

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de Doutorado

Efeito da Nitretação a Plasma e Deposição de Recobrimento de Nitreto de Cromo na
Transição de Regimes de Desgaste por Deslizamento de Aços Ultraabaixo Carbono
Estabilizados ao Titânio

Autor: Alexandre de Azevedo Caixeta
Orientador: Prof^ª. Dr^ª. Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte
2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Alexandre de Azevedo Caixeta

Efeito da Nitretação a Plasma e Deposição de Recobrimento de Nitreto de Cromo na
Transição de Regimes de Desgaste por Deslizamento de Aços Ultrabaixo Carbono
Estabilizados ao Titânio

Tese apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Minas e de
Materiais da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2017

C138e

Caixeta, Alexandre de Azevedo.

Efeito da nitretação a plasma e deposição de recobrimento de nitreto de cromo na transição de regimes de desgaste por deslizamento de aços Ultra baixo Carbono estabilizados ao titânio [manuscrito] / Alexandre de Azevedo Caixeta. - 2017.

xxiii, 194 f., enc.: il.

Orientadora: Geralda Cristina Durães de Godoy.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 191-194.

Bibliografia: f. 183-190.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia Física - Teses. 3. Desgaste mecânico - Teses. 4. Nitruação - Teses. I. Godoy, Geralda Cristina Durães de. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)

À minha esposa Denise, pelo apoio incondicional e incentivo em todas minhas caminhadas.

Aos meus filhos Lorena e Arthur, motivo de orgulho e cujas existências são motivação para que eu sempre me esforce a ser um bom exemplo.

“Para ser grande, sê inteiro: nada teu exagera ou exclui. Sê todo em cada coisa. Põe quanto és no mínimo que fazes. Assim, em cada lago, a lua toda brilha, porque alta vive.”

Fernando Pessoa

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à professora Dra. Cristina Godoy, pela orientação, amizade e incentivo para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao professor Dr. Vicente Buono pelo incentivo constante, desde a dissertação de mestrado, muito contribuindo para que eu seguisse este caminho.

À professora Berenice Gonzalez pelas boas conversas e lembranças.

Ao professor Dagoberto Brandão Santos pela amizade e apoio ao trabalho.

Aos funcionários da secretaria da pós-graduação Cida e Nelson pela ajuda constante em especial ao Nelson que me acompanhou na Graduação, no Mestrado e agora no Doutorado.

Aos colegas Mário Bueno, Dimas Pacheco, Daniella Rodrigues e Anderson, pela amizade e disposição de ajudar principalmente nos momentos mais difíceis.

Aos alunos de Iniciação Científica Arthur Caixeta, Victor Caldas, Raul Guimarães, Laura Lima por contribuírem para a realização dos ensaios.

À Patrícia, pela imensa colaboração na utilização do MEV.

Ao Samuel, pelas medidas de difração de raios X.

À UFMG, pela disponibilidade de profissionais e laboratórios.

À Capes pela concessão da bolsa de doutorado.

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE TABELAS	xvii
LISTA DE NOTAÇÕES	xix
RESUMO	xx
ABSTRACT	xxii
1. INTRODUÇÃO	01
2. OBJETIVOS	03
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
3.1. Aços Ultrabaixo Carbono (ou <i>Interstitial Free</i>)	04
3.2. História da Tribologia	05
3.2.1. Área aparente e área real	10
3.3. Atrito	13
3.3.1. Deformações superficiais	20
3.3.2. Transições de atrito durante o deslizamento	21
3.4. Desgaste	28
3.4.1. Tipos de desgaste – detritos (<i>debris</i>)	33
3.4.1.1. Desgaste brando (<i>mild wear</i>)	37
3.4.1.2. Desgaste severo (<i>severe wear</i>)	38
3.4.1.3. Transição entre desgaste brando e severo	38
3.4.2. Mecanismos de desgaste	41
3.4.2.1. Desgaste adesivo	44
3.4.2.1.1. Leis quantitativas do desgaste adesivo	47
3.4.2.2. Desgaste abrasivo	50
3.4.2.3. Desgaste corrosivo e oxidativo	52

3.4.2.3.1 Desgaste oxidativo	56
3.5. Temperatura da Interface das Superfícies em Deslizamento	61
3.6. Processo de Nitretação a Plasma	63
4. MATERIAIS E MÉTODOS	73
4.1. Preparação das Amostras	73
4.2. Ensaio de Desgaste Esfera sobre Disco	76
4.3. Perfilometria	80
4.3.1. Perfilometria 2D para determinação da profundidade das trilhas de desgaste	81
4.3.2. Perfilometria 3D para determinação da rugosidade superficial dos sistemas	82
4.3.3. Perfilometria 3D para determinação da imagem topográfica e determinação dos volumes de desgaste	83
4.4. Dureza Instrumentada	83
4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	85
4.6. Difração de Raios X (DRX)	86
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
5.1. Pesquisa Preliminar	91
5.2. Análises Preliminares	101
5.3. Sistemas Estudados	102
5.4. Identificação de Fases por Difratomia de Raios X	103
5.5. Metalografia da Seção Transversal	108
5.6. Dureza Instrumentada	115
5.7. Desgaste por Deslizamento Esfera sobre Disco	120
5.7.1. Análises Perfilométricas 2D	121
5.7.1.1. Distância de deslizamento 1600m, carga normal 30N	121

5.7.1.2. Distância de deslizamento 5800m, carga normal 30N	123
5.7.1.3. Aço UBC Nitretado a Plasma, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m	127
5.7.1.4. Aço UBC Nitretado a Plasma + CrN, distância de deslizamento igual a 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N	129
5.7.2. Ensaio de Desgaste por Deslizamento do Aço UBC “Como Recebido”	130
5.7.2.1. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento 1600m, carga normal de 30N	130
5.7.2.2. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento 5800m, carga 30N	131
5.7.3. Ensaio de Desgaste Aço UBC Nitretado a Plasma	132
5.7.3.1. Aço UBC Nitretado a Plasma, distância de deslizamento 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N: Definição de Períodos de Regime de Desgaste.....	132
5.7.3.2. Aço UBC Nitretado a Plasma, distância de deslizamento 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N: Primeiros metros dos testes	136
5.7.3.2.1. Aço UBC nitretado a plasma, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m	137
5.7.3.3. Aço UBC Nitretado a Plasma, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m	140
5.7.4. Ensaio de Desgaste Aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N	141
5.7.4.1. Aço UBC Nitretado a Plasma, carga de 30N e distância de deslizamento de 1600m	141
5.7.5. Comparação dos Três Sistemas: Carga Normal de 30N e Deslizamento de 1600	142

5.7.6. Comparação dos Três Sistemas: Carga Normal de 30N e Deslizamento de 5800m	144
5.7.7. Perfil de Rugosidade 3D	145
5.7.8. Análise de Volume de Desgaste por Perfilometria	148
5.8. Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura	154
5.8.1. Análise de Debris e Composição de imagem das trilhas de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”	154
5.8.2. Aço UBC Nitretado a plasma: análise de composição das trilhas de desgaste e debris	159
5.8.2.1. Aço UBC Nitretado a plasma, distância de deslizamento de 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N	159
5.8.2.2. Aço UBC Nitretado a plasma, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m	163
5.8.2.3. Aço UBC Nitretado, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m	168
5.8.3. Aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m	171
6. CONCLUSÕES	177
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	182
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	183
APÊNDICES	191
Apêndice A - Perfilometria 2D	191
Apêndice B - Perfilometria 3D	192

LISTAS DE FIGURAS

3.1	Objetivos práticos da tribologia	09
3.2	Esquema de uma interface onde podem ser observadas as áreas de contato aparente (A_a) e real (A_r)	10
3.3	Esquema representando as forças em uma superfície de contato sob a atuação de uma força normal	12
3.4	Gráfico da força tangencial em função do tempo (ou deslocamento). $F_{estática}$ é a força de atrito que se opõe ao início do movimento e $F_{cinética}$ é a força de atrito após o início do movimento	14
3.5	Representação de filmes sobre uma superfície metálica (fora de escala).....	18
3.6	Representação do efeito da carga normal aplicada em pares metálicos, em deslizamento relativo, sobre o coeficiente de atrito	19
3.7	Esquema das interações entre duas superfícies em deslizamento: (a) interação de asperezas, e (b) interação macroscópica (ranhuras formadas a partir de sulcos)	21
3.8	Coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento com (a) uma curva típica em forma de “S” que mostra o período de “ <i>running-in</i> ” e (b) quatro casos hipotéticos	22
3.9	Gráfico do Coeficiente de Atrito versus Distância de Deslizamento em ensaio de deslizamento sem lubrificação para o aço AISI 316 nitretado a plasma. A) Vista do ensaio de 1200m; B) Vista em detalhe do período de <i>running-in</i>	24
3.10	Curvas de coeficiente de atrito do aço UBC. Carga normal de 10N, contraponto de WC-Co e raio de deslizamento 3mm. A) Distância de deslizamento de 2500 m, ressalta-se que o zero do eixo X está deslocado para melhor visualização do início do ensaio; B) detalhe dos primeiros 70m, destacando a região de <i>running-in</i>	25
3.11	Gráfico do Coeficiente de Atrito versus Distância de Deslizamento em ensaio de deslizamento sem lubrificação, para um aço AISI 316 nitretado e cementado sequencialmente a plasma. Quatro regiões podem ser observadas ...	26
3.12	Curvas de coeficiente de atrito, do aço UBC em função da distância de deslizamento nas condições: A) Sem nitretação; B) Nitretado a 500 °C; C) Nitretado a 475 °C. D) Nitretado a 450 °C	28
3.13	Equipamentos assimétricos para ensaios de desgaste por deslizamento. (A) Pino contra Disco na face plana. B) Pino contra disco na borda	31

3.14 Área de contato inicial A) área nominal. B) uma linha ou um ponto	32
3.15 a) Vista geral do tribômetro tipo esfera sobre Disco. b) Vista em detalhe	33
3.16 Esquema representando um fragmento típico. a) como formado sob alta tensão; b) após o fim do contato com a outra superfície. Tensões residuais permanecem de forma a manter juntos o fragmento e o substrato	35
3.17 Representação simplificada das tensões atuando em um fragmento. a) No instante de sua formação; b) após a tensão normal haver sido removida	35
3.18 Curva típica mostrando o comportamento “adere-desliza” (<i>stick-slip</i>) do coeficiente de atrito obtido em teste de deslizamento sob desgaste brando	37
3.19 Curva típica de coeficiente de atrito obtido em teste de deslizamento sob atrito severo	38
3.20 Transição entre desgaste oxidativo e adesivo	39
3.21 Taxa de desgaste e Resistência por contato elétrico para um pino de latão com chumbo deslizando contra um anel de liga Co-Cr, em função da carga normal. Observa-se a transição brusca na taxa de desgaste associada a uma mudança na resistência de contato	40
3.22 Fluxograma ilustrativo da relação entre as condições de operação e os tipos de desgaste	43
3.23 Esquema representando duas superfícies rugosas em um contato deslizante	44
3.24 Figura representando o processo de transferência de metal por adesão	45
3.25 No desgaste adesivo, caso a resistência ao cisalhamento na superfície em contato (percurso 1) seja maior do que a resistência do material de cima, o cisalhamento ocorrerá ao longo do percurso 2, produzindo o fragmento sombreado	46
3.26 Modelo hipotético da geração de uma partícula de desgaste hemisférica, durante deslizamento	48
3.27 Mecanismos de desgaste abrasivo: a) Corte; b) Fratura; c) Fadiga e d) Arrancamento de grãos	51
3.28 Modelo de interação entre um agente corrosivo e a superfície de desgaste	53
3.29 Remoção cíclica, por abrasão, do filme de corrosão	55
3.30 Modelo de desgaste corrosivo por remoção sucessiva de filmes passivadores ...	55
3.31 Cinética de formação de óxido metálico em altas e baixas temperaturas	57

3.32 Rápida oxidação da superfície metálica quando submetidas a elevadas temperaturas	59
3.33 Mecanismo de desgaste oxidativo a baixas velocidades de deslizamento	60
3.34 Gráfico apresentando o regime de desgaste para deslizamento de aço sobre aço, não lubrificado, no ar, à temperatura ambiente, na configuração pino sobre disco	61
3.35 Representação esquemática das camadas formadas durante o processo de nitretação a plasma	65
3.36 Microestrutura transversal do aço UBC obtida por MEV. A) Aço como laminado. Aumento de 1000 X; B) Aço UBC após nitretação a plasma a 500 °C. Aumento de 2000 X; C) Aço UBC após jateamento de granalhas e nitretação a plasma a 500 °C. Aumento de 2000 X	68
3.37 Microestrutura transversal do aço UBC obtida por MEV. Aço UBC após nitretação a plasma a 500 °C. Aumento de 1000 X	69
3.38 Perfis de ultramicrodureza para um aço UBC nitretado a plasma. A) Amostra nitretada a 450°C (N450) e nitretada a 450°C com pré-tratamento de jateamento (N450-SP); B) Amostra nitretada a 475°C (N475) e nitretada a 475°C com pré-tratamento de jateamento (N475-SP); C) Amostra nitretada a 500°C (N500) e nitretada a 500°C com pré-tratamento de jateamento (N500-SP). Carga de teste 1900mN	70
3.39 Perfis de nanodureza obtidos na seção transversal polida das amostras de aço UBC não nitretadas (IF) e amostras não nitretadas e tratadas com jateamento de granalhas (IF-SP). Carga de teste 2mN	71
3.40 Volume de desgaste após deslizamento de 2500 metros em amostras de aços UBC nitretadas (N500, N475, N450), pré-deformadas antes da nitretação com jateamento de granalha preliminar (SP-N500, SP-N475 e SP-N450) e amostra de aço UBC sem nitretação (IF) e pré-deformada sem nitretação (SP-IF)	72
4.1 Especificação dimensional para preparação das amostras de caracterização e ensaios de desgaste	74
4.2 Fotografia de uma chapa com amostras cortadas a laser e algumas já destacadas	74
4.3 Fotografia de uma amostra com polimento terminado	75
4.4 Fotografia de uma amostra acondicionada para envio ao laboratório para ser submetida ao processo de nitretação	75
4.5 Perfilômetro T8000 da Hommelwerke, do Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG	81

4.6 Croqui apresentando o esquema e a sequência das medidas realizadas nas amostras para determinação da profundidade das trilhas de desgaste	82
4.7 Ultramicrodurômetro Shimadzu, modelo DUH-W201S pertencente ao Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG	84
5.1 Aspecto visual das trilhas de desgaste dos ensaios realizados com as esferas de Cerâmica (Si_3N_4), Aço Inox 316, Cr 52100, Metal Duro (WC-Co) e Aço Carbono 1085	95
5.2 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Metal Duro (carga 10N)	97
5.3 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Metal Duro (carga 15N)	97
5.4 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Cerâmica (carga 10N)	98
5.5 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Cerâmica (carga 15N)	98
5.6 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Aço Inox (carga 15N)	99
5.7 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera Cr 52100 (Carga 15N)	100
5.8 Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera Aço 1085 (Carga 15N)	100
5.9 Condições das amostras e técnicas de caracterização a serem utilizadas	103
5.10 Difratoograma do Sistema aço UBC “Como Recebido”	104
5.11 Difratoograma da amostra do sistema aço UBC Nitretado a Plasma	106
5.12 Diagrama de equilíbrio Fe-N	107
5.13 Difratoograma sistema aço UBC Nitretado a Plasma + revestimento por nitreto de cromo	108
5.14 Metalografia da seção transversal do aço UBC como recebido. A) Aumento de 300x e B) Aumento de 1000x. Elétrons secundários, ataque Nital 2%	110
5.15 Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) aço UBC Nitretado a Plasma. B) aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 300x, elétrons secundários, ataque Nital 2%	110

5.16 Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) aço UBC Nitretado a Plasma. B) aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 1000x, elétrons secundários, ataque Nital 2%	112
5.17 Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) e C) aço UBC Nitretado a plasma, B) e D) aço UBC Nitretado a plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 5000x, elétrons secundários, ataque Nital 2%	114
5.18 Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do Aço UBC “Como Recebido”, até a profundidade de 1250 μ m - carga de 1900mN	115
5.19 Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma, até a profundidade de 1250 μ m - carga de 1900mN	117
5.20 Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma + Cr-N, até a profundidade de 25 μ m - carga 100mN	118
5.21 Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma + Cr-N, até a profundidade de 1250 μ m - carga 1900mN	119
5.22 Superposição dos gráficos de ultramicrodureza na seção transversal dos aços UBC, nos 3 sistemas estudados, até a profundidade de 1250 μ m - carga 1900mN	120
5.23 Aspecto visual das trilhas de desgaste dos ensaios realizados nos três sistemas, com carga de 30N e distância de deslizamento de 5800m. A) Como Recebido; B) aço UBC Nitretado a plasma e C) aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N	124
5.24 Perfil da trilha de desgaste medido por perfilometria 2D após ensaio em distância de 5800m e carga normal de 30N. A) aço UBC Como Recebido. B) aço UBC Nitretado a plasma. C) aço UBC Nitretado a plasma + revestimento Cr-N	125
5.25 Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC Como Recebido	131
5.26 Ensaio de deslizamento em distância de 5800m, carga de 30N em aço UBC Como Recebido	132
5.27 Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, cargas de 5, 15 e 30N em aço UBC nitretado a plasma. A) Definição de Períodos de Regime de Desgaste; B) Comparação dos Períodos de Regime de desgaste para Diferentes Cargas	135
5.28 Ensaio de deslizamento, primeiros 50m do teste de deslizamento de 1600m, cargas de 5, 15 e 30N em aço UBC nitretado a plasma	136
5.29 Ensaio de deslizamento em distância de 50m, carga de 15N em aço UBC nitretado	137

5.30 Ensaio de deslizamento em distância de 200m, carga de 15N em aço UBC nitretado	138
5.31 Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 15N em aço UBC nitretado	140
5.32 Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC nitretado	141
5.33 Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC nitretado +Cr-N	142
5.34 Ensaio de deslizamento com distância de 1600m, carga de 30N nos três sistemas estudados: Como Recebido, Nitretado e Nitretado + Cr-N	143
5.35 Ensaio de deslizamento com distância de 5800m, carga de 30N nos três sistemas estudados: Como Recebido, Nitretado e Nitretado + Cr-N	145
5.36 Aspecto das superfícies e das trilhas de desgaste das amostras nos três sistemas estudados. A) Aço UBC Como Recebido; B) Aço UBC Nitretado e C) Aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N	147
5.37 Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste, B) Invertido	148
5.38 Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC Nitretado a plasma, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste; B) Invertido	149
5.39 Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste; B) Invertido	149
5.40 Detalhe do desgaste ocorrido na esfera em teste de desgaste contra: A) Aço UBC “Como Recebido”; B) Aço UBC Nitretado a plasma; C) Aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N. Distância de deslizamento de 5800m, carga normal 30N	151
5.41 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, de <i>debris</i> gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Amostra Aço UBC “Como Recebido” e distância de deslizamento de: A) 1600m; B) 5800m. Aumento 1000x	155
5.42 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra Aço UBC “Como Recebido”, com carga de 30N. A) Distâncias de deslizamento de 1600m (100x) e B) 5800m (130x)	157
5.43 Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Como Recebido após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. A) Imagem elétrons secundários; B) Leitura da presença de ferro; C) Leitura da presença de oxigênio; D) Leitura da presença de tungstênio e E) Superposição das imagens. Aumento de 80x	158

- 5.44 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com distância de 1600m. Amostras de Aço UBC Nitretado a plasma e cargas de: A) 5N, B) 15N e C) 30N 160
- 5.45 Mapeamento de raios X para o tungstênio nas trilhas de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma. Distância de deslizamento de 1600. A) Carga Normal de 5N; B) Carga Normal de 15N; C) Carga Normal de 30N 162
- 5.46 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra aço UBC Nitretado a plasma, aumento de 500x, distância de deslizamento de 1600m e cargas de: A) 5N; B) 15N e C) 30N 163
- 5.47 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 15N. Aço UBC Nitretado a plasma e distância de deslizamento de: A) 50m; B) 200m e C) 1600m 165
- 5.48 Mapeamento de raios X para o oxigênio e o tungstênio nas trilhas de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma. Carga normal de 15N. A e B) Distância de 50m; C e D) Distância de 200m; E e F) Distância de 1600m 167
- 5.49 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma, aumento de 500x, carga normal de 15N e distância de deslizamento de: A) 50m; B) 200m e C) 1600m.. 168
- 5.50 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Aço UBC Nitretado e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m 169
- 5.51 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, aumento 1000x, da trilha resultante do ensaio de desgaste com carga normal de 30N, em Aço UBC Nitretado a plasma e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m 170
- 5.52 Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Nitretado após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. A) Aspecto micrográfico da trilha de desgaste aumento 100x; B) Detalhe da trilha com aumento de 1000x; C) Leitura da presença de oxigênio; D) Superposição das imagens 171
- 5.53 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Aço UBC Nitretado + revestimento Cr-N e distância de deslizamento de: A) 1600m, aumento de 1000x; B) 5800m, aumento 1000x e C) 5800m aumento 6000x 173
- 5.54 Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, cargas normal de 30N e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m .. 175

5.55 Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Nitretado + revestimento de Cr-N após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. A) Aspecto micrográfico da trilha de desgaste; B) Leitura da presença de oxigênio; C) Leitura da presença de nitrogênio; E) Leitura da presença de cromo. Aumento de 100x	176
---	-----

LISTA DE TABELAS

IV.1	Composição química típica (KRAUSS, 2005) e do aço UBC utilizado no estudo (% em peso)	73
IV.2	Parâmetros utilizados para a nitretação a plasma	76
IV.3	Sistemas cristalinos de Bravais	87
IV.4	Equações para cálculo do espaçamento interplanar das estruturas cristalinas Cúbica, Ortorrômica e Hexagonal	89
V.1	Resultado dos ensaios de desgaste, no aço UBC Como Recebido, por deslizamento na configuração Esfera sobre Disco a seco. Cargas de 10 e 15N, raios de 3 e 7mm e distância de deslizamento 3000m	91
V.2	Resultado dos ensaios de desgaste, no aço UBC como recebido, por deslizamento na configuração Esfera sobre Disco a seco. Carga de 15 N, raio de 7mm, distância de deslizamento 3000 m e velocidade de deslizamento 0,279m/s	93
V.3	Volume de desgaste do aço UBC como laminado. Carga de 15N, raio de 7mm, distância de deslizamento 3000m e velocidade de deslizamento 0,279m/s	94
V.4	Testes de deslizamento realizados, por condição superficial da amostra, distância de deslizamento e carga normal aplicada	121
V.5	Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados com distância de deslizamento de 1600m, carga normal de 30N, em aço UBC “Como Recebido”, Nitretado a plasma e Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, medidas através de perfilometria 2D	122
V.6	Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados com distância de deslizamento de 5800m, carga normal de 30N, em aço UBC “Como Recebido”, Nitretado a plasma e Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, medidas através de perfilometria 2D	127
V.7	Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados em amostras de aço UBC nitretados a plasma, com carga normal de 15N, nas distâncias de deslizamento de 50, 200 e 1600m, medidas a partir de perfilometria 2D	128
V.8	Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados em amostras de aço UBC nitretados a plasma, após deslizamento de 1600m, com carga normal de 5, 15 e 30N, medidas a partir de perfilometria 2D	130

V.9	Parâmetros de rugosidade conforme norma ISO 25178 avaliados em amostras dos três sistemas estudados.....	146
V.10	Volume da Trilha (V) após teste de desgaste de 5800m e carga normal de 30N, para os três sistemas estudados	153
V.11	Taxa de Desgaste após teste de deslizamento de 5800m e carga normal de 30N, para os três sistemas estudados	154
V.12	Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 1600 e 5800m, em amostras de Aço UBC “Como Recebido” e carga de 30N	155
V.13	Análise por EDS das trilhas de desgaste de amostras do aço UBC “Como Recebido”. Distância de deslizamento de 1600 e 5800m. Carga de 30N	156
V.14	Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento 1600m, Aço UBC Nitretado a plasma. Cargas de 5, 15 e 30N	159
V.15	Análise por EDS das trilhas de desgaste de aço UBC Nitretado a plasma. Distância de deslizamento 1600. Cargas de 5, 15 e 30N	161
V.16	Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m, amostras de aço UBC nitretado e carga de 15N	164
V.17	Análise por EDS das trilhas de desgaste de aço UBC Nitretado a plasma. Carga de 15N. Distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m	166
V.18	Análise por EDS de Aço UBC Nitretado a plasma, na trilha de desgaste, distância de deslizamento 1600 e 5800m. Carga de 30N	169
V.19	Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 1600 e 5800m, em aço UBC nitretado a plasma + revestimento de Cr-N e carga de 30N	172
V.20	Análise por EDS das trilhas de desgaste de amostras do aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, distância de deslizamento de 1600 e 5800m. Carga de 30N	174

LISTAS DE NOTAÇÕES

ASTM	American Society for Testing and Material
BEI	<i>Backscattered Electron Image</i> (Imagem por Elétrons Retroespalhados)
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
ddp	Diferença de Potencial
DRX	Difratometria de raios X
EPI	Ensaio de Penetração Instrumentada
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> – Espectroscopia por Dispersão de Energia
ICDD	<i>International Centre for Diffraction Data</i>
IF	<i>Interstitial Free</i> – Aço livre de intersticiais,
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PAPVD	<i>Plasma Assisted Physical Vapor Deposition</i> – Deposição Física de Vapor Assistida por Plasma
PPM	Partes por Milhão
RPM	Rotações por minuto
Sa	Rugosidade Média
SEI	<i>Secondary Electron Image</i> (Imagem por Elétrons Secundários)
Sp	Altura Máxima de Pico
Sq	Rugosidade Quadrática Média
SSWR	<i>Standardized System Specific Wear Rate</i> (Taxa de Desgaste Padronizada Específica do Sistema)
Sv	Profundidade Máxima de Vale
Sz	Altura Máxima da Superfície
UBC	Aço ultrabaixo carbono
WDS	Espectroscopia por dispersão de comprimento de onda
wt.%	Porcentagem em peso

RESUMO

Neste trabalho foram estudadas as propriedades tribológicas de aços Ultrabaixo Carbono (UBC) em três sistemas: o substrato - aço UBC estabilizado ao Titânio; o sistema aço UBC modificado superficialmente por processo de nitretação a plasma em configuração triodo (temperatura de 500°C por 6 horas); e o sistema duplex sequencial (aço UBC nitretado a plasma em configuração triodo na temperatura de 500°C por 6 horas, seguido de revestimento de filme de nitreto de cromo por processo de deposição a uma temperatura na faixa de 380 a 420°C e tempo de deposição de 6 horas e 30 minutos). Os sistemas estudados foram caracterizados por difração de raios X, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia de raios X, ultramicr dureza e perfilometria 2 e 3D. Os sistemas foram submetidos aos testes de desgaste por deslizamento a seco na configuração esfera sobre disco. Foram utilizadas 3 cargas normais (5, 15 e 30N) e distância de deslizamento de 1600 e 5800m, sendo realizados testes parciais com 50 e 200m. O raio da trilha utilizado para o teste de desgaste foi de 7mm, com 380rpm, que correspondeu a uma velocidade tangencial de 0,278m/s. Constatou-se que o processo de modificação superficial a plasma alterou a estrutura superficial do aço UBC introduzindo uma primeira camada de compostos (ϵ -Fe₂₋₃N e γ' -Fe₄N fases), seguida de uma zona de nitretos precipitados na forma de agulhas grandes (γ' -Fe₄N e CCC α -Fe fases), e por uma zona de precipitados de α'' -Fe₁₆N₂ na forma de agulhas muito pequenas na matriz ferrítica. O processo de deposição do filme de nitreto de cromo, além de criar uma camada de 7,75 μ m de espessura, alterou a difusão do nitrogênio de modo que a espessura da camada de compostos se apresentou com espessura irregular além de ser observado um refino nos nitretos precipitados nas formas de agulhas grandes e pequenas. A transição de regime de desgaste com a distância de deslizamento (profundidade de nitretação) foi descrita em função da mudança microestrutural com a profundidade de concentração de nitrogênio: um “1º Período de Regime de Desgaste” foi associado ao desgaste da camada superior da Camada de Compostos onde prevalece a fase ϵ -Fe₂₋₃N, rica em nitrogênio. Um “2º Período de Regime de Desgaste” foi associado ao desgaste da camada inferior da Camada de Compostos constituída das fases ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N. E um “3º Período de Regime de Desgaste” foi associado ao desgaste da Camada superior de Difusão onde se

tem as fases γ' -Fe₄N e α -Fe expandida por nitrogênio. As mudanças estruturais em função da mudança de nitrogênio com a profundidade foram assim associadas a transições de mecanismos de desgaste ao longo do desgaste por deslizamento. Os testes de ultramicrodureza realizados na seção transversal dos materiais, nos três sistemas estudados, indicaram que o processo de nitretação a plasma aumentou em até duas vezes a dureza do aço UBC, a uma profundidade de até 650 μ m, enquanto que o revestimento de nitreto de cromo elevou a dureza superficial em até 3,4 vezes e criou um patamar de dureza, acima de 3,0GPa, até uma profundidade de a 775 μ m. Os resultados dos testes de desgaste por deslizamento indicaram que o aço UBC nitretado a plasma tiveram um melhor desempenho em relação ao desgaste com carga normal de 30N, reduzindo em 53,2% a profundidade da trilha no teste de desgaste de 1600m e em 11,0% no teste de 5800m, estando esta diferença associada ao término da camada de compostos na superfície de desgaste por volta de 1000m de deslizamento. Já o aço UBC nitretado + revestimento de nitreto de cromo apresentou uma redução da profundidade da trilha de desgaste de 92,5% e 93,4% nos testes de desgaste realizados com distâncias de deslizamento de 1600 e 5800m respectivamente. Os resultados indicaram um desempenho superior de resistência ao desgaste por deslizamento do sistema duplex em relação ao aço UBC somente nitretado a plasma e ao aço UBC não modificado superficialmente.

Palavras-Chave: Desgaste por Deslizamento. Teste de Desgaste Esfera sobre disco. Aço UBC. Nitretação a plasma. Revestimento Cr-N.

ABSTRACT

In this work the tribological properties of IF steels were studied in three systems: the substrate - IF steel niobium stabilized; IF steel surface modified by plasma nitriding process in triode configuration (temperature of 500°C for 6 hours); and a sequential duplex process (plasma nitrided IF steel in triode configuration at the temperature of 500°C for 6 hours, followed by coating of chromium nitride film by deposition process at a temperature in the range of 380 to 420°C and deposition time of 6 hours and 30 minutes). The studied systems were characterized by X-ray diffraction, scanning electron microscopy, energy dispersive X-ray spectroscopy, micro-indentation and 2 and 3D profilometry. The systems were submitted to the dry sliding wear test in sphere on disc configuration. Three normal loads (5, 15 and 30N) and sliding distance of 1600 and 5800m were used. Partial tests with 50 and 200m were performed. The radius of the track used for the wear test was 7mm, and 380rpm, which corresponded to a tangential velocity of 0.229m/s. It was found that the process of plasma surface modification altered the surface morphology of IF steel by introducing a first layer of compounds (ϵ -Fe₂₋₃N and γ' -Fe₄N) followed by a zone of nitrides precipitates in the form of large needles (γ' -Fe₄N and CCC α -Fe) and by a zone of precipitates of α'' -Fe₁₆N₂ in the form of small needles in the ferritic matrix. The process of chromium nitride film deposition, in addition to creating a layer of 7.75 μ m thickness, altered the nitrogen diffusion, so that the thickness of the layer of compounds was presented with irregular thickness in addition to being observed a refining the large and small needles nitrites precipitated. The Instrumented microhardness tests performed in the cross-section of the materials in the three systems studied indicated that the plasma nitriding process increased up to twice the hardness of the UBC steel to a depth of up to 650 μ m, whereas the chromium nitride coating increased surface hardness by up to 3.4 times and created a hardness plateau above 3.0GPa to a depth of approximately 800 μ m. The sliding wear results have shown that UBC plasma-treated steel had a better wear performance with normal load of 30N, reducing the track depth by 53.2% in the 1600m wear test and in 11, 0% in the 5800m test, this difference being associated with the end of the layer of compounds on the wear track surface around 1000m of sliding. On the other hand, the IF nitrided steel + chrome nitride coating showed a reduction of 92.5% and 93.4% wear track depth in

sliding distances of 1600 and 5800m respectively. The results indicated a much superior performance of the duplex system compared to only nitrided and unmodified IF.

Keywords: Sliding Wear; Sphere-on-disc wear test; IF steel; Plasma nitriding IF steel; Cr-N coating.

1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilística tem buscado desenvolver materiais para a utilização em seus produtos, com o objetivo de minimizar o consumo de combustível, aumentar a segurança dos usuários e mantendo baixo os custos de produção, neste contexto se insere as chapas finas de aço para produção de peças com elevada exigência de estampabilidade.

Dentro deste contexto, os aços carbono para estampagem têm experimentado constante evolução, sendo a principal classe destes produtos os aços livres de elementos intersticiais IF (*Interstitial Free*) ou aços UBC (ultrabaixo carbono).

Estudos anteriores do grupo de pesquisa em tribologia da UFMG (LIMA, 1996), bem como outros estudos referidos na literatura (BELL, DONG, SUN, 1998), indicam a importância do desenvolvimento de processos de modificação superficial com alta profundidade de endurecimento que possam ser aplicados em ligas de baixa resistência mecânica, anterior à deposição de recobrimentos tribológicos. Isto permitirá, por exemplo, a obtenção de aços de ultrabaixo carbono com boa resistência ao desgaste, sem prejuízo da sua tipicamente elevada conformabilidade.

O processo de modificação superficial a plasma do aço UBC foi conduzido a temperaturas mais baixas (500°C) e durante tempos menores (6 horas) que os dos processos convencionais de nitretação (500 a 1100°C por 10 a 30 horas) (ASM, 1991). Além da configuração tríodo, foi feito recobrimento com camada de filme de nitreto de cromo (Cr-N). Esta modificação na estrutura superficial do aço UBC resultou em diferentes mecanismos tribológicos, acarretando uma maior resistência durante o teste de desgaste por deslizamento.

Espera-se desta forma que se desenvolva um novo processo tecnológico que possibilite a utilização com maior desempenho de ligas de baixa resistência mecânica em aplicações que requeiram maior resistência mecânica superficial e resistência ao desgaste por deslizamento, e eventualmente possibilite o desenvolvimento de um novo campo de aplicações dos aços UBC.

A proposta desta pesquisa é desenvolver tratamentos de modificação superficial a plasma em aços UBC e posterior deposição de recobrimento de Cr-N, processado por PAPVD, visando conjugar a alta conformabilidade característica destes aços com um melhor desempenho em aplicações que exijam alta resistência mecânica superficial.

2. OBJETIVOS

Os objetivos gerais deste trabalho são: estudar alterações nos mecanismos de desgaste em testes de desgaste realizados em tribômetro tipo esfera sobre disco e avaliar a estrutura e a resistência mecânica de um aço ultrabaixo carbono modificado superficialmente por processo de nitretação a plasma e por tratamento de nitretação a plasma mais deposição de filme fino com Cr-N.

Investigar as curvas de coeficiente de atrito obtidas por meio de testes de desgaste por deslizamento não lubrificados.

Objetivos Específicos

- Produzir aços UBC nitretados a plasma.
- Produzir sistema dúplex (aço UBC nitretado a plasma e recoberto por filme fino de Cr-N).
- Caracterizar as estruturas e as fases existentes nos sistemas produzidos através de microscopia eletrônica de transmissão e difratometria de raios X.
- Avaliar a resistência mecânica a partir de ensaios de ultramicrodureza nos materiais modificados.
- Realizar teste de desempenho em teste de desgaste por deslizamento a seco na configuração esfera sobre disco.
- Fazer o levantamento das curvas de coeficiente de atrito e tempo de deslizamento.
- Realizar testes parciais de desgaste por deslizamento para estudo das transições nos regimes de desgaste em função da nitretação e da deposição do filme fino Cr-N no aço UBC nitretado a plasma.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Ultrabaixo Carbono (ou *Interstitial Free*)

Os aços UBC são aços com teor ultrabaixo de carbono contendo suficientes teores em excesso de elementos formadores de carbonitretos como Ti, Nb, e V. Sua conformabilidade característica está baseada em:

- a) baixo limite de escoamento;
- b) alto valor de coeficiente de anisotropia normal;
- c) resistência ao envelhecimento por precipitação.

A obtenção destas propriedades depende em muito da composição química, mas também do controle de variáveis operacionais como as temperaturas de bobinamento e recozimento, dentre outras. Existem basicamente três tipos de aços UBC, com características de estampagem extraprofunda:

- Estabilizados com titânio (UBC Ti);
- Estabilizados com nióbio (UBC Nb);
- Estabilizados com nióbio e titânio (UBC Nb+Ti).

Os mecanismos de estabilização dos três tipos de aço listados acima diferem ligeiramente entre si. Nos aços UBC Nb+Ti, o titânio combina com o nitrogênio (formando TiN) e o nióbio combina com o carbono (formando NbC). Nos aços UBC Nb, o nióbio combina com o carbono (formando NbC), e o nitrogênio combina com o alumínio (formando AlN). Finalmente, nos aços UBC Ti é feita adição de titânio suficiente para a formação de TiN e TiC como compostos principais (AVILLEZ; COSTA; ROCHA, 2004; MARQUES, 2002; KIM *et al.*, 2002).

O desenvolvimento de aços UBC de alta resistência mecânica - sem perder sua conformabilidade - permitiu o surgimento de uma subdivisão dentro da classe de aços UBC: os de alta resistência (*High Strength*). Estes aços estão sendo produzidos via endurecimento por solução sólida substitucional, precipitação, trabalho a frio e refino de

grão. Os elementos de liga mais utilizados para aumentar a resistência são o Mn, décimos percentuais de Si e ppm de fósforo (P) (MARQUES, 2002; JEONG, 2000).

3.2. História da Tribologia

Tribologia é definida como “A ciência e a tecnologia da interação entre superfícies com movimento relativo e dos assuntos e práticas relacionadas”, compreendendo fenômenos ligados à fricção, lubrificação e desgaste (BLAU, 2001). Trata-se de um campo de estudo interdisciplinar que aplica uma análise operacional a problemas de grande importância econômica como confiabilidade, manutenção e desgaste de equipamentos, que vão de aparelhos domésticos a naves espaciais, reunindo conceitos de matemática, física e química aplicadas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; BHUSHAN, 2002; BLAU, 2001).

O termo foi criado para designar o campo da ciência onde se concentram os estudos do atrito, do desgaste e da lubrificação, em 1967, pela Organização para a Cooperação e Desenvolvimento Econômico - OCDE (*Organization for Economic Cooperation and Development*). Traduz um novo campo da ciência, onde a maior parte do conhecimento foi adquirida após a segunda guerra mundial (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Apenas o termo tribologia é relativamente novo. Como prática, a tribologia tem existido desde antes da história registrada. Existem muitos exemplos documentados de como as civilizações antigas se desenvolveram neste assunto: brocas feitas durante o período paleolítico para ajudar em perfurações ou para produzir fogo equipadas com “rolamentos” feitos de chifres ou ossos, rodas das olarias e pedras utilizadas para moagem, confirmam o conhecimento prático sobre este assunto anterior à história escrita (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002).

O estudo científico da tribologia atraiu a atenção de muitos cientistas eminentes durante os últimos séculos, e algumas das leis básicas de atrito, são consideradas terem sido desenvolvidas por Leonardo da Vinci no final do século XV. É atribuída a ele a

primeira abordagem científica sobre o atrito, introduzindo o conceito do coeficiente de atrito como sendo a relação entre a força de atrito e a carga normal. Entretanto, seu trabalho não teve influência histórica, visto que suas anotações ficaram sem ser publicadas por cerca de 200 anos. Em 1699, o físico francês Guillaume Amontons redescobriu as regras sobre o atrito depois de estudar o deslizamento a seco entre duas superfícies planas. A partir destes estudos foram estabelecidas o que se conhece como as 2 leis do atrito, frequentemente referidas como leis de Amontons (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; BHUSHAN, 2002):

- a força de atrito é diretamente proporcional à carga normal, e
- a força de atrito não depende da área aparente de contato.

Estas observações também foram verificadas pelo físico francês Charles Augustin Coulomb, que acrescentou uma terceira regra:

- a força de atrito é independente da velocidade após o início do movimento, fazendo uma clara distinção entre atrito estático e atrito cinético (BHUSHAN, 2002).

Os estudos, levados à frente por Amontons em 1699, por Coulomb em 1785 e também por Morin em 1833, levantavam a hipótese de que o atrito seria devido ao entrelaçamento de asperezas nas superfícies dos materiais em contato, e dessa forma foram capazes de explicar porque a força de atrito seria proporcional à carga e independente da área de contato. Esta explicação para o atrito é chamada de "hipótese de rugosidade". Entretanto, como estes estudos haviam se baseado em dados empíricos, embora tenha sido levantada a alternativa de o atrito ser devido a forças adesivas entre as superfícies, a hipótese de "adesão" foi rejeitada uma vez que implicaria em o atrito ser proporcional à área de contato, o que havia se mostrado contrário às evidências experimentais (RABINOWICZ, 1965).

A hipótese da rugosidade permaneceu predominante até o início do século XX, quando, por volta de 1920, começou a surgir a "hipótese de adesão", graças aos trabalhos desenvolvidos pelos pesquisadores William Hardy, em 1919, e George Tomlinson, em

1929. Uma vez que os estudos de química de superfície haviam se desenvolvido o suficiente, nesta época, tornou-se possível examinar as propriedades de atrito em superfícies com diferentes graus de contaminação. As grandes diferenças no coeficiente de atrito produzidas pela variação da contaminação pareceram mais facilmente explicáveis em termos da “hipótese de adesão”, do que pela “hipótese de rugosidade”. Mas permanecia o problema de que, em desacordo com os resultados experimentais, uma “hipótese de adesão” exigia uma força de atrito proporcional à área de contato (RABINOWICZ, 1965).

Esta dificuldade foi esclarecida por volta de 1940, por três grupos de pesquisadores em áreas de atuação muito diferentes: Richard Holm em 1938 - estudando propriedades dos contatos elétricos; Ernst e Merchant em 1940 - investigando corte metálico; e Frank Bowden e David Tabor em 1942 – com experiência em química superficial. Esses pesquisadores apontaram que havia uma diferença crucial entre as áreas de contato aparente e real e que era a área real que determinaria a magnitude da força de atrito. Como a área real é proporcional à carga e independente da área aparente, a “hipótese de adesão” tornou-se capaz de explicar o resultado experimental de que a força de atrito é independente da área aparente (RABINOWICZ, 1965).

Apesar do estudo do atrito haver sido iniciado em fins do século XV, o tema desgaste se mostra muito mais recente com seus estudos científicos mostrando suas contribuições somente a partir da metade do século XX (BHUSHAN, 2002).

O atrito é a principal causa de desgaste, que é visto como a principal causa de desperdício de material e perda de desempenho mecânico. Assim, qualquer redução no desgaste poderá resultar em economias consideráveis (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Observando que na sociedade atual está cada vez mais em pauta o uso racional dos recursos, fica claro o objetivo dos estudos em tribologia, que é a redução ou eliminação de perdas resultantes do desgaste, do atrito e da corrosão, onde a fricção de superfícies esteja envolvida. A questão é: porque a interação de superfícies em movimento relativo (essencialmente rolamento e deslizamento) é tão importante para a nossa economia? A

resposta é que a interação superficial está presente no funcionamento de praticamente todos os dispositivos mecânicos desenvolvidos pelo homem e reduzir o consumo de energia, minimizar períodos de manutenção, poupar recursos não renováveis, melhorar o desempenho de equipamentos, entre muitos outros benefícios torna-se fundamental (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002; BLAU, 2001).

O conceito básico de tribologia é que o atrito e o desgaste são melhor controlados quando há uma fina camada ou filme intermediário de material separando os corpos sob deslizamento (ou rolamento, ou impacto). Praticamente não há restrição ao tipo de material que pode formar esta película e alguns sólidos, líquidos e gases são igualmente eficazes.

Caso um filme intermediário não seja fornecido, sabe-se que este filme poderá ser gerado de forma natural pelo próprio processo de desgaste. A formação destes filmes pode ser fundamental na prevenção de taxas de cisalhamento extremamente altas na interface de dois objetos deslizantes rígidos. O objetivo da tribologia é encontrar um filme intermediário ótimo para uma dada aplicação ou prever a sequência de acontecimentos quando um contato de deslizamento (ou rolamento, ou impacto) gera o seu próprio filme intermediário durante o processo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Erroneamente se associa que elevadas taxas de atrito sempre exibirão elevadas taxas de desgaste, e isso não é necessariamente verdade (BHUSHAN, 2002).

Pelo exposto, poderia se imaginar que o objetivo da tribologia seria minimizar as duas principais desvantagens do contato sólido: o atrito e o desgaste, mas isso nem sempre é o caso. Em algumas situações, como ilustrado na figura 3.1, é desejável minimizar o atrito e maximizar o desgaste, ou minimizar o desgaste e maximizar o atrito, ou maximizar o atrito e o desgaste. Por exemplo, a redução do desgaste, mas não o atrito, é desejável nos freios e em embreagens. A redução do atrito, mas não o desgaste, é desejável nos lápis. O aumento no atrito e no desgaste é desejável nas borrachas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

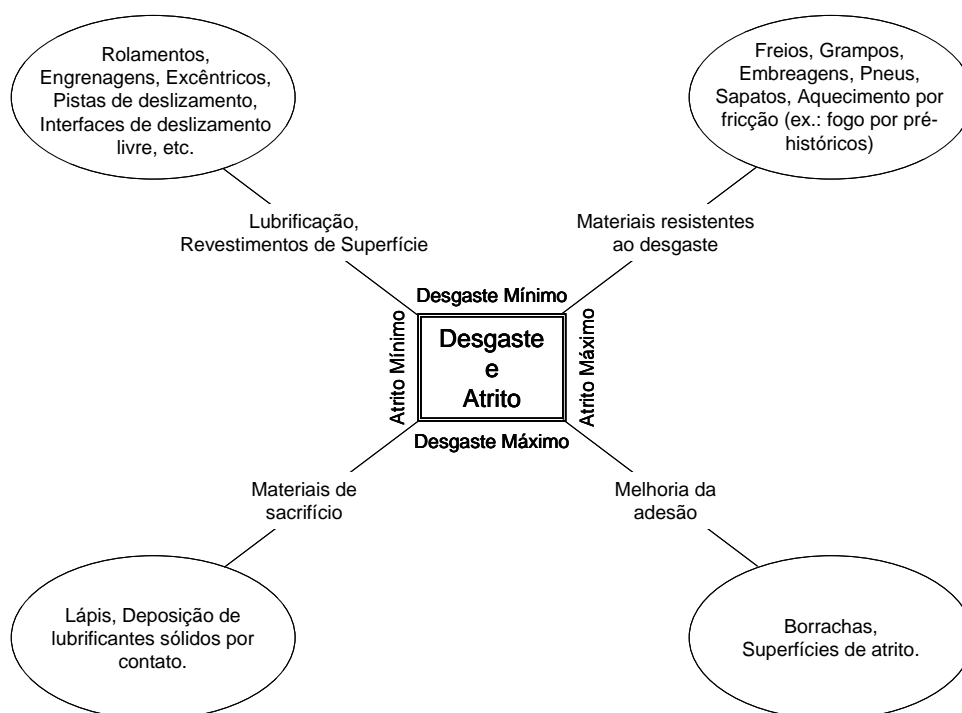


Figura 3.1: Objetivos práticos da tribologia.

Fonte: Stachowiak, Batchelor, p. 4, 2002.

De fato, a tribologia busca compreender e modelar os mecanismos relevantes envolvidos na interação dinâmica (ou estática), entre superfícies e tem por objetivo prever e controlar suas consequências. Os estudos tribológicos se concentram em um campo onde pequenas modificações estruturais no material podem resultar em propriedades absolutamente diferentes. É possível compor estruturas multicamadas com distintos materiais para se obter uma propriedade peculiar, como por exemplo, um recobrimento de nitreto de cromo (Cr-N), que conferirá à superfície uma excelente resistência ao desgaste (BLAU, 2001).

3.2.1. Área aparente e área real

Quando duas superfícies nominalmente planas são colocadas em contato, devido à rugosidade superficial, algumas regiões em sua superfície ficarão muito próximas, enquanto que outras ficarão mais distantes fazendo com que o contato ocorra apenas em pontos discretos (junções) - figura 3.2. A soma das áreas de todos os pontos de contato constitui a área real A_r (ou verdadeira). Assim, a área de real será composta por um grande número de pequenas regiões de contato. Já a área total será formada pela área real (A_r) acrescida das regiões onde o contato não ocorre, sendo chamada de área aparente A_a (ou nominal). Na maioria dos materiais, sob uma carga aplicada, a área real (A_r) será apenas uma pequena fração da área de contato aparente A_a (que ocorreria caso as superfícies fossem perfeitamente lisas). A área de contato real (A_r) será uma função da textura das superfícies, das propriedades dos materiais e das condições da carga aplicada. Embora as regiões dentro da área aparente (A_a) em que o contato não ocorre sejam muito maiores do que a área real (A_r), por não estarem em contato, elas não desempenham nenhuma influência na interação entre as superfícies (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965).

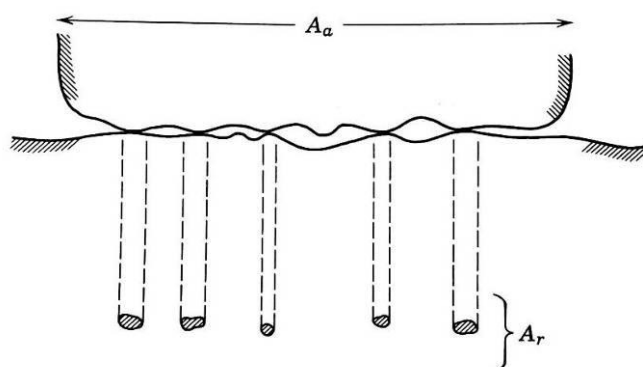


Figura 3.2: Esquema de uma interface onde podem ser observadas as áreas de contato aparente (A_a) e real (A_r).

Fonte: Rabinowicz, p. 32, 1965.

A proximidade das asperezas gerará contatos adesivos causados por interações interatômicas. Quando duas superfícies se moverem uma em relação à outra, a adesão dessas asperezas (e outras fontes de interações superficiais) contribuirá para a força de atrito. Interações superficiais repetidas e tensões superficiais e subsuperficiais, geradas

na interface, resultarão na formação de partículas de desgaste e eventual falha. Uma menor área real resultará num menor grau de interação, conduzindo geralmente a um menor desgaste. O problema para se relacionar o atrito e o desgaste com a textura superficial e as propriedades do material geralmente envolve a determinação da área real. Portanto, a compreensão do atrito e do desgaste requer compreensão da mecânica de contato entre corpos sólidos (BHUSHAN, 2002).

Quando duas superfícies estão em contato, este ocorrerá inicialmente em apenas alguns pontos para suportar a carga normal. À medida que a carga normal é aumentada, as superfícies se aproximam e um maior número de asperezas, nas duas superfícies, entram em contato, e os contatos já existentes crescem para suportar o aumento da carga. A deformação ocorrerá na região das tensões de contato que se opõem à carga aplicada. O modo de deformação superficial poderá ser elástico, plástico, viscoelástico ou viscoplástico, e dependerá das tensões nominais normais (e de cisalhamento) (carga/área aparente), da rugosidade da superfície e das propriedades do material. As tensões locais nos pontos de contato serão muito maiores do que as tensões nominais aplicadas (carga/área real). Embora as tensões nominais possam estar na faixa elástica, as tensões locais podem exceder o limite elástico e o contato produzir deformação plástica. Na maioria das situações de contato, algumas asperezas são deformadas elasticamente, enquanto outras são deformadas plasticamente. A carga aplicada induz uma deformação geralmente elástica nos corpos sólidos, mas nas pontas das asperezas, onde ocorre o contato real, pode ocorrer deformação plástica local (BHUSHAN, 2002).

Tendo em vista que a natureza das interações entre duas superfícies é determinada pela área de contato, é interessante obter o máximo de informações possíveis sobre a área real (A_r), entre elas, saber o seu tamanho. Pode parecer impossível fazer qualquer tipo de indicação quantitativa sobre a magnitude da área real quando duas superfícies são pressionadas pela força L , normal à interface de contato, sem ter disponíveis informações sobre as circunstâncias do contato, o tamanho e a forma da área aparente (A_a), a rugosidade superficial dos dois materiais e a forma como são colocados em contato.

Em seu livro, assumindo que a deformação que ocorre é idealmente plástica, Rabinowicz (1965) faz uma análise simples e limitada para o cálculo do valor mínimo para A_r . Valor este que geralmente se revela próximo ao valor verdadeiro da área real de contato.

Para o cálculo deste valor mínimo de A_r , Rabinowicz (1965) observa que as superfícies colocadas em contato são ásperas, mas não excessivamente. Nesta situação, um contato típico ocorrerá entre as superfícies como mostrado na figura 3.3 e, a interface estará em um estado de triaxial de tensão. A maior tensão de compressão que tal região poderá suportar, sem a produção de deformação plástica, é a sua dureza P (resistência à penetração), que é cerca de três vezes maior que seu limite de escoamento em compressão uniaxial (σ_y).

Então o valor da área real de contato, A_r , será dado pela equação 3.1:

$$A_r \geq L / P \quad (3.1)$$

Sendo: L = força normal à interface de contato, e

P = dureza (resistência à penetração)

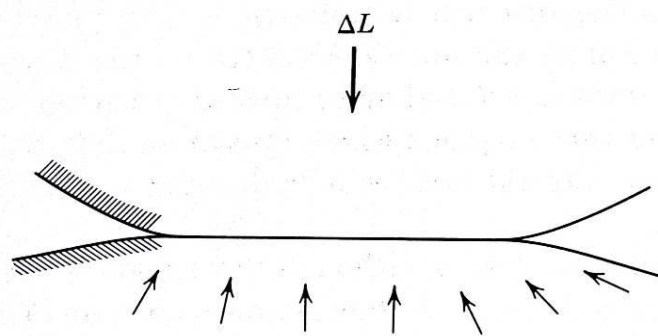


Figura 3.3: Esquema representando as forças em uma superfície de contato sob a atuação de uma força normal.

Fonte: Rabinowicz, p. 34, 1965.

Existem vários argumentos que podem ser usados para mostrar que em muitos casos, talvez em sua grande maioria, A_r é realmente igual a L / P . Considerando que a maioria das superfícies apresentam sulcos e vales, muito semelhantes aos que ocorrem em

ensaios de dureza, porém em menor escala, fica fácil deduzir que quando duas superfícies são colocadas em contato e uma carga normal é aplicada, ocorrerá deformação plástica de modo que o contato inicial de três pontos se tornará um contato de numerosas áreas e a deformação continuará até que a área total de contato alcance um valor dado pela equação 3.2:

$$A_r = L / p \quad (3.2)$$

Sendo que a partir deste ponto, a deformação cessará.

3.3. Atrito

Atrito é o nome que se dá à resistência ao movimento que ocorre quando dois objetos sólidos em contato se movem tangencialmente um em relação ao outro, ou quando tentam fazer esse movimento. A força tangencial resistiva, que atua em uma direção diretamente oposta à direção do movimento, é chamada de força de atrito (GAHR, 1987; BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965).

Segundo Rigney e Hirth (1979), além das superfícies de contato, também devem ser apontados como efeitos do atrito, as regiões deformadas abaixo das superfícies, assim pode-se dizer, que o atrito não é unicamente um fenômeno superficial, mas também é associado a um volume. Nesse processo a energia pode ser manifestada em diferentes formas, primeiramente uma parte da energia é dissipada na forma de calor, posteriormente na criação de superfícies e finalmente na deformação das superfícies e abaixo dela.

Existem dois tipos principais de atrito que são comumente encontrados: atrito seco e atrito lubrificado. Como o próprio nome sugere, o atrito seco descreve a componente tangencial da força de contato que existe quando duas superfícies não lubrificadas se movem ou tendem a se mover em relação uma à outra. O atrito lubrificado descreve a componente tangencial da força de contato que existe entre as camadas adjacentes num fluido que se deslocam a diferentes velocidades relativamente uma à outra. O

coeficiente de atrito é definido como a razão entre a força de atrito e a carga normal aplicada (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965).

Quando dois corpos sólidos são colocados em contato sob uma carga e uma força tangencial (F) é aplicada, então o valor da força tangencial necessária para iniciar o movimento é conhecido como força de atrito estático, $F_{\text{estática}}$. Alguns milissegundos podem ser necessários antes que o movimento relativo entre os corpos em contato seja iniciado. A força tangencial necessária para manter o movimento relativo é conhecida como força de atrito cinética (ou dinâmica), $F_{\text{cinética}}$, sendo que a força de atrito estático é maior ou igual à força de atrito cinético (figura 3.4) (BHUSHAN, 2002).

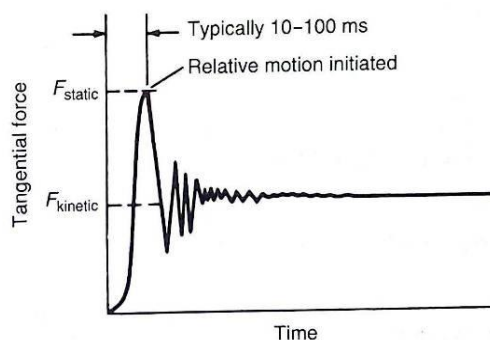


Figura 3.4: Gráfico da força tangencial em função do tempo (ou deslocamento).

$F_{\text{estática}}$ é a força de atrito que se opõe ao início do movimento e

$F_{\text{cinética}}$ é a força de atrito após o início do movimento.

Fonte: Bhushan, p. 208, 2002.

Frequentemente é conveniente expressar esta regra em termos do ângulo de repouso ou ângulo de atrito θ definido pela equação 3.3:

$$\mu_s = \tan \theta \quad (3.3)$$

Nesta equação, θ é o ângulo de um plano inclinado tal que qualquer corpo, de qualquer peso, colocado num ângulo inferior a θ , a partir da horizontal, permanecerá parado. Mas se o ângulo de inclinação for aumentado para θ , O corpo começará a deslizar para baixo. O coeficiente de atrito no deslizamento a seco pode variar numa vasta gama, desde cerca de 0,05 até um valor tão grande como 10 ou superior para metais dúcteis e/ou limpos, deslizando contra si no vácuo (BHUSHAN, 2002).

As duas primeiras regras de atrito estabelecem que a força de atrito é proporcional à carga normal e é independente da área de contato aparente (A_a). Estas duas regras são geralmente observadas em muitas condições macroscópicas de deslizamento, enquanto que a terceira regra, que afirma ser o coeficiente de atrito cinético independente da velocidade de deslizamento, não é sempre observada. Neste caso, quando em contato elástico de uma única aspereza (ou para um número constante de contatos), o coeficiente de atrito será proporcional a (carga normal)^{-1/3} (BHUSHAN, 2002).

O coeficiente de atrito não é uma propriedade material, e sim uma resposta do sistema, que não depende somente do par tribológico em questão, mas também da preparação das superfícies e dos parâmetros como temperatura, velocidade de deslizamento, carga aplicada, ambiente gasoso, umidade relativa e da ação de lubrificantes (BHUSHAN, 2002; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; HUTCHINGS, 1992).

A presença de atrito pode ser benéfica ou não. Deve-se observar que muitos processos da vida cotidiana são dependentes, em sua eficácia, da presença de atrito. Sem o atrito atividades simples como caminhar, dirigir um automóvel ou pegar objetos poderiam se tornar impossíveis de serem realizadas. Mesmo em algumas aplicações mecânicas como freios, embreagens e transmissão de movimento (tais como movimentações de correia), o atrito é importante. Contudo, na maioria dos outros componentes deslizantes (ou rotativos) tais como rolamentos e vedações, o atrito é indesejável. O atrito causa perda de energia e desgaste das superfícies em movimento. Nestes casos, busca-se minimizá-lo. Além desses pontos, a importância do atrito baseia-se no fato de que uma parte substancial do consumo de energia da humanidade é utilizada para superar as perdas que ocorrem devido a ele. A redução do atrito nestes casos torna-se um problema extremamente importante da engenharia (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965).

Quando superfícies deslizam em movimento relativo, quase toda a energia dissipada na forma de atrito é transformada em calor na interface. Entretanto, além da dissipação de calor, o atrito pode resultar na geração de ruído. Na maioria das aplicações, o ruído gerado pelo atrito é um incômodo que pode ser controlado por lubrificação, o que fornece um deslizamento suave, silencioso, além de inibir o atrito e o desgaste (SEIREG, 1998; RABINOWICZ, 1965).

Uma vez que, durante o deslizamento, o contato é feito sobre alguns pontos isolados (área real - A_r) e não sobre toda a área de contato aparente (A_a), estes pontos isolados de contato recebem quantidades substanciais de energia térmica, podendo a sua temperatura chegar a valores muito maiores do que a das regiões superficiais vizinhas. A alta temperatura associada aos pontos de contato é muitas vezes referida como temperatura de pico (*flash*). Durante o deslizamento, os pontos de contato continuam a ser formados e quebrados, e os pontos quentes (*hot spot*) nas superfícies mudam a sua localização. A “temperatura de pico” atingida em qualquer um destes pontos quentes, no entanto, tende a ser constante sob condições de deslizamento constantes (RABINOWICZ, 1965).

Embora a temperatura máxima esteja relacionada por duas variáveis: o aumento da temperatura da base (*bulk*); e a elevação da temperatura do ponto quente (*hot spot*), o interesse maior recai sobre esta última, uma vez que a primeira geralmente apresenta um gradiente menor e é mais facilmente medida. A temperatura de pico (*flash*) representa por tanto, um desafio pela dificuldade em ser medida (RABINOWICZ, 1965).

Uma das técnicas de medição existente para a medição da temperatura de pico consiste em transformar uma das interfaces de deslizamento em um dos braços de um termopar. Além de não ser um método simples, enfrenta ainda a dificuldade de que muitas combinações de materiais têm apenas uma baixa sensibilidade termoelétrica. Quando aplicada, esta técnica de medição apresenta valores para a temperatura nos pontos quentes (*hot spot*) dentro de uma margem de $\pm 30\%$ em relação aos cálculos teóricos (RABINOWICZ, 1965).

Segundo Rabinowicz (1965), as equações utilizadas para o cálculo da temperatura nos pontos quentes (*hot spot*), já são conhecidas há bastante tempo. De forma simplificada, considerando o contato existente como sendo um círculo de diâmetro $2r$ e sob velocidade de deslizamento moderada, a elevação da temperatura em relação à temperatura da interface (θ_m) será dada pela equação 3.4:

$$\theta_m = fLv / 4Jr (k_1 + k_2) \quad (3.4)$$

Sendo: L = carga de contato

J = equivalente mecânico de calor, e
 k_1 e k_2 as condutividades térmicas dos dois materiais em contato.

Em velocidades elevadas, a equação para o cálculo de θ_m se torna mais complexa devido ao fato de mais calor fluir entre as superfícies, não sendo pertinente aprofundar neste assunto.

