UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
FACULDADE DE ENGENHARIA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

INFLUÊNCIA DAS MICROESTRUTURAS BAINÍTICA E MARTENSÍTICA NAS PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DO PAR AÇO AISI/SAE 4340 E LIGA BRONZE-ALUMÍNIO 630

Guaratinguetá
2013

RENATO ARAUJO BARROS

INFLUÊNCIA DAS MICROESTRUTURAS BAINÍTICA E MARTENSÍTICA NAS PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DO PAR AÇO AISI/SAE 4340 E LIGA BRONZE-ALUMÍNIO 630

Dissertação apresentada ao Conselho de Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla
Co-orientador: Prof. Dr. Humberto Lopes Rodrigues
Co-orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2013

Barros, Renato Araujo
Influência das microestruturas bainítica e martensítica nas propriedades tribológicas do par aço AISI/SAE 4340 e liga bronze-alumínio 630 / Renato Araujo Barros – Guaratinguetá : [s.n], 2013.
105 f : il.

Bibliografia: f. 86

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.

Orientador: Prof. Dr Antônio Jorge Abdalla
Coorientadores: Prof. Dr. Humberto Lopes Rodrigues
Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço 2. Deslizamento I. Título

CDU 669.14(043)

unesp

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

RENATO ARAUJO BARROS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador / Unesp-Feg

Prof. Dr. SERGIO JOÃO CRNKOVIC
Unesp-Feg

Prof. Dr. MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA
EEL/USP

Fevereiro de 2013

DADOS CURRICULARES

RENATO ARAUJO BARROS

NASCIMENTO	22.01.1981 – SÃO BERNARDO DO CAMPO / SP
FILIAÇÃO	Aderaldo Bandeira Barros Eulalia Araujo Barros
2003/2009	Curso de Graduação de Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista
2011/2013	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista

AGRADECIMENTOS

Ninguém faz nada sozinho, e quem realiza um trabalho acadêmico sabe disso melhor do que os outros. Assim sendo, cabe aqui lembrar algumas pessoas que foram imprescindíveis para que tudo fosse possível.

Meu orientador, *Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla*, por seu inestimável envolvimento em todas as fases desta jornada. Serei eternamente grato, não somente pela contribuição referente a este trabalho, mas também por possibilitar averiguar e apreciar de perto que a paciência e a serenidade são virtudes revolucionárias,

Meu co-orientador, *Prof. Dr. Humberto Lopes Rodrigues*, por haver partilhado com este humilde escriba tanto conhecimento e dedicação. Sobretudo por fazer-me confirmar que tudo que é feito com obstinação e paixão torna-se recompensador,

Meu também co-orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira*, por seu apoio de todas as horas, e por haver incentivado o início desta fase da minha vida, encorajando-me a enveredar pelo sinuoso e fascinante universo da pesquisa acadêmica,

Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein, por sua prestimosa contribuição na fase final deste trabalho,

Mestres e doutores do Departamento de Materias e Tecnologia, por estarem sempre ao lado, contribuindo para que tudo fosse mais fácil, cada um a seu tempo, cada um a sua maneira, sobretudo os amigos e colegas *Cássia Cavalcanti, Cristina Fukugauchi, Erica Ximenes, Gisélia Souza, Marcelo Sampaio, Maria Gabriela Ranieri, Rosiane Nogueira* e *Sandro Lombardo*,

Érika Aparecida da Silva, por toda essencial colaboração e carinho, por ter sido alguém tão presente e importante durante este ciclo que se finda,

Todos que de alguma forma contribuíram para que tudo ocorresse da maneira que ocorreu.

Este trabalho contou com apoio do CNPq.

"E enquanto uma chora, outra ri; é a lei do mundo, meu rico senhor, é a perfeição universal. Tudo chorando seria monótono, tudo rindo, cansativo; mas uma boa distribuição de lágrimas e polcas, soluços e sarabandas, acaba por trazer à alma do mundo a variedade necessária, e faz-se o equilíbrio da vida.".

Machado de Assis, in "Quincas Borba"

BARROS, R.A. **Influência das microestruturas bainítica e martensítica nas propriedades tribológicas do par aço AISI/SAE 4340 e liga bronze-alumínio 630.** 2013. 105 f. Dissertação de Mestrado (Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

O presente trabalho estuda os mecanismos de desgaste envolvidos no deslizamento entre o par aço AISI/SAE 4340 com diferentes condições microestruturais e a liga bronze-alumínio 630. Além da aplicação geral na indístria, o estudo do desgaste proposto torna-se relevante por ser utilizado em trens de pouso de aeronaves. Neste estudo foi escolhido o ensaio tipo pino-disco para simular a situação real de desgaste. Os discos foram confeccionados a partir do aço AISI/SAE 4340 e os pinos foram feitos da liga bronze-alumínio 630. Para avaliar a influência da microestrutura do aço sobre o desgaste do pino, os discos foram tratados termicamente para a formação das estruturas martensítica e bainítica, que foram comparadas à estrutura ferrítica-perlítica, presente no material em sua condição como fornecido. As curvas de perda de volume em função da distância percorrida foram levantadas para três diferentes velocidades de ensaio: 0,5; 1,0 e 1,5 m/s. Nestas curvas foi selecionada a região de desgaste moderado (linear) para as análises comparativas entre as diferentes condições de microestrutura e velocidade. A partir destas curvas foi possível o cálculo da taxa de desgaste para cada par estudado. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia eletrônica de varredura, por análise de EDS e por microscopia óptica. Os mecanismos de desgaste detectados são semelhantes para todas as condições microestruturais do disco. As imagens mostram que partículas do pino são deformadas sobre o disco, em forma de camadas, evidenciando o mecanismo de adesão. Para a maior velocidade de ensaio (1,5 m/s), surgiram trincas características de fadiga e evidências de delaminação. A taxa de desgaste por deslizamento foi ligeiramente mais acentuada no ensaio do pino em contato com o disco de microestrutura bainítica. Comparando a taxa de desgaste para as três velocidades, o ensaio efetuado à velocidade de 1,0 m/s mostrou uma condição mais crítica, apresentando valores mais elevados para as diferentes estruturas

do disco.

PALAVRAS-CHAVE: aço AISI/SAE 4340, liga bronze-alumínio 630, caracterização microestrutural, desgaste, deslizamento, pino-disco.

BARROS, R.A. **Influence of bainitic and martensitic microstructures on tribological properties of pair AISI/SAE 4340 Steel and 630 aluminium-bronze alloy**. 2013. 105 f. Thesis (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

The present work studies the wear mechanisms involved in sliding between the pair AISI 4340 steel with different micro-structural conditions and 630 aluminium-bronze alloy. In addition to the general application in industry, the study proposed becomes relevant because of use of these materials in aircraft landing gears. For this study the test pin-on-disc was chosen to simulate the real situation of wear. The discs were made from AISI 4340 steel and pins were made of 630 aluminium-bronze alloy. To evaluate the influence of steel microstructure on wear of the pin, the discs were thermal-treated to obtain Martensitic and bainitic structures, which were compared to ferritic-pearlitic structure structure, present in the material in its condition as delivered. Curves of volume loss *versus* distance were raised for three different test speeds: 0.5; 1.0 and 1.5 m/s. In these curves was selected the region of moderate wear (linear) to the comparative analysis between the various conditions of microstructure and speed. From these curves it was possible to calculate the wear rate for each pair. The microstructural characterization was performed by scanning electron microscopy, EDS analysis and optical microscopy. The detected wear mechanisms are similar for all studied micro-structural conditions of the discs. The images show that particles of the pin are deformed on the disc surface, in form of layers, showing the mechanism of adhesion. For the higher test speed (1.5 m/s), there were cracks as characteristic of fatigue and evidences of delamination. The sliding wear rate was slightly higher for the pin in contact to the bainitic microstructure. By comparing the rate of wear for the three speeds, the test performed at a speed of 1.0 m/s showed a more critical condition, with higher values for the different disc structures.

KEYWORDS: AISI 4340 steel, 630 aluminium-bronze alloy, microstructural characterization, wear, sliding, pin-on-disc.

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1- INTRODUÇÃO 1
1.1 Tribologia 1
1.2 Aços AISI/SAE 4340 4
1.3 Liga bronze-alumínio 630 5
1.4 Justificativas deste trabalho 5
1.5 Objetivos 5
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 7
2.1 Sistema tribológico 8
2.2. Processo de contato 10
2.2.1. Topografia superficial 10
2.2.2. Área real de contato 11
2.3 Fundamentos do atrito 12
2.3.1 Atrito clássico 12
2.3.2 Comportamento do processo de atrito 13
2.4. Fundamentos de desgaste 18
2.4.1. Processos de desgaste 18
2.4.2 Processo de desgaste por deslizamento 19
2.4.3. Mecanismo de desgaste adesivo em metais 20
2.4.3.1 Adesão metal – metal 20
2.4.3.2 Efeitos da adesão entre as superfícies em desgaste 22
2.4.3.3 Considerações importantes sobre o mecanismo da adesão 22
2.4.3.4 Mecanismo de desgaste por adesão em metais 23
2.4.3.5 Mecanismos de desgaste por fadiga 25
2.4.3.6 Mecanismo de desgaste por difusão 26
2.4.3.7 Mecanismo de desgaste por oxidação 27
2.4.3.7.1 Cinética do crescimento do filme de óxido em metais 27
2.4.3.8 Fatores que influenciam o desgaste dos metais 28
2.6 Fundamentos do aço AISI/SAE 4340 40
2.6.1 Introdução 40
2.6.2 Tratamentos Térmicos 41
2.7 Microestruturas e Morfologias 45
2.7.1 Ferrita 45
2.7.2 Cementita 45
2.7.3 Perlita 46
2.7.4 Martensita 46
2.7.5 Austenita 46
2.7.6 Bainita 47
2.8 O bronze e o desgaste 48
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS 50
3.1 Corpos de Prova 50
3.2 Tratamentos Térmicos 51
3.3 Análise por microscopia óptica 52
3.4 Ataques químicos 52
3.5 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura 53
3.6 Banco de ensaio de atrito e desgaste (tribômetro) 53
3.7 Parâmetros do ensaio 56
3.8 Medidas de desgaste 57
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO 61

4.1 Caracterização das microestruturas 61
4.2 Resultados das medidas de dureza 66
4.3 Composição química do material do disco e do pino 66
4.4 Resultados de desgaste 67
4.4.1 Comportamento do desgaste em função das microestruturas 67
4.4.2 Comportamento do desgaste em função das velocidades 69
4.5 Resultados da taxa de desgaste dos pinos ensaiados 71
4.6 Análise das superfícies desgastadas 72
4.6.1 Análise química da superfície da trilha de desgaste 73
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 84
5.1 Conclusões 84
5.2 Sugestões de Trabalhos Futuros 85
CAPÍTULO 6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 86
ANEXO A - Determinação da taxa de desgaste 98
ANEXO B – Análises por EDS 103

CAPÍTULO 1- INTRODUÇÃO

1.1 Tribologia

Desde a infância, todos nós adquirimos certo conhecimento de tribologia para levar uma vida feliz e produtiva. Engatinhando, enquanto bebês, aprendemos a dominar as forças de atrito necessárias para chegar onde queremos ir. Posteriormente evoluímos de engatinhar para caminhar até a escola, onde uma calçada escorregadia pode ter trazido uma lição difícil sobre deslizamento e atrito. Se o nosso professor na escola nos pedisse para mover nossas cadeiras para trás, sabíamos intuitivamente que a cadeira seria mais fácil de deslizar se ninguém estivesse sentado sobre ela. O domínio do atrito também é um componente importante em muitos dos jogos que nós praticamos, seja para segurar uma raquete, manter a tração para correr e parar ou, atuando na posição de goleiro, realizar uma defesa segura durante um jogo de futebol.

Além do atrito, também deparamos com o desgaste em uma idade jovem. Os aspectos negativos do desgaste podem ter sido primeiramente aprendidos quando nossos brinquedos favoritos desgastavam-se mais rápido do que nós sentíamos que deveriam. Os aspectos mais positivos podem ter sido apreciados quando lixamos nossos primeiros projetos de carpintaria e polimos nossas esculturas até sua forma artística final. Também aprendemos rapidamente que a ponta do lápis pode ficar gasta quando esfregada contra o papel, mas que pode ser afiada novamente em um apontador de lápis. Nossa primeira percepção de adesão pode ter sido em um dia úmido, quando alguma pessoa comentou sobre o quão "pegajosa" se sentia. Ou, talvez, tenha sido quando nos perguntamos por que aranhas e moscas podem andar no teto, mas os cães e os gatos não podem.

As aulas de ciências e engenharia da faculdade geralmente só cobrem os temas de atrito, lubrificação e desgaste em um nível básico. Normalmente o que é ensinado é que o atrito estático é maior do que atrito dinâmico, que a força de atrito é proporcional à força de contato normal, que o atrito viscoso num fluido é proporcional à velocidade. Os princípios de lubrificação de filme fino são contemplados talvez apenas no caso de uma aula avançada em mecânica dos fluidos como um exemplo de resolução da equação de Reynolds. O desgaste é apenas abordado nas aulas de engenharia especializadas em tribologia, apesar de sua alta relevância como mecanismo de falha, e a adesão é eventualmente comentada em aulas de ligação química ou física de polímeros.

Considerando o quanto encontramos os fenômenos tribológicos de atrito, lubrificação, adesão e sua aplicação em nossa vida diária e da grande extensão desses fenômenos na tecnologia, pode parecer estranho por que esses temas são apenas marginalmente cobertos por nosso sistema de ensino atual. Segundo Mate (2008), a culpa não é das faculdades e universidades, mas sim das origens físicas inerentemente complicadas e interligadas da maioria dos fenômenos tribológicos. Esta natureza multifacetada tornou difícil para os cientistas e engenheiros desenvolver teorias preditivas para a maioria dos fenômenos inerentes à tribologia. Em vez disso, as inferências empíricas (por exemplo, de que a força de atrito é proporcional à força normal), são muitas vezes as únicas ferramentas preditivas disponíveis. Estas abordagens experimentais tem o inconveniente de serem preditivas apenas ao longo de um intervalo limitado de parâmetros. Uma vez que os mecanismos físicos subjacentes não são bem compreendidos, frequentemente não se sabe quais são os parâmetros importantes ou sobre o quão válido seria variar esses parâmetros durante os experimentos. Da mesma forma, se uma abordagem puramente analítica é tentada, a falta de conhecimento dos parâmetros relevantes muitas vezes leva a previsões incorretas de comportamento tribológico. Este poder preditivo limitado levou a tribologia a ser percebida em muitos nichos científicos mais como uma "magia" do que como uma disciplina científica. Essa falta de poder preditivo também pode ser a razão pela qual os educadores são tão relutantes em gastar muito tempo em conceitos de tribologia, cuja aplicação pode ser duvidosa em muitas situações.

Por exemplo, se se quer analisar a força de atrito atuando numa cadeira deslizando sobre um piso de madeira, o método mais conveniente seria tirar partido de estudos empíricos anteriores que mostraram que o atrito é geralmente proporcional à força normal (o peso da cadeira mais o da pessoa sentada nela), com uma constante de proporcionalidade chamada de coeficiente de atrito ou μ. Utilizando esta abordagem, o passo seguinte é determinar, a partir de experiências, como μ depende dos parâmetros suspeitos de influenciar o atrito: velocidade de deslizamento, a dureza da madeira, do tipo de cera aplicada sobre o piso etc. Depois de algumas horas de experiência, pode-se começar a ter uma boa ideia de como o atrito depende destes parâmetros, mas sem experimentação mais detalhada, haverá problemas sobre prever como o atrito pode ser alterado se novos parâmetros forem introduzidos (por exemplo, a adição de pastilhas de feltro para a parte inferior das pernas da cadeira, para evitar que o piso de madeira seja riscado).

A busca das origens microscópicas de atrito, adesão, lubrificação e desgaste não é uma atividade científica recente, ao longo dos séculos muito tem se ponderado sobre suas origens.

Nas últimas décadas, tornou-se um tema mais presente, levando os cientistas a aceitar mais o desafio da pesquisa nessa área.

Historicamente, o estudo tribológico acompanha a história humana. Dentre os pesquisadores de que se tem notícia, foi Leonardo da Vinci o primeiro que se interessou pelo estudo do atrito, tendo os estudos concluídos por Amontons em 1699, seguido posteriormente por Coulomb e Euler, sucessivamente (YUST, 1985).

O reconhecimento do conceito de tribologia esperou até 1966, quando em março desse ano foi enunciado pela primeira vez pelo Departamento de Educação e Ciências Britânico. Um dos pioneiros da abordagem microscópica foi o Professor David Tabor (1913-2005), da Universidade de Cambridge. Uma das frustrações enfrentadas por Tabor e outros que trabalhavam nesta área na época era a falta de um nome científico para o campo de estudo que abrangia todos os fenômenos que ocorrem entre os objetos em contato. Considerou-se que esta falta de terminologia foi privando o campo de certo nível de *status* e respeito dentro da comunidade científica. Buscando mudar esta situação, Tabor cunhou o termo “tribofísica” nome que ele atribuiu ao grupo de pesquisa que dirigiu ao investigar práticas lubrificantes, rolamentos e explosivos na Universidade de Melbourne durante a Segunda Guerra Mundial, e que é derivado da palavra grega “Tribus”, que significa “atritamento” (CRONKOVIC, 1993).

Em 1966, o Relatório Jost, produzido pelo Comitê do Departamento Britânico de Educação e Ciência, lançou oficialmente a palavra “tribologia”, que foi derivada da palavra tribofísica, anteriormente cunhada por Tabor (JOST, 1966). Ainda que a tradução literal da palavra tribologia seja "a ciência do atritamento", no Relatório Jost, uma longa, e um pouco mais satisfatória, definição foi adotada: "A ciência e tecnologia de interagir superfícies em movimento relativo e práticas e assuntos associados." Após o Relatório Jost, o termo tribologia rapidamente se estabeleceu como nome oficial desse campo de pesquisa, e a palavra tribologia passou a aparecer comumente nos títulos dos periódicos, livros, revistas, cátedras e até instituições relacionadas ao tema.

Enquanto o nome tribologia certamente aumentou a credibilidade do campo como uma disciplina válida do conhecimento científico e de engenharia, o termo continua a ser pouco conhecido fora do campo. Assim, o tribologista precisa estar preparado para explicar a palavra para aqueles que não tenham ouvido falar dela antes.

De acordo com Crnkovic (1993) a tribologia é definida como a ciência ou a tecnologia das superfícies que se interagem em movimento relativo. É o estudo do atrito, lubrificação e desgaste das superfícies, com o propósito de analisar, compreender e formular melhorias para cada aplicação.

O trabalho do tribologista é interdisciplinar, abrangendo a física, química, mecânica, termodinâmica e ciências de materiais, abrangendo ainda a vasta e intrincada área de projeto de máquinas.

1.2 Aços AISI/SAE 4340

O aço AISI/SAE 4340 (SAE – *Society of Automotive Engineers*) é usado comercialmente desde 1955 como um aço de alta resistência. Atualmente, é empregado em aplicações estruturais críticas, nas indústrias aeroespacial e de energia nuclear (LIU; BHOLE; NORTHWOOD, 2003). Outras aplicações deste aço podem ser citadas, como parafusos, pinos e elementos de fixação em geral; engrenagens, pinhões, eixos e componentes de máquinas, bielas e virabrequim para motores.

O aço AISI/SAE 4340 combina profundo endurecimento (alta temperabilidade) com boa ductilidade, elevada resistência e razoável tenacidade, além de apresentar boa soldabilidade. Possui alta resistência à fadiga, e é frequentemente empregado em severas condições de serviço, sujeitas a cargas altas. Também é aplicado onde é requerida alta resistência em peças grandes e secções mais grossas.

Este aço ultra-resistente pode atingir valores de resistência na ordem de 1900 MPa quando devidamente temperado e revenido a 200-230 ºC. Na Tabela 2.1 estão representadas as propriedades mecânicas típicas de um aço AISI/SAE 4340.

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas típicas de um aço AISI/SAE 4340 (temperado em óleo na temperatura de 845 ºC (ASM, 1985).

Temperatura Revenimento (°C)	Resistência à Tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Redução de Área (%)	Dureza HB	Dureza HRC
205	1.980	1.860	11	39	520	53
315	1.760	1.620	12	44	490	50
425	1.500	1.365	14	48	440	46
540	1.240	1.160	17	53	360	39
650	1.020	860	20	60	290	31
705	860	740	23	63	250	24

O comportamento mecânico dos materiais metálicos em serviço está intimamente relacionado com as microestruturas dos mesmos, pois estas lhes conferem diferentes

propriedades mecânicas, dependendo dos processamentos impostos (PAVALESCU; TUDOR, 1987).

1.3 Liga bronze-alumínio 630

A liga bronze-alumínio 630 é utilizada pela indústria aeronáutica e aerosespacial por apresentar boa resistência à fadiga e por permitir o trabalho com cargas específicas elevadas, levando-se em conta a importância de se trabalhar com sistemas de lubrificação constante.

É também um material empregado na fabricação de mancais, buchas e casquilhos para a indústria automotiva, indústria sucroalcooleira e de máquinas pesadas, além do seu emprego em placas de desgaste e linhas decorativas.

1.4 Justificativas deste trabalho

O estudo proposto espera contribuir para a compreensão dos mecanismos de desgaste associados ao par aço AISI/SAE 4340 e liga bronze-alumínio 630, quando estão envolvidas diferentes fases na microestrutura do aço. Além das aplicações em geral e do fator econômico, este par é utilizado em trens de pouso de aeronaves, aumentando a importância do estudo e da responsabilidade relativa a esta aplicação, pois o fator segurança, neste caso, deve ser máximo.

1.5 Objetivos

O objetivo deste trabalho é o ranqueamento, por meio da taxa de desgaste, de cada par formado pelas microestruturas do aço AISI/SAE 4340 (material de confecção dos discos) e a liga bronze-alumínio 630 (material de confecção dos pinos). Para isto, objetivos secundários deverão ser alcançados:

1 O comportamento quantitativo, por meio da taxa de desgaste em m^3/m ou volume removido por desgaste em m^3 no contato do aço AISI/SAE 4340 em diferentes condições de microestrutura, em função da velocidade e do percurso de deslizamento imposto ao par.
2 Relacionar as variações quantitativas do desgaste às alterações do mecanismo de desgaste.

Para se atingir estes objetivos foram seguidas as seguintes etapas:

a) executar os ensaios de atrito e desgaste nas condições pré-estabelecidas;
b) analisar as superfícies desgastadas por meio de microscopias eletrônicas de varredura;
c) identificar os mecanismos de desgaste em cada condição de ensaio;
d) determinar a taxa de desgaste para cada par ensaiado.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Um dos objetivos do relatório Jost 1966 era documentar a potencial economia que poderia ser alcançada através do desenvolvimento e adoção de melhores práticas de engenharia para minimizar o atrito e o desgaste desnecessários e as avarias associadas às falhas tribológicas. Foi estimado que dentro do Reino Unido a economia pudesse chegar ao equivalente a 1% do seu PIB. A partir do Relatório Jost, outras agências também avaliaram essa importância em números, e o consenso atual é que de 1,3% a 1,6% do PIB poderiam ser salvos através de uma atenção adequada para a tribologia. Para dar uma dimensão melhor do que isto representa consideremos que, segundo o Banco Mundial, o PIB da União Europeia para 2012 deve superar os 16 trilhões de dólares americanos. A economia associada às melhores práticas tribológicas, então, poderia alcançar cifras da ordem de 260 bilhões de dólares apenas nos países que constituem o bloco europeu.

Os programas de pesquisa são caros, e assim torna-se necessário determinar quais os fatores que direcionam as áreas de demandas tribológicas, ou seja, quais as necessidades que devem ser satisfeitas, como resultado de pesquisas e desenvolvimento.

Três fatores de direcionamento foram identificados (ALLISON; WILMAN, 1964):

a) confiabilidade funcional
b) pressões econômicas
c) pressões de meio

a) Confiabilidade funcional

Devido ao grande avanço científico e tecnológico, a confiabilidade no funcionamento de mecanismos espaciais, sistemas mecânicos em condições de radiação em unidades de potência são de vital importância, onde pequenas falhas tribológicas podem levar a resultados catastróficos (CRNKOVIC, 1993).

O avanço exponencial da automação, associado à computação, estará sempre interligado a um sistema mecânico, onde uma falha tribológica afetará o benefício trazido por ele. Linhas de robôs completamente automatizados são paralisadas em razão destas falhas.

Em razão destes exemplos, a confiabilidade funcional é um fator de suma importância em relação ao produto e ao homem, estando diretamente relacionado ao desenvolvimento tribológico do sistema mecânico.

b) Pressões econômicas

A competitividade mundial implica em se fabricar com qualidade e a baixo custo. É sensível que o maior responsável pelas reduções de ganho é o desgaste não lubrificado, em que grandes perdas econômicas estão concentradas principalmente no manuseio e transporte de materiais.

Para se evitar, em parte, o desgaste não lubrificado, estudos tribológicos em relação a novos materiais e revestimentos devem ser prioritários, com vistas a reduzir os custos de produção, chegando-se a um produto mais barato e consequentemente mais competitivo no mercado.

c) Pressões do meio

A preservação e conservação de materiais é uma necessidade evidente, mas a necessidade não pode ser meramente econômica, uma vez que há necessidade de se eliminar o trabalho não social.

Processos onde existem materiais e soluções aquosas que determinam más condições de trabalho aos operadores deverão se estudados.

Esforços devem ser feitos no sentido de se preservar materiais que estão se tornando cada vez mais raros e são perdidos por desgaste desnecessário. A pressão existente nesta direção não será tão forte quanto a econômica, mas é importante não ignorá-la.

2.1 Sistema tribológico

Definição de um sistema tribológico (CZICHOS, 1984): Sistema tribológico é um conjunto de elementos interconectados pela estrutura e função.

A estrutura é composta pelos elementos que estão em contato e movimento relativo, as propriedades destes elementos e a relação entre os mesmos. Existe um meio que envolve o conjunto e uma transformação entre o início e o fim do processo de interação (JEMAA; MNIF; ELLEUCH, 2012).

Baseado nas considerações anteriores, os elementos bifásicos de um sistema tribo-mecânico são ilustrados pela Figura 2.1.

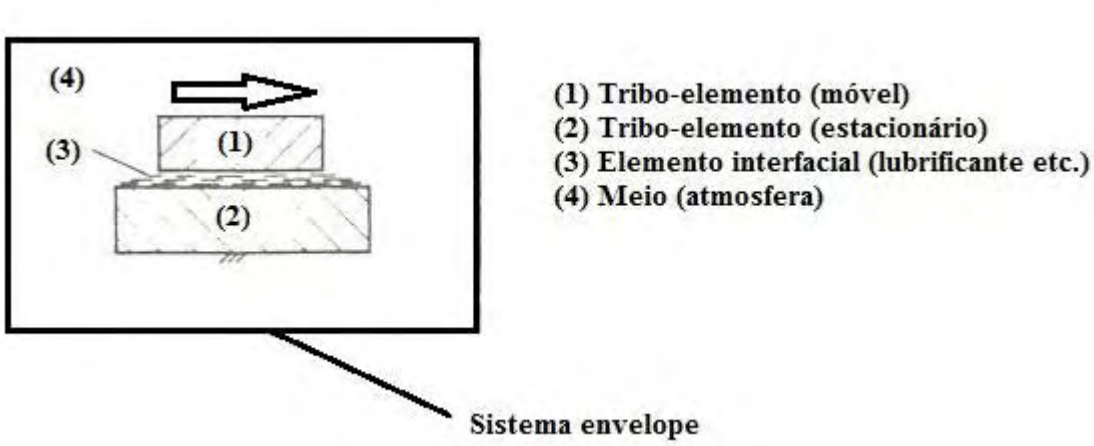


Figura 2.1 Elementos básicos de um sistema tribo-mecânico (CRNKOVIC; 1993).

Participam do sistema o tribo-elemento móvel e o estacionário, e há uma atmosfera que envolve o sistema e a possibilidade de existir um elemento interfacial. As propriedades dos elementos estão associadas à sua geometria, composição química, rugosidade, dureza etc.

As interações entre os elementos do sistema tribológico são representados esquematicamente na Figura 2.2.

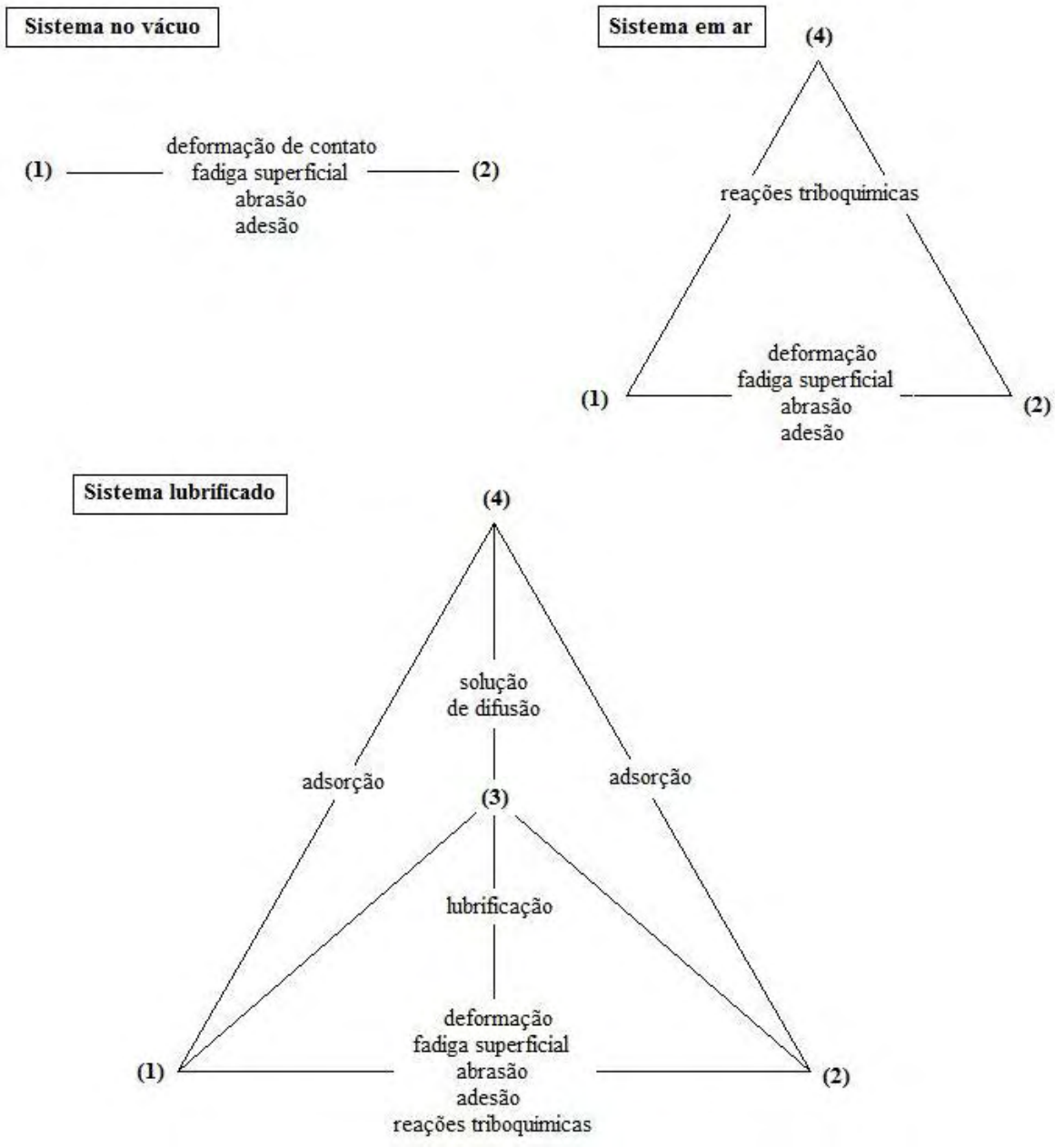


Figura 2.2 Representação esquemática das interações tribológicas (CRNKOVIC; 1993).

2.2. Processo de contato

Quando dois corpos entram em contato interfacial, as forças e os deslocamentos provenientes do contato mecânico e das interações entre os materiais influenciam o comportamento do par tribológico.

2.2.1. Topografia superficial

As superfícies trabalhadas deixam de ser lisas, quando observadas ao microscópio, passando a ser constituídas de uma infinidade de picos e vales distribuídos aleatoriamente.

A Figura 2.3 ilustra esquematicamente a topografia superficial vista microscopicamente e as características de uma seção transversal desta topografia, onde os elementos individuais da superfície rugosa são identificados por asperidades.

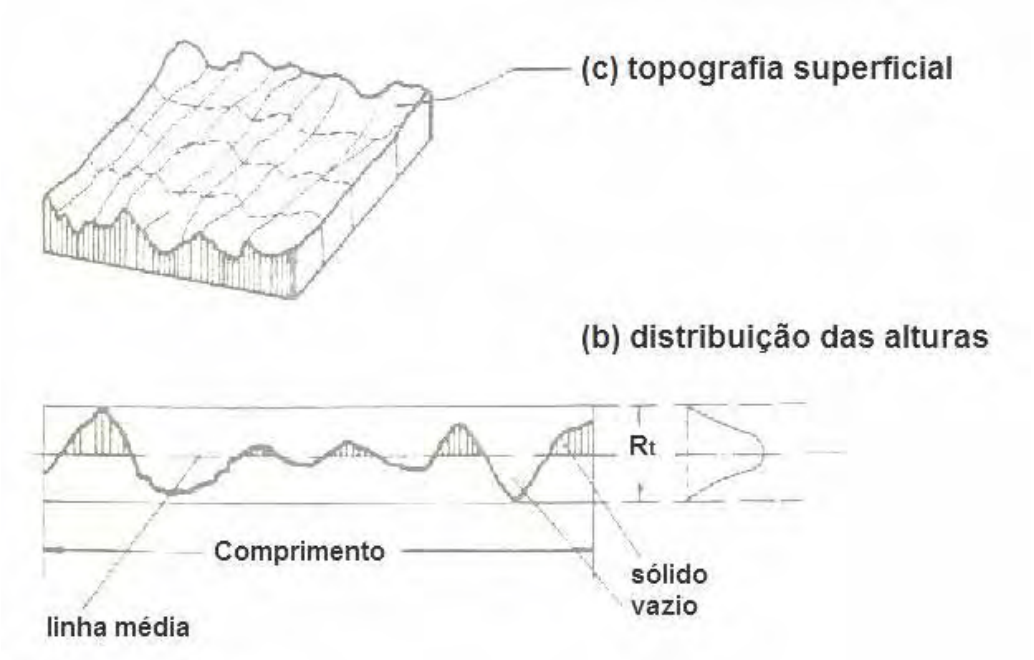


Figura 2.3 - (a) Topografia superficial (b) Seção transversal da topografia superficial (CRNKOVIC; 1993).

