

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
UNIVERSIDAD AXIAS DO SUL
UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL



Trabalho de Conclusão de Curso de
Engenharia de Materiais

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE MICROABRASIVO
DE AÇOS FERRAMENTA PARA FABRICAÇÃO DE
ROSCAS DE EXTRUSORAS**

Semestre Letivo 2023/04

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL

Nome: Germano Bonella Feijó

Orientação: Profa. Pós-Dra. Maria Cristina Moré Farias

Curso: **Engenharia de Materiais**

Área do Conhecimento de Ciências Exatas e Engenharias

Campus / Núcleo: **Cidade Universitária**

GERMANO BONELLA FEIJÓ

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE MICROABRASIVO DE AÇOS FERRAMENTA PARA
FABRICAÇÃO DE ROSCAS DE EXTRUSORAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Engenharia de Materiais da Universidade de Caxias do Sul, como requisito parcial à obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Materiais.

Orientadora Prof^ª. Dra. María Cristina Moré Farias

CAXIAS DO SUL

2023

Ficha catalográfica

FEIJÓ, Germano Bonella

Avaliação do desgaste microabrasivo de aços ferramenta para fabricação de roscas de extrusoras / Germano Bonella Feijó; orientador: María Cristina Moré Farias, Caxias do Sul: UCS, Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, 2023

83 páginas, 30 cm

Trabalho de conclusão de curso de Engenharia de Materiais – Universidade de Caxias do Sul, Centro de Ciências Exatas e Tecnologia

Inclui referências bibliográficas.

1. Tribologia - Conclusão de curso. 2. Aços para ferramentas. 3. Desgaste microabrasivo. 4. Microestrutura. I. Farias, María Cristina Moré. II. Universidade de Caxias do Sul. Área do Conhecimento de Ciências Exatas e Engenharias. III Título

GERMANO BONELLA FEIJÓ

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE MICROABRASIVO DE AÇOS FERRAMENTA PARA
USADOS EM ROSCAS DE EXTRUSORAS**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado ao curso de Engenharia de
Materiais da Universidade de Caxias do
Sul, como requisito parcial à obtenção do
grau de Bacharel em Engenharia de
Materiais.

Orientadora Prof^a. Dra. María Cristina
Moré Farias

Aprovado em 21/12/2023

Banca Examinadora

Prof^a. Dr^a. María Cristina Moré Farias
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Dr. Alexandre Vieceli
Universidade de Caxias do Sul

Prof^a. Dr^a. Janete Eunice Zorzi
Universidade de Caxias do Sul

Aos meus pais Andra e Fernando, à minha namorada Luiza, aos meus tios Marco e Sirlei, colegas e amigos, pelo incentivo, compreensão e carinho, não somente na realização deste trabalho, mas por todo o tempo, até a conclusão do curso.

AGRADECIMENTOS

À professora Dra. María Cristina pela orientação, amizade, conselhos e todo companheirismo e acompanhamento durante a realização deste trabalho.

Ao Sr. Fernando Feijó e as empresas Bohler Uddeholm e Villares Metals pelo fornecimento das amostras e materiais teóricos.

Ao professor Dr. Alexandre Vieceli pela participação nas bancas de avaliação e orientações referentes ao trabalho.

À professora Dra. Janete Eunize Zorzi por disponibilizar o Laboratório de Materiais Cerâmicos para realização dos ensaios.

À Universidade de Caxias do Sul por disponibilizar os laboratórios LAMEC, LAMAT e LMCER para preparação das amostras e realização dos ensaios e análises.

A todos funcionários e colegas que contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo estudar a resistência ao desgaste por abrasão, a microestrutura e a dureza de dois aços para ferramentas sinterizados (Böhler S790 Microclean e Uddeholm Vanadis 8). Esse comportamento foi comparado com o de dois aços para ferramentas atualmente utilizados na fabricação de roscas de extrusora (AISI D2 e Uddeholm Sleipner). Os quatro aços foram estudados no estado temperado e revenido. A microestrutura dos quatro materiais foi analisada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura por emissão de campo (MEV-FEG) e espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS). A dureza dos materiais foi determinada por meio de ensaios de microdureza Vickers, o que permitiu a avaliação quantitativa do comportamento mecânico. Foram realizados ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre, cujo o sistema tribológico consistiu de blocos dos aços ferramenta, uma esfera de aço para rolamento AISI 52100 e uma suspensão com partículas abrasivas de carbeto de silício (SiC). Após os ensaios, as crateras de desgaste geradas foram analisadas por MEV-FEG com intuito de identificar os mecanismos de desgaste microabrasivo. O diâmetro e o volume de desgaste de todas as crateras foram determinados por Perfilometria óptica tridimensional. O coeficiente dimensional de desgaste ou taxa de desgaste específica (k , volume de desgaste por unidade de força por unidade de distância) dos aços ferramenta foi determinado por meio da interpretação gráfica da equação de Archard (“método de ajuste linear”) e a partir da variação do coeficiente de desgaste em função do tempo (regime permanente de desgaste). O aço AISI D2 apresentou carbonetos primários grandes e irregulares, além de carbonetos secundários finamente dispersos, que proporcionaram a menor dureza dos quatro materiais. O aço Uddeholm Sleipner apresentou carbonetos secundários com formatos similares, pequenos, esféricos e dispersos na matriz martensítica revenida o que resultou em valores de dureza intermediários, quando comparado aos demais materiais. Em contraposição, o aço sinterizado Böhler S790 Microclean apresentou a maior dureza devido à formação de dois tipos de carbonetos secundários finamente dispersos na sua microestrutura. O aço Uddeholm Vanadis 8 apresentou carbonetos com formatos pequenos, esféricos, dispersos na matriz martensítica revenida e ricos em vanádio, o que é coerente dada sua composição química e resultou em valores de dureza próximos ao do aço Uddeholm Sleipner. Nas condições de desgaste microabrasivo utilizadas neste trabalho não se obteve diferença significativa de resistência ao desgaste microabrasivo entre os materiais, provavelmente, porque o regime permanente de desgaste microabrasivo (RPD) não foi atingido.

Palavras-chave: aços para ferramentas, desgaste microabrasivo, microestrutura.

ABSTRACT

This work aimed to study the abrasive wear resistance, microstructure, and hardness of two sintered tool steels (Böhler S790 Microclean and Uddeholm Vanadis 8). This behavior was compared with that of two tool steels currently used in the manufacture of extruder screws (AISI D2 and Uddeholm Sleipner). The four steels were studied in the quenched and tempered state. The microstructure of the four materials was analyzed by optical microscopy (OM), field emission scanning electron microscopy (FE-SEM), and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). The hardness of the materials was determined using Vickers microhardness tests, which allowed the quantitative evaluation of their mechanical behavior. Micro-abrasive wear tests were conducted using a free-ball micro-abrasion test whose tribological system consisted of tool steel blocks, an AISI 52100 bearing steel ball, and a slurry suspension with abrasive particles of silicon carbide (SiC). After the tests, the wear craters were analyzed by FE-SEM to identify the micro-abrasive wear mechanisms. The diameter and wear volume of all craters were determined by three-dimensional optical profilometry. The dimensional wear coefficient or the specific wear rate (k , wear volume per unit force per unit distance) of the tool steels was determined through the graphical interpretation of the Archard equation ('linear adjustment method') and from the variation of the wear coefficient as a function of time ('steady-state wear regime'). The AISI D2 steel exhibited large and irregular primary carbides besides finely dispersed secondary carbides, which provided the lowest hardness of the four materials. The Uddeholm Sleipner steel presented secondary carbides with similar shapes, small, spherical and dispersed in the tempered martensite matrix, which resulted in intermediate hardness values when compared to other materials. In contrast, the sintered steel Böhler S790 Microclean showed the highest hardness due to the formation of two types of secondary carbides finely dispersed in its microstructure. The Uddeholm Vanadis 8 steel presented carbides with small, spherical shapes, dispersed in the tempered martensitic matrix and rich in vanadium, which is consistent given its chemical composition and resulted in hardness values close to those of the Uddeholm Sleipner steel. From the micro-abrasive wear conditions used in this work, no significant difference in wear resistance was obtained between the materials, probably because the steady-state micro-abrasive wear regime (RPD) was not reached.

Keywords: tool steels, microstructure, micro-abrasive wear.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 – Sentido de rotação das roscas de extrusora dupla rosca corrotante..... | 19 |
| Figura 2 – Vista axial das roscas..... | 20 |
| Figura 3 – Segmentação de zonas das roscas de extrusoras..... | 21 |
| Figura 4 – Elementos de um sistema tribológico..... | 31 |
| Figura 5 – Forças aplicadas em um sólido em movimento relativo de (a) deslizamento e (b) rolamento..... | 32 |
| Figura 6 – Teoria de Archard para desgaste abrasivo de duas superfícies sob deslizamento..... | 35 |
| Figura 7 – Desgaste abrasivo de uma superfície dúctil..... | 36 |
| Figura 8 – Modos de desgaste abrasivo em superfícies dúcteis..... | 37 |
| Figura 9 – Desgaste abrasivo a dois e a três corpos..... | 37 |
| Figura 10 – Mecanismo de desgaste por riscamento e rolamento..... | 39 |
| Figura 11 – Princípio do ensaio microabrasivo de esfera rotativa..... | 39 |
| Figura 12 – Representação do ensaio microabrasivo por esfera fixa e esfera livre..... | 40 |
| Figura 13 – Vistas frontal e lateral da configuração por esfera livre..... | 41 |
| Figura 14 – Indentador Vickers e microdurômetro Shimadzu Scientific Instruments – HMV..... | 48 |
| Figura 15 – Microabrasômetro de esfera rotativa livre Calotest adaptado com célula de carga..... | 49 |
| Figura 16 – Microscopia óptica da amostra D2..... | 52 |
| Figura 17 – MEV-FEG microestrutura amostra D2..... | 52 |
| Figura 18 – EDS dos carbonetos da amostra D2. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 16. (c) EDS da região 17..... | 53 |
| Figura 19 – EDS da matriz da amostra D2. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 21..... | 54 |
| Figura 20 – Microscopia óptica da amostra Sleipner..... | 55 |
| Figura 21 – MEV-FEG microestrutura da amostra Sleipner..... | 55 |
| Figura 22 – EDS amostra Sleipner. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 22 - carboneto. (c) EDS da região 26 – matriz..... | 56 |
| Figura 23 – Microscopia óptica da amostra S790..... | 57 |
| Figura 24– MEV-FEG microestrutura amostra S790..... | 58 |
| Figura 25 – EDS dos carbonetos da amostra S790. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 8. (c) EDS da região 11..... | 59 |

| | |
|--|----|
| Figura 26 – EDS da matriz da amostra S790. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 15. | 60 |
| Figura 27 – Microscopia óptica da amostra Vanadis 8..... | 61 |
| Figura 28 – MEV-FEG microestrutura amostra Vanadis 8 | 61 |
| Figura 29 – EDS da amostra Vanadis 8. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 1 - carboneto. (c) EDS da região 5 – matriz..... | 62 |
| Figura 30 – Medidas de dureza dos materiais..... | 63 |
| Figura 31 – Diâmetro das crateras das amostras D2 e Sleipner em função do tempo de ensaio..... | 64 |
| Figura 32 – Diâmetro das crateras das amostras S790 e Vanadis 8 em função do tempo de ensaio..... | 65 |
| Figura 33 – Imagens crateras por perfilometria 3D | 68 |
| Figura 34 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – D2..... | 69 |
| Figura 35 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG - Sleipner..... | 70 |
| Figura 36 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – S790..... | 70 |
| Figura 37 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – Vanadis 8 | 71 |
| Figura 38 – Volume de desgaste em função do produto da força normal e distância percorrida pela esfera..... | 72 |
| Figura 39 – Gráfico do valor de k em função do tempo para cada amostra | 74 |
| Figura 40 – Gráfico do valor de k para cada material..... | 74 |
| Figura 41 – Coeficiente de desgaste dimensional em relação à dureza de cada material..... | 75 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 – Habilidade dos elementos de liga em conferir certas características aos aços para ferramentas..... | 27 |
| Tabela 2 – Composição química e morfologia dos carbonetos | 30 |
| Tabela 3 – Dados de análise EDS em carbonetos..... | 30 |
| Tabela 4 – Composição química | 45 |
| Tabela 5 – Dados de volume das crateras para cada material | 67 |
| Tabela 6 – Valores de k conforme método de ajuste linear..... | 73 |

SIGLAS, TERMOS E ABREVIATURAS

| | |
|---------|--|
| EN | <i>European Norm</i> |
| AISI | <i>American Iron and Steel Institute</i> |
| Ltda. | Limitada |
| RPD | Regime permanente de desgaste |
| MO | Microscopia óptica |
| MEV-FEG | Microscopia eletrônica de varredura por emissão de campo |
| EDS | Espectroscopia de raios X por dispersão de energia |
| SiC | Carbeto de silício |
| DRX | Difração de raios X |
| TTT | Temperatura, Tempo e Transformação |
| PVC | Policloreto de vinila |
| rpm | Rotação por minuto |

LISTAS DE SÍMBOLOS

| | |
|-------|--|
| k | Taxa de desgaste específica |
| V | Volume de desgaste |
| W | Carga normal |
| S | Distância de deslizamento |
| Q | Taxa de desgaste (Volume de desgaste por unidade de distância) |
| μ | Coefficiente de atrito |
| F_a | Força de atrito |

SUMÁRIO

| | | |
|--------------|--|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 16 |
| 1.1 | OBJETIVO GERAL..... | 18 |
| 1.2 | OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO..... | 18 |
| 2 | REFERENCIAL TEÓRICO..... | 19 |
| 2.1 | EXTRUSORA | 19 |
| 2.2 | AÇOS-FERRAMENTAS PARA FABRICAÇÃO DE ROSCAS DE EXTRUSORAS..... | 22 |
| 2.2.1 | Propriedades dos aços-ferramenta | 22 |
| 2.2.2 | Composição química dos aços-ferramenta | 25 |
| 2.2.3 | Tratamento térmico dos aços-ferramenta..... | 27 |
| 2.2.4 | Microestrutura dos aços-ferramentas | 29 |
| 2.3 | TRIBOLOGIA..... | 30 |
| 2.3.1 | Atrito..... | 31 |
| 2.3.2 | Desgaste..... | 33 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS | 44 |
| 3.1 | MATERIAIS..... | 44 |
| 3.2 | PROCEDIMENTO DE OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA..... | 46 |
| 3.3 | MÉTODOS | 46 |
| 3.3.1 | Caracterização da microestrutura..... | 46 |
| 3.3.2 | Ensaio de microdureza | 47 |
| 3.3.3 | Ensaio de desgaste microabrasivo..... | 48 |
| 4 | RESULTADOS E DISCUSSÕES | 51 |
| 4.1 | MICROESTRUTURA DOS AÇOS..... | 51 |
| 4.1.1 | AISI D2..... | 51 |
| 4.1.2 | Uddeholm Sleipner | 55 |

| | | |
|--------------|---|-----------|
| 4.1.3 | Böhler S790 Microclean | 57 |
| 4.1.4 | Vanadis 8..... | 61 |
| 4.2 | DUREZA..... | 63 |
| 4.3 | RESISTÊNCIA À ABRASÃO | 64 |
| 4.3.1 | Análise das calotas de desgaste..... | 64 |
| 4.3.2 | Análise do coeficiente dimensional de desgaste | 71 |
| 4.3.3 | Análise do regime permanente de desgaste..... | 73 |
| 5 | CONCLUSÃO | 77 |
| 6 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 79 |
| | REFERÊNCIAS..... | 80 |

1 INTRODUÇÃO

A utilização de extrusoras dupla rosca corrotante tem aumentado nos últimos anos, o que tem levado a um maior número de estudos sobre o funcionamento e a própria construção do equipamento. O interior de uma extrusora é formado por duas roscas de diferentes comprimentos, dependendo da aplicação, e seu material de fabricação interfere na sua vida útil. Essas roscas têm por função o transporte do material polimérico fundido até a sua matriz de produção (Kohlgrüber, 2008).

As roscas de extrusora apresentam diferentes tipos de falhas em serviço, e as mais comuns incluem o desgaste, a fadiga por corrosão, por torção e por flexão rotativa e a quebra de dentes (Corleto; Briscoe; Knight, 2021; Ku; Valtierra, 1975).

O desgaste nas roscas de extrusora é causado pelos altos níveis de pressão, temperatura, torque e atrito durante a operação. Como é inevitável, o desgaste causa paradas de linhas de produção por manutenção e custos elevados de peças de reposição. O tipo de desgaste mais comum nesse componente é por abrasão, que é produzido durante o contato entre a própria rosca e o polímero que está em processo de extrusão (Xtrutech, 2021). Nessa situação, as bordas pontudas dos agentes de reforço adicionados ao polímero, como fibras, minerais ou cargas, geram tensões na superfície da rosca muito maiores que as do próprio polímero e, conseqüentemente, a remoção do material da rosca por abrasão (Nanjing Lesun Screw Co., 2023).

Dada a importância das roscas de extrusoras dupla rosca corrotante no processamento de polímeros, relacionadas à qualidade do produto final, homogeneização, acabamento da matéria-prima, versatilidade e capacidade de produção, são necessários maiores estudos sobre o material de fabricação deste componente. Atualmente, a escolha do material varia entre fabricantes de extrusoras e a própria aplicação do equipamento na indústria (Dziubińska; Sikora, 2019; Kohlgrüber, 2008).

Usualmente, os materiais utilizados na fabricação das roscas são aços ferramenta produzidos pelo processo convencional, que envolve etapas sequenciais de fusão, lingotamento, refusão, forjamento, laminação e tratamento térmico. O

produto final desse processo apresenta comumente segregações, ou seja, heterogeneidades na composição química, herdadas do processo de solidificação, que podem ser macrossegregações, com variação na composição química de longa distância (maiores que 1 cm), microssegregações de curta distância (10 – 100 μm) ou nanossegregações (segregações de átomos de impurezas nos contornos de grão) (Uddeholm, 2023).

Essas segregações estão relacionadas às falhas das roscas de extrusoras, que podem causar um desgaste excessivo e altos custos de manutenção. Por isso, a substituição dos aços produzidos pelo processo convencional por aços sinterizados pode ser uma alternativa para mitigar as heterogeneidades microestruturais e, conseqüentemente, garantir um aumento de vida útil do componente (Dziubińska; Sikora, 2019; Kohlgrüber, 2008).

Os aços para roscas de extrusora sinterizados são produzidos com pós com granulação fina e homogênea, o que permite uma melhor compactação do material. Após a sinterização, apresentam uma microestrutura com alta fração volumétrica de carbonetos e microestrutura refinada, sem perda significativa de tenacidade e são isentos de trincas durante a produção. Outra vantagem do uso dos aços para roscas de extrusora sinterizados é que apresentam menores teores de inclusões quando comparados com os aços produzidos pelo processo convencional. No entanto, estudos em que se avalie o comportamento mecânico e tribológico desses materiais sinterizados são escassos e são protegidos por segredo industrial (Uddeholm, 2023).

Com base nisso, o principal objetivo deste trabalho é realizar um estudo comparativo sobre a resistência ao desgaste microabrasivo de quatro diferentes aços para a fabricação das roscas, os aços para ferramentas produzidos pelo processo convencional AISI D2 e Uddeholm Sleipner e os sinterizados com adição de diferentes porcentagens de vanádio Böhler S790 Microclean e Vanadis 8.

Em ênfase, os ensaios de desgaste microabrasivo tiveram por objetivo avaliar os aços para ferramentas sob condições controladas e específicas, cujos resultados poderão, futuramente, ser comparados com as respostas desses materiais em processos de extrusão.

Atualmente, poucos estudos são realizados sobre os materiais utilizados para fabricação das roscas, o que dá relevância ao trabalho. Além disso, contribuir para o avanço científico no campo de tribologia e engenharia de materiais.

1.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem por objetivo principal avaliar o desgaste microabrasivo de aços ferramenta utilizados para fabricação de roscas para extrusoras.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO

- Avaliar a microestrutura e dureza dos diferentes materiais considerando os efeitos dos elementos de liga na formação de carbonetos.
- Estudar o comportamento tribológico dos materiais em ensaios laboratoriais de desgaste por microabrasão e sua correlação com a microestrutura e dureza.
- Analisar o coeficiente dimensional de desgaste microabrasivo dos materiais, estimado por meio do método de ajuste linear e pelo regime permanente de desgaste.

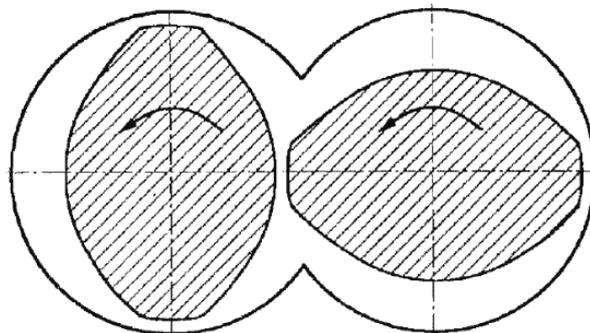
2 REFERENCIAL TEÓRICO

Esta seção apresenta referências sobre a estrutura e funcionamento de extrusoras, os principais materiais utilizados para fabricação de roscas dos equipamentos e definições a respeito de tribologia.

2.1 EXTRUSORA

Uma extrusora dupla rosca corrotante consiste em duas roscas montadas no interior de um barril com seção transversal em forma de “oito” (Figura 1), que servem para transportar o material utilizado como matéria-prima de uma extremidade à outra do equipamento. Esse processo é impulsionado por duas roscas que giram para o mesmo sentido (Figura 1) aplicando torção, com objetivo de utilizar sua própria geometria para carregar a massa em direção à extremidade final. Nesse ponto, encontra-se uma matriz parcialmente fechada, que impõe resistência ao fluxo do material. Durante esse transporte, ocorre uma interação entre a restrição da matriz e a força mecânica exercida pelas roscas sobre a massa, resultando em dois fenômenos mecânicos: cisalhamento e pressão. Esses fenômenos estão relacionados à vida útil das roscas e ao material que elas são fabricadas (Baird; Collias, 2014; Fraiha, 2008).

