



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



Dissertação de Mestrado

*"Desgaste abrasivo em compósitos metal/cerâmicos:
Estudo aplicado ao desenvolvimento de coroas de
perfuração"*



Autor: Claudiano de Jesus de Souza.

Orientador: Prof. Dr. Fernando Gabriel da Silva Araújo.

Co-orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa.



Agosto de 2011.



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Claudiano de Jesus de Souza.

"Desgaste abrasivo em compósitos metal/cerâmicos: Estudo aplicado ao desenvolvimento de coroas de perfuração"

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e seleção de materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fernando Gabriel da Silva Araújo.

Co-orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa.

Ouro Preto, Agosto de 2011.

Agradecimentos.

Aos orientadores Dr. Fernando Gabriel da Silva Araujo, Dr. Adilson Rodrigues da Costa, pela proposta e valiosas discussões que permitiram a realização deste trabalho;

A Marciano Quites Macedo, pelo apoio e orientação na execução das atividades;

Aos técnicos (as) de Laboratórios do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFOP, Graciliano, Ivete e Paulo pelo auxílio na preparação de amostras para obtenção de imagens e ensaios de dureza;

Aos funcionários do Laboratório de Engenharia de Superfícies e Técnicas Afins (LESTA);

Aos funcionários da fábrica de coroas e oficina mecânica da GEOSOL.

A Fundação Victor Dequech, por financiar este projeto;

A Empresa Geosol- Geologia & Sondagens S.A. pela concessão de amostras e insumos para produção das matrizes de coroas;

A Fundação Gorceix, por disponibilizar o forno de tratamento térmico de indução, onde são tratados os tubos onde as coroas são acopladas.

Sumário.

AGRADECIMENTOS.	III
SUMÁRIO.	IV
LISTA DE FIGURAS.	VI
LISTA DE TABELAS.	IX
LISTA DE NOTAÇÕES.	X
RESUMO.	XI
ABSTRACT.	XII
CAPÍTULO 2: OBJETIVOS.	3
CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.	4
3.1) DEFINIÇÃO DE TRIBOLOGIA , ATRITO E DESGASTE.	4
3.2) MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE MATERIAIS.	6
3.3) ESTRUTURA DE SÓLIDOS.	7
3.5) ESTUDO DO FENÔMENO ATRITO.	11
3.6) ESTUDO DO FENÔMENO DESGASTE.	13
3.7) DESGASTE ABRASIVO.	15
3.8) MECANISMO DE DESGASTE ABRASIVO.	15
3.10) RESISTÊNCIA DOS MATERIAIS AO DESGASTE ABRASIVO.	20
3.11) RESISTÊNCIA DOS AÇOS AO DESGASTE ABRASIVO.	21
3.12) RESISTÊNCIA DAS CERÂMICAS AO DESGASTE ABRASIVO.	24
3.13) EFEITO DA TEMPERATURA NO DESGASTE ABRASIVO.	24
3.14) EFEITO DA MISTURA NO DESGASTE ABRASIVO.	26
3.15) CONTROLE DO DESGASTE ABRASIVO.	27
3.16) DESGASTE EROSIVO.	28
3.17) MECANISMO DE DESGASTE EROSIVO.	28
3.18) EFEITOS DO ÂNGULO DE IMPACTO E DAS VELOCIDADES DAS PARTÍCULAS NO DESGASTE EROSIVO.	30
3.19) EFEITOS DA FORMA, TAMANHO, DUREZA E TAXA DE FLUXO DA PARTÍCULA NO DESGASTE EROSIVO. .	32
3.20) EFEITO DA TEMPERATURA NO DESGASTE EROSIVO.	34

3.21) RESISTÊNCIA DOS AÇOS AO DESGASTE EROSIVO.....	35
3.22) DESGASTE EROSIVO DE CERÂMICAS E CERMETS.....	36
3.23) DESGASTE POR OXIDAÇÃO E CORROSÃO.	37
3.24) FABRICAÇÃO DE FERRAMENTAS DIAMANTADAS E A METALURGIA DO PÓ.	38
3.25) MECANISMOS DE LIGAÇÃO MATRIZ /DIAMANTE.	39
3.26) MÉTODO DE PRODUÇÃO DE COROAS DIAMANTADAS PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA.	41
3.27) MOLDES.	46
CAPÍTULO 4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	47
4.1) FABRICAÇÃO E IDENTIFICAÇÃO DAS MATRIZES.	47
4.2) COMPOSIÇÃO E TAMANHO DE GRÃOS DOS PÓS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DAS MATRIZES ANALISADAS.	50
4.3) REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE DESGASTE.	50
5) RESULTADOS E DISCUSSÕES.	53
5.1) MEDIÇÃO DE DUREZA DAS MATRIZES.	53
6) CONCLUSÕES:.....	71
7) SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS:.....	72
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:	75

Lista de figuras.

FIGURA 1-VERDADEIRA ÁREA DE CONTATO ENTRE DUAS SUPERFÍCIES .	4
FIGURA 2-REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA TÍPICA DE MATERIAIS COMPÓSITOS .	7
FIGURA 3- ORDENAMENTO ATÔMICO E MOLECULAR DE DIFERENTES GRUPOS DE MATERIAIS. A) METAL AMORFO E CERÂMICO .	7
FIGURA 4 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE ELEMENTOS ESTRUTURAIS DE COMPOSTOS INORGÂNICOS .	9
FIGURA 5 - FATORES QUE INFLUENCIAM NA MICROESTRUTURA DO PRODUTO .	10
FIGURA 6 - TRIBOMETRO UTILIZADO POR COULOMB PARA MEDIDAS DE FORÇA DE ATRITO .	11
FIGURA 7(A-D) MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO: A) MICRO-CORTE, B) FRATURA, C) FADIGA E D) ARRANCAMENTO DE GRÃO ...	16
FIGURA 8-DEFORMAÇÃO DA SUPERFÍCIE DURANTE A PASSAGEM DO GRÃO.	17
FIGURA 9- TRINCAS GERADAS NAS SUPERFÍCIES DE MATERIAIS FRÁGEIS UTILIZANDO UM IDENTADOR UTILIZANDO DIFERENTES VALORES DE CARGA APLICADA À SUPERFÍCIE.	18
FIGURA 10-EXEMPLO DE DESLOCAMENTO LATERAL CAUSADO PELAS PARTÍCULAS ABRASIVAS.	18
FIGURA 11-(A E B) MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO A DOIS E A TRÊS CORPOS, RESPECTIVAMENTE.	19
FIGURA 12 - RESISTÊNCIA RELATIVA AO DESGASTE ABRASIVO VERSUS DUREZA (SEM DEFORMAÇÃO) PARA METAIS E LIGAS .	20
FIGURA 13 (A E B)-INFLUÊNCIA DA MORFOLOGIA DAS INCLUSÕES NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO: A) INCLUSÕES ESFÉRICAS, B) INCLUSÃO LAMELAR E C) <i>STAND- OUT EFFECT</i>	23
FIGURA 14- RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO VERSUS FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE PERLITA EM LIGAS.	23
FIGURA 15 - DESTACAMENTO DE GRÃO NO DESGASTE ABRASIVO .	24
FIGURA 16-EFEITO DA TEMPERATURA NO DESGASTE POR ABRASÃO À TEMPERATURA CONSTANTE E COM AUMENTO ABRUPTO DEVIDO O ATRITO COM O GRÃO.	26
FIGURA 17-POSSÍVEIS MECANISMOS DE DESGASTE EROSIVO: A) ABRASÃO A BAIXO ÂNGULO DE IMPACTO, B) FADIGA DA SUPERFÍCIE A BAIXA VELOCIDADE E ALTO ÂNGULO DE IMPACTO, C) FRATURA FRÁGIL OU MÚLTIPLAS DEFORMAÇÕES PLÁSTICAS DURANTE IMPACTO A MEDIAS VELOCIDADES E ALTO ÂNGULO, D) FUSÃO DA SUPERFÍCIE CAUSADA POR ALTAS VELOCIDADES DE IMPACTO, E) EROSÃO MACROSCÓPICA COM EFEITOS SECUNDÁRIOS, F) DEGRADAÇÃO DA ARESTA DO CRISTAL CAUSADA PELO IMPACTO DE ÁTOMOS .	30
FIGURA 18-ÂNGULO DE IMPACTO DA PARTÍCULA CAUSANDO EROSÃO NA SUPERFÍCIE.....	30
FIGURA 19-REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO EFEITO DO ÂNGULO DE IMPACTO NA TAXA DE DESGASTE DE MATERIAIS DÚCTEIS E FRÁGIL.	31
FIGURA 20- EFEITO DO TAMANHO DE PARTÍCULA E FORMA DE DESGASTE NA TAXA DE EROSÃO.	34
FIGURA 21- EFEITO DA TEMPERATURA NA TAXA DE DESGASTE EROSIVO EM AÇOS INOX.....	34
FIGURA 22-MODELO DE INTERAÇÃO ENTRE AGENTE CORROSIVO E SUPERFÍCIE DE DESGASTE.....	38
FIGURA 23- PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE FERRAMENTAS DE CORTE DIAMANTADAS.....	39
FIGURA 24-(A-C) MICROESTRUTURA OBTIDA DE UMA MATRIZ DE AL-SN-NI-CO FABRICADA A 250, 300 E 350°C RESPECTIVAMENTE .	40
FIGURA 25 (A-D) - CRISTAIS DE DIAMANTES ANCORADOS EM DIFERENTES MATRIZES METÁLICAS COM COMPOSIÇÃO VARIADAS. (A) AL-SN-Ti, (B) AL-SN-Ti-NI-Co, (C) AL- SN-Ti-Ni, (D) AL- SN-NI-Co, (AMPLIAÇÃO 100x , ESCALA 500µM) .	41
FIGURA 26-ENSAIOS DE DUREZA ROCKEL C EM DIFERENTES MATRIZES MOSTRANDO OS EFEITOS DA TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA MATRIZ .	41

FIGURA 27-(A) MISTURADOR UTILIZADO NA MISTURA DOS PÓS METÁLICOS; (B) MORFOLOGIA DOS DIAMANTES UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE COROAS DIAMANTADAS.	43
FIGURA 28-(A) COMPACTAÇÃO MANUAL DA MISTURA NO MOLDE DE GRAFITE; (B) PRENSAGEM DA MISTURA NO MOLDE DE GRAFITE; (C) FIXAÇÃO DE UM TUBO DE AÇO QUE SERÁ O ELEMENTO DE LIGAÇÃO ENTRE A COROA E AS DEMAIS PEÇAS QUE CONSTITUEM UMA COLUNA DE SONDAGEM.....	43
FIGURA 29-REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA INFILTRAÇÃO METÁLICA NO “ESQUELETO POROSO” PARA A PRODUÇÃO DE COROAS DIAMANTADAS.....	45
FIGURA 30-MOLDE DE GRAFITE USADO NA PRODUÇÃO DE COROAS PARA SONDAGEM GEOLÓGICA	47
FIGURA 31- MICROGRAFIAS DAS MATRIZES OBTIDAS COM MICROSCÓPIO ÓPTICO COM AMPLIAÇÃO DE 500X. AS FASES SÃO IDENTIFICADAS COMO NA AMOSTRA I.	49
FIGURA 32-MÁQUINA DE ABRASÃO POR ESFERA.	51
FIGURA 33-ALAVANCAS DE CONTROLE DO MOVIMENTO DA PLATAFORMA.	51
FIGURA 34-A) SUSPENSÃO DE SÍLICA COM CONCENTRAÇÃO DE 50% EM VOLUME, B) SUSPENSÃO DE HEMATITA COM CONCENTRAÇÃO DE 50% EM VOLUME E C) MORFOLOGIA DA SÍLICA ABRASIVA E D) HEMATITA.	52
FIGURA 35-MACRODUREZA VICKERS DAS MATRIZES.	53
FIGURA 36-CALOTAS IMPRESSAS NA AMOSTRA F (HV= 239,17). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO 631 μ M, 2381 μ M E 2177 μ M, RESPECTIVAMENTE.	54
FIGURA 37-CALOTAS NA AMOSTRA H (HV=247,17). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 643 μ M, 2221 μ M, 2264 μ M, RESPECTIVAMENTE.	54
FIGURA 38-CALOTAS NA AMOSTRA I (HV=248). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 358 μ M, 2287 μ M, 2179 μ M, RESPECTIVAMENTE.	55
FIGURA 39-CALOTAS NA MATRIZ AMOSTRA E (HV= 219). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 466 μ M, 2059 μ M, 2187 μ M, RESPECTIVAMENTE.	55
FIGURA 40-CALOTAS NA AMOSTRA G (HV=240,83). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 453 μ M, 2313 μ M, 2152 μ M, RESPECTIVAMENTE.	55
FIGURA 41-CALOTAS NA MATRIZ AMOSTRA B (HV= 206,83)+. A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 577 μ M, 2636 μ M, 2140 μ M, RESPECTIVAMENTE.	55
FIGURA 42-CALOTAS NA AMOSTRA J (HV=249,5). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 547 μ M, 2792 μ M, 2021 μ M, RESPECTIVAMENTE.	55

FIGURA 43-CALOTAS NA AMOSTRA C (HV=208,43). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 744 μ M, 2712 μ M, 2126 μ M, RESPECTIVAMENTE.	56
FIGURA 44-CALOTAS NA AMOSTRA D (HV=218,67). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 628 μ M, 2375 μ M, 2271 μ M, RESPECTIVAMENTE.	56
FIGURA 45-CALOTAS NA AMOSTRA A (HV=187,33). A) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE SÍLICA; B) ENSAIO COM SUSPENSÃO DE HEMATITA E C) SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL. OS DIÂMETROS MÉDIOS DAS CALOTAS SÃO: 623 μ M, 2139 μ M, 2039 μ M, RESPECTIVAMENTE.	56
FIGURA 46-RESULTADOS DE DESGASTE OBTIDO EM FUNÇÃO DO DIÂMETRO MÉDIO OBTIDO NOS ENSAIOS COM SUSPENSÃO DE SÍLICA.	58
FIGURA 47-RESULTADOS DE DESGASTE EM FUNÇÃO DO DIÂMETRO MÉDIO OBTIDO NOS ENSAIOS COM SUSPENSÃO DE POLPA HEMATÍTICA.	59
FIGURA 48-RESULTADOS DE DESGASTE EM FUNÇÃO DO DIÂMETRO MÉDIO OBTIDO NOS ENSAIOS COM SUSPENSÃO DE ITABIRITO.	59
FIGURA 49-FORÇA DE ATRITO OBTIDO NOS ENSAIOS COM SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL.....	61
FIGURA 50 – VOLUME REMOVIDO NOS ENSAIOS COM SUSPENSÃO DE ITABIRITO ARTIFICIAL.....	62
FIGURA 51-COEFICIENTE DIMENSIONAL DE DESGASTE DAS MATRIZES ANALISADAS CALCULADOS UTILIZANDO A EQUAÇÃO DE ARCHARD.	64
FIGURA 52-COEFICIENTES DE ATRITO DAS AMOSTRAS ANALISADAS.	64
FIGURA 53-RUGOSIDADES DAS MATRIZES APÓS REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS ABRASIVOS.	65
FIGURA 54-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA F	66
FIGURA 55-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA H.....	66
FIGURA 56-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA I.	67
FIGURA 57-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA E.	67
FIGURA 58-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA G.....	68
FIGURA 59-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA B.....	68
FIGURA 60 -RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA J.	69
FIGURA 61-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA C.....	69
FIGURA 62-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA D.....	70
FIGURA 63-RUGOSIDADE E PERFIL DA CALOTA AMOSTRA A.....	70

Lista de tabelas.

TABELA I-DUREZA TÍPICA DOS MINERAIS	21
TABELA II-EFEITOS DA ÁGUA E UMIDADE NO DESGASTE ABRASIVO (UR - UMIDADE RELATIVA).....	27
TABELA III-RESULTADOS DE TESTE DE DURABILIDADE DAS MATRIZES OBTIDAS COM DIFERENTES TEMPERATURAS DE SINTERIZAÇÃO.	40
TABELA IV-COMPOSIÇÃO QUÍMICA E FAIXA GRANULOMÉTRICA DOS PÓS QUE COMPÕEM AS FASES DISPERSAS METÁLICAS.	50
TABELA V-MACRODUREZA VICKERS DAS MATRIZES FABRICADAS.....	53
TABELA VI-PH DAS SUSPENSÕES ABRASIVAS UTILIZADAS NOS ENSAIOS.	54
TABELA VII-FORÇAS DE ATRITO TANGENCIAL OBTIDAS NOS ENSAIOS ABRASIVOS COM SUSPENSÃO HEMATÍTICA.	60
TABELA VIII-CÁLCULO DO VOLUME REMOVIDO POR UNIDADE DE DESLIZAMENTO (ITABIRITO).	62
TABELA IX-COEFICIENTES DE DESGASTE CALCULADOS COM A EQUAÇÃO DE <i>ARCHARD</i>	63

Lista de notações.

ASME- Sociedade Americana de Padrões de Engenharia Mecânica.

PIB- Produto interno bruto.

DIN- Instituto Alemão de Normalização.

HSLA- Aços de Alta Resistência e Baixa Liga.

MEV- Microscópio Eletrônico de Varredura.

VHN- Dureza Vickers.

pH-Potencial hidrogênionico.

MP- Metalurgia do pó.

Resumo.

As coroas ou brocas de perfuração são ferramentas que tem a função de promover a ruptura e desagregação de rochas ou formações rochosas. O estudo dessas coroas, considerando o seu desempenho e economicidade, é um dos fatores de fundamental importância em trabalhos de pesquisas e prospecção mineral. Para obter o melhor desempenho dessas ferramentas, é fundamental que alguns parâmetros sejam analisados criteriosamente, na seleção da coroa mais adequada ao projeto (tipo de rocha, diâmetro da broca, pressão de avanço, rotação, etc.). A escolha correta da ferramenta a ser utilizada, possibilita maior eficiência na operação e prolonga a vida útil da coroa. Na maioria das vezes a coroa de prospecção geológica é um material compósito (metal/cerâmico) impregnada com diamantes. Neste trabalho, foi investigado o desgaste dessas matrizes (compósito metal/cerâmico) em suspensão abrasiva de sílica, suspensão de polpa hematítica e a mistura de sílica com polpa hematítica. Fabricou-se amostras de matrizes de coroas e ensaios de desgastes foram realizados. Após realização dos ensaios, foram obtidas micrografias das calotas impressas nas matrizes e fez-se medição dos diâmetros dessas calotas com objetivo de avaliar o desgaste das matrizes. Medidas de macrodureza Vickers, rugosidades e perfil de rugosidade, cálculo de coeficiente de atrito e índice de severidade de desgaste das matrizes também foram realizados.

Palavras chaves: Desgaste, coeficiente de atrito, compósito, desempenho, prospecção.

Abstract.

Crowns and drill bits are tools to promote the disruption and breakdown of rocks or rock formations. The study of these crowns, considering its performance and economy, is one of the fundamental factors in research and mineral prospecting. For the best performance of these tools, it is essential that some parameters have been carefully analyzed, by selecting the most suitable crown for the project (kinds of rock, drill diameter, feed pressure, rotation, etc.). The correct choice of the tool enhances the efficiency of the operation and extends the life of the crown. In most cases, the crown for geological prospecting is made from a composite material (metal / ceramic) impregnated with diamonds. In this study, the wear of the matrix (the principal metal in an alloy, as the iron in steel) have been tested using a suspension of abrasive silica, a suspension of pulp of hematite and a mixture of both (silica and pulp hematite). Samples of matrix crowns have been fabricated and wear tests analyzed. After, thanks to the micrographs of the cap its diameters have been measured in order to evaluate the volume of wear. The Vickers hardness and the roughness measure of the matrix were also performed.

Keywords: wear, friction coefficient, composite, performance, prospects.

CAPÍTULO 1: Introdução.

Inúmeros estudos fundamentais sobre desgaste de ferramentas diamantadas podem ser encontrados na literatura ^[1;2]. A maioria deles foram completamente dedicados ao comportamento dos grãos de diamantes e pouca atenção tem sido dada em relação ao desgaste da matriz (o principal metal numa liga, por exemplo, o ferro no aço). As ferramentas de corte (brocas e coroas) utilizadas na exploração de petróleo, gás, na construção civil e mineração, geralmente são constituídas de uma matriz de *cermet* (metal duro) com dispersão de partículas de diamantes na região ativa da ferramenta. Essas ferramentas são produzidas pela técnica da metalurgia do pó que pode ser assim resumida: uma mistura de pós metálicos (carbonetos de tungstênio e/ou tungstênio, cobalto, níquel, cobre ou ferro) com composição previamente determinada é infiltrada por uma liga metálica de fase contínua denominada ^[3] industrialmente de *matrix* onde as partículas de metal duro e diamantes encontram-se dispersos e expostos na superfície. O processo de infiltração do corpo poroso (esqueleto) pelo metal líquido é determinado pelas forças capilares do sistema ^[4]. O *cermet* tem a função de sustentar firmemente as partículas de diamante, e sua dureza e resistência ao desgaste devem ser otimizadas para que a ferramenta alcance máxima eficiência de corte ^[3]. Os diferentes tipos de formação rochosa, entretanto, exigem diferentes composições e geometria de brocas e coras, dependendo, entre outros fatores, da dureza e abrasividade da rocha ^[5]. As brocas e coroas são utilizadas para perfuração e coleta de testemunhos, respectivamente, e são constituídas, no lado do corte, a “cabeça” (contendo os segmentos de corte e as saídas de água) de metal duro. Ligado à cabeça, há um corpo tubular de aço de baixo carbono (carcaça), que é utilizado para fixação com a coluna de perfuração. A ligação metalúrgica da interface entre o *cermet* e a carcaça de aço é obtida no próprio processo de infiltração do metal duro ^[6]. Embora as ferramentas de perfuração sejam largamente produzidas, há poucas informações na literatura sobre os mecanismos de desgaste de suas matrizes. Assim, é de grande importância estudar e discutir o desgaste de matrizes, que parece ser também, uma propriedade do sistema e característico do material. Sem dúvida alguma, a resistência ao desgaste da matriz é uma das propriedades mais importantes na avaliação da serventia e aplicação de qualquer aplicação específica de ferramentas de corte e perfuração. Embora, utiliza se diversos equipamentos de teste, ainda não se desenvolveram técnicas simples para simular a ferramenta em condições que são características de um grande número de variáveis de desgaste, tais como carga, tipo de movimento, velocidade, área de contato, geometria, distância de deslizamento, resíduos de desgaste da peça, temperatura e condições de refrigeração, vibração, etc. ^[2; 3; 4; 5]. Neste

trabalho, foi investigado o desgaste de dez tipos de matrizes de coroas de perfuração utilizando três tipos de abrasivos (suspensão de sílica, suspensão de polpa hematítica e mistura de ambas).

CAPÍTULO 2: Objetivos.

- i) Objetivo geral: Analisar o desgaste de matrizes de coroas para perfuração quando submetidos aos diferentes abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste;

- ii) Objetivos específicos:
 - Calcular quantitativamente o coeficiente de atrito e de desgaste das matrizes;

 - Correlacionar qualitativamente o desgaste das matrizes com a microestrutura, composição, perfil de desgaste, as propriedades mecânicas (dureza) das matrizes estudadas e também dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgastes utilizando para tal propósito a equação de Archard.

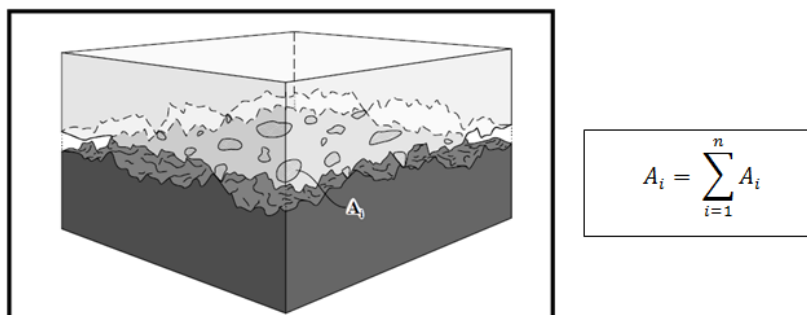
CAPÍTULO 3: Revisão bibliográfica.

3.1) Definição de tribologia , atrito e desgaste.

Tribologia define-se como “a ciência e tecnologia de interações de superfícies em movimento relativo”. Ela origina-se da palavra grega “tribos”, significando a ação de esfregar ^[6] e abrange a investigação científica de todos os tipos de atrito, lubrificação e desgaste e, também, as aplicações técnicas do conhecimento de tribologia.

A importância econômica da tribologia, a grande necessidade de pesquisas sistemáticas e a melhoria na transferência de conhecimento teórico sobre este assunto são fatores que têm sido constatados nas últimas três décadas. Créditos substanciais para estes estudos econômicos em diferentes países industriais foram dados a Jost na Gran Bretanha ^[6]. Estudos sobre tribologia na Alemanha ^[3;4] e pela ASME (Sociedade Americana de Padronização na Engenharia Mecânica) nos Estados unidos ^[5] e mais recentemente realizados por Jost e Schofield foram relatados ^[6]. De acordo com estes estudos a perda econômica com atrito e desgaste encontra-se na faixa de 1à 4,5% do produto interno bruto (PIB) ^[2;3;5]. Os relatos mais recentes na Alemanha estimam que a perda econômica anual devido ao atrito, desgaste e corrosão é de aproximadamente 4,5% do PIB. Um aumento na aceitação da importância na pesquisa a respeito de tribologia, também foi indicado por pesquisas realizadas em diferentes países ^[7;8]

Atrito e desgaste não são propriedades intrínsecas do material, mas são característicos da engenharia do tribosistema. Atrito é a resistência ao movimento e aumenta com aumento da verdadeira área de contato dos sólidos conforme pode ser visualizada na Figura 1. Atrito e desgaste são respectivamente, assuntos complexos de dissipação de energia na remoção de material.



$$A_t = \sum_{i=1}^n A_i$$

Figura 1-verdadeira área de contato entre duas superfícies ^[13].

A OECD (grupo de pesquisadores de engenharia de materiais e desgaste) define desgaste como a “progressiva perda de substância ocasionada pelas operações na superfície de um corpo causada pelo movimento relativo das superfícies”. Na norma DIN 50320 (Instituto Alemão de Normalização) ^[9], desgaste é definido como “A progressiva perda de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica”, isto é, do contato e movimento relativo de um sólido, líquido ou gás contra uma superfície. Desgaste é causado pela remoção do material originado da interação de componentes de máquinas que tem como resultado a fadiga do material das superfícies em contato ^[10]. Desgaste raramente é catastrófico, mas reduz a eficiência nas operações. Ele pode resultar em mudanças dimensionais de componentes ou danificar a superfície e isto, pode causar problemas secundários como vibração ou desalinhamento de máquinas e equipamentos.

A propagação de trincas formadas perto ou na superfície fatigada, em casos extremos, pode levar a fratura de componentes. Geração de resíduos de desgaste em pequenas quantidades pode ser mais perigosa do que mudanças dimensionais nos componentes do sistema ^[10].

Perdas econômicas devido ao desgaste geralmente podem ser reduzidas pela escolha de *designer* correto da máquina, a forma de produção, manutenção preventiva etc. Controle de custo com desgaste começa na escolha correta dos processos de fabricação de um dado produto. O *designer* da peça pode reduzir efetivamente o desgaste de componentes pela otimização da carga, da transferência de carga e movimento, permitindo somente tensão moderadas e utilização de materiais apropriados, por exemplo, uso de lubrificantes em função da carga, temperatura e ambiente, além disso, a parte desgastada poderia ser facilmente substituída dependendo da geometria do sistema.

A qualidade de produção depende do tipo de operação do componente que participa no processo. O grau de precisão na forma, tamanho e perfil da superfície, a rugosidade, a superfície danificada durante a operação, todos esses fatores influenciam o atrito e conseqüentemente no desgaste. O tempo de vida de um equipamento pode ser prolongado caso ocorra precisão na montagem, por exemplo, um alinhamento exato, limpeza e manutenção preventiva, evitando o uso de superfície danificada e de componentes desgastado. Todos esses fatores contribuem para reduzir custo com desgaste. Todos os exemplos citados mostram que problemas de desgastes, freqüentemente, necessitam de aproximação interdisciplinar, devido à complexidade dos fatores envolvidos ^[10].

3.2) Microestrutura e propriedades mecânicas de materiais.

A microestrutura de materiais abrange diferentes elementos, por exemplo, defeitos em cristais como vacâncias, discordâncias, contornos de grãos, partículas de segunda fase, etc. existentes na estrutura cristalina ou na estrutura amorfa de um vidro, por exemplo. O entendimento e conhecimento da microestrutura e suas influências na resistência ao desgaste são de fundamental importância para seleção de materiais pelos *designers* e todos os engenheiros envolvidos com problemas de desgaste. Microestrutura de materiais não é definida somente pela composição, ela pode ser modificada por tratamento térmico, mecânico e termomecânico ^[11].

Os materiais podem ser divididos em quatro grupos principais denominados de materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos. Metais diferem de cerâmica pelo tipo de ligação. A ligação metálica é unidirecional, com elétrons de valência formando uma nuvem de elétrons que podem se mover livremente entre os átomos.

Materiais cerâmicos são materiais inorgânicos que podem fazer ligações iônicas ou covalentes. Alguns exemplos de materiais cerâmicos são: óxidos, carbonetos, nitretos, grafites, concretos, *cermets* (cerâmicas imersas em matriz metálica), vidros e cerâmicas vítreas. As ligações de átomos de material cerâmico são covalentes, logo, resultam em materiais muito estáveis e de elevado ponto de fusão.

Polímeros são materiais formados por ligações covalentes entre átomos de carbono ou carbono com silício resultando em macromoléculas ^[11]. Como exemplo de material polimérico tem-se o polietileno.

Materiais compósitos são formados pela combinação de diferentes materiais com o objetivo de produzir um material com propriedades desejável e que, normalmente, exibem propriedades intermediárias ou melhoradas dos materiais que lhe deram origem. Como exemplo de materiais compósitos tem-se o concreto, as fibras de vidro reforçadas com carbono, as brocas e coroas de prospecção geológica (materiais cerâmicos dispersos numa matriz metálica), entre outras ferramentas de corte ^[11]. A propriedade de uma simples fase é evidentemente diferente das propriedades do compósito. Na Figura 2, diferentes estruturas de materiais compósitos podem ser observadas, por exemplo, aglomerado de partículas, fibras, camadas, etc. Frequentemente, uma ou mais fase contínua ou descontínua são embutidas em uma matriz de fase contínua. A propriedade do material compósito depende da forma, tamanho, volume e distribuição de partículas do material de reforço. Normalmente, as

partículas são mais duras e mais resistentes comparada com a matriz, mas o contrário também pode ocorrer. As orientações das partículas ou fases de reforço determinam se a (s) propriedade (s) do compósito será isotrópico ou anisotrópico (variação ou não da propriedade quando se muda a direção cristalográfica) ^[11].

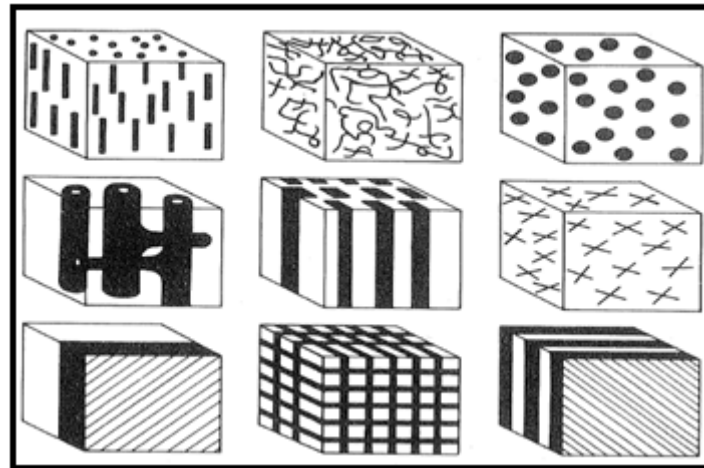


Figura 2-representação esquemática típica de materiais compósitos ^[11].

3.3) Estrutura de sólidos.

