

**MARCOS HENRIQUE ARA**

**Efeito do tamanho da partícula abrasiva e da  
microestrutura de aços e ferros fundidos na severidade  
do desgaste em tribômetro roda de borracha**

**São Paulo**

**2023**

**MARCOS HENRIQUE ARA**

**Efeito do tamanho da partícula abrasiva e da  
microestrutura de aços e ferros fundidos na severidade  
do desgaste em tribômetro roda de borracha**

Versão corrigida

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para a obtenção  
do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração:  
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:  
Prof. Dr. Cesar Roberto de Farias Azevedo

**São Paulo**

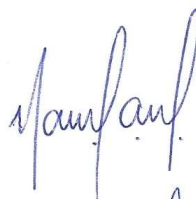
**2023**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte

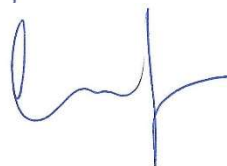
Este exemplar foi revisado e corrigido em relação a versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador

São Paulo, 05 de setembro de 2023

Assinatura do autor:



Assinatura do orientador:



### Catlogação na publicação

Ara, Marcos Henrique

Efeito do tamanho da partícula abrasiva e da microestrutura de aços e ferros fundidos na severidade do desgaste em tribômetro roda de borracha / M.H. ARA - - versão corrigida -- São Paulo, 2023.

173p

Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.desgaste abrasivo 2.tribômetro roda de borracha 3.areia de sílica 4.aços ferramenta 5.ferro fundido branco 6.microestrutura 7.mecanismos de desgaste I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Metalurgia e de Materiais II.Título.

ARA, M.H. Efeito do tamanho da partícula abrasiva e da microestrutura de aços e ferros fundidos na severidade do desgaste em tribômetro roda de borracha. 2023  
Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023.

Aprovado em: 07/07/2023

#### Banca Examinadora

Prof. Dr. Cesar Roberto de Farias Azevedo - Presidente

Instituição: Escola Politécnica - USP

Julgamento: APROVADO

Prof. Dr. Amilton Sinatora

Instituição: Escola Politécnica - USP

Julgamento: APROVADO

Prof. Dr. Eduardo Albertin

Instituição: IPT – Externo

Julgamento: APROVADO

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador CESAR Roberto de Farias Azevedo por toda a paciência, dedicação e colaboração ao longo do desenvolvimento deste trabalho;

Ao Professor AMILTON Sinatora por todos os ensinamentos e discussões ao longo de minha trajetória acadêmica;

Ao Professor ROBERTO Martins e Professora IZABEL Machado pela confiança depositada ao longo de minha permanência no LFS;

A todos os amigos do Laboratório de Fenômenos de Superfície – LFS, pelo companheirismo e que de muitas formas ajudaram e apoiaram o meu aprendizado.

Ao JUAN Ignácio pela ajuda e apoio ao longo do trabalho.

Aos amigos CASSIO Junqueira, FABIO do Nascimento, RAFAEL Melchior, RAFAEL Nobre e RODNEI Santos pelos ensinamentos e ajuda nas preparações e análises laboratoriais.

Ao amigo MSc. RAPHAEL Oliveira (Rafinha) por toda a paciência e dedicação para ensinar a operar o MEV e na ajuda na caracterização dos materiais.

Um especial agradecimento à MSc. BIANKA Venturelli, pela presteza e disposição na elaboração das análises por Thermo-Calc das ligas analisadas neste trabalho.

Agradeço a Sra. Clélia Lourdes Lara Menguerditchian da Biblioteca do PMT pela ajuda na correção da formatação do texto.

Agradeço a Sra. Suellen Cristhine Cardozo Alves Nappipor toda ajuda ao longo do desenvolvimento deste trabalho

Agradeço ao MSc. Tiago GATTI pela ajuda nas análises metalográficas nos momentos finais do trabalho.

À minha esposa ICALYS e minha filha ISADORA que são os meus pilares e minhas motivações ao longo desta incursão de estudos e análises.

*Tenho a impressão de ter sido uma criança brincando à beira-mar, divertindo-me em descobrir uma pedrinha mais lisa ou uma concha mais bonita que as outras, enquanto o imenso oceano da verdade continua misterioso diante de meus olhos.*

Isaac Newton

*“Se vi mais longe foi por estar de pé  
sobre ombros de gigantes”*

Trecho de uma carta de Issac Newton para Robert Hooke, 5 de fevereiro de 1676, baseado em uma metáfora atribuída a Bernard de Chartres (1130-1160)

## RESUMO

ARA, M.H. **Efeito do tamanho da partícula abrasiva e da microestrutura de aços e ferros fundidos na severidade do desgaste em tribômetro roda de borracha.** 2023. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023

Esta dissertação investiga os efeitos do tamanho da areia de sílica na resistência ao desgaste abrasivo de três classes de aços ferramentas laminados - com presença de carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  em matriz ferrítica (recozida) ou martensítica revenida - e duas classes de ferros fundidos brancos, hipoeutético e hipereutético, contendo carbonetos  $M_7C_3$  e MC em matriz de martensita revenida. Os ensaios de desgaste foram conduzidos em tribômetro do tipo roda de borracha a seco com base na norma ASTM G65 e usando como abrasivo areia de sílica de mesma morfologia e três granulometrias (0,2 mm, 0,5 mm e 1,0 mm) e com morfologias similares. Foram avaliadas as perdas de massa dos materiais metálicos, foram caracterizados os mecanismos de desgaste. Os resultados de desgaste abrasivo indicam que as características microestruturais e os valores de macrodureza controlam a resistência ao desgaste abrasivo e os micromecanismos de desgaste. O aumento do tamanho do abrasivo aumentou as perdas de massa, com maiores intensidades nos materiais de menores durezas (matriz ferríticas) e microestruturas mais homogêneas (aço AISI H13). As caracterizações das superfícies de desgaste mostraram que os mecanismos de desgaste de microsulcamento e microcorte predominam nos materiais homogêneos. Para os ferros fundidos brancos, hipoeutético e hipereutéticos, e aços ferramentas AISI D2 e AISI D6, predominam os mecanismos de desgaste de microcorte da matriz e trincamento e arrancamento dos carbonetos. Os aumentos das frações volumétricas de carbonetos promoveram uma diminuição dos valores de perdas de massa.

**Palavras-chave:** desgaste abrasivo, tribômetro roda de borracha, areia de sílica, aços ferramenta, ferro fundido branco, microestrutura, mecanismos de desgaste.

## ABSTRACT

ARA, M.H. **Effect of silica size and microstructure of tool steels and white cast iron on wear resistance using dry sand rubber wheel tribometer.** 2023. Dissertation (Master's Degree em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023

This dissertation investigates the effects of silica sand size on the abrasive wear resistance of three classes of rolled tool steels - with the presence of  $M_7C_3$  carbides in a ferritic (annealed) or a tempered martensitic matrix - and two classes of white cast irons, hypoeutectic and hypereutectic, containing  $M_7C_3$  and MC carbides in a tempered martensitic matrix. The wear tests were conducted in a dry rubber wheel tribometer based on ASTM G65 standard and used as abrasive silica sand of the same morphology and three-grain sizes (0,2 mm, 0,5 mm and 1,0 mm). The mass losses of the metallic materials were evaluated, the wear mechanisms were characterised. The abrasive wear results indicated that the microstructure, including its hardness values, controlled the mass loss and wear mechanisms. Increasing the abrasive size increased the mass losses, with higher intensities in materials with lower hardness and more homogeneous microstructures, AISI H13 steel. The characterisations of the wear surfaces showed that the wear mechanisms of microploughing and microcutting predominate for homogeneous microstructures. For the white cast irons, hypo and hypereutectic, and two high-speed steels, AISI D2 and D6, the wear mechanisms of matrix microcutting, carbide cracking, and carbide pull-out predominate. Increasing the volume fractions of carbides promoted an increase in wear resistance for all abrasive sizes.

**Keywords:** abrasive wear, tribometer rubber wheel, silica sand, tool steels, white cast iron, microstructure, wear mechanisms



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Variáveis que podem afetar as condições de desgaste de um determinado tribossistema .....	22
Figura 2 – Classificação dos principais modos de desgaste e os tipos de movimentos entre os corpos no tribossistema. ....	29
Figura 3 - Classificação dos principais mecanismos de mecanismos de desgaste atuantes.	30
Figura 4 – Classificação de desgaste abrasivo: (a) e (b) desgaste a dois corpos e (c) desgaste a três corpos .....	32
Figura 5 – Representação esquemática das possibilidades de classificação do desgaste abrasivo.....	35
Figura 6 - Representação de diferentes interações entre o abrasivo e a superfície do material.....	37
Figura 7 – Exemplos dos micromecanismos de desgaste abrasivo por deformação plástica	37
Figura 8 – Fratura frágil na superfície de um vidro riscado por partícula dura .....	38
Figura 9 – Representação esquemática simplificada de desgaste abrasivo de um único evento por partícula abrasiva .....	41
Figura 10 – Painel esquemático com os efeitos da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade dos constituintes de reforço no desgaste abrasivo.....	42
Figura 11 - Representação esquemática da relação de tamanhos entre as fases duras e a profundidade de penetração da partícula abrasiva (evidenciado em vermelho): (a) comportamento de material homogêneo; (b) comportamento de material heterogêneo; (c) exemplo de microestrutura homogêneo e (d) exemplo de microestrutura heterogênea .....	44
Figura 12 – (a) Resultados de resistência ao desgaste de metais comercialmente puros em função da dureza dos materiais e (b) Resistência ao desgaste de ligas comercialmente puras e de aços tratados termicamente. Foi evidenciada a posição do molibdênio (círculos vermelhos), indicando as diferenças de escalas nos gráficos dos resultados obtidos. ....	46
Figura 13 – Resultados de resistência ao desgaste em ensaios em tribômetro Pino versus Lixa para diferentes materiais com diferentes durezas.....	46
Figura 14 – Resultados de perdas volumétricas em ensaios em diferentes tipos de tribômetros para materiais monofásicos (aços) e diferentes durezas.....	48
Figura 15 - Resultados de perdas volumétricas em ensaios em diferentes tipos de tribômetros para ferros fundidos brancos .....	48
Figura 16 – Taxa de desgaste de diferentes materiais em ensaios em tribômetro Roda de Borracha.....	50
Figura 17 – Resultados de perdas volumétricas relacionadas com as durezas de diferentes materiais.....	50

Figura 18 – Comparação das durezas (Vickers ou Knoop) com a dureza Mohs para minerais padrões .....	52
Figura 19 – Diagrama das regiões de desgaste relativo e resistência ao desgaste para razão $H_A/H_m$ .....	53
Figura 20 – Representação esquemática do contato entre partículas esféricas de diferentes durezas com uma superfície plana e sob carga normal.....	54
Figura 21 – Relação esquemática entre taxa perda volumétrica e razão da dureza de abrasivo e material ( $H_A/H_m$ ).....	55
Figura 22 – Resultados das perdas volumétricas para materiais monofásicos e multifásicos, evidenciando a relação entre dureza do abrasivo e do material .....	55
Figura 23 – Representação esquemática das perdas de massa em função da relação da dureza relativa para materiais monofásicos e multifásicos .....	56
Figura 24 – Taxa de desgaste em função do diâmetro médio do abrasivo em ensaios de abrasão a dois corpos .....	57
Figura 25 – Taxa de desgaste em função do diâmetro do abrasivo para diferentes cargas em ensaios com o material AISI 1095. ....	58
Figura 26 – (a) Perdas volumétricas de diferentes materiais com aumento do diâmetro médio do abrasivo e (b) detalhe indicando os valores de tamanho de abrasivo para mudanças nos estágios.....	59
Figura 27 – Perdas volumétricas de aço (a) e latão (b) variando a carga aplicada e o diâmetro médio do abrasivo.....	60
Figura 28 – Valor da taxa de desgaste e tamanho nominal do abrasivo relacionadas com o diâmetro do corpo de prova e a carga aplicada .....	61
Figura 29 – Taxa de desgaste em pressão normalizada em função do diâmetro do corpo de prova e diâmetro nominal do abrasivo .....	61
Figura 30 – Taxa de desgaste e tamanho de grão para os materiais aço e bronze em ensaio de abrasão a três corpos.....	62
Figura 31 – Perdas volumétricas em ensaios a três corpos de diferentes materiais com abrasivo de alumina de diversas granulometrias médias. ....	63
Figura 32 - Taxa de desgaste em diferentes ensaios de desgaste de cobre variando o tamanho do grão abrasivo .....	64
Figura 33 – Relação entre as perdas de massa e o tamanho do abrasivo em desgaste abrasivo.....	65
Figura 34 – Taxas de desgaste em função da força normal e do tamanho do abrasivo.....	65
Figura 35 - Representação esquemática apresentando os comportamentos típicos de taxas de desgaste e tamanho do grão do abrasivo (TCA).....	66
Figura 36 – Diferentes formatos das pontas das asperezas utilizadas nos ensaios: (a) angular, (b) arredondada – $3\mu\text{m}$ e (c) arredondada – $9\mu\text{m}$ .....	68
Figura 37 - Diferentes densidades de picos: (a) fina – $88\text{ pontas/mm}^2$ ; (b) média – $24\text{ pontas/mm}^2$ e (c) grossa – $6\text{ pontas/mm}^2$ . ....	69

Figura 38 – Taxas de desgaste em função do tamanho da partícula (densidade de asperezas): (a) angulares e (b) arredondadas .....	69
Figura 39 – Resultados dos efeitos da morfologia da partícula no desgaste do aço com diferentes níveis de dureza e formato das partículas abrasivas: (1) maior angulosidade e (2) arredondadas .....	70
Figura 40 – Taxas de desgaste em função da carga, angulosidade e do tamanho da partícula: (a) 150 $\mu\text{m}$ e (b) 450 $\mu\text{m}$ .....	71
Figura 41 – Fotografias do tribômetro Roda de Borracha utilizado nos ensaios: (a) visão geral do equipamento e (b) visão frontal da roda de borracha na realização de ensaio. ....	74
Figura 42 – Desenho esquemático do tribômetro Roda de Borracha.....	74
Figura 43 – Parâmetros para cálculo da razão de aspecto das partículas.....	76
Figura 44 - Distribuição granulométrica dos grãos abrasivos .....	77
Figura 45 - Caracterização morfológica dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste. MEV – Imagens de elétrons secundários.....	78
Figura 46 - Exemplo de corpo de provas após ensaio de desgaste abrasivo, indicando as regiões de caracterização dos mecanismos de desgaste (MEV) na região central das marcas de desgaste e a posição para caracterização metalográfica, no sentido paralelo ao sentido do fluxo de abrasivo (indicado pela seta). ....	82
Figura 47 – Diagrama de fases do aço AISI H13 via Thermo-Calc. ....	85
Figura 48 – Caracterização metalográfica do material AISI H13 evidenciando a presença de carbonetos $\text{M}_{23}\text{C}_6$ (5%) dispersos em matriz ferrítica. Os carbonetos possuem formato esférico com tamanho predominantemente menores que 1 $\mu\text{m}$ , apresentando distribuição homogênea ao longo da microestrutura e presentes em regiões intergranulares e intragranulares. Temperatura de recozimento de 860 °C. Aumentos: (a) 1000x e (b) 2000X. Ataque: Villela. MEV –Imagem de Elétrons Secundários .....	86
Figura 49 – Diagrama de fases do aço AISI D2 via Thermo-Calc.....	88
Figura 50 – (a) e (b) caracterização metalográfica do material AISI D2-RE evidenciando a presença de carbonetos grosseiros do tipo $\text{M}_7\text{C}_3$ com morfologias alongadas com tamanho da ordem de 10 $\mu\text{m}$ e esféricas com tamanhos da ordem de 5 $\mu\text{m}$ . Verifica-se carbonetos secundários dispersos homogeneamente ao longo da matriz ferrítica, presentes em regiões intergranulares e intragranulares. (c) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura de recozimento de 850°C. Aumentos: (a) 1000x e (b) 2000X. Ataque metalográfico: Villela. MEV (a) e (c) Imagem de elétrons secundários – SEI (b) Imagem de elétrons retro-espalhados.....	89
Figura 51 – (a) Diagrama de fases do aço AISI D6 via Thermo-Calc apresentando as fases e carbonetos formados na solidificação e (b) Detalhe da região indicada.....	92
Figura 52 – (a) e (b) caracterização metalográfica do material D6 RE evidenciando a presença de carbonetos grosseiros do tipo $\text{M}_7\text{C}_3$ , com morfologias irregulares de tamanhos superiores a 10 $\mu\text{m}$ e com morfologia alongada de tamanho da ordem de 10 $\mu\text{m}$ , ambos dispersos irregularmente ao longo da microestrutura. Os carbonetos secundários apresentam formato esférico e dimensões da ordem de 1 $\mu\text{m}$ , distribuição homogênea e presentes em regiões intergranulares. (c) imagem representativa dos contornos dos	

carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura de recozimento de 850°C. Ataque metalográfico: Villela. MEV. Aumentos: (a) 1000X – Imagem de elétrons secundários, (b) 5000X – Imagem de elétrons retro-espalhados e (c) 500X - Imagem de elétrons secundários;

..... 93

Figura 53 - Caracterização metalográfica do material H13 TT evidenciando a presença de martensita revenida. Os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , com fração de 5%, distribuição homogênea e não são visíveis nos aumentos e técnicas de caracterização adotados. Austenitização 1020 °C por 20 minutos e duplo revenimento a 520 °C por 2 horas cada. Aumentos: (a) 1000x e (b) 3000X. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários .....

96

Figura 54 – (a) e (b) Caracterização metalográfica do material D2 TT evidenciando a presença de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  que apresentam características alongadas com agrupamentos de carbonetos ao longo da microestrutura, com tamanhos maiores que 10  $\mu m$  e com características circulares com tamanhos menores ( $5 \mu m < D < 10 \mu m$ ). A matriz apresenta carbonetos secundários, com formatos circulares de tamanhos menores que 1  $\mu m$ , dispersos homogênea na matriz, contornos de grão remanescentes dos grãos austeníticos e carbonetos secundários intergranulares e intragranulares. (c) Imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a 1030 °C por 30 minutos e duplo revenimento a 180 °C por 3 horas cada. Aumentos: (a) 1000x, (b) 3000X e (c) 500X. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados.....

98

Figura 55 – (a) e (b) Microestrutura do material D6 TT evidenciando a microestrutura formada de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , matriz de martensita revenida, com formatos alongados com tamanhos que variam da ordem de 10  $\mu m$  a 100  $\mu m$  e dispersos heterogeneamente na microestrutura. Apresenta-se carbonetos secundários com formato esférico e tamanho menor de 5  $\mu m$ , dispersos homogênea na matriz. (c) Imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a 1030 °C por 30 minutos e duplo revenimento a 180 °C por 3 horas cada Aumentos: (a) 1000x, (b) 5000X e (c) 500X Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários .....

101

Figura 56 – Diagrama de fases do ferro fundido branco hipoeutético (FF-HIPO) via Thermo-Calc.....

104

Figura 57 – (a) Caracterização do ferro fundido branco hipoeutético indicando a presença de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$ , com formato de pétala ramificada, com tamanho maior que 50  $\mu m$ . Os carbonetos do tipo MC, apresentam formato irregular, com tamanhos da ordem de 10  $\mu m$ . A matriz é constituída de martensita revenida. (b) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. O equilíbrio de fases ocorre na temperatura de revenimento. Austenitização a 1100 °C e mantido por 2 horas e revenimento simples a 500 °C por 2 horas. Ataque metalográfico: Villela. Aumentos: (a) 1000x – MEV Imagens de elétrons retro-espalhados e (b) 500x - MEV Imagens de elétrons secundários .....

105

Figura 58 - Mapa de composição química do ferro fundido branco hipoeutético, realizado via microanálise EDS. O carboneto  $M_7C_3$  apresenta como principais elementos o ferro e cromo

(M=Cr, Fe), com a presença de vanádio. Os demais carbonetos apresentam teores de nióbio e vanádio, sem a presença de cromo e ferro. ....	106
Figura 59 – Diagrama de fases do Ferro Fundido Branco Hipereutético (FF-HIPER) via Thermo-Calc.....	108
Figura 60 – (a) Microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo evidenciando a presença de carbonetos primários de diferentes tamanhos do tipo $M_7C_3$ e (b) colônias eutéticas constituídas de carbonetos eutéticos do tipo $M_7C_3$ e matriz. (c) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a 1000 °C e mantido por 5 horas e revenimento simples a 200 °C por 2 horas. Aumentos: (a) e (c) 500x e (b) 2000x. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários. ....	108
Figura 61 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos aços ferramenta recozidos (matriz ferrítica).....	110
Figura 62 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos aços ferramenta tratados termicamente (matriz de martensita revenida) .....	112
Figura 63 - Resultados de todos os aços ferramentas (matriz ferrita e de martensita revenida) .....	115
Figura 64 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos ferros fundidos temperados e revenidos .....	116
Figura 65 - Curvas de desgaste dos materiais analisados neste trabalho. ....	119
Figura 66 - Perdas de massa de todos os materiais analisados neste trabalho. As setas indicam os materiais escolhidos para a caracterização dos mecanismos de desgaste atuantes. ....	123
Figura 67 - Caracterização da superfície de desgaste do aço H13-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm. (a) visão geral apresentando grande quantidade de sulcos e incrustações de sílica. (b) detalhe dos eventos de desgaste iniciando a presença de sulcos, deformações plásticas, formação de cavacos e incrustações de sílica. MEV – imagens de elétrons secundários. ....	125
Figura 68 – Mapa de elementos na tribosuperfície do aço H13-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando matriz de martensita revenida (áreas cinza-claros) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de silício e (c) distribuição de oxigênio, indicando regiões contendo incrustações de sílica. A seta indica o sentido do fluxo de abrasivos. ....	126
Figura 69 - Caracterização da superfície de desgaste do material AISI H13-TT ensaiado com abrasivo 1,0 mm. (a) visão geral evidenciando a distribuição das incrustações de sílica (regiões escuras) e os eventos de desgaste e (b) detalhe da superfície evidenciando os mecanismos de desgaste atuantes, como altas deformações plásticas, presença de sulcos profundos e arrancamentos. MEV – imagens de elétrons secundários. ....	127
Figura 70 - Caracterização da superfície de desgaste do aço D2-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) caracterização evidenciando a presença de regiões com incrustações de sílica (regiões escuras) e da distribuição dos eventos ao longo da superfície e (b) detalhes dos	

eventos na superfície, com presença de sulcos profundos, riscos, deformação plástica, e arrancamentos. MEV – imagens de elétrons secundários. ....	129
Figura 71 – Mapa de elementos na tribosuperfície do aço AISI D2-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando carbonetos (áreas cinza médio) em matriz de martensita revenida (áreas cinza-claros) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de cromo, indicando regiões de carboneto de cromo; (c) distribuição de silício, indicando regiões contendo incrustações de sílica. ....	130
Figura 72 - Caracterização da superfície de desgaste do aço D2-TT ensaiado com abrasivo 1,0 mm: (a) caracterização evidenciando a presença de regiões com incrustações de sílica (regiões escuras) e da distribuição dos eventos ao longo da superfície e (b) detalhes dos eventos na superfície, com presença de sulcos profundos, riscos, deformação plástica, arrancamentos e trincamentos. MEV – imagens de elétrons secundários. ....	131
Figura 73 - Caracterização da superfície de desgaste do aço FF-HIPER ensaiado com abrasivo 0,5 mm. (a) visão geral da superfície de desgaste evidenciando a presença de incrustações de sílica e baixa presença de riscos e sulcos; (b) detalhe dos eventos na superfície com a presença sulcos da ordem 5 $\mu\text{m}$ , arrancamentos, trincas em carbonetos, incrustações de sílica (a) e (b) MEV – imagens de elétrons secundários. (c) detalhe evidenciando a presença de carbonetos primários ( $\text{M}_7\text{C}_3$ ) trincados - MEV – imagens de elétrons retro-espalhados .....	133
Figura 74 - Mapa de elementos na tribosuperfície do ferro fundido branco hipereutético ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando carbonetos trincados (áreas cinzas médio) matriz de martensita revenida (áreas cinzas claro) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de cromo indicando regiões de carbonetos e (c) distribuição de oxigênio, indicando regiões contendo incrustações de sílica. ....	135
Figura 75 - Caracterização da superfície de desgaste do aço FF-HIPER ensaiado com abrasivo 1,0 mm. (a) visão geral da microestrutura, indicando a presença de deformação plástica, presença de sulco com largura da ordem de 10 $\mu\text{m}$ e pouca presença de incrustação de sílica; (b) detalhe dos eventos na superfície e (c) detalhe de deformação plástica e (d) detalhe de formação de sulco, sem trinca aparente dos carbonetos no fundo do sulco. ....	136
Figura 76 - Caracterização do material AISI H13-TT em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm evidenciando a ausência de deformação plástica da matriz, com exceção da região indicada pela seta azul, que apresenta deformação plástica associado a presença de sulco de profundidade da ordem de 2 mm. (b) ensaio com abrasivo 0,50 mm evidenciando a presença de deformações plásticas (entre 1 e 3 $\mu\text{m}$ ) ao longo de toda seção região analisada. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm evidenciando a presença de deformações plásticas da ordem de 3 $\mu\text{m}$ . MEV – Imagens de elétrons secundários. ....	139
Figura 77 - Caracterização do material AISI D2-TT em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm onde verifica-se a ausência de trincas nos carbonetos presentes na microestrutura. (b) ensaio com abrasivo 0,5 mm onde não são verificadas trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm onde podem ser verificadas a presença de trincas em todos os	

carbonetos presentes na superfície do material. (a) e (b) MEV – Imagens de elétrons secundários; (c) MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados.....	142
Figura 78 - Caracterização do material ferro fundido hipereutético (FF-HIPER) em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm onde verifica-se a presença de trincas nos carbonetos primários $M_7C_3$ presentes na microestrutura. (b) ensaio com abrasivo 0,5 mm onde são verificadas trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm onde pode ser verificado a presença de trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. MEV – Imagens de elétrons secundários.....	145
Figura 79 – Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz ferrítica relacionadas com o valor de carbonetos presentes na microestrutura .....	149
Figura 80 - Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida relacionadas com o valor total de carbonetos presentes na microestrutura .....	150
Figura 81 - Microestruturas dos ferros fundidos analisados neste trabalho: (a) FF-HIPO e (b) FF-HIPER. Aumentos: 1000X. MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados.....	151
Figura 82 - Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida relacionadas com o valor total de carbonetos presentes na microestrutura .....	152
Figura 83 – Correlação entre perdas de massa em ensaios de desgaste abrasivo e relação $H_a/H_m$ das ligas analisadas neste trabalho. Foram incluídas as curvas de transição severo/moderado ( $H_a/H_m$ entre 1 e 3) e região de desgaste severo ( $H_a/H_m$ acima de 5).....	156
Figura 84 – Correlação entre perdas de massa e relação $H_a/H_m$ dos aços com matriz ferrítica. As curvas pontilhadas são curvas de tendência dos resultados para cada tamanho de abrasivo.....	156
Figura 85 - Correlação entre perdas de massa e relação $H_a/H_m$ dos materiais com de martensita revenida. As curvas pontilhadas são curvas de tendência dos resultados para cada tamanho de abrasivo, indicando a equação que rege a curva e o $R^2$ das curvas.....	158
Figura 86 - Detalhe da figura anterior, apresentando as perdas de massa e relação $H_a/H_m$ dos materiais com matriz de martensita revenida, não exibindo os resultados do material AISI H13.....	158

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - (a) Economias decorrentes da aplicação dos conceitos de tribologia e (b) proporção dos mecanismos de desgaste atuantes .....	21
Tabela 2 - Razões para o estudo da tribologia.....	23
Tabela 3 - Proposta de classificação do desgaste abrasivo baseada na severidade do processo.....	33
Tabela 4 – Proposta de classificação do desgaste abrasivo baseada com a situação do processo.....	34
Tabela 5 – Características do desgaste por deformação plástica e fratura frágil.....	39
Tabela 6 – Principais características microestruturais que influenciam as propriedades de resistência ao desgaste dos materiais.....	40
Tabela 7 – Comportamentos do desgaste de diferentes autores analisados e resumos das condições experimentais dos ensaios realizados. ....	67
Tabela 8 - Parâmetros de ensaios conforme norma ASTM G65/10 e realizados em equipamento LFS .....	73
Tabela 9 - Distribuição granulométrica dos grãos abrasivos apresentando as faixas de sobreposição de tamanho dos abrasivos.....	77
Tabela 10 - Resultados das medições de tamanho médio, esfericidade e razão de aspecto dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste abrasivo.....	79
Tabela 11 - Informações dos processos de fabricação, classes de materiais, condições de tratamento térmico e designações dos materiais testados e analisados. ....	80
Tabela 12 - Ciclos de tratamento térmicos realizados nos materiais metálicos.....	81
Tabela 13 – Composição química e valor de macrodureza do material H13 RE .....	85
Tabela 14 - Composição química e valor de macrodureza do material D2 RE.....	88
Tabela 15 - Composição química e valor de macrodureza do material D6 RE.....	92
Tabela 16 - Composição química e valores de macrodureza do material H13-TT.....	95
Tabela 17 - Composição química e valores de macrodureza do material D2-TT .....	98
Tabela 18 - Composição química e valor de macrodureza do material D6 TT .....	100
Tabela 19 - Composição química e valores de macrodureza do material FF-HIPO .....	104
Tabela 20 - Composição química e valor de macrodureza do material FF-HIPER.....	107
Tabela 21 – Fração volumétrica de carbonetos para os aços recozidos D2 e D6. ....	111
Tabela 22 – Fração volumétrica de carbonetos para os aços temperados e revenidos D2 e D6. ....	114
Tabela 23 – Fração volumétrica de carbonetos para os ferros fundidos brancos temperados e revenidos.....	117



Tabela 24 - Medições de microdureza ( $HV_{100g}$ ) e macrodureza ( $HV_{30kg}$ ) das matrizes dos ferros fundidos brancos .....	118
Tabela 25 - Aumentos percentuais de perdas de massa com os aumentos dos tamanhos dos abrasivos para os materiais com matriz ferrítica .....	119
Tabela 26 - Aumentos percentuais das perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida com o aumento do tamanho do abrasivo. ....	120
Tabela 27 - Resumo das características microestruturais principais dos materiais analisados neste estudo e classificação comparativa das perdas de massa nos diferentes tamanhos de abrasivos. O carboneto do tipo $M_7C_3$ é o carboneto primário. ....	121
Tabela 28 – Resumo das frações volumétricas de carbonetos analisados por diferentes métodos adotados neste trabalho. ....	122
Tabela 29 - Resultados de perdas de massa dos materiais analisados, valores de macrodureza e da relação empírica $H_a/H_m$ .....	147

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIações

$1/\varepsilon$	Desgaste relativo
#30	Abrasivo de sílica com granulometria teórica acima 0,60 mm e abaixo 1,20 mm
#50	Abrasivo de sílica com granulometria teórica acima 0,30 mm e abaixo 0,60 mm
#100	Abrasivo de sílica com granulometria teórica acima 0,15 mm e abaixo 0,30 mm
$\alpha$	Ângulo de ataque da partícula abrasiva
AFS	<i>American Foundry Society</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BEC	<i>Backscattered electron image</i> (imagem de elétrons retro-espalhados)
$\varepsilon$	Resistência ao desgaste relativa
DSRW	<i>Dry sand rubber wheel</i> (tribômetro roda de borracha a seco)
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (espectroscopia por energia dispersiva)
E/H	Relação entre módulo de elasticidade pela dureza
FFBAC	Ferro fundido branco de alto cromo
$F_N$	Força normal
g	Grama
$H_a$	Dureza do abrasivo
$H_a/H_m$	Relação de durezas entre abrasivo e material
$H_m$	Dureza do material metálico
HB	Unidade de dureza Brinell
HV	Unidade de dureza Vickers
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
$K_{ab}$	Coefficiente de desgaste
Kg	Quilograma
LFS	Laboratório de Fenômenos de Superfície
$M_7C_3$	Carboneto primário
$M_{23}C_6$	Carboneto secundário
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
$\mu\text{m}$	Micrometro
N	Newton
NBR	Norma Brasileira regulamentada pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT)
PIB	Produto Interno Bruto
PM	Perda de massa (g)

Pt	Elemento chumbo
rpm	Rotações por minuto
SAG	Moinho de minérios do tipo semiautógeno
SEI	<i>Secondary electrons image</i> (imagem de elétrons secundários)
SiC	Carbeto de silício
TCA	Tamanho crítico do abrasivo
TMA	Tamanho médio do abrasivo
W	Elemento tungstênio
WCI	<i>White cast iron</i>
WDS	<i>Wavelength Dispersive Spectroscopy</i> (espectroscopia por comprimento de onda)

# Sumário

1. INTRODUÇÃO .....	20
2. JUSTIFICATIVAS .....	24
3. OBJETIVOS DO TRABALHO.....	26
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	27
4.1. Definições .....	27
4.2. Classificação do desgaste.....	29
4.2.1. Mecanismos e modos de desgaste .....	29
4.2.2. Classificação do desgaste abrasivo .....	30
4.3. Mecanismos de abrasão .....	36
4.4. Variáveis que influenciam o desgaste abrasivo.....	40
4.4.1. Efeito das características microestruturais dos primeiros corpos .....	40
4.4.2. Efeito da dureza dos materiais metálicos e abrasivos .....	45
4.4.3. Efeito das características do abrasivo .....	51
5. MATERIAIS E MÉTODOS .....	72
5.1. Ensaio de desgaste em tribômetro roda de borracha.....	72
5.2. Material abrasivo.....	75
5.3. Materiais metálicos.....	79
5.4. Caracterização microestrutural.....	81
5.5. Medição de dureza dos materiais .....	82
5.6. Análise da fração volumétrica de carbonetos .....	83
5.6.1. Simulação termodinâmica (THERMO-CALC).....	83
5.6.2. Processamento de imagem (ImageJ) .....	83
6. RESULTADOS.....	84
6.1. Caracterização microestrutural.....	84
6.1.1. Aço ferramenta laminado, AISI H13, recozido (H13 RE).....	85
6.1.2. Aço ferramenta laminado, AISI D2, recozido (D2 RE) .....	87
6.1.3. Aço ferramenta laminado, AISI D6, recozido (D6 RE) .....	91
6.1.4. Aço ferramenta laminado, AISI H13, temperado e revenido (H13-TT).....	95
6.1.5. Aço ferramenta laminado, AISI D2, temperado e revenido (D2 TT) .....	97
6.1.6. Aço ferramenta laminado, AISI D6, temperado e revenido (D6-TT).....	100
6.1.7. Ferro fundido branco de alto cromo hipoeutético, temperado e revenido (FF-HIPO) .....	103
6.1.8. Ferro fundido branco de alto cromo hipereutético, temperado e revenido (FF-HIPER) .....	107

6.2. Perda de massa por desgaste abrasivo.....	110
6.2.1. Aços ferramentas recozidos .....	110
6.2.2. Aços ferramentas temperados e revenidos .....	112
6.2.3. Consolidação dos resultados dos aços ferramentas .....	115
6.2.4. Ferros fundidos brancos de alto cromo temperados e revenidos .....	116
6.2.5. Consolidação dos resultados de perdas de massa (efeito da microestrutura e do tamanho de partícula).....	118
6.3. Identificação dos mecanismos de desgaste.....	123
6.3.1. Exame topográfico .....	123
6.3.2. Caracterização microestrutural da seção transversal ao sentido de movimentação do abrasivo .....	138
6.4. Relação dureza do abrasivo e dureza do material.....	147
7. DISCUSSÃO .....	148
7.1. Efeito das microestruturas dos materiais na resistência ao desgaste abrasivo .....	148
7.2. Efeito do tamanho da partícula abrasiva no desgaste abrasivo .....	153
7.3. Perda de massa versus a relação entre a dureza do abrasivo e do material, ( $H_a/H_m$ )... ..	155
7.4. Mecanismos de desgaste.....	159
7.4.1. Superfícies de desgaste.....	159
7.4.2. Seções transversais.....	160
8. CONCLUSÕES.....	162
8.1. Relação $H_a/H_m$ .....	162
8.2. Mecanismos de desgaste.....	162
8.3. Microestruturas .....	163
9. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	164
10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	165
11. ANEXO.....	172

## 1. INTRODUÇÃO

O desgaste abrasivo é um dos principais problemas em componentes de engenharia usados nas indústrias de mineração e processamento de minérios. Esse desgaste ocorre em uma grande gama de equipamentos, tais como dentes e partes de escavadeiras, brocas de perfuração, britadores, moinhos e moedores, placas de impacto e bombas de polpas. O desgaste de partes destes equipamentos, os custos de reparo e substituição resultam em um significativo gasto para as empresas (HAWK, 1999). Estimativas mostram que cerca de 5% do PIB dos países desenvolvidos se devem a perdas por desgaste (JOST, 1981).

A Tabela 1-a apresenta as reduções nos gastos das empresas devido ao desgaste, graças ao melhor entendimento e à aplicação dos conhecimentos em tribologia. O desgaste abrasivo representa, em volume, cerca de 50% dos mecanismos de desgaste normalmente encontrado nas empresas (EYRE, 1976). A Tabela 1-b apresenta a proporção dos mecanismos de desgaste atuantes. Apesar dos avanços em termos de projetos de equipamentos, processos de fabricação, desenvolvimento e seleção de materiais resistentes ao desgaste, pode-se considerar que esta proporção se mantém nos dias de hoje.

Inúmeros trabalhos<sup>(1)</sup> têm sido conduzidos para correlacionar o efeito das diversas variáveis de um tribossistema com a evolução do desgaste abrasivo. Dentre as diversas variáveis que podem influenciar o processo de desgaste abrasivo, encontram-se:

- Propriedades dinâmicas do processo: velocidades relativas dos corpos e cargas;
- Propriedades mecânicas dos materiais: resistência, dureza e tenacidade à fratura;
- Propriedades térmicas: condutividade térmica e difusividade térmica;
- Físico-químicas: composição química, pH e taxa de corrosão;
- Condições ambientais: temperatura e umidade do ar
- Elemento interfacial: sólido, líquido, gasoso ou mistura destes;
- Características do abrasivo: dureza, tamanho, formato e tenacidade a fratura;
- Parâmetros de superfície: rugosidade e tratamento superficial;

---

<sup>1</sup> Entre os principais autores: ALBERTIN; AVERY; AVIENT; AXÉN; BLICKENSDEFER; BURWELL; CHACON-NAVA; CORONADO; FINNIE; GATES; HAWK; HUTCHINGS; KAYABA; KRUSCHOV; LARSEN-BASSE; MISRA; MOORE; MUTTON; RABINOWICZ; RICHARDSON; SIN; SINATORA; TYLKZAC; ZUM GAHR.

Tabela 1 - (a) Economias decorrentes da aplicação dos conceitos de tribologia e (b) proporção dos mecanismos de desgaste atuantes

Descrição	Proporção	Mecanismo	Proporção
Economia em custos de manutenção e reposição	42%	Abrasivo	50%
Economia em perdas devido a quebras	27%	Adesivo	15%
Economia em investimento devido ao aumento da vida útil da máquina	18%	Diversos	14%
Redução do consumo de energia devido ao atrito	5%	"Fretting"	8%
Maior eficiência mecânica	4%	Erosão	8%
Economia com custos de lubrificantes	2%	Químico	5%
Redução na força de trabalho	2%		

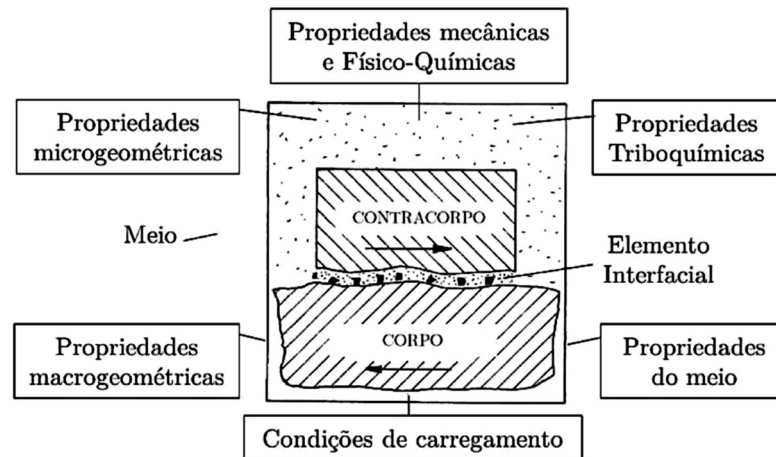
(a)

(b)

Fontes: (a) JOST (1981) e (b) EYRE (1976)

A Figura 1 apresenta um desenho esquemático exemplificando as diversas variáveis que podem ser encontradas em um tribossistema. Dificilmente depara-se com um único mecanismo de desgaste atuante, o que aumenta a complexidade das análises a serem efetuadas nos equipamentos que sofrem desgaste. Além da atuação simultânea de diferentes mecanismos de desgaste, podem ocorrer mudanças no mecanismo de desgaste predominante ao longo da vida útil do equipamento ou componente. Normalmente, o desgaste abrasivo não é um processo de falha catastrófica, mas ele reduz consideravelmente a vida útil dos componentes (ZUM GAHR, 1987).

Figura 1 – Variáveis que podem afetar as condições de desgaste de um determinado tribossistema



Fonte: ZUM GAHR, 1987

Para definir os focos dos trabalhos de P&D em desgaste abrasivo, é necessário um bom entendimento das questões a serem respondidas pelos resultados a serem obtidos. As investigações podem ser conduzidas por diferentes razões. PETERSON (1976) e BLAU (1997) apresentaram as razões para o estudo da tribologia (vide Tabela 2), onde foram associadas algumas características aos entendimentos apontados pelos autores. Nas definições de PETERSON (1976), tem-se uma visão macro dos processos e dos materiais, provavelmente devido às limitações de recursos de análises disponíveis, enquanto as definições de BLAU (1997) são mais modernas e abrangentes, analisando algumas especificidades dos materiais e do processo. Complementando os motivos apresentados das pesquisas definidos pelos autores, podem-se associar características e objetivos atuais para as pesquisas a serem realizadas de sistemas onde o desgaste abrasivo é predominante.

A seleção do material mais adequado em termos de desgaste abrasivo depende do conhecimento de diferentes fatores que controlam o desempenho relativo em diferentes modos de desgaste. Na atualidade, existem 118 elementos químicos conhecidos (naturais ou sintetizados), que formam cerca de 160.000 materiais aptos para utilização em projetos mecânicos (ASHBY, 2012). Quando se trata exclusivamente de desgaste abrasivo, o número de materiais passíveis de utilização para esta aplicação diminui drasticamente (para ordem de poucas centenas) e um mesmo material pode apresentar um comportamento distinto de acordo com o tribossistema em que o material se encontra. Este trabalho objetiva promover uma



pequena contribuição para um melhor entendimento nas características ao desgaste abrasivo de alguns materiais para estas aplicações.

Tabela 2 - Razões para o estudo da tribologia

<b>Características das pesquisas: PETERSON (1976) E BLAU (1997)</b>	<b>Características das pesquisas: Atuais</b>	<b>Objetivos Atuais</b>
<b>Análise dos modos de desgaste</b>	<b>Análise dos mecanismos de desgaste</b>	Avaliar os micromecanismos de desgaste atuantes no processo
<b>Variáveis do tribosistema</b>	<b>Variáveis do tribosistema</b>	Avaliar como as propriedades dos materiais interagem no tribosistema
<b>Análise de materiais</b>	<b>Análise dos constituintes</b>	Analisar o comportamento dos constituintes dos materiais e das regiões subsuperficiais no processo de desgaste
<b>Modelamento</b>	<b>Simulação</b>	Dar suporte ao desenvolvimento de modelos (preditivos ou descritivos) de desgaste para um tribosistema específico.
<b>Seleção de materiais</b>	<b>Desenvolvimento de materiais</b>	Desenvolver materiais para aplicações específicas

Fonte: PETERSON (1976) e BLAU (1997)

## 2. JUSTIFICATIVAS

- **Importância científica**

Os materiais para aplicações onde o desgaste abrasivo é predominante vêm em crescente evolução, com desenvolvimento de novas ligas e adoção de novas tecnologias de fabricação. Estes desenvolvimentos estão sendo direcionados não somente para a melhora de uma propriedade em específico, como por exemplo dureza do material, mas uma combinação de propriedades que melhoram a resistência ao desgaste abrasivo dos materiais. Outro ponto importante é a correlação da resistência ao desgaste do material com as características do tribossistema em que o mesmo está inserido. O conhecimento dos micromecanismos de desgaste atuantes em materiais com características microestruturais distintas se tornou de fundamental importância para o entendimento do comportamento de cada material no tribossistema.

- **Importância econômica**

Dados do ano de 2016 mostram que a indústria extrativa representava 4,3% do PIB Nacional e 16,9% do PIB Industrial<sup>(2)</sup>. O Brasil possui 8.400 minas de diferentes portes em atividade<sup>(3)</sup>, que em maior ou menor intensidade, possuem as principais etapas de beneficiamento de minério (lavra, transporte, moagem, peneiramento e processamento). O desgaste abrasivo figura como um dos principais mecanismos de desgaste atuantes nestas aplicações (EYRE, 1976) e, conseqüentemente, está diretamente ligado à principal parcela nos custos de manutenção das plantas industriais. A tendência atual das empresas é correlacionar um determinado material à sua performance no processo, substituindo a cultura de aquisição pelo menor preço, por outras onde são levados em conta principalmente a performance dos materiais, associando aos custos indiretos relacionados às paradas ou redução do ritmo de produção dos equipamentos ou componentes.

---

<sup>2</sup> ANUÁRIO IBRAM 2016/2017

<sup>3</sup> INFORMAÇÕES SOBRE A ECONOMIA MINERAL BRASILEIRA 2015

- **Importância tecnológica**

Entender como o material se desgasta ao longo do processo no qual ele é utilizado, avaliar os mecanismos de desgaste atuantes e a magnitude do desgaste em termos de performance se torna de vital importância para uma evolução tecnológica dos materiais e na diminuição dos custos associados à utilização dos materiais. O conhecimento dos fatores que levam o material a sofrer um determinado modo ou mecanismo de desgaste, além do entendimento de como tais fatores afetam a performance de um grupo de materiais, podem evitar uma utilização de materiais inadequados para as condições às quais estarão expostos. Estes conhecimentos podem fazer com que ocorram evoluções nos próprios processos de fabricação dos materiais, melhorando as características dos processos e otimizando os custos de fabricação.

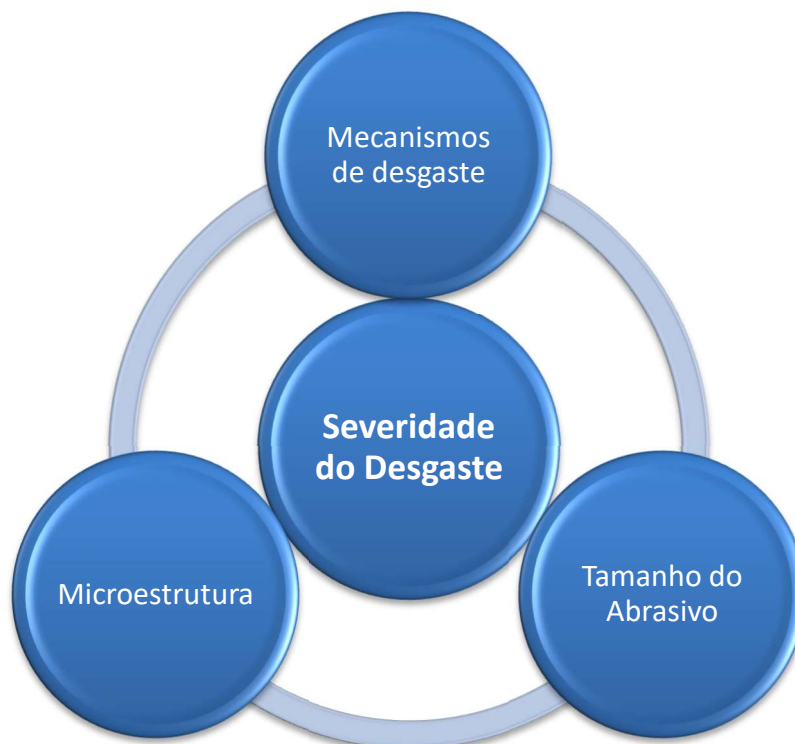
### 3. OBJETIVOS DO TRABALHO

Este trabalho tem como objetivo avaliar os efeitos do tamanho abrasivo de sílica na resistência ao desgaste de materiais com diferentes microestruturas - diferentes classes de aços ferramentas (AISI H13, AISI D2 e AISI D6) recozidos ou temperados e revenidos) e ferros fundidos brancos de alto cromo (hipoeutéticos ou hipereutéticos, temperados e revenidos).

Objetiva-se, deste modo, correlacionar os mecanismos de desgaste com as microestruturas dos materiais usando ensaios realizados em tribômetro roda de borracha (abrasivo solto).

Finalmente, pretende-se construir as curvas de desgaste para as diferentes condições de testes e correlacionar os valores de perdas de massa com as macrodurezas dos materiais.

Representação gráfica dos objetivos do presente trabalho.



Fonte: Autor

## 4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção, serão apresentadas as definições e classificações do desgaste abrasivo, serão discutidos os mecanismos de desgaste atuantes nas superfícies dos componentes e os efeitos das principais variáveis que afetam o desgaste abrasivo.

### 4.1. Definições

De acordo com a *American Society for Testing and Materials*, têm-se as seguintes definições (ASTM G40-13):

- **Desgaste (*Wear*):** alteração de uma superfície sólida pela progressiva perda ou progressivo deslocamento de material devido ao movimento relativo entre a superfície e substância ou substâncias em contato;
- **Desgaste Abrasivo (*Abrasive wear*):** desgaste devido a partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida;
- **Abrasão (*Abrasion*):** na tribologia, processo no qual um movimento relativo entre a superfície e partículas duras ou protuberâncias em uma superfície oposta produz desgaste abrasivo da superfície;

Nas três definições apresentadas, fica explícita a interação entre os corpos e/ou interação entre as superfícies (protuberâncias) e determinados elementos interfaciais (nos casos das partículas duras). Nestas definições, são apresentados os conceitos de movimento relativo entre as superfícies e o conceito de aplicação de carga é informado somente na definição de desgaste abrasivo.

ZUM GAHR (1987) define desgaste abrasivo como o deslocamento de material causado pela presença de partículas duras, entre ou incorporadas em um ou ambos os corpos em movimento relativo, ou pela presença de protuberâncias duras em um ou ambos os corpos com movimento relativos entre as superfícies. HUTCHINGS (2017) define desgaste abrasivo como a remoção ou deslocamento de material de uma superfície por uma partícula dura ou, algumas vezes, por protuberâncias na interface, forçadas contra e deslizando ao longo da superfície. As duas definições apresentam os conceitos de deslocamento de material causados pela interação de partículas e/ou protuberâncias na(s) superfície(s), além da terminologia de partícula dura, com o conceito de relação de durezas entre partícula abrasiva e superfície do

material. HUTCHINGS (1987) apresenta o conceito de força aplicada pela partícula ou protuberância no material.

Ao longo do tempo, diversos autores apresentaram definições para desgaste abrasivo. MOORE (1974) define desgaste abrasivo como a remoção de material sólido da superfície pela ação de deslizamento unidirecional de uma partícula discreta de outro material, onde as superfícies são mantidas em constante orientação relativa em relação à outra no período de contato. MISRA e FINNIE (1980) simplificam a definição de desgaste abrasivo como a remoção de material devido ao contato com deslizamento com partículas abrasivas ou superfície rugosa. LARSEN-BASSE (1990) complementa a definição citando asperezas duras que endentam a superfície do componente. AXÉN (1994) cita que, além de remoção de material, as partículas ou asperezas penetram em uma superfície mais mole no contato. GATES (1998), por sua vez, define desgaste abrasivo como uma aspereza dura em um dos corpos, movendo-se sobre um corpo mais mole sob determinada carga, que penetra e remove material da superfície do corpo mais mole, deixando um sulco.

As definições apresentadas pelos autores (MOORE, 1974, MISRA e FINNIE, 1980, LARSEN-BASSE, 1990, AXÉN, 1994 e GATES, 1998) apresentam o conceito de movimento relativo entre os corpos e da presença de partículas ou asperezas. Verifica-se que estes autores utilizam o termo “remoção de material” nas definições apresentadas. Considerando que ocorra alteração de uma das superfícies, não necessariamente tem-se remoção de material, mas pode ocorrer um deslocamento do material sem retirada de material, onde o conceito de formação de sulco. O conceito de formação de sulco apresentado por GATES (1998) parece mais adequado, mas não foi explicitado se o material é removido da superfície ou pode se tratar somente como deformação plástica de uma superfície. LARSEN-BASSE (1990) e AXÉN (1994) apresentam o conceito de diferença de dureza e penetração da partícula.

Apesar das diferenças nas definições apresentadas, verifica-se uma convergência dos conceitos para as ideias de movimento relativo entre dois ou mais elementos, aplicação de força, diferenças de durezas entre os corpos envolvidos e alteração superficial do(s) corpo(s).

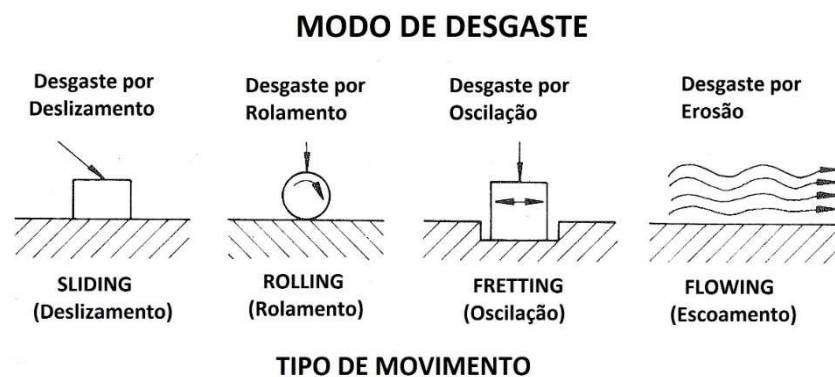
## 4.2. Classificação do desgaste

Nesta seção serão apresentados um breve relato dos modos e mecanismos de desgaste, com maior ênfase nas classificações de desgaste abrasivo e nos mecanismos associados a abrasão.

### 4.2.1. Mecanismos e modos de desgaste

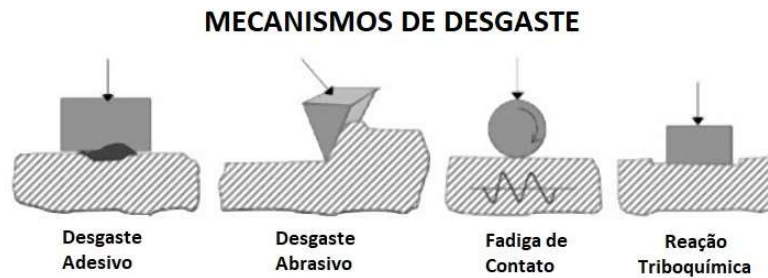
Basicamente, classifica-se o desgaste pelos modos de desgaste e pelos mecanismos de desgaste. O modo de desgaste está associado com o tipo de movimento relativo entre o corpo e contra-corpo, ou seja, depende da cinemática do sistema tribológico (ZUM GAHR, 1987). O mecanismo de desgaste é uma classificação associada ao processo pelo qual o material é removido da superfície. A Figura 2 e Figura 3 apresentam os principais modos e mecanismos de desgaste, respectivamente. OBARA (2018) apresentou uma revisão completa sobre os principais modos e mecanismos de desgaste atuantes em sistemas tribológicos. Neste trabalho será dada ênfase na classificação do desgaste abrasivo.

Figura 2 – Classificação dos principais modos de desgaste e os tipos de movimentos entre os corpos no tribossistema.



Fonte: adaptado de ZUM GAHR, 1987

Figura 3 - Classificação dos principais mecanismos de mecanismos de desgaste atuantes.



Fonte: adaptado de ZUM GAHR, 1987

Enquanto os modos de desgaste apresentados anteriormente sejam relativamente bem compreendidos, o funcionamento simultâneo do desgaste por abrasão e por impacto não é bem compreendido. Os mecanismos e características do desgaste por abrasão-impacto e a sinergia, caso existam, entre o impacto e a abrasão não foram explorados nem discutidos sistematicamente na literatura (ZAMBRANO, 2021; CHINTHA, 2019).

#### 4.2.2. Classificação do desgaste abrasivo

A classificação do desgaste abrasivo visa apoiar a seleção de materiais ou o entendimento dos fenômenos envolvidos no desgaste. Ao longo do tempo, verifica-se que a classificação de desgaste abrasivo apresentou mudanças, passando de classificações de ordem prática até classificações mais técnicas, envolvendo as características e os esforços envolvidos nos processos.

AVERY (1954) propôs uma das primeiras classificações, dividindo o desgaste abrasivo em três categorias. A primeira, denominada goivadura (“gouging abrasion”<sup>4</sup>), implica em altas tensões, grandes escalas de material (relacionado com o tamanho do objeto). A abrasão por moagem (“grinding abrasion”) é evidenciado pela fragmentação de partículas duras entre duas superfícies duras, normalmente metálicas. Neste caso, o autor cita que o termo abrasão com pressão de contato

<sup>4</sup> O termo “gouging abrasion” é comumente utilizado sem tradução e poderá ser utilizado em algumas das classificações de desgaste abrasivo apresentadas. A tradução mais adequada seria GOIVADURA, que conforme dicionário online DICIO é o ato ou efeito de goivar, entalhe feito com goiva (instrumento de corte em semicírculo, com o gume do lado côncavo, que corta em forma de meia lua).



elevada (“high stress abrasion”) pode ser usado, pois a resistência ao esmagamento do abrasivo é ultrapassada, onde os abrasivos sofrem fratura e se tornam pontiagudos, riscando a superfície do material. A terceira classificação, abrasão por riscamento a baixas tensões (“low stress scratching abrasion”) é dependente de partículas duras e geralmente pontiagudas e a principal fonte de tensão nos materiais é relacionada com a velocidade da partícula. AVERY (1977) propôs novas denominações para as classificações, semelhantes às anteriores, com características voltadas para as tensões aplicadas no corpo e contra corpo, além de classificações relacionando o desgaste com as tensões necessárias para quebra dos abrasivos. AVERY, no artigo de 1977 cita que estas definições por ele elaboradas mostraram utilidade internacional, mas, infelizmente, por vezes elas foram mal aplicadas. Apesar da mistura de conceitos das classificações ao longo do tempo, pode-se considerar que as classificações propostas, mesmo com alguma confusão, foram as bases para algumas definições atualmente adotadas.

