

EDISON MARCELO SERBINO

**UM ESTUDO DOS MECANISMOS DE DESGASTE EM DISCO DE FREIO
AUTOMOTIVO VENTILADO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO
PERLÍTICO COM GRAFITA LAMELAR**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Hélio Goldenstein

São Paulo

2005

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

São Paulo, 22 de março de 2005.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Serbino, Edison Marcelo

Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar / E. M. Serbino. -- ed.rev. -- São Paulo, 2005.

112 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Tribologia I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Hélio Goldenstein, pela orientação e apoio durante todo o trabalho.

Ao Dr. Wilson Luiz Guessser, Eng. Roberto Carepa e Sr. Alfredo S. Wandebrok, ambos representantes da empresa Tupy Ltda., pela doação dos discos de freio e pelo incentivo a pesquisa.

Ao Engenheiro Dino Bruzadin Filho, representante da empresa Brembo do Brasil Ltda., pela auxílio na usinagem dos discos de freio.

Ao Engenheiro Ricardo J. Canali, representante da empresa Fras-le, pela doação das pastilhas de freio e pelo auxílio como especialista neste tipo de material.

Ao pessoal do Centro Tecnológico de Materiais e de Laboratório de Durabilidade da Volkswagen do Brasil (Ricardo, Marco, Sato, César, Paulo, Athos, Eduardo e Luiz), pelo apoio técnico e paciência.

Aos Professores Doutores André Paulo Tschiptschin e Amilton Sinatora, pelas críticas construtivas e conselhos durante exame de qualificação deste trabalho.

A minha filha Brisa, pelo natural incentivo ao estudo e a minha esposa Margarete que compartilha a mesma opção profissional.

SUMÁRIO

Lista de figuras

Lista de tabelas

Resumo

Abstract

1. INTRODUÇÃO e JUSTIFICATIVAS.....	1
2. REVISÃO DE LITERATURA	2
2.1. Desgaste	2
2.1.1. Contato e Atrito entre metais	2
2.1.2. Tribologia	8
2.1.3. Frenagem automotiva	18
2.1.3.1. Breve histórico	18
2.1.3.2. Funcionamento	21
2.1.4. Pastilhas e lonas.....	22
2.1.4.1. Projetos e materiais	22
2.1.4.2. Alguns aspectos do mecanismo de desgaste	24
2.1.5. Discos e tambores de freio.....	26
2.1.5.1. Projetos e materiais	28
2.1.5.2. Alguns aspectos do mecanismo de desgaste	33
2.1.5.3. Temperatura na superfície de contato	36
2.2. Ferro fundido	39
2.2.1. Definição	39
2.2.2. Classificação	39
2.2.3. Ferro Fundido Cinzento	41
2.2.3.1. Classificação	42
2.2.3.2. Microestrutura	43
2.2.3.3. Correlação entre microestrutura e propriedades ...	45
2.2.3.4. Efeitos dos elementos químicos.....	48
2.2.4. Propriedades gerais	52
2.3. Objetivos	62

3. MATERIAIS E MÉTODOS	63
3.1. Materiais	63
3.2. Métodos	64
3.2.1. Caracterização do material dos discos de freio.....	64
3.2.2. Caracterização do material das pastilhas.....	65
3.2.3. Caracterização do relevo da superfície de contato.....	66
3.2.4. Determinação da taxa de desgaste dos discos e pastilhas....	68
3.2.5. Medidas das temperaturas.....	69
3.2.6. Medidas de tensões residuais.....	69
3.2.7. Cálculo do coeficiente de atrito.....	69
3.2.8. Projeto experimental	71
3.2.8.1. Equipamento	71
3.2.8.2. Corpos de prova.....	72
3.2.8.3. Parâmetros de ensaio.....	73
3.2.8.4. Medições e análises	74
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	75
4.1. Caracterização do material dos discos de freio.....	75
4.1.1. Composição química.....	75
4.1.2. Propriedades mecânicas.....	76
4.1.3. Análise microestrutural.....	76
4.2. Caracterização do material de atrito das pastilhas de freio.....	78
4.2.1. Composição química.....	78
4.2.2. Propriedades básicas.....	78
4.2.3. Análise microestrutural.....	79
4.3 Medidas de temperatura.....	80
4.4 Medidas do relevo da superfície.....	82
4.5 Medidas das tensões residuais na superfície dos discos.....	85
4.6 Verificação das camadas superficiais.....	87
4.7 Análise Tribográfica.....	89
4.8 Determinação da taxa de desgaste.....	95
4.9 Medidas do desempenho de frenagem.....	97
4.10 Cálculo do coeficiente de atrito.....	98

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	100
5.1 Sobre o método.....	100
5.2 Sobre as medidas de relevo da superfície.....	100
5.3 Sobre as medidas de temperatura.....	101
5.4 Sobre as medidas de taxa de desgaste.....	101
5.5 Sobre as medidas de tensões residuais.....	101
5.6 Sobre as microestruturas.....	102
5.7 Sobre o cálculo do coeficiente de atrito.....	102
6. CONCLUSÕES	103
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	104
BIBLIOGRAFIA	105

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2-1	Influencia do oxigênio sobre o coeficiente de atrito em superfícies limpas de ferro.....	6
Fig. 2-2	Exemplos de três processos de desgaste abrasivo.....	11
Fig. 2-3	Taxa de desgaste versus carga em amostras de ferro fundido cinzento lamelar.....	12
Fig. 2-4	Eventos importantes na história da frenagem automotiva.....	20
Fig. 2-5	Conjunto de frenagem a disco, apresentando disco de freio com pista dupla.....	21
Fig. 2-6	Esquema de funcionamento do sistema de frenagem a disco automotivo.....	21
Fig. 2-7	Pares de desgaste em sistema de freio pastilha/disco, esquematizando crescimento de partículas duras.....	25
Fig. 2-8	Transporte de calor em ferro fundido cinzento contendo grafita nodular, vermicular e lamelar.....	27
Fig. 2-9	Diversos tipos de aletas em discos de freio ventilados, encontrados no mercado europeu.....	29
Fig. 2-10	Diversos tipos de discos de freio de alto desempenho ventilados.....	29
Fig. 2-11	Mecanismo de formação trincas térmicas.....	34
Fig. 2-12	Termo imagem por varredura da pista de frenagem do disco de freio realizada durante frenagem em bancada.....	37
Fig. 2-13	Termo imagem por infravermelho, da pista de frenagem do disco de freio realizada durante frenagem em bancada dinamométrica.....	37
Fig. 2-14	Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos.....	41
Fig. 2-15	Estrutura hexagonal grafita, onde as linhas mais grossas representam a célula unitária.....	44
Fig. 2-16	Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos, conforme norma ASTM A247.....	44
Fig. 2-17	Imagens de MEV ilustrando as diversas morfologias da grafita presentes nos ferros fundidos cinzentos.....	45
Fig. 2-18	Variação do limite de resistência à tração com o carbono equivalente em ferros fundidos.....	48

Fig. 2-19	Diagrama mostrando zonas de segurança para ferros fundidos cinzentos submetidos a ciclos de fadiga.....	55
Fig. 2-20	Típicas curvas de tensão-deformação para três classes de ferro fundido cinzento..	56
Fig. 3-1	Perfil da rugosidade filtrado e cálculo do R_k , $Mr1$ e $Mr2$	67
Fig. 3-2	Perfil da rugosidade filtrado e cálculo do Rpk e Rvk	68
Fig. 3-3	Dinamômetro de massas inerciais variáveis.....	71
Fig. 3-4	Corpos de prova instrumentado com termoelemento, após amaciamento inicial.....	72
Fig. 3-5	Imagem captada por infravermelho do disco de freio após teste de frenagem.....	73
Fig. 4-1	Microestrutura típica do disco de freio no núcleo da pista de contato.....	77
Fig. 4-2	Microestrutura típica do disco de freio, no núcleo da região de contato.....	77
Fig. 4-3	Microestrutura típica da superfície da pastilha de freio, no estado de entrega, na região de contato.....	79
Fig. 4-4	Influência da força normal nas temperaturas das superfícies e dos núcleos dos discos de freio.....	80
Fig. 4-5	Alteração de cores após ensaio de desgaste.....	81
Fig. 4-6	Influência da força normal nas dimensões do relevo das superfícies dos discos de freio.....	82
Fig. 4-7	Perfil típico da superfície dos discos de freio determinados por rugosímetro, após ensaio de frenagem.....	83
Fig. 4-8	Perfil típico da superfície das pastilhas de freio determinados por rugosímetro, após ensaio de frenagem.....	84
Fig. 4-9	Influência da força normal nas temperaturas nas tensões residuais internas, determinadas nas camadas superficiais dos discos de freio.....	85
Fig. 4-10	Microestruturas das superfícies dos discos de freio, na região de contato, após ensaio de frenagem, obtidas por microscopia ótica.....	87
Fig. 4-11	Ampliação da figura 4-10.....	88
Fig. 4-12	Corpos de prova retirados dos discos e respectivas pastilhas, após ensaio de frenagem.....	89

Fig. 4-13	Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.....	90
Fig. 4-14	Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.....	91
Fig. 4-15	Esquema proposto de encobrimento da grafita devido ao tribocontato.....	91
Fig. 4-16	Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.....	92
Fig. 4-17	Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista em ângulo.....	93
Fig. 4-18	Tribografias da pastilha de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.....	94
Fig. 4-19	Influência da força normal nas taxas de desgaste dos discos e pastilha de freio.....	95
Fig. 4-20	Influência da força normal na taxas de desgaste e na rugosidade dos discos de freio, aplicado linhas de tendência em distintos trechos.....	96
Fig. 4-21	Influência da força normal na eficiência de frenagem, aplicado linha de tendência.....	97
Fig. 4-22	Determinação do coeficiente de atrito, através do coeficiente angular da equação de reta em distintos trechos.....	98
Fig. 4-23	Influência da componente da força normal na taxa de desgaste e no coeficiente de atrito, aplicado regressão linear em distintos trechos.....	99

LISTA DE TABELAS

Tab. 2-1	Classificação do tipo de dano superficial.....	9
Tab. 2-2	Principais processos e meios de desgaste	10
Tab. 2-3	Classificação proposta por Chatterley; Macnaughtan (1999), das ligas dos discos de freio, de acordo com o teor de carbono.....	30
Tab. 2-4	Composição química dos discos de freio encontrada no mercado europeu.....	31
Tab. 2-5	Classificação usualmente utilizada no Brasil para ferros fundidos comerciais.....	40
Tab. 2-6	Efeitos de alguns elementos contidos em nível de traços nos ferros fundidos cinzentos.	51
Tab. 2-7	Resistência à tração e compressão esperada dos ferros fundidos cinzentos.....	52
Tab. 2-8	Influência do tipo e distribuição da grafita na dureza de ferros fundidos endurecidos.....	53
Tab. 2-9	Dureza Brinell dos ferros fundidos cinzentos.....	53
Tab. 2-10	Tenacidade à ruptura dos ferros fundidos cinzentos.....	54
Tab. 2-11	Resistência à fadiga dos ferros fundidos cinzentos.....	56
Tab. 2-12	Módulos de elasticidade típicos, obtidos em corpos de prova padronizados no estado bruto de fundição de ferros fundidos cinzentos.....	57
Tab. 2-13	Resistência ao cisalhamento dos ferros fundidos cinzentos.....	57
Tab. 2-14	Valores típicos de resistência à flexão dos ferros fundidos cinzentos.....	57
Tab. 2-15	Características físicas dos ferros fundidos cinzentos.....	60
Tab. 2-16	Capacidade de amortecimento relativo de algumas ligas estruturais.....	61
Tab. 4-1	Composição química dos discos de freio ensaiados.....	75
Tab. 4-2	Propriedades mecânicas dos discos de freio ensaiados.....	76
Tab. 4-3	Características microestruturais dos discos de freio ensaiados.....	77
Tab. 4-4	Composição química das pastilhas de freio ensaiadas.....	78
Tab. 4-5	Propriedades básicas encontradas na pastilha.....	79

RESUMO

Foram determinados os principais mecanismos de desgaste presentes nos discos de freio ventilados construídos com ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar, quando submetidos à frenagem em simulador dinamométrico inercial.

Os ensaios foram realizados sob condições fixas dos parâmetros de frenagem, que são: velocidade inicial estimada do veículo de 100 km/h, momento de inércia com 45 kg.m², temperatura da superfície próxima à temperatura ambiente, porém variando a pressão no calíper de 2 a 10 MPa, resultando em força normal aplicada nas pastilhas de 650 a 3 300 N.

O comportamento do conjunto foi monitorado através de instrumentação para medidas da temperatura da superfície e núcleo do disco, número de revoluções do disco até o estacionamento e pressão de frenagem.

Os mecanismos de desgaste foram determinados, baseados em medidas da taxa de desgaste através da perda de massa dos pares de frenagem (discos de freio e pastilhas), medidas da topografia do relevo da superfície através de grandezas Rpk e Rvk , medidas de tensões residuais na região do tribocontato, tribografias e análise microestrutural.

O sistema tribológico gerou severas condições de carregamento térmico e deformação plástica, que influenciam a atuação dos mecanismos de desgaste verificados nas superfícies dos discos, que foram principalmente abrasivos, oxidativos e de fadiga. Esta plastificação resultou em encobrimento da grafita e tensões residuais compressivas nas camadas subsuperficiais.

Verificou-se que, a resistência ao desgaste do disco de freio é inversamente proporcional à força normal aplicada, porém os mecanismos atuantes apresentam transições de regime.

ABSTRACT

The main mechanisms of wear, present in ventilated brake disc, manufactured with pearlitic gray cast iron with lamellar graphite had been determined, when submitted to the braking test in inertial dynamometric simulator.

The braking test had been carried through under fixed parameters, that are: estimated initial speed of the vehicle in 100 km/h, moment of inertia with 45 kg.m², temperature of the surface next to the ambient temperature, however varying the pressure in caliper from 2 to 10 MPa, resulting in 650 to 3 300 N of normal force applied in the pads.

The behavior of the set was monitored through instrumentation for measures of the temperature in the surface and nucleus of the disc, number of revolutions until the parking and braking pressure.

The wear mechanisms had been determined, based in measures of the wear taxes through the loss of mass in the pairs (brake discs and pads), measures of the topography in the relief of the surface through Rpk and Rvk, measures of residual stresses in the region of the tribocontact, tribographics and microstructural analysis.

The tribological system generated severe conditions of thermal load and plastic deformation, which influences the performance of the verified wear mechanism in the surfaces of the disc, that had been mainly abrasive, oxidative and fatigue. This plastification resulted in closing of the graphite and compressive residual stresses in the subsurface layers.

It was verified that, the resistance to the wear of the brake disc is inversely proportional to the applied normal force; however the operating mechanisms present regimen transitions.

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

O motivo pelo qual este trabalho está sendo realizado é tecno-econômico-científico, pois o estudo dos mecanismos de desgaste nos pares de frenagem auxilia seu desenvolvimento tecnológico, gerando maior eficiência em trabalho, tornando veículos mais seguros e eventualmente com custo de fabricação reduzido, pois com o histórico aumento gradativo da velocidade média dos carros de passeio, a frenagem se torna proporcionalmente mais crítica. O desenvolvimento científico também pode ser beneficiado com o maior grau de entendimento no campo tribológico, os quais atualmente acreditam que ainda esteja em fase de estruturação fundamental.

A literatura atual é bastante rica em abordagens teóricas e analíticas, porém **poucos trabalhos abordam o assunto utilizando técnicas de engenharia da superfície**, tribografias ou com medidas experimentais de tensões residuais geradas durante ou após a frenagem em condições reais. Assim o trabalho proposto irá verificar estes aspectos, visto que são importantes para a pesquisa dos mecanismos do desgaste, apesar das dificuldades em se obter afirmações conclusivas analisando sistemas tribológicos complexos, sem isolar totalmente os parâmetros que possam interferir nos resultados.

Quanto ao aspecto de aplicação prática específica para o trabalho desenvolvido, nos próximos anos, o disco de freio de ferro fundido cinzento perlítico, provavelmente continuará a ser o mais utilizado na classe de veículos mais vendidos no mundo, justificando assim, o estudo neste tipo de peça e material.

2. REVISÃO DE LITERATURA

2.1. Desgaste

O termo desgaste normalmente é utilizado como dano ao material (superfície sólida), geralmente envolvendo perda de material, devido ao movimento relativo entre a superfície e as substâncias em contato. Embora, pareça ser simples esta questão, o fato é que os estudos realizados neste campo estão ainda em fase inicial, ou seja, atualmente a mecânica deste fenômeno se encontra em nível de estruturação em sua compreensão básica, onde possivelmente o grande desafio para resolver este tipo de problema seja antecipar o tipo de desgaste a que o componente será submetido.

Aparentemente não existem catálogos organizados contendo a exata descrição do estado de tensões ou condições químicas sobre materiais submetidos ao desgaste em largo espectro de aplicações, pois os mecanismos de deslizamento e outras fontes de desgaste não foram rigorosamente definidos para todos os casos. Entretanto, existem razoáveis quantidades de informações sobre desgaste em materiais submetidos a condições laboratoriais.

2.1.1. Contato e Atrito

O estudo do contato e atrito, e seus mecanismos é fundamental para o entendimento dos diversos processos de desgaste. Neste trabalho será revisado o atrito sem lubrificação.

Contato

Quando duas superfícies estão em contato, o contato real deve ser relacionado ao contato microscópico, pois por melhor que seja o acabamento, dificilmente a superfície será perfeitamente lisa, assim, é de se esperar, que a área real de contato seja muito menor que a área nominal, aumentando proporcionalmente com a

aplicação de uma força externa no sentido normal à superfície, devido à deformação dos picos das heterogeneidades superficiais ou asperezas.

No final do século XIX, Hertz desenvolveu as primeiras análises, consideradas satisfatórias sobre a teoria de contato entre dois sólidos, realizando o modelamento matemático das tensões de contato, atualmente referenciado como contato de Hertz, que ocorre quando dois corpos sólidos, sob acoplamento geométrico não conforme, são submetidas a um estado de tensão compressiva, gerando comportamento elástico em uma pequena área de contato. A teoria foi baseada na hipótese de que cada uma das superfícies em contato poder ser descrita por dois raios de curvatura, porém devido à elevada quantidade de simplificações definidas durante a elaboração do modelo, os resultados aplicados em casos práticos são limitados.

Assim, a força F aplicada entre dois corpos sólidos, gera uma pressão p em uma área de contato, infinitamente pequena e estática, $dx.dy$, onde considerando a ausência do atrito, a pressão p assume a forma de um potencial de campo elástico, em que as tensões compressivas associam-se as deformações elásticas na região de contato, sendo zero tais deformações na zona de contato, conforme equação 2-1.

$$F = \iint p.dx.dy \qquad \text{Equação 2-1}$$

As deduções e conclusões de Hertz, ainda fundamentam as teorias da mecânica do contato, no regime elástico. São eventualmente extrapoladas ao regime plástico ou ao contato cíclico de rolamento e/ou deslizamento.

Conforme Johnson (1987), as limitações das teorias de Hertz, baseia-se no fato de existirem situações em que não há como definir raios principais de curvatura para se caracterizar pelo menos uma das superfícies de contato, como por exemplo, um penetrador rígido de forma arbitrária em uma superfície elástica, condições de contato entre superfícies alinhadas ou de superfícies conformes, condições onde ocorre deformação plástica e situações de deslizamento ou atrito entre dois corpos, sendo necessários, nestes casos, outros métodos de análise de tensões, como por exemplo, os métodos numéricos.

Atrito

Do ponto de vista de energia, o atrito é um processo onde a energia cinética é convertida em outras formas de energia, como: térmica, acústica, ótica, elétrica e mecânica. O balanço desta energia dissipada dependerá da natureza dos corpos e do tribocontato.

O atrito é definido pela resistência que um corpo desenvolve quando existe movimento relativo de outro corpo, o qual pode ser entre sólidos (atrito sólido), gás e sólido (atrito aerodinâmico), líquido e sólido (atrito líquido) ou devido a um processo de dissipação de energia interna (atrito interno).

Os mecanismos básicos de atrito são **adesão** e **deformação plástica**, fenômenos que ainda são objetos de discussão. A energia de atrito, a princípio, é dissipada através de deformações nas camadas superficiais por mecanismos elásticos, plásticos, viscoelásticos e/ou através de microfraturas de partículas da superfície sob modo II (cisalhamento) ou uniões entre interfaces adesivas, e também sob ação de eventual terceiro corpo presente entre superfícies.

Neste cenário tribológico, a área real de contato é percentualmente muito pequena em relação à área aparente de contato entre as superfícies, onde com o aumento da força normal, a área média de contato de cada aspereza também aumenta, tornando a força de atrito dependente da área real de contato, conforme Bowden; Tabor (1950).

As teorias atuais sobre as explicações físicas para o atrito se dividem em duas linhas de pensamento, onde a escola francesa enfatiza a interação mecânica (elástica) da irregularidade ou asperezas da superfície, e a escola inglesa que enfatiza a coesão ou adesão entre os materiais.

A escola francesa iniciou com o estudo publicado em 1699 por Amontons, que determinou as duas principais “leis do atrito”:

“A força de atrito é proporcional à força aplicada”

“A força de atrito independe da aparente área de contato”

Segundo Dowson (1979) as explicações físicas para este fenômeno foram iniciadas no final do século XV, na época de Leonardo da Vinci e posteriormente por Amontons, que provavelmente desconhecia os manuscritos de da Vinci.

Amontons especulou que o atrito era causado pela interação entre os picos das asperezas, onde a superfícies duras eram forçadas sob deslizamento contra a outra superfície. Coulomb confirmou experimentalmente estas leis em 1781, sugerindo que o atrito era causado pelo intertravamento mecânico entre asperezas e a superfície do material individual das asperezas se mantinha livre do atrito. Porém sua explicação estava incorreta, apesar de atualmente ser utilizada a expressão atrito de Coulomb.

Apesar deste fato, a contribuição da linha de pensamento francês foi o de enfatizar que o contato ocorre somente em pontos localizados, sendo que a maior falha, segundo Bowden; Tabor (1964) foi acreditar que o contato é determinado pela geometria original das asperezas, excluindo a deformação plástica e alterações das formas das asperezas de seus modelos.

A escola inglesa iniciou por uma linha de pensamento em forças coesivas (atual adesão) por um francês chamado Desaguliers em 1724, por meio de uma experiência entre duas bolas de chumbo que eram comprimidas e giradas entre si, sendo necessária certa força para separá-las. Desaguliers considerou esta força coesiva como um fenômeno universal, sugerindo que o atrito era gerado pela adesão entre asperezas, quando em contato.

Na realidade ambos os fenômenos (adesão e deformação) contribuem de modo importante para a dissipação de energia sob atrito, conforme demonstrado na metade do século XX por Bowden; Tabor (1950), que apesar de focar o efeito de adesão, incluíram a deformação plástica da superfície das asperezas, indicando que as propriedades mecânicas da superfície do material são, também, importantes.

Atrito entre metais sólidos - Adesão

As forças interfaciais causadas por adesão predominam somente quando as superfícies entre as asperezas se encontram limpas, gerando soldagem a frio, formando uma união entre átomos através da interface. Este fenômeno pode ocorrer, sem carga; a força adesiva dependerá da proximidade entre superfícies, potencial de adsorção superficial do material e da natureza e afinidade entre as superfícies.

A questão da proximidade das superfícies, em nível atômico, pode se tornar interessante, pois experiências utilizando dinâmica molecular e microscopia de força atômica, realizadas por Landman *et al* (1990) e Guo *et al* (1989), respectivamente, mostram que quando duas superfícies são colocadas a alguns átomos de distância, elas são atraídas através de uma forma de união interatômica. Neste caso a força normal pode ser negativa, ou seja, o coeficiente de atrito seria negativo! Assim o conceito convencional de atrito não faria sentido.

Sob o ponto de vista de engenharia, a forte adesão entre superfícies deslizantes é fator importante somente quando existem superfícies limpas em alto vácuo, como no espaço. A figura 2-1 adaptada de Bowden; Tabor (1950) mostra o efeito do atrito entre superfícies limpas de ferro puro, com movimento relativo, onde se nota a diminuição do coeficiente de atrito conforme aumenta o vácuo. Possivelmente este fenômeno é devido à adsorção de moléculas de oxigênio ou vapor de água na superfície formando camadas de óxido e diminuindo o efeito de soldagem a frio.

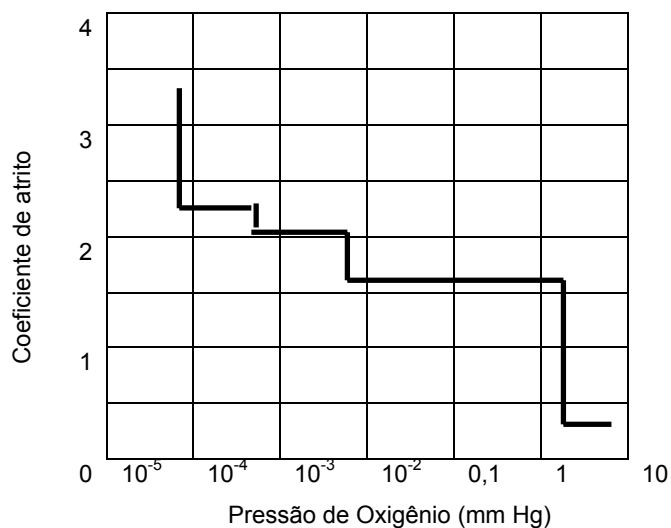


Fig.2-1 Influencia do oxigênio sobre o coeficiente de atrito em superfícies limpas de ferro. Bowden; Tabor (1950).

A questão da afinidade entre superfícies foi estudada, entre outros trabalhos, por Bucley (1981), que demonstrou que a adesão entre superfícies, também depende do grau de alinhamento entre os planos cristalográficos, onde a máxima adesão e força de atrito são observadas em planos alinhados do mesmo material, e valores

baixos em metais de mesma célula unitária, porém com parâmetros de rede significativamente distintos ou que sejam insolúveis entre si.

Atrito entre metais sólidos – Deformação das asperezas

Quando asperezas entram em contato, ocorrem deformações elásticas e plásticas para acomodar a tensão, conforme proposto por Bowden; Tabor (1950), que dividiu a força de atrito em dois componentes F_p (penetração) e F_a (adesão), formulando a teoria de deformação plástica, aonde durante o desgaste severo, as superfícies em contato irão se conformando plasticamente até que a área de cada pico ou patamar em contato atinja um determinado tamanho, dado pela relação Q/H , onde Q é a carga aplicada e H dureza Brinell.

A componente penetração é gerada pela dissipação da energia por deformação plástica, quando ocorre a interação entre asperezas, sendo que as asperezas do metal mais duro produzirão marcas na superfície mais mole por ação desta penetração. Porém o componente de adesão é controverso, exceto quando as superfícies são expostas ao vácuo, conforme explicado anteriormente, pois é difícil mensurar a força adesiva entre duas superfícies "normais" de engenharia sob condições "normais". Então, Bowden; Tabor (1950) sugeriram que, possivelmente, a adesão seria causada por dois fatores:

- Uma extensa região da superfície é recoberta com filmes de óxidos ou outros elementos adsorvidos, e somente asperezas mais altas irão penetrar nestes filmes para ocorrer o contato metal-metal necessário para ocorrer adesão.
- Existe uma grande região elasticamente deformada, abaixo de uma pequena região com tensão residual gerada por deformação plástica. Assim quando a carga se altera a força elástica libera a união adesiva rompendo-a, e por consequência parte significativa da adesão não é medida.

2.1.2. Tribologia

O termo tribologia, que é a ciência que estuda a interação de superfícies em movimento relativo, foi introduzido por um grupo de pesquisadores do Departamento de Educação e Ciência da Inglaterra, através de um relatório chamado Lubrication (Tribology) em 1966, referido neste trabalho como OECD (1969), este trabalho apresentou importante conteúdo tecnológico, científico e econômico.

O estudo do sistema tribológico (atrito, desgaste e lubrificação) é fundamental para a sistemática de aprendizado, compreensão e futura recomendação para prevenção do dano sobre os mecanismos envolvidos.

Sinatora (1997), explica que quando duas superfícies de engenharia estão em movimento relativo, deseja-se, de modo geral conhecer o coeficiente de atrito entre elas e qual o desgaste que ocorre neste par, onde estes dois valores dependem fortemente das cargas aplicadas, geometrias das partes em contato, da natureza do par de corpos, do meio ambiente e da existência ou não de um terceiro corpo entre eles. Estes elementos todos compõem o que se convencionou chamar de sistema tribológico.

As morfologias dos danos nas superfícies de contato mostram o resultado do tribocontato, que geralmente é aplicado em várias etapas consecutivas e por diferentes micromecanismos em regime acumulativo. A tribografia é uma ferramenta importante para o estudo tribológico, e conforme Hogmark (1991) é definida como descrição micrográfica de uma modificação topográfica e estrutural causada pelo tribocontato.

A princípio, uma superfície desgastada não apresenta um único modo de dano, e geralmente, segundo Peterson (1980) é uma combinação de vários mecanismos simultâneos, podendo ficar bastante complexo. A tabela 2-1 adaptada do ASM Handbook mostra um tipo de classificação bastante conveniente.

Tab. 2-1 Classificação do tipo de dano superficial. (Adaptação do ASM Handbook, 1999)

Tipo do dano na superfície	Resultado do tribocontato
Sem troca de material	Causado pela alteração microestrutural, como envelhecimento, têmpera, recristalização, transformação de fase, entre outros.
	Caracterizado pela deformação plástica da camada superficial localizada ou extensa.
	Trincas causadas por excesso de tensões, variações térmicas cíclicas ou tensões induzidas mecanicamente.
Com troca de material (desgaste)	Perda de material (desgaste) na região da superfície de contato gerando <i>debris</i> ^a , removidos através de fratura por cisalhamento, extrusão, formação de plaquetas, corte, fratura frágil, fratura por fadiga, dissolução química e difusão.
Com ganho de material	Transferência de material provindo da superfície oposta de contato, depósito de partículas perdidas, entre outros.
	Material proveniente da degradação pelas reações químicas (corrosão) com o ambiente ou pela superfície oposta de contato.

Classificações e mecanismos dos modos de desgaste

As denominações utilizadas para classificação dos modos de desgaste, variam de acordo com a região de origem, área de trabalho e formação acadêmica dos autores de trabalhos nesta área, onde a existência de diferentes tipos de mecanismos tem originado várias idéias quanto sua classificação.

Ludema (1991), afirma que o material pode ser removido de uma superfície sólida somente em três modos: pela fusão, dissolução química ou separação física dos átomos da superfície por alta tensão, em modo abrupto, ou baixa tensão sob carregamento cíclico, onde processos mecânicos e químicos podem agir simultaneamente ou em separados.

Segundo a norma DIN 50320, existem quatro mecanismos essenciais, que são adesão, abrasão, fadiga superficial e reação triboquímica.

Archard; Hirst (1956) *apud* Quinn (1983), apresentaram uma proposta, em relação ao tipo de desgaste em metais em condições sem lubrificação, classificando o desgaste como moderado (geralmente baixa carga resultando em baixa taxa de desgaste) e severo (cargas altas com aumento descontínuo da taxa de desgaste), onde o desgaste severo ocorre devido ao contato metal-metal, originando adesão, deformação plástica, formação de junções, transferência de materiais de modo a

^a *Debris* são partículas de desgaste, provenientes de remoção do material.

encruar as superfícies, por outro lado, o desgaste moderado ocorre durante o contato deslizante de superfícies cobertas por camadas de óxidos ou outros produtos, gerando superfícies lisas.