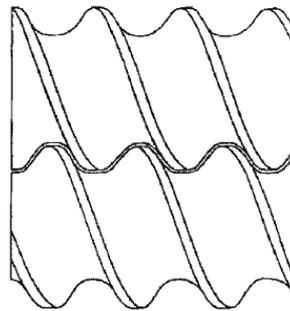
Figura 1 – Sentido de rotação das roscas de extrusora dupla rosca corrotante



Fonte: Kohlgrüber (2008).

A geometria das roscas de extrusoras dupla rosca corrotante podem variar em aplicações práticas em distância entre canais e a profundidade dos mesmos, onde a área de seção transversal livre será preenchida pelo material a ser extrusado. A vista axial das roscas, bem como sua geometria mais comum, está representada na Figura 2 (Baird; Collias, 2014; Kohlgrüber, 2008).

Figura 2 – Vista axial das roscas



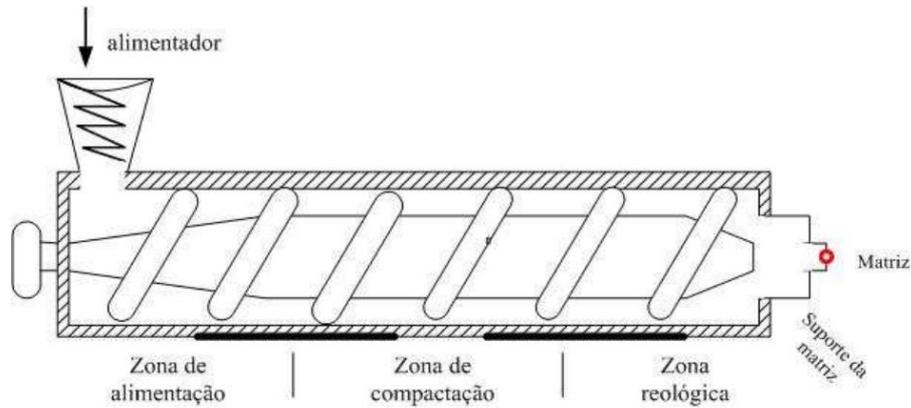
Fonte: Kohlgrüber (2008).

As três zonas que as roscas de extrusora podem ser divididas são: zona de alimentação, zona de compactação e zona reológica, representadas na Figura 3. A zona de alimentação recebe o material a ser extrusado e o transporta para as outras zonas. Na zona de compactação, o material sofre uma compressão com o aumento da força de compactação, o que resulta na dissipação de uma grande quantidade de energia mecânica. Isso, aliado com o sistema de aquecimento do equipamento, provoca um rápido aumento de temperatura e a transformação da massa de forma granular para uma forma contínua e plástica. Por fim, é na zona reológica que os valores de temperatura, pressão e taxa de cisalhamento chegam ao seu máximo, transportando o material até a matriz que dará sua forma final (Fraiha, 2008).

As extrusoras dupla rosca mais utilizadas são as corrotantes e contrarrotantes, ambas amplamente utilizadas em duas áreas principais. Uma delas é o processamento de polímeros que são difíceis de manipular devido à sua baixa fluidez e alta degradabilidade. Por exemplo, as extrusoras de dupla rosca são empregadas na extrusão de perfis de compostos de PVC, que são sensíveis ao calor e apresentam dificuldades de fluxo. A outra área de aplicação é para operações especiais de

processamento, como composição, desvolatilização e reações químicas (Baird; Collias, 2014).

Figura 3 – Segmentação de zonas das roscas de extrusoras



Fonte: Fraiha (2008).

No caso da extrusão de perfis, as extrusoras de dupla rosca contrarrotante são utilizadas devido às suas características de transporte eficientes. Isso permite que a máquina processe materiais de difícil alimentação, com partículas de fricção e fibras, ao mesmo tempo em que proporciona tempos de processamento curto. Para operações especializadas, as extrusoras de dupla rosca corrotantes de alta velocidade são frequentemente empregadas. Essas extrusoras oferecem maior capacidade de processamento e são projetadas para lidar com requisitos específicos de composição, desvolatilização e reações químicas, entre outras aplicações (Baird; Collias, 2014).

As extrusoras de rosca dupla são construídas de forma modular, permitindo a troca de elementos de rosca e cilindros. O design do parafuso pode ser alterado ao mudar a sequência dos elementos de rosca. Essa particularidade faz-se necessária devido a alta complexidade e dificuldade de previsões teóricas do fluxo interno do material a ser extrusado, já que a simulação de processos em extrusoras de rosca dupla não está tão avançada quanto nas extrusoras de rosca simples. Portanto, é difícil prever o desempenho de uma extrusora de rosca dupla com base apenas em características geométricas, propriedades do polímero e condições de

processamento. Como resultado, grande parte do projeto de extrusoras de rosca dupla é baseado em experimentação e experiência prática (Baird; Collias, 2014).

O diâmetro dos barris, onde ficam alocadas as roscas, podem variar de 25 a 244 mm e a relação comprimento/diâmetro do barril, L/D, varia de 39 a 48. Ou seja, o comprimento do barril pode variar de 975 a 11.000 mm (Baird; Collias, 2014).

2.2 AÇOS-FERRAMENTAS PARA FABRICAÇÃO DE ROSCAS DE EXTRUSORAS

Os materiais utilizados na fabricação dos parafusos das máquinas de extrusão necessitam de características como alta dureza, longa vida útil e alta resistência ao desgaste e à corrosão. Isso é importante devido às altas cargas mecânicas que ocorrem durante a operação das extrusoras. Em particular, durante a partida da extrusora, as cargas podem exceder o valor de 60-80 MPa. Como resultado, eles não são propensos à formação de ligações adesivas entre as saliências das espirais do parafuso e a superfície interna do cilindro. Os principais aços utilizados na fabricação de roscas de extrusora são aços para nitretação, aços-ferramenta, aços inoxidáveis e ligas a base de níquel (Dziubińska; Sikora, 2019). O presente trabalho se concentra nos aços-ferramenta.

Além da fabricação de roscas de extrusora dupla rosca corrotante, os aços-ferramenta são utilizados para fabricação de ferramentas que processam materiais aquecidos a altas temperaturas (aços-ferramenta para trabalho a quente), com o objetivo de reduzir sua resistência à deformação. Esses aços são empregados na produção de elementos de sistemas de plastificação, ferramentas de forjamento e moldes de fundição sob pressão (Chiaverini, 1988; Dziubińska; Sikora, 2019).

2.2.1 Propriedades dos aços-ferramenta

Eles apresentam alta resistência e dureza em temperaturas operacionais elevadas, baixa suscetibilidade à fadiga térmica, alta resistência à abrasão e destruição pelo material tratado (Chiaverini, 1988).

As superfícies das ferramentas feitas de aços ferramenta ligados para trabalho a quente, que são expostas à abrasão durante a operação, podem ser revestidas com material resistente, o que pode ser aplicado tanto na produção de novas ferramentas quanto na regeneração das desgastadas (Dziubińska; Sikora, 2019).

Há várias características importantes que devem ser consideradas ao selecionar um aço específico da família de aços-ferramentas, dentre as quais cabe destacar a dureza à temperatura ambiente, dureza à quente, resistência mecânica, tenacidade, resistência ao desgaste, temperabilidade e tamanho de grão (Bryson, 2013; Chiaverini, 1988).

- Dureza à temperatura ambiente: a dureza é uma propriedade fundamental das ferramentas e matrizes, uma vez que deve ser maior do que a dureza da peça a ser usinada ou conformada. O teor de carbono é o principal fator que influencia a dureza, exceto em aços com alta quantidade de elementos de liga.
- Resistência ao desgaste: a propriedade de resistência ao desgaste é essencial para muitos tipos de ferramentas, pois o desgaste pode levar a falhas. Vários fatores podem afetar essa propriedade, como a composição do aço (que determina a composição dos carbonetos), a suscetibilidade do aço em endurecer por encruamento da superfície, a resistência mecânica do aço e fatores externos, como lubrificante e calor gerado durante a operação. Embora o carbono seja o elemento mais influente, em aços altamente ligados, os elementos de liga podem ter influência devido à dureza e distribuição dos carbonetos formados.
- Temperabilidade: garantir uma penetração adequada de dureza é crucial para assegurar a uniformidade das propriedades mecânicas em seções consideráveis de ferramentas. Nos aços-carbono comuns, é difícil obter alta profundidade de endurecimento em seções superiores a 25 mm, mas a adição de cromo pode resultar em temperabilidade completa nessas dimensões. Além disso, o aumento do teor de elementos de liga tende a diminuir a diferença de dureza entre a superfície e o centro e permite o uso de meios mais suaves de têmpera enquanto se garante o endurecimento completo.
- Tenacidade: diversos fatores afetam a tenacidade do aço, incluindo tensões internas resultantes de tratamentos térmicos extremos, como a têmpera,

reaquecimento rápido após a têmpera e retificação inadequada, que podem criar concentração de tensões e falhas internas. Outros fatores incluem encruamento, granulação grosseira, dureza excessiva, segregações anormais e teor de ligas, sendo que temperaturas mais elevadas de revenido podem ajudar a diminuir as tensões internas e aumentar a tenacidade.

- Resistência mecânica: para a fabricação de aços para ferramentas e matrizes, é imprescindível que apresentem alta resistência mecânica para suportar esforços estáticos sem deformações ou falhas. Portanto, valores elevados para limites elástico e de escoamento são requeridos. A resistência mecânica é avaliada por meio dos testes de tração e torção estática, e em alguns casos, é especificada também a resistência à compressão.
- Dureza à quente: a dureza a quente é uma propriedade altamente desejável em aços para ferramentas e matrizes que operam em altas temperaturas. Ela se refere à capacidade do aço de manter sua dureza em temperaturas elevadas, como no caso dos aços rápidos e dos aços de matrizes para trabalho a quente. Além disso, é necessário que esses aços apresentem alta resistência ao desgaste e mantenham as formas e dimensões das ferramentas. A composição química do aço é um fator determinante nessa propriedade, sendo que os elementos que mais influenciam são o tungstênio, o molibdênio, o cobalto, o cromo e o vanádio.
- Tamanho de grão: em geral, a granulação fina está associada a características mecânicas superiores, tornando-se altamente desejável. Para determinar o tamanho de grão dos aços ferramenta, é utilizada a fratura, que deve ocorrer em condições de dureza suficiente para romper intergranularmente. A aparência do grão pode ser influenciada pelo estado de dureza do aço, sendo que um material de baixa dureza tende a romper transgranularmente. Em algumas peças de aço-carbono para ferramentas, pode haver diferenças no tamanho de grão entre a superfície endurecida e o núcleo mais mole, mesmo que a granulação seja a mesma.

2.2.2 Composição química dos aços-ferramenta

Os aços para ferramentas e matrizes são compostos por uma variedade de elementos de liga, que incluem o carbono, silício, manganês, cromo, vanádio, tungstênio, molibdênio e cobalto. Suas influências são (Bryson, 2013; Chiaverini, 1988):

- Carbono: é o elemento essencial para conferir dureza e resistência ao desgaste nos aços para ferramentas e matrizes, com teor geralmente alto, podendo atingir valores superiores a 2 %. Em casos em que a ductilidade e tenacidade são mais importantes do que a dureza e resistência ao desgaste, como em ferramentas sujeitas a golpes, o teor de carbono é mantido abaixo do eutetóide, com no máximo 0,60 %/0,70 %.
- Silício: é adicionado em teores baixos (0,10 % a 0,30 %) como desoxidante e nunca é usado isoladamente como elemento de liga, exceto em aços grafiticos. Para teores mais elevados de silício, são adicionados elementos estabilizadores de carbonetos, como molibdênio e cromo.
- Manganês: é utilizado em aços como desoxidante e dessulfurante, mas em teores mais elevados, tem um efeito significativo na temperabilidade, permitindo a têmpera em óleo quando adicionado em cerca de 1,6 % em um aço-carbono com 0,9 % de carbono.
- Cromo: é adicionado aos aços para aumentar a temperabilidade, melhorar a resistência ao desgaste e aumentar a dureza, sem prejudicar a ductilidade. É encontrado em teores variados, desde baixos até muito altos, podendo atingir de 11 % a 14 % em aços temperáveis em óleo ou ao ar. Nos aços rápidos, o cromo é combinado com tungstênio e vanádio para aumentar a temperabilidade e a dureza a quente. O aço com 5 % de cromo e 1 % de molibdênio é útil para certas matrizes devido às suas características de temperabilidade apreciáveis.
- Vanádio: é adicionado aos aços como desoxidante e para controlar o tamanho de grão. Sua principal função é impedir o crescimento do grão, refinando-o, e formar carbonetos estáveis que melhoram a temperabilidade dos aços. Os carbonetos de vanádio não se dissolvem na austenita a temperaturas normais de tratamento térmico, por isso constituem pontos de nucleação da perlita. O

tamanho de grão menor e as partículas de carboneto reduzem a temperabilidade do aço, mas se a temperatura de tratamento térmico for aumentada, os carbonetos de vanádio se dissolvem, resultando em aumento da temperabilidade. Em aços rápidos, o vanádio pode entrar em teores até 4 % a 4,5 % para melhorar a capacidade de corte e a dureza a quente, porque seus carbonetos são muito estáveis a altas temperaturas.

- Tungstênio: é um formador de carbonetos que aumenta a dureza do aço à temperatura ambiente. Em teores mais elevados, acima de 4,0 %, com aproximadamente 1,30 % de carbono, confere resistência ao desgaste e dificulta a retificação após o estado temperado. A combinação de tungstênio com outros elementos como molibdênio, cobalto, vanádio ou cromo aumenta a dureza a quente, ou seja, a capacidade de retenção da dureza até temperaturas de 600 °C, importante nas operações de corte e conformação.
- Cobalto: é usado em certos tipos de aços rápidos para aumentar sua dureza a quente. Embora possa diminuir a temperabilidade, esse efeito não é muito significativo nos aços para ferramentas devido à presença de outros elementos que aumentam a temperabilidade, permitindo que sejam endurecidos ao ar. A adição de cobalto pode tornar os aços sujeitos à descarbonetação durante o aquecimento para o tratamento térmico, requerendo precauções especiais.
- Molibdênio: o molibdênio é um elemento que se dissolve na ferrita e forma carbonetos, melhorando a dureza a quente e aumentando a resistência e a ductilidade do aço. Além disso, é eficiente para melhorar a temperabilidade e pode ser utilizado como substituto parcial do tungstênio. A quantidade de molibdênio necessária para obter resultados comparáveis ao tungstênio é cerca de metade, por exemplo, 6 % de molibdênio mais 5 % de tungstênio equivalem a aproximadamente 18 % de tungstênio.

Em síntese, em relação aos aços para ferramentas, os elementos de liga têm os seguintes efeitos (Bryson, 2013; Chiaverini, 1988):

- Aumentam a endurecibilidade, reduzindo o empenamento durante a têmpera e permitindo o uso de meios de resfriamento menos drásticos;
- Melhoram a resistência à abrasão, formando carbonetos duros e resistentes ao desgaste;

- Aumentam a tenacidade em seções menores, conferindo granulação mais fina e diminuindo as tensões internas;
- Permitem a obtenção de maior dureza e resistência a temperaturas elevadas, graças à relutância dos carbonetos de liga coalescerem quando em serviço.

A Tabela 1 mostra os principais elementos de liga e seus efeitos quando adicionados aos aços para ferramentas. A ordem que os elementos de liga estão dispostos é ligada a quanto o elemento influencia na característica (Bryson, 2013).

Tabela 1 – Habilidade dos elementos de liga em conferir certas características aos aços para ferramentas

| Característica | Elemento de liga |
|-------------------------------|-------------------|
| Profundidade de endurecimento | Manganês |
| Resistência ao desgaste | Cromo |
| Estrutura refinada | Vanádio |
| Resistência e dureza | Molibdênio |
| Facilidade de processamento | Enxofre / fósforo |
| Resistência a quente | Cobalto |

Fonte: adaptado de (Bryson, 2013).

2.2.3 Tratamento térmico dos aços-ferramenta

Os aços-ferramenta são, sem dúvida, os que requerem mais cuidado e atenção em todo o processo, desde a fundição até o tratamento térmico final, assim como na sua aplicação. Isso é compreensível quando se leva em conta os requisitos exigidos por esses materiais abordados anteriormente, bem como as condições severas de trabalho a que serão submetidos. Essas características e a microestrutura são reflexo da composição química e o tratamento térmico dos aços-ferramenta (Chiaverini, 1988).

O tratamento térmico é uma etapa fundamental na fabricação de todos os tipos de aços, pois é responsável por determinar suas propriedades finais de acordo com as necessidades de uso. Essa importância é ainda maior nos aços para ferramentas e matrizes, devido às condições especiais de serviço e à complexidade de sua

composição química e estrutura, especialmente nos tipos altamente ligados (Chiaverini, 1988).

Em resumo, no tratamento térmico, o material deve ser aquecido a uma determinada temperatura, manter-se aquecido por um tempo determinado e ser resfriado, onde a remoção controlada de calor do material causará a transformação de sua microestrutura. Alguns processos requerem aquecimento lento e uniforme, outro necessitam de um aumento de temperatura de forma rápida, para efetuar as alterações de dureza nos materiais (Bryson, 2013).

Os tratamentos térmicos dos aços para ferramentas e matrizes abrangem uma ampla faixa de temperaturas, desde $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ até $1315\text{ }^{\circ}\text{C}$. As temperaturas mais elevadas são aplicadas nos aços rápidos, mas podem causar granulação grosseira, a menos que cuidados especiais sejam tomados. Dividir o aquecimento em duas etapas, com um preaquecimento entre $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $870\text{ }^{\circ}\text{C}$, é uma precaução normal para evitar o crescimento excessivo do grão. Às vezes, um duplo preaquecimento é recomendado, com temperaturas entre $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e entre $845\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $870\text{ }^{\circ}\text{C}$, seguido da transferência para o forno na temperatura final de aquecimento. Essas precauções são necessárias para garantir a completa solução dos carbonetos complexos existentes nesses tipos de aços (Bryson, 2013; Chiaverini, 1988).

Os aços-carbono com alto teor de carbono são os mais difíceis de temperar devido aos tempos curtos de transferência na curva TTT (Temperatura, Tempo e Transformação). Esses aços, assim como os que possuem molibdênio e cobalto, têm maior tendência à descarbonetação superficial. É necessário seguir precauções para evitar esse fenômeno no tratamento térmico, pois é mais prejudicial nesses aços do que em outros tipos. O aquecimento em duas etapas pode ajudar a diminuir a tendência à descarbonetação devido ao menor tempo de exposição às temperaturas mais elevadas (Chiaverini, 1988).

A transformação do aço para valores de dureza apropriados durante o processo de têmpera é resultado da remoção de calor controlada do metal, que pode ser realizada em vários meios, como água, óleo, banho de sal e ar, e em diferentes temperaturas. O resfriamento por meio de água, seja pulverizada ou a peça mergulhada no líquido, garante uma queda de temperatura rápida do material.

Quando misturada com sal, tem por objetivo beneficiar a superfície da peça, revestindo-a durante a têmpera. Já o resfriamento em imersão de óleo arrefece o material de uma maneira mais lenta que a água e devido sua viscosidade elevada, garante um tratamento térmico mais seguro. Por fim, o resfriamento ao ar oferece melhor segurança, diminui tensões internas dos metais endurecidos e promove um resfriamento mais lento (Bryson, 2013).

Durante o processo de têmpera, independente do meio de arrefecimento, os aços-carbono para ferramentas são propensos a deformações devido à sua alta suscetibilidade a esse fenômeno. A têmpera drástica nesses aços resulta em tensões internas elevadas, tornando o revenido final uma etapa crucial para aliviar essas tensões e obter a dureza desejada (Chiaverini, 1988).

Os aços para ferramentas e matrizes exigem uma ampla faixa de temperaturas para o revenido, variando de baixas temperaturas para aços com baixo teor de elementos de liga até temperaturas muito elevadas para aços rápidos e para trabalho a quente. Em alguns casos, é necessário mais de um revenido para aliviar as tensões internas e a fragilidade sem comprometer a dureza. É comum realizar o revenido logo após a têmpera para aliviar imediatamente as tensões internas. O revenido pode ser feito em fornos com circulação de ar forçado ou em banhos de sal. O aquecimento para o revenido desenvolve a "dureza secundária", da mesma ordem de grandeza que a dureza original após a têmpera (Chiaverini, 1988).

2.2.4 Microestrutura dos aços-ferramentas

A formação de carbonetos na microestrutura dos aços ferramenta é uma parte importante e influenciada pelos elementos de liga em sua composição química. Cada carboneto é caracterizado por um formato e composição química específica (Vitry *et al.*, 2012), conforme apresentado na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química e morfologia dos carbonetos

| Carboneto | Morfologia | Composição química |
|--------------------------------|---|--------------------|
| MC | Esféricos, largos, isolados ou associados | V, Mo, W, Cr |
| M ₂ C | Lamelas ou agulhas, associados | Mo, W, Cr, Fe, V |
| M ₆ C | Lamelas finas e associadas | Mo, W, Cr, Fe, V |
| M ₇ C ₃ | Lamelas grossas e associadas | Fe, Cr, Mo, V, W |
| M ₂₃ C ₆ | Pequenas esferas, isoladas | Cr, Fe, Mo, W, V |

Fonte: adaptado de Vitry *et al.* (2012).

A partir de ensaios de EDS nos diferentes tipos de carbonetos, é possível identificar os elementos de liga presentes nos mesmos (Hwang; Lee; Lee, 1998), conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 – Dados de análise EDS em carbonetos

| Carboneto | W (%) | Mo (%) | V (%) | Cr (%) | Fe (%) |
|-------------------------------|-------|--------|-------|--------|--------|
| MC | 9,3 | 4,8 | 73,5 | 8,2 | 4,3 |
| M ₂ C | 36,6 | 37,1 | 8,6 | 11,1 | 6,5 |
| M ₆ C | 38,7 | 26,3 | 5,0 | 4,4 | 25,7 |
| M ₇ C ₃ | 4,4 | 7,7 | 11,1 | 36,9 | 39,8 |

Fonte: adaptado de Hwang; Lee; Lee (1998).

