MATHEUS MACHADO DE SOUZA

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO E DAS PROPRIEDADES DE SUPERFÍCIE DO AÇO 4140 REVESTIDO PELOS PROCESSOS HVOF E CROMO DURO ELETRODEPOSITADO.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, do Centro de Ciências Tecnológicas, da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC, SC), como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr., Júlio César Giubilei Milan, Dr. Eng.

JOINVILLE, SC, BRASIL.
2014.

FICHA CATALOGRÁFICA

S729a Souza, Matheus Machado de

Avaliação do comportamento tribológico e das propriedades de superfície do aço 4140 revestido pelos processos HVOF e cromo duro eletrodepositado / Matheus Machado de Souza. – 2014.

160 p. : il. ; 21 cm

Orientador: Júlio César Giubilei Milan
Bibliografia: p. 129-145
Dissertação (mestrado) – Universidade do Estado de Santa Catarina, Centro de Ciências Tecnológicas, Programa de Pós-Graduação em Ciência Engenharia de Materiais, Joinville, 2014.

1. Ciência dos Materiais. 2. Metais. 3. Tribologia. 4. Aspersão Térmica HVOF. I. Milan, Júlio César Giubilei. II. Universidade do Estado de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. III. Avaliação do comportamento tribológico e das propriedades de superfície do aço 4140 revestido pelos processos HVOF e cromo duro eletrodepositado.

CDD: 620.16 – 20.ed.

MATHEUS MACHADO DE SOUZA

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO E DAS PROPRIEDADES DE SUPERFÍCIE DO AÇO 4140 REVESTIDO PELOS PROCESSOS HVOF E CROMO DURO ELETRODEPOSITADO.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, do Centro de Ciências Tecnológicas, da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC, SC), como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Comissão Examinadora:

_____

Júlio César Giubilei Milan, Dr. Eng. (Orientador)
Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC

_____

César Edil da Costa, Dr. Eng. (Membro)
Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC

_____

Ramón S. Cortés Paredes, Dr. Eng. (Membro)
Universidade Federal do Paraná – UFPR

Joinville, 25 de agosto de 2014.

AGRADECIMENTOS

Meus sinceros agradecimentos ao professor e orientador Júlio César Giubilei Milan, pela competência, seriedade, dedicação e colaboração com este trabalho. Agradeço, principalmente, por ter acreditado no desenvolvimento desta pesquisa frente a todas dificuldades vislumbradas e que, uma após outra, foram transformadas em conhecimento e aprendizado.

À UDESC pela infraestrutura de seus laboratórios e instalações; e à todos os professores que de alguma forma contribuíram com meu crescimento profissional e com a realização desta pesquisa.

À empresa WEG Equipamentos Elétricos S.A., por fomentar esta pesquisa e contribuir com o processo de fabricação das amostras. Ao colega de trabalho, Fabio Norio Raze Yamanaka pela sugestão do tema e incentivo à pesquisa e aos gestores Edson Jose Koshinski, Mario Flavio Dorça de Lima e Waldir Quost Junior pelo apoio e orientações que contribuíram para o melhor desenvolvimento do trabalho.

À Rijeza Metalurgia e à Cromagem Jaraguá pelo suporte técnico industrial e prestação dos serviços realizado através das aspersões e eletrodeposição de cromo, respectivamente.

Em especial, agradeço à minha mãe, Heidi Maysa Paz Machado, e aos meus familiares por terem me apoiado e incentivado a concluir mais esta etapa. O amor e o carinho de cada um de vocês foram os alicerces de mais esta conquista.

“Para se ter uma boa ideia, tenha antes várias ideias”.

Thomas Edson

RESUMO

SOUZA, Matheus Machado de. **Avaliação do comportamento tribológico e das propriedades de superfície do aço 4140 revestido pelos processos HVOF e cromo duro eletrodepositado**. 2014. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais – Área de atuação: Engenharia de Superfície, Metais) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Joinville, 2014.

A utilização de revestimentos a base de cromo eletrolítico traz prejuízos ao meio ambiente, uma vez que durante o processo são liberados íons de cromo extremamente tóxicos à natureza e ao homem. Outras tecnologias vêm sendo estudadas como alternativas ao processo tradicional de cromagem. A aspersão térmica por oxi-combustível de alta velocidade (HVOF) é a técnica que tem apresentado os melhores resultados sob as óticas de qualidade de revestimento, porosidade, resistência ao desgaste, propriedades mecânicas e adesivas. Neste trabalho foi realizado um estudo comparativo entre o cromo duro eletrodepositado e revestimentos aspergidos (WC-Co-Cr e o Inox 316L) pela técnica de HVOF em uma condição em que a superfície do substrato (aço SAE 4140) foi retificada. As propriedades de superfície foram verificadas em função da adesão, dureza e microestrutura, enquanto que o comportamento tribológico foi obtido por meio de ensaios de desgaste por deslizamento pino sobre disco, com avaliação da resistência ao desgaste, coeficiente de atrito e mecanismos de desgaste. Verificou-se a não adesão ao substrato do revestimento de Inox 316L para as condições estudadas. Quanto a dureza o carbeto de tungstênio apresentou maior valor (1750 $HV_{0,1}$), bastante superior ao cromo (1050 $HV_{0,1}$). Resultado atribuído a baixa porosidade e a elevada dureza das fases WC e W_2C contidas no revestimento aspergido. O revestimento de WC-Co-Cr teve um melhor desempenho quanto a resistência ao desgaste, possivelmente, em função da formação de um tribofilme resistente ao desgaste e a elevada dureza da camada. Para o cromo, a delaminação de um tribofilme de natureza frágil somada a uma microestrutura com elevada densidade de trincas foram fatores que puderam explicar seu desgaste mais acentuado.

Palavras chave: Aspersão térmica; HVOF; Desgaste; Adesão.

ABSTRACT

SOUZA, Matheus Machado de. **Tribological behavior of thermal coatings spreyed by HVOF as alternative to chromium electroplated.** 2014. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais – Área de atuação: Engenharia de Superfície, Metais) – Universidade do Estado de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Joinville, 2014.

The use of coatings based in electrolytic chromium deposition causes damages to the environment, since during the process, hexavalent chromium ions are released and these are extremely toxic to nature and man. However, other technologies have been studied as alternatives to the traditional chromium electroplating process. The thermal spray high velocity oxy-fuel (HVOF) is a technique that has shown the best results considering coating quality, porosity, wear resistance, mechanical and adhesive properties. In this work, a comparative study between the hard chromium electroplated and HVOF sprayed coatings was performed, in a condition which the substrate surface has been rectified. Surface properties were checked in terms of adhesion, hardness and microstructure, while the tribological behavior was obtained by pin on disk wear tests, considering the evaluation of wear resistance, friction coefficient and wear mechanisms. The material used as substrate was the SAE 4140 steel; the coatings sprayed by HVOF were WC-Co-Cr and 316L Stainless Steel. As the conditions studied, no adhesion on substrate of 316L coating was observed. For coatings which obtained satisfactory adherence, the tungsten carbide was harder (1750 $HV_{0,1}$) than chromium (1050 $HV_{0,1}$). This result was attributed to the low porosity and high hardness of WC and W_2C phases contained into sprayed coating. The coat WC-Co-Cr had a better performance and wear resistance, possibly, due to the formation of a great wear resistant tribofilm and the high hardness of the layer. For chromium, the delamination of a fragile tribofilm aggregated with a big quantity of cracks inside the microstructure might explain the pronounced wear.

Key words: Thermal spray coatings; HVOF; Wear; Adhesion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Classificação dos processos de desgaste. 7
Figura 2 - Mecanismos de desgaste. 9
Figura 3 - Propriedades que influenciam o desgaste por deslizamento. 10
Figura 4 - Variação do coeficiente de desgaste (K) no desgaste por deslizamento. 12
Figura 5 - Processo de transferência de metal devido à adesão. 13
Figura 6 - Modelo atômico da formação de ligações adesivas entre asperezas em contato. (a) Contato estático com baixa carga; (b) Contato estático com carga mediana; (c) Contato deslizante com alta carga; (d) Semelhante ao item c, mas com difusão..... 14
Figura 7 - Mecanismo de formação de partícula de transferência por adesão. (a) Adesão impede o movimento de deslizamento. (b) Formação da banda de cisalhamento no material inferior; (c) (d) (e) Início e crescimento de trinca até a formação da próxima banda; (f) Propagação da trinca através da aspereza e despendimento da partícula. 15
Figura 8 - Mecanismo de formação da camada de transferência. 16
Figura 9 - Mecanismo de formação de ranhuras em superfícies desgastadas por partículas transferidas encruadas. 17
Figura 10 - Modelo alternativo da deformação no contato de asperezas aderidas. 18
Figura 11 - Ângulos formados pelas arestas de uma partícula abrasiva. A zona de contato A possui maior potencial abrasivo do que a zona de contato B, visto que $\theta_1 < \theta_2$. 19
Figura 12 - Modos de desgaste abrasivo a dois e a três corpos.21
Figura 13 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) microcorte, (b) formação de aresta e (c) microssulcamento. 22
Figura 14 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) arrancamento de grão, (b) microfratura. 22
Figura 15 - Mecanismos de desgaste triboquímico. 25
Figura 16 - Modelo de interações entre o agente corrosivo e a superfície de desgaste. 26
Figura 17 - Início do desgaste oxidativo pelo contato de asperezas. (a) Adesão de micro-asperezas; (b) Ruptura de micro-asperezas e oxidação das partículas de desgaste. 27

Figura 18 - Mecanismo de transição de desgaste severo-brando pela compactação de óxidos. 28
Figura 19 - Níveis de deformação em uma superfície deformada. 29
Figura 20 - Processo de nucleação e propagação de trinca superficial. 30
Figura 21 - Ferro fundido com desgaste por fadiga. 30
Figura 22 - Formação de partículas de desgaste devido à delaminação: (a) suavização da superfície mais mole; (b) acúmulo de deformação abaixo da superfície; (c) nucleação de trincas sub-superficiais; (d) formação de partículas de desgaste. 31
Figura 23 - Características superficiais..... 33
Figura 24 - Regra para determinação da linha média. 35
Figura 25 - Definição da média aritmética do perfil (Ra). 37
Figura 26 - Definição da rugosidade de profundidade média (Rz). 38
Figura 27 - Definição da rugosidade máxima (Rt). 40
Figura 28 – Classificação dos processos de revestimento de superfícies. 42
Figura 29 - Processo de cromagem..... 44
Figura 30 - Influência da temperatura e densidade de corrente na dureza e aparência do cromo eletrodepositado (catalisador: SiF_6). 47
Figura 31 - Micrografias típicas do revestimento de cromo (aumento: 100X). (a) semibrilhante; (b) muito brilhante; (c) opaco ou com aspecto leitoso. 48
Figura 32 - Rendimento percentual da corrente em função do tipo de catalizador. Taxa de deposição de cromo em uma solução 100:1 e 250 g/L. Os revestimentos mais brilhantes estão marcados com sombreado nas curvas. 49
Figura 33 - Processo de aspersão térmica. 50
Figura 34 - Características de formação de revestimento por aspersão térmica. 51
Figura 35 - Classificação dos processos de aspersão térmica. . 52
Figura 36 - Princípio de funcionamento de uma tocha de aspersão térmica HVOF. 55
Figura 37 - Correlação entre temperaturas e velocidades atingidas pelas partículas para diferentes processos de aspersão térmica. 56
Figura 38 - *Splats* em aspersão de alumina. (a) HVOF; (b) Plasma. 62

Figura 39 - Micrografias típicas de revestimentos aplicados por HVOF. (a) Ni-Cr-Al; (b) WC-Co-Ni. 64
Figura 40 - Possíveis regiões de ruptura de amostras submetidas a ensaios de adesão - ASTM C633 68
Figura 41 - Modificações no perfil de superfícies desgastadas por diferentes tamanhos de abrasivos. (a) superfície não desgastada; (b) partícula abrasiva com tamanho médio de 4,5 µm; (c) 17 µm; (d) 180 µm. Ensaio realizado conforme ASTM G65. 71
Figura 42 - Resultados de ensaios de desgaste do tipo roda de borracha para diversos materiais. 72
Figura 43 - Superfície do revestimento AISI 326L após ensaio de desgaste abrasivo. (1) óxido de alumínio; (2) material aspergido. 73
Figura 44 - Superfície de desgaste após ensaio pino disco à 25 e 450 °C. (a) aspersão térmica de WC-CrC-Ni; (b) Cromo duro eletrodepositado. 75
Figura 45 - Condições de superfície e tratamento das amostras. 78
Figura 46 - Tipos de amostras para: (a) ensaio pino sobre disco e caracterização; (b) ensaio de adesão por tração; (c) ensaio de adesão por cisalhamento. 80
Figura 47 - Fluxograma das principais atividades desenvolvidas. 81
Figura 48 - Equipamento TAFA HP/HVOF JP-5000. (a) módulo controlador de parâmetros da aspersão Praxair 5120; (b) alimentador de pó Praxair 1264; (c) detalhe da pistola JP-5000. 85
Figura 49 - Detalhe do processo de aspersão HVOF. (a) posicionamento da tocha; (b) peças após a aspersão térmica. . 86
Figura 50 - Modelo de ensaio por deslizamento pino sobre disco. 88
Figura 51 - Tribômetro para ensaio de desgaste por deslizamento do tipo pino-sobre-disco. 89
Figura 52 - Medição da pista de desgaste. (a) detalhe dos pontos medidos em cada amostra; (b) equipamento utilizado para medição; (c) e (d) detalhe da operação do equipamento. 90
Figura 53 - Gráfico obtido pela rotina computacional através dos dados de medição no perfilômetro. 91
Figura 54 - Esquema de montagem das amostras para ensaio de adesão. (a) por tração; (b) por cisalhamento. 92

Figura 55 - Forno Sanchis. (a) Vista do equipamento com a tampa fechada; (b) detalhe do interior do forno com os dispositivos de fixação dos corpos de prova. 93
Figura 56 - Máquina universal Shimadzu. 94
Figura 57 - Resultados de resistência adesiva (tração). 99
Figura 58 - Resultados de resistência adesiva (cisalhamento).100
Figura 59 - Resultados da difração de raios-X: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr. 103
Figura 60 - Resultados da análise por EDS: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr. 104
Figura 61 - Microestrutura do aço SAE 4140 temperado e revenido (substrato): (a) 200x; (b) 400x. 105
Figura 62 - Superfície do revestimento – 200x: (a) Cromo duro; (b) WC-Co-Cr. 106
Figura 63 - Características microestruturais do revestimento de cromo duro. Micrografias (a) 100x; (b) 200x; Imagens MEV (c) 1000x; (d) 2000x. 107
Figura 64 - Características microestruturais do revestimento de WC-Co-Cr. Micrografias (a) 100x; (b) 200x; Imagens MEV (c) 1000x; (d) 2000x. 108
Figura 65 - Valores de microdureza Vickers na face perpendicular ao revestimento. 109
Figura 66 - Impressão do penetrador Vickers (HV0.1) nos corpos de prova: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr. 110
Figura 67 - Perfis de microdureza Vickers (HV0,1) dos revestimentos de cromo duro e WC-Co-Cr. 111
Figura 68 - Evolução do coeficiente de atrito em função da distância percorrida. 113
Figura 69 - Valores médios para os coeficientes de atrito. 114
Figura 70 - Resistência ao desgaste em termos do volume de material removido. 115
Figura 71 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste de uma amostra sem revestimento, temperada e revenida. 118
Figura 72 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste de uma amostra revestida por cromo duro. 120
Figura 73 - Microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste. Condição: com revestimento de WC-Co-Cr. 122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros do processo HVOF..... 84

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Comprimento de amostragem (*cut-off*) conforme tipos de perfis. 36
Quadro 2 - Características de alguns processos de aspersão térmica. 54
Quadro 3 - Designação das rugosidades e revestimentos especificados. 78
Quadro 4 - Composição química nominal do aço SAE 4140. 79

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... 5
2.1 PROCESSOS TRIBOLÓGICOS..... 5
2.1.1 Classificação dos processos de desgaste 6
2.1.1.1 Desgaste por deslizamento 9
2.2 CARACTERIZAÇÃO DE SUPERFÍCIES USINADAS..... 32
2.2.1 Textura superficial 33
2.2.2 Sistemas de medição..... 34
2.2.3 Parâmetros de rugosidades..... 35
2.2.3.1 Parâmetro de rugosidade média Ra 36
2.2.3.2 Parâmetro de rugosidade de profundidade média Rz . 38
2.2.3.3 Parâmetro de rugosidade Rt 39
2.2.3.4 Parâmetro de Rugosidade Rq. 40
2.3 PROCESSOS DE REVESTIMENTO DE SUPERFÍCIES METÁLICAS 41
2.3.1 Eletrodeposição de cromo..... 42
2.3.1.1 Definição do processo 43
2.3.1.2 Variáveis do processo 46
2.3.2 Aspersão térmica..... 49
2.3.2.1 Classificação dos processos de aspersão térmica..... 52
2.3.2.2 Características dos sistemas de aspersão HVOF 54
2.3.2.3 Preparação da superfície 58
2.3.2.4 Características, análise e avaliação da camada aspergida..... 61
3 MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL 77
3.1 MATERIAIS..... 78
3.2 CONFIGURAÇÃO DAS AMOSTRAS..... 79
3.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL 81
3.3.1 Tratamento por cromagem 82
3.3.2 Tratamento por aspersão térmica HVOF..... 83
3.3.3 Metalografia e microscopia..... 86
3.3.4 Dureza e microdureza..... 87
3.3.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)..... 87
3.3.6 Ensaio de desgaste por deslizamento (pino sobre disco) 88
3.3.7 Ensaio de adesão..... 91
3.3.8 Difratometria de Raios-X 94
4 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULDATOS 97

4.1 ADESÃO DOS REVESTIMENTOS 97
4.1.1 Adesão por tração 98
4.1.2 Adesão por cisalhamento 100
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X 102
4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL 105
4.4 MICRODUREZA VICKERS 108
4.5 COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO.....111
4.5.1 Coeficiente de atrito 111
4.5.2 Resistência ao desgaste 115
4.5.3 Análise das superfícies desgastadas.....117
5 CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS 125
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 127
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 129
ANEXO 01: DESENHO TÉCNICO DOS CORPOS DE PROVA. 147
APÊNDICE 01: RELATÓRIO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO SAE 4140. 151
APÊNDICE 02: FOLHA DE DADOS DO PÓ WOKA 3652.....153
APÊNDICE 03: FOLHA DE DADOS DO PÓ PRAXAIR FE-101.....154
APÊNDICE 04: TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS. 157

1 INTRODUÇÃO

Necessidades tecnológicas trazem consigo a exigência por elementos mecânicos com propriedades cada vez mais diferenciadas e específicas, como por exemplo, elevada dureza superficial, alta resistência mecânica ao desgaste e à corrosão. Muitos componentes associados à indústria, principalmente a de geração de energia, utilizam o revestimento de superfícies como alternativa a substituição completa de elementos mecânicos, em processos que geralmente estão associados à paradas para manutenção e perdas de produção. Estes tratamentos de superfície são aplicados em função de um elevado custo de fabricação desses componentes, e ainda estão relacionados com a dificuldade (ou muitas vezes indisponibilidade) de realização de sua manutenção.

O tratamento de superfície mais difundido e utilizado comercialmente para garantir a resistência ao desgaste e à corrosão de superfícies é a eletrodeposição de cromo duro funcional (HOUDKOVÁ et al., 2011), ou galvanização eletrolítica de cromo – EHC (BOLELLI et al., 2006). No entanto, o cromo está presente na lista de materiais tóxicos da Agência de Proteção ao Meio Ambiente - EPA (IBRAHIM; BERNDT, 2007). O banho ácido gerado pelo processo eletrolítico contém elevadas quantidades de íons Cr^{6+} que ficam dispersas pelo ar e são difíceis de serem retidas em filtros e drenos (BOLELLI et al., 2006). A legislação ambiental existente restringe o uso de produtos químicos que contêm íons de cromo hexavalente e fundamenta a necessidade de desenvolvimento de processos alternativos de revestimento menos danosos ao meio ambiente (IBRAHIM; BERNDT, 2007).

Em adição aos problemas ambientais, tecnicamente, no revestimento por eletrodeposição de cromo encontram-se alguns aspectos negativos como a

fragilização por hidrogênio e a não garantia da qualidade e homogeneidade do tratamento (BROOMAN, 2004; LEGG, 2004). A presença de microtrincas e tensões de tração na região de interface entre revestimento e substrato contribuem para a delaminação da camada de cromo e redução da resistência à fadiga do material (SOUZA; VOORWALD; CIOFFI, 2008; VOORWALD et al, 2007).

Dentre as tecnologias em desenvolvimento que propõe a substituição do processo tradicional de cromagem destaca-se a aspersão térmica. Uma grande variedade de materiais pode ser processada através da aspersão por plasma, chama ou arco elétrico; em aplicações que vão desde a fabricação de turbinas de gás até a indústria de microeletrônica (HOUDKOVÁ et al., 2011). Todas elas tem se mostrado capazes de substituir o processo tradicional de cromagem, em especial a técnica de HVOF (high velocity oxy-fuel) (SOUZA; VOORWALD; CIOFFI, 2008). Isto porque esta produz revestimentos de alta qualidade, com baixa porosidade (<1%) e com forças de ligação altamente aderentes ao substrato, normalmente, maiores que 50 MPa (PICAS et al., 2011).

O objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento tribológico e as propriedades de superfície do aço SAE 4140 revestido pelo processo de HVOF em comparação com o cromo duro eletrodepositado e com o material base do substrato temperado e revenido sem revestimento. O aço SAE 4140 foi escolhido devido a sua grande aplicabilidade nas indústrias siderúrgicas, automotivas, de geração de energia e de extração de petróleo, por estar presente em engrenagens, uniões de tubulações, rolos de laminação, bielas, pinhões e na fabricação de eixos para turbinas,

geradores elétricos e sistemas de acionamento (LOPES, 2013).

Para a avaliação do desempenho tribológico do material, além de ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino-sobre-disco, foram realizados ensaios de adesão da camada, dureza e microdureza. A análise morfológica da superfície, incluindo espessura de camada, foi avaliada por microscopia óptica e metalografia. Utilizou-se a análise por difratometria de raios-X para a verificação dos constituintes formados após os tratamentos de aspersão térmica. Os mecanismos de desgaste foram avaliados pelo diagnóstico de imagens do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo traz os fundamentos teóricos necessários para a análise dos experimentos e apresentação dos resultados e discussões dessa dissertação. Para melhor compreensão, ele foi divido em subcapítulos que abrangem os temas de tribologia, caracterização de superfícies usinadas e processos de revestimentos de materiais metálicos.

2.1 PROCESSOS TRIBOLÓGICOS

Em praticamente todos os ramos de engenharia encontram-se problemas relacionados ao desgaste. As perdas econômicas e consequentes de desgastes são generalizadas e críticas. Estas não envolvem somente os custos de reposição, mas também os custos de depreciação de equipamentos, perdas de produção, de competitividade e de oportunidades de negócios (LEAL, 2004 apud CASTRO, 2012).

Os processos tribológicos que ocorrem no contato de duas superfícies que estão em movimento relativo são muito complexos, uma vez que envolvem, simultaneamente, o atrito e diferentes tipos e escalas de mecanismos de desgaste e deformação (STACHOWIAK, 2005). Apesar disso, na prática, atrito e desgaste são fenômenos qualitativamente diferentes (POPOV, 2010).

O atrito em sua definição mais elementar é a resistência ao movimento de um corpo sobre o outro (ASM, 1992). É, também, a medida da dissipação de energia entre dois corpos que deslizam e estão em contato (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Ele geralmente é quantificado em termos do coeficiente de atrito, que é uma medida adimensional obtida pela relação entre força de atrito (força que se opõe ao movimento) e a carga ou peso do corpo deslizante (ASM, 1992).

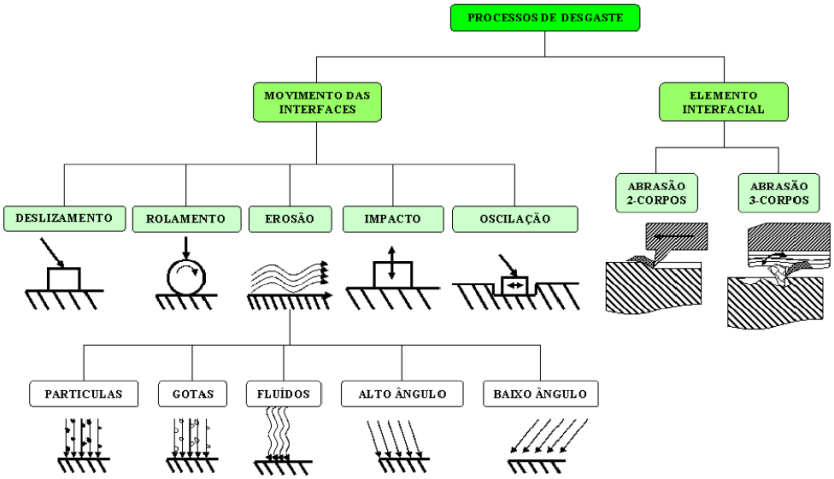
Segundo Budinski (1988), o desgaste pode ser descrito como a perda progressiva de massa da superfície de um corpo sólido causada pela ação mecânica, isto é, por contato e movimento relativo de um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso. De maneira mais simplificada, Stachowiak e Batchelor (2000), definem desgaste como a perda de material de uma ou de ambas as superfícies em contato quando submetidas ao movimento relativo.

Tribologia é a ciência que faz a conexão entre todos os fatores associados aos processos tribológicos e é voltada para o estudo do atrito, desgaste e lubrificação de superfícies que estão em movimento relativo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Para Astakhov (2007) a tribologia é compreendida como a ciência e a tecnologia da interação de superfícies que estão em movimento umas em relação às outras.

2.1.1 Classificação dos processos de desgaste

Zum Gahr (1998) define que os processos de desgaste podem ser classificados em desgaste por deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e desgaste erosivo, dependendo da cinemática do sistema. Para o desgaste erosivo, ainda pode ser considerada uma subdivisão com relação ao estado físico do contra corpo ou do ângulo de ação. Ainda, quanto ao elemento interfacial, podem ser classificados como à seco ou lubrificado, ou desgaste a 2 corpos (deslizamento) ou 3 corpos (rolamento) (ZUM GAHR, 1987). A Figura 1 mostra um resumo dos possíveis processos de desgaste.

Figura 1 - Classificação dos processos de desgaste.



Fonte: Adaptado de ZUM GAHR, 1987.

Existem quatro mecanismos básicos envolvidos nos processos de desgaste: adesão, abrasão, fadiga superficial e reação triboquímica. (DIN 50 320, 1997; ZUM GAHR, 1987).

No desgaste adesivo, as ligações internas do material são mais fracas do que as ligações adesivas formadas entre as asperidades das superfícies em contato. O material é removido em pedaços ou em fragmentos dos picos das asperezas. Isto resulta na deformação plástica e desgaste na região de contato, como consequência do movimento relativo entre as duas superfícies. (HUTCHINGS, 1992; RADI et al., 2007). A adesão é muitas vezes uma causa de elevados valores de coeficientes de atrito (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

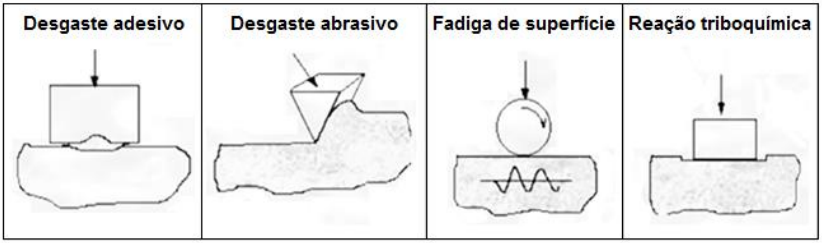
O desgaste abrasivo, como definido pela ASTM, ocorre quando partículas ou protuberâncias suficientemente mais duras que a superfície são forçadas

a se moverem contra e ao longo de uma superfície sólida que está sendo atritada (ASM, 1992; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Durante o desgaste por deslizamento de materiais sólidos podem ser encontradas partículas entre as superfícies deslizantes, cuja origem está relacionada a contaminantes externos ou acúmulo de partículas de desgaste do próprio tribosistema.

O desgaste por fadiga superficial pode ser caracterizado pela formação de trincas e descamação de material causado por carregamentos alternados e repetidos em superfícies sólidas (ZUM GAHR, 1987). É, normalmente, atribuído ao contato cíclico de um elemento rolante com a superfície do material, diferente do que ocorre no escorregamento. Esta movimentação produz tensões de cisalhamento alternadas que podem levar a uma falha por fadiga do material (STOTERAL, 2004).

O desgaste tribo-químico, pode ser caracterizado pela remoção ou degradação da superfície de um material, devido à ação química ou eletroquímica de meios agressivos; ou devido à remoção de material, facilitada por meios mecânicos através de reação química, como atrito entre duas superfícies sólidas que reagem com um ambiente corrosivo (líquido ou gasoso). O processo de desgaste se dá pela continuidade das interações triboquímicas entre a superfície e o meio (ZUM GAHR, 1987; RADI et al., 2007). Durante este processo pode ocorrer simultaneamente às condições de desgaste por adesão ou por abrasão. Se o produto da corrosão é duro e abrasivo, partículas provenientes do processo corrosivo que possam existir entre as superfícies em contato, acelerarão o desgaste abrasivo (STOTERAL, 2004). Estes quatro tipos de mecanismos de desgaste são mostrados esquematicamente através da Figura 2.

Figura 2 - Mecanismos de desgaste.



Fonte: ZUM GAHR, 1987.

Dentre os processos de desgaste relacionados anteriormente, o desgaste por deslizamento ocupa posição de destaque nos muitos tribossistemas existentes, notadamente em aplicações onde o deslizamento de uma superfície sobre outra é uma função exercida por um componente mecânico. Isto ocorre, por exemplo, em mancais de deslizamento, mancais de escora, guias de máquinas ferramenta, eixos, selos de vedação, sedes de válvulas de deslizamento, entre outros.

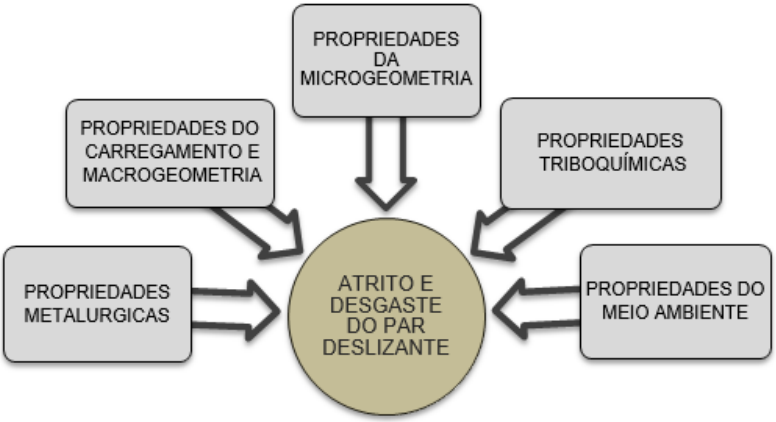
2.1.1.1 Desgaste por deslizamento

O desgaste por deslizamento pode ser caracterizado como o movimento relativo de duas superfícies sólidas em contato sob um carregamento (ZUM GAHR, 1987). Vários mecanismos de desgaste podem estar presentes no desgaste por contato deslizante, que sofrem modificações de acordo com as condições de deslizamento (HUTCHINGS, 1992). Geralmente, os mecanismos atuantes não se sobrepõem de maneira independente, mas interagem mutuamente aumentando os efeitos uns dos outros (ASM, 1992).

Segundo Zum Gahr (1987), existem diferentes tipos de propriedades que influenciam diretamente um tribosistema que contém superfícies em contato deslizante. Elas estão relacionadas na Figura 3.

O mesmo autor assinala ainda que as propriedades de microgeometria estão relacionadas com o processo de fabricação, como rugosidade superficial e textura. Por macrogeometria, entende-se vibração, velocidades de deslocamento, carga aplicada, forma e dimensões dos sólidos em contato (ZUM GAHR, 1987).

Figura 3 - Propriedades que influenciam o desgaste por deslizamento.



Fonte: Adaptado de ZUM GAHR, 1987.

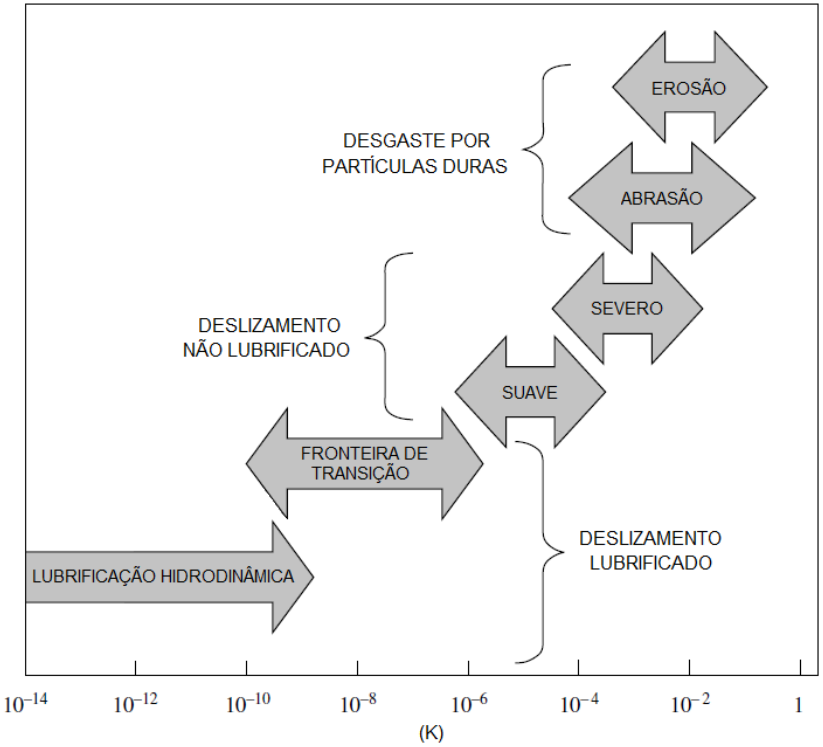
O regime de desgaste pode ser caracterizado em termos da taxa de desgaste em brando (ou suave) e severo (BHUSHAN, 2001). Durante a ocorrência de desgaste brando, partículas finamente divididas, predominantemente óxidos, interagem com a superfície de desgaste, de forma que esta passa a apresentar marcas suaves e pequenas estrias (HUTCHINGS, 1992).

Nesses casos, a perda de massa é geralmente muito pequena em comparação com a massa total do componente desgastado (BHUSHAN, 2001). Já durante o desgaste severo, as partículas de desgaste são muito maiores e forma-se uma superfície mais rugosa, com estrias mais profundas e ligações adesivas entre as partículas e a superfície de desgaste (HUTCHINGS, 1992).

