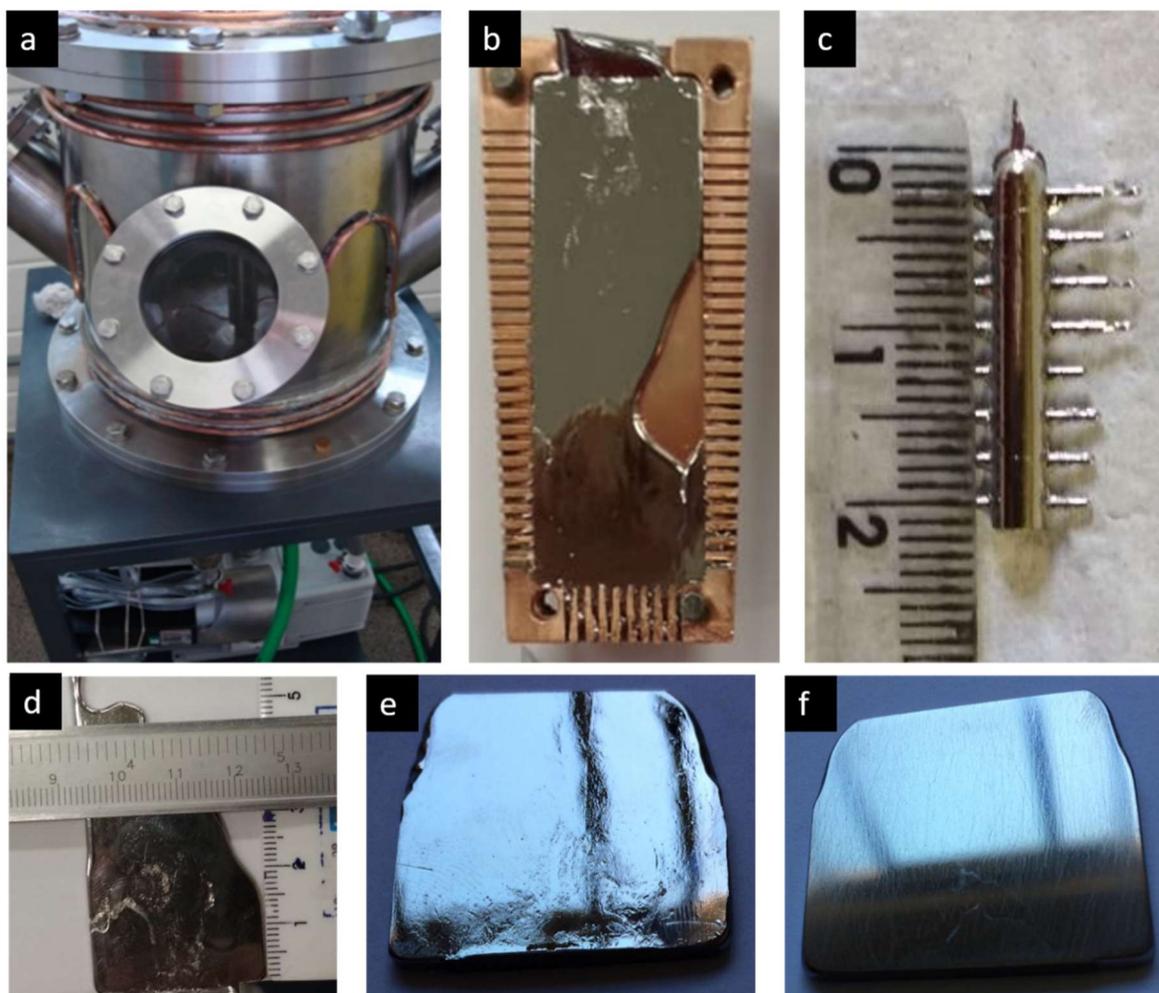


Figura 15 – Produção das amostras de Vit-105: a) forno a arco voltaico, b) placa após a abertura do molde, c) pino retirado do molde e cortado (referência em mm), d) placa retirada do molde antes de ser cortada (referência em mm), e) placa cortada com acabamento fundido, f) placa com acabamento após polimento.
 Fonte: autoria própria.

Foram produzidas 6 chapas e 12 pinos, possibilitando a realização de 18 ensaios, em três etapas. A princípio seriam realizados um total de 12 ensaios, mas para aumentar a quantidade de réplicas, decidiu-se pela realização de 18 ensaios. Assim, as chapas tiveram ambas as faces utilizadas e uma das faces foi novamente preparada e utilizada na última bateria de ensaios. Seis dos 12 pinos fabricados também foram utilizados duas vezes nos ensaios, com a preparação de uma nova superfície hemisférica entre os ensaios.

Inicialmente, foram separados e identificados 6 pinos e as 6 chapas em pares pino-chapa para a primeira bateria de ensaios.

3.3 ANÁLISE SUPERFICIAL E CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

Ensaio de DRX e DSC foram realizados antes do ensaio de desgaste para caracterização do material das amostras, a fim de verificar, respectivamente, se havia algum grau de cristalização na estrutura atômica e se os parâmetros térmicos do material estavam de acordo com o que consta no *Materion Data Sheet* (MATERION, [s.d.]).

As análises superficiais das amostras pré e pós o ensaio foram realizadas em um Perfilômetro equipado com um microscópio confocal de aberração cromática (Figura 16 a), da empresa Cyber© SCAN, modelo CT-100, disponibilizado pelos responsáveis do Laboratório Aberto do Centro de Competência em Manufatura (CCM), vinculado ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA). O equipamento faz uma varredura em uma área reduzida da superfície da amostra, obtendo o valor de R_a . O intervalo entre aquisição de dados de rugosidade, chamado de *step*, pode ser selecionado, proporcionando uma malha com mais ou menos pontos de leitura.

Na análise antes do ensaio de desgaste, foram estrategicamente selecionadas nas chapas três áreas a serem varridas com o objetivo de se obter uma representatividade de toda a sua superfície. Conforme pode ser visto na Figura 16 b, cada chapa teve três regiões de $1000 \times 1000 \mu\text{m}$ (*step* de $2 \mu\text{m}$) escaneadas, uma central e as outras duas em extremidades opostas. Nestas últimas, se considerava que haveria a formação da pista de desgaste, representada pelo círculo pontilhado, após o ensaio. A Figura 16 c é um recorte de uma foto produzida pela câmera do perfilômetro, mostrando a área a ser escaneada em uma das chapas, representada por um quadrado amarelo. Para os pinos foram realizadas duas medições, uma de $3000 \times 3000 \mu\text{m}$ (*step* de $7 \mu\text{m}$), abrangendo toda a superfície hemisférica e outra de $1000 \times 1000 \mu\text{m}$ (*step* de $2 \mu\text{m}$) no centro da superfície hemisférica, local de provável contato durante o ensaio de desgaste (Figuras 16 d e e, respectivamente). Houve a necessidade de fixar os pinos com massa de modelar para garantir que eles não se moveriam durante o escaneamento. As linhas vermelhas perpendiculares, presentes nas imagens, são guias de posicionamento da região a ser escaneada, um recurso da câmera do perfilômetro.

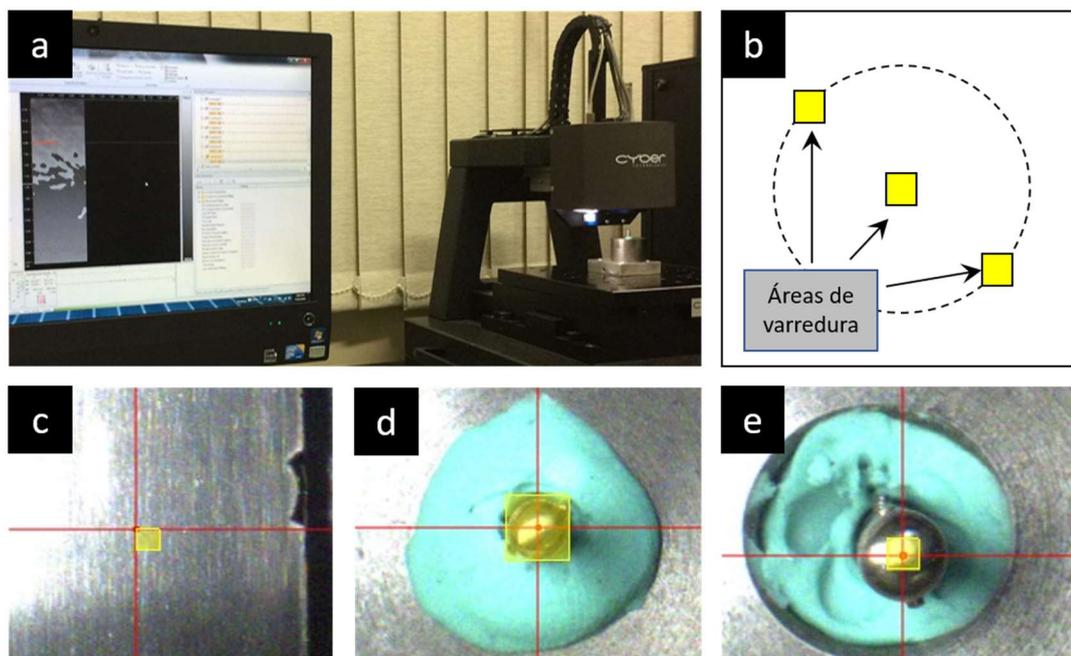


Figura 16 – Análise superficial das amostras: a) equipamento Cyber SCAN CT-100 realizando varredura, b) esquema de escolha das áreas a serem escaneadas nas chapas antes do ensaio de desgaste, c) recorte de foto produzida pela câmera do perfilômetro mostrando a região a ser escaneada em uma das chapas, d) escaneamento de toda a superfície hemisférica do pino, e) escaneamento do centro da superfície hemisférica do pino.
 Fonte: autoria própria.

Posteriormente aos ensaios de desgaste, as superfícies das amostras foram novamente analisadas no equipamento Cyber© SCAN, a fim de se fazer uma análise da rugosidade média da superfície desgastada e obter o volume de material perdido. A rugosidade média foi tomada como base, pois é a medida de rugosidade exigida para os corpo-de-prova na norma ASTM G99 antes do ensaio de desgaste.

As chapas tiveram duas áreas escaneadas para verificação da rugosidade após o ensaio de desgaste, descartando-se uma nova leitura da área central da chapa, visto que não houve alteração na mesma durante o ensaio. As duas áreas das extremidades opostas, correspondentes ao mesmo quadrante onde havia sido feito o escaneamento antes do ensaio de desgaste, foram novamente analisadas, posicionando-se a área de varredura do perfilômetro sobre a pista de desgaste, conforme mostrado no esquema da Figura 17 b. Como as pistas de desgaste apresentaram larguras diferentes, as áreas de escaneamento variaram de 1800 x 1800 μm até 3150 x 3150 μm (*step* 2 μm), para que fosse possível verificar a rugosidade posterior ao ensaio. A figura 17 c mostra um escaneamento feito pelo perfilômetro em uma chapa e a importância de se posicionar o perfil de rugosidade

a ser verificado (representado pela linha vermelha) de forma perpendicular aos sulcos deixados pelo atrito entre o pino e a chapa.