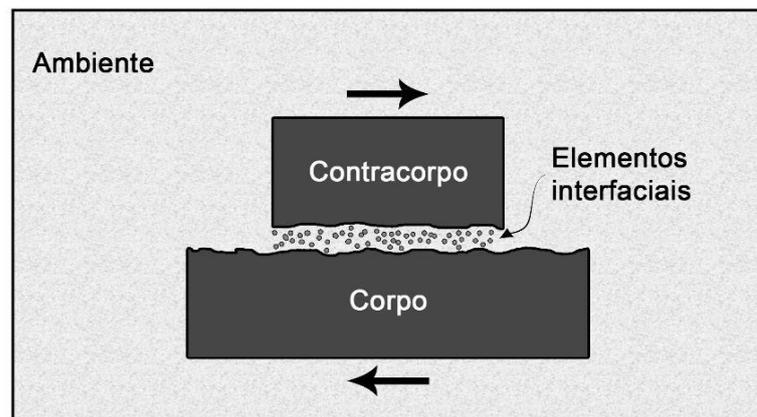
2.3 TRIBOLOGIA

Tribologia é definida, pelo Oxford English Dictionary, como “o ramo da ciência e tecnologia preocupada com a interação entre superfícies em movimento relativo e assuntos associados”. O termo vem do grego *tribo* (esfregamento) *logia* (estudo) e consiste no estudo de atrito, desgaste e lubrificação. Um sistema com superfícies em contato em movimento relativo que terá seu comportamento tribológico analisado, é chamado de sistema tribológico. Chama-se de sistema tribológico ou tribossistema um sistema em que há superfícies em contato e em movimento relativo, cujo comportamento tribológico (comportamento do atrito, desgaste e lubrificação) é analisado. Para que essa avaliação seja assertiva, todos os elementos presentes no sistema tribológico devem ser observados, já que qualquer variação nas suas

condições ou propriedades, terá impactos nos níveis de desgaste e atrito (Bhushan, 2013; Hutchings; Shipway, 2017).

Basicamente, um sistema tribológico é composto por quatro elementos, que são: corpo sólido, contracorpo, elementos interfaciais e ambiente (Figura 4).

Figura 4 – Elementos de um sistema tribológico



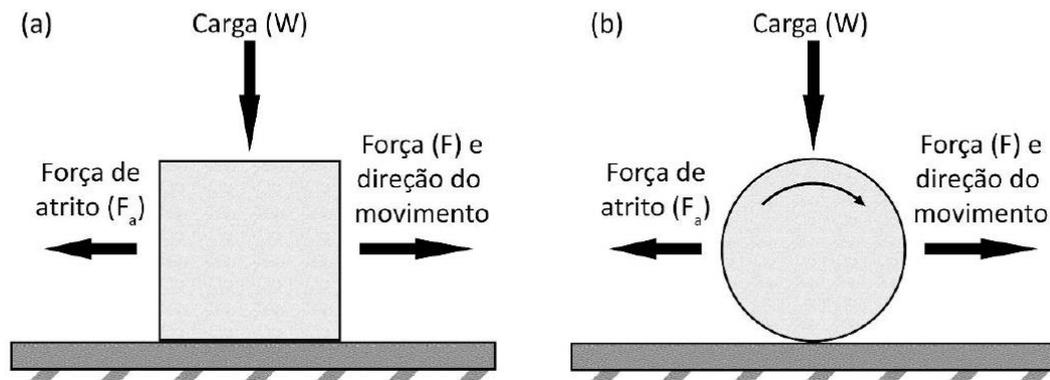
Fonte: Adaptado de Zum Gahr (1987).

O corpo sólido é uma superfície sólida que está em movimento relativo ao contracorpo. O contracorpo, conseqüentemente, está em movimento relativo em relação ao corpo sólido, e pode ser sólido, gasoso ou líquido. Os elementos interfaciais podem ser lubrificantes, contaminantes, adsorvatos, entre outros. Por fim, o ambiente engloba a atmosfera e fontes de calor, ruído e vibração, ou seja, inclui tudo além das superfícies em contato (Zum Gahr, 1987).

2.3.1 Atrito

O termo “atrito” é utilizado para descrever a resistência ao movimento relativo entre duas ou mais superfícies em contato. Essa resistência pode ocorrer por movimento de deslizamento, rolamento ou impacto. Geralmente, a resistência ao movimento é entendida como uma força tangencial, também chamada de força de atrito, que atua na direção oposta ao movimento, conforme representação esquemática da Figura 5 (Bhushan, 2013; Hutchings; Shipway, 2017).

Figura 5 – Forças aplicadas em um sólido em movimento relativo de (a) deslizamento e (b) rolamento



Fonte: Adaptado de Bhushan (2013).

O atrito é uma resposta do sistema tribológico e não uma propriedade específica do material. Em sistema tribológico compostos por superfícies sólidas em contato e lubrificadas, é possível encontrar níveis baixos de atrito. Os lubrificantes reduzem o efeito de adesão durante o deslizamento entre as superfícies. Por outro lado, em sistema tribológico compostos por superfícies sólidas em contato que estão limpas, ou seja, sem lubrificantes, filmes químicos ou adsorvatos, é possível encontrar níveis elevados de atrito. Além disso, em certos casos, a presença de líquidos na interface dessas superfícies resulta em adesão mediada por líquido, o que aumenta o atrito, especialmente em superfícies macias (Bhushan, 2013).

Conforme apresentado na Figura 5, os dois principais tipos de movimentos relativos entre sólidos são por deslizamento [Figura 5 (a)] e por rolamento [Figura 5 (b)]. Existem duas leis intrínsecas do atrito que são observadas em uma ampla variedade de sistema tribológico e aplicações quando se trata de movimentos relativos por deslizamento. Essas leis foram estabelecidas por Guillaume Amontons em 1699 e por Leonardo da Vinci no final do século XV, assim nomeadas em sua homenagem (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017).

A primeira lei de atrito é representada pela Equação (1), que apresenta o coeficiente de atrito, que é uma grandeza comumente utilizada para quantificar os níveis de atrito do sistema tribológico (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017):

$$F_a = \mu \cdot W \dots\dots\dots(1)$$

em que:

F_a : força de atrito;

W : força normal aplicada ao corpo;

μ : coeficiente de atrito.

A segunda lei do atrito estabelece que a força de atrito não depende da área aparente de contato entre duas superfícies. Segundo essa lei, o coeficiente de atrito de um sistema tribológico é o mesmo, independentemente do tamanho dos corpos em contato. Além dessas duas leis, há uma terceira, atribuída a Coulomb, que afirma que o coeficiente de atrito cinético é independente da velocidade de deslizamento assim que o movimento é iniciado. É importante ressaltar que todas essas leis são empíricas e, portanto, o fato de não serem seguidas não implica em violação de outras leis fundamentais da natureza (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017).

As respostas tribológicas são influenciadas pelas propriedades dos materiais e pela topografia das superfícies, como a rugosidade, dureza, microestrutura, entre outros. Além disso, as condições operacionais, como temperatura, umidade, pressão normal, velocidade de deslizamento e lubrificação, também desempenham um papel fundamental. Portanto, todos os valores e métodos de ensaio relacionados ao coeficiente de atrito devem ser registrados e utilizados (Bhushan, 2013).

2.3.2 Desgaste

O termo "desgaste" é usado para descrever uma alteração ou uma remoção de material de superfícies que estão em contato e sujeitas a movimentos relativos e ocorre principalmente pela interação entre as asperezas das superfícies. Durante o processo de desgaste, as superfícies e subsuperfícies podem sofrer alterações em suas propriedades em comparação ao estado inicial do material, mesmo que não haja remoção de massa. Posteriormente, o material pode ser removido da superfície, aderindo-se às superfícies em contato ou sendo perdido na forma de partículas de

desgaste (também chamados debrís). A remoção de material pode ocorrer devido à formação de trincas, fraturas, deformação plástica, fadiga de contato, difusão, reações químicas, entre outros mecanismos (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017).

Assim como o atrito, o desgaste também é uma resposta de um sistema tribológico, o que significa que não é exclusivamente determinado pelas propriedades dos materiais envolvidos. O desgaste pode ser classificado em diferentes tipos de interações no sistema e em mecanismos de desgaste. Uma superfície pode sofrer desgaste por um ou mais tipos de mecanismos de desgaste (Chattopadhyay, 2001).

2.3.2.1 Mecanismos de desgaste

A remoção de material durante o movimento relativo entre superfícies em contato pode ocorrer por ações mecânicas e/ou químicas, e é geralmente dividida em três mecanismos de desgaste: adesivo, corrosivo e abrasivo. A combinação desses mecanismos resulta em diferentes fenômenos de desgaste, que podem ser classificados como: adesivo, abrasivo, por fadiga, por impacto, triboquímico (corrosivo) e por arco elétrico induzido (Hutchings; Shipway, 2017). É importante destacar que os mecanismos de desgaste podem ocorrer de forma simultânea e/ou sucessiva. Portanto, alterar as condições de um sistema tribológico para evitar um mecanismo de desgaste específico não impede que outros mecanismos de desgaste também ocorram (Bhushan, 2013; Chattopadhyay, 2001).

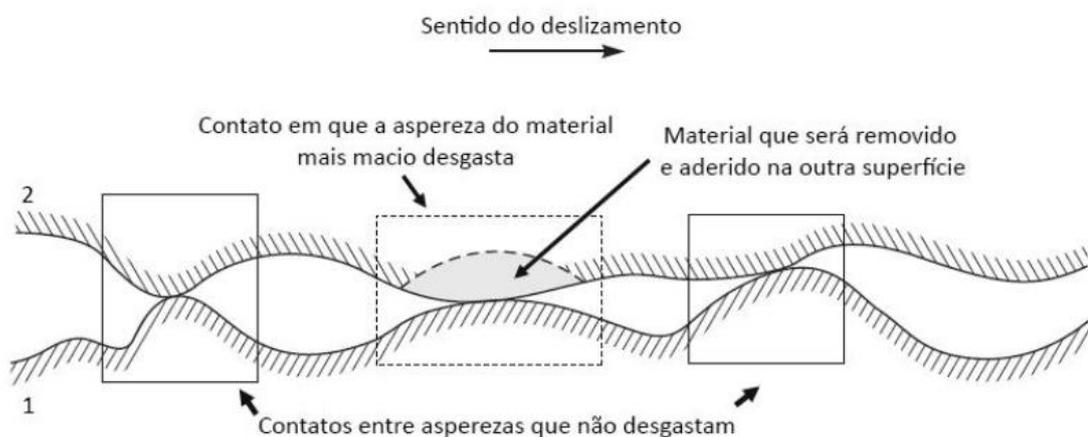
2.3.2.1.1 *Desgaste adesivo*

O desgaste adesivo ocorre quando superfícies em contato deslizam uma em relação à outra (deslizamento relativo), e resulta na fragmentação e remoção do material das asperezas de uma superfície e sua transferência para a outra devido às forças de adesão. Durante o deslizamento contínuo, esses fragmentos de material podem ser transferidos de volta para a superfície original ou podem se perder como partículas de desgaste (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017).

Uma das teorias que explica o desgaste em superfícies com interfaces de contato devido à adesão é a proposta por Archard (1953). Essa sugere que a fragmentação por cisalhamento poderá ocorrer na superfície de contato original ou na região mais fraca de um dos materiais presentes no sistema tribológico. Geralmente, a tensão de ruptura do material é maior do que a força interfacial de adesão presente nas asperezas, o que impede o desgaste. No entanto, em algumas interfaces de contato, pode ocorrer a ruptura de uma aspereza, o que resulta na transferência de fragmentos de material para a outra superfície (Bhushan, 2000; Hutchings; Shipway, 2017).

É importante destacar que, devido a processos de fadiga e à presença de defeitos e trincas nos materiais, até mesmo os materiais mais duros em sistema tribológico compostos por diferentes materiais podem se fragmentar. Portanto, é possível encontrar material transferido e partículas de desgaste provenientes de ambos os materiais, embora em quantidades maiores provenientes do material mais macio. A Figura 6 representa um esquema de desgaste adesivo de duas superfícies sob deslizamento, em que (1) é mais dura que (2), conforme teoria de Archard (Archard, 1953; Bhushan, 2013; Hutchings; Shipway, 2017).

Figura 6 – Teoria de Archard para desgaste abrasivo de duas superfícies sob deslizamento

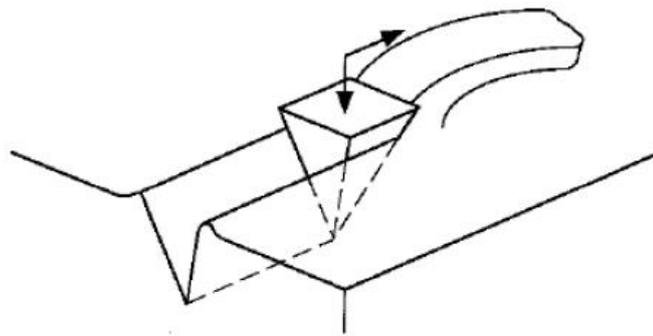


Fonte: Adaptado de Bhushan (2013).

2.3.2.1.2 Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo ocorre quando há remoção de material de uma superfície devido ao contato e movimento de um objeto mais duro, o que cria o risco de abrasão. Em superfícies dúcteis, é comum observar a formação de arranhões paralelos causados principalmente por deformação plástica, mesmo quando as superfícies têm o mesmo nível de dureza (Figura 7). Esse comportamento é resultado da formação de asperezas duras devido à transição de fases, endurecimento da superfície e à presença de partículas estranhas (Bhushan, 2000).

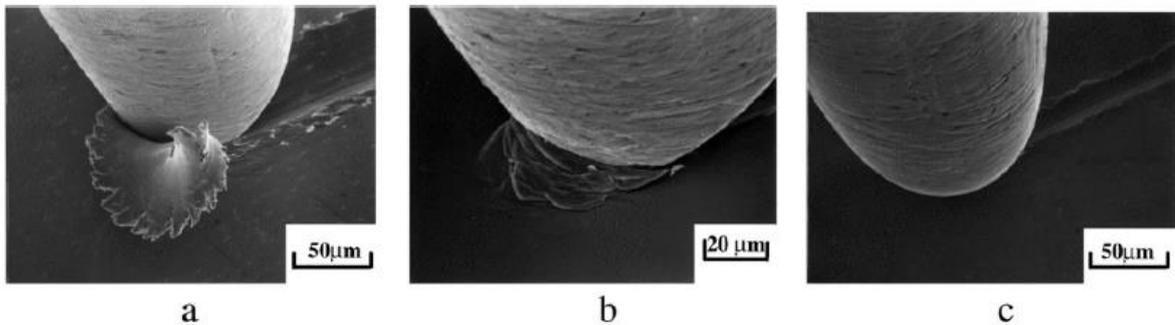
Figura 7 – Desgaste abrasivo de uma superfície dúctil



Fonte: Adaptado de (Bhushan, 2000).

O desgaste abrasivo pode ocorrer de três formas: microcorte, formação de cunha (ou proa) e sulcamento. A Figura 8 apresenta os modos de desgaste em superfícies dúcteis, (a) microcorte, (b) formação de cunha e (c) sulcamento (Bhushan, 2000).

Figura 8 – Modos de desgaste abrasivo em superfícies dúcteis

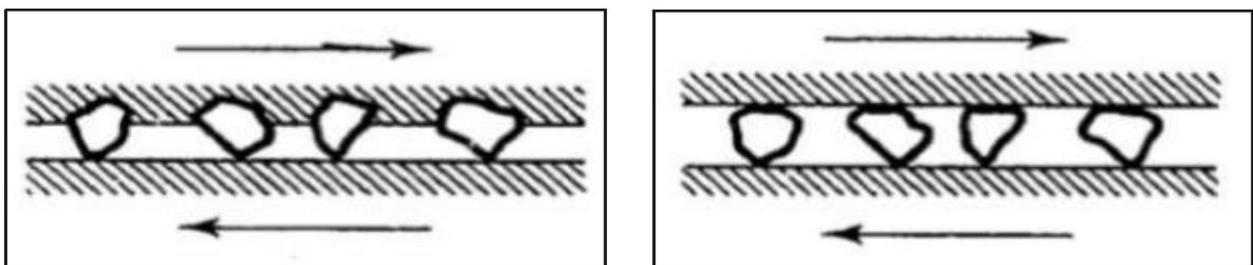


Fonte: Bhushan (2000).

A forma de desgaste abrasivo por microcorte se caracteriza pela formação de partículas de desgaste longas e enroladas e apresenta baixo atrito. A formação de cunha é caracterizada por alto atrito devido às forças de adesão entre os dois corpos e forma uma partícula de desgaste em formato de cunha na ponta do risco de abrasão. Além desses, o modo de sulcamento não apresenta formação de partículas de desgaste em um único ciclo de deslizamento e se caracteriza por um risco de abrasão raso. Porém, caso haja ciclos de deslizamento repetitivos podem ser geradas partículas de desgaste (Bhushan, 2000).

Além dos mecanismos de desgaste abrasivo, é possível classificar dois tipos de movimentos que podem ser empregados, sendo eles, a dois corpos ou a três corpos, ambos apresentados na Figura 9.

Figura 9 – Desgaste abrasivo a dois e a três corpos.



(a) dois corpos

(b) três corpos

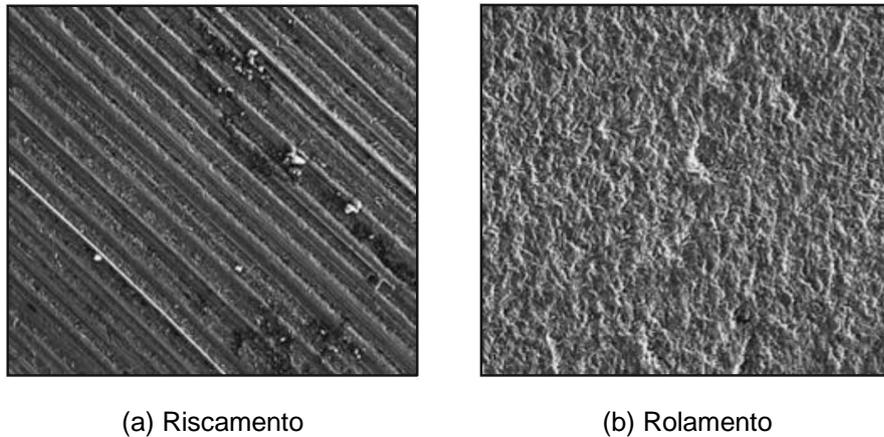
Fonte: Hutchings; Shipway (2017).

Esses dois tipos de desgaste abrasivo podem ser também, diferenciados pela taxa de desgaste resultante de um ensaio. Na abrasão a três corpos, as partículas abrasivas passam a maior parte do tempo em movimento rotativo, entretanto em contato com a superfície oposta por um período significativamente menor, o que gera um desgaste menor do material. Por outro lado, a abrasão a dois corpos resultará em uma taxa de desgaste mais elevada, pois as partículas permanecem em contato constante com a outra superfície (Zum Gahr, 1987).

A partir da quantidade de material desgastado por um abrasivo, o conceito de abrasão pode ser distinguido entre abrasão e microabrasão. Para distinguir entre o desgaste abrasivo e o desgaste microabrasivo, alguns resultados do ensaio, como o coeficiente e a taxa de desgaste (k , em $\text{mm}^3/\text{N.m}$), podem ser utilizados. Além desses resultados, parâmetros do ensaio, como o tipo de ensaio realizado e o tamanho médio das partículas da suspensão abrasiva, contribuem para essa diferenciação. Nesse contexto, baseando-se na taxa de desgaste e no tamanho do abrasivo, o conceito de desgaste abrasivo abrange também o desgaste microabrasivo (Cozza, 2011).

Neste trabalho, foi realizado ensaio do tipo esfera rotativa, obtendo-se um desgaste microabrasivo. Diante disso, na microabrasão podem ser identificados dois tipos de desgaste, podendo ser correlacionado com o tipo de desgaste abrasivo. No desgaste abrasivo a dois corpos, ocorrerá o mecanismo de microabrasão por riscamento, já na configuração a três corpos, o desgaste poderá ocorrer por mecanismo de riscamento ou rolamento. Na Figura 10, são apresentadas imagens de microestrutura de amostras que passaram pelo processo de desgaste por mecanismo de riscamento (a) e rolamento (b).

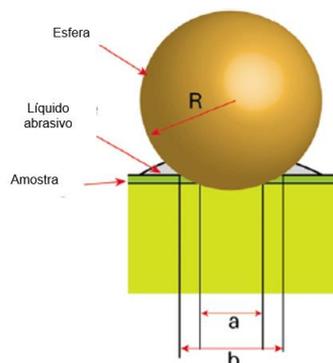
Figura 10 – Mecanismo de desgaste por riscamento e rolamento



Fonte: Trezona; Allsopp; Hutchings (1999).

Um dos métodos de estudo de desgaste microabrasivo é utilizando o equipamento do tipo esfera rotativa, desenvolvido por Rutherford; Hutchings (1997). Este ensaio consiste em uma esfera rotativa em contato com uma amostra e partículas abrasivas sendo gotejadas na superfície dos dois materiais. O conceito principal do ensaio, está representado na Figura 11, e como resultado do ensaio, devido ao contato entre esfera e amostra, forma-se uma calota esférica, que copia a forma geométrica da esfera utilizada, na superfície da amostra. A partir dessa calota, dados como força normal aplicada na amostra, distância de deslizamento e rotação da esfera são possíveis de estipular.

