

EDJA IANDEYARA FREITAS MOURA

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE DO PAR CASING-
HARDBANDING A PARTIR DE ENSAIOS EM ESCALA
REDUZIDA**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2019

EDJA IANDEYARA FREITAS MOURA

**AVALIAÇÃO DO DESGASTE DO PAR CASING-
HARDBANDING A PARTIR DE ENSAIOS EM ESCALA
REDUZIDA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco

Uberlândia - MG

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

M929a Moura, Edja Iandeyara Freitas, 1994-
2019 Avaliação do desgaste do Par *Casing-Hardbanding* a partir de ensaios em escala reduzida [recurso eletrônico] / Edja Iandeyara Freitas Moura. - 2019.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.
Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2019.64>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Desgaste mecânico. 3. Processos de fabricação. 4. Materiais - Ensaios. 5. Ligas. I. Franco, Sinésio Domingues, 1962-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Rejâne Maria da Silva – CRB6/1925

ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica			
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 554, COPEM			
Data:	vinte e nove de agosto de dois mil e dezenove	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento: 16:15
Matrícula do discente:	11722EMC004			
Nome do Discente:	Edja landeyara Freitas Moura			
Título do Trabalho:	Avaliação do Desgaste do Par Casing-Hardbanding a Partir de Ensaio em Escala Reduzida			
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação			
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais			
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Estudos tribológicos para previsão de desgaste do revestimento na perfuração			

Reuniu-se na Sala de Reuniões do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste - Bloco 5F, Campus Santa Mônica, da Universidade Federal de Uberlândia, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU; João Carlos Ribeiro Plácido - Petrobras; Sinésio Domingues Franco - FEMEC/UFU, orientador da candidata.

Iniciando os trabalhos o(a) presidente da mesa, Dr(a). Sinésio Domingues Franco, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovada.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Sinesio Domingues Franco, Professor(a) do Magistério Superior**, em 29/08/2019, às 16:36, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **João Carlos Ribeiro Plácido, Usuário Externo**, em 29/08/2019, às 16:37, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 29/08/2019, às 16:38, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1504824** e o código CRC **7DE7B8BF**.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, Elialdo e Liegy, e em especial ao meu companheiro de vida, meu esposo, Vinicius, maior incentivador, companheiro de todas as horas, apoio e auxílio constantes em todos os momentos difíceis e com quem compartilho, com imenso carinho e amor, os momentos felizes.

AGRADECIMENTOS

Certa vez, na etapa de adaptação do equipamento de ensaio, um colega de trabalho falou que, para fazer a montagem correta da peça que estava faltando, eu precisaria, antes de qualquer coisa, saber qual era o meu ponto de referência. E, naquele instante, pensei, primeiro, qual seria o meu ponto de referência para resolver o problema e, em seguida, para onde este ponto de referência poderia me levar.

Fazendo uma analogia, da mesma forma acontece quanto às nossas referências pessoais, às pessoas que nos inspiram ou aquelas para as quais somos fontes de inspiração. Dependendo da sua referência, a conclusão de um mestrado em Engenharia Mecânica numa das melhores universidades do país pode ser comum (mais um) ou pode fazer toda a diferença para uma família que sempre investiu na educação dos filhos para vê-los bem encaminhados.

Pensando em referências, ao longo desses dois anos, nos quais tive o grande privilégio de concluir esta dissertação, pude consultar literaturas clássicas como também encontrar e descobrir novos pontos de vista para determinados problemas do cotidiano que trouxeram informações privilegiadas para o avanço da pesquisa.

Estas referências a que me refiro são aquelas pessoas com quem pude conviver diariamente, com as quais compartilhei experiências boas e ruins, e que se colocaram à disposição para ajudar. Pessoas, também, que, mesmo distantes, ainda assim souberam compartilhar suas experiências para o meu crescimento profissional.

Ao Prof. Dr. Ing-Sinésio Domingues Franco, pela orientação e exigência no desenvolvimento do trabalho, que são fundamentais para a formação de um bom profissional.

Ao aluno de iniciação científica João Pedro Costa Cardoso, por sua dedicação empenho e disponibilidade nas atividades do projeto.

Ao Eng. Joseir Granda Percy, da Petrobras, pela confiança, incentivo e disponibilidade.

Aos colegas de curso na Pós-graduação, pela amizade e apoio dado ao longo do projeto.

Ao Prof. Rafael Ariza Gonçalves e à Prof. Rosenda V. Arencibia, pelo apoio, dedicação e paciência nos momentos de discussões técnicas.

A toda a equipe de engenheiros e técnicos que fazem parte do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste, em especial aos Engenheiros Henry Fong Hwang e Juliano O. de Moraes, e aos técnicos Paulo Victor Cardoso, Ângela Andrade e Joyce Antunes, por toda a experiência profissional compartilhada.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia. À CAPES e à Petrobras pelo apoio e incentivo financeiro.

A todos o meu sincero agradecimento!

Voltando às referências, também cito meus pais, Francisco Elialdo e Adália Liegy, pela total dedicação à minha educação, apoio e incentivo. Aos meus irmãos Ádila Moura e Aldo Moura, pelo carinho, bom humor e paciência, e aos meus familiares, avôs, tios (as) e primos(as).

No tocante às experiências, falo sobre a decisão de iniciar o mestrado e a oportunidade que esta decisão me possibilitou de conhecer uma pessoa em especial, o Vinicius. Para ele, quero deixar expressamente clara a minha gratidão por todo o amor, respeito, carinho, paciência, dedicação e cuidado. O seu incentivo, apoio, parceria e cumplicidade foram fundamentais, sem dúvida, para a realização deste trabalho. Principalmente nos momentos mais difíceis, que não foram poucos, você foi presente, e por tudo o que já passamos, e por tudo o que você representa para o nosso lar, eu te agradeço.

Por fim, minha referência principal e base de toda a minha força e coragem, a Deus, a quem agradeço todos os dias pelo dom da vida, saúde e a oportunidade de poder concluir mais uma etapa. Ele, em vários momentos ao longo destes últimos anos, utilizou de meios para confortar as angústias surgidas nas dificuldades enfrentadas. Em um deles, mostrou-se por meio do seguinte texto, que consultei constantemente e quero deixar registrado aqui:

“Quando o momento é de crise, não pense que todos os esforços têm sido em vão, segue. Talvez tudo seja para melhor. Sorria... e experimente outra vez. Pode ser que o seu aparente fracasso venha a ser a porta mágica que conduzirá para uma nova felicidade que você conheceu.

Você pode estar enfraquecido pela luta, mas não se considere vencido. Isso não quer dizer derrota. Não vale a pena gastar o seu precioso tempo em lágrimas e lamentos. Levante-se. Siga em frente outra vez. E, se você guardar em mente o objetivo de suas aspirações, os seus sonhos se realizarão. Tire proveito dos seus erros. Colha experiências das suas dores. E então, um dia você dirá...” [Autoria desconhecida]

Obrigada!

MOURA, E. I. F. **Avaliação do Desgaste do Par *Casing-Hardbanding* a Partir de Ensaio em Escala Reduzida**. 2019. 153 p. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

Na perfuração de poços de petróleo ocorre o contato deslizante entre as conexões (*tool joint* – TJ) da coluna de perfuração e o revestimento interno do poço (*casing*). A fim de evitar o desgaste excessivo nas conexões, são depositadas, sobre estas, ligas antidesgaste denominadas de *hardbandings* (HBs). Os HBs são fabricados para apresentar uma elevada resistência ao desgaste, tendo em vista a proteção do TJ. Contudo, a elevada resistência ao desgaste pode levar ao desgaste excessivo na parede interna do revestimento, causando perda de confiabilidade estrutural do poço. Encontrar um HB que concilie adequada proteção da coluna de perfuração e baixo desgaste do revestimento, portanto, é um desafio da indústria do petróleo. Neste trabalho, o desempenho de cinco ligas usadas em HBs foi estudado utilizando um ensaio em escala reduzida, simulando algumas das condições observadas em campo. Foram observados os comportamentos do desgaste no revestimento e nos HBs, correlacionando os resultados com as diferentes microestruturas e com o comportamento das taxas de desgaste obtidas nos ensaios experimentais. Os resultados obtidos mostraram que ligas de HB que continham carbonetos primários, distribuídos uniformemente sobre sua superfície, apresentaram as menores taxas de desgaste, tanto no HB, quanto no revestimento. Isso porque a presença das fases duras possibilitou uma distribuição mais uniforme da pressão nominal no contato, sem a formação de canais preferenciais de escoamento dos grãos abrasivos, diminuindo o desgaste abrasivo.

Palavras chave: Casing Wear; Hardbanding; Desgaste; Ensaio em Escala Reduzida

MOURA, E. I. F. **Evaluation of Casing-Hardbanding Wear using Small-scale Tests**. 2019. 153 p. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

In the drilling oil wells, the drill string tool joints (TJ) slides against the casing. In order to avoid excessive wear on the tool joints, anti-wear alloys called hardbandings (HB) are deposited on them. HBs are manufactured to exhibit high wear resistance aiming to protect the TJ. However, the TJ high wear resistance may lead to excessive wear on the inner casing well, causing loss of structural well reliability. To find a HB that shows both proper drill string protection against wear and low casing wear is therefore a challenge for the oil industry. In this work, the performance of five different used as HBs alloys was studied using a small-scale test simulating some of the conditions observed in the field. The wear behaviors in casing and in the HBs materials were considered, correlating the results with the different microstructures and the behavior of the wear rates obtained in the experimental tests. The results showed that HB alloys contained primary carbides, homogeneously distributed on their surface, had the lowest wear rates in both HB and casing. This is because the presence of the hard phases allowed a more uniform distribution of nominal contact pressure, without the formation of preferential abrasive flow channels, reducing abrasive wear.

Keywords: Casing Wear; Hardbanding; Wear; Small-scale test

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos:

d:	Diâmetro do disco de <i>hardbanding</i>
D_{TJ} :	Diâmetro do <i>tool joint</i> [m]
E:	Energia dissipada no atrito durante o processo de desgaste
F:	Força nominal aplicada no contato do ensaio (N)
F_l :	Força lateral (lbf)
H:	Dureza do revestimento
h:	Largura do disco de <i>hardbandings</i>
k:	Fator de atrito para o deslizamento (adimensional)
N:	Número de ciclos (adm)
P:	Força resultante da aplicação do peso morto no equipamento de ensaio
p:	Probabilidade
r:	Raio do disco de <i>hardbandings</i>
SD:	Distância de deslizamento (<i>sliding distance</i>)
t:	Tempo
V:	Volume de metal removido do revestimento no desgaste (in ³)
Y:	Cateto adjacente do ângulo β
Y'	Profundidade máxima do desgaste (mm)

Símbolos Gregos:

α' :	Martensita
γ :	Austenita
σ :	Desvio padrão
Φ :	Força lateral (N)

Siglas e Abreviações:

API:	<i>American Petroleum Institute</i>
ASTM:	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CW:	<i>Casing wear</i>
DP:	<i>Drill pipe</i>
DR-X:	Difratograma de Raios-X
HB:	<i>Hardbandings</i>
LC:	Linha central para medição da profundidade do desgaste no revestimento
MAG:	<i>Metal Active Gas</i>
MEV:	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG:	<i>Metal Inert Gas</i>
NBR:	Norma Técnica Brasileira
OD:	Diâmetro Externo
TJ:	<i>Tool joints</i>
ZTA:	Zona Termicamente Afetada
WF:	<i>Wear Factor</i>

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivo Principal	4
1.2 Objetivos Específicos	4
1.3 Estrutura da Dissertação	5
CAPÍTULO II	6
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1 Desgaste	7
2.1.1 Mecanismos de Dano	8
2.1.2 Processos de Desgaste	8
2.1.3 Mecanismos de Desgaste.....	9
2.1.4 Desgaste por Deslizamento	16
2.2 <i>Hardbandings</i>	18
2.2.1 Aço liga na aplicação como <i>Hardbandings</i>	21
2.3 <i>Desgaste do Revestimento</i>	23
CAPÍTULO III	28
3 METODOLOGIA	28
3.1 Modificações no Tribômetro para os Ensaios em Escala Reduzida	28
3.2 Materiais do Revestimento e do <i>Hardbanding</i>	30
3.3 Fabricação dos Corpos de Prova dos Ensaios de Desgaste Abrasivo em Escala Reduzida	31
3.3.1 Confecção das amostras do Revestimento.....	31
3.3.2 Confecção dos Corpos de Prova do <i>Hardbanding</i>	31
3.4 Caracterização do Material Revestimento/ <i>Hardbanding</i>	34
3.4.1 Caracterização Química.....	34
3.4.2 Caracterização Macroestrutural	34
3.4.3 Caracterização Microestrutural.....	35
3.4.4 Caracterização Mecânica	36
3.5 Procedimentos do Ensaio de Degaste	36
3.5.1 Ensaios Preliminares	37
3.5.2 Ensaios Definitivos.....	39