Normalmente a equação 3.4 pode ser utilizada sem gerar um grande erro, sendo duas as maiores dificuldades para a sua utilização no cálculo de θ_m :

- a estimativa do tamanho r das junções em que o calor está realmente sendo gerado.
- o fato de o calor ser gerado não em um contato, mas em vários, o que significa que a carga L em cada contato deve ser calculada, e sua influência estimada.

Como consequência dessas dificuldades, quase nunca se tenta calcular o aumento de temperatura produzido no deslizamento desta forma.

Para fornecer uma estimativa realista da magnitude das temperaturas superficiais, Rabinowicz (1965) sugere a utilização da fórmula apresentada na equação 3.5:

$$\theta_m = v/2 \quad (3.5)$$

Sendo: θ_m = temperatura do ponto quente (em °F), e
 v = velocidade de deslizamento em pés/min.

Esta fórmula simplificada aproxima o valor estimado do aumento da temperatura por um fator de 2 ou 3 em relação ao método utilizando termopar. Esta aproximação é especialmente surpreendente na medida em que a equação 3.4 contém parâmetros, como a carga aplicada e o diâmetro do contato, que variam claramente de caso a caso.

Antes de discutir as propriedades de atrito em metais sob deslizamento não lubrificado, deve-se ressaltar que estas propriedades serão muito afetadas pela presença de filmes superficiais. Superfícies metálicas limpas, quando em contato exibirão elevada aderência e, conseqüentemente, elevado coeficiente de atrito e desgaste. O coeficiente

de atrito das superfícies metálicas limpas, em alto vácuo, quando em contato pode ser alto, tipicamente 2 ou acima deste valor. Nessas condições, durante o deslizamento, serão formadas fortes ligações metálicas através da interface o que acarretará uma transferência significativa de material de uma superfície para a outra ou a geração de detritos (*debris*). A menor contaminação ou formação de filmes superficiais (químicos e/ou adsorventes) reduzirá o contato e conseqüentemente a adesão, resultando na redução do coeficiente de atrito (BOWDEN; TABOR, 1986; BUCKLEY, 1981; BHUSHAN, 2002). Em geral, um metal não lubrificado será coberto por uma série de filmes como mostrado na figura 3.5. Observando a partir do metal base (*bulk*), encontra-se primeiramente uma camada de óxido que é produzida pela reação do oxigênio do ar com o metal e que estará presente em todos os metais (exceto os metais nobres tais como o ouro). Esta camada se formará em poucos minutos de exposição da superfície metálica ao ar e apresentará espessura típica entre 1 e 10 nanômetros. Em seguida virá uma camada adsorvida derivada da atmosfera, geralmente constituída por moléculas de vapor de água e oxigênio. Mais externamente, se encontrará uma camada de contaminantes, que geralmente será gordurosa ou oleosa (RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002).

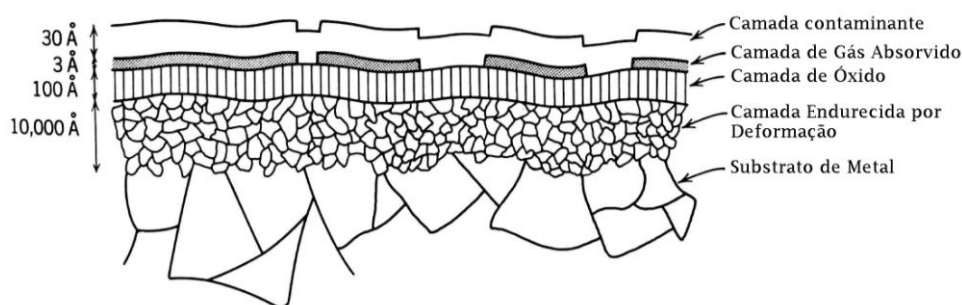


Figura 3.5: Representação de filmes sobre uma superfície metálica (fora de escala).

Fonte: Rabinowicz, p. 71, 1965.

Com relação ao filme exterior, formado pela película de gordura - que em tese se dissolveria facilmente em solventes, segundo Rabinowicz (1965), este apresenta uma última camada (de espessura de cerca de 30Å) tão fortemente aderida à superfície do metal que não entrará em solução a menos que o solvente utilizado seja completamente livre de qualquer material oleoso. Na prática, a tendência é que quando uma superfície

de metal, perfeitamente isenta de gordura, é lavada em um solvente de pureza comercial, a superfície de metal atrairá contaminantes do solvente, desenvolvendo um filme de espessura de monocamada, devido à alta afinidade que as substâncias oleosas têm por superfícies metálicas limpas.

As películas de óxido, produzidas naturalmente nas superfícies dos metais (temperatura ambiente), exibem baixo coeficiente de atrito. Quando expostos a cargas normais elevadas estes filmes podem ser removidos resultando em um aumento no coeficiente de atrito. Sob cargas muito baixas, em alguns materiais, a deformação será essencialmente elástica e a ausência da formação de sulcos superficiais será responsável pelo baixo atrito. Observa-se, entretanto, que para muitos pares de materiais o coeficiente de atrito começa a diminuir com o aumento da carga normal aplicada. Atribui-se este fenômeno a uma maior rugosidade da superfície e uma grande quantidade de detritos gerada. Assim, em baixas cargas o coeficiente de atrito de pares metálicos aumentará com um aumento na carga normal aplicada devido à deformação do filme de óxido e/ou deformação elástica; permanecerá num valor elevado para uma faixa de carga aplicada e começará a reduzir quando submetidos a cargas elevadas devido a alterações interfaciais causadas pelo desgaste (figura 3.6) (BHUSHAN, 2002).

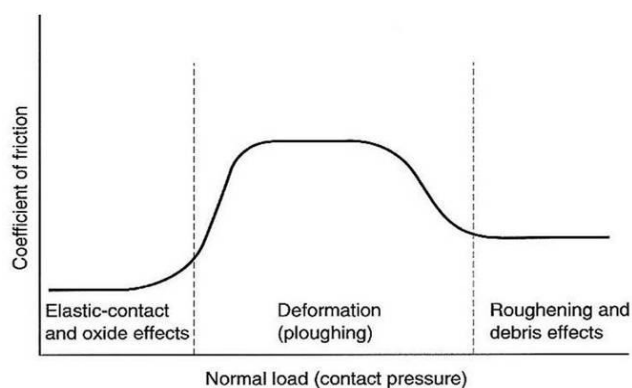


Figura 3.6: Representação do efeito da carga normal aplicada em pares metálicos, em deslizamento relativo, sobre o coeficiente de atrito.
Fonte: Bhushan, p. 256, 2002.

Velocidades de deslizamento elevadas e/ou altas pressões de contato resultarão em aquecimento superficial devido à dissipação da energia. As camadas de óxido formadas

em altas temperaturas geralmente levam a um baixo coeficiente de atrito. Por outro lado, o amaciamento da superfície pode levar a um aumento da deformação superficial. A deformação da aspereza a altas taxas de cisalhamento (altas velocidades de deslizamento) resultará em um aumento das propriedades mecânicas, o que levará a uma menor área real de contato. Devido à interação entre esses fatores torna difícil prever o efeito da velocidade de deslizamento no coeficiente de atrito, embora ele geralmente diminua com o aumento da velocidade de deslizamento. Altas temperaturas também aumentará a taxa de oxidação, que em muitos casos poderá resultar em baixa aderência e baixo coeficiente de atrito (BHUSHAN, 2002).

3.3.1. Deformações superficiais

Durante o deslizamento podem ocorrer dois tipos de interações entre as superfícies: a interação microscópica onde são necessárias deformações plásticas e deslocamento das asperezas em contato, e a interação macroscópica, onde as asperezas do material mais duro criam sulcos na superfície do material mais macio através da deformação plástica ou resultam de fratura, rompimento ou fragmentação (Figura 3.7). Os sulcos de uma, ou ambas as superfícies, podem também ocorrer devido a partículas de desgaste aprisionadas entre elas, e verdadeiros sulcos macroscópicos no material mais macio, produzidos pelo material mais duro, com as dimensões dos sulcos sendo ordens de magnitude maiores do que as das asperezas em qualquer uma das superfícies em contato. Os sulcos envolvem deformações de volume relativamente grandes e pequenas tensões, enquanto que o mecanismo de cisalhamento e as interações das asperezas envolvem regiões muito finas das interfaces (uma fração de nanômetros de espessura) e grandes tensões.

Durante qualquer movimento de deslizamento entre superfícies, as interações entre as asperezas e o processo de adesão superficial estarão sempre presentes. A contribuição dos sulcos gerados durante o processo poderá ser ou não significativa. A sua magnitude dependerá das rugosidades superficiais, das durezas relativas entre as duas superfícies, além do tamanho, da forma e da dureza de quaisquer detritos de desgaste que seja gerado e fique retido entre as superfícies. Antes do início do deslizamento entre duas

superfícies, μ_d controla em grande parte o coeficiente de atrito estático (BHUSHAN, 2002).

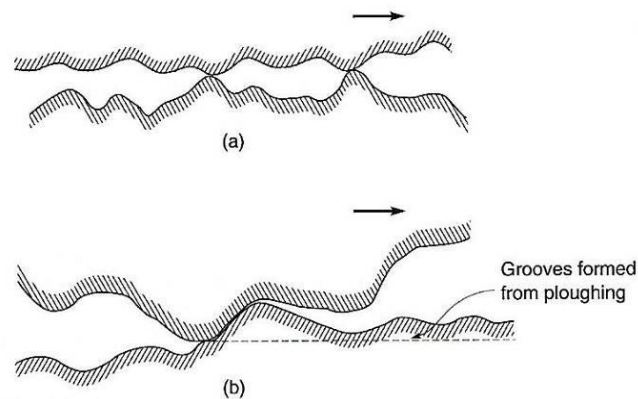


Figura 3.7: Esquema das interações entre duas superfícies em deslizamento: (a) interação de asperezas, e (b) interação macroscópica (ranhuras formadas a partir de sulcos).

Fonte: Bhushan, p. 224, 2002.

Quando uma das superfícies em deslizamento é mais dura do que a outra, as asperezas da superfície mais dura podem penetrar e criar sulcos na superfície mais macia, produzindo entalhes quando a resistência ao cisalhamento for excedida. A formação de sulcos não só aumenta a força de atrito como também cria partículas de desgaste que, subsequentemente, aumentam o atrito e o desgaste (BHUSHAN, 2002).

3.3.2. Transições de atrito durante o deslizamento

Segundo Bhushan (2002), o período inicial do deslizamento, durante o qual se observa um comportamento transitório é por vezes observado no início do ensaio de deslizamento sem lubrificação (*running-in*) até que as condições de equilíbrio da superfície sejam estabelecidas, e pode ser identificado em curvas de coeficiente de atrito. O desgaste durante este período dependerá da estrutura, das propriedades iniciais do material e das suas condições superficiais, tais como acabamento e presença de filmes. Durante o deslizamento ocorrerão mudanças nas condições das superfícies de contato que afetarão as propriedades de atrito (e de desgaste). Após o período de *running-in*, a rugosidade da superfície é modificada para uma condição de estado

estacionário por deformação plástica e a força de atrito geralmente se estabiliza no que é chamado de “deslizamento estável” (estado estacionário #1 na Figura 3.8a). Tipicamente depois de deslizar durante um período de tempo, o atrito aumenta novamente e atinge outro patamar como mostrado pela curva em forma de S na figura 3.8a (estado estacionário #2).

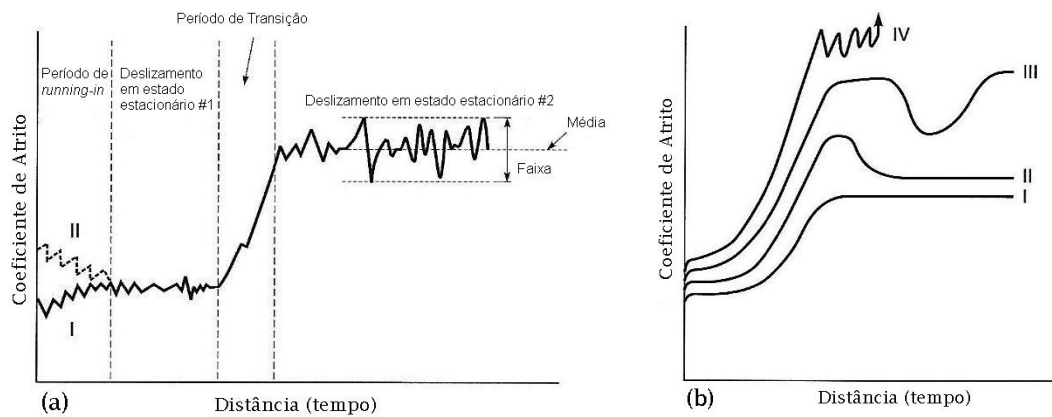


Figura. 3.8: Coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento com (a) uma curva típica em forma de “S” que mostra o período de “*running-in*” e (b) quatro casos hipotéticos.

Fonte: Bhushan, p. 235, 2002.

Este processo poderá continuar, produzindo mais do que dois platôs. Após sua vida útil a interface irá falhar e o atrito poderá se tornar muito alto. Durante o período de “*running-in*”, por exemplo, asperezas podem ser eliminadas, as superfícies podem se acomodar melhor, os filmes das superfícies iniciais podem ser desgastados (criando novos filmes estacionários ou causando alterações estruturais). Essas mudanças resultam em atrito, quer aumentando quer diminuindo o seu valor inicial (BHUSHAN, 2002).

Após o primeiro período de “deslizamento estável” (#1 na Figura 3.8a), podem ocorrer mudanças na interface, tais como rugosidades ou presença de detritos, que levam o atrito para outro período de deslizamento estável, um novo platô (#2 na Figura 3.8a) (BHUSHAN, 2002).

A forma das curvas de coeficiente de atrito, ao longo do tempo (ou da distância de deslizamento), pode ser afetada pelos materiais da interface, bem como pelas condições de operação do deslizamento.

O coeficiente de atrito poderá aumentar de diferentes formas, tais como mostrado na figura 3.8b:

- (I) Permanecer em seu valor inicial durante algum tempo e aumentar lentamente, estabilizando em outro valor;
- (II) Permanecer no valor inicial durante algum tempo, primeiro aumentar e então estabilizar em um valor mais baixo (mas superior ao valor inicial);
- (III) Aumentar para um valor alto, estabilizar neste valor, cair para um valor mais baixo e aumentar novamente para outro valor elevado;
- (IV) Mudar de uma maneira não repetitiva.

Em todos os casos, é esperado que o coeficiente de atrito atinja um valor mais elevado após algum período de deslizamento. Metais em deslizamento contra eles mesmos exibirão o comportamento mostrado no caso I. Este aumento está associado à criação de sulcos devido às rugosidades e detritos aprisionados. Em superfícies lisas, envolvendo deformação elástica com componente de atrito predominantemente adesivo, o aumento estará associado ao alisamento das superfícies, o que levará a um maior componente de atrito adesivo.

A queda do coeficiente de atrito mostrado no caso II está associada ao alisamento das duas superfícies em deslizamento ao sofrerem deformação plástica, o que resultará em uma queda na criação de sulcos superficiais. Para contatos elásticos onde o componente adesivo é dominante, a rugosidade (e/ou partículas de desgaste aprisionadas) diminuirá a área real de contato, o que por sua vez reduzirá a componente adesiva do atrito.

No caso III, a queda no atrito mostrada, que ocorrerá em contatos plásticos, está associada à remoção dos detritos de desgaste e o subsequente aumento está associado à geração e aprisionamento destes detritos.

Um aumento significativo do atrito para um valor extremamente elevado num curto período de tempo (ou deslizamento), mostrado no caso IV está associado a um par de materiais em deslizamento relativo em que o coeficiente de atrito é influenciado por todas estas fontes (BHUSHAN, 2002).

Em seu trabalho, Duarte, Godoy e Wilson (2014) apresentaram, para um aço austenítico AISI 316 nitretado a plasma, nos gráficos de coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, a transição do período *running-in* para o período estacionário (Figura 3.9A e B).

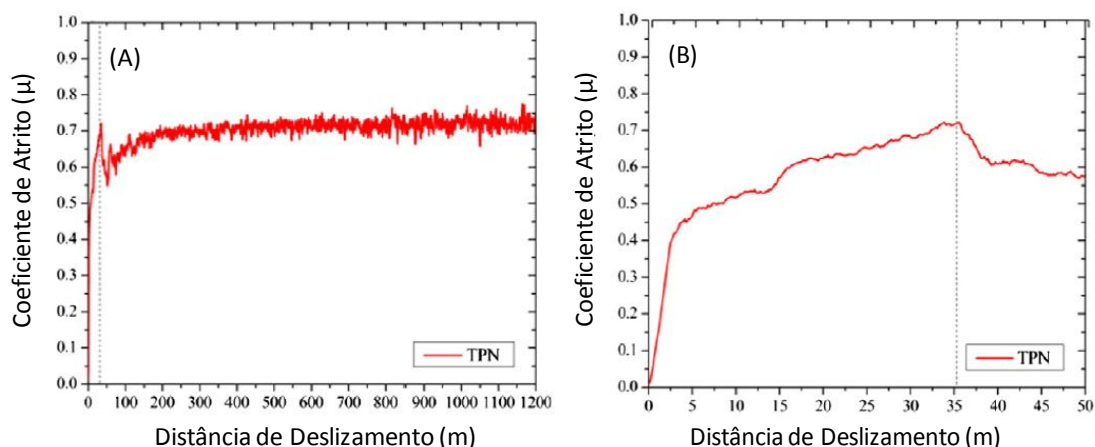


Figura 3.9: Gráfico do Coeficiente de Atrito versus Distância de Deslizamento em ensaio de deslizamento sem lubrificação para o aço AISI 316 nitretado a plasma. A) Vista do ensaio de 1200m. B) Vista em detalhe do período de *running-in*.

Fonte: Duarte, p. 321, 2014.

Para Kapoor, Williams e Johnson (1994), o período do *running-in* é aquele onde a acomodação das superfícies em contato causará uma variação significativa da área de contato. Este momento de ajuste entre as superfícies é o responsável pelo comportamento instável da força de atrito. Neste momento, também ocorrem mudanças nas propriedades mecânicas, tanto superficiais como subsuperficiais.

Segundo Arango (2010) os períodos de *running-in* são de difícil reprodução, mesmo quando se utiliza os mesmos parâmetros de operação. Esta dificuldade seria a justificativa para a maioria dos estudos tribológicos focarem nos estágios de regime

permanente de atrito, entretanto a importância do período *running-in* não pode ser desconsiderada visto que nesta etapa que ocorrem processos determinantes em relação aos mecanismos de atrito e desgaste que ocorrerão no regime permanente.

A figura 3.10 apresenta resultado do ensaio de deslizamento a seco em configuração Pino sobre Disco, com esfera de WC-Co realizado por Manfredini *et al.* (2014). Na figura 3.10A, pode-se observar a região I, correspondente ao período de *running-in* e a região II, que corresponde ao estado permanente ou estacionário do sistema tribológico em questão. Na parte B da figura 3.10, temos em detalhe a expansão do gráfico nos seus primeiros 70 metros, para melhor visualização do período *running-in*. Os resultados apresentados mostram a presença de algumas oscilações no coeficiente de atrito que, segundo Arango (2010,) provavelmente decorre da formação e quebra da camada de óxidos durante o deslizamento. Uma vez que o filme de óxido é removido, o valor do coeficiente de atrito tende a aumentar devido à adesão das superfícies metálicas em contato. Como os aços UBC não possuem em sua composição química elementos de liga que possam proteger o aço da oxidação, quando testados em desgaste, a energia mecânica envolvida, e parte dela dissipada na forma de calor, irá acelerar o processo de oxidação.

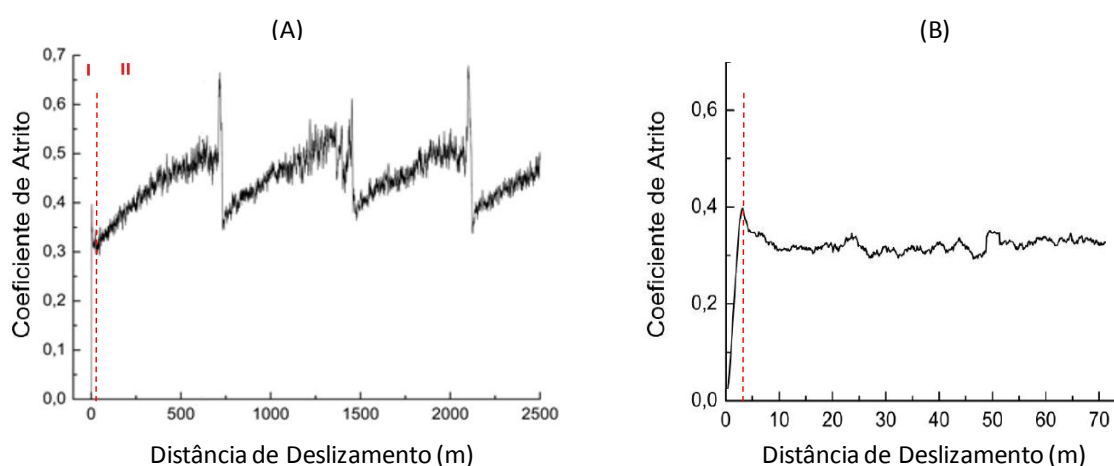


Figura 3.10: Curvas de coeficiente de atrito do aço UBC. Carga normal de 10N, contra-corpo de WC-Co e raio de deslizamento 3mm. A) Distância de deslizamento de 2500m, ressalta-se que o zero do eixo X está deslocado para melhor visualização do início do ensaio; B) detalhe dos primeiros 70m, destacando a região de *running-in*.

Fonte: Manfredini *et al.*, p. 81 e 84, 2014.

Segundo Duarte, Godoy e Wilson (2014), alguns sistemas podem apresentar um comportamento mais complexo. Na figura 3.11, o gráfico gerado em teste de deslizamento, em amostra de aço inoxidável AISI 316L após processos de carbonetação e de nitretação por Deposição Física de Vapor Assistida por Plasma (PAPVD - *Plasma Assisted Physical Vapor Deposition*), apresentou quatro regiões distintas quanto ao comportamento do coeficiente de atrito:

- I - *Running-in* (entre zero e 2,5m);
- II - Regime de desgaste influenciado pela Nitretação (entre 2,5 e 250m);
- III - Região transitória entre a região predominantemente influenciada pela nitretação e a região predominantemente influenciada pela carbonetação (entre 250 e 500m);
- IV - Regime de desgaste influenciado pela carbonetação (entre 500 e 1.200m).

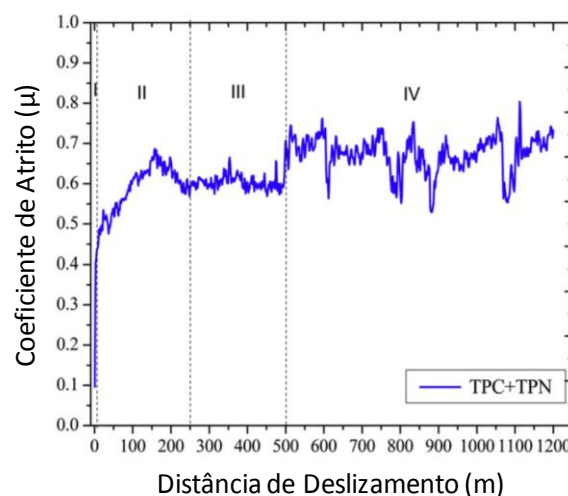


Figura 3.11: Gráfico do Coeficiente de Atrito versus Distância de Deslizamento em ensaio de deslizamento sem lubrificação, para um aço AISI 316 nitretado e cementado sequencialmente a plasma. Quatro regiões podem ser observadas.

Fonte: Duarte, Godoy e Wilson, p. 321, 2014.

Trabalhando com aço UBC, Manfridini (2014) reportou em seus estudos os resultados de coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento, após tratamento termoquímico de nitretação nas temperaturas de 500°C, 475°C e 450°C (figura 3.12 B, C e D) obtidos em testes de desgaste por deslizamento a seco, em configuração Pino sobre

Disco, com esfera de WC-Co. Pode-se observar que as evoluções do coeficiente de atrito, nestas condições de tratamento, apresentaram comportamentos similares, com quatro regiões distintas, classificadas como períodos de *running-in*, período de transição, primeiro estado permanente e segundo estado permanente, segundo a autora.

Na região de transição os valores de coeficiente de atrito crescem gradativamente nos três sistemas nitretados (figura 3.12 B, C e D). Na região do primeiro estado permanente ocorre a estabilização de elevados valores de coeficiente de atrito em distâncias entre 800 e 1200m. Na região do segundo estado permanente os valores médios do coeficiente de atrito diminuem gradativamente e atingem a estabilidade até o final do ensaio. Manfredini (2014) conclui que essas mudanças no comportamento dos coeficientes de atrito ao longo do ensaio de deslizamento estão relacionadas com modificações nos mecanismos de atrito que, por sua vez, determinam o mecanismo de desgaste e o comportamento tribológico destes materiais.

Quando comparados os resultados obtidos nos testes de deslizamento das amostras nitretadas com a amostra do aço UBC Como Recebido, pode-se observar que o processo de nitretação a plasma modificou o comportamento do coeficiente de atrito nos aços estudados, introduzindo um primeiro estado permanente com maiores valores médios de coeficiente de atrito (figura 3.12). Essa região com altos coeficientes de atrito está, segundo a autora, associada a um regime de desgaste atuante em uma região com alta concentração de nitrogênio (MANFRIDINI, 2014). Após este período um segundo estado estacionário com coeficientes de atrito médio de 0,55 passa a existir. Além disso, nenhuma oscilação foi verificada nos sistemas nitretados, o que pode ser atribuído à menor oxidação do material com o tratamento de nitretação.

Manfredini (2014) alerta ainda sobre o fato de o coeficiente de atrito, no segundo estado permanente das amostras nitretadas, haverem estabilizado em valores próximos a 0,55, enquanto o coeficiente de atrito do aço UBC foi 0,45, o que sugere que as profundidades alcançadas nos ensaios de desgaste não atingiram o substrato de aço UBC.

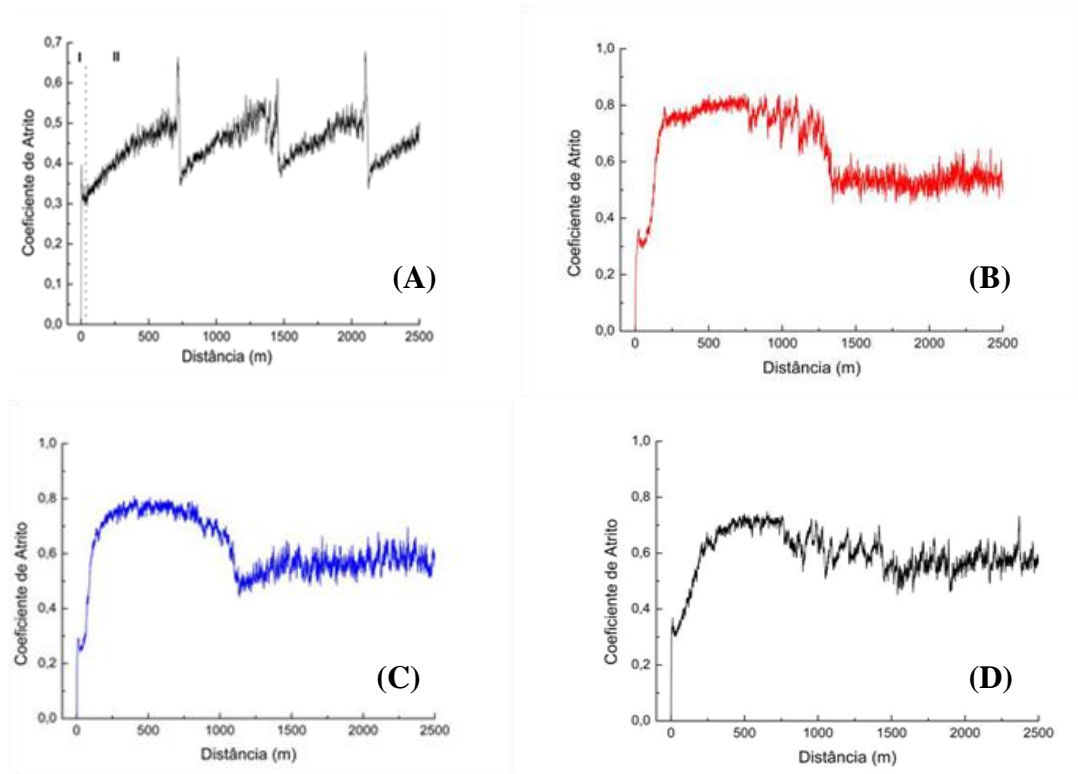


Figura 3.12: Curvas de coeficiente de atrito, do aço UBC em função da distância de deslizamento nas condições: (A) Sem nitretação. (B) Nitretado a 500°C. (C) Nitretado a 475°C. (D) Nitretado a 450°C.

Fonte: Manfredini. p.89, 2014.

3.4. Desgaste

Desgaste pode ser definido como o dano superficial ou a remoção de material de uma ou de ambas as superfícies sólidas quando em movimento relativo de deslizamento ou de rolamento (ou sob impacto). Durante o movimento relativo, primeiramente o material superficial poderá ser deslocado fazendo com que as propriedades mecânicas na superfície, ou subsuperfície, sejam alteradas, com pouco ou nenhum material sendo realmente perdido. Posteriormente, o material poderá ser removido de uma das superfícies podendo resultar na transferência para a outra superfície ou quebrando como uma partícula de desgaste (*debris*). No caso de transferência de uma superfície para outra, a perda de massa será zero, embora uma das superfícies esteja desgastada (com perda de massa). Embora a definição de desgaste esteja geralmente baseada na perda de material, o dano causado pelo deslocamento de material em um determinado corpo, sem alteração líquida de peso ou volume, também constitui desgaste (BHUSHAN, 2002). É

uma característica do processo de desgaste que a quantidade de material removido seja bastante pequena, levando a situações onde o desgaste seja indetectável através de inspeções convencionais, e embora o desgaste em sistemas de deslizamento seja geralmente um processo muito lento, costuma atuar de forma constante e contínua (RABINOWICZ, 1965).

Assim como no atrito, a taxa de desgaste também dependerá do par tribológico, da preparação das superfícies e das condições de operação. Geralmente o processo de desgaste é quantificado pela sua taxa de desgaste, que é definida como o volume (ou massa de material), removido por unidade de tempo (ou por distância de deslizamento). Outras formas podem ser adimensionais, como a profundidade de material por distância de deslizamento, ou o volume removido por área aparente de contato e por distância de deslizamento (BHUSHAN, 2002).

Geralmente a taxa de desgaste não é constante, em geral ela é uma função complexa do tempo e estará vinculada a algum mecanismo de desgaste. Considerando que nenhum mecanismo de desgaste único operará em uma ampla gama de condições, vários mecanismos de desgaste mudarão de importância relativa à medida que as condições de operação forem alteradas. As transições dos mecanismos de desgaste dominantes, conseqüentemente das taxas de desgaste, ocorrerão quando as cargas normais ou a velocidade de deslizamento forem alteradas. Em alguns casos, as mudanças também ocorrerão como uma função do tempo de deslizamento (mais precisamente, dos ciclos de deslizamento). Os mecanismos de desgaste predominantes são baseados na resistência mecânica e na adesão interfacial dos materiais em deslizamento. O aumento na carga normal resultará em um aumento dos danos mecânicos causados devido às tensões superficiais elevadas. O aumento da carga normal e/ou da velocidade de deslizamento resultará num aumento na temperatura da interface. A alta temperatura de interface resultará na formação de filmes químicos, principalmente formação de filmes de óxido (quando na presença de oxigênio). Temperaturas elevadas resultarão em diminuição da resistência mecânica e, em alguns casos, em mudanças estruturais. Em condições de alta velocidade e de carga, poderá até haver fusão localizada próximo à superfície (BHUSHAN, 2002).

O desgaste normalmente é definido pela perda em tamanho ou massa das amostras, após um período de tempo, sob condições pré-determinadas e pode ser caracterizado através de uma curva de perda de massa ou do volume em função do tempo ou da distância deslizada. Por ser resultado de vários fatores e dos parâmetros adotados durante os testes, a utilidade dos coeficientes de desgaste reside mais em suas magnitudes relativas do que em seus valores absolutos (BHUSHAN, 2002).

O desgaste por deslizamento dependerá da distância do deslizamento, mas também da velocidade de deslizamento e da duração do teste. A velocidade de deslizamento afeta a taxa de dissipação de energia gerada pelo atrito e, portanto a temperatura da interface. Aparentemente, pequenas mudanças nas condições de deslizamento podem causar mudanças radicais no mecanismo dominante associado à taxa de desgaste.

Além das principais variáveis: carga normal, área de contato, velocidade de deslizamento e tempo de teste, muitos outros fatores precisam ser considerados e monitorados durante um teste de desgaste. A temperatura do ensaio é importante, pois pode influenciar as propriedades mecânicas do material e também os processos termicamente ativados (HUTCHINGS, 1992).

Sob velocidade constante, o volume de desgaste aumentará com a distância ou o tempo de deslizamento (ARCHARD e HIRST, 1956). No início do deslizamento, durante o chamado período *running-in*, a taxa de desgaste pode ser tanto mais elevada como mais baixa, que a taxa de desgaste presente durante o estado estacionário (BHUSHAN, 2002).

O desgaste pode ser bom ou ruim. Exemplos de desgaste produtivo são escrever com um lápis, usinar, polir e barbear, que necessitam de um desgaste controlado. O desgaste é indesejável em quase todas as aplicações mecânicas, tais como rolamentos, vedações, engrenagens e excêntricos (BHUSHAN, 2002).

Segundo Hutchings (1992), ao contrário do que ocorre com outras técnicas de caracterização, para os testes de desgaste não existe uma técnica geral que cubra todos os casos, mas várias técnicas que são aceitas mundialmente. A razão para as variadas

técnicas existentes são os diversos sistemas de desgaste que ocorrem na prática. Mesmo em técnicas similares, os resultados obtidos por diferentes investigações em diversos laboratórios podem ser comparados de forma qualitativa. Isso é devido à mudança de parâmetros de procedimento, ambiente, etc. Logo, é muito importante para o uso dos resultados, o conhecimento exato das condições dos testes.

Resultados experimentais demonstraram uma mudança na classificação de melhor material para desgaste como uma função do aparato empregado, evidenciando que as propriedades de desgaste dos materiais são dependentes do processo de teste usado. Desta forma, para comparação entre resultados, deve-se utilizar o mesmo tipo de teste tribológico, já que cada aparato possui variáveis críticas e mecanismos de desgaste diferentes.

A figura 3.13 mostra um esquema dos equipamentos mais comuns utilizados para o teste de desgaste assimétrico, que empregam um pino pressionado contra um disco, na face plana (figura 3.13A) ou na borda (figura 3.13B).

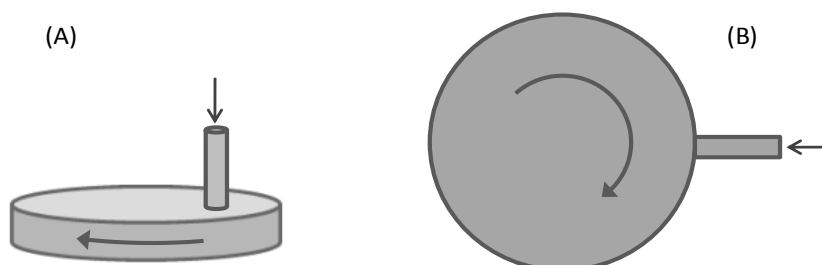


Figura 3.13: Equipamentos assimétricos para ensaios de desgaste por deslizamento. (A) Pino contra Disco na face plana. (B) Pino contra disco na borda.

Fonte: Hutchings, p. 79, 1992.

Nestes casos, o contato pode ser inicialmente sobre uma área de contato nominal (um bloco arredondado em contato com a borda de um disco, ou um pino com terminação plana sobre a face de um disco - figura 3.14A), ou apenas um ponto ou uma linha (um pino com ponta arredondada em contato com a face de um disco, ou um bloco plano sobre a borda de um disco - figura 3.14B) (HUTCHINGS, 1992).

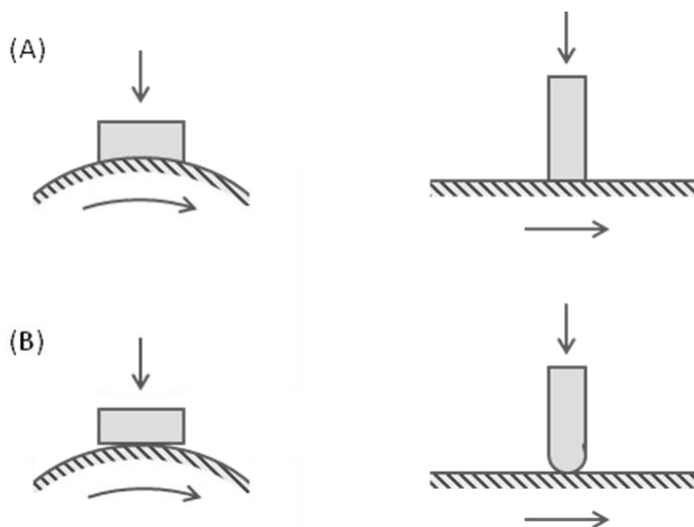


Figura 3.14: Área de contato inicial (A) área nominal. (B) uma linha ou um ponto.

Fonte: Hutchings, p. 79, 1992.

Em arranjos assimétricos um dos componentes usados é usualmente chamado de corpo de prova, onde o desgaste será medido, enquanto o outro componente do par tribológico é chamado de contracorpo (HUTCHINGS, 1992)

Um tribômetro do tipo esfera sobre disco funciona com movimento relativo de deslizamento entre dois corpos, sendo eles uma esfera e um disco. Para isso, utilizam-se suportes de maneira que apenas um dos corpos possua movimento rotacional em relação ao outro, sendo que geralmente é o disco que se movimenta. A esfera é fixada ao equipamento através de um porta-esfera acoplado a um cabeçote que pode se movimentar, antes do início do ensaio, possibilitando estabelecer diferentes raios da trilha de desgaste da amostra. Este cabeçote, durante o ensaio, é fixo e é utilizado para manter o alinhamento entre os corpos de maneira que a geometria de contato entre ambos seja do tipo plano sobre plano. Outra função desse cabeçote é medir os desvios do eixo principal causados pela força de atrito, através de um transdutor de tensão. Utiliza-se um computador com software adequado para a leitura do desalinhamento do eixo e o converte em coeficiente de atrito. Esse software também é responsável pela programação dos parâmetros de ensaio, como velocidade angular (em rpm) e distância de deslizamento. O sistema de cargas utilizadas pode ser de peso morto ou pneumático, sendo que estarão localizados em uma posição normal em relação à esfera. A figura 3.15 ilustra o equipamento utilizado no trabalho.

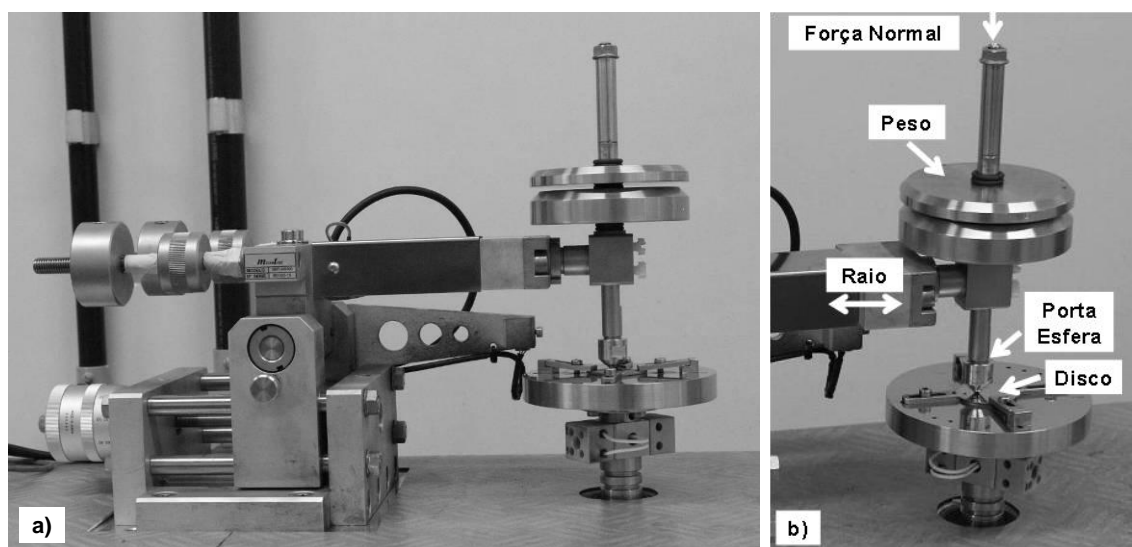


Figura 3.15: a) Vista geral do tribômetro tipo esfera sobre Disco. b) Vista em detalhe.

Fonte: próprio autor.

Em seu trabalho So (1996), concluiu que com pinos e discos de materiais que apresentem a mesma ordem de dureza, em testes de desgaste a temperatura ambiente, o desgaste no pino será dominante, mesmo que o pino apresente dureza maior, sendo o desgaste do disco desprezível. O resultado estará relacionado à temperatura na região de contato ser muito superior no pino do que no material de desgaste. Para testes de desgaste com grande diferença de dureza entre os materiais que formam o par tribológico (pino - disco), o desgaste sempre prevalecerá no material de menor dureza, que será “usinado” pelo material de maior dureza.

3.4.1. Tipos de desgaste – detritos (*debris*)

As abordagens a respeito do processo de desgaste normalmente descrevem a formação de fragmentos de desgaste por adesão. No entanto, como o deslizamento entre duas superfícies geralmente leva à perda de material das superfícies deslizantes, é esperado que ocorra desprendimento de partículas. A formação de partículas soltas através do processo de desgaste por adesão envolve uma aparente contradição, uma vez que para a produção dos fragmentos aderentes pressupõe uma forte ligação entre os fragmentos e a superfície sobre a qual são transferidos, enquanto que a formação de partículas soltas implicaria na existência de uma ligação fraca.

Um mecanismo utilizado para explicar a formação de partículas soltas é que muitas vezes estas partículas são o resultado de alterações químicas nos fragmentos aderidos. Assim sendo, primeiramente seriam formados fragmentos aderentes. Estes fragmentos tenderiam a oxidar (no caso de aço, formando principalmente Fe_2O_3) e a se desprender. Em seguida, a superfície à qual os fragmentos estavam ligados se tornaria disponível para a transferência de novas partículas. Neste processo, as partículas soltas seriam formadas a partir de partículas aderidas na outra superfície de deslizamento, não sendo formadas diretamente a partir da superfície de deslizamento (RABINOWICZ, 1965). Pode-se concluir que este processo de desgaste consistiria de três etapas: transferência de metal, oxidação da partícula transferida e subsequente remoção do óxido para formar uma partícula solta de desgaste (KERRIDGE, 1955).

Um segundo mecanismo para explicar a produção de partículas soltas envolve a energia elástica residual dos fragmentos aderidos. A figura 3.16 apresenta de forma esquemática um fragmento da superfície. Observa-se que no instante em que é formado, o fragmento encontra-se em um estado de severo de tensão. No entanto, uma vez que a outra superfície tenha se movido, apenas tensões residuais permanecerão devido à necessidade de, tanto o fragmento como o seu substrato, continuarem a se conformar geometricamente em suas superfícies de contato. Para que a partícula se solte, a energia elástica armazenada na partícula, enquanto ela está sendo formada, deve igualar ou exceder a energia de adesão que a mantém ligada ao seu substrato. Quando uma partícula de desgaste for composta por fragmentos menores agregados, a partícula se soltará assim que sua energia elástica se torne tão grande quanto sua energia de adesão (RABINOWICZ, 1965).

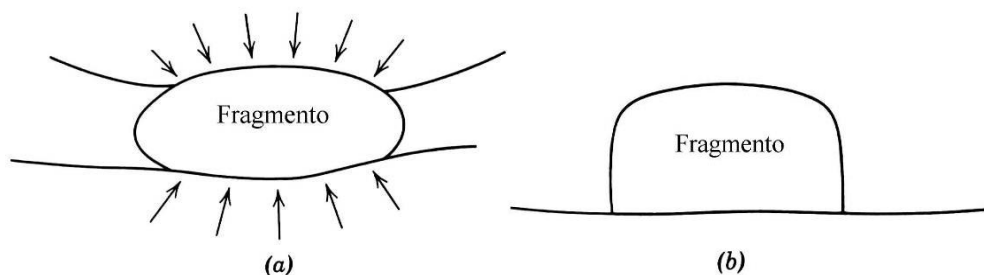


Figura 3.16: Esquema representando um fragmento típico. (a) como formado sob alta tensão; (b) após o fim do contato com a outra superfície. Tensões residuais permanecem de forma a manter juntos o fragmento e o substrato.

Fonte: Rabinowicz, p. 152, 1965.

Neste modelo considera-se que, quando uma aspereza que apresenta a sua superfície plana desliza sobre outra superfície irá ocorrer a aderência da aspereza em um ponto da outra superfície. O cisalhamento desta aspereza formará então um fragmento desta aspereza. Durante a formação do fragmento este material apresentará uma tensão de compressão elevada, e conseqüentemente haverá tensões de expansão nas outras duas direções horizontais. Após a formação do fragmento, o estresse normal desaparecerá, mas as tensões horizontais permanecerão porque a aderência que ocorre na interface tenderá a impedir que o fragmento se contraia (Figura 3.17). Na grande maioria dos casos, especialmente para sistemas em que a carga normal é pequena, verifica-se que as partículas de desgaste são demasiadas pequenas para satisfazer o modelo proposto. Em vez disso, as partículas crescem por acréscimo de outros detritos de desgaste até que se formem partículas suficientemente grandes (COCKS, 1964).

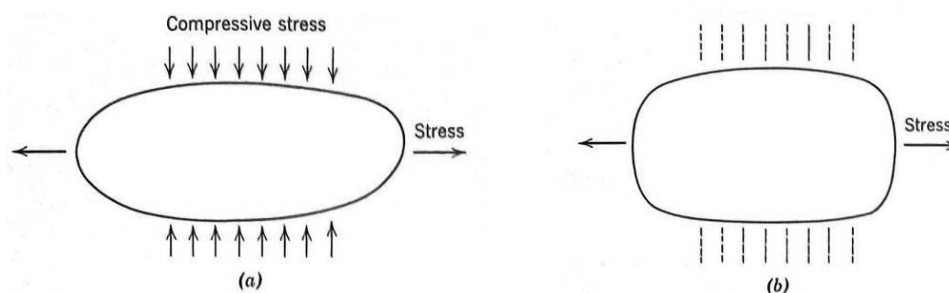


Figura 3.17: Representação simplificada das tensões atuando em um fragmento. (a) No instante de sua formação; (b) após a tensão normal haver sido removida.

Fonte: Rabinowicz, p. 153, 1965, (adaptado).

Durante o deslizamento, o tamanho e a forma dos detritos (*debris*) gerados podem se

alterar, e eles podem ser classificados com base no mecanismo de desgaste ou em sua morfologia. Vale lembrar que partículas recolhidas a partir de um teste de desgaste podem não estar no mesmo estado em que foram produzidas devido a alterações sofridas no decorrer do deslizamento. Uma vez que é difícil identificar o mecanismo exato de desgaste, as partículas são geralmente classificadas com base na sua morfologia (SCOTT, 1975; SCOTT; WESTCOTT, 1977; RUFF; IVES; GLAESER, 1981; SAMUELS; DOYLE; TURLEY, 1981; HOKKIRIGAWA; KATO, 1988; RIGNEY, 1992; GLAESER, 2001).

Partículas de desgaste finas, em forma de placa ou de flocos, com uma relação entre suas dimensões de 2/10, são comumente encontradas em detritos de desgaste de deslizamento a seco ou lubrificado. Essas partículas são resultado da formação de sulcos que seguidos de fadiga causada pelo ciclo de carga e descarga, apresentam como resultado a nucleação e propagação de fissuras subsuperficiais ou cisalhamento nos contatos das asperezas. Partículas em forma de fita ou de cavaco de usinagem são frequentemente encontradas com relações entre dimensões da ordem de dez vezes ou mais, geralmente são curvas ou até mesmo encaracoladas. Estas são produzidas como resultado da deformação plástica e têm todas as características de aparas de usinagem (cavaco). Geralmente são produzidos durante o “*running-in*”, como resultado do desprendimento de nervuras presentes nas bordas das ranhuras de abrasão. Estas partículas são produzidas através de asperezas afiadas que sulcam a superfície de contato, fazendo com que o material flua para cima da superfície de deslizamento, sendo destacado na forma de um cavaco. As alterações na composição química destas partículas geralmente são pequenas. Partículas esféricas não são comuns de ocorrer. Elas podem não soltar da superfície de desgaste para se tornar detritos (*debris*), permanecendo presas e evoluir para a forma esférica. As partículas esféricas têm sido observadas em deslizamento (RIGNEY, 1992), em fricção e em fadiga por contato de rolamento (SMITH, 1980; SAMUELS; DOYLE; TURLEY, 1981). Muitas partículas (*debris*) apresentam morfologia irregular, é o que ocorre com as partículas produzidas pelo desprendimento de fragmentos e por fratura frágil no desgaste adesivo.

O tamanho, a forma, os detalhes estruturais e químicos das partículas de desgaste podem ser analisados por meio de várias técnicas, incluindo microscopia óptica,

microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão e microscopia eletrônica de transmissão por varredura, espectroscopia dispersiva de energia e dispersão de onda, Espectroscopia de elétrons Auger, espectroscopia de fotoelétrons de raios X, raios X e difração de elétrons (BHUSHAN, 2002).

3.4.1.1. Desgaste brando (*mild wear*).

Neste tipo de desgaste o coeficiente de atrito é mais baixo (geralmente na faixa de 0,7 a 0,3). O coeficiente de atrito será estável ou então do tipo "adere-desliza", com o coeficiente de atrito oscilando de maneira regular entre duas posições extremas bem definidas. Quando observadas em microscópio, as partículas do desgaste (*debris*) serão partículas finas (entre 0,01 e 1,0 μ m), formado predominantemente por óxido e a trilha de desgaste relativamente lisa (figura 3.18) (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965; HUTCHINGS, 1992).

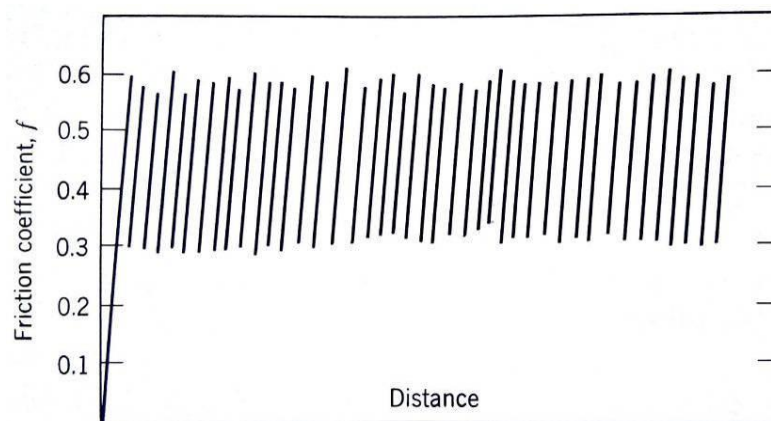


Figura 3.18: Curva típica mostrando o comportamento “adere-desliza” (*stick-slip*) do coeficiente de atrito obtido em teste de deslizamento sob desgaste brando. Fonte: Rabinowicz, p. 74, 1965.

3.4.1.2 Desgaste severo (*severe wear*).

Neste tipo de desgaste o coeficiente de atrito será alto (geralmente na faixa de 2,0 a 0,9). Ao se utilizar um dispositivo de detecção de atrito com boa resposta, será percebido que existem grandes flutuações nos valores instantâneos da força de atrito e a inspeção dos detritos (*debris*) em um microscópio revelará partículas metálicas com diâmetro entre 20 e 200 μm , que podem ser visualizadas a olho nu e a trilha de desgaste apresentará uma superfície áspera. A figura 3.19 mostra uma curva típica do coeficiente de atrito versus distância de deslizamento em um teste de desgaste severo (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965; HUTCHINGS, 1992).

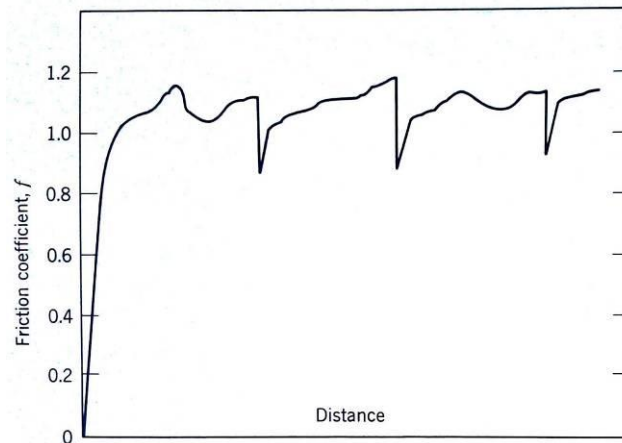


Figura 3.19: Curva típica de coeficiente de atrito obtido em teste de deslizamento sob atrito severo.

Fonte: Rabinowicz, p. 73, 1965.

3.4.1.3 Transição entre desgaste brando e severo

Em testes de deslizamento a seco, entre metais, são observadas transições bruscas entre o desgaste brando (oxidativo) e o desgaste severo (adesivo), chamadas de ‘ T_1 ’ e ‘ T_2 ’ (WELSH, 1964). As cargas onde estas transições ocorrem dependerão das propriedades da superfície de deslizamento dos materiais e da velocidade relativa dessas superfícies. A figura 3.20 ilustra esquematicamente este caso (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

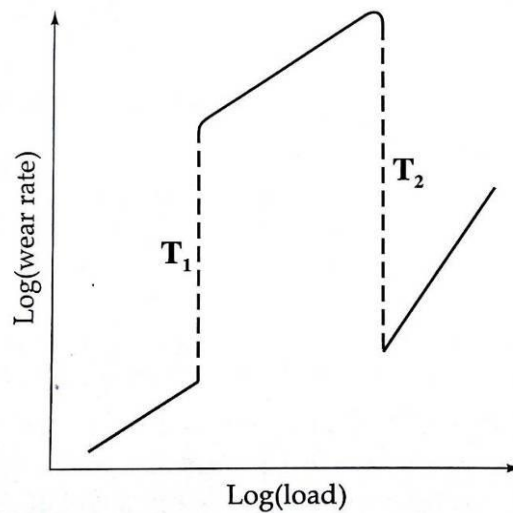


Figura 3.20: Transição entre desgaste oxidativo e adesivo.
 Fonte: Stachowiak e Batchelor, p. 588, 2005.

Abaixo da transição 'T₁' as superfícies são separadas por camadas oxidadas e os detritos (*debris*) do desgaste são constituídos por pequenas partículas oxidadas. Entre 'T₁' e 'T₂', cargas mais elevadas causam a degradação da camada de óxido de proteção e partículas metálicas aparecem nos detritos (*debris*) do desgaste. Acima da transição 'T₂' as camadas de óxido são estabelecidas novamente, protegidas por uma camada subsuperficial endurecida (camada branca). Abaixo de 'T₁' e acima de 'T₂' o desgaste é classificado como brando (oxidativo) e entre 'T₁' e 'T₂' como severo (adesivo).

A transição entre desgaste brando e severo, em metais, é geralmente associada a uma transição do desgaste oxidativo para o desgaste do adesivo, onde se presume que os filmes protetivos de óxido estarão em grande parte ausentes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). A maior diferença entre os dois regimes de desgaste encontra-se na natureza dos *debris* e nas taxas de desgaste, que podem diferir por um fator de 100 ou mesmo 1000 vezes. A transição entre os desgastes brando e severo resultada de uma alteração na natureza do contato entre as superfícies de deslizamento (HUTCHINGS, 1992).

Hutchings (1992) apresenta o resultado de estudos de desgaste por deslizamento em latão mostrando que o aumento da carga normal acarreta uma elevação da taxa de desgaste, obedecendo a equação de desgaste de Archard. Estes experimentos mostraram

que a aplicação de cargas na faixa de 5 a 10N acarretaram um aumento acentuado na taxa de desgaste, por volta de cem vezes, desobedecendo, nesta faixa, a equação de Archard. Acima desta faixa, o aumento da carga levou a um aumento da taxa de desgaste que voltou a seguir a equação (figura 3.21). A transição na taxa de desgaste está associada a uma queda na resistência de contato, que se torna constante a um valor muito mais baixo para cargas acima da carga de transição (HUTCHINGS, 1992).

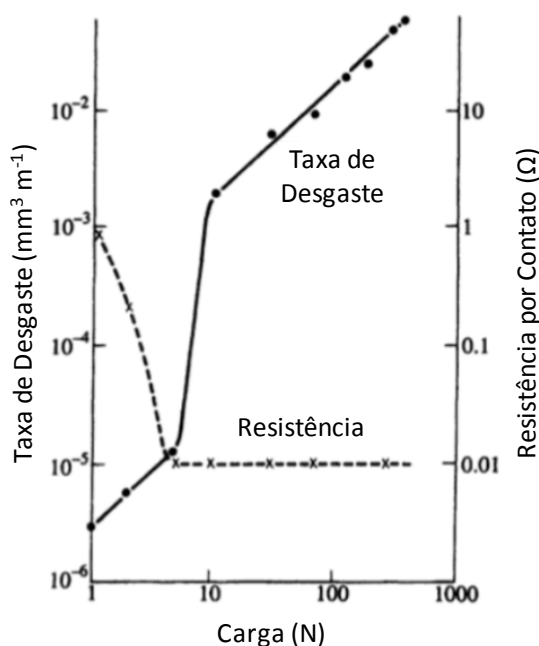


Figura 3.21: Taxa de desgaste e Resistência por contato elétrico para um pino de latão com chumbo deslizando contra um anel de liga Co-Cr, em função da carga normal. Observa-se a transição brusca na taxa de desgaste associada a uma mudança na resistência de contato.

Fonte: Hutchings, p. 87, 1992.

Segundo Hutchings (1992), no regime de desgaste por deslizamento, com cargas abaixo da faixa de transição, ocorre um desgaste brando (*mild wear*), enquanto que acima desta faixa ocorre o desgaste severo (*severe wear*). A transição entre o desgaste severo e o brando ocorre quando os dois processos concorrentes se equilibram: a taxa de exposição de uma nova superfície metálica (gerada pelo processo de desgaste severo) e a taxa de oxidação desta superfície pela atmosfera circundante.

Transições dos mecanismos de desgaste e a taxa de desgaste estão comumente associadas à variação da carga normal, à velocidade e à distância de deslizamento. Entretanto, existem mecanismos secundários que podem influenciar os mecanismos de desgaste que são: as tensões mecânicas, a temperatura e a oxidação da superfície. A complexidade do desgaste por deslizamento vem do fato que estes três fatores estão interligados e podem ser influenciados tanto pela carga aplicada como pela velocidade de deslizamento. Tanto a carga como a velocidade de deslizamento influenciam a temperatura da interface. Adicionalmente, a velocidade de deslizamento determina a importância da dissipação do calor das interfaces. Em baixas velocidades de deslizamento o calor gerado será rapidamente dissipado, e a temperatura da interface permanecerá baixa, no limite, existirá um equilíbrio e o processo de desgaste será isotérmico. Em altas velocidades de deslizamento, apenas parte do calor gerado será dissipado e a temperatura da interface irá se elevar. Uma temperatura elevada na interface de deslizamento causará uma elevação da reatividade química das superfícies, causando, por exemplo, um rápido crescimento de filmes de óxido. A elevação da temperatura também reduzirá a tensão mecânica da superfície e de camadas subsuperficiais, podendo em casos extremos causar fusão localizada (HUTCHINGS, 1992).

3.4.2. Mecanismos de desgaste

Segundo Bhushan (2002), o desgaste inclui seis fenômenos principais, bastante distintos, que têm apenas uma coisa em comum, a remoção do material sólido das superfícies de atrito, sendo eles: (1) adesão, (2) abrasão, (3) fadiga, (4) erosão, (5) corrosão e (6) desgaste induzido por arco elétrico. Outros tipos de desgaste encontrados como fricção e fricção corrosão, não envolvem mecanismos distintos, mas sim combinações de formas adesivas, corrosivas e abrasivas de desgaste.

De maneira similar, Stachowiak e Batchelor (2005), classificam o desgaste durante o processo de deslizamento como sendo regidos pelos seguintes mecanismos:

- Desgaste adesivo, por meio de falhas no filme intermediário que assim comprometerão o movimento relativo entre os corpos sólidos e inevitavelmente provocarão danos graves nas superfícies de contato. A consequência da falha do filme será o desgaste severo. O desgaste nestas circunstâncias é o resultado da adesão entre os corpos em contato.
- Desgaste por fadiga, quando as películas intermédias são parcialmente eficazes, ocorrerão formas mais leves de desgaste e estas serão muitas vezes iniciadas pelo processo de fadiga devido a tensões repetitivas, quer sob deslizamento quer por rolamento.
- Desgaste abrasivo, quando o material do filme consistir de partículas duras ou simplesmente fluir contra um corpo sem fornecer suporte contra outro corpo, então ocorrerá esta forma de desgaste, que às vezes poderá ser muito rápida.
- Desgaste erosivo, devido a partículas impactantes.
- Desgaste por cavitação, causado por um fluxo rápido de líquidos sobre a superfície.
- Desgaste corrosivo, quando o material do filme é formado por ataque químico em qualquer um dos corpos em contato e, embora isso possa fornecer alguma lubrificação, um desgaste significativo será virtualmente inevitável.
- Desgaste por fricção, quando a amplitude do movimento entre os corpos em contato é limitada, por exemplo, a alguns micrometros, o material do filme é aprisionado dentro do contato e poderá eventualmente tornar-se destrutivo.
- Existem também muitas outras formas ou mecanismos de desgaste. Quase qualquer interação entre corpos sólidos irá causar desgaste. Exemplos típicos são: o "desgaste por impacto" causado pelo impacto entre dois sólidos, o "desgaste por fusão", que ocorre quando as cargas e a velocidade de contato são suficientemente elevadas para permitir que as camadas superficiais do sólido se fundam e o "desgaste por difusão" a altas temperaturas de interface.

