



**TESE DE DOUTORADO**

**ESTUDO TRIBOLÓGICO DA LIGA DE ALUMÍNIO SAE 305 COM  
TRATAMENTOS SUPERFICIAIS: ANODIZAÇÃO E REVESTIMENTO  
CARBONO TIPO DIAMANTE**

**MICHEL SULLIVAN TEIXEIRA PIRES**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

Faculdade de Tecnologia - FT

Departamento de Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO TRIBOLÓGICO DA LIGA DE ALUMÍNIO SAE 305 COM  
TRATAMENTOS SUPERFICIAIS: ANODIZAÇÃO E REVESTIMENTO  
CARBONO TIPO DIAMANTE**

**MICHEL SULLIVAN TEIXEIRA PIRES**

ORIENTADOR: THIAGO DE CARVALHO RODRIGUES DOCA

CO-ORIENTADOR: VOLKER FRANCO STEIER

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO: ENM.TD – 57/2018  
**BRASÍLIA/DF: OUTUBRO/2018**

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

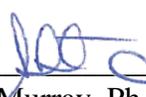
**ESTUDO TRIBOLÓGICO DA LIGA DE ALUMÍNIO SAE 305 COM  
TRATAMENTOS SUPERFICIAIS: ANODIZAÇÃO E REVESTIMENTO  
CARBONO TIPO DIAMANTE**

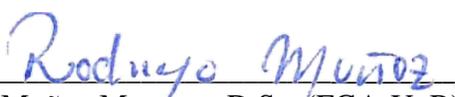
**MICHEL SULLIVAN TEIXEIRA PIRES**

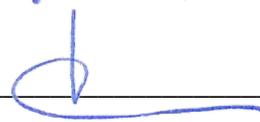
TESE SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE  
TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS REQUISITOS  
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.

**APROVADA POR:**

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Thiago de Carvalho Rodrigues Doca, Ph.D. (ENM-UnB) – Orientador

  
\_\_\_\_\_  
Profa. Henara Lillian Costa Murray, Ph.D. (FURG) – Examinador Externo

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses, D.Sc. (FGA-UnB) – Examinador Externo

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, D.Sc. (ENM-UnB) – Examinador Interno

**Brasília/DF, 30 DE OUTUBRO DE 2018.**

## FICHA CATALOGRÁFICA

PIRES, MICHEL SULLIVAN TEIXEIRA

Estudo tribológico da liga de alumínio SAE 305 com tratamentos superficiais: Anodização e Revestimento Carbono Tipo Diamante. [Distrito Federal] 2018.

xvii, 130 p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2018).

Tese de Doutorado– Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Resistência ao desgaste

2. Anodização

3. *Diamond-Like Carbon* (DLC)

4. Cabo condutor de energia

I. ENM/FT/UnB

II.ENM.TD – 57/2018

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

PIRES, M. S. T., (2018) Estudo tribológico da liga de alumínio SAE 305 com tratamentos superficiais: Anodização e Revestimento Carbono Tipo Diamante. Tese de doutorado em Ciências Mecânicas. Publicação ENM.TD – 57/2018. Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade de Brasília, DF, 130 p.

## CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Michel Sullivan Teixeira Pires.

TÍTULO: Estudo tribológico da liga de alumínio SAE 305 com tratamentos superficiais: Anodização e Revestimento Carbono Tipo Diamante.

GRAU: Doutor

ANO: 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta tese de doutorado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa tese de doutorado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

---

Michel Sullivan Teixeira Pires

Correio Eletrônico: [michel.pires@ifg.edu.br](mailto:michel.pires@ifg.edu.br)

## **DEDICATÓRIA**

À DEUS EM PRIMEIRO LUGAR E À TODA A MINHA FAMÍLIA.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente à Deus por proporcionar as condições necessárias para que esse trabalho fosse realizado.

À minha esposa Alice pela paciência e apoio na realização desse trabalho. Alice, obrigado por entender a minha ausência em tantos momentos!

Aos meus pais, Dr. Herbet e D. Valdivina, que ao longo da vida sempre me incentivaram na melhoria contínua da minha vida pessoal e profissional.

Aos meus irmãos, Dr. Herbet Jr. e Richard, pelas constantes e fortes palavras de incentivo.

Aos profs. Thiago Doca e Volker Steier que sempre souberam orientar, esclarecer, incentivar, motivar e apoiar em todas as fases deste trabalho. Terei em vocês dois sempre o modelo de inspiração na minha vida acadêmica como docente.

Ao prof. José Alexander Araújo (Alex), que foi meu orientador de mestrado, e posteriormente proporcionou as condições para o meu reingresso na dedicada equipe do SG9. Novamente agradeço a você, prof. Alex, por ter acreditado em mim, e por possibilitar a continuidade dos meus estudos com pessoas tão especiais.

Aos amigos Pedro Henrique, Remy, Gustavo Reinke e Mário Martins que muito auxiliaram no desenvolvimento desse trabalho de pesquisa em diferentes etapas.

Aos professores Jorge, Henara e Rodrigo pela participação na banca examinadora desse trabalho de pesquisa.

À CAPES pelo aporte financeiro que possibilitou o desenvolvimento desse projeto.

À todos um muito obrigado.

## RESUMO

Ligas de alumínio são amplamente empregadas em diversas aplicações industriais, como por exemplo em sistemas de transmissão de energia elétrica. Nesse sistema, e mais especificamente na montagem grampo de suspensão/cabo condutor, as falhas podem ocorrer nas camadas internas do cabo ou na região de interface deste com a superfície do grampo de sustentação. Este trabalho explora este segundo tipo de falha.

O presente trabalho apresenta estudos sobre o comportamento de um recobrimento de *Diamond-Like Carbon* (DLC) e de um tratamento por anodização quando aplicados a liga de alumínio SAE 305 (material empregado na confecção de grampos de sustentação dos cabos condutores). Estes tratamentos superficiais foram selecionados com base na sua ótima relação custo/benefício e boa resistência mecânica.

Para analisar a resistência mecânica dos revestimentos, foram realizados os ensaios: de rugosidade, de dureza, de desgaste microabrasivos, de desgaste por fricção, e em uma bancada de ensaios de cabos condutores de energia em escala real. Os variados tipos de ensaios de desgaste tem por objetivo avaliar a eficácia contra o desgaste dos tratamentos superficiais sob diferentes condições tribológicas e de carregamentos, e analisar a dinâmica das partículas abrasivas nos tribossistemas.

Nos ensaios microabrasivos do tipo “esfera livre”, um total de nove amostras, sendo três de cada grupo de material, foram testadas. Comparativamente ao alumínio sem revestimento, o DLC aumentou a resistência ao desgaste do substrato, enquanto que a anodização reduziu a resistência. Análises microestruturais permitiram concluir que a degradação superficial decorrente do processo de anodização e os mecanismos de desgaste foram os fatores principais pelo comportamento das amostras anodizadas.

Os ensaios de desgaste por fricção foram realizados com um tribômetro convencional, na configuração esfera-sobre-plano, e do tipo deslizamento recíproco. Para todos os ensaios foi adotada uma carga normal de contato de 10 N, faixa de deslocamento de 4 mm, frequência de oscilação linear de 8 Hz, e dois tempos de duração de ensaio (30 minutos e 60 minutos). Os resultados obtidos mostram que as amostras anodizadas tiveram suave aumento na resistência ao desgaste em relação às amostras sem revestimento, enquanto que as amostras de DLC apresentaram significativo aumento na resistência. Os comportamentos das amostras foram discutidos com base em análise microestrutural e dos mecanismos de desgaste.

Os ensaios com cabos condutores foram conduzidos com o intuito de avaliar o impacto da anodização e do DLC na vida útil desses elementos. Para tal, foram realizados 16 ensaios adotando-se a montagem grampos de suspensão revestidos/cabo condutor TERN. Três valores de deslocamento vertical ( $Y_b$ ) do condutor foram adotados: 0,84; 0,93 e 1,02 mm. Para todos os ensaios foi adotado um parâmetro H/w igual a 2144 m. Os resultados obtidos mostraram que ambos os tratamentos superficiais adotados não proporcionaram, de forma conclusiva, um aumento na vida útil do condutor. Análises morfológicas e de EDX das superfícies dos grampos tratados mostraram a formação de tribocamada de óxido de alumínio na interface de contato cabo-grampo.

Os resultados reportados no presente trabalho demonstraram que o DLC contribuiu de forma significativa para o aumento da resistência ao desgaste dos espécimes nos ensaios microabrasivos e de desgaste por fricção. A expectativa para o aumento da vida útil do condutor utilizado em conjunto com grampos revestidos com DLC não foi observada de forma consistente. Dessa forma, trabalhos futuros são necessários para uma melhor investigação da contribuição do DLC para essa aplicação.

**Palavras-chave:** Resistência ao desgaste, Liga de Alumínio SAE 305, *Diamond-Like Carbon*, Anodização.

## ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in many industrial applications, such as in electric power transmission systems. In this application, and more specifically in an overhead conductor/clamping assembly, failures may occur in the inner layer of the conductor, or in the conductor/clamping interface. This work investigates the second type of failure.

This work presents studies on the behavior of a *Diamond-Like Carbon* (DLC) coating and an anodization process when applied to aluminum alloy SAE 305 (material of the suspension clamp). These surfaces were selected based on their excellent cost/benefit ratio and good mechanical resistance.

In order to evaluate the mechanical strength of the surfaces, the following tests were performed: roughness, hardness, micro-abrasive wear and friction wear. Moreover, experimental tests have been conducted on a real scale testing system. The wear tests aim to evaluate the wear resistance of the surface treatments under different tribological and loading conditions, besides analyzing the dynamics of the abrasive particles in the tribosystems.

Micro-abrasive wear tests, using a free-ball system device, were carried-out on three specimens of each surface condition. Compared to the uncoated specimen, the DLC improved the wear resistance of the substrate, while anodization reduced the wear resistance. Microstructural analysis led to surface degradation due to the anodization process and wear mechanisms as the main factors of the anodized specimen behavior.

Reciprocating sliding wear tests using a sphere-on-flat configuration were performed in a conventional tribometer. For all tribometer tests the following parameters were adopted: a normal load of 10 N; a stroke of 4 mm; a frequency of 8 Hz and two time durations (30 minutes and 60 minutes). In comparison to the untreated aluminum alloy, the DLC coating showed a significantly improved in wear resistance, whereas the anodization process showed a small improvement. The wear behavior of the specimens are discussed in terms of microstructural analysis and wear mechanisms.

In addition, tests with overhead conductors were performed to evaluate the impact of anodization and DLC on the conductor lifetime. A total of 16 tests has been conducted on TERN conductor samples attached to coated suspension clamps. Tests were performed in three vertical displacements levels: 0.84, 0.93 and 1,02 mm. The H/w parameter was kept at 2144 m in all tests. The results showed that the investigated surface treatments did not provide a significant increase on the conductor lifetime. Morphological and EDX analysis of the clamping samples showed a tribolayer of aluminum oxide ( $Al_2O_3$ ) in the interface of the contact conductor/clamp.

The results reported in the present work showed that DLC improve the wear resistance of the specimens in the micro-abrasive and reciprocating sliding wear tests. The improve in conductor lifetime was not observed. Thus, future works are needed to better investigate the contribution of DLC for this application.

**Keywords:** Wear resistance, SAE 305 Aluminum alloy, *Diamond-Like Carbon*, Anodization.

# SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO .....	1
1.1. Contextualização do problema energético .....	1
1.2. Motivação .....	2
1.3. Tratamentos superficiais em ligas de alumínio .....	5
1.4. Objetivos .....	8
1.5. Estrutura do texto .....	9
CAPÍTULO 2 – REVISÃO TEÓRICA.....	11
2.1. Revestimentos superficiais .....	11
2.1.1. <i>Diamond-Like Carbon</i> (DLC).....	12
2.1.1.1. Métodos de deposição de filmes .....	20
2.1.1.2. Método de deposição de DLC adotado .....	26
2.1.2. Anodização.....	27
2.1.2.1. Método de anodização adotado .....	33
2.2. Desgaste .....	34
2.2.1. Desgaste abrasivo.....	34
2.2.2. Desgaste por <i>fretting</i> .....	42
2.3. Ensaio com cabos condutores .....	44
2.3.1. Cabos condutores .....	45
2.3.2. Grampos de suspensão .....	47
2.3.3. Falhas em cabos condutores.....	48
2.3.4. Cálculo da tensão dinâmica.....	49
2.3.5. Metodologias de previsão de vida em cabos condutores .....	51
CAPÍTULO 3 – CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE.....	54
3.1. Materiais .....	54
3.2. Rugosidade superficial.....	55
3.2.1. Metodologia de análise de rugosidade superficial .....	56
3.2.2. Resultados de testes de rugosidade superficial .....	56
3.3. Ensaio de dureza .....	57
3.3.1. Metodologia de ensaio de dureza.....	58
3.3.2. Resultados de ensaio de dureza.....	58
CAPÍTULO 4 – ENSAIOS MICROABRASIVOS.....	59

4.1. Metodologia.....	59
4.2. Resultados.....	62
4.2.1. Evolução da rugosidade superficial .....	62
4.2.2. Ensaios de desgaste microabrasivos .....	63
4.3. Discussões.....	66
<b>CAPÍTULO 5 – ENSAIOS DE DESGASTE POR FRICÇÃO .....</b>	<b>71</b>
5.1. Metodologia.....	71
5.2. Resultados.....	73
5.2.1. Rugosidade superficial .....	74
5.2.2. Ensaios de desgaste por fricção .....	74
5.3. Discussões.....	79
5.3.1. Parâmetros de superfície .....	79
5.3.2. Morfologia de desgaste .....	84
<b>CAPÍTULO 6 – ENSAIOS COM CABOS CONDUTORES DE ENERGIA .....</b>	<b>89</b>
6.1. Procedimento experimental .....	89
6.2. Resultados.....	97
6.2.1. Testes dinâmicos .....	97
6.2.2. Curva S-N .....	100
6.2.3. Incidência de quebras .....	102
6.3. Discussões.....	104
<b>CAPÍTULO 7 – CONCLUSÕES .....</b>	<b>120</b>
7.1. Principais contribuições.....	120
7.1.1. Ensaios Microabrasivos .....	120
7.1.2. Ensaios de desgaste por fricção .....	121
7.1.3. Ensaios com cabo condutor de energia.....	121
7.2. Trabalhos futuros .....	122
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>123</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: (a) Conjunto cabo/grampo de suspensão; (b) Seção transversal de um cabo condutor CAA [8]; (c) Regiões de contato do sistema cabo/grampo de suspensão [8].	3
Figura 2: Segmento de amostra de cabo TERN evidenciando regiões de contato e desgaste.	4
Figura 3: Barra estrutural inferior traseira do Honda Civic EG 91-95 com camada anodizada [17].	6
Figura 4: Par de engrenagens cilíndricas de dentes retos revestidas com filme de DLC [24].	6
Figura 5: (a) Representação dos orbitais atômicos do carbono no seu estado fundamental e excitado; (b) Distribuição espacial dos orbitais de valência s, px, py e pz [26].	13
Figura 6: Ligações hibridizadas do carbono: sp <sup>3</sup> , sp <sup>2</sup> , sp <sup>1</sup> [25].	14
Figura 7: Diagrama de fase ternário de Robertson. Modificado de [25].	15
Figura 8: Densidade como uma função da quantidade de ligações sp <sup>3</sup> (%) para os revestimentos ta-C, ta-C:H e a-C:H. Modificado de [40].	18
Figura 9: Representação esquemática do sistema PE-CVD utilizado para depositar filmes a-C:H. Modificado de [62].	24
Figura 10: Esquema do processo de densificação por subimplantação [25].	25
Figura 11: Processos de subimplantação iônica: (a) Penetração direta; (b) Penetração indireta, ou por colisão com recuo; (c) Relaxação da região densificada [25].	25
Figura 12: Desenho esquemático do processo de anodização do alumínio. Modificado de [68].	27
Figura 13: Representação da estrutura da camada anodizada e a indicação da selagem de poros. Modificado de [68].	29
Figura 14: Exemplos típicos de equipamentos sujeitos a desgaste abrasivo. (a) Pá-carregadeira de rodas [99]; (b) Perfuratriz [100].	35
Figura 15: Ilustração dos modos de desgaste abrasivo: (a) Abrasão de 2-corpos; (b) Abrasão de 3-corpos. Modificado de [104].	36
Figura 16: Representação esquemática das diferentes interações entre partículas abrasivas em deslizamento e a superfície do material em desgaste: (a) Microsulcamento; (b) Microcorte; (c) Microfadiga; (d) Microtrinca. Modificado de [105].	37
Figura 17: Diagrama esquemático mostrando a formação e propagação de trinca em um material frágil devido a um ponto de indentação. A carga normal de contato aumenta de (a) até (c), e então é progressivamente reduzida de (d) até (f). Modificado de [23].	40
Figura 18: Ilustração esquemática do mecanismo de desgaste abrasivo de material frágil pela propagação de trincas laterais. Modificado de [23].	42
Figura 19: Superfície de uma esfera quando submetida ao contato com outra esfera sob a ação de uma força tangencial na condição de fretting sob escorregamento parcial. Adaptado de [6].	43
Figura 20: Carregamentos cíclicos nas regiões típicas de fretting. Adaptado de [106].	44
Figura 21: Curvas da amplitude de tensão versus vida em fadiga (S-N) para diferentes valores de tensão média [111].	45
Figura 22: Estrutura típica de um cabo condutor [5].	46
Figura 23: Modelo de grampo de suspensão típico utilizado nesse trabalho: (a) Vista superior; (b) Vista lateral; (c) Vista em perspectiva.	48

Figura 24: Marcas de fretting sobre os locais de fratura dos fios e depósitos de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ) em segmento de amostra de cabo TERN após ensaio experimental. ....	49
Figura 25: Esquema de montagem cabo-grampo. Adaptado de [6]. ....	50
Figura 26: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos testes de desgaste microabrasivo e de fricção: (a) Espécime revestido com DLC; (b) Espécime anodizado; (c) Espécime sem revestimento. ....	55
Figura 27: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos ensaios com cabos condutores: (a) Grampo de suspensão revestido com DLC; (b) Grampo de suspensão anodizado; (c) Grampo de suspensão sem revestimento. ....	55
Figura 28: Presença de poros em uma superfície anodizada. ....	57
Figura 29: Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo CSM Calowear. ....	59
Figura 30: Cratera de desgaste: (a) Cratera em 3D; (b) Cratera em 2D. ....	61
Figura 31: Volume de desgaste versus a distância de deslizamento multiplicada pela carga normal. ....	64
Figura 32: Taxa de desgaste versus produto da distância de deslizamento pela carga normal. ....	65
Figura 33: Superfícies das crateras de desgaste geradas em ensaio de desgaste microabrasivo: (a) Alumínio sem revestimento; (b) Anodizado; (c) DLC. ....	67
Figura 34: Detritos dentro da cratera de desgaste de uma amostra de alumínio sem revestimento. ....	68
Figura 35: Superfície anodizada obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV). ....	70
Figura 36: Tribômetro Plint TE67 utilizado nos ensaios de desgaste por fricção. ....	72
Figura 37: Marcas de desgaste por fricção: (a) Perfil 3D de uma marca de desgaste (b) Perfil transversal de uma marca de desgaste utilizado para medir o volume de desgaste. ....	73
Figura 38: Volume de desgaste médio das duas séries de ensaios (30 e 60 min). ....	75
Figura 39: Valor médio da taxa de desgaste das duas séries de ensaios (30 e 60 min). ....	76
Figura 40: Valor médio do COF (t=60 min). ....	77
Figura 41: Mapa triboscópico representativo: (a) Substrato; (b) Anodizado; (c) DLC. ....	78
Figura 42: Superfície anodizada obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV). ....	80
Figura 43: Acúmulo de partículas abrasivas nas extremidades das marcas de desgaste: (a) Superfície de referência; (b) Superfície anodizada. ....	83
Figura 44: Extremidade de uma marca de desgaste de espécime de DLC. ....	84
Figura 45: Superfície da marca de desgaste de um espécime de referência. ....	85
Figura 46: Superfície da marca de desgaste de um espécime anodizado. ....	86
Figura 47: Superfície de um espécime de DLC: (a) Fora da marca de desgaste; (b) Dentro da marca de desgaste. ....	87
Figura 48: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos ensaios com cabos condutores: (a) Grampo de suspensão anodizado; (b) Grampo de suspensão revestido com DLC. ....	91
Figura 49: Célula de carga para o monitoramento da carga de estiramento do cabo condutor. ....	91
Figura 50: Detalhe das tiras de teflon adotadas na fase de preparação dos ensaios para proteger a superfície do grampo. ....	92
Figura 51: Excitador eletromecânico (shaker) do LabCabos/UnB. ....	93
Figura 52: Dispositivo de detecção de quebra de fios em condutores do LabCabos/UnB. ....	94
Figura 53: Sistema de aquisição de dados (ADS 2000) do LabCabos/UnB. ....	95

Figura 54: Segmento de área típico de uma das amostras de grampo de suspensão utilizado para analisar a morfologia da superfície das marcas de desgaste.....	97
Figura 55: Comparativo do comportamento da média experimental da tensão para carregamento dinâmico e o valor teórico do grupo de amostras de grampos anodizados. ....	99
Figura 56: Comparativo do comportamento da média experimental da tensão para carregamento dinâmico e o valor teórico do grupo de amostras de grampos com DLC.....	99
Figura 57: Curva S-N para a quebra de 5 fios do condutor de cada grupo de material. ....	102
Figura 58: Incidência de quebras de fios na camada externa do condutor TERN. ....	103
Figura 59: Incidência de quebras de fios na camada externa e na base do condutor TERN.....	104
Figura 60: Marcas de desgaste típicas na superfície de grampo anodizado (ensaio 1, $Y_b=0,93$ mm). ....	105
Figura 61: Marca de desgaste típica sobre a superfície de um grampo anodizado ( $Y_b=0,84$ mm): (a) Marca de desgaste sobre a superfície do grampo; (b) Detalhe dentro da marca de desgaste.....	106
Figura 62: Composição química encontrada dentro de uma marca de desgaste na superfície de um grampo anodizado: (a) Ponto 1; (b) Ponto 2; (c) Ponto 3.....	108
Figura 63: Detalhe característico da marca de desgaste superficial verificado em um fio do condutor TERN em contato com uma superfície do grampo anodizado ( $Y_b=0,84$ mm).....	109
Figura 64: Presença de trincas sobre uma tribocamada formada sobre a superfície de um grampo anodizado ( $Y_b=1,02$ mm).....	110
Figura 65: Marcas de desgaste típicas nas superfícies de grampos com DLC: (a) Ensaio 1, $Y_b=0,93$ mm; (b) Ensaio 2, $Y_b=0,84$ mm. ....	111
Figura 66: Marcas de desgaste típicas sobre a superfície de grampos revestidos com DLC: (a) Interior da marca de desgaste (ensaio 1, $Y_b=0,84$ mm); (b) Interior da marca de desgaste (ensaio 2, $Y_b=1,02$ mm). ....	113
Figura 67: Composição química encontrada dentro de uma marca de desgaste na superfície de um grampo de DLC: (a) Ponto 1; (b) Ponto 2; (c) Ponto 3. ....	114
Figura 68: Presença de trincas sobre uma tribocamada formada sobre a superfície de um grampo com DLC ( $Y_b=0,84$ mm).....	115
Figura 69: Marcas de desgaste sobre a superfície de um grampo sem revestimento (ensaio 3, $Y_b=0,84$ mm). ....	116
Figura 70: Morfologia da superfície das marcas de desgaste dos grampos sem revestimento: (a) Topografia da superfície de desgaste; (b) Presença de sulcos dentro da marca de desgaste. ....	118

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Categorização dos revestimentos de DLC [25, 39].	16
Tabela 2: Configuração geométrica e corte transversal do cabo TERN.	47
Tabela 3: Composição química da liga de alumínio SAE 305 em %	54
Tabela 4: Rugosidade média de cada amostra.	56
Tabela 5: Dureza das amostras.	58
Tabela 6: Evolução da rugosidade de cada superfície após a realização de testes microabrasivos.	63
Tabela 7: Rugosidade de cada superfície após a realização de testes de desgaste por fricção.	74
Tabela 8: Níveis de tensão prescritos nos ensaios.	90
Tabela 9: Propriedades mecânicas e geométricas do cabo TERN.	90
Tabela 10: Comparativo entre a fórmula de Poffenberger-Swart e valores experimentais de tensão para diferentes amplitudes de deslocamento dos espécimes de grampos anodizados.	98
Tabela 11: Comparativo entre a fórmula de Poffenberger-Swart e valores experimentais de tensão para diferentes amplitudes de deslocamento dos espécimes de grampos de DLC.	98
Tabela 12: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo anodizado para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ).	100
Tabela 13: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo de DLC para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ).	101
Tabela 14: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo sem revestimento para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ) [155].	101

## LISTA DE SÍMBOLOS

### Símbolos latinos

$d$  - diâmetro

$d_{cratera}$  – diâmetro da cratera de desgaste microabrasivo

$d_{al}$  – diâmetro dos fios de alumínio

$d_{aço}$  – diâmetro dos fios de aço

$E$  – módulo de elasticidade [MPa]

EDS – *Every Day Stress* [%]

$EI_{min}$  – rigidez mínima do cabo condutor

$f$  – coeficiente de fricção

$F$  – força de fricção

$F_{adesão}$  – força de fricção devido à adesão de dois corpos em contato

$H$  – dureza

$H/w$  – parâmetro de catenária

$I$  – momento de inércia

$I_{min}$  – momento de inércia mínimo

$k$  – taxa de desgaste de um material

$K_p$  – constante da fórmula de *Poffenberger-Swart*

$n_{aço}$  – número de fios de aço do cabo condutor

$n_{al}$  – número de fios de alumínio do cabo condutor

$N$  – carga normal de contato [N]

$N_f$  – número de ciclos para falha por fadiga [ciclos]

$R$  – razão de tensão

$R_a$  – rugosidade média

$R_{esfera}$  – raio da esfera

$S$  – distância de deslizamento

$t$  – tempo

$V_{desg}$  – volume de desgaste

$Y_b$  - é a amplitude de deslocamento vertical (pico-a-pico) medido em um ponto do cabo distante 89 mm do último ponto de contato entre o cabo e o grampo de suspensão

### **Símbolos gregos**

$\varepsilon$  – deformação

$\mu$  - módulo de rigidez

$\sigma$  – tensão [MPa]

$\sigma_a$  – amplitude de tensão [MPa]

$\sigma_m$  – tensão média [MPa]

### **Siglas e Abreviações**

a-C – carbono amorfo não-hidrogenado

a-C:H – carbono amorfo hidrogenado

ACAR - cabo de Alumínio com Alma de Liga de Alumínio (*Aluminum Conductor Alloy Reinforced*)

AP-CVD – Deposição Química em Fase Vapor à Pressão Atmosférica (*Atmospheric pressure CVD*)

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

CA (AAC) - cabo de Alumínio (*All Aluminum Conductor*)

CAA (ACSR) - cabo de Alumínio com Alma de Aço (*Aluminum Conductor Steel Reinforced*)

CAL (AAAC) - cabo de Alumínio Liga (*All Aluminum Alloy Conductor*)

CIGRÉ – *Conceil International des Grands Réseaux Electriques* (International Council on Large Electric Systems)

COF – *Coefficient Of Friction* (coeficiente de fricção)

CVD - Deposição Química na Fase Vapor (*Chemical Vapor Deposition*)

DC – corrente contínua (*Direct Current*)

DLC – Carbono Tipo Diamante (*Diamond-Like Carbon*)

EDS – *Every Day Stress* (Carga diária média de tracionamento à qual o cabo condutor é submetido ao longo da vida em serviço. Corresponde a um percentual da tensão limite de ruptura à tração do condutor)

EDX – *Energy Dispersive X-ray*

EPE – Empresa de Pesquisa Energética

EPRI – *Electric Power Research Institute*

HDP-CVD - Deposição Química em Fase Vapor com Plasma em alta Densidade (*High Density Plasma CVD*)

IBGE – Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística

IEEE – *Institute of Electrical and Electronics Enginners* (Instituto dos Engenheiros Eletricistas e Eletrônicos)

LP – CVD - Deposição Química em Fase Vapor à Baixa Pressão (*Low Pressure CVD*)

LTM – Laboratório de Tribologia e Materiais

LVDT – *Linear Variable Differential Transformer* (Transformador Diferencial Variável Linear)

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MFLE - Mecânica da Fratura Linear Elástica

PE-CVD - Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma (*Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition*)

PIB – Produto Interno Bruto

P-S – *Poffenberger-Swart*

PVD - Deposição Física na Fase Vapor (*Physical Vapor Deposition*)

RF - radiofrequência

ta-C – carbono amorfo tetraédrico

ta-C:H – carbono amorfo tetraédrico hidrogenado

TW - fios Trapezoidais (*Trapezoidal Wires*)

UFU – Universidade Federal de Uberlândia

UHMW – Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (*Ultra High Molecular Weight Polietileno*)

UnB – Universidade de Brasília

UPC – Último Ponto de Contato

UTS – Tensão Última de Resistência à Tração (*Ultimate Tensile Strength*)

# **CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO**

Este capítulo introdutório contextualiza a temática do problema energético do Brasil, apresentando dados estatísticos que revelam a importância do assunto para a realização de trabalhos no meio científico. Além disso, são feitas breves considerações gerais sobre o fenômeno de falha nos cabos condutores e sobre dois tipos de tratamentos superficiais aplicados em ligas de alumínio. Por fim, são apresentados os objetivos geral e específicos da Tese, bem como a estrutura textual da mesma.

## **1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO DO PROBLEMA ENERGÉTICO**

Uma das variáveis para definir um país como desenvolvido é a facilidade de acesso da população aos serviços de infraestrutura, tais como: saneamento básico, transportes, telecomunicações e energia. De todos os segmentos da infraestrutura, a energia elétrica é o serviço mais universalizado, e se configura como um fator determinante para o desenvolvimento econômico e social de um país ao fornecer apoio mecânico, elétrico e térmico às ações humanas [1].

Segundo dados do IBGE [2], o Brasil é um país com quase 184 milhões de habitantes, e se destaca como a quinta nação mais populosa do mundo. Segundo o Censo de 2010 [2], o serviço elétrico foi o que apresentou maior cobertura atingindo 97,8 % dos domicílios brasileiros – no Censo de 2008, cerca de 95 % da população tinha acesso à rede elétrica [1]. Nas áreas urbanas esse percentual chega a 99,1 %, e na área rural atinge 89,7 %. Esses dados demonstram os esforços do Governo Federal no sentido de ampliar a geração e transmissão de energia elétrica através do SIN<sup>1</sup>.

Segundo projeção de demanda de energia elétrica elaborada pela Empresa de Pesquisa Energética (EPE) do Governo Federal [3], considerando grandes indústrias consumidoras de energia (ex.: siderúrgicas, mineração, petroquímicas, dentre outras), o cenário econômico e a projeção de crescimento da população

---

<sup>1</sup> Sistema Interligado Nacional - é um sistema de coordenação e controle, formado pelas empresas das regiões sul, sudeste, centro-oeste, nordeste e parte da região norte, que congrega o sistema de produção e transmissão de energia elétrica do Brasil, que é um sistema hidrotérmico de grande porte, com predominância de usinas hidrelétricas e proprietários múltiplos, estatais e privados. Apenas 1,7% da capacidade de produção de eletricidade do país encontra-se fora do SIN, em pequenos sistemas isolados localizados principalmente na região amazônica.

brasileira, estima-se um aumento no consumo de energia elétrica no Brasil de aproximadamente 6 % no período compreendido de 2015 a 2024. Dessa forma, os investimentos médios anuais para a expansão do sistema de geração e distribuição de energia é da ordem de bilhões de reais [4].

Além disso, é importante considerar o fato de as linhas de transmissão no Brasil estarem atingindo a sua vida média (entre 25 e 40 anos)<sup>2</sup>. Nesse caso, os componentes do sistema de transmissão começam a demonstrar os primeiros sinais de deterioração, e os custos envolvendo a substituição dos componentes de tais sistemas são vultosos.

A partir da exposição dos dados acima, é possível afirmar que os aspectos relacionados à confiabilidade e à otimização dos custos envolvendo os processos de produção e distribuição de energia elétrica são estratégicos para que o Brasil tenha um crescimento sustentável, eficiente, e para que transmita uma imagem de credibilidade às demais economias internacionais.

O cabo condutor é o componente mais importante de uma linha de transmissão. Primeiramente devido à sua função de transmissão de energia, e também pelo fato de que o seu custo na linha de transmissão é significativo. O custo do condutor, envolvendo material e instalação, representa aproximadamente 40 % do investimento para a implantação de uma rede de transmissão de energia nova [5]. Dessa forma, torna-se fundamental a realização de estudos visando ao aumento da vida útil dos cabos condutores e, conseqüentemente, à otimização dos custos envolvidos com as linhas de transmissão de energia.

## 1.2. MOTIVAÇÃO

Segundo o Electric Power Research Institute (EPRI) [5], 99 % das falhas nos condutores ocorrem no sistema cabo/grampo de suspensão<sup>3</sup> em decorrência de forças induzidas por excitação eólica. A ação de ventos moderados provoca movimento de flexão alternada no condutor que, dependendo do nível de deslocamento vertical, pode causar a falha por fadiga nos fios do condutor e/ou nos grampos de suspensão. Adicionalmente aos esforços de flexão alternada, a ação contínua do vento no condutor tensionado induz ao surgindo de forças de atrito causadas pelo deslizamento de pequena amplitude dos fios do cabo entre si, e destes com o grampo de suspensão. Esse fenômeno é denominado desgaste por *fretting*, e a vida útil do condutor fica severamente comprometida em decorrência da abrasão dos fios que o compõe [6].

---

<sup>2</sup> A maior parte da rede de transmissão de energia foi implantada no regime militar (1964-1985).

<sup>3</sup> Os grampos de suspensão são dispositivos utilizados para fixar o condutor às torres de transmissão.

Além disso, nas zonas de microdeslizamento das superfícies danificadas em contato podem se originar trincas de fadiga proporcionando grandes reduções da resistência a fadiga do condutor carregado ciclicamente. Neste caso, tem-se o processo denominado fadiga por *fretting*. Segundo Nowell [7], o dano superficial causado pelo atrito das superfícies em contato, associado ao severo gradiente de tensões na região de contato aceleram o processo de nucleação e propagação de trincas de fadiga.

A Figura 1 apresenta um conjunto cabo/grampo de suspensão<sup>4</sup> (Figura 1(a)) e um corte transversal de um cabo CAA<sup>5</sup> (Figura 1(b)), juntamente com a indicação esquemática de uma série de regiões de contato entre os fios do cabo, e entre os fios do cabo e a superfície do grampo de suspensão (Figura 1(c)). Em cabos do tipo CAA, dependendo das condições de carregamento, três diferentes modos de contato podem ocasionar a falha por *fretting*: i) o contato grampo/fio, na camada mais externa do cabo (ponto A) (zona de contato de interesse deste trabalho); ii) o contato entre fios de alumínio (pontos B e C); iii) e o contato entre o fio de alumínio e o fio de aço (ponto D). Essas regiões apresentadas na Figura 1(c) são críticas no processo de *fretting* em cabos condutores.

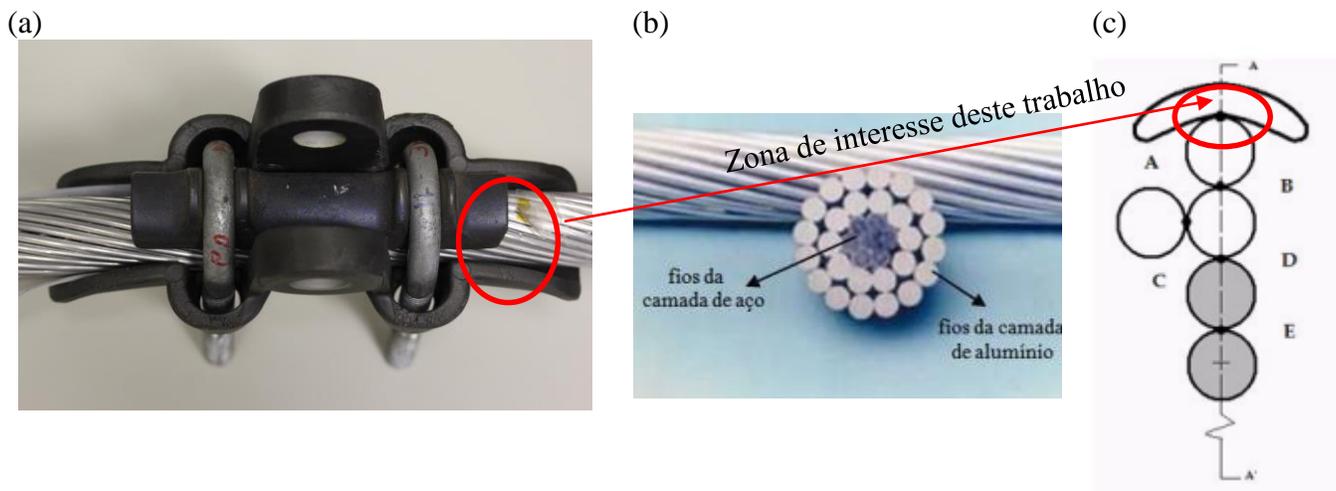


Figura 1: (a) Conjunto cabo/grampo de suspensão; (b) Seção transversal de um cabo condutor CAA [8]; (c) Regiões de contato do sistema cabo/grampo de suspensão [8].

Os detritos formados em razão do fenômeno de *fretting* nas superfícies em movimento relativo (fio/fio e/ou fio/grampo de suspensão) tendem a se acumular progressivamente na interface de contato (e na vizinhança do contato), em decorrência da baixa amplitude do deslocamento relativo. Esses detritos depositados na

<sup>4</sup> A imagem foi capturada após um dos ensaios experimentais deste trabalho adotando o com cabo TERN e grampo de suspensão revestido com DLC.

<sup>5</sup> CAA (Cabo de alumínio com alma de aço). Neste trabalho foi utilizado o cabo TERN, cuja estrutura é do tipo CAA.

interface de contato se oxidam e formam uma camada de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ), de dureza relativamente alta que, adicionalmente às tensões de contato, acelera o processo de falha do cabo [9]. A Figura 2 apresenta a ocorrência do fenômeno de *fretting* em uma amostra de cabo TERN ensaiado no Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia da Universidade de Brasília (LabCabos/UnB).

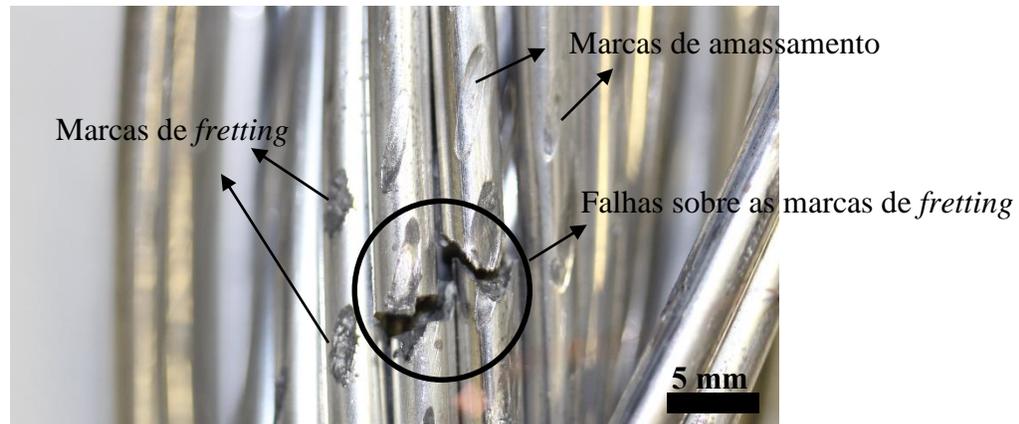


Figura 2: Segmento de amostra de cabo TERN evidenciando regiões de contato e desgaste.

Dessa forma, o fenômeno químico-mecânico de desgaste por *fretting* do sistema cabo/grampo de suspensão, que será visto com maiores detalhes no Capítulo 2 dessa Tese, torna bastante complexo os projetos, pesquisas e os trabalhos de manutenção envolvendo as linhas de transmissão de energia. Diversos estudos científicos realizados possibilitaram um bom entendimento do fenômeno de *fretting*. No entanto, o fenômeno de *fretting* no sistema cabo/grampo de suspensão traz algumas dificuldades adicionais. Por exemplo: frequentemente a falha nos cabos condutores ocorre no interior do grampo, onde a inspeção visual (ou a aplicação de sensores para medir as tensões e controlar a falha) não é possível.

Vários esforços tem sido realizados no sentido de buscar um maior entendimento do fenômeno de fadiga nos cabos condutores, e obter uma maior vida útil para os mesmos. No entanto, uma abordagem diferente do problema se faz necessária considerando os aspectos tribológicos do sistema cabo/grampo.

Os cabos condutores são confeccionados de fios de liga de alumínio encordoados concêntricamente. Dependendo do tipo de aplicação, os cabos podem ter diferentes configurações estruturais como, por exemplo: cabo de alumínio (CA), cabo de alumínio com alma de aço (CAA), cabo com fios trapezoidais (TW<sup>6</sup>), dentre outros [5]. Já os grampos de suspensão são confeccionados da liga de alumínio SAE 305. Há

---

<sup>6</sup> Trapezoidal Wires.

vários modelos de grampos de suspensão disponíveis, sendo que a escolha do modelo dependerá da aplicação/circunstâncias [5].

O alumínio e suas ligas são amplamente empregados em várias áreas da engenharia em razão das suas propriedades físicas, tais como: baixo custo de produção e manufatura, boa condutividade termoelétrica, boa resistência contra corrosão, baixa densidade, dentre outros. No entanto, mesmo com essas vantagens, o uso do alumínio e suas ligas se torna limitado em diversas aplicações em função da sua baixa dureza e características tribológicas deficientes como, por exemplo, a baixa resistência ao desgaste. Dessa forma, os tratamentos superficiais tem sido uma alternativa barata e eficiente para melhorar o comportamento tribológico do alumínio e suas ligas, proporcionando um aumento da sua aplicabilidade.

### **1.3. TRATAMENTOS SUPERFICIAIS EM LIGAS DE ALUMÍNIO**

Várias engenharias de superfície tem sido propostas e estudadas com o intuito de melhorar a resistência ao desgaste e as características friccionais do alumínio e suas ligas como, por exemplo: a anodização, os tratamentos térmicos e as técnicas de revestimento [10, 11].

A oxidação anódica (popularmente conhecida como anodização) tem sido uma técnica tradicional de modificação superficial do alumínio e suas ligas por mais de duas décadas [12]. A anodização caracteriza-se como um processo eletroquímico, que gera um filme superficial de óxido pela transformação do alumínio em alumina. É importante ressaltar que o processo de anodização do alumínio não envolve deposição de material como ocorre nos processos galvanoplásticos. Como alumínio anodizado, vários estudos tem relatado um aumento na resistência ao desgaste e à abrasão em diversas aplicações [13, 14]. Dessa forma, a técnica da anodização tem sido adotada em vários setores da engenharia, principalmente nas indústrias aeroespacial e automotiva, conforme mostrado na Figura 3 [15, 16].



Figura 3: Barra estrutural inferior traseira do Honda Civic EG 91-95 com camada anodizada [17].

Uma técnica de revestimento desenvolvida na década de 1950, e que vem sendo continuamente aperfeiçoada, é o *Diamond-Like Carbon* (DLC) [18]. O revestimento de DLC possui uma forma metaestável de carbono amorfo com excelentes características tribológicas em função da sua elevada dureza e propriedades autolubrificantes, eficazes na redução do atrito e do desgaste [19]. Alguns exemplos de aplicações do DLC são: engrenagens de sistemas de transmissão [20], ferramentas de corte diversas [21], implantes ortopédicos [22], e revestimentos de vários tipos de mancais de apoio [23]. A Figura 4 mostra um par de engrenagens cilíndricas de dentes retos com revestimento de filme de DLC.



Figura 4: Par de engrenagens cilíndricas de dentes retos revestidas com filme de DLC [24].

O carbono tipo diamante (DLC) é o nome atribuído a uma grande variedade de materiais de carbono amorfo, dependendo do estado eletrônico do carbono ao formar as ligações químicas [25]. Essa larga faixa de filmes de revestimento de DLC, com diferentes propriedades, depende da técnica e dos parâmetros de deposição [25]. Algumas técnicas de deposição do DLC são: a PVD<sup>7</sup> (Deposição Física na Fase Vapor) e a CVD<sup>8</sup> (Deposição Química na Fase Vapor). Neste trabalho, a técnica utilizada para depositar o DLC nas amostras foi a PE-CVD<sup>9</sup> (Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma), uma técnica de deposição química na fase vapor assistida por plasma.

A técnica de deposição PE-CVD tem como princípio o crescimento de filmes utilizando o plasma a frio. O método consiste na decomposição de gases a base de carbono, e eventualmente hidrogênio e oxigênio, através de descarga elétrica. Como exemplo, uma mistura de metano, hidrogênio e dióxido de carbono pode ser utilizado no processo de deposição PE-CVD [23]. As principais características dos filmes depositados por meio da técnica PE-CVD são: a maior aderência dos filmes ao substrato material, baixo coeficiente de atrito, menor custo de produção, e relativa tensão interna reduzida [26].

Vários fatores devem ser considerados na escolha de uma técnica de modificação superficial, ou um revestimento, para uma determinada aplicação. É importante ressaltar, primeiramente, que não há uma escolha de engenharia de superfície universal que satisfaça a todas as condições de uso do material. A escolha da engenharia de superfície mais adequada para determinada aplicação dependerá do estudo de todas as variáveis envolvidas na aplicação do material. Dessa forma, deve-se analisar as condições de operação do material em campo, tipo de material e estado superficial do substrato, custo, carregamentos a que o material estará submetido, efeitos do ambiente sobre o material, dentre outros [27]. Atualmente há várias referências abordando estudos de resistência ao desgaste proporcionado pela anodização e por filmes de DLC no alumínio e suas ligas [13, 21]. No entanto, ao iniciar este trabalho, o autor desconhecia qualquer estudo científico realizado que tenha aplicado a anodização e o DLC na liga de alumínio SAE 305. O estudo tribológico de amostras de alumínio SAE 305 sem revestimento, e com tratamentos superficiais por anodização e DLC, submetidas à ensaios de desgaste microabrasivos e ensaios de desgaste por fricção, confere a esse trabalho um caráter inovador. Além disso, esse trabalho contribui quando tais tratamentos superficiais são aplicados à grampos de suspensão de cabos condutores, possibilitando a realização de

---

<sup>7</sup> Do inglês “Physical Vapor Deposition”

<sup>8</sup> Do inglês “Chemical Vapor Deposition”

<sup>9</sup> Do inglês “Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition”

análises do comportamento tribológico do conjunto cabo/grampo, além de eventualmente minimizar as falhas por desgaste no condutor.