3.6	Avaliação do Desgaste.....	40
3.6.1	Cálculo do Volume Removido	40
3.6.2	Cálculo da Profundidade a partir da Interferometria	40
3.6.3	Cálculo do Fator de Desgaste (WF)	41
3.6.4	Análise Estatística dos Dados.....	42
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
4.1	Caracterização dos Materiais do Revestimento e do <i>Hardbanding</i>	43
4.1.1	Caracterização do Material do Revestimento	43
4.1.2	Caracterização dos Hardbandings	46
4.2	Análise do Desgaste.....	68
4.2.1	Resultados de Desgaste dos Ensaio Preliminares	68
4.2.2	Resultado de Desgaste dos Ensaio Definitivos	76
4.3	Comparação dos Resultados de Desgaste	116
4.3.1	Desempenho dos Hardbandings	117
4.3.2	Desempenho do Revestimento	121
4.3.3	Ranqueamento dos Materiais.....	128
5	CONCLUSÃO	132
5.1	Sugestões para trabalhos futuros.....	134
6	REFERÊNCIAS	135
	ANEXOS.....	141
7	APÊNDICES.....	151

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Na perfuração de poços de petróleo, a integridade estrutural é garantida pela inserção de tubos à medida que eles são perfurados (THOMAS, 2001). Esses tubos são utilizados, dentre outras funções, para revestir o poço após sua abertura e para isolar o contato entre as formações rochosas e a coluna de perfuração, sendo denominados revestimento ou *casing*. Os poços de petróleo, normalmente, possuem revestimentos de vários diâmetros, cada um representando uma fase de perfuração do poço, conforme ilustrado na Fig. 1.1

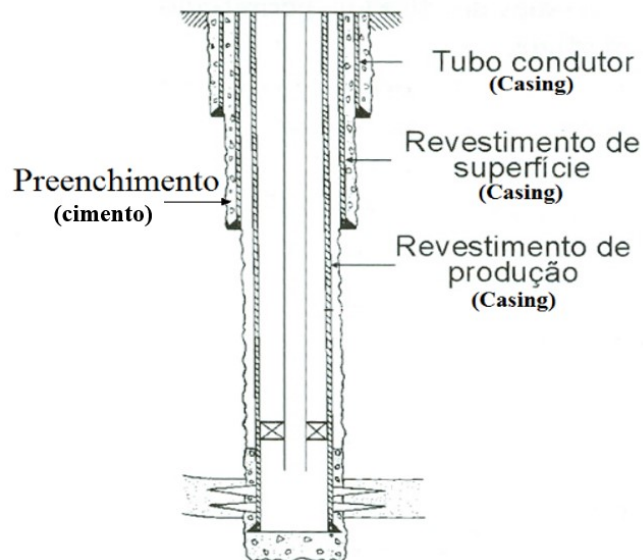


Figura 1.1: Representação esquemática de poços revestidos, Thomaz (2001) modificado.

A coluna de perfuração, por sua vez, é composta por *drill pipes* (DP), ver Fig. 1.2-a, em sua grande maioria, e por ferramentas de medição e de direcionamento do poço. Em suas

extremidades, os DPs possuem conexões com diâmetro externo superior ao diâmetro de sua seção central denominadas *tool joints* (TJ), Fig. 1.2-b.

Durante a operação de perfuração ocorre o contato entre os TJs da coluna de perfuração e o revestimento e essa interação, que acontece na presença de fluido de perfuração e de partículas abrasivas desprendidas das paredes, pode levar a um desgaste excessivo dos componentes.

No caso do revestimento, o desgaste é conhecido como *casing wear* (CW) e tal fenômeno tem sido uma preocupação constante no desenvolvimento de campos de petróleo e gás. Isto porque o CW está diretamente relacionado aos custos de implementação, além de possuir potencial catastrófico caso provoque rupturas ou o colapso do poço (THOMAS, 2001).

Com a função de reduzir o desgaste no revestimento e aumentar a vida útil dos TJs, nestes últimos são depositadas ligas antidesgaste, conhecidas na indústria de óleo e gás como *hardbanding* (HB), Fig. 1.2-c.

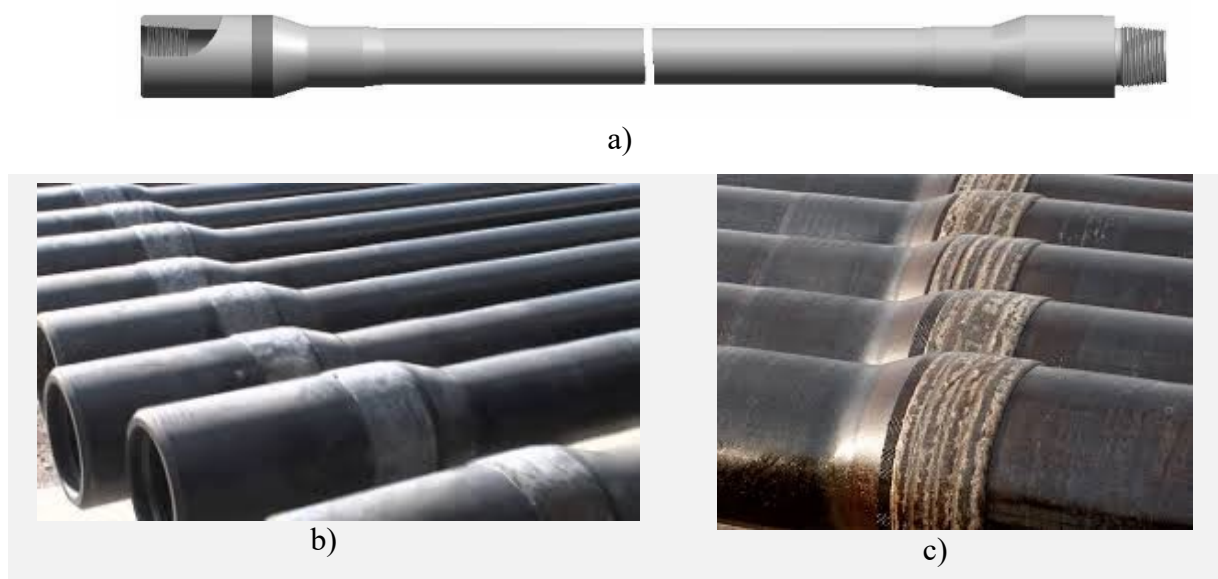


Figura 1.2: Elementos de uma coluna de perfuração de poços de petróleo. a) *Drill Pipe*; b) Conexões; c) *Hadbandings*. (GOOGLE, 2018).

Ocorre que os HBs são constituídos tipicamente de ligas ferrosas, contendo fases duras em sua microestrutura (carbonetos e/ou boretos) (CERNOCKY E PASLAY, 1990), sendo primordial, na escolha do material, que haja uma compatibilização entre a proteção proporcionada ao TJ (que deve ser alta) e o desgaste gerado no revestimento pelos HBs (que deve ser baixo).

Desse modo, o estudo do CW, especialmente através da ensaios experimentais, tem relevância para a indústria na medida em que a previsão do desgaste do revestimento é crucial para garantir a integridade do poço.

Devido à problemática exposta, foi desenvolvida a norma API 7CW, publicada em junho de 2015 pelo *American Petroleum Institute* (API). Seu objetivo é estabelecer uma metodologia pela qual os resultados possam ser replicáveis de acordo com uma configuração especificada, realizando-se ensaios que determinem o CW.

Ocorre que, no ensaio previsto pela norma API 7CW, são usados corpos de prova de TJ e do revestimento em tamanho real. Assim, esse método apresenta uma logística difícil e de alto custo, pois demanda a fabricação de equipamento específico, ensaios relativamente longos e a utilização de amostras de revestimento e TJ com dimensões reais.

Fica evidente, portanto, a necessidade de se dispor de ensaios em escala reduzida que sejam capazes de reproduzir o CW.

Na prática, constata-se que a abordagem experimental, ainda que em escala reduzida, possibilita a avaliação das propriedades de desgaste em um sistema tribológico, para que se possa determinar se o material é ou não adequado para uma aplicação específica. Isto porque, mesmo em ensaios em escala reduzida, é possível avaliar os mecanismos de desgaste que atuam em superfícies em contato com movimento relativo.

Ademais, este tipo de ensaio também permite a avaliação do comportamento do desgaste a partir da perda de massa, de volume e/ou do aumento da profundidade, e, de posse desses dados, pode-se calcular a taxa de desgaste para realizar a comparação entre materiais, inclusive mediante variação dos demais parâmetros atuantes no tribossistema.

Por tudo isso, no presente estudo foi proposta a realização de um ensaio de desgaste em escala reduzida, buscando-se simular o CW causado por cinco diferentes materiais utilizados como HBs sobre um contracorpo de revestimento (*casing*), com o objetivo de investigar o efeito dos parâmetros pré-determinados e, ao final, ranqueá-los.

Entretanto, a simulação de um determinado mecanismo de desgaste não é tarefa fácil, pois uma pequena variação nos parâmetros adotados no ensaio (carga aplicada no contato, velocidade de rotação, composição química dos materiais, dureza dos materiais, rugosidade das superfícies, tipo de partículas abrasivas, tipo de fluido, etc.) pode implicar em uma grande variação nos mecanismos predominantes bem como nas taxas de desgaste constatadas.

Como em campo há utilização de fluido de perfuração, que acaba misturando-se às partículas rochosas, no ensaio proposto buscou-se simular um tribossistema em que a abrasão fosse predominante, sem excluir a possibilidade de ocorrência de adesão.

Para tal, a norma API 7CW foi utilizada como referência para a realização dos ensaios, mas, como se decidiu pela realização de ensaios em escala reduzida, fez-se necessária a adaptação dos valores dos parâmetros previstos. Além disso o equipamento de testes foi desenvolvido conforme a norma ASTM B611-13, porém com algumas adaptações que viabilizaram a simulação do CW em pequena escala, a serem identificadas em capítulo próprio.

No presente estudo, portanto, serão apresentados os resultados de ensaios em escala reduzida que permitiram fazer uma análise comparativa de *casing wear*, utilizando-se cinco HBs diferentes, conforme objetivos a seguir expostos.

1.1 Objetivo Principal

Este trabalho tem como objetivo principal reproduzir, em escala reduzida, solicitações tribológicas observadas entre as conexões da coluna de perfuração e o revestimento e avaliar o desempenho destes materiais, correlacionando-os com os mecanismos de desgaste observados.

1.2 Objetivos Específicos

- a) Selecionar um ensaio de desgaste em escala reduzida que possa reproduzir a configuração de desgaste observada no par revestimento-conexão;
- b) Modificar a infraestrutura existente para que se possa reproduzir condições de campo em escala reduzida;
- c) Identificar os *hardbandings* usados atualmente na indústria de óleo e gás, bem como outros que podem vir a ser utilizados para tanto, e depositá-los sobre as conexões do DP nas mesmas condições de utilização em campo;
- d) Caracterizar física, química, e microestruturalmente as ligas de *hardbanding* utilizadas nos ensaios;
- e) Caracterizar os mecanismos de degradação atuantes, identificando o comportamento abrasivo associado aos microconstituintes do *hardbandings* e do revestimento;

- f) Avaliar tribologicamente o desgaste causado no revestimento pelos diferentes *hardbandings*, a partir dos parâmetros de teste propostos; e
- g) Ranquear os materiais estudados com base nos resultados obtidos.

1.3 Estrutura da Dissertação

Esta dissertação está estruturada em cinco capítulos, além dos anexos e apêndices.

No segundo capítulo, referente à revisão bibliográfica, foi apresentada a base teórica utilizada para a discussão dos resultados, incluindo-se nela os conceitos básicos de desgaste e tribologia, dando-se ênfase aos mecanismos de desgaste abrasivo e adesivo. Além disso, foram abordados os principais modelos matemáticos usados para entender e quantificar o desgaste no revestimento. Um destaque especial foi dado aos *hardbandings* e aos materiais usados como tal, tratando-se desde as diferentes denominações encontradas na indústria até a influência do teor de carbono e dos elementos de liga com relação ao seu desempenho quando submetido ao desgaste.

No terceiro capítulo são descritos os procedimentos experimentais utilizados tanto para realização das modificações no equipamento de ensaio quanto para fabricação das amostras do corpo de prova e do contracorpo. Além disso, são apresentados os procedimentos experimentais realizados nos ensaios preliminares e nos ensaios definitivos.

No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos nesta dissertação com vistas, na primeira seção, à descrição dos microconstituintes de cada material, seguida da apresentação e discussão dos resultados do ensaio de desgaste encontrados para cada liga e, na última seção, é feita a comparação dos HBs tendo como base os resultados obtidos nos ensaios em pequena escala, avaliando os efeitos dos microconstituintes nos mecanismos de desgaste predominantes.

