**ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE
SÃO PAULO**

RAFAEL BRISOLLA OBARA

**Avaliação do desgaste em cilindros de motores de
combustão interna – Mapeamento de mecanismos e
quantificação do desgaste**

São Paulo

2018

RAFAEL BRISOLLA OBARA

**Avaliação do desgaste em cilindros de motores de
combustão interna – Mapeamento de mecanismos e
quantificação do desgaste**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Doutor em Ciências

Área de Concentração: Engenharia Mecânica
de Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Amilton Sinatora

São Paulo

2018

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

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Obara, Rafael Brisolla

Avaliação do desgaste em cilindros de motores de combustão interna –
Mapeamento de mecanismos e quantificação do desgaste / R. B. Obara --
versão corr. -- São Paulo, 2018.
301 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
Departamento de Engenharia Mecânica.

1.Motores de combustão interna 2.Desgaste 3.Tribologia 4.Ferro fundido
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de
Engenharia Mecânica II.t.

*À minha esposa, meus pais e minha irmã,
pelo amor incondicional, além de apoio
e incentivo constantes*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por me orientar, capacitar e sustentar em todo o tempo.

Agradeço à minha esposa, Selma Vanessa, pelo amor incondicional e por ser sempre minha incansável auxiliadora.

Aos meus pais, Teofilo e Djanira, pelo exemplo e instrução ao longo de tantos anos.

À minha irmã, Rebecca, pelo carinho e por sempre acreditar em meu potencial.

Ao meu orientador, prof. Amilton Sinatora, pelo apoio e confiança ao longo desta jornada.

Ao prof. Roberto Martins de Souza, por me introduzir desde cedo ao mundo da pesquisa.

Aos demais professores da Escola Politécnica, que contribuíram grandemente com minha formação profissional.

À TUPY, por apoiar este projeto desde sua concepção até seu término. Em especial, meus agradecimentos a Luis Carlos Guedes, ao prof. Wilson Luiz Guesser e a Cássio Luiz Francisco de Andrade, por confiarem em meu trabalho.

Aos companheiros de LFS, pela prontidão em ajudar e pelas conversas sobre assuntos técnicos (ou não) que tanto enriqueceram este trabalho.

A todos os que contribuíram com este trabalho, meus sinceros agradecimentos.

*“O temor do Senhor é o princípio do saber,
mas os loucos desprezam a sabedoria e o ensino”
(Provérbios 1:7)*

RESUMO

O sistema tribológico anel/cilindro é considerado de elevada complexidade. Condições de regime de lubrificação limítrofe, mista e hidrodinâmica se intercalam devido às cargas alternadas e velocidades variáveis do sistema. As elevadas temperaturas envolvidas e a presença de substâncias corrosivas e de outros contaminantes também contribuem para a ocorrência de diferentes intensidades e mecanismos de desgaste ao longo do cilindro. Apesar dos significativos avanços na avaliação do desgaste em cilindros de motores, algumas questões permanecem em aberto, tais como: Quais são os principais causadores do desgaste por abrasão em motores *flex-fuel*? Quais são os principais mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*? É possível que o ponto morto superior (PMS) não seja a região do cilindro com maior desgaste? É possível estimar o desgaste de cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade? O *folded metal* pode afetar significativamente o desgaste de cilindros de motores? Como este defeito é formado? Estas e outras perguntas são respondidas ao longo deste trabalho. Para tanto, o presente trabalho avalia o desgaste em cilindros de motores de combustão interna por meio de duas vertentes, sendo elas: o mapeamento de modos e mecanismos de desgaste e a quantificação do desgaste via perda volumétrica. Além disso, são investigadas eventuais causas de intensificação do desgaste e possíveis modos de minimização do desgaste. Os efeitos das alterações topográficas decorrentes do desgaste no desempenho do motor também são analisados. O método da perfilometria óptica foi utilizado nas análises de quantificação do desgaste com o propósito de avaliar a perda volumétrica de material em diferentes regiões do cilindro. Para tanto, dez diferentes métodos para estimativa de desgaste foram propostos. Embora a maior parte dos trabalhos publicados utilize os vales como altura de referência para comparação entre superfícies antes e após o desgaste, o presente trabalho mostrou que melhores resultados para estimativa de desgaste de cilindros com acabamento do tipo *plateau honing* podem ser obtidos utilizando-se a altura correspondente ao S_{mr2} como referência absoluta. Contudo, a mesma altura de referência não apresentou resultados satisfatórios na quantificação de desgaste em cilindros com acabamento do tipo *standard honing*. Deste modo, constatou-se que a

escolha do melhor método para estimativa do desgaste via perda volumétrica é altamente dependente do acabamento do cilindro. Verificou-se também no trabalho que os principais mecanismos de desgaste atuantes nos cilindros do motor *flex-fuel* são desgaste por abrasão e por reações triboquímicas, com participação menos expressiva de desgaste por fadiga de contato e por adesão. Neste mesmo motor, verificou-se também que o desgaste por abrasão ocorreu principalmente devido à ação abrasiva de *debris* e/ou pela interação direta entre anel e cilindro, sendo que os produtos de combustão tiveram menor importância. Contudo, fatores como mau funcionamento do motor ou acabamento do cilindro podem afetar na contribuição da ação de resíduos do processo de combustão sobre o desgaste abrasivo total do cilindro. Verificou-se que o desgaste de cilindros de motores ocorre preferencialmente nas bordas dos sulcos de brunimento, de modo que a redução da quantia de *folded metal* pode contribuir significativamente para a redução do desgaste. Estudou-se também o efeito dual da grafita: como lubrificante sólido (o que contribui para a diminuição de atrito e desgaste do cilindro) e como concentradora de tensões (o que contribui para o aumento do desgaste). Além disso, verificou-se que grafitas também podem contribuir para o surgimento do defeito *folded metal*. Assim, sugere-se que a morfologia da grafita pode ser alterada de modo a se obter não apenas um material com maior resistência à fadiga, mas também uma superfície com menos defeitos superficiais e, conseqüentemente, com menor propensão ao desgaste. Constatou-se também que o tipo de óxido formado na superfície do cilindro pode afetar consideravelmente sua taxa de desgaste e, portanto, dependendo da composição do cilindro e das condições operacionais do motor, é possível que o PMS não seja a região do cilindro com desgaste mais acentuado. O trabalho também mostrou que os mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores *flex-fuel* são decorrentes de recristalização com refino de grão e encruamento. Finalmente, verificou-se por meio de simulações computacionais que o alisamento da topografia do cilindro (resultante do processo de desgaste) tende a aumentar o coeficiente de atrito na região de meio de curso do pistão e a diminuí-lo nos pontos de reversão.

Palavras-chave: Motores de combustão interna. Desgaste. *Flex-fuel*. Tribologia. Ferro fundido.

ABSTRACT

The tribological system piston ring/cylinder bore is considered to be of high complexity. Due to the presence of alternate loads and variable speeds, boundary, mixed and hydrodynamic lubrication regimes occur at each stroke of the engine. High temperature and corrosive substances also contribute to the occurrence of different wear intensities and mechanisms in cylinder bores. Despite significant advances in the wear assessment of cylinder bores, some issues still remain, like: What are the main causes of abrasion in cylinder bores from flex-fuel engines? What are the main strengthening mechanisms in cylinder bores from flex-fuel engines? Is it possible that the top dead center (TDC) of the engine is not the region with highest wear? Is it possible to estimate wear of cylinder bores considering just topographic changes in roughness level? Can folded metal significantly affect the amount of wear in cylinder bores? How is this defect generated? These and other questions will be answered in this work. Therefore, the present work is focused on the analysis of wear in cylinder bores based upon two different approaches: the assessment of wear modes and mechanisms and the quantification of wear volume losses. Also, possible causes of wear intensification and possible ways of minimizing wear in cylinder bores will be investigated. The effects of topographic changes due to wear in engine performance will also be analyzed. The method of optical profilometry was used in the wear quantification of cylinder bores to assess wear volume losses in different regions of the cylinder. Therefore, ten different methods for wear estimation were proposed. Although most publications consider valleys as the reference height for comparison between surfaces before and after wear, the present work has shown that better results for wear estimation of plateau honed cylinder bores can be obtained by using the height corresponding to the S_{mr2} as absolute reference. However, the same reference height did not present satisfactory results in the wear quantification of cylinder bores honed with a standard honing. Therefore, this work has shown that the choice of the best method for wear estimation based on wear volume losses is highly dependent upon the cylinder bore surface finish. In this work, it was also verified that the main wear mechanisms in cylinder bores from flex-fuel engines are abrasion and tribochemical reaction, with less significant contribution of fatigue and adhesive wear.

In the same engine, it was verified that abrasive wear was more affected by wear debris and/or by two body abrasion than from combustion products. However, some factors, like engine malfunction or cylinder bore surface finish can affect the contribution of residues from the combustion process in the total abrasive wear of the cylinder. It was also verified that wear occurs preferentially at the edges of honing grooves, so that the reduction in the amount of folded metal can significantly contribute to the wear reduction in cylinder bores. The dual effect of graphite was also studied: as solid lubricant (which contributes to decrease friction and wear) and as stress concentrator (which contributes to increase wear). Also, it was verified that graphite can contribute to the occurrence of folded metal. Therefore, it is suggested that graphite morphology can be changed in order to obtain not only higher fatigue life, but also a cylinder finish with lower amount of honing defects and, therefore, less prone to wear. The present work has also verified that the oxide composition in the cylinder surface can considerably affect its wear rate and, therefore, depending on cylinder chemical composition and engine operating conditions, it is possible that the TDC is not the region of the cylinder with the highest wear rates. It was also noticed that the strengthening mechanisms in cylinder bores from flex-fuel engines are resulting from recrystallization with grain refinement and strain hardening. Finally, it was verified by computational simulations that the surface smoothing of the cylinder (from engine wear) tends to increase the coefficient of friction (COF) in the middle region on the cylinder and to decrease it in top and bottom dead centers.

Keywords: Internal combustion engines. Wear. Flex-fuel. Tribology. Cast iron.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Principais regiões de cilindros de motores usados	1
Figura 2 – Sub-regiões da região de curso do pistão	2
Figura 3 – Modos e mecanismos de desgaste fundamentais (adaptado de [11])	7
Figura 4 – Cavitação em motor de combustão interna (adaptado de [6, 22]).....	8
Figura 5 – Exemplos de superfícies com <i>scuffing</i> e relação entre <i>scuffing</i> e coeficiente de atrito (adaptado de [6, 17, 27]).....	9
Figura 6 – Representação esquemática e micrografias de MEV e de <i>ploughing, wedge formation</i> e <i>cutting</i> (adaptado de [20, 36])	10
Figura 7 – Mecanismos de desgaste observados no deslizamento de um indentador esférico rígido em latão α , em um aço carbono (0,45% C) e em aço inoxidável austenítico (AISI 304). A profundidade de penetração da esfera d_p determina o ângulo de ataque θ plotado (adaptado de [36])	11
Figura 8 – Diagrama mostrando formação de trincas em material frágil devido à indentação. A carga normal aumenta de (a) para (c) e é progressivamente reduzida de (d) para (f) (adaptado de [39])	12
Figura 9 – <i>Pitting</i> e <i>peeling</i> (adaptado de [41]).....	13
Figura 10 – Principais danos associados à fadiga (adaptado de [27]).....	14
Figura 11 – Corrosão por pites em cilindros de motores de combustão interna (adaptado de [51, 52])	15
Figura 12 – Estimativa do número de publicações relacionadas aos mecanismos de desgaste de delaminação e <i>peeling</i>	16
Figura 13 – Representação esquemática de componentes de rugosidade e ondulação de uma superfície (adaptado de [88]).....	20
Figura 14 – Espectro de equipamentos utilizados em metrologia (adaptado de [89]).....	21
Figura 15 – Representação de cinco filtros usados na obtenção das componentes de rugosidade, ondulação e forma (adaptado de [91])	21
Figura 16 – Comparação entre avaliação bidimensional e tridimensional de superfícies.....	22
Figura 17 – Curva de Abbott-Firestone (adaptado de [98])	24
Figura 18 – Volume de material acima de um plano cuja altura é dada pelo <i>material ratio</i> mr [99]	24
Figura 19 – Definição dos parâmetros V_{mp} , V_{mc} , V_{vc} e V_{vv} [99]	26
Figura 20 – (a) Projeto de máquina de brunimento de Leonardo da Vinci; (b) Brunidora desenvolvida em 1935 (adaptado de [106])	27
Figura 21 – Representação esquemática do perfil de rugosidades da superfície do cilindro (a) após movimento descendente da ferramenta de brunir e (b) após movimentos descendente e ascendente [108].....	28
Figura 22 – Representação esquemática das etapas para obtenção de um perfil de rugosidades do tipo <i>plateau honing</i> [115]	29
Figura 23 – Fax-film e rugosidade (família R_k) para diversos acabamentos de cilindros utilizados pela indústria (adaptado de [116])	30
Figura 24 – Superfícies de cilindros de motores com diferentes níveis de <i>folded metal</i> (adaptado de [122])	31
Figura 25 – Classificação de grafitas segundo norma ISO 945/1975 (adaptado de [147])	35

Figura 26 – Forças atuantes em um pistão (adaptado de [156])	37
Figura 27 – Posição do <i>thrust side</i> (TS) e do <i>anti-thrust side</i> (ATS) de um cilindro de motor (adaptado de [157])	38
Figura 28 – Modos básicos de movimentação do pistão no interior do cilindro (adaptado de [160])	39
Figura 29 – Movimento lateral de pistão. Posição adimensional (et/C) em função do ângulo do girabrequim (adaptado de [158])	39
Figura 30 – <i>Offset</i> do pino do pistão (a) e do cilindro (b)	40
Figura 31 – Cilindro cromado que sofreu <i>scuffing</i> após perder sua rugosidade inicial devido a desgaste excessivo [164]	40
Figura 32 – Diagrama de Ishikawa contendo as principais causas para a ocorrência de <i>scuffing</i> em motores (adaptado de [165])	41
Figura 33 – Região de reversão do anel de primeiro canaleta de motor <i>heavy-duty</i> diesel (adaptado de [51])	43
Figura 34 – Desgaste localizado (região polida) no ponto morto superior (PMS) de motores <i>heavy-duty</i> diesel (adaptado de [169])	44
Figura 35 – Representação esquemática da evolução do desgaste para um cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel (adaptado de [1])	44
Figura 36 – Imagens de MEV do ponto de reversão do anel de primeiro canaleta de um cilindro de motor desgastado (aumento original de 100x): (a) superfície não apresentando corrosão; (b) superfície apresentando sinais de corrosão [1]	45
Figura 37 – Corrosão em cilindro de motor de ferro fundido cinzento (adaptado de [164])	45
Figura 38 – Desgaste em cilindro de motor Otto em função da temperatura da parede do cilindro (adaptado de [175])	46
Figura 39 – Desgaste do cilindro para PMS e PMI de motor <i>flex-fuel</i> testado com gasolina E25 (barras escuras) e etanol hidratado E100 (barras claras) [52]	48
Figura 40 – Pico de rugosidade (aproximado por uma semiesfera) penetrando uma superfície deformável (adaptado de [1])	51
Figura 41 – Nomograma para determinar o fator de correção de fadiga, ktv [181]	52
Figura 42 – Curva de Abbott com alguns de seus parâmetros (adaptado de [184])	53
Figura 43 – Representação esquemática de passos para obtenção da altura relativa entre topografias antes e após desgaste via alinhamento da região de <i>core</i> (adaptado de [189])	55
Figura 44 – Espectros Raman de alguns óxidos e hidróxidos de ferro (adaptado de [221])	59
Figura 45 – Espectro Raman para nanografite (adaptado de [225])	60
Figura 46 – Imagens de microscopia óptica de pista de desgaste de amostra de ferro fundido cinzento ⁷	60
Figura 47 – Espectro Raman de tribofilme de grafita presente na pista de desgaste de uma amostra de ferro fundido cinzento ⁷	61
Figura 48 – Espectro Raman para partículas ricas em carbono	62
Figura 49 – Espectro Raman para fuligens de diferentes tipos de veículos <i>heavy-duty</i> diesel [241]	63
Figura 50 – Desempenho tribológico resultante da adição de 0,01wt% de grafite ou de fuligem em óleo PAO4. Resultados de teste em tribômetro com configuração esfera plano [249]	64
Figura 51 – Emissão média de poluentes de veículos <i>flex-fuel</i> leves [250]	65

Figura 52 – Distribuição de temperatura típica em motores de combustão interna (adaptado de [255])	65
Figura 53 – Modos de vibração de estiramento e de flexão em ligações C-H [257].....	66
Figura 54 – Representação esquemática do motor <i>flex-fuel</i> (adaptado de [52])	72
Figura 55 – Representação esquemática do preparo da superfície do cilindro para análise por feixe de íon focalizado (FIB)	73
Figura 56 – Ciclo de aplicação de força do ensaio de indentação instrumentada.....	75
Figura 57 – Métodos propostos para avaliação de desgaste em cilindros de motores de combustão interna	78
Figura 58 – Representação do perfil de rugosidade de uma superfície brunida antes e após o desgaste	82
Figura 59 – Perfil de rugosidade/ondulação da superfície do cilindro 1 após o teste de motor	82
Figura 60 – Representação esquemática para quantificação de desgaste por meio do método 9 (adaptado de [189])	86
Figura 61 – Micrografias da camisa do motor <i>flex-fuel</i> sem ataque químico (aumento original de 100x).....	90
Figura 62 – Micrografias da camisa do motor <i>flex-fuel</i> com ataque de Nital (aumento original de 1.000x).....	90
Figura 63 – Medição de espaçamento interlamelar de perlita	91
Figura 64 – Histograma do espaçamento interlamelar da perlita da camisa do motor <i>flex-fuel</i>	92
Figura 65 – Micrografia da camisa do motor <i>flex-fuel</i> após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 50x).....	92
Figura 66 – Micrografia da camisa do motor <i>flex-fuel</i> após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 100x).....	93
Figura 67 – Micrografia da camisa do motor <i>flex-fuel</i> após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 200x).....	93
Figura 68 – Histograma dos diâmetros das células eutéticas da camisa do motor <i>flex-fuel</i>	94
Figura 69 – Pistões do motor <i>flex-fuel</i> com bielas montadas	95
Figura 70 – Pistões do motor <i>flex-fuel</i>	95
Figura 71 – Riscos de abrasão na face externa do anel de primeiro canaleta	96
Figura 72 – Riscos de abrasão na face externa do anel de segundo canaleta	96
Figura 73 – Riscos de abrasão na face externa do anel de terceiro canaleta	97
Figura 74 – Regiões internas das direções TS e ATS das camisas do motor <i>flex-fuel</i>	98
Figura 75 – Direção ATS do cilindro 1 do motor <i>flex-fuel</i>	99
Figura 76 – Regiões características presentes na superfície de cilindros de ferro fundido brunido (ponto morto superior do <i>front side</i> com aumento original de 1.000x)	100
Figura 77 – Evidências de arrancamento de material no PMI do <i>thrust side</i>	101
Figura 78 – Micrografias do <i>front side</i> do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 200x).....	102
Figura 79 – Micrografias do <i>front side</i> do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 500x).....	103
Figura 80 – Micrografias do <i>front side</i> do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 1.000x).....	104
Figura 81 – Imagens de elétrons secundários e retroespalhados da ICC e mapa de composições obtido por EDS	105

Figura 82 – Espectros de composição química obtidos por EDS para as regiões (a) ICC e (b) ND	106
Figura 83 – Região da ICC com indícios de corrosão	107
Figura 84 – Micrografias para profundidade de 3,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	107
Figura 85 – Micrografias para profundidade de 6,5 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	108
Figura 86 – Micrografias para profundidade de 10,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	108
Figura 87 – Micrografias para profundidade de 56,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	109
Figura 88 – Micrografias para profundidade de 91,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	109
Figura 89 – Micrografias para profundidade de 94,5 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	110
Figura 90 – Micrografias para profundidade de 117,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)	110
Figura 91 – Ocorrência de <i>folded metal</i> recobrimdo completamente sulcos de brunimento ..	112
Figura 92 – Riscos de abrasão em formato de “U” no PMI do RS.....	113
Figura 93 – Microestrutura do anel de segundo canaleta	114
Figura 94 – Microestrutura do anel de terceiro canaleta	114
Figura 95 – Microdureza da superfície de anéis e cilindro para carga de 25 g (245,2 mN)	115
Figura 96 – Análise de Tukey para dureza superficial de anéis e cilindro	115
Figura 97 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza na taxa de desgaste (adaptado de [15])	116
Figura 98 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza no desgaste abrasivo de materiais homogêneo e não homogêneo (adaptado de [11])	117
Figura 99 – Micrografias para profundidade de 10,0 mm (PMS) do cilindro 1 para as direções FS e RS (aumento original de 500x)	118
Figura 100 – Regiões da camisa com lascamento de material.....	120
Figura 101 – Esquema para desgaste por fadiga de contato em cilindro de bloco de motor de combustão interna [52].....	121
Figura 102 – Imagens de MEV de regiões do cilindro que apresentaram lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga	122
Figura 103 – Medições de regiões nas quais se verificou lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga.....	123
Figura 104 – Histogramas de diâmetro médio de regiões com lascamento de material e de células eutéticas	125
Figura 105 – Esquema para desgaste por fadiga de contato em cilindro de bloco de motor de combustão interna considerando interação entre veios de grafita	126
Figura 106 – Imagens de MEV e FIB referentes à região do PMI na qual houve arrancamento de material: (a) Imagem de MEV da superfície brunida antes da criação da cavidade; (b) Imagem de FIB da seção transversal da superfície	127
Figura 107 – Zoom em seção transversal de região do PMI com arrancamento de material (com destaque para regiões recristalizadas).....	128

Figura 108 – Região 2 do PMI na qual houve arrancamento de material: Imagem de MEV da vista de topo (esquerda); zoom na vista de topo com destaque para a região na qual posteriormente foi feita a deposição da camada de platina (superior direita); seção transversal (inferior direita).....	129
Figura 109 – Zoom na seção transversal da Região 2, na qual houve arrancamento de grande quantidade de material.....	130
Figura 110 – Diagrama de pressão na câmara de combustão em função do ângulo do girabrequim para as fases de compressão e ignição do motor <i>flex-fuel</i> (1.300 rpm) [293]	132
Figura 111 – Temperatura de contato no cilindro durante para a fase de ignição do motor <i>flex-fuel</i> (1.300 rpm).....	133
Figura 112 – Simulação de formação de óxidos para ferro em diferentes concentrações de oxigênio	134
Figura 113 – Simulação de formação de óxidos para liga da camisa do motor <i>flex-fuel</i>	135
Figura 114 – Espectros Raman de grafitas lamelares, vermiculares e nodulares	137
Figura 115 – Espectros Raman de grafita e de tribofilme de grafita	137
Figura 116 – Espectros Raman dos oxi-hidróxidos goethita e lepidocrocita	138
Figura 117 – Posições analisadas da região de interface com a câmara de combustão (ICC) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 10x).....	139
Figura 118 – Posições analisadas da região de interface com a câmara de combustão (ICC) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 100x).....	139
Figura 119 – Espectro Raman numeradas de I a III da ICC	141
Figura 120 – Posições analisadas do ponto morto superior (PMS) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 10x).....	142
Figura 121 – Posições analisadas do ponto morto superior (PMS) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 100x).....	142
Figura 122 – Espectro Raman numeradas de I a IV do PMS	143
Figura 123 – Comparação entre espectros Raman do tribofilme de grafita e da região II (cinza claro) do PMS	144
Figura 124 – Posições analisadas da região de meio de curso (MC) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 10x).....	145
Figura 125 – Posições analisadas do meio de curso (MC) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 100x).....	145
Figura 126 – Espectro Raman numeradas de I a IV da região de meio de curso	146
Figura 127 – Posições analisadas do ponto morto inferior (PMI) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 10x).....	147
Figura 128 – Posições analisadas do ponto morto inferior (PMI) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 100x).....	147
Figura 129 – Espectro Raman numeradas de I a III do PMI	148
Figura 130 – Posições analisadas da região não desgastada (ND) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 10x).....	150
Figura 131 – Posições analisadas da região não desgastada (ND) do cilindro do motor <i>flex-fuel</i> (aumento original de 100x).....	150
Figura 132 – Espectro Raman numeradas de I a IV da região não desgastada do cilindro	151
Figura 133 – Representação gráfica da relação ID/IG para cada região analisada.....	152

Figura 134 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura da face do anel de primeiro canaleta.....	155
Figura 135 – Regiões do anel de primeiro canaleta selecionadas para análise de espectroscopia por energia dispersiva	157
Figura 136 – Imagens de FIB e MEV da seção transversal de uma região localizada na parte não desgastada do cilindro 1 (114,5 mm do topo do cilindro)	159
Figura 137 – Imagens da seção transversal da região não desgastada da superfície do cilindro obtidas via MEV e FIB (esquerda) e composição das imagens de FIB e MEV (direita)	160
Figura 138 – Esquema proposto para recobrimento da grafita, devido ao tribocontato: (a) Atuação da força normal e compressão da grafita; (b) escoamento da superfície com extrusão da grafita; (c) colapso do volume ocupado pela grafita; (d) selamento por tensões residuais compressivas e desgaste [315]	161
Figura 139 – Imagens de MEV e FIB referentes à região não desgastada do cilindro: (a) Imagem de MEV da superfície brunida antes da criação da cavidade; (b) Imagem híbrida (FIB+MEV) da seção transversal da superfície	162
Figura 140 – Zoom na imagem de FIB da seção transversal da superfície.....	163
Figura 141 – Composição de imagens (montagens) feitas a partir de imagens de MEV e FIB das seções transversais de diferentes regiões da superfície do cilindro.....	165
Figura 142 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMS do cilindro	166
Figura 143 – Zoom da imagem de FIB da região do PMS com encurvamento da perlita	167
Figura 144 – Análise química (EDS) de veio de grafita e matriz metálica pertencentes à seção transversal de uma região localizada no meio de curso do cilindro	168
Figura 145 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região de meio de curso do cilindro (zoom no lado direito da cavidade).....	168
Figura 146 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região de meio de curso do cilindro (zoom no lado esquerdo da cavidade)	169
Figura 147 – Zoom em região da seção transversal de uma região sob um risco axial de abrasão localizado na região de meio de curso do cilindro.....	170
Figura 148 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMI do cilindro	171
Figura 149 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região não desgastada do cilindro (aumento original de 18.000x).....	172
Figura 150 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região não desgastada do cilindro (aumento original de 10.000x).....	173
Figura 151 – Topografia da superfície atacada da seção transversal do <i>bulk</i> da região ND.....	174
Figura 152 – Curvas de indentação instrumentada para superfície polida e atacada da seção transversal do cilindro de motor <i>flex-fuel</i>	175
Figura 153 – Topografias da superfície polida da seção transversal do <i>bulk</i> da região ND obtidas antes (a) e após (b) análises preliminares de nanodureza.....	176
Figura 154 – Curvas de indentação instrumentada para superfície polida da seção transversal do cilindro de motor <i>flex-fuel</i> para teste de carga.....	176
Figura 155 – Imagens de SPM referentes à borda do PMS do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza	177
Figura 156 – Imagem de SPM referentes à borda do PMS do cilindro (sem filtro)	178

Figura 157 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do PMS.....	179
Figura 158 – Imagens de SPM referentes à borda do MC do cilindro	180
Figura 159 – Imagem de SPM referentes à borda do MC do cilindro (sem filtro)	181
Figura 160 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do MC.....	181
Figura 161 – Imagens de SPM referentes à borda do PMI do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza.....	182
Figura 162 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do PMI.....	183
Figura 163 – Imagem de SPM referentes à borda do PMI do cilindro (sem filtro)	183
Figura 164 – Imagens de SPM referentes à borda da região ND do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza.....	184
Figura 165 – Imagem de SPM referentes à borda do ND do cilindro (sem filtro).....	185
Figura 166 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das posições analisadas da borda da região ND	185
Figura 167 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do PMS do cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel	186
Figura 168 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do MC do cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel	186
Figura 169 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do PMI do cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel	187
Figura 170 – Parâmetros de rugosidade da família Sk das superfícies do cilindro <i>heavy-duty</i> diesel antes e após o teste em dinamômetro.....	187
Figura 171 – Histogramas das superfícies do ATS do cilindro <i>heavy-duty</i> diesel antes e após o teste em dinamômetro	188
Figura 172 – Passos para obtenção do mapa de desgaste.....	188
Figura 173 – Histogramas e curvas de Abbott-Firestone das superfícies do <i>anti-thrust side</i> do PMS do cilindro <i>heavy-duty</i> diesel antes e após o teste em dinamômetro	189
Figura 174 – Alargamento de sulcos de brunimento devido à remoção de <i>folded metal</i>	191
Figura 175 – Histogramas e curvas de Abbott-Firestone do <i>thrust side</i> do PMS do cilindro <i>heavy-duty</i> diesel antes e após o teste em dinamômetro.....	192
Figura 176 – Estimativa de desgaste do cilindro do motor <i>heavy-duty</i> diesel pelo método 2.	193
Figura 177 – Estimativa de desgaste do cilindro do motor <i>heavy-duty</i> diesel pelos métodos 4 e 5.....	194
Figura 178 – Correlação entre a estimativa de desgaste obtida pelo método 2 e o parâmetro de rugosidade $V_m(p)$	195
Figura 179 – Superfícies com S_a similar, mas com diferentes valores de S_{dq} [330]	196
Figura 180 – Variação do parâmetro R_{dq} devido ao desgaste nas direções vertical e horizontal do cilindro	196
Figura 181 – Passos para decomposição do mapa de desgaste em suas componentes paralela e perpendicular aos sulcos de brunimento ascendentes e descendentes	197
Figura 182 – Variações devido ao desgaste no PSD para direções paralela e perpendicular aos sulcos de brunimento ascendentes	198
Figura 183 – Variações devido ao desgaste no PSD para direções vertical e horizontal	199

Figura 184 – Passos para a decomposição da topografia desgastada	201
Figura 185 – Boxplot e dotplot da variação da dimensão fractal	203
Figura 186 – Dimensão Fractal em função do desgaste (obtido por meio do método 2) para análise sem decomposição das topografias.....	203
Figura 187 – Estimativas para o desgaste	204
Figura 188 – União de 173 topografias (<i>stitching</i>) realizado pelo software TalyMap	205
Figura 189 – Perfil bidimensional do cilindro e PMo	206
Figura 190 – Topografias, histogramas e curvas de Abbot-Firestone de regiões desgastada e não desgastada do cilindro	208
Figura 191 – Perfil bidimensional da região central do cilindro (em azul) com destaque para a região correspondente à área real de contato para contato plástico (linha preta)	210
Figura 192 – Curva de Abbott-Firestone correspondente à região não desgastada do cilindro	211
Figura 193 – Volume de material desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 8 (em verde)	211
Figura 194 – Volume de material desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 8 (em verde) após aplicação de filtro Gaussiano Robusto (cut-off de 800 μm).....	212
Figura 195 – Comparação entre métodos 7 (eixo vertical) e 8 (eixo horizontal) para estimação de volume.....	212
Figura 196 – Pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes obtidos pelos métodos 7 e 8.....	213
Figura 197 – Zoom nos pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes	214
Figura 198 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 9 (em vermelho).....	215
Figura 199 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul), 8 (em verde) e 10 (em verde água)	215
Figura 200 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 5 (em laranja) e 10 (em verde água)	216
Figura 201 – Topografias típicas de cada região analisada para simulação de COF	218
Figura 202 – Parâmetros de altura obtidos para cada região analisada do cilindro.....	218
Figura 203 – Parâmetros funcionais obtidos para cada região analisada do cilindro.....	219
Figura 204 – Médias do FMEP para diferentes regiões analisadas (grupos estatisticamente diferentes encontram-se em destaque)	220
Figura 205 – Coeficiente de atrito em função do ângulo do girabrequim para 2.500 rpm	222
Figura 206 – Análise de Tukey para COF para rotação de 2.500 rpm	222
Figura 207 – Curva de Stribeck modificada associada a componentes de motores automotivos (adaptado de [154])	224
Figura 208 – Taxa de cisalhamento em função do ângulo do girabrequim para 2.500 rpm	225

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Modos e mecanismos de desgaste.....	8
Tabela 2 – Parâmetros definidos pela norma ISO 4287 (adaptado de [102]).....	26
Tabela 3 – Frequências de vibração para ligações C-H em alcanos [257].....	66
Tabela 4 – Composição química (porcentagem em massa) da camisa do motor <i>flex-fuel</i> ⁹	89
Tabela 5 – Composição química obtida por EDS para as regiões ICC e ND (percentual em massa)	106
Tabela 6 – Relação ID/IG para cada região analisada	153
Tabela 7 – Composição química (porcentagem em massa) estimada via EDS para superfície do anel de primeiro canaleta	156
Tabela 8 – Variação do valor médio quadrático do gradiente da superfície	196
Tabela 9 – Dimensão fractal para topografias sem decomposição	202
Tabela 10 – ANOVA para dimensão fractal na direção horizontal (topografias sem decomposição)	202
Tabela 11 – ANOVA para dimensão fractal na direção vertical (topografias sem decomposição)	202
Tabela 12 – Alturas das regiões analisadas no estudo dos efeitos das alterações topográficas decorrentes do desgaste no COF	217
Tabela 13 – ANOVA em blocos do FMEP para diferentes regiões do cilindro	221
Tabela 14 – ANOVA one-way do COF para diferentes regiões do cilindro e rotação de 2.500 rpm	221

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

a-C:H	Carbono amorfo hidrogenado
A_r	Área real de contato
A_{re}	Área real de contato elástico
A_{rp}	Área real de contato plástico
ATS	<i>Anti-thrust side</i> (direção do cilindro sujeita à menor pressão pelo pistão)
B	Buracos
B20	Diesel com 20% de adição de biodiesel
COF	Coeficiente de atrito
D	Subscrito relacionado à região desgastada do cilindro
DIN	Instituto Alemão para Normatização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
DPSS	Laser de estado sólido bombeado por diodo (<i>diode-pumped solid-state laser</i>)
E^*	Módulo de Young reduzido
E100	Etanol hidratado
E25	Mistura contendo 75% de gasolina e 25% de etanol hidratado
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva (<i>energy dispersive x-ray spectrometry</i>)
EGR	Recirculação de gases de exaustão (<i>exhaust gas recirculation</i>)
F	Fratura resultando em arrancamento de material
FIB	Feixe de íon focalizado (<i>focused ion beam</i>)
FM	<i>Folded metal</i>
FMEP	Pressão média efetiva de atrito (<i>friction mean effective pressure</i>)
FS	<i>Front side</i> (direção do cilindro que aponta para a correia dentada)

ICC	Interface com a câmara de combustão
ISO	Organização Internacional para Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
MC	Região do cilindro correspondente ao meio de curso do pistão
MEV	Microscopia eletrônica de varredura (<i>scanning electron microscopy</i>)
mr	Fração de material (<i>material ratio</i>) associada a análises superficiais bidimensionais
MR1	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os picos do <i>core</i> (região central) da superfície
MR2	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os vales do <i>core</i> (região central) da superfície
ND	Região não desgastada do cilindro (localizada abaixo do ponto morto inferior)
P	Pite
PCP	Pico de pressão de cilindro (<i>peak cylinder pressure</i>)
PL	Platô
PMI	Ponto morto inferior
PMo	Plano da moda da topografia
PMS	Ponto morto superior
Rk	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à altura do <i>core</i> (região central) da superfície
Rpk	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à altura reduzida dos picos

RS	<i>Rear side</i> (direção do cilindro que aponta para o volante)
Rt	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à altura total do perfil de rugosidade. Corresponde à soma da maior das alturas de pico do perfil com a maior das profundidades de vale do perfil no interior do comprimento de avaliação
RV	Riscos verticais de abrasão localizados no interior de cilindros de motores
Rvk	Parâmetro de rugosidade bidimensional correspondente à altura reduzida dos vales
SB	Sulcos de brunimento
Sk	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente à altura do <i>core</i> (região central) da superfície
Smr	Fração de material (<i>material ratio</i>) associada a análises superficiais bidimensionais
Smr1	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente à porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os picos do <i>core</i> (região central) da superfície
Smr2	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente à porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os vales do <i>core</i> (região central) da superfície
Spc	Curvatura média dos picos (<i>arithmetic mean peak curvature</i>)
Spk	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente à altura reduzida dos picos
SPM	Microscopia de varredura por sonda (sigla em inglês)
Spq	Desvio padrão do platô (<i>plateau root mean square deviation</i>)
Svk	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente à altura reduzida dos vales

TRR	Região de reversão do anel de primeiro canaleta (<i>top ring reversal</i>)
TS	<i>Thrust side</i> (direção do cilindro sujeita à maior pressão pelo pistão)
ULSD	Diesel com teor ultra baixo de enxofre (<i>ultra low sulfur diesel</i>)
Vm	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de material calculado para um dado valor de <i>material ratio</i> (mr). Trata-se da integral do volume de material acima de um plano de corte localizado a uma altura dada pela porcentagem de material indicada pelo referido valor de <i>material ratio</i>
Vmc	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de material do <i>core</i> (região central) da topografia
Vmp	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de material dos picos da topografia
Vv	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de vazios calculado para um dado valor de <i>material ratio</i> (mr). Trata-se da integral do volume de vazios abaixo de um plano de corte localizado a uma altura dada pela porcentagem de material indicada pelo valor do <i>material ratio</i>
Vvc	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de vazios (<i>voids</i>) do <i>core</i> (região central) da topografia
Vvv	Parâmetro de rugosidade tridimensional correspondente ao volume de vazios (<i>voids</i>) dos vales da topografia
WLI	Interferômetro de luz branca (<i>white light interferometer</i>)

LISTA DE PUBLICAÇÕES

- [1] Obara RB, Tomanik E, Souza RM. Folded Metal and Other Surface Parameters on Combustion Engine Cylinders. SAE Technical Paper; 2014. Report No.: 2014-36-0323.
- [2] Obara RB, Sinatora A. Quantification of cylinder bores almost 'zero-wear'. Wear. 2016; 364-365:224-232.
- [3] Obara RB, Faria JOMG, Sinatora A. The effect of oxide and tribofilm formation on the wear of cylinder bores from flex-fuel engines. SAE Technical Paper; 2016. Report No.: 2016-36-0277.
- [4] Obara RB, Souza RM, Tomanik E. Quantification of folded metal in cylinder bores through surface relocation. Wear. 2017; 384-385:142-50.
- [5] Obara RB, Guedes LC. Fully automated quality control of cylinder bores from internal combustion engines and its implications for Industry 4.0. SAE Technical Paper; 2017. Report No.: 2017-36-0082
- [6] Obara RB. Quantification of wear in cylinder bores based on wear volume profile assessment. Journal of Tribology-Transactions of the ASME. 2018.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
1.1.	MOTIVAÇÃO	1
1.2.	OBJETIVOS	2
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1.	CLASSIFICAÇÃO DO DESGASTE	4
2.1.1.	Mecanismos e modos de desgaste	4
2.1.1.1.	Scuffing, seizure, scoring, galling e seizing	9
2.1.1.2.	Ploughing, wedge formation e cutting.....	10
2.1.1.3.	Cracking (trincamento).....	11
2.1.1.4.	Pitting, peeling, spalling e flaking.....	13
2.1.1.5.	Peeling e Delamination (delaminação)	15
2.1.1.6.	Corrosion (corrosão)	16
2.1.2.	Outras classificações para o desgaste	17
2.1.2.1.	Desgaste lubrificado e a seco	18
2.1.2.2.	Desgaste moderado e desgaste severo.....	18
2.1.2.3.	Abrasão a dois e três corpos	18
2.1.2.4.	High-stress, low-stress e gouging abrasion	19
2.1.3.	Resumo sobre classificações do desgaste	19
2.2.	TOPOGRAFIA	20
2.2.1.	Rugosidade	22
2.2.1.1.	Parâmetros da família Sk	23
2.2.1.2.	Parâmetros da família Vm	24
2.2.1.3.	Parâmetros da família Vv	25
2.2.2.	Ondulação	26
2.3.	BRUNIMENTO.....	27
2.4.	FOLDED METAL.....	31
2.5.	FERRO FUNDIDO CINZENTO	33
2.6.	DESGASTE EM CILINDROS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA	35
2.6.1.	Dinâmica lateral do pistão e seus efeitos em termos de desgaste do cilindro... 36	
2.6.2.	Mecanismos de desgaste em cilindros de motores de combustão interna	40
2.6.3.	Modelos preditivos para estimação de desgaste em cilindros	48
2.6.3.1.	Modelo geral de Archard.....	48

2.6.3.2.	Modelo geral de Kragelsky	49
2.6.3.3.	Modelo de Kragelsky adaptado.....	50
2.6.4.	Métodos para quantificação de desgaste em cilindros	52
2.6.4.1.	Métodos baseados em alterações topográficas	52
2.6.4.2.	Métodos baseados em alterações na curva de Abbott-Firestone	54
2.6.4.3.	Métodos baseados em análises fractais.....	55
2.7.	ESPECTROSCOPIA RAMAN APLICADA AO ESTUDO DE CILINDROS DE MOTORES.....	58
2.8.	RESPOSTAS OBTIDAS PELA LITERATURA ÀS QUESTÕES LEVANTADAS NA TESE	67
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	71
3.1.	MAPEAMENTO DE MECANISMOS DE DESGASTE	71
3.1.1.	Equipamentos utilizados	71
3.1.2.	Estimativa de temperatura de contato na parede do cilindro.....	76
3.2.	QUANTIFICAÇÃO DE DESGASTE	77
3.2.1.	Avaliação de desgaste em cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel com acabamento do tipo <i>plateau honing</i> (métodos 1 a 6).....	78
3.2.2.	Avaliação de desgaste em cilindro de motor <i>flex-fuel</i> com acabamento do tipo <i>standard honing</i> (métodos 5 e de 7 a 10).....	80
3.2.2.1.	Método para quantificação de desgaste via análise contínua do perfil do cilindro (métodos 7 e 8)	81
3.2.2.2.	Método para quantificação de desgaste via análise descontínua do perfil do cilindro (métodos 5, 9 e 10)	84
	<i>Método para quantificação de desgaste via alinhamento do plano da moda (PMo) (método 9).....</i>	85
	<i>Método para quantificação de desgaste via alinhamento de $S_{mr} = 80\%$ (método 10)</i>	87
	<i>Método para quantificação de desgaste via alinhamento do S_{mr}^2 (método 5)</i>	87
3.3.	ANÁLISE DOS EFEITOS DAS ALTERAÇÕES TOPOGRÁFICAS DECORRENTES DO DESGASTE NO COEFICIENTE DE ATRITO DE CILINDROS DE MOTORES	88
4.	RESULTADOS	89
4.1.	ANÁLISES QUÍMICA E MICROESTRUTURAL DA CAMISA DO MOTOR <i>FLEX-FUEL</i>	89
4.1.1.	Composição química	89
4.1.2.	Análise microestrutural.....	89
4.2.	MECANISMOS DE DESGASTE ATUANTES NO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA <i>FLEX-FUEL</i>	94
4.2.1.	Análise macroscópica	94
4.2.1.1.	Anéis e pistões.....	94

4.2.1.2.	Camisa	97
4.2.2.	Análise microscópica	99
4.2.2.1.	Principais mecanismos de desgaste observados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV)	99
	<i>Análise do front side (FS) do cilindro</i>	101
	<i>Comparação entre as quatro direções do cilindro</i>	106
4.2.2.2.	Desgaste por abrasão	112
	<i>Abrasão a dois corpos: Dureza relativa entre as superfícies dos anéis e do cilindro</i>	113
	<i>Abrasão a três corpos: Contribuição de depósitos resultantes do processo de combustão sobre o desgaste por abrasão</i>	117
4.2.2.3.	Desgaste por fadiga de contato	119
	<i>Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....</i>	119
	<i>Análise por feixe de íon focalizado (FIB).....</i>	124
	<i>Modelo associado ao desgaste por fadiga de contato</i>	131
4.2.2.4.	Desgaste por reações triboquímicas	131
	<i>Simulação da formação de óxidos na superfície do cilindro</i>	132
	<i>Caracterização de óxidos e tribofilmes via espectroscopia Raman</i>	136
4.2.2.5.	Desgaste por adesão	154
4.3.	MECANISMOS DE FORMAÇÃO DE <i>FOLDED METAL</i> NO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA <i>FLEX-FUEL</i>	158
4.3.1.	Metodologia de microscopia correlativa para análise simultânea de topografia e microestrutura da seção transversal.....	158
4.3.2.	Mecanismo de formação de <i>folded metal</i> associado à presença de veios de grafita	159
4.4.	MECANISMOS DE ENDURECIMENTO DO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA <i>FLEX-FUEL</i>	163
4.4.1.	Análise microestrutural	164
4.4.2.	Análise do perfil de dureza da seção transversal do cilindro.....	174
4.4.2.1.	Análises preliminares para determinação dos parâmetros de estudo	174
4.4.2.2.	Ponto morto superior (PMS) do cilindro	177
4.4.2.3.	Meio de curso (MC) do cilindro	180
4.4.2.4.	Ponto morto inferior (PMI) do cilindro	182
4.4.2.5.	Região não desgastada (ND) do cilindro	183
4.5.	QUANTIFICAÇÃO DE DESGASTE EM CILINDROS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA	185

4.5.1.	Avaliação de desgaste em cilindro de motor <i>heavy-duty</i> diesel com acabamento do tipo <i>plateau honing</i> (métodos 1 a 6).....	185
4.5.1.1.	Quantificação de desgaste por meio da integração do mapa de desgaste 188	
	<i>Análise crítica sobre os resultados dos métodos de quantificação de desgaste baseados na integração do mapa de desgaste</i>	193
4.5.1.2.	Quantificação de desgaste por meio da análise da variação de parâmetros de rugosidade da família Vm.....	193
4.5.1.3.	Análise do desgaste por meio da variação do valor médio quadrático do gradiente da superfície.....	195
4.5.1.4.	Análise do desgaste por meio da função Densidade Espectral de Potência (PSD) do mapa de desgaste.....	196
4.5.1.5.	Quantificação de desgaste por meio de análise fractal biescalar	200
4.5.2.	Avaliação de desgaste em cilindro de motor <i>flex-fuel</i> com acabamento do tipo <i>standard honing</i> (métodos 5 e 7 a 10)	204
4.5.2.1.	Quantificação de desgaste via análise contínua do perfil do cilindro (métodos 7 e 8)	204
4.5.2.2.	Quantificação de desgaste via análise descontínua do perfil do cilindro (métodos 5, 9 e 10)	213
4.6.	ANÁLISE DOS EFEITOS DAS ALTERAÇÕES TOPOGRÁFICAS DECORRENTES DO DESGASTE NO COEFICIENTE DE ATRITO DE CILINDROS DE MOTORES	216
5.	CONCLUSÕES.....	226
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	233
	APÊNDICE A – MICROGRAFIAS OBTIDAS VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	234
	APÊNDICE B – IMAGENS E COMPOSIÇÕES DE IMAGENS (MONTAGENS) DE MEV E FIB DAS SEÇÕES TRANSVERSAIS DE DIFERENTES REGIÕES DO CILINDRO	276
	REFERÊNCIAS.....	288

1. INTRODUÇÃO

A vida útil de veículos automotores, sua confiabilidade e seu desempenho em serviço estão fortemente associados ao desgaste de seus componentes [1-3]. O desgaste em cilindros de motores de combustão interna pode diminuir a eficiência volumétrica de motores e aumentar *blow-by* (vazamento dos gases da câmara de combustão em direção ao cárter), consumo de óleo, emissão de poluentes e perda de potência [4-6]. Além disso, ele também pode produzir riscos axiais [7] que podem prejudicar a sustentação hidrodinâmica de anéis de pistão, aumentando ainda mais o contato metal-metal e, portanto, o desgaste.

1.1. MOTIVAÇÃO

Pelo menos três regiões distintas podem ser observadas na face interna de cilindros de motores de combustão interna usados, conforme se observa na Figura 1.

Figura 1 – Principais regiões de cilindros de motores usados

A região mais próxima da câmara de combustão possui coloração mais escura devido à presença de resíduo carbonizado. Esta região não possui contato direto com os anéis do pistão e sua análise via perfilometria óptica é limitada uma vez que sua superfície escura possui baixa refletância. No presente trabalho, esta região será denominada interface com a câmara de combustão (ICC).