Sólidos podem ser distinguidos entre amorfos e cristalinos, dependendo do ordenamento atômico, conforme Figura 3:

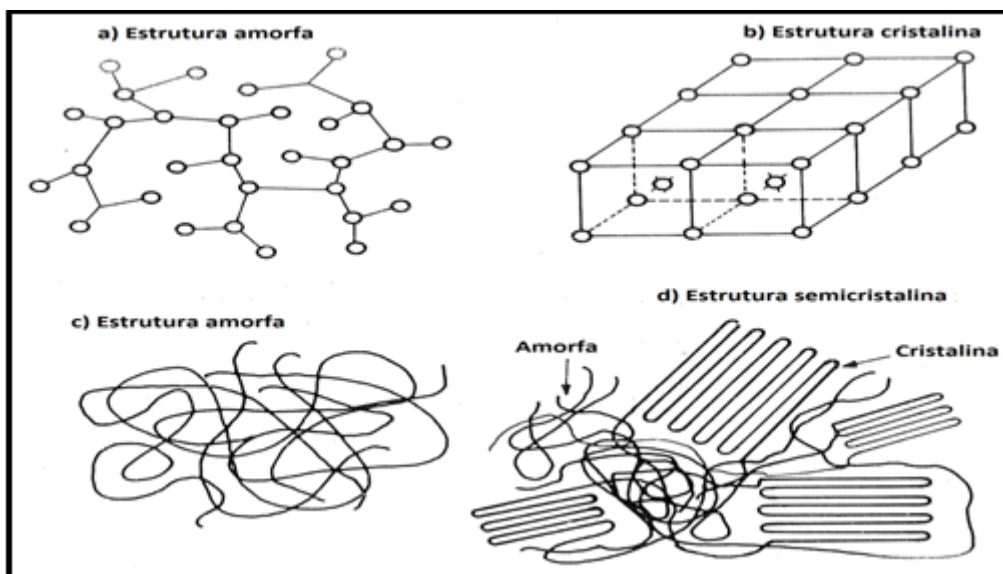


Figura 3- ordenamento atômico e molecular de diferentes grupos de materiais. a) metal amorfo e cerâmico

^[11].

Cristais de metais e cerâmicos são formados por átomos ou moléculas que se organizam em um sistema tridimensional com padrão regular. No caso dos metais, os sistemas mais importantes de ordenamento atômico são: - o sistema cúbico de fase centrada; o sistema cúbico de corpo centrado, hexagonal compacto e o tetragonal. A maioria dos cristais utilizados são os policristalinos, ou seja, materiais que são constituídos com mais de um grão, normalmente, com orientação cristalográfica aleatória. Materiais com estrutura amorfa ou não cristalina apresentam regiões com pequeno grau de ordenamento porém, são ordenamentos de curto alcance, diferentemente daqueles encontrados em materiais cristalinos. Estruturas amorfas são metaestáveis, isto é, elas existem em um estado denominado de estado de não equilíbrio. Transição para a estrutura cristalina pode ser evitada resfriando bruscamente o estado líquido, técnica muito utilizada na fabricação de vidros ^[11].

De acordo com Osborne e Petzow, o termo microestrutura de policristais abrange estrutura nuclear, ordenamento atômico ou molecular, defeitos, estrutura cristalina, anisotropia e transformação de fase. Um cristal ideal pode ser distinguido de um cristal real pelos defeitos existentes na estrutura. Os defeitos num cristal pode ser classificado usando suas dimensões, assim, podem ser classificados da seguinte forma ^[11]:

- 0- Defeito pontual: átomo intersticial ou substitucional;
- 1- Defeito de linha: discordâncias;
- 2- Defeito de área: contorno de grão, degraus, falha de empilhamento, contorno de segunda fase;
- 3- Defeito volumétricos: buracos, partículas coerente, incoerente e semincoerente.

Defeitos tridimensionais são obtidos juntamente com defeitos de dimensão zero.

Defeitos em cristais surgem durante o processo de cristalização do estado líquido, processos de aquecimento, resfriamento, deformação plástica ou irradiação. A Figura 4 mostra a microestrutura de um material inorgânico e seus constituintes ^[11].

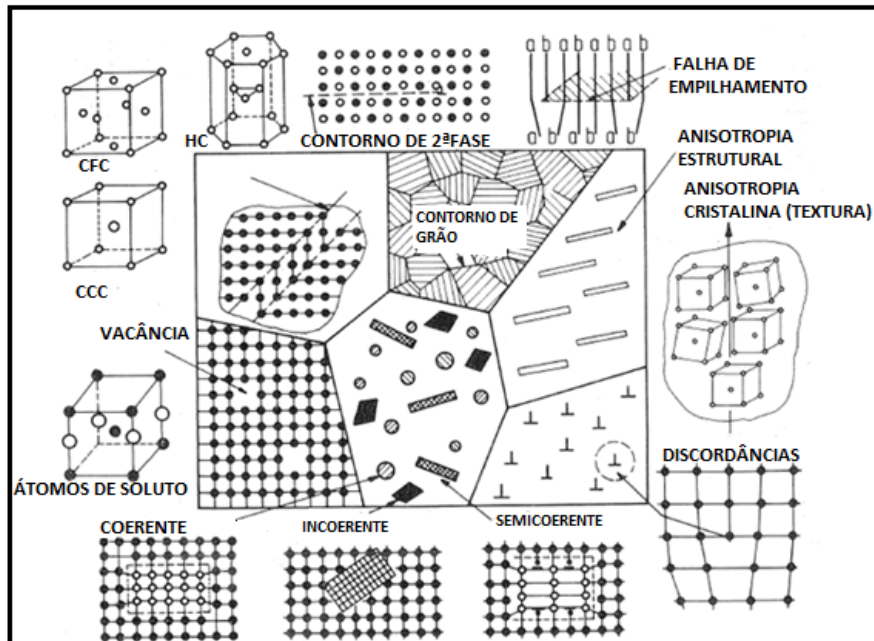


Figura 4 - representação esquemática de elementos estruturais de compostos inorgânicos ^[11].

As propriedades dos materiais são influenciadas pela estrutura cristalina; tamanho, forma e orientação das partículas; composição, elementos de segunda fase, por exemplo, partículas precipitadas. Portanto, para selecionar materiais objetivando aplicá-lo na solução de problemas, são necessários conhecimentos de sua microestrutura e as respostas dela nas diversas situações que o material for exposto (mudanças de temperatura, pressão, atmosfera, pH, etc.) ^[11].

De uma forma geral, a microestrutura do material é fortemente dependente da composição e dos processos de fabricação. Ela pode ser modificada por tratamento térmico, tratamento mecânico ou termomecânico. A Figura 5 ilustra a estrutura de um produto semi-acabado que pode ser alterado por deformação plástica a frio, a quente como em laminadores, por processos de estampagem, por tratamento térmico, ou uma combinação desses processos.

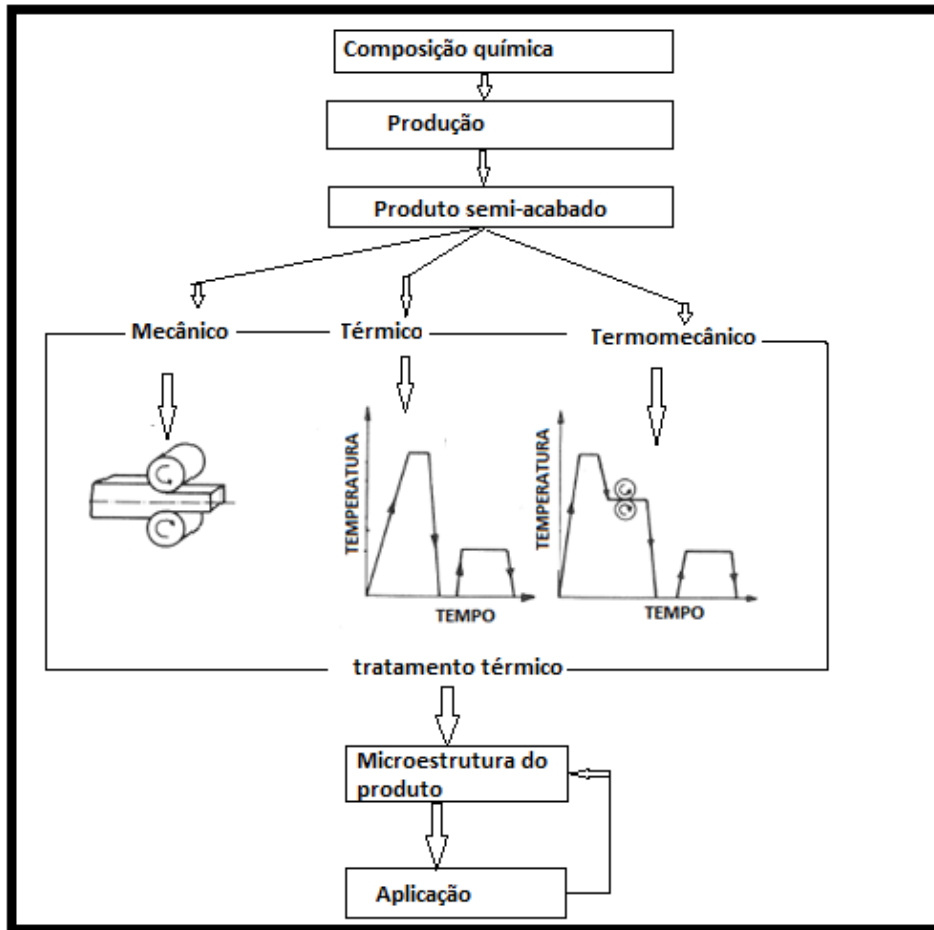


Figura 5 - fatores que influenciam na microestrutura do produto ^[11].

Processamento térmico como aquecimento, resfriamento, tempera ou envelhecimento de ligas é prática comum objetivando a melhoria das propriedades mecânicas de materiais, por exemplo, para aumentar a dureza, a resistência ao desgaste, a tenacidade, a tensão de escoamento etc. Combinação de tratamento térmico e mecânico como laminação a frio seguido de aquecimento para iniciar o processo de recristalização ou, processos de laminação controlada na produção de aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) são amplamente utilizados. A microestrutura dos produtos obtidos pode ser alterada durante os processos de operação, principalmente, devido aos ciclos térmicos, tensões mecânicas ou por causa das reações químicas que ocorrem na superfície. Durante a operação, altas temperaturas podem levar o crescimento de grãos ou originar tensões superficiais resultando em texturas, isto é, resultando em direções cristalográficas preferenciais. Em geral, a microestrutura de materiais pode desgastar em maior ou menor grau, dependendo da composição, histórico de processamento e da interação dos elementos do tribosistema ^[11].

3.5) Estudo do fenômeno Atrito.

Os estudos científicos de dinâmica e fenômeno de atrito iniciaram em tempos remotos. Surgiram com os trabalhos de Galileo a mais de 360 anos. Galileo fez um grande avanço no entendimento do movimento quando ele descobriu o princípio da inércia “Se um objeto em movimento não for perturbado por forças externas (forças de atrito, por exemplo) ele continuará em movimento com velocidade constante descrevendo uma trajetória reta”. O próximo passo para o desenvolvimento científico foi dado por Newton, quando ele formulou as celebres leis básicas da mecânica clássica. Complementando as leis de Galileo e de Newton da mecânica e do movimento, Amontons em 1699 e Coulomb em 1785, formularam as leis do atrito entre sólidos baseando-se em grandes quantidades de experimentos. Para realizar os estudos de atrito, Coulomb desenvolveu um equipamento de medida que ele denominou de tribometro ^[12], Figura 6:

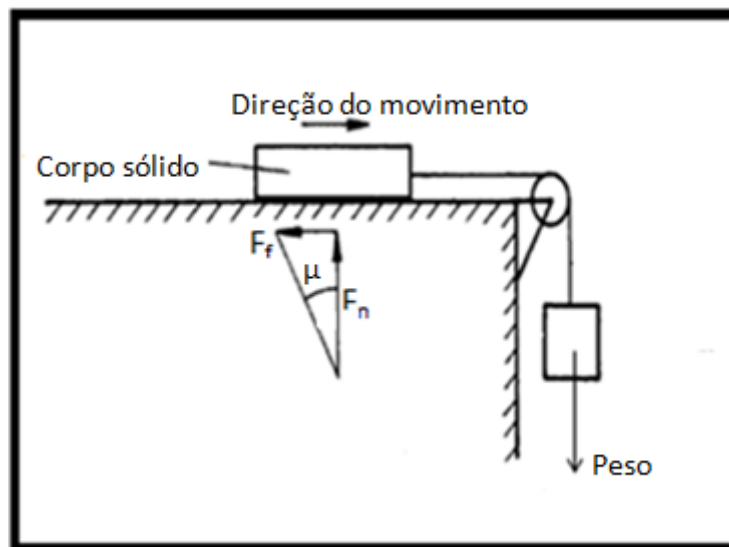


Figura 6 - tribômetro utilizado por Coulomb para medidas de força de atrito ^[12].

Os resultados experimentais de Amontons e Coulomb mostraram que a força de atrito (F_f) é proporcional a carga normal aplicada (F_n). A razão entre a força de atrito e a força normal permite conhecer o que se denomina de coeficiente de atrito (μ) ^[12]:

$$\mu = F_f / F_n \quad (1)$$

Os experimentos indicaram que o valor do coeficiente de atrito independia da área de contato. Para explicar esse resultado, admitiu-se que as superfícies em contato eram completamente irregulares e que o atrito origina-se do entrelaçamento das asperezas existente nas superfícies. Esta teoria ficou conhecida como "Hipótese de rugosidade do atrito". Coulomb também considerou a possibilidade de ocorrer adesão nos processos de atrito como sugerido por Desagulier em 1724. Desagulier observou forte adesão entre esferas de chumbo quando elas eram colocadas em contatos e ele considerou que forças similares poderiam estar

presentes no fenômeno de atrito. Coulomb em suas interpretações dos processos de atrito, contudo, rejeitou a hipótese de adesão.

Anteriormente aos trabalhos de Amontons e Coulomb, Leonardo da Vinci em meados do século XIX, já havia descoberto que a força de atrito era proporcional a carga. Com os resultados que ele encontrou em seus experimentos, ele concluiu que o atrito era um quarto da carga e constante para todos os materiais, isto é, $(\mu = 0,25)$ ^[12]. Embora essas descobertas fossem para responder algumas questões básicas sobre mecânica; sob ponto de vista físico, a origem do atrito não pode ser explicada com a mecânica clássica de corpos rígidos. Se as asperezas da superfície fossem supostamente rígidas, um balanço de energia mostraria que os processos seriam simplesmente um estímulo para deslizamento e colisões de superfícies sem consumo de energia mecânica, enquanto que na realidade, há dissipação de energia. Conseqüentemente, as descobertas de Amontons e Coulomb puderam ser consideradas somente como regra de validade limitada. Contudo, deste que essas regras foram formuladas muito antes da mecânica, elas ficaram conhecidas como “leis do atrito”. Além disso, o comportamento do atrito em sistemas mecânicos havia sido tratado em termos de coeficiente de atrito constante sendo, portanto, esse coeficiente uma propriedade intrínseca do material. Como conseqüências ^[12]:

- (i) O desenvolvimento de teorias idealizadas da mecânica com os efeitos de atrito são totalmente insignificantes;
- (ii) Interpretação equivocada do coeficiente de atrito como sendo uma constante intrínseca do material.

Nenhum progresso além da hipótese de rugosidade foi feito no estudo do atrito durante todo século XIX até início do século XX.

Como alternativa para explicar a origem do atrito em sólidos, foi proposta em 1920 a “teoria da adesão” por Hardy e Thomlison. Esta teoria supôs que a força de atrito fosse à força necessária para superar a força de adesão molecular que atuam entre as superfícies em contato. Embora esta teoria parecesse bastante óbvia, ela requeria que a força de atrito fosse proporcional a área de contato entre as superfícies. Isto, portanto, estava em desacordo com inúmeros experimentos, indicando que a força de atrito é uma grandeza que independe da área aparente de contato ^[12].

Até este estágio do desenvolvimento histórico da análise da força de atrito, ficou reconhecido que as origens físicas do atrito era um assunto muito complicado e não podia ser explicado por teorias simples, mas necessitava de experimentos precisos e análises físicas bem detalhadas. Durante o ano de 1920 e 1930, físicos ocupavam do estudo de física atômica

e, principalmente, com a mecânica quântica. Somente no ano de 1940 que as discrepâncias citadas acima (i e ii) foram esclarecidas. Neste período, Holm, Ernst e Merchant, Bowden e Tabor encontraram uma grande diferença entre a área geométrica aparente e a área real de contato levando em conta as “asperezas” das superfícies. A partir dessa observação e da suposição que a força de adesão molecular atua nas junções das asperezas, Bowden e Tabor puderam explicar as regras empíricas de Amontons e Coulomb. Elas sugerem que atrito tem uma natureza dual, ou seja, envolvem processos de adesão e deformação. O conceito de dualidade molecular/ mecânica tem sido geralmente aceito como teoria generalizada do atrito [12].

3.6) Estudo do fenômeno desgaste.

Alguns dos primeiros estudos sistemáticos sobre o comportamento de desgaste em materiais foi realizado pelo gênio Leonardo da Vinci. Em seu manuscrito, encontrado em Madri no ano de 1677 (Codex Madrid I) Leonardo descreveu seus estudos sobre desgaste de rolamentos em condição de deslizamento. Ele descobriu que o desgaste aumenta com a carga aplicada à superfície e a direção de desgaste não é necessariamente na direção vertical, mas segue a direção do vetor principal da carga. Exceto os trabalhos de Leonardo, os estudos científicos sobre desgastes estavam muito longe de serem recentes [12]. Estudos científicos sobre desgaste iniciou-se na Alemanha por volta de 1930, Fuchsel explicou o desgaste de metal a seco como sendo um processo de deformação seguido por um processo de separação de partes do material deformado. Esta teoria tinha sido estendida por Fink, Mailander e Dies. Eles descobriram que parte de metal deformado podia oxidar durante o processo de desgaste e enfatizaram a importante influência da atmosfera no ambiente onde ocorrem processos de desgaste em metais. O estado da arte no período que antecedeu os estudos sistemáticos de desgastes, pesquisas foram realizadas por Siebel em 1938 [12]. Dependendo da natureza e condições externas de desgaste, Siebel havia distinguido entre os diferentes tipos de desgaste [12].

- a) Desgaste devido ao atrito no movimento de deslizamento de superfícies sem lubrificantes;
- b) Desgaste devido ao atrito no movimento de deslizamento de superfícies com lubrificantes;
- c) Desgaste devido ao atrito de rolamento entre superfícies sem lubrificantes;
- d) Desgaste devido ao atrito de rolamento entre superfícies com lubrificantes;
- e) Desgaste durante contato oscilatório,

- f) Desgaste devido ao movimento de partículas sólidas sobre a superfície (Erosão);
- g) Desgaste devido ao movimento de fluidos (cavitação);

Siebel mencionou que como consequência da grande variedade de tipos de desgaste, parecia impossível determinar o comportamento desses em materiais por um simples teste e obter um único valor de desgaste. Por meio de um pensamento bastante moderno, ele sugeriu a união de pesquisadores das diversas áreas como: Físicos, Químicos; Metalurgistas, teóricos da plasticidade e elasticidade, Designers e Engenheiros com objetivo de obter real progresso no complexo campo do desgaste ^[12,13].

O primeiro período do estudo sistemático sobre desgaste findou nos anos da Segunda Guerra Mundial. Depois de 1950, repetidos experimentos destes estudos realizados, principalmente nos Estados Unidos e na Inglaterra puderam ser notados.

Para o caso de desgaste de metal com metal; Feng, Burwell e Strang ^[12] foram provavelmente, os primeiros a reconhecerem a diferença entre processos de transferência de metal de uma superfície para outra e o processo de atrito de metal com metal. Kerridge ^[12] mostrou que a transferência de metal pode ser seguida de oxidação do metal transferido e que no estágio final ocorre desgaste moderado causado pelo atrito dos óxidos formados. Para contrastar o desgaste moderado, em processo de desgaste severo o atrito predomina diretamente no lugar do metal transferido. Em certas condições de movimento de deslizamento a seco entre superfícies metálicas em regime de desgaste moderado, Archard encontrou uma equação empírica que pode ser traduzida da seguinte forma: - o volume de material removido é diretamente proporcional a carga aplicada à superfície e à distância de deslizamento, e inversamente proporcional a dureza da superfície mais macia ^[14].

$$Q = K \cdot \frac{W}{H} \quad (2),$$

Onde,

Q é a quantidade de material “removido” em mm³/ unidade de deslizamento;

W é a força normal em Newton (N) aplicada à superfície de menor dureza;

H é a dureza *Vickers* da superfície mais macia e;

K é o coeficiente de desgaste (adimensional).

Ao mesmo tempo em que Archard publicou a equação empírica para o desgaste a seco, os principais mecanismos físicos de desgaste foram classificados por Burwell. De acordo com

esta classificação, há pelo menos quatro diferentes mecanismos físicos principais de desgastes, eles são os seguintes:

- Desgaste adesivo;
- Desgaste abrasivo;
- Desgaste corrosivo;
- Desgaste por fadiga.

Neste trabalho, fez-se uma revisão mais aprofundada no desgaste abrasivo, pois, é o tipo de desgaste que ocorre na maioria dos casos de desgaste em ferramentas de corte.

3.7) Desgaste abrasivo.

Desgaste abrasivo ocorre quando partículas abrasivas se movimentam sobre a superfície de um material que tem dureza igual ou maior do que superfície do sólido que interagem. Um exemplo comum deste tipo de desgaste é aquele que ocorre nas pás de máquinas de terraplanagens, nas brocas e coroas de perfuração. Em todos os materiais, mesmo aqueles que possuem a maior parte do volume composto por uma fase macia, irá desgastar se partículas duras estiverem presentes. Por exemplo, o material orgânico como a cana de açúcar esta associada com o desgaste dos cortadores e trituradores de cana por causa da pequena fração de sílica presente na fibra da planta.

A maior dificuldade na prevenção e controle do desgaste abrasivo é que, no termo desgaste abrasivo não descreve precisamente os mecanismos de desgaste envolvido. Existem de fato, na maioria dos casos, diferentes mecanismos de desgaste abrasivo atuando e todos eles possuem características bem diferentes ^[14].

3.8) Mecanismo de desgaste abrasivo.

Originalmente, pensou-se que os mecanismos de desgaste abrasivo causado por asperezas ou grãos de partículas duras, assemelhavam ao corte de diversas ferramentas de corte. Contudo, o exame microscópico revelou-se que o processo de corte é apenas uma aproximação mais acentuada da forma dos grãos abrasivos e que outros mecanismos estão envolvidos no processo de desgaste. As partículas ou grãos podem remover material por micro-corte, micro-fratura, destacamento individual de grãos e por fadiga acelerada por deformações repetitivas, como ilustrado na Figura 7 ^[14].

O primeiro mecanismo apresentado na Figura 7a representa um modelo clássico de desgaste onde a forma da aspereza ou grão duro, corta a superfície macia. O material que é cortado é removido como resíduos de desgaste. Quando o material é frágil, por exemplo, materiais cerâmicos, a superfície pode se desgastar por fratura frágil, conforme Figura 7b. Neste caso, resíduos de desgaste é resultado da convergência de trincas. Quando um material duro é atritado por um grão que perdeu a capacidade de corte (grão cego), não ocorrerá desgaste por mecanismo de corte. Neste caso, ocorrerá desgaste por deformações cíclicas, Figura 7c. Assim, os resíduos de desgaste é resultado da fadiga do material. O último mecanismo, ilustrado na Figura 7d, representa o destacamento de grão. Este mecanismo se aplica principalmente, em cerâmicas onde o contorno de grãos é relativamente fraco. Neste mecanismo, grãos inteiros são desperdiçados como resíduos de desgaste ^[14].

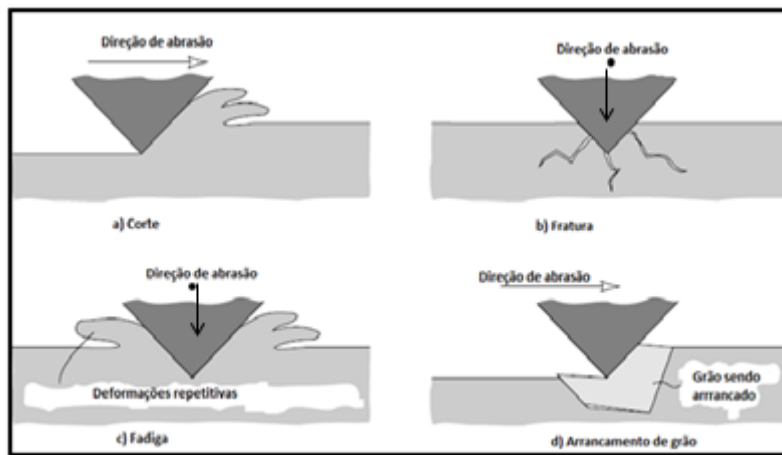


Figura 7(a-d) mecanismos de desgaste abrasivo: a) micro-corte, b) fratura, c) fadiga e d) arrancamento de grão ^[14].

- *Micro-corte*

Grande parte do conhecimento sobre desgaste é relativamente novo, pois, como em todas as formas de desgaste, o mecanismo de desgaste abrasivo fica “oculto” pelos próprios materiais. Até recentemente, demonstrações sobre mecanismos de desgaste abrasivo eram praticamente inexistentes. O desenvolvimento do microscópio eletrônico de varredura (MEV) permitiu uma visão de alguns aspectos mais detalhados desses mecanismos de desgaste abrasivo. Estudos de desgaste abrasivo com uma ponta em forma de agulha com extremidade arredondada, desenvolvida para varrer uma superfície enquanto é observada com auxílio do MEV, e outro utilizando a metodologia de desgaste de pino sobre disco, foram realizados. Nestes estudos, foi desenvolvido um equipamento que quando acoplado dentro do MEV permitia observar diretamente o processo de desgaste da superfície ^[15]. Dois mecanismos básicos foram revelados a partir deles: o mecanismo de corte e um mecanismo onde o resíduo cresce com formato de flocos. Mais tarde, este mecanismo ficou conhecido como *ploughing*,

um mecanismo de desgaste menos eficiente do que o mecanismo de micro-corte. Num estudo realizado com um aparelho similar foi encontrado resíduo com forma de placas formadas por uma agulha que riscava a superfície de ferro fundido ^[16].

É provável que, numa situação real de desgaste, além do mecanismo de micro-corte na taxa de desgaste ocorra também remoção de material por processos de fadiga, ou seja, maior quantidade de material deve ser constatada quando se leva em conta o mecanismo de micro-corte e o de fadiga combinados. A presença de um lubrificante também é um fator importante no mecanismo de micro-corte, pois, com lubrificante o corte ocorre com menor taxa de desgaste (devido à menor penetração do grão abrasivo na superfície a ser desgastada). Constata-se maior perda de massa de uma superfície na ausência de lubrificante.

Outro fator que também afeta o mecanismo de desgaste abrasivo é a geometria do grão. Foi constatado que uma haste com uma superfície fraturada que contém muitos cantos, remove muito mais material do que uma haste com forma piramidal ou esferoidal intacta ^[17]. Da mesma forma, um grão proveniente de um material recentemente fraturado que tenha muito mais bordas para promover o corte do que um grão já desgastado, remove maior quantidade de material. Abaixo da superfície do material onde localiza-se a abrasão, considerável deformação plástica ocorre ^[18; 19] como ilustrado na Figura 8.

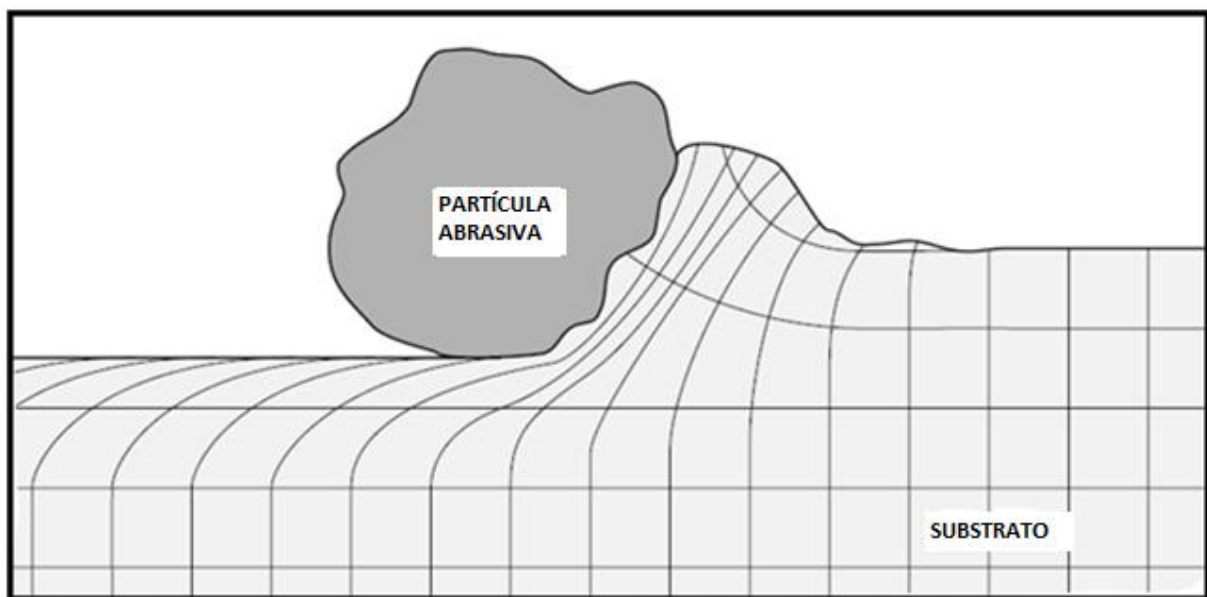


Figura 8-deformação da superfície durante a passagem do grão ^[18; 19].

Como resultado dessa deformação superficial, o material pode encruar e, portanto, reduzir o desgaste abrasivo na superfície.

- *Fratura.*

Evidência visual de fratura frágil foi constatada estudando a geração de trincas causada numa superfície de um material transparente, Figura 9.

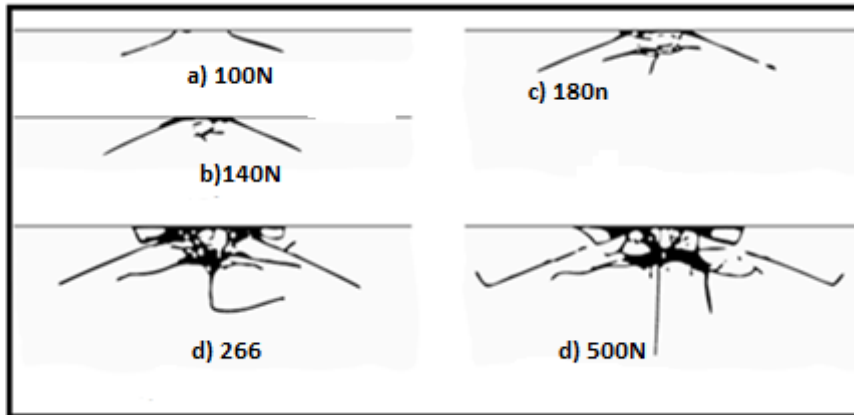


Figura 9- trincas geradas nas superfícies de materiais frágeis utilizando um indentador utilizando diferentes valores de carga aplicada à superfície. Adaptado ^[21].

As tensões cíclicas causadas por deformação da superfície no material podem também causar fadiga. Evidências detalhadas de deslocamento lateral do material com fraturas subseqüentes têm sido constatadas ^[20]. Um exemplo de mecanismo de deslocamento de material é apresentado na Figura 10, mostrando numa seção transversal os sulcos causados pela abrasão ^[21]. Desgaste por deslocamentos laterais cíclicos podem também ser uma forma relativamente lenta ou suave de desgaste abrasivo, pois, são necessárias repetitivas deformações para produzir o desgaste da partícula.

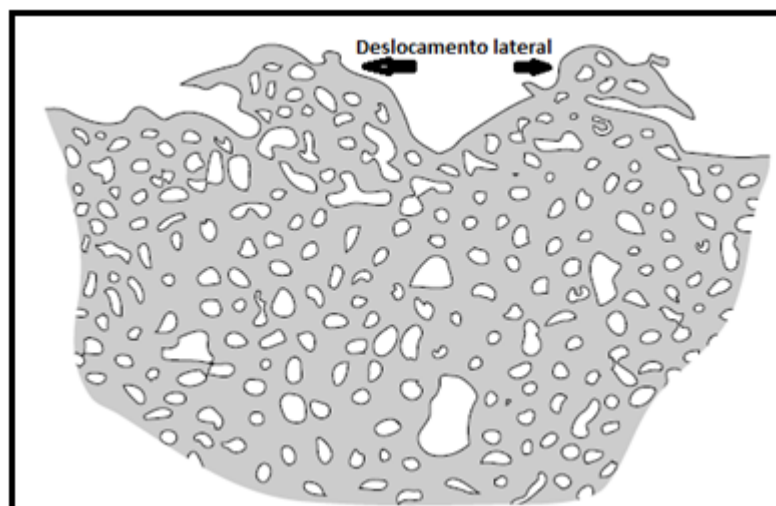


Figura 10-exemplo de deslocamento lateral causado pelas partículas abrasivas. Adaptado ^[20]

- *Destacamento de grãos.*

Destacamento de grãos é uma forma relativamente rara de desgaste que é encontrada, principalmente, em materiais cerâmicos. Esse tipo de desgaste pode tornar se extremamente rápido quando a ligação entre grãos é fraca e os grãos são relativamente grandes.