Para os pinos foi feita apenas uma análise na superfície desgastada com uma área de 2000 x 2000 μm e *step* de 2 μm .

A Figura 17 a mostra um par de amostras após o ensaio tribológico, com a pista de desgaste impressa na chapa. Ressalta-se que o cálculo do volume perdido pela análise topográfica da amostra é possível apenas para as chapas, visto que as superfícies dos pinos, após se desgastarem, não têm um parâmetro de comparação para a profundidade do desgaste.

Pela análise da imagem da pista de desgaste no perfilômetro foi possível medir o diâmetro médio da pista e, por meio da Equação 6, calcular a distância percorrida em metros (S) em cada ensaio, multiplicando-se o comprimento da circunferência (πd , onde d é o diâmetro médio da circunferência, em metros), pela rotação (r, em rpm) e a duração do ensaio (t, em minutos):

$$S = \pi d r t \quad (6)$$

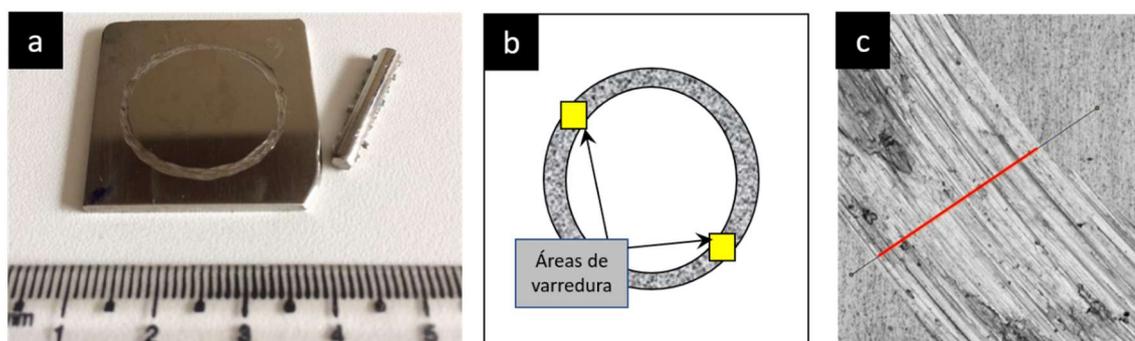


Figura 17 – a) Par de amostras após ensaio de desgaste (referência em mm), b) esquema de escolha das áreas a serem escaneadas nas chapas depois do ensaio de desgaste, c) posicionamento do perfil de rugosidade na pista de desgaste para análise do perfilômetro. Fonte: autoria própria.

Sabe-se que a cristalização do material amorfo pode ocorrer durante o ensaio tribológico devido ao aquecimento (LIU et al., 2010) e/ou a deformação mecânica (ZHANG et al., 2009). Sendo assim, mesmo constando na literatura que a temperatura de cristalização da Vit 105 é maior que 400°C (MATERION, [s.d.]), três chapas submetidas a diferentes cargas foram analisadas por DRX no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE), pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, para confirmar a

manutenção da natureza amorfa do material. Um ensaio de DSC foi realizado no material de um dos pinos, considerando que todas as amostras produzidas são originadas da mesma barra comercial, para confirmação dos os parâmetros térmicos esperados.

Em seguida, o material foi caracterizado pelo ensaio de MEV, realizado nas superfícies desgastadas dos pinos e das chapas, para verificação dos mecanismos de desgaste presentes e predominantes em cada ensaio.

Por fim, foi realizado o ensaio de microdureza Vickers nas regiões próximas ao desgaste em três pinos e três placas, que sofreram desgaste com cargas diferentes, para verificar se houve alterações nesta propriedade. Os parâmetros utilizados foram 300 gf / 5 s e o equipamento utilizado foi o Microhardness Tester FM-800 da Future-Tech.

3.4 ENSAIO DE DESGASTE

A primeira etapa do ensaio de desgaste foi a adaptação do tribômetro, a partir da fabricação de um suporte para acoplar os pinos, visto que nos ensaios feitos no tribômetro pertencente ao CCM geralmente se utilizam esferas ao invés de pinos. Também foi adicionado ao conjunto uma base de Politetrafluoretileno (PTFE) para acomodação das chapas, conforme mostrado na Figura 18. De modo geral, um ensaio em um tribômetro pino-sobre-disco tem amostras no formato de pino (corpo-de-prova) e disco (contracorpo). No entanto, devido à indisponibilidade de um molde em formato de disco e também à dureza do material estudado, a produção de um disco de Vit 105 por fundição ou usinagem ficou impossibilitada. Assim, foram produzidas chapas, cortadas em quadrados de 30 x 30 mm, que foram adaptadas nesta base de PTFE.

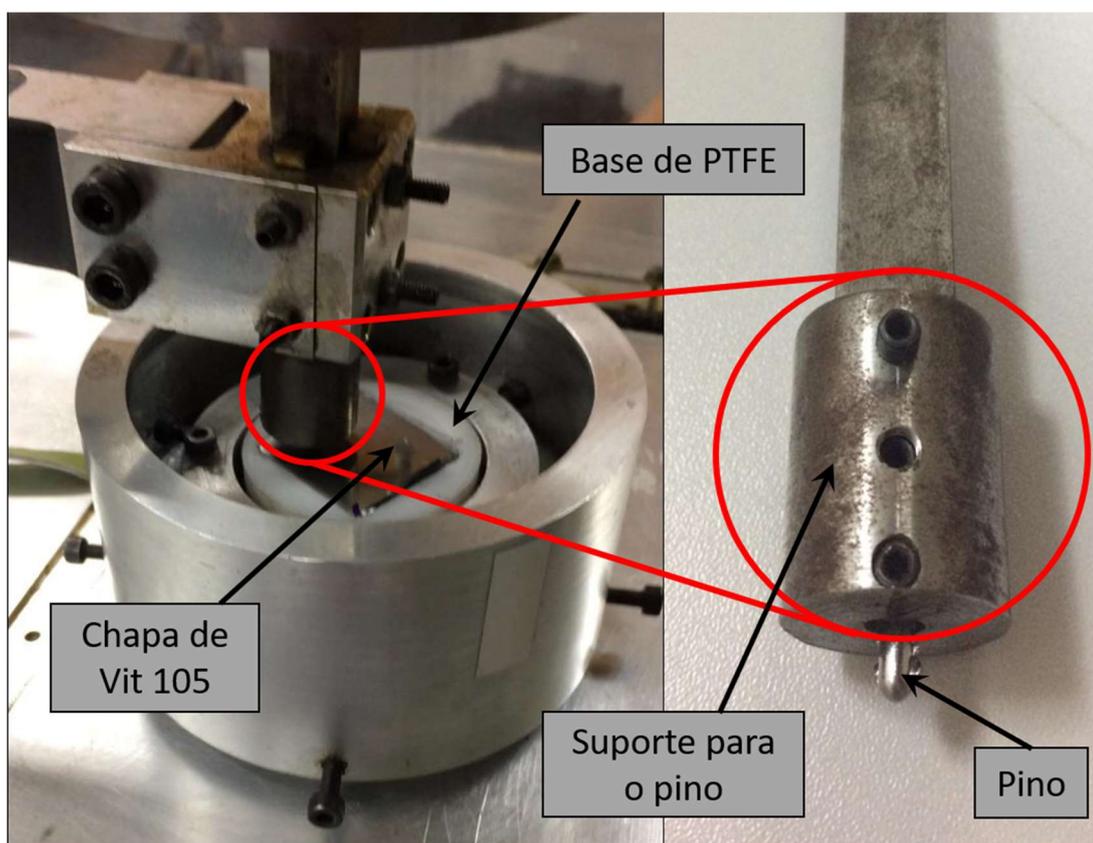


Figura 18 – Adaptações feitas no tribômetro para a execução dos ensaios com as amostras de Vit 105.

Fonte: autoria própria.

Com os dispositivos montados, foi realizado um ensaio preliminar, com distância percorrida de aproximadamente 800 m, utilizando um par de amostras de teste, composto de um pino fabricado a partir de uma broca de aço rápido de 4 mm de diâmetro e uma chapa de aço SAE 1020. O objetivo era assegurar o perfeito funcionamento tanto do dispositivo quanto do suporte e base adicionados, verificando a formação de uma pista circular conforme os materiais se desgastavam. O comportamento do tribossistema ficou dentro do esperado, o que se pode observar até certo ponto do ensaio, quando ele precisou ser interrompido para ajustes na aquisição de dados do equipamento.

Antes de iniciar os ensaios com as amostras de Vit 105, chapas e pinos foram limpos e tiveram suas massas medidas em uma balança analítica Mettler Toledo, modelo AB265/FACT, que possui uma precisão de 0,00001 g, cedida pelo Departamento de Química do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), no ITA.

Os ensaios de desgaste foram realizados em três etapas, com seis ensaios em cada etapa, devido a reutilização e necessidade de preparação das superfícies

de alguns pinos e das chapas. Nas três etapas o ambiente estava com uma temperatura média regulada para 20°C e a umidade não pode ser verificada.

As baterias de ensaios foram realizadas conforme a norma ASTM G99, com duração baseada na distância percorrida de 800 m e com intervalos de aproximadamente uma hora entre ensaios. Observa-se que foi necessário alterar o posicionamento da chapa e do pino em alguns ensaios para desviar de defeitos superficiais que as chapas apresentavam mesmo após a preparação com lixamento e polimento. Assim, os diâmetros das pistas de desgaste não ficaram iguais para todos os ensaios. Os valores das cargas foram intercalados com o objetivo de reduzir as chances de erros nos ensaios e a rotação do tribômetro foi mantida em 233 rpm (velocidade tangencial igual a 0,24 m/s), sendo auferida por meio de um fototacômetro digital, da marca Minipa, modelo MDT-2244B; como se pode verificar na Tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros utilizados nas baterias de ensaios tribológicos

Par	Carga (N)	Rotação (rpm)	Distância (m)	Ø pista (mm)	Vel. tang. (m/s)
1	38,2	233	800	20	0,24
2	20,4	233	800	20	0,24
3	10,0	233	800	20	0,24
4	38,2	233	800	20	0,24
5	20,4	233	800	20	0,24
6	10,0	233	800	20,6	0,25
7	38,2	233	800	20,8	0,25
8	20,4	233	800	20	0,24
9	10,0	233	800	20	0,24
10	38,2	233	800	20	0,24
11	20,4	233	800	20,5	0,25
12	10,0	233	800	20	0,24
13	38,2	233	800	20	0,24
14	20,4	233	800	20	0,24
15	10,0	233	800	20,6	0,25
16	38,2	233	800	20	0,24
17	20,4	233	800	20	0,24
18	10,0	233	800	20	0,24

Fonte: Autoria própria.