A região central do cilindro é a região de curso do pistão. Trata-se da região que definitivamente entra em contato com os anéis do pistão e que, portanto, está sujeita a maiores níveis de desgaste.

A região inferior do cilindro não entra em contato com os anéis do pistão e, portanto, pode ser considerada como uma região representativa do cilindro no seu estado inicial. Esta região ocasionalmente apresenta alguns riscos verticais devido ao contato com a saia do pistão, porém este contato não é capaz de alterar substancialmente as características da topografia original.

A região de curso do pistão também pode ser dividida nas três sub-regiões ilustradas na Figura 2, sendo elas a região de ponto morto superior (PMS), a região de meio de curso do pistão (MC) e a região de ponto morto inferior (PMI).

Figura 2 – Sub-regiões da região de curso do pistão

A presença de cargas alternadas e de velocidades e temperaturas variáveis no interior de cilindros de motores resulta em diferentes regimes de lubrificação e mecanismos de desgaste [1, 8, 9]. Com isso, o desgaste nas diferentes regiões do cilindro deixa de ser uniforme, tornando necessários tanto o desenvolvimento de metodologias capazes de quantificar o desgaste de diferentes regiões com robustez quanto a análise dos mecanismos de desgaste atuantes em cada região do cilindro.

1.2. OBJETIVOS

O presente trabalho visa à avaliação dos mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores de combustão interna com tecnologia *flex-fuel*, assim como à quantificação do desgaste no interior de cilindros de motores *flex-fuel* e *heavy-duty* diesel.

Além disso, serão investigadas eventuais causas de intensificação do desgaste, possíveis modos de minimização do desgaste e os efeitos das alterações topográficas decorrentes do desgaste no coeficiente de atrito. Por se correlacionarem com o desgaste de cilindros de motores, mecanismos de formação de *folded metal*¹ e de endurecimento da superfície do cilindro também serão investigados.

No presente trabalho, pretende-se responder às seguintes perguntas:

- 1. Quais são os principais modos e mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?**
- 2. Quais são os principais causadores do desgaste por abrasão em motores *flex-fuel*?**
- 3. Qual o efeito dos veios de grafita no desempenho tribológico de cilindros de motores?**
- 4. É possível que o ponto morto superior não seja a região do cilindro com maior desgaste?**
- 5. Quais são os principais mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?**
- 6. Qual é o efeito das alterações topográficas decorrentes do desgaste no coeficiente de atrito do par tribológico anel/cilindro?**
- 7. É possível estimar o desgaste de cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade?**
- 8. Há um método universal para quantificação do desgaste em cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade ou a escolha do melhor método deve estar atrelada ao acabamento do cilindro?**
- 9. Como o *folded metal* é formado e qual é a sua relação com o desgaste?**

¹ O termo *folded metal* (ou metal dobrado) se refere a um defeito de superfícies brunidas resultante da deformação plástica de suas asperezas. Informações adicionais sobre o defeito encontram-se apresentadas no tópico 2.4.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CLASSIFICAÇÃO DO DESGASTE

2.1.1. Mecanismos e modos de desgaste

A norma DIN 50320 (1979-12) define desgaste como “a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica” [10] (tradução nossa). É importante ressaltar que, segundo Zum Gahr [11], tanto o atrito quanto o desgaste não são propriedades intrínsecas dos materiais, mas dependem fortemente das variáveis do tribossistema. Deste modo, atrito e desgaste dependem do corpo, do contra-corpo, do meio interfacial e do meio ambiente.

Não há uma classificação global para o desgaste. Burwell e Strang [12] citam sete mecanismos de desgaste: adesão, abrasão, corrosão, fadiga, *fretting*, erosão e cavitação. Jahanmir [13] subdivide ainda mais o desgaste, chegando a uma lista com dez mecanismos. Godfrey [14] apresenta uma lista com doze mecanismos diferentes, mas, segundo Zum Gahr [11], alguns termos seriam redundantes, enquanto outros não se relacionariam a mecanismos de desgaste, mas à severidade do processo. Assim, Zum Gahr [11] apresenta uma lista apenas com quatro mecanismos principais de desgaste, de modo que todos os demais seriam casos específicos destes quatro mecanismos básicos. Os mecanismos propostos por Zum Gahr [11] são: adesão, abrasão, fadiga e reação triboquímica.

Além de definir mecanismos de desgaste, Zum Gahr [11] também divide o desgaste em diferentes modos, que se relacionam ao tipo de movimento relativo entre as partes: deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e escoamento. Kato e Adachi [15] e Stachowiak [16] usam o termo modo de desgaste para descrever aquilo que Zum Gahr [11] chama de mecanismo. Para Stachowiak [16], devem existir apenas três mecanismos de desgaste: desgaste mecânico, químico e térmico. Em publicação mais recente, contudo, Stachowiak [17] adota uma nomenclatura mais parecida com a de Zum Gahr, dividindo o desgaste em cinco mecanismos: abrasão, erosão, adesão, corrosão e fadiga.

Holmberg e Matthews [18] incluem o termo modo de falha do desgaste (do inglês, “*wear failure mode*”), que se refere à aparência da superfície após o contato. Zum Gahr [11] também se refere a isso como sendo características das superfícies desgastadas ou até mesmo como mecanismos de desgaste.

Como se pode observar, além de não haver uma classificação universalmente aceita com relação ao desgaste, há uma infinidade de termos usados para descrever o desgaste e muitos deles possuem diferentes significados para diferentes autores. O presente trabalho toma por base uma classificação inspirada naquela adotada por Zum Gahr [11]. A seguir, três termos distintos serão definidos: modo de desgaste, mecanismo de desgaste fundamental e mecanismo de desgaste secundário.

Modo de desgaste é a classificação do tipo de movimento relativo entre as partes [18]. Não há uniformidade quanto aos modos de contato fundamentais. Os cinco modos de desgaste propostos por Zum Gahr [11] são: deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e escoamento (erosão). Holmberg e Matthews [18] acrescentam a cavitação à lista de modos de desgaste proposta por Zum Gahr [11]. Uma vez que tanto os processos de erosão (escoamento) quanto cavitação são modos de desgaste cujo contato se dá por meio do impacto, o presente trabalho adotará a classificação com apenas quatro modos fundamentais de desgaste, a saber: deslizamento, rolamento, oscilação (*fretting*) e impacto.

Mecanismo de desgaste é a classificação do processo pelo qual o material é removido da superfície [11, 18]. Os quatro mecanismos de desgaste fundamentais são: adesão, abrasão, fadiga de contato e reações triboquímicas. Têm-se as seguintes definições a respeito dos mecanismos de desgaste fundamentais:

- Adesão: “desgaste produzido pela junção localizada entre superfícies sólidas em contato ocasionando transferência de material entre as duas superfícies ou perda de uma delas” [19] (tradução nossa);
- Abrasão: “desgaste produzido por partículas duras ou protuberâncias forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida” [19] (tradução nossa);

- Fadiga de contato: “desgaste de uma superfície sólida causada por fratura decorrente da fadiga do material” [19] (tradução nossa);
- Reação triboquímica: “formação de produtos de reação química como resultado de interações químicas entre os elementos de um tribossistema iniciados por ação tribológica” [11] (tradução nossa).

Além dos mecanismos de desgaste fundamentais, existem também outros mecanismos aos quais alguns pesquisadores chamam de modos de falha do desgaste (do inglês, “*wear failure mode*”) [18], modos de deformação [20], aparência do desgaste [21] ou até mesmo de manifestação do desgaste [17]. O termo “modo de falha do desgaste” pode ser inapropriado por induzir ao erro, uma vez que algum leitor desavisado pode equivocadamente acreditar que modos de falha do desgaste estejam relacionados a componentes que falharam em serviço. Além disso, os termos “modo de falha do desgaste” e “modo de deformação” não estão de acordo com a definição supracitada para modos e mecanismos de desgaste, uma vez que eles não se relacionam ao tipo de movimento relativo entre as partes do par tribológico (modo), mas ao processo pelo qual o material é removido da superfície (mecanismo). Deste modo, estes termos serão evitados no presente trabalho, dando-se preferência ao termo “mecanismo de desgaste secundário”, “aparência do desgaste” ou, simplesmente, “mecanismo de desgaste”. Este último, embora possa causar certa confusão com os mecanismos de desgaste fundamentais, é o termo mais usado na literatura. A Figura 3 apresenta os modos e os mecanismos fundamentais de desgaste. Na Tabela 1 também são incluídos mecanismos de desgaste secundários. Uma vez que a maioria dos mecanismos de desgaste secundários não possui correspondente em português, optou-se por manter todos os termos em inglês por uma questão de padronização.

Um leitor atento pode notar que alguns termos comuns à tribologistas tais como *gouging*, *grinding*, erosão e cavitação não foram incluídos na Tabela 1. *Gouging* e *grinding*, por exemplo, são formas de se classificar o desgaste por abrasão de acordo com o nível de tensões envolvidas. Deste modo, esta classificação não se enquadra dentro da divisão entre modos e mecanismos de desgaste. Classificações adicionais para o desgaste serão abordadas mais adiante.

Figura 3 – Modos e mecanismos de desgaste fundamentais (adaptado de [11])

Quanto aos termos erosão e cavitação, estes são modos de desgaste que se enquadram no desgaste por impacto [11]. A cavitação, inclusive, pode ser considerada como um caso específico de desgaste por erosão [11]. O desgaste por cavitação merece destaque na avaliação do desgaste em motores de combustão interna, pois além de ser recorrente em mancais, a cavitação também é frequentemente observada na zona divergente de anéis de pistão e na parede externa de camisas de cilindros (vide Figura 4).

A seguir, alguns mecanismos de desgaste secundários serão brevemente discutidos.

Tabela 1 - Modos e mecanismos de desgaste

Modos de desgaste	Mecanismos de desgaste fundamentais	Mecanismos de desgaste secundários
Desgaste por deslizamento	Desgaste por adesão	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Scuffing</i> • <i>Seizure</i> • <i>Scoring</i> • <i>Galling</i> • <i>Seizing</i>
Desgaste por rolamento	Desgaste por abrasão	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Ploughing</i> • <i>Wedge formation</i> • <i>Cutting</i> • <i>Cracking</i>
Desgaste por oscilação (<i>fretting</i>)	Desgaste por fadiga de contato	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Pitting</i> • <i>Peeling / Delamination</i> • <i>Spalling</i> • <i>Flaking</i> • <i>Cracking</i>
Desgaste por impacto	Desgaste por reações triboquímicas	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Corrosion</i> • <i>Pitting</i>

(a) Representação esquemática de cavitação em anel de pistão

(b) Cavitação na parede externa de camisa molhada de motor diesel

Figura 4 – Cavitação em motor de combustão interna (adaptado de [6, 22])

2.1.1.1. *Scuffing, seizure, scoring, galling e seizing*

Embora não haja consenso quanto ao uso dos termos *scuffing*, *seizure*, *scoring*, *galling* e *seizing*, muitos os consideram como sinônimos relacionados ao desgaste severo por deslizamento [23]. Causado por deformação plástica e adesão [11, 24], o *scuffing* é caracterizado pela formação de junções localizadas [25] e pode conduzir ao emperramento (“*seizure*”, em inglês) do tribossistema [26]. Enquanto muitos correlacionam *scuffing* com desgaste, outros o correlacionam com atrito [23], conforme se observa na Figura 5.

Figura 5 – Exemplos de superfícies com *scuffing* e relação entre *scuffing* e coeficiente de atrito (adaptado de [6, 17, 27])

Hutchings [28] diferencia alguns destes termos, afirmando que britânicos comumente usam termo *scuffing* para descrever falha de lubrificação para deslizamento em velocidades elevadas. Ele acrescenta que americanos usam o termo *scoring* para a mesma finalidade, porém é importante tomar cuidado com este termo, pois alguns pesquisadores associam o termo *scoring* a um *gouging abrasion* macroscópico [29]. Deste modo, algumas vezes o termo *scoring* pode estar relacionado à abrasão e não à adesão. Quanto ao termo *galling*, Hutchings [28] afirma que ele geralmente se refere a uma forma mais severa de *scuffing*, podendo estar relacionado

a um contato por deslizamento não lubrificado em baixas velocidades. Importante ressaltar que, embora a maior parte dos autores associe o termo *galling* a um desgaste severo por adesão [28, 30-33], alguns autores usam o mesmo termo para indicar fenômenos mais brandos [34, 35].

2.1.1.2. *Ploughing, wedge formation e cutting*

No caso de haver desgaste abrasivo, a remoção de material por meio de deformação plástica pode ocorrer por meio dos mecanismos (ou micromecanismos) apresentados na Figura 6. São eles: *ploughing*, *wedge formation* e *cutting* [20].

Figura 6 – Representação esquemática e micrografias de MEV e de *ploughing*, *wedge formation* e *cutting* (adaptado de [20, 36])

O *ploughing*, também chamado de sulcamento ou de *ridge formation* (formação de cume), resulta do deslocamento de material da região do sulco para as bordas (*pile-up*). Este fenômeno ocorre sem remoção de material. Caso o *ploughing* ocorra repetidamente sobre a superfície, pode haver remoção de material via fadiga de baixo ciclo [20]. Além disso, o contato repetido entre corpo e contra-corpo pode achatam as bordas dos sulcos, ocasionando eventualmente sua fratura [37]. O *ploughing* também pode causar deformação plástica subsuperficial, contribuindo para a nucleação de trincas [38]. A presença de cargas alternadas pode propagar tais trincas paralelamente à superfície, produzindo *debris* com formato de placas [20].

No micromecanismo de *cutting* (corte), há remoção de material na forma de cavaco, similarmente ao que ocorre no processo de usinagem. Este mecanismo pode ser favorecido por elevados ângulos de ataque, conforme ilustrado na Figura 7.

Figura 7 – Mecanismos de desgaste observados no deslizamento de um indutor esférico rígido em latão α , em um aço carbono (0,45% C) e em aço inoxidável austenítico (AISI 304). A profundidade de penetração da esfera d_p determina o ângulo de ataque θ plotado (adaptado de [36])

Wedge formation é uma situação intermediária entre o *ploughing* e o *cutting*. Trata-se de um mecanismo que não pode ser obtido em regime estacionário no qual uma proa se forma, cresce e finalmente se destaca da face de avanço do abrasivo [28].

2.1.1.3. *Cracking* (trincamento)

Observando a Tabela 1, nota-se que o mecanismo de *cracking* (trincamento) faz parte simultaneamente dos mecanismos de desgaste fundamentais de fadiga de contato e de abrasão. Quanto ao mecanismo de fadiga, sabe-se que carregamentos cíclicos de contatos por deslizamento ou rolamento podem originar trincas superficiais ou subsuperficiais capazes de propiciar a fratura do material.

Curioso notar que o modo de contato do tipo *fretting* (movimento oscilatório de baixa amplitude) geralmente provoca trincas de fadiga e, segundo Hutchings [28], dá-se o nome de *fretting-fatigue* à falha por fadiga resultante do *fretting*. Note que embora o *fretting* seja um modo de desgaste, o termo *fretting-fatigue* é um caso específico de *cracking* e, portanto, ele se enquadra no grupo dos mecanismos de desgaste secundários.

O processo de abrasão, conforme citato anteriormente, pode provocar a deformação plástica de materiais dúcteis. Porém, caso o material desgastado seja suficientemente frágil, a abrasão pode provocar seu trincamento. A Figura 8 mostra como trincas podem se formar em materiais frágeis devido a uma indentação.

Devido às elevadas tensões, forma-se inicialmente um fluxo plástico ou uma densificação ao redor da ponta do indentador (D). Caso a carga aplicada supere um dado valor crítico, gera-se uma trinca mediana (do inglês, “*median vent crack*”) (M), que pode ser observada nas Figuras 8b e 8c. Aliviando-se a carga aplicada, a trinca mediana se fecha (Figura 8d) e trincas laterais (L) se formam devido às tensões residuais elásticas, sendo resultado do relaxamento do material em torno da região de contato. Tais trincas se movem em direção à superfície (Figuras 8e e 8f), resultando na fratura do material [28].

Figura 8 – Diagrama mostrando formação de trincas em material frágil devido à indentação. A carga normal aumenta de (a) para (c) e é progressivamente reduzida de (d) para (f) (adaptado de [39])

2.1.1.4. *Pitting, peeling, spalling e flaking*

Pitting é um tipo de dano comum em mancais de rolamento, caracterizado pela presença de pequenos *pits* (ou pites) na superfície do material. Ele ocorre devido ao contato local cíclico de asperezas, sendo resultado do processo de fadiga [40].

O *peeling* também é um dano comum em mancais de rolamento, porém, enquanto o *pitting* resulta em regiões profundas e estreitas na superfície desgastada, o *peeling* resulta em cavidades mais largas e rasas [41]. Segundo Wen e Huang [41], o *pitting* apresenta *debris* em formato de leque e os *debris* resultantes do *peeling* possuem estrutura lamelar (vide Figura 9). O *pitting* progressivo pode provocar *peeling*, sendo que o avanço deste último pode resultar na presença de *spalling* [27].

Figura 9 – *Pitting e peeling* (adaptado de [41])

Spalling é considerado a falha por fadiga mais comum, sendo caracterizado pela presença de cavidades grandes e profundas, podendo resultar na remoção de elevados volumes de material [27]. O *spalling* pode ser iniciado na superfície ou abaixo dela. O *spalling* originado na superfície geralmente está associado a defeitos superficiais como *debris dents*, que são entalhes ou ranhuras que atuam como concentradores de tensão [42, 43]. Uma vez que a máxima tensão de cisalhamento encontra-se abaixo da superfície [40], o *spalling* também pode ser iniciado nesta região do material. Neste caso, a ocorrência do *spalling* pode ser facilitada por concentradores de tensão presentes na matriz, tais como inclusões [27]. O estado severo do *spalling* é geralmente chamado de *flaking*.

Figura 10 – Principais danos associados à fadiga (adaptado de [27])

O fenômeno de *pitting* também pode ocorrer devido à corrosão superficial. Neste caso, tem-se o *pitting-corrosion* (corrosão por pites). Trata-se de uma corrosão localizada ocasionada pela despassivação de uma pequena região da superfície do metal [44]. Quando superfícies metálicas capazes de formar uma camada passiva são expostas a uma atmosfera contendo ânions agressivos (como cloretos e sulfatos, por exemplo), pode-se remover localmente a camada passiva, tornando a região exposta anódica em relação à região circundante (catódica) [45]. Deste modo, tem-se uma corrosão galvânica extremamente localizada [46, 47].

Embora a presença de ânions agressivos seja apontada como principal motivo para a ocorrência de corrosão por pites [45], outros fatores também podem iniciar este processo, tais como: defeitos superficiais (como riscos), alterações locais na composição do material, inclusões, aeração diferencial e a presença de bolhas de ferrugem [48-50]. Deste modo, pode-se observar corrosão por pites na superfície interna de cilindros de motores de combustão interna. O ataque seletivo na fase ferrítica, sugere que os pites da Figura 11a tenham sido ocasionados por ataque químico. A Figura 11 mostra que corrosão por pites tem sido observada tanto em motores Otto quanto Diesel.

(a) Motor diesel

(b) Motor *flex-fuel* rodando com gasolina

Figura 11 – Corrosão por pites em cilindros de motores de combustão interna (adaptado de [51, 52])

2.1.1.5. *Peeling e Delamination* (delaminação)

Delaminação é um tipo de desgaste característico do regime severo [16] pelo qual finas camadas de material são formadas e removidas da superfície desgastada [53]. Este mecanismo pode resultar em imediata perda de funcionalidade ou eficiência dos componentes [53]. De acordo com a teoria da delaminação, proposta em 1973 por Suh [54], este mecanismo ocorre por: (i) deformação plástica cíclica de camadas superficiais, (ii) nucleação de trincas em inclusões e partículas de segunda fase presentes nas camadas deformadas, (iii) propagação das trincas paralelamente à superfície e (iv) formação e remoção de *debris* em formato de placas.

Analisando as definições apresentadas para *peeling* e delaminação, pode-se constatar grande semelhança entre os referidos mecanismos de desgaste. De fato, diversos autores [55-63] consideram *peeling* e delaminação como sinônimos. Dentre os trabalhos referenciados, destacam-se análises diversas, tais como: de filmes finos, de metais, de materiais compósitos, de tintas, de tecidos de origem animal e até mesmo da litosfera.

É fato que alguns autores fazem distinção entre *peeling* e delaminação. De acordo com Balakumar et al. [64], *peeling* seria a separação de apenas uma camada superficial devido ao desgaste, enquanto que delaminação corresponderia à remoção de mais de uma camada do material. Alguns autores também consideram delaminação como um tipo de *peeling* [65], enquanto outros consideram o *peeling* como um tipo de

delaminação [66]. Nota-se, portanto, que muitas vezes os termos se confundem e que sua diferenciação não é clara.

A Figura 12 apresenta a estimativa do número de publicações relacionadas aos mecanismos de desgaste de delaminação e *peeling*. A estimativa foi feita utilizando a base de dados do Web of Science. Analisando a Figura, nota-se que os dois mecanismos de desgaste aparecem em um número similar de publicações. Talvez isso se deva ao fato de maioria dos pesquisadores realmente considerar como equivalentes os dois mecanismos de desgaste. A Figura 12 também indica um número relativamente pequeno de publicações nas quais os dois mecanismos de desgaste são citados simultaneamente. Este pode ser mais um argumento favorável à não diferenciação entre os termos *peeling* e delaminação.

Figura 12 – Estimativa do número de publicações relacionadas aos mecanismos de desgaste de delaminação e *peeling*

2.1.1.6. **Corrosion (corrosão)**

Reações químicas podem ser fortemente favorecidas durante o processo de desgaste devido à energia cinética associada, deformações e eventuais fraturas. O desgaste sob tais condições é chamado de desgaste triboquímico [67]. Reações triboquímicas podem aumentar ou diminuir o atrito devido a fatores tais como o aumento da temperatura *flash* (devido ao atrito), aumento da reatividade da

superfície (pela exposição de metal nascente), transformações na superfície do material e estimulação mecânica direta de reações [68-71].

No caso da corrosão, reações triboquímicas são responsáveis pela formação e pelo crescimento de filmes óxidos na superfície de metais. Com o desgaste, remove-se a camada de óxido, tornando cíclico o processo de formação e remoção do filme de óxido.

Hutchings [28] ressalta, inclusive, que o efeito de oxidação apresenta grande relevância no desgaste por *fretting*. Assim, o autor utiliza o termo *fretting corrosion* como sinônimo do desgaste por *fretting*. *False brinelling* também é uma forma de desgaste frequentemente associada ao desgaste por *fretting* [72]. Introduzido em 1937 por Almen [73], o termo foi empregado para caracterizar pequenas depressões ou amassamentos periódicos na pista de rolamentos de esfera de veículos novos transportados por via marítima ou ferroviária. Análises detalhadas permitiram constatar que as regiões desgastadas eram resultantes de pequenos movimentos relativos entre as esferas e a pista de rolamento, como resultado de vibrações durante o transporte dos veículos. Embora alguns autores considerem *false brinelling* e *fretting corrosion* como sinônimos [74-76], Godfrey [77] ressalta que, para contato aço contra aço, o *fretting corrosion* ocorre para desgaste não lubrificado no qual há formação do óxido hematita, enquanto o *false brinelling* ocorre para regime de lubrificação limítrofe no qual há formação de magnetita.

Pelo fato de o etanol ser higroscópico (isto é, possuir a capacidade de absorver umidade do ar), o uso simultâneo de etanol e gasolina como combustíveis em veículos pode promover a contaminação do combustível com água [78]. Sabe-se que concentrações de 1% de água no combustível podem aumentar significativamente o desgaste [78]. Portanto, motores *flex-fuel* tendem a apresentar mais sinais de corrosão do que motores movidos à gasolina [52].

2.1.2. Outras classificações para o desgaste

O presente trabalho apresentou uma classificação do desgaste segundo seus modos e mecanismos. Outras classificações possíveis serão apresentadas a seguir.

2.1.2.1. Desgaste lubrificado e a seco

O tipo de desgaste pode ser classificado como sendo para contato lubrificado ou a seco (sem lubrificação).

2.1.2.2. Desgaste moderado e desgaste severo

Pode-se classificar o desgaste adesivo ou abrasivo de acordo com sua severidade. Introduzidos por Archard e Hirst [79], os termos “desgaste moderado” e “desgaste severo” diferem quanto ao tamanho, formato e composição dos *debris* de desgaste, aparência da superfície desgastada e taxas de desgaste. Segundo Ludema [80], há predominância do desgaste severo nos estágios iniciais de desgaste por deslizamento e após o período de *running-in* a taxa de desgaste tende a diminuir, caracterizando o início do desgaste em regime moderado. Ao analisar o desgaste de um ensaio de um pino de latão contra um anel de estelite (liga de cromo e cobalto, resistente ao desgaste), Hutchings [28] mostra que a transição entre regimes moderado e severo resulta da mudança de natureza do contato por deslizamento, estando fortemente relacionada com a velocidade de formação e remoção do filme de óxido das superfícies em contato.

2.1.2.3. Abrasão a dois e três corpos

O desgaste abrasivo pode ser classificado como sendo a dois ou a três corpos. Há duas interpretações distintas para esta classificação. Segundo a primeira interpretação, a abrasão a dois corpos se refere ao processo de abrasão no qual o abrasivo esteja rigidamente ligado a um dos corpos. Assim, tem-se abrasão por riscamento (“*grooving abrasion*”, em inglês). Ainda de acordo com a primeira interpretação, na abrasão a três corpos, o abrasivo se encontraria livre para rolar, caracterizando-se abrasão por rolamento (“*rolling abrasion*”, em inglês) [17, 81]. Nesta interpretação, a abrasão a dois corpos geralmente é mais severa do que a abrasão a três corpos [82]. A segunda interpretação considera a presença (abrasão a três corpos) ou ausência (abrasão a dois corpos) de um contra-corpo rígido apoiando o abrasivo [83]. Gates [82] critica fortemente a classificação de abrasão a dois e três corpos, recomendando o uso de uma classificação baseada na severidade do desgaste, tal qual a apresentada a seguir.

2.1.2.4. High-stress, low-stress e gouging abrasion

Embora não haja uniformidade quanto à classificação do desgaste por abrasão, alguns autores dividem o desgaste abrasivo em *high-stress* (ou *grinding*), *low-stress* (ou *scratching*) e *gouging* [53, 84-86].

O *high-stress abrasion*, ou *grinding abrasion*, é um tipo de abrasão no qual as tensões envolvidas são suficientemente elevadas a ponto de ocasionarem o esmagamento do abrasivo. Como resultado, os abrasivos quebrados tornam-se afiados, podendo riscar o metal mais duro [87]. Dentre os exemplos de *high-stress abrasion*, podem ser citados bolas de moagem, mancais de rolamento, engrenagens e cames [53].

O *low-stress abrasion*, ou *scratching*, ocorre para tensões relativamente baixas, nas quais não há esmagamento do abrasivo. Geralmente, as marcas de desgaste apresentam-se na forma de riscos e o encruamento do material desgastado é mínimo. Dentre os componentes nos quais se verifica o *low-stress abrasion*, destacam-se buchas e correntes que operam em ambiente poeirento [53].

O *gouging abrasion* refere-se a um processo de abrasão de elevada tensão geralmente associado ao impacto. Em geral, a remoção de material se dá na forma de grandes fragmentos [28] e pode-se observar macrodeformação da superfície [53]. Pode-se observar a ocorrência de *gouging abrasion* em moinhos de martelos (pulverizadores) e em dentes de escavadeiras usadas para manusear grandes rochas [53].

2.1.3. Resumo sobre classificações do desgaste

Na seção 2.1, discutiu-se sobre possíveis classificações para o desgaste. Apesar da falta de uniformidade encontrada na literatura, a presente tese definiu alguns modos e mecanismos de desgaste fundamentais que serão retomados no estudo do desgaste de cilindros de motores (vide tópicos 2.6 e 4.2). Devido às características do contato anel/cilindro, pode-se esperar que o tribossistema em questão apresente contato lubrificado, abrasão a dois ou três corpos e predominância de *low-stress abrasion*.

A seguir, será feita uma revisão bibliográfica sobre topografia. Conforme se verá adiante, fatores como rugosidade e ondulação possuem grande influência no desgaste de superfícies de engenharia. Além disso, a própria variação de parâmetros de rugosidade pode indicar a intensidade do processo de desgaste.

2.2. TOPOGRAFIA

Superfícies de engenharia típicas possuem diversas frequências espaciais, incluindo baixas frequências (componentes de forma), frequências intermediárias (componentes de ondulação) e altas frequências (componentes de rugosidade). Deste modo, a análise topográfica de tais superfícies relaciona-se ao estudo destas três componentes. A Figura 13 mostra esquematicamente diferentes componentes de uma topografia. Já na Figura 14, observa-se esquematicamente o espectro de frequências de diversas técnicas de avaliação topográfica.

Figura 13 – Representação esquemática de componentes de rugosidade e ondulação de uma superfície (adaptado de [88])

Figura 14 – Espectro de equipamentos utilizados em metrologia (adaptado de [89])

As normas ASME B46 [88] e ISO 11592 [90] definem valores de cut-off que podem ser usados na obtenção das componentes de rugosidade, ondulação e forma de uma superfície. A Figura 15 mostra como filtros passa-baixa e passa-alta podem ser utilizados para permitir a decomposição de topografias em suas componentes de rugosidade, ondulação e forma. Na mesma Figura, os seguintes valores de cut-off foram utilizados na decomposição da topografia: $\lambda_s = 25 \mu\text{m}$, $\lambda_c = 0,8 \text{ mm}$, $\lambda_{sw} = 0,8 \text{ mm}$, $\lambda_{cw} = 8 \text{ mm}$ e $\lambda_f = 8 \text{ mm}$.

Figura 15 – Representação de cinco filtros usados na obtenção das componentes de rugosidade, ondulação e forma (adaptado de [91])

Dentre as diversas técnicas para análise topográfica de superfícies, destacam-se métodos que se utilizem de microscopia eletrônica, de métodos ópticos, de métodos de contato ou até mesmo de métodos elétricos ou térmicos [28]. Embora as técnicas de microscopia de tunelamento ou microscopia de força atômica apresentem altíssima

resolução (em nível atômico), a maioria das superfícies de engenharia pode ser facilmente estudada por meio de técnicas menos precisas, tais como perfilometria de contato e perfilometria óptica 3D (vide Figura 16). Esta última técnica apresenta inúmeras vantagens sobre as tradicionais técnicas bidimensionais de perfilometria de contato, tais como: maior precisão (uma vez que não há contato com a superfície durante a análise e, portanto, a amostra não é arranhada pelo apalpador), maior velocidade de análise e possibilidade de análise tridimensional (perfilômetros apalpadores usualmente permitem apenas a obtenção de perfis bidimensionais da superfície, conforme pode ser observado na Figura 16b). Embora promissora, a técnica da perfilometria óptica pode apresentar limitações, tais como a impossibilidade de avaliar superfícies com baixa refletância.

(a) Topografia obtida por perfilometria óptica

(b) Perfil bidimensional de rugosidade

Figura 16 – Comparação entre avaliação bidimensional e tridimensional de superfícies

2.2.1. Rugosidade

Segundo Van Alsten e Granick [92], com exceção de faces de mica clivada, praticamente todas as superfícies apresentam algum nível de rugosidade. Isso significa que a maioria das superfícies não é perfeitamente plana, mas apresenta picos e/ou

vales. Embora a amplitude típica entre picos e vales para superfícies de engenharia seja próxima de 1 μm [17], a rugosidade superficial pode variar muito dependendo de fatores, tais como: características do material e processos de fabricação e de usinagem.

A rugosidade de superfícies pode ser avaliada após a remoção de desvios de forma e de ondulação da superfície. Há diversos parâmetros bi e tridimensionais usados na caracterização de superfícies. A norma ISO 25178-2:2012 [93] define alguns parâmetros de rugosidade tridimensionais que serão abordados em maiores detalhes na presente tese. São eles: S_k , S_{pk} , S_{vk} , S_{mr1} , S_{mr2} , V_m , V_{mp} , V_{mc} , V_v , V_{vc} e V_{vv} .

2.2.1.1. Parâmetros da família S_k

Os parâmetros da família S_k são os equivalentes 3D dos parâmetros da família R_k . Assim, a norma ISO 25178-2:2012 [93] define estes parâmetros do seguinte modo:

S_k : Altura do *core* (região central da topografia). Distância entre os níveis mais alto e mais baixo do *core* da superfície;

S_{pk} : Altura reduzida dos picos, ou o dobro da altura média dos picos localizados acima do *core* [94];

S_{vk} : Altura reduzida dos vales, ou o dobro da altura média dos vales localizados abaixo do *core* [94];

S_{mr1} : *Material ratio* (fração de material). Porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os picos do *core* da superfície;

S_{mr2} : *Material ratio* (fração de material). Porcentagem da área de material na linha de interseção que separa os vales do *core* da superfície.

Os parâmetros da família S_k são derivados a partir da curva de Abbott-Firestone [95] (vide Figura 17). Também conhecida em inglês como *bearing area curve* (BAC), a curva de Abbott-Firestone é a função distribuição acumulada do perfil de alturas da superfície, correspondendo à fração de material da superfície ("*material ratio*", em inglês) para cada profundidade [95]. Além de ser usada na obtenção de

parâmetros de rugosidade, ela também pode auxiliar na compreensão da capacidade de vedação de superfícies, assim como em análises de desgaste [96, 97].

Figura 17 – Curva de Abbott-Firestone (adaptado de [98])

2.2.1.2. Parâmetros da família V_m

A norma ISO 25178-2:2012 [93] define parâmetros relacionados ao volume de material. O parâmetro $V_m(mr)$ corresponde ao volume de material calculado para um dado valor de fração de material (*material ratio*, ou mr). Trata-se da integral do volume de material acima de um plano de corte localizado a uma altura dada pela porcentagem de material indicada pelo valor do *material ratio* (mr). Para $mr = 0\%$, o volume de material é zero. Já para $mr = 100\%$, o volume de material atinge seu valor máximo. A Figura 18 mostra graficamente o cálculo de $V_m(70\%)$, i.e., o volume de material para $mr = 70\%$.

Figura 18 – Volume de material acima de um plano cuja altura é dada pelo *material ratio* mr [99]

Os parâmetros V_{mp} e V_{mc} correspondem aos volumes de material dos picos e do *core*, respectivamente. Assim, o parâmetro V_{mp} pode ser interpretado como o volume de material a ser removido durante o *running-in*, enquanto o V_{mc} representa a porção de material que não interage com a superfície em contato e que não desempenha nenhuma função em termos de lubrificação [99].

O parâmetro V_{mp} corresponde ao valor de $V_m(mr)$ para $mr = p$, onde o valor *default* para p é 10%. Já o parâmetro V_{mc} corresponde à diferença de volume de material entre os valores de *material ratio* p e q , onde os valores *default* para p e q são 10% e 80%, respectivamente [100]. Deste modo, o volume de material do *core* é dado por $V_{mc} = V_m(q) - V_m(p) = V_m(q) - V_{mp}$.

2.2.1.3. Parâmetros da família V_v

A norma ISO 25178-2:2012 [93] define parâmetros relacionados ao volume de vazios (*voids*). O parâmetro $V_v(mr)$ corresponde ao volume de vazios calculado para um dado valor de *material ratio* (mr). Trata-se da integral do volume de vazios abaixo de um plano de corte localizado a uma altura dada pela porcentagem de material indicada pelo valor do *material ratio* (mr). Para $mr = 100\%$, o volume de material é zero. Já para $mr = 0\%$, o volume de material atinge seu valor máximo.

Os parâmetros V_{vv} e V_{vc} estão relacionados à capacidade de lubrificação da superfície e correspondem aos volumes de vazios dos vales e do *core*, respectivamente. O parâmetro V_{vv} corresponde ao valor de $V_v(mr)$ para $mr = q$, onde o valor *default* para q é 80%. Já o parâmetro V_{vc} corresponde à diferença de volume de vazios entre os valores de *material ratio* p e q , onde os valores *default* para p e q são 10% e 80%, respectivamente [100]. Deste modo, o volume de vazios do *core* é dado por $V_{vc} = V_v(p) - V_v(q) = V_v(p) - V_{vv}$. A Figura 19 mostra a representação gráfica dos parâmetros V_{mp} , V_{mc} , V_{vc} e V_{vv} .

Figura 19 – Definição dos parâmetros V_{mp} , V_{mc} , V_{vc} e V_{vv} [99]

2.2.2. Ondulação

Desvios no processo de usinagem, vibrações, tensões residuais ou tratamentos térmicos são fatores típicos que podem induzir ao surgimento de ondulação [101]. Embora medições de ondulação não sejam tão frequentes quanto medições de rugosidade, a norma ISO 4287 [102] apresenta a definição de alguns parâmetros de rugosidade, de ondulação e do perfil primário (soma dos perfis de rugosidade e de ondulação) para análise 2D, onde as iniciais “R”, “W” e “P” fazem referência a parâmetros de rugosidade, de ondulação (“waviness”) e de perfil primário, respectivamente. A Tabela 2 apresenta alguns parâmetros de rugosidade, ondulação e perfil primário. Uma vez que a ondulação pode estar associada a ruído e vibrações, a avaliação da ondulação de esferas e de pistas de rolamento torna-se importante [103-105].

Tabela 2 – Parâmetros definidos pela norma ISO 4287 (adaptado de [102])

	Parâmetros de altura								Parâmetros de distância	Parâmetros híbridos	Parâmetros de curvatura e relacionados			
	Pico-vale					Valor médio								
Parâmetros de rugosidade	Rp	Rv	Rz	Rc	Rt	Ra	Rq	Rsk	Rku	RSm	RΔq	Rmr(c)	Rδc	Rmr
Parâmetros de ondulação	Wp	Wv	Wz	Wc	Wt	Wa	Wq	Wsk	Wku	WSm	WΔq	Wmr(c)	Wδc	Wmr
Parâmetros de perfil	Pp	Pv	Pz	Pc	Pt	Pa	Pq	Psk	Pku	PSm	PΔq	Pmr(c)	Pδc	Pmr

A topografia de cilindros de motores depende dos processos de usinagem envolvidos. Por ser um dos principais responsáveis pela determinação de rugosidade e ondulação de cilindros, o processo de brunimento será detalhado a seguir.

2.3. BRUNIMENTO

Segundo Flores [106], Leonardo da Vinci foi o primeiro a esboçar uma máquina de brunir. Porém, foi somente quatro séculos mais tarde que surgiram as primeiras brunidoras.

(a)

(b)

Figura 20 – (a) Projeto de máquina de brunimento de Leonardo da Vinci; (b) Brunidora desenvolvida em 1935 (adaptado de [106])

A norma DIN 8589-14 [107] define brunimento como o processo de usinagem com ferramenta de geometria não definida no qual o movimento da ferramenta de corte possui duas componentes. Como resultado, a superfície usinada apresenta um perfil típico com ranhuras cruzadas, conforme ilustrado na Figura 21.

Figura 21 – Representação esquemática do perfil de rugosidades da superfície do cilindro (a) após movimento descendente da ferramenta de brunir e (b) após movimentos descendente e ascendente [108]

Superfícies brunidas apresentam boas propriedades tribológicas, podendo estar simultaneamente associadas à baixa rugosidade dos platôs e elevada capacidade de retenção de lubrificante. Além de resultar em bom acabamento superficial, o brunimento com ferramenta de curso longo também permite a obtenção de elevada precisão dimensional e de forma [108]. Devido às razões supracitadas, o processo de brunimento passou a ser amplamente utilizado na usinagem de cilindros de motores de combustão interna.

As pedras de brunir são compostas basicamente de abrasivos, ligante e poros. Estes últimos são importantes na formação de cavacos e auxiliam no arrefecimento durante o processo de brunimento [109]. Os abrasivos empregados no processo de brunimento podem ser convencionais, como a alumina (Al_2O_3) e o carbetto de silício (SiC), ou superabrasivos, como o diamante e o nitreto de boro cúbico (CBN) [110, 111]. Já o material ligante pode ser cerâmico, metálico ou uma resina sintética [112]. Embora geralmente se utilize o ligante metálico com abrasivos de diamante e o ligante cerâmico com abrasivos de SiC, Sabri [113] mostrou que ferramentas com abrasivo de diamante e ligante cerâmico podem resultar em superfícies com melhor acabamento final e menos *folded metal* (vide tópico 2.4 para definição de *folded metal*).

Na fabricação de blocos de motores, a etapa de brunimento é subsequente ao mandrilamento dos cilindros. O mandrilamento ocorre em três etapas: desbaste, semiacabamento e acabamento [114]. O brunimento, por sua vez, pode ser feito de diferentes formas. O brunimento padrão (*standard honing*) resulta em um perfil de rugosidades com distribuição gaussiana semelhante ao observado na Figura 22a. O *plateau honing*, resulta em uma superfície com topografia estratificada que se parece mais com a superfície já amaciada do cilindro. Nela, se verifica a presença de vales profundos e de picos com pequena rugosidade (vide Figura 22c). A distribuição da topografia não é gaussiana, mas apresenta *Skewness* (assimetria) negativo. O brunimento do tipo *plateau honing* também é geralmente composto por três operações, a saber: brunimento de desbaste, de base e de platô [114].

Figura 22 – Representação esquemática das etapas para obtenção de um perfil de rugosidades do tipo *plateau honing* [115]

O *brush honing* é um tipo de brunimento similar ao *plateau honing*, porém utiliza-se uma espécie de escova para remover qualquer tipo de material fracamente ligado à superfície do cilindro [116]. Segundo Stephenson e Agapiou [117], o *brush honing* não oferece vantagens econômicas significativas em grandes escalas de produção.

No *fluid jet honing*, utiliza-se um jato de fluido sob elevada pressão (aproximadamente 120 bar) para remover *folded metal* e partículas soltas na superfície [116].

O *slide honing* é um tipo de brunimento similar ao *plateau honing*, porém utilizam-se ferramentas com abrasivos de diamante e a rugosidade da superfície usinada é inferior à obtida via *plateau honing*. O *helical slide honing*, é uma variante do *slide honing* na qual o ângulo de brunimento da superfície usinada é de

aproximadamente 135° (tanto no *plateau* quanto no *slide honing*, o ângulo de brunimento geralmente fica compreendido entre 45° e 65°). Com um ângulo de brunimento maior, o *helical slide honing* possui maior resistência ao *scuffing*. Além disso, a baixa rugosidade da superfície proporciona um consumo de óleo reduzido [116].

No *laser structuring*, um feixe de laser é utilizado para produzir texturas com baixa rugosidade. Se combinado com o brunimento, tem-se o *laser honing*. O feixe de laser pode ser usado para gerar texturas diversas, incluindo linhas não interligadas ou pontos, por exemplo [118]. Usualmente, a texturização do cilindro por feixe de laser se restringe ao seu ponto morto superior [118].

A Figura 23 mostra a superfície de diversos acabamentos de cilindros, assim como valores típicos de rugosidade para cada tipo de acabamento.

Figura 23 – Fax-film e rugosidade (família Rk) para diversos acabamentos de cilindros utilizados pela indústria (adaptado de [116])

2.4. FOLDED METAL

Introduzido em 1963 [119], o termo *folded metal* (ou metal dobrado) se refere à deformação plástica das asperezas de superfícies brunidas (vide Figura 24). Trata-se de um defeito de brunimento no qual o material deformado do cilindro pode ainda recobrir sulcos de brunimento, prejudicando a lubrificação do tribossistema e aumentando o contato entre asperezas, o que pode intensificar atrito e desgaste [120, 121].

Figura 24 – Superfícies de cilindros de motores com diferentes níveis de *folded metal* (adaptado de [122])

O *folded metal* também pode ser arrancado da superfície do cilindro produzindo *debris* de desgaste, que, por sua vez, podem intensificar o desgaste por abrasão, produzindo riscos axiais no cilindro (vide Figura 11b) [123-125]. Estes riscos podem prejudicar a sustentação hidrodinâmica de anéis e permitir a passagem de lubrificante para a câmara de combustão [125].

Debris de desgaste resultantes do destacamento de *folded metal* podem preencher sulcos de brunimento, prejudicando a lubrificação do tribossistema anel/cilindro [125, 126]. Estes *debris* também podem causar desgaste abrasivo em outros componentes do motor [127] ou podem ainda ser expelidos pelo sistema de exaustão, causando sérias implicações para a saúde [128].

Finalmente, o *folded metal* também pode recobrir veios de grafita de cilindros de motores fabricados em ferro fundido [123]. Tais veios de grafita poderiam atuar como lubrificantes sólidos, caso estivessem expostos. Devido aos efeitos de recobrimento de veios de grafita e de sulcos de brunimento e de preenchimento destes sulcos com *debris* de desgaste, o *folded metal* também pode conduzir à falha catastrófica do motor por *scuffing* [113, 129, 130].

Devido aos supracitados efeitos detrimenais do *folded metal*, este defeito tem sido quantificado há anos na indústria automotiva por meio da comparação de réplicas de acetato de superfícies brunidas (*fax-film*) com imagens de referência [131], similares às apresentadas na Figura 24. Porém, uma vez que o procedimento de análise visual da superfície brunida é subjetivo, tedioso [132] e fortemente dependente do nível de experiência do técnico que realiza as análises, métodos automatizados para quantificação de *folded metal* são necessários.

Beyerer e Leon [133] propuseram um método de detecção automática de defeitos, como *folded metal*. O processamento de imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de superfícies brunidas foi feito utilizando as transformadas de Fourier e Radon para decompor a imagem em suas componentes de sulcos e de *background* (componentes isotrópicas da imagem).

Wang [134] aplicou filtros morfológicos multiescala para caracterizar micrografias de superfícies brunidas obtidas por microscópio óptico, porém perturbações de luminosidade durante a aquisição das micrografias prejudicaram as análises.

Apesar das tentativas de diversos autores em caracterizar superfícies brunidas por meio da análise de micrografias obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura [132, 135-137], a falta de resolução vertical é um aspecto limitante de ambas as técnicas. Deste modo, Xin [138] utilizou transformadas de Fourier e Radon para decompor topografias 3D de superfícies brunidas em suas componentes de sulcos e de *background*.

Dimkovski et al. [125] utilizaram a transformada de Hough para detectar a presença de *folded metal* no interior de sulcos de brunimento por meio da análise de topografias 3D e exploraram os efeitos do referido defeito no desgaste de cilindros.

Obara [139] utilizou as transformadas de Fourier e Radon para detectar *folded metal* no interior de sulcos de brunimento analisando medições de interferometria de luz branca (WLI) de cilindros de motores brunidos com abrasivo cerâmico e de diamante. Em publicação mais recente [140], os resultados dos métodos propostos

foram comparados com os de um software comercial, sugerindo que o software comercial subestimaria a quantia de *folded metal*.

Do Vale [141] e Do Vale et al. [142] compararam a formação de *folded metal* em cilindros de motores fabricados em ferros fundidos cinzento e vermicular, constatando que o ferro fundido vermicular apresenta menor propensão à formação deste defeito. Nestes trabalhos, também se verificou maior formação de *folded metal* quando o ferro fundido apresenta maior fração de grafitas. Segundo os autores, isso se explicaria uma vez que o *folded metal* poderia ser formado devido à extrusão de grafitas próximas à superfície.

Finalmente, Obara et al. [143] analisaram a variação de *folded metal* para diferentes alturas da topografia antes e após testes de motor usando a técnica de relocação² (do inglês, “*relocation*”). Segundo os autores, o *folded metal* pode ser removido ou formado durante a operação do motor, dependendo dos mecanismos de desgaste atuantes. Assim como constatado por Do Vale [141] e Do Vale et al. [142], os autores também verificaram correlação entre formação de *folded metal* e extrusão de veios de grafita. Nota-se, portanto, que embora a ocorrência de *folded metal* esteja fortemente relacionada com os processos de usinagem envolvidos, especificidades do material também são importantes no surgimento do referido defeito. Como a maior parte dos cilindros de motores é fabricada em ferro fundido, o tópico a seguir será destinado ao estudo deste material.