- *Formas de desgaste abrasivo.*

A maneira como o grão passa sobre a superfície determina a natureza do desgaste. A literatura denota duas formas de desgaste abrasivo:

- desgaste abrasivo a dois corpos;
- desgaste abrasivo a três corpos.

Desgaste abrasivo a dois corpos pode ser exemplificado pela ação de uma lixa sobre uma superfície. Asperezas duras ou grãos rígidos passam sobre a superfície como uma ferramenta de corte. No desgaste abrasivo a três corpos os grãos são livres para deslizar e rolar livremente sobre a superfície, pois, neste caso eles não são mantidos rígidos. A forma de desgaste a dois e três corpos são ilustrados esquematicamente na Figura 11 A e B.

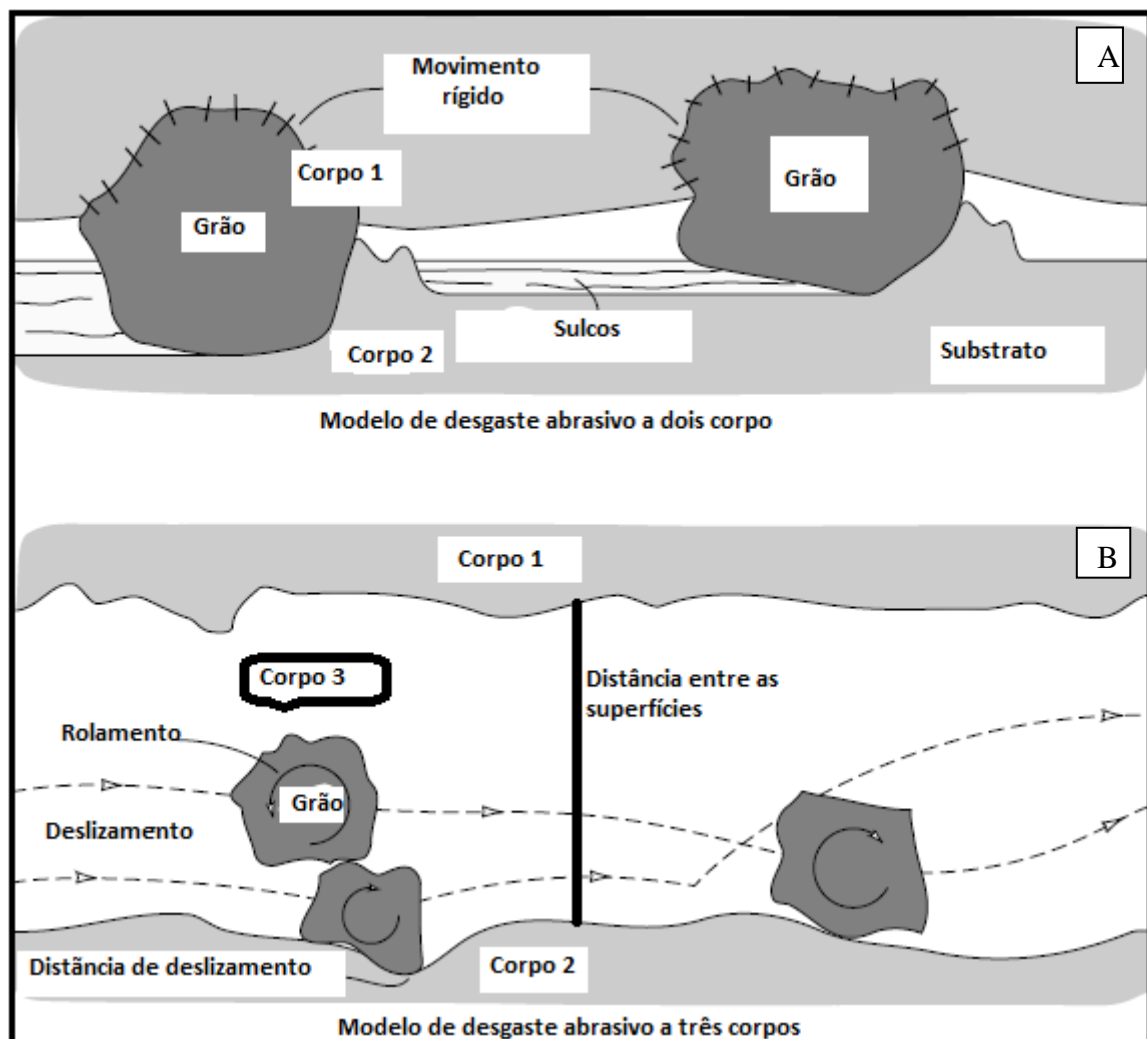


Figura 11-(A e B) mecanismos de desgaste abrasivo a dois e a três corpos, respectivamente ^[22,23].

Até recentemente, esses dois modelos de desgaste abrasivos foram pensados como sendo processos similares, contudo, muitos significados diferentes entre eles dois têm sido revelados [23]. Foi constatado que o desgaste abrasivo a três corpos é cerca de dez vezes mais lento do que o desgaste a dois corpos, uma vez que ele compete com outros mecanismos de desgastes, tais como o desgaste adesivo [24]. A dureza de uma superfície que força os grãos contra outra superfície mostrou se importante no mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos mas, não no mecanismo de desgaste a dois corpos. O modelo de desgaste abrasivo a dois corpos corresponde praticamente com o de desgaste de ferramentas de corte, enquanto a remoção de material pelo mecanismo de desgaste a três corpos envolvem outros mecanismos menos eficiente na remoção de material, embora muito pouco se conhece sobre os mecanismos envolvidos [22]. Parece que o material desgastado não é removido por uma série de riscos como é o caso com desgaste abrasivo a dois corpos. Em vez disso, a superfície gasta exibe uma topografia aleatória, sugerindo remoção gradual de camadas superficiais pelo contato sucessivos dos grãos [23].

3.10) Resistência dos materiais ao desgaste abrasivo.

A base para resistência ao desgaste abrasivo dos materiais é a dureza e, geralmente, é reconhecido que materiais duros permitem uma taxa de desgaste bem mais lento do que os materiais macios. Esse fato é baseado em dados experimentais como ilustrado na Figura 12:

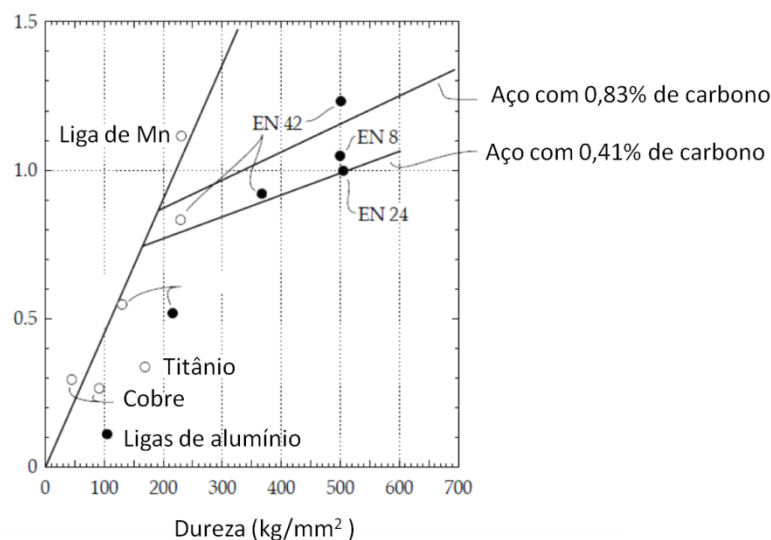


Figura 12 - resistência relativa ao desgaste abrasivo versus dureza (sem deformação) para metais e ligas

[Adaptado de 25-26]

A elevada dureza do abrasivo assegura que todos os metais estão sujeitos a desgastar rapidamente, se eles não alcançarem o valor de 80% da dureza do abrasivo.

3.11) Resistência dos aços ao desgaste abrasivo.

A resistência de aços ao desgaste abrasivo pode ser consideravelmente reforçada com a seleção correta da microestrutura e dureza do aço. A escolha do aço depende da dureza do abrasivo. Por exemplo, se o abrasivo é relativamente macio, isto é, dureza menor do que 1000VHN(dureza Vickers), então é possível selecionar um aço com dureza de 80% da dureza do abrasivo. Um aço martensítico com dureza de aproximadamente 800VHN poderia ser apropriado. Infelizmente, esta aproximação tem relativamente poucas aplicações, pois, a maioria dos abrasivos minerais naturais tem dureza maior do que 1000VHN como ilustrado na Tabela I, assim, seria necessário escolher uma microestrutura que exibisse maior resistência ao desgaste causado pelo abrasivo duro ^[27]. Então, neste caso, a resistência ao desgaste abrasivo não é totalmente um sinônimo de dureza.

Tabela I-Dureza típica dos minerais ^[13].

Material	Dureza Mohs	Dureza Vickers (VHN)
Talco	1	2-3
Gipso	2	36-76
Calcita	3	109-172
Fluorita	4	190-250
Vitrinite	4-5	294
Apatita	5	566-850
Ortoclásio	6	714-795
Hematita	6-7	1038
Quartzo	7	1103-1260
Pirita (sulfeto de ferro forma cúbica)	7-8	1500
Marcassita (sulfeto de ferro forma ortorrômbico)	7-8	1600
Topázio	8	1200-1648
Coríndon	9	2060-2720
Diamante	10	8000-10000

A resistência ao desgaste abrasivo de aços ao abrasivo duro é determinada pela proporção relativa de austenita, bainita, martensita, perlita, ferrita e também, pela presença de cementita. Um resultado geral de diferentes testes realizados é que a austenita e bainita, que são mais macias do que a martensita, são mais resistentes ao desgaste abrasivo causado pelo

abrasivo duro ^[27]. Acredita-se que esta resistência superior ao desgaste abrasivo resulta da maior ductilidade e tenacidade da austenita e da bainita e como consequência, ocorre uma diminuição de forma mais rápida na taxa de desgaste abrasivo tais como ocorrem nos mecanismos de micro-corte e a fratura frágil ^[27]. Aços austeníticos funcionam como uma camada endurecida muito resistente sob condições de desgaste severo ^[26; 28; 29; 30], mas eles podem ser removidos da superfície com dificuldades. Para aços baixo carbono, a influência da microestrutura depende se o aço escolhido é hipo-eutetóide ou hiper-eutetóide. Para aços hipo-eutetóides, a bainita é a fase mais resistente a abrasão, com martensita revenida, ferrita / perlita sucessivamente, sem praticamente, oferecer resistência ao desgaste ^[31]. Para aços hiper-eutetóide à presença de inclusões na morfologia, por exemplo, inclusões de cementita (carboneto de ferro) têm influência dominante na resistência ao desgaste. Com o alto teor de carbono, a microestrutura temperada (martensita) tem dureza superior a de aços hiper-eutetóides ^[31]. A causa dessa reversão de resistência ao desgaste se deve à inibição causada pelas inclusões de carbonetos ao desgaste abrasivo. Essas inclusões são decisivas na resistência ao desgaste abrasivo.

A microestrutura mais resistente ao desgaste abrasivo contém lamelas de cementita e perlita como inclusões. Quando a cementita está presente como inclusões de forma esféricas, a microestrutura apresenta uma menor resistência ao desgaste abrasivo, pois, elas não funcionam como barreiras para a deformação plástica, conforme ilustrado na Figura 13a. Inclusões esféricas de carboneto de ferro, portanto, melhoraram a resistência ao desgaste de um aço aumentando a tensão de escoamento (*yield stress*) de acordo com o efeito de *Hall Petch* ^[32].

Se o tamanho dos grãos é pequeno quando comparado com as inclusões de carboneto, existe uma melhora adicional na resistência ao desgaste abrasivo, pois, as inclusões de carboneto de ferro servem de bloqueio para as ranhuras causadas pela abrasão de partículas duras. Esse efeito é conhecido como “efeito de resistência” (*stand-out effect*), Figura 13b. O efeito de resistência é significativo se a fração volumétrica de perlita alcançar 10% do volume ^[33]. Para abrasivos grosseiros, a resistência ao desgaste aumenta gradualmente com aumento do teor de perlita, enquanto que a resistência ao desgaste dos grãos finos aumenta a capacidade de corte em 10%. Um esquema representativo da resistência ao desgaste *versus* fração de perlita está ilustrado na Figura 14.

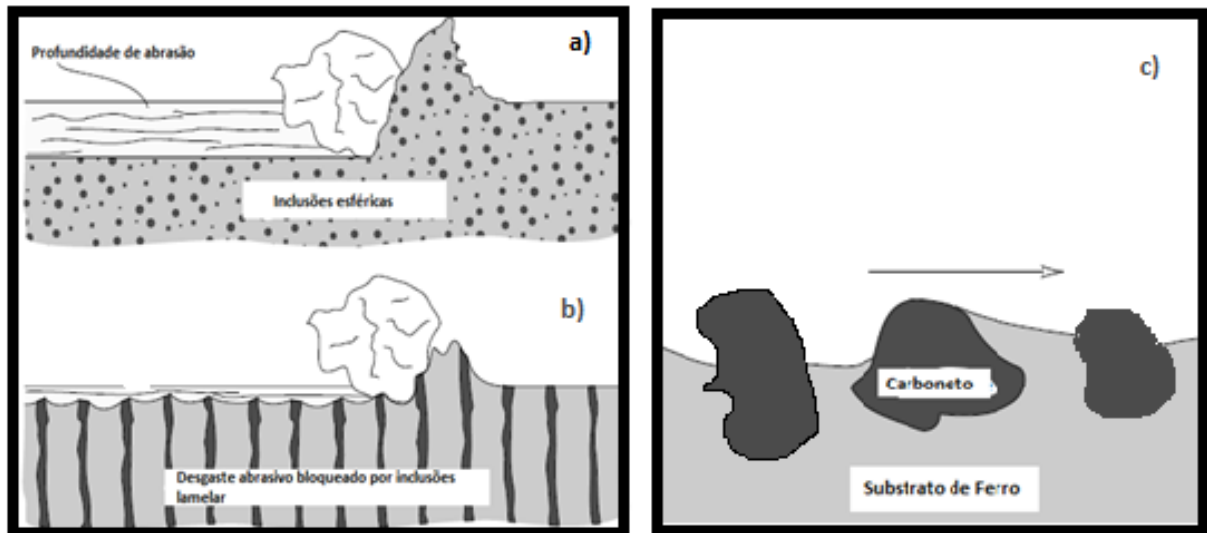


Figura 13 (a e b)-influência da morfologia das inclusões na resistência ao desgaste abrasivo: a) inclusões esféricas, b) inclusão lamelar e c) *stand- out effect* ^[13].

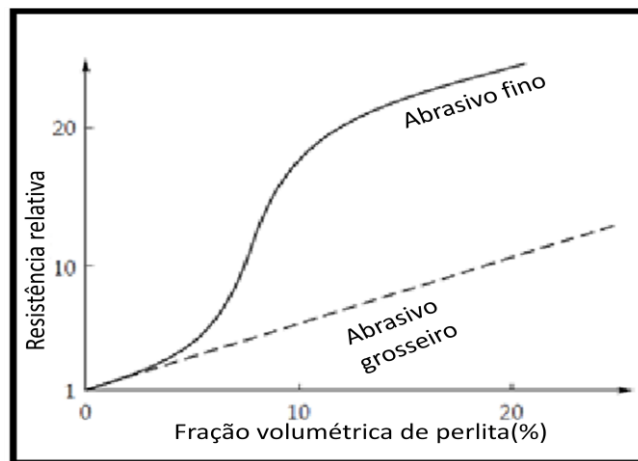


Figura 14- resistência ao desgaste abrasivo versus fração volumétrica de perlita em ligas ^[13].

Ligas de aço com elementos como o cromo, manganês e níquel resultam em considerável melhoria na resistência ao desgaste abrasivo. Um aço resistente ao desgaste abrasivo é o *Hadfield's* (liga de manganês) com composição química constituída de 12% de Mn e 1,2% C ^[34]. O alto teor de manganês permite que um aço austênitico, praticamente puro, com traços de martensita seja adequado para constituir superfícies que ficam sujeitas aos impactos de rochas e grãos. Outro aço resistente ao desgaste abrasivo é o aço cromo com composição: 0,55-0,65% C, 0,8-1,5%Cr e o aço conhecido como duro Níquel com composição: 0,5% Si, 3-4%C, 2-4% Ni e 1-2% Cr ^[35].

Se o teor de carbono numa liga é alto, poderá ocorrer à formação de carbonetos durante o tratamento térmico e, conseqüentemente, uma adicional resistência ao desgaste é observada devida as inclusões de metal duro (carbonetos). Elementos de liga apropriados para este fim são o cromo e o molibdênio; desde que os carbonetos formados sejam extremamente

duros. A dureza do carboneto de cromo é aproximadamente 1500VHN. Por outro lado, elementos que formam carbonetos relativamente macios, por exemplo, o níquel e o manganês, devem ser evitados, pois, esses podem aumentar o desgaste abrasivo ^[35].

3.12) Resistência das cerâmicas ao desgaste abrasivo.

Materiais cerâmicos geralmente são extremamente duros e, portanto, deve possuir boa resistência ao desgaste abrasivo. Como exemplo de material cerâmico duro, pode-se citar a alumina Al_2O_3 (óxido de alumina), que quando na forma de coríndon pode alcançar o valor de dureza nove na escala Mohs. Testes de campo realizados em máquinas agrícolas equipadas com superfícies de Alumina demonstraram-se desgaste bastante reduzido em comparação com aços convencionais ^[36]. Lascas devido ao impacto de rochas resultam em um desgaste acelerado na ponta do arado, isto implica que uma cerâmica mais resistente seria adequada para esta aplicação. Fragilidade é um fator limitante no desgaste abrasivo da alumina e o mecanismo dominante no desgaste abrasivo é o desprendimento de grãos como ilustrado na Figura 15.

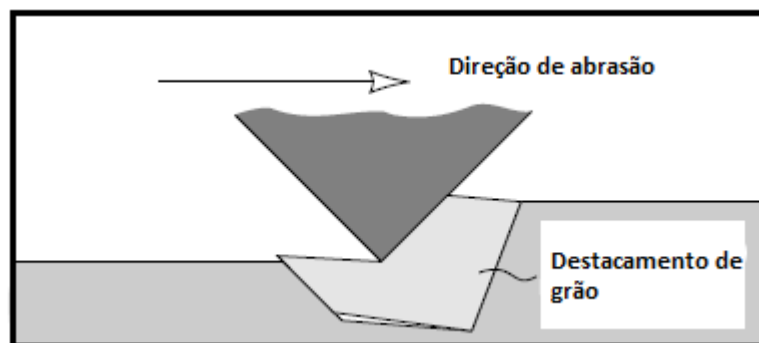


Figura 15 - destacamento de grão no desgaste abrasivo ^[13].

O desenvolvimento de cerâmica resistente à abrasão consiste na aplicação de compósitos cerâmicos com resistência melhorada. Por exemplo, alumina misturada com zircônia mostra um aumento na dureza e isso pode resultar na maior resistência ao desgaste ^[37]. Compósitos de matriz cerâmica contendo fibras de metal, também são empregados para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo da cerâmica pura ^[38].

3.13) Efeito da temperatura no desgaste abrasivo.

O efeito da temperatura no desgaste abrasivo pode ser analisado sob dois aspectos:

- A influência da temperatura ambiente;

- O efeito do aumento da temperatura induzido pela deformação plástica do material a ser desgastado causado pelo contato com os grãos.

Os efeitos causados por essas formas de aquecimento não são similares. O estudo do efeito no aumento da temperatura ambiente no desgaste abrasivo é escasso, provavelmente por causa das dificuldades experimentais. Alguns testes de desgaste abrasivo em cobre e alumínio apresentaram pouco incremento no desgaste à temperatura de 400°C para o cobre e nenhum efeito no alumínio ^[39]. Com o aumento da temperatura a uma corresponde diminuição na dureza de ambos, da superfície que sofre desgaste e do grão abrasivo. Esta tendência foi relatada em experimentos realizados com temperaturas até 2000°C, onde a maioria dos metais, carbonetos e nitretos metálicos mostraram o mesmo declínio proporcional à dureza com o aumento da temperatura.

Foi constatado que quando à temperatura alcança 80% do ponto de fusão, à dureza da maioria dos materiais torna-se desprezível, apesar de nitretos de minerais não metálicos como o nitreto e carboneto de silício conservar o valor da dureza quando à temperatura alcança o valor muito próximo ao ponto de fusão ^[40]. Ao considerar o efeito da temperatura no desgaste de aço que tem ponto de fusão de 1500°C, por exemplo, sílica (quartzo) e alumina (coríndon) com ponto de fusão, respectivamente, 1710°C e 2045°C, tornam-se relevantes e devem ser considerados. Com aumento da temperatura, a razão entre a dureza do abrasivo e a dureza do aço, aumenta de forma mais acentuada na alumina do que no quartzo. Portanto, a alumina causa desgaste abrasivo mais severo do que o quartzo com o aumento da temperatura ^[41].

Medidas dinâmicas de temperaturas utilizando um termopar acoplado a um condutor elétrico revelou-se que a temperatura pode aumentar de 1000°C durante o processo de abrasão ^[42]. No entanto, essa previsão ainda necessita ser verificada experimentalmente. Contato entre o grão e a superfície que se desgasta poderia ser particularmente curto no modelo de desgaste a três corpos, então qualquer geração de calor no material deformado poderia não se difundir para os grãos remanescentes. Assim, é possível que com o fluxo de calor ocorra amaciamento somente da região onde houve deformação e os grãos remanescentes tem sua dureza praticamente inalterada.

O local onde ocorreu aumento da temperatura durante a deformação causada pela alta velocidade dos grãos está ilustrado na Figura 16. Se os grãos remanescentes permanecem à mesma temperatura durante a abrasão, eles também teriam sua dureza inalterada, enquanto que o material onde ocorre desgaste amacia. Assim, a alta velocidade dos grãos abrasivos faz

com que a fase macia comece a desgastar-se significativamente. Um exemplo desse fenômeno é o desgaste de aços livres de contaminante ou impurezas duras ^[41]. A dependência da velocidade no efeito de amaciamento é reduzida a alta temperatura, pois, a redução da tensão também reduz a energia de deformação ^[39]. O efeito de aumentar a temperatura é o amaciamento do material, porém, existem regiões não aquecidas para uma dada quantidade de deformação.

Outro efeito do aumento da temperatura é de causar uma forma de desgaste que depende da ação combinada de oxidação e remoção de camadas de óxidos por abrasão. A oxidação de aços é muito mais rápida a 600°C do que a 20°C^[43], e com aumento da temperatura a remoção de aço na forma de óxido torna-se mais significante.

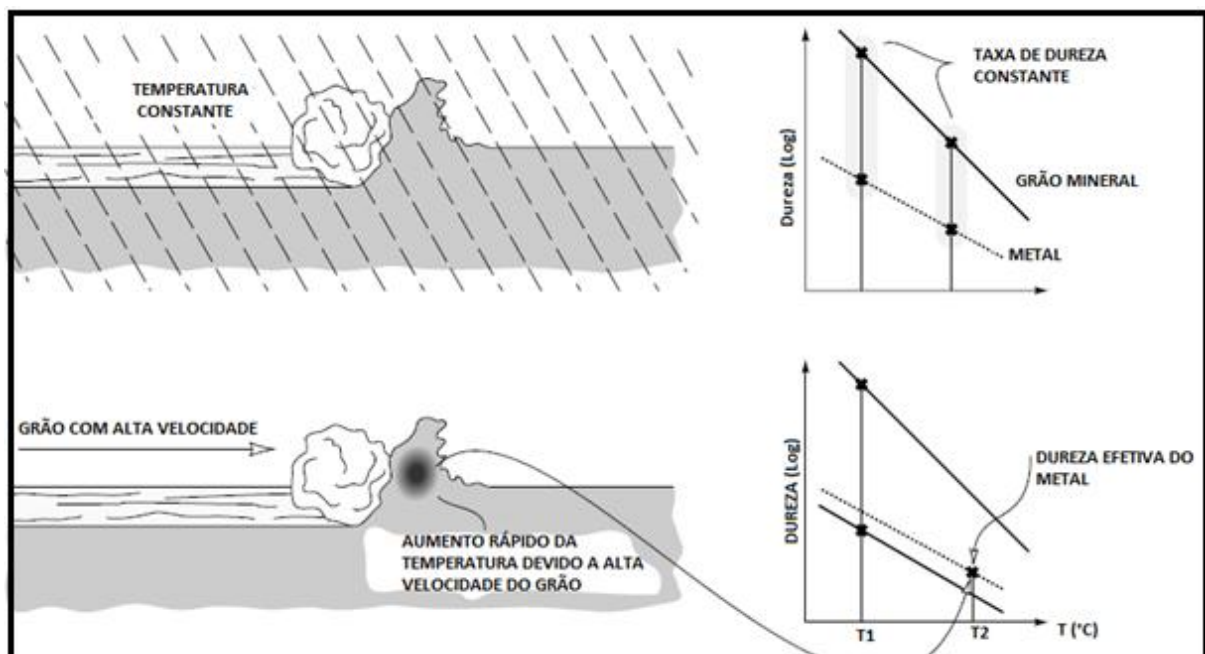


Figura 16-efeito da temperatura no desgaste por abrasão à temperatura constante e com aumento abrupto devido o atrito com o grão ^[13].

3.14) Efeito da mistura no desgaste abrasivo.

A mistura tem um efeito significativo na taxa de desgaste abrasivo. Usualmente, a taxa de desgaste abrasivo aumenta quando a mistura contém elementos atmosféricos, mas existem ocasiões que o efeito contrário pode ocorrer ^[44]. Predição do efeito da mistura para um caso particular, de um modo geral é difícil. O grão também poderá enfraquecer suficientemente durante a mistura e produzir grandes quantidades de grãos menores com novas bordas de

corte ou, vários grãos enfraquecidos durante a mistura poderá desintegra-se a e dar origem a grão com baixa eficiência abrasiva ^[45]. Para um mesmo abrasivo e um mesmo material onde ocorre desgaste, o modelo de desgaste abrasivo a dois corpos poderá aumentar com a umidade, enquanto no modelo a três corpos poderá, também, aumentar ou diminuir. Os dados resumindo o efeito da água e umidade de materiais selecionados está ilustrada na Tabela II.

Tabela II - efeitos da água e umidade no desgaste abrasivo (UR - Umidade Relativa)

Material e condições de desgaste	Mudança percentual em relação ao desgaste a seco		
	UR 50%	UR 100%	Úmido
Liga de alumínio 6063-T6 (abrasivo SiC fixo)	+20	+10	-10
Aço1040, perlítico (Abrasivo de SiC Fixo)	+5	+10	0
(Abrasivo de SiC Livre, modelo de abrasão a três corpos)	+20	+175	
Vidro pirex (Abrasivo de SiC Fixo)	+15		0
(Abrasivo de SiC Livre, modelo de desgaste a três corpos)	-12		
Alumina sinterizada (Abrasivo de SiC Fixo)			-99
(Abrasivo de Al ₂ O ₃ livre, modelo de abrasão a dois corpos)			+300
WC / 6-10 % Co (Abrasivo de Al ₂ O ₃ Livre, modelo de abrasão a dois corpos) cortando arenito.			+54
			-36
PVC flexível (Abrasivo O ₂ livre, modelo de abrasão a dois corpos)			+200
Nylon (poliamida) 6,6 (Abrasivo de Al ₂ O ₃ livre, modelo de abrasão a dois corpos)			-58

Água também pode introduzir agentes corrosivos no sistema de desgaste abrasivo, por exemplo, ácidos diluídos. Esse fato causa a ação combinada de desgaste abrasivo com o desgaste corrosivo e, portanto, poderá contribuir com aumento na taxa de desgaste ^[47].

3.15) Controle do desgaste abrasivo.

Deste que o desgaste abrasivo é a forma mais rápida de desgaste e o que causa maior prejuízo nas indústrias, vários métodos foram desenvolvidos para minimizar as perdas. O

método básico de evitar ou controlar o desgaste abrasivo é aumentar a dureza da superfície que sofre desgaste até no mínimo de 80% da dureza do abrasivo. Não existe outra forma racionalmente simples de evitar ou controlá-lo. Naturalmente, complicação pode ocorrer com o endurecimento do material, por exemplo, a fragilização. Outra forma de conter o desgaste é por métodos de recobrimento da superfície com material de alta dureza ^[48].

3.16) Desgaste erosivo.

Desgaste erosivo é causado pelo impacto de partículas sólidas ou de líquidos contra uma superfície de um objeto. Desgaste erosivo ocorre numa grande variedade de máquinas e, exemplos típicos são os danos causados por gases em turbinas quando um avião voa através de nuvens de poeiras. Outro exemplo é o desgaste de bombas e tubulações que expõem resíduos minerais provenientes do processamento de metais. Em comum com as outras formas de desgastes, a resistência mecânica não garante resistência ao desgaste e, estudos detalhados das características dos materiais são necessários para evitar ou reduzir o desgaste. As propriedades das partículas erosivas também são de fundamental importância e tem sido constatado que elas são parâmetros relevantes para controlar este tipo de desgaste ^[13].

3.17) Mecanismo de desgaste erosivo.

Desgaste erosivo envolve vários mecanismos de desgaste que são largamente controlados pelo material da partícula, do ângulo de impacto, da velocidade de impacto, o tamanho e forma da partícula, etc. Se a partícula é dura, então é possível que ocorra um processo similar ao desgaste abrasivo. Se ao invés de partículas for o líquido o agente de erosão, não ocorre abrasão e os mecanismos de desgastes envolvidos são resultados de deformações repetitivas causadas pelo impacto.

O termo “desgaste erosivo” refere-se a um número não específico de mecanismos de desgaste que ocorre quando partículas relativamente pequenas colidem contra componentes mecânicos. Esta definição é empírica por natureza, e relata considerações mais práticas do que qualquer entendimento fundamental de desgaste. Os mecanismos conhecidos de desgaste erosivo são ilustrados na Figura 17: O ângulo de impacto (“*impingement*”) é o ângulo entre a superfície erodida e a trajetória da partícula, imediatamente antes do impacto com a superfície, Figura 18. O baixo ângulo de impacto favorece o processo de desgaste, similar a abrasão, porque as partículas tendem a arrastar-se sobre a superfície após o impacto. O alto ângulo de impacto dá origem a mecanismos de desgaste que são típicos de erosão.

A velocidade da partícula erosiva tem um forte efeito no processo de desgaste. Se a velocidade da partícula é muito baixa, a tensão do impacto é insuficiente para causar deformação plástica logo, o desgaste ocorre por fadiga da superfície. Quando a velocidade aumenta, por exemplo, (20 m/s), provavelmente, ocorrerá erosão da superfície por deformação plástica com o impacto da partícula. Neste regime, muito comumente encontrado em componentes de engenharia, desgaste pode ocorrer por repetitivas deformações plásticas.

Se as partículas que promovem a erosão esta cega (perdeu, parcialmente ou totalmente a capacidade de cortar) ou com formato esférico, então, camadas finas da superfície desgastada se formam como resultado da extrema deformação plástica. Se as partículas estiverem afiadas então, o corte ou fratura frágil são mais prováveis de ocorrerem. Por outro lado, materiais frágeis desgastam por causa das trincas formadas abaixo da superfície. Partícula com velocidade muito alta pode fundir-se durante o impacto com a superfície ^[49].

O tamanho da partícula é também de relevância considerável e, muitos dos problemas de desgaste erosivo envolvem partícula com tamanho na faixa de 5 a 500 μ m, embora não existe razão fundamental para que elas sejam limitadas a essa variação de tamanho. Abaixo da órbita terrestre, satélites sofrem desgastes erosivos causado por minúsculas partículas: o oxigênio e o nitrogênio terrestre ou até mesmo, por átomos oriundos de outras atmosferas ^[50; 51].