Por fim, o quinto e último capítulo traz as principais conclusões obtidas neste trabalho, principalmente quanto ao ranqueamento dos diferentes materiais aqui estudados.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As investigações laboratoriais de desgaste são geralmente realizadas para examinar os mecanismos pelos quais o desgaste ocorre ou para simular aplicações práticas e fornecer dados de projeto úteis sobre taxas de desgaste e coeficientes de atrito. Para ambos os propósitos, a seleção, o controle e a medição das variáveis que podem influenciar o desgaste são muito importantes. Até porque pequenas mudanças nas condições podem levar a grandes mudanças no mecanismo dominante e na taxa de desgaste associada (HUTCHINGS, 1992).

A escolha cuidadosa das condições e, em seguida, seu controle e monitoramento são essenciais para que os resultados de um teste sejam úteis como uma simulação de uma aplicação prática ou para propósitos científicos mais amplos. Em um teste de desgaste por deslizamento, os principais aspectos que devem ser considerados são: a) os materiais dos quais o corpo de prova e o contracorpo são feitos e, em alguns casos, o método de preparação da superfície; b) a geometria de ensaio, incluindo a forma e as dimensões das amostras; c) a carga aplicada e a pressão de contato; d) a velocidade de deslizamento; e) o ambiente de teste (a natureza do ambiente em torno do contato, incluindo sua temperatura); e f) a constituição e natureza do fluido, incluindo a presença ou não de partículas duras.

A natureza do desgaste e a respectiva taxa são, portanto, controladas pelas tensões e pelos danos mecânicos, efeitos térmicos e reações químicas nas interações das superfícies. Além disso, essas influências não podem ser tratadas de forma independente, uma vez que a resposta do contato depende das complexas interações entre elas e do tempo de duração do ensaio.

Ao procurar entender o desgaste, é extremamente importante entender tanto a natureza mecânica e química do contato quanto compreender como esses processos são construídos,

mediante observação macro e microestrutural da natureza da degradação (HUTCHINGS, 1992).

Desse modo, serão expostos, a seguir, aspectos teóricos relacionados ao fenômeno de desgaste e também ao CW.

2.1 Desgaste

O termo tribologia é derivado do grego “Τριβο” e “Λογος”, isto é, “tribos”, que significa fricção, e “logos”, que significa estudo, e, em uma tradução literal, pode-se dizer que a tribologia é “o estudo do atrito”. De acordo com Hutchings (1992), tribologia é a ciência que trata dos problemas que envolvem o atrito e a lubrificação e o desgaste.

Segundo Blau (1997), as finalidades dos estudos tribológicos são: a) compreender o comportamento do desgaste em uma família particular de materiais; b) auxiliar na seleção de materiais para uma determinada aplicação; c) compreender os efeitos de certas variáveis em um modo particular de desgaste; d) desenvolver modelos para prever ou descrever o desgaste em tribossistemas específicos.

O estudo do desgaste, portanto, está inserido dentro da tribologia e consiste em um fenômeno que pode ser definido como a perda progressiva de material causada por partículas que se encontram ou entre ou embutidas em uma ou ambas superfícies em movimento relativo (DIAS e GOMES, 2003), podendo ocorrer na forma de perda de material ou de dano superficial (ZUM GAHR, 1987).

É importante lembrar que o comportamento de um contato tribológico está relacionado ao comportamento de todo o sistema, e não apenas de um material, e que não se pode definir o comportamento tribológico de um material sem uma descrição completa de todo o sistema (HUTCHINGS, 1992). É por essa razão que uma compreensão dos mecanismos físicos subjacentes de dano e desgaste é essencial.

Como o presente trabalho está diretamente ligado às consequências do desgaste na perfuração de poços de petróleo, e considerando que há grande divergência quanto aos termos e classificações utilizados pelos autores, gerando dificuldades na análise dos problemas relacionados ao desgaste, faz-se necessário situá-lo dentre os mecanismos de dano e, após, mencionar a classificação que aqui será adotada quanto aos processos e mecanismos de desgaste.

2.1.1 Mecanismos de Dano

As falhas de um componente ou estrutura podem ser associadas a quatro mecanismos fundamentais de dano (ZUM GAHR, 1987), quais sejam:

- a) Deformação plástica: pode resultar na incapacidade de um componente para suportar forças, para executar a função pretendida ou para evitar a interferência de outros componentes operacionais;
- b) Formação e propagação de trincas: as trincas são formadas e propagadas pelos diferentes mecanismos de fratura, sendo eles, fratura dúctil, fratura frágil, fratura por fadiga e fratura resultante da combinação de tensões no ambiente, e podem crescer de forma a causar uma falha catastrófica em um componente ou estrutura;
- c) Corrosão: vibrações, ruídos, aquecimento, mudanças geométricas e formação de detritos podem ser causados por corrosão. Falhas poderão surgir a partir de um efeito secundário, como a propagação de trincas formadas a partir de tensões cíclicas na superfície; e
- d) Desgaste: é causado na superfície do componente e, como na corrosão, pode gerar vibrações, ruídos, aquecimento, redução na eficiência e mal funcionamento do componente. É definido como sendo a perda progressiva de matéria na superfície de um corpo em consequência de um movimento relativo de um segundo corpo sobre o primeiro (MORAES, 2005). A partir deste mecanismo de dano também pode surgir a propagação de trincas, como um efeito secundário sobre a superfície.

O desgaste, portanto, é espécie do gênero mecanismo de dano e, para sua compreensão, é necessário detalhar seus processos e os mecanismos que levam à sua formação.

2.1.2 Processos de Desgaste

Em campo, o desgaste pode ocorrer em diferentes operações, desde a simples movimentação de um equipamento de um lugar para o outro, o movimento de subida e descida da coluna de perfuração no poço de petróleo até, enfim, o desgaste causado no revestimento pelo contato dos HBs dos TJ. Desse modo, identificar os processos que provocam o desgaste em um tribossistema é primordial para propor uma solução que possa evitá-lo ou reduzi-lo.

Em geral, quatro elementos compõem um tribossistema, a saber:

- a) corpo sólido (ou corpo de prova);
- b) contracorpo;

- c) elemento interfacial; e
- d) ambiente em que o desgaste ocorre.

Zum Gahr (1987) apresenta uma classificação para os processos de desgaste, relacionando-os à ação das forças sobre os elementos do tribossistema e ao movimento de uma superfície sobre a outra.

A ação nos elementos do tribossistema ou a interação entre eles pode variar amplamente e a Fig. 2.1 mostra, esquematicamente, diferentes tipos de ações sobre a superfície de um corpo de prova, distinguindo-as de acordo com o movimento relativo a elas associado em: deslizamento (*sliding*), rolamento (*rolling*), oscilação (*oscillation*), impacto (*impacting*) e erosão (*flowing*).

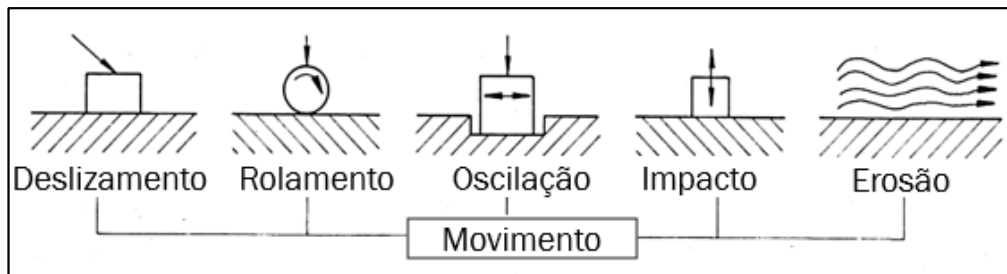


Figura 2.1: Ações que causam processos de desgaste, Zum Gahr (1987), adaptado.

Ainda, segundo Zum Gahr (1987), cada movimento está associado a um processo de desgaste, denominados por ele da seguinte maneira:

- a) Deslizamento → Desgaste por deslizamento (*sliding wear*);
- b) Rolamento → Desgaste por rolamento (*rolling wear*);
- c) Oscilação → Desgaste por oscilação (*oscillation wear*);
- d) Impacto → Desgaste por impacto (*impact wear*); e
- e) Erosão → Desgaste erosivo (*erosive wear*).

Além disso, o contato entre os corpos pode ocorrer imerso em um ambiente lubrificado ou não, sendo classificado como desgaste a seco ou desgaste lubrificado.

2.1.3 Mecanismos de Desgaste

A grande quantidade de termos utilizados para descrever o processo de desgaste frequentemente complica as discussões relacionadas e esse mecanismo de dano (ZUM GAHR,

1987). Diferentes classificações foram propostas, porém todas têm como ponto comum a utilização de mecanismos de desgaste para identificar como se dá a remoção de matéria.

Os mecanismos de desgaste descrevem a forma como os contatos em movimento relativo provocam a perda de massa e, neste trabalho, será adotada a classificação proposta por Zum Gahr (1987), que divide os mecanismos de desgaste em quatro tipos, sendo eles adesão, abrasão, reação triboquímica e fadiga superficial, como esquematizado na Fig. 2.2.

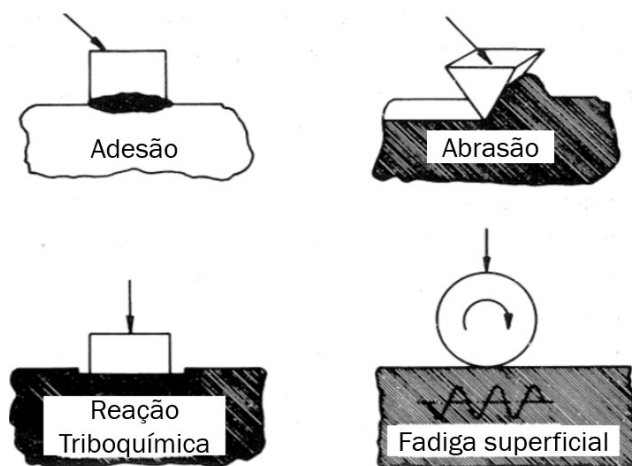


Figura 2.2: Mecanismos de desgaste propostos por Zum Gahr (1987), adaptado.

Em todo processo de desgaste, um desses quatro mecanismos básicos, ou alguma combinação deles, estará envolvida. Como neste trabalho a abordagem é focada na abrasão e na adesão, elas serão detalhadas a seguir.

2.1.3.1 *Mecanismo de Desgaste Adesivo*

O mecanismo de desgaste adesivo é caracterizado pela formação de junções, seguida de ruptura e transferência de material, como resultado da aplicação de altas pressões nas asperidades enquanto há movimento relativo entre as superfícies.

Altas pressões exercidas sobre as asperidades do contato resultam em uma deformação plástica e na consequente formação de junções locais. O movimento de deslizamento relativo entre as superfícies de contato causa rupturas destas junções e há a transferência de material de uma superfície para outra.

A tendência à formação de adesão depende das propriedades físico-químicas dos materiais em contato, do modo e do valor do carregamento bem como das propriedades das superfícies em contato como, por exemplo, sua rugosidade. Nestas situações, geram-se forças

de atração nos pontos de contato das asperezas, que podem ser de caráter covalente, iônico, metálico ou por forças de Van der Waals.

Na Fig. 2.3-a é mostrado um desenho esquemático da adesão e na Fig. 2.3-b uma imagem no MEV de uma superfície desgastada pelo mecanismo adesivo.

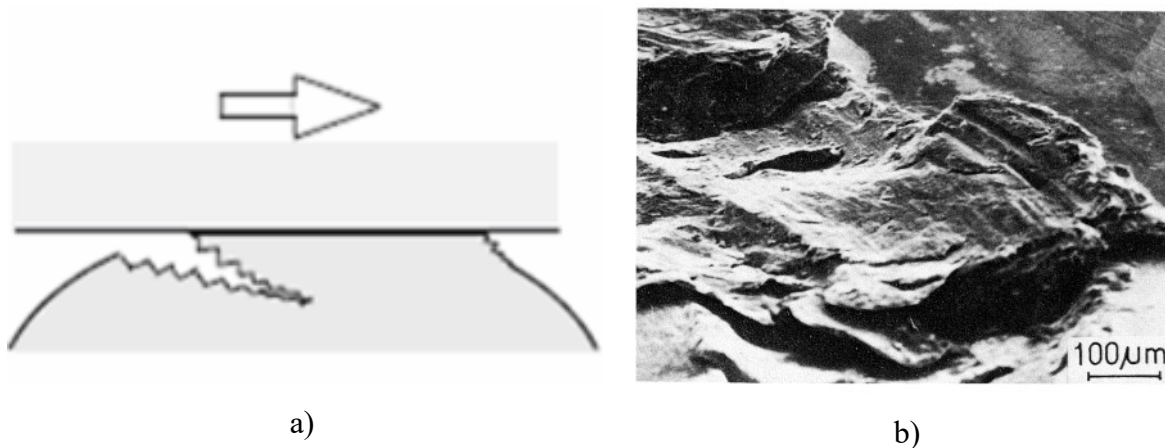


Figura 2.3: Adesão. a) Desenho esquemático (KATO, 1990); b) Imagens do MEV de um desgaste adesivo, Zum Gahr (1987).

Com o crescimento do dano ou da sobrecarga, devido ao aumento da tensão, da velocidade ou da temperatura dos pares em deslizamento, a adesão pode resultar em outro mecanismo de desgaste, o abrasivo por deslizamento das partículas, Zum Gahr (1987).