A escolha dos ensaios de desgaste microabrasivo, de desgaste por fricção e em bancada real com cabo condutor tem por objetivo avaliar a eficácia contra o desgaste dos três grupos de superfícies sob diferentes condições tribológicas e de carregamentos. Além disso, as análises morfológicas das superfícies desgastadas possibilitará a identificação e a comparação do comportamento dinâmico das partículas abrasivas nos tribossistemas adotados.

Espera-se que os tratamentos superficiais por anodização e o DLC aumentem a vida útil do cabo condutor pela modificação do comportamento das partículas abrasivas no tribossistema cabo/grampo. Tendo em vista as características de elevada dureza e baixo coeficiente de fricção proporcionados pelos tratamentos superficiais, a expectativa é de que os detritos de materiais gerados pelo movimento relativo de pequena amplitude do cabo em relação à superfície do grampo se movimentem livremente na interface de contato na maior parte do tempo, reduzindo a severidade do desgaste no tribossistema.

Em função dos resultados gerados neste trabalho, tais revestimentos podem ser “enxertados” no ponto crítico do contato cabo/grampo de sustentação proporcionando um incremento na vida útil do sistema e, conseqüentemente, reduzindo os vultosos custos envolvendo a substituição dos componentes da linha de transmissão.

## **1.4. OBJETIVOS**

O objetivo geral desse trabalho é avaliar o impacto de dois revestimentos superficiais, nomeadamente a anodização e o DLC, aplicados à liga de alumínio SAE 305, sob três condições de ensaios experimentais: ensaio de desgaste microabrasivo, ensaio de desgaste por fricção e ensaio em bancada real com cabo condutor de energia.

Dentre os objetivos específicos destacam-se:

- Definir o perfil de dureza das amostras de alumínio sem revestimento e com revestimentos, buscando identificar a correlação da dureza com a resistência ao desgaste proporcionado pelos revestimentos envolvidos no trabalho;

- Medir a rugosidade superficial das amostras de alumínio sem revestimento e com revestimentos com o intuito de verificar a influência da rugosidade sobre a resistência ao desgaste das amostras ensaiadas;
- Realizar testes de desgaste microabrasivos para avaliar a taxa de desgaste, a variação da rugosidade e a morfologia do desgaste nas superfícies de amostras de liga de alumínio SAE 305 sem revestimento e com revestimento por anodização e com DLC;
- Realizar testes de desgaste por fricção para avaliar a taxa de desgaste, a variação da rugosidade e a morfologia do desgaste nas superfícies tratadas por anodização e com DLC, utilizando a liga de alumínio SAE 305 como material de referência;
- Realizar testes com cabos condutores com o intuito de: avaliar o impacto na vida útil do cabo TERN fixado a grampos de suspensão monoarticulados de liga de alumínio SAE 305 revestidos superficialmente por anodização e por DLC; identificar a distribuição das falhas nas camadas do condutor TERN; realizar análises morfológicas das superfícies de desgaste das amostras ensaiadas nos testes com condutores, buscando identificar o tipo e os mecanismos de desgaste presentes no tribossistema abrangendo o conjunto cabo/grampo.

## 1.5. ESTRUTURA DO TEXTO

Esse trabalho está dividido em sete capítulos numerados, e as referências bibliográficas. O capítulo 1 fez breves considerações gerais sobre o fenômeno de falha nos cabos condutores e sobre os tratamentos superficiais por anodização e o DLC, além dos aspectos técnicos relacionados ao problema em estudo. Este capítulo também apresenta o cenário que favoreceu o surgimento da proposta, e apresenta os objetivos desse trabalho de pesquisa. O capítulo 2 aborda uma revisão teórica referente aos assuntos de relevância ao tema proposto como, por exemplo: tratamentos superficiais por anodização e o revestimento de DLC; desgaste abrasivo; desgaste por *fretting*; e conceitos teóricos necessários para o estudo com cabos condutores de energia. Além disso, no capítulo 2 são apresentadas as metodologias dos tratamentos superficiais adotados nesse trabalho. O capítulo 3 apresenta a caracterização das superfícies em estudo, onde o leitor terá conhecimento das amostras adotadas no trabalho, bem como a metodologia, os resultados e as discussões dos ensaios de rugosidade superficial e de dureza realizados nas amostras antes dos testes experimentais. O capítulo 4 apresenta a metodologia, os resultados e as discussões dos ensaios experimentais de desgaste microabrasivos realizados nesse trabalho. O capítulo 5 aborda a metodologia, os resultados e as discussões

dos ensaios experimentais de desgaste por fricção. No capítulo 6 o leitor pode conhecer os resultados obtidos nesse trabalho da eficácia dos revestimentos aplicados no grampo de suspensão sobre a vida do cabo condutor TERN. Esse capítulo aborda a metodologia utilizada na realização dos testes experimentais com o cabo, e serão apresentados os resultados e as discussões dos ensaios com os condutores. No capítulo 7 são apresentadas as conclusões dos ensaios experimentais realizados. Além disso, o autor desse trabalho faz sugestões para futuros trabalhos que possam complementar e enriquecer este trabalho de pesquisa. Ao final da tese são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas nesse trabalho, estando ordenadas pela utilização para o melhor entendimento do leitor.

## CAPÍTULO 2 – REVISÃO TEÓRICA

O Capítulo 2 aborda os revestimentos superficiais adotados nesse projeto de pesquisa, os métodos de deposição, as propriedades tribológicas e mecânicas de tais revestimentos, e algumas aplicações práticas dos mesmos. Além disso, são discutidos os dois tipos de desgaste de importância para o presente trabalho: desgaste abrasivo e o desgaste por *fretting*, apresentando as suas características, fatores de influência, e condições de ocorrência. Por último, é feita uma revisão teórica sobre cabo condutor de energia.

### 2.1. REVESTIMENTOS SUPERFICIAIS

O conceito de revestimento foi reconhecido em documentos oficiais e especificações somente na década de 1950. No entanto, não havia uma especificação terminológica definindo o revestimento e seus tipos, exceto para especificações relacionadas à corrosão e à proteção anticorrosiva, que assume que o conceito de revestimento é autoevidente [28, 29].

Segundo Burakowski e Wierzchón [11], uma definição geral de revestimento é: uma linha de material, formado naturalmente ou sinteticamente, ou depositado artificialmente sobre a superfície de um objeto feito de outro material, com o objetivo de atingir propriedades técnicas ou decorativas desejadas. Dessa forma, tem-se o substrato, ou seja, o objetivo revestido, que constitui um fase do sistema. E o revestimento, que constitui a segunda fase do sistema. Entre o substrato e o revestimento deve existir uma linha (ou mesmo várias) de certo volume, com propriedades intermediárias, geralmente facilitando a aderência do revestimento ao substrato.

As estruturas tribológicas de revestimentos sofreram diversas mudanças ao longo de várias décadas de pesquisa. A classificação e características das estruturas de revestimentos, bem como as novas tendências tribológicas e revestimentos lubrificantes sólidos, podem ser melhor conhecidas nas literaturas [27, 30-33], e outras afins.

Nos tópicos seguintes são abordados, de forma detalhada, os revestimentos adotados no presente trabalho: o DLC (*Diamond-Like Carbon*) e a anodização.

### 2.1.1. DIAMOND-LIKE CARBON (DLC)

O *Diamond-Like Carbon* (DLC) é uma forma metaestável de carbono amorfo contendo uma fração significativa de ligações  $sp^3$  [25]. Esse revestimento apresenta propriedades físicas e químicas bastante atraentes, tais como: baixo coeficiente de fricção, elevada dureza, elevada resistência ao desgaste, inércia química, transparência ótica, dentre várias outras [34]. Os filmes de DLC tem ampla utilização como revestimento superficial em aplicações como: componentes automotivos, discos magnéticos, revestimentos biomédicos, e como dispositivos eletromecânicos. Essas características do DLC estão intimamente relacionadas ao polimorfismo do carbono, que possibilita a obtenção de uma variedade de estruturas cristalinas e desordenadas [18].

#### Carbono

Um átomo de carbono possui seis elétrons, sendo quatro de valência. No seu estado fundamental, os elétrons de valência apresentam-se na configuração:  $2s^2 2p^2$ . Um dos primeiros estados excitados corresponde à configuração  $2s^1 2p^3$ , na qual um elétron ocupa o orbital 2s e os demais, o orbital 2p ( $p_x$ ,  $p_y$ ,  $p_z$ ) (ver Figura 5). Para cada conjunto de possíveis combinações lineares dá-se o nome de hibridização. A Figura 5 mostra a representação dos orbitais atômicos do carbono no seu estado fundamental e excitado, e a distribuição espacial dos orbitais de valência s,  $p_x$ ,  $p_y$  e  $p_z$ .

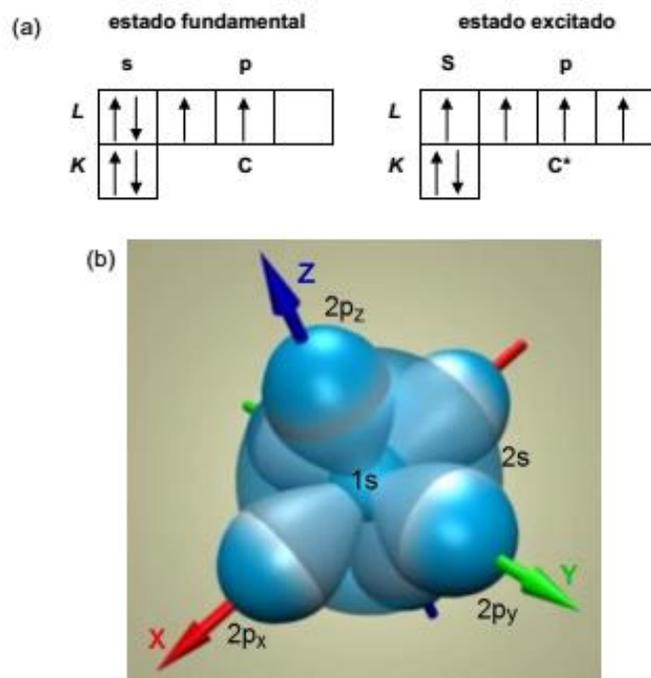


Figura 5: (a) Representação dos orbitais atômicos do carbono no seu estado fundamental e excitado; (b) Distribuição espacial dos orbitais de valência s, px, py e pz [26].

O carbono pode se apresentar segundo três ligações hibridizadas:  $sp^3$ ,  $sp^2$  e  $sp^1$  (ver Figura 6) [25]. Na configuração  $sp^3$ , como por exemplo o diamante, cada um dos quatro elétrons de valência do carbono está em um orbital  $sp^3$  tetragonalmente direcionado, fazendo uma forte ligação  $\sigma$  com o átomo adjacente. A típica configuração do grafite é a  $sp^2$ , que tem número de coordenação 3. Nessa configuração, três dos quatro elétrons de valência estão em orbitais  $sp^2$  direcionados trigonalmente, formando ligações  $\sigma$  com os átomos de carbono no plano. O quarto elétron encontra-se em um orbital  $p\pi$ , que é normal ao plano das ligações  $\sigma$ . Esse orbital forma ligações fracas  $\pi$  com um ou mais orbitais  $\pi$  vizinhos. Na configuração  $sp^1$ , dois elétrons de valência estão em orbitais  $\sigma$ , cada um formando ligações  $\sigma$  direcionadas ao longo do eixo x ( $\pm x$ ). Os outros dois elétrons são colocados em orbitais  $p\pi$ , nas direções dos eixos y e z [25]. A Figura 6 apresenta de forma esquemática as três hibridizações do carbono.

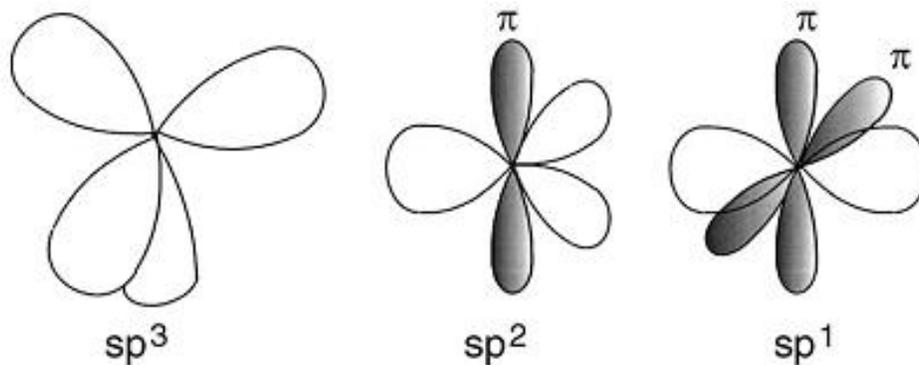


Figura 6: Ligações hibridizadas do carbono:  $sp^3$ ,  $sp^2$ ,  $sp^1$  [25].

O DLC na forma mais simples é composto puramente de carbono amorfo, ou seja, átomos de carbono ligados sem um longo alcance de estrutura cristalina. O número de hibridizações  $sp^2$  e  $sp^3$  é governado pelo processo de deposição do revestimento, e a razão dos dois afeta diretamente as propriedades mecânicas e tribológicas do DLC. Particularmente, as ligações do tipo  $sp^3$  conferem várias das propriedades benéficas do DLC como, por exemplo, elevada dureza, e inércia química e eletromecânica [25].

### Hidrogênio

Os revestimentos DLC são formados principalmente de átomos de carbono ligados segundo hibridizações do tipo  $sp^2$  e  $sp^3$ . Dependendo do processo de deposição, o DLC pode conter também átomos de hidrogênio ligados quimicamente a átomos de carbono, ou posicionados em sítios intersticiais do revestimento. Os revestimentos de DLC são normalmente categorizados como revestimentos hidrogenados e não-hidrogenados. A quantidade de hidrogênio pode variar de 0 a 60%, e afeta fortemente as propriedades do revestimento em termos de comportamento tribológico, bem como as suas propriedades mecânicas [35].

O hidrogênio estabiliza as ligações híbridas  $sp^3$  no revestimento DLC. Quando o revestimento de DLC se forma, surgem intrínsecas tensões devido às forças oriundas das ligações dos átomos de carbono. Com a introdução de hidrogênio na estrutura do revestimento, os átomos de carbono podem se ligar à átomos de hidrogênio proporcionando um alívio para a rede de carbono e estabilizando a estrutura  $sp^3$  do revestimento DLC. Se a quantidade de hidrogênio é relativamente alta, a maioria das ligações  $sp^3$  são do tipo C-H e não C-C, resultando em um revestimento DLC de menor dureza [36].

### Categorização dos revestimentos de DLC

A partir de uma grande variedade de métodos de deposição surgiram várias nomenclaturas para os filmes de carbono amorfo, tais como: a-C, a-C:H, ta-C, a-D, i-C, carbono duro, entre outras [37]. É comum citar filmes com propriedades diferentes com o mesmo nome e, dessa forma, torna-se importante fazer uma identificação de cada membro da família de carbono amorfo.

Um diagrama de fase ternário é geralmente utilizado para exibir os vários tipos de revestimentos DLC. Esse diagrama foi inicialmente proposto por Jacob e Moller [36] para revestimentos de carbono amorfo hidrogenado (a-C:H) e carbono amorfo hidrogenado tetraédrico (ta-C:H). Posteriormente, Robertson [25] incluiu no diagrama os revestimentos de carbono amorfo não-hidrogenados (a-C), carbono amorfo tetraédrico (ta-C), e o carbono grafite [38]. O diagrama de fase ternário de Robertson é apresentado na Figura 7.

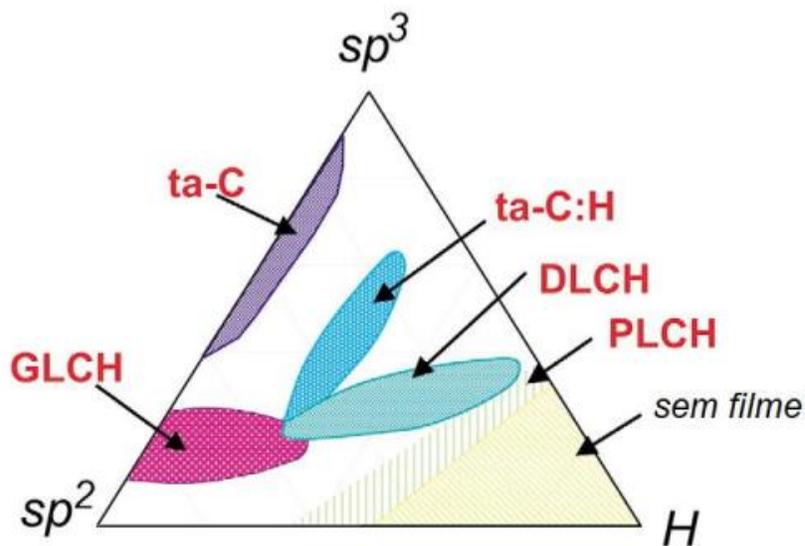


Figura 7: Diagrama de fase ternário de Robertson. Modificado de [25].

Uma visualização geral das categorias de revestimentos DLC, conforme discutido em várias literaturas, é mostrado na Tabela 1. As propriedades mecânicas dos tipos de revestimentos de DLC em termos da quantidade de  $sp^3$  e hidrogênio, e Módulo de Elasticidade, são comparadas àquelas do grafite e do diamante.

Tabela 1: Categorização dos revestimentos de DLC [25, 39].

	Quantidade de $sp^3$ (%)	Quantidade de hidrogênio (%)	Densidade ( $g/cm^3$ )	Dureza (GPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
Grafite	0	0	2.267	0.2 – 2	10
Diamante	100	0	3.515	100	1000
a-C	0 – 5	0	1.9 – 2.2	10 – 20	100 – 200
a-C:H macio	60	40 – 60	1.2 – 1.6	< 10	--
a-C:H duro	40	20 – 40	1.6 – 2.2	10 – 30	100 – 300
ta-C	80 – 88	0	2.2 – 3.2	50 – 80	300 – 500
ta-C:H	70	25 – 30	1.7 – 2.4	< 50	< 300

No diagrama de fase ternário do carbono amorfo (ver Figura 7), os vértices correspondem ao diamante ( $sp^3$ ), grafite ( $sp^2$ ) e carbono ligado ao hidrogênio, formando hidrocarbonetos. A seguir uma breve descrição dos tipos amorfos de carbono, dependendo da quantidade de ligações  $sp^3$  e de hidrogênio:

#### I. Carbono amorfo não-hidrogenado (a-C)

Os revestimentos de carbono amorfo não-hidrogenado podem ser produzidos por várias técnicas de pulverização (*sputtering*). Esses revestimentos são ricos em ligações do tipo  $sp^2$ , e geralmente a sua microestrutura é constituída de regiões de grafita em uma matriz de carbono amorfo. A quantidade de ligações do tipo  $sp^3$  é pequena [25].

#### II. Carbono amorfo hidrogenado (a-C:H)

Os revestimentos de carbono amorfo hidrogenado são divididos em dois grupos: duro, que contém 20 – 40 % de hidrogênio; e macio, que contém 40 – 60 % de átomos de hidrogênio. Revestimentos a-C:H macios são normalmente produzidos por PE-CVD. A alta concentração de hidrogênio neste revestimento reduz as tensões na matriz de carbono e resulta em baixa densidade e baixa dureza do revestimento (ver Tabela 1).

Revestimentos a-C:H duros são geralmente produzidos por PE-CVD, ou por pulverização do grafite em uma atmosfera hidrogenada [25]. A Tabela 1 apresenta algumas características deste revestimento.

### III. Carbono amorfo tetraédrico (ta-C)

Revestimentos de carbono amorfo tetraédrico são revestimentos não-hidrogenados de alta densidade com ligações predominantes do tipo  $sp^3$ . Esse revestimento pode ser produzido por Laser Pulsado ou por Arco Catódico Filtrado em Vácuo. Algumas características desse revestimento são apresentadas na Tabela 1 [25].

### IV. Carbono amorfo tetraédrico Hidrogenado (ta-C:H)

Como o próprio nome sugere, esse revestimento apresenta quantidades elevadas de ligações  $sp^3$ . A quantidade elevada de  $sp^3$  se deve às modernas técnicas de deposição por plasma. Algumas propriedades desse revestimento podem ser visualizadas na Tabela 1 [38].

#### Propriedades tribológicas e mecânicas

Para revestimentos de DLC, a dureza e o módulo de elasticidade aumentam com o aumento na concentração de ligações  $sp^3$ , mas a exata relação entre dureza e a quantidade de ligações  $sp^3$  varia de acordo com as técnicas e os parâmetros de deposição, bem como com a quantidade de hidrogênio e a densidade. Os valores aproximados de dureza são apresentados na Tabela 1.

A densidade do revestimento DLC é fortemente dependente da quantidade de ligações  $sp^3$ . Para revestimento do tipo ta-C, verifica-se o aumento linear do revestimento com o aumento de ligações  $sp^3$ . Revestimentos hidrogenados geralmente apresentam baixa densidade. No caso dos revestimentos ta-C:H, também se verifica um aumento linear da densidade com o aumento de ligações  $sp^3$ . No entanto, para o revestimento a-C:H, a densidade desvia de uma relação linear quando a quantidade de ligações  $sp^3$  aumenta abaixo de um ponto crítico. Isso se deve ao fato de a maioria das ligações  $sp^3$  se desfazerem com o hidrogênio, resultando em menos ligações C-C na matriz de carbono [38]. A Figura 8 apresenta a densidade como uma função da quantidade de ligações  $sp^3$  para os revestimentos ta-C, ta-C:H e a-C:H.

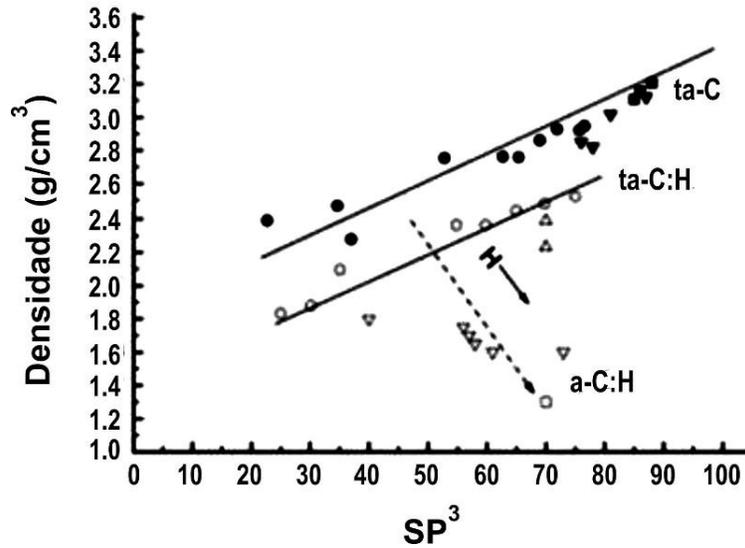


Figura 8: Densidade como uma função da quantidade de ligações  $sp^3$  (%) para os revestimentos ta-C, ta-C:H e a-C:H. Modificado de [40].

Outra característica dos revestimentos de DLC são as elevadas tensões residuais decorrentes do processo energético de deposição. Essas tensões residuais podem causar falha por delaminação, e limitam a espessura do revestimento. Três tipos de tensões contribuem para o acúmulo de tensões residuais no DLC: a tensão térmica, decorrente da diferença entre a temperatura de deposição e a temperatura de operação; a tensão intrínseca, devido às mudanças microestruturais ou crescimento de defeitos; e a tensão extrínseca pode surgir pelas deformações superficiais permanentes, ou mudança microestrutural decorrente de reações superficiais. A Eq. (2.1) representa de forma algébrica as tensões residuais nos filmes de DLC [41].

$$\sigma_{residual} = \sigma_{térmica} + \sigma_{intrínseca} + \sigma_{extrínseca} \quad (2.1)$$

Com o objetivo de minimizar as tensões residuais e depositar revestimentos com forte adesão ao substrato, geralmente se adiciona uma linha de adesão entre o revestimento e o substrato de forma a reduzir as tensões locais [30]. A deposição de uma fina linha de um determinado elemento como, por exemplo, o titânio ou o silicone proporciona forte ligação interfacial através de reação química com o substrato. O revestimento de DLC é então depositado sobre a camada interfacial com maior força adesiva. Modernas técnicas de

deposição tem permitido a deposição de revestimentos multilinha e gradiente com forte adesão para uma vasta gama de materiais [42].

A composição de um revestimento de DLC pode ser otimizada com o objetivo de reduzir as tensões intrínsecas. A “dopagem” de revestimentos de DLC é uma prática comum seja para melhorar uma determinada propriedade do revestimento e garantir a sua sobrevivência em um meio específico, ou para atingir uma funcionalidade adicional. Dessa forma, tensões intrínsecas podem ser reduzidas, e certas propriedades, tais como: dureza, energia superficial, e biocompatibilidade, podem ser adaptadas para uma determinada aplicação [43, 44].

Os revestimentos de DLC são geralmente dopados com fluoreno, silicone, oxigênio, ou nitrogênio. Metais comuns adotados nas dopagens são: o titânio, tungstênio e cromo. Por exemplo, dopagem de um revestimento do tipo a-C:H com silício geralmente proporciona a elevação da dureza [45]. Tensões residuais são normalmente minimizadas com silicone. DLC dopado com nitrogênio é geralmente utilizado para a proteção de discos rígidos, alívio das tensões internas e para aumentar a estabilidade térmica [22, 46].

A fricção de revestimentos de DLC depende de um número de fatores intrínsecos e extrínsecos. O método de deposição, a composição química, a rugosidade, todos esses fatores afetam fortemente o coeficiente de fricção de um revestimento DLC. Robertson [25] considera dois principais mecanismos no desgaste de revestimentos DLC: i) o desgaste por fricção, relacionado à rugosidade superficial do filme; ii) o desgaste via transferência de camadas, onde o coeficiente de fricção do filme é alterado pela formação de um tribofilme (camada de transferência) induzida pela pressão de contato. Outros fatores também afetam o desgaste do filme como, por exemplo, a dureza e a rugosidade do substrato. No caso de substratos de baixa dureza ocorrem elevadas deformações plásticas de tal forma que o filme se torna frágil, culminando no seu rompimento [38]. Uma quantidade expressiva de revisões e publicações sobre as propriedades tribológicas do DLC estão disponíveis na literatura [25, 30, 47].

#### Algumas aplicações tribológicas dos filmes de DLC

Tendo em vista as excelentes propriedades mecânicas dos filmes de DLC, existem possibilidades de aplicação dos mesmos em diversas áreas. No setor aeroespacial, alguns componentes como, por exemplo, o scanner rotativo e discos magnéticos podem ter lubrificação seca e/ou líquida, e livre de contaminantes [48]. Quando tais componentes são expostos ao ambiente de vácuo ficam susceptíveis a soldas a frio indesejáveis entre as superfícies metálicas. A aplicação do filme de DLC como um lubrificante sólido age como uma camada protetora com o intuito de evitar a ocorrência desse tipo de solda [49].

Como biomaterial, o DLC vem se destacando em função da grande diversidade de composição de filmes, e notáveis propriedades físicas e químicas no campo da microbiologia e da medicina. Um problema frequente em implantes cirúrgicos está relacionado com as propriedades da superfície dos materiais, como: fadiga, corrosão, fricção, desgaste, sendo estes apenas alguns parâmetros considerados na concepção de próteses, biosensores e implantes médicos [50]. A delaminação (em função das tensões residuais) é a principal causa para o fracasso dos revestimentos de DLC, resultando na exposição do substrato que, conseqüentemente, resultaria em grave desgaste no sistema biológico [51].

Outra possibilidade de aplicação de filmes de DLC está ligada à indústria petrolífera. Recentemente, as companhias de petróleo tem se interessado pelo aumento da eficiência e viabilidade dos tubos de extração de petróleo [52]. Um dos obstáculos à essa viabilidade é a corrosão dos componentes de aço devido à grande pressão de trabalho e à presença do dióxido de enxofre. Além disso, os componentes e acessórios dos tubos de extração estão expostos: à elevada salinidade da água do mar, à partículas de óleo em suspensão e à produtos químicos adicionados, o que torna o processo corrosivo ainda mais severo [53]. Dessa forma, tecnologias com base no fluxo de petróleo através de dutos revestidos com DLC pode, potencialmente, aumentar a eficiência do processo de extração pela redução do atrito, do desgaste e da corrosão nos tubos de perfuração [52].

Silva [54] também relata o emprego de revestimentos de DLC em discos e leitores magnéticos. Foi demonstrado que o DLC proporcionou melhorias substanciais nas propriedades tribológicas como, por exemplo, a redução do desgaste mecânico na interface leitor/área a ser lida contribuindo, dessa forma, na proteção e armazenamento dos dados sem interferir nas propriedades ópticas do disco.

#### **2.1.1.1. MÉTODOS DE DEPOSIÇÃO DE FILMES**

Esse tópico aborda algumas técnicas de deposição de filmes mais difundidas comercialmente, com ênfase no método de deposição por PE-CVD (Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma).

##### Deposição Física na Fase Vapor (PVD)

No método de deposição por PVD o material do revestimento é evaporado em uma câmara de vácuo utilizando-se um determinado meio, que pode ser o aquecimento resistivo, o bombardeamento de gás ionizado de alta energia ou o canhão de elétrons. Geralmente o processo é conduzido por gases reativos com o intuito de promover a formação de compostos superficiais, a partir de reações químicas controladas [23,

55]. Comparativamente à técnica de CVD, a deposição física de vapores também apresenta uma baixa taxa de deposição (exceto na técnica de deposição por feixe de elétrons [55, 56]), mas com a vantagem de ocorrer com menores temperaturas de deposição (geralmente na faixa entre 100 e 600°C) e, nesse caso, a técnica é indicada para materiais cujas propriedades são alteradas pela elevação da temperatura [55, 57].

Diversas técnicas de PVD estão disponíveis para a deposição de filmes de revestimento considerando a forma de evaporação, tais como: por arco catódico, por feixe de elétrons e por pulverização (*sputtering*). Tais metodologias de deposição são discutidas com maior profundidade em Hutchings [23], Burakowski [11], e outras literaturas correlatas.

### Deposição Química na Fase Vapor (CVD)

A técnica de revestimento por CVD envolve reações químicas termicamente induzidas na superfície aquecida do substrato utilizando reagentes na forma gasosa. Essas reações químicas podem envolver o substrato material, mas geralmente isso não ocorre. Os processos de revestimento por CVD ocorrem geralmente em temperaturas relativamente altas (na faixa de 600 a 1100°C), apesar de esforços estarem sendo feitos para aprimorar as técnicas de deposição, e operar em temperaturas mais baixas. Muitos materiais sofrem variações significativas nas suas propriedades em função das elevadas temperaturas de operação do processo CVD. Os aços, por exemplo, serão aquecidos até a fase de austenitização e, dessa forma, o processo de deposição do filme deve ser acompanhado de um tratamento térmico específico para otimizar as propriedades do substrato [23].

A deposição por CVD produz revestimentos de elevada pureza, alta densidade, baixa densidade de poros (mesmo para geometrias complexas de substrato), alta homogeneidade e forte adesão ao substrato. As desvantagens dessa técnica são: a baixa taxa de deposição de filmes; alto gasto energético, tendo em vista as elevadas temperaturas necessárias para a operação do processo; as elevadas temperaturas também possibilitam eventuais mudanças estruturais no substrato e difusão atômica de outros elementos; possibilidade de geração de resíduos químicos de difícil descarte [55].

Trata-se de um processo versátil, ou seja, pode-se utilizá-lo para depositar linhas de revestimentos metálicos, não-metálicos (ex.: carbono e silicone), compósitos (ex.: óxidos, carbetos, nitretos, dentre outros), intermetálicos, além de vários outros materiais. Atualmente é o método mais comum de deposição de filmes finos para a produção de circuitos integrados, filmes finos isolantes. Alguns filmes que podem ser depositados por CVD são: Silício policristalino, SiO<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, SiN, Al, W, Ti, entre outros [58].

Algumas variações da técnica de deposição por CVD são: AP-CVD (“Atmospheric pressure CVD”); LP-CVD (“Low Pressure CVD”); PE-CVD (“Plasma Enhanced CVD”); HDP-CVD (“High Density Plasma CVD”). Importante salientar que, independentemente do método de deposição, todos os sistemas CVD usam gases que se decompõem quando aquecidos e reagem sobre a superfície do substrato para produzir o filme [58].

Maiores detalhes das técnicas de deposição por CVD podem ser obtidas em Stachowiak [59], e outras literaturas afins.

### Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma (PE-CVD)

A técnica de deposição por PE-CVD tem como princípio o crescimento de filmes utilizando o plasma a frio. Um plasma frio é aquele em que a temperatura dos elétrons é muito maior que a temperatura dos íons. No equilíbrio termodinâmico, todas as temperaturas do sistema são iguais ( $T_{e_{gas}}$ ,  $T_{e_{vibracional}}$ ,  $T_{e_{eletrônica}}$ ,  $T_{e_{rotacional}}$ ) [60]. Dessa forma, o plasma frio é um plasma fora do equilíbrio termodinâmico, sendo a relação das temperaturas dada por:

$$T_{e_{eletrônica}} > T_{e_{vibracional}} > T_{e_{rotacional}} > T_{e_{gas}} \quad (2.2)$$

A câmara de deposição na técnica PE-CVD é formada por dois eletrodos de áreas diferentes. O menor deles, o catodo, conecta-se a uma fonte de corrente DC<sup>10</sup>-pulsada ou de radiofrequência (mais adotada), e nele é aplicada a diferença de potencial, ou tensão de polarização. O outro eletrodo (anodo) é formado pelas paredes da câmara, ou por uma placa paralela ao catodo, que fica aterrada [61].

Após a evacuação da câmara, um gás é introduzido e se torna o meio no qual a descarga é iniciada, e sustentada através da fonte de corrente. Os elétrons adquirem e perdem energia rapidamente em uma sequência de colisões até adquirirem energia suficiente para ionizar ou dissociar as moléculas do gás, e produzir elétrons secundários por reações de impacto [61].

Durante a estabilização do plasma, elétrons são perdidos nas paredes e nos eletrodos, e o fluxo se mantém através de reações com elétrons secundários e com o impacto de íons positivos contra os eletrodos. Durante

---

<sup>10</sup> Do inglês “direct current” (corrente contínua).

a fase estável do plasma, o número de elétrons gerados e perdidos fica em equilíbrio e a sua estabilidade está diretamente relacionada com a pressão, que influencia no caminho livre médio a ser percorrido pelos elétrons e pelas moléculas do gás<sup>11</sup> [61].

Sendo o plasma gerado por um processo de colisões entre os elétrons livres acelerados pelo campo elétrico e os átomos/moléculas da atmosfera precursora, o mecanismo básico de deposição envolve a criação de espécies reativas, como elétrons, íons, moléculas, radicais neutros e ionizados, provocando novas ionizações. Estas espécies reativas, ativadas pela descarga, tendem a interagir com a superfície, se adsorvendo quimicamente, e formando um filme [60, 61]. Geralmente os gases precursores utilizados para a deposição de filmes de DLC do tipo a-C:H são hidrocarbonos, tais como: o metano, o acetileno, etileno ou benzeno [62].

As características principais dessa técnica de deposição são: a alta potência de aceleração dos íons, a versatilidade para se utilizar diferentes precursores, facilidade de deposição em amostras com diferentes formas e tamanhos, e o baixo custo com a aquisição de equipamentos e com o crescimento do filme [63]. Uma das desvantagens dessa técnica de deposição é a impossibilidade de ter um controle independente da corrente e da energia iônica, tendo em vista que ambas variam com a fonte de tensão [63]. A fonte de descarga mais comum nos laboratórios para a deposição por PE-CVD é a radiofrequência (RF) [25], embora alguns trabalhos reportem bons resultados em termos de: melhor aderência do filme, baixo coeficiente de fricção e reduzidas tensões internas, obtidos com PE-CVD com fonte DC pulsada [63]. A Figura 9 apresenta de forma esquemática o processo PE-CVD utilizado para depositar filmes a-C:H.

---

<sup>11</sup> Quando a pressão do sistema é menor que 0.1 Torr, o caminho livre médio dos elétrons e das moléculas é demasiado grande, reduzindo a probabilidade de colisão e, conseqüentemente, diminuindo a taxa de dissociação e ionização das moléculas. O resultado disso é a redução na taxa de deposição do filme e o aumento da instabilidade do plasma.

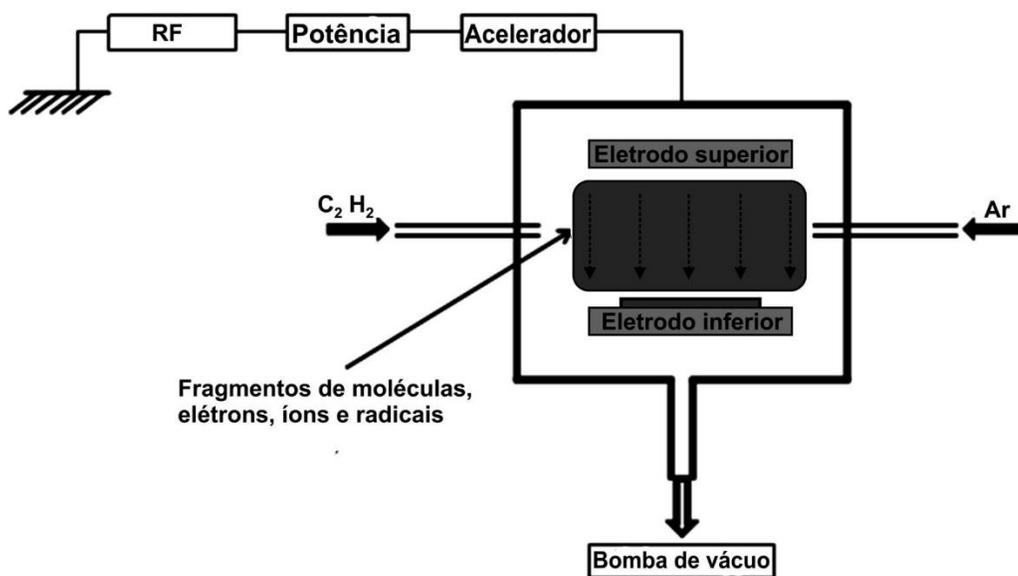


Figura 9: Representação esquemática do sistema PE-CVD utilizado para depositar filmes a-C:H. Modificado de [62].

Existe uma forte dependência das propriedades dos filmes a-C:H depositados por PE-CVD com a tensão de polarização<sup>12</sup> e a energia dos íons de bombardeamento, e estudos indicam que estes últimos possuem um papel fundamental na deposição dos filmes. Assim, para o melhor entendimento do processo, torna-se necessário a descrição do processo físico de subimplantação iônica.

### Mecanismo de subimplantação iônica

O mecanismo de subimplantação iônica está associado ao bombardeamento da superfície do filme pelos íons gerados no plasma. Lifshitz et al. [37], reportaram que o crescimento de filmes sobre substratos de Ni por meio do bombardeamento com íons de carbono, acontece de forma subsuperficial, e nomearam o processo de subimplantação<sup>13</sup>. Segundo esses autores, as ligações  $sp^3$  são acumuladas por um deslocamento preferencial dos átomos de carbono com hibridizações  $sp^2$ <sup>14</sup>. Robertson [25, 64], propôs que o processo de subimplantação iônica cria um aumento metaestável na densidade do filme, o que favorece a formação de

<sup>12</sup> Bias-voltage

<sup>13</sup> “low energy subsurface implantation”

<sup>14</sup> O modelo é fundamentado segundo energias de deslocamento do grafite ( $sp^2$ ) e no diamante ( $sp^3$ ). No entanto, esse modelo mostrou-se posteriormente incorreto [25. Robertson, J., *Diamon-like amorphous carbon*. Materials Science and Engineering, 2002. **37**: p. 129-281.

hibridizações  $sp^3$ . Um crescimento subsuperficial em um volume limitado seria necessário para formar ligações  $sp^3$  [25]. A Figura 10 mostra o processo de densificação por subimplantação iônica.

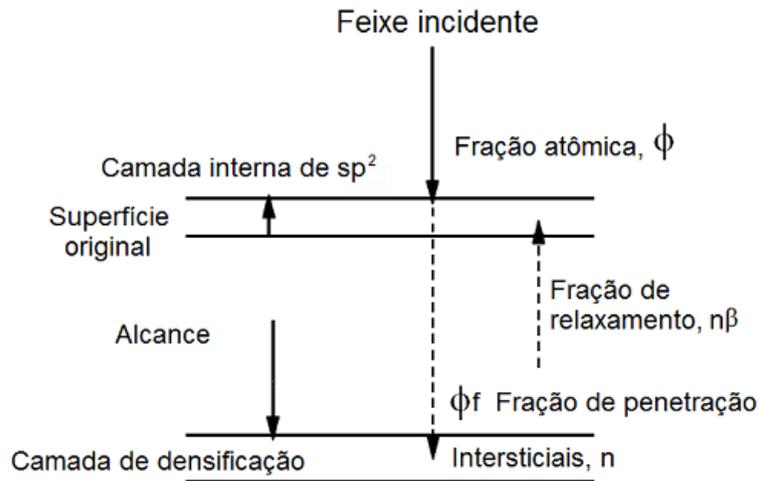


Figura 10: Esquema do processo de densificação por subimplantação [25].

De acordo com a Figura 10, os íons que não possuem energia suficientemente alta para penetrar o filme ficam na superfície, formando ligações  $sp^2$ . Os íons que apresentam energia superior à energia limiar de penetração conseguem entrar nos espaços intersticiais, aumentando a densidade atômica local, e favorecendo a formação de ligações  $sp^3$ . Já os íons com energia menor que a limiar de penetração, que não participam da densificação, contribuem para o crescimento do filme por meio de um processo de relaxação [25]. A Figura 11 mostra os três processos básicos de subimplantação iônica proposto por Robertson.

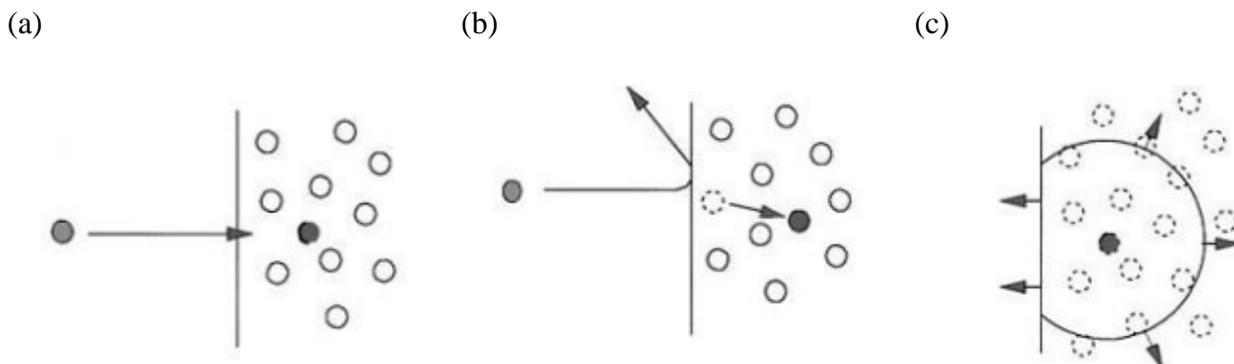


Figura 11: Processos de subimplantação iônica: (a) Penetração direta; (b) Penetração indireta, ou por colisão com recuo; (c) Relaxação da região densificada [25].

### 2.1.1.2. MÉTODO DE DEPOSIÇÃO DE DLC ADOTADO

Filmes de revestimento de *Diamond-Like Carbon* (DLC) abrange uma variedade de materiais de carbono amorfo, sendo alguns desses contendo aproximadamente 50 % de hidrogênio em sua estrutura (a-C:H), e outros contendo menos de 1 % de hidrogênio (a-C). Dependendo da concentração de hidrogênio e da razão  $sp^3/sp^2$  de ligações hibridizadas do carbono, que podem ser controladas pelo processo de deposição, esses filmes de revestimentos podem exibir uma faixa considerável de propriedades mecânicas e tribológicas [65].

O tipo de estrutura do filme de DLC depositado nos espécimes desse trabalho é o carbono amorfo hidrogenado. Os revestimentos de carbono amorfo hidrogenado podem ser divididos em dois grupos: duro e macio, de acordo com a concentração de hidrogênio na estrutura [25]. Uma elevada concentração de hidrogênio no revestimento reduz as tensões na matriz de carbono, e resulta em baixa densidade e dureza do revestimento. Um dos métodos de deposição de filmes de carbono do tipo a-C:H, e que foi adotado neste trabalho, é o PE-CVD (Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma)<sup>15</sup> que, em função das baixas temperaturas para a deposição do filme, é indicado para materiais termo-sensíveis como o alumínio e suas ligas [25, 39].

Os filmes depositados pela técnica PE-CVD são formados utilizando o plasma frio, em alta frequência (13.56 MHz), a partir de gases hidrocarbonetos, como o metano, benzeno e acetileno. Os íons e radicais gerados pela ionização/dissociação desses gases tendem a interagir com a superfície do material, se adsorvendo quimicamente e formando o filme [62].