A tabela 2-2 agrupa os principais modos de desgaste, pela natureza dos agentes causadores, seguidos de breve explicação para cada um dos tipos de desgaste tabulados, com ênfase nos processos de desgaste esperados nos discos de freio quando em serviço.

Tab. 2-2 Principais processos e meios de desgaste (Adaptação do ASM Handbook, 1999)

Desgaste	Partículas ou fluidos	Abrasivo
		Erosão por partícula sólida
		Erosão por cavitação
		Erosão por impacto de líquido
		Erosão por lama
	Contato, Deslizamento ou Impacto	Adesão
		<i>Fretting</i>
		Contato
		Impacto
	Assistência química	Corrosão
Oxidação		

Desgaste Abrasivo

A ASTM define desgaste abrasivo como desgaste gerado por partículas duras e protuberantes atuantes contra superfície sólida em movimento. O mecanismo abrasivo é provocado pela remoção do material pela ação de eventuais partículas duras presentes entre as superfícies com movimento relativo, ou embutido em uma das superfícies de contato.

Ainda não existe uma teoria fundamental totalmente aceita para explicar o desgaste abrasivo, mas a maioria se baseia no conceito de que a abrasão é um processo de riscamento, porém simplificam o formato do penetrador, em geral cônico. Existem diversas equações usadas para relacionar desgaste e outras

propriedades, como, por exemplo, a lei de desgaste de Archard, introduzida em 1953 por J. F. Archard, que relaciona desgaste com dureza, expressando a proporcionalidade através do volume de desgaste por deslizamento (V), a carga normal (W), distância de deslizamento total (S) e a dureza (H) da superfície de contato, através da equação 2-2, onde k é uma constante de proporcionalidade.

$$V = \frac{kWS}{3H}$$

Equação 2-2

Este conceito ainda é utilizado como ponto de partida para o desenvolvimento de equações mais complexas.

Hutchings (1992) classificou este tipo de desgaste como desgaste abrasivo a dois ou três corpos, onde a dois corpos a remoção do material é provocada pelo riscamento ocorrido pela penetração do pico dos relevos da superfície com maior resistência mecânica, ou maior dureza, na superfície com menor dureza. Eventualmente estes picos que são mais frágeis podem ser rompidos, podendo promover o aumento da intensidade deste processo. No desgaste a três corpos, existem partículas duras se movendo entre as duas superfícies, onde dependendo dos ângulos instantâneos entre as extremidades destas partículas e as superfícies de contato, pode ocorrer um menor ou maior grau de penetração.

A figura 2-2, obtida por Kato (1990) mostra exemplos de três modos de processo abrasivo, realizado em penetrador com ponta arredondada contra uma superfície. Para materiais dúteis estes mecanismos podem ser observados, onde estes modos de abrasão podem ser acompanhados de micro-trincamento superficial ou subsuperficial por um processo de fadiga mecânica.

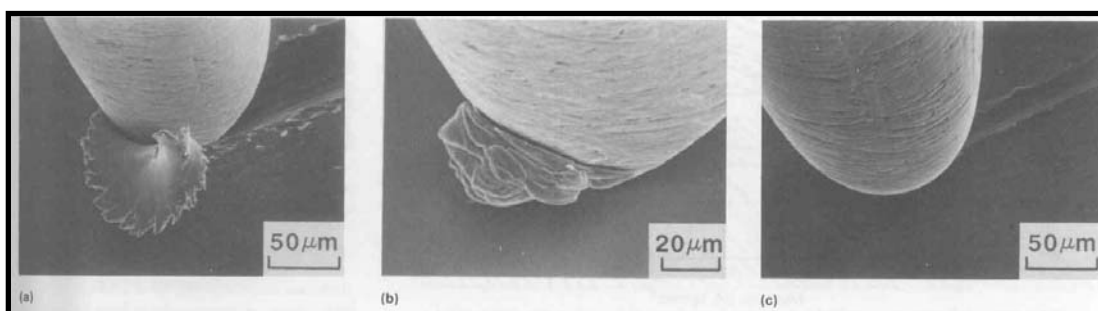


Fig. 2-2 Exemplos de três processos de desgaste abrasivo.

a) Corte. b) Formação de cunha. c) Riscamento. Kato (1990).

Nota-se que, dependendo do processo abrasivo, pode ocorrer o simples deslocamento do material para os lados ou formação de uma cunha ou proa na frente do penetrador ou ainda um processo severo de corte no material. Neste trabalho foi observado que o grau de penetração (profundidade de penetração dividida pela área de contato) é determinante na transição do modo de desgaste.

Para o caso particular deste trabalho, que focará a taxa de desgaste em relação à força normal aplicada, o estudo realizado por Leach; Borland (1983), apresenta resultados interessantes e correlatos, pois foi verificado o comportamento de ferro fundido cinzento perlítico, utilizando ensaio de pino no anel, inclusive com teores de carbono próximos ao da liga proposta. A figura 2-3 mostra que existe determinada carga que provoca uma transição de regime de desgaste moderado para severo.

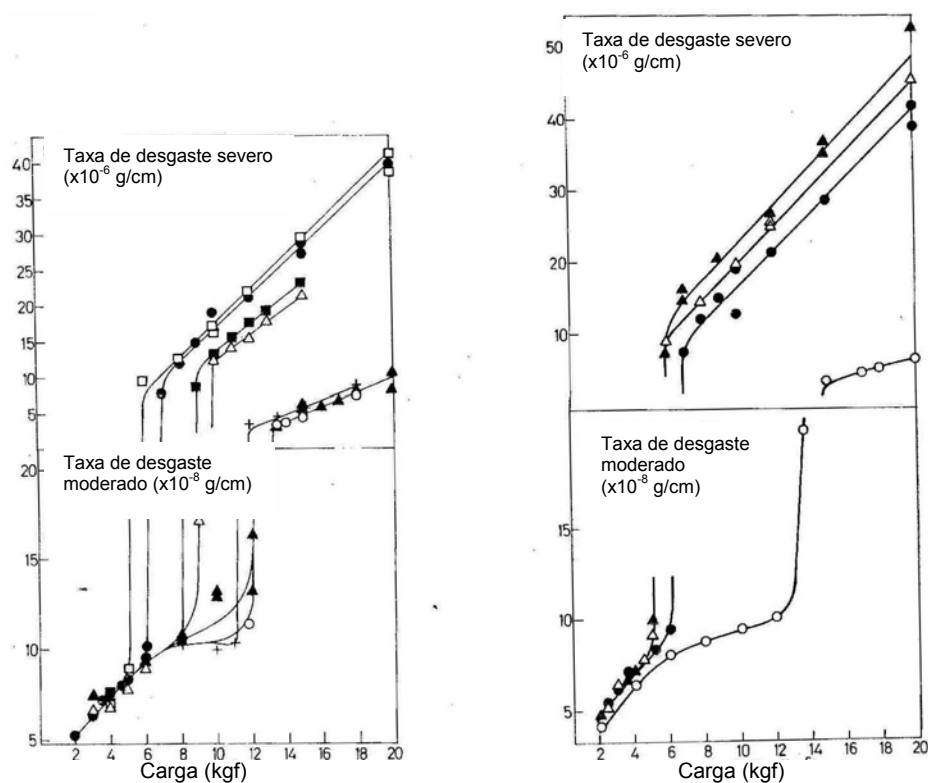


Fig. 2-3 Taxa de desgaste x carga em amostras de ferro fundido cinzento com grafita lamelar tipo A.) Leach; Borland (1983)

Gráfico da esquerda :

(□, 3.4% C; ●, 3.35% C; △, 3.20% C; ▲, 3.17% C; +, 3.08% C; ○, 3.00% C

Gráfico da direita:

(▲, 0.20 - 0.26 mm; △, 0.36 - 0.46 mm; ●, 0.48 - 0.60 mm; ○, 0.72 - 1.00 mm)

Os autores deste estudo concluíram que em regime de desgaste moderado a variação do teor de carbono e tamanho de lamelas, tipo A, não influenciam na taxa de desgaste, devido ao encobrimento da grafita na região da superfície de desgaste. Este mecanismo gera tribocontato entre uma matriz de perlita encruada do disco contra o material do pino.

Conforme compilado por Tylczack (1991), existem diversos outros fatores que também contribuem para determinação da predominância do tipo de processo abrasivo, como ângulo de ataque das pontas dos penetradores, propriedades do material ou ainda outros efeitos como tipo e características do abrasivo, temperatura, velocidade de contato, carga pontual do abrasivo e outros componentes como umidade e efeitos de corrosão.

Erosão por Partículas Sólidas

O termo erosão, às vezes é confundido com um dos tipos de processos abrasivos, a diferença é que a erosão é realizada pelo choque de partículas sólidas, líquidas ou gasosas, em impacto e rebote na superfície promovendo sua desaceleração, enquanto que abrasão ocorre sob deslizamento de uma partícula abrasiva, com, aplicação de carga externa, geralmente mantendo sua velocidade.

Erosão por partículas sólidas é a perda de material resultante de repetidos impactos de partículas sólidas, contidos em gás ou líquidos a velocidades significativas.

O mecanismo é regido pela formação de crateras pela deformação plástica causadas pelo impacto que sólidas partículas promovem a superfície do metal, sendo que a princípio os metais são endurecidos na região de atuação da deformação plástica, podendo gerar tensões residuais de compressão melhorando a resistência mecânica, em modo localizado.

Erosão por Cavitação

Erosão por cavitação é um processo de degradação causado por cavitação em líquidos. Cavitação é definida como a repetida nucleação, crescimento e colapso

violento de cavidades ou bolhas em líquidos, que sob ação de tensões de compressão maiores que a pressão hidrostática, estas bolhas irão entrar em colapso gerando ondas de choque e/ou microjatos, causando um processo erosão por cavitação.

Erosão por Impacto de Líquido

A ASTM define erosão por impacto de líquido a perda progressiva de material original de uma superfície sólida devido à exposição contínua de jatos líquidos.

Sob altas velocidades de impacto, material pode ser removido por uma pequena quantidade de líquido pela ação de uma alta pressão, gerando uma área de impacto com subsequente fluxo de líquido pela superfície, se irradiando para fora da área de impacto.

Erosão por Lama

Tipo de desgaste que ocorre quando o material é exposto a uma mistura de partículas sólidas no líquido em alta velocidade.

Desgaste Adesivo

Quando o desgaste é causado pela união pontual entre superfícies sólidas em contato, gerando material de transferência entre as superfícies ou perda de uma das superfícies. No mecanismo adesivo, conforme anteriormente explicado, a área de contato entre asperezas é pequena, portanto ocorrem altas pressões pontuais, deformando plasticamente e provocando interação e união entre as asperezas, geradas por forças de atração de caráter iônico, metálico ou ligações fracas de Van der Waals.

Esta união entre asperezas é rompida devido ao deslizamento relativo entre as superfícies, a qual geralmente provoca transferência de material entre as superfícies que podem retornar a superfície original ou gerar partículas de desgaste.

Desgaste por Fretting

Fretting é um movimento de oscilação com pequena amplitude, onde sob situações normais, ou seja, em presença de ar, produz partículas oxidadas de desgaste. Este movimento geralmente é causado pela vibração, gerando processo de fadiga ou desgaste quando existe superfície em contato.

Desgaste por Contato e/ou Rolamento

Este tipo de desgaste resulta de tensão mecânica cíclica decorrente do contato mecânico em materiais, gerando fadiga.

Este tipo de desgaste é predominante em rolamentos, engrenagens e laminadores, onde os mecanismos envolvidos, além do conhecido efeito de fadiga subsuperficial formando microcavidades, também podem envolver efeitos abrasivos, por exemplo, de contaminação de eventual lubrificante.

Desgaste por Impacto

Desgaste de uma superfície sólida devido ao repetido contato com outro corpo sólido, porém diferentemente da erosão que é realizada por jatos de líquido contendo eventuais partículas sólidas.

Desgaste Corrosivo

É definido como degradação de materiais, quando existe modos combinados de corrosão com desgaste, promovendo um efeito sinérgico.

Desgaste oxidativo

É uma forma de desgaste, que a princípio ocorre sob condições de deslizamento sem lubrificação ou quando a espessura do filme de lubrificante é

menor que a rugosidade das superfícies em contato, e na presença de atmosfera, formando óxidos nas áreas reais de contato, sob altas temperaturas.

Camadas de óxidos formados nas superfícies metálicas atuam de modo a evitar o contato entre metais, conforme demonstrado por Hutchings (1992), formando um colchão de amortecimento e isolamento, porém o calor gerado pelo atrito entre as superfícies, mesmo sob velocidades de deslizamento relativamente baixas, provoca a formação e crescimento de camadas de óxidos, inicialmente em regiões isoladas, de diferentes espessuras, pois os picos de calor são heterogêneos devido ao contato real ocorrer somente nos picos das asperezas. Porém com o aumento gradativo do carregamento térmico a formação de óxido pode ocorrer de modo generalizado na superfície.

A predominância dos tipos de óxidos, formados nestas regiões pode ser determinada pelos diagramas de energia livre para formação de óxidos, que são função da temperatura, presença de oxigênio e substrato.

Estas regiões que apresentam camadas de óxidos distintas podem trincar de modo abrupto ou em fadiga, devido às altas concentrações de tensões geradas pelo contato entre superfícies, originando microfraturas e despreendendo partículas de desgaste não metálicas.

Este processo de nucleação, crescimento, trinca e fratura de camadas pontuais de óxidos, é cíclico, pois assim que a partícula de óxido é removida o substrato fica exposto novamente ao oxigênio e sob temperatura, assim novas camadas serão formadas, podendo gerar um processo abrasivo devido à quantidade acumulada de partículas entre superfícies.

Desgaste por Fadiga

Caracteriza-se quando partículas são extraídas por variações de tensões cíclicas. No mecanismo por fadiga superficial, o carregamento cíclico gerado por movimento relativo entre superfícies como rolamento, riscamento ou impacto de partículas, gera um nível de concentração de tensões provocando deformação plástica pontual e posterior nucleação de trincas superficiais ou subsuperficiais.

Estas trincas contribuem para o posterior destacamento de fragmentos de material por delaminação.

2.1.3. Frenagem automotiva

Devido à influência direta na segurança veicular, o sistema de frenagem é item crítico no projeto de um automóvel. Os freios são, em essência, dispositivos de conversão de energia, transformando energia cinética do veículo em energia térmica, entre outras formas de energia, proporcionalmente a sua quantidade de movimento (massa e velocidade), sendo que a pressão hidráulica pode resultar em força acima de 400 kgf em cada um dos quatro conjuntos de freios.

Para expressar a complexidade dos mecanismos que promovem o desgaste durante a frenagem, segue texto traduzido de Anderson; Knapp (1990), “... mecanismos tribologicamente pouco conhecidos e composições obscuras impedem a publicação de um clássico de caráter científico para a questão do atrito nos pares de sistemas de frenagem e desgaste. Estes fenômenos são incrivelmente complexos, e as superfícies dos pares analisadas são caracterizadas por um estado de temperaturas não-estáveis em regime de altas pressões produzindo temperaturas pontuais que variam de 1000 a 1110°C em 1 ms, na região do contato entre as asperezas...”.

2.1.3.1. Breve histórico

Os sistemas atuais apresentam dispositivos de segurança muito complexos, porém mais seguros que os primeiros desenvolvimentos. Os registros sobre a história, compilados por Freudenberg (1995), informam que há séculos atrás, quando apareceram as primeiras bicicletas, o método utilizado para frear era colocando o calçado entre o garfo e a roda, e somente em 1838 Kirkpatrick Macmillan, um ferreiro escocês, inventou o conceito de pinçar contra a roda, chamado de *spoon brake*, onde uma alavanca exercia compressão em um bloco de madeira com eventuais tiras de couro contra o pneu da bicicleta (atualmente contra o aro).

Naturalmente, os primeiros veículos automotores foram projetados utilizando este conceito, com algumas variações como colocar o bloco em contato com as roldanas de transmissão, mas havia problemas, pois o atrito era concentrado em uma

pequena superfície, forçando a roda ou as roldanas, além de retardar demasiadamente a parada do veículo.

A seguir, apareceram os sistemas de frenagem externos, envolvendo os cubos de roda com correias ou cabos de aço, com ou sem blocos de atrito, aumentando, assim a área de contato, este conceito também foi aplicado ao virabrequim.

Em meados de 1900, uma significativa melhoria foi introduzida por um francês chamado Louis Renault, o freio a tambor por expansão interna, ainda usada atualmente. Originalmente, os tambores eram de aço estampado, apresentando problemas como flexão, altos níveis de ruído, e relativamente pequenos, e os materiais de atrito eram sapatas de ferro. Assim, o material evoluiu rapidamente para os ferros fundidos.

Naturalmente, a evolução dos materiais de atrito foi crucial para a história da frenagem, onde os créditos dos primeiros estudos científicos neste campo são devidos a dois ingleses, Herbert Froad e Ferodo. Utilizando uma máquina de testes de atrito, movida a moinho por água localizada em um galpão, Froad testou diversos tipos de material de atrito, inclusive algodão e aglomerantes, e, em 1908 eles apresentaram um material contendo resina, impregnado com amianto e reforçado com arames de latão, melhorando significativamente o desempenho da frenagem.

Os primeiros carros fabricados apresentavam somente freios traseiros, porque se acreditava que freando as rodas frontais ocorreria desvio ou instabilidade. Na verdade acontece o oposto, assim, somente nos anos 20, surgiram freios nas quatro rodas. Nesta mesma época, surgiram vários dispositivos para ampliar e assistir a força muscular do motorista, necessária para ativar os freios, dentre elas surgiu idéia da assistência gerada pelo vácuo do motor, utilizado atualmente. Mas, por mais criativo que estes dispositivos fossem planejados, sempre havia o problema de equalizar as peças envolvidas, necessitando de ajustes constantes, então a antiga idéia de utilizar assistência hidráulica, finalmente foi montada carros de passeio em 1921 no Dusenbergl, seguido pelo Chrysler 24.

Os tambores de freio foram revolucionários, porém as dissipações do calor causavam problemas em velocidades altas, além da perda da eficiência de frenagem quando se trafegava em poças de água. Surgem então os discos de freio, entrando em produção em 1949 montados no Crosley, cujo conceito inicial, acredita-se que foi

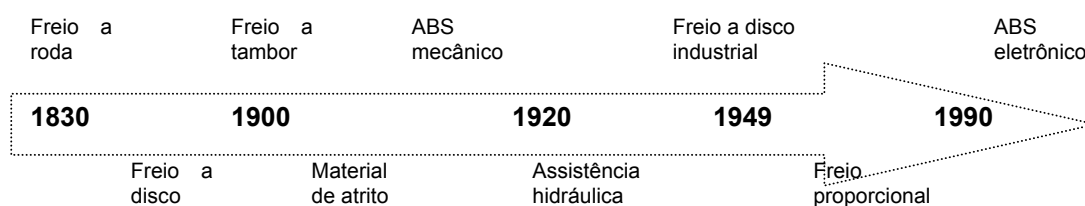
idealizado em meados de 1890, onde umas das primeiras versões foram utilizadas por Elmer Ambrose Sperry em 1898, nas rodas frontais de um carro elétrico, no qual a pastilha de atrito era forçada contra o disco por meios eletromagnéticos.

Assim, em 1950 ingleses e franceses começaram as produções dos discos de freio em escala industriais, e somente nos anos 60 os carros americanos começaram suas produções, inicialmente com quatro pistões e pinças de freio rígidas.

A atual combinação de disco frontal com tambor traseiro trouxe melhorias para o desempenho da frenagem e foi seguida de um dispositivo para controlar de modo variável, a pressão exercida nos freios traseiros de acordo com a distância entre o chassi e o eixo, ou seja, quanto mais peso no veículo, mais pressão é destinada ao freio traseiro. Este recurso foi denominado válvula sensível a carga, e foi introduzido nos anos 70 pela Fiat, em seus veículos comerciais.

Finalmente, o último novo conceito significativo para melhoria da frenagem em carros de passeio comuns, é a frenagem assistida por ABS (Anti-lock Braking System). Originalmente desenvolvidos para aeronaves, foram montados nas *pickups* Ford em 87, porém a patente foi apresentada nos anos 20 com uma versão mecânica, e somente nos anos 70 apareceram versões eletrônicas que monitoram a velocidade de cada roda, onde caso uma delas reduza a velocidade, são acionados pulsos de pressão hidráulica (aproximadamente 15 pulsos por segundo) prevenindo o travamento da roda. A figura 2-4 resume eventos importantes no desenvolvimento da frenagem automotiva.

Fig. 2-4 Eventos importantes na história da frenagem automotiva.



- 1838, Kirkpatrick Macmillan, escocês, utilizou pinças contra a roda em bicicletas, sendo empregado nas polias e cubos de roda nos primeiros veículos automotores, evoluindo para correias.
- 1898, Elmer Ambrose Sperry, inglês, utiliza o freio a disco em carro elétrico.
- 1900, Louis Renault, francês introduziu o conceito de freio a tambor por expansão interno.
- 1908, Herbert Froad e Ferodo, ingleses, realizaram os primeiros estudos tribológicos, revolucionando os materiais de atrito.
- 1920, Patenteamento do ABS mecânico.
- 1921, Dusenbergl, montadora inglesa, produziu carros de passeio com assistência hidráulica.
- 1949, Discos de freio são montados no Crosley inglês.
- 1970, Fiat italiana projeta frenagem proporcional, introduzindo a válvula sensível a carga.
- 1987, Ford monta pickups com ABS eletrônico.

Atualmente, os sistemas com controles eletrônicos para assistir a frenagem são foco do desenvolvimento da frenagem, porém também existem desenvolvimentos no conceito mecânico e de materiais, como por exemplo, o disco de freio com pista dupla flutuante na figura 2-5, em desenvolvimento pela Delphi desde 1995, onde apresenta vantagens como maior torque específico e diminuição da massa.

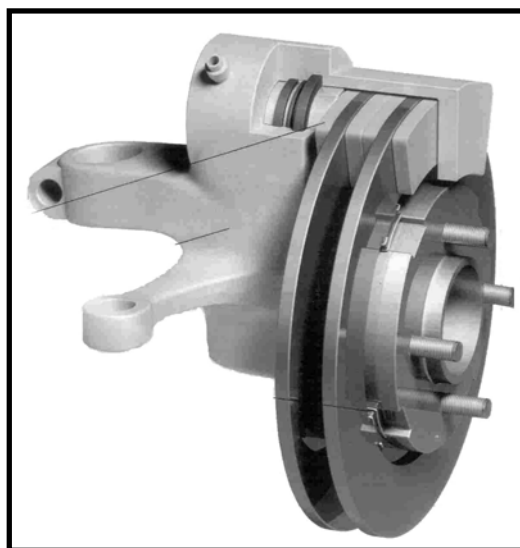


Fig. 2-5 Conjunto de frenagem a disco, apresentando disco de freio com pista dupla. Revista Quatro Rodas (2004).

2.1.3.2. Funcionamento

Existem distintos tipos de projetos e conceitos em sistemas de freios, a figura 2-6 ilustra de modo simples o esquema de freio a disco normalmente utilizado em carros de passeio.

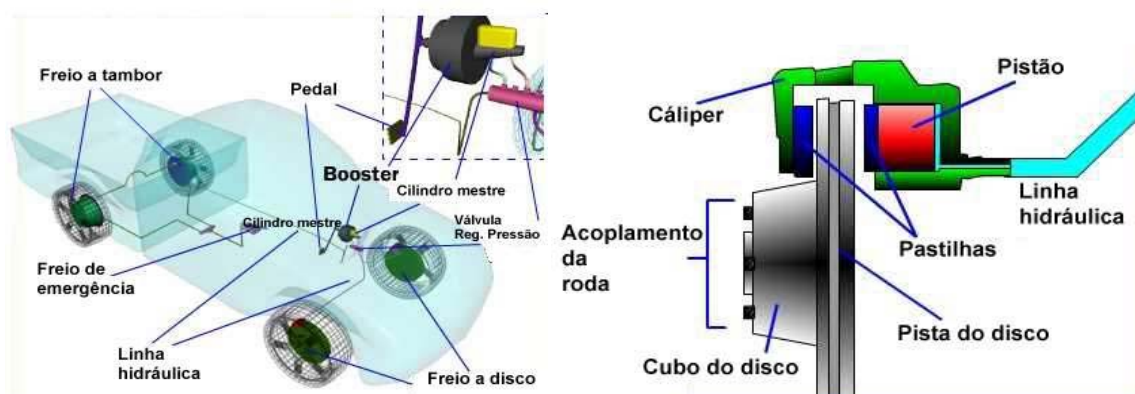


Fig. 2-6 Esquema de funcionamento do sistema de frenagem a disco automotivo.

Nota-se que as pastilhas atuam contra a superfície da pista do disco de freio, por mecanismo de pistão com assistência hidráulica, tornando-a flutuante.

As pressões geradas no sistema hidráulico são resultados de momentos originados por múltiplos efeitos de torque em alavancas e também por assistência a vácuo. Os esforços mínimos que os usuários devem realizar nos pedais são determinados através de legislações, e em geral podem resultar em até a 160 atm no sistema hidráulico, porém normalmente antes de atingir este nível de pressão, existe o travamento de rodas, que em carros de passeio, situa-se entre 80 a 95 atm.

Estas pressões de travamento variam consideravelmente, dependendo de diversos fatores como, carga total, tamanho e tipo dos discos de freio e pastilhas, dimensão do conjunto roda, etc.

2.1.4. Pastilhas e lonas

Pastilhas e lonas são os elementos de sacrifício dos pares disco e tambor respectivamente, onde os materiais contidos nestes produtos são conhecidos como materiais de atrito, que por sua vez, suas características construtivas e propriedades físico-químicas são determinantes no comportamento do atrito durante a atuação destas peças, onde as taxas de desgaste dependem do sistema tribológico. Estes tipos de produtos se desenvolveram significativamente neste século com o desenvolvimento de novos materiais.

2.1.4.1. Projeto e materiais

Atualmente as pastilhas de freio são produzidas sob sigilo industrial, quanto a ponto de vista estequiométrico dos componentes, bem como seu processo de manufatura, mas basicamente, segundo Eriksson; Bergman; Jacobson (1999) pode ser dividido em:

- **Materiais estruturais**, que fornecem a resistência mecânica, geralmente são utilizados fibras metálicas, carbono, vidro, etc.

- **Aditivos**, para lubrificação e estabilização dos materiais de atrito (grafita ou sulfetos metálicos) ou para aumentar promover a limpeza das superfícies dos discos por abrasividade (alumina e sílica).
- **Carga**, para aperfeiçoar o custo de fabricação (óxido a base de silício e sulfeto de bário).
- **Aglomerantes**, para união e preenchimento dos materiais da pastilha, formando um composto termicamente estável (resinas fenólicas), onde eventualmente são adicionados anti-ruídos (elastômeros).

Quanto a classificação, os materiais utilizados em pastilhas e lonas variam dependendo do autor, porém historicamente em 3 subclasses:

Materiais de atrito orgânicos:

- Amianto, ou orgânicos,
- Sem amianto com fibras,
- Semimetálicos

Materiais com amianto praticamente não existem mais e podem ser citados como típicos do passado. Os semimetálicos são classificados separadamente de outros não orgânicos, pois apresentam uma composição restrita, com propriedades de desgaste e atrito singulares. São compostos de 65% em peso de ferro, 10 a 20% de lã de aço, 15% de grafita e 10% de aglomerante resistente ao calor.

A classe sem amianto utiliza uma mistura de diferentes fibras e agentes de reforço, onde os números de combinações possíveis são inúmeros. Os materiais usualmente empregados são: fibra de vidro, metais (ferro, latão cobre), cerâmica, kevlar (kevlar é o nome comercial para fibra acrílica) e celulose, rocha e diversos minerais. As resinas aglomerantes são geralmente polímeros termofixos (uma vez curados não perdem a forma e somente se decompõem a temperaturas acima da faixa de uso por degradação) e também eventualmente resinas fenólicas.

Materiais de atrito metálicos:

A composição básica pode ser cobre ou ferro, geralmente sinterizados e aditivados com compostos orgânicos para melhorar seu desempenho. São mais empregados em veículos de competição.

Materiais de atrito a base de carbono:

Elaborado a base de fibras de carbono (fibra de carbono é diferente de grafite, o qual é usado em formulações normais como lubrificante) unido com carbono amorfo, preparados com resinas orgânicas resultando em produto com baixa porosidade, utilizado em aeronaves ou veículos militares e em veículos de competição e esportivos de alto desempenho. O material é bastante resistente ao atrito e leve, porém de alto custo.

Outra classificação, considerada mais atual desta classe de produtos, foi sugerida por Nicholson (1995), que assim divide:

Não metálico = menos de 10% de metal

Intermetálico = 10% a 40% de metal

Semimetálico 40% ou mais de metal

2.1.4.2. Alguns aspectos do mecanismo de desgaste

Ostermeyer (2001) afirma que as superfícies tribológicas das pastilhas estão atualmente em fase de caracterização ótica em nível microscópico, onde geralmente o coeficiente de atrito se encontra entre 0,1 a 0,9, apresentando decréscimo quando aumenta o nível de calor e força de atrito, gerando *fading*, (perda da eficiência da frenagem, causado pelo decréscimo do coeficiente de atrito com o aumento da força de frenagem).

Este autor sugere que o efeito do *fading* é gerado como resultado de uma taxa de destruição temporária da camada contida na interface, maior que a de sua formação e crescimento, quando a força normal aplicada e/ou velocidade é alta, por outro lado, quando esta força é aliviada o sistema volta a seu equilíbrio.

A figura 2-7 ilustra o mecanismo de desgaste proposto por Ostermeyer (2001), sendo que o principal componente da pastilha é uma matriz de polímero macio contendo partículas duras, exemplo SiO_2 , onde os restantes dos materiais são utilizados para controlar o processo descrito abaixo.

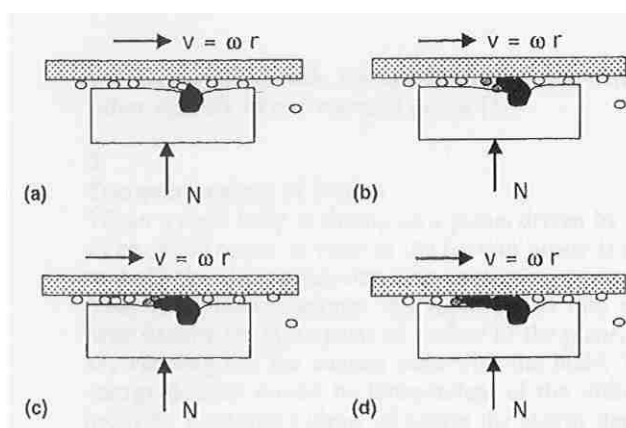


Fig. 2-7 Pares de desgaste em sistema de freio pastilha/disco, esquematizando crescimento de partículas duras (a...d). Ostermeyer (2001).

As partículas de desgaste se movem homogeneamente através da zona de contato aderindo parcialmente na superfície do disco, retornando para a zona de contato. Quando as partículas de SiO_2 afloram na superfície devido ao desgaste da matriz, o lado exposto será perturbado enquanto o outro lado será embutido na matriz. A força normal e tangencial entre a partícula e os discos irá aumentar gerando calor nesta interface (acima de 1200°C), onde as associações destes fatores com as partículas de desgaste irão produzir uma liga por efeito termomecânico, resultando na formação e crescimento de uma dura e fina camada ao redor da partícula de SiO_2 , similar a uma ceramização.

O efeito de *fading* é considerado entre os especialistas em frenagem como problema de fadiga térmica, ou seja, diminuição do coeficiente de atrito por aumento cíclico de temperatura, gerado pelo início de degradação dos componentes orgânicos presentes na formulação, exemplo: borrachas, resina, grafites, mudança de fase de sulfetos, etc.