A transição entre desgaste brando e severo é resultado de modificações na natureza do contato deslizante (STACHOWIAK, 2005), e não ocorre imediatamente a estas mudanças (ASM, 1992). O acúmulo de partículas e, consequentemente, o aumento do volume de óxidos, estão associados a modificações plásticas na superfície de desgaste (HIRATSUKA; MURAMOTO, 2005). Estas alterações incluem nucleação e propagação de trincas, formação de resíduos sólidos e delaminação (STACHOWIAK, 2005). O efeito da dureza das superfícies é o de diminuir a probabilidade de transição para o desgaste severo (ASM, 1992). A carga que demarca a transição brando-severo diminui com o aumento da velocidade de deslizamento (STACHOWIAK, 2005). A mudança de severidade do desgaste também tem relação com variação do coeficiente de desgaste (K), e pode ser calculada com base na medição do desgaste (CHILDS, 1980). A Figura 4 apresenta os valores de K para diferentes tipos de desgaste por deslizamento.

Além dos fatores citados anteriormente, que estão envolvidos na transição de desgaste brando e severo, destacam-se velocidade de deslizamento, atmosfera e temperatura ambiente (LUDEMA, 1996). Outros agentes que influenciam no regime de desgaste são as propriedades do material, geometria, acabamento superficial e elementos interfaciais, como lubrificantes (ZUM GAHR, 1987).

Figura 4 - Variação do coeficiente de desgaste (K) no desgaste por deslizamento.



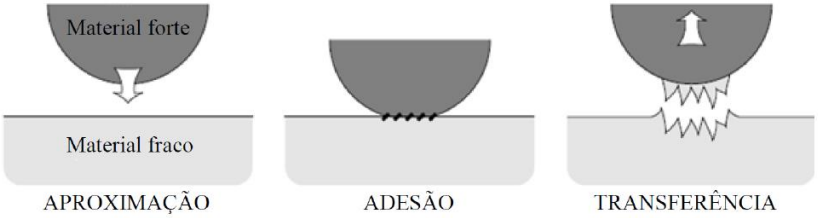
Fonte: Adaptado de STACHOWIAK, 2005.

2.1.1.1.1 Desgaste por adesão

A adesão é o fenômeno que resulta das forças atrativas entre duas superfícies em contato íntimo (ZUM GAHR, 1987). O desgaste adesivo ocorre quando existe união localizada entre superfícies sólidas em contato que leva a transferência de material entre as duas superfícies ou perda de material por qualquer uma destas superfícies (BUDINSKI, 1988).

No caso do contato metal-metal, vários testes em uma grande variedade de metais têm mostrado que quando há forte adesão, ocorre transferência de material do metal mais fraco (ligações atômicas fracas) para o mais forte (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A Figura 5 apresenta de forma esquemática o processo de transferência de metal em virtude da adesão.

Figura 5 - Processo de transferência de metal devido à adesão.



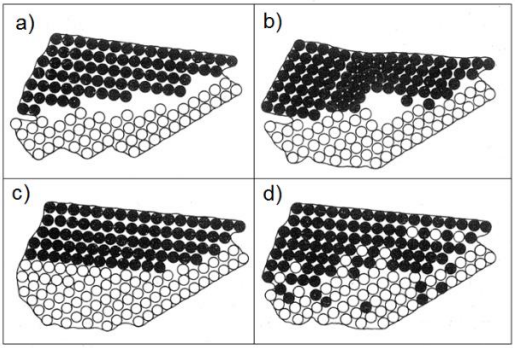
Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

Pesquisadores da área de desgaste adesivo associam o fenômeno da adesão ao contato das asperezas existentes na junção de superfícies (BUDINSKI, 1988). A ligação adesiva é favorecida, entre outros fatores, pela deformação plástica dessas asperezas (ZUM GAHR, 1987). Estima-se que a área real entre duas faces em contato seja cerca de 0,01% da área aparente em contato. Isto remete ao fato de que as asperezas que suportam o carregamento podem estar sobre extrema pressão, ao ponto de deformarem-se plasticamente (BUDINSKI, 1988) e estabelecerem forte ligação adesiva (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A junção adesiva por deformação plástica tende a aumentar se houver deslizamento entre estas superfícies, como consequência do aumento da área de contato entre as asperezas (ZUM GAHR, 1987; BUDINSKI, 1988).

Outro elemento que oportuniza a adesão entre superfícies é a limpeza entre elas, que consiste na ausência de óxidos, humidade ou lubrificantes (ZUM GAHR, 1987). A forte adesão observada em metais, por exemplo, pode ser explicada pela transferência de elétrons livres que estão presente nos sólidos metálicos e formam ligações entre as superfícies que estão sob contato direto (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000), sem a presença de contaminantes externos.

A formação de ligações adesivas entre as asperezas de duas superfícies pode ser esquematizada pela estruturação atômica dos sólidos em contato. Devido à diferença de orientação cristalográfica entre elas, no contato estático formam-se vazios e a força de atração entre os átomos é mais baixa (ZUM GAHR, 1987). Este mesmo autor acrescenta ainda que sob uma carga aplicada ou movimentação entre as superfícies, pode ocorrer modificações no posicionamento dos átomos, onde se inclui rearranjo estrutural e difusão, conforme é mostrado na Figura 6.

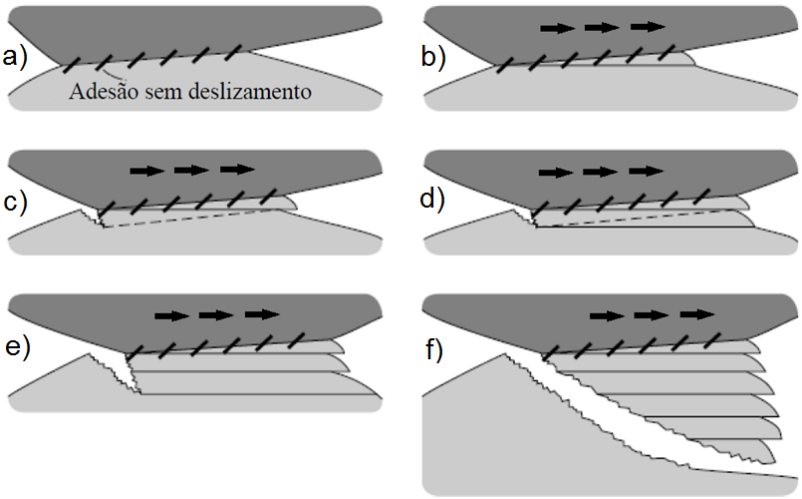
Figura 6 - Modelo atômico da formação de ligações adesivas entre asperezas em contato. (a) Contato estático com baixa carga; (b) Contato estático com carga mediana; (c) Contato deslizante com alta carga; (d) Semelhante ao item c, mas com difusão.



Fonte: ZUM GAHR, 1987.

A maior deformação plástica na região do contato, eventualmente, forma uma partícula na forma de cunha, que é seguida pela nucleação e propagação de uma trinca na região posterior do contato (BHUSHAN, 2001). Esta partícula de desgaste pode permanecer na superfície, ocasionando a formação de uma camada de transferência, ou ser removida por fratura combinada de tração e cisalhamento, gerando uma partícula de desgaste (BUDINSKI, 1988; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). O mecanismo de formação de uma partícula de transferência por adesão é mostrado esquematicamente na Figura 7.

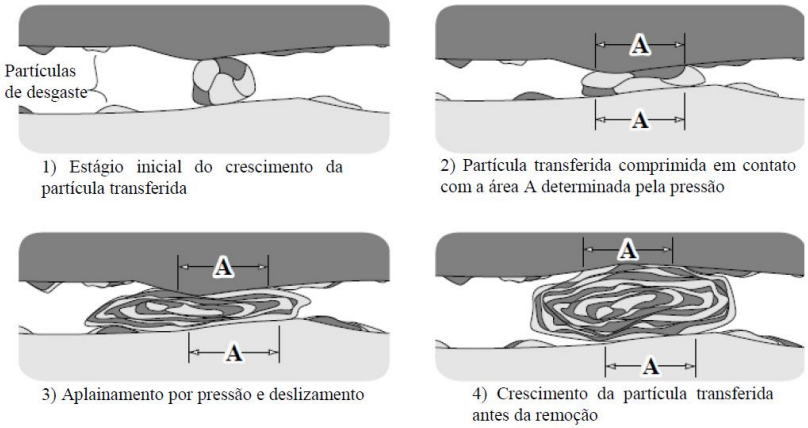
Figura 7 - Mecanismo de formação de partícula de transferência por adesão. (a) Adesão impede o movimento de deslizamento. (b) Formação da banda de cisalhamento no material inferior; (c) (d) (e) Início e crescimento de trinca até a formação da próxima banda; (f) Propagação da trinca através da aspereza e despendimento da partícula.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

Quando metais diferentes deslizam entre si, ocorre ligação mecânica entre eles e a partícula de transferência consiste em uma lamela dos dois materiais. Em um estágio inicial, a partícula acumula material das duas superfícies. Com o aumento de tamanho, ela se torna achatada, produzindo uma estrutura lamelar (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). O possível mecanismo envolvido nesse processo é mostrado na Figura 8.

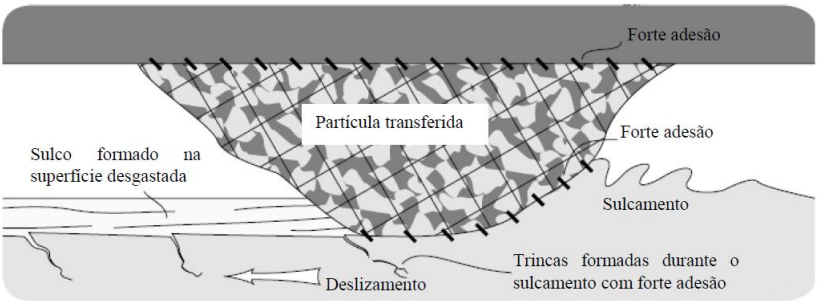
Figura 8 - Mecanismo de formação da camada de transferência.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

Essas partículas de transferência geralmente são mais duras do que o substrato devido ao severo encruamento sofrido e são capazes de produzir ranhuras na superfície pelo sulcamento do substrato mais mole. O sulcamento é uma forma muito ineficiente de corte que pode levar à formação de trincas na superfície como resultado de elevadas tensões de tração (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000), conforme pode ser observado na Figura 9.

Figura 9 - Mecanismo de formação de ranhuras em superfícies desgastadas por partículas transferidas encruadas.

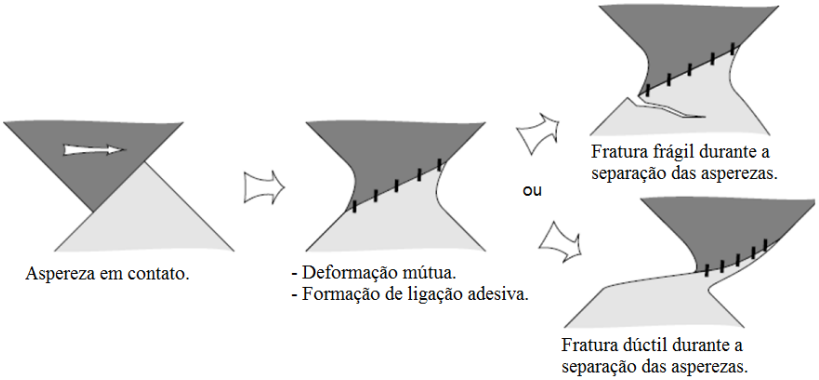


Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

Asperezas de materiais frágeis em contato tendem a romper com pouca deformação e produzem menos partículas de desgaste quando comparado com materiais dúcteis. A ductilidade parece ter um efeito indesejado de acentuar o desgaste adesivo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A Figura 10 ilustra dois modelos alternativos de ruptura que envolve deformação plástica.

O desgaste por adesão é o primeiro estágio de praticamente todos os sistemas de desgaste por deslizamento não lubrificado. Ainda assim, com o desprendimento de partículas a partir da ruptura das asperezas, o processo de desgaste é influenciado e o modo predominante de desgaste pode mudar (BUDINSKI, 1988).

Figura 10 - Modelo alternativo da deformação no contato de asperezas aderidas.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

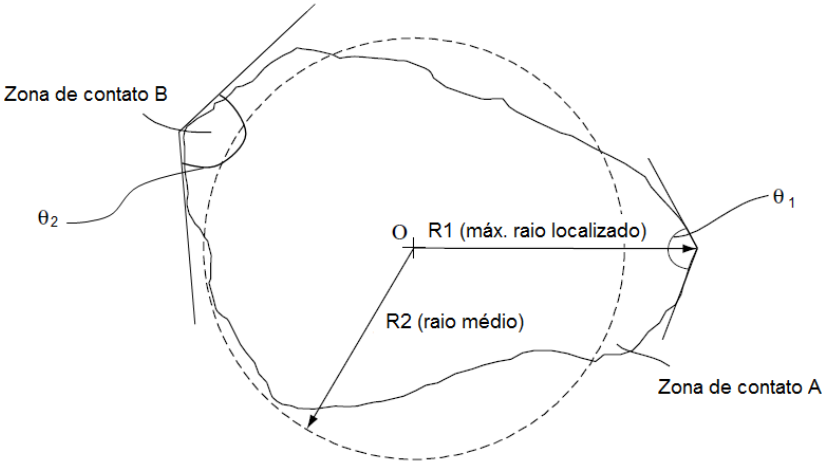
2.1.1.1.2 Desgaste por abrasão

A abrasão é normalmente provocada por partículas duras que estão incorporadas em alguma superfície, ou por partículas que estão livres para deslizar e rolar entre duas superfícies em contato deslizante (NEALE, 1995). O desgaste abrasivo é causado pela passagem destas partículas duras sobre a superfície e ocorre com perda progressiva de material (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). De acordo com Zum Gahr (1987), o desgaste por abrasão pode ser definido como o desgaste devido à penetração de partículas ou asperezas superficiais duras de um contra corpo em uma superfície, durante o contato por deslizamento.

Partículas ou grãos abrasivos fazem parte das características inerentes de muitos sistemas tribológicos. Dois grandes fatores que controlam a abrasividade de uma partícula são tamanho e angularidade (STACHOWIAK, 2005). Quanto maiores às dimensões das partículas abrasivas maior será a taxa de desgaste da

superfície atritada (BUDINSKI, 1988). Já a angularidade ou *afiabilidade* descreve a forma das partículas, incluindo saliências de sua superfície em termos do seu potencial de abrasão ou erosão (STACHOWIAK, 2005). Quanto mais agudo for o ângulo que constituem as arestas de um elemento abrasivo, conforme ilustrado na Figura 11, maior será a tendência de elevação na taxa de desgaste (BUDINSKI, 1988).

Figura 11 - Ângulos formados pelas arestas de uma partícula abrasiva. A zona de contato A possui maior potencial abrasivo do que a zona de contato B, visto que $\theta_1 < \theta_2$.



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK, 2005.

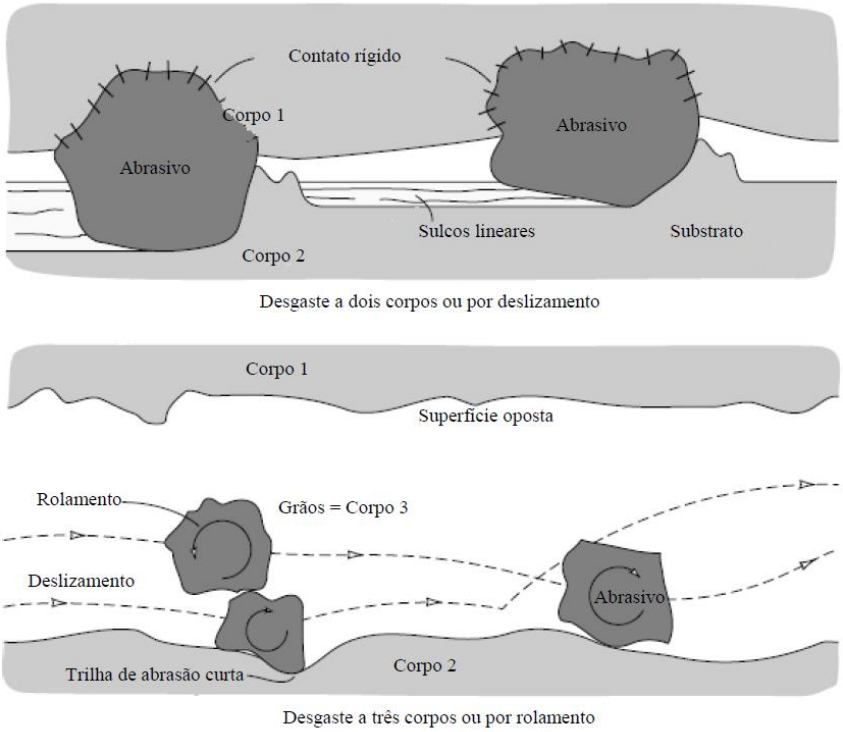
A dureza, tanto da partícula abrasiva como o da superfície de deslizamento, é outra característica importante no processo de desgaste por abrasão. A taxa de desgaste tende a diminuir com o aumento da dureza da superfície de deslizamento. (BUDINSKI, 1988). Nos metais, a presença de microconstituintes com elevada dureza (alta concentração de carbono, carbetos, fases

como a bainita e martensita) contribuem para o aumento da resistência ao desgaste (ASM, 1992; BUDINSKI, 1988). Por outro lado, quanto maior a dureza do agente abrasivo, tal como a de óxidos, por exemplo, maior será o efeito de deterioração da superfície (ZUM GAHR, 1987).

A maneira como os grãos passam sobre a superfície determina a natureza do desgaste abrasivo, que pode ser classificado como desgaste a dois ou a três corpos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Partículas incorporadas produzem abrasão a dois corpos (abrasão por deslizamento) enquanto a ação de partículas abrasivas soltas é chamada de abrasão a três corpos (abrasão por rolamento) (LUDEMA, 1996).

O desgaste abrasivo a dois corpos corresponde a um modelo de ferramenta de corte, enquanto o desgaste abrasivo a três corpos envolve a ação de mecanismos mais lentos de remoção de material. Neste caso, o material desgastado não é removido por uma série de riscos como é o caso do desgaste abrasivo a dois corpos. Em vez disso, a superfície gasta exibe uma topografia aleatória, sugerindo a remoção gradual das camadas superficiais pelo contato sucessivo de grãos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A taxa de remoção de material na abrasão a três corpos pode ser uma ordem de magnitude menor do que a da abrasão a dois corpos porque as partículas abrasivas soltas abradam a superfície apenas 10% do tempo, enquanto passam 90% do tempo rolando (ZUM GAHR, 1998). O desgaste abrasivo a dois e a três corpos é mostrado na Figura 12.

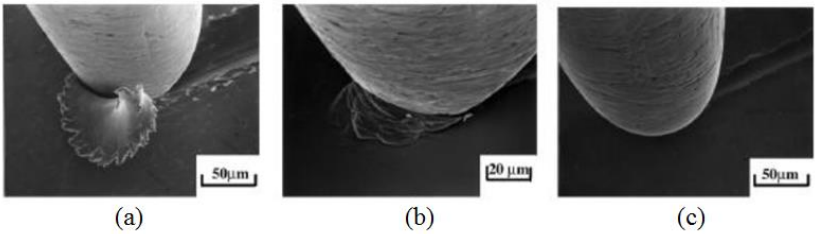
Figura 12 - Modos de desgaste abrasivo a dois e a três corpos.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

As partículas abrasivas podem interagir com a superfície de desgaste através de diferentes mecanismos: microcorte, microfratura, arrancamento de grãos, microssulcamento (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000) e formação de aresta (ASM, 1992; BHUSHAN, 2001). A Figura 13 apresenta imagens de microscopia eletrônica de varredura dos mecanismos mais comuns presentes em materiais dúcteis.

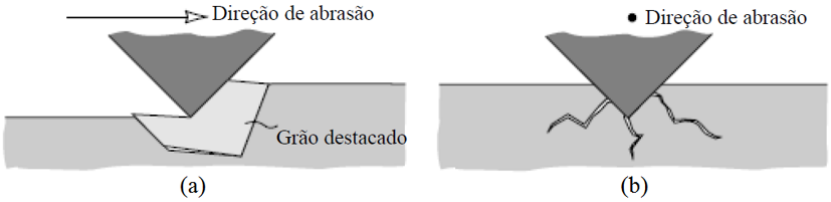
Figura 13 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) microcorte, (b) formação de aresta e (c) microssulcamento.



Fonte: BHUSHAN, 2001.

A Figura 14, mostra, esquematicamente, os mecanismos de arrancamento de grãos e microfratura, que são mais comuns em materiais frágeis e com menor tenacidade.

Figura 14 - Mecanismos de desgaste abrasivo: (a) arrancamento de grão, (b) microfratura.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

O mecanismo de microcorte é semelhante ao trabalho executado por uma máquina ferramenta, no qual um abrasivo cortante ou uma aspereza remove material de uma superfície de dureza mais baixa (ASM, 1992). O material cortado é removido como partícula de desgaste pela formação de microcavacos (ZUM GAHR, 1998). Quando o material abradado estiver sob alta concentração de tensões pode ocorrer fratura na

superfície desgastada, principalmente em materiais frágeis. Nesse caso, as partículas de desgaste são resultado da convergência de trincas e o mecanismo envolvido é o microtrincamento ou microfratura (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000; ZUM GAHR, 1998).

O arrancamento de grão é o mecanismo aplicável principalmente para materiais cerâmicos em que os contornos de grãos são relativamente fracos. Nesse mecanismo, todo o grão é perdido como partícula de desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

No mecanismo de microssulcamento, o material é deformado e depositado na periferia do sulco (ZUM GAHR, 1998). O deslizamento sucessivo e o acúmulo de deformação plástica na superfície geram as partículas de desgaste (BHUSHAN, 2001). O material é continuamente deslocado para o lado, formando cristas adjacentes ao risco produzido e a remoção de material pode ocorrer pela ação repetida de muitas partículas abrasivas (ZUM GAHR, 1998). Isto ocorre, por exemplo, quando um material dúctil é abradado por um abrasivo “cego”, que não permite o microcorte, consequentemente, a superfície é repetidamente deformada (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

O mecanismo de formação de aresta ocorre quando na extremidade da partícula abrasiva é formada uma aresta com o material deformado da superfície, que atua como uma cunha e contribui no processo de desgaste (BHUSHAN, 2001). A quantidade total de material deslocada do sulco para formação da aresta é maior do que o material deslocado para os lados da ranhura (ASM, 1992). Elevado atrito ou forte adesão contribuem nesse mecanismo de desgaste (BHUSHAN, 2001).

2.1.1.1.3 Desgaste por reações triboquímicas

O desgaste por reações triboquímicas ou desgaste corrosivo pode ser caracterizado pelo contato entre duas superfícies sólidas, que reagem com o ambiente (ZUM GAHR, 1987). Durante o deslizamento, películas finas de produtos de reação são formadas, principalmente, a partir de interações químicas e ou eletroquímicas entre o material da superfície e o meio, gases e líquidos corrosivos (KATO; ADACHI, 2001; STACHOWIAK, 2005). O processo de desgaste acontece pela remoção contínua e formação de novas camadas reativas no contato das superfícies (ZUM GAHR, 1987). Segundo este mesmo autor, no caso dos metais, os mecanismos de desgaste triboquímico podem ser divididos em quatro categorias:

a) O contato metálico entre as asperezas da superfície leva a remoção de material por adesão. As partículas de desgaste produzidas podem ser oxidadas (ZUM GAHR, 1987).

b) As reações químicas entre os metais e o ambiente resultam na formação de um filme protetivo que reduz o contato metal-metal (ZUM GAHR, 1987). A presença deste filme inibe tanto a corrosão como o desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

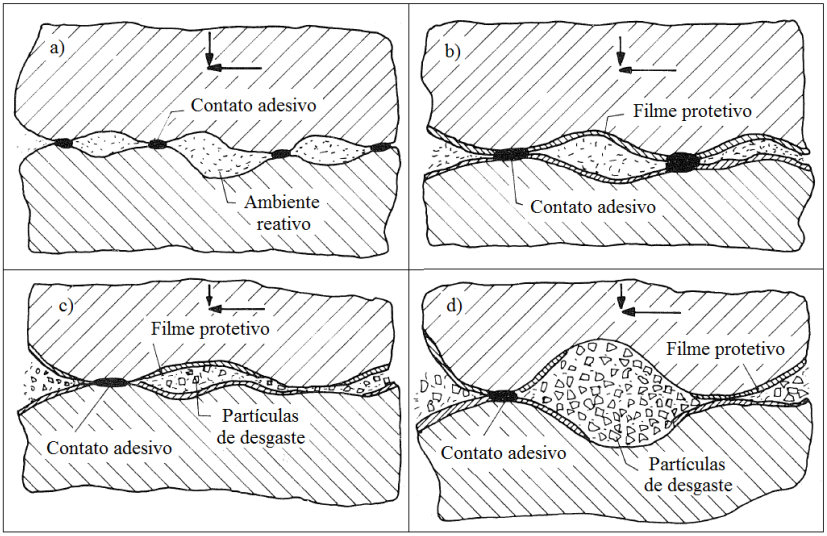
c) A ruptura da camada protetiva por microfadiga ou elevada pressão pontual no contato levam a formação de partículas de desgaste não metálicas (ZUM GAHR, 1987). Neste caso, pode haver formação de par galvânico localizado (por exemplo, *pitting*) entre os resíduos do filme e o substrato subjacente, o que resulta na corrosão da superfície (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

d) Partículas de desgaste metálicas e não metálicas podem atuar de forma abrasiva dificultando o contato das superfícies. Pode haver formação de nova camada protetiva (ZUM GAHR, 1987) ou processos corrosivos e de desgaste podem agir de forma

independente para causar a perda de material que é a soma destes dois processos combinados (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

A Figura 15, apresenta, esquematicamente, os mecanismos envolvidos no desgaste triboquímico descritos anteriormente.

Figura 15 - Mecanismos de desgaste triboquímico.

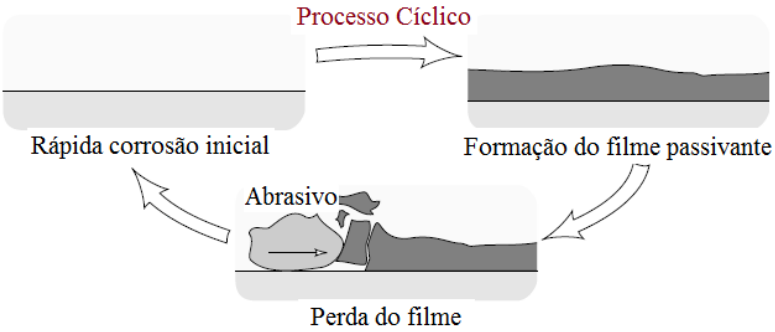


Fonte: ZUM GAHR, 1987.

Os efeitos combinados de desgaste e corrosão podem resultar na perda total do material. Esta perda acentuada é muitas vezes maior do que considerar o efeito de cada processo isoladamente, o que indica sinergia entre os dois processos (ASM, 1992). Isto significa que o desgaste por adesão e abrasão podem acelerar o desgaste corrosivo em um processo cíclico durante o deslizamento, mesmo nos materiais protegidos por filmes passivantes e revestimentos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). O modelo mais aceito de sinergia

entre os processos de corrosão e desgaste para materiais protegidos por filmes é mostrado pela Figura 16.

Figura 16 - Modelo de interações entre o agente corrosivo e a superfície de desgaste.

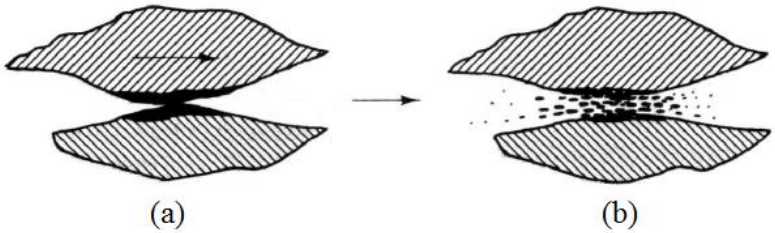


Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

Um exemplo comum de desgaste corrosivo que pode ocorrer em pares deslizantes é a oxidação (ZUM GAHR, 1987). O desgaste oxidativo, normalmente, ocorre em sistemas de deslizamento não lubrificados (ASM, 1992), porém, a formação de óxidos também está relacionada ao oxigênio presente em alguns óleos lubrificantes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

A oxidação de superfícies em contato deslizante inicia com adesão e fratura de micro-asperezas (BUDINSKI, 1988). Dependendo da velocidade de deslizamento, temperaturas instantâneas no ponto de contato podem atingir centenas de graus (HUTCHINGS, 1992). A energia envolvida neste processo é fornecida por forças mecânicas que produzem a movimentação das superfícies e em alguns casos é suficiente para promover a oxidação (ASM, 1992; BUDINSKI, 1988). A Figura 17 ilustra, genericamente, o contato entre duas micro-aspereza e início do processo oxidativo.

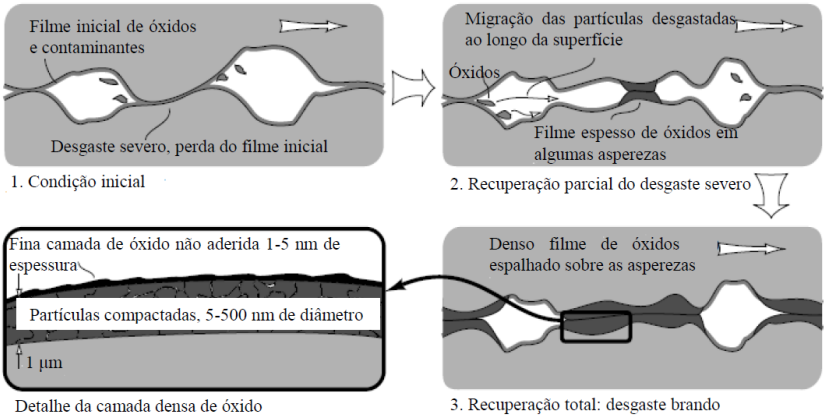
Figura 17 - Início do desgaste oxidativo pelo contato de asperezas. (a) Adesão de micro-asperezas; (b) Ruptura de micro-asperezas e oxidação das partículas de desgaste.



Fonte: BUDINSKI, 1988.

O crescimento de uma camada de óxido pode suprimir os mecanismos dominantes de plasticidade, como é o caso da adesão, resultando na transição do comportamento de desgaste (HUTCHINGS, 1992). Os óxidos fraturados e as partículas metálicas oxidadas são compactados e formam aglomerados na superfície de desgaste que tendem a aumentar com a distância de deslizamento. O crescimento desses aglomerados gera uma redução no coeficiente de atrito. (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). O acúmulo de resíduos óxidos compactados entre as superfícies de deslizamento diminui a taxa de desgaste e eventualmente pode estabilizá-la em desgaste brando ou suave (BUDINSKI, 1988; ZUM GAHR, 1987). A Figura 18 apresenta o mecanismo de transição de desgaste severo-brando pela formação de uma camada compacta de óxidos.

Figura 18 - Mecanismo de transição de desgaste severo-brando pela compactação de óxidos.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

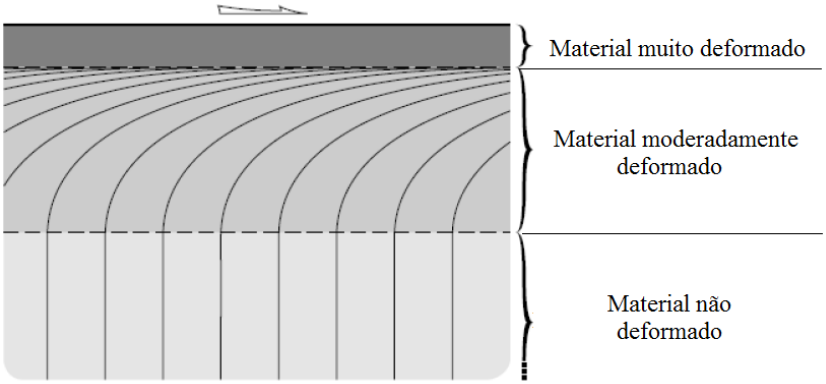
2.1.1.1.4 Desgaste por fadiga superficial e delaminação

O desgaste por fadiga superficial é caracterizado pelo contato de superfícies com elevado número de ciclos sob alta tensão e ocorre com a formação e propagação de trincas (STACHOWIAK, 2005). Este tipo de desgaste é muitas vezes associado ao contato alternado e repetitivo de elementos rolantes em superfícies sólidas e por este motivo também é referenciado como fadiga por contato rolante (ASM, 2001).

A análise das superfícies de desgaste em seções transversais mostra uma intensa deformação do material imediatamente abaixo da superfície. Ela é tão forte que o material próximo a superfície se desloca na direção de deslizamento devido à força de atrito e os grãos são orientados paralelamente à direção de deslizamento (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A microestrutura é similar à de metais sujeitos à grande deformação plástica de outras formas, como por exemplo, em testes de torção

(HUTCHINGS, 1992). A Figura 19 ilustra os níveis de deformação em uma superfície deformada.

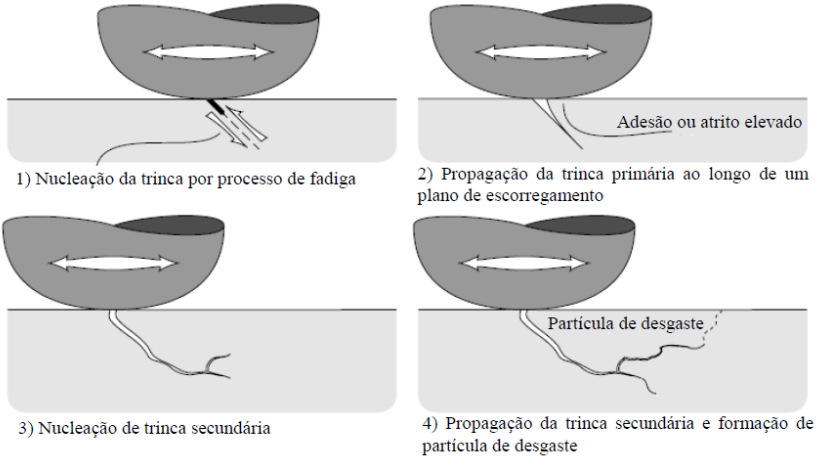
Figura 19 - Níveis de deformação em uma superfície deformada.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

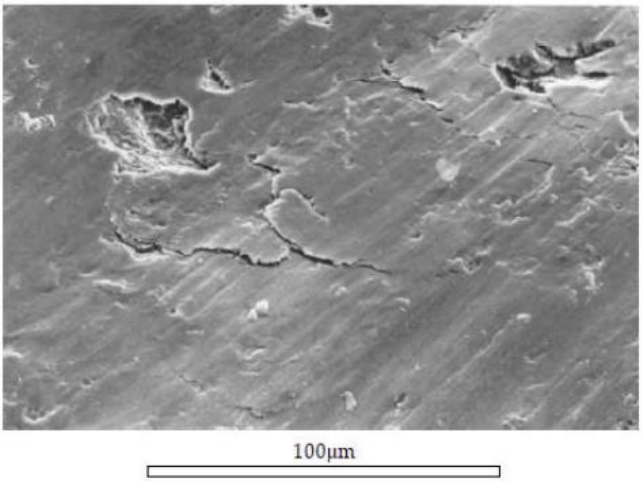
Pontos de alta energia na superfície proporcionam a formação de espaços vazios e nucleação de trincas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). De maneira similar, nas camadas deformadas abaixo da superfície, parâmetros microestruturais como inclusões, imperfeições ou contornos de grãos, são zonas que favorecem o surgimento e propagação de trincas (ZUM GAHR, 1987). A trinca pode propagar-se através de planos preferenciais de escorregamento ou por contornos de células de discordância e contornos de grão até alcançar a superfície e gerar uma partícula de desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A Figura 20, mostra, em forma de esquema, o processo de formação e propagação de trincas a partir da superfície, enquanto a Figura 21 apresenta um exemplo da formação de partícula de desgaste por fadiga em ferro fundido.