2.1.3.2 *Mecanismo de Desgaste Abrasivo*

O mecanismo abrasivo pode causar desgastes muito agressivos e, de acordo com Eyre (1981), responde por cerca de 50 % das falhas de máquinas ou componentes em decorrência de desgaste.

Segundo a definição de Zum Gahr (1987), o desgaste abrasivo corresponde ao deslocamento de material causado pela presença de partículas duras entre duas superfícies que possuem movimento relativo. Essas partículas podem estar entre as superfícies ou incrustadas em uma delas. O desgaste abrasivo pode ainda ser ocasionado pela presença de protuberâncias duras em uma ou nas duas superfícies móveis.

No desgaste como um todo, a alteração de um ou mais parâmetros durante a operação pode resultar em fortes alterações nos mecanismos de desgaste. Para o desgaste abrasivo, os principais parâmetros intervenientes são apresentados na Fig. 2.4.

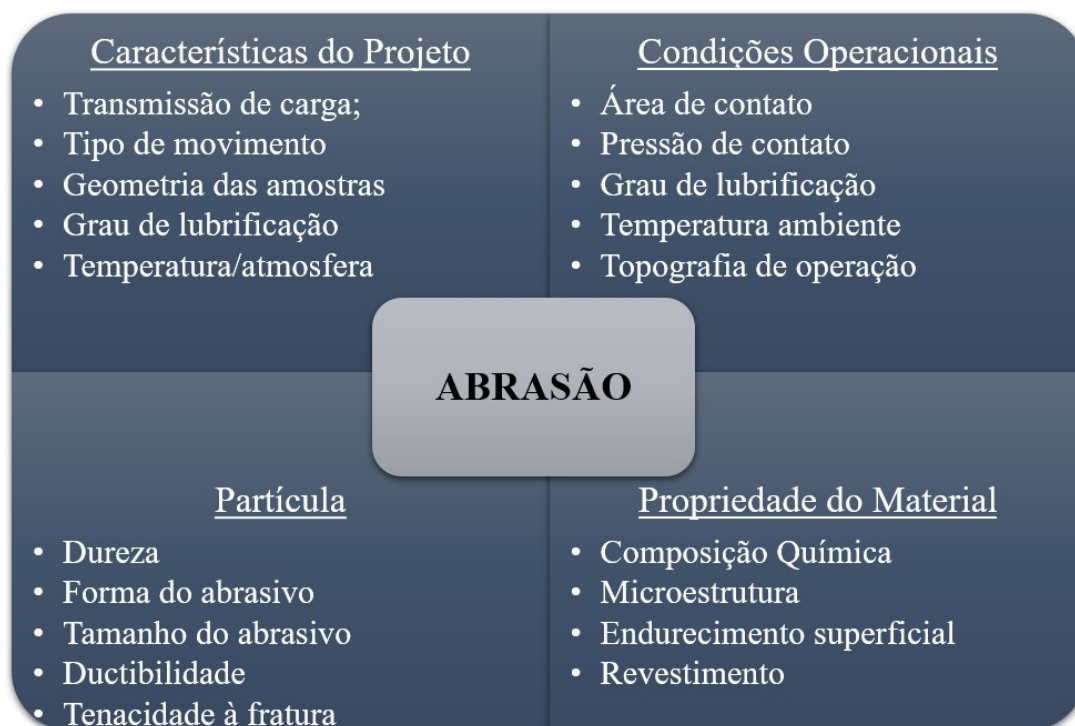


Figura 2.4: Principais parâmetros associados ao desgaste abrasivo, Zum Gahr (1987), adaptado.

Além disso, Zum Gahr (1987) classifica o desgaste abrasivo quanto aos elementos interfaciais presentes, denominando-o abrasão a dois corpos e abrasão a três corpos, como descrito a seguir:

- Abrasão a dois corpos: as partículas abrasivas ou asperezas possuem movimento relativo em relação à superfície de apenas um material mantendo-se fixas no outro. Marcas e riscos são formados paralelamente à direção de deslocamento destas partículas, Fig. 2.5-a.
- Abrasão a três corpos: as partículas abrasivas agem como elementos interfaciais entre duas superfícies em movimento relativo. As partículas estão livres na interface, podendo deformar plasticamente as superfícies em contato, causando indentações, Fig. 2.5-b.

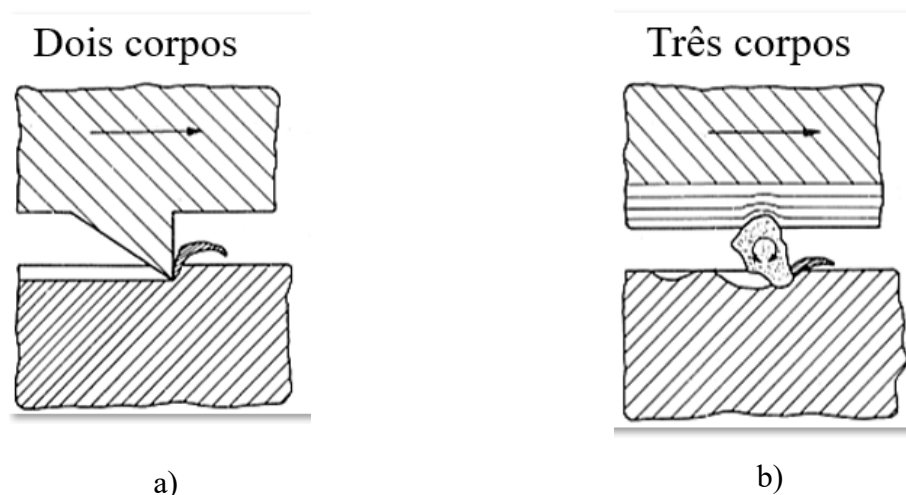


Figura 2.5: a) Abrasão a dois corpos; b) Abrasão a três corpos. (ZUM GAHR, 1987)

Uma superfície desgastada por abrasão geralmente é caracterizada por sulcos, riscos e marcas de indentação. É importante observar que a deformação plástica não é um mecanismo de desgaste, mas tem função importante em muitos processos de desgaste (ZUM GAHR, 1987).

Os danos decorrentes do desgaste abrasivo são causados ou por asperidades duras das superfícies ou por partículas que penetram na superfície mais macia sob uma força normal de contato. Assim, quando um movimento tangencial é imposto, os materiais da superfície mais macia são removidos pela combinação dos efeitos microscópicos de sulcamento, corte, fadiga e trincas, ver Fig. 2.6.

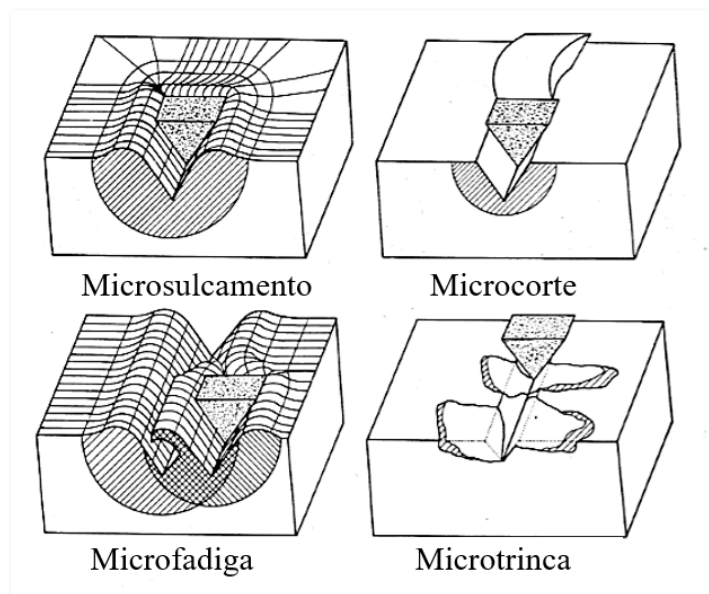


Figura 2.6: Micromecanismos de desgaste abrasivo. Zum Gahr (1987), adaptado.

Os efeitos microscópicos dos mecanismos de desgaste são denominados micromecanismos de desgaste, sendo detalhados a seguir.

2.1.3.2.1 Microsulcamento

No microsulcamento, uma proa é formada a partir de uma deformação plástica, geralmente sem perda de material, na frente de uma partícula abrasiva e o material é continuamente deslocado para as laterais para formar sulcos adjacentes ao sulco produzido. Durante este micromecanismo, pode ocorrer perda de material se muitas partículas abrasivas atuarem simultaneamente e sucessivamente, ver Fig. 2.7.

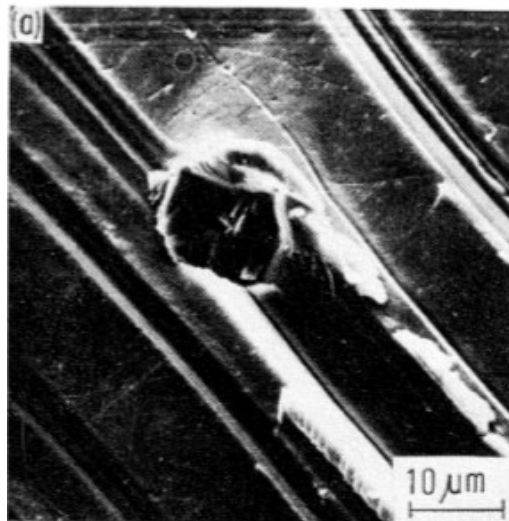


Figura 2.7: Imagem no MEV do microsulcamento, Zum Gahr (1987).

2.1.3.2.2 Microcorte

Com relação ao microcorte, o material é forçado sobre uma zona de cisalhamento e escoamento sobre a face frontal da partícula e a perda de massa é de valor igual ao volume do risco deixado como marca de desgaste. Ou seja, todo o material deslocado pela partícula é removido na forma de cavacos, ver Fig. 2.8.

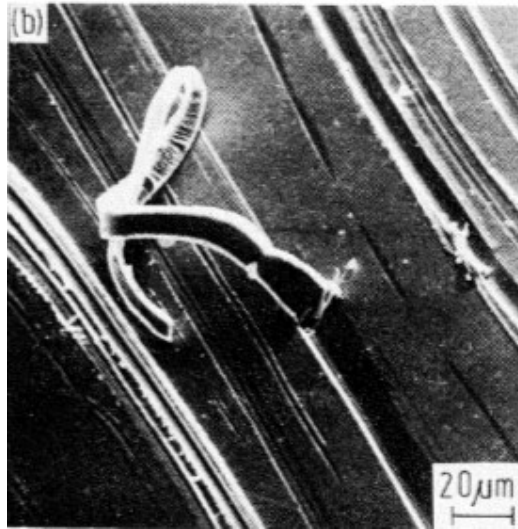


Figura 2.8: Imagem do MEV do microcorte.

Em situações de desgaste abrasivo, o mecanismo de microcorte atua conjuntamente com o sulcamento. O material é removido na forma de cavacos, mas também há a formação de cristas nas laterais dos sulcos. A proporção de material que é deslocado para os lados pelo sulcamento ou removida diretamente pelo corte, depende do ângulo de ataque da partícula abrasiva.

Conforme Zum Gahr (1987), o sulcamento e o microcorte são os mecanismos dominantes quando se trata de desgaste abrasivo de materiais dúcteis.

2.1.3.2.3 Microtrincamento

Por fim, o microtrincamento ocorre quando as tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas. Este micromecanismo é mais comum em materiais frágeis, ver Fig. 2.9.

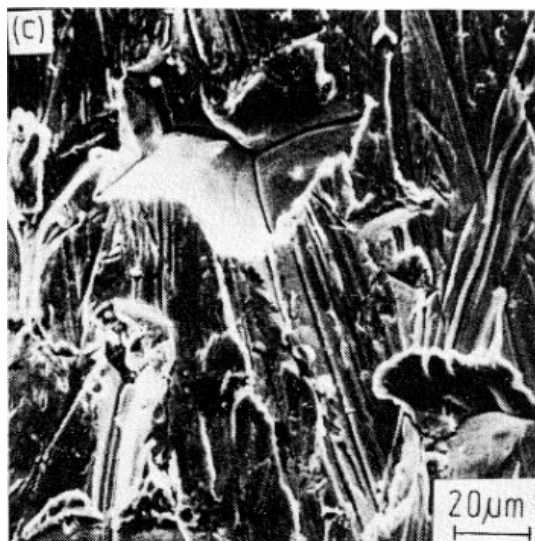


Figura 2.9: Imagem do MEV do microtrincamento, Zum Gahr (1987).

Neste trabalho, tem-se o movimento de rotação de um disco de HB, fixado em um suporte acoplado em um eixo, contra uma amostra do revestimento que se encontra fixada, sem movimento, em outro suporte. O contato entre corpo e contracorpo, por sua vez, ocorre imerso em uma lama composta de fluido e areia. Esta configuração, com base na classificação quanto ao processo de desgaste, caracteriza um desgaste por deslizamento, sendo, ainda, lubrificado.