Rhee (1971) afirma que em baixas temperaturas de frenagem a taxa de desgaste é controlada predominantemente por mecanismos abrasivos e adesivos, enquanto que em altas temperaturas as taxas de desgaste aumentam

exponencialmente devido a degradação térmica do aglomerante e outros componentes, freqüentemente acompanhado de perda de eficiência da frenagem.

Este autor considera que os fatores mais importantes na taxa de desgaste são:

- a) **Efeitos de torque**, onde materiais orgânicos não apresentam variações significativas com o aumento da força, enquanto que materiais semimetálicos apresentam taxas maiores quando são submetidos a baixas cargas.

- b) **Efeitos da velocidade de frenagem**, materiais orgânicos apresentam pequena variação em taxa de desgaste quando em baixas velocidades, embora Lim (1987) tenha verificado *flashes*^b entre 1000 a 1100°C nas asperezas em velocidades de 1 m/s, onde foi sugerido que a variação da taxa de desgaste associado a variação do nível de atrito influencia neste ponto de temperatura do *flash*. Em altas velocidades, a taxa de desgaste aumenta, e é maior ainda quando a temperatura do disco aumenta, onde se supõe que seja resultante simplesmente da alta temperatura da interface de contato. E, no caso de materiais semimetálicos, a velocidade de até 2 m/s, a taxa de desgaste aumenta mais significativamente que os orgânicos.

2.1.5. Discos e tambores de freio

Historicamente, no Brasil o primeiro tambor de freio foi produzido pela Tupy Fundições Ltda., e montado no VW Sedan (Fusca), com material de ferro fundido mesclado de predominância cinzenta e matriz perlítica.

Atualmente o ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar é o material mais tradicional, bem como o mais utilizado atualmente para fabricação de discos e tambores de freio para veículos. A principal vantagem deste material é a alta condutividade térmica, assegurada pela estrutura contínua da grafita, dissipando calor com eficiência, Hect *et al* (1996).

Esta eficiência em dissipar calor, diminui o gradiente térmico da peça melhorando o desempenho em âmbito de fadiga térmica, e é explicada pela morfologia da grafita lamelar, onde a condutividade térmica é maior do que a matriz

ferrítica ou perlítica, e também maior do que a grafita nodular ou vemicular, pois a condutividade paralela ao seu plano basal é aproximadamente 4 vezes maior em relação ao seu plano prismático, conforme figura 2-8, adaptada de Kempers (1966), além da conectividade do esqueleto da grafita, tipo lamelar.

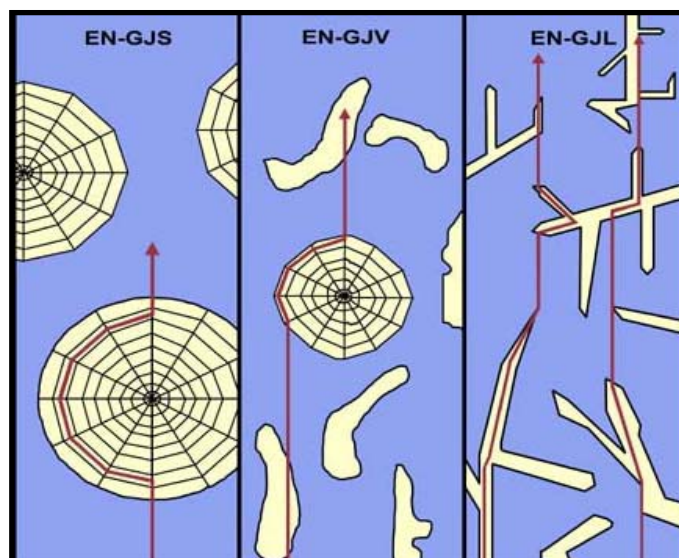


Fig. 2-8 Transporte de calor em ferro fundido contendo grafita nodular (GJS), vemicular (GJV) e lamelar (GJL). Adaptada de Kempers (1966).

A princípio o freio a disco apresenta melhor desempenho de frenagem, em relação ao freio a tambor, minimizando a distância percorrida após acionamento do freio através de um maior torque, além de outras vantagens técnicas, pois a pastilha é auto-ajustável, devido ao sistema hidráulico que permite acomodação por flutuação, dissipa calor com maior facilidade minimizando o efeito do *fade*, anteriormente explicado, além de não acumular sujeira e ser de fácil manutenção.

A única desvantagem significativa fica por conta da possibilidade de falha no sistema de hidráulico de frenagem, causada por eventual evaporação do fluido de freio, porém segundo os fabricantes de fluido de freio, este fenômeno ocorre em modo crítico (diminuição acima de 10°C do ponto de ebulição) somente no caso do fluido conter quantidade grande de água, da ordem entre 2 ou 3% para uma especificação de condições de fornecimento que permite no máximo 0,2% de água, conforme legislação militar norte americana FMV 571.116 (DOT3 e DOT4), adotada direta ou indiretamente na maioria dos países com montadoras instaladas.

^b *Flashes* são pontos de luz intermitentes, gerados por intenso aquecimento.

2.1.5.1. Projetos e materiais

Ao contrário do que normalmente se imagina, o disco de freio foi concebido anteriormente ao tambor de freio, conforme histórico apresentado no item 2.1.3.1, porém com o crescente aumento médio da velocidade dos carros de passeio, e conseqüente necessidade de melhorar o desempenho de frenagem, surgiram os freios com assistência eletromecânica (ABS), impondo ao par pastilha/disco, condições de atrito e temperatura ainda mais severas, facilitando o surgimento de trincas térmicas. A característica de alta condutividade térmica foi fundamental para prevenção das trincas nos atuais projetos dos discos de freio, onde as seguintes características são desejáveis: baixa geração de ruído e vibração, manutenção do coeficiente de atrito durante a frenagem, resistência ao desgaste e alta condutibilidade térmica.

Existe uma tendência mundial para a aplicação em carros de passeio, os chamados ferros fundidos com alto teor de carbono (vide tabela 2-3), devido a sua característica de alta resistência a formação de trincas quando em serviço. Porém, deve-se levar em consideração que a dissipação de calor também é realizada através de aletas, nos chamados discos ventilados, as quais estão dispostas radialmente ou tangencialmente em formas curvas ou retas entre as pistas de frenagem, realizando trabalho de troca de calor por arraste de ar, ou com furos e/ou ranhuras localizados diretamente nas pistas. Estes vazios são eficientes para remoção de partículas de desgaste da superfície sob condições de chuva, permitindo escoar a água mais rapidamente, além de reduzir peso da peça, (Chula; Gudlin 1989). Por outro lado, a presença de furos diminui a área de contato provocando uma diminuição da força de atrito.

A figura 2-8 mostra alguns exemplos de discos ventilados encontrados no mercado europeu extraído do artigo escrito por Chatterley; Macnaughtan (1999) onde se nota a grande variedade construtiva das formas das aletas de ventilação.

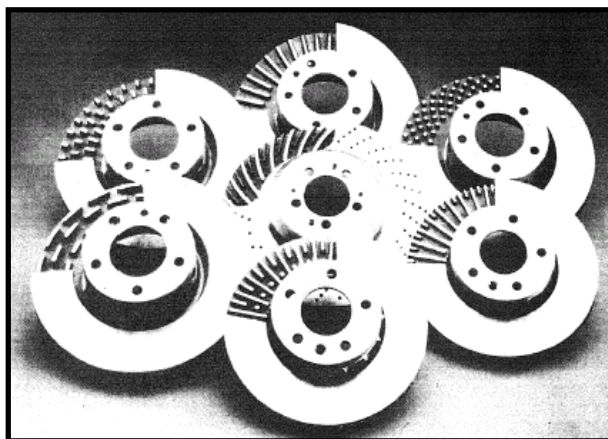


Fig. 2-8 Diversos tipos de aletas em discos de freio ventilados, encontrados no mercado europeu. Chatterley; Macnaughtan (1999).

Em alguns casos estes produtos recebem tratamento de proteção superficial, tipo pintura a base de lamelas de zinco/alumínio, como exemplificado na figura 2-9, a fim de evitar corrosão durante transporte/estocagem, especialmente em transportes marítimos, ou durante utilização em lugares com neve com adições de sal.



Fig. 2-9 Diversos tipos de discos de freio de alto desempenho ventilados, com furos e/ou ranhuras destinados a veículos de corrida. Imagem cedida pela Brembo Ltda.

A composição química encontrada nos discos de freio atua varia bastante dependendo de diversos fatores, como especificação do cliente (montadora), desempenho desejado, fator econômico da disponibilidade da matéria prima, etc.

Porém, a quantidade de carbono presente na liga, gerando maior condutividade térmica é considerada por Chatterley; Macnaughtan (1999) item crítico, classificando a liga pelo seu teor de carbono (alto, médio e baixo) conforme tabela 2-3.

Tab.2-3 Classificação proposta por Chatterley; Macnaughtan (1999), das ligas dos discos de freio de acordo com o teor de carbono.

Teor de carbono		
baixo	médio	alto
< 3,3	3,3 – 3,5	≥ 3,51

Este mesmo autor realizou um estudo em quarenta e nove peças de distintos modelos de carros oriundos de diversas montadoras, mostrando que metalurgicamente todas apresentavam ferro fundido cinzento perlítico, com predominância de grafita tipo A com eventuais pontos de ferrita e carbonetos dispersos. Os níveis de resistência variaram do grau 150 aos 350 de acordo com a norma DIN EN ISO 185:1988. E o carbono equivalente entre 3,66 a 4,41% de acordo com a fórmula do BCIRA, (vide equação 2-3).

No formato, a maioria apresentou aletas retas dispostas radialmente, e o diâmetro maior foi de 323 mm e a maior massa de 10,5 kg.

As seguintes composições químicas especificadas (BMW S600 36.0), (Daimler Benz DBL 4404), (Jaguar JMS 10.06.10), (GM/Opel QS 13M 000) e (Rover RES.21.FC.09) ou encontradas (restante) estão na tabela 2-4. Porém nota-se que os teores de carbono apresentam faixas, relativamente baixas nos casos onde estas foram determinadas e não somente reportadas através das especificações acima mencionadas, onde possivelmente deve-se a erros de preparação dos corpos de prova para determinação da composição química, especialmente no caso da Audi - VW. Os números entre parênteses mostram peças de modelos diferentes, indicando que existem especificações distintas para classes de carros.

Tab. 2-4 Composição química dos discos de freio encontrados no mercado europeu

Fonte	Elemento de liga, em massa (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni
Audi – VW	2,8-3,4	1,8-2,8	0,3-1,0	≤0,25	≤0,1	0,3	0,8	-	0,25
BMW (1)	3,1-3,4	1,8-2,2	0,7-0,9	≤0,12	≤0,12	0,1-0,15	-	-	-
BMW (2)	3,2-3,4	1,9-2,2	0,7-0,9	≤0,09	≤0,1	0,2-0,4	-	-	-
BMW (3)	3,7-3,9	1,8-2,2	0,5-0,8	≤0,1	≤0,12	≤0,12	≤0,25	≤0,1	-
DAF	3,4-3,6	2,0-2,4	0,6-0,8	≤0,15	≤0,1	0,25-0,35	0,5-0,75	0,4-0,6	-
Daimler Benz (1)	3,2-3,6	1,9-2,4	0,6-0,9	≤0,25	≤0,08	-	-	≤0,6	-
Daimler Benz (2)	3,7-3,9	1,8-2,2	0,6-0,9	≤0,1	≤0,12	0,4-0,6	≈0,25	0,4-0,6	1,2-1,4
Ford	3,1-3,4	2,0-2,3	0,6-0,9	≤0,3	≤0,13	0,15-0,35	-	-	0,15-0,3
Girling	3,1-3,4	2,0-2,4	0,6-0,9	≤0,15	≤0,15	-	-	-	-
Jaguar	3,5-3,7	1,9-2,4	0,6-0,8	≤0,15	≤0,15	≤0,15	≤0,80	≤0,05	≤0,10
MAN	3,2-3,6	1,9-2,4	0,6-0,9	≤0,25	≤0,08	-	-	-	-
Opel (1)	3,0-3,4	1,9-2,4	0,6-0,9	≤0,35	≤0,12	-	-	-	-
Opel (2)	3,0-3,4	1,9-2,4	0,6-0,9	≤0,1	≤0,1	0,25-0,4	-	0,35-0,45	≤0,2
Porsche	3,3-3,5	1,9-2,1	0,7-0,9	≤0,12	≤0,12	0,15-0,25	-	0,35-0,5	0,4-0,6
Renault	3,2-3,5	2,0-2,3	0,7-0,9	≤0,1	≤0,18	-	-	-	-
Rover	3,3-3,5	2,0-2,3	0,7-0,9	≤0,1	≤0,12	0,10-0,30	0,75-0,95	-	≤0,25

Conforme anteriormente mencionado, a condutividade térmica do ferro fundido é determinada, principalmente, pela quantidade de grafita presente na liga. Aumentar o teor de carbono numa liga mostrou-se um método eficaz para aumentar a resistência às trincas térmicas, Nechtelberger (1975) *apud* Jimbo *et al* (1990) afirma que aumentando o teor de carbono livre irá aumentar sua condutividade, porém alterando a composição química, a condutividade também irá se alterar; geralmente a adição de elementos de liga diminui a condutividade térmica.

Outro fator que interfere na condutividade térmica é a matriz metálica, onde a ferrita apresenta maior condutividade que a perlita, Kempers (1966).

Materiais alternativos para discos de freio

Embora o ferro fundido cinzento apresente vantagens tecno-econômicas quase imbatíveis em relação a outros produtos, existem muitos materiais em potencial ou com vantagens apenas tecnológicas e de desempenho que poderiam ser aplicados, como por exemplo:

Compósito de carbono não é considerado alternativo para carros populares, devido ao seu alto custo, porém é normalmente utilizado em competições, como, por exemplo, a fórmula 1 mundial, devido ao seu baixo peso e boa performance a quente.

Compósito com matriz metálica MMC, esta classe de material, atualmente é a mais indicado a eventualmente, substituir o tradicional ferro fundido cinzento, pois em geral apresenta vantagens como redução de peso e maior capacidade de resfriamento, além do aspecto do desgaste ser igual, ou melhor, no momento da frenagem, porém pela própria característica do material, existe uma limitação de temperatura, dependendo da liga em torno de 250 a 300 °C.

Existem estudos práticos realizados em corpos de prova, simulando discos de freio elaborado por montadoras, como por exemplo, Nobuyuki *et al* (1987), com compósito em matriz metálica de alumínio reforçado com partículas de cerâmica do tipo SiC ou Al₂O₃.

Alumínio hipereutético, A 390 T5 (18%Si e 1%Cu), Massinon; Constantin (1997), estudaram o par disco/pastilha com este material, onde foi verificada uma camada de transferência homogênea entre os pares e com boa resistência ao desgaste. O mecanismo de desgaste predominante foi a delaminação, que provavelmente foi gerado por fadiga do material.

Cobre ao cromo, (99%Cu e 1%Cr), segundo Rhee; Byers (1972) a liga de cobre apresentou maior eficácia em termos de torque ou desaceleração em altas temperaturas devido ao fato deste material possuir maior condutividade térmica em relação aos ferros fundidos cinzentos (aproximadamente seis vezes), além de apresentar menor desgaste do material de atrito.

2.1.5.2 .Alguns aspectos do mecanismo de desgaste

Em condições dinâmicas de frenagem, a pressão sob a interface da região de contato nos discos de freio, não é uniforme e varia com o tempo, sendo continuamente modificada por uma combinação de:

- a) Distorções térmicas geradas pelo calor de atrito,
- b) Distorções mecânicas devido às forças atuantes,
- c) Desgaste de material do pares de contato e conseqüente formação de um filme de transferência,
- d) Variação de espessura inicial da pista do disco e
- e) *Runout*^c lateral.

As distorções térmicas, geradas pelo calor de atrito são importante mecanismo potencial gerador de desgaste, e foram estudadas por Barber (1967), que demonstrou que a instabilidade termoelástica da superfície de deslizamento dos discos de freio causa expansão de regiões contidas nesta superfície, expondo-as ao desgaste, pelas variações de pressões de contato e atrito com subseqüente aumento de temperatura nestas regiões pontuais. A rugosidade, ruído e ondulação, entre outros fenômenos, nestas regiões apresentam correlação com estes picos de temperatura, conforme experiências realizadas em rodas para trens, por Vernersson (1999).

Outro aspecto dos danos que podem ocorrer durante a frenagem, é a formação de trincas geradas por fadiga térmica. A análise por elementos finitos é considerada por Fukano; Matsui (1986) a ferramenta mais eficaz para o estudo da condução do calor e fadiga térmica. Em sua pesquisa, foi encontrado significativo gradiente de temperatura, aproximadamente 330°C entre a superfície e o núcleo durante 2,5 segundos de atuação do freio. Os resultados mostram que altas tensões são geradas no disco de freio, em direções circunferenciais, excedendo até mesmo o limite elástico do material.

Este mecanismo está ilustrado na figura 2-11, onde durante a frenagem, o atrito gera calor, causando expansão na superfície do disco, onde seu núcleo

^c *Runout* lateral - desalinhamento angular entre o acoplamento da pastilha e a pista do disco de freio.

permanece sob menor temperatura, restringindo deste modo a deformação desta região e permanecendo dentro de seu limite plástico do material. Ao contrário, após a superfície permanecer sob tensões compressivas, começa a contração térmica, resultando em tensões que trincam o material, onde este fenômeno, durante a utilização do veículo, pode ser repetido por diversas vezes, gerando a propagação das trincas. Obviamente, reduzir este gradiente térmico entre o núcleo e a superfície da peça, é uma maneira eficaz de evitar este problema, além de, naturalmente especificar a matriz metálica e formato da grafita de modo a aumentar a tenacidade do material para resistir a fadiga mecânica gerada pelo ciclo térmico.

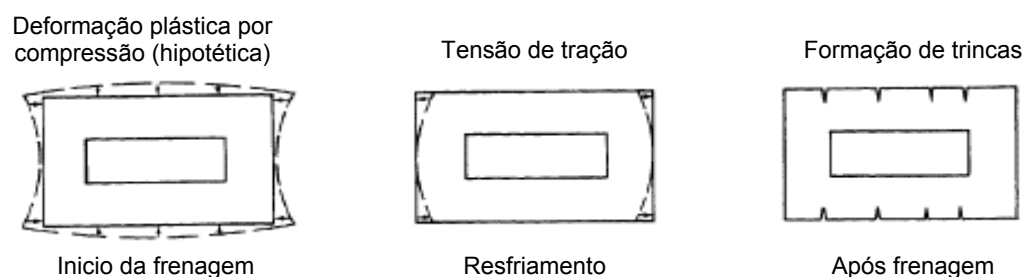


Fig. 2-11 Mecanismo de formação trincas térmicas. Fukano; Matsui (1986)

Estudos sobre os mecanismos de desgaste foram realizados através de pino contra disco. Yoshimoto; Tsukizoe (1957) observaram que:

a) no desgaste moderado, o mecanismo atuante é controlado pela oxidação da interface, resultando em partículas oxidadas e pistas de desgaste.

b) no desgaste severo, é causado pelo rompimento do filme de óxido protetivo formado durante o desgaste moderado, o contato metal-metal resulta em riscos grosseiros e eventuais trechos com microcavidades.

Esta transição pode ser amenizada ou agravada, dependendo da liga utilizada. Pesquisa interessante foi apresentada por Eyre; Willians (1973) que realizaram experimento com ferro fundido cinzento ao fósforo (1%P) que inibiu a transição do desgaste moderado para o severo em relação a uma liga convencional (0,25%P), porém em altas velocidades apresenta maior taxa de desgaste além de apresentar menor resistência ao impacto. As características distintas do desgaste desta liga foram atribuídas a formação do eutético duro presente na superfície de contato.

Existem alguns aspectos do desgaste nos discos de freio a serem observados:

A composição química das pastilhas e lonas influencia na taxa de desgaste, porém existem poucos estudos sobre este assunto. Por outro lado, a composição química do disco de freio foi pesquisado por Hatch (1972), verificando que teores de titânio entre 0,02 e 0,04% aumentaram a vida em serviço para 50% dos discos de freio, possivelmente pela impregnação no ferro fundido de partículas duras na superfície de contato, e Chapman; Hatch (1976) investigaram o mesmo tema com adição de vanádio, cromo, zircônio, tungstênio, molibdênio, alumínio, nitrogênio, enxofre e nióbio concluindo que vanádio, nióbio em quantidades semelhantes ao do titânio, também produz materiais com melhor desempenho.

A morfologia da grafita encontrada em discos de freio, segundo Chapman; Mannion (1982) não afeta de maneira significativa a taxa de desgaste, estudando ferros fundidos com longas lamelas de grafita ou finas partículas de grafita super resfriadas, porém Galárraga (2002) demonstra que a taxa de desgaste do ferro fundido vermicular, é maior que a do ferro fundido cinzento, apesar de que o desgaste destes dois materiais serem semelhantes quando submetidos a condições iguais de força de atrito. Esta observação, possivelmente foi decorrente da utilização de matrizes metálicas distintas, pois o vermicular apresentava 15 % de ferrita contra o lamelar que apresentava apenas traços de ferrita.

Seria de se esperar que o cenário termodinâmico da frenagem nos discos e tambores de freio fornecesse condição para a esferoidização da matriz perlítica, e eventualmente interferisse na eficiência de frenagem, porém, estudo realizado por Coyle; Tsang (1983) mostram que não há diferenças significativas no coeficiente de atrito entre discos de freio coalescidos em distintas temperaturas e tempo de coalescimento (677 a 788°C, variando entre 1 a 5 horas), tanto para discos ventilados como para sólidos.

No desgaste normal de discos e tambores a superfície dos pares de contato fica impregnada de abrasivos oriundos do processo de desgaste, onde em certos casos este fenômeno é benéfico, como, por exemplo, auxiliando a limpeza da superfície de óxidos formados devido à longa não utilização.

O desgaste localizado, induzido, por exemplo, através de sujeira, que geralmente aumenta a abrasividade ou pela formação de martensita da superfície de

contato gerado através de pontos quentes, segundo Anderson e Knapp (1990) pode produzir regiões potenciais de desgaste.

Outra substância comumente encontrada durante a utilização de veículos é a água, onde se trata de aspecto importante quanto a segurança veicular, especialmente quando o veículo não possui sistemas de assistência eletromecânica para atenuar a perda da eficiência de frenagem. Donne (1984) realizou um trabalho experimental, verificando o aumento da distância necessária para parar veículos quando submetidos a condições de chuva, utilizando diversos tipos de discos de freio, pastilhas e condições de acabamento superficial (usinado, lixado e esmerilhado) e vazões distintas de água, concluindo que na maioria dos casos a distância de frenagem quadruplica em relação à condição de trabalho a seco.

2.1.5.3. Temperatura na superfície de contato

A determinação da temperatura é um dos parâmetros necessários mais importantes para a interpretação na interação do pares de atrito e outros fenômenos que ocorrem durante a frenagem. O próprio coeficiente de atrito é dependente da temperatura, além de ser fator decisivo nas avaliações das alterações termodinâmicas.

Existem vários métodos para se medir temperaturas nos discos de freio, Eisengräber *et al* (1999) realizaram um trabalho comparativo entre diferentes técnicas de medidas com termopares, pirômetros e termoanalísadores, concluindo que a determinação mais precisa das temperaturas instantâneas é realizado por termopares permanentemente fixados, pois este método assegura que as temperaturas são de fato maior que as verificadas através de termopares deslizantes.

Medidas *on line* através de termovarredura se torna inviável, pois a pista de frenagem, conforme ilustrado na figura 2-12 apresenta um gradiente de temperatura bastante heterogêneo.

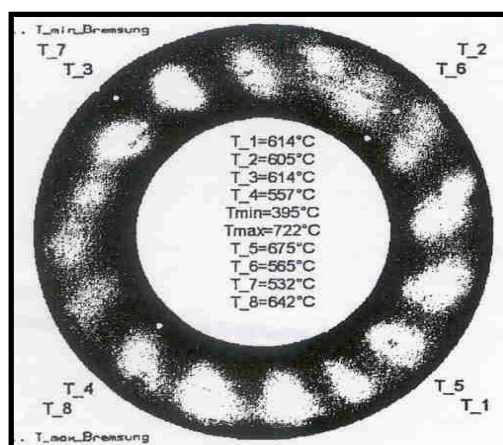


Fig. 2-12 Termo imagem por varredura da pista de frenagem do disco de freio realizada durante frenagem em bancada. Eisengräber *et al* (1999).

Esta termo-imagem foi gerada durante simulação em bancada dinamoétrica de frenagem automotiva a 200 km/h e pressão do cáliper de 25 bar.

Verificaram também que a técnica de pirômetros com leitura direta na superfície de atrito somente é possível quando a emissividade desta superfície é corrigida permanentemente

Lee; Dinwiddie (1998) através de medidas de temperatura com câmera de infravermelho mostraram que existe uma velocidade crítica do disco, quando em frenagem, onde a distribuição de calor passa de uniforme para pontual.

As imagens na figura 2-13 mostram as termo-imagens registradas em

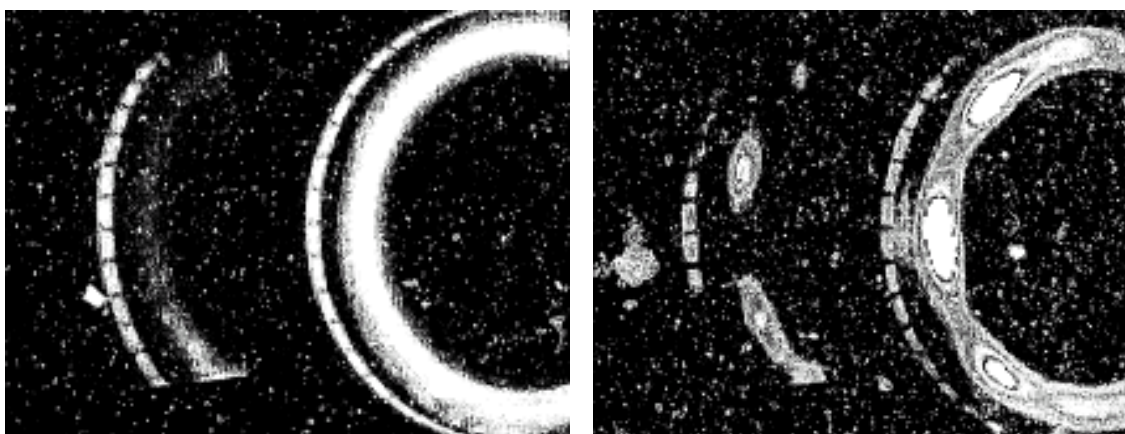


Fig. 2-13 Termo imagem por infravermelho, da pista de frenagem do disco de freio realizada durante frenagem em bancada dinamoétrica. Lee; Dinwiddie (1998).

- Abaixo do ponto crítico (80 km/h - 2,5 min. de frenagem - 8,9 bar de pressão do cáliper).
- Acima do ponto crítico (128 km/h - 2 min. de frenagem - 4,3 bar de pressão no cáliper).

velocidades abaixo e superiores em relação a esta velocidade crítica.

Para o tipo de disco, pastilha e pressão de contato estudado pelos autores, as velocidades críticas encontradas foram em torno de 95 km/h. Nota-se que para velocidade abaixo do ponto crítico, a temperatura apresenta uma distribuição na direção circunferencial, mas com valores máximos no centro da pista de atrito formando bandas quentes, não tendo sido notado o fenômeno de vibração a ponto de ser considerado desconfortável. Para velocidades acima do ponto crítico, a distribuição apresenta regiões ou pontos quentes, provocando vibrações, desgaste irregular nas pastilhas e diminuição da eficiência da frenagem.

Conforme mostrado, a temperatura durante a frenagem dos discos de freio automotivos não está uniformemente distribuída, devido a várias razões como expansão térmica e imperfeições na geometria. O resultado da interação do calor gerado pelo atrito, distorção termoelástica e contato elástico, conhecido como instabilidade termoelástica, primeiramente estudada por Barber (1967), é concentrada em uma ou mais regiões da superfície do disco causando significativo gradiente de aquecimento, que poderiam causar transformações martensíticas gerando trincas, conforme estudado por Anderson; Knapp (1990), e /ou gerar *brake judder*^d, geralmente transmitidas ao motorista pelos componentes do chassi, carroceria ou pelo volante. Este problema vibratório foi estudado por Inoue (1986), que demonstrou que contato não uniforme provocado por acoplamento irregular, causado pelo desalinhamento lateral do disco em relação às pastilhas (*runout* lateral), bem como variações na espessura do disco, também provocam este tipo de desconforto ao motorista.

Alguns autores denominam este fenômeno (*brake judder*) como **vibrações a quente**, quando originadas por fatores térmicos, como pontos quentes e **vibrações a frio** quando estão associadas a outros fatores como variações de espessura causadas por acoplamento irregular do par pastilha/disco devido ao retorno do pistão induzido pelo torque de frenagem, retração ou compressão do material da pastilha ou desvio de alinhamento dimensional do conjunto.

^d *Brake judder* – vibração de baixa frequência no sistema de frenagem automotiva.

2.2. Ferro fundido

Este tipo de material é tema desta revisão bibliográfica, pois os discos de freio estudados foram fabricados em ferro fundido cinzento perlítico, onde o entendimento da metalurgia deste produto é essencial para a pesquisa sobre seu comportamento sob desgaste, que é o foco deste trabalho.

2.2.1. Definição

O termo ferro fundido representa uma grande família de ligas ferrosas, onde a nomenclatura ou designação varia de acordo com a região ou país de origem.

Stefanescu (1998) considera que ferros fundidos são ligas a base de ferro-carbono que se solidificam com reações eutéticas, e geralmente contém quantidades consideráveis de Si, Mn, P, S com traços de Ti, Sb e Sn, e vários outros elementos de liga.

Dependendo do potencial de nucleação do líquido, que é função da composição, taxa de resfriamento, e tratamento do banho, o ferro fundido pode se solidificar de acordo com o sistema termodinâmico metaestável Fe-Fe₃C ou sistema estável Fe-Grafita.

As propriedades destes produtos podem variar consideravelmente alterando a relação carbono-silício, adicionando elementos de liga metálicos e não-metálicos e variando seu processamento, bem como realizando tratamentos térmicos posteriores a solidificação.

2.2.2. Classificação

Historicamente, as primeiras classificações dos ferros fundidos foram baseadas em seu aspecto de fratura. Ferros brancos e cinzentos receberam estas designações devido ao aspecto da superfície de suas fraturas, clara e cristalina ou acinzentado com pequenas facetas, respectivamente.

Com o advento da metalografia e também maior grau de entendimento metalúrgico, outras classificações surgiram baseadas em seus aspectos

microestruturais, como formas da grafita e matriz metálica além, também de continuar a denominar por seus aspectos de fratura e propriedades. Verificou-se, por exemplo, que a superfície do mesclado apresenta ambas as zonas. O ferro fundido dútil recebeu este nome devido a sua apreciável ductilidade no estado bruto de fundição, e, o maleável, a princípio, é fundido como o ferro branco e maleabilizado via tratamento térmico para diminuir sua fragilização.

Outra classificação, conforme tabela 2-5, bastante utilizada pelos metalurgistas no Brasil foi compilada por Santos; Branco (1991):

Tabela 2-5 Classificação usualmente utilizada no Brasil para ferros fundidos comerciais.