2.2.2. Área real de contato

Quando duas superfícies sólidas entram em contato devido a um carregamento normal, que comprime uma contra a outra, este contato é feito em três ou mais pontos que podem deformar-se elasticamente ou plasticamente.

A soma das áreas microscópicas (A_i) destes pontos de contato é chamada área real de contato (A_r).

A Figura 2.4 ilustra esquematicamente a área real (A_r) e nominal de contato (A_o).

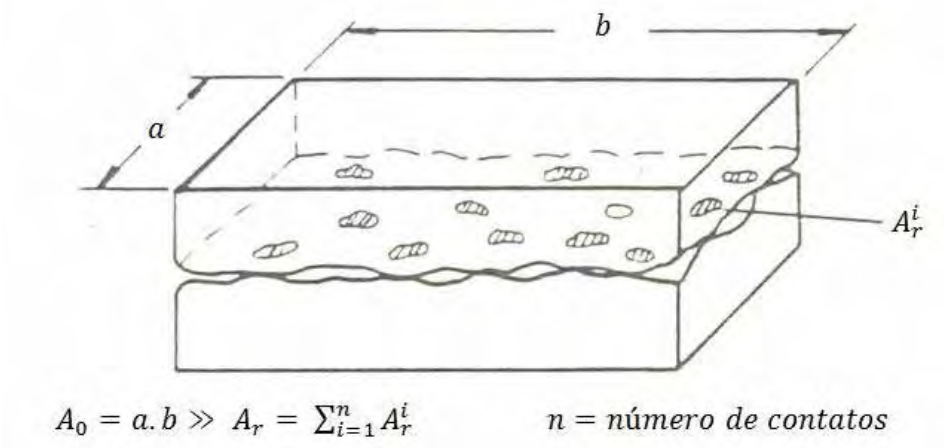


Figura 2.4 - Área real (A_r) e nominal (A_o) (CRNKOVIC; 1993).

2.3 Fundamentos do atrito

Atrito é a resistência ao movimento quando um objeto sólido é movido tangencialmente a outro em contato ou quando um esforço é feito para produzir este movimento.

A importância do atrito está relacionada ao consumo de energia gasta durante o deslizamento. A redução do atrito pelo aperfeiçoamento do projeto, através do uso de materiais de contato mais adequados e aplicação de melhores substâncias lubrificantes é, portanto, um problema da tecnologia moderna.

Deve ser mencionado, entretanto, que muitos processos cotidianos são dependentes da presença do atrito, desta forma, prover estes processos de um atrito suficiente é uma tarefa importante. Nós estamos familiarizados com processos simples, como se locomover em um automóvel, onde um baixo atrito tornaria impossíveis as paradas e partidas.

O atrito em certas circunstâncias deve ser mantido alto, como é o caso de parafusos e fixadores, mas em outros deve ser mantido dentro de certos limites, como é o caso dos freios de um automóvel, podendo ser ineficiente para uma parada se for muito baixo ou provocar desconforto aos passageiros, se for muito alto.

Outro problema com relação ao atrito está relacionado às oscilações, o que por vezes provoca ruídos desconfortáveis. Em outras ocasiões, porém, pode provocar sensações agradáveis, como é o caso dos instrumentos musicais da família do violino.

2.3.1 Atrito clássico

O período mais importante em relação à pesquisa de atrito foi entre 1779 a 1785, relacionado a Amontons e Colomb, que experimentaram e formularam as leis clássicas do atrito da seguinte forma (RABINOWICZ, 1965):

(1) A força de atrito é proporcional à força normal aplicada:

$$F_a = \mu F_N \tag{1}$$

Onde: Fa – Força de atrito

F_N – Força normal

μ - coeficiente de proporcionalidade

A equação (2) define, portanto, o coeficiente de atrito:

$$\mu = \frac{F_a}{F_N} \tag{9}$$

(2) o coeficiente de atrito é independente da área aparente de contato;
(3) o coeficiente de atrito estático é maior do que o coeficiente de atrito dinâmico;
(4) o coeficiente de atrito é independente da velocidade de deslizamento.

As considerações do atrito seco implicam em uma que análise do comportamento das propriedades dos materiais, uma vez que a presença de lubrificante afeta as propriedades da superfície de atrito. Portanto, as condições lubrificadas somente deverão ser executadas quando suficiente conhecimento for adquirido em condições secas (WILSON; STOTT; WOOD, 1980).

2.3.2 Comportamento do processo de atrito

Rabinowicz (1965) classifica o processo de atrito de metais descontaminados segundo dois comportamentos:

a) Comportamento severo

Neste caso o coeficiente de atrito situa-se usualmente na faixa de 0,9 a 1,2 e há grandes flutuações instantâneas nos valores da força de atrito. A Figura 2.5 ilustra esquematicamente o comportamento severo do atrito.

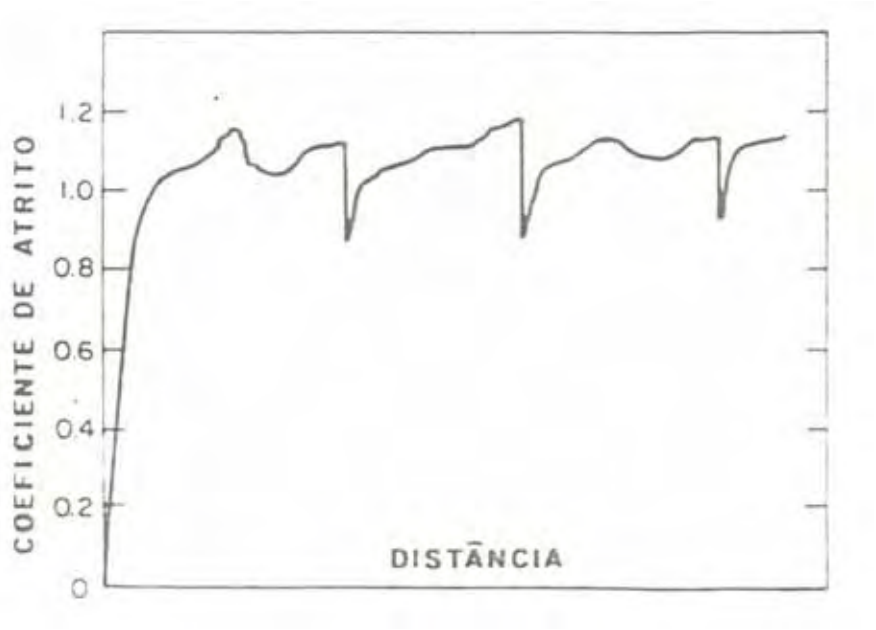


Figura 2.5 - Comportamento severo do atrito (RABINOWICZ, 1965).

Uma inspeção da superfície após o deslizamento mostra poucos traços, onde predominam pontos sulcados de uma superfície sobre a outra; estes traços são grandes e usualmente com lados aparentemente irregulares. Inspeção microscópica apresenta grandes partículas (que excedem 50 μm) transferidas de uma superfície para a outra.

b) Comportamento moderado

Neste caso, o coeficiente de atrito é menor, usualmente na faixa de 0,3 a 0,7, sendo bastante estacionário ou com oscilações regulares do tipo *stick-slip*, em que a força de atrito flutua entre dois extremos bem definidos, como ilustra a Figura 2.6. A inspeção microscópica da superfície apresenta um grande número de linhas finas, onde pequenas protuberâncias de uma superfície sulcam um traço através da outra. Pequenas partículas (da ordem de 25 μm) são transferidas de uma superfície para a outra.



Figura 2.6 - Comportamento moderado do atrito (RABINOWICZ, 1965).

Cocherham e Symmons (1976) consideraram que o fenômeno *stick-slip* ocorre por vibrações auto induzidas, introduzidas através da variação da força de atrito com a velocidade entre os corpos em contato.

Rabinowicz (1965) descreve alguns fatores importantes, que caracterizam um maior ou menor atrito entre as superfícies de deslizamento:

a) Deslizamento entre materiais rigorosamente similares ou iguais

Como regra geral, foi descoberto que o atrito severo é característico de um par de superfícies deslizantes do mesmo material ou quando consistem de materiais rigorosamente similares, em razão da capacidade destes materiais em formar ligas ou possíveis substâncias devido à solubilidade de um dos metais na rede do outro.

Como exemplo, podemos citar o deslizamento cobre-cobre que proporciona alto valor de atrito (acima de 1,0), em razão de o deslizamento ser entre corpos do mesmo material. Outro caso é alumínio-ferro ou alumínio-aço de baixo carbono, que proporciona alto valor de atrito (acima de 0,8) em razão dos metais interagirem fortemente e formarem compostos intermetálicos.

Quando os metais são não similares, e de baixa afinidade, como é o caso do par de deslizamento prata-ferro ou prata-aço de baixo carbono, o atrito é baixo, ao redor de 0,3 em razão de não haver formação ligas e nem formação compostos intermetálicos. De fato, prata fundida e ferro fundido são imiscíveis, e isto é uma indicação de incompatibilidade.

b) Relação energia superficial – dureza

A relação quantitativa entre a energia superficial e a dureza nos proporciona uma indicação do comportamento quanto ao atrito para um dado par de deslizamento. A Figura 2.7

ilustra o comportamento do coeficiente de atrito com relação à energia superficial (W_{aa})-dureza (P).

Nota-se, como regra, quando um dos metais é de baixa dureza, que as condições de deslizamento são severas em razão das relações energia superficial-dureza serem bastante elevadas.

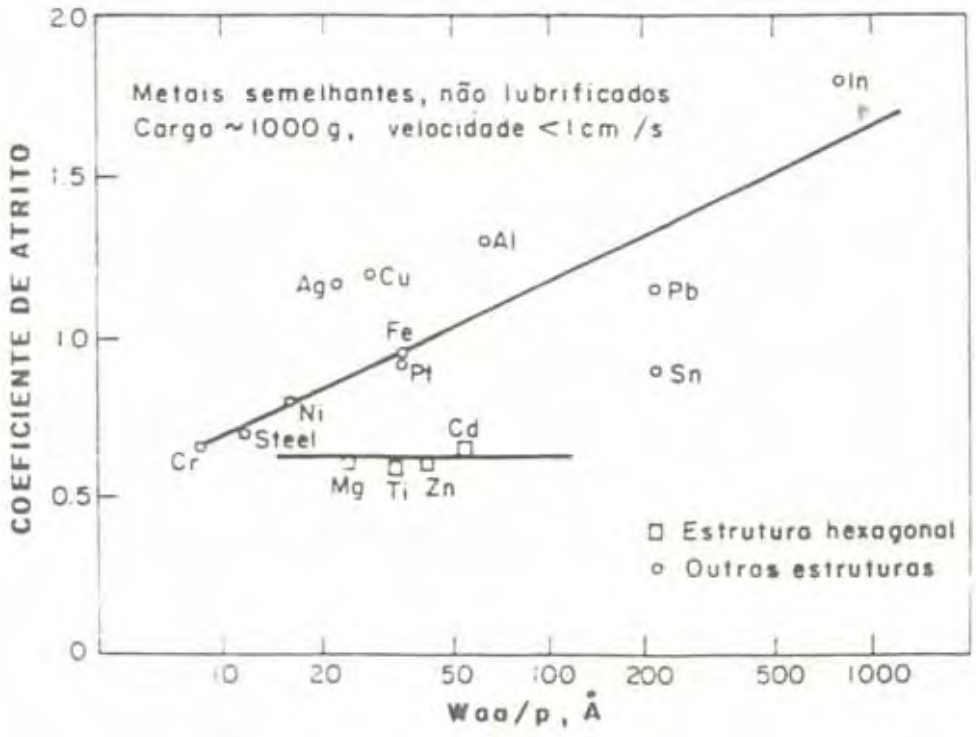


Figura 2.7 - Coeficiente de atrito em função da relação energia superficial – dureza (RABINOWICZ, 1965).

c) Rugosidade superficial

Superfícies rugosas não são prováveis de apresentar altos valores do coeficiente de atrito. A Figura 2.8 ilustra o comportamento do par de deslizamento cobre-cobre, em função da rugosidade superficial.

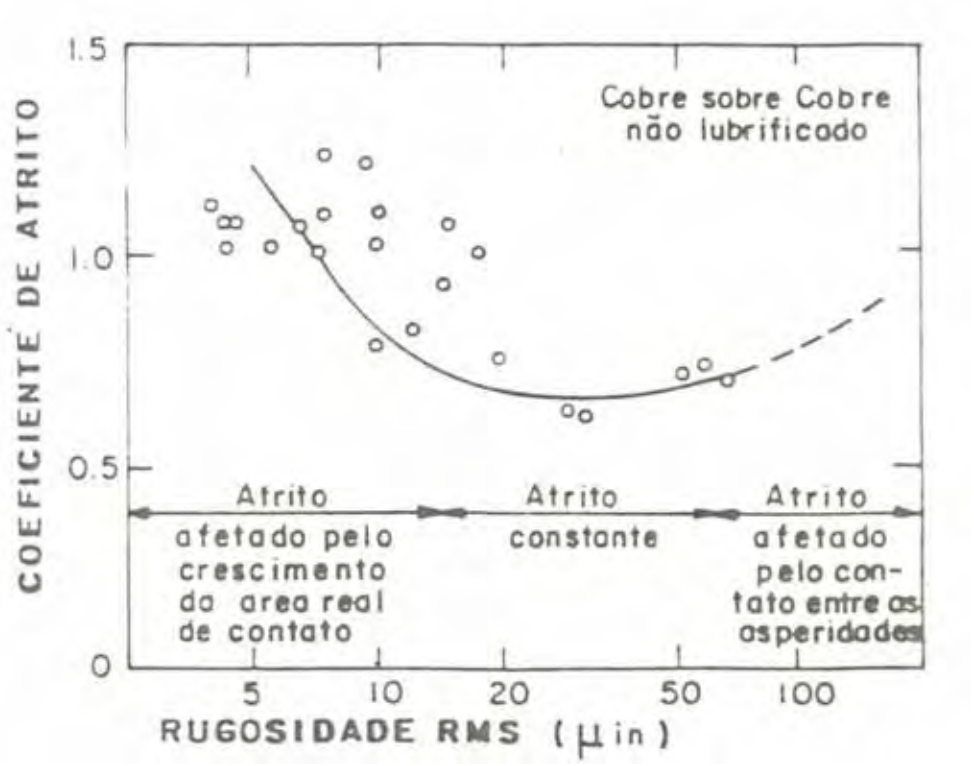


Figura 2.8 - Coeficiente de atrito em função da rugosidade superficial para o par de deslizamento cobre-cobre, sem lubrificante (RABINOWICZ, 1965).

Como observado, baixa rugosidade superficial implica no crescimento da área real de contato, e alta rugosidade superficial diminui o crescimento da junção, mas aumenta a probabilidade de contato entre as superfícies de deslizamento.

d) Carga

Para algumas combinações metálicas há uma carga mínima, o que significa dizer que abaixo de um determinado valor de carga, o atrito severo não é encontrado. A carga mínima está relacionada à quebra do filme de óxido, de forma que o contato metal-metal ocorra no sistema de deslizamento. Esta carga mínima depende da natureza do filme óxido, geometria de contato, acabamento superficial e capacidade de formação de óxido do metal.

e) Microestrutura

Ligas de uma única fase comportam-se como metais puros, tendo propriedade de atrito do seu maior constituinte e apresentam para deslizamento entre si, alto atrito.

Ligas multifásicas tendem a se comportar de maneira diferente e frequentemente apresentam comportamento moderado quanto ao atrito, especialmente quando a fase menos presente é de dureza menor que a outra.

2.4. Fundamentos de desgaste

O desgaste tem sido um assunto de interesse prático nas últimas décadas, todavia ainda merece uma maior atenção teórica. A opinião predominante é de que é fácil substituir um componente quando este está desgastado, em vez de proporcionar uma vida adequada no projeto. Isto pode ter sido verdadeiro no passado, entretanto, no presente clima econômico é uma prática dispendiosa.

2.4.1. Processos de desgaste

Os processos de desgaste não tem sido claramente estabelecidos. Há vários pesquisadores que tem sua própria versão de como estes ocorrem. Não há consenso absoluto, mas todos concordam que uma superfície plana não é realmente plana, e sim composta de asperidades distribuídas sobre esta superfície.

A deformação das asperidades ocorre até que a área real de contato seja suficiente para suportar a carga. A quantidade de asperidades deformadas está relacionada à resistência dos dois materiais em contato, e inclui a deformação plástica e elástica.

Se uma carga tangencial é aplicada a estas duas superfícies em contato ocorre um processo de remoção de material, que pode ser classificado por (CRNKOVIC, 1993):

a) Processo de desgaste adesivo

É definido como desgaste por transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida. As junções adesivamente formadas são cisalhadas e parte do material menos resistente é transferido ou pode permanecer entre as superfícies como resto de desgaste.

b) Processo de desgaste abrasivo

É definido como desgaste por retirada de material, causado por protuberâncias duras ou partículas duras.

c) Processo de desgaste por fadiga

É definido como sendo, a remoção de material da superfície, proveniente da variação cíclica de carga.

d) Processo de desgaste erosivo

É definido como sendo a perda de material de uma superfície sólida, devido ao movimento relativo de um fluído em contato, que contem partículas sólidas.

e) Processo de desgaste corrosivo

É definido como sendo o desgaste em que reações químicas ou eletroquímicas com o meio predominam.

Desgaste, no entanto, raramente é resultado de um só mecanismo. Há situações em que um tipo de mecanismo muda para outro, ou quando dois ou mais tipos de mecanismos ocorrem simultaneamente. Isso é possível, por exemplo, para a produção de fragmentos ou partículas em desgaste por adesão causando desgaste por abrasão.

2.4.2 Processo de desgaste por deslizamento

O processo de desgaste por deslizamento é um dos principais processos de desgaste, e é motivo de um grande número de estudos. Uma teoria perfeita sobre o assunto ainda deve ser definida, confrome propõem Holm (1946) e Regney (1997).

Esse tipo de desgaste pode ser definido pelo desgaste ocorrido quando duas superfícies sólidas deslizam uma sobre a outra, sendo favorecidas por uma superfície limpa, condições não oxidativas, e pelas condições químicas e similaridades estruturais entre os pares deslizados. Normalmente, em aplicações práticas, as superfícies de deslizamento são lubrificadas, utilizando-se então o termo *desgaste por deslizamento lubrificado.* Já em algumas aplicações de engenharia, investigações no laboratório etc., superfícies deslizam sem lubrificantes, resultando no desgaste chamado *desgaste por deslizamento seco* (HUTCHINGS, 1992).

Em geral, quando dois corpos lubrificados deslizam entre si, o óleo existente na região de contato desenvolve pressões hidrodinâmicas que mantém as superfícies separadas. Sob certas condições (baixas velocidades, por exemplo), essas pressões não são suficientes para manter essa separação e parte da carga é suportada pelo contato das asperezas existentes nas superfícies. As asperezas em contato se deformam e se desgastam por um processo de fadiga ou por arrancamento. O desgaste das asperezas geralmente produz uma superfície polida, o que melhora as condições hidrodinâmicas (TOMANIK, 2000).

É importante chamar aqui a atenção para o fato de que o termo “desgaste por adesão” é usado às vezes para descrever o desgaste por deslizamento. Isso pode ser enganoso, já que a adesão exerce um importante papel no desgaste por deslizamento, mas é somente uma parte dos processos químicos e físicos envolvidos.

2.4.3. Mecanismo de desgaste adesivo em metais

A primeira idéia básica para o desgaste adesivo foi a adesão e quebra de uma junção (área real de contato) entre as superfícies deslizantes (HOLM, 1929; ARCHARD, 1953).

Outros mecanismos de desgaste adesivo propostos por Kerridge (1955) e Hirst e Lancaster (1960) relatam que de fato ocorre a transferência de um metal para outro, e o metal transferido é removido subseqüentemente como partículas “desgastadas”. Esse tipo de mecanismo de desgaste adesivo é explicado pelo modelo proposto por Sasada (1972, 1976), que propõe que para formar partículas desgastadas é necessário que ocorra simultaneamente um processo de transferência e crescimento.

2.4.3.1 Adesão metal – metal

A força de adesão ou força de separação é sempre maior do que a força de contato, como observado na Tabela 2.1. A tendência à adesão não é determinada pela solubilidade ou tamanho relativo dos átomos entre os metais. A maior adesão ocorre para uma combinação de metais iguais, como por exemplo, Ferro – Ferro, mas combinações de metais diferentes também podem apresentar altas forças de adesão.

A proporção da força de adesão para a força de contato pode ser muito alta, cerca de 20 vezes ou mais em alguns casos. O processo de adesão é instantâneo e pode ocorrer em temperaturas moderadas ou muito baixas (BUCKLEY, 1981).

Tabela 2.1 - Força de adesão de vários metais em contato com o ferro em sistema de vácuo (BUCKLEY, 1981)

Metal	Solubilidade no ferro (% at.)	Força de adesão para Fe (mN)
Ferro		>4.0
Cobalto	35	1.2
Níquel	9.5	1.6
Cobre	<0.25	1.3
Prata	0.13	0.6
Ouro	<1.5	0.5
Aluminio	22	2.5

Vários testes com uma enorme variedade de combinações de metais tem mostrado que quando a adesão é forte, há transferência do metal mais macio (dúctil) para o mais duro (resistente), como observado na Figura 2.9.

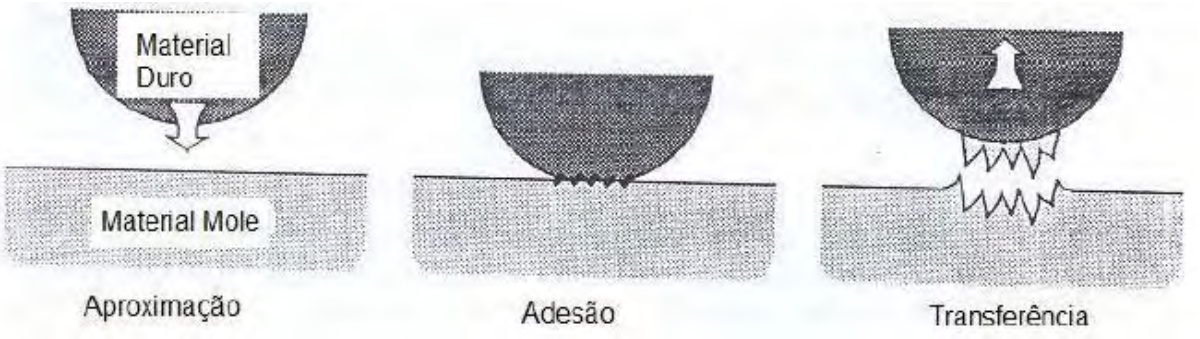


Figura 2.9 - Processo de transferência de metal devido à adesão (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).

A forte adesão entre os metais pode ser explicada através da transferência de elétrons entre as superfícies em contato, quando numerosos elétrons livres podem ser transferidos de um metal para o outro até a estabilidade.

Todos os metais mostram uma grande tendência à adesão quando em contato com outro sólido, mas há algumas particularidades que devem ser observadas. A grande maioria dos metais apresenta uma das quatro principais formas de estrutura cristalográfica: Cúbica de Face Centrada (CFC), Cúbica de Corpo Centrado (CCC), Hexagonal Compacta (HC) e Tetragonal. Tem-se observado que experimentalmente metais com estrutura hexagonal centrada mostram uma adesão muito menor que outros metais (BUCKLEY, 1981; SIKORSKI, 1963). Altas durezas, altos módulos de elasticidade e energia superficial do metal também suprimem a adesão.

A razão para a diferença na adesão entre os metais com durezas similares está na necessidade das asperidades dos metais se deformarem plasticamente após o contato ter se estabelecido. Metais com estrutura hexagonal centrada tem poucos sistemas de deslizamento e são, portanto, menos dúcteis que metais com estrutura CFC ou CCC, resultando em uma menor adesão.

A adesão entre os metais também é influenciada pela reatividade química ou eletropositividade dos metais (BUCKLEY, 1981, 1968). Metais com estrutura CFC com alto nível de atividade química possuem maiores forças adesivas. Esses metais são, usualmente, impróprios para contatos com deslizamento sem lubrificação.

2.4.3.2 Efeitos da adesão entre as superfícies em desgaste

Fortes adesões entre as asperidades das superfícies em desgaste tem dois efeitos: uma grande força de atrito é gerada e as asperidades podem ser removidas das superfícies para formar partículas do desgaste ou camadas de transferência de material. (TEIXEIRA, 2011).

2.4.3.3 Considerações importantes sobre o mecanismo da adesão

(a) Crescimento da junção adesiva

Quando dois corpos sólidos são colocados em contato, o fluxo plástico ocorre nos pontos reais de contato, até que a área seja suficiente para suportar a carga aplicada. A adesão é a medida da resistência à tração da junção. Quando uma pequena carga tangencial é aplicada (McFARLANE, TABOR; 1950), uma pequena tensão de cisalhamento é suficiente para iniciar um fluxo tangencial, desde que a junção já esteja plástica sob a carga normal. O pequeno deslocamento resulta em um fluxo adicional ao redor da região de contato e a área da junção é aumentada. Conseqüentemente, há um contínuo aumento na área real de contato, com correspondente aumento da adesão. Este processo continua até que a taxa de aumento da força tangencial é maior do que o aumento da junção, ocorrendo, portanto o deslizamento.

(b) Aspecto quantitativo da adesão

Quando dois sólidos são colocados em contato, eles estão primeiro sujeitos a forças de longa distância de van der Waals. Em distâncias de cerca de 1nm, forças de curta distância entram em ação na área real de contato, sendo que o tipo depende da natureza das superfícies. Assim, forças adesivas fortes podem ocorrer com a devida dispersão dos contaminantes superficiais e o crescimento das junções. No sentido de que o desgaste ocorra, a fratura deve acontecer na interface ou na subsuperfície de um dos materiais. Esta situação é ilustrada esquematicamente pela Figura 2.10.

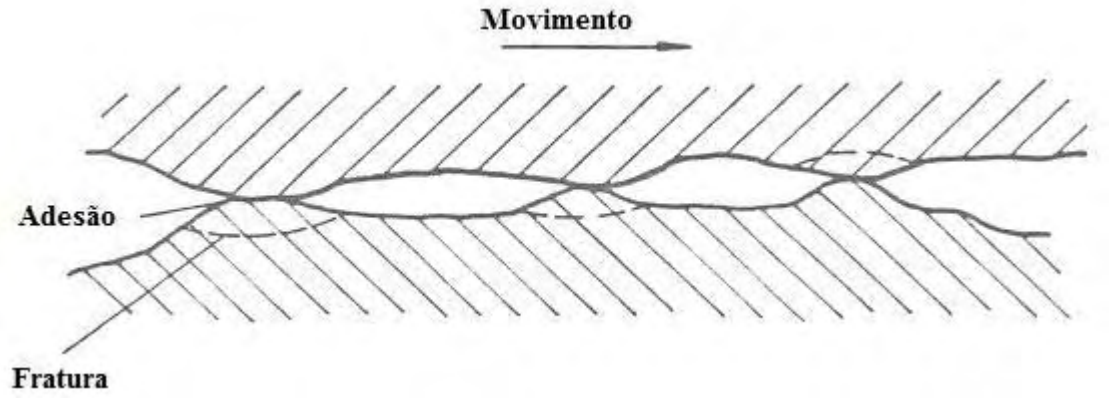


Figura 2.10 - Processo de desgaste adesivo (CRNKOVIC; 1993).

Considerações de Rbinowicz (1965) avaliaram que a fratura tem 5% ou menos de possibilidade de não ocorrer na interface, uma vez que esta possui a menor área da seção transversal, e está sujeita a defeitos tal como vazios, influindo na sua resistência, e deste modo, sendo a região de menor resistência.

Caso essas fraturas não ocorram na interface, ocorrerão ao longo do material de menor dureza, ou seja, o de menor resistência mecânica, podendo ocasionalmente ocorrer no material de maior resistência em regiões enfraquecidas.

A transferência mútua foi observada por Sasada e colaboradores (1976), que ensaiaram ferro contra polímeros, onde observaram a transferência de ferro para o polímero, cabendo a Holm et al (1965), ter sido um dos primeiros a determinar quantitativamente o volume de material perdido no desgaste adesivo e, seguido por Archard e colaboradores (1967), concluíram que este volume de material de desgaste é:

(1) proporcional à distância de deslizamento;

(2) proporcional à carga;

(3) inversamente proporcional à dureza do material de menor resistência.

2.4.3.4 Mecanismo de desgaste por adesão em metais

O desgaste por adesão é definido por Blau (1995) como o “Desgaste por transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida”. Estas junções adesivamente formadas são cisalhadas e parte do material menos resistente é transferido ou pode permanecer entre as superfícies (CRNKOVIC; 1993).

O mecanismo de desgaste por adesão tem dependência da força normal aplicada nos corpos em contato, da velocidade relativa de deslizamento entre as superfícies, da temperatura, das durezas e rugosidades dos materiais e da afinidade química entre eles (WILLIAMS; 1996). O mecanismo produz também muitos fragmentos duros, dos materiais em trabalho, pela deformação e rompimento de junções adesivas, que em suas trajetórias de saída, promovem uma micro-abrasão nas superfícies por onde passam, sendo assim, responsável por uma superfície toda microranhurada. A abrasão nas superfícies dos materiais, produzida pelas partículas geradas no desgaste, leva a uma interpretação similar do mecanismo de desgaste abrasivo.

Diferentes mecanismos de desgaste tem sido propostos para um desgaste severo de metais. Todos envolvem deformação plástica, mas diferem em detalhes de processo de cada um dos materiais envolvido. Não é difícil encontrar uma conclusão equivocada entre os prováveis mecanismos envolvidos em um determinado caso particular, mas uma análise critica de ambas as superfícies desgastadas e dos fragmentos pode prover informações bastante úteis.

As superfícies desgastadas irão presumir a quantidade de fragmentos desgastados em todos os estágios do ciclo de vida (Figura 2.11), em que os estágios I e III apresentam um desgaste severo e o estágio II um nível de desgaste moderado ou taxa de desgaste constante, determinada pelo coeficiente angular da curva de desgaste (HOLMEMBERG, 2001).

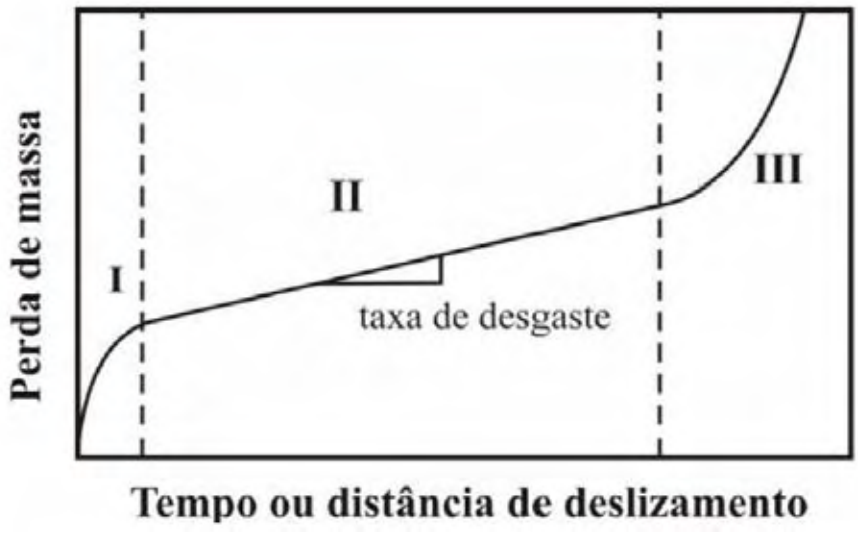
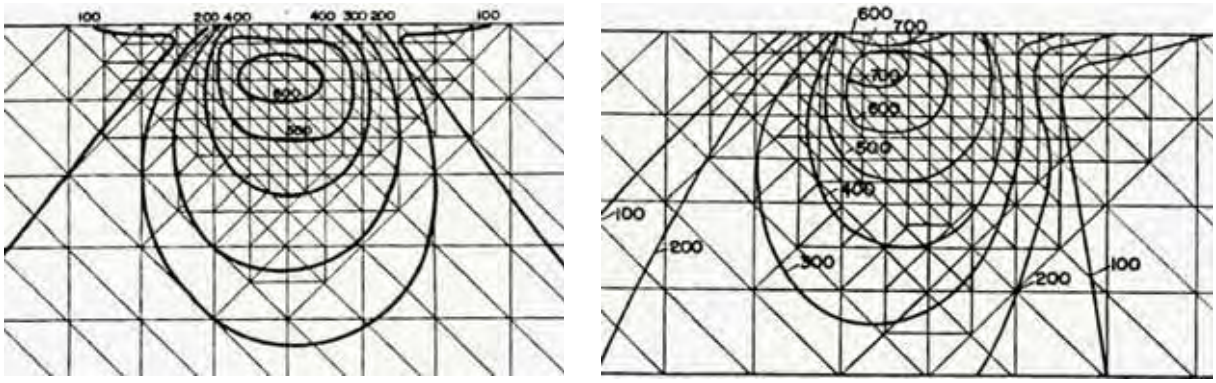


Figura 2.11 – Esquema da variação da perda de massa com a distância deslizada (HOLMBERG, 2001).

2.4.3.5 Mecanismos de desgaste por fadiga

A teoria do contato elástico mostra que a tensão compressiva máxima ocorre na superfície, enquanto que a máxima tensão de cisalhamento ocorre a uma determinada distância abaixo da superfície. A Figura 2.12 (a) ilustra o mapa das máximas tensões de cisalhamento para o contato de um cilindro e um plano, sujeitos a uma carga normal.. Se forças combinadas, normal e tangencial são aplicadas simultaneamente, as posições destas tensões de cisalhamento máximas mudam e movem-se em direção à região superficial. Na Figura 2.12 (b) ilustra-se o mapa das máximas tensões de cisalhamento para o contato de um cilindro e um plano, sujeitos a uma carga normal e tangencial simultaneamente (CRNKOVIC; 1993).