Durante o ensaio de desgaste a interface tribômetro-computador, controlada pelo *software* LabView, faz leituras constantes dos valores captados pela célula de carga, com sensibilidade equivalente a 0,1 N. Essa célula é responsável por medir a força tangencial do pino comprimido sobre a chapa, que está em movimento de rotação, ou seja, é feita a medição da força de atrito dinâmico. De posse do valor da força normal, que comprime o pino sobre a chapa, o programa calcula o valor do coeficiente de atrito e gera um gráfico relacionando-o com o instante (tempo) em que a leitura foi realizada. Para cada ensaio foi gerado um arquivo com essas informações. Trata-se de uma grande planilha com pares de valores que mostram o coeficiente de atrito de acordo com a distância percorrida em cada momento, totalizando uma média de 30.000 leituras por ensaio.

Após o fim de cada ensaio as amostras eram limpas com acetona e tinham as massas aferidas novamente para futura verificação da perda de massa.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DAS AMOSTRAS

A análise das áreas superficiais determinadas para cada par de amostras permitiu verificar a variação da rugosidade média antes e depois da realização dos ensaios de desgaste. A Tabela 4 apresenta os valores médios de R_a e seus respectivos desvios padrões para os três pontos medidos nas chapas e para as duas medições realizadas nos pinos antes do ensaio de desgaste. Na sequência são apresentados os valores médios de R_a e seus respectivos desvios padrões para os dois pontos medidos nas chapas e para a medição realizada na superfície de desgaste dos pinos após o ensaio, de acordo com a carga aplicada.

Tabela 4 – Valores médios de R_a antes e depois do ensaio de desgaste

	R_a antes (μm)	R_a depois (μm)		
		P=38,2N	P=20,4N	P=10,0N
Chapa Ponto 1	0,39 \pm 0,09	2,16 \pm 0,36	1,51 \pm 0,19	1,43 \pm 0,21
Chapa Ponto 2	0,34 \pm 0,08	-	-	-
Chapa Ponto 3	0,37 \pm 0,08	2,03 \pm 0,30	1,65 \pm 0,30	1,55 \pm 0,34
Pino Superf. hemisf. / desgastada	0,65 \pm 0,08	2,99 \pm 0,25	2,17 \pm 0,11	2,04 \pm 0,15
Pino Centro da superf. hemisférica	0,62 \pm 0,09	-	-	-

Fonte: autoria própria.

De acordo com a Tabela 4, as rugosidades médias nos pontos de análise das chapas e pinos não ultrapassam o valor de 0,80 μm , indicando que as superfícies estavam de acordo com as recomendações da norma ASTM G99 para a realização do ensaio de desgaste. Nota-se que, de forma geral, os valores são mais elevados para os pinos, quando comparados com as chapas. Tal fato pode ser explicado pela maior dificuldade de lixamento manual de uma superfície curva (extremidade hemisférica), com o intuito de manter a mesma direção do movimento.

Após o ensaio de desgaste, os resultados para as chapas mostraram um valor de R_a que aumentou conforme o aumento da carga. Para os pinos, observou-se maior R_a para carga de 38,2 N e valores similares para 20,4 N e 10,0 N. No entanto, esperava-se que a maior carga provocasse a diminuição da rugosidade devido a maior deformação plástica causada na superfície desgastada.

4.2 ENSAIO DE DESGASTE

A realização da primeira etapa dos ensaios de desgaste resultou na obtenção de seis perfis de coeficiente de atrito, um para cada par de amostra. No entanto, um imprevisto ocorreu com o pino do par de amostras número 4, que apresentou uma cavidade no seu interior, notada no fim do ensaio (Figura 19). Essas cavidades, muitas vezes mencionadas como vazios, são formadas durante o coquilhamento da peça, quando não se tem um preenchimento completo do molde. Isso pode ocorrer por vários motivos, como, por exemplo: falta de material fundido; rugosidade do molde, que desacelera o fluxo do fundido; temperatura ou pressão inadequada na câmara e excesso de turbilhonamento durante o preenchimento devido à viscosidade do fundido. A formação dessas cavidades é um fenômeno indesejado, concentrando muito esforço laboratorial para eliminá-lo. Devido a esse defeito na amostra, que comprometeu a obtenção do coeficiente de atrito, o par de número 4 não foi considerado para compor o conjunto de ensaios a ser analisado neste trabalho.

Os ensaios 5 e 6 também foram descartados porque apresentaram divergências nos valores dos coeficientes de atrito quando comparados aos demais ensaios realizados sob a mesma carga. Não foi possível notar, ao final do ensaio, se havia bolhas no interior do pino. Supõe-se que poderia haver microbolhas, que foram totalmente consumidas com o desgaste do pino, ou outro fator pode ter interferido na obtenção do coeficiente de atrito. Os resultados desses ensaios não podem ser atribuídos diretamente a um fenômeno de mudança estrutural, uma vez que o comportamento das curvas 5 e 6, geradas no final dos ensaios, foram semelhantes às demais curvas, e, para que a influência desse fosse constatada, o comportamento da curva deveria ser instável, conforme mostrado na Figura 13 (LIU et al., 2010). Neste caso, cabe afirmar que seriam necessários outros testes com o intuito de se constatar o comportamento observado e, caso contrário, deve-se avaliar as condições do equipamento (calibração, vibração, etc).

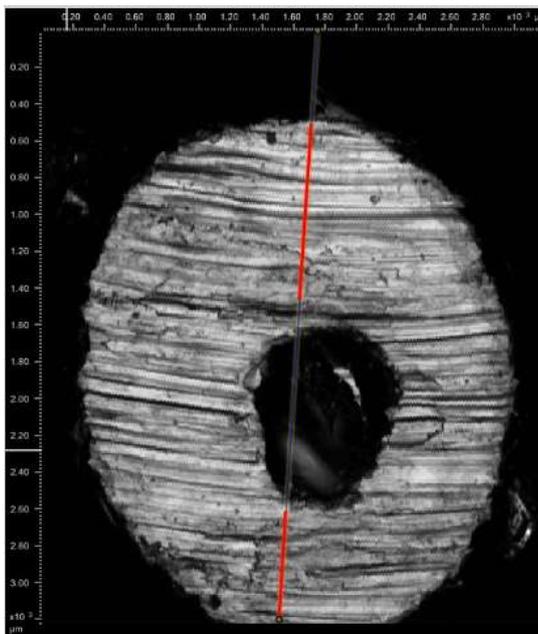


Figura 19 – Imagem da superfície desgastada do pino 4, onde se nota a presença de um vazio.

Fonte: autoria própria.

Os testes apresentaram um comportamento estável com algumas flutuações, especialmente no início (*running in*). O estado estacionário de teste foi atingido, em média, após 200 m de distância de deslizamento percorrida. As Figuras 20, 21 e 22 mostram os perfis dos coeficientes de atrito coletados durante os ensaios com as cargas de 38,2N, 20,4N e 10,0N, respectivamente.

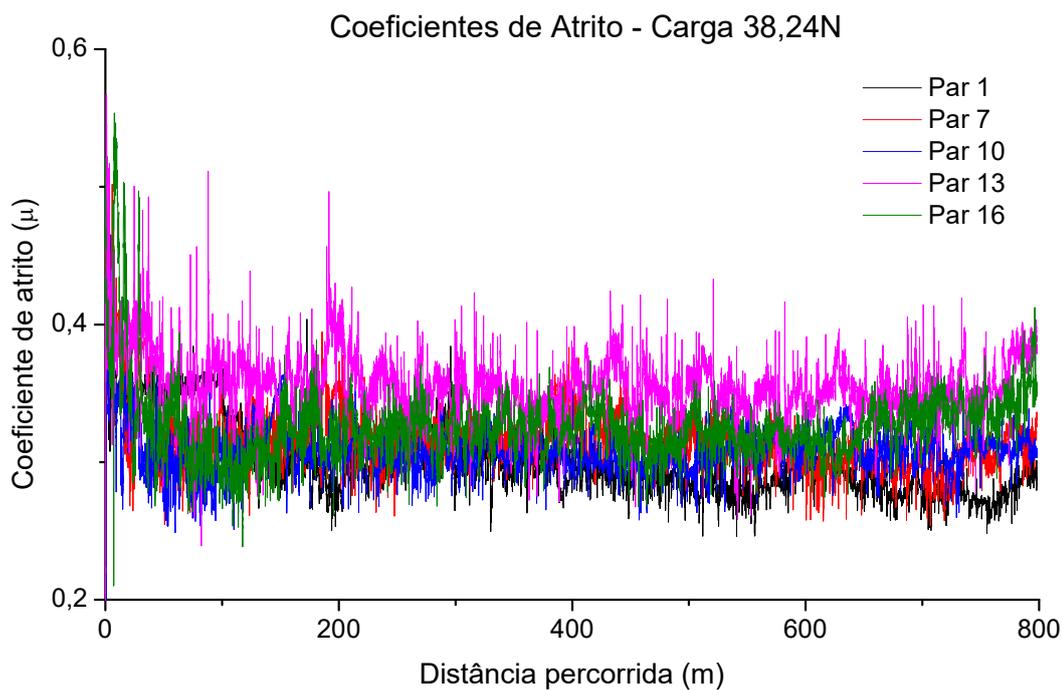


Figura 20 – Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito para os ensaios realizados com carga de 38,2 N.
Fonte: autoria própria.

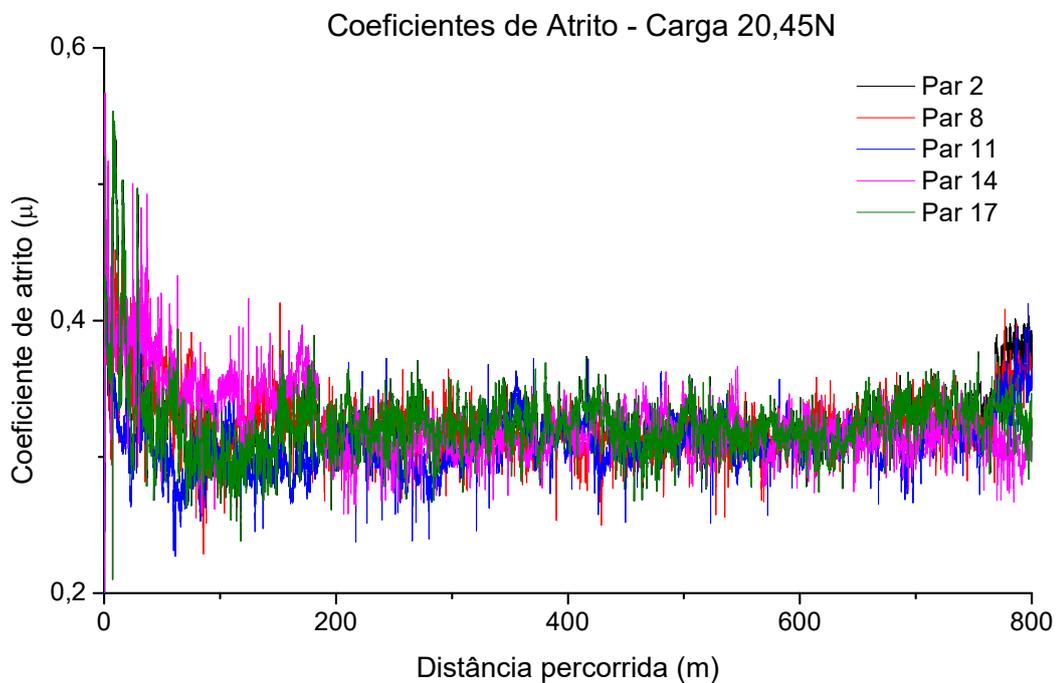


Figura 21 - Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito para os ensaios realizados com carga de 20,4 N.
Fonte: Autoria própria.