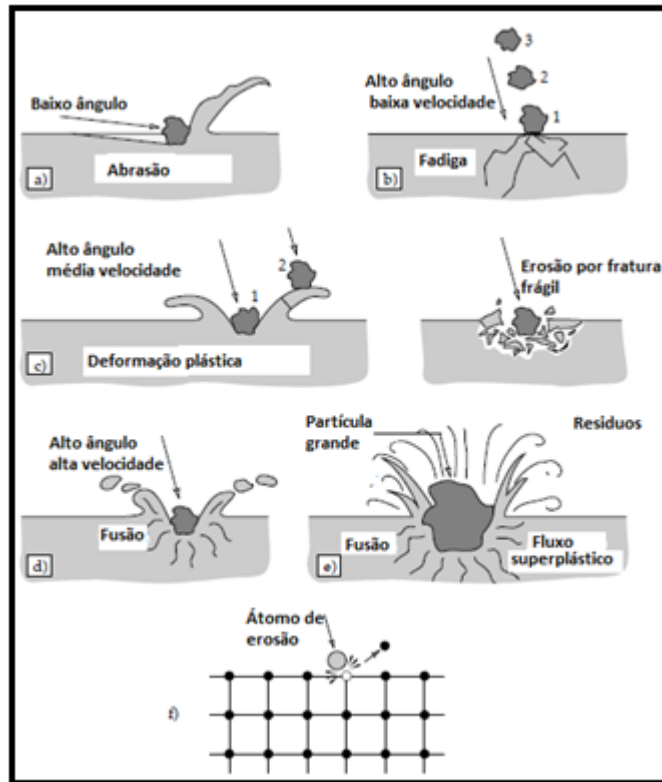


Figura 17-possíveis mecanismos de desgaste erosivo: a) abrasão a baixo ângulo de impacto, b) fadiga da superfície a baixa velocidade e alto ângulo de impacto, c) fratura frágil ou múltiplas deformações plásticas durante impacto a medias velocidades e alto ângulo, d) fusão da superfície causada por altas velocidades de impacto, e) erosão macroscópica com efeitos secundários, f) degradação da aresta do cristal causada pelo impacto de átomos ^[13].

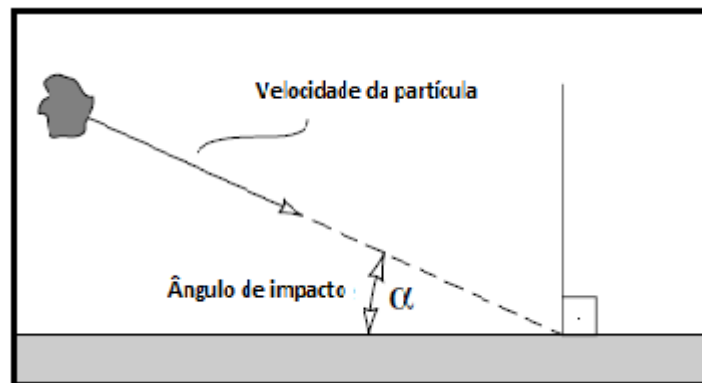


Figura 18-ângulo de impacto da partícula causando erosão na superfície ^[13].

3.18) Efeitos do ângulo de impacto e das velocidades das partículas no desgaste erosivo.

Ângulos de impacto podem variar de 0 a 90°. Desgaste considerando o ângulo de 0° deve ser desprezível, pois, as partículas que causam erosão não impactam contra a superfície, embora ângulo de impacto relativamente baixo 20°, por exemplo, poderá ocorrer desgaste

severo se as partículas de erosão forem duras e a superfície macia. Desgaste similar ao desgaste abrasivo prevalece sob estas condições. Se a superfície é frágil então, o desgaste severo por fragmentação da superfície poderá ocorrer alcançando a taxa máxima com ângulo de impacto aproximando-se de 90°. A relação entre taxa de desgaste e ângulo de impacto para materiais dúcteis e materiais frágeis está ilustrada na Figura 19.

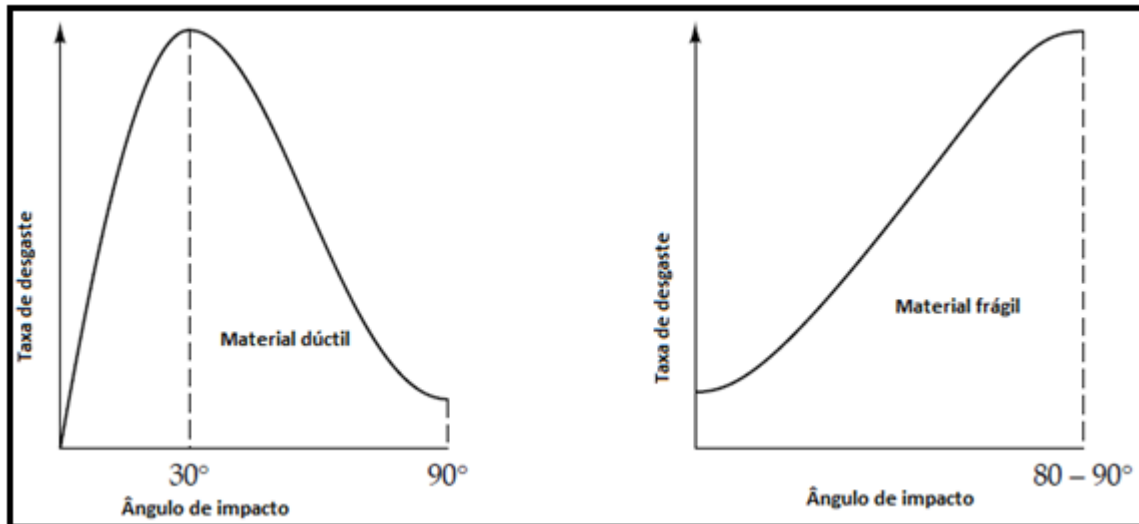


Figura 19-representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágil.

Nos casos onde ocorrem altas taxa de erosão e baixo ângulo de impacto o modo do desgaste por fratura dúctil prevalece. Inversamente, se a taxa máxima for encontrada para altos ângulos de impacto assume se que o modo de desgaste frágil predomina.

A velocidade de impacto tem forte efeito sobre a taxa de desgaste. Existe um limiar de velocidade onde a taxa de desgaste é desprezível. A transição de médias para altas velocidades abrange a maioria dos problemas encontrados na prática e a relação entre taxa de desgaste e velocidade de impacto pode ser descrito como uma lei de potência, isto é:

$$-\frac{dm}{dt} = kV^n \quad (3)$$

Onde:

m é massa (kg) de material removido, t é o tempo de duração do processo, k é uma constante empírica, v é a velocidade de impacto (m/s) e n é o expoente da velocidade. O valor do expoente n varia entre 2 e 3, valor significativamente extrapolado, mas, baseado na energia cinética da partícula. A equação (4) não fornece valores de k muito amplo, pois o valor de k é controlado por outros fatores como a densidade e a forma da partícula. Ela é uma das primeiras equações utilizadas para demonstrar os efeitos da velocidade da partícula na taxa de desgaste, por exemplo, se a velocidade da partícula aumenta de dez vezes a taxa de desgaste pode aumentar de 100 a 1000 vezes ^[51].

3.19) Efeitos da forma, tamanho, dureza e taxa de fluxo da partícula no desgaste erosivo.

Constata-se que partículas duras causam taxas de desgaste mais elevada do que partículas macias, e que a forma da partícula também pode ser um fator que acelera o desgaste erosivo ^[52]. Ambos os parâmetros tem sido incluídos em inúmeros modelos de desgaste erosivo ^[53; 54]. A razão entre a dureza da partícula e a dureza do substrato parece ser um parâmetro de controle ^[55]. A dureza da partícula torna se importante quando o valor de dureza de alguns erosivos, por exemplo, a alumina, é comparada com ao padrão de materiais como o aço doce. Neste caso, a razão entre a dureza da partícula e do substrato é aproximadamente 10. O efeito da dureza da partícula depende, em particular, do modo de desgaste erosivo, ou seja, se ocorre de modo dúctil ou frágil ^[55]. É impossível separar completamente a dureza das outras características da partícula tal como sua forma. Se a partícula é dura, mas relativamente cega, é improvável que ela cause desgaste severo. Uma partícula cega tem curvatura da superfície aproximando-se da forma esférica, enquanto a forma da partícula com boa eficiência de corte consiste de junções de planos com cantos com pequeno ou nenhum raio de curvatura e são decisivos nos processos de desgaste.

Variação na forma da partícula e as variedades de aplicações na engenharia podem causar mudanças fundamentais no mecanismo de erosão. Uma série de testes de erosão em vidros, aços, cerâmica e grafite revelaram que o aumento no tamanho das partículas na faixa de 8,75 a 127µm em diâmetro, mudava o modo de erosão de dúctil para frágil. Esse fato causou um pico de desgaste erosivo quando o ângulo de impacto variou de 30 a 80° e, o resultado mais significativo é o aumento na taxa de desgaste erosivo, como ilustrado na Figura 20. Em ambos os casos, carboneto de silício com velocidade de impacto de 152m/s foi utilizado como agente erosivo.

Pode-se visualizar na Figura 20, que além do efeito do tamanho da partícula no desgaste erosivo, existe uma alteração drástica na classificação dos materiais em termos de resistência ao desgaste. Quando partículas pequenas foram utilizadas como agente de erosão, os materiais estavam classificados de acordo com sua resistência ao desgaste na seguinte ordem: alumina de alta densidade> alumínio tratado> placa de vidro>grafite e aço endurecido. Neste caso, exceto o alumínio tratado, a taxa de desgaste erosivo dependia da dureza do material. O endurecimento do alumínio, neste caso, poderia ter um efeito significativo. Por

outro lado, quando foram utilizadas partículas grandes como agente erosivo, a ordem mudou para: alumínio tratado > aço endurecido > alumina de alta densidade > magnésio de alta densidade > placa de vidro > grafite. Então, neste caso, a tenacidade do material parece ser importante.

Materiais que não são nem tenaz nem duro, por exemplo, o grafite, apresenta inferior resistência à erosão. Acredita-se que a mudança no modo de desgaste seja consequência do espaçamento médio dos defeitos, por exemplo, porosidades ou trincas no sólido. Se o ângulo de impacto é muito pequeno, então, uma minoria de regiões de impactos coincidirá com os defeitos. Deformação plástica é incentivada na ausência de defeitos e, é o modo de desgaste predominante na remoção de material por partículas pequenas. Desde que inúmeras deformações plásticas são necessárias na remoção de material, então, esta é uma forma de desgaste relativamente lenta.

Para grandes partículas de erosão, o defeito está quase sempre presente na região de impacto e a remoção de material por processos de fratura frágil é, portanto, favorecido. Desde que a formação de trincas seja rápida, o modo de erosão frágil pode ser uma forma de erosão muito destrutiva.

O fluxo de partículas, ou seja, a massa do material de impacto por unidade de área e tempo é outro parâmetro controlador da taxa de desgaste erosivo. A taxa de desgaste erosivo é proporcional, até certo limite, na taxa de desgaste. Este limite foi comprovado em muitos estudos e parece ser consequência da interação de partículas que vão em direção a superfície de impacto com as partículas rebatidas. O fluxo limite de partículas é elevado, variando de 100[kg/m²s] para elastômeros a valores elevados, 10.000[kg/m²s] para erosão de metal contra grandes partículas e com altas velocidades ^[56]. É possível que o desgaste erosivo diminua quando o fluxo limite é excedido.

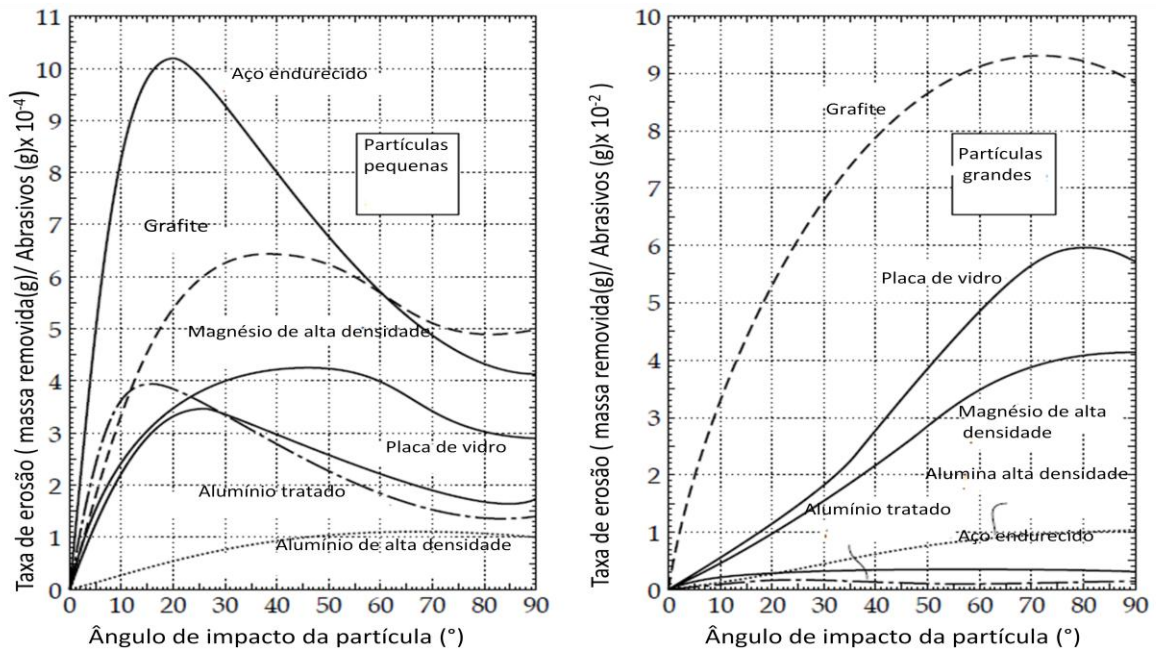


Figura 20- efeito do tamanho da partícula e forma de desgaste na taxa de erosão^[13].

3.20) Efeito da temperatura no desgaste erosivo.

A taxa e mecanismo de desgaste erosivo são influenciados pela temperatura. O primeiro efeito da temperatura é amaciar o material onde ocorrerá a erosão e conseqüentemente, aumento na taxa de desgaste. O efeito da temperatura no desgaste erosivo de aço inoxidável está ilustrado na Figura 21.

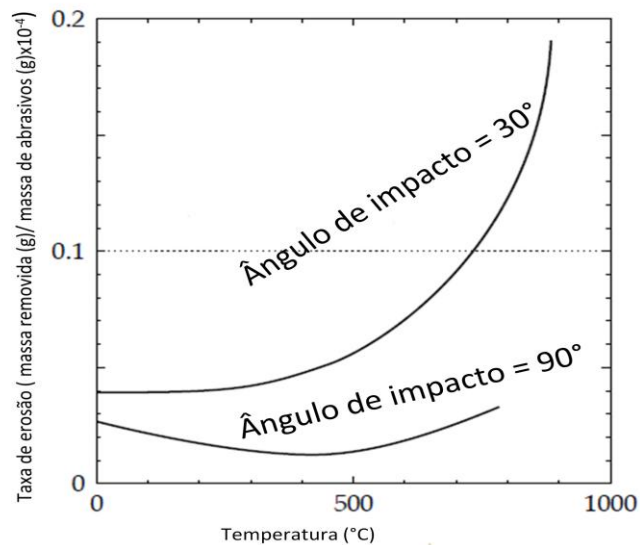


Figura 21- efeito da temperatura na taxa de desgaste erosivo em aços inox^[57].

O agente de erosão foi o carboneto de silício com velocidade de 30 m/s em atmosfera de nitrogênio. A taxa de erosão aumenta consideravelmente, quando a temperatura chega a 600°C, temperatura que coincide com o ponto de amaciamento do aço. Existe uma forte correlação entre as propriedades mecânicas do material com a temperatura de erosão e a taxa de desgaste ^[58]. Em alta temperatura o metal oxida e o desgaste por corrosão predomina acelerando a taxa de desgaste. Material é removido da superfície erodida como um óxido relativamente frágil e, neste processo, desgaste poderá ocorrer em taxas maiores do que no desgaste erosivo de metal dúctil.

3.21) Resistência dos aços ao desgaste erosivo.

A literatura disponibiliza os efeitos da microestrutura na taxa de desgaste erosivo e sugere que aços dúcteis são os mais resistentes ao desgaste. Aço endurecido devido à formação da martensita oferece pouca melhoria na resistência ao desgaste, exceto para ângulo de impacto muito baixo. A formação de carbonetos lamelar reduz a resistência ao desgaste.

A seleção de aços para minimizar o desgaste erosivo é, portanto, diferente do caso de desgaste abrasivo. Para aços carbono baixa liga, a fase ferrítica com suficientes inclusões de carboneto, induz o endurecimento e mostra-se muito eficiente contra o desgaste erosivo ^[59].

Aços perlíticos apresentam resistência inferior ao desgaste do que aços esferoidizados. Foi constatado que o desgaste erosivo de aços apresentou uma característica clássica de desgaste de erosão dúctil, isto é, a taxa máxima de desgaste ocorreu a baixos ângulos de impacto (menores que 30°) com trincas na superfície e abaixo. Isto sugere que a resistência ao desgaste de aços seja limitada pela ductilidade. Para partículas erosivas muito macias como o carvão, a inclusão de carbonetos melhora significativamente a resistência ao desgaste erosivo.

Ligas de aço ou ferro fundido para obter uma microestrutura que contém uma quantidade significativa de austenita retida (fase gama do ferro), têm um efeito significativo na redução do desgaste erosivo ^[60; 61]. Adicionando aproximadamente 2,5% de Si em aço com 0,7%C ou 0,45% de Si em 2,54% ferro fundido, resulta em boa resistência ao desgaste erosivo ^[60; 61]. O tratamento de otmização deste aço ou ferro fundido inclui um longo tempo de austêmpera, pois, este tipo de tratamento térmico remove toda a martensita e na microestrutura somente encontram-se presente a austenita retida, a bainita (aço formado por austêmpera, tendo uma estrutura acicular de ferrita e carbonetos exibindo considerável resistência combinada com alta ductilidade) e ferrita. Como regra geral, portanto, tanto a

ductilidade quanto a dureza podem ser reforço para um aço na melhoria da resistência ao desgaste.

3.22) Desgaste erosivo de cerâmicas e cermets.

Cerâmicos são materiais que apresentam alta resistência ao desgaste erosivo e particularmente em altas temperaturas onde metais falham ou apresentam desempenho inferior. A principal desvantagem na utilização de materiais cerâmicos e sua fragilidade que pode, em certos casos, resultar em altas taxas de desgaste. Cerâmicas tais como a alumina, zircônia parcialmente estabilizada, zircônia reforçada com alumina, parecem ter alta resistência ao desgaste erosivo quando comparadas com nitretos e carbonetos de silício ^[62]. Contudo, zircônia parcialmente estabilizada não tem aumento significativo na resistência ao desgaste apesar dela aumentar a tenacidade ^[63].

Cermet consiste de carbonetos de tungstênio imersos numa matriz de cobalto e são também utilizados como materiais resistentes ao desgaste. Neste tipo de material, a matriz de cobalto parece ser o material preferencial de desgaste, enquanto os grãos de carbonetos de tungstênio protegem a matriz e, portanto, é o fator que determina a taxa de desgaste. Diferentemente do desgaste abrasivo, durante o desgaste erosivo os grãos de carbonetos, não funcionam como escudo protegendo a matriz de cobalto macia contra os impactos das partículas ^[64].

A importância de materiais cerâmicos e compósitos cerâmicos são as aplicações desses, como materiais resistentes às altas temperaturas e ao desgaste erosivo. Materiais metálicos como os aços, às vezes são mais resistente ao desgaste do que as cerâmicas na temperatura ambiente, mas, são inferiores em altas temperaturas. A elevada temperatura, metais amaciam excessivamente, enquanto as cerâmicas permanecem sua ductilidade inalterada e evita o modo frágil no desgaste erosivo. Uma fibra de carboneto de silício (material compósito) apresentou-se uma taxa de desgaste erosivo à temperatura de 25°C maior do que liga de aço cromo, mas um desgaste consideravelmente menor à temperatura de 850°C em comparação com a mesma liga ^[65].

3.23) Desgaste por oxidação e corrosão.

Desgaste por oxidação ou corrosão ocorre numa grande variedade de situações, ambos, sem ou com lubrificação. A causa fundamental desta forma de desgaste é a reação química entre o material de desgaste com reagentes químicos, como lubrificantes ou mesmo com o ar atmosférico. Desgaste por corrosão é um termo geral que é correlacionado com qualquer forma de desgaste, independente se o processo é químico ou corrosivo, enquanto que o desgaste por oxidação refere-se ao desgaste causado pelo oxigênio atmosférico. Ambas as formas de desgaste possuem uma característica surpreendente, isto é, uma rápida taxa de desgaste é usualmente acompanhada por uma diminuição do coeficiente de atrito. Esta divergência entre atrito e desgaste é uma maneira muito utilizada para identificar esses processos de desgaste. A reação química que é benéfica para prevenir desgaste adesivo, se não controlado, pode levar a perda de massa do material subjacente. Se o material (metal) é corroído para produzir na sua superfície uma camada passiva que funciona como uma proteção, enquanto ele está sujeito ao contato de deslizamento, um dos quatro processos seguintes pode ocorrer ^[66]:

- a) Uma camada de filme de lubrificante duradoura que inibe ambos os processos de desgaste poderá se formar;
- b) Uma camada de filme fraco que tem baixa durabilidade sob condições de contato de deslizamento poderá produzir uma alta taxa de desgaste por causa da formação regular e destruição da camada. Neste instante, o coeficiente de atrito poderá ter um valor baixo ou não.
- c) A superfície do filme protetor pode desgastar (por exemplo, por *pit*), ou uma junção galvânica entre o restante do filme e o substrato subjacente poderá resultar numa corrosão acelerada da superfície.
- d) A corrosão e o processo de desgaste poderão atuar independentemente, e a perda de massa do material será uma simples soma dos processos individual.

Esse hipotético modelo de desgaste está esquematizado na Figura 22.

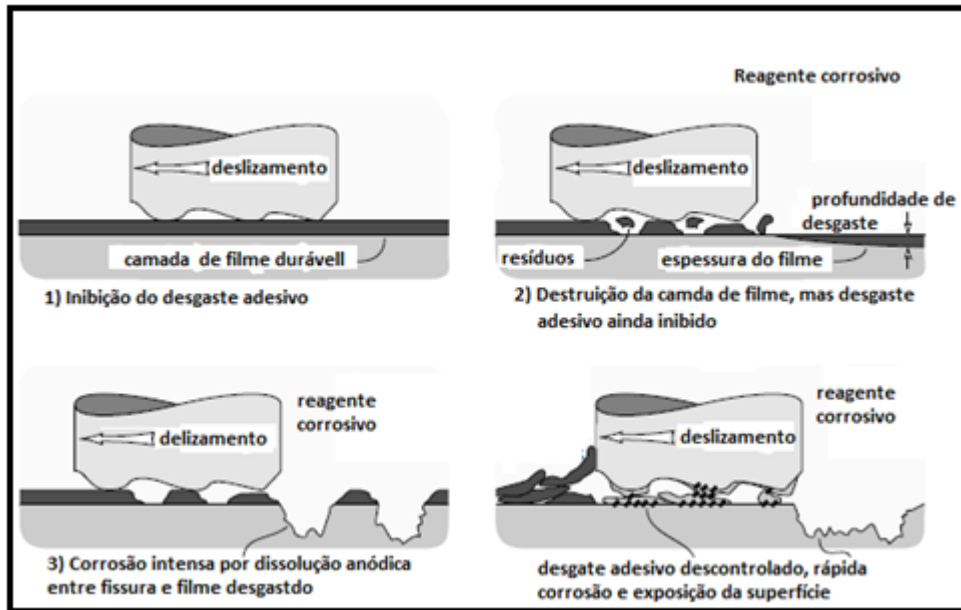


Figura 22-modelo de interação entre agente corrosivo e superfície de desgaste^[13].

O primeiro processo é dominado por uma da camada de filme de lubrificante formada e que possui um tempo de vida duradoura. Se tal camada de filme lubrificante prevalece, o contato susceptível ao desgaste permanecerá bem lubrificado e o desgaste corrosivo não poderá ocorrer. Infelizmente, muito poucos filmes produzidos para evitar a corrosão têm durabilidade desejada, camadas de filmes duradouros são raramente vista na prática. O segundo processo relaciona um revestimento ou camada de filme de curta duração abaixo do contato deslizante. Está é a forma mais comum de desgaste corrosivo, já que a maioria dos revestimentos consiste de óxidos frágeis ou outros compostos iônicos. Por exemplo, o óxido de ferro é o mais frágil de todos quando a temperatura é extremamente alta^[67]. O terceiro processo relaciona o desgaste corrosivo com a uma média muito alta de desgaste corrosivo, enquanto que no quarto processo é efetivamente, o limite extremo de corrosão, onde a superfície em que ocorre corrosão é pouco resistente e, provavelmente solúvel no reagente.

3.24) Fabricação de ferramentas diamantadas e a metalurgia do pó.

A metalurgia do pó (PM) é um dos processos mais utilizado de todos na fabricação de ferramentas diamantadas como, por exemplo, na fabricação de ferramentas de corte e perfuração. Um típico processo de fabricação inclui as seguintes etapas, Figura 23:

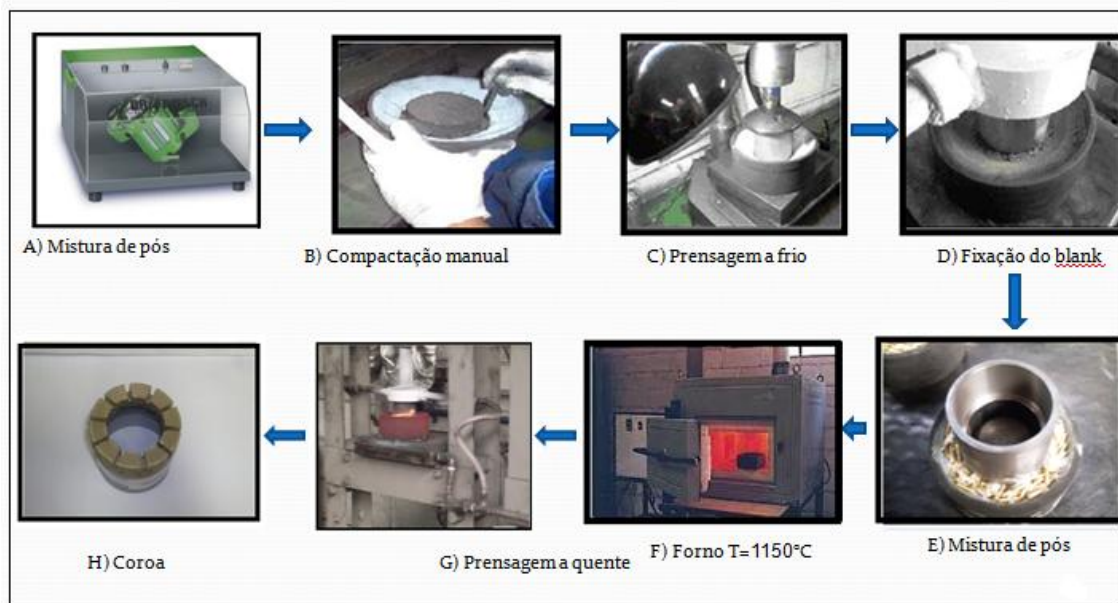


Figura 23- processo de fabricação de ferramentas de corte diamantadas. [68 adaptado]

3.25) Mecanismos de ligação matriz /diamante.

Basicamente, existem dois diferentes tipos de mecanismos de ancoramento de diamantes na matriz: o mecanismo de retenção e o de ligação química. Na maioria das ferramentas impregnadas com diamantes o mecanismo de retenção é puramente mecânico. Cada cristal do elemento ativo é reforçado pela tensão residual induzida ao redor da matriz devida à contração diferencial gerada durante o resfriamento, logo após a prensagem a quente.

Durante a operação de corte, poderão ocorrer arrancamento de grãos de diamantes da matriz. Esse arrancamento dos grãos ativos não é somente função do nível de deformação elástica, mas também dependente da geometria da partícula ancorada. No mecanismo de ligação química, os cristais de diamantes, por exemplo, são ligados quimicamente com os constituintes da matriz. A ligação química é encontrada somente quando o metal apresenta alta afinidade química com o carbono (elementos formadores de carbonetos, nitretos), ou seja, quando os elementos constituintes da matriz, durante o processo de sinterização, dissolvem o carbono em quantidades significativas promovendo a formação de carbonetos e nitretos de alguns elementos metálicos. Basicamente, são esses dois tipos de mecanismos que retêm as partículas de diamante na matriz. Mas, é importante salientar que esses dois mecanismos devem trabalhar combinados para garantir um tempo de vida útil satisfatório das ferramentas de corte produzidas.

Para avaliar os efeitos de temperatura nas propriedades mecânicas de uma matriz impregnada com diamantes, foram realizados testes de durabilidade nas microestruturas

mostradas na Figura 24(a-c) e os resultados são apresentados na Tabela III. Os resultados indicam que a temperatura de sinterização tem influência considerável na durabilidade da matriz. A matriz composta por Al-Sn-Ni-Co foi fabricada nas temperaturas de 250, 300 e 350°C. Os resultados demonstraram maior durabilidade quando a matriz foi fabricada à temperatura de 300°C [68].

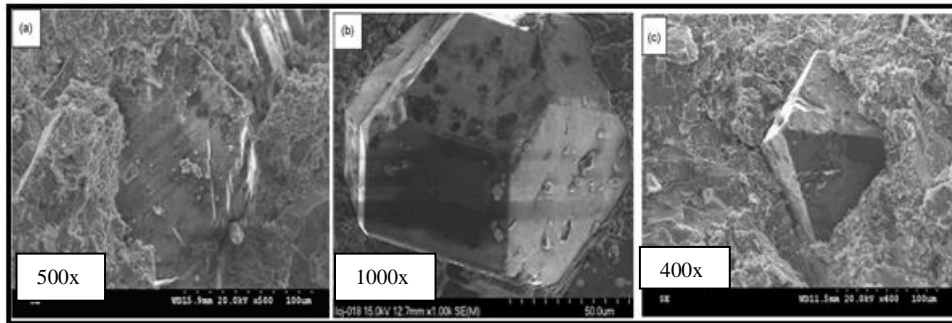


Figura 24-(a-c) Microestrutura obtida de uma matriz de Al-Sn-Ni-Co fabricada a 250, 300 e 350°C respectivamente [68].

Tabela III-resultados de teste de durabilidade das matrizes obtidas com diferentes temperaturas de sinterização.

Agente Ligante	Durabilidade (horas)		
	350°C	300°C	250°C
Al-Sn-Ti	206	274	182
Al-Sn-Ti-Ni-Co	311	407	284
Al- Sn-Ti-Ni	163	342	121
Al- Sn-Ni-Co	264	367	213

Além da temperatura de sinterização, um parâmetro que também deve ser avaliado é a composição química das matrizes. A Figura 25(a-d) ilustra grãos de diamantes impregnados em matrizes com composição química variada.

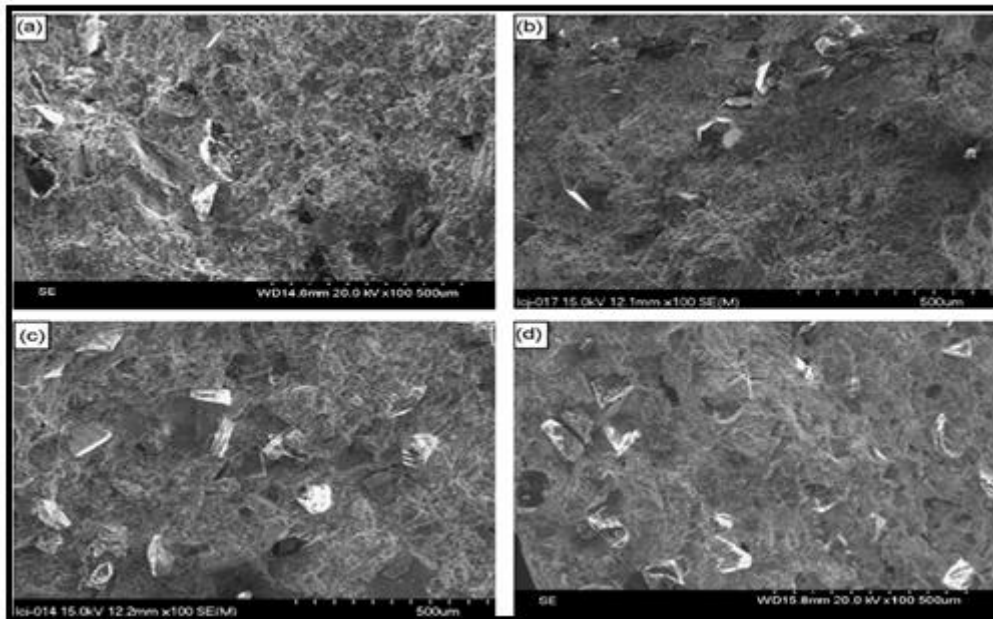


Figura 25 (a-d) - cristais de diamantes ancorados em diferentes matrizes metálicas com composição variadas. (a) Al-Sn-Ti, (b) Al-Sn-Ti-Ni-Co, (c) Al-Sn-Ti-Ni, (d) Al-Sn-Ni-Co, (Ampliação 100x, escala 500µm) [68]

Para analisar os efeitos da composição química do compósito, foram realizados testes de dureza e o resultado está ilustrado na Figura 26.