Figura 20 - Processo de nucleação e propagação de trinca superficial.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

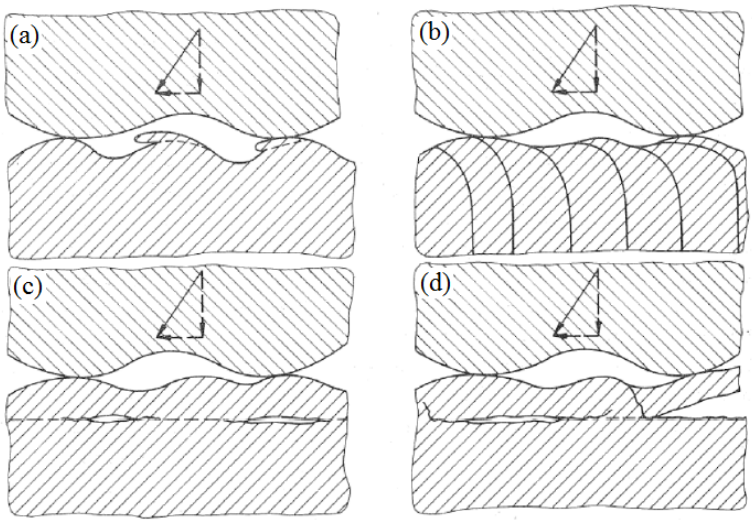
Figura 21 - Ferro fundido com desgaste por fadiga.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000.

A Figura 22 mostra os eventos que resultam em partículas de desgaste decorrentes da nucleação de trincas sub-superficiais, que são: (I) Forças normais e tangenciais são transmitidas pelos pontos de contato por adesão e sulcamento durante o deslizamento. As asperidades do material mais mole são deformadas e algumas são fraturadas pelo carregamento cíclico, levando a suavização da superfície mais mole. (II) A superfície com maior dureza provoca deformação plástica na mais mole. (III) O aumento da deformação superficial leva á nucleação de trincas abaixo da superfície. As trincas tendem a se propagar paralelamente à superfície. (IV) Em algumas posições, as trincas são capazes de cisalhar até a superfície, gerando partículas de desgaste finas e alongadas (ZUM GAHR, 1987).

Figura 22 - Formação de partículas de desgaste devido à delaminação: (a) suavização da superfície mais mole; (b) acúmulo de deformação abaixo da superfície; (c) nucleação de trincas sub-superficiais; (d) formação de partículas de desgaste.



Fonte: ZUM GAHR, 1987.

2.2 CARACTERIZAÇÃO DE SUPERFÍCIES USINADAS

Vários processos de manufatura aplicados na indústria produzem formas e dimensões dentro das necessidades e especificações de engenharia, que atendem tolerâncias e características de qualidade da superfície. Textura e topografia são as principais características em termos de integridade superficial que são transmitidas por ferramentas de usinagem, especialmente em processos de acabamento (DAVIM, 2009).

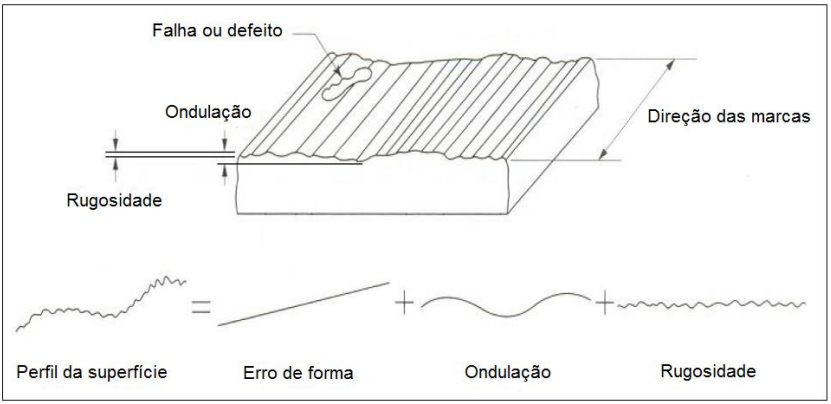
Integridade superficial é a designação que descreve as características dimensionais e geométricas (como topografia, textura), e as propriedades físico-químicas, mecânicas e metalúrgicas das superfícies. Ela é uma consideração importante nas operações de produção porque a condição da superfície tem influência nas propriedades do componente em trabalho como, por exemplo, a resistência ao desgaste, à fadiga e à corrosão (KALPAKJIAN; SCHMID, 2001).

Durante o processo de usinagem, características da superfície e das camadas abaixo dela podem ser alteradas de maneira significativa por efeitos mecânicos e térmicos (HIOKI, 2006; WHITEHOUSE, 2000). Diferentes propriedades tecnológicas são geradas por estas alterações, que exercem grande influência no desempenho do material, em especial à vida útil do componente (BASAVARAJAPPA et al., 2007; JAVIDI et al.,2008). A intensidade desses efeitos depende da interação da energia mecânica e térmica presente durante o processo de remoção de material e das propriedades do material da peça de trabalho (ROSARIO, 2006).

2.2.1 Textura superficial

O perfil de uma superfície apresenta características complexas que são uma combinação de variações macrogeométricas (ondulações e erros de forma) e microgeométricas (rugosidades superficiais) (DAVIM, 2009). A Figura 23 apresenta as características que descrevem o perfil de uma superfície.

Figura 23 - Características superficiais.



Fonte: KALPAKJIAN; SCHMID, 2001.

Segundo a norma ANSI B46. 1. (1995) apud Brito (2012), a textura ou acabamento superficial é definido em termos de rugosidade, ondulações, marcas e falhas, conforme descrito por Agostinho et al., (2004) e relacionado a seguir:

- **Rugosidades da superfície**: são finas irregularidades formada por picos e vales resultantes da ação inerente do processo de corte, semelhante às marcas de avanço produzidas na usinagem. A altura ou profundidade média dessas irregularidades são medidas em um pequeno comprimento chamado *cut-off* (comprimento da amostragem);

- **Ondulações:** consistem em irregularidades superficiais cujos espaçamentos são maiores que o comprimento de amostragem (aproximadamente maiores em 1 milímetro). Podem ser resultantes de vários fatores como vibração e deflexões da ferramenta e peça. A altura das ondulações é influenciada pela profundidade de corte;
- **Marcas**: indicam a direção predominante das irregularidades superficiais deixadas pelo avanço da ferramenta de corte. Dependem da orientação da peça e da ferramenta, e do movimento relativo entre ambas;
- **Falhas**: são interrupções inesperadas e indesejáveis na topografia típica da superfície. Podem ser causadas por defeitos tais como trincas, bolhas, inclusões, trincas, ou mesmo surgir durante o processo de manufatura e usinagem.

Pode-se dizer que a rugosidade e ondulações constituem a textura de uma superfície apesar de apresentarem outras caracterizações (AGOSTINHO et al., 2004). Para avaliação do acabamento superficial e das características de uma superfície é recomendado seguir critérios e normas de medição que quantificam através de parâmetros as condições topográficas da superfície.

2.2.2 Sistemas de medição

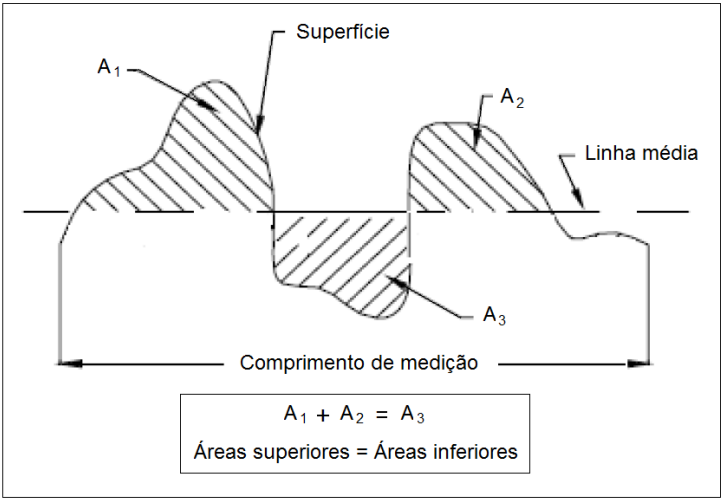
São utilizados dois sistemas básicos de medida: o da linha média M e da linha envolvente E. O sistema da linha média é o mais utilizado, ainda que em alguns países sejam adotados ambos os sistemas (BRITO, 2012).

No Brasil, os conceitos de rugosidade superficial são definidos pela norma NBR ISO 4287/2002, que segue o sistema de medição da linha média ou sistema M. A linha média é definida como uma linha disposta paralelamente à direção geral do perfil, dentro do percurso de medição, de tal modo que a soma das áreas superiores, compreendida entre ela e o perfil efetivo, seja

igual à soma das áreas inferiores (NBR ISO 4287, 2002), conforme é ilustrado pela Figura 24.

No sistema M, todos os parâmetros e grandezas são definidos a partir desta linha de referência. Existe uma grande variedade de parâmetros que definem a rugosidade de uma superfície, e cada um descreve melhor uma determinada característica.

Figura 24 - Regra para determinação da linha média.



Fonte: Adaptado de BRITO, 2012.

2.2.3 Parâmetros de rugosidades

As superfícies de peças usinadas apresentam perfis bastante diferentes entre si, porque as saliências e reentrâncias (rugosidades), mesmo quando pequenas, são irregulares. Para dar acabamento adequado às superfícies, é necessário, portanto, determinar o nível em que elas devem ser usinadas. A avaliação da rugosidade de uma superfície não é a medição do perfil, mas sim a atribuição de um valor numérico, um parâmetro, que irá

fornecer uma informação expressiva e aceitável a respeito desta superfície.

Em referência a norma ISO 4288 (1996), Castro (2012) cita que para a medição da rugosidade, primeiramente é necessária uma avaliação da superfície para identificar se existe periodicidade no perfil. Dessa forma, é possível classificar a superfície com perfil periódico ou aperiódico, e assim estabelecer os valores referenciais do *cut-off* para cada tipo de perfil, conforme é mostrado na Quadro 1.

Quadro 1 - Comprimento de amostragem (*cut-off*) conforme tipos de perfis.

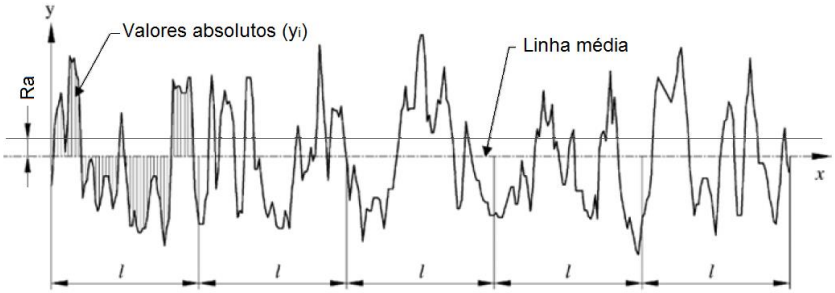
Perfis periódicos	Perfis aperiódicos		*Cut-off*
Distância entre picos [mm]	Rz [um]	Ra [um]	[mm]
> 0,01 até 0,04	até 0,01	até 0,02	0,08
> 0,04 até 0,13	> 0,1 até 0,5	> 0,02 até 0,1	0,25
> 0,13 até 0,4	> 0,5 até 10	> 0,1 até 2	0,8
> 0,4 até 1,3	> 10 até 50	> 2 até 10	2,5
> 1,3 até 4 >	> 50	> 10	8

Fonte: ISO 4288 (1996), apud Castro (2012).

2.2.3.1 Parâmetro de rugosidade média Ra

O parâmetro de rugosidade Ra, também conhecido como CLA (*Center Line Average*) ou linha média central, é compreendido como a média aritmética dos valores absolutos das ordenadas do perfil efetivo (medido) em relação à linha média em um comprimento de amostragem (DAVIM, 2009; GADELMAWLA, et al., 2002), conforme ilustrado pela Figura 25.

Figura 25 - Definição da média aritmética do perfil (Ra).



Fonte: Adaptado de DAVIM, 2009.

Este parâmetro corresponde à área entre o perfil de rugosidade e a linha média, ou ainda, a integral dos valores absolutos das amplitudes do perfil de rugosidade dentro de um comprimento de amostragem. Analiticamente, o Ra pode ser expresso conforme Equação 1 (GADELMAWLA, et al., 2002):

$$R_a = \frac{1}{l}\int_0^l |y(x)|dx \qquad [\mu m] \tag{1}$$

Onde:

l = comprimento de amostragem avaliado [mm];

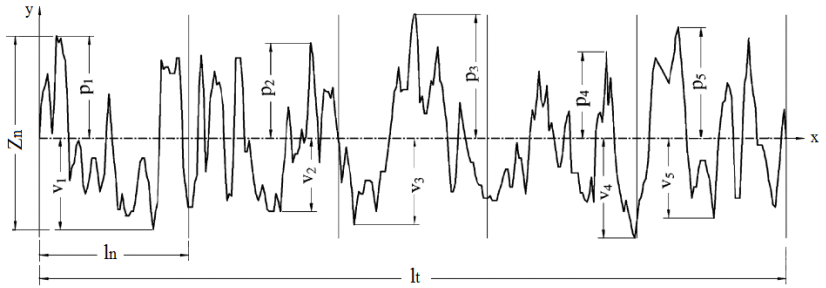
y(x) = distância de cada ponto até a linha de centro [µm].

O parâmetro Ra é o mais utilizado pela indústria para controle de qualidade em geral e monitoramento de processos produtivos onde mudanças graduais no acabamento superficial podem ocorrer. Por medir uma média de picos e vales, o parâmetro Ra não é muito sensível a algum defeito individual maior (DAVIM, 2009).

2.2.3.2 Parâmetro de rugosidade de profundidade média Rz

O parâmetro de rugosidade Rz ou rugosidade de profundidade média é definido como a média aritmética das distâncias entre o pico mais alto e o vale mais profundo de cada intervalo considerado na amostragem do perfil de rugosidade (NBR ISO 4287, 2002; GADELMAWLA, et al., 2002). A Figura 26 mostra essa definição.

Figura 26 - Definição da rugosidade de profundidade média (Rz).



Fonte: Adaptado de GADELMAWLA, et al., 2002.

Na figura acima, o valor de “n” representa o número de intervalos considerados na amostragem; “v” e “p” indicam, respectivamente, a profundidade de cada vale e a altura de cada pico. Matematicamente, o valor de Rz pode ser obtido pela Equação 2 (GADELMAWLA, et al., 2002):

$$R_z = \frac{1}{n} \times \left(\sum_{i=1}^{n} p_i - \sum_{i=1}^{n} v_i\right) = \frac{1}{n} \times \sum_{i=1}^{n} z_i \quad [\mu m] \quad (2)$$

De acordo com a NBR ISO 4287 (2002), o comprimento de amostragem para os cálculos dos parâmetros de rugosidade deve ser divido em seções

iguais, para que em cada uma seja calculada a distância vertical “Zi” entre o maior pico e o vale mais profundo, compondo os valores de distância por comprimento de amostragem. O Rz é calculado, então, como a média dessas distâncias ao longo do perfil.

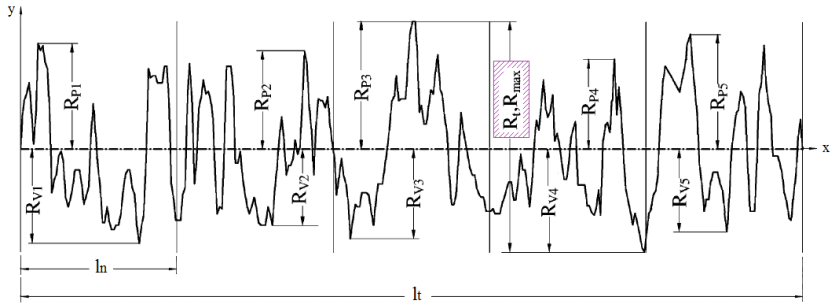
A rugosidade de profundidade média é muito utilizada nos casos em que o perfil é periódico e conhecido, principalmente em aplicações que envolvem selantes, vedantes, desgaste, atrito e corrosão. Ainda assim, grandes variações pontuais não podem ser medidas por este parâmetro, além de que ele não permite identificar informações sobre a forma e a distância entre marcas e ranhuras (DAVIM, 2009; MACHADO, 2009).

2.2.3.3 Parâmetro de rugosidade Rt

O parâmetro Rt ou rugosidade máxima total, corresponde à distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo no comprimento de avaliação, independentemente dos valores de rugosidade parcial (Zi) (GADELMAWLA, et al., 2002). Na Figura 27 o valor de Rt é evidenciado como a soma dos valores de R_{p3} (pico mais elevado) e R_{v4} (vale mais profundo); e tem como unidade de medida o micrometro.

Este parâmetro é bastante sensível a grandes desvios de picos e vales, a partir da linha média. Normalmente, é utilizado em conjunto com o Ra, quando este último é um indicador geral de textura da superfície (DAVIM, 2009).

Figura 27 - Definição da rugosidade máxima (Rt).



Fonte: Adaptado de GADELMAWLA, et al., 2002.

2.2.3.4 Parâmetro de Rugosidade Rq.

Também denominado RMS (*Root Mean Square*) em países de língua inglesa, o desvio médio quadrático, Rq, representa o desvio padrão médio quadrático das distancias verticais do perfil efetivo (medido) em relação à linha média em um comprimento de amostragem (NBR ISO 4287, 2002; GADELMAWLA, et al., 2002). Ele pode ser determinado através da Equação 3 (GADELMAWLA, et al., 2002):

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l}\int_0^l \{y(x)\}^2 dx} \qquad [\mu m] \qquad (3)$$

Onde:

l = comprimento de amostragem avaliado [mm];

y(x) = distância de cada ponto até a linha de centro [µm].

É um parâmetro complementar e correspondente ao Ra, pois a elevação ao quadrado aumenta o efeito das irregularidades que se afasta da média e, portanto, é mais

sensível às variações de picos e vales do que o Ra (DAVIM, 2009).

2.3 PROCESSOS DE REVESTIMENTO DE SUPERFÍCIES METÁLICAS

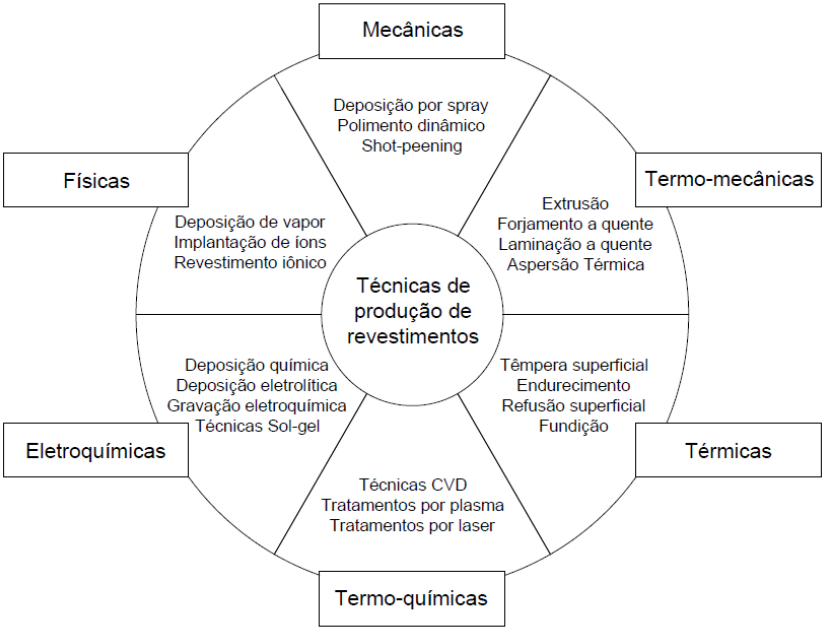
O rápido desenvolvimento de revestimentos tribológicos dos últimos anos se deve a viabilidade de novos métodos que proporcionam propriedades que eram anteriormente inatingíveis (HOLMBERG; MATTHEWS, 2009). Um processo de revestimento para ser aceitável deve sobrepor as restrições físicas do substrato, tais como temperatura e geometria. Ademais, também deve garantir ao revestimento boa aderência, baixa porosidade e boa compatibilidade ao material base (ASM, 2004). Revestimentos aplicados em substratos metálicos ainda devem ter propriedades microestruturais que proporcionem um elevado grau de coesão de suas partículas de tal forma que não exista a comunicação do meio externo com o substrato.

De acordo com o processo de obtenção da camada, as técnicas de formação dos revestimentos geralmente dividem-se em seis grupos: mecânicas, físicas, térmicas, termomecânicas, termoquímicas e eletroquímicas. Cada grupo de técnicas permite obter tipos específicos de revestimentos, com espessuras e características diferenciadas. As camadas depositadas em uma superfície podem ser formadas quer por uma técnica (mais comum) ou por uma combinação de técnicas, que é menos frequente, mas avança rapidamente (BURAKOWSKI; WIERZCHON, 1999). A Figura 28 apresenta alguns dos diferentes processos de revestimentos de superfícies.

Embora existam vários processos que tem por objetivo a proteção do substrato contra corrosão, desgaste, trabalho a quente, etc., este estudo tem sua

linha de pesquisa voltada à deposição eletroquímica de cromo duro e à aspersão térmica, mais precisamente, a técnica de HVOF.

Figura 28 – Classificação dos processos de revestimento de superfícies.



Fonte: Adaptado de BURAKOWSKI; WIERZCHON, 1999.

2.3.1 Eletrodeposição de cromo

Métodos eletroquímicos são processos bem estabelecidos na aplicação de revestimentos em materiais metálicos para melhorar as suas propriedades de superfície (CASTRO, 2012).

A cromagem, ou eletrodeposição de cromo é um processo eletroquímico em que ocorre a deposição de cromo duro sobre um substrato metálico ou não metálico

formando um revestimento em sua superfície (LAUSMANN, 1996). É uma técnica amplamente utilizada pela indústria no beneficiamento ou recuperação de elementos de máquinas sujeitos ao desgaste excessivo, corrosão, atrito, ou mesmo para acabamentos e fins decorativos (LEGG et al., 1996).

Os revestimentos obtidos pela eletrólise do cromo podem ser aplicados em camadas únicas, com uma espessura de 0,3 a 300 micrometros ou em multicamadas (BURAKOWSKI; WIERZCHON, 1999). As principais características deste tipo de revestimento são: dureza entre 850 e 1250 HV (superior à do quartzo), estrutura cristalina hexagonal (até 370°C), densidade de 7,1 g/cm³, com ponto de fusão de 1903ºC e um coeficiente de dilatação térmica de $8{,}1 \times 10^{-6}$ °C^{-1}, situado entre o ferro fundido cinzento e o aço (RIBBE, 1971; SOUZA, et al., 2003).

Tensões residuais de tração são características comuns encontradas nos revestimentos de cromo duro provenientes da decomposição dos hidretos de cromo, durante o processo de eletrodeposição. Esta decomposição é acompanhada por redução de volume (até 15%) e deixam o substrato imediatamente abaixo do revestimento sob tensões residuais de tração e propício a formação de microfissuras (IBRAHIM; BERNDT, 2007). Estas trincas formadas na superfície do substrato contribuem para delaminação do revestimento, redução da resistência à fadiga e da adesão da camada (SOUZA; VOORWALD; CIOFFI, 2008; VOORWALD et al., 2007).

2.3.1.1 Definição do processo

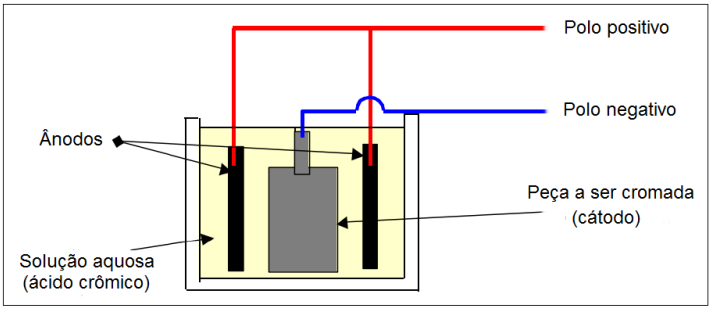
A eletrodeposição ou deposição galvânica é definida como a deposição de um revestimento (metal ou liga) por eletrólise, isto é, a deposição de uma substância sobre um eletrodo imerso em um eletrólito, mediante a

passagem de corrente elétrica pelo eletrólito (BUDINSKI, 1988). No caso da cromagem, a substância que compõe o revestimento é o cromo metálico obtido a partir dos íons trivalentes e hexavalente deste material (LAUSMANN, 1996).

A eletrodeposição do cromo duro se faz quando em um banho de cromo composto de anidrido crômico (Cr_2O_3) é dissolvido em água (H_2O) formando ácido crômico (H_2CrO_4). Nesta solução é adicionado um catalizador de reação em proporções adequadas, normalmente ácido sulfúrico (ASM, 2001), que aparece sozinho ou combinado com o ácido sulfídrico, borato de flúor ou com ambos. A composição do banho de cromagem, em peso, entre ácido crômico e catalizador deve ser mantida dentro dos limites de 50:1 a 250:1, dando preferência para a razão de 100:1 (SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010).

No polo negativo, cátodo, é fixado à peça para ocorrer a deposição do cromo metálico. No polo positivo, fixam-se os ânodos, onde acontece a reconstituição do ácido crômico, conforme indicado pela Figura 29. Os ânodos devem acompanhar a geometria da superfície a ser cromada, de modo que a distância até a peça seja sempre constante para garantir a uniformidade da deposição (SOUZA, et al., 2003; RIBBE, 1971).

Figura 29 - Processo de cromagem.



Fonte: SOUZA, et al., 2003.

Ao permitir a passagem de corrente elétrica por este sistema, promove-se a eletrólise da solução. A molécula de ácido crômico passa a se movimentar em direção ao ânodo, formando $Cr(OH)CrO_4$, conforme mostra a Equação 4 (SOUZA, et al., 2000).

$$HCrO_4^- + H_2O + 3e^- = Cr^{+3} + 7OH^- \quad ou$$
$$2H_2CrO_4 - 3e^- = Cr(OH)CrO_4 + 3OH^- \qquad (4)$$

Este complexo tem uma terminação alcalina (CrOH), que se fixa no cátodo, e uma terminação ácida (CrO_4), que se orienta na direção do eletrólito, formando uma densa camada catódica. O catalisador de banho H_2SO_4 tem um pequeno tamanho e consegue penetrar na camada catódica, atingindo a sua superfície. Em contato com o radical alcalino OH acaba dissolvendo este, e permite a redução do íon de cromo para cromo metálico (SOUZA, et al., 2003).

Se a eletrólise for feita a um potencial catódico baixo, de maneira que não haja hidrogênio suficiente, só será obtida a redução do cromo para o íon trivalente. Somente em potenciais catódicos maiores o hidrogênio aparece na forma molecular e reduz cromo para sua forma metálica (RIBBE, 1971).

Considerando um sistema ideal, sem perdas, com rendimento da corrente elétrica de 100%, apenas 200 gramas de cromo seriam suficientes para cobrir uma superfície de cerca de 110 m^2, com um depósito de 0,156 milímetros de espessura (SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010).

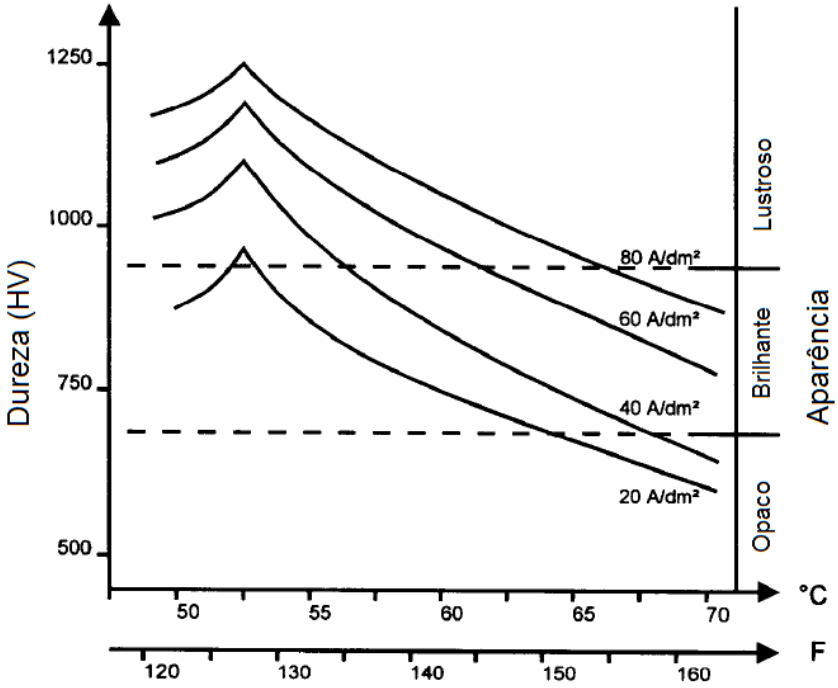
2.3.1.2 Variáveis do processo

Algumas variáveis do processo de deposição do cromo como composição do banho, densidade de corrente, agitação de banho, temperatura, etc., modificam as propriedades do revestimento, entre elas dureza, resistência ao desgaste e densidade de microtrincas (JONES, 1989; LAUSMANN, 1996).

A temperatura e a densidade de corrente tem efeito direto sobre a dureza, porosidade e aparência do revestimento. As temperaturas convencionais de processo variam em torno dos 50 e 55°C, enquanto que a densidade de corrente assume valores entre 15 e 35 A/dm² (LAUSMANN, 1996). Para valores mais elevados de densidade de corrente, o revestimento torna-se muito duro e quebradiço, com uma rede pronunciada de microcanais (RIBBE, 1971). A Figura 30 apresenta a influência destes dois fatores na dureza e aparência do revestimento.

Variando-se apenas estes dois parâmetros, é possível obter revestimentos com maior ou menor dureza e porosidade (densidade de microcanais), ou ainda camadas mistas, chamado tratamento duplex, que alternam estas propriedades (com o cromo duro, preferencialmente, na parte externa e o depósito mais denso e livre de trincas no contato com o substrato). Estas condições modificam de maneira expressiva a resistência ao desgaste e também os mecanismos envolvidos nele, sendo que qualitativamente o cromo duro apresenta o melhor desempenho, seguido do revestimento duplex e do livre de trincas (SOHI; KASHI; HADAVI, 2003).

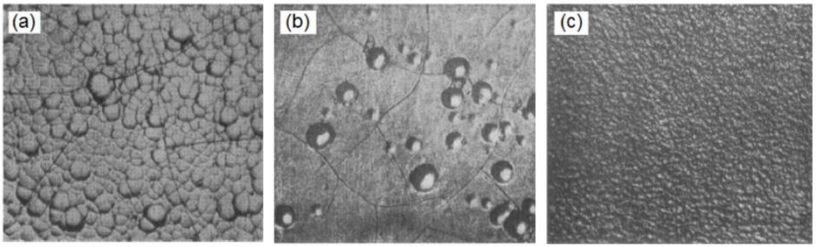
Figura 30 - Influência da temperatura e densidade de corrente na dureza e aparência do cromo eletrodepositado (catalisador: SiF_6).



Fonte: LAUSMANN, 1996.

A Figura 31 apresenta micrografias típicas de revestimentos semibrilhantes (cromagem tradicional), muito brilhantes (cromo duro tradicional para fins decorativos), e do revestimento livre de trincas (processo com alta temperatura e baixa densidade de corrente).

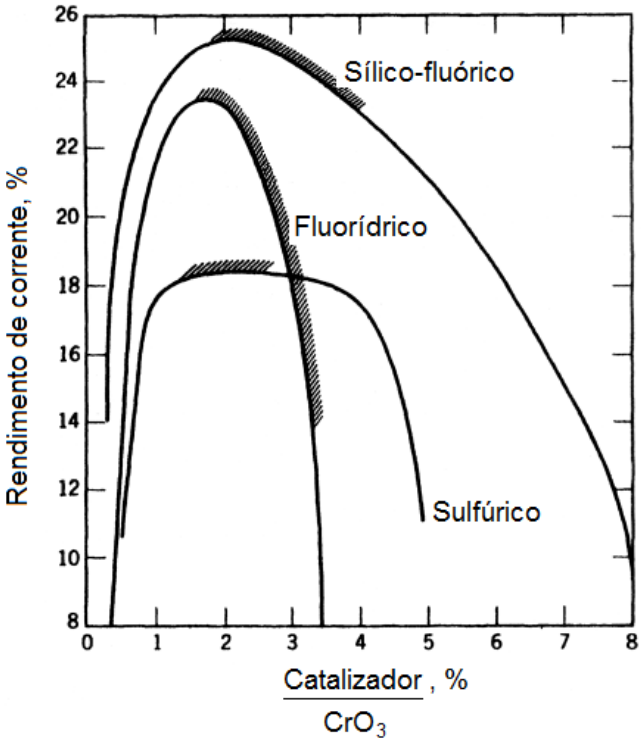
Figura 31 - Micrografias típicas do revestimento de cromo (aumento: 100X). (a) semibrilhante; (b) muito brilhante; (c) opaco ou com aspecto leitoso.



Fonte: SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010.

Outros parâmetros como o rendimento da corrente elétrica aplicada no banho e a escolha do catalizador tem influência significativa na taxa de deposição e, em consequência, no tempo do tratamento (PANOSSIAN, 1997). Quanto mais eficiente for o catalizador, melhor será o rendimento da corrente elétrica e maior será a taxa de deposição que poderá ser aplicada (SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010). São comumente utilizados como catalizadores os ácidos sulfúricos, fluorídrico, sílico-fluórico ou mistura destes e seus sais (RIBBE, 1971). Embora alguns benefícios, como a alta velocidade de deposição, sejam obtidos pela utilização de banhos mistos, com mistura de catalizadores, existe uma dificuldade maior em controlar o processo, devido à alta reatividade do banho (SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010). A Figura 32 mostra o rendimento percentual da corrente em função do tipo de catalizador.

Figura 32 - Rendimento percentual da corrente em função do tipo de catalizador. Taxa de deposição de cromo em uma solução 100:1 e 250 g/L. Os revestimentos mais brilhantes estão marcados com sombreado nas curvas.



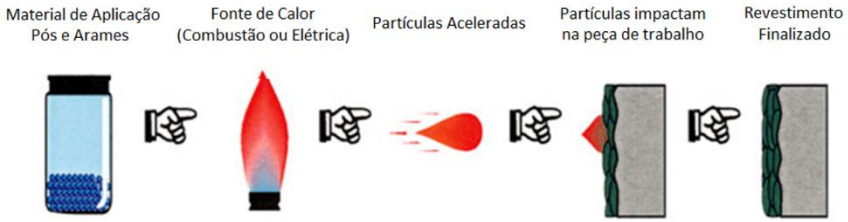
Fonte: SCHLESINGER; PAUNOVIC, 2010.