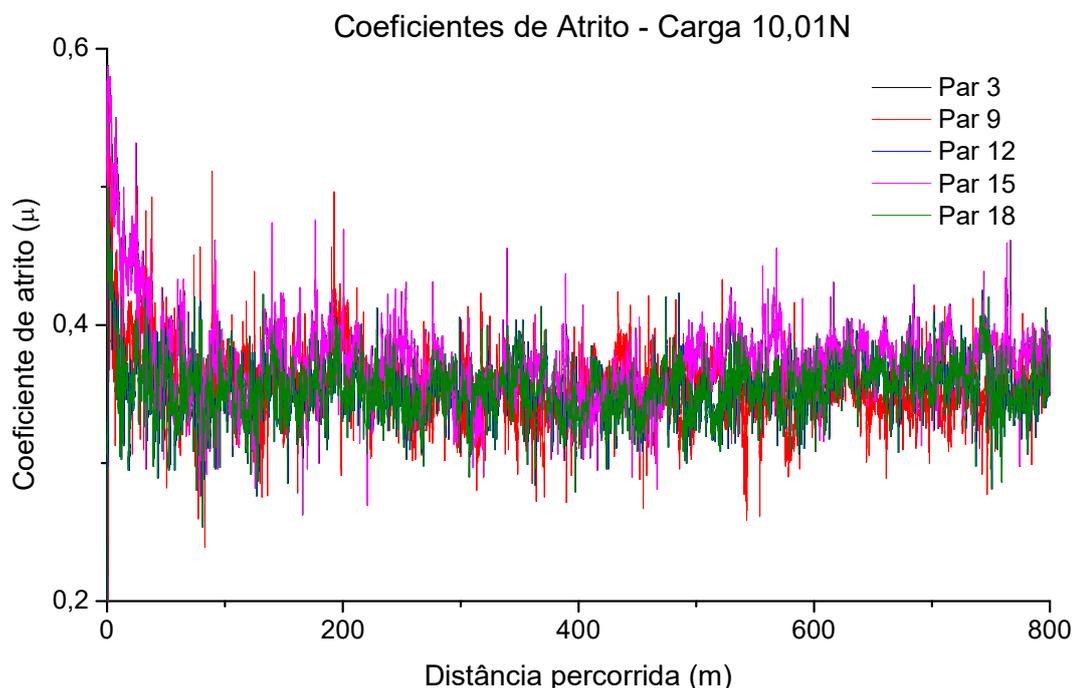


Figura 22 - Sobreposição dos perfis dos coeficientes de atrito para os ensaios realizados com carga de 10,0 N.

Fonte: Autoria própria

Os coeficientes de atrito médios variaram de 0,35 a 0,41, considerando as três cargas aplicadas. Tais valores foram calculados com base nos dados coletados durante o ensaio de desgaste, descontando os primeiros 200 m (*running-in*).

Conforme consta na seção 2.2.5 e de acordo com os resultados apresentados na Tabela 5, o coeficiente de atrito decresce na medida em que há o aumento da carga sobre as amostras. Isso se deve ao aumento gradual da fadiga superficial, que provoca a diminuição da resistência ao atrito (ZHONG et al., 2016). Deve-se observar que os valores dos coeficientes de atrito obtidos nos ensaios dos pares 4, 5 e 6 não estão sendo considerados para o cálculo da média dos coeficientes de atrito por carga aplicada. Tais valores são apresentados na Tabela 5 (marcados com um asterisco) apenas para que se note a divergência nos resultados obtidos.

Tabela 5 – Coeficientes de atrito médios realizados ao longo dos ensaios e média dos coeficientes por cargas aplicadas

Carga (N)	Par de amostras	Coeficiente de atrito médio (μ)	Média dos coeficientes por carga aplicada (μ)
38,2	1	0,3106	
38,2	4*	0,2185*	
38,2	7	0,3581	
38,2	10	0,3642	0,3512 \pm 0,012
38,2	13	0,3785	
38,2	16	0,3444	
20,4	2	0,3913	
20,4	5*	0,1862*	
20,4	8	0,3712	
20,4	11	0,3450	0,3650 \pm 0,010
20,4	14	0,3448	
20,4	17	0,3728	
10,0	3	0,4311	
10,0	6*	0,1033*	
10,0	9	0,4074	
10,0	12	0,3540	0,4075 \pm 0,016
10,0	15	0,4358	
10,0	18	0,4091	

Fonte: autoria própria.

Os valores apresentados na Tabela 5 podem ser melhor visualizados na Figura 20, onde nota-se que o coeficiente de atrito não varia muito nas cargas de 38,2 N e 20,4 N, mas aumenta quando a carga diminui para 10,0 N. As barras de desvio padrão mostram que há mais variação dos resultados nos ensaios realizados sob cargas normais mais baixas. Tal comportamento pode ser explicado pela tentativa das superfícies de contato se encaixarem. No entanto, devido às irregularidades das superfícies, as áreas de contato entre elas são pequenas e, com uma carga baixa, não ocorre uma rápida deformação plástica para remover as irregularidades, o que gera uma força de atrito maior e mantém o coeficiente de atrito elevado. Um comportamento semelhante foi notado após testes de desgaste entre o aço Vit-105 e Cr-12. Segundo Liu et al. (2010), pares compostos de pinos

de Vit 105 e contra corpo de aço Cr-12, com cargas aplicadas de 5N, 20N e 35 N, resultaram em valores de coeficientes de atrito entre 0,24 e 0,32, onde os valores de coeficiente de atrito mais elevados ocorreram para a carga de 5N. Salvo as particularidades de cada ensaio, considerando os materiais e cargas aplicadas, nota-se o mesmo comportamento do coeficiente de atrito em relação à carga nos ensaios realizados para este trabalho.

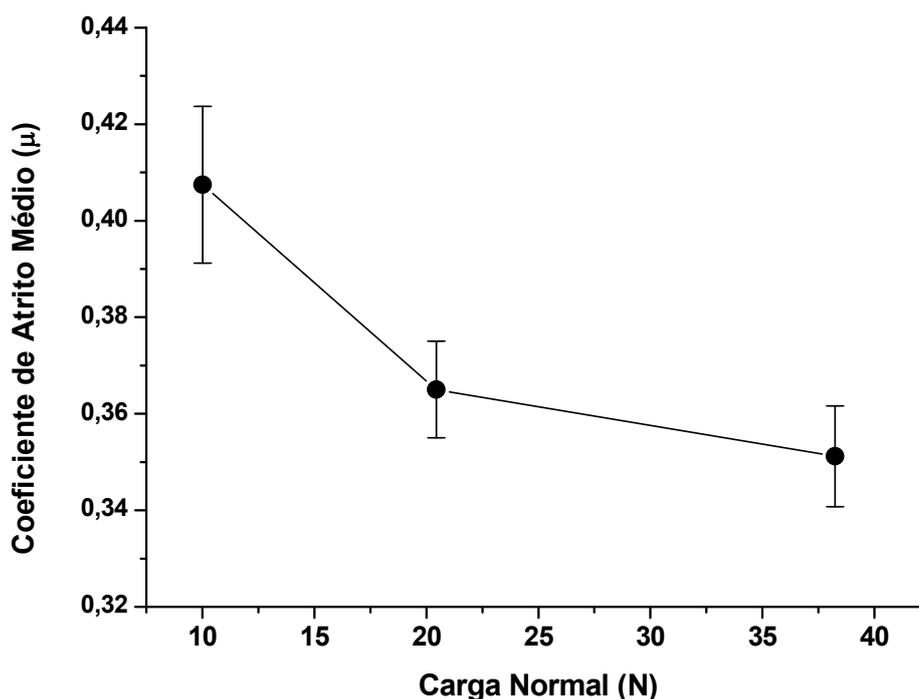


Figura 23 – Coeficiente de atrito médio para as diferentes cargas aplicadas nos ensaios.
Fonte: autoria própria.

De forma geral, a variação do coeficiente de atrito em metal amorfo se deve a interação entre diversas variáveis durante o movimento, como, deformação plástica, aumento ou surgimento de cristalinidade e amolecimento por temperatura, que são responsáveis pela redução desta grandeza (WANG, Y. et al., 2016).

4.2.1 Taxas de desgaste e microdureza nas chapas e pinos

Para se calcular as taxas de desgaste (Q) dos pinos e das chapas, utilizou-se a Equação 4 a. A Tabela 6 apresenta os valores das taxas calculadas, desconsiderando os ensaios 4, 5 e 6.

Tabela 6 – Dados obtidos para os pinos durante os ensaios e taxa de desgaste (Q)

Pino	Carga (N)	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Q ($\Delta m/m$)
1	38,2	0,78476	0,77804	$1,5483 \times 10^{-3}$
2	20,4	0,87942	0,87732	$1,4397 \times 10^{-3}$
3	10,0	0,90768	0,90659	$0,7444 \times 10^{-3}$
7	38,2	0,94096	0,93342	$2,5311 \times 10^{-3}$
8	20,4	0,69204	0,69005	$1,3459 \times 10^{-3}$
9	10,0	0,91984	0,91814	$0,9712 \times 10^{-3}$
10	38,2	0,90531	0,89828	$2,1565 \times 10^{-3}$
11	20,4	0,88456	0,88326	$1,2121 \times 10^{-3}$
12	10,0	0,92315	0,92216	$0,3372 \times 10^{-3}$
13	38,2	0,68657	0,68025	$3,1445 \times 10^{-3}$
14	20,4	0,87436	0,87311	$2,3405 \times 10^{-3}$
15	10,0	0,66941	0,66903	$1,6922 \times 10^{-3}$
16	38,2	0,87572	0,86963	$3,5718 \times 10^{-3}$
17	20,4	0,83275	0,83206	$2,6579 \times 10^{-3}$
18	10,0	0,75741	0,75685	$4,0991 \times 10^{-3}$

Fonte: autoria própria.

O cálculo da taxa de desgaste específica (k) só foi possível para as chapas, que, após o ensaio de desgaste, mantêm um parâmetro de comparação para a profundidade do desgaste. A análise foi feita com a utilização do software do perfilômetro Cyber CT100, para se obter a perda volumétrica das chapas, e o cálculo de k foi feito pela Equação 5, utilizando também a Equação 6. A Tabela 7 apresenta os valores das taxas calculadas, desconsiderando os ensaios 4, 5 e 6.