2.1.4 Desgaste por Deslizamento

Fazendo um contraponto com a terminologia utilizada por Zum Gahr (1987), Hutchings (1992) classifica o desgaste em desgaste por deslizamento e desgaste abrasivo.

Para o autor, o desgaste por deslizamento pode ocorrer a seco ou lubrificado, porém sem a presença de partículas abrasivas. Quando há partículas abrasivas entre as superfícies, o autor utiliza a denominação desgaste abrasivo.

Afirma, ainda, que o termo desgaste adesivo é utilizado por outros autores como sinônimo de desgaste por deslizamento. Ressalta, contudo, que a adesão, sob sua perspectiva, corresponde apenas a um dos processos físicos e químicos que podem estar envolvidos no desgaste por deslizamento.

Os danos típicos do desgaste por deslizamento seriam o arrastamento, os riscos e sulcos e a esfoliação, sendo que o primeiro ocorre em contato metálico não lubrificado, o segundo está associado a marcas causadas pela direção de deslizamento e o último seria uma forma mais

severa de arrastamento, associado à ocorrência de soldas locais (adesão) causando um dano superficial mais grosseiro, com transferência ou destacamento de grande quantidade de fragmentos de material.

Ainda, segundo Hutchings (1992), no desgaste abrasivo o material é removido ou destacado de uma superfície por partículas duras, sendo distinguido em desgaste abrasivo a dois corpos (causado por protuberâncias ou por partículas presas a uma superfície) e desgaste abrasivo a três corpos (causado por partículas livres para rolar e deslizar entre as superfícies).

O mecanismo abrasivo, geralmente, introduz tensões de cisalhamento muito altas no material da superfície. Como consequência, a utilização de ligas aumentará a resistência à abrasão de um metal somente se o mecanismo de fortalecimento levar a um aumento de resistência sob altas tensões.

O efeito da forma das partículas no desgaste também deve ser levado em consideração, uma vez que a angularidade das partículas controla a distribuição do ângulo de ataque. As partículas angulares tenderão a apresentar ângulos de ataque mais altos, levando a uma proporção maior de partículas que cortam e, portanto, a uma taxa de desgaste mais alta do que partículas mais arredondadas. A menor taxa de desgaste associada à abrasão de três corpos também pode ser explicada, pois se as partículas abrasivas ficarem livres entre as superfícies, a indentação e o sulcamento ocorrerão com maior frequência e o microcorte em menor frequência do que se as partículas estivessem fixas em um dos corpos.

Segundo o autor, a distinção quanto a partículas presas e partículas soltas trazida pelas definições “a dois corpos” e “a três corpos” não é suficiente para descrever o processo de desgaste, sugerindo que se denomine a abrasão como abrasão por deslizamento (que pode ser vista tanto na abrasão a dois corpos quanto na abrasão a três corpos) e abrasão por rolamento (vista na abrasão a três corpos apenas).

Reconhece, porém, que a distinção entre desgaste por deslizamento e desgaste abrasivo é um tanto artificial, pois o desgaste por deslizamento pode gerar detritos e tornar-se um desgaste abrasivo. Por tal motivo, deve-se ter sempre em mente que a fronteira entre os diferentes tipos de desgaste não é rígida.

Zum Garh (1987) define o desgaste por deslizamento como sendo o movimento relativo entre duas superfícies sólidas em contato sob uma determinada carga, onde os danos causados as superfícies durante o deslizamento não ocorrem devido a ocorrência das asperidades das superfícies ou de partículas abrasivas.

Ainda segundo Zum Gahr (1987), diferentes processos físicos ocorrem durante o desgaste por deslizamento, tais processos são descritos na Fig. 2.10.

A Fig. 2.10 – a), mostra junções formadas entre as superfícies em contato devido a adesão, em razão disto, o material é destacado ou transferido como resultado do movimento relativo entre as superfícies. Outro processo distinto pode ocorrer quando partículas em formato de placas são formadas devido a fadiga superficial durante a deformação plástica provocada pelo contra corpo mais duro, ver Fig. 2.10 – b). O esquema mostrado na Fig. 2.10 – c) mostra que a tração superficial provocada pelo contato por deslizamento permite o surgimento de trincas, principalmente em materiais frágeis. Por fim, a Fig. 2.10 - d) mostra que a quebra de filmes superficiais formados a partir de reações químicas resultam no desprendimento de partículas, que podem atuar como abrasivo se estas partículas possuírem uma dureza maior do que o material em contato.

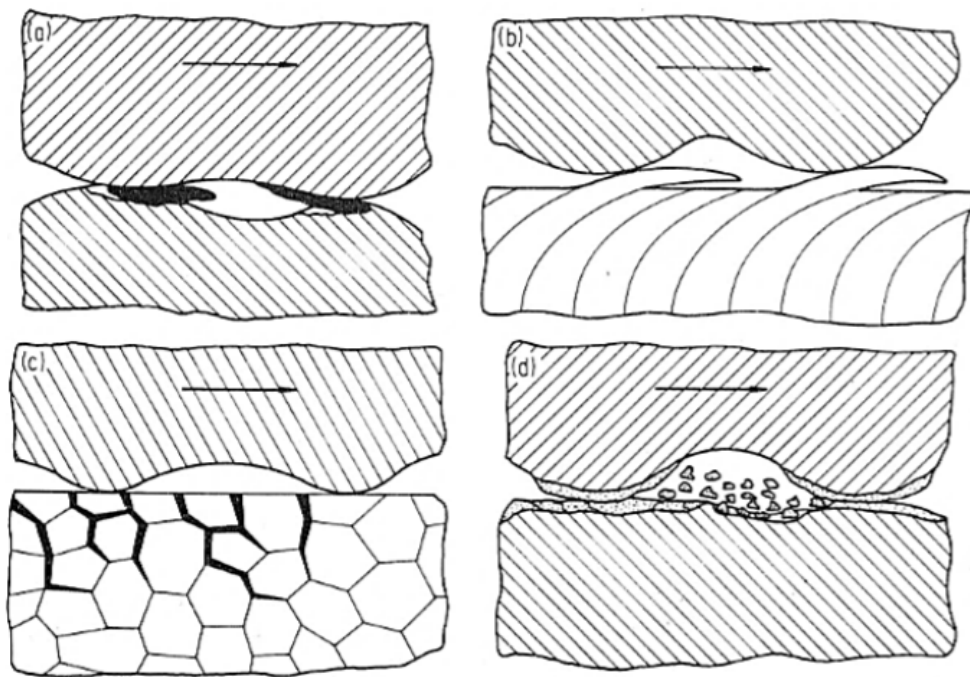


Figura 2.10: Processos físicos de desgaste durante o contato por deslizamento, Zum Gahr (1987)

2.2 *Hardbandings*

Hardfacing, segundo Budinski (1988), consiste na deposição por processo de soldagem de um material com propriedades mecânicas que são superiores às encontradas no metal base. Na prática, muitas propriedades mecânicas ou físicas desejadas podem ser obtidas por

este procedimento, pois praticamente qualquer material pode ser aplicado como revestimento, visando, por exemplo, aumento de dureza e resistência ao desgaste e/ou à corrosão.

A taxa de deposição e diluição são os fatores que mais afetam as propriedades do revestimento. Estes fatores são dependentes das variáveis do processo que controlam o potencial de deposição, isto é, tensão elétrica, corrente elétrica, velocidade de deposição, etc. Para alta produtividade, é importante que se tenha uma alta taxa de depósito com baixa diluição e penetração uniforme.

A deposição do consumível pode ser executada em passes simples ou múltiplos, aplicando-se a tarugos, barras, tubulações, chapas e perfis, dentre outras formas de metal base. Neste sentido, alguns parâmetros devem ser especialmente controlados, além daqueles normalmente monitorados como tensão elétrica, corrente elétrica, velocidade de deposição, etc. O problema crítico é conciliar as altas tensões do material para amplas faixas de temperaturas que resistam às acomodações de contração.

Além disso, a deposição do revestimento necessita estar bem definida, pois a altura do cordão do material depositado não pode ser tão excessiva que implique na perda acentuada de material do revestimento num processo de fabricação subsequente à deposição, como, por exemplo, a usinagem. Há que se conciliar a penetração do cordão, de forma que não seja produzida uma zona afetada pelo calor muito larga e com regiões de alta dureza, com uma baixa diluição para não mudar as características do revestimento.

Na indústria do petróleo, o mesmo processo é denominado de forma diferente, sendo chamado de *hardbanding*. Na grande maioria das vezes os TJs são recobertos por HBs, que consistem em uma solução utilizada para minimizar os problemas de desgaste provocados pela rotação da coluna de perfuração e para aumentar a vida útil das conexões.

Não se sabe ao certo qual mecanismo de desgaste predomina em situações de campo. Segundo a literatura, contudo, o mecanismo de desgaste abrasivo tende a prevalecer no contato em suas duas variações: por deslizamento de partículas (abrasão a dois corpos) e pela indentação de partículas (abrasão a três corpos).

Nesse tipo de desgaste, o dano tem natureza agressiva, provocando deformação plástica na superfície e, frequentemente, riscos profundos na direção do movimento. Resistência à deformação da superfície, portanto, ganha importância. E as inúmeras composições químicas das ligas comerciais utilizadas como HBs buscam exatamente diminuir o desgaste causado pelo contato do TJ contra a parede interna do revestimento.

Normalmente, se mantidos constantes os demais parâmetros, os processos de desgaste variam de acordo com as combinações das propriedades de um material, listadas na Fig. 2.11.

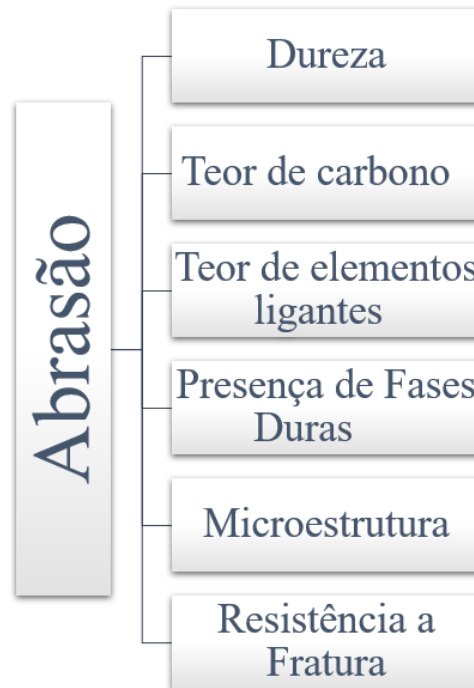


Figura 2.11: Efeitos das propriedades no mecanismo de desgaste abrasivo.

Os estudos de Haberer et al. (2014) mostram que a alta resistência à abrasão é dada pelo HB que tem uma microestrutura com carbonetos ou boretos, contidos em uma matriz mais dúctil. Sob as condições de abrasão por deslizamento, estes microconstituintes fornecem um nível de resistência muito superior ao que poderia ser encontrado em aços homogêneos com dureza comparável.

Os tamanhos das partículas, contudo, também devem ser levados em consideração. Lewis e Wrigth (1974) mostraram que grandes partículas de carboneto de tungstênio presentes no *hardbanding* levam a um CW mais severo, enquanto que HBs com pequenas partículas distribuídas na superfície de forma regular são menos prejudiciais. Em seus estudos, ele evidenciou que o desgaste aumenta com a pressão de contato provocando os mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo.

Além da resistência à abrasão, a formação de trincas também deve ser considerada. Haberer et al. (2014) observaram que ligas contendo redes contínuas de carbonetos primários e eutéticos ou boretos tendem a ser altamente suscetíveis ao trincamento, enquanto que ligas reforçadas com pequenos carbonetos em partículas isoladas, totalmente separadas por uma matriz mais dúctil, são menos suscetíveis.

Com relação ao desgaste evidenciado nas amostras do revestimento e TJs, Yang et al. (2018) estudaram a influência da força aplicada, da concentração de partículas abrasivas no fluido e da velocidade de rotação da coluna de perfuração no atrito do TJ contra o revestimento. Quanto às partículas presentes no fluido, eles entenderam que, durante o movimento, algumas partículas são levadas para a região de contato e lá elas são esmagadas (diminuindo seu tamanho) e/ou indentadas sobre a superfície e, por isso, ao final do ensaio, é possível identificá-las presas na superfície.

Os resultados do ensaio de desgaste mostraram que a dureza da superfície aumenta com o aumento de partículas sendo incrustadas nela e a taxa de desgaste aumentou com o aumento de carga. Isso foi demonstrado pela morfologia da superfície e análise química dos elementos superficiais.

Além disso, como citam os autores, a taxa de desgaste diminui com o aumento da velocidade de rotação de tal forma que o aumento das partículas trituradas no contato provoca deformação plástica que causa o recuo na camada superficial e aumenta a dureza da superfície. Os autores mencionam que, para o sistema tribológico utilizado, o mecanismo de desgaste abrasivo, com microcorte acompanhado de adesão, foi identificado.