O filme de DLC depositado nas amostras do presente trabalho é constituído de três camadas. A primeira camada, com uma espessura de aproximadamente 0.2  $\mu\text{m}$ , é dopada com silicone para aumentar a adesão do revestimento com o substrato do material [66]. Na segunda camada, com espessura de aproximadamente 1  $\mu\text{m}$ , a quantidade de silicone é reduzida progressivamente até zero, na direção da terceira camada. A terceira camada do DLC é composta de carbono e hidrogênio dispostos em aglomerados com hibridização  $sp^2$  interconectados com aglomerados com hibridização  $sp^3$ . A espessura aproximada da camada de DLC é de 22  $\mu\text{m}$ . O processo de deposição foi realizado em uma única etapa, sem interrupção do vácuo. O processo de deposição do filme de DLC nas amostras desse trabalho foi realizado no Instituto Fraunhofer, na Alemanha.

---

<sup>15</sup> Do inglês “Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition”

Pelos valores de dureza obtidos, e que serão apresentados no Capítulo 3, o filme de DLC depositado nas amostras de substrato é do tipo a-C:H macio [25].

### 2.1.2. ANODIZAÇÃO

O alumínio e suas ligas tem a capacidade de se recobrir espontaneamente de uma camada de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), de alguns nanômetros de espessura, quando estão em contato com o oxigênio do ar. Essa camada é geralmente muito fina para proporcionar uma proteção eficaz contra a corrosão e/ou desgaste em um ambiente severo. Dessa forma, o processo de oxidação anódica, usualmente chamada de anodização, é utilizado com o intuito de favorecer a formação dessa camada de óxido [67].

O processo de anodização pode ser caracterizado da seguinte forma: o metal é posicionado ao ânodo de uma cuba eletrolítica contendo uma solução ácida diluída, chamada eletrólito, com a qual reage formando uma camada de óxido sobre a superfície do metal. As condições eletroquímicas no banho eletrolítico devem ser cuidadosamente ajustadas para o devido controle da forma e tamanho dos poros da camada anódica. A presença desses poros na camada anodizada possibilitam a formação de uma camada de maior espessura, fato não possível em condições naturais de passivação. A Figura 12 apresenta de forma esquemática o processo de anodização do alumínio [68].

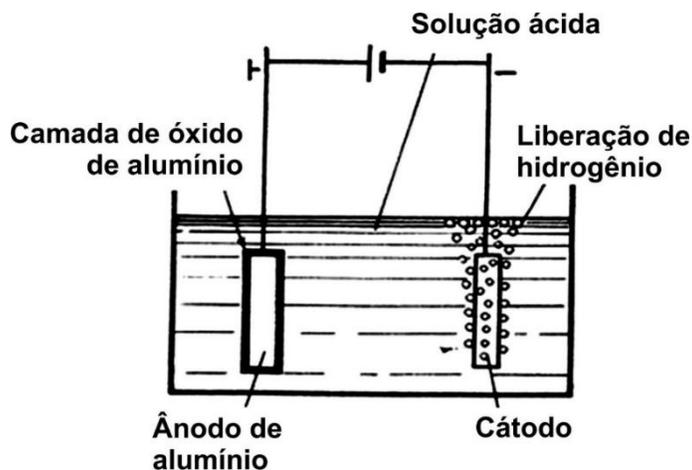


Figura 12: Desenho esquemático do processo de anodização do alumínio. Modificado de [68].

Considerando o processo de anodização do alumínio e suas ligas, a reação global da oxidação anódica em meio ácido pode ser escrita conforme as Eqs. (2.3) a (2.6). Dessa forma, observa-se durante o crescimento

do filme anódico um processo de migração de ânions de oxigênio da interface óxido/solução em direção ao eletrodo de alumínio, e a formação de gás hidrogênio no cátodo [69].



A classificação dos tipos de anodização é feita conforme o eletrólito ácido utilizado no processo. Vários ácidos podem ser utilizados na anodização, porém os mais comumente adotados industrialmente são o ácido crômico ( $CrO_3$ ) e o ácido sulfúrico ( $H_2SO_4$ ). Esses processos de anodização são normatizados. No caso da anodização utilizando o ácido sulfúrico, há dois procedimentos possíveis: um deles à temperatura ambiente (anodização sulfúrica convencional), e aquela realizada à baixas temperaturas (anodização dura<sup>16</sup>). No entanto, outras soluções aquosas à base de ácido oxálico, ácido bórico, ácido ortofosfórico, podem ser utilizadas para realizar a anodização [69].

Qualquer que seja o procedimento utilizado, o resultado da anodização em termos de performance do revestimento depende bastante da preparação da superfície do substrato.

#### Preparação da superfície

A limpeza superficial do substrato é uma operação importante antes de submetê-lo ao tratamento de anodização, objetivando a remoção de óxidos superficiais, e outras sujidades eventuais. No caso do alumínio e suas ligas, dois tipos de limpeza são geralmente utilizados: aquela utilizando solventes, e utilizando meio aquoso [68].

---

<sup>16</sup> É geralmente realizada em banho de ácido sulfúrico, em baixas temperaturas (tipicamente 3°C). Essa técnica produz um revestimento com células largas e poros de pequeno diâmetro. A duração da técnica é de aproximadamente 2 horas. Trata-se de um revestimento de alta dureza e resistência mecânica 70. Wikipédia. *Anodização*. 2015 [cited 2016 11/18].

A decapagem é uma das operações mais conhecidas e utilizadas para a remoção de camadas superficiais de óxidos (formadas voluntariamente ou não) de um material. Os banhos de decapagem utilizados na limpeza do alumínio e suas ligas podem ser classificados em duas grandes categorias: a decapagem alcalina e a decapagem ácida [68].

### Selagem

A camada anódica formada sobre a superfície do alumínio após o processo de anodização tem como característica uma estrutura duplex, ou seja, é formada por uma camada externa, porosa, mais espessa, separada do substrato por uma camada fina, não-porosa, também nomeada de camada barreira (ver Figura 13). Como consequência de sua estrutura porosa, a camada anodizada é sensível ao meio agressivo. Com o intuito de aumentar a resistência à corrosão da camada anodizada é realizado um tratamento de selagem. Esse tratamento consiste em imergir o material em um banho aquoso, contendo certos aditivos [70], durante um certo tempo, com o intuito de preencher os poros e deixar a camada anodizada impermeável e estável diante de condições ambientais adversas. A Figura 13 apresenta de forma esquemática a estrutura da camada anodizada mostrando a selagem de poros [68].

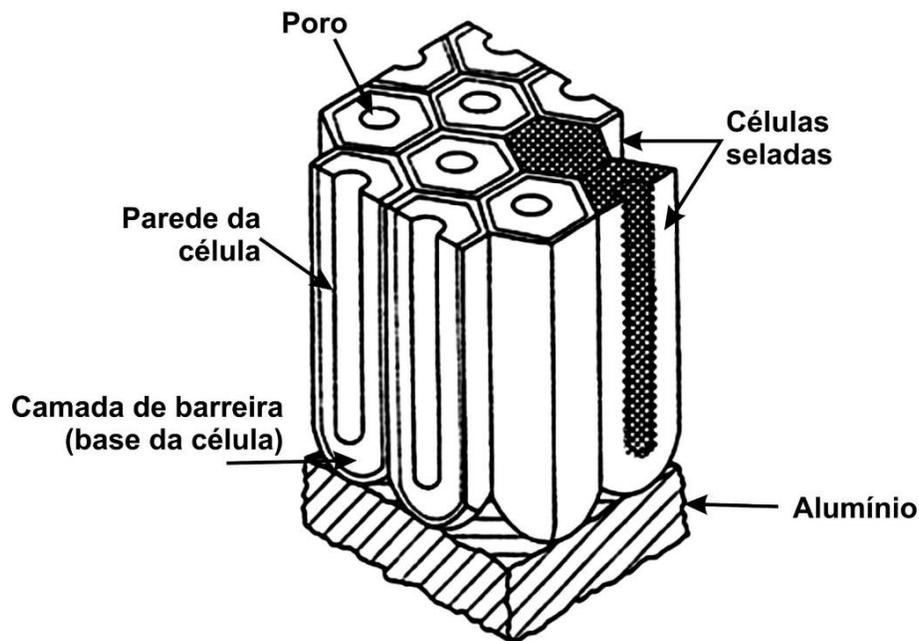


Figura 13: Representação da estrutura da camada anodizada e a indicação da selagem de poros. Modificado de [68].

### Camada de barreira

A anodização para a formação de uma camada de barreira pode ser realizada pela aplicação de uma corrente de densidade constante, e utilizando um eletrólito que não promova uma ação dissolvente sobre o metal, e nem sobre o óxido (solução à base de ácido bórico, ácido tártrico, dentre outros) [71]. Neste caso, durante o processo de oxidação, observa-se um aumento rápido e linear da tensão, resultando em um crescimento homogêneo de uma camada compacta e isolante, nomeada de camada de barreira (ver Figura 13). Estudos tem apontado para um crescimento uniforme da camada de óxido, seguindo a rugosidade da superfície do substrato [68].

A característica de barreira da camada anódica se deve ao fato de que ela se opõem rapidamente à passagem de íons. O processo de oxidação, dessa forma, é não evolutivo. Além disso, essa propriedade de barreira da camada anodizada é fortemente afetada pelo grau de impureza da liga, provocando defeitos na camada [68].

### Camada porosa

No caso de um eletrólito com ação dissolvente sobre o metal ou sobre o seu óxido (caso do ácido sulfúrico e do ácido oxálico), o processo de evolução da camada anodizada revela uma competição entre dois fenômenos: i) a formação do óxido pela ação da corrente elétrica; ii) a dissolução química da camada. A competição química entre os dois fenômenos conduz à formação de uma camada anodizada do tipo duplex, ou seja, um filme aderente se forma sobre a superfície do substrato, e simultaneamente (mas de maneira mais lenta se comparado ao processo de formação) ocorre a dissolução do filme na superfície do material, resultando na formação de poros dentro do revestimento [72].

Há várias teorias e modelos para o processo de formação, crescimento e morfologia das camadas porosas. Realizando uma integração entre os modelos principais, pode-se esquematizar o processo nas seguintes etapas [73]:

- i) Na aplicação da tensão (ou de uma densidade de corrente), a camada de barreira se forma na superfície do substrato. A formação dessa camada de barreira resulta em uma redução na densidade de corrente (ver Figura 13);
- ii) No momento da queda de intensidade, inicia-se o processo de dissolução do óxido em vários pontos. A interação entre o eletrólito e a superfície do filme de óxido provoca a formação de finas fissuras;
- iii) Enquanto ocorre o crescimento da camada sob a ação da corrente, verifica-se no interior da camada anodizada diversos microporos. Algumas dessas irregularidades evoluem pela estrutura

porosa final, desde a camada de barreira até a extremidade do revestimento. De fato, a ação dissolvente do eletrólito se torna mais significativa na interface óxido/eletrólito;

- iv) Essa etapa corresponde à estabilização da tensão ou da densidade de corrente durante o processo de anodização, e é atribuída ao crescimento da estrutura porosa

### Propriedades tribológicas e mecânicas

Keller et al [74] mostrou que a camada anodizada porosa é caracterizada por uma estrutura celular hexagonal (conforme mostrado esquematicamente na Figura 13). Vários estudos tem sido realizados com o objetivo de comparar a microestrutura da camada anodizada obtida por diferentes tipos de solução ácida. Wada et al [75] observaram uma estrutura multicamada (caracterizada por mudanças microestruturais) do revestimento anodizado utilizando o ácido sulfúrico. Thomson et al [73] realizaram estudos sobre a influência da adição do ácido bórico em solução de ácido sulfúrico. Observou-se neste trabalho uma forte influência do pré-tratamento da superfície do substrato na formação da camada anódica.

Estudos recentes realizados por Snogan et al [76] concluíram que a morfologia da camada anodizada depende da natureza do substrato e de partículas intermetálicas presentes na superfície. Nesse trabalho, foi realizado tratamento por anodização, por banho de ácido sulfúrico, em ligas de alumínio 7050-T74 e 2214-T6, e constataram que as amostras da liga 7050-T74 apresentaram uma camada anodizada suave e homogênea. Enquanto que as amostras da liga 2214-T6 apresentaram uma camada anodizada fortemente porosa e desorganizada.

Os primeiros estudos para caracterizar as propriedades mecânicas proporcionadas pela anodização, e correlaciona-las ao tipo de anodização (tipo de banho utilizado) e às condições do tratamento, iniciaram com Hockenbull et al. [77], e vários trabalhos posteriores foram realizados com o mesmo objetivo. Comparando banhos de anodização com ácido oxálico, ácido sulfúrico e ácido crômico, observa-se uma forte variação na resistência à tração e no módulo de elasticidade do material. Também se verifica uma forte influência da espessura da camada anodizada sobre esses dois parâmetros materiais [78].

Aerts et al [79] examinaram o efeito da temperatura de anodização sobre as propriedades mecânicas da camada anodizada, e concluíram que a microdureza da camada diminuía com o aumento da temperatura de anodização.

As vantagens da anodização do alumínio e suas ligas para aumentar a resistência contra a corrosão estão bem estabelecidas e discutidas. No entanto, no caso de um material submetido à um ambiente corrosivo e

sujeito à carregamento cíclico, essa melhoria proporcionada pela anodização é conquistada em detrimento da resistência à fadiga, facilitando o fenômeno de nucleação de fissuras. Isso devido à degradação superficial provocada pelo carregamento e pela característica da camada anodizada: dura, frágil, porosa, que se fratura facilmente quando deformada, e facilita a remoção de grande volume de material<sup>17</sup> [80].

Estudos relatam uma redução significativa da resistência a fadiga principalmente em regiões de concentração de tensão [81]. Sadeler [82] demonstrou que nas regiões de alta concentração de tensão as trincas de fadiga nucleavam na camada anodizada, enquanto que nas regiões com campo de tensão mais suave a nucleação ocorria preferencialmente na interface da camada com o substrato.

A espessura da camada anodizada também pode influenciar de modo significativo a resistência a fadiga do material. Cirik e Genel [83] realizaram estudos para verificar o efeito da espessura da camada anodizada sobre a resistência a fadiga utilizando uma liga de alumínio 7075-T6, em ensaio de flexão rotativa. Os autores relataram uma redução significativa da resistência a fadiga com o aumento da espessura da camada anodizada<sup>18</sup>. Em contrapartida, observou-se um aumento na resistência à corrosão para a mesma magnitude de espessura de camada.

As tensões residuais na camada anodizada também tem forte influência na resistência a fadiga. Lonyuk et al [84] realizaram experimentos de fadiga uniaxial ( $R=0.1$ ) na liga de alumínio 7475-T6, comparando os processos de anodização dura e assistida por plasma. Os autores relatam uma queda considerável na resistência a fadiga dos espécimes revestidos pelo processo de anodização dura. Os autores explicam que a causa da queda na resistência a fadiga desses espécimes se deve à fragilidade da camada oxidada, bem como pela presença de microfissuras decorrentes de tensões residuais térmicas que surgem em decorrência da redução da temperatura de anodização à temperatura ambiente<sup>19</sup>.

Cree e Weidman [85] estudaram a propagação de trinca de fadiga em uma liga de alumínio 2014 tratada por anodização. Os autores relatam uma velocidade de propagação de trinca significativamente mais elevada nos espécimes anodizados se comparado aos espécimes não-tratados. Eles concluíram que tal fato se deve a um aumento da variação efetiva do fator de intensidade de tensão relacionado à força de abertura da trinca<sup>20</sup>. Cree e Weidman sugerem que a redução na força de abertura da trinca possa estar relacionado com

---

<sup>17</sup> Geralmente o que se verifica na camada anodizada é a fratura frágil.

<sup>18</sup> Da ordem de 40 % para uma espessura de camada de 23  $\mu\text{m}$ .

<sup>19</sup> Neste caso a tensão residual é maior quanto maior for a diferença dos coeficientes de dilatação do substrato e da camada.

<sup>20</sup> Os autores detectaram uma redução de 15 % da força necessária para a abertura da trinca no espécime anodizado.

a relação entre as tensões residuais presentes na camada anodizada (de natureza trativa) e as tensões residuais na interface substrato/revestimento (de natureza compressiva). Além disso, os autores complementam a explicação com base nos fenômenos de falha devido à fragilidade da camada anodizada<sup>21</sup>.

### Algumas aplicações da anodização

Tendo em vista as propriedades obtidas pela anodização, várias são as possibilidades de aplicação do processo: resistência às intempéries, dureza superficial, resistência à corrosão, resistência à abrasão e possibilidade de coloração eletrolítica e tingimento devido à porosidade da camada [86].

Para determinadas espessuras e condições de coloração, o alumínio anodizado apresenta propriedades seletivas adequadas à conversões fototérmicas da energia solar [73].

Os benefícios proporcionados pela anodização possibilitam uma vasta gama de possibilidades de aplicação em vários setores industriais como, por exemplo: a automobilística, da construção civil, a aeronáutica, a eletrônica, a têxtil, de energia, de equipamentos hospitalares, além de diversas outras que utilizam componentes de alumínio e suas ligas [87].

Recentemente, vários estudos vem sendo realizados para aplicar a anodização na obtenção de membranas cerâmicas, devido à resistência termoquímica apresentada pela camada anodizada [88, 89].

Maiores detalhes do processo de anodização podem ser obtidos em Shahzad [80], e em outras referências correlatas.

### **2.1.2.1. MÉTODO DE ANODIZAÇÃO ADOTADO**

O alumínio e suas ligas tem a capacidade de se recobrir espontaneamente de uma camada de alumina ( $Al_2O_3$ ), de alguns nanômetros de espessura, quando estão em contato com o oxigênio do ar. Essa camada é geralmente muito fina para proporcionar uma proteção eficaz contra a corrosão e/ou desgaste em um ambiente severo. Dessa forma, o processo de oxidação anódica, usualmente chamada de anodização, é utilizado com o intuito de favorecer a formação dessa camada de óxido [67].

A anodização é um tratamento eletrolítico que permite proteger e/ou colorir um material por oxidação anódica. A anodização proporciona ao material uma maior resistência ao desgaste, uma redução no

---

<sup>21</sup> Interação entre trinca principal e trincas secundárias.

coeficiente de fricção, aumento da resistência a corrosão, além de proporcionar isolamento termoelétrico do substrato. A porosidade presente na maioria dos filmes anódicos permite também a coloração do material para fins decorativos [90]. Industrialmente, a anodização é realizada em larga escala no alumínio e suas ligas. No entanto, além do alumínio, outros metais também podem ser anodizados, tais como: o titânio, o nióbio, o tântalo, o tungstênio, o magnésio, o vanádio e o zircônio [91].

Para realizar a anodização nas amostras desse projeto de pesquisa as mesmas foram imersas em um banho eletrolítico composto por ácido sulfúrico (18 %), ácido oxálico (1 %), e uma quantidade significativa de água (81%) para que, através de reação de eletrólise, ocorra a transformação do alumínio em óxido de alumínio (alumina) na superfície das amostras. Foi aplicada uma voltagem de 18 V e uma corrente de 1.2 A/m<sup>2</sup> para acelerar o processo de oxidação. A espessura aproximada da camada anódica é de 20 µm. A temperatura do banho de anodização foi mantida constante a 18° C. O processo de anodização realizado nas amostras desse trabalho foi feito no Instituto Fraunhofer, na Alemanha.

## **2.2. DESGASTE**

Segundo a ASTM [92], o desgaste pode ser definido como um dano superficial, envolvendo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre duas superfícies. Na interação entre as superfícies atuam os chamados mecanismos de desgaste, que envolvem uma série de fenômenos físicos e químicos. A preocupação com o desgaste aumenta na medida em que o dano se torna grande o suficiente para interferir no funcionamento adequado do componente [93].

A classificação e os diversos tipos de desgaste, assim como as suas características, os mecanismos físicos de remoção e as condições de ocorrência podem ser lidas em [33, 59, 93-97], e em outras literaturas afins. Este tópico aborda o desgaste abrasivo e o desgaste por *fretting*, que são de relevância para este trabalho.

### **2.2.1. DESGASTE ABRASIVO**

A ASTM G40-01 [95] define o desgaste abrasivo como a perda de massa resultante da interação de partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície ao longo da qual se movem.

O desgaste abrasivo ocorre devido à pressão e ao movimento de partículas e/ou protuberâncias duras contra superfícies sólidas. Neste caso, a perda de material geralmente é fortemente influenciada pela relação entre

a dureza da partícula/aspereza abrasiva e a dureza da superfície desgastada. Embora a dureza seja um importante parâmetro na estimativa da severidade do desgaste, outras propriedades também exercem influência no desgaste abrasivo do material, tais como: o módulo de elasticidade, a ductilidade, a orientação dos cristais, a microestrutura do material e a sua composição química [23, 94, 96].

O ambiente no qual o tribossistema [97] está inserido também tem forte influência no desgaste abrasivo. A elevação da temperatura induz a uma maior taxa de desgaste abrasivo, devido à redução da dureza e do limite de elasticidade do material. Da mesma maneira, o aumento da velocidade de contato geralmente proporciona um aumento no desgaste abrasivo, devido ao calor gerado durante a fricção das superfícies em contato. Outro fator de relevância é a carga de contato das superfícies, se esta for muito elevada pode ocasionar a quebra das partículas abrasivas na interface de contato minimizando o desgaste abrasivo [94].

Há diversas aplicações em que os equipamentos ficam sujeitos ao desgaste abrasivo. A Figura 14 ilustra algumas dessas aplicações. É importante ressaltar que as perdas econômicas associadas ao desgaste representam aproximadamente 6 % do Produto Interno Bruto (PIB) em países industrializados [98]. Dentre os setores afetados tem-se, por exemplo, a indústria da mineração com a deterioração dos seus equipamentos.

(a)



(b)



Figura 14: Exemplos típicos de equipamentos sujeitos a desgaste abrasivo. (a) Pá-carregadeira de rodas [99]; (b) Perfuratriz [100].

Várias terminologias tem sido empregadas para definir a abrasão de corpos. Uma classificação normalmente adotada para o desgaste abrasivo é o desgaste abrasivo de 2-corpos e o desgaste abrasivo de 3-corpos. Também é possível a existência do desgaste abrasivo misto, no qual coexistem no tribossistema o desgaste abrasivo de 2-corpos e de 3-corpos. Apesar dessa classificação do desgaste abrasivo ser questionada por alguns pesquisadores [101], não há atualmente uma terminologia padronizada pelos tribologistas para

definir, com maior precisão, o desgaste abrasivo entre corpos. Dessa forma, esse trabalho adotará a terminologia de desgaste abrasivo de 2-corpos e de 3-corpos como o fazem a maioria das literaturas que abordam o assunto [102, 103].

O desgaste abrasivo de 2-corpos é provocado por partículas duras que ficam aderidas à uma ou às duas superfícies de contato do tribossistema, e vários sulcos são produzidos na direção do deslocamento relativo. Já no desgaste abrasivo de 3-corpos, as partículas de desgaste duras presentes na interface de contato rolam livremente produzindo múltiplas indentações na superfície do material [23]. Em um tribossistema com desgaste abrasivo misto, as partículas abrasivas na interface de contato ora ficam aderidas à superfície do material e/ou contra-corpo, e ora rolam livremente. A Figura 15 apresenta de forma esquemática os modos de desgaste abrasivo de 2-corpos e de 3-corpos.

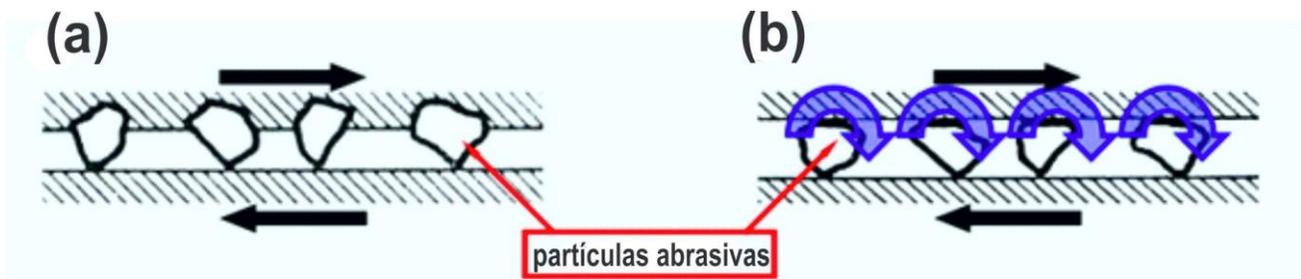


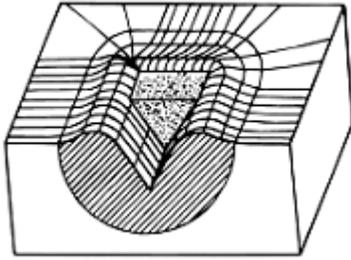
Figura 15: Ilustração dos modos de desgaste abrasivo: (a) Abrasão de 2-corpos; (b) Abrasão de 3-corpos. Modificado de [104].

Segundo Zhum Gahr [105], a taxa de material removido na abrasão de 3-corpos é geralmente menor se comparada àquela verificada no modo abrasivo de 2-corpos. Isso ocorre devido ao fato de as partículas abrasivas na interface de contato ficarem a maior parte do tempo rolando, e apenas uma pequena parcela do tempo é dedicada à abrasão da superfície.

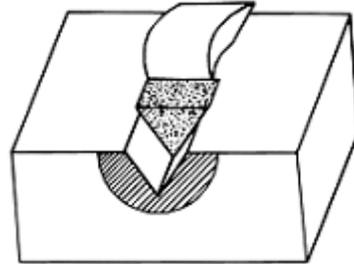
Diversos parâmetros (que serão discutidos adiante) influenciam de forma significativa no tribossistema, e determinam a forma como as partículas abrasivas interagem com as superfícies de contato. Tais formas de interação permitem classificar quatro tipos de mecanismo de desgaste abrasivo que são: o microsulcamento, o microcorte, a microfadiga e o microtrincamento [105].

Geralmente, os mecanismos de desgaste por microsulcamento e microcorte são processos dominantes nos materiais dúcteis. Enquanto que o mecanismo de desgaste por microtrincamento é dominante nos materiais frágeis [105]. A Figura 16 mostra a representação esquemática das diferentes interações entre partículas abrasivas em deslizamento e a superfície do material em desgaste.

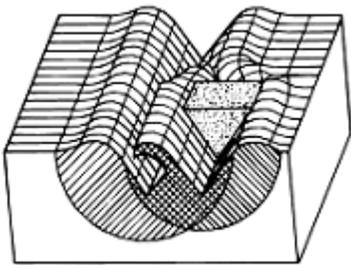
(a)



(b)



(c)



(d)

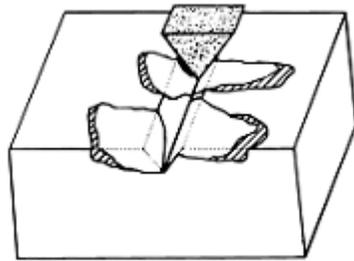


Figura 16: Representação esquemática das diferentes interações entre partículas abrasivas em deslizamento e a superfície do material em desgaste: (a) Microsulcamento; (b) Microcorte; (c) Microfadiga; (d) Microtrinca. Modificado de [105].

### Equação de Archard para desgaste abrasivo

A modelagem abordada pela equação de Archard para o desgaste abrasivo envolve a remoção de material por deformação plástica [23]. Matematicamente a equação de Archard pode ser escrita como [23]:

$$k = \frac{V_{desg}}{S \cdot N} \quad (2.7)$$

onde  $k$  é a taxa de desgaste do material, sendo este expresso pelo volume desgastado por unidade de força e por unidade de distância de deslizamento.

No entanto, a Eq. (2.7) tem as limitações, uma delas é o fato de considerar todas as partículas abrasivas como cones ideais. Além disso, a equação de Archard para o desgaste abrasivo desconsidera a dureza da partícula abrasiva, bem como a distribuição granulométrica das partículas [23].

### Parâmetros de influência no desgaste abrasivo

#### 1. Dureza da partícula abrasiva

A dureza da partícula abrasiva envolvida na abrasão do material influencia a taxa de desgaste: partículas de menor dureza em relação à superfície do material causa menor desgaste que partículas duras. No caso de partículas de dureza significativa em relação à dureza do material não ocorre uma variação tão significativa na taxa de desgaste do material. Segundo Hutchings [23], a taxa de desgaste do material é mais sensível à razão da dureza da partícula abrasiva com a dureza da superfície do material quando  $\frac{H_{abrasivo}}{H_{superfície}}$  é menor do que 1.

Esse fenômeno pode ser compreendido pela análise da interação da partícula com a superfície do material. A superfície do material escoam plasticamente quando é atingido o seu ponto de escoamento. Tal escoamento plástico é significativo quando a pressão de contato tem um valor aproximado de três vezes a tensão de escoamento uniaxial do material. Essa pressão de contato é a dureza de indentação do material, e a forma da partícula pouco interfere nesse processo. A indentação com escoamento plástico da superfície ocorrerá somente se a partícula abrasiva suportar a pressão de contato agindo sobre ela. Se a partícula falhar por escoamento ou fraturar antes de a pressão de contato atingir o valor aproximado de três vezes a tensão de escoamento uniaxial do material, então a deformação plástica da superfície será insignificante [23].

Segundo Hutchings [23], a razão entre as durezas da partícula abrasiva e da superfície do material define o escoamento plástico da superfície, e determina o regime de desgaste abrasivo. Geralmente, o desgaste abrasivo onde há a relação  $\frac{H_{abrasivo}}{H_{superfície}} < 1.2$  é nomeado de desgaste abrasivo suave, enquanto que a razão

$\frac{H_{abrasivo}}{H_{superfície}} > 1.2$  determina o regime de desgaste severo.

#### 2. Forma da partícula abrasiva

A taxa de desgaste depende fortemente da forma da partícula abrasiva. Partículas angulares desgastam mais se comparado à partículas de forma arredondada. Segundo Hutchings [23], certas variações na forma das partículas abrasivas podem resultar em diferenças na taxa de desgaste por um fator de 10 ou mais.

A forma da partícula também pode influenciar no mecanismo de desgaste, com partículas angulares tenderem mais ao deslizamento sobre a superfície (mecanismo abrasivo de 2-corpos), enquanto que partículas arredondadas são mais propensas ao rolamento sobre a superfície (mecanismo abrasivo de 3-corpos) [33].

### 3. Tamanho da partícula abrasiva

O tamanho da partícula abrasiva também tem forte influência na taxa de desgaste de um material. De uma forma geral, para metais, a taxa de desgaste diminui drasticamente quando as partículas abrasivas são menores do que 100  $\mu\text{m}$ , e no caso de partículas com tamanhos superiores a esse valor o efeito sobre a taxa de desgaste do material é mínimo [23].

O efeito do tamanho da partícula é geralmente atribuído à natureza do contato de desgaste abrasivo. Ou seja, a tensão de escoamento de um volume de material pequeno é maior se comparado a de um volume de material de maior dimensão. A maior tensão de escoamento em partículas de menor tamanho conduz a uma perda na capacidade de deformação plástica da superfície do material. Assim, em um tribossistema com partículas abrasivas de menor tamanho, a superfície do material está mais propensa à deformação de natureza elástica [33]. No caso de materiais frágeis, cujo mecanismo de desgaste pode envolver fratura frágil, a taxa de desgaste é fortemente influenciada pelo tamanho da partícula. De uma forma geral, independente do mecanismo de desgaste dominante no tribossistema (deformação plástica ou fratura frágil), várias literaturas relatam que a taxa de desgaste diminui com a redução do tamanho das partículas abrasivas [23].

### 4. Ângulo de ataque e profundidade de penetração da partícula abrasiva

A penetração de uma partícula abrasiva em uma superfície metálica pode resultar em microsulcamento ou microcorte, dependendo do ângulo de ataque da partícula abrasiva. Abaixo de um ângulo de ataque crítico, o material metálico é deformado elasto-plasticamente, e se desloca abaixo da partícula abrasiva e para as laterais do sulco de desgaste. Neste caso, pouco ou nenhum material é removido da superfície. Aumentando o ângulo de ataque ocorre a transição do mecanismo de desgaste por microsulcamento para o microcorte, ou seja, o material se desloca à frente da partícula abrasiva e é removido da superfície desgastada formando detritos [105].

A distribuição dos ângulos de ataque das partículas abrasivas depende da sua geometria. Partículas angulares tendem a apresentar maiores ângulos de ataque – neste caso levando à maior concentração de detritos no

tribossistema devido ao microcorte, e elevando a taxa de desgaste - se comparado à partículas arredondadas [23].

### 5. Desgaste abrasivo por fratura frágil

A Figura 17 mostra como as trincas se formam em um sólido frágil submetido a uma carga pontual. Trincas como as apresentadas de forma esquemática na Figura 17 nucleiam sob uma ponta rígida de um indentador, que gera um campo de tensões elasto-plástico, tal como um cone ou uma ponta piramidal, ou mesmo uma partícula abrasiva angulosa [23].

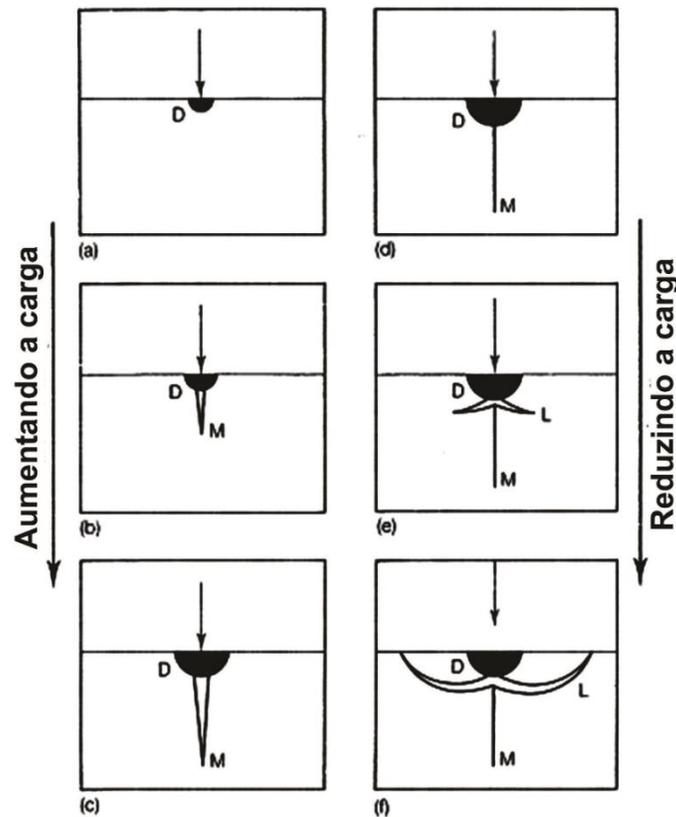


Figura 17: Diagrama esquemático mostrando a formação e propagação de trinca em um material frágil devido a um ponto de indentação. A carga normal de contato aumenta de (a) até (c), e então é progressivamente reduzida de (d) até (f). Modificado de [23].

No ponto inicial do contato surgem elevadas tensões de contato. Se a ponta do indentador (que pode ser uma partícula abrasiva de forma angulosa) for perfeitamente pontiaguda (ou seja, zero de raio de curvatura), então haveria uma singularidade no campo de tensões. Essas tensões são aliviadas por escoamento plástico local indicado pela letra “D” na Figura 17. Quando a carga normal de contato aumenta até atingir um valor

crítico ocorre a formação de uma trinca mediana exatamente abaixo do indentador, e paralela à direção da carga normal (indicada por “M” na Figura 17) [23].

O aumento progressivo da carga normal de contato resulta no aumento do tamanho da trinca mediana (ver Figura 17(c)). Com o início do descarregamento, a trinca mediana começa a se fechar devido às forças compressivas do material deformado (ver Figura 17(d)). A continuidade do descarregamento é acompanhado pela formação e propagação de trincas laterais (indicado pela letra “L” na Figura 17). A formação de tais trincas laterais decorre de tensões elásticas, que surgem pelo relaxamento do material na região de contato. Quando todo o descarregamento é completado, as trincas laterais se curvam em direção à superfície do material (ver Figura 17(f)) [23].

As trincas medianas se propagam em direção ao centro do material, e a propagação cessa com o descarregamento. Geralmente, tais trincas não conduzem diretamente à remoção de material. No entanto, as trincas laterais podem resultar na remoção de volume de material. Além disso, as trincas laterais se formam somente quando a carga de contato atinge um valor crítico. O valor crítico da carga de contato depende da tenacidade à fratura e da dureza do material [23].

A razão  $\frac{H}{K_c}$  (chamada de índice de fragilidade) proporciona uma medida importante da fragilidade de um material: um baixo valor do índice de fragilidade corresponde a um valor elevado da carga crítica de contato e, portanto, indica que o material não é propenso à fratura durante a indentação [23].

Acrescentando uma carga tangencial (movimento de deslizamento entre a partícula e o material), o desgaste abrasivo de um material frágil envolve a remoção de material por trincas laterais. Quando uma partícula abrasiva desliza sobre a superfície em desgaste formando um sulco, trincas laterais propagam a partir da subsuperfície da região deformada (no plano médio do sulco) em direção à superfície do material (ver Figura 18) [23].

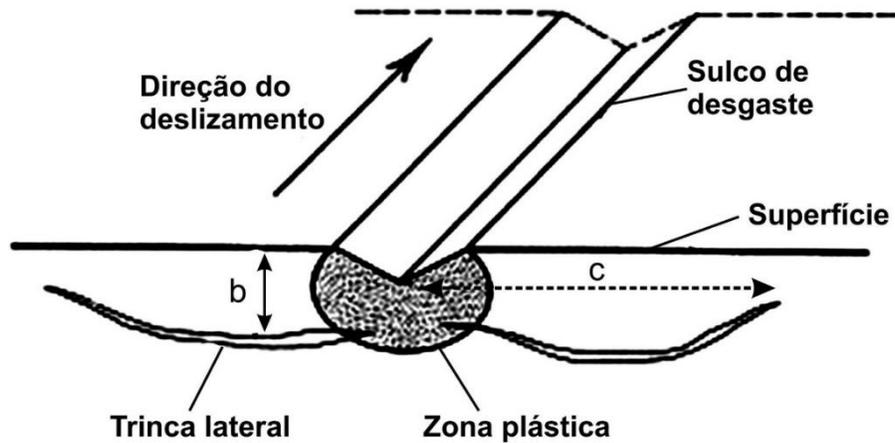


Figura 18: Ilustração esquemática do mecanismo de desgaste abrasivo de material frágil pela propagação de trincas laterais. Modificado de [23].

Assume-se que o volume removido do material corresponde ao volume formado pelas trincas laterais e a superfície livre do material. Assim, os modelos de desgaste abrasivo para um material frágil estimam taxas de desgaste muito superiores àquelas para materiais dúcteis. Por exemplo, o volume compreendido pelas trincas laterais e a superior livre do material é muito superior àquele decorrente do sulcamento dos materiais dúcteis. Além disso, os modelos de abrasão para materiais frágeis sugerem que a taxa de desgaste aumenta de forma muito mais rápida em relação à carga normal (e não de forma linear como sugere o modelo de desgaste para materiais dúcteis) [23].

Maiores informações sobre esse assunto podem ser obtidas em Hutchings [23], e outras literaturas afins.

### 2.2.2. DESGASTE POR *FRETTING*

A principal característica do mecanismo de desgaste por *fretting* é a pequena amplitude de deslocamento relativo entre duas superfícies em contato. Na condição de contato de *fretting* sob a aplicação de carga normal e tangencial ao contato, um movimento microscópico ocorre na interface de contato sem a existência de deslocamento total relativo. O centro do contato entre as superfícies permanece estacionário enquanto que a região periférica desenvolve deslocamento relativo de baixa amplitude (de 10 a 300  $\mu\text{m}$ ) para provocar o dano por *fretting* [66].

A Figura 19 mostra as duas regiões características do fenômeno de *fretting*: (i) zona de escorregamento; (ii) zona de adesão, que depende dos valores da carga normal de contato e da carga tangencial. Os regimes de

*fretting* são descritos de acordo com a ocorrência destas estruturas. Pode-se definir três regimes de operação por *fretting*: (i) Regime de Escorregamento Parcial, apresentado na Figura 20(a) por um loop fechado de *fretting* elíptico; (ii) Regime de Escorregamento Total, caracterizado por um *loop* fechado com distribuição quadrática (ver Figura 20(b)); (iii) Regime Misto de *Fretting*, no qual ambos os regimes anteriores estão presentes [106].

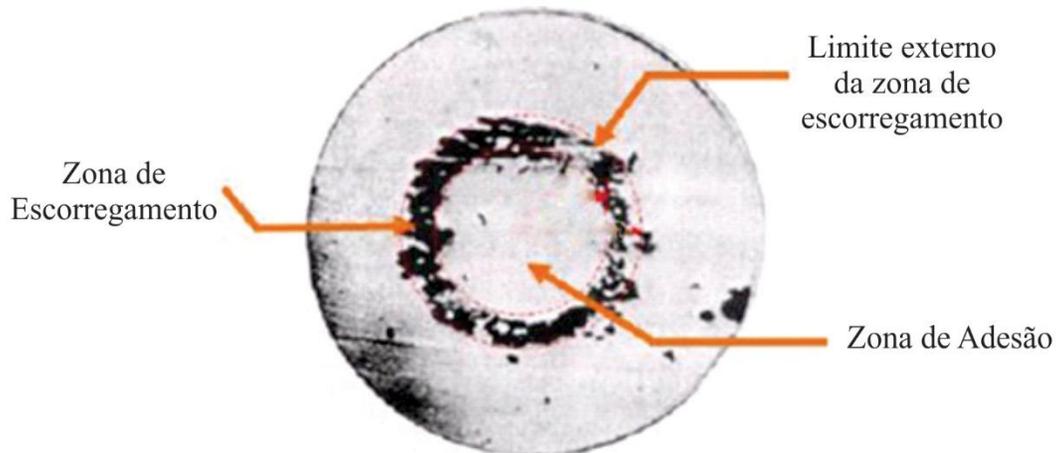
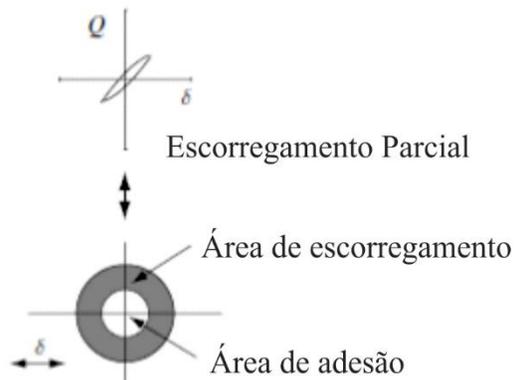


Figura 19: Superfície de uma esfera quando submetida ao contato com outra esfera sob a ação de uma força tangencial na condição de *fretting* sob escorregamento parcial. Adaptado de [6].

O mapeamento da zona de *fretting* é a melhor ferramenta para tentar associar as condições de carregamento à evolução da falha em regimes de *fretting*. Falhas devido à trincas são geralmente encontradas nas condições de regime misto ou de escorregamento parcial, enquanto que o desgaste por *fretting* é característico do regime de escorregamento total [66, 106]

Uma característica importante do desgaste por *fretting* é a geração e retenção de partículas de desgaste na interface de contato entre as superfícies devido à baixa amplitude de deslocamento relativo. O processo de acúmulo de partículas de desgaste gradualmente separa as superfícies em contato e, geralmente, contribui para aumentar a taxa de desgaste por abrasão. Além disso, o desgaste por *fretting* pode ser acelerado pela corrosão, temperatura e outros efeitos.

(a)



(b)

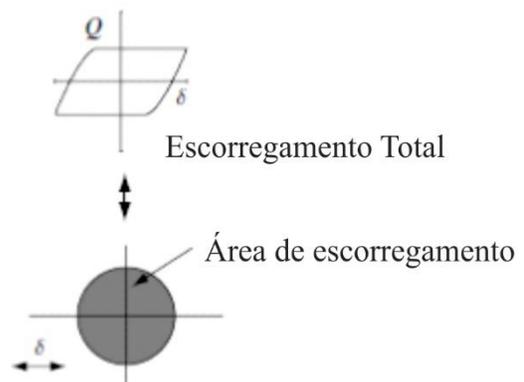


Figura 20: Carregamentos cíclicos nas regiões típicas de *fretting*. Adaptado de [106].

Maiores detalhes a respeito deste tópico o leitor poderá encontrar nas referências [59, 66, 106, 107], e outras correlatas.

### 2.3. ENSAIOS COM CABOS CONDUTORES

A vibração eólica é um dos problemas mais importantes no projeto e manutenção de linhas de transmissão, já que ela representa a maior causa de falha em cabos condutores tensionados [5, 9, 108]. Em tais aplicações as cargas cíclicas tendem a variar completamente na sua amplitude e frequência no decorrer do tempo, podendo mesmo assumir natureza aleatória [109]. Há várias classificações de ciclos de carregamento que o leitor pode encontrar nas literaturas [109-111].

É importante mencionar o efeito da tensão média em carregamentos cíclicos na vida do cabo condutor. Quando a amplitude de tensão é plotado em relação ao número de ciclos para a falha [111], a curva de vida do componente é fortemente influenciada pelo nível de tensão média aplicada. A Figura 21 representa esquematicamente o comportamento típico de um material metálico para diferentes valores de tensão média aplicados  $\sigma_{m1}$ ,  $\sigma_{m2}$ ,  $\sigma_{m3}$  e  $\sigma_{m4}$ , onde  $\sigma_{m4} > \sigma_{m3} > \sigma_{m2} > \sigma_{m1}$ . Pode-se observar uma redução da vida em fadiga do material com o aumento do valor da tensão média aplicada [112, 113].