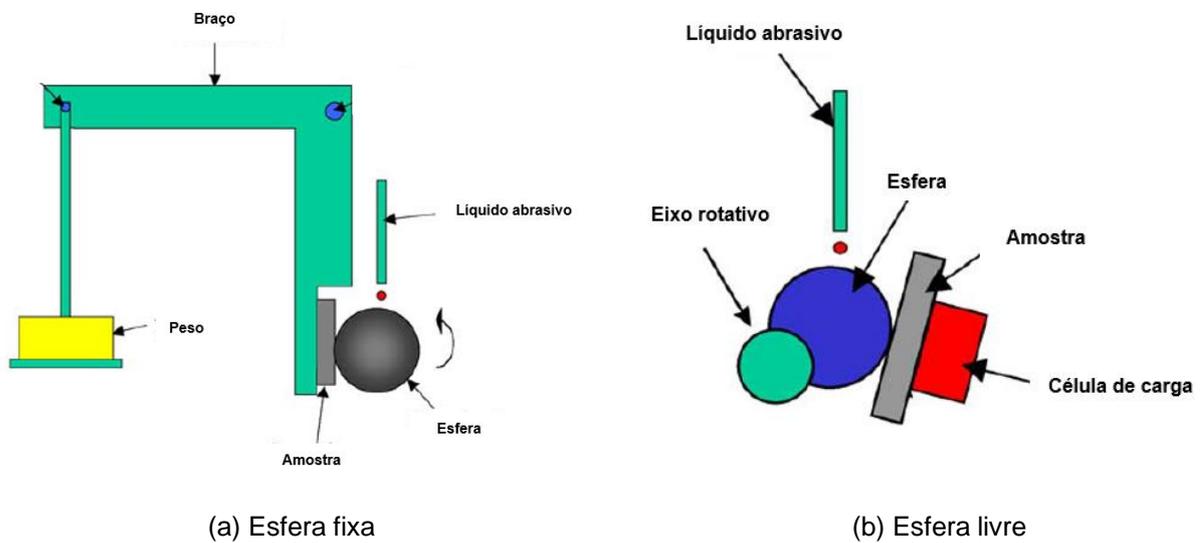
Figura 11 – Princípio do ensaio microabrasivo de esfera rotativa



Fonte: adaptado de Gant; Gee (2011).

O ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa pode ser realizado em duas configurações básicas, sendo elas, de esfera fixa e de esfera livre. Na configuração de esfera fixa, a mesma é ligada ao eixo motor responsável pelo movimento de rotação da esfera, representado na Figura 12 (a). A outra configuração possível para o ensaio é a de esfera livre, realizada neste trabalho, em que a força aplicada na amostra é dependente somente do peso da esfera, não havendo dependência do eixo motor, representada na Figura 12 (b).

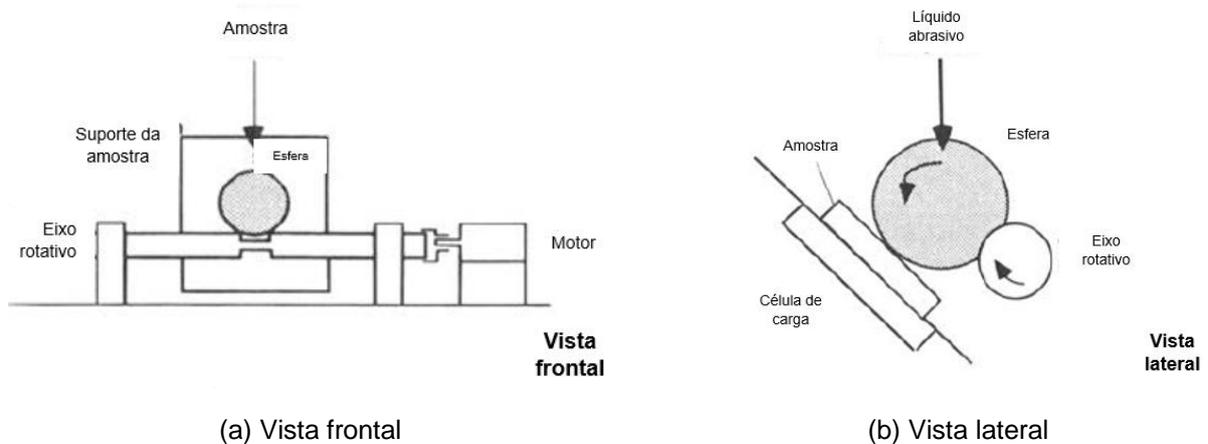
Figura 12 – Representação do ensaio microabrasivo por esfera fixa e esfera livre



Fonte: adaptado de Gee *et al.* (2005).

A configuração de ensaio de desgaste microabrasivo utilizada neste trabalho foi a de esfera livre. Seu esquema de funcionamento está representado na Figura 13, em que se apresenta a vista frontal do (a) e a vista lateral (b) do equipamento.

Figura 13 – Vistas frontal e lateral da configuração por esfera livre



Fonte: adaptado de Rutherford; Hutchings (1997).

Além dos parâmetros de força normal, frequência de rotação e rugosidade da esfera e a composição da suspensão abrasiva utilizada no ensaio, a distância de deslizamento possui influência direta nos resultados do ensaio de desgaste microabrasivo realizado neste trabalho. A distância que a esfera percorre sobre a superfície da amostra, ligada ao tempo de ensaio e frequência de rotação, é o que determina que os resultados sejam confiáveis e que a amostra apresente um comportamento previsível quando calculada a taxa de desgaste específica, independente do tempo de ensaio.

Com isso, a obtenção do regime permanente de desgaste (RPD) passa a ser um dos objetivos do ensaio, que é caracterizado como o tempo a partir do qual a taxa de desgaste específica permanece constante. A partir do tempo de obtenção do RPD o sistema alcança a estabilidade, condição crucial para validação dos resultados, o que possibilita a realização do ensaio e sua aplicação na avaliação de condições reais de desgaste.

2.3.2.1.3 Desgaste triboquímico

O desgaste triboquímico ocorre quando há uma reação eletroquímica, como corrosão e oxidação, o que resulta na formação de filmes com composição diferente

dos materiais envolvidos. Os filmes gerados podem aderir à superfície do material ou serem perdidos na forma de partículas de desgaste. A formação desses filmes depende das condições ambientais e dos elementos presentes na interface, como a presença de uma atmosfera oxidante ou a presença de água ou vapor de água. Além disso, durante o deslizamento, o aquecimento da interface de contato pode promover a ocorrência de reações químicas. Nesse processo de desgaste, é essencial a remoção contínua dos filmes que têm a capacidade de diminuir as taxas de reações químicas nas superfícies, permitindo assim a formação contínua desses filmes e a subsequente remoção de material (Hutchings; Shipway, 2017).

2.3.2.2 Quantificação de desgaste

O modelo desenvolvido por Archard é amplamente utilizado para quantificar o desgaste adesivo em sistemas sujeitos ao movimento de deslizamento, devido à sua simplicidade analítica e capacidade de descrever a severidade do desgaste. O modelo considera os mecanismos de contato, as propriedades dos materiais envolvidos e as condições específicas do deslizamento, como carga normal, geometria das superfícies, velocidade de deslizamento, ambiente, entre outros. Archard desenvolveu a Equação (2) (Archard, 1953; Hutchings; Shipway, 2017).

$$\frac{V}{S} = Q \cdot W \dots\dots\dots(2)$$

em que:

V : volume de desgaste (mm^3);

S : distância de deslizamento (m);

Q : volume removido por unidade de distância percorrida (mm^2);

k : taxa de desgaste específica ($\text{mm}^3/\text{N.m}$);

W : carga normal (N).

Para tornar viável a utilização da equação de Archard [Equação (2)], a fim de quantificar o desgaste de amostras resultante de ensaio de desgaste microabrasivo,

o volume de desgaste deve já ter sido determinado, neste caso, por perfilometria tridimensional.

A fim de quantificar a taxa de desgaste específica do material estudado, caso não haja valor determinado de volume de desgaste, a Equação (3) pode ser utilizada para materiais homogêneos ou monolíticos. Assim, o volume de desgaste da cratera pode ser determinado, onde a variável de diâmetro da cratera resultante pode ser medida por técnicas de microscopia óptica ou por perfilometria tridimensional (Gee *et al.*, 2003).

$$V = \frac{\pi b^4}{64R} \dots\dots\dots(3)$$

em que:

V : volume de desgaste (mm³);

$2b$: diâmetro da cratera (mm);

R : raio da esfera (mm).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

No presente trabalho foram avaliados, quanto à microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho tribológico, quatro tipos de aços ferramenta para trabalho a frio: AISI D2, Uddeholm Sleipner, Böhler S790 Microclean e Uddeholm Vanadis 8. Esses materiais foram adquiridos de diferentes fabricantes de aços para roscas de extrusora e são amplamente utilizados na indústria, cada um com características específicas que os tornam adequados para diferentes aplicações de processamento de materiais poliméricos.

O primeiro aço analisado é o AISI D2, que é conhecido por sua alta resistência mecânica e dureza. É amplamente utilizado em ferramentas de corte de alto desempenho (matrizes e punções), laminação de roscas, estampagem, extrusão a frio, operações para as quais a resistência ao desgaste é uma das propriedades exigidas (Böhler Brasil, 2023).

O segundo aço é o Uddeholm Sleipner, que é caracterizado por sua boa resistência ao desgaste, estabilidade de sua dureza e resistência à compressão. É frequentemente utilizado em aplicações industriais que exigem ferramentas duráveis (corte e estampagem) com boa resistência mecânica, e ao desgaste por abrasão (Böhler Brasil, 2023a).

Os aços AISI D2 e Uddeholm Sleipner foram fornecidos com tratamento térmico realizado pela empresa fornecedora. Esses aços foram temperados em forno a vácuo com temperatura máxima de 1050 °C por 30 min, resfriados em pressão de nitrogênio e, posteriormente, submetidos a revenimento triplo a 550 °C por 2 h cada ciclo.

O terceiro aço é o Böhler S790 Microclean, que é fabricado pelo processo de metalurgia do pó. Esse tipo de aço é projetado para aplicações que requerem alta resistência a quente e ao desgaste, ótima estabilidade dimensional e tenacidade. É comumente utilizado em ferramentas para operações de corte e conformação a frio,

tais como fresas, brocas, ferramentas de usinagem e punções de estampagem (Böhler Brasil, 2023)

O quarto aço analisado é o Uddeholm Vanadis 8, que também é fabricado pelo processo de metalurgia do pó. Esse aço é reconhecido por sua alta resistência ao desgaste abrasivo, boa ductilidade, estabilidade no endurecimento e alta resistência à compressão. É amplamente utilizado em ferramentas de corte e conformação de metal, facas de corte para papel e alumínio e roscas de extrusoras, aplicações essas que necessitam de uma ferramenta de longo prazo, em que o desgaste abrasivo é o problema dominante a ser eliminado (Uddeholm, 2023).

Os aços Böhler S790 Microclean e Uddeholm Vanadis 8 foram fornecidos com tratamento térmico realizado pela empresa fornecedora. Esses aços foram temperados em forno a vácuo com temperatura máxima de 1180 °C por 30 min, resfriados em pressão de nitrogênio e, posteriormente, submetidos a revenimento triplo a 590 °C por 2 h cada ciclo.

A composição química de cada um desses aços é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química

| Identificação | Material | C (%) | Si (%) | Mn (%) | Cr (%) | Mo (%) | V (%) | W (%) |
|---------------|---------------------------|-------|--------|--------|--------|--------|-------|-------|
| D2 | AISI D2 | 1,55 | 0,3 | 0,3 | 11,3 | 0,75 | 0,75 | - |
| Sleipner | Uddeholm Sleipner | 0,9 | 0,9 | 0,5 | 7,8 | 2,5 | 0,5 | - |
| S790 | Böhler S790 Microclean | 1,33 | - | - | 4,3 | 4,9 | 4,1 | 5,9 |
| Vanadis 8 | Uddeholm Vanadis 8 | 2,3 | 0,4 | 0,4 | 4,8 | 3,6 | 8 | - |

Fonte: Böhler BRASIL (2023); Böhler BRASIL (2023); Uddeholm (2023).

A seguir, serão descritos os ensaios que foram realizados para avaliar a microestrutura e as propriedades dos aços, que incluem metalografia, dureza e ensaios tribológicos.

3.2 PROCEDIMENTO DE OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

O aço AISI D2 foi produzido pela usina brasileira da Villares Metals e distribuídos pela Aços Bohler Uddeholm do Brasil, localizada no município de Flores de Cunha. Os aços Uddeholm Sleipner e Vanadis 8 foram produzidos pela usina da Uddeholm, localizada na Suécia e importados pela Aços Bohler Uddeholm do Brasil. O aço Böhler S790 Microclean foi produzido pela usina da Bohler, localizada na Áustria e também importado pela Aços Bohler Uddeholm do Brasil.

A Bohler Uddeholm do Brasil forneceu amostras em formato de barras dos quatro materiais, previamente tratados termicamente, à Imex Extrusoras, localizada no município de Sapucaia do Sul, fabricante de extrusoras e roscas, produziu os corpos de prova em formato final para serem utilizados neste trabalho.

3.3 MÉTODOS

3.3.1 Caracterização da microestrutura

Para caracterizar a microestrutura das quatro amostras de aços, foram preparadas amostras metalográficas no Laboratório de Ensaios Mecânicos, LAMEC - UCS por meio das etapas sequenciais de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. Na etapa de corte das amostras, foi utilizada uma cortadeira metalográfica de precisão modelo PANCUT – 40, fabricada pela marca Pantec, juntamente com um disco de corte de carbeto de silício (SiC), localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos, LAMEC – UCS. Após essa etapa, as amostras cortadas foram embutidas na embutidora modelo PRE 40 Mi, produzida pela marca Arotec, também localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos, LAMEC – UCS, utilizando pó de baquelite marrom.

Posteriormente, as amostras embutidas foram lixadas manualmente em um suporte de lixas usando lixas de carbeto de silício (SiC), com diferentes granulometrias nesta sequência: #120 #220, #320, #500, #800 e #1200. Em seguida, as amostras

lixadas foram polidas utilizando panos, suspensões diamantadas e uma suspensão de sílica coloidal em uma politriz modelo Aropol E, fabricada pela marca Arotec, também localizada no Laboratório de Ensaaios Mecânicos, LAMEC - UCS. Na etapa inicial de polimento, as amostras foram polidas com o pano para polimento e a suspensão diamantada com tamanho de partícula 6 μm . Em seguida, foi utilizado um pano e a suspensão diamantada com tamanho de partícula de 3 μm . Após essas etapas, foi utilizado um pano e a suspensão de sílica coloidal DiaPro com tamanho de partícula de 0,25 μm . O ataque químico das amostras polidas foi realizado por imersão usando o reagente Nital 3 %.

Após a sequência de operações de preparação metalográfica das amostras, foram realizadas análises de sua microestrutura por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura por emissão de campo (MEV-FEG) e Espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS).

O objetivo do procedimento acima citado foi analisar na microestrutura das amostras, no que se refere à presença de poros (tamanho, geometria e quantidade), a matriz, os carbonetos (tipo e tamanho).

3.3.2 Ensaio de microdureza

A microdureza das amostras foi determinada pelo ensaio de indentação Vickers, em que foi utilizado um indentador Vickers e microdurômetro, modelo HVM Microhardness Tester, marca Shimadzu Scientific Instruments (Figura 14), localizado no Laboratório de Ensaaios Mecânicos, LAMEC – UCS. Os ensaios seguiram a norma ISO 6507-1:2008 e tiveram como parâmetros: carga aplicada: 10 N (HV1); e tempo de carga aplicada: 10 s. Os valores de dureza apresentados são uma média aritmética de 5 medições, as quais foram realizadas para cada amostra dos quatro aços e seus respectivos desvios padrão.

Figura 14 – Indentador Vickers e microdurômetro Shimadzu Scientific Instruments
– HMV

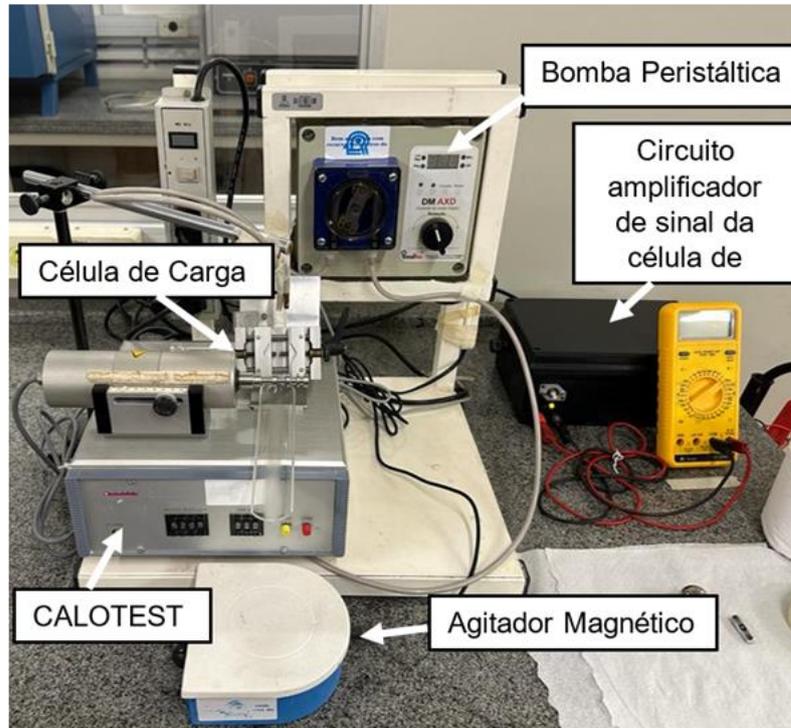


Fonte: Autoria própria.

3.3.3 Ensaio de desgaste microabrasivo

A análise tribológica dos materiais foi conduzida por meio de ensaios de desgaste microabrasivo, empregando um microabrasômetro tipo esfera rotativa livre do modelo Calotest da marca CSM Instrument, adaptado com célula de carga, conforme descrito por Lorenzi; Perottoni; Zorzi (2010). Assim, em sua configuração atual, apresentada na Figura 15, é utilizado um sistema de instrumentação que contém uma célula de carga para a aquisição da força normal. O equipamento está disponível no Laboratório de Materiais Cerâmicos (LMCER) da UCS.

Figura 15 – Microabrasômetro de esfera rotativa livre Calotest adaptado com célula de carga



Fonte: Autoria própria.

O equipamento é composto por uma esfera de alta dureza apoiada sobre a amostra, que é posicionada em um gabarito fixo, e encaixada em um eixo conectado a um motor elétrico. Com a ativação do motor, o eixo e a esfera entram em rotação, enquanto uma suspensão abrasiva é gotejada entre a esfera e a superfície da amostra por meio de uma bomba peristáltica e agitador magnético, o que estabelece uma configuração de ensaio de abrasão a três corpos (esfera, abrasivo e amostra). O rolamento da esfera sobre a superfície da amostra resulta em desgaste, que forma uma calota esférica (cratera) na superfície da amostra após um período específico de deslizamento ou distância.

No presente trabalho, foram utilizadas as seguintes condições para os ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre: suspensão abrasiva de SiC (tamanho médio de partícula, D_{50} , de $10,85 \mu\text{m}$), água destilada e concentração do abrasivo de $0,35 \text{ g/cm}^3$, esfera de aço rolamento AISI 52100 com diâmetro de $25,4 \text{ mm}$, velocidade de rotação do eixo de 200 rpm e força normal média aplicada

sob as amostras de 0,196 N. Os ensaios foram realizados em duplicada para cada tempo: 10, 20, 30, 40, 50, 60, 90, 120, 180, 240 e 300 s, e as respectivas distâncias de deslizamento da esfera sob a amostra foram: 1,4; 2,8; 4,2; 5,6; 7; 8,4; 12,6; 16,8; 25,2; 33,6 e 42 m.

Com objetivo de determinar a resistência ao desgaste das amostras, foram utilizados métodos de microscopia ou de perfilometria tridimensional para obter valores de volume desgastado e diâmetro da cratera formada após ensaio. Os valores foram determinados com auxílio do perfilômetro óptico Coutor GT, da marca Bruker, localizado no Laboratório de Materiais, LAMAT – UCS.

O coeficiente de desgaste dimensional, também chamado de taxa de desgaste específica foi determinado pela Equação (2), com os valores de força normal, obtidos no ensaio, e de volume de desgaste obtidos por perfilometria tridimensional. O coeficiente de desgaste de um material pode ser interpretado como, quanto maior seu valor, mais facilmente será desgastado nas condições experimentais e menor será sua resistência ao desgaste em condições práticas. Assim, o coeficiente de desgaste dimensional é interpretado como uma medida da severidade do desgaste, utilizada para comparar a resistência de materiais de diferentes durezas (Hutchings; Shipway, 2017).

Com objetivo de identificar o mecanismo de desgaste microabrasivo, as superfícies das calotas foram avaliadas por MEV-FEG.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURA DOS AÇOS

4.1.1 AISI D2

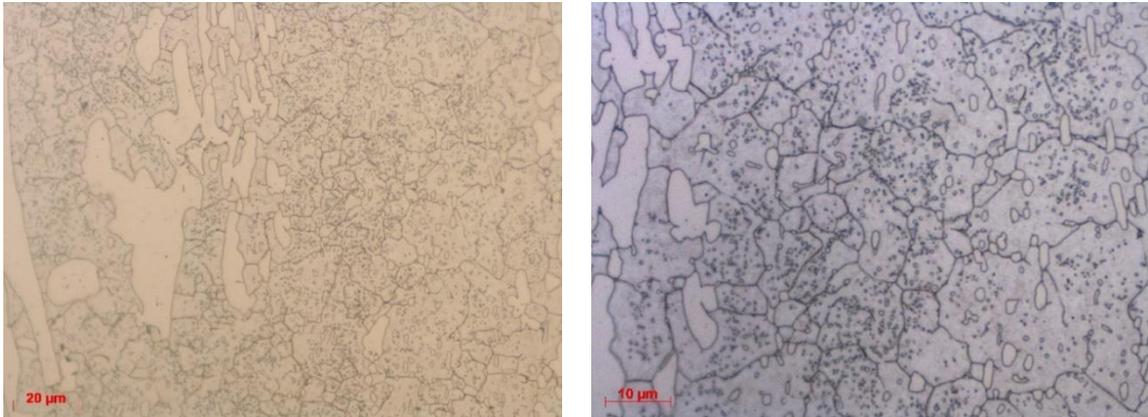
Na Figura 16 e Figura 17 apresenta-se a microestrutura da amostra do aço ferramenta D2 utilizada no trabalho. Na Figura 18 são apresentadas análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) dos dois tipos de carbonetos identificados na amostra D2. Já na Figura 19 são exibidas análises de EDS para a matriz do material.