Na escolha de um material que garanta proteção ao TJ e ao mesmo tempo evite o desgaste na parede interna do revestimento, portanto, devem ser levados em conta os efeitos de sua microestrutura, especialmente quanto à natureza e arranjo das fases presentes à temperatura ambiente, assim como a formação ou não de fases duras.

2.2.1 Aço liga na aplicação como Hardbandings

O aço é, essencialmente, uma liga ferro-carbono, contendo até cerca de 2,0 % de carbono. Variando a quantidade de carbono, bem como utilizando tratamentos térmicos, pode-se obter uma liga com ampla faixa de propriedades mecânicas. Além disso, a adição de elementos de liga como níquel, cromo e molibdênio pode melhorar ainda mais as propriedades do aço.

Higgins (1982) descreveu o procedimento de resfriamento da liga ferro-carbono até a temperatura ambiente, afirmando que “o limite do conteúdo de carbono no aço é determinado pela solubilidade máxima do carbono no ferro CFC, que é de 2,0 %, enquanto que a 723° C a solubilidade máxima do carbono no ferro CCC é de apenas 0,02 %. Supondo que ocorra um resfriamento bastante lento, todo o excesso de carbono em relação à quantidade de 0,02 % é precipitado dentro da solução sólida quando ocorre a mudança do ferro CFC para ferro CCC.

Com a velocidade de resfriamento bastante baixa (a menor possível), o carbono precipita-se na forma de carboneto de ferro (Fe_3C) e não na forma de grafita. Este carboneto de ferro, do mesmo modo que a maioria dos carbonetos metálicos, é uma substância dura. Consequentemente, à medida que aumenta a quantidade de carbono no aço, sua dureza também aumenta, mesmo que ele não tenha sofrido nenhum tratamento térmico, mas apenas com a condição do aço ser resfriado lentamente”.

Tratando-se dos elementos de liga, eles são adicionados ao aço-carbono, com o objetivo de melhorar suas propriedades, além de, em alguns casos, introduzir novas propriedades como resistência à corrosão. Os aços-liga são classificados de acordo com a quantidade de elementos ligantes, sendo eles: aços baixa liga (até 5 % em peso de elementos de liga), aços média liga (entre 5 % e 10 %) e aços alta liga (mais de 10 %).

Segundo Higgins (1982), os principais efeitos dos elementos de liga na estrutura e nas propriedades dos aços atuam nas seguintes propriedades: resistência à tração; influência no crescimento do grão; deslocamento do ponto eutetóide; retardamento das velocidades de transformação; e melhoria na resistência à corrosão e estabilidade relativa dos carbonetos.

No tocante à formação de carbonetos, estas estruturas são normalmente muito estáveis e mais duras que o carboneto de ferro. Quando adicionados nas ligas de aço, estes elementos elevam a dureza do aço. Dentre os elementos que têm maior afinidade para formação de carbonetos incluem-se o cromo, o molibdênio, o tungstênio, o vanádio e o manganês. Além destes, tem-se o nióbio e o titânio que também são elementos de forte tendência à formação de carbonetos. Quando são adicionados um ou mais destes elementos ao aço, há frequentemente a formação de carbonetos complexos.

Nem todos os elementos de liga usados no aço têm afinidade química pelo carbono, quando estão em presença do ferro. Então, o níquel, o alumínio e o silício, que não formam carbonetos quando estão em presença do ferro, causam a instabilidade na Fe_3C . Sendo assim, há precipitação de carbono na forma de grafita. Por esta razão, quando é necessária a adição de quantidades consideráveis desses elementos ao aço, adiciona-se ao mesmo tempo um ou mais elementos que sejam estabilizadores de carboneto.

Algumas das principais funções dos elementos de liga serão descritas a seguir, principalmente quanto à tendência à formação de fases duras.

Carbono: O aumento na fração em peso do carbono aumenta a dureza, a resistência e a temperatura de transição dúctil-frágil, porém o aumento do carbono diminui a tenacidade e a ductibilidade.

Cromo: Quando está presente em quantidades acima de 13 %, induz resistência a corrosão, fornece uma contribuição moderada à capacidade de endurecimento devido a sua tendência à formação de carbonetos duros e estáveis. Em altas quantidades proporciona resistência à abrasão.

Manganês: Fornece uma contribuição moderada à capacidade de endurecimento (temperabilidade) em até cerca de 2%. Produz um aço austenítico de alto carbono. Aumenta a resistência e reduz a ductilidade em aços ferríticos. É um desoxidante e promove a trabalhabilidade à quente.

Nióbio: Produz tamanho de grão fino. Aumenta a resistência em temperatura elevada. Por ser um forte formador de carboneto pode diminuir o endurecimento do aço por remoção do carbono da matriz.

Níquel: Fornece uma contribuição moderada à Temperabilidade. Tende a promover austenita retida com médio e alto carbono. Torna aços de alto cromo austeníticos. Fornece tenacidade em aços ferríticos-perlíticos.

Silício: Fornece um aumento moderado da temperabilidade. Endurece a ferrita, mais do que o manganês, mas menos do que o fósforo, até cerca de 1%. Aumenta a resistência de aços temperados e revenidos. Fornece alguma resistência à oxidação em temperaturas elevadas.

Titânio: Produz partículas de carboneto que restringem o crescimento de grãos. Reduz a dureza da martensita através da remoção do carbono em solução. Remove carbono em solução em aços inoxidáveis prevenindo a degradação do contorno de grão por carboneto de cromo. Inibe a formação de austenita em aços de alto cromo.

Tungstênio: Diminui o amolecimento durante a têmpera. Forma carbonetos resistentes à abrasão. Promove a dureza em elevada temperatura.

2.3 *Desgaste do Revestimento*

Durante a fase de perfuração de poços de petróleo, a combinação de forças de contato expressivas entre o revestimento e a coluna de perfuração, associadas ao deslizamento entre os dois cilindros, resultam na remoção de material em um fenômeno denominado *casing wear* (CW). O fenômeno de CW é ilustrado na Fig. 2.12

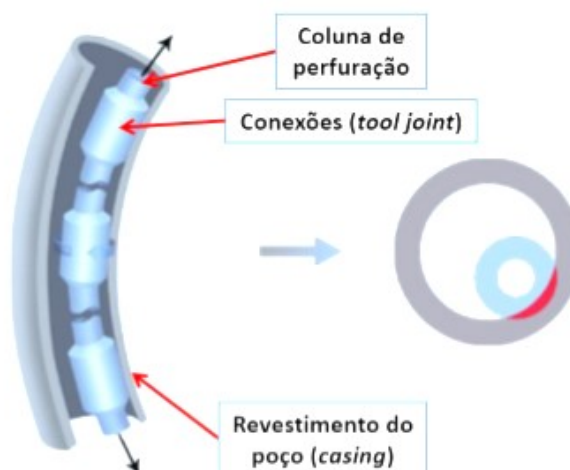


Figura 2.12: Representação esquemática do contato revestimento-TJ na fase de perfuração de poços de petróleo. Pergasus Vertex, Inc. (Adaptado).

Como a determinação do desgaste ocorrido em campo é uma informação importante para a indústria, podendo evitar o mal dimensionamento do poço na fase de projeto e o colapso durante a perfuração e exploração, muitos pesquisadores têm focado suas pesquisas na compreensão do CW e no estabelecimento de modelos matemáticos para predição do desgaste que acontece em campo.

Para isto, a maioria deles parte da premissa que a principal causa do CW advém da rotação da coluna de perfuração, minimizando a influência dos demais movimentos envolvidos no processo, seguindo a conclusão obtida por Bradley e Fontenot (1975), após a realização de ensaios em laboratórios.

Além disso, para a previsão do CW, a maioria dos autores propõe o estabelecimento de um fator de desgaste relacionado aos parâmetros encontrados na perfuração de poços para exploração de óleo e gás.

Entretanto, o seu cálculo está inserido em um sistema complexo de variáveis e de condições de campo que dificultam sua determinação, sendo realizado, normalmente, a partir de ensaios de simulação de desgaste com base na norma API 7CW, que estabelece parâmetros para a realização de um ensaio em escala real.

Resumindo-se as principais constatações e proposições encontradas na literatura, relativas aos estudos direcionados à predição do CW, tem-se:

Williamson (1981) verificou que, em ensaios longos, a pressão de contato é o parâmetro mais adequado para controlar a taxa de desgaste no revestimento e não a força de contato. Além disso, ele identificou os efeitos relativos aos tamanhos dos diâmetros externos dos TJs em relação ao coeficiente de atrito. O autor chegou à conclusão que a adição de pontos de contato

na coluna de perfuração, com o mesmo diâmetro externo do TJ, diminui o desgaste no revestimento.

White e Dawson (1987), por sua vez, modificaram a equação proposta por Holm (1946), substituindo a força lateral pela força de atrito. O fator de desgaste foi denominado *wear efficiency*. Em seus estudos, White e Dawson (1987) investigaram o desgaste causado por conexões não revestidas com *hardbanding*, variando o fluido de perfuração, a composição do aço do revestimento e a força de contato. Tendo por base as medidas da força de atrito e da perda de volume do revestimento, os autores propuseram um modelo de desgaste linear que relaciona a quantidade de metal removido do revestimento com a quantidade de energia dissipada no atrito durante o processo de desgaste, conforme a Eq. 2.2.

$$E = \frac{VH}{KF_lSD} \quad (2.2)$$

Onde, H é a dureza do revestimento (lbf/polegadas²); V é o volume de metal removido do revestimento no desgaste (polegadas³); K é o fator de atrito para o deslizamento (adimensional); F_l é a força lateral (lbf) e SD é a distância de deslizamento (polegadas).

Hall e Malloy (2005) desenvolveram o conceito de pressão limite no contato. Para tanto, os autores realizaram ao longo do ensaio em laboratório medições da profundidade da marca de desgaste formada. O aumento dessa marca é correspondente ao aumento da área de contato entre o TJ e o revestimento, e, considerando que a força permanece constante durante todo o ensaio, a pressão de contato diminui. O gráfico “Profundidade da Marca de Desgaste [in] x Tempo [min]”, Fig. 2.13 mostrou uma tendência à estabilização da profundidade do desgaste, em razão disso, o autor realizou um ajuste de curva nos pontos e conseguiu desenvolver equações matemáticas para predição do desgaste, Fig. 2.14:

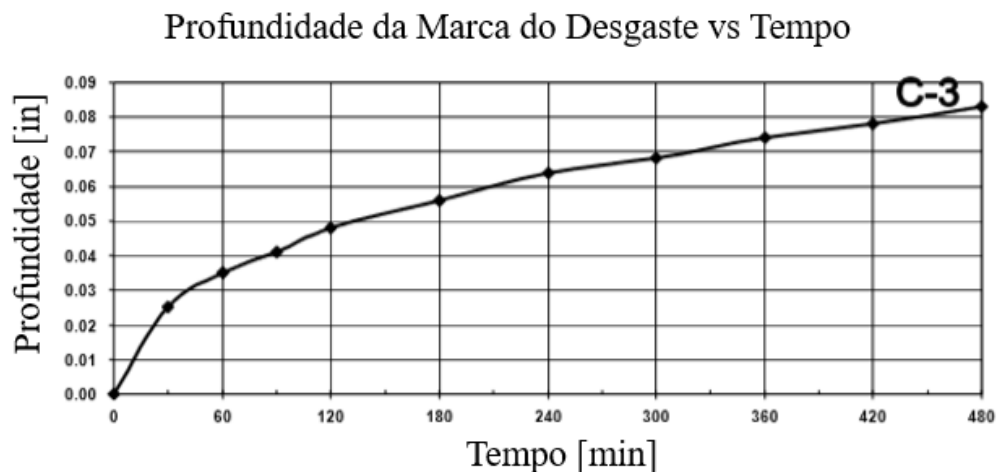


Figura 2.13: Gráfico proposto por Hall e Malloy (2005).

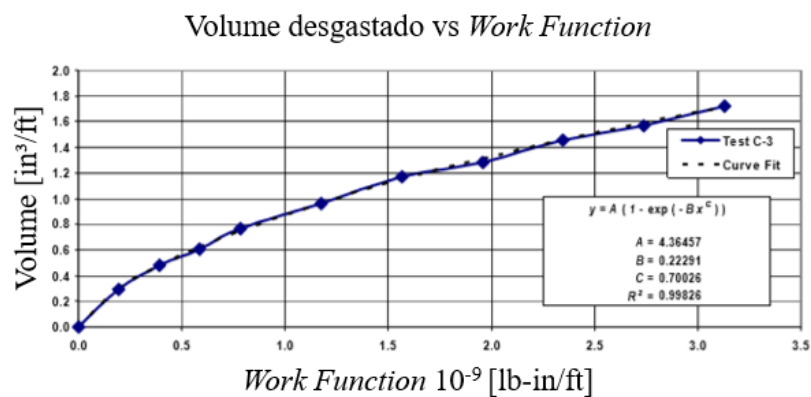


Figura 2.14: Ajuste de curva apresentado por Hall e Malloy (2005).