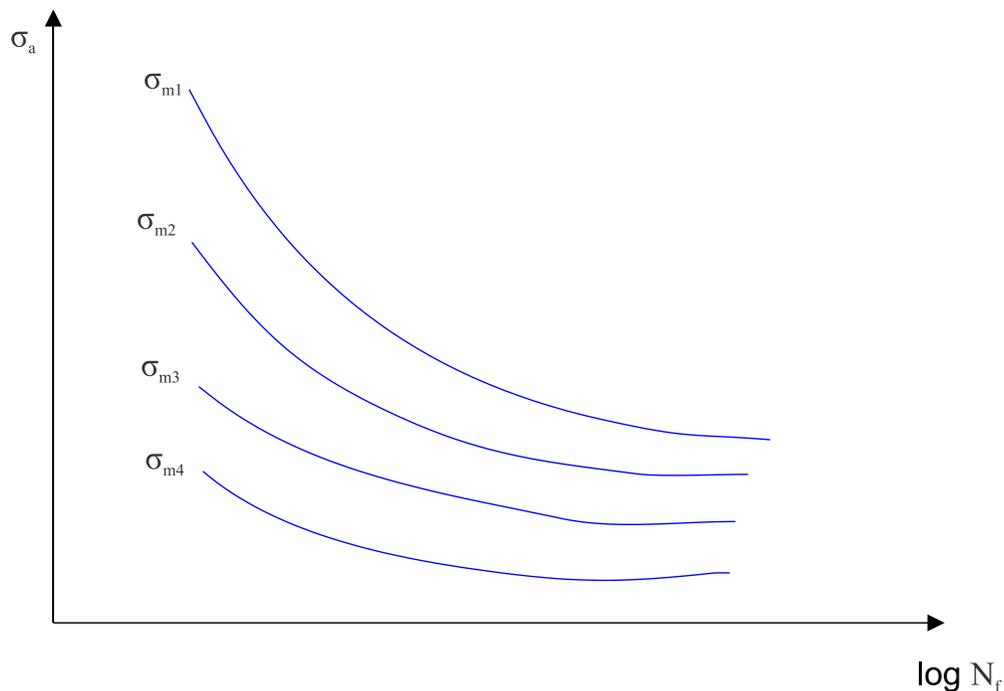


Figura 21: Curvas da amplitude de tensão versus vida em fadiga (S-N) para diferentes valores de tensão média [111].

De forma geral, as tensões médias de compressão são benéficas e as de tração são maléficas para a vida em fadiga a uma mesma amplitude de tensão. Tal fenômeno pode ser explicado devido ao fato de as tensões trativas ( $\sigma_m > 0$ ) favorecerem a abertura e, conseqüentemente, a propagação de trincas, enquanto que as tensões médias compressivas ( $\sigma_m < 0$ ) provocam o efeito contrário [114].

O mecanismo de falha no cabo condutor decorrente do ciclo de carregamento ao qual é submetido durante a sua vida é um complexo processo químico-mecânico conhecido por *fretting*. As falhas por *fretting* geralmente ocorrem em pontos de restrição do cabo, tais como: grampos de suspensão, espaçadores, amortecedores, entre outros [115]. Antes de considerar maiores detalhes do mecanismo de falha dos cabos condutores, é importante apresentar algumas considerações sobre os cabos condutores e sobre os grampos de suspensão, pois é nesse sistema onde normalmente ocorrem as falhas nos condutores.

### 2.3.1. CABOS CONDUTORES

O cabo condutor é considerado o componente mais importante de uma linha de transmissão de energia pois, além de transmitir energia, sua contribuição sobre o custo total da linha de transmissão é significativa.

Geralmente, o cabo condutor é formado por um grupo de fios dispostos concentricamente em relação a um fio central, formando coroas compostas de fios torcidos, helicoidalmente, em direções opostas a cada camada do cabo [6]. A Figura 22 apresenta a estrutura típica de um cabo condutor.

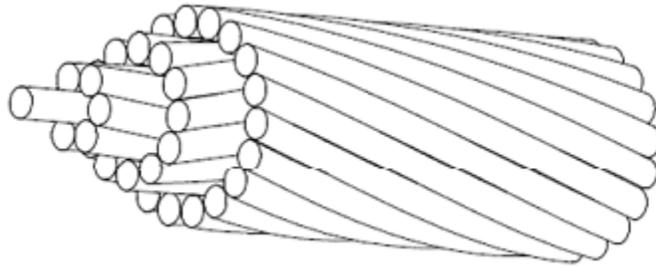
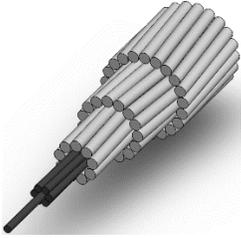
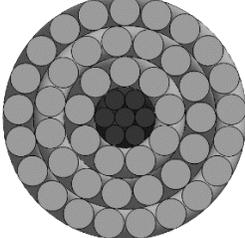


Figura 22: Estrutura típica de um cabo condutor [5].

A maior parte dos requisitos de projeto dos cabos condutores advém de restrições mecânicas. Os aspectos elétricos demandados dos cabos normalmente se restringem à: densidade de corrente, resistência elétrica, dissipação de potência e gradiente de voltagem, os quais são normalmente resolvidos pela adição de área e ajuste do diâmetro externo do condutor, ou adotando vários condutores na linha. Os aspectos importantes de impacto na área mecânica são as cargas de estiramento dos cabos, geometria e carga de aperto nos grampos de suspensão e os materiais dos quais o cabo será constituído [5]. Os principais tipos de cabos condutores aéreos podem ser acessados em [5]. O cabo utilizado nos testes experimentais do presente trabalho foi o TERN, do tipo CAA (ACSR).

O cabo TERN é constituído de um arame de aço central envolvido por quatro camadas de arames, das quais uma é de aço. O diâmetro nominal do cabo condutor ACSR TERN é 27,03 mm, sendo que o arame central de aço possui um diâmetro de 2,25 mm, e o restante dos arames são constituídos de alumínio 1350-H19 (AA 1350-H19) com diâmetro de 3,38 mm. A Tabela 2 apresenta a configuração geométrica do cabo TERN, bem como o mesmo em corte transversal.

Tabela 2: Configuração geométrica e corte transversal do cabo TERN.

Condutor	Representação esquemática em perspectiva	Representação esquemática da seção transversal	Corte transversal de um dos cabos TERN utilizado em ensaio
ACSR TERN			

### 2.3.2. GRAMPOS DE SUSPENSÃO

Os grampos de suspensão são utilizados para suspender e fixar os cabos condutores às torres de transmissão. Algumas funções dos grampos de suspensão são [5]: (i) Suportar carregamentos mecânicos induzidos pelo condutor; (ii) Proporcionar boa resistência à corrosão; (iii) Suportar curto-circuitos; (iv) Oferecer baixa resistência mecânica no contato com o cabo; (v) Prevenir ou reduzir danos nos fios da base do cabo condutor em contato com a superfície do grampo.

Os grampos de suspensão geralmente são confeccionados da liga de alumínio SAE 305. No Capítulo 3 desse trabalho são abordadas algumas características dessa liga de alumínio.

Os diferentes tipos de grampos de suspensão adotados em situações específicas podem ser acessados em [5], e em outras literaturas afins. Neste trabalho foram adotados grampos de suspensão do tipo monoarticulado. A Figura 23 apresenta um modelo de grampo de suspensão típico adotado nesse trabalho de pesquisa.

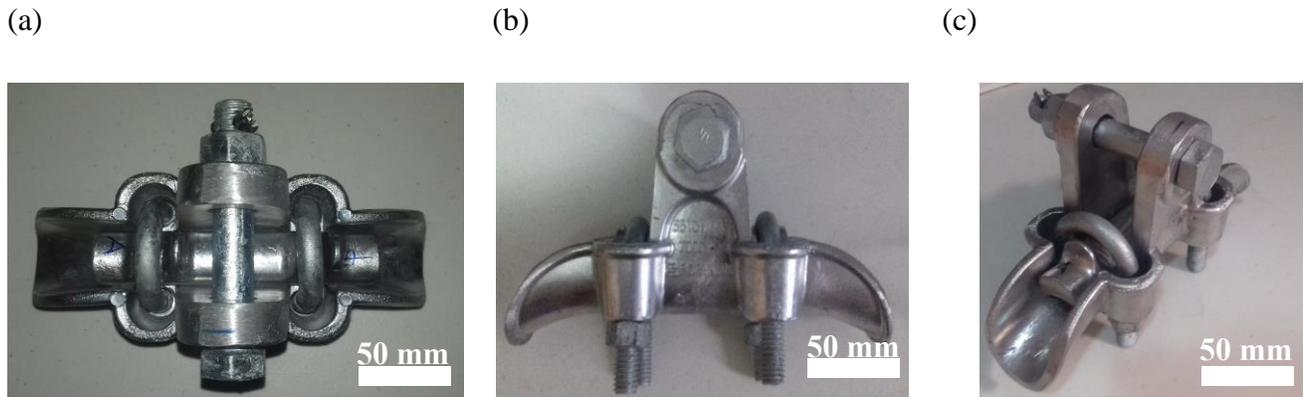


Figura 23: Modelo de grampo de suspensão típico utilizado nesse trabalho: (a) Vista superior; (b) Vista lateral; (c) Vista em perspectiva.

### 2.3.3. FALHAS EM CABOS CONDUTORES

Considerando o contato cabo/grampo de suspensão é importante ressaltar que praticamente 99% das falhas induzidas por vibrações eólicas ocorrem no sistema grampo/cabo [5]. O mecanismo de *fretting* nos cabos condutores é decorrente da fricção entre os fios do cabo, e entre os fios do cabo e a superfície do grampo de suspensão. Em um primeiro momento, forças de adesão atuam nas junções das superfícies em contato (imposição da carga normal de contato), porém tais pontos de aderência são rompidos por forças de cisalhamento decorrentes do movimento relativo das superfícies em contato (carga tangencial), decorrentes da excitação eólica [6]. Vale a pena recordar que o *fretting* caracteriza-se pelo movimento relativo das superfícies em contato de pequena amplitude [106].

Os detritos formados em razão do fenômeno de *fretting* nas superfícies em movimento relativo (fio/fio e/ou fio/grampo de suspensão) tendem a se acumular progressivamente na interface de contato (e na vizinhança do contato), em decorrência da baixa amplitude do deslocamento relativo. Esses detritos formados na interface de contato se oxidam e formam uma camada de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ), de dureza relativamente alta que, adicionalmente às tensões de contato, acelera o processo de falha do cabo [116]. A Figura 24 apresenta uma amostra de cabo TERN, utilizado nesse trabalho, após a realização de ensaio experimental. Na Figura 24 pode-se visualizar depósitos de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ) em vários locais, e as fraturas dos fios do cabo ocorridas sobre as marcas de *fretting*.

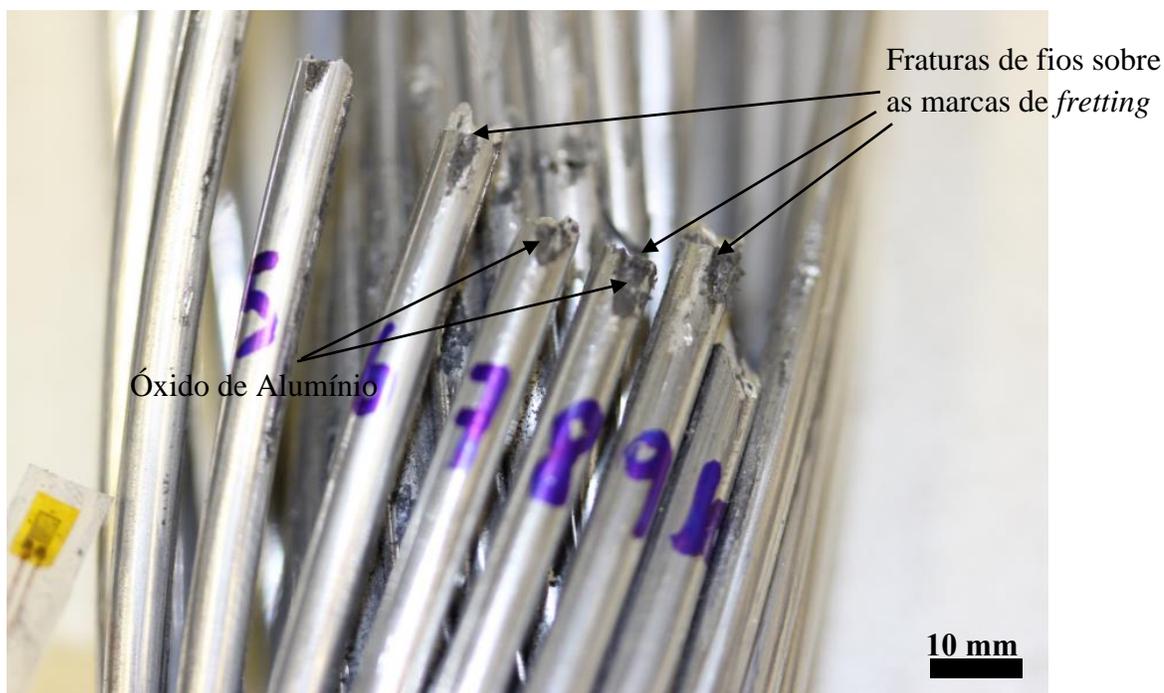


Figura 24: Marcas de *fretting* sobre os locais de fratura dos fios e depósitos de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) em segmento de amostra de cabo TERN após ensaio experimental.

### 2.3.4. CÁLCULO DA TENSÃO DINÂMICA

A medição da vibração eólica em cabos condutores foi padronizada em 1965 pelo Comitê da IEEE (Task Force on the Standardization of Conductor Vibration Measurements), formado para investigar o problema. O objetivo do Comitê foi avaliar vários meios de quantificar a vibração de condutores, e propor uma normativa [117]. De acordo com a IEEE [117], vários parâmetros foram utilizados no passado para medir a vibração em condutores. Um dos parâmetros utilizados foi o ângulo de flexão imposto ao condutor no grampo de suspensão inferido da medida da amplitude e do comprimento da curva de vibração. Essa inferência apenas pode ser acurada quando o grampo de suspensão é estacionário, fato não possível para grampo de suspensão articulado de linhas de transmissão [118].

O método da amplitude de flexão é adotado desde 1965 para medir a vibração em condutores de energia. Essa metodologia foi introduzida em 1941, por Tebo [119], e foi proposta para o uso geral em 1963, por Edwards e Boyd [120]. Ela é definida como o deslocamento vertical (pico-a-pico) de um ponto do cabo distante 89 mm do último ponto de contato cabo/grampo [118]. Em várias situações, a equação de *Poffenberger-Swart* representa uma solução matemática que correlaciona a amplitude de deslocamento vertical, medida em uma posição padronizada a partir do grampo (89 mm do último ponto de contato

cabo/grampo), com a tensão nominal em um fio da camada mais externa do cabo condutor. A Figura 25 apresenta um o esquema de montagem cabo/grampo de suspensão com as indicações dos parâmetros da equação de *Poffenberger-Swart*.

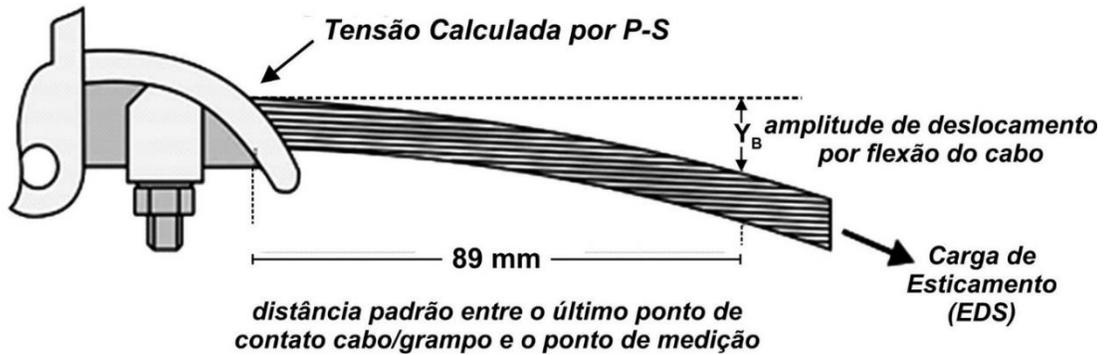


Figura 25: Esquema de montagem cabo-grampo. Adaptado de [6].

Dessa forma, a equação que correlaciona os esforços dinâmicos e a amplitude de vibração, de *Poffenberger-Swart*, pode ser escrita como:

$$\sigma_a = K_p \cdot Y_b \quad (2.8)$$

onde  $\sigma_a$  é a amplitude de tensão nominal do fio da camada mais externa do cabo (e no último ponto de contato cabo-grampo),  $Y_b$  é a amplitude de deslocamento vertical (pico-a-pico) medido em um ponto do cabo distante 89 mm do último ponto de contato entre o cabo e o grampo de suspensão, e  $K_p$  pode ser definido conforme a equação:

$$K_p = \frac{E_{al} \cdot d_{al} \cdot p^2}{4 \cdot (e^{-p \cdot x_b} - 1 + p \cdot x_b)} \quad (2.9)$$

onde  $E_{al}$  é o Módulo de Elasticidade do Alumínio,  $d_{al}$  é o diâmetro dos fios de alumínio da camada mais externa do condutor,  $x_b$  é a distância medida ao longo do cabo do último ponto de contato cabo/grampo e o

ponto de medição (normalizado como 89 mm. Ver Figura 25). O valor de  $p$  pode ser calculado segundo a equação:

$$p = \sqrt{\frac{T}{EI_{min}}} \quad (2.10)$$

onde  $T$  pode ser calculado pela multiplicação da EDS pela carga de ruptura à tração do condutor, e  $EI_{min}$  corresponde à rigidez mínima do cabo, e pode ser calculada por (considerando um cabo ACSR):

$$EI_{min} = n_{al} \cdot E_{al} \cdot \frac{\pi \cdot d_{al}^4}{64} + n_{aço} \cdot E_{aço} \cdot \frac{\pi \cdot d_{aço}^4}{64} \quad (2.11)$$

onde  $n_{al}$ ,  $E_{al}$ ,  $d_{al}$  correspondem ao número de fios, Módulo de Elasticidade e o diâmetro individual dos fios de alumínio do condutor, respectivamente. E  $n_{aço}$ ,  $E_{aço}$ ,  $d_{aço}$  correspondem ao número de fios, Módulo de Elasticidade e diâmetro individual dos fios de aço do condutor, respectivamente.

É importante salientar que a Eq. (2.8) não considera o comportamento dinâmico do condutor, e sua influência na variação da flexão. Ou seja, para pequenas amplitudes de deslocamento vertical (pequenos níveis de tensão), os fios do condutor não deslizam entre si e, portanto, se comportam como uma barra rígida. No entanto, à medida que a amplitude de vibração aumenta (e também os níveis de tensão segundo a Eq. (2.8)), o deslocamento relativo dos fios do condutor aumenta progressivamente, e a rigidez a flexão se aproxima de  $EI_{min}$ . Neste caso, a equação de *Poffenberger-Swart* apresenta melhores resultados (mais próximos daqueles verificados experimentalmente) para a camada mais externa do cabo.

### 2.3.5. METODOLOGIAS DE PREVISÃO DE VIDA EM CABOS CONDUTORES

As medições de amplitude de deslocamento vertical dos cabos condutores induzido pelo escoamento do ar é certamente a maneira mais simples e prática para investigar a intensidade de vibração sofrida pelo

condutor em um dado período, analisar a severidade do dano sofrido pelo mesmo, quantificar a sua vida útil, e adotar medidas de modo a prevenir a ocorrência de falhas.

Existem, no entanto, três metodologias para quantificar a severidade da vibração em cabos condutores: i) IEEE, baseada na máxima deformação em flexão admissível para o cabo; ii) EPRI, baseada em uma tensão limite de resistência à fadiga para o cabo; iii) CIGRÉ WG-22-04, que considera a quantificação do dano sofrido pelo condutor em serviço. No livro da EPRI [5] são discutidas as metodologias mencionadas, bem como em outras literaturas [117, 121].

### Every Day Stress (EDS)

Every Day Stress (EDS) é um parâmetro de projeto para cabos condutores proposto pela CIGRÉ em 1960 com base na excitação eólica. Os valores de EDS proposto pela CIGRÉ são expressos como uma razão da tensão de ruptura à tração em percentual, e são definidos como a máxima carga de esticamento a que um condutor pode ser submetido, à uma determinada temperatura, por um longo período sob excitação eólica sem risco de dano [5].

Em 1960, Zetterholm, apresentou um relatório de comportamento a fadiga denominado “EDS Panel”, a partir de dados coletados de experimentos realizados com alguns condutores sem a presença de amortecedores e com a presença de amortecedores e armaduras preformadas, no qual tabulava valores de tensão de esticamento abaixo do qual o condutor não estaria sujeito a falha. Tais valores de tensão de esticamento recomendados para um projeto seguro podem ser visualizados em [5].

No entanto, os valores de projeto propostos pela CIGRÉ demonstraram-se insatisfatórios. Foram realizados experimentos para a validação do projeto seguro proposto (“EDS Panel”), e os resultados demonstraram falhas em condutores de linhas de transmissão projetados com EDS menores do que 18% [5]. Dessa forma, novos estudos foram conduzidos para melhorar o projeto de linhas de transmissão de energia.

### Critério de Projeto H/w

Após os resultados reportados na “EDS Panel” foram conduzidos testes experimentais para identificar a influência de outros parâmetros na vida das linhas de transmissão de energia. A excitação eólica, do uso de acessórios de linha (ex.: amortecedores, ...), do projeto do grampo de suspensão, o tipo de terreno tem uma grande influência sobre a vida das linhas de transmissão, sendo um fator determinante para a uniformidade do vento incidente sobre o condutor. Além disso, as características de projeto do cabo condutor também

desempenha um importante fator na vida da linha de transmissão, tais como: material do condutor, diâmetro do cabo, diâmetro dos fios que compõem o condutor, dentre outras [5].

O critério de projeto  $H/w$ , também denominado como “parâmetro de catenária”, foi proposto em 2005 pela CIGRÉ e é definido como a razão entre a carga de esticamento do cabo ( $H$ ) e a sua densidade linear ( $w$ ) [5, 6]. Segundo Fadel [6], esses parâmetros representam a rigidez da montagem tendo em vista que um aumento no esticamento do cabo resulta em uma redução do autoamortecimento do mesmo. A redução no autoamortecimento implica em uma parcela não dissipada da energia da excitação eólica resultando em amplitude de vibração no condutor e, conseqüentemente, impactando na formação de dano no cabo. Este efeito é, portanto, altamente indesejável na vida da linha de transmissão. Os valores recomendados de  $H/w$  para proteção contra danos em condutores em função das características do terreno são reportadas em [5].

Em 2005 a CIGRÉ SC22 WG11 TF4 propôs um novo critério contendo informações acerca do tipo de condutor e do comprimento do vão utilizado para situações em que se utilize ou não dispositivos de amortecimento no condutor. Dessa forma, tem-se a relação  $\frac{L.D}{m}$ , onde  $L$  é o comprimento do vão,  $D$  é o diâmetro do condutor, e  $m$  é a massa do condutor por unidade de comprimento [5].

## CAPÍTULO 3 – CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE

O capítulo 3 reporta a caracterização do material de referência adotado nesse trabalho, e são apresentados os tipos de espécimes empregados para a realização dos ensaios experimentais de desgaste microabrasivos, de desgaste por fricção e para os ensaios com cabo condutor. Os métodos, resultados e discussão dos ensaios de dureza e de rugosidade realizados nas amostras antes da realização dos testes experimentais também são apresentados neste capítulo.

### 3.1. MATERIAIS

#### Liga de alumínio SAE 305

A liga de alumínio SAE 305 foi o substrato utilizado nesse trabalho para estudar a eficácia do DLC e da anodização como revestimentos superficiais. Conforme já mencionado, a liga de alumínio SAE 305 é utilizada para confeccionar o grampo de suspensão, que fixa o cabo condutor de energia às torres de transmissão. A Tabela 3 apresenta a composição química da liga de alumínio SAE 305.

Tabela 3: Composição química da liga de alumínio SAE 305 em %<sup>22</sup>.

Material	Al	Si	Fe	Zn	Mn	Cu	Mg
SAE 305	86.0	12.0	0.5	0.35	0.35	0.25	0.1

#### Espécimes

Para a realização dos ensaios experimentais foram utilizados dois tipos de espécime. Para a execução dos testes microabrasivos e de desgaste por fricção foram adotados espécimes em formato cilíndrico com diâmetro de 10 mm e altura de 4 mm. Todos os espécimes cilíndricos foram inicialmente polidos (lixa 1200) de forma a se obter uma condição superficial igual. Após o polimento, o valor da rugosidade foi de 1,16 µm (Ra) para todos os espécimes. Posteriormente, os tratamentos superficiais foram aplicados.

---

<sup>22</sup> Valores informados pelo fornecedor do material.

Para realizar os ensaios com o cabo condutor foram utilizados grampos de suspensão monoarticulados revestidos. A Figura 26 apresenta os espécimes utilizados nos ensaios de desgaste microabrasivo e por fricção, e a Figura 27 mostra os espécimes adotados para realizar os ensaios com cabo condutor.

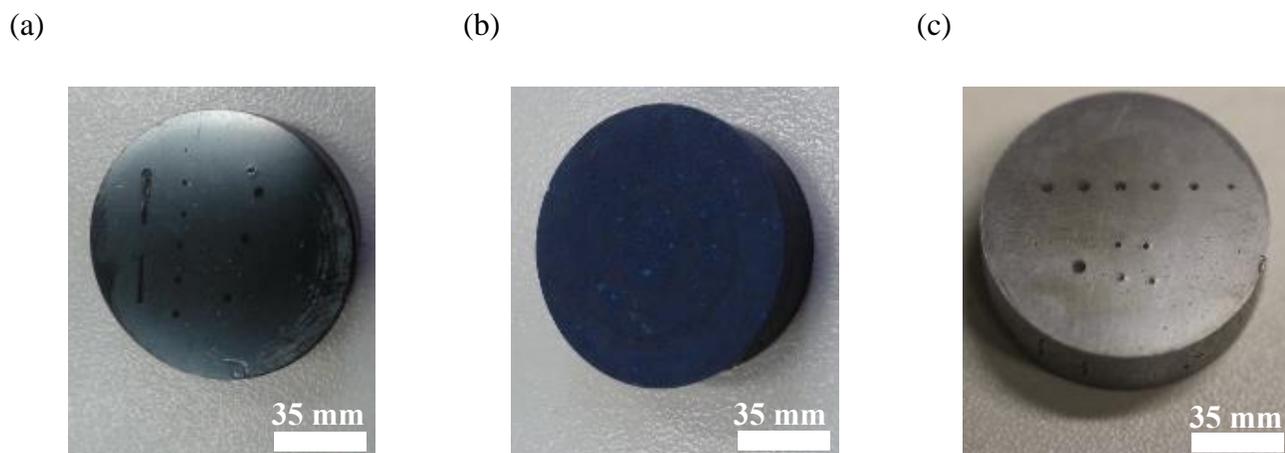


Figura 26: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos testes de desgaste microabrasivo e de fricção: (a) Espécime revestido com DLC; (b) Espécime anodizado; (c) Espécime sem revestimento.



Figura 27: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos ensaios com cabos condutores: (a) Grampo de suspensão revestido com DLC; (b) Grampo de suspensão anodizado; (c) Grampo de suspensão sem revestimento.

### 3.2. RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Tendo em vista a influência da rugosidade sobre a resistência ao desgaste, o efeito do revestimento sobre a rugosidade superficial foi mensurado neste trabalho.

### 3.2.1. METODOLOGIA DE ANÁLISE DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Preliminarmente à condução dos testes de rugosidade, os espécimes foram devidamente limpos com acetona, em ultrassom, durante 10 minutos, e secos com ar comprimido.

Todos os testes de rugosidade foram realizados nos espécimes de formato cilíndrico, conforme mostrado na Figura 26 da seção 3.1.

A medição da rugosidade superficial foi realizada utilizando o microscópio confocal de varredura a laser (OLS 4100 Lext/Olympus). Foram realizadas três medições de rugosidade antes da realização dos ensaios experimentais na superfície de três espécimes de cada grupo de material. O comprimento das medidas foi de 2 mm, para a obtenção do parâmetro  $R_a$ , utilizando um cut-off de 0,8 mm. Após as medições foi realizada a média aritmética dos valores obtidos.

Para os ensaios microabrasivos foram realizadas medições de rugosidade antes dos ensaios e após a realização dos testes, no interior da marca de desgaste, para as distâncias de deslizamento de 3 m, 50 m e 125 m. Os resultados específicos de rugosidade após a realização dos ensaios microabrasivos serão apresentados e discutidos no Capítulo 4 desse trabalho.

### 3.2.2. RESULTADOS DE TESTES DE RUGOSIDADE SUPERFICIAL

A Tabela 4 apresenta os valores médios do parâmetro  $R_a$  e o desvio-padrão correspondente para as medições de rugosidade superficial realizados nos três grupos de espécimes antes da realização dos testes experimentais.

Tabela 4: Rugosidade média de cada amostra.

Superfícies	Substrato	<i>Diamond-Like Carbon</i>	Alumínio anodizado
$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	0,170	0.096	0,274
Desvio-padrão [ $\mu\text{m}$ ]	0.089	0.011	0.122

Pela Tabela 4 pode-se observar que o DLC proporcionou uma redução na rugosidade superficial de aproximadamente 43 %, enquanto que as amostras anodizadas tiveram a sua rugosidade superficial aumentada em quase 61 %.

Diversos estudos tem apontado uma melhora significativa na rugosidade superficial após a deposição de filmes de DLC [11, 106]. Importante lembrar que o estado superficial do substrato antes do processo de deposição do filme é um fator importante para um baixo valor de rugosidade do DLC [25]. Já os valores de rugosidade obtidos das amostras anodizadas estão relacionados à presença de poros na superfície do revestimento. A formação da camada de óxido pelo processo de anodização somente é possível devido à formação de poros. Os poros possibilitam ao eletrólito acessar as primeiras camadas de óxido na superfície do material, permitindo a continuidade do processo de transformação superficial em direção ao centro do material [73]. A Figura 28 apresenta a condição da superfície representativa do grupo de espécimes anodizados.

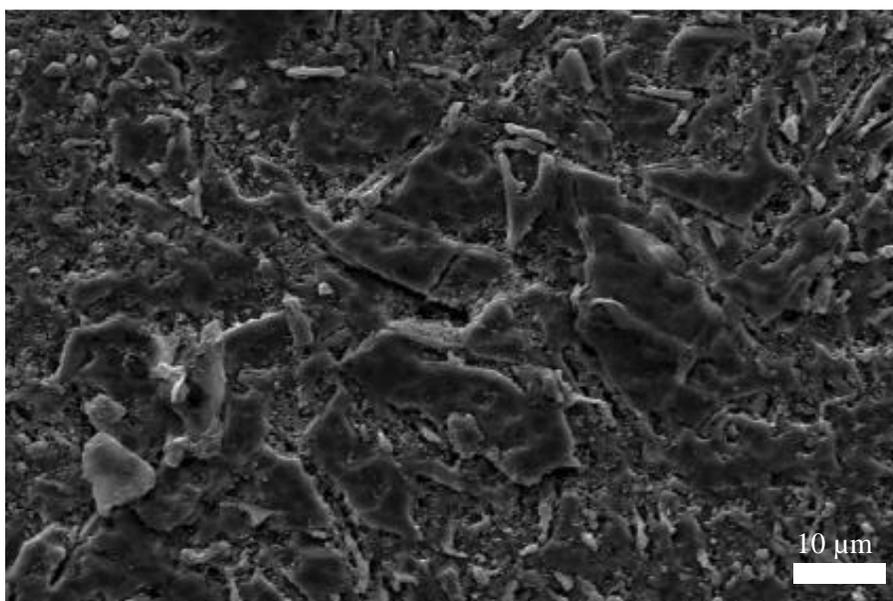


Figura 28: Presença de poros em uma superfície anodizada.

### 3.3. ENSAIO DE DUREZA

A dureza é outro importante parâmetro tribológico de forte influência na resistência ao desgaste. A profundidade de penetração das partículas abrasivas na superfície do material depende da razão  $\frac{H_{abrasivo}}{H_{superfície}}$  [23]. No entanto, além da dureza, outros fatores influenciam na resistência ao desgaste do material, tais como: a rugosidade, a tenacidade a fratura, a capacidade de deformação, entre outros. Portanto, a dureza, como parâmetro único e isolado, não é capaz de prever a resistência ao desgaste [105].

### 3.3.1. METODOLOGIA DE ENSAIO DE DUREZA

Antes da realização dos ensaios de dureza, as amostras foram devidamente limpas com acetona, em ultrassom, durante 10 minutos, e secas com ar comprimido.

Todos as medidas de dureza foram feitas nos espécimes de formato cilíndrico, conforme mostrado na Figura 26 da seção 3.1.

Para os testes de dureza foi adotada a técnica da microdureza (EMCOTEST-DuraScan20). Baixas forças de penetração foram utilizadas para não perfurar os revestimentos e comprometer as análises. Os testes foram realizados com um indentador Vickers com uma carga de penetração de 0,2 N. Os resultados são provenientes da média de três medições de dureza em dois espécimes de cada grupo de material (18 medições), nas mesmas condições, com o intuito de avaliar o desvio-padrão dos resultados.

### 3.3.2. RESULTADOS DE ENSAIO DE DUREZA

A Tabela 5 apresenta os valores médios de microdureza dos três grupos de espécimes deste trabalho.

Tabela 5: Dureza das amostras.

	Substrato	<i>Diamond-Like Carbon</i>	Alumínio anodizado
Microdureza [HV]	67,5	766,2	265,5
Desvio-padrão [HV]	4,6	13,7	12,1

Observa-se pela Tabela 5 que, comparativamente ao material de referência, as amostras revestidas com DLC apresentaram a maior dureza dentre as amostras testadas, enquanto que as amostras de alumínio sem revestimento apresentaram o menor valor de dureza. As amostras anodizadas apresentaram um valor de dureza cerca de 293 % superior ao exibido pelas amostras sem revestimento. Já o DLC proporcionou um aumento na dureza de aproximadamente 1035 % em relação ao substrato. Os resultados obtidos nos testes de dureza encontram-se em uma faixa de valores relatados na literatura [25, 122]. Além disso, a Tabela 5 apresenta valores de desvio-padrão relativamente baixos.

## CAPÍTULO 4 – ENSAIOS MICROABRASIVOS

Este capítulo aborda o estudo do comportamento tribológico de espécimes da liga de alumínio SAE 305 sem revestimento e com revestimento por anodização e DLC quando submetidos a ensaio de desgaste microabrasivo [102, 104]. Dessa forma, nesse capítulo são apresentadas a metodologia, os resultados e as discussões relativas à influência dos tratamentos superficiais mencionados na resistência ao desgaste microabrasivo da liga de alumínio SAE 305.

As informações apresentadas nesse capítulo estão contidas em um artigo publicado conforme a referência [123].

### 4.1. METODOLOGIA

Os ensaios de desgaste microabrasivos foram realizados na máquina CSM Calowear do Laboratório de Caracterização e Análise de Materiais da Universidade de Brasília (UnB). A configuração de ensaio fornecido pelo CSM Calowear é do tipo “esfera livre” [104, 124]. Nesse sistema foi adotado uma solução abrasiva gotejando na interface de contato esfera/superfície, que gerou desgaste microabrasivo nos espécimes. A Figura 29 apresenta um modelo de equipamento utilizado para a realização de ensaios microabrasivos na UnB.



Figura 29: Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo CSM Calowear.

Preliminarmente, os espécimes e a esfera (contra-corpo) foram devidamente limpos com acetona, em ultrassom, durante 10 minutos, e secos com ar comprimido. O porta-amostra foi posicionado em um ângulo de 80° com a superfície horizontal do equipamento.

Uma esfera de aço AISI 52100, de 20 mm de diâmetro, foi utilizada como contra-corpo nos ensaios de desgaste microabrasivo. A esfera foi previamente condicionada em testes preliminares de desgaste de modo a se obter um satisfatório “arrastamento” da solução abrasiva para a interface de contato [125]. Em todos os ensaios realizados foram utilizadas a mesma esfera de aço, porém, sempre mudando a superfície de contato da esfera de modo a evitar a formação de uma trilha [125]. Os ensaios foram realizados com uma velocidade constante de rotação do eixo do motor de 0,1 m/s.

A força de contato entre a amostra e a esfera depende do peso da esfera e do ângulo que esta forma com a amostra. Tais parâmetros foram mantidos constante em todos os ensaios. A força de contato foi de 0,05 N de modo a se obter uma pressão de contato consistente com a aplicação em consideração [126], e avaliar a eficácia dos revestimentos adotados [102, 125]. Para a realização dos ensaios foi adotada uma solução abrasiva de alumina em pó ( $Al_2O_3$ ), na razão de  $Al_2O_3:H_2O$  de 31:69 %, respectivamente. A especificação do pó cerâmico fornecida pelo fabricante é D20-0,35  $\mu m$ , D50-0,60  $\mu m$ , D90-1,40  $\mu m$  (CR6 - Baikowski). A espessura do filme abrasivo foi aproximadamente a mesma em todos os testes. Após o processo de preparação, a solução abrasiva foi colocada em um agitador magnético para evitar a decantação do abrasivo, o que provocaria a alteração da concentração da solução abrasiva.

Para investigar o volume de desgaste em função da distância de deslizamento, e analisar a eficácia dos revestimentos segundo a condição tribológica adotada nos ensaios, foram geradas sete calotas de desgaste em cada espécime. Os testes foram executados em três espécimes de cada grupo de material. Após atingida a distância de deslizamento, o teste foi interrompido. As distâncias de deslizamento adotadas foram: 3, 10, 25, 50, 75 100 e 125 m. De modo a evitar uma possível interação entre as crateras de desgaste, foi mantida uma distância mínima de 3 mm entre as mesmas. Torna-se importante ressaltar que o objetivo principal desse ensaio é avaliar o impacto dos revestimentos testados na resistência ao desgaste da liga de alumínio SAE 305. Portanto, o rompimento do revestimento é um fator secundário. Nos testes realizados, não houve o rompimento da camada em nenhuma das amostras revestidas.

Após os ensaios, as amostras e a esfera foram novamente limpas com acetona, em ultrassom, durante 10 minutos, e secas com ar comprimido.

O diâmetro da cratera de desgaste foi mensurado com um microscópio confocal a laser, da marca LEXT/Olympus, da Universidade de Brasília (UnB). Utilizando os recursos do software do equipamento foi possível inicialmente obter imagens bidimensionais e tridimensionais da marca de desgaste. A partir de tais imagens foi possível realizar um tratamento da imagem através de uma escala de cores possibilitando uma melhor análise da topografia da cratera de desgaste. A Figura 30 apresenta as imagens 3D e 2D de uma cratera de desgaste após o tratamento através de escala de cores. Observando a escala de cores pela Figura 30(a), percebe-se que para as cores mais frias (tons de azul e verde) a profundidade da marca de desgaste é maior. Já as cores mais quentes (tons de amarelo e vermelho) referem-se aos níveis mais próximos à superfície da amostra.

Após o tratamento da imagem, o diâmetro de cada cratera foi medido adaptando-se um círculo nas extremidades da cratera. A adaptação foi realizada usando uma imagem bidimensional da calota (ver Figura 30(b)). Uma vez satisfeita a adaptação do círculo, o diâmetro é extraído do software para o cálculo do volume de desgaste.

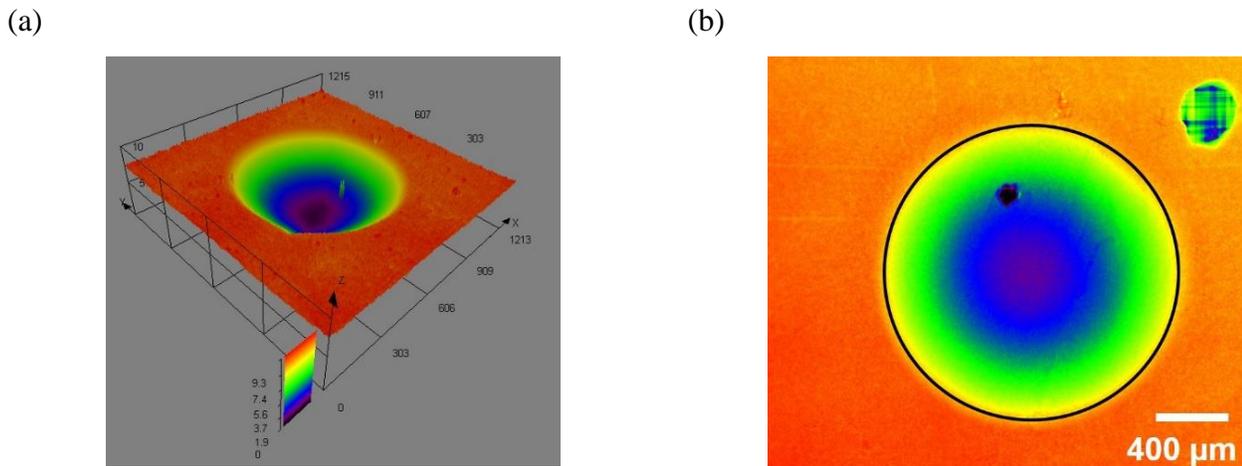


Figura 30: Cratera de desgaste: (a) Cratera em 3D; (b) Cratera em 2D.

O volume de desgaste,  $V_{desg}$ , das crateras foi calculado por meio da equação [124]:

$$V_{desg} \approx \frac{\pi \cdot d_{cratera}^4}{64 \cdot R_{esfera}} \quad , \text{ para } d_{cratera} \ll R_{esfera} \quad (4.1)$$

onde  $d_{cratera}$  é o diâmetro da cratera, e  $R_{esfera}$  é o raio da esfera.

Uma vez calculado o volume de desgaste, a Eq. (2.7) de Archard [23] foi utilizada para calcular a taxa de desgaste dos espécimes ensaiados.

Finalmente, tendo em vista uma melhor resolução de imagem e profundidade de campo, as superfícies das crateras foram analisadas com o objetivo de identificar o modo e os mecanismos de desgaste atuantes em cada ensaio. Para isso foi feito o uso do Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV), da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.

## **4.2. RESULTADOS**

### **4.2.1. EVOLUÇÃO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL**

Tendo em vista que a rugosidade afeta o comportamento do material ao desgaste, foram realizadas medições de rugosidade antes e após a realização dos ensaios microabrasivos. Os valores de rugosidade das superfícies antes da realização dos testes microabrasivos foram apresentados no Capítulo 3. Após a realização dos ensaios, a rugosidade superficial foi medida para as distâncias de deslizamento ( $S$ ) de 3 m, 50 m e 125 m. Os valores médios de  $R_a$  e os desvios-padrão são reportados na Tabela 6.

Pela Tabela 6 pode-se perceber que o processo de desgaste conduz inicialmente à uma redução nos valores de  $R_a$ . Neste caso, para  $S = 3$  m, o tamanho médio das partículas abrasivas são ainda pequenas (aprox. 1  $\mu$ m). Além disso, tem-se valores de desvio-padrão relativamente altos (especialmente para os espécimes de DLC), tendo em vista o fato de que as superfícies das crateras não atingiram um grau homogêneo de desgaste. No entanto, para maiores distâncias de deslizamento, o aumento do desgaste gera maiores partículas abrasivas no tribossistema conduzindo à um aumento na rugosidade superficial e redução nos valores de desvio-padrão. Os valores de rugosidade dos espécimes sem revestimento e anodizado após  $S = 125$  m são aproximadamente os mesmos de antes da realização dos testes microabrasivos (ver Tabela 4). No entanto, as superfícies das crateras das amostras de DLC apresentam uma redução de rugosidade de aproximadamente 44 % após os testes com as distâncias de deslizamento de 50 m e 125 m. Tal fato sugere que pequenas partículas abrasivas (ou mesmo nenhuma partícula abrasiva) está presente na interface de contato do tribossistema e, conseqüentemente, provocando um menor volume de desgaste quando comparado com as amostras anodizadas.

Tabela 6: Evolução da rugosidade de cada superfície após a realização de testes microabrasivos.

	Substrato	<i>Diamond-Like Carbon</i>	Alumínio anodizado
Após teste de desgaste S = 3 m			
Ra ( $\mu\text{m}$ )	0,046	0,012	0,027
Desvio-padrão	0,003	0,010	0,008
Após teste de desgaste S = 50 m			
Ra ( $\mu\text{m}$ )	0,113	0,030	0,272
Desvio-padrão	0,028	0,007	0,040
Após teste de desgaste S = 125 m			
Ra ( $\mu\text{m}$ )	0,124	0,029	0,311
Desvio-padrão	0,016	0,007	0,018

#### 4.2.2. ENSAIOS DE DESGASTE MICROABRASIVOS

Inicialmente, é importante mencionar o fato de a esfera utilizada como contra-corpo nos testes microabrasivos não apresentou nenhum sinal de deterioração da sua superfície. Além disso, nenhum dos testes de desgaste realizados perfurou a camada de revestimento dos espécimes.

Os resultados dos ensaios de desgaste microabrasivos são apresentados nas Figuras 31 e 32.

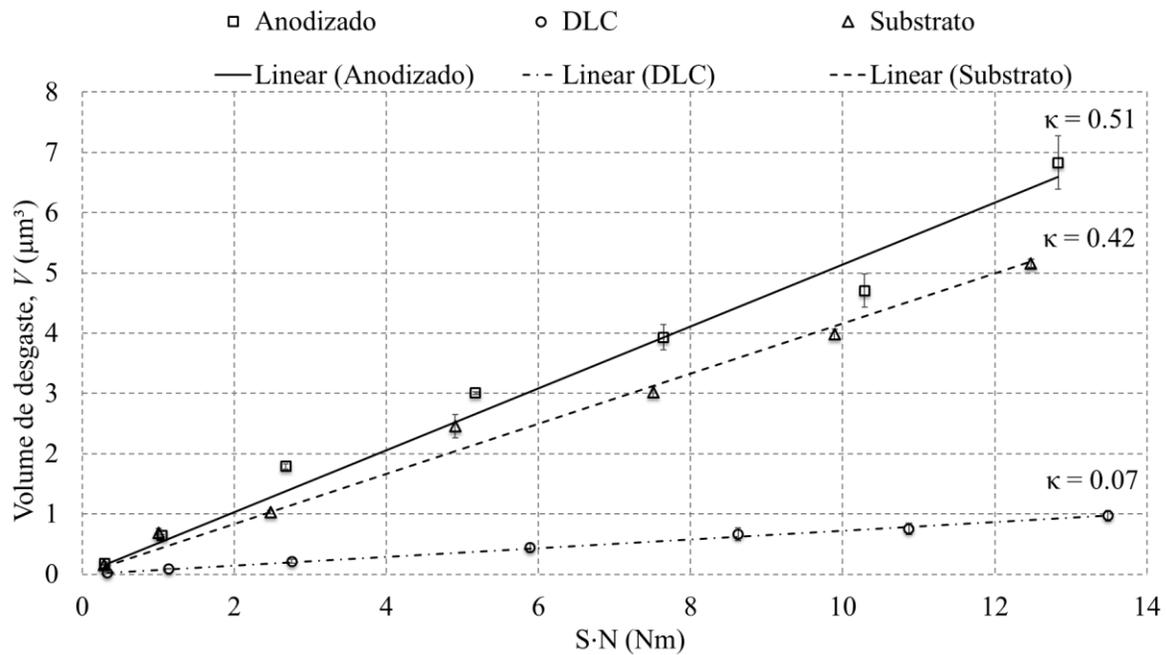


Figura 31: Volume de desgaste versus a distância de deslizamento multiplicada pela carga normal.