TYLCZAK (1990) classificou o desgaste abrasivo relacionando os níveis de esforços atuantes nas partículas. Quando os níveis de esforços não são suficientes para que ocorra a quebra da partícula abrasiva, é denominado de abrasão com baixas tensões (“low stress abrasion”). Quando se tem a quebra das partículas (como nos casos dos processos de moagem), tem-se adotado a classificação de abrasão com altas tensões (“high stress abrasion”). Vale salientar que esta abordagem está relacionada com os esforços atuantes nas partículas. O mecanismo de abrasão por goivagem (“gouging abrasion”) está relacionado com altos esforços em abrasivos de tamanho relativo grande e quase sempre associado a processo que realizam a britagem dos materiais.

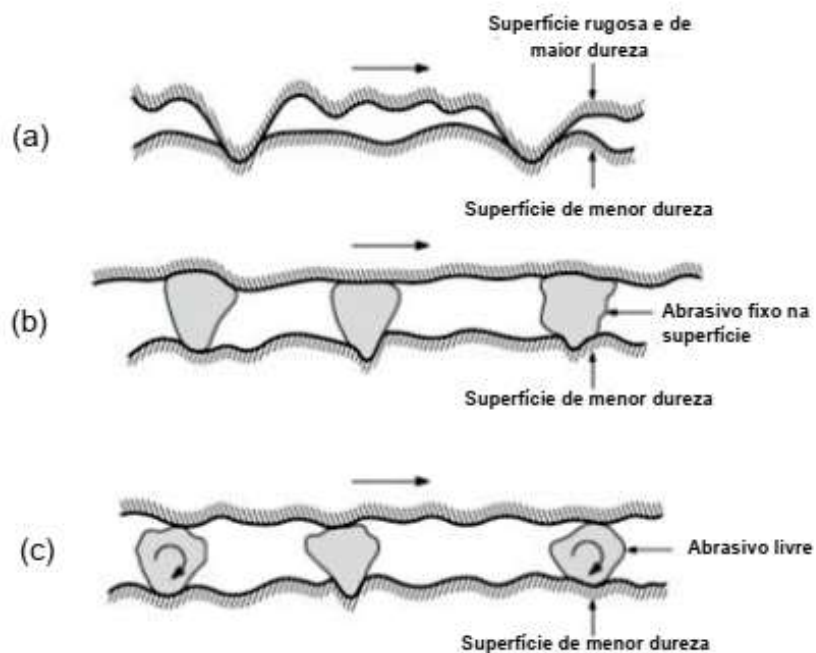
Outra forma de classificação do desgaste abrasivo amplamente adotada é pelo número de corpos envolvidos no tribossistema. BURWELL (1957) cita que existem basicamente duas situações gerais para este tipo de desgaste. No primeiro caso, uma das superfícies é mais dura entre as duas superfícies em contato (ou a partícula abrasiva está presa no contra-corpo) e no segundo caso a superfície dura é um terceiro corpo, geralmente uma partícula de grão ou abrasivo, capturadas entre duas superfícies e suficientemente mais duras que estas, desgastando uma ou ambas as superfícies (abrasivo livre entre as superfícies).

MISRA e FINNIE (1981) apresentaram a seguinte interpretação para esta definição de desgaste abrasivo:

- (a) **Desgaste abrasivo a dois corpos:** ocorre quando uma superfície rugosa ou uma partícula abrasiva fixa desliza ao longo da superfície para remover material;
- (b) **Desgaste abrasivo a três corpos:** quando as partículas abrasivas estão soltas, elas podem se mover relativamente umas às outras e têm movimento de rotação enquanto deslizam ao longo da superfície.

A Figura 4 apresenta os conceitos de desgaste abrasivo a dois corpos e a três corpos. A representação do desgaste abrasivo a dois corpos é semelhante ao processo de usinagem de peças, onde um corpo com maior dureza e movimento relativo gera uma deformação da superfície do outro material com geração de cavacos ou um deslocamento de material sem perdas de massa. No caso do desgaste abrasivo a três corpos, o abrasivo livre pode rolar e deslizar nas superfícies, ocasionando diversas formas de interações, tais como penetração e sulcamentos. Pode-se ou não ter geração de cavacos, dependendo da natureza dos corpos.

Figura 4 – Classificação de desgaste abrasivo: (a) e (b) desgaste a dois corpos e (c) desgaste a três corpos



De acordo com GATES (1998), as formas de classificação normalmente adotadas são válidas e importantes, mas os termos utilizados são inadequados. Este autor apresenta em seu trabalho, além das críticas aos modelos atualmente adotados, duas vertentes para classificação do desgaste:

- a) classificação de acordo com a severidade;
- b) classificação de acordo com a situação.

Na classificação conforme a severidade do desgaste, GATES (1998) sugere que o desgaste abrasivo possa ser subdividido em três níveis de severidade: moderado, severo e extremo. A Tabela 3 apresenta esta proposta de classificação.

Tabela 3 - Proposta de classificação do desgaste abrasivo baseada na severidade do processo

Situação Típica	Severidade do Desgaste Abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
<b>Tamanho da partícula</b>	Pequeno	Médio	Grande
<b>Restrição à partícula</b>	Sem restrições	Interface parcialmente restringida	Fortemente restringida
<b>Forma da partícula</b>	Arredondada	Pontiagudas	Pontiagudas
<b>Tensão de contato</b>	Baixa (insuficiente para fraturar as partículas)	Moderadas (suficiente para fraturar as partículas)	Muito altas (podem causar deformação macroscópica ou fratura frágil do material desgastado)
<b>Mecanismo dominante</b>	Microsulcamento	Microcorte	Microcorte e/ou microfratura
<b>Termos equivalentes*</b>	Abrasão com baixa tensão; Abrasão por riscamento; Três corpos com baixa tensão	Abrasão com alta tensão; Abrasão por moagem; Três corpos com alta tensão; Dois corpos com baixa tensão	Goivadura ( <i>gouging abrasion</i> ); Dois corpos com alta tensão

Fonte: GATES (1998)

Na classificação de acordo com a situação, a abordagem é relacionada principalmente com as tensões nas partículas e na condição de restrição das partículas. No caso das tensões, a distinção entre altas e baixas tensões diz respeito à fratura do abrasivo, que é uma propriedade intrínseca deste elemento. Nesta classificação, a goivadura é associada a altos esforços e relacionada com maiores

deformações ou arrancamentos localizados nos corpos. As condições de restrições de partículas remetem para os conceitos de dois e três corpos. A Tabela 4 apresenta esta proposta de classificação.

TREZONA et al. (1999), sugerem termos que descrevem a condição da partícula abrasiva (fixa ou solta) e a característica da superfície para classificar o desgaste abrasivo. Nos casos em que o desgaste abrasivo ocorre quando as partículas estão fixas, seria descrito como desgaste abrasivo por sulcamento (“grooving abrasive wear”). Neste caso, o processo abrasivo de desgaste é realizado pela mesma região da partícula em contato com a superfície de desgaste. As superfícies de desgaste são caracterizadas por ranhuras (ou sulcos) paralelas à direção de deslizamento. Quando o desgaste abrasivo ocorre quando as partículas estão livres para rolar entre as duas superfícies seria descrito como desgaste abrasivo por rolamento (“rolling abrasive wear”). Neste caso, a região da partícula abrasiva em contato com a superfície é continuamente mudada. A superfície desgastada é caracterizada por grande deformação, presença de endentações e pouca ou nenhuma direcionalidade. Estas classificações adotam as características da superfície do material para classificar o desgaste.

Tabela 4 – Proposta de classificação do desgaste abrasivo baseada com a situação do processo

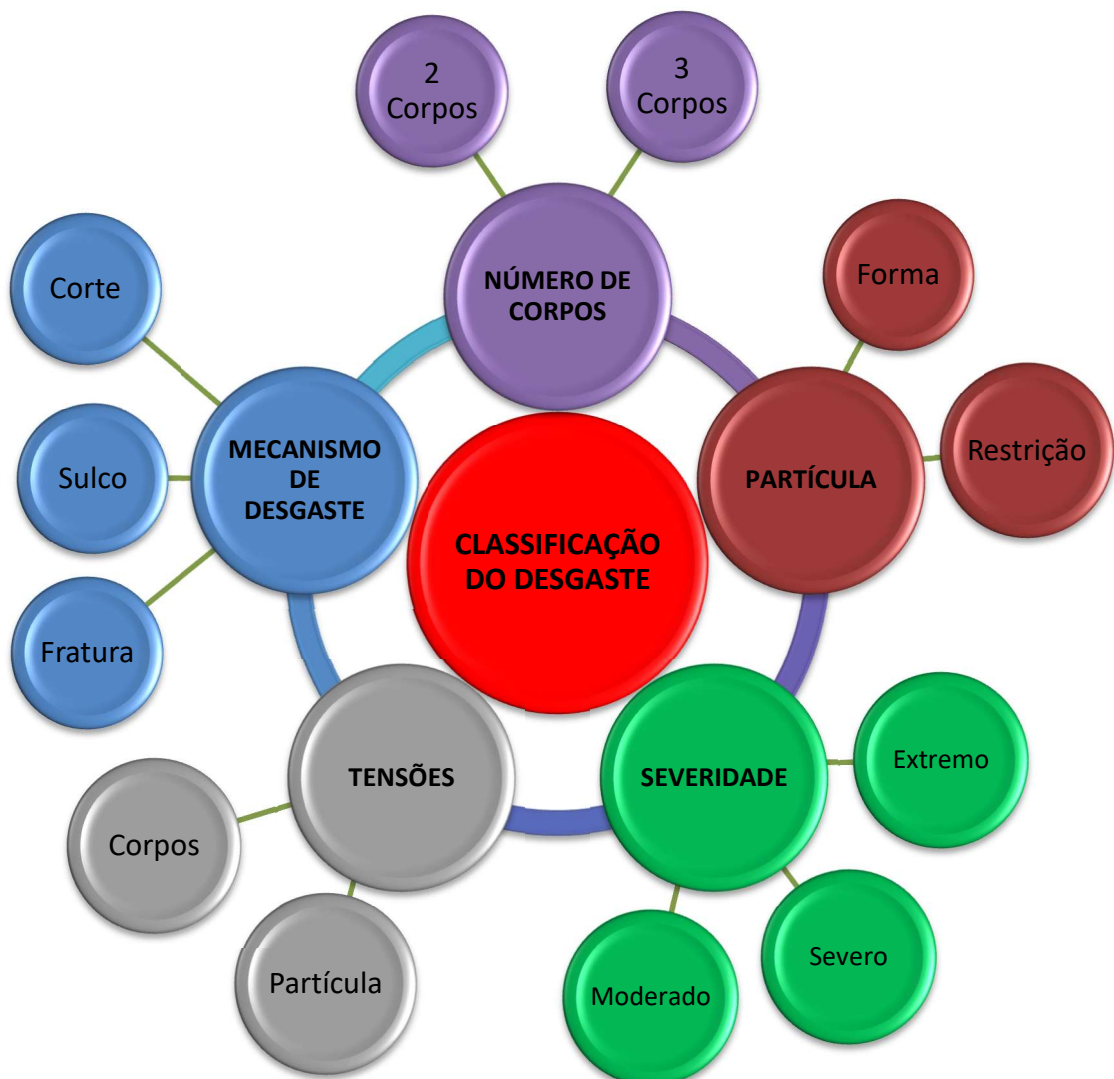
		Tensão de Contato		
		Baixa	Alta	Extrema
		Insuficiente para fraturar as partículas	Fratura das partículas	Deformação grosseira/bruta do material
Partículas abrasivas	Livres	Tensões baixas / Abrasivos livres	Tensões altas / Abrasivos livres	
	Restringidas	Tensões baixas / Abrasivos Fixos	Tensões altas / Abrasivos fixos	Tensões extremas / Abrasivos fixos

Fonte: GATES (1998)

Analisando as classificações apresentadas anteriormente, verifica-se a dificuldade em classificar o desgaste abrasivo individualmente, principalmente pelas diferentes características dos processos em que ocorre o desgaste, das condições de

operação, das consequências físicas nos materiais envolvidos e nas partículas abrasivas. Além disso, em situações reais é muito difícil realizar uma distinção e separação do mecanismo, principalmente devido à dinâmica dos materiais abrasivos em contato com as superfícies e do tribossistema. A Figura 5 resume de forma esquemática algumas possibilidades para classificação do desgaste abrasivo.

Figura 5 – Representação esquemática das possibilidades de classificação do desgaste abrasivo.



Fonte: Autor

### 4.3. Mecanismos de abrasão

A partir das diferentes definições de desgaste abrasivo e adotando que uma partícula ou protuberância de maior dureza desliza sobre uma superfície com menor dureza, é sugerida uma classificação relacionando os danos superficiais causados pela partícula (micromecanismos de desgaste atuantes). Esta interação física da partícula abrasiva ou da protuberância com a superfície pode promover diferentes formas de danos, como microssulcamento (“microploughing”), microcorte (“microcutting”), microtrinca (“microcracking”) e microfadiga (“microfatigue”) (ZUM GAHR, 1987).

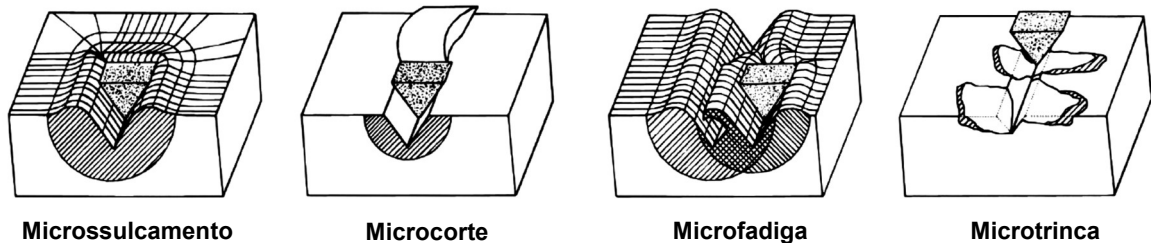
O mecanismo de microssulcamento é devido a passagem do abrasivo ou protuberância na superfície de um material promovendo um deslocamento de material e ocasionando um acúmulo de material nas bordas do sulco. Neste caso não ocorre nenhum arrancamento ou destacamento de material da superfície.

O mecanismo de formação de proa é, de certa forma, semelhante com o mecanismo de microssulcamento, com a particularidade de o material deslocado estar presente na frente de ataque da partícula (no caso do microssulcamento, o material se desloca prioritariamente para as bordas laterais do sulco). Alguns autores não consideram a formação de proa como um mecanismo, pois pode-se o material acumulado tende a ser removido, se enquadrando na denominação de microcorte.

O mecanismo de microcorte é similar a uma ferramenta de corte, e o material é removido em forma de micro cavacos. Se considerarmos um mecanismo puro de microcorte, o volume do cavaco removido é igual ao volume do sulco formado na superfície (não considerando recuperação elástica e encruamento do material).

O mecanismo de microfadiga ocorre devido ao acúmulo de deformação plástica onde, após sucessivas ocorrências do processo de microssulcamento, a material fratura como resultado de um processo de fadiga de baixo ciclo. O mecanismo de microtrinçamento ocorre devido a altas tensões concentradas, impostas pelas partículas abrasivas ou protuberâncias, especialmente na superfície de materiais frágeis ou materiais que apresentam encruamento severo (ZUM GAHR, 1987). Neste caso, fragmentos (debris) são normalmente gerados devido à formação de trincas, propagação e destacamento da fase frágil. A Figura 6 apresenta esquematicamente os micromecanismos de desgaste na interação entre partícula abrasiva e superfície.

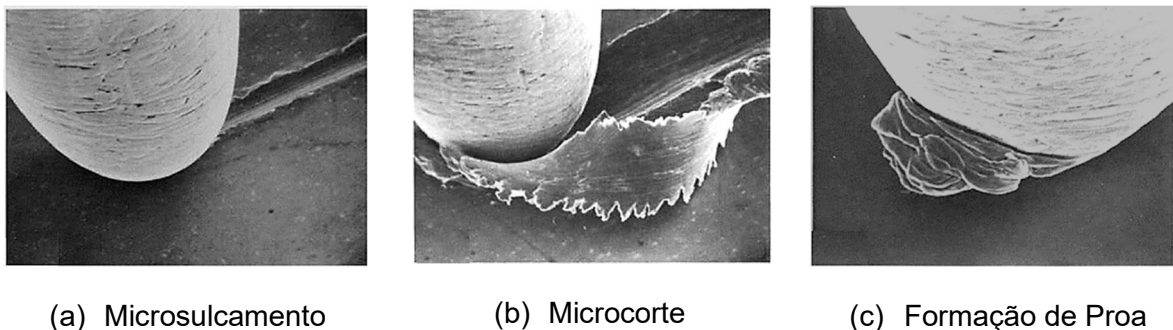
Figura 6 - Representação de diferentes interações entre o abrasivo e a superfície do material



Fonte: ZUM GAHR (1998)

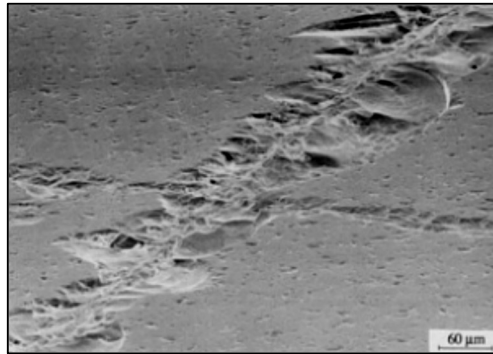
Complementando as classificações apresentadas anteriormente, pode-se afirmar que o desgaste abrasivo está associado a basicamente dois fenômenos, considerando as seguintes características: desgaste por deformação plástica e desgaste por fratura frágil. De modo geral, o microsulcamento e microcorte estão associados a materiais ou fases dúcteis e as microtrincas são associadas a materiais ou fases frágeis. A Figura 7 apresenta exemplos dos principais micromecanismos de desgaste por deformação plástica (KAYABA et al., 1986). A Figura 8 apresenta uma fotografia de caracterização superficial de um material frágil (neste caso um vidro), riscado por uma partícula dura, onde observa-se destacamentos na superfície (ASM HANDBOOK, 1990). Algumas características de cada tipo de desgaste e como são tratados numericamente os coeficientes de desgaste para as fraturas dúcteis e frágeis são apresentados na Tabela 5.

Figura 7 – Exemplos dos micromecanismos de desgaste abrasivo por deformação plástica



Fonte: KAYABA (1986)

Figura 8 – Fratura frágil na superfície de um vidro riscado por partícula dura



Fonte: ASM HANDBOOK (1990)

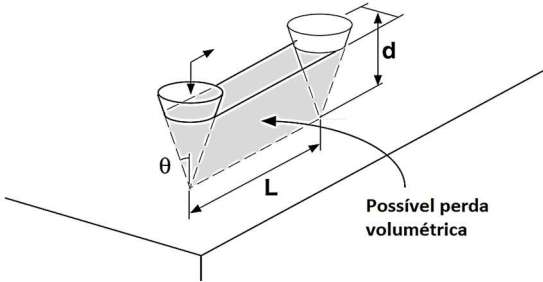
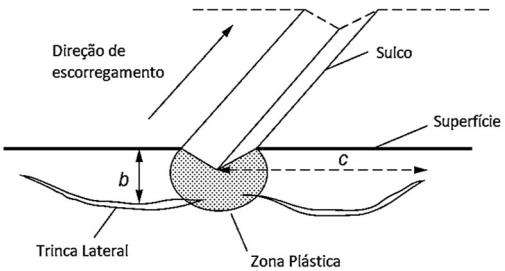
Para o modelo de fratura dúctil (Equação 1 na Tabela 5), o volume de desgaste abrasivo é proporcional à força normal aplicada e à distância de deslizamento e inversamente proporcional à dureza do material. A constante  $K_{ab}$  é denominada de coeficiente de desgaste abrasivo e é o principal valor que descreve o comportamento no desgaste. O significado físico de  $K_{ab}$  é a fração de volume de desgaste em relação à zona de volume do sulco e depende da ductilidade do material de desgaste, da resistência ao cisalhamento na interface de contato e da forma da partícula abrasiva (KATO e ADACHI, 2001).

O modelo de fratura frágil (Equação 2 na Tabela 5) prevê taxas de desgaste consideravelmente maiores do que quando se tem somente fratura dúctil, além de considerar que o aumento da taxa de desgaste não é linear com o aumento da carga aplicada (KATO e ADACHI, 2001). Este modelo afasta-se da linearidade e das dependências diretas do modelo de deformação plástica de fases dúcteis. O modelo prevê uma correlação inversa entre a taxa de desgaste e a resistência à fratura do material, mas em muitos casos, a dependência na tenacidade pode ser mais forte do que a dependência da dureza. Outros modelos de desgaste por fratura frágil são propostos, onde HUTCHINGS (1992) leva em conta parâmetros como diâmetro da partícula e a área aparente de contato e BHUSHAN (2013) que leva em conta a relação  $E/H$  (módulo de elasticidade pela dureza) e o número de asperezas em contato. Todos os modelos apresentam como variável a tenacidade a fratura, que é uma das propriedades importantes para fases com comportamento frágil, mas não entram no mérito da presença de diferentes fases (dúcteis e/ou frágeis) na mesma microestrutura.



Normalmente não se encontra um mecanismo de desgaste atuando isoladamente, mas uma mistura de mecanismos, onde os mecanismos podem se alternar ao longo da passagem do abrasivo nas diferentes fases do material. Não se deve adotar uma solução analítica única para os materiais, com uma simplificação de análises, em vista da complexidade microestrutural dos materiais atualmente utilizados em aplicações onde o desgaste abrasivo é o principal modo de degradação da superfície.

Tabela 5 – Características do desgaste por deformação plástica e fratura frágil.

Deformação plástica	Fratura frágil
Fases dúcteis	Fases frágeis
Formação de sulcos e/ou remoção de material	Nucleação, propagação de trincas e destacamento de material
<p data-bbox="268 1014 799 1122">Figura T5.1 – Modelo típico de desgaste abrasivo por endentador cônico em fase dúctil</p>  <p data-bbox="244 1485 448 1514">Fonte: Kato (2001)</p>	<p data-bbox="879 1014 1410 1088">Figura T5.2 - Ilustração esquemática de remoção de material por fratura frágil</p>  <p data-bbox="847 1458 1107 1487">Fonte: Hutchings (2017)</p>
$V = K_{ab} \frac{W \cdot L}{H} \quad (1)$ <p data-bbox="244 1715 328 1744">Onde:</p> <p data-bbox="244 1778 812 2004"> <i>V</i> = Volume de desgaste (<math>mm^3</math>)  <i>W</i> = Força normal aplicada (kgf)  <i>L</i> = Comprimento de escorregamento (mm)  <i>H</i> = Dureza do material (kgf/mm<sup>2</sup>)  <i>K<sub>ab</sub></i> = Coeficiente de desgaste abrasivo (adimensional)         </p>	$V = \alpha \frac{W^{5/4}}{K_c^{3/4} H^{1/2}} L \quad (2)$ <p data-bbox="850 1715 935 1744">Onde:</p> <p data-bbox="850 1778 1345 2004"> <i>V</i> = Volume de desgaste (<math>mm^3</math>)  <i>α</i> = Constante adimensional  <i>W</i> = Carga aplicada (kgf)  <i>K<sub>c</sub></i> = Tenacidade a fratura (MPa. m<sup>1/2</sup>)  <i>H</i> = Dureza do material (kgf/mm<sup>2</sup>)  <i>L</i> = Distância de deslizamento (mm)         </p>

#### 4.4. Variáveis que influenciam o desgaste abrasivo

Nesta seção serão descritos os efeitos das características microestruturais dos materiais, os efeitos da dureza do corpo e contra-corpo no desgaste abrasivo (relação entre suas durezas) e os efeitos das características do abrasivo (tamanho e geometria). Apesar de não ser uma variável adotada neste trabalho, a carga aplicada afeta as combinações de resultados em diferentes tipos de ensaios apresentados na revisão bibliográfica.

##### 4.4.1. Efeito das características microestruturais dos primeiros corpos

As características microestruturais desempenham um papel fundamental nas taxas de degradação e nos mecanismos de desgaste abrasivo atuantes nos materiais do corpo e contra-corpo, sendo que a resistência ao desgaste abrasivo não pode ser exclusivamente associada com a dureza dos materiais do par tribológico. Pode-se afirmar que as principais variáveis relacionadas com os mecanismos de desgaste e a resistência ao desgaste estão fortemente relacionadas com a microestrutura dos materiais dos corpos. A Tabela 6 apresenta as principais características microestruturais e mecânicas que podem influenciar nos mecanismos e nas taxas de desgaste. Nesta tabela não foram elencados os graus de influência de cada parâmetro na resistência ao desgaste dos corpos.

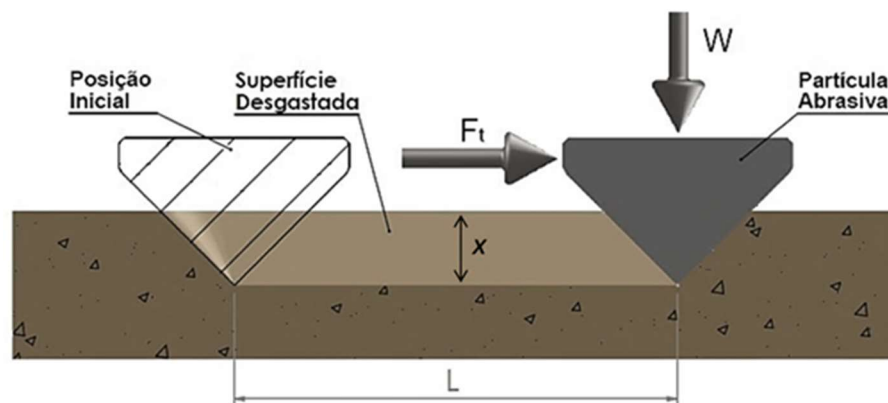
Tabela 6 – Principais características microestruturais que influenciam as propriedades de resistência ao desgaste dos materiais.

<b>Matriz</b>	<b>Carbonetos</b>
Composição química*	Composição química*
Dureza*	Conectividade entre os carbonetos (rede)*
Estrutura cristalina das fases*	Direcionalidade
Fração volumétrica das fases	Distância livre entre os carbonetos
Grau de deformação plástica (encruamento)*	Dureza*
Homogeneidade da microestrutura	Estrutura cristalina
Tamanho dos grãos*	Fração volumétrica e distribuição*
Tenacidade à fratura das fases	Morfologias*
Tipo de Microestrutura	Tamanho*
	Tenacidade à fratura

\* Características que foram variadas nos materiais analisados neste trabalho

A Figura 9 mostra uma representação esquemática e simplificada dos conceitos de desgaste abrasivo em material homogêneo proposta por RABINOWICZ (1961). A partícula abrasiva dura (neste exemplo, de geometria cônica) é pressionada (com força normal  $W$ ) contra a superfície do material até uma determinada profundidade de penetração (profundidade de deformação plástica dada por  $x$ ). A seguir move-se tangencialmente a partícula abrasiva pela aplicação de uma força tangencial ( $F_t$ ), gerando, deste modo, uma superfície desgastada (ou plasticamente deformada) de comprimento definido ( $L$ ).

Figura 9 – Representação esquemática simplificada de desgaste abrasivo de um único evento por partícula abrasiva



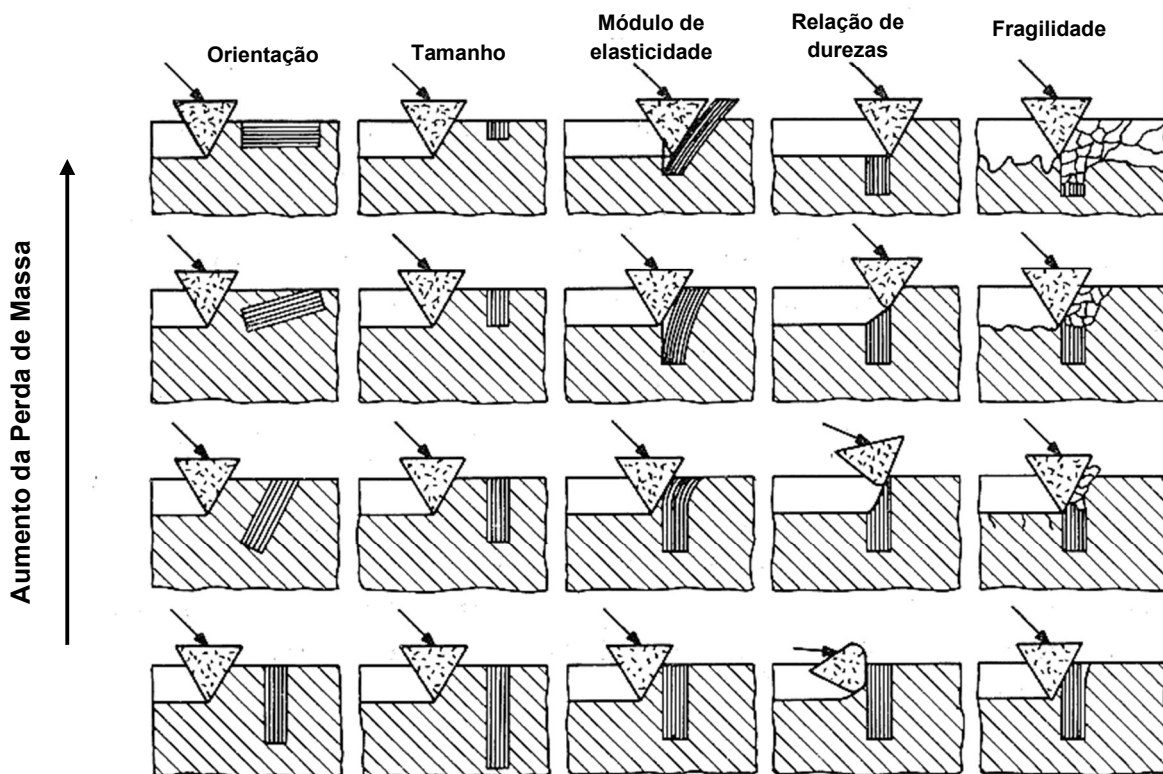
Fonte: adaptado de RABINOWICZ (1961)

Teoricamente, a profundidade de penetração (ou de deformação plástica,  $x$ ) nos materiais com maiores valores de dureza é menor, provocando menores danos na superfície desses materiais, fazendo com que estes materiais tenham menores perdas de volume (ou maior resistência ao desgaste). Nesta simplificação não é considerado se o material apresenta deformação plástica (sulcamento) e/ou a ocorrência de corte e formação de cavaco durante o movimento tangencial.

A Figura 10 apresenta efeitos da orientação, do tamanho, do módulo de elasticidade, da dureza e da tenacidade à fratura (fragilidade) dos constituintes microestruturais de reforço no processo de desgaste abrasivo propostos por ZUM GAHR, 1987. Verifica-se que as características e propriedades das partículas de segunda fase presentes nos materiais podem influenciar a resistência ao desgaste abrasivo dos materiais. Por exemplo, a orientação do precipitado paralelamente ao movimento relativo favorece a perda de massa, assim como a presença de

precipitados menores. A presença de precipitados mais rígidos ou mais duros ou com maior tenacidade à fratura aumentam a resistência ao desgaste abrasivo do material bifásico (ZUM GAHR, 1987). Este esquema, no entanto, não considera o efeito da microestrutura e das propriedades mecânicas da matriz metálica na resistência à abrasão da partícula de segunda fase.

Figura 10 – Painel esquemático com os efeitos da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade dos constituintes de reforço no desgaste abrasivo



Fonte: ZUM GAHR (1987)

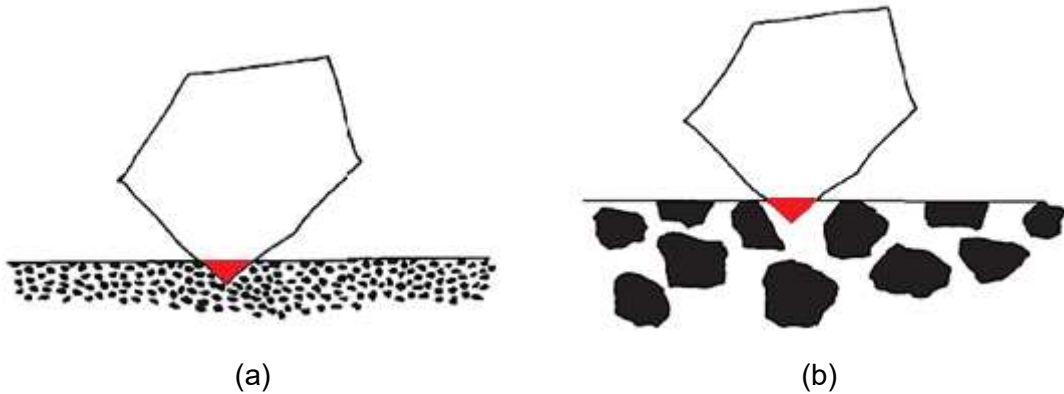
Quando se analisa a relação da orientação dos carbonetos, CORONADO (2011) realizando ensaios em ferro fundido branco de alto cromo em tribômetro pino x disco, encontrou relação semelhante, com taxas de desgaste superiores quando ensaiado material com a presença de carbonetos no sentido longitudinal. Em contraponto, DOGAN et al (1997) encontrou maiores perdas de massa em materiais com carbonetos em sentido transversal, em ensaios com ferro fundido branco de alto cromo em tribômetro do tipo pino x tambor. PENAGOS et al. (2015) estudaram o efeito do refinamento da microestrutura de um FFBAC hipoeutético e verificaram que o

refinamento da estrutura do material resulta em uma diminuição na resistência à abrasão configurações de ensaios a dois e três corpos. Eles associaram a resistência ao desgaste à distância livre média entre os carbonetos e a suscetibilidade de trincamento dos carbonetos. Estes resultados mostram a complexidade das características de desgaste abrasivo em relação às microestruturas dos materiais.

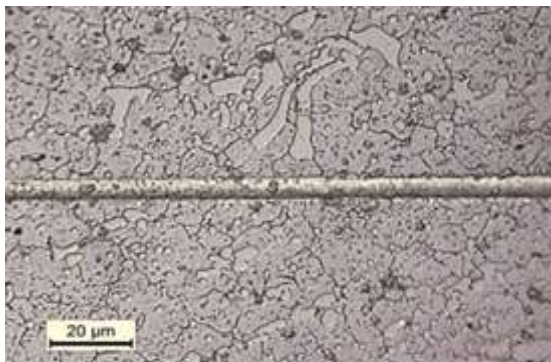
Uma tendência para o desenvolvimento de ligas metálicas resistentes ao desgaste abrasivo ocorre pelo projeto microestrutural de ligas com a introdução de partículas duras de segunda fase (normalmente carbonetos, com características e propriedades definidas), em matrizes metálicas com propriedades definidas e controladas. A interação do abrasivo com estas partículas de segunda fase tem influência na resistência ao desgaste abrasivo dos materiais e visa a obtenção de um regime moderado de desgaste (com baixas perdas de massa).

Ao considerar o comportamento microestrutural dos materiais, verifica-se que a resposta destes ao desgaste abrasivo depende do tamanho das fases de reforço comparadas com a escala de deformação causada por partículas abrasivas individuais (HUTCHINGS, 1992). Nos casos em que a profundidade de penetração do abrasivo é substancialmente maior que as fases duras na microestrutura do material (Figura 11-a), pode-se considerar que o comportamento do material é semelhante ao de materiais homogêneos. Por outro lado, quando a profundidade de penetração do abrasivo apresenta tamanho semelhante ou maior do que as fases duras presentes no material (Figura 11-b), a relação de propriedades entre as fases e a matriz se torna fator preponderante na resistência ao desgaste abrasivo do material. A Figura 13-c apresenta um exemplo de material considerado homogêneo, onde verifica-se que a marca de desgaste (risco horizontal) não sofre alteração ao longo do deslizamento de uma partícula abrasiva única sobre a superfície do material. Por outro lado, quando os tamanhos das segundas fases na microestrutura são maiores que a profundidade de penetração da partícula abrasiva, verifica-se a deformação da matriz (dureza menor que a partícula), mas também é verificado uma descontinuidade do risco quando a partícula encontra um carboneto (Figura 14-d), sendo considerada uma microestrutura heterogênea.

Figura 11 - Representação esquemática da relação de tamanhos entre as fases duras e a profundidade de penetração da partícula abrasiva (evidenciado em vermelho): (a) comportamento de material homogêneo; (b) comportamento de material heterogêneo; (c) exemplo de microestrutura homogênea e (d) exemplo de microestrutura heterogênea

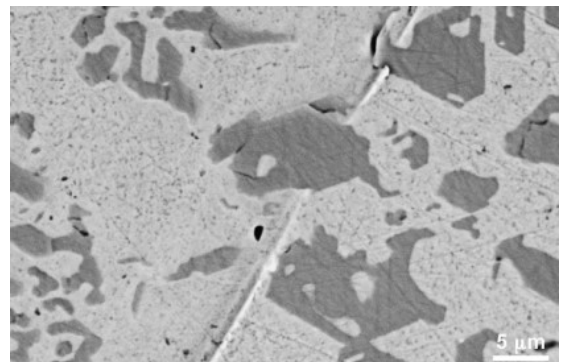


Fonte: HUTCHINGS (1992)



(c)

Fonte: Autor



(d)

Fonte: Pintaúde et al (2009)

Como pode-se verificar pela quantidade de variáveis microestruturais que podem influenciar nas propriedades de resistência ao desgaste dos materiais, é muito complicado definir uma regra geral de resistência ao desgaste que se aplique a uma determinada condição microestrutural. A microestrutura é uma das principais características do material no quesito resistência ao desgaste e está diretamente ligada a praticamente todas as outras variáveis que serão analisadas com maiores detalhes ao longo desta revisão bibliográfica.

#### 4.4.2. Efeito da dureza dos materiais metálicos e abrasivos

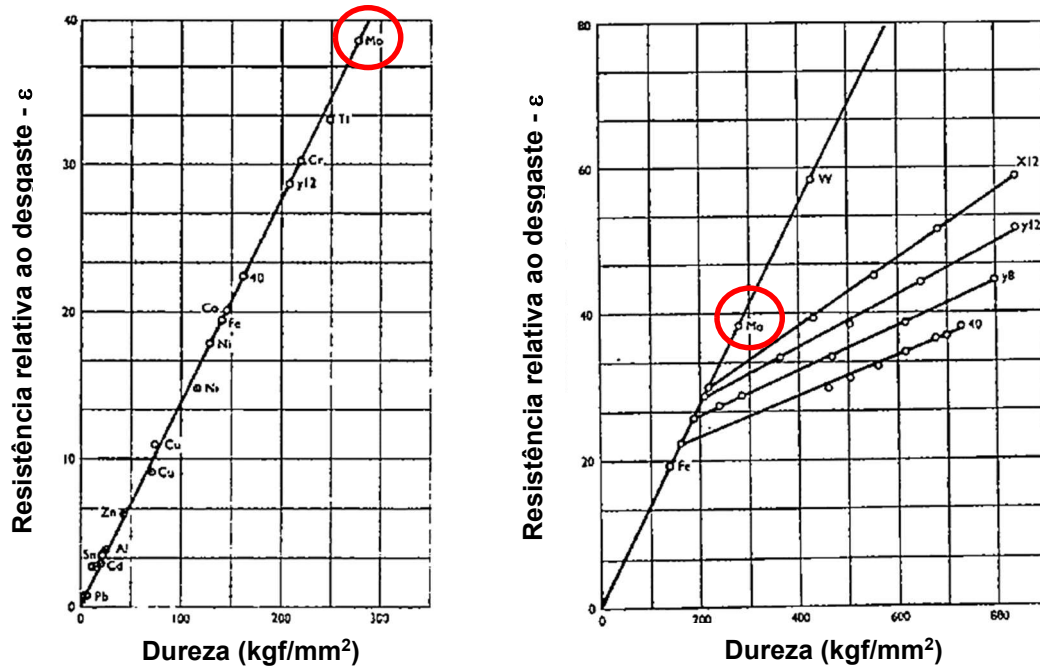
A dureza do material é uma importante propriedade no desgaste abrasivo, pois em primeira análise, esta propriedade controla a profundidade de penetração das partículas abrasivas e está diretamente ligada a microestrutura dos materiais, além das condições de processamento mecânico e tratamento térmico.

Um dos primeiros trabalhos publicados que correlacionam a dureza dos materiais com a resistência ao desgaste foi desenvolvido por KRUSCHOV (1957). Neste trabalho foram testados diversos materiais puros e ligas metálicas em tribômetro do tipo Pino versus Lixa. Para os aços carbono e aço alto cromo, as diferentes durezas foram obtidas pela variação do tratamento térmico realizado nos materiais. Foi utilizado abrasivo de alumina (corundum), com dureza de 2.200 HV e tamanho do abrasivo de 80  $\mu\text{m}$ . O principal resultado obtido é uma relação linear entre as durezas dos materiais e a resistência ao desgaste. Esta relação foi encontrada tanto para os metais puros (Figura 12-a) como para as ligas tratadas termicamente (Figura 12-b). O autor utilizou uma liga de chumbo/estanho como material de referência com valor 1 na resistência relativa ao desgaste.

MOORE (1974) realizou ensaios com tribômetro do tipo Pino versus Lixa, em materiais endurecidos através de tratamento térmico e as mesmas ligas com tratamento de recozimento, obtendo diferentes durezas e microestruturas. Foram utilizadas partículas abrasivas de SiC com dureza de 3.000 HV e tamanhos de 100  $\mu\text{m}$  e 180  $\mu\text{m}$ . Neste caso, o autor considerou os valores de resistência ao desgaste de um aço baixa liga recozido (austenitização a 900 °C por 1 hora e resfriamento no forno) como material de referência e valor 1 para ambos os tamanhos de abrasivos.

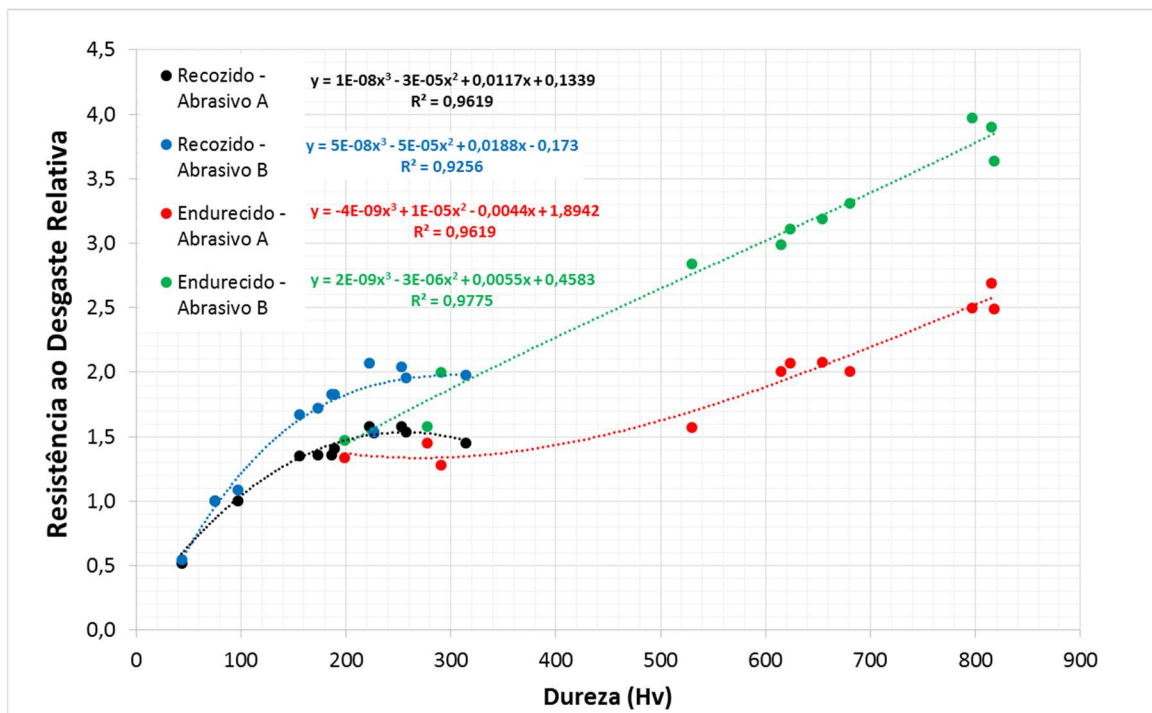
A Figura 13 apresenta os resultados obtidos, onde as melhores aproximações de curvas de tendência também são para polinômios de Grau 3, levando a conclusão que o aumento da resistência ao desgaste não é linear com a dureza. Os dados são compatíveis com os trabalhos de MUTTON e WATSON (1979) e MURRAY et al. (1982).

Figura 12 – (a) Resultados de resistência ao desgaste de metais comercialmente puros em função da dureza dos materiais e (b) Resistência ao desgaste de ligas comercialmente puras e de aços tratados termicamente. Foi evidenciada a posição do molibdênio (círculos vermelhos), indicando as diferenças de escalas nos gráficos dos resultados obtidos.



Fonte: KRUSCHOV (1957)

Figura 13 – Resultados de resistência ao desgaste em ensaios em tribômetro Pino versus Lixa para diferentes materiais com diferentes durezas.



Fonte: adaptado de MOORE (1974)



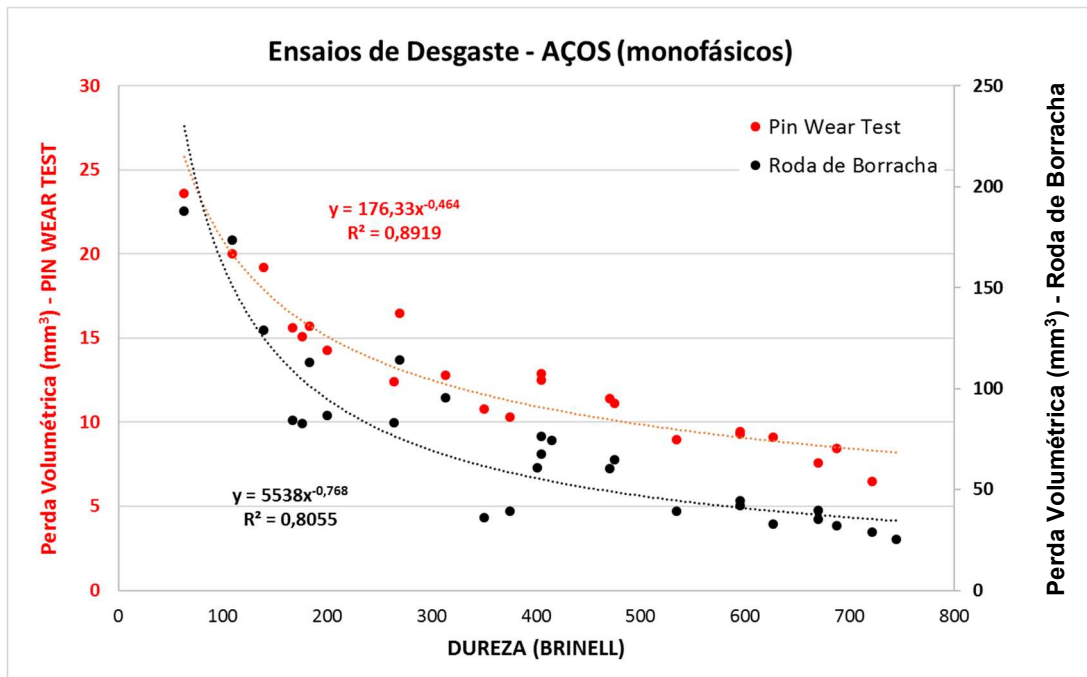
BLICKENSDEFER et al. (1983) desenvolveram um trabalho comparando diferentes ensaios tribológicos (ensaios Pino versus Tambor Abrasivo, Roda de Borracha e Britador de Mandíbula) em diversos materiais (aços carbono, aços baixa liga, ferros fundidos nodular e perlíticos, além de ferros fundidos brancos). O trabalho não entra no mérito das características microestruturais dos materiais monofásicos, mas pelo percentual de carbono presente nas ligas e pelo tratamento térmico, é possível ter uma ideia da microestrutura presente nos materiais. São apresentados os resultados dos ensaios realizados em tribômetro do tipo Roda de Borracha a seco (“DSRW”) e em tribômetro com configuração Pino versus Tambor Abrasivo.

Verificou-se para os aços monofásicos, uma razoável correlação entre as durezas dos materiais e as perdas volumétricas. Quanto maior a dureza do aço, menor a perda volumétrica verificada, tanto para os ensaios de Roda de Borracha, como para o ensaio de Pino versus Lixa.

A Figura 14 apresenta os resultados obtidos para os ensaios realizados com aços (foi adotada uma linha de tendência polinomial). Quando são analisados os resultados dos ferros fundidos brancos (materiais com microestruturas multifásicas), verifica-se que não existe uma boa correlação entre as macrodurezas dos materiais, que variam de 380 a 800 HB, e os valores de perdas volumétricas. A Figura 15 apresenta os resultados obtidos para os ensaios realizados com ferros fundidos brancos. Estes resultados indicam que para estes tipos de materiais, as características microestruturais, por exemplo, podem estar preponderando na resistência ao desgaste abrasivo.

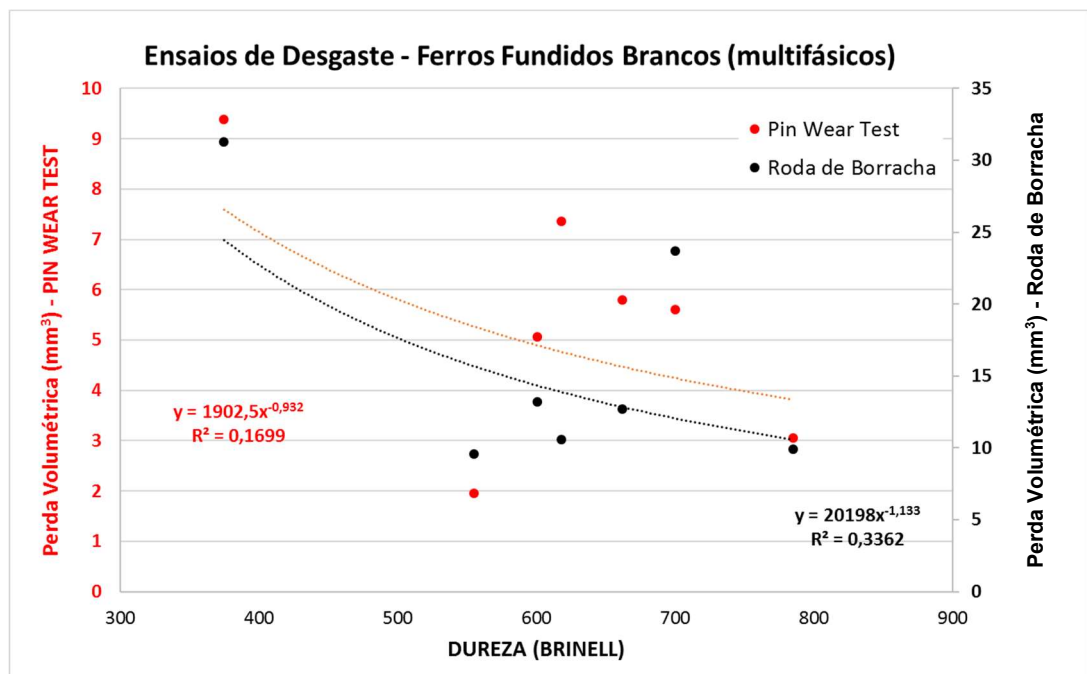
Os valores de  $R^2$  das curvas de desgaste dos materiais multifásicos (Figura 15) evidenciam a baixa correlação entre os resultados de perdas de massa com os valores de dureza dos materiais ensaiados, tanto para ensaios de desgaste com tribômetro roda de borracha ( $R^2$  de 0,34) como para o ensaio pino vs tambor ( $R^2$  de 0,17). Por outro lado, verificam-se melhores correlações entre os resultados de perdas de massa com os valores de dureza para os materiais monofásicos (Figura 14), tanto nos ensaios com tribômetro roda de borracha ( $R^2$  de 0,80) como para o ensaio pino vs tambor ( $R^2$  de 0,89).

Figura 14 – Resultados de perdas volumétricas em ensaios em diferentes tipos de tribômetros para materiais monofásicos (aços) e diferentes durezas



Fonte: adaptado de BLICKENSDEFER et al. (1985)

Figura 15 - Resultados de perdas volumétricas em ensaios em diferentes tipos de tribômetros para ferros fundidos brancos

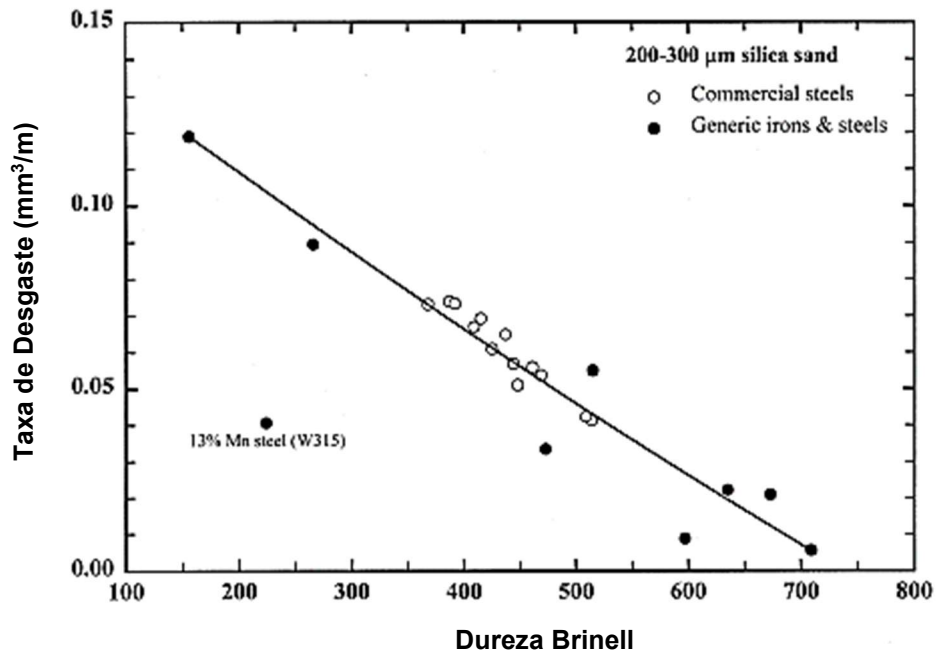


Fonte: adaptado de BLICKENSDEFER (1985)

TYLCZAK et al. (1999) desenvolveram um trabalho onde compararam diversos ensaios laboratoriais (ensaio Pino versus Tambor, Roda de Borracha a Seco, Britador de Mandíbula e Placa em Tambor com Abrasivos). O ensaio realizado em tribômetro Roda de Borracha (DSRW, partícula abrasiva de sílica com tamanho entre 200 e 300  $\mu\text{m}$ ) comparou diferentes materiais, como aços baixa e média liga, aço ao manganês, além de um ferro fundido com 17% de cromo com matriz martensítica. A Figura 16 apresenta os resultados obtidos, evidenciando que o aumento na dureza diminui a taxa de desgaste dos materiais. No gráfico apresentado, a exceção é o aço manganês, que apresentou taxa de desgaste significativamente menor que materiais com dureza semelhante. Os autores do trabalho não analisaram o efeito das microestruturas dos materiais.

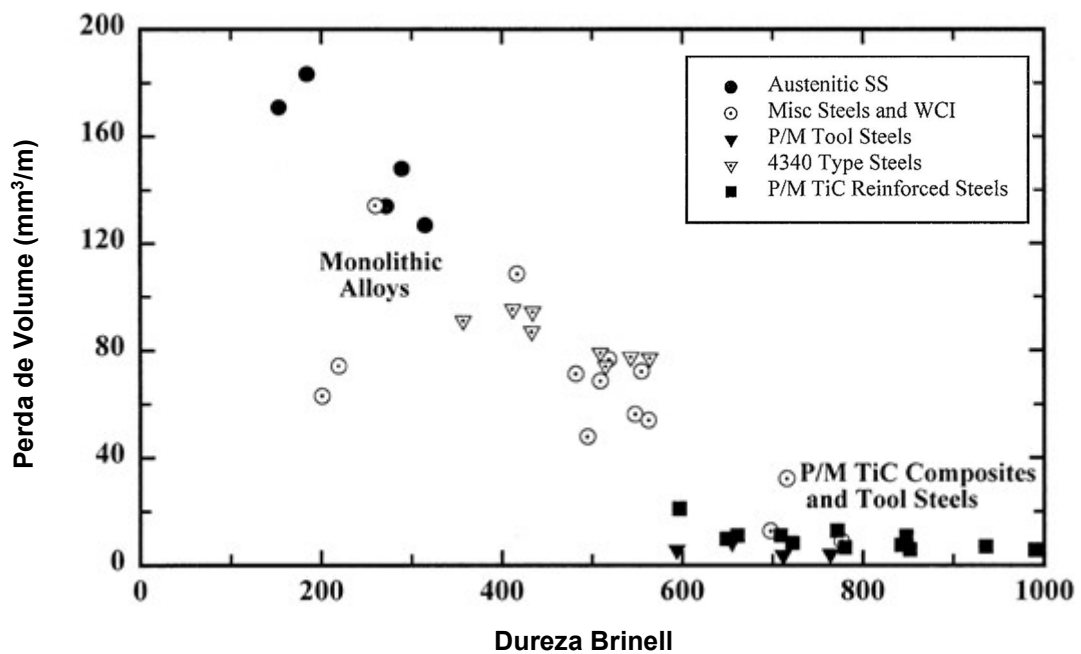
HAWK et al. (1999) desenvolveram um trabalho semelhante, utilizando os mesmos equipamentos de ensaios de TYLCZAK et al. (1999), onde foram ensaiados diferentes materiais (aço inoxidável austenítico, aços baixa liga, aço ferramenta via metalurgia do pó e ferro fundido branco de alto cromo - WCI). A Figura 17 apresenta os resultados dos ensaios realizados em tribômetro roda de borracha. Nas ligas monofásicas ("Monolithic alloys"), os valores das perdas volumétricas seguem a tendência de que materiais com maiores durezas possuem menores perdas de volume (ou maior resistência ao desgaste). Estes resultados confirmam o trabalho de BLICKENSDEFER (1983). Quando são analisados os resultados dos materiais multifásicos de HAWK et al. (1999), contudo, não se verifica uma correlação entre as durezas dos materiais e os valores de perdas de volume. O gráfico da Figura 17 (HAWK, 1999), por exemplo, indica que os materiais multifásicos com durezas que variam de 600 HB a 1000 HB possuem perdas volumétricas semelhantes, mas os parâmetros microestruturais dos materiais multifásicos não foram analisados para tentar explicar os resultados de resistência ao desgaste.