2.3.2 Aspersão térmica

De maneira geral, a aspersão térmica pode ser definida como um grupo de processos por meio dos quais se deposita camadas de materiais metálicos ou não metálicos, finamente divididos, sobre uma superfície previamente preparada, a fim de se obter um depósito aspergido sobre este substrato (LIMA; TREVISAN, 2007).

Pode ser utilizado, entre outros, para proteção anticorrosiva, resistência ao calor e ao desgaste, recuperação dimensional, isolamento térmico e elétrico, condutibilidade elétrica e térmica, biocompatibilidade, decoração, confecção de moldes, etc. (ASM, 2004; PAWLOWSKI, 2008; SCHIEFLER, 2004). A Figura 33 mostra um esquema simplificado do processo de aspersão.

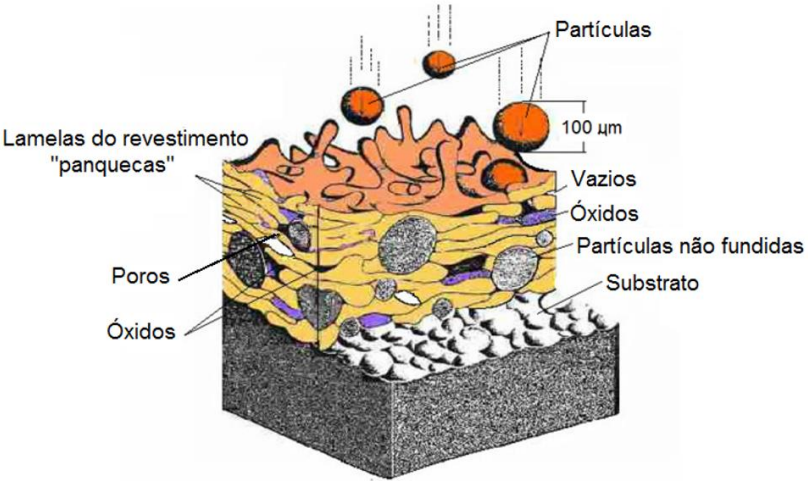
Figura 33 - Processo de aspersão térmica.



Fonte: COMERSUL, 2013.

As partículas aspergidas aderem ao substrato por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica e física, dependendo da temperatura da fonte de calor e da velocidade imposta às partículas. Por sucessivas colisões e sobreposição umas das outras formam camadas de estrutura típica lamelar, como “panquecas” achatadas, que também são constituídas por inclusões de óxidos, vazios e porosidades (SCHIEFLER, 2004; AWS, 1985;). A Figura 34 mostra as características de formação do revestimento por aspersão térmica.

Figura 34 - Características de formação de revestimento por aspersão térmica.



Fonte: Adaptado de PAREDES, 2009.

Por vazios compreendem-se os espaços existentes nos interstícios entre as partículas e lamelas do revestimento (PAREDES, 2009), muitas vezes citados pela literatura como “poros”, vinculando o termo porosidade à quantidade de vazios existente nos revestimentos aspergidos. Entretanto, o termo “poro” (mais utilizado em metalurgia) está relacionado aos defeitos internos das lamelas e partículas, como a formação de inclusões pelo efeito de elevadas temperaturas.

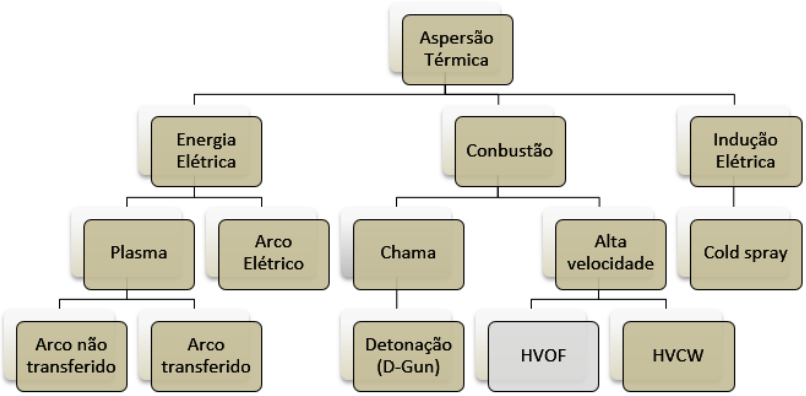
As inclusões de óxido nos revestimentos metálicos são normalmente vistas como fases escuras e alongadas presentes nos contornos das partículas e lamelas, que aparecem na secção transversal, paralela ao substrato. Elas são produzidas pela interação da partícula com a superfície aquecida e o ar atmosférico do meio ambiente (ASM, 2004). A atmosfera em que a aspersão é efetuada

tem influência sobre a oxidação dos metais conduzindo a um maior ou menor nível de porosidade. Por esta razão uma atmosfera inerte tende a diminuir a quantidade de vazios na maioria dos revestimentos metálicos (HERMAN; SAMPATH, 2004). A porosidade também está associada a um elevado número de partículas não fundidas que ficam presas e dispersas no interior do revestimento (ASM, 2004).

2.3.2.1 Classificação dos processos de aspersão térmica

As variações básicas no processo de aspersão térmica referem-se ao material a ser aplicado, ao método de aquecimento e ao método de aceleração das partículas em direção ao substrato, que pode ser dividida em dois grupos distintos dependendo da fonte de calor: combustão ou energia elétrica (LIMA; TREVISAN, 2007, BROWING, 1999), de acordo com a classificação proposta pela Figura 35.

Figura 35 - Classificação dos processos de aspersão térmica.



Fonte: Adaptado de PAREDES, 1998.

Uma nomenclatura baseada em siglas é comumente usada em substituição às denominações completas dos processos. Schiefler (2004), relaciona uma breve descrição do processo para as principais siglas utilizadas industrialmente, conforme segue:

- **FS** – *Flame Spraying* (aspersão a chama oxi-gás com material de adição na forma de pó ou arame);
- **HVOF** – *High Velocity Oxy-Fuel flame* spraying (aspersão a chama oxi-combustível de alta velocidade com material de adição na forma de pó);
- **D-gun** – *Detonation-Gun spraying* (aspersão por detonação);
- **HVCW** – *High Velocity Combustion Wire flame spraying* (aspersão a chama de alta velocidade com material de adição na forma de arame);
- **PS** – *Plasma Spraying* (aspersão a plasma);
- **ASP** – *Arc Spraying* (aspersão a arco elétrico);
- **LS** – *Laser Spraying* (aspersão a laser);
- **CS** – *Cold Spraying* (aspersão a frio).

Cada processo possui suas particularidades e variações que promovem diferentes condições de aplicação e processamento dos revestimentos, modificando suas propriedades. No Quadro 2, são apresentadas algumas características dos principais processos de aspersão térmica.

Quadro 2 - Características de alguns processos de aspersão térmica.

Processos	Temperatura da chama [°C]	Velocidade da partícula [m/s]	Teor de óxidos [%]	Custo relativo	Taxa de aspersão [kg/h]	Energia [kW/kg]
FS	2200 - 2600	30 - 180	4 - 6	3	7	25 - 100
ASP	5600	240	0,5 - 3	1	16	4 - 6
HVOF	1700	200 - 1000	0,2	5	14	100 - 270
D-gun	3900	910	0,1	10	1	100 - 270
PS	5600	240	0,5 - 1	5	5	30 - 80

Fonte: ASM, 2004; KREYE et al., 2000; SCHIEFLER, 2004.

2.3.2.2 Características dos sistemas de aspersão HVOF

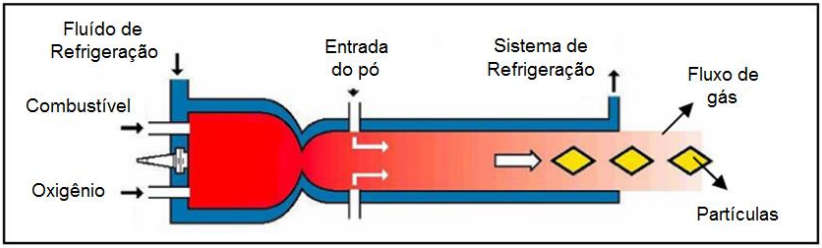
O processo de aspersão pelo método HVOF, foi desenvolvido como uma alternativa ao processo de aspersão D-Gun e, atualmente, emerge, também, como opção à aspersão por plasma. Isto porque o custo inicial de instalação é bastante inferior e a qualidade do revestimento aspergido possui propriedades em vezes até superiores a estes dois processos (ASM, 2004; LIMA: TREVISAN, 2007).

A aspersão óxi-combustível de alta velocidade é uma técnica baseada em especial no projeto da tocha (pistola) de aspersão em que o combustível, normalmente propano, propileno, metil-acetileno, ou querosene, é misturado com oxigênio e queimado em uma câmara de combustão onde a chama é comprimida. Os produtos da combustão são em seguida liberados e se expandem através de um bocal onde as velocidades do gás se tornam supersônicas. O pó do revestimento é introduzido no bocal, em geral axialmente, e é aquecido e acelerado para fora do mesmo. Devido ao impacto sobre o substrato, as partículas aspergidas são finamente distribuídas, o que produz um revestimento bastante denso e com ótima

aderência ao substrato (LIMA; TREVISAN, 2007; PAWLOWSKI, 2008).

As pistolas de aspersão HVOF são classificadas em três gerações de acordo com as pressões aplicadas no processo. Os equipamentos de primeira e segunda geração (CDS, Top Gun, Jet-kote e Diamond Jet) operam em pressões de 3 a 5 bar, enquanto que os de terceira geração (DJH 2600, DJH 2700, JP-5000, OSU Carbide Jet e Top Gun K) atingem valores entre 6 a 10 bar. O projeto destas pistolas permite alcançar maiores velocidades de partículas quando comparados com as velocidades dos outros dois sistemas (LIMA; TREVISAN, 2007; SOBOLEV et al., 2004). A Figura 36, mostra, genericamente, uma tocha para HVOF, modelo JP-5000.

Figura 36 - Princípio de funcionamento de uma tocha de aspersão térmica HVOF.



Fonte: TAFA Inc., apud COMELI, 2006.

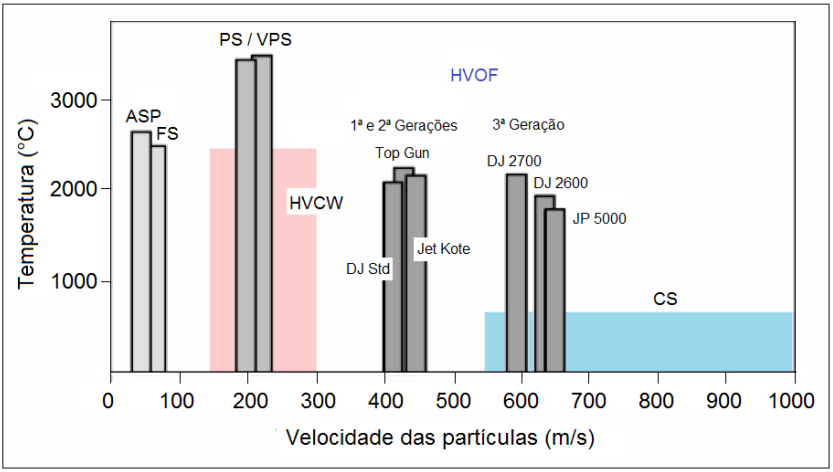
Este tipo de equipamento utiliza querosene como combustível e o pó é introduzido radialmente, em um estágio posterior ao da queima na câmera de combustão. Por este motivo as temperaturas das partículas na saída da pistola são relativamente mais baixas do que outros equipamentos de aspersão por HVOF (ASM, 2004).

Segundo Schwetzke e Kreye (2000), existe uma tendência de diminuição da temperatura envolvida no processo, compensando-a com um aumento na

velocidade de propulsão das partículas aspergidas. A principal justificativa para isso baseia-se no fato de que quanto maior a temperatura, maior é o grau de oxidação do material após a aspersão e, consequentemente, maior o distanciamento de suas propriedades em comparação ao material de adição original. Tal situação, para a maioria das aplicações, é indesejável. A Figura 37 correlaciona as temperaturas e velocidades atingidas pelas partículas para diferentes processos de aspersão térmica.

Outros parâmetros característicos do processo de HVOF são: distância da tocha de aspersão que fica entre 120 a 300 mm; taxa de alimentação dos pós com variação de 20 a 80 g/min; taxas de fluxos de gás combustível entre 40 e 60 l/min, e fluxo de oxigênio, correspondentemente bem maior, na faixa de até 430 l/min. A preparação da superfície do substrato é semelhante aos demais processos de aspersão (LIMA; TREVISAN, 2007).

Figura 37 - Correlação entre temperaturas e velocidades atingidas pelas partículas para diferentes processos de aspersão térmica.



Fonte: Adaptado de SCHWETZKE; KREYE , 2000.

Tanto quanto a pressão ou relação dos combustíveis, a velocidade da chama e das partículas indica uma maior velocidade de impacto das partículas sobre o substrato. Isso resulta no achatamento das camadas em toda sua extensão, provocando o aumento na densidade e, consequentemente, reduzindo a porosidade do revestimento (HERMAN; SAMPATH, 2004; WANG et al., 2012).

Grande parte dos pós aspergidos são carbetos, principalmente de tungstênio e cromo (ASM, 2004). Os principais tipos de materiais para revestimentos citados pela literatura que possuem elevada dureza, incluindo condições de trabalho a quente, resistência ao desgaste e à corrosão são: WC-Co, WC-Ni, WC-Co-Cr, WC-Cr-Ni e Cr_3C_2-NiCr. Estes materiais têm as características de possuírem carbetos de alta dureza, imersos em uma matriz relativamente tenaz e dúctil de Co, Ni, Co-Cr ou Ni-Cr, cuja função é promover união das partículas (HOUDKOVÁ et al., 2011; SULZER METCO, 2013; WOOD, 2010).

O tamanho das partículas de pó empregado no processo HVOF estão geralmente na faixa de -5 a +45 μm (LIMA; TREVISAN, 2007). Acima deste valor, o revestimento tende a apresentar maior porosidade e menor dureza, que é o caso de revestimentos mais densos como sinterizados e fundidos (SCHWETZKE; KREYE, 2000).

Os métodos industriais de fabricação dos pós dependem do tipo de material a ser trabalhado e estão intimamente ligados às suas morfologias (PAWLOWSKI, 1995). Esta característica é determinante na maneira que as partículas se chocam com o substrato, se deformam e se adaptam a ele, distribuindo igualmente as fases duras e formando a estrutura da camada (FREIRE, 2002). Metais e ligas são geralmente produzidos por atomização

ou sinterização, enquanto óxidos e carbetos por sinterização ou fusão seguidos de trituração (PAWLOWSKI, 2008). Algumas vezes para que se possa chegar a uma composição específica, pode-se utilizar dois ou mais dos métodos para obtenção de pós combinados em mistura homogênea (SCHIEFLER, 2004).

Segundo Grasset (2003), apud Pawlowski (2008), o processo de aspersão térmica pelo método HVOF tornou-se um padrão na aspersão de carbonetos e com muitas aplicações na indústria, principalmente em substituição à utilização do cromo eletrolítico. Geralmente, os materiais aspergidos como substitutos do cromo são os carbonetos, aços inox e ligas pulverizadas.

Além da qualidade do revestimento e tensões residuais menores, outras vantagens deste processo incluem a eficiência do depósito, reduzida sensibilidade ao ângulo de aspersão e menos variáveis críticas de processo (GUILEMANY, 2006; PAWLOVSKI, 1995).

2.3.2.3 Preparação da superfície

A preparação ou tratamento da superfície pode ser definido como uma série de operações que modificam as condições iniciais de uma superfície, com o propósito de ancorar um revestimento (EBNESAJJAD, 2006). É uma das etapas mais importantes que antecede o processo de aspersão térmica, pois é nela que os contaminantes que impedem o contato total entre revestimento e substrato são eliminados. Ela também é conhecida como a etapa de ativação da superfície a revestir (PAWLOVSKI, 2008).

Para se garantir o sucesso na aplicação dos revestimentos é necessário obediência a metodologias padronizadas e bem estabelecidas de preparação da superfície (LIMA; TREVISAN, 1999). A qualidade do revestimento está diretamente relacionada com a limpeza e a textura da superfície do substrato, visto que o principal

mecanismo de aderência envolvido é o de ancoramento mecânico (LIMA; TREVISAN, 2007; MARANHO, 1996).

A Norma brasileira da Petrobrás N2568 traz os requisitos técnicos e as práticas recomendadas para a deposição de revestimentos por aspersão térmica. Os procedimentos associados à preparação do substrato, de acordo com o exposto pela ASM (2004) e pelam N2568 (2011), são os seguintes:

- Pré-usinagem da superfície para remover possíveis irregularidades presentes e uniformizar a sua textura;
- Limpeza e "*degreasing*" (remoção de graxas e gorduras) da superfície;
- Jateamento abrasivo da superfície ou usinagem de acabamento que visa criar uma rugosidade controlada específica;
- Pré-aquecimento do substrato.

As peças são frequentemente limpas com uma pré-usinagem a fim de obter as dimensões e tolerâncias desejadas, e, também, para se evitar ângulos agudos difíceis de serem revestidos (PAWLOVSKI, 2008). Soma-se a estas premissas, a remoção de material com o objetivo de eliminar impurezas, tais como crostas de óxidos e ferrugem, da superfície a ser aspergida.

Após a usinagem, por um pequeno instante (frações de segundo) a superfície encontra-se em um estado de limpeza ideal, que é interrompido pela formação de um pequeno filme óxido sobre o qual são acrescidas camadas de óleos ou graxas protetivas, e adicionalmente, partículas sólidas (pó) e gases absorvidos (LIMA; TREVISAN, 2007). A limpeza da superfície consiste na total remoção destes materiais e pode ser realizada pela ação química de desengraxantes e solventes a base de ácido acético, cetonas e álcoois (n-butil, ASTM D 304) ou pela ação de vapor quente associado a estas substâncias

(ASM, 2004; EBNESAJJAD, 2006; N2568, 2011). Outras opções de limpeza da superfície incluem a decapagem ácida, limpeza ultrassônica, tratamentos eletroquímicos e limpeza pela ação de microabrasivos em jatos de ar ou água (EBNESAJJAD, 2006; LIMA; TREVISAN, 2007; PAWLOVSKI, 2008).

A obtenção de uma rugosidade adequada é tão importante quanto a limpeza da superfície. De acordo com a ASM (2004), existem três técnicas utilizadas para obtenção de uma textura adequada para aspersão: jateamento abrasivo, usinagem convencional e deposição de uma camada de ligação. Tanto a usinagem quanto o jateamento, promovem a limpeza da superfície e o aumento da área de contato entre o revestimento e o substrato. Ainda assim, o jateamento abrasivo é a técnica de preparação da superfície mais utilizada (LIMA; TREVISAN, 2007). Diversos tipos de abrasivos estão disponíveis comercialmente, sendo que mais indicados são: óxido de alumínio, carbeto de silício e granalha de aço (PAWLOVSKI, 1995). A granulometria do abrasivo antes do início do jateamento deve estar compreendida entre 0,5 mm e 1,6 mm, e cerca de 30% a 40% do abrasivo (em volume) deve ter grãos acima de 1 mm (N2568, 2011).

De um modo geral, a rugosidade superficial mais adequada para a maioria dos revestimentos é aquela que apresenta Ra na faixa de 2,5 a 13 μm (LIMA; TREVISAN, 2007). A aplicação de uma camada de ligação se faz necessária quando o material do substrato é muito duro para ser texturizado com sucesso ou tão mole a ponto de ser deformado pela utilização de outro processo. Esta camada adere ao substrato por mecanismos interatômicos, físicos ou por difusão e produz uma superfície rugosa para que o material do revestimento possa aderir (LIMA; TREVISAN, 2007; JAMES, 1984).

O pré-aquecimento dos substratos antes da aspersão térmica é uma prática normal e aceitável (ASM, 2004). Estudos anteriores mostraram que pré-aquecer o material base melhora a adesão do revestimento (HASHMI; PAPPALETTERE; VENTOLA, 1998; MELLALI; FAUCHAIS; GRIMAUD, 1996). Isto porque previne a condensação de vapor d'água sobre a superfície e retarda o resfriamento das partículas por meio da ligação térmica entre eles (LIMA; TREVISAN, 2007). Apesar de não ser aplicável em alguns materiais como alumínio, cobre, titânio e magnésio, para grande maioria dos metais ele tem efeito benéfico na adesão do revestimento, visto que a pré-expansão do substrato reduz as tensões residuais geradas durante o resfriamento (ASM, 2004). Na prática, recomenda-se um pré-aquecimento da superfície em uma faixa de temperatura de 80 e 150°C (CAMARGO, 1999 apud LIMA; TREVISAN, 2007; HASHMI; PAPPALETTERE; VENTOLA, 1998), e por um período de aproximadamente sessenta segundos (ASM, 2004).

2.3.2.4 Características, análise e avaliação da camada aspergida

A caracterização da qualidade de um revestimento, normalmente, é o último estágio na produção. Na maioria das vezes, as amostras são preparadas para ensaios destrutivos e requerem acompanhamento desde o início do processo, ainda que alguns testes não destrutivos possam ser aplicados no próprio revestimento (PAWLOVSKI, 1995).

De maneira geral, pode-se afirmar que as propriedades e o comportamento mecânico de um depósito aspergido são dependentes da aderência entre as lamelas e o substrato, da microestrutura lamelar e da resistência coesiva entre as lamelas. Estas propriedades também são influenciadas pela quantidade de defeitos

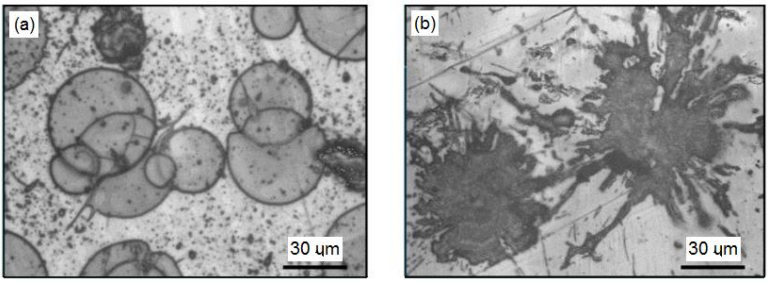
existentes no revestimento, como tamanho e morfologia dos poros, presença de trincas, óxidos e etc. (HERMAN; SAMPATH, 1996).

Diferentes procedimentos e ensaios podem ser realizados para análise e caracterização de um depósito aspergido. Eles estão relacionados principalmente com a definição das propriedades a serem estudadas a partir da aplicação do revestimento (LIMA; TREVISAN, 2007).

2.3.2.4.1 Microestrutura

Muitas das propriedades dos revestimentos dependem da sua microestrutura e do conhecimento de como ela é formada (PAREDES, 2009). Morfologicamente, sabe-se que os revestimentos aspergidos possuem sucessivas camadas de gotículas líquidas ou parcialmente líquidas que se achatam e ou solidificam por completo, chamadas "*splats*", o que resulta em uma estrutura lenticular ou lamelar (ASM, 2004; LIMA; TREVISAN, 2007). A formação desta microestrutura está diretamente relacionada com a natureza das interfaces e a estrutura interna das lamelas individuais, produzidas durante a deposição (LIMA; TREVISAN, 2007). A Figura 38 traz exemplos dos *splats* formados na aspersão de alumina pelos processos de HVOF e plasma.

Figura 38 - *Splats* em aspersão de alumina. (a) HVOF; (b) Plasma.



Fonte: KULKARNI et al., 2004.

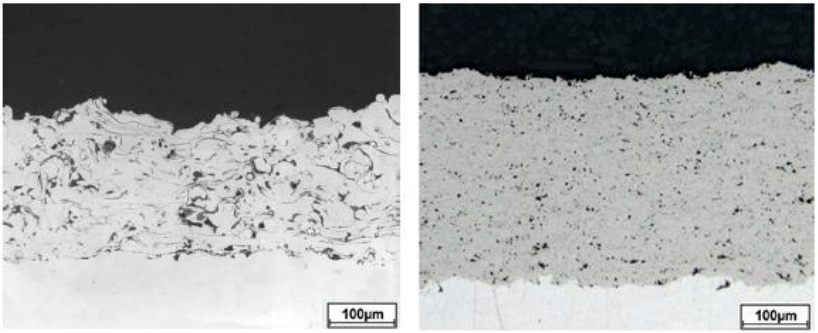
A diferença na microestrutura apresentada na figura anterior se remete ao fato de que a velocidade e a temperatura das partículas depositadas por HVOF são diferentes àquelas aplicadas por plasma. No processo de deposição a alta velocidade a temperatura, na maioria das vezes, não é suficiente para fundir a partícula do revestimento e ocorre apenas seu aquecimento ou superaquecimento. Isto resulta em um menor grau de fragmentação dos *splats*, caracterizando lamelas mais uniformes e achatadas, vinculadas principalmente a alta energia cinética das partículas no momento da colisão com o substrato. (KULKARNI, 2004).

A preparação metalográfica é o primeiro passo para estudar a microestrutura de uma camada depositada por aspersão térmica. Nestes revestimentos, a ocorrência de poros e regiões com variação de dureza nas estruturas lamelares pode dificultar a preparação de amostras para metalografia, que requerem procedimentos especiais. Alguns defeitos como delaminação, trincas, empastamento e incrustações do material de polimento podem ser criados durante os procedimentos preparatórios (LIMA; TREVISAN, 2007).

Uma das normas mais específicas aplicada à preparação metalográfica de revestimentos depositados por aspersão térmica é a ASTM E1920 de 2003, reaprovada em 2008. Esta norma contém uma série de recomendações sobre limpeza, seccionamento transversal e polimento dos corpos de prova. Ela é essencial para que sejam obtidos resultados satisfatórios, sem deformações e ou deteriorações na microestrutura do revestimento, que pode ocorrer em função de sua grande sensibilidade e das diferentes possibilidades de combinações entre revestimento e substrato (ASTM E1920, 2003).

A espessura do revestimento, porosidades, óxidos, partículas não fundidas, trincas e falta de adesão do material aspergido ao substrato são geralmente detectados por técnicas metalográficas (LIMA; TREVISAN, 2007). A porosidade pode ser vista genericamente como a ausência de material do revestimento. Os vazios são observados como formas arredondadas localizadas entre as camadas, e as trincas como prolongações verticais ou laterais que podem se formar durante a solidificação ou preparação metalográfica (HERMAN; SAMPATH, 2004; WOOD, 2010). A Figura 39 apresenta micrografias típicas de revestimentos aspergidos pela técnica de HVOF.

Figura 39 - Micrografias típicas de revestimentos aplicados por HVOF. (a) Ni-Cr-Al; (b) WC-Co-Ni.



Fonte: (a) ASM, 2004; (b) SULZER METCO, 2013.

A explicação para a porosidade na aspersão é fundamentada em uma série de fatores, entre eles: o meio ambiente, características de tipo e tamanho dos pós, nível de energia, fluxo de gás, distância e ângulo de aspersão (HAN et al., 2009; ASM, 2004; HERMAN; SAMPATH, 2004). Normalmente, verifica-se uma diminuição da porosidade com o aumento da velocidade das partículas aspergidas (LYPHOUT, NYLEN, ÖSTEREGREN, 2011;

PICAS et al., 2011). Uma maior velocidade de partícula pode ser atingida com o aumento do fluxo de massa de gás total ou diminuição da taxa de alimentação do pó (LYPHOUT; NYLEN; ÖSTERGREN, 2011). De maneira similar pode-se generalizar quanto ao tamanho das partículas, pós com maior granulometria proporcionam níveis de porosidade mais elevados (LEE et al., 2010; HERMAN; SAMPATH, 2004).

2.3.2.4.2 Dureza e microdureza

No caso de revestimentos aspergidos, existem dois tipos de testes de dureza que são o de riscamento e o de indentação ou penetração, sendo que este último é mais tradicionalmente utilizado e aceito (LIMA; TREVISAM, 2007). A microdureza é um ensaio destinado à obtenção de um gradiente de dureza ou para se verificar o quão duro é um microconstituinte da camada em analise (GARCIA; SPIM; SANTOS, 1999). Ambos os testes são fáceis de serem realizados, porém é frequente uma dispersão de resultados, uma vez que as características do processo de aspersão levam a revestimentos com certo grau de poros, óxidos e grãos não fundidos que possuem valores diferentes de dureza (PAWLOVSKI, 2008).

Além disso, revestimentos aspergidos não são homogêneos e apresentam microestrutura lamelar alinhada paralelamente ao substrato. Com isso, suas propriedades na direção paralela ao substrato são diferentes das perpendiculares a ele e, dessa forma, os valores de dureza variam com respeito à posição do teste (LIMA; TREVISAM, 2007).

Diversos autores verificaram em seus estudos que a dureza de revestimentos a base de carbonetos aplicados por HVOF podem ultrapassar 1000 HV, com porosidade inferior a 1% e excelente resistência ao

desgaste abrasivo e adesivo (HULKA et al., 2012; LEE et al., 2010; PICAS et al., 2011). No caso de materiais ligados, como o aço inox 316, os valores de dureza alocam-se em patamares menores, entre 280 e 500 HV (TOTEMEIER, 2004; ZHAO; LUGSCHEIDER, 2002;). Como já foi observado, revestimentos depositados por HVOF apresentam elevada densificação da camada aspergida e baixo grau de porosidade, o que na maioria dos casos justifica uma dureza mais acentuada que outros processos de aspersão (PICAS et al., 2011; TOTEMEIER, 2004, SCHWETZKE; KREYE, 1999).

Pesquisas recentes reafirmaram que o tamanho da partícula de aspersão tem influência significativa na dureza e na qualidade do depósito. Revestimentos de WC-12Co nanoestruturados mostraram ter dureza 20% maior do que o mesmo pó com granulometria convencional (ŻÓRAWSKI, 2013). Neste caso, o menor tamanho de partícula é quem está associado a uma porosidade mais baixa, menos espaços vazios e, consequentemente, a uma dureza mais elevada (LEE et al., 2010).

Em estudos comparativos para substituição do processo de cromagem, a aspersão térmica por HVOF tem apresentado excelentes resultados relacionados à dureza do revestimento. Para o aço SAE 4340 a dureza máxima na interface das amostras com revestimentos aplicados por HVOF mostrou ser superior aos com revestimento de cromo eletrodepositado; e isto está relacionado ao fato de que as partículas do revestimento “explodem” junto à superfície do substrato e conseguem uma maior adesão e homogeneidade de recobrimento (SOUZA; VOORWALD; CIOFFI, 2008). Resultado similar foi verificado, também, para substratos em aços baixo carbono. Nestes materiais, revestimentos de WC–12Co aplicados por HVOF chegaram a apresentar dureza

quatro vezes superior ao cromo duro depositado por tratamento eletroquímico (HAZRA; SABIRUDDIN; BANDYOPADHYAY, 2012).

2.3.2.4.3 Adesão e coesão

A resistência mecânica de um revestimento aspergido depende basicamente da aderência entre este e o substrato, e da coesão entre suas partículas. (LIMA; TREVISAN, 2007). Em muitas aplicações práticas alguns revestimentos não podem ser utilizados por possuírem uma força de aderência baixa e insuficiente (HADAD et al., 2008).

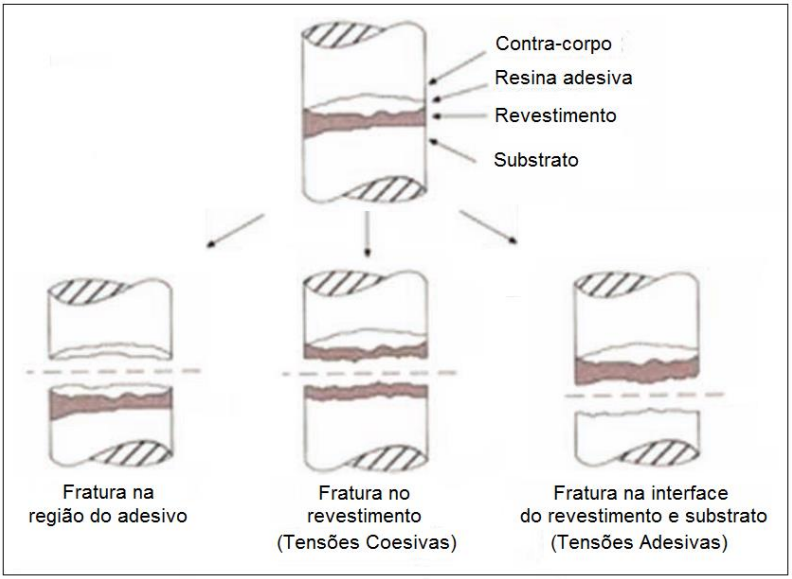
O ensaio de adesão da norma ASTM C633 (2001) é um dos mais indicados e utilizados para testar a adesão de revestimentos aspergidos sobre substratos metálicos (COMELI, 2006). Nestes ensaios, duas amostras idênticas são unidas por material adesivo e, então, são tracionadas axialmente até a ruptura. O valor da tensão máxima de adesão/coesão é obtido pela divisão da carga de ruptura pela área da seção transversal (ASTM C633, 2001).

Existem basicamente três modos de fratura e separação dos corpos de prova: na região do adesivo, na região do revestimento e na interface do revestimento com o substrato, conforme é ilustrado pela Figura 40.

No caso de ruptura na região do material adesivo, infere-se que as tensões adesivas e coesivas do revestimento são superiores àquelas apresentadas pelo elemento colante e assim o resultado fica limitado a esta resistência e é considerado sem validade objetiva (VARAVALLO, 2012; WEISS, 1995 apud LIMA; TREVISAN, 2007). A ruptura na região da interface indica que as forças de adesão ao substrato são maiores do que as forças de coesão entre as lamelas do revestimento, ao passo que a ocorrência da fratura na região do

revestimento indica uma inversão na magnitude dessas forças (ASTM C633, 2001; VARAVALLO, 2012).

Figura 40 - Possíveis regiões de ruptura de amostras submetidas a ensaios de adesão - ASTM C633



Fonte: VARAVALLO, 2012.

Em uma mesma lamela do revestimento, pode haver uma variedade de áreas de contato, chamadas regiões de microssoldagem ou zonas ativas, que geralmente, correspondem de 20 a 30% da área total (LIMA; TREVISAN, 2007). Os principais mecanismos atuantes nessas regiões são os de natureza física e químico-metalúrgica. Os mecanismos físicos de interação entre revestimento e substrato acontecem em níveis interatômicos e ou intermoleculares (0,5 nm de distância), por forças que produzem ligações fracas, conhecidas como Van der Walls, devido aos dipolos induzidos e polaridades das moléculas. Em contrapartida, em função

do tipo de material e do calor transferido pela partícula ao substrato pode ocorrer uma variação no grau de microssoldagem, podendo haver fusão localizada, difusão atômica com formação de soluções sólidas e inclusive compostos intermetálicos, caracterizando o que se chama mecanismo químico-metalúrgico (LIMA; TREVISAN, 2007; MARANHO, 1996).

A resistência adesiva de alguns compósitos pode ser de tal ordem que as tensões necessárias para arrancar a camada do substrato atingem valores de até 50 MPa para materiais ferrosos e de 80 MPa para revestimentos cerâmicos (LIMA; TREVISAN, 2007). Em estudo recente, verificou-se a impossibilidade de se determinar o valor final da força de adesão em revestimentos aplicados por HVOF porque a resistência de ligação do adesivo utilizado nos testes foi menor do que a resistência das camadas depositadas (VARAVALLO et al., 2012).