Tipo de ferro fundido	Microestrutura típica	Comentários
Branco	Todo carbono presente na liga encontra-se na forma de cementita ou outros carbonetos metálicos.	A seqüência de solidificação e a microestrutura desses materiais podem ser interpretadas pelo diagrama de equilíbrio metaestável (Fe-Fe ₃ C), com as modificações necessárias em virtude da presença de outros elementos de liga.
Cinzento	As fases formadas na solidificação são austenita e grafita, conforme diagrama de equilíbrio estável, onde se obtém grafita em forma de veios.	Distinguem-se os teores de carbono grafítico e carbono combinado, cuja soma fornece o teor total de carbono desses ferros fundidos.
Mesclado	Quando a solidificação resulta na formação de regiões de ferro fundido branco e cinzento.	A região com ferro fundido cinzento se solidificou conforme o sistema estável (austenita-grafita) e a região com ferro fundido branco segundo o metaestável (austenita-carboneto).
Nodular	A grafita se apresenta na forma de nódulos no estado bruto de fusão.	Esta forma é decorrência da adição de certos elementos químicos ou condições particulares de fabricação, que modificam a forma de crescimento da grafita, não se obtendo grafita em veios como nos ferros fundidos cinzentos.
Maleável	Solidificam como nos ferros fundidos brancos, sendo posteriormente submetidas a um tratamento térmico (maleabilização), onde a cementita se decompõe em grafita e austenita.	Recebem, também a designação de ferros maleáveis de núcleo preto ou americano, e, ferro maleável de núcleo branco ou europeu.
Vermicular	Obtém-se, no estado bruto de fusão, através da adição de elementos de liga, a chamada grafita vermicular.	Esta morfologia é um produto intermediário entre a grafita em veios e a nodular.

Visto que a descrição do aspecto geométrico da grafita na forma escrita é complicada e sujeita a distintas interpretações, é mais prático apresentá-la com imagens, como na figura 2-14, retiradas do artigo escrito por Marquard *et al* (1998), mostrando alguns exemplos das principais morfologias de grafita, encontradas nos

ferros fundidos com grafita, onde a matriz metálica foi removida por processos químicos revelando sua forma tridimensional.

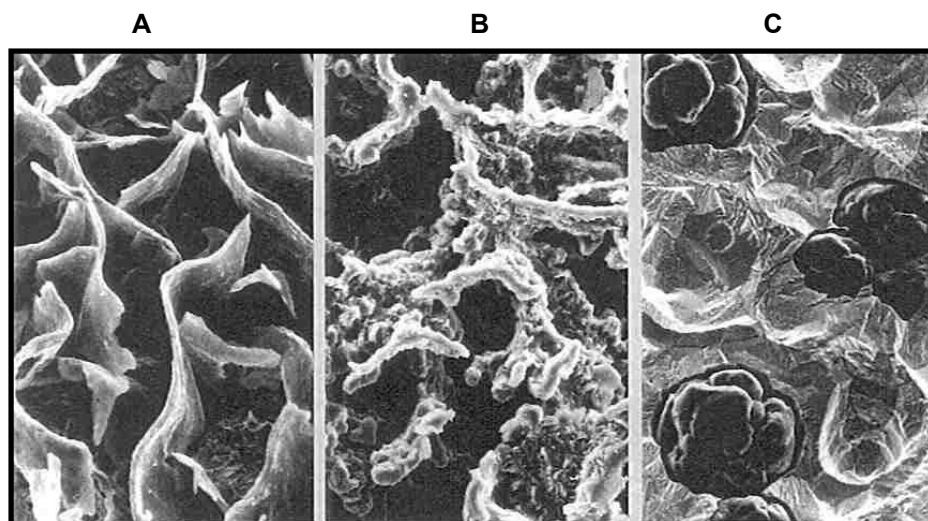


Fig. 2-14 Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos. A (cinzento), B (vermicular) e C (nodular). Imagens geradas por MEV após ataque químico profundo. Marquard *et al* (1998)

Nota-se que a estrutura da grafita na imagem A se aproxima a uma geometria em forma de placas onduladas, enquanto que a grafita na imagem B mostra placas onduladas mais curtas e com as extremidades arredondadas. A imagem C revela uma grafita em forma esférica ou em nódulos.

2.2.3. Ferro fundido cinzento

Em plena época de avanços dos novos materiais os ferros fundidos cinzentos, em diversas aplicações, continuam sendo a liga mais recomendada, pois apresentam várias características não encontradas em outros materiais além de custos competitivos.

O ferro fundido cinzento é um dos materiais de melhor fundibilidade e apresenta uma das mais baixas temperaturas de fusão dentre as ligas ferrosas. Sua contração na passagem líquida para sólido é baixa, favorecendo a obtenção de peças sem defeitos internos. Para a maioria das aplicações pode ser utilizado no estado bruto de solidificação.

Nesta classe de produtos o carbono que excede a solubilidade da austenita precipita sob a forma de veios (lamelas ou placas). Segundo White (1998) ferros fundidos cinzentos, apresentam geralmente 2,5 a 4% de C, 1 a 3% de Si, e adições de Mn, dependendo da microestrutura desejada (0,1% em ferríticos e acima de 1,2% em perlíticos). Enxofre e fósforo geralmente estão presentes em pequenas quantidades como impurezas.

2.2.3.1. Classificação

As especificações dos ferros fundidos cinzentos baseiam-se em suas propriedades mecânicas à tração, medidas em corpos de prova padronizados, sendo indicados normalmente os valores mínimos do limite de resistência.

Uma simples e conveniente classificação destes produtos pode ser encontrada na ASTM A 48, que correlaciona os tipos com sua resistência à tração em ksi. Já a SAE J431c descreve especificações mais específicas e detalhadas para emprego na indústria automobilística e a DIN EN 1561 apresenta uma compilação da maioria das características mecânicas e físicas deste material.

White (1998) assume que dentro das classes 20 a 60 (ASTM A 48) as seguintes propriedades aumentam com o aumento do nível da classe:

- Todas as resistências mecânicas, incluindo resistência a elevadas temperaturas,
- Acabamento superficial após usinagem,
- Modulo de Elasticidade
- Resistência ao desgaste

Por outro lado, as seguintes propriedades decrescem:

- Usinabilidade
- Resistência a choque térmico,
- Capacidade de amortecimento,
- Preenchimento de seções finas.

2.2.3.2. Microestrutura

As fases resultantes da reação eutética de ferros fundidos cinzentos são austenita e grafita, as quais constituem um caso de eutético do tipo facetado (grafita)/não facetado (austenita), onde a austenita apresenta menores dificuldades de nucleação e crescimento do que a fase facetada, Moore (1973). Assim, a fase grafita é determinante no super-resfriamento para nucleação e crescimento do eutético, ocupando um volume na peça entre 10 a 17%.

Devido à importância da grafita nesta classe de material e a grande variedade de fases eventualmente presentes nos ferros fundidos cinzentos, neste tópico será dada ênfase somente ao aspecto metalúrgico da grafita.

É razoável admitir que a nucleação da grafita homogênea no líquido seja improvável, pois o super-resfriamento é muito maior que o necessário para a nucleação heterogênea em alguma partícula ou substrato, conforme investigado por Patterson; Amam (1959), superresfriamentos se encontram entre 1 a 10°C para nucleação heterogênea contra 230°C para homogênea.

Os esforços para explicação do mecanismo de nucleação estão concentrados na nucleação heterogênea, a qual, ainda é assunto que apresenta divergência entre diversos autores, porém em geral é admitido que pode iniciar em diversos componentes, como óxidos, silicatos, sulfetos, nitretos, carbonetos, compostos intermetálicos, entre muitos outros elementos, onde diversos fatores afetam a efetividade destas diferentes partículas, como tipo de forno utilizado (favorecimento de condições para formação de sílica); matérias primas empregadas (eventual presença de grafita ou gases); teor de enxofre (eficiência da inoculação e promoção de formação de sulfetos); tipo de inoculante (materiais ricos em grafita ou silício promovendo segregação ou presença de elementos formadores de carbonetos iônicos ou sulfetos); histórico térmico do banho (superaquecimento pode causar a eliminação de partículas de sílica em suspensão ou dissolução de partículas residuais de grafita), conforme compilado por Santos (1974).

A grafita dos ferros fundidos cinzentos apresenta um reticulado cristalino tipo hexagonal compacto, a figura 2-15 adaptada de Minkoff (1983) mostra que existem

duas direções possíveis para o crescimento, que são as direções A e C; no caso do crescimento em placas o empilhamento será pelas faces prismáticas.

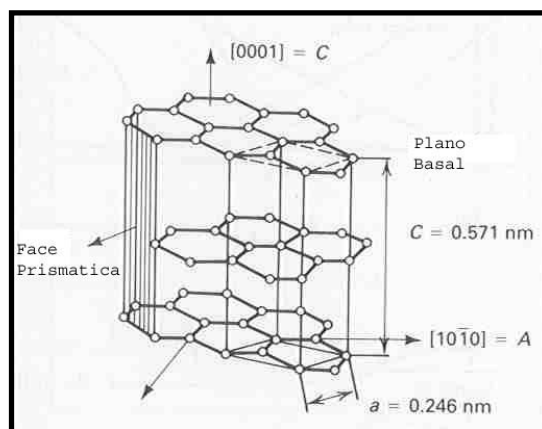


Fig. 2-15 Estrutura hexagonal grafita, onde as linhas mais grossas representam a célula unitária, adaptada de Minkoff (1983).

A morfologia em placas da grafita é a forma de crescimento “natural” nesta classe de materiais. Normas como DIN EN ISO 945 ou a ASTM A 247 (vide tabela 2-16) apresentam abordagem semelhante a este assunto, subdividindo a morfologia a grafita em cinco tipos, conforme tabela abaixo:

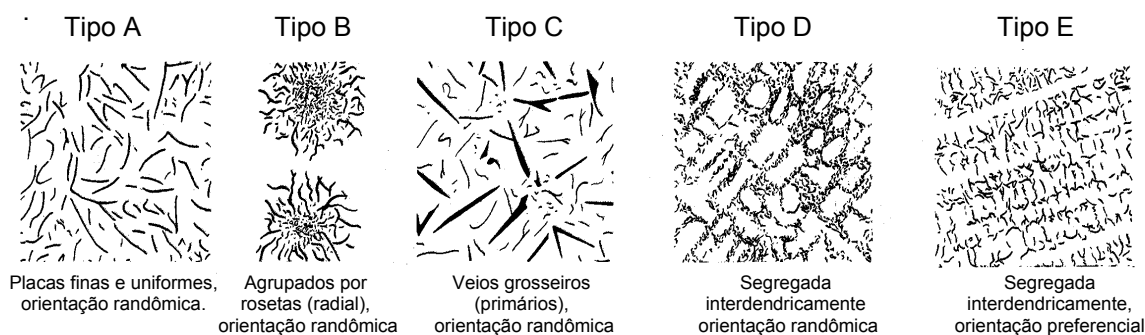


Fig. 2.16 Tipos (distribuições) de grafita em ferros fundidos cinzentos, conforme norma ASTM A 247 deve ser utilizada com o aumento de 100X. O aumento utilizado nesta reprodução é apenas ilustrativo

Conforme verificado no artigo de Subramaniam *et al* (1982) o crescimento pelo plano prismático necessita menor super-resfriamento em relação ao plano basal (formação da grafita nodular), onde é recomendado que a sua formação ocorra com o menor super-resfriamento possível, visando à obtenção de grafita tipo A, as quais normalmente estão associadas matrizes perlíticas, diferentemente das grafitas tipo B,

D ou E, às quais normalmente estão associadas matrizes ferríticas, de menor resistência mecânica.

A figura 2-15 retirada do ASM Handbook (1998) mostra o aspecto tridimensional das grafitas tipo A, B, D e E, em vários aumentos, realizada com a técnica de ataque químico profundo visualizada em MEV.

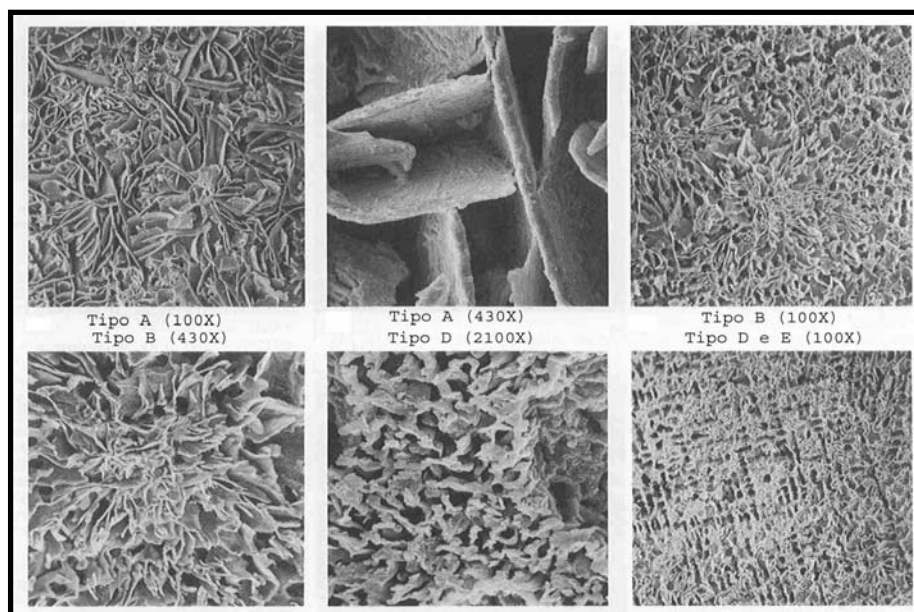


Fig. 2-17 Imagens de MEV ilustrando as diversas morfologias da grafita presentes nos ferros fundidos cinzentos. ASM Handbook (1998).

A técnica de inoculação é utilizada na produção de ferros fundidos cinzentos como forma de controlar o super-resfriamento do eutético, e, portanto o tipo de grafita formada, potencializando a nucleação da grafita evitando o super-resfriamento excessivo, limitando o grau de ramificação da grafita facilitando a formação de grafita tipo A, Walton (1981).

2.2.3.3. Correlação entre microestrutura e propriedades

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos estão condicionadas à estrutura final obtida, isto é, dependem da matriz metálica, da morfologia e quantidade de grafita e ainda do tamanho e distribuição das células eutéticas, que por sua vez são determinadas durante a solidificação pela ação combinada dos efeitos de

composição, velocidade de resfriamento, nucleação e da velocidade de crescimento das células eutéticas.

Assim, em ferros fundidos cinzentos, quando a grafita é do tipo A, existem condições mais favoráveis para a obtenção de matrizes perlíticas, pois à distância de difusão do carbono torna-se maior. Segundo Pohl (1974) *apud* Santos; Branco (1991) o aumento das propriedades mecânicas de resistência é mais pronunciado quando os veios do tipo A são menores, em virtude da diminuição do efeito de entalhe da grafita.

Conforme Pieske *et al* (1985), matrizes ferríticas tendem a aparecer associadas à grafita de maior super-resfriamento, tipos D e E, em decorrência da pequena distância para a difusão do carbono. Neste caso, a ferrita é a principal responsável pelo decréscimo de resistência, pois em materiais com grafita tipo D o efeito de entalhe é diminuído, o que tende a melhorar as propriedades de resistência mecânica. A grafita do tipo E, apesar de não contribuir para o aumento da resistência da seção, devido à sua orientação, está geralmente associada a grande quantidade de dendritas de austenita entrelaçadas. O efeito conjunto obtido possibilita uma menor diminuição das propriedades mecânicas de resistência.

Deve-se ressaltar ainda que a resistência da ferrita está relacionada ao tipo e quantidade de elementos de liga, que se encontram em solução sólida neste microconstituente.

Quando a grafita é do tipo B, pode-se ter ferrita no interior das rosetas de grafita, devido a natureza da interação entre a grafita e austenita, ocasionando pontos moles na estrutura. Além disto, a tendência à orientação radial dos veios é prejudicial à resistência da seção.

Quando a quantidade de grafita presente na microestrutura é maior, ocorre geralmente uma diminuição da resistência dos ferros fundidos cinzentos devido ao efeito de entalhe ainda mais pronunciado, pois os veios de grafita tornam-se mais longos.

Além disso, deve-se atentar para o fato de que o próprio aumento da quantidade de grafita presente na microestrutura tem o efeito de diminuir a resistência mecânica, visto que esta fase possui menor resistência mecânica que a matriz metálica.

O efeito das células eutéticas é semelhante ao do tamanho de grão nos aços. Quanto maior o número de células eutéticas, maiores tende a ser a resistência mecânica e tenacidade, pois células menores e em maior número, estão associados veios de grafita menores e melhor distribuição das impurezas no contorno das células. Por outro lado, aumentando o número de células eutéticas tende a aumentar a quantidade de grafita tipo A, favorecendo a obtenção das propriedades mecânicas. Convém salientar que estes aspectos são válidos quando o aumento do número de células é obtido por inoculação, pois quando é causado por super-resfriamento na solidificação o efeito pode ser oposto.

As matrizes perlíticas proporcionam maior resistência mecânica à seção considerada, por outro lado, maior ductilidade e menor dureza quando a matriz é ferrítica. Podem-se obter matrizes ferrítico-perlítica para as quais as propriedades têm valores intermediários.

A obtenção dessas matrizes durante a reação eutetóide é função da velocidade de resfriamento da peça (espessura da seção e extração de calor pelo molde), da quantidade e distribuição da grafita e da composição química do material.

Para a previsão de microestruturas o uso de diagramas ternários é relativamente complexo, para fins práticos utiliza-se o carbono equivalente (CE), para interpretar o diagrama, ao invés do carbono, como por exemplo, $CE = (\%C) + 1/3 (\%Si)$, ou seja, o silício atua como o carbono, porém com poder relativo três vezes menores.

Apesar de ser possível compreender a solidificação dos ferros fundidos através do diagrama de equilíbrio Fe-C.E., as transformações que ocorrem no estado sólido são mais bem visualizadas, estudando-se o esfriamento dessas ligas segundo as seções binárias Fe-C do diagrama ternário Fe-C-Si.

Os elementos de liga alteram as condições de equilíbrio entre as fases, considerando-se a influência do silício mais importante, pois, geralmente este é o elemento de liga em maior quantidade, depois do carbono nos ferros fundidos.

2.2.3.4. Efeitos dos elementos químicos

a) Composição química base

A composição química base, isto é, os teores dos elementos que estão presentes nos ferros fundidos cinzentos comerciais, também afetam a microestrutura destas ligas e, conseqüentemente, suas propriedades. Os elementos normalmente presentes nos ferros fundidos são: carbono, silício, enxofre, fósforo e manganês.

O carbono e o silício influem na resistência mecânica, basicamente por seus efeitos nas quantidades de grafita presente na microestrutura e de austenita pró-eutetóide eventualmente formada, que alteram a matriz metálica obtida. Além disto exercem influência no poder grafitizante do banho metálico. A tendência à formação de carbonetos eutéticos diminui com o aumento dos teores desses elementos.

Quando o carbono equivalente sofre acréscimo, o limite de resistência à tração diminui, o mesmo acontecendo com a dureza.

Conforme demonstrado na figura 2-18 por Bishop (1955) *apud* Santos; Branco (1991), a figura abaixo apresenta relação entre o carbono equivalente e o limite de resistência à tração, para ferros fundidos submetidos a mesmas condições de resfriamento.

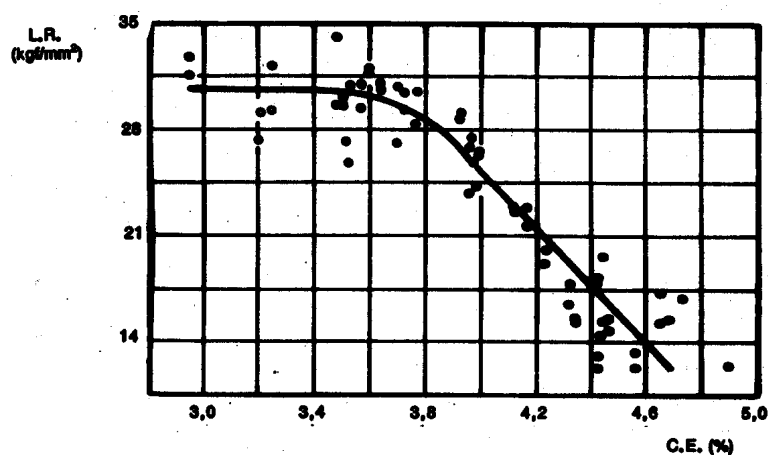


Fig. 2-18 Variação do limite de resistência à tração com o carbono equivalente em ferros fundidos cinzentos. Bishop (1955).

Quando a liga é hipereutética, a resistência dos ferros fundidos cinzentos é muito baixa, devido a grande quantidade de grafita, predominantemente do tipo C, na

estrutura. No entanto, estes materiais apresentam elevada resistência ao choque térmico e amortecimento de vibrações, onde segundo Pieske *et al* (1985) observa-se maior dificuldade para se obter superfícies lisas na usinagem.

Segundo Souza, Branco (1991) o enxofre, quando em baixos teores, 0,04 a 0,12%, favorece a obtenção da grafita tipo A, podendo promover a formação de matriz perlítica. Entretanto, em altos teores, acima de 0,2% aumenta a tendência à formação de ferro fundido branco, diminuindo a resistência à tração quando ocorre a formação de sulfeto de ferro. Evidentemente, quando em presença de carbonetos eutéticos, em virtude de elevados teores de enxofre, a dureza aumenta.

O fósforo é encontrado geralmente, em porcentagens inferiores a 0,2%. Todavia, os teores desse elemento devem ser mantidos abaixo de 0,15%, para evitar a formação de steadita, onde Jeffery (1954) sugeriu que este elemento engrossaria a perlita, diminuindo a resistência mecânica da matriz, no entanto teores de fósforo acima de 0,6%, Riley (1960), são utilizados quando se necessita alta fluidez e onde as propriedades mecânicas não são críticas.

O manganês promove a formação de perlita, aumentando as propriedades mecânicas de resistência, onde se for muito elevado, pode haver formação de carbonetos eutéticos na solidificação. Também apresenta o efeito de neutralização do enxofre, pela formação de sulfeto de manganês ao invés de sulfeto de ferro.

Deve-se lembrar que, a constituição da matriz metálica depende ainda da espessura da peça, da velocidade de extração do calor, do tipo e quantidade da grafita formada.

Quanto aos efeitos dos elementos de liga sobre a composição eutética é comum expressar-se em termos de **carbono equivalente (CE) ou grau de saturação (Sc)**, ambos indicam a proximidade com a composição eutética, aproximadamente 4,3%. De acordo com Pieske *et al* (1985), estes conceitos são de importância tecnológica, pois quando se deseja um ferro fundido de boas propriedades mecânicas é importante trabalhar com composições hipoeutéticas, ou seja, CE menor que 4,3 ou Sc menor que 1, conforme aproximação abaixo:

A expressão mais utilizada para o cálculo do carbono equivalente, segundo Santos; Branco (1991), ainda é a introduzida pelos pesquisadores do Gray Iron Research Institute, conforme equação 2-3.

$$CE = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \quad \text{Equação 2-3}$$

Outra forma de se expressar é através do grau de saturação, conforme equação 2.2.2 que representa a relação entre a porcentagem de carbono total da liga e o teor de carbono do eutético.

$$Sc = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad \text{Equação 2-4}$$

b) Elementos de liga

Adições de elementos de liga, com o Cu, Cr, Mo, Nb, Ti e Sn facilitam a obtenção de ferros fundidos cinzentos de alta qualidade, pois além de permitirem obtenção de altas resistências com carbono equivalente mais elevado favorecem a reprodutibilidade, e tornam estruturas e propriedades menos sensíveis a variação da espessura, porém é possível obter esta característica sem adição destes elementos, mesmo em produções seriadas, por um controle rigoroso da composição e da técnica de processamento.

Os ferros fundidos com alto CE, além de apresentarem menor tendência à formação de carbonetos eutéticos e de grafita de super-resfriamento, tipos D e E, são menos susceptíveis ao surgimento de porosidades, conforme demonstrado por Souza Santos *et al* (1977), quando comparados aos ferros fundidos cinzentos de menor grau de saturação ou menor CE.

Os elementos de liga, usualmente utilizados em ferros fundidos, podem atuar como grafitizantes, como é o caso do silício, alumínio, níquel e do cobre, ou podem promover a formação de carbonetos eutéticos, como o tungstênio, molibdênio, vanádio e cromo.

A ação da maioria desses elementos baseia-se no aumento da quantidade de perlita na estrutura e diminuição do espaçamento interlamelar deste microconstituente (obtenção de perlita mais fina).

c) Efeitos de traços de elementos

Existem elementos, que mesmo em pequenas quantidades afetam a natureza e propriedades dos ferros fundidos cinzentos.

A tabela 2-6 extraída do BCIRA (1981) mostra os efeitos que traços de elementos contidos nos cinzentos. Dependendo das propriedades desejadas, alguns destes elementos podem ser intencionalmente adicionados a liga, por exemplo, estanho e cobre para a promoção de perlita.

Tabela 2-6 Efeitos de alguns elementos contidos em nível de traços nos ferros fundidos cinzentos. BCIRA (1981).

Elemento	Quantidade (%)	Efeitos
Alumínio	<0,03	Promove defeitos tipo <i>pinholes</i> ^e por hidrogênio, principalmente quando é utilizado molde de areia verde em níveis acima de 0,005%. Neutraliza nitrogênio.
Antimônio	<0,02	Perlitizante. Adição de 0,01% reduz eventuais áreas ferríticas.
Arsênico	<0,05	Idem ao antimônio, com adições de 0,05%.
Bismuto	<0,02	Formador de carbonetos e formas indesejadas de grafita reduzindo resistência à tração.
Boro	<0,01	Formador de carbonetos, especialmente em pequenas seções.
Cromo	<0,2	Promove coquilhamento em seções finas.
Cobre	<0,3	Não apresenta efeitos significativos.
Hidrogênio	<0,0004	Produzem <i>pinholes</i> subsuperficiais, fissuras e porosidades através de seções. Promove efeito inverso ao coquilhamento quando existe insuficiência de manganês. Promove grafita grosseira.
Chumbo	<0,005	Produz estrutura de widmanstätten, especialmente na presença do hidrogênio. Pode reduzir a resistência em 50%. Perlitizante.
Molibdênio	<0,05	Perlitizante
Níquel	<0,01	Não apresenta efeitos significativos
Nitrogênio	<0,02	Compacta a grafita e aumenta resistência. Perlitizante. Incrementa o coquilhamento. Pode causar <i>pinholes</i> e fissuras. Pode ser neutralizado com alumínio ou titânio.
Telúrio	<0,003	Não usualmente empregado, mas um forte formador de carbonetos.
Estanho	<0,15	Forte perlitizante.
Titânio	<0,15	Promove grafita por super-resfriamento. Promove <i>pinholes</i> por hidrogênio quando o alumínio está presente. Combina com o nitrogênio, neutralizando seus efeitos.
Tungstênio	<0,05	Perlitizante.
Vanádio	<0,08	Formador de carbonetos. Perlitizante.

^e *Pinholes* são microporosidades de forma cilíndrica.

2.2.4. Propriedades gerais

Existem diversas fontes indicando as características mecânicas e físicas dos ferros fundidos cinzentos. Como fonte principal foi escolhida a norma DIN EN 1561:1997 por se tratar de obra bastante completa e confiável sobre o assunto.

A norma em questão indica as características mecânicas e físicas do ferro fundido sem liga e de baixa liga em corpos de prova fundidos separadamente, com diâmetro na peça fundida bruta de 30 mm, produzidas em moldes de areia.

Em relação ao sistema de designação utilizado, foi utilizado a DIN EN 1560:1997, onde as tabelas a seguir apresentam os símbolos EN (norma europeia) seguido de GJ (ferro fundido), acrescido de L (lamelar) e o número final que indica a resistência à tração mínima em N/mm^2 .

a) Resistência à tração (R_m) e compressão (σ_{db})

A resistência à compressão geralmente é considerada quando a aplicação é estática, como por exemplo, em vasos de pressão, porém sob o ponto de vista de aplicação, a resistência à compressão dos ferros fundidos é uma propriedade mecânica importante.

Nota-se que o alongamento (A) permanece constante para as distintas classes, onde é razoável afirmar que é devido a influência da grafita como fase contínua.

Tab. 2-7 Resistência à tração (R_m) e compressão (σ_{db}) esperada dos ferros fundidos cinzentos, extraído do BCIRA (1977) e Nechtelberger (1973), medidos em corpos de prova padrão.

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
R_m	N/mm^2	150 a 250	200 a 300	250 a 350	300 a 400	350 a 450
$Rp_{0,1}^f$	N/mm^2	68 a 165	130 a 195	165 - 260	195 - 260	228 - 285
A	%	0,3 a 0,8	0,3 a 0,8	0,3 a 0,8	0,3 a 0,8	0,3 a 0,8
σ_{db}	N/mm^2	600	720	840	960	1080

^f $Rp_{0,1}$ Limite de Resistência ao Escoamento, medido a 0,1% de alongamento.

b) Dureza

A princípio a dureza nos cinzentos geralmente é medida com método Brinell ou Rockwell, e é um valor intermediário obtido entre a dureza da grafita e a matriz metálica, pois o volume da impressão gerado por estes métodos é grande o suficiente para atingir quantidade estatisticamente significativa das fases.

Variações no tamanho e distribuição da grafita podem causar grandes diferenças na medida de durezas, conforme ilustrado na tabela 2-8 adaptada do ASM Handbook (1998), onde provavelmente a matriz seja de martensita não revenida.

Tabela 2-8 Influência do tipo e distribuição da grafita na dureza de ferros fundidos endurecidos. ASM Handbook (1998)

Tipo de grafita	Carbono Total (%)	Dureza HRC(a)	Dureza na matriz HRC(b)
A	3,06	45,2	61,5
A	3,53	43,1	61,0
A	4,00	32,0	62,0
D	3,30	54,0	62,5
D	3,60	48,7	60,5

a) Medido em HRC por método convencional
b) Medido com ensaio de dureza superficial e convertido para HRC

A tabela 2-9 mostra valores de dureza realizados em corpos entre 40 a 80 mm de espessura, sendo que os valores de dureza Brinell diminuem com o afinamento (abaixo de 40 mm) dos corpos de prova.

Tab. 2-9 Dureza Brinell dos ferros fundidos cinzentos. DIN EN 1561:1997.

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-155	EN-GJL-195	EN-GJL-215	EN-GJL-235	EN-GJL-265
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
HB 30	-	155 máx.	120 a 195	145 a 215	165 a 235	185 255

c) Resistência ao impacto

Quando se necessita resistência ao impacto, geralmente não é empregado o cinzento, os quais possuem valores significativamente menores em relação aos aços, ou ferros fundidos nodulares ou maleáveis.

Não existe um acordo definitivo sobre o melhor método para determinação desta característica, onde os dois métodos usados com maior sucesso estão contemplados na ASTM A 327.

O comportamento relativo à resistência ao impacto dos ferros fundidos difere dos aços, devido ao efeito entalhe da grafita e do alto teor de silício contido na matriz.

A resistência ao impacto depende do caráter da fratura, podendo se propagar com apreciável deformação plástica e grande absorção de energia, em modo dútil ou com pequena deformação plástica, modo frágil.

Conforme Gray and ductil iron cast (1971), a transição da fratura dútil para frágil pode ser favorecida por um ou mais dos seguintes fatores: efeito entalhe alta velocidade de deformação e baixas temperaturas.

Os ferros fundidos cinzentos, em geral são materiais frágeis, em consequência do efeito entalhe da grafita e da segregação de impurezas em torno da célula eutética. No entanto, algumas ligas de alta resistência mecânica à tração, principalmente ao molibdênio, podem apresentar maior resistência ao impacto, Cast Metals Handbook (1971).