Esta dependência do desgaste em várias condições de operação pode ser resumida no fluxograma mostrado na figura 3.22 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

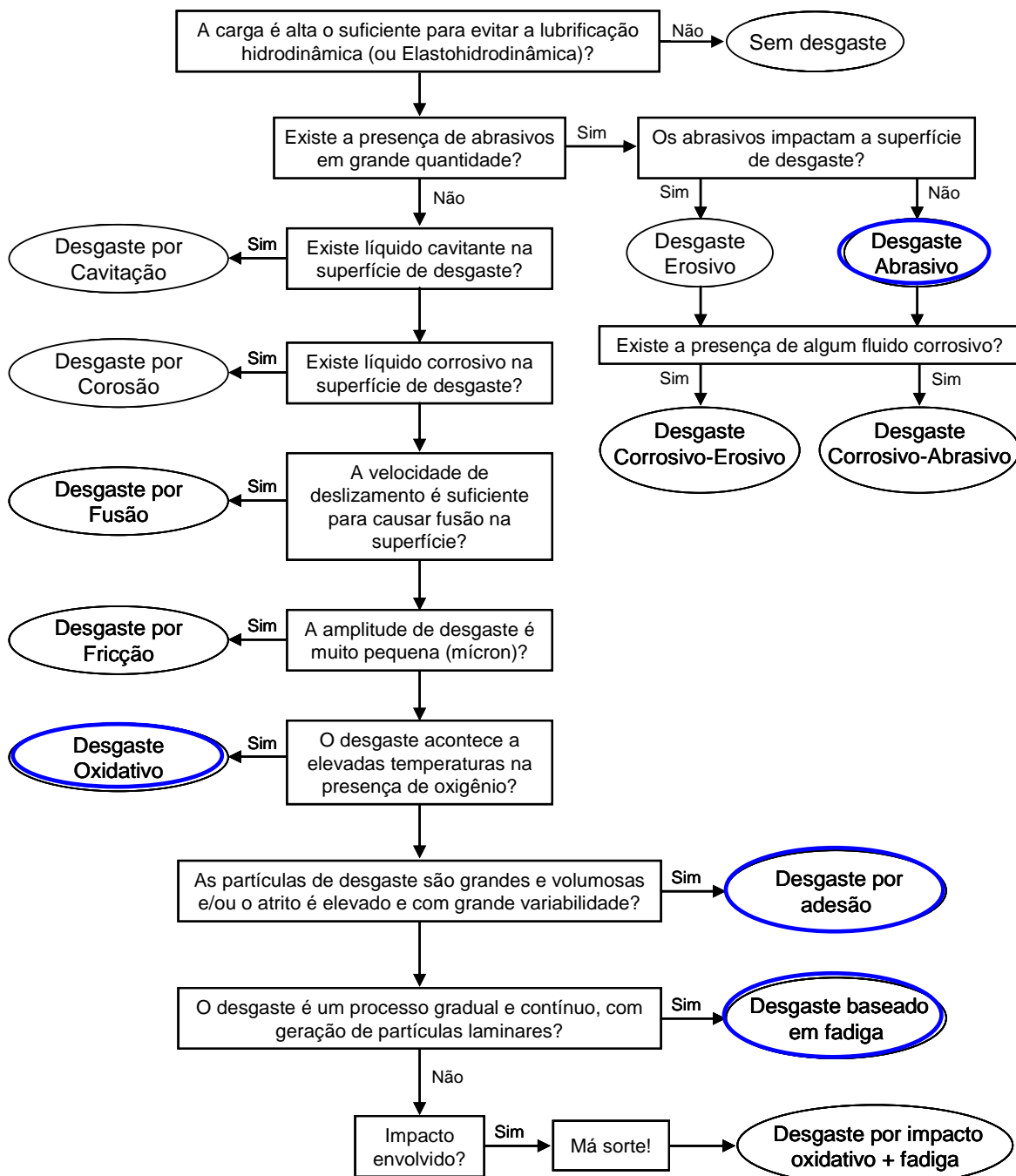


Figura 3.22: Fluxograma ilustrativo da relação entre as condições de operação e os tipos de desgaste.

Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 6, 2005.

3.4.2.1. Desgaste Adesivo

Quando duas superfícies nominalmente planas são colocadas em contato sob uma carga normal, o contato ocorrerá nas extremidades das asperezas, sendo a carga suportada pela deformação das asperezas de contato, formando-se pontos de contato discretos (junções) (figura 3.23). A tendência ao contato adesivo entre superfícies provém das forças de atração que existem entre os átomos da superfície dos dois materiais. Se duas superfícies são colocadas em contato e depois separadas, normalmente (ou tangencialmente), essas forças atrativas agirão de tal maneira que tentarão reter o material de uma superfície na outra. A adesão será reduzida pela presença de camadas contaminantes de oxigênio (filme de óxidos), água ou óleo que estejam presentes nas superfícies. A adesão também será reduzida com o aumento da rugosidade da superfície ou da dureza dos corpos em contato. A figura 3.24 apresenta, esquematicamente, a transferência de um metal menos resistente para a superfície de outro que apresente maior resistência. Sempre que o material for removido da sua superfície original desta forma, será criado um fragmento de desgaste adesivo (BHUSHAN, 2002; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; RABINOWICZ, 1965).

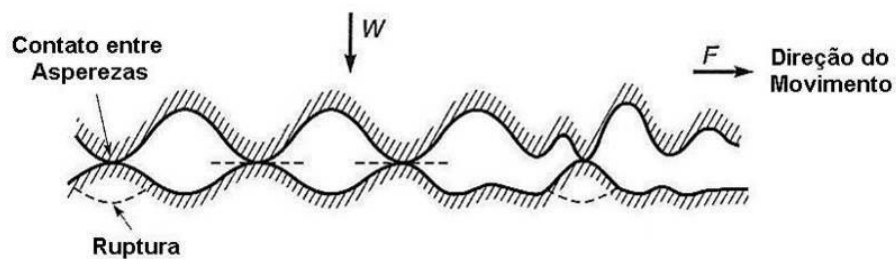


Figura 3.23: Esquema representando duas superfícies rugosas em um contato deslizante.
Fonte: Bhushan, p. 216, 2002.

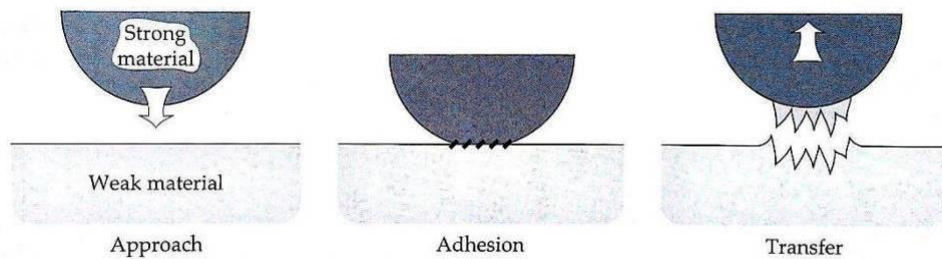


Figura 3.24: Figura representando o processo de transferência de metal por adesão.

Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 554, 2005.

O desgaste adesivo é a forma mais comum de desgaste, sendo que os metais são particularmente propensos a este tipo de desgaste e existirá sempre que dois corpos sólidos, nominalmente planos, estiverem em contato deslizante, lubrificado ou não. A adesão ocorrerá nos contatos entre asperezas na interface e estes contatos serão rompidos durante o deslizamento, podendo resultar, ou não, na separação de um fragmento de uma superfície e sua ligação à outra. À medida que o deslizamento continua, os fragmentos transferidos podem sair da superfície sobre a qual foram transferidos, voltando para a superfície original, ou então se soltar na forma de partículas de desgaste (*debris*). Algumas asperezas serão fraturadas através de um processo de fadiga durante a ação repetida de carga e descarga, resultando também na formação de partículas soltas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002).

A forte aderência observada entre metais pode ser explicada pela transferência de elétrons entre as superfícies de contato. Numerosos elétrons livres estão presentes nos metais e em contato os elétrons podem ser trocados entre os dois sólidos estabelecendo uma ligação. Como os elétrons não estão ligados por uma estrutura rígida, desde que a distância entre dois corpos em contato seja suficientemente pequena, isto é, $< 1\text{nm}$, eles podem mover-se de um corpo para o outro. Como resultado, podem ligar dois sólidos, mesmo que estes possuam estruturas atômicas diferentes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Uma teoria bem aceita para descrever os mecanismos para a formação de um fragmento durante o deslizamento sugere que o cisalhamento poderá ocorrer na interface original ou na região mais fraca em uma das duas superfícies em contato. A figura 3.25

apresenta, de forma esquemática, como ocorre este desgaste. Quando um dos corpos é submetido a um deslocamento normal (ou tangencial), caso a força necessária para quebrar a superfície de um dos materiais (caminho 2) seja menor do que a força necessária para romper a ligação criada na interface (caminho 1) ocorrerá uma ruptura ao longo da superfície, com a transferência de uma partícula de desgaste (RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002).

Uma vez que a interface de contato dos materiais apresenta uma menor área de seção transversal e também devido ao grande número de vazios presentes em tais interfaces, espera-se que a força de adesão interfacial seja pequena em comparação com a resistência à ruptura das regiões circundantes. Por conseguinte, na maioria dos casos, a ruptura ocorrerá na interface (caminho 1) e não por cisalhamento ao longo do material (caminho 2 – região sombreada na figura). Assim, a formação de partículas de desgaste pelo cisalhamento ao longo do material será um evento raro. Cálculos baseados em dados experimentais sugerem que na prática uma proporção de 0,01% das junções formadas durante o deslizamento produza uma partícula por cisalhamento. Os fragmentos gerados desta maneira apresentarão a forma de blocos irregulares (RABINOWICZ, 1965; BHUSHAN, 2002).

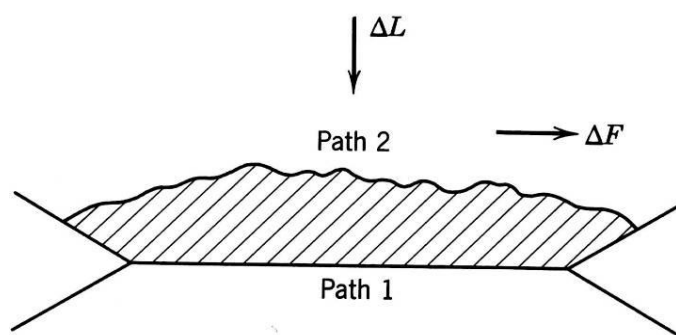


Figura 3.25: No desgaste adesivo, caso a resistência ao cisalhamento na superfície em contato (percurso 1) seja maior do que a resistência do material de cima, o cisalhamento ocorrerá ao longo do percurso 2, produzindo o fragmento sombreado.
Fonte: Rabinowicz, p. 127, 1965.

Outra teoria propõe que o mecanismo para a geração de fragmentos durante o deslizamento seja a propagação de trincas de cisalhamento (KAYABA; KATO, 1981).

O fragmento assim formado será destacado de uma das superfícies e transferido para a outra devido à adesão. Estes fragmentos apresentarão a forma de finas cunhas.

A continuação do deslizamento fará com que mais fragmentos sejam formados por qualquer um dos dois mecanismos. Estes permanecerão aderidos à própria superfície, transferidos para a superfície de contato ou a outro fragmento. Neste último caso, um aglomerado maior será formado e se destacará como uma partícula maior (BHUSHAN, 2002).

3.4.2.1.1. Leis quantitativas do desgaste adesivo

Com base em dados de experimentos realizados, utilizando diversos pares de materiais em sistema não lubrificado, sendo a grande maioria materiais metálicos, Ragnar Holm escreveu as seguintes leis para Desgaste Adesivo em 1946:

- 1- A quantidade de desgaste é geralmente diretamente proporcional à carga normal L ;
- 2- A quantidade de desgaste geralmente é proporcional à distância de deslizamento x .
- 3- A quantidade de desgaste é geralmente inversamente proporcional à dureza P da superfície sendo desgastada.

Segundo seus trabalhos, o volume desgastado pode ser escrito na forma da equação 3.6:

$$V = cLx / P \quad (3.6)$$

Sendo c uma constante não dimensional, dependente dos materiais em contato e de seu grau de limpeza.

John Archard, em 1953, apresentou uma base teórica para a expressão mostrada na equação de Holm, que permitiu estabelecer um valor à constante c . Archard assumiu que cada vez que duas asperezas entram em contato para formar uma junção, há uma probabilidade constante k de que um fragmento adesivo será formado e supôs que cada

fragmento tivesse formato hemisférico de diâmetro igual ao diâmetro da junção (figura 3.26).

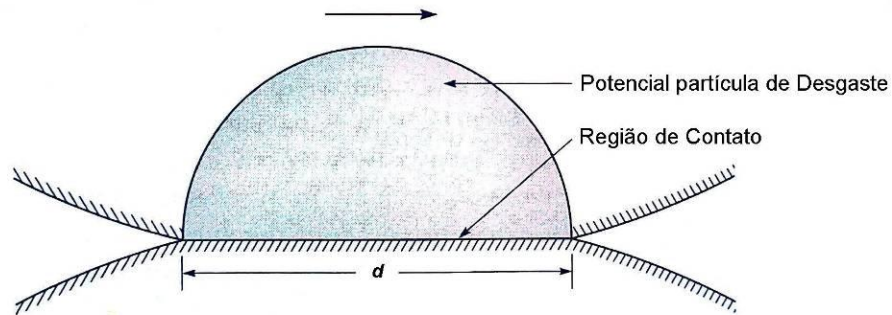


Figura 3.26: Modelo hipotético da geração de uma partícula de desgaste hemisférica, durante deslizamento.
Fonte: Rabinowicz, p. 137, 1965; Bhushan, p. 337, 2002.

Através de desenvolvimentos matemáticos, Archard concluiu que o volume de fragmentos formados durante um deslizamento realizado e em uma distância x , será dado pela equação 3.7:

$$V = kLx / 3P \quad (3.7)$$

Esta equação pode ser considerada como a Lei Fundamental do Desgaste Adesivo, sendo k o coeficiente de desgaste (BHUSHAN, 2002; RABINOWICZ, 1965).

Da mesma forma que o coeficiente de atrito, k é adimensional. Percebe-se que a equação desenvolvida por Archard (3.7) é semelhante à equação de Holm (3.6), sendo a única diferença a substituição da constante c por $k/3$. O fator três que aparece no denominador é um fator relacionado à forma, neste caso junções circulares e fragmentos hemisféricos. Se as junções forem consideradas quadradas e os fragmentos cúbicos, o fator correspondente será 1, enquanto que outras constantes se aplicariam para junções e fragmentos de formas diversas. A única exigência importante para se aplicar da equação 3.6 é que o volume do fragmento seja proporcional ao cubo do diâmetro da junção. Aparentemente este requisito é satisfeito na prática (RABINOWICZ, 1965).

A análise de Archard sugere que o volume de desgaste dos contatos que passam por deformação plástica é diretamente proporcional à carga normal aplicada e à distância de deslizamento e inversamente proporcional à dureza da superfície que está sendo desgastada, sendo independente da área aparente. Estas regras são análogas às equações de atrito desenvolvidas por Amontons (BHUSHAN, 2002).

Assumindo Q como sendo o volume médio desgastado (V) por unidade da distância de deslizamento (x), que $P = H$ (dureza por indentação da superfície mais macia), que $L = W$ (carga normal aplicada) e fazendo $K = k/3$, pode-se escrever a equação 3.7 na forma da equação 3.8:

$$Q = KW / H \quad (3.8)$$

Temos a equação conhecida como Equação de Desgaste de Archard.

Em virtude de sua simplicidade, ela destaca as principais variáveis que influenciam o desgaste por deslizamentos, esta equação é também um método de descrever a severidade do desgaste, por meio do coeficiente de desgaste K , que é largamente utilizado. A equação de desgaste de Archard (equação 3.8) relaciona o volume desgastado por unidade de deslizamento (Q), a carga normal total (W) e a dureza da superfície mais macia (H), onde K é uma constante adimensional, sempre menor que a unidade, denominada de Coeficiente de Desgaste (HUTCHINGS, 1992).

O coeficiente adimensional K é de fundamental importância e fornece um meio de comparação da severidade do processo de desgaste em diferentes sistemas. No entanto, para aplicações de engenharia, o valor K/H é muitas vezes mais útil, e esta relação é representada pelo símbolo k , que é chamado de Coeficiente Dimensional de Desgaste.

Apesar de amplamente utilizada para interpretar dados de desgaste, a equação de Archard não contabiliza transições que possam ocorrer e que alterem as condições de operação durante o desgaste, pressupondo uma relação linear entre a distância de deslizamento, a carga normal e a dureza do corpo de prova com o volume de desgaste,

não contabilizando eventuais modificações que possam ocorrer durante o teste (BLAU, 2015).

De fato, em um teste tribológico, supondo que o desgaste vá ocorrer tanto na amostra como na esfera, uma superfície plana se desenvolverá na superfície de contato da esfera, enquanto uma trilha (sulco) de largura crescente surgirá no disco. Embora seja intuitivo, vale lembrar que o aumento na largura da trilha de desgaste durante o teste acarretará em uma redução na pressão real de contato ao longo do deslizamento (BLAU, 2015).

Durante o deslizamento, as asperezas superficiais sofrerão deformação plástica e/ou fratura, sendo que a subsuperfície, até vários micrometros de espessura, também sofrerá deformações plásticas e endurecimento devido à deformação, aumentando sua dureza para um valor até duas vezes maior do que a dureza do metal “base” (BHUSHAN, 2002).

3.4.2.2 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo é a forma de desgaste que ocorrerá sempre que uma superfície áspera (ou partícula rígida) for friccionada sobre uma superfície cuja dureza seja inferior ou igual à sua própria dureza, causando dano à outra superfície por deformação plástica (materiais dúcteis) ou por fratura (materiais frágeis). Existem duas situações gerais para o desgaste abrasivo. No primeiro caso, a superfície dura é uma das duas superfícies em deslizamento (abrasão de dois corpos); e no segundo caso, a superfície dura é um terceiro corpo, geralmente uma partícula de abrasivo, presa entre as duas superfícies, sendo capaz de deformar uma ou ambas as superfícies em deslizamento relativo (abrasão de três corpos). Em muitos casos de abrasão de três corpos o mecanismo de desgaste inicial é o adesivo, o que gera partículas de desgaste que ficam presas na interface dos materiais (BHUSHAN, 2002; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

A figura 3.27 apresenta os mecanismos básicos de desgaste abrasivo. O mecanismo de corte é mostrado na figura 3.27a, onde um grão afiado (ou aspereza dura) corta uma superfície mais macia. O mecanismo de fratura, apresentado na figura 3.27b, ocorrerá

quando o material que sofre a abrasão for quebradiço, por exemplo cerâmica, quando ocorrerá a fratura da superfície desgastada. Neste caso, os detritos de desgaste (*debris*) serão resultado da propagação das fissuras. A figura 3.27c mostra o mecanismo de fadiga que ocorrerá quando o grão que provoca abrasão não possuir aresta de corte. Neste caso a superfície desgastada será repetidamente deformada e os detritos do desgaste serão formados como resultado da fadiga do metal da superfície e subsuperfície. O último mecanismo ilustrado (figura 3.27d) representa o desprendimento ou retirada de grãos. Este mecanismo aplica-se principalmente a materiais cerâmicos, onde os contornos entre os grãos são relativamente fracos, sendo que sob este mecanismo de desgaste todos os grãos retirados estarão na forma detritos do desgaste (*debris*) (STACHOWIAK, BATCHELOR, 2005).

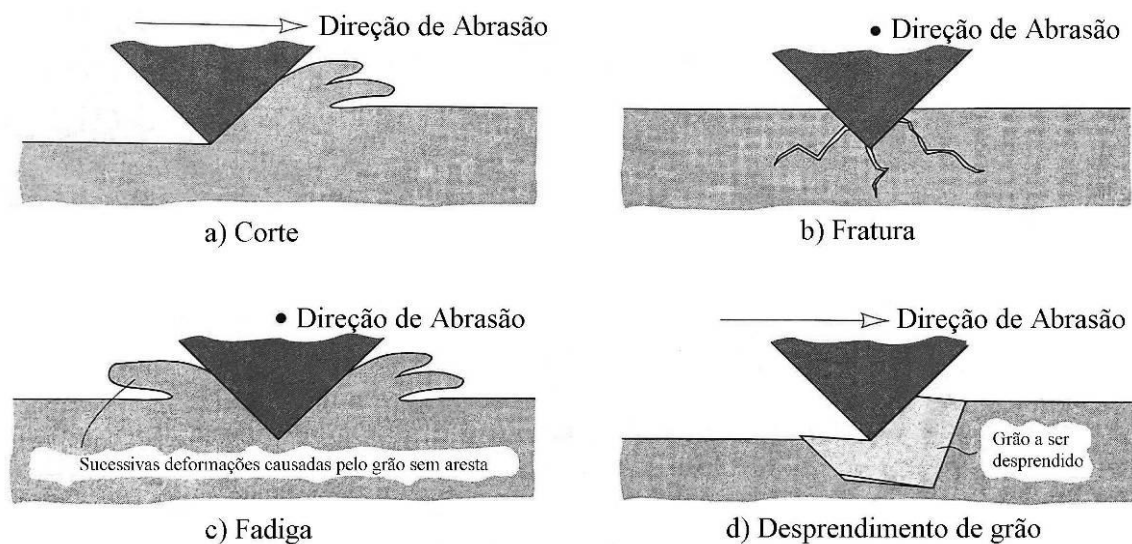


Figura 3.27: Mecanismos de desgaste abrasivo: a) Corte; b) Fratura; c) Fadiga e d) Arrancamento de grãos.

Fonte: Stachowiak e Batchelor, p. 502, 2005.

Se o desgaste estiver ocorrendo com o meio abrasivo sendo renovado, o desgaste continuará a uma velocidade constante, enquanto que se uma quantidade limitada de meio abrasivo for renovada à medida que ocorre o deslizamento, a taxa de desgaste diminuirá em função do tempo, creditando-se neste segundo caso a redução na taxa de desgaste como resultado do arredondamento das partículas abrasivas (BHUSHAN, 2002).

Segundo Hutchings (1992), nos ensaios de deslizamento em aços, a abrasão por partículas de óxido é provavelmente a responsável pelo desgaste. Em contraste com o mecanismo de desgaste do adesivo, a taxa de desgaste abrasivo é uma função da rugosidade da superfície e aumenta com o aumento da rugosidade superficial (BHUSHAN, 2002).

3.4.2.3. Desgaste corrosivo e oxidativo

O desgaste corrosivo e oxidativo ocorrem em uma ampla variedade de condições lubrificadas ou não lubrificadas. A causa fundamental destas formas de desgaste é uma reação química entre o material desgastado e um meio corrosivo, que pode ser um reagente químico, lubrificante reativo ou mesmo o ar. O desgaste corrosivo é um termo geral relativo a qualquer forma de desgaste dependente de um processo químico ou corrosivo, enquanto o desgaste oxidativo refere-se ao desgaste causado pelo oxigênio atmosférico (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

As reações químicas superficiais, benéficas na prevenção do desgaste adesivo, quando não bloqueadas, conduzirão a uma perda considerável do material subjacente. Quando um material (metal) é corroído para produzir uma película na sua superfície enquanto ele é submetido a uma situação de deslizamento, então um dos quatro processos a seguir poderá ocorrer (RENGSTORFF; MIYOSHI; BUCKLEY, 1986):

- formação de uma película lubrificante durável que inibirá tanto a corrosão como o desgaste;
- produção de uma película frágil com um pequeno tempo de vida durante o deslizamento, o que poderá causar uma elevada taxa de desgaste devido ao ciclo regular de formação e destruição desta película. Neste caso o coeficiente de atrito poderá ser baixo ou não;
- desgaste das películas de superfície protetoras (por exemplo, por pite) e a formação de um par galvânico entre o filme remanescente e o substrato, podendo resultar numa corrosão rápida da superfície;

- processos corrosivos e de desgaste agindo independentemente causando perda de material, que será a simples soma dos efeitos destes dois processos atuando em conjunto (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

A figura 3.28 apresenta esquematicamente os modelos hipotéticos de desgaste corrosivo.

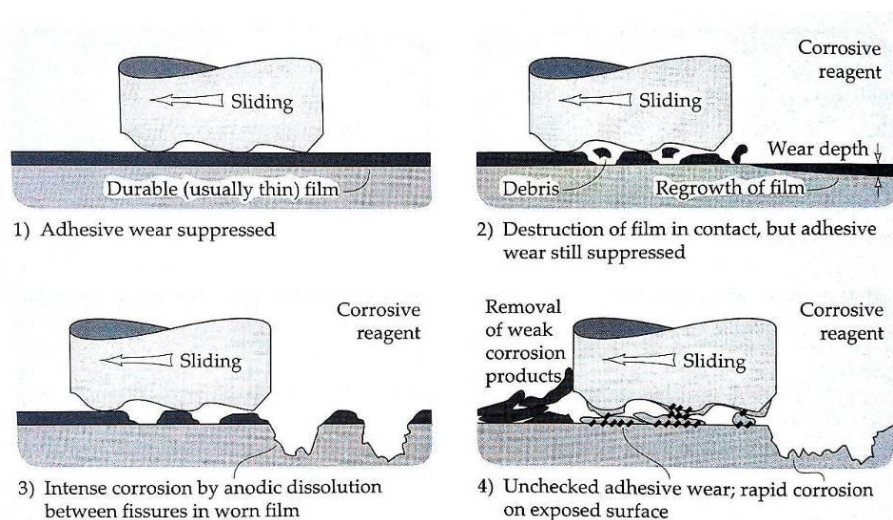


Figura 3.28: Modelo de interação entre um agente corrosivo e a superfície de desgaste.

Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 574, 2005.

O primeiro processo mostrado na figura 3.28 é regido pela formação de filmes lubrificantes duráveis. Com a conservação destes filmes, a superfície ficará protegida e não ocorrerá o desgaste corrosivo. Infelizmente, poucos são os filmes duráveis, de modo que este tipo de formação de filmes raramente é visto na prática. O segundo processo está relacionado à formação de uma película de curta durabilidade (ou corrosão de sacrifício) quando a superfície é submetida ao deslizamento. Esta é a forma mais comum de desgaste corrosivo, uma vez que a maioria dos filmes formados consistem em óxidos (ou outros compostos iônicos) que são frágeis. Por exemplo, os óxidos de ferro que se mostram frágeis em qualquer temperatura (HOLMES; PASCOE, 1972). Esta forma de desgaste pode ser modelada como um processo de geração gradual de um filme superficial seguida por uma perda quase instantânea deste filme, após um período de tempo crítico ou quantidade de contatos ocorridos. O terceiro processo refere-se ao

desgaste em meios altamente corrosivos enquanto o quarto processo é efetivamente limitado a meios extremamente líquidos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Quando o óxido formado pela corrosão for muito mais duro do que o metal original, poderá haver uma aceleração significativa do desgaste, mesmo quando o deslizamento ocorrer contra uma superfície muito mais macia. Uma contraface macia poderá proporcionar um leito para a adesão das partículas abrasivas de óxido, levando ao rápido desgaste da superfície metálica do metal original (SERRE; CELATI; PRADEILLES-DUVAL, 2002).

A remoção repetida da película de passivação pode acelerar a corrosão acarretando uma rápida de perda de material. O modelo geralmente aceito de desgaste corrosivo-abrasivo é mostrado na figura 3.29. Este modelo baseia-se na formação e remoção cíclica do filme corrosivo por ação abrasiva. O material é removido em um padrão semelhante ao modelo de desgaste corrosivo ilustrado na figura 3.30 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

O mecanismo de desgaste abrasão-corrosão prevalecerá quando a taxa de abrasão mecânica (sob condições secas) for menor do que a taxa de corrosão (sem desgaste abrasivo). Quando a abrasão mecânica for mais intensa, os efeitos corrosivos se tornarão insignificantes (BATCHELOR; STACHOWIAK, 1988). É provável que quando a corrosão for lenta (em comparação com o desgaste abrasivo) os grãos removam o metal subjacente com pouca interferência da película de corrosão (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

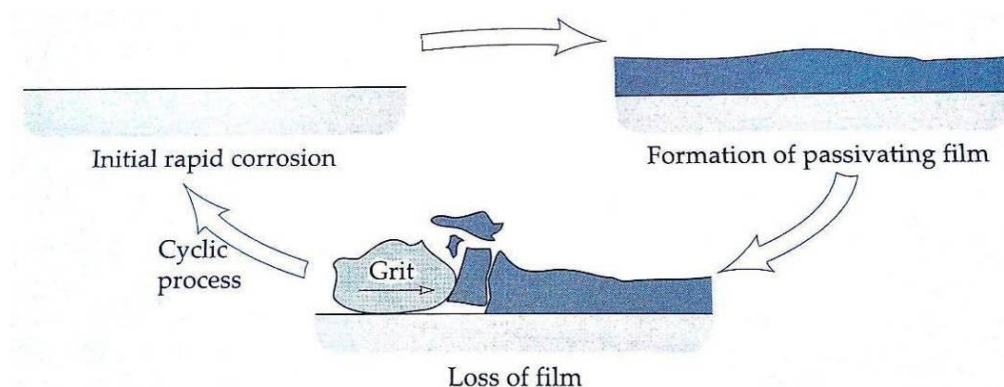


Figura 3.29: Remoção cíclica, por abrasão, do filme de corrosão.
 Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 580, 2005.

É improvável que o desgaste e a corrosão, se ocorrerem em um mesmo sistema, possam prosseguir de forma totalmente independente uma vez que o calor e a agitação mecânica gerados pelo deslizamento acelerariam a corrosão. Uma vez que a maioria dos filmes gerados passivam ou param de crescer após uma determinada espessura, esta perda de material será muito mais rápida do que a corrosão estática por si só. O processo de desgaste corrosivo, por remoção repetida do filme de passivação, é mostrado esquematicamente na figura 3.30 (TAO, 1969).

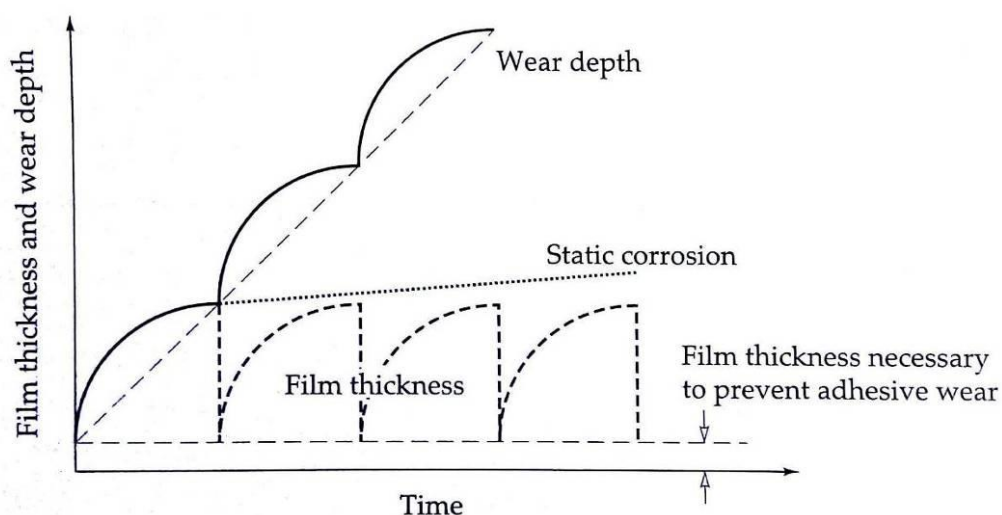


Figura 3.30: Modelo de desgaste corrosivo por remoção sucessiva de filmes passivadores.
 Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 575, 2005.

3.4.2.3.1 Desgaste oxidativo

Desgaste oxidativo é o desgaste não lubrificado de metais que ocorrerá na presença de ar ou oxigênio. O oxigênio atmosférico altera radicalmente o coeficiente de atrito e também a taxa de desgaste de metais sob deslizamento a seco, sendo que existem vários mecanismos diferentes envolvidos neste processo.

Como já foi dito, as películas de óxido estarão presentes em quase todas as superfícies metálicas e formam-se em qualquer superfície de metal limpa que seja exposta ao oxigênio, mesmo a temperaturas criogênicas (excetuando-se os metais nobres como o ouro). O que inibirá a continuação desta reação será a difusão do oxigênio através da película do próprio produto da reação. Uma vez que a difusão é uma reação química, e como esperado, ativada termicamente, a cinética da oxidação superficial metálica terá uma influência controladora sobre o desgaste oxidativo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; BHUSHAN, 2002).

Sob baixas temperaturas ou temperatura ambiente (20°C), a oxidação do metal será rápida sendo imediatamente seguida pela passivação da superfície, fato que limita a espessura do filme de óxido formado (FROMHOLD, 1976). A espessura limite do filme poderá ser de apenas 2 nanômetros (cerca de 5 átomos) para aços expostos a temperaturas abaixo de 200°C (FEHLNER, MOTT, 1970). Caso a temperatura de exposição do aço aumente para, por exemplo, 500°C, ocorrerá uma oxidação quase ilimitada, que resultará num filme de óxido grosso, na faixa de 1 - 10 micrometros. A distinção entre estas duas formas de oxidação está ilustrada na figura 3.31 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

A diferença na cinética de oxidação é resultante de um movimento muito mais rápido do oxigênio (ou íons metálicos) através da película de óxido quando submetido a altas temperaturas, situação em que a difusão de estado sólido é suficiente para assegurar transporte dos íons necessários ao crescimento contínuo da película (FROMHOLD, 1976). Em baixas temperaturas, para que ocorra a oxidação, será necessário que exista um campo elétrico resultante da diferença de potencial eletroquímico através do filme (FEHLNER; MOTT, 1970) ou de um mecanismo de "troca de lugar", onde átomos de

oxigênio e de ferro troquem suas posições na estrutura cristalina do filme óxido (ELEY, WILKINSON, 1960). Pelas suas características, estes mecanismos se limitam a películas de óxido muito finas, estabelecendo desta forma a passivação do metal por haver atingido a espessura crítica do filme óxido (FEHLNER; MOTT, 1970; ELEY; WILKINSON, 1960).

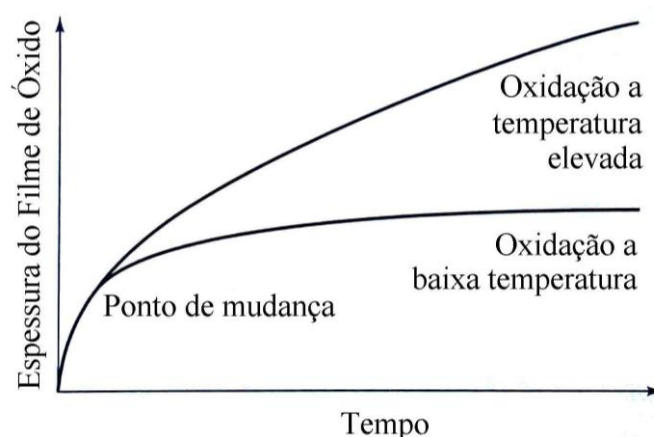


Figura 3.31: Cinética de formação de óxido metálico em altas e baixas temperaturas.
Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 583, 2005.

Durante o deslizamento de pares metálicos, as temperaturas geradas na interface resultam em oxidação térmica que produzirá películas de óxido de vários micrômetros de espessura. Em baixas temperaturas ambiente a oxidação ocorrerá nos contatos das asperezas por aquecimento gerado pelo atrito. Quando em temperaturas do ambiente mais elevadas, ocorrerá oxidação de toda a superfície, afetando o desgaste. No caso dos aços, o óxido predominante presente nos detritos (*debris*) dependerá das condições de deslizamento. Em baixas velocidades e temperaturas ambiente, o óxido predominante será $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, em condições intermediárias o óxido formado será o Fe_3O_4 , e em altas velocidades e temperaturas será formado FeO (QUINN, 1983; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; BHUSHAN, 2002).

O fato de se encontrar vestígios de FeO em *debris* de desgaste por deslizamento de aços a baixa temperatura do corpo de prova, sugere que este óxido tenha se formado nos *hot-spots* e não sob a temperatura média da superfície, uma vez que o FeO , em condições estáticas, é formado apenas em temperaturas superiores a $570\text{ }^\circ\text{C}$. Vários estudos

realizados com aços de baixa liga mostraram a formação de uma camada de óxido mais rápida do que o esperado, quando comparada com a formação de óxido em modelos estáticos, especialmente em ensaios a baixas temperaturas. Espessuras de óxidos que levariam anos para se desenvolver em condições estáticas podem se desenvolver em horas, ou minutos, durante ensaios de desgaste por deslizamento (HUTCHINGS, 1992).

Quando filmes de óxido grossos forem formados nas superfícies de desgaste, prevalecerá o "desgaste brando" e quando os filmes de óxido estiverem ausentes ou quebrados, então prevalecerá o "desgaste severo", que é uma forma de desgaste adesivo (ARCHARD; HIRST, 1956). O desgaste oxidativo ou brando apresenta um coeficiente de atrito estável de cerca de 0,3 a 0,6 em comparação com valores instáveis e mais elevados que são observados no desgaste severo. As características observadas no desgaste oxidativo são superfícies de desgaste lisas e pequenos detritos de desgaste oxidados (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; BHUSHAN, 2002).

Em baixas temperaturas, os filmes óxidos se mostram extremamente benéficos, uma vez que além de se formarem rapidamente, são eficazes em evitar o desgaste adesivo e quando um sistema opera sob condições de oxidação suave, o desgaste fica muito reduzido. Os filmes de óxido formados são suportados pelas camadas de substrato endurecidas por tensões geradas devido à deformação plástica. Entretanto, quando sob temperaturas elevadas, a oxidação se assemelha à corrosão em sua alta taxa de reação e pode se tornar uma causa direta de um maior desgaste. Esta oxidação rápida, a altas temperaturas, forma a base do desgaste oxidativo. As altas temperaturas podem ser impostas por fontes externas ou podem ser devidas ao aquecimento gerado pelo atrito em velocidades e cargas elevadas, conforme ilustrado na figura 3.32 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

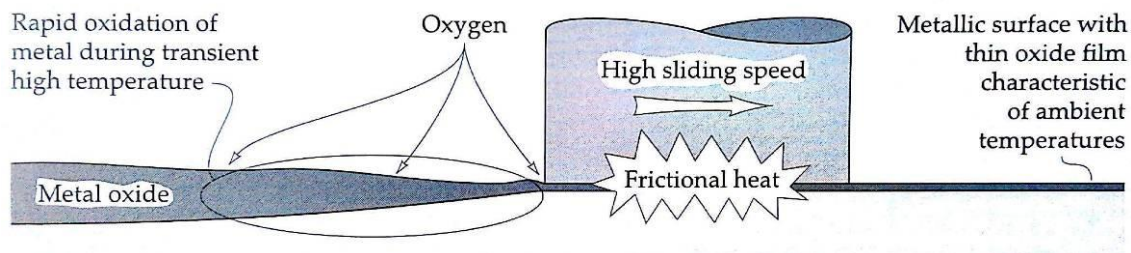


Figura 3.32: Rápida oxidação da superfície metálica quando submetidas a elevadas temperaturas.

Fonte: Stachowiak, Batchelor, p.583, 2005.

A temperatura na interface de deslizamento pode ser substancialmente elevada, surgindo temperaturas ainda mais elevadas nos contatos das rugosidades, gerando pontos quentes (*hot-spots*). A magnitude destas temperaturas depende fortemente da velocidade de deslizamento. Na maioria dos metais, velocidades moderadas de deslizamento são suficientes para criar pontos quentes o bastante para causar oxidação superficial significativa. Por exemplo, no aço, a temperatura de 700°C é alcançada em velocidades próximas a 1m/s (HUTCHINGS, 1992). Caso a carga normal aplicada seja baixa o suficiente para permitir um desgaste brando (*mild wear*), poderá ocorrer o crescimento de filmes óxidos com vários micrometros de espessura. Nestas condições a oxidação prosseguirá rapidamente, especialmente nos pontos de contato. Uma vez que as camadas de óxido formadas sejam suficientemente espessas e separem fisicamente as superfícies de desgaste, considera-se que o desgaste oxidativo que ocorrerá será devido ao ciclo de formação e remoção destas camadas (QUINN; SULLIVAN; RAWSON, 1979; QUINN, 1983).

Quando uma superfície de aço exposta ao ar é submetida ao desgaste por deslizamento a baixa velocidade, os finos filmes iniciais de óxidos (cerca de 2 nanômetros) são rapidamente desgastados acarretando um período de desgaste severo ou adesivo. Em baixas velocidades de deslizamento (menor que 1m/s), o aumento da temperatura devido ao atrito não será suficiente para causar uma oxidação rápida nos pontos de contatos (rugosidades). Embora filmes grossos de óxido se formem na superfície de desgaste, eles são resultado de acúmulo de detritos do desgaste (*debris*), e não de uma oxidação direta. Os filmes de óxidos fraturados e as partículas de desgaste oxidadas (*debris*) compactam-se formando "ilhas" de óxido na superfície de desgaste. A área

destas "ilhas" aumentará com o aumento da distância de deslizamento e o desenvolvimento das "ilhas" será acompanhado por uma redução progressiva do coeficiente de atrito (WILSON; STOTT; WOOD, 1980). A superfície das "ilhas", que é formada de finos óxidos plasticamente deformados, possuirá aparência regular. Abaixo desta camada superior de óxidos finos haverá outra camada maior, formada por uma mistura de óxidos e partículas oxidadas. Esta sequência de acontecimentos, que ocorre durante o processo de desgaste oxidativo a baixas velocidades de deslizamento, está esquematicamente mostrada na figura 3.33 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

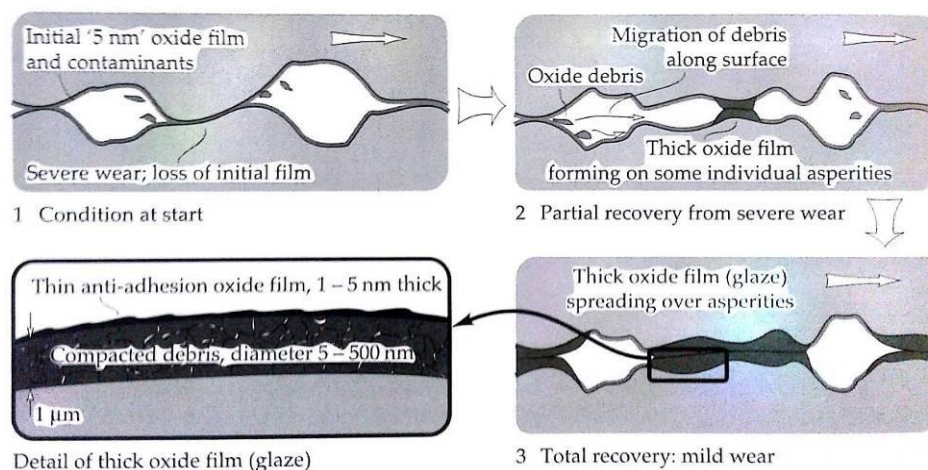


Figura 3.33: Mecanismo de desgaste oxidativo a baixas velocidades de deslizamento.

Fonte: Stachowiak; Batchelor, p. 586, 2005.

A variação no coeficiente de atrito com a distância de deslizamento (ou mais precisamente com o número de ciclos de deslizamento) dependerá da propagação das camadas espessas de filmes de óxido sobre a superfície. O coeficiente de atrito reduzirá do valor inicial para um valor mais moderado à medida que as camadas espessas de óxido atinjam uma cobertura quase completa da superfície de desgaste (WILSON; STOTT; WOOD, 1980).

Na medida em que a temperatura for progressivamente elevada, a partir de uma temperatura próxima à ambiente para várias centenas de graus Celsius, o desgaste oxidativo de um metal se tornará mais intenso. O tempo necessário para o desenvolvimento das camadas de óxido de proteção será reduzido e a quantidade de

partículas de desgaste oxidadas, assim como a espessura do filme de óxido serão dramaticamente aumentadas. Este fino resíduo metálico (*debris*) que permanece na superfície de desgaste será oxidado e compactado como um "verniz". Como este filme de resíduo se espalha sobre a superfície de desgaste, o processo de desgaste se tornará "brando" (GLASCOTT; WOOD; STOTT, 1985).

A figura 3.34 apresenta um gráfico mostrando os regimes de desgaste que atuarão no deslizamento de aço sobre aço, na configuração pino sobre disco, não lubrificado, no ar, à temperatura ambiente (BHUSHAN, 2002; HUTCHINGS, 1992).

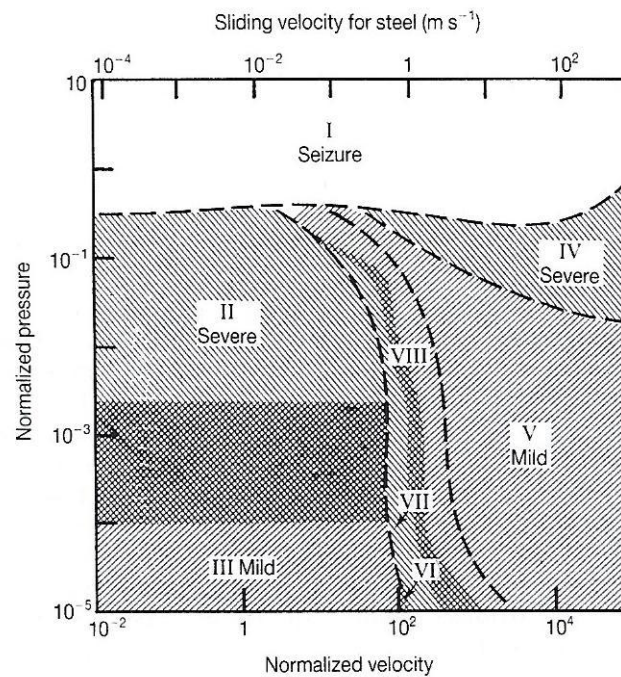


Figura 3.34: Gráfico apresentando o regime de desgaste para deslizamento de aço sobre aço, não lubrificado, no ar, à temperatura ambiente, na configuração pino sobre disco. Fonte: Bhushan, p. 397, 2002; Hutchings, p. 95, 1992.

3.5. Temperatura da Interface das Superfícies em Deslizamento

Durante o deslizamento, considerando a ocorrência de múltiplos contatos entre as asperezas existirão três níveis de elevação de temperatura:

- 1- Temperatura máxima de contato na aspereza (temperatura de pico - *flash*);

2- Temperatura superficial média e

3- Temperatura do material “base” (*bulk*).

A temperatura de contato mais elevada é chamada de temperatura de pico (*flash*), podendo atingir algumas centenas de graus Celsius. Já a temperatura superficial média será tipicamente da ordem de metade da temperatura de pico (*flash*), enquanto que a temperatura do material “base” (*bulk*) será geralmente baixa, inferior a 100 ° C (BHUSHAN, 2002).

Várias técnicas têm sido utilizadas para medir o aumento da temperatura em interfaces sob deslizamento (KENNEDY, 1992; BHUSHAN, 1996, 2001). Estas técnicas incluem termopares, termistores, sensores magnetorresistivos, detecção de radiação, técnicas metalográficas e cristais líquidos.

Os termopares são provavelmente os mais utilizados para as medidas de temperaturas da interface por serem simples de usar, porém não conseguem medir o verdadeiro pico de temperatura ou a temperatura da superfície. Quando colocados na subsuperfície do material, os termopares não conseguem medir as temperaturas de pico (*flash*) uma vez que o gradiente térmico, perpendicular à superfície, em um contato entre asperezas, é muito elevado. Além disso, as temperaturas medidas por termopares nivelados com a superfície de deslizamento serão alteradas pelas propriedades térmicas do próprio termopar e a temperatura medida nesta condição será inferior à temperatura de pico (*flash*) verdadeira, pois ela será a temperatura média sobre a sua área de seção transversal, que é geralmente muito maior do que o tamanho do contato entre as asperezas. Termopares de película fina, termistores e sensores MR são usados para reduzir o tamanho espacial e os efeitos relacionados à suas massas. Apesar das suas limitações, os termopares embutidos na subsuperfície são os mais comumente utilizados devido à facilidade da sua aplicação.

Com relação às outras técnicas, as que utilizam cristais metalográficos e cristais líquidos dão apenas uma estimativa grosseira da temperatura, enquanto que as técnicas de radiação se aproximam da medição da verdadeira temperatura de pico, contudo

requerem que um dos corpos seja transparente à radiação a ser detectada. Técnicas de medição de radiação infravermelha têm sido empregadas para medir temperaturas de pico com mais precisão, entretanto, esta técnica requer que uma das superfícies seja transparente à radiação infravermelha.

Finalmente, para alguns materiais, as medições de microdureza podem fornecer uma medida do aumento da temperatura da superfície. Esta técnica pode ser utilizada para materiais que passam por mudanças conhecidas na microestrutura ou microdureza às temperaturas esperadas durante o deslizamento. Esta técnica, quando possível de ser aplicada, fornece apenas uma estimativa grosseira do aumento de temperatura, lembrando que uma limitação importante desta técnica é que mudanças estruturais e de dureza, além de serem devidas à elevação de temperatura, podem ocorrer devido à deformação plástica nas regiões superficiais e subsuperficiais (BHUSHAN, 2002).

A quantidade de material removido pelo corpo que desliza dependerá da distância de deslizamento e da pressão nominal (a carga normal dividida pela área de contato nominal) sobre a região de contato. O desgaste é usualmente medido pela retirada do corpo de prova em intervalos e realizando sua pesagem ou medição, ou pela medição contínua através de um transdutor elétrico ou mecânico, que indica o desgaste pela mudança da dimensão do corpo de prova. O registro contínuo do atrito além de gerar valores numéricos para μ , também permite o monitoramento das alterações no comportamento do deslizamento. Essas mudanças frequentemente denunciam mudanças na natureza ou topografia da superfície, ou no mecanismo de desgaste (HUTCHINGS, 1992).

3.6. Processo de Nitretação a Plasma

Nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento através do enriquecimento superficial por nitrogênio, até certa profundidade. Em linhas gerais, o processo consiste de três etapas: formação de nitrogênio atômico; adsorção dos átomos de nitrogênio na superfície metálica e difusão dos átomos desde a superfície para o interior do material (Metals Handbook, 1975; ALVES JR., 2001; THELNING, 1984)

O endurecimento proporcionado pelo processo de nitretação é devido à formação de precipitados de nitretos e carbonitretos, finamente dispersos, que modificam a superfície e a subsuperfície do material em termos de microestrutura, produzindo camadas endurecidas com propriedades físicas e mecânicas alteradas. O resultado final de dureza, obtida na camada nitretada, será determinado pela concentração e tamanho dos nitretos formados. O nitrogênio em solução sólida também oferecerá como resultado o aumento da dureza por também distorcer o reticulado (Metals Handbook, 1975; AKBARI *et al.*, 2010). Quando aplicado a ligas ferrosas, o processo de nitretação é classificado como um tratamento termoquímico ferrítico, que por ser processado em temperaturas inferiores a 590°C, temperatura eutetóide do sistema Fe-N, não causa formação de austenita e as consequentes distorções, devido ao aumento do volume no substrato (GOBBI, 2009).

Durante a nitretação, são formadas basicamente duas camadas: uma camada externa, chamada de camada de compostos (ou camada branca), composta por nitretos de ferro γ' -Fe₄N (CFC), ϵ -Fe₂₋₃N (hexagonal) ou uma mistura de ambos. Esta camada é formada pela oferta de átomos de nitrogênio acima da capacidade da superfície em adsorvê-los, provocando a formação de nitretos que irão crescer e unir-se, criando a camada branca; e uma camada mais interna, que se forma logo abaixo da camada de compostos, a camada de difusão. Esta camada é formada pela difusão de nitrogênio atômico no interior do metal. A zona de difusão pode ser descrita como uma região onde o metal apresenta a sua microestrutura original com nitrogênio em solução sólida e nitretos de ferro precipitados do tipo γ' -Fe₄N e α'' -Fe₁₆N₂ na forma de agulhas e placas, respectivamente. Nos materiais ferrosos, o limite de solubilidade do nitrogênio é de aproximadamente 0,4% em peso, sendo que a partir deste ponto haverá a precipitação de nitretos (SUN, BELL, 1991; Metals Handbook, 1991; GOOBBI, 2009; SANTOS, 2009; LEE *et al.*, 2010). A Figura 3.35 ilustra as camadas formadas durante a nitretação a plasma.

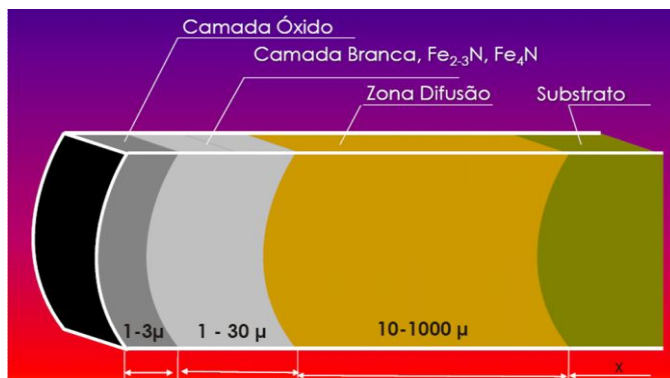


Figura 3.35: Representação esquemática das camadas formadas durante o processo de nitretação a plasma.

Fonte: Adaptado de Vendramim, 2011. Slide 42.

A nitretação a plasma é um método de nitretação que utiliza a tecnologia de descarga luminescente (*glow discharge*) para introduzir nitrogênio na superfície de um metal (SILVA, 2004). Já a Deposição Física de Vapor (PVD) é uma terminologia genérica para descrever algumas técnicas de deposição de recobrimento que utilizam a atomização ou vaporização do material (KENNETH; MATTHEWS, 1994). Dentre as tecnologias PVD está a Deposição Física de Vapor Assistida por Plasma (PAPVD).

Na nitretação a plasma o processo é acionado não somente pelo efeito da temperatura, mas também pela ação cinética de íons acelerados contra o cátodo (substrato). Este processo é realizado em um reator composto de uma câmara onde o ar presente é substituído por uma atmosfera nitretante à baixa pressão. Uma mistura de N_2 e H_2 é ionizada por meio da aplicação da diferença de potencial elétrico (400-1000V) entre eletrodos imersos no reator. O componente a ser nitretado fica ligado ao cátodo e a câmara do reator é usada como ânodo. Os íons produzidos ao atingirem o cátodo estarão sujeitos às seguintes etapas: pulverização da superfície, adsorção gasosa e difusão do nitrogênio no substrato e dependerão de uma série de parâmetros como (BORGIOLO *et al.*, 2005; ATAÍDE, 2003):

- Temperatura de tratamento.
- Tempo de processo.
- Geometria da amostra.

- Composição da mistura dos gases.
- Parâmetros do plasma: tensão, densidade de corrente (mA/cm^2) ou densidade de potência do plasma (W/cm^2).
- Pré-tratamentos como: usinagem, limpeza, polimento.

A nitretação a plasma oferece várias vantagens quando comparada aos processos convencionais (KURNEY; MOHAN; MALLYA, 1986):

- Baixa temperatura de tratamento.
- Controle da camada, que pode ser feito através das variáveis do processo.
- Menor tempo de tratamento.
- Uniformidade na espessura da camada.
- Nitretação de partes da peça \Rightarrow Áreas que não se pretende nitretar podem ser protegidas com materiais isolantes.
- Possibilidade de desnitretação \Rightarrow A desnitretação é conseguida através de um tratamento em plasma utilizando apenas hidrogênio como atmosfera.
- Mais Economia \Rightarrow O custo da energia e do gás é bem menor que nos processos convencionais.

Em seu trabalho, Manfredini (2014) caracterizou a microestrutura da seção transversal do aço UBC obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com aumento de 1000 e 2000 vezes. Na figura 3.36A pode ser observado que o aço UBC apresenta microestrutura ferrítica, com grãos grandes e razoavelmente equiaxiais e algumas inclusões, típicas do aço em questão. A figura 3.36B, aço UBC após nitretação a 500°C , demonstra a existência, na região subsuperficial, de uma camada mais compacta e uma segunda região, logo abaixo desta, em que se observa a presença de precipitados na matriz ferrítica. Estas duas regiões, formadas durante o processo de nitretação, representam, respectivamente, a camada de compostos e a zona de difusão, onde o

nitrogênio é encontrado em solução sólida e na forma de nitretos. Manfredini (2014) caracterizou os precipitados encontrados na zona de difusão, que apresentam morfologias distintas: na região logo abaixo da camada de compostos observa-se a presença de precipitados na forma de agulhas grandes, enquanto que em maiores profundidades, ocorre a presença de precipitados finos, em forma de agulhas curtas, na matriz ferrítica.

Trabalhos anteriores (MARQUES; TOURRUCOO; ALMEIDA, 2006; LEE *et al.*, 2010; GONTIJO *et al.*, 2004; ALVES *et al.*, 2007) encontraram, em aços UBC e aços baixo carbono nitretados, precipitados com as mesmas morfologias.

Em seu trabalho, Manfredini (2014) utilizou sistemas nitretados a 450°C, 475°C e 500°C, sendo que a maior quantidade de precipitados na forma de agulhas grandes e em maiores profundidades foi encontrada quando a temperatura de nitretação foi de 500°C, indicando que esta condição de tratamento permitiu concentrações de nitrogênio mais elevadas em maiores distâncias da superfície. A espessura média da camada de compostos estimada a partir das imagens de MEV foi de 6,3µm, 4,5µm e 4,3µm para as temperaturas de nitretação de 500°C, 475°C e 450°C, respectivamente.

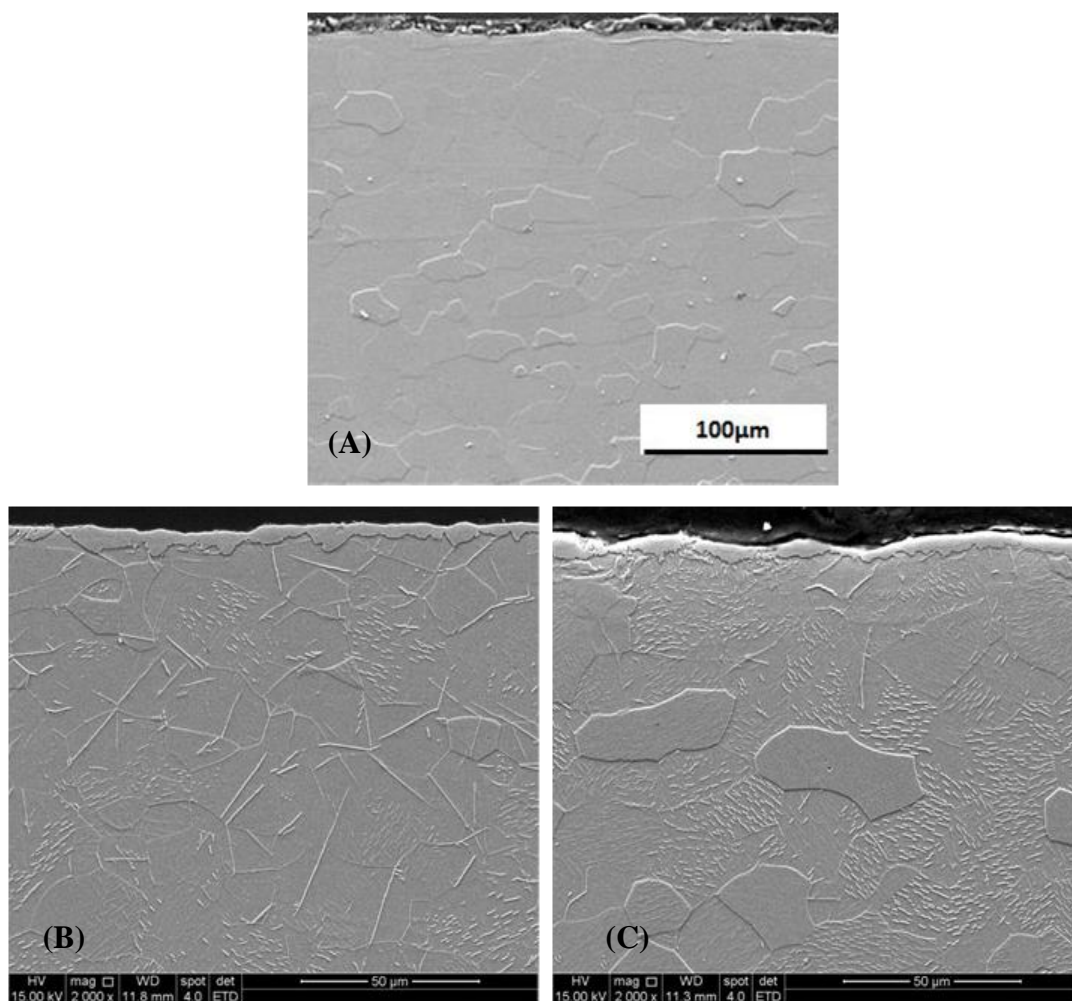


Figura 3.36: Microestrutura transversal do aço UBC obtida por MEV. (A) Aço Como Recebido. Aumento de 1000 X. (B) Aço UBC após nitretação a plasma a 500°C. Aumento de 2000 X. (C) Aço UBC após jateamento de granalhas e nitretação a plasma a 500°C. Aumento de 2000 X.

Fonte: Manfridini, 2014. p. 55, 57 e 61.

Observação realizada com aumento de 1000X (figura 3.37) demonstra que os precipitados da zona de difusão atingiram profundidade próxima a 250µm, entretanto, esta não é a profundidade alcançada de fato pela difusão de nitrogênio, pois ensaios de dureza realizados (MANFRIDINI, 2014), apresentaram valores aumentados de dureza em maiores profundidades, evidenciando as limitações do MEV, para detecção precisa da camada afetada pela nitretação.

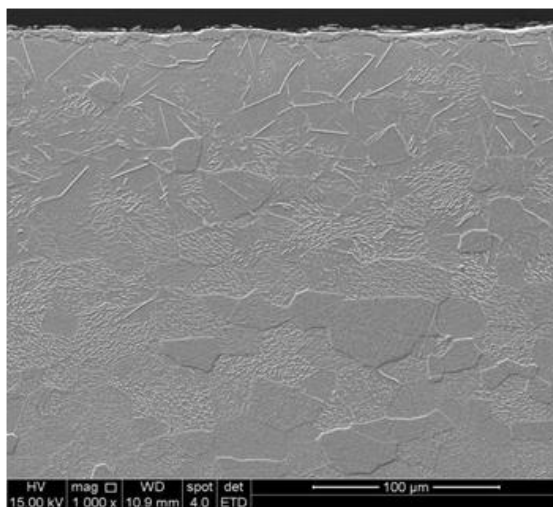


Figura 3.37: Microestrutura transversal do aço UBC obtida por MEV. Aço UBC após nitretação a plasma a 500°C. Aumento de 1000 X.

Fonte: Manfredini, 2014, p. 59.

A influência da temperatura do tratamento termoquímico também tem sido objeto de estudos. Manfredini (2014) mostrou que embora a dureza próxima à superfície tenha permanecido quase inalterada em todas as amostras de aço UBC estudadas, a profundidade do aumento de dureza variou dependendo da temperatura de nitretação, encontrando seus resultados mais significativos de endurecimento com a nitretação sendo realizada a 500 °C, por 4 horas. Em seu trabalho, observa-se também que a profundidade do endurecimento foi menor nos casos em que o aço sofreu o tratamento superficial preliminar de jateamento de granalha (450 e 475°C) (figura 3.38).