2.3.2.4.4 Resistência ao desgaste

Materiais com alta dureza, usualmente são associados a materiais com elevada resistência ao desgaste (LEAHEY, 2009). Ainda que isso não seja uma regra verdadeira para todos os revestimentos, o estudo comparativo dessas propriedades, em alguns casos, pode ser fator determinante na compreensão de fenômenos e mecanismos de desgaste envolvidos em um sistema.

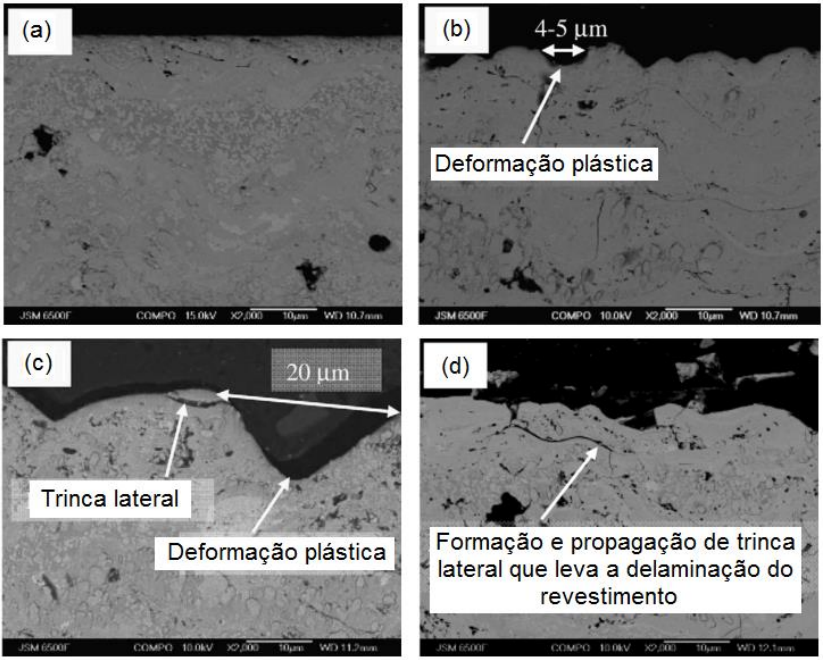
A deterioração de revestimentos aspergidos pode ser causada por uma série de combinações de desgaste, incluindo meios corrosivos (LIMA; TREVISAM, 2007). Além disso, a avaliação da resistência ao desgaste está intimamente associada às condições de aplicação dos componentes e dos mecanismos de desgaste envolvidos. Existem normas que balizam os procedimentos de ensaios pertinentes aos diferentes tipos de desgaste,

entre elas a ASTM G65, que avalia o desgaste em termos de abrasão em um dispositivo do tipo roda de borracha; e a ASTM G99, que traz os procedimentos de ensaios na condição de deslizamento pino sobre disco (ASTM G65, 2004; ASTM G99, 2005).

Em muitas situações práticas, partículas duras são forçadas ao deslizamento contra uma superfície sólida em movimento relativo, caracterizando o desgaste abrasivo. A dureza e o tamanho da partícula abrasiva influenciam o modo de desgaste da superfície. A Figura 41 mostra a variação do perfil de uma superfície revestida por WC-Co, depositada por HVOF e condicionada a diferentes tamanhos de partículas abrasivas durante ensaios de resistência ao desgaste abrasivo, realizado conforme norma ASTM G65. Através da micrografia é possível observar que um desgaste mais leve e com menor deformação plástica é observado quando o abrasivo possui dimensões pequenas. Um desgaste mais severo, com acentuada deformação plástica, aparecimento de trincas e despendimento de material é verificado com a utilização de abrasivos maiores. Neste caso, o mecanismo de desgaste preferencial passa de desgaste abrasivo de dois corpos para três corpos (WOOD, 2010).

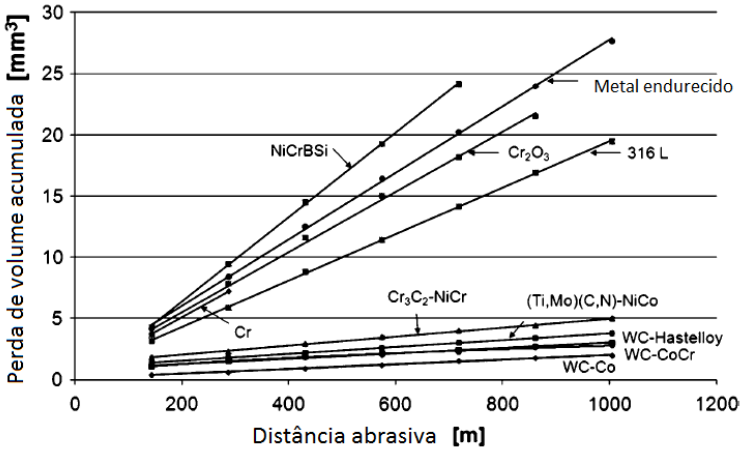
Houdková et al., (2011) avaliaram diversos revestimentos depositados por HVOF, também verificando a resistência ao desgaste abrasivo através de um dispositivo do tipo roda de borracha (ASTM G65). Os resultados foram expressos em termos de perda de material, conforme Figura 42.

Figura 41 - Modificações no perfil de superfícies desgastadas por diferentes tamanhos de abrasivos. (a) superfície não desgastada; (b) partícula abrasiva com tamanho médio de 4,5 µm; (c) 17 µm; (d) 180 µm. Ensaio realizado conforme ASTM G65.



Fonte: WOOD, 2010.

Figura 42 - Resultados de ensaios de desgaste do tipo roda de borracha para diversos materiais.



Fonte: HOUDKOVÁ et al., 2011.

A melhor resistência ao desgaste foi obtida pelos revestimentos WC-Co e WC-Co-Cr. Este resultado está associado a uma série de fatores, onde se incluem baixa porosidade, conteúdo, tipo e forma dos carbetos (HOUDKOVÁ et al., 2011). Durante a aspersão por HVOF de carbetos, como o WC, por exemplo, é comum formarem-se óxidos do material aspergido na camada depositada. Revestimentos com elevado conteúdo de óxido são, normalmente, mais duros e possuem maior resistência ao desgaste abrasivo (COULSON; LEHEUP; MARSH, 1995; NASCIMENTO et al., 2001). O bom desempenho do aço inox AISI 316L, diante dos demais materiais com dureza inferior aos revestimentos cerâmicos, foi atribuído ao engastamento de partículas duras do material abrasivo (óxido de alumínio) na matriz do revestimento, conforme pode ser visualizado na Figura 43 (HOUDKOVÁ et al., 2011).

Figura 43 - Superfície do revestimento AISI 326L após ensaio de desgaste abrasivo. (1) óxido de alumínio; (2) material aspergido.

Fonte: HOUDKOVÁ et al., 2011.

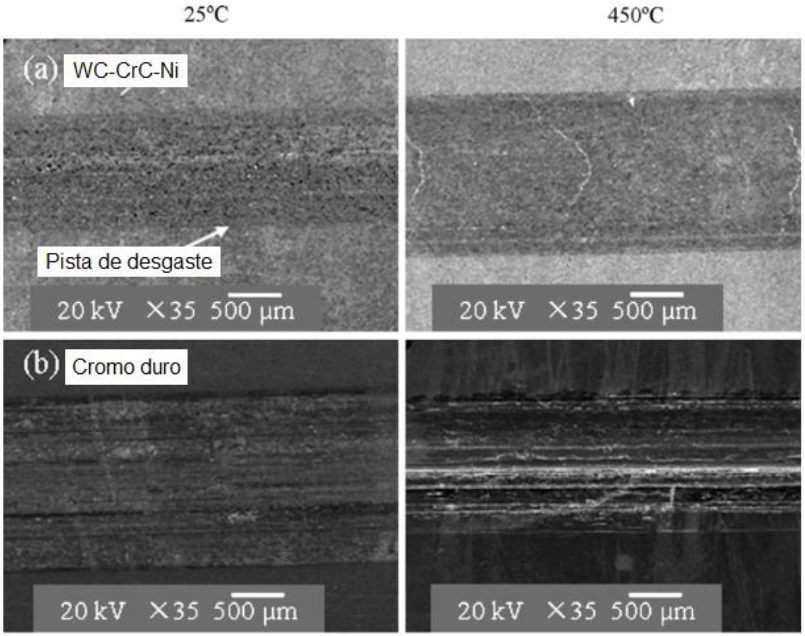
Partículas nanoestruturadas de carbeto de tungstênio aplicadas por HVOF apresentam melhor desempenho tribológico e resistência ao desgaste abrasivo do que o mesmo material microestruturado (comercialmente industrializado). As nano partículas destes revestimentos são utilizados para evitar a descarbonização do WC, ao impedir a formação de fases mais frágeis como as de W_2C (MATEEN et al., 2011). Minimizar a descarbonização é essencial para obtenção de revestimento resistentes ao desgaste e, nesse sentido, a técnica de aspersão por HVOF possui características de processamento que permitem mitigar este fenômeno (LEAHEY, 2009).

Muitos dos estudos voltados para resistência ao desgaste de depósitos aspergidos utilizam como método de avaliação ensaios pino sobre disco (ASTM G99). É

comum, também, correlacionar comparativamente o desempenho tribológico de revestimentos a base de cromo duro eletrodepositado. Normalmente, revestimentos aplicados por HVOF (WC-Co-Cr, WC-12Co, WC-17Co, Cr_3C_2–25NiCr e WC-10Ni) obtém melhor resistência ao desgaste em ensaios do tipo pino sobre disco quando comparados com amostras recobertas por cromagem eletrolítica (BOLELLI et al., 2006; PICAS et al., 2011; SAHRAOUI et al., 2004; SOUZA; VOORWALD; CIOFFI, 2008).

A resistência ao desgaste a quente é outra característica importante de ser estudada e relacionada com o desempenho do cromo eletroliticamente depositado. Fang e colaboradores (2009) verificaram que revestimentos a base de carbetos tem melhor resistência ao desgaste abrasivo a quente do que o cromo duro, como pode ser verificado pela análise da Figura 44. A profundidade das ranhuras e o valor do coeficiente de atrito foram menores nas amostras aspergidas. A principal justificativa desse comportamento está associada a elevada dureza do material e a formação de um filme de óxidos que atua como um lubrificante sólido, reduzindo ainda mais o coeficiente de atrito em temperaturas mais elevadas (FANG et al., 2009).

Figura 44 - Superfície de desgaste após ensaio pino disco à 25 e 450 °C. (a) aspersão térmica de WC-CrC-Ni; (b) Cromo duro eletrodepositado.



Fonte: FANG et al., 2009.

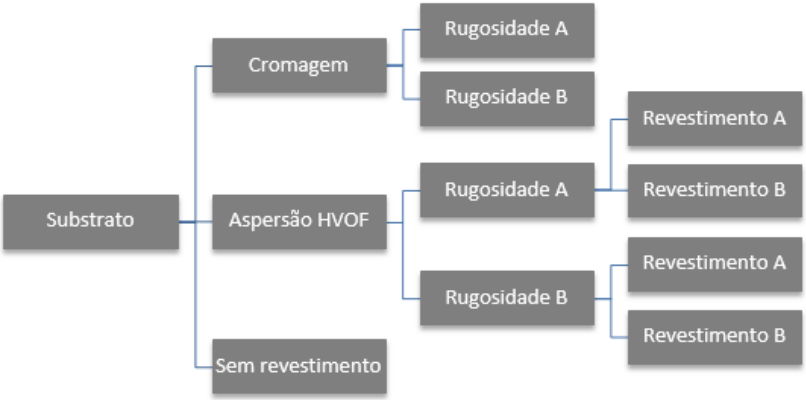
3 MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Nesse capítulo são apresentados os materiais utilizados, equipamentos e parâmetros dos tratamentos de aspersão térmica e cromagem, preparação das amostras e metodologias de ensaio. Por se tratar de um trabalho qualitativo que avalia a deposição de revestimentos por processos diferentes, não foram consideradas variações específicas dentro de um mesmo processo, ou seja, procurou-se manter as mesmas condições em cada processo em específico. Os processos analisados foram a cromagem eletrolítica e a aspersão térmica por HVOF.

Outro fator importante relacionado a esta pesquisa é que a espessura da camada depositada não representa uma condição determinante nos processos. Dentro do que é amplamente utilizado pela indústria, optou-se por uma espessura de revestimento que é de interface comum entre os dois processos (de 0,2 a 0,3 milímetros).

A condição inicial da superfície e o tipo de revestimento aplicado, tem forte influência nos resultados de adesão da camada. Neste estudo, procurou-se avaliar o desempenho dos materiais com uma baixa condição de rugosidade inicial do substrato (antes do tratamento de deposição). Foram especificados dois valores de rugosidades iniciais (em termos de Ra e Rz) para as amostras cromadas e aspergidas, a fim de se identificar qual condição possibilita uma melhor adesão e desempenho tribológico. Para as amostras tratadas por aspersão térmica, foram avaliados ainda dois revestimentos diferentes. A Figura 45 apresenta esquematicamente estas condições de superfície e de deposição dos revestimentos nos corpos de prova.

Figura 45 - Condições de superfície e tratamento das amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores especificados para as rugosidades iniciais e revestimentos A e B, estão apresentados no Quadro 3.

Quadro 3 - Designação das rugosidades e revestimentos especificados.

Designação	Rugosidade (Ra)	Rugosidade (Rz)	Revestimento
A	0,8 ± 0,2 µm	4,5 ± 0,5 µm	WC-Co-Cr
B	3,2 ± 0,3 µm	18 ± 0,5 µm	Aço Inox 316L

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.1 MATERIAIS

O material utilizado como substrato para realização deste trabalho foi o aço carbono 4140, adquirido conforme norma SAE J404. A composição química desse aço é mostrada no Quadro 04 e no Apêndice 01, Relatório de composição química do aço SAE 4140.

Quadro 4 - Composição química nominal do aço SAE 4140.

Material	C(%)	S(%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	Cr (%)	Mo (%)
SAE 4140	0,38 a 0,43	Máx. 0,04	0,75 a 1,00	0,15 a 0,35	Máx. 0,030	0,80 a 1,10	0,15 a 0,25

Fonte: SAE J 404.

Quanto aos revestimentos, um dos pós utilizado no processo de aspersão foi o carbeto de tungstênio, WC-10Co-4Cr (porcentagem em peso específico: 86%WC; 10%Co; 4%Cr), de partículas esféricas, aglomeradas e sinterizadas, granulometria de 45±15 µm, produzido pela Sulzer Metco® (nome comercial do pó: WOKA 3652, folha de dados conforme Apêndice 02). O outro pó foi o aço inox 316L (porcentagem em peso específico: máximo 0,1%C; 18%Cr, 14%Ni, 3%Mo e 65%Fe), de partículas esféricas, aglomeradas e sinterizadas, granulometria de 45±15 µm, produzido pela Praxair® (nome comercial do pó: FE-101; folha de dados conforme Apêndice 03).

O anidrido de ácido crômico e o catalisador a base de fluorsilicatos utilizados nos banhos de cromagem foram fornecidos pela Surtec® do Brasil Ltda. A designação comercial destes produtos são, respectivamente, SURTEC 874 Sal e SURTEC 874 Catalisador.

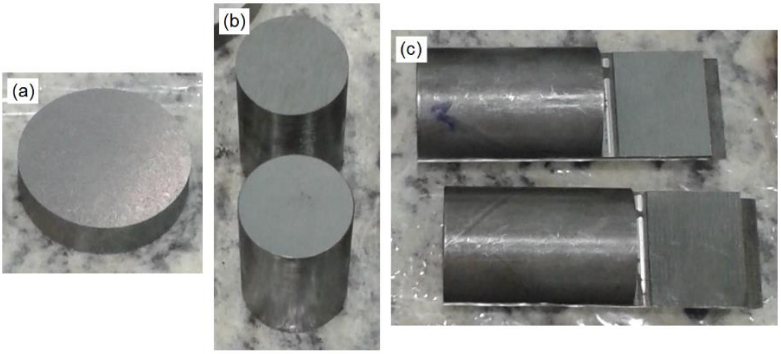
3.2 CONFIGURAÇÃO DAS AMOSTRAS

Foram confeccionados três diferentes tipos de amostras de acordo com as necessidades de cada ensaio realizado. Para a caracterização e ensaio de resistência ao desgaste, os corpos de prova foram produzidos a partir de barras de diâmetro 50,8 mm, e cortadas em discos com 10 mm de espessura. Para os ensaios de adesão do revestimento, foram produzidos dois tipos de amostras,

uma para verificação da adesão no sentido de tração e outra para o sentido cisalhante, ambas a partir de barras de Ø25,4 mm. O desenho técnico de especificação de cada corpo de prova encontra-se no Anexo 01, Desenho técnico dos corpos de prova.

Todas as amostras foram temperadas e revenidas de acordo com o ciclo térmico apresentado no Apêndice 04 (austenitização a 890°C, seguido de resfriamento em óleo, revenido a 200°C por duas horas e em seguida a 580ºC por mais duas horas). Este tratamento resultou em uma estrutura inicial martensítica revenida e a dureza média na superfície das peças ficou em 375 ± 25 HV. Posteriormente ao tratamento térmico, todas as amostras passaram por um processo de retífica nas faces destinadas à deposição dos revestimentos. Além disso, nos corpos de prova para os ensaios de adesão foram usinadas suas roscas de fixação ao dispositivo de ensaio. Este cuidado foi observado para que o efeito de empenamento proveniente da têmpera pudesse ser minimizado. A Figura 46 mostra um exemplo de cada tipo de amostra após as usinagens finais.

Figura 46 - Tipos de amostras para: (a) ensaio pino sobre disco e caracterização; (b) ensaio de adesão por tração; (c) ensaio de adesão por cisalhamento.

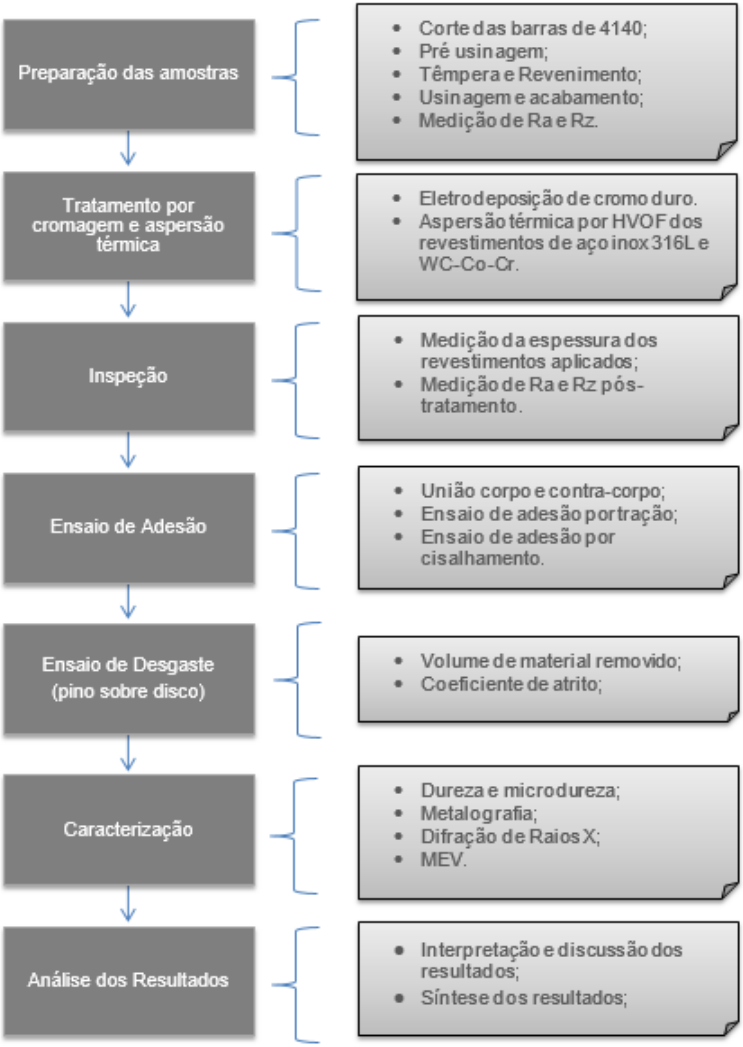


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A Figura 47 apresenta um fluxograma que contém as principais atividades experimentais realizadas.

Figura 47 - Fluxograma das principais atividades desenvolvidas.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As etapas de inspeção e verificação das rugosidades pré e pós tratamentos de aspersão e cromagem foram realizadas com auxílio de um rugosímetro Mahr® modelo Perthometer S2, em condição atmosférica controlada e em conformidade com a norma NBR ISO 4287/2002. O equipamento foi calibrado com uma textura padrão fornecida pelo fabricante do próprio instrumento e a limpeza dos corpos de prova foi efetuada a cada medição para que outras irregularidades não influenciassem nas medições. A inspeção inicial das superfícies teve o objetivo de aceitação ou rejeição dos corpos de prova para próxima etapa, enquanto que as medições após a deposição foram realizadas apenas como um parâmetro de controle dos processos.

Os tratamentos de superfície, a sequência de ensaios realizados e descrição dos equipamentos utilizados estão detalhados a seguir.

3.3.1 Tratamento por cromagem

O tratamento por cromagem foi realizado na empresa Cromagem Jaraguá, com sede na cidade de Jaraguá do Sul, SC. Todo o processo foi executado internamente na empresa e não foi possível o acompanhamento das atividades. No entanto, a descrição técnica do tratamento está conforme o exposto a seguir.

A preparação das amostras incluiu a adição de material isolante à base de tinta plástica nas faces em que não foi adicionado o cromo, limpeza das amostras com desengraxante alcalino, desoxidação e ataque anódico de 20 A/dm², durante o tempo de 1 a 3 minutos.

A eletrodeposição de cromo duro foi realizada através de um Retificador de Corrente Eiko® de 3000 A e 380 V. Todos os corpos de prova foram introduzidos em uma solução contendo 230 g/l de ácido crômico e 1,2 g/l de ácido sulfúrico (catalizador), com proporção em peso

de ácido crômico (CrO_3) e catalisador (SO_4) entre 190 e 210 para 1. A densidade de corrente utilizada para a deposição foi de 40 A/dm² e a velocidade de deposição variou entre 20 e 25 µm/h. Durante as 8,5 horas de tratamento a temperatura do banho ficou entre 58 e 62°C. Após a eletrodeposição, os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de desidrogenação por 6 horas a 190°C.

Ao final do processo, a rugosidade média obtida entre as amostras ficou em 0,68 ± 0,17 µm para Ra e 4,28 ± 0,693 µm para Rz (referente as amostras com especificação de 0,8 para Ra) e 2,12 ± 0,26 µm para Ra e 14, 67 ± 0,38 µm para Rz (correspondente as amostras com especificação de 3,2 para Ra). A espessura da camada de cromo foi medida com o auxílio do medidor de camadas Mitutoyo® Digi-Derm SJ-210 e obteve valor médio entre os corpos de prova de 203 ± 16 µm.

3.3.2 Tratamento por aspersão térmica HVOF

O tratamento por aspersão térmica HVOF foi realizado na empresa Rijeza Metalurgia, localizada em São Leopoldo do Sul, RS. Durante o processo de aspersão do carbeto de tungstênio houve o acompanhado integral das atividades, ao passo que a aspersão do aço inox 316L ocorreu em um segundo momento, e não foi possível ter esta mesma tratativa.

As aspersões foram executas no equipamento HP/HVOF JP-5000, fabricado pela TAFA® Inc, divisão da Praxair® Surface Technologies Inc. De acordo com informações do fabricante, esse equipamento pode atingir chamas com velocidades de até 1200 m/s mantendo a temperatura relativamente baixa (até 2800°C), empregando combustível líquido, diferentemente dos outros processos citados de aspersão que podem ter uma temperatura de chama mais elevada.

Os parâmetros de processamento dos revestimentos foram orientados pelas recomendações técnicas especificadas pelo fabricante de cada pó e vai ao encontro do que é utilizado pela indústria com o objetivo de se produzir revestimentos com baixa porosidade e boa adesão. A Tabela 1 apresenta os parâmetros de processo utilizados para cada revestimento.

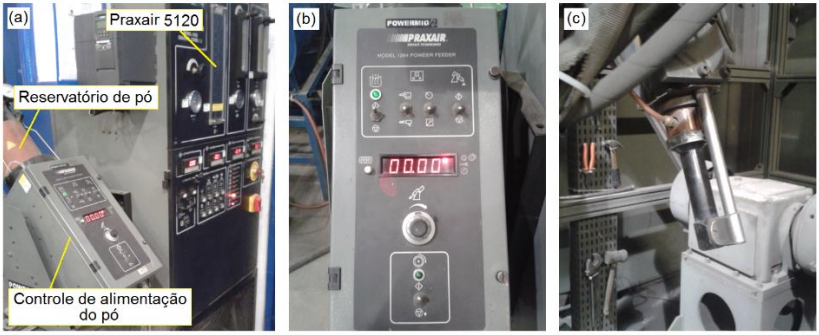
Tabela 1 - Parâmetros do processo HVOF.

Parâmetro	WC-Co-Cr	Inox 316L	Unidade
Taxa de aspersão	90	68	g/min
Vazão de Querosene	23	20	l/min
Vazão de Oxigênio	875	875	l/min
Pressão de Querosene	11,5 ± 1	7,8 ± 1	bar
Pressão de Oxigênio	10 ± 0,3	8 ± 0,3	bar
Pressão de Combustão	7 ± 0,3	7,7 ± 0,3	bar

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 48 mostra as características físicas construtivas do equipamento TAFA que consiste em um módulo para controle dos parâmetros de aspersão Praxair® 5120 e uma pistola de terceira geração (modelo JP-5000), com comprimento do canhão de 152 mm, controlado por uma plataforma CNC (*Comando Numérico Computadorizado*). Esta plataforma permite a movimentação da tocha de forma linear e controlada nos três eixos (X, Y, Z), através da utilização de servomotores e atuadores pneumáticos. A orientação do ângulo de aspersão também é controlada eletronicamente.

Figura 48 - Equipamento TAFA HP/HVOF JP-5000. (a) módulo controlador de parâmetros da aspersão Praxair 5120; (b) alimentador de pó Praxair 1264; (c) detalhe da pistola JP-5000.

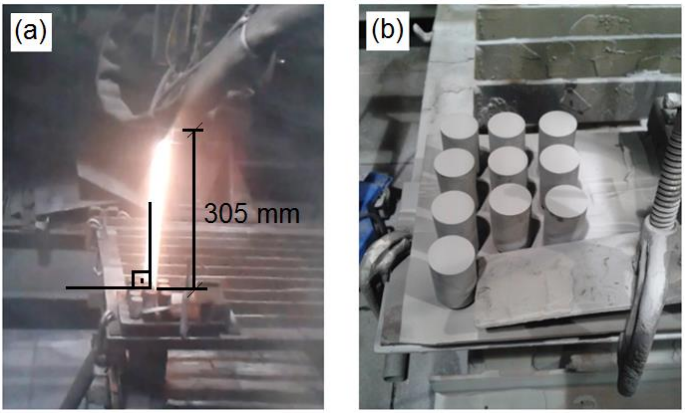


Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a deposição dos revestimentos sobre os corpos de prova, foram ajustados alguns parâmetros no CNC, como a velocidade de deslocamento e a distância da tocha com relação aos corpos de prova. Durante a deposição, o ângulo de aspersão entre a face das peças e a direção do jato da pistola ficou em 90° e a distância entre a extremidade da pistola e a face das amostras foi de 305 mm, conforme é mostrado na Figura 49.

A rugosidade de superfície média obtida nas amostras após a aspersão, independente da condição inicial de rugosidade especificada, ficou em 2,96 ± 0,11 µm para Ra e 15, 75 ± 0,36 µm para Rz. A espessura do revestimento aspergido ficou em 281 ± 23 µm, também medida com o auxílio do medidor de camadas Mitutoyo® Digi-Derm SJ-210.

Figura 49 - Detalhe do processo de aspersão HVOF. (a) posicionamento da tocha; (b) peças após a aspersão térmica.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.3 Metalografia e microscopia

Com o objetivo de avaliar a morfologia e a microestrutura da camada dos revestimentos foram preparadas amostras para análise de microscopia óptica. O procedimento utilizado para a preparação das amostras foi conduzido em etapas distintas de seccionamento (seção transversal à superfície), lixamento e polimento. Todas as etapas foram realizadas em conformidade com a norma ASTM E1920 de 2003.

O seccionamento transversal das amostras foi executado em uma máquina de corte automatizada da Buehler® modelo Iso Met 4000, com rotação do disco de corte de 2650 rotações por minuto e avanço lento de 1,2 mm/min. O lixamento dos corpos de prova foi até lixa 600 e o polimento foi feito com suspensão de alumina de 1 µm. Após a preparação as amostras foram atacadas com Nital 3%. O microscópio utilizado para obtenção das imagens foi o Olympus Infinity 1 UTV05XC3.

3.3.4 Dureza e microdureza

Os testes de microdureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu HMV – 2T. Em cada profundidade realizou-se, no mínimo, 5 indentações, obtendo-se, então, o valor de microdureza médio na posição estudada. A carga utilizada foi de 100 g (HV0,1), tempo de indentação de 10 segundos e distância entre indentações de 2,5 a 3 diagonais de indentação.

A primeira medida foi realizada a cerca de 25 µm da superfície e a partir daí foi atribuído um avanço gradual perpendicular ao centro da amostra com espaçamentos de 25 µm, passando pela região de interface do revestimento com o material base até uma profundidade de aproximadamente 150 µm (5 medições), no interior do substrato. Em seguida os resultados foram inseridos em um gráfico para a comparação entre os revestimentos por aspersão e eletrodeposição.

3.3.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

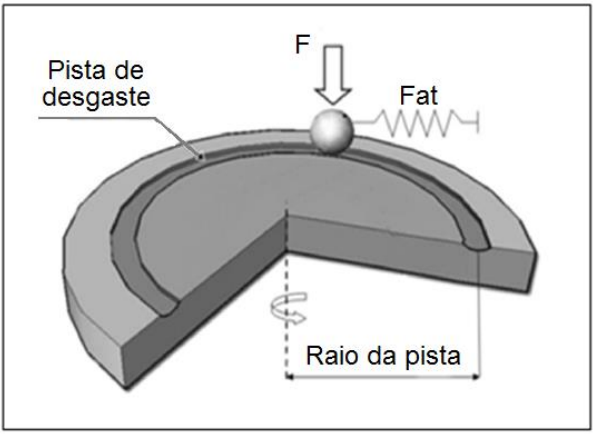
As análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas nas amostras do tipo disco após ensaio de desgaste. O objetivo da imagem em MEV foi caracterizar as superfícies das trilhas de desgaste e identificar os principais mecanismos de desgaste em cada condição estudada. Também foram observadas as amostras seccionadas transversalmente para identificação das características dos revestimentos aspergidos como porosidade, não muito bem definida pela microscopia ótica. O equipamento utilizado para estas análises foi um microscópio eletrônico de varredura de efeito de campo (FEG) de alta resolução JSM-6701F Jeol.

Neste mesmo microscópio foi possível utilizar o recurso de análise por EDS (espectroscopia de energia dispersiva). Sua principal função foi de estabelecer um parâmetro de verificação e comparação dos resultados da difratometria de raios-X no mapeamento dos elementos químicos presentes nas superfícies dos revestimentos e de identificar possíveis constituintes do contra corpo utilizado nos ensaios de desgaste.

3.3.6 Ensaio de desgaste por deslizamento (pino sobre disco)

Os ensaios de desgaste foram realizados segundo instruções da norma ASTM G99 de 2005, reaprovada em 2010. O modelo de ensaio utiliza a configuração de um contra corpo sólido que permanece em contato deslizante sobre um disco rígido por um período determinado de tempo fazendo com que este desgaste, conforme mostra a Figura 50.

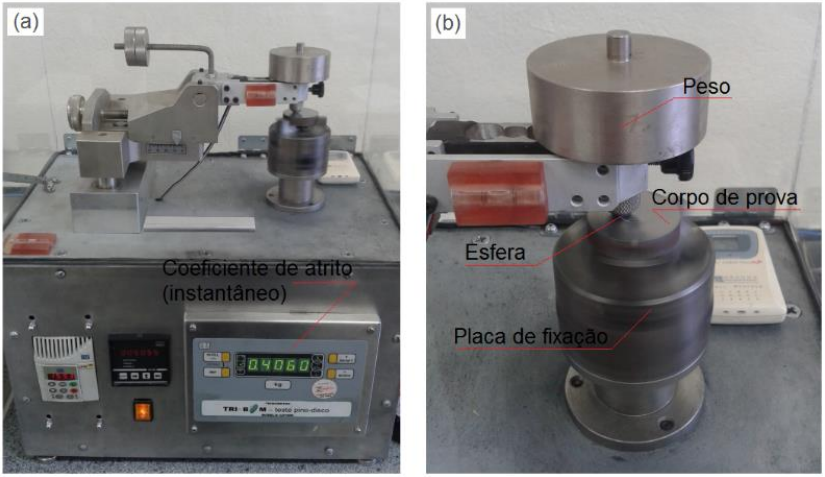
Figura 50 - Modelo de ensaio por deslizamento pino sobre disco.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O ensaio de desgaste foi executado em um tribômetro próprio para o ensaio pino sobre disco desenvolvido na UDESC, conforme detalha a Figura 51.

Figura 51 - Tribômetro para ensaio de desgaste por deslizamento do tipo pino-sobre-disco.



Fonte: Elaborado pelo autor.

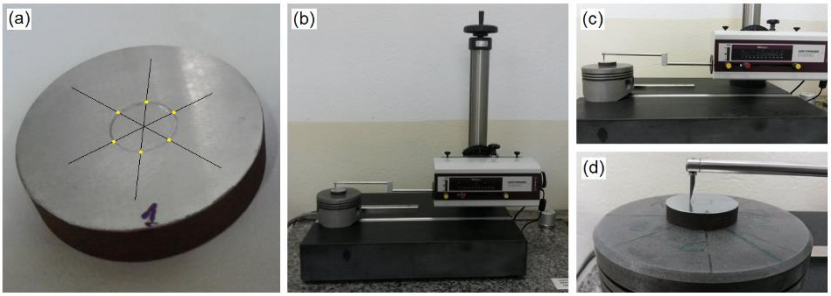
Antes da execução dos ensaios, todas as amostras do tipo disco foram retificadas para adequação da rugosidade (inferior a 1 µm) e, posteriormente, limpas com acetona para remoção de impurezas que poderiam interferir nos resultados. Durante cada ensaio, o coeficiente de atrito foi monitorado pela medição da força de atrito e os dados foram compilados no software Microsoft Office Excell® para determinação da curva de variação do coeficiente de atrito no tempo.

Para cada condição de revestimento e rugosidade inicial do substrato foram realizados cinco ensaios. O contra corpo utilizado foi uma esfera de alumina polida com diâmetro de 6,0 mm. Os ensaios de desgaste foram realizados de acordo com os seguintes parâmetros:

- Temperatura ambiente (~ 25 °C);
- Carga aplicada sobre o pino: 10 N;
- Velocidade de deslizamento: 0,1 m/s;
- Distância de deslizamento: 1000 m;
- Raio da pista de desgaste: 6,0 mm;

O volume de material removido foi obtido a partir de medições da pista de desgaste em seis pontos distintos e equidistantes por meio do Perfilômetro CV-2000 Contrace Mitutoyo®, conforme mostra a Figura 52.