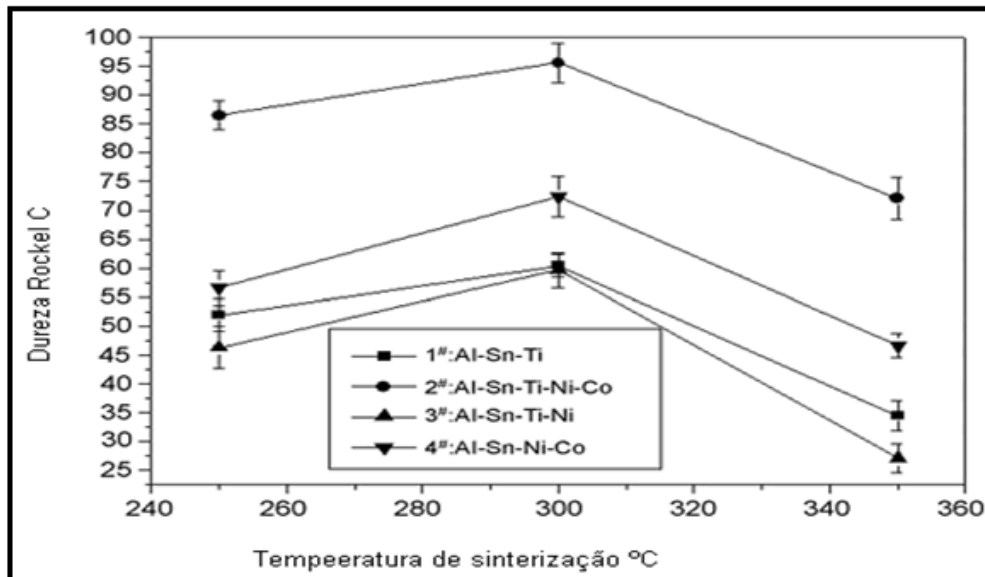


Figura 26-Ensaio de dureza Rockel C em diferentes matrizes mostrando os efeitos da temperatura de sinterização e composição química da matriz [68].

3.26) Método de produção de coroas diamantadas para sondagem geológica.

A seleção do processo de produção é determinada em função da conformação das coroas e da manutenção da integridade dos diamantes. Assim, no método mais comum de

fabricação de coroas, uma mistura de pós metálicos (W, WC, Fe–W e outros) e de diamantes aleatoriamente distribuídos é conformado num molde de grafite com a configuração do corpo da coroa. Em seguida, um segmento tubular de aço é encaixado ao centro do molde ^[69]. A mistura de pós metálicos, que ocupa o espaço entre o molde e o segmento tubular (blank), é, então, infiltrada com uma liga metálica, em geral de cobre, num forno sujeito à temperatura na faixa de 800 a 1150°C, conformando o material que constitui o corpo da coroa.

Nesse processo, poderão ocorrer perdas da ordem de 5 a 10% em massa de diamante, pois, em presença de oxigênio, diamantes iniciam oxidação em temperaturas entre 450 e 850°C, formando dióxido e monóxido de carbono. As ligas metálicas usadas na produção de coroas (ferro, cobalto, níquel e tungstênio) apresentam apreciável solubilidade, para absorver os óxidos formados ^[69].

Técnicas da metalurgia do pó são rotas para a produção das coroas diamantadas e os métodos típicos de fabricação incluem: (a) preparação do metal pulverizado e diamantes, (b) compactação a frio e (c) infiltração do conjunto (metal/diamante) seguido da prensagem da peça quente ^[69]. Para a preparação das coroas, algumas etapas são necessárias, as quais estão descritas a seguir.

A - Preparação da mistura de metais pulverizados e diamantes.

Para a maioria dos produtores de coroas diamantadas, a preparação da mistura de metais pulverizados e diamantes consistem em duas operações. A primeira é a mistura dos pós usando misturador automático - Figura 27 (a), por aproximadamente 10 a 20 minutos e velocidade da ordem de 80 rpm. Deve-se ressaltar que tempo e velocidade de mistura são definidos pela experiência do fabricante, sendo que o excesso desses parâmetros pode promover a separação dos constituintes ^[10]. Na Figura 27 (b), esta ilustra um dos tipos de diamantes comumente adicionado a mistura de pós metálicos utilizado na fabricação de brocas e coroas de perfuração ^[69].

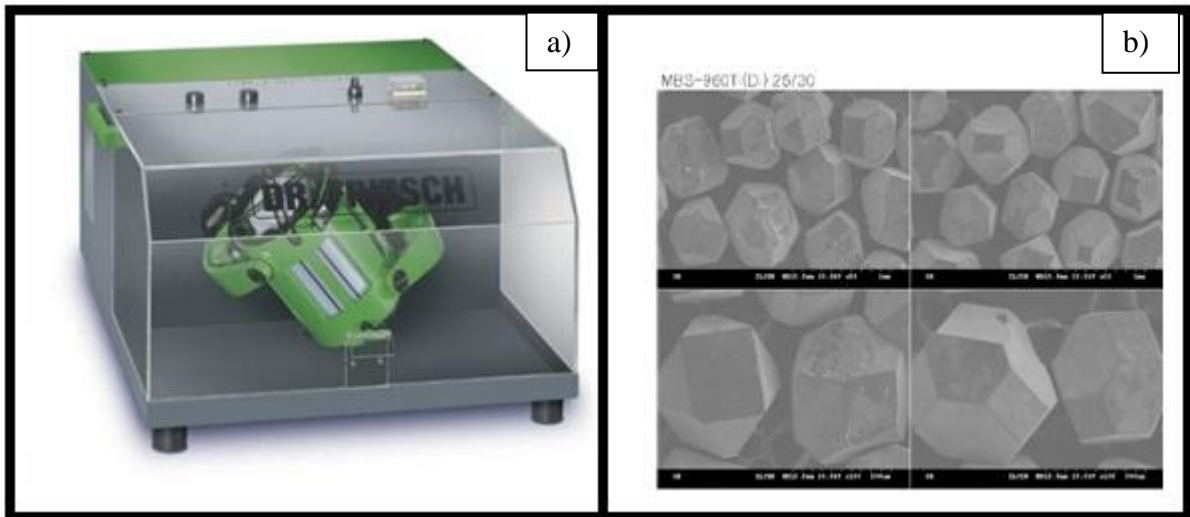


Figura 27-(a) misturador utilizado na mistura dos pós metálicos; (b) morfologia dos diamantes utilizados na fabricação de coroas diamantadas [Autor].

No segundo estágio, os diamantes são adicionados ao pó metálico e é adicionada glicerina com objetivo de otimizar a mistura. Nessa etapa, a eficiência da mistura é dada pela boa distribuição de diamantes e o tempo de mistura não é tão longo quanto o praticado no primeiro estágio.

Pós granulados podem ser usados, pois melhoram as propriedades de fluxo, durante a etapa de compactação a frio, auxiliando a moldagem das coroas [69].

B – Compactação e prensagem a frio.

Após mistura dos diamantes com o pó metálico, a rota normal de processamento prevê a compactação a frio, primeira operação de consolidação das frações envolvidas no processo de metalurgia do pó como mostrado na Figura 28 [69].

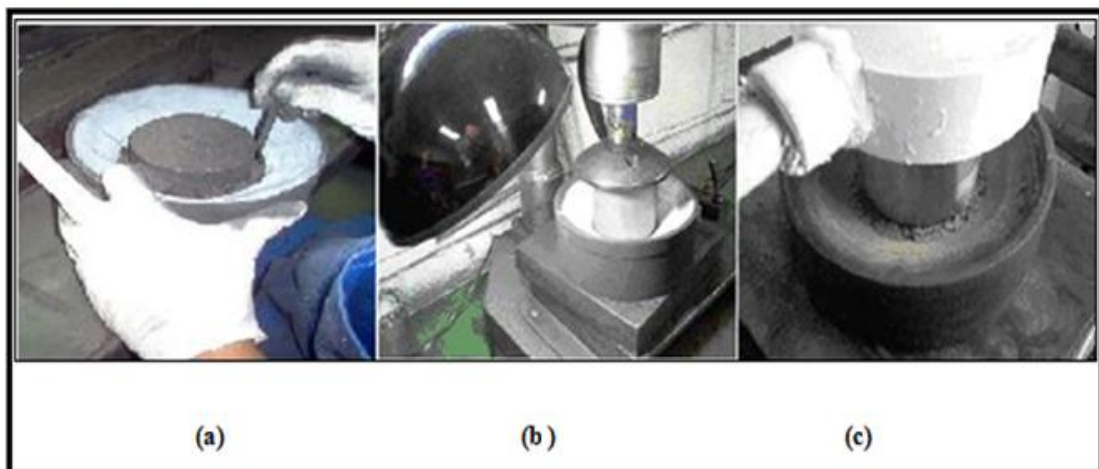


Figura 28-(a) compactação manual da mistura no molde de grafite; (b) prensagem da mistura no molde de grafite; (c) fixação de um tubo de aço que será o elemento de ligação entre a coroa e as demais peças que constituem uma coluna de sondagem [70].

O carregamento, a compactação e a prensagem a frio dos materiais na fabricação das coroas diamantadas realizados por pequenos fabricantes são menos sofisticados, pois esses calculam o peso das frações envolvidas e carregam manualmente a mistura diretamente nos moldes para infiltração e brasagem.

As operações podem ser realizadas em equipamentos específicos para cada processo. Tais equipamentos são constituídos por balanças e sistemas de carregamento dos diamantes e da matriz metálica e esse carregamento pode ser efetuado com ou sem vibração. O preenchimento dos moldes é realizado posteriormente. Tais medidas permitem uniformizar a distribuição dos componentes na peça moldada, conferir/prover adequada densidade a verde ao compactado e proporcionar o necessário contato entre as partículas para que a operação de sinterização seja mais eficiente.

Outra ação que deve ser empreendida para a operação de prensagem a frio é conferir a resistência mecânica, que permita o fácil manuseio da mistura no molde, em geral, de grafite. A aplicação de diferentes valores de forças durante a etapa prensagem pode resultar em peças com diferentes propriedades mecânicas.

O valor de pressão para o processo de prensagem a frio, de acordo com o diâmetro de coroa produzido, pode variar entre 30 e 55 Psi.

C - Infiltração do conjunto metal/diamante

No caso das coroas diamantadas, realiza-se o processo de infiltração metálica, que promove a consolidação da peça em associação com a sinterização com fase líquida. Tal processo é empregado, quando a fase sólida apresenta uma molhabilidade limitada na fase líquida, como, por exemplo, as diferentes composições de WC e Cu. Na maioria dos casos, a infiltração e a sinterização com fase líquida são realizadas com o intuito de se obter máxima densidade e pequena porosidade residual. A técnica permite obter estruturas que conferem ao material melhores propriedades mecânicas.

O método mais usado para infiltração consiste na colocação de pastilhas do metal a ser infiltrado em contato com o “esqueleto” compactado, seguido de aquecimento acima do ponto de fusão do infiltrante e abaixo do ponto de fusão do “esqueleto”. Durante a infiltração, o líquido entra em contato externo com o sólido poroso e forças capilares o introduzem no interior do sólido, o qual é, freqüentemente, chamado de “esqueleto poroso”.

Durante a fusão, o infiltrante sólido sobreposto ao “esqueleto poroso” espalha-se, por tensão superficial, sobre todas as faces do referido esqueleto, conforme ilustrado na Figura 29,

e, antes que ocorra a penetração em direção ao centro do “esqueleto”, ocorrerá o deslocamento dos gases, facilitado pela colocação de material sólido (diamantes) debaixo do “esqueleto” [70].

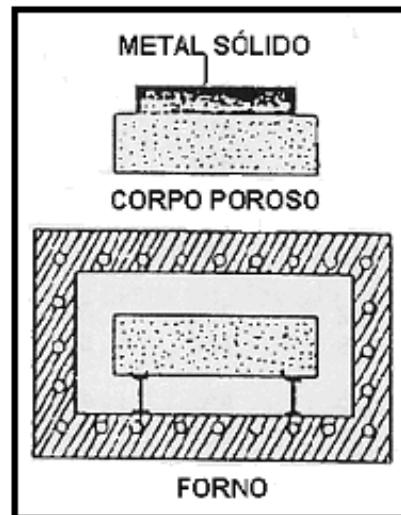


Figura 29-Representação esquemática da infiltração metálica no “esqueleto poroso” para a produção de coroas diamantadas [70].

As vantagens da infiltração são: alcançar o máximo de densidade sem empregar pressão externa excessiva, combinar dois ou mais componentes com diferentes pontos de fusão e garantir as composições das fases produzidas [69].

Uma coroa, para sondagem geológica, é conformada/consolidada durante o período de infiltração, no qual a liga metálica infiltrante forma uma ligação, tipo brazagem, com um corpo tubular em aço e, devido à capilaridade, que é a força motriz para a penetração de um metal líquido através de poros, a liga metálica deverá molhar, se espalhar e infiltrar entre os segmentos formados por metal “duro” pulverizado [69].

Para que essa infiltração seja possível, algumas condições fundamentais devem ser observadas, as quais estão listadas a seguir [70].

- A temperatura de fusão do esqueleto deve ser maior que aquela do infiltrante, para que o esqueleto se mantenha rígido durante o processo.
- A solubilidade mútua deve ser limitada, para que o infiltrante flua para os poros e não seja totalmente absorvido.
- O infiltrante e o esqueleto não devem reagir mutuamente para evitar formação de uma nova fase que obstrua a infiltração.

- O infiltrante e o esqueleto devem apresentar boa molhabilidade, para penetração uniforme nos poros.

Os metais comumente usados como infiltrantes na metalurgia do pó são: tálio, chumbo, estanho, prata e cobre, sendo este último o mais usado ^[69]

Foi constatado que a liga 80Cu-20Sn, “devido à baixa dureza, a liga permite, em certas aplicações, expor mais diamantes ao corte, enquanto a liga 90Cu-10Sn, com valor de dureza mais elevado, tende a não expor ao corte os diamantes na mesma aplicação”^[69].

Há inúmeros problemas relativos à infiltração, destacam-se os seguintes:

- A quantidade relativa entre volume da fase sólida (esqueleto compactado verde, de grãos de metal duro) e do infiltrante (metal ou liga metálica) poderá influir na ação das forças de capilaridade do metal líquido através dos grãos do metal “duro”, pois, caso o molhamento da superfície do metal duro não ocorrer ou for lento, as características físicas necessárias ao desempenho das coroas diamantadas serão afetadas, resultando em uma coroa de diamantes com propriedades físicas insatisfatórias.
- A obstrução dos poros, devido ao fluxo direcional do metal líquido, poderá tornar possível a erosão da superfície na qual a liga infiltrará, de modo similar aos processos de fundição.

Outro fator prejudicial é o aquecimento prolongado após a infiltração, que poderá levar ao inchaço da peça, devido às reações metalúrgicas que poderão ocorrer. Por essa razão, os tempos de infiltração devem ser curtos. Temperaturas empregadas são de aproximadamente 15°C acima do ponto de fusão do infiltrante ^[70].

3.27) Moldes.

Usam-se moldes em aço, quando temperaturas baixas são empregadas, ou moldes de grafite, como apresentado na Figura 30, que oferecem alta eficiência operacional em temperaturas elevadas, sendo que os gases óxidos de carbono (CO₂, CO), gerados em reações entre o oxigênio presente no forno e o carbono que constitui o molde de grafite, protegem o metal e os diamantes contra a oxidação ^[69].

Uma desvantagem do uso do grafite é que, freqüentemente, se faz necessária a substituição dos seus encaixes, devido à produção sucessiva, pois a queima da sua

extremidade e a redução da sua secção transversal resulta em falhas dimensionais durante moldagem da peça [70].



Figura 30-molde de grafite usado na produção de coroas para sondagem geológica [70]

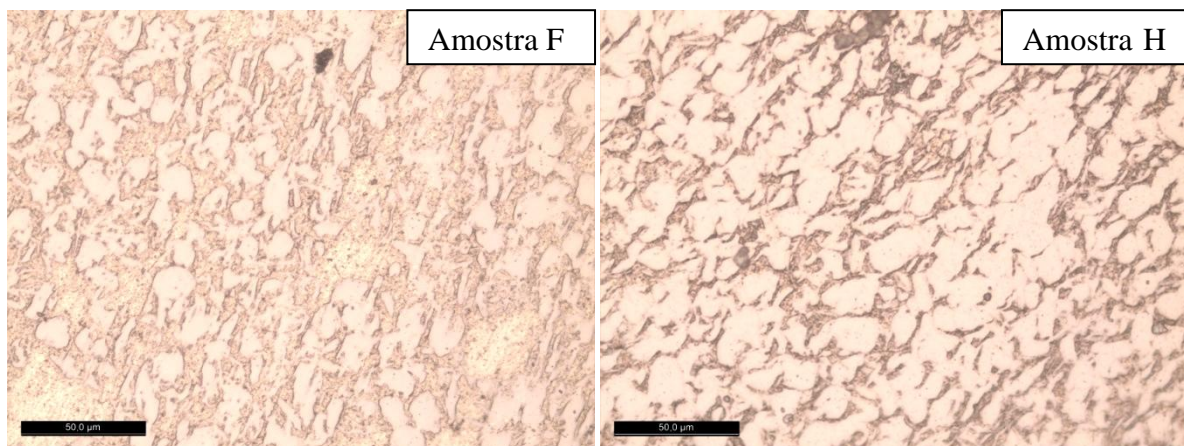
CAPÍTULO 4. Materiais e métodos.

4.1) Fabricação e identificação das matrizes.

A metodologia do presente trabalho consistiu em produzir matrizes utilizadas na fabricação de coroas de sondagem geológica utilizando o mesmo método de fabricação das coroas diamantadas, ou seja, sinterização assistida por fase líquida (uma das técnicas da metalurgia do pó), porém não foram adicionados diamantes às matrizes, pois a presença deles tornaria inviáveis os ensaios de desgaste nelas. Foram fabricadas dez amostras identificadas assim: A, B, C, D, E, F, G, H e I. Após fabricação das matrizes, as amostras foram preparadas para aquisição de micrografias, medida de dureza, rugosidade e, finalmente, para realizar os ensaios de desgaste abrasivo. No tratamento das superfícies, foi utilizada a seguinte seqüência de lixas: 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700, 800 e 1200. Após a etapa de lixamento realizou-se o polimento com pasta de diamante com granulometria de $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$. Na obtenção das micrografias foi utilizado um microscópio Leica 4500 do Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Física da UFOP. As micrografias obtidas são mostradas na Figura 31. Não se realizou ataque químico depois de tratamento superficial, para que nos ensaios de desgaste os efeitos de corrosão/oxidação na superfície causado pelo reagente não mascarassem os resultados. O tempo de ensaios adotado neste trabalho foi de trinta minutos para cada ensaio e as leituras das forças de atrito eram realizadas a cada três minutos. As

soluções abrasivas eram gotejadas conforme a necessidade (controlada visualmente pelo operador).

Após realização de cada ensaio de desgaste abrasivo, as amostras foram lavadas e imersas numa solução alcoólica (álcool etílico) e levadas ao equipamento de ultrassom durante um minuto com objetivo de eliminar os resíduos de desgaste. Posteriormente, fez-se pesagem das amostras com intuito de medir a perda de massa, porém, ela não foi verificada, pois a balança na qual se realizou a pesagem tem precisão de três casas decimais enquanto que a variação de massa foi observada na quarta casa decimal. Finalmente, fez-se secagem da amostra e realizaram-se medidas dos diâmetros das calotas impressas na matriz. De posse dessas medidas foi possível comparar os diâmetros das calotas produzidas nos ensaios e, portanto, o desgaste dessas matrizes. Finalmente, realizou-se medidas de rugosidades das amostras na região diametral das calotas impressas nas matrizes juntamente com o perfil de desgaste. Utilizou-se para tal fim um rugosímetro modelo TR200-H138-004, marca *Homis* com precisão de $\pm 10\%$. Não se utilizou o valor da profundidade da calota para classificar o desgaste, pois, é difícil precisar se a ponta do rugosímetro varreu o exato diâmetro da calota. Assim, o perfil da calota serviu apenas para visualizar a forma e os possíveis vales causados ou não pelo destacamento de grão (s) na superfície desgastada. A Figura 31 mostra as micrografias das amostras após tratamento superficial e antes de realização de ensaios de desgastes. A partir dela é possível identificar as fases presentes na microestrutura e identificá-las, como ilustrado na micrografia da amostra I, onde podem ser visualizadas três diferentes fases: o infiltrante (liga cobre/zinco), os carbonetos de silício (SiC), grãos de tungstênio (W), cobalto (Co), carboneto de tungstênio (WC) e possivelmente, nas amostra F, D e A o composto tungstênio/cobalto (WC-Co) conhecido industrialmente como vídia.



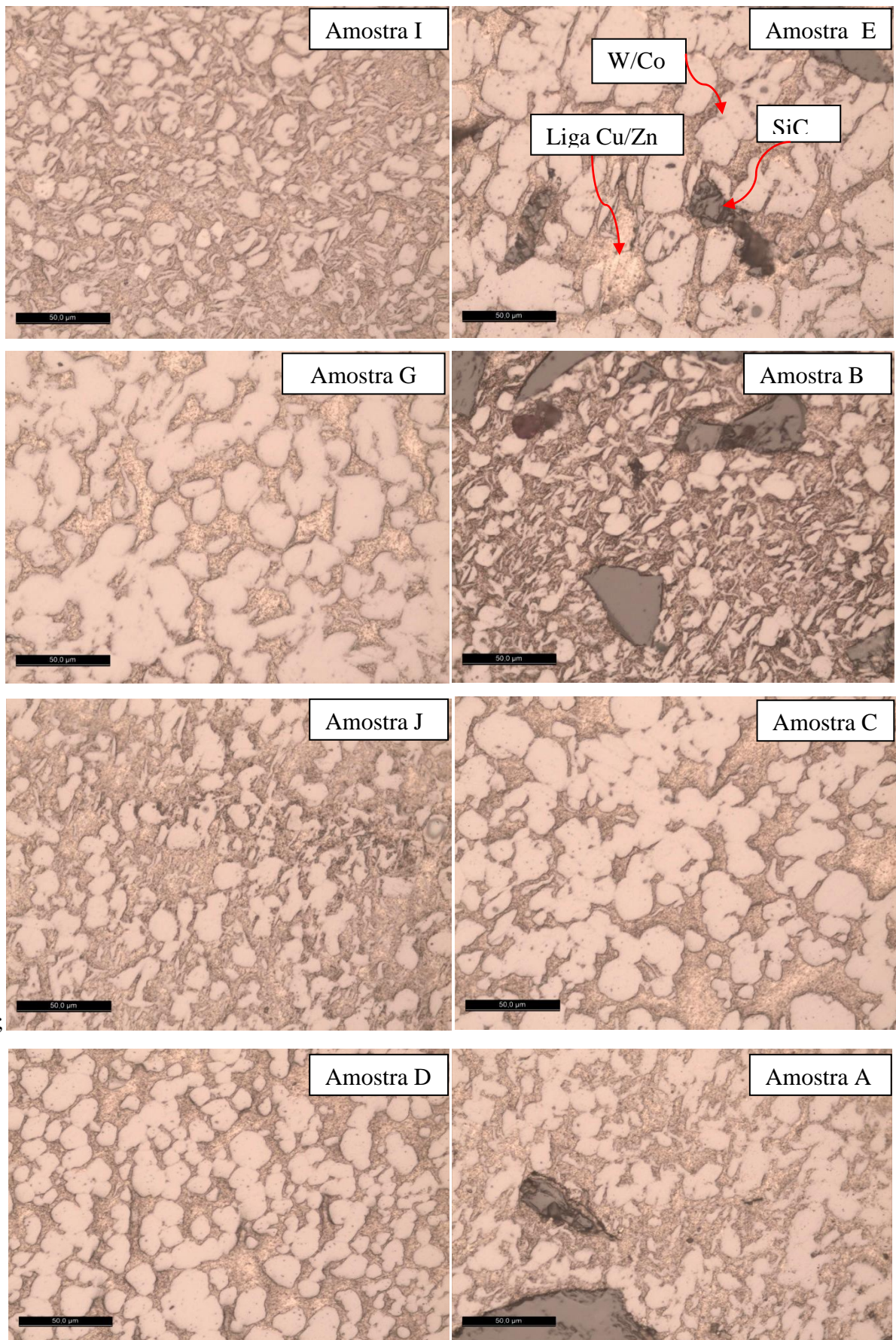


Figura 31- micrografias das matrizes obtidas com microscópio óptico com ampliação de 500X. As fases são identificadas como na amostra I.

4.2) Composição e tamanho de grãos dos pós utilizados na fabricação das matrizes analisadas.

As composições químicas e faixas granulométricas utilizadas na confecção das fases dispersas metálicas são apresentadas na Tabela IV:

Tabela IV-composição e faixa granulométrica dos pós que compõem as fases dispersas metálicas.

Amostra	Nome comercial	Composição química (%)	Granulometria (micrometros)
F	HM+NEXT-300	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx) NEXT-300: 25%Co 72% Fe, 3%Cu	HM: 2,2 a 4,4 NEXT-300: 0,9 a 3,5
H	HM	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx)	2,2 a 4,4
I	HM+Mo	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20 %Fe(máx)	HM: 2,2 a 4,4
E	M1+SiC	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx)	M1: 5 a 7 SiC: 38 a 60
G	M1	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx)	M1: 5 a 7
B	HM+ SiC	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx)+ SiC	HM: 2,2 a 4,4 SiC: 38 a 60
J	C1+M1	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx)	C1: 14 a 17 M1: 5 a 7
C	C1	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20 Fe(máx)	C1: 14 a 17
D	HM+ NEXT200	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx) NEXT-200: 25%Co 15% Fe, 60%Cu	HM: 2,2 a 4,4
A	HM+NEXT-200+SiC	99,50% W+0,15% C(máx)+ 0,15% O ₂ (máx)+0,20% Fe(máx) NEXT-100: 25%Co 25% Fe, 50%Cu	HM: 2,2 a 4,4

4.3) Realização dos ensaios de desgaste.

Os ensaios de desgaste foram realizados numa máquina desenvolvida no LESTA (Laboratório de Engenharia de Superfícies e Técnicas Afins - Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto). A máquina denominada de MAE (Máquina de Abrasão por Esfera) consiste de um torno adaptado com um platô que possui um porta-amostra com liberdade para movimentar-se na direção X e Y que permite ajustar a inclinação do platô, conforme Figura 32. Na extremidade do platô há um sensor de carga que converte o sinal elétrico causado pela rotação da esfera sobre a amostra, permitindo, dessa forma, a leitura de carga (em gramas) que é exibida num *display* digital.

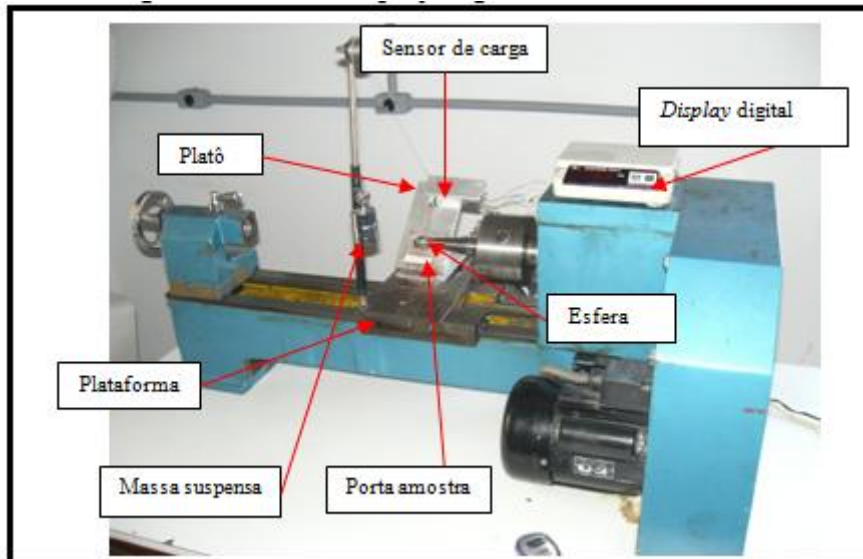


Figura 32-máquina de abrasão por esfera. [autor]

O conjunto porta-amostra foi montado sobre uma plataforma, possibilitando, dessa forma, o posicionamento controlado da amostra em relação à esfera, pois a plataforma pode se mover na direção longitudinal e transversal por meio de alavancas conforme ilustrado na Figura 33:



Figura 33-alavancas de controle do movimento da plataforma.

Foram utilizados três tipos de abrasivos na realização dos ensaios abrasivos: suspensão de sílica, polpa hematítica e uma mistura composta de ambos ($60\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ e $40\% \text{SiO}_2$) com intuito de simular a rocha Itabirito. Para cada amostra estudada neste trabalho, foram realizados três ensaios de desgaste, ou seja, três ensaios com suspensão de sílica, três ensaios com polpa hematítica e três ensaios com itabirito artificial. Os tamanhos das partículas nas suspensões abrasivas variavam na faixa de 38 a $44\mu\text{m}$ com concentração volumétrica de 50%. O diâmetro da esfera utilizada neste trabalho foi de 17,5mm e platô com ângulo de inclinação de 30° . O material que constitui a esfera é um aço SAE-52100.

A Figura 34(A-C) ilustra a suspensão de sílica e hematita com concentração de 50% em volume e morfologia das partículas de sílica e hematita utilizadas como abrasivo.