Um exemplo interessante, onde o termo traduzido do alemão é tenacidade à ruptura, é apresentado na tabela 2-10.

Tab. 2-10 Tenacidade à ruptura (K_k) dos ferros fundidos cinzentos. Speidel (1981).

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
K_k	N/mm ^{3/2}	320	400	480	560	650

d) Resistência à fadiga

Conforme mencionado no ASM Handbook (1998) o limite de resistência à fadiga nos ferros fundidos é muito trabalhoso para se identificar, assim o projetista tem dificuldade em obter esta informação de modo apropriado, porém os ferros

fundidos cinzentos quando sujeitos a tensões cíclicas podem sofrer ruptura por fadiga, apresentando, como nos aços, um limite de fadiga nítido.

A resistência à fadiga está relacionada à intensidade da tensão e ao número de ciclos aplicados. Obviamente, regiões da peça que atuam como concentração de tensões, como entalhes e furos, por exemplo, diminuem significativamente essa propriedade. Como grafita tem efeito de entalhe, a sua morfologia exerce grande influência nessa propriedade.

Outro aspecto, também óbvio, mas que deve ser considerado é que a composição química dos ferros fundidos não tem grande efeito diretamente sobre a resistência a fadiga, devendo-se considerar, seu efeito na microestrutura. Conforme ASM Handbook (1998) uma distribuição homogênea de grafita e a ausência de carbonetos em contorno de células eutéticas proporcionam uma elevação do limite de fadiga.

O acréscimo da resistência da matriz aumenta o limite de fadiga, mas também torna maior sua sensibilidade ao efeito entalhe da grafita.

Existem poucos dados disponíveis para resolver problemas de carregamento dinâmico, a figura 2-19, apresentada no ASM Handbook (1998) sugere um fator de segurança P que é determinado pela distância a partir da origem no limite de um ponto de ciclagem, dividido pela distância da origem deste ponto, ou seja, OF/OP .

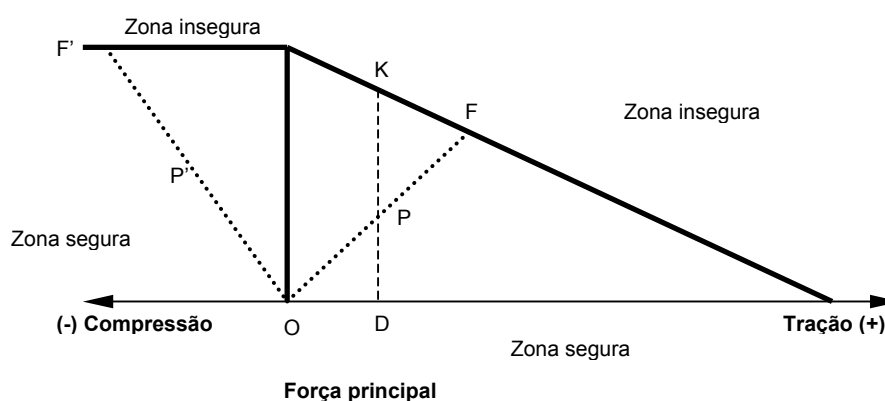


Fig. 2-19 Diagrama mostrando zonas de segurança para ferros fundidos cinzentos submetidos a ciclos de fadiga. ASM Handbook (1998).

Exemplo, o ponto P mostra condições de tensão tratativa; P' mostra tensões compressivas. O fator de segurança é representado pela razão entre OF a OP ou OF' a OP'. Para condições de tensões médias, DK/DP é o fator de segurança.

A tabela 2-11 indica a resistência a fadiga sob flexões reversíveis (σ_{bW}) e tensão-compressão (σ_{zdW}) reversíveis.

Tab. 2-11 Resistência à fadiga dos ferros fundidos cinzentos. Härchen (1963).

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
σ_{bW}	N/mm ²	70	90	120	140	145
σ_{zdW}	N/mm ²	40	50	60	75	85

e) Módulo de elasticidade (E)

Os módulos de elasticidade nos ferros fundidos não obedecem à lei de Hooke, conforme visto na figura 2-20, retirada do ASM Handbook (1998), e varia com a classe de resistência.

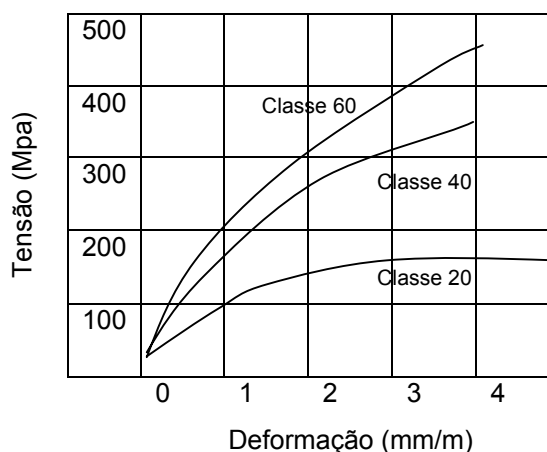


Fig. 2-20 Típicas curvas de tensão-deformação para três classes de ferro fundido cinzento. ASM Handbook (1998).

Abaixo segue tabela 2-12 retirada do ASM Handbook (1998), onde se nota que o módulo de elasticidade nos cinzentos varia consideravelmente em relação à classe de resistência, e depende da quantidade e morfologia da grafita bem como da carga.

Tab.2-12 Módulos de elasticidade típicos, obtidos em corpos de prova padronizados no estado bruto de fundição de ferros fundidos cinzentos. ASM Handbook (1998).

EN-GJL	Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Tração	Torção
150	66 - 97	27 - 39
200	90 - 113	32 - 41
250	110 - 138	44 - 54
300	130 - 157	50 - 55
350	141 - 162	54 - 59

O módulo de elasticidade dos ferros fundidos cinzentos depende efetivamente da quantidade e morfologia da grafita presente. O trabalho de Vieira (1974) mostra que se aumentando a quantidade de grafita através de um acréscimo de carbono equivalente, por exemplo, ocorre a diminuição sensível do módulo de elasticidade.

f) Resistência ao cisalhamento (σ_{aB})

A resistência ao cisalhamento é proporcional de resistência à tração.

Tab. 2-13 Resistência ao cisalhamento (σ_{aB}) dos ferros fundidos cinzentos. BCIRA (1977).

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
σ_{aB}	N/mm ²	170	230	290	345	400

g) Resistência à flexão

A resistência à flexão varia com a resistência à tração e é fortemente afetada pela quantidade e morfologia da grafita presente na microestrutura.

Tab. 2-14 Valores típicos de resistência à flexão dos ferros fundidos cinzentos. BCIRA (1977).

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
σ_{bB}	N/mm ²	250	290	340	390	490

h) Resistência ao desgaste

Devido à importância deste assunto para este trabalho em particular, o tema desgaste possui um capítulo à parte. A resistência ao desgaste depende do sistema de desgaste, ou seja, da condição tribológica atuante, porém em geral, o desgaste de materiais metálicos deve-se a movimentação relativa de superfícies em contato, podendo, ainda, estar associado a outros processos destrutivos, como a corrosão química.

De maneira geral, quanto maior a dureza, maior é a resistência ao desgaste, apesar de não existir uma correlação simples e direta entre estas duas propriedades.

Os ferros fundidos cinzentos que possuem regiões coquilhadas, têm elevada dureza, podendo ser utilizada em aplicações onde se necessite elevada resistência ao desgaste, desde que não se tenha solicitação muito crítica ao impacto, por esta razão, esses materiais, em geral, possuem elementos formadores de carbonetos em sua composição.

Quando os ferros fundidos cinzentos não possuem regiões coquilhadas, Souza Santos (1991) recomenda a utilização de materiais com matrizes de perlita fina, sendo ainda indicado que a grafita seja exclusivamente do tipo A.

Em geral, matrizes martensíticas proporcionam maior resistência ao desgaste que matrizes perlíticas, em decorrência de sua dureza mais elevada. A presença de austenita retida não constitui problema, caso não haja transformação para martensita durante a aplicação.

i) Usinabilidade

Os ferros fundidos cinzentos possuem, de modo geral, boa usinabilidade, pois a presença de grafita na microestrutura proporciona, além de uma autolubrificação, a necessária quebra de cavacos.

Em geral, os critérios para avaliação da usinabilidade estão relacionados aos seguintes fatores:

- a) Vida útil da ferramenta de corte;
- b) Potência necessária a usinagem, e

c) Acabamento superficial e precisão dimensional

Apesar do importante papel desempenhado pela morfologia da grafita em relação a usinabilidade, a vida útil das ferramentas depende também da matriz metálica. Assim matrizes ferríticas obtidas, tanto no estado bruto de fusão, quanto após tratamento térmico de recozimento, possibilitam usinagem fácil, devido a sua dureza relativamente baixa, e da presença de silício.

Quando a matriz é perlítica, a velocidade de corte torna-se menor, correspondendo as menores velocidades, as estruturas de menor espaçamento interlamelar, perlita mais fina.

A morfologia da grafita tem influência principalmente através de seu efeito no acabamento superficial das peças. Assim, quanto maiores e mais espessos os veios de grafita, pior é o acabamento superficial. Isto acarreta alterações das condições de usinagem, sendo necessário modificar a velocidade, ângulo e profundidade de corte.

j) Propriedades físicas

A **densidade** (ρ) depende da temperatura e composição, e de um modo geral quanto maior a quantidade de grafita menor a densidade.

Condutividade térmica (λ) é influenciada pela quantidade, forma e distribuição da grafita que atua como dissipadora de calor, devido a sua alta condutividade térmica.

Resistividade elétrica (ρ), ou resistência específica, é função da estrutura da grafita, constituintes e composição da matriz e temperatura.

Expansão térmica ou coeficiente de dilatação térmica longitudinal (α), a princípio depende da estrutura da matriz da liga, onde matrizes martensítica e ferrítica apresentam coeficientes de expansão linear maiores que matrizes perlíticas.

A tabela 2-15 indica características físicas, que também foram realizadas em corpos de prova padronizados, nas mesmas condições em que foram verificadas as propriedades mecânicas, onde os o significado dos símbolos foram descritos anteriormente.

Tab. 2-15 Características físicas dos ferros fundidos cinzentos, obtidos em corpos de prova fundidos separadamente com diâmetro na peça fundida bruta de 30 mm. Fonte Angus (1976) e Dietrich (1962).

Símbolo	Unidade SI	Designação do material				
		EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
		Estrutura básica				
		Ferrítica/ Perlítica	Perlítica			
ρ	g/cm ³	7,10	7,15	7,20	7,25	7,30
λ	a 100°C	52,5	50,0	48,5	47,5	45,5
	200°C	51,0	49,0	47,5	46,0	44,5
	300°C	50,0	48,0	46,5	45,0	43,5
	400°C	49,0	47,0	45,0	44,0	42,0
	500°C	48,5	46,0	44,5	43,0	41,5
α	-100 a 20°C	10,0				
	20 e 200°C	11,7				
	20 e 400°C	13,0				
ρ	Ω .mm ² /m	0,80	0,77	0,73	0,70	0,67

Amortecimento de vibrações, freqüentemente, a capacidade de amortecimento de vibrações dos ferros fundidos é considerada uma propriedade importante.

Esta propriedade depende, principalmente, da forma e da quantidade de grafita. Os cinzentos apresentam capacidade de amortecimento de vibrações muito mais elevada que a dos aços e a dos ferros fundidos nodulares. Dados do Gray and Ductile Iron Castings Handbook (1971), indicam para cinzentos de estrutura grosseira, uma capacidade de amortecimento de vibrações cerca de cinco vezes maior que a dos cinzentos de grafita fina, 20 a 25 vezes maior que a dos nodulares, sendo 25 a 100 vezes mais elevada que a dos aços ao carbono fundidos.

A tabela 2-16 extraída ASM Handbook (1998), compara a relativa capacidade de amortecimento com outros materiais de construção estrutural.

Tab.2-16 Capacidade de amortecimento relativo de algumas ligas estruturais. ASM Handbook (1998).

Material	Capacidade de amortecimento relativo
Ferro cinzento, grafita grossa	100 - 500
Ferro cinzento, grafita fina	20 - 100
Aço doce	8 - 15
Ferro puro	5
Aço eutetóide	4
Ferro branco	2 - 4
Alumínio	0,4

Magnetismo, segundo Souza, Santos (1991) as propriedades magnéticas variam consideravelmente, desde classes com baixa permeabilidade e alta força coesiva (aplicável em ímãs permanentes) até cinzentos com alta permeabilidade, baixa força coesiva e baixa perdas por histerese (aplicável para equipamentos elétricos)

O tipo de grafita em veios encontrada nos cinzentos não afeta a perda por histerese, mas previne que altas induções magnéticas causem desmagnetização.

2.3. Objetivos

Determinação dos tipos de mecanismos de desgaste, presentes em uma condição simulada de frenagem em laboratório, em disco de freio automotivo ventilado para carros e passeio.

O estudo será realizado através de corpos de provas retirados destas peças, após testes de bancada.

A condição específica simulada de frenagem, para cada corpo de prova (pares de desgaste), será realizada através dos parâmetros iniciais fixos de velocidade, momento de inércia e temperatura e parâmetros variáveis de força ou pressão com que a pastilha atua contra o disco.

As temperaturas iniciais de cada acionamento de frenagem serão próximas à temperatura ambiente, assim a correlação com condições reais fica restrita a carregamentos térmicos não acumulativos.

Como suporte para determinação dos tipos de mecanismos de desgaste, será realizado atividades e ensaios que resultarão, principalmente, em caracterização da superfície e subsuperfície do disco de freio, proveniente do tribocontato com o material de atrito da respectiva pastilha, através de:

- 1) Desenvolvimento de metodologia para ensaio de desgaste;
- 2) Análise microestrutural, utilizando técnicas de metalografia ótica;
- 3) Análise tribográfica, com microscopia eletrônica de varredura;
- 4) Determinação do estado de tensões residuais, com difratometria;
- 5) Verificação dos picos de temperatura, através de infravermelho e termopar;
- 6) Caracterização do relevo da superfície, com rugosímetro;
- 7) Verificação da taxa de desgaste, por gravimetria;
- 8) Cálculo do coeficiente de atrito médio.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Materiais

As peças principais, que são os discos de freio e as pastilhas, foram doadas por empresas de autopeças tradicionais no mercado brasileiro, e fabricadas sob lotes controlados, para obter um material mais homogêneo possível em âmbito de processamento industrial.

Os discos de freio foram fundidos pela Fundação Tupy Ltda., e posteriormente usinados pela Brembo do Brasil Ltda. As pastilhas de freio foram fabricadas pela Fras-le S.A.

Os discos de freio foram produzidos conforme projeto VW do Brasil, sob nº. de peça 6QE 615 301 A, e são do tipo ventilados com aletas radiais angulares, porém o material originalmente especificado foi modificado em relação à prescrição original, sendo designados como EN-GJ-L-250, conforme norma alemã DIN EN 1560:1997.

O processo de fundição e a composição química foram elaborados de modo a resultar em uma qualidade de ferro fundido que representasse um material comum em discos de freio, porém com teor de elementos de liga mínimos, ou seja, uma liga mais básica possível, em âmbito de composição química. Assim estudos futuros podem verificar a influência de eventual adição de elementos de liga, utilizando o mesmo método desenvolvido neste estudo, como base.

As pastilhas de freio também foram produzidas de acordo com projeto VW de modo compatível com a dimensão dos discos de freio e o calíper de acoplamento modelo VW FSII, e apresentam composição química normal de linha do fabricante, identificado conforme especificação com código Fras-le PD/954, apenas retirando a placa anti-ruído, a qual não interfere no desempenho de atrito.

3.1. Métodos

3.2.1. Caracterização do material dos discos de freio

A **Resistência a Tração** foi determinada segundo a norma DIN EN 10 002-1:1990 + AC1: 1990, para ensaio de tração em materiais metálicos a temperatura ambiente, através de leitura de resultados diretamente na máquina, a partir de 8 corpos de prova usinados com dimensionais tipo C-6, conforme DIN 50 125:1991, retirados dos discos no estado bruto, anterior à operação de usinagem.

O equipamento utilizado foi uma máquina universal para ensaios de tração, de fabricação Zwick, modelo BX144662-003, através de célula de carga calibrada conforme a classe 1 da EN 10 002-2:1997, de capacidade 10kN, apresentando erros admissíveis dentro das tolerâncias.

A velocidade de aumento de tensão ficou situada entre 8 a 10 N/mm².s⁻¹, em temperatura de 20 a 22 °C, atendendo a determinação da referida norma.

A **Dureza** foi determinada segundo a norma DIN EN ISO 6506-1:1999, para ensaio de dureza em materiais metálicos, através de leitura de resultados diretamente na máquina, a partir de 8 corpos de prova retirados das peças já usinadas, em sua seção radial, atingindo a espessura mínima exigida na referida norma.

O equipamento utilizado foi uma máquina universal para ensaios de dureza, de fabricação Emco, modelo M4U 075, calibrado conforme norma para calibração de durômetros DIN EN ISO 6506-2:2000, através de bloco de referência MPA calibrado conforme DIN EN ISO 6506:1995, para verificação indireta de durômetros Brinell apresentando erros admissíveis dentro das tolerâncias.

A força de ensaio F em kg foi escolhida de modo que o diâmetro da impressão situou-se entre 0,24 D e 0,6 D, com o maior diâmetro (D) de esfera possível, e grau de solitação ($0,102 F/D^2 = 30$), em temperatura de 20 a 22 °C, conforme recomendação e determinação da referida norma.

A **Análise Microestrutural** foi realizada através de análise metalográfica por microscopia ótica, em 3 corpos de prova retirados de cada disco, conforme técnicas

de embutimento em resina termofixa, lixamento automático em placas magnéticas impregnadas com diamante com granulometria de 120 a 9 μm , com cargas de 40 N, seguido de polimento em panos de algodão e veludo, com cargas de 30 N e tempo de 2 min, seguido de polimento fino, com sílica coloidal de 1/5 μm , para observação da grafita. O ataque químico com ácido nítrico diluído em álcool 2,5%, para observação da matriz metálica.

O equipamento utilizado foi microscópio ótico Olympus modelo BX 60M. A caracterização da morfologia da grafita (forma, tipo e tamanho) foi segundo a norma DIN EN ISO 945:1994 para determinação da microestrutura da grafite em ferro fundido, com ampliação de 100 vezes, conforme determinado pela norma e seguindo as figuras de referência na citada norma.

A **Composição Química** do C e S foi determinada através de absorção por infravermelho sob queima, calibrado por cavacos retirados de amostras padrão, e o restante dos elementos por espectrometria de emissão ótica, através de curvas de comparação com blocos padrão.

Os equipamentos utilizados foram analisador de carbono e enxofre do fabricante Leco, modelo CS-300 em 10 gramas de cavaco retirados dos discos de freio e espectrofotômetro de fabricação Espectroma Analytik, modelo GDA 750, em pastilha com 8 mm de diâmetro útil.

3.2.2. Caracterização do material de atrito das pastilhas de freio

A **Composição Química** foi determinada, através da técnica de análise por fluorescência de raios-x sob rotina semiquantitativa, realizado em 10 gramas da mistura, antes de ser prensada na forma de pastilha, com material preparado na forma de pó solto em cubeta com *mylar*^g.

O equipamento utilizado foi um espectrômetro de fabricação Philips, modelo PX 2400, o qual se estima erro de 10% devido ao método utilizado, este nível de erro é comum e admissível para o composto em questão.

^g Polímero utilizado como recipiente para amostras. Os raios-X atravessam este material antes e depois de atingir a amostra.

As **Propriedades Básicas** foram determinadas através de parceria tecnológica com o fabricante, que são:

- Dureza Gogan, conforme SAE J379;
- Densidade, SAE J380;
- Porosidade, estimativa teórica;
- Compressibilidade a quente, ISO 6310 e
- Resistência à tração, ASTM D638.

3.2.3. Caracterização do relevo da superfície de contato dos discos de freio

O **Relevo da Superfície** foi determinado segundo as normas EN ISO 13565-1:1998 e EN ISO 1365-2:1998, para Caracterização da Superfície através do Método de Perfil, com de leitura de resultados diretamente na máquina, a partir da média de 4 trechos radiais da mesma face (lado externo) em cada disco de freio, localizados no centro das pistas de contato dos discos de freio, equidistantes em relação aos quatro quadrantes do perímetro circunferencial, realizado após o amaciamento inicial descrito no projeto experimental deste trabalho, e também após simulação de frenagem.

A escolha do comprimento de amostragem, ou *cut off*, ($\lambda c = 0,8 \text{ mm}$) e o trecho de medição unitário ($ln = 4 \text{ mm}$), foram determinadas de acordo com o recomendado nas normas acima citadas.

O equipamento utilizado foi um rugosímetro, de fabricação Homelwerk, modelo T2000, calibrado antes do uso através de blocos padrão de cristal, com parâmetros de rugosidades conhecidos.

Este método foi escolhido, pois pertence ao âmbito das Especificações Geométricas de Produtos (GPS), utilizada mundialmente, e está contido na matriz do GPS como elo que influencia a cadeia de normas para a determinação do perfil de rugosidade, indicada para evitar distorções indesejadas causados por eventuais descontinuidades superficiais relativamente profundas, pois a norma contém métodos para reduzir substancialmente estas distorções, através de técnicas de filtragem.

O seguinte conjunto de grandezas características é utilizado para elaborar a representação linear da curva de parcela de material ou curva de fração de contato

(curva Abbott), que descrevem o aumento da parcela de material das superfícies com profundidade crescente do perfil de rugosidade.

Definições e determinações das grandezas características:

Os métodos para realização da determinação das grandezas características abaixo relacionadas estão descritos na EN ISO 13565-2:1998, e são baseados na transformação das áreas hachuradas das extremidades dos picos e vales, conforme ilustrado na figura 3-1 e 3-2.

Perfil do núcleo da rugosidade: perfil de rugosidade excluído os maiores picos e os vales mais profundos, determinados através da modificação do perfil original, por um filtro corretor de fase conforme ISO 11562 e ISO 3774:1996.

Profundidade de rugosidade do núcleo (R_k): profundidade do perfil do núcleo da rugosidade.

Parcela de material ($Mr1$ e $Mr2$): parcela de material em porcentagem, determinada pela linha de corte, que separa os picos salientes e os vales profundos respectivamente, do perfil do núcleo da rugosidade.

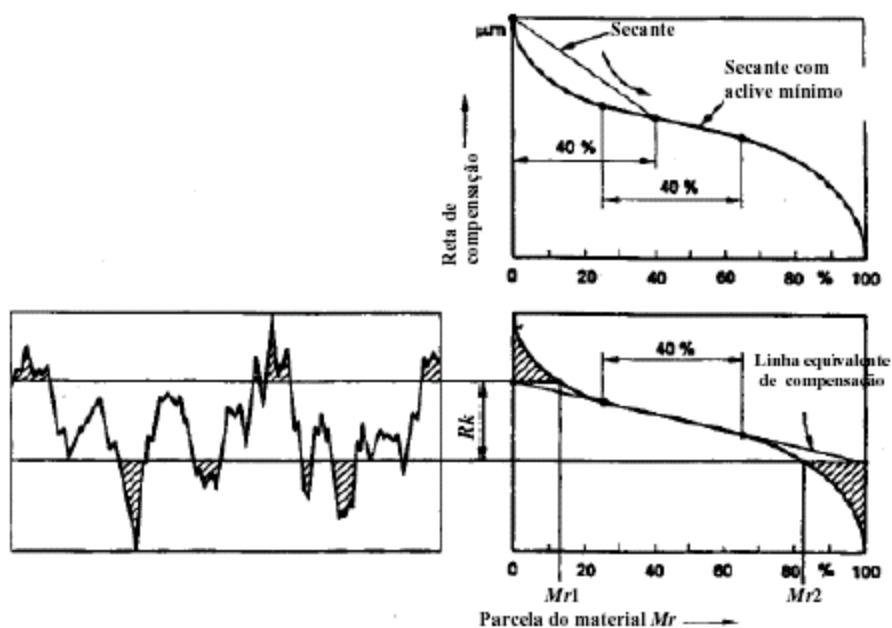


Fig. 3-1 Perfil da rugosidade filtrado e cálculo do R_k , $Mr1$ e $Mr2$.

A reta de compensação é calculada para a região central da curva da parcela de material, que inclui 40% de todos os pontos do perfil medidos. Esta região “central” é localizada onde a secante da curva de parcela de material apresenta menor aclave.

Altura de pico reduzida (Rpk): altura média dos picos salientes acima do perfil do núcleo da rugosidade, excluídos eventuais picos exagerados, calculada como triângulo retângulo representado na figura 3-2.

Profundidade de vale reduzido (Rvk): profundidade média dos vales do perfil do núcleo da rugosidade, excluídos vales exageradamente profundos.

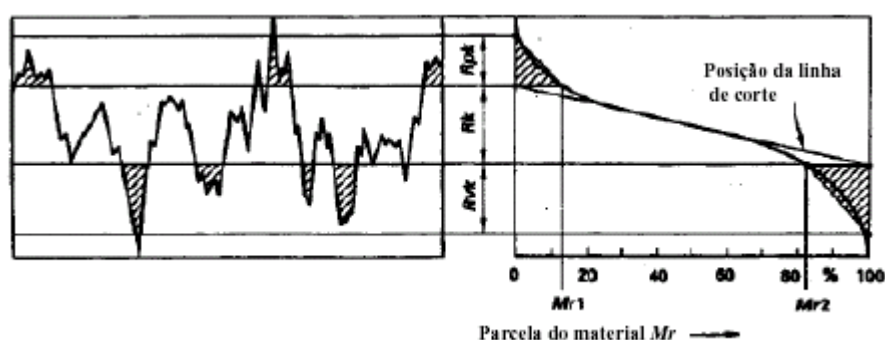


Fig. 3-2 Perfil da rugosidade filtrado e cálculo do Rpk e Rvk .

As grandezas características Rpk e Rvk são calculadas como alturas de triângulos retângulos com a mesma área que a “superfície de pico e de vale”.

3.2.4. Determinação da taxa de desgaste dos discos e pastilhas

Foram calculadas as taxas de desgaste volumétrico e de massa, através da razão entre as medidas encontradas de massa e volume, com a distância percorrida sob contato entre os pares de desgaste, onde a determinação da massa foi realizada através das peças inteiras com balança analítica, com resolução de 0,01 gramas, com três repetições, calibrado na faixa de utilização com incertezas dentro das normas correlatas de calibração. A determinação do volume foi realizada através da razão entre a massa e a densidade do material.

3.2.5. Medidas das temperaturas

A temperatura na superfície foi determinada através de técnica por infravermelho com leitura direta no termovisor, captada em uma área de aproximadamente 3 mm^2 , sob uma superfície com emissividade corrigida através de técnica com aplicação de cera, conforme exemplificado na figura 3-5. Este problema de correção de emissividade foi anteriormente verificado por Eisengräber *et al* (1999).

A temperatura no núcleo será determinada através de leitura direta no monitor do termo elemento, conforme mostrado na figura 3-4.

O resultado final será a média de 10 leituras escolhidas aleatoriamente no decorrer dos ciclos de frenagem.

3.2.6. Medidas de tensões internas

O procedimento para determinação destas tensões por difração de raios x, segue normas internas da empresa Volkswagen do Brasil, conforme PV 1005 de 1998.

As tensões internas residuais foram medidas diretamente nas superfícies dos através corpos, em uma área de abrangência do colimador de aproximadamente 3 mm^2 , com ângulo de incidência de 45° em relação ao eixo da peça e sem a necessidade de corte para preparação de corpos de prova, porém com eletropolimento para desbaste e posterior leitura da profundidade e tensão, através de média de 80 leituras em cada região escolhida.

O teste foi realizado em uma difratômetro de raios X, fabricado pela Seifert, modelo XRD3000, com radiação $\text{Cr K}\alpha$ no tubo de raios-X com alvo de Cr e filtro de Vanádio $\text{K}\beta$ e calibração através de ferro α .

3.2.7. Cálculo do coeficiente de atrito

Os coeficientes de atrito médio (μ) foram calculados através da equação 3-1, conforme norma interna VW 109/1-BR:1977, ao invés da equação 3-2 extraída da

mesma norma reeditada em 2002, pois não foi possível realizar a instrumentação para determinação do torque de frenagem, devido a indisponibilidade de equipamento. Estas equações são normalmente utilizadas pela indústria, para ensaios de frenagem em discos de freio.

A equação 3-1 é baseada na relação entre o coeficiente de atrito e a desaceleração que disco e freio sofre, quando submetido à pressão de frenagem. A validação dos resultados, utilizando esta equação nesta faixa de trabalho, é baseada nos pequenos desvios encontrados em diversos ensaios interlaboratoriais, ao longo de 30 anos de verificações para o controle da qualidade, realizados com fabricantes de pastilhas que utilizaram transdutores de torque aplicados na equação 3-2.

$$\bar{\mu} = \frac{F_{\tan\ gencial} \cdot r_{din}}{F_{normal} \cdot d_a} = \frac{m \cdot a \cdot r_{din}}{p_h \cdot A_{rz} \cdot d_a} = \frac{m \cdot \frac{v^2}{2 \cdot s} \cdot r_{din}}{p_h \cdot A_{rz} \cdot d_a} = \frac{m \cdot \frac{1}{2} \cdot \frac{(2 \cdot \pi \cdot r_{din} \cdot \frac{n}{60})^2}{2 \cdot \pi \cdot r_{din} \cdot Z} \cdot r_{din}}{p_h \cdot A_{rz} \cdot d_a} \therefore$$

$$\bar{\mu} = \frac{\pi \cdot I \cdot n^2}{60^2 \cdot Z \cdot p_h \cdot A_{rz} \cdot d_a} \quad \text{Equação 3-1}$$

$$\bar{\mu} = \frac{M_b}{A_{rz} \cdot p_h \cdot d_a} = \frac{\{F_{\tan\ gencial}\}}{\{F_{normal}\}} \quad \text{Equação 3-2}$$

Sendo,

M_b = Torque de frenagem médio durante o contato (N.m)

A_{rz} = Área de superfície do pistão do cilindro do caliper (m²)

p_h = Pressão de frenagem média durante o contato, com rendimento de 0,95%(MPa)

d_m = Diâmetro de atrito efetivo do disco de freio (m)

r_{din} = Raio dinâmico, considerando a "roda"

n = número de rotações da "roda" (1/rpm)

$I = m \cdot r_{din}^2$ = Momento de inércia da massa girante (kg.m²)

Z = Número de rotações até o estacionamento

O coeficiente de atrito médio, também será calculado através do coeficiente angular, para cada trecho considerado linear, do gráfico gerado entre os componentes de forças tangenciais e normais, conforme numerador e denominador da equação 3-1.

3.2.8. Projeto Experimental

3.2.8.1. Equipamento:

O equipamento utilizado é um simulador de frenagem automotiva, constituído de um dinamômetro de massas inerciais variáveis, que produz momentos de inércia entre 4,6 a 81 kg.m², mostrado na figura 3-3, equivalendo à faixa da quantidade de movimento possível de ser gerado em todos os veículos de passeio nacionais com ou sem carga, realizando frenagens bruscas ou gradativas em temperatura ambiente e condições climáticas secas, sob ar forçado com velocidade entre 12 a 14 m/s.



Fig. 3-3 Dinamômetro de massas inerciais variáveis.
Localizado no laboratório de durabilidade da VW do Brasil.