Figura 16 – Taxa de desgaste de diferentes materiais em ensaios em tribômetro Roda de Borracha



Fonte: TYLCZAC et al. (1999)

Figura 17 – Resultados de perdas volumétricas relacionadas com as durezas de diferentes materiais



Fonte: HAWK et al. (1999)

A literatura que correlaciona diretamente os valores de durezas de materiais multifásicos (como os ferros fundidos brancos) com a resistência ao desgaste não é fartamente encontrada, pois verifica-se que não existe uma correlação direta entre a dureza dos materiais, e que outros fatores, como características microestruturais, podem ser mais relevantes que os valores individuais de dureza. Para finalizar esta breve discussão sobre o papel da dureza na resistência ao desgaste dos materiais, ZUM GAHR (1998, pp. 393), menciona, “O efeito da dureza no desgaste do material é complicado pelo fato de que diferentes mecanismos podem prevalecer, dependendo das condições de operação. Por estas razões, a intensidade do desgaste pode diminuir, aumentar ou se manter inalterado pela dureza dos materiais em contato”.

#### **4.4.3. Efeito das características do abrasivo**

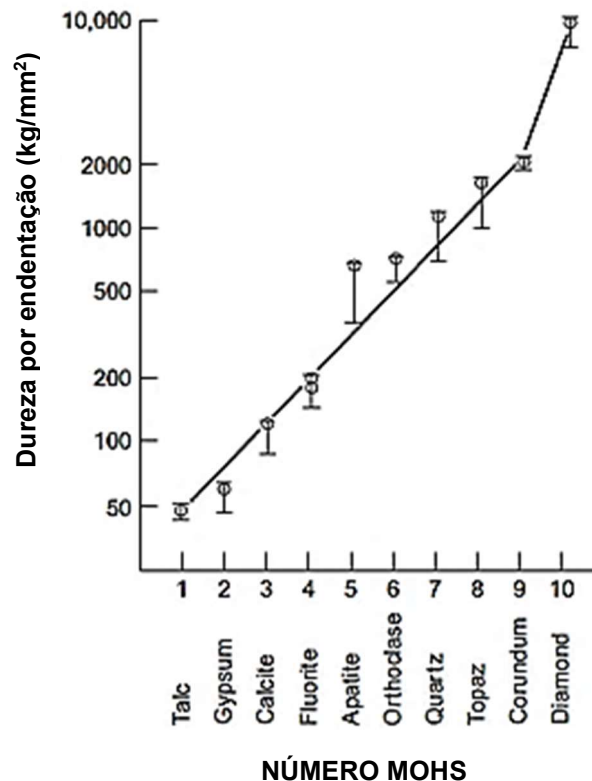
Nesta seção serão abordadas as relações entre as durezas do abrasivo e dos materiais metálicos, os efeitos dos tamanhos e da geometria dos abrasivos.

##### **4.4.3.1. Relação entre dureza do abrasivo e do material**

Um dos mais importantes trabalhos que quantifica a dureza dos minerais foi elaborado em 1812 pelo mineralogista Friedrich Mohs e é uma das principais definições de dureza na ciência dos materiais. A escala Mohs de dureza é uma escala ordinal qualitativa que caracteriza a resistência a riscos de vários minerais através de sua capacidade de um material de maior dureza riscar um material de menor dureza. Mohs atribuiu números de dureza inteira a uma sequência de 10 minerais, cada um dos quais riscaria todos aqueles, mas apenas aqueles, abaixo dele na escala.

A Figura 18 apresenta a escala desenvolvida (Número Mohs) onde a proporção da chamada dureza de endentação entre os minerais padrões vizinhos (com exceção do diamante) é quase constante. Na escala Mohs, o valor é cerca de 1,6, número bastante superior ao mínimo necessário para o riscamento do material imediatamente abaixo, mas permitindo que uma ampla faixa de durezas seja abrangida por somente estes 10 materiais (HUTCHINGS, 1992). Esta mesma figura apresenta uma comparação da escala desenvolvida com medições através do método Vickers ou Knoop para os 10 minerais padrões.

Figura 18 – Comparação das durezas (Vickers ou Knoop) com a dureza Mohs para minerais padrões



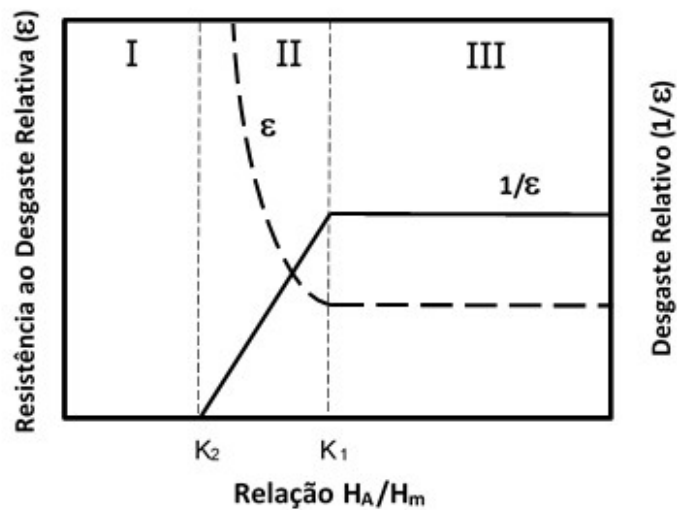
Fonte: HUTCHINGS (1992)

Partindo deste mesmo pressuposto de um material riscar ou deformar outro material, o processo de desgaste abrasivo também considera uma diferença de durezas entre uma partícula e a superfície a ser desgastada, ocasionando algum dos mecanismos de desgaste anteriormente descritos (sulcos, corte e trincas). RICHARDSON (1968) e KRUSCHOV (1974) propuseram a utilização da relação entre a dureza do abrasivo ( $H_a$ ) e a dureza do material de teste ( $H_m$ ), relacionando este valor com uma resistência ao desgaste relativa ( $\varepsilon$ ). Quando a relação  $H_a / H_m \leq K_2$ , nenhum desgaste ocorre, e neste caso a resistência ao desgaste é infinita. Se  $H_a / H_m \geq K_1$ , o desgaste relativo tem uma magnitude máxima e constante definida, independentemente da magnitude de  $H_a/H_m$ . A Figura 19 apresenta um diagrama elaborado pelos autores, onde dividiram basicamente em três regiões:

- **Região I:** não apresenta desgaste;
- **Região II:** região intermediária; e

- **Região III:** resistência ao desgaste é constante e não depende da dureza do abrasivo.

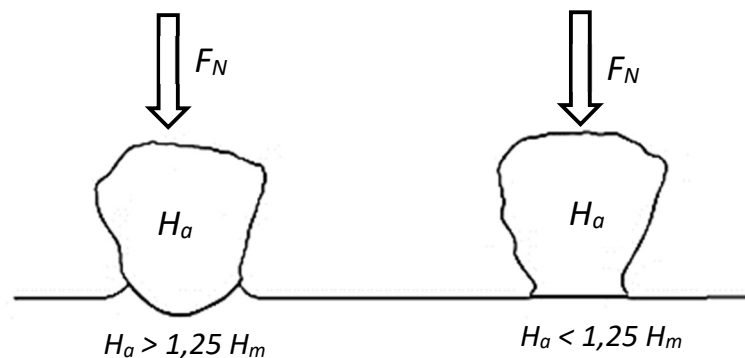
Figura 19 – Diagrama das regiões de desgaste relativo e resistência ao desgaste para razão  $H_A/H_m$



Fonte: KRUSCHOV (1974)

Para partículas esféricas pressionadas contra superfícies planas, a pressão de contato é aproximadamente 0,8 vezes a dureza de endentação da partícula, portanto espera-se que uma partícula abrasiva com dureza  $H_a$  deforme um material com dureza  $H_m$  menor que  $0,8 H_a$ , isto é,  $H_a/H_m > 1,25$ . Observa-se experimentalmente que partículas abrasivas de qualquer forma causarão riscos ou deformação somente se a relação  $H_a/H_m$  for maior que 1,25 (HUTCHINGS, 1992). Resumindo, quando a dureza da partícula ( $H_a$ ) é 1,25 vezes maior que a dureza do material ( $H_m$ ), ocorre a deformação da superfície. Quando o valor é menor ocorre a deformação da partícula. A Figura 20 apresenta esquematicamente estes comportamentos para abrasivos esféricos.

Figura 20 – Representação esquemática do contato entre partículas esféricas de diferentes durezas com uma superfície plana e sob carga normal



Fonte: HUTCHINGS e SHIPWAY (2017)

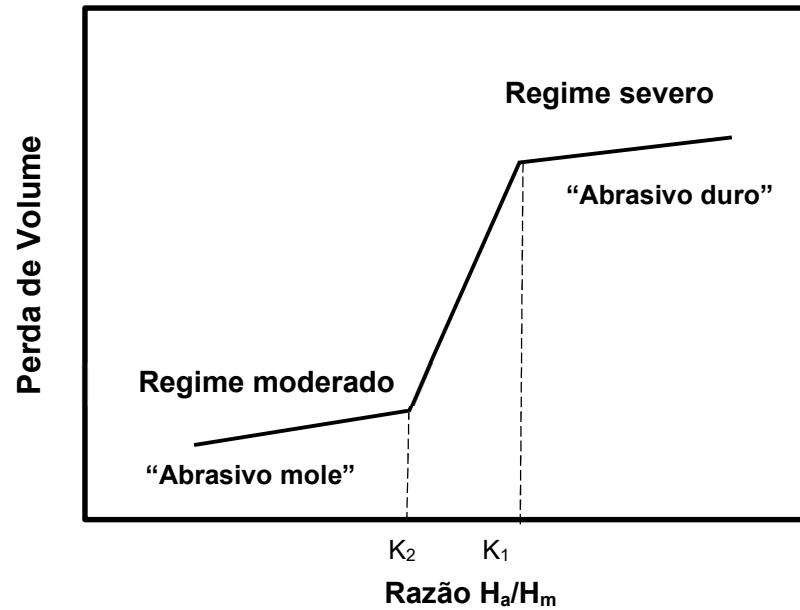
A partir destas características do corpo e do abrasivo, foi elaborado um esquema que relaciona a relação de durezas da partícula abrasiva e material com as perdas volumétricas do material desgastado. A Figura 21 apresenta este esquema. Além de apresentar as denominações de regimes severo e moderado de desgaste, também é possível associar estes regimes de desgaste com as durezas dos abrasivos, onde “Abrasivo Mole” e “Abrasivo Duro” são valores relativos da dureza do abrasivo em relação aos materiais a serem desgastados.

Um resultado prático da relação entre a relação de durezas do abrasivo e do material a ser desgastado é apresentado na Figura 22. Este trabalho foi conduzido com intuito de avaliar as características ao desgaste de diferentes materiais a serem aplicados em equipamentos de mineração, onde o desgaste abrasivo é predominante (ARA e SINATORA, 2017). Foram realizados ensaios em tribômetro roda de borracha a seco utilizando abrasivo de sílica #50 (tamanho de partícula + 0,30 / – 0,60 mm). Os resultados mostram uma distinção clara entre dois grupos de materiais. Os materiais que obtiveram maiores perdas de massa são aços monofásicos, fundidos, com estrutura de martensita revenida e diferentes valores de macrodureza. Os aços que apresentaram menores perdas volumétricas são materiais multifásicos fabricados por diferentes processos (deposição por solda, fundição, laminação). Um ponto importante nos resultados obtidos são os valores das relações  $H_a/H_m$  para a transição entre desgaste severo e moderado ( $K_2$  e  $K_1$ ). Com base em testes na configuração dois corpos (Pino versus disco) e em materiais monofásicos, KRUSCHOV (1974) verificou que o valor de  $K_2$  varia entre 0,7 e 1 e  $K_1$  foi entre 1,3 e 1,7 e. Os resultados obtidos nos ensaios em laboratório em tribômetro roda de borracha variam de 1,2 a



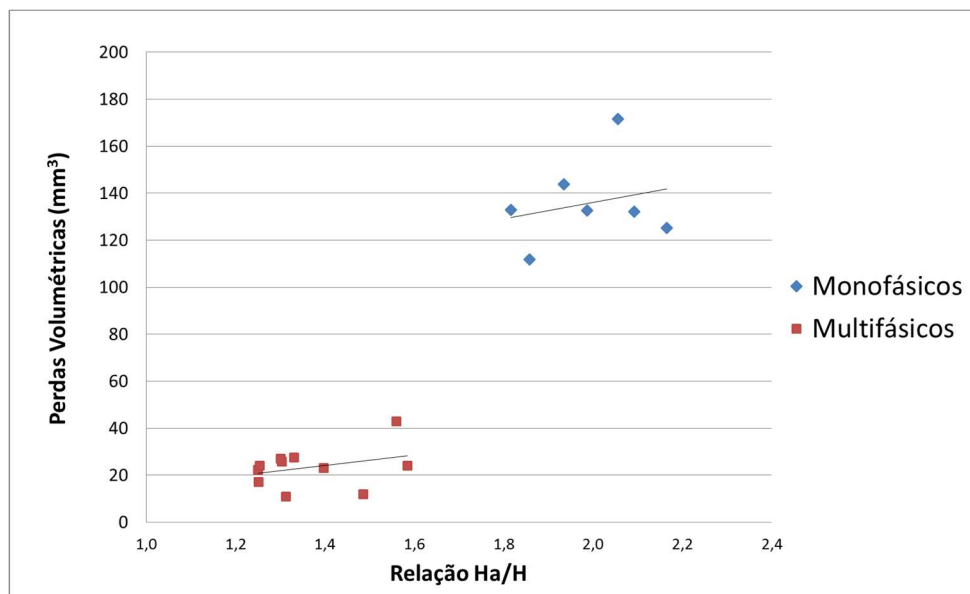
1,6 para  $K_2$  e 1,8 a 2,2 para  $K_1$  (ARA e SINATORA, 2015). Estes resultados mostram que os valores da transição entre os regimes severo e moderado não são valores fixos, mas que podem variar de acordo com o sistema tribológico em que os materiais são submetidos.

Figura 21 – Relação esquemática entre taxa perda volumétrica e razão da dureza de abrasivo e material ( $H_a/H_m$ )



Fonte: HUTCHINGS e SHIPWAY (2017)

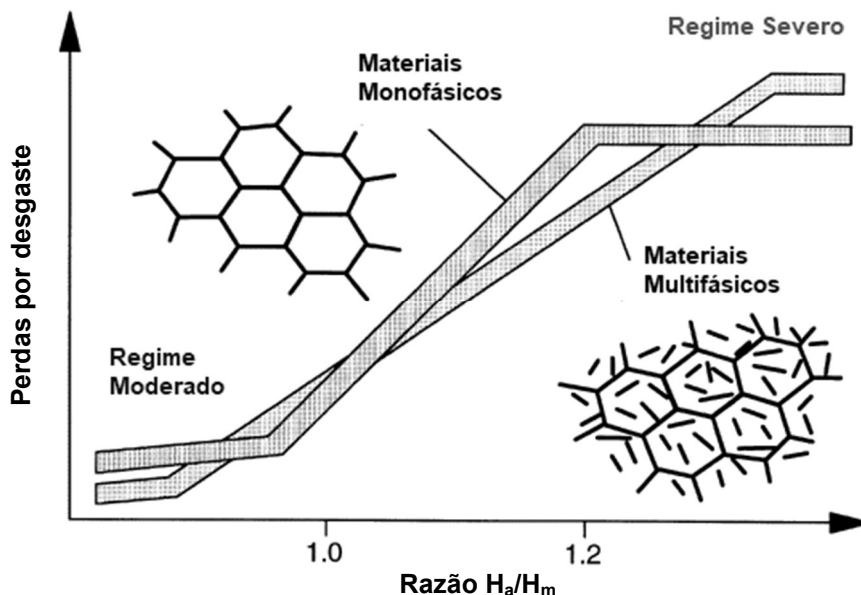
Figura 22 – Resultados das perdas volumétricas para materiais monofásicos e multifásicos, evidenciando a relação entre dureza do abrasivo e do material



Fonte: ARA e SINATORA, 2017

A Figura 23 apresenta um esquema relacionando as perdas de massa e a razão  $H_a/H_m$  para materiais monofásicos e multifásicos (HUTCHINGS, 1998). Verifica-se que a transição severo/moderado para materiais multifásicos é mais suave em relação aos materiais monofásicos. No caso do regime moderado de desgaste, os materiais multifásicos apresentam menores perdas de massa, associando estes valores com um melhor comportamento destes materiais em aplicações onde o processo apresenta abrasão com menores esforços. Por outro lado, os materiais multifásicos quando testados com abrasivos de maiores durezas, apresentam resultados de perdas de massa maiores que os materiais monofásicos, o que pode ser explicado pelo comportamento frágil das fases duras nestes materiais (trincamento e destacamento) que promove uma maior perda de massa. Estas relações têm sido amplamente utilizadas pelos pesquisadores da área de tribologia, com projetos de ligas para que os componentes sejam direcionados para a região de desgaste moderado.

Figura 23 – Representação esquemática das perdas de massa em função da relação da dureza relativa para materiais monofásicos e multifásicos

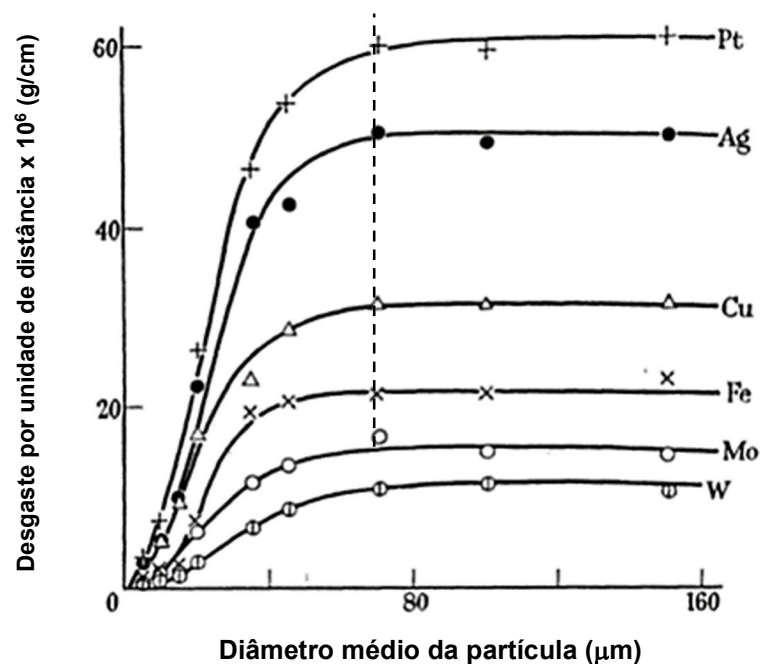


Fonte: ZUM GAHR (1998)

#### 4.4.3.2. Efeito do tamanho do abrasivo

A variação do tamanho da partícula de abrasivo promove mudanças nas taxas de desgaste dos materiais metálicos, independente da configuração do ensaio de desgaste abrasivo (ensaios a dois ou três corpos). Ao longo dos anos, diversos autores estudaram o efeito do tamanho do abrasivo nas taxas de desgaste de diferentes materiais. Os autores adotam o termo tamanho crítico de abrasivo (TCA), que define os valores dos abrasivos onde as taxas de desgaste tornam-se menos dependente da variação do tamanho do abrasivo. AVIENT et al. (1960), realizando ensaios de desgaste a dois corpos, atribui esta estabilização do desgaste pelo que chamou de “clogging”, que é o entupimento das regiões entre os abrasivos pelos fragmentos de desgaste, estabilizando a pressão de contato. Quando se tem diâmetros menores de abrasivo não ocorre o entupimento devido aos fragmentos, provavelmente por não conseguirem penetrar nos espaços livres dos abrasivos. Esta afirmação não se enquadra na estabilização em ensaios a desgaste a três corpos, onde não ocorre o “clogging”. A Figura 24 apresenta os resultados encontrados.

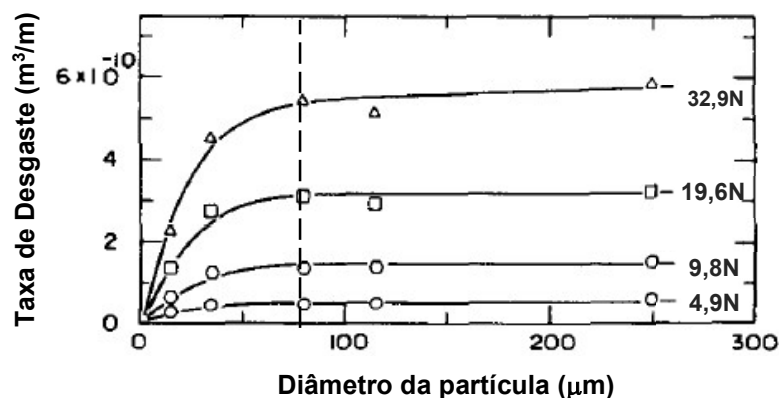
Figura 24 – Taxa de desgaste em função do diâmetro médio do abrasivo em ensaios de abrasão a dois corpos



Fonte: AVIENT et al. (1960)

SIN et al. (1979), também realizando ensaios a dois corpos, encontrou valores de Tamanhos Críticos de Abrasivo (TCA) semelhantes, com valores próximos de 80  $\mu\text{m}$  para diferentes materiais e cargas aplicadas. O autor pondera que a taxa de desgaste dos materiais está relacionada com a angulosidade das partículas em relação à superfície do material. Até o valor de TCA, as partículas são mais pontiagudas, onde predomina o microcorte. Quando o tamanho aumenta, as partículas tendem a ser menos angulosas, diminuindo o desgaste da superfície, predominando o desgaste por microsulcamento. A Figura 25 apresenta o resultado para o aço AISI 1095

Figura 25 – Taxa de desgaste em função do diâmetro do abrasivo para diferentes cargas em ensaios com o material AISI 1095.

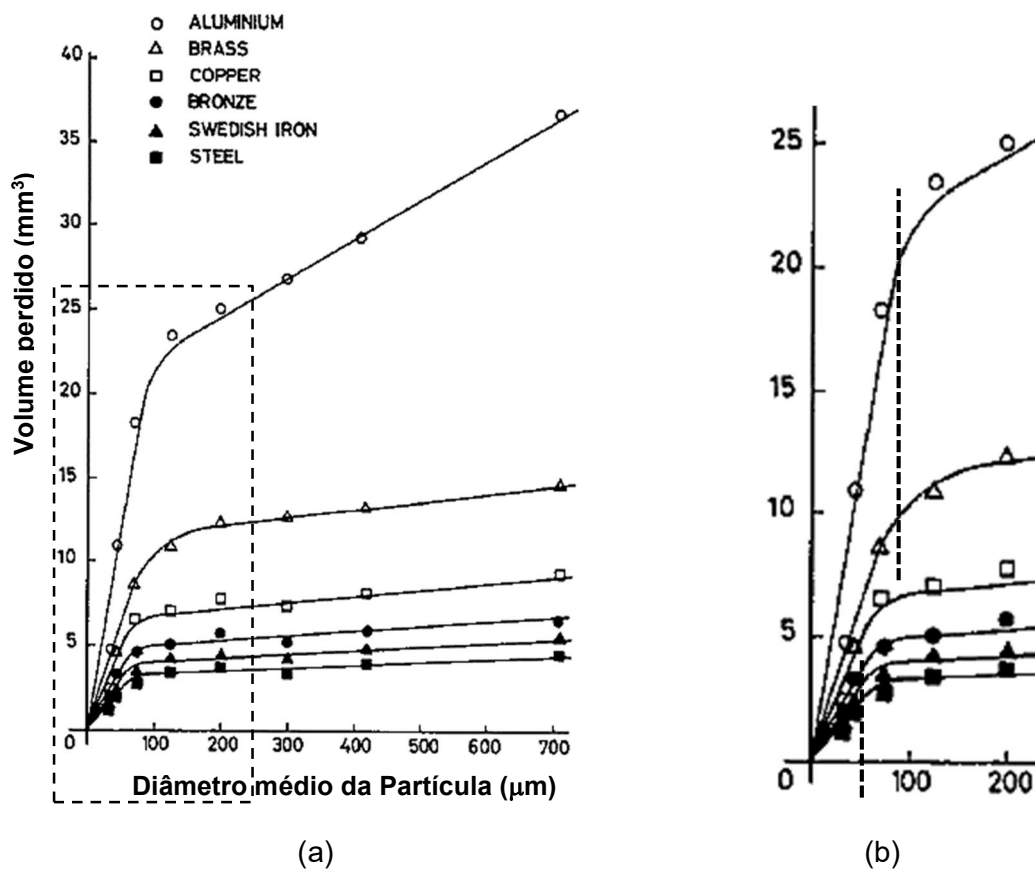


Fonte: adaptado de SIN et al. (1979)

NATHAN e JONES (1966) avaliaram o desgaste abrasivo em tribômetro Pino versus Lixa, ensaiando diferentes materiais, variando o tamanho dos grãos abrasivos (50  $\mu\text{m}$  a 700  $\mu\text{m}$ ). O autor divide os resultados em três estágios: no primeiro estágio tem-se um aumento linear do desgaste abrasivo até o tamanho de partícula de 70  $\mu\text{m}$ , um estágio de transição com partículas na faixa entre 70 e 150  $\mu\text{m}$ , e um terceiro estágio com partículas acima de 150  $\mu\text{m}$  onde o aumento volta a ser linear, mas com crescimento da taxa de desgaste em menor intensidade que os valores obtidos no primeiro estágio. A Figura 26-a apresenta os resultados dos materiais ensaiados. Um ponto importante dos resultados do autor são as diferenças nas inclinações das curvas do primeiro estágio dos materiais e as diferenças nos valores de TCA para os

materiais, onde para o alumínio e latão o TCA é da ordem de 100  $\mu\text{m}$  e para os outros materiais é da ordem de 50  $\mu\text{m}$ . A Figura 26-b apresenta em detalhe a região do primeiro estágio, evidenciando as diferenças para os materiais ensaiados.

Figura 26 – (a) Perdas volumétricas de diferentes materiais com aumento do diâmetro médio do abrasivo e (b) detalhe indicando os valores de tamanho de abrasivo para mudanças nos estágios

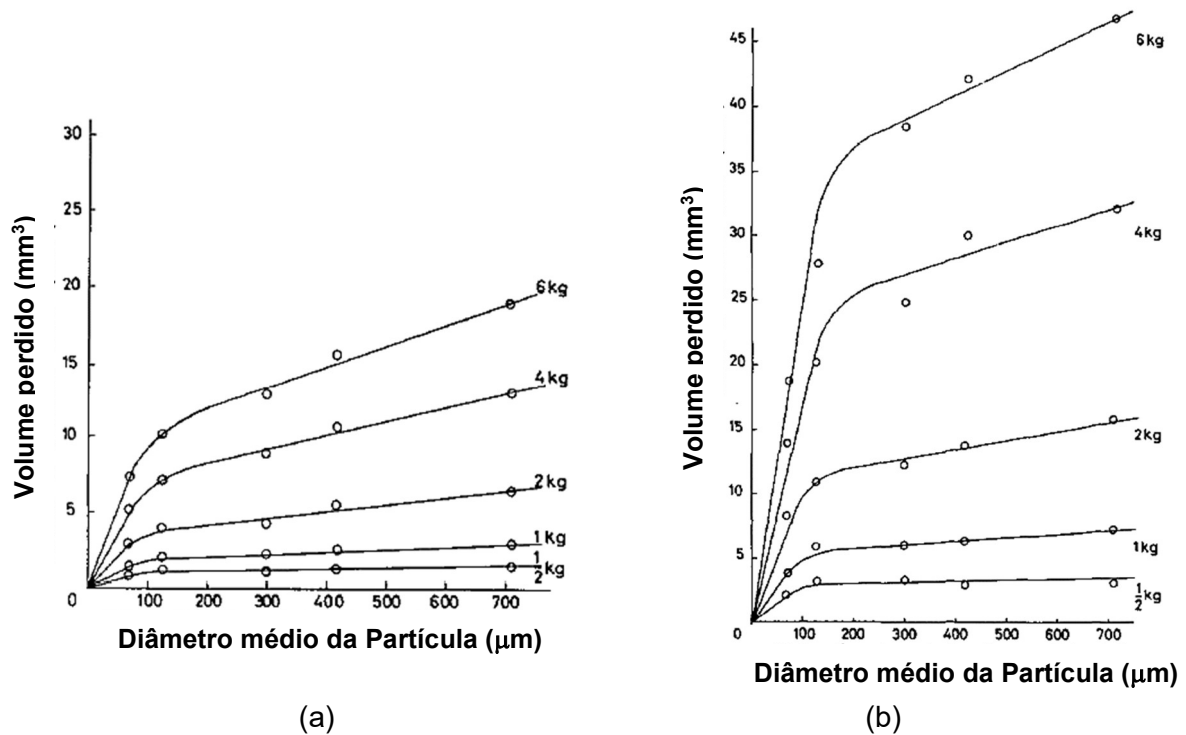


Fonte: NATHAN e JONES (1966)

Os resultados apresentados são contraditórios em relação aos obtidos por AVIENT et al. (1960) e SIN et al. (1979), onde citam que o desgaste se torna independente a partir de um determinado tamanho do abrasivo. NATHAN et al. (1966) afirmam que ocorre um aumento de desgaste com o aumento do tamanho das partículas, mas que isto ocorre somente para maiores cargas. A Figura 27 apresenta a relação entre o volume perdido dos materiais com variação do tamanho do abrasivo e a carga aplicada. Os resultados de NATHAN et al. (1966) não são compatíveis com os resultados de SIN et al. (1979) que utilizou cargas de até 32,9 N (~3,3 kg) e obteve

resultados de perdas de massa sem variação após tamanho crítico de abrasivo acima de 70  $\mu\text{m}$ .

Figura 27 – Perdas volumétricas de aço (a) e latão (b) variando a carga aplicada e o diâmetro médio do abrasivo

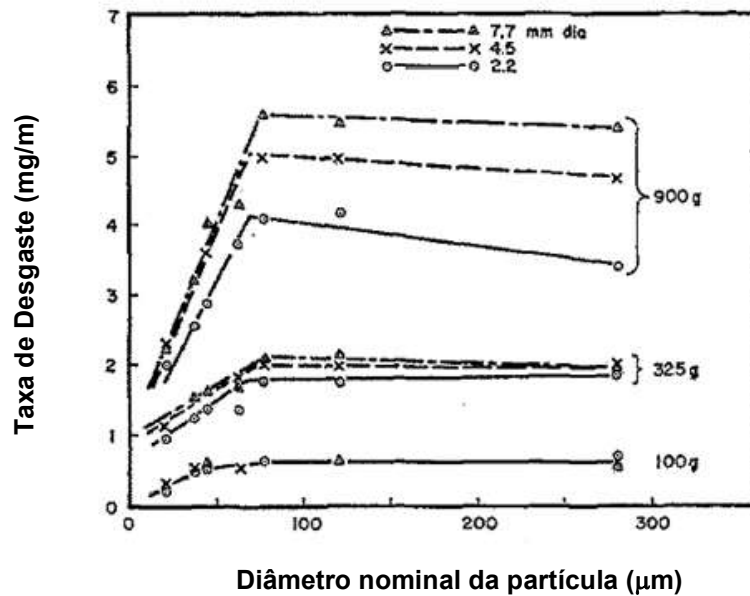


Fonte: NATHAN et al. (1966)

LARSEN-BASSE (1968) utilizou uma configuração ensaios de desgaste a dois corpos (Pino versus Lixa), testando pinos de cobre com diferentes diâmetros (2,2 mm, 4,5 mm e 9,5 mm), variando a carga aplicada (100 g, 325 g e 900 g) e o tamanho do abrasivo (lixas de carbetto de silício de 25  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$ ). A Figura 28-a apresenta os resultados obtidos. Verifica-se que a taxa de desgaste cresce rapidamente até atingir o TCA (de 40 a 80  $\mu\text{m}$ , dependendo da carga e diâmetro do pino). Após este valor, a taxa de desgaste passa a ser praticamente constante para menores cargas (100 g e 352 g) ou apresenta uma diminuição da taxa de desgaste (carga de 900 g) com o aumento do tamanho do abrasivo. A Figura 29 apresenta a taxa de desgaste do material em função do diâmetro do abrasivo, mas adotando uma pressão normalizada, tendo sido obtido resultados semelhantes a SIN et al. (1979). Verifica-se neste gráfico que o TCA não é único para as diversas condições ensaiadas, levando a conclusão que este valor sofre influência de outros parâmetros, além do tamanho do abrasivo.

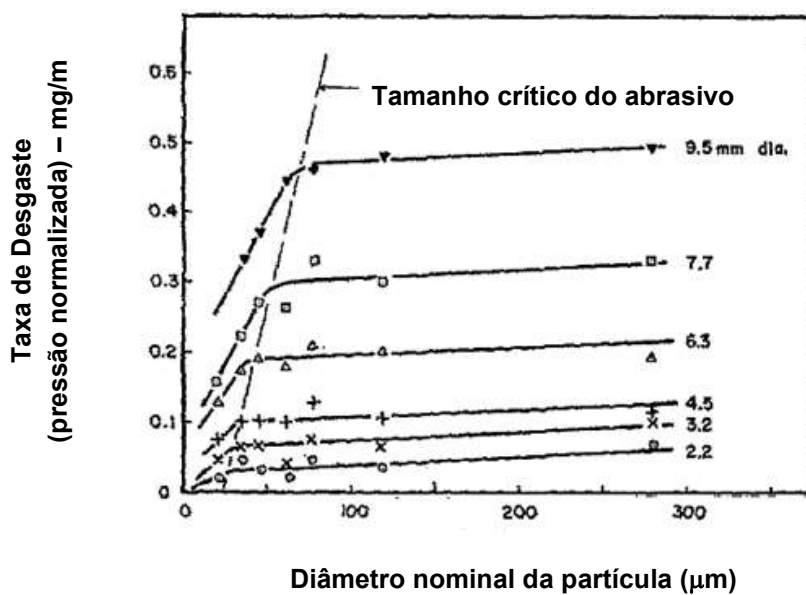
Esta afirmação é semelhante ao trabalho de NATHAN et al. (1966), quando foi verificado que o TCA varia com o material ensaiado e não é único para todos os tipos de materiais e tamanho de partículas.

Figura 28 – Valor da taxa de desgaste e tamanho nominal do abrasivo relacionadas com o diâmetro do corpo de prova e a carga aplicada



Fonte: LARSEN-BASSE (1968)

Figura 29 – Taxa de desgaste em pressão normalizada em função do diâmetro do corpo de prova e diâmetro nominal do abrasivo

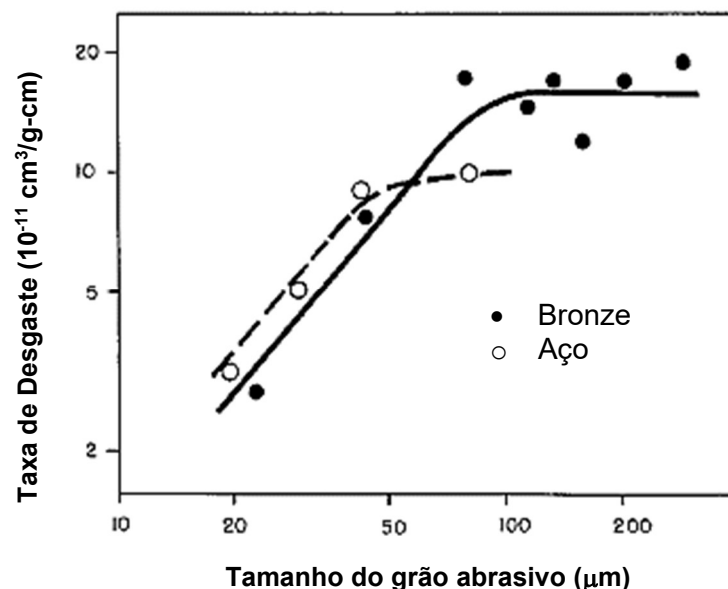


Fonte: LARSEN-BASSE (1968)

Em todos os trabalhos descritos (AVIENT et al., 1960; NATHAN et al., 1966; SIN et al, 1979; LARSEN-BASSE, 1968), foram realizados ensaios a dois corpos (Pino versus Lixa) e foram verificadas dependências da perda de massa com o tamanho da partícula abrasiva. O aumento do desgaste é acentuado com o aumento da partícula até um determinado valor crítico (inclinação acentuada da curva de desgaste), seguido por uma região de transição de desgaste abrasivo, e a partir de certo valor de tamanho do abrasivo, as perdas de massa se tornam menos dependentes, ou até independentes, do tamanho do grão do abrasivo.

A Figura 30 apresenta os resultados dos ensaios de RABINOWICZ (1961) que realizou ensaios de desgaste a três corpos em um tribômetro do tipo Disco versus Disco, em pares de metal iguais, utilizando os materiais aço e bronze. Verifica-se que a taxa de desgaste cresce até tamanho crítico de abrasivo da ordem de 40  $\mu\text{m}$  para o aço e 80  $\mu\text{m}$  para o bronze, permanecendo constante após estes valores, independentemente do tamanho do abrasivo.

Figura 30 – Taxa de desgaste e tamanho de grão para os materiais aço e bronze em ensaio de abrasão a três corpos



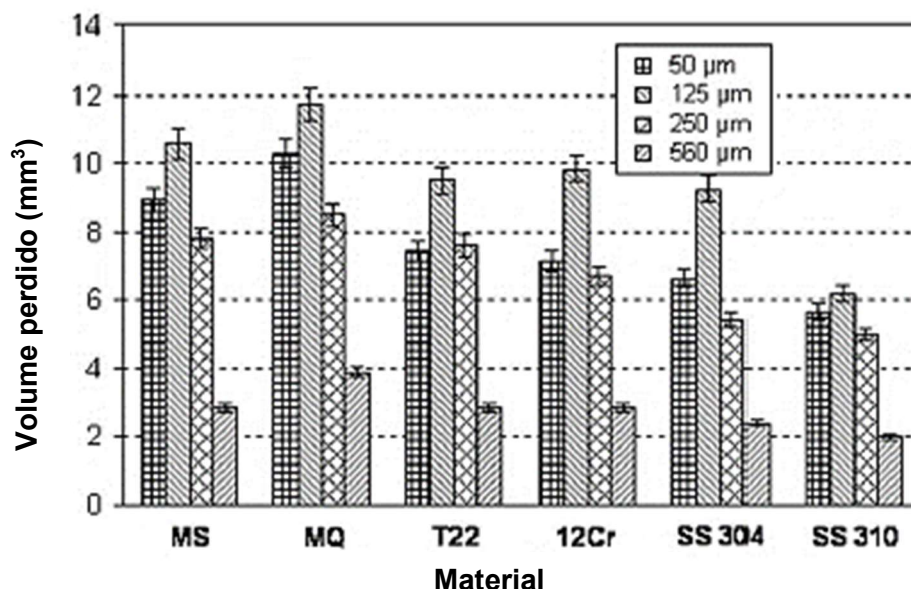
Fonte: RABINOWICZ (1961)

CHACON-NAVA (2010) realizou ensaios de desgaste a três corpos em tribômetro do tipo Roda de Borracha testando corpos de prova de aços (aço médio carbono, aço alto cromo e aços inoxidáveis) com durezas semelhantes ( $\sim 190\text{HV}$ ). Foi adicionado um material denominado MQ, que apresentava dureza de 500 HV e foram



utilizadas partículas abrasivas de alumina com tamanhos de 50  $\mu\text{m}$ , 125  $\mu\text{m}$ , 250  $\mu\text{m}$  e 560  $\mu\text{m}$ . A Figura 31 apresenta os resultados obtidos. Verifica-se que as maiores perdas de massa em todos os casos foram obtidas com o abrasivo de 125  $\mu\text{m}$ . Ocorreu uma diminuição dos volumes de desgaste com tamanhos de abrasivos maiores (250  $\mu\text{m}$  e 560  $\mu\text{m}$ ). O autor ponderou que em ensaios a três corpos, as partículas de até 125  $\mu\text{m}$  tem menor liberdade de rotação ao longo da superfície, tornando o processo de corte mais eficiente, enquanto as partículas maiores (250  $\mu\text{m}$  e 560  $\mu\text{m}$ ) tem maior liberdade de rotação, produzindo mais deformação plástica e sulcamento.

Figura 31 – Perdas volumétricas em ensaios a três corpos de diferentes materiais com abrasivo de alumina de diversas granulometrias médias.

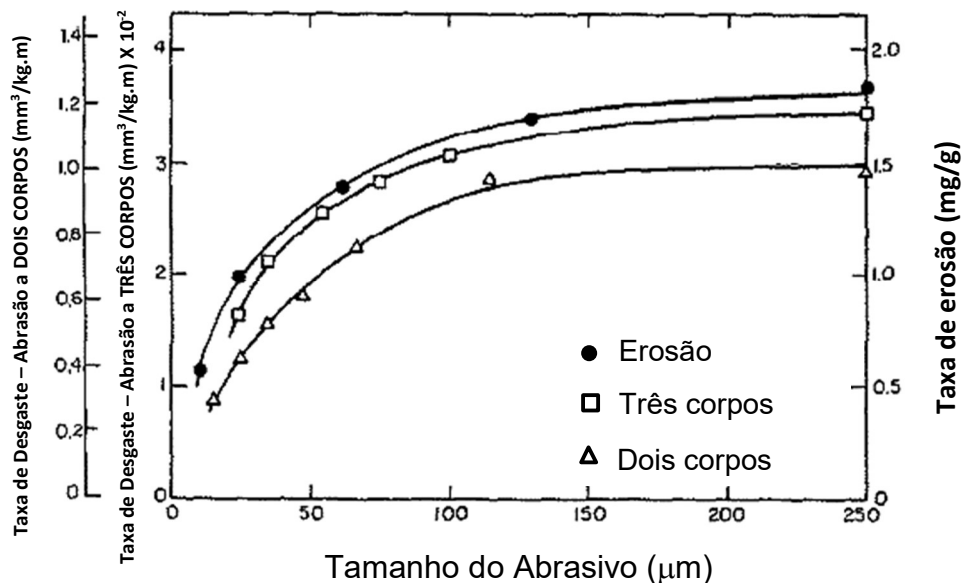


Fonte: CHACON-NAVA (2010)

MISRA e FINNIE (1981a) realizaram ensaios de desgaste em cobre, nas configurações dois e três corpos, além de erosão. O abrasivo foi carbeto de silício e foram variados os tamanhos do abrasivo. A Figura 32 apresenta os resultados obtidos, nos quais ficou evidenciada a presença de um Tamanho Crítico de Abrasivo da ordem de 100  $\mu\text{m}$  em todas as configurações de ensaios. Os autores ponderaram que o material apresenta uma camada endurecida na faixa de 50 e 100  $\mu\text{m}$  e que os abrasivos menores desgastam somente esta camada, enquanto os abrasivos maiores penetram e ultrapassam esta camada e desgastam uma região de menor dureza, fazendo com que a taxa de desgaste fique relativamente estável. O tamanho da

camada endurecida foi relacionado com o tamanho da partícula, que na medida que promove o desgaste, gera uma deformação superficial e em consequência, um endurecimento por encruamento. Quanto menor a partícula, menor a camada deformada e por consequência, menor a profundidade de desgaste. Comparando os resultados das taxas de desgaste nos ensaios a dois e três corpos, verifica-se que o ensaio a dois corpos apresenta maior severidade, com valores na taxa de desgaste duas ordens de grandeza maior que os resultados dos ensaios a três corpos.

Figura 32 - Taxa de desgaste em diferentes ensaios de desgaste de cobre variando o tamanho do grão abrasivo

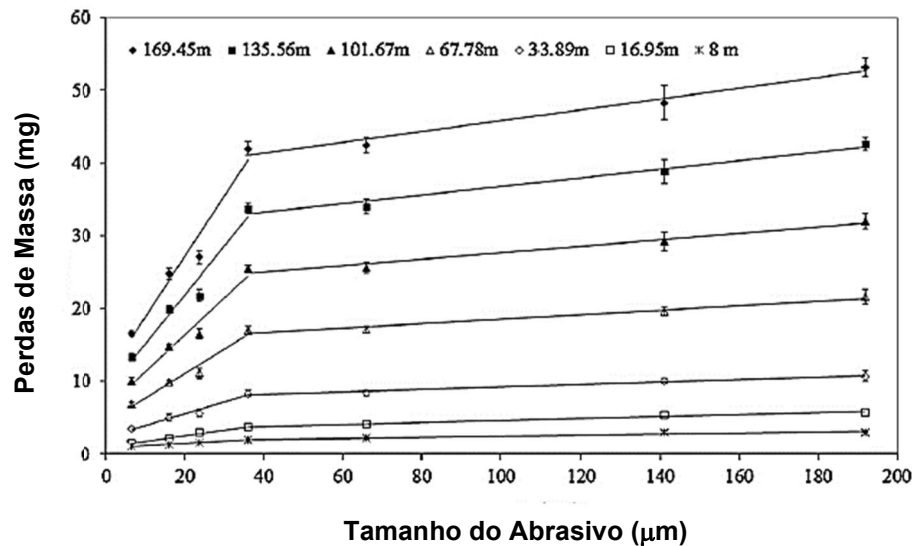


Fonte: MISRA e FINNIE (1981a)

CORONADO e SINATORA, (2011a) realizaram ensaios de abrasão em tribômetro Pino versus Lixa em ferro fundido branco com matriz austenítica, variando o tamanho do abrasivo (Alumina com tamanhos de 6,5 μm a 192 μm). A Figura 33 apresenta os resultados obtidos. Foi verificado que as perdas de massa aumentam linearmente com o aumento do tamanho de grão até atingir o valor crítico de 36 μm, quando as curvas apresentam uma inflexão, mas com crescimento da taxa de desgaste em menor intensidade que os valores obtidos até atingir o TCA. A mudança na taxa de desgaste quando o tamanho crítico de abrasivo foi atribuído à mudança nos mecanismos de desgaste, passando de microcorte (para os grãos menores) para microsulcamento (grãos maiores).

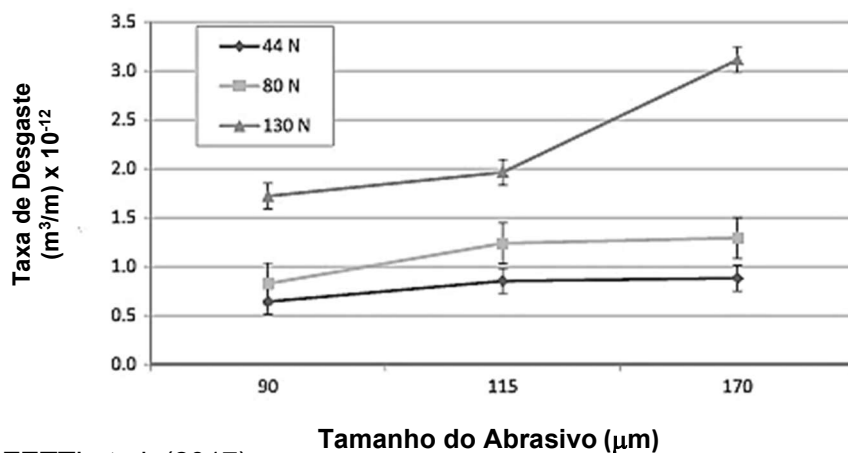
TOZETTI et al. (2017) realizam ensaios de desgaste em um ferro fundido branco de alto cromo em tribômetro Roda de Borracha, onde variaram a carga aplicada (44 N, 80 N e 130 N) e o tamanho do abrasivo (areia de sílica com tamanhos de 90  $\mu\text{m}$ , 115  $\mu\text{m}$  e 170  $\mu\text{m}$ ). A Figura 34 apresenta os resultados obtidos. Verificaram, de modo geral, que o aumento no tamanho do abrasivo e cargas aumentou as taxas de desgaste do material. O desgaste restringiu-se principalmente à matriz de ferro fundido para os abrasivos e cargas menores, com os carbonetos permanecendo intactos. No ensaio com carga de 130 N e abrasivo de 170  $\mu\text{m}$ , foram verificadas microtrincas nos carbonetos, o que explica a maior inflexão da curva de desgaste nesta condição de ensaio.

Figura 33 – Relação entre as perdas de massa e o tamanho do abrasivo em desgaste abrasivo



Fonte: CORONADO E SINATORA (2011a)

Figura 34 – Taxas de desgaste em função da força normal e do tamanho do abrasivo

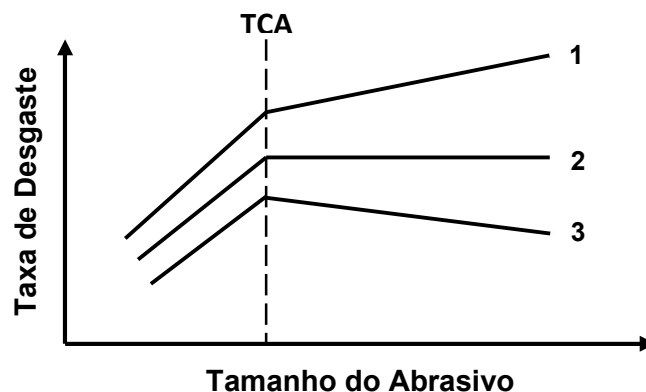


Fonte: TOZETTI et al. (2017)

Em todos os resultados apresentados (AVIENT, 1960; RABINOWICZ, 1961; NATHAN, 1966; LARSEN-BASSE, 1968; SIN, 1979; MISRA, 1981; CHACON-NAVA, 2010; CORONADO, 2011; TOZETTI, 2017) verificam-se comportamentos distintos nas curvas de desgaste obtidas após atingirem o tamanho crítico do abrasivo (TCA) para cada material e condições de ensaios. CORONADO (2011b) apresentou um resumo dos comportamentos encontrados na literatura para o efeito do tamanho de grão abrasivo na taxa de desgaste dos materiais. Para partículas abrasivas pequenas, a taxa de desgaste aumenta linearmente até atingir o valor do TCA. Acima do TCA, podem ocorrer os seguintes comportamentos:

- a) a taxa de desgaste aumenta (VIDE curva 1 na Figura 35);
- b) a taxa de desgaste se mantém constante (VIDE curva 2 na Figura 35);
- c) a taxa de desgaste diminui (VIDE curva 3 na Figura 35).

Figura 35 - Representação esquemática apresentando os comportamentos típicos de taxas de desgaste e tamanho do grão do abrasivo (TCA)



Fonte: CORONADO (2011b)

Analisando os resultados dos ensaios dos autores citados, pode-se consolidar as características do desgaste após os valores do TCA serem atingidos, conforme os comportamentos dos resultados desses trabalhos. Estes comportamentos são apresentados na Tabela 7, que também apresenta as condições de ensaios (dois ou três corpos), os materiais utilizados e as principais variáveis dos ensaios. Verifica-se que o ensaio de desgaste a dois corpos é o mais utilizado dentre os trabalhos analisados. Nos casos em que o ensaio a três corpos foi utilizado, os materiais são limitados, com ênfase nos tamanhos dos abrasivos utilizados. No caso do trabalho de CHACON-NAVA (2010), os materiais são ligas homogêneas e de durezas

semelhantes e o trabalho de TOZZETTI (2017) apresenta resultados de ensaios em somente um material heterogêneo (ferro fundido branco).

Tabela 7 – Comportamentos do desgaste de diferentes autores analisados e resumos das condições experimentais dos ensaios realizados.

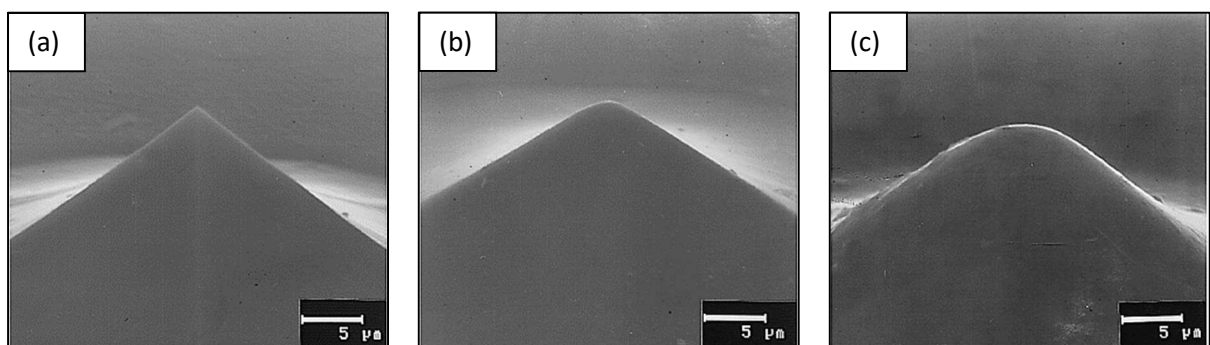
Comportamento 1	Comportamento 2	Comportamento 3	Ensaio e condições	Materiais	Principais Variáveis
	AVIENT, 1960		Dois corpos	Diversos materiais puros	Tamanho do abrasivo
	SIN, 1979		Dois corpos	PMMA; Níquel; AISI1095	Tamanho do abrasivo e carga
	RABINOWICZ, 1961		Três corpos	Aço e bronze	Tamanho do abrasivo
NATHAN, 1966			Dois corpos	Diversas ligas	Tamanho do abrasivo e carga
	LARSEN-BASSE, 1968		Dois corpos	Cobre	Tamanho do abrasivo e carga
LARSEN-BASSE, 1968			Dois corpos	Cobre	Tamanho do abrasivo e diâmetro do pino
		CHACON-NAVA, 2010	Três corpos	Diversos aços monofásicos	Tamanho do abrasivo
	MISRA e FINNIE, 1981a		Dois corpos e três corpos	Cobre	Tamanho do abrasivo
CORONADO e SINATORA, 2011			Dois corpos	Ferro fundido branco	Tamanho do abrasivo
TOZZETTI, 2017			Dois corpos e três corpos	Ferro fundido branco	Tamanho do abrasivo e carga

Fonte: vários autores

#### 4.4.3.3. Geometria do abrasivo

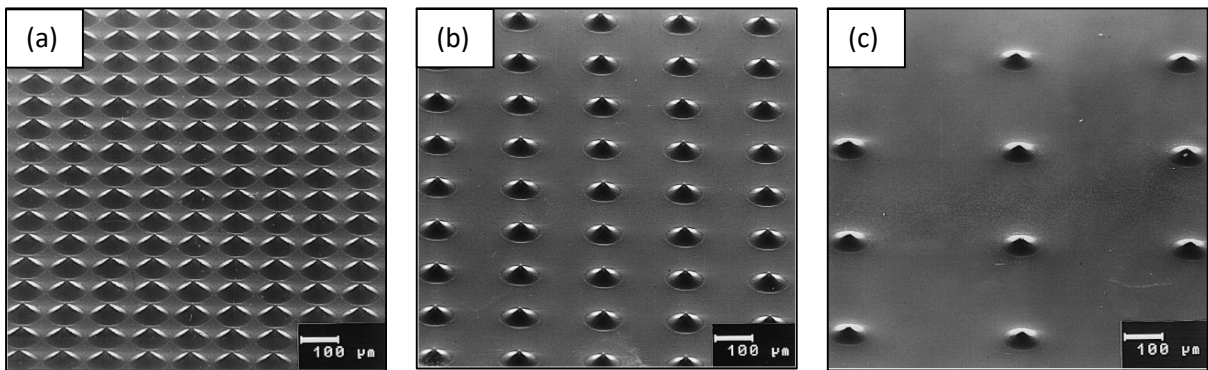
GAHLIN e JACOBSSON (1999) produziram superfícies controladas usando técnicas de gravura micromecânica. Esta técnica produz superfícies com os picos das asperezas em formatos característicos e densidade de picos controlados, simulando a ação de partículas abrasivas com diferentes formatos no processo de desgaste. Além disso, diferentes tamanhos de partículas abrasivas foram simulados alterando a densidade de empacotamento dos picos produzidos, onde a alta densidade de asperezas representa tamanhos menores de partículas, enquanto as menores densidades representam tamanhos maiores de partículas. A Figura 36-a a Figura 36-c apresentam os formatos dos picos e a Figura 37-a a Figura 37-c apresentam as diferentes densidades das asperezas na superfície. Quando o material é ensaiado com a superfície com asperezas de maior angulosidade (Figura 38-a), o tamanho do abrasivo (expresso em densidade de picos) se torna irrelevante na taxa de desgaste do material. Por outro lado, quando o material é ensaiado com a superfície com asperezas de características arredondadas (Figura 38-b), verifica-se um efeito significativo nas taxas de desgaste. Verifica-se que o tamanho do abrasivo (representado pela densidade de picos) exerce grande influência nas taxas de desgaste nos ensaios com asperezas de picos arredondados, diferentemente dos resultados obtidos com as partículas angulares. Na condição de aspereza com raio de ponta de  $3\ \mu\text{m}$  e grãos grandes (baixa densidade de picos), a taxa de desgaste tem valor próximo aos valores encontrados nos ensaios com aspereza de elevada angulosidade, podendo considerar que esta condição é um limite de severidade do desgaste para as condições de ensaios.

Figura 36 – Diferentes formatos das pontas das asperezas utilizadas nos ensaios: (a) angular, (b) arredondada –  $3\ \mu\text{m}$  e (c) arredondada –  $9\ \mu\text{m}$



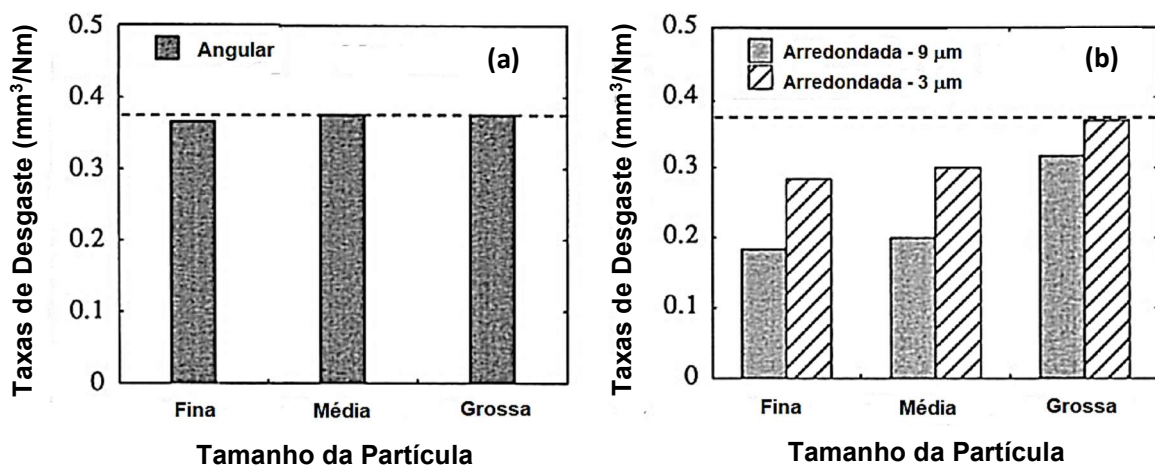
Fonte: GAHLIN e JACOBSSON (1999).