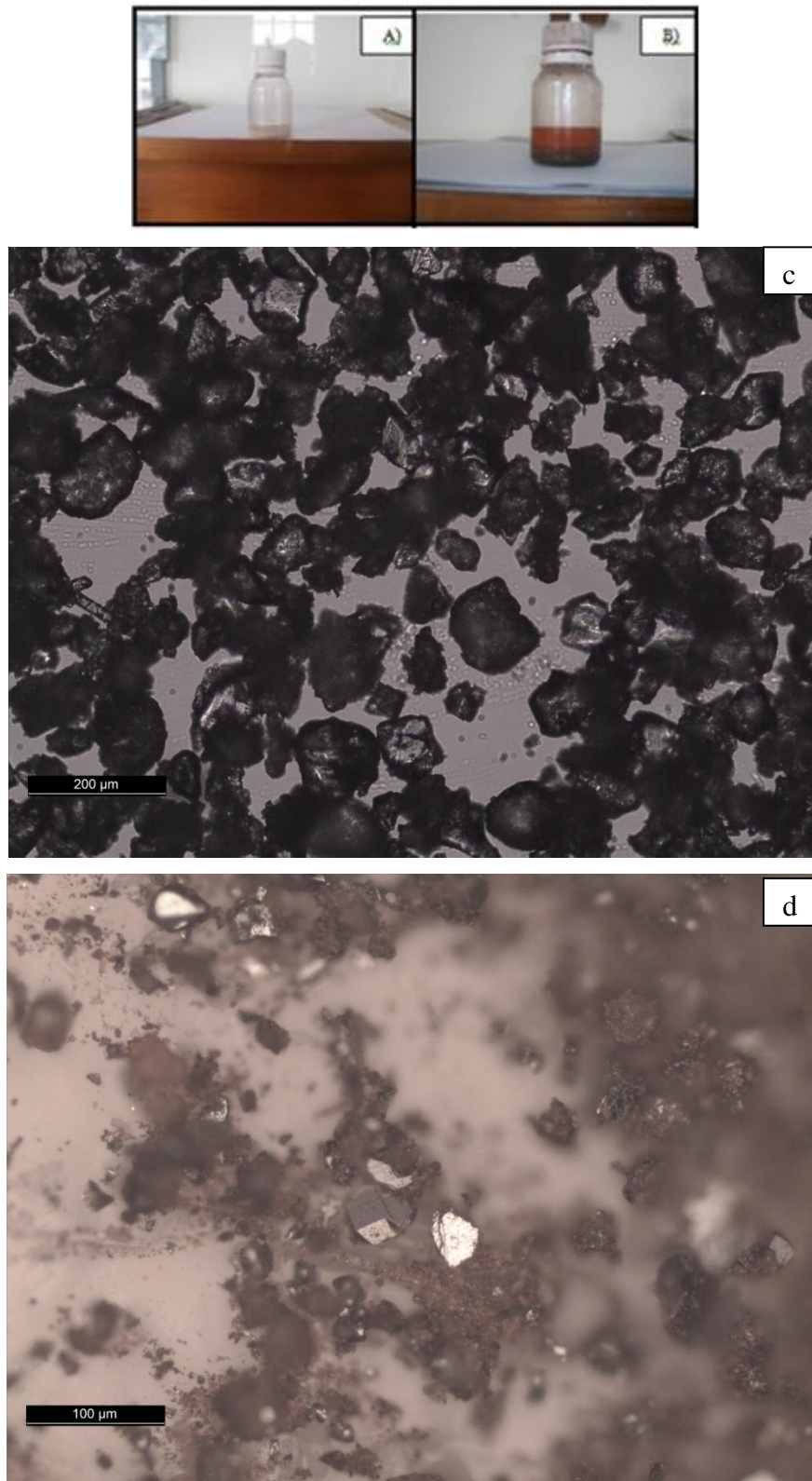


Figura 34-A) Suspensão de sílica com concentração de 50% em volume, B) Suspensão de hematita com concentração de 50% em volume e C) morfologia da sílica abrasiva e d) hematita. ^[autor]

5) Resultados e discussões.

5.1) Medição de dureza das matrizes.

Após aquisição de imagens realizou-se ensaio de macrodureza Vickers. Foi utilizada uma máquina Rockell C Wolpert – Sussem tipo HT-1, com penetrador de diamante de forma cônica aplicando uma força (carga) de 100 kgf durante vinte segundos (20s). A máquina encontra-se instalada no Laboratório de ensaios mecânicos pertencente ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto e os resultados são apresentados na Tabela V e Figura 35:

Tabela V- macrodureza Vickers das matrizes fabricadas.

Amostra	Dureza HV ₁₀₀
F	239,17 ± 11,96
H	247,17 ± 12,36
I	248 ± 12
E	219 ± 11
G	240,83 ± 12,04
B	206,83 ± 10,34
J	249,5 ± 12,5
C	208,43 ± 10,42
D	218,67 ± 10,92
A	187,33 ± 9,36

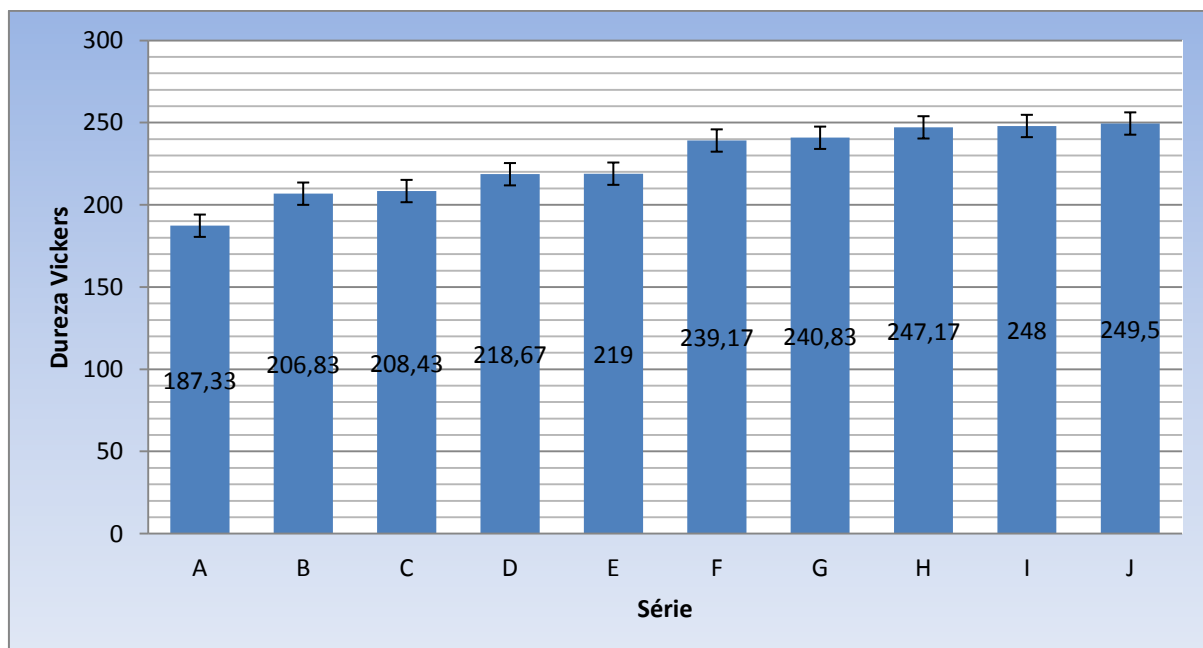


Figura 35-macrodureza Vickers das matrizes.

Realizou-se também medida do pH (potencial hidrogeniônico) de cada suspensão obtendo-se os seguintes valores:

Tabela VI - pH das suspensões abrasivas utilizadas nos ensaios.

Suspensão	pH
SiO ₂	5,41
Fe ₂ O ₃	8,34
Itabirito artificial	7,69

A partir da figura 36 até a 45 são apresentadas as micrografias obtidas após ensaios com suspensão de sílica, de hematita e itabirito artificial.

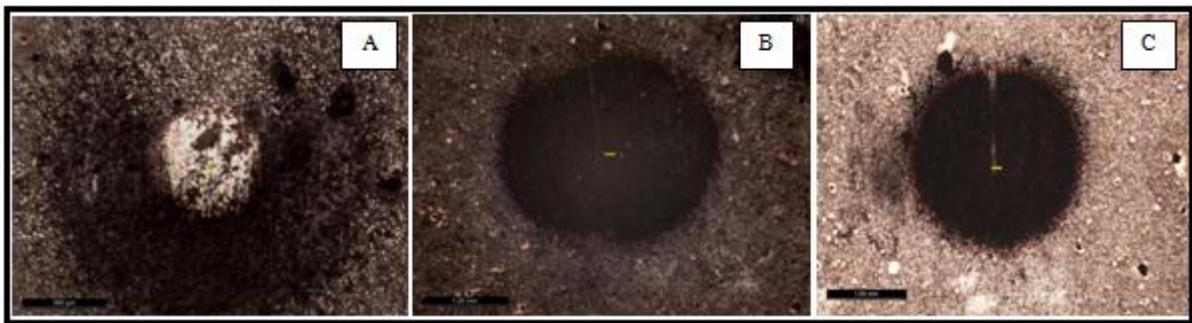


Figura 36-calotas impressas Na amostra F (HV= 239,17). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são 631µm, 2381µm e 2177µm, respectivamente.

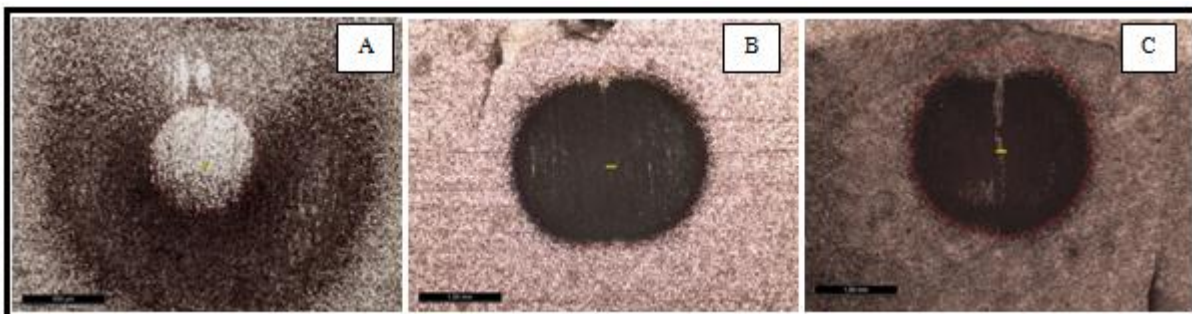


Figura 37-calotas na amostra H (HV=247,17). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 643 µm, 2221 µm, 2264 µm, respectivamente.

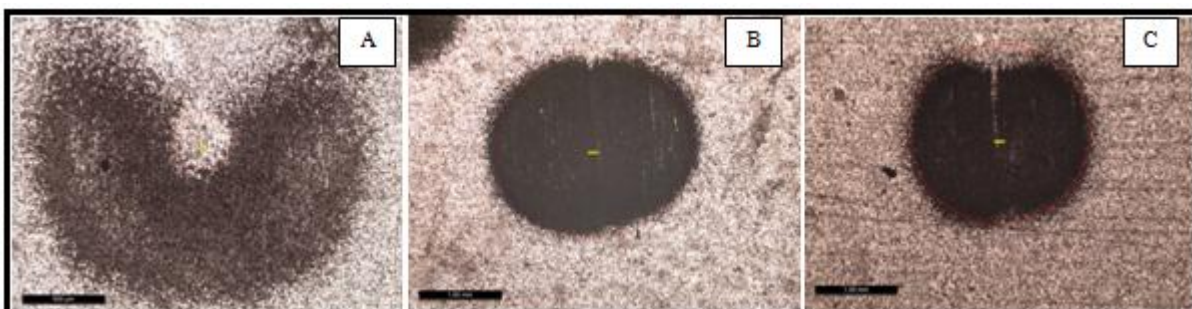


Figura 38-calotas na amostra I (HV=248). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 358 μ m, 2287 μ m, 2179 μ m, respectivamente.

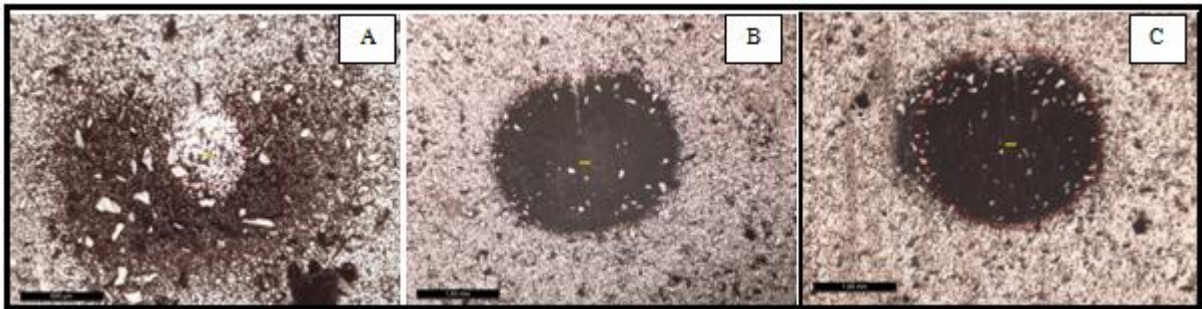


Figura 39-calotas na matriz amostra E (HV= 219). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 466 μ m, 2059 μ m, 2187 μ m, respectivamente.

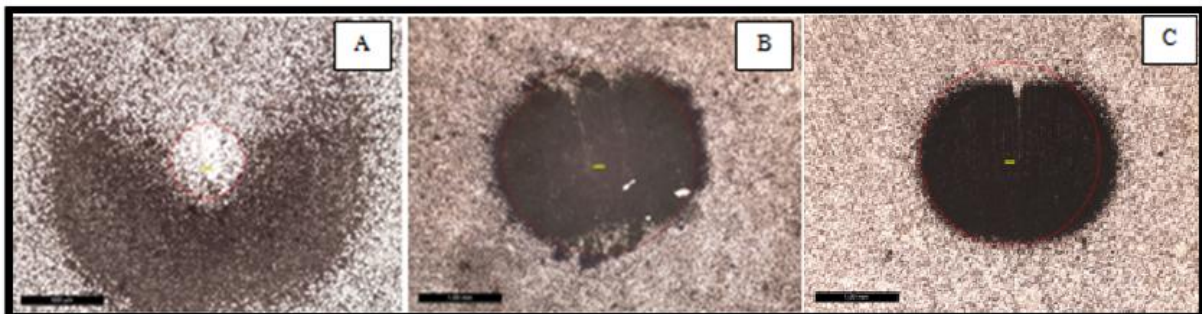


Figura 40-calotas na amostra G (HV=240,83). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 453 μ m, 2313 μ m, 2152 μ m, respectivamente.

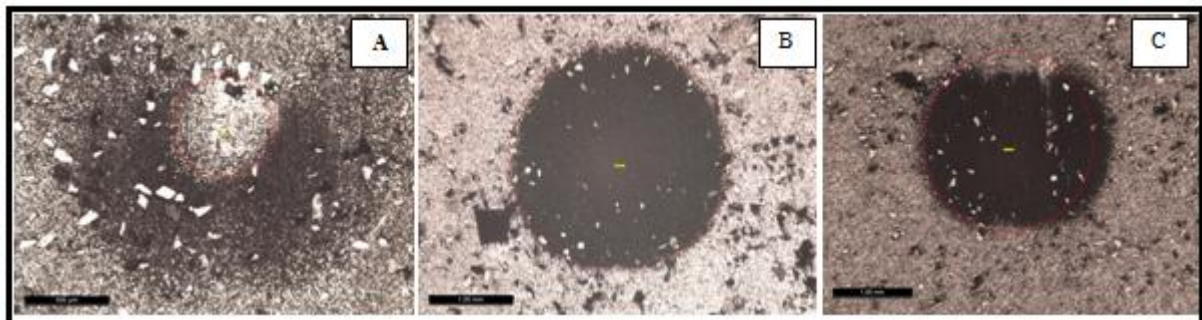


Figura 41-calotas na matriz amostra B (HV= 206,83)+. A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 577 μ m, 2636 μ m, 2140 μ m, respectivamente.

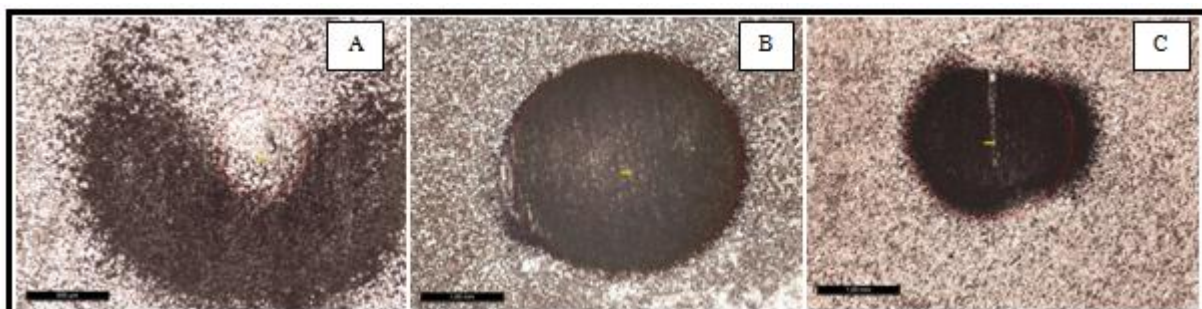


Figura 42-calotas na amostra J (HV=249,5). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão

de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 547 μm , 2792 μm , 2021 μm , respectivamente.

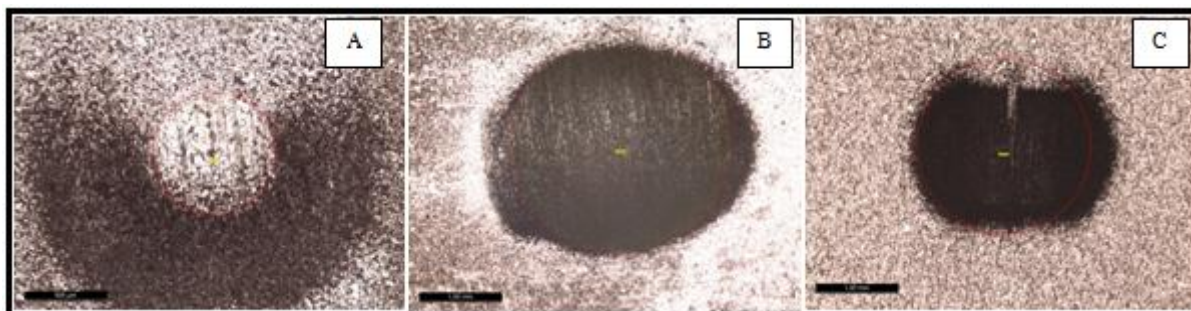


Figura 43-calotas na amostra C (HV=208,43). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 744 μm , 2712 μm , 2126 μm , respectivamente.

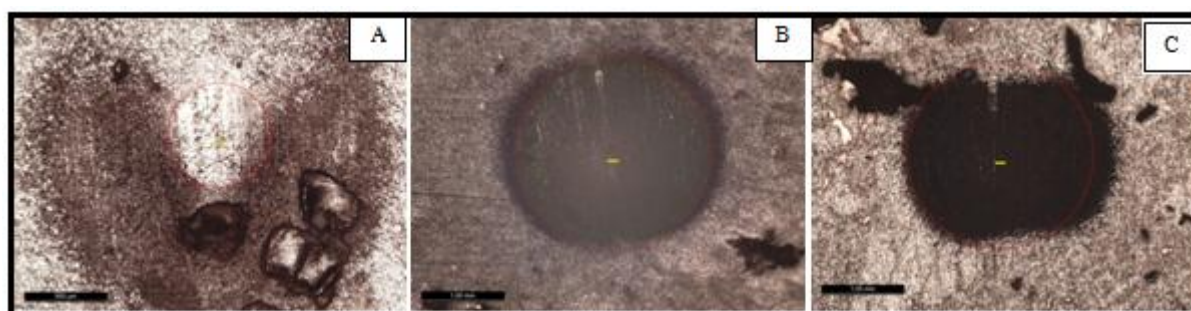


Figura 44-calotas na amostra D (HV=218,67). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 628 μm , 2375 μm , 2271 μm , respectivamente.

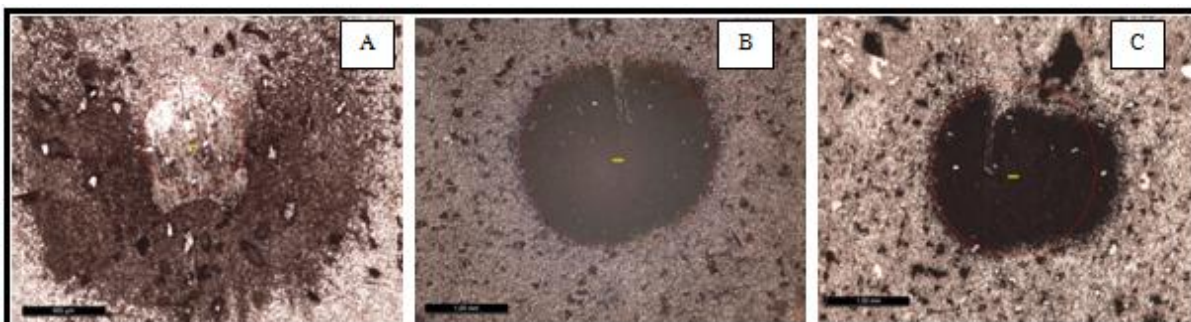


Figura 45-calotas na amostra A (HV=187,33). A) Ensaio com suspensão de sílica; B) Ensaio com suspensão de hematita e c) suspensão de Itabirito artificial. Os diâmetros médios das calotas são: 623 μm , 2139 μm , 2039 μm , respectivamente.

Na análise das imagens foi observado que na maioria das amostras ocorreu maior desgaste quando utilizou-se a suspensão de hematita. Esperava-se maior desgaste na utilização de suspensão de sílica, pois esta tem valor de dureza Vickers (1103-1260) maior do que a hematita (1038). Possivelmente, isto se deve ao fato de que as partículas de sílica utilizadas nos ensaios têm grãos com formatos arredondados e, portanto, menor eficiência de corte. A hematita pode apresentar-se na natureza como cristais de formato tubular entre espessos e delgados, portanto com muitas arestas capazes de promover desgaste por abrasão.

Nos ensaios de desgaste realizados neste trabalho, as partículas de hematita, apesar de menos dura que a sílica, tem morfologia apresentando maior quantidade de cantos (quinas) do que as partículas de sílica, Figura 34. Dessa forma, maior eficiência na remoção de materiais por mecanismos de micro-corte ocorreria quando na utilização de suspensão de hematita. Um fato que chamou a atenção é que examinando cuidadosamente as imagens das calotas formadas nos ensaios abrasivos com suspensão de sílica, observou-se a formação de uma região externa em forma de auréola (região com aspecto de corrosão). Essa região corresponde exatamente ao local onde a suspensão de sílica ficou estacionada durante realização dos ensaios abrasivos. Possivelmente houve corrosão da superfície, causada pela suspensão de sílica que se apresentava ácida (pH= 5,41).

Pode-se observar menor desgaste nas amostras I e G, enquanto o maior ocorreu em amostras F, C e B. Sob o ponto de vista da composição dessas matrizes, esperava-se que as amostras E, B e A, não necessariamente nesta ordem, fossem as amostras mais resistentes ao desgaste, pois são as amostras que possuem carbonetos de silício dispersos na matriz com objetivo de servir de reforço contra o desgaste da mesma. Uma possível explicação para tal é que grãos de carboneto de silício podem ter sido arrancados durante o ensaio de desgaste, contribuindo, dessa forma, com maior remoção de material.

A amostra C difere das outras amostras por apresentar em sua composição o composto conhecido comercialmente como C1, que tem tamanho de grãos na faixa de 14 a 17 μ m, ou seja, grãos bem maiores do que as demais amostras, o que pode gerar estrutura com menor resistência ao desgaste.

A amostra F difere das outras amostras por apresentar em sua composição o Next-300, que tem um teor de ferro de 72% enquanto que em outras amostras (D; H e J) utiliza-se Next-200, com teor de 15%, ou seja, um teor de ferro de aproximadamente 5 vezes menor. Possivelmente, essa quantidade superior de ferro na composição da Amostra F contribui com a oxidação, formando fases frágeis e de fácil remoção e, portanto, aumentando a taxa de desgaste da superfície.

As demais amostras apresentaram um comportamento similar nos ensaios de desgaste (séries D; H; J). Embora essas amostras sejam constituídas de pós com diferentes denominações: amostra H (HM), amostra D (HM+ Next-200) e amostra J (C1+M1), não há diferenças em composição desses pós, e sim diferenças em relação a granulometria, o que explica o comportamento similar dessas matrizes nos resultados de ensaios de desgaste.

O menor desgaste ocorreu na amostra I, possivelmente, devido à presença de molibdênio na sua composição.

As Figuras 46 a 48 mostram os resultados dos ensaios de desgaste, dados em função dos diâmetros das calotas, para cada composição de matriz de coroa de perfuração, para cada suspensão empregada.

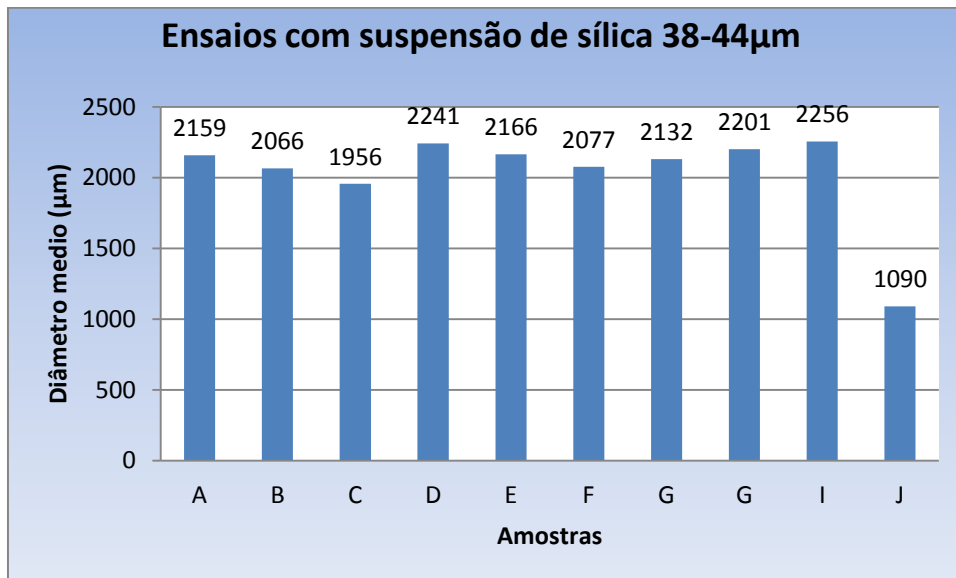


Figura 46-Resultados de desgaste obtido em função do diâmetro médio obtido nos ensaios com suspensão de sílica.

Deve ser enfatizado que foram feitos três ensaios em cada amostra e que nos resultados de desgaste utilizou-se o valor médio dos diâmetros medidos. Esse procedimento foi o critério adotado em todos os ensaios e com as diferentes suspensões abrasivas.

A Figura 47 ilustra o resultado de desgaste quando se utilizou suspensão de polpa hematítica. Observa-se um comportamento bem diferente em comparação ao resultado obtido nos ensaios com suspensão de sílica. A suspensão de polpa hematítica utilizada neste trabalho apresentou pH igual a 8,34; ou seja, uma suspensão com pH básico que, diferentemente da suspensão de sílica (ácida), não apresentou auréola onde a suspensão permanecia em contato com a amostra.

O valor da dureza das matrizes quando analisado os ensaios com polpa hematítica, parece ser o parâmetro que controla o desgaste da matriz, pois as amostras que apresentaram menor valor de desgaste (E; H; F e I) são as que apresentam maiores durezas, enquanto que as que mais se desgastaram (C e B) são amostras com menor valor de dureza. Os principais motivos que causaram diferença no desgaste, quando se muda de suspensão abrasiva, são o pH da suspensão, a geometria das partículas utilizadas nos ensaios e as durezas das matrizes, já que as durezas da sílica e da hematita têm valores bem próximos. As partículas de hematita possuem maior quantidade de arestas e apresentam uma geometria ortorrômbica, logo, é

esperada maior eficiência da hematita na remoção de material quando comparada com a sílica.

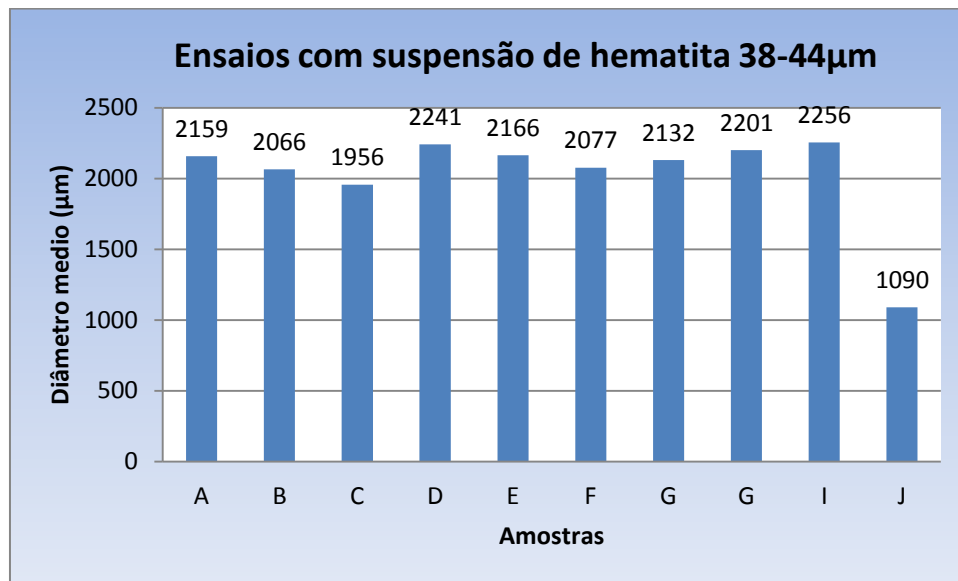


Figura 47-Resultados de desgaste em função do diâmetro médio obtido nos ensaios com suspensão de polpa hematítica.

Os ensaios de desgaste abrasivo quando se utilizou suspensão de Itabirito (40%SiO₂.60%Fe₂O₃) apresentou o resultado mostrado na Figura 48.

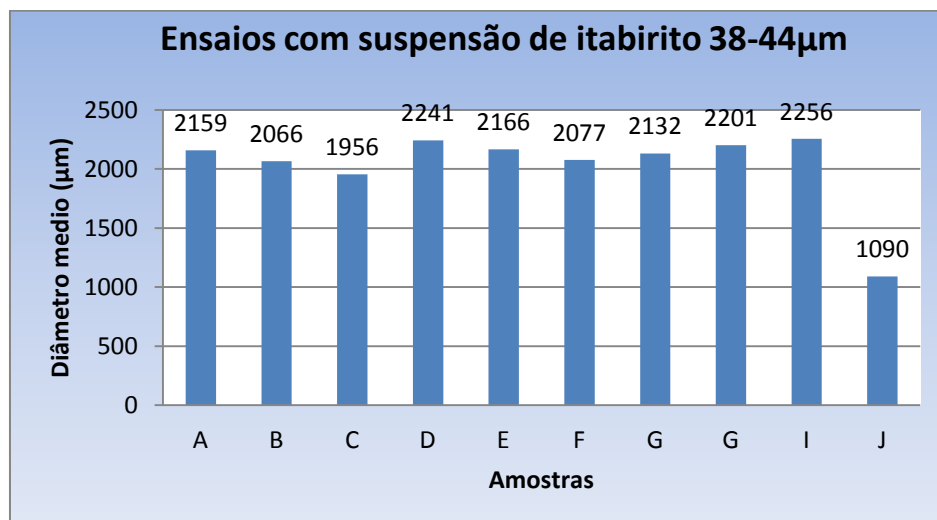


Figura 48-Resultados de desgaste em função do diâmetro médio obtido nos ensaios com suspensão de itabirito.

Novamente, se obtém um resultado bem diferente dos anteriores em relação ao desgaste das matrizes. Então, fica evidente que a morfologia dos abrasivos utilizados nos ensaios é um fator preponderante no desgaste. O pH da suspensão de hematita utilizada neste trabalho foi de 7,69, ou seja, uma suspensão ligeiramente básica. Não foi observada a auréola nas bordas das calotas o que indica que as matrizes apenas são corroídas quando em contato com pH ácido.

Sendo assim, esperava-se maior desgaste nos ensaios com suspensão de sílica (pH= 5,41) contudo, esse resultado não foi verificado. Esse fato sugere que além da maior eficiência de corte de partículas de ferro na remoção de materiais, poderá ocorrer também, uma corrosão da matriz rica em cobre muito mais acelerada quando sujeita a suspensão de hematita (alcalina) do que quando em contato com a suspensão de sílica ácida. Dessa forma, o maior desgaste da matriz é verificado quando se leva em conta o efeito a morfologia das partículas aliado ao pH da suspensão abrasiva.

Durante a realização dos ensaios abrasivos com suspensão de Itabirito artificial foram coletados dados de força de atrito com a finalidade de medir o coeficiente de atrito e o desgaste das matrizes analisadas. Os dados foram coletados durante 300s para cada amostra com leitura da força de atrito a cada 30s com o platô com ângulo de inclinação igual a 48°. A Tabela VII exhibe os resultados de força de atrito obtida nos ensaios.

Tabela VII- forças de atrito obtidas nos ensaios abrasivos com suspensão hematítica.