A excentricidade do eixo de rotação é controlada para evitar interferência nos resultados, e admite-se deslocamento máximo variando entre 0,05 a 0,08 mm, pois excentricidade gera desgaste irregular. Estes parâmetros são razoavelmente mais rígidos do que normalmente encontrado em veículos novos.

O acionamento do freio é semelhante ao encontrado em automóveis convencionais, ou seja, cáliper com acionamento servo hidráulico por meio de fluido de freio DOT 4 (Vide item 2.1.5), em pastilhas flutuantes.

A aquisição de dados deste equipamento é realizada, no caso de medida de pressão, por transdutores de pressão, tipo HBM, de até 20 MPa para medir a pressão

no calíper, calibrados de modo fornecer erros abaixo de 1%. O cálculo da força normal aplicada foi realizado multiplicando estes valores pela área de atuação do pistão hidráulico.

A temperatura através de termopares do tipo K (vide figura 3-4), com precisão de leitura do instrumento indicador de $\pm 2^{\circ}\text{C}$ para medir a temperatura no interior dos discos de freio, conforme mostrado na figura 3.2.2 e termo visor por infravermelho para medições na superfície de contato, modelo THERMOVIEW Ti30 com resolução de $0,1^{\circ}\text{C}$ e precisão de $\pm 0,2\%$, conforme ilustrado na figura 3.3.5, onde será necessária aplicação de cera (material conforme ASTM D-4236), com alta emissividade para garantir a exata medição de temperatura, o qual será imediatamente removido após a leitura.

Contagem de rotações por minuto com precisão de 1/10 de volta, e velocidade estimada do veículo em km/h, calculado através do seu respectivo raio dinâmico, que varia dependendo da dimensão de rodas e pneus dos automóveis eventualmente acoplados.

3.2.8.2. Corpos de prova:

Visto que o objetivo é verificar o desgaste com simulação o mais próximo possível da realidade, os corpos de prova são os próprios pares de atrito, que são os discos de freio e as pastilhas, instrumentados através de um termo elemento inserido no núcleo pista de rodagem do disco, conforme indicado na figura 3-4.



Fig. 3-4 Corpos de prova, instrumentado com termoelemento, após amaciamento inicial. À direita, seção transversal da amostra, onde a seta indica o ponto exato de leitura da temperatura.

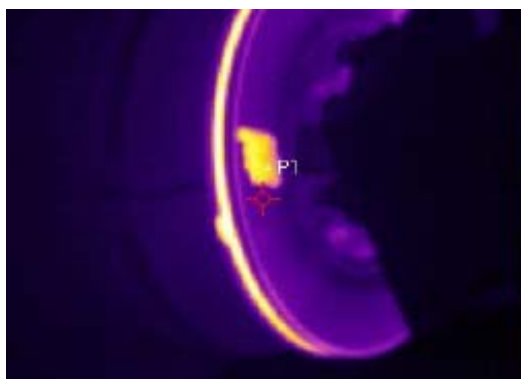


Fig. 3-5 Imagem captada por infravermelho do disco de freio após teste de frenagem.

Nota-se aplicação de cera para corrigir a emissividade da superfície.

3.2.8.3. Parâmetros de ensaio:

O conjunto disco/pastilha foi submetido a um amaciamento ou *run-in*, simulando um veículo de passeio médio, em frenagem, para evitar problemas de acoplamento ou desalinhamento lateral, os quais poderiam mascarar os resultados, conforme explicado no item 2.1.5.2, retirando marcas de usinagem dos discos e removendo a camada mais superficial e heterogênea do material de atrito das pastilhas.

O amaciamento é finalizado, quando os números de revoluções ficaram estáveis após cada ciclo de frenagem, onde a experiência prática mostra que isto ocorre após duas centenas de acionamentos, até que a área de atrito das pastilhas resulte em um contato aparente maior que 90% da área útil.

Os ensaios seguiram os seguintes parâmetros: momento de inércia 45 kg.m², velocidade inicial estimada do veículo de 100 km/h, para um raio dinâmico simulado de 281 mm e raio médio e atrito de 90 mm, sob pressão variando na faixa entre 1 à 10 Mpa, aplicado no pistão do caliper em uma área de 18,1 cm², até a parada total. Este pico supera as pressões máximas geralmente atingidas em carros de passeio. O reacionamento ocorrerá quando a temperatura na região indicada na figura 3-4 abaixar para 50°C, sendo que a temperatura na superfície já estará próxima ao ambiente devido ao fluxo de ar forçado.

Ao término deste amaciamento, as massas “iniciais” dos discos e respectivas pastilhas foram medidas e o ensaio continuado até o ponto de 3 000 revoluções em

atrito, sob a carga ou pressão constante aplicada. Como as frenagens com maior carga realizaram menor número de revoluções até a parada, foi necessária maior quantidade de acionamentos para atingir o mesmo número de revoluções em atrito.

3.2.7.4. Medições e análises:

Foram caracterizados os seguintes materiais:

Discos de freio

Pastilhas

Foram medidas:

As massas iniciais (após amaciamento) e finais dos discos e pastilhas.

O pico de temperatura do núcleo e superfície do disco.

O relevo da superfície do centro das pistas de contato dos discos de freio.

As tensões residuais das pistas de contato os discos.

Foram analisadas:

As camadas superficiais dos discos resultante do tribocontato.

A superfície de desgaste (tribografia).

Foi calculado:

O coeficiente de atrito médio.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização do material dos discos de freio

4.1.1. Composição Química

A composição química encontrada, conforme tabela 4-1, é típica de ferro fundido cinzento e está alinhada com a condição esperada, conforme citado no item 3.1.1., ou seja, uma liga “básica” com o mínimo de elementos de liga.

Tabela 4-1 Composição química dos discos de freio ensaiados.

ENSAIO	ELEMENTO	ENCONTRADO
Determinação da Composição química em massa (%)	C	3,36
	S	0,10
	Si	2,11
	Mn	0,53
	P	0,049
	Cu	0,30
	Cr	0,062
	Mo	0,014
	Ni	0,022
	CE*	4,08

O teor de carbono contido na peça pode ser classificado como nível médio, em âmbito de teores tipicamente encontrados em discos de freio, conforme tabela 2-3, portanto esta condição não é a ideal para aplicações em frenagens mais rigorosas ou em veículos esportivos, devido a sua relativamente baixa resistência à fadiga térmica, pois a melhoria desta propriedade, a princípio está diretamente relacionada com a maior presença de carbono livre ou grafita em modo ramificado ou contínuo no material, conforme demonstrado por Nechtelberger (1975) *apud* Jimbo *et al* (1990), pode ser visualizado na figura 2-8.

O carbono equivalente CE*, calculado através da equação 2-3, indica que a liga é levemente hipoeutética, e com microestrutura predominante prevista conforme diagrama de equilíbrio binário Fe-C.

4.1.2. Propriedades Mecânicas

A resistência à tração encontrada e reportada na tabela 4-2, enquadra o material como DIN EN 1560 EN-GJ-250, conforme tabela 2-7 e são valores tipicamente encontrados em materiais com este tipo de aplicação, conforme análises realizadas pessoalmente e rotineiramente nos laboratórios da Qualidade Assegurada na VW do Brasil.

Tabela 4-2 Propriedades mecânicas dos discos de freio ensaiados.

ENSAIO	ENCONTRADO	
Dureza HB5/750	Superfície	215 - 234
	Núcleo	200 - 220
Resistência à tração (MPa)	Pista	289 - 300
	Cubo	226 - 238

A variação entre os valores encontrados de resistência a tração na pista e cubo é natural e possivelmente foi devido à condição de resfriamento e solidificação, pois a pista apresenta menor quantidade de massa, gerando maior resfriamento, e se solidificando mais rápido que o cubo, tornando a grafita mais fina, diminuindo o efeito entalhe desta fase nesta região, aumentando assim, sua resistência a tração, conforme afirmado por Pohl (1974) *apud* Santos; Branco (1991).

4.1.3. Análise Microestrutural

As fases encontradas no material, conforme tabela 4-3, são típicas para o produto em questão, e estão coerentes com as propriedades mecânicas encontradas no item 4.1.2.

Não foram encontradas diferenças significativas em níveis microscópicos entre núcleo e superfície da pista de rodagem (local do estudo do desgaste), pois a superfície do material em contato com o molde foi removida durante a usinagem da peça, sendo considerada como sobremetal. Este procedimento de cálculo dimensional do molde, com material extra, é necessário para evitar heterogeneidades microestruturais bem como contaminações.

Tabela 4-3 Características microestruturais dos discos de freio ensaiados.

ENSAIO	ENCONTRADO	
Metalografia Ótica	Matriz	Perlita lamelar
	Morfologia da grafita	97% I A $\frac{4}{5}$ + 2 % I C $\frac{4}{5}$ + 1% grafita com forma não definida

As imagens contidas nas figuras 4-1 e 4-2 mostram estruturas típicas e representativas do material analisado, onde através de resultados obtidos por analisador de imagem computadorizado, as áreas de grafita contidas nestas amostras foram de 11 a 13% em relação à superfície total.

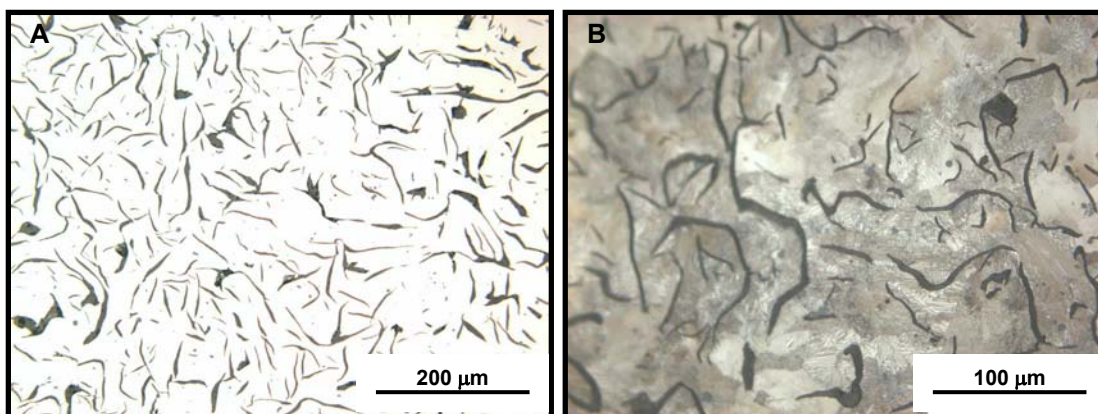


Fig. 4-1 Microestrutura típica do disco de freio, no núcleo da pista de contato.

(A-sem ataque, B-com ataque de nital 2,5%)

Nota-se a morfologia e distribuição da grafita com matriz perlítica.

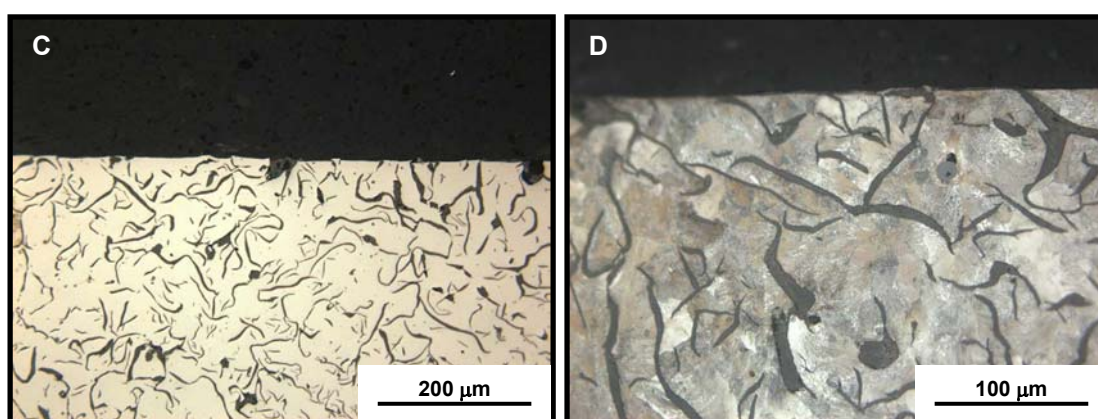


Fig. 4-2 Microestrutura típica da superfície do disco de freio, na região de contato.

(C-sem ataque, D-com ataque de nital 2,5%)

Nota-se que não existe alterações significativas em relação ao núcleo.

4.2. Caracterização do material de atrito das pastilhas de freio

4.2.1. Composição Química

A composição química encontrada, conforme tabela 4-4, segundo o fabricante, é típica para pastilhas de freio, porém comentários a respeito da estequiometria dos elementos e respectivas substâncias são difíceis de serem formulados, pois, normalmente, este tipo de produto é considerado com sigilo industrial.

Tabela 4-4 Composição química das pastilhas de freio ensaiadas.

Elemento	(%) em massa
LOI *	20,68
Ba	18,5
Al	16,3
Fe	12,8
Cu	9,2
Si	6,2
S	6,1
Ca	3,7
Sb	3,5
Zn	1,3
Mg	1,2

* O valor de LOI (perda ao fogo) representa a quantidade do conteúdo orgânico obtido através da calcinação do material em estufa, a 800°C em ar.

Assim, o motivo desta determinação é o auxílio durante a verificação dos elementos eventualmente contidos na camada de transferência para a superfície dos discos de freio.

4.2.2. Propriedades Básicas

As propriedades consideradas básicas estão reportadas na tabela 4-5, onde se nota a significativa diferença entre a resistência a tração em relação ao disco de freio, sendo aproximadamente 50 vezes menor.

Tab. 4-5 Propriedades básicas encontradas na pastilha

Propriedade	Unidade	Encontrado
Dureza Gogan	GC	54
Densidade	g/cm ³	2,48
Porosidade	%	18
Compressibilidade a quente	μm	286
Resistência a Tração	MPa	5,1

4.2.3. Análise Microestrutural

A figura 4-3 apresenta a imagem da superfície da pastilha de freio no estado de entrega, na região de contato, onde nota-se o aglomerado de diversos produtos utilizados em sua fabricação.

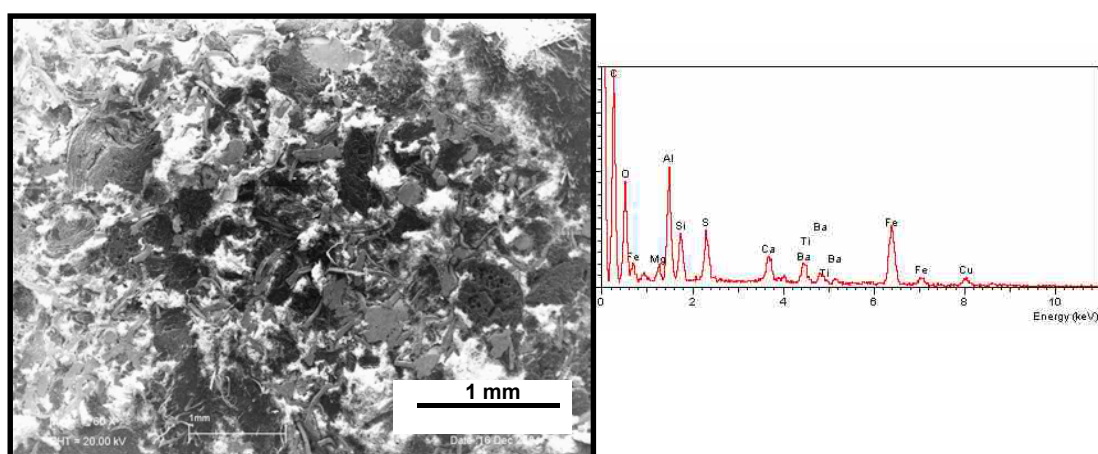


Fig. 4-3 Microestrutura da pastilha de freio, no estado de entrega, na região de contato, obtidas por MEV.

A distribuição dos produtos contidos na pastilha é aleatória e heterogênea, gerando uma estrutura complexa devido à característica da matéria prima utilizada, onde o espectro confirma a presença dos elementos verificados na tabela 4-4.

4.3. Medidas de temperatura

A figura 4-4 mostra as medidas de temperatura realizadas no núcleo e na superfície dos discos, imediatamente após o estacionamento, medidas nas regiões indicadas conforme as figuras 3-4 e 3-5, com média de desvio padrão para cada carga aplicada de 1 e 0,5 %, respectivamente.

Com o aumento da força normal, o pico da temperatura na superfície do disco também aumenta progressivamente, devido ao efeito do atrito, conforme explicado no item 2.1.1. Este comportamento é intuitivamente esperado, mesmo considerando que no ciclo com forças normais maiores, as frenagens apresentaram menor tempo de percurso sob contato até o estacionamento do sistema, conforme medido no item 4-9.

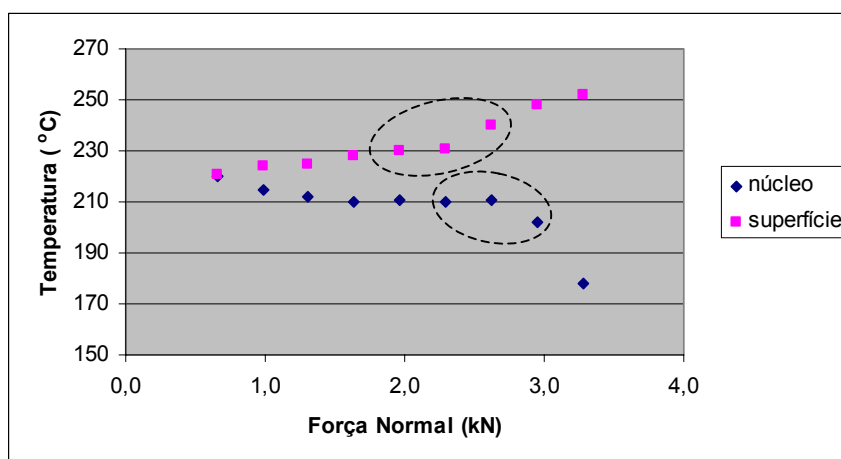


Fig. 4-4 Influência da força normal nas temperaturas das superfícies e do núcleo dos discos de freio.

Por outro lado, ocorre efeito inverso no núcleo do disco. Com o aumento da força normal, a temperatura interna do disco, medida com defasagem retardada de 2 a 3 segundos em relação ao instante medido na superfície, é progressivamente menor. Esta defasagem foi resultado da inércia do fluxo de calor gerado na superfície com direção ao núcleo.

Este comportamento aparentemente estranho de temperaturas mais baixas ao final do ciclo de frenagem, com maiores forças, pode ser facilmente compreendido, pois com o menor tempo de contato e de percurso sob atrito, necessários para o estacionamento no caso das maiores forças normais, o fluxo de calor ou o carregamento térmico acumulativo na seção transversal do disco, em função do tempo também é menor devido à rápida dissipação do calor em todas as direções

através do material, não promovendo o encharcamento homogêneo do disco, resultando em gradiente térmico.

Além desta característica, a evolução da temperatura indica uma progressão não linear, principalmente em relação às medidas no núcleo. Este comportamento pode ser explicado pela diminuição da condutividade térmica do material com o aumento da temperatura do material, de acordo com a tabela 2-15, além do fato explicado no parágrafo anterior. O desvio demarcado pela linha pontilhada na figura 4-4, possivelmente foi gerado por alterações da interação ou regime de desgaste entre superfícies em contato, verificado nos próximos itens.

A figura 4-5 mostra a alteração de coloração da superfície devido ao aumento da temperatura com conseqüente influência na cinética de formação e crescimento de óxidos. Notam-se as conhecidas “cores do revenido” na região não desgastada (lateral do disco), passando de amarela palha para azulado.



Fig. 4-5 Alteração de cores após ensaio de desgaste.

Notam-se colorações distintas nas bordas dos discos ensaiados com 1500, 2500 N, e estado de entrega. (esquerda para direita).

Não foram encontradas trincas térmicas nem trincas de fadiga térmica nos discos ensaiados, possivelmente devido ao carregamento térmico em modo não acumulativo sem resfriamento abrupto e á pouca quantidade de número de ciclos, o que proporcionou menor gradiente térmico e menor potencial para nucleação de trincas por fadiga, respectivamente. Com o gradual aumento deste gradiente, são geradas tensões no material que podem atingir o limite plástico do material, causando trincas térmicas, conforme observado por Fukano; Matsui (1986), bem como fadiga térmica sob repetidos ciclos de frenagem, em regime elástico.

4.4. Medidas do relevo da superfície

A figura 4-6 mostra o resultado das medidas dimensionais do relevo da superfície, através de Rpk e Rvk (vide figura 3-2), realizadas na superfície dos discos, após o término total dos ciclos de frenagem, com média de desvio padrão para cada carga aplicada de 12 e 32 %, respectivamente.

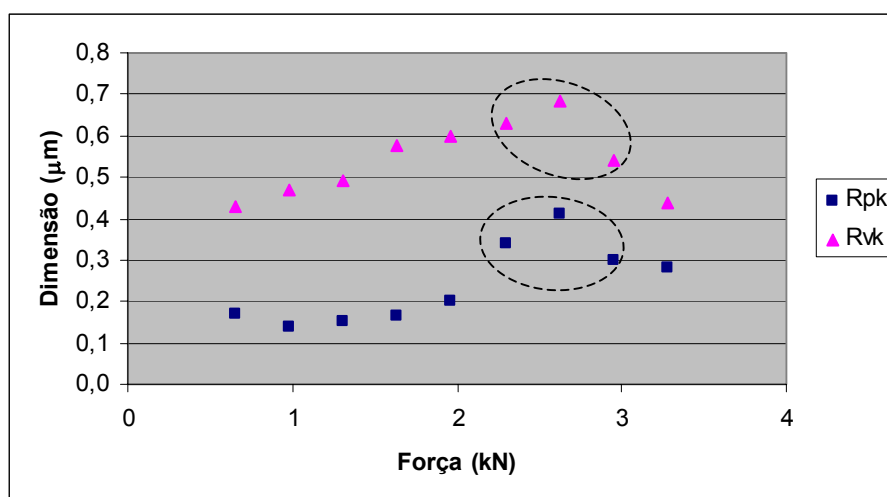


Fig. 4-6 Influência da força normal nas dimensões do relevo das superfícies dos discos de freio.

Houve alteração significativa da altura média dos picos Rpk e das profundidades dos vales Rvk , após término dos ciclos de frenagem, em relação aos valores encontrados após usinagem ($Rvk=0,71$ e $Rpk=2,39$), esta característica é esperada, pois operações de usinagem neste tipo de peça tendem a apresentar maior rugosidade devido a alta taxa de remoção de material para otimização da velocidade de produção.

Por outro lado, desconsiderando esta característica inicial, o gradativo acréscimo da força normal resultou em maiores Rpk e Rvk , ou seja, mais rugosa, entretanto esta tendência apresenta um leve desvio positivo na região dos 2 000 N e uma inflexão de tendência na região dos 2 600 N. Possivelmente, este desvio da rugosidade está associado a uma alteração de predominância de mecanismos de desgaste, com a eventual diminuição da efetividade de lubrificação promovida pela camada de óxidos, rompidas pelo acréscimo da força normal aplicada. Por outro lado, a inflexão deve ser resultado da degradação por processo termomecânico dos

materiais contidos no substrato da pastilha, pois além de maior força existem maiores temperaturas (vide item 4.3). Conforme sugerido por Rhee (1971) e Ostermeyer (2001), este cenário gera produtos de desgaste que podem estar atuando como lubrificantes, além do provável endurecimento superficial, promovido pela camada de contato do disco de freio, verificado na análise metalográfica do item 4.6.

Analisando os perfis de rugosidade realizados nos discos de freio, contidos na figura 4-7, nota-se que a superfície do material no estado de entrega, ou seja, usinado apresenta uma regularidade no percurso de leitura, fato característico da seqüência dos passes em espiral da ferramenta. Por outro lado, as superfícies medidas após os ensaios, apresentam heterogeneidade, devido à dispersão aleatória das partículas duras contidas originalmente nas pastilhas ou embutidas nas faces de contato ou ainda como partículas de desgaste desprendidas nesta região que riscam a superfície dos discos de freio.

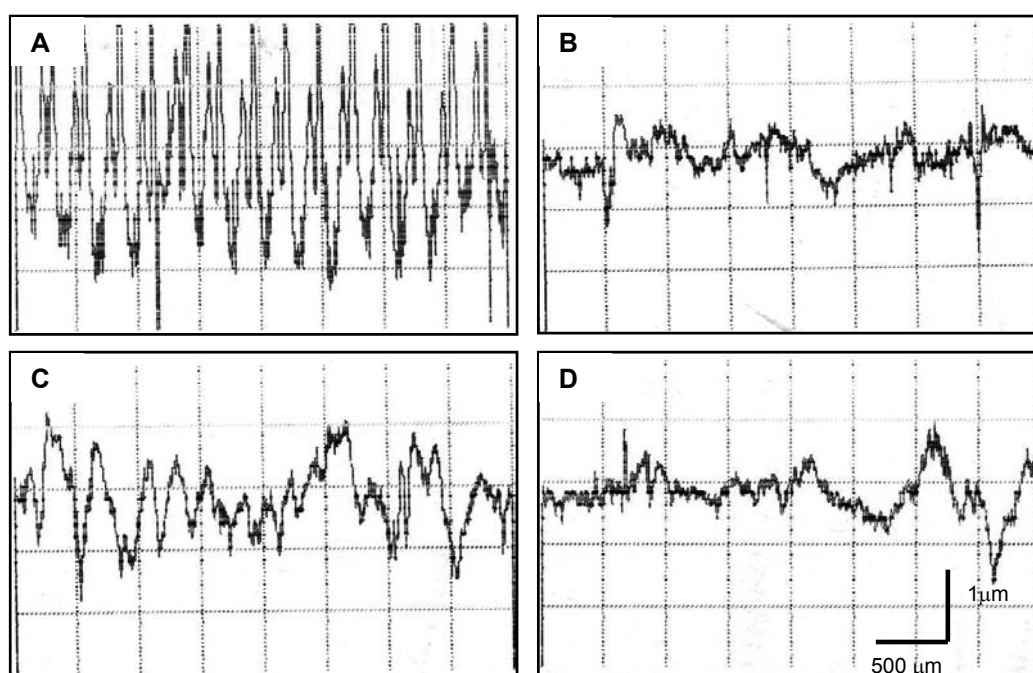


Fig. 4-7 Perfil típico da superfície dos discos de freio determinados por rugosímetro, após ensaio de frenagem.

Quadro A (após usinagem), B (660 N), C (1 640 N) e D (3 280 N).

Nota-se que a superfície C apresenta mais ocorrência de maiores alturas de picos e profundidade de vales. A escala no canto inferior direito mostra as dimensões

das ordenadas (alturas dos picos e profundidade dos vales) e abscissas (percurso do cristal apalpador do rugosímetro).

Por outro lado, a figura 4-8 mostra o perfil da superfície dos respectivos pares de desgaste (pastilhas), os quais apresentam maiores rugosidades, necessitando outra escala de medida, porém estes resultados são considerados apenas informativos, pois devido à característica de degradação deste material, as medidas se tornam pouco confiáveis apresentando altos valores de desvio padrão.

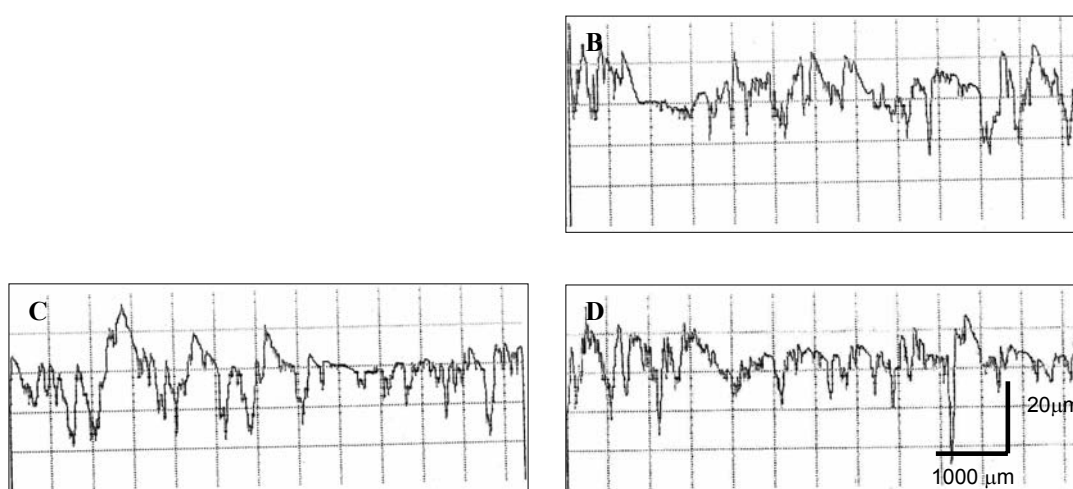


Fig. 4-8 Perfil típico da superfície das pastilhas determinados por rugosímetro, após ensaio de frenagem.

Quadro B (660 N), C (1 640 N) e D (3 280 N).

4.5. Medidas das tensões residuais na superfície dos discos

A figura 4-9 mostra as medidas de tensões residuais internas realizadas na região de contato da superfície (até 5 μm) dos discos de freio, após os ciclos de frenagem.

Nota-se que a superfície, apresenta tensões residuais compressivas, devido à plastificação por tribocontato, e com o aumento da força normal, existe uma tendência para diminuição do nível de tensão, seguido de inflexão.

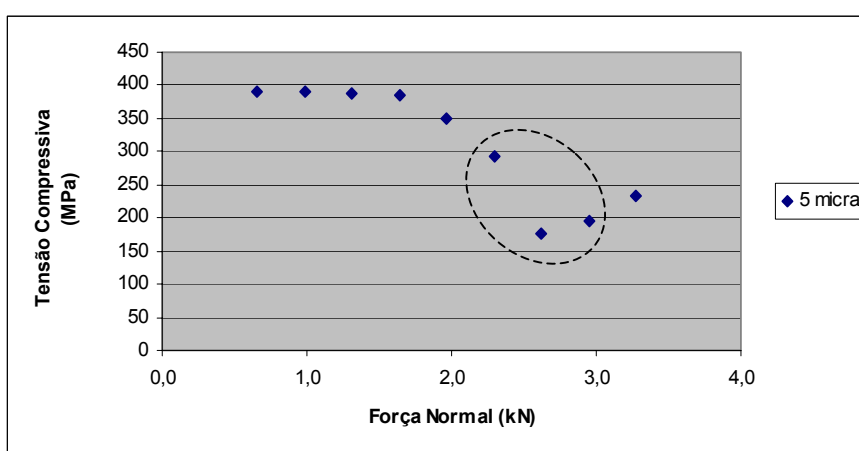


Fig. 4-9 Influência da força normal nas tensões residuais internas, determinadas nas camadas superficiais dos discos de freio.

A explicação da diminuição desta tensão pode estar associada a um eventual alívio devido às altas temperaturas atingidas, porém este cenário termomecânico é complexo, sendo que o tempo de permanência nestes picos de temperaturas foi relativamente curto, com resfriamento rápido devido às características do material em questão.

Além destes fatores, o grau de plastificação superficial pode estar sendo alterado pelos diferentes mecanismos de ação abrasiva, iniciando com simples riscamento e progredindo para micro corte, removendo mais material por cisalhamento e plastificando menos a subsuperfície, conforme verificado nas medidas de taxa de desgaste no item 4.8.

A inflexão de tendência, sinalizada pela linha pontilhada possivelmente é causada pela transformação de fase, que também pode contribuir para influenciar na

resultante das tensões residuais, conforme verificações realizadas nas microestruturas da figura 4-11, pois transformações superficiais para fases martensíticas geram tensões compressivas na superfície, explicando assim a tendência positiva com maiores cargas.