A Figura 31 apresenta o gráfico do valor médio do volume de desgaste *versus* a distância de deslizamento multiplicada pela carga de contato normal.

Pela Figura 31 pode-se observar que o volume de desgaste está coerente com a Lei de Archard. Ou seja, o aumento na distância de deslizamento conduz a um aumento linear no volume de desgaste do material. Comparativamente ao material de referência (alumínio sem revestimento), as amostras revestidas com DLC apresentaram um volume de desgaste significativamente pequeno em todas as distâncias de deslizamento. Já os espécimes anodizados apresentaram maior perda volumétrica com o aumento da distância de deslizamento ( $S \cdot N > 1.1$ ). Tais resultados contrastam com os valores de dureza reportados na Tabela 5.

A Figura 31 apresenta a curva de tendência da taxa de desgaste de cada superfície. Conforme mencionado anteriormente, cada ponto de medição apresentado na Figura 31 compreende três medidas independentes. Todos os espécimes apresentaram uma tendência linear de perda volumétrica. Os espécimes de DLC apresentaram a menor taxa de desgaste ( $0,07 \mu\text{m}^2/\text{N}$ ), enquanto a taxa de desgaste dos espécimes anodizados ( $0,51 \mu\text{m}^2/\text{N}$ ) é maior do que a taxa de desgaste dos espécimes sem revestimento ( $0,42 \mu\text{m}^2/\text{N}$ ).

Os espécimes sem revestimento e anodizado apresentaram uma pequena redução na evolução da profundidade de desgaste em altos valores de  $S \cdot N$ . Isto pode ser explicado pela redução da pressão de contato devido ao aumento da área de contato (ver Figura 32). Para os espécimes de DLC, devido ao fato

de o volume de material removido ter sido muito pequeno, a sua profundidade de desgaste se manteve quase constante. Novamente pode ser observado que os efeitos do desgaste nos espécimes de DLC foram pouco pronunciados. O máximo valor de profundidade de desgaste foi de quase 15  $\mu\text{m}$ , que foi quase suficiente para perfurar o revestimento do grupo de espécimes anodizados. A máxima profundidade de desgaste dos espécimes de DLC foi de 6  $\mu\text{m}$ , que é menos de um terço do valor inicial da espessura da sua camada de revestimento.

As barras de erro mostradas nas Figuras 31 e 32 representam o desvio-padrão do volume de desgaste calculado para cada grupo de espécimes (três testes em cada ponto de medição) nos valores de  $S \cdot N$  ensaiados. Enquanto os valores de desvio padrão das amostras de DLC e de substrato permaneceram praticamente constantes em todas as distâncias de deslizamento, as amostras anodizadas apresentaram um valor crescente de desvio-padrão com o aumento da distância de deslizamento. Os valores de desvio-padrão dos resultados obtidos em todos os grupos de espécimes testados foi inferior a 0,44.

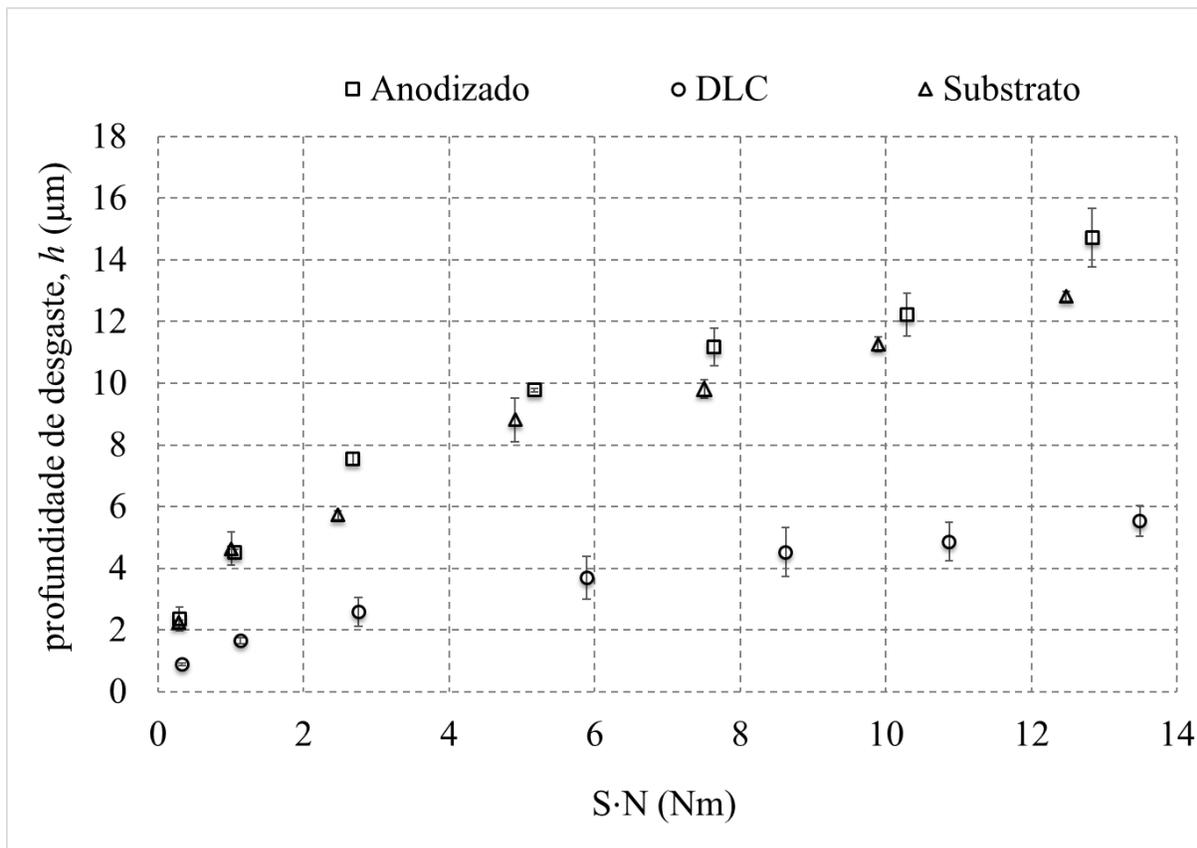


Figura 32: Taxa de desgaste *versus* produto da distância de deslizamento pela carga normal.

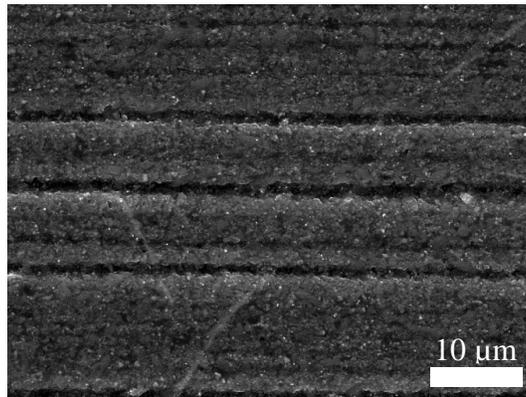
### 4.3. DISCUSSÕES

Pelos resultados apresentados pode-se observar que a anodização provocou uma redução na resistência ao desgaste dos espécimes ensaiados, apesar de ter proporcionado um aumento na dureza de aproximadamente três vezes em relação às amostras de substrato. Com o intuito de elucidar os motivos para esse comportamento foram realizadas análises morfológicas das superfícies de desgaste utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV). A Figura 33 apresenta as imagens da superfície da cratera de uma amostra representativa de cada grupo de material.

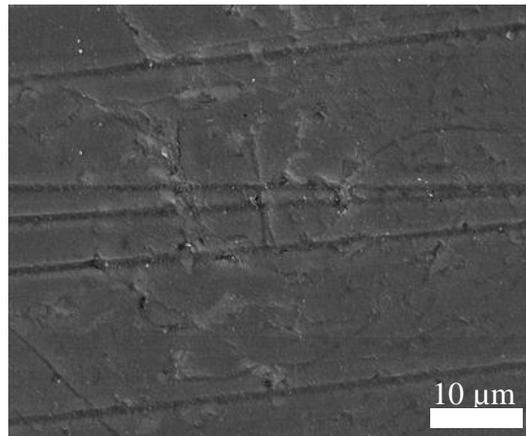
Geralmente, dois modos de desgaste podem ocorrer em ensaios de desgaste microabrasivos: desgaste abrasivo de 2-corpos, e desgaste abrasivo de 3-corpos. Também é possível ocorrer uma mistura de ambos os modos de desgaste, e nesse caso tem-se o desgaste abrasivo misto. O desgaste abrasivo de 2-corpos ocorre quando a partícula abrasiva fica aderida à superfície do contra-corpo, e vários sulcos são produzidos na superfície do espécime na direção do deslizamento [102, 127]. Já no regime de desgaste de 3-corpos, as partículas abrasivas na interface de contato rolam livremente produzindo múltiplas indentações na superfície do material. O regime de desgaste misto foi verificado nas superfícies das crateras das amostras anodizadas e de substrato. O regime de desgaste predominante verificado para esses dois grupos de materiais foi o de 2-corpos, como pode ser observado nas Figuras 33(a) e 33(b). Os sulcos de desgaste nas superfícies das crateras das amostras anodizadas e sem revestimento indicam uma combinação dos mecanismos de desgaste por microsulcamento e microcorte [106, 128]. Tais mecanismos de desgaste foram discutidos no Capítulo 2 do presente trabalho [23, 105].

No caso do microsulcamento, a superfície do espécime é deformada elasto-plasticamente, e a partícula abrasiva desloca continuamente material à sua frente e para as laterais do sulco de desgaste produzido na superfície do material. Já no microcorte, a partícula abrasiva atua como uma ferramenta de corte deslocando material à sua frente e produzindo detritos [129-131]. O mecanismo predominante dependerá principalmente do ângulo de ataque das partículas abrasivas. Devido à grande quantidade de partículas abrasivas e, portanto, a possibilidade de diferentes ângulos de ataque das partículas, é complexa a identificação do mecanismo predominante.

(a)



(b)



(c)

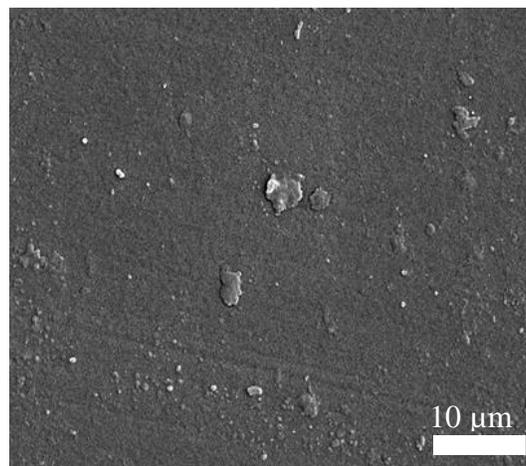


Figura 33: Superfícies das crateras de desgaste geradas em ensaio de desgaste microabrasivo: (a) Alumínio sem revestimento; (b) Anodizado; (c) DLC.

Pela Figura 34, observa-se cumes de material deslocado em ambos os lados da cratera. No entanto, observa-se uma grande quantidade de detritos na cratera das amostras de substrato.

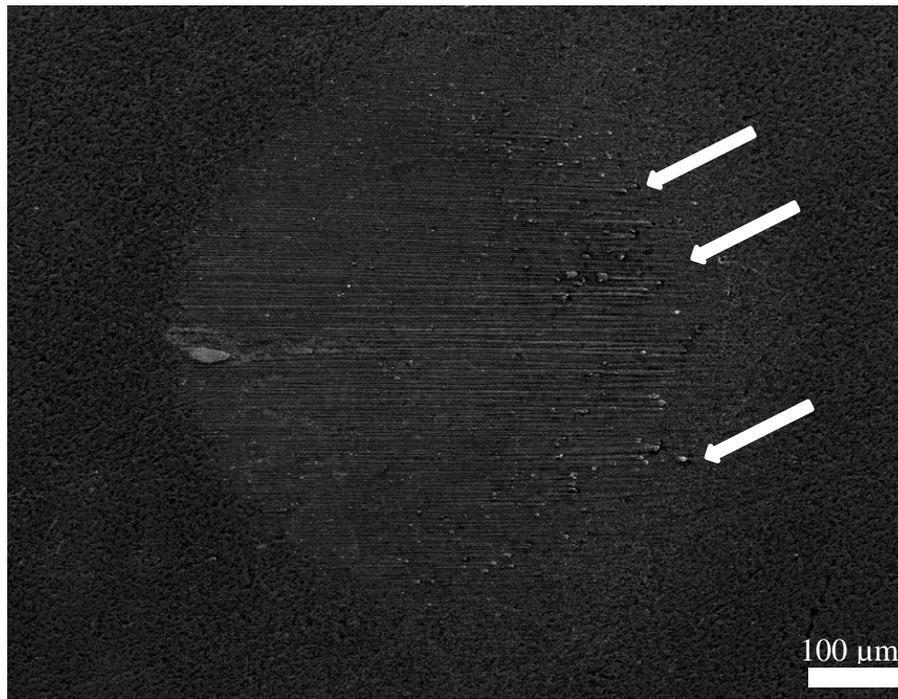


Figura 34: Detritos dentro da cratera de desgaste de uma amostra de alumínio sem revestimento.

As pequenas partícula observadas no lado direito da cratera de desgaste são identificadas como detritos. É interessante observar o acúmulo de detritos em um dos lados da cratera. A deposição dos detritos está relacionada com a direção de deslizamento da esfera. Pela Figura 34, a partícula abrasiva entra na interface de contato pelo lado direito da cratera. Durante o movimento da esfera, ocorre a adesão da partícula à superfície da esfera, e ocorre o mecanismo de microcorte na superfície do espécime com a formação de detritos. Após as partículas de detritos atingirem determinado tamanho crítico, as forças de corte superam as forças de adesão da partícula abrasiva sobre a superfície da esfera, interrompendo o processo de microcorte e levando à deposição de detritos sobre a superfície da cratera. Tais formas características de deposição de detritos foram verificadas somente nas superfícies das calotas das amostras sem revestimentos.

O modo abrasivo de 3-corpos ocorre quando a partícula abrasiva na interface de contato esfera/espécime desliza ou rola livremente. Nesse modo de desgaste, o volume de desgaste é significativamente menor se comparado ao desgaste abrasivo de 2-corpos. Uma combinação dos dois modos de desgaste dá origem a um modo de desgaste misto no qual ora as partículas ficam rigidamente fixas a um corpo, ora as partículas ficam soltas na interface de contato dos dois corpos em movimento relativo. As análises morfológicas das

superfícies de desgaste das amostras revestidas com DLC revelam o modo de desgaste misto, com predominância do desgaste abrasivo de 3-corpos (ver Figura 33(c)). Os sulcos observados nas superfícies de DLC foram bastante esparsos e muito suaves. Como a dureza do DLC é bastante significativa, as partículas abrasivas não conseguem produzir sulcos profundos na superfície do revestimento. A relação entre razão da dureza (partícula abrasiva/superfície) e a profundidade da marca de desgaste foi relatada por outros pesquisadores [132-134].

O desgaste abrasivo é um fenômeno complexo que depende de uma ampla variedade de parâmetros. No presente trabalho, o modo e os mecanismos de desgaste mostraram-se como importantes fatores nos resultados obtidos. No entanto, é importante lembrar que outros fatores influenciam fortemente o desgaste dos materiais, tais como: o tamanho e forma das partículas abrasivas, a dureza das partículas abrasivas, bem como a rugosidade, a dureza e microestrutura da superfície em desgaste [105].

A primeira e principal suposição de que a razão entre as durezas da partícula abrasiva e da superfície é o parâmetro mais importante de influência no desgaste foi superada. Outros trabalhos chegaram à mesma conclusão [102, 105, 135]. Além disso, o modo de desgaste abrasivo de 2-corpos foi verificado tanto para os espécimes sem revestimento quanto para os espécimes anodizados. Portanto, somente o modo de desgaste não pode ser responsável pela redução na resistência ao desgaste.

Com o intuito de explicar esse fenômeno, foram realizadas análises microestruturais via MEV. A Figura 35 mostra a superfície característica dos espécimes anodizados. Enquanto as amostras de alumínio sem revestimento são planas e sólidas, as amostras anodizadas apresentam fissuras e poros decorrentes do processo de anodização [136]. No caso deste trabalho, a espessura da camada anodizada das amostras é de aproximadamente 20  $\mu\text{m}$ . No processo de anodização apenas camadas de pequena espessura podem ser geradas sem a presença de poros. À medida que a espessura da camada de óxido aumenta, os poros são gerados permitindo a infiltração do eletrólito na direção do substrato do material e, dessa forma, o processo de anodização continua [136].

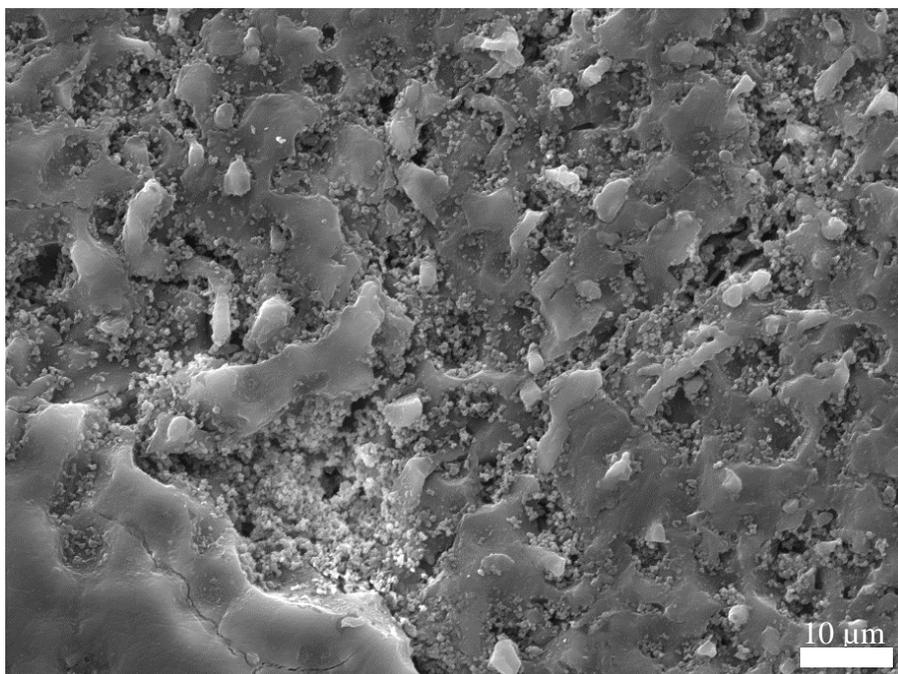


Figura 35: Superfície anodizada obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A porosidade superficial pode afetar a resistência ao desgaste de duas formas. Primeiramente, em função da razão do volume de material, a resistência ao desgaste de um material poroso é geralmente menor se comparada a de um material denso. Além disso, o material poroso é altamente propenso à fratura frágil. Conforme a dureza aumenta no processo de anodização, a tenacidade do material diminui. Assim, a combinação de baixa ductilidade e a presença de poros favorece a ocorrência de fratura frágil [137]. Segundo Hutchings [23], a taxa de desgaste de um material é significativamente maior na presença de falha por fratura frágil, tendo em vista o maior tamanho das partículas abrasivas e, conseqüentemente, a maior densidade das mesmas na interface de contato.

## **CAPÍTULO 5 – ENSAIOS DE DESGASTE POR FRICÇÃO**

Neste capítulo são apresentados a metodologia, os resultados, as discussões e as conclusões relativos à influência dos revestimentos superficiais por anodização e DLC na liga de alumínio SAE 305 através da realização de ensaios de desgaste por deslizamento recíproco na configuração esfera-sobre-plano, utilizando um tribômetro convencional. Maiores informações sobre os tipos de teste de desgaste por deslizamento o leitor pode consultar em [23, 138].

As informações apresentadas nesse capítulo estão contidas em um artigo publicado conforme a referência [139].

### **5.1. METODOLOGIA**

Os ensaios tribológicos de desgaste por fricção foram realizados nas instalações do Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM), da Universidade Federal de Uberlândia (UFU), em um tribômetro universal da Plint & Partners, modelo TE 67. Os ensaios no tribômetro foram do tipo deslizamento recíproco, e na configuração esfera-sobre-plano [33, 107]. A aquisição dos dados (Coeficiente de Fricção, número de ciclos e a posição relativa do contra-corpo) foi feita por uma placa de aquisição ligada a um microcomputador com o software LabView, com uma alta taxa de aquisição (50 Hz), no qual foi implementado um programa para o tratamento dos dados adquiridos. Além disso, foi incorporado ao tribômetro um sensor LVDT para a medição da posição da amostra em relação ao contra-corpo em cada ciclo do movimento alternado durante o ensaio. Tendo em vista que todos os dados são registrados concomitantemente, os valores dos mesmos podem ser associados com a localização do contra-corpo (esfera) ao longo da marca de desgaste.

Como intuito de auxiliar a interpretação dos dados, mapas triboscópicos foram gerados para visualizar os resultados. Tais mapas triboscópicos são particularmente desejáveis em testes de deslizamento com movimentos recíprocos, já que a posição relativa do contra-corpo na marca de desgaste se repete periodicamente. Portanto, pode-se gerar imagens 2D e 3D que permitem a visualização dos dados do teste [140-142]. A Figura 36 ilustra os componentes do tribômetro utilizado neste trabalho.



Figura 36: Tribômetro Plint TE67 utilizado nos ensaios de desgaste por fricção.

Os testes tribológicos foram divididos em duas séries tendo como variável o tempo de duração dos ensaios, sendo que, na primeira série, os ensaios tiveram tempo de duração de 30 minutos e, na segunda série, os ensaios tiveram duração de 60 minutos. Em cada série de ensaios foram realizados dois testes em cada configuração de superfície. Os parâmetros dos testes realizados foram: faixa de deslocamento linear de 4 mm, a frequência foi de 8 Hz e a carga normal de contato foi de 10 N, sendo que tais parâmetros foram análogos e mantidos constantes nas duas séries de ensaios. Os testes foram conduzidos com controle de umidade (50%) e de temperatura ( $22\pm 4^{\circ}\text{C}$ ), e sem lubrificação.

Como contra-corpo foram utilizadas esferas de aço AISI 52100 de 10 mm de diâmetro. Para cada ensaio foi utilizada uma esfera nova, devidamente limpa com acetona, em ultrassom, e seca com ar comprimido. A esfera foi montada de forma que nenhum movimento fosse possível (rolamento ou no plano horizontal). Essa esfera foi apoiada sobre a amostra com carga conhecida, sendo esta aplicada colinearmente ao eixo de

simetria da esfera. Durante os ensaios, o deslocamento da esfera foi linear e alternado, com frequência e curso fixos.

Para a medição do volume de desgaste das amostras ensaiadas foi utilizado o microscópio confocal de varredura a laser (OLS 4100 LEXT/Olympus), da Universidade de Brasília (UnB). O microscópio confocal possibilita a geração de imagens 2D e 3D das marcas de desgaste com tratamento através de escala de cores. A Figura 37(a) apresenta uma imagem 3D representativa de uma marca de desgaste por fricção. O volume da marca de desgaste foi medido utilizando um plano longitudinal de referência e um plano transversal à marca de desgaste, sendo ambos gerados pelo software do microscópio confocal. A Figura 37(b) ilustra o método de medição do volume de desgaste em uma das amostras ensaiadas.

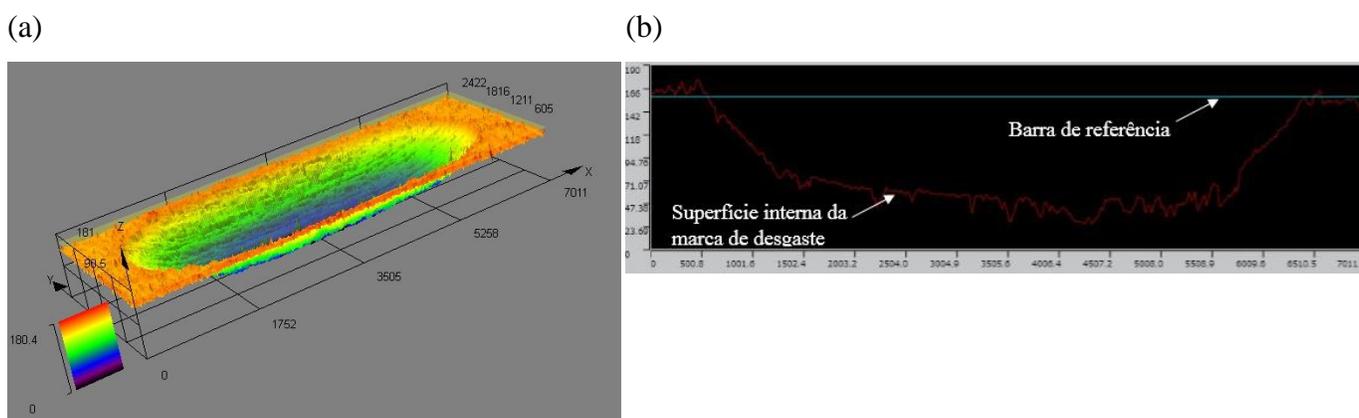


Figura 37: Marcas de desgaste por fricção: (a) Perfil 3D de uma marca de desgaste (b) Perfil transversal de uma marca de desgaste utilizado para medir o volume de desgaste.

Uma vez calculado o volume de desgaste, a Eq. (2.7) de Archard [23, 143] foi utilizada para calcular a taxa de desgaste das amostras ensaiadas.

Os mecanismos de desgaste dos testes tribológicos realizados foram analisados por microscopia eletrônica de varredura (MEV), tendo em vista a melhor resolução de imagem e profundidade de campo proporcionado pelo equipamento.

## 5.2. RESULTADOS

### 5.2.1. RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Tendo em vista que a rugosidade afeta o comportamento do material ao desgaste, foram realizadas medições de rugosidade antes e após a realização dos ensaios de desgaste por fricção. Os valores de rugosidade das superfícies antes da realização do testes de desgaste foram apresentados no Capítulo 3. Os valores médios de Ra e os desvios-padrão das três configurações de superfície, e dentro das marcas de desgaste, são reportados na Tabela 7.

Tabela 7: Rugosidade de cada superfície após a realização de testes de desgaste por fricção.

Superfícies	Substrato	<i>Diamond-Like Carbon</i>	Alumínio anodizado
R <sub>a</sub> [μm]	0,677	0.061	0,907
Desvio-padrão [μm]	0.083	0.015	0.159

Comparando os valores de rugosidade antes e após a realização dos testes de desgaste, a rugosidade aumentou para os espécimes de referência e anodizados (aprox. 298 % e 231 %, respectivamente), enquanto que os espécimes de DLC apresentaram uma redução na rugosidade de 31 %.

### 5.2.2. ENSAIOS DE DESGASTE POR FRICÇÃO

Os resultados dos ensaios de desgaste são apresentados nas Figuras 38 e 39. É importante ressaltar que o volume de desgaste medido dos espécimes de DLC é próximo de zero, o que compromete a sua nítida visualização nas Figuras 38 e 39.

As duas séries de ensaios apresentam uma tendência similar. Pela Figura 38, os espécimes revestidos com DLC exibiram notável resistência ao desgaste, confirmando a expectativa de excelente desempenho tribológico do revestimento. Os resultados obtidos apontam um aumento na resistência de aproximadamente 100 % das amostras de DLC se comparado com as amostras de alumínio sem revestimento. O processo de anodização proporcionou um suave aumento de 6 % na resistência ao desgaste em relação às amostras de alumínio sem revestimento. Os baixos valores de desvio-padrão dos ensaios (expressos através das barras de erro) demonstram a acurácia dos testes tribológicos realizados.

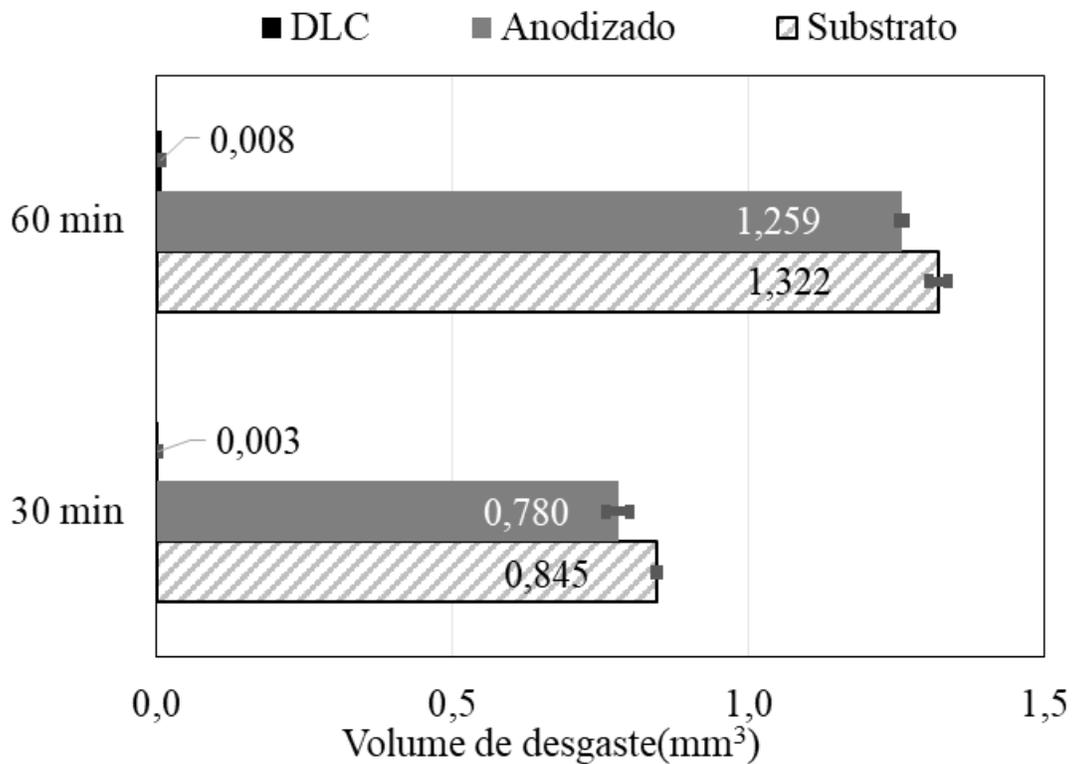


Figura 38: Volume de desgaste médio das duas séries de ensaios (30 e 60 min).

Os valores médios das taxas de desgaste são apresentados na Figura 39. Tendo em vista que a base dos resultados das taxas de desgaste é o volume de desgaste tem-se, dessa forma, um comportamento comparativo similar das amostras. As amostras de DLC aumentaram significativamente a resistência ao desgaste, enquanto que o processo de anodização proporcionou uma redução pouco significativa na taxa de desgaste.

É importante ressaltar que nenhuma das amostras de DLC tiveram o seu revestimento rompido. Em contrapartida, todos os ensaios com as amostras anodizadas atingiram o substrato.

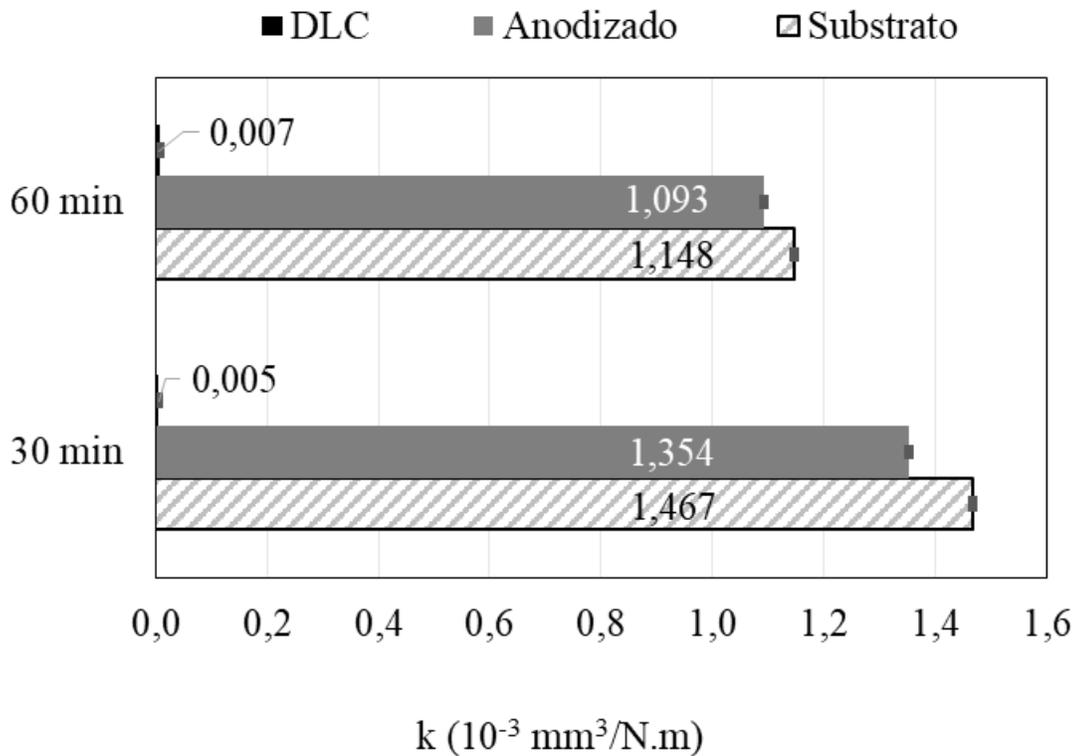


Figura 39: Valor médio da taxa de desgaste das duas séries de ensaios (30 e 60 min).

O COF (Coeficiente de Fricção) foi medido continuamente durante a realização dos testes de desgaste. A Figura 40 mostra uma curva representativa de progressão para cada grupo de espécime. O COF das amostras de referência e anodizadas mostram claramente o fenômeno do *running-in* nos primeiros ciclos dos testes. Esse comportamento não foi verificado nos ensaios com os espécimes de DLC, nos quais o COF aumenta suavemente com a progressão dos ciclos. Outra diferença entre os grupos de materiais é a magnitude do COF. Após a fase do *running-in*, o COF se estabiliza em um valor aprox. de 0,55 para os espécimes de referência e anodizados. Para os espécimes de DLC, o valor médio do COF é de aprox. 0,25.

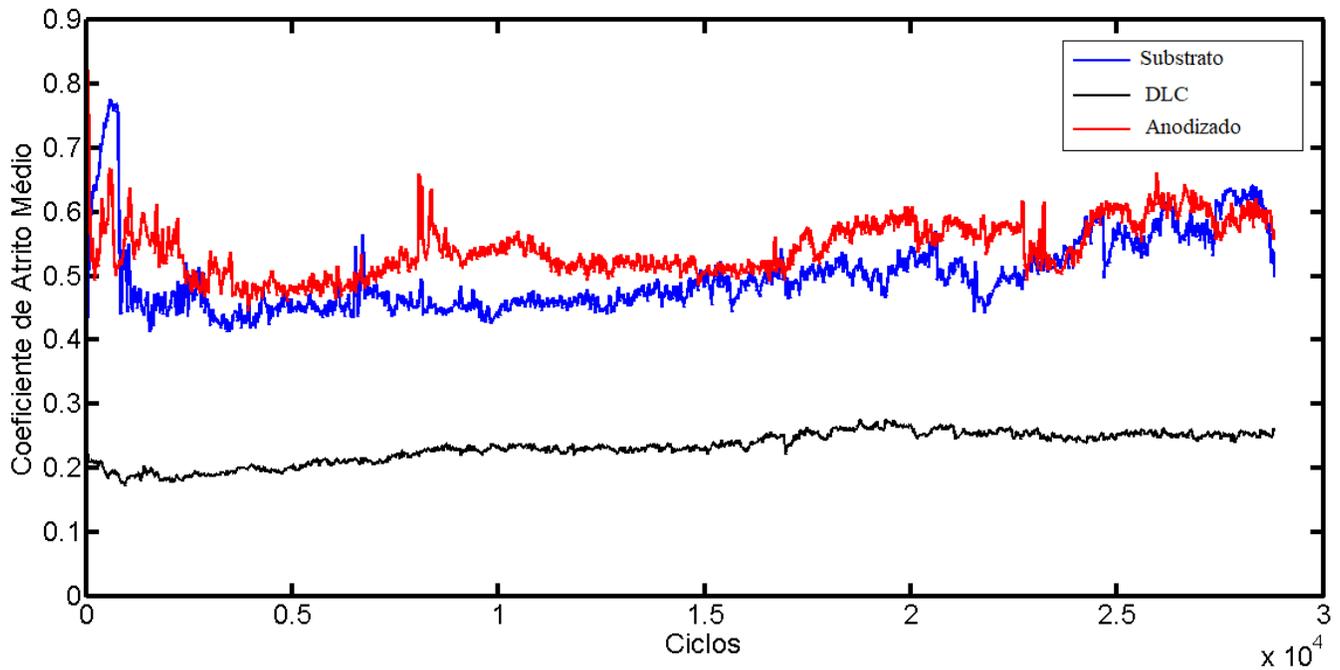
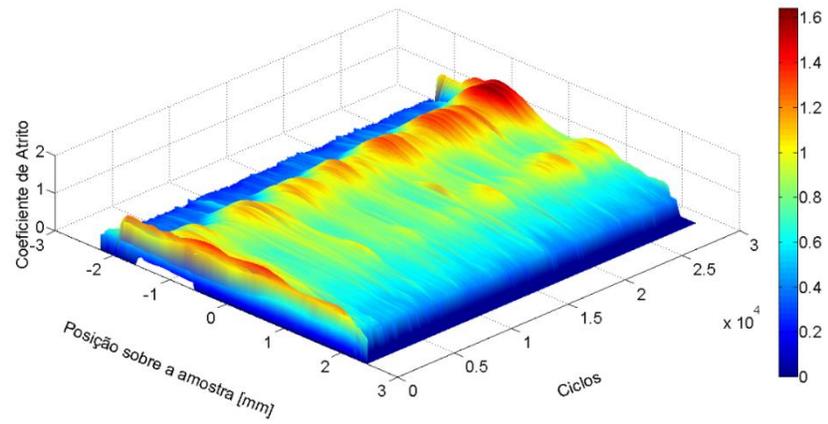


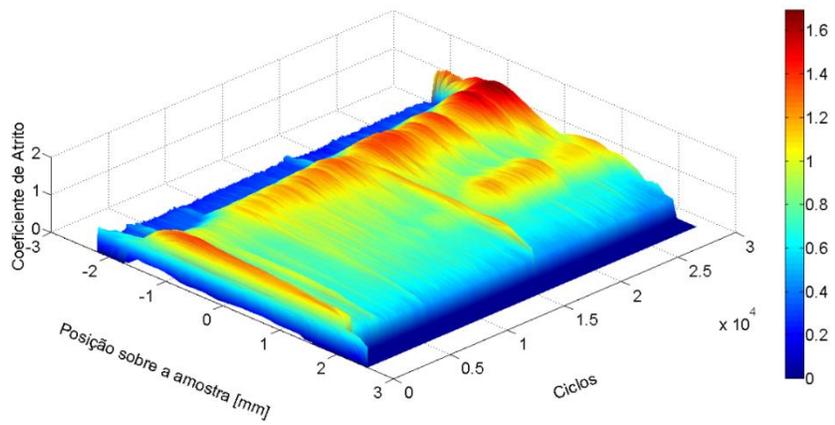
Figura 40: Valor médio do COF (t=60 min).

A alta frequência de aquisição de dados durante cada faixa de deslocamento do contra-corpo permitiu o registro temporal dos valores de COF, e a sua visualização através de mapas triboscópicos. A Figura 41 apresenta um mapa triboscópico representativo de cada grupo de material. De forma geral, os resultados dos mapas triboscópicos apresentam boa concordância com os resultados do COF médio. A progressão do COF durante os testes é notável em ambas as formas de apresentação. A grande vantagem dos mapas triboscópicos é a possibilidade de visualizar a progressão do COF ao longo da faixa de deslocamento relativo do contra-corpo. Dessa forma, o método permitiu visualizar um aumento do COF em uma das extremidades do movimento recíproco para os espécimes de referência e anodizados. Esse efeito não foi observado nos testes com os espécimes de DLC, para os quais o COF foi mais uniformemente distribuído.

(a)



(b)



(c)

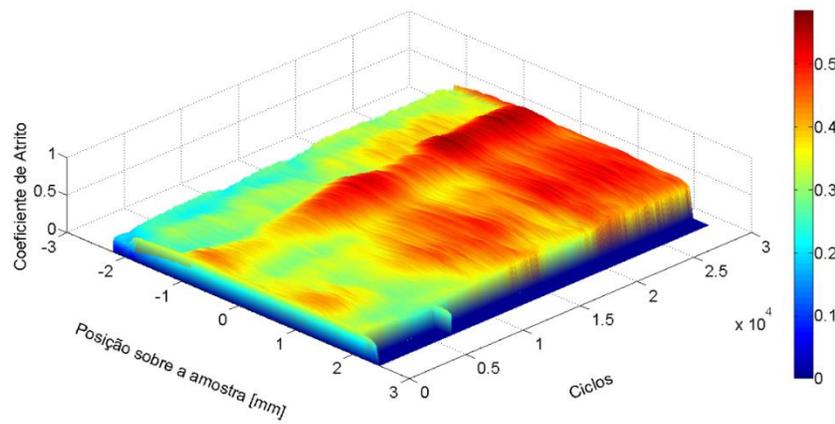


Figura 41: Mapa triboscópico representativo: (a) Substrato; (b) Anodizado; (c) DLC.

### **5.3. DISCUSSÕES**

Os parâmetros importantes que afetam o comportamento ao desgaste de um material são: dureza, rugosidade e o COF [23, 27, 144, 145]. Portanto, a discussão a ser feita neste tópico abordará a influência desses fatores e a relação dos mesmos com os testes de desgaste e as análises microestruturais. No entanto, conforme observado em vários casos particulares [105], tais parâmetros sozinhos e isolados não conseguem prever o comportamento ao desgaste em todas as circunstâncias. Dessa forma, o presente tópico também discute a morfologia do desgaste de cada superfície.

#### **5.3.1. PARÂMETROS DE SUPERFÍCIE**

Conforme apresentado nas Tabelas 4 e 5, os tratamentos superficiais afetaram tanto a rugosidade quanto a dureza das superfícies. Conforme analisado, o DLC proporcionou uma redução na rugosidade e um notável aumento na dureza. Tendo em vista que a dureza controla a profundidade de penetração das partículas abrasivas, a sua importância é relevante para os testes abrasivos [23]. Além disso, sabe-se que o coeficiente de desgaste é inversamente proporcional à dureza [146]. Considerando as duas premissas anteriores, e levando em conta que superfícies com menor rugosidade reduzem o volume de desgaste, observa-se que o baixo volume de desgaste verificado nos espécimes recobertos com DLC já era esperado.

O processo de anodização também proporcionou o aumento da dureza dos espécimes, embora em uma menor amplitude em relação àquela observada nos espécimes de DLC. No entanto, a rugosidade dos espécimes anodizados aumentou de forma significativa se comparado com a rugosidade dos espécimes de substrato. Tal fato se deve à presença de poros na superfície do revestimento. A formação da camada de óxido pelo processo de anodização somente é possível devido à formação de poros. Os poros possibilitam ao eletrólito acessar as primeiras camadas de óxido na superfície do material, permitindo a continuidade do processo de transformação superficial em direção ao centro do material [137]. A Figura 42 apresenta uma superfície anodizada característica.

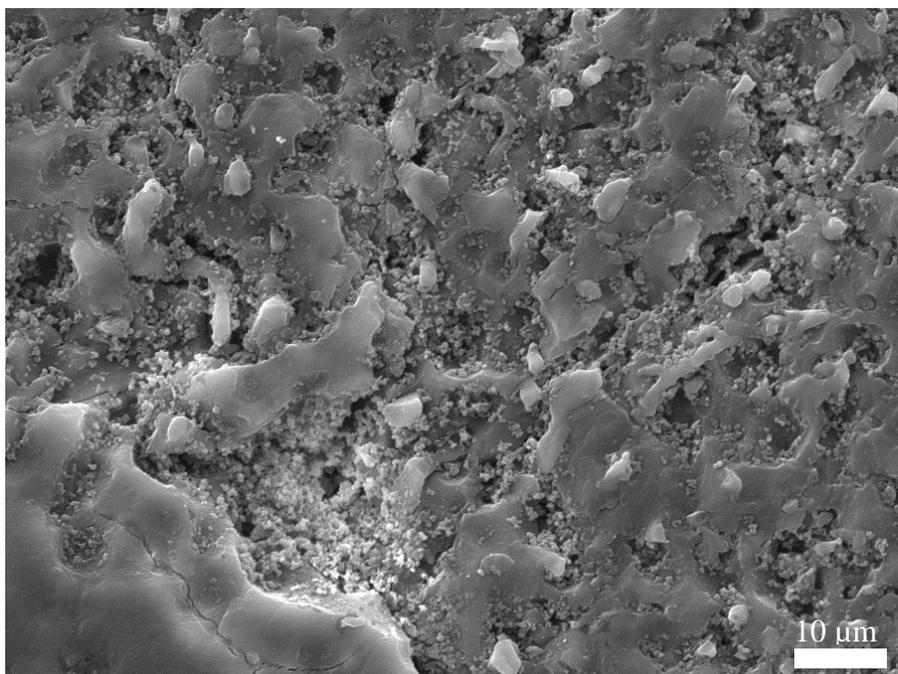


Figura 42: Superfície anodizada obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Dessa forma, a anodização proporcionou o aumento da dureza dos espécimes, mas aumentou a rugosidade dos mesmos devido à elevada densidade de poros da superfície oxidada. A porosidade superficial afeta a resistência ao desgaste de duas formas. Primeiramente, em função da razão do volume de material, a resistência ao desgaste de um material poroso é geralmente menor se comparada a de um material denso. Além disso, o material poroso é altamente propenso à fratura frágil. Conforme a dureza aumenta no processo de anodização, a tenacidade do material diminui. Assim, a combinação de baixa ductilidade e a presença de poros favorece a ocorrência de fratura frágil [137]. Segundo Hutchings [23], a taxa de desgaste de um material é significativamente maior na presença de falha por fratura frágil, tendo em vista o maior tamanho das partículas abrasivas e, conseqüentemente, a maior densidade das mesmas na interface de contato. Assim, a explicação parece razoável para o suave aumento da resistência ao desgaste proporcionado pelo processo de anodização em relação aos espécimes de referência.