Figura 37 - Diferentes densidades de picos: (a) fina – 88 pontas/mm<sup>2</sup>; (b) média – 24 pontas/mm<sup>2</sup> e (c) grossa – 6 pontas/mm<sup>2</sup>.



Fonte: GAHLIN e JACOBSSON (1999).

Figura 38 – Taxas de desgaste em função do tamanho da partícula (densidade de asperezas): (a) angulares e (b) arredondadas

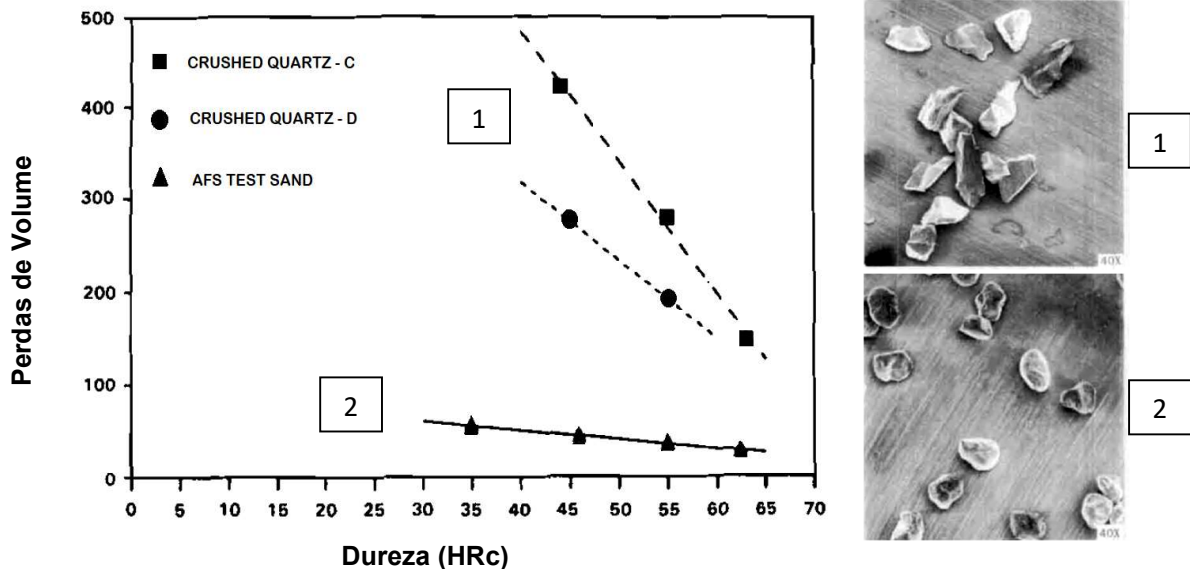


Fonte: GAHLIN e JACOBSSON (1999).

SWANSON e VETTER (1985) realizaram ensaios em tribômetro Roda de Borracha em corpos de prova de Aço AISI 1080 com diferentes valores de durezas. Foram utilizados abrasivos de sílica com o mesmo tamanho médio (AFS 50/70) mas com diferenças nas formas da partícula. Verifica-se que as perdas volumétricas do material são maiores quando o abrasivo apresenta formatos mais angulares e que o aumento nos valores de dureza do material exerce grande influência nos valores de perdas de massa, com diminuição expressiva destes valores. Quando o material é ensaiado com o abrasivo com formato arredondado, as perdas de massa são expressivamente menores e existe menor influência nas perdas volumétricas com o

aumento da dureza do material ensaiado. A Figura 39 apresenta os resultados obtidos.

Figura 39 – Resultados dos efeitos da morfologia da partícula no desgaste do aço com diferentes níveis de dureza e formato das partículas abrasivas: (1) maior angulosidade e (2) arredondadas



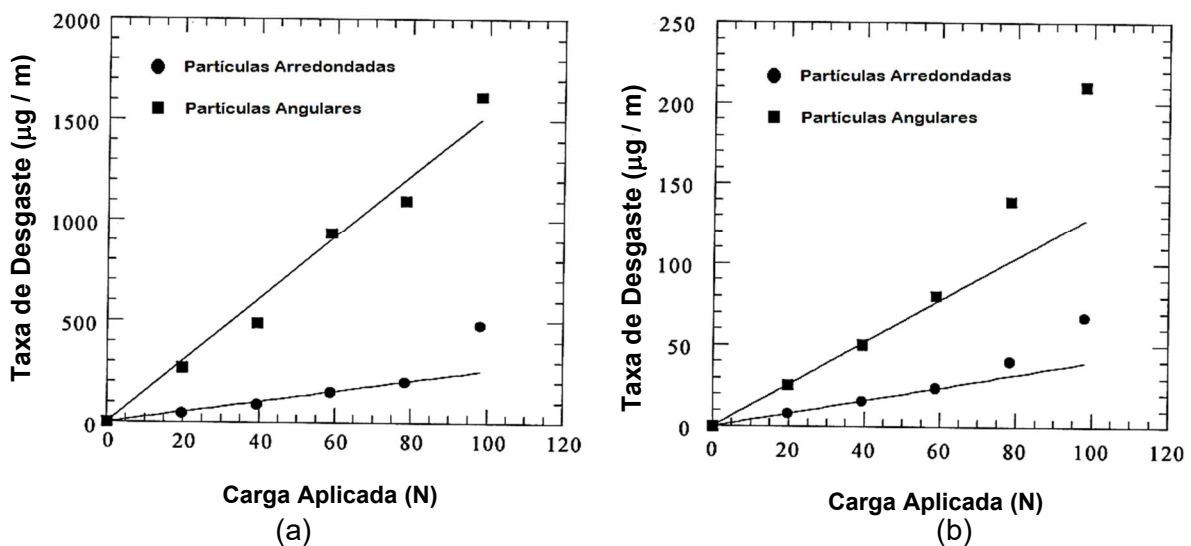
Fonte: SWANSON e VETTER (1985)

DUBE e HUTCHINGS (1999) realizaram ensaios de desgaste em tribômetro do tipo Roda de Borracha, utilizando areia de sílica com diferentes tamanhos (150  $\mu\text{m}$  e 450  $\mu\text{m}$ ) e diferentes formatos de partícula (angular e arredondada). A Figura 40 apresenta os resultados obtidos pelos autores. Verifica-se uma boa correlação entre as taxas de desgaste e as cargas aplicadas para ambas as formas e tamanhos de partícula. As partículas com maior angulosidade causaram taxas de desgaste significativamente maiores do que as partículas arredondadas. O aumento nas taxas de desgaste é diretamente relacionado com o aumento da carga aplicada em todas as condições de ensaios (tamanho de partícula e angulosidade). Para as cargas maiores (80 N e 100 N), verifica-se um desvio nos valores das taxas de desgaste obtidas na maioria dos ensaios. O autor sugere que a fratura e quebra das partículas nos ensaios com altas cargas promove um aumento da angulosidade das partículas e que este fator é responsável pelo aumento dos valores das taxas de desgaste dos ensaios realizados. Verifica-se uma menor influência nas taxas de desgaste com o aumento da carga quando são realizados ensaios com o material de menor angulosidade. Um ponto importante dos resultados obtidos pelos autores são as



diferenças entre as taxas de desgaste entre os ensaios realizados com abrasivo de tamanho 150  $\mu\text{m}$  e 450  $\mu\text{m}$ . Verifica-se que as perdas de massa dos ensaios realizados com o abrasivo de menor tamanho (Figura 40-a) são significativamente maiores que os resultados dos ensaios com abrasivo maior (Figura 40-b). De modo geral, com mesmas condições de ensaios e abrasivos com mesmas características, com o aumento do tamanho do abrasivo, tem-se um aumento nas taxas de desgaste, contrapondo os resultados destes autores. Os autores sugerem que quando ocorre uma fratura extensa das partículas maiores, os fragmentos podem rolar mais livremente entre as superfícies, resultando em menores perdas de massa nos ensaios.

Figura 40 – Taxas de desgaste em função da carga, angulosidade e do tamanho da partícula: (a) 150  $\mu\text{m}$  e (b) 450  $\mu\text{m}$



Fonte: adaptado de DUBE e HUTCHINGS (1999)

Analisando os resultados dos ensaios dos autores citados (GAHLIN e JACOBSSON, 1999; DUBE e HUTCHINGS, 1999; SWANSON e VETTER, 1985) verifica-se que o formato das partículas abrasivas exerce grande influência nas taxas de desgaste dos materiais. Para evitar a influência desta propriedade nos resultados dos ensaios de desgaste desenvolvidos neste trabalho, foram utilizadas partículas abrasivas com os mesmos parâmetros de forma (oriundas da mesma jazida), somente separadas granulometricamente por meio de peneiramento.

## 5. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta e descreve os materiais, metodologias e equipamentos utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

### 5.1. Ensaio de desgaste em tribômetro roda de borracha

O ensaio em tribômetro roda de borracha, conforme norma ASTM G65/10 é recomendado para simulação de desgaste abrasivo a baixas tensões nominais de contato, usando areia seca de sílica como material particulado abrasivo. A norma ASTM G65/10 apresenta cinco procedimentos de ensaios recomendados para avaliar o grau de resistência ao desgaste dos materiais, variando os tempos de ensaio e a carga aplicada. Neste trabalho foi adotado o Procedimento B que é utilizado para avaliar materiais de alta resistência ao desgaste.

O tribômetro roda de borracha foi construído pelo Laboratório de Fenômenos de Superfície da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, com base na norma ASTM G65/10, e tem sido amplamente utilizado em projetos de P&D na área de desgaste abrasivo do Laboratório. A Figura 41 apresenta fotografias da montagem durante a realização do ensaio e a Figura 42 apresenta um desenho esquemático do tribômetro. Este ensaio de desgaste consiste em pressionar o corpo de prova contra uma roda de borracha (contra corpo), sob força normal e rotação constantes e com a presença do terceiro-corpo (área de sílica) entre o corpo e contra-corpo.

Os corpos de prova para os ensaios em tribômetro Roda de Borracha, possuem dimensões básicas de 75 mm de comprimento, 25 mm de largura e 15 mm de espessura. Todos os corpos de prova para ensaios de desgaste apresentaram a mesma condição de topografia superficial (superfície retificada, com valores de rugosidade média  $S_a$  da ordem de  $0,60 \mu\text{m}$ ) no início dos ensaios. A dureza da superfície de trabalho da roda de borracha foi controlada por meio de durômetro Mitutoyo Hardmatic e apresentou resultado de  $61 \pm 2$  Shore A. Os fluxos de material particulado abrasivo foram de  $461 \pm 6$  g/mim para a areia #100,  $434 \pm 8$  g/mim para a areia #50 e  $420 \pm 10$  g/mim para a areia #30, definidos pelo projeto original do bico de passagem de abrasivo do tribômetro.

As perdas de massa dos materiais metálicos (em gramas) foram determinadas pela razão entre as diferenças de perdas de massa das amostras (antes e depois dos

ensaios). Foram realizados no mínimo um ensaio e duas repetições para cada condição.

A confiabilidade dos resultados de desgaste foi assegurada pela calibração do tribômetro em ensaios utilizando material padrão (aço AISI H13 temperado e revenido com dureza de 530 HV<sub>30kg</sub>) e areia média (Areia Normal Brasileira - #50). Os resultados dos últimos 10 ensaios apresentaram valores de perda volumétrica média de 108 +/-6 mm<sup>3</sup>, que representa um coeficiente de variação de 5%, enquanto o valor apresentado de coeficiente de variação na norma ASTM G65/10 para ensaios similares (AISI H13 e procedimento B) é de 8%.

Salienta-se que alguns parâmetros recomendados pela norma ASTM G65/10 não foram seguidos, principalmente pela indisponibilidade dos componentes informados na norma (abrasivo de sílica e composição da borracha) e pelo projeto da máquina (vazão do abrasivo). A Tabela 8 apresenta os parâmetros de ensaios normatizados e os parâmetros dos ensaios de desgaste realizados.

Tabela 8 - Parâmetros de ensaios conforme norma ASTM G65/10 e realizados em equipamento LFS

<b>PARÂMETROS DE ENSAIOS</b>		
	<b>ASTM G65/10</b>	<b>Ensaio LFS</b>
<b>Duração</b>	10 min	10 min
<b>Carga</b>	130 N	130 N
<b>Rotação da Roda</b>	200 rpm	202 rpm
<b>Dureza da Borracha</b>	60 +/- 2 Shore A	61 +/- 2 Shore A
<b>Vazão de Abrasivo</b>	300 a 400 g/min	#100: 460 g/min # 50: 430 g/min #30: 420 g/min
<b>Diâmetro da Roda</b>	228,6 mm (Inicial)	228 mm (Inicial)
<b>ABRASIVO</b>	Otawa Sand - AFS 50/70	IPT - NBR 7214

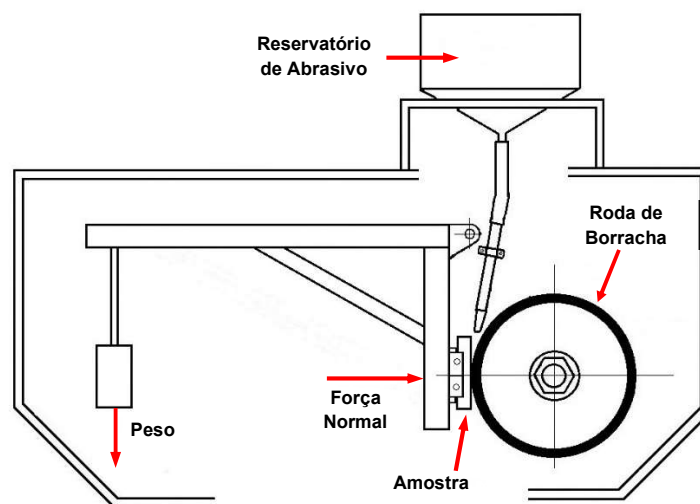
Fonte: Autor

Figura 41 – Fotografias do tribômetro Roda de Borracha utilizado nos ensaios: (a) visão geral do equipamento e (b) visão frontal da roda de borracha na realização de ensaio.



Fonte: Autor

Figura 42 – Desenho esquemático do tribômetro Roda de Borracha.



Fonte: adaptado de ASTM G65-10

A obtenção dos valores de perdas de massa os corpos de prova dos ensaios de desgaste abrasivo seguiram os seguintes procedimentos:

- Desmagnetização das amostras em desmagnetizador elétrico;
- Lavagem de amostra com detergente neutro e limpeza em álcool em ultrassom por 10 minutos;
- **Pesagem inicial das amostras;**
- Ensaios de desgaste em Tribômetro Roda de Borracha;

- Desmagnetização das amostras em desmagnetizador elétrico;
- Limpeza de amostra com detergente neutro e limpeza em álcool em ultrassom por 10 minutos;
- **Pesagem final das amostras;**

Os valores de perda de massa resultam da subtração dos valores obtidos na pesagem inicial e final. Os corpos de prova ensaiados no presente trabalho apresentam massa entre 200 e 350 gramas. As perdas de massa dos materiais ensaiados são da ordem de 0,1 g para os materiais de alta resistência ao desgaste e da ordem de 1,0 g para os materiais de baixa resistência ao desgaste. Foi utilizada balança digital semianalítica da marca MARTE, modelo AD500, com capacidade de 510 g e resolução de 0,001 g.

## **5.2. Material abrasivo**

Os ensaios tribológicos foram realizados utilizando areia de sílica como material abrasivo (Areia Normal Brasileira, conforme NBR 7214, produzidas por peneiramento pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo – IPT). Foram utilizadas areias com três granulometrias distintas, a saber:

- Areia fina (#100): retida na peneira de 150  $\mu\text{m}$  e passante na peneira 300  $\mu\text{m}$ ;
- Areia média fina (#50): retida na peneira de 300  $\mu\text{m}$  e passante na peneira 600  $\mu\text{m}$ ;
- Areia média grossa (#30): retida na peneira de 600  $\mu\text{m}$  e passante na peneira 1200  $\mu\text{m}$ .

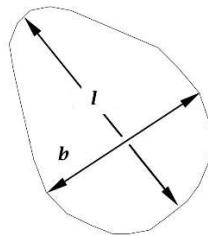
Fotomicrografias dos abrasivos foram realizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi realizada medição de microdureza da areia de sílica na granulometria #50, com carga de 100 g em equipamento marca BUELER, modelo MMT-3 (média de 10 medições). Como os materiais são oriundos da mesma jazida, considerou-se o valor obtido para todas os abrasivos.

As partículas abrasivas de sílica foram caracterizadas em tamanho e morfologia em equipamento óptico-eletrônico CAMSIZER® XT da marca HORIBA, do Laboratório de Caracterização Tecnológica do Departamento de Engenharia de Minas e de Petróleo da Escola Politécnica da USP. Foram construídas as curvas de distribuição

granulométrica dos abrasivos e a forma das partículas foi caracterizada através de dois parâmetros:

- Esfericidade (SPHT): a qual representa a razão entre a área e o perímetro da partícula ( $E = 4\pi A/P^2$ )<sup>5</sup>, onde o resultado do parâmetro para esfera ideal é igual a 1;
- Razão de aspecto (b/l): razão entre a menor e maior diagonal da partícula. Se o valor da razão for 1, tem-se uma esfera. Na medida que este valor diminui, tem-se um alongamento da partícula. A Figura 43 apresenta os parâmetros para cálculo da razão de aspecto.

Figura 43 – Parâmetros para cálculo da razão de aspecto das partículas.



A Figura 44 apresenta a distribuição granulométrica das partículas de areia de sílica, onde verifica-se que as maiores frações granulométricas estão dentro da faixa especificada. Em uma análise mais detalhada dos resultados, verifica-se que para a areia fina (0,2 mm - # 100), cerca de 20% das partículas analisadas estão abaixo da faixa especificada e cerca de 5% acima da faixa especificada. No caso da areia média (0,5 mm - # 50), 6% estão abaixo da faixa especificada e 11% está acima da faixa especificada. No caso da areia grossa (1,0 mm - # 30), 2% das partículas estão abaixo do especificado e 16% apresentam tamanho superior ao especificado. Estes resultados mostram que existe uma sobreposição de tamanhos de abrasivos, com valor máximo de 11% no caso faixa superior da areia 0,5 mm.

A Tabela 9 apresenta a distribuição granulométricas dos grãos abrasivos indicando as faixas de sobreposição de tamanho dos abrasivos. Estes resultados mostram que apesar desta sobreposição das faixas especificadas, considera-se uma diferenciação granulométrica dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste. A

<sup>5</sup> Esfericidade:  $E = 4\pi A/P^2 = (\text{Circularidade})^2$  - ISO 9276-6, onde P é a medida do perímetro da projeção da partícula e A é a medida da área da projeção da partícula.

Figura 45 apresenta a caracterização das areias de sílica por meio de microscopia eletrônica de varredura.

Figura 44 - Distribuição granulométrica dos grãos abrasivos

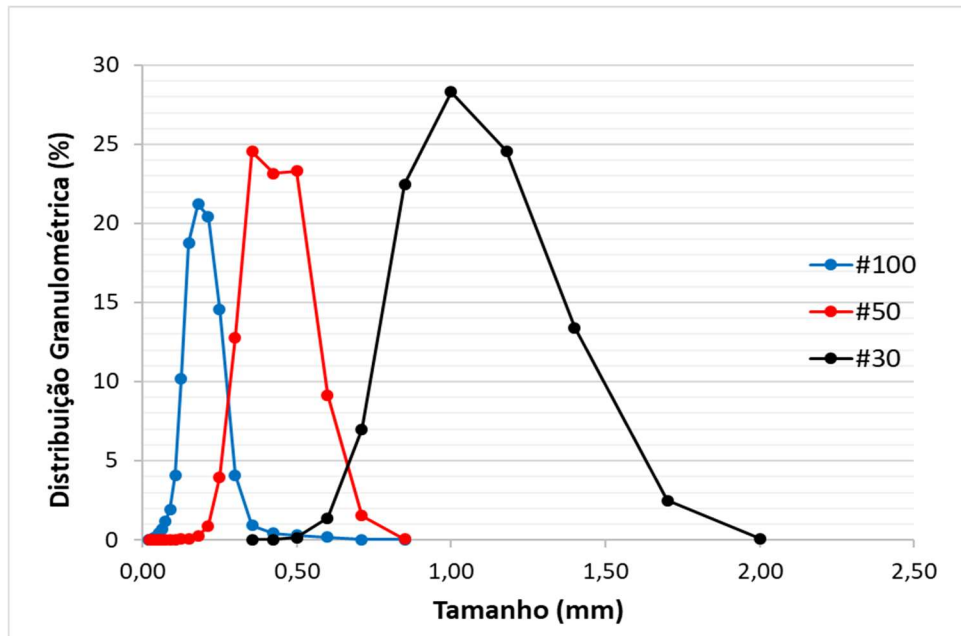
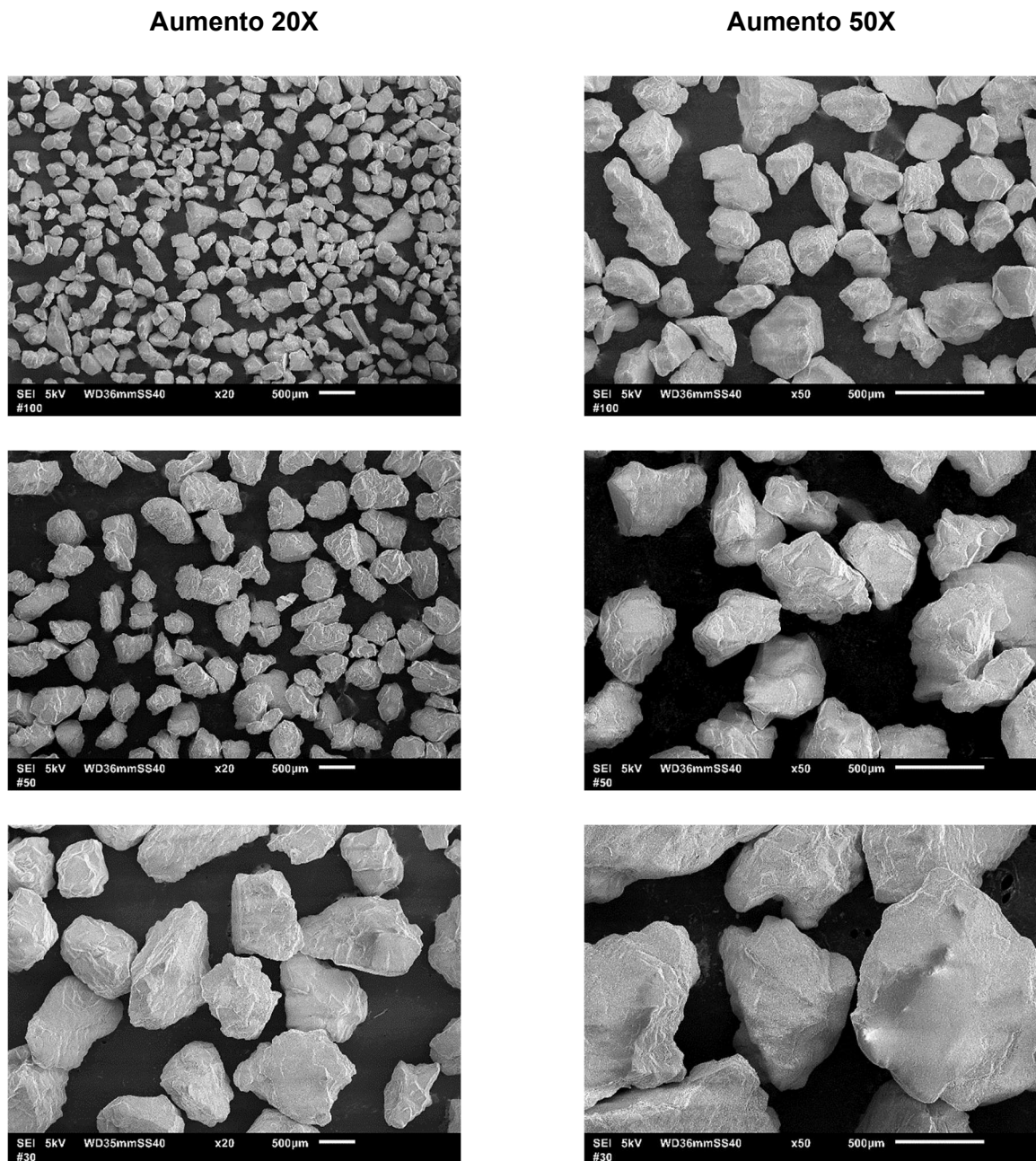


Tabela 9 - Distribuição granulométrica dos grãos abrasivos apresentando as faixas de sobreposição de tamanho dos abrasivos.

	Granulometria Nominal	#100	#50	#30
	< 0,15 mm	20%		
#100	+0,15 mm -0,30 mm	75%		
			6%	
#50	+0,30 mm -0,60 mm	5%	83%	
				2%
#30	+0,60 mm -1,20 mm		11%	82%
				16%

Figura 45 - Caracterização morfológica dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste.  
MEV – Imagens de elétrons secundários



Foi realizada medição de microdureza da areia de sílica na granulometria 0,5 mm, com carga de 100 g em equipamento marca BUELER, modelo MMT-3 (média de 10 medições). Como os materiais são oriundos da mesma jazida, considerou-se o valor obtido para todos os abrasivos. Os valores de microdureza obtidos foram de 1248 +/- 57 HV<sub>100g</sub>. A Tabela 10 apresenta os resultados médios das características morfológicas das partículas obtidas pelo equipamento óptico-eletrônico CAMSIZER. Verifica-se que os valores dos parâmetros de esfericidade e razão de aspecto são



semelhantes, indicando que as areias de sílica utilizadas nos ensaios tribológicos apresentam as mesmas características morfológicas. Os resultados são semelhantes aos encontrados por ANDRADE (2015). Esta caracterização dos abrasivos elimina uma variável relacionada com o efeito do formato do abrasivo no desgaste dos materiais reportada na literatura (SWANSON, 1985; GAHLIN e JACOBSSON, 1999; CORONADO e SINATORA, 2011a).

Tabela 10 - Resultados das medições de tamanho médio, esfericidade e razão de aspecto dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste abrasivo.

<b>Especificação do Abrasivo</b>	<b>Faixa Granulométrica Teórica (mm)</b>	<b>Tamanho Médio (mm)</b>	<b>Esfericidade (SPHT)</b>	<b>Razão de Aspecto (b/l)</b>
<b># 100</b>	+ 0,15 / - 0,30	0,20 ± 0,07	0,8	0,7
<b># 50</b>	+ 0,30 / - 0,60	0,5 ± 0,1	0,8	0,7
<b># 30</b>	+ 0,60 / - 1,20	1,0 ± 0,2	0,8	0,7

Vale salientar que o equipamento Camsizer® não informa o desvio padrão das medidas de esfericidade (SPHT) e razão de aspecto (b/l) dos materiais analisados (areia de sílica). Estes parâmetros também não constam da norma NBR 7214, onde os requisitos e critérios estabelecidos de fornecimento são referentes aos teores contidos de sílica, faixas granulométricas, percentual de umidade e teor de matéria orgânica.

### **5.3. Materiais metálicos**

Para este trabalho foram usadas 3 classes de aços ferramenta laminados (presença de carbonetos primários e secundários em matriz de martensita revenida e recozida) e 2 classes de ferros fundidos brancos (carbonetos primários e secundários em matriz de martensita revenida), totalizando 8 materiais metálicos.

No caso dos materiais laminados, foi utilizado material disponível no mercado, chamados de “aços de alta resistência ao desgaste” (aço ferramenta AISI D6) e dois materiais de referência constantes na norma ASTM G65-10 (aços ferramenta AISI H13 e AISI D2). Os aços ferramenta foram testados nas condições de

fornecimento (recozidos, matriz ferrítica) e tratados termicamente (têmpera e revenimento, matriz martensita revenida). Apesar dos materiais laminados no estado recozido não serem utilizados em aplicações onde o desgaste abrasivo é o modo principal de desgaste, foram avaliados os diferentes conceitos associados aos mecanismos de desgaste, severidade do desgaste e a resposta destes materiais nas condições do tribossistema adotado.

Na classe dos materiais fundidos, foram analisados ferros fundidos brancos de alto (FFBAC, em diferentes classes, composições e microestruturas), que apresentam características de elevada resistência ao desgaste abrasivo e são comumente utilizados em aplicações onde a abrasão é o modo de desgaste predominante. A Tabela 11 apresenta as informações dos processos de fabricação, classes de materiais, condições de tratamento térmico e designações dos materiais testados e analisados e a Tabela 12 apresenta os ciclos de tratamento térmicos realizados nos materiais. Para os materiais recozidos (AISI H13, AISI D2 e AISI D6), assume-se por hipótese que o tratamento de recozimento atinge o equilíbrio no tratamento. As composições químicas dos materiais metálicos foram obtidas por análise em espectrômetro de emissão óptica por centelhamento, marca Anacon B2 Advanced.

Tabela 11 - Informações dos processos de fabricação, classes de materiais, condições de tratamento térmico e designações dos materiais testados e analisados.

<b>Processo</b>	<b>Classe de Material</b>	<b>Condição</b>	<b>Norma</b>	<b>Código Material</b>
Laminado	Aço ferramenta	Recozido	AISI H13	H13-RE
Laminado	Aço ferramenta	Tratado termicamente	AISI H13	H13-TT
Laminado	Aço ferramenta	Recozido	AISI D2	D2-RE
Laminado	Aço ferramenta	Tratado termicamente	AISI D2	D2-TT
Laminado	Aço ferramenta	Recozido	AISI D6	D6-RE
Laminado	Aço ferramenta	Tratado termicamente	AISI D6	D6-TT
Fundido	FFBAC	Tratado termicamente	ASTM A532 III A	FF-HIPER
Fundido	FFBAC	Tratado termicamente	ASTM A532 II A	FF-HIPO

Tabela 12 - Ciclos de tratamento térmicos realizados nos materiais metálicos

<b>Material</b>	<b>Tratamento Térmico</b>
<b>AISI H13</b>	Aquecimento a 450 °C e mantido por 3 horas, seguido de aquecimento a 850 °C e mantido por 20 minutos, austenitização a 1030 °C por 20 minutos e resfriamento até 520 °C ao ar forçado. Duplo revenimento a 520 °C por 2 horas cada.
<b>AISI D2</b>	Aquecimento a 400 °C e mantido por 3 horas, seguido de aquecimento a 880 °C e mantido por 30 minutos, austenitização a 1030 °C por 30 minutos e resfriamento ao óleo. Duplo revenimento a 180 °C por 3 horas cada
<b>AISI D6</b>	Aquecimento a 400 °C e mantido por 3 horas, seguido de aquecimento a 880 °C e mantido por 30 minutos, austenitização a 1030°C por 30 minutos e resfriamento ao óleo. Duplo revenimento a 180 °C por 3 horas.
<b>FFBAC hipereutético</b>	Aquecimento até 700 °C por 2 horas, seguido de aquecimento até 1000 °C e mantido por 5 horas, resfriamento ao ar forçado e revenimento simples a 200 °C por 2 horas.
<b>FFBAC hipoeutético</b>	Aquecimento até 700 °C e mantido por 2 horas, seguido de aquecimento até 1100 °C por 2 horas, resfriamento ao ar forçado. Revenimento simples a 500 °C por 2 horas.

#### 5.4. Caracterização microestrutural

As amostras para análises metalográficas foram retiradas através de cortes com disco abrasivo a partir dos corpos de prova de roda de borracha e embutidas em baquelite. As caracterizações microestruturais foram realizadas na mesma superfície de realização dos ensaios de desgaste (plano paralelo à superfície de desgaste (indicado na Figura 46). Para a caracterização microestrutural das amostras, a preparação metalográfica dos materiais seguiu as etapas tradicionais, com operação de lixamento mecanizado, com lixas de granulometria de 320, 400, 600 e 1200 mesh. A operação de polimento mecanizado foi efetuada com suspensão de diamante com granulometria de 6 µm (desbaste) e com pasta de diamante com granulometria de 3 µm e 1 µm (acabamento final).

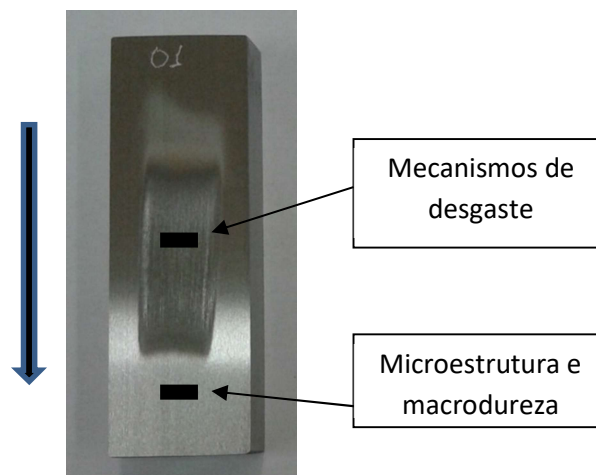
Para revelação da microestrutura, as amostras foram imersas em diferentes ataques metalográficos, dependendo do material a ser analisado. Para os aços foi utilizado NITAL 3% (3 ml de ácido nítrico e 97 ml de álcool etílico) e para os ferros fundidos foi utilizado o reagente Villela (5ml HCl + 2g ácido pícrico + 100ml álcool etílico).

As micrografias foram efetuadas através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em equipamento JEOL JSM – 6010LA. Análise de composição química das regiões de interesse foram realizadas através de EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva). Os modos de obtenção de imagens foram por meio de Elétrons Secundários (SEI) e Elétrons Retro-espalhados (BEC). As análises dos mecanismos de desgaste atuantes no material foram realizadas em posição central da marca de desgaste, conforme indicado na Figura 46.

### 5.5. Medição de dureza dos materiais

As medições de macrodurezas dos materiais metálicos foram realizadas utilizando o método Vickers, com durômetro marca Buehler, modelo VMT-3, com aplicação de carga de 30 kgf durante 15 segundos. As medições foram realizadas na mesma face dos ensaios de desgaste e os resultados apresentados são valores médios de 10 medições

Figura 46 - Exemplo de corpo de provas após ensaio de desgaste abrasivo, indicando as regiões de caracterização dos mecanismos de desgaste (MEV) na região central das marcas de desgaste e a posição para caracterização metalográfica, no sentido paralelo ao sentido do fluxo de abrasivo (indicado pela seta).



Fonte: Autor

## **5.6. Análise da fração volumétrica de carbonetos**

### **5.6.1. Simulação termodinâmica (THERMO-CALC)**

No presente trabalho, o *software* THERMO-CALC® foi utilizado para a análise termodinâmica dos materiais analisados, visando o cálculo da fração volumétrica de fases dos materiais. A composição química de cada material foi utilizada para as análises. Os cálculos de equilíbrio foram feitos utilizando a base de dados termodinâmicos TCFE8. O software descreve o equilíbrio estável das fases presentes para valores de temperatura e composição química, fornecendo a fração volumétrica de carbonetos nas temperaturas de tratamento isotérmico. Os valores obtidos foram comparados com as frações volumétricas dos carbonetos realizadas através de análise de imagens.

### **5.6.2. Processamento de imagem (ImageJ)**

As imagens obtidas pela microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram submetidas a um tratamento de imagens, utilizando-se o *software* ImageJ, através do qual foi possível quantificar a fração volumétrica dos carbonetos presentes nas microestruturas dos materiais analisados neste trabalho. Foram identificados os contornos dos carbonetos presentes em uma imagem obtida em MEV com aumento de 500x. Foi obtido a área de cada carboneto, o diâmetro médio, a porcentagem da área em relação a área total da imagem e a frequência acumulada da porcentagem de área de cada grão de carboneto em relação a área da imagem.

Para minimizar a contagem da fração de carbonetos que não fossem carbonetos grosseiros (carbonetos secundários com menor relevância em sistemas tribológicos), para os aços ferramentas (AISI D2 e AISI D6, com matriz ferrítica e com matriz de martensita revenida), foi definida uma linha de corte para os carbonetos grosseiros relevantes para a tribologia, onde a fração volumétrica de carbonetos considerados neste trabalho foram os carbonetos com tamanhos superiores a 5  $\mu\text{m}$  na menor orientação (b ou l conforme Figura 43).

## **6. RESULTADOS**

Os resultados são apresentados nos subcapítulos a seguir. Os resultados serão apresentados dividindo os materiais ensaiados por classe de materiais, sendo a divisão da seguinte forma: aços ferramenta sem tratamento térmico (D6-RE, D2-RE e H13-RE), aços ferramenta tratados termicamente (D6-TT, D2-TT e H13-TT) e os ferros fundidos (FF-HIPER e FF-HIPO). Os resultados destes grupos serão analisados em diferentes tipos de análises: perdas de massa, relação  $H_a/H_m$  e mecanismos de desgaste

### **6.1. Caracterização microestrutural**

A seguir são apresentadas as caracterizações metalográfica dos materiais metálicos analisados, os resultados das composições químicas e os valores de macrodureza dos materiais. Para todas os materiais, a caracterização microestrutural está sendo realizada no mesmo plano da superfície de desgaste.

### 6.1.1. Aço ferramenta laminado, AISI H13, recozido (H13 RE)

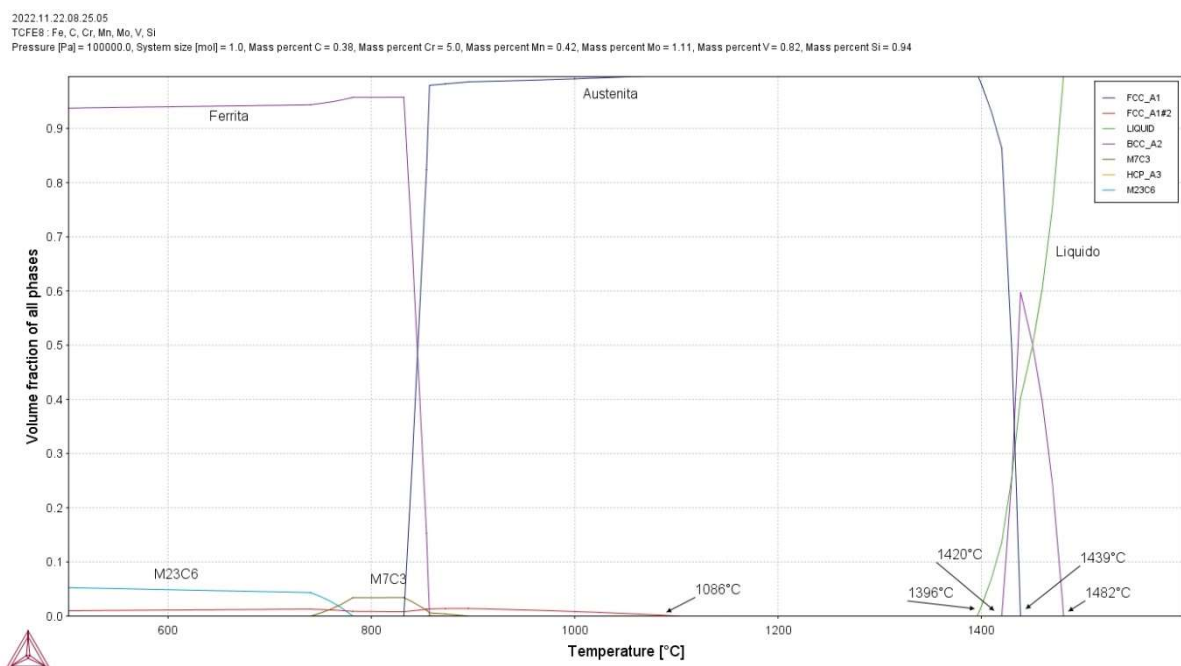
O aço ferramenta AISI H13 é um material normatizado e apresenta composição química dentro da faixa especificada. A microestrutura do material é formada carbonetos  $M_{23}C_6$  dispersos homogeneamente em matriz ferrítica. Os carbonetos possuem formato esférico com tamanhos menores que  $1\ \mu\text{m}$  e presentes em regiões intergranulares e intragranulares. Segundo cálculo do Thermo-Calc (vide Figura 47) o teor de carbonetos presentes é da ordem de 5%. Os resultados são compatíveis com trabalho de SHAOYING et al. (2022) e com o trabalho de WANG et al. (2017), que apresenta uma fração de carbonetos presente na microestrutura entre 3% e 5%.

A Figura 48 apresenta a caracterização do material e a Tabela 13 apresenta os resultados da análise de composição química e macrodureza do material.

Tabela 13 – Composição química e valor de macrodureza do material H13 RE

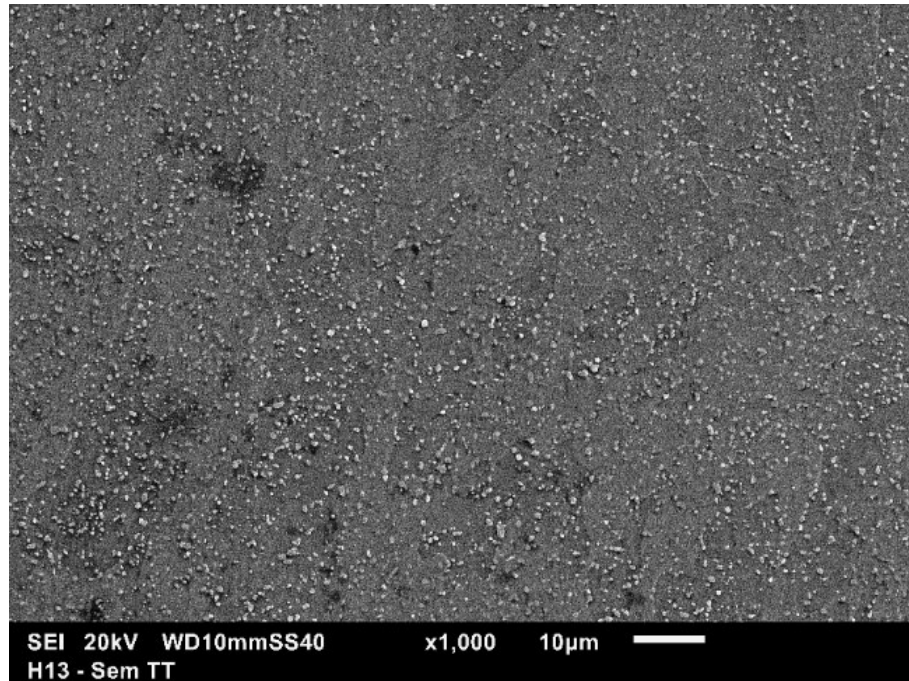
Material	C	Mn	Cr	Mo	V	Si	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
H13 RE	0,38	0,42	5,00	1,11	0,82	0,94	129 +/- 5

Figura 47 – Diagrama de fases do aço AISI H13 via Thermo-Calc.

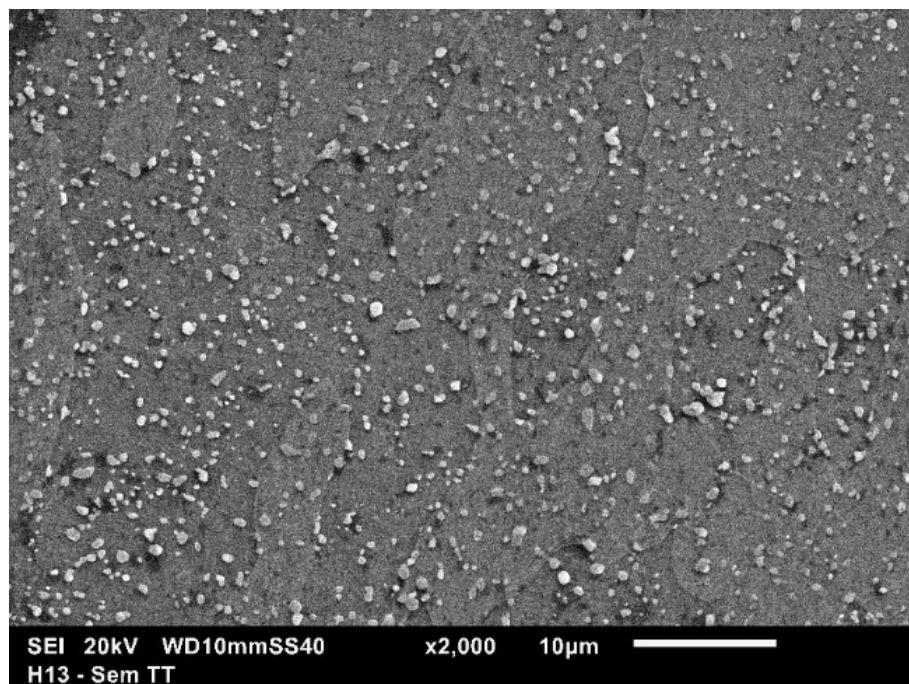


Fonte: Thermo-Calc (elaborado por Bianka Venturelli)

Figura 48 – Caracterização metalográfica do material AISI H13 evidenciando a presença de carbonetos  $M_{23}C_6$  (5%) dispersos em matriz ferrítica. Os carbonetos possuem formato esférico com tamanho predominantemente menores que  $1\ \mu\text{m}$ , apresentando distribuição homogênea ao longo da microestrutura e presentes em regiões intergranulares e intragranulares. Temperatura de recozimento de  $860\ \text{°C}$ . Aumentos: (a) 1000x e (b) 2000X. Ataque: Villela. MEV –Imagem de Elétrons Secundários



(a)



(b)



### 6.1.2. Aço ferramenta laminado, AISI D2, recozido (D2 RE)

O aço ferramenta AISI D2 é um material normatizado e apresenta composição química dentro da faixa especificada. A Figura 49 apresenta os resultados de equilíbrio usando o Thermo-Calc, enquanto as Figuras 50-a a 50c apresentam a caracterização do material e a Tabela 14 apresenta os resultados da análise de composição química e macrodureza do material. No tratamento de recozimento (temperaturas acima de 800 °C), a microestrutura é formada por austenita e carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , conforme Figura 49. Com o resfriamento lento (no interior do forno) até a temperatura ambiente, a austenita se decompõe em ferrita e carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ . A microestrutura, segundo o Thermo-Calc, será constituída de carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  e carbonetos secundários do tipo  $M_{23}C_6$  formados no resfriamento lento. Segundo o Thermo-Calc, a fração de carbonetos  $M_7C_3$  na temperatura de 850 °C (temperatura normalmente adotada para este material no recozimento) é da ordem de 16 %. Após resfriamento lento da temperatura de recozimento, a microestrutura apresentará carbonetos secundários do tipo  $M_{23}C_6$  com a fração volumétrica da ordem de 4 % (vide Figura 49).

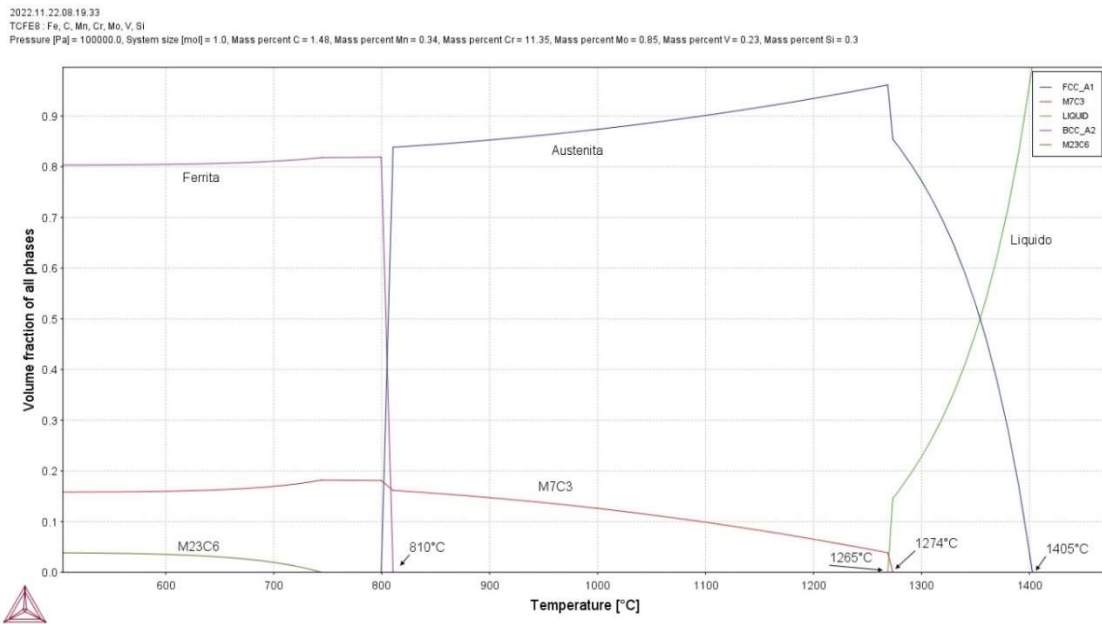
Os carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  apresentam morfologias alongadas e irregulares, com tamanho da ordem de 10  $\mu\text{m}$ , e esféricas, com tamanhos da ordem de 5  $\mu\text{m}$ , e os carbonetos secundários estão presentes em regiões intergranulares e intragranulares, Figuras 50-a e 50-b.

A Figura 50-c apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  gerados pelo software ImageJ. Os resultados da fração volumétrica realizada por análise de imagens dos carbonetos grosseiros  $M_7C_3$  apresentam o valor de  $14 \pm 3$  %. Quando foi aplicado a linha de corte para carbonetos acima de 5  $\mu\text{m}$ , temos o valor de  $13 \pm 2$  %. Este valor de fração de carbonetos será considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material. BOMBAC et al. (2012) trabalhando com uma liga AISI D2 com teor de vanádio de 0,96%, obteve carbonetos  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  e MC com fração total de carbonetos na ordem de 15%.

Tabela 14 - Composição química e valor de macrodureza do material D2 RE

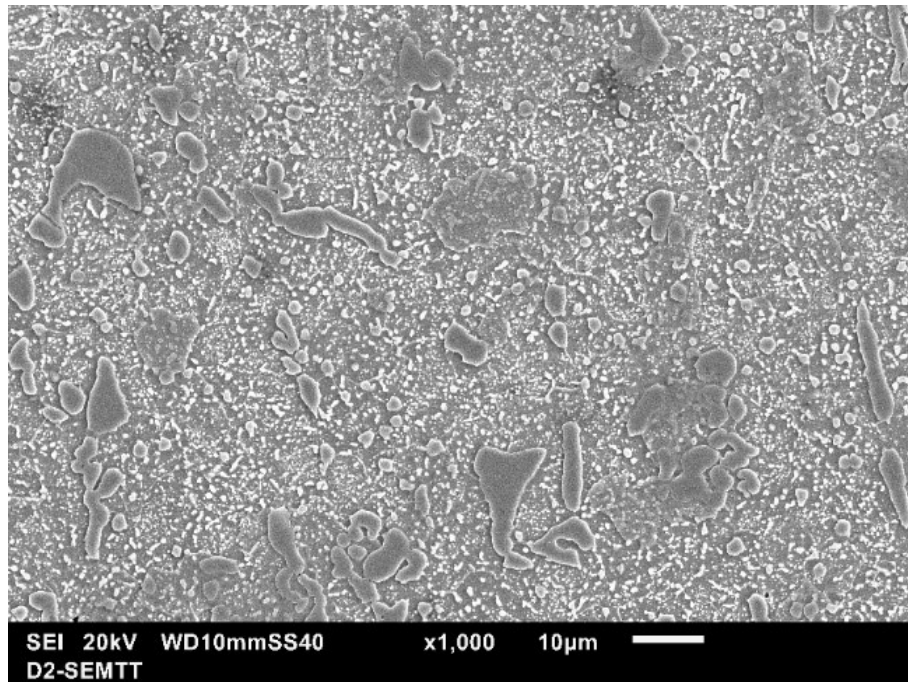
Material	C	Mn	Cr	Mo	V	Si	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
<b>D2 RE</b>	1,48	0,34	11,35	0,85	0,23	0,30	<b>228 +/- 4</b>

Figura 49 – Diagrama de fases do aço AISI D2 via Thermo-Calc.

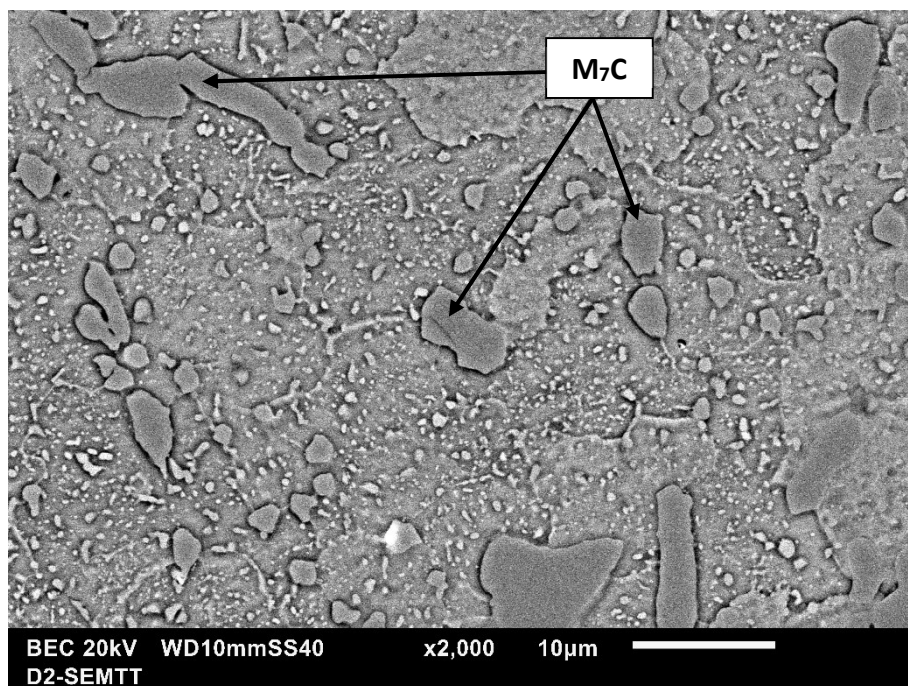


Fonte: Thermo-Calc (elaborado por Bianka Venturrelli)

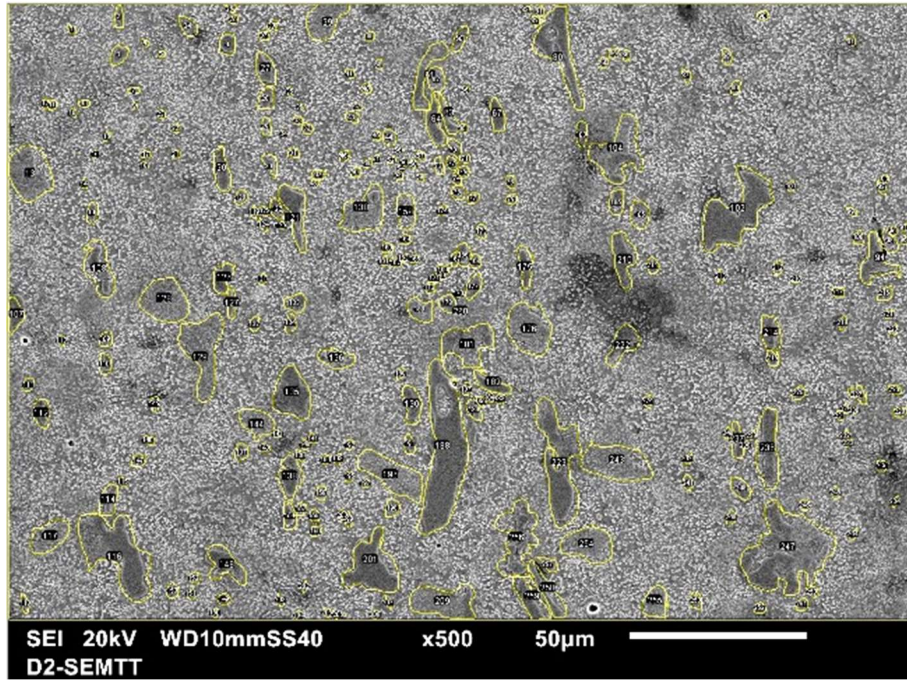
Figura 50 – (a) e (b) caracterização metalográfica do material AISI D2-RE evidenciando a presença de carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  com morfologias alongadas com tamanho da ordem de  $10\ \mu\text{m}$  e esféricas com tamanhos da ordem de  $5\ \mu\text{m}$ . Verifica-se carbonetos secundários dispersos homogeneamente ao longo da matriz ferrítica, presentes em regiões intergranulares e intragranulares. (c) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura de recozimento de  $850^\circ\text{C}$ . Aumentos: (a)  $1000\times$  e (b)  $2000\times$ . Ataque metalográfico: Villela. MEV (a) e (c) Imagem de elétrons secundários – SEI (b) Imagem de elétrons retro-espalhados



(a)



(b)



(c)

### 6.1.3. Aço ferramenta laminado, AISI D6, recozido (D6 RE)

O aço ferramenta AISI D6 é um material normatizado e apresenta composição química dentro da faixa especificada. O aço AISI D6 é bem semelhante ao AISI D2 quanto às propriedades e aplicações. A diferença entre os dois tipos está basicamente nos seguintes elementos de liga: o aço AISI D6 possui adição de tungstênio, além do maior teor de carbono, provavelmente para obtenção de maior dureza após tratamento térmico. A Figura 51 apresenta os resultados de equilíbrio usando o Thermo-Calc, enquanto as Figuras 52-a a 52c apresentam a caracterização do material e a Tabela 15 apresenta os resultados da análise de composição química e macrodureza do material.