Na microestrutura do material, Figura 16 e Figura 17, podem ser vistos carbonetos com diferentes formatos, uns grandes e outros pequenos com formato esférico dispersos na matriz martensítica, nos contornos de grão e no interior dos grãos. A avaliação dos espectros pontuais de EDS (Figura 18) indicou que ambos os carbonetos são ricos em cromo e ferro, que é coerente com a composição química deste material, apresentada na Tabela 4.

De acordo com a literatura, o cromo é um elemento formador de carbonetos eutéticos de liga do tipo M_7C_3 ($M=Cr, Fe$), os quais foram identificados por EDS (Hwang; Lee; Lee, 1998) e por difração de raios X (DRX) (Conci *et al.*, 2023; Franco Júnior, 2003).

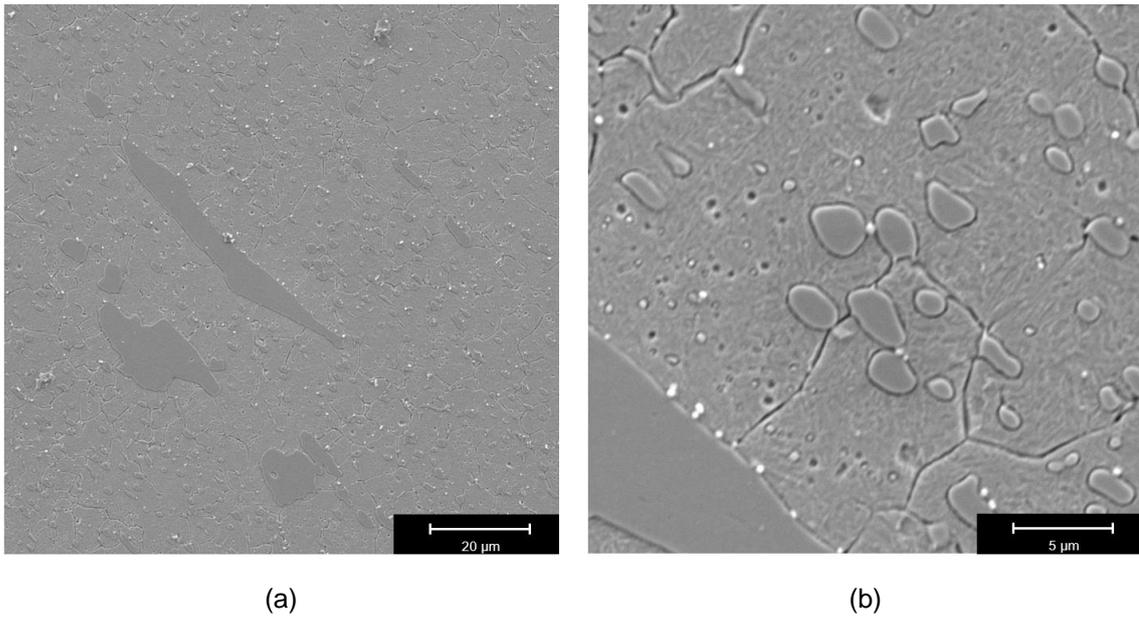
Os carbonetos grandes e irregulares são denominados primários, pois aparecem desde as primeiras etapas de tratamento térmico e não se dissolvem durante o processo de austenitização (Mochtar; Putra; Abram, 2023).

Figura 16 – Microscopia óptica da amostra D2.



Fonte: Autoria própria.

Figura 17 – MEV-FEG microestrutura amostra D2

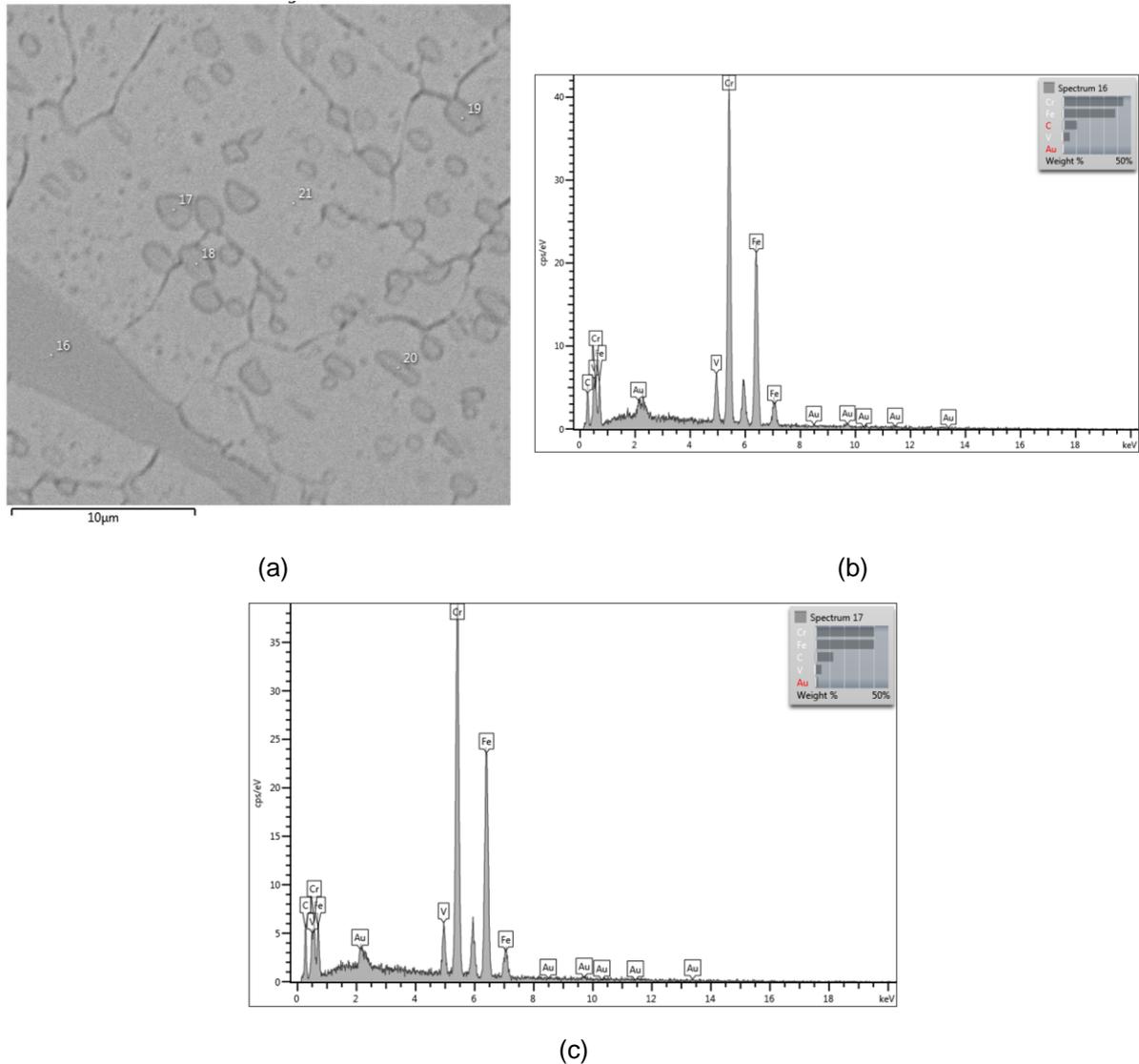


(a)

(b)

Fonte: Autoria própria.

Figura 18 – EDS dos carbonetos da amostra D2. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 16. (c) EDS da região 17

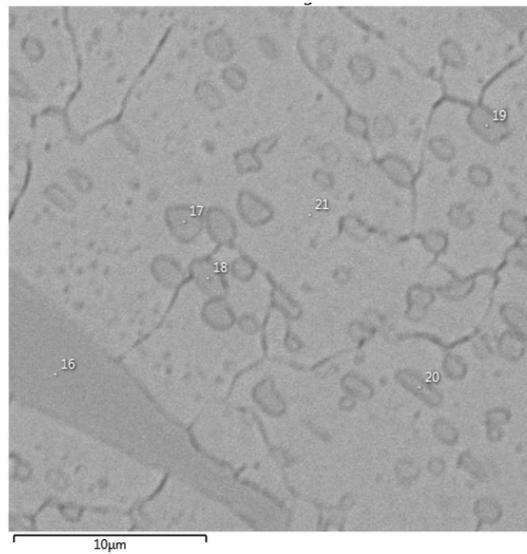


Fonte: Autoria própria.

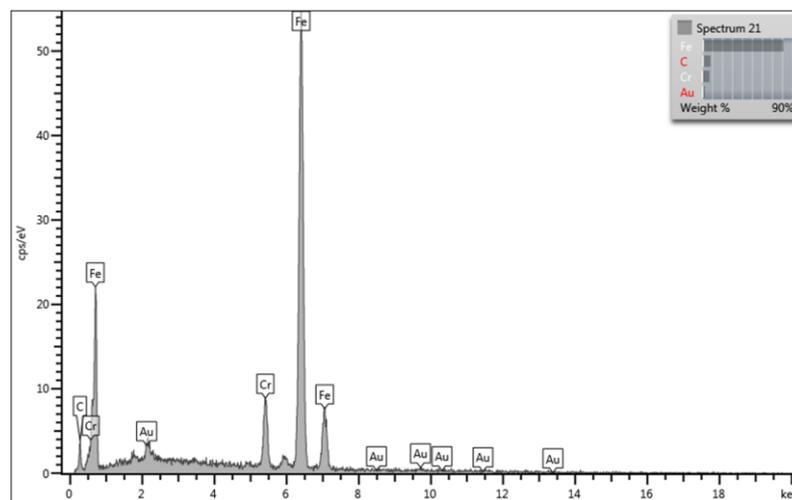
Já os carbonetos finamente dispersos precipitam na etapa de revenimento, como contém formadores de carbonetos (elementos de liga) com coeficiente de difusão menor que o do carbono, a sua velocidade de crescimento e coalescência vai ser inferior ao do carboneto de ferro (cementita). Isso explica distribuição de carbonetos pequenos (carbonetos secundários) observada na Figura 16 e Figura 17, que gera o endurecimento secundário proveniente do revenimento a temperaturas

acima de 500 °C. Esse fenômeno é evidenciado nos aços ferramentas com alto teor de cromo e carbono, como é o caso do D2.

Figura 19 – EDS da matriz da amostra D2. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 21.



(a)



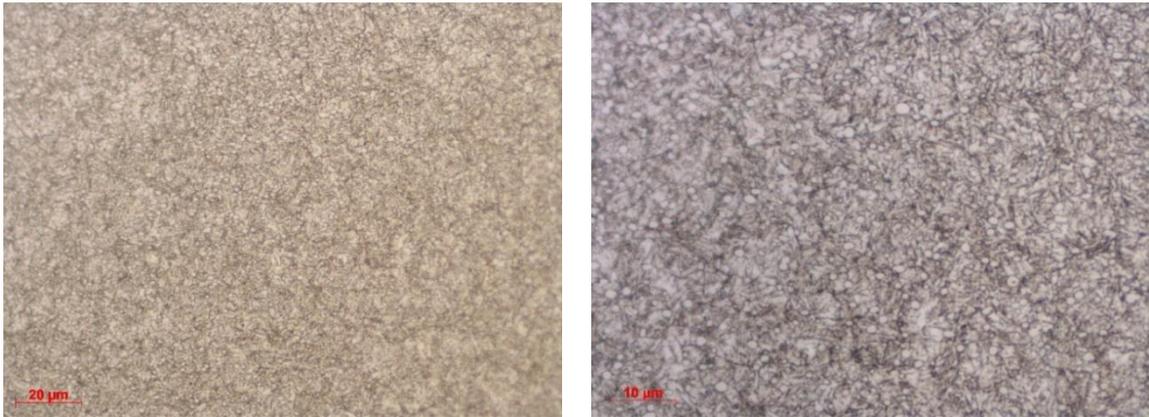
(b)

Fonte: Autoria própria.

4.1.2 Uddeholm Sleipner

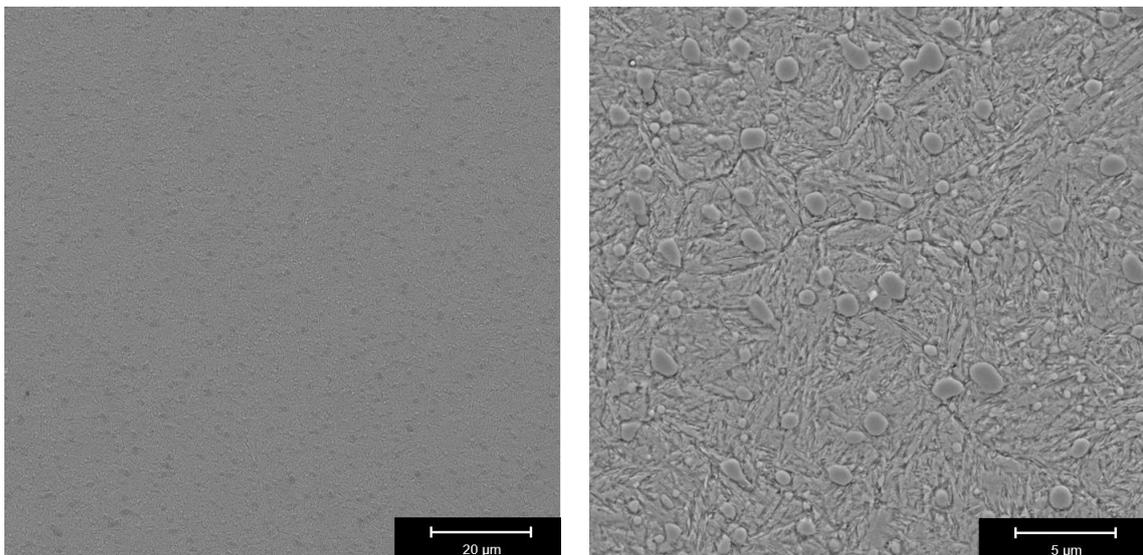
Na Figura 20 e Figura 21 apresenta-se a microestrutura da amostra do aço ferramenta Sleipner utilizada no trabalho.

Figura 20 – Microscopia óptica da amostra Sleipner



Fonte: Autoria própria.

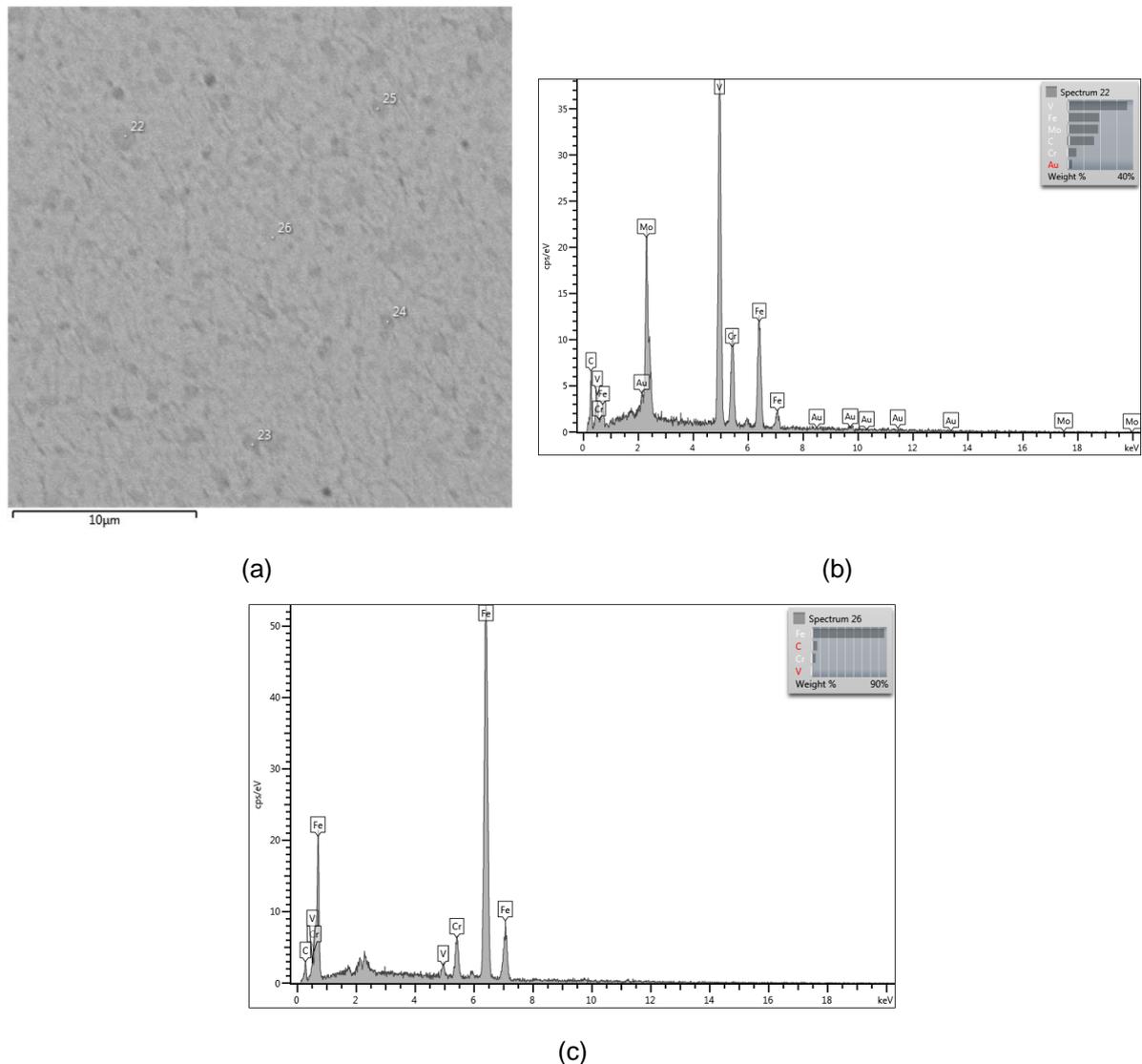
Figura 21 – MEV-FEG microestrutura da amostra Sleipner



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 22 são apresentadas análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) do tipo de carboneto e da matriz identificados na amostra Sleipner.

Figura 22 – EDS amostra Sleipner. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 22 - carboneto. (c) EDS da região 26 – matriz.



Fonte: Autoria própria.

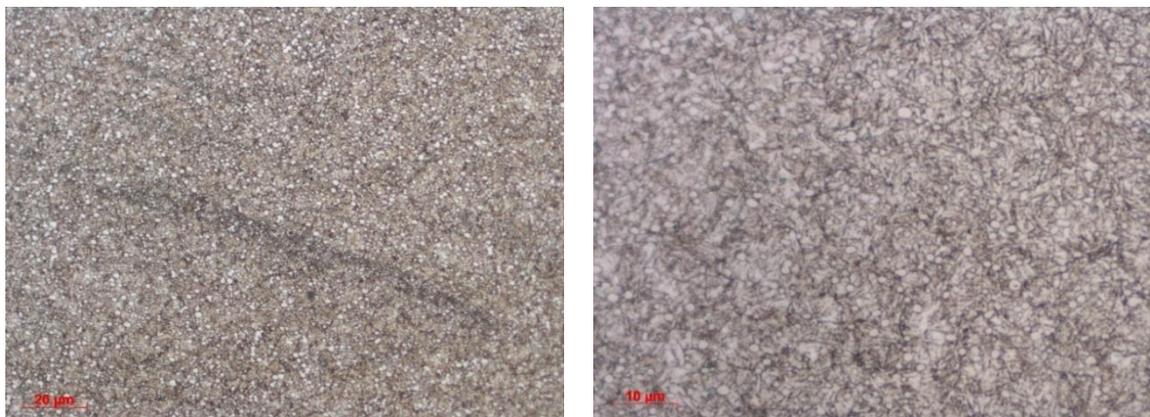
Na microestrutura do material, Figura 20 e Figura 21, podem ser vistos carbonetos secundários com formatos similares, pequenos, esféricos e dispersos na matriz martensítica revenida. A avaliação dos espectros pontuais de EDS (Figura 22) indicou que os carbonetos são ricos em vanádio e ferro, que não é coerente com a composição química deste material, apresentada na Tabela 4.

Porém, ao se levar em conta a geometria e dispersão na matriz dos carbonetos, bem como a composição química do aço, foi possível inferir que eram carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. Esses carbonetos são caracterizados por apresentar formato esférico, tamanhos pequenos e ficarem isolados na matriz do material. Os elementos de liga que possuem facilidade de formação desses carbonetos são cromo, ferro, molibdênio e vanádio (Vitry *et al.*, 2012), que são os elementos presentes na composição química do aço, conforme apresentado na Tabela 4.

4.1.3 Böhler S790 Microclean

Na Figura 23 e Figura 24 apresenta-se a microestrutura da amostra do aço ferramenta sinterizado S790 utilizada no trabalho. Na Figura 25 são apresentadas análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) dos dois tipos de carbonetos identificados na amostra S790. Já na Figura 26 são exibidas análises EDS para a matriz do material.

Figura 23 – Microscopia óptica da amostra S790

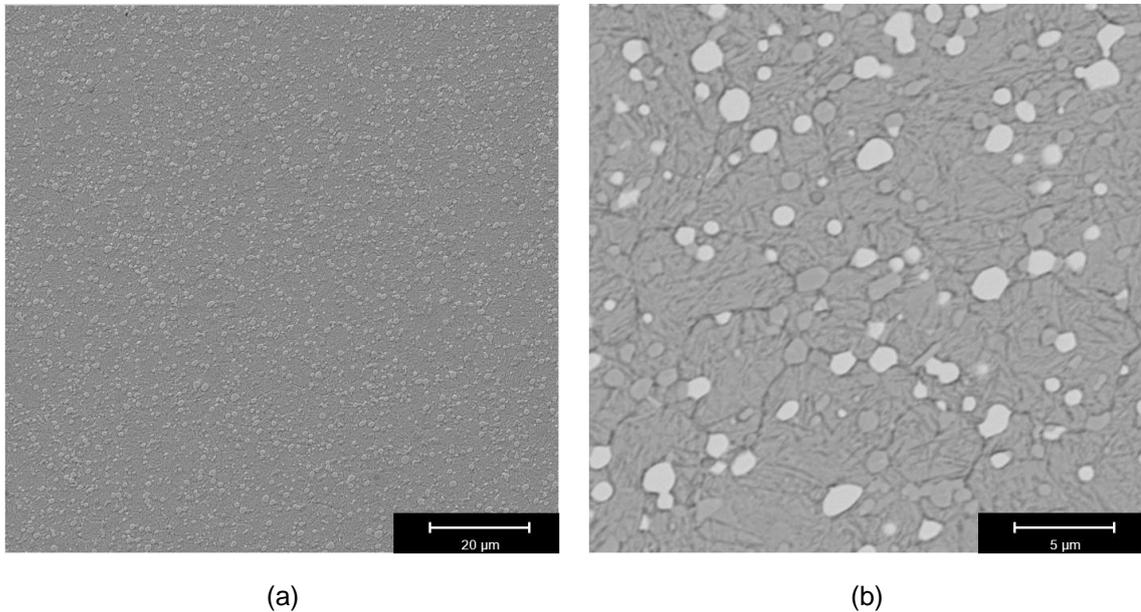


Fonte: Autoria própria.