Força de atrito (N)										
Tempo (seg.)	Amostra F	Amostra H	Amostra I	Amostra E	Amostra G	Amostra B	Amostra J	Amostra C	Amostra D	Amostra A
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
30	2,88414	5,3955	4,1202	3,02148	4,43412	3,94362	4,10058	3,45312	3,03129	4,39488
60	2,99205	6,62175	4,13982	2,97243	4,71861	3,93381	4,01229	3,42369	3,1392	4,46355
90	3,38445	5,54265	3,67875	2,97243	4,85595	3,83571	4,24773	3,24711	3,06072	4,32621
120	3,31578	4,86576	3,91419	3,02148	4,88538	3,84552	4,03191	3,60027	3,3354	4,22811
150	3,35502	6,07239	4,13001	2,73699	4,74804	3,56103	4,57146	3,77685	3,38445	3,97305
180	3,12939	5,08158	3,98286	2,76642	3,42369	3,6297	4,35564	3,66894	3,28635	4,13001
210	3,27654	5,86638	3,96324	2,73699	3,41388	3,7278	4,34583	3,61989	3,21768	4,03191
240	4,14122	6,92200	4,95159	3,45136	4,82581	4,5641	5,48449	4,58967	4,13597	5,05039
270	4,44101	7,36450	5,27614	3,656443	5,051566	4,84287	5,879226	4,920999	4,43132	5,35193
300	4,74079	7,80700	5,60069	3,86151	5,27731	5,12163	6,27396	5,25232	4,72667	5,65348

A Figura 49 ilustra a evolução temporal da força de atrito. Nota-se a partir dela um comportamento similar de algumas matrizes após o regime estacionário (entre 50 e 200s) com exceção das amostras H e G, que mostraram comportamento diferente (flutuações mais amplas na força de atrito). As amostras H e G possuem composições iguais, diferindo apenas no tamanho de grãos das partículas, a amostra H na faixa de 2 a 4µm e a G com granulometria na faixa de 5 a 7µm. Possivelmente, essa seja a explicação para os diferentes comportamentos no ensaio de desgaste abrasivo.

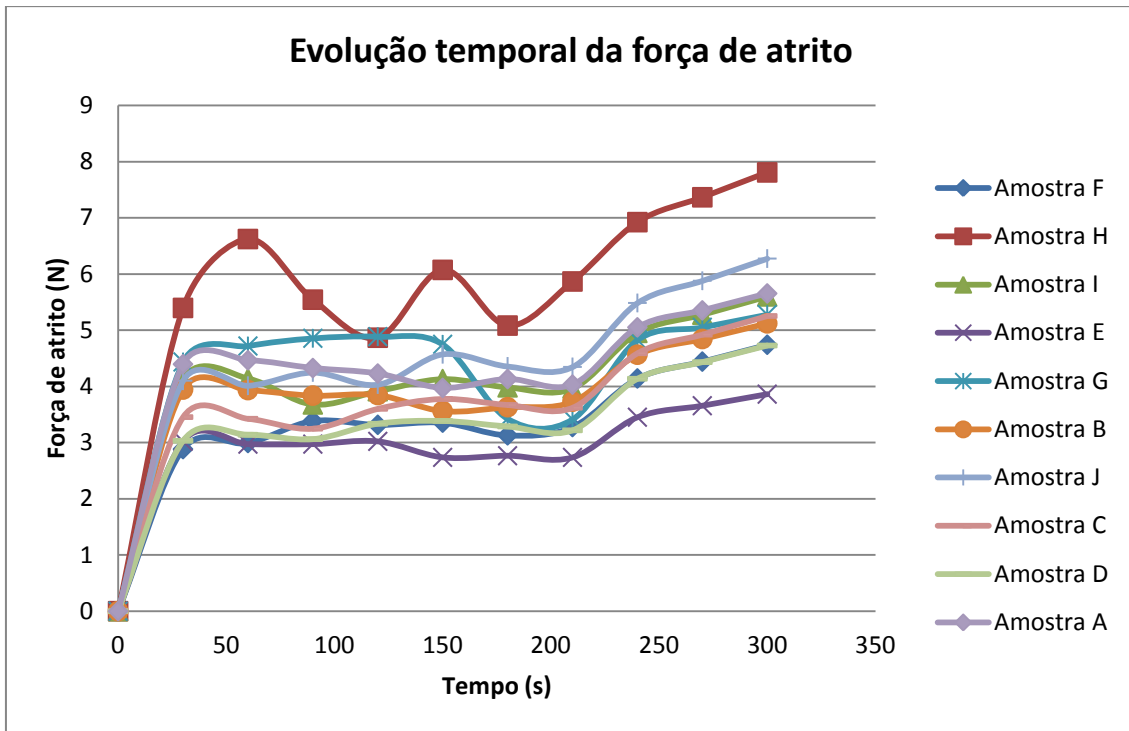


Figura 49-força de atrito obtido nos ensaios com suspensão de itabirito artificial.

Depois de realizados os ensaios com a suspensão de itabirito artificial, foram medidos os diâmetros das calotas impressas na matriz (três calotas por amostra) e se utilizou o valor médio do diâmetro para cálculo do volume removido. Na Tabela VIII encontram-se os valores desses diâmetros e os cálculos dos volumes teóricos removidos nos ensaios de desgaste abrasivo. Para tanto, utilizou-se a equação ^[71]:

$$V(R, r) = \frac{2\pi R^3}{3} - \frac{2\pi R^2}{3} \sqrt{R^2 - r^2} - \frac{1\pi r^2}{3} \sqrt{R^2 - r^2} \quad (3)$$

Onde:

R e r são os raios da esfera e da calota, respectivamente;

V é o volume teórico da calota impressa na matriz.

Na Tabela IX encontram-se os valores calculados dos volumes removidos nos ensaios.

Tabela VIII- cálculo do volume removido por unidade de deslizamento (Itabirito).

Amostra	Volume removido (mm ³)
C	0,0825
J	0,0884
B	0,1027
F	0,1049
G	0,1165
A	0,1225
E	0,1241
H	0,1325
D	0,1423
I	0,1461

De posse dos volumes removidos, foi possível calcular os coeficientes de desgaste das matrizes utilizando para tal fim, a equação de Archard:

Na Figura 50 encontra-se o resultado dos cálculos dos volumes removidos nos ensaios de desgastes das matrizes analisadas e de posse desses valores, calculou-se os coeficientes de desgaste (K), Tabela IX.

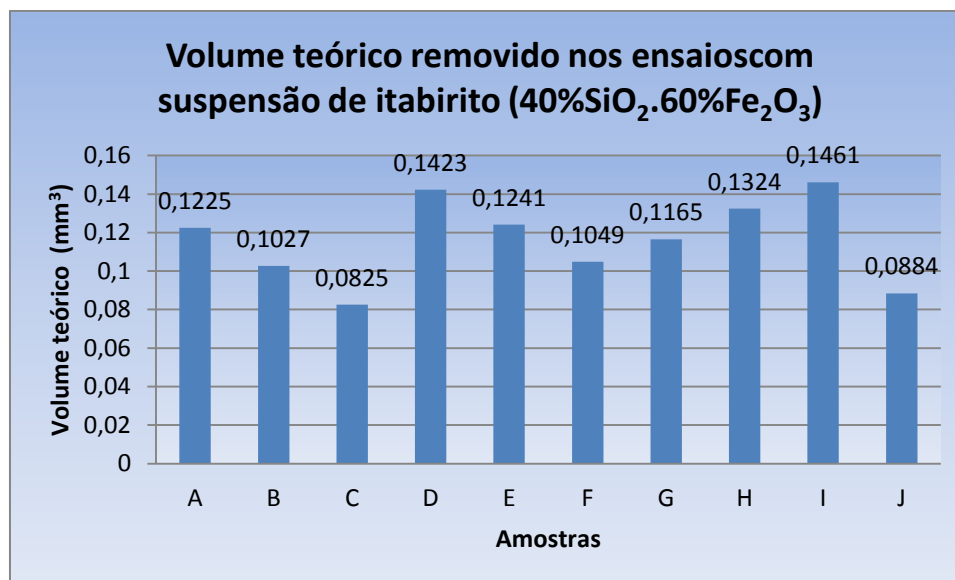


Figura 50 – volume removido nos ensaios com suspensão de itabirito artificial.

Tabela IX- coeficientes de desgaste dimensional k calculados com a equação de Archard.

Amostra	Volume removido (mm ³)	Distância de deslizamento (m)	Dureza Vickers	Volume removido /distância de deslizamento Q=V/L	Coeficiente de desgaste adimensional K	Coeficiente de desgaste dimensional k (mm ³ /N.m)	Força normal W (N)
A	0,1225	435,44	187,33	0,00028	1,50E-06	2,68E-07	5,61
B	0,1027	435,44	206,83	0,00024	1,14E-06	2,03E-07	5,61
C	0,0825	435,44	208,43	0,00019	9,09E-07	1,62E-07	5,61
D	0,1423	435,44	218,67	0,00033	1,49E-06	2,66E-07	5,61
E	0,1241	435,44	219	0,00028	1,30E-06	2,32E-07	5,61
F	0,1049	435,44	239,17	0,00024	1,01E-06	1,80E-07	5,61
G	0,1165	435,44	240,83	0,00027	1,11E-06	1,98E-07	5,61
H	0,1325	435,44	247,17	0,00030	1,23E-06	2,19E-07	5,61
I	0,1461	435,44	248	0,00034	1,35E-06	2,41E-07	5,61
J	0,0884	435,44	249,5	0,00020	8,14E-07	1,45E-07	5,61

O coeficiente K é de fundamental importância, pois, fornece o principal valor de comparação da severidade de desgaste em diferentes sistemas. Contudo, para aplicações de engenharia a quantidade K/H é às vezes mais utilizada, pois, ela fornece o coeficiente de desgaste dimensional k (mm³/N.m) e representa o volume de material removido por unidade de deslizamento por unidade de carga aplicada em Newton (N). A medida de desgaste fornecido por k é particularmente útil para comparar taxas de desgaste em diferentes classes de materiais. Se compararmos os valores de coeficiente de desgastes (k) com os valores de material removido, observa-se que algumas amostras apesar de terem menor coeficiente de desgaste do que outras, elas apresentaram maior desgaste, somente a amostra G e E mantiveram a mesma classificação quando se faz esta comparação. Isto implica que, além do (s) mecanismo (s) de remoção de materiais, devem ser levadas em conta as deformações que certamente estão presente no processo de desgaste dessas amostras.

O baixo valor dos coeficientes de desgaste k (menor que 0,001), indica que o mecanismo de desgaste nesses compósitos é o micro abrasivo.

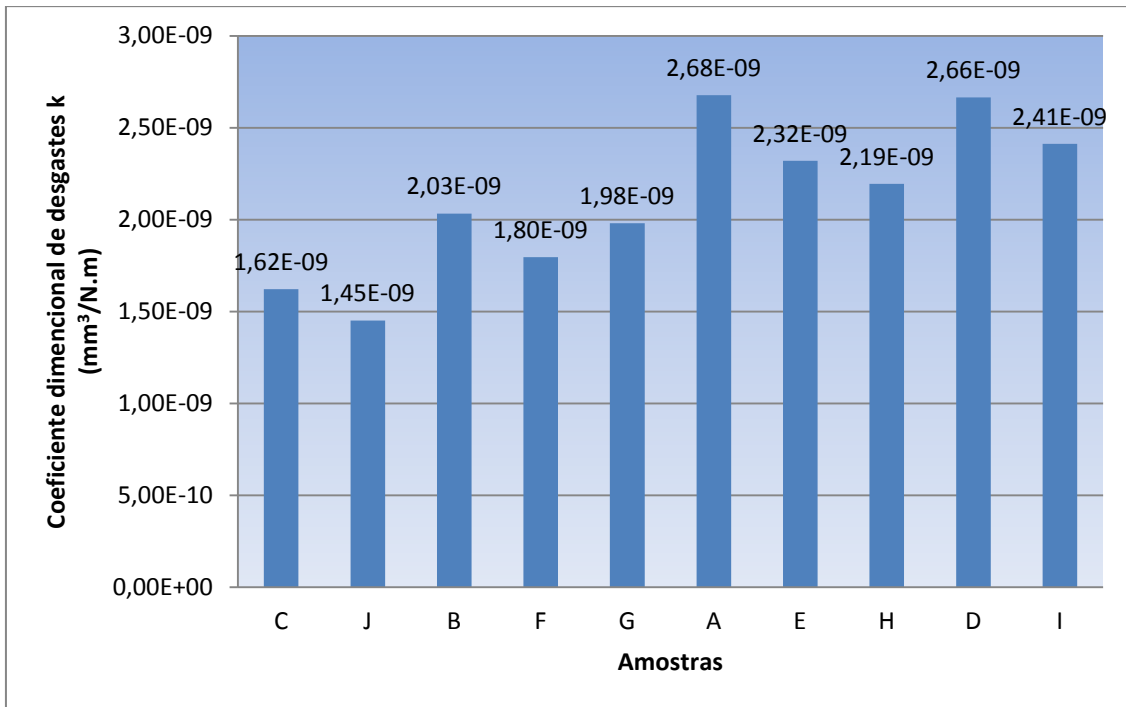


Figura 51-coeficiente dimensional de desgaste das matrizes analisadas calculados utilizando a equação de Archard.

O coeficiente de atrito das matrizes quando os ensaios foram realizados com suspensão de hematita foi calculado e os resultados são apresentados na Figura 52. Pode-se perceber que as amostras que possuem o maior coeficiente de atrito, não são as que apresentaram o maior desgaste. Esse fato indica que as propriedades mecânicas, de fato, são as que governam o desgaste desses materiais. Na Figura 53, a título de ilustração, é apresentado o gráfico de rugosidade das matrizes em ordem crescente de dureza (abscissa).

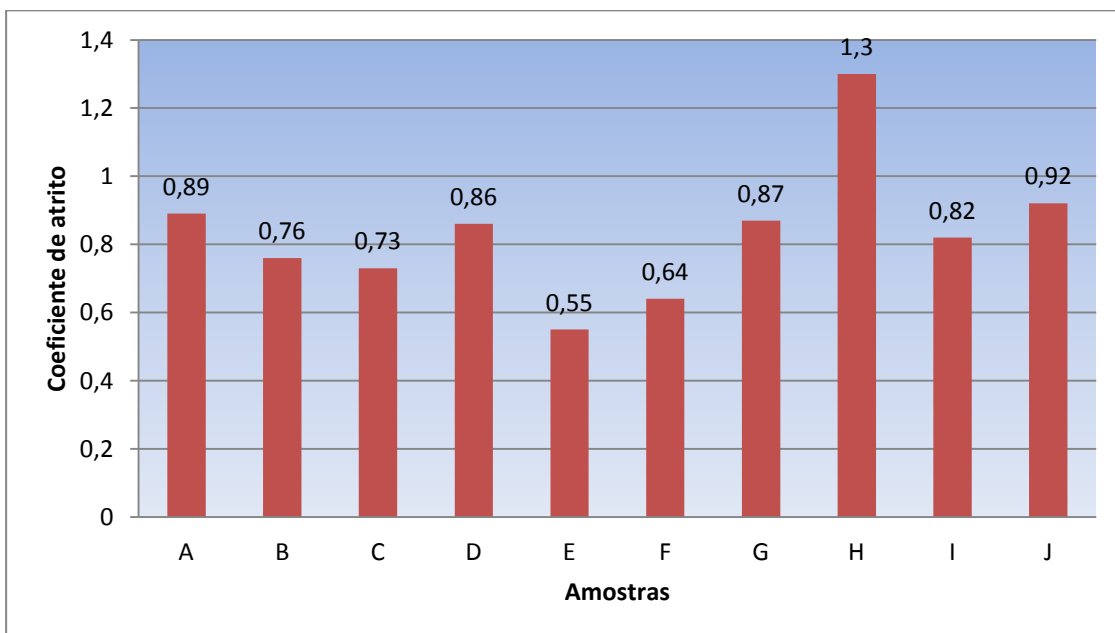


Figura 52-coeficientes de atrito das amostras analisadas.

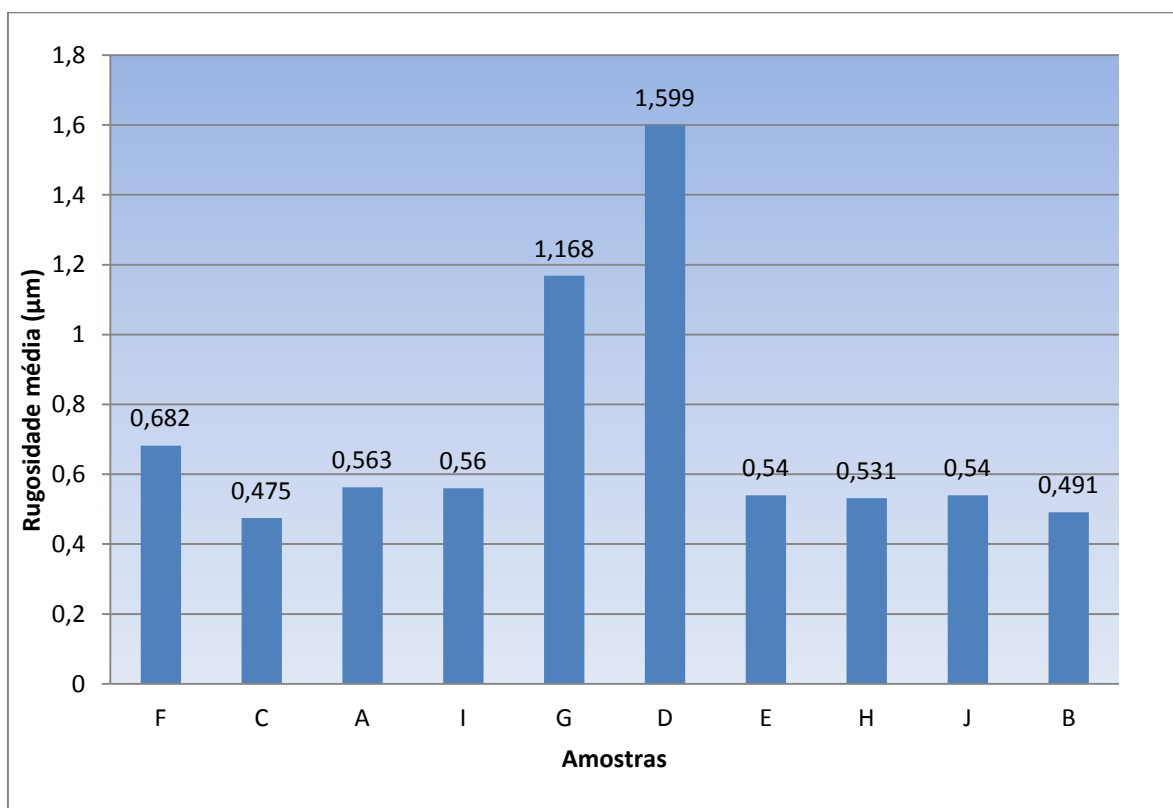


Figura 53-rugosidades das matrizes após realização dos ensaios abrasivos.

A partir da análise dos valores de coeficiente de atrito, dos valores de rugosidade e do perfil das calotas, fica evidente que no desgaste dessas matrizes, além da dureza, da morfologia e tamanho de grão dos abrasivos utilizados nos ensaios devem ser levado em conta às deformações envolvidas nos mecanismos de remoção de materiais. As amostras E e A apresentaram no perfil de desgaste uma região de descontinuidade na superfície da calota. No perfil da amostra E pode ser visualizado um pico (possivelmente grão de SiC) e na amostra A o perfil apresentou vales, indicando que na região pode ter ocorrido destacamento de grão (s). Os perfis de desgaste de todas as amostras ensaiadas com suspensão de hematita podem ser visualizados da Figura 54 até a Figura 63.

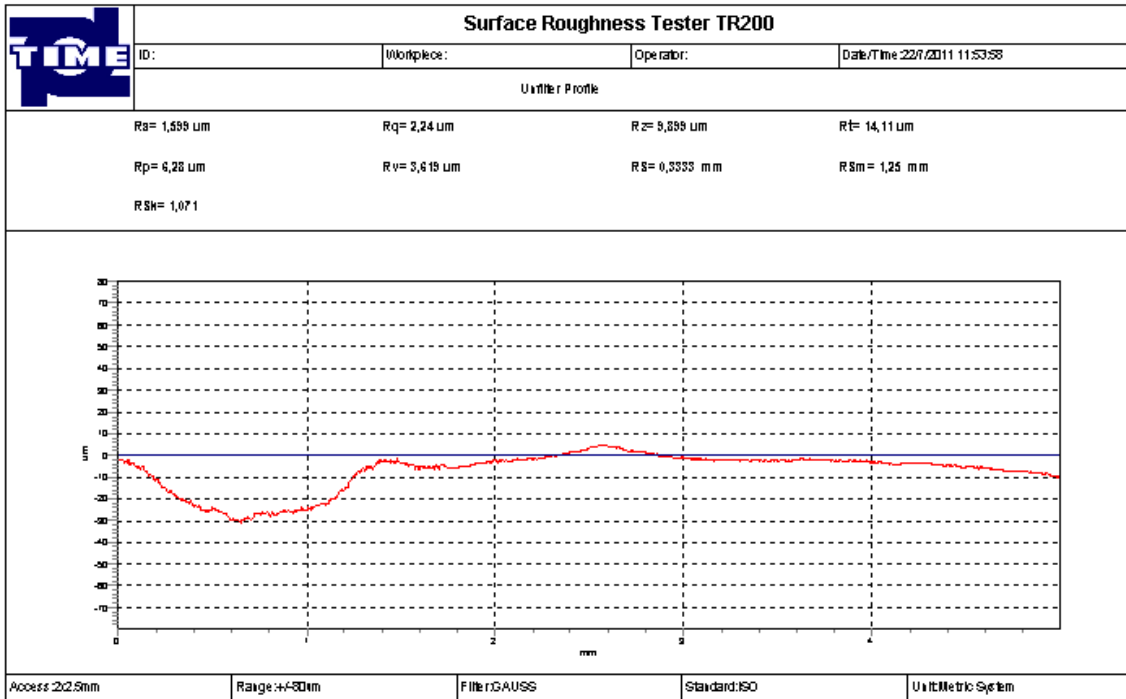


Figura 54-rugosidade e perfil da calota amostra F

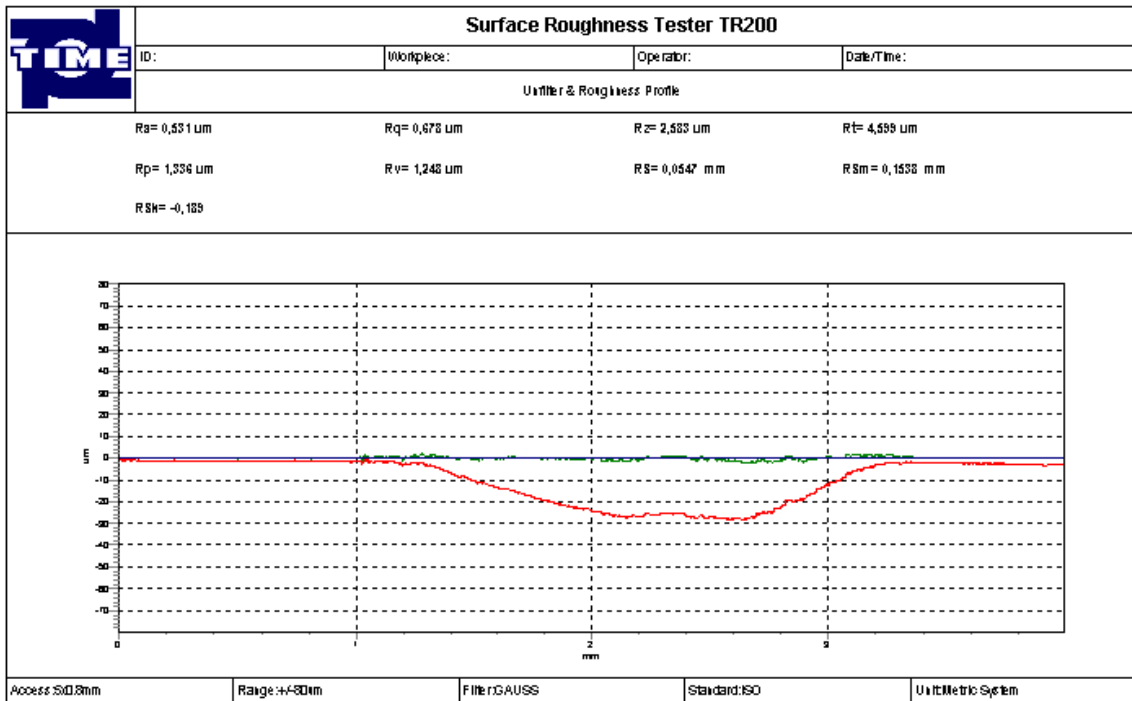


Figura 55-rugosidade e perfil da calota amostra H.

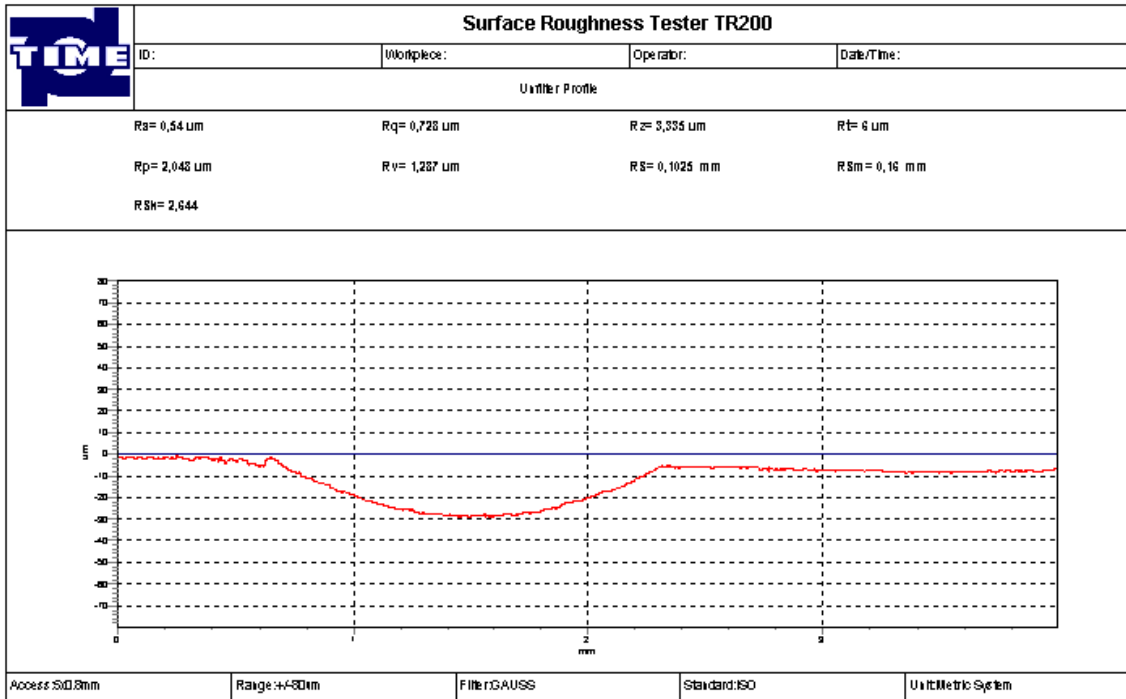


Figura 56- rugosidade e perfil da calota amostra I.

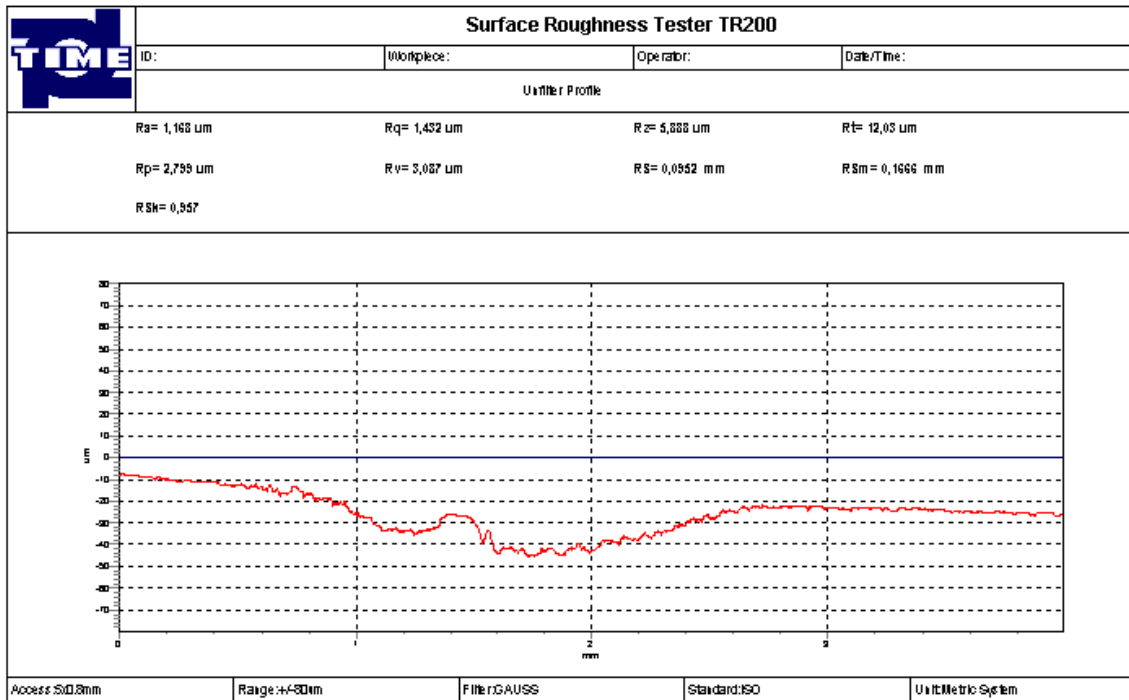


Figura 57- rugosidade e perfil da calota amostra E.

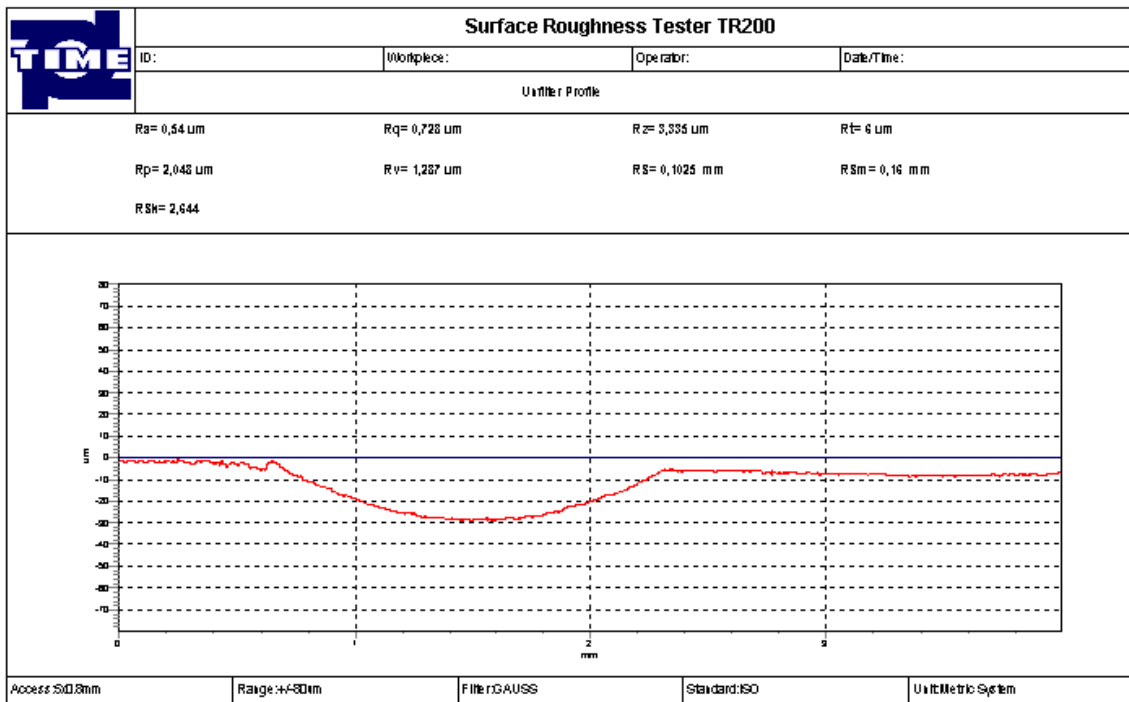


Figura 58- rugosidade e perfil da calota amostra G.