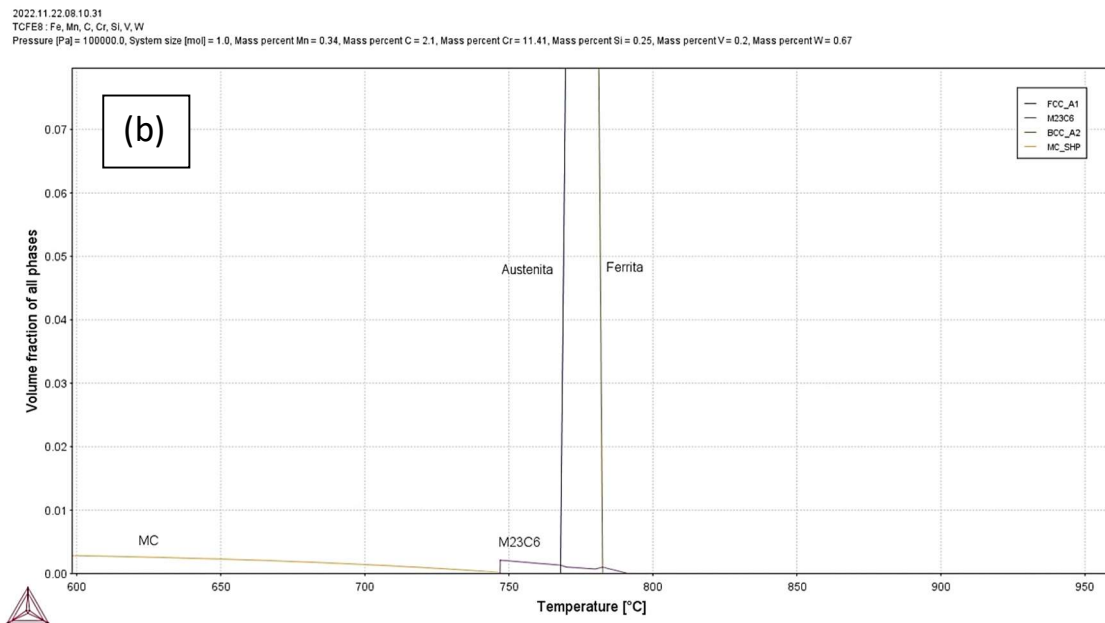
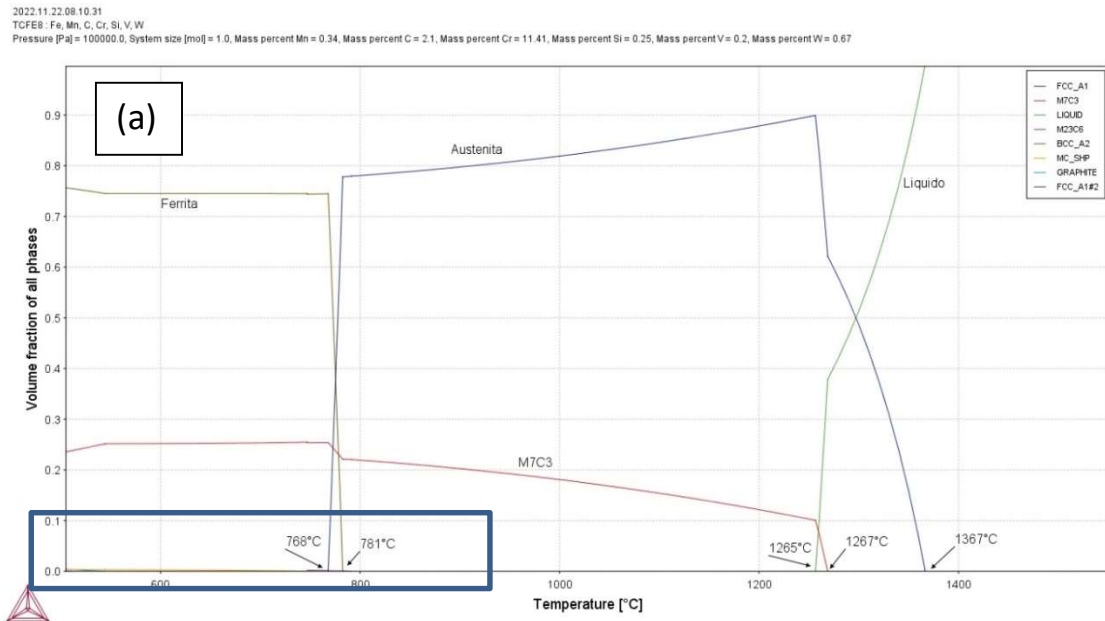
No tratamento de recozimento (temperaturas acima de 800 °C) a microestrutura é formada por austenita e carbonetos do tipo  $M_7C_3$ . Com o resfriamento lento (no interior do forno) até a temperatura ambiente, a austenita se decompõe em ferrita e carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ . A microestrutura, segundo o Thermo-Calc será constituída de carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  e carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  formados no resfriamento lento, Figura 51. O valor estimado de carbonetos grosseiros segundo cálculo do Thermo-Calc é de 22 % (vide Figura 51-a), em temperatura da ordem de 850 °C. Segundo o Thermo-Calc verifica-se a presença de carbonetos secundários (vide Figura 51-b), com teores da ordem de 4%, presentes em regiões intergranulares. Os carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  podem ser vistos na Figura 52-a e 52-b, e os carbonetos secundários com diferentes tamanhos podem ser vistos com mais detalhes na Figura 52(b). A Tabela 15 apresenta a composição química e o valor de macrodureza do material.

A Figura 52-c apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  gerados pelo software ImageJ. Os resultados da fração volumétrica realizada por análise de imagens dos carbonetos grosseiros apresentam o valor de  $18 \pm 2$  %. Quando foi aplicado a linha de corte para carbonetos acima de 5  $\mu\text{m}$ , temos o valor de  $15 \pm 1$  %. Este valor de fração de carbonetos será considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material.

Tabela 15 - Composição química e valor de macrodureza do material D6 RE

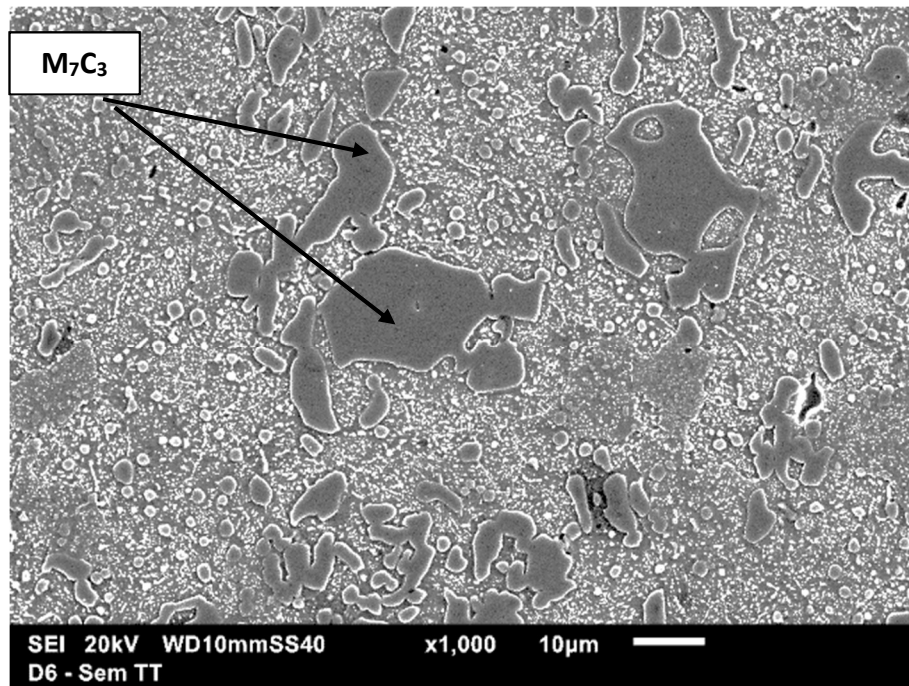
Material	C	Mn	Cr	Si	V	W	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
D6 RE	2,10	0,34	11,41	0,25	0,20	0,67	246 +/- 4

Figura 51 – (a) Diagrama de fases do aço AISI D6 via Thermo-Calc apresentando as fases e carbonetos formados na solidificação e (b) Detalhe da região indicada.

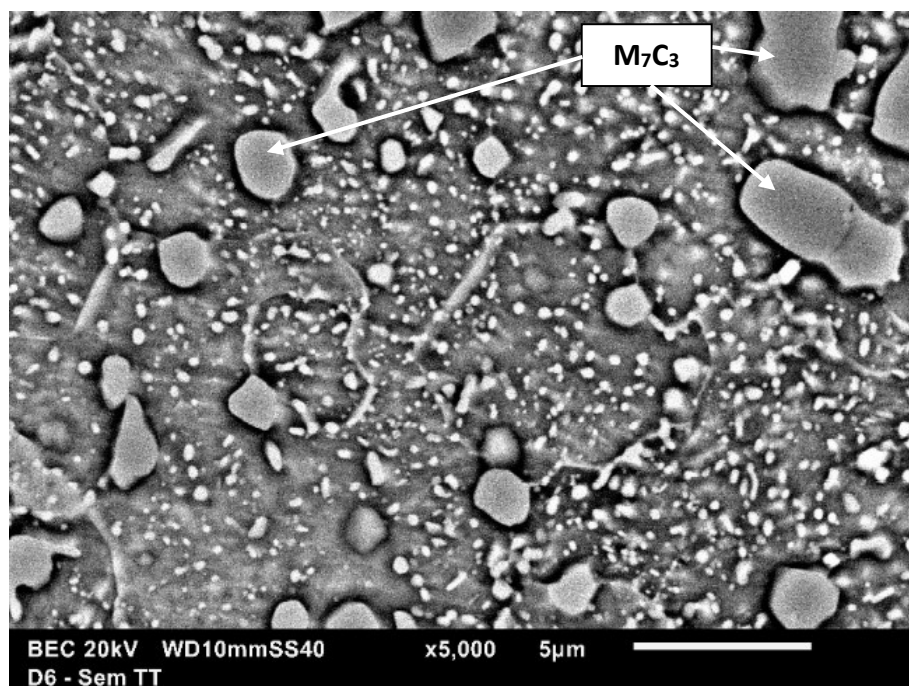


Fonte: Thermo-Calc (elaborado por Bianka Venturelli)

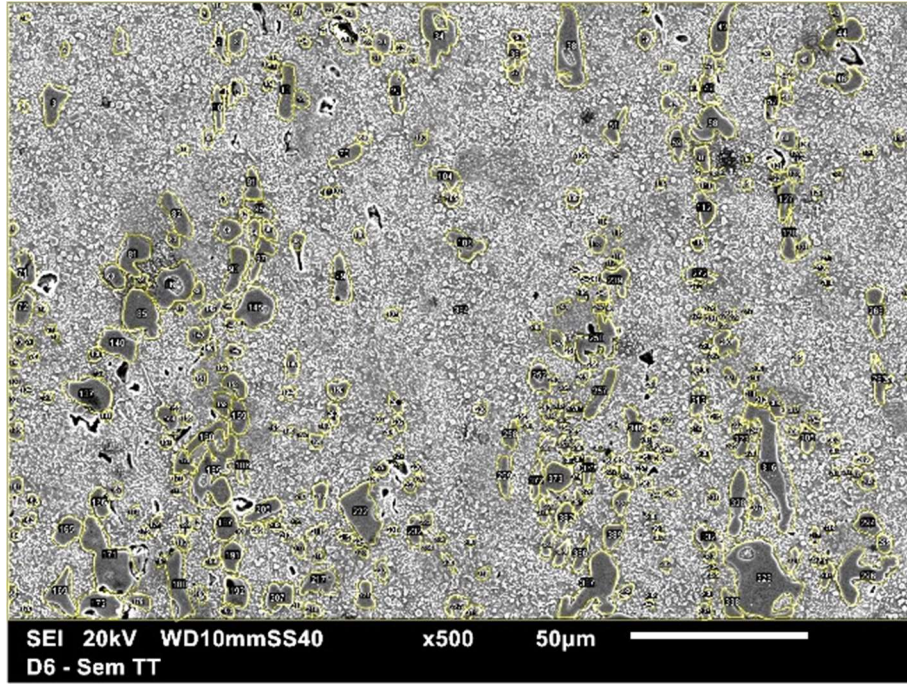
Figura 52 – (a) e (b) caracterização metalográfica do material D6 RE evidenciando a presença de carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$ , com morfologias irregulares de tamanhos superiores a  $10\ \mu\text{m}$  e com morfologia alongada de tamanho da ordem de  $10\ \mu\text{m}$ , ambos dispersos irregularmente ao longo da microestrutura. Os carbonetos secundários apresentam formato esférico e dimensões da ordem de  $1\ \mu\text{m}$ , distribuição homogênea e presentes em regiões intergranulares. (c) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura de recozimento de  $850^\circ\text{C}$ . Ataque metalográfico: Villela. MEV. Aumentos: (a) 1000X – Imagem de elétrons secundários, (b) 5000X – Imagem de elétrons retro-espalhados e (c) 500X - Imagem de elétrons secundários;



(a)



(b)



(c)



#### 6.1.4. Aço ferramenta laminado, AISI H13, temperado e revenido (H13-TT)

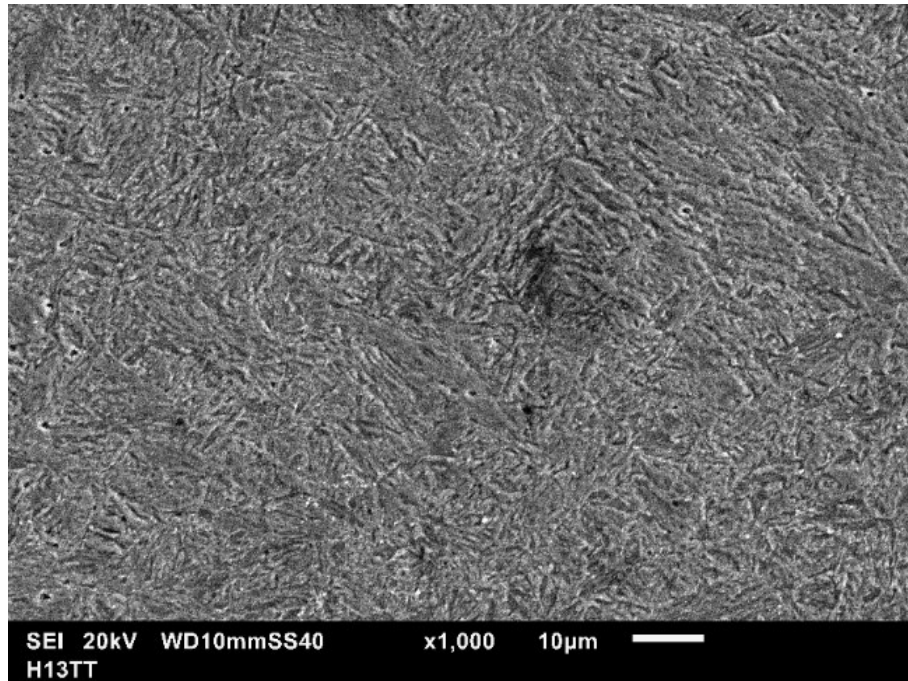
O aço ferramenta AISI H13 tratado termicamente apresenta uma microestrutura formada por martensita revenida. De acordo com o cálculo do Thermo-Calc (vide Figura 47) e com base na isoterma na temperatura de austenitização (1030 °C), não existe a presença de carbonetos na matriz, pois todo o carbono está dissolvido na matriz. Quando se analisa a isoterma na temperatura de revenimento (520 °C), tem-se uma fração de carbonetos da ordem de 5%, predominantemente do tipo  $M_{23}C_6$ . NING et al (2017), considerando revenimento fora do equilíbrio, indica a presença de carbonetos nanométricos (MC, M=V;  $M_6C$ , M=Mo e  $M_{23}C_6$ , M=Cr) como os principais carbonetos precipitados no material. As formas dos carbonetos MC e  $M_6C$  são esferoidais ou alongados e seus tamanhos menores que 200 nm.

As Figuras 53-a a 53-c apresentam a caracterização do material e a Tabela 16 apresenta os resultados da análise de composição química e macrodureza do material. Na Figura 53-b podem ser observados carbonetos precipitados na matriz de martensita revenida. Estes carbonetos dispersos na matriz não são relevantes na tribologia, sendo a dureza a propriedade de maior relevância no processo de desgaste. Para as análises deste trabalho, a fração de carbonetos deste material foi considerada como 0%.

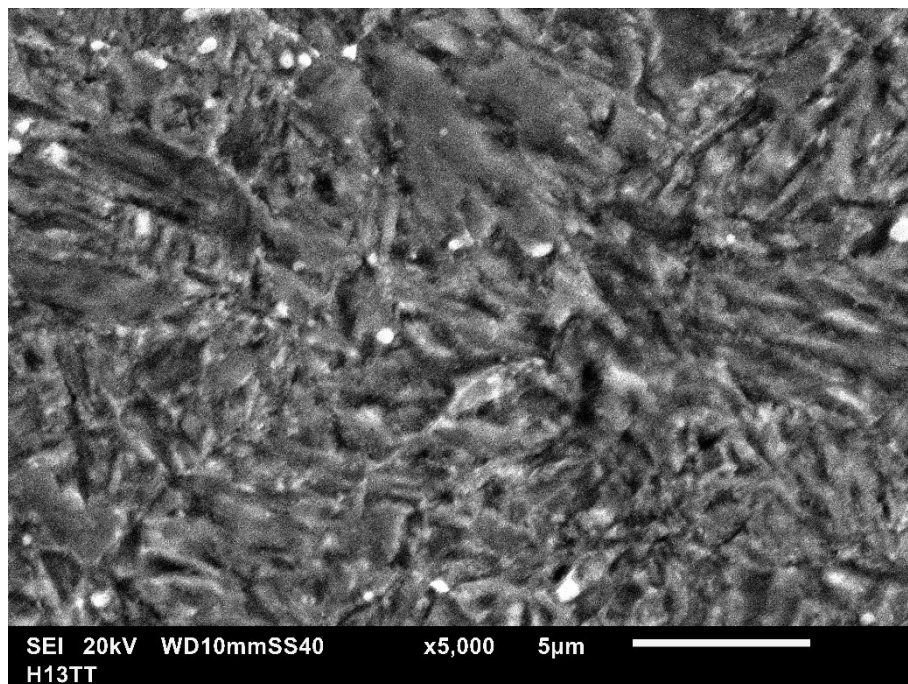
Tabela 16 - Composição química e valores de macrodureza do material H13-TT

<b>Material</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Si</b>	<b>Dureza (HV<sub>30kg</sub>)</b>
<b>H13 TT</b>	0,38	0,42	5,00	1,11	0,82	0,94	<b>527 +/- 3</b>

Figura 53 - Caracterização metalográfica do material H13 TT evidenciando a presença de martensita revenida. Os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , com fração de 5%, distribuição homogênea e não são visíveis nos aumentos e técnicas de caracterização adotados. Austenitização 1020 °C por 20 minutos e duplo revenimento a 520 °C por 2 horas cada. Aumentos: (a) 1000x e (b) 3000X. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários



(a)



(b)

### 6.1.5. Aço ferramenta laminado, AISI D2, temperado e revenido (D2 TT)

A Tabela 17 apresenta a composição química e valor de macrodureza do material. A microestrutura do material AISI D2 tratado termicamente apresenta carbonetos do tipo  $M_7C_3$  em fração estimada de 13 %, segundo o Thermo-Calc), com base na isoterma na temperatura de austenitização (vide Figura 49). Considerando a quantidade máxima de carbonetos secundários precipitados no tratamento de têmpera (com base na isoterma na temperatura de austenitização, segundo o Thermo-Calc), pode-se obter uma fração de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  da ordem de 4%.

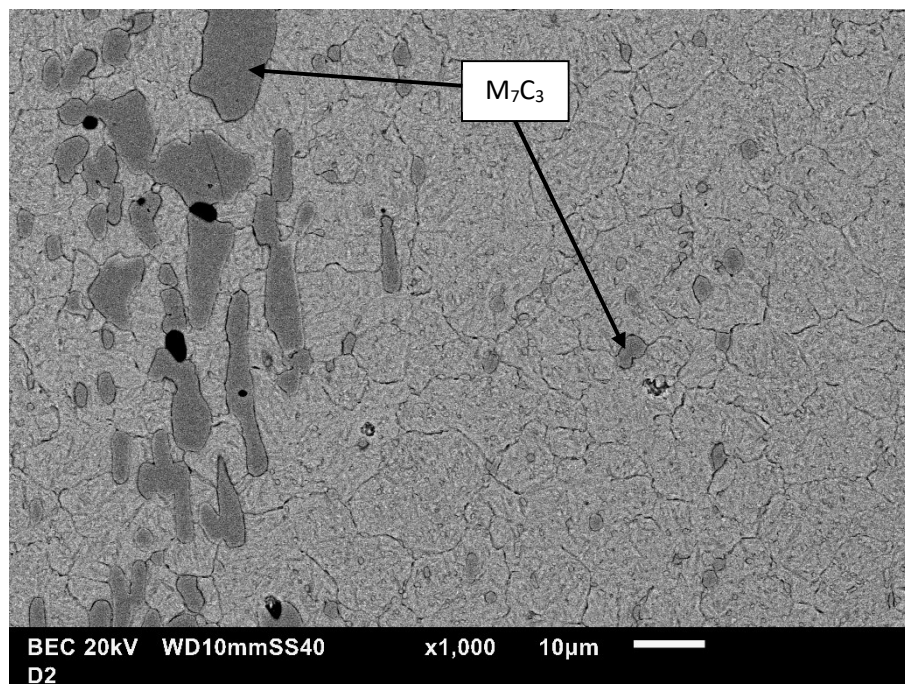
A microestrutura revela (vide Figura 54-a) carbonetos primários com morfologia alongada e agrupados, com tamanhos maiores que  $10 \mu\text{m}$  e com características circulares com tamanhos menores ( $5 \mu\text{m} < D < 10\mu\text{m}$ ). Os carbonetos secundários apresentam morfologia globular com tamanhos menores que  $1 \mu\text{m}$  e dispersos homogeneamente ao longo da matriz, onde notam-se contornos de grão remanescentes dos grãos austeníticos e carbonetos secundários intergranulares e intragranulares (vide Figura 54-b). Além da formação de carbonetos secundários no tratamento de têmpera, podem ter ocorrido alguma dissolução dos carbonetos  $M_7C_3$  e precipitação de carboneto  $M_{23}C_6$  no tratamento de revenimento. Caso tenha ocorrido a precipitação destes carbonetos, estes não são visíveis nos aumentos e tipos de caracterização realizados neste trabalho.

A Figura 54-c apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  gerados pelo software ImageJ. Os resultados da fração volumétrica realizada por análise de imagens dos carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  apresenta o valor de  $10 \pm 2 \%$ . Quando foi aplicado a linha de corte para carbonetos acima de  $5 \mu\text{m}$ , obtém-se o valor de  $9 \pm 1 \%$ . Este valor de fração de carbonetos será considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material.

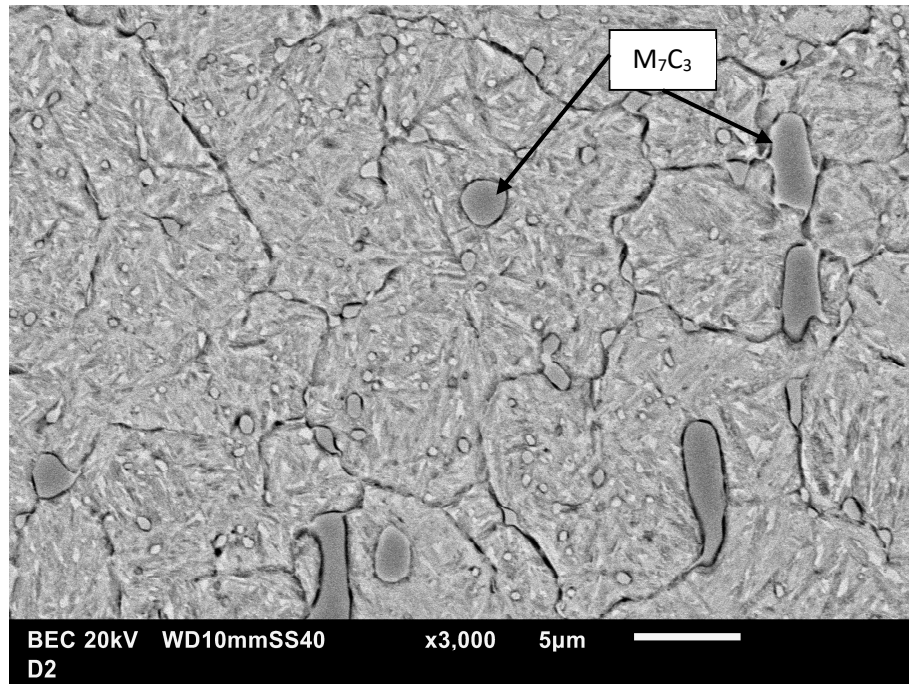
Tabela 17 - Composição química e valores de macrodureza do material D2-TT

Material	C	Mn	Cr	Mo	V	Si	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
<b>D2 TT</b>	1,48	0,34	11,35	0,85	0,23	0,30	<b>746 +/- 9</b>

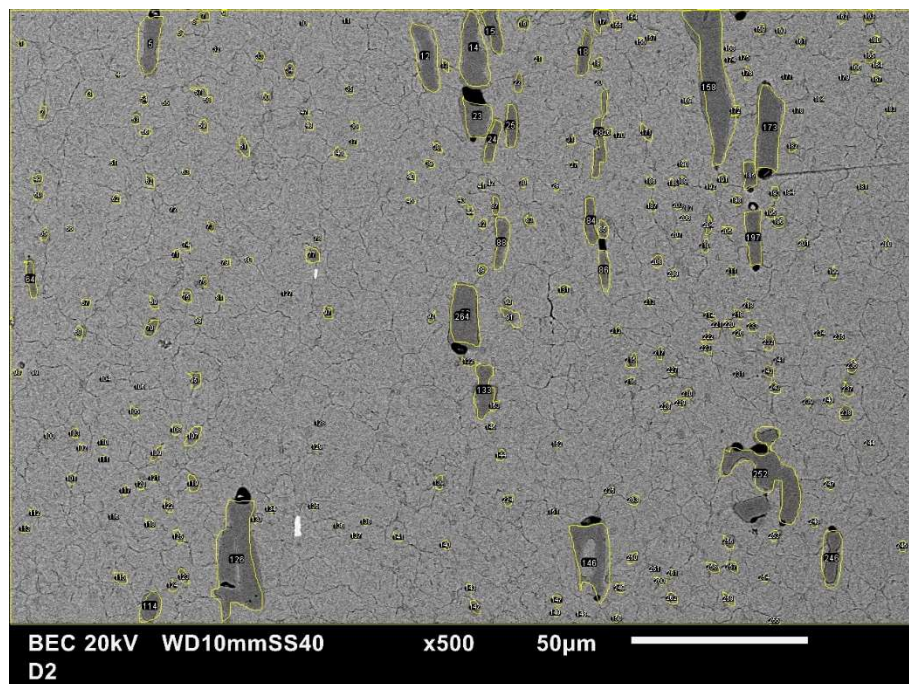
Figura 54 – (a) e (b) Caracterização metalográfica do material D2 TT evidenciando a presença de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  que apresentam características alongadas com agrupamentos de carbonetos ao longo da microestrutura, com tamanhos maiores que  $10\ \mu\text{m}$  e com características circulares com tamanhos menores ( $5\ \mu\text{m} < D < 10\ \mu\text{m}$ ). A matriz apresenta carbonetos secundários, com formatos circulares de tamanhos menores que  $1\ \mu\text{m}$ , dispersos homogeneamente na matriz, contornos de grão remanescentes dos grãos austeníticos e carbonetos secundários intergranulares e intragranulares. (c) Imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a  $1030\ \text{°C}$  por 30 minutos e duplo revenimento a  $180\ \text{°C}$  por 3 horas cada. Aumentos: (a) 1000x, (b) 3000X e (c) 500X. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados



(a)



(b)



(c)

### 6.1.6. Aço ferramenta laminado, AISI D6, temperado e revenido (D6-TT)

A Tabela 18 apresenta os resultados da análise de composição química e valor de macrodureza do material. A microestrutura do material é constituída de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  com fração da ordem de 18%, segundo cálculo do Thermo-Calc, Figuras 51-a e 51-b. Considerando a quantidade máxima de carbonetos secundários precipitados no tratamento de têmpera (com base na isoterma na temperatura de austenitização), pode-se obter uma fração de carbonetos secundários com fração da ordem de 4%.

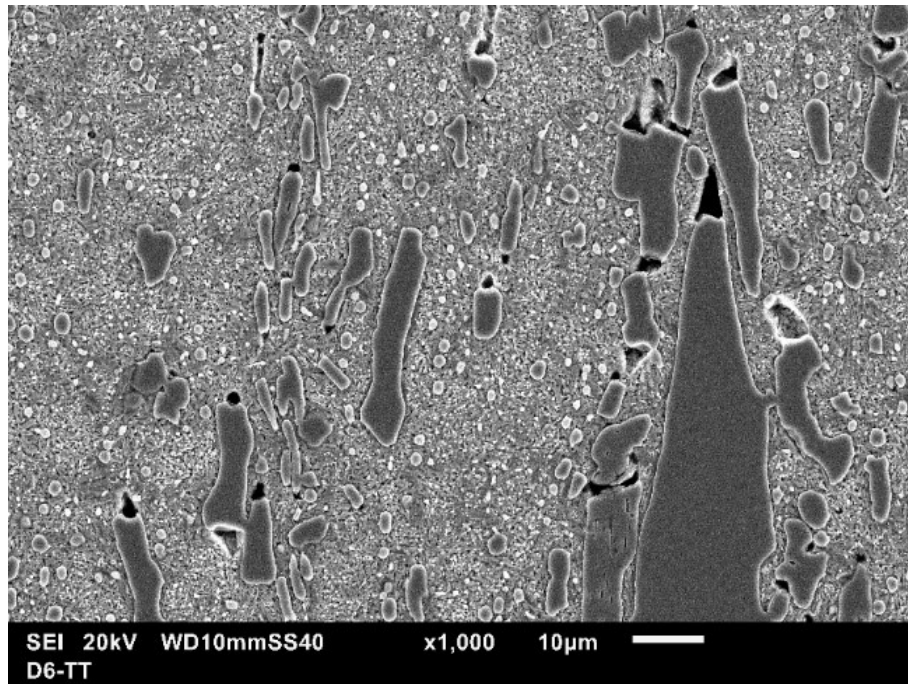
As Figuras 55-a a 55-c apresentam matriz de martensita revenida, e carbonetos do tipo  $M_7C_3$  com formatos alongados com tamanhos que variam da ordem de 10  $\mu m$  a 100  $\mu m$ , dispersos heterogeneamente na microestrutura. Foi verificada a presença de carbonetos secundários esféricos - segundo Thermo-Calc é carboneto do tipo MC (formado isotermicamente) ou  $M_{23}C_6$  (precipitados durante a tempera) – com tamanhos menores de 5  $\mu m$ , homogeneamente dispersos na matriz. Além da formação de carbonetos no tratamento de têmpera, podem ter ocorrido alguma dissolução dos carbonetos  $M_7C_3$  e precipitação de carbonetos secundários no tratamento de revenimento.

A Figura 55-c apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos grosseiros do tipo  $M_7C_3$  gerados pelo software ImageJ. Os resultados da fração volumétrica realizada por análise de imagens dos carbonetos grosseiros apresentam o valor de  $16 \pm 5 \%$ . Quando foi aplicado a linha de corte para carbonetos acima de 5  $\mu m$ , temos o valor de  $14 \pm 6 \%$ . Este valor de fração de carbonetos será considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material.

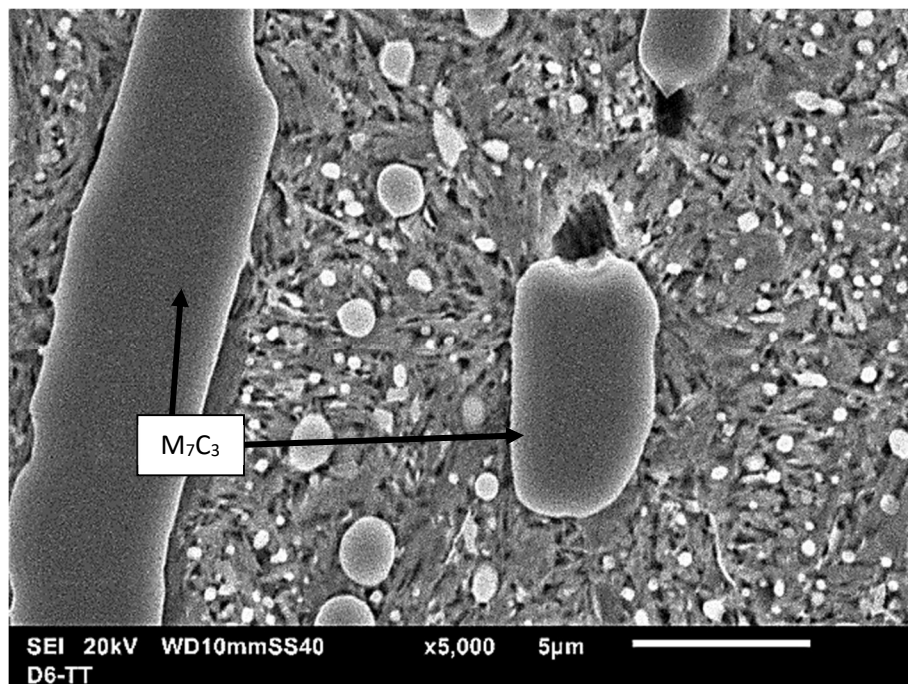
Tabela 18 - Composição química e valor de macrodureza do material D6 TT

Material	C	Mn	Cr	Si	V	W	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
<b>D6 TT</b>	2,10	0,34	11,41	0,25	0,20	0,67	<b>770 +/- 22</b>

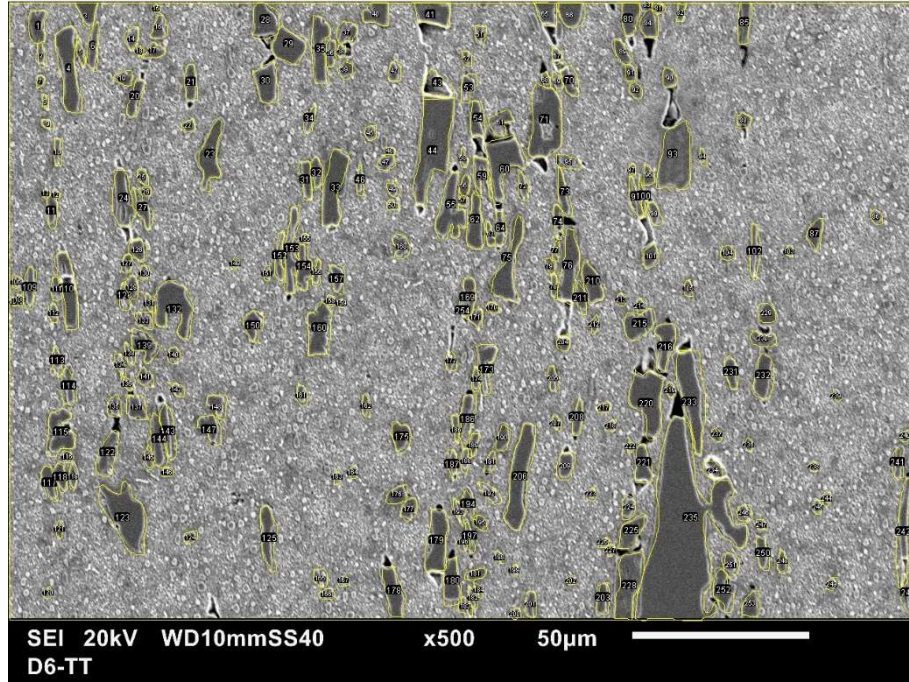
Figura 55 – (a) e (b) Microestrutura do material D6 TT evidenciando a microestrutura formada de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , matriz de martensita revenida, com formatos alongados com tamanhos que variam da ordem de 10  $\mu\text{m}$  a 100  $\mu\text{m}$  e dispersos heterogeneamente na microestrutura. Apresenta-se carbonetos secundários com formato esférico e tamanho menor de 5  $\mu\text{m}$ , dispersos homogeneamente na matriz. (c) Imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a 1030  $^{\circ}\text{C}$  por 30 minutos e duplo revenimento a 180  $^{\circ}\text{C}$  por 3 horas cada. Aumentos: (a) 1000x, (b) 5000X e (c) 500X. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários



(a)



(b)



(c)



### 6.1.7. Ferro fundido branco de alto cromo hipoeutético, temperado e revenido (FF-HIPO)

O ferro fundido branco de alto cromo liga hipoeutético (FF-HIPO) foi baseada na norma ASTM A532 II A, com adição de elementos formadores de carbonetos (vanádio e nióbio). Este material foi desenvolvido em um projeto de pesquisa junto a uma empresa, para aplicações onde a abrasão é o mecanismo de desgaste predominante em componentes de cominuição de minérios. A Figura 56 apresenta os resultados de equilíbrio usando o Thermo-Calc, enquanto as Figuras 57-a a 57-c apresentam a caracterização do material e a Tabela 19 apresenta os resultados da análise de composição química e macrodureza do material.

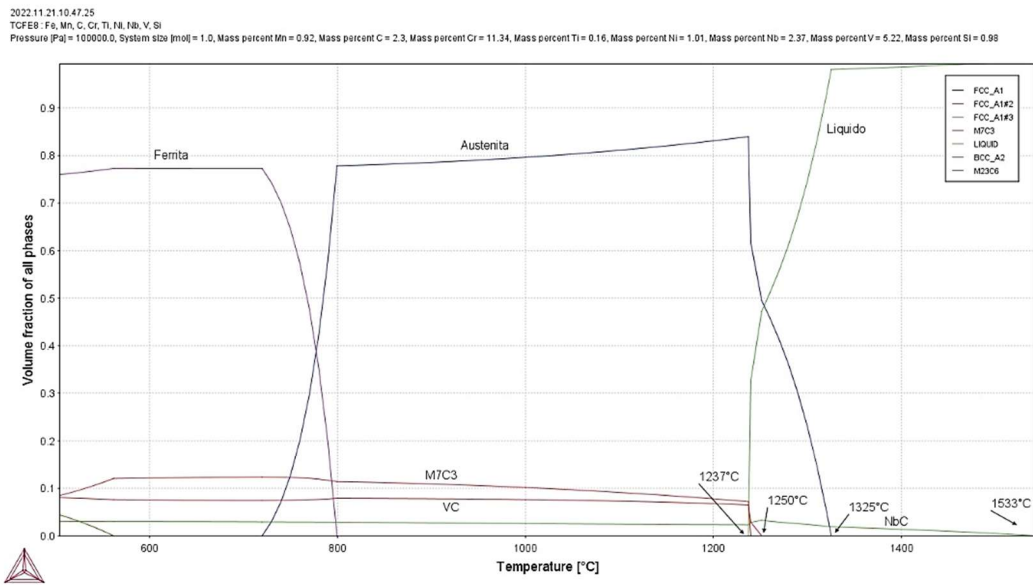
De acordo com o cálculo do Thermo-Calc (vide Figura 56), após tratamento isotérmico a 1000°C, antes da tempera, a fração volumétrica do carboneto do tipo NbC é da ordem de 4%, VC é 6% de fração, e tipo  $M_7C_3$  é aproximadamente 7%. Os carbonetos de cromo do tipo  $M_7C_3$  apresentam morfologia de pétala ramificada, com tamanho maior que 50  $\mu\text{m}$ ., Figuras 57-a. A Figura 57-b apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. A fração volumétrica de carbonetos realizadas por análise de imagens indicou total dos carbonetos - com tamanho acima de 5  $\mu\text{m}$  - em torno de  $20 \pm 3\%$  de carbonetos. Este valor de fração de carbonetos foi considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material. Os carbonetos  $M_7C_3$  são mais grosseiros (>50  $\mu\text{m}$ ) que os carbonetos MC ( $\sim 10 \mu\text{m}$ ), e apesar da diferença na natureza dos carbonetos, eles exercem a função de bloqueio de partícula abrasiva, minimizando o desgaste, sendo considerado como um material multifásico.

A Figura 58 apresenta um mapa de composição química da amostra, realizado via microanálise EDS. As regiões escuras indicam a ausência do elemento indicado e as regiões com cores indicam a presença do elemento indicado. O carboneto  $M_7C_3$  apresenta como principais elementos o ferro e cromo ( $M=\text{Cr, Fe}$ ), e presença de vanádio dissolvido. Quando são analisados isoladamente os elementos nióbio (Nb) e vanádio (V), verifica-se que estes elementos estão presentes nas mesmas regiões, indicando que os carbonetos foram formados com a presença simultânea destes elementos, indicando uma formação em condições fora do equilíbrio. Neste caso, estes serão considerados como carbonetos do tipo MC ( $M=\text{Nb, V}$ ).

Tabela 19 - Composição química e valores de macrodureza do material FF-HIPO

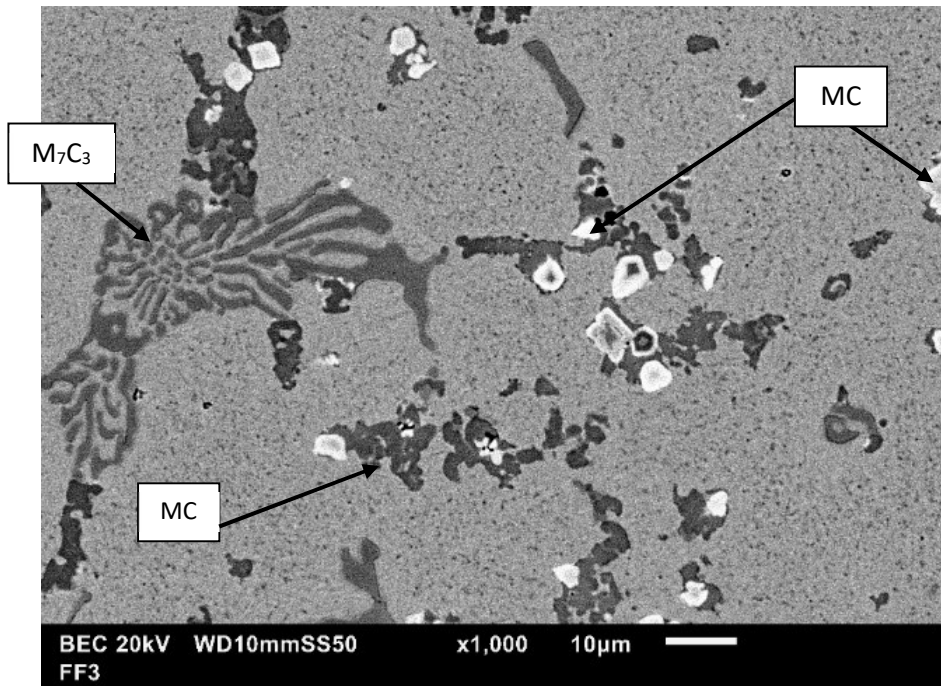
Material	C	Mn	Cr	V	Si	Nb	W	Ni	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )
<b>FF-HIPO</b>	2,30	0,92	11,34	5,22	0,98	2,37	0,16	1,01	<b>829 +/- 7</b>

Figura 56 – Diagrama de fases do ferro fundido branco hipoeutético (FF-HIPO) via Thermo- Calc.

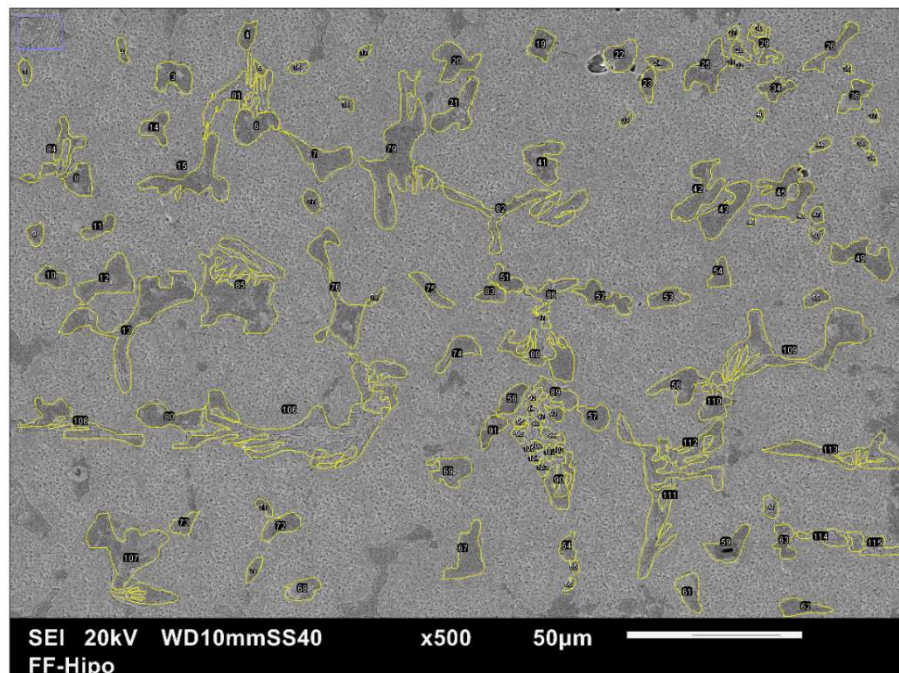


Fonte: Thermo-Calc (elaborado por Bianka Venturelli)

Figura 57 – (a) Caracterização do ferro fundido branco hipoeutético indicando a presença de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$ , com formato de pétala ramificada, com tamanho maior que  $50\ \mu\text{m}$ . Os carbonetos do tipo MC, apresentam formato irregular, com tamanhos da ordem de  $10\ \mu\text{m}$ . A matriz é constituída de martensita revenida. (b) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. O equilíbrio de fases ocorre na temperatura de revenimento. Austenitização a  $1100\ ^\circ\text{C}$  e mantido por 2 horas e revenimento simples a  $500\ ^\circ\text{C}$  por 2 horas. Ataque metalográfico: Villela. Aumentos: (a)  $1000\times$  – MEV Imagens de elétrons retro-espalhados e (b)  $500\times$  - MEV Imagens de elétrons secundários

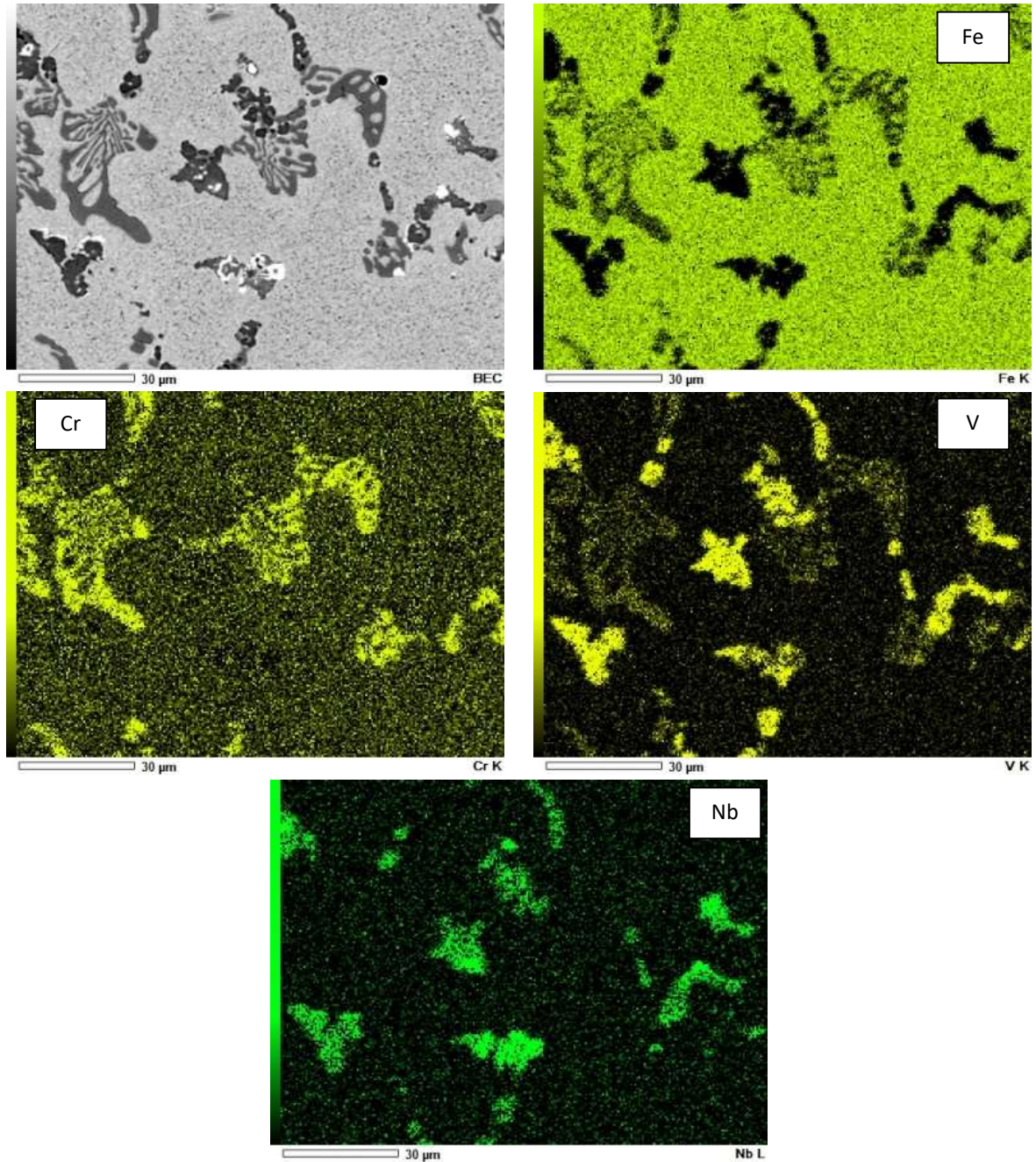


(a)



(b)

Figura 58 - Mapa de composição química do ferro fundido branco hipoeutético, realizado via microanálise EDS. O carboneto  $M_7C_3$  apresenta como principais elementos o ferro e cromo (M=Cr, Fe), com a presença de vanádio. Os demais carbonetos apresentam teores de nióbio e vanádio, sem a presença de cromo e ferro.



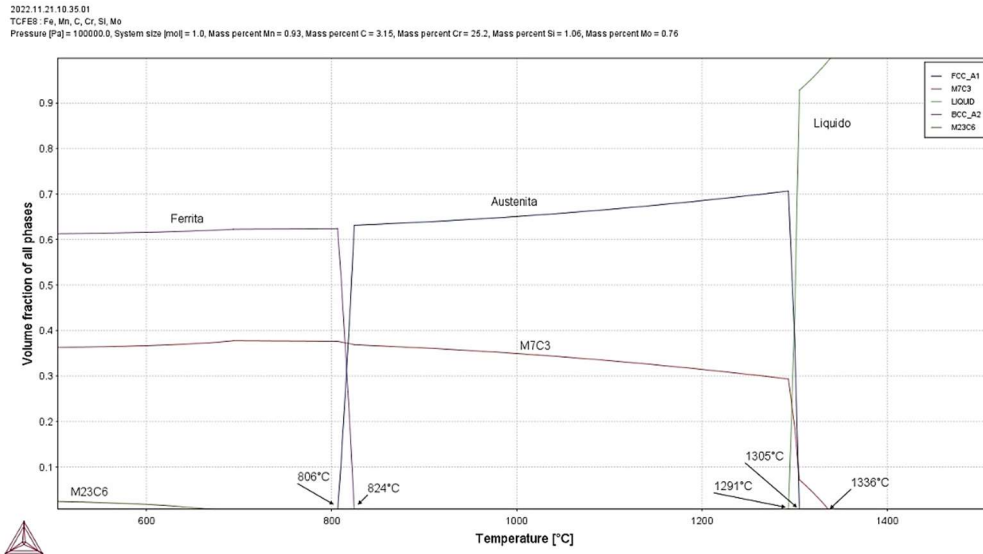
### 6.1.8. Ferro fundido branco de alto cromo hipereutético, temperado e revenido (FF-HIPER)

O ferro fundido branco de alto cromo com composição hipereutética (FF-HIPER) está em acordo com as especificações da norma ASTM A532 III A. A Tabela 20 apresenta os resultados da análise de composição química e dureza do material. A Figura 59 apresenta o diagrama de fases. De acordo com o Thermo-Calc e com base na temperatura de 1000°C, o teor de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  na microestrutura é da ordem de 35%. A fração de carbonetos na liga é semelhante ao encontrado por ALBERTIN e SINATORA (2001). A microestrutura do material é constituída de carbonetos primários hipereutéticos de cromo (do tipo  $M_7C_3$ ), com morfologia hexagonal (Figura 60-a), e as colônias eutéticas de tipo  $M_7C_3$  em matriz, Figura 60-b. Após tempera e revenimento, a matriz é de martensita revenida. A Figura 60-c apresenta a imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. A fração volumétrica de carbonetos realizadas por análise de imagens, com a contagem somente dos carbonetos primários apresenta o valor de  $38 \pm 5$  % de carbonetos. Este valor de fração de carbonetos primários será considerado nas análises relacionadas com as perdas de massa e desgaste deste material.

Tabela 20 - Composição química e valor de macrodureza do material FF-HIPER

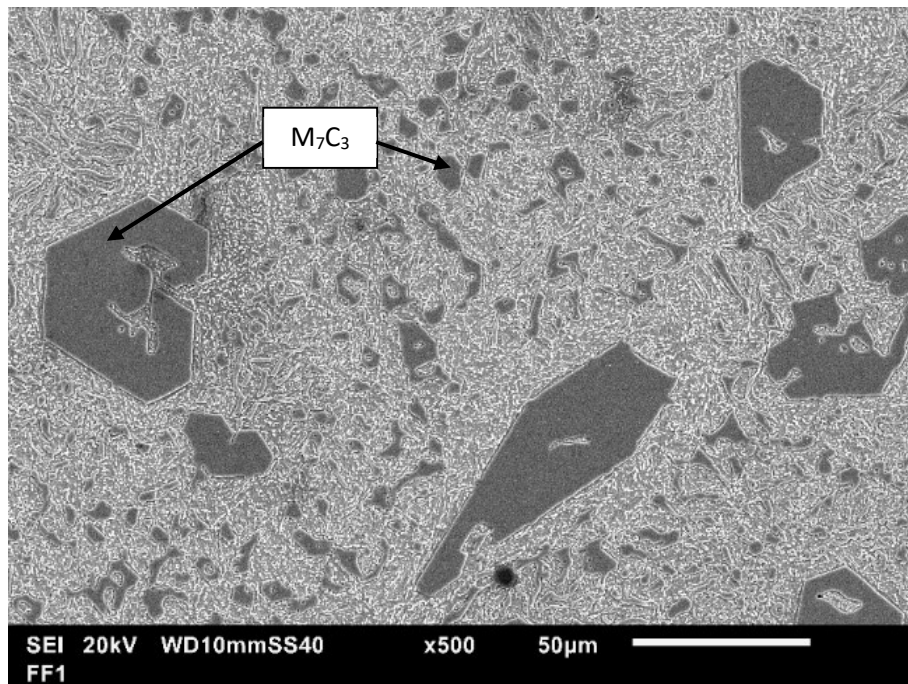
<b>Material</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Si</b>	<b>Dureza (HV<sub>30kg</sub>)</b>
<b>FF-HIPER</b>	3,15	0,93	25,20	0,76	1,06	<b>751 ± 14</b>

Figura 59 – Diagrama de fases do Ferro Fundido Branco Hipereutético (FF-HIPER) via Thermo-Calc.

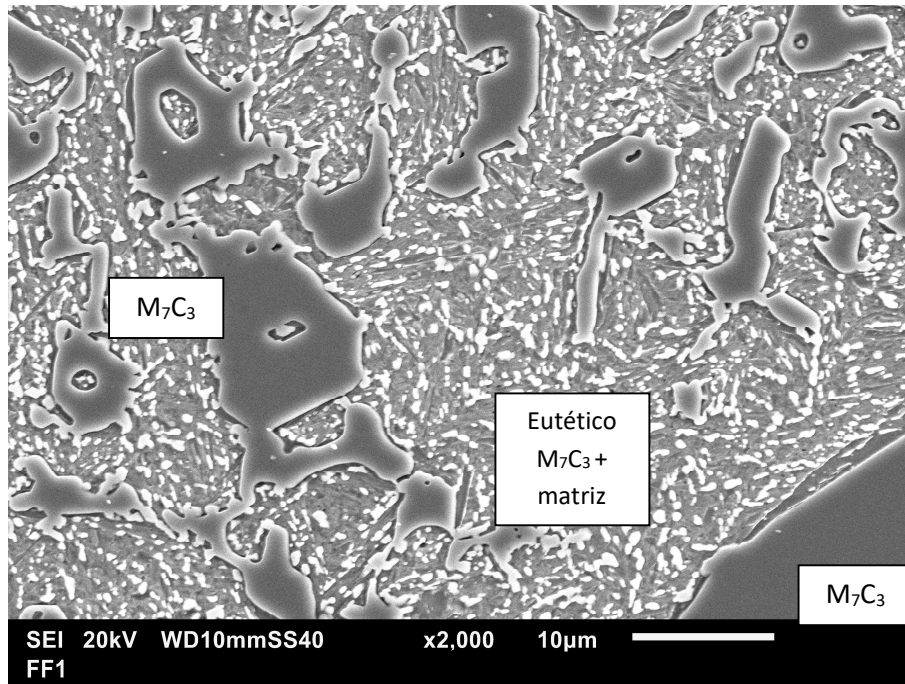


Fonte: Thermo-Calc (elaborado por Bianka Venturelli)

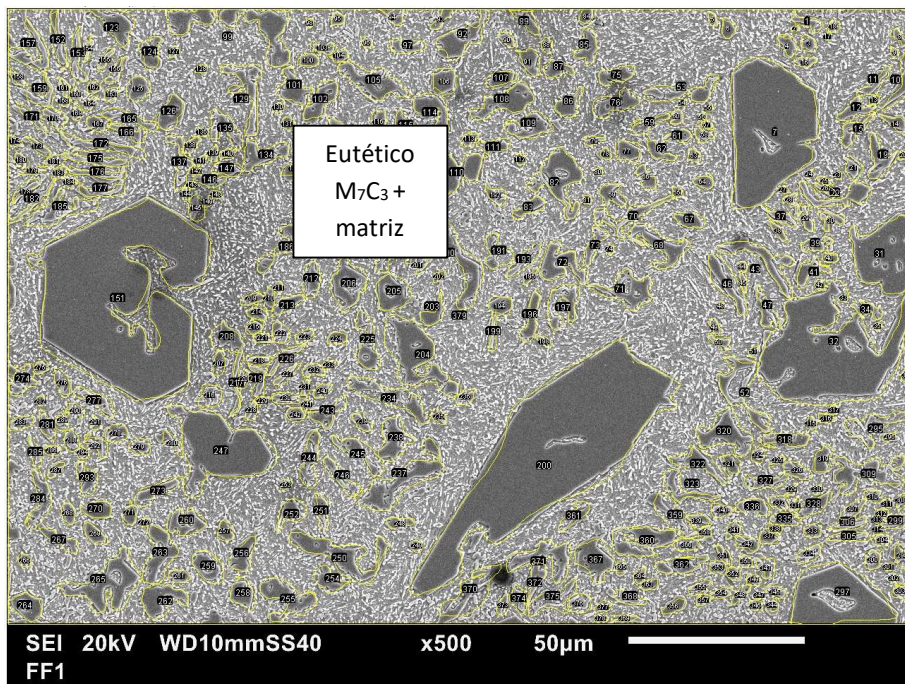
Figura 60 – (a) Microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo evidenciando a presença de carbonetos primários de diferentes tamanhos do tipo  $M_7C_3$  e (b) colônias eutéticas constituídas de carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$  e matriz. (c) imagem representativa dos contornos dos carbonetos gerados pelo software ImageJ. Temperatura isotérmica na austenitização para determinar o teor e tipo de carboneto. Austenitização a 1000 °C e mantido por 5 horas e revenimento simples a 200 °C por 2 horas. Aumentos: (a) e (c) 500x e (b) 2000x. Ataque metalográfico: Villela. MEV – Imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)



(c)

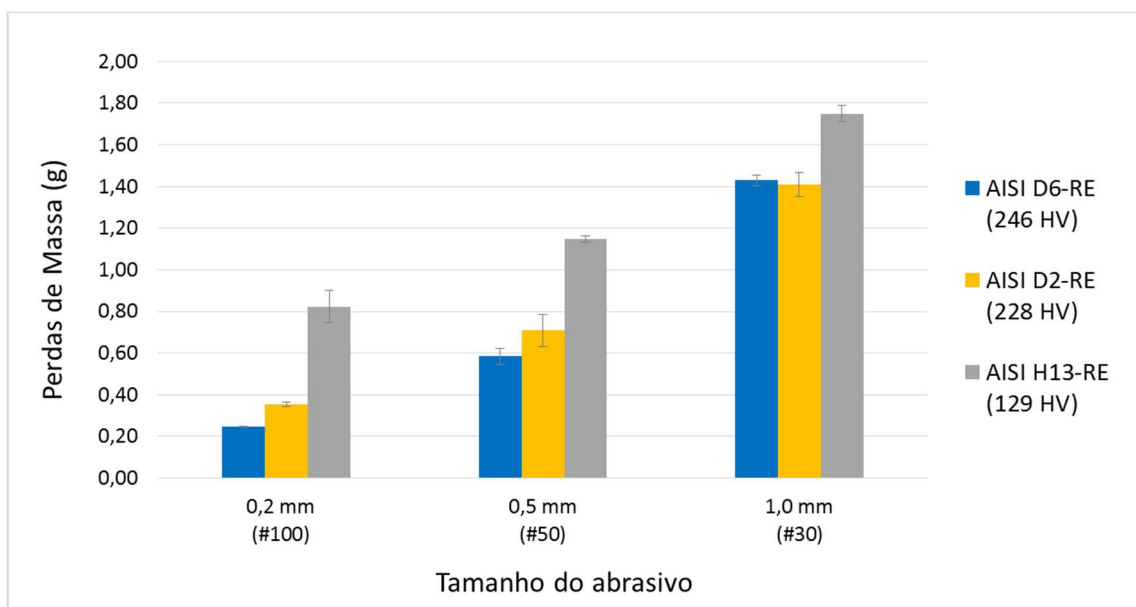
## 6.2. Perda de massa por desgaste abrasivo

Os valores de perdas de massa obtidos nos ensaios de desgaste dos aços ferramentas sem tratamento térmico são apresentados a seguir. Os valores individuais dos resultados dos ensaios de desgaste de todos os materiais e tamanhos de abrasivos são apresentados no Anexo A.