(a) **(b)**

Figura 2.12 - Mapas de distribuição das tensões de cisalhamento (MPa): (a) solicitado por uma força normal; (b) força normal e tangencial (CRNKOVIC; 1993).

O mecanismo de desgaste por fadiga é resultado de variações de tensões na camada superficial do sólido, onde a base para o início do mecanismo é a introdução de defeitos na rede, em razão da tensão aplicada.

Com base na teoria das discordâncias, há algumas possibilidades para o mecanismo que inicia a trinca.

Estes mecanismos possíveis são:

(a) Empilhamento de discordância em bandas de deslizamento junto aos contornos de grãos;

(b) Coalescência do deslizamento de duas discordâncias para formar uma trinca ao longo do plano de clivagem;

(c) Trinca formada em limite de inclinação.

Suh (1973) propôs a teoria de desgaste por delaminação, considerando que muitos fenômenos de desgaste não são explicados pela teoria da adesão, quando um metal desliza contra outro em baixas velocidades, onde não são geradas altas temperaturas.

Quando duas superfícies entram em contato, cargas normais e tangenciais são transmitidas através dos pontos de contato pela ação adesiva ou deslocamento plástico. As asperidades da superfície de baixa dureza são facilmente deformadas e algumas fraturadas pela ação repetida do carregamento. Uma superfície relativamente lisa é gerada, quando estas asperidades são deformadas ou removidas. Uma vez que esta superfície torna-se lisa, o contato não será mais entre uma asperidade e outra, mas entre uma asperidade e um plano, onde a superfície de baixa dureza estará sujeita a um carregamento cíclico das asperidades duras, deslocando plasticamente o material desta superfície.

A tração superficial exercida por estas asperidades duras sobre a superfície de baixa dureza, induz cisalhamento por deformação plástica, que se acumula em repetidos carregamentos.

Com a contínua deformação da superfície, trincas são nucleadas abaixo da superfície. Estas trincas, carregamento e deformações adicionais causam o seu crescimento e sua propagação. A trinca tende a se propagar paralelamente à superfície, em uma profundidade governada pelas propriedades do material e do coeficiente de atrito.

Quando estas trincas cisalham a superfície, longas e finas lâminas são obtidas como desgaste. A espessura das lâminas de desgaste é controlada pela localização e crescimento das trincas subsuperficiais, que é determinado pelas cargas normal e tangencial na superfície.

2.4.3.6 Mecanismo de desgaste por difusão

"Desgaste entre duas superfícies em contato com movimento relativo, atribuído a migração individual de átomos de uma superfície para a outra" (BLAU; 1995).

A ocorrência do mecanismo de desgaste por difusão é extremamente dependente de altas temperaturas e da afinidade química entre os corpos em contato (SANDVIKEN; 1994), e influencia o desgaste das superfícies em dois aspectos distintos.

A combinação de uma grande afinidade química a altas temperaturas, eleva o mecanismo de desgaste por difusão a um alto nível de importância. Segundo Mesquita (1988), o mecanismo de desgaste por difusão será tanto mais importante quanto maior for a

temperatura, uma vez que em relação a esta, a velocidade de difusão cresce exponencialmente.

As altas velocidades relativas induzem a elevadas velocidades de escorregamento de um material sobre o outro, criando condições para que o mecanismo de desgaste por difusão seja significativo na superfície (TRENT; 1991). O aumento da velocidade promove uma influência crescente da difusão, que tende a assumir a predominância do desgaste, à medida que o percurso for maior, e assim, a taxa de desgaste aumenta.

2.4.3.7 Mecanismo de desgaste por oxidação

O desgaste por oxidação é o desgaste de metais em sistemas não lubrificados na presença de ar ou oxigênio, e a causa fundamental para esse tipo de desgaste é a reação química entre a superfície do material desgastado e um agente oxidativo, tal como o ar. O ar atmosférico possui como característica principal o fato de que uma rápida taxa de desgaste é acompanhada por uma diminuição do coeficiente de atrito. Esse tipo de desgaste foi postulado quando mudanças na composição química da partícula desgastada em desgaste por deslizamento a seco em aços em diferentes níveis de carga e velocidades de deslizamento foram observadas (STACHOWIAK; BATCHELOR; 2001). Foi inferido também que quando a carga e a velocidade de deslizamento são altas o bastante para aumentar a temperatura de contato em algumas centenas de graus Celsius, e as partículas do desgaste em ferro metálico mudam para partículas de óxido de ferro. Foi hipotetizado também que onde há uma espessa camada de filme de óxido nas superfícies desgastadas, prevalece o “desgaste intermediário” e se essa espessa camada de óxido de ferro for removida ou quebrada, irá prevalecer o “desgaste severo”, e a forma de desgaste por adesão é inevitável.

2.4.3.7.1 Cinética do crescimento do filme de óxido em metais

A taxa de oxidação dos metais é dependente da temperatura, como é esperado para uma reação química. A cinética de formação de oxidação em superfícies metálicas tem um importante papel no desgaste por oxidação. Para baixas temperaturas ou temperaturas ambientes, próximas a 20 ºC, a oxidação do metal é inicialmente muito rápida e a espessura da camada de óxido é limitada pela passivação da superfície (STACHOWIAK; BATCHELOR; 2001). A limitação da espessura do filme é menor do que 2 nm (5 camadas atômicas) para aços, quando a temperatura é menor do que 200 ºC (FEHLNER; MOTT;

1970). Se a temperatura do aço é aumentada para, por exemplo, 500 ºC, uma oxidação ilimitada ocorrerá, resultando em uma espessa camada de óxido (1 – 10 μm). A distinção entre as duas formas de oxidação é ilustrada na Figura 2.13.

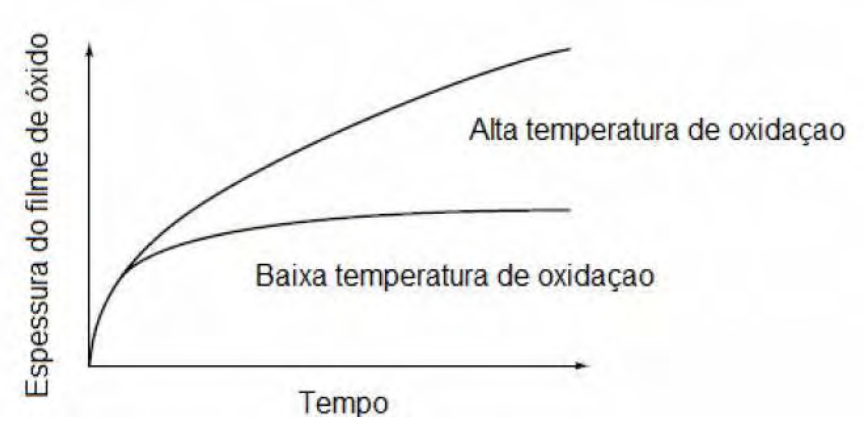


Figura 2.13 – Cinética de oxidação do metal a baixa e alta temperatura (STACHOWIAK; BATCHELOR; 2001).

2.4.3.8 Fatores que influenciam o desgaste dos metais

Devido a grande importância dos metais nos sistemas de deslizamento alguns pesquisadores se empenharam em avaliar os vários fatores que influenciam o desempenho destes materiais em trabalho.

Kehl e Siebel (1965) observaram uma pronunciada mudança na taxa de desgaste, nos testes de aço de alto teor de carbono deslizando sobre si. Eles observaram que a taxa de desgaste destes aços diminuía de cerca de 600 vezes quando a velocidade atingia um valor crítico, conforme ilustrado na Figura 2.14 para um aço com 0,64 % de carbono para diferentes níveis de dureza. Esta transição ocorre somente quando o aço é de baixa dureza, não sendo observado com esta intensidade para altos valores de dureza.

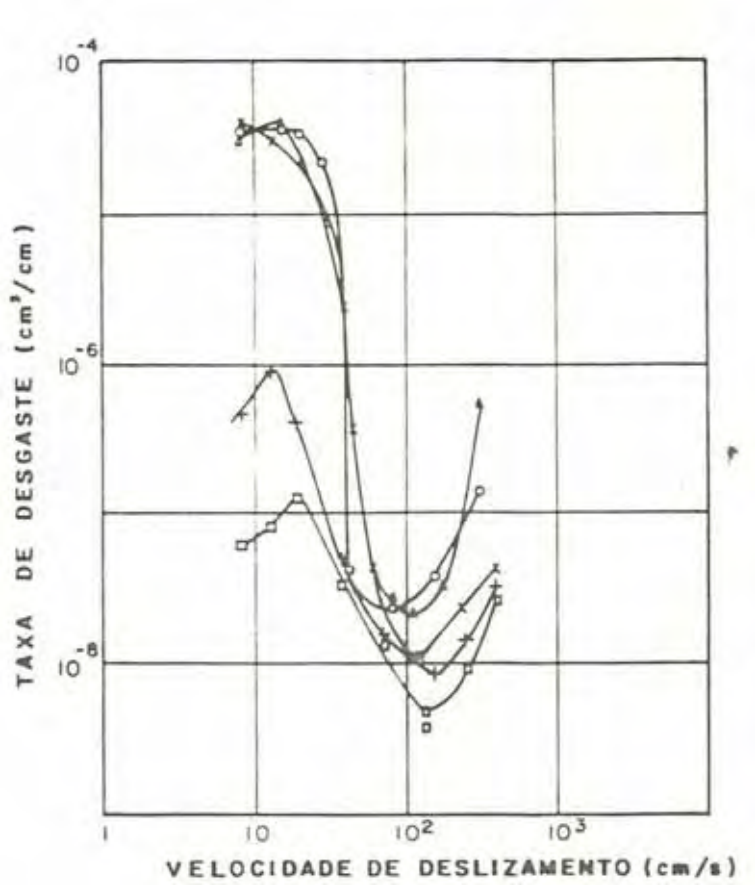


Figura 2.14 - Influência da velocidade na taxa de desgaste de um aço com 0,64%C, sujeito a uma carga de 30 kg, para as seguintes durezas HV: X 160; O 178; △ 348; + 445; □ 690 (KEHL; SIEBEL, 1965).

Usando experimentação similar, Kragelskii e Shevetsova (1965), observaram uma velocidade critica para aço de baixa dureza (0,8 %C), onde aço endurecido novamente da baixas taxas de desgaste para todas as velocidades.

Archard (1965) estudou o comportamento de um aço com 0,52 %C, onde determinou as velocidades criticas para duas cargas.

Mailander e Dies (1965) estudaram o desgaste em função da carga, pelo deslizamento de um pino de aço de baixa dureza contra um disco de aço cromo duro, observando transições muito menores àquelas observadas por Kehl e Siebel (1965), conforme ilustrado pela Figura 2.14, onde há uma inflexão de 3 a 5 vezes dependendo da velocidade de deslizamento.

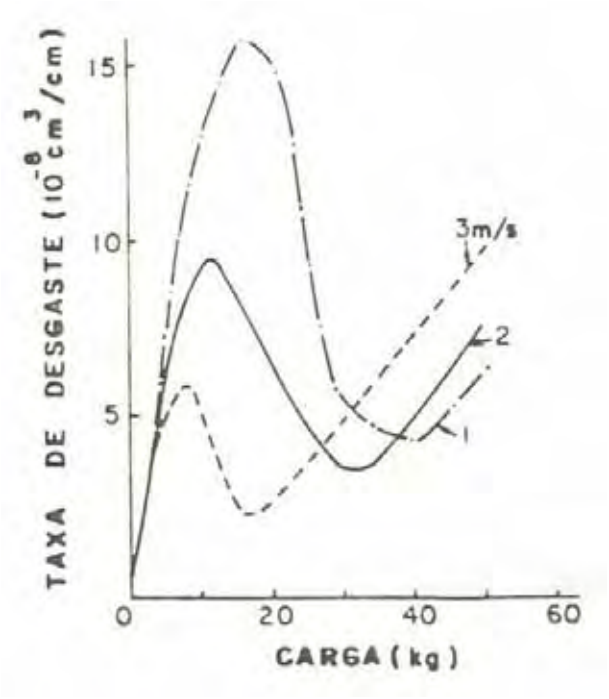


Figura 2.14 - Influência da carga na taxa de desgaste de um pino de aço de baixa dureza, deslizando contra um disco de aço cromo duro (RICHARDSON; 1967).

Saka e colaboradores (1977) estudaram o deslizamento de um aço de baixa dureza 1020 contra um disco de aço duro 52100, observando uma inflexão na variação da taxa de desgaste em velocidades de deslizamento próximas a 1,0 m/s e 5,0 m/s, conforme ilustrado pela Figura 2.15.

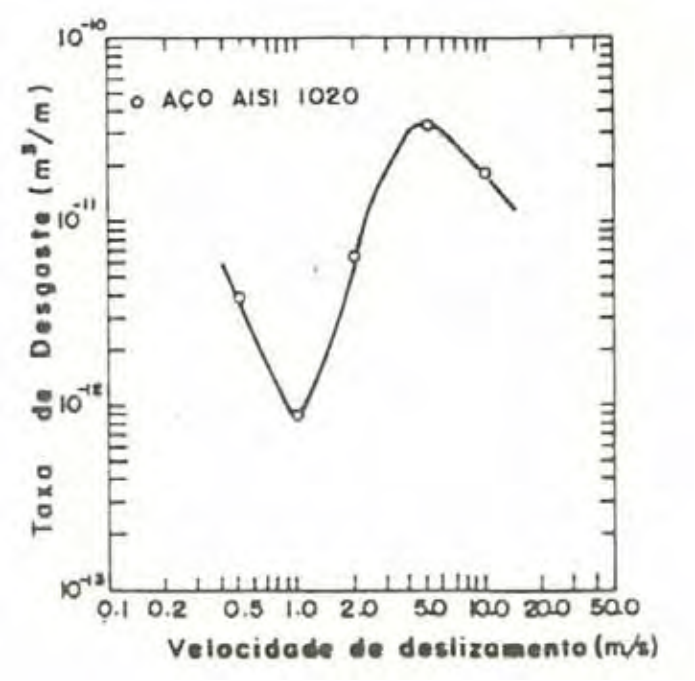


Figura 2.15 - Taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento para o deslizamento de um aço 1020 de baixa dureza, contra um disco de aço duro 52100 (4,9Kg) (SAKA; ELEICHE; SUH, 1977).

Hirst e Lancaster (1960) testaram o deslizamento de bronze contra aço ferramenta e determinaram, pelo resfriamento do pino, que não havia o crescimento da taxa de desgaste próximo a 1,0 m/s, mas sim um decréscimo contínuo. A partir destas observações concluíram que não existe uma velocidade critica de deslizamento, mas sim uma temperatura crtica na interface de deslizamento.

A Figura 2.16 ilustra o comportamento da taxa de desgaste com a velocidade de deslizamento, para isolamento e resfriamento do pino, bem como a temperatura na interface.

Kauzlerich e Modrak (1965) detectaram inflexões similares àquelas obtidas por Mailander e Dies (1965) no deslizamento de um aço de baixa dureza contra um aço duro, quando experimentaram aço duro contra aço duro.

Das considerações anteriores, dois tipos de transição tem sido observadas no atrito seco de aços:

(a) Mudanças, que implicam em reduções acima de 1000 vezes na taxa de desgaste para o deslizamento de um aço de baixa dureza contra um aço de baixa dureza, com o aumento da velocidade de deslizamento ou carga, em amostras em contato ao ar. Resultados similares foram observados aumentando-se a dureza do aço, em atmosferas de hidrogênio e nitrogênio.

(b) Mudanças, comparativamente pequenas na taxa de desgaste de 3 a 5 vezes com a carga, são observadas no deslizamento de um aço de baixa dureza contra um aço duro ou um aço duro contra um aço duro em ar.

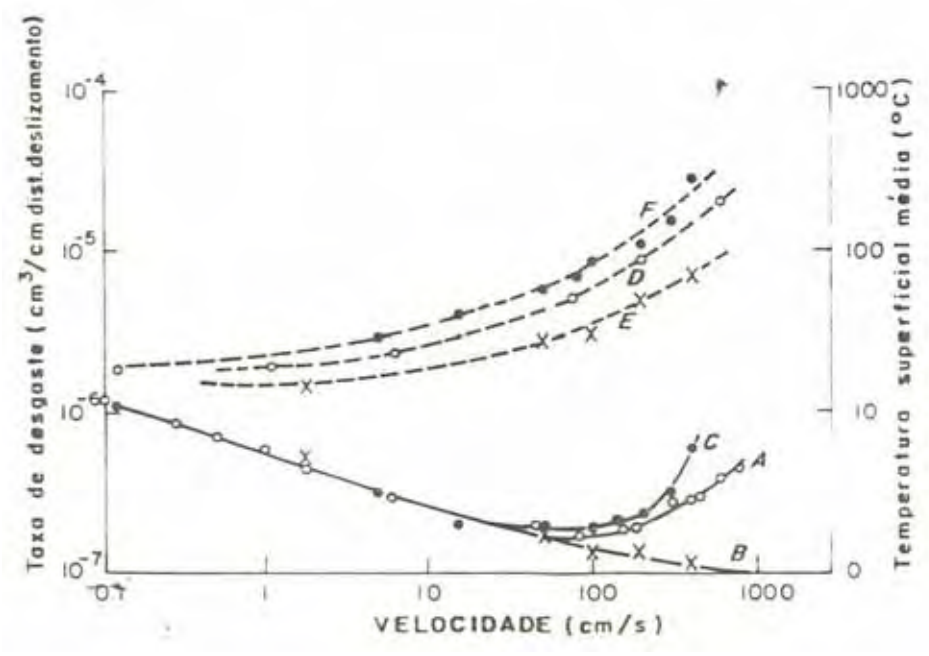


Figura 2.16 - Variação da taxa de desgaste e da temperatura na superfície de contato pino-disco, em função da velocidade de deslizamento para uma carga de (3Kg): o sem isolamento; X resfriado; ● isolado (HIRST; LANCASTER, 1960).

Welsh (1965) desenvolveu um modelo geral para os aços, em que experimentou o deslizamento de um aço com 0,52 %C contra si, em função da carga para uma velocidade de deslizamento de 100 cm/s. A taxa de desgaste em função da carga é ilustrada pela Figura 2.17. Os resultados obtidos demonstraram duas cargas de transição, uma entre 100 e 200g, onde a taxa de desgaste aumenta de cerca de 1000 vezes e outra entre 5 e 6Kg, onde a taxa de desgaste cai abruptamente. Estas duas cargas de transição representadas por T_1 e T_2 são responsáveis pela mudança na taxa de desgaste, separam duas faixas de desgaste, designadas por Welsh de desgaste moderado (abaixo de T_1 e acima de T_2) e desgaste severo (entre T_1 e T_2).

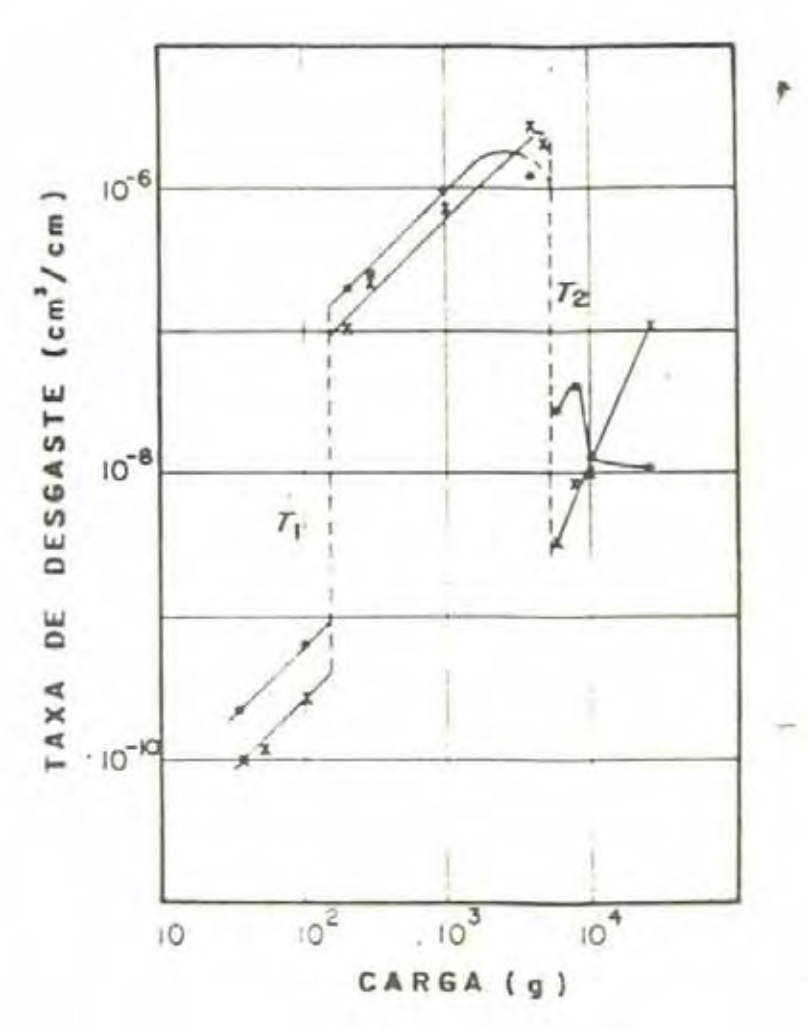


Figura 2.17 - Taxa de desgaste em função da carga para um aço com 0,52%C, para uma velocidade de deslizamento de 100 (cm/s) (WELSH, 1965).

Vários fatores influenciam as cargas T_1 e T_2 de transição. Para um aço com 0,52% de carbono, tomada como exemplo, temos:

(a) Influência da velocidade de deslizamento

O aumento da velocidade de deslizamento diminui os valores das cargas de transição T_1 e T_2, sendo que T_2 diminui mais rapidamente que T_1. A Figura 2.18 ilustra a influência da velocidade de deslizamento sobre as cargas de transição, onde uma combinação de carga e velocidade de deslizamento que leve a área hachuriada nos fornece sempre desgaste severo, caso contrario desgaste moderado.

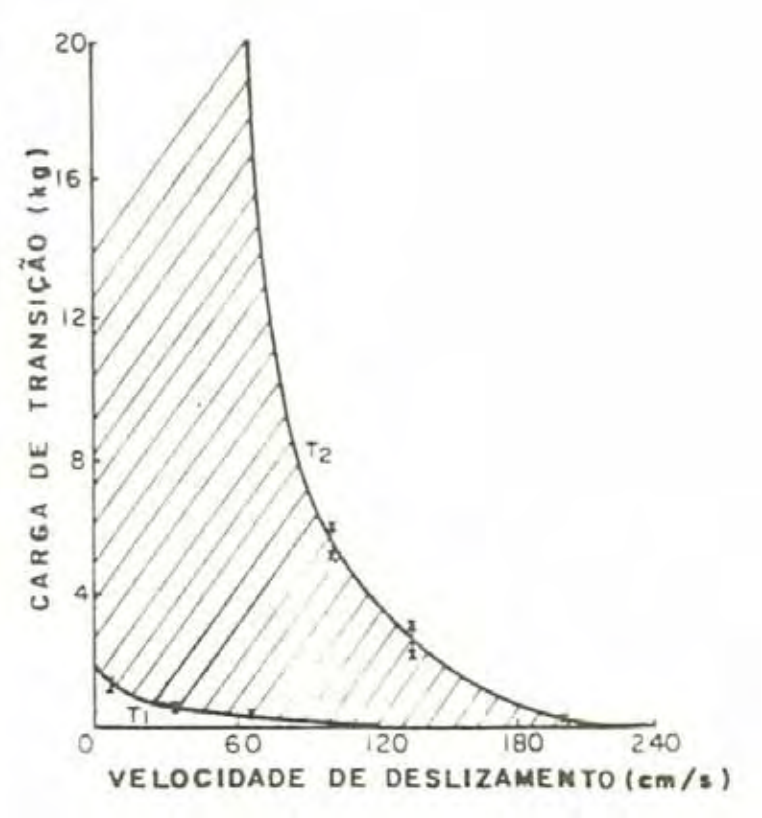


Figura 2.18 - Cargas de transição em função da velocidade de deslizamento para o contato de um aço com 0,52%C (WELSH, 1965).

(b) Influência do teor de carbono

A influência do teor de carbono sobre as cargas de transição T_1 e T_2 para as velocidades de deslizamento de 33 e 100 cm/s, é ilustrado pela Figura 2.19.

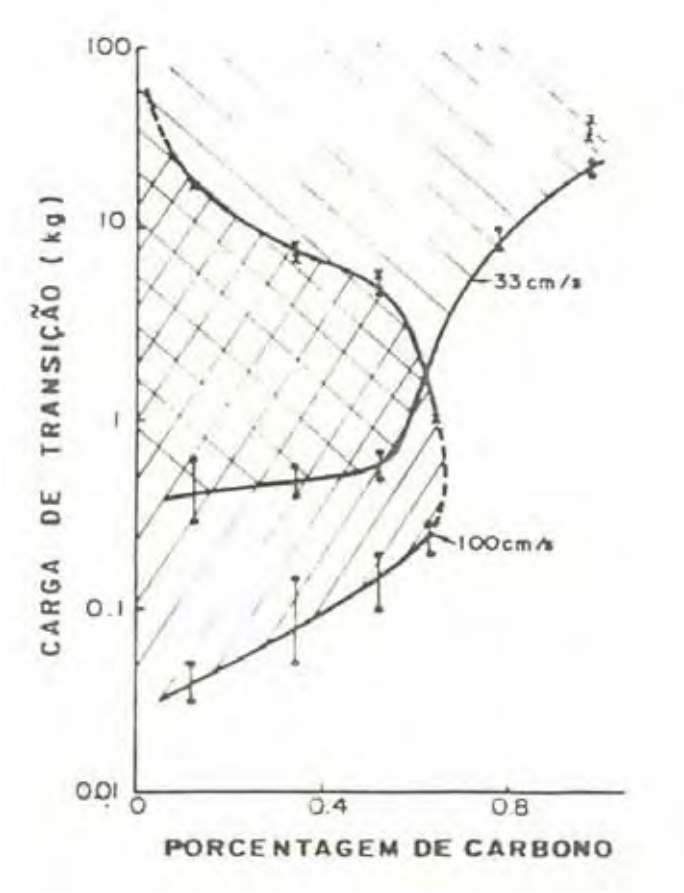


Figura 2.19 - Influência do conteúdo de carbono, sobre as cargas de transição para as velocidades de 33 e 100 (cm/s) (WELSH, 1965).

Para uma velocidade de deslizamento de 100 cm/s e uma combinação de carga e conteúdo de carbono que se encontre dentro da área hachurada, teremos desgaste severo. Destaca-se o conteúdo de carbono entre 0,63 e 0,78 %C, para o qual, em qualquer combinação prevalecerá o desgaste moderado para um conteúdo de carbono superior.

(c) Influência do endurecimento e revenido

O aço com 0,52 % de carbono é temperado e revenido, de forma a se obter durezas que variam de 855 a 219 HV.

Os aços com dureza entre 855 e 360 HV, não apresentaram as cargas de transição de T_1 e T_2, havendo pequena influência para 360HV (Aços resistentes). Para durezas entre 348 e 219 HV, estes aços apresentaram as cargas de transição T_1 e T_2 (Aços de baixa resistência).

(d) Influência da diferença de dureza entre o par de deslizamento

Aços com 0,52% de conteúdo de carbono foram tratados termicamente, obtendo-se durezas na faixa de 243 a 502 HV para o anel de deslizamento, mantendo-se o pino com dureza constante de 217 HV.

A Figura 2.20, ilustra as cargas de transição em função da dureza do par de deslizamento.

Para uma dureza do anel de 424 a 502 HV nenhuma carga de transição ocorre, sendo o desgaste continuamente moderado. Para durezas entre 243 a 360 HV, ocorre a carga de transição T_2, do regime severo para moderado.

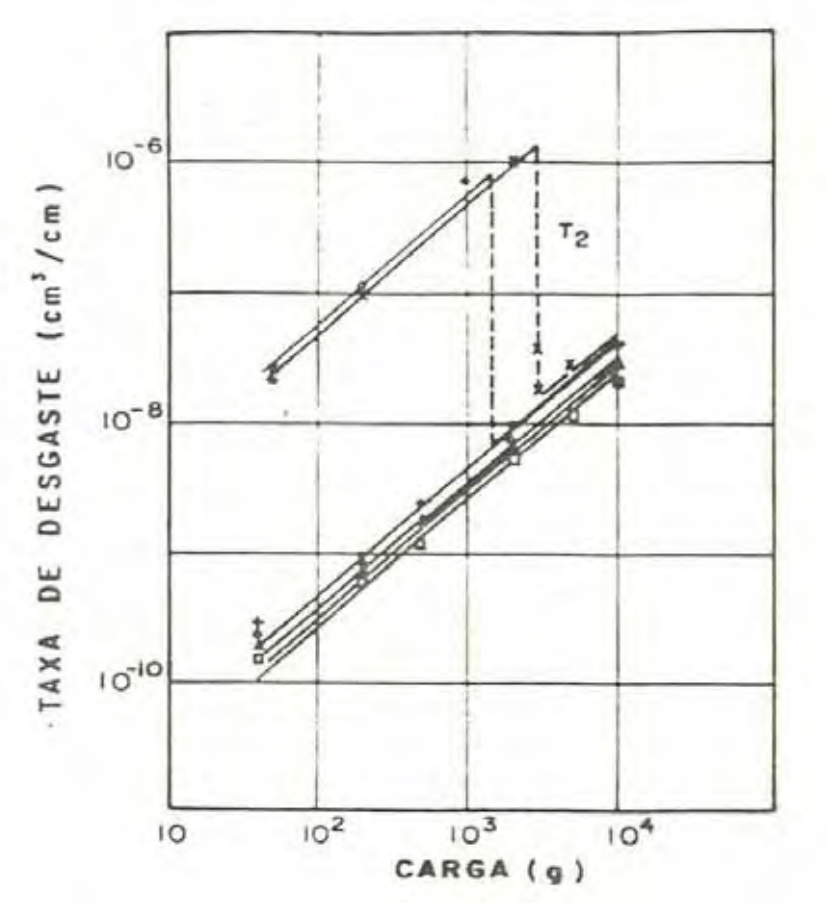


Figura 2.20 - Influência da diferença de durezas entre o anel e o pino sobre as cargas de transição T_1 e T_2. Pino 217 HV, anel (HV) X 243; O 360; + 424; ● 445; △ 472; □ 502 (WELSH, 1965).

Farrel e Eyre (1970) experimentaram dois aços com 0,3 %C (0,01 %Cr) e 0,28 %C (3,0 %Cr) com diferentes percentuais de cromo, e obtiveram o volume de desgaste com o percurso de deslizamento, conforme ilustrados pelas Figuras 2.21 e 2.22.

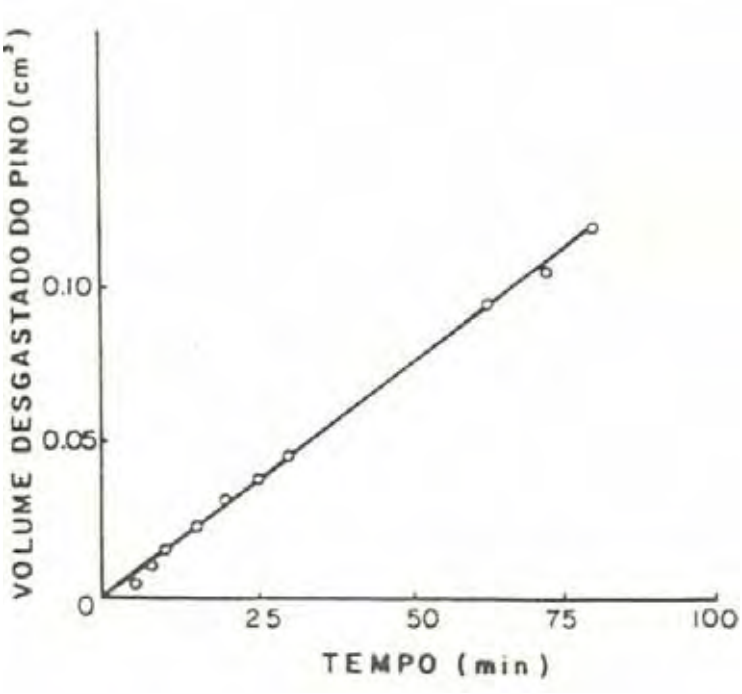


Figura 2.21 - Volume de desgaste em função do percurso de deslizamento para um aço com 0,30%C (0,01%Cr), para uma carga de 1,0 (Kg) e uma velocidade de deslizamento de 100 (cm/s) (FARREL; EYRE, 1970).

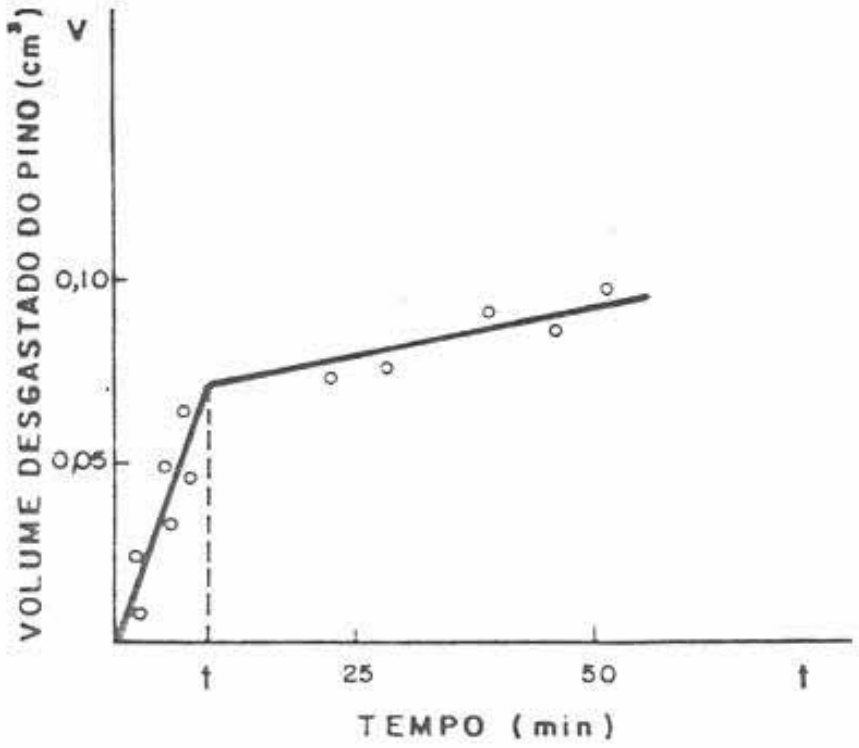


Figura 2.22 - Volume de desgaste em função do percurso de deslizamento para um aço com 0,28%C (0,3%Cr), para uma carga de 10,0 (Kg) e uma velocidade de deslizamento de 100 (cm/s) (FARREL; EYRE, 1970).