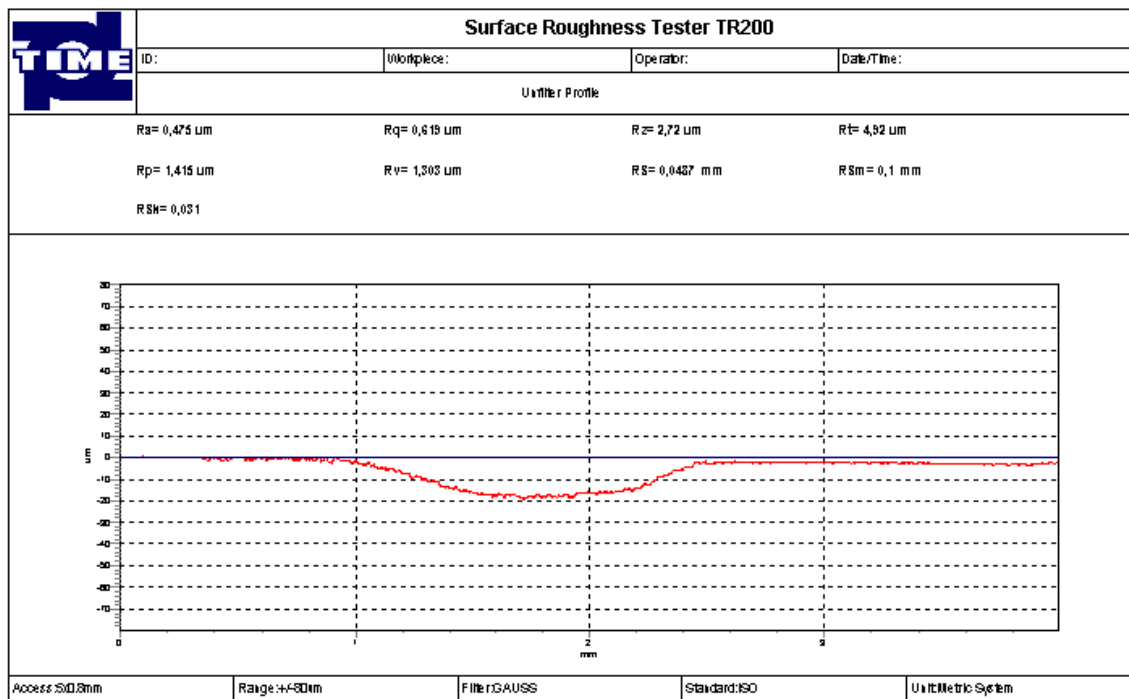


Figura 59- rugosidade e perfil da calota amostra B.

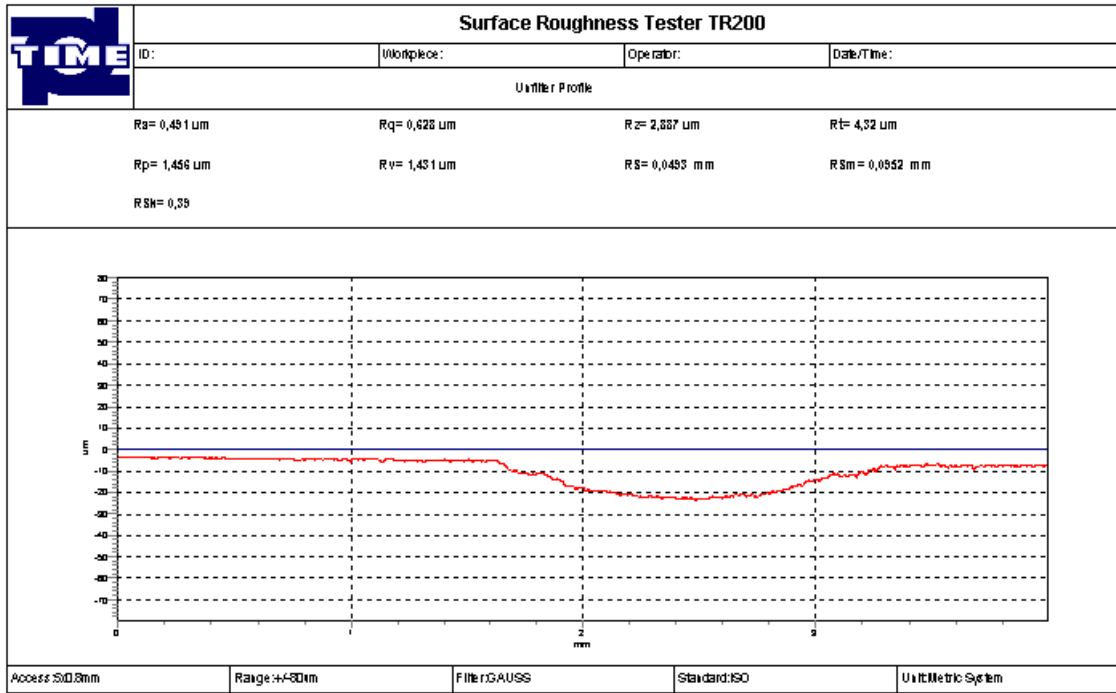


Figura 60 -rugosidade e perfil da calota amostra J.

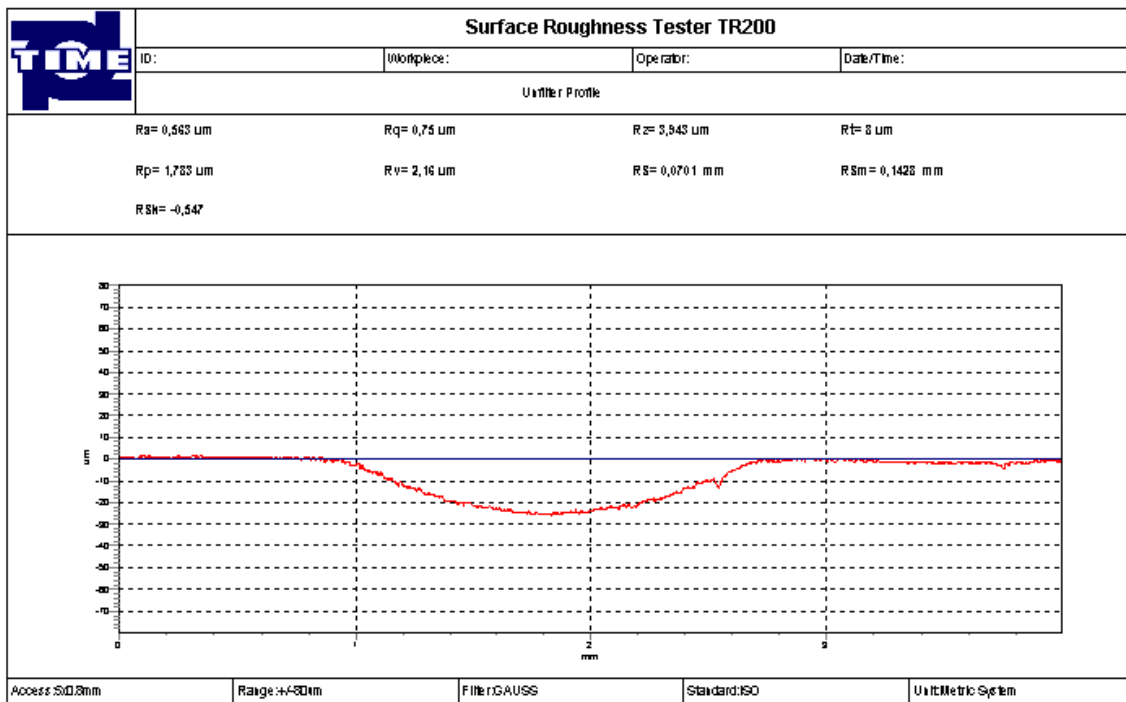


Figura 61-rugosidade e perfil da calota amostra C.

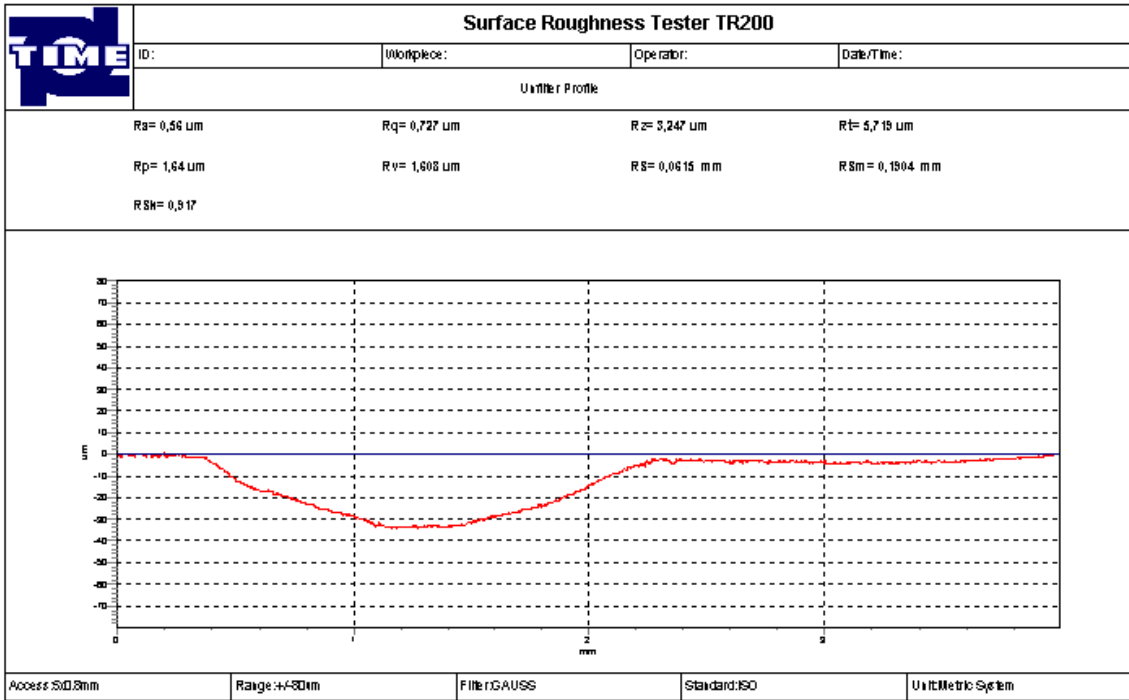


Figura 62-rugosidade e perfil da calota amostra D.

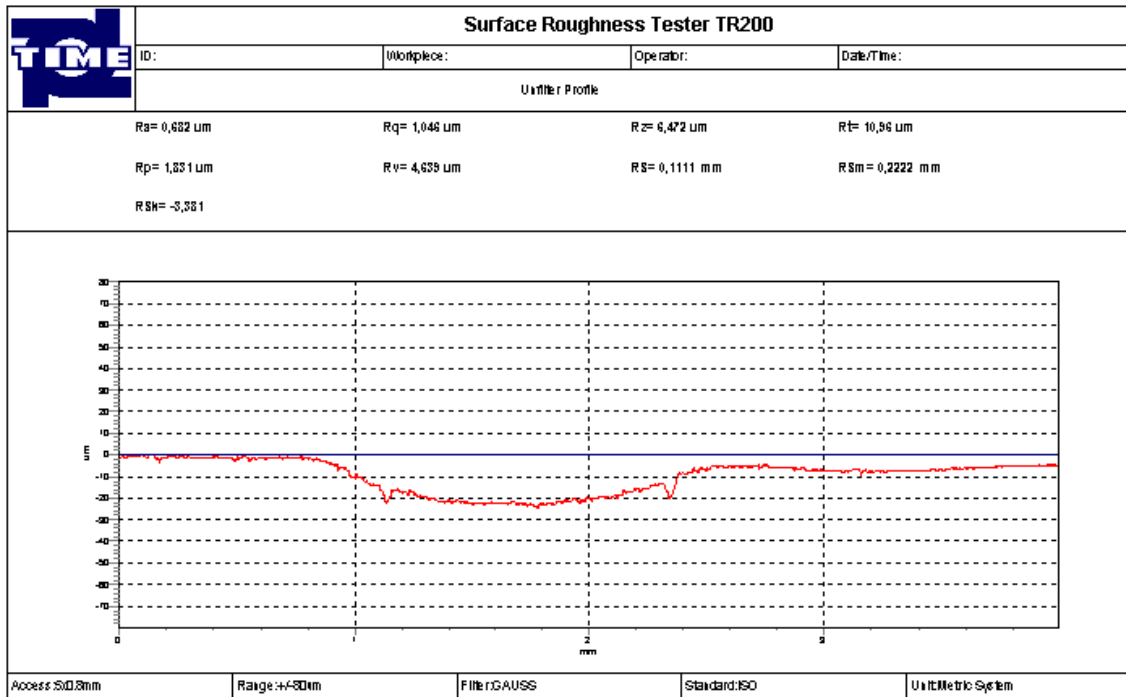


Figura 63-rugosidade e perfil da calota amostra A.

6) Conclusões:

- A morfologia das partículas abrasivas revelou ser um parâmetro mais importante do que a dureza da matriz;
- O pH da suspensão abrasiva é um fator que somado a geometria das partículas contribui com a taxa de desgaste das matrizes;
- Além dos mecanismos de remoção de materiais nos ensaios abrasivos, devem ser levadas em conta as propriedades mecânicas como as deformações envolvidas no processo de desgaste abrasivo;
- Para produção de coroas de perfuração deve-se estabelecer qual a taxa de desgaste ótima para que os diamantes impregnados na matriz tenham seu desempenho de corte maximizado.

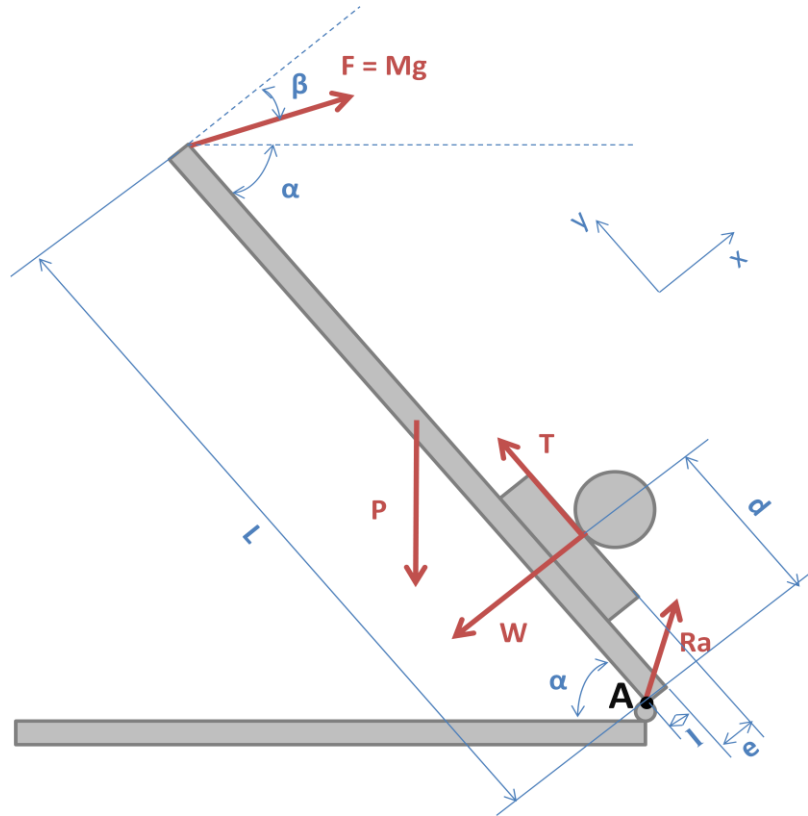
7) Sugestões para trabalhos futuros:

- A) Desenvolver um equipamento que permita realizar teste de bancadas utilizando miniaturas de coroas de perfuração objetivando correlacionar o desgaste das matrizes com o desempenho de corte dos diamantes impregnados;
- B) Desenvolver coroas com diferentes composição e atmosfera controlada para comparar os resultados dessas com o desempenho das coroas rotineiramente fabricadas.

Anexos:

A1) Cálculo da força normal:

A força normal que atuava na amostra durante os ensaios de desgaste abrasivo foram calculadas utilizando o esquema A1:



Binário em A :

$$-LMg\sin(\beta) - LMg\cos(\beta) - \frac{l}{2}P\sin(\alpha) + \frac{L}{2}P\cos(\alpha) + dN + (e + l)T = 0$$

$$N = \frac{1}{d} \left(LMg\sin(\beta) + LMg\cos(\beta) + \frac{l}{2}P\sin(\alpha) - \frac{L}{2}P\cos(\alpha) - (e + l)T \right)$$

$$L = 15 \text{ cm}$$

$$l = 0,5 \text{ cm}$$

$$d = 3,6 \text{ cm}$$

$$\text{Massa do platô} = 291,9 \text{ g}$$

Parâmetros da experiência:

Massa M

Ângulos α e β

P = Peso do platô + amostra

e espessura da amostra + porta amostra

A2) Valores dos diâmetros medidos nas calotas obtidas dos resultados de desgastes abrasivos.

Ensaio com suspensão de sílica				
Série	Diâmetro 1ºEnsaio (µm)	Diâmetro 2ºEnsaio (µm)	Diâmetro 3ºEnsaio (µm)	Diâmetro médio (µm)
3	713	631	563	477,50
5	628	451	643	431,75
6	375	358	455	298,50
6+	370	465	502	445,67
7	577	435	453	368,00
7+	577	516	598	563,67
8	547	660	564	444,75
9	744	699	-	484,00
10	616	628	472	431,50
11	623	562	516	428,00

Ensaio com suspensão de hematita				
Série	Diâmetro 1ºEnsaio (µm)	Diâmetro 2ºEnsaio (µm)	Diâmetro 3ºEnsaio (µm)	Diâmetro médio (µm)
6+	2059	2053	2146	2086
5	2101	2221	-	2161
3	2251	2149	2380	2260
7	2313	2254	-	2284
6	-	2294	2287	2291
11	2307	2307	2304	2306
10	3095	2303	2375	2591
7+	2636	2649	2658	2648
8	2792	2624		2708
9	2712	2893	2650	2752

Ensaio com itabirito				
Série	Diâmetro 1ºEnsaio (µm)	Diâmetro 2ºEnsaio (µm)	Diâmetro 3ºEnsaio (µm)	Diâmetro médio (µm)
9	1873	2136	1860	1956
8	2021	1880	2069	1990
7+	2058	2000	2140	2066
3	2178	2192	1860	2077
7	2172	2151	2072	2132
11	2039	2283	2154	2159
6+	2229	2187	2083	2166
5	2232	2107	2264	2201
10	2250	2273	2200	2241
6	2179	2312	2278	2256

Referências bibliográficas:

- [1] Chalkley, J.R., Thomas, D.M., *The tribological aspects of metal-bonded diamond grinding wheels*. *Powder Metallurgy*, 1969, 12(24), 582–597.
- [2] Konstanty, J., *Cobalt as a Matrix in Diamond Impregnated Tools for Stone Sawing Applications*, 2nd Edition. AGH Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne, Krakow, 2003.
- [3] Rabinowicz, E., Dunn, L.A., Russell, P.G., A study of abrasive wear under three-body conditions. *Wear*, 1961, 4, 345–355.
- [4] Borik, F., *Testing for abrasive wear*. In Selection and Use of Wear Tests for Materials, edited by Bayer, R.G., ASTM STP 615, Philadelphia, USA, 1976, pp. 30–44.
- [5] Cai, O., *Diamond segment production technology*. Part five. *Diamante Applicazioni & Tecnologia*, 2003, 8(32), 51–59.
- [6] Jost, H.P.: *Lubrication (Tribology)- A report of the Present Position and industry's Needs*. Dep. Of Education and science, H.M. Stationary Office, London 1966.
- [7] Jost, H.P.: The economic importance of tribology in the conservation of energy, in *Tribology Vol. 1*, Bunk W.u.a., Hrsg., Springer Verlag, Berlin 1981, S. 9-38.
- [8] Czichos, H.: Review on wear research activities in the F.R.G.. *Wear*, 100 (1984) 579-589.
- [9] DIN 50320: Verschleiß- Begriffe, Analyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beut Verlag, Berlin 1979.
- [10] Barwell, F.T.: Theories of wear and their significance for engineering practice, in *Treatise Mater.Sci. Technol. Vol.13*, Scott, D., Academic Press, New York 1979, pp.2-83.
- [11] Karl- Hinz-Galir. *Microstructure and wear of Materials*, University of Siegen, Siegen, Federal Republic Germany. 1987.
- [12] Horst Czichos, *Tribology a system approach to the science and technology of friction, lubrication and wear*. Federal institute for Testing Material- Berlin 1978.
- [13] Gwidon W. Stachowiak, Andrew W. Batchelor, *ENGINEERING TRIBOLOGY*, Department of Mechanical and Materials Engineering, University of Western Australia, Australia 2007.
- [14] I.M.Hutchings; *Friction and wear of Engineering materials*-1992.
- [15] T. Kayaba, *The Latest Investigations of Wear by the Microscopic Observations*, *JSLE Transactions*, Vol. 29, 1984, pp. 9-14.
- [16] T.R. Jr. Bates, *K.C. Ludema and W.A. Brainard, A Rheological Mechanism of Penetrative Wear*, *Wear*, Vol. 30, 1974, pp. 365-375.
- [17] S.K. Dean and E.D. Doyle, *Significance of Grit Morphology in Fine Abrasion*, *Wear*, Vol. 35, 1975, pp. 123- 129. **528** ENGINEERING TRIBOLOGY
- [18] M.A. Moore and R.M. Douthwaite, *Plastic Deformation Below Worn Surfaces*, *Metallurgical Transactions*, Vol. 7A, 1978, pp. 1833-1839.
- [19] J.M. Challen and P.L.B. Oxley, *An Explanation of the Different Regimes of Friction and Wear Using Asperity Deformation Models*, *Wear*, Vol. 53, 1979, pp. 229-243.
- [20] O. Vingsbo and S. Hogmark, *Wear of Steels*, *ASM Materials Science Seminar on Fundamentals of Friction and Wear of Materials*, 4-5 October 1980, Pittsburgh, Pennsylvania, editor: D.A. Rigney, Metals Park, Ohio, Publ. ASM, 1981, pp. 373-408.
- [21] K. Phillips, *Study of the Free Abrasive Grinding of Glass and Fused Silica*, *Ph.D. Thesis, University of Sussex*, United Kingdom, 1975.
- [22] M.A. Moore and F.S. King, *Abrasive Wear of Brittle Solids*, *Wear*, Vol. 60, 1980, pp. 123-140.
- [23] N. Emori, T. Sasada and M. Oike, *Effect of Material Combination in Rubbing Parts on Three Body Abrasive Wear*, *JSLE Transactions*, Vol. 30, 1985, pp. 53-59.
- [24] T. Sasada, M. Oike and N. Emori, *The Effects of Abrasive Grain Size on the Transition Between Abrasive and Adhesive Wear*, *Wear*, Vol. 97, 1984, pp. 291-302.
- [25] R.W. Johnson, *The Use of the Scanning Electron Microscope to Study the Deterioration of Abrasive Papers*, *Wear*, Vol. 12, 1968, pp. 213-216.
- [26] A. Misra and I. Finnie, *A Classification of Three-Body Abrasive Wear and Design of a New Tester*, *ASTM Int. Conf. on Wear of Materials*, 1979 Dearborn, Michigan, USA, editors: K.C. Ludema, W.A. Glaeser and S.K.Rhee, pp. 313-318.
- [27] E. Rabinowicz, *Friction and Wear of Materials*, John Wiley and Sons, 1965.
- [28] J. Larsen-Basse, *Influence of Grit Diameter and Specimen Size on Wear During Sliding Abrasion*, *Wear*, Vol.12, 1968, pp. 35-53.
- [29] A.G. Evans and T.R. Wilshaw, *Quasi-Static Particle Damage in Brittle Solids - I: Observations, Analysis and Implications*, *Acta Metallurgica*, Vol. 24, 1976, pp. 939-956.
- [30] K-H. Zum Gahr, *Modelling of Two-Body Abrasive Wear*, *Wear*, Vol. 124, 1988, pp. 87-103.
- [31] R.C.D. Richardson, *Wear of Metals by Relatively Soft Abrasives*, *Wear*, Vol. 11, 1968, pp. 245-275.

- [25] M.M. Khrushchov, *Resistance of Metal to Wear by Abrasion as Related to Hardness*, Proc. Conf. on Lubrication and Wear, Inst. Mech. Engrs. Publ., London, 1967, pp. 635-639.
- [26] M.M. Khrushchov, M.A. Babichev, *Investigation of the Wear of Metals and Alloys by Rubbing on Abrasive Surface, Friction and Wear in Machines (Trenie i Iznos v Mash.)*, Inst. of Machines, Acad. Sci. U.S.S.R., Moscow, 1956, pp. 351-358. 32 R.C.D. Richardson, The Abrasive Wear of Metals and Alloys, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 182, 1967, Pt. 3A, pp. 410-414.
- [27] K-H. Zum Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.
- [28] R.C.D. Richardson, Laboratory Simulation of Abrasive Wear Such as that Imposed by Soil, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 182, Pt. 3A, 1967, pp. 29-31.
- [29] K-H. Zum Gahr, *The Influence of Thermal Treatments on Abrasive Wear Resistance of Tool Steels*, *Z. Metallkde*, Vol. 68, 1977, pp. 783-792.
- [30] H.S. Avery, *Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance, Materials for the Mining Industry Symposium*, editor: R.Q. Barr, Greenwich, Conn., USA, 1974, Climax Molybdenum Co., 1974, pp. 43-77.
- [31] L. Xu and N.F. Kennon, *A Study of the Abrasive Wear of Carbon Steels*, *Wear*, Vol. 148, 1991, pp. 101-112.
- [32] J. Larsen-Basse and K.G. Matthew, *Influence of Structure on the Abrasion Resistance of A1040 Steel*, *Wear*, Vol. 14, 1969, pp. 199-206.
- [33] M.A. Moore, *The Relationship between the Abrasive Wear Resistance, Hardness and Microstructure of Ferritic Materials*, *Wear*, Vol. 28, 1974, pp. 59-68.
- [34] British Standard 3100-1457.
- [35] British Standard 3100-1956.
- [36] A.G. Foley, C.J. Chisholm and V.A. McLees, *Wear of Ceramic-Protected Agricultural Subsoilers*, *Tribology International*, Vol. 21, 1988, pp. 97-103.
- [37] A. Krell and P. Blank, *On Abrasive Wear of Zirconia-Toughened Alumina*, *Wear*, Vol. 124, 1988, pp. 327-330.
- [38] D. Holtz, R. Janssen, K. Friedrich and N. Claussen, *Abrasive Wear of Ceramic-Matrix Composites*, *J. European Ceramic Society*, Vol. 5, 1989, pp. 229-232.
- [39] S. Soemantri, A.C. McGee and I. Finnie, *Some Aspects of Abrasive Wear at Elevated Temperatures*, *Wear*, Vol. 104, 1985, pp. 77-91.
- [40] A.G. Atkins and D. Tabor, *Hardness and Deformation Properties of Solids at Very High Temperatures*, *Proc. Roy. Soc., Series A*, Vol. 292, 1966, pp. 441-459.
- [41] N. Wing, *The Transformation of Soft-Abrasive Wear Into Hard-Abrasive Wear Under the Effect of Frictional Heat*, *Tribology Transactions*, Vol. 32, 1989, pp. 85-90.
- [42] M.A. Moore, *A Preliminary Investigation of Frictional Heating During Wear*, *Wear*, Vol. 17, 1971, pp. 51-58.
- [43] O. Kubaschewski and B.E. Hopkins, *Oxidation of Metals and Alloys*, *Butterworths, London*, 1967.
- [44] M.A. Moore, *Abrasive Wear, ASM Materials Science Seminar on Fundamentals of Friction and Wear of Materials*, 4-5 October 1980, Pittsburgh, Pennsylvania, editor: D.A. Rigney, Metals Park, Ohio, Publ. ASM, 1981, pp. 73-118.
- [45] J. Larsen-Basse, *Influence of Atmospheric Humidity on Abrasive Wear - II: 2-body Abrasion*, *Wear*, Vol. 32, 1975, pp. 9-14.
- [47] G.R. Hoey and J.S. Bednar, *Erosion-Corrosion of Selected Metals in Coal Washing Plants Environments*, *Materials Performance*, Vol. 22, 1983, pp. 9-14.
- [48] C.M. Perrott, *Materials and Design to Resist Wear*, Private Communication, Source ref. V. Mason, *Implications of Recent Investigations on Shredder Hammer Tip Materials*, 44th Conf. Queensland Society of Sugar Cane Technologists, 1977, pp. 255-259.
- [49] C.S. Yust and R.S. Crouse, *Melting at Particle Impact Sites During Erosion of Ceramics*, *Wear*, Vol. 51, 1978, pp. 193-196.
- [50] A. Garton, W.T.K. Stevenson and P.D. McLean, *The Stability of Polymers in Low Earth Orbit*, *Materials and Design*, Vol. 7, 1986, pp. 319-323.
- [51] J.E. Goodwin, W. Sage and G.P. Tilly, *Study of Erosion by Solid Particles*, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 184, 1969-1970, pp. 279-289.
- [52] S. Bahadur and R. Badruddin, *Erodent Particle Characterization and the Effect of Particle Size and Shape on Erosion*, *Wear*, Vol. 138, 1990, pp. 189-208.
- [53] R.H. Richman and W.P. McNaughton, *Correlation of Cavitation Erosion Behaviour with Mechanical Properties of Metals*, *Wear*, Vol. 140, 1990, pp. 63-82.
- [54] G.W. Stachowiak and A.W. Batchelor, *Dimensional Analysis Modelling Tribological Data*, Proc. Int. Tribology Conference, Melbourne, The Institution of Engineers, Australia, National Conference Publication No. 87/18, December, 1987, pp. 255-259.
- [55] J.C. Arnold and I.M. Hutchings, *Flux Rate Effects in the Erosive Wear of Elastomers*, *Journal of Materials Science*, Vol. 24, 1989, pp. 833-839.

- [56] A.V. Levy and Y-F. Man, *Surface Degradation of Ductile Materials in Elevated Temperature Gas-Particle Streams*, *Wear*, Vol. 111, 1986, pp. 173-186.
- [57] Y. Shida and H. Fujikawa, *Particle Erosion Behaviour of Boiler Tube Materials at Elevated Temperature*, *Wear*, Vol. 103, 1985, pp. 281-296.
- [58] A.V. Levy, *The Solid Particle Erosion Behaviour of Steel as a Function of Microstructure*, *Wear*, Vol. 68, 1981, pp. 269-287.
- [59] S.M. Shah, J.D. Verhoeven and S. Bahadur, *Erosion Behaviour of High Silicon Bainitic Structures, I: Austempered Ductile Cast Iron*, *Wear*, Vol. 113, 1986, pp. 267-278.
- [60] S.M. Shah, S. Bahadur and J.D. Verhoeven, *Erosion Behaviour of High Silicon Bainitic Structures, II: High Silicon Steels*, *Wear*, Vol. 113, 1986, pp. 279-290.
- [60] S. Srinivasan and R.O. Scattergood. R, *Curve Effects in Solid Particle Erosion of Ceramics*, *Wear*, Vol. 142, 1991, pp. 115-133.
- [61] S. Srinivasan and R.O. Scattergood, *Erosion of Transformation Toughening Zirconia by Solid Particle Impact*, *Adv. Ceram. Mater.*, Vol. 3, 1988, pp. 345-52.
- [63] S.F. Wayne, J.G. Baldoni and S.T. Buljan, *Abrasion and Erosion of WC-Co With Controlled Microstructures*, *Tribology Transactions*, Vol. 33, 1990, pp. 611-617.
- [64] A.V. Levy and P. Clark, *The Erosion Properties of Alloys for the Chemical Industry*, *Wear*, Vol. 151, 1991, pp 337-350.
- [65] G.W. Rengstorff, K. Miyoshi and D.H. Buckley, *Interaction of Sulfuric Acid Corrosion and Mechanical Wear of Iron*, *ASLE Transactions*, Vol. 29, 1986, pp. 43-51.
- [66] D.R. Holmes and R.T. Pascoe, *Strain Oxidation Interaction in Steels and Model Alloys*, *Werkstoff und Korrosion*, Vol. 23, 1972, pp. 859-870.
- [67] J.D. Dwan, *Manufacture of diamond impregnated metal matrixes*. Materials science and technology , september-october 1998, Vol 14. pag 897
- [68] Schneider, S. J., *Engineered Materials Handbook (Vol. 4)-Ceramics and Glasses*. ASM International, 1992, pp. 969-972.
- [69] J.D.Dwan. *Production of diamonds impregnated cutting tools*,1998 Vol. 41 n° 2.
- [70] C.R.Ferreira, *Desenvolvimento da produção de coroas por indução eletromagnética para sondagem geológica*- Tese, páginas 86-97-Abril 2010.
- [71] CASSINO, F.S.L.; DA COSTA, A.R. *Relatório interno do LESTA- Laboratório de Engenharia de Superfícies e Técnicas Afins*.