Gao et al. (2010) propuseram um modelo não linear para prever a profundidade do CW conforme a localização ao longo do poço. O modelo de cálculo proposto por GAO et al. (2010) levou em consideração a profundidade do poço em que ocorre o desgaste e a mudança no formato das marcas de desgaste do revestimento, correlacionando-as com os diferentes tamanhos dos componentes da coluna de perfuração e com o diâmetro externo dos TJs. Além disso, este estudo também observou três tipos principais de formato do desgaste denominados *single*, *sharp* e *blunt crescent-shaped casing wear*, que correspondem, respectivamente, a um desgaste leve, moderado e mais intenso.

Sun et al. (2012) publicaram o trabalho “*Models & tests of casing wear in drilling for oil & gas*” que avaliou o modelo de desgaste não linear de Gao (2010) e o modelo “*wear efficiency model*” de White e Dawson (1987). De posse das informações do ensaio do modelo de desgaste não linear, os resultados evidenciaram que o coeficiente de desgaste no revestimento é levemente afetado pelas mudanças do tempo de perfuração e do diâmetro externo da conexão

do DP. O modelo não linear pôde prever o CW com maior precisão em poços mais complexos, conseguindo analisar o CW em dois estágios, durante o *running-in* e o *steady-state*.

De um modo geral, os pesquisadores citados desenvolveram métodos matemáticos que descrevem a perda de volume da parede do revestimento e a profundidade do desgaste causada pelo atrito. E estes modelos vêm sendo utilizados como base para o desenvolvimento de novos estudos envolvendo outras variáveis que podem interferir no sistema.

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

Neste capítulo encontrar-se-á a descrição de toda a metodologia utilizada e desenvolvida para a fabricação do equipamento do ensaio e das amostras do revestimento e *hardbanding*. Serão apresentados os procedimentos experimentais referentes à realização das análises dos materiais como recebidos e após o ensaio de desgaste, tais como a caracterização metalográfica, química e mecânica. Será apresentada, também, a metodologia utilizada para a realização dos ensaios preliminares, definitivos e do cálculo do desgaste gerado durante os ensaios.

3.1 Modificações no Tribômetro para os Ensaios em Escala Reduzida

A fim de reproduzir o desgaste abrasivo que ocorre no par tribológico revestimento-TJ, decidiu-se por utilizar o equipamento da norma ASTM B611-13, bem como as variáveis nela especificadas, como tamanho das amostras do contracorpo e corpo de prova. Esta norma é destinada à realização de ensaios de desgaste abrasivo, partindo de uma configuração em que uma roda de metal confeccionada em aço doce (80-95 HRB) é rotacionada contra uma amostra (com superfície plana) a ser analisada, mantendo-se o contato imerso em fluido (água) com abrasivo (alumina, 30 *mesh*), em uma proporção de 1 um para 4, respectivamente.

No ensaio proposto, as amostras de HB foram instaladas na roda de metal e as amostras do revestimento no suporte fixo. Em razão das especificidades do sistema tribológico proposto, foram feitas adaptações no equipamento para possibilitar a realização do ensaio de CW em escala reduzida.

Dentre as adaptações no equipamento, cita-se a fabricação de um novo suporte para permitir a fixação e a troca dos discos de HB, e de uma cuba refrigeradora, com o objetivo de manter a temperatura da lama abrasiva constante durante a realização do ensaio, ver Fig. 3.1-a, b e c.

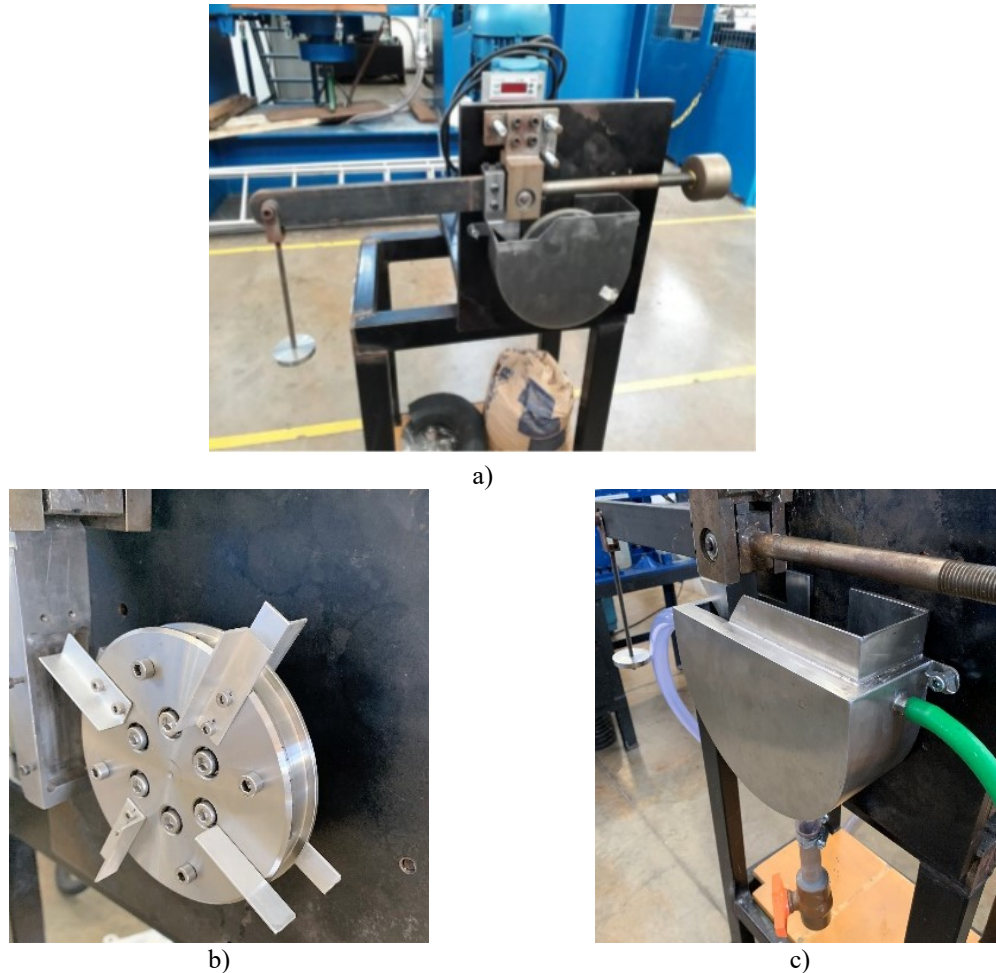


Figura 3.1: Equipamento desenvolvido conforme a ASTM B611-13 e modificado para a realização dos ensaios em escala reduzida do C-TJ; a) Equipamento antes da modificação; b) Suporte especialmente fabricado para a fixação das amostras de HB; c) Cuba refrigeradora.

O esquema de forças envolvidas no contato é mostrado no desenho esquemático da Fig. 3.2. Como pode ser verificado a amostra do revestimento foi pressionada contra o HB através de um braço de alavanca e um peso morto. Observando-se a figura, vê-se que a força F aplicada no contato equivale a três vezes a força P resultante do peso morto, o que foi considerado para

obtenção da força F desejada, tendo como referência, inicialmente, o valor definido pela norma API 7CW.

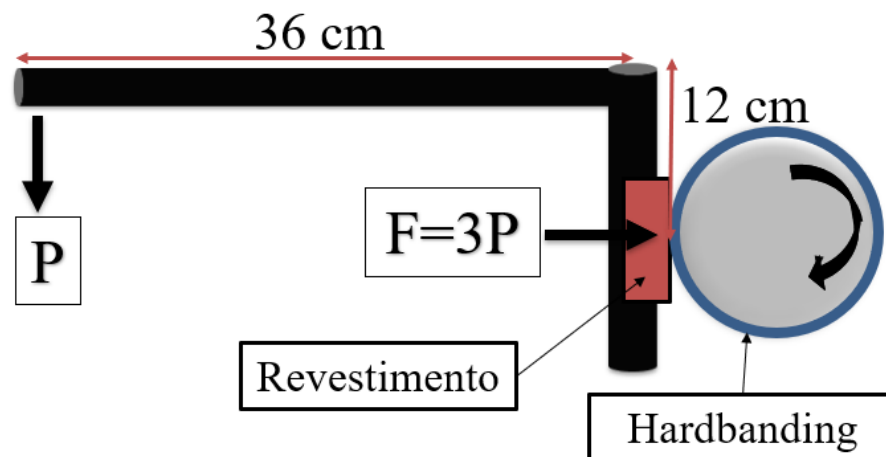


Figura 3.2: Representação esquemática das forças atuantes no contato.

O HB, por sua vez, foi rotacionado a uma velocidade constante, ficando o contato imerso em um composto de fluido (inicialmente água e, depois, fluido de perfuração base água) e de abrasivo (areia NBR, 100 *mesh*), na proporção de 1 ml de fluido para 2 g de areia. Esta proporção foi definida com base nos dados dos ensaios exploratórios, nos quais se verificou a formação de uma mistura homogênea de fluido e areia.

3.2 Materiais do Revestimento e do *Hardbanding*

As amostras de revestimento foram fabricadas a partir do material VM-110 SS, escolhido dentre aqueles que são utilizados na indústria do petróleo para essa finalidade.

A escolha dos HB baseou-se, principalmente, na análise da composição química fornecida pelos fabricantes, seguida da avaliação das microestruturas formadas após a deposição do material. O objetivo dessa seleção foi avaliar materiais com diferenças significativas, tanto em relação aos elementos presentes em sua composição como na sua microestrutura (martensítica com austenita retida) e de fases duras (carbonetos e boretos).

Ao final, as amostras de HB foram fabricadas a partir de cinco ligas diferentes, sendo que três foram escolhidas dentre as mais empregadas na indústria do petróleo, sendo elas: A, B e C. Quanto às outras duas ligas, denominadas ligas D e E, essas não são usualmente depositadas

sobre as conexões do DP, todavia elas apresentam potencial de aplicação em HB, haja vista que nessas ligas tem-se austenita retida e carbonetos.

3.3 Fabricação dos Corpos de Prova dos Ensaios de Desgaste Abrasivo em Escala Reduzida

3.3.1 Confeção das amostras do Revestimento

O material utilizado para fabricação do contracorpo (revestimento) foi o VM 110 SS. Os contracorpos foram obtidos cortando-se o tubo na direção longitudinal, resultando, inicialmente, na peça da Fig. 3.3-a. Para atender às especificações da norma ASTM B611-13 na fabricação das amostras, foi feita usinagem com fresa, obtendo-se superfícies planas, ver Fig. 3.3-b. Ao final, as amostras do revestimento passaram por processo de retífica, com dimensões finais iguais a 76,5 mm (altura) x 25,4 mm (largura) x 12,7 mm (profundidade), ver Fig. 3.3-c.

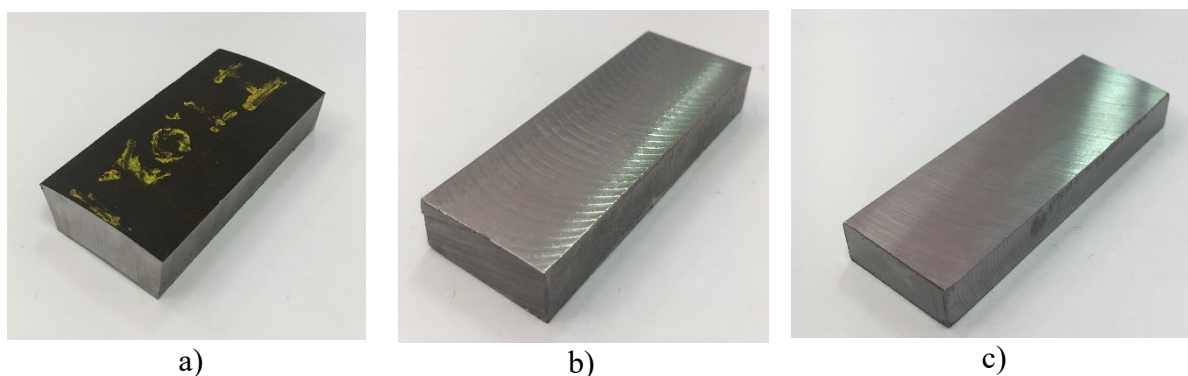


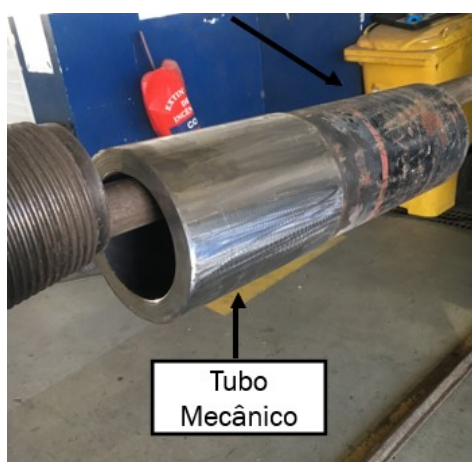
Figura 3.3: Contracorpo do VM 110 SS: a) Contracorpo como retirado do revestimento; b) Após o fresamento; c) Após a retífica.