Eles concluíram que a Figura 2.21 é típica de desgaste severo, onde o desgaste aumenta linearmente com o percurso de deslizamento em cargas constantes, e a Figura 2.22 é típica de

desgaste moderado, onde existem duas funções lineares distintas. Portanto o desgaste moderado, sempre é acompanhado por um desgaste severo, conforme indicado pela Figura 47.

(e) Influência do filme de óxido

Batchelar e colaboradores (1986) estudaram o crescimento do filme óxido no deslizamento de metais, onde caracterizaram três principais categorias do estado cristalino do filme óxido:

- mono cristal: raramente encontrado
- vítreo ou amorfo
- policristalino

A temperatura pode mudar a estrutura cristalina do óxido. Um caso particular é o ferro, onde o aumento da temperatura muda o óxido de $\alpha - Fe_2O_3$ e $Fe_3\,O_4$.

Teorias de desgaste que envolvem o filme óxido caracterizaram as seguintes observações (BATCHELAR; STACHOWIAK; CAMERON, 1986):

1. Archard (1953) e Hirst et al (1960), observaram que o desgaste moderado é dependente da presença do filme óxido.
2. O tempo pra se formar o filme óxido é muito maior do que o tempo para destruí-lo por desgaste.
3. Para o desgaste moderado em altas velocidades, onde as temperaturas de contato são de algumas centenas de graus Celsius, espessas camadas semelhantes a óxido são descobertas sobre a superfície do aço desgastado. Estas camadas são bastante espessas, separando fisicamente a superfície de desgaste. Ele concluiu que o desgaste moderado ocorre devido à formação e remoção destas camadas de óxido.

No inicio do desgaste o filme de óxido sobre a superfície não desgastada é destruído por desgaste severo. Então, por algum processo desconhecido, a superfície de desgaste recupera-se, e o estado de desgaste moderado é atingido.

A Figura 2.23 ilustra a teoria do desgaste oxidativo:

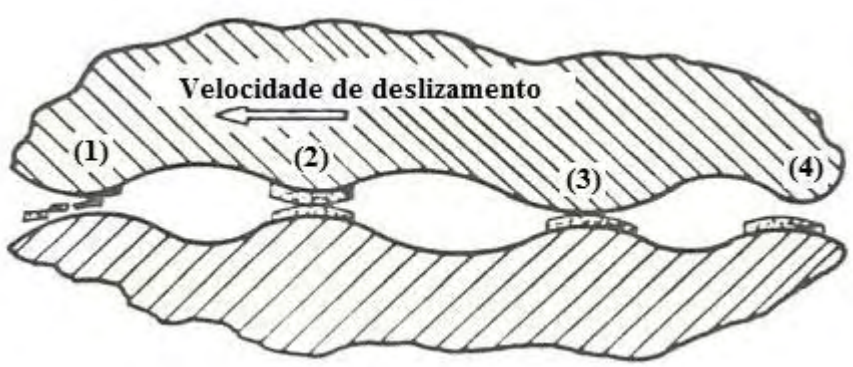


Figura 2.23 - Ilustração do modelo da teoria do desgaste oxidativo de Quinn's: (1) fratura do filme espesso, (2) filme completo, (3) estágio de formatação do filme espesso sobre um ponto quente, (4) nenhuma asperidade em contato (BATCHELAR; STACHOWIAK; CAMERON, 1986).

4. Wilson e colaboradores (1980) observaram o deslizamento de aço e ferro fundido em baixas cargas, onde observaram visíveis traços de óxido gerado, mudando do vermelho para marrom (F_2O_3), e para preto (Fe_3O_4) em altas cargas. Com o contínuo aumento da carga, os traços de óxido preto (Fe_3O_4), mudam abruptamente para riscos metálicos, indicando a mudança do mecanismo de desgaste moderado (óxido) para severo (metálico). (Figura 2.24)

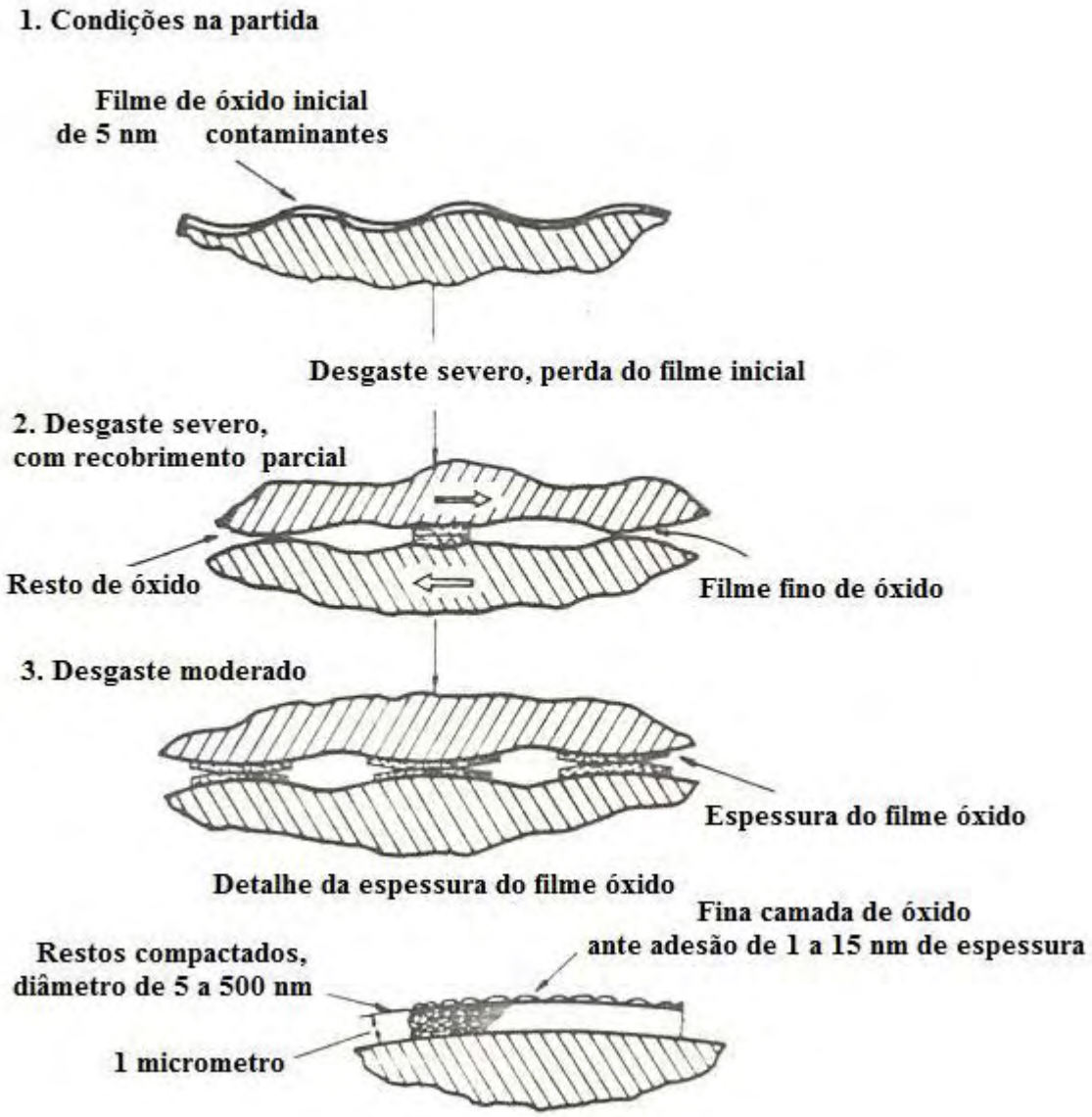


Figura 2.24 - Ilustração do modelo de desgaste oxidativo moderado de Wilson (WILSON; STOTT; WOOD, 1980).

2.5 Fundamentos do aço AISI/SAE 4340

2.5.1 Introdução

O aço AISI/SAE 4340 é um aço de alta resistência, médio carbono, baixa liga, contendo níquel, cromo e molibdênio. Apresenta alta tenacidade, adquirindo alta resistência quando tratado termicamente, com alta resistência à fadiga. Usado extensivamente na condição temperado e revenido, é facilmente usinável nas condições recozido, normalizado e revenido. Com boa ductilidade, quando recozido, a maioria das operações de conformação é executada

nesta condição, podendo o material ser dobrado, repuxado ou estampado. Pode ser soldado por fusão ou por resistência. Pré-aquecimento e pós-aquecimento devem ser efetuados quando se usam métodos tradicionais de soldagem. É possível também o forjamento no intervalo de temperatura 1.232 e 982 ºC. É recozido a 843 ºC, seguido de resfriamento controlado em forno numa taxa de 10 ºC por hora até 315 ºC. A partir daí pode ser resfriado ao ar (SILVA, 2007).

Pode também ser endurecido por trabalho a frio, além de tratamentos térmicos, e é considerado um aço completamente endurecível, já que grandes secções podem ser endurecidas por tratamento térmico.

Embora o aço AISI/SAE 4340 seja um aço de baixa liga amplamente utilizado, que combina resistência, ductilidade e tenacidade para utilização em componentes de máquinas, ele é suscetível de se tornar frágil durante o processo de tempera em algumas faixas de temperatura (LEE; SU, 1999).

O aço AISI/SAE 4340 é utilizado em virabrequins, tratores, veículos em geral; em componentes estruturais, como trens de pouso para aeronaves, eixos e engrenagens.

2.5.2 Tratamentos Térmicos

Por tratamento térmico compreendemos a operação de aquecer um material a uma dada temperatura e esfriá-lo, após certo tempo, em condições determinadas, com a finalidade de dar ao material propriedades especiais. Estes tratamentos são executados pela alteração da velocidade de resfriamento e da temperatura de aquecimento, ou da temperatura a que são resfriados os materiais (PEREIRA, 1963).

Submetendo-se o aço a estas variações controladas de temperatura, por tempos definidos, obtem-se diversas alterações nas microestruturas e nos tamanhos de grãos, que influenciam de forma significativa o comportamento do aço.

Deformações plásticas aumentam a energia livre de um material cristalino devido à presença de discordâncias e interfaces. Se o material for posteriormente aquecido a altas temperaturas, a microestrutura e também as propriedades poderão ser parcialmente restauradas para seus valores originais, pela “recuperação”, na qual ocorrem extinção e rearranjo das discordâncias. As mudanças microestruturais, durante a “recuperação” são relativamente homogêneas e não afetam os contornos de grão deformados. Um processo de recuperação adicional chamado “recristalização” pode ocorrer, no qual grãos sem discordâncias são formados dentro da estrutura recuperada ou deformada. Este processo

cresce e consome os grãos antigos, resultando numa nova estrutura cristalina com baixa densidade de discordâncias. Um tempo adicional nestas altas temperaturas provocará crescimento dos grãos (HUMPHREYS; HATHERLY, 2002), alterando, assim, também, as características mecânicas.

Combinações destas duas ações possibilitam tratamentos termomecânicos, que são aplicados para adequar as características dos aços às necessidades de utilização. As várias microestruturas dos aços podem ser obtidas por dois tipos de tratamentos térmicos: os tratamentos por resfriamentos contínuos e os tratamentos isotérmicos.

Os tratamentos térmicos comuns, como têmpera, recozimento e normalização, são realizados através de resfriamentos contínuos, com maior ou menor velocidade, partindo-se da temperatura de austenitização até a temperatura ambiente. Os constituintes resultantes de difusão, por requererem tempo, poderão não completar sua inteira transformação e resultar em uma mistura de constituintes formados em diferentes intervalos de temperatura.

Somente em casos de velocidades extremamente altas de esfriamento, ou relativamente baixas é que se obtêm constituintes bem-definidos, como a martensita ou perlita respectivamente, porque as curvas de resfriamento atravessarão somente as zonas de formação desses constituintes no diagrama de transformação.

Os tratamentos isotérmicos permitem a formação de constituintes resultantes de transformações que requeiram tempo. Assim, após austenitizado, o aço é resfriado até a temperatura de transformação de uma determinada microestrutura e mantido nesta temperatura o tempo suficiente para se obter a quantidade de transformação desejada (MONDOLFO; ZMESKAL, 1955).

No diagrama TTT para um aço eutetóide, Figura 2.25, estão representados quatro intervalos de temperatura, identificados por quatro zonas. Através de tratamentos isotérmicos, pode-se, então, obter microestruturas definidas, como: perlita grosseira, perlita fina, bainita superior, bainita inferior (MONDOLFO; ZMESKAL, 1955).

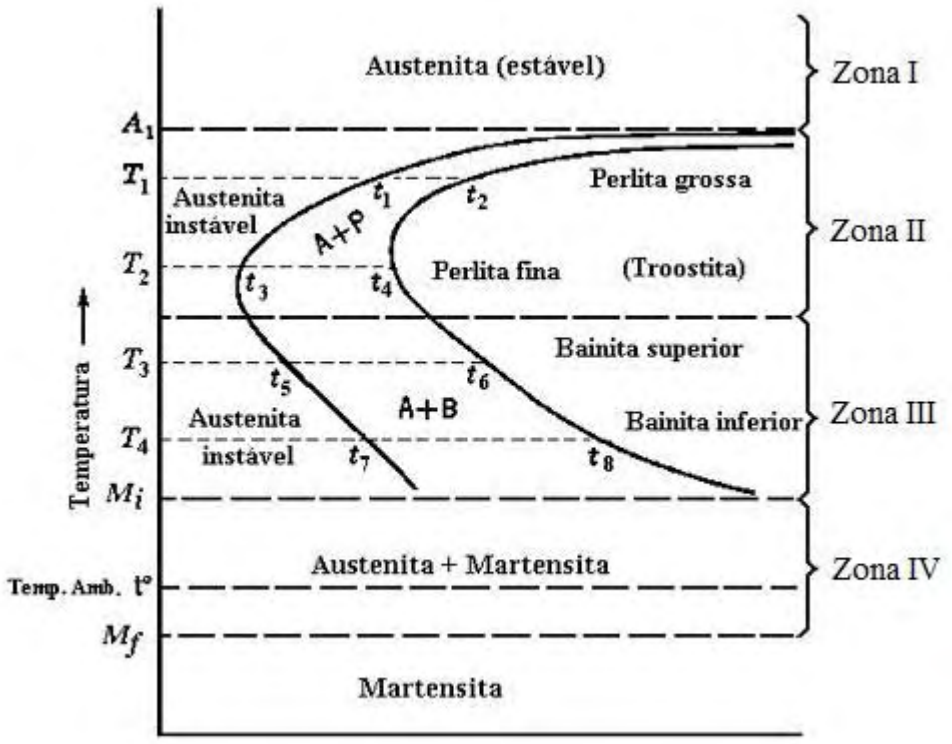


Figura 2.25 – Diagrama TTT para um aço eutetóide, adaptado (MONDOLFO; ZMESKAL, 1955).

Zona I – Compreende as temperaturas superiores à temperatura A1; nessa faixa de temperatura, a austenita é estável e não há transformações de fases, podendo ocorrer somente variações nos tamanhos dos grãos.

Zona II – Começa abaixo de A1 e vai até um pouco abaixo do cotovelo da curva de transformação. Nesse intervalo, forma-se a perlita que, dependendo da temperatura, terá duas morfologias diferentes: a perlita grosseira, que se forma em temperaturas mais altas e a perlita fina, que se forma em temperaturas mais baixas.

Zona III – Nesse intervalo, forma-se a bainita, que pode ter duas morfologias, a bainita superior que se forma nas temperaturas mais altas e a bainita inferior, que se forma nas temperaturas mais baixas.

Zona IV – É o intervalo de temperatura onde se forma a martensita. Como não depende do tempo, mas somente da temperatura; ao se atingir a temperatura *Mi* inicia-se a transformação da austenita em martensita, e a transformação evolui conforme a temperatura diminui. Se esta temperatura for diminuída rapidamente, sem atingir os tempos para transformações da perlita ou da bainita, toda austenita se transformará em martensita quando a temperatura atingir *Mf*.

O aço AISI/SAE 4340, por ser um aço baixa liga, terá a curvas do diagrama TTT modificadas em relação aos aços ao carbono e, por isso, poderá proporcionar estrutura

multifásica, tanto através de transformação por resfriamento contínuo como através de transformação isotérmica. Nestas condições, poderá apresentar-se como aço avançado de ultra-alta resistência.

No diagrama de resfriamento contínuo da Figura 2.26, por exemplo, para o aço AISI/SAE 4340, estão representadas as seguintes curvas limítrofes:

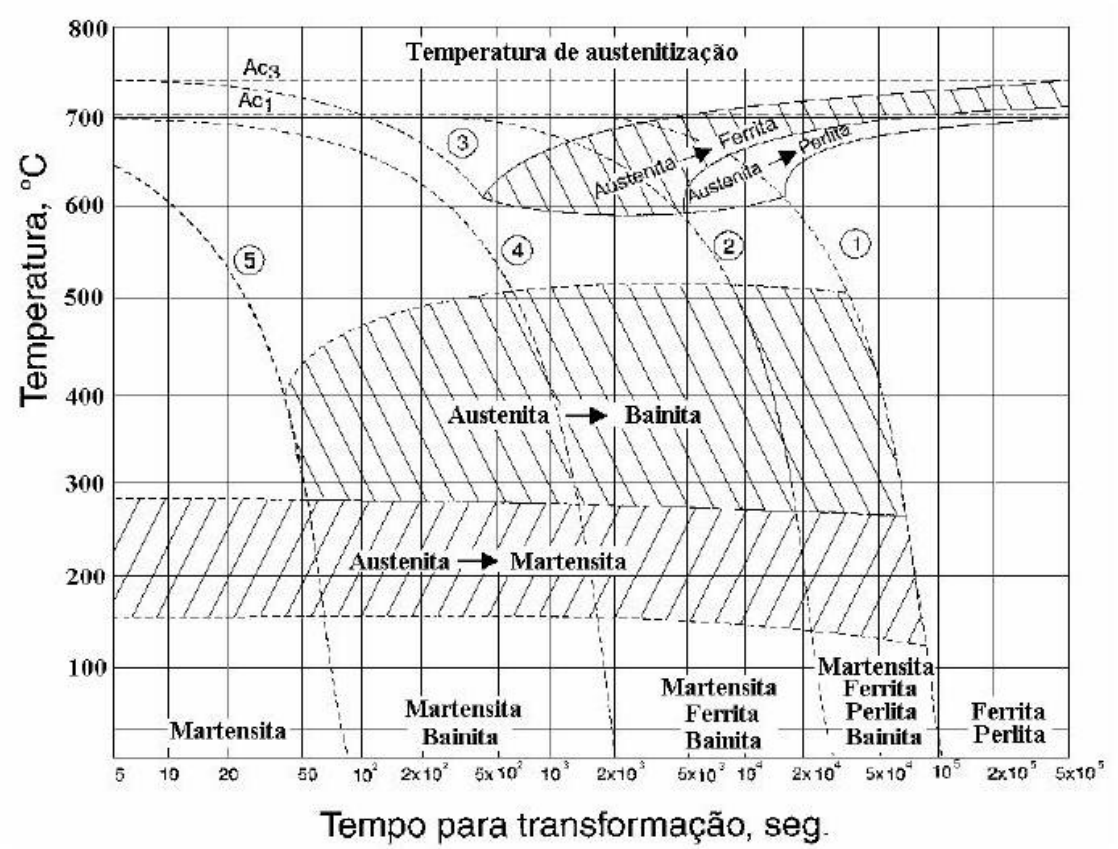


Figura 2.26 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo de um aço AISI/SAE/SAE 4340 com curvas de resfriamento superpostas, de modo a indicar as várias microestruturas que podem ser obtidas (CHIAVERINI, 1998).

Curva 1 - As curvas de resfriamento entre a curva 1 e 2 produzirão ferrita, perlita, bainita e martensita.

Curva 2 - As curvas com velocidade entre as curvas 2 e 3 também produzirão ferrita, bainita, e martensita.

Curva 3 - As curvas com velocidade de resfriamento entre as curvas 3 e 4 produzirão ferrita, bainita e martensita.

Curva 4 - As curvas com velocidades de esfriamento entre as curvas 5 e 4 passam pela área da bainita, portanto as velocidades de resfriamento, dentro desta faixa, farão um porcentual de austenita se transformar em bainita, e o restante se transformar em martensita.

Curva 5 - É a curva que limita a menor velocidade de resfriamento em que se obtém somente martensita, é chamada “velocidade crítica de resfriamento”.
Curvas com velocidade de resfriamentos menores que a curva 1 produzirão somente ferrita e perlita (CHIAVERINI, 1998).

2.6 Microestruturas e Morfologias

2.6.1 Ferrita

A ferrita, ou ferro alfa, é o estado alotrópico do ferro que tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, no qual o carbono tem pouca solubilidade. Apresenta várias morfologias, compondo a microestrutura do aço, na temperatura ambiente. Em aços baixo carbono ela se solidifica intergranularmente como ferrita proeutetóide. Na estrutura perlítica, aparece em camadas alternadas com Fe3C, que variam em espessura, em função da temperatura de transformação. Na formação da bainita, ela cresce em forma acicular ou na forma de ripas formando feixes (CALLISTER, 2000; CHIAVERINI, 1998).

A ferrita pode nuclear intragranularmente por efeito de inclusões não-metálicas, apresentando morfologia variando de ferrita idiomórfica para ferrita acicular, conforme a temperatura de transformação diminui (SHIM et al., 2001). Placas de ferrita se intercalam com austenita, na formação da bainita (CABALLERO; BHADESHIA, 2004).

2.6.2 Cementita

Nas ligas ferro-carbono, o excesso de carbono, em relação ao limite de solubilidade, deve formar uma segunda fase, a qual é mais freqüentemente o carboneto de ferro, cementita. A cementita é um carboneto de composição Fe_3C. Isto não significa que existam moléculas Fe_3C, mas, simplesmente, que o reticulado cristalino contém átomos de ferro e carbono na proporção 3 para 1. O Fe_3C tem uma célula unitária ortorrômbica com 12 átomos de ferro e 4 de carbono por célula. Quando comparada com a austenita e a ferrita, a cementita é muito dura (VAN VLACK, 1970).

A cementita forma-se intergranularmente no aço hipoeutetóide. Na formação da perlita, aparece intercalada com a ferrita. Na formação da bainita, após a saturação da ferrita, se houver carbono em excesso, o mesmo poderá se precipitar na forma de cementita entre as ripas de ferrita bainítica junto com a austenita retida.

2.6.3 Perlita

A perlita é uma mistura específica de duas fases, formada pela transformação da austenita, de composição eutetóide, em ferrita e cementita (VAN VLACK, 1970). Forma-se nos resfriamentos relativamente lentos, pois é uma reação que depende principalmente da difusão e tem microestrutura de composição também eutetóide.

É composta de camadas alternadas de ferrita e cementita, e as espessuras dessas camadas variam em função da temperatura de transformação; temperaturas mais altas formam perlita grosseira, com espessuras maiores; temperaturas mais baixas formam perlita fina, com espessuras menores (CALLISTER, 2000).

2.6.4 Martensita

É uma fase metaestável de corpo centrado, formada por ferro supersaturado com carbono; é formada por uma transformação sem difusão (VAN VLACK, 1970).

Ocorre quando a velocidade de resfriamento é grande e não permite transformações que dependem de difusão. Ela pode se formar, também, pela transformação, na temperatura ambiente da austenita retida por deformação plástica (BERRAHMOUNE et al., 2004).

É a microestrutura do aço que apresenta maior dureza. A austenita, que tem uma estrutura cúbica de face centrada, experimenta uma transformação polimórfica em martensita tetragonal de corpo centrado. Uma vez que a transformação martensítica não envolve difusão, ela ocorre quase instantaneamente.

Na formação da estrutura martensítica há sempre uma expansão volumétrica, que é explicada pelo fato que o volume específico da martensita é maior que as outras fases do aço. A expansão volumétrica do metal aumenta com o aumento do conteúdo de carbono (ZAKHAROV, 1962).

2.6.5 Austenita

É a microestrutura do aço com sistema cristalino CFC (cúbico de face centrada). Possui maior capacidade de dissolver carbono do que a ferrita que tem estrutura CCC (cúbica de corpo centrado), por possuir espaços interatômicos maiores (VAN VLACK, 1970). É estável em temperaturas acima de AC3. Conforme a condição de resfriamento, sofre diferentes

transformações, dando origem às várias estruturas que o aço apresenta à temperatura ambiente.

Dependendo então das condições de resfriamento e do teor de carbono do aço, ela se transforma em: ferrita, cementita, perlita, bainita, martensita ou mesmo chega à temperatura ambiente sem se transformar.

Na formação da bainita, o carbono por difusão, deixa da ferrita bainítica super-saturada e passa para a austenita circundante. Este enriquecimento de carbono da austenita passa a limitar a máxima transformação da reação bainítica. Esta reação torna-se termodinamicamente impossível (KUTSOV et al., 1999). O enriquecimento da austenita pelo carbono é o resultado da supressão da formação de carbonetos, durante a transformação bainítica, devido à presença de elementos de liga como silício e alumínio (BERRAHMOUNE et al., 2004). Dessa forma, essa austenita saturada de carbono vai se estabilizando, deixando de se decompor e permanece entremeando as ripas de ferrita bainítica e desacelera gradativamente a reação bainítica.

A estabilidade alcançada pela austenita faz com que ela atinja a temperatura ambiente sem se decompor, passando a ser chamada de austenita retida. Essa austenita, metaestável é responsável pelo efeito TRIP (WANG et al., 2006).

2.6.6 Bainita

Sempre que a austenita se transforma em temperatura constante, acima da temperatura *Mi* e abaixo da temperatura de formação da perlita fina, aparece um produto de transformação denominado bainita, de aparência acicular (GROSSMAN; BAIN, 1972).

Assim como a perlita, a martensita e outros microconstituintes, a bainita se origina da transformação da austenita. Por aquecimento, os microconstituintes do aço são transformados em austenita. As condições de resfriamento é que vão determinar as microestruturas obtidas no final do processo.

Pode ser obtida por austempera convencional, onde o aço é aquecido até uma temperatura suficientemente alta, para permitir a dissolução de todos carbonetos na microestrutura, seguido de resfriamento rápido, em banho de sal ou de chumbo, e mantido a uma temperatura acima de *Mi*. A temperatura exata do banho depende das propriedades finais que se deseja obter. A razão de resfriamento da temperatura de austenitização para temperatura do banho deverá ser suficientemente rápida para evitar qualquer transformação de austenita em ferrita ou perlita antes da imersão no banho. O aço é então mantido

isotermicamente no banho por tempo suficiente para a transformação da austenita em bainita, depois resfriado lentamente até a temperatura ambiente (SAXENA et al., 2006).

2.7 O bronze e o desgaste

O bronze de alta resistência é adequado principalmente onde são necessárias áreas de alta resistência para suportar cargas pesadas e/ou alta resistência ao desgaste e corrosão. Outras importantes vantagens do bronze de alta resistência são ainda a possibilidade melhorias das propriedades mecânicas por meio de tratamento térmico e seu baixo custo (MINDIVAN et al, 2003)

Bronze de alta resistência pode ser classificado principalmente como bronze α+β ou bronze β, dependendo das fases presentes em suas microestruturas. No sistema Cu–Zn, a fase α pode dissolver no máximo 39% Zn a cerca de 460 ºC com estrutura CCC. A fase β, que é estável entre 45,5% e 49% de Zn, apresenta estrutura CCC desordenada em altas temperaturas. Em cerca de 454 ◦C, ocorre uma transição de ordem/desordem.

Elementos de liga como alumínio, silício, ferro, manganês e estanho são adicionados a estes bronzes para garantir melhor desempenho, sendo inserindos como solução sólida e/ou para formação de compostos intermetálicos na microestrutura. No caso das ligas que contém adições de silício e manganês, compostos intermetálicos de silicieto de manganês (Mn_5Si_3) são formados. Estes compostos intermetálicos tem um estrutura cristalina hexagonal e dureza elevada, proporcionando à liga uma elevada resistência ao desgaste. Em um sistema de Cu–Zn, relata-se que foi observado um melhor comportamento com relação ao desgaste para um teor de 25% de Zn, enquanto que um aumento deste teor para 48% aumenta a dureza sem melhorar desempenho relativo ao desgaste. Por outro lado, obteve-se a menor taxa de desgaste quando a microestrutura foi composta pela fase β com cerca de 25% de fase α, localizada principalmente nos contornos de grão. Segundo a Sadykov et al., o bronze α+β de granulação ultra fina (2 – 3 μm) apresenta resistência ao desgaste mais elevada que o bronze β tratado termicamente e o bronze α+β refinado.

Amiri et al (2010) observou que ao comparar o desgaste por deslizamento de dois tipos de bronze (A: 85 %Cu, 5 %Sn, 5 %Pb, 5 %Zn e B: 70 %Cu, 30 %Zn) com o aço 4140, a taxa de desgaste com o bronze B foi maior, para diversas temperaturas e cargas.

Vários autores estudaram a possibilidade de melhorar o desempenho de pares aço/bronze quando submetidos ao atrito e ao desgaste. No entanto, devido ao grau mínimo de variáveis, como tipos de atrito, condições de trabalho, composição química dos materiais,

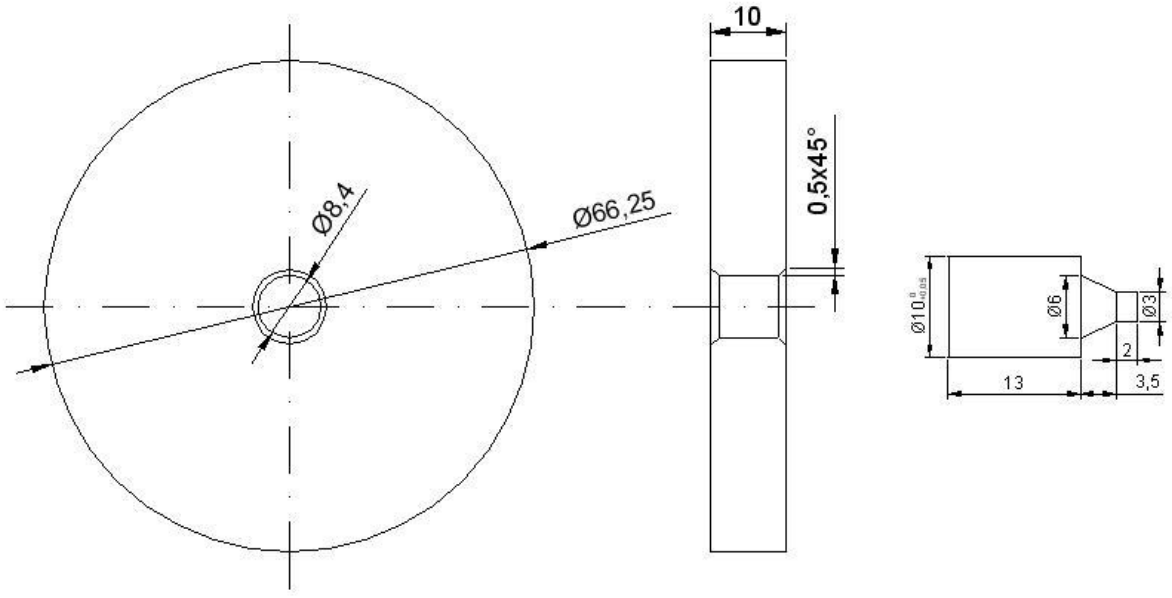
diferentes tipos de recobrimento sobre as superfícies, existem poucas publicações conclusivas capazes de abranger tantas variáveis (WANG et al; 2013, JEMAA et al; 2012, ELLEUCH et al; 2006, AMIRI et al; 2010).

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Corpos de Prova

O material utilizado na confecção dos corpos de prova em forma de disco foi o aço AISI/SAE 4340 pertencente ao grupo de materiais conforme norma ISO 6621-3, obtido através do processo de laminação e doado pela empresa Gerdau. Todos os corpos de prova foram obtidos do mesmo lote de produção (mesmo tarugo), objetivando diminuir a heterogeneidade na microestrutura e na composição química.

Os pinos foram fabricados a partir da liga bronze-alumínio 630 fornecido pela empresa Embraer. As Figuras 3.1 (a) e 3.1 (b) trazem o esquema dos corpos de prova na forma de disco e pino, respectivamente.



(a) **(b)**

Figura 3.1 - Desenho dos corpos de prova empregados nos ensaios de desgaste (a) disco e (b) pino.

A Figura 3.2 representa resumidamente os processos de obtenção e caracterização dos corpos de prova.