Tabela 7 – Dados obtidos para as chapas durante os ensaios, taxa de desgaste (Q) e taxa de desgaste específica (k)

Chapa	Carga (N)	Volume perdido (mm ³)	k (mm ³ /Nm)	Q (Δm/m)
1	38,2	5,5546	1,8153x10 ⁻⁴	1,5483x10 ⁻³
2	20,4	5,1346	3,1379x10 ⁻⁴	1,4397x10 ⁻³
3	10,0	2,5601	3,1950x10 ⁻⁴	0,7444x10 ⁻³
7	38,2	5,1065	1,6688x10 ⁻⁴	2,5311x10 ⁻³
8	20,4	3,6865	2,2529x10 ⁻⁴	1,3459x10 ⁻³
9	10,0	2,8097	3,5065x10 ⁻⁴	0,9712x10 ⁻³
10	38,2	5,1256	1,6751x10 ⁻⁴	2,1565x10 ⁻³
11	20,4	2,9856	1,8246x10 ⁻⁴	1,2121x10 ⁻³
12	10,0	2,0219	2,5233x10 ⁻⁴	0,3372x10 ⁻³
13	38,2	4,9648	1,6225x10 ⁻⁴	3,1445x10 ⁻³
14	20,4	3,4823	2,1281x10 ⁻⁴	2,3405x10 ⁻³
15	10,0	1,9856	2,4780x10 ⁻⁴	1,6922x10 ⁻³
16	38,2	5,1893	1,6959x10 ⁻⁴	3,5718x10 ⁻³
17	20,4	3,2563	1,9900x10 ⁻⁴	2,6579x10 ⁻³
18	10,0	2,5957	1,2394x10 ⁻⁴	4,0991x10 ⁻³

Fonte: autoria própria.

Na Figura 21, são comparadas as taxas de desgaste (Q) médias para os pinos e chapas.

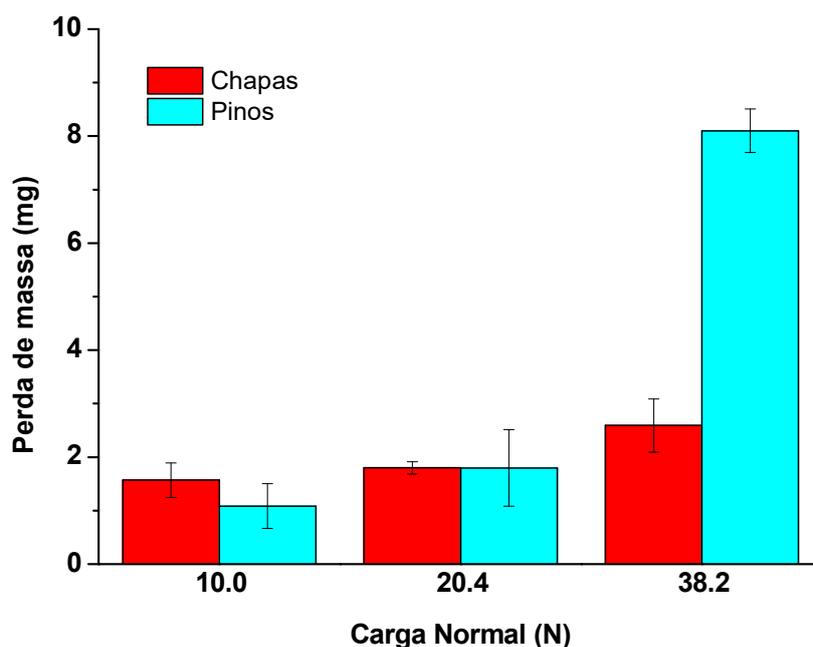


Figura 24 – Taxas de desgaste médias para chapas e pinos submetidos a ensaios sob diferentes cargas.
Fonte: autoria própria.

Nota-se que os valores das taxas de desgaste para as chapas e os pinos estão próximos, considerando os desvios padrões, mas para a carga de 38,2 N ocorre um desgaste mais elevado dos pinos. O maior desgaste nos pinos pode ser explicado pelo calor gerado pelo atrito entre a placa e o pino, que diminui a tenacidade e altera o comportamento de desgaste (MADDALA; HEBERT, 2011). Entende-se que o calor pode ser dissipado prontamente nas superfícies das placas, porque elas são maiores e mais finas do que a superfície dos pinos. Como os pinos podem concentrar mais calor, tornam-se menos duros e, conseqüentemente, menos resistentes ao desgaste. Assim, a superfície do pino foi facilmente desgastada e parte do seu material foi transferido para as placas pelo mecanismo de adesão.

Os ensaios de microdureza Vickers apresentaram resultados condizentes quando se relaciona dureza e taxa de desgaste. Na Tabela 8 são apresentados os valores coletados para pinos e chapas que sofreram desgaste sob diferentes cargas. De acordo com Dmowski (2007), a dureza da liga Vit-105 na escala Vickers é de aproximadamente 500 HV. Apesar dos valores estarem próximos de 500 Hv, nota-se uma divergência maior para o pino que sofreu desgaste sob carga de

38,2N. Como sua dureza tem menor valor, conseqüentemente, ele sofreu mais desgaste, conforma foi apontado anteriormente.

Tabela 8 – Valores médios de microdureza Vickers obtidos para chapas e pinos

Peça	Carga (N)	Microdureza Vickers (HV)	Desvio padrão
Pino 1	38,2	464	14,0
Pino 2	20,4	508	15,4
Pino 3	10,0	504	12,6
Placa 1	38,2	525	10,0
Placa 2	20,4	519	6,1
Placa 3	10,0	518	8,8

Fonte: autoria própria.

Segundo Liu et al. (2010), em um ensaio de desgaste pino-sobre-disco, com pinos de Vit-105, discos de aço Cr-12 e cargas normais de 5 N, 20 N e 35 N; as taxas de desgaste dos pinos variaram de $1,93 \times 10^{-3}$ a $5,05 \times 10^{-3}$ g/g. Os dados apresentados na Tabela 7 estão incluídos ou próximos do intervalo apresentado.

De acordo Jiang et al. (2009), ensaios de desgaste realizados com chapas de Vit-105 e esfera de aço AISI 52100, com uma carga normal de 5N, resultaram em uma taxa de desgaste específica (k) que variou aproximadamente entre 1×10^{-4} a 3×10^{-4} mm³/N.m. Os valores obtidos e apresentados na Tabela 7 estão praticamente dentro deste intervalo.

4.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, RAIOS X E CALORIMETRIA DIFERENCIAL EXPLORATÓRIA

Nos ensaios por MEV procurou-se identificar regiões onde os mecanismos de desgaste predominantes pudessem ser identificados com mais clareza. A Figura 25 apresenta a morfologia de desgaste de uma região de uma das placas ensaiadas para cada carga aplicada. Cada um dos pares de imagens (a-b, c-d e e-f) apresentam aumentos diferentes da mesma placa. A maior parte da área da Fig. 25 b exibe sulcos longos que caracterizam o desgaste abrasivo, típico de cargas baixas. Algumas regiões apresentam desgaste adesivo percebido pela presença de regiões descamadas. Existem mais áreas de desgaste adesivo na Figura 25 d,

onde é possível notar áreas de *peel-off* e outras regiões onde os detritos destacados se aderem a trilha de desgaste, cobrindo as ranhuras. De acordo com o aumento de carga, as regiões de desgaste abrasivo tornaram-se incomuns e quase despercebidas (ZHONG et al., 2015), como pode ser visto na Figura 25 f. Essa imagem apresenta uma grande quantidade de material destacado na superfície desgastada e alguns detritos acumulados na borda da trilha de desgaste. Este fenômeno parece tornar a superfície desgastada mais suave do que as outras, onde a carga normal aplicada foi menor. Isso pode explicar porque o coeficiente de atrito foi maior para a carga de 10,0 N e diminuiu de acordo com o aumento da carga.

A Figura 26 mostra a superfície desgastada dos pinos para diferentes cargas com aumentos diferentes. Para as cargas de 10,0 N (Figura 26 a e b) e 20,4 N (Figura 26 c e d), existe uma presença de desgaste abrasivo e adesivo, caracterizada pela presença de ranhuras e descamamento, respectivamente. É possível notar nos detalhes do lado superior direito das mesmas figuras que as superfícies dos pinos em forma redonda não foram completamente desgastadas e que a área desgastada é menor para carga de 10,0 N do que a carga de 20,4 N, como esperado. Para a carga de 38,2 N (Figura 26 e e f), toda a ponta arredondada do pino foi desgastada e nenhuma região de desgaste abrasivo é verificada, predominando o material empilhado, característico do desgaste do adesivo. Assim, tanto as superfícies de pinos como as das placas exibem comportamento semelhante de acordo com a variação de carga.

Os padrões de raio X obtidos para as chapas de Vit-105 antes e depois (na pista desgastada) do ensaio de desgaste não possuem picos de Bragg visíveis, sugerindo que a estrutura da liga era amorfa após a fundição e não houve cristalização induzida por deformação plástica durante os ensaios tribológicos. A Figura 27 a mostra os padrões das três chapas após o teste de desgaste e a presença do halo amorfo, característico de materiais sem cristalização (LIU et al., 2010). A curva DSC registrada para o pino fundido (Figura 27 b) mantém a característica básica da curva DSC de Vit-105, confirmando que a liga é amorfa (FLEURY et al., 2004).