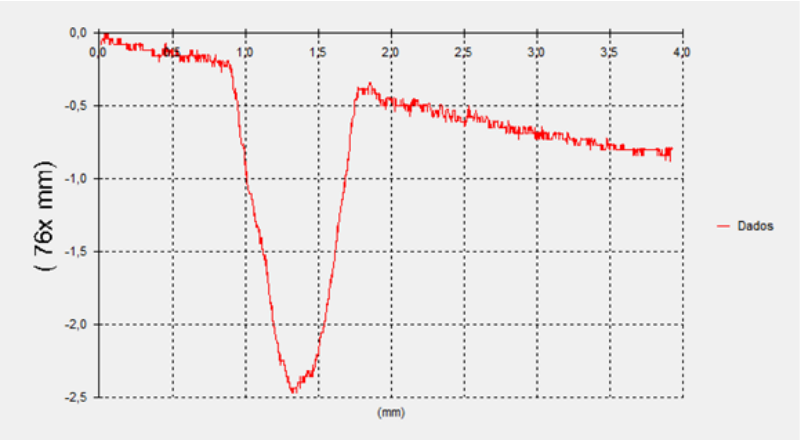
Figura 52 - Medição da pista de desgaste. (a) detalhe dos pontos medidos em cada amostra; (b) equipamento utilizado para medição; (c) e (d) detalhe da operação do equipamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os dados obtidos nas medições do perfilômetro foram processados em uma rotina computacional, desenvolvida na UDESC, que calcula a área média transversal desgastada nos seis pontos de leitura e integra no comprimento total da pista de desgaste ($2\pi R$), sendo R o raio da pista. A Figura 53 mostra um exemplo de gráfico da seção transversal da pista desgastada, obtido pela medição no perfilômetro e processado pela rotina computacional.

Figura 53 - Gráfico obtido pela rotina computacional através dos dados de medição no perfilômetro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

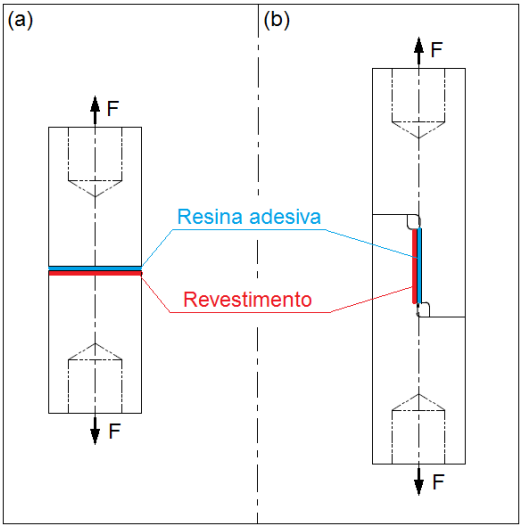
3.3.7 Ensaio de adesão

A aderência do revestimento foi avaliada de acordo com os requisitos técnicos apresentados na norma ASTM C633. Apesar desta norma tratar, exclusivamente, da padronização dos procedimentos de ensaio para verificação da aderência de revestimentos aspergidos, utilizou-se a mesma metodologia para avaliação da adesão da camada de cromo eletrodepositada. Isto foi necessário para comparação de resultados entre os dois processos estudados. Além disso, não existe uma norma que padronize ou estabeleça a equivalência entre os parâmetros de ensaio e valores para adesão dos revestimentos destes processos distintos.

Outro ponto em destaque, foi a adaptação realizada na confecção de alguns dos corpos de prova próprios para o ensaio no sentido de cisalhamento do revestimento. Neste caso, foi mantida a mesma área de contato entre corpo e contra corpo das amostras dos

ensaios de adesão por tração e por cisalhamento. O objetivo foi identificar comparativamente a existência de uma relação entre a resistência adesiva cisalhante e de tração, para as condições evidenciadas nesta pesquisa. A Figura 54, mostra, esquematicamente, como foi realizado o ensaio de adesão.

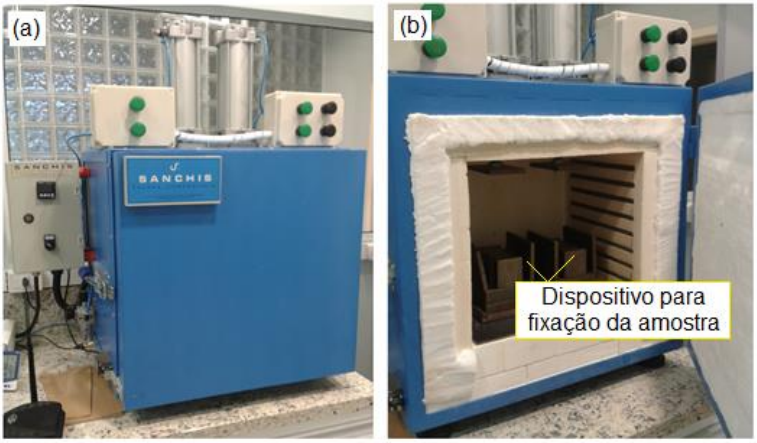
Figura 54 - Esquema de montagem das amostras para ensaio de adesão. (a) por tração; (b) por cisalhamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A resina adesiva utilizada para colagem dos corpos de prova foi a HTK UltraBond 100 produzida pela GmbH® e a espessura do filme adesivo entre as amostras foi de aproximadamente 1 mm, conforme recomendações do fabricante. Os corpos de prova foram pressionados um contra o outro em um dispositivo apropriado à uma pressão de 5,5 bar e levados ao forno (Figura 55) por cerca de 90 minutos a uma temperatura de 250°C.

Figura 55 - Forno Sanchis. (a) Vista do equipamento com a tampa fechada; (b) detalhe do interior do forno com os dispositivos de fixação dos corpos de prova.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o ensaio de adesão foi utilizado a máquina de ensaios universal da Shimadzu®, modelo AG-X plus 100 kN, ilustrada na Figura 56. A velocidade de avanço no sentido de separação dos corpos de prova foi de 0,013 mm/s.

Inicialmente foram feitos os ensaios de adesão dos revestimentos sem modificações nas condições de superfícies dos corpos de prova, mantendo-se as respectivas rugosidades após os tratamentos de deposição. Em uma segunda etapa, repetiram-se todos os testes em uma condição mais favorável a aderência da resina. Neste caso, a rugosidade de todas as amostras foi modificada para atingir um valor superior a 6 µm de Ra. A elevação da rugosidade das amostras foi obtida por jateamento abrasivo de óxido de alumínio.

Figura 56 - Máquina universal Shimadzu.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Inicialmente foram feitos os ensaios de adesão dos revestimentos sem modificações nas condições de superfícies dos corpos de prova, mantendo-se as respectivas rugosidades após os tratamentos de deposição. Em uma segunda etapa, repetiram-se todos os testes em uma condição mais favorável a aderência da resina. Neste caso, a rugosidade de todas as amostras foi modificada para atingir um valor superior a 6 µm de Ra. A elevação da rugosidade das amostras foi obtida por jateamento abrasivo de óxido de alumínio.

3.3.8 Difratometria de Raios-X

A técnica de difração de raios-X foi utilizada com a finalidade de verificação dos constituintes de cada revestimento após os processos de aspersão e eletrodeposição.

Para essa verificação utilizou-se um difratômetro de raios-X Shimadzu® PW1800 com tubo de cobre, de radiação monocromática Mo Kα (l = 1,54060 A). Os difratogramas foram obtidos com ângulo de varredura (2θ) compreendido na faixa de 10-100°. Foi utilizado como referência o banco de dados PANanalytical B.V. JCPDSICDD (Joint Committee on Powder Diffraction Standards – International Centre for Diffraction Data) e o software Phillips para verificação de picos.

4 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULDATOS

Os resultados adquiridos mediante a utilização da metodologia descrita no capítulo anterior são apresentados a seguir. Inicialmente são mostrados os resultados experimentais de adesão do revestimento, seguido pela análise das rugosidades e espessuras, raios-X, caracterização da microestrutura, microdureza e, por fim, do comportamento tribológico dos revestimentos e condições avaliados.

4.1 ADESÃO DOS REVESTIMENTOS

Em uma primeira análise, logo após a realização do tratamento de deposição, se faz necessário uma verificação visual da aderência do revestimento ao substrato. Para a condição específica desta pesquisa em que o substrato possui uma baixa rugosidade (Ra de 0,8 e 3,2) com acabamento retificado, o revestimento de aço inox não aderiu ao metal base. Mesmo com a preparação adequada da superfície, o fator rugosidade foi determinante para o não ancoramento do revestimento ao substrato. Para a maioria dos revestimentos, a condição ideal para aderência das partículas aspergidas ao substrato é uma rugosidade inicial superior a 2,5 µm de Ra (ASM, 2004; LIMA; TREVISAM, 2007).

Nos revestimentos de cromo duro e WC-Co-Cr, a aderência foi satisfatória e pode ser quantificada nos testes de adesão. A não adesão do revestimento de inox impossibilitou a realização dos demais procedimentos experimentais previstos para este trabalho.

4.1.1 Adesão por tração

Em uma primeira série de ensaios, os valores para adesão do revestimento ficaram entre 5 e 15 MPa, tanto para as amostras revestidas por carbeto de tungstênio como para as cromadas. Estes valores ficaram muito abaixo do que menciona a literatura, principalmente no caso do carbeto em que a resistência adesiva deveria estar em torno de 70 MPa.

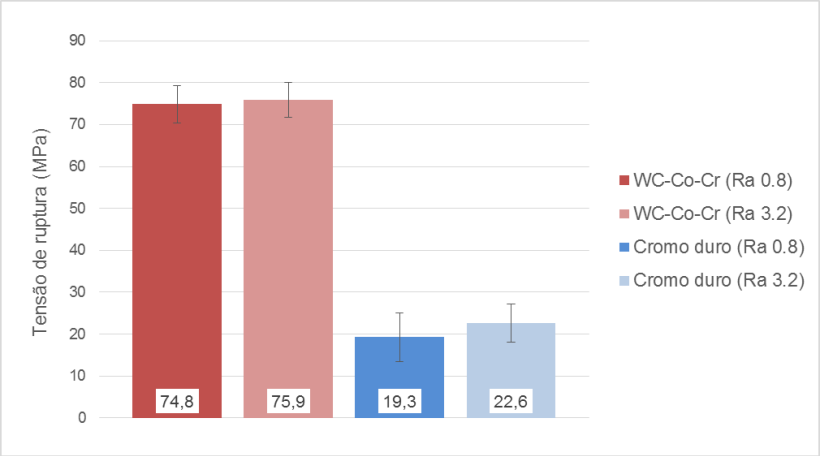
Ainda com relação aos primeiros testes, foi observado que o modo e a localização da região da ruptura, em todas as amostras, foi na interface do adesivo (cola) e o contra corpo. A primeira constatação foi de que a superfície do contra corpo não apresentava rugosidade suficiente para produzir aderência necessária do adesivo para o teste, uma vez que todas elas estavam retificadas e com rugosidade de acordo com seus pares de ensaios (0,8 e 3,2 de Ra).

Outra consideração feita com base nos primeiros resultados foi a alta dispersão encontrada para os valores de adesão. Possivelmente, a falta de alinhamento entre as amostras durante o processo de colagem e a consequente variação de espessura do filme adesivo gerou tensões aleatórias e concentradas que promoveu a ruptura prematura e a dispersão de resultados.

Para uma segunda série de ensaios, algumas modificações na preparação das amostras foram efetuadas: primeiramente, todos os contra corpos foram jateados com óxido de alumínio para elevação da rugosidade (superior a 6 µm de Ra); em seguida, todas as amostras revestidas tiveram suas superfícies ativadas por meio deste mesmo processo, entretanto, sem mudanças significativas em suas texturas; por fim, com as amostras devidamente limpas e livres de agentes externos, utilizou-se um dispositivo para a fixação e colagem dos corpos de prova, evitando o desalinhamento e a formação de áreas

com concentração de tensão. A Figura 57 mostra os resultados obtidos nesta segunda bateria de ensaios.

Figura 57 - Resultados de resistência adesiva (tração).



Fonte: Elaborado pelo autor.

No caso das amostras revestidas por carbeto de tungstênio, a região de ruptura manteve-se na interface da resina adesiva com o contra corpo, porém o valor da tensão no momento da ruptura ultrapassou 70 MPa na maioria dos testes. Não foi possível determinar o valor final de adesão para este revestimento porque o resultado ficou limitado à resistência do material adesivo, assim como o referenciado por outros autores (COMELI, 2006; VARAVALLO, 2012).

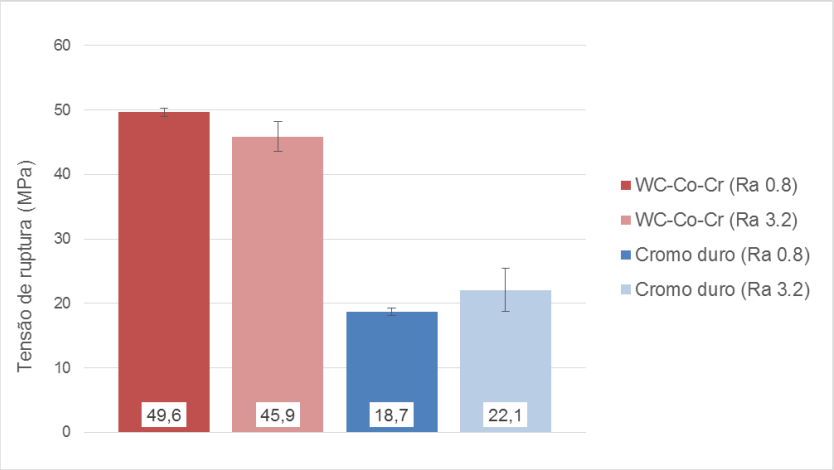
Nas amostras revestidas por cromo duro, a região de ruptura ocorreu no adesivo, entretanto, na interface do adesivo com o revestimento. Na maioria dos corpos de prova, a aderência do filme adesivo na região do revestimento não foi suficiente para determinação da adesão final. Em um dos cinco pares de amostras com rugosidade inicial de 0,8 µm (Ra), houve um

desprendimento parcial da camada cromada. Um dos motivos que pode ter levado a estes resultados é a baixa rugosidade das amostras, tanto antes, mas principalmente após a cromagem, pois mesmo com todos os cuidados observados, a aderência do revestimento e da resina adesiva ficou muito abaixo dos valores estabelecidos para o revestimento aspergido.

4.1.2 Adesão por cisalhamento

Cronologicamente, os ensaios de adesão por cisalhamento aconteceram após a realização dos ensaios de adesão por tração, desta forma, todas as melhorias aplicadas no procedimento de ensaios e preparação das amostras foram replicadas para esta segunda etapa. Os resultados dos ensaios de adesão por cisalhamento dos corpos de prova são apresentados na Figura 58.

Figura 58 - Resultados de resistência adesiva (cisalhamento).



Fonte: Elaborado pelo autor.

O padrão da região de ruptura foi mantido, tanto para as amostras aspergidas (interface adesivo e contra corpo) como para as cromadas (interface adesivo e revestimento), com a diferença que desta vez não houve desprendimento do material do revestimento de nenhuma amostra.

Os valores de adesão dos revestimentos aspergidos ficaram dentro do que era esperado mesmo com o decréscimo percentual de 30% (em média) em relação aos ensaios de adesão por tração. O que pode explicar estes resultados são as limitações construtivas do equipamento em que se realizaram os ensaios de adesão, pois qualquer desalinhamento entre os eixos de tração e fixação das amostras pode ter provocado o princípio de separação dos corpos de prova prematuramente.

No caso das amostras cromadas a resistência adesiva praticamente manteve-se nos mesmos patamares dos ensaios de adesão por tração. Como a ruptura ocorreu no adesivo, quantitativamente não se pode determinar qual a verdadeira adesão por cisalhamento do cromo ao substrato. Mesmo os valores dos ensaios de adesão por tração podem ter seus resultados alterados ou ratificados mediante a repetição dos testes. Outros estudos que avaliem diferentes condições para realização dos ensaios de adesão exclusivamente para revestimentos de cromo eletrodepositado podem contribuir com o entendimento e complementação desta pesquisa.

Com os resultados obtidos, não se pode estabelecer, em caráter experimental, uma relação entre a resistência adesiva cisalhante e de tração para os revestimentos estudados, uma vez que as rupturas ocorreram em regiões da resina adesiva. Outro fator importante em destaque é a questão da rugosidade inicial dos corpos de prova, pois, apesar da extrema importância

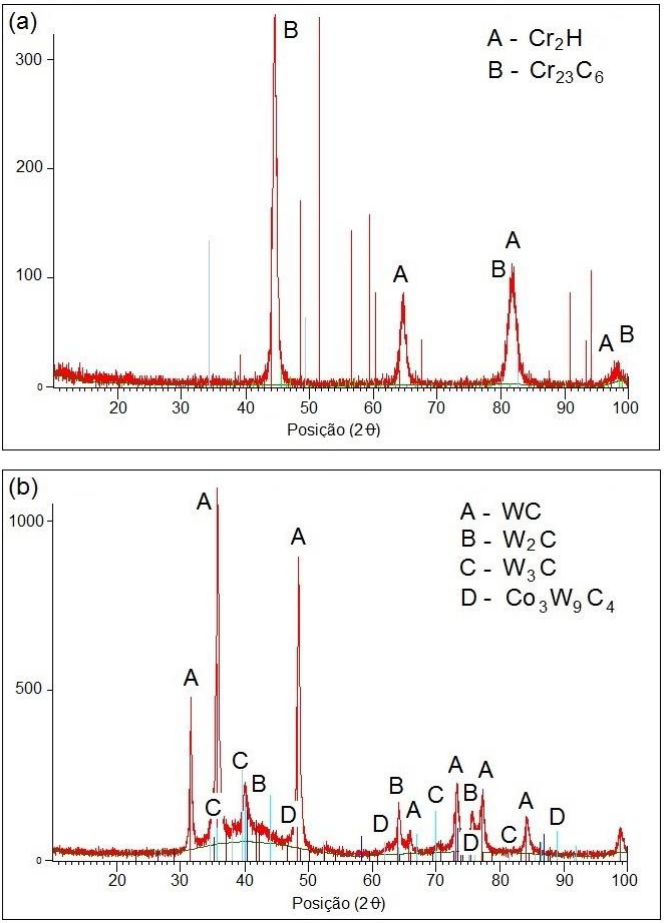
da rugosidade na adesão do revestimento, não foi verificada diferenciação de aderência para um mesmo revestimento com condições diferentes de rugosidade inicial em um tipo de ensaio. Se a resistência adesiva do material adesivo fosse da mesma ordem de grandeza da resistência de separação do revestimento/substrato, principalmente no caso do WC-Co-Cr, possivelmente outras considerações seriam adicionadas aos resultados obtidos.

4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

As difrações de raios-X realizadas nas amostras cromadas e aspergidas, identificam as fases e compostos presentes no revestimento das amostras, conforme é apresentado pela Figura 59. A análise por EDS (espectroscopia de energia dispersiva), apresentada na Figura 60, confirma a presença das substancias contidas em ambos revestimentos.

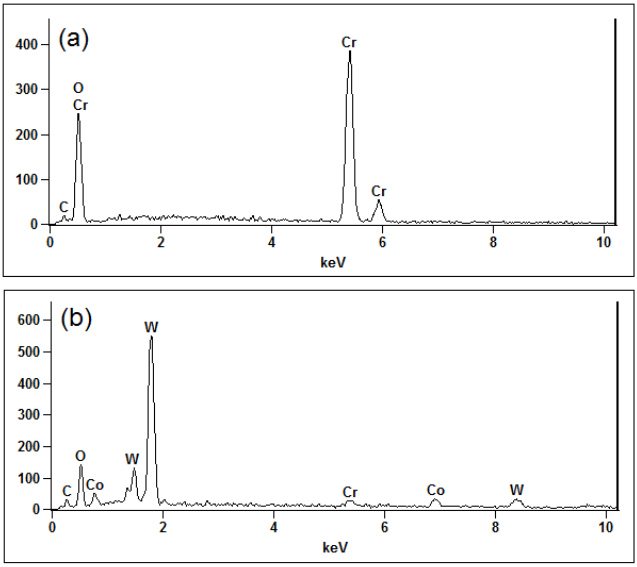
Para o revestimento de cromo, não foi possível verificar os picos atribuídos ao cromo metálico e ao óxido de cromo, provavelmente existentes na superfície do revestimento. Apesar da técnica EDS ter indicado a presença de oxigênio no revestimento, a superfície fina de óxido de cromo não foi detectada nas condições utilizadas na difratometria de raios-X (BENEDETTI et al., 2006).

Figura 59 - Resultados da difração de raios-X: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 60 - Resultados da análise por EDS: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr.



Fonte: Elaborado pelo autor.

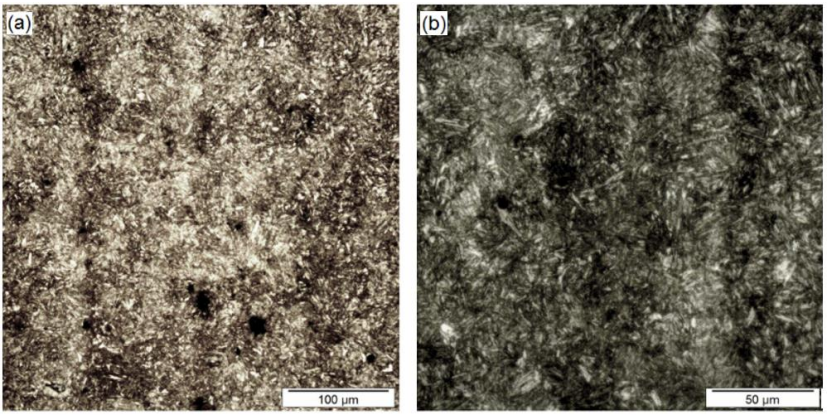
No diagrama referente ao carbeto de tungstênio, foi observado a presença predominante da fase WC. Para a curva em destaque entre os ângulos de 30° e 50° em 2θ (Figura 59b) é atribuído uma fase ligante de cobalto e cromo de natureza amorfa ou nanocristalina (PICAS et al., 2009; SCHWETZKE, KREYE, 1999). Esta fase amorfa é frequentemente encontrada neste tipo de revestimento por sua elevada velocidade de resfriamento (MELLO, BOZZI, 1999; PICAS 2009). A formação das fases W_2C e W_3C está associada a descarbonização de regiões superaquecidas da fase ligante de CoCr (SHIPWAY, SUDAPRASERT, MCCARTNEY, 2003). A precipitação de WC somente ocorre se a temperatura de qualquer região de uma partícula aquecida está acima da temperatura de fusão do ternário eutético WC-Co-Cr, e normalmente, está

relacionada com a descarbonização destas regiões (KEAR, SKANDAN, SADANGI, 2001). Após o impacto destas partículas, fases de W_2C e W_3C precipitam a partir da fase ligante supersaturada, formando camadas menores aos entornos das partículas de WC existentes (KEAR, SKANDAN, SADANGI, 2001; PICAS et al., 2009).

4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A microestrutura do material utilizado como substrato para os corpos de prova (aço SAE 4140) é mostrada na Figura 61. A estrutura em forma de finas agulhas escuras observada nas imagens é a martensita revenida, originada após o tratamento térmico de têmpera e revenimento de todas as amostras utilizadas.

Figura 61 - Microestrutura do aço SAE 4140 temperado e revenido (substrato): (a) 200x; (b) 400x.

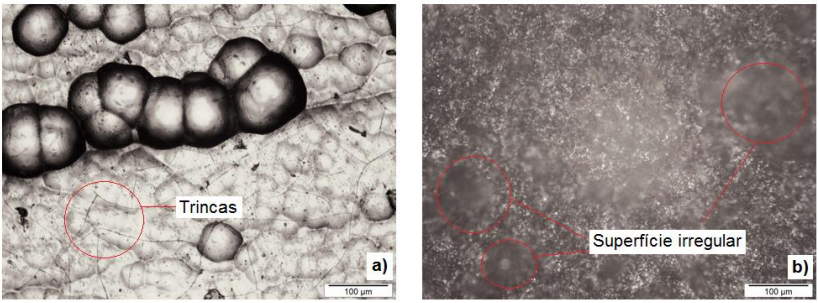


Fonte: Elaborado pelo autor.

A análise da microscopia óptica na superfície do revestimento de cromo duro revelou uma microestrutura homogênea mas, com quantidade significativa de trincas, conforme pode ser visualizado pela Figura 62a

(BENEDETTI, 2006). Tensões residuais de tração são características comuns encontradas nos revestimentos de cromo duro provenientes da decomposição dos hidretos de cromo, durante o processo de eletrodeposição. Esta decomposição é acompanhada por uma redução de volume (de até 15%) e deixa o substrato imediatamente abaixo do revestimento sob tensões residuais de tração e propício a formação de microfissuras (IBRAHIM, BERNDT, 2007). No caso do carbeto de tungstênio foi possível observar uma microestrutura densa e finamente distribuída em uma topografia rugosa. As áreas em destaque na Figura 62b indicam as irregularidades na superfície do revestimento que é formada por picos e vales proveniente do próprio processo de aspersão.

Figura 62 - Superfície do revestimento – 200x: (a) Cromo duro; (b) WC-Co-Cr.

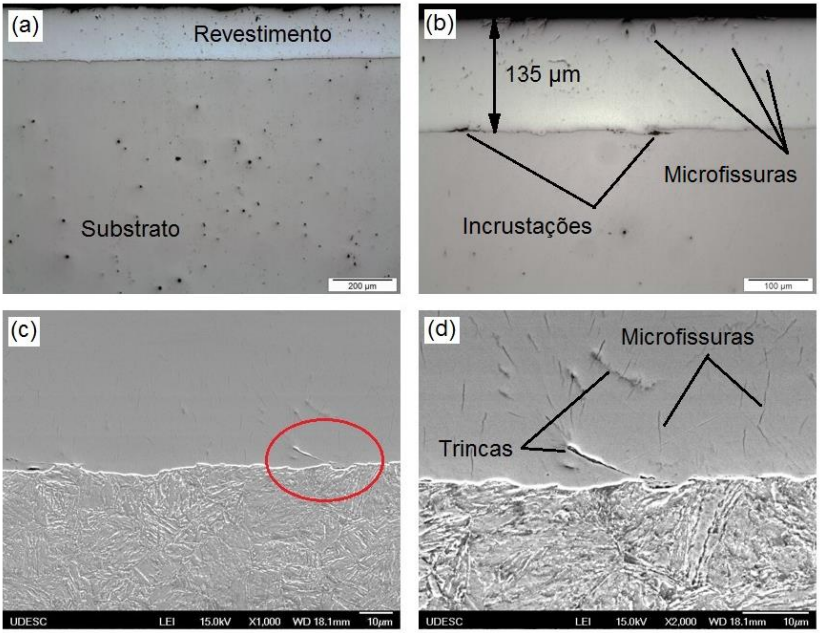


Fonte: Elaborado pelo autor.

Com o seccionamento transversal das amostras, foi possível observar outras características microestruturais de cada revestimento. A Figura 63, evidencia a presença de microfissuras e trincas em uma estrutura amorfa na região revestida pelo cromo eletrolítico, assim como é citado pela literatura (CHISHOLM et al., 2012; BENEDETTI, 2006). Na região da interface com o substrato é possível verificar falhas na

adesão do revestimento causado por incrustações de óxidos.

Figura 63 - Características microestruturais do revestimento de cromo duro. Micrografias (a) 100x; (b) 200x; Imagens MEV (c) 1000x; (d) 2000x.

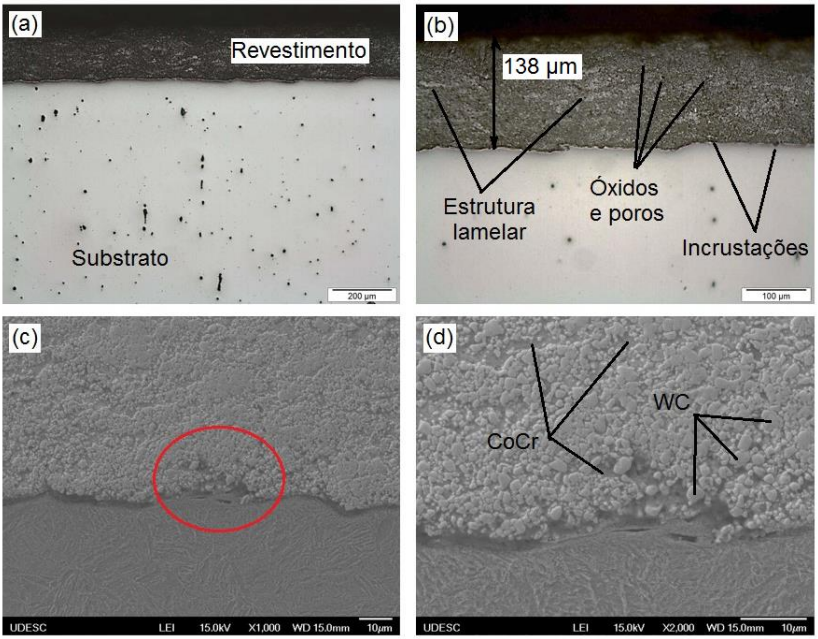


Fonte: Elaborado pelo autor.

Nas micrografias apresentadas pela Figura 64, é possível identificar as principais características dos revestimentos aplicados por HVOF: densa estrutura lamelar (áreas claras) contornadas por películas de óxidos (áreas escuras), baixa porosidade e uma pequena quantidade de incrustações de óxidos junto a interface com o substrato (CASTRO, 2012; BERGER et al, 2008). Nas imagens adquiridas por MEV (Figura 64 c e d) o cinza claro representa os carbetos de tungstênio e a fase mais escura indica a matriz amorfa composta por CoCr,

conforme foi identificado pela análise da difratometria de raios-X (LEE et al., 2010; PICAS et al., 2009).

Figura 64 - Características microestruturais do revestimento de WC-Co-Cr. Micrografias (a) 100x; (b) 200x; Imagens MEV (c) 1000x; (d) 2000x.



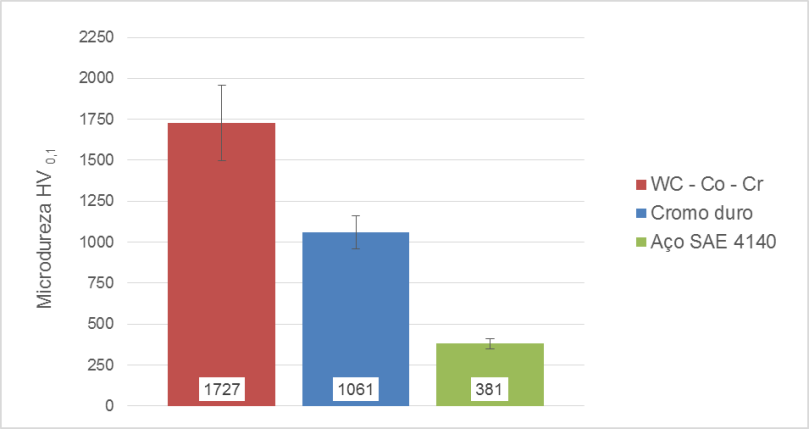
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4 MICRODUREZA VICKERS

Os resultados referentes a microdureza dos revestimentos foram divididos em microdureza na face perpendicular ao revestimento e perfil de microdureza.

O maior valor de microdureza encontrado na face do revestimento foi para o material WC-Co-Cr, seguido pelo cromo duro e, por fim, o material do substrato, conforme mostra a Figura 65.

Figura 65 - Valores de microdureza Vickers na face perpendicular ao revestimento.

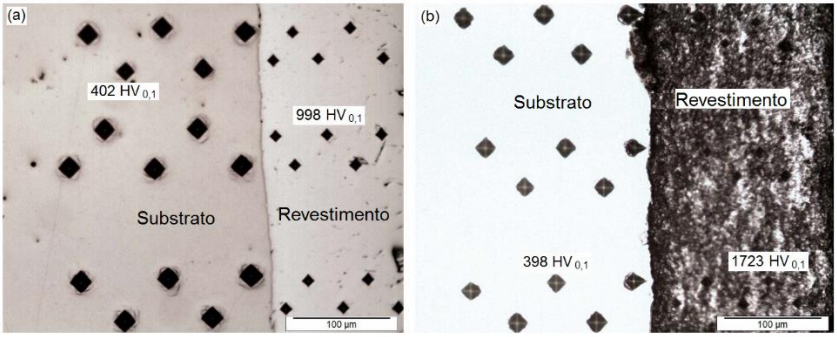


Fonte: Elaborado pelo autor.

Todos os valores de microdureza obtidos são compatíveis com a literatura pesquisada. A maior dispersão dos valores de microdureza relacionadas ao carbeto de tungstênio decorrem da heterogeneidade da camada aspergida visto que cada ponto da indentação pode estar localizado em microconstituintes diferentes, nesse caso, carbonetos, óxidos, inclusões e a própria matriz (CASTRO, 2012; NUCCI, 2005). Mesmo com o tratamento de desidrogenação a camada de cromo atingiu uma dureza elevada. Uma vez que os íons H^+ são reduzidos no cátodo, juntamente com o Cr^{6+} e o Cr^{3+}, hidrogênios em sua forma atômica são dissolvidos pelo interior do revestimento de cromo, tornando-o mais duro e, consequentemente, com menor plasticidade. A desidrogenação diminui parcialmente o grau de dureza do revestimento, pois promove a liberação do hidrogênio atômico (BOLELLI, 2006). Possivelmente, este fator tenha sido determinante para que o revestimento de cromo não tenha atingido valores de dureza ainda maiores.

Para elaboração da curva correspondente ao perfil de microdureza de cada revestimento foram considerados dez pontos de medição conforme é mostrado na Figura 66.

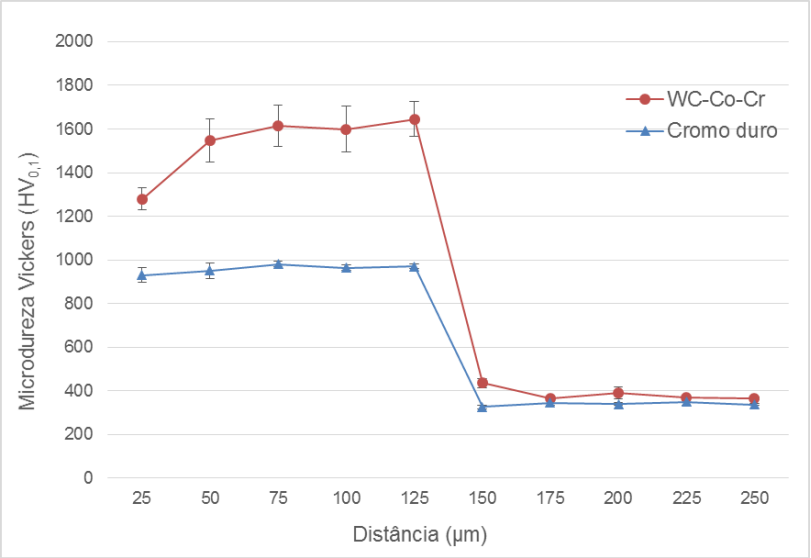
Figura 66 - Impressão do penetrador Vickers (HV0.1) nos corpos de prova: (a) cromo duro; (b) WC-Co-Cr.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os perfis de microdureza de cada material é mostrado na Figura 67. Através da análise desta figura, é possível identificar a região da interface dos revestimentos com o substrato entre as medidas de 125 e 150 micrometros. O discreto aumento de dureza do revestimento aspergido próximo a região de interface com o substrato pode ser justificado pela alta velocidade e temperatura das partículas no momento do contato com o substrato. Ao colidirem com a superfície do material base, as partículas do revestimento são deformadas a quente o que resulta em um aumento sensível na dureza tanto da camada aspergida como do próprio substrato (SIDHU, PRAKASH, 2003; SOUZA, VOORWALD, CIOFFI, 2008).