2.5. FERRO FUNDIDO CINZENTO

Segundo Guesser [144], ferros fundidos são ligas Fe-C-Si, contendo Mn, S e P e que também podem apresentar elementos de liga diversos. Geralmente, teores de carbono superiores a 2% são encontrados nestes tipos de materiais [145]. Devido a fatores como baixo custo, facilidade de fundição em grandes quantidades e elevada usinabilidade, o ferro fundido cinzento é, dentre todos os materiais para fundição, o mais largamente usado [146]. Dentre as aplicações típicas para ferros fundidos cinzentos, destacam-se polias, carcaças, blocos e cabeçotes de motores, discos, tambores de freios, volantes e componentes hidráulicos [144].

² Técnica que permite a análise de superfícies na mesma região antes e após o seu desgaste.

Ferros fundidos cinzentos apresentam grafita na forma de veios e matriz ferrítica ou, mais comumente, perlítica. O limite de resistência de ferros fundidos cinzentos varia entre 100 e 400 MPa e seu alongamento, por ser muito pequeno, não é especificado. Bons valores de condutividade térmica e capacidade de amortecimento de vibrações são importantes características destes ferros fundidos, que se devem à presença de grafita em forma de veios [144].

Nos ferros fundidos com grafita, a grafita geralmente se apresenta sob a forma de veios, nódulos ou vermes (grafita compacta). A classificação da norma ISO 945/1975 [147] para morfologias de grafita encontra-se apresentada na Figura 25a. Nela, nota-se a presença de grafita: (I) lamelar, (II) *spiky*, (III) vermicular, (IV) nodular irregular, (V) nodular incerta e (VI) nodular regular. A norma também subdivide grafitas lamelares (forma I) em cinco tipos distintos, conforme se observa na Figura 25b. São eles: (A) irregular desorientada, (B) em roseta, (C) desigual irregular, (D) interdendrítica desorientada e (E) interdendrítica orientada. A Figura 25c apresenta o tamanho de grafitas forma I tipo A para aumento de 100x. Para visualização de todas as imagens em tamanho original, recomenda-se consultar a norma.

Apesar das grafitas serem responsáveis pelo aumento da condutividade térmica e da capacidade de amortecimento de vibrações em ferros fundidos, elas também podem ser entendidas como descontinuidades da matriz [144]. Assim, uma vez que veios de grafita podem atuar como concentradores de tensão, trincas podem ser nucleadas e propagadas a partir de suas extremidades [148]. É importante ressaltar que, embora a morfologia da grafita seja usualmente reportada como o principal fator responsável pela propagação de trincas em ferros fundidos [149], alguns autores [150, 151] destacam a importância do tamanho de células eutéticas³ em termos de nucleação e propagação de trincas nestes materiais.

³ Células eutéticas são as unidades de solidificação que crescem no espaço compreendido entre as dendritas primárias. Seu tamanho é influenciado por fatores como taxa de resfriamento e carbono equivalente e também por parâmetros de processo relacionados com quantia de inoculante e temperatura de vazamento [152].

Figura 25 – Classificação de grafitas segundo norma ISO 945/1975 (adaptado de [147])

2.6. DESGASTE EM CILINDROS DE MOTORES DE COMBUSTÃO

INTERNA

Cilindros de motores de combustão interna apresentam taxa de desgaste relativamente elevada no início da vida do motor. A este período inicial de amaciamento, dá-se o nome de *running-in* [24, 153, 154]. Embora a fase inicial do desgaste de cilindros de motores seja benéfica e resulte no aumento do desempenho

do tribossistema anel/cilindro [155], o desgaste excessivo de cilindros pode diminuir a eficiência volumétrica do motor e aumentar *blow-by*, consumo de óleo, emissão de poluentes e eventuais perdas de potência [4-6].

Embora a minimização do desgaste de componentes do motor seja indispensável para aumentar sua vida útil, o tribossistema anel/cilindro é considerado de elevada complexidade devido à presença de substâncias corrosivas e de cargas alternadas sujeitas a uma ampla variedade de velocidades e temperaturas [1, 8, 9]. Além da não uniformidade do desgaste ao longo da direção axial do cilindro (PMS, PMI e MC, por exemplo), forças laterais do pistão contra a superfície do cilindro também contribuem para desgaste não uniforme em diferentes direções do cilindro (*thrust side* e *anti-thrust side*, por exemplo). Tais fatores contribuem para a ocorrência de diferentes intensidades e mecanismos de desgaste ao longo do cilindro, o que dificulta a tarefa de minimizar o desgaste em cilindros de motores.

2.6.1. Dinâmica lateral do pistão e seus efeitos em termos de desgaste do cilindro

As forças agindo em um pistão são apresentadas na Figura 26. Os eixos X e Y correspondem às direções axial e radial do cilindro, respectivamente. O equilíbrio de forças na direção X resulta em:

$$\sum F_x = m \frac{du_p}{dt} = -F_r \cos \varnothing + p \frac{\pi}{4} d^2 \pm F_f \quad (1)$$

onde:

- F_x = força na direção X
- m = massa do pistão
- u_p = velocidade instantâneo do pistão
- F_r = força da biela
- $\varnothing$ = ângulo entre biela e a linha de centro do cilindro
- p = pressão na câmara de combustão
- d = diâmetro do cilindro
- F_f = força de atrito entre pistão e parede do cilindro

Figura 26 – Forças atuantes em um pistão (adaptado de [156])

Quanto ao sinal da força de atrito F_f , ele é positivo (sentido da força para baixo) quando o cilindro se move para cima ($180 < \theta < 360$) e negativo (sentido da força de atrito para cima) quando o cilindro se move para baixo ($0 < \theta < 180$).

Como não há movimento na direção Y, o balanço de forças nesta direção vale:

$$\sum F_y = 0 = F_r \sin \phi - F_t \quad (2)$$

onde F_t é a força lateral reativa aplicada pelo cilindro ao pistão.

Combinando as equações 1 e 2, tem-se:

$$F_t = \left(-m \frac{du_p}{dt} + p \frac{\pi}{4} d^2 \pm F_f \right) \tan \phi \quad (3)$$

Note que a força lateral aplicada pelo cilindro ao pistão depende da posição do pistão (dada por ϕ), da aceleração do pistão $\frac{du_p}{dt}$, da pressão p e da força de atrito F_f [156]. Como estas grandezas variam não apenas ao longo do curso do pistão, mas também para cada ciclo do motor, a força lateral F_t estará posicionada no lado esquerdo dos cilindros das Figuras 26 e 27 durante a fase de combustão. Este lado é chamado *thrust side* (TS) do cilindro. Durante a fase de compressão, a força F_t será menor do que durante a fase de combustão (pois a pressão p na câmara de combustão diminui) e estará localizada no lado direito dos cilindros das Figuras 26 e 27. Este lado é chamado de *anti-thrust side* (ATS) ou de *minor thrust side*.

Figura 27 – Posição do *thrust side* (TS) e do *anti-thrust side* (ATS) de um cilindro de motor (adaptado de [157])

Como há uma folga entre pistão e cilindro, a força lateral F_t pode provocar movimentos de rotação e translação do pistão. A Figura 28 mostra os modos básicos de movimentação do pistão no interior do cilindro. Para fins didáticos, as folgas foram exageradas. Dursunkaya et al. [158] simularam a dinâmica lateral do pistão desprezando a rotação do cilindro. Os resultados encontram-se na Figura 29 e são dados em função da relação entre a excentricidade do pistão (e_t) e a folga lateral do cilindro (C). Note que o cilindro desloca-se em maior intensidade em direção ao *thrust side* durante a fase de combustão e, em menor intensidade, em direção ao *anti-thrust side* durante a fase de compressão.

Embora a presença de forças laterais atuantes no pistão resulte em maior desgaste no *thrust side* (TS) do cilindro, a força lateral F_t pode ser reduzida por meio da redução da massa do pistão, que, por sua vez, reduz sua inércia. A força lateral F_t também pode ser reduzida por meio do offset do pino do pistão ou do cilindro (vide Figura 30). O offset do pino do pistão pode ser feito deslocando-se o pino do pistão em até 2 mm em direção ao *anti-thrust side* [156], enquanto offset do cilindro é feito deslocando-se o eixo do girabrequim em até 12 mm em direção ao *thrust side* [159].

Modo 1. Sem movimento transversal – As extremidades superior e inferior do pistão estão ambas em contato com o cilindro

Modo 2. O pistão gira em torno de sua extremidade superior

Modo 3. O pistão gira em torno de sua extremidade inferior

Modo 4. O pistão move-se livremente no cilindro

Figura 28 – Modos básicos de movimentação do pistão no interior do cilindro (adaptado de [160])

Figura 29 – Movimento lateral de pistão. Posição adimensional (e_t/C) em função do ângulo do girabrequim (adaptado de [158])

(a) Offset do pino do pistão [161]

(b) Offset do cilindro (adaptado de [162])

Figura 30 – Offset do pino do pistão (a) e do cilindro (b)

2.6.2. Mecanismos de desgaste em cilindros de motores de combustão interna

Segundo Sudarshan e Bhaduri [163], os principais mecanismos de desgaste em cilindros de motores são adesão, *scuffing*, abrasão e corrosão, sendo que, na opinião dos autores, o desgaste deve ser controlado essencialmente por adesão. Quanto ao mecanismo de *scuffing*, Neale [164] afirma que quando a superfície do cilindro apresenta tal mecanismo de desgaste, sua rugosidade aumenta e surgem indícios de que o metal foi deformado na direção axial do cilindro (vide Figura 31). A Figura 32 apresenta um diagrama de Ishikawa (ou diagrama espinha de peixe) contendo as principais causas para a ocorrência de *scuffing* em motores.

Figura 31 – Cilindro cromado que sofreu *scuffing* após perder sua rugosidade inicial devido a desgaste excessivo [164]

Figura 32 – Diagrama de Ishikawa contendo as principais causas para a ocorrência de *scuffing* em motores (adaptado de [165])

A probabilidade de ocorrência de *scuffing* (D) pode ser dada pela seguinte expressão [1]:

$$D = S_v \cdot S_c = (v \cdot p \cdot \mu) \times \left(\frac{E \cdot \varepsilon}{c \cdot \rho} \right) \quad (4)$$

onde S_v é a severidade do atrito, S_c é o índice de *scuffing*, v é a velocidade relativa entre os corpos atritantes, p é a pressão de contato, μ é o coeficiente de atrito, E é o módulo de elasticidade, ε é o coeficiente de expansão térmica, c é o calor específico e ρ é a densidade.

Dentre todos os metais, o ferro fundido cinzento é aquele que apresenta um dos menores índices de *scuffing* (S_c), somando-se ainda sua elevada condutividade térmica, lubrificação sólida advinda da grafita e estrutura perlítica [166]. Todos estes fatores contribuem ainda mais para a elevação da resistência ao *scuffing*.

Ao estudar o desgaste de motores diesel para serviços pesados (“heavy-duty”), Fursund [167] constatou *seizure*, abrasão e corrosão como principais mecanismos de desgaste em cilindros. Embora as investigações do autor não tenham sido capazes de determinar a contribuição individual de cada mecanismo de desgaste sobre o desgaste global, Fursund acredita que corrosão seja o principal mecanismo de desgaste atuante em cilindros de motores de combustão interna.

Terheci et al. [9] sugerem que o desgaste de cilindros deve englobar deformação plástica do perfil de asperezas, adesão, delaminação e *ploughing* (para abrasão a dois corpos). Como os testes foram conduzidos sem lubrificação, tais mecanismos devem estar relacionados a condições de deslizamento onde há falha do filme lubrificante.

Dong et al. [168] destacam que a abrasão a dois ou três corpos pode, após um longo período, ser responsável pelo surgimento de uma região polida no PMS. A região polida ocorre frequentemente no PMS de motores *heavy-duty* diesel, sendo caracterizada pela remoção da topografia original do cilindro, o que lhe confere um aspecto espelhado, conforme se observa nas Figuras 33 e 34. A Figura 33a mostra esquematicamente como a presença de abrasivos no lubrificante pode intensificar o desgaste nos pontos de reversão do cilindro, enquanto a Figura 33b mostra a região abaixo do ponto de reversão do anel de primeiro canaleta em maior aumento, evidenciando marcas de abrasão. A região polida pode ainda surgir quando depósitos de carbono ficam aprisionados entre pistão e cilindro [51] (vide Figura 34). Segundo Lakshminarayanan e Nayak [1], a região polida é influenciada pela folga insuficiente entre o diâmetro da região superior do pistão e o diâmetro do cilindro, além da razão de aspecto desfavorável do pistão e das condições de combustão e de lubrificação. A recirculação de gases de exaustão (EGR) também pode aumentar o desgaste de anéis e cilindros de motores, intensificando o efeito de polimento do cilindro [169]. Como resultado do polimento dos cilindros, o consumo de óleo pode aumentar substancialmente [170]. Segundo Ishizuki [171], o polimento dos cilindros afeta muito mais o consumo de óleo do que o desgaste de outros componentes importantes do motor, como anéis e pistões.

Lakshminarayanan e Nayak [1], afirmam que os principais mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores *heavy-duty* diesel são abrasão e corrosão. Além disso, tais motores também podem apresentar adesão na região de reversão do anel de primeiro canaleta devido à elevada pressão que os gases de combustão exercem sobre a face interna do anel de primeiro canaleta, forçando-o contra a parede do cilindro. A Figura 35 mostra esquematicamente a evolução do desgaste esperado para um cilindro de motor *heavy-duty* diesel com brunimento do tipo *standard honing*.

Nota-se que há predominância de desgaste por abrasão durante o período de *running-in*. Caso o brunimento do cilindro seja do tipo *plateau honing*, a duração e a taxa de desgaste serão menores na etapa inicial de desgaste. Após a etapa de *running-in*, segue-se um período intermediário no qual a superfície do cilindro apresenta platôs pouco rugosos e sulcos profundos. Tais características apresentam vantagens, tais como menores consumo de óleo e desgaste [172]. Embora os autores não relatem os mecanismos de desgaste predominantes durante a fase de desgaste em regime permanente, eles afirmam que o desgaste volta a aumentar na etapa final devido à corrosão.

(a) Regiões acima e abaixo do ponto de reversão do anel de 1º canaleta (RA1C)

(b) Zoom na região abaixo do ponto de reversão do anel de primeiro canaleta (área polida)

Figura 33 – Região de reversão do anel de primeiro canaleta de motor *heavy-duty* diesel (adaptado de [51])

Figura 34 – Desgaste localizado (região polida) no ponto morto superior (PMS) de motores *heavy-duty* diesel (adaptado de [169])

Figura 35 – Representação esquemática da evolução do desgaste para um cilindro de motor *heavy-duty* diesel (adaptado de [1])

Os principais responsáveis pelo desgaste abrasivo em cilindros de motores são a poeira (sílica), depósitos resultantes do processo de combustão e *debris* de desgaste [163, 173]. Quanto ao desgaste por corrosão, Lakshminarayanan e Nayak [1], apontam que seus principais causadores estão relacionados com: qualidade do combustível, temperatura das galerias de água, ciclo *stop and go* e vazamento de fluido de refrigeração no interior dos cilindros. Lakshminarayanan e Nayak [1] também afirmam que teores de enxofre acima de 0,5%wt provocam aumento significativo no desgaste por corrosão, sendo que este efeito torna-se mais evidente para baixas temperaturas de refrigeração. Importante ressaltar que o óleo diesel S-10, comercializado no Brasil, possui apenas 10 ppm (0,001%wt) de enxofre. Além disso, até mesmo o diesel S-1.800, que possui 1.800 ppm (0,18%wt) de enxofre e não é mais comercializado no

Brasil para uso rodoviário [174], também possui teor de enxofre consideravelmente inferior a 0,5%wt.

Segundo Lakshminarayanan e Nayak [1], quando o desgastaste por corrosão atinge níveis mais severos, a superfície do cilindro apresenta pites e aspecto manchado (vide Figura 36). Segundo Neale [164], o desgaste por corrosão pode, inclusive, resultar no desprendimento de carbonetos da perlita (vide Figura 37), que, por sua vez, podem aumentar fortemente a taxa de desgaste por abrasão.

Figura 36 – Imagens de MEV do ponto de reversão do anel de primeiro canaleta de um cilindro de motor desgastado (aumento original de 100x): (a) superfície não apresentando corrosão; (b) superfície apresentando sinais de corrosão [1]

Figura 37 – Corrosão em cilindro de motor de ferro fundido cinzento (adaptado de [164])⁴

⁴ Embora seja difícil concluir se as regiões apresentadas na Figura 37 correspondem a indícios de corrosão ou fadiga de contato, os tópicos 4.2.2.1 e 4.2.2.3 discutirão mais detalhadamente sobre a remoção de material por meio destes dois mecanismos.

Embora a literatura sobre desgaste em motores Otto não seja tão vasta quanto aquela para desgaste em motores diesel, estudos apontam que os principais mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores movidos à gasolina também são abrasão e corrosão [175]. Assim como em motores diesel, a corrosão também se torna mais pronunciada em motores movidos à gasolina em condições de *running-in* em baixas temperaturas. Segundo Williams [175], quando a parede do cilindro atinge temperaturas suficientemente baixas, o desgaste aumenta substancialmente e a superfície brunida apresenta manchas e pites devido à condensação dos produtos de combustão na parede do cilindro. Além disso, tais condições de operação proporcionam o aumento da quantidade de água no lubrificante. É importante ressaltar que o desgaste por corrosão pode ser reduzido pelo simples uso de um termostato, dispositivo simples e vastamente utilizado em motores que diminui o tempo de aquecimento do motor. Segundo Williams [175], a abrasão torna-se o mecanismo de desgaste predominante em temperaturas normais de operação. A Figura 38 mostra a taxa de desgaste para condições nas quais há predomínio de corrosão (temperaturas baixas) ou de abrasão (altas temperaturas).

Figura 38 – Desgaste em cilindro de motor Otto em função da temperatura da parede do cilindro (adaptado de [175])

É importante ressaltar que a referência apresentada no parágrafo anterior data de 1936 e naquele período tanto o teor de enxofre no combustível quanto os aditivos utilizados eram substancialmente diferentes dos atuais. Além disso, os motores avançaram tecnologicamente com o tempo, de modo que a temperatura da câmara de combustão é muito maior hoje do que era em 1936. Tais fatores tendem a diminuir a importância da corrosão no desgaste de cilindros de motores Otto. Por outro lado, motores *flex-fuel* operam com gasolina e etanol em qualquer proporção e sabe-se que a presença de etanol tende a aumentar a diluição de água no lubrificante, especialmente no caso de partidas a frio [176]. Com isso, verifica-se que, apesar dos avanços no desenvolvimento de novos aditivos e de combustíveis mais limpos, o efeito corrosivo ainda é significativo na avaliação de desgaste em motores *flex-fuel* [177].

Em trabalho recente, Santos Filho [52] avaliou o desgaste de um motor *flex-fuel* 1.4 litros fabricado em ferro fundido cinzento em duas condições distintas: operando com gasolina (E25) e com etanol hidratado (E100). O autor verificou maior acúmulo de resíduos de carbonização depositados na região de interface com a câmara de combustão no motor testado com gasolina. A mesma região apresentou maior sinal de corrosão no motor testado com etanol. Na região de PMS, o autor encontrou indícios de desgaste por adesão, abrasão, fadiga de contato e corrosão. No meio de curso do pistão, houve predominância de desgaste abrasivo. Embora a maior parte da literatura indique que, tanto para motores movidos à gasolina quanto a diesel, o PMS seja a região na qual o desgaste é mais severo [163, 175, 178], nos ensaios conduzidos por Santos Filho [52], maior desgaste foi observado na região de PMI, especialmente quando o motor foi testado com etanol (vide Figura 39). As causas do maior desgaste no PMI não foram investigadas pelo autor.

Em resumo, no que se refere aos mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores de combustão interna, a literatura aponta para a possibilidade de abrasão, corrosão, adesão, *scuffing*, deformação plástica do perfil de asperezas, delaminação e fadiga de contato.

Figura 39 – Desgaste do cilindro para PMS e PMI de motor *flex-fuel* testado com gasolina E25 (barras escuras) e etanol hidratado E100 (barras claras) [52]

É importante ressaltar que cilindros de motores de ferro fundido apresentam grafitas e estas podem interferir positivamente ou negativamente no desgaste. Grafitas podem se aderir ao metal base, formando um filme baixa tensão de cisalhamento, graças à sua estrutura lamelar [28]. Com isso, pode-se reduzir o coeficiente de atrito e prevenir o desgaste por adesão, por exemplo. Por outro lado, a grafita possui baixa resistência mecânica [179] e sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, atuando como concentradora de tensões [144]. Deste modo, por razões mecânicas, a grafita pode aumentar o desgaste. Segundo Hoegh [180], a taxa de desgaste para cilindros de motores de ferro fundido é mínima quando as grafitas estão aleatoriamente distribuídas pela matriz e seu tamanho ASTM é entre 4 e 6.

2.6.3. Modelos preditivos para estimação de desgaste em cilindros

2.6.3.1. Modelo geral de Archard

Um simples, porém poderoso, modelo para descrever o desgaste foi proposto por Archard e Hirst [79]. Segundo este modelo, o volume desgastado por unidade de distância percorrida (Q) é proporcional à carga normal aplicada (W) e inversamente proporcional à dureza do material (H). O coeficiente de desgaste (K) é a constante de

proporcionalidade que correlaciona tais grandezas, conforme pode ser visto por meio da equação de Archard.

$$Q = \frac{KW}{H} \quad (5)$$

Conforme pode ser observado, a taxa de desgaste deve ser independente da área aparente de contato e proporcional à carga aplicada.

2.6.3.2. Modelo geral de Kragelsky

Kragelsky et al. [181] propuseram um modelo que correlaciona o desgaste com o número de ciclos necessários para que haja falha por fadiga (n). Desta forma, o número de ciclos poderia ser dado como:

$$n = (\varepsilon_0 / \varepsilon_r)^t \quad (6)$$

$$n = (\sigma_0 / \sigma_y)^t \quad (7)$$

Onde ε_0 é a deformação plástica para que haja fratura, ε_r é a deformação plástica atuante no material, σ_0 é a tensão estática, σ_y é a tensão no material carregado e t é o expoente da curva de fadiga.

Para contatos elástico e plástico, a taxa de desgaste depende da rugosidade, do coeficiente de atrito e da pressão nominal. Além disso, módulo de elasticidade, tensão de ruptura e expoente da curva de fadiga (t) são importantes para contato elástico, enquanto dureza e deformação são importantes para contato plástico.

A equação de desgaste por fadiga para contato plástico proposta por Kragelsky é:

$$\frac{V}{d} = K_{fadiga} \frac{F_N}{H} \quad (8)$$

Onde V é o volume de material desgastado, d é a distância percorrida durante o deslizamento, F_N é a força normal H é a dureza do corpo mais mole e K_{fadiga} é dado por:

$$K_{fadiga} = \frac{0,18a}{n} + \left(\frac{h}{R}\right)^{1/2} \quad (9)$$

Onde a é a razão entre as áreas de contato aparente e real, $n = (\varepsilon_0 / \varepsilon_r)^t$ e R e h são o raio de curvatura e a altura das asperezas, respectivamente.

2.6.3.3. Modelo de Kragelsky adaptado

O modelo de Kragelsky [181] pode ser utilizado para calcular o desgaste em superfícies rugosas. De modo a aplicá-lo a superfícies brunidas com um brunimento do tipo *plateau honing*, algumas modificações tornam-se necessárias.

O modelo de Kragelsky considera os picos das asperezas como semiesferas, sendo que o raio de tais semiesferas é definido como a média geométrica dos raios nas direções longitudinal e transversal de usinagem, tal como mostrado a seguir:

$$r = \sqrt{r_{tr} \cdot r_{ln}} \quad (10)$$

Lakshminarayanan e Nayak [1] apresentaram um método simples de determinação dos raios dos picos de asperezas tendo por base o uso dos parâmetros R_{pk} (dobro da altura média dos picos) e $MR1$ (taxa de material correspondente à região de picos). Segundo eles, o raio na direção transversal pode ser dado por:

$$r_{tr} = \frac{k \left(\frac{MR1}{f} \right)^2}{2R_{pk}} \quad (11)$$

Onde $k = 170$ e f é o número de sulcos por unidade de comprimento.

O desgaste adimensional (I) pode ser dado como o volume removido (V) por unidade de área aparente (A_a) dividido pela distância relativa (L) percorrida durante o processo de desgaste.

$$I = \frac{V}{A_a L} = \frac{U}{L} \quad (12)$$

O desgaste específico por ciclo (i_H) pode ser definido como o volume (V) removido por ciclo dividido pela área real de contato (A_r) quando desliza ao longo de uma distância igual ao diâmetro do ponto de contato (d).

$$i_H = \frac{V}{A_r d} \quad (13)$$

Substituindo a Equação 13 na Equação 12, sem-se:

$$I = i_H \frac{A_r}{A_a} \quad (14)$$

A espessura da camada desgastada, que correspondente a uma interação única entre irregularidades, vale:

$$V_d = \frac{U_v}{N} \quad (15)$$

A integral da área real sobre a profundidade da rugosidade até a profundidade máxima de penetração (H) (vide Figura 40) fornece a taxa de desgaste por unidade de área (U_v):

$$U_v = \int A_r dH = A_c R_{\max} \int b \varepsilon^v d\varepsilon = \frac{A_r H}{v+1} \quad (16)$$

onde ε é o alongamento percentual dos picos sob contato esperso⁵.

Figura 40 – Pico de rugosidade (aproximado por uma semiesfera) penetrando uma superfície deformável (adaptado de [1])

Substituindo a Equação 15 na Equação 13, considerando também a Equação 16 e sabendo que o diâmetro d provocado por uma aspereza semiesférica (tal qual apresentada na Figura 40) vale aproximadamente $d \approx \sqrt{2rH}$, a taxa de desgaste adimensional é dada por:

$$I = K_1 \left(\frac{p_a}{p_r} \right) \sqrt{\frac{H}{r} \frac{1}{N k_{tv}}} \quad (17)$$

onde K_1 é dado pela forma geométrica e pela altura das asperezas ($\approx 0,2$), p_a e p_r são as pressões de contato aparente e real, N é o número de ciclos para falha em fadiga e k_{tv} é o fator de correção de fadiga (vide Figura 41).

Portanto, o desgaste pode ser calculado como

$$W = I \cdot L \quad (18)$$

⁵ Em contato esperso, despreza-se a influência mútua entre asperezas [1].

Figura 41 – Nomograma para determinar o fator de correção de fadiga, k_{tv} [181]

Em resumo, os modelos apresentados no tópico 2.6.3 permitem identificar os fatores que mais contribuem para o desgaste de cilindros. De acordo com as Equações 5, 8, 9 e 17 pode-se constatar que os fatores preponderantes estão relacionados com: topografia (distribuição de asperezas e relação entre áreas de contato real e aparente), propriedades mecânicas (dureza e vida em fadiga) e condições operacionais do motor (pressão na câmara de combustão e geometria dos anéis).

2.6.4. Métodos para quantificação de desgaste em cilindros

2.6.4.1. Métodos baseados em alterações topográficas

O processo de desgaste de cilindros de motores de combustão interna provoca alterações na topografia, tais como alisamento dos platôs e preenchimento dos vales por *debris* [126]. Deste modo, diversos trabalhos têm sido publicados com o intuito de correlacionar alterações topográficas com o desgaste de cilindros.

Kovalev et al. [182] estimaram 'zero-wear' (deformação plástica dos picos das asperezas sem remoção de material) por meio da avaliação da área real de contato. Segundo Pawlus [183], a análise da variação do parâmetro de amplitude R_t – que é proporcional à soma $S_{pk} + S_k + S_{vk}$ [1] – antes e após o desgaste pode auxiliar na avaliação do desgaste de cilindros.

Gara et al. [184] propuseram um método capaz de avaliar o desgaste em cilindros de motores utilizando parâmetros de rugosidade da família R_k (equivalentes 2D dos parâmetros da família S_k). A Figura 42 mostra uma representação tridimensional de tais parâmetros na forma de uma pirâmide, onde A_p é a área do plano que corta a topografia em $Mr1$ (área da seção transversal na interface entre picos e *core*), A_K é a área do plano que corta a topografia em $Mr2$ (área da seção transversal na interface entre *core* e vales) e A_M é a área total de medição.

Figura 42 – Curva de Abbott com alguns de seus parâmetros (adaptado de [184])

Para calcular o volume de material dos picos, utilizou-se a equação da pirâmide:

$$V_p = \frac{1}{3} A_p R_{pk} = \frac{1}{3} A_M M_{R1} R_{pk} \quad (19)$$

O volume da região de *core* é representado pelo volume do tronco de pirâmide da Figura 42, conforme segue:

$$V_k = \frac{1}{3} A_M (M_{R1} + \sqrt{M_{R1} M_{R2}} + M_{R2}) R_k \quad (20)$$

O volume de material na região dos vales é dado por:

$$V_v = \frac{1}{3} A_M (M_{R2} + \sqrt{M_{R2} + 1}) R_{vk} \quad (21)$$

Portanto, o volume total de material vale:

$$V_{\text{tot}} = V_p + V_k + V_v$$

$$= \frac{1}{3} A_M [M_{R1} R_{pk} + (M_{R1} + \sqrt{M_{R1} M_{R2}} + M_{R2}) R_k + (M_{R2} + \sqrt{M_{R2}} + 1) R_{vk}] \quad (22)$$

Finalmente, o volume de material desgastado W_{vol} é obtido subtraindo o volume após o teste ($V_{\text{tot.after}}$) do volume antes do teste ($V_{\text{tot.before}}$):

$$W_{\text{vol}} = V_{\text{tot.before}} - V_{\text{tot.after}} \quad (23)$$

2.6.4.2. Métodos baseados em alterações na curva de Abbott-Firestone

Diversos pesquisadores propuseram métodos para avaliação de desgaste por meio da comparação entre curvas de Abbott-Firestone de superfícies desgastadas e não desgastadas [97, 185-189]. Porém, comparar diferentes curvas de Abbott-Firestone não é uma tarefa trivial, uma vez que a comparação entre topografias só pode ser feita caso haja uma altura de referência comum às superfícies.

Partindo da hipótese de que os vales das superfícies permanecem praticamente inalterados após o desgaste, a maioria dos autores adota como referência regiões profundas da topografia (vales). Kumar et al. [97] adotaram a altura correspondente a 90% de *material ratio* como altura de referência. Corral et al. [186] avaliaram alturas correspondentes a 92,5%, 95%, 97,5% e 100% de *material ratio* e, para as condições avaliadas, os melhores resultados foram obtidos para 97,5% de *material ratio*. Sasajima et al. [187] adotaram não apenas uma única altura de referência, mas uma faixa de alturas correspondentes aos vales mais profundos.

Como os vales de superfícies brunidas servem como depósito de *debris* [126], Cabanettes e Rosén [189] afirmam que eles não podem ser utilizados como alturas de referência para comparação entre curvas de Abbott-Firestone antes e após o desgaste. Assim, o modelo para estimação de desgaste proposto por Cabanettes e Rosén [189] parte da hipótese de que é a região do *core* que permanece suficientemente inalterada após o desgaste, de modo que os picos dos histogramas das superfícies antes e após o processo de desgaste podem ser alinhados (vide Figura 43).

Após a determinação da altura relativa entre as topografias desgastada e não desgastada (independentemente do método adotado para isso), pode-se estimar a

perda volumétrica da região desgastada subtraindo uma topografia da outra. O resultado da subtração da superfície não desgastada pela desgastada corresponde ao mapa de desgaste e sua integral é o volume de material desgastado.

(b) Curvas de Abbott-Firestone de superfícies nova e gasta antes (esquerda) e após (direita) alinhamento no eixo z

(c) Histogramas de superfícies nova e gasta antes (esquerda) e após (direita) alinhamento no eixo z

Figura 43 – Representação esquemática de passos para obtenção da altura relativa entre topografias antes e após desgaste via alinhamento da região de *core* (adaptado de [189])

2.6.4.3. Métodos baseados em análises fractais

Métodos convencionais para caracterização de superfícies são dependentes da escala analisada. Deste modo, métodos que apresentem invariância de escala, tais

como métodos fractais, podem apresentar vantagens significativas quando da análise de superfícies desgastadas.

Métodos fractais permitem a obtenção da dimensão fractal. Ao contrário da dimensão topológica, a dimensão fractal (D) não precisa ser obrigatoriamente um número inteiro. A dimensão topológica caracteriza a geometria de um objeto euclidiano, de modo que um ponto possui dimensão nula, uma linha possui dimensão 1, um plano possui dimensão topológica 2 e um cubo, por exemplo, possui dimensão topológica igual a 3. A dimensão fractal, por outro lado é um número real positivo que indica a complexidade da superfície. Deste modo, superfícies rugosas possuem dimensão fractal maior do que superfícies lisas [190].

A dimensão fractal pode ser obtida por meio de diversas técnicas, tais como: a análise da função Densidade Espectral de Potência (PSD, sigla em inglês), o método Enclosing Boxes e a análise do variograma⁶ [193, 194]. Na análise do PSD, por exemplo, a dimensão fractal (D) pode ser obtida a partir da inclinação do espectro de frequência em escala log-log por meio da seguinte expressão [195, 196]:

$$D = (7 + m)/2 \quad (24)$$

onde m é o coeficiente angular do PSD em escala log-log.

Já no método Enclosing Boxes, calcula-se o número de caixas (volumes unitários) em função da escala (tamanho da caixa) [197]. Importante ressaltar que independentemente do método adotado para obtenção da dimensão fractal (D), tem-se sempre $1 < D < 2$ para perfis e $2 < D < 3$ para superfícies [197].

Uma vez que a dimensão fractal permite análises de superfícies com invariância de escala, métodos fractais têm sido amplamente utilizados na caracterização de superfícies desgastadas [198-202]. Contudo, sabe-se que análises fractais convencionais não permitem uma caracterização suficientemente robusta da superfície desgastada [203], de modo que seu uso é insuficiente para quantificar o desgaste de superfícies de engenharia.

⁶ Instrumento que descreve quantitativamente a variação no espaço de um fenômeno regionalizado [191]. Trata-se, portanto, de uma técnica que explora os fatores de escala das flutuações verticais da topografia [192].

Um dos fatores responsáveis pelo insucesso da aplicação de fractais na caracterização de superfícies desgastadas é a natureza multiescala do desgaste. Assim sendo, métodos fractais podem ser mais apropriadamente utilizados na quantificação de desgaste quando diferentes escalas da topografia são analisadas separadamente.

Xiong [204] e Podsiadlo [205, 206] combinaram análises multiescala e com invariância de escala. Isso foi feito por meio da proposição de métodos híbridos combinando modelamento fractal e análises wavelet. Embora tais métodos se baseiem na análise simultânea de diversas escalas, sabe-se que nem todas as escalas são relevantes para um dado tribossistema. Em estudo referente à mecânica do contato e ao atrito entre elastômeros e superfícies fractais rugosas aleatórias, por exemplo, Popov et al. [207] constataram que há apenas duas escalas características responsáveis pela maior contribuição das variáveis de interesse, a saber: a maior e a menor escala da rugosidade dos pares atritantes. Deste modo, a redução no número de escalas analisadas consiste em uma abordagem mais produtiva [207] e que permite melhor compreensão dos resultados, dando interpretação física real aos fenômenos envolvidos.

Em superfícies brunidas, há duas principais escalas em nível de rugosidade responsáveis pela maioria dos fenômenos tribológicos: as componentes de platô e de sulcos [208-210]. Assim, tanto a rugosidade do platô [208, 211-214] quanto a textura dos sulcos [120, 215, 216] possuem papel fundamental em relação à sustentação hidrodinâmica, ao atrito e ao desgaste. Contudo, a maneira com que estas componentes afetam o desempenho do motor é bastante distinta [215]. Deste modo, seria interessante que tais componentes fossem estudados separadamente em questões de cunho tribológico. Conclui-se, portanto, que embora análises fractais multiescala sejam úteis na caracterização do desgaste de superfícies genéricas, análises fractais biescalares podem apresentar vantagens adicionais no estudo de superfícies brunidas, inclusive sob o ponto de vista de eficiência computacional.

2.7. ESPECTROSCOPIA RAMAN APLICADA AO ESTUDO DE CILINDROS DE MOTORES

Espectroscopia é o estudo da interação entre um dado material e a radiação eletromagnética emitida, refletida ou espalhada por ele [217]. Na espectroscopia Raman, especificamente, utiliza-se de um feixe de luz monocromático capaz de interagir com vibrações moleculares. Com isso, podem-se extrair informações a respeito de modos vibracionais e rotacionais de um dado sistema [217]. Como tais informações estão intimamente relacionadas ao tipo de ligação química e à simetria das moléculas [218], a técnica de espectroscopia Raman pode ser utilizada para distinguir óxidos de ferro, hidróxidos e oxi-hidróxidos, por exemplo [219].

Em cilindros de motores de combustão interna, a técnica de espectroscopia Raman pode ser útil na análise dos óxidos formados sobre a superfície brunida. Sabe-se que o tipo de óxido formado na superfície de aços e ferros fundidos depende de fatores tais como velocidade de deslizamento e temperatura ambiente. Segundo Hutchings [28], a hematita (Fe_2O_3) predomina para condições nas quais há baixas velocidades e temperaturas, a wustita (FeO) se forma para elevadas velocidades e temperaturas e a magnetita (Fe_3O_4) se forma em condições intermediárias.

Sabe-se também que, enquanto a magnetita (Fe_3O_4) forma um filme dúctil de baixa tensão de cisalhamento e atua como lubrificante, reduzindo atrito e desgaste, a hematita (Fe_2O_3) é um óxido abrasivo que pode aumentar atrito e desgaste. Devido às alterações topográficas decorrentes do desgaste, a formação de hematita pode tornar o tribossistema mais propenso à ocorrência de *scuffing* [28, 220]. Portanto, a análise dos óxidos formados sobre superfícies desgastadas é de extrema importância durante o estudo de atrito e desgaste. A Figura 44 apresenta o espectro Raman de alguns óxidos e hidróxidos de ferro.

Figura 44 – Espectros Raman de alguns óxidos e hidróxidos de ferro (adaptado de [221])

Sabe-se que a superfície de ferros fundidos com grafita pode apresentar um tribofilme durante seu processo de desgaste [222, 223]. Tal tribofilme, por sua vez, pode atuar como lubrificante sólido, reduzindo atrito e desgaste [28]. Como a técnica de espectroscopia Raman permite a análise de ligações C-C, ela também pode ser utilizada para detectar a presença de tribofilmes de grafita [224].

O espectro Raman da grafita apresenta os picos D, G, D' e G' [225] (vide Figura 45). Segundo a literatura, a razão entre a intensidade dos picos D (I_D) e G (I_G) pode indicar o tamanho dos cristalitos e/ou o nível de desordem (quantidade de defeitos) [226]. A relação I_D/I_G é diretamente proporcional ao nível de desordem e inversamente proporcional ao tamanho dos cristalitos e ao grau de grafitização [227-229]. O pico D' também está relacionado à presença de impurezas [225, 230].

Figura 45 – Espectro Raman para nanografite (adaptado de [225])

Siebert constatou a presença de um tribofilme de grafita na pista de desgaste de amostras de ferro fundido cinzento testadas em tribômetro (em fase de elaboração)⁷. As figuras a seguir mostram a região analisada (Figura 46b), assim como seu espectro Raman (Figura 47).

Figura 46 – Imagens de microscopia óptica de pista de desgaste de amostra de ferro fundido cinzento⁷

⁷ Siebert G. Caracterização do desempenho triboquímico de ferros fundidos utilizados na fabricação de blocos de motores de combustão interna. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

Figura 47 – Espectro Raman de tribofilme de grafita presente na pista de desgaste de uma amostra de ferro fundido cinzento⁷

Observando a Figura 47, nota-se que, além dos dois picos maiores (correspondentes aos picos D e G da grafita), o espectro do tribofilme de grafita também apresenta um pico menor centrado em aproximadamente 1.430 cm^{-1} . Segundo Kerwin et al. [231], átomos de hidrogênio podem ser quimicamente adsorvidos à grafita (quimissorção). Assim, a ligação C-H pode resultar em frequências de vibração centradas em 1.430 cm^{-1} , que, por sua vez, podem ser observadas em filmes de carbono amorfo hidrogenado (a-C:H), por exemplo [232, 233].

Grafitas e tribofilmes de grafita não são as únicas fontes de ligações C-C na superfície de cilindros de motores desgastados. A combustão incompleta em motores de combustão interna também pode resultar na emissão de partículas ricas em carbono, que podem ficar aderidas à superfície dos cilindros na forma de resíduos carbonizados. Conforme se observa na Figura 48, a técnica de espectroscopia Raman também pode ser usada na caracterização destas partículas. Na Figura 48d, a sigla B20 refere-se a um motor HDD que operou com diesel B20 (diesel com 20% de adição de biodiesel) e a sigla ULSD refere-se a um motor light-duty diesel que rodou com diesel com teor ultra baixo de enxofre (*“ultra low sulfur diesel”*).

(a) Espectro Raman de depósito de carbono em catalisador ($\lambda_0 = 488 \text{ nm}$) [234]

(b) Espectro Raman de fuligem de veículo movido à diesel ($\lambda_0 = 514 \text{ nm}$) [235]

(c) Espectro Raman de fuligem de veículo movido à diesel (Euro VI) [236]

(d) Espectro Raman de diferentes compostos de carbono ($\lambda_0 = 633 \text{ nm}$) [237]

(e) Espectro Raman de fuligem ($\lambda_0 = 1064 \text{ nm}$) (adaptado de [238])

(f) Espectro Raman de partículas de fuligem de motor operando com diesel e com mistura de diesel com biodiesel ($\lambda_0 = 532 \text{ nm}$) [239]

Figura 48 – Espectro Raman para partículas ricas em carbono

Embora a literatura indique a presença de picos bem definidos para veios de grafita, os picos D e G costumam ser mais largos e não tão bem definidos para tribofilmes de grafita ou para depósitos de carbono resultantes do processo de combustão incompleta (vide Figuras 47 e 48). Com isso, pode-se eventualmente diferenciar espectros Raman de veios de grafita de espectros de outras fontes de ligação C-C. A diferença entre espectros Raman de tribofilmes de grafita e de depósitos de carbono, por outro lado, parece ser muito mais sutil.

Depósitos de carbono resultantes da combustão incompleta em motores não apresentam especificações bem definidas [240], mas podem apresentar grandes variações, conforme se observa na Figura 48. A Figura 49 mostra o espectro Raman obtido para fuligens extraídas de diferentes tipos de veículos, donde nota-se que o grau de desordem da fuligem, o tamanho de cristalitos e o grau de grafitização podem variar dependendo de especificidades de cada motor, das condições de operação e da composição do óleo lubrificante ou do combustível.

(a) Pá carregadeira (Fuligem A)

(b) Caminhão betoneira (Fuligem B)

(c) Escavadeira (Fuligem C)

(d) Espectro Raman para fuligens A, B e C

Figura 49 – Espectro Raman para fuligens de diferentes tipos de veículos *heavy-duty* diesel [241]

É importante ressaltar que o efeito de resíduos carbonizados em termos de atrito e desgaste ainda é alvo de discussões. Embora grande parte da literatura indique que resíduos carbonizados atuem como abrasivos [242-245], diversos trabalhos recentes têm apontado evidências de que depósitos de carbono possam atuar como redutores de atrito e de desgaste [241, 246-249]. Wei et al. [248] observaram efeito lubrificante em nanoesferas de fuligem. Hu et al. [246] verificaram a diminuição do atrito pela adição de 2 wt% de negro de fumo ao óleo SAE 15W-40. Embora o negro de fumo seja muitas vezes confundido com a fuligem, ele possui especificações bem definidas que podem ser reproduzidas, enquanto a fuligem apresenta características variáveis [240]. Guo et al. [241] afirmam que efeitos de rolamento, assim como ações químicas e eletroquímicas devem ser os principais responsáveis pela redução do desgaste proporcionada pela fuligem. A Figura 50 apresenta resultados de redução de atrito e desgaste por meio da adição de partículas de grafite e de fuligem como aditivos em óleo PAO4. Note que a fuligem apresentou resultado similar ao observado por meio da adição de partículas de grafite para temperaturas próximas às da parede do cilindro durante a operação do motor.

Figura 50 – Desempenho tribológico resultante da adição de 0,01wt% de grafite ou de fuligem em óleo PAO4. Resultados de teste em tribômetro com configuração esfera plano [249]

A Figura 51 mostra a emissão média de poluentes de veículos flex-fuel leves (ano 2007). Note que a emissão de hidrocarbonetos representa uma parcela significativa do total de poluentes. Assim, torna-se importante avaliar também a eventual presença de hidrocarbonetos na superfície dos cilindros.

Figura 51 – Emissão média de poluentes de veículos *flex-fuel* leves [250]

Embora o maior interesse da indústria automotiva no estudo de hidrocarbonetos não queimados esteja relacionado à análise dos gases de escape [251-254], Trielli (2016) afirma que as baixas temperaturas na parede do cilindro (vide Figura 52), também podem fazer com que hidrocarbonetos não queimados fiquem aderidos à superfície do cilindro (informação verbal)⁸.

Figura 52 – Distribuição de temperatura típica em motores de combustão interna (adaptado de [255])

⁸ Informação fornecida por professor Maurício Trielli, da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2016.

As ligações C-H possuem modos de vibração de estiramento (*stretching*) e de flexão (*bending*) para os grupos metila (CH₃) e metileno (CH₂), conforme ilustrado na Figura 53. A Tabela 3 mostra as frequências de vibração para cada um destes modos de vibração em alcanos. Note que os grupos metila e metileno apresentam picos para frequências compreendidas entre os picos D e G das ligações C-C. Segundo Orange et al. [256], tais vibrações (centradas em, aproximadamente, 1.450 cm⁻¹) podem indicar a presença de alcanos e cicloalcanos.

Figura 53 – Modos de vibração de estiramento e de flexão em ligações C-H [257]

Tabela 3 – Frequências de vibração para ligações C-H em alcanos [257]

Modo de vibração	Faixa de frequências (cm ⁻¹)
Estiramento (<i>Stretching</i>)	
CH ₃ Assimétrico	2962 ± 10
CH ₃ Simétrico	2872 ± 10
CH ₂ Assimétrico	2926 ± 10
CH ₂ Simétrico	2855 ± 10
Flexão (<i>Bending</i>)	
C-CH ₃ Flexão assimétrica	1460 ± 10
C-CH ₃ Flexão simétrica (modo guarda chuva)	1375 ± 10
C-CH ₂ Tesoura (dobramento angular)	1455 ± 10
C-CH ₂ Rotação ou oscilação (<i>rock</i>)	720 ± 10

Por meio da revisão bibliográfica apresentada no presente tópico, nota-se que a análise de espectroscopia Raman de tribofilmes de grafita e de depósitos de carbono pode apresentar picos D e G do carbono [224, 225, 234, 236-241], além de um pico centrado em, aproximadamente, 1.450 cm⁻¹ [231, 250-254, 256]. Somando-se a isso a

falta de uniformidade de depósitos de carbono em cilindros de motores [240], conclui-se que a diferenciação entre tribofilmes de grafita e depósitos de carbono é bastante difícil.

2.8. RESPOSTAS OBTIDAS PELA LITERATURA ÀS QUESTÕES LEVANTADAS NA TESE

No tópico 1.2, nove perguntas relativas ao presente estudo foram levantadas. A seguir, são apresentadas as respostas (ainda que parciais) para as referidas perguntas considerando apenas os dados referentes à revisão bibliográfica apresentada no capítulo 2.

1. Quais são os principais modos e mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?

A literatura indica que os principais mecanismos de desgaste atuantes em motores ciclo Otto são: adesão, abrasão, fadiga de contato e corrosão [52, 163, 175]. Embora não haja consenso quanto ao(s) mecanismo(s) preponderante(s), sabe-se que o uso de etanol como combustível intensifica o desgaste por corrosão [52].

Quanto aos modos de desgaste, verificou-se apenas a ocorrência de desgaste por deslizamento [156, 157, 160, 162], com alguma possibilidade de haver desgaste por impacto [160].