### 6.2.1. Aços ferramentas recozidos

A Figura 61 apresenta os valores de perdas de massa obtidos nos ensaios de desgaste dos aços ferramentas recozidos, com matriz ferrítica.

Figura 61 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos aços ferramenta recozidos (matriz ferrítica)



O aço AISI H13 recozido apresentou os valores mais altos de perdas de massa nos ensaios com todos os abrasivos para todos os tamanhos de abrasivo. O aumento do tamanho do abrasivo de 0,2 para 1,0 mm aumentou as perdas de massa da seguinte forma: a perda de massa aumenta de 0,82 para 1,15 g quando se passa do abrasivo 0,2 mm para 0,5 mm, o que representa um aumento de aproximadamente 45% e 1,15 g para 1,75 g quando se passa do abrasivo 0,50 mm para 1,0 mm (aumento de ~50 %). No caso do aço AISI D2, também se verifica um aumento linear das perdas de massa com o aumento do tamanho do abrasivo, passando 0,35 g, para



0,71 g (aumento de 103%) quando se passa do abrasivo 0,2 mm para 0,5 mm, e o valor da perda de massa passa para 1,41 g (aumento de ~97%), quando se tem o aumento para o abrasivo 1,0 mm. Quando se analisa o aço AISI D6, se tem um aumento da perda de massa de 0,25 para 0,58 g (aumento de 135%) quando se passa do abrasivo 0,2 mm para 0,50 mm, e o valor da perda de massa passa para 1,43 g (aumento de ~140%), quando se tem o aumento para o abrasivo para 1,0 mm. Para os aços recozidos, os valores de perdas de massa aumentam com o aumento do tamanho do abrasivo.

Pode-se relacionar as características microestruturais com os valores de macrodureza encontrados. O aço AISI H13-RE de matriz ferrítica apresenta valor de macrodureza de 129 HV<sub>30kg</sub>. Possui 5 % de carbonetos M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, segundo cálculo do Thermo-Calc, com diâmetros menores de 1 µm. O aço AISI D2-RE de matriz ferrítica apresenta valor de macrodureza de 228 HV<sub>30kg</sub>. Possui carbonetos grosseiros do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, formatos alongados maiores que 10 µm e esféricos com diâmetro entre 5 e 10 µm, vide fração volumétrica na Tabela 21. O aço AISI D6-RE de matriz ferrítica apresenta valor de macrodureza de 246 HV<sub>30kg</sub>. Possui carbonetos grosseiros do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, que apresentam formatos alongados com tamanhos que variam da ordem de 10 µm a 100 µm, vide fração volumétrica na Tabela 21.

Tabela 21 – Fração volumétrica de carbonetos para os aços recozidos D2 e D6.

Material	Medição de carbonetos M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>		
	Thermo-Calc	ImageJ	
		Medição Original	Filtro > 5µm
D2-RE	16%	14 ± 3%	13 ± 2%
D6-RE	22 %	18 ± 2 %	15 ± 1 %

O aço que apresentou as maiores perdas de massa para todos os abrasivos foi o aço AISI H13-RE que apresenta a menor quantidade de carbonetos na microestrutura (cerca de 5% de M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>), seguido pelo aço AISI D2-RE com total de 13% de carbonetos do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. O aço AISI D6-RE apresentou cerca de 15% de carbonetos do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> apresentou as menores perdas de massa para os ensaios com os abrasivos 0,2 e 0,5 mm, vide Figura 61. Analisando os resultados dos aços

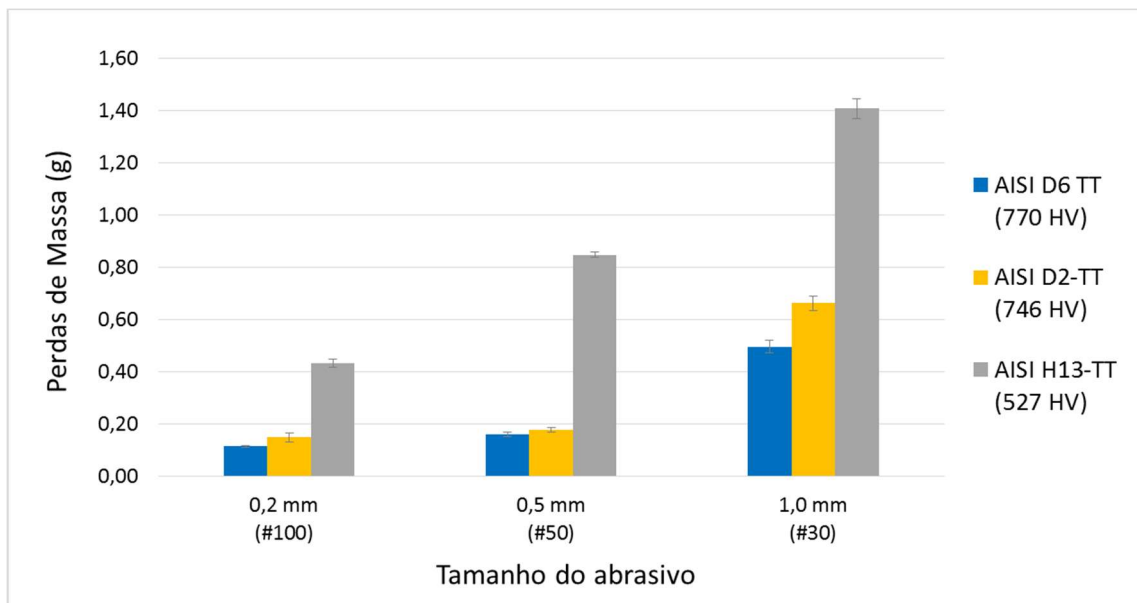
AISI D2-RE e AISI D6-RE ensaiados com o abrasivo 1,0 mm, verifica-se que as perdas de massa são semelhantes (~1,42 g), indicando que as diferenças microestruturais destes aços não são significativas em relação a abrasividade do ensaio com maior tamanho de abrasivo. Esse resultado será discutido posteriormente.

Para a partícula abrasiva de 0,2 mm a diferença em desgaste entre o aço AISI H13 (0,82 g) e o aço AISI D6 (0,25 g) é de aproximadamente 70% em relação ao aço H13. Para a partícula abrasiva de 0,5 mm a diferença em desgaste em ter o aço AISI H13 (1,15 g) e o aço AISI D6 (0,58 g) é de aproximadamente 50% em relação ao aço H13. Para a partícula abrasiva de 1,0 mm a diferença em desgaste entre o aço AISI H13 (1,75 g) e o aço AISI D6 (1,43 g) é de aproximadamente 18% em relação ao aço H13. Para o diâmetro de partícula abrasiva de 1,0 mm, as perdas de massa são menos dependentes da microestrutura (representadas pela medição de dureza). Esse resultado será discutido posteriormente.

### 6.2.2. Aços ferramentas temperados e revenidos

A Figura 62 apresenta os valores de perdas de massa obtidos nos ensaios de desgaste dos aços ferramentas tratados termicamente e com matriz de martensita revenida.

Figura 62 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos aços ferramenta tratados termicamente (matriz de martensita revenida)



O aço AISI H13-TT apresenta as maiores perdas de massa entre os aços tratados termicamente. Da mesma forma que o material sem tratamento, o desgaste apresenta um comportamento praticamente linear com o aumento do tamanho do abrasivo. Neste caso obteve-se um aumento de ~100 %, quando se passa do abrasivo de 0,2 mm para 0,5 mm e um aumento de 70 % quando se passa do abrasivo 0,5 para 1,0 mm. Quando se analisam os resultados do material AISI D2, verifica-se que a perda de massa deste material é semelhante quando ensaiado com os abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm, com valores de 0,16 g e 0,18 g, respectivamente. No caso do material AISI D6, tem-se uma diferença de 45 % para os abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm, com perdas de massa de 0,11 e 0,16 g, respectivamente. Estas diferenças, no sistema tribológico adotado e o âmbito deste trabalho, podem ser menos relevantes em termos de mecanismos de desgaste, mas em condições de aplicação prática, as diferenças podem ser relevantes e devem ser levadas em conta na escolha dos materiais em aplicações onde o desgaste abrasivo é o mecanismo predominante.

Quando se analisam as microestruturas dos materiais AISI D2 e AISI D6, ambas com a presença de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , em matriz de martensita revenida e ensaiados com abrasivos menores (0,2 mm e 0,5 mm), verifica-se que estes materiais apresentam perdas de massa semelhantes (considerando o desvio padrão das medidas), o que indica que as diferenças microestruturais (principalmente nas frações de carbonetos primários) não são significativas quando ensaiados com abrasivos menores.

Quando se analisam os resultados obtidos nos ensaios dos materiais AISI D2 e AISI D6 com o abrasivo 1,0 mm, verifica-se um aumento significativo das perdas de massa de ambos os materiais. No caso do AISI D2, tem-se um aumento de aproximadamente 270 %, passando de 0,18 g para 0,66 g quando comparado com o resultado do ensaio com abrasivo 0,50 mm. No caso do material AISI D6, verifica-se um aumento de ~ 350 %, passando de 0,11 g para 0,50g.

O material AISI D2-TT teve uma perda de massa superior ao material AISI D6-TT que apresenta frações maiores de carbonetos na microestrutura, indicando que para este tamanho de abrasivo, as diferenças de microestrutura passam a ser mais significativas nos valores de resistência ao desgaste dos materiais considerados monofásicos. Para os aços ferramenta tratados termicamente, os aumentos dos valores de perdas de massa aumentam com o aumento do tamanho do abrasivo.

Pode-se relacionar as características microestruturais com os valores de macrodureza encontrados. O aço AISI H13-TT de matriz de martensita revenida apresenta valor de macrodureza de 527 HV<sub>30kg</sub>. Neste material, com base na isoterma na temperatura de austenitização (1030 °C), não existe a presença de carbonetos precipitados, pois todo o carbono está dissolvido na matriz. O aço AISI D2-TT de matriz de martensita revenida apresenta valor de macrodureza de 746 HV<sub>30kg</sub>. Possui carbonetos grosseiros do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, com características alongadas tamanhos maiores que 10 µm e com características circulares com tamanhos menores (5 µm < D < 10µm), vide fração volumétrica de carbonetos na Tabela 22. O aço AISI D6-TT de matriz de martensita revenida possui o maior valor de macrodureza de 770 HV<sub>30kg</sub>. Apresenta carbonetos grosseiros do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, com formatos alongados com tamanhos que variam da ordem de 10 µm a 100 µm, dispersos heterogeneamente na microestrutura, vide fração volumétrica de carbonetos na Tabela 22.

Tabela 22 – Fração volumétrica de carbonetos para os aços temperados e revenidos D2 e D6.

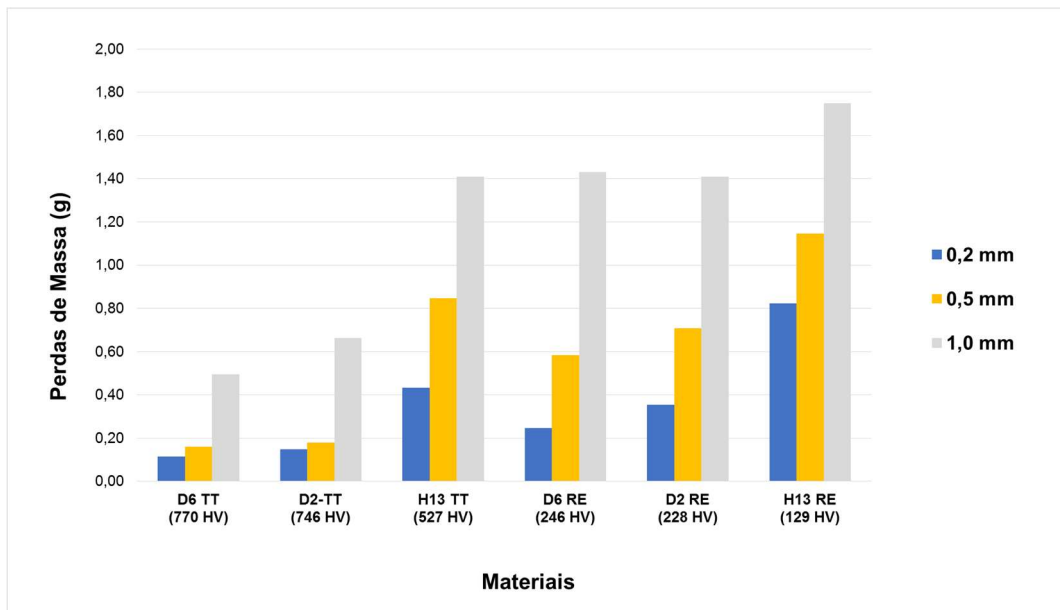
Material	Medição de carbonetos M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>		
	Thermo-Calc	ImageJ	
		Medição Original	Filtro > 5µm
D2-TT	13 %	10 ± 2 %	9 ± 1 %
D6-TT	18 %	16 ± 5 %	14 ± 6 %

### 6.2.3. Consolidação dos resultados dos aços ferramentas

A Figura 63 apresenta os resultados de todos os aços ferramentas analisados neste trabalho. O aço AISI D6-TT foi o material que apresentou os menores valores de perdas de massa, seguidos pelos materiais AISI D2-TT, AISI D6-RE, AISI D2-RE, AISI H13-TT e AISI H13-RE.

Verifica-se que o material AISI H13-TT (que possui valor de macrodureza de 527 HV) apresentou valores de perdas de massa superior aos materiais AISI D6-RE e AISI D2-RE, que apresentam valores de macrodureza de 246 HV e 228 HV, respectivamente, para os ensaios com abrasivo 0,2 mm e 0,5 mm. Nos ensaios com abrasivo 1,0 mm, as perdas de massa foram iguais. Estas diferenças serão discutidas posteriormente.

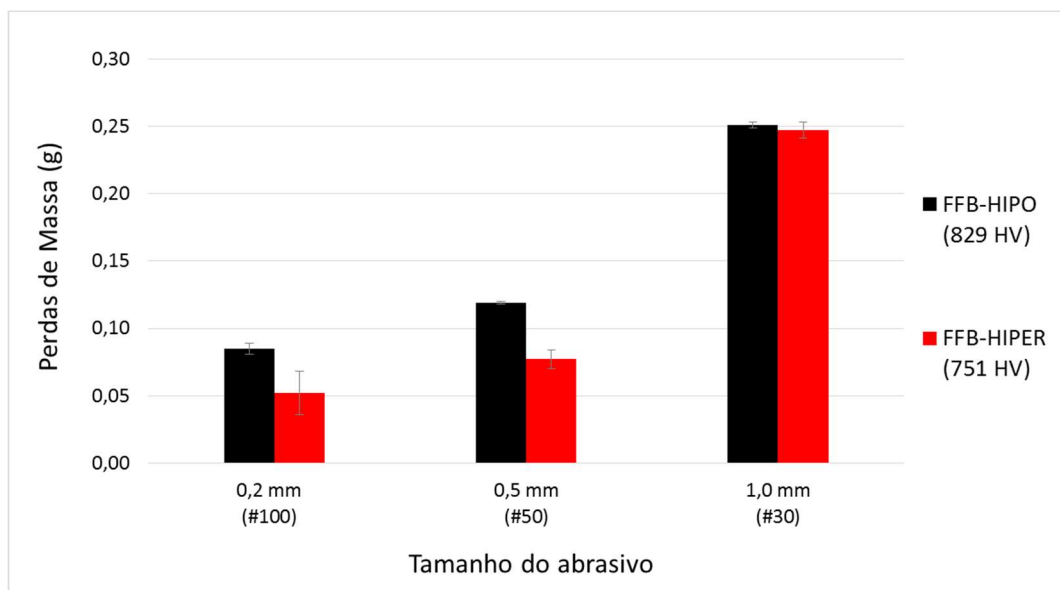
Figura 63 - Resultados de todos os aços ferramentas (matriz ferrita e de martensita revenida)



#### 6.2.4. Ferros fundidos brancos de alto cromo temperados e revenidos

A Figura 64 apresenta os valores de perdas de massa obtidos nos ensaios de desgaste dos ferros fundidos brancos tratados termicamente e com matriz de martensita revenida.

Figura 64 – Gráfico com os resultados das perdas de massa dos ferros fundidos temperados e revenidos



Dentre todos os materiais analisados, o ferro fundido hipereutético (FF-HIPER) é o material que apresenta os menores valores de perdas de massa. Quando ensaiado com o abrasivo 0,2 mm, verifica-se uma perda de massa de 0,05 g. No caso do ensaio com abrasivo de tamanho 0,5 mm, verifica-se uma perda de massa de 0,08 g, o que representa um aumento de 60%. Quando se analisa o ferro fundido hipoeutético (FF-HIPO), tem-se perdas de massa de 0,08 g e 0,12 g, quando ensaiados com os abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm, respectivamente, o que representa um aumento de 50% nos valores de perdas de massa. Apesar dos valores de perdas de massa serem relativamente baixos em relação aos outros materiais, tem-se uma diferença percentual significativa quando se comparam os resultados de perdas de massa dos ferros fundidos HIPER e HIPO. Nos casos dos ensaios com abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm, verifica-se menores perdas de massa no FF-HIPER, com uma diferença da ordem de 50 % entre do material FF-HIPO.

Quando se analisam os resultados dos ensaios destes materiais com o abrasivo de tamanho 1 mm, verifica-se que as perdas de massa destes materiais são iguais (0,25 g), mesmo os materiais apresentando valores de dureza e características microestruturais distintas (fração e tipos de carbonetos). Para os ferros fundidos tratados termicamente, os valores de perdas de massa aumentam com o aumento do tamanho do abrasivo.

O ferro fundido hipoeutético (FF-HIPO) de matriz de martensita revenida apresenta, segundo cálculo do Thermo-Calc, carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e carbonetos do tipo MC (VC + NbC). Este material apresenta o maior valor de macrodureza de 829 HV<sub>30kg</sub>. Os resultados das medições de fração volumétrica de carbonetos são apresentados na Tabela 23. O ferro fundido hipereutético (FF-HIPER) de matriz de martensita revenida apresenta o valor de macrodureza de 751 HV<sub>30kg</sub>, segundo análise do Thermo-Calc, o material apresenta carbonetos de soldificação e eutéticos do tipo  $M_7C_3$ . As medições das frações volumétrica de carbonetos são apresentados na Tabela 23.

Tabela 23 – Fração volumétrica de carbonetos para os ferros fundidos brancos temperados e revenidos.

Medição de carbonetos $M_7C_3$ + MC		
Material	Thermo-Calc	ImageJ
FF-HIPO	18 %	20 ± 3 %
FF-HIPER	35 %	38 ± 5 %

Apesar da maior fração de carbonetos no FF-HIPER, ele apresenta valores de macrodureza menor que o material FF-HIPO, o que pode ser decorrente dos menores valores de microdureza da matriz. Apesar de não ser objeto do estudo deste trabalho, foi realizada as medições de microdureza das matrizes destes materiais para verificação desta hipótese. Os valores são comparados com os valores de macrodureza dos materiais, vide Tabela 24.

Tabela 24 - Medições de microdureza ( $HV_{100g}$ ) e macrodureza ( $HV_{30kg}$ ) das matrizes dos ferros fundidos brancos

	$HV_{30kg}$	$HV_{100g}$
FF-HIPER	$751 \pm 14$	$686 \pm 25$
FF-HIPO	$829 \pm 7$	$711 \pm 21$

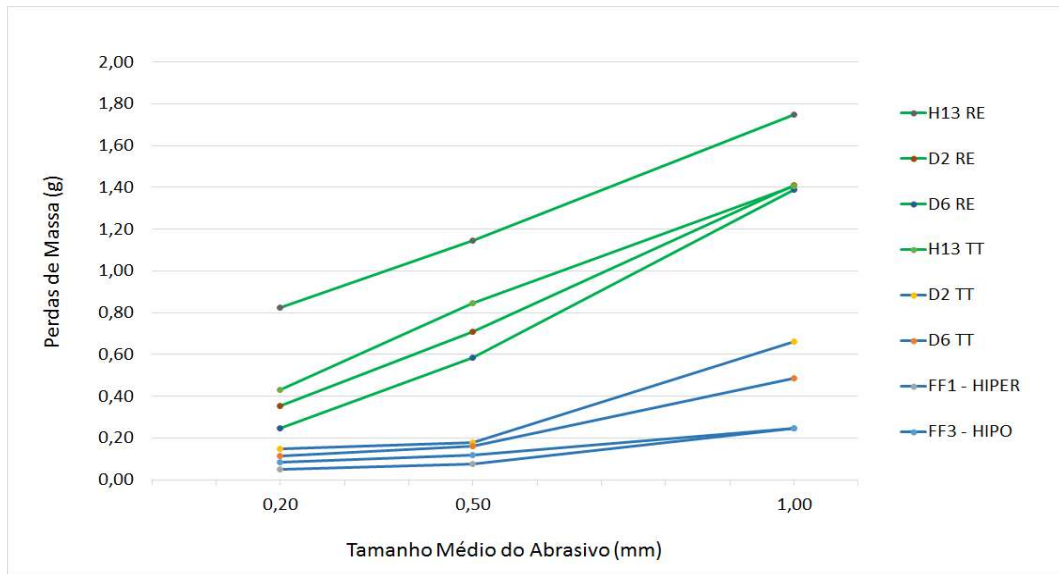
### 6.2.5. Consolidação dos resultados de perdas de massa (efeito da microestrutura e do tamanho de partícula)

Analisando os resultados das perdas de massa obtidos em todos os ensaios de desgaste, pode-se distinguir basicamente dois grupos de materiais:

- Materiais que apresentam um comportamento praticamente linear das curvas de desgaste com o aumento do tamanho do abrasivo de 0,2 mm para 1,0 mm e uma inclinação elevada das curvas, compostos pelos materiais H13-TT; H13-RE; D2-RE e D6-RE (vide curvas verdes na Figura 65);
- Materiais que apresentam comportamento não linear das curvas de desgaste com a variação do tamanho do abrasivo, composto pelos materiais D2-TT, D6-TT, FF-HIPO e FF-HIPER (vide curvas azuis na Figura 65). Verifica-se que materiais com maior dureza e com menores taxas de desgaste nas condições menos severas de ensaios, são mais afetados com o aumento do tamanho do abrasivo (condições mais severas), provavelmente pela mudança de mecanismos de desgaste. Estes resultados corroboram com os resultados obtidos por TOZETTI et al (2017).



Figura 65 - Curvas de desgaste dos materiais analisados neste trabalho.



A Tabela 25 apresenta os resultados dos aumentos percentuais de perdas de massa com os aumentos dos tamanhos dos abrasivos para os materiais com matriz ferrítica e a Tabela 26 apresenta os resultados dos aumentos percentuais de perdas de massa para os materiais com matriz de martensita revenida.

Tabela 25 - Aumentos percentuais de perdas de massa com os aumentos dos tamanhos dos abrasivos para os materiais com matriz ferrítica

Material	Aumento do tamanho do abrasivo			Aumento do tamanho do abrasivo		
	0,2 mm	0,5 mm	Aumento das perdas de massa	0,5 mm	1,0 mm	Aumento das perdas de massa
	Perdas de massa (g)			Perdas de massa (g)		
<b>AISI H13-RE</b>	0,82	1,15	<b>45 %</b>	1,15	1,75	<b>53 %</b>
<b>AISI D2-RE</b>	0,35	0,71	<b>103 %</b>	0,71	1,41	<b>100 %</b>
<b>AISI D6-RE</b>	0,25	0,58	<b>130 %</b>	0,58	1,43	<b>145 %</b>

Tabela 26 - Aumentos percentuais das perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida com o aumento do tamanho do abrasivo.

Material	Aumento do tamanho do abrasivo			Aumento do tamanho do abrasivo		
	0,2 mm	0,5 mm	Aumento das perdas de massa	0,5 mm	1,0 mm	Aumento das perdas de massa
	Perdas de massa (g)			Perdas de massa (g)		
<b>AISI H13-TT</b>	0,43	0,85	<b>97 %</b>	0,86	1,41	<b>65 %</b>
<b>AISI D2-TT</b>	0,16	0,18	<b>15 %</b>	0,18	0,66	<b>370 %</b>
<b>AISI D6-TT</b>	0,11	0,16	<b>45 %</b>	0,16	0,50	<b>310 %</b>
<b>FF-HIPO</b>	0,08	0,12	<b>50 %</b>	0,12	0,25	<b>100 %</b>
<b>FF-HIPER</b>	0,05	0,08	<b>60 %</b>	0,08	0,25	<b>300 %</b>

A Tabela 27 apresenta um resumo das principais características microestruturais dos materiais analisados neste estudo, incluindo os tipos de matrizes, as frações de carbonetos presentes na microestrutura (com base no diagramas do Thermo-Calc), os valores de macrodureza e os valores de perdas de massa obtidos os ensaios de desgaste. Como os tratamentos de têmpera podem não ter sido realizados em condições ideais (congelamento da microestrutura na temperatura de austenitização), podem ter ocorrido a precipitação de carbonetos secundários nos materiais que sofreram este tratamento. Da mesma forma, para os materiais que passaram pelo tratamento de revenimento a baixas temperaturas, podem ter ocorrido a precipitação de frações de carbonetos secundários, mas que não foram mensurados no presente trabalho. A literatura sugere que os carbonetos formados em baixas temperaturas de revenimento são do tipo Epson e não os carbonetos ricos em Mo, V, Cr e Nb (MENDANHA et al, 2008).

As caracterizações sugerem a presença destes carbonetos secundários, mas devido às incertezas no processo de formação destes carbonetos nas etapas de têmpera e revenimento, além da não caracterização destes carbonetos, não foram consideradas nas comparações as frações destes carbonetos secundários nas análises de resistência ao desgaste nos materiais que passaram por tratamento de revenimento a baixas temperaturas (duplo revenimento a 180 °C para os materiais D2-TT e D6-TT e revenimento simples a 200 °C para o ferro fundido hipereutético).

No caso destes materiais, as frações máximas de carbonetos primários foram estimadas nas isotermas de temperatura na temperatura de austenitização dos respectivos diagramas do THERMO-CALC. Para os materiais AISI H13-TT e FF-HIPO, que foram revenidos em temperaturas de 520 °C e 500 °C, respectivamente, as quantidades máximas de carbonetos foram estimadas com base nas isotermas de temperatura nas respectivas temperaturas de revenimento.

Tabela 27 - Resumo das características microestruturais principais dos materiais analisados neste estudo e classificação comparativa das perdas de massa nos diferentes tamanhos de abrasivos. O carboneto do tipo  $M_7C_3$  é o carboneto primário.

		Tipos de carbonetos**						Perdas de massa dos materiais (g)		
Material	Matriz (1)	$M_7C_3$	$M_{23}C_6$	MC	NbC	VC	Dureza (HV <sub>30kgf</sub> )			
								0,2 mm	0,5 mm	1,0 mm
H13-RE (2)	F	-	5 %	-	-	-	129 HV	0,82	1,15	1,75
D2-RE (2)	F	16 %	4%	-	-	-	228 HV	0,35	0,71	1,41
D6-RE (2)	F	22 %	4 %	2 %	-	-	246 HV	0,25	0,58	1,43
H13-TT (3)	MR	-	5 %	-	-	-	527 HV	0,43	0,85	1,41
D2-TT (4)	MR	13 %	-	-	-	-	746 HV	0,15	0,18	0,66
D6-TT (4)	MR	18 %	-	-	-	-	770 HV	0,11	0,16	0,50
FF-HIPER (4)	MR	35 %	-	-	-	-	751 HV	0,05	0,08	0,25
FF-HIPO (3)	MR	9 %	16 %	-	2 %	2 %	836 HV	0,08	0,12	0,25

Obs.: (1) Matriz: F (Ferrita) – MR (Martensita Revenida); (2) fração de carbonetos em condição de equilíbrio; (3) quantidade máxima de carbonetos com base nas isotermas na temperatura de revenimento, Thermo-Calc; (4) quantidade máxima de carbonetos com base nas isotermas na temperatura de austenitização, Thermo-Calc.

A Tabela 28 apresenta um resumo das frações volumétricas dos carbonetos que foram analisados no decorrer do trabalho. São apresentados as frações destes carbonetos obtidos no diagrama de solidificação da liga pelas análises por Thermo-Calc, através da contagem da fração de carbonetos realizada pelo software ImageJ e pela fração de carbonetos realizada pelo software ImageJ com a linha de corte para carbonetos acima do tamanho médio de 5  $\mu$ m. Para os materiais AISI D2 e D6 recozidos (matriz ferrítica) e AISI D2 e D6 tratados termicamente (matriz martensita revenida), as análises realizadas para perdas de massa dos materiais analisados

neste trabalho foram realizadas com os valores de fração volumétrica obtidos com filtro de corte de tamanho dos carbonetos. No caso do material H13-TT e H13-RE, foram utilizadas as frações de carbonetos obtidos no Thermo-Calc. No caso dos materiais FF-HIPO e FF-HIPER foram utilizados os valores de fração obtidos no software ImageJ sem filtros.

Tabela 28 – Resumo das frações volumétricas de carbonetos analisados por diferentes métodos adotados neste trabalho.

Material	Tipo de Carboneto	Medições das frações de carbonetos		
		Thermo-Calc	ImageJ	ImageJ
			Medição Original	Filtro > 5 $\mu$ m
H13-RE	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	<b>5%</b> (*)	-	-
H13-TT	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	<b>0%</b> (*)	-	-
D2-RE	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	16%	14 $\pm$ 3%	<b>13 <math>\pm</math> 2%</b> (*)
D2-TT	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	13%	10 $\pm$ 2%	<b>9 <math>\pm</math> 1%</b> (*)
D6-FE	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	22%	18 $\pm$ 2%	<b>15 <math>\pm</math> 1%</b> (*)
D6-TT	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	18%	16 $\pm$ 5%	<b>14 <math>\pm</math> 6%</b> (*)
FF-HIPO	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> + MC	18%	<b>20 <math>\pm</math> 3%</b> (*)	-
FF-HIPER	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	35%	<b>38 <math>\pm</math> 5%</b> (*)	-

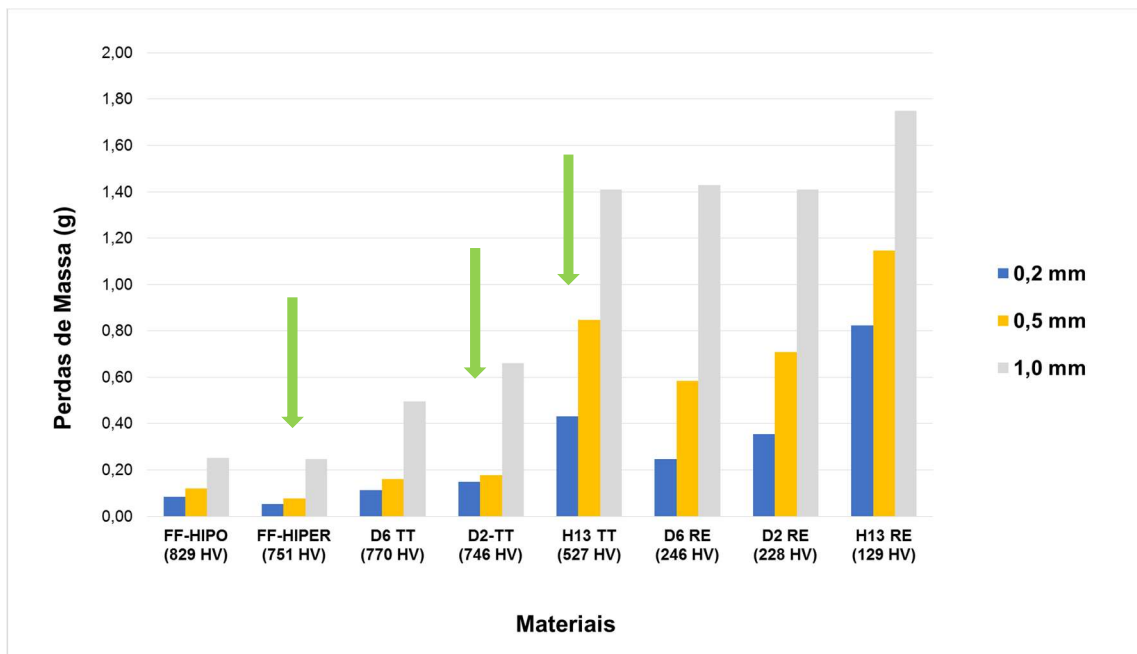
(\*) Valores de fração volumétrica utilizado para cálculos das comparações de perdas de massa

### 6.3. Identificação dos mecanismos de desgaste

#### 6.3.1. Exame topográfico

Nesta seção serão analisados os principais mecanismos de desgaste em dois materiais de referência da norma ASTM G65 (AISI D2 e AISI H13, ambos tratados termicamente) e o FF-HIPER. Além disso, estes materiais apresentam 3 níveis de desgaste obtidos nos ensaios em tribômetro roda de borracha. A Figura 66 apresenta um gráfico de todos os materiais analisados e as setas indicam os materiais escolhidos para estas análises.

Figura 66 - Perdas de massa de todos os materiais analisados neste trabalho. As setas indicam os materiais escolhidos para a caracterização dos mecanismos de desgaste atuantes.

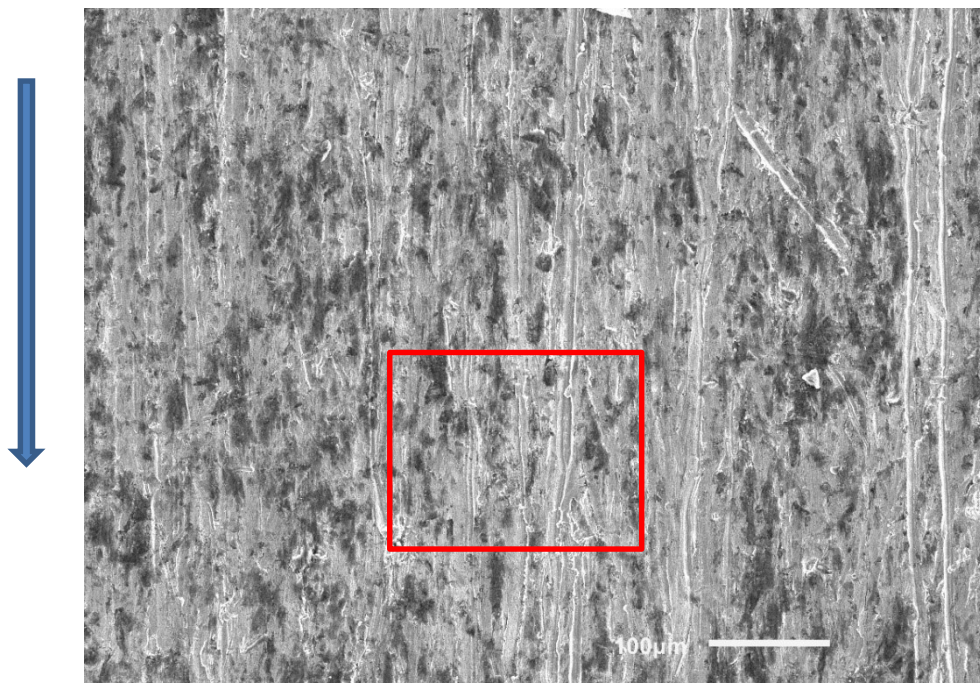


### 6.3.1.1. Aço ferramenta AISI H13, temperado e revenido

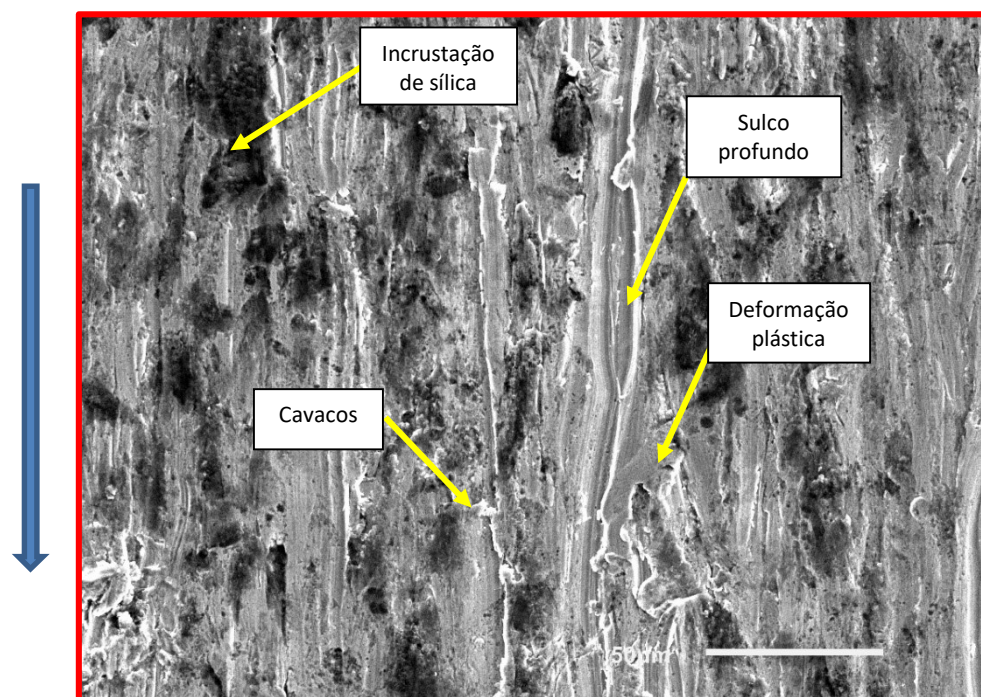
A Figura 67 à Figura 69 apresentam as caracterizações das superfícies de desgaste do material H13-TT. A Figura 67-a apresenta uma visão geral da superfície de desgaste do material ensaiado com abrasivo 0,5 mm, onde pode ser observado a presença de grande quantidade de sulcos na superfície de desgaste e grande proporção de área coberta com incrustações de sílica, confirmado pelas análises via EDS apresentadas na Figura 68, onde pode ser observada a coincidência dos elementos Si e O nas análises. O detalhe da superfície de desgaste é apresentado na Figura 67-b. Pode-se observar a presença de sulcos com diferentes larguras. Predominam sulcos que variam de 5 a 10  $\mu\text{m}$ , associados a presença de deformação plástica, o que é comum em materiais com características de alta ductilidade. Pode-se verificar a presença de cavacos formados a partir das deformações plásticas. Devido a dinâmica dos abrasivos em contato com a superfície do material, pode-se observar uma sobreposição de eventos de desgaste.

A Figura 69-a apresenta a superfície de desgaste do ensaiado com o abrasivo 1,0 mm. Verifica-se menor presença de incrustações de sílica em comparação com a superfície de desgaste do material ensaiado com abrasivo 0,5 mm, o que sugere uma menor intensidade de rolamentos das partículas abrasivas na superfície. De modo geral, verifica-se a presença de sulcos de largura da ordem de 20  $\mu\text{m}$ , sendo que alguns sulcos possuem sentido inclinado ao sentido do fluxo de abrasivo (cima para baixo). Este comportamento parece ser mais comum em materiais de menor dureza. Também são verificadas a presença de deformações plásticas associadas aos sulcos e presença de arrancamentos da ordem de 1  $\mu\text{m}$ .

Figura 67 - Caracterização da superfície de desgaste do aço H13-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm. (a) visão geral apresentando grande quantidade de sulcos e incrustações de sílica. (b) detalhe dos eventos de desgaste iniciando a presença de sulcos, deformações plásticas, formação de cavacos e incrustações de sílica. MEV – imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)

Figura 68 – Mapa de elementos na tribosuperfície do aço H13-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando matriz de martensita revenida (áreas cinza-claros) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de silício e (c) distribuição de oxigênio, indicando regiões contendo incrustações de sílica. A seta indica o sentido do fluxo de abrasivos.

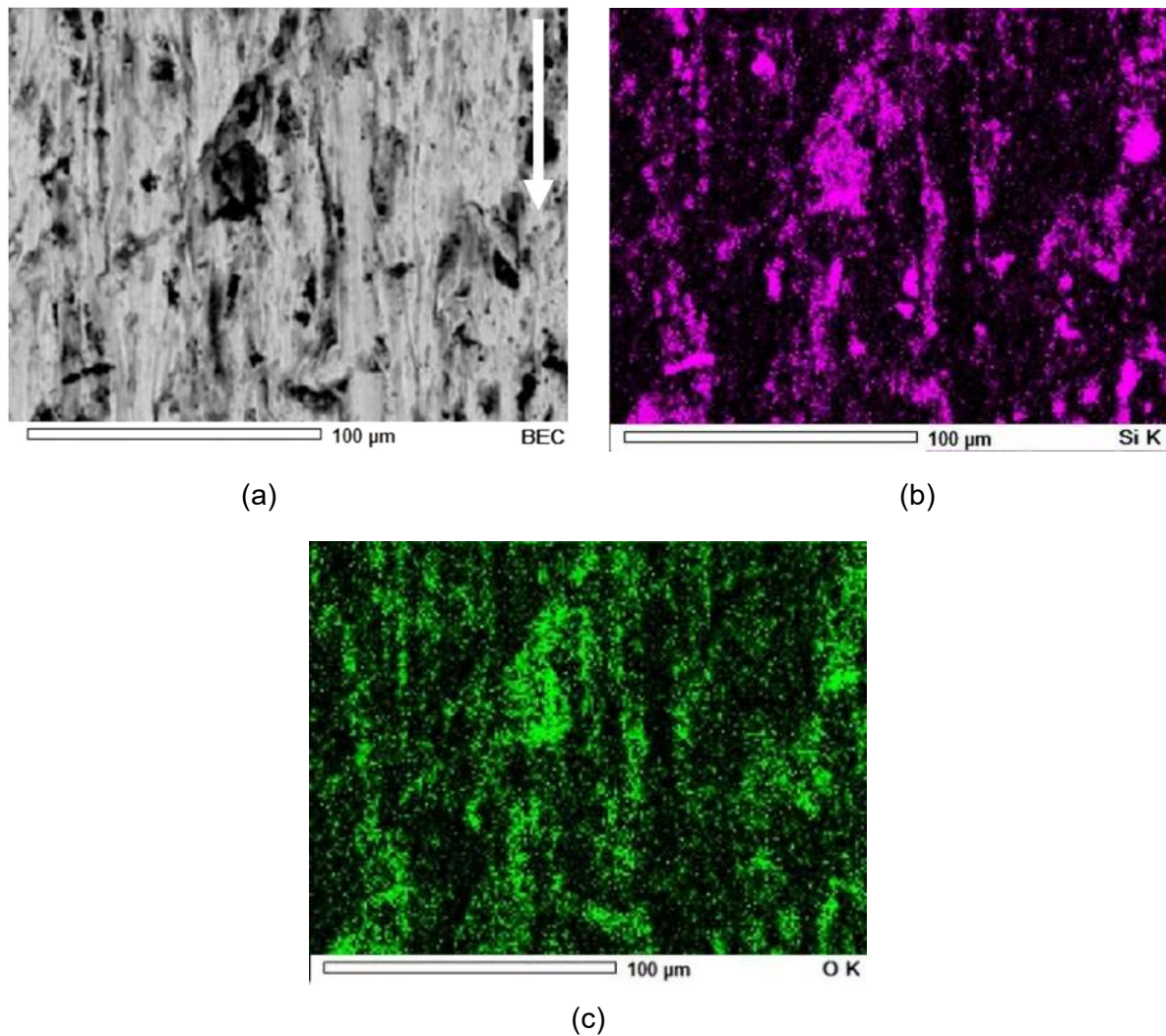
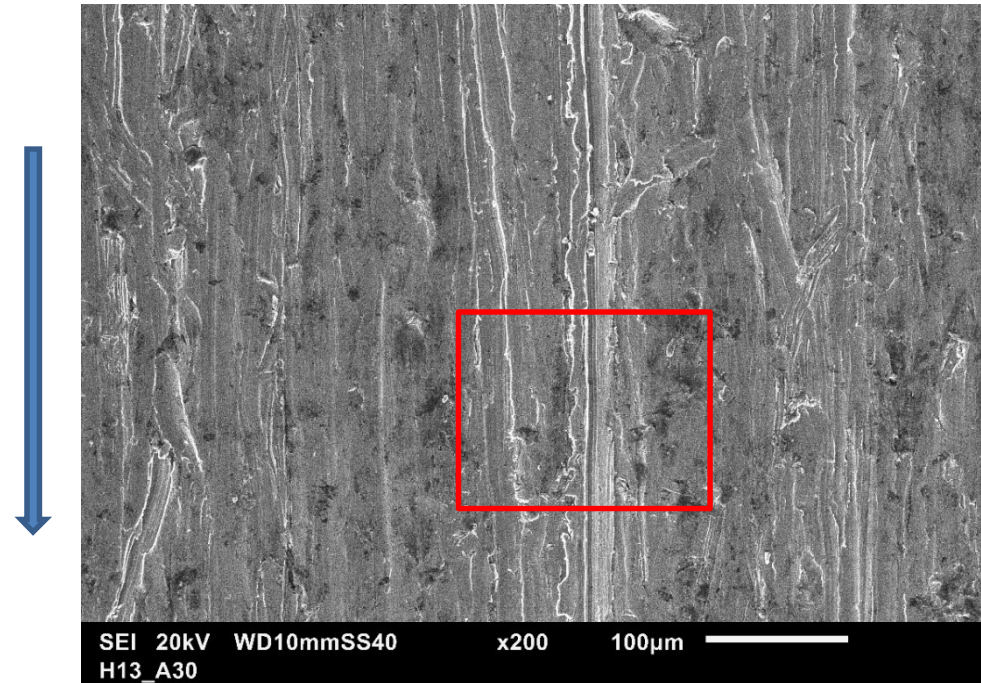
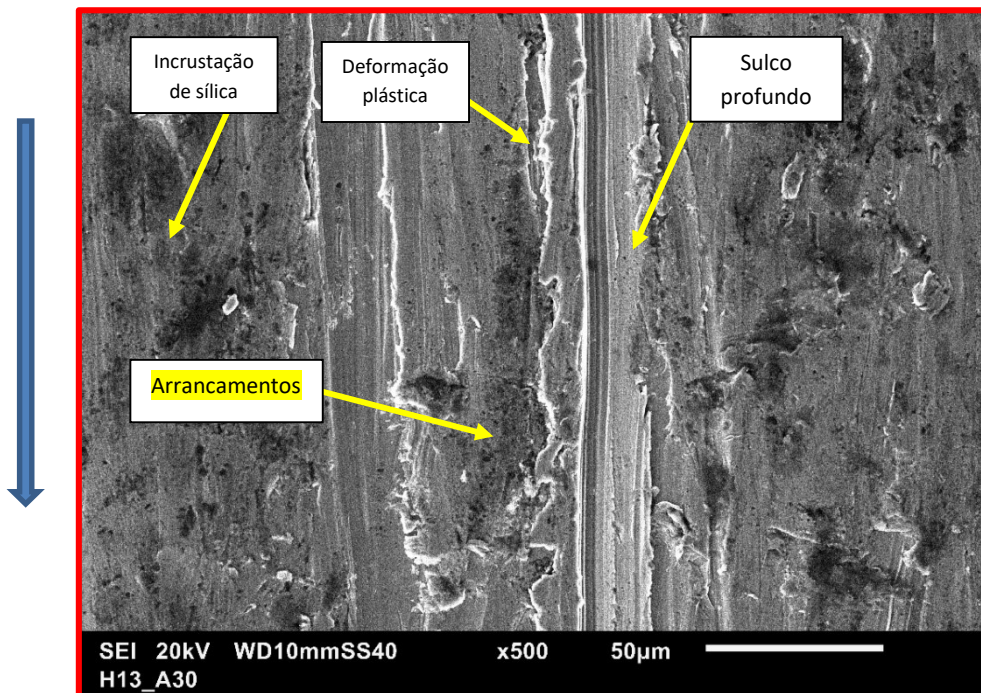




Figura 69 - Caracterização da superfície de desgaste do material AISI H13-TT ensaiado com abrasivo 1,0 mm. (a) visão geral evidenciando a distribuição das incrustações de sílica (regiões escuras) e os eventos de desgaste e (b) detalhe da superfície evidenciando os mecanismos de desgaste atuantes, como altas deformações plásticas, presença de sulcos profundos e arrancamentos. MEV – imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)

### 6.3.1.2. Aço ferramenta AISI D2, temperado e revenido

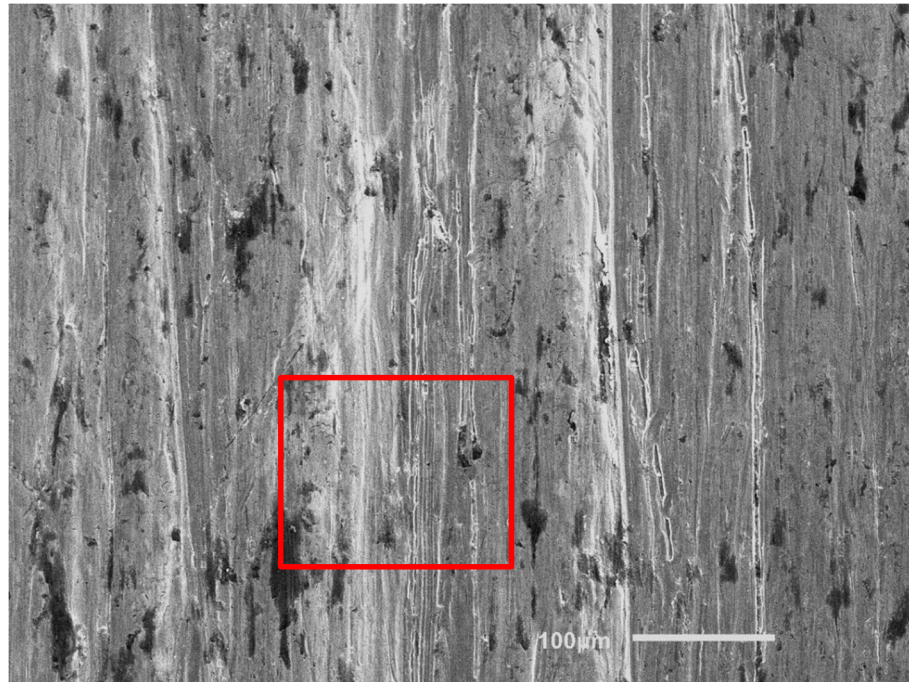
A Figura 70 à Figura 72 apresentam as caracterizações das superfícies de desgaste do material D2-TT. A Figura 70(a) apresenta uma visão geral da superfície de desgaste do material ensaiado com abrasivo 0,5 mm, onde pode ser verificado uma pequena proporção de área coberta com incrustações de sílica, confirmado pelas análises via EDS apresentadas na Figura 71. O detalhe da superfície de desgaste é apresentado na Figura 70-b, onde são observados sulcos profundos, riscos, presença de carbonetos trincados, arrancamentos e deformação plástica.

Quando se analisa a região central da fotomicrografia da superfície de desgaste (Figura 70-b), evidencia-se uma sobreposição de eventos de desgaste, com a presença de sulcos com larguras da ordem de 5  $\mu\text{m}$ , presença de regiões com deformação plástica intensa e ausência de carbonetos trincados. Como a microestrutura deste material apresenta uma distribuição irregular de carbonetos do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ , provavelmente esta região é formada exclusivamente pela matriz de martensita revenida com carbonetos secundários do tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  onde predominam os mecanismos de desgaste associados a regiões de maior ductilidade como deformação plástica, formação de sulcos e cortes. Analisando a região dos arrancamentos, verifica-se que o evento ocorre ao final da formação de sulcos na superfície, onde podemos sugerir que na região tinha uma barreira ao deslocamento do abrasivo (por exemplo, um carboneto  $\text{M}_7\text{C}_3$ ) e que foi destacada da superfície. Logo abaixo do evento de trincamento, verifica-se a presença de um sulco com as mesmas características que o sulco que promoveu o trincamento. Foram verificadas regiões de arrancamentos de 1  $\mu\text{m}$ .

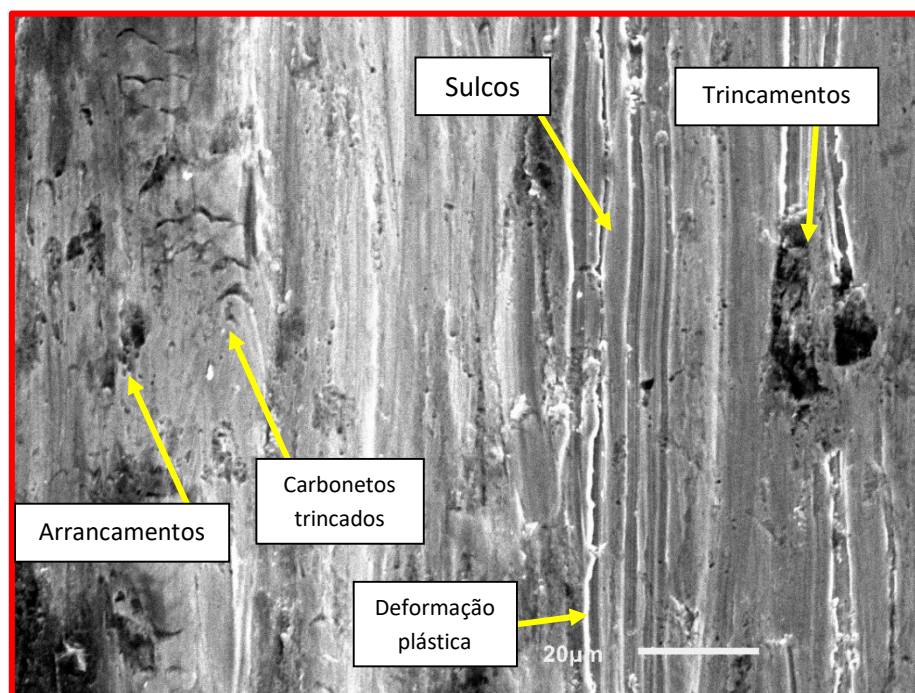
Analisando a superfície de desgaste do material ensaiado com abrasivo 1,0 mm, apresentado na Figura 72-a, da mesma forma que o material ensaiado com abrasivo menor, verifica-se uma pequena proporção de área coberta com incrustações de sílica. O detalhe da superfície de desgaste é apresentado na Figura 72-b. Verifica-se a presença de sulcos com largura da ordem de 10  $\mu\text{m}$ . São verificadas a presença de deformações plásticas, onde podem ser observadas um sulco interrompido e um início de sulco no mesmo eixo (sentido do abrasivo). Esta interrupção pode ser associada a presença de um carboneto (não visível na caracterização apresentada) que atuou como barreira no processo de desgaste. Da

mesma forma que o material ensaiado com abrasivo 0,5 mm, são observadas a presença de arrancamentos com tamanhos da ordem de 1  $\mu\text{m}$ .

Figura 70 - Caracterização da superfície de desgaste do aço D2-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) caracterização evidenciando a presença de regiões com incrustações de sílica (regiões escuras) e da distribuição dos eventos ao longo da superfície e (b) detalhes dos eventos na superfície, com presença de sulcos profundos, riscos, deformação plástica, e arrancamentos. MEV – imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)

Figura 71 – Mapa de elementos na tribosuperfície do aço AISI D2-TT ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando carbonetos (áreas cinza médio) em matriz de martensita revenida (áreas cinza-claros) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de cromo, indicando regiões de carboneto de cromo; (c) distribuição de silício, indicando regiões contendo incrustações de sílica.