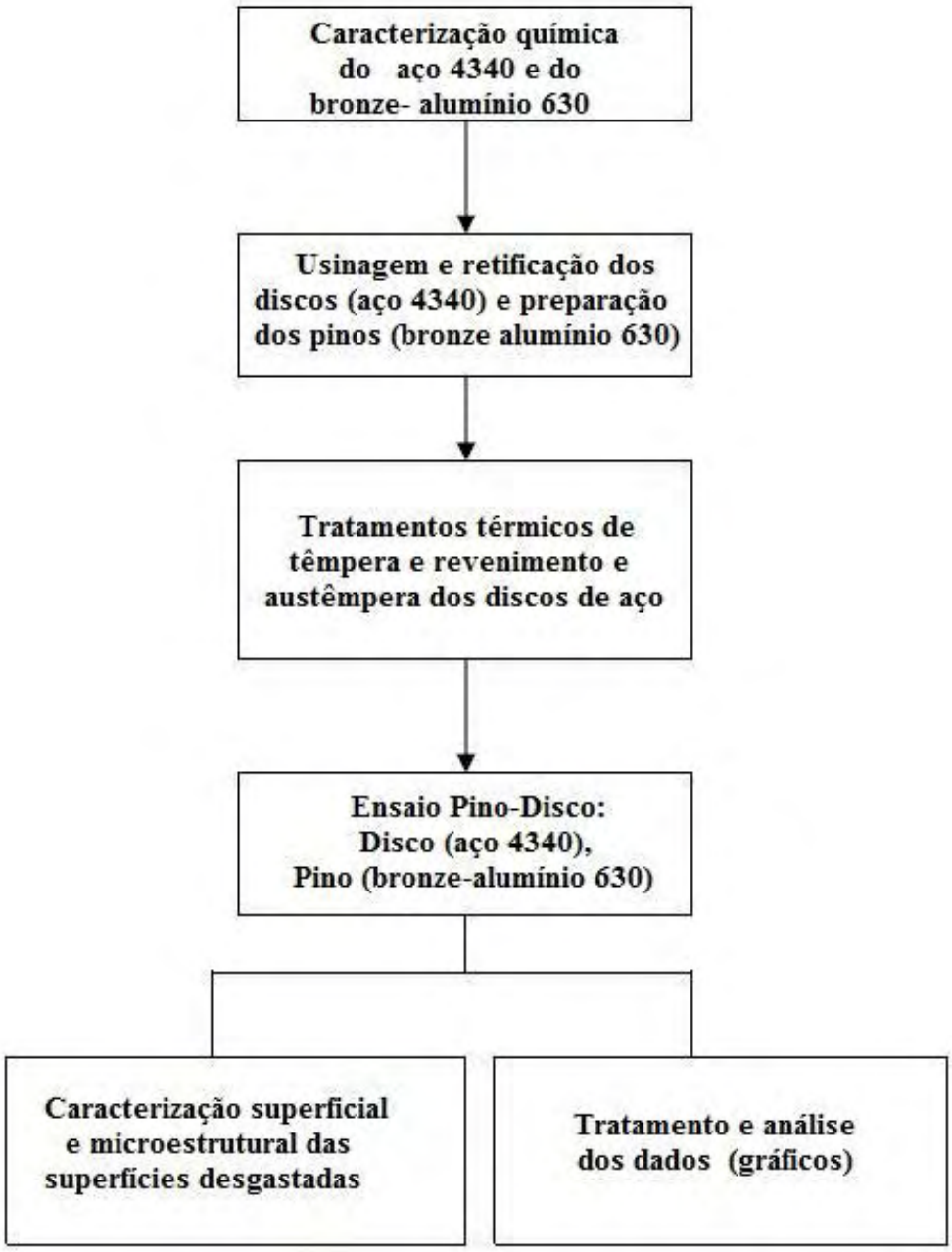


Figura 3.2 – Fluxograma das etapas experimentais.

3.2 Tratamentos Térmicos

Os discos do aço AISI/SAE 4340 foram tratados termicamente para a formação de três distintas condições microestruturais: em um grupo, as amostras do aço AISI/SAE 4340 como fornecido; no segundo grupo, amostras do material submetido ao tratamento de têmpera e revenimento (aquecimento a 850º C durante 30 minutos e resfriamento brusco em óleo, seguido de revenimento a 300º C por 2 horas, sendo resfriado ao ar), realizado no Laboratório

do DMT da FEG - UNESP, e no último grupo amostras de material submetido ao tratamento isotérmico para a formação de bainita: austenitização até a temperatura de 850 ºC durante 8 minutos, realizada em um forno mufla e transformação isotérmica correspondente à temperatura 338 ºC em um forno banho de sal (austêmpera) durante 35 minutos, de maneira a se obter um resfriamento controlado a partir da temperatura de austenitização e uma eficiente manutenção na faixa de temperatura isotérmica. Posteriormente os discos foram resfriados ao ar. O tratamento bainítico foi realizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos da FATEC de Pindamonhangaba. As temperaturas definidas para este tratamento térmico foram estabelecidas a partir do diagrama de transformação isotérmica do aço AISI/SAE 4340.

3.3 Análise por microscopia óptica

As imagens foram obtidas em campo claro, através de microscópio óptico, marca Nikon, modelo EPIPHOT 200, acoplado a um microcomputador através de uma câmera Diagnostic Model # 4.2, usando–se o software Spot para capturar as imagens.

Para cada rota de tratamento térmico foi preparada uma amostra metalográfica por corte, embutimento em baquelite, lixamento com seqüência de lixas com granulometria na seguinte ordem: 100, 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh. O polimento foi feito com suspensão de sílica coloidal tipo OP-U, fabricada pela Struers A/S.

3.4 Ataques químicos

Neste trabalho, as microestruturas foram caracterizadas por técnica de tríplice ataque (HASHIMOTO et al., 2006), usando-se o primeiro ataque com nital 2%, para separar a fases ferrita e austenita das fases martensita e bainita; o segundo ataque com solução aquosa a 10% de metabissulfito de sódio, para distinguir a austenita retida das demais fases, e, finalmente, o terceiro ataque, com reativo LePera que, sendo um reagente colorante (*tint etchants*), torna a ferrita marrom-claro, a bainita marrom-escuro, separando-as do constituinte MA (martensita + austenita retida) que permanece branco (LEPERA, 1979).

O reagente de LePera é composto da mistura, em partes iguais, de dois componentes com as seguintes constituições: componente 1: 1g metabissulfito de sódio + 99 ml água destilada; componente 2: 4 g ácido pícrico + 96 ml álcool etílico. O reagente deve ser preparado imediatamente antes do uso, e as sobras devem ser descartadas (LEPERA, 1979).

Para se garantir a reprodutibilidade dos ataques, os reagentes foram aplicados em temperatura constante com os recipientes mantidos em banhos de água com gelo durante os ensaios.

Entre os ataques, as superfícies das amostras foram lixadas até serem totalmente removidos vestígios do ataque anterior e, em seguida, novamente polidas para sofrerem o novo ataque.

3.5 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e a análise por dispersão de raios X (EDS) foram realizadas no LAIMat da FEG-UNESP. As amostras, antes de entrar na câmara de vácuo do equipamento, foram lavadas com água destilada, desengorduradas com detergente e secas com gás nitrogênio.

As imagens via elétrons retroespalhados (*backscattering)* e as imagens por elétrons secundários foram as técnicas utilizadas nas observações no MEV. Registraram-se imagens com ampliações de 500 e 2000 vezes para cada condição. O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO/LS15, e, para as análises de dispersão de raios X, o detector de EDS INCA-act, fabricado pela Oxford Instruments.

3.6 Banco de ensaio de atrito e desgaste (tribômetro)

Os testes foram realizados em um banco de ensaio do tipo pino-disco projetado e construído no DMT da FEG-UNESP, instalado no Laboratório de Tribologia.

A Figura 3.3 ilustra o conjunto do banco de ensaio de desgaste, com cada um dos sistemas indicados.

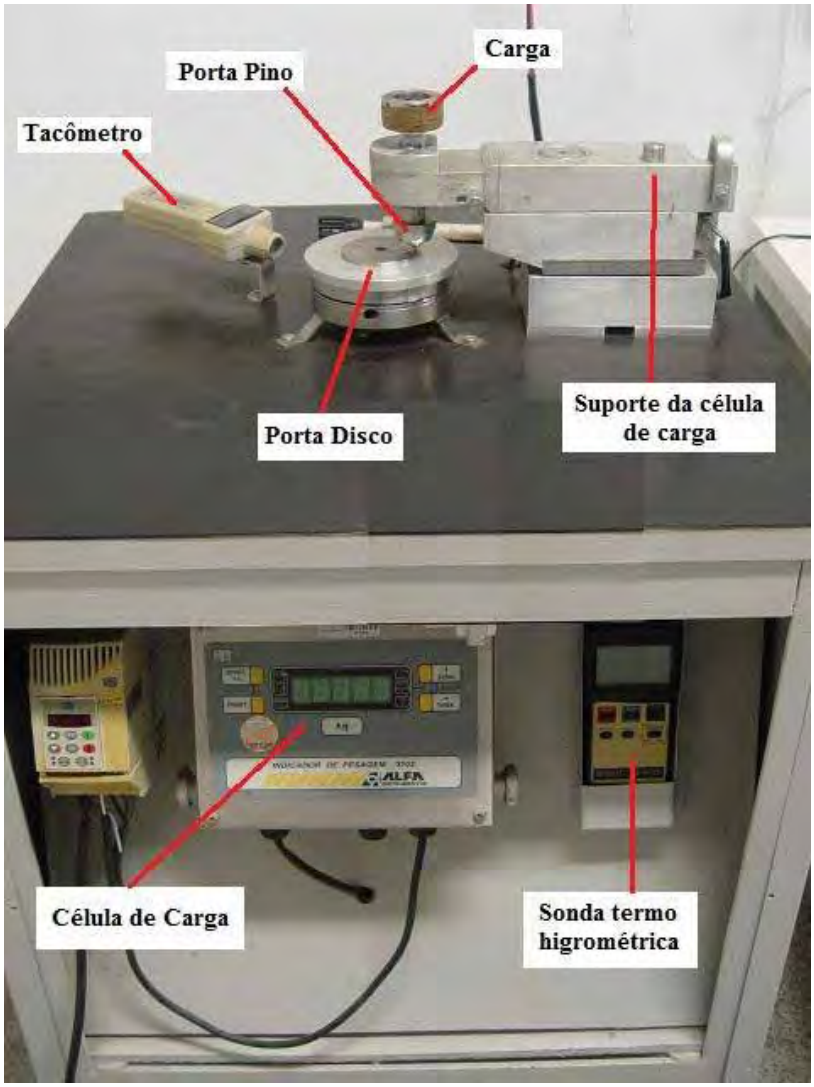


Figura 3.3 - Banco de ensaio de desgaste

O banco de ensaio de desgaste pino-disco é um equipamento frequentemente utilizado na caracterização tribológica de vários tipos de materiais, devido a sua facilidade operacional e também por possibilitar a utilização de corpos de prova de pequenas dimensões, com menores custos. A ampla faixa de cargas e velocidades de deslizamento proporcionadas por este tipo de equipamento faz com que o mesmo seja utilizado na caracterização tribológica de materiais em que se deseja analisar o comportamento de uma variável em função de um conjunto de outras que se mantém fixas, obtendo-se boa repetibilidade nos experimentos. Entretanto, é necessário o controle adequado das condições ambientais do ensaio, bem como o cuidado com o manuseio e limpeza dos corpos de prova (TEIXEIRA, 2011).

O banco de ensaio de desgaste tipo pino-disco ilustrado na Figura 3.2 é formado basicamente pelos seguintes elementos: base de regulagem do raio de teste, haste de aplicação

de carga, haste porta pino, prato porta disco, célula de carga e sistema de controle de umidade e temperatura.

A velocidade de deslizamento do par tribológico no teste de desgaste é obtida regulando-se a rotação do prato porta-disco e a base de regulagem do raio de teste. No presente trabalho a base de regulagem permaneceu fixa no diâmetro de 70,5 mm e a velocidade do prato porta-disco foi controlada por um tacômetro Instrutherm TCR 8000.

A aplicação da carga normal é executada por peso morto, sobre uma haste que prende o pino de prova, comprimindo o mesmo contra a superfície do disco. A haste de aplicação de carga é guiada por um furo no braço de atrito, sendo a eliminação da rotação da mesma durante os ensaios, feita por um pequeno guia em posição paralela à haste. A Figura 3.4 ilustra o sistema de aplicação de carga, com detalhes do braço de atrito e detalhes da haste de aplicação de carga e do porta pino de prova.

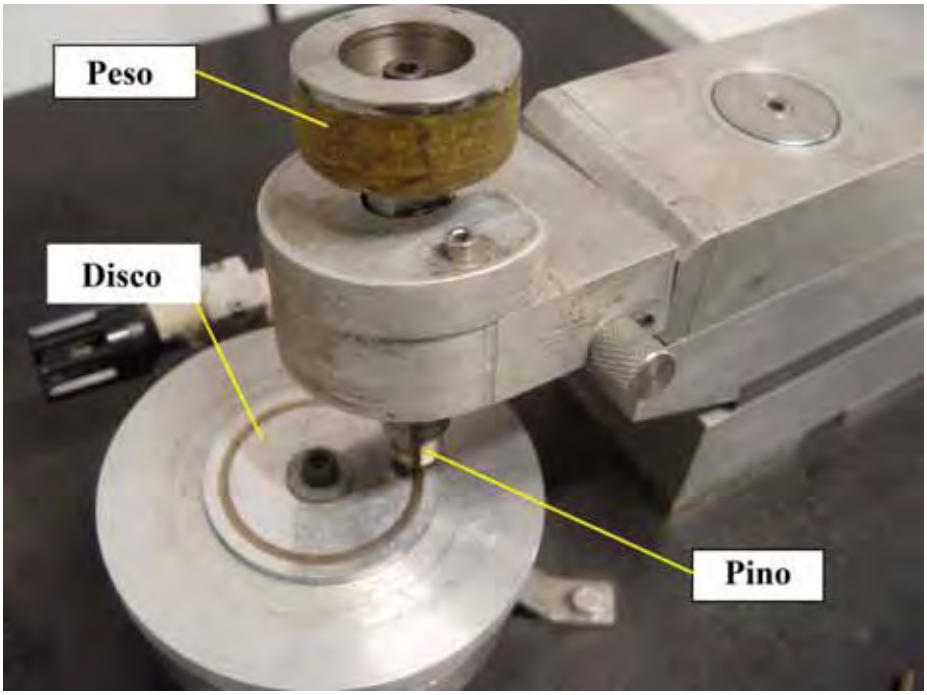


Figura 3.4 - Suporte da célula de carga

As variações da umidade relativa e temperatura no ambiente de teste são monitoradas por uma sonda termo higrométrica Instrutherm HTR 152.

3.7 Parâmetros do ensaio

Para que o trabalho tivesse total confiabilidade nos resultados dos ensaios realizados no banco de ensaio de desgaste, foram feitas as seguintes calibrações:

a) Peso de aplicação de carga: o peso utilizado para a aplicação do carregamento sobre o pino de ensaio foi calibrado por pesagem em balança de precisão de ± 0,1 mg.

b) Velocidade na borda do porta disco: determinada por um tacômetro digital da marca Instrutherm. Para o sistema em operação de deslizamento pino-disco, determinou-se um desvio médio de ± 3 rpm.

Os ensaios de desgaste foram executados para o par da liga bronze-alumínio 630 (pinos) em contato com o aço AISI/SAE 4340 (discos) nas diferentes condições de tratamento térmico (material como fornecido, material submetido ao tratamento bainítico e o material submetido ao tratamento de têmpera), sujeito às condições da Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Parâmetros de teste (velocidade, carga e distância total deslizada)

Velocidades (m/s)	**Cargas (N)**	**Distância Total Deslizada (m)**
0,5	5	3300
1,0	5	3300
1,5	5	3300

É importante mencionar que para o primeiro par de materiais ensaiado (o disco obtido a partir do material como fornecido contra o pino de bronze, à velocidade de 0,5 m/s de ensaio) a distância deslizada foi maior (5700 metros), para que o parâmetro distância pudesse ser definido, tendo todos os outros pares percorrido a distância de 3300 metros.

O teste de desgaste foi realizado em condições não lubrificadas, em etapas com percurso de deslizamento de 300 m até atingir a distância de 3300 m, temperatura ambiente e umidade relativa entre 48 - 52%.

Antes de cada etapa (de 300 m), os corpos de prova, tanto o pino quanto o disco, eram limpos com álcool etílico em banho de ultrassom e em seguida pesados em uma balança analítica de precisão Quimis Q-500L210C, com capacidade máxima de 210 g e precisão de 0,1 mg.

Com os parâmetros de testes, tais como carga, velocidade e distância de deslizamento estabelecidos e ajustados, o controle das variáveis e a aquisição dos dados foram realizados manualmente.

Em seguida os corpos de prova foram montados nos respectivos suportes, o ambiente foi protegido por uma campânula acrílica, e a umidade controlada no interior da mesma por meio de um desumidificador Desidrat Mini modelo MD - 68 W. Após cada etapa, os corpos de prova eram novamente limpos em banho de ultrassom com álcool etílico, onde se procedeu a pesagem dos mesmos.

NOTA: Para cada velocidade avaliada foram empregados novos corpos de prova, sendo 3 (três) para cada condição microestrutural, resultando em um total de 9 (nove) pares pino-disco.

3.8 Medidas de desgaste

A quantificação do desgaste tanto no pino quanto no disco pode ser feita através da taxa e coeficiente de desgaste. O coeficiente de desgaste K* é definido pelo volume de desgaste por unidade de carga e por unidade de distância de deslizamento, conforme ilustrado pela equação (3.1), com unidades usuais para K em [mm $N^{-1}m^{-1}$], sendo o volume de desgaste V em [mm^3], a carga W em [N] e a distância de deslizamento X em [m].

$$K^* = \frac{V}{XW} \tag{3.1}$$

Na avaliação do desgaste considerando-se o coeficiente de desgaste K*, admite-se que o desgaste seja proporcional à carga normal e à distância de deslizamento, porém isto nem sempre ocorre. No entanto, sua utilização torna-se aceitável, desde que não ocorram alterações significativas do mecanismo de desgaste envolvido durante o deslizamento. O volume de desgaste neste estudo seja para o pino como para o disco foi determinado em função da diferença de massa antes e após cada etapa de teste, e da respectiva densidade média dos materiais do par tribológico.

Determinado o volume de desgaste em cada etapa de teste, tem-se o comportamento do volume de desgaste acumulado nas várias etapas em função da distância de deslizamento acumulada, onde se obtém em geral um estado de desgaste não linear (*running*), seguido de um estado de desgaste linear ou de taxa de desgaste estacionária. A taxa de desgaste K é definida pelo volume perdido por unidade de distância, e os valores da taxa de desgaste podem ser obtidos por meio da equação (3.2), através da linearização da curva no estado de desgaste estacionário (vide Figura 2.11).

$$K = tg\,\theta = \frac{V}{X} \tag{3.2}$$

As superfícies desgastadas irão presumir a quantidade de fragmentos desgastados em todos os estágios do ciclo de vida (Figura 2.11), onde os estágios I e III apresentam um desgaste severo e o estágio II um nível de desgaste moderado ou taxa de desgaste constante (HOLMBERG, 2001).

Inicialmente, para a determinação da taxa de desgaste, é necessário identificar no gráfico distância percorrida x perda de volume, a região em que a curva exibe uma tendência de linearidade, ou seja, a região em que o desgaste apresenta características de desgaste moderado, a fim de que se possa, por meio dos coeficientes angulares das retas obtidas através da regressão linear das curvas, chegar-se aos valores das taxas de desgaste, conforme a equação 3.2.

Assim, para a determinação da região em que esta tendência começa a se mostrar, em um primeiro momento os ensaios foram realizados em intervalos de 25 metros de distância percorrida, passando posteriormente para um intervalo de 50 metros. A partir da distância total percorrida de cerca de 500 metros, a tendência de linearização começou a aparecer. Em seguida passou-se a utilizar um intervalo de 100 metros e, por fim, 300 metros, tendo este último intervalo mostrado-se adequado para este estudo. A Figura 3.5 mostra a curva que foi construída para que este parâmetro fosse definido, ensaio desenvolvido à velocidade de 0,5 m/s para o disco do aço 4340 como fornecido contra o pino de bronze.

Observa-se pelo gráfico da Figura 3.5 que, a partir de uma distância percorrida de aproximadamente 500 metros, a curva começa a se assemelhar a uma reta. Dentro desta região de desgaste moderado, foi adotado o trecho percorrido entre 1200 e 3300 metros como referência para ser aplicado em todos os ensaios de desgaste. Para o cálculo da taxa de desgaste foi realizado a regressão linear de cada curva e obtido o coeficiente angular das retas e, consequentemente, a taxa de desgaste do pino para cada uma das situações.

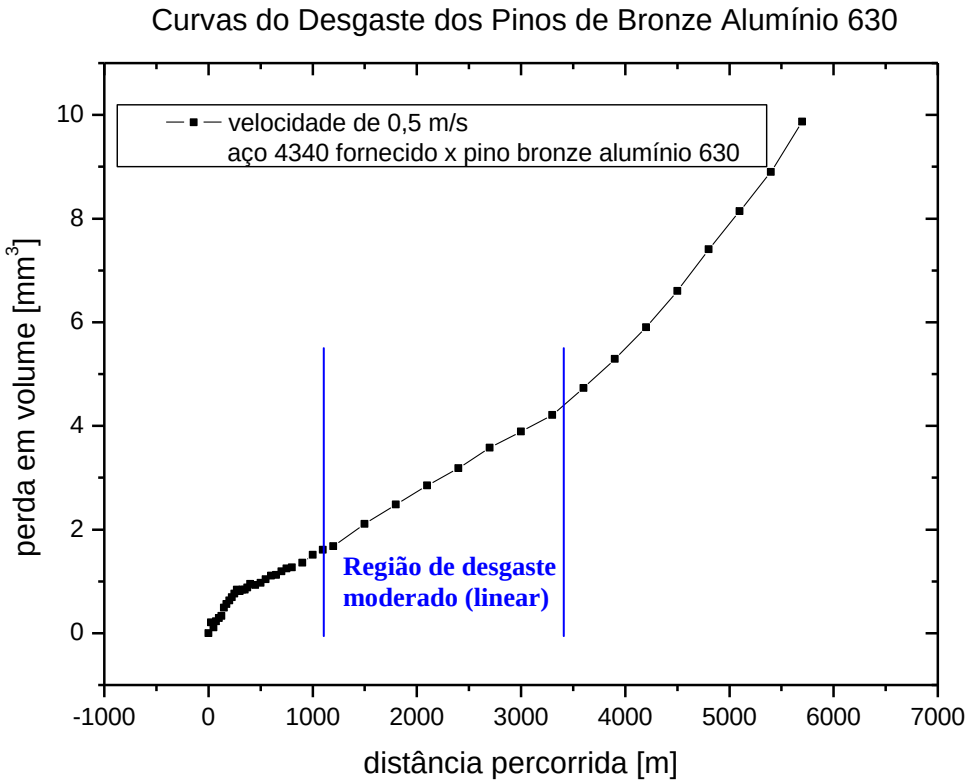


Figura 3.5 – Gráfico para a definição do intervalo adotado para a linearização da curva de desgaste.

Cada uma das curvas de regressão linear referentes aos gráficos de desgaste é mostrada no ANEXO A, no final deste trabalho. A taxa de desgaste foi obtida através do coeficiente angular de cada reta, cuja equação está indicada ao lado de cada curva.

Outro aspecto importante a ser considerado neste trabalho foi a definição da análise da taxa de desgaste dos pinos de bronze-alumínio 630 e não dos discos de aço. Isto se deu a partir da análise das curvas obtidas para os pinos e para os discos, para a velocidade de 0,5 m/s (Figura 3.6). É possível observar que a perda de material por desgaste por parte dos pinos é acentuada e crescente para as três condições estudadas. Nos discos, constata-se que a perda de volume mostra uma tendência diferente, há uma alternância de ganho e perda de massa, indicando que este material depositado provém do pino, ocorrendo adesões e desprendimento do bronze sobre o disco de aço. Desta forma, os indícios são de que os pinos, e não os discos de aço, são os componentes críticos que devem ser analisados neste estudo.

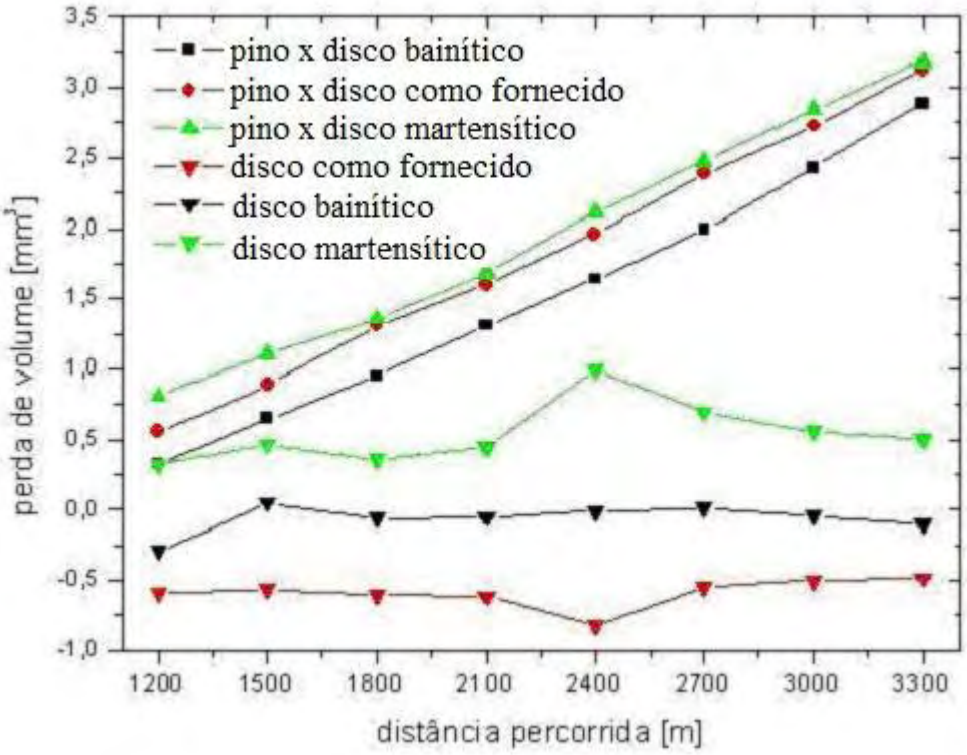


Figura 3.6 – Gráfico comparativo da perda de volume dos pinos e dos discos para cada uma das condições, ensaiados a 0,5 m/s.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios pino-disco dos materiais aço AISI/SAE 4340 nas três condições microestruturais (discos) contra o bronze-alumínio 630 (pinos).

Além disso, busca-se apresentar dados sobre a composição química e microestrutural dos materiais, valores de desgaste do par pino–disco (taxa de desgaste), comportamento dos mecanismos de desgaste atuantes, baseando-se na análise das morfologias das regiões desgastadas (pino e disco), estabelecendo uma pertinente discussão.

4.1 Caracterização das microestruturas

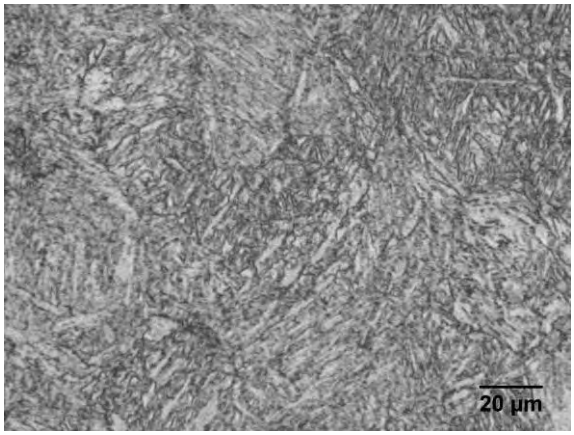
Nesta etapa são apresentados e discutidos os resultados obtidos no trabalho experimental de metalografia, sob um aspecto qualitativo, referente à identificação das fases constituintes do material e observações morfológicas dessas estruturas, através dos ataques químicos realizados.

Foi constatado que o processo de preparação de amostras para análise metalográfica, assim como os procedimentos de ataques químicos, são extremamente sensíveis às diversas variáveis, tais como a temperatura de realização do ataque, a proporção dos reagentes químicos utilizados, período de armazenagem dos reagentes químicos, o tempo de ataque e o modo como a amostra foi atacada. Dessa forma, também são discutidos parâmetros metalográficos e técnicas de ataques químicos utilizados, viabilizando a reprodutibilidade do experimento em outros laboratórios.

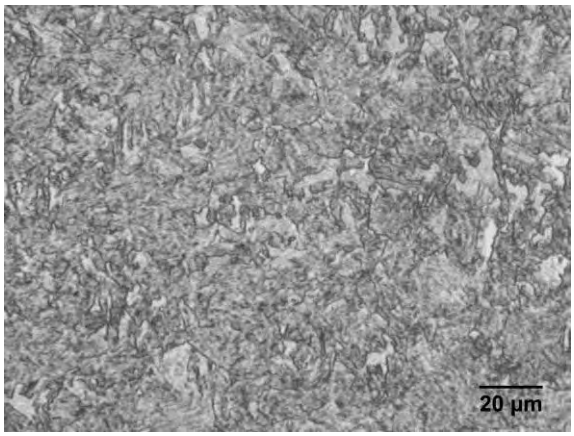
O ataque químico com reagente Nital 2% revelou as tonalidades preta, marrom claro e branca. Entretanto, as imagens foram capturadas em tons de cinza, para uma melhor visualização dos contrastes. Na Figura 4.1 são apresentadas as fotomicrografias ópticas ilustrando a microestrutura das amostras nas três condições de tratamento térmico: (a) material como fornecido, (b) material após austenitização a 850 ºC, durante 480 s e posterior tratamento isotérmico na temperatura de 338 ºC, durante 35 minutos e (c) Austenitização a 850 ºC com têmpera em óleo e revenimento a 400 ºC.

A microestrutura do material como fornecido (Figura 4.1.a) apresenta nas áreas escuras uma mistura de fases mais resistentes e enriquecidas de carbono (perlita, bainita e martensita), as áreas claras constituem a ferrita e a austenita. Na Figura 4.1.b, a área escura apresenta

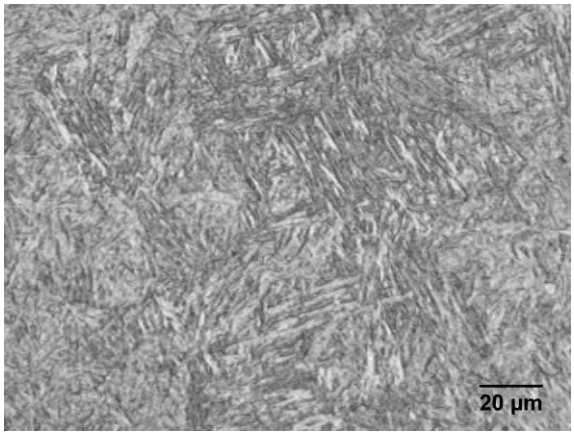
predomínio de bainita, devido ao tratamento isotérmico a 338°C e na Figura 4.1.c predomina na fase escura a martensita, com conseqüente acréscimo de dureza.



(a)



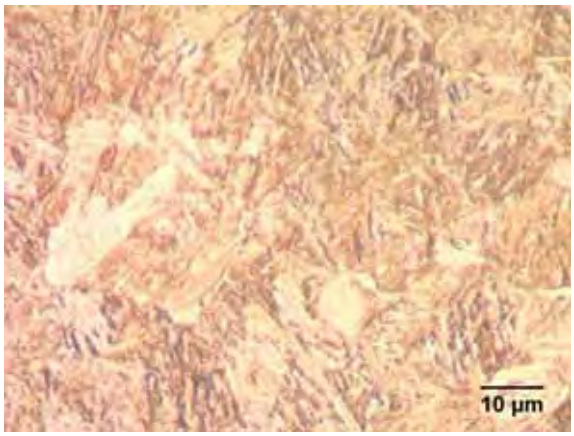
(b)



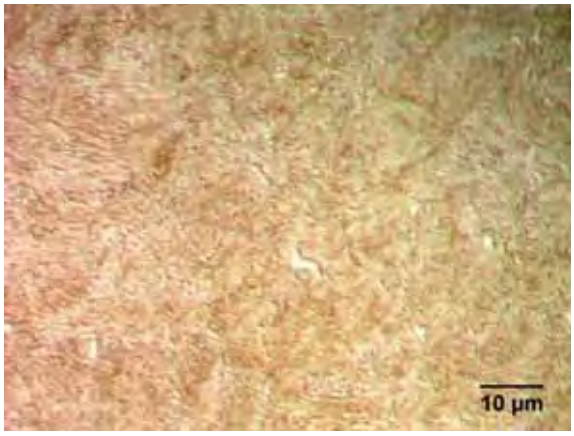
(c)

Figura 4.1 – Fotomicrografia (a) Aço AISI/SAE 4340 como fornecido, (b) Aço AISI/SAE 4340 bainítico e (c) Aço AISI/SAE 4340 martensítico submetidos ao ataque com Nital. (Ampliação 500 x).

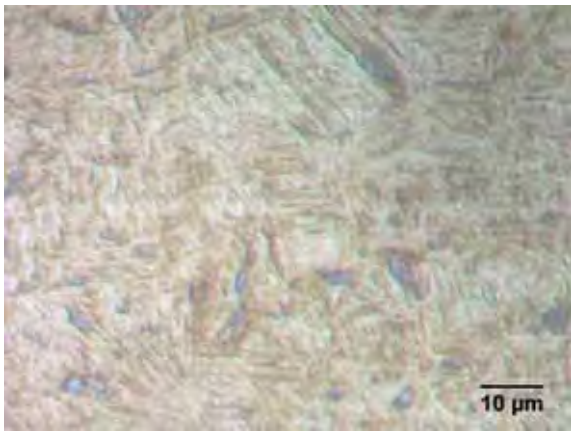
O ataque com reagente LePera mostrou-se eficiente para a identificação da fase bainita, revelada na coloração marrom escuro e do constituinte formado pelas fases martensita e austenita retida, observadas em tonalidade clara. Comparando as três condições, observa-se que na micrografia do aço como recebido (Figura 4.2a) há a presença de bainita (marrom escuro), em menor proporção. Na Figura 4.2b há um aumento da área com essa tonalidade, indicando aumento acentuado da bainita. A Figura 4.2c mostra que houve um grande aumento do consituinte M.A. (martensita + austenita), tornando a imagem generalizadamente mais clara. O reagente LePera apresentou-se extremamente sensível as variações que envolvem o processo de ataque químico e, portanto, difícil de se reproduzir.