Na microestrutura do material, Figura 23 e Figura 24, podem ser vistos dois tipos de carbonetos dispersos na matriz martensítica revenida, ambos com formatos similares, esféricos, pequenos e isolados. A avaliação dos espectros pontuais de EDS (Figura 25) indicou que um dos carbonetos é rico em tungstênio, ferro e molibdênio e

o outro é rico em ferro e vanádio, que é ligado à composição química deste material, apresentada na Tabela 4.

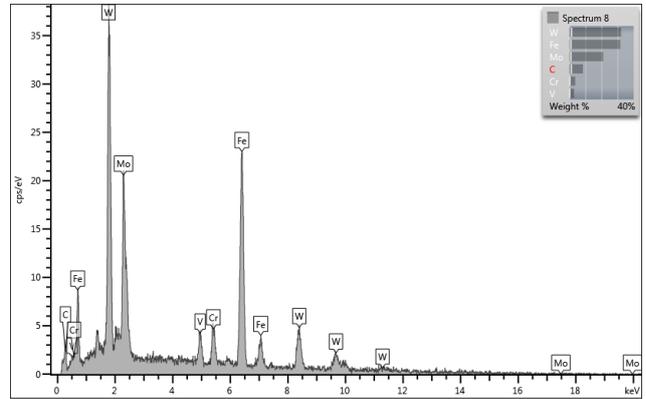
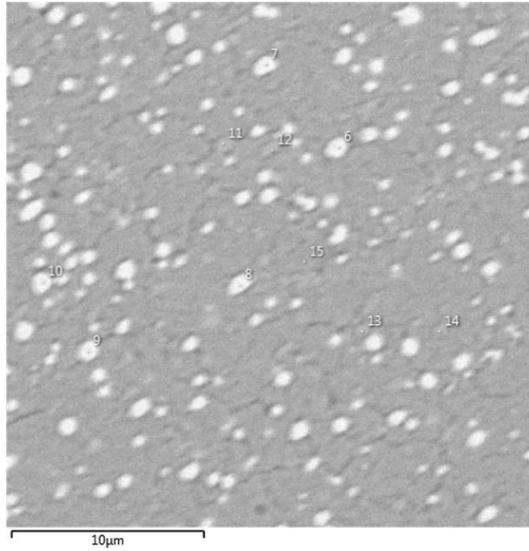
Figura 24– MEV-FEG microestrutura amostra S790



Fonte: Autoria própria.

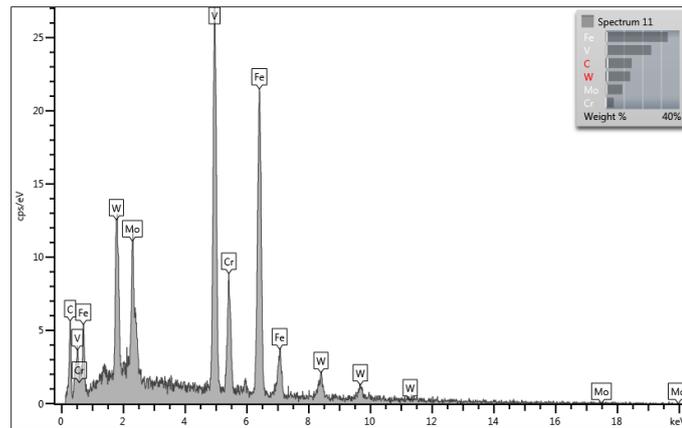
Com isso, o carboneto apresentado na Figura 25 (b), é identificado como o tipo M_6C , por possuir elementos de liga com facilidade de formação desse carboneto (molibdênio, tungstênio e vanádio) e apresentar morfologia similar. Já o carboneto representado na Figura 25 (c), é denominado tipo MC, por se tratar de um aço com elevados níveis de vanádio em sua composição (Tabela 4), o que se confirma com os resultados dos ensaios de EDS (Hwang; Lee; Lee, 1998; Vitry *et al.*, 2012).

Figura 25 – EDS dos carbonetos da amostra S790. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 8. (c) EDS da região 11.



(a)

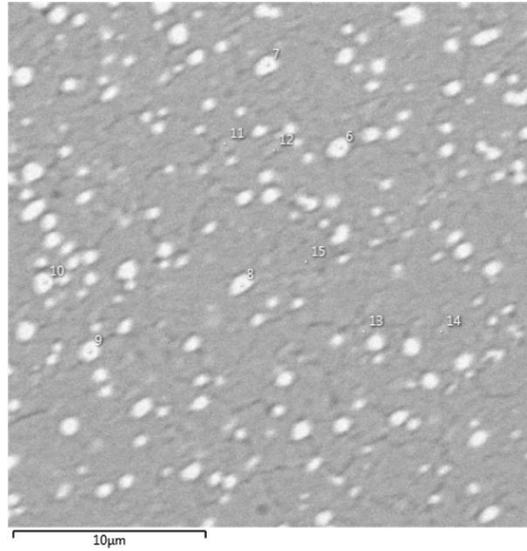
(b)



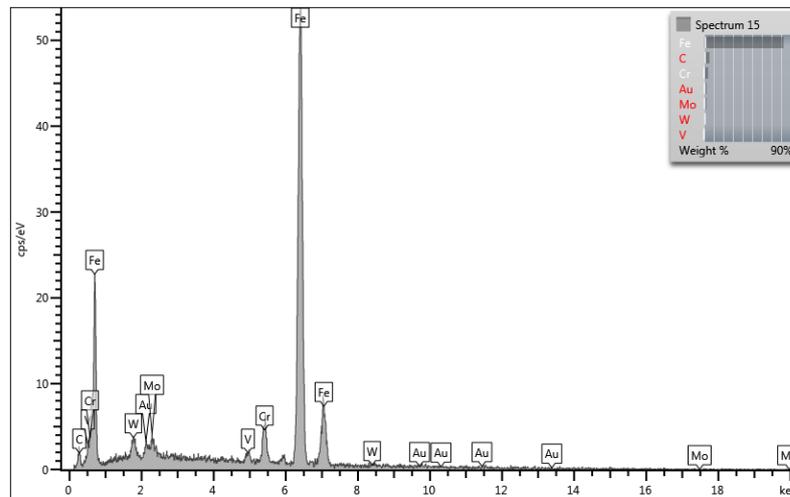
(c)

Fonte: Autoria própria.

Figura 26 – EDS da matriz da amostra S790. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 15.



(a)



(b)

Fonte: Autoria própria.

4.1.4 Vanadis 8

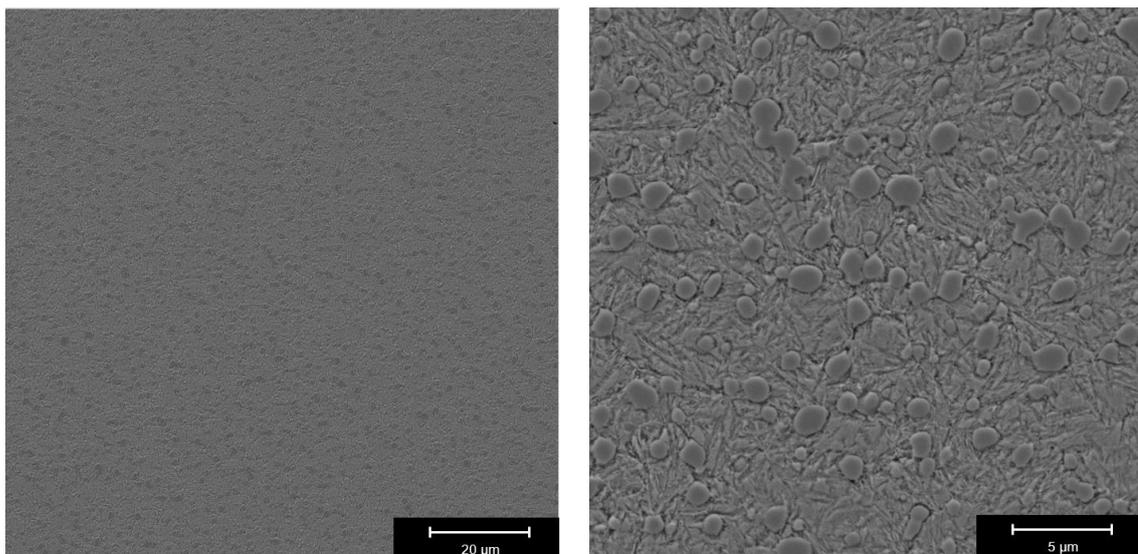
Na Figura 27 e Figura 28 apresenta-se a microestrutura da amostra do aço ferramenta sinterizado Vanadis 8. Já na Figura 29, são apresentadas análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) do tipo de carboneto e da matriz identificados na amostra Vanadis 8.

Figura 27 – Microscopia óptica da amostra Vanadis 8



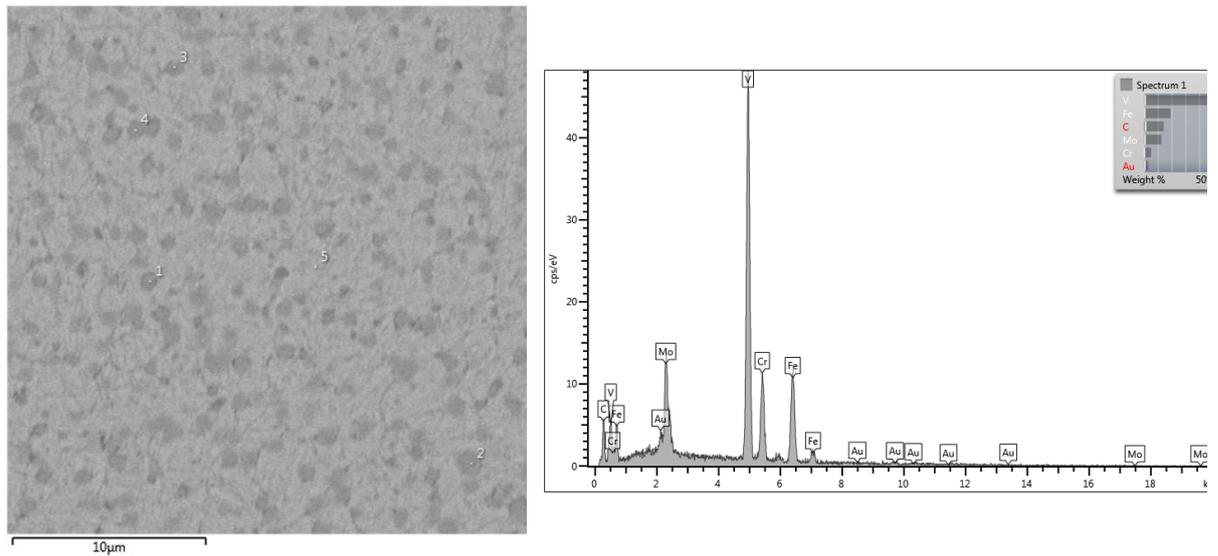
Fonte: Autoria própria.

Figura 28 – MEV-FEG microestrutura amostra Vanadis 8



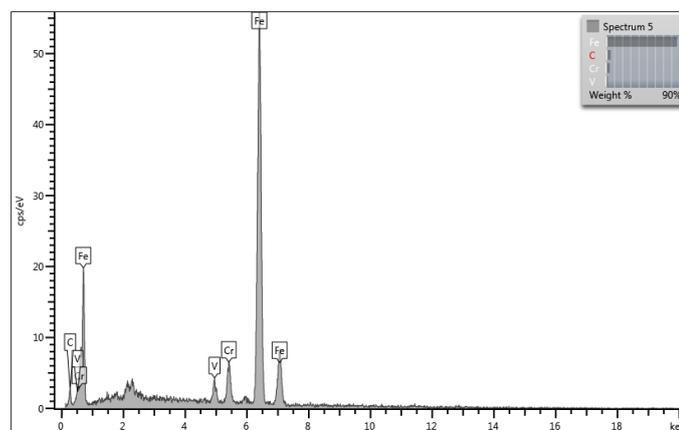
Fonte: Autoria própria.

Figura 29 – EDS da amostra Vanadis 8. (a) Imagem de elétrons retroespalhados. (b) EDS da região 1 - carboneto. (c) EDS da região 5 – matriz.



(a)

(b)



(c)

Fonte: Autoria própria.

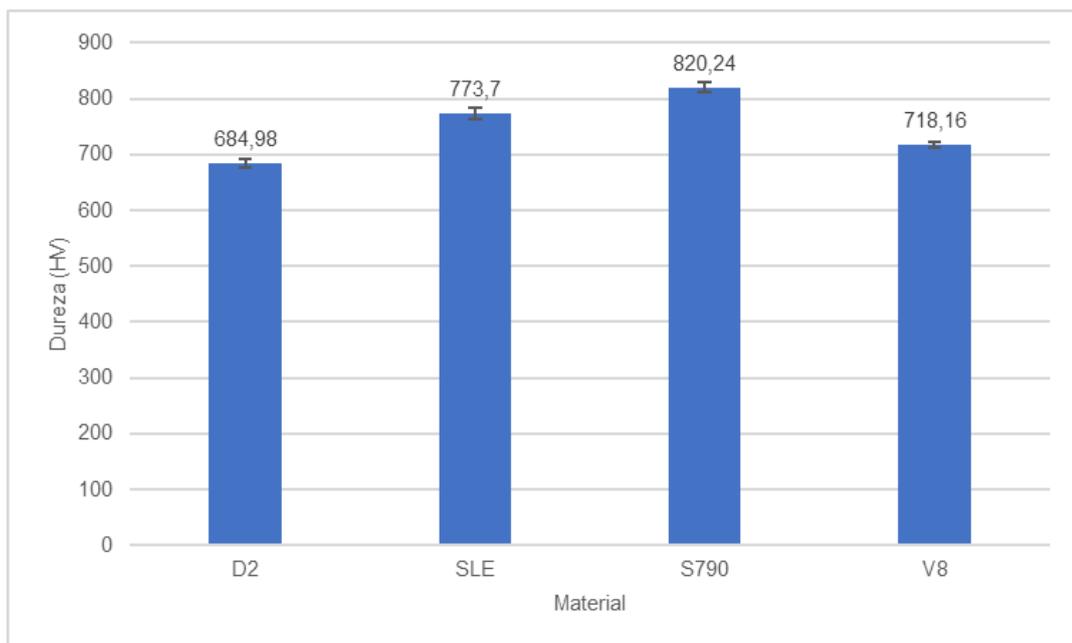
Na microestrutura do material, Figura 27 e Figura 28, podem ser vistos carbonetos com formatos similares, pequenos, esféricos e dispersos na matriz martensítica revenida. A avaliação dos espectros pontuais de EDS (Figura 29) indicou que os carbonetos são ricos em vanádio, o que é conexo à composição química do material, apresentada na Tabela 4.

De acordo com a análise de EDS, que apresenta como principal elemento de liga responsável pela formação do carboneto o vanádio, sugere-se que o carboneto seja do tipo MC. Esse fato foi comprovado em análise por DRX encontrada na literatura para materiais similares (Yarasu *et al.*, 2023).

4.2 DUREZA

A Figura 30 apresenta os dados obtidos a partir do ensaio de dureza realizado nas amostras utilizadas no presente trabalho. Os resultados apresentados no gráfico são a média de 5 medições em cada amostra e com seu desvio padrão representado.

Figura 30 – Medidas de dureza dos materiais



Fonte: Autoria própria.

A amostra do aço S790 apresenta valores maiores de dureza, quando comparado aos outros aços analisados. Isso se justifica pela presença de dois tipos de carbonetos secundários em sua microestrutura, formados por seus elementos de liga tungstênio, molibdênio e vanádio, já discutidos no Item 4.1.3, p.57 (Figura 25).

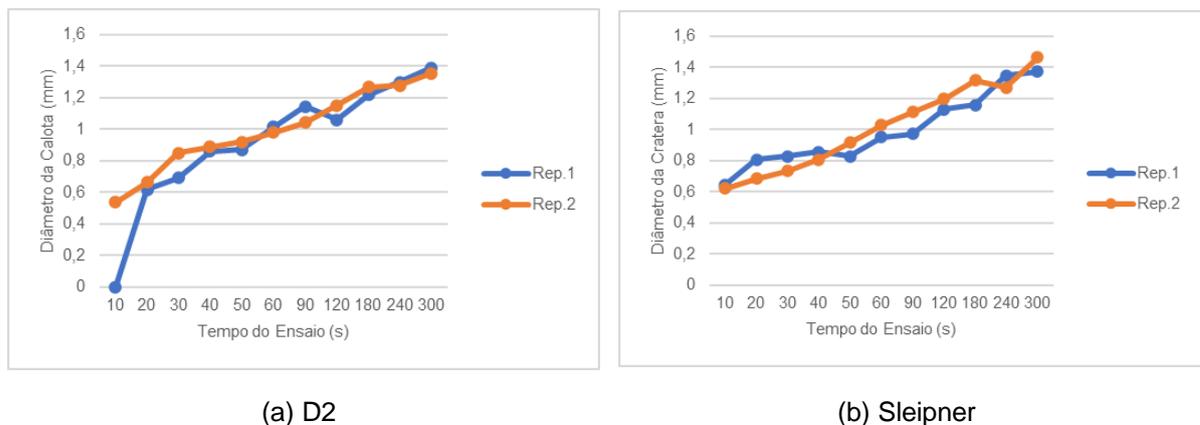
Em contrapartida, a amostra do aço D2 apresentou o menor valor entre as quatro, o que é explicado na análise de sua microestrutura, que contém carbonetos primários grandes e grande quantidade de cromo, conforme Figura 17.

4.3 RESISTÊNCIA À ABRASÃO

4.3.1 Análise das calotas de desgaste

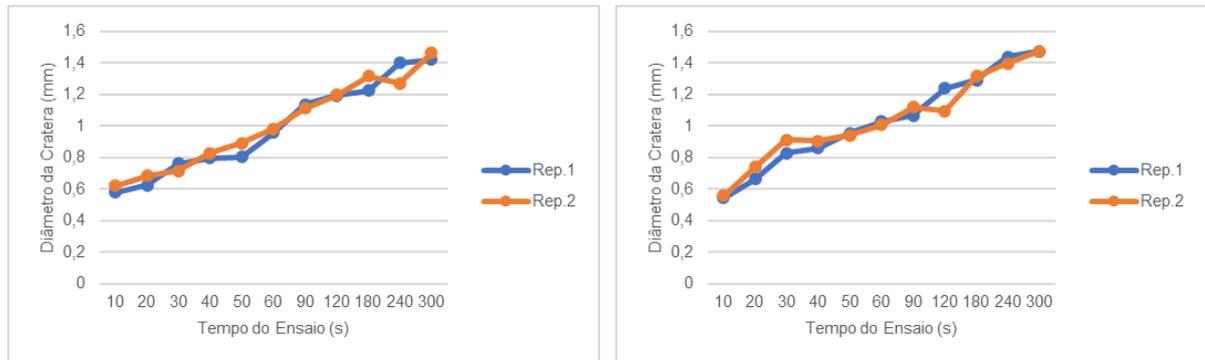
Com intuito de comparar a taxa de desgaste específica dos quatro aços apresentados neste trabalho, foi calculado, por meio de perfilometria 3D, o volume de desgaste e o diâmetro das calotas para cada tempo e repetição de ensaio de desgaste microabrasivo. Na Figura 31 e Figura 32 são apresentados os valores de diâmetro das calotas em função do tempo de ensaio para cada amostra nas duas repetições. Observa-se que o diâmetro aumentou de forma não linear com o tempo de ensaio nos quatro materiais. Nota-se a repetibilidade do ensaio exceto para a primeira repetição de ensaio da amostra D2 de tempo 10 s, em que não houve a formação de uma calota com diâmetro mensurável [Figura 31 (a)].

Figura 31 – Diâmetro das crateras das amostras D2 e Sleipner em função do tempo de ensaio



Fonte: Autoria própria.

Figura 32 – Diâmetro das crateras das amostras S790 e Vanadis 8 em função do tempo de ensaio



(a) S790

(b) Vanadis 8

Fonte: Autoria própria.

A partir dos valores de diâmetro das calotas é possível estimar o seu volume produzido pelo desgaste microabrasivo, por meio da Equação (3). No entanto, essa equação é válida para materiais homogêneos ou monolíticos. Dado que os aços utilizados nesse trabalho apresentam microestrutura não homogênea com presença de carbonetos dispersos, julgou-se que seria mais apropriado estimar o volume de desgaste das calotas por perfilometria 3D. Outro elemento que justificou o uso da perfilometria 3D neste trabalho foi a maior precisão nas medidas de diâmetro de cratera e volume de desgaste, quando comparado à microscopia óptica, que tende a superestimar o tamanho das calotas (Gee *et al.*, 2003).

Os valores de volume de desgaste de cada calota em cada repetição do ensaio para os materiais estão apresentados na Tabela 5. Além do volume de desgaste, imagens tridimensionais das calotas foram obtidas por perfilometria óptica 3D, conforme mostrado na Figura 33. Nessa figura mostram-se apenas as calotas obtidas para o menor (10 s, 1,4 m) e maior (300 s, 42,04 m) tempo de ensaio. A calota 1 da amostra D2, obtida com menor tempo de ensaio, refere-se à repetição 2, para qual foi possível medir o volume de desgaste, conforme pode ser visto na imagem da Figura 33(a) e o gráfico da variação do diâmetro de cratera em função do tempo da Figura 31.