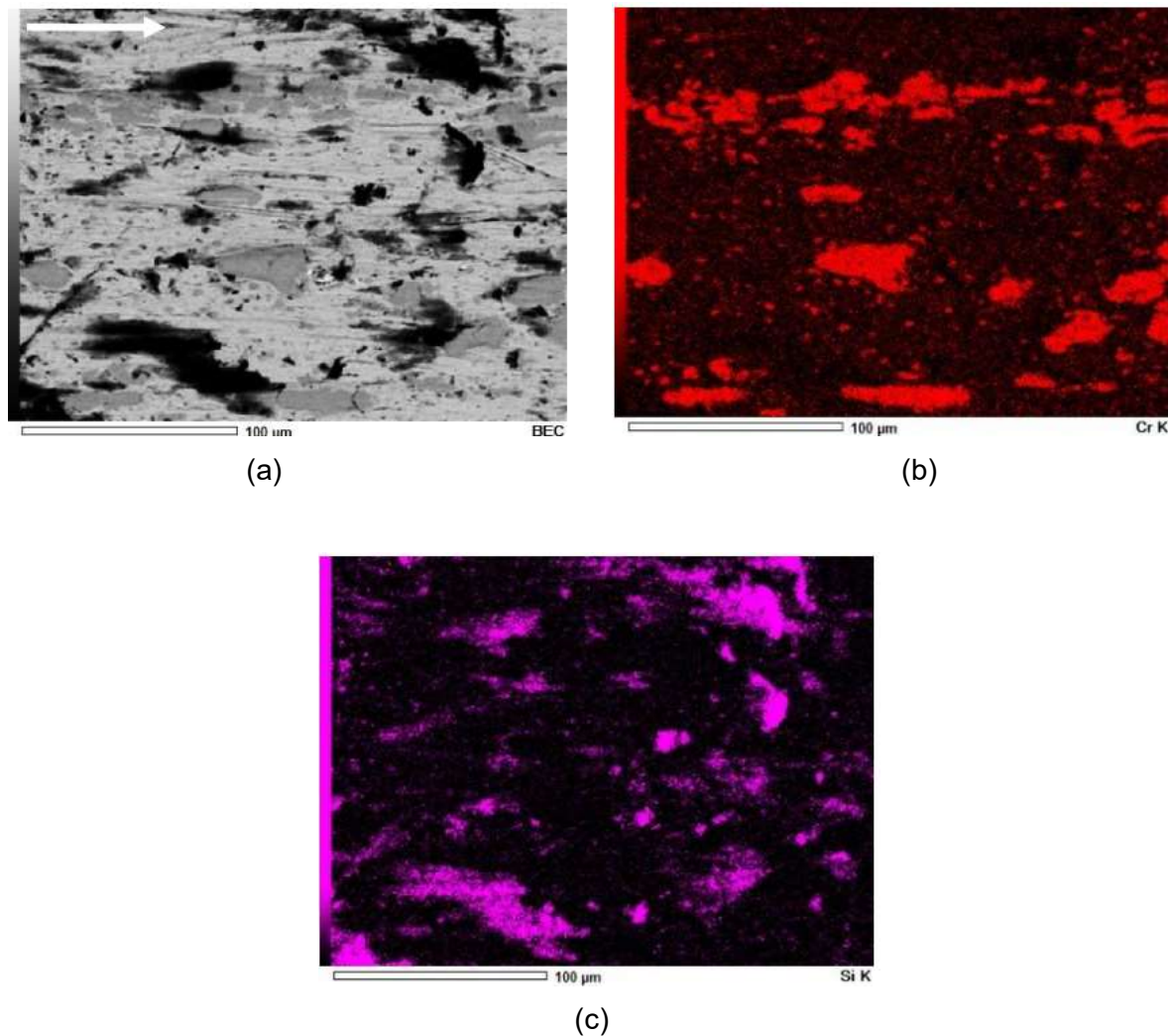
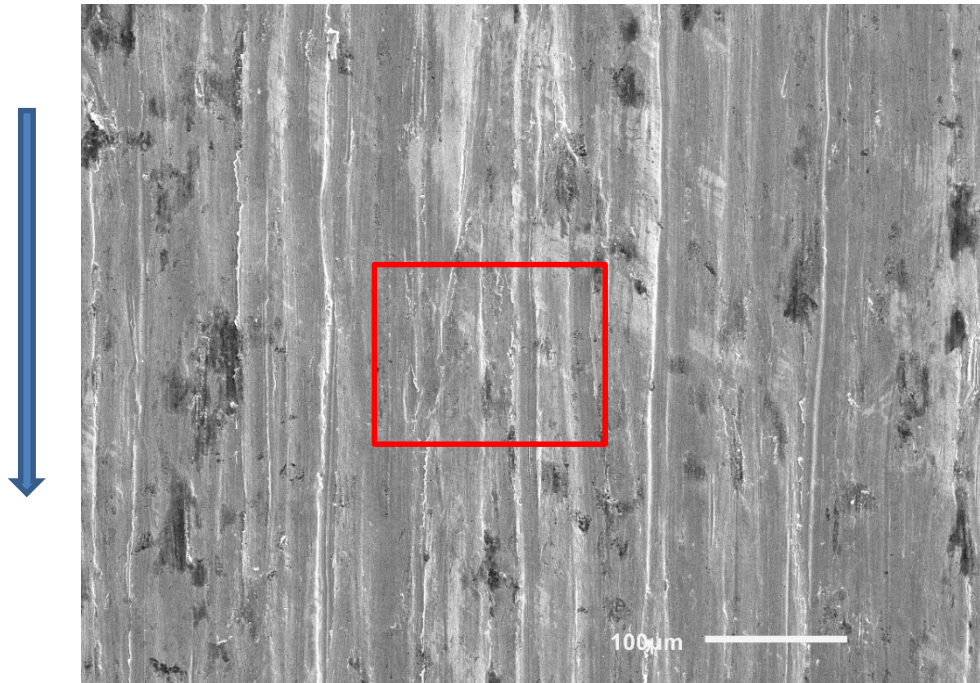
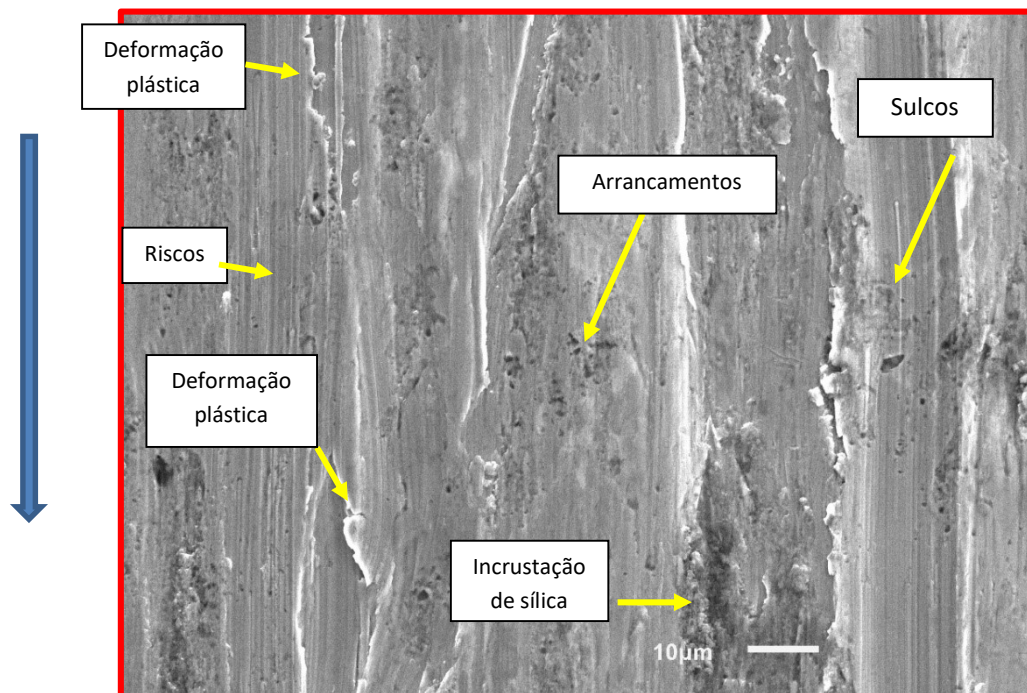


Figura 72 - Caracterização da superfície de desgaste do aço D2-TT ensaiado com abrasivo 1,0 mm: (a) caracterização evidenciando a presença de regiões com incrustações de sílica (regiões escuras) e da distribuição dos eventos ao longo da superfície e (b) detalhes dos eventos na superfície, com presença de sulcos profundos, riscos, deformação plástica, arrancamentos e trincamentos. MEV – imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)

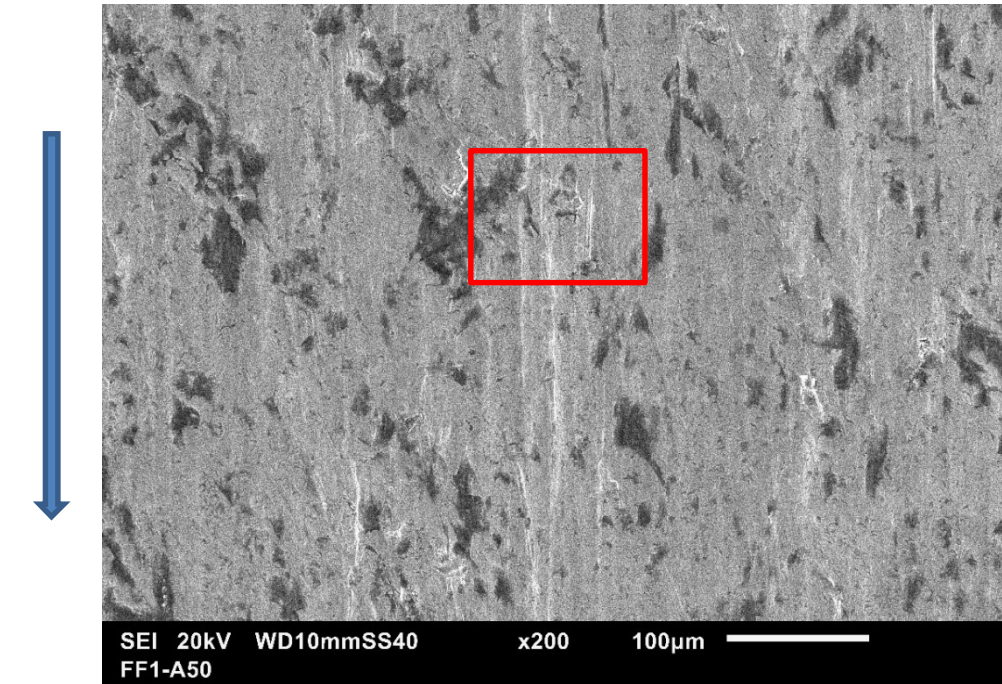
### 6.3.1.3. Ferro fundido branco com alto cromo hipereutético, temperado e revenido

A Figura 73 a Figura 75 apresentam as caracterizações das superfícies de desgaste do material FF-HIPER. A Figura 73 apresenta uma visão geral da superfície de desgaste do FF-HIPER ensaiado com o abrasivo 0,50 mm. Verifica-se a presença de incrustações de sílica na superfície e pouca incidência de sulcos na superfície. Na Figura 73-b, verifica-se a presença de sulcos de larguras da ordem de 5  $\mu\text{m}$  e a presença de carbonetos trincados. A caracterização mostra a presença de um sulco que é bloqueado pela em uma região de arrancamento e presença de carbonetos trincados, onde podemos concluir que o carboneto agiu como bloqueio ao sulco. Não são verificadas a presença de deformação plástica severa na superfície do material.

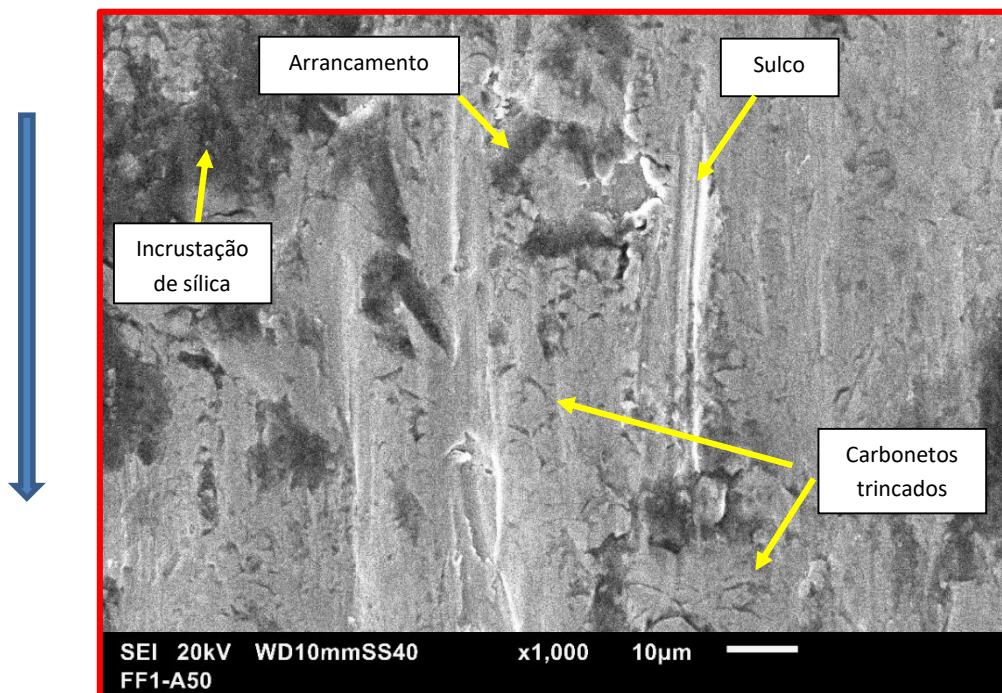
A Figura 73-c apresenta em maior detalhe, a alta taxa de trincamento dos carbonetos primários ( $\text{M}_7\text{C}_3$ ) na superfície do material. Nesta região com alta presença de carbonetos, não são verificados sulcos no material. Da mesma forma que os demais materiais analisados, a análise por EDS da superfície indica a presença de oxigênio e silício coincidindo com as regiões de arrancamentos (Figura 74).

A Figura 75 apresenta a caracterização do FF-HIPER ensaiado com abrasivo 1,0 mm. A Figura 75-a apresenta uma visão geral da região de desgaste, onde pode ser observada a presença de sulco profundo, incrustação de sílica e região com deformação plástica e a Figura 75-b apresenta maiores detalhes da superfície de desgaste. Observa-se a presença de riscos no sentido do fluxo de abrasivo. Maiores detalhes podem ser observados nas Figura 75-c e Figura 75-d, onde pode ser observado uma deformação plástica associada à presença de um sulco, indicando que apesar dos altos valores de macrodureza (770 HV), ocorre deformação da matriz, mas em menores intensidades que o material AISI D2-TT. Comparando com o material ensaiado com abrasivo 0,50 mm, verifica-se menor fragmentação dos carbonetos (Figura 75-d) e imagem de elétrons retro-espalhados (BEC).

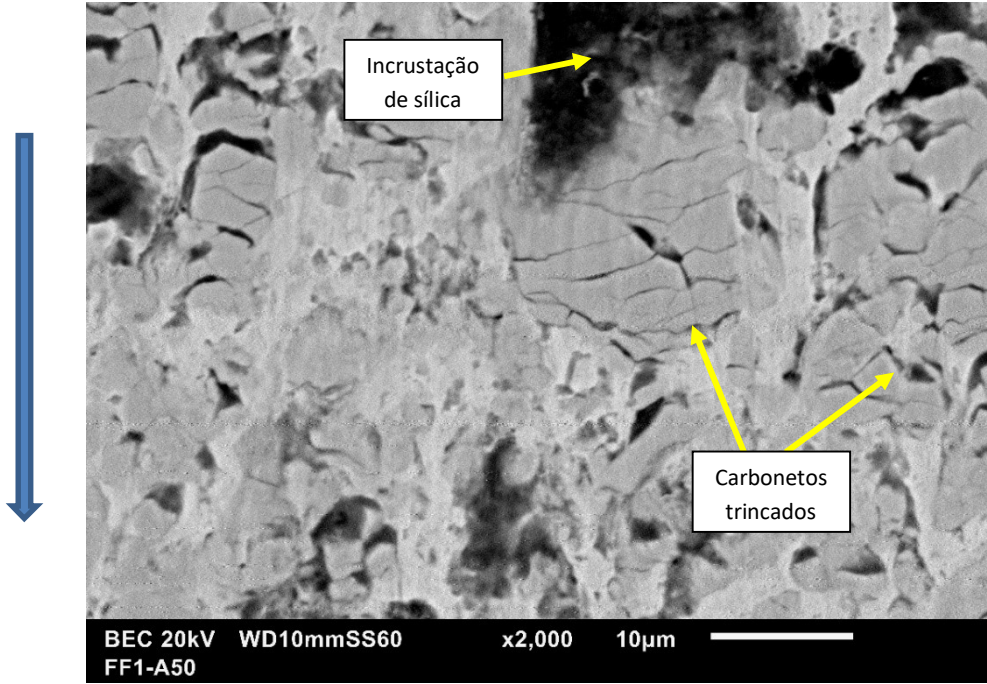
Figura 73 - Caracterização da superfície de desgaste do aço FF-HIPER ensaiado com abrasivo 0,5 mm. (a) visão geral da superfície de desgaste evidenciando a presença de incrustações de sílica e baixa presença de riscos e sulcos; (b) detalhe dos eventos na superfície com a presença sulcos da ordem 5  $\mu\text{m}$ , arrancamentos, trincas em carbonetos, incrustações de sílica (a) e (b) MEV – imagens de elétrons secundários. (c) detalhe evidenciando a presença de carbonetos primários ( $\text{M}_7\text{C}_3$ ) trincados - MEV – imagens de elétrons retro-espalhados



(a)



(b)



(c)



Figura 74 - Mapa de elementos na tribosuperfície do ferro fundido branco hipereutético ensaiado com abrasivo 0,50 mm: (a) Imagem de elétrons retro-espalhados indicando carbonetos trincados (áreas cinzas médio) matriz de martensita revenida (áreas cinzas claro) e incrustações (áreas pretas); (b) distribuição de cromo indicando regiões de carbonetos e (c) distribuição de oxigênio, indicando regiões contendo incrustações de sílica.

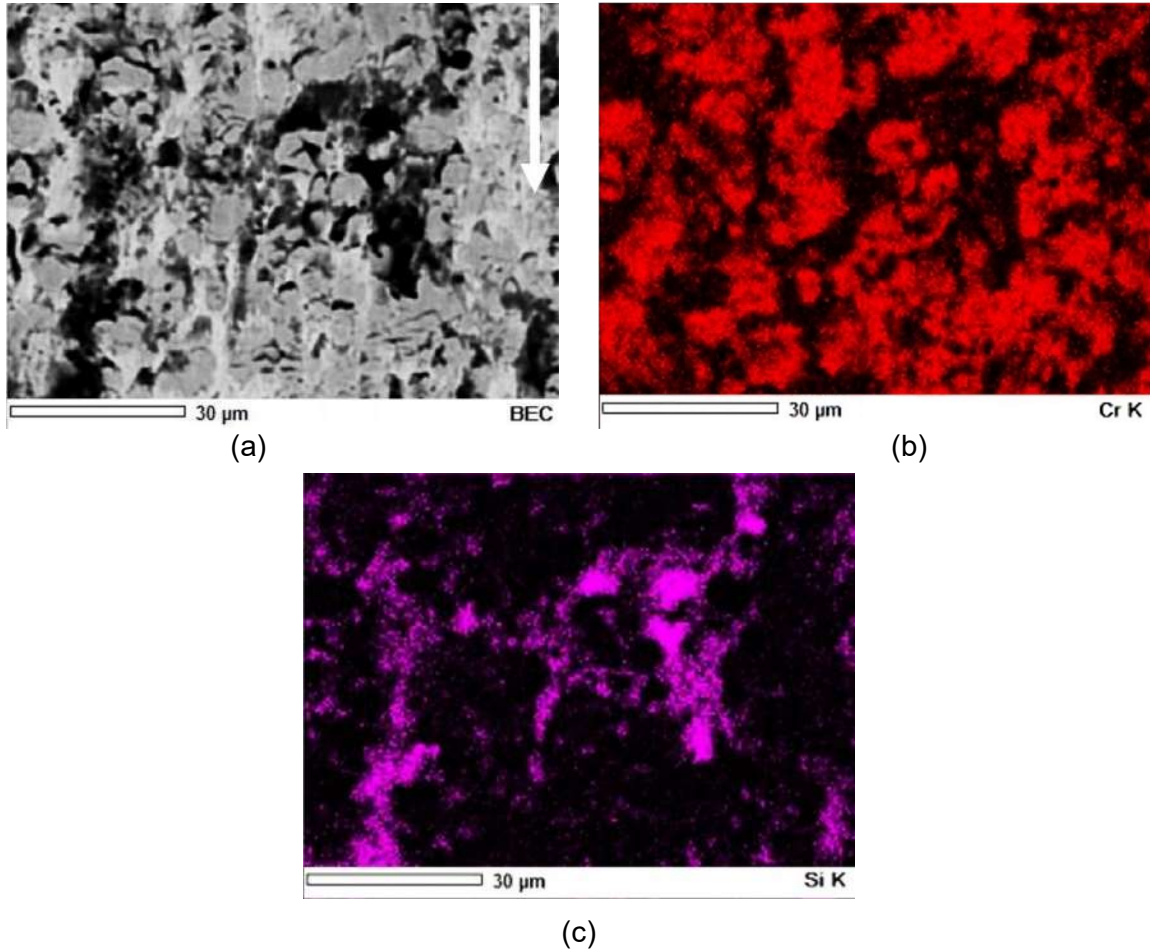
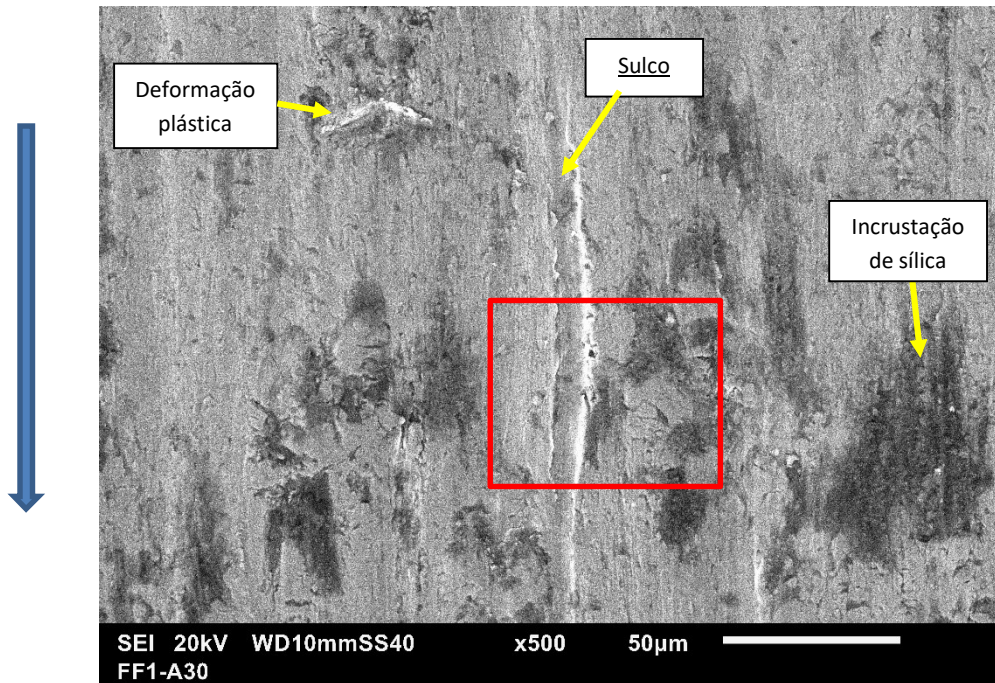
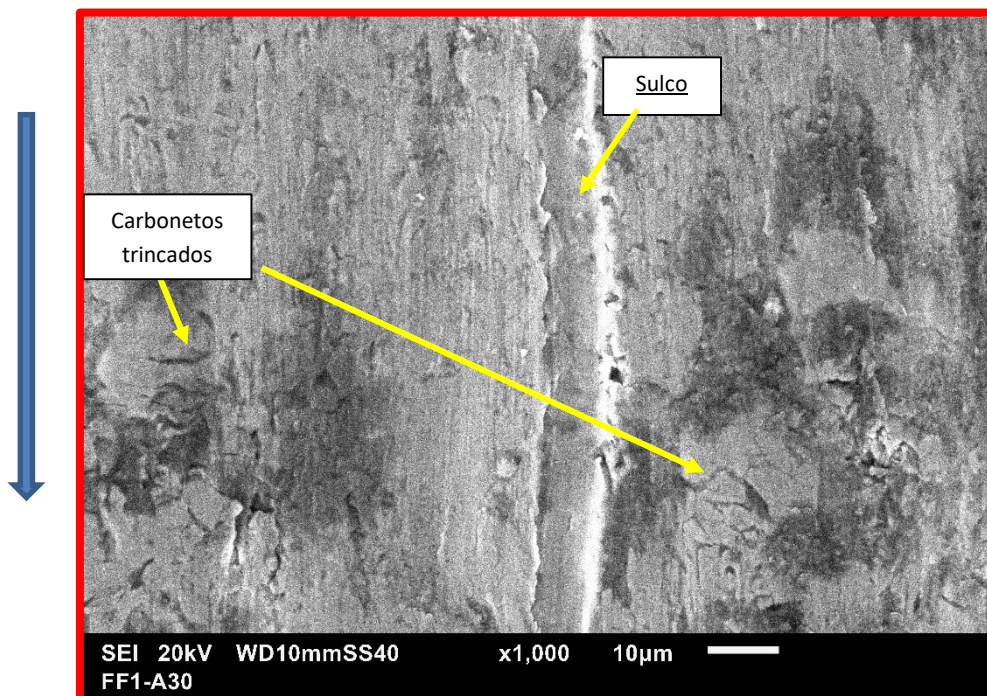


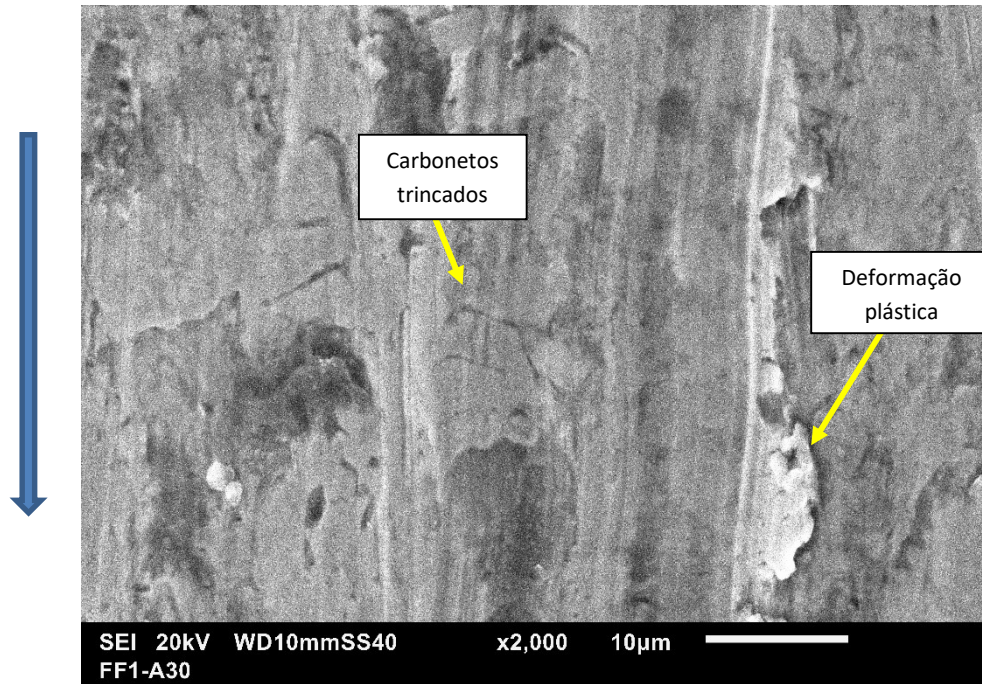
Figura 75 - Caracterização da superfície de desgaste do aço FF-HIPER ensaiado com abrasivo 1,0 mm. (a) visão geral da microestrutura, indicando a presença de deformação plástica, presença de sulco com largura da ordem de 10  $\mu\text{m}$  e pouca presença de incrustação de sílica; (b) detalhe dos eventos na superfície e (c) detalhe de deformação plástica e (d) detalhe de formação de sulco, sem trinca aparente dos carbonetos no fundo do sulco.



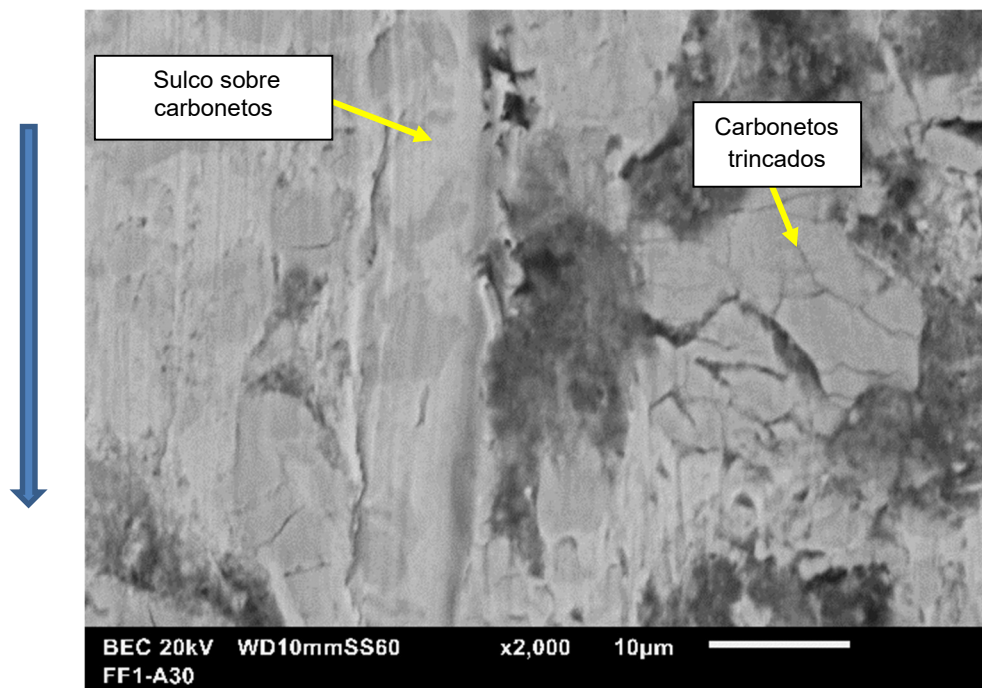
(a)



(b)



(c)



(d)

### **6.3.2. Caracterização microestrutural da seção transversal ao sentido de movimentação do abrasivo**

#### **6.3.2.1. Aço ferramenta AISI H13, temperado e revenido**

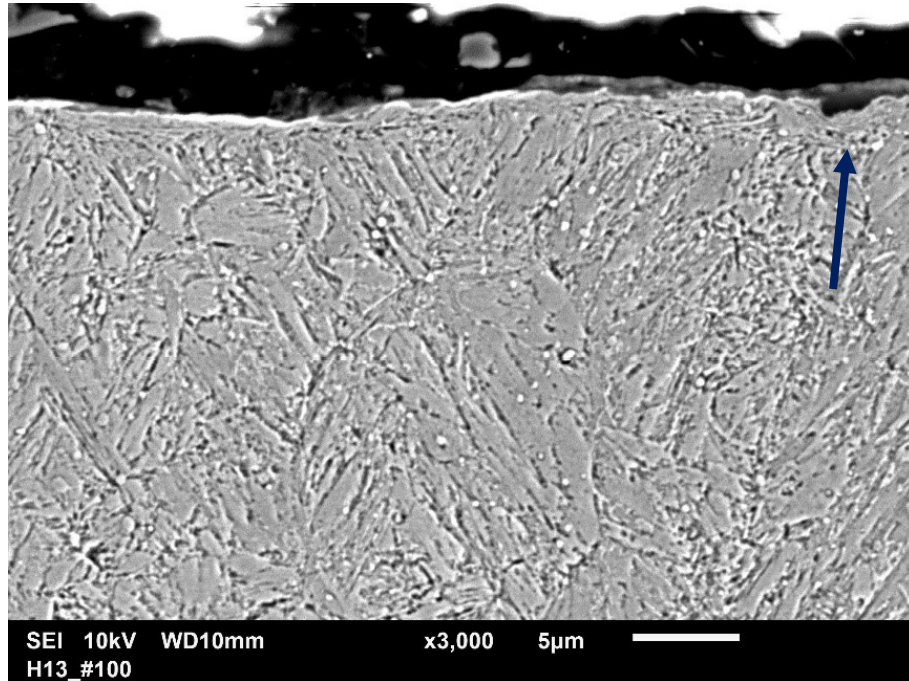
A Figura 76-a até a Figura 76-c mostram os mecanismos de desgaste do aço AISI H13. A Figura 76-a apresenta a microestrutura do material ensaiado com o abrasivo 0,20 mm). De modo geral, não se observa deformação plástica na superfície do material. Em região com a presença de sulcamento (indicado pela seta azul), verifica-se uma deformação plástica da ordem de 1  $\mu\text{m}$  ao redor do sulco, indicando que nesta região ocorreu um evento de desgaste diferenciado (microcorte), provavelmente, por um abrasivo de maior tamanho.

A Figura 76-b apresenta a microestrutura do material ensaiado com abrasivo 0,5 mm. A caracterização do material indica uma profundidade de deformação plástica da ordem de 3  $\mu\text{m}$  na superfície (indicado pelas setas vermelhas). Na região central da microestrutura, indicada pela seta azul, verifica-se a presença de um sulco que, ao redor deste, apresenta uma profundidade de deformação menor que em outras regiões da superfície, da ordem de 1  $\mu\text{m}$  (indicado pela seta azul). Esta diferença pode ser decorrente da mudança de mecanismo em relação às outras regiões, onde o microcorte pode ter sido o mecanismo atuante nesta região.

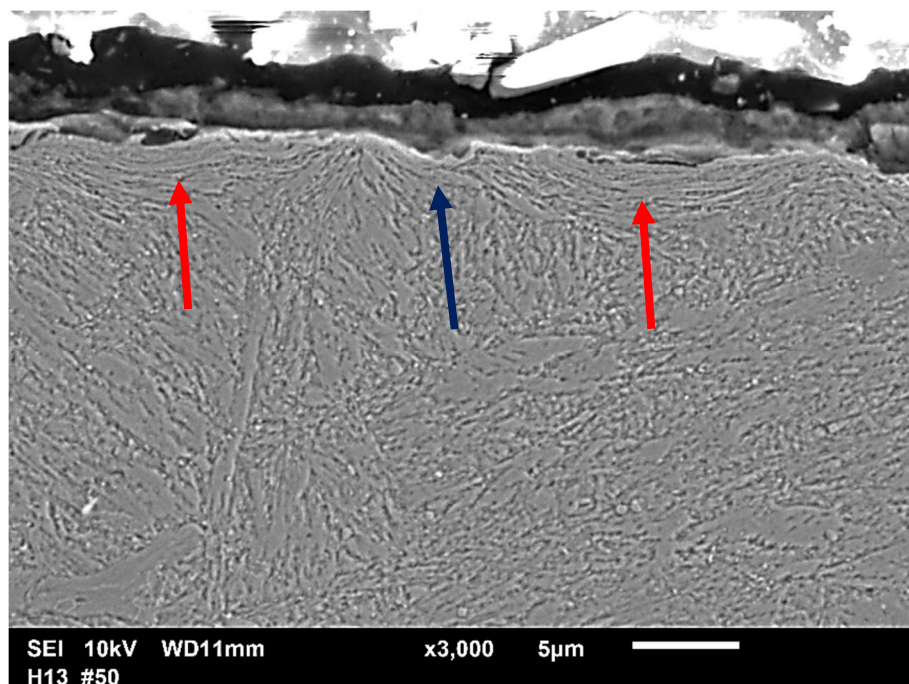
A Figura 76-c apresenta a caracterização do material ensaiado com o abrasivo 1,0 mm. Verifica-se que a superfície de desgaste apresenta diferentes características microestruturais. Verifica-se a presença de deformação plástica da ordem de 3  $\mu\text{m}$  em região abaixo de um sulco (indicado pela seta azul), presença de sulcos de menor profundidade e pequena deformação plástica (seta vermelha), sugerindo o microsulcamento como mecanismo de desgaste, e região com alta perda de material, mas com baixa presença de deformação plástica (seta verde), indicando o microcorte como mecanismo de desgaste.

Os resultados mostram que características da superfície do material após os ensaios de desgaste estão diretamente relacionados com o tamanho do abrasivo. Para abrasivos menores, ocorrem menores deformações da superfície e estas deformações se intensificam com o aumento do tamanho do abrasivo.

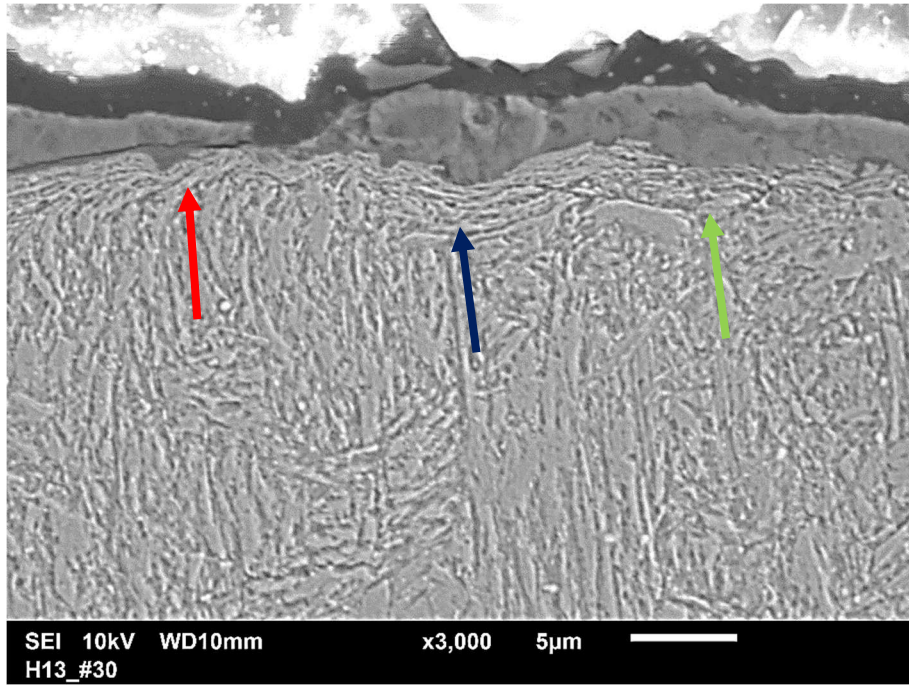
Figura 76 - Caracterização do material AISI H13-TT em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm evidenciando a ausência de deformação plástica da matriz, com exceção da região indicada pela seta azul, que apresenta deformação plástica associado a presença de sulco de profundidade da ordem de 2 mm. (b) ensaio com abrasivo 0,50 mm evidenciando a presença de deformações plásticas (entre 1 e 3  $\mu\text{m}$ ) ao longo de toda seção região analisada. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm evidenciando a presença de deformações plásticas da ordem de 3  $\mu\text{m}$ . MEV – Imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)



(c)

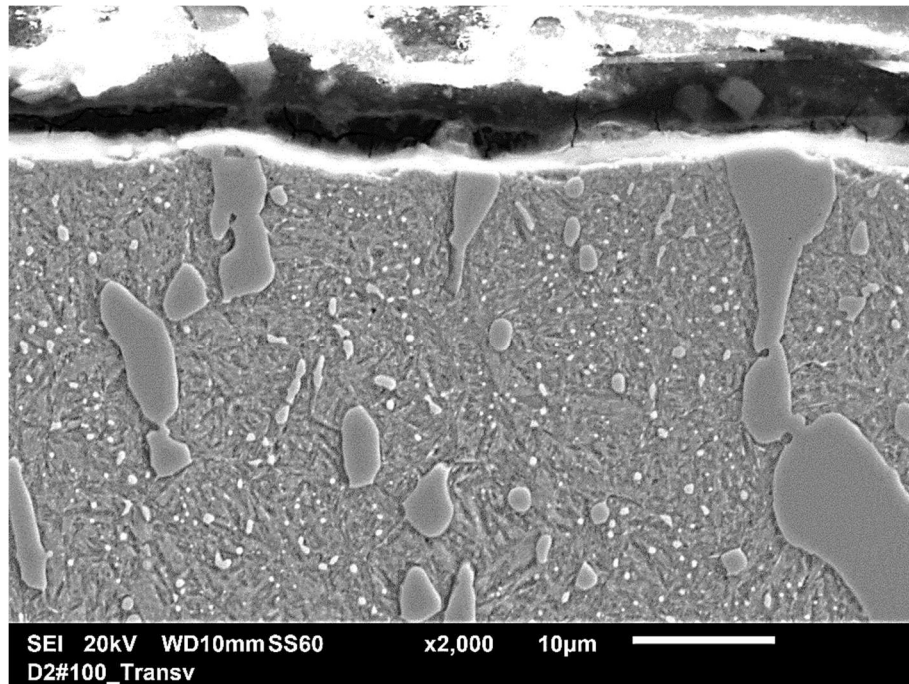
### 6.3.1.2. Aço ferramenta AISI D2, temperado e revenido

A Figura 77-a à Figura 77-c mostram as caracterizações do aço AISI D2. A Figura 77-a apresenta a caracterização do material ensaiado com o abrasivo 0,2 mm. Para esta condição de ensaio, não são verificadas trincas nos carbonetos primários  $M_7C_3$ , provavelmente pelos baixos esforços atuantes das partículas abrasivas. Também não foi verificada deformação plástica da região sub-superficial da matriz de martensita revenida.

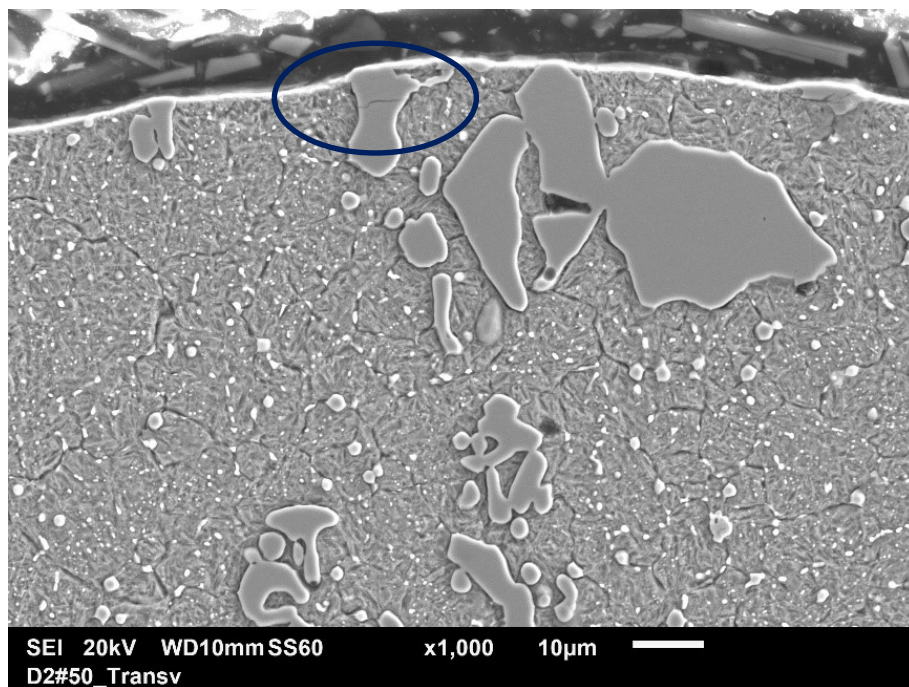
Quando se analisa o material ensaiado com o abrasivo 0,5 mm, apresentado na Figura 77-b, verifica-se a presença de trinca em carboneto  $M_7C_3$  (círculos azuis). Não se verifica a presença de trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material, o que se pressupõe que os esforços atuantes na superfície do material não foram suficientes para gerar trincas em determinados carbonetos.

Ao contrário do material anterior, o material ensaiado com abrasivo 1,0 mm apresentado na Figura 77-c, apresenta trinca em praticamente todos os carbonetos presentes na superfície, indicando que os esforços atuantes decorrentes dos abrasivos de maior tamanho são maiores que abrasivos de menor tamanho. Outra observação possível é a eficiência dos carbonetos em bloquear a ação abrasiva. O perfil das tribosuperfícies muda à medida que os carbonetos superficiais estão em contato direto com as partículas abrasivas. Mesmo um carboneto fissurado foi eficiente na redução da profundidade de desgaste. Verifica-se em todos os casos que as trincas nos carbonetos são paralelas com a superfície de desgaste, o que pode proporcionar o deslocamento dos carbonetos e consequente aumento dos valores de perdas de massa dos materiais.

Figura 77 - Caracterização do material AISI D2-TT em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm onde verifica-se a ausência de trincas nos carbonetos presentes na microestrutura. (b) ensaio com abrasivo 0,5 mm onde não são verificadas trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm onde podem ser verificadas a presença de trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. (a) e (b) MEV – Imagens de elétrons secundários; (c) MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados.

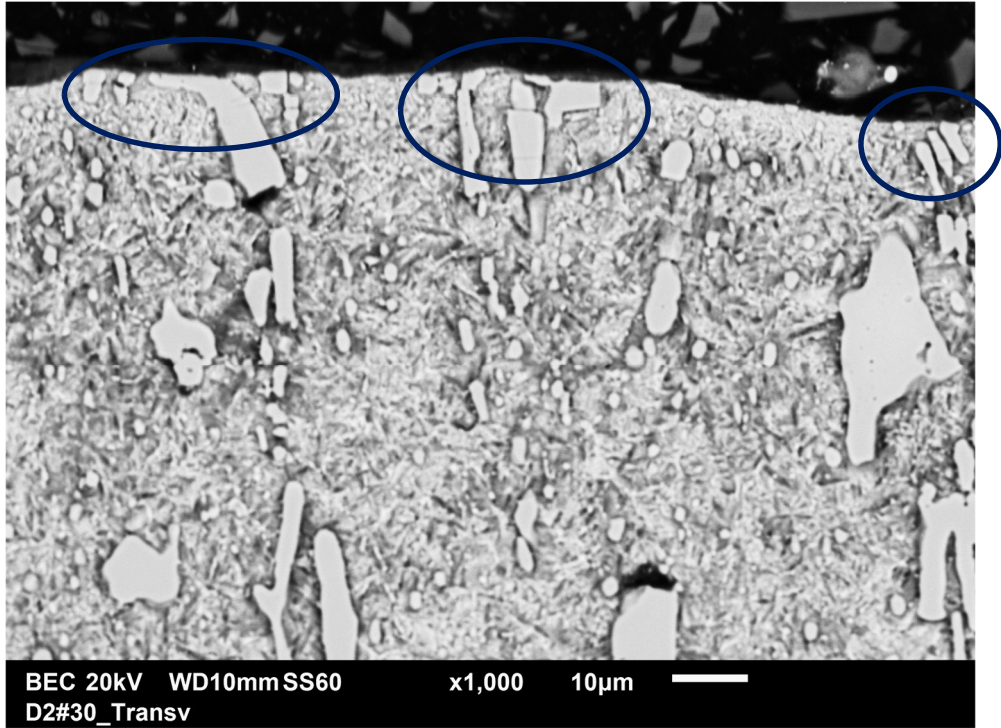


(a)



(b)





(c)

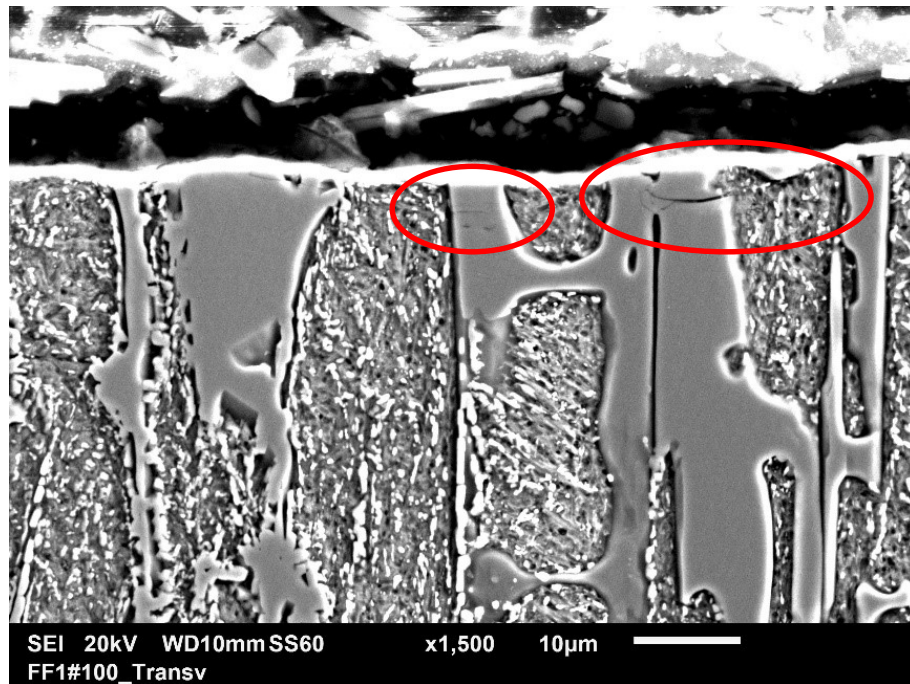
### 6.3.1.3. Ferro fundido branco com alto cromo hipereutético, temperado e revenido

A Figura 78-a à Figura 78-c mostram os mecanismos de desgaste do ferro fundido hipereutético (FF-HIPER). A Figura 78-a apresenta a caracterização do material ensaiado com abrasivo 0,2 mm. Apesar dos baixos esforços gerados pelo abrasivo de menor tamanho, verifica-se a presença de trinca no carboneto primário  $M_7C_3$ , mas com menor incidência, comparados com os materiais ensaiados com abrasivos maiores. Adjacente ao carboneto trincado, existe a presença de um sulco na matriz do material (indicado pelo círculo vermelho), que pode ter sido o gerador dos esforços para trincamento do carboneto.

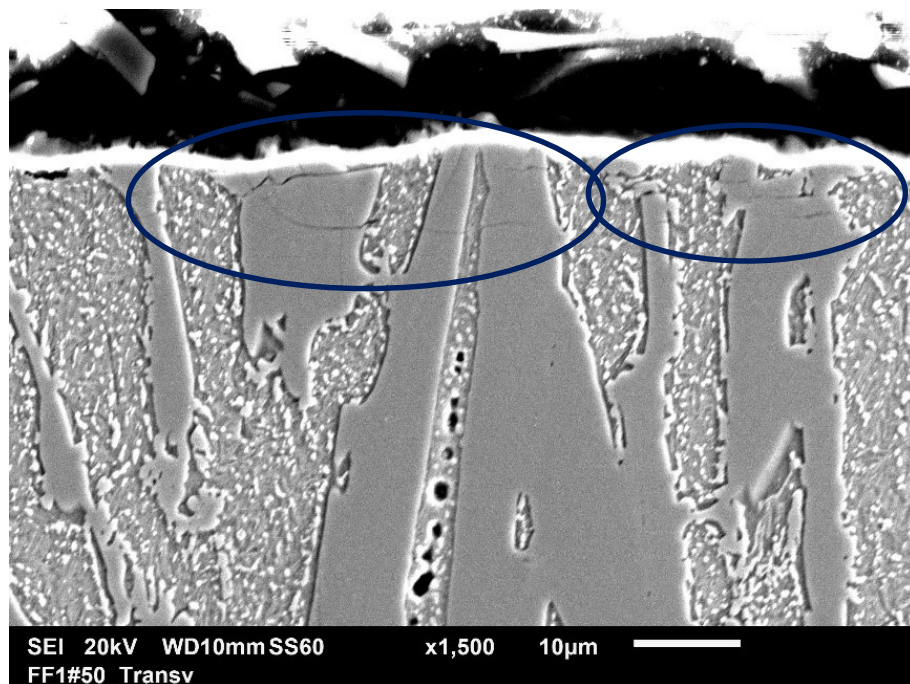
A Figura 78-b apresenta a caracterização do material ensaiado com o abrasivo 0,5 mm. Verifica-se a presença acentuada de trincas nos carbonetos primários  $M_7C_3$  (indicadas pelos círculos azuis). Este comportamento também é verificado no material ensaiado com abrasivo 1,0 mm, apresentado na Figura 78-c. Observa-se no material ensaiado com abrasivo 1,0 mm a presença de carbonetos trincados em região sub-superficial, onde estes não estão diretamente em contato com os abrasivos (indicados pelas setas na Figura 78-c). Estes esforços podem estar coincidindo com as regiões de máxima tensão decorrente da atuação dos abrasivos.

Verifica-se em todos os casos que as trincas nos carbonetos são paralelas com a superfície de desgaste, e dependendo da extensão da trinca, pode ocasionar o deslocamento do carboneto na continuidade do ensaio de desgaste, com aumento da taxa de desgaste.

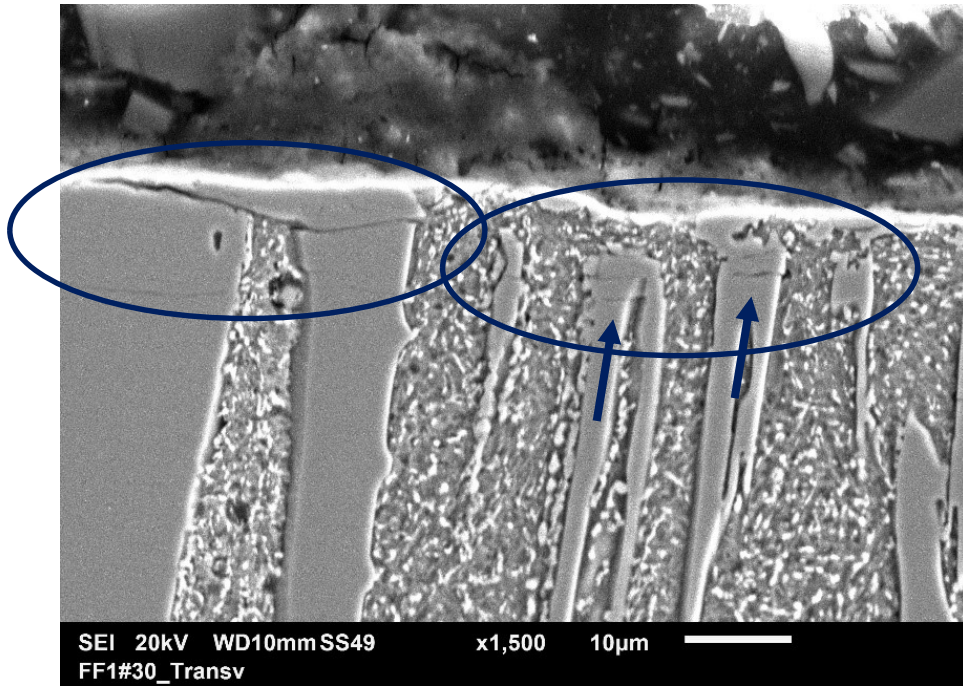
Figura 78 - Caracterização do material ferro fundido hipereutético (FF-HIPER) em seção transversal ao sentido de fluxo de abrasivo. (a) ensaio com abrasivo 0,2 mm onde verifica-se a presença de trincas nos carbonetos primários  $M_7C_3$  presentes na microestrutura. (b) ensaio com abrasivo 0,5 mm onde são verificadas trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. (c) ensaio com abrasivo 1,0 mm onde pode ser verificado a presença de trincas em todos os carbonetos presentes na superfície do material. MEV – Imagens de elétrons secundários.



(a)



(b)



(c)

#### 6.4. Relação dureza do abrasivo e dureza do material

A Tabela 29 apresenta os valores de perdas de massa dos materiais analisados, assim como seus valores de macrodureza e da relação  $H_a/H_m$  (considerando a dureza do abrasivo de 1247 HV<sub>100g</sub>). Verifica-se que os valores das relações variam de 1,51 para o material de maior dureza (FF-HIPO) até 9,67 para o material de menor dureza (AISI H13-RE).

As análises destes resultados serão divididas em dois grupos, sendo um grupo formado pelos materiais FF-HIPO, FF-HIPER, AISI D6-TT e AISI D2-TT, que apresentaram as menores relações  $H_a/H_m$  e um grupo formado pelos materiais AISI H13-TT, AISI D6-RE, AISI D2-RE e AISI H13-RE, que apresentaram os maiores valores das relações entre a dureza do abrasivo e do material.

Tabela 29 - Resultados de perdas de massa dos materiais analisados, valores de macrodureza e da relação empírica  $H_a/H_m$

Material	Dureza (HV <sub>30kg</sub> )	Relação $H_a/H_m$	Perdas de massa (g)		
			0,2 mm	0,5 mm	1,0 mm
FF-HIPO	829	1,51	0,08	0,12	0,25
FF-HIPER	751	1,66	0,05	0,08	0,25
D6-TT	770	1,62	0,11	0,16	0,50
D2-TT	746	1,67	0,16	0,18	0,66
H13-TT	527	2,37	0,43	0,85	1,41
D6-RE	246	5,07	0,25	0,58	1,43
D2-RE	228	5,47	0,35	0,71	1,41
H13-RE	129	9,67	0,82	1,15	1,75

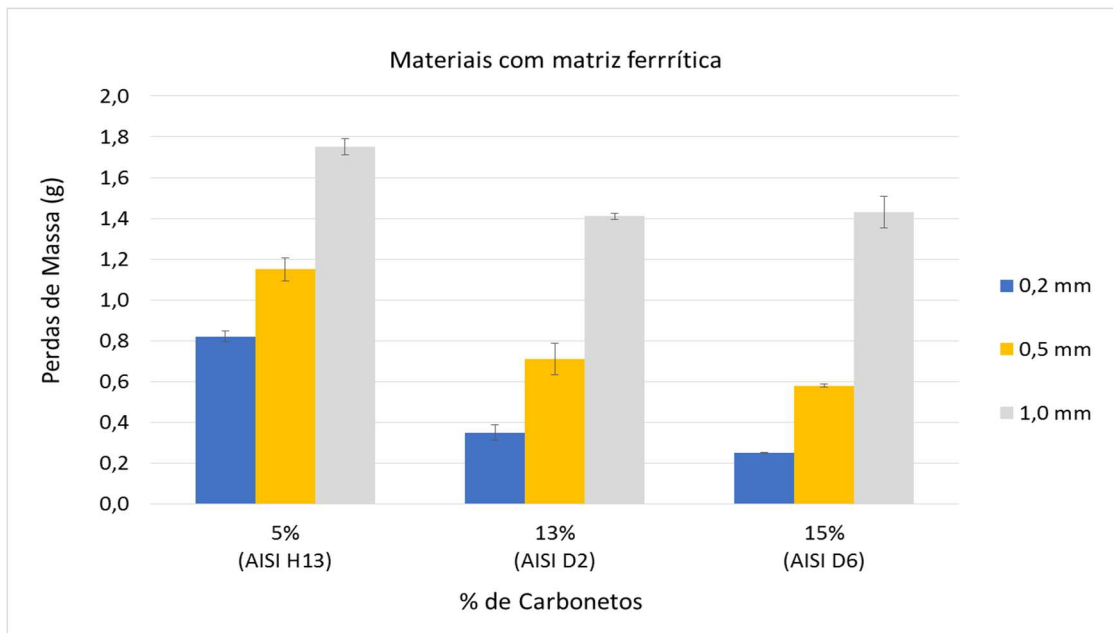
## 7. DISCUSSÃO

### 7.1. Efeito das microestruturas dos materiais na resistência ao desgaste abrasivo

A Figura 79 apresenta os valores de perdas de massa dos materiais com matriz ferríticas (AISI H13-RE, AISI D2-RE e AISI D6-RE) em relação a presença de carbonetos nas microestruturas dos materiais ( $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ ). Para estes materiais, foi considerado os valores obtidos nas medições das frações volumétricas de carbonetos conforme apresentado na Tabela 24. O material AISI H13 apresenta as maiores perdas de massa para todos os tamanhos de abrasivos. Se relacionarmos as frações de carbonetos presentes na microestrutura com os valores de macrodureza, verifica-se um aumento dos valores de perdas de massa do material AISI H13 (dureza de 129 HV) em relação aos materiais AISI D2 e AISI D6 (durezas de 228 HV e 246 HV, respectivamente). Estes resultados confirmam os resultados obtidos por GORE e GATES (1997) que ensaiaram materiais com microestrutura de matriz recozida, obtendo maiores perda de massa no material com menor valor de dureza.