(a)



(b)

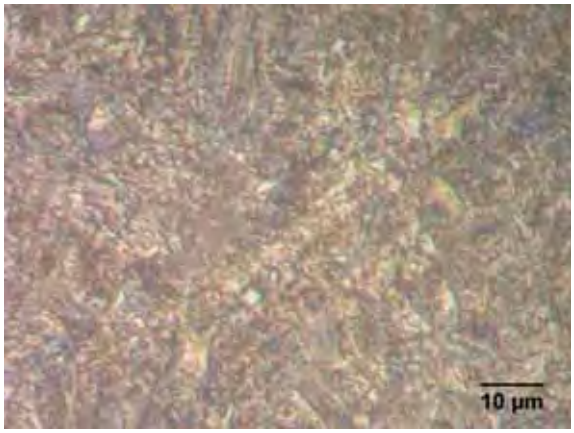


(c)

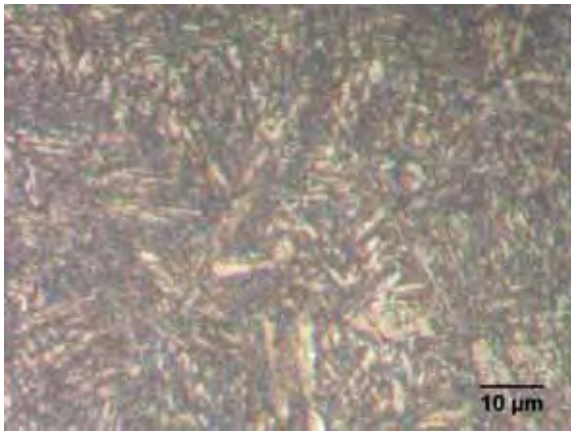
Figura 4.2 – Fotomicrografia (a) Aço AISI/SAE 4340 como fornecido, (b) Aço AISI/SAE 4340 bainítico e (c) Aço AISI/SAE 4340 martensítico submetidos ao ataque LePera. (Ampliação 1000 x).

Na Figura 4.3 estão representadas as fotomicrografias dos ataques com Metabissulfito de Sódio 10% das amostras do material nas três condições. Observa-se a austenita retida para os aços AISI 4340 com morfologia poligonal caracterizada pelas regiões brancas. Em comparação com a Figura 4.3a, é possível perceber, tanto para o material submetido ao

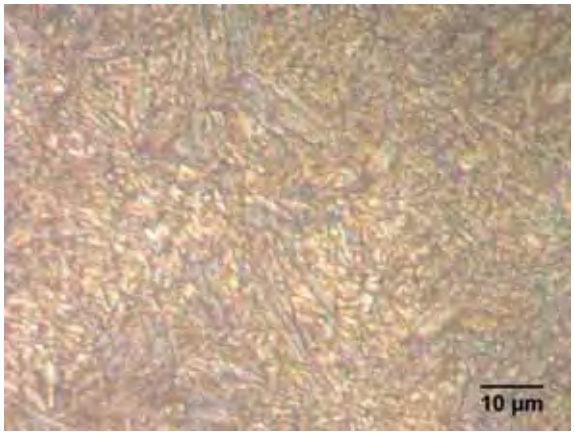
tratamento bainítico da Figura 4.3b e o material que sofreu tratamento de têmpera da Figura 4.3c, a diferença na morfologia da fase martensítica do material, apresentando-se em forma acicular, como conseqüência do efeito cisalhamento que caracteriza essa transformação.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.3 – Fotomicrografia (a) Aço AISI/SAE 4340 como fornecido, (b) Aço AISI/SAE 4340 bainítico e (c) Aço AISI/SAE 4340 martensítico submetidos ao ataque com Metabissulfito de Sódio 10%. (Ampliação 1000 x).

4.2 Resultados das medidas de dureza

A Tabela 4.1 contém os resultados de dureza Brinell dos discos constituídos por aços com microestrutura ferrítica/perlítica (como recebido), bainítica e martensítica, bem como do bronze.

A dureza apresentada pelos discos de aço aumenta em função dos tratamentos térmicos aplicados e da microestrutura formada; a formação da estrutura predominantemente bainítica eleva a dureza do aço em comparação com o material como fornecido (estrutura ferrítico-perlítica), e a estrutura martensítica aumenta ainda mais os níveis de dureza do disco.

A dureza do pino, devido à composição do material, é consideravelmente inferior à do aço.

Tabela 4.1 – Dureza Brinell dos materiais dos discos e dos pinos

	Dureza Brinell (HB)						Desvio Padrão
	1	2	3	4	5	média	
Aço recebido	313	332	332	322	332	326	8,56
Aço bainítico	372	382	352	372	382	372	12,25
Aço martensítico	472	472	472	472	472	472	0,00
Bronze	211	207	224	211	211	213	6,50

4.3 Composição química do material do disco e do pino

A composição química dos materiais utilizados no presente trabalho pode ser observada nas Tabelas 4.2 e 4.3. Vale lembrar que a composição química está de acordo com a especificação para cada um dos materiais.

Tabela 4.2 - Composição Química (% massa) do aço AISI/SAE 4340

C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0,39	0,01	0,08	0,23	0,67	0,83	1,73	0,26

Tabela 4.3 - Composição Química (% massa) da liga bronze-alumínio 630

Cu	Zn	Fe	Ni	Mn	Al
81,5	0,07	3,72	4,27	0,28	10,0

A análise química realizada nos resíduos oriundos da degradação das superfícies do par ensaiado no tribômetro indicou a presença de bronze alpha, sendo cobre e zinco os elementos detectados.

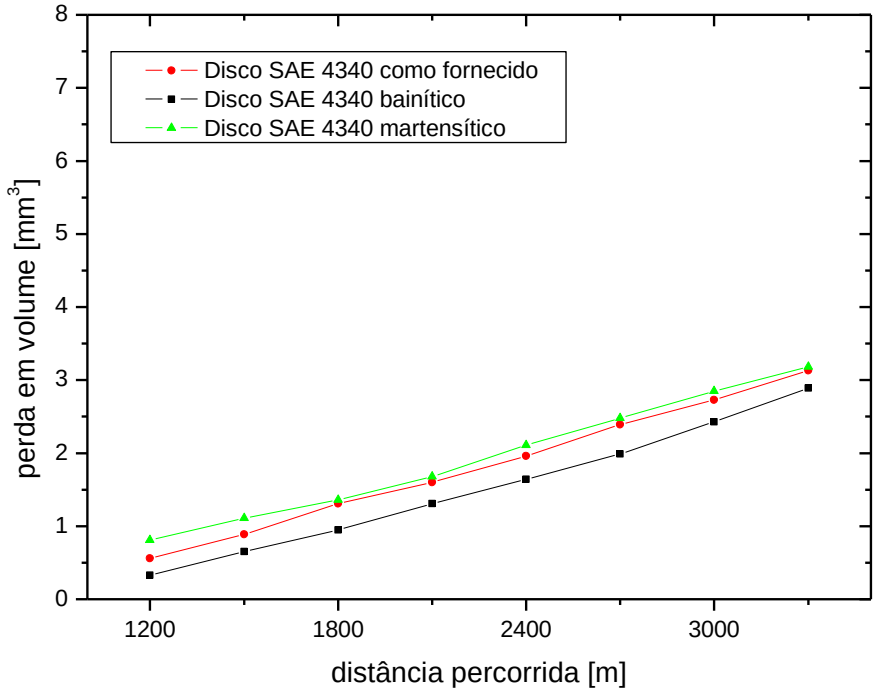
4.4 Resultados de desgaste

Serão mostrados inicialmente os resultados do desgaste dos pinos contra os discos para cada uma das velocidades adotadas, comparando-se o desempenho quanto ao desgaste das três diferentes estruturas formadas para o aço AISI/SAE 4340.

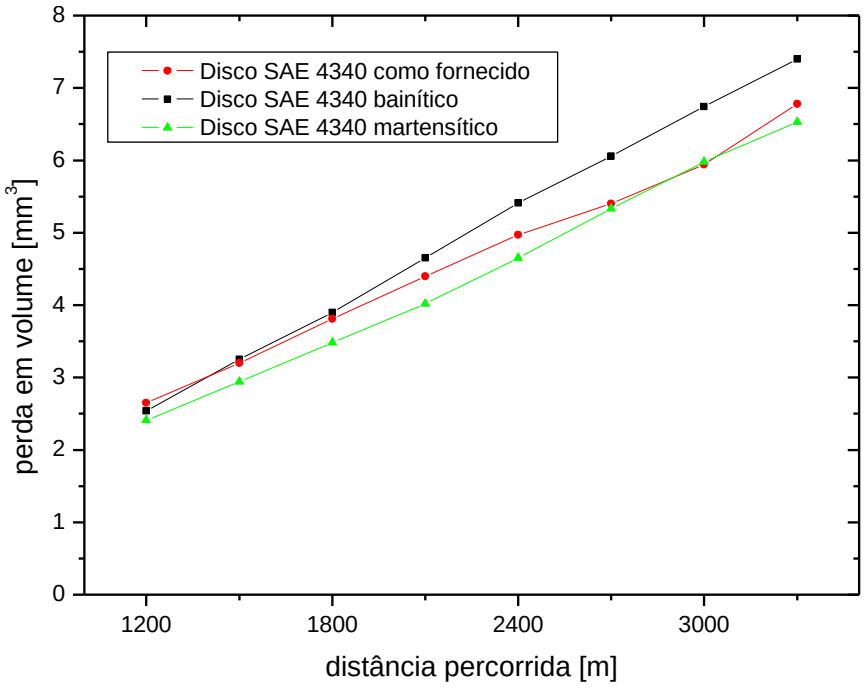
4.4.1 Comportamento do desgaste em função das microestruturas

Os gráficos apresentados nas Figuras 4.6 (a), 4.6 (b) e 4.6 (c) mostram que há uma grande semelhança no comportamento em relação ao desgaste por parte do pino, independentemente da condição microestrutural do disco. Esta tendência será evidenciada ao se calcular a taxa de desgaste, nos próximos itens deste trabalho.

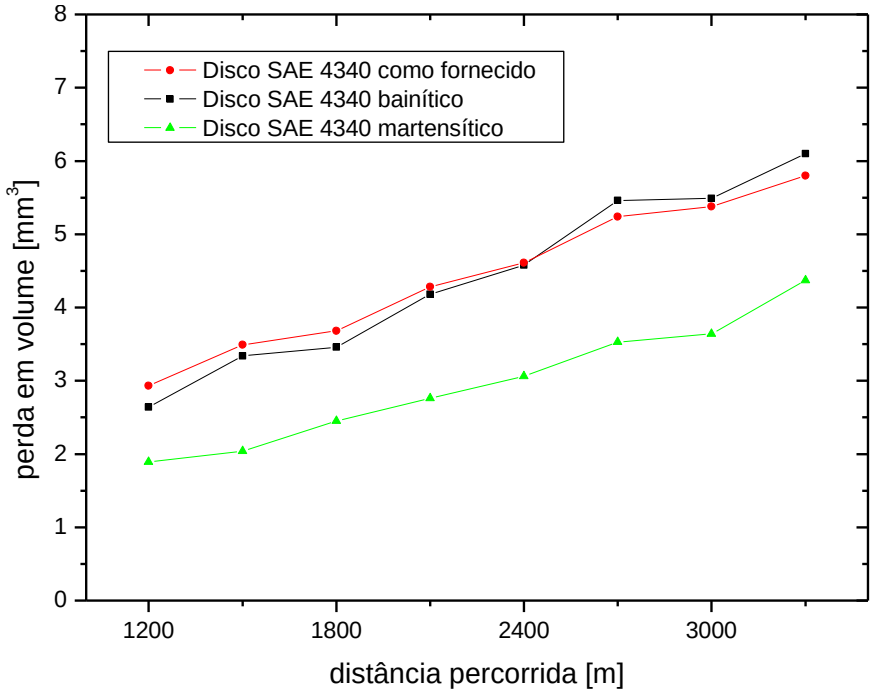
A velocidade de ensaio parece ter um efeito mais determinante, fato que será também averiguado com mais rigor ao relacionar-se a velocidade de ensaio com a taxa de desgaste, a seguir.


Disco SAE 4340 como fornecido
Disco SAE 4340 bainítico
Disco SAE 4340 martensítico
perda em volume [mm3]
distância percorrida [m]
0
1
2
3
4
5
6
7
8
1200
1800
2400
3000

(a)


Disco SAE 4340 como fornecido
Disco SAE 4340 bainítico
Disco SAE 4340 martensítico
perda em volume [mm3]
distância percorrida [m]
0
1
2
3
4
5
6
7
8
1200
1800
2400
3000

(b)



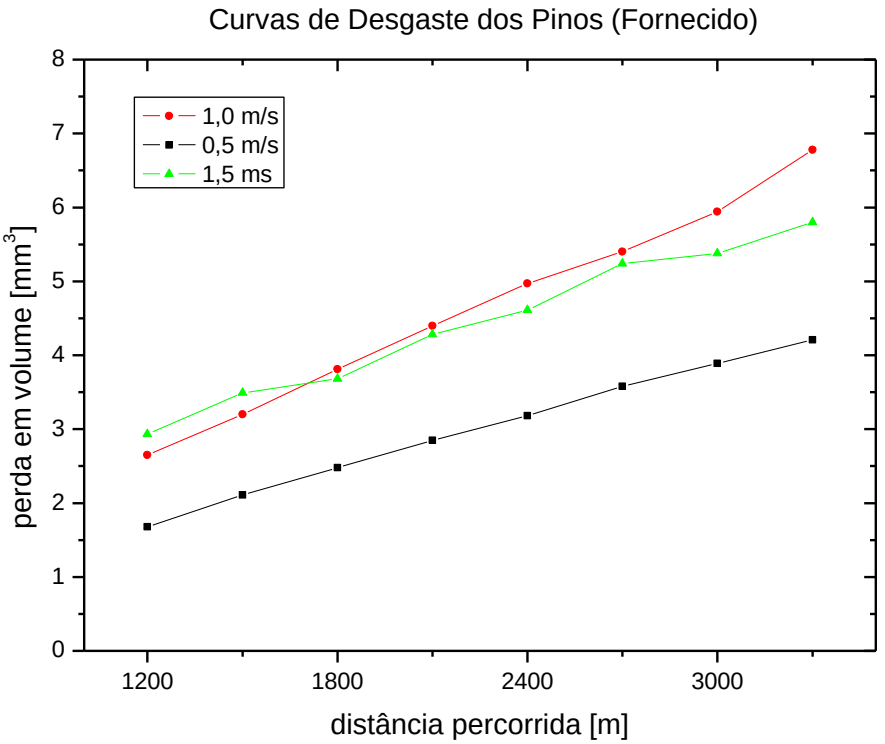
(c)

Figura 4.6 – Gráficos do desenvolvimento do desgaste dos pinos com relação à microestrutura do disco: (a) para velocidade de 0,5 m/s; (b) para velocidade de 1,0 m/s e (c) para velocidade de 1,5 m/s.

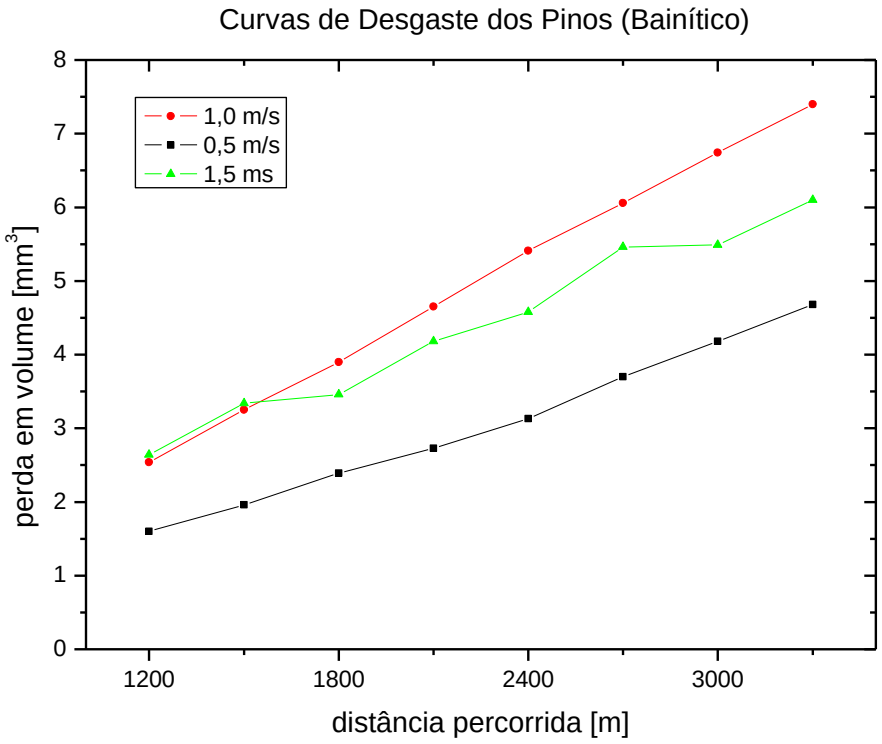
4.4.2 Comportamento do desgaste em função das velocidades

Ao se observar, pelos gráficos da figura 4.7, a perda de volume do pino em função da velocidade de ensaio para cada condição microestrutural do disco, nota-se uma tendência de menor perda de material (para as três condições do disco: fornecido (a), bainítico (b) e martensítico (c)), para a velocidade de 0,5 m/s. Em contrapartida, à velocidade de 1,0 m/s, tende-se a apresentar uma maior perda de volume.

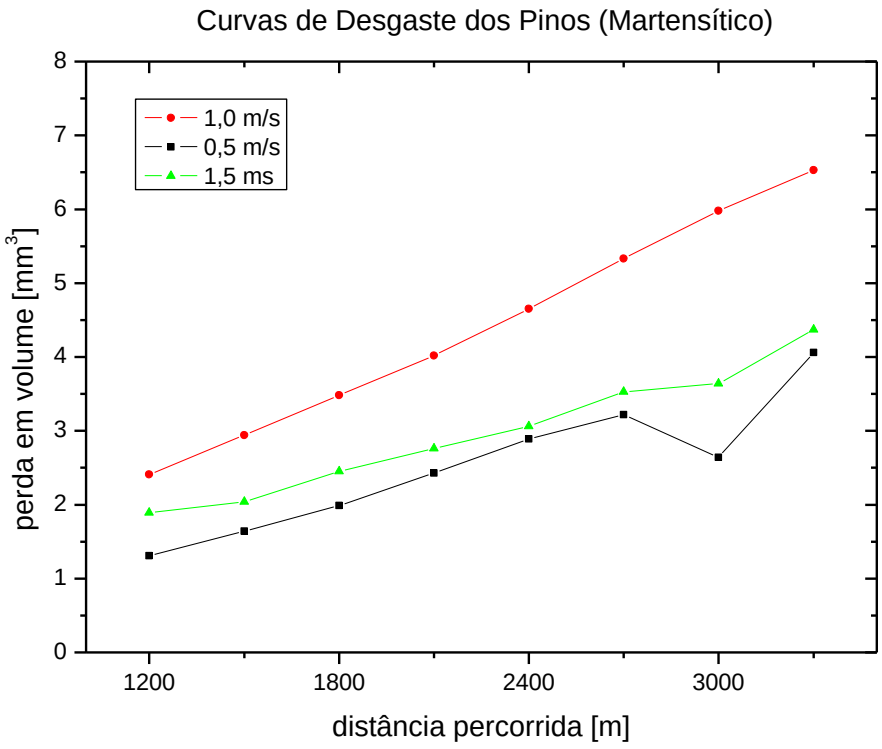
Deve-se, no entanto, ter cautela nas análises preliminares, pois torna-se necessário o cálculo da taxa de desgaste destas regiões, antes de se chegar às conclusões finais.


Curvas de Desgaste dos Pinos (Fornecido)
1,0 m/s
0,5 m/s
1,5 ms
perda em volume [mm3]
distância percorrida [m]
0
1
2
3
4
5
6
7
8
1200
1800
2400
3000

(a)


Curvas de Desgaste dos Pinos (Bainítico)
1,0 m/s
0,5 m/s
1,5 ms
perda em volume [mm3]
distância percorrida [m]
0
1
2
3
4
5
6
7
8
1200
1800
2400
3000

(b)



(c)

Figura 4.7 – Gráficos do desenvolvimento do desgaste dos pinos com relação à velocidade: (a) para microestrutura ferrítica/perlítica; (b) para microestrutura bainítica e (c) para microestrutura martensítica.

4.5 Resultados da taxa de desgaste dos pinos ensaiados

Para determinação das taxas de desgaste dos pinos, primeiramente foram coletados os valores em gramas da perda de massa conforme descrito no item **3.7**. Os valores da perda de volume em função da distância deslizada foram plotados em gráficos (Figuras 1 a 9 do ANEXO A) e posteriormente linearizados para obtenção dos valores da taxa de desgaste (K = tg Θ).

O comportamento da taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento para os pares tribológicos liga bronze alumínio 630 contra o aço AISI/SAE 4340 nas três diferentes condições microestruturais é ilustrados na Figura 4.8. Em uma primeira análise nota-se que, de modo geral, não há grandes diferenças nos valores obtidos para as taxas de desgaste quando se comparam as três condições de microestrutura do aço. Observa-se também que o aço na condição microestrutural bainítica é o que apresenta valores de taxa de desgaste mais acentuados para qualquer das três velocidades empregadas no ensaio. Pode-se ainda observar que com o aumento da velocidade de deslizamento ocorre um aumento na taxa de desgaste para os três pares tribológicos, e que o valor de 1m/s pode ser considerado crítico no que diz

respeito à taxa de desgaste, pois em torno dessa velocidade encontram-se os valores mais acentuados de K, em qualquer das três condiçoes do material.

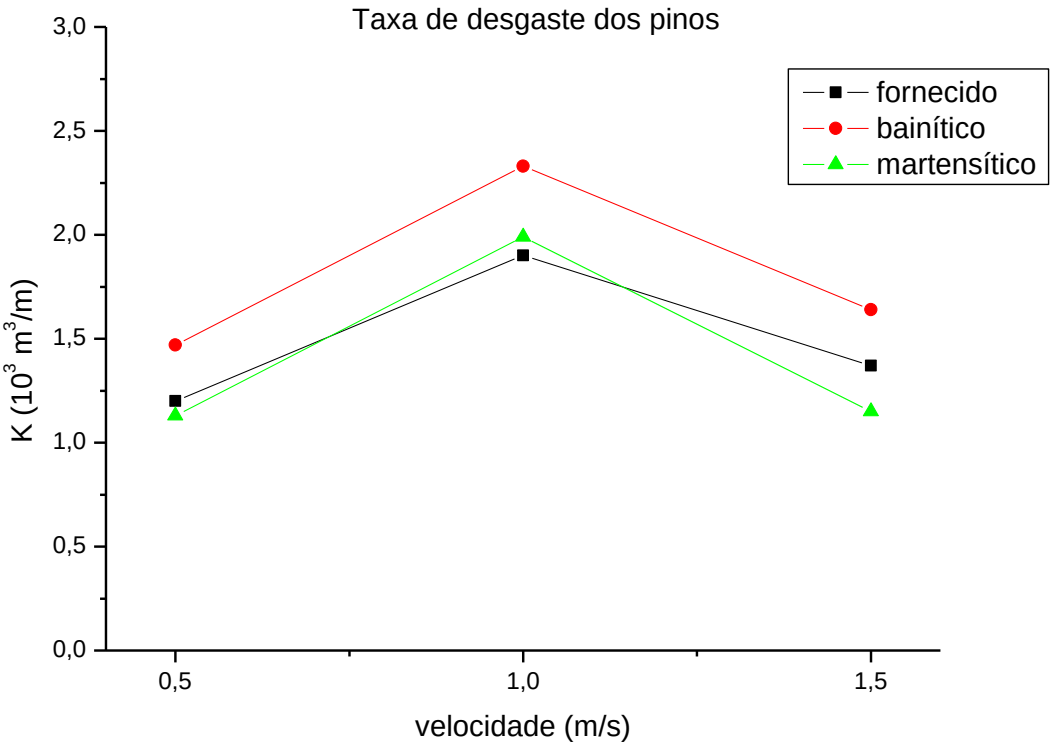


Figura 4.8 – Taxa de desgaste do pino em função da velocidade, para as três condicões microestruturais do disco de aço AISI/SAE 4340.

4.6 Análise das superfícies desgastadas

As observações microscópicas das superfícies desgastadas dos discos em aço AISI/SAE 4340 e dos pinos em bronze-alumínio 630 foram realizadas com ampliações de 500 e 2000 vezes, com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura, utilizando-se as técnicas de análise por elétrons retroespalhados e EDS, possibilitando assim a observação de detalhes com melhor definição.

Para os discos, foi analisada a região da trilha, que é a região que, durante o ensaio, está em contato com o pino, conforme indicado na figura 4.9.

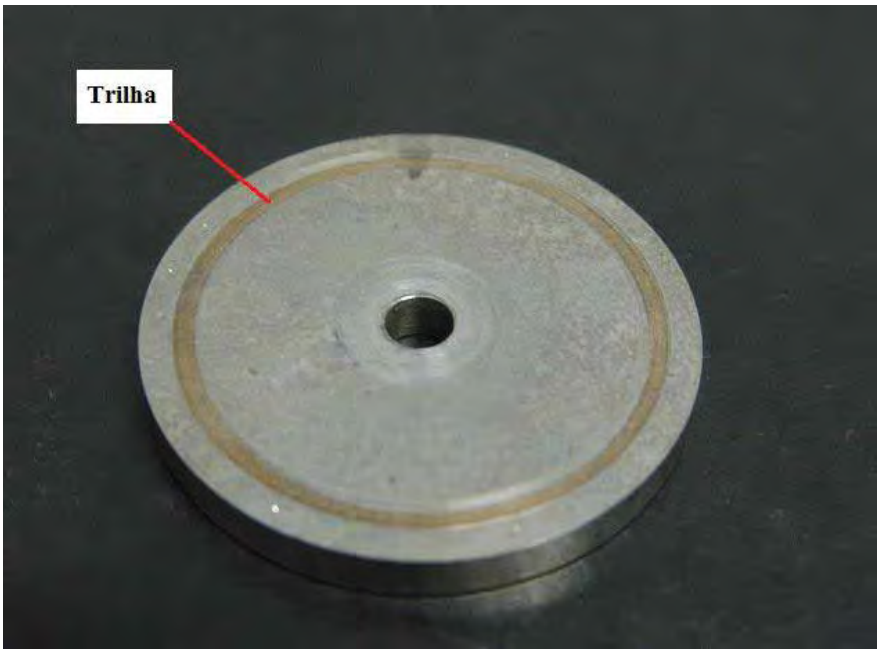


Figura 4.9 – Detalhe da região da trilha sobre o disco

4.6.1 Análise química da superfície da trilha de desgaste

Na Figura 4.10, pode-se observar a região da trilha de um disco utilizado no ensaio pino disco, que é a região do disco que tem contato com o pino durante o ensaio. Os riscos ligeiramente inclinados à horizontal representam a superfície previamente retificada do aço, caracterizando um mecanismo de abrasão; as regiões esverdeadas sobre estes riscos são pequenas adesões do bronze, material do pino.

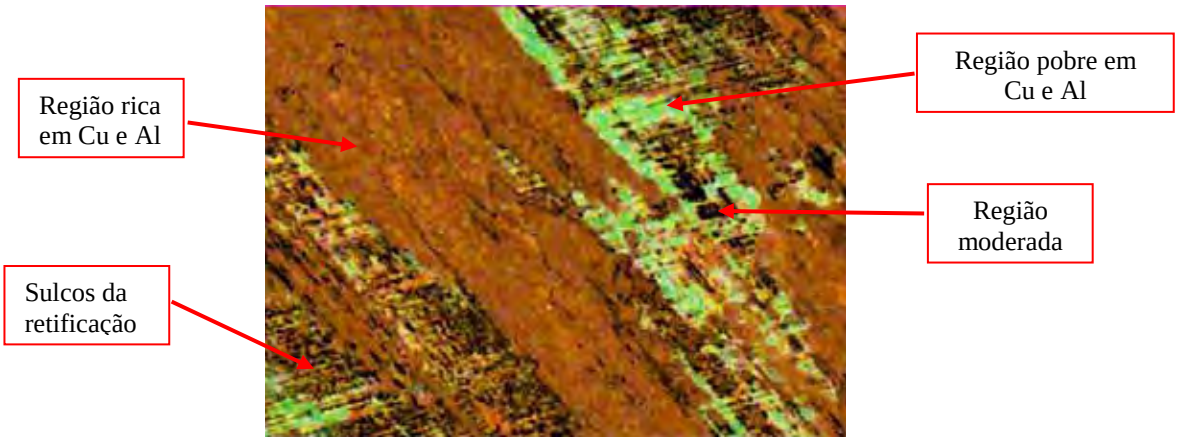


Figura 4.10 – MEV - Superfície analisada por EDS indicando a intensidade dos elementos químicos em regiões determinadas.

As diversas regiões mostradas na Figura 4.10 foram analisadas por EDS, comprovando a deposição dos elementos químicos provenientes do bronze (marrom) devido ao processo de

desgaste. O relatório das análises por EDS são mostradas no ANEXO B no final deste trabalho.

De maneira geral a superfície está deformada, ou seja, o disco recebeu deposições do bronze do pino, o que se confirma pelas camadas superpostas que podem ser observadas na Figura 4.11. As depressões, partículas e ressaltos existentes evidenciam a predominância do mecanismo de adesão no processo.

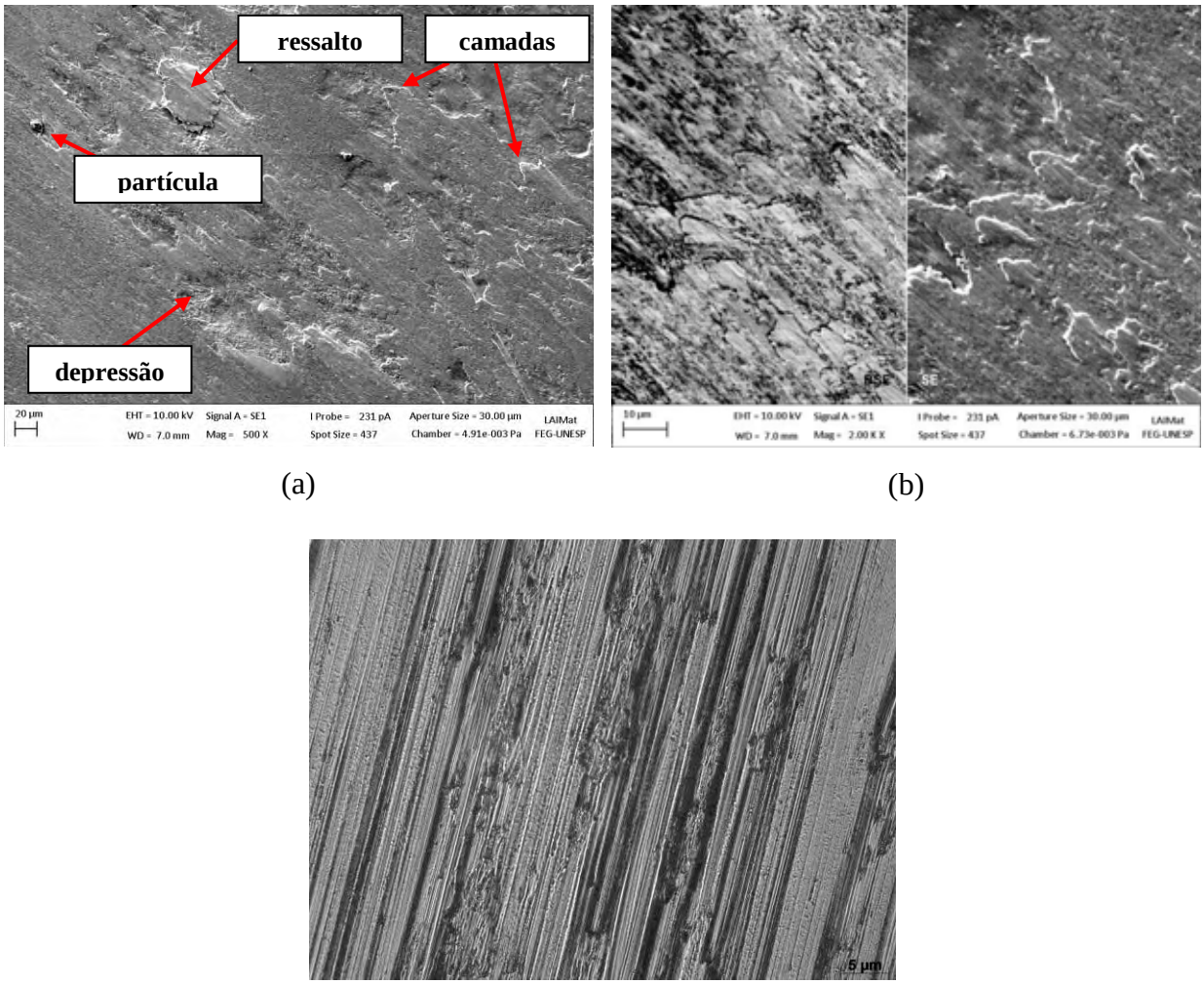
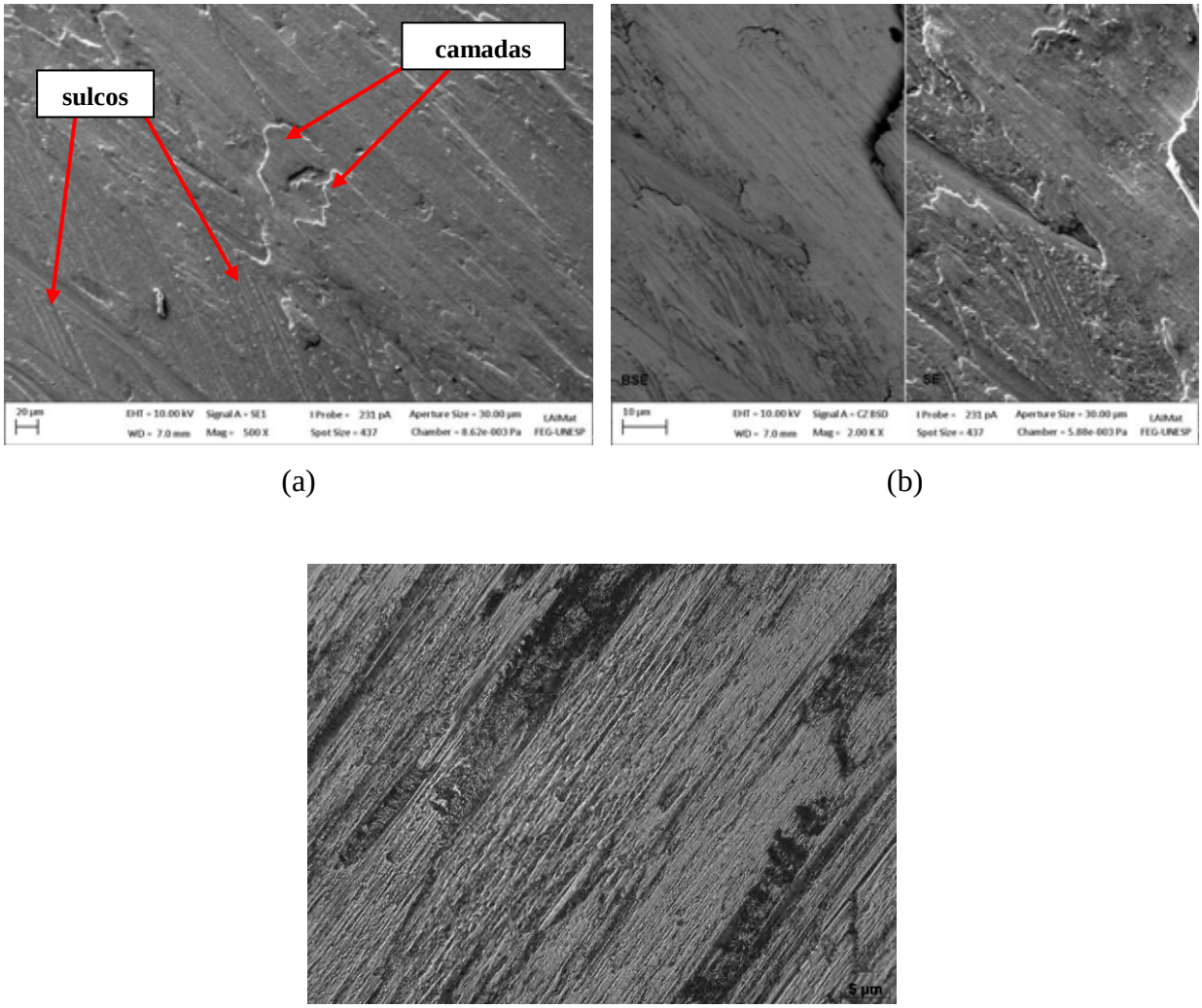


Figura 4.11 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço como fornecido e ensaiado a velocidade de 0,5 m/s, percorrida a distância de 5700 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE), (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

Com relação às superfícies dos pinos ensaiados contra o aço em todas as condições, são observadas superfícies ranhuradas e apresentando depressões, evidenciando o desgaste do

bronze e a consequente perda do material, que aderiu à superfície de cada um dos discos ou sofreu arrancamento durante o ensaio.