Materiais com baixo COF geralmente apresentam alta resistência ao desgaste [27]. Conforme esperado, os espécimes de DLC apresentaram um baixo COF (aprox. 0,25), enquanto que os espécimes anodizados e de referência apresentaram um COF similar de aprox. 0,55. Além do COF médio, a evolução do COF durante a progressão dos ciclos de carregamento também apresentou uma significativa variação. As condições de contato durante os testes de deslizamento mudam constantemente afetando a fricção e o comportamento ao desgaste. Tanto para os espécimes anodizados quanto para os espécimes de referência observou-se uma fase

de estabilização do tribossistema (*steady-state*) após a fase do *running-in*. Durante o fenômeno do *running-in*, as forças friccionais são geradas principalmente pela deformação das asperezas superficiais. Após a suavização das asperezas superficiais, o COF se reduz e o surge o equilíbrio entre a formação e deformação de asperezas. Nesta fase as forças de adesão não desempenham um papel significativo tendo em vista que as superfícies estão sempre interagindo com detritos, humidade e/ou linhas de óxido [147]. Na fase *steady-state*, tem-se a formação de uma tribocamada e a estabilização do tribossistema, e o aumento das forças de adesão [148].

Analisando a progressão do COF (tanto no mapa triboscópico quanto no COF médio) pode-se observar uma suave mudança na fase *steady-state*. Tais variações podem ter razões diversas. Uma possibilidade é a repentina geração de mais partículas de desgaste na região de contato, ou mesmo a remoção de partículas do tribossistema. Outra razão pode ser a formação/deformação de novas asperezas. Além disso, mudanças nas forças de adesão podem gerar suaves variações no COF. Em resumo, o COF na fase *steady-state* do tribossistema apresenta picos para os espécimes anodizados e de referência.

A principal diferença entre os espécimes anodizados e de referência foi a quantidade de ciclos para atingir a fase de estabilização do tribossistema (*steady-state*). Enquanto que os espécimes de referência atingiram o *steady-state* após algumas centenas de ciclos, os espécimes anodizados atingiram a fase de estabilização após aprox. 5000 ciclos. Além disso, assume-se que a camada anodizada foi perfurada após atingir a fase *steady-state*. No entanto, a confirmação de tal fato não pode ser feita pois não há o registro da profundidade de penetração da esfera de aço (contra-corpo) na superfície do espécime.

As amostras de DLC não apresentaram a fase do *running-in* com elevado valor de COF. Para esses espécimes o COF aumentou suavemente e de forma constante com a progressão do número de ciclos. Este aumento está relacionado com a formação de partículas de desgaste na zona de contato. No entanto, o aumento de partículas de desgaste não conduz à um efeito acumulativo na taxa de desgaste, tendo em vista a formação de partículas e a dureza equivalente do DLC. Análises microestruturais das marcas de desgaste dos espécimes de DLC mostram uma área plana. Observou-se que as partículas de desgaste eram pequenas e, portanto, aumentaram de forma pouco significativa o valor inicial do COF. A baixa rugosidade dentro das marcas de desgaste dos espécimes de DLC (ver Tabela 7) também indica que os testes de deslizamento inicialmente geraram pequenas partículas abrasivas, que subsequentemente agiram como agentes de polimento no revestimento. O fato de nenhuma partícula abrasiva ter sido encontrada no interior da marca de desgaste foi esperado, tendo em vista que partículas abrasivas fixam-se à superfícies carregadas somente

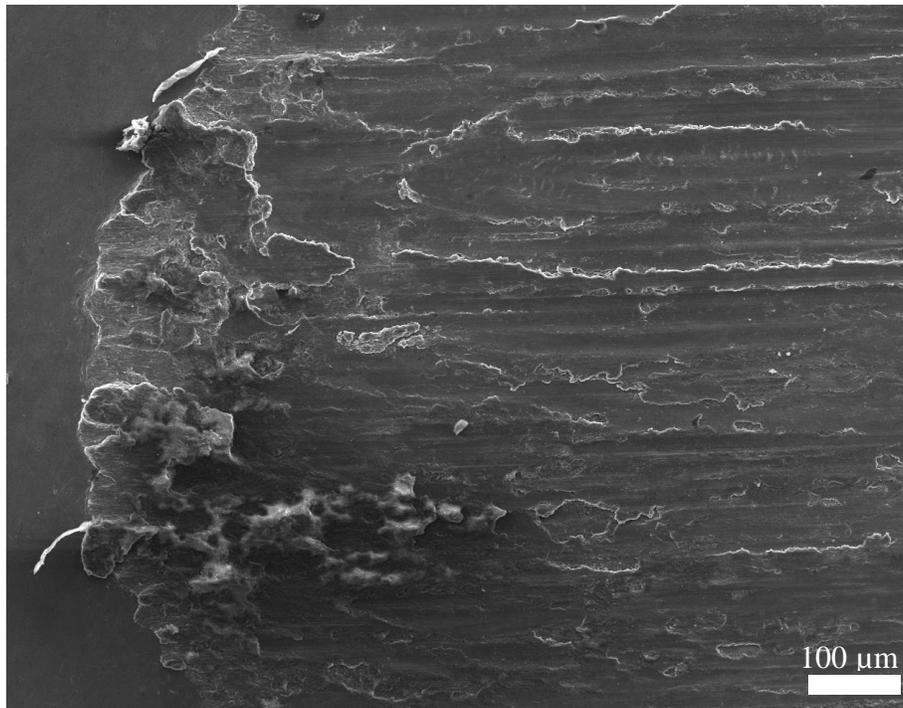
se adesão química ocorrer, ou se as partículas penetrarem com certa profundidade no substrato material. Nenhum dos fenômenos mencionados ocorreu.

As análises do COF tem boa correlação com o volume de desgaste e com a taxa de desgaste. Além do valor médio do COF, os mapas triboscópicos revelam algumas diferenças entre os espécimes testados. Um aumento do COF em uma das extremidades do movimento recíproco foi encontrado para os espécimes anodizados e de referência. Outros pesquisadores atribuem esse fenômeno ao acúmulo de partículas de desgaste em uma das extremidades da faixa de deslocamento [149, 150]. Com o intuito de verificar tal fenômeno foi realizada uma análise microestrutural nas marcas de desgaste. Imagens representativas das marcas de desgaste são apresentadas na Figura 43. É possível observar o acúmulo de partículas na extremidade esquerda da marca de desgaste tanto na superfície de referência (ver Figura 43(a)) quanto na superfície anodizada (ver Figura 43(b)).

As imagens obtidas via MEV mostram um aumento na quantidade de picos de asperezas oxidadas e partículas, que formam uma protuberância na superfície. Tais regiões podem ser identificadas como partículas de desgaste que se acumulam nas extremidades da marca de desgaste. Essas partículas de desgaste foram encontradas tanto nos espécimes anodizados quanto nos espécimes de referência. Esse fenômeno comum aos dois grupos de materiais é coerente, tendo em vista que a camada anodizada foi perfurada durante os testes, o que conduz a um contato alumínio-aço similar ao dos espécimes de referência. O acúmulo de partículas de desgaste nas extremidades das marcas de desgaste similar ao verificado neste trabalho tem sido reportado em outros trabalhos de pesquisa [151-153].

Outro fenômeno observado é o aumento nos valores do COF em apenas uma das extremidades das marcas de desgaste, apesar da presença de partículas abrasivas em ambas as extremidades. Resultados similares foram encontrados em outros estudos com a mesma configuração de teste [102]. A explicação geralmente dada para esse efeito é um suave desalinhamento entre o espécime e a trilha de desgaste. Esse efeito não foi observado nos espécimes de DLC. Para esses espécimes foi observado um COF uniformemente distribuído ao longo da faixa de deslocamento do contra-corpo. A Figura 44 mostra uma das extremidades de uma marca de desgaste típica dos espécimes de DLC.

(a)



(b)

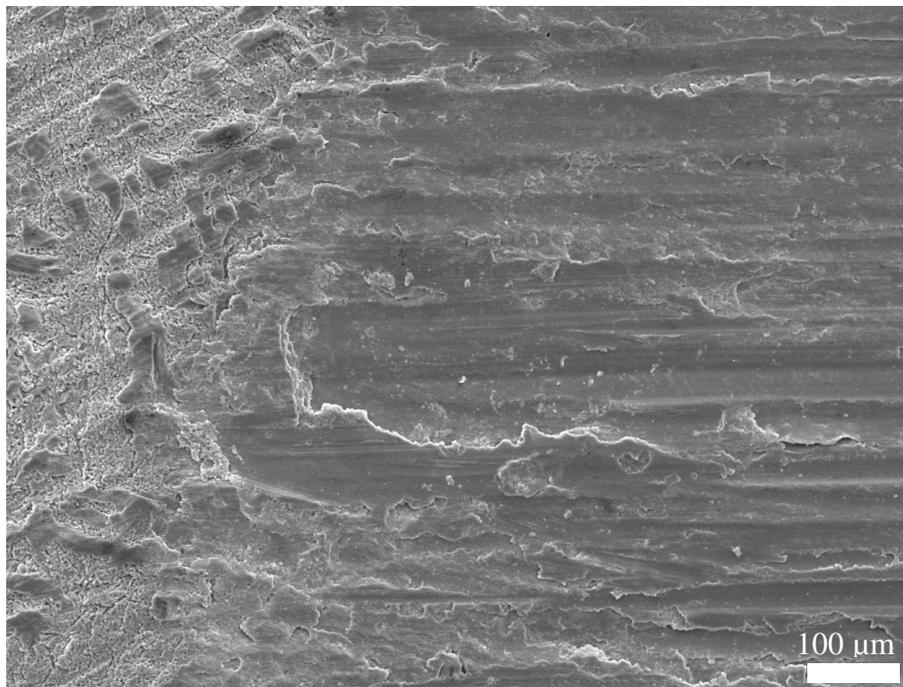


Figura 43: Acúmulo de partículas abrasivas nas extremidades das marcas de desgaste: (a) Superfície de referência; (b) Superfície anodizada.

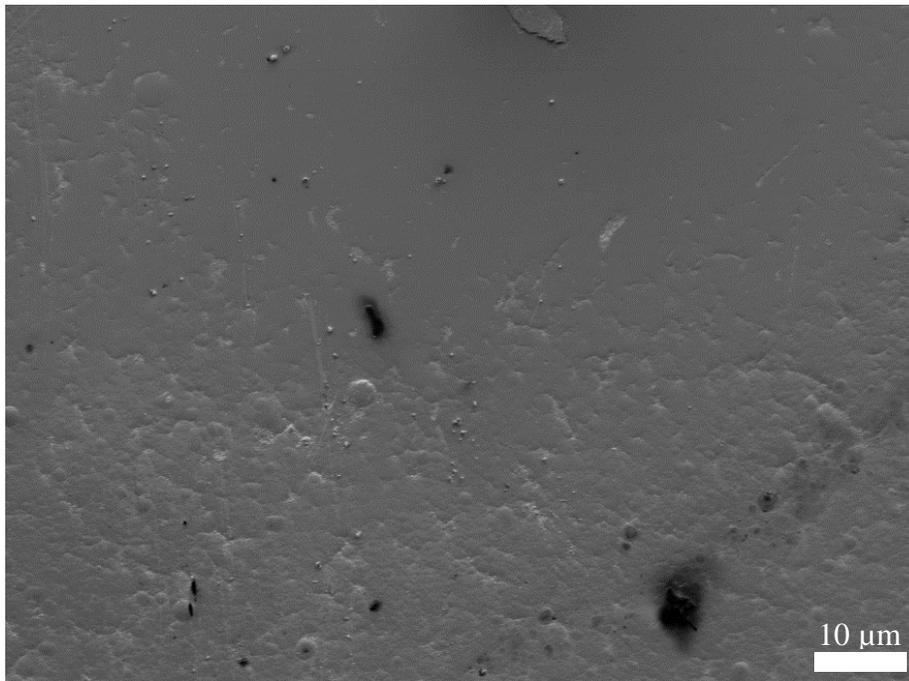


Figura 44: Extremidade de uma marca de desgaste de espécime de DLC.

A diferença em relação aos espécimes de referência é evidente. Não foram observadas partículas abrasivas e/ou picos de asperezas nas extremidades das marcas de desgaste dos espécimes de DLC. Esse resultado é coerente com a distribuição do COF ao longo do comprimento da marca de desgaste verificada nos mapas triboscópicos (ver Figura 41(c) da seção 5.2.2).

### 5.3.2. MORFOLOGIA DE DESGASTE

Conforme apresentado nas Figuras 38 e 39 da seção 5.2.2, o volume de desgaste bem como a taxa de desgaste dos espécimes anodizados é ligeiramente menor se comparado com a superfície de referência. Além disso, observa-se uma drástica redução do volume de desgaste e da taxa de desgaste dos espécimes de DLC. Esses resultados estão em concordância com o que já foi apresentado sobre dureza, rugosidade e COF. Com o intuito de complementar as análises realizadas foram obtidas imagens de alta resolução via MEV para detectar a morfologia de cada marca de desgaste.

A teoria clássica de desgaste classifica o desgaste em: desgaste abrasivo de 2-corpos, desgaste abrasivo de 3-corpos e desgaste abrasivo misto, que se caracteriza como uma mistura de ambos os modos de desgaste. O desgaste abrasivo de 2-corpos ocorre quando a partícula abrasiva fica aderida à superfície do contracorpo, e vários sulcos são produzidos na superfície do espécime na direção do deslizamento [102, 127]. O regime de desgaste misto foi verificado para os espécimes de referência, com predominância do regime de desgaste de 2-corpos. Os sulcos de desgaste característicos da abrasão de 2-corpos foram observados em todas as marcas de desgaste dos espécimes de referência (ver Figura 45), e eles podem ser gerados por microsulcamento, microcorte ou uma combinação dos dois fenômenos [106, 128].

No caso do microsulcamento, a superfície do espécime é deformada elasto-plasticamente, e a partícula abrasiva desloca continuamente material à sua frente e para as laterais do sulco de desgaste produzido na superfície do material. Já no microcorte, a partícula abrasiva atua como uma ferramenta de corte deslocando material à sua frente e produzindo detritos [129-131]. Tais mecanismos de desgaste foram discutidos no Capítulo 2 do presente trabalho [23, 105].

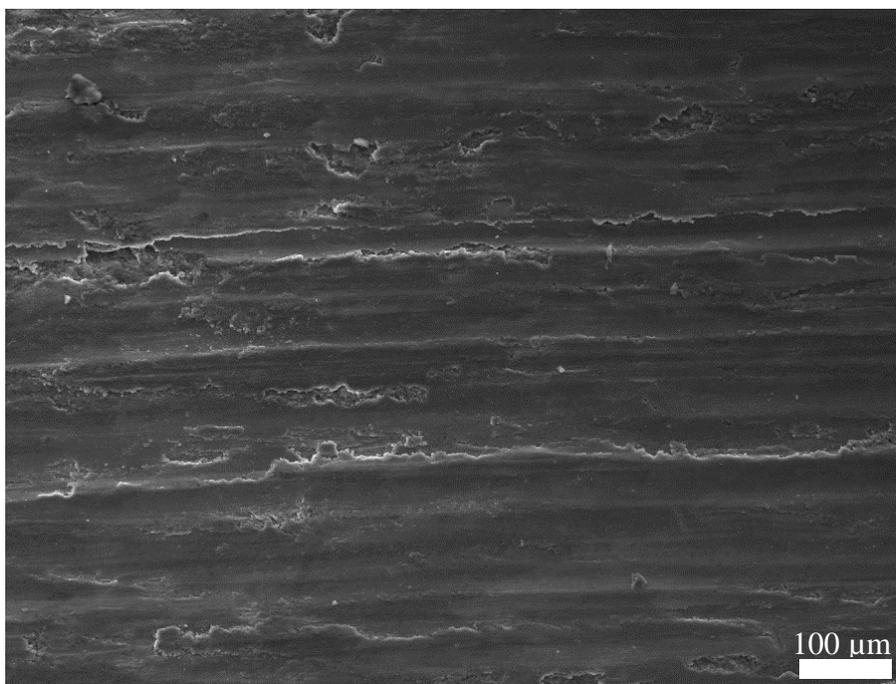


Figura 45: Superfície da marca de desgaste de um espécime de referência.

Uma condição de superfície similar foi observada nas marcas de desgaste dos espécimes anodizados: regime de desgaste misto com predominância do regime de 2-corpos, e com uma combinação dos mecanismos de

desgaste por microsulcamento e microcorte. A Figura 46 apresenta uma superfície típica de uma marca de desgaste dos espécimes anodizados.

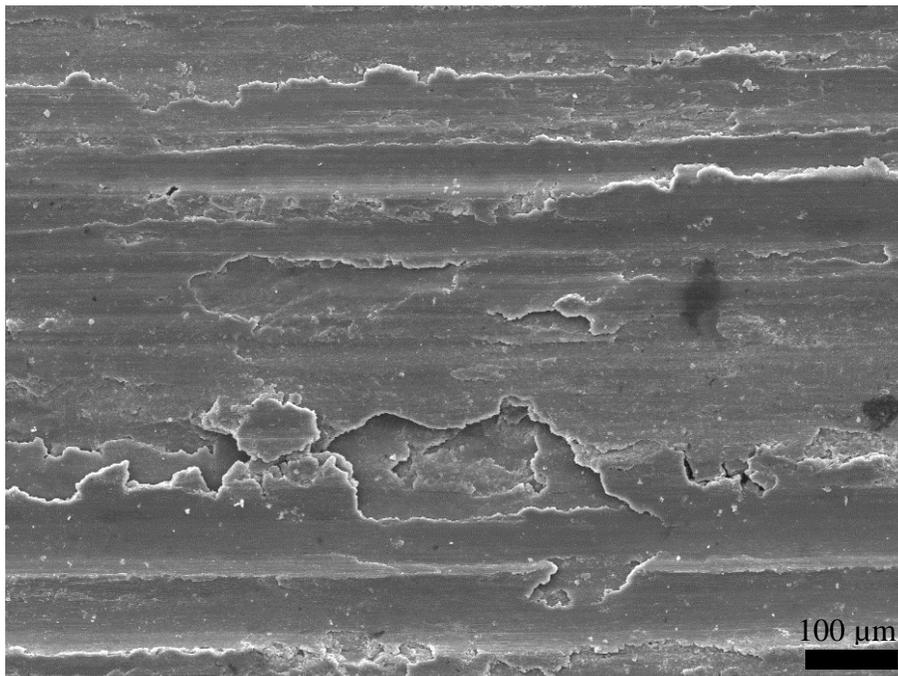


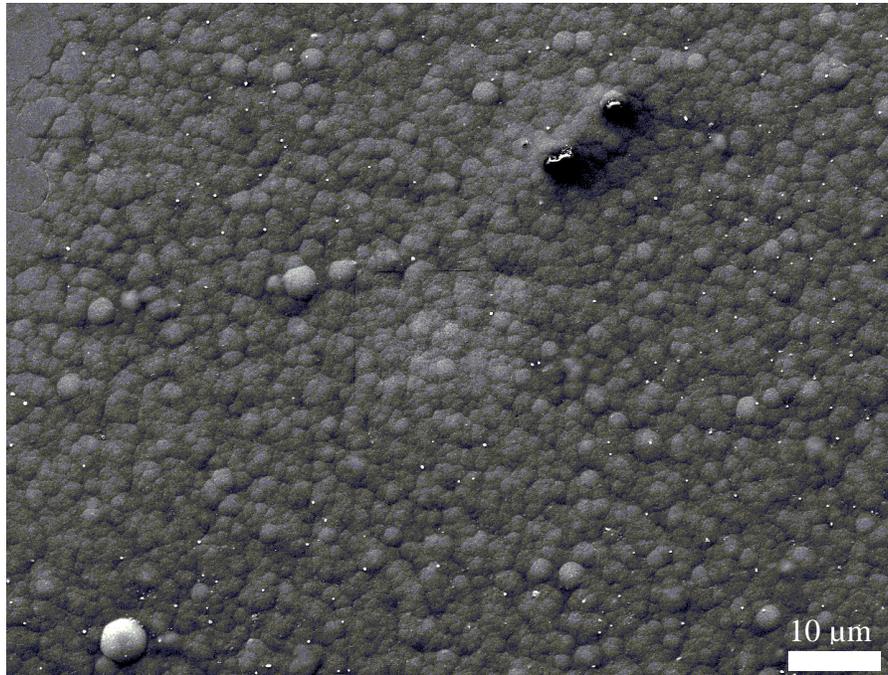
Figura 46: Superfície da marca de desgaste de um espécime anodizado.

Além das análises realizadas via MEV, as medidas de rugosidade dentro das marcas de desgaste (espécimes de referência e anodizados) também mostram a severidade do modo de desgaste abrasivo de 2-corpos. A Tabela 7 mostra um aumento de aprox. 298 % no valor de Ra dos espécimes de referência após a realização dos testes. Esses valores elevados de Ra se devem aos profundos sulcos na direção do deslizamento. Para os espécimes anodizados, apesar do aumento da rugosidade ter sido ligeiramente menor (231 %), ambos os grupos de espécimes apresentam um mecanismo de desgaste similar. A análise microestrutural dos espécimes de DLC mostram uma condição de superfície muito diferente (ver Figura 47).

A Figura 47(a) apresenta a estrutura granular típica de uma superfície de DLC. A Figura 47(b) mostra a superfície da marca de desgaste. A maioria das marcas de desgaste são lisas e planas. No entanto, são observados alguns sulcos de desgaste na direção do deslizamento. Tais características indicam o modo de desgaste abrasivo misto [102, 103, 127]. A superfície lisa, polida é gerada pelo modo abrasivo de 3-corpos. O modo abrasivo de 3-corpos ocorre quando a partícula abrasiva na interface de contato esfera/espécime rola livremente [23, 105, 154]. Nesse modo de desgaste, o volume de desgaste é significativamente menor se comparado ao desgaste abrasivo de 2-corpos. Uma combinação dos dois modos de desgaste dá origem a

um modo de desgaste misto, no qual ora as partículas ficam rigidamente fixas a um corpo, ora as partículas ficam soltas na interface de contato dos dois corpos em movimento relativo. Portanto, o modo misto de desgaste foi observado para os espécimes de DLC, com predominância do desgaste abrasivo de 3-corpos.

(a)



(b)

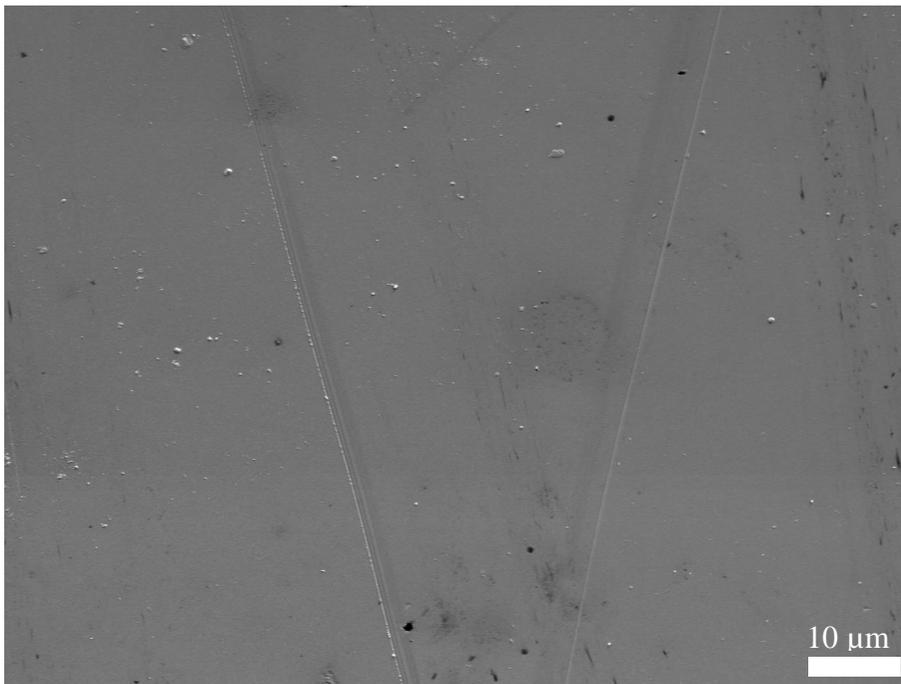


Figura 47: Superfície de um espécime de DLC: (a) Fora da marca de desgaste; (b) Dentro da marca de desgaste.

Um fato peculiar foi observado durante as análises das taxas de desgaste. As taxas de desgaste dos espécimes anodizados e de referência apresentaram valores maiores para os testes com menor duração (30 min). Esse comportamento pode ser explicado pelos efeitos do *running-in* nos primeiros minutos do ensaio de deslizamento. Durante a fase do *running-in*, o COF e o volume de desgaste aumentam significativamente. Conforme explicado anteriormente, esse efeito está relacionado com as asperezas e a deformação plástica nos primeiros ciclos dos testes [27, 145]. No entanto, na fase *steady-state* o COF e a taxa de desgaste reduzem significativamente [142, 143]. Portanto, considerando o tempo de manifestação do *running-in* em relação aos tempos dos ensaios realizados, o efeito do fenômeno sobre a taxa de desgaste se torna muito mais notável nos ensaios com duração de 30 min. Esse efeito não foi observado para os espécimes de DLC tendo em vista que os mesmos não apresentaram a fase do *running-in*.

## CAPÍTULO 6 – ENSAIOS COM CABOS CONDUTORES DE ENERGIA

Este capítulo descreve o procedimento experimental e resultados dos ensaios com cabos condutores de energia. Seu objetivo é avaliar se a anodização e o recobrimento DLC dos grampos exercem influência significativa na vida útil do cabo condutor TERN em condições convencionais de operação. Os revestimentos foram aplicados em grampos de suspensão monoarticulados da liga de alumínio SAE 305. Após a apresentação do procedimento experimental são discutidos os resultados obtidos.

### 6.1. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este estudo foi realizado no Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia da Universidade de Brasília – LabCabos/UnB. A descrição do LabCabos/UnB abrangendo equipamentos, acessórios, dispositivos e instrumentos necessários para a realização dos testes experimentais são amplamente discutidos em [6, 155, 156] e, portanto, somente as informações pertinentes ao trabalho em questão são apresentadas aqui.

O impacto dos revestimentos (anodização e DLC) aplicados ao grampo de fixação na vida do cabo condutor é avaliado utilizando Curvas S-N. Tal curva pode ser gerada mantendo constante a tensão ou deformação do condutor no Último Ponto de Contato (UPC) entre este e o grampo de suspensão, e pela monitoração das quebras dos fios do condutor. A região de interesse nos ensaios com os condutores é a interface de contato cabo/grampo, já que o conjunto condutor/grampo de suspensão é a área de maior ocorrência de falha por fadiga [5]. Nos testes experimentais realizados, a vida em fadiga do condutor é determinada como uma função da intensidade da vibração à qual o condutor é submetido, tendo em vista que as tensões responsáveis pela falha em fadiga no UPC são de difícil (ou mesmo impossível) medição. No entanto, a intensidade da vibração está correlacionada com a tensão pela fórmula de *Poffenberger-Swart* (2.8). Dessa forma, a Curva S-N é obtida em níveis de tensão diferentes, expressos pela amplitude de vibração medida a 89 mm a partir do UPC entre o condutor e o grampo de suspensão ( $Y_b$ ).

É importante ressaltar que todos os experimentos desse trabalho foram realizados obedecendo às recomendações expressas pela CIGRÉ [115], EPRI [5] e IEEE [157]. Dessa forma, a quebra de 10% do número de fios de alumínio do condutor foi o critério de falha adotado. Em alguns ensaios optou-se por

deixar transcorrer um período mais longo e registrar o instante e a camada das quebras dos fios do condutor. As curvas S-N dos grampos revestidos por anodização e com DLC foram geradas em um valor de H/w constante para todos os ensaios (igual a 2144 m), e em três valores de deslocamento vertical ( $Y_b$ ): 0,84; 0,93 e 1,02 mm. Os valores de vida em fadiga para H/w=2144 m e para os deslocamentos verticais ( $Y_b$ ): 0,84 e 0,93 mm em grampos sem revestimento, foram retirados de Badibanga [156]. Os valores dos níveis de tensão correspondentes a cada amplitude de deslocamento vertical são apresentados na Tabela 8.

Tabela 8: Níveis de tensão prescritos nos ensaios.

$Y_b$ (mm)	$\sigma$ (MPa)	H/w	EDS (% UTS)
0,84	28,27		
0,93	31,35	2144	28,7
1,02	34,50		

A matriz de ensaios com os cabos condutores contém um total de 16 testes para os grampos revestidos por anodização e com DLC, sendo: três ensaios com um deslocamento de 0,84 mm, três ensaios com um deslocamento de 0,93 mm e dois ensaios com um deslocamento de 1,02 mm. O cabo utilizado para o estudo foi o TERN. As características da liga de alumínio SAE 305, da qual são confeccionados os grampos de suspensão, são descritas no Capítulo 3 deste trabalho. A Tabela 9 apresenta algumas características geométricas e mecânicas do condutor TERN.

Tabela 9: Propriedades mecânicas e geométricas do cabo TERN.

Condutor	Diâmetro (mm)	Número de arames em cada camada		Diâmetro dos arames (mm)		Massa linear (kg/m)	Razão de resistência à tração (kgf)
		Aço	Alumínio	Aço	Alumínio		
ACSR TERN	27,03	6-1	21-15-9	2,25	3,38	1,339	10010

Os grampos de suspensão revestidos por anodização e com DLC tem superfície lisa e uniforme, sem arestas cortantes e a sua “boca” de saída possui um ângulo máximo de 20°, de forma a minimizar o dano no condutor. A Figura 48 apresenta duas amostras representativas do grampo de suspensão revestidas por anodização e com DLC. Os processos e as metodologias utilizados para realizar os revestimentos nos

grampos de suspensão são os mesmos daqueles adotados para as amostras cilíndricas, e são descritos no Capítulo 2.

(a)



(b)



Figura 48: Espécimes representativos de cada grupo de material utilizado nos ensaios com cabos condutores: (a) Grampo de suspensão anodizado; (b) Grampo de suspensão revestido com DLC.

O comprimento do vão ativo adotado para a realização dos ensaios é de 41 m. A amostra de cabo é posicionada sobre dois pontos de apoio: grampo de suspensão e roldana, que funcionam como pontos de articulação, e então é fixada nas extremidades por meio de grampos de ancoragem para a aplicação da carga de estiramento. Uma célula de carga localizada entre o cabo e o grampo de ancoragem, ilustrada pela Figura 49, monitora a carga de estiramento e, permite o controle da EDS durante o ensaio.



Figura 49: Célula de carga para o monitoramento da carga de estiramento do cabo condutor.

O grampo de suspensão é fixado à um dispositivo metálico construído sobre a face de um bloco móvel da bancada de ensaio com o intuito de reproduzir o ângulo de saída do condutor em campo, que é tipicamente de 10° para grampos de suspensão. Após fixadas as extremidades do condutor na montagem é possível aplicar a carga de estiramento, e monitorar a mesma através da célula de carga. Após a aplicação da carga de estiramento o cabo fica em acomodação durante 6 horas [158].

Para não comprometer o estado da superfície do grampo antes do início do ensaio de fadiga adotou-se tiras de teflon em ambas as “bocas” do grampo até a fase de acomodação do condutor. Após a fase de acomodação foi removido o teflon da “boca” do grampo voltada para o vão, e na outra extremidade o teflon foi mantido até o término do teste. A Figura 50 apresenta uma amostra de grampo de suspensão com tiras de teflon para a proteção da superfície da “boca” em contato com o condutor.

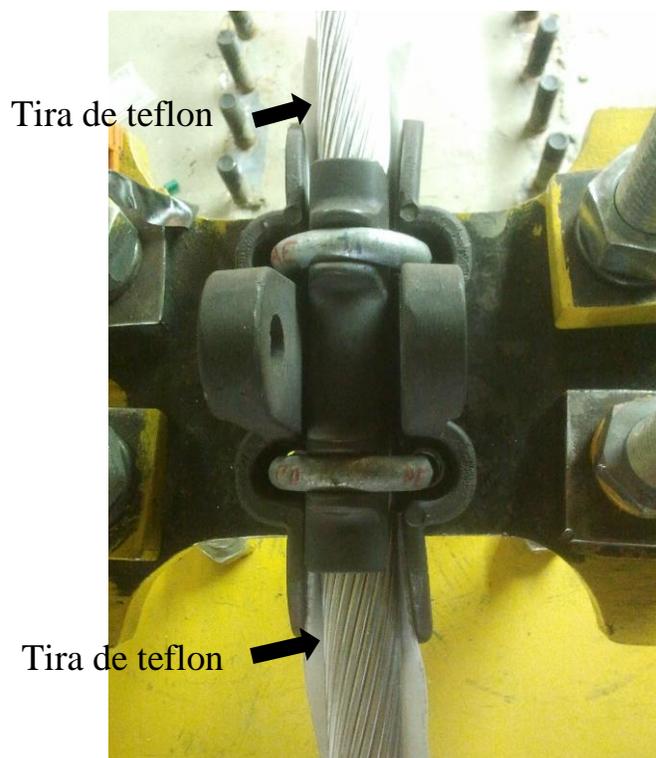


Figura 50: Detalhe das tiras de teflon adotadas na fase de preparação dos ensaios para proteger a superfície do grampo.

Após o estiramento e acomodação do cabo, procede-se à realização do torque de aperto dos parafusos de fixação do cabo ao grampo de suspensão. O valor do torque de aperto dos parafusos adotado nesse trabalho foi de 50 N.m, cujo valor obedece aos limites indicados pelo fabricante do grampo de suspensão. Esse torque de aperto aplicado nas porcas dos parafusos de fixação do cabo ao grampo de suspensão insere uma carga

compressiva à montagem cabo/grampo, e tem por objetivo evitar o escorregamento do condutor sobre a superfície do grampo de suspensão.

Na sequência do procedimento experimental foi realizada a conexão do excitador eletromecânico (*shaker*) ao cabo condutor através de dispositivo de alinhamento. Esse dispositivo de alinhamento permite apenas o deslocamento vertical da haste rígida do excitador, aumentando a estabilidade do dispositivo e facilitando o seu reposicionamento. A Figura 51 mostra o *shaker* de uma das bancadas de teste do LabCabos utilizada nesse trabalho.

Dispositivo de  
alinhamento



Figura 51: Excitador eletromecânico (*shaker*) do LabCabos/UnB.

A montagem cabo/grampo é a região de interesse desse trabalho de pesquisa. É nessa região de restrição de movimento do condutor onde se desenvolvem as tensões mais elevadas que conduzem à falha do mesmo. O ponto utilizado para o controle do deslocamento vertical no ensaio localiza-se sobre o cabo, e distante 89 mm do último ponto de contato entre a base do grampo de suspensão e o condutor – também conhecido por “ponto 89” (ver Figura 25 da seção 2.3.4 do Capítulo 2). No “ponto 89” foi posicionado um acelerômetro, por meio de uma abraçadeira, com intuito de medir e controlar o deslocamento vertical do condutor durante todo o ensaio garantindo, dessa forma, que o mesmo seja submetido ao mesmo nível de tensão.

O LabCabos possui um dispositivo de detecção de quebra de fios, que permite identificar o instante (número de ciclos) e a camada onde ocorreu a quebra do fio no condutor. Esse dispositivo é composto de duas hastes de alumínio presas por uma abraçadeira, dois sensores de deslocamento a laser, com resolução de 2 a 100  $\mu\text{m}$ , acoplados a um sistema de aquisição de dados modular. O dispositivo é instalado no cabo condutor e sobre o nó mais próximo ao grampo de suspensão.

A quebra de um fio do cabo gera uma redistribuição da carga por ele suportada entre os fios remanescentes para que o equilíbrio se mantenha. Como resultado dessa acomodação, o condutor gira em relação ao seu eixo longitudinal. Tendo em vista que a rotação é provocada pelo momento resultante do produto da força tangencial da força no fio pela distância do mesmo em relação ao eixo longitudinal do condutor, a falha de um fio localizado em um camada mais externa do condutor gera uma maior rotação do que a falha de um fio interno [6]. A Figura 52 apresenta o dispositivo de detecção de quebras de uma das bancadas do LabCabos.



Figura 52: Dispositivo de detecção de quebra de fios em condutores do LabCabos/UnB.

Nos testes com os condutores foi utilizado um sistema de instrumentação e controle constituído de: um sistema de aquisição de dados abrangendo um módulo de aquisição, com dezesseis canais para captar os sinais digitais e analógicos (de controle e monitoramento), e do software de aquisição de dados, além do

software de controle da bancada acoplado a um microcomputador. Os condicionadores de sinais podem ser configurados para a entrada de termopares, *strain gages*, transdutores de ponte, dentre outros. Por meio do ADS 2000 pode-se adquirir sinais de: temperatura, extensômetros, células de carga, sensores de deslocamento e acelerômetros. A Figura 53 apresenta o ADS 2000 do LabCabos.

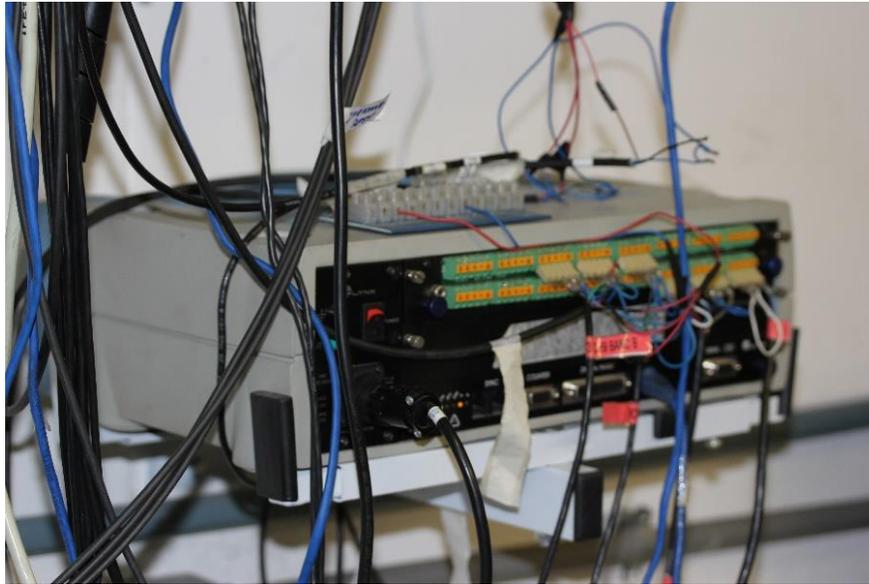


Figura 53: Sistema de aquisição de dados (ADS 2000) do LabCabos/UnB.

No caso do sistema de controle de bancadas, o software do *shaker* é programado para manter as condições prescritas para o ensaio no “ponto 89”. Pelo software é possível submeter o condutor à diferentes configurações de carregamento (carregamento senoidal, carregamento em blocos, randômico e de impacto). Além disso, é possível configurar esse software para emitir um alerta quando a amplitude de deslocamento vertical no “ponto 89” variar mais de  $\pm 3\%$  do valor prescrito, e interromper o teste quando o nível de deslocamento variar mais de  $\pm 5\%$ , tão como foi feito nos ensaios desse trabalho de pesquisa.

Para avaliar o nível de tensão a que o condutor seria submetido no ensaios de fadiga, foi realizada instrumentação com extensômetros colados nos fios da camada mais externa do cabo condutor com o intuito de estabelecer uma correlação entre a deflexão pico-a-pico do condutor no “ponto 89” e a amplitude de tensão nominal no último ponto de contato do conjunto cabo/grampo através da equação de *Poffenberger-Swart* (ver Eq. 2.8). Foram empregados três extensômetros de resistência elétrica próprios para o alumínio, modelo unidirecional simples. A ponte extensométrica utilizada foi configurada como  $\frac{1}{4}$  de ponte no ADS 2000, num arranjo a três fios e compensação interna em  $350 \Omega$  e alimentação estabilizada de 5 VCC. Foram realizados três ensaios dinâmicos antes de cada ensaio de fadiga, com duração de 30 segundos para cada

teste e uma frequência de aquisição de dados de 500 Hz. O erro aceitável no processo de validação da equação de *Poffenberger-Swart* foi de  $\pm 20\%$ .

Uma vez instalada a amostra na bancada de teste, bem como todos os sensores e acessórios necessários para a realização do ensaio, é necessário verificar o compartilhamento dos sinais enviados pelo aquisitor de dados aos programas de computador de controle da bancada, bem como o software de controle do *shaker*.

A realização dos testes experimentais consiste de dois procedimentos: *sweep*, ou varredura, para a determinação das frequências de ressonância do condutor; e aplicação do *dwell*, ou parada em determinada frequência com amplitude de deslocamento no “ponto 89” controlada.

A resistência a fadiga da montagem cabo/grampo é obtida geralmente através de ensaios experimentais. O levantamento dos pontos da curva do ensaio de fadiga (flexão cíclica) é realizado registrando-se o número de ciclos experimentado pela montagem até o momento de parada do ensaio. O critério de parada adotado para os ensaios experimentais desse trabalho foi a quebra de cinco fios do condutor. A escolha do número de quebras está em consonância com a recomendação com as recomendações da CIGRÉ [115], EPRI [5] e IEEE [157], que considera abaixo de 10% do total do número de fios do condutor como dentro do limite de segurança para a operação do mesmo, sem afetar a sua capacidade de transmissão de energia e sem risco estrutural para a ocorrência de falha catastrófica. No entanto, é importante ressaltar que para alguns ensaios optou-se por deixar transcorrer o ensaio por um período mais longo e registrar a camada das quebras dos fios do condutor.

Realizando-se os ensaios propostos para as três amplitudes de deslocamento vertical do condutor (0,84; 0,90; 1,02 mm), que equivalem a diferentes níveis de amplitude de tensão, e registrando-se o número de ciclos decorridos até a falha do condutor, obtém-se a curva S-N que correlaciona os diversos níveis de tensão com a vida em ciclos do condutor.

A incidência das quebras dos fios do condutor TERN por camadas também foi rastreado após os testes experimentais. A análise da incidência de quebras por camadas é importante tendo em vista a região de interesse desse trabalho (interface cabo/grampo).

Com o intuito de analisar a morfologia da superfície de desgaste via microscopia eletrônica de varredura, foram realizados cortes nos grampos de forma a se obter um segmento de área contendo as marcas de desgaste. Além disso, foram feitas medições por EDX para verificar as observações nas imagens obtidas via

MEV. A Figura 54 apresenta um dos grampos de suspensão utilizados nos ensaios experimentais, e o segmento de área contendo as marcas de desgaste após o procedimento de corte.

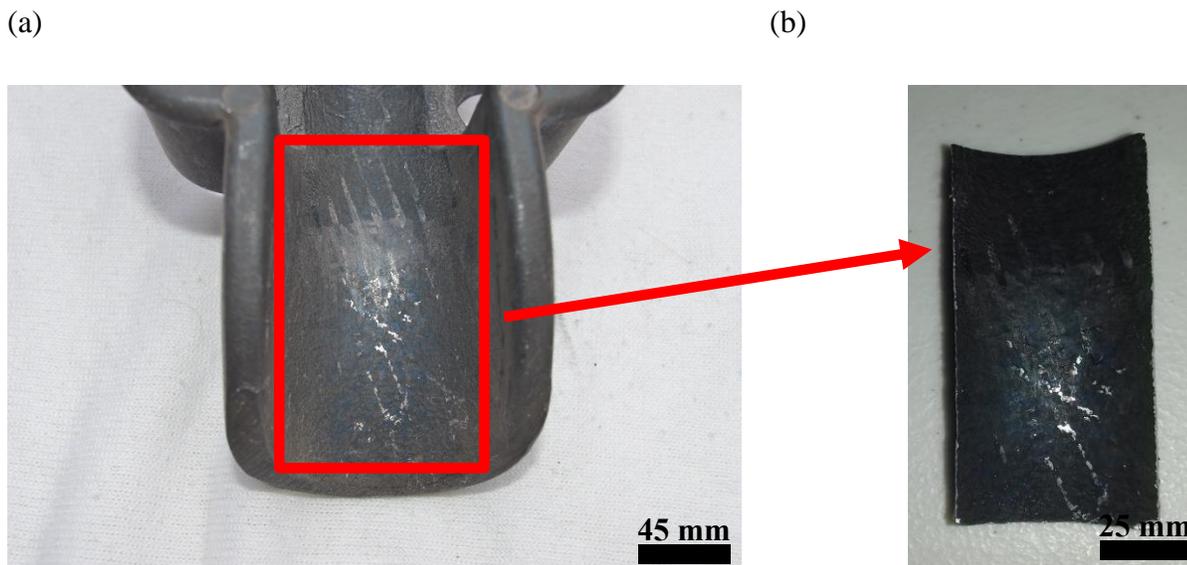


Figura 54: Segmento de área típico de uma das amostras de grampo de suspensão utilizado para analisar a morfologia da superfície das marcas de desgaste.

## 6.2. RESULTADOS

Os resultados compreendem as comparações de tensão utilizando a fórmula de *Poffenberger-Swart* e as obtidas por extensometria durante os ensaios dinâmicos, as curvas S-N e a incidência de quebras.