Figura 67 - Perfis de microdureza Vickers (HV0,1) dos revestimentos de cromo duro e WC-Co-Cr.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5 COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO

O comportamento tribológico foi avaliado com relação ao coeficiente de atrito, resistência ao desgaste e mecanismos de desgaste para o desgaste por deslizamento do tipo ensaio pino-sobre-disco (não lubrificado).

4.5.1 Coeficiente de atrito

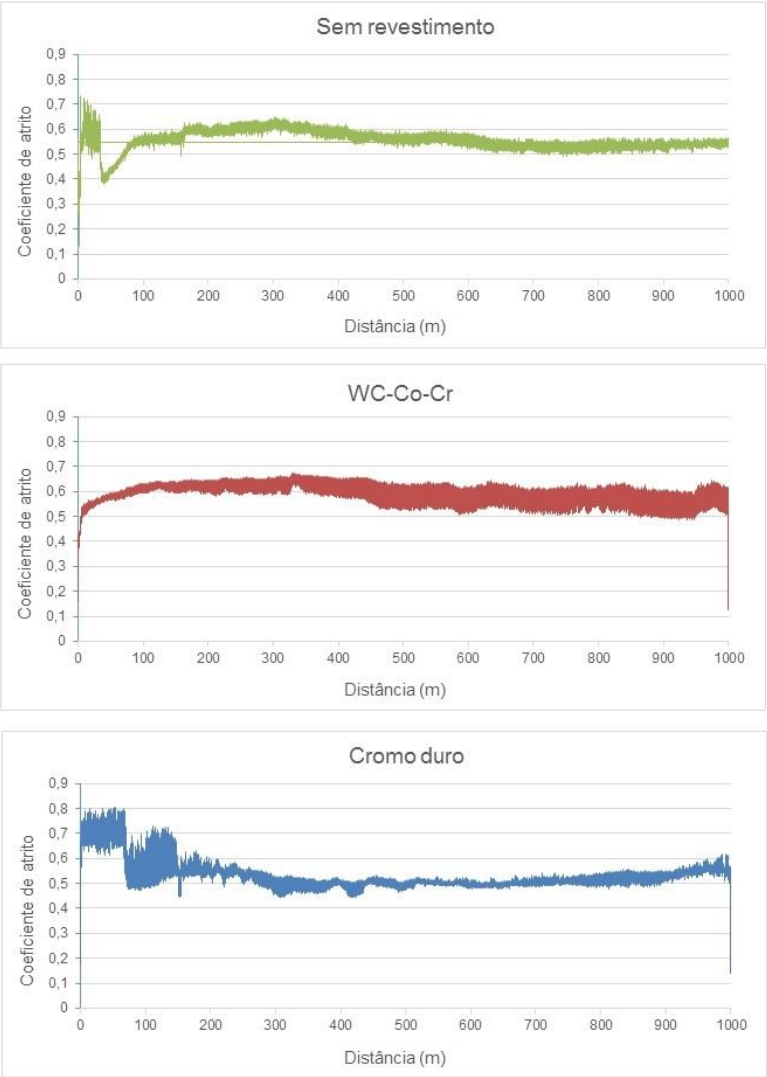
Durante a realização dos ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino sobre disco foi verificada a variação do coeficiente de atrito em função da distância percorrida. Para o tribossistema formado entre a esfera de alumina e o material de superfície das amostras, o comportamento do coeficiente de atrito foi semelhante em

todos os ensaios realizados. Após um período inicial de instabilidade, o valor do coeficiente de atrito tende a permanecer constante no período considerado, conforme os exemplos da Figura 68.

Resultados semelhantes para os revestimentos de WC-Co-Cr e para o cromo eletrodepositado foram obtidos por Sahraoui e colaboradores (2004) em seu estudo sobre a aplicação de revestimentos por HVOF em eixos de turbinas a gás, como um processo alternativo ao cromo duro (SAHRAOUI et al., 2004).

Condições durante as fases iniciais de deslizamento são diferentes em relação a longos períodos de contato deslizante (RIGNEY, 1997). Na fase inicial, ou período de adaptação da superfície (da literatura inglesa *running in*), o mecanismo de atrito é originado basicamente pelo fenômeno de adesão e a força de atrito resultante do movimento relativo entre o pino e o disco deve ser aproximadamente igual à força necessária para romper as ligações que atuam entre os picos das rugosidades (CANGUNDO, 2009). É difícil reproduzir um ensaio em função da sua sensibilidade a pequenas mudanças na geometria e da preparação da superfície. Após períodos longos de deslizamento, tendem a se tornar constantes: o coeficiente de atrito médio, a magnitude das variações do atrito, a rugosidade da superfície e a profundidade da camada deformada (RIGNEY, 1997).

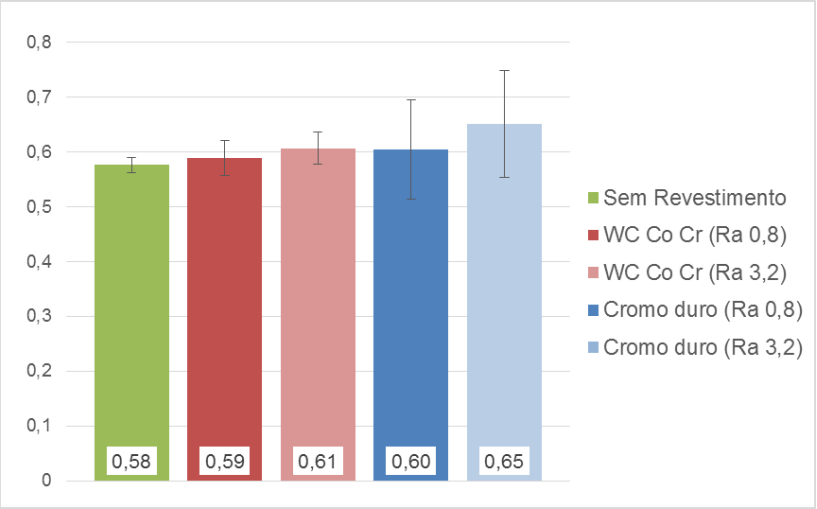
Figura 68 - Evolução do coeficiente de atrito em função da distância percorrida.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O valor médio do coeficiente de atrito foi medido sem considerar os primeiros 100 metros de deslizamento, em função deste período inicial de movimentação que não possui estabilidade. Os resultados obtidos para os valores de coeficiente de atrito estão mostrados na Figura 69.

Figura 69 - Valores médios para os coeficientes de atrito.



Fonte: Elaborado pelo autor.

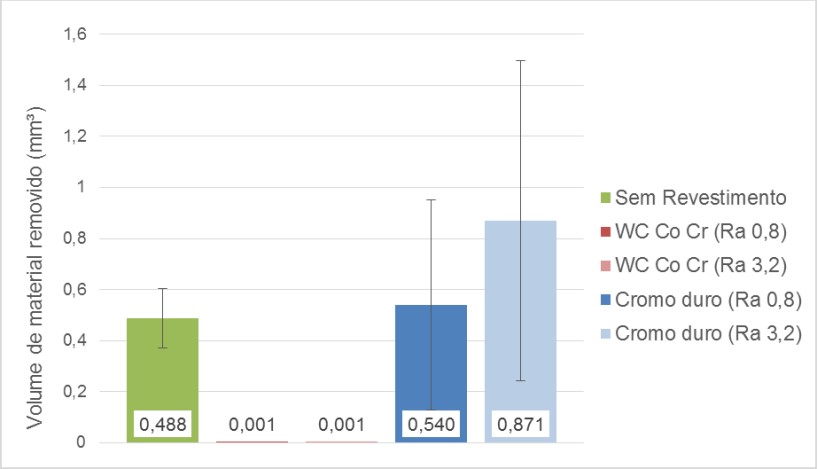
Para as condições e revestimentos estudados, a variação entre o menor e o maior valor do coeficiente de atrito foi menor do que 15%, ou seja, o coeficiente de atrito médio entre as amostras com revestimento manteve-se nos mesmos patamares das amostras não revestidas e não dependem de um valor de rugosidade inicial pré tratamento de deposição. Isto pode indicar a aplicabilidade destes revestimentos sem que o desempenho original do material do substrato seja modificado em suas funções principais, no entanto, é

necessário ter cautela ao extrapolar estes resultados para tribossistemas distintos.

4.5.2 Resistência ao desgaste

Os valores de Volume de Material Removido (VMR) para as condições estudadas são apresentados no gráfico da Figura 70. O melhor resultado encontrado foi para o revestimento WC-Co-Cr com desempenho cerca de 500 vezes melhor do que o aço SAE 4140 sem revestimento na condição temperado e revenido. Os valores obtidos para o cromo duro tiveram um alto grau de dispersão, com desvio padrão superior a 60% do valor médio calculado. Na prática, obtiveram-se bons resultados com a cromagem, atingindo valores de resistência ao desgaste 2 vezes superior ao melhor resultado do material sem revestimento, mas também, obtendo desempenho ruim e desgastando cerca de 2,5 vezes mais do que o pior resultado relacionado as amostras sem revestimento.

Figura 70 - Resistência ao desgaste em termos do volume de material removido.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma dispersão elevada de resultados em ensaios do tipo pino sobre disco é verificada em uma série de pesquisas referenciadas em literatura. No caso do cromo duro, a dispersão ainda pode estar relacionada com o grau de dureza e o teor de hidrogênio do revestimento. Uma dureza elevada da camada de cromo pode levar a um desgaste mais acentuado, pois fragmentos de alumina (material da esfera, contra corpo utilizado no ensaio), juntamente com partículas de cromo, formam filmes frágeis e com fissuras que contribuem para a contínua remoção de material e desplacamento do revestimento. A desidrogenação da camada de cromo aumenta sensivelmente a plasticidade do revestimento e contribui na formação de um filme mais resistente ao desgaste para este tribossistema (BOLELLI et al., 2006).

A presença de trincas no interior da microestrutura do revestimento é outro fator que pode contribuir para a variação dos resultados. Como são aleatórias e dependem do processo de eletrodeposição, algumas amostras podem ter mais trincas do que outras. Durante o carregamento cíclico provocado no ensaio de deslizamento pino disco são formadas novas trincas que podem se somar as existentes no material provocando o desplacamento e a fragmentação da camada de cromo. Esta é uma grande desvantagem deste tipo de revestimento, pois se torna mais difícil prever o desempenho (vida útil) dos materiais revestidos por este método.

Por outro lado, o revestimento aspergido por HVOF, WC-Co-Cr, obteve um excelente desempenho quanto a resistência ao desgaste. A combinação de alta temperatura e velocidade das partículas do revestimento facilitaram a aglomeração e deformação junto a superfície (PICAS et al., 2009). Além disso, pequenos tamanhos das partículas do pó, como as que foram utilizadas neste

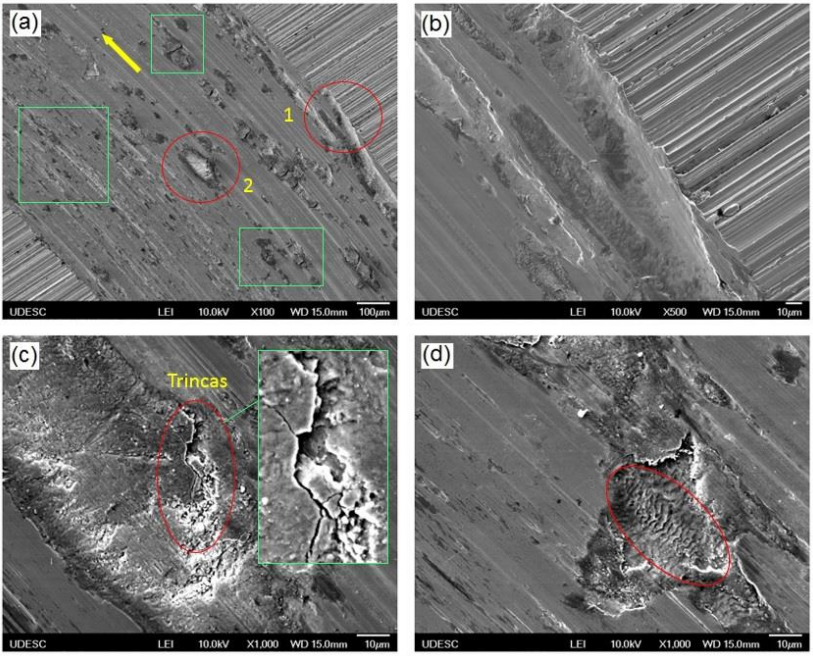
trabalho, ajudaram na distribuição e densificação do revestimento (LEE et al., 2010). Como consequência, obteve-se uma solidificação compacta dos *splats*, promovendo o preenchimento dos poros e defeitos gerados pelo depósito das primeiras camadas aspergidas, conforme observado na análise microestrutural do revestimento (item 4.3). Todos estes fatores, somados a elevada dureza das partículas de WC e W_2C contidas na matriz do revestimento (identificadas na análise da difração de raios-X) proporcionaram os ótimos resultados de resistência ao desgaste com baixa quantidade de material removido, que é característico deste tipo de revestimento.

4.5.3 Análise das superfícies desgastadas

A análise das superfícies de desgaste foi realizada através de microscopia eletrônica de varredura de efeito de campo para todas as condições de superfície estudadas.

A Figura 71 apresenta as imagens da pista de desgaste para o aço SAE 4140 sem revestimento e submetido a tratamento térmico de têmpera e revenimento. A direção de deslizamento do pino está indicada pela seta e os detalhes 1 e 2 indicados estão referenciados, respectivamente, pelas Figura 71b-c.

Figura 71 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste de uma amostra sem revestimento, temperada e revenida.



Fonte: Elaborado pelo autor.

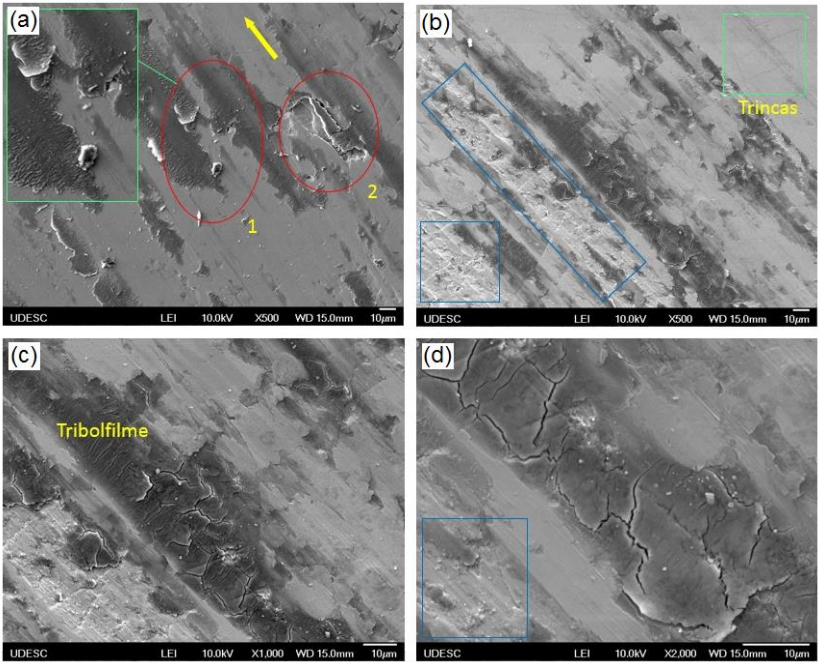
É possível perceber a formação de vários sulcos e riscos (Figura 71a) no sentido do deslocamento da esfera, característicos de abrasão. Estes sulcos e riscos podem ter sido originados pela grande deformação plástica do substrato (Figura 71b) provocada pelo contato com o contra corpo ou, ainda, pela abrasão de partículas de desgaste encruadas e oxidadas (retângulos Figura 71a) que atuaram como abrasivos durante o deslizamento. A dureza relativamente baixa do material sem revestimento, em comparação com o contra corpo, pode ter sido fator determinante para este comportamento. Na Figura 71b existem indícios de que as deformações e desgaste da

superfície ocorreram pelos mecanismos de desgaste abrasivo por microssulcamento e formação de arestas (BHUSHAN, 2001). Nota-se também, fora da pista de desgaste, marcas de abrasão devido ao processo de retificação ao qual as amostras foram submetidas.

A presença de partículas aderidas à superfície de desgaste também indicam a ocorrência de desgaste por adesão. Neste caso, é provável que material da superfície de desgaste tenha ficado aderido no contra corpo e posteriormente transferido para amostra. No detalhe da Figura 71c, nota-se a presença de pequenas trincas em uma grande área desgastada. Possivelmente, estas trincas foram originadas em um processo de sulcamento por partículas de transferência aderidas ao contra corpo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Na região em destaque da Figura 71d, é possível verificar marcas mais severas de desprendimento de material por contato adesivo que podem ter sido geradas por este mesmo mecanismo de desgaste.

A pista de desgaste para as amostras submetidas ao tratamento de cromagem eletrolítica é representada na Figura 72. A seta em amarela indica o sentido de deslizamento do pino em relação a superfície.

Figura 72 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste de uma amostra revestida por cromo duro.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em comparação com a Figura 71, nota-se uma grande redução do desgaste pelos mecanismos de abrasão e adesão. A formação de partículas de desgaste na forma de placas (detalhes 1 e 2 da Figura 72a) sugere a ocorrência de um processo de delaminação da superfície como um dos mecanismos atuantes. Com o arrancamento dessas placas há exposição de uma nova superfície (regiões claras destacadas na Figura 72b), mais irregular e desprotegida pelo tribofilme formado entre fragmentos de alumina, óxidos e partículas de cromo aderidas (região escura da Figura 72c). Aparentemente, este filme possui natureza frágil, e em função da

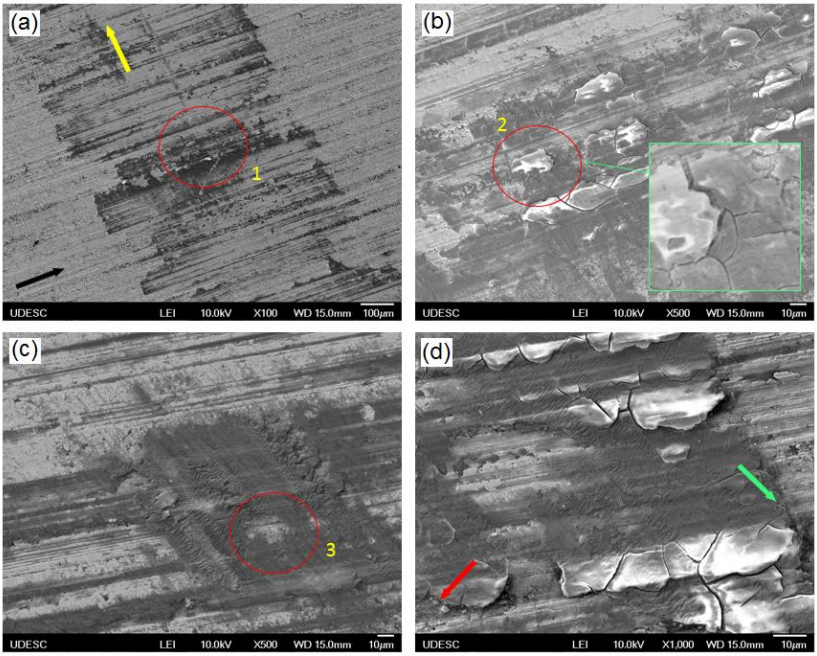
existência de imperfeições na superfície de desgaste, eles são removidos reiniciando novamente o ciclo de desgaste (BOLELLI et al., 2006).

A dureza na face das amostras revestidas com cromo superior a 1000 HV indicam que o tratamento de desidrogenação não foi tão efetivo quanto esperado. Além da elevada dureza, uma quantidade significativa de trincas no interior do revestimento foi observada e podem ter contribuído para um desgaste mais acentuado em algumas amostras.

Por fim, a pista de desgaste das amostras revestidas com WC-Co-Cr é mostrada na Figura 73. A seta em amarelo indica a direção de movimentação do pino e a seta preta indica a direção das marcas de retífica para adequação da superfície antes do ensaio. O detalhe 1 é representado pela Figura 73b e o detalhe 3 é mostrado na Figura 73d.

Através da Figura 73a é possível observar a permanência das marcas de retífica no interior da pista de desgaste, o que comprova o baixo volume de material removido durante o ensaio de deslizamento. Pequenas regiões, como as mostradas pelas Figura 73b-c, possuem marcas de desgaste mais salientes. Nestas áreas, nota-se que o mecanismo de desgaste mais perceptível também foi a delaminação da superfície, entretanto com uma severidade muito menor do que a evidenciada na camada de cromo. Também é notório a presença de pequenos riscos no sentido da pista de deslizamento, o que indica a ocorrência de desgaste abrasivo. Este tipo de desgaste possivelmente foi originado por partículas abrasivas de elevada dureza, como as indicadas pela seta vermelha da Figura 73d.

Figura 73 - Microscopia eletrônica de varredura da pista de desgaste. Condição: com revestimento de WC-Co-Cr.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A razão para este tipo de comportamento pode ser explicada pelo contraste de dureza entre a matriz e as partículas de carbetos de tungstênio. Quando as fases mais duras (WC, W_2C) são comprimidas contra a uma matriz mais dúctil e com maior plasticidade (CoCr) durante o contato deslizante, ocorrem deformações na matriz (seta verde indicada na Figura 73d) e fragilização das partículas com maior dureza. Neste processo, a matriz é expulsa para fora da superfície do revestimento pela compressão de partículas abrasivas e pouca capacidade de deformação das fases mais duras (SENDA, YANG, OHMORI, 2003). Estas partículas permanecem no tribossitema, entre as superfícies em contato deslizante,

caracterizando o mecanismo de abrasão por dois e três corpos (LUDEMA, 1996). Com a continuidade deste evento, a tendência é que as partículas fragmentem-se e a taxa de desgaste abrasivo diminua (SENDA, YANG, OHMORI, 2003).

O processo de formação de um tribofilme em uma superfície de desgaste está associado a presença de um elemento ligante que adere a esta superfície adjacente (BLOMBERG, HOGMARK, LU, 1993; GOMES et al, 1999). No caso em questão, é possível que parte da matriz projetada para fora da superfície tenha aderido ao contra corpo e às pequenas imperfeições (poros e fissuras) da superfície de desgaste (SENDA, YANG, OHMORI, 2003). Em contrapartida, micropartículas abrasivas podem ligar-se novamente umas às outras através desta matriz aderida e dar início ao processo de formação de um tribofilme (MELLO, BOZZI, 1999). Nesta nova camada densa e bem compactada, o cobalto atua promovendo a coesão das partículas duras e fixando o filme à superfície de desgaste. O tribofilme formado protege a superfície contra novos danos diminuindo a taxa de desgaste para um valor inferior ao inicial (SENDA, YANG, OHMORI, 2003). Sahraoui e colaboradores (2004) acrescentam ainda que, quanto maior a carga aplicada no contra corpo durante o deslizamento, maior será o desgaste da superfície.

5 CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS

Nesta pesquisa, fez-se uma avaliação do comportamento tribológico e das propriedades de superfície do aço SAE 4140 revestido pelo processo de HVOF em comparação com o cromo duro eletrodepositado e com o material base do substrato temperado e revenido sem revestimento. Com base nos resultados experimentais obtidos e análise da literatura é possível formular as seguintes conclusões:

- Para as condições de rugosidades avaliadas (superfície retificada com Ra de 0,8 e 3,2) o revestimento de aço inox aplicado pelo processo de HVOF não teve adesão suficiente ao substrato;
- A adesão do WC-Co-Cr ficou na ordem de 75 MPa e a do cromo duro eletrodepositado em torno de 20 MPa. Porém, o valor final da resistência adesiva, para ambos revestimentos, não pode ser verificado porque os ensaios ficaram limitados às máximas tensões suportadas pela resina adesiva;
- Não foi possível verificar a influência da condição inicial da superfície na adesão dos revestimentos, nem por tração e nem por cisalhamento, em função de uma aderência mais baixa da resina adesiva às superfícies dos revestimentos. Por esta mesma razão, não foi possível estabelecer uma relação entre a adesão por tração e cisalhamento de um mesmo revestimento, para os materiais estudados;
- Quanto a microdureza, o revestimento de WC-Co-Cr aspergido apresentou valor médio de 1750 HV, enquanto o cromo duro obteve 1050 HV e o material do substrato (SAE 4140) em sua condição temperada e revenida atingiu 380 HV;
- Na análise microestrutural do revestimento de WC-Co-Cr foi possível observar sua estrutura lamelar, uma

baixa porosidade e a formação consistente das partículas duras como as de WC distribuída em uma matriz amorfa de Co-Cr. Para o cromo duro, notou-se a formação de uma camada com quantidade significativa de trincas e fissuras aleatoriamente difundidas por toda camada;

- O coeficiente de atrito, após um período inicial de instabilidade, se manteve praticamente constante para revestimentos e condições de superfície estudadas;
- A resistência ao desgaste do revestimento de WC-Co-Cr aspergido por HVOF mostrou ser cerca de 500 vezes maior do que a resistência do aço SAE 4140 na condição temperada e revenida e sem revestimento. No caso do cromo duro obteve-se uma dispersão elevada dos resultados, que atingiu valores de resistência ao desgaste 2 vezes melhor e 2,5 vezes pior do que os resultados relacionados as amostras sem revestimento;
- Vários foram os mecanismos de desgaste observados no ensaio de desgaste por deslizamento.
- Para as amostras sem revestimento foi identificado a presença predominante de desgaste do tipo adesivo e abrasivo.
- A delaminação de um tribofilme de natureza frágil somada a uma microestrutura com elevada densidade de trincas são fatores que podem ter levado a um desgaste mais acentuado da camada formada pelo cromo eletrodepositado.
- Para o revestimento de WC-Co-Cr, é possível que a elevada dureza da camada, atrelada a formação de um tribofilme resistente ao desgaste, tenham sido características determinantes para o excelente comportamento tribológico do material.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar em termos de rugosidade e condições iniciais de superfície qual a faixa de adesão do revestimento de aço inox aplicado por HVOF;
2. Elaborar e validar experimentalmente uma metodologia para verificação da adesão por cisalhamento de revestimentos depositados;
3. Verificar experimentalmente qual a resistência ao desgaste por deslizamento dos revestimentos WC-Co-Cr e cromo duro para condições diferentes da estuda, variando carga, velocidade de deslizamento, raio da pista e distância percorrida.
4. Avaliar os revestimentos WC-Co-Cr aplicado por HVOF e cromo duro quanto a resistência ao desgaste por abrasão e microabrasão.
5. Analisar, através de microscopia eletrônica de varredura, as partículas de desgaste e a superfície do contra corpo para o melhor entendimento dos mecanismos de desgaste envolvidos nas condições estudadas;
6. Avaliar o comportamento tribológico e as propriedades de superfície para revestimentos aspergidos em função da espessura das camadas depositadas.
7. Realizar medição da temperatura durante a realização do ensaio de deslizamento pino sobre disco e avaliar a influência dessa temperatura na resistência ao desgaste de depósitos aspergidos.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN NATIONAL STANDARD INSTITUTE, ANSI B 46.1.; **Surface Texture**. 1995.

AGOSTINHO, O. L., RODRIGUES. A. C. S., LIRANI, J.; **Tolerâncias, Ajustes, Desvios e Analise de Dimensões**. Editora Edgard Blucher. São Paulo. 2004.

ASM Internacional. **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance**. ASM International. Washington, EUA, 2001. p. 328.

ASM International. **ASM Handbook of Friction, Lubrication and Wear Technology**. ASM International. V.18, 1992. p. 1879.

ASM International. **ASM Handbook of Thermal Spray Technology.** ASM International. Washington, EUA, 2004. p. 338.

ASTAKHOV, V. P.; **Tribology of metal cutting**. IJMMM – Int. J. Machining and Machinability of Materials, Vol. 2, n. 3, Portugal, 2007.

ASTM B 630. **Standard Practice for Preparation of Chromium for Electroplating with Chromium.** 1988.

ASTM C 633. **Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings**. 2001.

ASTM E 1920. **Standard Guide for Metallographic Preparation of Thermal Sprayed Coatings.** 2003.

ASTM G 65. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. 2004.

ASTM G 99. **Standard Test Method for Wear Testing Whith a Pin on Disc Apparatus**. 2005.

AWS; AMERICAN WELDING SOCIETY – **Thermal spraying** – Practice, Theory and Application. AWS. 1985. p. 170.

BASAVARAJAPPA, S., et al.; Drilling of hybrid Metal Matrix Composites - Workpiece surface integrity. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, p. 92-96. 2007.

BENEDETTI, A. V., et al.; Comparative study of Cr3C2–NiCr coatings obtained by HVOF and hard chromium coatings. **Corrosion Science**. v. 48, n. 10, p. 2998-3013, 2006.

BERGER, L. et al.; Microstructure and properties of HVOF-sprayed chromium alloyed WC–Co and WC–Ni coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 18, p. 4417-4421, 2008.

BLOMBERG, A., HOGMARK, S., LU, J.; An electron microscopy study of worn ceramic surfaces, **Tribol. Int.**, v. 26, n. 6, p. 369-381, 1993.

BOLELLI, G. et al. Mechanical and tribological properties of electrolytic hard chrome and HVOF-sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 9, p. 2995-3009, fev. 2006.

BOLELLI, G. et al. Corrosion resistance of HVOF-sprayed coatings for hard chrome replacement. **Corrosion Science**, v. 48, n. 11, p. 3375-3397, nov. 2006.

BRITO, T. G.; **Otimização do fresamento de topo do aço 1045 utilizando projeto de parâmetro robusto**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Itajubá. Itajubá, Minas Gerais, Brasil, 2012.

BROOMAN, E. Wear behavior of environmentally acceptable alternatives to chromium coatings: nickel-based candidates. **Metal Finishing**, v. 102, n. 9, p. 75-82, 2004.

BROWING, J.; Viewing the future of high velocity oxifuel (HVOF) and high velocity air fuel (HVAF) termal spraying. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, n. 3, p. 351 – 356, 1999.

BHUSHAN, B. **Modern Tribology Handbook**. CRC Press LLC, 2001.

BUDINSKI, K. G.; **Surface Engineering for Wear Resistence**. Prentice Hall, EUA. 1988. p. 420.

BURAKOWSKI, T; WIERZCHON, T.; **Engineering of Metals - Principles, Equipment, technologies**. CRC Press LLC, EUA. 1999. p. 592.

CAMPOS, L. A.; **Otimização do Processo de Torneamento de Peças Endurecidas por Meio da Definição do Intervalo de Máxima Eficiência da Velocidade de Corte**, Dissertação de Mestrado,

Departamento de Engenharia Mecânica, PUC Minas, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2004. p. 121.

CANGUNDO, E. M.; **Avaliação experimental da condição tribológica no processo de corte por arranque da apara**, Dissertação de Mestrado, Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Portugal, 2009. p. 78.

CASTRO, R. M. **Avaliação das propriedades de superfície e do comportamento ao desgaste abrasivo de hastes de cilíndros hidráulicos revestidas pelos processos de HVOF e cromo duro eletrodepositado**. Dissertação de Mestrado, UFRGS - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil, 2012. p. 96.

CHILDS, T. H. C. The sliding wear mechanisms of metals, mainly steels. **Tribology International**, v. 13, n. 6, p. 285-293, dez. 1980.

CHISHOLM, C. U. et al., Electrochemical behaviour of amorphous electrodeposited chromium coatings. **Materials Chemistry and Physics**. v. 133, n. 2-3, p. 1092-1100, 2012.

COMELI, F. W. **Estudo de Revestimento Aspergido por HVOF Contra o Desgaste em Hastes de Válvulas de Turbinas Termelétricas**. Dissertação de Mestrado, UFSC - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Dezembro, 2006.137p.

COMERSUL. **Comersul Soluções em Aspersão Térmica**. Disponível em:

http://www.comersul.com.br/secao.php?nome=aspersao-termica. Acessado em: 22 de maio, de 2013.

COULSON, W., LEHEUP, E.R., MARSH, M.G., **Reciprocating Wear of WC-17Co coatings in aqueous environments**, Trans. IMF, 1995, 73(1), 7-11.

DAVIM, J. P., **Surface integrity in machining**. Springer, 2009.

EBNESAJJAD, S., **Surface treatment of materials for adhesion bonding**. William Andrew Publishing, LLC, New York, USA. p. 260. 2006.

FANG, W. et al. Processing optimization, surface properties and wear behavior of HVOF spraying WC–CrC–Ni coating. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 7, p. 3561–3567, abr. 2009.

FREIRE, F. **Avaliação de Revestimentos Aplicados por Aspersão Térmica para Proteção Contra o Desgaste de Ponteiras de Risers**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC. Florianópolis, SC, Abril, 2002. p. 64.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaios dos materiais**. LTC, 1999.

GADELMAWLA, E. S., et al.; Roughness Parameters. **Journal of Materials Processing Technology**. Nº 123, p. 123-145, 2002.

GOMES, J. R. et al., Comportamento tribológico de cerâmicos de nitretos de silício: influência das condições

de deslizamento e da natureza da superfície oponente. **Anais**... XV COBEM. 1999. São Paulo, Brasil.

GONZÁLEZ-HERMOSILLA, W. A. et al. Effect of substrate roughness on the fatigue behavior of a SAE 1045 steel coated with a WC–10Co–4Cr cermet, deposited by HVOF thermal spray. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 24-25, p. 6551-6561, set. 2010.

GUILEMANY, J. M., et al. **Studies of Fe-40Al coatings obtained by high velocity oxy-fuel. Surface and Coatings Technology**, vol. 201, n°.5, p.2072-2079, 2006.

HADAD, M. et al. Adhesion evaluation of multilayered based WC–Co–Cr thermally sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 18, p. 4399-4405, jun. 2008.

HASHMI, M. S. .; PAPPALETTERE, C.; VENTOLA, F. Residual stresses in structures coated by a high velocity oxy-fuel technique. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 75, n. 1-3, p. 81–86, mar. 1998.

HAZRA, S.; SABIRUDDIN, K.; BANDYOPADHYAY, P. P. Plasma and HVOF sprayed WC-Co coatings as hard chrome replacement solution. **Surface Engineering**, v. 28, n. 1, p. 37-43, 1 fev. 2012.

HERMAN, H., SAMPATH S., **Thermal Spray Coating**. Department of Materials Science and Engineering – State University of New York, 2004.

HERMAN, H., SAMPATH S., Rapid solidification and microstructure development during plasma spray deposition. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 5, n. 4, p. 445 - 456. Dec. 1996.