As regiões dos sulcos relativos à retificação dos discos de aço, juntamente com camadas aderidas e deformadas que cobrem os sulcos em outras regiões, comprovam a diferença de espessura das várias camadas existentes, Figura 4.12.

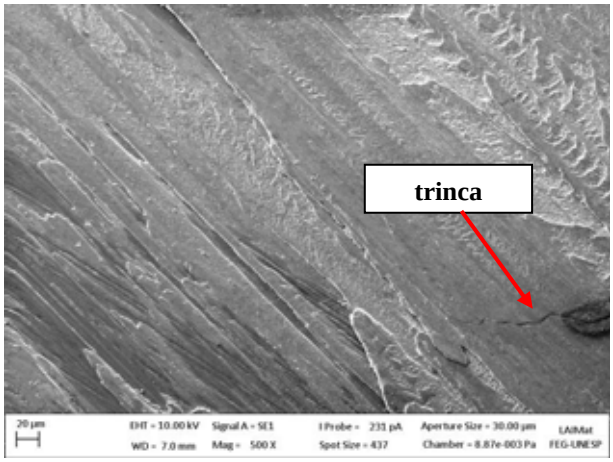


(a) (b)

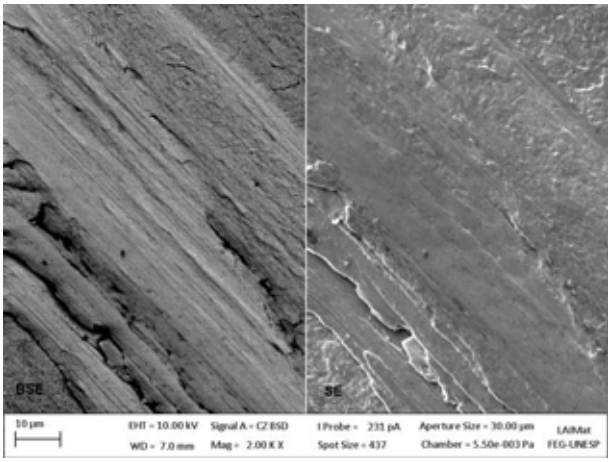
(c)

Figura 4.12 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço como fornecido e ensaiado a velocidade de 1,0 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE), (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

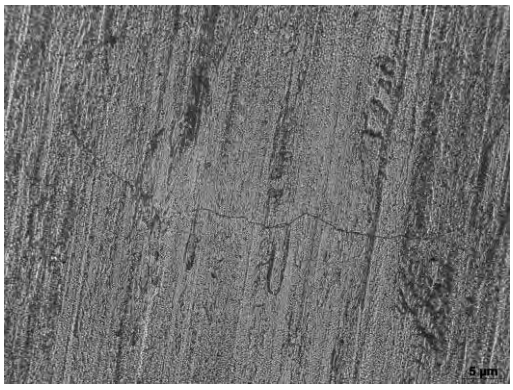
A novidade na Figura 4.13 é o aparecimento de uma trinca, que pode evidenciar o aparecimento do mecanismo de desgaste por fadiga superficial, tanto na superfície do disco quanto na superfície do pino.



(a)



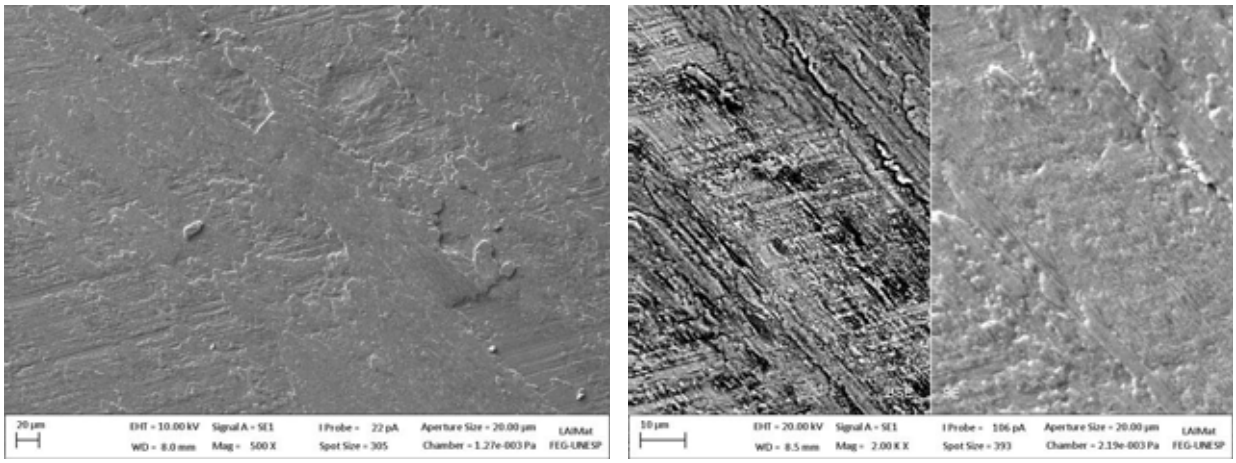
(b)



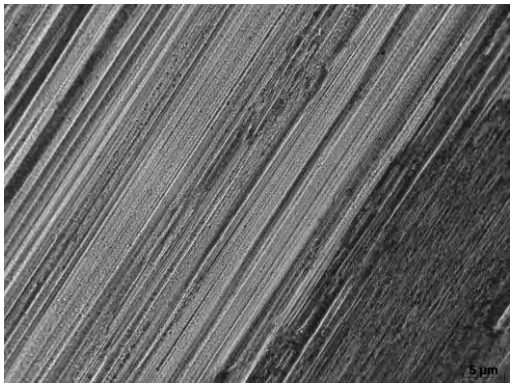
(c)

Figura 4.13 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço como fornecido e ensaiado a velocidade de 1,5 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

Pode-se observar também, na Figura 4.14, a presença de depressões, partículas e ressaltos, bem como regiões de sulcos de retificação juntamente com camadas aderidas e deformadas, que em outras regiões cobrem os sulcos totalmente, mais uma vez comprovando diferenças de espessura das camadas observadas, conforme as Figuras 4.9 e 4.10.



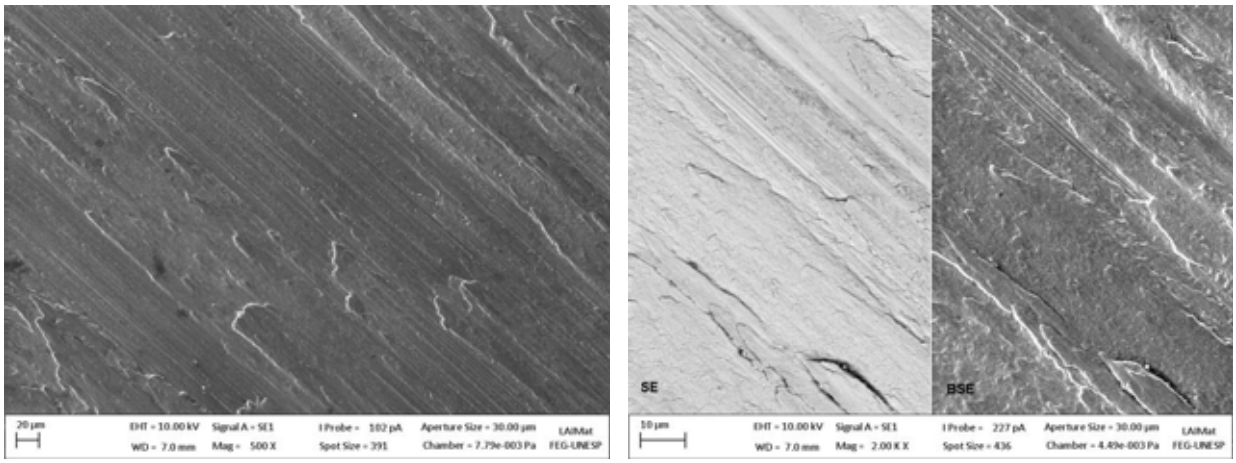
(a) (b)



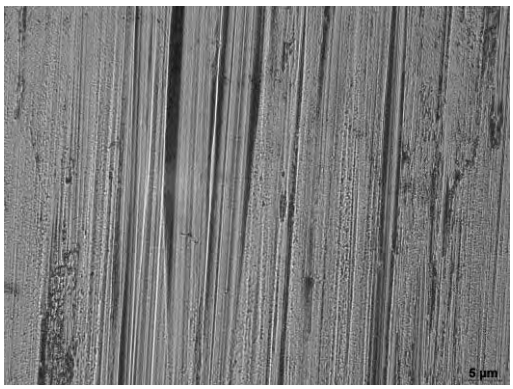
(c)

Figura 4.14 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura bainítica e ensaiado a velocidade de 0,5 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

A amostra observada na Figura 4.15 é semelhante à Figura 4.11, onde os sulcos decorrentes do processo de retificação foram cobertos pelo material aderido do pino.



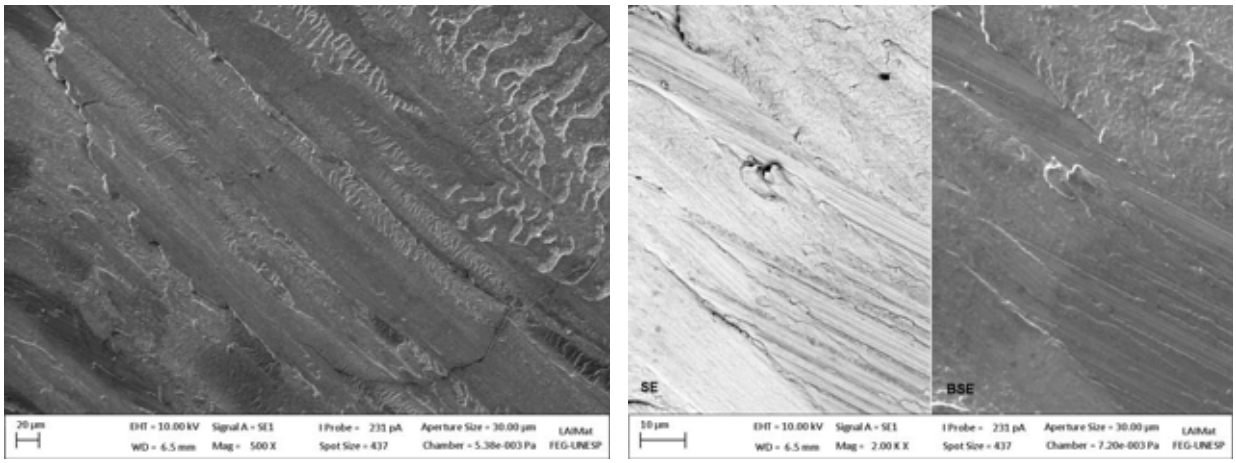
(a) (b)



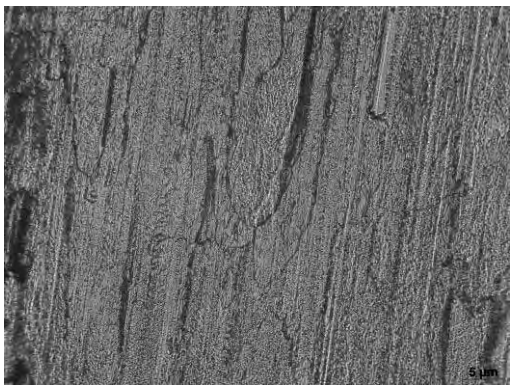
(c)

Figura 4.15 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura bainítica e ensaiado a velocidade de 1,0 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

O aumento da quantidade de trincas na amostra ilustrada na Figura 4.16, em comparação à amostra da Figura 4.13, submetida ao ensaio à mesma velocidade de 1,5 m/s, pode estar relacionada à microestrutura bainítica mais resistente e dura que a estrutura ferrítica-perlítica. As trincas podem ser notadas também tanto na superfície da trilha sobre o disco quanto na superfície do pino.



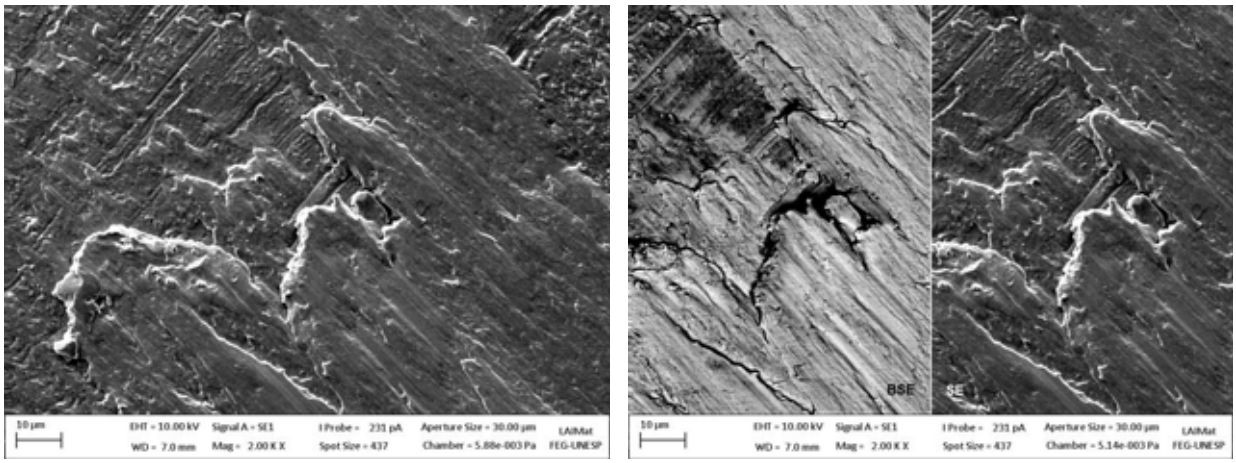
(a) (b)



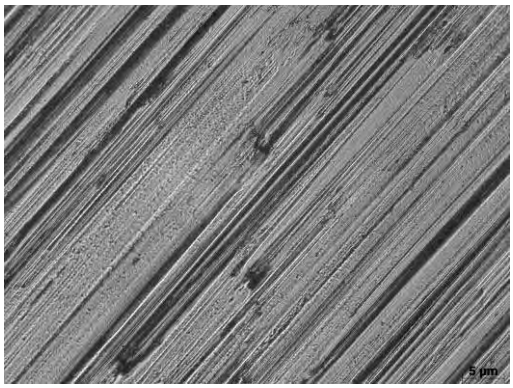
(c)

Figura 4.16. Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura bainítica e ensaiado a velocidade de 1,5 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

Ao se observar a Figura 4.17, pode-se notar uma semelhança com relação à superfície apresentada na Figura 4.12, onde a presença de sulcos da retifica nos discos de aço são identificados, também é notada regiões totalmente cobertas por camadas de material aderido e deformado.



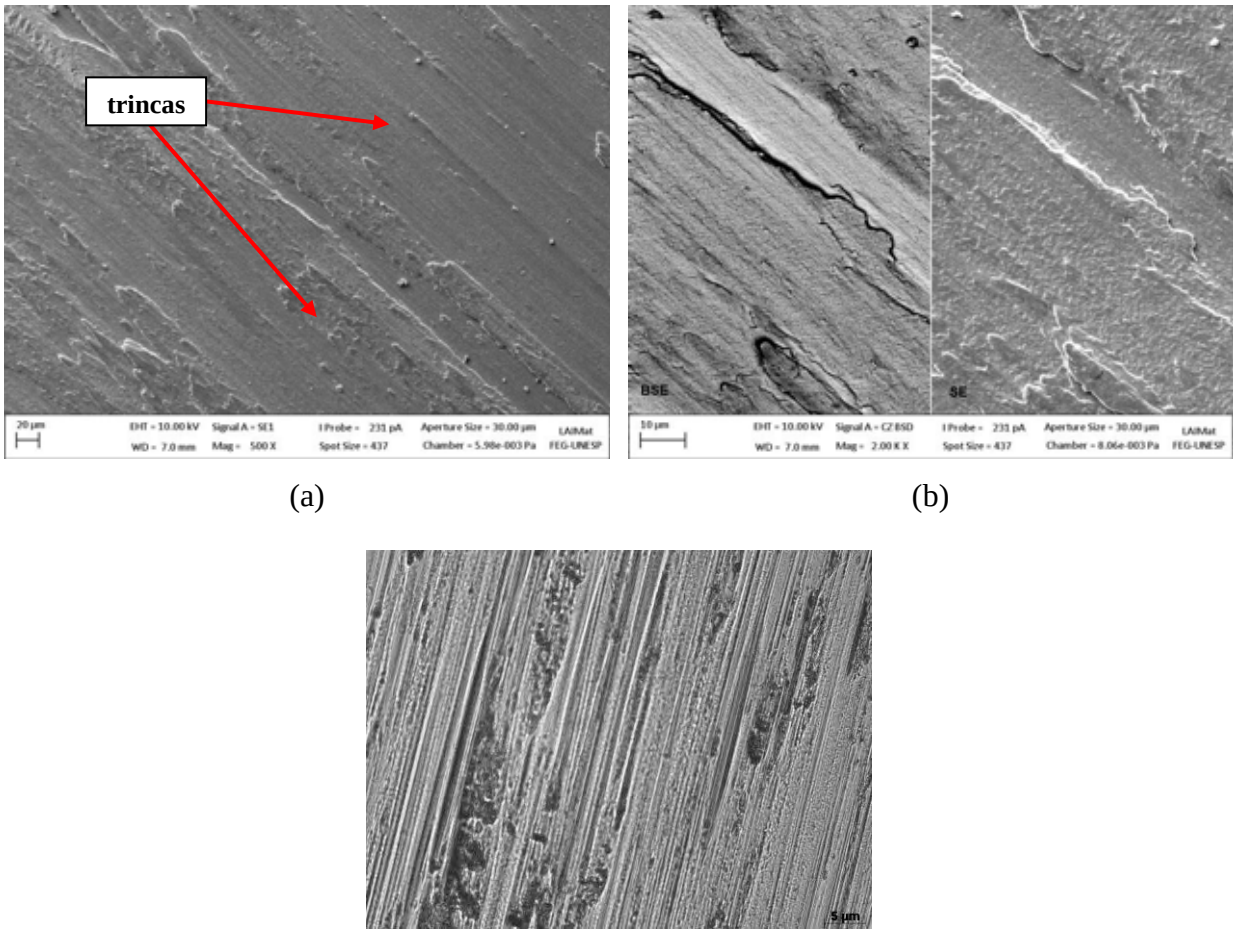
(a) (b)



(c)

Figura 4.17. Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura martensítica e ensaiado a velocidade de 0,5 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

Longas e finas trincas podem ser observadas na Figura 4.18, detalhes não presentes nas superfícies relativas aos ensaios submetidos à mesma velocidade e com microestruturas diferentes. Neste caso, a diferença está relacionada à martensita.



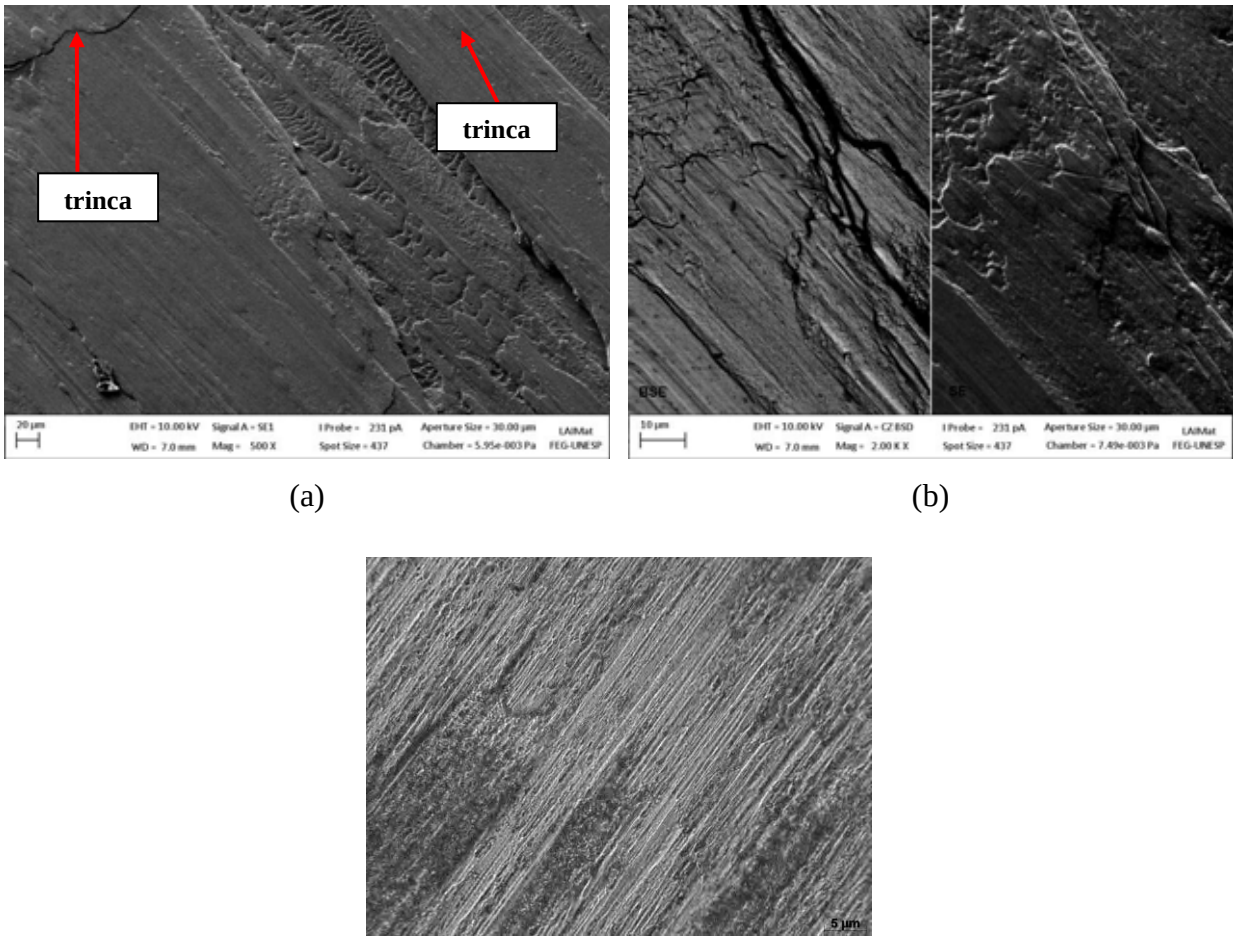
(a) (b)

(c)

Figura 4.18 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura martensítica e ensaiado a velocidade de 1,0 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

Nota-se na Figura 4.19 um aumento substancial em quantidade e tamanho das trincas com relação a imagem da Figura 4.18, e um aumento na largura destas fissuras quando comparadas às superfícies analisadas nas Figuras 4.13 e 4.16.

Considerando que as condições do ensaio referente à Figura 4.19 são a combinação da maior velocidade (1,5 m/s) com a microestrutura que apresenta maior dureza (a estrutura martensítica), pode-se caracterizar esta condição como a mais severa de todos os ensaios.



(a) (b)

(c)

Figura 4.19 - Imagens da trilha de desgaste no disco de aço com estrutura martensítica e ensaiado a velocidade de 1,5 m/s, percorrida a distância de 3300 m. MEV mostrando (a) diversas formações na trilha de desgaste do disco, (b) imagem gerada através da técnica de elétrons retro-espalhados (BSE) e elétrons secundários (SE) , (c) imagem gerada por microscopia óptica da superfície do pino ensaiado contra o material nesta condição.

As análises micrográficas mostram que o processo mostram que o processo de desgaste do pino contra o disco de aço para as três condições microestruturais ocorre de forma bastante semelhante.

De uma forma geral o processo de desgaste por deslizamento desenvolveu-se a partir de arrancamento de partículas do material do pino, devido à grande diferença entre as durezas dos materiais. Estas partículas são sucessivamente depositadas e deformadas sobre a trilha de desgaste sobre o disco ou simplesmente eliminadas do processo devido à ação da força centrífuga do disco. Este processo foi observado independentemente da velocidade de ensaio utilizado. Para evidenciar o mecanismo de adesão no processo observa-se, na superfície da trilha, partículas deformadas, ressaltos, camadas sobrepostas (devido ao processo de deformação) e depressões.

As passagens sucessivas do pino sobre cada ponto da trilha do disco provocam deformações que podem incorporar as partículas ao disco, como, com o decorrer do teste, provocar arrancamento de partículas por processo de delaminação e/ou fadiga. Trincas de fadiga foram observadas em algumas superfícies de desgaste, principalmente para os ensaios realizados à maior velocidade de ensaio (1,5 m/s).

Embora tenha sido observada uma taxa de desgaste superior ao se utilizar o disco com microestrutura bainítica, os mecanismos de desgaste não apresentaram diferenças.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

● Os tratamentos térmicos utilizados produziram as microestruturas esperadas: ferrítica-perlítica (326 HB), bainítica (372 HB) e martensítica (472 HB);

● Os altos valores de dureza do aço, comparados com a dureza do material do pino (213 HB) e sua ductilidade favoreceram de forma predominante o desgaste intenso por adesão;

● Constatou-se, pela análise dos resíduos coletados, pela análise por EDS, pelas curvas de desgaste e pela difração de raios X, que a perda de material se deu no pino;

● Nos testes de desgaste pino-disco, o comportamento de perda de volume do pino, em função da distância, ocorreu de forma bastante semelhante, para as três estruturas do disco de aço estudadas:

● Os cálculos das taxas de desgaste, para o pino de bronze alumínio 630, ao ser ensaiado contra o aço 4340 nas três condições microestruturais estudadas mostraram maior taxa quando a disco apresentava estrutura bainítica.

● Ao analisar os ensaios em função da velocidade foi observado que, entre as três velocidades estudadas a velocidade de 1,0 m/s mostrou-se crítica, com maior taxa de desgaste, independentemente da condição microestrutural do disco.

● Ao ser analisado a perda de volume do pino nos ensaios, foi observado, todas as microestruturas estudadas do aço, que a velocidade de 0,5 m/s apresentou menor perda de massa, em função da distância percorrida.

● As imagens de microscopia eletrônica de varredura corroboram como principal mecanismo de desgaste a adesão, observando nas trilhas sobre a superfície do disco, aspectos como: sobreposições de camadas do bronze, ressaltos, depressões, partículas soltas e, com o avançado processo de desgaste, trincas. As trincas de fadiga apareceram principalmente nos ensaios realizados com a velocidade mais alta (1,5 m/s).

5.2 Sugestões de Trabalhos Futuros

● Utilizar técnicas de recobrimento da superfície do disco, como forma de alterar as propriedades como rugosidade, dureza e lubrificação. Pode-se utilizar nitretação ou carbonetação a plasma e carbonetação a laser (este último produz uma camada de grafita que pode funcionar como lubrificante sólido);

● Utilizar técnicas de recobrimento de superfície para o pino, como forma de reduzir a taxa de desgaste, sem prejudicar a integridade do disco;

● Estudar a possibilidade de utilização de lubrificantes na superfície.

CAPÍTULO 6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALLISON, P.J.; WILMAN, H., The different behaviour of Hexagonal and Cubic Metals in their Friction, wear and Work Hardening during Abrasion, Brit. Journal Appl. Phys., vol. 15, (1964), p. 281-289.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM. High-Strength Steels. In: ___. Metals Handbook. Ohio: ASM, 1985. p. 4.50-4.56.

AMIRI, M.; KHONSARI, M. M.; BRAHMESHWEKAR, S., On the Relationship Between Wear and Thermal Response in Sliding Systems, Tribol Lett 38:147–154, (2010)

ARCHARD, J.F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces, Journal of Applied Physics, vol. 24, (1953), p. 981-988.

ARCHARD, J.F., in: GREENWOOD, J.A., TRIPP, J.H., The Elastic contact of Rough Spheres, Journal of Applied Mechanics, (1967), p. 153-159.

ARCHARD, J.F., in: WELSH, N.C., The Dry of Metals: (I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

BATCHELAR, A.W.; STACHOWIAK, G.W.; CAMERON, A., The Relationship betwrrn Oxide Filmes and the Wear of Steels, Wear, vol. 113, (1986), p. 203-223.

BERRAHMOUNE, M. R. et al. Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel. Materials Science and Engineering A 378, 2004, p 304-307.

BLAU, P.J. Glossary of terms. In:__ASM Handbook: Friction, lubrification and wear technology: USA, v.18, p. 1-213, 1995.

BUCKLEY, D.H., Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrification. Elsevier, 1981.

BUCLEY, D.H., The Influence of the Atomic Nature of Cristalline Materials on Friction, Transl. ASLE, vol. II, (1968), p.89.

CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Very Strong Bainite. Current Opinion in Solid State & Materials Science, v. 8, p. 251-257. 2004.

CALLISTER, W. D. Jr. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 5ª Edição. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000. 589p.

CHIAVERINI, V. Aços Estruturais. In: ___. Aços e Ferros Fundidos. São Paulo: ABM, 1998. p. 203-218.

COCHERHAN, G.; SYMMONS, G. R., Stability Criterion for Stick – Slip Motion using a Discontinons Dynamic Friction Model, Wear, vol.40, (1976), p. 113-120.

CRNKOVIC, S. J. Comportamento de um aço ABNT-1020 bifásico revenido quanto ao atrito e desgaste. 1993. 276f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1993.

CZICHOS, H.; Review on Wear Research – Activities in the F.R.G., Wear, vol. 100, (1984), p. 579-589.

ELLEUCH, K.; ELLEUCH, R.; MNIF, R.; FRIDRICI, V., KAPSA, P., Sliding wear transition for the CW614 brass alloy, Tribology International 39 (2006) 290–296.

FARREL, R.M.; EYRE, T.S., The Relationship between Load and Slidind distance in the initiation of Wild Wear in Steels, Wear, vol. 15, (1970), p. 359-372.

FEHLNER, F.P; MOTT, N.F. Low temperature oxidation. Oxidation of metals, v.2, p.56-99, 1970.

GROSSMAN, M. A., BAIN, E. C. Principios de tratamiento térmico. MADRID: Editorial Blume, 1972. 279p.

HASHIMOTO, T.M., Fadiga de Aço de Baixo Carbono com Microestrutura Bifásica, Tese de Doutorado – UNESP, (1989).

HASHIMOTO, T. M. Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas. 2004. 98f. Tese (Livre Docência em Engenharia

Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

HIRST, W.; LANCASTER, J.K., The Influence of Speed on Metallic Wear, Proc. Roy. Soc., vol. 259, (1960), p. 228-241.

HOLM, R. Uber metallische kontaktwiderstande. Wiss Veroff Siemens-Werk, v.7, n.2, p.217-258 (1929).

HOLM, R. Eletric contacts: theory and applications. Stockholm, 1946.

HOLM, R., in: GREENWOOD, J.A., On Area of Contact between Rough Surfaces and Flats, Journal of Basic Engineering, (1965), p.1-7.

HOLMENBERG, K. Reability aspects on tribology. Tribology International, v.34, p. 801-808, 2001.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. 1995 Recrystallization and Related Annealing Phenomena, second impression, UK, Oxford: Elsevier Science Ltd, 2002. 497 p.

HUTCHINGS, I.M. Sliding Wear. In: Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. England: Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge, 1992, p. 77-103.

JEMAA, M.C. B.; MNIF, R.; ELLEUCH, R. Tribological Behavior of CW614 Brass Coated with Ni-Cr Layers Sliding Against 52100 Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, Published online, (2012).

JOST, H.P., Lubrication (tribology) education and research. A report on the present position and industry's needs. Departmment of Education and Science, Her Majesty's Stationery Office (London), (1990).

LEE, W. S.; SU, T. T. Mechanical properties and microestrutural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. Journal of Materials Processing Technology Vol. 87, 1999, p 198-206.

LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels. Metallography, n.12, p.263-268. 1979.

LIU, C.; BHOLE, S.; NORTHWOOD, D. The effects of ferrita content and morphology on the mechanical properties and room temperature creep of quenched and tempered SAE 4340 steel. JSME International Journal**,** Series A, v.46, n.3, p. 272-277. 2003.

KAUZLERICH, A., MODRAK, E., in: WELSH, N.C., The Dry of Metals: (I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

KEHL, A. SIEBEL, E., in: WELSH, N.C., The Dry of Metals: (I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

KENDALL, L. A. Friction and wear of cutting tools and cutting tool materials. In: ASM Handbook: Friction, lubrication, and wear technology: USA, v.18, 1995. p. 609-620.