2. Quais são os principais causadores do desgaste por abrasão em motores *flex-fuel*?

Em motores de combustão interna, o desgaste abrasivo pode resultar da presença de abrasivos soltos, como: poeira (sílica), depósitos resultantes do processo de combustão (resíduo carbonizado) e *debris* de desgaste [163, 173]. Embora Santos Filho [52] tenha observado menor presença de resíduo carbonizado em motores *flex-fuel* quando se utiliza etanol como combustível, não foi encontrada nenhuma publicação na qual se relate a contribuição relativa de cada tipo de abrasivo no desgaste por abrasão de cilindros de motores.

3. Qual o efeito dos veios de grafita no desempenho tribológico de cilindros de motores?

Embora veios de grafita atuem como concentradores de tensão [144] e, portanto, possam contribuir para a falha do componente em serviço, eles também promovem a formação de um tribofilme com baixa tensão de cisalhamento [222, 223]. Deste modo, por atuar como lubrificante sólido [28, 144, 166], o tribofilme de grafita diminui a propensão à ocorrência de *scuffing* do tribossistema anel/cilindro.

É interessante ressaltar que, devido à falta de uniformidade de depósitos resultantes do processo de combustão em cilindros de motores [240], a diferenciação entre tribofilmes de grafita e depósitos de carbono é bastante dificultosa. Além disso, como não há consenso quanto ao possível desempenho tribológico de depósitos de carbono (como intensificadores ou redutores de atrito e desgaste) [241-249], estudar o comportamento tribológico de tribofilmes de carbono (provenientes de veios de grafita e/ou depósitos) em cilindros de motores continua sendo uma tarefa nada trivial.

4. É possível que o ponto morto superior não seja a região do cilindro com maior desgaste?

Embora a maior parte da literatura indique que, tanto para motores movidos à gasolina quanto a diesel, o PMS seja a região na qual o desgaste é mais severo [163, 175, 178], nos ensaios conduzidos por Santos Filho [52], maior desgaste foi observado na região de PMI, especialmente quando o motor foi testado com etanol. As causas do maior desgaste no PMI não foram investigadas no trabalho de Santos Filho [52].

5. Quais são os principais mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?

O autor não encontrou nenhuma publicação na qual sejam discutidos possíveis mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores de combustão interna (sejam eles decorrentes do desgaste dos cilindros ou do seu processo de usinagem). Contudo, Guo e Warren [258] relatam a ocorrência de alterações subsuperficiais na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços sujeitos a

diferentes processos de usinagem utilizados no acabamento de peças, como o brunimento.

6. Qual é o efeito das alterações topográficas decorrentes do desgaste no coeficiente de atrito do par tribológico anel/cilindro?

Embora a fase inicial do desgaste de cilindros de motores seja benéfica e resulte no aumento do desempenho do tribossistema anel/cilindro [155], a literatura indica que o desgaste excessivo de cilindros pode diminuir a eficiência volumétrica do motor e aumentar *blow-by*, consumo de óleo, emissão de poluentes e eventuais perdas de potência [4-6].

Ressalta-se que, na bibliografia consultada, não foi possível constatar o que caracterizaria um desgaste excessivo dos cilindros de motor. Além disso, a literatura consultada também não revela que tipos de alterações topográficas decorrentes do desgaste seriam desejáveis em cada região do cilindro.

7. É possível estimar o desgaste de cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade?

A literatura apresenta diversos métodos para quantificação de desgaste por meio da análise topográfica de superfícies desgastadas [97, 183-187, 189]. Contudo, os métodos apresentados por Pawlus [183] e Gara [184], por exemplo, são apenas aproximações iniciais e que não permitem uma análise precisa do desgaste em nível de rugosidade. Os métodos propostos por Kumar [97], Mezghani [185], Corral [186] e Sasajima [187], por outro lado, embora permitam a quantificação de desgaste quase nulo (*almost 'zero-wear'*), utilizam os vales como alturas de referência para comparação entre superfícies antes e após o desgaste. Como os vales das superfícies brunidas servem como depósitos de *debris* [126], Cabanettes [189] afirma que eles não deveriam ser usados como alturas de referência. Finalmente, Cabanettes [189] utilizou o *core* da superfície como altura de referência para quantificação de desgaste em nível de rugosidade. Contudo, caso o desgaste do cilindro atinja a altura do *core* da superfície (como usualmente ocorre em testes de motor), o método proposto por Cabanettes pode ser demasiadamente restritivo.

Conclui-se, portanto, que, embora a literatura apresente diversos métodos para quantificação de desgaste considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade, os métodos listados apresentam limitações. Deste modo, seria interessante a proposição de métodos alternativos que apresentassem maior robustez e confiabilidade do que os métodos apresentados.

8. Há um método universal para quantificação do desgaste em cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade ou a escolha do melhor método deve estar atrelada ao acabamento do cilindro?

Embora a literatura apresente diversos métodos para quantificação de desgaste fundamentados na análise de alterações topográficas em nível de rugosidade [97, 183-187, 189], não há referência a alguma possível relação entre a robustez dos métodos listados e o acabamento da superfície analisada. Deste modo, é importante efetuar a comparação entre diferentes métodos para quantificação de desgaste em nível de rugosidade para cilindros de motores com diferentes acabamentos.

9. Como o *folded metal* é formado e qual é a sua relação com o desgaste?

Embora se saiba que o *folded metal* seja resultado da deformação plástica das asperezas de superfícies brunidas [119], poucos trabalhos discutem a respeito de possíveis mecanismos de formação do referido defeito.

Comparando ferros fundidos com diferentes morfologias de grafita, Do Vale [141] e Do Vale et al. [142] constataram que ferros fundidos vermiculares apresentam menor propensão à formação de *folded metal* do que ferros fundidos cinzentos. Nos trabalhos, constatou-se também maior formação de *folded metal* quando o ferro fundido apresenta maior fração de grafitas. Segundo os autores, isso se explicaria uma vez que o *folded metal* poderia ser formado devido à extrusão de veios de grafita.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Dois motores bastante distintos foram testados no presente trabalho, a saber: um motor *flex-fuel* e um motor *heavy-duty* diesel.

O motor *flex-fuel* apresenta quatro cilindros em linha com brunimento do tipo *standard honing*, 1.4 litros de capacidade total, 8 válvulas e possui camisas fabricadas em ferro fundido cinzento. O motor também apresenta *offset* de pino de pistão de 0,6 mm em direção ao *anti-thrust side*. Este motor foi testado em um veículo de calibração de sistema de injeção pelo fabricante. Embora não se saiba a quilometragem ou número de horas rodadas durante o teste, sabe-se que ensaios de veículos de calibração usualmente são mais moderados em termos de desgaste do que testes em dinamômetro. Neste motor, foram feitas análises de mapeamento de mecanismos de desgaste e de quantificação de desgaste.

O motor *heavy-duty* diesel avaliado possui seis cilindros em linha com brunimento do tipo *plateau honing*, 13 L de capacidade total e 220 bar PCP (*peak cylinder pressure*). O motor foi testado em dinamômetro por 100 h, sendo 20 h de *running-in*, 10 h para análise de consumo de óleo e 70 h de teste de durabilidade sob plena carga. Neste motor foram feitas apenas análises referentes à quantificação de desgaste.

3.1. MAPEAMENTO DE MECANISMOS DE DESGASTE

3.1.1. Equipamentos utilizados

Os cilindros do motor *flex-fuel* analisado foram numerados de 1 a 4 a partir do *front side* (FS) do motor (direção do cilindro oposta ao volante), conforme ilustrado na Figura 54. A figura também apresenta as direções *thrust side* (TS), *anti-thrust side* (ATS), *front side* (FS) e *rear side* (RS) dos cilindros. Pistões e anéis foram analisados apenas em nível macroscópico, enquanto os cilindros foram analisados macro e microscopicamente.

As análises de microscopia eletrônica de varredura foram realizadas na camisa 1 do motor *flex-fuel* utilizando microscópios eletrônicos de varredura (MEV) Philips XL-30 e JEOL JSM-6010LA. Foram analisadas as regiões de interface com a câmara de

Utilizou-se também um microscópio eletrônico com feixe de íon focalizado (FIB, sigla em inglês) modelo Quanta 3D FEG nas análises da seção transversal do cilindro 1 nas posições correspondentes ao PMS, MC, PMI e ND.

72

corrente foi de 5 nA (primeira limpeza) e 3 nA (segunda limpeza). Todas as imagens foram obtidas para 52° de inclinação.

Figura 55 – Representação esquemática do preparo da superfície do cilindro para análise por feixe de íon focalizado (FIB)

Durante a obtenção das imagens, o feixe de íons de gálio foi mantido em aproximadamente 30 kV e 30 pA. Porém, embora tal configuração tenha permitido boa visualização da microestrutura da seção transversal, notou-se uma saturação de brilho na região externa à cavidade, impedindo a análise de tal região. A análise de MEV via feixe de elétrons secundários, por outro lado, permitiu boa visualização da região externa à cavidade, sem que houvesse, contudo, boa resolução da microestrutura da seção transversal. Visando possibilitar melhor análise comparativa entre a topografia e a microestrutura da seção transversal, foi feita uma montagem com as imagens de FIB e de MEV, resultando em uma imagem com boa resolução tanto dentro quanto fora da cavidade gerada pelo feixe de íons. Também foi feita a análise da seção transversal por feixe de elétrons retroespalhados, porém os resultados não evidenciaram grandes vantagens, de modo que se optou por não avançar no uso dessa técnica.

A análise de composição química da camisa do motor *flex-fuel* foi realizada utilizando um espectrômetro óptico ARL e um LECO CS-230 (para análise de C e S).

Análises microestruturais foram realizadas utilizando os microscópios ópticos Nikon Epiphot 200 e Olympus BX60MF. As amostras foram analisadas com e sem

ataque químico. Nas análises, foram utilizados os reagentes metalográficos Nital 5% (com tempo de exposição de, aproximadamente, 10 s) e Rivera [259]. Enquanto o reagente Nital permitiu visualização da perlita, o reagente Rivera possibilitou a obtenção do tamanho das células eutéticas por meio de um ataque colorido (do inglês, “*color etching*”). O diâmetro das células eutéticas foi estimado com base em seu maior comprimento. O reagente Rivera deve ser utilizado a quente para revelar células eutéticas e dendritas, tendo de ser utilizado logo após seu preparo. Nas análises realizadas, o tempo de ataque foi de 10 minutos e meio. O roteiro de preparação do reagente encontra-se apresentado a seguir:

- Dissolver 40 g de KOH em 50 ml de água destilada;
- acrescentar 10 g de NaOH;
- dissolver 10 g de ácido pícrico e aquecê-lo até 90 °C.

O espaçamento interlamelar da perlita foi estimado analisando em MEV amostras do cilindro polidas e atacadas quimicamente. Dez regiões aleatórias do cilindro foram analisadas com ampliação de 3.000x, de modo a possibilitar a medição de 116 colônias de perlita. Nas medições, foram traçados perpendicularmente às lamelas da perlita segmentos de reta de tamanho conhecido. O espaçamento interlamelar foi então calculado dividindo o comprimento do segmento de reta pelo número de lamelas de cementita intersectadas.

A dureza superficial de anéis e cilindro foi realizada com o intuito de verificar a dureza relativa entre os pares atritantes. Para isso, utilizou-se um microdurômetro Shimadzu modelo HMV – 2TADW equipado com indentador Vickers. Como o contato anel/cilindro ocorre nos platôs dos cilindros, evitou-se realizar análises de microdureza no interior de sulcos de brunimento. Ao todo, foram feitas 30 medições de microdureza para cada amostra.

Com respeito à escolha da carga utilizada nos ensaios de microdureza, ressalta-se que as análises foram feitas inicialmente para a carga de 100 g. Contudo, a profundidade média das indentações realizadas no cilindro para este valor de carga foi de 3,1 µm. Como se verá adiante (vide tópico 4.4.2), a superfície do cilindro apresenta indícios de aumento de dureza até a profundidade de, aproximadamente, 3 µm. Por

este motivo, as análises de microdureza foram refeitas para 25 g de carga. Neste caso, a profundidade média das indentações realizadas no cilindro foi de 1,5 μm e, portanto, inferior à espessura da camada endurecida do cilindro. No estudo de filmes finos, por exemplo, sugere-se que a profundidade de penetração do indentador seja inferior a 10% da espessura do filme para que a influência do substrato seja desprezível [260, 261]. No presente estudo, embora a profundidade média do indentador tenha sido de 50% da espessura da camada endurecida do cilindro, optou-se por não utilizar cargas menores nas análises de microdureza para não comprometer a confiabilidade das medições.

A técnica de indentação instrumentada foi utilizada de modo a analisar o perfil de dureza da seção transversal do cilindro. As análises foram realizadas no nanoindentador Hysitron, modelo TI 950 TriboIndenter. Todas as medições foram realizadas utilizando indentador Berkovich e módulo *low-load*. Os tempos de carregamento, *creep* e descarregamento do indentador estão apresentados na Figura 56. Como a carga utilizada nos ensaios variou de 700 a 2.000 μm , optou-se por não indicar nenhum valor no eixo vertical da Figura.

Figura 56 – Ciclo de aplicação de força do ensaio de indentação instrumentada

A superfície do cilindro 1 também foi analisada utilizando um espectrômetro Raman da marca Horiba com laser de estado sólido bombeado por diodo (DPSS, sigla em inglês). Todos os espectros Raman foram obtidos utilizando uma lente de 100x de aumento e um laser com comprimento de onda de excitação Raman de 532 nm com

filtro de 10% de atenuação e grating de 1.200 linhas/mm. Durante as análises, utilizou-se um tempo de aquisição de 10 s e acumulação de 10 vezes.

3.1.2. Estimativa de temperatura de contato na parede do cilindro

Embora a supracitada técnica de espectroscopia Raman seja de grande relevância na caracterização de óxidos, ela se baseia na comparação entre espectros e, muitas vezes, materiais bastante distintos podem apresentar espectros semelhantes. Por este motivo, optou-se por simular a formação de óxidos na superfície do cilindro. Assim, a espectroscopia Raman pôde ser utilizada posteriormente visando identificar apenas óxidos termodinamicamente estáveis para as condições de operação do motor.

A temperatura de contato entre anel e cilindro (T_c) foi obtida somando-se as temperaturas *bulk* (T_b) e *flash* (T_f), conforme segue:

$$T_c = T_b + T_f \quad (25)$$

A temperatura *flash* para contato linear foi obtida empregando as equações de Jaeger [262]. As seguintes suposições são feitas na análise formulada por Jaeger:

- As propriedades térmicas dos corpos em contato são independentes da temperatura;
- a área de contato é considerada como uma fonte de calor plana;
- o calor dissipado no atrito é gerado uniformemente na área do contato;
- todo o calor produzido é conduzido para os sólidos em contato;
- o coeficiente de atrito entre os sólidos em contato é conhecido e atinge algum valor constante;
- uma condição de estado estacionário é alcançada.

Embora valores precisos para o coeficiente de atrito sejam de difícil obtenção e a presença do fluido lubrificante afete a transferência de calor no contato, as equações de Jaeger podem ser utilizadas para condições de regime de lubrificação misto [17]. Contudo, Stachowiak [17] afirma que as estimativas para temperatura de contato obtida por meio da formulação de Jaeger não apresentam resultados precisos, mas apenas indicativos de temperaturas esperadas para as condições de operação do sistema.

A temperatura de contato entre anel e cilindro pode ser dada por [17]:

$$\Delta T_{f_{\text{anel}}} = 0,399 \frac{\mu W |U_P - U_C|}{Kl} \left(\frac{\chi}{Ub} \right)^{0,5} \quad (26)$$

$$\Delta T_{f_{\text{cilindro}}} = \frac{4\chi q}{\pi K U} (-2,303 L \log_{10} L + 1,116 L) \quad (27)$$

$$\frac{1}{\Delta T_f} = \frac{1}{\Delta T_{f_{\text{anel}}}} + \frac{1}{\Delta T_{f_{\text{cilindro}}}} \quad (28)$$

onde μ é o coeficiente de atrito, W é a força normal [N], U_P e U_C são as velocidades do pistão e do cilindro [m/s], K é a condutividade térmica [W/mK], l é o meio comprimento do retângulo de contato [m], χ é a difusividade térmica [m²/s], U é a velocidade do pistão ou do cilindro, b é a meia largura do retângulo de contato [m], $q = \mu W |U_P - U_C| / (4bl)$ é a taxa de calor fornecida por unidade de área [W/m²] e $L = Ub / (2\chi)$ é o número de Peclet.

Com base na temperatura de contato e na composição química do ferro fundido, fez-se a simulação da formação de óxidos na superfície do cilindro utilizando o software FactSage 7.0, um sistema integrado de banco de dados termodinâmicos.

3.2. QUANTIFICAÇÃO DE DESGASTE

Conforme relatado previamente, diversos pesquisadores propuseram metodologias para estimar o desgaste em superfícies de engenharia comparando curvas de Abbott-Firestone e histogramas de superfícies antes e após o processo de desgaste [97, 185-189]. Portanto, em geral, pode-se estimar o desgaste de uma dada amostra quando se tem o perfil da superfície a ser analisada antes e após o desgaste. A Figura 57 apresenta os métodos propostos para avaliação de desgaste em cilindros de combustão interna. Ressalta-se que os métodos de 1 a 3 requerem o estudo de superfícies relocadas. A técnica de relocação (do inglês, “*relocation*”) permite a análise de superfícies na mesma região antes e após o seu desgaste. Com isso, os métodos de 1 a 3 devem possibilitar elevada precisão, incluindo a quantificação de desgaste em nível de rugosidade (*almost ‘zero-wear’*).

Os métodos 7 e 8 consideram a região não desgastada do cilindro (localizada a baixo do PMI) como representativa do cilindro em seu estado original (antes do desgaste). Sendo necessária a análise de extensas regiões da superfície do cilindro, a

Figura 57 – Métodos propostos para avaliação de desgaste em cilindros de motores de combustão interna

implementação de tais métodos é custosa. Contudo, ressalta-se que os métodos 7 e 8 devem apresentar elevada precisão, possibilitando a determinação da altura relativa da superfície desgastada do cilindro em relação à sua região não desgastada (ND).

Os métodos 4, 5, 9 e 10 se baseiam no simples estudo da variação de parâmetros de rugosidade. A implementação destes métodos é relativamente simples, porém os resultados de estimativa de desgaste devem ser apenas aproximados.

Finalmente, o método 6 se baseia em uma análise fractal multiescala considerando as duas escalas principais em nível de rugosidade da superfície brunida, a saber: a rugosidade do platô e o perfil dos sulcos de brunimento. A seguir, cada um dos métodos será detalhado.

3.2.1. Avaliação de desgaste em cilindro de motor *heavy-duty* diesel com acabamento do tipo *plateau honing* (métodos 1 a 6)

No presente trabalho, diferentes metodologias são propostas de modo a estimar o desgaste de cilindros. Inicialmente, avalia-se o desgaste de um cilindro de motor *heavy-duty* diesel com acabamento do tipo *plateau honing* testado em dinamômetro por 100 h. Foram obtidas doze topografias deste cilindro antes e outras doze após o teste em dinamômetro. As topografias foram obtidas aproximadamente

na mesma região do cilindro utilizando um interferômetro de luz branca (WLI) da marca BMT e um algoritmo de *relocation* proposto por Condeço et al. [263] foi implementado em Matlab para avaliar as superfícies antes e após o desgaste exatamente na mesma região do cilindro. As regiões avaliadas do cilindro correspondem a três alturas (PMS, MC e PMI) e aos quatro ângulos do cilindro, a saber:

- 0°: *Anti-thrust side* (ATS) – direção do cilindro sujeita à menor pressão pelo pistão
- 90°: *Front side* (FS) – direção do cilindro que aponta para a correia dentada
- 180°: *Thrust side* (TS) – direção do cilindro sujeita à maior pressão pelo pistão
- 270°: *Rear side* (RS) – direção do cilindro que aponta para o volante

Embora o algoritmo de *relocation* proposto por Condeço et al. [263] permita a localização da mesma região antes e após o desgaste nas coordenadas x e y, ele não possibilita a determinação da altura relativa entre as topografias. Assim, outra metodologia deve ser aplicada a fim de efetuar o *relocation* ao longo do eixo z (altura).

Inicialmente, três alturas de referência distintas foram usadas na análise de desgaste, sendo elas: a altura correspondente ao plano da moda da topografia (PMo) (método 1), a altura correspondente à altura do Smr2 (método 2) e uma faixa de alturas correspondentes à altura dos vales da superfície (alturas correspondentes a valores de *material ratio* entre 90% a 99%) (método 3). Assim como proposto por Cabanettes e Rosén [189], após a determinação da altura de referência, subtrai-se a topografia desgastada da não desgastada, mantendo-se apenas os valores de desgaste positivos.

Segundo Rubach et al. [264], a variação do volume de material dos picos pode fornecer informações importantes quanto à quantificação do desgaste de superfícies brunidas, por meio da estimativa da abrasão dos picos da topografia. Contudo, caso o desgaste atinja a profundidade do *core*, o estudo da variação do volume dos picos pode ser de pouca utilidade na tentativa de quantificar o desgaste. Assim sendo, fez-se um estudo da variação dos parâmetros de rugosidade Vm(Smr1) (método 4) e

$V_m(Smr2)$ (método 5) antes e após o teste em dinamômetro de modo a estimar o desgaste dos cilindros.

Sabe-se que diferentes escalas de rugosidade podem ser afetadas pelo desgaste em diferentes níveis. Em superfícies brunidas, por exemplo, tanto a rugosidade do platô [208, 211-214] quanto a textura dos sulcos [120, 215, 216] possuem papel fundamental em relação à sustentação hidrodinâmica, ao atrito e ao desgaste. Contudo, a forma com que estas componentes afetam o desempenho do motor é bastante distinta [215]. Deste modo, é interessante que tais componentes sejam estudadas separadamente em questões de cunho tribológico.

O método 6 para quantificação de desgaste consiste em uma análise fractal multiescala, na qual a superfície desgastada será decomposta em suas duas principais componentes, a saber: a rugosidade do platô e a textura dos sulcos de brunimento. A decomposição da topografia será feita no domínio da frequência utilizando a transformada de Fourier. Para tanto, *thresholds* (limites) de 75% e 85% do valor máximo da potência serão utilizados na obtenção das componentes de platô e de sulcos de brunimento. Após a decomposição da topografia desgastada, as dimensões fractais serão obtidas para cada uma de suas componentes a partir da inclinação da função Densidade Espectral de Potência (PSD, sigla em inglês) em escala log-log (vide Equação 24). Deste modo, pode-se dizer que o método proposto consiste em uma análise fractal em duas escalas (biescalar).

Após a obtenção das dimensões fractais das componentes das superfícies desgastadas, um modelo de regressão múltipla será utilizado de modo a verificar a correlação do método proposto com o desgaste. Deste modo, o método 6 será comparado com um método de maior precisão para quantificação do desgaste. Neste caso, será escolhido como referência o método mais preciso dentre os três primeiros apresentados na Figura 57.

3.2.2. Avaliação de desgaste em cilindro de motor *flex-fuel* com acabamento do tipo *standard honing* (métodos 5 e de 7 a 10)

Embora a avaliação de desgaste de perfis/topografias relocados apresente nítidas vantagens em relação à análise de desgaste de superfícies não relocadas, na

maioria dos casos de testes de motor, não se tem o perfil de ondulação/rugosidade da superfície exatamente na mesma região antes e após o desgaste. Este foi o caso do motor *flex-fuel*. Não foi possível ter acesso ao motor *flex-fuel* antes do teste de motor e, portanto, sua análise de desgaste foi mais difícil do que a análise de desgaste do motor *heavy-duty* diesel.

Em cilindros de motores nos quais não se tem uma análise da superfície antes do desgaste, pode-se supor que a região não desgastada do cilindro ND, localizada abaixo do PMI, seja representativa da condição original do cilindro (antes do teste de motor) na região em que posteriormente houve desgaste [51]. Para isso, pressupõe-se que o acabamento superficial seja uniforme ao longo de toda a extensão do cilindro. Assim, o desgaste pode ser estimado comparando regiões desgastada e não desgastada do cilindro.

As topografias da superfície brunida do cilindro 1 do motor *flex-fuel* foram obtidas por meio de um perfilômetro óptico Taylor Hobson modelo CCI. O processamento posterior das topografias foi feito por meio dos softwares TalyMap e Matlab.

Cinco metodologias distintas foram propostas a fim de estimar o desgaste no cilindro de motor *flex-fuel*, estando duas delas relacionadas à análise contínua do perfil de rugosidade/ondulação do cilindro e outras três baseadas na análise descontínua do perfil de rugosidade do cilindro. A seguir, as cinco metodologias são descritas com maior detalhamento.

3.2.2.1. Método para quantificação de desgaste via análise contínua do perfil do cilindro (métodos 7 e 8)

A análise do perfil de rugosidade de superfícies antes e após o desgaste dá indícios de que seja possível quantificar o desgaste de superfícies por meio da análise da altura entre as topografias nos seus estados original e desgastado (vide Figura 58). Portanto, o desgaste (perda em volume) pode ser obtido por integração da curva de Abbott-Firestone da superfície não desgastada por um comprimento correspondente à distância entre as topografias (ΔZ).

Figura 58 – Representação do perfil de rugosidade de uma superfície brunida antes e após o desgaste

Em cilindros de motores de combustão interna usados, podem ser observadas duas regiões distintas, sendo elas: a região de curso do pistão (região do cilindro que entra em contato com os anéis do pistão) e a região não desgastada (região do cilindro que não entra em contato com os anéis do pistão). Analisando a Figura 59, nota-se que os picos da região não desgastada do cilindro são mais elevados do que os picos da região desgastada. Ressalta-se também que, embora a região não desgastada do cilindro possa sofrer pequenas alterações devido à batida de saia do pistão, tais alterações superficiais são desprezíveis, de modo que as características originais do brunimento são mantidas nesta região do cilindro [52].

Figura 59 – Perfil de rugosidade/ondulação da superfície do cilindro 1 após o teste de motor

Supondo que o cilindro do motor não apresente erros substanciais de forma, pode-se assumir que antes do desgaste ocorrer, a seção do cilindro correspondente à região de curso do pistão apresentava perfil de rugosidade/ondulação similar ao apresentado pela região que não entra em contato com os anéis do pistão. Portanto, a quantificação de desgaste via perda volumétrica pode se resumir à comparação entre a altura da topografia correspondente à região desgastada e a altura da topografia na região não desgastada.

O perfil de rugosidade/ondulação tal qual apresentado na Figura 59 pode ser utilizado para quantificar o desgaste da região de curso do pistão por meio do seguinte procedimento:

Passo 1: Divide-se a topografia da região de curso do pistão (região desgastada do cilindro) em N regiões menores. Portanto, divide-se a região de curso do pistão nas regiões $n_1, \dots, n_N$;

Obs.: Após o passo 3, o desgaste terá sido computado para cada uma destas N regiões. Portanto, tais regiões devem ser suficientemente pequenas, de modo a avaliar o desgaste quase que pontualmente.

Passo 2: Obtém-se a altura do *core* (h_D) de cada uma das N regiões correspondentes à região de curso do pistão.

Passo 3: Seja n_i uma região qualquer dentre as N regiões possíveis pertencentes à região de curso do pistão. Seja também h_{D_i} a altura do *core* da região n_i . O volume de material desgastado na região n_i será igual à integral da curva de Abbott-Firestone da região **não desgastada** até a profundidade h_{D_i} menos a integral da curva de Abbott-Firestone da região desgastada até a profundidade h_{D_i} . Em outras palavras, se a altura h_{D_i} corresponde a um *material ratio* de $X_D\%$ em relação à topografia desgastada e a um *material ratio* de $X_{ND}\%$ em relação à topografia não desgastada, então o volume de material desgastado na região n_i é dado por $Vm(X_{ND}\%)_{ND} - Vm(X_D\%)_D$.

A altura do *core* (h_D) pode ser obtida por meio de dois métodos:

Primeiramente, a altura do *core* pode ser dada como aquela correspondente ao pico do histograma de uma dada topografia. Deste modo, a altura do *core* corresponde à altura do plano da moda da topografia (PMo). Este método (método 7) adota o raciocínio proposto por Cabanettes e Rosén [189].

Utilizando um método alternativo (método 8), a altura do *core* também pode ser dada como a altura na qual ocorre o contato com um contra-corpo plano. Isso pode ser obtido por meio do índice de plasticidade (ψ), cuja fórmula encontra-se esquematizada na Equação 29:

$$\psi = \frac{E^*}{H} \left(\frac{\sigma_s}{\beta} \right)^{1/2} \quad (29)$$

onde H é a dureza do corpo mais mole (cilindro), σ_s é o desvio padrão da altura dos picos, β é o raio dos picos e E^* é o módulo de Young reduzido e vale $E^* = \left[\frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \right]^{-1}$. Além disso, σ_s e β podem ser substituídos respectivamente pelos parâmetros da norma ISO 25178-2:2012 Spq (desvio padrão do platô, ou “*plateau root mean square deviation*”) e $1/\text{SpC}$ (inverso da curvatura média dos picos, ou “*arithmetic mean peak curvature*”).

Se $\psi > 1$, o contato com o contra-corpo (que pode ser um anel, por exemplo) é predominantemente plástico e a área real de contato plástico pode ser dada pela Equação 30 [265, 266], onde F_N é a força normal e H é a dureza do corpo mais mole. Assim, pode-se concluir que a área real de contato independe da topografia e deve ser a mesma tanto para a região desgastada quanto para a região não desgastada.

$$A_{rp} = \frac{F_N}{H} \quad (30)$$

Para $\psi < 1$, tem-se contato elástico e, baseando-se no modelo de contato proposto por Onions e Archard [267], a área real de contato elástico pode ser dada por [20]:

$$A_{re} \propto \frac{F_n}{E^*} \left(\frac{\beta}{\sigma_s} \right) \quad (31)$$

Após obter-se a área real de contato, a altura do *core* pode ser dada como a altura para a qual se tem um valor de *material ratio* que corresponde à área real de contato.

3.2.2.2. Método para quantificação de desgaste via análise descontínua do perfil do cilindro (métodos 5, 9 e 10)

O método da perfilometria óptica tem possibilitado avanços expressivos na tribologia, especialmente no que diz respeito à análise de desgaste. Porém, o método

também apresenta algumas limitações, como a falta de uma referência absoluta na altura das topografias. Com isso, torna-se difícil a aplicação do método de perfilometria óptica na determinação da diferença de altura entre topografias diversas. Para contornar tal problema, pode-se avaliar continuamente a altura do perfil bidimensional do cilindro, conforme apresentado no item 3.2.2.1. (vide métodos 7 e 8), ou pode-se adicionar algum referencial absoluto que atue como uma altura de referência. O plano médio das topografias, por exemplo, é relativo à própria topografia e, portanto, não pode ser utilizado como altura de referência [189]. Os picos da topografia são gastos e os vales tendem a ser preenchidos por *debris* [126], de modo que tampouco qualquer um dos dois pode ser utilizado como altura de referência.

De modo a avaliar a diferença de alturas de topografias não interconectadas e, portanto, quantificar o desgaste de cilindros via perda em volume, diferentes métodos são propostos. Todas as metodologias para quantificação de desgaste via análise descontínua de perfis de rugosidade baseiam-se na variação do parâmetro $V_m(p)$, porém diferem quanto à altura de referência a ser adotada na comparação entre as regiões desgastada e não desgastada do cilindro.

Método para quantificação de desgaste via alinhamento do plano da moda (PMo) (método 9)

Visando alinhar topografias de superfícies relocadas (mesma região analisada) na direção z (altura), Cabanettes e Rosén [189] propuseram mover verticalmente as curvas de Abbott-Firestone de modo a alinhar as regiões de *core* das topografias (Figura 43b). Isto pode ser feito, alinhando os pontos de máximo dos histogramas das topografias (Figura 43c), o que corresponde a adotar a altura correspondente à moda da topografia (PMo) como altura de referência. Após este passo inicial, o desgaste é estimado subtraindo a topografia da superfície desgastada da topografia da região não desgastada.

Embora o método original proposto por Cabanettes e Rosén [189] destine-se à comparação entre perfis correspondentes à mesma região antes e após o processo de desgaste (*“relocated profiles”*), o conceito do modelo pode ser adaptado para comparar regiões distintas de um cilindro de motor. Para isso, algumas adaptações são necessárias, tais como a suposição de uniformidade do brunimento ao longo do

cilindro. Supondo tal uniformidade, pode-se admitir que a região abaixo do PMI (região que não entra em contato com os anéis de pistão e, portanto, não sofre desgaste) é representativa da condição original do cilindro (antes do teste de motor) na região em que posteriormente houve desgaste. Assim, o desgaste pode ser estimado comparando as regiões desgastada e não desgastada do cilindro por meio da seguinte operação:

$$\text{perda em volume} = V_m(X_{PM0}\%)_{ND} - V_m(X_{PM0}\%)_D \quad (32)$$

onde $X_{PM0}\%$ é o *material ratio* correspondente à altura do *core* da superfície do cilindro estimado pelo plano da moda da topografia e os índices “ND” e “D” correspondem, respectivamente, a regiões do cilindro sem uso (não desgastadas) e após o processo de desgaste (desgastadas).

A Figura 60 apresenta os passos para quantificação de desgaste por meio do método 9. Nela, são apresentados esquematicamente os histogramas das regiões desgastada e não desgastada do cilindro. Note que a área azul da Figura 60a corresponde ao volume de material acima do plano da moda da região não desgastada do cilindro ($V_m(X_{PM0}\%)_{ND}$), enquanto a área vermelha da Figura 60b corresponde ao volume de material acima do plano da moda da região desgastada do cilindro ($V_m(X_{PM0}\%)_D$).

Figura 60 – Representação esquemática para quantificação de desgaste por meio do método 9 (adaptado de [189])

Método para quantificação de desgaste via alinhamento de Smr = 80% (método 10)

O parâmetro de rugosidade $V_m(80\%)$ corresponde ao volume de material até a altura correspondente à fração de material de 80%, sendo igual à soma de material nos picos e no *core* ($V_{mp} + V_{mc}$). Sua variação pode dar indícios do volume removido de material (desgaste) e, portanto, a fração de material igual a 80% também será investigada na quantificação do desgaste do cilindro 1 do motor *flex-fuel* analisado.

As Equações 33 e 34 são equivalentes e correspondem à quantificação de desgaste, considerando o alinhamento de $Smr = 80\%$.

$$\text{perda em volume} = V_m(80\%)_{ND} - V_m(80\%)_D \quad (33)$$

$$\text{perda em volume} = [V_{mc} + V_{mp}]_{ND} - [V_{mc} + V_{mp}]_D \quad (34)$$

Método para quantificação de desgaste via alinhamento do Smr2 (método 5)

Algo em comum entre os parâmetros V_{mp} , V_{mc} , V_{vc} e V_{vv} é que os valores *default* para as porcentagens de *material ratio* são constantes (10% e/ou 80%). Porém, o próprio efeito do desgaste modifica a distribuição de alturas da topografia, indicando que o uso dos parâmetros $Smr1$ e/ou $Smr2$ a fim de definir o *material ratio* poderia ser mais eficiente na quantificação de picos e vales do que valores constantes.

O parâmetro $V_m(Smr2)$ é equivalente à soma de Spk com Sk , mas fornece as informações em termos de volumes ao invés de alturas. Deste modo, sua variação poderia representar um bom estimador para o desgaste. A Equação 35 fornece um estimador do desgaste por meio do parâmetro $V_m(Smr2)$.

$$\text{perda em volume} = V_m(Smr2)_{ND} - V_m(Smr2)_D \quad (35)$$

A equação anterior é similar à Equação 33, porém, enquanto a Equação 33 assume que a altura correspondente a um *material ratio* de 80% permanece inalterada após o desgaste, a Equação 35 supõe que é a altura correspondente à fração de material de $Smr2$ que permanece inalterada após o desgaste.

3.3. ANÁLISE DOS EFEITOS DAS ALTERAÇÕES TOPOGRÁFICAS DECORRENTES DO DESGASTE NO COEFICIENTE DE ATRITO DE CILINDROS DE MOTORES

Uma vez que diferentes mecanismos de desgaste podem estar presentes em cilindros de motores de combustão interna, a superfície desgastada de cilindros pode apresentar características diversas, tais como: alisamento do platô, diminuição da profundidade dos sulcos de brunimento, presença de riscos verticais de abrasão e poros decorrentes de lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga. Visto que tais alterações topográficas podem afetar positiva ou negativamente o coeficiente de atrito do tribossistema anel/cilindro, fez-se a análise do efeito destas alterações no desempenho do motor utilizando os softwares SURFAT 1.1, SurfLUB 2.0 e VTL 3.8, desenvolvidos por Profito [268, 269].

Os softwares utilizados permitem a modelagem matemática do tribossistema anel/cilindro para regimes misto e hidrodinâmico. O software SurfLUB 2.0 também inclui um modelo determinístico, de modo a permitir a simulação na escala de rugosidade. Assim, pode-se verificar o efeito de pequenas alterações superficiais no coeficiente de atrito de anéis de terceiro canaleta, que são os principais responsáveis pelas perdas por atrito em cilindros de motores [270-272]. O óleo utilizado nas simulações foi o SAE 5W-30 e pré-carga da mola do anel de óleo foi de $F = 30 \text{ N}$.

É importante ressaltar que os softwares apresentados assumem hipóteses de fluido newtoniano e de aderência perfeita do fluido à parede do cilindro ou à superfície do anel (escorregamento nulo do lubrificante). Embora tais hipóteses sejam razoáveis para condições nas quais a taxa de cisalhamento seja relativamente baixa, elas podem resultar na superestimação do COF para elevadas taxas de cisalhamento.

4. RESULTADOS

4.1. ANÁLISES QUÍMICA E MICROESTRUTURAL DA CAMISA DO MOTOR *FLEX-FUEL*

4.1.1. Composição química

A Tabela 4 apresenta a composição química da camisa do motor *flex-fuel*. Nota-se que ela apresenta composição eutética⁹ com teor considerável de fósforo, de modo a aumentar a resistência ao desgaste abrasivo por meio da formação de steadita [273]. Destacam-se também elevados teores de silício (elemento que aumenta o intervalo de solidificação entre os eutéticos estável e metaestável, de modo a propiciar a solidificação segundo o sistema estável [274]) e de cromo (elemento estabilizador de carbonetos na solidificação capaz de aumentar resistência à tração e dureza por meio da redução do espaçamento interlamelar da perlita [275]). Em geral, adições de manganês são feitas de modo a neutralizar o enxofre por meio da formação de sulfeto de manganês (MnS) ao invés de sulfeto de ferro (FeS), que possui baixo ponto de fusão [276, 277]. De modo a possibilitar a neutralização do enxofre, Norbury [278] afirma que a concentração de manganês deve respeitar a relação $\%Mn = 1,7 \times \%S + 0,3$. Para teores superiores a estes, o manganês também promove o refino da perlita [279]. É provável que este tenha sido o motivo pelo qual a camisa do motor *flex-fuel* apresentou teor de manganês duas vezes superior ao necessário para neutralizar o enxofre.

Tabela 4 – Composição química (porcentagem em massa) da camisa do motor *flex-fuel*⁹

Ceq	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Sn	Cu	Pb	Al
4,30	3,34	2,53	0,827	0,339	0,050	0,473	0,017	0,005	0,018	0,002	0,004

4.1.2. Análise microestrutural

A Figura 61 apresenta a micrografia da superfície da camisa do motor *flex-fuel* sem ataque químico. De acordo com a classificação da norma ISO 945/1975 [147], a

⁹ O carbono equivalente foi obtido por meio da seguinte expressão: $CE = C + (Si + P)/3$, onde C, Si e P são os teores de carbono, silício e fósforo, respectivamente.

análise microestrutural indicou a presença de grafita lamelar (forma I), tipo A (irregular desorientada) e tamanho 5 (com algumas grafitas de tamanho 4). A Figura 62 apresenta a microestrutura do cilindro atacada com Nital. A matriz perlítica é decorrente dos elevados teores de manganês e cromo, enquanto que elevados teores de silício dificultaram a formação de carbonetos. Adições de fósforo resultaram na formação de aproximadamente 6% de steadita.

Figura 61 – Micrografias da camisa do motor *flex-fuel* sem ataque químico (aumento original de 100x)

Figura 62 – Micrografias da camisa do motor *flex-fuel* com ataque de Nital (aumento original de 1.000x)

O espaçamento interlamelar da perlita foi estimado analisando em MEV amostras do cilindro polidas e atacadas quimicamente. Nas medições, foram traçados perpendicularmente às lamelas da perlita segmentos de reta de tamanho conhecido e o espaçamento interlamelar foi calculado dividindo o comprimento do segmento de reta pelo número de lamelas de cementita intersectadas, conforme apresentado na Figura 63. Ao todo, 116 colônias de perlita foram medidas e o espaçamento interlamelar médio foi de 0,35 μm . O histograma do espaçamento interlamelar da perlita encontra-se apresentado na Figura 64.

Figura 63 – Medição de espaçamento interlamelar de perlita

As Figuras de 65 a 67 apresentam a microestrutura do cilindro após ataque químico com reagente Rivera para diferentes aumentos. As células eutéticas são apresentadas em coloração azulada. A Figura 68 corresponde ao histograma dos diâmetros das células eutéticas. Ao todo, 60 medições foram necessárias para a elaboração do histograma. O diâmetro médio das células eutéticas foi de 281 μm .

Figura 64 – Histograma do espaçamento interlamelar da perlita da camisa do motor *flex-fuel*

Figura 65 – Micrografia da camisa do motor *flex-fuel* após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 50x)

Figura 66 – Micrografia da camisa do motor *flex-fuel* após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 100x)

Figura 67 – Micrografia da camisa do motor *flex-fuel* após ataque químico com reagente Rivera (aumento original de 200x)

Figura 68 – Histograma dos diâmetros das células eutéticas da camisa do motor *flex-fuel*

4.2. MECANISMOS DE DESGASTE ATUANTES NO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA *FLEX-FUEL*

4.2.1. Análise macroscópica

4.2.1.1. Anéis e pistões

Os pistões do motor *flex-fuel* encontram-se apresentados nas Figuras 69 e 70. Tanto os pistões quanto os anéis aparentaram poucas alterações em suas superfícies. Verificou-se a presença de resíduo carbonizado na região de interface do pistão com a câmara de combustão, além de riscos de abrasão nas faces externas dos anéis. Tais riscos puderam ser observados com vista desarmada, contudo, devido à dificuldade de registrá-los por meio de uma câmera fotográfica convencional, optou-se por caracterizá-los utilizando uma lupa. As Figuras de 71 a 73 apresentam as superfícies desgastadas dos anéis.

Figura 69 – Pistões do motor *flex-fuel* com bielas montadas

Figura 70 – Pistões do motor *flex-fuel*

Figura 71 – Riscos de abrasão na face externa do anel de primeiro canaleta

Figura 72 – Riscos de abrasão na face externa do anel de segundo canaleta

Figura 73 – Riscos de abrasão na face externa do anel de terceiro canaleta

4.2.1.2. Camisa

Na Figura 74, são apresentadas fotografias das quatro camisas do motor *flex-fuel*, mostrando as regiões internas das direções TS (*thrust side*) e ATS (*anti-thrust side*). Analisando a região de interface com a câmara de combustão das camisas (região superior que não entra em contato com o anel), verificou-se que a região do cilindro compreendida entre as direções TS e RS (*rear side*) apresentou maior quantidade de resíduo carbonizado do que a região entre as direções ATS e FS (*front side*). Interessante notar que as válvulas de admissão encontram-se entre as direções TS e RS e as de exaustão entre as direções ATS e FS. Além disso, as válvulas de admissão apresentaram visivelmente quantidade maior de resíduo carbonizado do que as válvulas de exaustão. Inferiu-se, portanto, que as temperaturas mais baixas associadas às válvulas de admissão foram responsáveis pelo maior acúmulo de resíduo carbonizado entre as direções TS e RS do cilindro.

Devido à dinâmica do pistão, as direções TS e ATS apresentam condições de operação consideravelmente distintas, porém as direções FS e RS apresentam condições similares em termos de pressão aplicada pelo pistão ao cilindro. Como o RS do cilindro apresentou maior ocorrência de resíduo carbonizado na ICC do que o FS,

Figura 74 – Regiões internas das direções TS e ATS das camisas do motor *flex-fuel*

espera-se verificar a contribuição do material carbonizado na ocorrência de riscos verticais de abrasão no cilindro por meio da comparação via microscopia eletrônica de varredura entre o FS e o RS do cilindro.

Dentre todas as camisas do motor *flex-fuel*, a camisa 1 foi selecionada para análise mais detalhada. Para tanto, ela foi particionada utilizando um cut-off para

posterior análise via microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica com feixe de íon focalizado (FIB), espectroscopia Raman e microscopia óptica. A Figura 75 mostra a direção ATS do cilindro 1.

Figura 75 – Direção ATS do cilindro 1 do motor *flex-fuel*

4.2.2. Análise microscópica

Nesta seção, serão apresentados inicialmente os principais mecanismos de desgaste observados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Posteriormente, será feita uma análise mais detalhada do *front side* (FS) do cilindro, de modo a verificar as alterações superficiais decorrentes do desgaste para diferentes alturas do cilindro. Finalmente, será feita uma comparação entre os mecanismos de desgaste presentes nas diferentes direções do cilindro. Deste modo, será possível associar melhor a dinâmica do motor com os mecanismos de desgaste atuantes.

4.2.2.1. Principais mecanismos de desgaste observados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Com o propósito de analisar regiões representativas do cilindro 1, efetuou-se sua análise via microscopia eletrônica de varredura em quatro ângulos diferentes (TS, RS, ATS e FS) e sete profundidades (3,0 mm; 6,5 mm; 10,0 mm; 56,0 mm; 91,0 mm; 94,5 mm e 117,0 mm a partir do topo da camisa). As análises foram feitas para

aumentos de 200, 500 e 1.000 vezes. Todas as micrografias foram obtidas via análise do detector de elétrons secundários.

A Figura 76 corresponde ao FS do ponto morto superior do cilindro 1 do motor *flex-fuel*. Nela, nota-se a presença de características que estão presentes em diversas regiões do cilindro, a saber: regiões de platô (PL), sulcos de brunimento (SB), *folded metal* (FM), buracos (B), riscos verticais de abrasão (RV) e pites (P).

Sulcos de brunimento, regiões de platô, buracos e *folded metal* podem ser encontrados em todas as regiões do cilindro, embora a presença da camada de resíduo carbonizado dificulte a observação de algumas destas características na região de interface com a câmara de combustão (ICC). Além disso, todas as regiões da camisa nas quais há contato com os anéis de pistão apresentam riscos verticais de abrasão. Pites foram observados especialmente no ponto morto superior e regiões apresentando arrancamento de material foram encontradas no PMI do TS (vide Figura 77).

Figura 76 – Regiões características presentes na superfície de cilindros de ferro fundido brunido (ponto morto superior do *front side* com aumento original de 1.000x)

Figura 77 – Evidências de arrancamento de material no PMI do *thrust side*

Análise do front side (FS) do cilindro

As Figuras de 78 a 80 mostram as micrografias correspondentes ao *front side* da camisa. As seguintes observações podem ser obtidas a partir de sua análise:

- Riscos verticais de abrasão são mais visíveis para aumentos de 500 e 1.000 vezes (vide Figuras 79c, 79d, 80c e 80d);
- devido ao maior alisamento da topografia no PMI, nota-se que a condição de desgaste mais severo ocorre para esta região do cilindro. Embora o principal mecanismo de desgaste desta região ainda não tenha sido evidenciado, a presença de alguns riscos verticais aponta para a ocorrência de abrasão no PMI (assim como em todo o restante do motor);
- a região não desgastada do cilindro (ND) foi a que apresentou maior quantidade de material dobrado (*folded metal*), indicando que o *folded metal* se forma essencialmente durante a usinagem do cilindro e que sua remoção se dá de forma gradual durante a operação do motor.