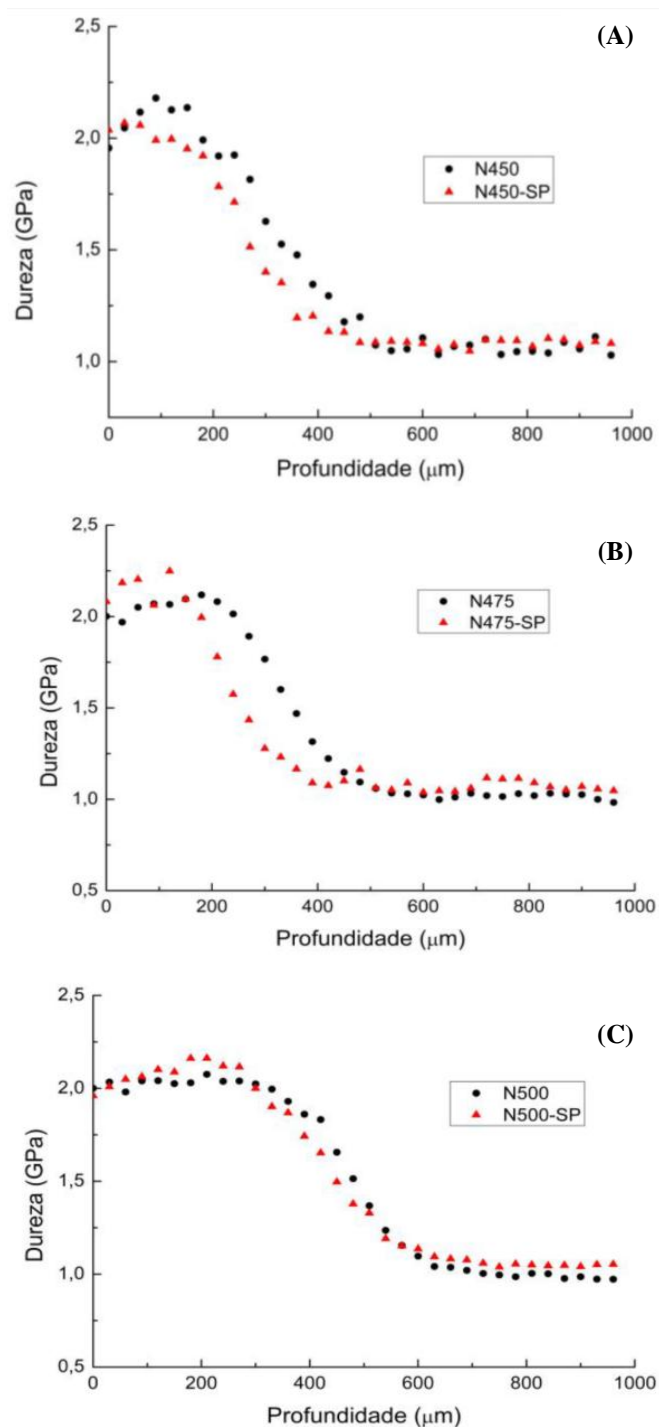


Figura 3.38: Perfis de ultramicrodureza para um aço UBC nitretado a plasma. (A) Amostra nitretada a 450°C (N450) e nitretada a 450°C com pré-tratamento de jateamento (N450-SP); (B) Amostra nitretada a 475°C (N475) e nitretada a 475°C com pré-tratamento de jateamento (N475-SP); (C) Amostra nitretada a 500°C (N500) e nitretada a 500°C com pré-tratamento de jateamento (N500-SP). Carga de teste 1900mN.

Fonte: Manfridini *et al.*, 2014, p. 174.

Em contraste com os resultados apresentados na figura 3.38, onde não se observa diferença de dureza que possa ser atribuída ao jateamento preliminar de algumas amostras, o levantamento do perfil de dureza do aço UBC (IF) não nitretado (figura 3.39) indica um efeito de endurecimento causado pelo jateamento preliminar. Aparentemente, a deformação superficial resultante do jateamento aumente a dureza do aço UBC sem nitretação, aparentemente, o aumento da rugosidade associada ao jateamento é prejudicial à difusão do nitrogênio durante a nitretação a plasma e qualquer efeito de endurecimento superficial induzido pelo jateamento se mostrou neutralizado, nas condições estudadas (MANFRIDINI *et al.*, 2014).

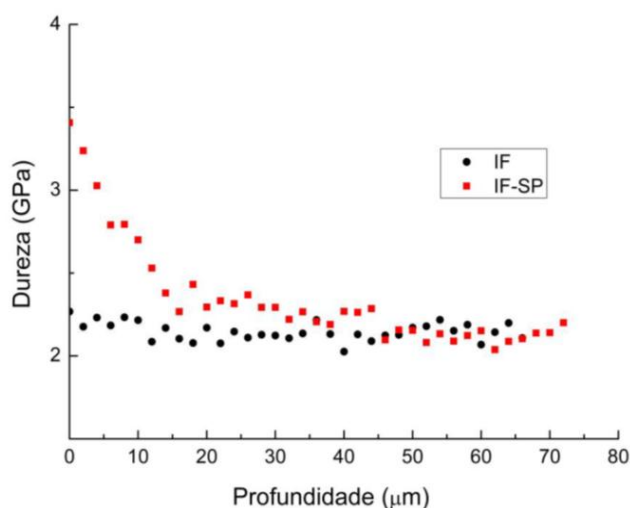


Figura 3.39: Perfis de nanodureza obtidos na seção transversal polida das amostras de aço UBC não nitretadas (IF) e amostras não nitretadas e tratadas com jateamento de granalhas (IF-SP). Carga de teste 2mN.

Fonte: Manfridini *et al.*, p. 173, 2014.

Neste mesmo trabalho, foram apresentados os volumes comparativos de desgaste após o ensaio de deslizamento (distância de 2500m), em amostras com e sem tratamento preliminar de jateamento (figura 3.40). Observa-se que o pré-tratamento de jateamento aumentou a taxa de desgaste das amostras analisadas (Manfridini *et al.*, 2014).

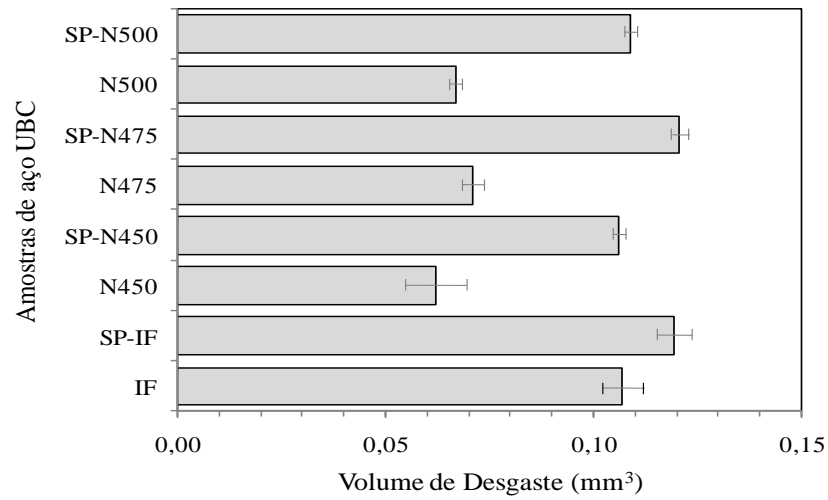


Figura 3.40: Volume de desgaste após deslizamento de 2500 metros em amostras de aços UBC nitretadas (N500, N475, N450), pré-deformadas antes da nitretação com jateamento de granalha preliminar (SP-N500, SP-N475 e SP-N450) e amostra de aço UBC sem nitretação (IF) e pré-deformada sem nitretação (SP-IF).

Fonte: Manfridini *et al.*, 2014

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizadas amostras de aço UBC, fornecidas pela Usiminas na forma de chapas laminadas a frio, com espessura de 2,5mm. A composição química típica de um aço Ultraabaixo Carbono como também a composição química do aço utilizado no estudo podem ser observadas na Tabela IV.1.

Tabela IV.1: Composição química típica (KRAUSS, 2005) e do aço UBC utilizado no estudo (% em peso).

Elemento		C	Mn	Si	P	S	Al	N	Nb	Ti
C. Q.Típica	Min.	0,002	0,10	0,010	0,010	0,004	0,030	0,005	0,001	0,010
	Máx.	0,008	0,34	0,030	0,020	0,010	0,070	0,040	0,005	0,110
C. Q. Utilizada		0,005	0,12	0,012	0,012	0,007	0,025	0,006	0,002	0,049

Após o preparo das amostras, estas foram submetidas ao processo de nitretação a plasma e, posteriormente, parte das amostras foi submetida ao processo de deposição de filme tribológico de nitreto de cromo (Cr-N).

Desta forma, espera-se com os resultados obtidos avaliar o potencial destes processos na obtenção de aços UBC com maior resistência ao desgaste.

4.1. Preparação das Amostras

A preparação das amostras consistiu no corte a laser das chapas na forma de discos com 35mm de diâmetro, nos quais foram produzidos furos de 2mm com o objetivo de facilitar a fixação das amostras no processo de nitretação. A figura 4.1 mostra o esquema para o corte das amostras e a figura 4.2 mostra a fotografia de uma chapa com as amostras já cortadas a laser.

O processo de corte a laser foi escolhido como forma de evitar possíveis empenos nas amostras, que poderiam ocorrer, caso o corte fosse feito por tesoura (cisalhamento).

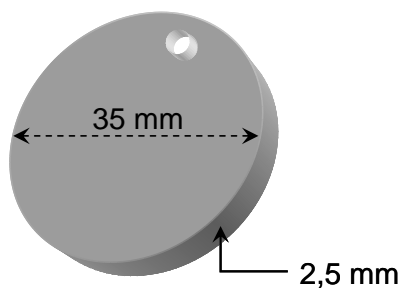


Figura 4.1: Especificação dimensional para preparação das amostras de caracterização e ensaios de desgaste.

Fonte: próprio autor.



Figura 4.2: Fotografia de uma chapa com amostras cortadas a laser e algumas já destacadas.

Fonte: próprio autor.

Como etapa subsequente, as amostras foram polidas em série de lixas (60, 100, 220, 600 e 1000) com posterior polimento em pasta de diamante ($9\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$). Na figura 4.3 pode-se observar a fotografia de uma amostra polida.



Figura 4.3: Fotografia de uma amostra com polimento terminado.
Fonte: Próprio autor.

Para o envio das amostras para tratamento, como forma de se evitar a oxidação, após o polimento, as amostras foram imediatamente protegidas por uma camada de vaselina sólida aplicada sobre suas superfícies e guardadas individualmente em pequenos envelopes plásticos (figura 4.4).



Figura 4.4: Fotografia de uma amostra acondicionada para envio ao laboratório para ser submetida ao processo de nitretação.
Fonte: Próprio autor.

Cem amostras foram preparadas e enviadas à empresa Wallwork Cambridge Ltd., na Inglaterra, onde foram submetidas ao processo de nitretação a plasma utilizando-se a configuração DC triodo. Posteriormente, parte das amostras foi submetida ao processo de deposição de filme tribológico de Cr-N por PAPVD. A etapa de nitretação a plasma

foi realizada a uma temperatura de 500°C por um tempo de 330 minutos (6 horas), pressão de argônio igual a $1,6 \times 10^{-3}$ mbar e pressão de nitrogênio igual a $2,4 \times 10^{-3}$ mbar. A atmosfera era composta de 40% de argônio e 60% de nitrogênio (Tabela IV.2).

Tabela IV.2: Parâmetros utilizados para a nitretação a plasma.

Pressão (mbar)	Composição do Gás (%)	ddp (V)	Temperatura (°C)	Tempo (horas)
$P_{Ar} = 1,6 \times 10^{-3}$	40% Ar	200	500	6
$P_{N_2} = 2,4 \times 10^{-3}$	60% N ₂			

Já o processo de revestimento por nitreto de cromo, ao qual parte das amostras nitretadas foi submetida, ocorreu em uma faixa de temperatura de 380 a 420°C, por um tempo de 390 minutos, tempo no qual foram depositadas 3 camadas de Cr-N (120 + 120 + 150 = 390 minutos). Para a deposição das três camadas (devido ao consumo de cromo) houve a necessidade de se abrir o reator para nova adição de cromo. A necessidade deste procedimento fez com que novo ciclo de aquecimento e obtenção vácuo tivesse que ser realizado. Desta forma o processo completo de revestimento pode ser detalhado da seguinte forma:

- aquecimento + bomba de vácuo: 150 minutos,
- deposição da primeira camada: 120 minutos,
- deposição da segunda camada: 120 minutos,
- aquecimento + bomba de vácuo: 142 minutos,
- deposição da terceira camada: 150 minutos.

4.2. Ensaio de Desgaste Esfera sobre Disco

Os ensaios de desgaste por deslizamento a seco foram realizados nos três sistemas estudados: Como Recebido, Nitretado e Nitretado + revestimento de Cr-N, na

configuração esfera sobre disco, sem lubrificação. Foi utilizado o Tribômetro Microphotonics, modelo SMT-A/0100-MT/60/NI pertencente ao Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. O controle do ensaio e extração dos resultados foi realizado por meio do software Nanovea Tribometer V1.5. As curvas de Distância de Deslizamento versus Coeficiente de Atrito foram traçadas com a utilização dos filtros estabelecidos pelo software.

Para os ensaios foram utilizados os seguintes parâmetros:

- Raio da trilha: 7 mm;
- Distância percorrida: 50, 200, 1600 e 5800m;
- Velocidade rotacional: 380 rpm ($39,8 \text{ rad.s}^{-1}$);
- Velocidade Tangencial: 0,279m/s
- Material da esfera: Metal Duro (WC/Co);
- Diâmetro da esfera: 6,35mm;
- Força normal: 5, 15 e 30N

Os testes de desgaste realizados com distâncias parciais (50 e 200m), tiveram por objetivo identificar as regiões que apresentaram mudanças no regime de desgaste.

Todos os testes foram realizados em umidade na faixa de 45% a 50% e temperaturas entre 20°C e 23°C.

Sabe-se que em testes de deslizamento realizados em aço, o coeficiente de atrito não é uma propriedade intrínseca do material, o comportamento de atrito durante o deslizamento deve ser visto como uma função do sistema que envolve o sistema tribológico.

É importante salientar que o mecanismo de atrito estabelece o mecanismo responsável pelo regime de desgaste, que depende fortemente das variáveis do sistema tribológico, como: carga normal aplicada, velocidade de deslizamento, ambiente e propriedades dos materiais envolvidos (corpo e contracorpo) (BLAU, 2001).

Visto isso, e com o objetivo de estabelecer os melhores parâmetros, testes preliminares de desgaste foram realizados, no material Como Recebido, utilizando-se dois níveis de carga normal (10 e 15N), dois raios de deslizamento (3 e 7mm), e dois tipos de esfera (Metal Duro - WC-Co e Cerâmica – Si_3N_4). O diâmetro das esferas foi de 6,35mm, a rotação utilizada de 380 rpm e a distância de deslizamento de 3000m. A rotação de 380 rpm associada ao raio de 3 mm gerou uma velocidade tangencial de deslizamento de 0,119m/s e o raio de 7mm gerou uma velocidade de deslizamento igual a 0,279m/s.

Uma segunda série de ensaios, utilizando como parâmetros uma carga de 15N e raio de deslizamento de 7mm, testou-se outras três esferas (Inox 316, Cr 52100 e Aço 1085), também com diâmetro de 6,35mm e conservando-se a distância de deslizamento em 3000m.

Os ensaios de desgaste por deslizamento utilizaram o equipamento Tribômetro Pino sobre Disco Microphotonics modelo ST/60/NI, do Laboratório de Desgaste - Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFGM. Para a aquisição de dados foi utilizado o programa NANOVEA. Para a elaboração das curvas de coeficiente de atrito por distância percorrida (rpm convertida), foram utilizados filtros padrão do software.

Foram anotadas as perdas de massa da amostra e da esfera em todos os testes realizados.

Pesquisas Preliminares – Primeira Série

- Esferas de Metal Duro (WC-Co) e Cerâmica (Si_3N_4) com diâmetro de 6,35mm.
- Força normal utilizada 10 e 15N.
- Velocidade rotacional: 380 rpm ($39,8 \text{ rad.s}^{-1}$).

- Raio da trilha: 3 e 7mm.
- Velocidade tangencial: 0,119 e 0,279m/s.
- Distância percorrida para as curvas completas de 3000m.

Pesquisas Preliminares – Segunda Série

- Esferas de Metal Duro (WC-Co), Cerâmica (Si_3N_4), Inox 316, Cr52100 e Aço 1085, com diâmetro de 6,35mm.
- Força normal utilizada 15N.
- Velocidade rotacional: 380 rpm ($39,8 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$).
- Raio da trilha: 7mm.
- Velocidade tangencial: 0,279m/s.
- Distância percorrida para as curvas completas de 3000m.

Para os ensaios, foco deste trabalho de pesquisa, utilizou-se parâmetros baseados nos testes preliminarmente, sendo que os procedimentos seguiram basicamente os mesmos estabelecidos para os ensaios preliminares. Foram realizados ensaios para cada um dos sistemas: (Como Recebido, Nitretado e Nitretado + revestimento de Cr-N).

Como forma de se avaliar o comportamento dos três sistemas estudados e os mecanismos envolvidos no desgaste, tanto as partículas geradas no desgaste (*debris*) como as trilhas obtidas nos testes de deslizamento foram analisadas por meio de microscopia eletrônica de varredura utilizando-se o Espectrômetro de Energia Dispersiva de Raios X (EDS). Esta análise permitiu avaliar a composição química dentro e fora da trilha, composição química do *debris* e o aspecto visual, tanto das trilhas como dos *debris*. A caracterização dos *debris*, quanto à sua composição química e também quanto à sua granulometria, serviu para o entendimento dos processos em curso durante os testes de desgaste.

Testes de desgaste em distâncias intermediárias (50, 200m) foram desenvolvidos como forma de se avaliar possíveis alterações no mecanismo dominante de desgaste durante o teste de deslizamento.

A tentativa de avaliação do volume do desgaste ocorrido no ensaio de deslizamento, através da perda de massa não se mostrou viável. As perdas observadas foram muito reduzidas, principalmente para as distâncias intermediárias de 50 e 200m e para os testes realizados no sistema Nitretado + revestimento de Cr-N, tendo as diferenças de massa ficado dentro da margem de precisão da balança ($\pm 0,0001$ g). Frente a esta impossibilidade, foram calculados os volumes de desgaste utilizando-se a perfilometria 3D para os três sistemas em distância de deslizamento de 5800m, e como forma apenas ilustrativa, foi realizado o cálculo teórico do volume gerado no desgaste utilizando-se para tal a norma ASTM G99.

4.3. Perfilometria

Nesse trabalho foram realizadas as perfilometrias 2D e 3D, utilizando-se um perfilômetro mecânico LV-100 da Hommelwerke, do Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG (figura 4.5). Neste aparato, durante a medição, o apalpador desliza horizontalmente sobre a superfície que está sendo medida. Os picos e vales, presentes na superfície da amostra, causam os movimentos verticais do apalpador, que são convertidos em sinais elétricos por um transdutor.

Os sinais elétricos são então processados eletronicamente para a obtenção do parâmetro de rugosidade. Ou seja, a amplitude do movimento é convertida de uma unidade elétrica (volt) para uma unidade dimensional (mm) e o espaçamento é convertido de uma unidade temporal (período de tempo) para uma unidade dimensional (mm) (FREITAS, 2006).

Na medição bidimensional (2D) a informação que se obtém de uma superfície observada é o perfil de uma seção transversal. Pode-se desta forma medir a profundidade das trilhas obtidas nos testes de desgaste de esfera sobre disco.

Com relação à natureza da topografia superficial, a perfilometria tridimensional (3D) é a que melhor representa o aspecto da superfície, sendo que os programas Turbo Wave V7.55 / T8000 (Software de medição) e o HommelMap Expert 6.2. (software para tratamento dos dados) dispõem de ferramentas o desenho da superfície analisada e para a medição e cálculo do volume da trilha de desgaste.

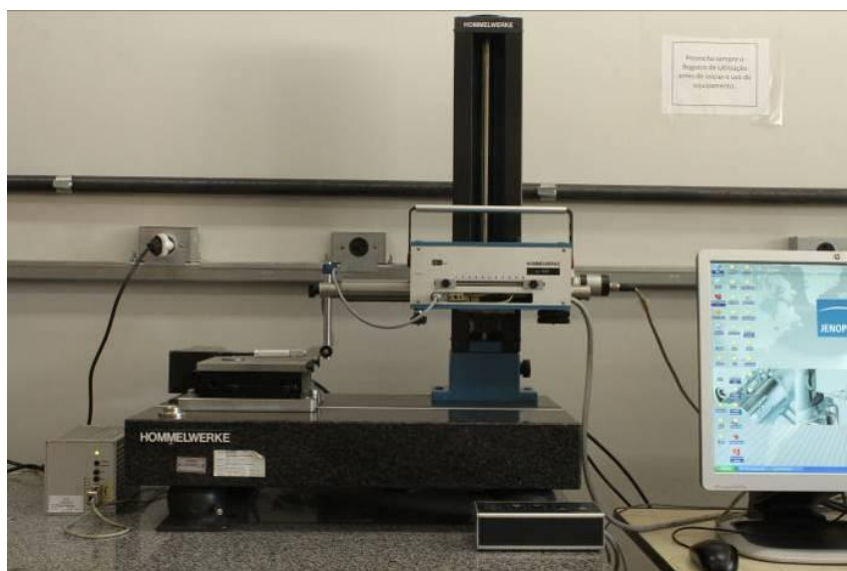


Figura 4.5: Perfilômetro LV-100 da Hommelwerke, do Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFGM.
Fonte: Próprio autor.

4.3.1. Perfilometria 2D para determinação da profundidade das trilhas de desgaste

Para a determinação das profundidades das trilhas de desgaste foram realizadas 8 medidas em dada uma das amostras, de cada um dos testes de desgaste realizados, conforme croqui apresentado na figura 4.6 (parâmetros de varredura e metodologia - Apêndice A).

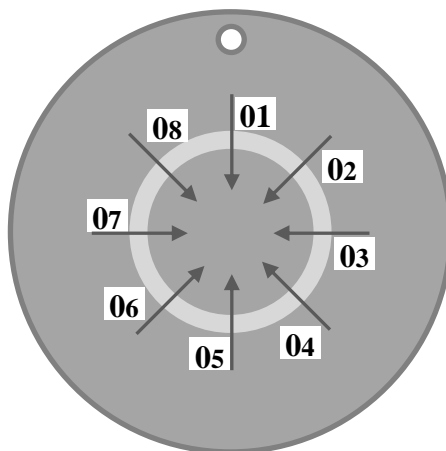


Figura 4.6: Croqui apresentando o esquema e a sequência das medidas realizadas nas amostras para determinação da profundidade das trilhas de desgaste.

Fonte: Próprio autor.

4.3.2. Perfilometria 3D para determinação da rugosidade superficial dos sistemas

Para a determinação da rugosidade superficial dos três sistemas estudados (como recebido, nitretado e nitretado + revestimento Cr-N), foi utilizada a perfilometria 3D. As rugosidades superficiais foram avaliadas através dos parâmetros: Sa, Sq, Sp, Sv e Sz.

Os parâmetros Sa e Sq são a Rugosidade média e a Rugosidade média quadrática respectivamente, e são avaliadas sobre uma superfície 3D. O parâmetro Sa representa o desvio médio do perfil de rugosidade em relação ao plano médio traçado onde as áreas acima e abaixo dos planos se igualam. É a média aritmética da rugosidade superficial. Já o parâmetro Sq corresponde à raiz quadrada da média aritmética dos quadrados dos desvios do perfil em relação ao plano médio. Sa e Sq são utilizados para indicar desvios significativos nas características da rugosidade.

Sp, Sv e Sz são parâmetros avaliados a partir dos pontos mais altos e mais baixos encontrados em uma superfície especificada. Sp (Altura Máxima de Pico) corresponde à distância entre o pico mais alto e o plano de referência dos mínimos quadrados. Sv (Profundidade Máxima de Vale) é determinado como a distância entre o vale mais profundo e o plano de referência dos mínimos quadrados (expresso como número

negativo). O parâmetro Sz (Amplitude Máxima da Superfície), é definido como a distância entre o pico mais elevado (S_p) e o vale mais profundo (S_v) da superfície amostrada, sendo calculado a partir de $S_z = S_p - S_v$ (BSI, 2012) (parâmetros de medida e metodologia - Apêndice B).

4.3.3. Perfilometria 3D para determinação da imagem topográfica e determinação dos volumes de desgaste

Para a determinação da imagem topográfica e determinação dos volumes de desgaste dos três sistemas estudados (como recebido, nitretado a plasma e nitretado a plasma + revestimento Cr-N), foi utilizada a perfilometria 3D (parâmetros para levantamento topográfico e metodologia - Apêndice B).

4.4. Dureza Instrumentada

Em princípio, pode-se dizer que a dureza de um material é a resistência à deformação permanente, entretanto, a dureza pode ser definida como resistência à penetração, à ação do risco, à abrasão ou mesmo ao corte. Os testes de dureza têm sido utilizados há muito tempo para a caracterização e controle de qualidade dos materiais, entretanto, os resultados não são absolutos e irão depender em parte do método aplicado. Em geral, os testes de dureza tradicionais consistem na aplicação de uma força estática durante um tempo de permanência, resultando em uma impressão que terá dimensões na ordem dos milímetros. A saída desses testes de dureza será uma medida da profundidade de penetração da ponta de penetração na amostra, que estará associada a um valor de dureza.

A indentação instrumentada é cada vez mais utilizada para sondar a resposta mecânica de materiais. Em contraste com os testes de dureza tradicionais, os sistemas de indentação instrumentados permitem a aplicação de uma força específica de modo que a força e o deslocamento sejam controlados, e / ou medidos, simultaneamente e continuamente ao longo de um ciclo de carregamento completo. Além disso, as forças aplicadas ($\approx 1\mu\text{N}$) e deslocamento associado extremamente pequenos ($\approx 0,2\text{nm}$) ou menores para alguns sistemas, são combinadas com faixas de forças e deslocamentos de

dezenas de μN a centenas de mN em força e dezenas de nm a dezenas de μm em deslocamento, permitindo que um único equipamento seja utilizado para caracterizar quase todos os tipos de sistemas de materiais. Os níveis adicionais de controle, sensibilidade e aquisição de dados oferecidos por sistemas de indentação instrumentados resultaram em inúmeros avanços na ciência dos materiais, particularmente no que se refere aos mecanismos de comportamento mecânico. A extensão em que essas técnicas podem ser usadas para quantificar propriedades de materiais macroscópicos está sendo explorada continuamente. Várias técnicas, como análise dimensional e modelagem de elementos finitos, podem ser utilizadas para relacionar dados de força-deslocamento de indentação e até mesmo prever o comportamento de tensão-deformação (VANLANDINGHAM, 2003).

Nesse trabalho foram realizados ensaios de penetração instrumentada (EPI) em um Ultramicrodurômetro Shimadzu, modelo DUH-W201S (Figura 4.7), pertencente ao Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG, cuja faixa de cargas nominais é de $0,1\text{mN}$ a 1960mN , com profundidade de penetração de até $10\mu\text{m}$, e resolução é de 1nm .



Figura 4.7: Ultramicrodurômetro Shimadzu, modelo DUH-W201S pertencente ao Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE-UFMG.

Fonte: Próprio autor.

Foi utilizado o penetrador de diamante Berkovich e as forças aplicadas foram de 100 mN (aço UBC Nitretado e Revestido – primeiros 25 μ m) e 1900mN (para todas as amostras, inclusive uma série de medidas no aço UBC Como Recebido). Foi utilizado o modo carregamento / descarregamento, com tempo de permanência de 5 segundos. A taxa de aplicação foi de 1,654872mN/s para a carga de 100mN e de 17,65197mN/s para a carga de 1900N.

O objetivo da avaliação da dureza foi traçar o perfil ao longo da espessura, para isso as medidas foram realizadas na seção transversal das amostras. A preparação foi através de cortes transversais utilizando para isso uma máquina Isomet® 1000 da Buehler pertencente ao Laboratório de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, com discos diamantados Buehler HC15 Diamond Series® com dimensões \varnothing 127mm x 0,4mm e líquido refrigerante Isocut® Plus. A velocidade do disco utilizada foi de 200 rpm e massa de 100 gramas. As amostras cortadas foram então embutidas a frio em resina epóxi e posteriormente lixadas e polidas. A série granulométrica das lixas utilizadas foi: 240, 320, 400, 600 e 1000 e o polimento final realizado com pasta de diamante de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m.

4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) é um instrumento versátil utilizado para a análise microestrutural de materiais sólidos. A elevada profundidade de foco e a possibilidade de se combinar a análise microestrutural com a microanálise química são fatores que em muito contribuem para o amplo uso desta técnica. Apesar da complexidade dos mecanismos para a obtenção da imagem, o resultado é uma imagem de muito fácil interpretação (MALISKA, 2002).

O princípio da microscopia eletrônica de varredura (MEV) é a irradiação, na área a ser analisada, de um fino feixe de elétrons na superfície da amostra, sob alto vácuo. Os sinais de maior interesse para a formação de imagens são: elétrons secundários e os retroespalhados. Os elétrons secundários fornecem as imagens de topografia da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta

resolução; já os retroespalhados fornecem imagens características de variação da composição química.

O acoplamento de detectores de raios X aos microscópios eletrônicos de varredura possibilita a microanálise a partir dos espectros de energia dispersiva (EDS) ou pela varredura dos comprimentos de onda (WDS) dos elementos químicos presentes nas amostras em estudo (MALISKA, 2002).

Com o propósito de se avaliar a morfologia e estimar a espessura das camadas nitretadas e recobertas por Cr-N, serão produzidas imagens por MEV de seções transversais de amostras, com a utilização de microanalisador EDS. Esta técnica permite a análise qualitativa e semi quantitativa dos elementos químicos presentes e a obtenção de mapas da composição química de regiões específicas, possibilitando a sua correlação tanto com a metalografia ótica como com a eletrônica.

As seções transversais, para análise, serão preparadas seguindo-se os mesmos procedimentos adotados para corte e polimento das amostras utilizadas nos testes de Dureza Instrumentada, seguido de ataque da superfície transversal com solução nital a 2%, durante dez segundos.

O MEV utilizado será da marca FEI, modelo Inspect S50, potencial de aceleração de 15 KV. Para a obtenção da composição química das amostras será utilizado um espectrômetro de energia dispersiva (*Energy Dispersive Spectroscopy* - EDS), modelo Genesis acoplado ao MEV instalados no laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

4.6. Difração de Raios X (DRX)

Uma das técnicas mais importantes na caracterização dos materiais cristalinos é a difração de raios X. Através da análise do difratograma gerado é possível obter informações sobre as fases presentes, assim como a sua estrutura cristalina e de seu parâmetro de rede (CULLITY, 1956).

O método da difração de raios X está fundamentado na cristalinidade dos materiais a partir do conceito de estrutura cristalina, que é baseado na repetição de arranjos, permitindo o surgimento do conceito de célula unitária, que nada mais é do que a menor porção do cristal que ainda conserva as propriedades originais de todo o retículo. Os estudos de Bravais (Auguste Bravais), elaborado em meados do século XIX, propôs que as estruturas cristalinas poderiam ser descritas a partir de sete sistemas (cúbico, tetragonal, ortorrômbico, romboédrico, hexagonal, monoclínico e triclínico) os quais englobariam as 14 células unitárias conhecidas (cúbica simples, cúbica de corpo centrado, cúbica de face centrada, tetragonal simples, tetragonal de corpo centrado, ortorrômbica simples, ortorrômbica de corpo centrado, ortorrômbica de base centrada, ortorrômbica de face centrada, romboédrica simples, hexagonal simples, monoclínica simples, monoclínica de base centrada, triclínica simples). Por sua vez, estas células seriam descritas tridimensionalmente através de vetores denominados a , b e c , associados respectivamente aos eixos coordenados x , y e z e os ângulos formados entre estes eixos (α , β e γ). A Tabela IV.3 apresenta as sete células unitárias de Bravais (CULLITY, 1956).

Tabela IV.3: Sistemas cristalinos de Bravais

Sistemas	Eixos	Ângulos ente Eixos
Cúbico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Tetragonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Ortorrômbico	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Romboédrico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Hexagonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ$ e $\gamma = 120^\circ$
Monoclínico	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
Triclínico	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

Fonte: Adaptado de Cullity (1956), pag.31.

Complementando os sistemas cristalinos propostos por Bravais, a descrição geométrica dos planos e direções cristalográficas, existentes em uma estrutura cristalina, pode ser feita pela indicação das coordenadas de vetores normais à família de planos a ser

descrita. A notação utilizada em cristalografia para definir estas famílias é a notação denominada de Índices de Miller. Em três dimensões, os índices de Miller são representados pelas letras h, k e l, que representam o inverso dos interceptos de cada plano com os eixos x, y e z e são inteiros com o maior divisor comum igual a 1 (CULLITY, 1956; ASKELAND e PHULÉ, 2008).

Os diferentes conjuntos de planos em uma rede cristalina têm diferentes valores de espaçamento interplanar. A distância entre planos, medido em ângulos retos aos planos, é uma função tanto dos índices de Miller do plano (h, k, l) como das constantes de rede (a, b, c, α , β e γ). A relação exata entre eles dependerá do sistema cristalino envolvido. Para o sistema cúbico a equação é relativamente simples (CULLITY, 1956) e a distância (ou espaçamento) entre dois planos será dada pela equação 4.1:

$$d_{hkl} = \frac{a_0}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (4.1)$$

Sendo: d_{hkl} = distância interplanar entre 2 planos atômicos paralelos e adjacentes,

a_0 = parâmetro de rede, e

h, k e l = índices de Miller do plano

A tabela IV.4 mostra as equações para cálculo da distância interplanar para os sistemas cúbico, ortorrômbico e hexagonal.

Tabela IV.4: Equações para cálculo do espaçamento interplanar das estruturas cristalinas Cúbica, Ortorrômbica e Hexagonal.

Sistema Cristalino	Equação para cálculo da distância Interplanar (d)
Cúbico	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$
Ortorrômbico	$\frac{1}{d^2} = \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \right)$
Hexagonal	$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}$

Fonte: CARAM, (2016).

Para a obtenção dos difratogramas apresentados neste estudo foi utilizado o difratômetro de raios X (DRX), marca Panalytical, modelo Empyrean, tubo de cobre e detector de ponto (*Proportional Detector Xe*), pertencente ao Laboratório de Raios X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. Nas análises realizadas foram utilizados os seguintes parâmetros:

- Tensão no tubo: 45kV;
- Corrente: 45mA;
- Radiação: Cu α , $\lambda_1 = 1,54060\text{Å}$, $\lambda_2 = 1,54443\text{Å}$;
- Espaçamento (*Step size*): 0,02°/s;
- Velocidade de Varredura (*Scan speed*): 0,02°/s;
- Intervalo por passo (*Time per step*): 1s;
- Faixa de varredura (2θ): de 10° a 120° (10,01 a 119,99°);
- Potência máxima: 2,025kW;
- Cristal monocromador: grafita.

A identificação das fases presentes em cada uma das amostras foi realizada a partir da comparação com as fichas do banco de dados do *International Centre for Diffraction Data – ICDD*, tendo como entrada os ângulos (2θ) e a distância interplanar medida. Para as fases com sistema cristalino cúbico (Fe- α , Fe₄N e Cr-N), os parâmetros de rede foram calculados conforme a equação 4.1. Para as fases com sistema cristalino ortorrômbico (Fe₂N) e hexagonal (Fe₃N), a distância interplanar fornecida pelo difratograma não é suficiente para o cálculo dos parâmetros de rede.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Pesquisa Preliminar

Com o objetivo de estabelecer os parâmetros para os ensaios de desgaste por deslizamento na configuração esfera sobre disco a seco, foram feitas duas séries de ensaios no aço UBC, Como Recebido. Na primeira série os ensaios foram realizados utilizando-se dois tipos de esferas (Metal Duro e Cerâmica – diâmetro 6,35mm), dois níveis de carga (10 e 15N) e dois raios para o deslizamento (3 e 7mm). A distância de deslizamento foi fixada em 3000 metros, e a rotação do disco em 380 rpm. A velocidade de deslizamento resultante foi de 0,119m/s para o raio de 3mm, e de 0,279m/s para o raio de 7mm.

A Tabela V.1 apresenta o sumário dos resultados, onde pode ser observada a perda de massa resultante de cada um dos ensaios, tanto para a amostra como para a esfera.

Tabela V.1: Resultado dos ensaios de desgaste, no aço UBC Como Recebido, por deslizamento na configuração Esfera sobre Disco a seco. Cargas de 10 e 15N, raios de 3 e 7mm e distância de deslizamento 3000m.

Ensaio	Esfera	Carga (N)	Raio (mm)	Perda de Massa (g)		Perda de Massa (%)	
				Amostra	Esfera	Amostra	Esfera
1	Metal Duro (WC-Co)	10	7	0,0007	0,0000	0,00%	0,00%
2			3	0,0006	0,0000	0,00%	0,00%
3		15	7	0,0011	0,0004	0,01%	0,02%
4			3	0,0005	0,0002	0,00%	0,01%
5	Cerâmica (Si ₃ N ₄)	10	7	0,0145	0,0010	0,10%	0,23%
6			3	0,0044	0,0008	0,03%	0,19%
7		15	7	0,0649	0,0010	0,46%	0,23%
8			3	0,0038	0,0009	0,03%	0,21%

Obs: Raio de 3mm, velocidade de deslizamento = 0,119m/s.

Raio de 7mm, velocidade de deslizamento = 0,279m/s.

Há de se perceber que o desgaste nos ensaios realizados com raio de 7mm foram sempre maiores que os desgastes ocorridos quando os ensaios foram realizados com raio de 3 mm, para a mesma carga. Considerando que o parâmetro de ensaio associado à mudança de raio é a velocidade de deslizamento, pode-se interpretar que em maior velocidade ocorreu maior aquecimento na superfície da amostra o que deve ter acarretado um maior desgaste, na mesma distância de deslizamento, embora seja sabido que nem sempre maiores velocidades levam a uma taxa de desgaste maior (HUTCHINGS, 1992). Outro fator relacionado ao raio da trilha é o número de revoluções associado à distância de deslizamento. Para uma mesma distância, o número de revoluções será maior quando o raio da trilha for menor, o que neste caso faz com que a superfície de desgaste associado ao raio de 3mm seja mais frequentemente solicitada mecanicamente que no teste utilizando raio da trilha igual a 7mm, o que não refletiu no desgaste observado. Levando a crer que, neste caso, pode ter ocorrido uma menor taxa de oxidação, criando camadas menos espessas de óxido, levando a um desgaste mais brando.

Considerando que as amostras utilizadas foram o aço UBC “Como Recebido” (antes dos processos de nitretação e de deposição do revestimento de Cr-N), e portanto com menor dureza superficial, é de se esperar que os parâmetros que resultaram em maiores desgastes das amostras sejam mais apropriados para os ensaios de desgaste após os processos de nitretação e de revestimento por Cr-N, uma vez que neste caso pode-se garantir que haja desgaste mensurável em tempos de testes razoáveis, visto que de acordo com Wang *et al.* (2017), o revestimento com Cr-N produz superfícies extremamente resistentes ao desgaste

A partir destes resultados foi realizada uma segunda série de ensaios, desta vez fixando-se a carga em 15N e raio em 7mm (velocidade de deslizamento = 0,279m/s). A rotação da mesa continuou fixada em 380 rpm e a distância de deslocamento em 3000m. Nessa etapa foram ensaiadas as esferas de aço inox 316, Cr 52100 e aço 1085. O diâmetro das esferas permaneceu em 6,35mm.

A Tabela V.2 apresenta o sumário dos resultados para os diferentes tipos de esferas, onde pode ser observada a perda de massa resultante de cada um dos ensaios, tanto para a amostra como para a esfera.

Tabela V.2: Resultado dos ensaios de desgaste, no aço UBC como recebido, por deslizamento na configuração Esfera sobre Disco a seco. Carga de 15N, raio de 7mm, distância de deslizamento 3000m e velocidade de deslizamento 0,279m/s.

Ensaio	Esfera	Microdureza da Esfera (HV) ⁽²⁾	Perda de Massa (g)		Perda de Massa (%)	
			Amostra	Esfera	Amostra	Esfera
3	WC-Co	1614,11 ± 24,28	0,0011	0,0004	0,01%	0,02%
7	Cerâmica (Si ₃ N ₄)	1603,68 ± 56,95	0,0649	0,0010	0,46%	0,23%
9 ⁽¹⁾	Aço Inox	363,44 ± 7,75	0,2810	0,0710	1,97%	6,71%
10	Cr 52100	855,16 ± 27,57	0,0078	0,0002	0,06%	0,02%
11	Aço 1085	760,70 ± 40,49	0,0110	0,0007	0,08%	0,07%

⁽¹⁾ Ensaio encerrado com distância percorrida de 362m devido ao desgaste excessivo da esfera.

⁽²⁾ Carga utilizada: 2,94N; Tempo de penetração: 10s

Pelos resultados obtidos na segunda série e ensaios, nota-se a grande perda de massa da amostra e da esfera, quando utiliza a esfera de aço inox (esfera de menor dureza). A perda acelerada de massa da esfera forçou o encerramento antecipado do ensaio, sob o risco de em sua continuação haver contato do suporte da esfera com a amostra, o que poderia danificá-lo. Pode-se observar que a esfera de aço inox apresentou desgaste percentual maior do que a amostra ensaiada, assim como o ensaio realizado com a esfera de Metal Duro (WC-Co). A esfera de aço 1085 apresentou um desgaste próximo ao desgaste ocorrido na amostra. Observa-se que os valores de desgaste das amostras não foram necessariamente maiores em testes com esferas que apresentaram elevados valores de dureza. O teste realizado com a esfera de aço inox (que apresentou a menor dureza entre as esferas) foi a que apresentou o maior desgaste, tanto na amostra como nela própria, forçando o encerramento prematuro do teste. Este resultado possivelmente

está associado a um desgaste acelerado pela presença dos *debris* formados durante o teste uma vez que o aço UBC utilizado apresenta um valor médio de dureza igual a $99,29 \pm 2,62\text{HV}$. Já o teste com a esfera de Metal Duro (maior dureza no grupo utilizado), apresentou o menor desgaste na amostra e um dos mais baixos na esfera. Já o teste realizado com a esfera de cerâmica (mesma ordem de grandeza da dureza apresentada pela esfera de Metal Duro) apresentou o segundo maior valor de desgaste da amostra, entretanto o valor de desgaste apresentado na esfera foi, percentualmente, 10 vezes maior que o apresentado pela esfera de tungstênio.

Pelos resultados obtidos, pode-se supor que o desgaste ocorrido durante os testes foi influenciado pela geração das partículas de desgaste (*debris*) durante os ensaios.

A Tabela V.3 apresenta o resultado do cálculo do volume desgastado, no aço UBC Como Recebido, nos testes com as esferas de Metal Duro, cerâmica, aço inox, Cr 52100 e Aço carbono 1085. O cálculo foi realizado dividindo-se a perda de massa (g) pela densidade do material, sendo utilizado para a densidade do aço UBC o valor de $0,00785\text{g/mm}^3$. Observa-se o exagerado desgaste causado na amostra pela esfera de aço inox, mesmo o teste havendo sido encerrado prematuramente devido ao desgaste ocorrido de forma acelerada na esfera.

Tabela V.3: Volume de desgaste do aço UBC Como Recebido. Carga de 15N, raio de 7mm, distância de deslizamento 3000m e velocidade de deslizamento 0,279m/s.

Esfera	Volume de Desgaste (mm³)
Metal Duro (WC-Co)	0,140
Cerâmica (Si ₃ N ₄)	8,268
Aço Inox 316 ⁽¹⁾	35,796
Cr 52100	0,994
Aço Carbono 1085	1,401

⁽¹⁾ Ensaio encerrado com distância percorrida de 362 m devido ao desgaste excessivo da esfera.

A figura 5.1 apresenta o aspecto visual das trilhas de desgaste obtido nos testes preliminares. Observa-se a agressividade do desgaste ocorrido (embora com reduzida perda de massa da amostra) quando utilizada esfera de Metal Duro. Observa-se também que as esferas de aço inox 316 e de cerâmica (Si_3N_4) causaram desgaste com aparência de arrancamento, sugerindo um mecanismo de desgaste severo. As esferas de aço carbono 1085 e de Cr 52100 apresentaram um aspecto da trilha de deslizamento menos áspera, o que sugere um regime de desgaste brando (oxidativo).

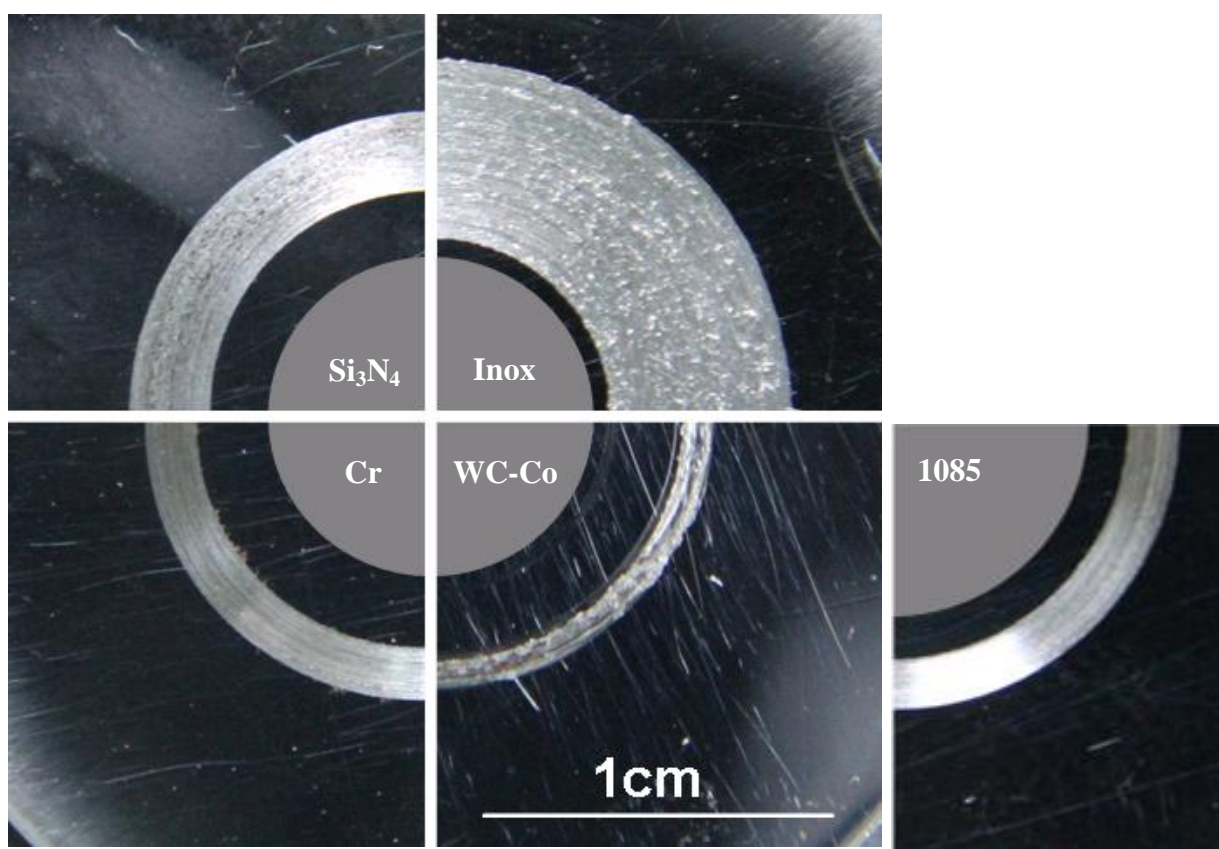


Figura 5.1: Aspecto visual das trilhas de desgaste dos ensaios realizados com as esferas de Cerâmica (Si_3N_4), Aço Inox 316, Cr 52100, Metal Duro (WC-Co) e Aço Carbono 1085.

Fonte: Próprio autor.

Nas figuras 5.2 a 5.8 podem ser observados os gráficos de Coeficiente de Atrito versus Distância de Deslizamento, resultantes dos ensaios de desgaste por deslizamento do aço UBC, Como Recebido, realizados com raio de 7mm, obtidos nos testes preliminares de desgaste por deslizamento. São apresentados os gráficos resultantes dos testes com

esferas de Metal Duro e Cerâmica, tanto para carga normal de 10N como para carga normal de 15N (figuras 5.2 a 5.5). Já para as esferas de Aço Inox 316, Cr52100 e Aço 1085 os testes realizados foram apenas para as cargas normais de 15N (figuras 5.6 a 5.8). Com exceção do ensaio 9 (figura 5.6) que foi encerrado com distância de deslizamento de 362m, todos os outros ensaios percorreram uma distância de deslizamento de 3000m.

Pode-se observar que apenas a curva de coeficiente de atrito utilizando WC-Co, com carga de 15 N, (figura 5.3) apresentou em intervalos similares grandes oscilações no coeficiente de atrito em distância de deslizamento até 2850m, o que pode sugerir que um mecanismo de rompimento da camada de óxido tenha ocorrido. Para carga de menor valor (10N), a curva do coeficiente de atrito no teste de desgaste com esfera de WC-Co (figura 5.2) apresentou variação similar do coeficiente de atrito surgindo o primeiro pico de coeficiente de atrito por volta 2850m, embora fosse esperado comportamento semelhante ao obtido por Manfredini *et al.* (2014), com oscilações do coeficiente de atrito em períodos distintos que ocorreram de 500 em 500m (Figura 3.10A). Desta forma, fica claro que os conjuntos tribológicos e os parâmetros selecionados para estes ensaios produziram mecanismos de desgaste diferentes dos observados por Manfredini *et al.* (2014) em seus estudos, quando foi utilizado o mesmo aço e esfera de Metal Duro em teste de desgaste em distância de deslizamento de 2500m, carga normal aplicada de 10N, velocidade de rotação de 380rpm e raio da trilha de 3mm. Esta combinação de raio da trilha e velocidade de deslizamento propiciou uma velocidade tangencial de 0,119m/s.

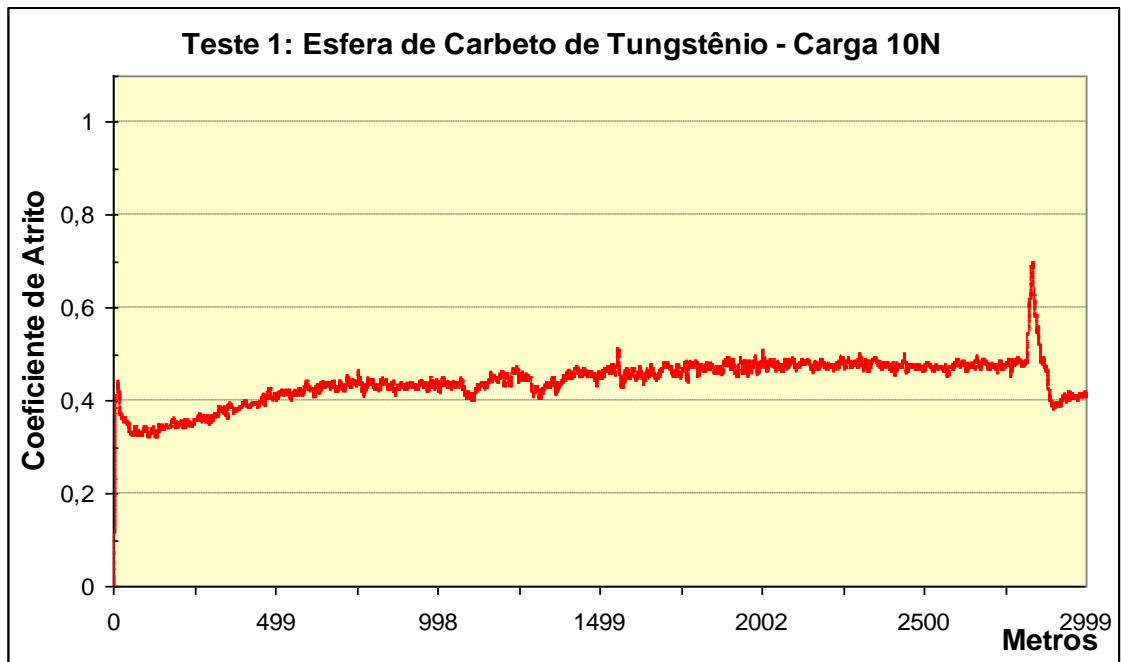


Figura 5.2: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Metal Duro (carga 10N).

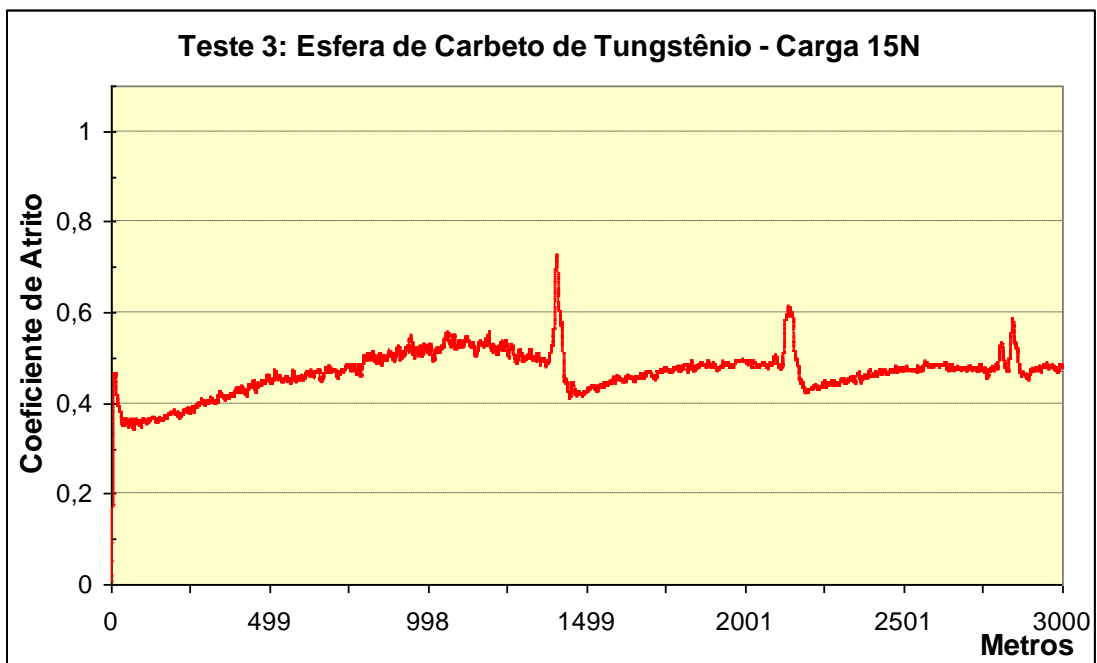


Figura 5.3: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera Metal Duro (carga 15N).

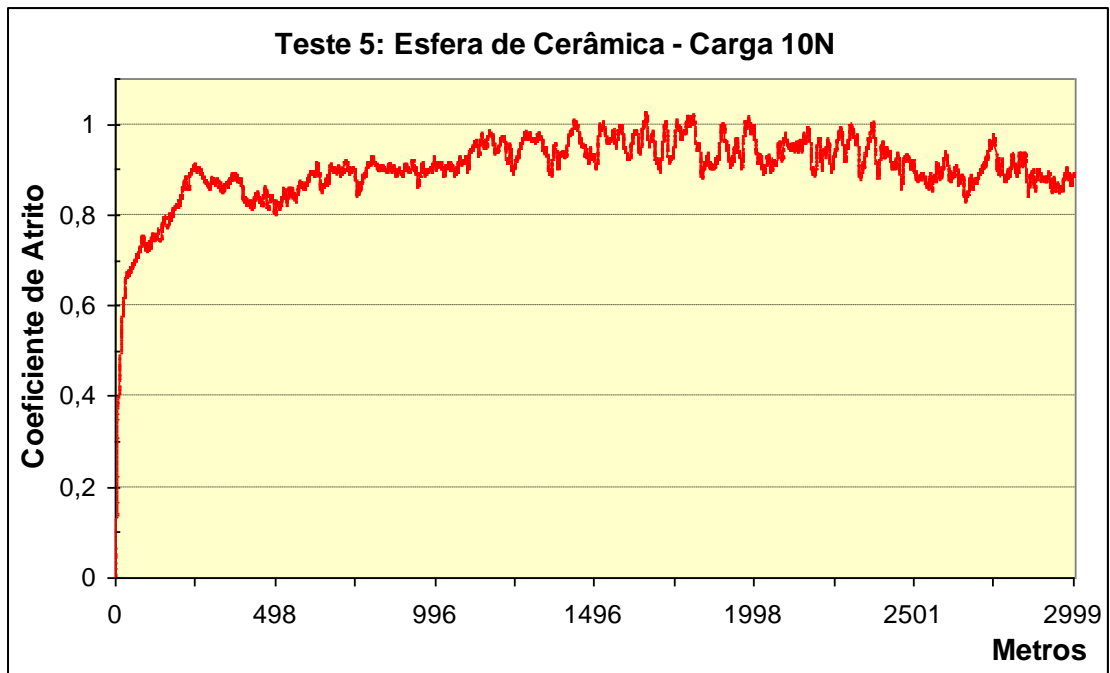


Figura 5.4: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Cerâmica (carga 10N).

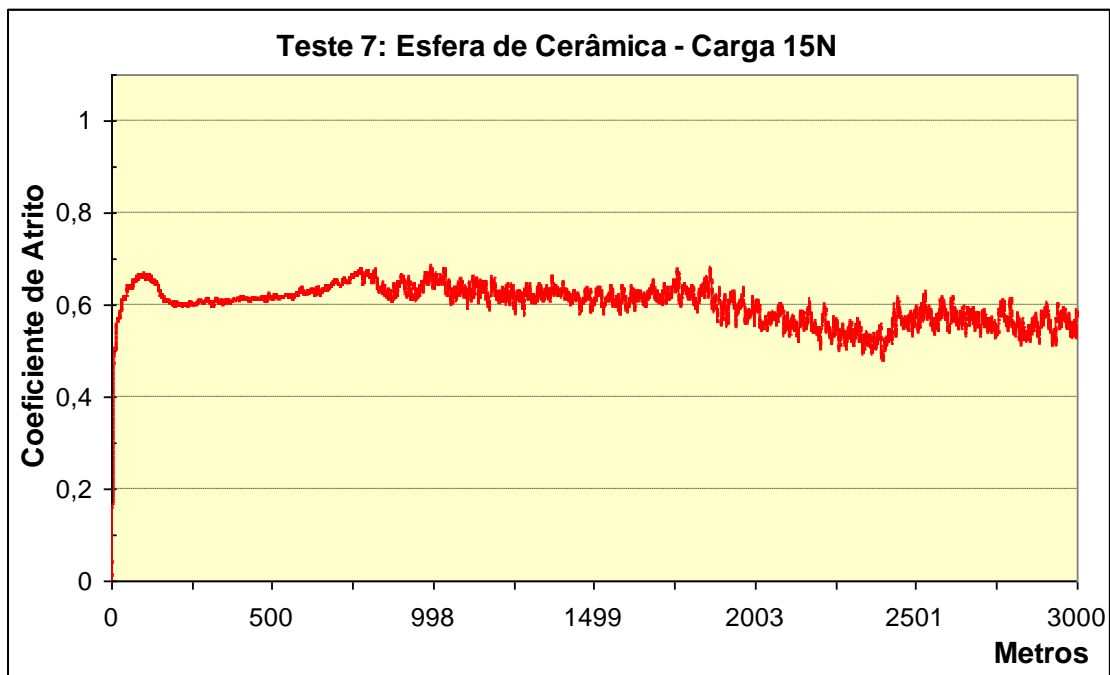


Figura 5.5: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Cerâmica (carga 15N).

A utilização da esfera de Si_3N_4 resultou em curvas de coeficiente de atrito com oscilações ao longo de todo o teste (Figura 5.5). Este aspecto da curva alinha-se com o observado na trilha de desgaste, que apresentou um aspecto de arrancamento que sugere a presença de um mecanismo de desgaste severo. Esse mesmo aspecto foi observado com o uso da esfera de aço inox (Figura 5.6), embora as durezas das esferas sejam distintas. No caso da esfera de aço inox observou-se adesão das superfícies com um percentual alto de perda de massa da esfera, sugerindo adesão entre as superfícies que forçou o encerramento do teste com apenas 362m de deslizamento, quando os demais ensaios percorreram uma distância de 3000m.

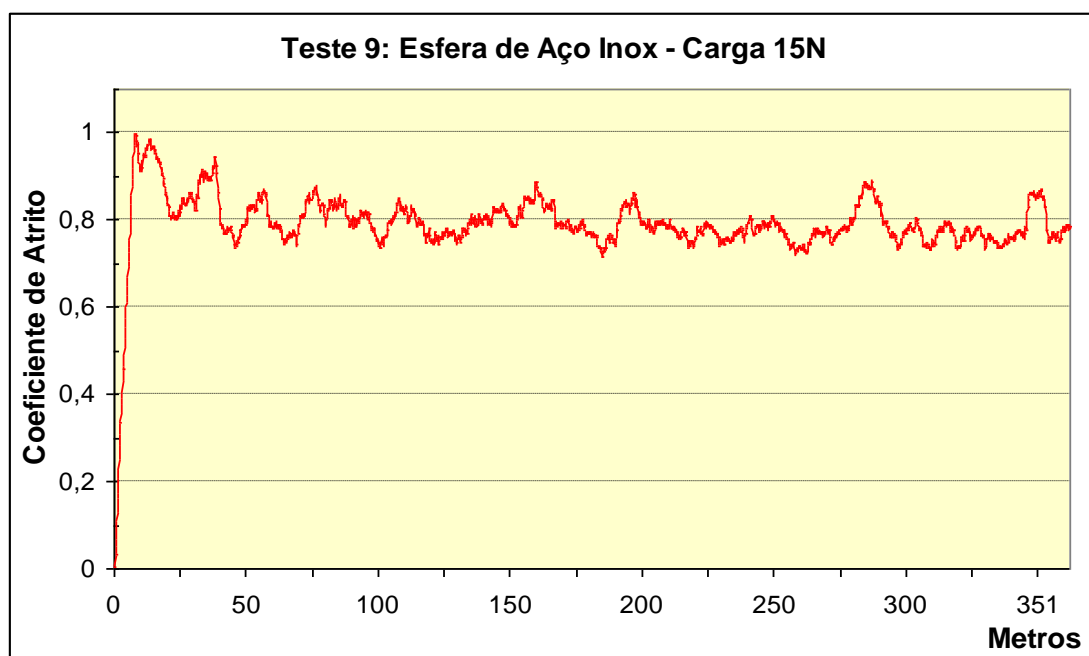


Figura 5.6: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera de Aço Inox (carga 15N).