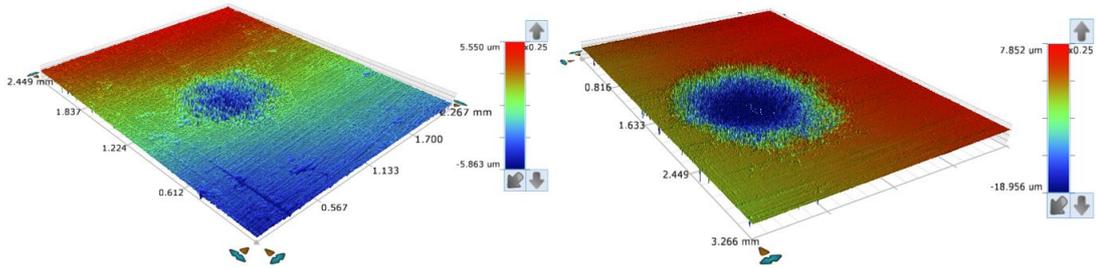
Exceto para essa condição (Calota 1, rep.1, D2) foram geradas crateras de desgaste com formato circular bem definido, como mostra as imagens de perfilometria óptica 3D das calotas (Figura 33), o que permitiu plotar os gráficos da Figura 31.

Tabela 5 – Dados de volume das crateras para cada material

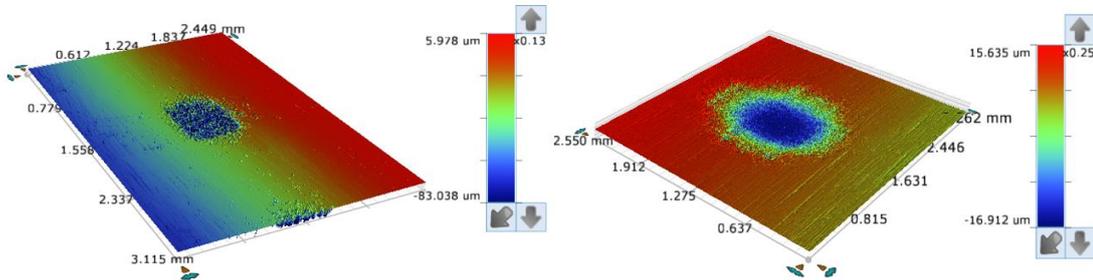
| Cratera | Tempo | Distância | Volume das Crateras | | | | | | | |
|---------|-------|--------------------|---------------------|----------|----------|----------|----------|----------|-----------|----------|
| | | | D2 | | S790 | | Sleipner | | Vanadis 8 | |
| | | | Rep.1 | Rep.2 | Rep.1 | Rep.2 | Rep.1 | Rep.2 | Rep.1 | Rep.2 |
| (s) | (m) | (mm ³) | | | | | | | | |
| 1 | 10 | 1,40 | 0 | 1,90E-04 | 2,60E-04 | 1,20E-04 | 8,00E-05 | 1,20E-04 | 1,20E-04 | 2,20E-04 |
| 2 | 20 | 2,80 | 1,20E-04 | 4,70E-04 | 7,20E-04 | 2,50E-04 | 3,50E-04 | 2,50E-04 | 3,50E-04 | 5,80E-04 |
| 3 | 30 | 4,20 | 4,00E-04 | 1,04E-03 | 8,90E-04 | 4,20E-04 | 5,40E-04 | 4,00E-04 | 6,50E-04 | 9,20E-04 |
| 4 | 40 | 5,61 | 6,90E-04 | 1,13E-03 | 1,23E-03 | 7,50E-04 | 9,60E-04 | 7,80E-04 | 8,90E-04 | 1,31E-03 |
| 5 | 50 | 7,01 | 1,01E-03 | 1,53E-03 | 1,54E-03 | 9,60E-04 | 7,60E-04 | 9,50E-04 | 1,40E-03 | 1,65E-03 |
| 6 | 60 | 8,40 | 1,40E-03 | 1,99E-03 | 1,97E-03 | 1,41E-03 | 2,00E-03 | 1,40E-03 | 1,70E-03 | 1,95E-03 |
| 7 | 90 | 12,61 | 2,37E-03 | 2,08E-03 | 1,87E-03 | 2,56E-03 | 1,96E-03 | 2,56E-03 | 2,64E-03 | 3,16E-03 |
| 8 | 120 | 16,82 | 3,14E-03 | 4,54E-03 | 4,37E-03 | 3,78E-03 | 4,42E-03 | 3,78E-03 | 4,06E-03 | 4,33E-03 |
| 9 | 180 | 25,22 | 5,14E-03 | 5,11E-03 | 4,44E-03 | 5,70E-03 | 4,50E-03 | 5,70E-03 | 6,15E-03 | 6,30E-03 |
| 10 | 240 | 33,63 | 7,54E-03 | 7,28E-03 | 7,55E-03 | 7,47E-03 | 7,62E-03 | 7,47E-03 | 8,57E-03 | 8,66E-03 |
| 11 | 300 | 42,04 | 9,69E-03 | 9,14E-03 | 9,71E-03 | 1,02E-02 | 9,81E-03 | 1,02E-02 | 1,20E-02 | 1,16E-02 |

Fonte: Autoria própria.

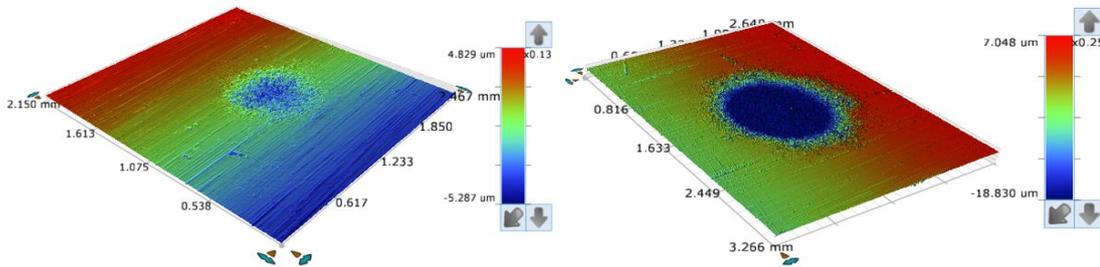
Figura 33 – Imagens crateras por perfilometria 3D



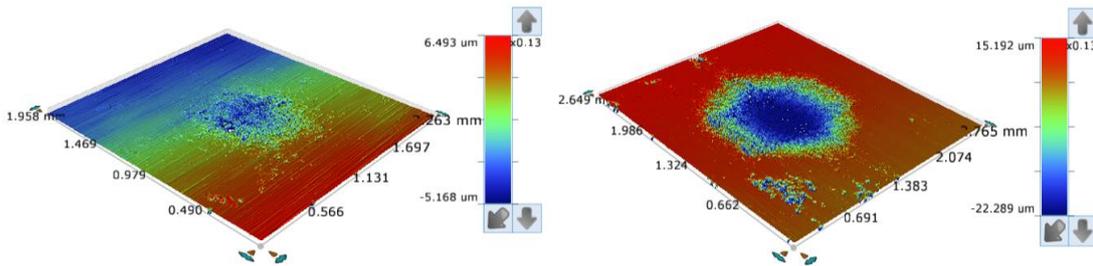
(a) D2



(b) Sleipner



(c) S790



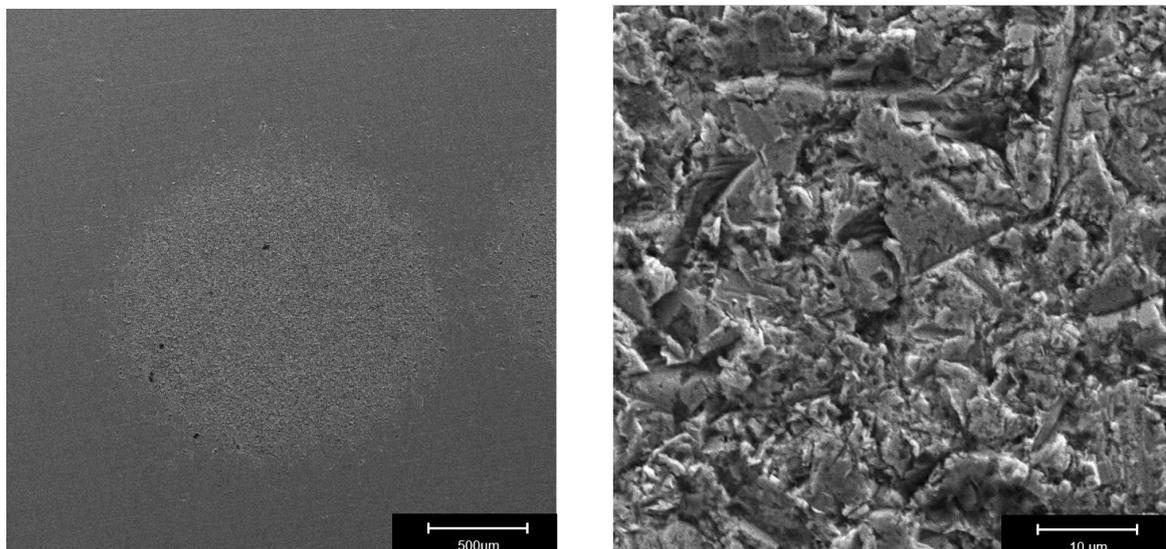
(d) Vanadis 8

Fonte: Autoria própria.

Da Figura 34 à Figura 37, são apresentadas as imagens de MEV-FEG das crateras de desgaste representativas para cada material. Nas imagens com menor magnificação observa-se que não ocorreu o fenômeno de *scuffing*, que se caracteriza pela formação de riscos profundos na borda da cratera, na direção do deslizamento da esfera de ensaio. O *scuffing* podem trazer dificuldades na identificação da borda da cratera e, conseqüentemente, afetar a precisão da medida do seu diâmetro (Gant; Gee, 2011; Gee *et al.*, 2003).

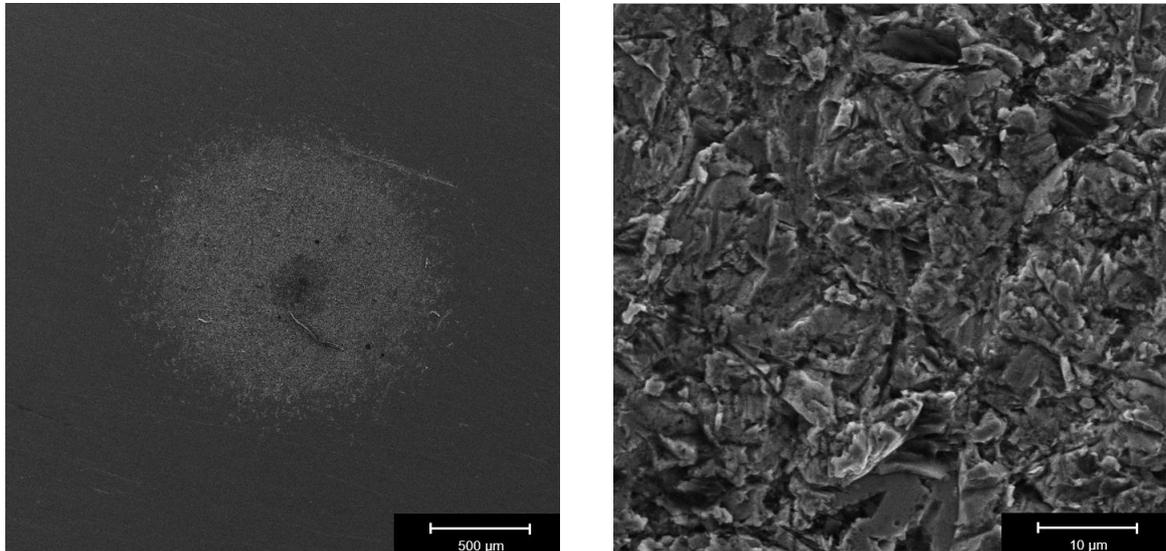
Em relação aos mecanismos de desgaste microabrasivo, observa-se nas imagens das crateras dos quatro materiais (Figura 34 à Figura 37) que predominou o desgaste microabrasivo por rolamento, associado ao desgaste abrasivo à três corpos. Esse mecanismo, como pode ser observado na Figura 34 à Figura 37, caracteriza-se pela formação de micro indentações não direcionais devido à liberdade que as partículas abrasivas têm de rolar entre a esfera e a superfície do material (Gant; Gee, 2011; Gee *et al.*, 2003).

Figura 34 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – D2



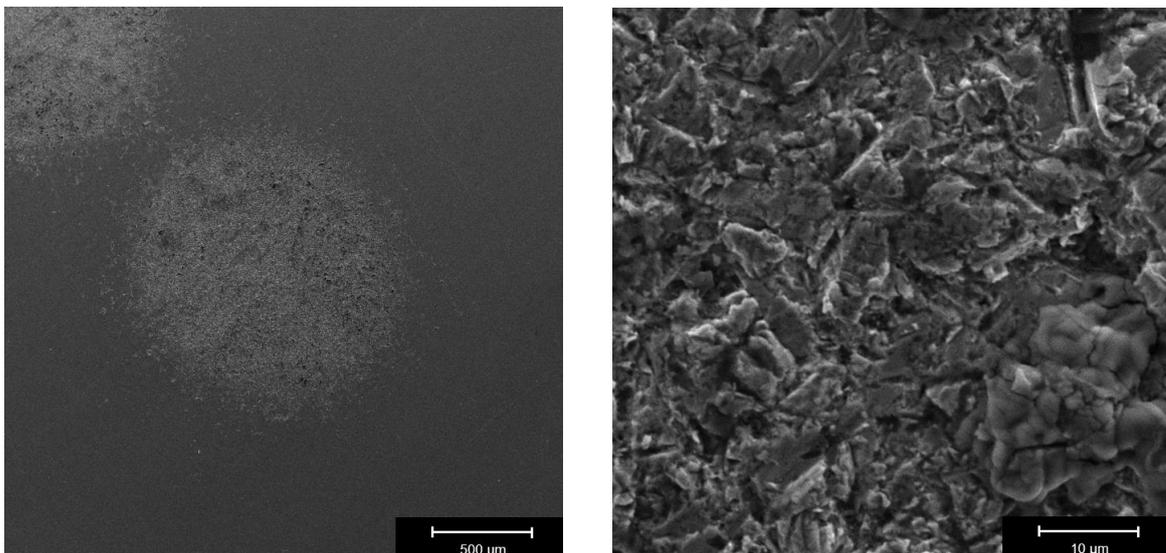
Fonte: Autoria própria.

Figura 35 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG - Sleipner



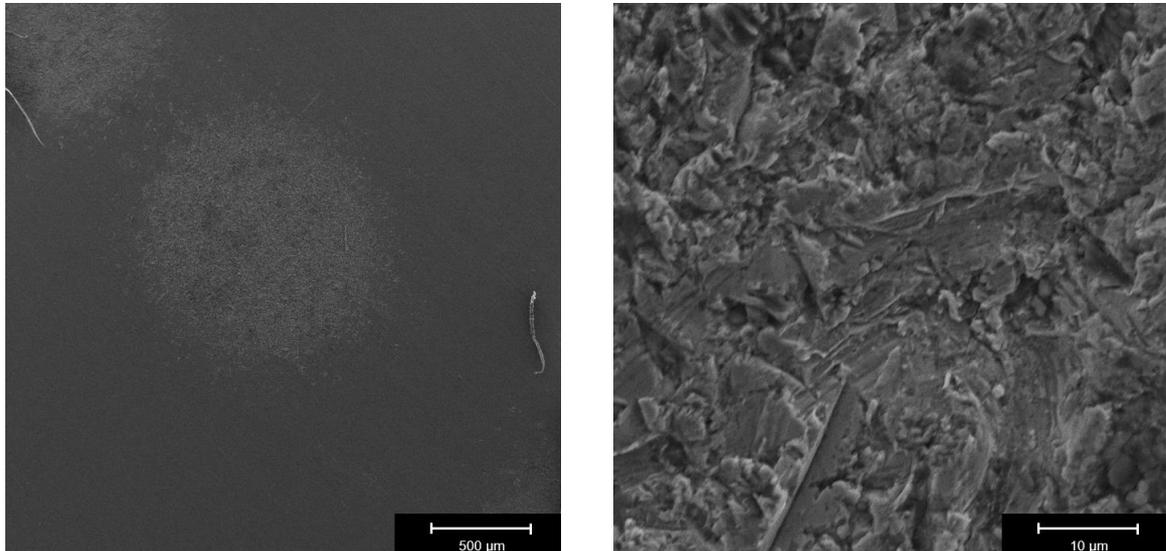
Fonte: Autoria própria.

Figura 36 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – S790



Fonte: Autoria própria.

Figura 37 – Imagens das crateras de desgaste microabrasivo obtidas por MEV-FEG – Vanadis 8



Fonte: Autoria própria.

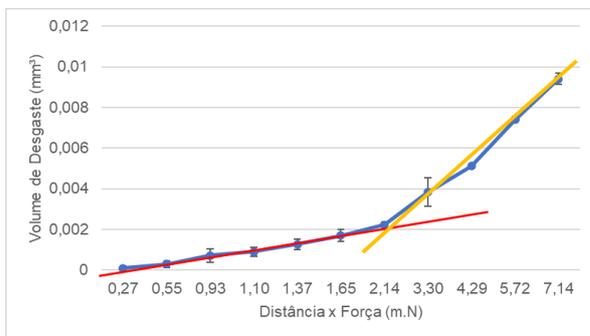
4.3.2 Análise do coeficiente dimensional de desgaste

Uma análise do coeficiente dimensional de desgaste dos materiais foi realizada considerando o modelo de Archard, conforme Equação (2). Para isso, foram plotados gráficos dos valores experimentais do volume de desgaste em função do produto da força normal pela distância percorrida pela esfera, conforme Figura 38. Segundo esse modelo, o coeficiente dimensional de desgaste seria a constante de proporcionalidade da equação (k , em $\text{m}^3/\text{N.m}$ ou $\text{mm}^3/\text{N.m}$), que graficamente corresponde ao coeficiente angular da reta ajustada aos dados experimentais (Gee *et al.*, 2003).

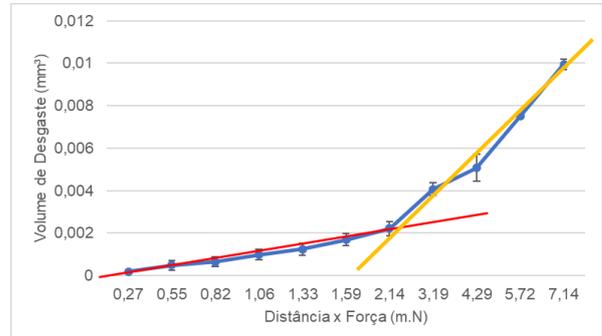
Na Figura 38 apresentam-se graficamente a variação do volume de desgaste para cada material, em que é evidente que os dados experimentais não se ajustam a uma reta e, portanto, fica inviável a determinação do coeficiente de desgaste a partir do valor da inclinação. Isso sugere que, para os tempos ensaiados, o fenômeno de desgaste microabrasivo ocorreu de forma transitória. Isso inviabiliza o ajuste dos dados experimentais ao modelo de Archard, quando se considera todos os tempos de ensaios realizados. Como exemplo, no gráfico da variação do volume dos materiais

D2 e Sleipner da Figura 38, nota-se que houve uma variação do coeficiente de desgaste (variação da inclinação da reta de ajuste) que, inicialmente, apresentou um valor baixo (representado pela linha vermelha) e após certo tempo aumentou (linha amarela). Diante disso, foi determinado o coeficiente dimensional de desgaste para cada tempo de ensaio, repetição e material, e avaliada a sua evolução ao longo do tempo, conforme apresentado no item a seguir.

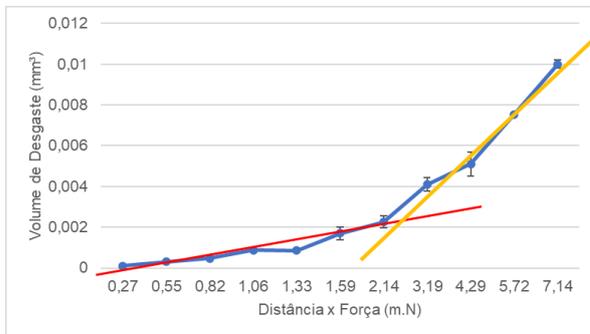
Figura 38 – Volume de desgaste em função do produto da força normal e distância percorrida pela esfera



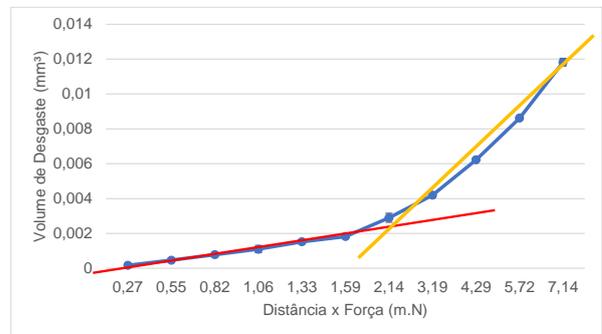
(a) D2



(b) Sleipner



(c) S790



(d) Vanadis 8

Fonte: Autoria própria.