### 6.2.1. TESTES DINÂMICOS

Os resultados obtidos nos ensaios de extensometria (teste dinâmico) para avaliar a Fórmula de *Poffenberger-Swart*, que correlaciona a amplitude de vibração à tensão nominal na zona de falha, são apresentados nas Tabelas 10 e 11. A Tabela 10 mostra os resultados dos valores médios de tensão obtidos para as amostras de grampo anodizado nas três condições de deslocamento vertical adotadas nesse trabalho. Pelos valores de erros reportados na Tabela 10 verifica-se que os valores experimentais médios da tensão nominal na zona de falha são satisfatórios se comparados com os valores de tensão calculados (teóricos). Todos os valores de erro verificados pelos ensaios dinâmicos nos espécimes anodizados foram abaixo de 20 % validando, portanto, o procedimento de extensometria realizado no cabo antes dos ensaios de fadiga.

Tabela 10: Comparativo entre a fórmula de *Poffenberger-Swart* e valores experimentais de tensão para diferentes amplitudes de deslocamento dos espécimes de grampos anodizados.

$Y_b$ (mm)	$\sigma$ teórica (MPa)	$\sigma$ experimental (MPa)	Erro (%)
0,84	28,27	25,33	10,38
0,93	31,35	29,74	5,11
1,02	34,50	30,88	10,51

Para os grampos revestidos com DLC os resultados obtidos pelos testes dinâmicos foram melhores se comparados com aqueles obtidos para os espécimes anodizados. Pela Tabela 11 pode-se observar uma boa concordância entre os valores médios de tensão obtidos experimentalmente na região de falha do conjunto cabo/grampo com os valores tensão nominal calculados pela fórmula de *Poffenberger-Swart*.

Tabela 11: Comparativo entre a fórmula de *Poffenberger-Swart* e valores experimentais de tensão para diferentes amplitudes de deslocamento dos espécimes de grampos de DLC.

$Y_b$ (mm)	$\sigma$ teórica (MPa)	$\sigma$ experimental (MPa)	Erro (%)
0,84	28,27	27,62	2,30
0,93	31,35	29,58	5,65
1,02	34,50	37,12	-7,58

As Figuras 55 e 56 apresentam o comportamento, em forma de gráfico, dos resultados das Tabelas 10 e 11, respectivamente.

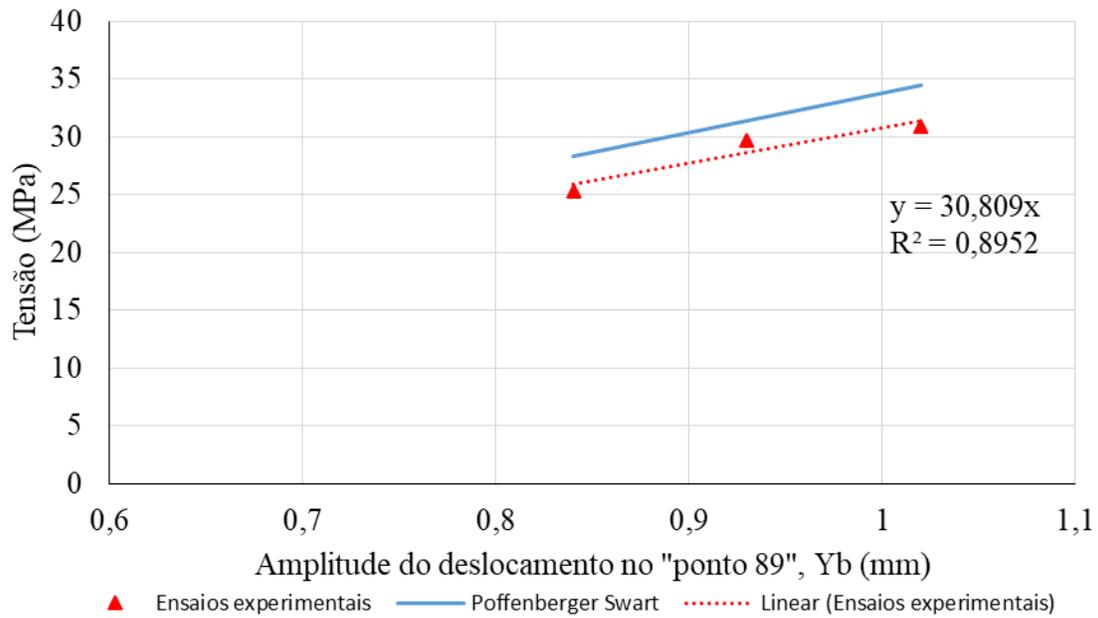


Figura 55: Comparativo do comportamento da média experimental da tensão para carregamento dinâmico e o valor teórico do grupo de amostras de grampas anodizadas.

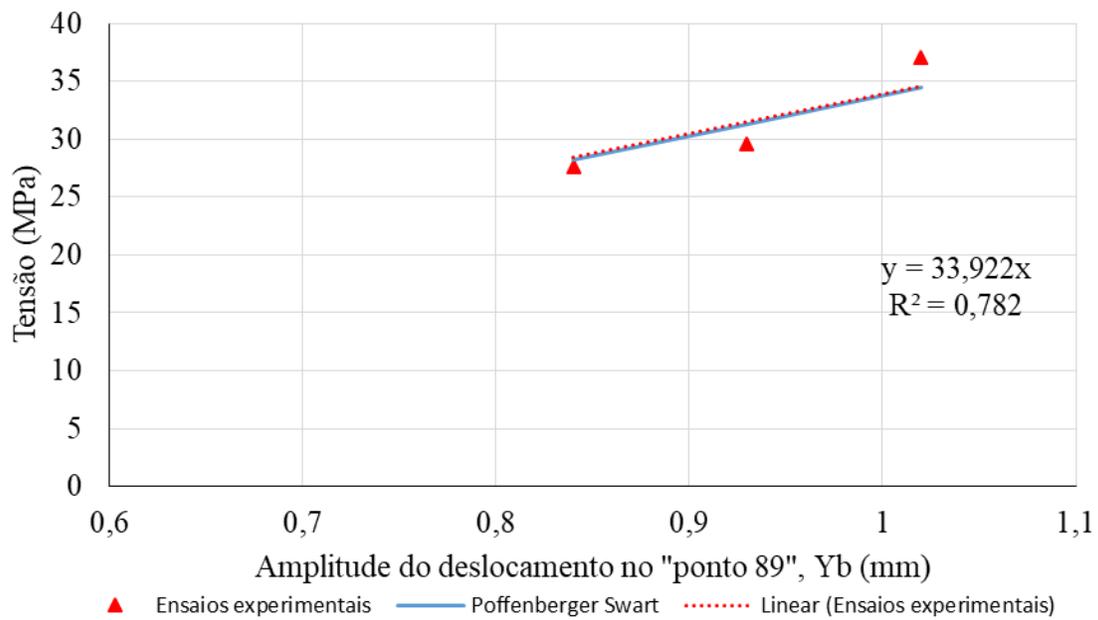


Figura 56: Comparativo do comportamento da média experimental da tensão para carregamento dinâmico e o valor teórico do grupo de amostras de grampas com DLC.

## 6.2.2. CURVA S-N

Todos os ensaios experimentais com condutor foram realizados em uma faixa de frequências apropriada, entre 15 e 25 Hz, de modo a se obter uma realização de ensaio estável, e sem comprometer o perfeito funcionamento do *shaker*. A determinação da frequência para a realização do ensaio baseia-se na realização de uma varredura das frequências de ressonância do sistema, conforme descrito no tópico 6.2.1.

As Tabelas 12, 13 e 14 apresentam os resultados de vida em fadiga dos ensaios realizados com o cabo condutor TERN para as amostras de grampo anodizado, DLC e sem revestimento, respectivamente. Os valores apontados na Tabela 14 foram extraídos de [156] e contemplam apenas os deslocamentos de 0,84 e 0,93 mm. Com o intuito de facilitar a análise dos resultados obtidos, os valores apresentados nas Tabelas 12, 13 e 14 são apresentados graficamente na Figura 57 de vida em fadiga para a quebra de 5 fios do condutor e para cada grupo de material.

Tabela 12: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo anodizado para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ).

Ensaio	$Y_b$ (mm)	Quebras									
		1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>	9 <sup>a</sup>	10 <sup>a</sup>
1	0,84	0,88	1,04	1,46	1,46	3,08	--	--	--	--	--
2		1,22	1,36	3,21	3,94	3,94	3,97	3,97	--	--	--
3		1,11	1,46	2,09	2,68	2,71	2,92	2,92	2,95	--	--
1	0,93	1,51	1,51	1,51	1,59	1,90	1,90	--	--	--	--
2		0,20	0,68	0,71	0,71	0,71	1,86	1,89	1,96	2,82	3,27
3		0,90	1,14	1,21	1,48	1,48	--	--	--	--	--
1	1,02	0,86	1,06	1,4	1,4	1,74	--	--	--	--	--
2		1,04	1,18	1,18	1,18	1,87	1,87	2,08	--	--	--

Tabela 13: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo de DLC para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ).

Ensaio	$Y_b$ (mm)	Quebras									
		1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>	9 <sup>a</sup>	10 <sup>a</sup>
1		1,45	1,68	1,88	1,90	2,09	--	--	--	--	--
2	0,84	0,54	1,05	1,05	2,29	3,14	3,14	3,26	3,49	--	--
3		1,01	1,64	1,64	1,67	1,67	1,67	3,85	3,85	3,89	4,05
1		0,53	0,93	1,25	1,78	2,04	2,24	--	--	--	--
2	0,93	0,75	0,92	1,02	2,31	2,38	2,48	--	--	--	--
3		1,18	1,95	1,98	2,29	2,32	2,45	2,49	2,52	--	--
1		0,60	0,73	0,76	1,62	1,76	1,79	1,82	2,39	2,42	2,55
2	1,02	0,8	1,21	1,21	1,53	2,08	--	--	--	--	--

Tabela 14: Vida em fadiga em megaciclos das amostras de grampo sem revestimento para as três condições de deslocamento vertical ( $Y_b$ ) [156].

Ensaio	$Y_b$ (mm)	Quebras									
		1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>	7 <sup>a</sup>	8 <sup>a</sup>	9 <sup>a</sup>	10 <sup>a</sup>
1		1,64	1,64	2,00	2,94	3,04	--	--	--	--	--
2	0,84	0,90	1,35	2,10	2,53	2,89	3,03	--	--	--	--
3		1,45	1,67	1,67	3,11	3,14	--	--	--	--	--
1		1,36	1,36	1,36	1,36	1,65	--	--	--	--	--
2	0,93	1,30	1,33	1,33	1,33	1,49	1,71	--	--	--	--
3		1,10	1,10	1,99	1,99	1,99	--	--	--	--	--

Os resultados apresentados na Figura 57 mostram uma vida em fadiga do condutor TERN bastante inferior para dois ensaios com deslocamento de 0,84 mm (28,27 MPa) utilizando o grampo com DLC ( $1,67 \cdot 10^6$  e  $2,09 \cdot 10^6$  ciclos). A maior parte dos resultados de vida em fadiga para esse deslocamento estão contidos numa faixa de  $2,71 \cdot 10^6$  a  $3,14 \cdot 10^6$  ciclos. Um dos ensaios com grampo anodizado resultou em uma vida de  $3,94 \cdot 10^6$  ciclos.

Para o deslocamento de 0,93 mm (31,35 MPa), os resultados obtidos dos grampos tratados superficialmente concentraram-se em uma faixa de ciclos coincidente com os resultados dos grampos sem revestimento

( $1,48 \cdot 10^6$  a  $2,38 \cdot 10^6$  ciclos). Apenas um ensaio com grampo anodizado apresentou resultado disperso ( $7,11 \cdot 10^5$  ciclos) em relação à faixa de resultados.

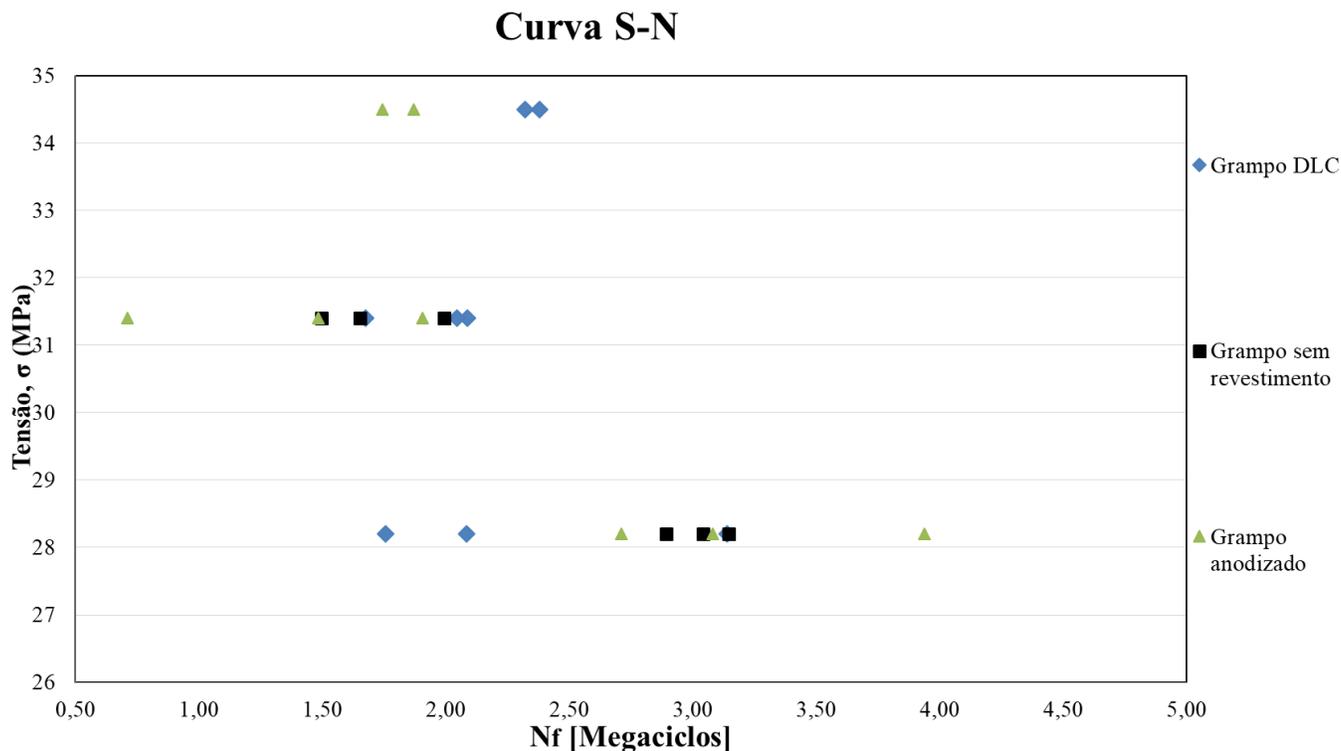


Figura 57: Curva S-N para a quebra de 5 fios do condutor de cada grupo de material.

Para o deslocamento de 1,02 mm (34,50 MPa), as vidas obtidas do condutor em conjunto com os grampos anodizados foram de  $1,74 \cdot 10^6$  e  $1,87 \cdot 10^6$  ciclos. Para os grampos revestidos com DLC as vidas em fadiga foram bastante próximas ( $1,76 \cdot 10^6$  e  $2,08 \cdot 10^6$  ciclos).

### 6.2.3. INCIDÊNCIA DE QUEBRAS

A Figura 58 apresenta a distribuição de falhas de acordo com a camada de ocorrência no cabo condutor. Os valores apresentados se referem ao percentual do valor médio de todas as quebras de fios verificadas na camada externa do condutor TERN de todos os ensaios realizados, e para cada amplitude de deslocamento adotada. Pela Figura 58 observa-se que apenas para o deslocamento de 0,84 mm a incidência de quebras na camada externa do condutor é menor do que a incidência nas camadas internas do mesmo. Além disso, constata-se que os valores de incidência de quebras na camada externa do condutor dos grampos

anodizados são bem próximos àqueles verificados nos grampos com DLC para todas as amplitudes de deslocamento. As quantidades de quebras de fios na camada externa são menores para o deslocamento de 0,84 mm, e apresentam maiores índices de quebra para  $Y_b=0,93$  mm.

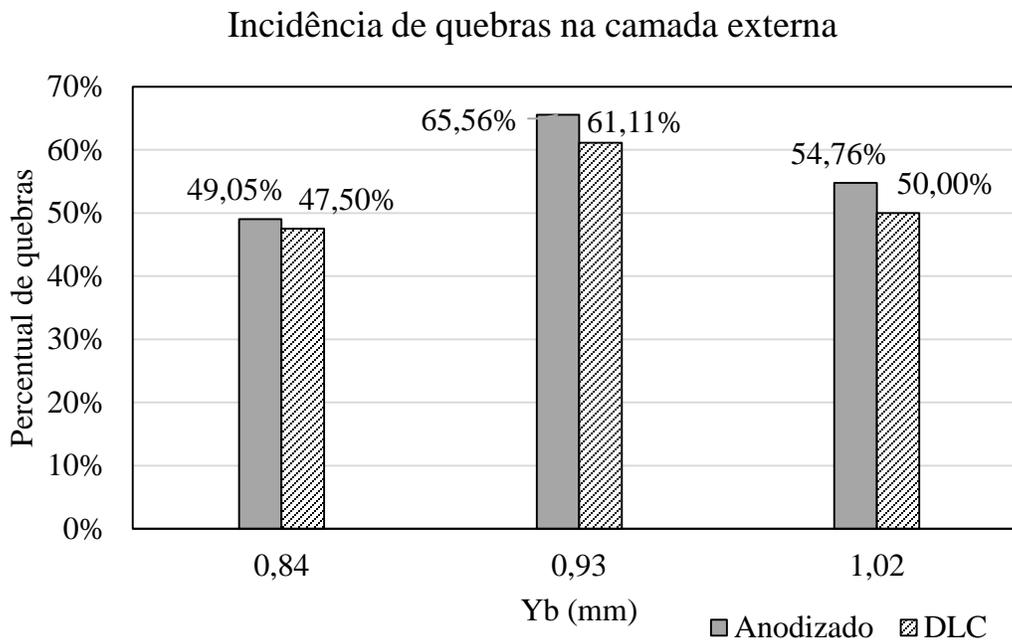


Figura 58: Incidência de quebras de fios na camada externa do condutor TERN.

A Figura 59 mostra o percentual médio das quebras de fios na camada externa do condutor que foram observadas na base do mesmo. Dessa forma, observa-se que para o deslocamento de 0,84 mm todas as quebras na camada externa do condutor ocorrem na base do mesmo, ou seja, nos fios do condutor em contato com a superfície do grampo. Para os grampos anodizados e com DLC com o deslocamento de 0,93 mm, apenas em um ensaio dos ensaios verificou-se que 75 % das quebras ocorreram na base do condutor. Para os demais ensaios com essa amplitude de deslocamento todas as quebras de fios externos ocorreram na base do condutor. Para o deslocamento de 1,02 mm, todas as quebras de fios externos ocorreram na interface de contato cabo/grampo. E para os espécimes de DLC, nessa amplitude de deslocamento, apenas em um dos ensaios realizados verificou-se que 50 % das quebras dos fios externos ocorreu na camada externa em contato com o grampo.

Os resultados de incidência de quebras de fios reportados por Badibanga [156], utilizando grampos sem revestimento, mostram que aproximadamente 80 % das quebras de todos ensaios realizados com o condutor TERN sem revestimento (considerando os dois valores de  $Y_b$  adotados: 0,84 e 0,93 mm) estão localizadas

na camada externa do condutor. O trabalho de Badibanga não apresenta o índice das quebras na camada externa do condutor e na base do mesmo, e não apresenta a incidência de quebras para cada amplitude de deslocamento vertical.

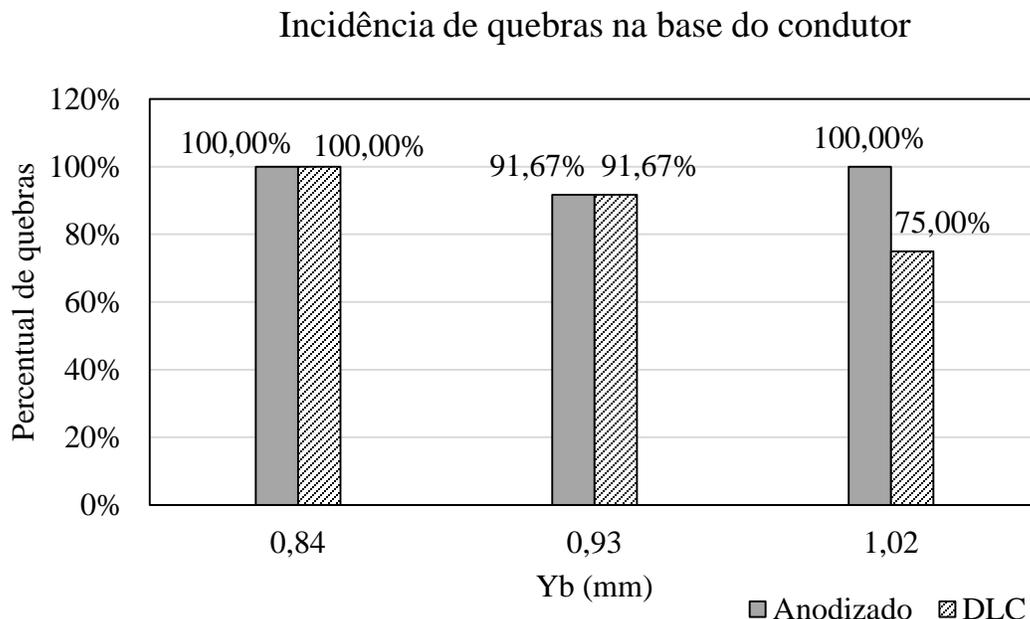


Figura 59: Incidência de quebras de fios na camada externa e na base do condutor TERN.

### 6.3. DISCUSSÕES

O cabo condutor consiste de uma camada externa e múltiplas camadas internas de fios de alumínio. A quebra desses fios de alumínio pode ocorrer em qualquer camada do condutor, no entanto evidências apontam uma preferência para a quebra do primeiro fio de alumínio na camada mais externa do condutor [108]. A razão para esse fenômeno parece estar na presença de um regime de fadiga por *fretting* no modo misto na região na interface de contato cabo/grampo. Portanto, este trabalho almeja um aumento da vida útil do condutor de energia pela modificação da superfície do grampo de suspensão.

Os resultados apresentados na seção 6.2 mostram que as modificações superficiais realizadas no grampo de suspensão, seja pela anodização ou recobrimento com DLC, não promoveram, de forma conclusiva, o aumento da vida útil do condutor. Para algumas condições de ensaios, o emprego dos grampos anodizados e com DLC resultaram em uma menor vida útil do cabo condutor TERN se comparado ao grampo sem revestimento. Para elucidar as razões para esse fenômeno foram realizadas análises no segmento de área da

superfície do grampo de suspensão contendo as marcas de desgaste (ver Figura 54 da seção 6.1). Medições com EDX também foram realizadas para dar suporte nas análises das imagens obtidas via MEV.

Foram feitas tentativas de escanear as marcas de desgaste presentes nos segmentos de área das superfícies das amostras de grampo via microscopia confocal de varredura a laser. No entanto, a curvatura geométrica do grampo de suspensão (em relação ao centro de curvatura do grampo e na direção do vão do condutor) impossibilitou a obtenção de imagem que permitisse uma análise quantitativa do desgaste. Dessa forma, as análises realizadas se restringiram a um âmbito qualitativo.

### Anodizado

A Figura 60 apresenta um grampo anodizado após a realização de teste com cabo condutor. As marcas de desgaste presentes na “boca” do grampo são típicas para todas as amplitudes de deslocamento vertical adotadas nesse trabalho. Pela Figura 60 observa-se marcas de desgaste coincidentes com a disposição dos fios do condutor e na direção do vão de realização dos testes.



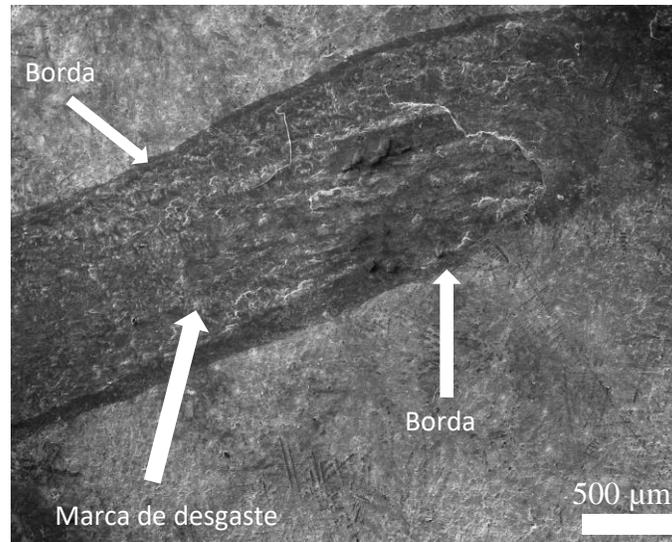
Figura 60: Marcas de desgaste típicas na superfície de grampo anodizado (ensaio 1,  $Y_b=0,93$  mm).

As marcas de desgaste visualizadas sobre a superfície do grampo anodizado não permitem concluir que houve perfuração da camada anodizada. As marcas de desgaste verificadas podem ser resultado da remoção de material do fio do condutor (mais macio), e deposição do mesmo sobre a camada superficial oxidada do grampo. Conforme já mencionado anteriormente, não foi possível a obtenção de imagens da marca de desgaste via microscopia confocal de varredura a laser em função da geometria do grampo de suspensão.

Dessa forma, foram realizadas análises via MEV e com EDX para verificar a morfologia da superfície desgastada.

A Figura 61 apresenta imagens de uma marca de desgaste sobre a superfície de um grampo anodizado, obtidas via MEV. As características morfológicas da superfície de desgaste apresentada na Figura 61 foram verificadas em outras amostras do mesmo grupo de material.

(a)



(b)

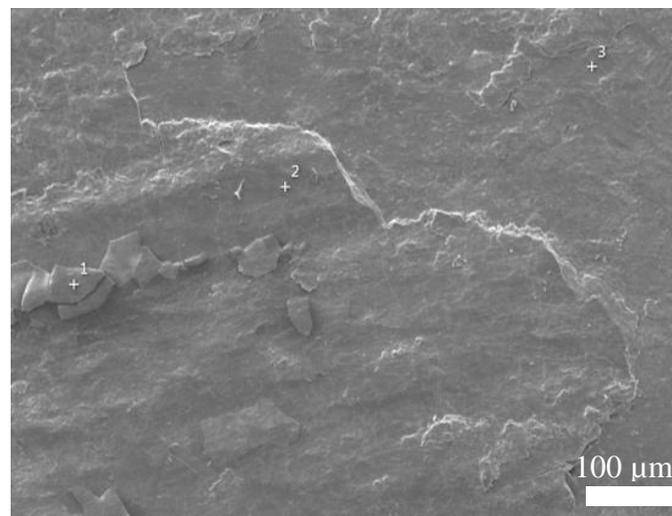


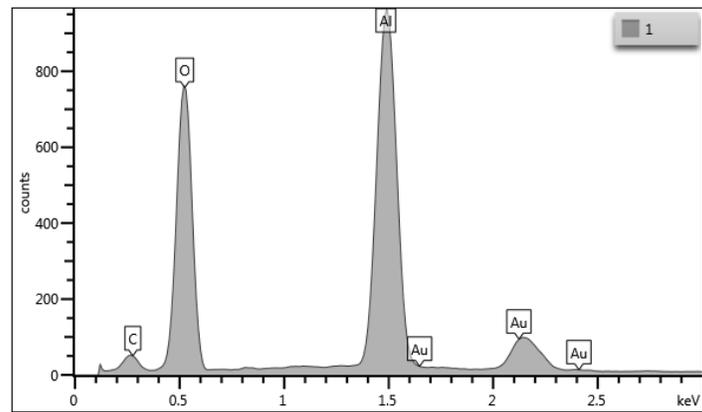
Figura 61: Marca de desgaste típica sobre a superfície de um grampo anodizado ( $Y_b=0,84$  mm): (a) Marca de desgaste sobre a superfície do grampo; (b) Detalhe dentro da marca de desgaste.

As imagens da Figura 61 mostram uma topografia imbricada e irregular. Com o intuito de verificar se houve deposição de material (ou se formou uma cratera) na marca de desgaste, recorreu-se à medições com EDX. Foram realizadas 3 medições no interior da marca de desgaste. A Figura 62 apresenta os resultados das medições com EDX nos pontos indicados na Figura 61(b). Pela Figura 62, nos três pontos de medição realizados no interior da marca de desgaste observa-se uma elevada concentração de alumínio e oxigênio. A ausência de silício nas medições por EDX comprova que houve deposição de material do fio do condutor sobre a superfície do grampo anodizado. A presença de ouro na composição química das medições deve-se ao recobrimento da amostra para a análise via MEV.

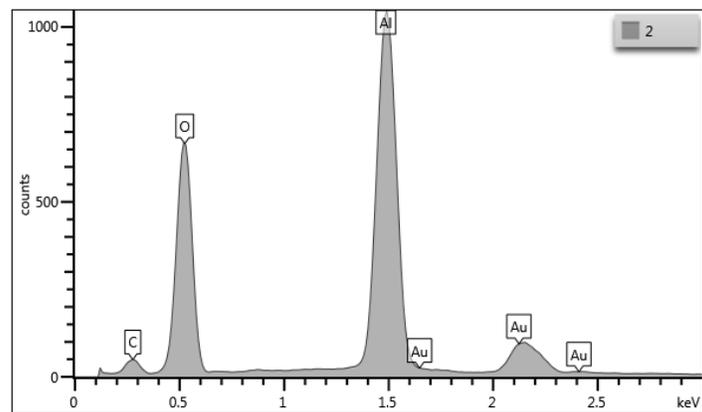
A concentração de alumínio e oxigênio no interior da marca de desgaste formando uma tribocamada na interface cabo/grampo pressupõe a existência de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ). Outros autores relataram o mesmo fenômeno [6, 116]. As marcas de desgaste em formato elíptico verificadas na superfície dos fios do condutor em contato com o grampo confirmam a ocorrência de desgaste por *fretting* no tribossistema cabo/grampo. A Figura 63 mostra uma marca de desgaste superficial típica verificada nos fios do condutor TERN ensaiado com grampo anodizado.

O processo de desgaste por *fretting* que ocorre no conjunto cabo/grampo decorre da imposição das cargas normal e tangencial no contato cabo/grampo. A maior severidade do carregamento tangencial decorre do aumento da amplitude de deslocamento do condutor produzida pela vibração e pelas condições de contato [6]. Os detritos formados em razão do fenômeno de *fretting* nas superfícies em movimento relativo (fio/fio e/ou fio/grampo de suspensão) tendem a se acumular progressivamente na interface de contato (e na vizinhança do contato), em decorrência da baixa amplitude do deslocamento relativo. Esses detritos depositados na interface de contato se oxidam e formam uma camada de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ), de formato acicular e dureza relativamente alta que, adicionalmente às tensões de contato, acelera o processo de falha do cabo [6, 9].

(a)



(b)



(c)

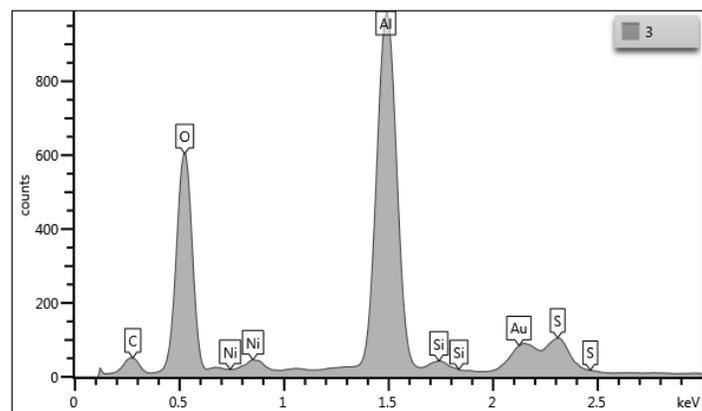


Figura 62: Composição química encontrada dentro de uma marca de desgaste na superfície de um grampo anodizado: (a) Ponto 1; (b) Ponto 2; (c) Ponto 3.



Figura 63: Detalhe característico da marca de desgaste superficial verificado em um fio do condutor TERN em contato com uma superfície do grampo anodizado ( $Y_b=0,84$  mm).

Durante o processo de falha por desgaste por *fretting* no tribossistema cabo/grampo, a sucessiva remoção de material do fio condutor (mais macio) em contato com o grampo, sob a ação da carga tangencial, é seguida de transferência adesiva do volume desgastado para a superfície do grampo, preenchendo os poros e eventuais marcas de desgaste, e formando uma nova aspereza sobre a superfície do grampo (tribocamada). A continuidade do carregamento promove a formação de novas partículas de desgaste na interface do tribossistema que, eventualmente, se aderem à tribocamada. Essa tribocamada formada sobre a superfície do grampo se deforma com o carregamento tangencial e, eventualmente, se separa da superfície do grampo após atingir um certo volume [23].

Para os ensaios realizados com os grampos anodizados, supõem-se que o processo de desgaste dos fios do condutor ocorre a uma taxa bem superior ao da camada anodizada, tendo em vista a diferença de dureza da camada de óxido em relação à dureza do fio de alumínio do condutor, e às condições da superfície do grampo decorrente da modificação superficial por anodização [139]. Análises microestruturais das marcas de desgaste sobre a superfície dos grampos anodizados mostram a presença de trincas nas tribocamadas (ver Figura 64). As razões para essas trincas podem ser atribuídas à carga tangencial (*fretting*) imposta ao conjunto cabo/grampo e às fracas ligações da tribocamada oxidada. A Figura 64 mostra a presença de tais

trincas em uma tribocamada sobre a superfície de um grampo anodizado sob a ação de um deslocamento vertical ( $Y_b$ ) de 1,02 mm.

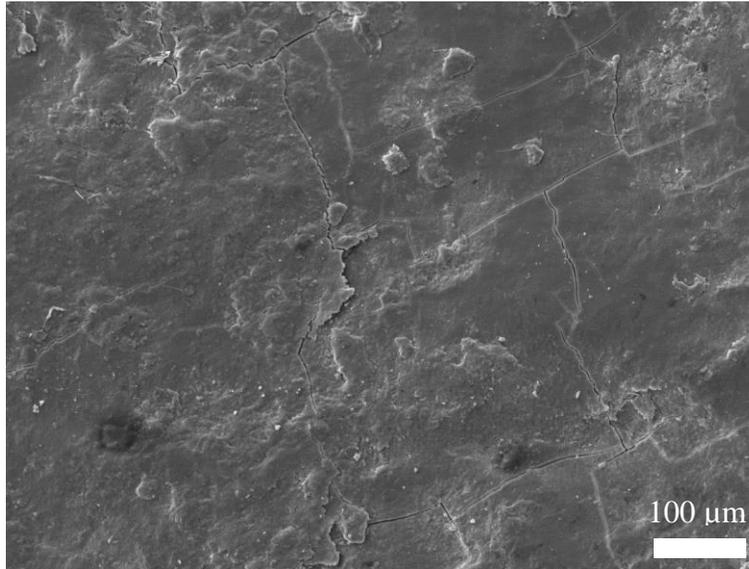


Figura 64: Presença de trincas sobre uma tribocamada formada sobre a superfície de um grampo anodizado ( $Y_b=1,02$  mm).

As análises morfológicas realizadas na superfície dos grampos anodizados não permitem verificar se a camada anodizada foi rompida. Outros trabalhos científicos utilizando a liga de alumínio SAE 305 modificada superficialmente por anodização em contato com o alumínio 1350-H19, sob condição de desgaste por *fretting*, e na configuração de contato cilindro-sobre-disco, também verificaram a deposição de alumínio e oxigênio sobre a superfície anodizada [159, 160]. A ausência de silício verificada via EDX comprova que as marcas de desgaste não são da superfície do grampo. A formação dessa tribocamada de óxido de alumínio na interface de contato cabo/grampo pode ter impactado negativamente na performance do revestimento, não permitindo modificar as condições tribológicas originais e, conseqüentemente, não alterando o mecanismo de desgaste presente nos grampos sem revestimento.

É importante mencionar que em dois ensaios experimentais realizados, após o processo de “acomodação” do condutor e imposição da carga de aperto do grampo (carga normal), foi realizada a verificação da condição da superfície do grampo e não se observou nenhum indício de dano na superfície anodizada.

## DLC

A Figura 65 mostra imagens da superfície de amostras de grampo revestidas com DLC após a realização de ensaios experimentais. As marcas de desgaste visualizadas na Figura 65(a) são típicas das amostras ensaiadas com deslocamento vertical ( $Y_b$ ) de 0,93 e 1,02 mm. As marcas de desgaste verificadas para tais condições de deslocamento vertical são fortes e nítidas, coincidem com a disposição dos fios do condutor em contato com a superfície do grampo, e seguem uma orientação na direção do vão do condutor. Para um teste com deslocamento de 0,84 mm também verificou-se as mesmas características de marcas de desgaste. Para dois ensaios com deslocamento de 0,84 mm observou-se marcas de desgaste pouco nítidas, conforme apresentado na Figura 65(b).

(a)



(b)



Figura 65: Marcas de desgaste típicas nas superfícies de grampos com DLC: (a) Ensaio 1,  $Y_b=0,93\text{mm}$ ; (b) Ensaio 2,  $Y_b=0,84\text{ mm}$ .

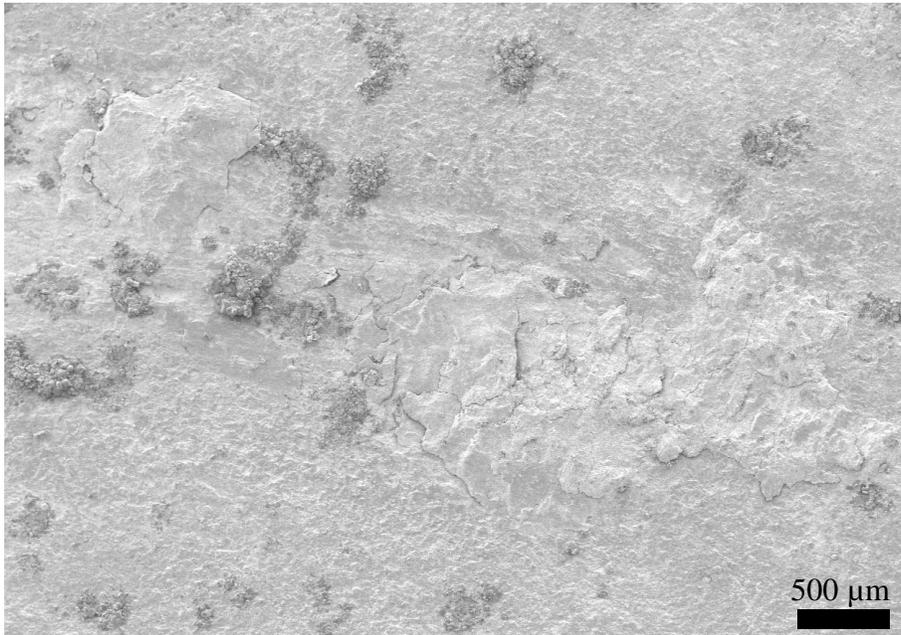
A morfologia da superfície desgastada, e a composição química em pontos específicos da mesma, foram analisadas com MEV e com EDX. As marcas de desgaste observadas com microscopia foram bastante irregulares e de topografia acidentada para todas as condições de testes adotadas. Pela Figura 66 pode-se visualizar as superfícies de marcas de desgaste em grampos revestidos com DLC. Condições morfológicas similares às apresentadas na Figura 66 foram verificadas para outras amostras sob condições de ensaios diferentes. Visualmente, pelas imagens, tem-se a impressão de que ocorreu deposição de material (formação de tribocamada) sobre a superfície do grampo com DLC. É importante ressaltar que não foi possível a obtenção de imagens da marca de desgaste via microscopia confocal de varredura a laser em função da geometria do grampo de suspensão.

Foram realizadas 3 medições com EDX no interior das marcas de desgaste com o intuito de verificar se houve deposição de material sobre a superfície do grampo. Uma das análises de EDX realizadas nas amostras de grampos com DLC é apresentada na Figura 67, e os pontos de medição são indicados na Figura 66(b). Os resultados apresentados na Figura 67 são representativos de outras amostras do mesmo grupo de material.

Pela Figura 67 observa-se nos três pontos uma elevada concentração de alumínio e oxigênio. Em nenhum dos pontos mensurados observou-se a presença de silício em quantidade que indicasse a perfuração do revestimento de DLC. Dessa forma, é possível afirmar que houve deposição de material do fio do condutor sobre a superfície do grampo de DLC formando uma tribocamada. A presença de ouro na composição química das medições deve-se ao recobrimento da amostra para a análise via MEV.

A concentração de alumínio e oxigênio no interior da marca de desgaste formando uma tribocamada na interface cabo/grampo pressupõe a existência de óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ). O mesmo processo de falha de desgaste por *fretting* e formação da tribocamada descrito anteriormente para o grampo anodizado pode ser aplicado para o grampo com DLC. Também foram constatadas marcas de desgaste em formato elíptico na superfície do fio do condutor em contato com o grampo com DLC indicando a ocorrência de desgaste por *fretting*.

(a)



(b)

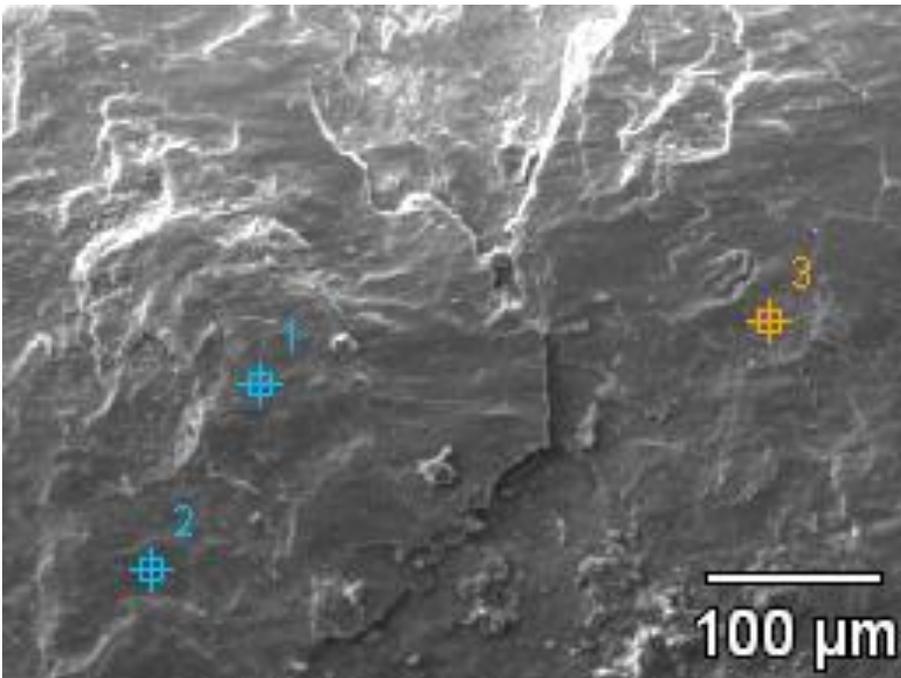
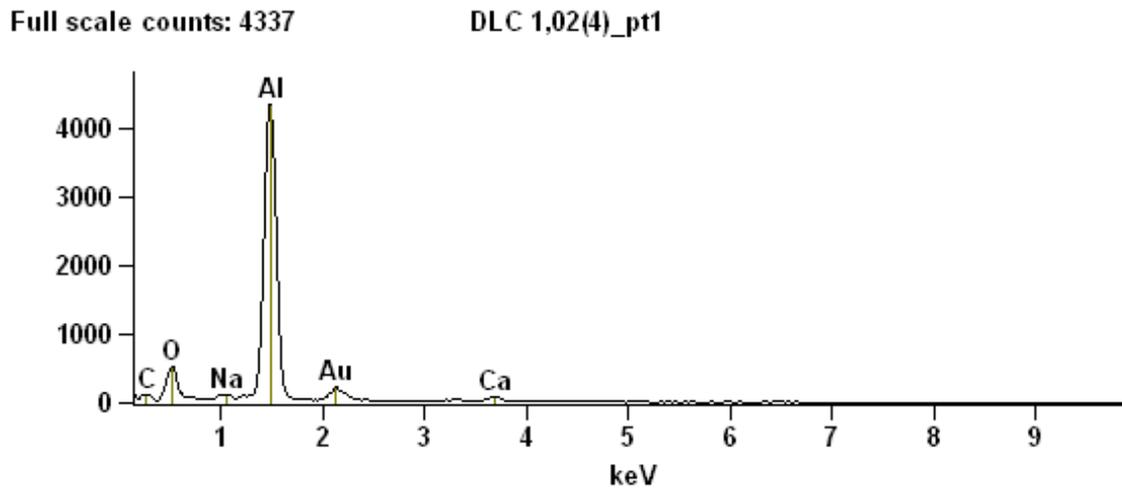
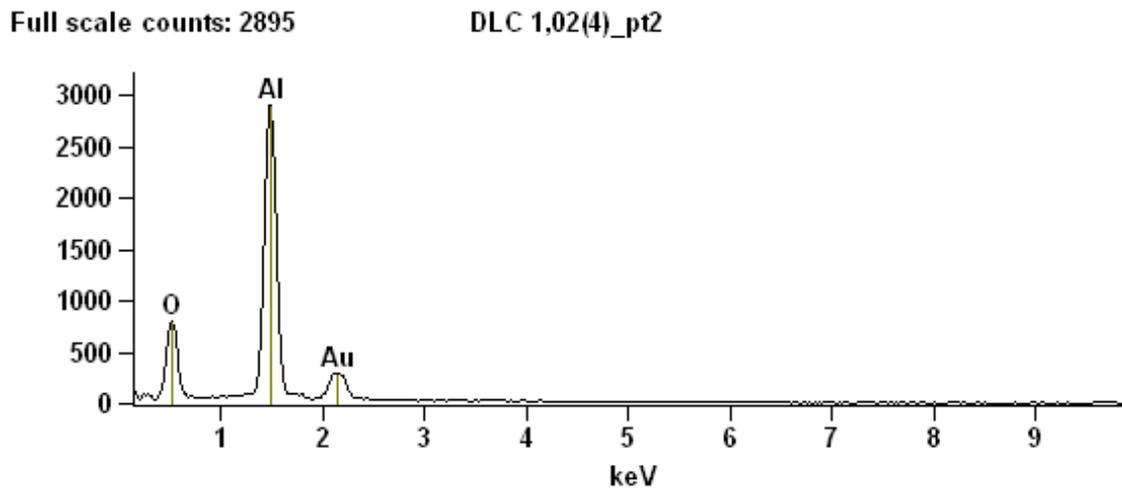


Figura 66: Marcas de desgaste típicas sobre a superfície de grampos revestidos com DLC: (a) Interior da marca de desgaste (ensaio 1,  $Y_b=0,84$  mm); (b) Interior da marca de desgaste (ensaio 2,  $Y_b=1,02$  mm).