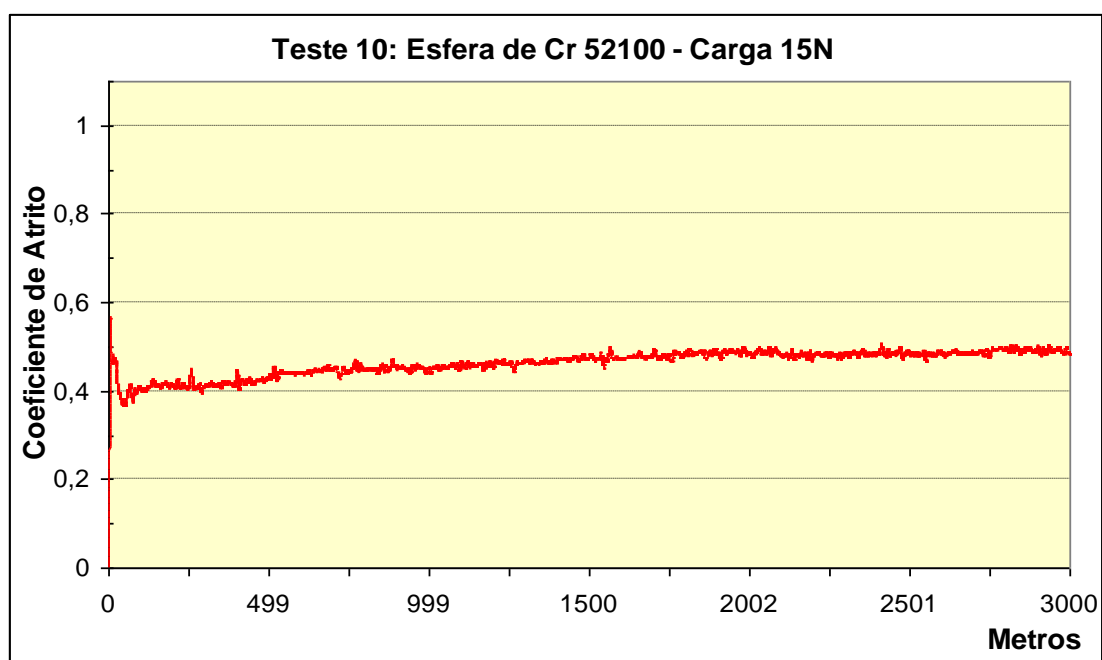


Figura 5.7: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera Cr 52100 (Carga 15N).

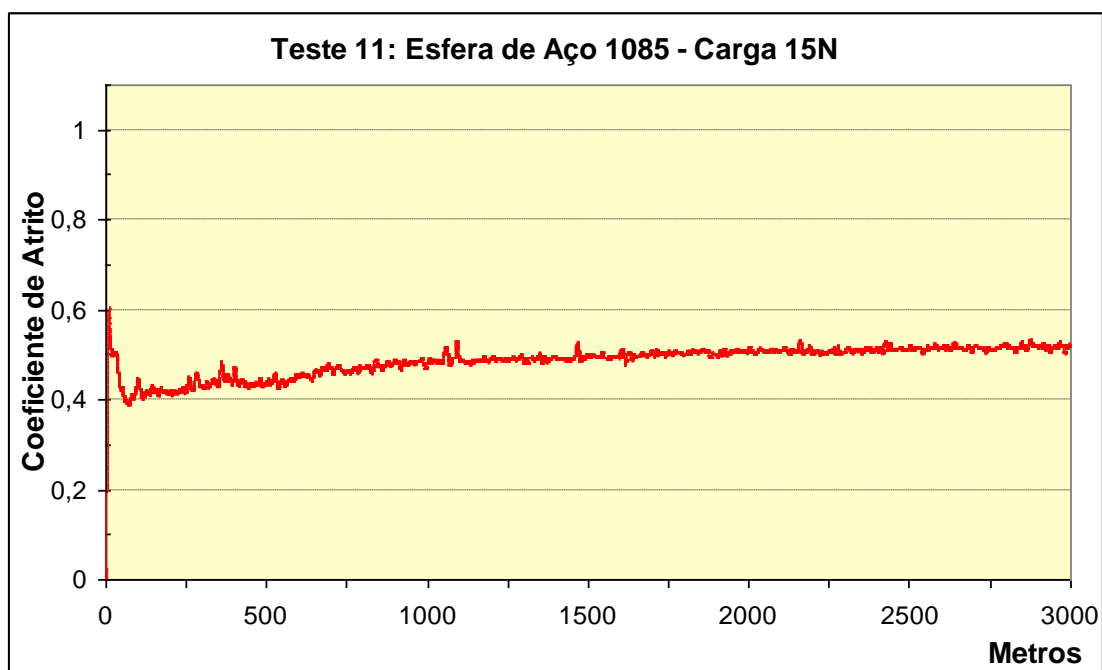


Figura 5.8: Ensaio de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”. Esfera Aço 1085 (Carga 15N).

Quando se utilizou as esferas de aço 52100 e de aço AISI 1085 (Figuras 5.7 e 5.8), obteve-se curvas de desgaste com menor quantidade de oscilações, sugerindo um

mecanismo de desgaste brando. Esta semelhança provavelmente oriunda do fato de ambas as esferas apresentarem durezas similares (Tabela V.2).

5.2. Análises Preliminares

O critério utilizado para a escolha dos parâmetros que serviram aos testes de desgaste do aço UBC após modificação superficial, foi selecionar parâmetros que tivessem sido mais efetivos em relação ao desgaste das amostras de aço UBC “Como Recebidas”. Pelos resultados obtidos na primeira série de testes preliminares, os parâmetros que melhores se adequaram ao critério foram: carga de 15N e raio de 7mm, que correspondeu a uma velocidade tangencial igual a 0,279m/s (Tabela V.1).

Para a escolha do contracorpo para os testes de desgaste do aço UBC após modificação superficial, o critério utilizado foi selecionar uma esfera que tivesse resistido a um desgaste mais significativo durante os testes no aço UBC “Como Recebido”.

A esfera de Cr 52100 apresentou um desgaste correspondente a uma perda de 0,06% da massa da amostra, associado a uma perda de 0,02% da massa da esfera. Mesmo tendo apresentado uma variação de massa da esfera inferior ao encontrado na esfera de Metal Duro, a largura da pista de desgaste observada (Figura 5.1) se mostrou superior à observada na pista gerada pelo desgaste com a esfera de Metal Duro, podendo esta diferença estar associada à precisão da balança utilizada.

A esfera de aço carbono 1085 gerou um desgaste na amostra de 0,08% entretanto, a esfera sofreu uma perda de massa de 0,07%, valor próximo ao ocorrido na amostra sem tratamento. Esta proximidade poderá expor a esfera a um desgaste crítico quando testada contra uma amostra endurecida superficialmente.

As esferas de aço inox se mostrou inadequada por ter apresentado um desgaste superior ao da amostra, que foi testada sem tratamento superficial. Este desgaste acelerado da esfera as inabilita ao teste nas amostras com tratamento para endurecimento superficial.

Os ensaios realizados com a utilização das esferas de cerâmica causaram um desgaste correspondente a 0,46% de perda de massa da amostra. Este desgaste poderia ser visto como um resultado promissor, não tivesse sido o expressivo desgaste sofrido pela esfera (0,23% em massa – Tabela V.2), o que sugere um desgaste mais acentuado quando os ensaios forem realizados nas amostras com superfície modificada.

Seguindo o critério para a escolha do contracorpo, as esferas de Cr52100 e de Metal Duro se mostraram as mais qualificadas (Tabela V.2). Como ambas as esferas apresentaram valores próximos de perda de massa, a esfera de Metal Duro, que apresentou uma largura de pista de desgaste mais estreita (Figura 5.1), sugere que mesmo operando perto do limite da precisão da balança, o desgaste nesta esfera foi realmente baixo. Outro ponto que influenciou na escolha da esfera de Metal Duro foi que a presença de tungstênio, na composição química da esfera, serve de marcador para a identificação de adesão de material da esfera na trilha de desgaste, como também para a detecção do desgaste da esfera nos detritos do desgaste (*debris*).

5.3. Sistemas Estudados

Foram estudados três sistemas. O primeiro sistema constitui de amostras de aço UBC “como recebido”, o segundo sistema de amostras de aço UBC nitretadas a plasma e o terceiro sistema de amostras de aço UBC nitretadas a plasma com deposição por PAPVD (*plasma assisted physical vapour deposition*) do filme tribológico de Cr-N. Este sistema é denominado neste trabalho de duplex. A figura 5.9 resume o plano de caracterização realizado nos três sistemas estudados, apresentando as condições dos testes e as técnicas utilizadas para a avaliação do desempenho quanto ao desgaste.

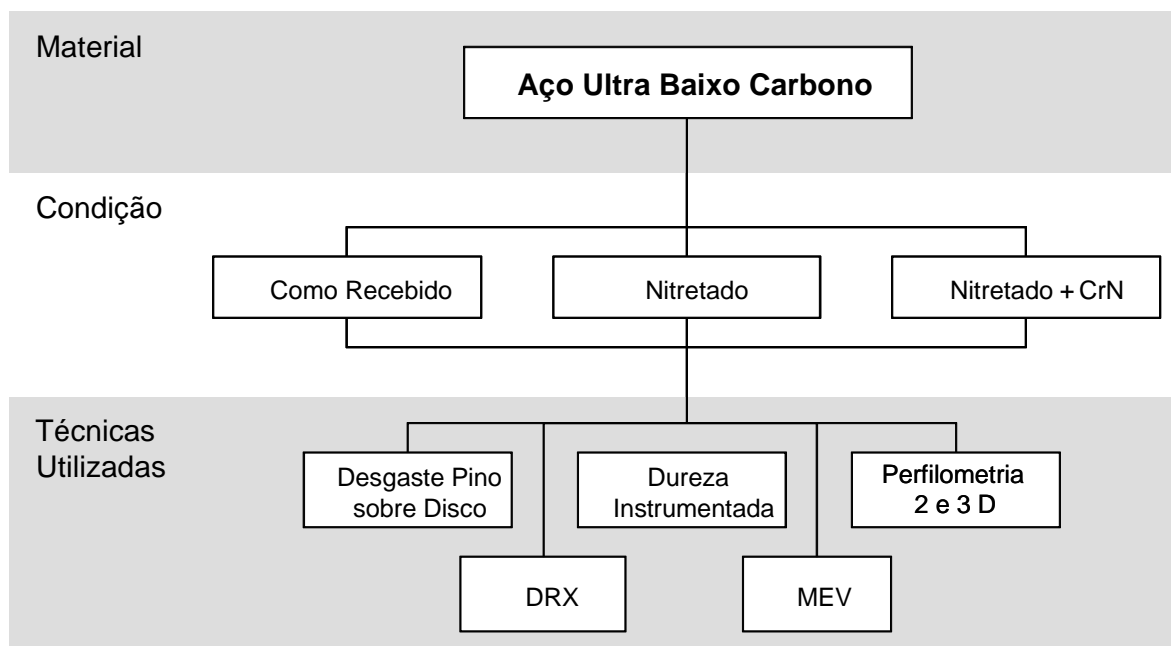


Figura 5.9: Condições das amostras e técnicas de caracterização a serem utilizadas.

As amostras não tratadas são as amostras utilizadas como recebidas, após processo de laminação a frio.

5.4. Identificação de Fases por Difratoimetria de Raios X

O processo para medição do parâmetro de rede é realizado de modo indireto. No caso de uma substância cúbica, o parâmetro a_0 será diretamente proporcional ao espaçamento d_{hkl} de qualquer conjunto de planos da rede cristalina. Ao medirmos o ângulo θ para este conjunto de planos, utilizando a lei de Bragg, será possível determinar d_{hkl} , e a partir deste valor calcular a_0 . O valor encontrado para a dimensão da célula unitária poderá variar ligeiramente entre diferentes picos do difratograma pelo erro associado à medida do ângulo θ . Entretanto, como o valor utilizado na equação de Bragg é $\text{sen}\theta$ e não diretamente o valor medido do ângulo θ , a precisão da distância interplanar (d_{hkl}) ou do parâmetro de rede dependerá da precisão em $\text{sen}\theta$. Como se sabe, os valores do seno de um ângulo variam menos à medida que este se aproxima de 90° . Desta forma a precisão nas medições de parâmetros estará associada ao uso de feixes refletidos com valores de θ tão próximos de 90° quanto possível (CULLITY, 1956; LEE, 2016).

As figuras 5.10 a 5.12 apresentam os difratogramas de raios X obtidos para as amostras de aço UBC Como Recebida, Nitretada a Plasma e Nitretada a Plasma + revestimento de Cr-N. As fases encontradas, em cada uma das amostras, estão indicadas nas respectivas figuras.

A figura 5.10 apresenta resultado obtido para o aço UBC como recebido. A ficha ICDD utilizada para a análise da ferrita foi a de número 00-006-0696. Observa-se que a única fase que se mostrou presente foi a ferrita, α -Fe, estrutura cúbica de corpo centrado, CCC), apresentando pico mais intenso para o plano (1 1 0). O parâmetro de rede, calculado conforme a equação 4.1, derivada da lei de Bragg, foi igual a 2,868Å, aproximado ao valor catalogado pelo ICDD de 2,866Å.

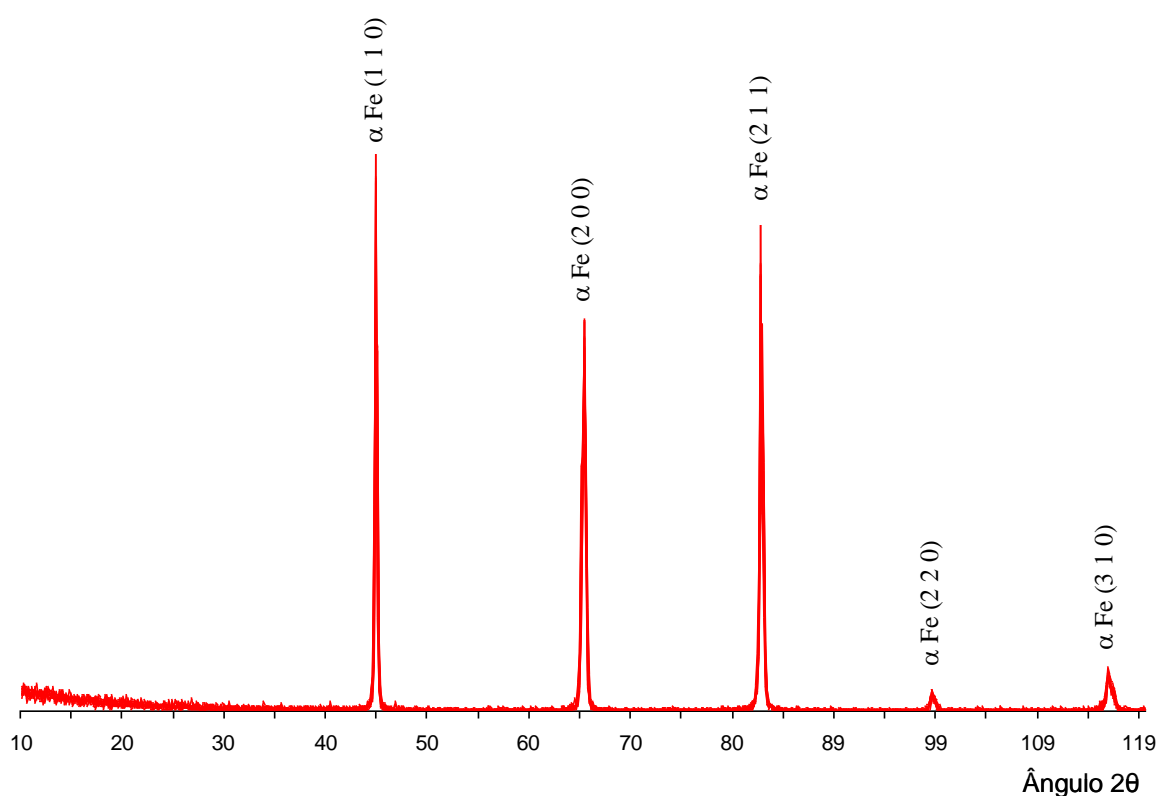


Figura 5.10: Difratograma do Sistema aço UBC “Como Recebido”.

Fonte: Laboratório de Raios X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.11 apresenta o difratograma correspondente ao sistema aço UBC Nitretado a Plasma. Nesta imagem também pode ser observada a presença da fase α -Fe, cujo

parâmetro de rede foi calculado apresentando valores de 2,875Å (α -Fe, 1 1 0) e 2,870Å (α -Fe, 2 0 0), um pouco maior que os parâmetros de rede observados para o sistema aço UBC “Como Recebido”. Esse maior valor do parâmetro de rede após a nitretação a plasma provavelmente está associado à dissolução do nitrogênio na solução sólida CCC do α -Fe.

Segundo Alves Jr. (2001), a camada de compostos formada no processo de nitretação é composta pelas fases γ' -Fe₄N e ϵ -Fe₂₋₃N. A zona de difusão é formada por uma solução sólida de nitrogênio na matriz e as fases γ' -Fe₄N e α'' -Fe₁₆N₂. A fase mais rica em nitrogênio encontra-se na superfície (ϵ -Fe₂₋₃N) e a com menor concentração de nitrogênio mais no fundo da camada de difusão (α'' -Fe₁₆N₂).

Devido à limitação da profundidade de análise do DRX (aproximadamente 5 μ m) e de acordo com Manfredini *et al* (2014), as fases observadas para as amostras do sistema aço UBC Nitretado a Plasma (Fig. 5.11) foram as fases ϵ -Fe₂₋₃N e γ' -Fe₄N, sendo que as orientações preferenciais ocorreram a 43,6° (ϵ -Fe₂₋₃N - 1 1 1) e a 69,9° (γ' -Fe₄N - 2 2 0). A fase α'' -Fe₁₆N₂ não foi detectada por DRX pois ela se encontra em maiores profundidades onde o DRX provavelmente não penetrou. As fichas ICDD utilizadas na determinação das fases de nitretos presentes na amostra de aço UBC Nitretado a Plasma foram as de número 01.0770.2005 (Fe₂N), 01.086.0232 (Fe₃N) e 01.086.0231 (Fe₄N).

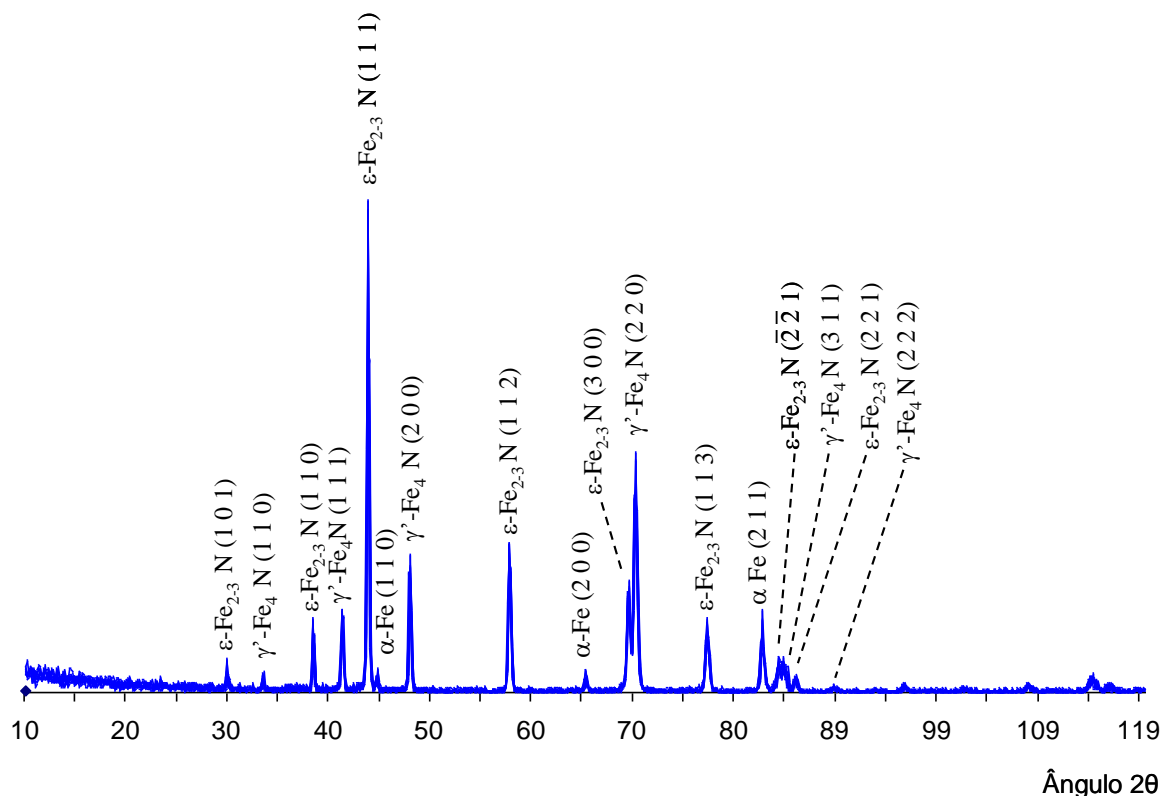


Figura 5.11: Difratoograma da amostra do sistema aço UBC Nitretado a Plasma.

Fonte: Laboratório de Raios X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.12 apresenta o diagrama de equilíbrio de fases da liga Fe-N (KRAUSS, 1993). Ao se analisar este diagrama, para temperaturas inferiores a 600°C, existirá uma transição da fase rica em nitrogênio, ϵ (hexagonal) para a fase γ' -Fe₄N, de estrutura cristalina CFC. Da mesma forma, conclui-se que para menores concentrações de nitrogênio tem-se a presença da fase α' -Fe₁₆N₂ que é uma fase α -Fe distorcida tetragonalmente com nitrogênio nos sítios octaédricos do Fe-CCC. Esta fase é identificada na microestrutura na forma de precipitados finos na ferrita. No aço UBC ferrítico após a nitretação a plasma, espera-se obter esta fase em maiores profundidades de difusão do nitrogênio, onde se espera baixos valores de nitrogênio.

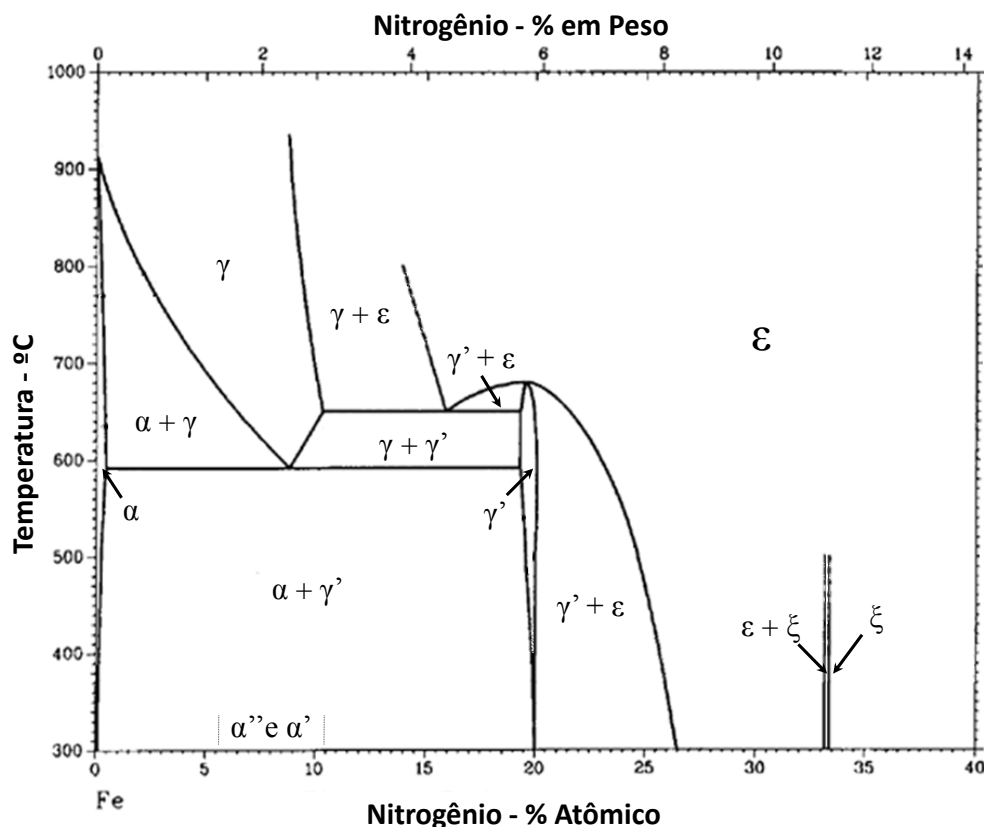


Figura 5.12: Diagrama de equilíbrio Fe-N.
 Fonte: adaptado de Krauss, G. 1993, p. 308.

O difratograma relativo ao sistema aço UBC Nitretado a Plasma revestimento de Cr-N é apresentado na figura 5.13. Nesta imagem verifica-se que picos observados se referem à presença de nitretos de cromo (Cr-N) e cromo (α -Cr), não sendo observada a presença da fase α -Fe ou de outras fases de nitreto de ferro ou o precipitado Cr_2N . As fichas ICDD utilizadas na determinação das fases presentes foi a de número 00.011.0065 para o nitreto de cromo e a ficha 01.085.1335 para o cromo. O pico mais intenso ocorreu a $43,42^\circ$, correspondendo ao Cr-N (2 0 0). O valor do parâmetro de rede calculado a partir do Cr-N (4 0 0), registrado a $96,5^\circ$, foi de $4,156\text{Å}$, valor aproximado ao catalogado na ficha IDCC que é de $4,140\text{Å}$. A presença de cromo metálico é função do processo de deposição de cromo antes de iniciar o processo de deposição a plasma do filme Cr-N.

A ausência de outras fases de nitretos neste difratograma provavelmente está associada à espessura do recobrimento de Cr-N ter cerca de $7,7\mu\text{m}$, superior à profundidade de

penetração dos raios X utilizado ($\pm 5\mu\text{m}$), não sendo assim capaz de detectar a presença dos nitretos das camadas mais internas.

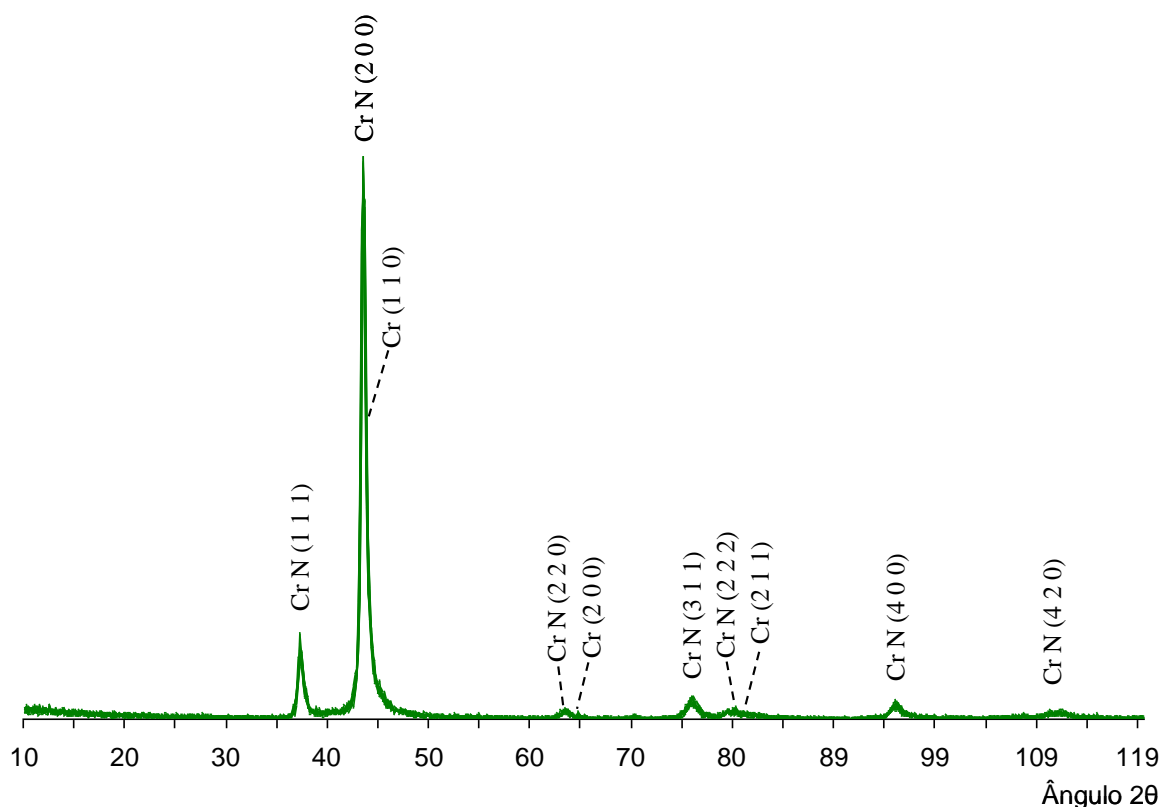


Figura 5.13: Difratograma sistema aço UBC Nitretado a Plasma + revestimento por nitreto de cromo.

Fonte: Laboratório de Raios X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.5. Metalografia da Seção Transversal

Para caracterizar a microestrutura do material foram obtidas imagens da seção transversal por microscopia eletrônica de varredura de todos os três sistemas, com aumento de 300, 1000 e 5000 vezes. A microestrutura, a profundidade das camadas no material tratado e a espessura do revestimento são apresentadas nas figuras 5.14 a 5.17.

Nessas imagens são reveladas a camada de compostos, as regiões de precipitados de nitrogênio na forma de agulhas grandes e pequenas (camada de difusão) e, o filme de nitreto de cromo.

A literatura relata que a camada de composto pode ser constituída pelas fases ϵ -Fe_{2,3}N, γ' -Fe₄N ou a mistura das fases. Lee *et al.* (2010) relataram que a zona de difusão superior é caracterizada pela presença de grande nitretos no formado de agulhas (γ' -Fe₄N + α -Fe). Estes nitretos estão presentes preferencialmente nos contornos de grãos e se estendem para o interior da matriz ferrita. Já a zona de difusão inferior é constituída principalmente por finos nitretos distribuídos na matriz ferrítica (α'' -Fe₁₆N₂) (LEE *et al.*, 2010; MANFRIDINI *et al.* 2014). Manfridini, Godoy e Santos (2017) relataram a presença do Fe₁₆N₂ na zona de difusão em um aço baixo carbono nitretado a plasma com condições similares a desta pesquisa. Todas essas fases ocorrem quando o limite de solubilidade do nitrogênio na ferrita (0,1 wt.%) é excedido. Desta forma, o nitrogênio em excesso promove a formação de nitretos de ferro (LEE *et al.*, 2010; MANFRIDINI; GODOY; SANTOS, 2017).

A figura 5.14 mostra a microestrutura do aço UBC “como recebido”. Pode-se observar que uma microestrutura ferrítica, característica do material, com grãos equiaxiais e presença de algumas inclusões.

A figura 5.15 ilustra a microestrutura transversal do aço UBC após nitretação a plasma (A) e após Nitretação a plasma + Revestimento de Cr-N (B), pelo processo PAPDV, em aumento de 300x. Pode-se notar uma mudança no aspecto microestrutural de ambos os sistemas (comparados com o material sem modificação superficial), com o aparecimento uma zona, próxima à superfície, onde os precipitados de nitretos que se apresentam na forma de agulhas grandes, enquanto a zona mais interior é formada por precipitados de nitretos na forma de agulhas pequenas distribuídas na matriz ferrítica. Observa-se que as camadas de precipitados apresentam praticamente as mesmas espessuras, com a camada de agulhas grandes apresentando uma espessura de 211,8 μ m na amostra Nitretada e 216,6 μ m na amostra Nitretada + Revestimento de Cr-N. Já as camadas de agulhas pequenas apresentaram a mesma espessura (299,2 μ m) em ambos os sistemas.

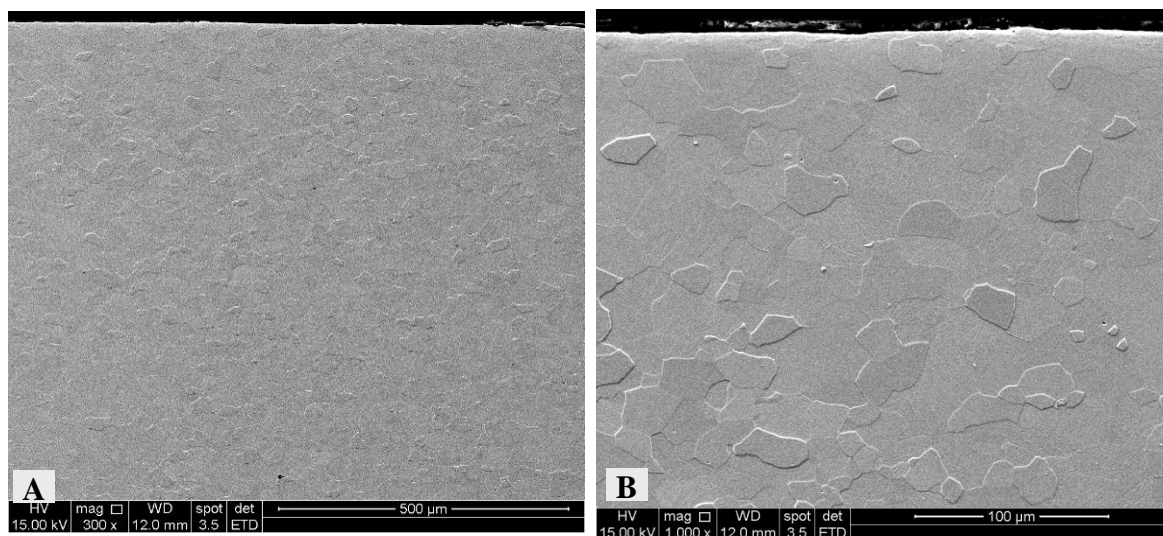


Figura 5.14: Metalografia da seção transversal do aço UBC como recebido. A) Aumento de 300x e B) aumento de 1000x. Elétrons secundários, ataque Nital 2%.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

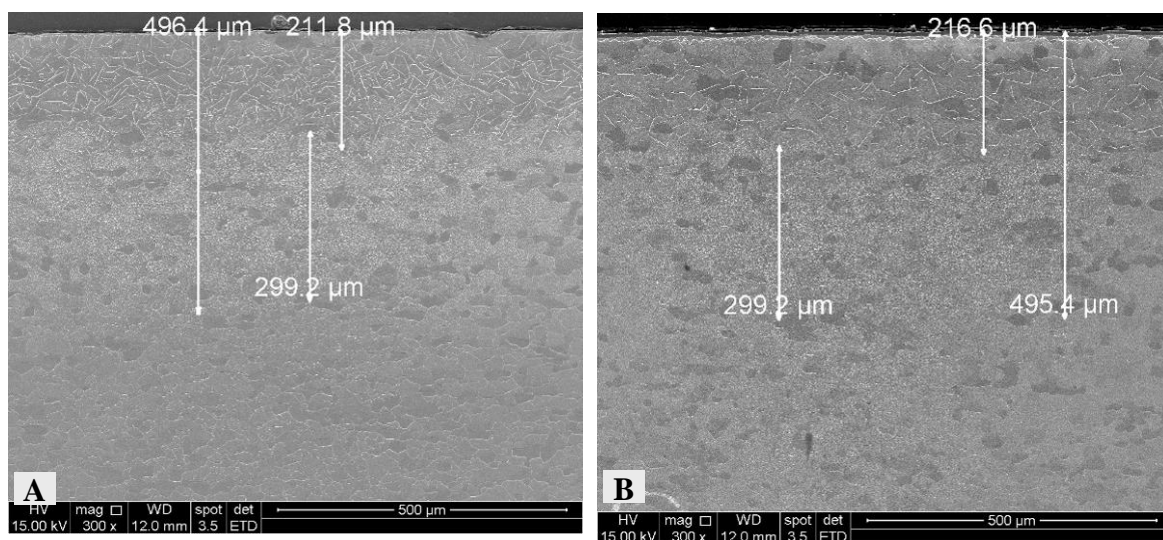


Figura 5.15: Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) aço UBC Nitretado a Plasma. B) aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 300x, elétrons secundários, ataque Nital 2%.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A Figura 5.16 retrata a microestrutura transversal da região próxima à superfície dos sistemas aço UBC Nitretado a Plasma e aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N, com aumento de 1000x. Nesta imagem estão assinalados os diferentes nitretos precipitados na matriz ferrítica de cada amostra. Na imagem da Figura 5.16 A, próximo à superfície, pode ser notada uma camada contínua (camada de compostos: ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N) recobrendo toda a superfície da amostra, seguida de uma região de agulhas grandes de nitretos (γ' -Fe₄N) e mais abaixo a região de agulhas muito finas (α'' -Fe₁₆N₂). Na Figura 5.16 B, pode-se visualizar uma primeira camada de revestimento, formada por nitreto de cromo (Cr-N), seguida pela camada de compostos (ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N), um pouco mais abaixo, a camada de agulhas grandes (γ' -Fe₄N + α -Fe) e na região inferior da imagem, uma região de agulhas pequenas (α'' -Fe₁₆N₂).

Embora ambos os sistemas apresentem as regiões de agulhas grandes e pequenas, pode-se perceber que ocorreu uma alteração na distribuição da camada de compostos. Esta camada que se apresentou com espessura relativamente homogênea na amostra como nitretada (Figura 5.16 A), se apresentou com grande variação na espessura e chegando a desaparecer em alguns pontos na imagem relativa ao sistema Nitretado + revestimento de Cr-N (Figura 5.16 B). Pode-se observar também a ocorrência de uma redução na quantidade de precipitados grandes e um refino dos precipitados formados por agulhas pequenas, após a deposição do revestimento de nitreto de cromo. Durante a deposição do filme Cr-N provavelmente houve um novo fluxo de difusão de nitrogênio, embora produzindo uma nova microestrutura resultando principalmente a precipitação de nitretos de α'' -Fe₁₆N₂ que apresentam menores concentração de nitrogênio relativo as outras fases de nitretos. A ferrita remanescente da etapa do processo de nitretação a plasma realizada antes do processo de deposição do recobrimento Cr-N em reator diferente, foi submetido a um novo fluxo de nitrogênio levando a precipitação de nitretos de baixa concentração de nitrogênio.

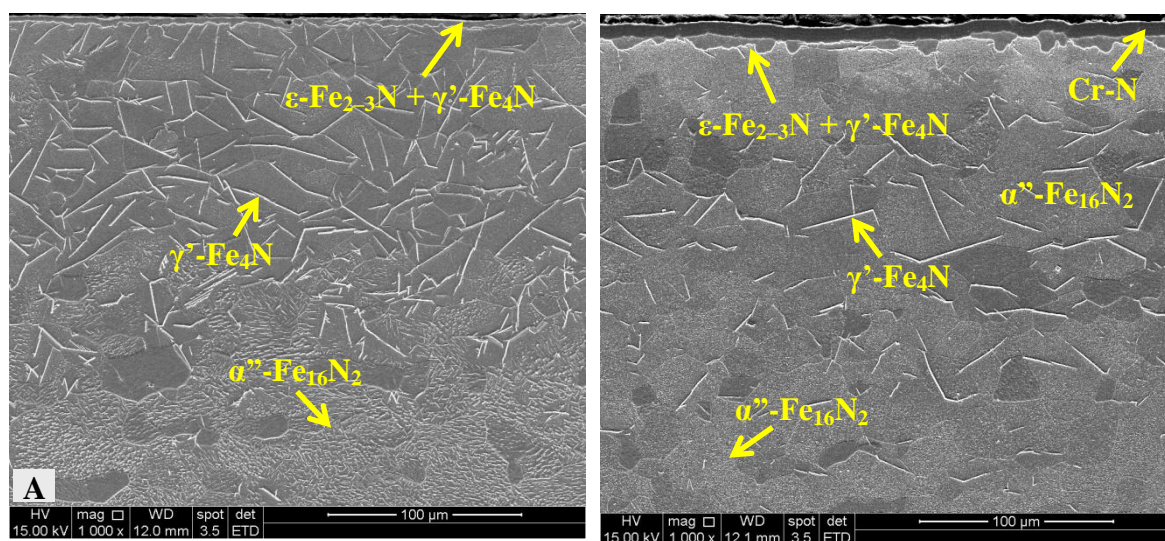


Figura 5.16: Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) aço UBC Nitretado a Plasma. B) aço UBC Nitretado a Plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 1000x, elétrons secundários, ataque Nital 2%.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

As imagens A e B da Figura 5.17 ilustram a região próxima à superfície das amostras dos aços UBC modificados superficialmente, enquanto as imagens C e D apresentam a área mais interna, relativa à região dos nitretos precipitados na forma de agulhas muito finas.

A Figura 17B retrata, em detalhe, as regiões mais superficiais da amostra Nitretada + revestimento de Cr-N. A medida da espessura da camada de revestimento de nitreto de cromo aponta para uma espessura em torno de 7,752 μm . Nesta imagem pode-se também notar que a camada de compostos que se mostrava, de certa forma, homogênea e com uma espessura em torno de 4,198 μm no sistema aço UBC Nitretado a plasma (Figura 5.17A), passou a se mostrar irregular, com espessura variando (no campo da imagem) de 13,52 a 4,896 μm , sendo que já foi observado (Figura 5.16B) que, em algumas localizações, esta camada chegou a desaparecer.

Na figura 5.17, pode-se observar também que, na comparação entre os sistemas aço UBC Nitretado a plasma e aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, houve uma redução da presença de precipitados de nitretos na forma de agulhas grandes e que associado à esta, houve o aparecimento de maior quantidade de nitretos precipitados na forma de agulhas pequenas. Esta redução dos precipitados na forma de agulhas grandes (γ' -Fe₄N) e o surgimento de nitretos precipitados mais finamente (α'' -Fe₁₆N₂), nas camadas superiores, possivelmente está relacionado ao processo de revestimento, quando as amostras foram submetidas, por um período superior a 11 horas, a uma temperatura de até 420°C, levando difusão de nitrogênio a camadas mais profundas em menor quantidade. Em resumo, a termodinâmica do processo de nitretação, que é função do gradiente de nitrogênio da superfície (N_s) para a concentração de nitrogênio no interior do aço (N_o), mudou relativo ao processo único de nitretação a plasma.

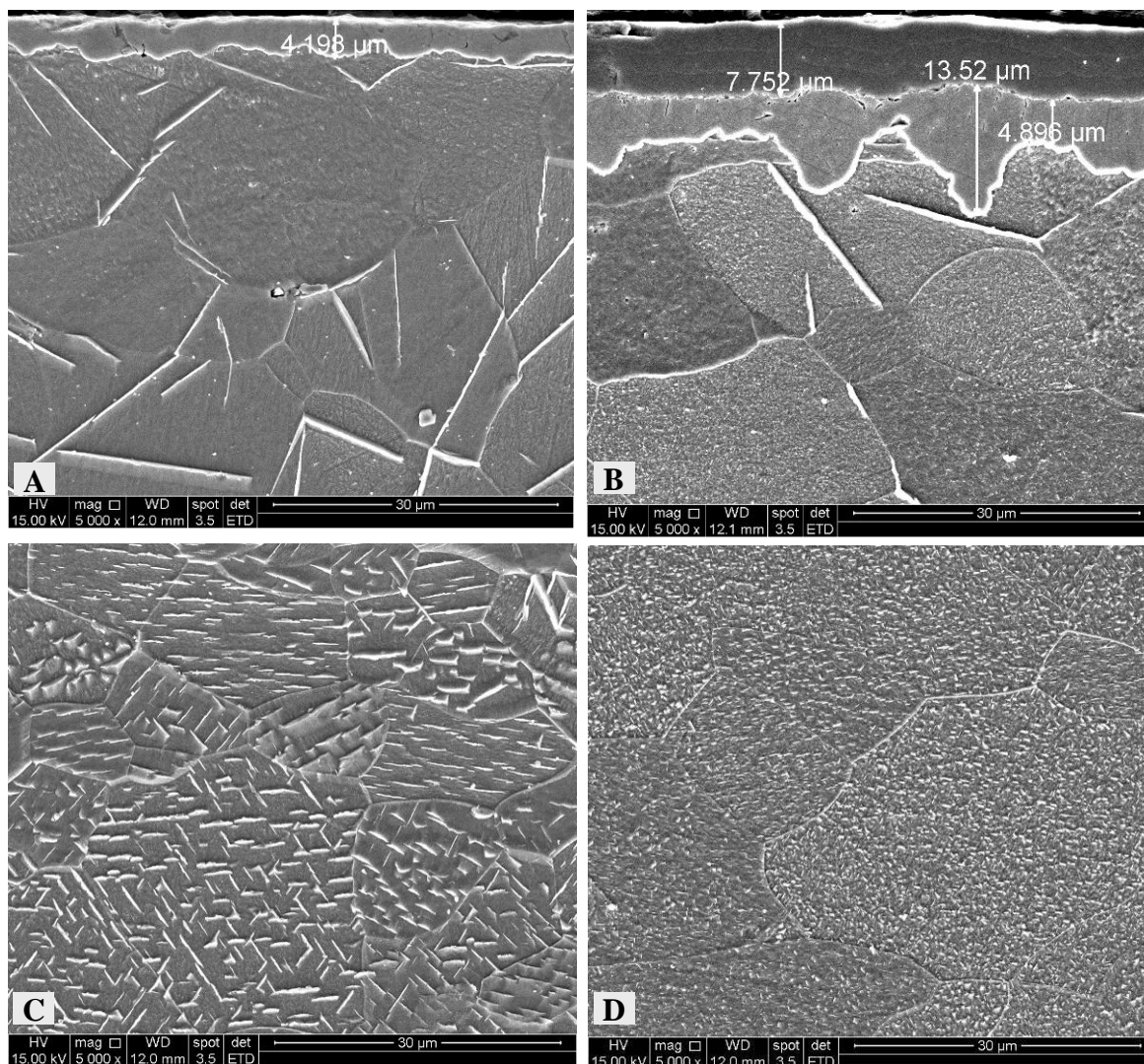


Figura 5.17: Metalografia da seção transversal do aço UBC. A) e C) aço UBC Nitretado a plasma, B) e D) aço UBC Nitretado a plasma + Revestimento de Cr-N. Aumento 5000x, elétrons secundários, ataque Nital 2%.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Eng. da UFMG.

Os resultados obtidos pela análise de DRX apresentaram resultados compatíveis com os resultados obtidos por análise de imagens por SEM, para uma profundidade de penetração de $\pm 5\mu\text{m}$ dos raios X, que é a profundidade de penetração característica quando se utiliza difratômetro com tubo de cobre e pequenos ângulos (θ) nas análises.

5.6. Dureza Instrumentada

As curvas das medidas de ultramicrodureza, ao longo da espessura das amostras do aço UBC como recebido, nitretado a plasma e nitretado a plasma + revestimento de Nitreto de Cromo, estão apresentadas nas figuras 5.18 a 5.22.

A figura 5.18 apresenta o perfil das curvas de ultramicrodureza (H_{IT}) relativas ao material Como Recebido, com carga de 1900mN. Pode-se observar que apesar de existir uma dispersão dos valores de dureza nos primeiros 1250 μm , as curvas apresentam valores similares ao longo da espessura da amostra, não sendo identificada uma diferença significativa entre os valores medidos. Pode-se verificar que a dureza do material, Como Recebido, é de aproximadamente $(1,540 \pm 0,109\text{GPa})$.

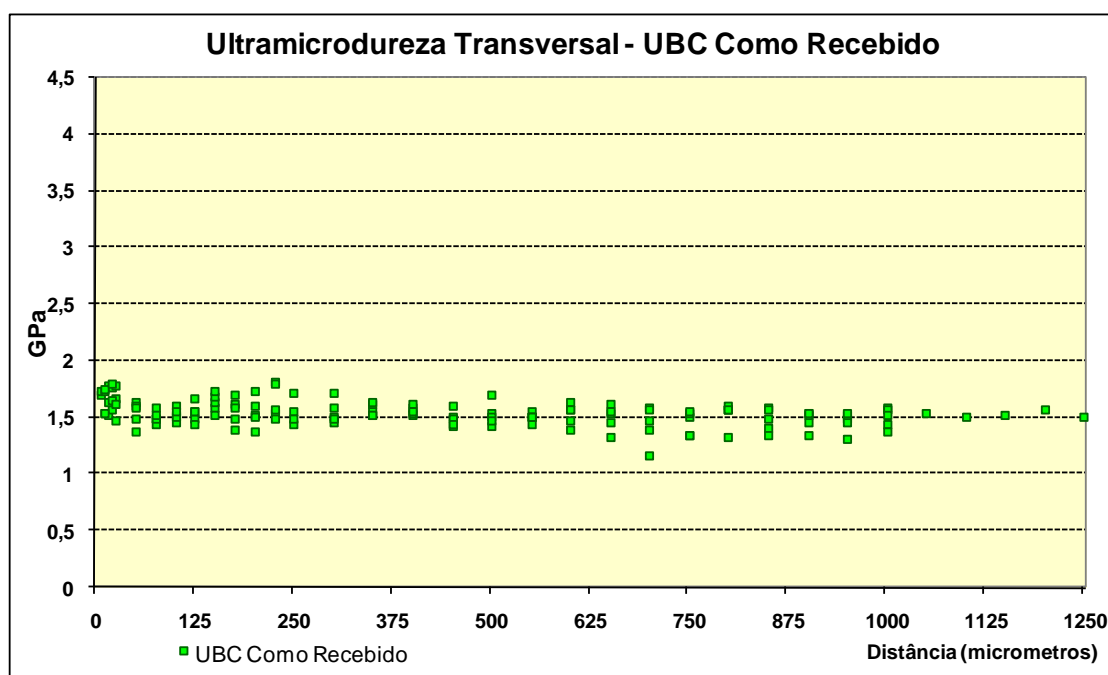


Figura 5.18: Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do Aço UBC “Como Recebido”, até a profundidade de 1250 μm - carga de 1900mN.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.19 apresenta os resultados dos testes de ultramicrodureza para o aço UBC Nitretado a Plasma. Observa-se que o processo de nitretação aumentou a dureza do aço,

não apenas na superfície, mas ao longo da sua espessura. As primeiras medidas, a 25 μm da superfície, apresentaram valores inferiores às medidas realizadas na sequência, possivelmente por interferência da sua proximidade à superfície do material. Os valores máximos de dureza foram obtidos até a profundidade de 650 μm (aproximadamente 3,2GPa, o que equivale a concluir que a nitretação duplicou a dureza do aço UBC “Como Recebido”), quando passou a reduzir, o valor mínimo de cerca de 1,5GPa ocorreu com a profundidade próxima a 1.000 μm , que é a dureza aproximada do substrato, voltando a aumentar a partir desta região. O fato de a dureza passar por um mínimo e voltar a elevar se deve ao fato de que a amostra tem cerca de 2mm de espessura e o processo de nitretação utilizado ocorreu pelas duas faces, sendo desta forma esperado que a dureza passe por um mínimo nesta região (aço UBC sem modificação superficial), que é a central da amostra. Embora as análises realizadas por microscopia eletrônica de varredura tenham detectado a ocorrência de precipitados de nitretos até uma profundidade de cerca de 500 μm , a dureza do material nitretado teve seus valores afetados até uma profundidade próxima a 1000 μm , resultado alinhado com os resultados de Czerwicz, Renevier e Michel (2000). Até esta profundidade de 1000 μm , o nitrogênio provavelmente difundiu no $\alpha\text{-Fe}$, levando a formação de uma fase ferrita saturada em nitrogênio e presença de precipitados em menor quantidade, não visíveis no MEV. Esta fase CCC saturada em nitrogênio apresenta menor dureza relativa a região onde além da presença desta fase, ocorre a formação de nitretos.

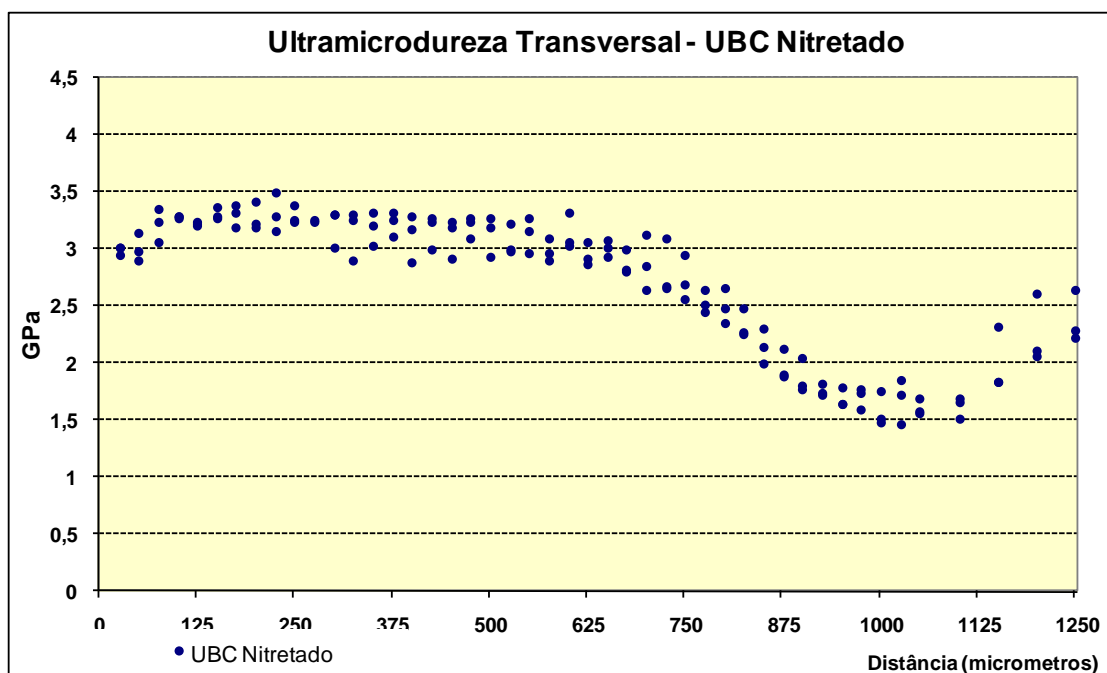


Figura 5.19: Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma, até a profundidade de 1250 μ m - carga de 1900mN.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

Com relação ao aço UBC Nitretado a plasma e o sistema aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, as figuras 5.20 e 5.21 ilustram as curvas de ultramicrodureza realizadas. A figura 5.20 apresenta o resultado obtido pelo teste realizado com carga de 100mN nos primeiros 25 μ m, a partir da superfície. Com teste tentou-se medir a dureza relativa ao revestimento de Cr-N que apresentou, na micrografia, espessura próxima de 7 μ m. Observa-se que nos primeiros 7 μ m obtém-se um valor médio de dureza de 5,28GPa, com desvio padrão de 0,83GPa, valor este que se estabiliza a partir de 9 μ m em valor médio de 2,76GPa, com um desvio padrão de 0,12GPa.

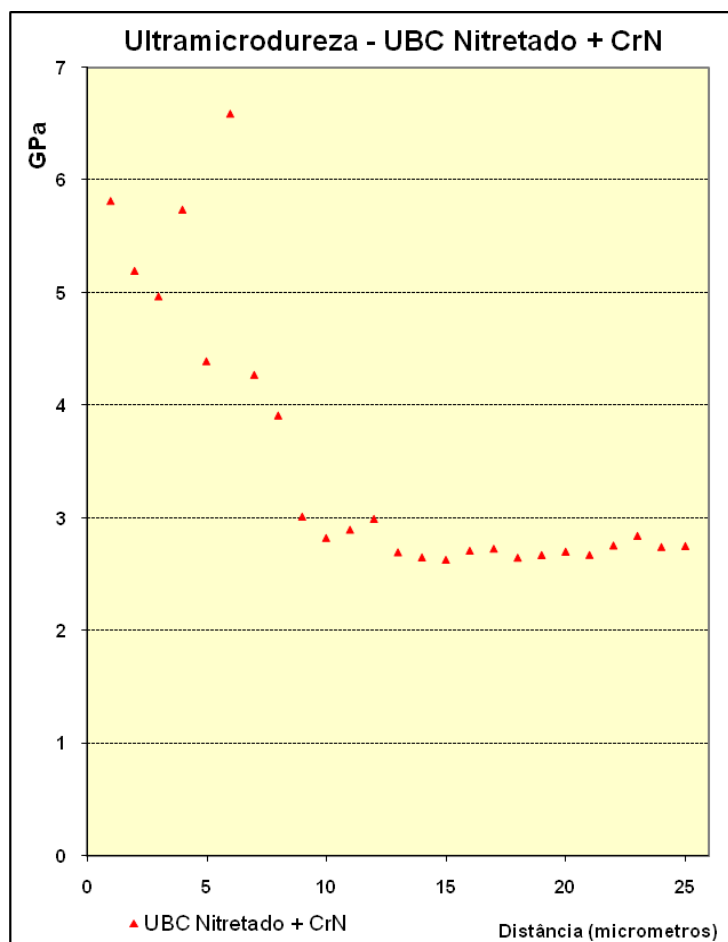


Figura 5.20: Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma + Cr-N, até a profundidade de 25 μ m - carga 100mN.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

A figura 5.21 apresenta o resultado do ensaio de ultramicrodureza realizado, no sistema aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, com carga de 1900mN, até a profundidade de 1250 μ m. Pode-se observar que da mesma forma que no material nitretado, os valores mais elevados de dureza ocorrem até uma profundidade aproximada de 625 μ m da superfície ($3,54 \pm 0,129$ GPa), reduzindo mais acentuadamente a partir do 775 μ m, chegando aos menores valores quando a profundidade do ensaio se aproxima de 1000 μ m. Novamente, a ocorrência destes menores valores, nesta zona, se justifica pelo fato da amostra possuir espessura total de cerca de 2,0mm e o processo de nitretação e de revestimento por camada de Cr-N ocorrer através das duas superfícies da amostra. Este gráfico reproduz o perfil de dureza (H_{IT}) observado para o sistema aço

UBC Nitretado a plasma (fig. 5.19), passando por um mínimo na posição relativa ao meio da espessura.

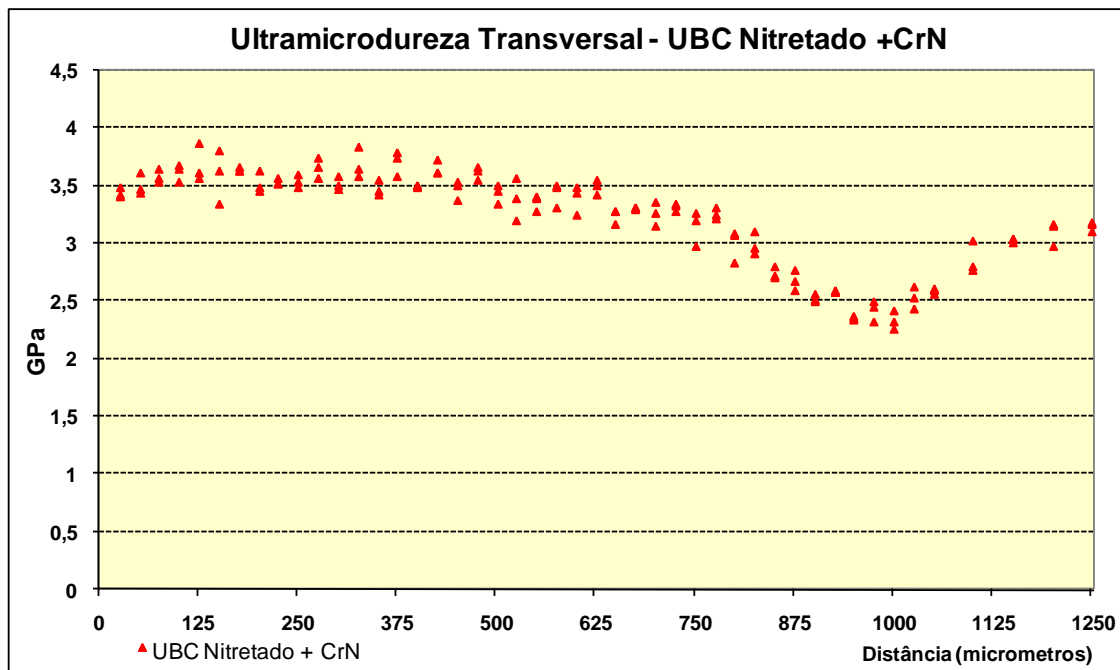


Figura 5.21: Gráfico de ultramicrodureza na seção transversal do aço UBC Nitretado a plasma + Cr-N, até a profundidade de 1250 μ m - carga 1900mN.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.22 apresenta, de forma combinada, os resultados dos testes de ultramicrodureza nos 3 sistemas estudados. Conforme esperado, o tratamento de nitretação a plasma, aumentou significativamente a dureza do aço UBC ao longo da sua espessura (em torno de 2 vezes) e a deposição do revestimento de nitreto de cromo acarretou em novo aumento da dureza, para além da camada de revestimento. Pode-se supor que o processo de deposição da camada de Cr-N, por haver sido realizado em uma faixa de temperatura de até 420°C, por um período de tempo superior a 11h (conforme descrito em Materiais e Métodos - 4.4. Preparação das Amostras), afetou a difusão do nitrogênio no material acarretando em refino dos nitretos precipitados, tanto na forma de agulhas grandes como na forma de agulhas pequenas (Figura 5.17). Além do refino dos nitretos, que pode ser percebido através da microscopia eletrônica de varredura, há de se supor que a influência do tratamento de revestimento de nitreto de

romo na difusão do nitrogênio foi além desta região (visível até cerca de 500 μm) visto que a perturbação nos valores de dureza do sistema aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, quando comparados com os valores do sistema somente nitretado, se estende por toda a curva de dureza, como pode se observar na Figura 5.22.

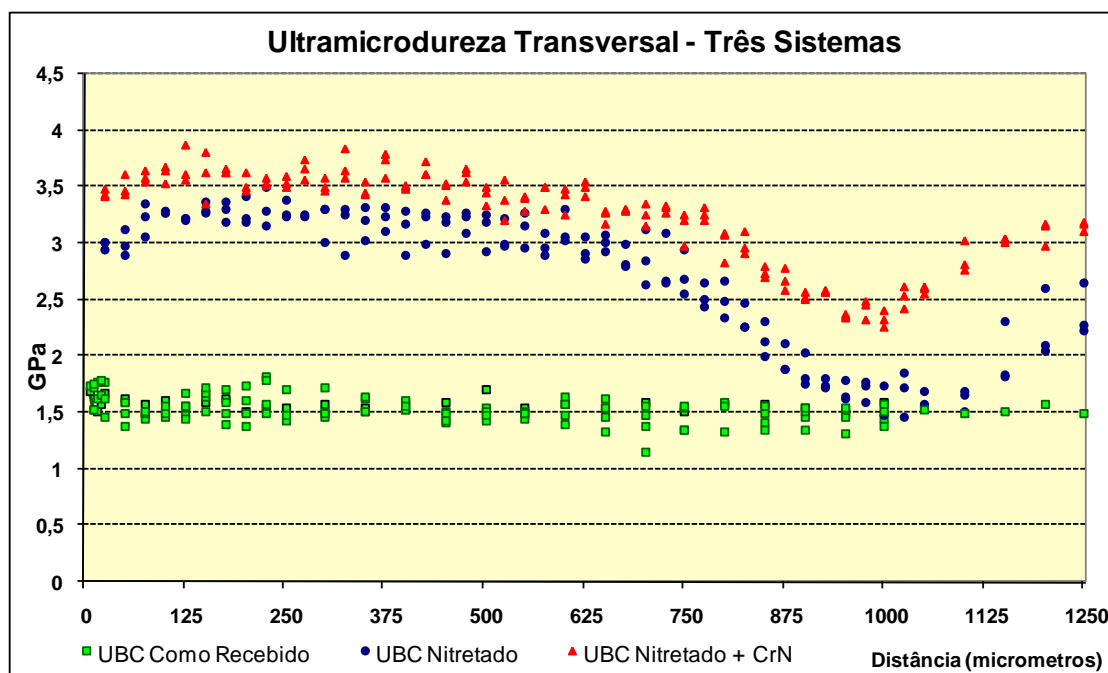


Figura 5.22: Superposição dos gráficos de ultramicrodureza na seção transversal dos aços UBC, nos 3 sistemas estudados, até a profundidade de 1250 μm - carga 1900mN.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7. Desgaste por Deslizamento Esfera sobre Disco

Foram realizados ensaios de desgaste nos três sistemas (Como Recebido, Nitretado e Nitretado + Revestimento de Cr-N), com cargas de 5, 15 e 30N e com distâncias de deslizamento de 50, 200, 1600 e 5800m.