Não foram realizadas medidas de tensões em diversas profundidades, devido à metodologia de preparação de corpos de prova empregada, assim não foi possível determinar perfil de tensões em direção ao núcleo.

Tensões compressivas na superfície do material tendem a aumentar a resistência à fadiga do material, atuando como regiões de compensação para eventuais tensões remotas trativas, porém caso a extremidade do elemento concentrador de tensão estiver posicionado fora ou na interface deste “volume de proteção”, este fator não é efetivo. Como as lamelas de grafita encontradas, nas análises do item 4.1.3 apresentam comprimentos de até 200 μm , sob corte bidimensional metalográfico, além de sua interconectividade, conforme vista na figura 2-13 e 2-17, pode-se concluir que a “proteção” contra a nucleação de trincas de fadiga por tensões residuais compressivas, aparentemente não é efetiva neste caso, pois o local de maior concentração de tensões por efeito cunha, pode estar em região não compressiva.

4.6. Verificação das camadas superficiais

As figuras 4-10 e 4-11 mostram as microestruturas das superfícies dos discos de freio, na região de contato, após a frenagem, obtidas por microscopia ótica, onde se nota que a camada plastificada é relativamente pequena e de difícil observação através desta técnica.

Não foi verificada diferença significativa microestrutura, em nível microscópico, na superfície de contato com o aumento da força normal aplicada, exceto o surgimento de uma fina camada na superfície das amostras com maiores cargas.

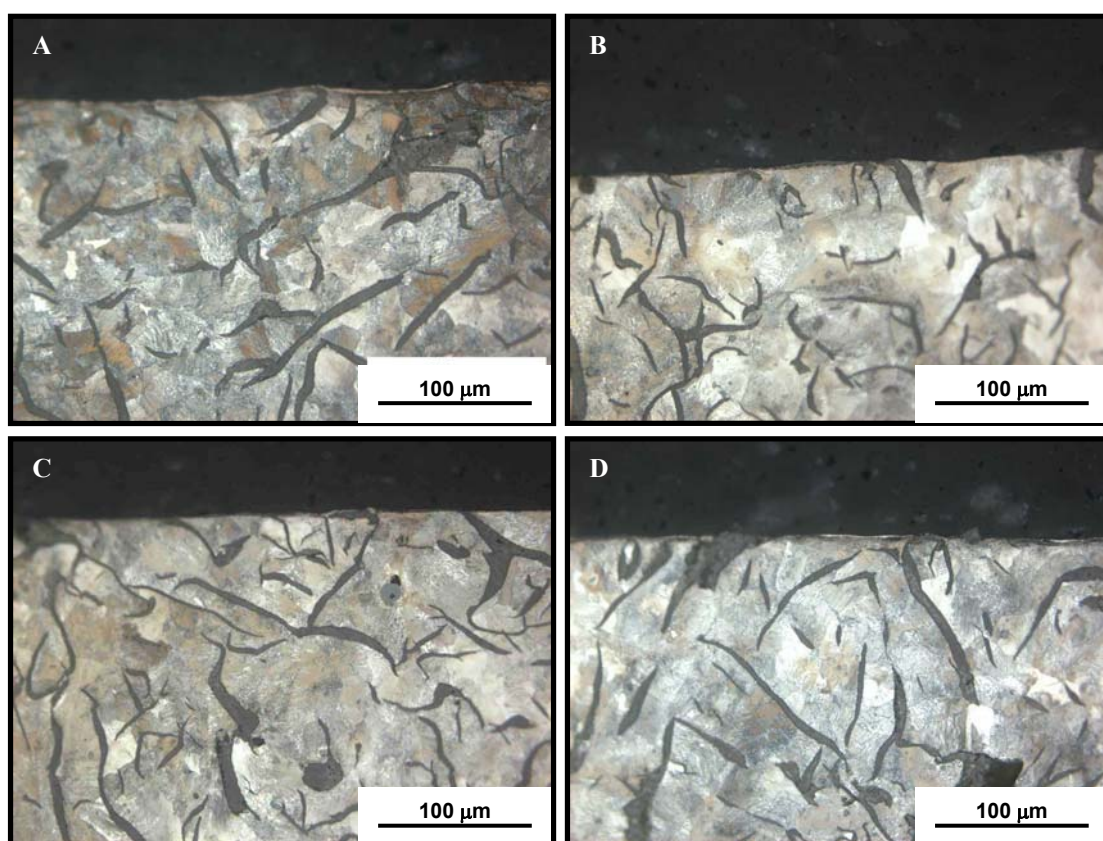


Fig. 4-10 Microestruturas das superfícies dos discos de freio, na região de contato, após ensaio de frenagem, obtidas por microscopia ótica, seção radial.

Quadro A (após usinagem), B (660 N), C (1 640 N) e D (3 280 N).

Nota-se que a amostra do quadro “A” (após usinagem) e com maior carga de frenagem “D” apresenta uma fina camada distinta, que possivelmente trata-se de

região plastificada e transformação de fase, respectivamente, onde a figura 4-11 apresenta ampliação destas áreas.

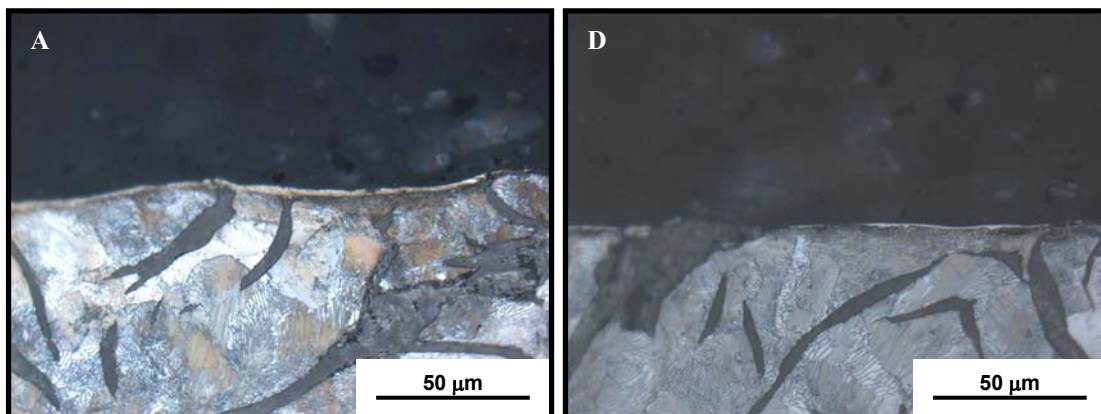


Fig. 4-11 Ampliação da figura 4-10. Quadros A e D.

A causa para esta transformação de fase, possivelmente martensítica, ou camada branca, presente na amostra da figura 4-10 “D”, deve-se ao cenário termodinâmico, pois além de apresentar maiores cargas, também apresentam maiores temperaturas, conforme verificado na figura 4-4, as quais são relativamente baixas para causar austenitização, porém devemos considerar a eventual presença de pontos mais quentes do que os medidos pela técnica utilizada neste trabalho, conforme proposto por Anderson; Knapp (1990).

4.7. Análise Tribográfica

A figura 4-12 mostra o resultado do tribocontato em âmbito macroscópico, através de amostras retiradas dos discos de freio e dos respectivos pares de pastilhas.

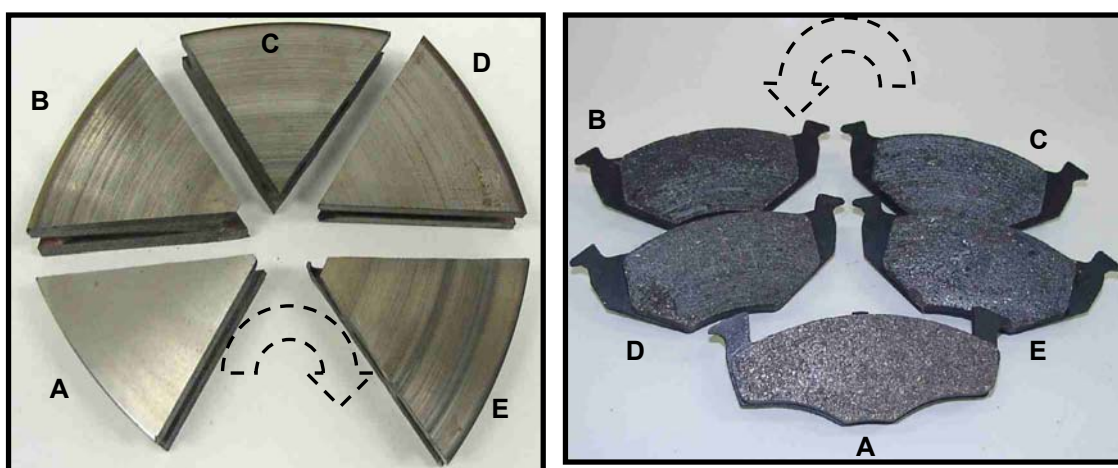


Fig. 4- 12 Corpos de prova retirados dos discos e respectivas pastilhas, após ensaio de frenagem.

As superfícies apresentam marcas do tribocontato, e a seta indica o sentido da rotação. Quadro A (estado de entrega), B (660 N), C (1 640 N), D (2 620 N) e E (3 280 N).

Nota-se que existe diferença visual em relação à superfície no estado de entrega das peças, porém existe pouca diferença em relação às superfícies após os ensaios de frenagem, exceto pela amostra de disco da figura “E” a qual apresenta uma coloração mais escura, possivelmente causada pela alta temperatura e conseqüente maior degradação e aderência dos produtos orgânicos contidos na superfície da respectiva pastilha.

Estas superfícies podem ser mais bem estudadas com maiores aumentos, através de técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), conforme exemplificado na figura 4-13, onde se nota que o tribocontato gerou riscos e a grafita foi quase totalmente encoberta pela matriz metálica, passando de uma área média visível de 12% (vide item 4.1.3.) para valores da ordem de 1%.

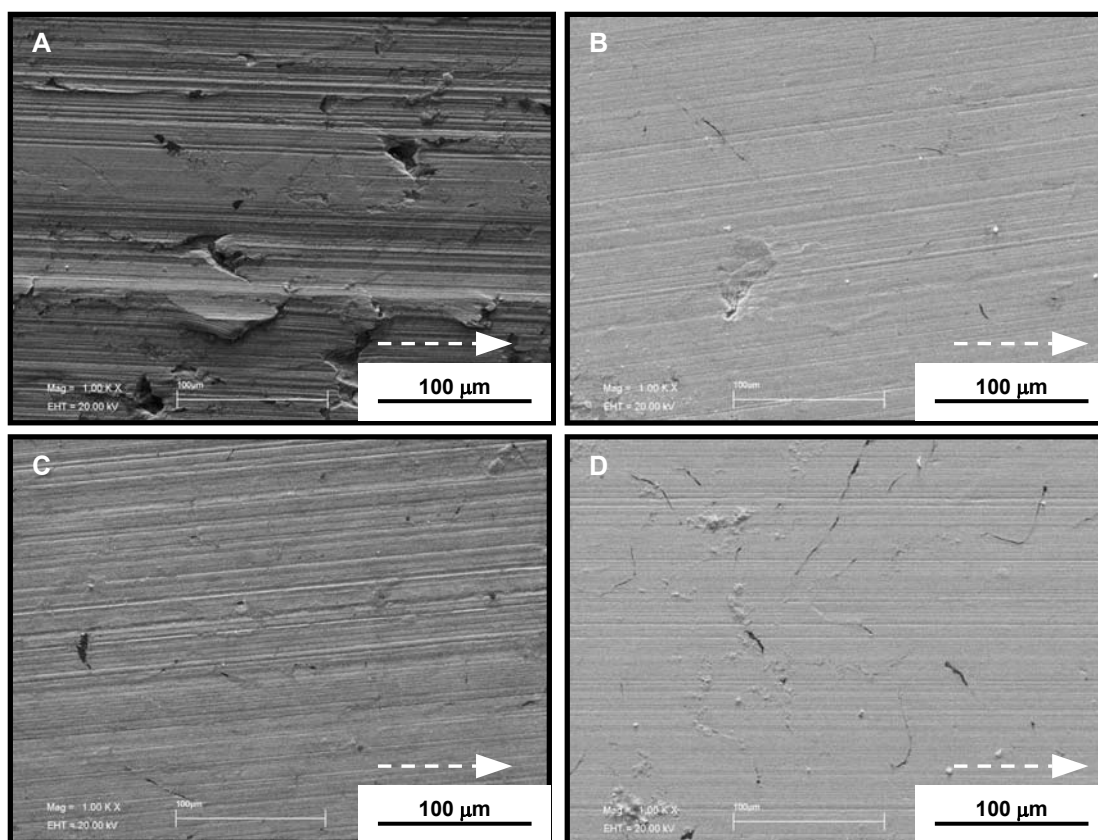


Fig. 4-13 Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.

As superfícies apresentam marcas provenientes do tribocontato, e as setas indicam o sentido do deslizamento das contra-peças.

Quadro A (estado de entrega), B (660 N), C (2 620 N) e D (3 280 N).

Por outro lado, a superfície usinada na figura 4-13 “A” apresenta aspecto significativamente distinto em relação às superfícies sob o tribocontato de frenagem, com maiores dimensões de riscos, maior plastificação aparente e também devido à presença de “células abertas” ou “*open cells*”, que são descontinuidades geradas pela extração da grafita ou ainda com sua presença, devido à interação em modo cisalhante com a ferramenta de corte.

Uma proposta de explicação para este encobrimento da grafita pode ser visualizada na figura 4-14 e 4-15, onde o escoamento da matriz metálica, gerado por plastificação, atua de forma a comprimir e extrudar a lamela de grafita, em direção à superfície, com posterior colapso e selamento do volume anteriormente ocupado por esta fase.

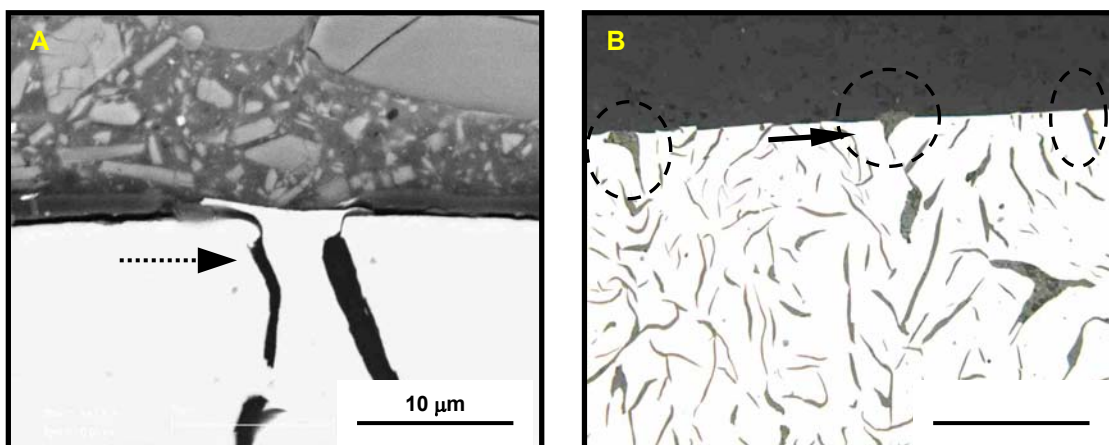


Fig. 4-14 Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através microscopia ótica e MEV, vista de topo, seção radial.

No quadro "A" nota-se mecanismo de encobrimento da lamela de grafita, onde as setas indicam o sentido da compressão e elevação da fração de matriz metálica. O quadro "B" apresenta exemplos de grafita com superfície cortada, extrudada e volume colapsado.

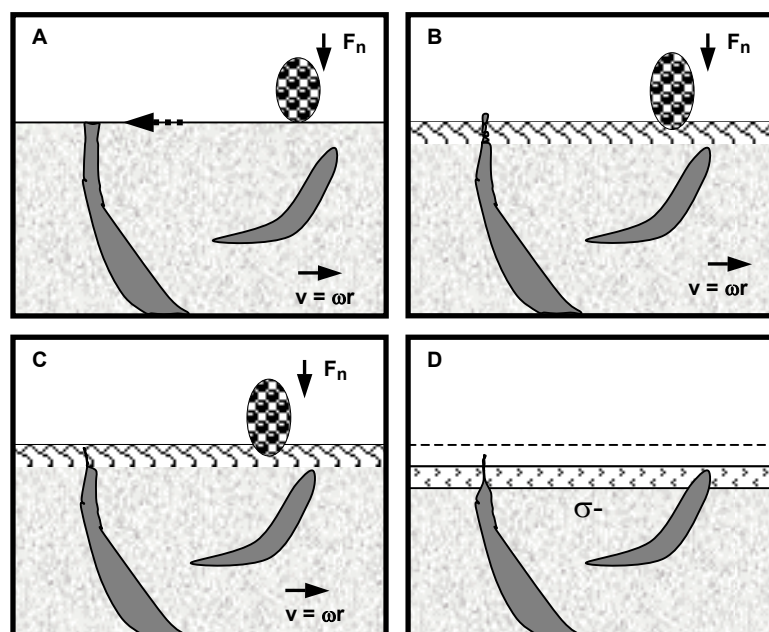


Fig.4-15 Esquema proposto para encobrimento da grafita, devido ao tribocontato

- Atuação da força normal e compressão da grafita
- Escoamento da superfície com extrusão da grafita
- Colapsado volume ocupado pela grafita
- Selamento por tensões residuais compressivas e desgaste

Estas características, também podem ser visualizadas na figura 4-16, onde são verificados alguns aspectos típicos encontrados em todas as superfícies tribocontatadas onde os mecanismos de desgaste foram abrasão, gerando riscos de dimensões variáveis e posições aleatórias na mesma superfície, sendo que na amostra no estado de entrega, estes riscos são regulares, conforme quadro (A). Outros aspectos típicos encontrados em todas as amostras são: Quadro (B), discontinuidades

geradas por remoção do material que estava encobrendo a grafita e manchas de óxidos, (C) descontinuidades geradas pela extração da grafita, gerando sítios de acúmulo de partículas de desgaste ou regiões de interferência frente aos abrasivos da pastilha e também os chamados “cometas”, conforme quadro (D), que são materiais mistos e oxidados, provenientes da pastilha e disco, impregnados na superfície, e que foram parcialmente removidos gerando riscos mais profundos após este despreendimento, o qual pode ser caracterizado como um mecanismo misto de abrasão e oxidação. Embora o desgaste oxidativo não seja facilmente visualizado de maneira direta, pois além do óxido ser uma camada muito fina, ele é removido e formado de maneira contínua, a sua presença pode ser comprovada pela figura 4-5, principalmente em maiores temperaturas.

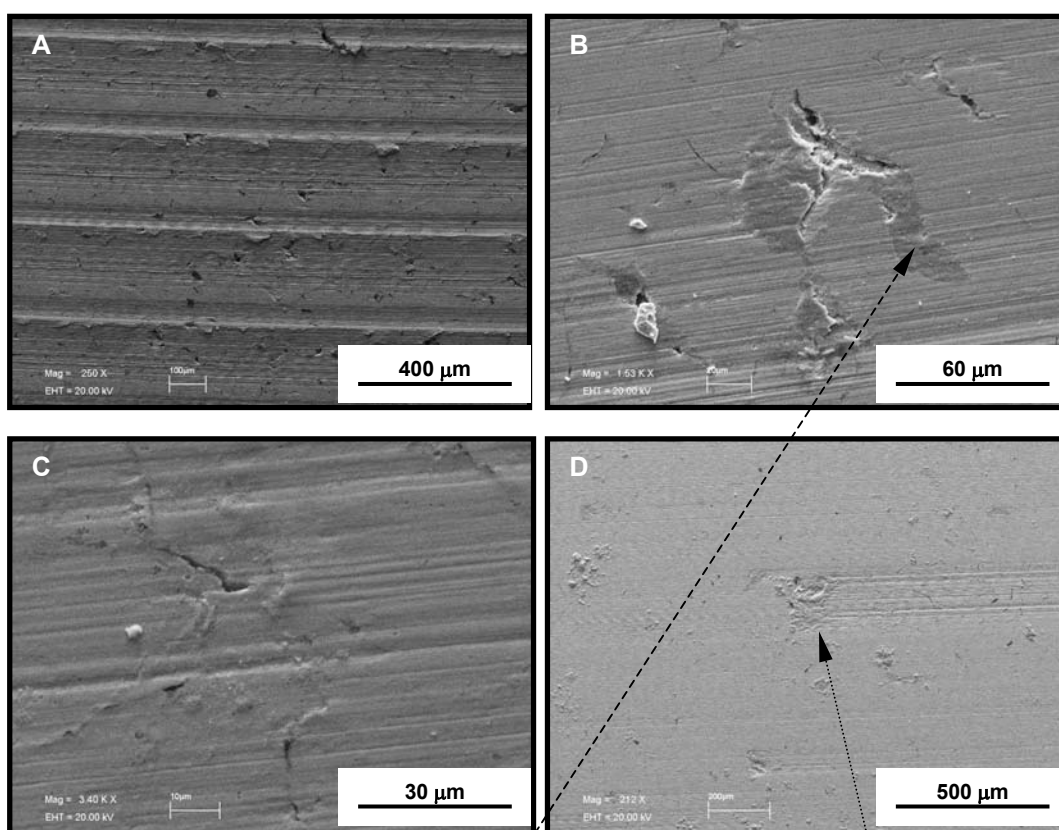
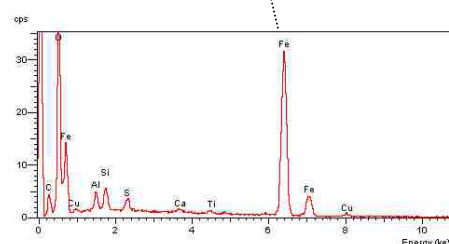
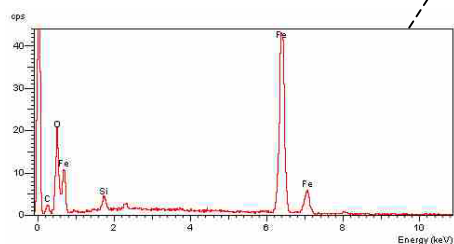


Fig. 4-16 Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.

Quadro A (estado de entrega), B (660 N), C (1 640 N) e D (3 280 N).



Outro ângulo de imagem para determinação destes aspectos do tribocontato é a visualização da superfície em três dimensões conforme mostrado na figura 4-17. Imagem foi obtida sob ângulo de 45° em relação do plano dos corpos de prova da figura 4-12.

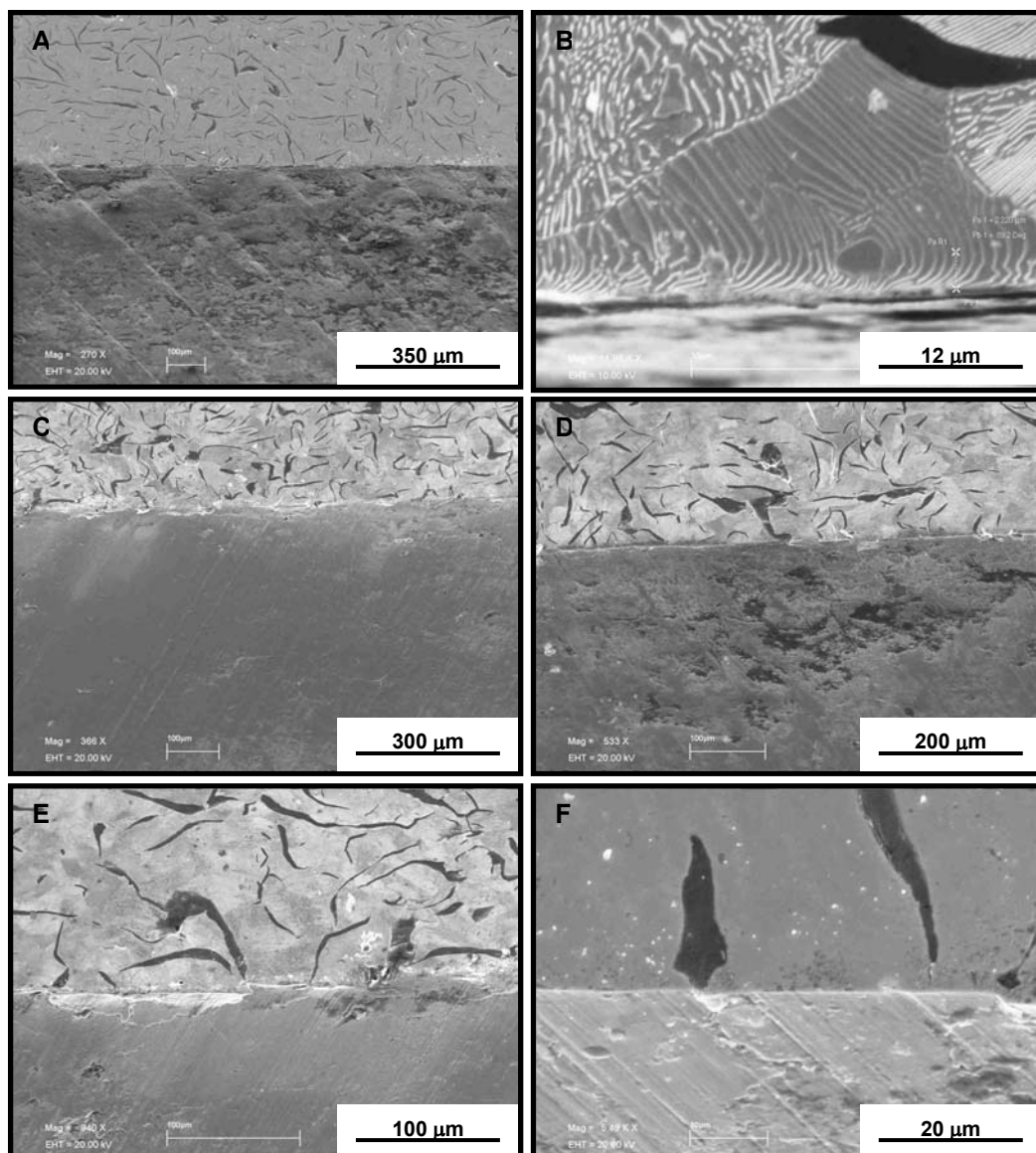


Fig. 4-17 Tribografias dos discos de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista em ângulo.

A superfície superior foi desbastada por preparação metalográfica em laboratório e a inferior pelo tribocontato com as pastilhas de freio após ensaio de frenagem.

Quadro A (estado de entrega), B (2 620 N), C e E (660 N), D (3 280 N) e F (2 620N).

No quadro A, nota-se a regularidade do passe de ferramenta de desgaste que forma uma espiral em relação ao centro do disco, no quadro B nota-se que a camada

plastificada visível possui dimensões da ordem de 2 μm . O quadro C e D mostra a diferença de superfícies com maior oxidação na amostra submetida a maiores temperaturas. A iminente delaminação é mostrada no quadro E, e finalmente o quadro F evidencia o fenômeno de compressão, extrusão, colapso e selamento da região que continha grafita, onde se nota que em todos os quadros a superfície de tribocontato apresenta volume de grafita aparente, significativamente reduzido em relação a um desgaste em nível laboratorial.

A região de tribocontato da pastilha não é foco deste trabalho, assim não foi estudada em profundidade, onde a figura 4-18 mostra uma comparação entre a superfície no estado de entrega e após ensaio de frenagem.

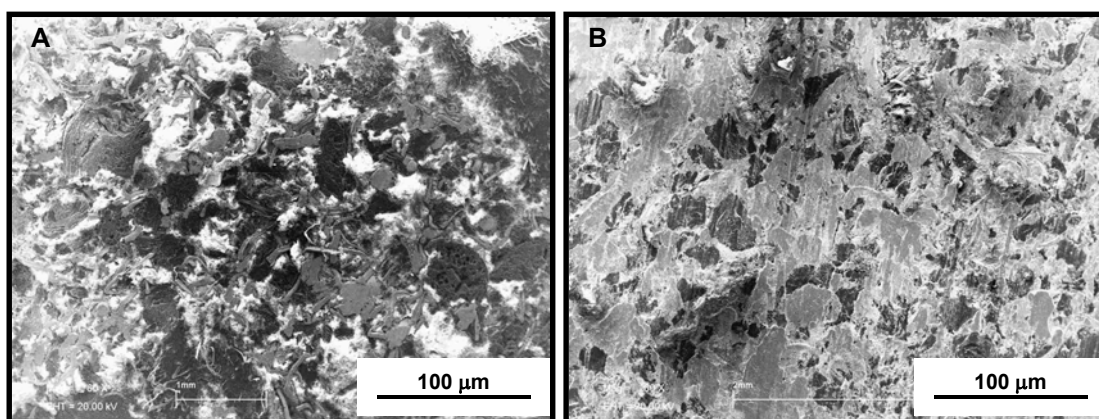


Fig. 4-18 Tribografia da pastilha de freio, após ensaio de frenagem, obtidas através de MEV, vista de topo.

Quadro A (estado de entrega) e B (3 280 N).

A superfície em contato com o disco apresenta riscos com remoção de material de forma heterogênea, devido à dispersão aleatória dos diversos constituintes deste produto, os quais também apresentam resistência distinta ao desgaste.

4.8. Determinação da taxa de desgaste

A figura 4-19 apresenta as taxas de desgaste em massa e volume por área nominal de contato, dos pares de desgaste, após ensaio de frenagem.

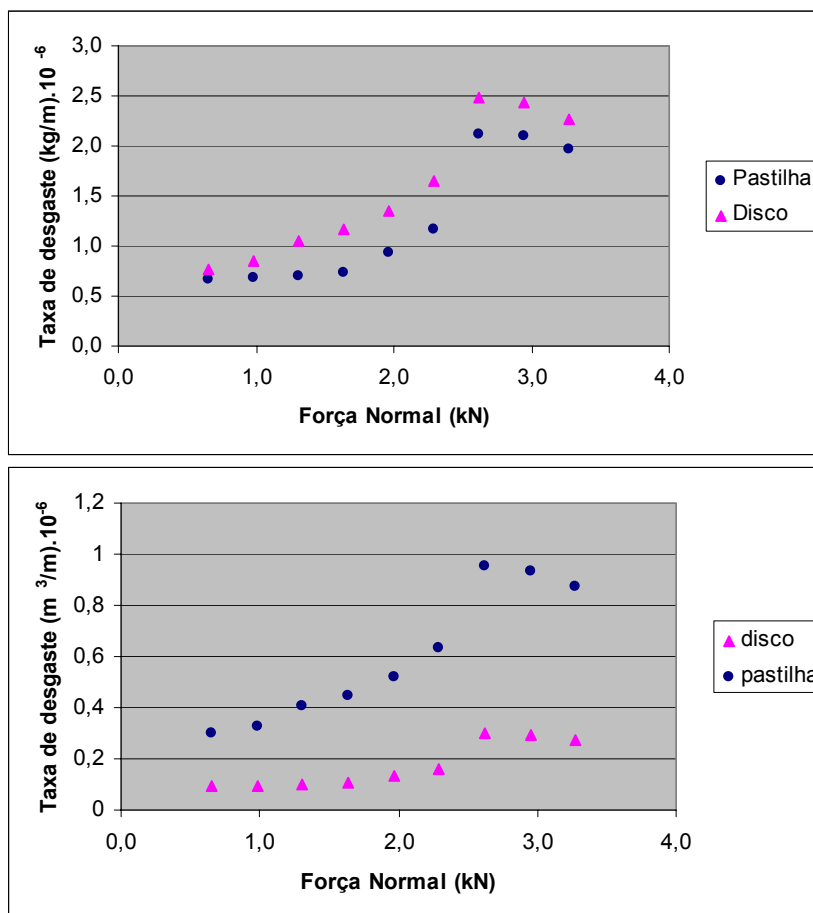


Fig. 4-19 Influência da força normal na taxa de desgaste dos discos e pastilha de freio.