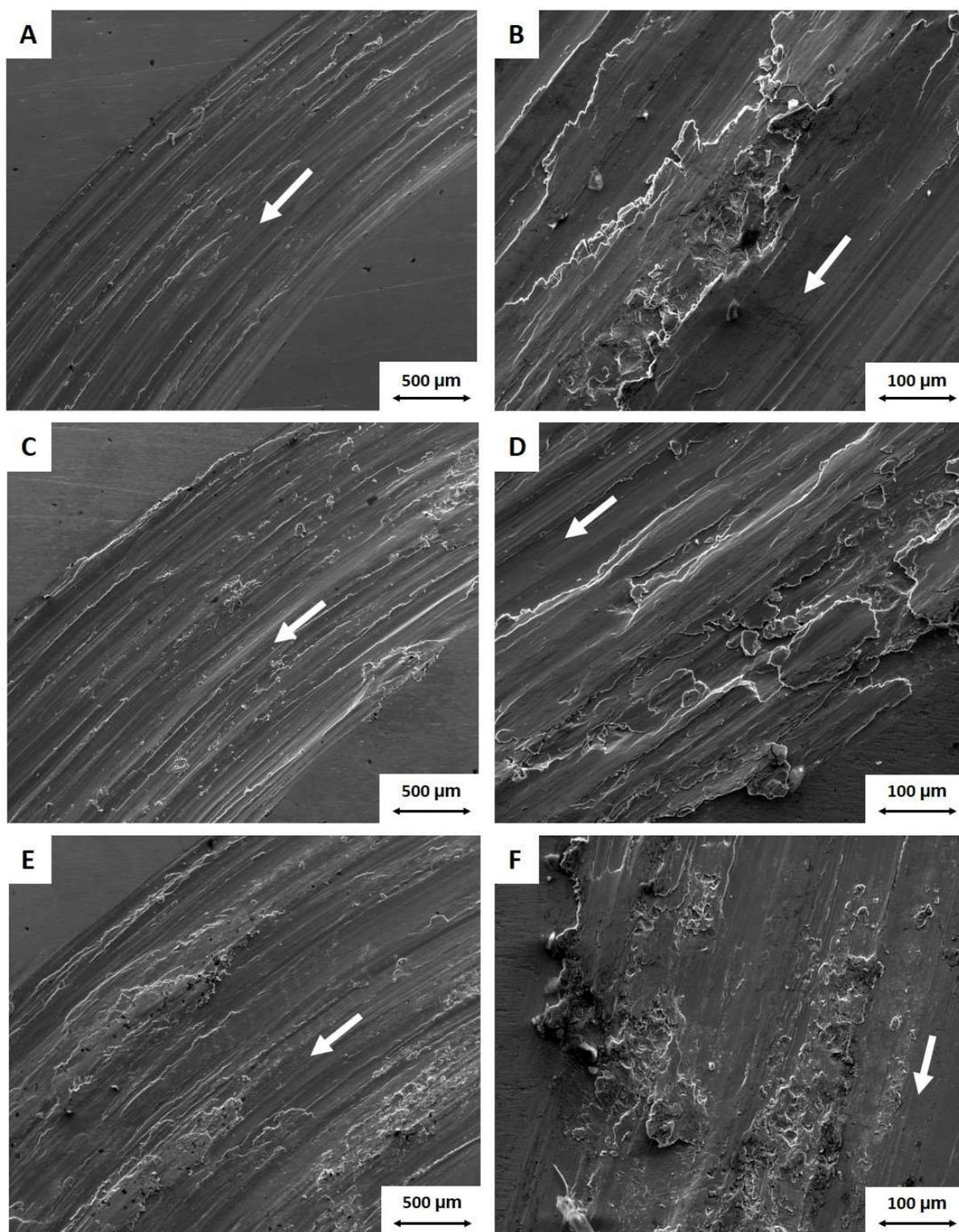


Figura 25 – Morfologia de desgaste das placas de Vit-105 (a, b) 10,0 N – Par 3; (c, d) 20,4 N – Par 2; (e, f) 38,2 N – Par 1. A seta indica a direção de deslizamento.
Fonte: autoria própria.

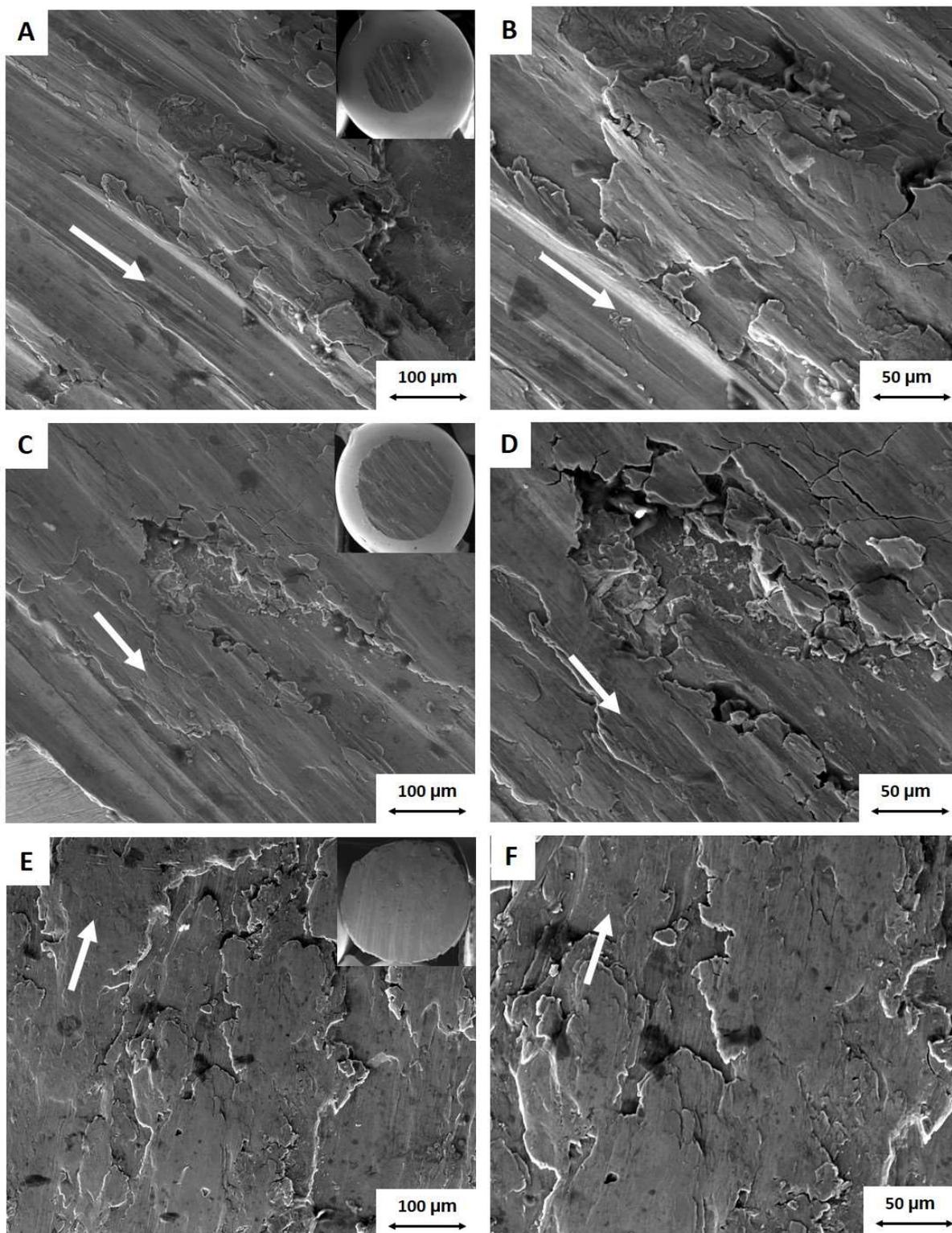


Figura 26 – Morfologia de desgaste dos pinos de Vit-105 (a, b) 10,0 N – Par 3; (c, d) 20,4 N – Par 2; (e, f) 38,2 N – Par 1. A seta indica a direção de deslizamento e o detalhe no canto superior direito mostra a superfície inteira do pino. Fonte: autoria própria.

As imagens dos outros três pares que foram analisados por MEV podem ser vistas no Apêndice A.

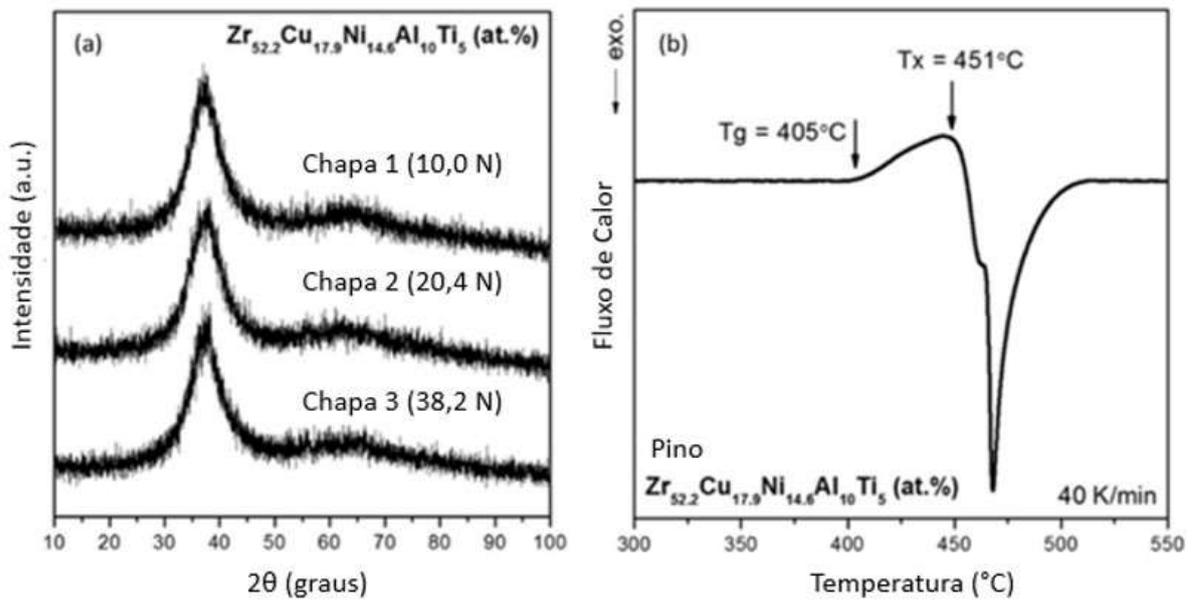


Figura 27 – Padrões de raio X de três placas Vit-105 após testes de desgaste (a), um para cada carga aplicada. Curva DSC (b) para o pino Vit-105 fundido.
Fonte: autoria própria.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho investigou o comportamento de desgaste da liga Vit-105 atritada contra si mesma. Três cargas diferentes foram aplicadas para verificar a resistência ao desgaste desses materiais, chegando-se as seguintes conclusões:

- 1) a resistência ao desgaste da liga Vit-105 mostrou-se similar aos dos estudos utilizados para comparação com os resultados obtidos neste trabalho;
- 2) quando considerado o coeficiente de atrito médio, nota-se que ele diminui de acordo com o aumento de carga e que apresentou valores similares aos de outros materiais com a mesma aplicação e da mesma família Vitreloy;
- 3) de forma geral, a perda de massa acentua-se com o aumento de carga e apresenta-se mais pronunciada nos pinos quando a carga é maior;
- 4) os mecanismos de desgaste predominantes dos pinos e placas passaram de abrasivo para adesivo conforme o aumento da carga, de acordo com o que se apresenta na literatura;
- 5) as análises de raio X não revelaram alterações microestruturais após os testes de desgaste para nenhuma das cargas aplicadas neste estudo, ou seja, a estrutura amorfa foi preservada.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros, propõe-se:

- 1) realizar os ensaios de desgaste com controle de temperatura para verificar se o atrito pode gerar calor a ponto de causar alteração na estrutura do material;
- 2) realizar ensaios de desgaste da Vit-105 com outros materiais, sob as mesmas condições, para comparar os resultados;
- 3) realizar os mesmos ensaios de desgaste em situações de vácuo e baixa temperatura, para simular o ambiente em que as microengrenagens citadas neste trabalho estão sujeitas;

- 4) realizar um ensaio de desgaste específico para as microengrenagens em substituição ao pino-sobre-disco, para simular melhor o desgaste do material neste caso específico.