Em todos os testes utilizou-se raio da trilha igual a 7mm, esfera de Metal Duro com raio igual a 6,35mm e velocidade de deslizamento igual a 380 rpm, o que corresponde a uma velocidade tangencial de 0,279m/s. A Tabela V.4 apresenta um resumo dos testes realizados.

Para o material aço UBC “Como Recebido”, foram realizados testes de desgaste com carga de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m. No aço UBC Nitretado a plasma foram realizados testes com cargas de 5, 15 e 30N, sendo que para a carga de 5N foi realizado apenas o teste na distância de 1600m. Com a carga de 15N, foram feitos testes de 50, 200 e 1600m. Já para a carga de 30N foram realizados testes nas distâncias de deslizamento de 1600 e 5800m. Para o sistema do aço UBC nitretado + revestimento de Cr-N, foram realizados os mesmos teste de desgaste do material Como Recebido ou seja: carga de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m.

Tabela V.4: Testes de deslizamento realizados, por condição superficial da amostra, distância de deslizamento e carga normal aplicada.

Amostra de Aço UBC	Carga Normal (N)	Distância Deslizamento (m)
Como Recebido	30	1.600
		5.800
Nitretado a plasma (T = 500°C; t = 6h)	05	1.600
		50
	15	200
		1.600
	30	1.600
		5.800
Nitretado a plasma (T = 500°C; t = 6h) + Revestimento de Cr-N (T = 380 ~ 420°C; t = 6,5h)	30	1.600
		5.800

5.7.1. Análises Perfilométricas 2D

5.7.1.1. Distância de deslizamento 1600m, carga normal 30N

A tabela V.5 apresenta os resultados de profundidade e largura das trilhas de desgaste obtidas nos testes realizados com distância de deslizamento de 1600m e carga normal de 30N, nos três sistemas estudados, medidas através de perfilometria 2D. Pode-se

observar que a amostra que apresentou maior resistência ao desgaste, em relação à profundidade e largura da trilha foi a amostra aço UBC Nitretado a plasma + revestimento Cr-N, seguida pela amostra do aço UBC Nitretado a plasma e a que mais de desgastou foi a amostra Aço UBC “Como Recebida”.

Como observado na metalografia transversal, a espessura da camada de compostos da amostra Nitretada foi de aproximadamente $4,2\mu\text{m}$, resultado este que indica que, para este sistema e condições de teste (30N), a camada de compostos foi ultrapassada durante o teste de desgaste. Entretanto, com relação a amostra do aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N o desgaste não foi suficiente para ultrapassar o revestimento, que medido através de microscopia eletrônica, apresentou espessura de $7,752\mu\text{m}$ e a profundidade de desgaste observada, neste teste com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m, foi de $1,75\mu\text{m}$.

Tabela V.5: Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados com distância de deslizamento de 1600m, carga normal de 30N, em aço UBC “Como Recebido”, Nitretado a plasma e Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, medidas através de perfilometria 2D.

Medidas	Deslizamento 1600m – Carga 30N					
	Como Recebida		Nitretada		Nitretada + Cr-N	
	Prof. (μm)	Larg. (mm)	Prof. (μm)	Larg. (mm)	Prof. (μm)	Larg. (mm)
1	17,2	0,745	18,7	1,190	2,08	0,195
2	22,6	0,737	9,8	0,740	1,38	0,181
3	31,9	0,782	10,6	0,957	1,72	0,218
4	23,1	0,723	8,2	0,893	1,57	0,210
5	28,5	0,782	6,2	0,777	1,81	0,226
6	18,1	0,738	10,7	0,894	1,87	0,225
7	20,6	0,760	15,2	1,000	1,71	0,211
8	24,7	0,729	7,9	0,858	1,88	0,218
Média	23,3	0,750	10,9	0,914	1,75	0,211
Desvio Padrão	5,00	0,023	4,14	0,141	0,21	0,015

Da comparação entre a amostra aço UBC “Como Recebido” e a amostra aço UBC Nitretado a plasma observa-se que, embora a largura da trilha da amostra Aço UBC Nitretado tenha valores similares da amostra aço UBC “Como Recebida”, a profundidade do desgaste da amostra do aço UBC Nitretado (10,9 μ m) foi inferior ao observado na amostra Como Recebida (23,3 μ m), sugerindo maior resistência ao desgaste do aço UBC nitretado. A similaridade dos valores das larguras das trilhas indicando uma largura ligeiramente maior para o sistema aço UBC nitretado (0,914 μ m) que o aço UBC “como recebido” sugere que houve desgaste da esfera de WC-Co, levando a um alargamento da calota de desgaste da esfera, aumentando a largura da trilha de desgaste. Este item será posteriormente analisado.

Por outro lado, a menor profundidade da trilha do aço UBC Nitretado recoberto com Cr-N indicou fortemente a alta resistência ao desgaste por deslizamento deste sistema relativo aos demais, dentro das condições estudadas (30N, 1600m)

5.7.1.2. Distância de deslizamento 5800m, carga normal 30N

A figura 5.23 apresenta o aspecto visual das trilhas de desgaste obtidas nos testes de realizados com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 5800m, em amostras dos três sistemas estudados. Na figura 5.23A, pode-se observar o aspecto da trilha resultante do desgaste por deslizamento no aço UBC “Como Recebido”, enquanto que as letras B e C retratam as trilhas relativas ao material aço UBC Nitretado a plasma e aço UBC Nitretado + revestido por PAPVD de filme de nitreto de cromo respectivamente. Embora os coeficientes de atrito registrados durante o teste de deslizamento para os sistemas aço UBC e aço UBC nitretado tenha permanecido na faixa de 0,2 a 0,6, o que não é característico do desgaste severo (BHUSHAN, 2002. RABINOWICZ, 1965; HUTCHINGS, 1992), o aspecto visual, observado nas trilhas relativas ao aço UBC Como Recebido e aço UBC Nitretado (letras A e B), mostram trilhas com desgaste aparentemente agressivo, com aparência de arrancamento de material, sugerindo um mecanismo de desgaste severo (deformação plástica). A diferença marcante é que no aço UBC “como recebido” a trilha apresenta com coloração marrom, sugerindo a presença de óxidos ferrosos. A figura 5.23 C, apresenta

a trilha resultante do deslizamento realizado no material aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N. Nesta imagem pode-se observar que o aspecto visual da trilha se mostra menos áspero, sugerindo um regime de desgaste brando (oxidativo). O aspecto visual da superfície relativo a cor indica similaridade entre este sistema revestido por Cr-N e o aço UBC, somente nitretado.

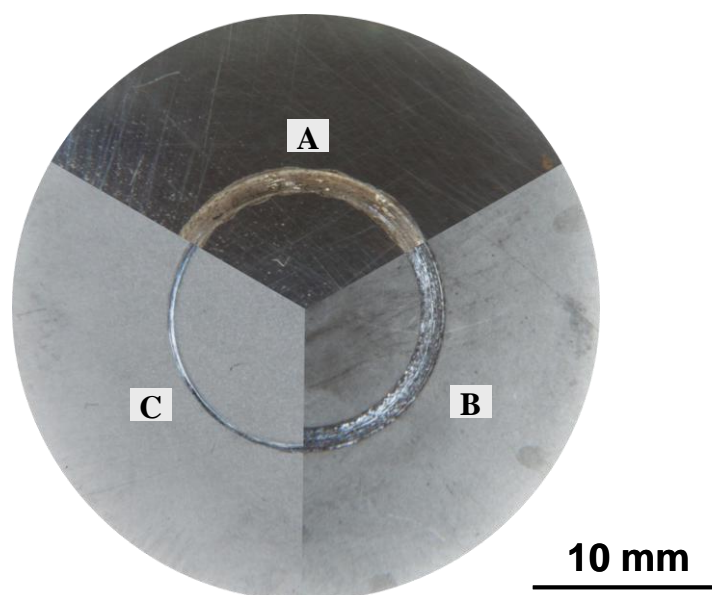


Figura 5.23: Aspecto visual das trilhas de desgaste dos ensaios realizados nos três sistemas, com carga de 30N e distância de deslizamento de 5800m. A) Como Recebido; B) aço UBC Nitretado a plasma e C) aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N.

Fonte: Próprio autor com colaboração de Mário José B. S. Freitas.

Para as medidas de largura e profundidade das trilhas de desgaste, após os testes de deslizamento realizados na distância de 5800m e carga normal de 30N, foi utilizado o perfilômetro do Laboratório Nanotec-Tribologia. Como descrito anteriormente, o software do equipamento realiza a medição da profundidade máxima encontrada por comparação com o nível médio da superfície selecionada (na legenda da figura: Altura máxima). Como resposta, além da profundidade da trilha o software fornece a profundidade média (na legenda da figura 5.24: Altura média) e a largura da trilha aferida na região de medição (na legenda da figura 5.24: Largura e indicado na figura como a região entre as demarcações L / R). A figura 5.24 mostra a resposta do software com a ferramenta para cálculo da profundidade e largura da trilha de desgaste para os três sistemas estudados.

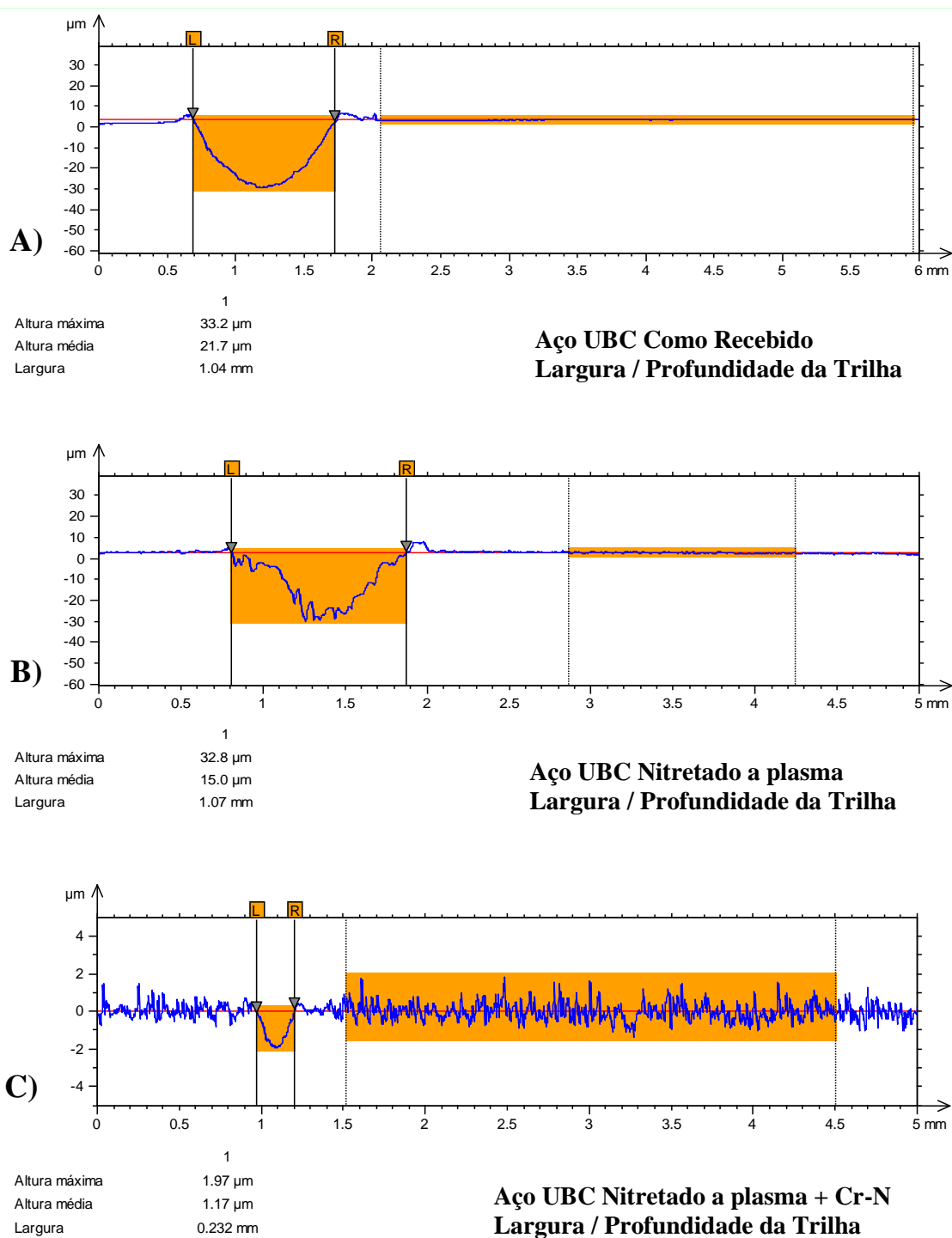


Figura 5.24: Perfil da trilha de desgaste medido por perfilometria 2D após ensaio em distância de 5800m e carga normal de 30N. A) aço UBC Como Recebido. B) aço UBC Nitretado a plasma. C) aço UBC Nitretado a plasma + revestimento Cr-N.

Fonte: Laboratório Nanotec-Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A tabela V.6 apresenta os resultados das medidas de profundidade e largura das trilhas de desgaste obtidas nos testes realizados com distância de deslizamento de 5800m e carga normal de 30N, nos três sistemas estudados, medidos através de perfilometria 2D. Pode-se observar que, para as amostras aço UBC Como Recebido e aço UBC Nitretado a plasma apresentam os valores da largura da trilha similares. A diferença se destaca na profundidade da trilha, embora não seja muito acentuada (“como recebido”, 35,3 μ m; nitretado 31,4 μ m). A diferença maior da profundidade do desgaste observado no teste de desgaste por deslizamento com distância de deslizamento menor, reforça o papel da presença da camada de composto com a presença do nitreto ϵ -Fe₂₋₃N na resistência ao desgaste por deslizamento. O desgaste sofrido pela amostra do aço UBC Nitretado ultrapassou a camada de compostos (4,2 μ m) atingindo a região onde se tem apenas os nitretos em forma de agulhas do tipo γ' -Fe₄N (CFC) estão presentes.

O aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N apresentou uma profundidade de desgaste muito pequena, quando comparada com as amostras do aço UBC “Como Recebido” e aço UBC Nitretado a plasma. Este resultado é semelhante ao observado no teste de realizado com deslizamento de 1600m e carga normal aplicada de 30N. Como ocorrido no teste de 1600m, a largura da trilha de desgaste obtida para a amostra do aço UBC Nitretado a plasma, se aproximou do valor registrado para a amostra do aço UBC “Como Recebido”. Com relação à profundidade das trilhas, para esta distância de deslizamento, 5800m, os valores medidos se aproximaram nestes dois sistemas, levando a crer que ao final da zona de compostos (4,2 μ m), que já havia sido alcançado no teste de 1600m da amostra Nitretada, o desgaste do material acelerou. A profundidade da trilha obtida no teste do sistema aço UBC Nitretado (31,4 μ m) indica que o desgaste chegou à região superior da camada de difusão, de precipitados de nitretos γ' -Fe₄N, sem contudo ultrapassá-la. Com relação ao sistema aço UBC Nitretado + revestimento da Cr-N, a profundidade do desgaste não ultrapassou a espessura do filme Cr-N depositado, evidenciando a elevada resistência ao desgaste por deslizamento deste sistema, nestas condições.

Tabela V.6: Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados com distância de deslizamento de 5800m, carga normal de 30N, em aço UBC “Como Recebido”, Nitretado a plasma e Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, medidas através de perfilometria 2D.

Medidas	Deslizamento 5800m – Carga 30N					
	Como Recebido		Nitretado		Nitretado + Cr-N	
	Prof. (µm)	Larg. (mm)	Prof. (µm)	Larg. (mm)	Prof. (µm)	Larg. (mm)
1	41,3	1,020	29,2	1,080	3,21	0,263
2	39,6	0,994	26,9	0,994	1,97	0,218
3	33,1	1,000	31,7	0,983	2,08	0,233
4	35,1	1,010	38,0	1,100	1,75	0,218
5	31,9	1,000	32,8	1,070	1,71	0,240
6	31,6	1,000	31,5	1,040	1,88	0,233
7	36,6	1,020	31,7	1,040	2,54	0,248
8	33,2	1,040	29,1	1,050	3,51	0,293
Média	35,3	1,011	31,4	1,045	2,33	0,243
Desvio Padrão	3,60	0,015	3,30	0,040	0,69	0,025

5.7.1.3. Aço UBC Nitretado a Plasma, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m.

Uma carga menor, de 15N, foi utilizada no teste de desgaste por deslizamento com o objetivo de explorar os mecanismos e taxas de desgaste presentes na região do aço UBC rico em nitretos. Testes de desgaste intermitentes foram realizados. A Tabela V.7 apresenta os resultados relativos à profundidade máxima e largura das trilhas de desgaste em testes realizados nas distâncias de deslizamento de 50, 200 e 1600m em amostra nitretada, com carga normal aplicada de 15N. Pode-se observar que o valor da profundidade da trilha de desgaste se mostrou coerente com a distância de deslizamento do teste de desgaste, evoluindo com o aumento da distância percorrida.

Comparando-se os resultados de profundidade de desgaste com os resultados obtidos por microscopia eletrônica de varredura das espessuras das camadas de precipitados de nitretos (Figuras 5.15 e 5.17), temos para o sistema aço UBC Nitretado a plasma:

- 50m - 1,92 μ m (menor que a camada de compostos);
- 200m - 2,23 μ m (menor que a camada de compostos);
- 1600m - 6,44 μ m (um pouco superior que a camada de compostos).

Pode-se concluir que os testes realizados com distâncias de deslizamento de 50 e 200m não chegaram a ultrapassar a camada de compostos observada na micrografia transversal, que apresentou espessura 4,2 μ m. Já para o teste realizado na distância de deslizamento de 1600m, existe um forte indicativo que a camada de compostos foi ultrapassada por desgaste.

Tabela V.7: Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados em amostras de aço UBC nitretados a plasma, com carga normal de 15N, nas distâncias de deslizamento de 50, 200 e 1600m, medidas a partir de perfilometria 2D.

Medidas	Amostra Nitretada – Carga Normal 15N					
	50m		200m		1600m	
	Prof. (μ m)	Larg. (mm)	Prof. (μ m)	Larg. (mm)	Prof. (μ m)	Larg. (mm)
1	1,86	0,163	1,75	0,166	7,89	0,975
2	1,79	0,127	2,69	0,136	7,11	0,858
3	1,89	0,165	2,88	0,173	5,25	0,803
4	1,97	0,164	2,36	0,183	7,00	0,884
5	1,58	0,178	1,93	0,182	6,50	0,957
46	1,47	0,143	2,41	0,177	4,49	0,670
7	2,30	0,195	2,13	0,188	8,21	0,840
8	2,51	0,168	1,71	0,175	5,04	0,895
Média	1,92	0,163	2,23	0,173	6,44	0,860
Desvio Padrão	0,35	0,021	0,43	0,016	1,37	0,096

5.7.1.4. Aço UBC Nitretado a Plasma, distância de deslizamento igual a 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N

O uso de diferentes cargas para a mesma distância de deslizamento de 1600m no teste de desgaste visou criar mais dados para análise de uma possível transição de regime de desgaste em função da mudança de concentração de nitrogênio ao longo da profundidade da nitretação. A tabela V.8 apresenta os resultados de profundidade e largura das trilhas de desgaste obtidas nos testes realizados com distância de deslizamento de 1600m e cargas de 5, 15 e 30N, no aço UBC Nitretado a plasma. Pode-se observar que tanto o valor médio de profundidade de desgaste quanto a largura da trilha aumentam conforme a carga normal aplicada aumenta. Conforme já apresentado (Tabelas V.5 e V.7), os testes de desgaste com carga normal de 15N e 30N e distância de deslizamento de 1600m aparentemente foram suficientes para ultrapassar a camada de compostos, criada durante o processo de nitretação a plasma. Já a carga normal de 5N não se mostrou suficiente para causar um desgaste que ultrapassasse a espessura da camada de compostos.

Aplicando-se uma carga normal de 30N para esta mesma distância, pode-se observar que a profundidade de desgaste atingiu um valor médio de 10,9 μ m, suficiente para ultrapassar a camada de compostos, mas insuficiente para ultrapassar a camada de camada de difusão superior, que apresentou uma espessura medida por microscopia eletrônica de 212 μ m. Já para a carga de 5N, o desgaste não foi suficiente para ultrapassar a camada de compostos.

Tabela V.8: Resultados de profundidade e largura das trilhas em testes realizados em amostras de aço UBC nitretados a plasma, após deslizamento de 1600m, com carga normal de 5, 15 e 30N, medidas a partir de perfilometria 2D.

Medidas	Amostra Nitretada – Deslizamento 1600m					
	5N		15N		30N	
	Prof. (µm)	Larg. (mm)	Prof. (µm)	Larg. (mm)	Prof. (µm)	Larg. (mm)
1	2,14	0,587	7,89	0,975	18,7	1,190
2	1,49	0,415	7,11	0,858	9,8	0,740
3	1,41	0,377	5,25	0,803	10,6	0,957
4	1,62	0,460	7,00	0,884	8,2	0,893
5	2,26	0,587	6,50	0,957	6,2	0,777
6	1,71	0,496	4,49	0,670	10,7	0,894
7	1,78	0,587	8,21	0,840	15,2	1,000
8	1,8	0,605	5,04	0,895	7,85	0,858
Média	1,78	0,514	6,44	0,860	10,9	0,914
Desvio Padrão	0,30	0,090	1,37	0,096	4,14	0,141

5.7.2. Gráficos dos Ensaio de Desgaste por Deslizamento do Aço UBC “Como Recebido”

5.7.2.1. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento 1600m, carga normal de 30N

A figura 5.25 ilustra o perfil de curvas de desgaste ao longo da distância, em testes realizados com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m, em amostra do Aço UBC “Como Recebido”. Pode ser observado que ambas as curvas apresentam um comportamento cíclico em relação ao coeficiente de atrito. Por serem amostras que não sofreram modificação superficial a plasma, não é esperada nenhuma influência de possíveis mudanças de microestrutura ao longo da profundidade de desgaste, devendo a variação do coeficiente estar associada à formação e descolamento de camadas de óxido na superfície de deslizamento. A queda do coeficiente de atrito provavelmente está

associada à formação de óxido de ferro, que é muito pouco aderente, e o aumento do coeficiente de atrito provavelmente está associado ao destacamento deste filme de óxido. Este mecanismo de desgaste é convencionalmente denominado por “*oxidation-scrape-reoxidation*” (HUTCHINGS I. e SHIPWAY P., 2017). A análise de debris, realizada posteriormente, confirma este mecanismo.

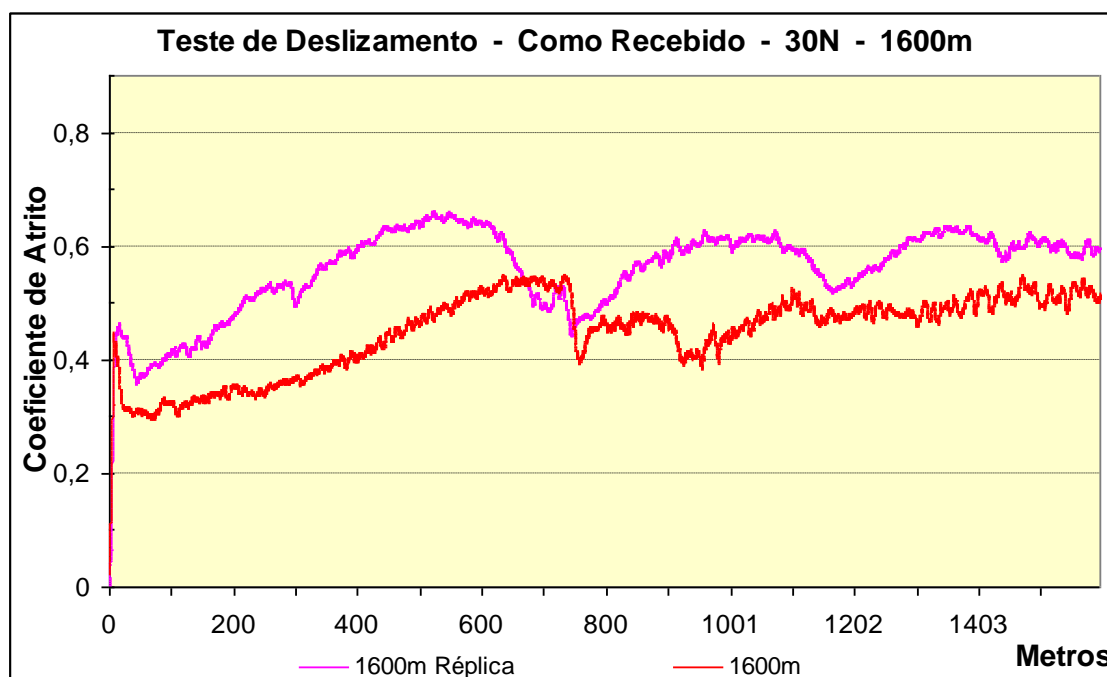


Figura 5.25: Ensaios de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC “Como Recebido”.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.2.2. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento 5800m, carga 30N

Com o objetivo de se verificar o desgaste por deslizamento em um tempo maior, realizou-se os testes de desgaste com distância de deslizamento de 5800m, mantendo-se a carga normal aplicada de 30N. A figura 5.26 apresenta o perfil das curvas de desgaste do aço UBC “Como Recebido” e uma réplica realizada. Pode-se observar que, embora defasadas, ambas as curvas apresentam ciclos de variação do coeficiente de atrito, com queda e elevação dos valores. Como já observado no teste realizado em distância de 1600m (Figura 5.25), uma vez que não existe mudança estrutural ao longo da espessura

do material, a variação brusca no coeficiente de atrito provavelmente está relacionada ao ciclo de formação e quebra da camada de óxido na superfície da trilha de desgaste. Estaria, desta forma, confirmando a atuação de um mecanismo de desgaste por oxidação e arrancamento do óxido na forma de detritos (*debris*), mecanismo este denominado oxidação-desgaste-reoxidação (*oxidation-scrape-reoxidation*) (Hutchings (1992), como afirmado anteriormente.

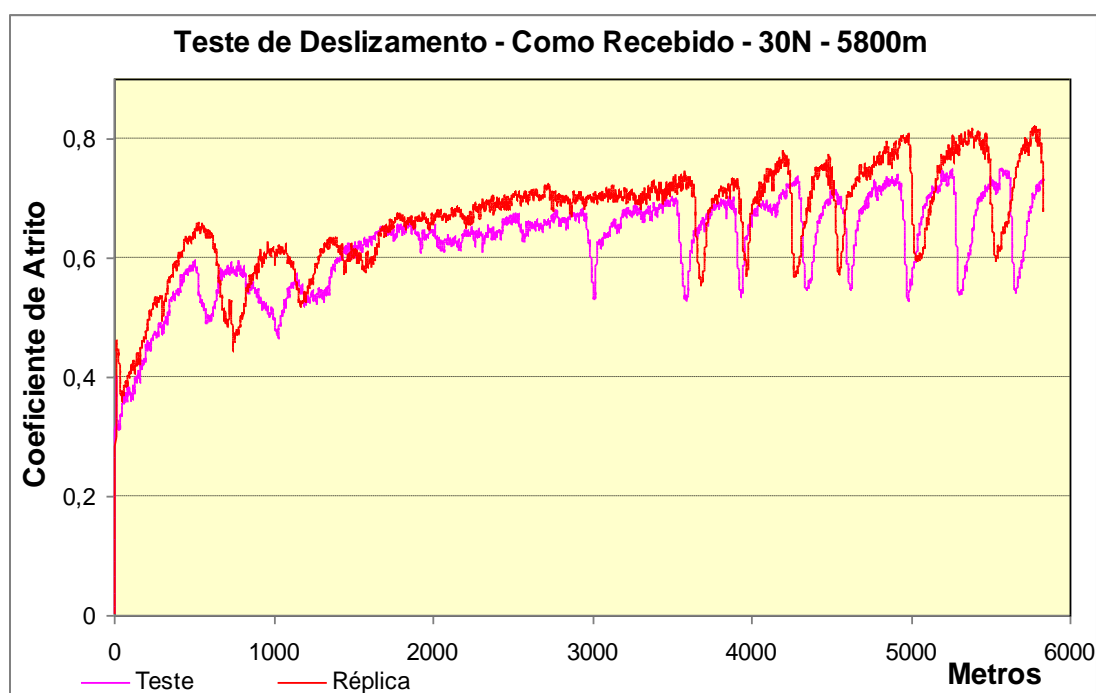


Figura 5.26: Ensaio de deslizamento em distância de 5800m, carga de 30N em aço UBC Como Recebido.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.3. Gráficos dos Ensaios de Desgaste Aço UBC Nitretado a Plasma

5.7.3.1. Aço UBC Nitretado a Plasma, distância de deslizamento 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N: Definição de Períodos de Regime de Desgaste

A Figura 5.27 apresenta as curvas dos testes de deslizamento realizados em amostras do aço UBC nitretados a plasma, utilizando distância de 1600m e com aplicação de cargas normais de 5, 15 e 30N. Pode ser observado que embora o teste realizado com carga de

30N (curva verde) tenha apresentado um coeficiente de atrito mais baixo que os observados para as cargas de 5N (curva vermelha) e 15N (curva azul), aparentemente as curvas apresentam períodos de comportamento do coeficiente de atrito similares entre si, independentemente da carga utilizada. Desta forma, a existência de períodos de “regime de desgaste” foi proposta neste trabalho.

Considerando a curva para a carga normal de 30N (Figura 5.27A), observa-se um período de crescimento do coeficiente de atrito até em torno de 140m de distância de deslizamento. Este período de crescimento do coeficiente do atrito foi denominado “1º Período de Regime de Desgaste”. A partir desta distância de deslizamento até em torno de 1040m, tem-se um período constante de valores de coeficiente de atrito mais elevados, com oscilações na curva. Este segundo período foi denominado de “2º Período de Regime de Desgaste”. A partir desta distância de desgaste até o fim do teste (1600m) valores inferiores e constantes de coeficiente de atrito definem o “3º Período de Regime de Desgaste”. Esses períodos de desgaste serão analisados quanto a suas características de taxa de desgaste, natureza dos debris, transferência de material, morfologia da trilha em itens posteriores.

Na Figura 5.27B observa-se que, ao diminuir a carga normal aplicada no teste de desgaste, o “1º Período de Regime de Desgaste” aumenta o intervalo de tempo (ou distância de deslizamento) em que ele ocorre. Este fato é nitidamente observado para a carga de 5N (curva vermelha). No teste com a carga de 15N (curva azul), os três períodos de regime de desgaste são observados, sendo que o terceiro só se inicia por volta de 1480m, quase ao final do teste de 1600m. Para a carga de 5N (curva vermelha), apenas dois períodos são observados.

Comparando a espessura da camada de compostos e a profundidade da trilha de desgaste (Figura 5.16A, Figura 5.17A e Tabela V.8) com os períodos de regime de desgaste pode-se associar o “1º Período de Regime de Desgaste” ao desgaste da camada superior da camada de compostos, ou seja ao desgaste que estaria ocorrendo na região onde se tem a presença dos nitretos ricos em nitrogênio, ϵ -Fe₂₋₃N. O “2º Período de Regime de Desgaste” ocorre em profundidades dentro da camada de compostos onde se tem as fases (ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N). O “3º Período de Regime de Desgaste” corresponde a

profundidades de desgaste onde se tem essencialmente o desgaste da camada superior de difusão, onde se tem as fases γ' -Fe₄N e α -Fe expandido por nitrogênio.

O que se conclui é que existe uma antecipação do primeiro período “permanente” de regime de desgaste (camada superior de compostos) à medida que a carga normal do teste de desgaste aumenta. Enquanto o primeiro período “permanente” do regime de desgaste termina próximo aos 520m de deslizamento para a carga de 5N, termina por volta de 250m para a carga de 15N e por volta de 140m para a carga de 30N, sugerindo uma aceleração no processo de desgaste e nos fenômenos associados à medida que se aumenta a carga normal aplicada. Quanto mais profundo o desgaste, menor concentração de nitrogênio e presença de nitretos com menores quantidades de nitrogênio. A dureza associada a este avanço ao longo da espessura deve reduzir, embora a ultramicrodureza apresente um patamar de dureza quase constante até profundidades de 500 μ m. Medidas de nanodureza talvez revelasse melhor esta redução da dureza associando a períodos de regimes de desgaste diferentes. Corroborando com o aspecto de antecipação dos fenômenos associados ao comportamento da curva de atrito ao longo do teste de deslizamento, pode-se observar a queda do coeficiente de atrito ocorrida no teste com carga normal de 30N, ocorrida por volta de 1040m (Figura 5.27, linha verde), que possivelmente está associada à mudança de mecanismo de desgaste quando passa da região de precipitados ricos em nitrogênio para uma região de precipitados pobres em nitrogênio. A profundidade da trilha de desgaste, medida ao final do teste, é de 10,9 μ m (Tabela V.8) enquanto que a espessura da camada de compostos, como mostrado anteriormente, é de 4,20 μ m (Figura 5.17). Seguindo a mesma linha de raciocínio, a queda no valor do coeficiente de atrito ocorrida por volta dos 1480m de deslizamento do teste realizado sob carga normal de 15N (Figura 5.27, linha azul), provavelmente também se associa ao término da camada de compostos, visto que neste teste, a profundidade da trilha medida ao final é de 6,44 μ m, contra esta mesma camada de compostos de 4,20 μ m de espessura.

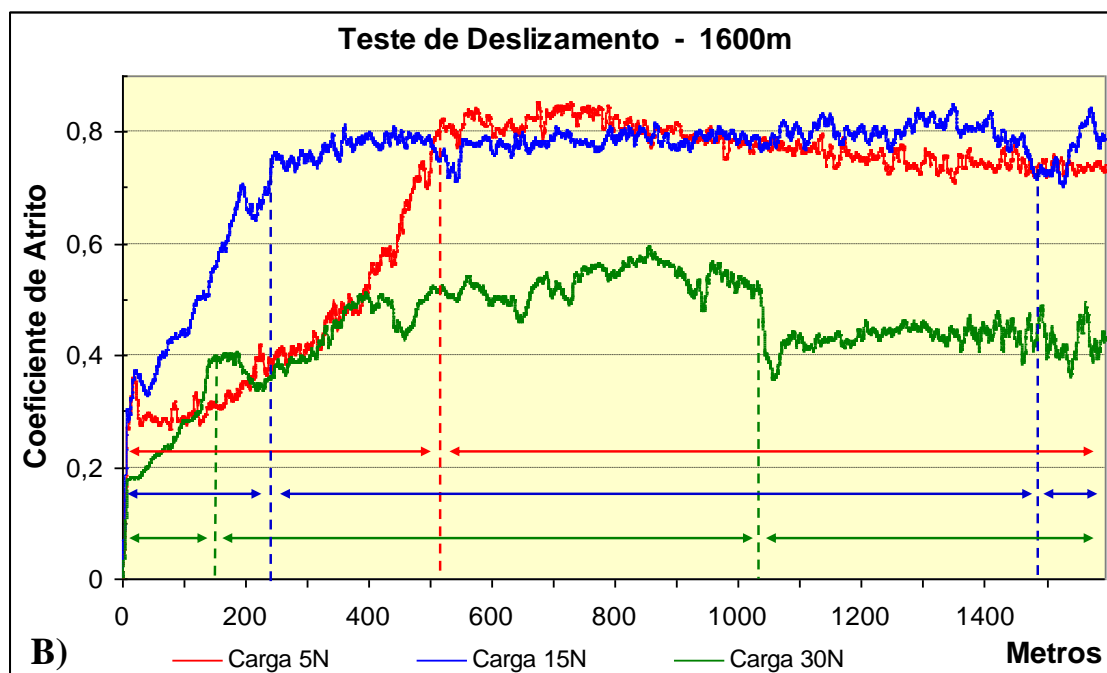
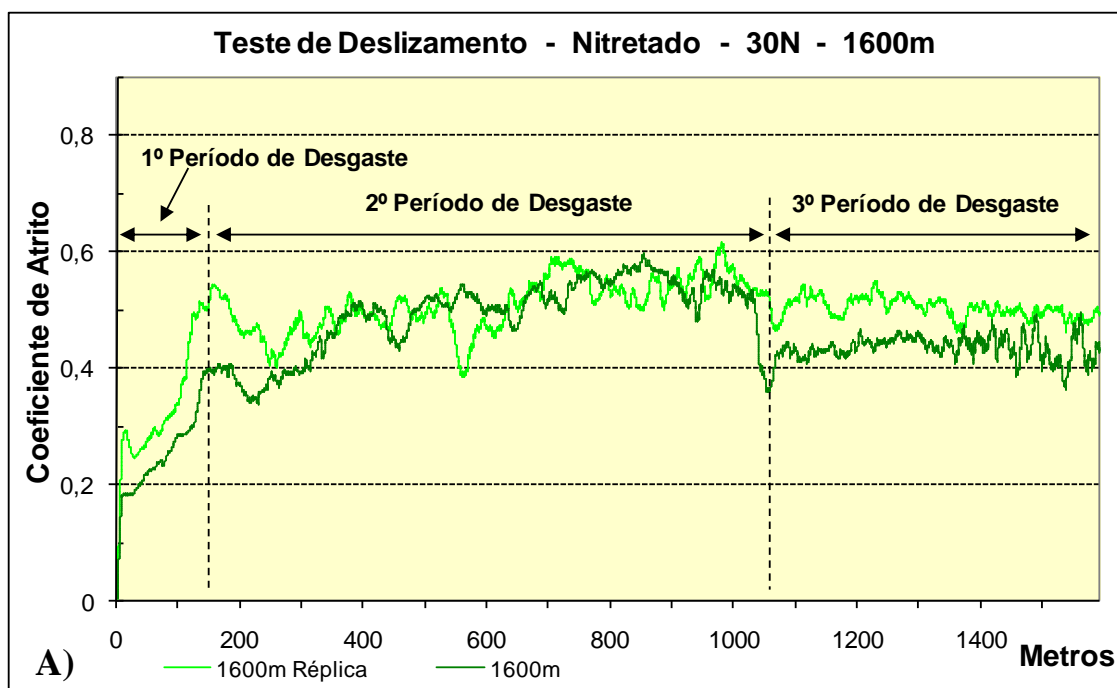


Figura 5.27: Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, cargas de 5, 15 e 30N em aço UBC nitretado a plasma. A) Definição de Períodos de Regime de Desgaste; B) Comparação dos Períodos de Regime de desgaste para Diferentes Cargas.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.3.2. Aço UBC Nitretado a Plasma, distância de deslizamento 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N: Primeiros metros dos teste

A análise gráfica dos primeiros metros dos ensaios de deslizamento fica limitada pela lógica utilizada no software Nanovea Tribometer V1.5, que controla a operação do tribômetro Microphotonics utilizado. O software em questão, para lançamento dos pontos obtidos, calcula médias móveis de 50 dados. Entretanto, para os 50 primeiros pontos utiliza zeros para complemento dos 50 valores necessários à determinação de cada ponto. Desta forma, os resultados apresentados pelo software só apresentam exatidão a partir de 170 revoluções, momento em que é determinado o quinquagésimo valor. A partir deste momento os pontos apresentados passam a ser calculados com 50 valores válidos. Para um raio de teste igual a 7mm, as 170 revoluções necessárias à obtenção de 50 valores corresponde a uma distância de deslizamento igual a 7,48m. Esta região pode ser observada na figura 5.28, com aspecto ascendente, como esperado.

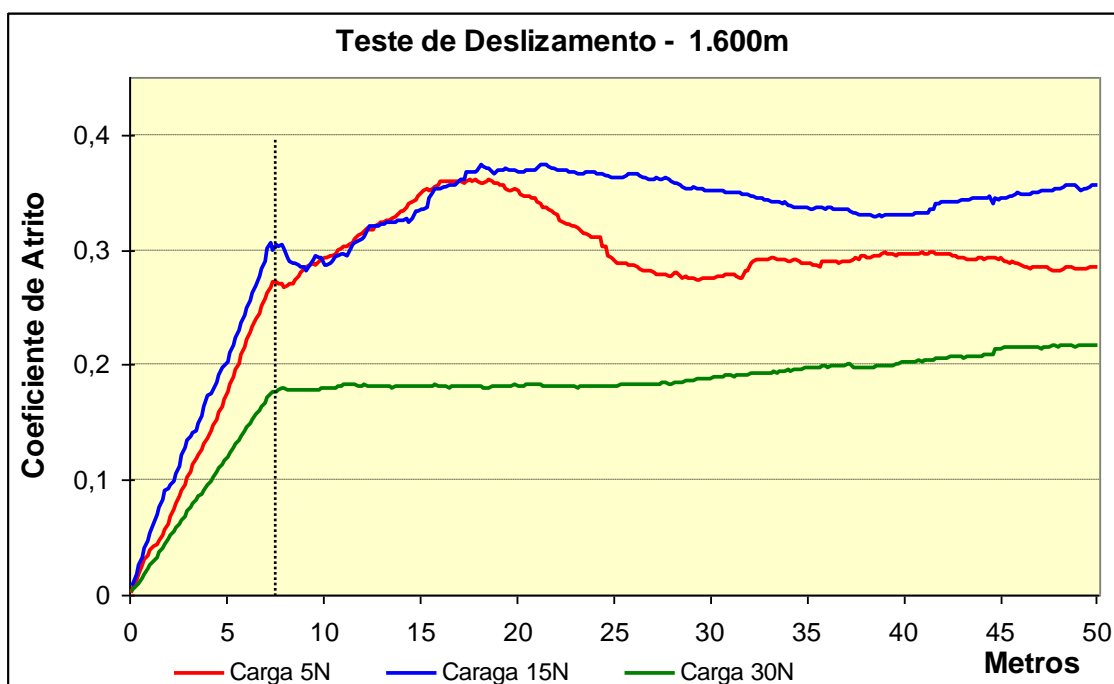


Figura 5.28: Ensaio de deslizamento, primeiros 50m do teste de deslizamento de 1600m, cargas de 5, 15 e 30N em aço UBC nitretado a plasma.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.3.2.1. Aço UBC nitretado a plasma, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m

A Figura 5.29 mostra de coeficiente de atrito *versus* distância de deslizamento a partir dos testes de desgaste para a condição de carga normal de 15N, realizados em amostras de aço UBC nitretadas a plasma, para distâncias de deslizamento de 1600m, 200m e 50m. Esta figura ilustra apenas os primeiros 50m desses testes. Observa-se que os valores de médios de coeficiente de atrito variaram entre as curvas e que após o período inicial, dos primeiros 7,5m, há valores de coeficiente de atrito superiores aos encontrados após distância de 20 a 25m de deslizamento. Esta região de maior valor do coeficiente de atrito deve corresponder à região de camada de compostos da nitretação (maior concentração de nitrogênio), pois pela perfilometria 2D a profundidade da trilha de desgaste para uma distância de deslizamento igual a 50m, foi em torno de $1,92\mu\text{m}$, valor este menor que a espessura da camada de compostos ($4,20\mu\text{m}$) medida por MEV.

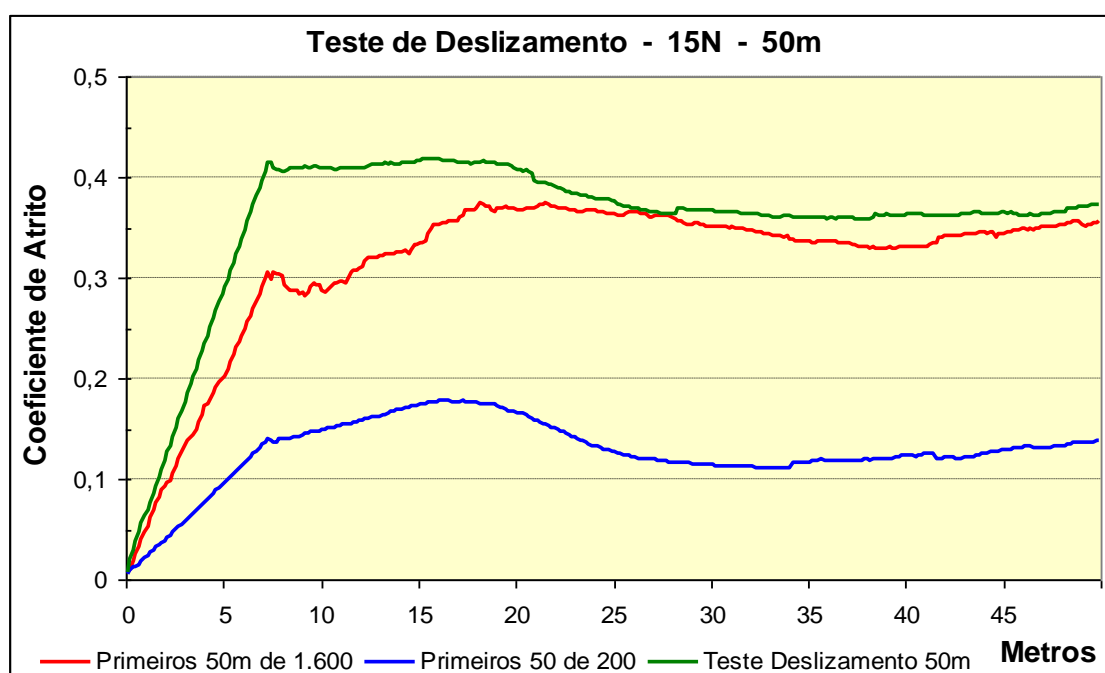


Figura 5.29: Ensaio de deslizamento em distância de 50m, carga de 15N em aço UBC nitretado.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.30 apresenta o gráfico dos testes de desgaste para a condição de carga de 15N, realizados em amostras de aço UBC nitretadas a plasma, nas distâncias de deslizamento de 1600m e 200m. A figura ilustra o período de desgaste até 200m. Mesmo apresentando diferentes patamares de coeficientes de atrito, o comportamento do perfil das curvas é similar. Observa-se um acréscimo no coeficiente de atrito nos primeiros 25m e após esta distância de escorregamento novo aumento do coeficiente foi observado (a partir de 40m). Estas regiões são provavelmente relativas à camada superior de compostos e à camada inferior de composto, que apresentam precipitados ricos em nitrogênio. Não se observa um período permanente (com valor constante do coeficiente de atrito), pois cada ponto de profundidade na amostra corresponde a uma concentração de nitrogênio. A tabela V.7 mostra que a profundidade da trilha de desgaste alcançou um valor de 2,23 μ m para 200m de deslizamento. Este valor é inferior à espessura da camada de compostos (4,20 μ m), medida por meio de MEV (Figura 5.17). De acordo com Manfridini *et al.* (2017) e conforme diagrama apresentado na figura 5.12, a camada de compostos teria a presença dos precipitados ϵ -Fe₂₋₃N e γ '-Fe₄N.

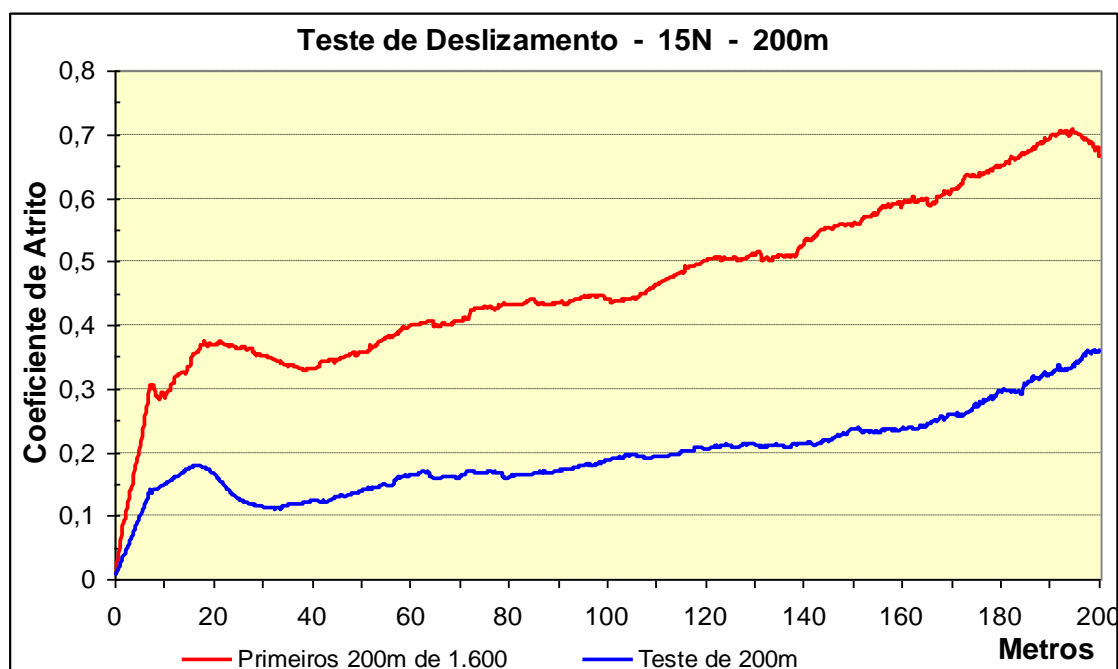


Figura 5.30: Ensaio de deslizamento em distância de 200m, carga de 15N em aço UBC nitretado.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

A figura 5.31 mostra a curva obtida para o teste de desgaste com distância de deslizamento igual a 1600m e carga normal de 15N. A evolução do coeficiente de atrito apresenta um comportamento com várias regiões distintas: um período de transição com acréscimo do coeficiente de atrito até cerca de 250m, (1º Período de Regime de Desgaste), valores quase constantes do coeficiente de atrito até por volta dos 1480m) (2º Período de Regime de Desgaste), e novo período de regime de desgaste no coeficiente de atrito a partir deste ponto, até perto da finalização do teste em 1600m.

Dois pontos da curva sugerem mudança nos mecanismos de desgaste: o primeiro próximo aos 250m e o segundo por volta de 1480m. Considerando que em 200m de deslizamento este sistema apresentou uma profundidade da trilha de desgaste de 2,23 μ m (Tabela V.7), é razoável estimar que com 250m de deslizamento tenha sido atingida uma profundidade próxima a metade de 4,20 μ m, que corresponde à espessura da camada superior de compostos da fase ϵ -Fe₂₋₃N, mostrada por MEV (Figura 5.17). Uma profundidade de desgaste igual a 6,44 μ m foi encontrada para 1600m (com carga normal de 15N). Desta forma, uma hipótese plausível para a alteração observada por volta de 1480m seria o término da camada de compostos de espessura igual a 4,2 μ m. A partir desta distância de deslizamento (1480m de deslizamento), o desgaste ocorreria na parte superior da camada de difusão (γ' -Fe₄N + α -Fe expandido por nitrogênio), podendo estar associado ao início da formação, e posterior de desprendimento, de uma camada de óxido na superfície de deslizamento.

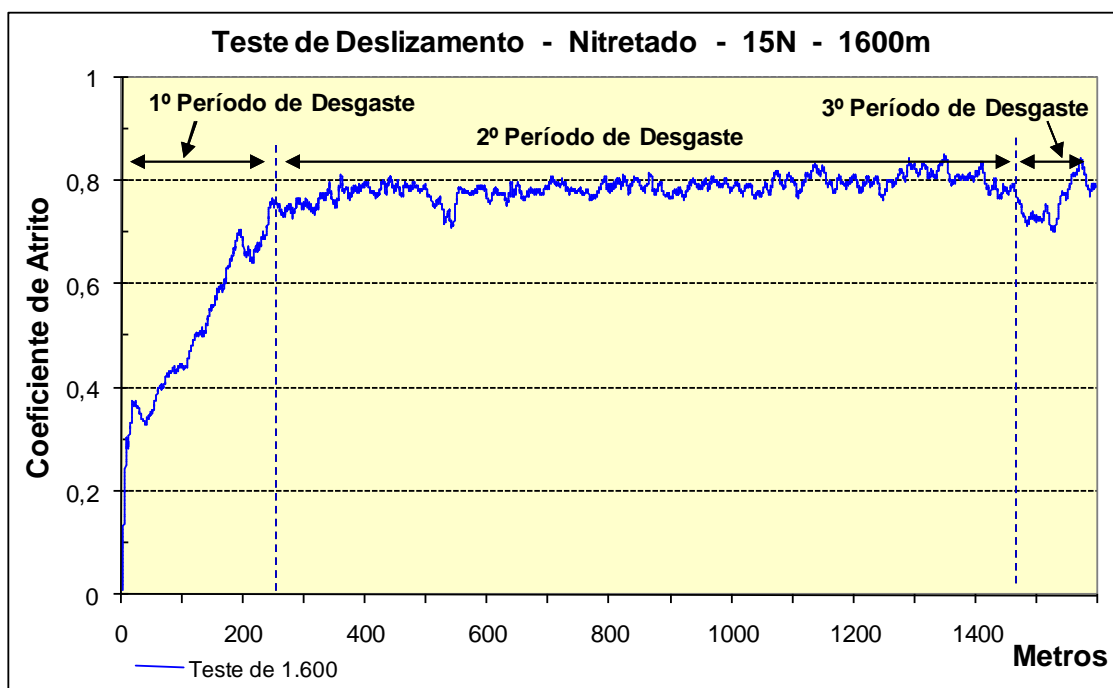


Figura 5.31: Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 15N em aço UBC nitretado.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.3.3. Aço UBC Nitretado a Plasma, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m

Na figura 5.32, referente a curvas de coeficiente de atrito obtidas no teste de desgaste por deslizamento para uma amostra do aço UBC Nitretado a Plasma, (1600m, 30N), observa-se que os perfis apresentaram comportamentos similares, apresentando os três períodos com distintos regimes de desgaste atuando.

Um primeiro período com o coeficiente de atrito aumentando de forma acentuada (até uma distância de deslizamento de aproximadamente 140m), um segundo período com aumento moderado do coeficiente de atrito (até cerca de 1040m), e um terceiro período, que apresenta valores estáveis, após uma queda do coeficiente de atrito.

Considerando o resultado obtido para a profundidade da trilha de desgaste neste sistema, que foi de $10,9\mu\text{m}$ (Tabela V.8), fica claro que a camada de compostos de nitrogênio formada na superfície da amostra (Figura 5.17), foi ultrapassada na distância

de 1600m. Possivelmente, a queda no coeficiente de atrito ocorrida em torno de 1040m está associada ao término da camada de composto.

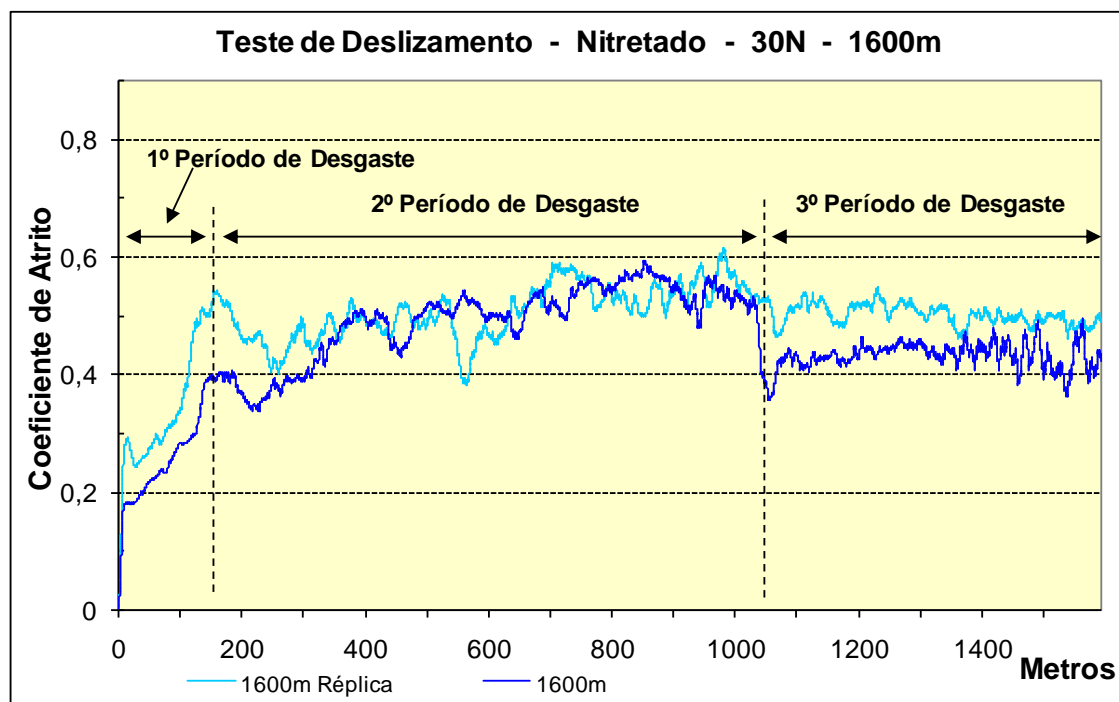


Figura 5.32: Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC nitretado.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.4. Ensaio de Desgaste para o Aço UBC Nitretado a Plasma + revestimento de Cr-N

5.7.4.1. Aço UBC Nitretado a Plasma + CrN, carga de 30N e distância de deslizamento de 1600m.

A figura 5.33, apresenta as curvas para o teste de desgaste e a réplica da amostra Nitretada + revestimento de Cr-N, realizados com carga normal de 30N, distância de deslizamento igual a 1600m. As duas curvas apresentam perfis semelhantes, embora em níveis de coeficiente de atrito diferentes, até a distância de 1500m. A profundidade da trilha de desgaste nestas condições foi de $1,75\mu\text{m}$ (Tabela V.5), muito inferior à

espessura do revestimento de nitreto de cromo, que apresentou espessura de $7,75\mu\text{m}$ (Figura 5.17).

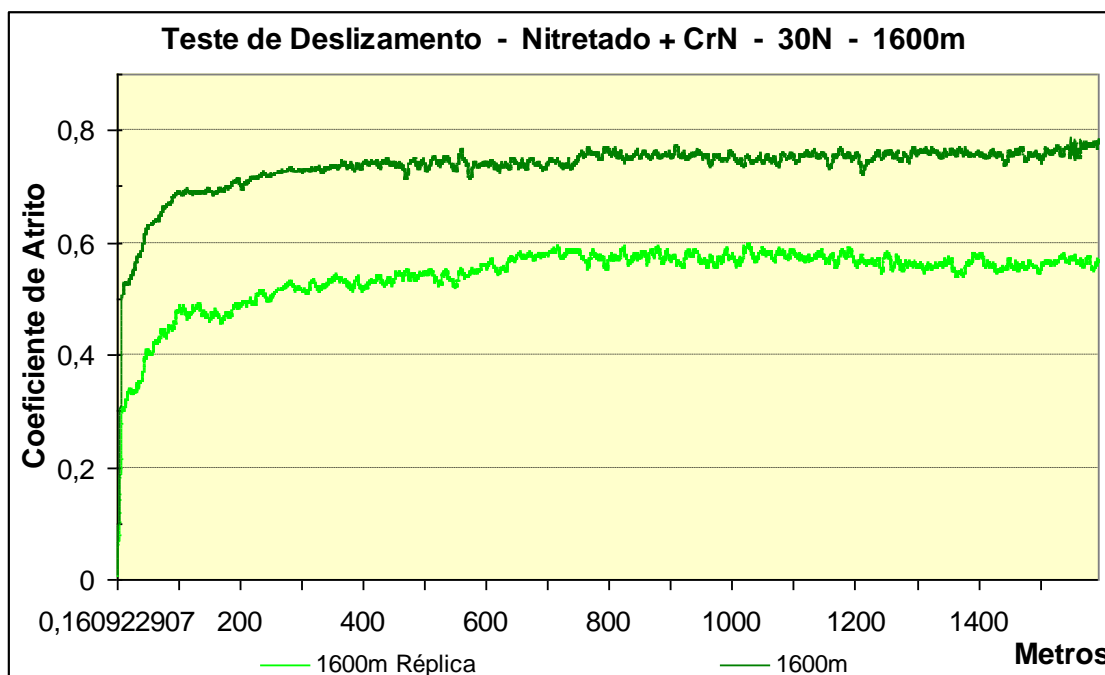


Figura 5.33: Ensaio de deslizamento em distância de 1600m, carga de 30N em aço UBC nitretado + Cr-N.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.5. Comparação dos Três Sistemas: Carga Normal de 30N e Deslizamento de 1600m

A figura 5.34 mostra os resultados dos testes realizados nos três sistemas estudados com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m, que apresentam diferenças no comportamento da evolução do coeficiente de atrito ao longo do teste. Na amostra aço UBC “Como Recebida” (linha vermelha no gráfico), após a região inicial do testes de desgaste (que não é visível neste gráfico), ocorrem ciclos de elevação e redução do coeficiente de atrito ao longo do teste de desgaste. Como esta é uma amostra estruturalmente homogênea ao longo de sua espessura (Figura 5.14), os ciclos observados, no coeficiente de atrito, estão relacionados às possíveis modificações nos

mecanismos atuantes, possivelmente associados à criação e perda de camada de óxidos de ferro ao longo da trilha de deslizamento, que determina o mecanismo de desgaste e consequentemente, o comportamento deste par tribológico.

O perfil do coeficiente de atrito da amostra aço UBC nitretado a plasma (linha azul no gráfico) apresenta três regiões de transição de regime de desgaste, correspondendo à mudanças microestruturais na região nitretada.

Já a curva do coeficiente de atrito para o material Nitretado + Revestimento de Cr-N (linha verde no gráfico), apresentou um período de transição que se estendeu ao longo dos primeiros 80m, apresentando em seguida um período permanente de coeficiente de atrito sugerindo um único regime de desgaste.