Figura 78 – Micrografias do *front side* do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 200x)

Figura 79 – Micrografias do *front side* do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 500x)

Figura 80 – Micrografias do *front side* do cilindro 1 para diferentes alturas (aumento original de 1.000x)

As Figuras 79a e 80a permitem a visualização de regiões da interface com a câmara de combustão que se assemelham a trincas da camada de resíduo carbonizado. Contudo, a Figura 81 mostra que tais regiões são veios de grafita. Nestas

regiões, provavelmente houve corrosão da matriz metálica que recobria as grafitas, de modo a expô-las. O espectro de composição química obtido por EDS encontra-se apresentado na Figura 82a. A fim de comparação, obteve-se também o espectro de composição química para a região não desgastada do cilindro (Figura 82b). A Tabela 5 apresenta o percentual (em massa) de cada elemento químico analisado nas regiões de ICC e ND. Os tempos de aquisição para obtenção dos espectros foi de 33 min. Embora os valores percentuais de carbono sejam meramente orientativos, nota-se que a região de ICC apresenta maior concentração de oxigênio (devido à oxidação da superfície do cilindro) e de carbono (devido à exposição de veios de grafita resultantes da corrosão da matriz metálica), além de cálcio (elemento proveniente do detergente presente no óleo lubrificante).

Figura 81 – Imagens de elétrons secundários e retroespalhados da ICC e mapa de composições obtido por EDS

(a) Região de interface com a câmara de combustão (ICC)

(b) Região não desgastada do cilindro (ND)

Figura 82 – Espectros de composição química obtidos por EDS para as regiões (a) ICC e (b) ND

Tabela 5 – Composição química obtida por EDS para as regiões ICC e ND (percentual em massa)

Região	C	O	Si	P	S	Ca	Cr	Mn	Fe
ICC	17,04	15,24	2,45	0,44	0,18	0,40	0,42	0,68	63,14
ND	7,62	0,63	2,27	0,08	0,04	0,05	0,35	0,77	88,19

A Figura 83 mostra uma imagem da região de interface com a câmara de combustão em maiores detalhes. Nela, notam-se regiões em destaque nas quais a corrosão foi mais pronunciada e lamelas de perlita tornaram-se visíveis.

Comparação entre as quatro direções do cilindro

As Figuras de 84 a 90 apresentam micrografias de regiões correspondentes às mesmas alturas da camisa, mas para diferentes ângulos. Um aumento de 500x foi

utilizado nas análises. Todas as micrografias podem ser visualizadas em tamanho maior no Apêndice A.

Figura 83 – Região da ICC com indícios de corrosão

Figura 84 – Micrografias para profundidade de 3,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 85 – Micrografias para profundidade de 6,5 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 86 – Micrografias para profundidade de 10,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 87 – Micrografias para profundidade de 56,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 88 – Micrografias para profundidade de 91,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 89 – Micrografias para profundidade de 94,5 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Figura 90 – Micrografias para profundidade de 117,0 mm do cilindro 1 e diferentes ângulos (aumento original de 500x)

Analisando as micrografias presentes nas figuras numeradas de 84 a 90, pode-se verificar que:

- Com exceção da região de ICC, não se observaram veios de grafita na superfície do cilindro;
- verificou-se que o desgaste provocou o alisamento da topografia (diminuição da rugosidade);
- a região de interface com a câmara de combustão apresentou características relativamente semelhantes para diferentes ângulos¹⁰, sendo que foram observados veios de grafita em todas as direções do cilindro (vide Figura 84);
- verificou-se a presença de riscos de abrasão na região de curso do pistão;
- o TS do PMI apresentou indícios de arrancamento de material (Figura 88);
- pites foram observados especialmente no ponto morto superior;
- observou-se a presença de *folded metal* tanto na região de platô quanto recobrimdo sulcos de brunimento;
- o PMI apresentou maior alisamento do platô, indicando desgaste mais acentuado nesta região do cilindro. Verificou-se ainda que grande parte dos sulcos de brunimento do PMI desapareceu (vide Figura 88). Interessante ressaltar que o desaparecimento dos sulcos não está relacionado apenas ao seu recobrimento por *debris* ou ao desgaste completo da superfície até profundidades correspondentes à região mais baixa dos sulcos. A Figura 91 indica que alguns sulcos de brunimento com pouca profundidade (especialmente aqueles que já estejam quase desaparecendo) podem ser recobertos definitivamente por material deformado plasticamente (*folded metal*). Portanto, o *folded metal* no interior de sulcos de brunimento pode ser tanto responsável pela intensificação de riscos verticais de abrasão (caso sulcos profundos sejam recobertos e a espessura da parede do *folded metal* seja suficientemente pequena a ponto de romper e se tornar um

¹⁰ Embora as análises de microscopia eletrônica de varredura tenham indicado grande semelhança entre as regiões de ICC dos diferentes ângulos do cilindro, análises macroscópicas indicaram maior concentração de depósitos de combustão nas direções TS e RS (vide tópico 4.2.1.2).

debris) quanto pelo recobrimento completo destes sulcos (caso o *folded metal* recubra em definitivo sulcos pouco profundos);

Figura 91 – Ocorrência de *folded metal* recobrindo completamente sulcos de brunimento

- a região não desgastada foi a que apresentou maior quantidade de *folded metal*, indicando que este tipo de defeito se forma essencialmente durante a usinagem do cilindro e que sua remoção se dá de forma gradual durante a operação do motor;
- verificou-se a ocorrência de poucos riscos verticais na direção ATS da região não desgastada do cilindro (vide Figura 90). Tal ocorrência deve estar relacionada à dinâmica do pistão, sendo resultado de sua batida da saia;
- nas posições em que há reversão do pistão (extremidades do PMS e do PMI) verificou-se a presença de riscos de abrasão em formato de “U” e “∩” (vide Figura 92). Este pode ser um sinal da rotação dos anéis.

4.2.2.2. Desgaste por abrasão

Os resultados apresentados nos tópicos anteriores indicam que a abrasão é um mecanismo de desgaste importante em cilindros de motores. Contudo, sabe-se que diferentes abrasivos podem estar presentes no tribossistema anel/cilindro, tais como: poeira, resíduo carbonizado e *debris* de desgaste [163, 173]. Além disso, o próprio anel pode causar abrasão a dois corpos, devido à sua elevada dureza [280, 281]. Segundo Andersson [8], a abrasão a dois corpos é o principal mecanismo de desgaste

responsável pelo *running-in*, sendo esta, resultado das interações entre asperezas dos anéis e do cilindro.

Figura 92 – Riscos de abrasão em formato de “U” no PMI do RS

Nas próximas duas seções o desgaste por abrasão a dois e três corpos será estudado em maiores detalhes.

Abrasão a dois corpos: Dureza relativa entre as superfícies dos anéis e do cilindro

A dureza relativa entre os pares atritantes é de grande importância para o desgaste abrasivo. Hutchings [28] afirma que, para abrasão a dois corpos, quando a razão de dureza entre o material desgastado (substrato) e o abrasivo é superior a 0,8 ($H_s/H_a > 0,8$), tem-se abrasão moderada (“*soft abrasion*”) e há tendência ao embotamento (cegamento) das asperezas da superfície mais dura. Já para $H_s/H_a < 0,8$ tem-se abrasão severa (“*hard abrasion*”), de modo que as partículas abrasivas ou protuberâncias da superfície mais dura tendem a indentar e/ou riscar a superfície mais mole.

Os anéis de segundo e terceiro canaletes são fabricados em ferro fundido cinzento sem qualquer tipo de recobrimento (vide microestruturas nas Figuras 93 e 94). O anel de primeiro canaleta, por outro lado, é fabricado em ferro fundido nodular

com revestimento de cromo cerâmico (vide tópico 4.2.2.5 para mais detalhes sobre este recobrimento). Deste modo, este deve ser o anel que mais contribui para a ocorrência de abrasão a dois corpos.

Figura 93 – Microestrutura do anel de segundo canaleta

Figura 94 – Microestrutura do anel de terceiro canaleta

Foram realizadas medições de microdureza na superfície brunida do cilindro e nas faces dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes. O cilindro foi analisado em suas regiões de ponto morto superior (PMS), meio de curso (MC), ponto morto inferior (PMI) do *thrust side* e na região não desgastada do cilindro (ND), localizada logo abaixo do PMI. Deste modo, foram analisadas regiões do cilindro com níveis de desgaste elevados (*thrust side* do PMI), moderados (PMS), baixos (MC) e nulos (ND). As medições de microdureza foram realizadas para carga de 25 g (245,2 mN) e, ao todo, foram feitas 30 medições para cada amostra. Devido à grande dispersão dos resultados, optou-se por apresentar os resultados em um boxplot¹¹ (vide Figura 95).

¹¹ Sendo a mediana menos afetada por valores extremos do que a média, ela pode representar mais eficientemente fenômenos em que se há grande dispersão de resultados. Por essa razão, os valores de dureza foram apresentados em um diagrama de caixa (boxplot).

Figura 95 – Microdureza da superfície de anéis e cilindro para carga de 25 g (245,2 mN)

Analisando a Figura 95, nota-se que diferentes regiões do cilindro apresentam durezas semelhantes. A análise de Tukey [282] indicou que apenas a dureza da superfície do anel de primeiro canaleta difere significativamente das demais para 95% de confiança (vide Figura 96).

Figura 96 – Análise de Tukey para dureza superficial de anéis e cilindro

A razão de dureza entre cilindro (substrato) e anel (abrasivo) (H_s/H_a) é de 1,0 para os anéis de segundo e terceiro canaletes e de 0,4 para o anel de primeiro

canalete. A Figura 97 apresenta um diagrama esquemático do efeito da razão de dureza em função da taxa desgaste do corpo mais mole. Devido à elevada dureza do anel de primeiro canaleta, nota-se elevada tendência à ocorrência de abrasão severa no tribossistema anel/cilindro.

Figura 97 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza na taxa de desgaste (adaptado de [15])

A Figura 98 apresenta um diagrama esquemático com a transição entre regimes moderado e severo para materiais homogêneo e não homogêneo de igual dureza. Note que o material não homogêneo apresenta transição menos abrupta entre os diferentes regimes de desgaste. O ferro fundido do cilindro analisado apresenta, além da matriz perlítica, veios de grafita e steadita. Deste modo, seu comportamento deve se assemelhar mais ao do material não homogêneo apresentado na Figura 98. Importante ressaltar que, embora a Figura 98 seja apenas esquemática, Pintaúde et al. [283] estudaram a transição entre regimes moderado e severo para ligas ferrosas com diferentes níveis de heterogeneidade.

Figura 98 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza no desgaste abrasivo de materiais homogêneo e não homogêneo (adaptado de [11])

Abrasão a três corpos: Contribuição de depósitos resultantes do processo de combustão sobre o desgaste por abrasão

Conforme relatado anteriormente, a literatura indica que os principais responsáveis pelo desgaste abrasivo em cilindros de motores são: poeira, resíduo carbonizado e *debris* de desgaste [163, 173]. A fim de verificar a contribuição de depósitos resultantes do processo de combustão sobre o desgaste por abrasão total nos cilindros do motor *flex-fuel* analisado, compararam-se o *rear side* (RS) e o *front side* (FS) do cilindro.

Como o RS do cilindro apresentou maior ocorrência de resíduo carbonizado na ICC do que o FS e ambos apresentam condições de operação relativamente similares (em termos de dinâmica do pistão), efetuou-se uma análise mais detalhada do PMS do RS e do FS de modo a compará-los em termos de riscos verticais de abrasão. Caso o RS apresente mais indícios de abrasão do que o FS, este pode ser um indicativo de que resíduos carbonizados contribuíram significativamente para o processo de desgaste por abrasão do motor *flex-fuel*.

Visando permitir a análise de regiões representativas do cilindro com uma resolução aceitável (possibilitando, assim, a visualização dos riscos axiais de abrasão),

Front side

Rear side

Figura 99 – Micrografias para profundidade de 10,0 mm (PMS) do cilindro 1 para as direções FS e RS (aumento original de 500x)

foi feita a união (*stitching*) de três imagens de microscopia eletrônica de varredura. A Figura 99 apresenta os resultados obtidos. Analisando as figuras não foi possível detectar nenhuma diferença significativa entre o PMS do FS e do RS em termos de riscos verticais de abrasão. Portanto, há indícios de que os depósitos resultantes do processo de combustão não tenham sido os principais responsáveis pelo desgaste abrasivo no motor *flex-fuel*.

Embora o presente trabalho não tenha se proposto a analisar mecanismos de desgaste em motores *heavy-duty* diesel, a literatura indica que resíduos de combustão são mais frequentes nestes tipos de motores do que naqueles que operem em ciclo Otto [284, 285]. Talvez este seja um dos motivos responsáveis pela grande semelhança entre o PMS do FS e do RS em termos de riscos verticais de abrasão. Além disso, os cilindros do motor *flex-fuel* analisado possuem brunimento do tipo *standard honing*. Isso significa este tipo de brunimento resulta em grande quantidade de picos que são removidos durante o período de amaciamento do motor. Portanto, há evidências de que resíduos de combustão não tenham contribuído significativamente para o desgaste abrasivo dos cilindros do motor *flex-fuel* analisado.

Como se verá adiante (vide tópico 4.5.2), a região do cilindro do motor *flex-fuel* que apresentou maior desgaste foi o ponto morto inferior. Mais especificamente, trata-se de uma região do cilindro que não entra em contato com o anel de primeiro canaleta. Como este anel é aquele que deve contribuir mais significativamente para o desgaste por abrasão a dois corpos, conclui-se que *debris* de desgaste devem ter contribuído mais para o desgaste abrasivo do tribossistema do que a abrasão a dois corpos resultante da elevada dureza do anel de primeiro canaleta.

4.2.2.3. Desgaste por fadiga de contato

Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A Figura 100 mostra regiões nas quais houve lascamento de material. Além do lascamento no TS do PMI, esta forma de remoção de material também foi observada na região não desgastada (logo abaixo do PMI) da mesma direção do cilindro. Neale [164] observou condições de arrancamento de material similares às encontradas no

presente trabalho (vide Figura 37), associando esta forma de remoção de material ao mecanismo de desgaste por corrosão.

Figura 100 – Regiões da camisa com lascamento de material

A literatura alerta quanto à maior ocorrência de desgaste corrosivo no PMS [52, 163]. O presente trabalho confirma esta observação, de modo que pites de corrosão foram observados especialmente no PMS do cilindro. Porém, o arrancamento de material não foi observado em regiões nas quais o desgaste por corrosão foi mais intenso. Com isso, há indícios de que a corrosão não tenha sido o principal mecanismo de desgaste responsável pelo arrancamento de material observado na Figura 100.

Nas regiões nas quais houve o lascamento de material, verificou-se a presença de perlita e, eventualmente, de cavidades nas quais anteriormente havia veios de grafita (vide Figura 100). Isso pode reforçar a hipótese de que os veios de grafita lamelar atuem como sítios de nucleação de trincas (vide Figura 101). Acredita-se, portanto, que a nucleação e a propagação de tais trincas estejam associadas ao próprio carregamento/descarregamento da superfície do cilindro (devido ao contato cíclico com os anéis do pistão, às oscilações do processo de combustão e à batida de saia do pistão), caracterizando assim o fenômeno de fadiga de contato.

Figura 101 – Esquema para desgaste por fadiga de contato em cilindro de bloco de motor de combustão interna [52]

Ao redor de algumas regiões nas quais houve lascamento de material, foram observadas regiões menores com pequenas cavidades (vide Figura 100). Comparando as dimensões das cavidades resultantes de fratura por fadiga com resultados da literatura [286-288], constatou-se que as regiões menores correspondem a pites, enquanto as maiores são *peels*. O fato de tais características também terem sido observadas abaixo do PMI (na região do cilindro na qual não há contato com os anéis do pistão), dá indícios de que o arrancamento de material deva-se à batida de saia do pistão, especialmente no TS do cilindro.

Como o arrancamento de material observado no TS do PMI deve ser resultado de falha por fadiga de contato, aplicações de ferro fundido em blocos de motores e camisas de cilindro devem exigir, além da resistência mecânica, elevado índice de tenacidade à fratura [289].

Fez-se uma análise mais detalhada de regiões que apresentaram lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga. A Figura 102 apresenta uma região com aproximadamente 10 μm de diâmetro (região 1) e outra com tamanho aproximadamente 10 vezes maior (região 2). Além disso, a segunda região apresentou não apenas a fratura da perlita, mas também de veios de grafita. Levantou-se, portanto, a hipótese de que o efeito intensificador de tensões dos veios de grafita houvesse sido responsável pelo arrancamento de uma porção maior de material na região 2. Esta hipótese foi mais bem avaliada no tópico a seguir, no qual estas duas regiões foram analisadas por meio da técnica de feixe de íon focalizado (FIB).

(a) Região 1

(b) Região 2

Figura 102 – Imagens de MEV de regiões do cilindro que apresentaram lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga

Como alguns autores afirmam que bordas de células eutéticas também atuam como concentradores de tensão [150, 151], verificou-se a possibilidade de os arrancamentos de material descritos na Figura 102 terem sido resultantes do destacamento destas células eutéticas. Para isso, comparou-se o diâmetro das células eutéticas do cilindro com o tamanho das regiões com lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga¹². Fez-se também distinção entre regiões pequenas (como a região 1 da Figura 102), nas quais não se verificou a fratura de veios de grafita, e regiões grandes (como a região 2 da Figura 102), nas quais se observou a fratura de grafitas.

¹² A análise detalhada do diâmetro de células eutéticas encontra-se apresentada no tópico 4.1.2.

A Figura 103 apresenta medições de duas regiões nas quais se verificou lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga, sendo que na primeira (Figura 103a) não houve fratura de veios de grafita e na segunda (Figura 103b) houve. O tamanho das regiões foi obtido por meio da média de duas medições feitas em direções ortogonais.

(a) Região com destacamento de material e sem fratura de veios de grafita

(b) Região com destacamento de material e com fratura de veios de grafita

Figura 103 – Medições de regiões nas quais se verificou lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga

A Figura 104 apresenta os histogramas correspondentes aos diâmetros das células eutéticas e das regiões com lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga. Ao todo, 40 medições foram necessárias para a elaboração de cada histograma correspondente ao diâmetro médio das regiões com lascamento de material. Para a confecção do histograma do diâmetro das células eutéticas, 60 medições foram efetuadas. Analisando a Figura 104, pode-se constatar que as regiões com lascamento de material são significativamente menores do que as células eutéticas. Portanto, tais regiões não devem corresponder ao destacamento completo de células eutéticas (embora elas possam resultar do destacamento de calotas destas células eutéticas).

As Figuras 100, 102b e 103b indicam que as regiões em que houve lascamento de grande quantia de material ocasionado por fratura por fadiga também apresentaram cavidades de veios de grafita. Isso ocorre, pois a estrutura da grafita apresenta papel fundamental no processo de fratura de ferros fundidos cinzentos [144]. Segundo a literatura, quando as trincas crescem no interior de células eutéticas, elas geralmente seguem o esqueleto das grafitas [144], se propagando preferencialmente na interface entre grafita e matriz [290]. Isto está de acordo com o modelo apresentado na Figura 105. Na Figura, nota-se que as trincas conectam veios de grafita vizinhos, promovendo a fratura por fadiga do material. A Figura também ressalta o fato de que a fratura dos veios de grafita resulta na deposição de um tribofilme de grafita na superfície fraturada.

Análise por feixe de íon focalizado (FIB)

As duas regiões apresentadas na Figura 102 foram selecionadas para análise via feixe de íon focalizado (FIB). Conforme relatado no tópico anterior, apenas a região 2 da Figura apresentou a fratura de veios de grafita. A Figura 106 apresenta duas imagens referentes à região 1, a saber: (a) a superfície do cilindro antes de ser feita a cavidade e (b) a superfície do cilindro após ser feita a cavidade e rotacionada de 52°. ¹³ Nas imagens, acrescentou-se também uma linha horizontal correspondente à posição da camada depositada de platina e linhas verticais tracejadas, que delimitam 3 regiões

¹³ De modo a possibilitar boa visualização tanto da microestrutura da seção transversal quanto da região externa à cavidade da Figura 106b, fez-se uma imagem híbrida (montagem) utilizando imagens obtidas pelo feixe de íons de gálio do FIB e pelo feixe de elétrons secundários do MEV. O método para obtenção desta imagem híbrida será descrito em maiores detalhes na seção 4.3.1.

(A, B e C), onde a perlita pode ser visualizada apenas na região B da Figura 106a. Por meio da interseção das linhas horizontais com as linhas tracejadas verticais pode-se analisar a mesma região em cada uma das Figuras.

Figura 104 – Histogramas de diâmetro médio de regiões com lascamento de material e de células eutéticas

(a) Propagação de trincas acompanhando o esqueleto das grafitas

(b) Lascamento de material

Figura 105 – Esquema para desgaste por fadiga de contato em cilindro de bloco de motor de combustão interna considerando interação entre veios de grafita

Seguindo este procedimento, pode-se notar que a cementita permanece em alto relevo na região B (tornando possível a visualização da perlita nesta região da Figura 106a). A Figura 107 apresenta a microestrutura da seção transversal da região fraturada em maior aumento, permitindo verificar que a maioria das lamelas de cementita não chega à superfície nas regiões A e C.

Figura 106 – Imagens de MEV e FIB referentes à região do PMI na qual houve arrancamento de material: (a) Imagem de MEV da superfície brunida antes da criação da cavidade; (b) Imagem de FIB da seção transversal da superfície

Figura 107 – Zoom em seção transversal de região do PMI com arrancamento de material (com destaque para regiões recristalizadas)

A técnica de feixe de íon focalizado (FIB) permite evidenciar contrastes de orientação cristalina, possibilitando a visualização de diferentes grãos, mesmo sem ataque químico [291]. Assim, a Figura 107 também permite a identificação de regiões recristalizadas, localizadas principalmente à direita e à esquerda da região fraturada. Note que estas regiões apresentam grãos de ferrita menores do que regiões mais distantes da superfície do cilindro, sendo que a dimensão dos novos grãos é, em geral, da ordem de nanômetros.

Sabe-se que o potencial termodinâmico da recristalização é a energia armazenada na forma de defeitos cristalinos, como discordâncias [292]. Assim, é razoável supor que as regiões recristalizadas sejam aquelas que tenham sido submetidas aos maiores níveis de deformação. Se tais regiões foram sujeitas à deformação plástica e suas vizinhanças sofreram apenas deformação elástica, então as regiões não recristalizadas devem estar sujeitas a um campo de tensões residuais trativas, enquanto que as regiões recristalizadas devem possuir tensões residuais

compressivas. Analisando a Figura 107, nota-se que a região recristalizada e nanocristalina localizada à esquerda da região fraturada aparentemente se prolonga até a região A, porém não chega à região B. Este pode ser um indício de que a fratura da região B ocorre por meio da propagação de trincas na interface perlita não deformada/perlita deformada. O campo de tensões residuais relatado previamente pode ter sido responsável pela fratura do material nesta região de transição.

A Figura 108 mostra a região 2, na qual houve arrancamento de perlita e de veios de grafita. Na região em que foi feita a deposição da camada de platina, nota-se a presença de duas cavidades, sendo que na da esquerda tem-se a região na qual um veio de grafita foi totalmente removido (até a profundidade observável pela técnica de FIB) e na da direita tem-se um veio de grafita que foi parcialmente removido.

Figura 108 – Região 2 do PMI na qual houve arrancamento de material: Imagem de MEV da vista de topo (esquerda); zoom na vista de topo com destaque para a região na qual posteriormente foi feita a deposição da camada de platina (superior direita); seção transversal (inferior direita)

A Figura 109 mostra a micrografia obtida pelo feixe de íons com maior aumento. Nela, nota-se a extrusão (ou eventual quebra) de um veio de grafita ocorrendo em camadas, sendo que as camadas no centro da grafita escorregam mais facilmente do que aquelas localizadas nas suas bordas. Possivelmente, isso se deva ao menor coeficiente de atrito do par tribológico grafita/grafita em relação ao par grafita/perlita. Quanto ao dobramento das camadas de grafita, acredita-se que isso se deve apenas à deposição da camada de platina (ou de algum outro material) sobre as finas lamelas de grafita. As camadas de grafita da Figura 109 possuem espessura entre 200 e 300 nm e são mais finas nas extremidades. Na Figura 109, nota-se também cementita em alto-relevo na região destacada em branco. Nas regiões destacadas em vermelho, algo similar acontece, porém verifica-se uma possível deposição de platina sobre a perlita (indicado pelas setas).

Figura 109 – Zoom na seção transversal da Região 2, na qual houve arrancamento de grande quantidade de material

Modelo associado ao desgaste por fadiga de contato

Com base nos resultados apresentados na seção 4.2.2.3, pode-se notar que o modelo de desgaste por fadiga de contato apresentado na Figura 101 é bastante simplificado. Assim, acredita-se que o desgaste por fadiga em cilindros de motores possa ser descrito em maiores detalhes por meio da seguinte sequência de eventos:

- (i) Desgaste inicial da superfície do cilindro (envolvendo componentes de deslizamento e/ou impacto);
- (ii) deformação plástica de uma camada do cilindro com espessura da ordem de nanômetros ou poucos micrometros;
- (iii) formação de uma camada recristalizada e nanocristalina próxima à superfície do cilindro;
- (iv) surgimento de um campo concentrador de tensões na interface matriz recristalizada/não recristalizada;
- (v) nucleação e propagação de trincas, ambas influenciadas pela estrutura das grafitas e pela interface ferrita recristalizada/ferrita não recristalizada;
- (vi) lascamento de material ocasionado por fratura por fadiga.

4.2.2.4. Desgaste por reações triboquímicas

Qualidade do combustível, temperatura das galerias de água, ciclo *stop and go* e vazamento de fluido de refrigeração no interior dos cilindros são alguns fatores que podem estar fortemente relacionados com o desgaste por reações triboquímicas [1]. Além disso, motores *flex-fuel* ainda contam com a presença do etanol, que pode contribuir com a intensificação da diluição de água no lubrificante, especialmente no caso de partidas a frio [176]. Como resultado, conforme relatado anteriormente, a superfície do cilindro pode apresentar pites de corrosão e/ou aspecto manchado [1].

Na seção 4.2.2.1 verificou-se a presença de pites de corrosão na região de ponto morto superior do cilindro. Deste modo, a presente seção tem por objetivo analisar a composição dos diferentes tipos de óxidos na superfície do cilindro utilizando a técnica de espectroscopia Raman.

Embora a espectroscopia Raman seja uma importante ferramenta na caracterização de óxidos, a técnica se baseia na comparação entre espectros e, muitas vezes, materiais bastante distintos podem apresentar espectros semelhantes. Por este motivo, antes de caracterizar os óxidos por espectroscopia Raman, optou-se por simular a formação de óxidos na superfície do cilindro. Deste modo, pôde-se utilizar posteriormente a técnica de espectroscopia Raman para investigar apenas a presença de óxidos termodinamicamente estáveis.

Simulação da formação de óxidos na superfície do cilindro

Antes de simular a composição dos filmes de óxidos, foi necessário estimar a temperatura de contato entre as superfícies do cilindro e o anel de primeiro canaleta. Para tanto, foram utilizadas as equações de Jaeger (vide item 3.1.2). O diagrama de pressão na câmara de combustão em função do ângulo do girabrequim, apresentado na Figura 110, foi utilizado para estimar a pressão de contato entre anel e cilindro. Para isso, assumiu-se que a pressão na região anterior do anel de primeiro canaleta seja igual à pressão na câmara de combustão.

Figura 110 – Diagrama de pressão na câmara de combustão em função do ângulo do girabrequim para as fases de compressão e ignição do motor *flex-fuel* (1.300 rpm) [293]

A Figura 111 apresenta temperaturas de contato estimadas para os pontos mortos superior e inferior (0° e 180°, respectivamente). Embora as fórmulas de Jaeger

não sejam aplicáveis para estimativa de temperatura de contato para regime de lubrificação hidrodinâmico, optou-se por acrescentar uma linha tracejada no gráfico de modo a indicar que a temperatura no meio de curso do pistão tende a diminuir quando filmes de óleo relativamente espessos previnem o contato metálico.

Figura 111 – Temperatura de contato no cilindro durante para a fase de ignição do motor *flex-fuel* (1.300 rpm)

Nota-se que a superfície do cilindro está localmente sujeita a temperaturas entre, aproximadamente, 200°C e 700°C. Ressalta-se que temperaturas locais superiores a 750°C foram observadas por Lacey e Stockwell [294] em cilindros de motores.

A fim de analisar simplificadamente os principais óxidos de ferro para temperaturas características dos pontos mortos superior e inferior, o software FactSage 7.0 foi utilizado na estimativa da composição dos óxidos para 200 °C e 700°C considerando apenas a presença dos elementos ferro e oxigênio. Analisando a Figura 112, nota-se que para 700°C a wüstita (FeO) predomina em atmosferas redutoras, enquanto a formação de hematita (Fe₂O₃) é favorecida em atmosferas oxidantes. Em condições intermediárias, há a formação do óxido magnetita (Fe₃O₄). No diagrama correspondente à temperatura de 200°C não se verifica a presença de wüstita, uma vez que ela é termodinamicamente instável abaixo de 570°C [295].

Figura 112 – Simulação de formação de óxidos para ferro em diferentes concentrações de oxigênio

A Figura 113 apresenta a simulação da formação de óxidos para a liga da camisa do motor *flex-fuel* analisado. O ferro encontra-se apresentado com marcador circular, os principais óxidos de ferro encontram-se com marcadores quadrados, óxidos de ferro com outros elementos de liga encontram-se com marcadores triangulares e óxidos de elementos de liga encontram-se com marcadores losangulares. Nota-se que os óxidos presentes em maior quantidade são os de ferro. Há também uma quantia sempre inferior a 20% de faialite (Fe_2SiO_4) – que apresenta dureza próxima à da hematita [296] – e teores de sílica (SiO_2) inferiores a 4%.

Os modelos de Jaeger [262] e Archard [297] para cálculo de temperatura *flash* em caso de deslizamento em elevadas velocidades indicam que a temperatura *flash* depende da área real de contato. Como as reações triboquímicas na região de interface do tribossistema estão estreitamente relacionadas com a temperatura de contato, pode-se inferir que a formação de óxidos e tribofilmes depende da área real de contato entre corpo e contra-corpo.

Sabe-se também que a área real de contato no tribossistema pode variar substancialmente alterando-se o acabamento superficial da superfície, as propriedades do material na temperatura de trabalho e as pressões de contato [298, 299]. Portanto, pode-se inferir que fatores como topografia, propriedades mecânicas e pressões de contato estejam entre os principais responsáveis pela formação de óxidos e tribofilmes em cilindros de motores de combustão interna.

Figura 113 – Simulação de formação de óxidos para liga da camisa do motor *flex-fuel*

Acrescenta-se também que, embora modelos para cálculo de temperatura *flash* frequentemente não apresentem estimativas precisas [300, 301], eles podem ser utilizados para indicar tendências e, conforme se observa nas Figuras 110 e 111, maiores pressões e temperaturas de contato ocorrem nas proximidades do ponto morto superior (PMS). Esta foi exatamente a região do cilindro que apresentou maior concentração de pites de corrosão (vide item 4.2.2.1), sugerindo que a oxidação tenha ocorrido preferencialmente para condições nas quais há maiores pressões e temperaturas de contato.

Caracterização de óxidos e tribofilmes via espectroscopia Raman

Como cada região do cilindro está sujeita a condições específicas de temperatura, carga e velocidade em relação aos anéis de pistão, é possível que diferentes regiões de um mesmo cilindro apresentem formação de diferentes tipos de óxido. A técnica de espectroscopia Raman foi utilizada no estudo da composição dos óxidos formados na superfície do cilindro do motor *flex-fuel*.

A superfície do cilindro foi analisada nas regiões de interface com a câmara de combustão (ICC), ponto morto superior (PMS), meio de curso (MC), ponto morto inferior (PMI) e região não desgastada (ND), localizada abaixo do PMI. Todas as regiões do cilindro correspondem ao seu *thrust side*.

Como as amostras podem apresentar depósitos de carbono e/ou tribofilme de grafita, fez-se também a análise do espectro de frequências de veios de grafita. Para isso, fez-se o polimento da seção transversal do cilindro, de modo possibilitar a caracterização da grafita via espectroscopia Raman. A fim de comparação, a Figura 114 também apresenta os espectros Raman de grafitas vermiculares e nodulares. Note que todos os espectros apresentaram os picos D, G e D'. A relação I_D/I_G – que é diretamente proporcional ao nível de desordem e inversamente proporcional ao tamanho dos cristalitos e ao grau de grafitização [227, 228] – foi de 0,24, 0,64 e 0,58 para as grafitas lamelares, vermiculares e nodulares, respectivamente.

Figura 114 – Espectros Raman de grafitas lamelares, vermiculares e nodulares

A Figura 115 mostra a comparação entre os espectros Raman da grafita lamelar e do tribofilme de grafita. Note que o espectro Raman do tribofilme de grafita apresenta os picos D e G ligeiramente mais afastados entre si do que os picos do veio de grafita. Além disso, conforme citado anteriormente, o tribofilme de grafita apresenta um pico centrado em aproximadamente 1.430 cm^{-1} que pode estar associado à adsorção química de hidrogênio (ligação C-H) [231-233].

Figura 115 – Espectros Raman de grafita e de tribofilme de grafita

Antes de apresentar os resultados sobre a caracterização de óxidos e tribofilmes, deve-se ressaltar que a oxidação da superfície do cilindro pode ter ocorrido durante ou após a operação do motor. Caso a oxidação tenha ocorrido após o teste em veículo, ela deve ter sido resultado da corrosão por intempéries. Sabe-se que os principais produtos de corrosão formados em superfícies ferrosas são os oxi-hidróxidos goethita e lepidocrocita [302-313]. A Figura 116 apresenta os espectros Raman para os referidos produtos de corrosão. Por comparação de espectros, não se constatou a presença dos oxi-hidróxidos goethita e lepidocrocita na superfície do cilindro do motor *flex-fuel* (vide Figuras 119, 122, 123, 126, 129 e 132). Deste modo, é razoável supor que os óxidos presentes na superfície do cilindro tenham se formado predominantemente durante a operação do motor.

Figura 116 – Espectros Raman dos oxi-hidróxidos goethita e lepidocrocita

A Figura 117 corresponde à análise de microscopia óptica com 10x de aumento de uma região localizada na região de interface com a câmara de combustão (ICC). Três regiões características da região de ICC foram selecionadas, a saber: região I (branca), região II (cinza) e região III (vermelha). Embora a Figura 117 apresente uma região preta (que também foi circulada), ela simplesmente corresponde a um buraco e não a uma região com um tipo de óxido diferente. Assim, foi feita a análise somente nas regiões numeradas de I a III (vide Figura 118).

Figura 117 – Posições analisadas da região de interface com a câmara de combustão (ICC) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 10x)

(a) Região I (branca)

(b) Região II (cinza)

(c) Região III (vermelha)

Figura 118 – Posições analisadas da região de interface com a câmara de combustão (ICC) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 100x)

A Figura 119 mostra o espectro Raman para as três regiões selecionadas da ICC. Como as superfícies foram estudadas para uma ampla faixa de frequências e os picos para ligações C-C costumam ser consideravelmente maiores do que os picos para frequências mais baixas, os gráficos correspondentes ao espectro Raman foram divididos em duas faixas: de 100 a 1.200 cm^{-1} e de 1.200 a 2.000 cm^{-1} . Caso todas as informações do espectro fossem representadas em um único gráfico, seria difícil enxergar os picos para baixas frequências. Assim, o gráfico para frequências mais baixas (até 1.200 cm^{-1}) possibilita a análise de óxidos de ferro, enquanto o gráfico para frequências superiores a 1.200 cm^{-1} permite a análise de ligações C-C e C-H.

Note que espectro Raman da região de ICC apresenta dois picos para frequências entre 1.200 cm^{-1} e 2.000 cm^{-1} correspondentes aos picos D e G de ligações C-C, além de um pico intermediário para aproximadamente 1.450 cm^{-1} . Na região de ICC nota-se visivelmente a deposição de um material resultante do processo de combustão incompleta (vide Figuras 1, 2, 74 e 75). Assim, os espectros da Figura 119 para frequências superiores a 1.200 cm^{-1} devem estar relacionados à presença de depósitos de carbono. Quanto ao pico centrado em aproximadamente 1.450 cm^{-1} , acredita-se que ele esteja associado à presença de hidrocarbonetos não queimados.

A região III (vermelha) localizada na interface com a câmara de combustão (ICC) também apresentou hematita. Pouca ou nenhuma evidência de ocorrência de magnetita foi encontrada na região de ICC.

As Figuras 120 e 121 mostram regiões de ponto morto superior (PMS) com aumentos de 10 e 100 vezes. Quatro regiões características foram selecionadas, a saber: região I (branca), região II (cinza claro), região III (cinza escuro) e região IV (azul).

Analisando o espectro Raman do PMS (vide Figura 122), não se verifica qualquer indício de formação de hematita. Verifica-se também a formação de tribofilme de grafita e/ou de depósitos de carbono e hidrocarbonetos não queimados em praticamente todas as regiões analisadas. Fracos indícios de formação de magnetita também foram observados nas regiões III e IV. A região branca foi a que menos apresentou indícios de formação de camada de óxido, tribofilme ou de depósito de material resultante da combustão incompleta.

Figura 119 – Espectro Raman numeradas de I a III da ICC

Figura 120 – Posições analisadas do ponto morto superior (PMS) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 10x)

(a) Região I (branca)

(b) Região II (cinza clara)

(c) Região III (cinza escura)

(d) Região IV (azul)

Figura 121 – Posições analisadas do ponto morto superior (PMS) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 100x)

Figura 122 – Espectro Raman numeradas de I a IV do PMS

Embora não tenha sido possível diferenciar o espectro Raman de tribofilmes de grafita do espectro de depósitos de carbono e hidrocarbonetos não queimados resultantes do processo de combustão incompleta, a semelhança entre os espectros

Raman do tribofilme de grafita e da região II do PMS é nítida (vide Figura 123), indicando que ambas as regiões possuem grau de grafitização similar. Deste modo, é possível que o componente presente na região II do PMS possua desempenho tribológico semelhante ao de um tribofilme de grafita.

Figura 123 – Comparação entre espectros Raman do tribofilme de grafita e da região II (cinza claro) do PMS

As Figuras 124 e 125 mostram regiões de meio de curso do cilindro com aumentos de 10 e 100 vezes. Quatro regiões características foram selecionadas, a saber: região I (branca), região II (cinza), região III (vermelha) e região IV (preta).

O espectro Raman da região de meio de curso indicou a presença de hematita nas regiões cinza e preta e magnetita na região vermelha (vide Figura 126). Com exceção da região branca, todas as demais apresentaram tribofilme de carbono (tribofilme de grafita e/ou depósitos de carbono).

As Figuras 127 e 128 mostram regiões de ponto morto inferior (PMI) do cilindro com aumentos de 10 e 100 vezes. Três regiões características foram selecionadas, a saber: região I (branca), região II (cinza) e região III (preta).

Figura 124 – Posições analisadas da região de meio de curso (MC) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 10x)

(a) Região I (branca)

(b) Região II (cinza)

(c) Região III (vermelha)

(d) Região IV (preta)

Figura 125 – Posições analisadas do meio de curso (MC) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 100x)

Figura 126 – Espectro Raman numeradas de I a IV da região de meio de curso

Figura 127 – Posições analisadas do ponto morto inferior (PMI) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 10x)

(a) Região I (branca)

(b) Região II (cinza)

(c) Região III (preta)

Figura 128 – Posições analisadas do ponto morto inferior (PMI) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 100x)

Analisando o espectro Raman da região de ponto morto inferior (vide Figura 129), nota-se a presença de hematita e tribofilme de carbono região preta. Na região cinza observou-se apenas a presença de tribofilme de carbono. Não foram encontrados indícios de formação de magnetita no PMI.

Figura 129 – Espectro Raman numeradas de I a III do PMI

Conforme citado anteriormente, o tipo de óxido formado na superfície de aços e ferros fundidos depende de fatores tais como velocidade de deslizamento e temperatura ambiente, sendo que a hematita (Fe_2O_3) predomina para condições nas quais há velocidades e temperaturas mais baixas do que quando há a formação de magnetita (Fe_3O_4) [28]. Isso explicaria a presença predominante de hematita no PMI, onde as temperaturas no cilindro são mais baixas.

Sabe-se também que, enquanto a magnetita (Fe_3O_4) forma um filme dúctil de baixa tensão de cisalhamento e atua como lubrificante, reduzindo atrito e desgaste, a hematita (Fe_2O_3) é um óxido abrasivo que pode aumentar atrito e desgaste [28, 220]. Como as análises de espectroscopia Raman permitiram a constatação da presença predominante de hematita no PMI, isso poderia explicar o maior desgaste de tal região do cilindro. Assim, embora o PMS apresente condições de contato mais severas (devido à maior pressão exercida pelos anéis de pistão), o PMI pode eventualmente apresentar maior desgaste devido ao tipo de óxido formado em sua superfície.

As Figuras 130 e 131 mostram a região não desgastada (ND) do cilindro para aumentos de 10 e 100 vezes. Quatro regiões características foram selecionadas, a saber: região I (branca), região II (cinza), região III (marrom) e região IV (preta).

Analisando o espectro Raman para a região não desgastada do cilindro (vide Figura 132), nota-se a presença de hematita na região preta e de depósito de carbono e/ou de filme de grafita em todas as regiões analisadas, com exceção da região branca. A região não desgastada do cilindro encontra-se relativamente afastada da zona de combustão do cilindro, de modo que esta é uma região com menor probabilidade de ocorrência de depósitos de carbono. Além disso, a semelhança entre os espectros Raman do tribofilme de grafita e das regiões I, III e IV da região não desgastada do cilindro apresentam indícios de que o processo de brunimento produziu um tribofilme de grafita na superfície do cilindro.

Figura 130 – Posições analisadas da região não desgastada (ND) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 10x)

(a) Região I (branca)

(b) Região II (cinza)

(c) Região III (marrom)

(d) Região IV (preta)

Figura 131 – Posições analisadas da região não desgastada (ND) do cilindro do motor *flex-fuel* (aumento original de 100x)

Figura 132 – Espectro Raman numeradas de I a IV da região não desgastada do cilindro

Visto que a diferenciação entre tribofilmes de grafita e depósitos de carbono pode ser dificultada pela falta de uniformidade dos depósitos resultantes do processo de combustão em cilindros de motores [240] e considerando também que depósitos de carbono podem, inclusive, atuar em certos casos como agentes redutores de atrito

e de desgaste, é possível que seja mais importante caracterizar apropriadamente depósitos de carbono e tribofilmes de grafita, avaliando, por exemplo, seu grau de grafitização, do que diferenciar estes dois tipos de componentes.

A Tabela 6 e a Figura 133 apresentam a relação I_D/I_G para cada região analisada. Conforme citado anteriormente, a relação I_D/I_G é diretamente proporcional ao nível de desordem e inversamente proporcional ao tamanho dos cristaltos e ao grau de grafitização [227-229]. A relação I_D/I_G foi de, aproximadamente, 0,2 para os veios de grafita lamelares e 1,0 para o tribofilme de grafita. Valores intermediários foram observados para a região de interface com a câmara de combustão (ICC). O ponto morto superior (PMS) e a região não desgastada do cilindro (ND) apresentaram grau de grafitização similar ao observado no tribofilme de grafita, enquanto as regiões de ponto morto inferior (PMI) e meio de curso (MC) apresentaram grau de grafitização ligeiramente menor. Desconsiderando-se a região não desgastada do cilindro (na qual, devido à vedação proporcionada pelos anéis de pistão, há efeito significativamente menor de resíduos carbonizados), o grau de grafitização do tribofilme de carbono cresce à medida que se aproxima da face de fogo do cilindro (vide Figura 133). Deste modo, é possível que o maior grau de grafitização de regiões do cilindro mais próximas à face de fogo esteja relacionado à maior presença de resíduo carbonizado e/ou à maior temperatura do cilindro.

Figura 133 – Representação gráfica da relação I_D/I_G para cada região analisada

Tabela 6 – Relação I_D/I_G para cada região analisada

Macrorregião do cilindro	Microrregião	I_D	I_G	I_D/I_G
ICC	I - Branco	1701,5	2193,5	0,78
	II - Cinza	4084,2	4942,9	0,83
	III - Vermelho	3233,2	3625,8	0,89
PMS	I - Branco	-	-	-
	II - Cinza Claro	167,6	153,05	1,10
	III - Cinza Escuro	421,39	438,5	0,96
	IV - Azul	294,43	312,64	0,94
MC	I - Branco	-	-	-
	II - Cinza	375,13	275,09	1,36
	III - Vermelho	142,84	155,91	0,92
	IV - Preto	383,81	301,62	1,27
PMI	I - Branco	-	-	-
	II - Cinza	1016,9	823,23	1,24
	III - Preto	333,02	246,34	1,35
ND	I - Branco	65,713	57,747	1,14
	II - Cinza	23,541	23,588	1,00
	III - Marrom	295,13	291,44	1,01
	IV - Preto	221,17	213,21	1,04
Dados de referência				
Grafita	Lamelar	892,6	3697,2	0,24
	Tribofilme	525,02	518,89	1,01

Apesar da falta de nitidez em alguns picos do espectro Raman – que pode ser justificada pela eventual presença de outros óxidos e/ou depósitos sobre a superfície do cilindro – os seguintes resultados foram obtidos por meio da análise da superfície do cilindro via espectroscopia Raman:

- Em geral, as regiões brancas foram as que apresentaram menor ocorrência de óxidos ou de depósito de material;

- constatou-se a presença de tribofilme de grafita e/ou de depósitos de carbono em praticamente todas as regiões do cilindro;
- verificou-se a presença de ligação C-H especialmente nas regiões de ICC e PMS, porém não se sabe precisamente se tal ligação é proveniente da adsorção química de átomos de hidrogênio à grafita ou de hidrocarbonetos não queimados. Uma vez que as regiões de ICC e PMS são as mais próximas da face de fogo, acredita-se que a ligação C-H seja resultante da presença de hidrocarbonetos não queimados;
- encontraram-se indícios de que o processo de brunimento produz um tribofilme de grafita na superfície do cilindro que pode se renovar durante o processo de desgaste, tal qual apresentado pela literatura [28, 222, 223];
- com exceção do PMS, todas as demais regiões do cilindro apresentaram indícios de formação de hematita;
- há indícios de formação de magnetita nas regiões de PMS e MC do pistão;
- a taxa de desgaste de cada região do cilindro deve estar fortemente correlacionada ao tipo de óxido formado em sua superfície. Assim, é possível que a formação de magnetita no PMS e de hematita no PMI tenha sido responsável pelo maior desgaste do PMI.

4.2.2.5. Desgaste por adesão

Embora os anéis de segundo e terceiro canaletes do motor *flex-fuel* analisado tenham sido fabricados em ferro fundido cinzento e não apresentem nenhum tipo de recobrimento superficial, os anéis de primeiro canaleta são fabricados em ferro fundido nodular e possuem um revestimento compósito de matriz metálica conhecido comercialmente como cromo cerâmico. Trata-se de um recobrimento poroso multicamada à base de cromo com adição de partículas de alumina, que aumentam a resistência do anel ao desgaste e ao *scuffing* [314]. Deste modo, a presença de ferro na superfície destes anéis poderia indicar a presença de desgaste por adesão no tribossistema anel/cilindro.

A Figura 134 apresenta imagens de microscopia eletrônica de varredura da face do anel de primeiro canaleta. A região do anel que entra em contato com o cilindro é mais lisa do que suas demais regiões e, inclusive, apresenta alguns poucos riscos no

sentido do deslizamento (vide imagem de elétrons secundários). A Figura 135 apresenta as regiões do anel de primeiro canaleta analisadas via EDS. As composições químicas das regiões selecionadas encontram-se na Tabela 7.