HESSE, R. **Construção e Teste de Validação de um Equipamento de Ensaio de Desgaste do Tipo Pino Sobre Disco**. Dissertação de Mestrado. Universidade do Estado de Santa Catarina, UDESC. Joinville, Santa Catarina, Brasil. Março, 2000.

HIOKI, D.; **Influência dos parâmetros de corte do fresamento HSM sobre o desempenho tribológico do aço AISI H13 endurecido**. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo, USP. São Paulo, SP, 2006. 233 p.

HIRATSUKA, K.; MURAMOTO, K. Role of wear particles in severe-mild wear transition. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 467-476, 2005.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A.; **Coatings Tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering**. Elsevier. 2ª ed. Oxford, Reino Unido. 2009.

HOUDKOVÁ, Š. et al. Comparative Study of Thermally Sprayed Coatings Under Different Types of Wear Conditions for Hard Chromium Replacement. **Tribology Letters**, v. 43, n. 2, p. 139-154, 8 maio. 2011.

HULKA, I. et al. Wear properties of CrC–37WC–18M coatings deposited by HVOF and HVAF spraying processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 210, p. 15 - 20, out. 2012.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology**: friction and wear of engineering materials. Londres: Edward Arnold, 1992.

IBRAHIM, A.; BERNDT, C. C. Fatigue and deformation of HVOF sprayed WC–Co coatings and hard chrome plating. **Materials Science and Engineering: A**, v. 456, n. 1-2, p. 114-119, maio. 2007.

JAMES, D. H., A review of experimental findings in surface preparation for thermal spraying. **Journal of Mechanical Working Technology**. Amsterdam, v. 10, p. 221 - 232, feb. 1984.

JAVIDI, A.; RIEGER, U.; EICHLSEDER, W.; The Effect of Machining on the Surface Integrity and Fatigue Life. **International Journal of Fatigue**. 2008.

JONES, A. R., Microcracks in hard chromium electrodeposits. **Plating and Surface Finishing**, April, 1989, p. 62-66.

KALPAKJIAN, S., SCHMID, S. R., 2001, **Manufacturing Engineering and Technology**, 4 ed., Nova Jersey, Prentice Hall.

KATO, K.; ADACHI, K., **Modern Tribology Handbook**. CRC Press LLC. Cap. 7. Wear Mechanisms. 2001.

KEAR, B. H.; SKANDAN, G.; SADANGI, R. K.; Factors Controlling Decarburization in HVOF Sprayed Nano-WC/Co Hard Coatings. **Scr. Mater**., v. 44, p 1703-1707, 2001.

KULKARNI, A. et al., Studies of the microstructure and properties of dense ceramic coatings produced by high-

velocity oxygen-fuel combustion spraying. **Materials Science and Engineering: A**. v. 369, n. 1-2, p. 124-137, jul. 2004.

LAUSMANNL, G. A. **Electrolytically deposited hardchrome**. v. 87, p. 814–820, 1996.

LEAHEY, M. H., **Replacement of hard chrome electroplating by tungsten carbide based high velocity oxygen**. Master Graduation. Rensselaer Polytechnic Institute Hartford. December, 2009.

LEE, C. W. et al. A study on powder mixing for high fracture toughness and wear resistance of WC–Co–Cr coatings sprayed by HVOF. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 14, p. 2223-2229, abr. 2010.

LEGG, K.O., **Hard chromium replacements**, Proc. 4th Int. Chromium Colloquium Conf., Ste Etienne, France, May 2004, 2004.

LIMA, C.C; TREVISAN, R. **Aspersão térmica – Fundamentos e Aplicações**. Artliber Editora. São Paulo, 2007.

LIMA, C.C; TREVISAN, R. Ensaios de adesão em revestimentos metal- cerâmicos obtidos por aspersão térmica a plasma. **Revista de Ciência e Tecnologia**. v. 13. p. 51 - 62. 1999.

LOPES, C.P. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento de engrenagens cônicas de grandes dimensões fundidas em aço ABNT 4140**. Dissertação de Mesrtado, UFSJ - Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del-Rei, MG, Abril, 2013. 77p.

LUDEMA, K. C. **Friction, Wear, Lubrication - A Textbook in Tribology**. Boca Raton: CRC Press, 1996.

LYPHOUT, C.; NYLEN, P.; ÖSTERGREN, L. G. Adhesion Strength of HVOF Sprayed IN718 Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 21, n. 1, p. 86-95, 18 out. 2011.

MACHADO, A. **Avaliação da Rugosidade em Superfícies Complexas**. Dissertação de Mestrado. Sociedade Educacional de Santa Catarina, SOCIESC, Joinville, SC, Brasil, 2009. p. 103.

MARANHO, O. **Influência da Preparação da Superfície na Aderência de Revestimentos de Alumínio Depositados por aspersão Térmica a Chama**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC. Florianópolis, SC, Brasil, 1996. p. 126.

MATEEN, A. et al. Tribological behaviour of HVOF sprayed near-nanostructured and microstructured WC-17wt.%Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 6, p. 1077-1084, dez. 2011.

MELLALI, M., FAUCHAIS, P., GRIMAUD, A., Influence of substrate roughness and temperature on the adhesion of alumina coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 81, p. 275-286, april, 1996.

MELLO, J. D. B.; BOZZI, A. C.; Wear resistance and wear mechanisms of WC–12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion. **Wear**. v. 233-235, p. 575-587, 1999.

NAJA, G.; VOLESKY, B. Behavior of the Mass Transfer Zone in a Biosorption Column. **Environmental Science Technology**. 2006, v. 40, p. 3996–4003.

NASCIMENTO, M. P. et al. Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HPrHVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 138, p. 113-124 2001.

NBR ISO 4287. **Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. 2002. p. 18.

NEALE, M. J. **The Tribology Handbook**. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1995.

NUCCI, R. **Avaliação da Resistência ao Desgaste de Cermets Depositados pelo Processo de HVOF e do Cromo Duro Eletrolítico**. Dissertação de Mestrado, USP - Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, Maio, 2005. 97p.

PANOSSIAN, Z. Revestimentos múltiplos. **Tratamento de Superfície**, São Paulo,n. 84, p. 34-55, 1997.

PAREDES, R. S. C., **Estudo de revestimentos de alumínio depositados por três procesos de aspersão térmica para a proteção do aço contra corrosão marinha**. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC. Florianópolis, SC, Brasil. 1998.

PAREDES, R. S. C., **Aspersão Térmica**. Apostila de Graduação, UFPR - Universidade Federal do Paraná,

Departamento de Engenharia Mecânica, Curitiba, PR. 2009. 102p.

PAWLOWSKI, L.: **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. John Willey & Sons Ltd, England. p.203. 1995.

PAWLOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. Ed. John Willey & Sons Ltd, 2ª ed. England. p. 647. 2008.

PICAS, J. A. et al. Tribological evaluation of HVOF thermal-spray coatings as a hard chrome replacement. **Surface and Interface Analysis**, v. 43, n. 10, p. 1346-1353, 29 out. 2011.

PICAS, J. A. et al. Properties of WC-CoCr Based Coatings Deposited by Different HVOF Thermal Spray Processes. **Plasma Processes and Polymers**. v. 6, p. 948-953, 2009.

POPOV, V. L.; **Contact Mechanics and Friction: Physical Principles and Applications.** Springer. Alemanha, 2010. p. 362.

RADI, P. A. SANTOS, L. V. BONETTI, L. F.; TRAVA-AIROLDI, V. J. Tribologia, Conceitos e Aplicações. Anais do XIII ENCITA. **Anais...** v. 1991, p.1-13, 2007. São José dos Campos: ITA.

RIBBE, A. P., **Corrosão e tratamento superficiais dos metais**. Associação Brasileira de Metais, 1971.

RIBEIRO, I. C. M. et al. **O cromo e o meio ambiente**. Seminário metais pesados. Centro Universitário Franciscano, UNIFAE, Curitiba, Paraná, 2009.

RIGNEY, D. A. **Comments of metals on the sliding wear**. v. 30, n. 5, p. 361-367, 1997.

ROSARIO, J. F. A.; **Avaliação da Integridade da Superfície no Torneamento de um Ferro Fundido Nodular com Carboneto**. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, USP, São Paulo, SP. 2006. p. 138.

SAE Handbook, 1994; **SAE J404**; Chemical compositions of SAE alloy steels, 1993, p.1-13.

SAHRAOUI, T. et al. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). **Journal of Materials Processing Technology**, v. 152, n. 1, p. 43–55, out. 2004.

SCHIEFLER, M.O.F. **Estudo Microestrutural e Eletroquímico de Revestimentos Metálicos Depositados por Aspersão Térmica**. Tese de Doutorado, POSMEC – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil. 2004. p. 313.

SCHLESINGER, M.; PANOVIC, M.; **Modern Electroplating**. Ed. John Willey & Sons, 5ª ed. New Jersey, Canada, 2010. p. 729.

SCHWETZKE, R.; KREYE, H.; **High velocity oxy-fuel spraying of tungsten carbide-based coatings**.

Schweissen & Schneiden, DVS, G 6253, p. E29-E34, fevereiro 2000.

SCHWETZKE, R.; KREYE, H.; Microstructure and Properties of Tungsten Carbide Coatings Sprayed with Various High- Velocity Oxygen Fuel Spray Systems. **Journal of Thermal Spray Technology** . v. 8, n. September, p. 433-439, 1999.

SENDA, T., YANG, Q., OHMORI, A.; Effect of carbide grain size on microstructure and sliding wear behavior of HVOF-sprayed WC–12% Co coatings. **Wear**. v. 254, n. 1-2, p. 23-34, 2003.

SHIPWAY, P. H., SUDAPRASERT, MCCARTNEY, D. G.; Sliding wear behaviour of HVOF sprayed WC–Co coatings deposited with both gas-fuelled and liquid-fuelled systems. **Wear**. Elsevier. v. 255, n.7, p. 943-949, 2003.

SIDHU, B. S.; PRAKASH, S.; Evaluation of the corrosion behaviour of plasma sprayed Ni3Al coatings on steel in oxidation and molten salt environments at 900°C. **Surface and Coatings Technology.** v. 166, n. 1, p. 89-100. 2003.

SOBOLEV, V. V., **High Velocity oxy-fuel spraying: theory, structure-property relationships and applications**. Money Publishing, Londres, Inglaterra. 2004. p. 397.

SOHI, M. H.; KASHI, A.; HADAVI, S. M. Comparative tribological study of hard and crack-free electrodeposited chromium coatings. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 138, n. 1-3, p. 219–222, jul. 2003.

SOUZA, A., LABONI, A., COUTINHO, I. **Revestimentos Superfíciais - Tecnologia de Superfícies – Aplicação de Cromo Duro em Ferramentas, Moldes e Matrizes**. 1º Encontro de Integrantes da Cadeira Produtiva de Ferramentas, Moldes e Matrizes, p.1-10, 2003.

SOUZA, R., NASCIMENTO, M. D., VOORWALD, H., PIGATIN, W. **Carbeto de Tungstênio - Uma Alternativa ao Cromo Duro Eletrodepositado**. Jornadas SAM 2000 - IV Colóquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga , p.575-576, 2000.

SOUZA, R. C.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Fatigue strength of HVOF sprayed Cr3C2–25NiCr and WC-10Ni on AISI 4340 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 3-4, p. 191-198, nov. 2008.

SPRAY, F. T.; LEAHEY, M. H. **Replacement of hard chrome electroplating by tungsten carbide based high velocity oxygen**. December, 2009.

STACHOWIAK, G. W. **Wear - Materials, Mechanisms and Practice**. West Sussex: John Wiley & Sons, Ltd, 2005.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 2. ed. Austrália: Butterworth-Heinemann, 2000.

STOTERAU, R.L. **Tribologia**. UFSC – Universidade Federal de Santa Catarina – Departamento de Engenharia Mecânica. 2004.

SULZER METCO, The Coatings Company. **Coating Materials**. Disponível em:

https://www.sulzer.com/pt/Products-and-Services/Coating-Materials. Acessado em 17 de setembro, de 2013.

TOTEMEIER, T. C. Effect of high-velocitu oxygen-fuel thermal spraying on the physical and mechanical properties of type 316 stainless steel. **Journal of Thermal Spray Technology**. v. 14, n. 3, p. 369 - 372. 2004.

VARAVALLO, R. et al. Adhesion of Thermally Sprayed Metallic Coating. **Journal of ASTM International**, v. 9, n. 2, p. 103414, 2012.

VOORWALD, H.J.C. et al., Effect of electoless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 695. 2007.

WANG, Q. et al. The parameters optimization and abrasion wear mechanism of liquid fuel HVOF sprayed bimodal WC–12Co coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 8-9, p. 2233–2241, jan. 2012.

WOOD, R. J. K. Tribology of thermal sprayed WC–Co coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 28, n. 1, p. 82–94, jan. 2010.

ZHAO, L.; LUGSCHEIDER, E. Influence of the spraying processes on the properties of 316L stainless steel coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 162, p. 6–10, 2002.

ŻÓRAWSKI, W. The microstructure and tribological properties of liquid-fuel HVOF sprayed nanostructured

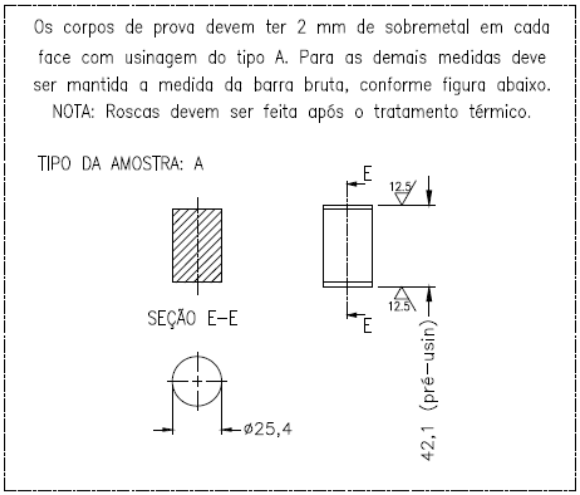
WC–12Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 220, p. 276-281, abr. 2013.

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

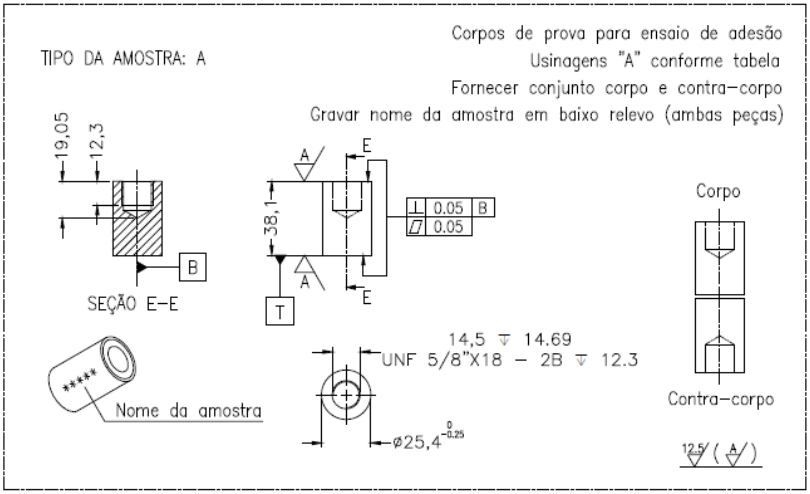
ZUM GAHR, K.-H. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n. 10, p. 587-596, 1998.

ANEXO 01: Desenho técnico dos corpos de prova.

DESENHO DOS CORPOS DE PROVA PRÉ USINADOS



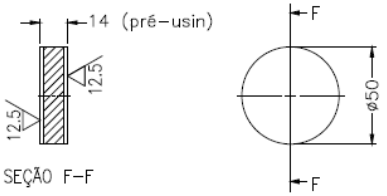
DESENHO DOS CORPOS DE PROVA USINADOS E ACABADOS



DESENHO DOS CORPOS DE PROVA PRÉ USINADOS

Os corpos de prova devem ter 2 mm de sobremetal em cada face com usinagem do tipo A. Para as demais medidas deve ser mantida a medida da barra bruta, conforme figura abaixo.

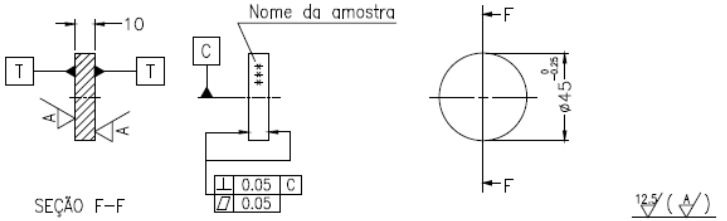
TIPO DA AMOSTRA: B



DESENHO DOS CORPOS DE PROVA USINADOS E ACABADOS

Corpos de prova para ensaio de adesão
Usinagens "A" conforme tabela
Gravar nome da amostra em baixo relevo (ambas peças)

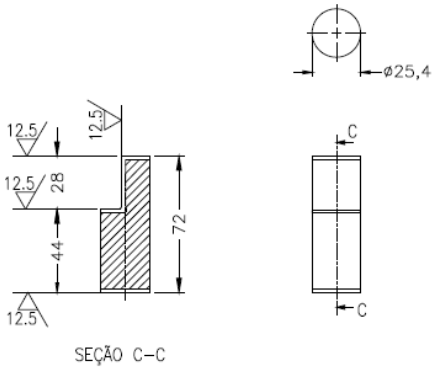
TIPO DA AMOSTRA: B



DESENHO DOS CORPOS DE PROVA PRÉ USINADOS

Os corpos de prova devem ter 2 mm de sobremetal em cada face com usinagem do tipo A. Para as demais medidas deve ser mantida a medida da barra bruta, conforme figura abaixo.
NOTA: Roscas devem ser feita após o tratamento térmico.

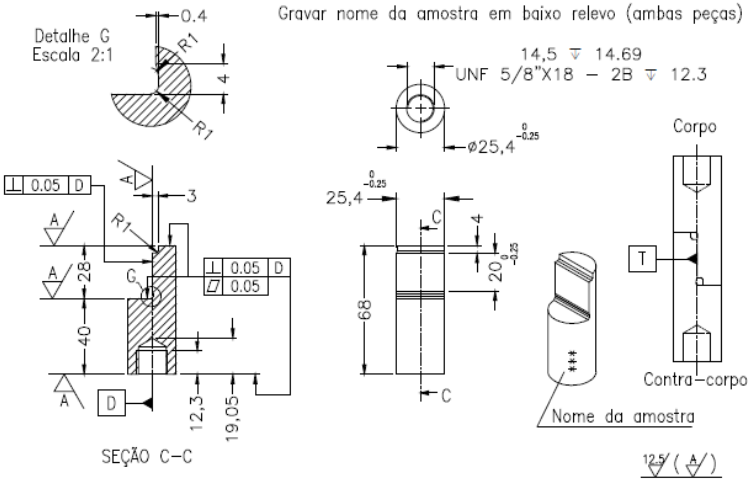
TIPO DA AMOSTRA: C



DESENHO DOS CORPOS DE PROVA USINADOS E ACABADOS

TIPO DA AMOSTRA: C

Corpos de prova para ensaio de adesão
Usinagens "A" conforme tabela
Fornecer conjunto corpo e contra–corpo
Gravar nome da amostra em baixo relevo (ambas peças)



Definição nomenclatura:

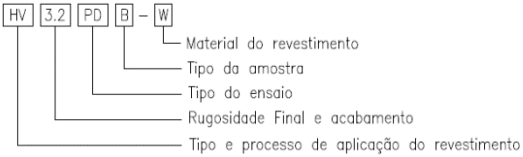


TABELA DE DESCRIÇÃO DAS AMOSTRAS:

Amostra	Nome da Amostra	Usinagem A (Ra) – um	Condição Acabamento	Ensaio de Adesão (A ou C) / Ensaio Pino Disco (B)	Quantidade
				Tipo da Amostra	
1	ST0.8PDB–O	0.5	Polido	B	3 un.
2	HV0.8PDB–W	0.8	Retificado	B	3 un.
3	HV3.2PDB–W	3.2	Retificado	B	3 un.
4	HV0.8PDB–I	0.8	Retificado	B	3 un.
5	HV3.2PDB–I	3.2	Retificado	B	3 un.
6	CR0.8PDB–Cr	0.8	Retificado	B	3 un.
7	CR3.2PDB–Cr	3.2	Retificado	B	3 un.
8	HV0.8ADA–W	0.8	Retificado	A	10 un. (5 pares)
9	HV3.2ADA–W	3.2	Retificado	A	10 un. (5 pares)
10	HV0.8ADA–I	0.8	Retificado	A	10 un. (5 pares)
11	HV3.2ADA–I	3.2	Retificado	A	10 un. (5 pares)
12	CR0.8ADA–Cr	0.8	Retificado	A	10 un. (5 pares)
13	CR3.2ADA–Cr	3.2	Retificado	A	10 un. (5 pares)
14	HV0.8ADC–W	0.8	Retificado	C	10 un. (5 pares)
15	HV3.2ADC–W	3.2	Retificado	C	10 un. (5 pares)
16	HV0.8ADC–I	0.8	Retificado	C	10 un. (5 pares)
17	HV3.2ADC–I	3.2	Retificado	C	10 un. (5 pares)
18	CR0.8ADC–Cr	0.8	Retificado	C	10 un. (5 pares)
19	CR3.2ADC–Cr	3.2	Retificado	C	10 un. (5 pares)

APÊNDICE 01: Relatório de composição química do aço SAE 4140.

RELATÓRIO TÉCNICO N° 713/2013 09.08.2013

DE: Kátia Elisa de Castro - Sç. de Laboratórios de P&D

PARA: Depto. Eng. Produto - WEN

ASSUNTO: Avaliação da composição química de barras de aço 4140.

CONCLUSÃO:
A composição química das amostras estão de acordo com o especificado para aço SAE 4140.

RESULTADOS DOS ENSAIOS:

a) Composição Química:

AMOSTRA	C (%)	S (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	Cr (%)	Mo (%)
A	0,428	0,005	0,774	0,239	0,008	0,870	0,161
B	0,418	0,007	0,799	0,247	0,009	0,884	0,159
C	0,407	0,020	0,875	0,268	0,013	0,956	0,173
SAE 4140	0,38 a 0,43	Máx. 0,04	0,75 a 1,00	0,15 a 0,35	Máx. 0,030	0,80 a 1,10	0,15 a 0,25

Metodologia Aplicada:

TIM 902 – Análise de Materiais por Espectrometria de Plasma
TIM 923 – Análise de Materiais pelo Determinador de Carbono e Enxofre

APÊNDICE 02: Folha de dados do pó WOKA 3652.

SULZER

Sulzer Metco

Product Data Sheet

WOKA™ 3652

86% Tungsten Carbide – 10% Cobalt– 4% Chromium Powder for WOKA Jet™ 400 and JP 5000 HVOF Spray Guns with Kerosene Fuel Parameters

Typical Applications:

Produces coatings with good resistance to erosion and abrasion. Coatings are smooth, tough and dense and may be used in aqueous corrosion environments at service temperatures up to 450 °C (840 °F).

Material Properties:

Nominal Composition	WC 10Co 4Cr
Particle Size	-45 +15 µm
Characteristics	Spherical, agglomerated and sintered

Typical Coating Properties:

Deposit Efficiency	40 – 45 %	
Micro hardness (HV0.3)	1300 – 1400	
Profile, as-sprayed (Ra)	4 – 6 µm	160 – 235 µin
Wear rate (ASTM G65 B)	2.7 – 3.3 mm³	

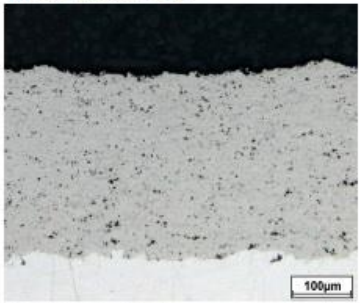
Corrosion resistance in aqueous environments:

1 M NaCl	0.5 M H2SO4	1 M HCL	1 M NaOH

POOR — EXCELLENT

Results reported using Sulzer Metco Standard Practices.
Contact Sulzer Metco for recommended testing procedures.

Typical Microstructure:



Recommended Spray Parameters:

Spray Gun	**WokaJet™ 400 / JP 5000**	
Barrel length	152 mm	6 in
System	**MultiCoat HVOF**	
Oxygen Flow	900 nlpm	2055 scfh
Kerosene Flow	23.1 nlpm	52.7 scfh
Stoichiometric Ratio	1.15	
Powder Feeder	**Twin 120-H / Single 220-H**	
Suction/Spreader	NL/NL	
Carrier N2 Flow	4 – 6 nlpm	9 – 13.5 scfh
Spray Distance	28 – 32 cm	11 – 12.5 in
Spray Rate	80 – 100 g/min	10.5 – 13.2 lb/hr
Workpiece		
Surface Speed	> 40 m/min	> 130 ft/min
Gun Traverse Rate	5 mm/rev	0.20 in/rev

Spray parameters are presented as a starting point and may require adjustment to suit specific spray applications.

Order Number:

Europe:	1041265	5 kg container (approx. 11 lb)
Americas:	1041254	10 lb container (approx. 4.5 kg)

For more information, please contact your Sulzer Metco Account Representative or visit us on our web site at www.sulzermetco.com.

JP 5000 is a product of Praxair / Tafa

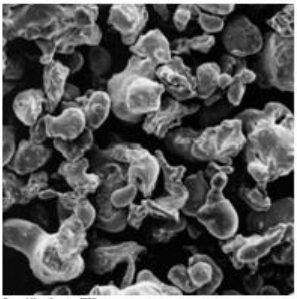
© 2006 Sulzer Metco

APÊNDICE 03: Folha de dados do pó Praxair FE-101.

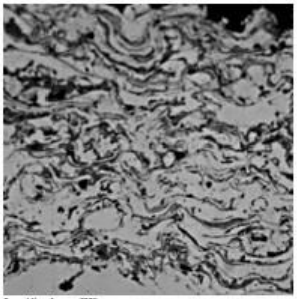
PRAXAIR SURFACE TECHNOLOGIES

PRAXAIR FE-101

ATOMIZED, IRREGULARLY ROUNDED – TYPE 316, AUSTENITIC STAINLESS STEEL
PLASMA SPRAYED COATINGS ARE RESISTANCE TO OXIDATION AND CORROSION



Original Magnification: 500X



Original Magnification: 200X

TYPICAL POWDER PROPERTIES

Chemical Composition

Carbon (C)	0.10 Max.
Chromium (Cr)	16.0 to 18.0%
Nickel (Ni)	10.0 to 14.0%
Molybdenum (Mo)	2.0 to 3.0%
Iron (Fe)	Remainder

Sieve Analysis

-325 Mesh +15 Microns ..... (-45µm +15µm)

Melting Range

2500°F to 2550°F ..... (1371°C to 1399°C)

Hall Flow

28 seconds

Apparent Density

0.1048 lbs/cu. in. ..... (2.9 g/cc)

TYPICAL COATING PROPERTIES

Hardness

Rockwell 15T	85
Rb Conversion	75

Tensile/Bond Strength

3,500 psi ..... (24.133 MPa)
Over a lightly roughened, grit blasted surface

As-sprayed Surface Texture

200 to 300 Ra

PRAXAIR SURFACE TECHNOLOGIES

THERMAL SPRAY POWDERS

PRAXAIR THERMAL
SG-100 SPRAY SYSTEM

Gun SG-100
Anode 2083-730
Cathode 1083A-720
Gas Injector 3083-112

Gases	psi	(kPa)	Orifice
Primary (Ar)	50	(345)	56
Secondary (He)	110	(758)	80(1)
Carrier (Ar)	30/35	(207/241)	77

Operating Voltage .....38 to 40
Amperage 800

Spray Distance .....3.0 to 4.0 inches (76 to 102 mm)
Spray Rate (2) ..... 3.0 to 4.0 lbs/hr (23 to 30 g/min)

(1) Adjust He flow to obtain voltage
(2) Use feeder tamp and fine powder metering wheel

METCO 7M/9M
PLASMA SPRAY SYSTEMS

Gun .....7M or 9M
7M/9M Nozzle (1) GH/732
Powder Port .....#2

Gases	psi	(kPa)	Flow
Primary (Ar)	100	(690)	150
Secondary (H_2)	50	(345)	5
Carrier (Ar)	100	(690)	37

Voltage (2) .....55 to 65
Amperage .....495 to 505

Spray Distance .....4.0 to 6.0 inches (102 to 152 mm)
Spray Rate .....14.0 to 16.0 lbs/hr (106 to 121 g/min)

(1) Use argon distribution ring
(2) Adjust H_2 flow to obtain voltage

PLASMA-TECHNIK SYSTEMS
M1000/A2000/A3000

Gun	F4
Nozzle	6 mm
Powder Port	
Size	1.5 mm
Angle	90°
Gauge	6 mm

Gases	Flow l/min
Primary (Ar)	54.0
Secondary (H_2)	9.0
Carrier (Ar)	2.3

Amperage	550 to 555
Spray Distance	5.0 to 5.5 inches (127 to 140 mm)
Spray Rate (1)	5.0 to 5.5 lbs/hr (38 to 42 g/min)

(1) Use the L suction plate and spreader bar with the stirrer motor on

RECOMMENDATIONS

The parameters presented above are intended as starting points. Modifications may be required based upon part geometry and coating usage. When requested, alternate parameters using other gas combinations may be provided.

PRAXAIR FE-101 is a fine cut of powder. The finer powder enables the user to spay coatings that are smoother, tighter and denser than those built up using a coarse powder. These characteristics improve the coating's high temperature properties and its ability to protect the substrate from oxidation and hot corrosion. Coating thickness should be limited to 0.010 to 0.015 inches (0.254 to 0.38 mm).

Thermal spray powders, because of their fineness and high surface area may have a tendency to absorb moisture. Flow rate may be enhanced by storing in a drying cabinet or warming the powder for 2 hours, before usage, at 175°F to 200°F (80°C to 93°C). Remove the tamper proof seal and loosen the container cap prior to heating. To avoid possible powder segregation, gently tumble the storage container prior to dispensing the spray material to the powder feed unit.

PRAXAIR FE-101, and all thermal spray powders, should always be sprayed in a well-ventilated area. Avoid skin contact or prolonged inhalation. When spraying **PRAXAIR FE-101** for long periods the operator should be wearing protective clothing.

APÊNDICE 04: Tratamento térmico das amostras.

TECNOTÊMPERA

CLIENTE:

WEG EQUIPAMENTOS ELÉTRICOS S/A

MATERIAL:

4140

PEÇAS:

CORPO DE PROVA

OP: 257479 – PEDIDO 4502517468

ESPECIFICAÇÕES:

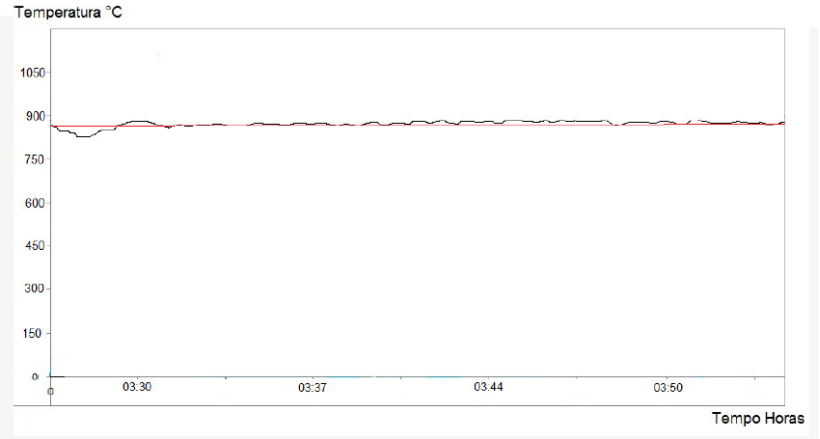
TEMPERA + REVENIDO. 30/35HRC

EQUIPAMENTOS UTILIZADOS:

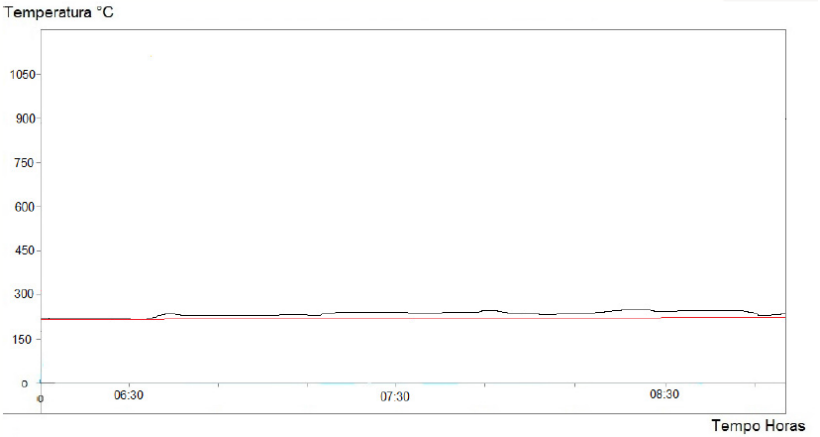
> Durômetro HRC 150kg; Forno SAL > F08/F06/F11/F05

Tecnotêmpera Tratamentos Térmicos Ltda.
Rodovia BR 280 - KM 45 - Corticeira - Guaramirim - SC
89270 000 - Fone 47 3373 3353 - Fax 47 3373 4230
www.tecnotempera.com.br

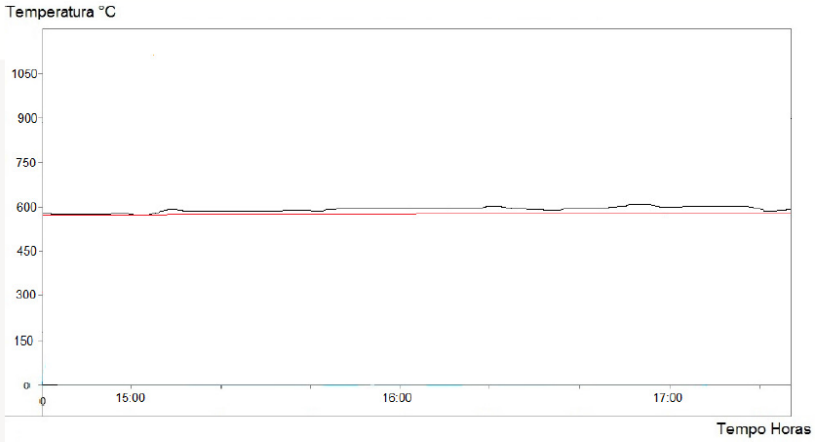
AQUECIMENTO SP870°C – PV873 - 20MIN. F11



1º REVENIDO SP200°C – PV205°C - 2 HORAS – F06



2º REVENIDO SP580°C – PV584°C - 2 HORAS – F05



TECNOTÊMPERA

CONCLUSÕES:

Conclui-se que foram atendidos todos os requisitos exigidos pelo cliente

Gustavo Scarpim 14/08/13 Engenheiro de Fundição

Os resultados apresentados neste relatório aplicam-se somente às amostras em questão.

Tecnotêmpera Tratamentos Térmicos Ltda.
Rodovia BR 280 - KM 45 - Corticeira - Guaramirim - SC
89270 000 - Fone 47 3373 3353 - Fax 47 3373 4230
www.tecnotempera.com.br