Com o aumento da força normal aplicada os materiais apresentaram maiores taxas de desgaste, porém com alterações de regime.

Observa-se também, que houve proporcionalidade desta perda em relação aos pares de atrito, onde os discos perderam mais massa que as pastilhas, porém as pastilhas perderam mais volume que os discos. Este comportamento inverso é explicado devido à diferença de densidade, onde o material dos discos é três vezes mais denso que o material das pastilhas, conforme descritos nas tabelas 2-15 e 4-5. A informação sobre a densidade apresenta apenas caráter informativo.

Para explicar com maior clareza o comportamento da perda de massa, o gráfico da figura 4-20 foi dividido em três seguimentos distintos para obter o melhor enquadramento matemático possível através de tratamento estatístico (R^2), apesar de pequena quantidade de eventos e também plotado sua rugosidade, interligado com linhas suavizadas.

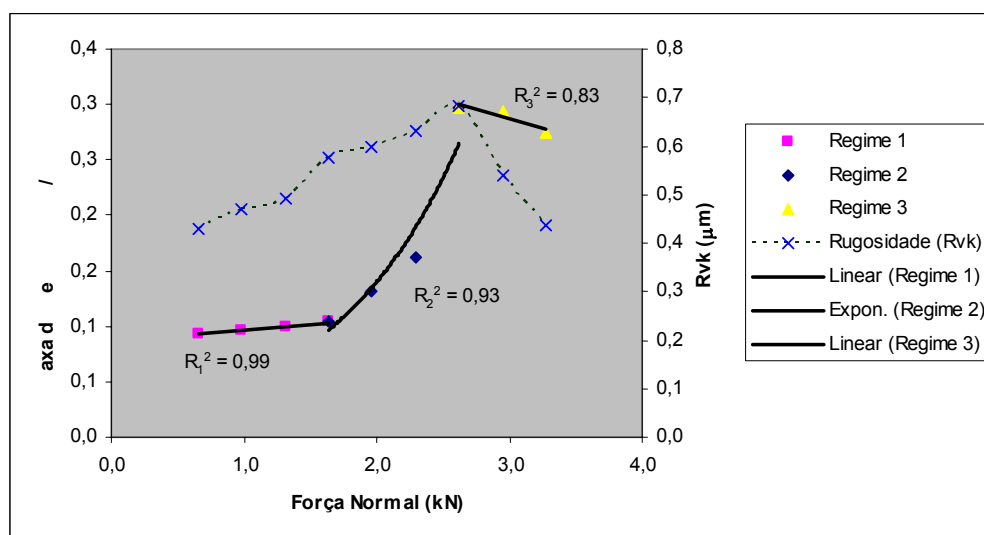


Fig. 4-20 Influência da força normal na taxa de desgaste e na rugosidade dos discos, aplicado linhas de tendência em distintos trechos.

Com o incremento da força normal, a taxa de desgaste inicial apresenta comportamento linear levemente positivo (regime 1), gerado pelo respectivo aumento da profundidade dos riscos, evoluindo para um comportamento exponencial (regime 2), possivelmente devido à diminuição da efetividade da camada de lubrificação, promovida pela camada de óxidos, agora gerando riscos maiores, possivelmente com predominância de menos riscamento com deslocamento de massa lateral, para mais formação de proa ou de micro corte, conforme exemplificado por Kato (1990). Este hipótese está alinhada com o comportamento do relevo da superfície, conforme item 4.4, onde quanto maior a profundidade do risco, maior tendência ao micro corte, resultando em maior volume de material removido.

Finalmente, a taxa de desgaste apresenta uma inflexão (regime 3), coincidindo com a inflexão de tendência da dimensão da profundidade dos riscos. Possivelmente este comportamento é influenciado pela degradação dos materiais orgânicos contido nas pastilhas, que podem atuar como um lubrificante temporário

(vide figura 4-12) e também pelo aparecimento de uma fina camada mais resistente à abrasão, proveniente de transformação de fase por processo termomecânico, conforme mostrado na figura 4-11.

Outra conclusão que pode ser obtida de maneira indireta, é que não deve haver variações significativas nas taxas de desgaste, com a alteração das dimensões das lamelas de grafita, devido ao encobrimento observado nas tribografias, onde esta hipótese foi confirmada no estudo realizado por Leach; Borland (1983).

4.9. Medidas do desempenho de frenagem

A figura 4-21 mostra as medidas de revoluções realizadas pelo disco, sob frenagem até o instante de estacionamento, em função do aumento força de frenagem ou força normal, com aplicação de linha de tendência. As medidas apresentaram desvio padrão médio de 0,7 % para cada carga aplicada.

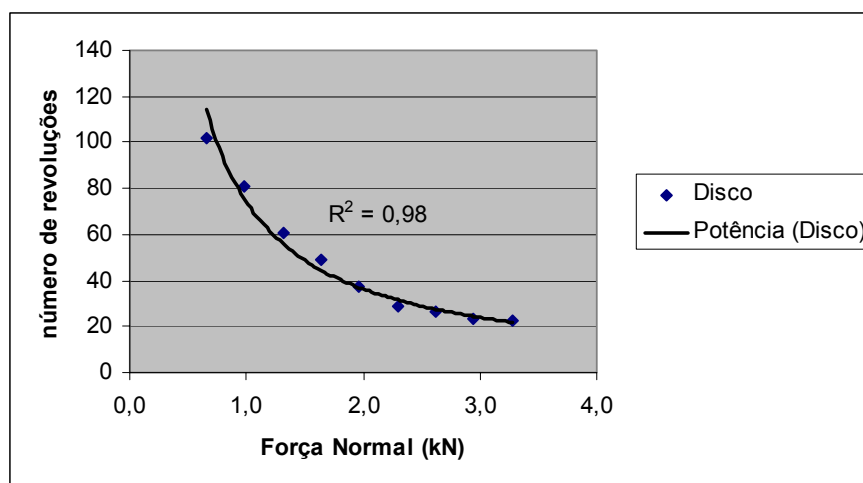


Fig. 4-21 Influência da força normal na eficiência de frenagem, aplicado linha de tendência

Nota-se que o desempenho de frenagem, ou seja, quantidade de revoluções realizadas pelo disco até o estacionamento é inversamente proporcional, porém não linear à força normal aplicada, e existe um início de tendência assintótica para estabilização da quantidade de revoluções para cargas maiores. Esta tendência pode ser explicada pelo mesmo fenômeno citado no item anterior, que é a lubrificação por degradação orgânica e transformação de fase superficial, gerando menor taxa de

aumento do torque de frenagem ou força de atrito com conseqüente aumento não linear do desempenho da frenagem.

É interessante notar que o aumento da força normal, ocorreu sem a diminuição proporcional do número de revoluções, assim o balanço energético para a transformação da energia cinética do disco de freio em outras formas de energia, aparentemente foi efetuado através da compensação pelo maior carregamento térmico, também não linear, conforme medido no item 4-3.

O fenômeno de *fading* não foi encontrado durante os ensaios devido à baixa temperatura final de frenagem. Assim para os materiais estudados considerou-se que este comportamento ocorrerá somente com maiores temperaturas, podendo ser obtidas com carregamento térmico acumulativo através de temperaturas de início de frenagens maiores.

4.10. Cálculo do coeficiente de atrito

A média dos coeficientes de atrito médio (μ), determinada de acordo com os valores calculados conforme a equação 3-1, resultou em $\mu = 0,48 \pm 0,04$, porém para estudar os motivos desta variação, o valor do coeficiente de atrito médio foi considerado como o coeficiente angular das equações de retas, formadas pelas componentes de forças tangenciais e normais, encontradas através das linhas de tendência lineares, conforme mostrado na figura 4-22.

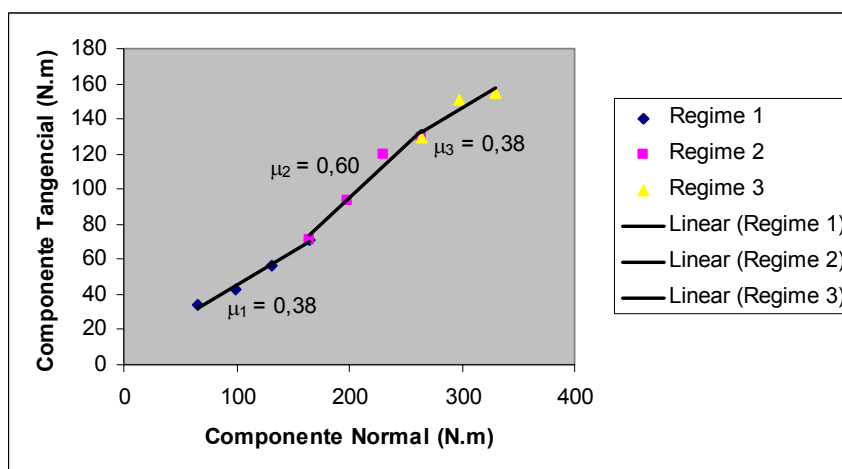


Fig. 4-22 Determinação do coeficiente de atrito μ , através do coeficiente angular da equação de reta em distintos trechos.

Estas linhas foram subdivididas, nos trechos que apresentaram o mesmo de regime de desgaste, conforme considerado itens anteriores. Nota-se que os coeficientes angulares ou coeficientes de atrito médio se alteram com o aumento da componente influenciada pela de força normal aplicada, sendo que o maior coeficiente de atrito foi obtido na região de aplicação de força intermediária.

A explicação para esta alteração do coeficiente de atrito, no regime com μ_2 é baseada no aumento da força de atrito, ocorrido para gerar maior desgaste de material do disco por micro corte, conforme medidas do relevo da superfície da figura 4-6 e taxas de desgaste da figura 4-19. Por outro lado o regime com μ_3 , o incremento na força de atrito foi menor devido a mesma explicação da diminuição da taxa de desgaste e riscamento, ou seja, lubrificação por degradação da pastilha e formação de camada superficial dura.

Considerando que o coeficiente de atrito é resultante dos componentes e deformação plástica e adesão entre as superfícies em contato, é necessário também verificar o resultado tribográfico da pastilha. Porém, devido ao foco deste trabalho, somente será mostrado a taxa de desgaste da pastilha correlacionado com as regiões de distintos coeficientes de atrito, na figura 4-23.

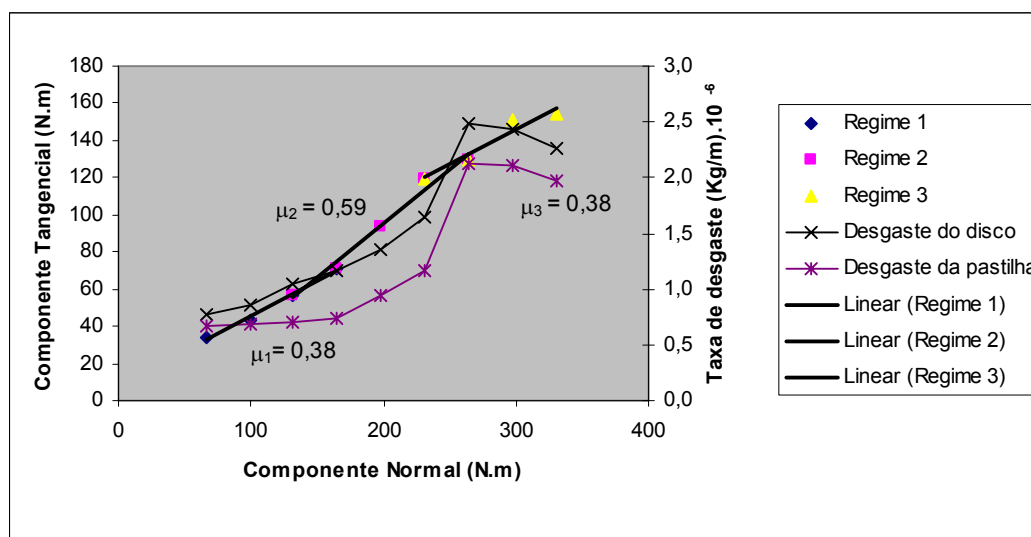


Fig. 4-23 Influência da componente de força normal na taxa de desgaste e no coeficiente de atrito μ .

Nesta figura pode-se notar que as regiões de alteração dos valores de μ , coincidem com as transições da taxa de desgaste, possivelmente devido às alterações dos mecanismos explicados anteriormente, no item 4-8.

5.1 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1. Sobre o método

Os resultados estão alinhados com os objetivos do trabalho, que são estudar o comportamento o mais próximo possível da realidade, porém os métodos utilizados na literatura para estudo do comportamento do desgaste, divergem da metodologia empregada neste trabalho, dificultando a comparação de resultados.

Durante a aplicação das forças máximas, o comportamento do pares de desgaste estudado não é compatível com modelos utilizados na literatura, pois a taxa de desgaste apresenta inflexão, principalmente causada pela degradação do material da pastilha por ação termomecânica. Assim neste nível de força o método proposto pode apresentar limitações de resultados. Outro ponto a ser considerado é a aleatoriedade das dimensões, dispersões e ângulos de ataque dos penetradores (partículas duras) contidos nas pastilhas, onde a literatura compilada por Tylczack (1991), mostra que são fatores a serem considerados em relação ao estudo de mecanismos de desgaste.

5.2. Sobre as medidas de relevo da superfície

As medidas do relevo da superfície para determinação de Rpk e Rvk são menos exatas do que medidas realizadas isolando individualmente os riscos, apresentando elevados valores de desvio padrão devido a característica de medição em nível micrométrico. Neste nível de medida dimensional, eventuais óxidos ou sujeira aderida à superfície podem influenciar significativamente nos resultados obtidos, porém neste caso o objetivo é verificar a tendência. Além disto, os valores se constituem de uma média de leituras, excluindo picos exageradamente altos ou vales profundos, para evitar que os resultados sejam influenciados por imperfeições naturais em ambos os materiais, como porosidades, trincas ou qualquer tipo de descontinuidade, além da aleatoriedade dos abrasivos citados no item anterior.

5.3. Sobre as medidas de temperatura

Os picos de temperaturas verificados são relativamente baixos, quando comparados aos exemplos citados na literatura, como pode ser visto nas figuras 2-12 e 2-13, devido ao carregamento térmico, em modo não acumulativo, ou seja, início de frenagem a frio e tempo de contato sob atrito, somente o suficiente para estacionar o sistema, além da velocidade inicial, também menor.

Outro aspecto a considerar, é a aplicação do produto para aumento da emissividade da superfície do disco, o qual pode ter abaixado a temperatura real, conforme item explicado no 3.2.5, porém devido à massa do disco ser significativamente superior à camada do produto aplicado, este fator não foi mensurado, portanto desconsiderado.

5.4. Sobre as medidas de taxa de desgaste

Seria de se esperar que a eventual deterioração do material da pastilha resultasse em maior perda de massa desta peça, porém o efeito foi inverso, devido a aparente lubrificação promovida pelos produtos de desgaste depositados na superfície dos discos.

Outro tópico, é que a velocidade angular instantânea do disco de freio varia em relação ao momento de frenagem, devido à desaceleração sob atrito, assim a taxa de desgaste instantânea deve ser diferente conforme a velocidade de deslizamento diminui, conforme medido por Rac *et al* (1985) utilizando ensaio de pino no disco em ferro fundido cinzento perlítico, porém não foi possível verificar, de modo direto, este comportamento, devido à característica do método utilizado de desaceleração ou velocidade não constante.

5.5. Sobre as medidas de tensões residuais

Não foram realizadas medidas em profundidade para determinação do perfil, pois a planicidade da superfície necessária para aplicação do método empregado, não

foi atingida, devido à corrosão seletiva da matriz metálica em relação à grafita, ocorrida durante a preparação dos corpos de prova, via desbaste por ataque eletroquímico.

Assim, seria necessário outro método para desbaste, como por exemplo, perfuração por micro brocas ou outro processo mecânico.

5.6. Sobre as microestruturas

As análises tribográficas e metalográficas na superfície do material exigem um alto nível da qualidade e cuidados durante a preparação de corpos de prova. A determinação da fase presente na fina camada, encontrada em altas pressões e temperaturas pode ser auxiliada através de ensaios de nano dureza ou difratometria por raios x em baixo ângulo.

5.7. Sobre o cálculo do coeficiente de atrito

O método empregado para determinação da componente tangencial fornece um valor considerado médio no decorrer da desaceleração e não considera o atrito interno do equipamento (rolamentos, mancais, etc.) e não garante a medida real ou instantânea da força de atrito, porém é possível realizar análises comparativas em distintos trechos com os valores encontrados através de linhas de tendência.

6. CONCLUSÕES

Para o estudo dos tipos de mecanismos do desgaste atuantes durante a simulação de frenagem até o estacionamento, utilizando disco de freio ventilado automotivo, construído com ferro fundido cinzento perlítico, sob condições experimentais estipuladas em: velocidade inicial estimada do veículo de 100 km/h, momento de inércia com 45 kg.m², pressão no cáliper de 2 a 10 MPa, sob temperatura inicial da superfície próxima ao ambiente, foi concluído que:

- a) Foi desenvolvido um método de ensaio em laboratório para estudo do desgaste, simulando a frenagem a disco para determinadas condições reais, ocorridas em carros de passeio.
- b) A resistência ao desgaste do disco de freio, de modo geral, é inversamente proporcional à força normal aplicada, porém apresenta transições e inflexões em seu regime, devidas principalmente à alteração dos mecanismos de desgaste predominantes.
- c) Os principais tipos de mecanismos de desgaste verificados nas superfícies dos discos foram abrasivos, oxidativos e de fadiga.
- d) O sistema tribológico impõe severas condições de carregamento térmico e deformação plástica, que influenciam significativamente para a atuação dos mecanismos de desgaste.
- e) A plastificação ocorrida na superfície, gera encobrimento da grafita, por mecanismo de compressão, extrusão, colapso volume anteriormente ocupado por esta fase e também seu selamento por tensões residuais compressivas nas camadas superficiais.

- f) Os valores médios dos coeficientes de atrito são alterados com o incremento da força normal devido aos mecanismos de desgaste predominantes.

7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- a) Verificar a evolução dos mecanismos de desgaste, sob condições de maior temperatura final no disco de freio, utilizando gradativamente maiores temperaturas iniciais de frenagem.
- b) Alterar a composição química do disco de freio, para verificar a influência dos elementos de liga nas taxas e mecanismos de desgaste.
- c) Estudar o tribocontato de maneira mais detalhada nas pastilhas de freio.

BIBLIOGRAFIA

AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY; **Cast metals handbook**, Properties of cast iron, 4th Ed; 1957, p.92-120.

ANDERSON, A.E.; KNAPP, R.A.; **Hot spotting in automotive friction systems**, Wear, vol.135, 1990, p.319-337.

ANGUS, H.T.; Cast iron – **Physical and engineering properties**, 2nd Ed; London; 1976.

ARCHARD, J.F.; HIRST, W. **The wear of metals under unlubricated conditions**; Proceedings Royal Society of London, 236A, 1956, p.397-410.

ASTM A 247 Standards; American Society for Testing and Materials, **Rec. Practice for evaluating the microstructure of graphite in gray iron**, 1961.

ASTM A 327 Standards; American Society for Testing and Materials, **Impact Test of cast iron**, 1961.

ASTM A 48 Standards; American Society for Testing and Materials Standards, **Standard specification for gray cast iron casting**, 1965.

ASTM G 40 American Society for Testing and Materials Standards; **Standard terminology relating to erosion and wear**, Annual book of ASTM Standards, vol.03.02, 1987, p.243-250.

BARBER, J. R.; **The influence of thermal expansion on the friction and wear process**; Wear, v.10, 1967, p.155-159.

BCIRA (British Cast Iron Research Association); **Density of cast irons, Thermal conductivity of unalloyed cast irons, Electrical resistivity of unalloyed cast irons**, Broadsheet 203-205, 1984.

BCIRA (British Cast Iron Research Association); **Effect of some residual or trace elements on cast iron**, 1981, Broadsheet 192.

BCIRA; **Engineering data on gray cast irons**; Gilbert G.N.J.; British cast Iron Research Association; Birmingham, 1977.

BISHOP, H.F.; MYKOWSKI, E.T. & PELLINI, W.S.; **A simplified method for determining riser dimensions**, Transactions of the American Foundrymen's Society, 1955, vol.63, p.271-181.

BOWDEN, F. P.; TABOR D.; **The friction and lubrication of solids**, part II, Clarendon press, Oxford, Cap. XXIV, 1964.

BOWDEN, F. P.; TABOR D.; **The friction and lubrication of solids**, part II, Clarendon press, Oxford, 1950.

BUCLEY, D.H.; **Surface effects in adhesion friction, wear and lubrication**, Elsevier, 1981, p.315-427.

CHAPMAN, B.J.; HATCH; D.; **Cast iron brake rotor metallurgy**, Conf. proc. braking of road vehicles, 1976, p.397-409.

CHAPMAN, B.J.; MANNION G.; **Titanium-bearing cast iron for automotive braking applications**; Foundry trade journal, v.25, 1982, p.232-246.

CHATTERLEY, T.C.; MACNAUGHTAN, M.P.; **Cast iron brake discs – Current position, performance and future trends in Europe**, SAE paper 01-0141, 1999.

COYLE, J.P.; TSANG, P.H.S.; **Microestrutural changes of cast iron rotor surface and their effects on brake performance and wear resistance**, SAE technical paper series 830534, 1972, p.2685-2690.

DIETRICH, H.; **Giesserei, technisch-wissenschaftliche Beihefte** 14, Nr.2, 1962, p. 79-91.

DIN 50320; **Verschleiß; Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes**; Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1979.

DIN EN 1560; **Gießereiwesen/Bezeichnungssystem für Gußeisen/Werkstoffkurzzeichen und Werkstoffnummern**, Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1997.

DIN EN 1561; **Giessereiwesen-Gusseisen mit lamellengraphit**; Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1997.

DIN EN ISO 945; **Gusseisen, Bestimmung der Mikrostruktur von Graphit**, Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1994.

DONNE, G. L.; **The performance of motorcycle disc brakes when wet**; Transport and Road Research Laboratory – Department of Transport; TRRL Lab. Report 1121; Crowthorne, Berkshire, 1984.

DOWSON D.; **History of tribology**, Oxford university, Oxford, 1979.

EISENGRÄBER, R.; GROCHOWICZ, J.; SHUSTER, M.; **Comparison of different methods for the determination of the friction temperature of disc brakes**, SAE technical paper series 010138, 1999, p.1-7.

EN ISO 13565-1; **Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Oberflächen mit plateauartigen funktionsrelevanten Eigenschaften - Teil 1: Filterung und allgemeine Meßbedingungen** ; Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1998.

EN ISO 13565-1; **Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Oberflächen mit plateauartigen funktionsrelevanten Eigenschaften - Teil 2: Beschreibung der Höhe mittels linearer Darstellung der Materialanteilkurve**; Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1998.

ERIKSSON, M.; BERGMAN F.; JACOBSON S.; **Surface characterization of brake pads after running under silent and squealing conditions**, Wear, v232, 1999, p.163-167.

EYRE, T.S.; WILLIAMS, P.; **Effect phosphorus on the friction and wear characteristics of grey cast iron**, Wear, 1973, vol.24, p.337-349.

FREUDENBERGER R.; **Halting history: brakes then and now**; Automotive Information Center; Automotive encyclopedia; 1995, Vol.1 4.

FUKANO, A. MATSUI, H.; **Development of disc brake design method using computer simulation of heat phenomena**; SAE technical paper 860634, 1986.

GALÁRRAGA, EDISON G. C.; **Estudo do desgaste em materiais utilizados em discos de freio de ferro fundido com grafita lamelar e vermicular**, 2002; p.186. Tese (doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2002.

GRAY AND DUCTILE IRON FOUNDER'S SOCIETY; **Gray and ductile iron castings handbook**, 1971, p.679.

GUO Q.; ROSS.D.J.; POLLOCK; **What part do adhesion and deformation play in fine-scale static and sliding contact ?**; New materials approaches to tribology: theory and applications Materials research society, 1989; p.51-66.

HÄRCHEN, R; **Dauerfestigkeitsbilder für Stahl und Gusseisen**; München; Carl Hanser Verlag, 1963.

HATCH, D.; **Cast iron break discs**, J. Automet. Eng., 1972, p.39.

HECT R.L.; DINWIDDIE R.B.; PORTER W.D., WANG h.; **Thermal transport properties of grey cast irons**; SAE paper 962126, 1996.

HOGMARK, S. **ASM Handbook - Friction, lubrication and wear technology**, v.18, 1991, p.176.

HUTCHINGS I. M., **Tribology: Friction and wear of engineering materials**, cap.5, p.86-92, 1992.

INOUE, H.; **Analysis of brake judder caused by thermal deformation of brake disc rotors**; SAE 865131, 1986.

JEFFERY, W.C. et al.; **Relationship of carbon equivalent to the properties of cast iron**, Transactions of the American Foundrymen's Society, 1954, vol.62, p.568-578.

JIMBO, Y.J.; MATSUI H.; YOSHIDA M.; OZAWA A.; **Development of high thermal conductivity cast iron for brake disk rotors**, SAE technical paper series 900002, 1990, p.22-28.

JOHNSON, K.L.; **Contact Mechanics**; Cambridge University Press, Cambridge UK, 1987.

KAO, T.K.; RICHMOND, J.W.; DOUARRE, A.; **Brake disc hot spotting and thermal judder, an experimental and finite study**; Int. Journal of Vehicle Design, v.23, 2000, p.276-296.

KATO, K.; **Wear mode transitions**; Scripta Metall., vol.24, 1990, p.815-820.

KEMPERS H.; **Stahlwerkskokillen aus Gusseisen mit Kugelgraphit**, Giesseri, 1966, p.53.

KEMPERS, H; **Giesserei**, vol 53 9,no. 1, 1966, p.15.

LANDMAN U.; LUEDTKE W. D.; BURNHAM N.; COLTON R. J.; **Atomistic mecahnims and dynamics of adhesion, Nanoindentation and fracture**, Science, vol. 248, 1990, p.454-461.

LEACH, P.; BORLAND, D.; **The unlubricated wear of flake graphite cast iron**; Wear, v.85, p.257-266, 1983.

LEE, Kwangjin; DINWIDDIE, Ralph B.; **Conditions of frictional contact in disk brakes and their effects on brake judder**; SAE 980598, 1998.

LIM, S.C., Ashby M.F.; **Wear mechanism maps**, Acta Metall., vol.35, 1987, p.1-24.

LUDEMA, K. C.; **ASM Handbook - Friction, lubrication and wear technology**, v.18, 1991, p.175.

MARQUARD, R. & SORGER, H, AVL List, Austria e MAC DONALD, M, Sintercast, Germany, **Engine Technology International**, p59, 1998.

MASSINON D.; CONSTANTIN V.; **Tribological characteristics and wear mechanisms of hypereutectic alloys**, SAE technical paper series 970789, 1997, p.1-6.

MINKOFF, I; **The physical Metallurgy of cast iron**, John Wiley & Sons, 1983.

MOORE, A.; **Some factors influencing inoculation and inoculants fade in flake and nodular graphite irons**. Transactions of the American foundrymen's society, v.81, 1973, p.268-277.

NECHTELBERGER, E.; **Systematic Investigations Improve the quality of cylinder head cast iron with especial reference to the tendency of crack formation**, Part 2, Internal report Oesterreichisches Giesserei Institute, 1975.

NECHTELBERGER, E; Österreichisches Giesserei-Institut; **Report A Nr.18670**, Leoben 1973.

NICHOLSON, G.; **Facts about Friction**; P&W Price; Enterprises; Gerodan, 1995, p.175.

NOBUYUKI Oda; YUKIHURO Sugimoto, TAKAHIRO Higuchi; KOUJI Minesita; **Development of disk brake rotor utilizing Aluminium Metal Matrix Composite**; SAE 970787, 1987.

OECD (Organization for Economic Cooperation and Development) Research group on wear of engineering materials; **Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication (Tribology)**; Paris, 1969.

OSTERMEYER, G.P.; **Friction and wear of brake systems**; Forschung im Ingenieurwesen, Springer-Verlag; v.66; 2001.

PATTERSON, W.; AMMANN, D.; **Solidification of flake iron-graphite eutectic in gray iron**, Giesserei, 1959, p.1247.

PETERSON, M.B.; **Classification of wear processes**, Wear control handbook, 1980, p.9-15.

PIESKE, A; CHAVES F. L.M.& REIMER, J.F.; **Ferros fundidos cinzentos de alta qualidade**, Sociedade Educacional de Santa Catarina, 1985.

POHL, D.; **Caracteristiques mécaniques de la fonte – Iéffet dentaille du graphite dans la fonte**, Fonderie, 1974, vol. 29, p.461-466.

QUINN, T.F.J. **Review of oxidational wear, part I: the origins of oxidational wear**; Tribology International, v.16, n.5, 1983, p.257-271.

RAC, A; **influence of loading and speed on wear characteristics of gray cast iron in dry sliding-selection for minimum wear**, Tribology International, v.18, p.29-35, 1985.

RHEE S.K, **Influence of rotor metallurgy on the wear of friction materials in automotive brakes**, SAE transactions, vol.80, technical paper series 710247, 1971.

RHEE S.K; BYERS J.E.; **A comparative study by vehicle testing of copper alloy and gray iron brake discs**, SAE technical paper series 720930, 1972, p.2685-2690.

RILLEY, R. V.; **Thoughts on phosphoric cast iron**, American foundrymen's society, Des plaines, 1957, p.195-200.

SAE J431c, SAE Handbook, Society of Automotive Engineers, **Automotive gray iron castings**, 1975.

SHULZ W; GUDLIN T.; **The influence of brake disc geometry and disc surroundings on the cooling capability of car brakes**, Automobil Industrie, 1989

SINATORA, H.; **Metalurgia e Materiais**, vol.53, n.469, 1997, p. 548-550.

SOUZA SANTOS, A.B. de; CASTELLO BRANCO, C. H.; **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**, IPT, 1991, p.2-5.

SOUZA SANTOS, A.B. de; CASTELO BRANCO, C.H. & SINATORA, A.; **Alumínio em ferros fundidos cinzentos de alta resistência**, Metalurgia, 1977, vol.33, p.389-395.

SOUZA SANTOS, A.B. de; **Revisão de algumas teorias de nucleação de grafita em ferros fundidos cinzentos** (Seminário apresentado no curso de pós graduação á EPUSP), 1974.

SPEIDEL, M.O.Z.; **Werkstofftechnik**. 12; Nr.11, p. 387-402.

STEFANESCU, Doru M.; **ASM Handbook**, 9th Ed., ASM International, 1998, vol.15, p.629.

SUBRAMANIAM, S.V.; KAY, D.A.R.; PURDY, G.R.; **Compacted graphite morphology control**; AFS Transactions, des Plaines, v.90, 1983, p.589-603.

TYLCSAK, JOSEPH H.; **ASM Handbook - Friction, lubrication and wear technology**, v.18, 1991, p.184.

VERNERSSON, T.; **Wear**, vol. 236, 1999, p.96-105.

WALTON, C.F.; **Gray and Ductile Iron Casting Handbook**, Iron Founder's Society, 1971.

WALTON, C.F.; OPAR, T.J. **Iron castings Handbook, Iron castings society**, 1981.

WHITE, Charles V.; **ASM Handbook**, 9th Ed., ASM International, 1998, vol.1, p.12.

YOSHIMOTO G.; TSUKIZOE, T.; **Wear**, vol. 1, 1957, p. 472.