REFERÊNCIAS

ABARGHOUIE, SMR Mousavi; REIHANI, SM Seyed. Investigation of friction and wear behaviors of 2024 Al and 2024 Al/SiCp composite at elevated temperatures. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 501, n. 2, p. 326-332, 2010.

AKERMAN, Mauro. Natureza, estrutura e propriedades do vidro. **Publicação técnica. Centro técnico de elaboração do vidro. Saint-Gobain, Vidros-Brasil**, 2000.

ALTERA, F. A. **Desgaste abrasivo de Níquel e de Liga Binária Níquel-Cobalto Eletro depositados em Substrato de Cobre**. Dissertação Apresentada a Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. REDEMAT. 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. Designation: G40-05. West Conshohocken, United States, 2005. vol. 03.02, 9 f.

ANNAPPA, A. R.; BASAVARAJAPPA, S. Some studies on three-body abrasive wear behaviour of hardfaced steel alloy for agricultural plough tool application. **International Journal of Abrasive Technology**, v. 7, n. 3, p. 200-215, 2016.

ASHBY, M. F.; GREER, A. L. Metallic glasses as structural materials. **Scripta Materialia**, v. 54, n. 3, p. 321-326, 2006.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM G99-17-Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. 2017.

AVERSA, Raffaella et al. Processability of bulk metallic glasses. **American Journal of Applied Sciences**, v. 14, n. 2, p. 294-301, 2017.

BAKKAL, Mustafa. Sliding tribological characteristics of Zr-based bulk metallic glass under lubricated conditions. **Intermetallics**, v. 18, n. 6, p. 1251-1253, 2010.

BARBOSA, Virgínia Leonor Mendes. **Estudo do comportamento tribológico de materiais compósitos à base de titânio reforçado com partículas cerâmicas para aplicação em implantes articulares**. 2015. Tese de Doutorado.

BASKAR, S.; SRIRAM, G.; ARUMUGAM, S. Tribological analysis of a hydrodynamic journal bearing under the influence of synthetic and biolubricants. **Tribology Transactions**, v. 60, n. 3, p. 428-436, 2017.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**, John Wiley & Sons, New York. 2002.

BLAU, Peter J. Fifty years of research on the wear of metals. **Tribology International**, v. 30, n. 5, p. 321-331, 1997.

BLAU, Peter J. Friction and wear of a Zr-based amorphous metal alloy under dry and lubricated conditions. **Wear**, v. 250, n. 1-12, p. 431-434, 2001.

BLAU, Peter J. Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals. **Wear**, v. 72, n. 1, p. 55-66, 1981.

BO YUAN PENG; XUEYUAN NIE; YING CHEN. Effects of Surface Coating Preparation and Sliding Modes on Titanium Oxide Coated Titanium Alloy for Aerospace Applications. **International Journal of Aerospace Engineering**, 2014.

BOSWELL, P. G. The wear resistance of a liquid quenched metallic glass. **Journal of Materials science**, v. 14, n. 6, p. 1505-1507, 1979.

BOWDEN F. P., TABOR, D. The Friction and Lubrification of Solids, Oxford: Clarendon Press, 2001.

CAHN, R. W. et al. Novel splat-quenching techniques and methods for assessing their performance. **Materials Science and Engineering**, v. 23, n. 2-3, p. 83-86, 1976.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Materials science and engineering**. NY: John Wiley & Sons, 2011.

CHARDON, Grégory et al. Characterization of friction properties at the work material/cutting tool interface during the machining of randomly structured carbon fibers reinforced polymer with Poly Crystalline Diamond tool under dry conditions. **Tribology International**, v. 81, p. 300-308, 2015.

CHEN, Mingwei. A brief overview of bulk metallic glasses. **NPG Asia Materials**, v. 3, n. 9, p. 82, 2011.

CHENG, J. B. et al. Dry sliding friction and wear properties of metallic glass coating and martensite stainless coating. **Tribology International**, v. 60, p. 140-146, 2013.

DE OLIVEIRA, Cláudio Gonçalves; SILVA, Ivete Peixoto Pinheiro. OS ESTUDOS TRIBOLÓGICOS NO ENSINO DE ENGENHARIA MECÂNICA. **Revista de Ensino de Engenharia**, v. 34, n. 2, 2015.

Dekker: New York, 395 p., 2004.

DIN. Wear - Terms - Systems Analysis Of Wear Processes - Classification Of The Field Of Wear. Designation: 50320 (1979-12). Germany, 1997. 8f.

DING, Shiyan et al. Combinatorial development of bulk metallic glasses. **Nature materials**, v. 13, n. 5, p. 494, 2014.

DMOWSKI, W., et al. Structural changes in bulk metallic glass after annealing below the glass-transition temperature. **Materials Science and Engineering: A**, 2007, 471.1-2: 125-129.

DREHMAN, A. J.; GREER, A. L. Kinetics of crystal nucleation and growth in Pd40Ni40P20 glass. *Acta Metallurgica*, v. 32, n. 3, p. 323-332, 1984.

DREHMAN, A. J.; GREER, A. L.; TURNBULL, D. Bulk formation of a metallic glass: Pd40Ni40P20. **Applied Physics Letters**, v. 41, n. 8, p. 716-717, 1982.

FLEURY, E. et al. Tribological properties of bulk metallic glasses. **Materials Science and Engineering: A**, v. 375, p. 276-279, 2004.

GAHR, K. H. Z., *Microstructure and wear of materials*, New York: Elsevier Science Publishing Company Inc., 1987.

GLORANT, Thierry. Microhardness and abrasive wear resistance of metallic glasses and nanostructured composite materials. **Journal of non-crystalline solids**, v. 316, n. 1, p. 96-103, 2003.

GREER, A. Lindsay. Confusion by design. **Nature**, v. 366, n. 6453, p. 303, 1993.

GREER, A. Lindsay. Metallic glasses. **Science**, v. 267, n. 5206, p. 1947-1953, 1995.

GRELL, Daniel et al. Influence of shot peening on the mechanical properties of bulk amorphous Vitreloy 105. **Surface Engineering**, v. 33, n. 9, p. 721-730, 2017.

GU, X.; XING, L. Q.; HUFNAGEL, T. C. Glass-forming ability and crystallization of bulk metallic glass (Hf_xZr_{1-x})_{52.5} Cu₁₇ Ni₁₄ Al₁₀ Ti₅. **Journal of non-crystalline solids**, v. 311, n. 1, p. 77-82, 2002.

HOFMANN, Douglas C. et al. Castable bulk metallic glass strain wave gears: Towards decreasing the cost of high-performance robotics. **Scientific reports**, v. 6, p. 37773, 2016.

HOFMANN, Douglas C. et al. Optimizing Bulk Metallic Glasses for Robust, Highly Wear-Resistant Gears. **Advanced Engineering Materials**, v. 19, n. 1, p. 1600541, 2017.

HONG, W. U. et al. Dry sliding tribological behavior of Zr-based bulk metallic glass. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 22, n. 3, p. 585-589, 2012.

HUTCHINGS, I. M. *Tribology Friction and Wear of Engineering Materials*. Ed Edward Arnold, Great Britain, 1992. 269p.

HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Butterworth-Heinemann, 2017.

INOUE, Akihisa et al. Solidification analyses of bulky Zr₆₀Al₁₀Ni₁₀Cu₁₅Pd₅ glass produced by casting into wedge-shape copper mold. **Materials Transactions, JIM**, v. 36, n. 10, p. 1276-1281, 1995.

INOUE, Akihisa. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. **Acta Materialia**, v. 48, n. 1, p. 279-306, 2000.

INOUE, Akihisa; KATO, A., ZHANG, Tao; KIM, S.G.; MASUMOTO, Tsuyoshi. Mg–Cu–Y amorphous alloys with high mechanical strengths produced by a metallic mold casting method. **Materials Transactions, JIM**, v. 32, n. 7, p. 609-616, 1991.

INOUE, Akihisa; ZHANG, Tao; MASUMOTO, Tsuyoshi. Al–La–Ni amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. **Materials transactions, JIM**, v. 30, n. 12, p. 965-972, 1989.

ISHIDA, Mamoru et al. Wear resistivity of super-precision microgear made of Ni-based metallic glass. **Materials Science and Engineering: A**, v. 449, p. 149-154, 2007.

JATTI, Vijaykumar S.; SINGH, T. P. Copper oxide nano-particles as friction-reduction and anti-wear additives in lubricating oil. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 29, n. 2, p. 793-798, 2015.

JIANG, F. et al. Tribological studies of a Zr-Based glass-forming alloy with different states. **Advanced Engineering Materials**, v. 11, n. 11, p. 925–931, 2009.

JONES, H. A perspective on the development of rapid solidification and nonequilibrium processing and its future. **Materials Science and Engineering: A**, v. 304, p. 11-19, 2001.

JUN, W. Klement; WILLENS, R. H.; DUWEZ, P. O. L. Non-crystalline structure in solidified gold–silicon alloys. **Nature**, v. 187, n. 4740, p. 869, 1960.

K. KATO; K. ADACHI. **Wear Mechanisms**. In: BHUSHAN, B. **Modern Tribology Handbook**. CRC Press LLC, Florida, 2001.

KLEMENT, W.; WILLENS, R. H.; DUWEZ, P. O. L. Non-crystalline structure in solidified gold–silicon alloys. **Nature**, 1960, 187.4740: 869-870.

LI, H. F.; ZHENG, Y. F. Recent advances in bulk metallic glasses for biomedical applications. **Acta biomaterialia**, v. 36, p. 1-20, 2016.

LIU, Y. et al. Wear behavior of a Zr-based bulk metallic glass and its composites. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 503, n. 1, p. 138–144, 2010.

LÖFFLER, Jörg F. Bulk metallic glasses. **Intermetallics**, v. 11, n. 6, p. 529-540, 2003.

LU, Z. P.; LIU, C. T. A new glass-forming ability criterion for bulk metallic glasses. **Acta materialia**, v. 50, n. 13, p. 3501-3512, 2002.

MA, M. Z. et al. Indentation and friction of Zr-based bulk metallic glasses on nano-scale. **Materials Letters**, v. 62, n. 28, p. 4348-4350, 2008.

MA, M. Z. et al. Wear resistance of Zr-based bulk metallic glass applied in bearing rollers. **Materials Science and Engineering: A**, v. 386, n. 1-2, p. 326-330, 2004.

MADDALA, D.; HEBERT, R. J. Effect of notch toughness and hardness on sliding wear of Cu₅₀Hf₄₁. 5Al₈. 5 bulk metallic glass. **Scripta Materialia**, v. 65, n. 7, p. 630-633, 2011.

MATERION. **Bulk Metallic Glass Data Sheet**. [s.l.: s.n.]. Disponível em: <<https://materion.com/-/media/files/beryllium/materion-bulk-metallic-glass-data-sheet.pdf>> Acesso em 18 de março de 2019.