Figura 134 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura da face do anel de primeiro canaleta

Tabela 7 – Composição química (porcentagem em massa) estimada via EDS para superfície do anel de primeiro canaleta

Medição	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	O	Ti	Sn	Cu	Pb	Al	Na	Mg	Ca	V	Ni	Zn
1	0,27%	1,43%	0,02%	1,96%	0,02%	0,02%	95,50%	0,48%	-	0,01%	0,02%	-	0,08%	0,03%	0,00%	0,04%	0,10%	0,02%	-
2	0,26%	1,49%	0,01%	1,94%	0,04%	0,02%	95,34%	0,47%	0,01%	0,09%	0,00%	-	0,06%	0,01%	0,01%	0,04%	0,10%	0,00%	0,11%
3	0,23%	1,47%	0,03%	2,12%	0,01%	0,01%	95,51%	0,40%	0,00%	0,02%	-	0,00%	0,06%	-	0,00%	0,05%	0,06%	0,03%	-
4	0,26%	1,48%	0,04%	2,11%	0,00%	0,04%	95,25%	0,33%	0,01%	0,03%	0,02%	0,12%	0,05%	0,04%	0,03%	0,05%	0,10%	-	0,03%
5	0,23%	1,58%	0,02%	2,05%	-	0,01%	95,13%	0,58%	-	0,05%	0,09%	-	0,07%	-	0,01%	0,08%	0,10%	-	-
6	0,41%	1,89%	0,04%	2,15%	0,05%	0,05%	94,02%	0,81%	-	0,12%	-	0,02%	0,09%	0,07%	0,02%	0,09%	0,07%	0,08%	0,02%
7	0,25%	1,62%	0,04%	2,07%	0,01%	0,05%	95,30%	0,35%	-	-	0,00%	0,03%	0,07%	0,02%	0,02%	0,06%	0,09%	-	0,02%
Média	0,27%	1,57%	0,03%	2,06%	0,02%	0,03%	95,15%	0,49%	0,01%	0,05%	0,03%	0,04%	0,07%	0,03%	0,01%	0,06%	0,09%	0,03%	0,05%
8	80,90%	2,85%	1,76%	1,17%	0,12%	0,10%	11,70%	0,80%	-	-	0,00%	0,05%	0,10%	0,08%	-	0,15%	0,03%	0,16%	0,03%
9	40,83%	5,71%	0,90%	1,10%	4,17%	0,24%	26,27%	10,79%	-	2,68%	0,21%	-	0,14%	0,22%	0,54%	2,76%	0,03%	0,87%	2,54%
10	0,26%	40,83%	0,12%	1,01%	0,29%	0,74%	43,44%	9,15%	-	-	0,04%	-	0,08%	1,18%	0,36%	1,56%	0,04%	0,03%	0,87%
11	6,40%	7,42%	0,59%	1,89%	1,50%	0,92%	66,43%	5,30%	0,01%	0,19%	0,10%	-	0,51%	0,21%	0,75%	6,19%	0,07%	0,09%	1,44%

Figura 135 – Regiões do anel de primeiro canaleta selecionadas para análise de espectroscopia por energia dispersiva

Analisando a Tabela 7 e a Figura 135, nota-se que as regiões numeradas de 1 a 7 apresentam elevado teor de cromo, uma vez que elas correspondem ao recobrimento do anel de primeiro canaleta. A média apresentada na Tabela 7 corresponde composição média destas sete regiões.

A composição química das regiões 8 e 9 da Figura 135 indica a presença de ferro. Inicialmente, atribuiu-se tal fenômeno à transferência de material do cilindro para o anel (indicativo de adesão). Contudo, nota-se que o ferro encontra-se no interior de poros do recobrimento de cromo cerâmico. Assim, tal fenômeno poderia ser resultante do simples aprisionamento de *debris* de desgaste no interior dos poros do recobrimento do anel. As regiões 10 e 11, por exemplo, também correspondem a cavidades do recobrimento do anel. Nelas, constatou-se a presença de elementos tipicamente oriundos do óleo/combustível (C, O e S) e do detergente, presente no óleo lubrificante (Ca e Mg). Deste modo, nota-se que as cavidades dos anéis realmente atuam como depósitos de óleo e de resíduos em geral.

Como não foram encontrados indícios de ferro fora dos poros do anel de primeiro canaleta, não se pode afirmar categoricamente que houve desgaste por adesão entre o par tribológico anel/cilindro.

4.3. MECANISMOS DE FORMAÇÃO DE *FOLDED METAL* NO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA *FLEX-FUEL*

A técnica de feixe de íon focalizado (FIB) foi utilizada com o intuito de analisar os mecanismos de formação de *folded metal* em cilindros de motores de combustão interna. De modo a permitir a correlação entre microestrutura subsuperficial e topografia, desenvolveu-se uma metodologia de microscopia correlativa capaz de associar vantagens da microscopia eletrônica de varredura (MEV) e da análise por feixe de íon focalizado (FIB). Após o desenvolvimento de tal metodologia, puderam-se analisar as alterações subsuperficiais decorrentes da formação de *folded metal*. Todas as análises de FIB foram realizadas em amostras extraídas do *front side* do cilindro 1.

4.3.1. Metodologia de microscopia correlativa para análise simultânea de topografia e microestrutura da seção transversal

A Figura 136a mostra uma imagem obtida por meio da técnica de feixe de íon focalizado (FIB). Embora a técnica permita uma análise adequada da microestrutura da seção transversal do cilindro, a imagem resultante apresenta uma saturação de brilho na região externa à cavidade, dificultando a análise de tal região. A análise de MEV via feixe de elétrons secundários, por outro lado, permite boa visualização da região externa à cavidade, mas com menor nível de detalhamento da microestrutura da seção transversal (vide Figura 136b).

De modo a permitir uma melhor análise comparativa entre a topografia e a microestrutura da seção transversal, foi feita uma montagem com as imagens de FIB e de MEV, resultando em uma imagem com boa resolução tanto dentro quanto fora da cavidade gerada pelo feixe de íons. Também foi feita a análise da seção transversal por feixe de elétrons retroespalhados, porém os resultados não aparentaram grandes vantagens, de modo que se optou por não avançar no uso dessa técnica. A Figura 137 apresenta os resultados obtidos por meio das três técnicas utilizadas, assim como a composição das imagens de FIB e MEV.

Figura 136 – Imagens de FIB e MEV da seção transversal de uma região localizada na parte não desgastada do cilindro 1 (114,5 mm do topo do cilindro)

4.3.2. Mecanismo de formação de *folded metal* associado à presença de veios de grafita

O *folded metal* se forma devido à deformação plástica das asperezas do cilindro [125]. Assim, quando as condições de brunimento (pressão de usinagem, velocidade de corte, tipo de abrasivo...) tendem a resultar no microsulcamento da superfície (ao invés do seu microcorte), tem-se intensificação da deformação plástica e, conseqüentemente, uma maior tendência ao surgimento do defeito do tipo *folded metal* [125].

Embora a deformação localizada do ferro fundido possa ocorrer independentemente da presença/ausência de veios de grafita, a extrusão parcial de veios de grafita localizados nas proximidades da superfície pode resultar no recobrimento destes, conforme proposto por Serbino [315] (vide Figura 138). O recobrimento dos veios de grafita, por sua vez, só pode ser alcançado por meio do escoamento (deformação plástica) da matriz metálica. Deste modo, propõe-se que a deformação plástica da matriz metálica induzida pela extrusão de veios de grafita possa resultar na formação do *folded metal*.

De modo a verificar a validade da hipótese levantada quanto à possível correlação entre a presença de veios de grafita e a ocorrência de *folded metal*, analisou-se a microestrutura subsuperficial de uma região com *folded metal* utilizando a técnica de feixe de íon focalizado (FIB).

MEV (Feixe de Elétrons Retroespalhados)

Figura 137 – Imagens da seção transversal da região não desgastada da superfície do cilindro obtidas via MEV e FIB (esquerda) e composição das imagens de FIB e MEV (direita)

Figura 138 – Esquema proposto para recobrimento da grafita, devido ao tribocontato: (a) Atuação da força normal e compressão da grafita; (b) escoamento da superfície com extrusão da grafita; (c) colapso do volume ocupado pela grafita; (d) selamento por tensões residuais compressivas e desgaste [315]

Na Figura 139, encontram-se representadas duas imagens referentes à região sem uso da camisa, a saber: (a) a superfície do cilindro antes de ser feita a cavidade e (b) a superfície do cilindro após ser feita a cavidade e rotacionada de 52° . Nas imagens, acrescentou-se também uma linha horizontal correspondente à posição da camada depositada de platina. Por meio da interseção das linhas horizontais com as linhas tracejadas verticais pode-se analisar a mesma região em cada uma das figuras. Seguindo este procedimento, a Figura 139 mostra que as bordas do *folded metal* (Figura 139a) coincidem com “trincas” propagadas a partir das extremidades de veios de grafitas (Figura 139b). A Figura 140 apresenta estas “trincas” em maiores detalhes.

Analisando cuidadosamente as imagens, nota-se que o veio de grafita localizado mais à direita está em processo de extrusão, enquanto que aquele localizado mais à esquerda já foi extrudado e recoberto. Deste modo, têm-se evidências de que um possível mecanismo de formação de *folded metal* em cilindros de motores seja a deformação plástica da matriz induzida pela extrusão de veios de

grafita próximos à superfície, uma vez que os vazios inicialmente ocupados pela grafita acabam sendo preenchidos pela matriz metálica, que escoa e os encobre.

Figura 139 – Imagens de MEV e FIB referentes à região não desgastada do cilindro: (a) Imagem de MEV da superfície brunida antes da criação da cavidade; (b) Imagem híbrida (FIB+MEV) da seção transversal da superfície

Figura 140 – Zoom na imagem de FIB da seção transversal da superfície

Assim, conclui-se que, embora o *folded metal* possa ser formado independentemente da presença de veios de grafita, estes podem atuar como agentes facilitadores para a deformação plástica da matriz e, portanto, para a formação de *folded metal*.

4.4. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO DO CILINDRO DO MOTOR DE COMBUSTÃO INTERNA *FLEX-FUEL*

Dentre os principais responsáveis pelo endurecimento de materiais perlíticos, destacam-se: o refino da perlita, a formação de discordâncias na interface ferrita/cementita e o enriquecimento da ferrita com carbono proveniente da dissolução da cementita [316-321]. Apesar de o desgaste do cilindro não ter afetado significativamente sua dureza superficial (vide Figura 95), o próprio processo de brunimento pode ser responsável por aumentar a dureza superficial do cilindro por meio do mecanismo de encruamento. Contudo, devido às elevadas temperaturas locais envolvidas durante a usinagem do cilindro, acredita-se que mecanismos de recristalização ou refino de grão também possam afetar a dureza superficial do cilindro.

Os mecanismos de endurecimento do cilindro do motor *flex-fuel* foram avaliados por meio das técnicas de feixe de íon focalizado (FIB), para análise microestrutural, e de indentação instrumentada, para obtenção do perfil de dureza da seção transversal. As seções 4.4.1 e 4.4.2 apresentam as análises feitas por meio de cada uma destas abordagens.

4.4.1. Análise microestrutural

A técnica de feixe de íon focalizado (FIB) permite evidenciar contrastes de orientação cristalina, possibilitando a visualização de diferentes grãos, mesmo sem ataque químico [291]. Deste modo, a técnica é uma importante ferramenta em análises de recristalização e refino de grão.

No presente trabalho, diferentes alturas do cilindro foram analisadas de modo a verificar a espessura da camada recristalizada do cilindro. As alturas analisadas foram: 11,5 mm do topo do cilindro (PMS), 52,5 mm do topo do cilindro (MC), 88,0 mm do topo do cilindro (PMI) e 114,5 mm do topo do cilindro (ND). De modo a permitir correlacionar topografia e microestrutura da seção transversal, aplicou-se a metodologia de microscopia correlativa detalhada na seção 4.3.1 na análise de todas as imagens de FIB apresentadas a seguir.

A Figura 141 apresenta as montagens feitas para cada região transversalmente analisada. Analisando a microestrutura de cada região, pode-se notar que houve recristalização com refino de grão em toda a extensão do cilindro. Como este fenômeno pôde ser observado até mesmo na região sem uso da camisa, conclui-se que o próprio processo de usinagem contribuiu para a formação da camada recristalizada. As imagens mostradas na Figura 141, assim como as imagens originais de MEV e FIB encontram-se apresentadas em tamanho maior no Apêndice B.

As imagens da Figura 141 também permitem verificar que os novos grãos são mais finos exatamente na superfície do cilindro. Isso deve ser resultado do fato de a região do cilindro mais próxima à superfície estar sujeita a maiores níveis de deformação. Como o potencial termodinâmico da recristalização é a energia armazenada na forma de defeitos cristalinos, como discordâncias [292], o tamanho dos novos grãos deve ser controlado pelo grau de deformação. Assim, regiões mais próximas à superfície devem possuir maior velocidade de nucleação da recristalização e, portanto, tais regiões devem apresentar mais grãos e em menor tamanho do que regiões mais afastadas da superfície.

Figura 141 – Composição de imagens (montagens) feitas a partir de imagens de MEV e FIB das seções transversais de diferentes regiões da superfície do cilindro

Analisando a Figura 142, nota-se no ponto morto superior uma camada de 2 a 3 μm com indícios de recristalização. Esta camada pode ser subdividida em uma região nanocristalina de aproximadamente 300 a 600 nm de espessura, seguida por uma região que atinge uma profundidade entre 2 e 3 μm , na qual o material apresenta grãos maiores. A Figura também apresenta em destaque regiões com indícios de quebra da cementita da perlita (que podem ser considerados como indicativos da profundidade da deformação plástica da matriz [322]) e de encurvamento da perlita.

É importante ressaltar que as regiões em destaque com indícios de fratura da cementita podem, na verdade, ser regiões nas quais apenas houve falha no crescimento da perlita [323-325]. Um argumento favorável a esta hipótese é o fato de regiões vizinhas (e com nível similar de deformação) não apresentarem descontinuidade da cementita. Por outro lado, regiões mais distantes da superfície não apresentaram cementita descontínua, reforçando a hipótese de quebra da cementita. Além disso, as regiões com cementita descontínua estão próximas a um risco vertical de abrasão (vide Figura B3 ou região a cima da marca de 2 μm na Figura 142). Isso pode ser um indício de que a região com cementita descontínua tenha sido sujeita a um nível de deformações ligeiramente maior do que suas vizinhanças.

Figura 142 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMS do cilindro

A Figura 142 também apresenta em destaque uma região com encurvamento da perlita. Sabe-se que o encurvamento da perlita resulta no aumento do número de defeitos cristalinos na região deformada plasticamente. Com isso, as discordâncias podem se rearranjar para uma estrutura de subgrãos¹⁴ [292]. Isso explicaria a maior concentração de grãos de ferrita na região com lamelas de perlita mais encurvadas (vide Figura 143).

¹⁴ O potencial termodinâmico da recristalização é a energia armazenada na forma de defeitos cristalinos, como discordâncias [292].

Figura 143 – Zoom da imagem de FIB da região do PMS com encurvamento da perlita

Utilizando a técnica de FIB, Okolo et al. [326] também observaram fenômenos de recristalização, refino de grão e deformação das lamelas de perlita em aço perlítico submetido ao processo de jateamento. Deste modo, a literatura reforça os resultados obtidos por meio da técnica de FIB.

Na região de meio de curso, a região analisada apresentou dois veios de grafita interconectados. O pico de carbono na análise de EDS feita no ponto 2 da Figura 144 mostra que a região escura à esquerda da figura realmente é um veio de grafita. Devido à posição do detector de EDS, regiões localizadas no lado direito da figura não puderam ser avaliadas por meio da técnica de espectroscopia por energia dispersiva, uma vez que a parede do lado direito da cavidade atua como uma barreira entre o detector e a região a ser analisada. Por este motivo, a composição da região 3 não pôde ser avaliada. Porém, a semelhança entre as duas regiões escuras (vide Figuras 145 e 146) permite concluir que ambas as regiões realmente sejam veios de grafita.

Figura 144 – Análise química (EDS) de veio de grafita e matriz metálica pertencentes à seção transversal de uma região localizada no meio de curso do cilindro

Observando as Figuras 145 e 146, nota-se que houve recristalização com refino de grão apenas na região acima dos veios de grafita. Além disso, a região nanocristalina apresentou espessura entre 200 nm e 1 μ m.

Figura 145 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região de meio de curso do cilindro (zoom no lado direito da cavidade)

Figura 146 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região de meio de curso do cilindro (zoom no lado esquerdo da cavidade)

A análise de FIB desta região foi feita propositalmente sobre regiões nas quais estavam presentes riscos verticais de abrasão com profundidade inferior a 300 nm (regiões em destaque da Figura 145). Na Figura 147, a região em torno do risco localizado mais a esquerda da Figura 145 foi ampliada a fim de analisar a espessura da camada nanocristalina. Como a profundidade do risco e a espessura da camada nanocristalina possuem mesma ordem de grandeza, seria de se esperar que caso o risco houvesse sido feito puramente pelo micromecanismo de *micro-ploughing*, a espessura da camada nanocristalina aumentasse ou, pelo menos, permanecesse constante sob o risco. Analisando a Figura 147, nota-se que a espessura da camada nanocristalina diminui sobre o risco, indicando possivelmente a ação simultânea dos micromecanismos de *micro-cutting* e *micro-ploughing* na geração de riscos axiais em cilindros de motores.

Figura 147 – Zoom em região da seção transversal de uma região sob um risco axial de abrasão localizado na região de meio de curso do cilindro

A região de ponto morto inferior foi aquela na qual houve desgaste mais pronunciado. Nela, a camada recristalizada possuiu espessura superior a 10 μm, enquanto a espessura da camada nanocristalina ficou entre 400 nm e 1 μm (vide Figura 148).

Figura 148 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMI do cilindro

Na região sem uso da camisa, a região nanocristalina apresentou espessura inferior a 400 nm, sendo que em alguns lugares esta camada não pôde ser observada (vide Figura 149). A espessura da camada recristalizada foi de aproximadamente 4 μm. Interessante notar que a maior parte da camada recristalizada encontrou-se situada à esquerda do veio de grafita central (vide Figura 150). Acredita-se que os efeitos de recristalização e refino de grão tenham sido minimizados na região acima do veio de grafita, uma vez que a extrusão da grafita diminui o nível de tensões da matriz nesta região do cilindro. Com isso, tem-se a redução da energia armazenada pela matriz na deformação e, portanto, reduz-se também o potencial termodinâmico para a recristalização [292].

Figura 149 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região não desgastada do cilindro (aumento original de 18.000x)

Como se pode observar por meio dos resultados apresentados, o processo de brunimento favorece o surgimento de uma camada recristalizada com refino de grão. Portanto, há evidências de que o mecanismo de endurecimento do cilindro não seja encruamento puro (no qual se observa o aumento da dureza com consequente diminuição da ductilidade do material), mas recristalização com refino de grão e encruamento. Deste modo, pode-se obter um aumento simultâneo de dureza e ductilidade do material do cilindro.

Figura 150 – Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na região não desgastada do cilindro (aumento original de 10.000x)

Importe ressaltar que, embora algumas regiões tenham apresentado mais indícios de recristalização do que outras, o autor recomenda que **não** seja feita a comparação da profundidade das regiões transformadas com o intuito de determinar as regiões do cilindro com maior ou menor propensão à recristalização. O autor acredita que tal comparação poderia induzir ao erro, uma vez que foi feita apenas a análise de uma (pequena) região para cada posição do cilindro. Além disso, a espessura das camadas recristalizada e nanocristalina apresentaram grande dispersão em algumas regiões do cilindro. Assim, para que comparações suficientemente robustas fossem feitas, um número maior de análises deveria ser feito para cada região do cilindro.

4.4.2. Análise do perfil de dureza da seção transversal do cilindro

A técnica de indentação instrumentada foi utilizada de modo a analisar o perfil de dureza da seção transversal do cilindro. Deste modo, foi possível verificar a influência da recristalização e do refino de grão da perlita na dureza superficial do cilindro. A seguir, são apresentados os procedimentos preliminares utilizados na preparação das amostras e na determinação das cargas a serem utilizadas nas análises.

4.4.2.1. Análises preliminares para determinação dos parâmetros de estudo

Como a técnica de indentação instrumentada requer a análise de superfícies com baixa rugosidade, fez-se o polimento das regiões a serem analisadas utilizando pasta de diamante com granulometria média de 1 μm . As superfícies também foram atacadas quimicamente com uma solução de Nital 5%, de modo a permitir a localização de regiões com *steadita*. Assim, os perfis de nanodureza poderiam ser obtidos apenas para as regiões correspondentes à matriz perlítica.

A primeira amostra analisada foi correspondente à seção transversal de uma região localizada 110 μm abaixo da superfície não desgastada do cilindro (ND). A Figura 151 apresenta a topografia da superfície obtida por meio da técnica de microscopia de varredura por sonda (SPM, sigla em inglês).

Figura 151 – Topografia da superfície atacada da seção transversal do *bulk* da região ND

Analisando a Figura 151, nota-se que o ataque químico da superfície resultou em uma rugosidade superficial relativamente elevada para análise de indentação instrumentada. Conforme se observa na Figura 152, as curvas de indentação feitas na

superfície atacada apresentaram perfil irregular, comprometendo os resultados de nanodureza. Assim, embora valores de dureza superiores a 4 GPa fossem esperados [327], as durezas obtidas por meio das curvas apresentadas na Figura 152 para as cargas de 1.000 μN e 2.000 μN foram de 0,37 GPa e 0,62 GPa, respectivamente. De modo a contornar este problema, fez-se novamente o polimento da amostra, de modo a remover os efeitos do ataque químico. Como desvantagem, as análises de nanodureza tiveram que ser realizadas tendo-se menor detalhamento da microestrutura do material.

Figura 152 – Curvas de indentação instrumentada para superfície polida e atacada da seção transversal do cilindro de motor *flex-fuel*

A Figura 153 apresenta a análise de SPM da seção transversal polida do *bulk* da região não desgastada (ND) do cilindro antes e após as análises de nanodureza. As cargas utilizadas foram de 700, 1.350 e 2.000 μN e as respectivas durezas foram de 6,4, 5,0 e 5,6 GPa. Os valores de dureza para a amostra polida foram razoáveis e todas as curvas de indentação apresentaram comportamento aceitável (vide Figura 154). Verificou-se também que a carga de 2.000 μN resultou em uma impressão de dureza com aproximadamente 1 μm de lado. Como as análises de FIB indicaram que a região recristalizada apresentou espessura aproximada de 3 μm (vide seção 4.4.1), a utilização de cargas relativamente elevadas nas análises de indentação instrumentada resultariam em um número reduzido de medições para a construção do perfil de dureza. Deste modo, as seções a seguir apresentam resultados de análises de

indentação instrumentada da seção transversal polida das regiões PMS, MC, PMI e ND utilizando a carga de 700 μN .

Figura 153 – Topografias da superfície polida da seção transversal do *bulk* da região ND obtidas antes (a) e após (b) análises preliminares de nanodureza

Figura 154 – Curvas de indentação instrumentada para superfície polida da seção transversal do cilindro de motor *flex-fuel* para teste de carga

4.4.2.2. Ponto morto superior (PMS) do cilindro

A Figura 155 apresenta imagens obtidas via SPM para a seção transversal do PMS do cilindro. A amostra foi embutida e a superfície brunida do cilindro encontra-se na fronteira entre amostra e baquelite (região em destaque na parte inferior de cada topografia). As regiões nas quais foram feitas medições de dureza encontram-se indicadas por uma letra e um número, sendo que as indentações mais próximas à superfície brunida são aquelas indicadas pelo número 1, seguidas pelas indicadas pelo número 2 e assim por diante. Na Figura, notam-se quatro regiões: a primeira, entre os pontos 1A e 11A, corresponde ao perfil de dureza da região analisada; já nas regiões B, C e D, obtém-se a dureza de outras regiões da mesma amostra nas proximidades da borda. Com isso, é possível obter um número maior de medições na região do cilindro em que se espera observar maior dureza. Note ainda que a Figura 155 apresenta imagens referentes à posição vertical da sonda ou, equivalentemente, à topografia da superfície analisada (TF, “*topography forward*”) e à variação das inclinações da amostra (GF, “*gradient forward*”).

Figura 155 – Imagens de SPM referentes à borda do PMS do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza

É importante ressaltar que embora seja recomendável que a distância entre indentações seja de no mínimo 2,5 vezes o diâmetro da indentação [328] (de modo a minimizar a interferência do campo de deformações em impressões subsequentes), esta distância mínima não foi respeitada nas análises de perfil de dureza da seção transversal do cilindro. Isso foi feito de modo a permitir a obtenção de uma quantidade maior de regiões analisadas. De qualquer modo, buscou-se fazer as análises de dureza em regiões igualmente espaçadas. Assim, com exceção da primeira medição, todas as análises de dureza apresentaram aproximadamente o mesmo efeito do encruamento resultante da impressão anterior. Destaca-se também que as medições de dureza foram feitas no sentido da borda da amostra para o seu *bulk*. Assim, a dureza da primeira medição deve estar subestimada em relação às demais tanto por estar mais próxima à borda da amostra, quanto por não conter o efeito do campo de deformações de indentações anteriores.

As topografias TF e GF foram processadas computacionalmente por meio da operação de nivelamento e da aplicação de um filtro Gaussiano Robusto com cut-off de 2,5 μm . É por este motivo que as topografias apresentadas na Figura 155 aparentam ser planas. Contudo, devido a efeitos de borda, a amostra analisada é mais alta em sua região central, conforme nota-se na Figura 156. Assim, devido à curvatura da amostra, as indentações mais próximas da borda apresentaram aspecto alongado (vide Figura 155b).

Figura 156 – Imagem de SPM referentes à borda do PMS do cilindro (sem filtro)

A Figura 157 apresenta a dureza de cada região analisada do PMS, assim como as curvas de indentação instrumentada obtidas. Os resultados indicam que pode ter ocorrido algum aumento de dureza na borda do PMS até a profundidade de, aproximadamente, 2 μm . Embora não se saiba ao certo se estes resultados se devam ao endurecimento propriamente dito da região mais próxima à superfície do cilindro ou à curvatura da amostra, pode-se notar que a indentação 4A apresentou aspecto alongado (assim como as indentações numeradas de 1A a 3A), sem, contudo, apresentar dureza tão elevada quanto a de outras indentações que também apresentaram aspecto alongado. Deste modo, este seria um argumento favorável à hipótese de que realmente houve aumento da dureza superficial do cilindro no PMS até a profundidade de, aproximadamente, 2 μm .

Figura 157 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do PMS¹⁵

¹⁵ Idealmente, curvas de indentação instrumentada não deveriam se separar ao longo de sua região de carregamento [329]. Algo diferente ocorreu, por exemplo, nas regiões 1D e 2D. Acredita-se que esse

4.4.2.3. Meio de curso (MC) do cilindro

A Figura 158 apresenta imagens obtidas via SPM para a borda da região de meio de curso (MC) do cilindro. A amostra foi embutida e a região correspondente à baquelite encontra-se em destaque, na região inferior de cada imagem. Na Figura, notam-se três regiões: a primeira, entre os pontos 1A e 10A, corresponde ao perfil de dureza na região central da topografia; a segunda, que inclui os pontos 1B, 2B e 3B, corresponde ao perfil de dureza de uma região com cementita esferoidizada; já a terceira região, que inclui os pontos 1C, 2C e 3C, corresponde ao perfil de dureza da região localizada mais à direita da topografia. Note que a Figura 158 apresenta apenas as imagens de SPM obtidas antes da realização das indentações, pois algum tipo de resíduo (provavelmente da baquelite) ficou aderido à superfície da amostra após as análises de indentação instrumentada, prejudicando suas imagens de SPM.

Figura 158 – Imagens de SPM referentes à borda do MC do cilindro

Assim, como ocorreu com a região de PMS, a amostra extraída da região de MC também apresentou efeito de inclinação da borda (vide Figura 159). Deste modo, os resultados de nanodureza da região de meio de curso devem ser interpretados com cautela.

comportamento anormal tenha ocorrido devido a um dos seguintes motivos: (i) presença de steadita ou de veios de grafita abaixo da superfície, (ii) presença de poros, (iii) escorregamento do indentador, (iv) efeito das duas fases da perlita (uma indentação pode ter sido feita sobre uma lamela de cementita e a outra sobre uma lamela de ferrita).

Figura 159 – Imagem de SPM referentes à borda do MC do cilindro (sem filtro)

A Figura 160 apresenta a dureza de cada região analisada, assim como as curvas de indentação instrumentada obtidas. Embora as regiões A e C tenham apresentado indício de aumento de dureza até uma profundidade de, aproximadamente, 2 μm, deve-se ressaltar a possibilidade de que a curvatura da borda da amostra tenha sido responsável por tais resultados.

Figura 160 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do MC

4.4.2.4. Ponto morto inferior (PMI) do cilindro

A Figura 161 apresenta imagens obtidas via SPM para a borda do PMI do cilindro, enquanto que na Figura 162 são apresentadas a dureza de cada região analisada e as curvas de indentação instrumentada obtidas. As indentações 1 e 2 apresentaram aspecto alongado devido à inclinação da borda da amostra (vide Figura 163) e, portanto, não se pode confiar em tais resultados. As indentações 3 e 4, por outro lado, não apresentaram aspecto alongado e seus valores de dureza foram superiores aos das demais regiões. Tais resultados reforçam a hipótese de aumento da dureza do cilindro até uma profundidade de, aproximadamente, 3 μm .

Figura 161 – Imagens de SPM referentes à borda do PMI do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza

Figura 162 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das regiões analisadas da borda do PMI

Figura 163 – Imagem de SPM referentes à borda do PMI do cilindro (sem filtro)

4.4.2.5. Região não desgastada (ND) do cilindro

A Figura 164 apresenta imagens obtidas via SPM para a borda da região não desgastada (ND) do cilindro. A amostra foi embutida e a região correspondente à baquelite encontra-se em destaque na região inferior de cada imagem.

Embora tenham sido realizadas dez indentações na região apresentada, as impressões de dureza das medições numeradas de 1 a 3 ficaram pouco visíveis (possivelmente devido à maior dureza da região de borda da amostra). Analisando a Figura 165, nota-se também que a amostra extraída da região ND não apresentou efeitos significativos de borda.

A Figura 166 apresenta a dureza de cada região analisada, assim como as curvas de indentação instrumentada obtidas. Embora a segunda impressão de dureza mais

próxima à superfície tenha sido tão pequena quanto as impressões referentes às medições 1 e 3 (vide Figuras 164b e 165), a dureza da região 2 foi relativamente baixa (vide Figura 166). Acredita-se, portanto, que o baixo valor de dureza da região 2 corresponda a um erro de medição. Desprezando o valor de dureza da indentação 2, tem-se indícios de que a usinagem do cilindro tenha aumentado sua dureza superficial até uma profundidade de, aproximadamente, 3 μm .

Figura 164 – Imagens de SPM referentes à borda da região ND do cilindro obtidas antes (a) e após (b) análises de nanodureza

Figura 165 – Imagem de SPM referentes à borda do ND do cilindro (sem filtro)

Figura 166 – Perfil de dureza e curvas de indentação instrumentada das posições analisadas da borda da região ND

4.5. QUANTIFICAÇÃO DE DESGASTE EM CILINDROS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA

4.5.1. Avaliação de desgaste em cilindro de motor *heavy-duty* diesel com acabamento do tipo *plateau honing* (métodos 1 a 6)

O desgaste do cilindro do motor *heavy-duty* diesel foi avaliado por meio de seis métodos distintos, sendo que os três primeiros baseiam-se na subtração ponto a ponto das topografias das superfícies desgastada e não desgastada do cilindro. Os métodos 4 e 5, por outro lado, tratam da estimativa do desgaste por meio da análise da variação de parâmetros de rugosidade. Finalmente, o método 6 se baseia em uma análise fractal multiescala da topografia.

As Figuras de 167 a 169 mostram as topografias das doze regiões analisadas do cilindro após *relocation*. O *thrust side* corresponde à direção do cilindro mais afetada pelo desgaste. Além disso, verificou-se forte redução da rugosidade do platô no PMI. Isso pode ser evidenciado pelo tom mais avermelhado do platô do PMI antes do desgaste e mais alaranjado após o desgaste.

Figura 167 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do PMS do cilindro de motor *heavy-duty* diesel

Figura 168 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do MC do cilindro de motor *heavy-duty* diesel

Figura 169 – Topografias das superfícies não desgastada e desgastada do PMI do cilindro de motor *heavy-duty* diesel

A Figura 170 mostra os parâmetros de rugosidade da família Sk da superfície do cilindro antes e após o teste em dinamômetro. Nela, verifica-se que o PMI foi a região que apresentou maior redução de rugosidade. Devido ao processo de amaciamento, as superfícies apresentaram uma região de platô mais definida após o teste de motor (vide Figura 171). O efeito de amaciamento foi mais pronunciado no PMI, o que pode ser um indicativo de maior desgaste nesta região do motor.

Figura 170 – Parâmetros de rugosidade da família Sk das superfícies do cilindro *heavy-duty* diesel antes e após o teste em dinamômetro

Figura 171 – Histogramas das superfícies do ATS do cilindro *heavy-duty* diesel antes e após o teste em dinamômetro

4.5.1.1. Quantificação de desgaste por meio da integração do mapa de desgaste

Os métodos de 1 a 3 baseiam-se na quantificação do desgaste por meio da subtração (ponto a ponto) de topografias desgastadas das não desgastadas e mantendo somente os valores positivos de desgaste. Este procedimento permite a obtenção do mapa de desgaste, conforme apresentado na Figura 172. Por meio da integração do mapa de desgaste, tem-se o desgaste global.

Figura 172 – Passos para obtenção do mapa de desgaste

Analisando o mapa de desgaste, nota-se que o desgaste segue a orientação dos sulcos de brunimento, sendo, portanto, altamente anisotrópico. O fato de o desgaste ocorrer predominantemente nas bordas dos sulcos de brunimento indica que o desgaste de cilindros de motores ocorre predominantemente por meio da remoção de *folded metal*. Com isso, conclui-se que a redução da quantidade de *folded metal* pode contribuir substancialmente para a redução do desgaste em cilindros de motores.

Apesar de os métodos de 1 a 3 se basearem na integração do mapa de desgaste, eles diferem quanto à referência adotada para determinação da altura relativa entre as topografias desgastada e não desgastada. Como nenhuma referência externa pode ser utilizada como referencial absoluto de altura, a altura de referência para alinhamento vertical das topografias deve ser obtida a partir das próprias topografias analisadas. Conforme relatado anteriormente, os métodos apresentados consideram as seguintes alturas de referência para alinhamento do eixo z: o plano da moda (método 1), a altura do Smr2 (método 2) e uma faixa de alturas correspondentes a valores de *material ratio* (fração de material) entre 90% e 99% (método 3). A Figura 173 apresenta os histogramas e as curvas de Abbott-Firestone do *anti-thrust side* do ponto morto superior para alinhamento no eixo z sendo feito usando as alturas de referência definidas em cada um dos três métodos.

Figura 173 – Histogramas e curvas de Abbott-Firestone das superfícies do *anti-thrust side* do PMS do cilindro *heavy-duty* diesel antes e após o teste em dinamômetro

Analisando a Figura 173c, nota-se que o alinhamento dos vales (método 3) deslocou a superfície desgastada para uma altura superior à da superfície não desgastada. Como resultado, ao efetuar a subtração da topografia não desgastada pela

desgastada, o desgaste foi negativo. Evidentemente este resultado não condiz com a realidade, indicando que o alinhamento dos vales resultou na subestimação do desgaste. Interessante notar que, a maior parte dos trabalhos publicados utiliza os vales como altura de referência para comparação entre superfícies antes e após o desgaste [97, 185-187].

A Figura 173 também mostra o alinhamento em z das topografias antes e após o desgaste considerando o plano da moda (método 1) e a altura do Smr2 (método 2) como alturas de referência. Em ambos os casos, as curvas de Abbott-Firestone das superfícies desgastadas apresentaram maior quantidade de vazios (*voids*) do que as superfícies não desgastadas para valores de *material ratio* superiores a 80%. Isso significa que as Figuras 173a e 173b indicam que os sulcos teriam aumentado de tamanho após o desgaste. Analisando cuidadosamente as superfícies do cilindro antes e após o desgaste, notou-se que alguns sulcos realmente ficaram mais largos após o teste em dinamômetro. Isso aconteceu, pois parte do *folded metal* que estava recobrindo parcialmente as bordas de alguns sulcos foi removida, expondo regiões dos sulcos que não estavam visíveis antes do teste em dinamômetro. Interessante notar que embora a literatura afirme que regiões da curva de Abbott-Firestone correspondentes aos vales da topografia possam ser alteradas após o desgaste devido ao enchimento dos vales por *debris* de desgaste [126], nada se comenta a respeito da mudança desta parcela da curva de Abbott-Firestone devido à remoção de *folded metal*. A Figura 174 mostra o alargamento de um sulco de brunimento após o desgaste. A Figura 174c mostra o resultado da subtração da topografia de um sulco da superfície não desgastada pela superfície do mesmo sulco após o teste em dinamômetro. As regiões em vermelho correspondem a locais nos quais houve alargamento dos sulcos devido à remoção de *folded metal*.

Como os sulcos ficaram mais largos após o desgaste, a região da curva de Abbott-Firestone correspondente aos vales da superfície foi alterada. Isso explica porque o método 3 resultou em resultados pouco satisfatórios. Por outro lado, como o plano da moda e o Smr2 não são tão sensíveis à remoção de *folded metal*, os métodos 1 e 2 apresentaram resultados melhores para a quantificação de desgaste.

Figura 174 – Alargamento de sulcos de brunimento devido à remoção de *folded metal*

Conforme nota-se nas Figuras 167 e 168, o *thrust side* corresponde à direção do cilindro que apresentou maior desgaste. A Figura 175 mostra os histogramas e as curvas de Abbott-Firestone do *thrust side* do PMS antes e após o teste em dinamômetro para os métodos 1 e 2 de alinhamento em z. Analisando o pico dos histogramas, pode-se notar que o desgaste atingiu a altura do *core* nesta região do cilindro. Como resultado, o alinhamento do plano da moda (método 1) – que nada mais é do que o alinhamento do pico dos histogramas – deslocou a superfície desgastada para uma altura superior à da superfície não desgastada. Trata-se do mesmo erro apresentado pelo método 3 na Figura 173 e, portanto, a aplicação do método 1 também resultou em subestimação do desgaste neste caso.

Como os picos das asperezas são removidos durante o período de amaciamento do motor, eles não podem ser usados como alturas de referência. Os sulcos de brunimento são preenchidos por *debris* de desgaste e a remoção de *folded*

metal durante a operação do motor alarga os sulcos de brunimento, modificando a curva de Abbott-Firestone para valores de *material ratio* superiores a 90%, tornando inapropriado o uso dos vales como alturas de referência. Caso o desgaste atinja a altura do *core* da superfície, o topo do histograma da topografia pode ser deslocado para baixo, fazendo com que nem mesmo o plano da moda (PMo) possa ser utilizado como uma altura de referência para alinhamento vertical de superfícies relocadas. A Figura 176 mostra a estimativa de desgaste considerando o Smr2 como altura de referência (método 2). Nota-se maior desgaste no ponto morto inferior (PMI) e no *thrust side* (TS) do motor. Embora a maior parte da literatura indique que o ponto morto superior (PMS) seja a região do cilindro que usualmente apresenta maior desgaste [163, 175, 178], as Figuras 170 e 171 também sugerem que o PMI tenha sido a região do cilindro com maior desgaste.

Figura 175 – Histogramas e curvas de Abbott-Firestone do *thrust side* do PMS do cilindro *heavy-duty* diesel antes e após o teste em dinamômetro

Figura 176 – Estimativa de desgaste do cilindro do motor *heavy-duty* diesel pelo método 2

Análise crítica sobre os resultados dos métodos de quantificação de desgaste baseados na integração do mapa de desgaste

Embora os resultados apresentados no mapa de desgaste da Figura 172 sugiram que a profundidade do desgaste nas bordas dos sulcos de brunimento seja de, aproximadamente, 2 μm , este é, na realidade, o maior valor possível para o desgaste nestas regiões do cilindro. Isso ocorre, pois o *folded metal* recobrindo sulcos de brunimento geralmente possui espessura pequena e, em geral, não chega a tocar o fundo dos sulcos de brunimento [141]. Com isso, os métodos de 1 a 3 tendem a superestimar o volume de material desgastado nas bordas dos sulcos de brunimento. Ressalta-se, contudo, que isso não resulta de limitações dos métodos de 1 a 3, mas de uma limitação da própria técnica de perfilometria óptica que, assim como técnicas de perfilometria de contato, permite apenas a obtenção da projeção vertical de superfícies [143].

4.5.1.2. Quantificação de desgaste por meio da análise da variação de parâmetros de rugosidade da família Vm

Os métodos 4 e 5 baseiam-se na estimativa do desgaste por meio do estudo da variação de alguns parâmetros de rugosidade. Estes métodos consistem na variação de volume do material dos picos (método 4) e na variação de volume do material presente tanto nos picos quanto no *core* da topografia (método 5). A Figura 177 apresenta a estimativa de desgaste pelos dois métodos. Note que há regiões nas quais se obteve (erroneamente) um desgaste negativo. Os dois métodos também

apresentaram desgaste menor do que aquele obtido pelo método 2. Além disso, embora o *thrust side* do PMS tenha visivelmente apresentado desgaste maior do que os demais lados do PMS (vide Figura 167), a estimativa de desgaste por meio dos métodos 4 e 5 não indicou maior desgaste neste lado do cilindro.

(a) Variação do parâmetro $Vm(Smr1)$ antes e após o teste de motor (método 4)

(b) Variação do parâmetro $Vm(Smr2)$ antes e após o teste de motor (método 5)

Figura 177 – Estimativa de desgaste do cilindro do motor *heavy-duty* diesel pelos métodos 4 e 5

A Figura 178 mostra a estimativa do desgaste pelos métodos 4 e 5 em função da estimativa do desgaste pelo método 2 (usado como referência). Embora a literatura

indique que a variação do volume dos picos esteja fortemente relacionada com o desgaste, a Figura 178 indica que o desgaste pode se correlacionar melhor com a variação da soma dos volumes dos picos e do *core* (vide Figura 178b) e, portanto, a variação do parâmetro $V_m(Smr2)$ pode ser utilizada como uma primeira aproximação para a estimativa de desgaste em cilindros.

Figura 178 – Correlação entre a estimativa de desgaste obtida pelo método 2 e o parâmetro de rugosidade $V_m(p)$

4.5.1.3. Análise do desgaste por meio da variação do valor médio quadrático do gradiente da superfície

A Figura 57 apresenta 10 métodos relacionados à quantificação do desgaste em cilindros de motores. Além destes métodos, outros dois são apresentados nos tópicos 4.5.1.3 e 4.5.1.4. Tais métodos não permitem quantificar do desgaste, mas apenas caracterizá-lo.

O parâmetro de rugosidade S_{dq} corresponde ao valor médio quadrático do gradiente da superfície. Por se relacionar à inclinação da superfície, o parâmetro S_{dq} é afetado tanto por amplitude quanto por espaçamento. A versão bidimensional do parâmetro S_{dq} é o R_{dq} , que pode ser calculado para um perfil de rugosidade obtido para uma direção especificada. A Figura 179 apresenta topografias com parâmetro de rugosidade S_a (rugosidade média) similar, mas com diferentes valores de S_{dq} . Note que maiores espaçamentos estarão associados a menores valores de S_{dq} [330].

Embora a análise da variação do gradiente da superfície não permita a quantificação imediata do desgaste por perda volumétrica, ela pode ser utilizada para compreender mais detalhadamente o processo de desgaste.

Figura 179 – Superfícies com Sa similar, mas com diferentes valores de Sdq [330]

A Tabela 8 e a Figura 180 mostram que o alisamento da superfície é altamente anisotrópico e mais pronunciado na direção de curso do pistão. Assim, os resultados sugerem que a superfície do cilindro sofre mais alterações devido ao desgaste na direção do deslizamento.

Tabela 8 – Variação do valor médio quadrático do gradiente da superfície

	Não desgastado	Desgastado
Sdq	$0,302 \pm 0,010$	$0,282 \pm 0,019$
Rdq (vertical)	$0,234 \pm 0,004$	$0,212 \pm 0,005$
Rdq (horizontal)	$0,190 \pm 0,004$	$0,180 \pm 0,005$

Figura 180 – Variação do parâmetro Rdq devido ao desgaste nas direções vertical e horizontal do cilindro

4.5.1.4. Análise do desgaste por meio da função Densidade Espectral de Potência (PSD) do mapa de desgaste

O mapa de desgaste, já discutido em tópicos anteriores, revela que o desgaste ocorre predominantemente nas bordas dos sulcos de brunimento (vide Figura 172). A Figura 181 apresenta a direcionalidade do desgaste, indicando que as duas direções

Figura 181 – Passos para decomposição do mapa de desgaste em suas componentes paralela e perpendicular aos sulcos de brunimento ascendentes e descendentes

principais do mapa de desgaste correspondem exatamente às direções dos sulcos de brunimento ascendentes e descendentes. A terceira direção principal ($\sim 90^\circ$) é a direção do deslizamento. A transformada de Radon foi utilizada para decompor o mapa de desgaste em suas componentes paralelas aos sulcos de brunimento ascendentes e descendentes (vide Figura 181). Para isso, o sinograma¹⁶ foi zerado,

¹⁶ Gráfico da transformada de Radon.

mantendo-se apenas os valores correspondentes às direções dos sulcos de brunimento [140, 143]. Note que o gráfico de direções principais e o sinograma adotam diferentes referências para a determinação de seus ângulos (ambos apresentam os ângulos em sentido anti-horário, porém o gráfico de direções apresenta os ângulos em relação à direção horizontal, enquanto o sinograma apresenta os ângulos em relação à direção vertical).

A Figura 182 mostra a função Densidade Espectral de Potência (PSD, sigla em inglês) do mapa de desgaste para direções paralela e perpendicular aos sulcos de brunimento ascendentes após a decomposição da topografia apresentada na Figura 181. O PSD indica a distribuição de potência de um sinal em suas respectivas frequências. Deste modo, a função fornece uma representação das frequências espaciais do desgaste. O espectro para a direção perpendicular aos sulcos de brunimento indica um comportamento aproximadamente constante para comprimentos de onda superiores a 100 μm . Portanto, maiores comprimentos de onda parecem ser mais afetados nas direções dos sulcos de brunimento do que perpendicularmente a eles.

Figura 182 – Variações devido ao desgaste no PSD para direções paralela e perpendicular aos sulcos de brunimento ascendentes

A Figura 183 mostra o espectro de variações devido ao desgaste para as direções vertical e horizontal (considerando tanto os sulcos ascendentes quanto os descendentes). Ao se analisar simultaneamente sulcos ascendentes e descendentes, os espectros do mapa de desgaste apresentam um pico mais intenso próximo a $12\ \mu\text{m}$ e um baixo nível de ruído para comprimentos de onda maiores. Isso se deve ao fato de que quando tanto sulcos ascendentes quanto descendentes são analisados simultaneamente, há uma superposição de efeitos e tanto os sulcos ascendentes quanto os descendentes apresentaram picos bem característicos centrados em, aproximadamente, $12\ \mu\text{m}$, além de picos aleatórios para maiores comprimentos de onda. Interessante notar que os sulcos de brunimento da topografia analisada possuem largura média de, aproximadamente, $12\ \mu\text{m}$.

Figura 183 – Variações devido ao desgaste no PSD para direções vertical e horizontal

Assim como o estudo da variação do valor médio quadrático do gradiente da superfície, a análise da função Densidade Espectral de Potência (PSD) do mapa de desgaste indicou grande anisotropia do desgaste sem, contudo, permitir sua quantificação. A seguir, será discutido um método de análise de desgaste no qual o PSD da superfície é utilizado no cálculo da dimensão fractal. Deste modo, modelos fractais para análise quantitativa do desgaste podem ser desenvolvidos.

4.5.1.5. Quantificação de desgaste por meio de análise fractal biescalar

O método 6 para quantificação de desgaste consiste em uma análise fractal multiescala, na qual a superfície desgastada é decomposta em suas duas principais componentes, a saber: a rugosidade do platô e os sulcos de brunimento. Conforme apresentado na Figura 184, a decomposição da topografia foi feita no domínio da frequência utilizando a transformada de Fourier. Após a decomposição da topografia desgastada, foram obtidas as dimensões fractais para cada uma de suas componentes a partir da inclinação do PSD em escala log-log. Deste modo, pode-se dizer que o método proposto consiste em uma análise fractal biescalar.