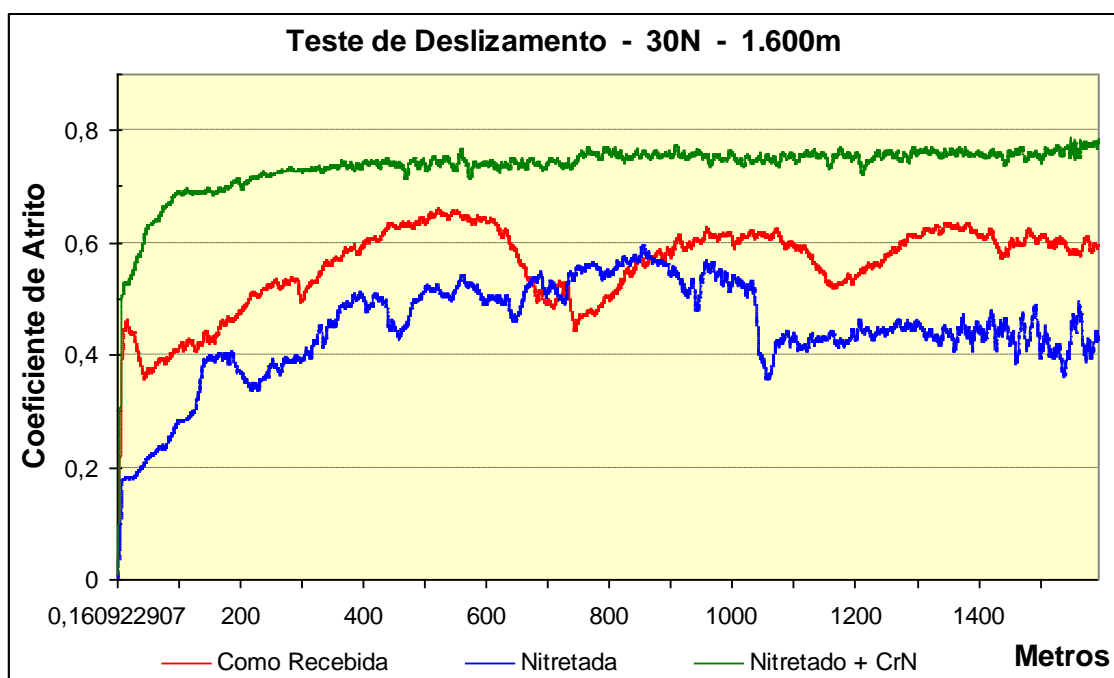


Figura 5.34: Ensaio de deslizamento com distância de 1600m, carga de 30N nos três sistemas estudados: Como Recebida, Nitretada e Nitretado + Cr-N.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

5.7.6. Comparação dos Três Sistemas: Carga Normal de 30N e Deslizamento de 5800m

Com o objetivo de avaliar taxa de desgaste e mecanismos de desgaste, principalmente no sistema aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, que não apresentou desgaste significativo no teste com distância de deslizamento de 1600m, com carga de 30N, realizou-se o teste de desgaste com distância de deslizamento de 5800m, conservando-se a carga normal aplicada de 30N. Como forma de criar parâmetros de comparação, foram realizados testes aplicando-se estes mesmos parâmetros nos outros dois sistemas: Como Recebido e Nitretado a plasma.

A figura 5.35 apresenta as curvas de coeficiente de atrito para os testes realizados nestas mesmas condições de distância de deslizamento e carga normal para os três sistemas estudados. Pode ser observado que a amostra do aço UBC nitretado a plasma apresentou o coeficiente de atrito médio mais baixo, seguido da amostra aço UBC “Como Recebido” e a amostra que apresentou o coeficiente médio de atrito mais elevado foi a amostra do aço UBC nitretado a plasma + revestimento de Cr-N.

Como comentado anteriormente (item 5.7.2.2) pode-se observar o fenômeno de “*oxidation-scrape-reoxidation*” ao longo de toda a curva de coeficiente de atrito versus distância de deslizamento do aço UBC “Como Recebido”. Na curva do teste de desgaste do aço UBC nitretado, observa-se que até em torno de 1040m a curva passa por valores mais altos do coeficiente de atrito, que como visto anteriormente, provavelmente está associado ao término da camada de compostos, mudando de regime de desgaste ao passar para a camada de difusão que contém precipitados de menor concentração de nitrogênio. A razão desses maiores valores do coeficiente de atrito nesta região pode estar associada à ausência de óxidos de ferro uma vez que o mesmo se encontra na forma de nitretos. Já o sistema recoberto apresenta um único regime de desgaste correspondente ao desgaste do recobrimento Cr-N, uma vez que mesmo com distância de deslizamento igual a 5800m, a camada de nitreto de cromo foi capaz de resistir ao desgaste, com a trilha apresentando profundidade de 2,33 μ m (Tabela V.6), inferior à espessura do recobrimento que foi de 7,75 μ m. O valor mais alto do coeficiente de atrito estaria associado a um mecanismo de deformação plástica, desde que a possibilidade de

formar óxidos de cromo é pequena uma vez que ele se apresenta como nitreto de cromo. Uma alta resistência ao desgaste está associada à alta dureza superficial introduzida pela deposição do filme, mas um maior coeficiente de atrito está presente por falta de óxidos estáveis que possam minimizar o atrito.

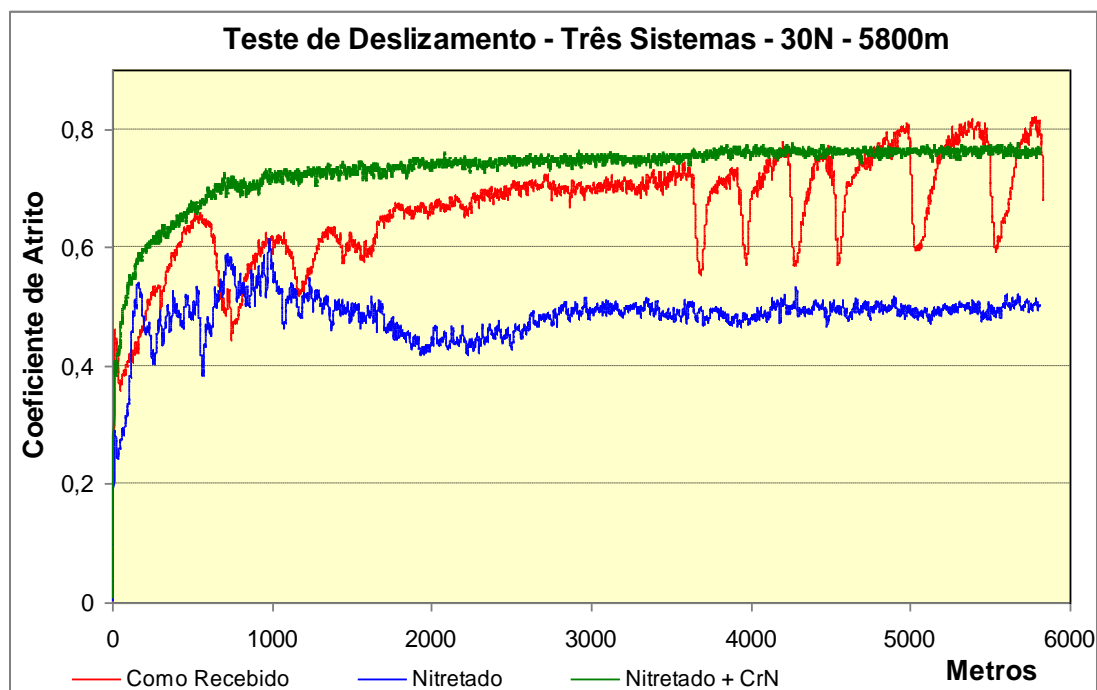


Figura 5.35: Ensaio de deslizamento com distância de 5800m, carga de 30N nos três sistemas estudados: Como Recebido, Nitretado e Nitretado + Cr-N.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

5.7.7. Perfil de Rugosidade 3D

A figura 5.36 ilustra o perfil 3D de rugosidade, obtido por perfilometria 3D, da região superficial do aço UBC e das trilhas de desgaste dos três sistemas estudados. Trata-se de avaliação qualitativa, visto que não há proporção de escala entre as imagens. A validade da comparação da trilha do material aço UBC “Como Recebido”, com o material aço UBC Nitretado está suportada no fato de que ambas as trilhas apresentaram, no teste de desgaste de 5800m e carga de 30N, valores próximos de largura (1,011 e 1,045 μm respectivamente) e profundidade da trilha de desgaste (35,3 e 31,4 μm respectivamente) (Tabela V.6). Pode-se perceber que a amostra aço UBC “Como Recebido” (Figura

5.36A) apresenta o leito da trilha mais uniforme (liso) que o leito da trilha da amostra do aço UBC Nitretado (Figura 5.36B). No aço UBC, óxidos de ferro são formados e arrancados, pois possuem baixa aderência. O desgaste é relacionado a um desgaste oxidativo. No desgaste do aço UBC nitretado, o aspecto mais rugoso da superfície desgastada sugere o mecanismo de deformação plástica com microsulcamentos presentes na amostra.

Já a amostra aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N (Figura 5.36C) apresenta rugosidade ligeiramente superior fora da trilha de desgaste, e dentro da trilha esta imagem não apresenta adequada para avaliação. Vale lembrar que a profundidade da trilha foi de apenas $2,33\mu\text{m}$ e a largura $0,243\mu\text{m}$, no desgaste sob estas condições, alterando assim a escala da imagem.

A Tabela V.9 apresenta os parâmetros Sa, Sq, Sp, Sv e Sz, medidos por perfilometria 3D, medidos em área superficial de $8 \times 8\text{mm}$ nos três sistemas estudados, fora da trilha de desgaste. Os resultados apontam para valores semelhantes de rugosidade (Sa e Sq), sendo que o material aço UBC Nitretado apresentou os valores ligeiramente mais baixos, apesar da amostra “Como Recebida” ter sido polida até a pasta de diamante de $1\mu\text{m}$. Entre as amostras dos três sistemas, a que apresentou o menor valor de Sz (Amplitude Máxima da Superfície) foi a amostra Nitretada e Revestida, seguida da amostra Como Recebida. A que apresentou o maior valor de Sz foi a amostra Nitretada.

Tabela V.9: Parâmetros de rugosidade conforme ISO 25178 avaliados em amostras dos três sistemas estudados.

	Como Recebido (μm)	Nitretado (μm)	Nitretado + Cr-N (μm)
Sa	0,287	0,215	0,314
Sq	0,387	0,377	0,406
Sp	9,87	4,32	4,75
Sv	-9,12	-21,8	-8,78
Sz	19,0	26,1	13,5

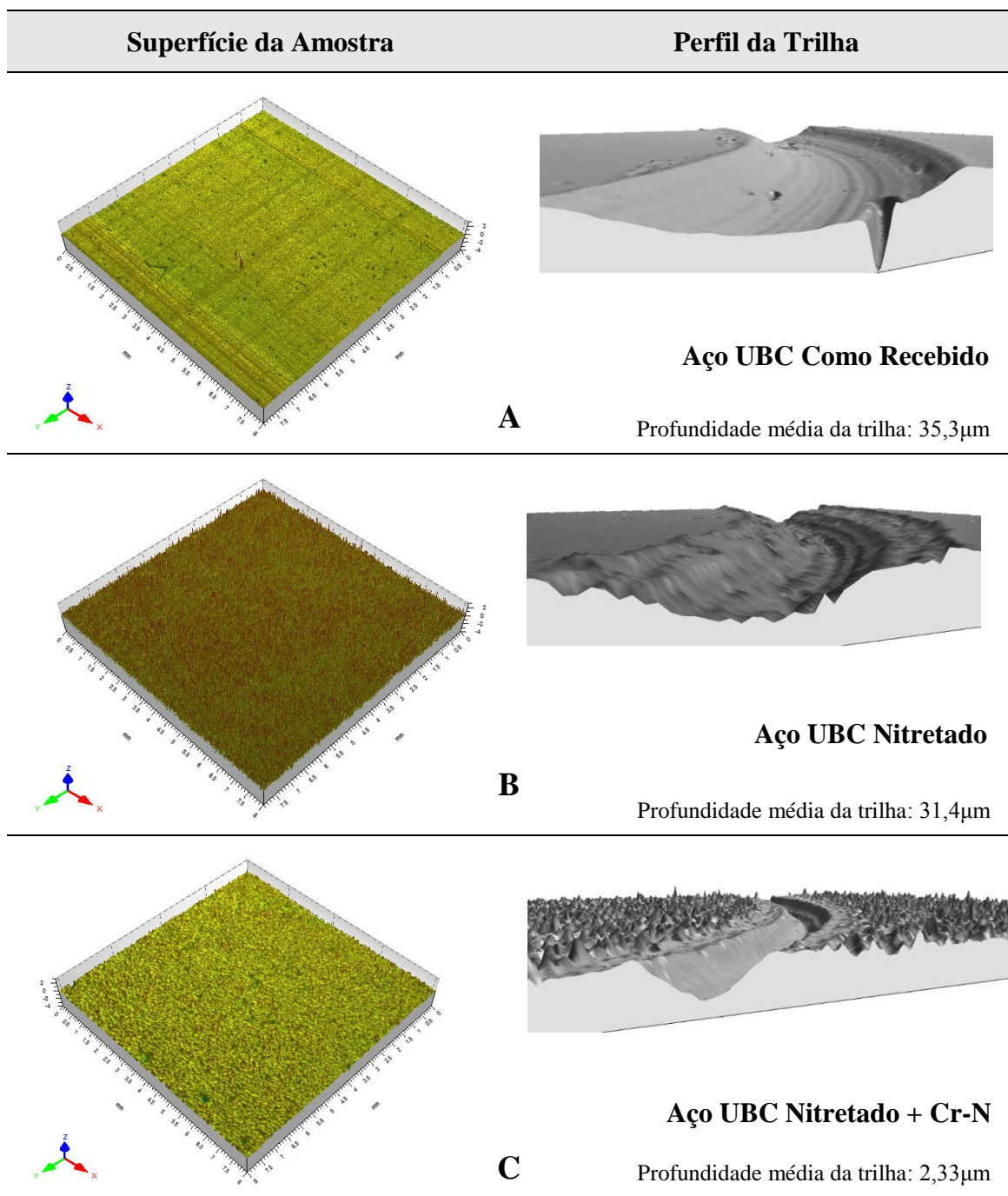


Figura 5.36: Aspecto das superfícies e das trilhas de desgaste das amostras nos três sistemas estudados. A) Aço UBC Como Recebido, B) Aço UBC Nitretado e C) Aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N.

Fonte: Próprio autor com colaboração de Mário José B. S. Freitas.

5.7.8. Análise de Volume de Desgaste por Perfilometria

Como forma de quantificar o desgaste, foram traçados mapas superficiais de amostras dos três sistemas estudados através de perfilometria 3D das trilhas de desgaste em teste com distância de deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. As figuras 5.37 a 5.39 apresentam os perfis 3D gerados para cada um dos sistemas, na forma direta, com corte de asperezas (letra A de cada figura) e como perfil invertido (letra B de cada figura).

As figuras 5.37 e 5.38 apresentam, respectivamente, as superfícies de desgaste das amostras aço UBC “Como Recebida” e Nitretado a Plasma. Pode ser observado que nos perfis 3D apresentados que o aspecto visual da largura das trilhas se mostram similares, corroborando com as medidas realizadas por perfilometria 2D (Tabela V.6).

A figura 5.39 apresenta o mapeamento superficial da amostra do aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N. Considerando a proporcionalidade das imagens e a área de varredura (16 x 16mm), pode-se concluir que a trilha de desgaste se mostrou de menor volume que as apresentadas pelas amostras anteriores, confirmando a baixa penetração da esfera no material ou a maior resistência ao desgaste deste sistema.

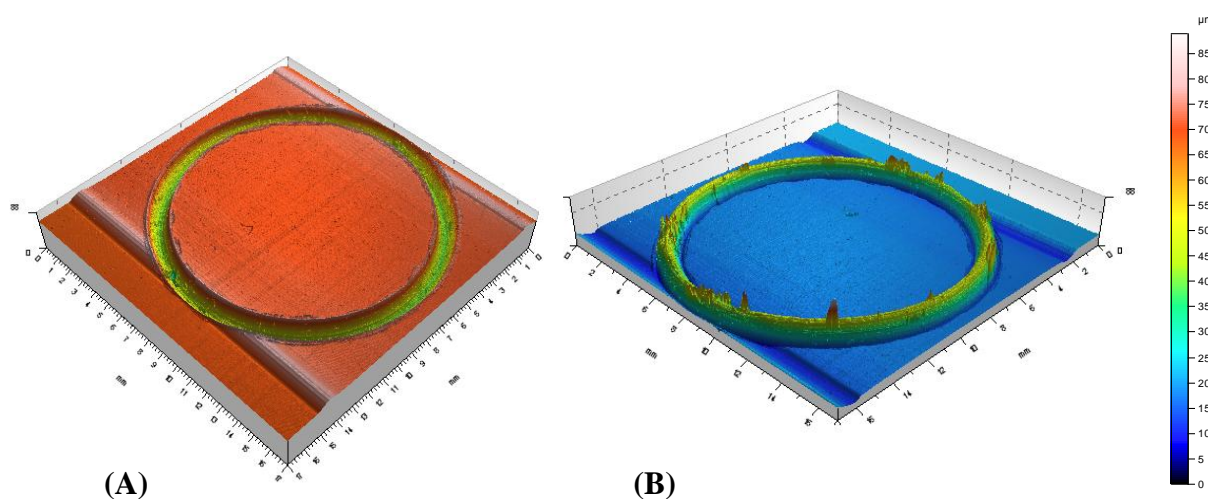


Figura 5.37: Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC “Como Recebido”, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste, B) Invertido.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

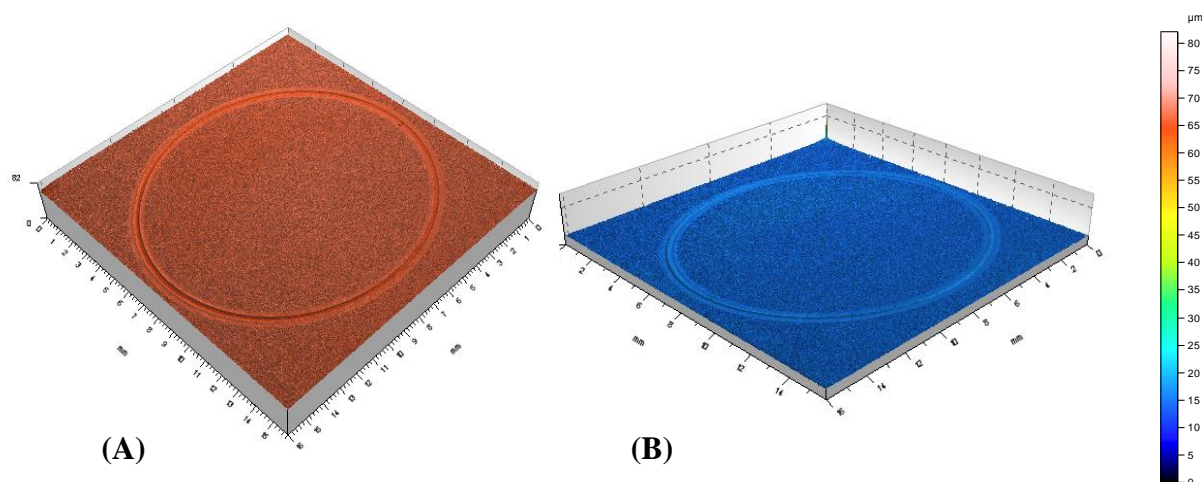


Figura 5.38: Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC Nitretado a plasma, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste; B) Invertido.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

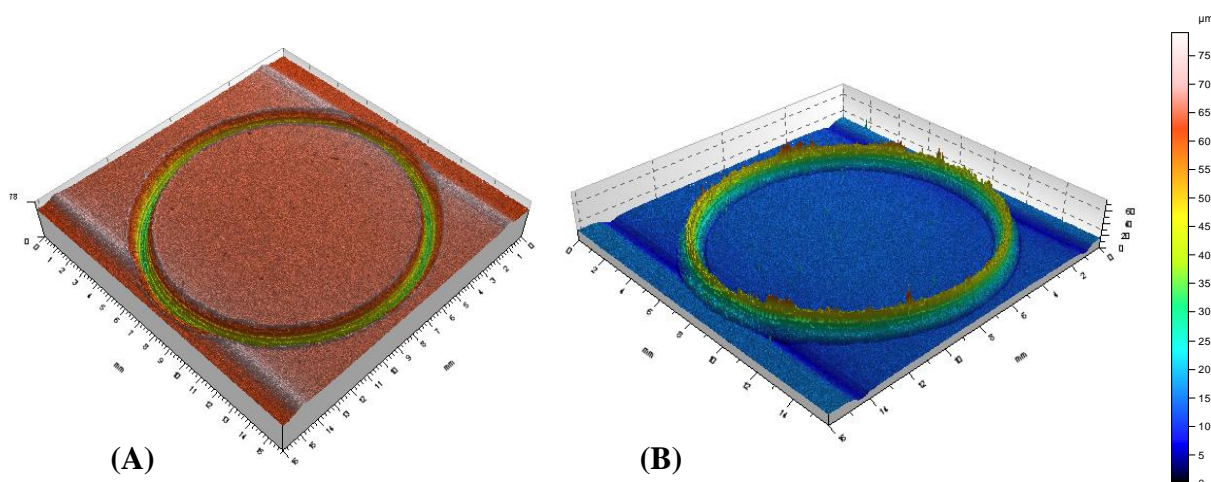


Figura 5.39: Perfil 3D da trilha de desgaste. Aço UBC Nitretado a plasma + revestimento Cr-N, distância de deslizamento de 5800m, carga de 30N. A) Desgaste; B) Invertido.

Fonte: Laboratório de Desgaste – Tribologia, do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.

Para melhor entendimento dos fenômenos envolvidos no processo de deslizamento, foi feita a observação também do contracorpo. A figura 5.40 mostra o aspecto visual das esferas após o teste de desgaste de 5800m e carga normal de 30N. A esfera (A), utilizada contra a amostra do aço “Como Recebido”, a esfera (B) utilizada na amostra do aço UBC Nitretado e a esfera (C), utilizada como contracorpo no teste com a

amostra do aço UBC “Nitretado + Revestimento de Cr-N”. Pode-se inferir que a largura da trilha medida na perfilometria 2D (Tabela V.6) foi alcançada devido ao desgaste simultâneo da esfera e da amostra.

Com relação ao contra corpo utilizado no teste com a amostra do aço UBC “Como Recebido” (Figura 5.40A), uma vez que a amostra apresenta dureza muito inferior à dureza da esfera ($99,29 \pm 2,62\text{HV}$ / $1614,11 \pm 24,28\text{HV}$; Razão $H_{\text{disco}}/H_{\text{esfera}} = 0,0615$), o desgaste acentuado observado na esfera provavelmente está associado à geração e quebra da película de óxido, formada na superfície da trilha do aço UBC durante o teste de desgaste, conforme sugere o perfil da curva de coeficiente de desgaste mostrado na figura 5.35. As partículas de óxido geradas de forma cíclica e constante fizeram com que o sistema tribológico comportasse como um desgaste de três corpos, com as partículas de óxido sendo o corpo abrasivo, causando desgaste simultâneo na amostra e na esfera.

O teste realizado no aço UBC nitretado também causou desgaste acentuado na esfera. Diferente do aspecto observado no teste de desgaste do material aço “Como Recebido” (Figura 5.35 curva vermelha), o perfil da curva relativo ao teste de desgaste com material aço UBC Nitretado não apresentou ciclos de aumento e queda do coeficiente de atrito, que poderia associar o desgaste ao ciclo de formação de óxidos. O baixo coeficiente de atrito observado na curva de desgaste (Figura 5.35 curva azul) sugere uma baixa adesão entre a amostra e o contracorpo. No entanto, análises das trilhas de desgaste por MEV produzindo imagem de composição (Figuras 5.43 e 5.45) indicam a presença de tungstênio ao longo de toda a trilha, tanto no sistema “Como Recebido” quanto no sistema aço UBC Nitretado. Um processo de transferência de material ocorreu durante o desgaste, predominando transferência da esfera de WC-Co para o aço UBC Nitretado ou não. Para o aço UBC Nitretado e recoberto por Cr-N a transferência aconteceu, mas não permaneceu na trilha de desgaste. Este resultado sugere que o corpo mais duro não dominou o mecanismo de desgaste devido ao processo de transferência de material durante o teste de desgaste por deslizamento. Paradoxalmente, o material mais macio (aço UBC “Como Recebido”) levou a um maior desgaste da esfera de alta

dureza. E com maior desgaste da esfera aumentando a área de contato, a pressão sobre o aço tornou-se menor, diminuindo a severidade do desgaste.

O desgaste na esfera que foi contracorpo no teste de desgaste realizado no sistema Nitretado + revestimento de Cr-N, foi o menor, cuja aparência da trilha foi mais lisa e com baixa geração de *debris*, embora este sistema apresentasse dureza entre os três sistemas, superior ao material aço UBC “Como Recebido” ou mesmo Nitretado. Nesses dois sistemas, conforme afirmado por Bhushan (2002), quando o meio abrasivo é renovado o desgaste continuará com velocidade constante enquanto que se o meio abrasivo não se renova, o arredondamento das partículas abrasivas causará uma diminuição da taxa de desgaste.

Possivelmente, a geração de *debris* foi fator preponderante para o desgaste observado nos contracorpos utilizados nos ensaios com as amostras do aço UBC Como Recebido e no aço UBC Nitretado.

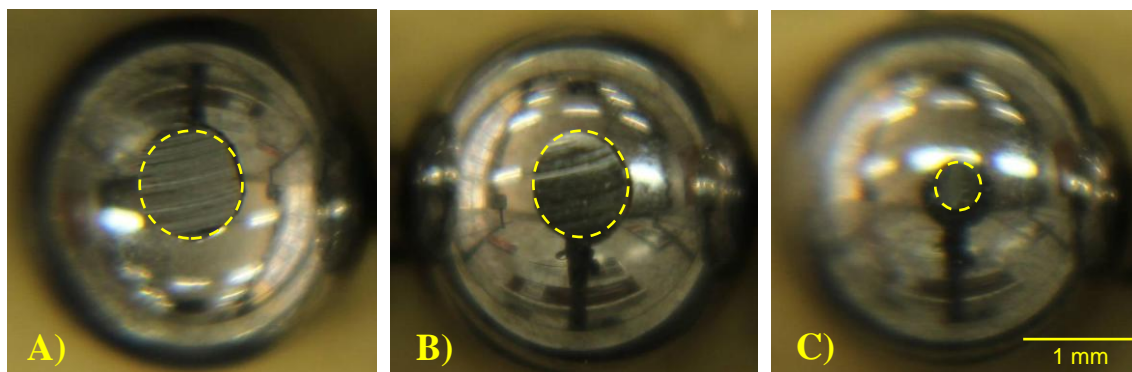


Figura 5.40: Detalhe do desgaste ocorrido na esfera em teste de desgaste contra:
 A) Aço UBC “Como Recebido”; B) Aço UBC Nitretado a plasma;
 C) Aço UBC Nitretado a plasma + revestimento de Cr-N. Distância de deslizamento de 5800m, carga normal 30N.

Fonte: Próprio Autor.

Foram calculados os volumes de desgaste, dos três sistemas estudados (Tabela V.10), utilizando-se a norma ASTM G99 e também por perfilometria 3D. A norma ASTM G99 baseia seus cálculos através dos valores do raio da esfera, largura e raio da trilha. Os cálculos foram realizados a partir de medidas da largura das trilhas através de

perfilometria 2D. A norma fornece duas equações, ambas assumindo que não existe desgaste significativo no contracorpo. A equação 5.1, apresenta o que é chamado pela norma ASTM G99 de Equação Aproximada, enquanto que a equação 5.2 mostra o que a norma denomina de Equação Exata.

$$V = \frac{\pi R d^3}{6 r} \quad (5.1)$$

$$V = 2 \pi R \left[r^2 \operatorname{sen}^{-1} \left(\frac{d}{2r} \right) - \left(\frac{d}{4} \right) (4r^2 - d^2)^{\frac{1}{2}} \right] \quad (5.2)$$

Sendo: V = volume de desgaste,

R = raio da trilha de desgaste,

r = raio da esfera

d = largura da trilha

Para os cálculos dos volumes de desgaste através de perfilometria 3D, foi utilizada a metodologia conforme descrita no item 4.3.3 e os resultados são apresentados na Tabela V.10.

A Tabela V.10 retrata os resultados dos volumes de desgaste, para os três sistemas estudados calculados pelas das fórmulas apresentadas na norma ASTM G99 e por perfilometria 3D. Fica claro que o maior volume calculado através da norma ASTM G99 está associado à imprecisão da metodologia aplicada, visto que a profundidade da trilha de desgaste não é considerada nesta abordagem, apenas a largura da trilha. Observa-se também que não houve diferença acentuada entre as duas equações apresentadas pela norma. A grande diferença ocorre quando se compara os resultados obtidos através da norma ASTM G99 e o obtido através de perfilometria 3D, que é de se supor que seja o método que apresenta o resultado mais preciso, uma vez que a norma ASTM G99 pressupõe que o desgaste ocorre no corpo de prova, sem a ocorrência de desgaste significativo no contracorpo. Entretanto, a figura 5.41 evidencia que houve desgaste nos contracorpos utilizados nos testes com o aço UBC Como Recebido e Nitretado.

A partir dos valores dos volumes de desgaste obtidos, foram calculadas as taxas de desgaste padronizadas específicas dos sistemas (*SSWR*), que segundo Blau (2015), reflete a profundidade de desgaste normalizada, ou seja, o volume de desgaste que é observado para um sistema tribológico específico, após um período de operação pré-selecionado. O *SSWR* desconsidera qualquer eventual variação da taxa de desgaste que possa ocorrer durante o teste tribológico, refletindo as condições assumidas na equação de Archard (equação 3.7), que pressupõe uma relação linear entre a distância de deslizamento e os parâmetros de desgaste. Desta forma, para os cálculos aqui realizados, foi assumida a linearidade da taxa de desgaste ao longo dos testes.

A Tabela V.11 apresenta a taxa de desgaste (*SSWR*), que foi calculada assumindo a linearidade da taxa de desgaste ao longo de todos os testes. Feita esta consideração, pode-se observar que os resultados da taxa de desgaste do sistema (assim como o volume de desgaste) acompanhou a lógica esperada, com o material “Como Recebido” apresentando o maior desgaste e o material “Nitretado + Cr-N” apresentando o menor desgaste entre os três sistemas. Pode-se perceber que o revestimento de nitreto de cromo aplicado sobre uma superfície nitretada foi eficiente na proteção da superfície quanto ao desgaste, nestas condições de teste, e no par tribológico utilizado. Já a nitretação aplicada no aço UBC reduziu a taxa de desgaste em 23,5%, quando compara ao material aço UBC Como Recebido.

Tabela V.10: Volume da Trilha (V) após teste de desgaste de 5800m e carga normal de 30N, para os três sistemas estudados.

Volume de Desgaste (mm ³)	Como Recebida	Nitretada	Revestida
ASTM G99 - Aproximada ⁽¹⁾	1,659	1,213	0,027
ASTM G99 - Exata ⁽²⁾	1,675	1,223	0,027
Perfilometria 3D	0,887	0,684	0,011

$$^{(1)} V = \pi (R \cdot d^3) / (6r)$$

$$^{(2)} V = 2\pi R [r^2 \cdot \text{sen}^{-1} \cdot (d/2r) - d/4] \cdot (4r^2 - d^2)^{1/2}$$

V = volume de desgaste

R = Raio da Trilha de desgaste igual a 7mm

r = Raio da Esfera igual a 3,175mm

d = largura da trilha

Tabela V.11: Taxa de Desgaste após teste de deslizamento de 5800m e carga normal de 30N.

Taxa de Desgaste (mm ³ /Nm)	Como Recebida	Nitretada	Revestida
ASTM G99 - Aproximada ⁽¹⁾	9,5 x 10 ⁻⁰⁶	6,9 x 10 ⁻⁰⁶	1,5 x 10 ⁻⁰⁷
ASTM G99 - Exata ⁽²⁾	9,6 x 10 ⁻⁰⁶	7,0 x 10 ⁻⁰⁶	1,5 x 10 ⁻⁰⁷
Perfilometria 3D	5,1 x 10 ⁻⁰⁶	3,9 x 10 ⁻⁰⁶	6,3 x 10 ⁻⁰⁸

$$W_{[5800m]} = \text{volume de desgaste}/(\text{distância de deslizamento} \times \text{carga normal})$$

5.8. Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura

Com o objetivo de avaliar a quantidade presente dos elementos químicos, tanto nas partículas de desgaste, como na trilha e fora dela, a técnica de análise química por EDS foi utilizada. Apesar da baixa sensibilidade que esta técnica apresenta para a detecção de elementos químicos de baixo número atômico, como o Nitrogênio e o Oxigênio, esta técnica foi utilizada com o objetivo de se obter uma análise comparativa semiquantitativa dos sistemas estudados e como forma de detectar, principalmente, a presença do elemento oxigênio.

5.8.1. Análise de Debris e Composição de imagem das trilhas de Desgaste do Aço UBC “Como Recebido”

A tabela V.12 apresenta o resultado da análise realizada por EDS dos *debris* de amostras de aço UBC “Como Recebido” submetidas a teste de desgaste com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m. O alto teor de oxigênio e ferro nos *debris* indica que os óxidos formados e arrancados eram do tipo óxido de ferro.

Tabela V.12: Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 1600 e 5800m, amostras de Aço UBC “Como Recebido” e carga de 30N.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento	
	1600m	5800m
O	45,16	56,48
W	1,97	1,40
Fe	52,87	42,12
Total	100	100

A figura 5.41 apresenta as imagens por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N em amostras do aço UBC “Como Recebido”, nas distâncias de deslizamento de 1600m (A) e 5800m (B). O aspecto visual do *debris* resultante do teste com distância de 1600m se mostra em grumos, com algumas placas maiores, enquanto que o *debris* formados no teste de 5800m se mostra de forma mais granulada. A diferença morfológica das partículas de desgaste é uma indicação de que óxidos finos de ferro foram produzidos e se aglomeraram quando se produziu testes de desgaste com maior tempo.

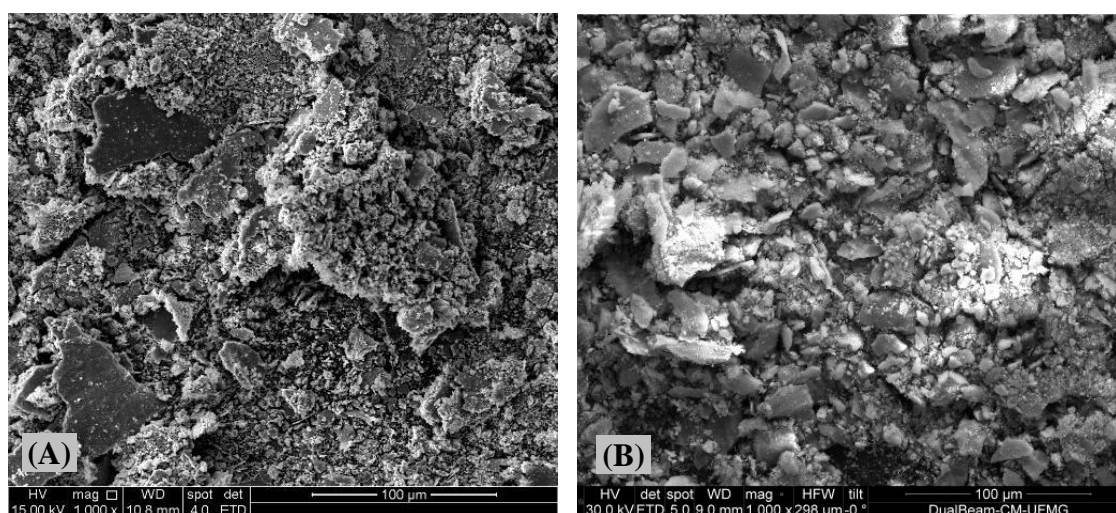


Figura 5.41: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Amostra Aço UBC “Como Recebido” e distância de deslizamento de: A) 1600m; B) 5800m. Aumento 1000x.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFMG.

A Tabela V.13 apresenta os resultados das análises por EDS nas trilhas de desgaste da amostra do aço UBC “Como Recebido”. O alto teor de oxigênio e Ferro sugere a formação predominante de óxido de ferro. Observa-se também a presença de tungstênio na trilha de desgaste indicando que ocorreu adesão de material da esfera no corpo de prova, sendo que no teste encerrado com 1600m o percentual atômico de tungstênio foi superior ao observado para o teste encerrado aos 5800m de distância de deslizamento.

Tabela V.13: Análise por EDS das trilhas de desgaste de amostras do aço UBC “Como Recebido”. Distância de deslizamento de 1600 e 5800m. Carga de 30N.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento	
	1600m	5800m
O	38,49	23,96
W	2,54	0,29
Fe	58,97	75,75
Total	100	100

A figura 5.42 retrata as trilhas de desgaste das amostras Como Recebida submetidas aos testes de deslizamento nas distâncias de deslizamento de 1600 e 5800m, com carga normal de 30N. A trilha produzida pelo deslizamento de 1600m apresenta aspecto visual que demonstra ter sido mais agredida do que no teste realizado a 5800m (superfície mais áspera). Este resultado se mostra coerente aos resultados observados nas análises de EDS realizados na trilha de desgaste, quando o resultado do teor de tungstênio (mais elevado) evidenciou que na distância de deslizamento de 1600m houve mais adesão do contracorpo na trilha do que no teste encerrado com 5800m (Tabela V.13). Segundo Stachowiak e Batchelor (2005), o desgaste adesivo provoca danos graves à superfície de contato, causando um desgaste severo. Pode-se supor que nos primeiros 1600m do teste de desgaste, mecanismo preponderante foi o de desgaste adesivo. Segundo Bhushan (2002) o desgaste adesivo pode levar ao desgaste abrasivo de três corpos quando partículas abrasivas ficam presas na interface dos materiais em deslizamento. Pode-se considerar que este mecanismo foi o mecanismo predominante, evidenciado pelo desgaste acentuado no contracorpo, observado ao final do teste (Figura 5.40A). É de se supor que o aumento da área de contato esfera/amostra, que ocorreu pelo desgaste

simultâneo do corpo de prova e do contracorpo, levou a uma redução da pressão exercida pela carga normal aplicada. Esta alteração de carga/área ocorrida durante o teste de deslizamento, chamada por Blau (2015) de “transição natural” - que ocorre quando o sistema tribológico se altera sem que tenha ocorrido estímulo externo, pode induzir alterações no desgaste. De alguma forma, esta alteração deve estar associada ao surgimento do ciclo oxidação-desgaste-reoxidação (*oxidation-scrape-reoxidation*) observado na figura 5.26, levando a superfície de desgaste a uma aparência mais lisa, característica do regime oxidativo.

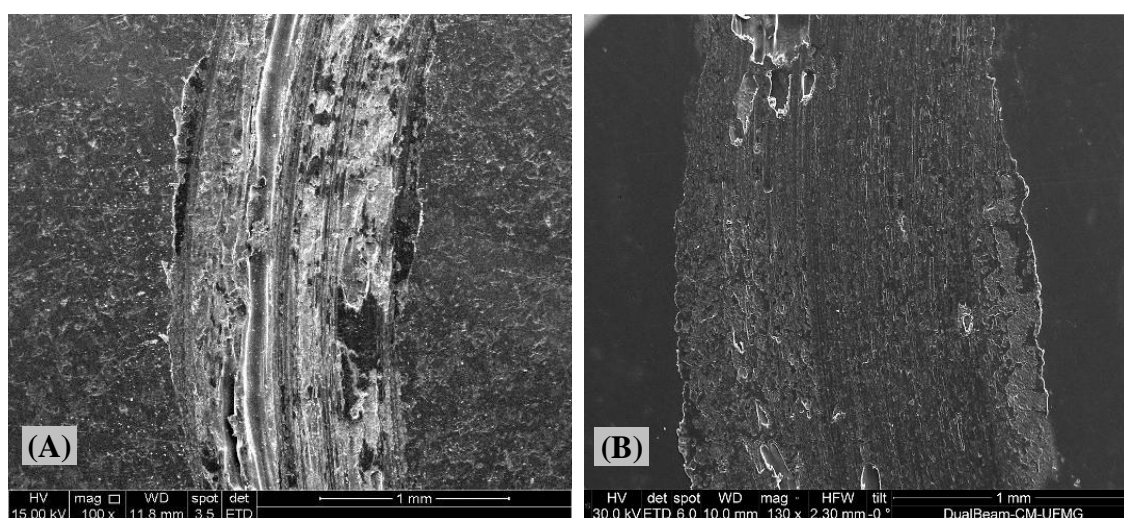


Figura 5.42: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra Aço UBC “Como Recebido”, com carga de 30N. A) Distâncias de deslizamento de 1600m (100x) e B) 5800m (130x).

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFMG.

A figura 5.43 retrata as imagens relativas ao mapeamento de raios X da trilha de desgaste da amostra do aço UBC “Como Recebido” após teste de desgaste com 5800m de distância e carga de 30N. Pode-se observar que além da presença do ferro (Figura 5.43B), o oxigênio (Figura 5.43C) é o outro elemento que se mostra presente, indicando a formação de óxido na superfície. A área escura observada no mapa oxigênio representa possivelmente superfícies mais novas onde ainda não se formou óxidos. A figura 5.43D indica a presença de tungstênio que, fazendo a observação das três posições (entre outras) combinadas com o mapeamento do oxigênio e de ferro, percebe-se que o tungstênio está presente na forma de óxido.

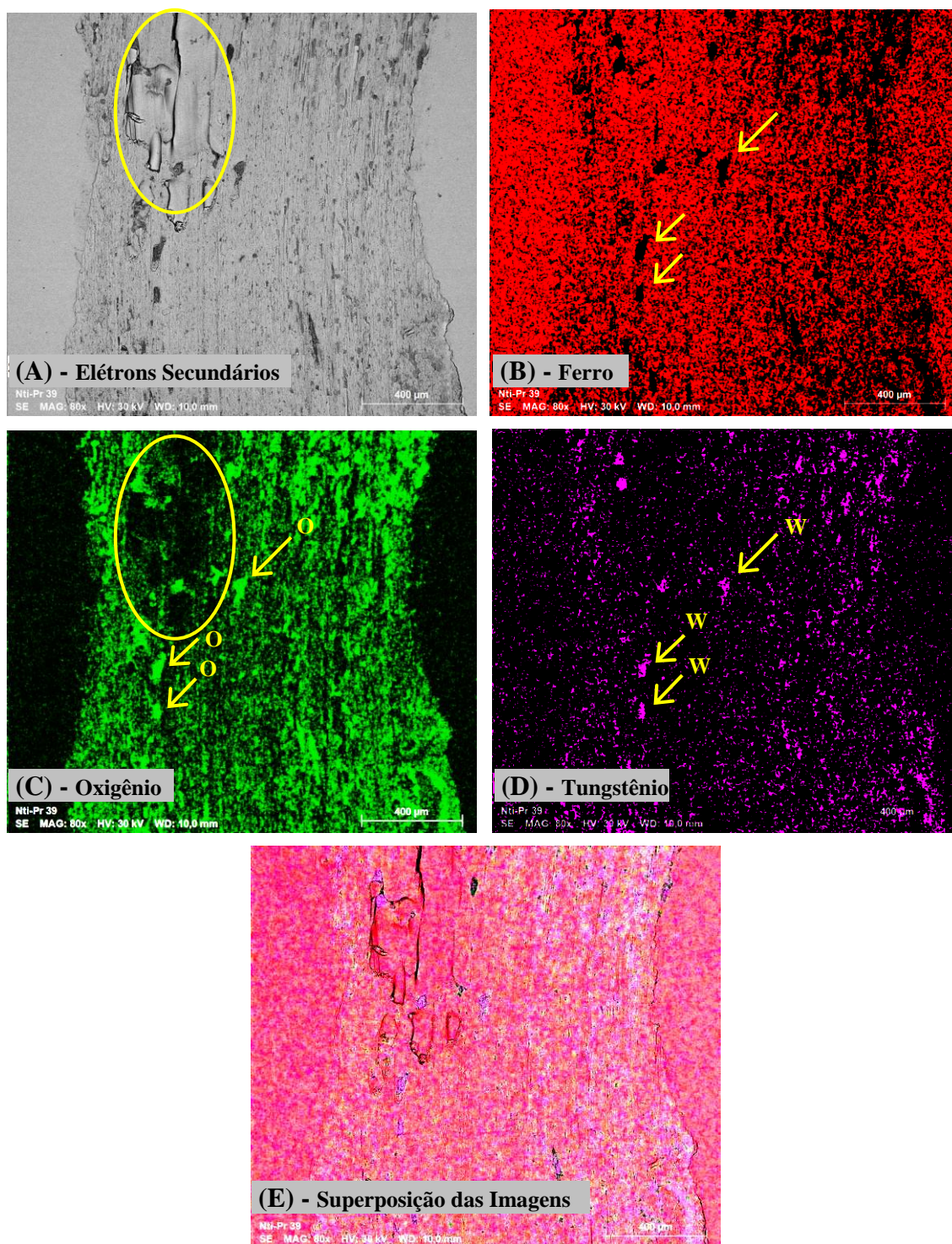


Figura 5.43: Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Como Recebido após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. A) Imagem elétrons secundários; B) Leitura da presença de ferro; C) Leitura da presença de oxigênio; D) Leitura da presença de tungstênio e E) Superposição das imagens. Aumento de 80x.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Centro de Microscopia da UFMG.

5.8.2. Aço UBC Nitretado a plasma: análise de composição das trilhas de desgaste e *debris*.

5.8.2.1. Aço UBC Nitretado a plasma, distância de deslizamento de 1600m e carga normal de 5, 15 e 30N

A tabela V.14 apresenta o resultado obtido, em análise por EDS, das partículas de desgaste (*debris*), do sistema Nitretado, após teste de deslizamento de 1600m com cargas de 5, 15 e 30N. A presença de tungstênio (W) nos *debris* gerados no teste com carga de 5N é um indicativo de que o contracorpo (esfera) de WC-Co sofreu desgaste, com destaque para o teste realizado na amostra com carga de 5N, cujos *debris* apresentaram os maiores percentuais atômico de tungstênio entre as três cargas aplicadas. É de se supor que nesta condição houve maior adesão entre o contracorpo e a esfera, com maior transferência de material, do que nos testes realizados na mesma distância e com cargas de 15 e 30N. Já a presença de oxigênio (O) indica que houve formação de óxido nos *debris* de todos pares tribológicos.

Tabela V14: Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento 1600m, Aço UBC Nitretado a plasma. Cargas de 5, 15 e 30N.

Elemento (% at)	Carga Normal aplicada (N)		
	05	15	30
N	5,83	3,10	3,38
O	63,69	61,79	59,03
W	10,65	6,39	4,69
Fe	19,82	28,72	32,91
Total	100	100	100

A figura 5.44 mostra partículas de desgaste obtidas por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, com aumento de 1000 vezes, em amostras de aço UBC Nitretados após teste de deslizamento em distância de 1600m, com cargas de 5, 15 e 30N. Devido ao baixo volume de *debris* gerados no teste com carga de 5N, a comparação visual do resultado torna-se imprecisa. Entretanto, para as cargas de 15 e

30N o aspecto visual dos *debris* aponta para dimensões menores quando a carga normal aplicada no teste foi de 15N. O maior tamanho dos *debris*, resultantes do teste de desgaste com carga normal de 30N, pode ser um indicativo da ocorrência de um desgaste mais severo nestas condições de teste associado à mudança de teor de nitrogênio devido à profundidade alcançada pela trilha de desgaste.

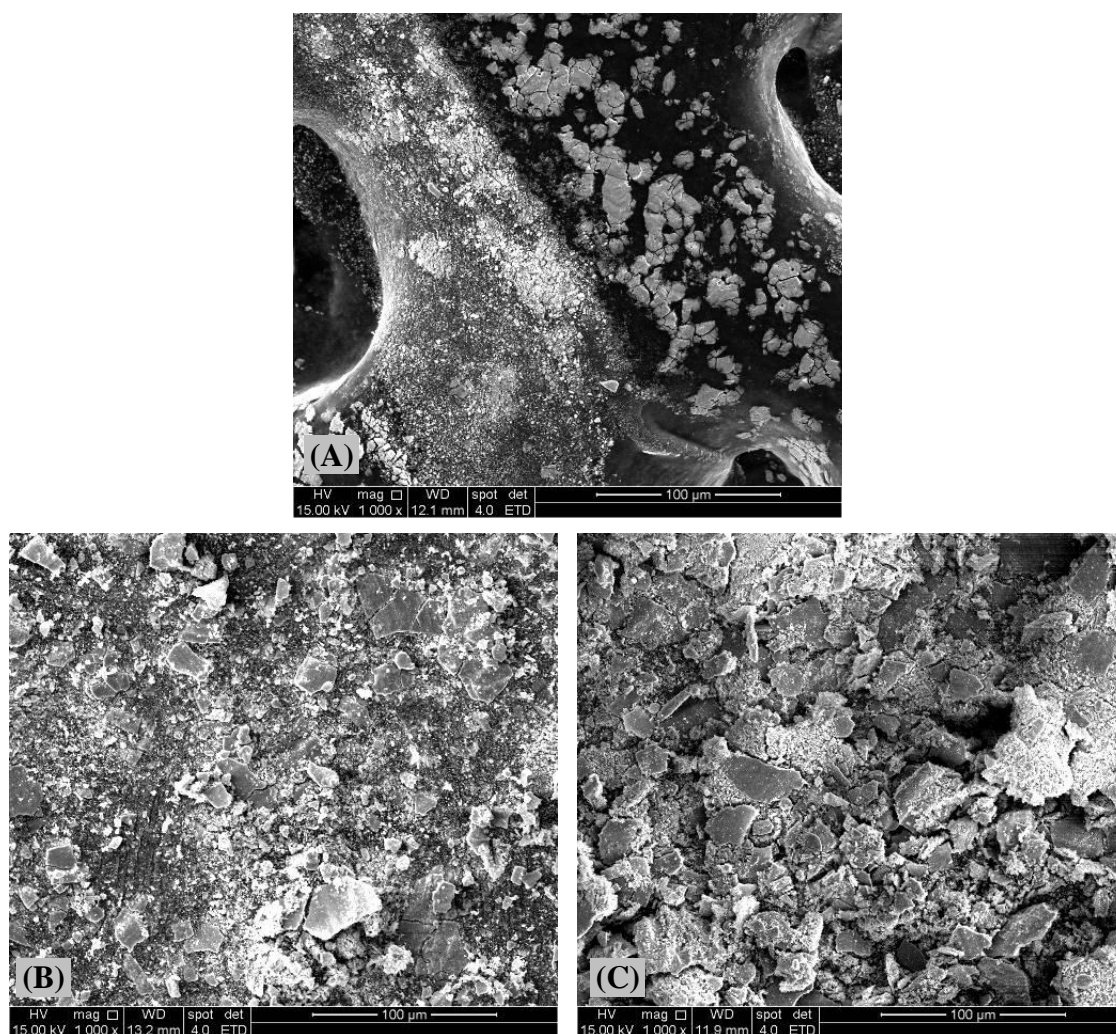


Figura 5.44: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com distância de 1600m. Amostras de Aço UBC Nitretado a plasma e cargas de: A) 5N, B) 15N e C) 30N.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

A Tabela V.15 apresenta os resultados das análises de EDS realizadas nas trilhas de amostras de aço UBC nitretados, após teste de desgaste em 1600m, com cargas de 5, 15 e 30N. Os resultados obtidos evidenciam que neste sistema, o percentual atômico de nitrogênio reduziu à medida que se aumentou a carga normal aplicada, confirmando os resultados observados por perfilometria 2D que mostraram o aumento da profundidade da trilha de desgaste à medida que se elevou a carga normal, para uma mesma distância de deslizamento (Tabela V.8). Este resultado se alinha ao já observado na metalografia transversal do material nitretado (Figuras 5.16A e 5.17A) que mostrou que a camada de compostos apresentou espessura de 4,2 μ m, espessura ultrapassada nos testes com 15 e 30N, nesta distância de 1600m de deslizamento, justificando a redução no percentual atômico de nitrogênio.

Destaque também para o percentual atômico de tungstênio na análise por EDS da trilha de desgaste da amostra do aço UBC Nitretado com carga de 5N. Apesar de ser a menor carga utilizada nos testes, o teor de tungstênio se mostrou superior aos obtidos para cargas de 15 e 30N (Tabela V.15), resultado também observado no mapeamento por raios X das trilhas, que indicou um maior percentual de tungstênio na trilha obtida após o desgaste com carga de 5N (Figura 5.45). Esta tendência em relação aos teores atômicos de tungstênio também foi observada na análise das partículas de desgaste (Tabela V.14), indicando que além do desgaste na esfera (evidenciado pela análise dos *debris*), ocorreu também transferência de material do contracorpo, de WC-Co para o aço UBC nitretado.

Tabela V.15: Análise por EDS das trilhas de desgaste de aço UBC Nitretado a plasma.

Distância de deslizamento 1600. Cargas de 5, 15 e 30N.

Elemento (% at)	Carga Normal aplicada (N)		
	05	15	30
N	14,68	10,75	4,67
O	25,30	26,25	36,38
W	4,50	2,51	2,63
Fe	55,51	60,49	56,32
Total	100	100	100

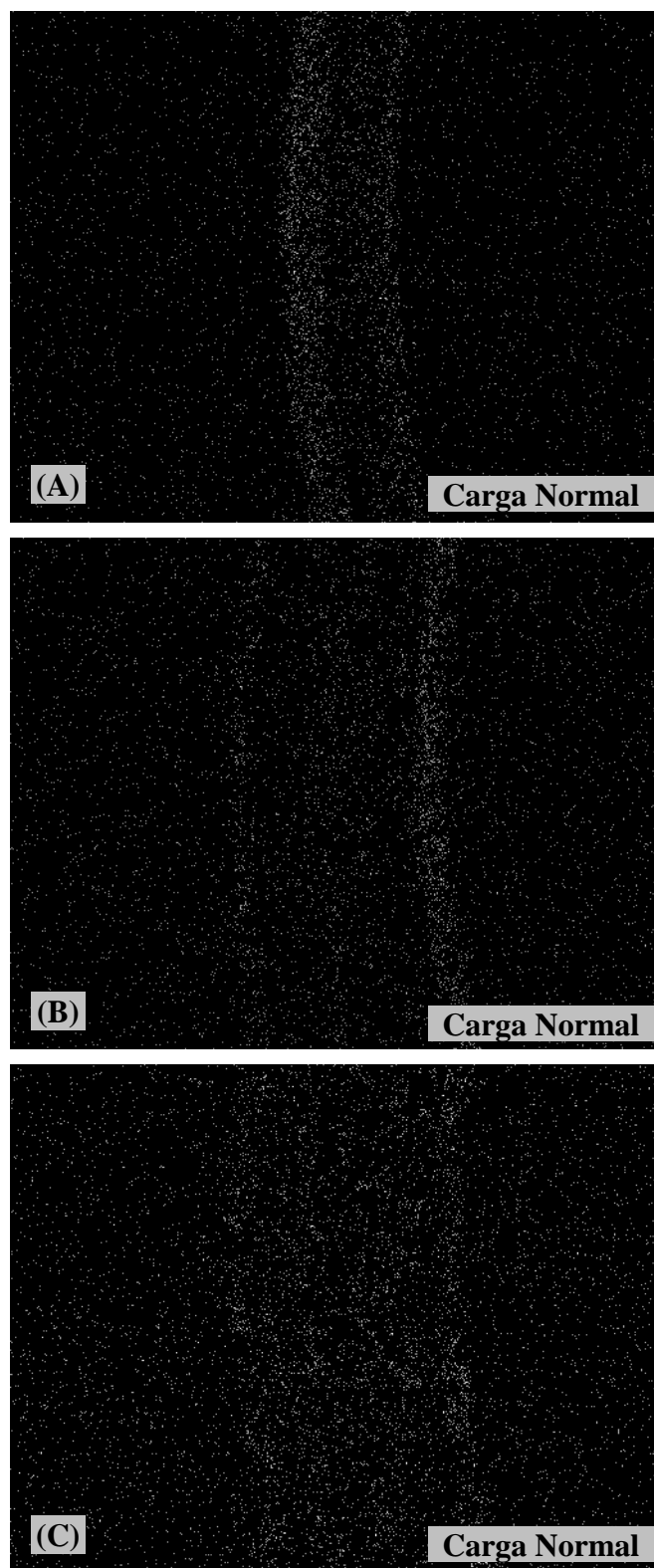


Figura 5.45: Mapeamento de raios X para o tungstênio nas trilhas de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma. Distância de deslizamento de 1600. A) Carga Normal de 5N; B) Carga Normal de 15N; C) Carga Normal de 30N.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Centro de Microscopia da UFMG.

As trilhas de desgaste do sistema aço UBC Nitretado, após teste de deslizamento de 1600m, com cargas de 5, 15 e 30N, são ilustradas na figura 5.46. Pode-se observar que a trilha correspondente ao teste com carga normal 5N (Figura 5.46A), se apresenta menos áspera, um indicativo de desgaste brando, com alguma deformação plástica na superfície. A trilha obtida com carga de 15N (Figura 5.46B) apresenta aspecto liso, porém com presença de riscos superficiais, possivelmente por ação partículas de óxido geradas durante o desgaste e retidas entre as superfícies de contato. Já a trilha gerada durante o teste com carga de 30N (Figura 5.46C) apresenta uma superfície com aparência de arrancamento de placas, sugerindo um desgaste mais severo. A diferença no aspecto superficial das trilhas de desgaste nos leva a concluir que valores mais baixos da carga normal ajudaram a preservar a camada de óxido, gerando menos *debris* e preservando a superfície da amostra.

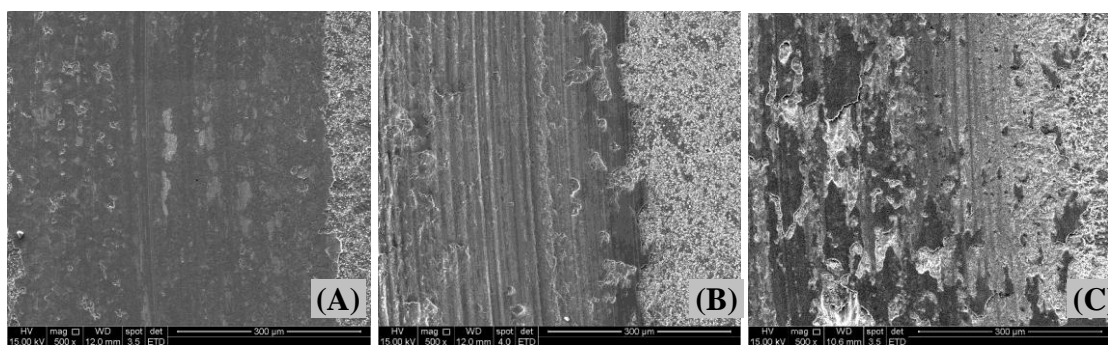


Figura 5.46: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra aço UBC Nitretado a plasma, aumento de 500x, distância de deslizamento de 1600m e cargas de: A) 5N; B) 15N e C) 30N.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFMG.

5.8.2.2. Aço UBC Nitretado, carga normal de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m

A Tabela V.16 mostra os resultados obtidos pela análise de EDS dos *debris* gerados em teste de desgaste no sistema aço UBC Nitretado, com distância de deslizamento de 50,

200 e 1600m e carga normal de 15N. O resultado de percentual atômico de oxigênio indica a presença de óxido nos *debris* resultantes das três distâncias estudadas.

Tabela V.16: Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m, amostras de aço UBC nitretado e carga de 15N.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento		
	50m	200m	1600m
N	1,86	2,68	3,10
O	60,72	63,37	61,79
W	1,70	5,52	6,39
Fe	35,72	28,43	28,72
Total	100	100	100

A figura 5.47 apresenta as micrografias das partículas de desgaste obtidas por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento de 1000 vezes, em amostras Nitretadas após teste de desgaste com carga 15N e distâncias de deslizamento de 50, 200 e 1600m. O baixo volume de *debris* gerados durante o teste de desgaste com distâncias de 50 e 200m não permitem uma avaliação visual segura em relação ao tamanho comparativo destas partículas. Com relação ao teste realizado com distância de deslizamento de 1600m, o aspecto visual dos *debris* aponta para uma distribuição heterogênea das dimensões das partículas.

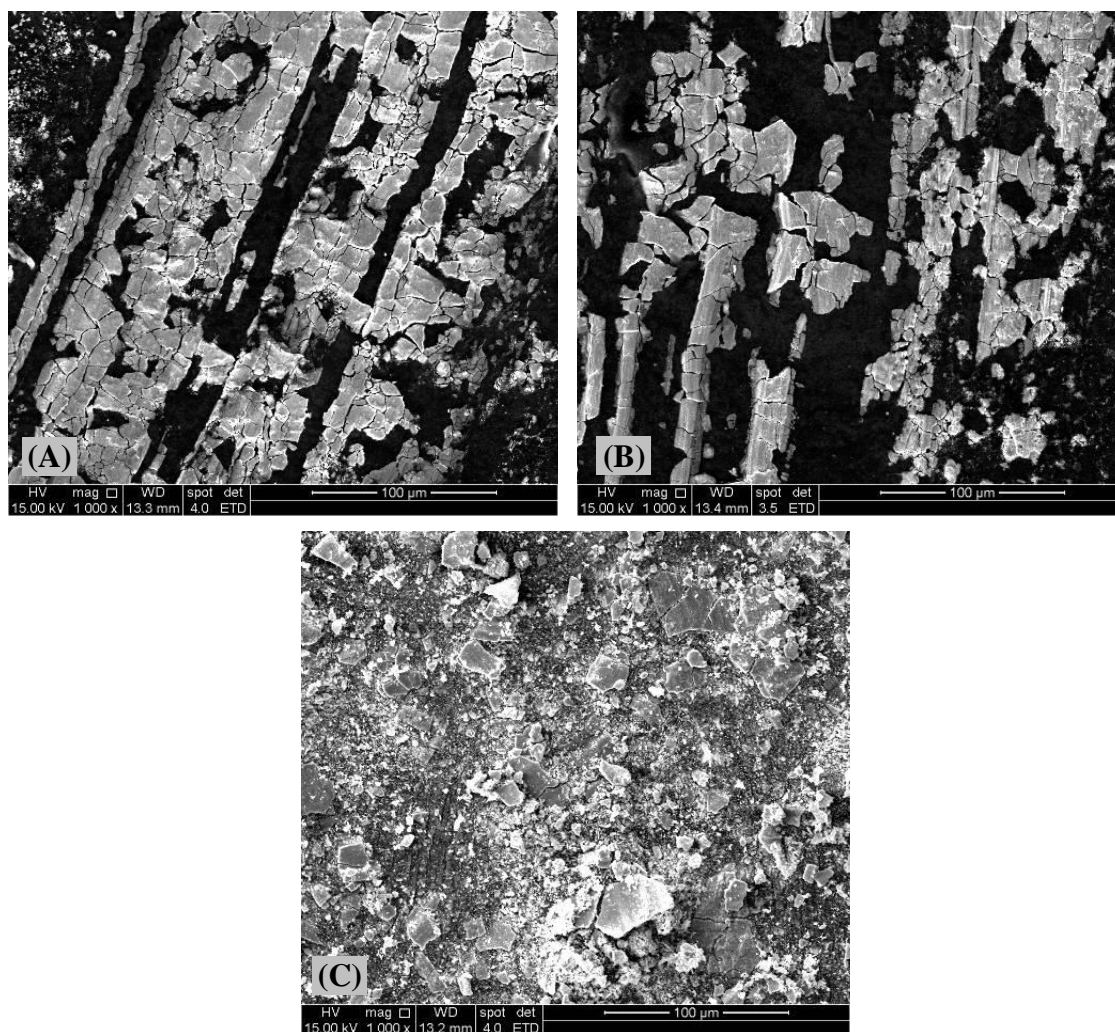


Figura 5.47: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 15N. Aço UBC Nitretado a plasma e distância de deslizamento de: A) 50m; B) 200m e C) 1600m.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

A Tabela V.17 apresenta os resultados da análise de EDS das trilhas após teste de desgaste com carga de 15N e distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m. A presença de oxigênio indica uma maior concentração de óxido na trilha relativa aos primeiros 50m de deslizamento.