Caso fosse utilizada a contante de proporcionalidade das retas plotadas nos gráficos, ter-se-iam valores de k conforme apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores de k conforme método de ajuste linear

| Material | k – Reta vermelha (m ³ /N.m) | k – Reta amarela (m ³ /N.m) |
|---------------------------|--|---|
| AISI D2 | 0,0003 | 0,0018 |
| Uddeholm Sleipner | 0,0003 | 0,0019 |
| Böhler S790 Microclean | 0,0003 | 0,0019 |
| Uddeholm Vanadis 8 | 0,0003 | 0,0020 |

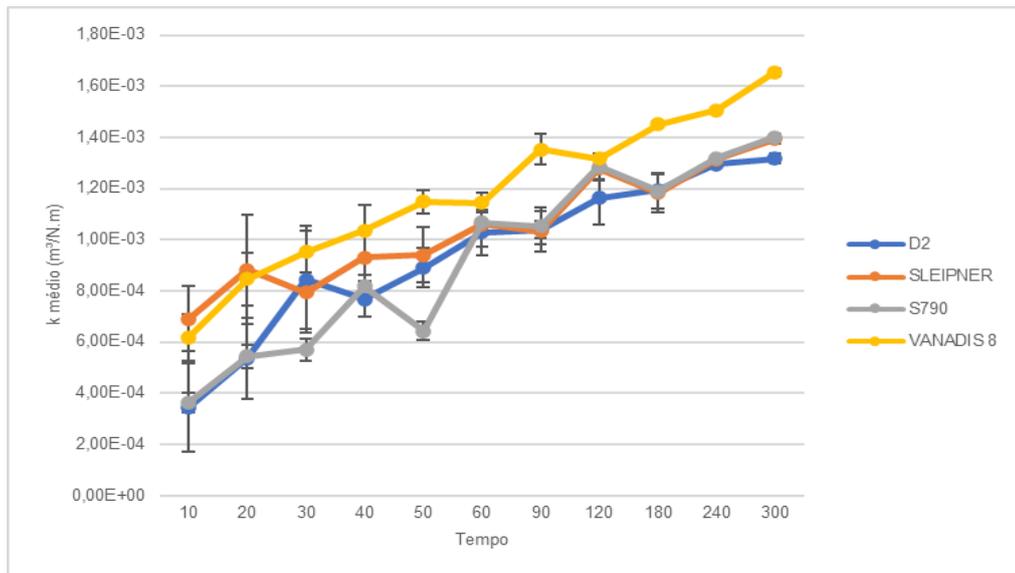
Fonte: Autoria própria.

4.3.3 Análise do regime permanente de desgaste

Na Figura 39 apresenta-se a evolução do coeficiente dimensional de desgaste (k) médio em função do tempo de ensaio para cada um dos quatro materiais. Como reportado na literatura (Cozza, 2018; De Mello *et al.*, 2017), k tende a um valor estável, o que indica que o regime estacionário foi atingido. Assim, o coeficiente de desgaste médio deve ser calculado considerando os valores do período estacionário.

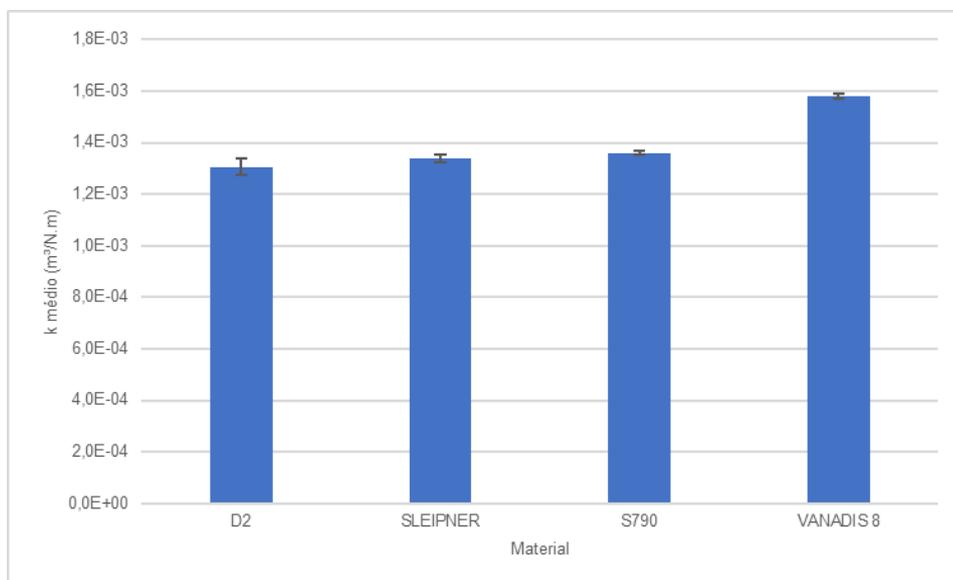
Observa-se na Figura 39 que k aumentou continuamente ao longo do ensaio, sem atingir valores estáveis, o que indica que o período estacionário não foi atingido na faixa de tempo de ensaio utilizada. Ainda assim, julgou-se, para fins comparativos, utilizar o valor do coeficiente de desgaste somente dos dois últimos períodos de ensaio (240 s e 300 s). Com esses valores, calculou-se o coeficiente de desgaste médio das duas repetições, o que totalizou quatro pontos para cada material e são apresentados na Figura 40.

Figura 39 – Gráfico do valor de k em função do tempo para cada amostra



Fonte: Autoria própria.

Figura 40 – Gráfico do valor de k para cada material

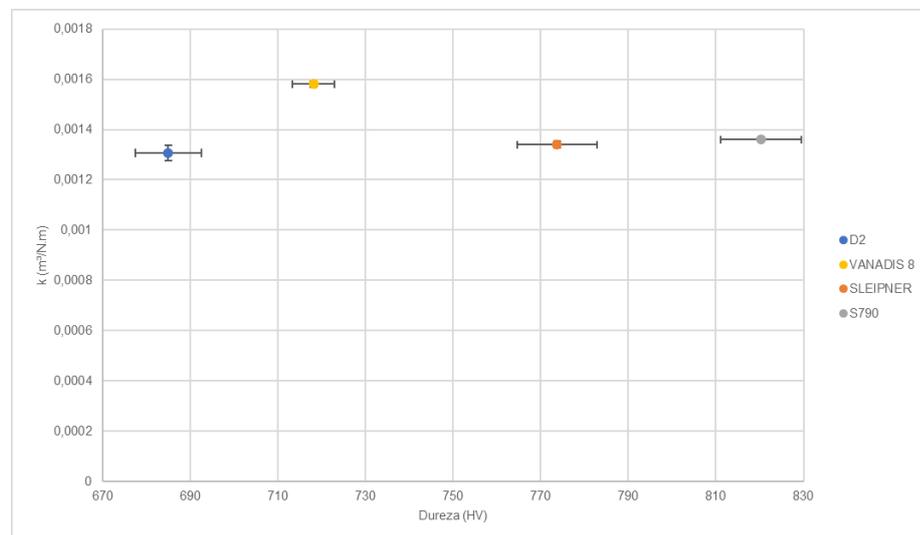


Fonte: Autoria própria.

Com isso, na Figura 40 observa-se um maior coeficiente dimensional de desgaste do Vanadis 8, quando comparado aos outros materiais, conforme mostra também a Figura 39, onde a curva do volume de desgaste em relação ao tempo de ensaio do material apresenta valores maiores que os demais.

A partir dos valores médios de coeficiente dimensional de desgaste e da dureza de cada material, plotou-se um gráfico, apresentado na Figura 41, a fim de relacionar as duas grandezas.

Figura 41 – Coeficiente de desgaste dimensional em relação à dureza de cada material



Fonte: Autoria própria.

Nota-se que a dureza, para os parâmetros de ensaio e materiais utilizados neste trabalho, não têm correlação com os valores de coeficiente de desgaste, visto que o material D2 apresenta um valor de dureza menor quando comparado ao Vanadis 8, porém seu coeficiente de desgaste é menor. Entretanto, sabe-se que, para situações em que predomina o desgaste abrasivo, seja em macro ou microescala (desgaste microabrasivo), o aumento da dureza do material tende a diminuir os níveis de desgaste (Adachi; Hutchings, 2005; Gant; Gee, 2011; Murray; Mutton; Watson, 1982).

Visto isso, entende-se que as amostras utilizadas neste trabalho no ensaio de desgaste microabrasivo não atingiram o regime permanente de desgaste (RPD) nos tempos de ensaio empregados. Assim, estudos futuros sobre o assunto abordado devem ser realizados com tempos de ensaios maiores, com objetivo do atingimento do RPD, o que resultará em valores de coeficiente dimensional de desgaste mais coerentes.

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho foi estudada a resistência ao desgaste microabrasivo e sua correlação com a microestrutura e microdureza de aços ferramenta utilizados na fabricação de roscas de extrusoras. Foram estudados quatro aços ferramenta temperados e revenidos, dois utilizados atualmente (AISI D2 e Uddeholm Sleipner) e dois sinterizados, possíveis substitutos (Böhler S790 Microclean e Uddeholm Vanadis 8). Os resultados obtidos, sob as condições específicas de tratamento térmico e de ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre, ajudaram a chegar às seguintes conclusões:

A composição química e a temperatura de austenitização e de revenimento dos aços ferramenta analisados afetam a morfologia e tamanho dos carbonetos, o que se reflete na dureza do material. Verifica-se que a formação de carbonetos esféricos, cada vez menores, dispersos na matriz martensítica tende a aumentar a dureza do aço ferramenta. Verifica-se também que elementos de liga com forte tendência a formar carbonetos, como o vanádio e o tungstênio, tem uma contribuição maior no aumento da dureza que os elementos com tendência moderada a formar carbonetos, como o cromo e o molibdênio. No entanto, essa tendência depende do teor do elemento de liga presente na liga.

O aço AISI D2 austenitizado a 1050 °C por 30 min, temperado a gás e revenido (tripo) a 550 °C por 2 h apresenta uma microestrutura com carbonetos primários, grandes e irregulares, do tipo M_7C_3 , além de carbonetos secundários, também M_7C_3 , finamente dispersos. O cromo presente na composição química desse aço contribui para a formação dos carbonetos M_7C_3 , que em tamanhos maiores resultam na menor dureza, em comparação com os demais aços ferramenta estudados.

O aço ferramenta Uddeholm Sleipner, quando tratado termicamente nas mesmas condições que o AISI D2, apresenta carbonetos secundários do tipo $M_{23}C_6$, pequenos, esféricos e dispersos na matriz martensítica. O cromo, ferro e molibdênio são responsáveis pela formação desse tipo de carboneto, que confere ao aço de dureza superior à do AISI D2.

Já o aço ferramenta sinterizado Böhler S790 Microclean, autenitizado (1180 °C por 30 min) e revenido (triplo, 590 °C por 2 h) em temperaturas superiores que as do AISI D2 e Uddeholm Sleipner, apresenta dois tipos de carbonetos secundários (M_6C e MC) na sua microestrutura, ambos esféricos e finamente distribuídos na matriz martensítica. O tungstênio e o molibdênio, assim como o vanádio, resultam na formação desses tipos de carbonetos, que tornam o aço Böhler S790 Microclean o mais duro entre os analisados.

Finalmente, o aço ferramenta sinterizado Uddeholm Vanadis 8, tratado termicamente nas mesmas condições que o Böhler S790 Microclean contém carbonetos com características similares ao Uddeholm Sleipner, porém com tamanhos maiores e ricos em vanádio. Isso explica a menor dureza do Uddeholm Vanadis 8, em relação ao aço Uddeholm Sleipner.

Em relação aos ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre, o 'método de ajuste linear' não é adequado para a obtenção do coeficiente adimensional de desgaste (ou taxa de desgaste específica) dos quatro aços ferramenta estudados. Neste caso, para o intervalo de tempo de ensaio utilizado, os valores experimentais do volume de desgaste dos materiais em função do produto da distância percorrida pela força não se ajustam a uma equação linear.

Por outro lado, a taxa de desgaste específica dos quatro aços ferramenta estudados, calculada individualmente para cada tempo de ensaio, não apresenta diferenças significativas, ao contrário da microestrutura e da dureza. Para os quatro materiais, a taxa de desgaste específica aumenta continuamente e não tende a permanecer constante com a variação do tempo de ensaio, o que indica que as condições experimentais utilizadas não permitem que os materiais atinjam um regime permanente de desgaste (RPD). Isso aponta para necessidade de ajustes do tempo de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa livre para cada material, de modo que o RPD seja atingido e que seja possível uma compreensão assertiva do comportamento do desgaste microabrasivo dos materiais.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, observou-se a necessidade de realizar atividades complementares com foco na caracterização do desgaste, mecânica e microestrutural dos diferentes aços ferramentas, a saber:

- Realizar ensaios de desgaste microabrasivo com tempos maiores, acima de 5 min, com objetivo de atingir o regime permanente de desgaste dos materiais.
- Investigar a resistência ao desgaste dos materiais por meio de ensaios de desgaste por deslizamento com movimento alternado ou rotativo sob diferentes condições de ensaio (tipo de contracorpo, velocidade de deslizamento, força normal e temperatura).
- Estimar a resistência mecânica dos materiais por meio de ensaios de indentação instrumentada nos materiais e avaliar a sua correlação com a microestrutura.
- Realizar análises dos materiais por meio de DRX, a fim de identificar e quantificar os seus constituintes microestruturais (carbonetos, martensita e austenita retida).
- Investigar o efeito de tratamentos térmicos subzero e criogênicos na microestrutura, propriedades mecânicas e comportamento frente ao desgaste dos diferentes aços ferramentas.

REFERÊNCIAS

- ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Sensitivity of wear rates in the micro-scale abrasion test to test conditions and material hardness. **Wear**, [S. l.], v. 258, n. 1–4, p. 318–321, 2005. DOI: 10.1016/j.wear.2004.02.016. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164804001887>.
- ARCHARD, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. **Journal of Applied Physics**, [S. l.], v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953. DOI: 10.1063/1.1721448. Disponível em: <https://pubs.aip.org/jap/article/24/8/981/160178/Contact-and-Rubbing-of-Flat-Surfaces>.
- BAIRD, D. G.; COLLIAS, D. I. **Polymer processing: principles and design**. 2. ed. Alemanha: Wiley, 2014.
- BHUSHAN, Bharat. **Modern tribology handbook**. USA: CRC Press, 2000. DOI: 10.1201/9780849377877. Disponível em: <https://www.taylorfrancis.com/books/9780849377877>.
- BHUSHAN, Bharat. **Introduction to Tribology**. [s.l.] : John Wiley & Sons, Ltd, 2013. DOI: 10.1002/9781118403259. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9781118403259>.
- BÖHLER BRASIL. **K110**. 2023a. Disponível em: <https://www.bohler-brasil.com.br/pt-pt/products/k110/>. Acesso em: 30 jun. 2023.
- BÖHLER BRASIL. **S790 Microclean**. 2023b. Disponível em: <https://www.bohler-brasil.com.br/pt-pt/products/s690pm/>. Acesso em: 30 jun. 2023.
- BRYSON, W. E. **Heat treatment, selection, and application of tool steels**. Alemanha: Carl Hanser Verlag, 2013.
- CHATTOPADHYAY, R. **Surface wear: analysis, treatment, and prevention**. USA: ASM International, 2001.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamento térmico e principais tipos**. Myanmar: Associação Brasileira de Metais, 1988.
- CONCI, Maycoln D.; CENTENO, Dany M. A.; GOLDENSTEIN, Hélio; FARINA, Paula F. S. Study of short times tempering for AISI D2 cold work tool steel. **Materials Research**, [S. l.], v. 26, n. suppl 1, 2023. DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2023-0059. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392023000200262&tlng=en.
- CORLETO, Carlos R.; BRISCOE, Melvin; KNIGHT, Clifton T. Failure analysis of twin screw extruder shaft. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, [S. l.], v. 21, n. 5, p. 1622–1629, 2021. DOI: 10.1007/s11668-021-01208-5. Disponível em: <https://link.springer.com/10.1007/s11668-021-01208-5>.
- COZZA, Ronaldo Câmara. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e**

pressão constante. 2011. 290 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) — Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011. DOI: 10.11606/T.3.2011.tde-26082011-143752. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3151/tde-26082011-143752/>.

COZZA, Ronaldo Câmara. Estudo da obtenção do Regime Permanente de Desgaste em ensaios de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa conduzidos em corpos-de-prova de WC-Co P20 e aço-ferramenta M2. **Matéria (Rio de Janeiro)**, [S. l.], v. 23, n. 1, 2018. DOI: 10.1590/s1517-707620170001.0322. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1517-70762018000100441&lng=pt&tlng=pt.

DE MELLO, J. D. B.; LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; OLIVEIRA, S. A. G.; COSTA, H. L. Strain Hardening: Can it Affect Abrasion Resistance? **Tribology Letters**, [S. l.], v. 65, n. 2, p. 67, 2017. DOI: 10.1007/s11249-017-0850-8. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s11249-017-0850-8>.

DZIUBIŃSKA, Anna; SIKORA, Janusz. Analysis of metallic materials used for manufacturing of extruders screws. **Acta Mechanica Slovaca**, [S. l.], v. 23, p. 36–41, 2019. DOI: 10.21496/ams.2019.023.

FRAIHA, Marcos. **Efeitos da temperatura, pressão e taxa de cisalhamento sobre a viabilidade de esporo termodúrico durante a extrusão de alimentos para animais**. 2008. Tese (Engenharia Agrícola) - 197 f. Tese (Engenharia Agrícola) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2008.

FRANCO JÚNIOR, Adonias Ribeiro. **Obtenção de revestimentos dúplex por nitretação a plasma e PVD-TiN em aços ferramenta AISI D2 e AISI H13**. 2003. 178 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003. DOI: 10.11606/T.3.2003.tde-02102003-114623. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-02102003-114623/>.

GANT, A. J.; GEE, M. G. A review of micro-scale abrasion testing. **Journal of Physics D: Applied Physics**, [S. l.], v. 44, n. 7, p. 073001, 2011. DOI: 10.1088/0022-3727/44/7/073001. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0022-3727/44/7/073001>.

GEE, M. G. *et al.* Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test. **Wear**, [S. l.], v. 259, n. 1–6, p. 27–35, 2005. DOI: 10.1016/j.wear.2005.02.092. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S004316480500164X>.

GEE, M. G.; GANT, A.; HUTCHINGS, I.; BETHKE, R.; SCHIFFMAN, K.; VAN ACKER, K.; POULAT, S.; GACHON, Y.; VON STEBUT, J. Progress towards standardisation of ball cratering. **Wear**, [S. l.], v. 255, n. 1–6, p. 1–13, 2003. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00091-7. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164803000917>.

HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. 2. ed. [s.l.] : Butterworth-Heinemann, 2017.

HWANG, Keun Chul; LEE, Sunghak; LEE, Hui Choon. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls. **Materials Science and Engineering: A**, [S. l.], v. 254, n. 1–2, p. 282–295, 1998. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00626-1. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509398006261>.

KOHLGRÜBER, K. **Co-rotating twin-screw extruder: fundamentals, technology, and applications**. 1. ed. Alemanha: Carl Hanser Verlag GmbH & Company KG, 2008.

KU, P. M.; VALTIERRA, M. L. Spline wear-effects of design and lubrication. **Journal of Engineering for Industry**, [S. l.], v. 97, n. 4, p. 1257–1263, 1975. DOI: 10.1115/1.3438738. Disponível em: <https://asmedigitalcollection.asme.org/manufacturingscience/article/97/4/1257/428258/Spline-WearEffects-of-Design-and-Lubrication>.

LORENZI, R. F. de L.; PEROTTONI, C. A.; ZORZI, J. E. Adaptação de um equipamento para ensaios de desgaste de materiais cerâmicos. **Cerâmica**, [S. l.], v. 56, n. 340, p. 315–319, 2010. DOI: 10.1590/S0366-69132010000400001.

MOCHTAR, Myrna Ariati; PUTRA, Wahyuaji Narottama; ABRAM, Martin. Effect of tempering temperature and subzero treatment on microstructures, retained austenite, and hardness of AISI D2 tool steel. **Materials Research Express**, [S. l.], v. 10, n. 5, p. 056511, 2023. DOI: 10.1088/2053-1591/acd61b. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/acd61b>.

MURRAY, M. J.; MUTTON, P. J.; WATSON, J. D. Abrasive wear mechanisms in steels. **Journal of Lubrication Technology**, [S. l.], v. 104, n. 1, p. 9–16, 1982. DOI: 10.1115/1.3253171. Disponível em: <https://asmedigitalcollection.asme.org/tribology/article/104/1/9/415257/Abrasive-Wear-Mechanisms-in-Steels>.

NANJING LESUN SCREW CO., Ltd. **The causes of extruder screw abrasion and the methods of reducing abrasion**. 2023. Disponível em: <https://www.lesunscrew.com/the-causes-of-extruder-screw-abrasion-and-the-methods-of-reducing-abrasion.html>. Acesso em: 12 dez. 2023.

RUTHERFORD, KL; HUTCHINGS, IM. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. **Journal of Testing and Evaluation**, [S. l.], v. 25, n. 2, p. 250, 1997. DOI: 10.1520/JTE11487J. Disponível em: <http://www.astm.org/doiLink.cgi?JTE11487J>.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, [S. l.], v. 225–229, p. 205–214, 1999. DOI: 10.1016/S0043-1648(98)00358-5. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164898003585>.

UDDEHOLM. **Vanadis 8® SuperClean: um produto rentável para longas tiragens**. 2023. Disponível em: <https://www.uddeholm.com/brazil/pt-br/products/uddeholm-vanadis-8-superclean/>. Acesso em: 12 dez. 2023.

VITRY, V.; NARDONE, S.; BREYER, J. P.; SINNAEVE, M.; DELAUNOIS, F. Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot strip mills applications. **Materials & Design**, [S. l.], v. 34, p. 372–378, 2012. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.07.041. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026130691100519X>.

XTRUTECH. **Wear in twin screw extruders: progressive abrasive wear signs of abrasive wear**. 2021. Disponível em: <https://www.xtrutech.com/abrasive-wear-in-extruders/#:~:text=Signs of abrasive wear&text=The sharp machined corners of,first set of kneading elements>. Acesso em: 12 dez. 2023.

YARASU, Venu; JURCI, Peter; GOGOLA, Peter; PODGORNIK, Bojan; SEDLAČEK, Marko. Sliding wear behaviour of conventional and cryotreated PM Cr-V (Vanadis 6) ledeburitic tool steel. **Wear**, [S. l.], v. 532–533, p. 205107, 2023. DOI: 10.1016/j.wear.2023.205107. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164823004908>.

ZUM GAHR, Karl-Heinz. **Microstructure and wear of materials**. [s.l.] : Elsevier, 1987.