A Tabela 9 apresenta as dimensões fractais antes de se efetuar a decomposição de cada topografia. Utilizou-se uma Análise de Variância (ANOVA) em blocos para comparar a dimensão fractal antes e após o teste de motor para cada região do cilindro (vide Tabelas 10 e 11). Nota-se que a análise fractal sem decomposição da topografia permite a diferenciação entre superfícies desgastadas e não desgastadas para um nível de significância de 5%. Uma representação gráfica da variação da dimensão fractal encontra-se apresentada na Figura 185. Note que a variação é quase sempre negativa e, portanto, os gráficos apresentados estão de acordo os resultados da ANOVA one-way em blocos.

Plotou-se também a dimensão fractal em função do desgaste obtido por meio do método 2 (vide Figura 186). O coeficiente de determinação (R^2) é igual a 0,0004 e 0,0093 para as direções horizontal e vertical, respectivamente. Assim, embora a análise fractal sem decomposição da topografia permita a distinção entre superfícies desgastadas e não desgastadas, a técnica possui correlação desprezível com o desgaste, impossibilitando seu uso na quantificação do desgaste.

As componentes de rugosidade do platô e de sulcos de brunimento possuem frequências espaciais diferentes e, portanto, seus espectros de frequência possuem informações complementares. Analisando separadamente as duas principais escalas em nível de rugosidade, pode-se isolar a contribuição de cada escala para o desgaste global. Deste modo, modelos biesculares podem permitir a obtenção de metodologias mais robustas para quantificação de desgaste em cilindros de motores.

Figura 184 – Passos para a decomposição da topografia desgastada

Tabela 9 – Dimensão fractal para topografias sem decomposição

		PMS				MC				PMI			
		0°	90°	180°	270°	0°	90°	180°	270°	0°	90°	180°	270°
PSD (horizontal)	Não desgastado	2,59	2,57	2,59	2,73	2,55	2,55	2,51	2,50	2,53	2,53	2,55	2,56
	Desgastado	2,57	2,52	2,57	2,68	2,54	2,54	2,50	2,49	2,51	2,48	2,52	2,53
PSD (vertical)	Não desgastado	2,62	2,59	2,58	2,72	2,58	2,55	2,52	2,46	2,49	2,51	2,55	2,58
	Desgastado	2,56	2,56	2,54	2,65	2,54	2,54	2,51	2,46	2,44	2,46	2,58	2,54
Enclosing Boxes	Não desgastado	2,63	2,60	2,63	2,63	2,62	2,58	2,62	2,54	2,59	2,60	2,59	2,64
	Desgastado	2,62	2,60	2,59	2,61	2,61	2,52	2,62	2,53	2,53	2,57	2,41	2,60

Tabela 10 – ANOVA para dimensão fractal na direção horizontal (topografias sem decomposição)

<i>Fonte de variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>QM</i>	<i>F</i>	<i>P-valor</i>	<i>F crit</i>
Tratamento	0,0039	1	0,0039	35,017	1,01E-04	4,844
Bloco	0,0645	11	0,0059	52,317	7,12E-08	2,818
Erro	0,0012	11	0,0001			
Total	0,0697	23				

Tabela 11 – ANOVA para dimensão fractal na direção vertical (topografias sem decomposição)

<i>Fonte de variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>QM</i>	<i>F</i>	<i>P-valor</i>	<i>F crit</i>
Tratamento	0,0059	1	0,0059	15,356	2,40E-03	4,844
Bloco	0,0814	11	0,0074	19,408	1,24E-05	2,818
Erro	0,0042	11	0,0004			
Total	0,0914	23				

Por meio da análise fractal biescalar, foram obtidas as dimensões fractais nas direções vertical e horizontal para as escalas correspondentes à rugosidade do platô e aos sulcos de brunimento. A partir das dimensões fractais das superfícies desgastadas, um modelo de regressão múltipla foi utilizado para estimar o desgaste dos cilindros. Os resultados encontram-se apresentados na Figura 187. Nota-se forte correlação entre desgaste e o modelo fractal biescalar ($R^2=0,91$), de modo que mais de 90% da variação é explicada pelo modelo linear.

Figura 185 – Boxplot e dotplot da variação da dimensão fractal

Figura 186 – Dimensão Fractal em função do desgaste (obtido por meio do método 2) para análise sem decomposição das topografias

(a) Estimativas para o desgaste considerando métodos fractal biescalar e fractal convencional (b) Correlação entre métodos 2 e 6

Figura 187 – Estimativas para o desgaste

4.5.2. Avaliação de desgaste em cilindro de motor *flex-fuel* com acabamento do tipo *standard honing* (métodos 5 e 7 a 10)

4.5.2.1. Quantificação de desgaste via análise contínua do perfil do cilindro (métodos 7 e 8)

O perfil de alturas da camisa foi obtido via perfilometria óptica. Inicialmente, tentou-se utilizar a ferramenta de *stitching* do software TalyMap para obter o perfil 2D de regiões extensas da topografia, porém o algoritmo utilizado pelo software demonstrou-se pouco robusto e não permitiu a obtenção de perfis de regiões extensas (vide Figura 188). Portanto, um algoritmo foi elaborado em Matlab para permitir a união adequada das topografias.

A fim de conseguir unir as topografias, foi necessário a implementação de um algoritmo de *relocation* similar ao desenvolvido por Condeço et al. [263]. Além de permitir a união de topografias (*stitching*), tal algoritmo também foi utilizado para permitir a comparação da mesma região de uma superfície antes e após o desgaste (vide tópico 4.5.1).

Inicialmente, assumiu-se que o contato entre anel e cilindro se dê na região de platô da superfície brunida do cilindro, o que pode ser feito considerando que o contato ocorra na altura correspondente à moda da topografia (PMo). Este, foi intitulado de método 7.

(a) Topografia do cilindro

(b) Perfil bidimensional da superfície do cilindro

Figura 188 – União de 173 topografias (*stitching*) realizado pelo software TalyMap

A Figura 189 apresenta o perfil bidimensional da região central do cilindro em azul e a região correspondente ao plano da moda (PMo) em preto. Estes resultados foram obtidos utilizando-se o algoritmo de *relocation*. Pode-se verificar que o PMo é um bom estimador da região de contato para a região desgastada do cilindro, porém ele falha na determinação da região de contato de sua região não desgastada. Isso acontece, pois o plano correspondente ao PMo é um bom estimador para a região de contato de superfícies que apresentem um plano bem definido, tais como superfícies brunidas após o período de amaciamento ou superfícies brunidas com brunimento do tipo *plateau honing*.

Figura 189 – Perfil bidimensional do cilindro e PMo

No *plateau honing*, têm-se superfícies brunidas com uma região de platô característica similar à observada em cilindros usados. A superfície é usinada de modo

a simular uma superfície previamente desgastada e, portanto, apresenta um menor desgaste durante a fase de *running-in*. Observando histogramas representativos de regiões desgastada e não desgastada (vide Figura 190), pode-se notar que a região desgastada do cilindro apresenta um platô similar ao observado em superfícies brunidas via *plateau honing*. Na superfície desgastada da Figura 190, o pico do histograma atinge um valor superior a 8%, indicando que mais de 8% da superfície corresponde ao PMo. Embora a porcentagem correspondente ao pico do histograma não possa ser tomada como um valor absoluto, ela pode ser usada a fim de comparar dois histogramas distintos que tenham sido feitos com o mesmo nível de discretização. Portanto, comparando os dois histogramas da Figura 190, nota-se que o pico do histograma correspondente à região não desgastada é cerca de cinco vezes menor. Além disso, o desvio padrão (largura do histograma) é substancialmente maior para a região não desgastada do cilindro. Estes dois fatores apontam para o fato de que a região não desgastada realmente não apresenta um platô bem definido e que, portanto, a posição de um pseudo platô da superfície não desgastada (PMo) não corresponderia à região de contato do cilindro para tal região do cilindro.

Caso se considere que o contato para a região desgastada do cilindro se dê na altura do PMo, a relação entre as áreas real e aparente ($A_{r_{PMo}}/A_a$) corresponderia à porcentagem da área que realmente entrara em contato com o anel do pistão. Analisando a Figura 189, nota-se que esta relação corresponde a aproximadamente 24% para a região desgastada do cilindro.

O desgaste também pode ser estimado por meio do método 8, no qual a área real de contato pode ser dada em função do índice de plasticidade (ψ).

Supondo que tanto o cilindro quanto o anel apresentem $E = 120$ GPa e $\nu = 0,26$ [144], tem-se $E^* = 64$ GPa. A Figura 95 apresenta todos os valores obtidos para a microdureza dos anéis e do cilindro em um boxplot. A microdureza mediana da superfície do cilindro para uma carga de 25 g foi de 449 HV para a região desgastada e de 446 HV para a região não desgastada.

Figura 190 – Topografias, histogramas e curvas de Abbot-Firestone de regiões desgastada e não desgastada do cilindro

Os valores médios dos parâmetros Spq e Spc das regiões desgastada e não desgastada foram, respectivamente: $Spq_D = 0,26 \mu m$, $Spq_{ND} = 0,93 \mu m$, $Spc_D = 2,04 \mu m^{-1}$ e $Spc_{ND} = 3,01 \mu m^{-1}$. Assim, o valor médio para o índice de plasticidade (ψ), cuja fórmula encontra-se apresentada na Equação 29 ($\psi = \frac{E^*}{H} \left(\frac{\sigma_s}{\beta} \right)^{1/2}$), é de 3,9 para a região desgastada e 20 para a região não desgastada. Como $\psi > 1$ para ambos

os casos, conclui-se que o contato anel/cilindro é predominantemente plástico. Assim, a área real de contato pode ser dada pela Equação 30 ($A_{rp} = \frac{F_N}{H}$).

Observando a Equação 30, nota-se que a área real de contato para contato plástico independe da topografia superficial. Assim, conclui-se que a área real de contato deve ser a mesma tanto para a região desgastada quanto para a região não desgastada do cilindro.

Supondo que a pressão exercida pelo anel de primeiro canaleta seja de 10 MPa [331] e sabendo que a área aparente (A_a) da região analisada é de $0,075 \text{ mm}^2$, a força aplicada na região de análise é de 0,754 N. Sabendo-se que 449 HV corresponde a $449 \cdot \left(\frac{9,807}{1000}\right) = 4,40 \text{ GPa}$, a área real para contato plástico vale:

$$A_{rp} = \frac{F_N}{H} = \frac{(7,54 \cdot 10^{-10}) \text{ GN}}{4,40 \text{ GPa}} = 1,71 \cdot 10^{-10} \text{ m}^2 = 171 \text{ } \mu\text{m}^2 \quad (36)$$

Assim, para uma pressão de 10 MPa, a porcentagem da área aparente do cilindro que realmente entra em contato com o anel é de $A_{rp}/A_a = 171/75364 = 0,23\%$. Este valor é cerca de 100 vezes menor do que aquele obtido considerando que o contato se dê na altura correspondente ao plano da moda (método 7).

A Figura 191 apresenta o perfil bidimensional da região central do cilindro em azul e, em preto, a região correspondente à área real de contato para contato plástico. Pode-se verificar que o resultado para a região não desgastada do cilindro é melhor do que para o caso da Figura 189.

Após obter-se o perfil bidimensional da superfície do cilindro (vide Figuras 189 e 191), o desgaste pode ser estimado por meio da diferença entre as alturas da topografia nas regiões não desgastada e desgastada. Deste modo, pôde-se obter a perda volumétrica ocasionada pelo desgaste provocado pelo contato com os anéis do pistão.

Figura 191 – Perfil bidimensional da região central do cilindro (em azul) com destaque para a região correspondente à área real de contato para contato plástico (linha preta)

Obtendo-se a curva de Abbott-Firestone correspondente à região não desgastada do cilindro (Figura 192), pode-se integrá-la até uma profundidade desejada, a fim de obter o volume de material desgastado. A Figura 193 mostra o volume de material desgastado pelos métodos 7 e 8, respectivamente. Note que embora os perfis das superfícies tenham sido relativamente diferentes para os dois casos (vide Figuras 189 e 191) e a área real de contato para cada metodologia tenha diferido em mais de 100 vezes, o volume de material desgastado foi relativamente parecido em ambos os casos. Isso ocorreu, pois, em geral, os picos de topografias apresentam grande variação de altura, porém seu volume é relativamente pequeno em relação ao volume do *core*.

Figura 192 – Curva de Abbott-Firestone correspondente à região não desgastada do cilindro

Figura 193 – Volume de material desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 8 (em verde)

A Figura 194 mostra o mesmo gráfico da Figura 193, porém após a aplicação de um filtro Gaussiano Robusto (cut-off de 800 μm) a fim de atenuar os ruídos e permitir uma melhor análise dos resultados. Na Figura 195 pode-se observar que há forte correlação entre as duas metodologias para quantificação de desgaste ($R^2 = 0,8$).

Figura 194 – Volume de material desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 8 (em verde) após aplicação de filtro Gaussiano Robusto (cut-off de 800 μm)

Figura 195 – Comparação entre métodos 7 (eixo vertical) e 8 (eixo horizontal) para estimação de volume

As Figuras 196 e 197 mostram os pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes. Observando o gráfico referente ao perfil de alturas, notam-se pequenos “calos” nos pontos de reversão dos anéis com profundidades entre 200 e 300 nm.

Figura 196 – Pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletas obtidos pelos métodos 7 e 8

4.5.2.2. Quantificação de desgaste via análise descontínua do perfil do cilindro (métodos 5, 9 e 10)

Embora o uso da técnica de junção de topografias (*stitching*) permita quantificar o desgaste de superfícies por meio da análise contínua do perfil de rugosidade/ondulação, pode-se eventualmente estimar o desgaste utilizando

Figura 197 – Zoom nos pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes

parâmetros de rugosidade funcionais tais como o V_m (volume de material por unidade de área desde 0% até uma probabilidade p).

A Figura 198 compara os resultados entre o método 7, no qual a área real de contato é estimada por meio do PMo , e o método 9, baseado na diferença do parâmetro $V_m(Smr_{PMo})$. O volume de material acima do plano correspondente ao PMo é cerca de dez vezes maior para a região não desgastada do que para a região desgastada do cilindro. Analisando os histogramas da Figura 190, pode-se notar a

discrepância entre os valores de $Vm(Smr_{PMO})$ para as duas regiões. Em decorrência disso, tem-se $Vm(Smr_{PMO})_{ND} - Vm(Smr_{PMO})_D \cong Vm(Smr_{PMO})_{ND}$ e, portanto, o método 9 realmente apresenta pouca variação.

Figura 198 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul) e 9 (em vermelho)

Na Figura 199, faz-se a comparação do método 10 (método baseado na diferença do parâmetro $Vm(80\%)$) com os métodos 7 e 8, sendo que estes últimos, devido à maior precisão, são utilizados como métodos de referência.

Figura 199 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 7 (em azul), 8 (em verde) e 10 (em verde água)

Neste caso, pode-se verificar um efeito oposto ao observado na Figura 198: o método baseado na diferença do parâmetro $Vm(80\%)$ apresentou maior variação do que os dois outros métodos. Isso ocorre, pois além de o parâmetro $Vm(80\%)$ apresentar a mesma ordem de grandeza nas regiões desgastada e não desgastada, ele também não é um parâmetro suficientemente estável.

Na Figura 200, comparam-se os resultados para estimativa do volume desgastado pela diferença de $V_m(Smr2)$ (método 5) e $V_m(80\%)$ (método 10). Note que o método baseado na diferença de $V_m(Smr2)$ superestima o desgaste. Isso ocorre, pois o brunimento do cilindro analisado não é do tipo *plateau honing* e, portanto, a distribuição de alturas da topografia muda substancialmente após o desgaste, acarretando em uma diminuição do valor do parâmetro $Smr2$. Como o valor de $Smr2$ é de aproximadamente 85% para a região não desgastada e de apenas 64% para a região desgastada, realmente é de se esperar tal metodologia baseada na diferença de $V_m(Smr2)$ superestime o desgaste.

Figura 200 – Comparação entre o volume desgastado estimado pelos métodos 5 (em laranja) e 10 (em verde água)

Em resumo, considerando todos os métodos analisados no tópico 4.5.2.2, o método 10 foi aquele que apresentou melhores resultados para quantificação de desgaste. Porém, caso o cilindro do motor *flex-fuel* possuisse acabamento do tipo *plateau honing*, é possível que o método 5 também apresentasse resultados satisfatórios.

4.6. ANÁLISE DOS EFEITOS DAS ALTERAÇÕES TOPOGRÁFICAS DECORRENTES DO DESGASTE NO COEFICIENTE DE ATRITO DE CILINDROS DE MOTORES

O *thrust side* do cilindro 1 do motor *flex-fuel* foi analisado em quatro regiões distintas, a saber: no ponto morto superior, no meio de curso do pistão, no ponto morto inferior e na região não desgastada do cilindro. Ao todo, foram analisadas nove

topografias para cada região selecionada. A Tabela 12 apresenta informações adicionais quanto à altura de cada região.

Tabela 12 – Alturas das regiões analisadas no estudo dos efeitos das alterações topográficas decorrentes do desgaste no COF

Região	Distância aproximada da face de fogo do cilindro
Ponto morto superior (PMS)	10 mm
Meio de curso (MC)	56 mm
Ponto morto inferior (PMI)	91 mm
Região não desgastada (ND)	117 mm

A Figura 201 apresenta topografias típicas para cada região analisada. Note que foram efetuadas as seguintes operações de processamento para cada topografia: nivelamento, remoção de forma, preenchimento de pontos não medidos e aplicação de filtro Gaussiano Robusto (cut-off de 800 μm). Analisando cada topografia, nota-se que houve predominância de desgaste abrasivo nas regiões de PMS e MC, sendo que houve o início da formação de um platô (região branca). No PMI, houve o desaparecimento de alguns sulcos pouco profundos devido à maior intensidade do desgaste em tal região do cilindro. Com isso, o platô ficou ainda mais evidenciado. Algumas regiões com lascamento de material evidenciaram, além do desgaste abrasivo, a presença de desgaste por fadiga de contato no PMI (tal mecanismo de desgaste foi comprovado em análises de MEV, conforme observado previamente na seção 4.2.2.3).

A seguir são apresentados gráficos com alguns parâmetros de rugosidade para as topografias obtidas em cada região analisada. As Figuras 202 e 203 confirmam a presença de um platô bem definido no PMI com asperezas relativamente pequenas. Além disso, percebe-se que a região ND é aquela que apresenta maior rugosidade e distribuição de material mais simétrica.

Figura 201 – Topografias típicas de cada região analisada para simulação de COF

Figura 202 – Parâmetros de altura obtidos para cada região analisada do cilindro

Figura 203 – Parâmetros funcionais obtidos para cada região analisada do cilindro

As simulações apresentadas a seguir foram realizadas para o anel de óleo de terceiro canaleta, que, além de ser um dos principais responsáveis pelas perdas por atrito em cilindros de motores [270-272], também é aquele cujo desempenho é mais

afetado por alterações topográficas em nível de rugosidade. O óleo utilizado nas simulações foi o SAE 5W-30 e pré-carga da mola do anel de óleo foi de $F = 30 \text{ N}$.

A Figura 204 apresenta a simulação para cálculo da pressão média efetiva de atrito (FMEP, sigla em inglês) em função da rotação do motor (S), assumindo que todo o cilindro possuía acabamento semelhante ao das regiões de PMS, MC, PMI e ND. Fez-se também uma Análise de Variância (ANOVA) one-way em blocos de modo a verificar se haveria diferença estatisticamente significativa entre as diferentes curvas de FMEP. Conforme se pode observar na Tabela 13, a diferença é significativa para 95% de confiança. A análise de Tukey [282] permitiu constatar que para baixas rotações ($94 < S < 250 \text{ rpm}$), apenas as regiões de PMI e ND apresentam desempenho significativamente distinto. Para $S = 936 \text{ rpm}$, o desempenho do PMI difere do desempenho das regiões PMS e ND. Para $S = 1.248 \text{ rpm}$, o desempenho do PMI difere do desempenho de todas as demais superfícies. Finalmente, para $S > 1.560 \text{ rpm}$, o desempenho do PMI difere do desempenho das regiões MC e PMS e o desempenho destas duas últimas regiões difere significativamente do desempenho da região ND. Cada um destes blocos estatisticamente distintos encontra-se apresentado no gráfico da Figura 204.

Figura 204 – Médias do FMEP para diferentes regiões analisadas (grupos estatisticamente diferentes encontram-se em destaque)

Tabela 13 – ANOVA em blocos do FMEP para diferentes regiões do cilindro

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
S	14	276,598	19,7570	116,04	0,000
Região	3	8,130	2,7099	15,92	0,000
S x Região	42	128,188	3,0521	17,93	0,000
Erro	480	81,728	0,1703		
Total	539	494,644			

Fez-se também a simulação do coeficiente de atrito (COF) em função do ângulo do girabrequim para alguns valores de rotação do motor. A Figura 205 apresenta os resultados para 2.500 rpm. Note que o acabamento original do cilindro (mais rugoso) tende a estabilizar o coeficiente de atrito ao longo da região de curso do pistão. A ANOVA one-way também indica que há diferença significativa entre os valores médios de coeficiente de atrito (vide Tabela 14) e a análise de Tukey (vide Figura 206) revela que o coeficiente de atrito médio resultante do acabamento do PMI é maior do que todos os demais para 90% de confiança (para 95% de confiança, o COF do PMI é apenas significativamente superior ao COF das regiões PMS e MC). Assim, caso todo o cilindro apresentasse acabamento semelhante ao do PMI do *thrust side*, as perdas por atrito seriam 25% maiores do que se todo o cilindro possuísse acabamento como o do PMS, por exemplo. Portanto, ressalta-se que embora o acabamento do PMI seja aquele que mais se assemelhe a um brunimento do tipo *plateau honing*, este foi o acabamento que apresentou maiores perdas por atrito. Isso reforça a necessidade de diminuição da viscosidade do óleo lubrificante.

Tabela 14 – ANOVA one-way do COF para diferentes regiões do cilindro e rotação de 2.500 rpm

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Região	3	0,002977	0,000992	8,11	0,000
Erro	32	0,003914	0,000122		
Total	35	0,006891

Figura 205 – Coeficiente de atrito em função do ângulo do girabrequim para 2.500 rpm

Figura 206 – Análise de Tukey para COF para rotação de 2.500 rpm

Conforme relatado no parágrafo anterior, caso todo o cilindro possuísse acabamento como o do PMI do *thrust side* (região com picos menos rugosos dentre todas as regiões analisadas), as perdas por atrito aumentariam. Contudo, analisando a Figura 205, nota-se que tal acabamento propicia a redução do coeficiente de atrito nos pontos de reversão do motor. Deste modo, pode-se dizer que as alterações topográficas decorrentes do desgaste do PMI foram benéficas para o sistema do ponto de vista tribológico **na região em que elas ocorrem**.

Por outro lado, a mesma Figura dá indícios de que o alisamento da topografia foi responsável pela diminuição do desempenho do tribossistema anel/cilindro na região de meio de curso (MC) do motor. Deste modo, estes resultados parecem indicar que maior eficiência pode ser obtida por meio de acabamentos de cilindros com maior rugosidade na região de meio de curso do pistão e menor rugosidade nos pontos de reversão. Tais resultados podem ser justificados pela curva de Stribeck modificada (vide Figura 207). Nela, nota-se que o aumento da rugosidade superficial tende a deslocar o sistema para a esquerda. Assim, o aumento da rugosidade reduz o COF para a região de meio de curso do pistão (onde predomina regime de lubrificação hidrodinâmico) e aumenta o COF nos PMS e PMI (onde predomina o regime de lubrificação misto). Resultados experimentais e numéricos de Spencer et al. [332] confirmam a redução do COF nos pontos de reversão de cilindros de motores para acabamentos superficiais menos rugosos.

Embora as simulações indiquem que menores valores de coeficiente de atrito sejam obtidos nos pontos de reversão do pistão para rugosidades superficiais menores, dois comentários são pertinentes quanto a tais observações:

- (i) A rugosidade dos pontos de reversão não deve ser tão baixa a ponto de provocar *scuffing*;
- (ii) As simulações feitas desprezam a ativação de tribofilmes. Deste modo, as baixas pressões de contato locais resultantes de acabamentos com rugosidade reduzida podem dificultar a ativação de aditivos redutores de atrito nos pontos de reversão do cilindro, resultando em maiores perdas por atrito.

Figura 207 – Curva de Stribeck modificada associada a componentes de motores automotivos (adaptado de [154])

É importante ressaltar que, conforme relatado previamente (vide tópico 3.3), os softwares utilizados nas simulações assumem hipóteses de fluido newtoniano e de aderência perfeita do fluido à parede do cilindro ou à superfície do anel (escorregamento nulo do lubrificante). Embora tais hipóteses sejam razoáveis para condições nas quais a taxa de cisalhamento seja relativamente baixa, elas podem resultar na superestimação do COF para elevadas taxas de cisalhamento. A Figura 208 mostra que os maiores valores de taxa de cisalhamento ocorrem na região de meio de curso do pistão e para acabamentos pouco rugosos. Deste modo, é possível que o gráfico da Figura 205 tenha superestimado o COF da região de meio de curso para os acabamentos com menor rugosidade. Portanto, acabamentos mais rugosos podem não resultar obrigatoriamente em menores valores de COF na região de meio de curso do pistão.

Figura 208 – Taxa de cisalhamento em função do ângulo do girabrequim para 2.500 rpm

5. CONCLUSÕES

O presente trabalho se propôs a responder algumas perguntas referentes ao estudo do desgaste em cilindros de motores de combustão interna. Tais perguntas relacionam-se à análise dos principais mecanismos de desgaste atuantes em cilindros, à investigação das causas de intensificação do desgaste e de possíveis modos de minimização do desgaste, à verificação da possibilidade de quantificação de desgaste em nível de rugosidade e à análise das possíveis causadores de defeitos em superfícies brunidas. A seguir, são apresentadas as respostas a cada pergunta formulada.

1. Quais são os principais modos e mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?

Verificou-se que os principais mecanismos de desgaste atuantes nos cilindros do motor *flex-fuel* são desgaste por abrasão e por reações triboquímicas, com participação menos expressiva de desgaste por fadiga de contato e por adesão. Além disso, constatou-se que o desgaste tende a promover o alisamento da superfície do cilindro.

Embora o desgaste por deslizamento seja o principal modo de desgaste em cilindros de motores, o desgaste por impacto também pode estar presente devido à batida de saia do pistão. Com isso, pode-se observar arrancamento de material do cilindro associado à fadiga de contato. Por atuarem como concentradoras de tensão, as grafitas estão fortemente relacionadas com o desgaste por fadiga.

2. Quais são os principais causadores do desgaste por abrasão em motores *flex-fuel*?

Apesar de a literatura apontar poeira (sílica), depósitos resultantes do processo de combustão e *debris* de desgaste como os principais responsáveis pelo desgaste abrasivo em cilindros de motores [163, 173], ela não indica a contribuição relativa de cada tipo de abrasivo no desgaste por abrasão de cilindros de motores.

Embora o presente trabalho não tenha estudado o efeito da poeira sobre o desgaste abrasivo de cilindros de motores, a análise do motor *flex-fuel* permitiu comparar qualitativamente o efeito de depósitos resultantes do processo de

combustão e de *debris* de desgaste sobre o desgaste por abrasão. Verificou-se que o desgaste abrasivo do motor foi mais afetado pelos *debris* de desgaste do que pelos produtos de combustão. Isso ocorreu, pois: (i) motores *flex-fuel* apresentam relativamente pouca quantidade de resíduo carbonizado (quando comparados a motores diesel) e (ii) os cilindros do motor *flex-fuel* analisado possuem acabamento do tipo *standard honing* e o amaciamento de cilindros com este tipo de brunimento produz uma grande quantidade de *debris* de desgaste.

É importante ressaltar que caso sistemas de injeção e/ou refrigeração do motor apresentem mau funcionamento ou se o cilindro possuir acabamento do tipo *plateau honing*, os resíduos do processo de combustão podem vir a apresentar maior relevância no desgaste abrasivo do cilindro.

Com relação à abrasão ocasionada pela interação entre asperezas dos anéis e do cilindro, verificou-se que a abrasão a dois corpos resultante da elevada dureza do anel de primeiro canaleta contribuiu menos para o desgaste abrasivo do tribossistema do que os *debris* de desgaste.

3. Qual o efeito dos veios de grafita no desempenho tribológico de cilindros de motores?

Logo no início do trabalho, notou-se que veios de grafita não são visíveis na superfície de cilindros de motores desgastados ou não. Com isso, levantou-se a hipótese de que a grafita presente em ferros fundidos não possuiria o efeito de lubrificante sólido durante a operação do motor.

Esta hipótese foi posteriormente rejeitada, uma vez que foi constatada a presença de um tribofilme de grafita em superfícies de ferro fundido desgastadas. Além disso, o presente trabalho apresentou indícios de que o processo de brunimento produz um tribofilme de carbono que se mantém relativamente estável durante a operação do motor. Desse modo, a grafita presente em ferros fundidos pode diminuir a adesão, sendo responsável pela redução de atrito e desgaste do par tribológico anel/cilindro.

Contudo, grafitas podem ser entendidas como descontinuidades da matriz, atuando como concentradoras de tensão. Deste modo, a presença de grafitas pode favorecer o desgaste por fadiga de contato, o que pode contribuir para o aumento do desgaste.

4. É possível que o ponto morto superior não seja a região do cilindro com maior desgaste?

Embora a literatura seja quase unânime quanto à afirmação de que o maior desgaste de cilindros de motores ocorra no ponto morto superior (PMS) [163, 175, 178], os motores *flex-fuel* e *heavy-duty* diesel analisados apresentaram maior desgaste no ponto morto inferior (PMI).

Analisando a composição dos óxidos formados nas regiões dos pontos mortos superior e inferior do motor *flex-fuel*, verificou-se predominantemente a formação de hematita (Fe_2O_3) no PMI, com indícios formação de magnetita (Fe_3O_4) no PMS. Como a magnetita atua como lubrificante e a hematita tende a aumentar atrito e desgaste, acredita-se que a formação de um óxido abrasivo tenha sido responsável pelo maior desgaste no PMI.

Importante ressaltar que, embora todas as regiões analisadas do cilindro tenham apresentado um tribofilme de carbono, o grau de grafitização deste tribofilme foi maior para regiões mais próximas à interface com a câmara de combustão (ICC). Portanto, é possível que o tribofilme de carbono do PMS também tenha apresentado maior capacidade de atuação como lubrificante sólido do que aquele presente no PMI.

Deste modo, conclui-se que a formação de óxidos e tribofilmes na superfície de cilindros pode afetar sua taxa de desgaste e, portanto, dependendo da composição do cilindro e das condições de operação do motor, é possível que o PMI apresente desgaste superior ao encontrado no PMS.

5. Quais são os principais mecanismos de endurecimento atuantes em cilindros de motores *flex-fuel*?

Análises subsuperficiais permitiram constatar que o mecanismo de endurecimento de cilindros de motores não deve ser encruamento puro (no qual se

observa o aumento da dureza com consequente diminuição da ductilidade do material), mas recristalização com refino de grão e encruamento. Deste modo, pode-se obter um aumento simultâneo de dureza e ductilidade do material do cilindro.

No motor *flex-fuel* analisado, a espessura da camada recristalizada foi, na maioria dos casos, inferior a $5\ \mu\text{m}$. Contudo, em regiões onde houve maior desgaste, como no PMI, a recristalização do cilindro atingiu profundidades superiores a $10\ \mu\text{m}$. Quanto à camada nanocristalina, sua espessura não ultrapassou $1\ \mu\text{m}$. Análises de indentação instrumentada para obtenção do perfil de dureza da seção transversal do cilindro parecem confirmar o aumento de dureza na região mais próxima à superfície.

6. Qual é o efeito das alterações topográficas decorrentes do desgaste no coeficiente de atrito do par tribológico anel/cilindro?

Verificou-se que o desgaste intenso do PMI do *thrust side* resultou em uma superfície com um platô bem definido e com um número reduzido de sulcos de brunimento. Nas simulações, constatou-se que tal acabamento provoca a diminuição do COF nos pontos de reversão do cilindro e um aparente aumento na região de meio de curso do pistão.

As regiões de PMS e MC apresentaram menor desgaste do que o PMI e, portanto, a redução da rugosidade superficial destas regiões foi menor. Nas simulações, verificou-se que caso todo o cilindro apresentasse acabamento como o do PMS, por exemplo, o COF do par tribológico anel/cilindro seria quase tão baixo quanto o do PMI nos pontos de reversão, sem que, contudo, o desempenho da região de meio de curso fosse substancialmente prejudicado. Assim, se todo o cilindro apresentasse acabamento semelhante ao do PMS, as perdas por atrito seriam 25% menores do que se todo o cilindro possuísse acabamento como o do PMI do *thrust side*.

É importante ressaltar que embora o acabamento do PMI seja aquele que mais se assemelhe a um brunimento do tipo *plateau honing*, este foi o acabamento que apresentou maiores perdas por atrito. Isso reforça a necessidade de diminuição da viscosidade do óleo lubrificante.

Finalmente, verificou-se que o acabamento original do cilindro (mais rugoso) tende a estabilizar o coeficiente de atrito ao longo da região de curso do pistão. Assim, tanto as regiões de meio de curso quanto os pontos de reversão do cilindro tendem a apresentar coeficiente de atrito relativamente semelhante quando o motor é novo. À medida que o desgaste avança, as diferenças tornam-se mais significativas, de modo a diminuir o COF nos pontos de reversão e aumentá-lo na região de meio de curso do pistão. Assim, processos de brunimento não uniformes (com rugosidade maior no meio de curso e menor nos pontos mortos superior e inferior) podem resultar em menores perdas por atrito para o par tribológico anel/cilindro.

7. É possível estimar o desgaste de cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade?

A comparação entre topografias de superfícies desgastadas e não desgastadas carece de uma altura de referência absoluta. O presente trabalho mostrou que tanto os picos de asperezas quanto o *core* da superfície são substancialmente afetados durante a operação do motor. Deste modo, nenhuma destas regiões deve ser utilizada como altura de referência para quantificação de desgaste.

Verificou-se também que, embora a maior parte dos trabalhos publicados utilize os vales como altura de referência para comparação entre superfícies antes e após o desgaste [97, 185-187], sulcos de brunimento também não devem ser utilizados como alturas de referência para quantificação de desgaste. Isso ocorre, pois os sulcos são preenchidos por *debris* de desgaste e porque a remoção de *folded metal* durante a operação do motor alarga os sulcos de brunimento. Com isso, altera-se a distribuição de material da topografia para valores de *material ratio* superiores a 90%.

Analisando o desgaste do motor *heavy-duty* diesel, notou-se que a altura correspondente ao Smr2 (transição entre *core* e sulcos de brunimento) pode ser utilizada como altura de referência absoluta em cilindros com acabamento do tipo *plateau honing*. Deste modo, o método 2 foi o melhor método para estimação do desgaste do motor *heavy-duty* diesel considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade.

Embora a literatura indique que a variação do volume dos picos esteja fortemente relacionada com o desgaste, observou-se que a variação da soma dos volumes de picos e *core* pode apresentar melhor correlação com o desgaste. Deste modo, embora o método 5 não apresente resultados tão precisos quanto aqueles obtidos por meio do método 2, ele pode ser utilizado como uma primeira aproximação para a estimativa de desgaste em cilindros. As vantagens do método 5 em relação ao método 2 são a maior facilidade de implementação e a não necessidade do uso de topografias relocadas.

Ao estudar o desgaste do motor *flex-fuel*, notou-se que os métodos para quantificação de desgaste via análise contínua do perfil de rugosidade/ondulação do cilindro (métodos 7 e 8) apresentaram bons resultados, incluindo a possibilidade de localização precisa de “calos” referentes aos pontos de reversão dos anéis de primeiro, segundo e terceiro canaletes.

Os métodos baseados em variações de parâmetros de rugosidade, por outro lado, não apresentaram resultados satisfatórios na análise do desgaste do motor *flex-fuel*. Isso ocorreu, pois o processo de desgaste altera significativamente a distribuição de alturas de superfícies com brunimento do tipo *standard honing*. Com isso, tanto a altura correspondente ao Smr_2 quanto a altura do plano da moda acabaram por não se tornar boas alturas de referência para superfícies com este tipo de brunimento. O melhor estimador para o desgaste via análise de parâmetros de rugosidade foi a variação do parâmetro $V_m(80\%)$ (método 10), porém a instabilidade de tal parâmetro ainda dificulta sua aplicação quanto à quantificação de desgaste.

8. Há um método universal para quantificação do desgaste em cilindros de motores considerando apenas alterações topográficas em nível de rugosidade ou a escolha do melhor método deve estar atrelada ao acabamento do cilindro?

Embora o parâmetro Smr_2 tenha apresentado pouca variação após o desgaste do motor *heavy-duty* diesel (que tem acabamento do tipo *plateau honing*), ele foi fortemente afetado pelo processo de desgaste para o caso do motor *flex-fuel* (que tem acabamento do tipo *standard honing*). Por essa razão, a altura correspondente ao

Smr2 pôde ser utilizada como altura de referência absoluta para o motor *heavy-duty* diesel, mas não para o motor *flex-fuel*.

Em outras palavras, métodos para estimação do desgaste que considerem a altura do Smr2 como altura de referência absoluta devem apresentar bons resultados para cilindros com acabamento do tipo *plateau honing*, mas não para cilindros com brunimento *standard honing*. Em cilindros com acabamento do tipo *standard honing*, sugere-se o uso de métodos para quantificação de desgaste via análise contínua do perfil do cilindro.

9. Como o *folded metal* é formado e qual é a sua relação com o desgaste?

Folded metal é um defeito presente em superfícies brunidas que pode prejudicar a lubrificação e aumentar atrito e desgaste [120, 123-125]. O presente trabalho, inclusive, indicou que a etapa inicial do desgaste de cilindros de motores ocorre preferencialmente por meio da remoção de *folded metal*. Portanto, a compreensão dos mecanismos envolvidos na formação do *folded metal* é de vital importância para a diminuição da ocorrência de tal defeito e, portanto, para aumento da eficiência de motores e redução de seu desgaste.

No presente trabalho, constatou-se que, embora o defeito do tipo *folded metal* possa ocorrer independentemente da presença/ausência de veios de grafita, a deformação plástica da matriz metálica induzida pela extrusão de veios de grafita pode resultar na formação do *folded metal*.

Além disso, notou-se também que o defeito do tipo *folded metal* se forma essencialmente durante a usinagem do cilindro, sendo que sua remoção se dá de forma gradual durante a operação do motor.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugestões e recomendações para trabalhos futuros relacionados à tese são apresentadas a seguir:

- Analisar detalhadamente como a quantidade de *folded metal* é afetada por fatores como microestrutura (morfologia da grafita, espaçamento interlamelar da perlita e presença de carbonetos) e propriedades mecânicas (módulo de elasticidade, dureza e coeficiente de encruamento) do cilindro;
- utilizar técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e difração de elétrons retroespalhados (EBSD) de alta resolução para confirmar os mecanismos de endurecimento do cilindro;
- conduzir ensaios de longa duração em tribômetro para contato conforme entre anel e cilindro de modo a verificar se os mecanismos de desgaste observados em testes de bancada coincidem com aqueles encontrados nos testes de motor;
- implementar no software SurfLUB 2.0 as hipóteses de fluido não newtoniano e de escorregamento do lubrificante em relação à parede do cilindro ou à superfície do anel;
- o software SurfLUB 2.0 permite a simulação determinística de topografias reais. Porém as análises supõem que todo o cilindro possua acabamento uniforme. Propõe-se, portanto, que sejam feitas alterações no software de modo a permitir a simulação de cilindros com acabamento não uniforme;
- implementar no software SurfLUB 2.0 modelos relacionados à formação de tribofilmes, de modo a contemplar os efeitos (i) da ativação de aditivos redutores de atrito e (ii) da interação entre o tribofilme e a superfície do cilindro.

APÊNDICE A – MICROGRAFIAS OBTIDAS VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

A seguir são apresentadas as micrografias obtidas para diferentes profundidades e ângulos

Figura A1: Micrografia para TS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1 (aumento original de 200x)

Figura A2: Micrografia para TS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1 (aumento original de 500x)

Figura A3: Micrografia para TS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A4: Micrografia para TS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A5: Micrografia para TS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A6: Micrografia para TS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A7: Micrografia para TS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A8: Micrografia para TS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A9: Micrografia para TS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A10: Micrografia para TS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A11: Micrografia para TS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A12: Micrografia para TS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A13: Micrografia para TS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A14: Micrografia para TS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A15: Micrografia para TS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A16: Micrografia para TS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A17: Micrografia para TS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A18: Micrografia para TS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A19: Micrografia para TS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A20: Micrografia para TS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A21: Micrografia para TS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A22: Micrografia para RS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A23: Micrografia para RS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A24: Micrografia para RS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A25: Micrografia para RS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A26: Micrografia para RS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A27: Micrografia para RS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A28: Micrografia para RS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A29: Micrografia para RS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A30: Micrografia para RS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A31: Micrografia para RS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A32: Micrografia para RS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A33: Micrografia para RS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A34: Micrografia para RS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A35: Micrografia para RS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A36: Micrografia para RS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A37: Micrografia para RS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A38: Micrografia para RS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A39: Micrografia para RS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A40: Micrografia para RS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A41: Micrografia para RS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A42: Micrografia para RS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A43: Micrografia para ATS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A44: Micrografia para ATS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A45: Micrografia para ATS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A46: Micrografia para ATS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A47: Micrografia para ATS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A48: Micrografia para ATS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A49: Micrografia para ATS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A50: Micrografia para ATS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A51: Micrografia para ATS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A52: Micrografia para ATS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A53: Micrografia para ATS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A54: Micrografia para ATS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A55: Micrografia para ATS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A56: Micrografia para ATS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A57: Micrografia para ATS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A58: Micrografia para ATS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A59: Micrografia para ATS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A60: Micrografia para ATS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A61: Micrografia para ATS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A62: Micrografia para ATS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A63: Micrografia para ATS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A64: Micrografia para FS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A65: Micrografia para FS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A66: Micrografia para FS em uma profundidade de 3,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A67: Micrografia para FS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A68: Micrografia para FS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A69: Micrografia para FS em uma profundidade de 6,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A70: Micrografia para FS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A71: Micrografia para FS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A72: Micrografia para FS em uma profundidade de 10,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A73: Micrografia para FS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A74: Micrografia para FS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A75: Micrografia para FS em uma profundidade de 56,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A76: Micrografia para FS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A77: Micrografia para FS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A78: Micrografia para FS em uma profundidade de 91,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A79: Micrografia para FS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A80: Micrografia para FS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A81: Micrografia para FS em uma profundidade de 94,5 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

Figura A82: Micrografia para FS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 200x)

Figura A83: Micrografia para FS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 500x)

Figura A84: Micrografia para FS em uma profundidade de 117,0 mm do cilindro 1
(aumento original de 1.000x)

APÊNDICE B – IMAGENS E COMPOSIÇÕES DE IMAGENS (MONTAGENS) DE MEV E FIB DAS SEÇÕES TRANSVERSAIS DE DIFERENTES REGIÕES DO CILINDRO

A seguir são apresentadas as imagens e composições de imagens (montagens) de MEV e FIB das seções transversais de diferentes alturas do *front side* cilindro.

Figura B1: Imagem de MEV da seção transversal de uma região localizada no PMS do cilindro 1

Figura B2: Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMS do cilindro 1

Figura B3: Composição de imagens (montagem) feita a partir de imagens de MEV e FIB da seção transversal de uma região localizada no PMS do cilindro 1

Figura B4: Imagem de MEV da seção transversal de uma região localizada no meio de curso do cilindro 1

Figura B5: Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no meio de curso do cilindro 1

Figura B6: Composição de imagens (montagem) feita a partir de imagens de MEV e FIB da seção transversal de uma região localizada no meio de curso do cilindro 1

Figura B7: Imagem de MEV da seção transversal de uma região localizada no PMI do cilindro 1

Figura B8: Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada no PMI do cilindro 1

Figura B9: Composição de imagens (montagem) feita a partir de imagens de MEV e FIB da seção transversal de uma região localizada no PMI do cilindro 1

Figura B10: Imagem de MEV da seção transversal de uma região localizada na parte não desgastada do cilindro 1

Figura B11: Imagem de FIB da seção transversal de uma região localizada na parte não desgastada do cilindro 1

Figura B12: Composição de imagens (montagem) feita a partir de imagens de MEV e FIB da seção transversal de uma região localizada na parte não desgastada do cilindro

1

REFERÊNCIAS

1. Lakshminarayanan PA, Nayak NS. Critical Component Wear in Heavy Duty Engines: John Wiley & Sons; 2011.
2. Taylor CM. Automobile engine tribology - design considerations for efficiency and durability. *Wear*. 1998; 221(1):1-8.
3. Tung SC, McMillan ML. Automotive tribology overview of current advances and challenges for the future. *Tribology International*. 2004; 37(7):517-36.
4. Korcek S, Jensen RK, Johnson MD, Sorab J. Fuel efficient engine oils, additive interactions, boundary friction, and wear. *Lubrication at the Frontier: the Role of the Interface and Surface Layers in the Thin Film and Boundary Regime*. 1999; 36:13-24.
5. Patel RA, Niralgikar KH, editors. A Review of Wear in Piston Ring of Internal Combustion Engine. *International Journal of Engineering Research and Technology*; 2015: ESRSA Publications.
6. Rahnejat H. Tribology and dynamics of engine and powertrain: Fundamentals, applications and future trends: Elsevier; 2010.
7. Dimkovski Z, Anderberg C, Ohlsson R, Rosen BG. Characterisation of worn cylinder liner surfaces by segmentation of honing and wear scratches. *Wear*. 2011; 271(3-4):548-52.
8. Andersson P, Tamminen J, Sandström C-E. Piston ring tribology. A literature survey. *VTT Tiedotteita - Research Notes* 2178 105 p. 2002.
9. Terheci M, Manory RR, Hensler JH. The friction and wear of automotive grey cast-iron under dry sliding conditions. Part 1: Relationships between wear loss and testing parameters. *Wear*. 1995; 180(1-2):73-8.
10. Verlag B. DIN 50320: Verschleiß - Begriffe, Analyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Berlin 1979.
11. Zum Gahr K-H. Microstructure and wear of materials: Elsevier; 1987.
12. Burwell JT, Strang CD. On the empirical law of adhesive wear. *Journal of Applied Physics*. 1952; 23(1):18-28.
13. Jahanmir S. On the wear mechanisms and the wear equations. *Fundamentals of Tribology*. 1978:455-67.
14. Godfrey D. Diagnosis of wear mechanisms. *Wear control handbook*. 1980:283-312.
15. Kato K, Adachi K. Wear mechanisms. *Modern tribology handbook*. 2001; 1:273-300.
16. Stachowiak GW. *Wear: materials, mechanisms and practice*: John Wiley & Sons; 2006.
17. Stachowiak G, Batchelor AW. *Engineering tribology*: Butterworth-Heinemann; 2013.
18. Holmberg K, Matthews A. *Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering Tribology Series: 56*. Elsevier Science and Technology Books, Oxford, UK; 1994.
19. ASTM G40-13. Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. 2013.
20. Bhushan B. *Introduction to tribology*: John Wiley & Sons; 2013.
21. Yue JJ, Bertagnoli R, McAfee PC, An HS. *Motion preservation surgery of the spine: advanced techniques and controversies*: Elsevier Health Sciences; 2008.
22. Dolan TJ. Preclude failure: A philosophy for materials selection and simulated service testing. *Experimental Mechanics*. 1970; 10(1):1-14.
23. Totten GE, Liang H. *Mechanical tribology: materials, characterization, and applications*: CRC Press; 2004.
24. Ludema KC. A review of scuffing and running-in of lubricated surfaces, with asperities and oxides in perspective. *Wear*. 1984; 100(1-3):315-31.
25. Dyson A. Scuffing-a review. *Tribology International*. 1975; 8(2):77-87.
26. Nosal S. Tribological aspects of scuffing in sliding pairs. Poznan Technical University, Poland; 1998.