KERRIDGE, M., Metal Transfer and Wear Process, Proc. Phys. Soc., vol. 68, (1955), p. 400-407.

KRAGELSKI, I.V.; SHEVETSOVA, K., in: WELSH, N.C., The Dry of Metals: (I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

KRAMER, B. M., SUH, N. P. Tool wear by solution: A quantitative understanding. Journal of Engineering for Industry, New York, v. 102, p. 303-311, 1980.

KUTSOV, A. et al. Formation of bainite in ductile iron, Materials Science and Engineering. A 273-275, 1999, p 480-484.

LEE, W.S., Su, T.T., Journal of Materials Processing Technology, v. 87, pg.198–206, 1999.

LIM, S. C., ASHBY, M. F. Wear-Mechanism Maps. Acta Metallurgica et Materialia, v. 35, p. 1-24, 1987.

MAILANDER, R.; DIES, K., in: WELSH, N.C., The Dry of Metals☹I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

MATE, C. M; Tribology on the Small Scale: A Bottom Up Approach to Friction, Lubrication, and Wear (Mesoscopic Physics and Nanotechnology), Oxford University Press, (2008), p. 1-3.

McFARLANE, J.S.; TABOR, D., Relation between Friction and Adhesion, Proc. Roy. Soc., London, A 202, (1950), p.244.

MESQUITA, R. M. D. O desgaste das ferramentas de corte e a sua relação com as forças de corte: 1988. 305f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa.

MINDIVAN, H.; ÇIMENOˇGLU, H., KAYALI, E. S., H. Microstructures and wear properties of brass synchroniser rings, Wear, vol. 253, 532-537 (2003)

MONDOLFO, L.F.; ZMESKAL, O. Engineering Metallurgy. New York: McGraw-Hill Book Company, Inc, 1955. 224 p.

PAVALESCU, D.; TUDOR, A., The Slinding Friction Coefficient – Its Evolution and Usefulness, Wear, vol. 120, (1987), p. 321-326.

PEREIRA, R. L. Curso de tratamentos térmicos dos metais, USP, São Carlos: Serviço de Publicações e Encadernação da Escola de Engenharia de São Carlos, 1963. 386 p.

RABINOWICZ, E., Friction and Wear of Materials, Ed. John Wiley & Son Inc., New York, (1965).

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

RICHARDSON, R.C.D., The Maximum Hardness of Strained Surfaces and the Abrasive wear of Metals an Alloys, Wear, vol. 10, (1967), p. 353-382.

RICHARDSON, R.C.D., The Wear of Metals by Hard Abrasive, Wear, vol. 10, (1967), p. 291-309.

RICHARDSON, R.C.D., Unidirectional Wear Testes on Soft Abrasives and Wear Resistance of Steel Surfaces of nearly Uniform Hardness, National Institute os Agricultural Engineering Silsoe, note 12, (1967).

RODRIGUES, H. L. Variação da vida de ferramentas de metal duro com revestimento triplo em operação de acabamento no processo de torneamento. 1997. 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá.

RODRIGUES, H. L.; CRNKOVIC, S. J. Variação da vida de ferramentas de metal duro multi-revestido no processo de torneamento em operação de acabamento. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1998, Curitiba - PR. Anais do 13º CBECIMAT Curitiba: Universidade Federal do Paraná, CD-ROM.

RODRIGUES, H. L.; CRNKOVIC, S. J. Comportamento da rugosidade superficial no torneamento de acabamento com ferramentas de metal duro com revestimento múltiplo. In: Congresso Brasileiro de Egenharia e Ciência dos Materiais, 1998, Curitiba - PR. Anais do 13º CBECIMAT Curitiba: Universidade Federal do Paraná, CD-ROM.

SAKA, N.; ELEICHE, A.M.; SUH, N.P., Wear of Metals at High Sliding Speeds, Wear, vol. 44, (1977), p. 109-125.

SASADA, T. Frictional damage in solid surfaces: with special reference to the adhesive wear, Japan Society Mechanical Engineers, v.75, n.641, p. 905-912. (1972).

SASADA, T. NOROSE, S. The Formation and growth of Wear Particles through Mutual Material Transfer, Proc. of ASLE-JSLE International Lubrication Conference, Elsevier Oxford, (1976), p. 82-91.

SANDVIKEN. Historical metal cutting. In: Modern metal cutting a practical handbook**:** usinagem. 1ª ed. Sweden: Tofters Tryckeri AB, 1994. 1-45p.

SANDVIKEN. Tool wear. In: Modern metal cutting a practical handbook**:** machining. 1ª ed. Sweden: Tofters Tryckeri AB, 1994. IV1-27p.

SAXENA, A et al. Influence of austempering parameters on the microstructure and tensile properties of a medium carbon-manganese steel. Materials Science and Engineering A., 2006, In press.

SCHALLBROCH, H.; BETHMANN, H. Kursprüfverfahren der zerspanarbeit. In: FERRARESI, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais: usinagem. 1ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1970, p.436-39.

SIKORSKI, M.E., Correlation of the Coefficient of Adhesion with various Physical and Mechanical Properties of Metals, Trans. ASME, vol. D85, (1963), p.279.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. Classificação e Seleção de Aços. In:___. Aços e Ligas Especiais. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 2007. 315-361.

SIN, E. in JAHANMIR, S.J., The Relations of Tangencial Stress to Wear Particle Formation Mechanism, Wear, vol. 103, (1985), p. 223-252.

SOUZA, G. A., Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica / - Guaratinguetá Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2008.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. Engineering tribology: Tribologia. 2ª ed. Butterworth Heinemann, Boston, p. 504-570; 872, 2001.

TEIXEIRA, K. D., Influência da velocidade de deslizamento no desgaste do par tribológico ferro fundido cinzento centrifugado - ferro fundido cinzento MC12 e MC13, Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (2011).

TOMANIK, E. Modelamento do desgaste por deslizamento em anéis de pistão de motores de combustão interna. 2000. 213f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecanica), Escola Politecnica da Universidade de São Paulo, São Paulo (2000).

TRENT, E. M. Metal cutting. usinagem. 3ª ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1991. 273p.

VAN VLACK. Princípios de ciência dos materiais. 12ª reimpressão, São Paulo: Editora Edgar Blücher, 1970. 427 p.

WANG, X. D.; HUANG, B. X.; RONG, Y. H.; WANG, L. Microstructures and Stability of Austenite in TRIP Steels. Materials Science and Engineering A, v.438-440. p. 300-305. 2006.

WANG, Y.;WANG, L.; LI, J.; CHEN, J.; XUE Q.; Tribological properties of graphite-like carbon coatings coupling with different metals in ambient air and water, Tribology International 60 (2013) 147–155.

WELSH, N.C., The Dry Wear of Metals: (I) The General Pattern of Behaviour, Phil. Roy. Soc., vol. 237, (1965), p. 31-46.

WILLIAMS, J.A. Wear and surface damage. In:____ Engineering tribology. Tribologia, 2a ed., Avon: Bookcraft Ltd., p. 488, 1996.

WILSON, J.E., STOTT, F.H. E WOOD, G.E., The Development of Wear Protective Oxides and their Influence on Sliding Friction, Proc. Roy. Soc. London, Ser.A., 369, (1980), p. 557-574.

YUST, C.S.; Tribology and Wear, International Metals Reviews. vol. 30, (1985), p. 141-154.

ZAKHAROV, B. Heat-treatment of Metals.2ª ed., Moscow: Peace Publishers, 1962. 311 p.

ANEXO A - DETERMINAÇÃO DA TAXA DE DESGASTE

A perda em volume dos pinos ensaiados foi inicialmente plotada em um gráfico de perda de volume x distância percorrida. Para a determinação da taxa de desgaste dos pinos foi realizada inicialmente uma regressão linear em cada uma das curvas estudadas.

Através da regressão linear foi possível chegar à equação da reta, que foi utilizada na determinação da taxa de desgaste K, de acordo com a equação 3.2, cujo o valor de "*n*" (coeficiente angular da reta), na equação $y = m + n.x$, é o valor da tg de Θ.

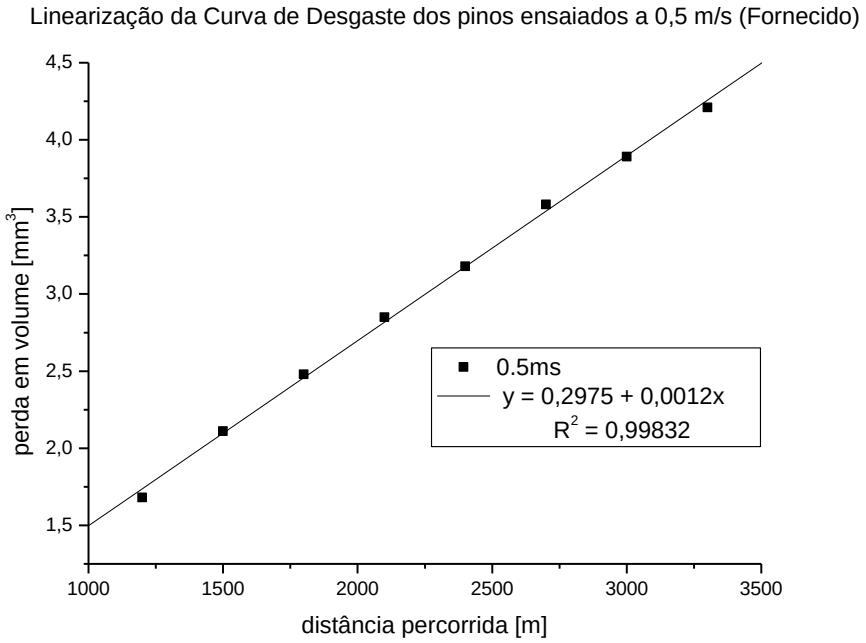


Figura 1 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material como fornecido, ensaiado a 0,5 m/s.

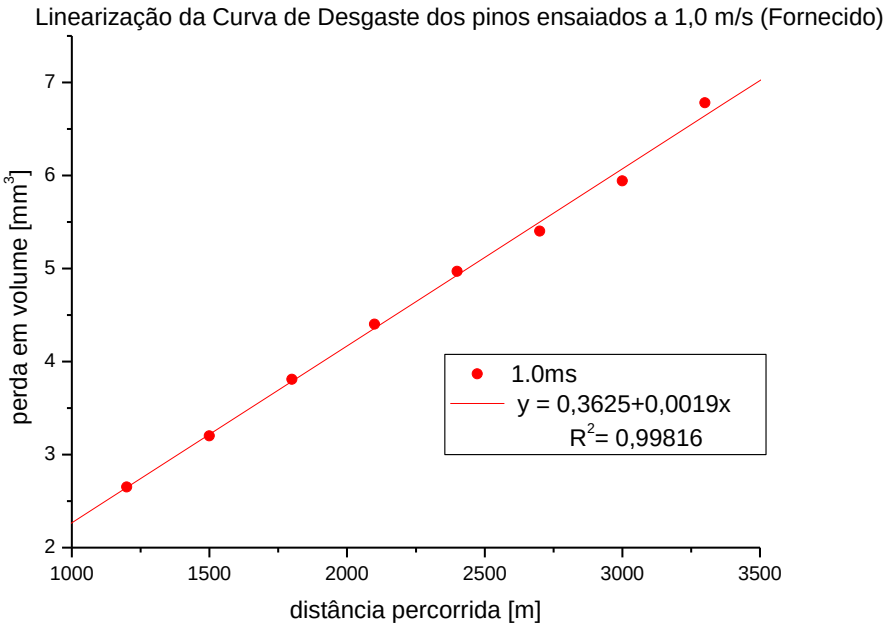


Figura 2 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material como fornecido, ensaiado a 1,0 m/s.

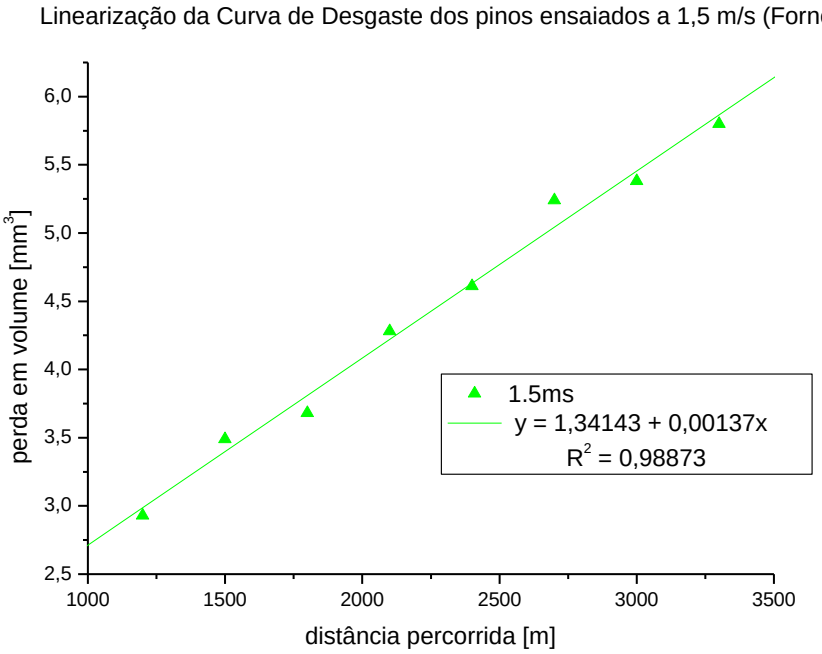


Figura 3 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material como fornecido, ensaiado a 1,5 m/s.

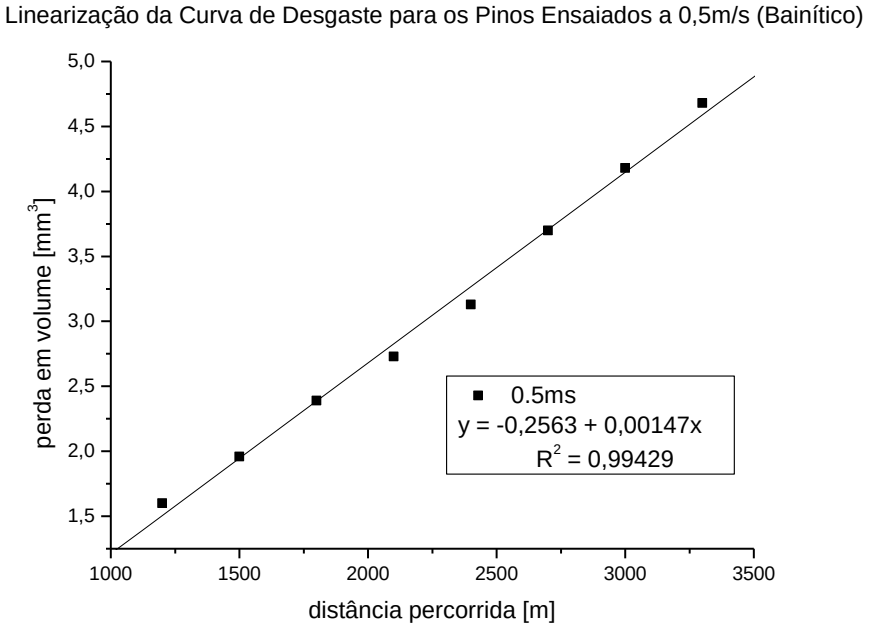


Figura 4 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material bainítico, ensaiado a 0,5 m/s.

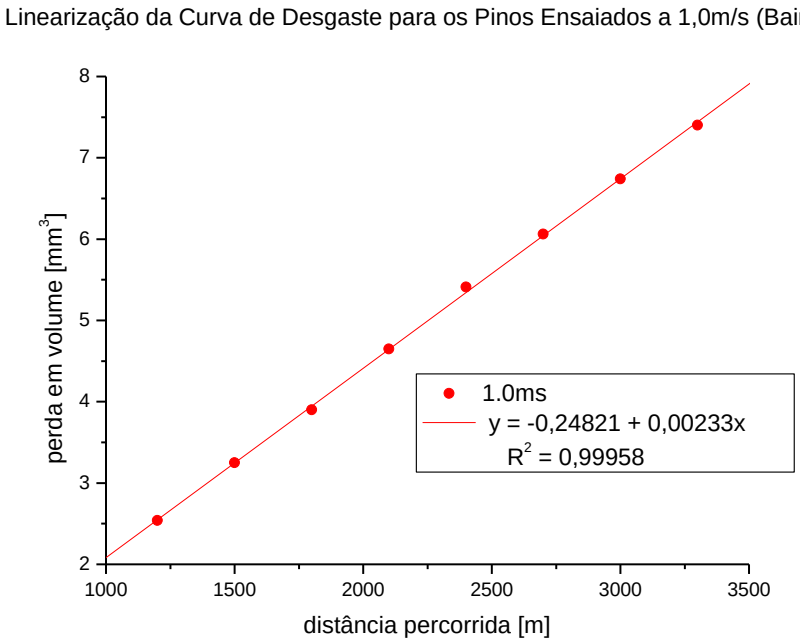


Figura 5 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material como fornecido, ensaiado a 1,0 m/s.

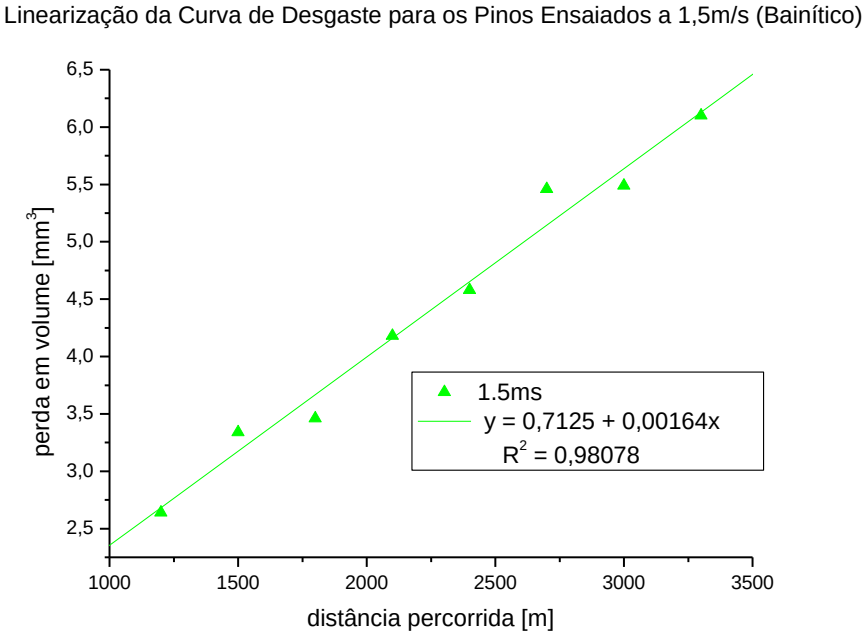


Figura 6 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material como fornecido, ensaiado a 1,5 m/s.

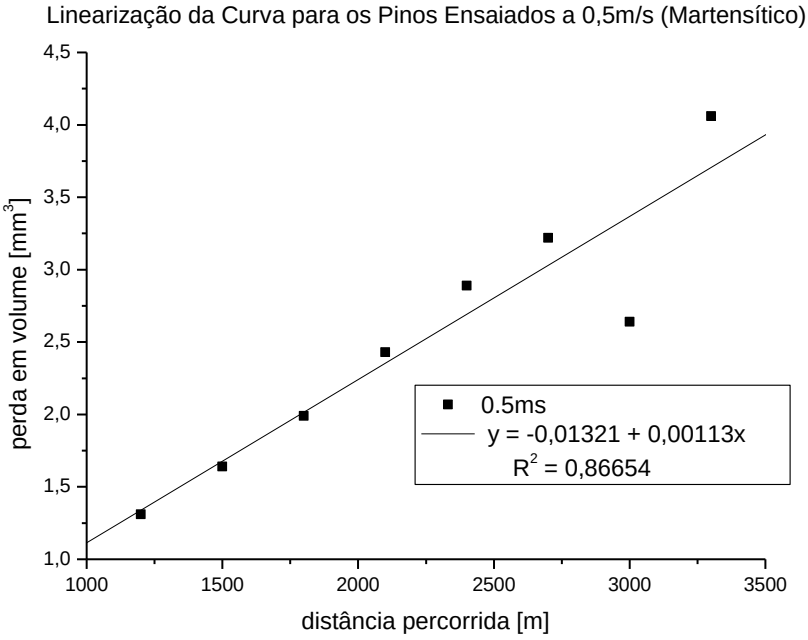


Figura 7 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material martensítico, ensaiado a 0,5 m/s.

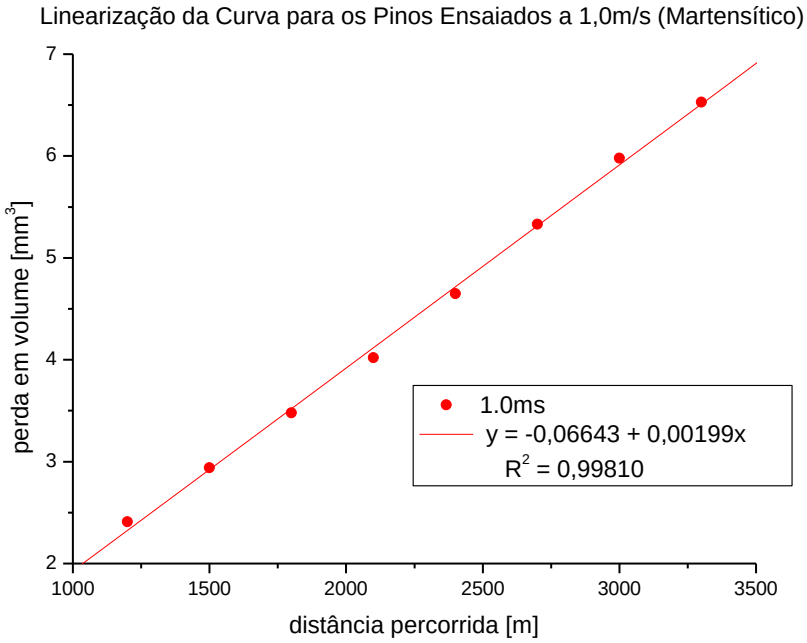


Figura 8 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material martensítico, ensaiado a 1,0 m/s.

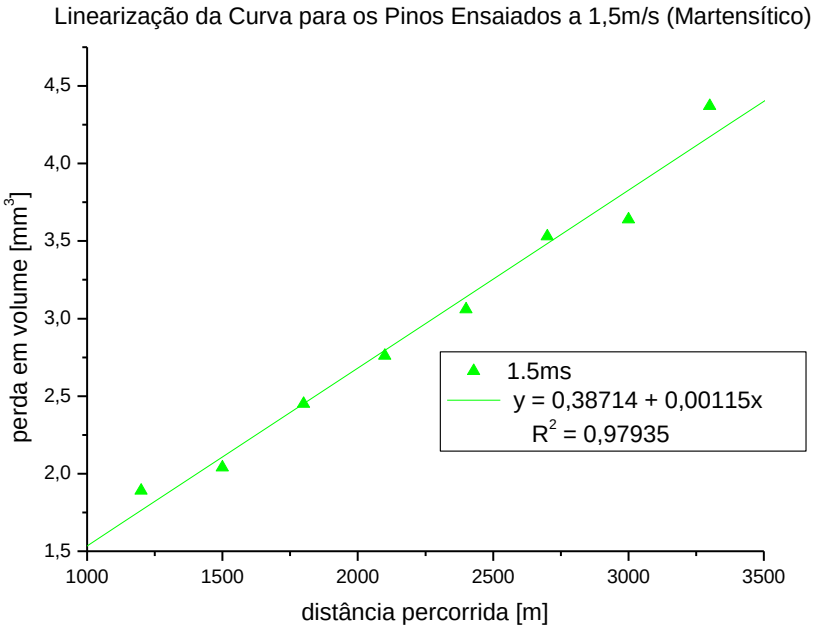


Figura 9 – Gráfico para a definição da taxa de desgaste para o material martensítico, ensaiado a 1,5 m/s.

ANEXO B – ANÁLISES POR EDS

Neste anexo foram transcritas as diversas análises por EDS de uma trilha onde ocorreu o desgaste do pino de bronze sobre o disco de aço.

Project 1

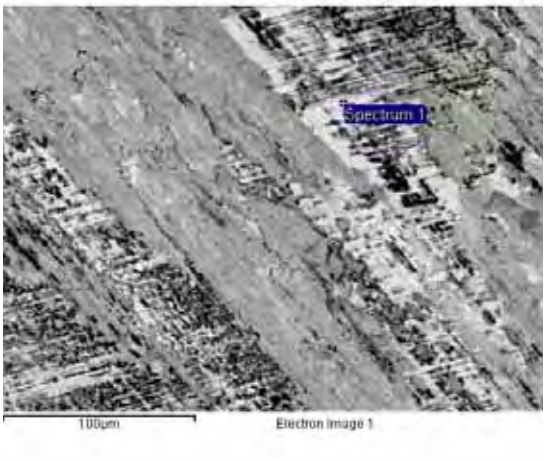
14/11/2012 11:03:23

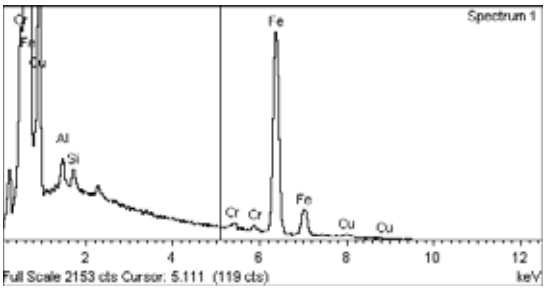
Spectrum processing : B4
Peaks possibly omitted : 0.259, 2.289, 7.465 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
Al Al2O3 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
Cr Cr 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.31	0.64
Si K	0.24	0.48
Cr L	9.59	10.28
Fe L	80.67	80.53
Cu L	9.19	8.06
Totals	100.00	

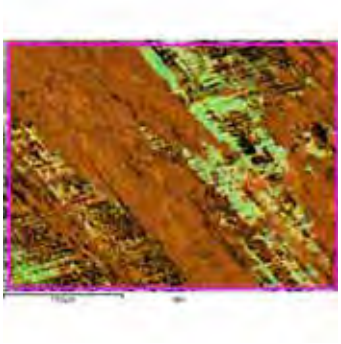


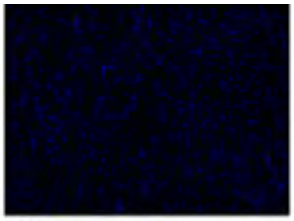


Comment:

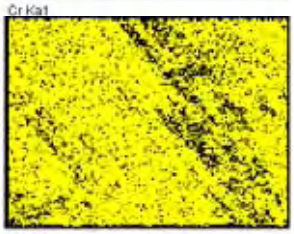
Project 1

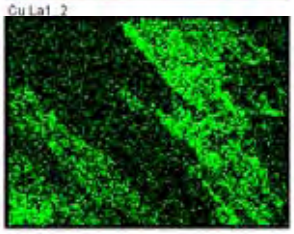
14/11/2012 11:16:15

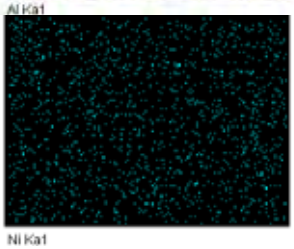












Comment:

Project 1

14/11/2012 11:03:41

Spectrum processing : B4

Peaks possibly omitted : 0.260, 5.370 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 3

Standard :

Al Al2O3 1-Jun-1999 12:00 AM

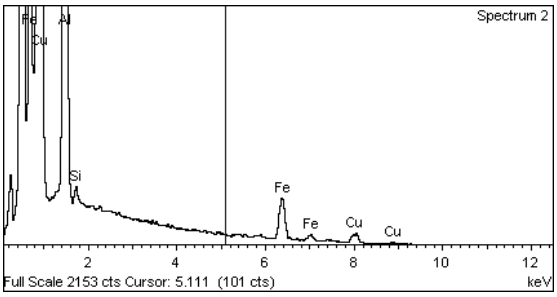
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

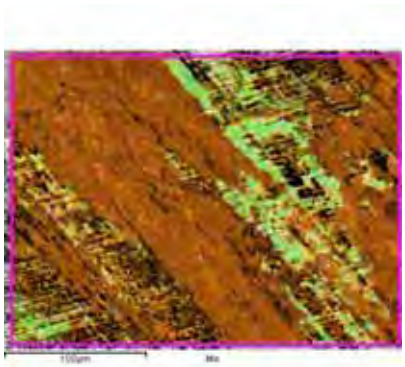
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM



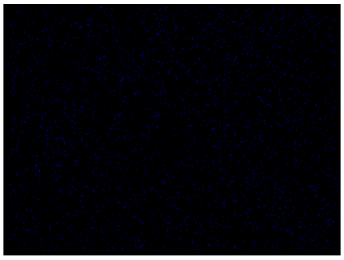
Element	Weight%	Atomic%
Al K	20.70	36.83
Si K	0.28	0.49
Fe L	28.50	24.51
Cu L	50.51	38.17
Totals	100.00	



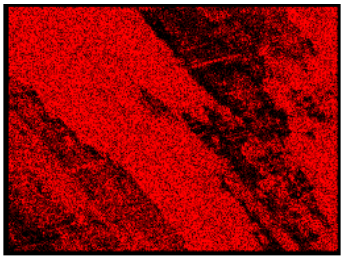
Comment:



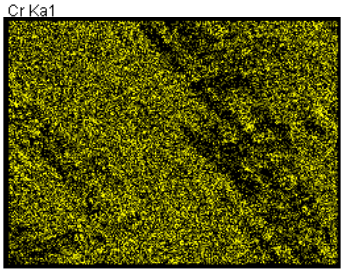
Comment:



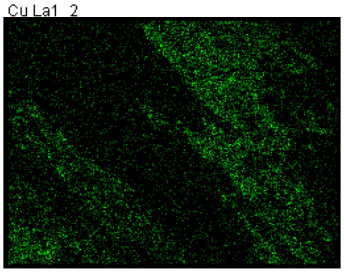
Cr Ka1



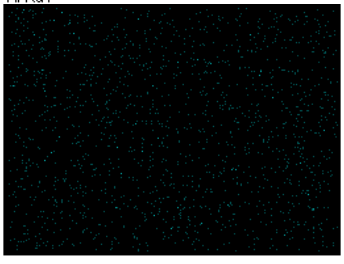
Cu La1_2



Al Ka1



Fe Ka1



Ni Ka1

Spectrum processing :

Peak possibly omitted : 0.258 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 3

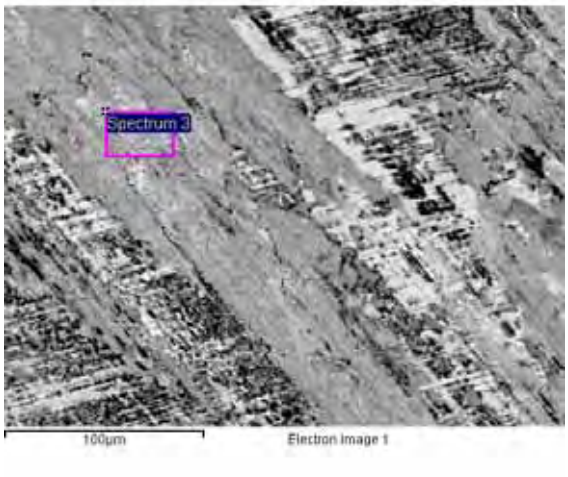
Standard :

Al Al2O3 1-Jun-1999 12:00 AM

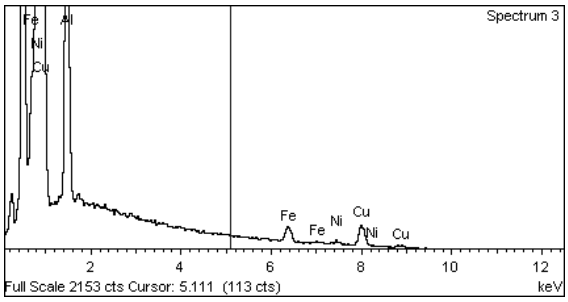
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Ni Ni 1-Jun-1999 12:00 AM

Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM

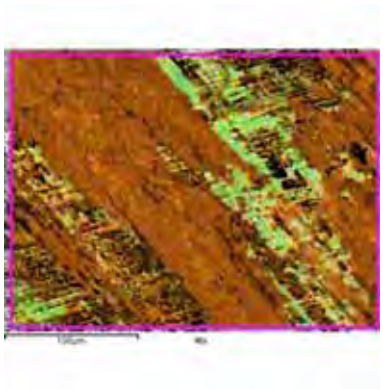


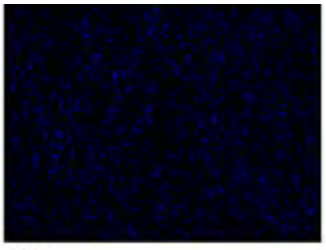
Element	Weight%	Atomic%
Al K	8.53	17.84
Fe L	4.09	4.14
Ni L	5.11	4.91
Cu L	82.27	73.11
Totals	100.00	

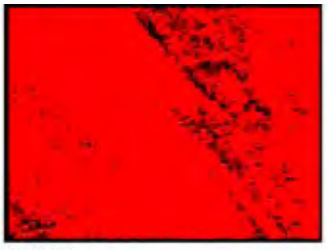


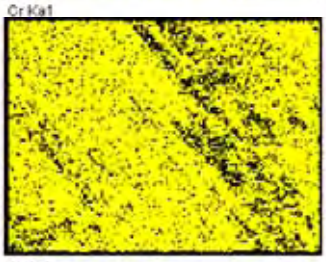
Project 1

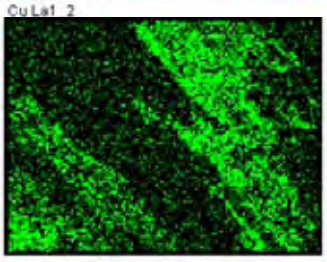
14/11/2012 11:16:15

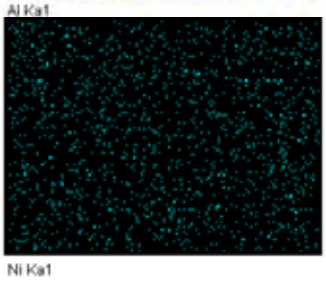












Comment:

inca