(a)



(b)



(c)

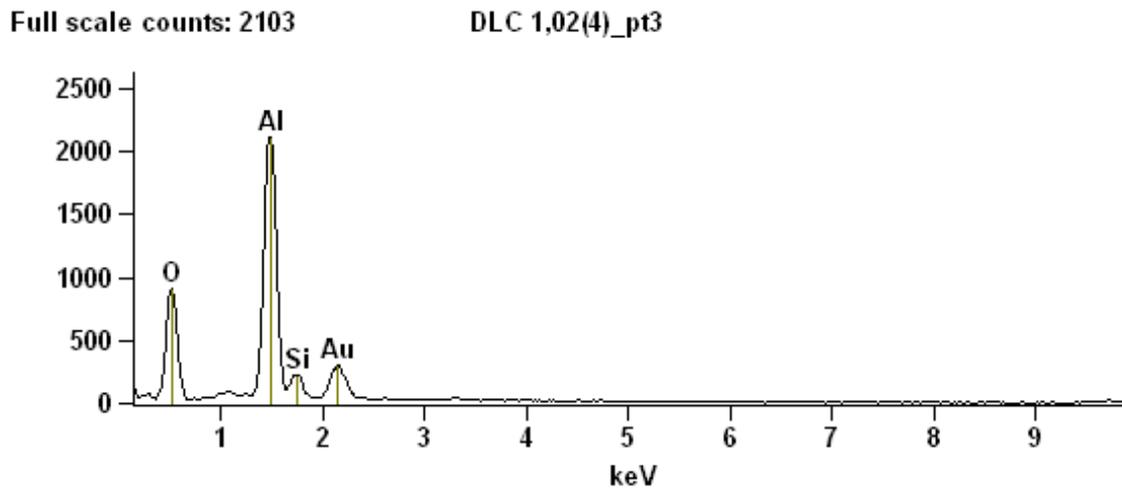


Figura 67: Composição química encontrada dentro de uma marca de desgaste na superfície de um grampo de DLC: (a) Ponto 1; (b) Ponto 2; (c) Ponto 3.

Foram constatadas a presença de trincas nas tribocamadas formadas sobre a superfície das marcas de desgaste dos grampos de DLC (ver Figura 68). As razões para essas trincas podem ser atribuídas à carga tangencial (*fretting*) imposta ao conjunto cabo/grampo e às fracas ligações da tribocamada oxidada. A Figura 68 mostra a presença de tais trincas em uma tribocamada sobre a superfície de um grampo com DLC sob a ação de um deslocamento vertical ( $Y_b$ ) de 0,84 mm.

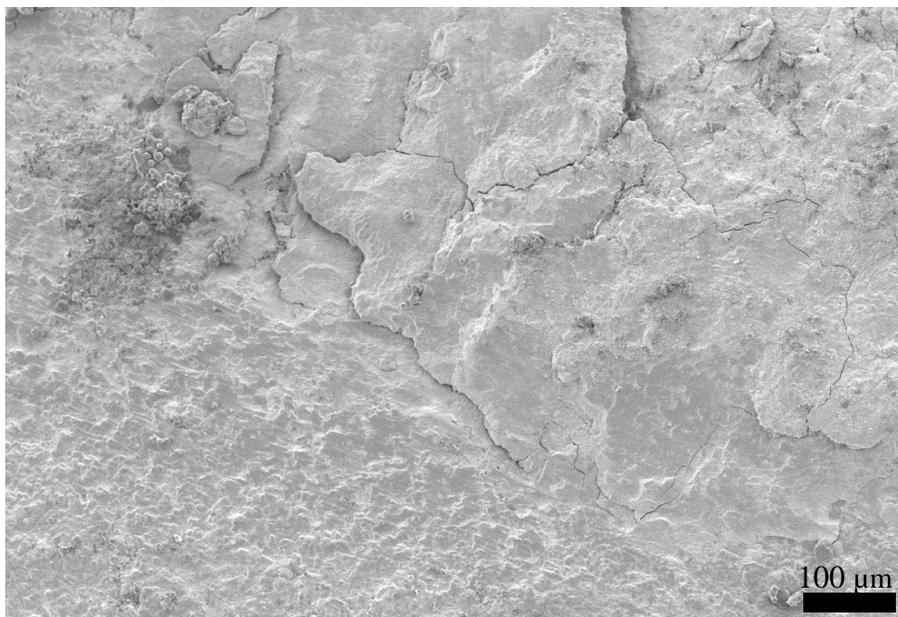


Figura 68: Presença de trincas sobre uma tribocamada formada sobre a superfície de um grampo com DLC ( $Y_b=0,84$  mm).

Tendo em vista a diferença de dureza do DLC em relação à dureza do fio do condutor, pressupõe-se que a taxa de desgaste nos fios do condutor foi bastante superior à do revestimento de DLC [139]. No entanto, as análises morfológicas realizadas na superfície dos grampos com DLC não permitem verificar se o revestimento de DLC foi rompido. A ausência de silício verificada via EDX comprova que as marcas de desgaste não são da superfície do grampo. A formação dessa tribocamada de óxido de alumínio na interface de contato cabo/grampo pode ter impactado na performance do revestimento, não permitindo que o mesmo modificasse as condições tribológicas originais e, conseqüentemente, não alterando o mecanismo de desgaste presente nos grampos sem revestimento.

É importante mencionar que para dois ensaios experimentais realizados, após o processo de “acomodação” do condutor e imposição da carga de aperto do grampo (carga normal), foi realizada a verificação da condição da superfície do grampo e não se observou nenhum indício de dano na superfície do DLC.

### Grampo sem revestimento

As análises de falha realizadas por Badibanga [156] adotando grampos de suspensão sem revestimento e o cabo condutor TERN, para H/w igual a 2144 m, e para os deslocamentos de 0,84 e 0,93 mm, se restringem aos fios do condutor. Esse trabalho fará a análise morfológica das marcas de desgaste presentes na superfície dos grampos de suspensão utilizados por Badibanga. As discussões realizadas por Badibanga [156] complementam as discussões aqui realizadas.

A Figura 69 apresenta uma superfície de desgaste característica dos grampos utilizados por Badibanga. Pela figura observam-se marcas de desgaste bem definidas e na direção do vão do condutor. As posições das marcas de desgaste coincidem com a posição dos fios do condutor.



Figura 69: Marcas de desgaste sobre a superfície de um grampo sem revestimento (ensaio 3,  $Y_b=0,84$  mm).

As análises morfológicas via MEV realizadas nas superfícies das marcas de desgaste dos grampos sem revestimento são apresentadas na Figura 70. As características topográficas das marcas de desgaste são similares às encontradas para os demais espécimes. Pelas imagens observa-se grandes quantidades de riscos

e partículas de desgaste sobre a superfície do grampo. Segundo Hutchings [23, 102], dois modos de desgaste podem ocorrer em ensaios de desgaste microabrasivos: desgaste abrasivo de 2-corpos, e desgaste abrasivo de 3-corpos. Também é possível ocorrer uma mistura de ambos os modos de desgaste, e nesse caso tem-se o desgaste abrasivo misto. Tal regime foi observado nas superfícies dos grampos sem revestimento, com predominância do regime de desgaste de 2-corpos. O desgaste abrasivo de 2-corpos ocorre quando a partícula abrasiva fica aderida à superfície do contra-corpo, e vários sulcos são produzidos na superfície do espécime na direção do deslizamento. Esses sulcos de desgaste foram observados nas superfícies dos grampos de suspensão sem revestimento, conforme apresentam as Figuras 70(a) e 70(b). Os sulcos de desgaste observados indicam uma combinação dos mecanismos de desgaste por microsulcamento e microcorte [106, 128].

No caso do microsulcamento, a superfície do espécime é deformada elasto-plasticamente, e a partícula abrasiva desloca continuamente material à sua frente e para as laterais do sulco de desgaste produzido na superfície do material. Já no microcorte, a partícula abrasiva atua como uma ferramenta de corte deslocando material à sua frente e produzindo detritos [129-131]. O mecanismo predominante dependerá principalmente do ângulo de ataque das partículas abrasivas. Devido à grande quantidade de partículas abrasivas e, portanto, a possibilidade de diferentes ângulos de ataque das partículas, é complexa a identificação do mecanismo predominante.

O modo abrasivo de 3-corpos ocorre quando a partícula abrasiva na interface de contato esfera/espécime desliza ou rola livremente. Esse modo de desgaste não foi verificado em nenhum dos grampos testados por [155].

(a)



(b)

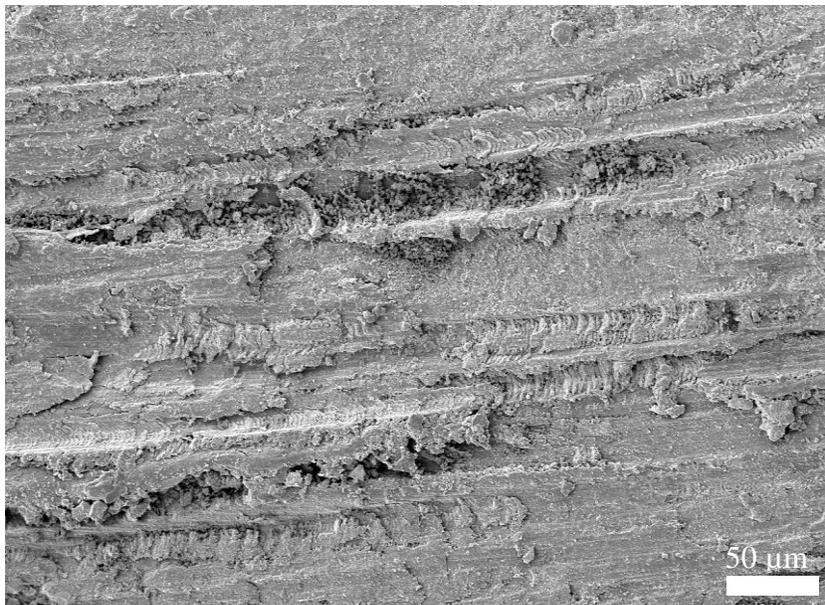


Figura 70: Morfologia da superfície das marcas de desgaste dos grampos sem revestimento: (a) Topografia da superfície de desgaste; (b) Presença de sulcos dentro da marca de desgaste.

As análises quantitativas da composição química com EDX em pontos específicos dentro das marcas de desgaste das amostras de grampo sem revestimento mostraram grandes quantidades de alumínio e oxigênio em pontos específicos sobre toda a superfície das marcas de desgaste. A presença de tais elementos químicos, na quantidade observada via EDX, sugere a adesão de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), na forma de partículas abrasivas, sobre a superfície do grampo. Outros autores relataram o mesmo fenômeno [6, 116].

Além disso, verificou-se em alguns pontos de medição com EDX a presença significativa de silício e oxigênio distribuídos de forma dispersa sobre a superfície dos grampos de suspensão. As quantidades de silício e oxigênio mensuradas via EDX indicam a formação e adesão de óxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ) sobre a superfície do grampo na forma de partículas abrasivas. A presença de silício nas quantidades verificadas confirma o processo de desgaste dos grampos sem revestimento. Outros trabalhos constataram a presença de detritos de  $\text{SiO}_2$  na interface de contato cabo/grampo [6, 116]. Badibanga, em [156], constatou a presença de óxido de silício na superfície dos fios fraturados e a presença de marcas de desgaste de formato elíptico indicando a ocorrência de desgaste por *fretting* no tribossistema cabo/grampo. O processo de desgaste por *fretting* que ocorre no conjunto cabo/grampo foi descrita anteriormente, bem como o processo de adesão de partículas na superfície dos grampos.

## **CAPÍTULO 7 – CONCLUSÕES**

Os resultados reportados nesse trabalho demonstraram que a anodização e o recobrimento com DLC contribuem para o aumento da resistência ao desgaste dos espécimes nos ensaios microabrasivos e de desgaste por fricção. Para os ensaios com cabos condutores de energia, os resultados obtidos com os dois grupos de materiais foram comparados com os resultados obtidos por Badibanga [156], que utilizou em seu trabalho grampos sem revestimento. A expectativa era que os revestimentos adotados aumentassem a vida útil do condutor ao alterar o modo de desgaste apresentado nos grampos sem revestimentos, o que não foi observado de forma consistente.

### **7.1. PRINCIPAIS CONTRIBUIÇÕES**

Dentre as principais contribuições deste trabalho destacam-se:

#### **7.1.1. ENSAIOS MICROABRASIVOS**

- Ambos os tratamentos foram eficazes no aumento da dureza superficial. No entanto, apesar dos espécimes anodizados apresentarem uma dureza três vezes superior ao valor de dureza dos espécimes de referência, o processo de anodização reduziu a resistência ao desgaste. Esse comportamento pode ser explicado pela elevada densidade de poros e pela rugosidade dos espécimes anodizados;
- A rugosidade superficial inicial do DLC foi significativamente menor se comparado ao das demais superfícies. Além disso, a rugosidade dos espécimes de DLC foi reduzida durante os testes microabrasivos o que contribuiu para o aumento na resistência ao desgaste;
- Verificou-se o modo de desgaste abrasivo de 2-corpos para as amostras anodizadas e de substrato, enquanto que o modo de desgaste predominante nos espécimes de DLC foi o de 3-corpos;
- Nas condições do estudo realizado, o DLC aumentou de forma significativa a resistência ao desgaste das amostras da liga de alumínio SAE 305.

### **7.1.2. ENSAIOS DE DESGASTE POR FRICÇÃO**

- Ambos os tratamentos aplicados à liga de alumínio SAE 305 aumentaram a dureza superficial. A anodização proporcionou um aumento na dureza de 3 vezes, enquanto que o revestimento de DLC aumentou a dureza em 11 vezes;
- A rugosidade superficial reduziu significativamente após o revestimento de DLC, enquanto que o processo de anodização aumentou a rugosidade superficial;
- Os revestimentos tiveram significativo impacto sobre o COF durante os testes (baixo COF para os espécimes de DLC e alto COF para os espécimes anodizados);
- Devido às condições de carregamento, as superfícies anodizadas foram perfuradas após alguns ciclos;
- Nenhum dos espécimes de DLC tiveram o seu revestimento perfurado;
- O modo de desgaste predominante para espécimes anodizados e de referência foi o de 2-corpos, enquanto que para os espécimes de DLC foi o de 3-corpos;
- Em resumo, a anodização proporcionou apenas um suave aumento na resistência ao desgaste, enquanto o DLC reduziu os efeitos do desgaste em quase 100 %.

### **7.1.3. ENSAIOS COM CABO CONDUTOR DE ENERGIA**

- Ambos os tratamentos não proporcionaram o aumento de vida do condutor de forma conclusiva. Para alguns ensaios com deslocamentos de 0,84 e 0,93 mm, os tratamentos superficiais diminuíram a vida útil do condutor;
- As análises morfológicas e de composição química das superfícies dos grampos tratados superficialmente mostraram a formação de tribocamada com expressiva quantidade de óxido de alumínio;
- Não foi possível concluir que a camada anodizada e de DLC dos grampos foi perfurada durante a realização dos testes de fadiga com os condutores;

- Verificou-se desgaste abrasivo de 2-corpos nas superfícies dos grampos sem revestimento, com mecanismos de desgaste do tipo microsulcamento e microcorte;
- As análises morfológicas e de composição química das superfícies dos grampos sem revestimento mostraram a presença de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e óxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ).

## 7.2. TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos, o presente trabalho de pesquisa aponta sugestões para o desenvolvimento de pesquisas futuras, que incluem:

- Identificar novas condições de carregamento que favoreçam ainda mais o processo de falha na região da interface cabo/grampo;
- Utilizar “enxertos” de segmentos de área tratadas superficialmente com anodização e DLC nas regiões do grampo em contato com o condutor como alternativa para não realizar o tratamento superficial em todo grampo;
- Implementar uma metodologia de interrupção de ensaios, para diferentes números de ciclos, com o intuito de verificar a condição de superfície dos grampos tratados (fratura do revestimento pela imposição das cargas de contato);
- Realizar ensaios de fadiga utilizando grampos sem revestimento para  $Y_b=1,02$  mm e  $H/w= 2144$  m;
- Realizar ensaios de fadiga com condutores adotando-se outros valores de  $H/w$ , tais como: 1820 e 2725 m, com o intuito de verificar o comportamento dos tratamentos superficiais para outros níveis de carregamento.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ANEEL (Agência Nacional de Energia Elétrica) - *Energia no Brasil e no mundo - Parte 1 (Características Gerais)*. 2016, Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL): [http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas\\_par1\\_cap1.pdf](http://www2.aneel.gov.br/arquivos/pdf/atlas_par1_cap1.pdf). p. 20.
2. IBGE (Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística) - *Senso 2010*. 2010, Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística (IBGE) <http://www.brasil.gov.br/infraestrutura/2011/11/energia-eletrica-chega-a-97-8-dos-domicilios-brasileiros-mostra-censo-demografico>.
3. EPE (Empresa de Pesquisa Energética), *Projeção da Demanda de Energia Elétrica para os próximos 10 anos (2015-2024)*, M.d.M.e. Energia, Editor. 2015, Empresa de Pesquisa Energética (EPE): <http://www.epe.gov.br/mercado/Documents/DEA%2003-2015-%20Proje%C3%A7%C3%B5es%20da%20Demanda%20de%20Energia%20El%C3%A9trica%202015-2024.pdf>. p. 90.
4. EPE (Empresa de Pesquisa Energética), *Projeção da Demanda de Energia Elétrica 2016-2020*, M.d.M.e. Energia, Editor. 2015, Empresa de Pesquisa Energética (EPE): Rio de Janeiro. p. 88.
5. EPRI, *Transmission Line Reference Book: Wind-induced Conductor Motion*. 1012317 ed. 2006: EPRI.
6. Fadel, A.A., *Avaliação do efeito do tracionamento em elevados níveis de EDS sobre a resistência em fadiga do condutor IBIS (CAA 397,5 MCM)*, in *Departamento de Engenharia Mecânica*. 2010, Universidade de Brasília: ENM. TD - 05/2010. p. 185.
7. Nowell, D., *An Analysis of Fretting Fatigue*, in *Mechanical Engineer*. 1988, University of Oxford: UK.
8. Murça, L.B., *Estudo experimental do efeito da sequência de carregamento sobre a resistência a fadiga de cabos condutores.*, in *Engenharia Mecânica*. 2011, Universidade de Brasília: Brasília. p. 117.
9. Zhou, Z.R., Cardou, A., Fiset, M., Goudreau, S., *Fretting fatigue in electrical transmission lines*. *Wear*, 1993. **173**: p. 179-188.
10. Voevodin, A.A., Yerokhin, A. L., Lyubimov, V. V., Donley, M. S., Zabinski, J. S., *Characterization of wear protective Al-Si-O coatings formed on Al-based alloys by micro-arc discharge treatment*. *Surface and Coatings Technology*, 1996. **86-87**: p. 516-521.
11. Burakowski, T., Wierzchón, T., *Surface Engineering of Metals - Principles, Equipment and Technologies*. CRC Press. Vol. I. 1999, London. 592.
12. Krishna, L.R., Purnima, A. S., Sundararajan, G., *A comparative study of tribological behavior of microarc oxidation and hard-anodized coatings*. *Wear*, 2006. **261**(10): p. 1095-1101.
13. Pritchard, C., Robinson, P. R., *Abrasion resistance of hard anodized aluminum*. *Wear*, 1969. **13**: p. 361-368.
14. Campbell, W.J., *Anodic finishes for wear resistance*, in *Anodising Aluminium*, A.D. Association, Editor. 1967, Paper II: Nottingham.
15. Cirik, E., Genel, K., *Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy*. *Surface and Coatings Technology*, 2008. **202**(21): p. 5190-5201.
16. Technologies, S.M. *Anodized Aluminum Application*. 2005 [16.03.2016].
17. Turbo, S. *Barra estrutural inferior traseira Honda Civic EG 91-95*. 2016 [cited 2016 11/23].
18. Bewilogua, K., Hofmann, D., *History of diamond-like carbon films — From first experiments to worldwide applications*. *Surface and Coatings Technology*, 2014. **242**: p. 214-225.
19. Miyoshi, K., *Durability evaluation of selected solid lubricating films*. *Wear*, 2001. **251**: p. 1061-1067.

20. Vetter, J., Barbezat, G., Crummenauer, J., Avissar, J., *Surface treatment selections for automotive applications*. Surface and Coatings Technology, 2005. **200**(5-6): p. 1962-1968.
21. Fukui, H., Okida, J., Omori, N., Moriguchi, H., Tsuda, K., *Cutting performance of DLC coated tools in dry machining aluminum alloys*. Surface and Coatings Technology, 2004. **187**(1): p. 70-76.
22. Hauert, R., *An overview on the tribological behavior of diamond-like carbon in technical and medical applications*. Tribology International, 2004. **37**(11-12): p. 991-1003.
23. Hutchings, I.M., *Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials*. 1 ed. Metallurgy Materials Science. 1992, London: Edward Arnold. 142.
24. CoKG, R.G. 2016 [cited 2016 10/28/2016].
25. Robertson, J., *Diamon-like amorphous carbon*. Materials Science and Engineering, 2002. **37**: p. 129-281.
26. Da Silva, P.C., *Estudo da Formação de interface para obtenção de filmes de DLC altamente aderentes ao aço.*, in *Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores*. 2014, INPE: São José dos Campos. p. 100.
27. Holmberg, K., Matthews, A., *Coatings Tribology - Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering* Tribology Series. Vol. 28. 1998, Gt Britain: Dowson, D. 457.
28. Burakowski, T., Miernik, K., Walkowicz, J., *Manufacture techniques of thin tribological coatings with utilization of plasma*. Metaloznawstwo, Obróbka, Cielpna, Inginieria Powierzchni, 1993. **124-126**: p. 16-25.
29. Burakowski, T., *Development trends in heat treatment*. Polish Academy of Science, 1989.
30. Donnet, C., Erdemir, A., *Historial developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings*. Surface and Coatings Technology, 2004. **180-181**: p. 76-84.
31. Hogmark, S., Jacobson, L., *Design and evaluation of tribological coatings*. Wear, 2000. **246**: p. 20-33.
32. Holmberg, K., Matthews, A., Ronkainen, H., *Coatings tribology - contact mechanisms and surface design*. Tribology International, 1998. **31**: p. 107-120.
33. Bhushan, B., *Principles and applications of tribology*. . 1999, New York: John Wiley & Sons.
34. Bhowmick, S., Banerji, A., Khan, M. Z. U., Lukitsch, M. J., Alpas, A. T., *High temperature tribological behavior of tetrahedral amorphous carbon (ta-C) and fluorinated ta-C coatings against aluminum alloys*. Surface and Coatings Technology, 2015. **284**: p. 14-25.
35. Erdemir, A., *The role of hidrogen in tribological properties of Diamond-Like Carbon*. Surface and Coatings Technology, 2001. **146**: p. 292-297.
36. Jacob, W., Moller, W., *On the structure of thin hidrocarbon films* Applied Physics Letters, 1993. **63**: p. 1771-1773.
37. Lifshitz, Y.L., G.; Grossman, E.; Avigal, I.; Uzan-Saguy, C.; Kalish, R.; Kulik, J.; Marton, D.; Rabalais, J., *Growth mechanisms of DLC films from C+ íons: experimentals studies*. Diamond and Related Materials, 1995. **4**(4): p. 318-323.
38. Sutton, D.C., *Wear Modelling of Diamond-Like Carbon coatings against steel in deionised water*, in *Faculty of engineering and environment*. 2014, University Southampton: UK. p. 220.
39. Lemoine, P.Q., Maguire, P. D., McLaughlin, J. A., *Mechanical Characterization and Properties of DLC Films*, ed. C. Erdemir. 2008: Springer.
40. Ferrari, A.C., *Diamond-Like Carbon for magnetic storage disks*. Surface and Coatings Technology, 2004. **180-181**: p. 190-206.
41. Holmberg, K., *Residual stresses in TiN, DLC and MoS<sub>2</sub> coated surfaces with regard to their tribological fracture behavior*. Wear, 2009. **267**: p. 2142-2156.
42. Grischke, M., *Application-oriented modifications of deposition processes for Diamond-Like Carbon based coatings*. Surface and Coatings Technology, 1995. **74-75**: p. 739-745.

43. Sanches-Lópes, J.C., Donnet, C., Loubet, J. L., Belin, M., Grill, A., Patel, V., Jahnes, C., *Tribological and mechanical properties of Diamond-Like Carbon prepared by high-density plasma* Diamond and Related Materials, 2001. **10**: p. 1063-1069.
44. Love, C.A.C., Harvey, P. A., Wood, R. J. K., *Diamond-Like Carbon coatings for potencial application in biological implants - a review*. Tribology International, 2012.
45. Damasceno, J.C., *Deposition of Si-DLC films with hardness, low stress and high deposition rates*. Surface and Coatings Technology, 2000. **133**: p. 247-252.
46. Franceschini, D.F., Achete, C. A., Freire, F. L., *Internal-stress reduction by nitrogen incorporation in hard amorphous-carbon thin-films*. Applied Physics Letters, 1992. **60**: p. 3229-3231.
47. Grill, A., *Tribology Diamond-Like Carbon and related materials: an updated review*. Surface and Coatings Technology, 1997. **94-95**: p. 507-513.
48. Fusaro, R.L., Khonsari, M. M., *Liquid lubrication for Space application*. 1992: NASA.
49. Miyake, S., Kaneko, R., *Microtribological properties and potential applications of hard, lubricating coatings*. Thin Solid Films, 1992. **212**(1-2): p. 256-261.
50. Laube, N., Kleinen, L., Bradenahl, J., Meissner, A., *Diamond-Like Carbon coatings on ureteral stents - a new strategy in reducing formation of cristalline bacterial biofilms*. Journal of Urology, 2007. **177**: p. 1923-1927.
51. Narayan, R.J., *Hydroxyapatite-diamond-like carbon nanocomposite films*. Materials Science and Engineering, 2005. **25**: p. 398-404.
52. Loh, W., Ramos, A. C. S., Delgado, C. C., Mohamed, R. S., Almeida, V. R., *Aggregation behavior of two asphaltenic fractions in aromatic solvents*. Energy fuels, 1999. **13**(2): p. 323-327.
53. Allen, R., Robinson, K., *Environmental aspects of produced water disposal*. Society PET Engineering, 1993.
54. Da Silva, M., *Modificação da superfície do aço para melhorias na aderência de filmes de DLC*, in *Engenharia e Tecnologia Espaciais/Materiais e Sensores 2011*, Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais: São José dos Campos. p. 123.
55. Singh, J., *An overview: electron beam-physical vapor deposition technology - Present and future applications*. Applied Research Laboratory.
56. Galvani, E.T., *Obtenção de revestimentos de nitreto de titânio por meio de deposição física de vapores em ligas de titânio obtidas po metalurgia do pó*. 2011: Instituto Tecnológico da Aeronáutica (ITA).
57. Pan, W.-L., Yu, G. -P., Huang, J. -H., *Mechanical properties of ion-plated TiN films on AISI D2 steel*. Surface and Coatings Technology, 1998. **110**(1-2): p. 111-119.
58. Doi, I., *Técnicas de deposição - CVD*. Universidade de Campinas.
59. Stachowiak, G.W., Batchelor, A. W., *Engineering Tirbology*. 3 ed. 2005, USA: Elsevier Butterworth-Heinemann. 831.
60. Espinoza, V.A.A., *Incorporação Superficial de nitrogênio em filmes DLC tratados em plasma de radiofrequencia*, in *Departamento de Física*. 2003, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro: Rio de Janeiro.
61. Hassan, M.K., *Plasma enhancing chemical vapor deposition and electrical characterization of Diamond-Like Carbon thin films*, in *Department of Electronic and Photonic Systems Engineering*. 2007, Kochi University of Technology: Tokio, JP. p. 154.
62. Oliveira, E.C., Cruz, S. A., Aguiar, P. H. L., *Effect of PECVD deposition parameters on the DLC/PLC composition of a-C:H*. J. Braz. Chemical Society, 2012. **23**(9): p. 1657-1662.
63. Trava-Airoldi, V., Bonetti, L., Capote, G., Santos, L. V., Corat, E., *A comparison of DLC film properties obtained by R.F. PACVD, IBAD and Enhanced pulsed-DC PACVD*. Surface and Coatings Technology, 2007. **202**(3): p. 549-554.

64. Robertson, J., O'Reilly, E. P. , *Electronic and atomic structure of amorphous carbon*. Physical Review B-American Physical Society 1987. **35**(6): p. 2946-2957.
65. Spear, K.E., Dismukes, J. P., *Synthetic Diamond: Emerging CVD Science and Technology*. 1994, New York: John Wiley & Sons. 663.
66. Budinski, K.G., *Surface Engineering for wear resistance*. 1988: Prentice Hall.
67. Coz, F.L., *Elaboration et caracterization de films anodiques hautement ordonnés, obtenus à partir de substrats d'aluminium*, in *Sciences de la matière*. 2007, Université Toulouse III: Toulouse, France. p. 150.
68. Pernot-Gehin, A., *Études de procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé*, in *Physique et Chimie de la matière et des matériaux*. 2007, Université Henri Poincaré: France. p. 184.
69. Timoteo Jr., J.F., *Anodização para obtenção de membranas cerâmicas*, in *Engenharia Mecânica*. 2007, Universidade Federal do Rio Grande do Norte: Natal, Br. p. 69.
70. Wikipédia. *Anodização*. 2015 [cited 2016 11/18].
71. Moutarlier, V., *Contribution au remplacement du chrome hexavalent dans les procédés d'anodisation: électrolytes d'acide sulfurique contenant des inhibiteurs de corrosion*, in *Sciences et Techniques*. 2003, Université de Franche-Comté: France.
72. Markowitz, L., *Hard anodic coatings on aluminum alloys: evaluation and control of porosity*. Metal Finishing, 1992. **90**: p. 19-24.
73. Thompson, G.E., *Porous anodic alumina: fabrication, characterization and applications*. Thin Solid Films, 1997. **297**: p. 192-201.
74. Keller, F., Hunter, M. S., Robinson, D. L., *Structural Features of Oxide Coatings on Aluminum*. Journal of Electrochemical Society, 1953. **100**.
75. Wada, K., Shimohira, T., Yamada, M., Baba, N., *Microstructure of porous anodic oxide films on aluminium*. Journal of Materials Science, 1986. **21**: p. 3810-3816.
76. Snogan, F., Blanc, C., Mankowski, G., Pébère, N., *Characterisation of sealed anodic films on 7050 T74 and 2214 T6 aluminium alloys*. Surface and Coatings Technology, 2002. **154**: p. 94-103.
77. Hockenbull, B.S., Gupta, S. S., Hurst, R. C., *The mechanical properties of anodic oxides and their influence on fatigue behaviour of aluminium alloys*. Transactions of Institute of Metal Finishing, 1976. **54**.
78. Shimpo, R., Ichikawa, Y., Sugiyama, Y., Hoshimo, S., *Mechanical properties of anodic oxide films on aluminum*. Journal of the surface finishing Society of Japan, 2003. **54**: p. 794-797.
79. Aerts, T., Dimogerontakis, T., Graeve, I. D., Frasaer, J., Terryn, H., *Influence of anodizing temperature on the porosity and the mechanical properties of the porous anodic oxide film*. Surface and Coatings Technology, 2007. **201**: p. 7310-7317.
80. Shahzad, M., *Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050*, in *Génie Mécanique*. 2011, Université de Toulouse: Toulouse, France. p. 275.
81. Rateick, R.G., Griffith, R. J., Hall, D. A., Thompson, K. A., *Relationship of microstructure to fatigue strength loss in anodized aluminium-copper alloys*. Materials Science and Technology, 2005. **21**.
82. Sadeler, R., *Effect of a commercial hard anodizing on the fatigue property of a 2014-T6 aluminium alloy*. Journal of Materials Science, 2006. **41**: p. 5803-5809.
83. Cirik, E. and K. Genel, *Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy*. Surface and Coatings Technology, 2008. **202**: p. 5190-5201.
84. Lonyuk, B., Apachitei, I., Duszczuk, J., *The effect of oxide coatings on fatigue properties of 7475-T6 aluminium alloy*. Surface and Coatings Technology, 2007. **201**: p. 8688-8694.
85. Cree, A.M., Weidman, G. W., *Film-assisted fatigue crack propagation in anodized aluminium alloys*. Journal of Materials Science Letters, 1997. **14**: p. 1505-1507.
86. Martins, L., *Apontamentos sobre anodização*. 2001.

87. Constantino, V.R.L., *Preparação de compostos de alumínio a partir da bauxita: considerações sobre alguns aspectos envolvidos em um experimento didático*. Química Nova, 2002. **25**(3): p. 490-498.
88. Santos, R.D., *Membrana para dessalinização*, in *Congresso de Iniciação Científica*. 2003: Natal, Br.
89. Hsieh, H.P., Bhave, R. R., Fleming, H. L., *Microporous alumina membranes*. Journal of Membrane Science, 1988.
90. Masuda, H., Satoh, M., *Fabrication of gold nanodots array using anodic porous alumina as an evaporation mask*. Journal of Applied Physics, 1996. **35**(1B): p. 126-129.
91. Masuda, H., Ohya, M., Asoh, H., Nakao, M., Nohtomi, M., Tamamura, T., *Photonic crystal using anodic porous alumina*. Journal of Applied Physics, 1999. **38**(12A): p. 1403-1405.
92. G77-05, A., *Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test*. 2010, ASTM International: USA.
93. Bayer, R.G., *Mechanical Wear prediction and prevention*. 1 ed. 1994, New York: Marcel Dekker.
94. Handbook, A., *ASM Metals Handbook - Friction, Lubrication and Wear Technology.pdf*. ASM Handbook. Vol. 18. 1992, USA: ASM.
95. G40-01, A., *Standard Terminology Relating to wear and erosion.*, in *Wear and Erosion*. 2001, ASTM: Philadelphia, USA.
96. Davis, J.R., *Surface engineering for corrosion and wear resistance*. 2001: Metals Park.
97. Zum Gahr, K.-H., *Microstructure and wear of materials*. Tribology Series. Vol. 10. 1987, Amsterdam: Elsevier Science Publishers B.V. 560.
98. Persson, B.N.J., *Sliding friction*, in *Surface Science Reports*. 1999: Germany. p. 83-119.
99. CAT, W.-. *Products*. 2016 [cited 2016 11/11].
100. Industriais, S. *Categorias de Produtos de Empresas*. 2016 [cited 2016 11/11].
101. Gates, J.D., *Two-body and three-body abrasion: A critical discussion*. Wear, 1998. **214**: p. 139-146.
102. Adachi, K., Hutchings, I. M., *Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test*. Wear, 2003. **255**(1-6): p. 23-29.
103. Trezona, R.I., Allsopp, D. N., Hutchings, I. M., *Transitions between two\_body and three\_body abrasive wear: influence of tests conditions in the microscale wear test*. Wear, 1999. **225**: p. 205-214.
104. Cozza, R.C., *Influence of the normal force, abrasive slurry concentration and abrasive wear modes on the coefficient of friction in ball-cratering wear tests*. Tribology International, 2014. **70**: p. 52-62.
105. Zum Gahr, K.-H., *Wear by Hard Particles*. Tribology International, 1998. **31**(10): p. 587-596.
106. Stachowiak, G.W., *Wear - Materials, Mechanisms and Practice*. Tribology in Practice Series (TIPS). 2006, England, UK: John Wiley & Sons Ltda. 479.
107. Ludema, K.C., *Friction, wear, lubrication*. 1996, US: CRC Press.
108. Zhou, Z.R., Cardou, A., Fiset, M., Goudreau, S., *Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue*. Tribology International, 1996. **29**(3): p. 221-232.
109. Callister Jr, W.D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução*. 5 ed. 2000, Rio de Janeiro: LTC. 620.
110. Branco, C.M., Fernandes, A. A., Castro, M. S. T., *Fadiga de Estruturas soldadas*. 1986, Lisboa, Portugal.
111. Pires, M.S.T., *Estimativa de vida para fadiga sob condições de fretting usando o Método das Curvas de Wöhler Modificadas associado com a Teoria das Distâncias Críticas.*, in *Engenharia Mecânica*. 2012, Universidade de Brasília (UnB): Brasília.
112. Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R. R., Fuchs, H. O., *Metal Fatigue in Engineering* 2ed. 2001, USA: John Wiley & Sons, Inc. 472.

113. Norton, R.L., *Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada*. 4 ed. 2013, Porto Alegre: Bookman.
114. Budynas, R.G., Nisbett, J. K., *Shigley's Mechanical Engineering Design*. 8 ed. 2006, USA: McGraw-Hill.
115. CIGRE, SC22, and WG04, *Guide for Endurance Tests of Conductors Inside Clamps*. Electra, 1985. **100**: p. 77-86.
116. Azevedo, C.R.F., Henriques, A. M. D., Pulino Filho, A. R., Ferreira, J. L. A., Araújo, J. A., *Fretting fatigue in overhead conductors: Rig design and failure analysis of a Grosbeak aluminium cable steel reinforced conductor*. Engineering Failure Analysis, 2009. **16**(1): p. 136-151.
117. IEEE, *Standardization of Conductor Vibration Measurements*, in *IEEE PAS-85*. 1966, IEEE.
118. Rolim, A.L., Moreira, J.L.R., Veloso, L.A.C.M., Souza, R.M., Araújo, J. A., *Differential Displacement and Strain Analysis of Transmission Line Cables*. Journal of the Braz. of Mech. Sci. & Eng., 2009. **XXXI**.
119. Tebo, G.B., *Measurement and Control of Conductor Vibration*. Trans. AIEE, 1941. **60**: p. 1188-1193.
120. Edwards, A.T., Boyd, J.M., *Ontario Hydro Live-line Vibration Recorder for Transmission Conductors*. IEEE Transactions on Power Apparatus and Systems, 1963. **82**: p. 269-270.
121. CIGRE-SCB2-WG11-TF7-06-01, *Fatigue Endurance Capability of Conductor/Clamp Systems*. 2006.
122. Lemoine, P., *Hardness measurements at shallow depths on ultra-thin amorphous carbon films deposited onto silicon and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC substrates*. Thin Solid Films, 2000. **379**: p. 166-172.
123. Steier, V.F., Pires, M.S.T., Doca, T., *The influence of diamond-like carbon and anodised aluminium oxide coatings on the surface properties of the SAE 305 aluminium alloy*. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2018. **40**: p. 41.
124. Rutherford, K.L., Hutchings, I. M., *A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems*. Surface and Coatings Technology, 1996. **79**: p. 231-239.
125. Trezona, R.I., Hutchings, I. M., *Three-body abrasive wear testing of soft materials*. Wear, 1999. **233-235**: p. 209-221.
126. Fadel, A.A., Rosa, D., Murça, L. B., Ferreira, J. L. A., Araújo, J. A., *Effect of high mean tensile stress on the fretting fatigue life of an Ibis steel reinforced aluminium conductor*. International Journal of Fatigue, 2012. **42**: p. 24-34.
127. Adachi, K., Hutchings, I. M., *Sensitivity of wear rates in the micro-scale abrasion test to test conditions and material hardness*. Wear, 2005. **258**(1-4): p. 318-321.
128. Hokkirigawa, K., Kato, K., *An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear*. Tribology International, 1988. **21**: p. 51-57.
129. Sedriks, A.J., Mulhearn, T. O. , *Mechanics of cutting and rubbing in simulated abrasive process*. Wear, 1963. **6**: p. 457-466.
130. Gooddard, J., Wilman, H., *A theory of friction and wear during the abrasion of metals*. Wear, 1961. **2**: p. 114-135.
131. Da Silva, W.M., Costa, H. L., De Mello, J. D. B., *Transitions in abrasive wear mechanisms: Effect of the superimposition of interactions*. Wear, 2011. **271**(5-6): p. 977-986.
132. Xie, Y., Bhushan, B., *Effects of particle size, polishing pad and contact pressure in free abrasive polishing*. Wear, 1996. **200**: p. 281-295.
133. Rabinowicz, E., Dunn, L. A., Russell, P. G. , *A study of abrasive wear under three-body conditions*. Wear, 1961. **4**: p. 345-355.
134. Fang, L., Kong, X. L., Su, J. Y., Zhou, Q. D., *Movement patterns of abrasive particles in three-body abrasion*. Wear, 1993. **162-164**: p. 782-789.

135. Harrison, A., Draughn, R. A., *Abrasive wear, tensile strength, and hardness of dental composite resins - is there a relationship?* *Prosthetic Dentistry*, 1976. **36**(4): p. 395-398.
136. Henley, V.F., *Anodic oxidation of aluminum and its alloys*. Pergamon Press, UK Spring, 1982: p. 150 pp.
137. Guezmil, M., Bensalah, W.,Khalladi, A.,Elleuch, K.,Depetris-Wery, M.,Ayedi, H. F., *Friction coefficient and microhardness of anodized aluminum alloys under different elaboration conditions*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015. **25**(6): p. 1950-1960.
138. Bayer, R.G., *Mechanical Wear Fundamentals and Testing*. 2 ed. 2004, New York. 379.
139. Pires, M.S.T., Doca T., Steier, V. F., da Silva, W. M., Oliveira Júnior, M. M., *Wear Resistance of Coated SAE 305 Aluminum Alloy Under Dry Friction Reciprocate Sliding*. *Tribology Letters*, 2018. **66**: p. 57.
140. Belin, M., Martin J. M., *Triboscopy, a new approach to surface degradations of thin films*. *Wear*, 1992. **156**: p. 151-160.
141. Belin, M., Lopez, J., Martin, J. M., *Triboscopy, a quantitative tool for the study of wear of a coated material*. *Surface and Coatings Technology*, 1994. **70**: p. 27-31.
142. De Mello, J.D.B., Gonçalves, J. L., Costa, H. L., *Influence of surface texturing and hard chromium coating on the wear of steels used in cold rolling mill rolls*. *Wear*, 2013. **302**(1-2): p. 1295-1309.
143. Gee, M.G., Gant, A. J.,Hutchings, I. M.,Kusano, Y.,Schiffman, K.,Acker, K. Van,Poulat, S.,Gachon, Y.,Stebut, J. von,Hatto, P.,Plint, G., *Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test*. *Wear*, 2005. **259**(1-6): p. 27-35.
144. Hanief, M., Wani, M. F., *Effect of surface roughness on wear rate during running-in of En31-steel: Model and experimental validation*. *Materials Letters*, 2016. **176**: p. 91-93.
145. Wang, Z., Zhou, Q., *Applying a population growth model to simulate wear of rough surfaces during running-in*. *Wear*, 2012. **294-295**: p. 356-363.
146. Zum Gahr, K.-H., *Modelling of two-body abrasive wear*. *Wear*, 1988. **124**: p. 87-103.
147. Horng, J.-H., Len, M.-L., *The contact characteristics of rough surfaces in line contact during running-in process*. *Wear*, 2002. **253**: p. 899-913.
148. Costa, R.P.C., *Estudo de lubrificação híbrida usando filmes de DLC com lubrificantes nas áreas espacial, automotiva e médica*, in *Departamento de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores*. 2010, Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais - INPE: São José dos Campos. p. 146.
149. Dos Santos, M.B., Costa, H. L.,De Mello, J. D. B., *Potentiality of triboscopy to monitor friction and wear*. *Wear*, 2015. **332-333**: p. 1134-1144.
150. Costa, H.L., Oliveira Júnior, M. M.,De Mello, J. D. B., *Effect of debris size on the reciprocating sliding wear of aluminium*. *Wear*, 2017. **376-377**: p. 1399-1410.
151. Sherrington, I., Hayhurst, P., *Silmultaneos observation of the evolution of debris density and friction coefficient in dry sliding steel contacts*. *Wear*, 2001. **249**(3-4): p. 182-187.
152. Sheasby, J.S., Vandergeest, J. H., *Debris control in dry wear testing*. *Wear*, 1981. **73**: p. 283-294.
153. Viáfara, C.C., Sinatora, A., *Unlubricated sliding friction and wear of steels: an evaluation of the mechanism responsible for the T1 wear regime transition*. *Wear*, 2011. **271**: p. 1689-1700.
154. Gomez, V.A.O., De Macêdo, M. C.S.,Souza, R. M.,Scandian, C., *Effect of abrasive particle size distribution on the wear rate and wear mode in micro-scale abrasive wear tests*. *Wear*, 2015. **328-329**: p. 563-568.
155. Watanabe, L., *Análise da vida à fadiga de cabos condutores de energia submetidos à carregamentos aleatórios*, in *Departamento de Engenharia Mecânica*. 2014, Universidade de Brasília: Brasília. p. 218.

156. Badibanga, R.K., *Evaluation of the fatigue resistance of power line conductors function of the H/w parameter*, in *Department of Mechanical Engineering*. 2017, Universidade de Brasília: Brasília. p. 142.
157. IEEE, *Standardization of conductor vibration measurements*, in *IEEE Transactions on Power Apparatus and Systems*. 1966. p. 10-20.
158. IEEE, *Guide for endurance tests of conductors inside clamps*. Std 563. Vol. 100. 1978 (R2007). 77-86.
159. Steier, V. F., *Tribologic analyses of a self-mated aluminium contact used for overhead transmission lines*. 2017, Journal of Physics.
160. Steier V. F., Doca T., Araújo, J.A., *Fretting wear investigation of 1350-H19 aluminum wires tested against treated surfaces*. *Wear*, 2018. **414-415**: p. 1-8.