O mapeamento por raios X (Figura 5.48) retrata os elementos oxigênio e tungstênio. Pode-se observar a presença de oxigênio nas trilhas resultantes dos testes nas três diferentes distâncias. Entretanto, não é possível observar a presença de tungstênio na

distância de 50m, indicando que a maioria dos óxidos formados nesta distância foi óxido de ferro.

Tabela V.17: Análise por EDS das trilhas de desgaste de aço UBC Nitretado a plasma.

Carga de 15N. Distância de deslizamento de 50, 200 e 1600m.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento (m)		
	50	200	1600
N	5,96	7,71	10,75
O	39,10	41,79	26,25
W	1,79	3,97	2,51
Fe	53,14	46,52	60,49
Total	100	100	100

A Figura 5.49 retrata as trilhas de desgaste do sistema do aço UBC nitretado, após teste de deslizamento com carga de 15N nas distâncias de 50, 200 e 1600m. Pode-se observar que a trilha resultante do teste de desgaste de 50m apresenta uma superfície que indica que houve deformação plástica na sua superfície e poucos riscos (Figura 5.49A). Para a distância de deslizamento igual a 200m, além da deformação plástica da superfície, podem ser observadas algumas trilhas de desgaste, provavelmente resultantes da ação de partículas de desgaste que ficaram retidas entre as superfícies de contato (Figura 5.49B). Já a superfície da trilha gerada durante o teste de desgaste realizado com 1600m de deslizamento (Figura 5.49C), pode-se perceber que embora apresente um aspecto pouco áspero, há indicação de que houve desgaste por deformações plásticas e a ocorrência de mais sulcos na superfície da amostra (Figura 5.49C).

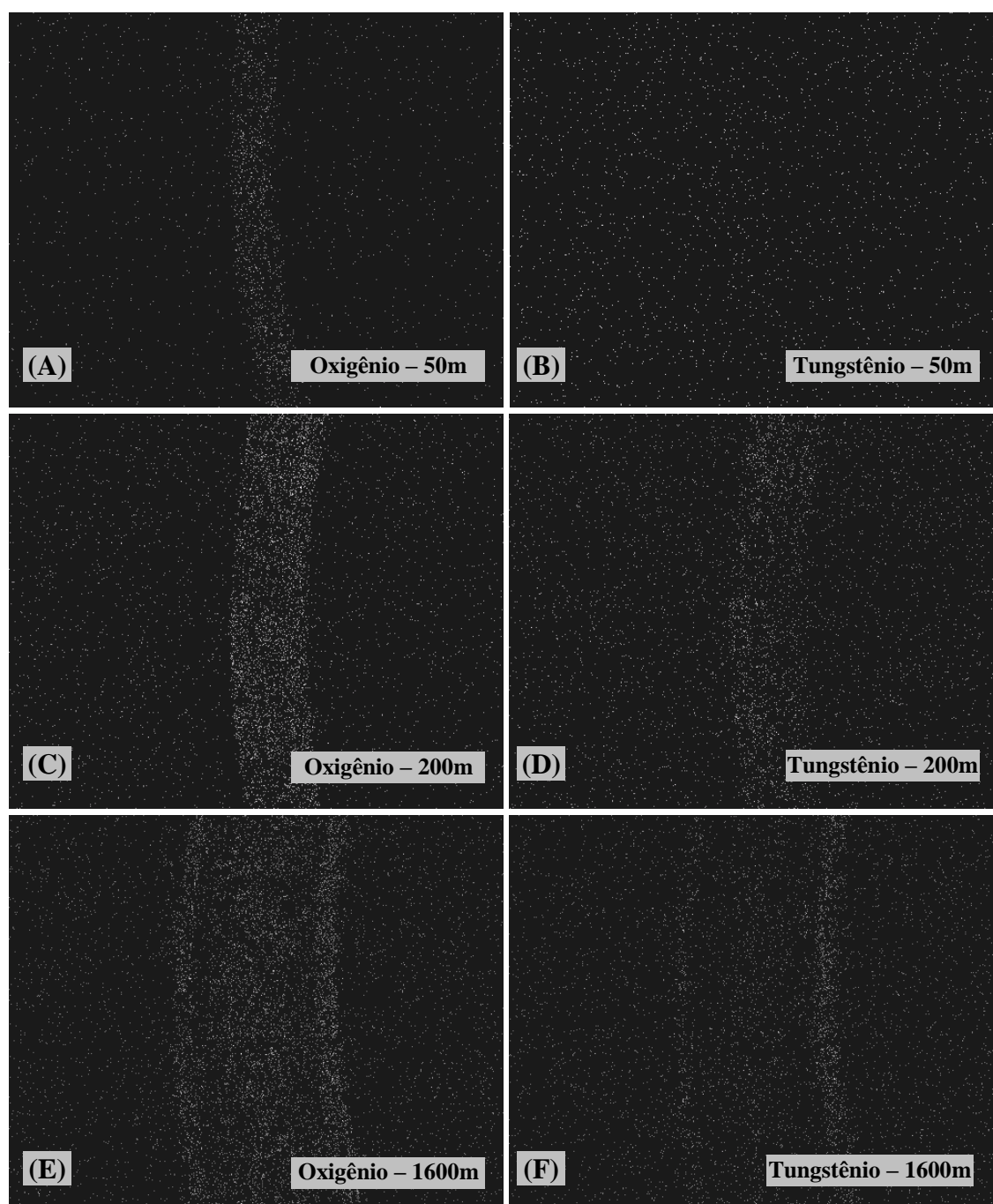


Figura 5.48: Mapeamento de raios X para o oxigênio e o tungstênio nas trilhas de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma. Carga normal de 15N. A e B) Distância de 50m; C e D) Distância de 200m; E e F) Distância de 1600m. Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Centro de Microscopia da UFMG.

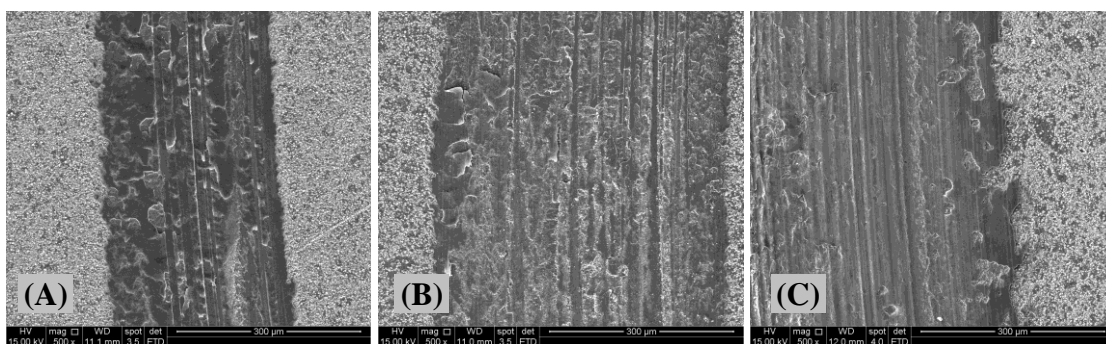


Figura 5.49: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de Aço UBC Nitretado a plasma, aumento de 500x, carga normal de 15N e distância de deslizamento de: A) 50m; B) 200m e C) 1600m.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFMG.

5.8.2.3. Aço UBC Nitretado, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m

A figura 5.50 retrata as micrografias dos *debris* obtidas por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, aumento de 1000 vezes, em amostras de aço UBC Nitretados após teste de desgaste com carga 30N e distâncias de deslizamento de 1600 e 5800m. Com relação ao aspecto visual dos *debris* resultantes do teste realizado com distância de deslizamento de 1600m, percebe-se uma aparência granular das partículas, em comparação aos *debris* gerados no teste de 5800m, que apresentam partículas maiores em meio a partículas finas.

Os resultados da análise por EDS da região dentro da pista de desgaste são apresentados na Tabela V.18. Para os testes realizados com carga de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m pode ser observado que na distância de 5800m os percentuais atômicos de nitrogênio e tungstênio são menores, quando comparados com a distância de deslizamento de 1600m. As profundidades de desgaste resultantes dos testes de deslizamento em 1600 e 5800m (10,9 e 31,4µm respectivamente – Tabelas V.5 e V.6) explicam a variação nos percentuais atômicos de nitrogênio, uma vez que são esperadas menores concentrações de nitrogênio à medida que se afasta da superfície do material. Já os percentuais atômicos de tungstênio estão associados a uma superfície mais oxidada

no teste de desgaste por deslizamento a 5800m, do que a superfície obtida no teste a 1600m, o que é verificado pelos teores de oxigênio registrados nas duas trilhas.

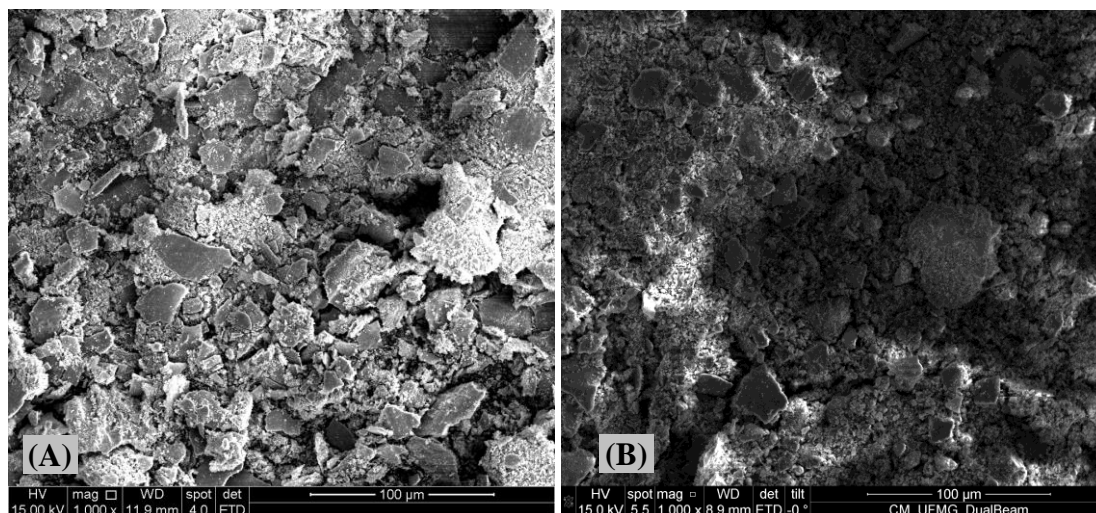


Figura 5.50: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, aumento 1000x, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Aço UBC Nitretado e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m.

Tabela V.18: Análise por EDS de Aço UBC Nitretado a plasma, na trilha de desgaste, distância de deslizamento 1600 e 5800m. Carga de 30N.

Elemento (% at)	Deslizamento	
	1600m	5800m
N	4,67	2,80
O	36,38	49,70
W	2,63	1,22
Fe	56,32	46,27
Total	100	100

A Figura 5.51 mostra as imagens por microscopia eletrônica de varredura, aumento 1000x, da trilha resultante do ensaio de desgaste com carga normal de 30N, em amostras de aço UBC Nitretados e distância de deslizamento de 1600 e 5800m. Apesar de ambas as imagens retratarem uma superfície com deformação plástica e presença de sulcos, com trincas e fraturas, pode-se perceber que a trilha da amostra submetida ao

teste de desgaste de 1600m apresenta um aspecto mais áspero, indicando a presença um processo de adesão superficial.

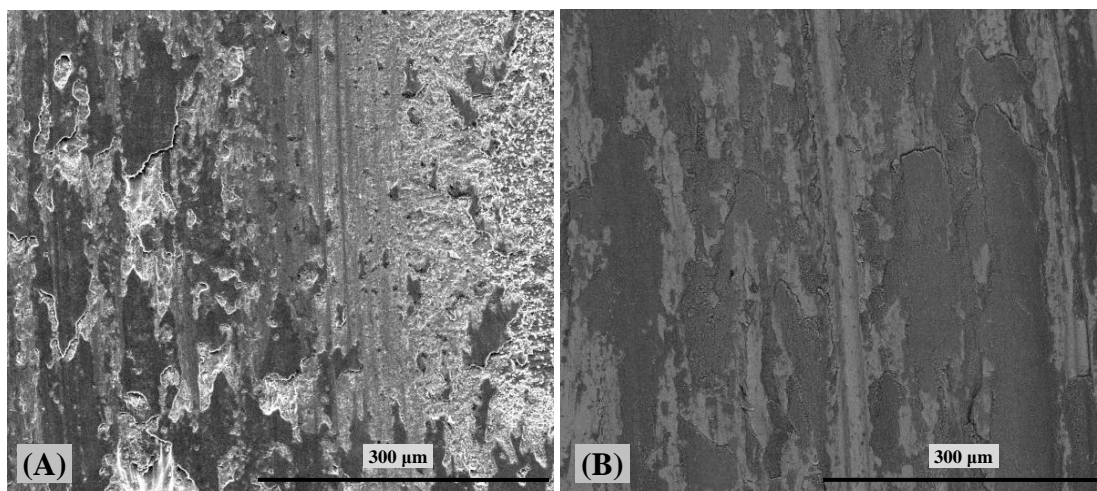


Figura 5.51: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, aumento 1000x, da trilha resultante do ensaio de desgaste com carga normal de 30N, em Aço UBC Nitretado a plasma e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m.

A Figura 5.52 apresenta o mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Nitretado após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N, sendo que na letra (A) pode ser observado o aspecto micrográfico da trilha de desgaste com aumento de 100x. Na letra (B) é mostrada esta mesma região com aumento de 1000x. A letra (C) mostra a leitura da presença de oxigênio na trilha e a letra (D) retrata a superposição das letras (A) e (C). Observa-se que as regiões da trilha que correspondem a uma menor presença de oxigênio são onde existe a presença de riscos e as regiões claras na imagem da trilha (5.52A). De maneira oposta, as regiões que apresentam maior presença de oxigênio são as regiões escuras da figura 5.52A, que em aumento de 1000x (Figura 5.52B) aparentam ser regiões com presença de *debris* retidos na superfície.

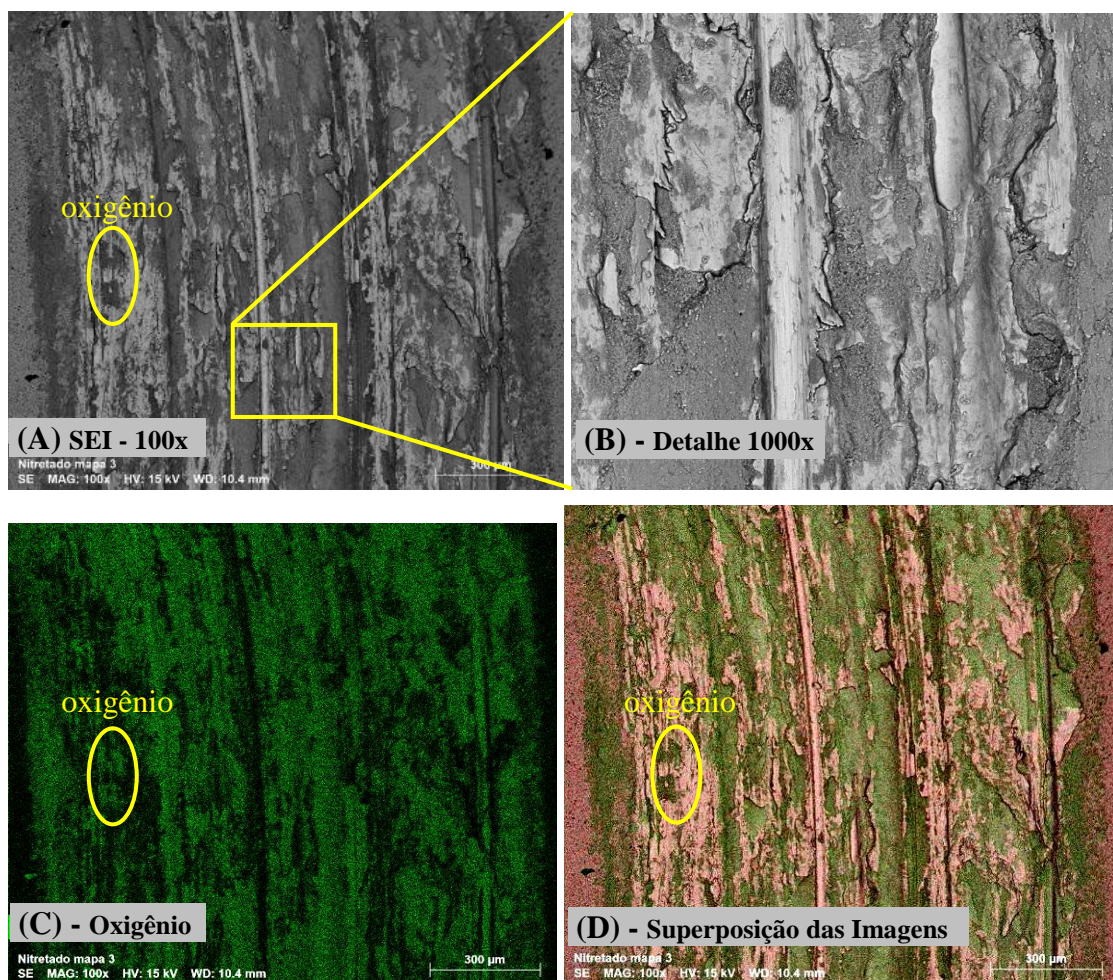


Figura 5.52: Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Nitretado após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N.

A) Aspecto micrográfico da trilha de desgaste aumento 100x; B) Detalhe da trilha com aumento de 1000x; C) Leitura da presença de oxigênio; D) Superposição das imagens.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Centro de Microscopia da UFMG.

5.8.3. Aço UBC nitretado + revestimento de Cr-N, carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600 e 5800m

Na tabela V.19 pode ser observado o resultado da análise por EDS resultante do ensaio de desgaste em amostra de aço UBC nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, com carga normal de 30N em distância de 1600 e 5800m. A presença de tungstênio indica que partículas do contracorpo se desprenderam durante o teste de desgaste. O baixo teor

de ferro encontrado nos *debris* está associado ao revestimento de nitreto de cromo que não chegou a ser desgastado totalmente em nenhum dos dois testes realizados.

Tabela V.19: Análise por EDS das partículas de desgaste, distância de deslizamento de 1600 e 5800m, em aço UBC nitretado a plasma + revestimento de Cr-N e carga de 30N.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento	
	1600m	5800m
N	4,97	5,70
O	61,94	76,63
W	11,93	7,26
Cr	20,27	10,11
Fe	0,88	0,30
Total	100	100

O aspecto visual dos *debris* formados durante o teste de desgaste realizado em amostra de aço UBC nitretado a plasma + revestimento de Cr-N, com carga de 30N, nas distâncias de deslizamento de 1600 e 5800m está retratado na figura 5.53. A figura 5.53A, apresenta os *debris* gerados no ensaio de 1600. Nesta condição de desgaste, o baixo volume de *debris* não permitiu se fosse feita uma avaliação conclusiva a respeito da sua morfologia. Na amostra submetida a teste de desgaste de 5800m (Figura 5.53B), pode-se observar a pequena granulometria dos detritos formados, que pode ser observada de forma mais evidente na figura 5.53C em aumento de 6000x, esta granulometria fina é uma característica do desgaste oxidativo.

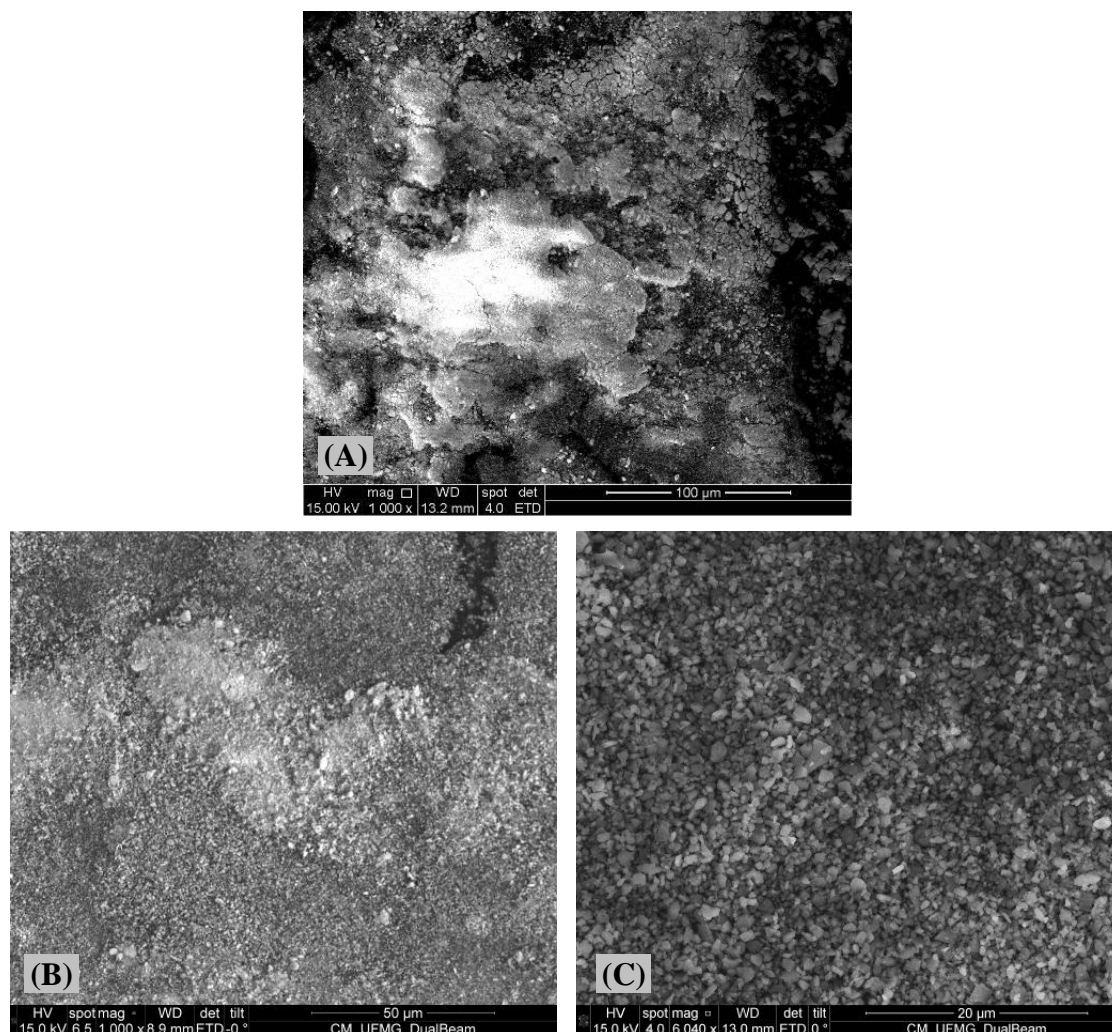


Figura 5.53: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários, de *debris* gerados em ensaio de desgaste com carga normal de 30N. Aço UBC Nitretado + revestimento Cr-N e distância de deslizamento de: A) 1600m, aumento de 1000x; B) 5800m, aumento 1000x e C) 5800m aumento 6000x.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFMG.

A Tabela V.20 apresenta os resultados das análises realizadas por EDS nas trilhas de desgaste de amostras de aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N após teste de desgaste nas distâncias de 1600 e 5800m. Como já observado nos dois outros sistemas (Como Recebido e Nitretado), houve redução do teor de tungstênio na trilha quando comparado o resultado do desgaste realizado com 1600m com o teste em 5800m (Tabelas V.13, V.15). Vale ressaltar que o sistema aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N foi o que apresentou os mais baixos teores de tungstênio nas trilhas, dentre

todas as condições de teste, sendo um indicativo de que houve pouca adesão de material do contracampo na trilha, mas lembrando que, de forma oposta, os *debris* do sistema aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N foram os que apresentaram os percentuais atômicos de tungstênio mais elevados comparados com os *debris* formados nos sistemas “Como Recebido” e Nitretado a plasma (Tabelas V.12 e V.14).

Tabela V.20: Análise por EDS das trilhas de desgaste de amostras do aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, distância de deslizamento de 1600 e 5800m. Carga de 30N.

Elemento (% at)	Distância de Deslizamento	
	1600m	5800m
N	31,64	41,08
O	18,15	5,05
W	1,95	0,15
Cr	47,86	53,48
Fe	0,41	0,24
Total	100	100

As trilhas produzidas em teste de desgaste com carga de 30N em amostra aço UBC Nitretados + revestimento de Cr-N, nas distâncias de 1600 e 5800m, são mostradas na figura 5.54. Pode-se observar que as trilhas apresentam aspecto superficial de deformação plástica com leve desgaste. Pela maior distância percorrida no teste deslizamento relativo à Figura 5.54B, esta apresenta maior desgaste do que o observado na Figura 5.54A relativa ao teste realizado com 1600m de deslizamento.

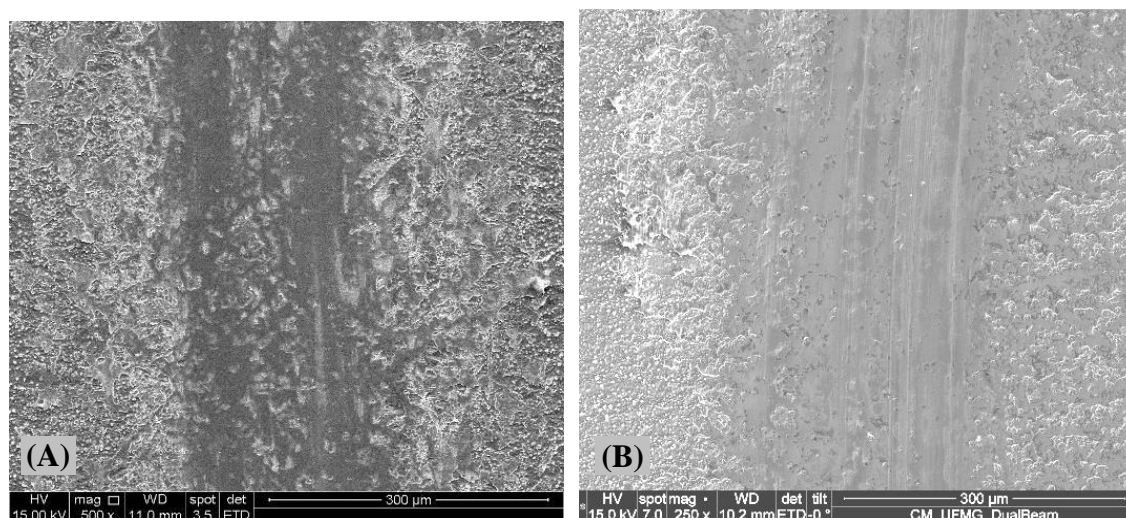


Figura 5.54: Imagem por microscopia eletrônica de varredura, elétrons secundários da trilha de desgaste de amostra aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N, cargas normal de 30N e distância de deslizamento de: A) 1600m e B) 5800m.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e Centro de Microscopia da UFM.

A figura 5.55 apresenta os mapas de composição química traçados para as trilhas resultantes de testes de desgaste com distância de deslizamento de 5800m e carga normal de 30N para o sistema Nitretado + revestimento de Cr-N. A imagem da figura 5.55A mostra o aspecto visual da trilha, com aumento de 100x. A figura 5.55B apresenta o mapeamento do oxigênio nesta região onde pode-se observar a ocorrência de oxigênio na trilha de desgaste. Já as regiões escuras nas imagens C e D da figura 5.55 indicam, respectivamente, que a menor presença de nitrogênio e de cromo nestas regiões revela que o óxido, formado durante o processo de deslizamento, foi o óxido de cromo.

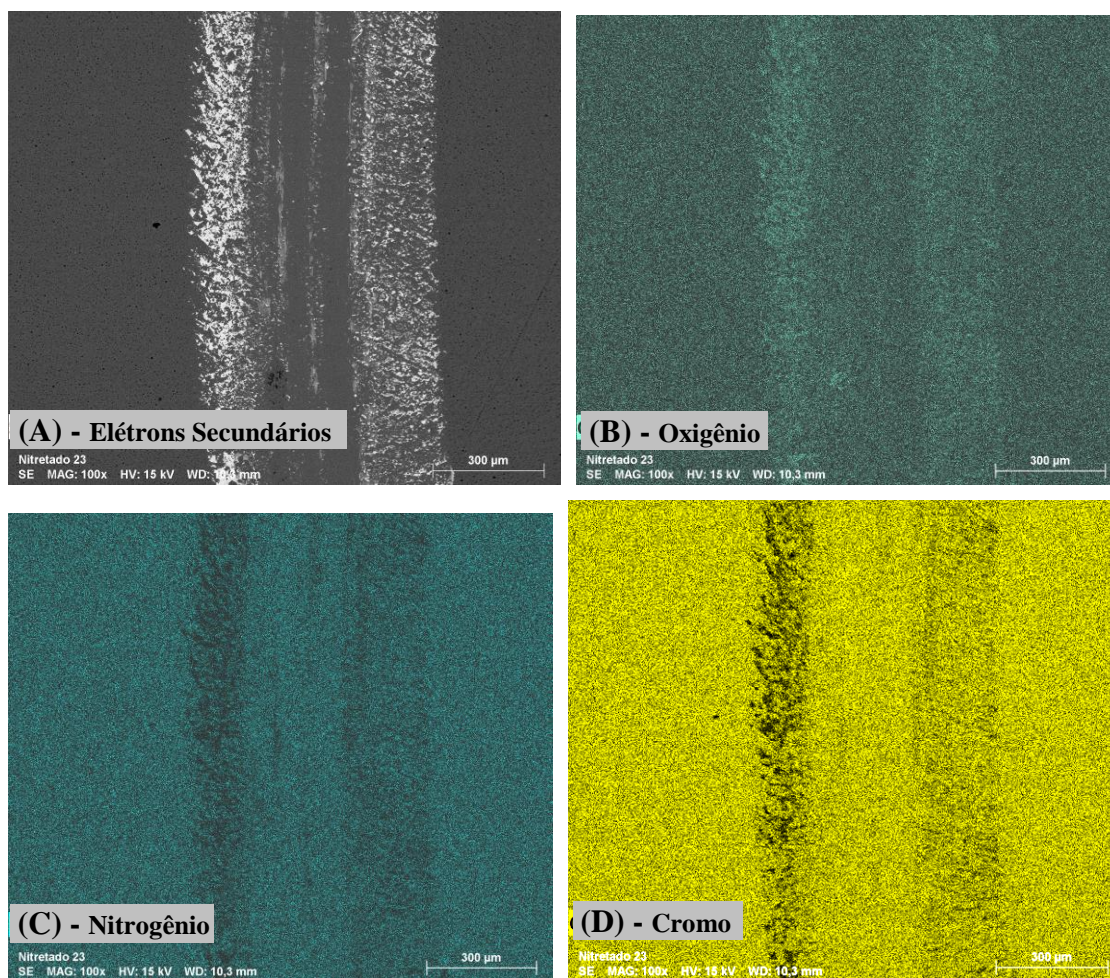


Figura 5.55: Mapa de composição química da trilha de desgaste do sistema Nitretado + revestimento de Cr-N após teste com deslizamento de 5800m e carga normal de 30N. A) Aspecto micrográfico da trilha de desgaste; B) Leitura da presença de oxigênio; C) Leitura da presença de nitrogênio; E) Leitura da presença de cromo. Aumento de 100x.

Fonte: Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Centro de Microscopia da UFMG.

6. CONCLUSÕES

- Os testes de desgaste realizados preliminarmente no aço UBC “Como Recebido” indicaram que o raio da trilha de desgaste com 7mm (correspondente a uma velocidade tangencial de 0,279m/s) é mais indicado que o raio de 3mm (velocidade tangencial de 0,119m/s) para provocar condições de desgaste mais acelerado na amostra. Indicou também que a esfera de Metal Duro é a mais indicada para os testes de desgaste no aço UBC após a modificação superficial proposta, por ter apresentado pequeno desgaste.
- O teste de difratometria de raios X realizado na amostra de aço UBC após nitretação a plasma revelou uma camada de compostos formada pelas fases γ' -Fe₄N e ϵ -Fe₂₋₃N e alguma presença de α -Fe, conforme previsto pela bibliografia estudada. Já a difratometria realizada no aço UBC após nitretação a plasma e revestimento por nitreto de cromo revelou a presença de cromo metálico em pouca quantidade e nitreto de cromo, sem presença de α -Fe, uma indicação de que houve cobertura total da superfície analisada em espessura superior à capacidade de análise do difratômetro, na configuração utilizada, que é de 5 μ m.
- O exame de microestrutura transversal realizado na amostra do aço UBC “Como Recebido” evidenciou uma estrutura ferrítica de grão equiaxiais.
- A análise microestrutural da seção transversal realizada na amostra do aço UBC Nitretado a plasma revelou uma região formação de precipitados de nitreto até uma profundidade de 496 μ m, sendo que os precipitados grandes (γ' -Fe₄N) foram detectados até uma profundidade de 212 μ m, a partir da superfície. Já a camada de compostos apresentou uma espessura de 4,2 μ m.
- A microestrutura da seção transversal do aço UBC submetido à nitretação a plasma, seguida de revestimento de nitreto de cromo evidenciou que a espessura do filme de nitreto de cromo foi de 7,75 μ m. Ficou evidenciado que o processo de revestimento influenciou na difusão do nitrogênio na matriz do aço, causando heterogeneidade na espessura da camada de compostos e refino dos precipitados de nitrogênio. Esta

influência do processo de revestimento por nitreto de cromo também foi evidenciada por medidas de ultramicrodureza realizada na seção transversal dos três sistemas estudados.

- O processo de nitretação a plasma proporcionou aumento de aproximadamente duas vezes na dureza superficial dos aços UBC, permitindo um endurecimento até uma profundidade de 900 μ m e criando um patamar de dureza, acima de 3,0GPa, até uma profundidade de aproximadamente 600 μ m.
- O processo subsequente de revestimento a plasma de camada de nitreto de cromo elevou a dureza superficial em aproximadamente 2,3 vezes, em relação ao aço UBC não tratado, refletiu na difusão de nitrogênio durante o processo de revestimento, aumentando a dureza do material até uma profundidade de aproximadamente 1000 μ m e criando um patamar de dureza, acima de 3,0GPa, até uma profundidade de aproximadamente 800 μ m.
- Os testes de desgaste no aço UBC Como Recebido, com carga normal de 30N, em distância de deslizamento de 1600 e 5800m, apresentou o perfil da curva de coeficiente de atrito característico do mecanismo de oxidação-desgaste-reoxidação (*oxidation-scrape-reoxidation*), que ocorre quando o mecanismo de desgaste dominante é o do desgaste oxidativo.
- O aumento da carga normal aplicada em teste de desgaste realizado em distância de deslizamento de 1600m de 5N para 15N, no aço UBC nitretado a plasma, causou um aumento da profundidade da trilha de desgaste de 261%. O aumento da carga normal de 15N para 30N, na mesma distância de deslizamento, causou um aumento da profundidade da trilha de desgaste de 69,2%, evidenciando a sensibilidade do desgaste em relação à carga normal aplicada.
- O aumento da carga normal aplicada no material nitretado a plasma, em teste de desgaste de 1600m, antecipa a ocorrência do primeiro período e do segundo período permanente do regime de desgaste (fim da camada de compostos para as cargas normais de 15 e 30N).

- O processo de nitretação a plasma modificou superficialmente o material, conferindo maior resistência ao desgaste, reduzindo em 53,2% a profundidade da trilha em teste com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m, em comparação com o aço UBC Como Recebido.
- Em teste de desgaste com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 5800m, o processo de nitretação a plasma reduziu em 11,0% a profundidade da trilha do aço UBC em comparação com o aço UBC Como Recebido. O aumento relativo da profundidade da trilha, quando comparado o teste com 1600m ao realizado com 5800m, está relacionado ao término do desgaste da camada de compostos gerada no processo de nitretação, que conferiu maior proteção da superfície ao desgaste.
- O processo duplex, de revestimento a plasma de camada de nitreto de cromo após o processo de nitretação a plasma, reduziu a profundidade da trilha em 92,5% em teste de desgaste com carga normal de 30N e distância de deslizamento de 1600m, quando comparado com o resultado do aço UBC Como Recebido.
- O processo de revestimento superficial a plasma com nitreto de cromo manteve a redução da profundidade da trilha de desgaste em 93,4% em teste de deslizamento com carga normal de 30N e distância de 5800m, quando comparado com a profundidade da trilha do aço UBC Como Recebido.
- Os valores medidos de rugosidade média (S_a) para os três sistemas estudados indicaram que o maior valor foi observado na amostra do aço UBC nitretado + revestimento de Cr-N, que apresentou o menor valor para a amplitude máxima (S_z). De toda forma, não se observou relação entre os valores de rugosidade medidos e os coeficientes de atrito observados nos testes de deslizamento.
- A observação dos contracorpos mostrou que embora o aço UBC Como Recebido seja o que apresenta a menor dureza, a esfera utilizada no teste de desgaste com carga de 30N e distância de deslizamento de 5800m foi a que mais sofreu desgaste. Fica evidenciado que o mecanismo de desgaste nestas condições foi o mecanismo de três corpos, com as partículas de óxido sendo o corpo abrasivo do sistema. Um

mecanismo de transferência do material contracorpo (W) foi associado ao desgaste por deslizamento.

- Devido ao desgaste ocorrido nas esferas utilizadas, a aplicação da norma ASTM G99 não tem precisão para o cálculo do volume de desgaste, pois prevê desgaste não significativo nos contracorpos. Desta forma, os volumes e as taxas de desgaste calculadas, tanto pela equação “Aproximada” quanto pela “Exata”, se mostraram não rigorosamente adequados.
- O cálculo do volume de desgaste aplicando-se a perfilometria 3D, após ensaio com carga normal de 30N em distância de deslizamento de 5800m, mostrou que o material nitretado a plasma apresentou um volume de desgaste 22,9% inferior ao aço UBC “Como Recebido”. Já a amostra que recebeu tratamento duplex, com nitretação a plasma seguido de revestimento de nitreto de cromo, apresentou um volume de desgaste 98,8% inferior ao aço UBC Como Recebido.
- As análises realizadas por EDS indicaram menores teores de tungstênio, tanto nas trilhas quanto nos *debris*, nos testes realizados com distância de deslizamento de 5800m, quando comparados aos testes realizados em distância de 1600m, em todos os três sistemas estudados, sinalizando uma redução da aderência do contracorpo na amostra no decorrer do teste de 5800.
- As análises por EDS realizadas nas amostras de aço UBC Nitretado + revestimento de nitreto de cromo, evidenciaram que nos *debris* das amostras deste sistema foram encontrados os maiores percentuais atômicos de tungstênio, enquanto nas trilhas de desgaste destes mesmos testes, os percentuais atômicos de tungstênio foram os mais baixos entre os três sistemas estudados. Uma evidência de que, a despeito de um maior desgaste (proporcional) do contracorpo, o mecanismo de desgaste dominante foi o oxidativo e não o adesivo neste sistema.
- O mapeamento realizado através de microscopia eletrônica, realizado após teste de desgaste em distância de 5800m e carga de 30N, evidenciou a formação de óxido de

tungstênio nas amostras de aço UBC “Como Recebido” e a formação de óxidos de cromo na amostra de aço UBC Nitretado + revestimento de Cr-N.

- A pequena profundidade da trilha, após teste de desgaste com carga normal de 30N em distância de 5800m (2,33 μ m), não foi suficiente para ultrapassar a espessura da camada de revestimento (7,75 μ m) no sistema aço UBC dúplex. A preservação da camada de revestimento de Cr-N, conforme confirmada pelo mapeamento superficial realizado por microscopia eletrônica, assegurou excelente resistência ao desgaste nas condições estabelecidas.
- Os resultados obtidos confirmam a obtenção de um aumento significativo da dureza do aço UBC por nitretação a plasma em profundidades de até 900 μ m, com consequente aumento na resistência ao desgaste em teste de deslizamento a seco na configuração esfera sobre disco, com cargas de até 30N e distância de deslizamento de até 5800m, principalmente na presença da zona de compostos. O processo subsequente de revestimento de nitreto de cromo, além de aumentar a dureza superficial, elevou significativamente a resistência ao desgaste, nesta configuração, além de aumentar a profundidade endurecida para cerca de 1000 μ m.
- A transição de períodos de coeficientes de atrito (e/ou regime de desgaste) com a distância de deslizamento (profundidade de nitretação) pode ser descrita em função da mudança microestrutural com a profundidade de concentração de nitrogênio: o “1º Período de Regime de Desgaste” foi associado ao desgaste da camada superior da Camada de Compostos onde prevalece a fase ϵ -Fe₂₋₃N, rica em nitrogênio. O “2º Período de Regime de Desgaste” pode ser associado ao desgaste da camada inferior da Camada de Compostos constituída das fases ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N. Um “3º Período de Regime de Desgaste” foi associado ao desgaste da Camada superior de Difusão onde se tem as fases γ' -Fe₄N e α -Fe expandida por nitrogênio. As mudanças estruturais em função da mudança de nitrogênio com a profundidade podem ser associadas a transições de mecanismos de desgaste ao longo do desgaste por deslizamento.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar pino em substituição à esfera no teste de deslizamento para evitar que o aumento da seção de contato influencie no valor real da carga normal aplicada.
- Realizar testes de deslizamento em distâncias intermediárias, com o objetivo de caracterizar o comportamento da taxa de desgaste nos diferentes estágios da curva coeficiente de atrito vs distância de deslizamento.
- Realizar testes de desgaste com remoção dos *debris* da trilha de deslizamento para se avaliar a real influência dos *debris* na taxa de desgaste e no desgaste da esfera, principalmente em amostras de aço UBC não modificados superficialmente.
- Simular ciclos de aquecimento para aferir a influência do processo de revestimento de CrN na camada de nitreto e conseqüentemente na dureza do material ao longo da espessura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALVES, J. C. *Effect of cooling rate on properties of plasma nitrided AISI 1010 steel*. Surface and Coatings Technology. Vol. 201. pp. 7566-7573. 2007.
- ALVES JR, Clodomiro. *Nitretação a Plasma, Fundamentos e Aplicações*. RN. Editora EDUFERN. 2001. Disponível em:
<<http://www.labplasma.ct.ufrn.br/labplasma/arquivos/f747fde7386bc1c775125fa4bf3b788c.pdf>>. Acesso em: 13 dez. 2014.
- AKBARI, A. et al. *Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel*. Surface and Coatings Technology. Vol. 204. pp. 4114-4120. 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus - ASTM G99-17*. ASTM International. 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Heat Treating*. ASM Handbook. Vol. 4. ASM International. 1991
- ARANGO, Cristian C. V. *Transição no Regime de Desgaste por Deslizamento dos Aços: Uma Abordagem Termodinâmica*. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da USP, São Paulo. Orientador: Prof. Dr. Amilton Sinatora. 2010.
- ARCHARD, Johnn F.; HIRST, W. *The wear of metals under unlubricated conditions*. Proceedings of the Royal Society A. Vol. 236. pp. 397-410. London. 1956.
- ASKELAND, Donald R.; PHULÉ, Pradeep P. *Ciência e Engenharia dos Materiais*. Cengage Learning. 1 ed. 616 p. São Paulo, 2008.
- ATAÍDE, A. R. P. et al. *Effects during plasma nitriding of shaped materials of different sizes*. Surface and Coatings Technology. Vol. 167. pp. 52–58. 2003.
- AVILLETZ, R. R.; COSTA, A. L. M; ROCHA, A. C. *Efeito de adições de Ti, Nb e S sobre a decomposição da austenita e a precipitação em aços IF (Interstitial Free)*. Revista ABM São Paulo, Vol. 1 No. 1, pp. 39 – 43, 2004.
- BATCHELOR, Gwidon W.; STACHOWIAK, Andrew W. *Predicting synergism between corrosion and abrasive wear*. Wear. Vol. 123. pp. 281-291. 1988.

BELL, T.; DONG H.; SUN, Y. *Realising the potential of duplex surface engineering*. Tribology International. Vol. 31, No 1–3, pp. 127–137, 1998.

BHUSHAN, Bharat. *Tribology and Mechanics of Magnetic Storage Devices*. Springer-Verlag. 2 ed. New York. USA. 1125 p, 1996.

BHUSHAN, Bharat. *Modern Tribology Handbook*. Vol. 1. Principles of Tribology. CRC Press. New York. 766 p, 2001.

BHUSHAN, Bharat. *Introduction to Tribology*. John Wiley & Sons. Nova York. USA. 732 p. 2002.

BLAU, Peter J. *The significance and use of the friction coefficient*. Tribology International. Vol. 34. pp. 585-591. 2001.

BLAU, Peter J. *How common is the steady-state? The implications of wear transitions for materials selection and design*. Wear. Vol. 333, pp. 1120-1128, 2015.

BORGIOLO, F. et al. *Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature*. Surface and Coatings Technology. Vol. 200. pp. 2474– 2480. 2005.

BOWDEN, Frank P.; TABOR, David. *The Friction and Lubrication of Solids*. Redwood Books. Reino Unido. 374 p. 1986.

BRITISH STANDARD INSTITUTION. Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Areal. Part 2: Terms, definition and surface texture parameters (ISO 25178-2:2012). BSI Standards Limited. 47 p. 2012.

BUCKLEY, Donald H. *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication*. Elsevier Scientific Publishing. Amsterdam. 630 p. 1981.

CARAM, Rubens. *Introdução ao Estudo dos Materiais*. Universidade Estadual de Campinas. Departamento de Engenharia de Materiais. Cap. 3. PP. 18-43. Disponível em: < <http://www.fem.unicamp.br/~caram/capitulo3.pdf> >. Acesso em: 07 abr. 2016.

COCKS, M. *Role of Displacement Metal in the Sliding of Flat Metal Surfaces*. Journal of Applied Physics. No. 35, pp.1807-1814.1964.

CZERWIEC, T.; RENEVIER, N.; MICHEL, H. *Low-temperature plasma-assisted nitriding*. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 131, pp. 267-277, 2000.

CULLITY, Bernard D. *Elements of X-Ray Diffraction*. Publishing Company, Massachusetts. Estados Unidos. 514 p. 1956,

DUARTE, Michelle C. S. *Transições no Regime de Desgaste por Deslizamento do Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L Processado a Plasma*. Tese de Doutorado, PPGEMM-UFMG. Orientadora: Prof. Dra. G. C. D. Godoy, 2014.

DUARTE, Michelle C. S.; GODOY, Geralda C. D.; WILSON, J. C. A. B. *Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel*. *Surface & Coating Technology* 260, p. 316-325. 2014.

ELEY, D. D.; WILKINSON, P. R. *Adsorption and oxide formation on aluminium films*. *Proceedings of the Royal Society A*. Vol. 254. pp. 327-342. London. 1960.

FEHLNER, F. P.; MOTT, N. F. *Low-temperature oxidation*. In *Oxidation of Metals*. Vol.2. Kluwer Academic Publishers-Plenum Publishers. pp. 59-99.1970.

FREITAS, Enio S. R. S. *Parâmetros Topográficos para Avaliação, Caracterização e Controle Tribológicos de Superfícies de Engenharia*. Tese de Pós Graduação. Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. São Carlos. 2006.

FROMHOLD, Albert T. *Theory of metal oxidation, Volume 1*. North-Holland Publishing Company. 547 p. 1976.

GAHR, K. H. Z. *Microstructure and wear of materials*. New York: Elsevier Science Publishing Company Inc. 559 p. 1987.

GLAESER, W. A. *Wear Debris Classification*. In *Modern Tribology Handbook*. Vol. 1: Principles of Tribology. CRC Press. Florida . EUA. pp 301-315. 2001.

GLASCOTT, J.; WOOD, G. C.; STOTT, F. H. *The Influence of Experimental Variables on the Development and Maintenance of Wear-Protective Oxides during Sliding of High-Temperature Iron-Base Alloys*. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers C*. Vol. 199. pp. 35-41. London. 1985.

GOBBI, Vagner. J. *Influência da nitretação a plasma na resistência ao desgaste microabrasivo do aço ferramenta AISI D2*. Dissertação de Mestrado em Ciências

Mecânicas, Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Brasília. Orientador: Prof. Dra. Cosme Roberto Moreira da Silva, 2009.

GONTIJO, L. C. *Characterization of plasma-nitrided iron by XRD, SEM and XPS*. Surface and Coatings Technology. Vol. 183. pp. 10–17. 2004.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO K. *An Experimental and Theoretical Investigation of Ploughing, Cutting and Wedge Formation During Abrasive Wear*. Tribology International. Vol. 21. pp 51-57. 1988.

HOLMES, D. R.; PASCOE, R. T. *Strain/Oxidation Interaction in Steel and Model Alloys*. Materials and Corrosion. Vol. 23. pp 859-870. 1972.

HUTCHINGS, Ian M. *Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials*. Antony Rowe Ltd. Eastbourne. Reino Unido. p. 77-105. 1992.

HUTCHINGS, Ian M.; SHIPWAY, Philip, *Tribology-Friction and Wear of Engineering Materials*, Butterworth-Heinemann, Elsevier, Second Edition, India, 2017.

JEONG, W. C. *Strength and formability of Ultra Low Carbon Ti-IF steels*. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 31A, p. 1305-1310. 2000.

KAYABA, Takao; KATO, Kohji. *The Adhesive Transfer of the Slip-Tongue and the Wedge*. ASLE Transactions. Vol. 24. pp. 164-174.1981.

KAPOOR, Ajai; WILLIAMS, J. A.; JOHNSON, Kenneth L. *The steady state of rough surfaces*. Wear. Vol. 175, p. 81-92. 1994.

KENNEDY, Francis E. *Surface Temperature Measurement*. In Friction, Lubrication and Wear Technology, Metals Handbook. P.J. Blau. Vol. 4. ASM International. pp. 438-444. USA.1992.

KENNETH, H.; MATTHEWS, A. *Coatings Tribology: Techniques and Applications in Surface Engineering*. Amsterdam. 442p. 1994.

KERRIDGE, M. *Metal Transfer and the Wear Process*. Proceedings of the Physical Society. Vol. 68. No. 7, p. 400-407. 1955.

KIM, S. Y.; KWAK, J.H.; CHUNG, J. H.; CHO, K. M. *Effects of Ti on the Formability of Ti-IF steels*. Metals and Materials International, Vol. 8 No. 2, p. 155 – 161, 2002.

KURNEY, A.S.W.; MOHAN, R.M.; MALLYA, R.M. *Nitriding of steels - an overview*. In: GUPTON, P.S., ed. The heat-treating source book. American Society for Metals. Metals Park. pp. 127-133, 1986.

KRAUSS, G. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, 2nd edition ASM International, Materials Park. p. 308. 1993.

KRAUSS, G. *Steels: Processing, Structure, and Performance*, 2nd edition ASM International, Materials Park. pp. 452-453, 2005

LEE T. H. et al. *Nitride precipitation in salt-bath nitrated interstitial-free steel*. Materials Characterization. Vol. 61. pp. 975-998. 2010.

LEE, Myeongkyu. *X-Ray Diffraction for Materials Research: From Fundamentals to Applications*. Apple Academic Press. Canadá. 2016. p. 256-260.

LIMA, M. M. *Análise da Adesão de Recobrimentos Duros Por Spray Térmico em um Aço ABNT 52100*. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Orientadora: Prof. Dra. Geralda Cristina Durães de Godoy, 1996.

MALISKA, Ana M. *Microscopia Eletrônica de Varredura*. Laboratório de Caracterização Microestrutural e Análise de Imagens. Departamento de Engenharia Mecânica. UFSC. 97 p.[2002?].

MANFRIDINI, Ana P. A. *Avaliação da Estrutura e da Resistência Mecânica de Aços IF Nitretados a Plasma com Pré-Encruamento*. Tese de Doutorado, PPGEMM-UFMG. Orientadora: Prof. Dra. G. C. D. Godoy, 2014.

MANFRIDINI, Ana P. A. et al. *Surface hardening of IF steel by plasma nitriding: Effect of a shot peening pre-treatment*. Surface & Coatings Technology 260, p. 168-178. 2014.

MANFRIDINI, Ana P. A.; GODOY, Geralda C. D.; SANTOS, Leandro A. *Structural characterization of plasma nitrated interstitial-free steel at different temperatures by SEM, XRD and Rietveld method*. Journal of Materials Research and Technology. Vol. 6. No. 1. pp. 65-70. 2017.

MARQUES, Bruno C. *Nitretação a Gás de Juntas Soldadas de Aços IF Estabilizados com Titânio*. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFRJ, 2002.

MARQUES, Bruno C.; TOURRUCOO, Micaela; ALMEIDA, Luiz H. *Nitretação a Gás de Juntas de Aços IF Soldadas pelo Processo MAG para Aplicação na Indústria Automobilística*. Revista Soldagem & Inspeção. No. 4. PP. 159-165. 2004.

Metals Handbook – Properties and selection of Materials. Vol. 2. American Society for Metals. Metals Park. USA. 1975.

Metals Handbook – Heat Treating. Vol. 4. American Society for Metals. Metals Park. USA. 1991.

QUINN, Terence F. J. *A review of oxidational wear*. NASA Interdisciplinary Collaboration in Tribology. 118 p. 1983.

QUINN, Terence F. J.; SULLIVAN, J. L.; RAWSON, D. M. *New developments in the oxidational theory of the mild wear of steels*. Proceedings of international conference on wear of materials. ASME. pp. 1-11. Nova York. 1979.

RABINOWICZ, Ernest. *Friction and Wear of Materials*. John Wiley & Sons. Nova York, Estados Unidos. 244 p. 1965.

RENGSTORFF, George W. P.; MIYOSHI, Kazuhisa; BUCKLEY, Donald H. *Interaction of Sulfuric Acid Corrosion and Mechanical Wear of Iron*. ASLE Transactions. Vol. 29. pp. 43-51.1986.

RIGNEY, David A. *The Role of Characterization in Understanding Debris Generation*. In Wear Particles. Elsevier Science Plubishers. Amsterdam.1992.

RIGNEY, David A.; HIRTH, John P. *Plastic deformation and sliding friction of metals*. Wear, 53: 345-370, 1979.

RUFF, A. W.; IVES, L. K.; GLAESER, W. A. *Sliding Wear Mechanisms*. In Fundamentals of Friction and Wear of Materials. American Society of Metals. Metals Park. Ohio. EUA. pp. 13-41. 1981.

SAMUELS, L. E.; DOYLE, E. D.; TURLEY D. M. *Sliding Wear Mechanisms*. In *Fundamentals of Friction and Wear of Materials*. American Society of Metals. Metals Park. Ohio. EUA. pp. 13-41. 1981.

SANTOS, Sandra G. *Avaliação do efeito de modificações superficiais a plasma no desempenho frente ao desgaste de um aço baixa liga: Estudo da correlação entre profundidade de endurecimento e melhoria de desempenho*. Dissertação de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Orientadora: Profa. Dra. Geralda Cristina Durães de Godoy, 2009.

SCOTT, D. *Debris Examination – A Prognostic Approach to Failure Prevention*. *Wear*. Vol. 34. pp. 15-22. 1975.

SCOTT, D.; WESTCOTT, V. C. *Predictive Maintenance by Ferrography*. *Wear*. Vol. 44. pp. 173-182. 1977.

SEIREG, Ali A. *Friction and lubrication in Mechanical Design*, Taylor & Francis. New York, 568 p.1998.

SERRE, I.; CELATI, N.; PRADEILLES-DUVAL, R. M. *Tribological and corrosion wear of graphite ring against a Ti₆Al₄V disk in artificial sea water*. *Wear*. Vol. 252. pp. 711-718. 2002.

SILVA, Janaína K. M. *Correlação entre Textura Superficial e Corrosão de Conjugados Processados por PAPVD : Monocamada e Duplex Cr-N*. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Orientadora: Prof. Dra. Geralda Cristina Durães de Godoy, 2004.

SMITH, R. A. *Interfaces of Wear and Fatigue*. In *Fundamentals of Tribology*. MIT Press. Cambridge. pp 605-616. 1980.

STACHOWIAK, Gwidon W.; BATCHELOR, Andrew W. *Engineering Tribology*. Elsevier Butterworth-Heinemann, Reino Unido. 801 p. 2005.

SO, Hon. *Characteristics of Wear Results Tested by Pin-on-Disc at Moderate to High Speeds*. *Tribology International*, v.29, n.5, pp. 415-423, 1996.

SUN, Y.; BELL, T. *Plasma surface engineering of low alloy steel*. *Materials Science and Engineering*. Elsevier Sequoia. Vol. 140. pp. 419-434. Netherlands, 1991.

TAO, F. F. *A study of oxidation phenomena in corrosive wear*. ASLE Transaction, Vol. 12. pp. 97-105. 1969..

THELNING, Karl E. *Steel and Its heat treatment*. Butterworth-Heineman. 2 ed. 696 p. London. 1984.

VANLANDINGHAM Mark, R. *Review of Instrumented Indentation*, Journal of Research of NIST. 2003 Jul-Aug; 108(4): 249-265. Disponível em: <<https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC4846235/>>. Acesso em: 14 abr. 2016.

VENDRAMIM João, C. *A Arte da Nitretação*. Universidade Mackenzie, 2011. Disponível em: <<https://pt.slideshare.net/Isoflama/arte-da-nitretao>>. Acesso em: 14 maio 2016.

WELSH, N. C. *The dry wear of steels, Part I. The general pattern of behaviour*. Philosophical Transactions of The Royal Society A. Vol. 257. pp 31-50. London, 1964.

WILSON, J. E.; STOTT, F. H.; WOOD, G. C. *The development of wear-protective oxides and their influence on sliding friction*. Proceedings of the Royal Society A. Vol.369. pp. 557-574. London. 1980.

WAN, Shanhong; PU, Jibin; LI, Dongshan; ZHANG, Guang'an; ZHANG, Bo; TIEU, Anh K. *Tribological performance of Cr-N and Cr-N/GLC coated components for automotive engine applications*. Journal of Alloys and Compounds. Vol. 695. pp. 433-442. 2017.

APÊNDICES

Apêndice A - Perfilometria 2D

Parâmetros de varredura:

- Apalpador - TKU 300,
- Amplitude - 80 μ m
- Raio da ponta da agulha - 5 μ m,
- Ângulo da ponta da agulha - 90°,
- Distância entre os valores de medição - 1 μ m,
- Velocidade de apalpação - 0,50mm/s,
- Distância percorrida - 5mm.

Determinação das profundidades das trilhas - metodologia:

- Executar a varredura linear da amostra no perfilômetro;
- Abrir o arquivo gerado através do software HommelMap;
- Utilizar o operador “*Leveling*”, para nivelar a superfície;
- Analisar o perfil nivelado através de “*Step Height Measurement*” da aba “*Studies*” do software;
- Clicando com o botão da direita na área do perfil apresentado, selecionar “*Manual Method*” e executar a demarcação do nível de referência e da largura a ser medida, determinando assim a profundidade máxima (“*Maximum height*”) e a largura da trilha de desgaste (“*width*”).

Apêndice B - Perfilometria 3D

Parâmetros para as medidas topográficas:

- Apalpador TKU 300,
- Amplitude de 80 μ m
- Raio da ponta da agulha 5 μ m,
- Ângulo da ponta da agulha 90°,
- Área de varredura: 10 x 10mm;
- Passo 0,0100 mm (440 medições),
- Distância entre os valores de medição 1 μ m,
- Velocidade de apalpação 0,50mm/s.

Determinação da rugosidade, geração de imagem e resultados - metodologia:

- Executar a varredura 3D da amostra no perfilômetro;
- Abrir o arquivo gerado através do software HommelMap;
- Quando necessário, utilizar o operador “*Leveling*”, para nivelar a superfície;
- Filtrar os dados utilizando o filtro de 0,8 mm utilizando o operador “*filtering*”, selecionando 0,8 mm;
- Gerar os parâmetros tridimensionais das superfícies através da ferramenta “*Parameters*” da aba “*Studies*” do software;

Determinação da topografia e cálculo do volume de desgaste - parâmetros:

- Apalpador TKU 300,
- Amplitude de 400 / 80 μ m (Amostra Como Recebida / Nitretada e Nitretada + revestimento Cr-N)
- Raio da ponta da agulha 5 μ m,
- Ângulo da ponta da agulha 90°,

- Área de varredura: 17 x 17mm para o material como recebido e 16 x 16mm para os materiais nitretado e nitretado + revestimento Cr-N;
- Passo 0,0227 / 0,229mm (750 / 700 medições),
- Distância entre os valores de medição 1µm,
- Velocidade de apalpação 0,50mm/s.

Determinação da imagem topográfica - metodologia:

- Executar a varredura 3D da amostra no perfilômetro;
- Abrir o arquivo gerado através do software HommelMap (“*Open a Studiable*”);
- Habilitar a primeira imagem gerada;
- Utilizar o operador “*Leveling*” (*Leveling Method - Least Square Plane*);
- Utilizar o operador “*Resampling*” (*Change the number of points to – Standard size 1024 x 1024 / Change the spacing to 0,05mm*);
- Na aba “*Studies*”, selecionar “*3D View*”;
- Clicando na imagem com o botão da direita selecionar em “*Elements to display*” as quatro opções: “*Show bulk*”, “*Graduations*”, “*Axis system*” e “*Dimensions block*”.
- Nesta mesma aba selecionar a opção “*Reserve with a color scale*”;
- Selecionar “*45° right view*”;
- Habilitar a imagem e selecionar “*Extract*” para obter os valores de Sa e Sq.

Determinação do volume de desgaste - metodologia:

- Executar a varredura 3D da amostra no perfilômetro;
- Abrir o arquivo gerado através do software HommelMap (“*Open a Studiable*”);
- Habilitar a primeira imagem gerada;
- Utilizar o operador “*Leveling*” (*Leveling Method - Least Square Plane*);
- Utilizar o operador “*Form removal*” (*Form to remove – Polynomial of order 2*);

- Obter a imagem da trilha de desgaste através da utilização do operador “*Resampling*”, no campo “*Action*”, selecionar “*Custom size*” 2000 x 2000, 100nm
- Inverter a imagem do desgaste utilizando o operador “*Symmetries*” (*Mirror in Z*);
- Na Aba “*Studies*”, através da ferramenta “*Peak Count Distribution*”, gerar o histograma de picos (*peaks/mm²*);
- Caso o gráfico gerado indique no eixo Y “*grains/mm²*” clicar com o botão da direita e selecionar “*number of peaks*”;
- Habilitar novamente o gráfico com a imagem da trilha invertida e selecionar na aba “*Studies*” e selecionar a ferramenta “*Graphical Study of Sk Parameters*”. Anotar o valor de Sr_1 gerado;
- Habilitando mais uma vez o com a imagem da trilha invertida e selecionar na aba “*Operators*” e selecionar a ferramenta “*Thresholding*”. Em “*Material ratio*” selecionar a faixa de zero a Sr_1 (valor anotado na etapa anterior);
- Na aba “*Studies*”, selecionar a ferramenta “*Volume of a Hole/Peak*”;
- Selecionar a ferramenta “*Least square plane*” e marcar com precisão o perfil do volume apresentado, por fora e por dentro da curva;
- Acionar o ícone “*Compute Volume*”, obtendo o resultado no campo “*Volume (mm³)*”.