MENDES, M. A. B. **Aplicação e Avaliação De Critérios Semi-Empíricos Para o Desenvolvimento de Novas Ligas Vítreas do Sistema Ti-Cu-Ni**. [s.l.] UFSCar - Universidade Federal de São Carlos, 2013.

MORRISON, M. L. et al. Corrosion-fatigue studies of the Zr-based Vitreloy 105 bulk metallic glass. **Materials Science and Engineering: A**, v. 467, n. 1-2, p. 198-206, 2007.

NAIR, Rahul Premachandran; GRIFFIN, Drew; RANDALL, Nicholas X. The use of the pin-on-disk tribology test method to study three unique industrial applications. **Wear**, v. 267, n. 5-8, p. 823-827, 2009.

NALEWAY, Steven E. et al. A highly fatigue-resistant Zr-based bulk metallic glass. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. 13, p. 5688-5693, 2013.

NIRMAL, Umar et al. A Review On Tribological Wear Test Rigs For Various Applications. **International Journal of Integrated Engineering**, v. 10, n. 8, 2018.

NISHIYAMA, Nobuyuki et al. The world's biggest glassy alloy ever made. **Intermetallics**, v. 30, p. 19-24, 2012.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas**. 4. ed. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.

PARLAR, Zeynep; BAKKAL, Mustafa; SHIH, Albert J. Sliding tribological characteristics of Zr-based bulk metallic glass. **Intermetallics**, v. 16, n. 1, p. 34-41, 2008.

PRASAD, MJ Giri et al. Optimization of Machining Parameters of Milling Operation by Application of Semi-synthetic oil based Nano cutting Fluids. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. IOP Publishing, 2016. p. 012123.

RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. New York, John Wiley and Sons 1995.

RADI, P. A; SANTOS, L. V.; BONETTI, L. F.; TRAVA-AIROLDI, V. J; **Tribologia, Conceitos e Aplicações**. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, São Paulo, Brasil, 2007.

RAHAMAN, M. L.; ZHANG, L. C.; RUAN, H. H. Understanding the friction and wear mechanisms of bulk metallic glass under contact sliding. **Wear**, v. 304, n. 1-2, p. 43-48, 2013.

RAHAMAN, M. L.; ZHANG, L. C.; RUAN, H. H. Effects of environmental temperature and sliding speed on the tribological behaviour of a Ti-based metallic glass. **Intermetallics**, v. 52, p. 36-48, 2014.

SCHNEIDER, Susanne. Bulk metallic glasses. **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 13, n. 34, p. 7723, 2001.

SCHROERS, Jan; JOHNSON, William L. Ductile bulk metallic glass. **Physical Review Letters**, v. 93, n. 25, p. 255506, 2004.

SCHUH, Christopher A.; HUFNAGEL, Todd C.; RAMAMURTY, Upadrasta. Mechanical behavior of amorphous alloys. **Acta Materialia**, v. 55, n. 12, p. 4067-4109, 2007.

SEGU, Dawit Zenebe et al. Dry sliding tribological properties of Fe-based bulk metallic glass. **Tribology Letters**, v. 47, n. 1, p. 131-138, 2012.

SERBINO, Edison Marcelo. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar**. 2005. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

SHOROWORDI, K. M.; HASEEB, A. S. M. A.; CELIS, Jean-Pierre. Velocity effects on the wear, friction and tribochemistry of aluminum MMC sliding against phenolic brake pad. **Wear**, v. 256, n. 11-12, p. 1176-1181, 2004.

SINATORA, Amilton. Tribologia: um resgate histórico e o estado da arte. **Prova de Erudição, São Paulo**, 2005.

SPARHAM, Mahdi et al. Cutting force analysis to estimate the friction force in linear guideways of CNC machine. **Measurement**, v. 85, p. 65-79, 2016.

SRIVASTAVA, Amit P. et al. Elimination of porosity in bulk metallic glass castings using hot isostatic pressing. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 468, p. 5-11, 2017.

STACHOWIAK, Gwidon; BATCHELOR, Andrew W. **Engineering tribology**. Butterworth-Heinemann, 2013.

STEVENSON, A. N. J.; HUTCHINGS, I. M. Development of the dry sand/rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 195, n. 1-2, p. 232-240, 1996.

STOETERAU, RODRIGO L. Processos de usinagem. **Laboratório de Mecânica de Precisão da Universidade Federal de Santa Catarina**, 2007.

SURYANARAYANA, Cury; INOUE, Akihisa. **Bulk metallic glasses**. CRC press, 2011.

SURYANARAYANA, Cury; INOUE, Akihisa. **Bulk metallic glasses**. CRC press, 2011.

TELFORD, Mark. The case for bulk metallic glass. **Materials today**, v. 7, n. 3, p. 36-43, 2004.

TURNBULL, David. Under what conditions can a glass be formed? **Contemporary physics**, v. 10, n. 5, p. 473-488, 1969.

UEURA, Keiji et al. Tribological aspects of a strain wave gearing system with specific reference to its space application. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**, v. 222, n. 8, p. 1051-1061, 2008.

VIÁFARA ARANGO, Cristian Camilo. **Transição no regime de desgaste por deslizamento dos aços: uma abordagem termodinâmica**. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

WANG, Wei-Hua; DONG, Chuang; SHEK, C. H. Bulk metallic glasses. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 44, n. 2-3, p. 45-89, 2004.

WANG, Y. et al. Effect of sliding velocity on the transition of wear mechanism in (Zr,Cu)₉₅Al₅ bulk metallic glass. **Tribology International**, v. 101, p. 141–151, 2016.

WIEST, Aaron et al. Corrosion and corrosion fatigue of Vitreloy glasses containing low fractions of late transition metals. **Scripta Materialia**, v. 62, n. 8, p. 540-543, 2010.

ZABALA, B. et al. Friction and wear of a piston ring/cylinder liner at the top dead centre: Experimental study and modelling. **Tribology International**, v. 106, p. 23-33, 2017.

ZHANG, P. N. et al. Microstructural evolution during annealing and rolling Zr₅₂.₅Cu₁₇.₉Ni₁₄.₆Al₁₀Ti₅ bulk metallic glass. **Materials Science and Engineering: A**, v. 499, n. 1-2, p. 374-378, 2009.

ZHANG, Tao; INOUE, Akihisa; MASUMOTO, Tsuyoshi. Amorphous Zr–Al–TM (TM= Co, Ni, Cu) alloys with significant supercooled liquid region of over 100 K. **Materials Transactions, JIM**, v. 32, n. 11, p. 1005-1010, 1991.

ZHONG, Hua et al. Tribological behaviors of Zr-based bulk metallic glass versus Zr-based bulk metallic glass under relative heavy loads. **Intermetallics**, v. 65, p. 88-93, 2015.

ZHONG, H. et al. Effect of counterpart material on the tribological properties of Zr-based bulk metallic glass under relatively heavy loads. **Wear**, v. 346, p. 22-28, 2016.

APÊNDICE A

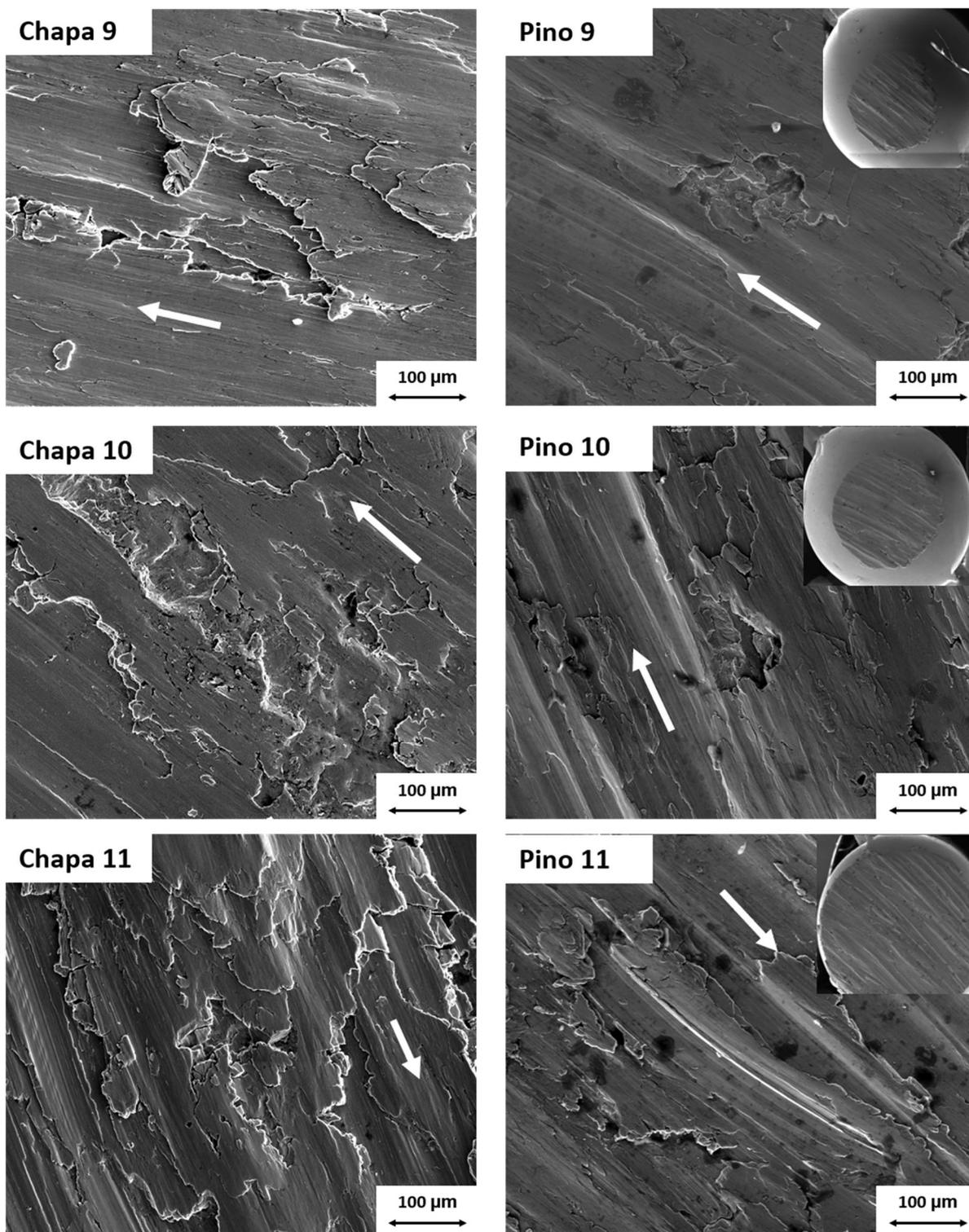


Figura A1: Morfologia de desgaste das chapas e pinos de Vit-105 com cargas de 10,0 N – Par 9; 20,4 N – Par 10 e 38,2 N – Par 11. A seta indica a direção de deslizamento e o detalhe no canto superior direito mostra a superfície inteira do pino.
Fonte: autoria própria.