27. Wang Q, Chung Y-w. Encyclopedia of tribology: Springer New York; 2013.
28. Hutchings IM. Tribology: friction and wear of engineering materials. 1992.
29. Tallian TE. The failure atlas for Hertz contact machine elements. Mechanical Engineering. 1992; 114(3):66-9.
30. Bruce RW. Handbook of lubrication and tribology, volume II: Theory and design: CRC press; 2012.
31. Davis JR. Surface engineering for corrosion and wear resistance: ASM international; 2001.
32. Scott R. Basic wear modes in lubricated systems. Machinery Lubrication. 2008.
33. Yoder P, Vukobratovich D. Opto-Mechanical Systems Design, Volume 2: Design and Analysis of Large Mirrors and Structures: CRC Press; 2015.
34. Devereux S. Practical well planning and drilling manual: PennWell Books; 1998.
35. Schedin E. Galling mechanisms in sheet forming operations. Wear. 1994; 179(1-2):123-8.
36. Hokkirigawa K, Kato K. An experimental and theoretical investigation of plowing, cutting and wedge formation during abrasive wear. Tribology International. 1988; 21(1):51-7.
37. Suh NP. Tribophysics. Pretice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey 07632, USA, 1986. 1986.
38. Bhushan B. Principles and applications of tribology. Editon Edition, Wiley, New York, ISBN ISBN. 1999.
39. Lawn B, Swain M. Microfracture beneath point indentations in brittle solids. Journal of materials science. 1975; 10(1):113-22.
40. Glaeser W. Contact fatigue. ASM International, Member/Customer Service Center, Materials Park, OH 44073-0002, USA, 1996. 1996:331-6.
41. Wen S, Huang P. Principles of tribology: John Wiley & Sons; 2012.
42. Wedeven LD. Influence of debris dent on EHL lubrication. Asle Transactions. 1978; 21(1):41-52.
43. Coulon S, Ville F, Lubrecht AA. An abacus for predicting the Rolling Contact Fatigue life reduction due to debris dents. Boundary and Mixed Lubrication: Science and Applications. 2002; 40:283-93.
44. Meakin P, Jøssang T, Feder J. Simple passivation and depassivation model for pitting corrosion. Physical Review E. 1993; 48(4):2906.
45. Ma F-Y. Corrosive effects of chlorides on metals: INTECH Open Access Publisher; 2012.
46. Lichti KA, Ko M, Wallis L. Galvanic corrosion study of carbon steel to arsenic and antimony couples. Geothermics. 2015; 58:15-21.
47. Amend B, Yee J, editors. Selective application of corrosion resistant alloys mitigates corrosion in pH-modified geothermal fluids. CORROSION 2013; 2013: NACE International.
48. Raja V, Shoji T. Stress corrosion cracking: theory and practice: Elsevier; 2011.
49. Gadag R, Shetty AN. Engineering Chemistry: IK International Pvt Ltd; 2007.
50. King R. Safety in the process industries: Elsevier; 2013.
51. Naylor M, Kodali P, Wang J. Diesel engine tribology. Modern Tribology Handbook. 2001; 2:1258-61.
52. Santos Filho D. Alterações metalúrgicas e topográficas do cilindro de bloco de motor de combustão interna flex-fuel. São Paulo: Universidade de São Paulo; 2013.
53. Committee AIH. ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology: ASM International; 1992.
54. Suh NP. The delamination theory of wear. Wear. 1973; 25(1):111-24.
55. Altenbach H, Becker W. Modern trends in composite laminates mechanics: Springer; 2014.

56. Bayer GT, Zamanzadeh M. Failure analysis of paints and coatings. Matco Associates, Inc. 2004; 331.
57. Gaiski SN. Making it right: Why your car payments are lasting longer than your factory paint job. Michigan, USA: Zestar Corporation; 2009.
58. Göğüs OH, Pysklywec RN, Faccenna C. Geodynamical models for continental delamination and ocean lithosphere peel away in an orogenic setting. *Active Global Seismology: Neotectonics and Earthquake Potential of the Eastern Mediterranean Region*. 2017; 225:121.
59. Gregory DE, Bae WC, Sah RL, Masuda K. Disc degeneration reduces the delamination strength of the annulus fibrosus in the rabbit annular disc puncture model. *The Spine Journal*. 2014; 14(7):1265-71.
60. Hachenberg D, Kossira H. Stringer peeling effects at stiffened composite panels in the postbuckling range. *Journal of Aircraft*. 1993; 30(5):769-76.
61. Ibrahim RA. *Handbook of Structural Life Assessment - Crack Control*: John Wiley and Sons; 2017. 711-65 p.
62. Logothetidis S, Charitidis C, Patsalas P, Kyprianidis I, Gioti M, editors. Investigation of boron nitride films deposited by rf magnetron sputtering with in-situ spectroscopic ellipsometry and stress measurements. *Proceedings of the Second Symposium on III-V Nitride Materials and Processes*; 1998: The Electrochemical Society.
63. Shi KW, Kar YB, Misran H, Yun YK, Yew LW, Hui TC. Optimization of wafer singulation process on copper/low-k materials for semiconductor device assembly. *Australian Journal of Basic and Applied Sciences*; 2014. p. 6-11.
64. Balakumar S, Chen X, Chen Y, Selvaraj T, Lin B, Kumar R, et al. Peeling and delamination in Cu/SiLK process during Cu-CMP. *Thin Solid Films*. 2004; 462:161-7.
65. O'Rielly. How much does it cost to fix my car's peeling clear coat in green valley, az? 2014.
66. Bodycote. In the spotlight: s3p providing a hard and ductile surface. 2016.
67. Landolt D, Mischler S. *Tribocorrosion of passive metals and coatings*: Elsevier; 2011.
68. Neville A, Morina A, Haque T, Voong M. Compatibility between tribological surfaces and lubricant additives—how friction and wear reduction can be controlled by surface/lube synergies. *Tribology International*. 2007; 40(10):1680-95.
69. Fischer TE. Chemical effects in friction. *Fundamentals of Friction: Macroscopic and Microscopic Processes*: Springer; 1992. p. 299-312.
70. Donnet C, Martin J. Problem-solving methods in tribology with surface-specific techniques. *Handbook of Surface and Interface Analysis: method for problem-solving*, second edition. 2009:351-88.
71. Wood RJ. Tribo-corrosion of coatings: a review. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2007; 40(18):5502.
72. Schwack F, Byckov A, Bader N, Poll G, editors. Time-dependent analyses of wear in oscillating bearing applications. *Proceedings of the STLE/ASME International Joint Tribology Conference*; 2017; Atlanta.
73. Almen JO. Lubricants and false brinelling of ball and roller bearings. *Mechanical Engineering*. 1937; 59(6):415.
74. *Metals Handbook*. Desk Edition: American Society for Metals; 1985.
75. Eschmann P, Hasbargen L, Weigand K. *Ball and Roller Bearings*. New York: John Wiley & Sons; 1985.
76. Faultersack M. Analysis of Bearing Damage. SAE Technical Paper; 1982. Report No.: 0148-7191 Contract No.: 820626.
77. Godfrey D. Fretting corrosion or false brinelling? *Tribology and Lubrication Technology*. 2003; 59(12):28-31.
78. Yahagi Y, Mizutani Y. Corrosive wear of steel in gasoline-ethanol-water mixtures. *Wear*. 1984; 97(1):17-25.

79. Archard J, Hirst W, editors. The wear of metals under unlubricated conditions. Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences; 1956: The Royal Society.
80. Ludema KC. Tribological modeling for mechanical designers: ASTM International; 1991.
81. Adachi K, Hutchings IM. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. Wear. 2003; 255:23-9.
82. Gates J. Two-body and three-body abrasion: a critical discussion. Wear. 1998; 214(1):139-46.
83. Czichos H. Tribology. A systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Elsevier Scientific Publishing Co, 1978. 1978:414.
84. Avery HS. Surface protection against wear and corrosion: American Society for Metals; 1954.
85. Avery HS. The measurement of wear resistance. Wear. 1961; 4(6):427-49.
86. Kajdas C, Wilusz E, Harvey S. Encyclopedia of tribology: Elsevier; 1990.
87. Moore DF. Principles and Applications of Tribology: Pergamon International Library of Science, Technology, Engineering and Social Studies: International Series in Materials Science and Technology: Elsevier; 2013.
88. ASME B46.1. Surface texture (surface roughness, waviness and lay). American Society of Mechanical Engineers Standard B. 1995; 46:1.
89. Malburg MC. A unified methodology for the application of surface metrology: University of Warwick; 1996.
90. ISO 11592. Geometrical product specifications (GPS) - Surface texture: profile method - Metrological characteristics of phase correct filters. London; 1996.
91. Muralikrishnan B, Raja J. Computational surface and roundness metrology: Springer Science & Business Media; 2008.
92. Van Alsten J, Granick S. Friction measured with a surface forces apparatus. Tribology Transactions. 1989; 32(2):246-50.
93. ISO 25178-2:2012. Geometrical product specifications (GPS) - Surface texture: Areal - Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters. Geneva, Switzerland; 2012.
94. Franco LA, Sinatora A. 3D surface parameters (ISO 25178-2): Actual meaning of Spk and its relationship to Vmp. Precision Engineering-Journal of the International Societies for Precision Engineering and Nanotechnology. 2015; 40:106-11.
95. Abbott E, Firestone F. Specifying surface quality: a method based on accurate measurement and comparison. SPIE MILESTONE SERIES MS. 1995; 107:63-63.
96. Flitney RK. Seals and sealing handbook: Elsevier; 2011.
97. Kumar R, Kumar S, Prakash B, Sethuramiah A. Assessment of engine liner wear from bearing area curves. Wear. 2000; 239(2):282-6.
98. Drews W, Weniger W. Rediscovering the Abbott-Firestone curve. Quality. 1989.
99. Blateyron F. The areal field parameters. Characterisation of Areal Surface Texture: Springer; 2013. p. 15-43.
100. ISO 25178-3:2012. Geometrical product specifications (GPS) - Surface texture: Areal - Part 3: Specification operators. Geneva, Switzerland; 2012.
101. Oberg E, Jones FD, Horton HL, Ryffel HH, Geronimo JH. Machinery's handbook: Industrial Press New York; 2004.
102. ISO 4287. Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method - Terms, definitions and surface texture parameters (ISO 4287: 1997+ Cor 1: 1998+ Cor 2: 2005+ Amd 1: 2009)(includes Corrigendum AC: 2008 and Amendment A1: 2009). 2009.
103. Harsha SP, Sandeep K, Prakash R. Nonlinear dynamic response of a rotor bearing system due to surface waviness. Nonlinear Dynamics. 2004; 37(2):91-114.

104. Harsha SP, Kankar PK. Stability analysis of a rotor bearing system due to surface waviness and number of balls. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2004; 46(7):1057-81.
105. Yhland E, editor Paper 29: Waviness Measurement-An Instrument for Quality Control in Rolling Bearing Industry. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Conference Proceedings*; 1967: SAGE Publications.
106. Flores G. *Grundlagen und Anwendungen des Honens*: Vulkan-Verlag GmbH; 1992.
107. DIN 8589-14. Manufacturing processes chip removal - Part 14: Honing and superfinishing; Classification, subdivision, terms and definitions. Berlin: Beuth Verlag; 2003.
108. Doi T, Uhlmann E, Marinescu ID. *Handbook of Ceramics Grinding & Polishing*: William Andrew; 2014.
109. Mortensen A. *Concise encyclopedia of composite materials*: Elsevier; 2006.
110. Juchem HO. *Entwicklungsstand beim Honen von Bohrungen in metallischen Werkstücken mit Diamant und CBN*: De-Beers-Industrie-Diamanten-Deutschland-GmbH; 1986.
111. Klink U. Fachgebiete in Jahresübersichten: Honen. *VD IZ*. 1983; 125(14):595.
112. Shaw MC. *Principles of abrasive processing*: Oxford University Press; 1996.
113. Sabri L, El Mansori M. Process variability in honing of cylinder liner with vitrified bonded diamond tools. *Surface & Coatings Technology*. 2009; 204(6-7):1046-50.
114. Mocellin F. *Desenvolvimento de tecnologia para brunimento de cilindros de blocos de motores em ferro fundido vermicular*. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2007.
115. Masip RF, Salcedo MC, Calvet JV. Plateau-honing semi-empirical model. 10th International Research/Expert Conference "Trends in the development of machinery and associated technology"; Barcelona; 2006.
116. Uehara S. Overview of the new surface finishings for SI bores. *SAE Technical Paper*; 2007. Report No.: 0148-7191.
117. Stephenson DA, Agapiou JS. *Metal cutting theory and practice*: CRC press; 2005.
118. Gehring G. *The future of the surface: Optimum tribosystems through functionally optimized surfaces*. 2004.
119. Hesling DM. A study of typical bore finishes and their effect on engine performance. *Lubrication Eng*. 1964; 7(3):311.
120. Mezghani S, Demirci I, Zahouani H, El Mansori M. The effect of groove texture patterns on piston-ring pack friction. *Precision Engineering-Journal of the International Societies for Precision Engineering and Nanotechnology*. 2012; 36(2):210-7.
121. Malcolm GN. *Diesel Engine Tribology*. *Modern Tribology Handbook, Two Volume Set*. Mechanics & Materials Science: CRC Press; 2000.
122. Wang L, León FP, editors. 3.4-Local analysis of honed surface in microscopic images. *Proceedings OPTO 2011*; 2011.
123. Tomanik E. Liner honing quality main characteristics. *SAE Technical Paper*; 1992. Report No.: 0148-7191.
124. Papadopoulos P, Priest M, Rainforth WM. Investigation of fundamental wear mechanisms at the piston ring and cylinder wall interface in internal combustion engines. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part J-Journal of Engineering Tribology*. 2007; 221(J3):333-43.
125. Dimkovski Z, Anderberg C, Rosen BG, Ohlsson R, Thomas TR. Quantification of the cold worked material inside the deep honing grooves on cylinder liner surfaces and its effect on wear. *Wear*. 2009; 267(12):2235-42.
126. Sreenath AV, Raman N. Mechanism of smoothing of cylinder liner surface during running-in. 1976; 9(2):55-62.

127. Gautam M, Chitoor K, Durbha M, Summers JC. Effect of diesel soot contaminated oil on engine wear - investigation of novel oil formulations. *Tribology International*. 1999; 32(12):687-99.
128. Miller AL, Stipe CB, Habjan MC, Ahlstrand GG. Role of lubrication oil in particulate emissions from a hydrogen-powered internal combustion engine. *Environmental Science & Technology*. 2007; 41(19):6828-35.
129. Carley L. Cutting Tools and Abrasives for Engine Work: *Engine Builder Magazine*; 2014 [updated 2014-07-16. Available from: <http://www.enginebuildermag.com/2014/07/cutting-tools-abrasives-engine-work/>].
130. Tung S, Emley J. Impacts of bore surface finish and coating treatment on tribological characteristics of engine cylinder bores. *SAE Technical Paper*; 2002.
131. GmbH AG. Rating Criteria For The Honing of Cylinder Running Surfaces. *Goetze honing guide, Technik Metall*. 1993.
132. Leon FP. Evaluation of honed cylinder bores. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*. 2002; 51(1):503-6.
133. Beyerer J, Krahe D, León FP. Characterization of cylinder bores. *Metrology and Properties of Engineering Surfaces: Springer*; 2001. p. 243-81.
134. Pore detection on cylinder bore surfaces [press release]. XXV. Messtechnisches Symposium des Arbeitskreises der Hochschullehrer für Messtechnik e.V. 22.-24.2011.
135. Anderberg C, Cabanettes F, Dimkovski Z, Ohlsson R, Rosén B-G. Cylinder liners and consequences of improved honing. *Proceedings (CD) of the 12th Nordic Symposium in Tribology; Helsingør, Denmark. Helsingør, Denmark*; 2006.
136. Wang L. Image Analysis and Evaluation of Cylinder Bore Surfaces in Micrographs: *KIT Scientific Publishing*; 2014.
137. Beyerer J, Leon FP. Detection of defects in groove textures of honed surfaces. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 1997; 37(3):371-89.
138. Xin B. Auswertung und charakterisierung dreidimensionaler messdaten technischer oberflächen mit riefentexturen: *Univ.-Verlag*; 2008.
139. Obara RB. Uso das transformadas de Fourier e Radon na quantificação de folded metal no interior de sulcos de brunimento. *Sao Paulo, Brasil*; 2013.
140. Obara RB, Tomanik E, Souza RM. Folded Metal and Other Surface Parameters on Combustion Engine Cylinders. *SAE Technical Paper*; 2014. Report No.: 2014-36-0323.
141. do Vale JL. Influência da microestrutura de ferros fundidos na ocorrência de metal dobrado e no comportamento tribológico de superfícies brunidas. *Paraná: Federal University of Technology - Paraná (UTFPR)*; 2016.
142. do Vale JL, da Silva CH, Pintaúde G. Effect of graphite on folded metal occurrence in honed surfaces of grey and compacted cast irons. *Surface Topography: Metrology and Properties*. 2017; 5(3):035001.
143. Obara RB, Souza RM, Tomanik E. Quantification of folded metal in cylinder bores through surface relocation. *Wear*. 2017; 384-385:142-50.
144. Guesser WL. *Propriedades mecânicas dos ferros fundidos*. São Paulo: Blucher; 2009.
145. Chiaverini V. Aços e ferros fundidos - Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos: *ABM*; 1988.
146. Budynas RG, Nisbett JK. *Elementos de máquinas de Shigley: McGraw Hill Brasil*; 2011.
147. ISO 945. Cast Iron - Designation of microstructure of graphite. 1975.
148. Cueva G, Tschiptschin AP, Sinatora A, Guesser WL. Desgaste de ferros fundidos usados em discos de freios de veículos automotores. *8 International Brake Colloquium*. 2007:6.
149. Guesser W, Tupy F. Ferro fundido com grafita compacta. *Metalurgia e Materiais*. 2002:403-5.
150. Fash JW, Socie D, Russel E. Fatigue crack initiation and growth in gray cast iron. *FCP Report No 35: University of Illinois at Urbana-Champaign*; 1980.

151. Collini L, Nicoletto G, Konečná R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engineering: A*. 2008; 488(1):529-39.
152. Loper C. Inoculation of cast iron: a summary of current understanding. *AFS Transactions*. 1999; 36:523-8.
153. Barber GC, Ludema KC. The break-in stage of cylinder-ring wear: A correlation between fired engines and a laboratory simulator. *Wear*. 1987; 118(1):57-75.
154. Priest M, Taylor CM. Automobile engine tribology - approaching the surface. *Wear*. 2000; 241(2):193-203.
155. Sreenath AV, Raman N. Running-in wear of a compression ignition engine - factors influencing the conformance between cylinder liner and piston rings. *Wear*. 1976; 38(2):271-89.
156. Gupta HN. *Fundamentals of internal combustion engines*: PHI Learning Pvt. Ltd.; 2012.
157. Pratte D. Pri spotlight: Je pistons asymmetrical piston design. *Speed Academy 2015* [Available from: <http://speed.academy/pri-spotlight-je-pistons-asymmetrical-piston-design/>].
158. Dursunkaya Z, Keribar R, Ganapathy V. A model of piston secondary motion and elastohydrodynamic skirt lubrication. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME*. 1994; 116(4):777-85.
159. Agarwal VK. Multi body dynamic analysis of slider crank mechanism to study the effect of cylinder offset. *Altair Technology Conference*; Pune; 2013.
160. Haddad SD, Tjan KT. An analytical study of offset piston and crankshaft designs and the effect of oil film on piston slap excitation in a diesel-engine. *Mechanism and Machine Theory*. 1995; 30(2):271-84.
161. CASE. *Case Help Manual, CASE (Cylinder Kit Analysis System for Engines) Analysis System*. Okemos, MI: Mid Michigan Research; 2005.
162. Shin S, Cusenza A, Shi F. Offset crankshaft effects on SI engine combustion and friction performance. *SAE Technical Paper*; 2004. Report No.: 0148-7191.
163. Sudarshan TS, Bhaduri SB. Wear in cylinder liners. *Wear*. 1983; 91(3):269-79.
164. Neale MJ. *Lubrication and reliability handbook*: Newnes; 2001.
165. Wilson K. Cylinder Liner Scuffing in 2-stroke engines as experienced by "Useres" WG members and others. 22 CIMAC Congress; Copenhagen; 1998. p. 303-10.
166. ASM Handbook. *ASM Metals Handbook, Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM International. 1990.
167. Fursund K. Wear in cylinder liners. *Wear*. 1957; 1(2):104-18.
168. Dong WP, Davis EJ, Butler DL, Stout KJ. Topographic features of cylinder liners - An application of three-dimensional characterization techniques. *Tribology International*. 1995; 28(7):453-63.
169. Hoen D-IT, Schmid J, Stumpf D-IW. Less wear and oil consumption through helical slide honing of engines by Deutz. *MTZ worldwide*. 2009; 70(4):46-51.
170. McGeehan J. Effect of piston deposits, fuel sulfur, and lubricant viscosity on diesel engine oil consumption and cylinder bore polishing. *SAE Technical Paper*; 1983. Report No.: 0148-7191.
171. Ishizuki Y, Sato F, Takase K. Effect of cylinder liner wear on oil consumption in heavy duty diesel engines. *SAE Technical Paper*; 1981. Report No.: 0148-7191.
172. Hegemier T, Stewart M. Some effects of liner finish on diesel engine operating characteristics. *SAE Technical Paper*; 1993.
173. Golothan D. Piston rings and cylinders. *Industrial Lubrication and Tribology*. 1978; 30(3):72-7.
174. Resolução ANP No.65, (2011).
175. Williams C. Cylinder wear in gasoline engines. *SAE Technical Paper*; 1936.
176. De Silva PR. The impact of biofuel ethanol on lubrication and friction in the piston assembly of a gasoline engine: University of Leeds; 2012.

177. Bergstrom K, Melin S, Jones C. The new ECOTEC turbo BioPower engine from GM Powertrain-utilizing the power of nature's resources. FORTSCHRITT BERICHTE-VDI REIHE 12 VERKEHRSTECHNIK FAHRZEUGTECHNIK. 2007; 639(2):47.
178. GOETZE. GOETZE® Piston Ring Handbook 2003 [Available from: <http://korihandbook.federalmogul.com/en/index.htm>].
179. Goodrich GM. Iron castings engineering handbook: American Foundry Soc.; 2004.
180. Hoegh C. Cylinder Wear in Diesel Engines. Aschehong and Company, Oslo. 1942.
181. Kragelsky IV, Alisin VVe. Friction, wear and lubrication, Tribology Handbook. Vol. 1-3. Mir Publishers, Moscow, 1982 928. 1982.
182. Kovalev A, Hartelt M, Spaltmann D, Wäsche R, Woydt M. Zero Wear (Null Verschleiß). Tribologie und Schmierungstechnik. 2013; 60(2):5-12.
183. Pawlus P. Change of cylinder surface topography in the initial stage of engine life. Wear. 1997; 209(1-2):69-83.
184. Gara L, Zou Q, Sangeorzan BP, Barber GC, McCormick HE, Mekari MH. Wear measurement of the cylinder liner of a single cylinder diesel engine using a replication method. Wear. 2010; 268(3-4):558-64.
185. Mezghani S, Demirci I, Yousfi M, El Mansori M. Running-in wear modeling of honed surface for combustion engine cylinder liners. Wear. 2013; 302(1-2):1360-9.
186. Buj Corral I, Vivancos Calvet J, Coba Salcedo M. Use of roughness probability parameters to quantify the material removed in plateau-honing. International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2010; 50(7):621-9.
187. Sasajima K, Naoi K, Tsukada T. A software-based relocation technique for surface asperity profiles and its application to calculate volume changes in running-in wear. Wear. 2000; 240(1-2):152-63.
188. Jeng YR. Impact of plateaued surfaces on tribological performance. Tribology Transactions. 1996; 39(2):354-61.
189. Cabanettes E, Rosen BG. Topography changes observation during running-in of rolling contacts. Wear. 2014; 315(1-2):78-86.
190. Vicsek T, Shlesinger M, Matsushita M. Fractals in natural sciences: World Scientific; 1994.
191. Huijbregts C. Regionalized variables and quantitative analysis of spatial data. Display and analysis of spatial data. 1975:38-53.
192. Zhang J, Atkinson P, Goodchild MF. Scale in spatial information and analysis: CRC Press; 2014.
193. Babadagli T, Develi K, editors. Fractal fracture surfaces and fluid displacement process in fractured rocks. 10th Int Conf of Fracture; 2001; Honolulu, USA.
194. Lopes R, Betrouni N. Fractal and multifractal analysis: A review. Medical Image Analysis. 2009; 13(4):634-49.
195. Pfeifer P. Fractal dimension as working tool for surface-roughness problems. Applied Surface Science. 1984; 18(1-2):146-64.
196. Silk T, Hong Q, Tamm J, Compton RG. AFM studies of polypyrrole film surface morphology - II. Roughness characterization by the fractal dimension analysis. Synthetic Metals. 1998; 93(1):65-71.
197. MountainsMap. 3D Advanced Surface Texture Module for MountainsMap 2016 [Available from: http://www.digitalsurf.fr/brochures/3D_Advanced_Surface_Texture_Mountains_7_Optional_Module.pdf].
198. Tricot C, Ferland P, Baran G. Fractal analysis of worn surfaces. Wear. 1994; 172(2):127-33.
199. Ganti S, Bhushan B. Generalized fractal analysis and its applications to engineering surfaces. Wear. 1995; 180(1-2):17-34.

200. Lopez J, Hansali G, Zahouani H, Le Bosse J, Mathia T. 3D fractal-based characterisation for engineered surface topography. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 1995; 35(2):211-7.
201. Zhou ZW, Liu SK, Chu LS, Gu LX. Fractal analysis of worn surfaces of ZnO whisker/natural rubber-styrene butadiene rubber-butyl rubber composites. *Journal of Applied Polymer Science*. 2003; 90(3):667-70.
202. Kupkova M, Kupka M, Rudnayova E, Dusza J. On the use of fractal geometry methods for the wear process characterization. *Wear*. 2005; 258(9):1462-5.
203. Zhu H, Ge SR, Huang XL, Zhang DK, Liu JL. Experimental study on the characterization of worn surface topography with characteristic roughness parameter. *Wear*. 2003; 255:309-14.
204. Xiong F, Jiang XQ, Gao YS, Li Z. Evaluation of engineering surfaces using a combined fractal modeling and wavelet analysis method. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2001; 41(13-14):2187-93.
205. Podsiadlo P, Stachowiak GW. Hybrid fractal-wavelet method for characterization of tribological surfaces - a preliminary study. *Tribology Letters*. 2002; 13(4):241-50.
206. Podsiadlo P, Stachowiak GW. Fractal-wavelet based classification of tribological surfaces. *Wear*. 2003; 254(11):1189-98.
207. Popov VL, Dimaki A, Psakhie S, Popov M. On the role of scales in contact mechanics and friction between elastomers and randomly rough self-affine surfaces. *Scientific Reports*. 2015; 5.
208. Demirci I, Mezghani S, Yousfi M, Zahouani H, El Mansori M. The scale effect of roughness on hydrodynamic contact friction. *Tribology Transactions*. 2012; 55:705-12.
209. Leighton M, Rahmani R, Rahnejat H. Surface-specific flow factors for prediction of friction of cross-hatched surfaces. *Surface Topography: Metrology and Properties*. 2016; 4(2):025002.
210. Mainsah E, Chetwynd D. *Metrology and properties of engineering surfaces*: Springer Science & Business Media; 2013.
211. Decenciere E, Jeulin D. Morphological decomposition of the surface topography of an internal combustion engine cylinder to characterize wear. *Wear*. 2001; 249(5-6):482-8.
212. Dimkovski Z, Cabanettes F, Löfgren H, Anderberg C, Ohlsson R, Rosén B-G. Optimization of cylinder liner surface finish by slide honing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2012; 226(4):575-84.
213. Tomanik E. Friction and wear bench tests of different engine liner surface finishes. *Tribology International*. 2008; 41(11):1032-8.
214. Johansson S, Nilsson PH, Ohlsson R, Anderberg C, Rosen BG. New cylinder liner surfaces for low oil consumption. *Tribology International*. 2008; 41(9-10):854-9.
215. Hu Y, Meng X, Xie Y, Fan J. Mutual influence of plateau roughness and groove texture of honed surface on frictional performance of piston ring–liner system. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*. 2016:1-22.
216. Sudeep U, Tandon N, Pandey RK. Performance of Lubricated Rolling/Sliding Concentrated Contacts With Surface Textures: A Review. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME*. 2015; 137(3).
217. Gardiner D, Graves P, Bowley H. *Practical Raman spectroscopy*. Springer-Verlag; 1989.
218. Bobyr A, Friezel V, Gorban I, Gubanov V, Salievon G, Sushkevich T. Vibrational modes symmetry and raman scattering in SnI4 crystals. *Solid state communications*. 1983; 47(5):361-6.
219. Hanesch M. Raman spectroscopy of iron oxides and (oxy) hydroxides at low laser power and possible applications in environmental magnetic studies. *Geophysical Journal International*. 2009; 177(3):941-8.

220. Barrau O, Boher C, Vergne C, Rezai-Aria F, Gras R, editors. Investigations of friction and wear mechanisms of hot forging tool steels. 6th International Tooling Conference; 2002.
221. Colomban P, Cherifi S, Despert G. Raman identification of corrosion products on automotive galvanized steel sheets. *Journal of Raman Spectroscopy*. 2008; 39(7):881-6.
222. Montgomery R. Run-in and glaze formation on gray cast iron surfaces. *Wear*. 1969; 14(2):99-105.
223. Montgomery R. The mild wear mechanism of nodular iron. *Wear*. 1969; 13(4):337-43.
224. Obratsov AN, Tyurnina AV, Obratsova EA, Zolotukhin AA, Liu B, Chin K-C, et al. Raman scattering characterization of CVD graphite films. *Carbon*. 2008; 46(6):963-8.
225. Pimenta M, Dresselhaus G, Dresselhaus MS, Cancado L, Jorio A, Saito R. Studying disorder in graphite-based systems by Raman spectroscopy. *Physical chemistry chemical physics*. 2007; 9(11):1276-90.
226. Reich S, Thomsen C, Maultzsch J. Carbon nanotubes: basic concepts and physical properties: John Wiley & Sons; 2008.
227. Tuinstra F, Koenig JL. Raman spectrum of graphite. *Journal of Chemical Physics*. 1970; 53(3):1126-&.
228. Wang Y, Alsmeyer DC, McCreery RL. Raman-spectroscopy of carbon materials - Structural basis of observed spectra. *Chemistry of Materials*. 1990; 2(5):557-63.
229. Shen K, Curran S, Xu H, Rogelj S, Jiang Y, Dewald J, et al. Single-walled carbon nanotube purification, pelletization, and surfactant-assisted dispersion: a combined TEM and resonant micro-Raman spectroscopy study. *The Journal of Physical Chemistry B*. 2005; 109(10):4455-63.
230. Yan Z, Barron A. Characterization of Graphene by Raman Spectroscopy [Available from: <http://cnx.org/contents/8GlmxcKk@2/Characterization-of-Graphene-b>].
231. Kerwin J, Sha X, Jackson B. Classical studies of H atom trapping on a graphite surface. *The Journal of Physical Chemistry B*. 2006; 110(38):18811-7.
232. Robertson J. Diamond-like amorphous carbon. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2002; 37(4):129-281.
233. Chu PK, Li L. Characterization of amorphous and nanocrystalline carbon films. *Materials Chemistry and Physics*. 2006; 96(2):253-77.
234. Johnson CA, Thomas KM. Applications of Raman microprobe spectroscopy to the characterization of carbon deposits on catalysts. *Fuel*. 1984; 63(8):1073-80.
235. Sadezky A, Muckenhuber H, Grothe H, Niessner R, Pöschl U. Raman microspectroscopy of soot and related carbonaceous materials: spectral analysis and structural information. *Carbon*. 2005; 43(8):1731-42.
236. Niessner R. The many faces of soot: characterization of soot nanoparticles produced by engines. *Angewandte Chemie International Edition*. 2014; 53(46):12366-79.
237. Soewono A, Rogak S. Morphology and raman spectra of engine-emitted particulates. *Aerosol Science and Technology*. 2011; 45(10):1206-16.
238. Dippel B, Jander H, Heintzenberg J. NIR FT Raman spectroscopic study of flame soot. *Physical Chemistry Chemical Physics*. 1999; 1(20):4707-12.
239. Wo H, Dearn KD, Song R, Hu E, Xu Y, Hu X. Morphology, composition, and structure of carbon deposits from diesel and biomass oil/diesel blends on a pintle-type fuel injector nozzle. *Tribology International*. 2015; 91:189-96.
240. BNDES. Negro de Fumo. Informe Setorial Nº09 Complexo Químico. 1998.
241. Guo M-f, Cai Z-b, Zhang Z-c, Zhu M-h. Characterization and lubrication performance of diesel soot nanoparticles as oil lubricant additives. *RSC Advances*. 2015; 5(123):101965-74.
242. Green DA, Lewis R, Dwyer-Joyce R. Wear of valve train components due to soot contaminated lubricant. *SAE Technical Paper*; 2006. Report No.: 0148-7191.

243. Green D, Lewis R. Effect of soot on oil properties and wear of engine components. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2007; 40(18):5488.
244. Liu H, Li W, Wang D, Zhang H, Lin L, Deng S. Study on the Soot in Lubricating Oil for Railway Locomotive Diesel Engine [J]. *China Railway Science*. 2007; 4:017.
245. Olomolehin Y, Kapadia R, Spikes H. Antagonistic Interaction of Antiwear Additives and Carbon Black. *Tribology Letters*. 2009; 37(1):49-58.
246. Hu E, Hu X, Liu T, Liu Y, Song R, Chen Y. Investigation of morphology, structure and composition of biomass-oil soot particles. *Applied Surface Science*. 2013; 270:596-603.
247. Joly-Pottuz L, Vacher B, Ohmae N, Martin J, Epicier T. Anti-wear and friction reducing mechanisms of carbon nano-onions as lubricant additives. *Tribology Letters*. 2008; 30(1):69-80.
248. Wei J, Cai M, Zhou F, Liu W. Candle soot as particular lubricant additives. *Tribology Letters*. 2014; 53(3):521-31.
249. Zhang Z-c, Cai Z-b, Peng J-f, Zhu M-h. Comparison of the tribology performance of nano-diesel soot and graphite particles as lubricant additives. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2016; 49(4):045304.
250. CETESB. Fatores médios de emissão de veículos leves novos 2009 [Available from: <http://veicular.cetesb.sp.gov.br/tabela-7-fatores-medios-de-emissao-de-veiculos-leves-novos-1/>].
251. Luo X, Yu X, Zha K, Jansons M, Soloiu V. In-cylinder wall temperature influence on unburned hydrocarbon emissions during transitional period in an optical engine using a laser-induced phosphorescence technique. *SAE Int J Engines*. 2014; 7(2):995-1002.
252. Koopmans L, Backlund O, Denbratt I. Cycle to cycle variations: their influence on cycle resolved gas temperature and unburned hydrocarbons from a camless gasoline compression ignition engine. *SAE Technical Paper*; 2002. Report No.: 0148-7191.
253. Heaton WB, Wentworth JT. Exhaust gas analysis by gas chromatography combined with infrared detection. *Analytical Chemistry*. 1959; 31(3):349-57.
254. Christensen M, Johansson B, Hultqvist A. The effect of piston topland geometry on emissions of unburned hydrocarbons from a homogeneous charge compression ignition (HCCI) engine. *SAE Technical Paper*; 2001. Report No.: 0148-7191.
255. Pulkrabek WW. *Engineering fundamentals of the internal combustion engine*: Pearson Prentice Hall Upper Saddle River, NJ; 2014.
256. Orange D, Knittle E, Farber D, Williams Q. Raman spectroscopy of crude oils and hydrocarbon fluid inclusions: A feasibility study. *The Geochemical Society, Special Publication*. 1996; 5:65-81.
257. Smith BC. *Infrared spectral interpretation: a systematic approach*: CRC press; 1998.
258. Guo Y, Warren A. Microscale mechanical behavior of the subsurface by finishing processes. *Journal of manufacturing science and engineering*. 2005; 127(2):333-8.
259. Rivera G, Boeri R, Sikora J. Revealing the solidification structure of nodular iron. *Cast Metals*. 1995; 8(1):1-5.
260. Lichinchi M, Lenardi C, Haupt J, Vitali R. Simulation of Berkovich nanoindentation experiments on thin films using finite element method. *Thin solid films*. 1998; 312(1-2):240-8.
261. Huang X, Pelegri AA. Mechanical characterization of thin film materials with nanoindentation measurements and FE analysis. *Journal of Composite Materials*. 2006; 40(15):1393-407.
262. Jaeger JC. Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts. *Proceedings of the Royal Society of New South Wales*; 1943. p. 203-24.
263. Condeco J, Christensen LH, Rosen BG. Software relocation of 3D surface topography measurements. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2001; 41(13-14):2095-101.

264. Rubach S, Riemer T, Valentin J, Delto C. Wear Detection on Cylinder Liners with Optical 3D Measuring Technology. *MTZ worldwide*. 2014; 75(3):38-43.
265. Bowden FP, Tabor D. *The Friction and Lubrication of Solids - Part I*: Oxford University Press; 1950.
266. Bowden FP, Tabor D. *The friction and lubrication of solids - Part 2*: Oxford University Press; 1964.
267. Onions R, Archard J. The contact of surfaces having a random structure. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 1973; 6(3):289.
268. Profito FJ. *Modelagem unidimensional do regime misto de lubrificação aplicada a superfícies texturizadas*. São Paulo: Universidade de São Paulo; 2010.
269. Profito FJ. *On the development of advanced techniques for mixed-elastohydrodynamic lubrication modelling of journal and sliding bearing systems*. Sao Paulo: Universidade de São Paulo; 2015.
270. Kennedy M, Hoppe S, Esser J. Piston Ring Coating Reduces Gasoline Engine Friction. *MTZ worldwide*. 2012; 73(5):40-3.
271. Richardson DE. Review of power cylinder friction for diesel engines. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power-Transactions of the ASME*. 2000; 122(4):506-19.
272. Nocera E, Bruno RA, Silva D, Bieneman J. High durability and low fuel consumption ring pack for hdd engines. *SAE Technical Paper*; 2013. Report No.: 0148-7191.
273. Davis JR. *ASM specialty handbook: cast irons*: ASM international; 1996.
274. Pieske A, Chaves Filho L, Reimer J. *Ferros fundidos cinzentos de alta qualidade*. Sociedade Educacional de Santa Catarina. 1985.
275. Fujii T, Nakamura S. Effects of Mn and Cr Contents on the Toughness of Medium Carbon Microalloyed Steel. *Electric Furnace Steel*. 1992; 63(1):15-21.
276. BCIRA. *The Effects of Alloying Elements in Cast Iron – 2: Sulfur*. 1976.
277. BCIRA. *The Effects of Alloying Elements in Cast Iron – 4: Manganese*. 1976.
278. Norbury AL. Manganese in Cast Iron. In: 53 BBR, editor. *Third Int'l Foundry Congress*; London; 1929.
279. Janowak J, Gundlach R. A modern approach to alloying gray iron. *Transactions of the American Foundrymen's Society*. 1982; 90:847-63.
280. Galligan J, Torrance AA, Liraut G. A scuffing test for piston ring/bore combinations Part I. Stearic acid lubrication. *Wear*. 1999; 236(1-2):199-209.
281. Galligan J, Torrance AA, Liraut G. A scuffing test for piston ring/bore combinations: Pt. II. Formulated motor lubrication. *Wear*. 1999; 236(1-2):210-20.
282. Goos P, Meintrup D. *Statistics with JMP: Hypothesis Tests, ANOVA and Regression*: John Wiley & Sons; 2016.
283. Pintaude G, Bernardes F, Santos M, Sinatora A, Albertin E. Mild and severe wear of steels and cast irons in sliding abrasion. *Wear*. 2009; 267(1-4):19-25.
284. Robert Bosch GmbH. *Bosch Automotive Handbook*: Bentley Pub; 2004.
285. Johnson JH. *Diesel particulate emissions: Landmark research 1994-2001*. Warrendale, PA: Society of Automotive Engineers, 2002; 550. 2002.
286. Dommarco R, Salvande J. Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons. *Wear*. 2003; 254(3-4):230-6.
287. Dommarco R, Bastias P, Rubin C, Hahn G. The influence of material build up around artificial defects on rolling contact fatigue life and failure mechanism. *Wear*. 2006; 260(11-12):1317-23.
288. Magalhaes L, Seabra J. Artificial indentations for the study of contact fatigue of austempered ductile iron (ADI) discs. *Wear*. 2005; 258(11-12):1755-63.
289. Terheci M, Manory R, Hensler J. The friction and wear of automotive grey cast iron under dry sliding conditions Part 2. Friction and wear—particle generation mechanisms and their progress with time. *Wear*. 1995; 185(1):119-24.

290. Pirgazi H, Ghodrat S, Kestens LA. Three-dimensional EBSD characterization of thermo-mechanical fatigue crack morphology in compacted graphite iron. *Materials Characterization*. 2014; 90:13-20.
291. Utke I, Moshkalev S, Russell P. Nanofabrication using focused ion and electron beams: principles and applications: Oxford University Press; 2012.
292. Padilha AF, Junior FS. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura: ABM; 2005.
293. Obara RB, Faria JOMG, Sinatora A. The effect of oxide and tribofilm formation on the wear of cylinder bores from flex-fuel engines. *SAE Technical Paper*; 2016. Report No.: 2016-36-0277.
294. Lacey P, Stockwell R. Development of a Methodology to Predict Cylinder Liner Scuffing in the 6V92TA Engine Lubricant Test©. *Tribology transactions*. 1999; 42(1):192-201.
295. Massalski TB, Okamoto H, Subramanian P, Kacprzak L. Binary alloy phase diagrams: American society for metals Metals Park, OH; 1990.
296. Takeda M, Onishi T, Nakakubo S, Fujimoto S. Physical properties of iron-oxide scales on Si-containing steels at high temperature. *Materials transactions*. 2009; 50(9):2242-6.
297. Archard J. The temperature of rubbing surfaces. *Wear*. 1959; 2(6):438-55.
298. Blau PJ. Friction science and technology: from concepts to applications: CRC press; 2008.
299. Bergseth E, Sjöberg S, Björklund S. Influence of real surface topography on the contact area ratio in differently manufactured spur gears. *Tribology International*. 2012; 56:72-80.
300. Kalin M. Influence of flash temperatures on the tribological behaviour in low-speed sliding: a review. *Materials Science and Engineering: A*. 2004; 374(1):390-7.
301. Kalin M, Vižintin J. Comparison of different theoretical models for flash temperature calculation under fretting conditions. *Tribology International*. 2001; 34(12):831-9.
302. Misawa T, Kyuno T, Suetaka W, Shimodaira S. The mechanism of atmospheric rusting and the effect of Cu and P on the rust formation of low alloy steels. *Corrosion Science*. 1971; 11(1):35-48.
303. Misawa T, Asami K, Hashimoto K, Shimodaira S. The mechanism of atmospheric rusting and the protective amorphous rust on low alloy steel. *Corrosion Science*. 1974; 14(4):279-89.
304. Misawa T, Hashimoto K, Shimodaira S. The mechanism of formation of iron oxide and oxyhydroxides in aqueous solutions at room temperature. *Corrosion science*. 1974; 14(2):131-49.
305. Misawa T, YAMASHITA M, MATSUDA Y, MIYUKI H, NAGANO H. Protective rust layer formed on weathering steel by atmospheric corrosion for a quarter of a century. *Tetsu-to-Hagane*. 1993; 79(1):69-75.
306. Raman A, Razvan A, Kuban B, Clement K, Graves W. Characteristics of the rust from weathering steels in Louisiana bridge spans. *Corrosion*. 1986; 42(8):447-55.
307. Oh SJ, Cook D, Townsend H. Characterization of iron oxides commonly formed as corrosion products on steel. *Hyperfine interactions*. 1998; 112(1-4):59-66.
308. Selwyn LS, Sirois P, Argyropoulos V. The corrosion of excavated archaeological iron with details on weeping and akaganeite. *Studies in conservation*. 1999; 44(4):217-32.
309. Marco J, Gracia M, Gancedo J, Martín-Luengo M, Joseph G. Characterization of the corrosion products formed on carbon steel after exposure to the open atmosphere in the Antarctic and Easter Island. *Corrosion Science*. 2000; 42(4):753-71.
310. Balasubramaniam R. On the corrosion resistance of the Delhi iron pillar. *Corrosion Science*. 2000; 42(12):2103-29.
311. Selwyn L. Metals and corrosion: a handbook for the conservation professional: Canadian Conservation Institute; 2004.

312. Selwyn LS. Corrosion of metal artifacts in buried environments. ASM handbook Volume 13C Corrosion: environments and industries: ASM International; 2006. p. 306-22.
313. Antunes RA, Costa I, Faria DLAd. Characterization of corrosion products formed on steels in the first months of atmospheric exposure. Materials research. 2003; 6(3):403-8.
314. MAHLE. Manual técnico, Curso Mahle metal leve motores de combustão interna. 2016.
315. Serbino EM. Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 2005.
316. Hong M, Reynolds W, Tarui T, Hono K. Atom probe and transmission electron microscopy investigations of heavily drawn pearlitic steel wire. Metallurgical and Materials Transactions A. 1999; 30(13):717-27.
317. Makii K, Yaguchi H, Kaiso M, Ibaraki N, Miyamoto Y, Oki Y. Influence of Si on nano sub-structure of cementite lamellae in pearlitic steel wires. Scripta materialia. 1997; 37(11):1753-9.
318. Read H, Reynolds W, Hono K, Tarui T. APFIM and TEM studies of drawn pearlitic wire. Scripta materialia. 1997; 37(8):1221-30.
319. Tagashira S, Sakai K, Furuhashi T, Maki T. Deformation microstructure and tensile strength of cold rolled pearlitic steel sheets. ISIJ international. 2000; 40(11):1149-56.
320. Takahashi T, Nagumo M. Flow stress and work-hardening of pearlitic steel. Transactions of the Japan Institute of Metals. 1970; 11(2):113-9.
321. Toribio J, González B, Matos J, Ayaso F. Role of the microstructure on the mechanical properties of fully pearlitic eutectoid steels. Frattura Ed Integrità Strutturale. 2014(30):424.
322. Teshima T, Kosaka M, Ushioda K, Koga N, Nakada N. Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite. Materials Science and Engineering: A. 2017; 679:223-9.
323. Bramfitt B, Marder A. A transmission-electron-microscopy study of the substructure of high-purity pearlite. Metallography. 1973; 6(6):483-95.
324. Frank F, Puttick K. Cementite morphology in pearlite. Acta Metallurgica. 1956; 4(2):206-10.
325. Puttick K. The structure, deformation, and fracture of pearlite. J Iron Steel Inst. 1957; 185(2):161-76.
326. Okolo B, Pérez-Willard F, Hawecker J, Gerthsen D, Wanner A. Focused ion beam study of the effects of shot peening on the subsurface microstructure of normalized pearlitic steel. Journal of materials processing technology. 2007; 183(2):160-4.
327. Suh AY, Polycarpou AA, Conry TF. Investigation of the Scuffing Mechanism for Gray Cast Iron Undergone Tribological Testing Using Macro-, Micro-, and Nano-Analytical Techniques. University of Illinois at Urbana-Champaign; 2003.
328. Ponton CB, Rawlings RD. Vickers indentation fracture toughness test. Part 1: Review of literature and formulation of standardised indentation toughness equations. Materials Science and Technology. 1989; 5(9):865-72.
329. Sakai M, Nakano Y. Elastoplastic load–depth hysteresis in pyramidal indentation. Journal of Materials Research. 2002; 17(8):2161-73.
330. Michigan Metrology. 3D S Parameters - Hybrid Parameters 2010 [Available from: <https://www.michmet.com/>].
331. Tomanik E. Modelamento do desgaste por deslizamento em anéis de pistão de motores de combustão interna. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 2000.
332. Spencer A, Avan EY, Almqvist A, Dwyer-Joyce RS, Larsson R. An experimental and numerical investigation of frictional losses and film thickness for four cylinder liner variants for a heavy duty diesel engine. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology. 2013; 227(12):1319-33.