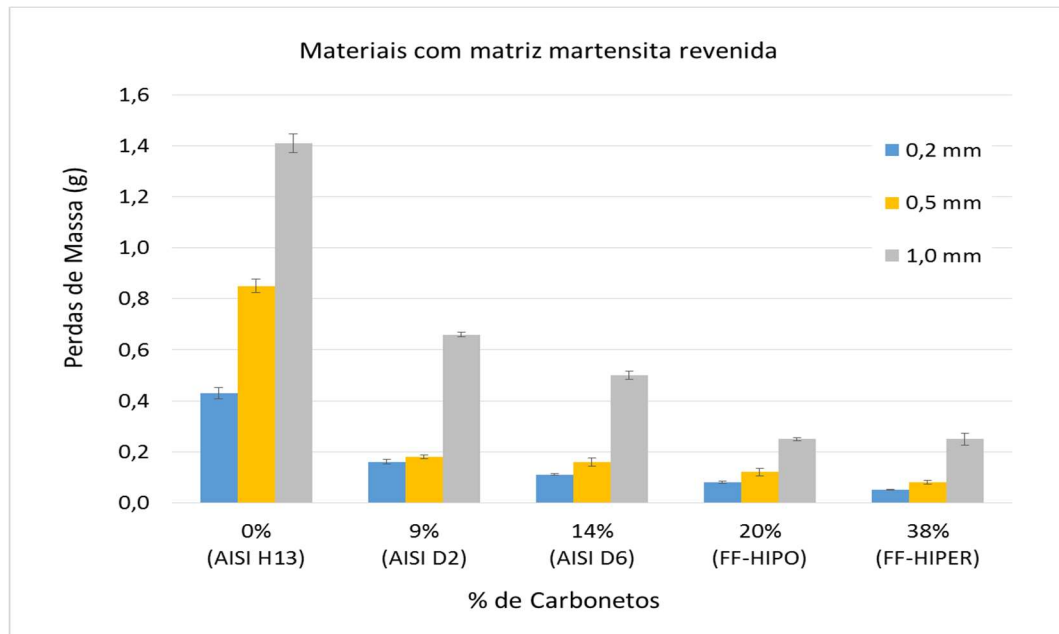
Para os aços ferríticos com presença de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  (AISI D2, 13% de carbonetos e AISI D6, 15% de carbonetos, vide Tabela 24), verifica-se que o material com maior fração de carbonetos (AISI D6) e maior valor de macrodureza, apresenta menores perdas de massa para ambos os tamanhos de abrasivos de 0,2 mm e 0,5 mm (vide Figura 79). Um ponto importante são os resultados de desgaste obtidos nos ensaios com abrasivo 1,0 mm para os materiais AISI D2-RE e AISI D6-RE. Os dois aços apresentam as mesmas perdas de massa (valores da ordem de 1,42 g), sugerindo que para condições tribológicas mais severas, as diferenças nas frações de carbonetos e valores de macrodureza se tornam menos relevante na resistência ao desgaste.

Figura 79 – Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz ferrítica relacionadas com o valor de carbonetos presentes na microestrutura



A Figura 80 apresenta os valores de perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida (AISI H13-TT, AISI D2-TT, AISI D6-TT, FF-HIPER e FF-HIPO) em relação a fração de carbonetos presentes na microestrutura dos materiais (vide Tabela 24). No caso do material AISI H13-RE, tratado em temperatura da ordem de 500 °C, as frações de carbonetos foram estimadas com base na isoterma na temperatura de revenimento. No caso do aço AISI D2 (e extrapolando para o aço AISI D6), quando o revenimento é realizado a 200°C, a dureza é proveniente das tensões internas da martensita revenida, já que não há contribuição do endurecimento pela precipitação secundária de carbonetos de elementos de liga (MENDANHA et al., 2008).

Figura 80 - Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida relacionadas com o valor total de carbonetos presentes na microestrutura



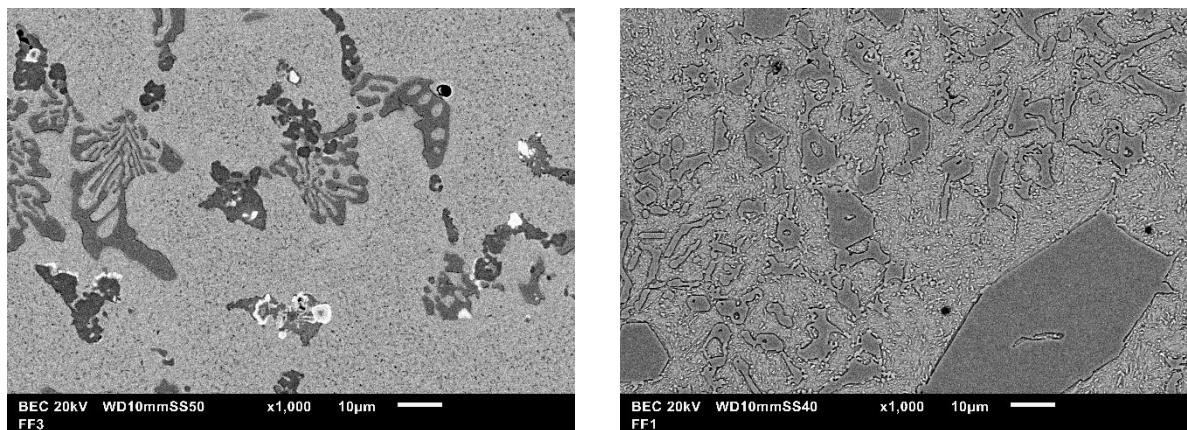
Verifica-se que o aço ferramenta AISI H13-TT apresenta os maiores valores de perdas de massa dos materiais com tratamento de têmpera e revenimento. Este material não apresenta carbonetos de tamanho relevante para tribologia na microestrutura. Quando se analisa os resultados dos demais aços ferramenta, verifica-se que o aço AISI D2 apresenta maior perda de massa quando comparado com o AISI D6 para todos os tamanhos de abrasivo. Os resultados indicam que neste caso, a maior fração de carbonetos primários  $M_7C_3$  (14% do AISI D6 contra 9% do AISI D2) e, conseqüentemente, maior valor de macrodureza, se mostram mais eficazes na resistência ao desgaste abrasivo.

Quando se analisam os ferros fundidos brancos, verifica-se que o FF-HIPER (fração de carbonetos de 38%) apresenta menor perda de massa que o material FF-HIPO (fração de carbonetos de 20%) quando ensaiados com os abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm. Estes resultados podem ser relacionados com os resultados apresentados ALBERTIN e SINATORA (2001), que ensaiaram ferros fundidos com frações de carbonetos semelhantes aos materiais deste trabalho. Os ensaios foram realizados em moinho de bolas laboratorial com quartzo como abrasivo. Os autores concluíram que o abrasivo desgasta a matriz e expõe os carbonetos, que são continuamente trincados pela ação do carboneto. A Figura 81 apresenta a caracterização



metalográfica dos materiais FF-HIPO e FF-HIPER. Verifica-se que as distâncias entre os carbonetos do ferro FF-HIPO são superiores ao do ferro FF-HIPER, levando a maior exposição da matriz no FF-HIPO ao efeito das partículas do abrasivo, provocando maiores perdas de massa neste material. Estes comportamentos não são verificados quando estes materiais são ensaiados com o abrasivo 1,0 mm, onde foram obtidos resultados iguais de perdas de massa (da ordem de 1,42 g) para este tamanho de abrasivo, indicando que para estas condições de ensaios, as características microestruturais destes materiais não são tão relevantes em relação a severidade do desgaste.

Figura 81 - Microestruturas dos ferros fundidos analisados neste trabalho: (a) FF-HIPO e (b) FF-HIPER. Aumentos: 1000X. MEV – Imagens de elétrons retro-espalhados.

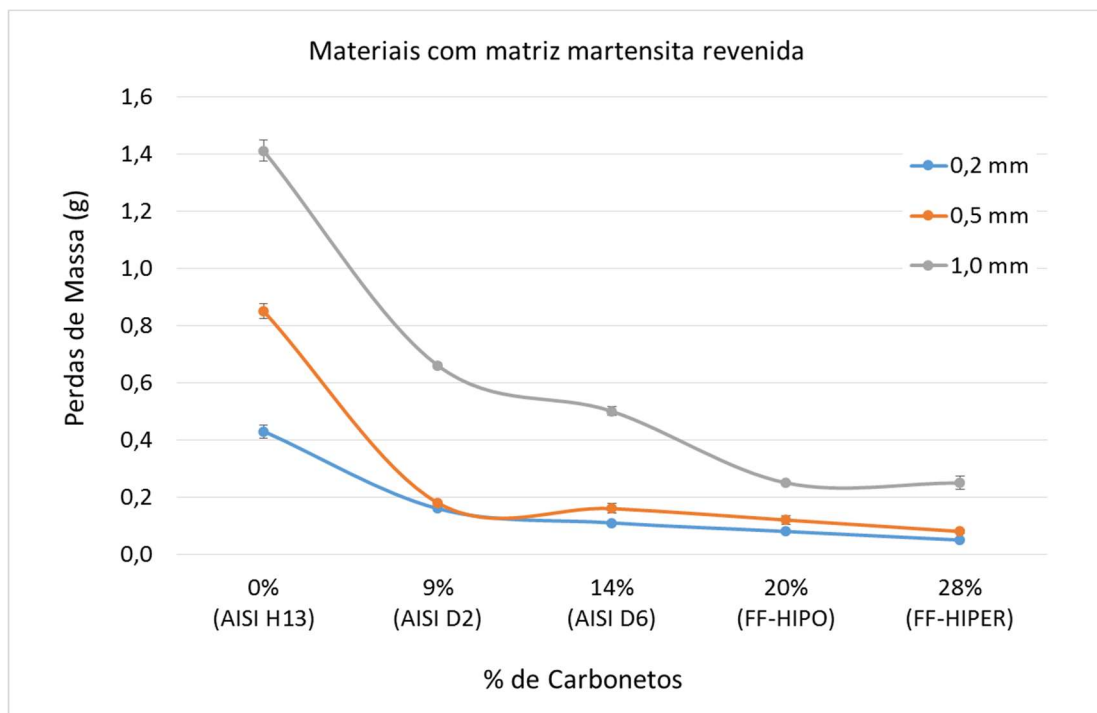


Fonte: Autor

PINTAÚDE et al (2009) propôs um esquema para explicar o efeito das fases (matriz e carboneto) na resistência a abrasão dos materiais, onde tem-se como primeiro evento a atuação da partícula abrasiva sobre a matriz e posterior trincamento dos carbonetos. Em primeira análise, as taxas de desgaste podem ser relacionadas com a capacidade de penetração da partícula abrasiva na região da matriz do material, onde, isoladamente nesta região, predomina o efeito da dureza na taxa de desgaste do material. Neste caso, podemos adotar estas análises para materiais homogêneos. PINATÚDE et al. (2009) complementam que, com a deformação plástica da matriz e o contínuo deslizamento da partícula abrasiva sobre a superfície do material, pode ocorrer o trincamento e posterior arrancamento dos carbonetos primários. O arrancamento é decorrente da interação das partículas do abrasivo com o carboneto primários e da falta de suporte mecânico da matriz de martensita revenida aos

carbonetos primários. Esta proposta parece válida quando se considera que os carbonetos primários se comportam como barreiras para a ação dos abrasivos. De modo geral, para os materiais estudados neste trabalho, verifica-se uma diminuição dos valores de perdas de massa com o aumento das frações volumétricas de carbonetos para todos os tamanhos de abrasivo, como ilustra a Figura 82. Outro ponto importante são as diferenças de perdas de massa quando temos o aumento do tamanho do abrasivo. No caso do material AISI H13, que pode ser considerado como um material homogêneo, com o aumento do tamanho de grão, as perdas de massa sobem contínua e gradualmente. Quando analisam-se os materiais que apresentam carbonetos na microestrutura (AISI D2, AISI D6, FF-HIPO e FF-HIPER), estes apresentam perdas de massa semelhantes quando ensaiados com os abrasivos 0,2 mm e 0,5 mm, mas verifica-se um aumento significativo nas perdas de massa quando ensaiados com abrasivo 1,0 mm. Estes resultados evidenciam que o aumento do tamanho do abrasivo provoca uma mudança de mecanismos de desgaste para materiais com presença de carbonetos na microestrutura, com a presença de trincamentos prevalecendo como mecanismo de desgaste.

Figura 82 - Gráfico dos valores de perdas de massa dos materiais com matriz de martensita revenida relacionadas com o valor total de carbonetos presentes na microestrutura



## 7.2. Efeito do tamanho da partícula abrasiva no desgaste abrasivo

Quando se analisa os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo nos materiais com matriz ferrítica (AISI H13-RE, AISI D2-RE e AISI D6-RE) verifica-se um aumento praticamente linear das perdas de massa com o aumento do tamanho do abrasivo, para todos os materiais ensaiados (vide Figura 65). Estes resultados são compatíveis com os resultados obtidos por NATHAN e JONES (1966) e contradizem os resultados apresentados por CHACON-NAVA (2010). Associados à matriz ferrítica dos materiais, tem-se uma correlação direta entre as frações de carbonetos presentes na microestrutura com os valores de macrodureza dos materiais. Estes resultados corroboram com ZUM GAHR (1998) que apresentou tendências para o comportamento de materiais homogêneos, onde a resistência ao desgaste aumenta (menores perdas de massa) com o aumento da dureza e as perdas de massa aumentam com o aumento do tamanho do abrasivo.

Quando se analisa os resultados obtidos pelos aços ferramentas com matriz de martensita revenida, verifica-se um aumento de 15% na perda de massa do aço AISI D2-TT e 45% na perda de massa do aço AISI D6-TT (vide tabela 22), com o aumento do tamanho do abrasivo de 0,2 mm para 0,5 mm. O aumento do tamanho do abrasivo, promove uma maior fragmentação dos carbonetos primários e, conseqüentemente, maior destacamento, levando a uma maior perda de massa. A caracterização da superfície de desgaste do aço AISI D2-TT mostrou a presença de carbonetos trincados (vide Figuras 71 e 72). Sugere-se que a maior fração de carbonetos no AISI D6-TT (14 % contra 9% de carbonetos do AISI-D2) promove um aumento percentual maior das perdas de massa com o aumento do tamanho do abrasivo.

Quando analisa-se estes materiais ensaiados com o abrasivo de 1,0 mm verificamos um aumento significativo das perdas de massa de ambos os materiais, quando comparados com os resultados a partir dos ensaios com abrasivo 0,5 mm. Os resultados de perdas de massa mostraram um aumento de 370% para o AISI D2 e 310% para o AISI D6 (vide Tabela 22). Estes resultados sugerem que apesar da pequena diferença nos valores de macrodureza dos materiais (746 HV para o AISI D2 e 770 HV para o AISI D6), esta diferença nos valores de macrodureza podem estar prevalecendo na diminuição da capacidade de penetração do abrasivo na matriz, aqui considerando os materiais como estruturas homogêneas, melhorando a resistência ao desgaste do material.

Quando se analisa os resultados obtidos dos ensaios dos ferros fundidos, que foram os materiais que apresentaram os menores valores de perdas de massa entre todos os materiais ensaiados, verifica-se que quando ensaiados com abrasivo menor (0,2 mm), a microestrutura se torna um fator preponderante na resistência ao desgaste, pois o FF-HIPER que apresenta maior fração de carbonetos (total de 28 %), apresentou o menor valor de perda de massa entre os ferros fundidos, apesar de apresentar valor de macrodureza inferior ao material FF-HIPO (836 HV contra 753 HV). Observa-se aumentos percentuais de perdas de massa semelhantes para os FF-HIPO e FF-HIPER (aumentos de 50% e 60%, respectivamente), quando ocorre o aumento do tamanho do abrasivo de 0,2 mm e 0,5 mm. Estes resultados mostram que as características do desgaste se mantiveram com este aumento do tamanho do abrasivo.

Quando são analisados os resultados dos ferros fundidos ensaiados com abrasivo de maior tamanho (1,0 mm), verifica-se que estes materiais apresentaram os mesmos valores de perdas de massa (0,25 g), indicando aumentos percentuais nas perdas de massa de 100% para o FF-HIPO e aumento de 300% para o FF-HIPER, quando comparados com os resultados dos ensaios com abrasivo 0,5 mm.

Estes resultados sugerem que com o aumento do tamanho do abrasivo ocorre um aumento na energia fornecida pelo abrasivo, promovendo uma maior incidência de trincas nos carbonetos primários do FF-HIPER e, conseqüentemente uma maior perda de massa percentual decorrente do destacamento dos carbonetos com o aumento do tamanho do abrasivo.

### 7.3. Perda de massa versus a relação entre a dureza do abrasivo e do material, ( $H_a/H_m$ )

A literatura correlaciona os valores da relação entre a dureza do abrasivo e dureza da amostra (relação  $H_a/H_m$ ) com a resistência ao desgaste dos materiais (RICHARDSON, 1968; KRUSCHOV, HUTCHINGS, 1998). Para todos os materiais ensaiados, verifica-se valores da relação  $H_a/H_m$  entre 1,5 (FF-HIPO) a 9,6 (H13-RE). Os valores das relações neste grupo de materiais são compatíveis com os valores das relações apresentadas por HUTCHINGS e SHIPWAY (2017), que variam de 0,5 a valores superiores a 10.

A Figura 83 apresenta os resultados obtidos com todos os materiais estudados neste trabalho. Foram inseridas retas (linhas pontilhadas nas cores referentes aos tamanhos de abrasivo) similares às apresentadas para as transições severo/moderado reportadas pela literatura (KRUSCHOV, 1974; ZUM GAHR, 1998; HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017). Para a transição entre o regime moderado e severo, o valor da relação  $H_a/H_m$  é entre 1,2 e 1,7. Os valores da relação  $H_a/H_m$  para os materiais com matriz de martensita revenida estão entre 1,51 e 2,37. Se considerarmos os materiais com maiores frações de carbonetos (excluindo o material AISI H13), os valores da relação  $H_a/H_m$  estão entre 1,51 e 1,67, dentro da faixa de valores da transição moderado/severo. Verifica-se que, de modo geral, o aumento no tamanho do abrasivo não alterou significativamente as curvas de transição dos materiais analisados neste trabalho.

Analisando os aços de matriz ferrítica (AISI H13-RE, AISI D2-RE e AISI D6-RE) que apresentam as maiores relações  $H_a/H_m$  e que, de acordo com a (KRUSCHOV, 1974; ZUM GAHR, 1998; HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017), se encontra na região de regime severo de desgaste, verifica-se uma excelente relação dos valores da relação  $H_a/H_m$  com os valores de perdas de massa obtidos para todos os tamanhos de abrasivos (BLICKENSDEFER et al, 1985), vide Figura 84. Para estes materiais, verifica-se que as curvas de tendências dos resultados são praticamente paralelas entre si, sugerindo que os comportamentos tribológicos dos aços ferríticos se mantêm com o aumento do tamanho do abrasivo.

Figura 83 – Correlação entre perdas de massa em ensaios de desgaste abrasivo e relação  $H_a/H_m$  das ligas analisadas neste trabalho. Foram incluídas as curvas de transição severo/moderado ( $H_a/H_m$  entre 1 e 3) e região de desgaste severo ( $H_a/H_m$  acima de 5).

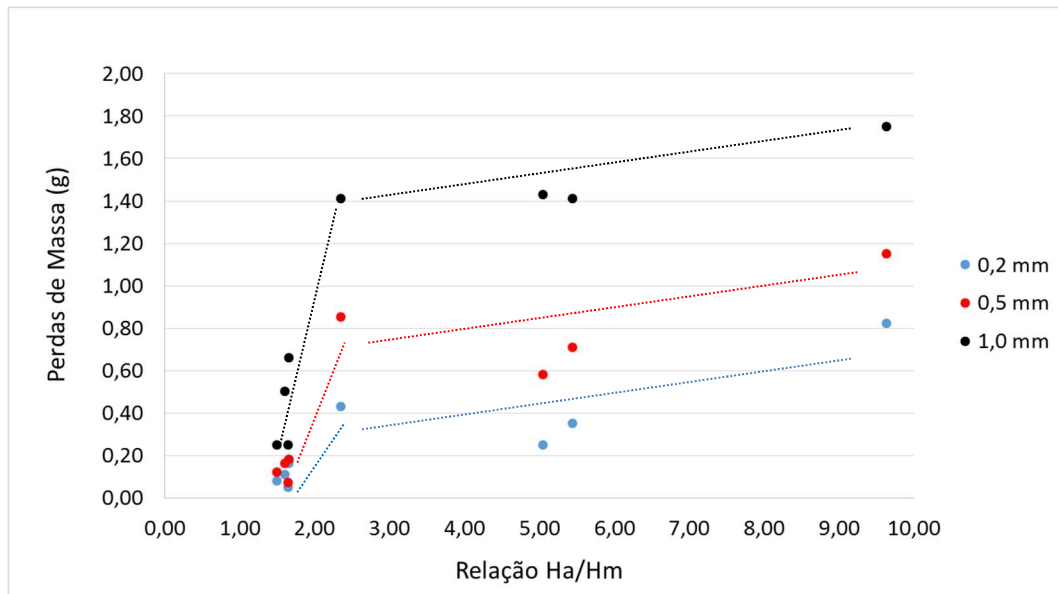
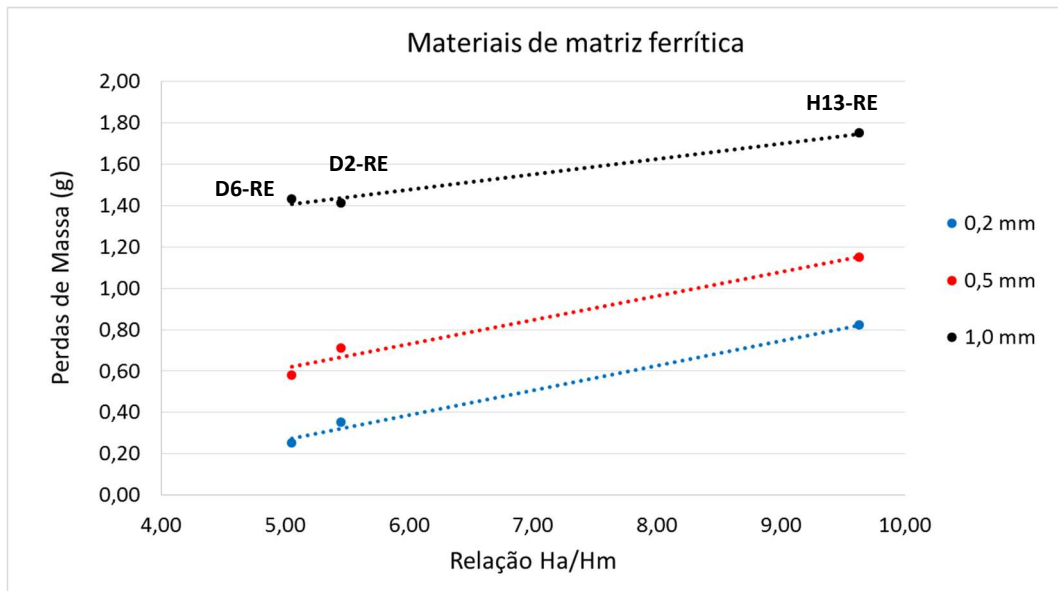


Figura 84 – Correlação entre perdas de massa e relação  $H_a/H_m$  dos aços com matriz ferrítica. As curvas pontilhadas são curvas de tendência dos resultados para cada tamanho de abrasivo.



A Figura 85 apresenta os resultados dos materiais com matriz de martensita revenida (AISI H13-TT, AISI D2-TT, AISI D6-TT, FF-HIPO e FF-HIPER) que apresentaram menores valores da relação  $H_a/H_m$  (entre 1,51 e 2,37) e que estão na região de transição moderado/ severo. A Figura 86 apresenta um detalhe do gráfico

anterior, não exibindo os resultados do material AISI H13-TT. Para ambas as figuras, as inclinações das retas não foram alteradas, mas se adequaram com as escalas dos eixos das abscissas (eixo X).

Para os materiais com matriz de martensita revenida, verifica-se uma boa correlação entre os valores da relação  $H_a/H_m$  com os valores das perdas de massa nos ensaios de desgaste abrasivo para todos os tamanhos de abrasivos (vide Figura 85). Apesar das boas correlações obtidas com os valores de macrodureza e perdas de massa dos materiais, verifica-se que o FF-HIPER apresenta menores valores de perdas de massa, mesmo apresentando uma relação  $H_a/H_m$  semelhante aos materiais AISI D2 e AISI D6 (valores da ordem de 1,65).

Se considerarmos uma linha de tendência dos resultados das perdas de massa excluindo o material FF-HIPER, os resultados de  $R^2$  (com os materiais FF-HIPO, D6-TT, D2-TT) aumentam para valores da ordem de 0,98, o que sugere que as características microestruturais são fatores relevantes quando analisa-se os resultados de resistência ao desgaste dos materiais. Os obtidos neste trabalho são compatíveis resultados apresentados por HALK (1999), que obteve resultados de ensaios de desgaste abrasivo em diferentes materiais (entre eles, aços ferramentas e ferros fundidos de alto cromo, com durezas que variam de 600 HB a 1000 HB) e que apresentam valores semelhantes de perdas volumétricas.

Para o material AISI H13-TT (matriz de martensita revenida, sem a presença de carbonetos e dureza de 527 HV), verifica-se perdas de massa semelhantes aos materiais AISI D2-RE (matriz ferrítica, frações de carbonetos de 9% e macrodureza de 228 HV) e do material AISI D6-RE (matriz ferrítica, frações de carbonetos de 15% e macrodureza de 246 HV), principalmente nos ensaios com abrasivo 1,0 mm. Neste caso, as características microestruturais destes materiais (maiores frações de carbonetos) prevaleceram na resistência ao desgaste, quando comparado com material que apresentou maiores valores de macrodureza e, conseqüentemente, menor relação  $H_a/H_m$  (AISI H13-TT).

Figura 85 - Correlação entre perdas de massa e relação  $H_a/H_m$  dos materiais com de martensita revenida. As curvas pontilhadas são curvas de tendência dos resultados para cada tamanho de abrasivo, indicando a equação que rege a curva e o  $R^2$  das curvas.

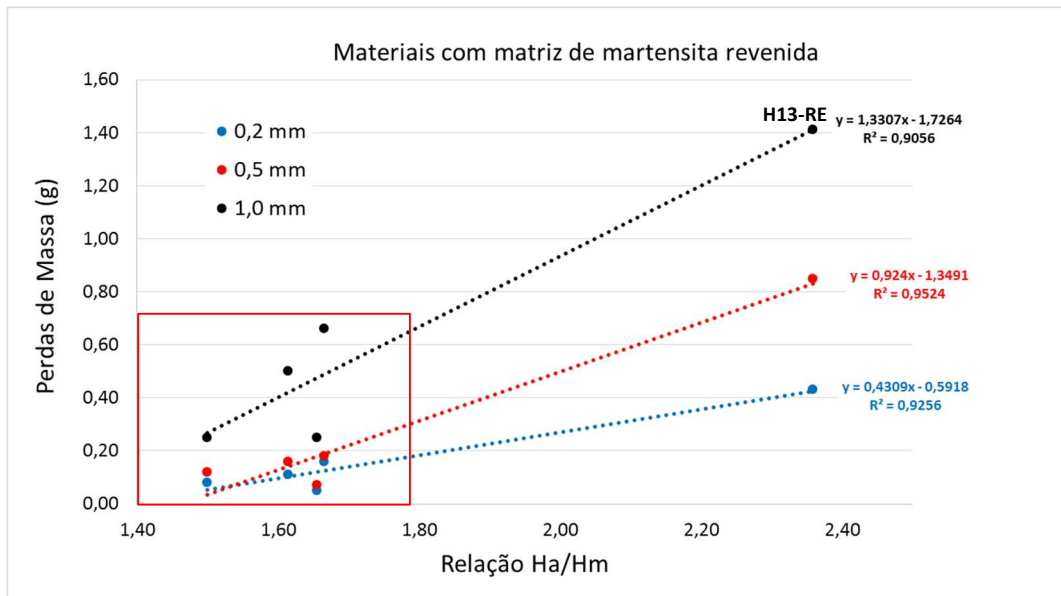
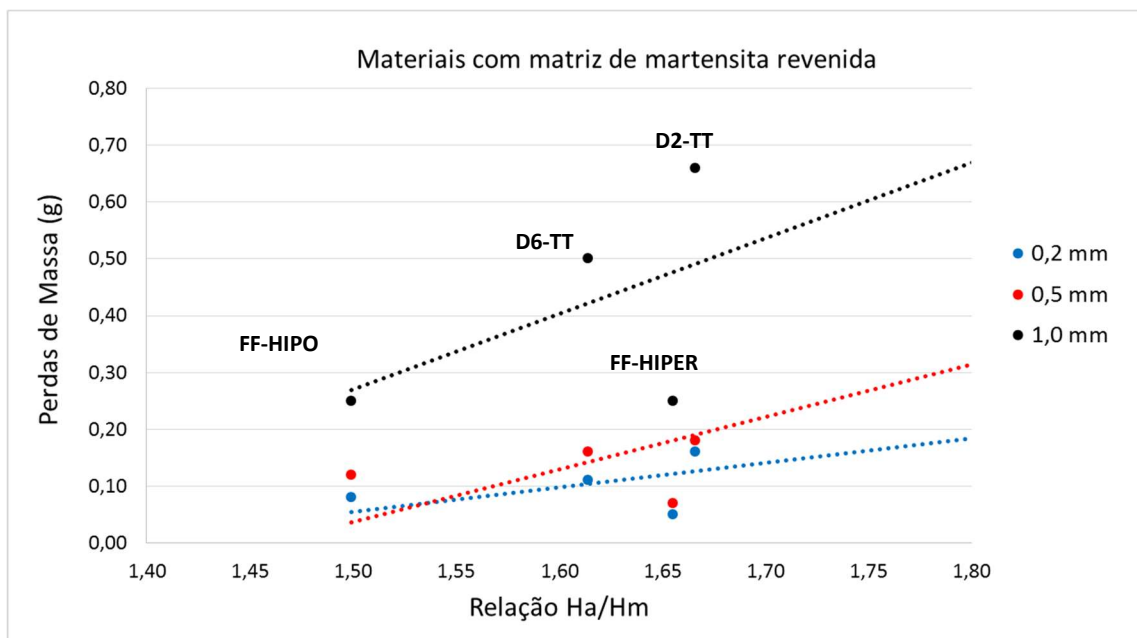


Figura 86 - Detalhe da figura anterior, apresentando as perdas de massa e relação  $H_a/H_m$  dos materiais com matriz de martensita revenida, não exibindo os resultados do material AISI H13.





## 7.4. Mecanismos de desgaste

### 7.4.1. Superfícies de desgaste

As caracterizações das superfícies de desgaste do material AISI H13-TT (vide Figuras 67 a 69) mostram a presença de grande quantidade de sulcos, com diferentes larguras (variando de 5 a 20  $\mu\text{m}$ , para ensaios com abrasivos 0,5 e 1,0 mm), associados a presença de deformação plástica e formação de cavacos a partir destas deformações. Nos ensaios com abrasivo 1,0 mm, pode-se observar regiões com arrancamentos da ordem de 1  $\mu\text{m}$ . São observadas grande proporção de área coberta com incrustações de sílica. Estas incrustações diminuem na medida que aumenta o tamanho do abrasivo.

Quando se analisam as superfícies de desgaste do material AISI D2-TT (vide Figuras 70 a 72), verifica-se a presença de sulcos com larguras que variam de 5 a 10  $\mu\text{m}$  (para ensaios com abrasivo 0,5 e 1,0 mm, respectivamente), presença de carbonetos trincados, regiões de deformação plástica associados aos sulcos, regiões com presença de arrancamentos da ordem de 1  $\mu\text{m}$  e regiões de trincamentos associados ao destacamento de carbonetos do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ . Também são verificadas incrustações de sílica nas superfícies de desgaste (em menores intensidades que o material AISI H13) e que também diminuem com o aumento do tamanho do abrasivo.

No caso do ferro fundido hipereutético (FF-HIPER) (vide Figuras 73 a 75), verifica-se menores presenças de incrustações de sílica na superfície em relação aos aços ferramentas e pouca incidência de sulcos na superfície, com largura máxima da ordem de 5  $\mu\text{m}$ . São observadas trincas nos carbonetos primários do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ , com maior intensidade nos ensaios com abrasivo 0,5 mm. Não são verificadas a presença de deformação plástica severa na superfície do material, e quando estão presentes, estão associadas à presença de sulcos em região da matriz.

Dos resultados obtidos neste trabalho, podemos relacionar com as seguintes conclusões da literatura:

- Em ensaios de desgaste a três corpos (tribômetro roda de borracha) os mecanismos de corte e deformação plástica coexistem no mesmo tribossistema. Os números de sulcos/riscos aumentam e a quantidade de endentações diminuem, devido ao rolamento das partículas, com o aumento da dureza do material (FANG e ZHOU, 1991). Verifica-se este comportamento com o aumento do tamanho do abrasivo – Vide Figuras 69 a 72.

- Em ensaios em tribômetro roda de borracha, a matriz é facilmente desgastada pelos abrasivos por meio dos mecanismos de microcorte e microsulcamento, levando à exposição dos carbonetos. Em determinado momento, as interações dos abrasivos com a superfície passam a promover o trincamento dos carbonetos, que são destacados da superfície em forma de fragmentos, levando ao aumento das perdas de massa, repetindo os ciclos de desgaste da matriz e trincamento dos carbonetos (JINZHU et al, 1993; LIQUN et al, 1993; PINTAÚDE, 2009; PENAGOS, 2016) – Vide Figuras 70, 72 e 75.
- O processo de arrancamento de carbonetos com dimensões substancialmente menores que os carbonetos primários, normalmente com formatos esferoidais, podem ser decorrentes da falta de sustentação destes carbonetos decorrentes das altas profundidades de deformação da matriz pelo abrasivo, decorrente de mecanismos de microcorte e/ou microsulcamento (LIN e CHANG-JUN, 1994) – Vide Figuras 69, 70 e 72;
- Os principais mecanismos de desgaste dos aços ferramentas são o microcorte, microsulcamento, presença de deformações plásticas intensas, formação de cavacos e arrancamentos (NARAYANASWAMY et al, 2016; SING et al, 2015) – Vide Figuras 67 a 72;
- A resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos depende da quantidade, tipos, orientação e morfologia dos carbonetos presentes na microestrutura, além da energia imposta pelo abrasivo. DOGAN et al (1997) apresenta a caracterização de um ferro fundido branco hipereutético submetido a ensaio de riscamento simples, onde evidencia a presença de trincas nos carbonetos ao longo do risco. Em trabalho anterior, DOGAN e HALK (1995) apresentam como os carbonetos se comportam em decorrência das forças aplicadas. A caracterização dos mecanismos de desgaste do ferro fundido hipereutético ensaiado no sistema tribológico deste trabalho evidenciou a presença de trincamento dos carbonetos primários ao longo do sulcamento imposto pelo abrasivo – Vide Figura 75.

#### **7.4.2. Seções transversais**

As caracterizações microestruturais das seções transversais dos aços ferramenta AISI H13 (vide Figura 76) mostram a presença de deformações plásticas com

profundidades da ordem de 3  $\mu\text{m}$  quando ensaiados com os abrasivos 0,5 mm e 1,0 mm. Estas deformações são verificadas ao longo de toda a seção transversal. Quando ensaiados com abrasivo 0,2 mm, somente são verificadas deformações subsuperficiais quando associados a presença de sulcos na superfície de desgaste, com deformações da ordem de 1,5  $\mu\text{m}$ . Deformações subsuperficiais em material com matriz martensítica (sem revenimento) foram reportados por BAKSHI et al (2013) em ensaios em tribômetro roda de borracha com abrasivo de sílica com tamanho da ordem de 0,3 mm.

Quando se analisa o material AISI D2 (vide Figura 77), verifica-se a presença de trincas nos carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$  quando ensaiados com abrasivos 0,5 mm e 1,0 mm, em região sub-superficial, paralelas ao sentido de movimentação dos abrasivos durante o processo de desgaste. Estas trincas podem ser relacionadas com a posição de máxima tensão de cisalhamento, região a qual a mecânica do contato usualmente determina para materiais homogêneos. Não foram verificadas trincas nos carbonetos ensaiados com o abrasivo 0,2 mm. Também não são verificadas deformações plásticas em regiões subsuperficiais deste material.

No caso do ferro fundido Hipoeutético (FF-HIPER, (vide Figura 78), as trincas estão presentes nos carbonetos primários  $\text{M}_7\text{C}_3$  de formato colunar. O sentido das trincas nos carbonetos do ferro fundido pode ser diferente do aço AISI D2, onde se verifica que elas são transversais ao sentido dos carbonetos colunares (vide Figura 78). A distribuição dos carbonetos na microestrutura do aço AISI D2 é comparativamente mais aleatória que no ferro fundido e sua fração é significativamente menor (15 % de carbonetos primários contra 35 % de carbonetos no FF-HIPER). A presença de trincas nos carbonetos primários do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$  é reportada na literatura (ALBERTIN e SINATORA, 2001; PENAGOS et al, 2015; CORREA et al, 2015).

Estas diferenças nas trincas dos carbonetos resultam de uma combinação de valores de resistência à fratura dos microconstituintes, da distribuição do carboneto, da dureza da matriz, além dos tamanhos dos abrasivos nos ensaios de desgaste. Em termos do perfil de desgaste, a maior fração de carbonetos primários  $\text{M}_7\text{C}_3$  no ferro fundido pode impedir a ação abrasiva numa extensão maior, o que significa uma menor perda de massa em relação ao material AISI D2.

## 8. CONCLUSÕES

### 8.1. Relação $H_a/H_m$

- Para os grupos dos materiais com matriz ferrítica e dos materiais com matriz de martensita revenida, foram obtidas boas correlações entre os valores de perdas de massa e da relação  $H_a/H_m$ ;
- Os materiais com matriz ferrítica se enquadraram no regime severo de desgaste para todos os tamanhos de abrasivos, enquanto os materiais com matriz de martensita revenida se enquadraram na região de transição severo/moderado para todos os tamanhos de abrasivos;
- As características microestruturais dos materiais podem prevalecer na resistência ao desgaste abrasivo, pois verificou-se as seguintes características:
  - Relação  $H_a/H_m$  semelhantes e perdas de massa distintas;
  - Relação  $H_a/H_m$  distintas e perdas de massa semelhantes.

### 8.2. Mecanismos de desgaste

- A quantidade de sulcos e deformações aumentam e a quantidade de incrustações de sílica diminuem com o aumento do tamanho do abrasivo;
- Para os materiais com microestruturas homogêneas, predominam os mecanismos de sulcamento, deformação plástica e formação de cavacos. Para o material com microestrutura heterogênea, predominam os mecanismos de microcorte e trincamento dos carbonetos.
- No material de menor dureza verifica-se deformações subsuperficiais para todos os tamanhos de abrasivos. Abrasivos pequenos não promovem o trincamento dos carbonetos. Com o aumento no tamanho do abrasivo, os trincamento dos carbonetos são mais intensos;
- As intensidades dos mecanismos de desgaste aumentam com o aumento do tamanho do abrasivo para as ligas analisadas;

### **8.3. Microestruturas**

- As características microestruturais e os valores de macrodureza controlam a resistência ao desgaste abrasivo e os micromecanismos de desgaste;
- De modo geral, os aumentos das frações volumétricas de carbonetos promoveram uma diminuição dos valores de perdas de massa, para todos os tamanhos de abrasivos, onde os carbonetos primários se comportam como barreiras para a ação dos abrasivos;

## 9. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios com tamanhos de abrasivos menores que 0,15 m para verificar se o Tamanho Crítico de Abrasivo informado pela literatura altera o comportamento das curvas de desgaste dos materiais;
- Realizar uma análise por meio de Interferometria 3D das superfícies de desgaste para comparar os parâmetros topográficas de rugosidade e avaliar as diferenças entre microestruturas e tamanhos de abrasivos;
- Realizar uma análise das resistências ao desgaste dos materiais com relação aos valores das microdurezas da matriz e dos carbonetos;
- Avaliar a resistência ao desgaste dos materiais em função da fração de carbonetos secundários relacionando com diferentes temperaturas de revenimento.
- Investigar o efeito de tratamento subcrítico antes do revenimento no desgaste.

## 10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. **Wear**, v. 250, p. 492-501, 2001.

ALBERTIN, E.; MORAES, S.L. Maximizing wear resistance of balls for grinding of coal. **Wear**, v. 263, p. 43-47, 2007.

ANDRADE, G.T. Resistência à abrasão de aços Hadfield para britadores – efeito do tamanho do abrasivo e do pH do meio. Dissertação – Escola Politécnica da USP. Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2015

ARA, M.H.; SINATORA, A. Melhoria no desempenho em desgaste de componentes de britador Twin Shaft Sizer, Relatório VL05-01-Rev.0; Vale S.A., Confidencial, 45 p., 2015.

ASHBY, M.F. Seleção de materiais no projeto mecânico. 4 ed., Elsevier, Rio de Janeiro, 2012.

ASM Handbook; Friction, Lubrication and Wear Technology. **ASM International**, v.18; 1990.

ASTM G40-13: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion, 2013.

ASTM G65-10: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, 2010.

EVERY, H.S. Selecting materials for wear resistance. **Surface protection Against Wear and Corrosion**, Cleveland, American Society for Metals, p.11-40, 1954.

EVERY, H.S. The measurement of wear resistance. **Wear**, v.4; nº 6; p. 427-449, 1961.

EVERY, H. S. Classification and precision of abrasion tests. In: **Proc. Int. Conf. on Wear of Materials**, St. Louis, MO., ASME, New York, p. 148-157, 1977.

AVIENT, W.E.; GODDARD, J.; WILMAN, H.; An experimental study of friction and wear during abrasion of metals. In: **Proceedings of The Royal Society of London - Series A**, Mathematical and Physical Sciences, v. 258, p. 159-180, 1960.

AXÉN, N., JACOBSON, S., HOGMARK, S. Influence of hardness of the counter body in three-body abrasive wear - an overlooked hardness effect. **Tribology International**, v. 27, nº 4, p. 233-241, 1994.

BAKSHI, S. DAS; SHIPWAY, P.H., BHADESHIA, H.K.D.H. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. **Wear**, 308, p.46-53, 2013

BHUSHAN, B. Introduction to tribology, 2 ed., John Wiley & Son, 2013.

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

BLICKENSDEFER, R.; MADSEN, B.W.; TYLCZAK, J.H. Comparison of several types of abrasive wear tests. **Wear**, v. 1, p. 313-323, 1985.

BOMBAC, D.; FAZARINC, M.; SAHA PODDER, A.; KUGLER, G. Study of Carbide Evolution During Thermo-Mechanical Processing of AISI D2 Tool Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, p.742-747; 2013

BURWELL JR, J.T. Survey of possible wear mechanisms. **Wear**, v. 1, p. 119-141, 1957.

CHACON-NAVA, J.G.; A. MARTINEZ-VILLAFANE, F. ALMERAYA-CALDERON, J.A. CABRAL-MIRAMONTES, M.M. STACK. Some remarks on particle size effects on the abrasion of a range of Fe based alloys. **Tribology International**, v. 43, p. 1307-1317, 2010.

CHINTHA, A.R. Metallurgical aspects of steels designed to resist abrasion, and impact-abrasion wear. *Materials Science and Technology*, v.35, n.10, p.1133-1148, 2019

CORREA, E.O; ALCANTARA, N.G.; VALERIANO, L.C.; BARBEDO, N.D.; CHAVES, R.R. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface & Coatings Technology**, v. 276, p. 479-484, 2015.

CORONADO, J.J. Effect of  $(Fe,Cr)_7C_3$  carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. **Wear**, v. 270, p. 287-293, 2011.

CORONADO, J.J.; SINATORA, A. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanism: Part 1. **Wear**, v. 271; p. 1794-1803, 2011(a).

CORONADO, J.J.; SINATORA, A. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanism: Part 2. **Wear**, v. 271; p. 1804-1812, 2011(b).

DOGAN, Ö.N.; LAIRD II, G.; HAWK, J.A. Abrasion resistance of the columnar zone in high Cr white cast Irons. **Wear**, v. 191-183, p. 342-349, 1995.

DOGAN, Ö.N.; HAWK, J.A.; LAIRD II, G. Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 28, p. 1315-1328, 1997.

DOGAN, Ö.N.; HAWK, J.A. Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron. **Wear**, v. 189, p.136-142, 1995.



DUBE, N.B.; HUTCHINGS, I.M. Influence of particle fracture in the high-stress and low-stress abrasive wear of steel. **Wear**, v. 233-235, p. 246-256, 1999.

EYRE, T.S. Wear characteristics of metals. **Tribology International**, v. 9, p. 2003-2012, 1976.

FANG, L.; Zhou. Q.D.; Li, Y.J. An explanation of the relation between wear material hardness in three-body abrasion. **Wear**, v. 151, p. 313-321, 1991

GAHLIN, R.; JACOBSON, S. The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces. **Wear**, v. 224, p. 118-125, 1999.

GATES, J.D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, v. 214, p. 139-146, 1998.

GORE, G.J.; GATES, J.D. Effect of hardness on three very different forms of wear. **Wear**; v. 203-204, p. 544-563, 1997.

HAWK, J.A.; WILSON, R.D.; TYLCZAK, J.H.; DOGAN, O.N. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation. **Wear**, v. 225, p. 1031-1042, 1999.

LIN, H.; CHANG-JUN, Z. An investigation of the role of secondary carbide in martensitic steel during three-body abrasion wear. **Wear**, v. 176, p.103-109, 1994.

HIRST, W.; LANCASTER, J.K. Surface film formation and metallic wear. **Journal of Applied Physics**, v. 27, p. 1057-1065, 1956.

HORNBOGEN, E. Description and wear of materials with heterogeneous and anisotropic microstructures. **Wear**, v. 111, p. 391-402, 1986.

HUTCHINGS, I.M. SHIPWAY, P. Tribology - Friction and wear of engineering materials, Published by Elsevier Ltd, 2<sup>nd</sup> Edition, 386 p., 2017.

JOST, H.P.; SCHOFIELD, J. Energy saving through tribology: a techno-economic study. In: **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, v. 195, p. 151-173, 1981.

KATO, K.; ADACHI, K. Wear Mechanisms. **Modern Tribology Handbook**, 1. Ed, CRC Press, v. 1, p. 273-300, 2001.

KAYABA, T.; HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear process in a scanning electron microscope. **Wear**, v. 110, p. 419-430, 1986.

KRUSCHOV, M.M. Resistance of metals to wear abrasion, as related to hardness. In: **Proceedings of International Conference on Lubrication and Wear; Institution of Mechanical**, London, p. 655-659, 1957.

KRUSCHOV, M.M. Principles of abrasive wear, **Wear**, v. 28; p. 69-88, 1974.

LARSEN-BASSE, J.; OXLEY, P.L.B. Effect of strain-rate sensitivity on scale phenomena in chip formation. In: **Proceedings of the Thirteenth International Machine Tool Design and Research Conference**, MacMillan, Birmingham, p. 209-216, 1972

LARSEN-BASSE, J. Influence of grit diameter and specimen size on wear during sliding abrasion. **Wear**, v. 12, p. 35-53, 1968.

LARSEN-BASSE, J. Role of microstructure and mechanical properties in abrasion. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 24, p.821-826, 1990.

JINZHU, L; SHIZHUO, L.; YONGFA, M. Wear resistance of M-hard 4 and high-chromium cast iron re-evaluated. **Wear**, v. 166, p. 37-40, 1993.

MENDANHA, A.; FRANCO JR, A.R.; GOLDENSTEIN, H.; TSCHIPTSCHIN, A.P.; PINEDO, A.E. Principais parâmetros metalúrgicos e suas influências na qualidade e desempenho do aço para trabalho a frio AISI D2. In: **6º Seminário da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes**, Associação Brasileira de Metalurgia, São Paulo, SP, 2008.

MISRA, A.; FINNIE, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester. **Wear**, v. 60, p. 111-121, 1980.

MISRA, A.; FINNIE, I. Some observation on two-body abrasive wear. **Wear**, v. 68, p. 41- 56, 1981.

MISRA, A.; FINNIE, I. On the size effect in abrasive and erosive wear. **Wear**, v. 65, p. 359-373, 1981(a).

MOORE, M.A. A review of two-body abrasive wear. **Wear**, v. 27, p. 1-17, 1974.

MOORE, M.A. The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials, **Wear**, v. 28, p. 59-68, 1974.

MURRAY, M.J.; MUTTON, P.J.; WATSON, J.D. Abrasive Wear Mechanisms in Steels. **Journal of Lubrication Technology**, v. 104, p.9-16, 1982.

MUTTON, P.J.; WATSON, J.D. Some effects of microstructure on the abrasion resistance of metals. **Wear**, v. 48, p. 385-398, 1979.

NARAYANASWAMY, B.; HODGSON, P.; BELADI, H. Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels. **Wear**, 350-351, p. 155–165, 2016.

NATHAN, G.K.; JONES, W.J. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions. **Wear**, v. 9, p. 300-309, 1966.

NING, A.; MAO, W.; CHEN, X.; GUO, H.; GUO, J. Precipitation Behavior of Carbides in H13 Hot Work Die Steel and Its Strengthening during Tempering. **Metals**, 7, 70, 2017.

OBARA, R.B. Avaliação do desgaste em cilindros de motores de combustão interna – Mapeamento dos mecanismos e quantificação do desgaste; Tese - Escola Politécnica da USP. Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2018.

PENAGOS, J.J. Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos de alto cromo; Tese – Escola Politécnica da USP. Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2016.

PENAGOS, J.J.; ONO, F.; ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Structure refinement effect on two and three-body abrasion resistance of High chromium cast irons. **Wear**, v. 340-341, p.19-24, 2015.

PENAGOS, J.J.; PEREIRA, J.I.; MACHADO, P.C.; ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Synergetic effect of niobium and molybdenum on abrasion resistance of high chromium cast irons. **Wear**, V. 376-377, p. 983–992, 2017.

PETERSON, M.B. Wear testing objectives and approaches - Selection and use of wear tests for metals. **ASTM STP 615**, p. 3-12, 1976.

PINTAÚDE, G. Análises dos regimes severo e moderado de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza; Tese (doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Mecânica, 2002.

PINTAÚDE, G.; ALBERTIN, E.; SINATORA, A. A review on abrasive wear mechanisms of metallic materials. In: **International Conference on Abrasion Wear Resistant Alloyed White Cast Iron for Rolling and Pulverizing Mills**, IPT/EPUSP, São Paulo, Brazil, v.1, p. 167-177, 2005.

PINTAUDE, G.; BERNARDES, F.G.; SANTOS, M.M.; SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Mild and severe wear of steels and cast irons in sliding abrasion. **Wear**, v. 267, p.19-25, 2009.

POURASIABI, H.; J.D. GATES, J.D. Effects of niobium macro-additions to high chromium white cast iron on microstructure, hardness and abrasive wear behavior. **Materials & Design**, v. 212, 110261, 2021

RABINOWICZ, E.; DUNN, L.A.; RUSSEL, P.G. Study of abrasive wear under three-body condition. **Wear**, v. 4, n. 5, p. 345-355, 1961.

RICHARDSON, R.C.D. The wear of metals by relatively soft abrasives. **Wear**, v. 11, p. 245-275, 1968.

RUEDA, J.; MADERO, H.; CALDERÓN, Z.; SAAVEDRA, N.; OJEDA, G.; ORTIZ, A.; PIEDRAHITA, C. Metodología para determinar densidad de microfracturas en rocas, a partir de parámetros anisótipos. Una aproximación em núcleos sintéticos. **Boletín de Geología**, v. 32, p. 79-93, 2010.

SINGH, K.; RAJESH K. KHATIRKAR, R.K.; SAPATE, S.G. Microstructure evolution and abrasive wear behavior of D2 steel. **Wear**, v. 328-329, p.206–216, 2015

SHAOYING, L.; XIAOJUN, X.; SHUYANG, Q.; HANJIE, G.; JING, G. Refinement mechanism of primary carbides in H13 die steel solidified in super-gravity field. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v.53, p.3184-3196, 2022.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering Tribology**, 3. Ed., Elsevier, 2005.

SUNDARARAJAN, C. A new model for two-body abrasive wear based on the location of plastic deformation. **Wear**, v. 117, p. 1-35, 1987.

SIN, H.; SAKA, N.; SUH, N.P. Abrasive wear mechanism and the grit size effect. **Wear**, v. 55; p. 163-190, 1979.

SWANSON, P.A.; VETTER, A.F. The measurement of abrasive particle shape and its effect on wear. **ASLE Transactions**, v. 28, p. 225-230, 2008.

TOZETTI, K.D.; ALBERTIN, E.; SCANDIAN, C. Abrasive size and load effects on the wear of a 19.9% chromium and 2.9% carbon cast iron. **Wear**, v. 376-377, p. 46-53, 2017.

TYLCZAK, J.H.; OREGON, A. Abrasive Wear. In: ASM Metals Handbook, **ASM International**, v. 18, p. 337-352; 1990.

TYLKZAC, J.H.; HAWK, J.A.; WILSON, R.D. A comparison of laboratory abrasion and field wear results. **Wear**, v. 225-229 – Part 2 – p. 1059-1069, 1999.

WANG, H.; LI, J.; SHI, C.B.; LI, J.; HE, B. Evolution of Carbides in H13 Steel in Heat Treatment Process. **Materials Transactions**, v. 58, p.152-156, 2017.

WIKIPEDIA. Mohs scale of mineral hardness. Disponível em <[https://en.wikipedia.org/wiki/Mohs\\_scale\\_of\\_mineral\\_hardness](https://en.wikipedia.org/wiki/Mohs_scale_of_mineral_hardness)>. Acesso em 11/01/2018.

LIQUN, X.; VOSE, C.; StJOHN, D. Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry. **Wear**, v. 162-164, p. 820-832, 1993.

ZAMBRANO, O. A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 30, p. 7101-7116, 2021.

ZUM GAHR, K.H. Abrasive wear of white cast irons. **Wear**, v. 64, p. 175-194, 1980.

ZUM GAHR, K.H. Formation of wear debris by the abrasion ductile metals. **Wear**, v. 74, p. 353-373, 1981.

ZUM GAHR, K.H. Microstructure and wear of materials. Elsevier, Amsterdam, 1987.

ZUM GAHR, K.H. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n.10, p. 587–596, 1998.

## 11. ANEXO

Perdas de massa médias, desvio padrão das medidas e coeficiente de variação dos resultados para os ferros fundidos

<b> Materiais</b>	<b> Tamanho da areia</b>	<b> Perda de massa (g)</b>	<b> Desvio padrão</b>	<b> Coeficiente de variação</b>
<b> FF-HIPO</b> (836 HV <sub>30kg</sub> )	<b> #100</b>	0,08	0,01	5,1%
	<b> #50</b>	0,12	0,02	13,2%
	<b> #30</b>	0,25	0,01	2,6%
<b> FF-HIPER</b> (751 HV <sub>30kg</sub> )	<b> #100</b>	0,05	0,00	2,7%
	<b> #50</b>	0,08	0,01	9,3%
	<b> #30</b>	0,25	0,02	9,3%

Perdas de massa médias, desvio padrão das medidas e coeficiente de variação dos resultados para os aços ferramentas com mtariz ferrítica

<b> Materiais</b>	<b> Tamanho do abrasivo</b>	<b> Perda de massa (g)</b>	<b> Desvio padrão</b>	<b> Coeficiente de variação</b>
<b> Aço D6 RE</b> (246 HV <sub>30kg</sub> )	<b> #100</b>	0,25	0,00	0,8%
	<b> #50</b>	0,58	0,01	1,6%
	<b> #30</b>	1,43	0,08	5,5%
<b> Aço D2 RE</b> (228 HV <sub>30kg</sub> )	<b> #100</b>	0,35	0,04	11,1%
	<b> #50</b>	0,71	0,08	11,0%
	<b> #30</b>	1,41	0,02	1,1%
<b> Aço H13 RE</b> (179 HV <sub>30kg</sub> )	<b> #100</b>	0,82	0,03	3,2%
	<b> #50</b>	1,15	0,06	5,0%
	<b> #30</b>	1,75	0,04	2,3%

Resultados das perdas de massa médias, desvio padrão das medidas e coeficiente de variação dos resultados para os aços ferramentas tratados termicamente.

<b>Materiais</b>	<b>Tamanho da areia</b>	<b>Perda de massa (g)</b>	<b>Desvio padrão</b>	<b>Coeficiente de variação</b>
<b>D6 TT</b> (770 HV <sub>30kg</sub> )	<b>#100</b>	0,11	0,01	2,5%
	<b>#50</b>	0,16	0,02	10,3%
	<b>#30</b>	0,50	0,02	3,2%
<b>D2 TT</b> (746 HV <sub>30kg</sub> )	<b>#100</b>	0,16	0,02	10,3%
	<b>#50</b>	0,18	0,02	3,2%
	<b>#30</b>	0,66	0,01	1,5%
<b>H13 TT</b> (527 HV <sub>30kg</sub> )	<b>#100</b>	0,43	0,02	5,3%
	<b>#50</b>	0,85	0,03	3,2%
	<b>#30</b>	1,41	0,04	2,3%