3.3.2 Confeção dos Corpos de Prova do Hardbanding

Na fabricação das mostras de HBs, um tubo mecânico, de 153 mm de diâmetro nominal, foi utilizado como elemento base, aplicando-se sobre ele cordões circulares dos materiais

escolhidos Fig.3.4-a. A faixa de parâmetros utilizados na deposição dos HB encontra-se no apêndice III.

Nesta aplicação, o tubo mecânico foi seccionado em 5 peças de 200 mm cada (Fig. 3.4-a). Estas peças foram pré-aquecidas (Fig. 3.4-b) e encaminhadas para a aplicação do HB, individualmente. O processo de deposição da liga foi o MIG/MAG. Os parâmetros de deposição são apresentados na Tab. 3.1. Após a deposição dos HBs sobre as seções do tubo mecânico, as peças foram resfriadas à temperatura ambiente, tendo como resultado o tubo mostrado na Fig. 3.4-c.



a)



b)



c)

Figura 3.4: Processo de preparação do tubo mecânico para deposição dos HB. a) Tubo mecânico antes da deposição. b) Tubo mecânico no momento do pré-aquecimento.

A deposição dos HBs foi realizada de acordo com as especificações do fabricante, em empresa especializada e qualificada para deposição de HB em TJ para a área de óleo e gás. A espessura média da camada foi de 4 mm, ver Fig. 3.5-a.

Tabela 3.1: Faixa de parâmetros do processo de deposição do HB.

Temperatura de Pré-aquecimento (°C)	Voltagem (V)	Corrente (A)	Velocidade de aplicação (s/rev)
200 - 400	24 - 36	220 - 370	100 - 170

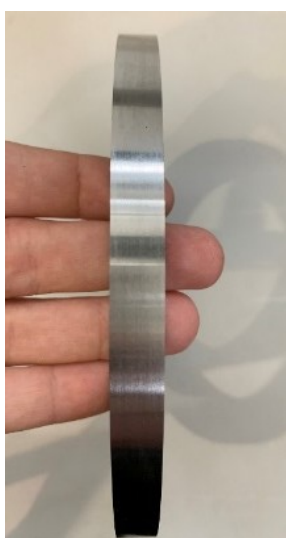
Após a aplicação dos materiais, o tubo mecânico foi seccionado através de eletro-erosão a fio, obtendo-se discos com largura igual a 12,8 mm, ver Fig. 3.5-b. Para garantir repetibilidade dos resultados, todos os discos foram retificados, com a finalidade de conferir uniformidade às superfícies das camadas de material depositado, cuja espessura média, ao final, foi de cerca de 2 mm (ver Fig. 3.5-c e d).



a)



b)



c)



d)

Figura 3.5: Amostras de HB durante a fabricação. a) e b) Discos cortados na espessura de aproximadamente 13 mm após a deposição do HB; c) e d) Discos de HB posterior o processo de retífica.

3.4 Caracterização do Material Revestimento/*Hardbanding*

Análises químicas, microestrutural e mecânica foram realizadas nos materiais do revestimento e dos HBs para investigação de suas propriedades. Para o HB, foi realizada também uma análise macroestrutural. Nessas etapas, os materiais foram analisados no estado como recebido. Após os ensaios de desgaste, os materiais foram submetidos apenas a análise microestrutural.

3.4.1 *Caracterização Química*

Nesta etapa foi feita a caracterização da composição química dos materiais do revestimento e dos HBs. Para o revestimento, utilizou-se um espectrômetro de emissão ótica com plasma induzido, da marca LECO, modelo GDS 500. Para os HBs, devido à grande faixa nominal da composição química fornecida pelos fabricantes, foi necessário realizar análise de combustão para detecção apenas do carbono e análise de absorção atômica para a detecção dos demais elementos.

3.4.2 *Caracterização Macroestrutural*

A caracterização macroestrutural das amostras de HB foi realizada partir de análises metalográficas. As superfícies utilizadas para tanto foram retiradas do disco na direção transversal e longitudinal ao cordão do material depositado. Estas superfícies foram lixadas com discos do sistema MD de #220 e #500 *mesh*, uma vez que esse procedimento facilita a retenção de bordas e a remoção uniforme dos microconstituintes. Após o lixamento, as amostras foram limpas e imersas em banho ultrassônico com álcool por 2 minutos.

A fim de revelar a Zona Termicamente Afetada (ZTA) a amostra foi submetida a ataque com Nital 6%. Como o ácido reage com o metal-base, possibilita-se a visualização a olho nu da ZTA. Foi utilizado o scanner ScanJet G4050 para coletar as imagens e o cálculo do comprimento da ZTA foi feito com o auxílio do software livre *ImageJ*, fazendo-se cinco medidas e calculando-se a média e o desvio padrão de cada amostra.

3.4.3 Caracterização Microestrutural

Na etapa de caracterização microestrutural, foi feita a identificação da microestrutura dos materiais do revestimento e dos HBs.

As amostras de HB passaram por procedimentos metalográficos para retirada do macro ataque, sendo submetidas às lixas MD #500 e #1200 *mesh*. Posteriormente, as amostras foram polidas, onde foram utilizadas pastas diamantadas com granulometria de 6, 3 e 1 μm .

Após a preparação metalográfica, as amostras foram atacadas quimicamente para revelação das respectivas microestruturas. Para visualização da microestrutura do revestimento foi utilizado o Nital a 6 %. Nos HBs, para a identificação da microestrutura foi utilizado o reagente *Villela*. Contudo, observou-se a necessidade de um segundo ataque químico para quantificar as possíveis partículas de carbonetos.

Dessa forma, as amostras de HBs passaram novamente pelo processo de lixamento e polimento, sendo submetidas a um segundo ataque químico de acordo com a composição química de cada uma. Para as ligas A e E, utilizou-se o reativo de *Murakami* na temperatura entre 80 a 100 °C. Quanto à amostra da liga B, utilizou-se o reativo de *Kalling* na temperatura ambiente. As amostras das ligas C e D não precisaram ser submetidas a um segundo ataque químico.

A quantificação dos carbonetos nas amostras de A e E foi realizada com a utilização do *software* Axio Vision 4.8. A microestrutura dos corpos de prova e contracorpos foram observadas nas direções longitudinal e transversal. Para a realização destas análises foi utilizado o Microscópio Ótico Olympus, modelo BX51M, equipado com câmera para aquisição de imagens.

Análises no MEV foram realizadas nas amostras de HBs atacadas com *Villela* (ligas A, B e C), *Murakami* (liga D) e sem ataque químico (liga E). Assim, foi possível ver e identificar a morfologia e a composição química das ligas de HB. Para tanto, foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura de alta resolução (MEV/FEG – Field Emission Gun) da Zeiss, modelo Supra 40, equipado com EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*).

Além disso, foram realizadas análises de DR-X para identificação das fases presentes na microestrutura. Para tanto, utilizou-se o DR-X da marca Shimadzu, modelo XRD-6000.

3.4.4 Caracterização Mecânica

Por fim, na caracterização mecânica, foram medidas as durezas dos materiais, bem como realizados ensaios de tração em amostras do revestimento.

Para aferir a resistência à tração do revestimento, foi utilizada uma máquina de tração servo-hidráulica da marca INSTRON, modelo 8801, seguindo-se as recomendações da norma ASTM E8/E8M. Cada análise foi repetida três vezes e calculada a média dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e do alongamento. As amostras do contracorpo do revestimento foram retiradas no tubo na direção longitudinal. O desenho das amostras retiradas do revestimento para a análise pode ser encontrada no ANEXO II. Aqui não foram realizados ensaios nas amostras dos HBs devido às dimensões reduzidas do material depositado.

Por sua vez, a dureza *Vickers* foi medida utilizando-se um durômetro da Stiefelmayer, modelo KL - 4. Para cada amostra foram realizadas quatro medições ao longo da superfície do revestimento e, no caso do HB, na superfície do material depositado. O durômetro foi ajustado para aplicar uma carga de 10 kgf durante 15 segundos em cada ponto considerado.

3.5 Procedimentos do Ensaio de Degaste

Os ensaios de desgaste foram divididos em duas fases: ensaios preliminares e ensaios definitivos.

A primeira delas foi realizada com o objetivo de se identificar os parâmetros para avaliação do desgaste dos HBs num ensaio em escala reduzida. Nesta etapa, foi avaliada a influência da força aplicada no contato, bem como a degradação do abrasivo e os mecanismos de desgaste na amostra do revestimento, buscando-se obter a configuração adequada para um ensaio de CW em escala reduzida.

Na segunda fase, após definidas as principais variáveis de entrada, foram realizados ensaios definitivos com as diferentes ligas de HBs. Aqui, além das medições relativas ao desgaste no revestimento, também foram coletados dados relativos aos HBs, tais como a massa inicial e a massa final bem como a variação do diâmetro externo dos discos.

3.5.1 Ensaios Preliminares

Considerando que um ensaio de desgaste previsto em norma técnica foi adaptado para possibilitar a realização de ensaios de CW em escala reduzida, ensaios iniciais tiveram de ser feitos para avaliar como o equipamento e os mecanismos de desgaste se comportariam diante dos parâmetros de entrada inicialmente estabelecidos.

Em decorrência da maior disponibilidade do material A, ele foi utilizado para à realização dos ensaios preliminares. A velocidade de rotação foi igual a 155 rpm e para a mistura abrasiva foi utilizada a proporção de 1 ml de água para 2 g de areia NBR 100 *mesh*. No total foram realizados três ensaios preliminares, E1, E2 e E3, sob as condições descritas na Tab. 3.2.

Tabela 3.2: Parâmetros dos ensaios preliminares.

Ensaio	Força	Tempo	Superfície do Disco
E1	560,38 N	60 min	Nova
E2	196,21 N	180 min	Nova
E3	196,21 N	180 min	Usada

No primeiro ensaio preliminar, denominado E1, a força aplicada no contato foi equivalente à da norma API 7CW, que estabelece uma força de 3000 lb/ft ou 43,78 N/mm. Assim, considerando que a largura dos discos é igual a 12,8 mm, foi utilizada uma força no contato de 560,38 N para o ensaio em escala reduzida.

O tempo total deste ensaio foi de 60 minutos, tendo sido feitas interrupções, para medições da perda de massa do corpo de prova do revestimento e da profundidade do desgaste, nos tempos de 2, 5, 10 e 30 minutos. A mistura de água e areia (areia NBR, 100 *mesh*) foi utilizada como fluido e abrasivo do sistema. É importante observar que esta mistura foi usada nos ensaios preliminares deste estudo, tendo sido substituída na fase de ensaios definitivos, pelas razões que serão expostas oportunamente.

Durante o ensaio E1, constatou-se a predominância do mecanismo de desgaste adesivo em todos os tempos de parada, decorrente do contato metal-metal forçado pela alta pressão, tendo havido, em menor escala, abrasão. Como se pretendia avaliar o desgaste abrasivo, mecanismo predominante no sistema tribológico proposto neste estudo, em que há a interação de três corpos, a força aplicada no contato foi reduzida para permitir que as partículas abrasivas atuassem mais efetivamente no processo de desgaste.

Foi estabelecida, então, uma força equivalente a 196,21 N, que corresponde à força usada no ensaio de abrasão severa normatizado pela ASTM B611-13. Tal valor foi definido, também, com vistas a evitar uma sobrecarga no equipamento, uma vez que a força de 560,38 N gerou vibração no sistema.

O ensaio com a carga de 196,21 N foi denominado E2. Após a alteração da carga aplicada no contato, foi verificada a variação no mecanismo de desgaste ao longo do ensaio, predominando, ainda, no início do ensaio, o contato metal-metal com mecanismo de desgaste adesivo e, no final, um mecanismo de degradação predominantemente abrasivo. Contudo, esta mudança nos mecanismos só ocorreu no tempo de 100 minutos.

Neste ensaio ainda foram feitas pausas para medições nos tempos de 2,5, 5,0 10,0, 30,0 60,0 100,0 e 140,0 minutos. Ao final, a mistura de água e areia tomou consistência pastosa, nitidamente em decorrência da forte degradação dos grãos abrasivos, Fig. 3.6.



Figura 3.6: Imagem mostrando, ao final do ensaio, uma lama pastosa, decorrente da degradação do abrasivo.

Como se sabe, a diminuição do tamanho médio dos grãos ao longo do ensaio tem impacto na taxa de desgaste. Contudo, como os demais parâmetros são mantidos iguais (força aplicada no contato, tempo de ensaio, velocidade de rotação do disco, proporção de fluido e abrasivo, etc.), a degradação dos grãos abrasivos tende a ocorrer em intensidade semelhante para todos os materiais testados. Dessa forma, na metodologia proposta, a redução do grão abrasivo não teria impacto na comparação final dos *hardbandings* escolhidos.

O ensaio com a carga de 196,21 N foi repetido utilizando-se o mesmo disco do ensaio anterior. Após este ensaio, denominado E3, os resultados até então obtidos foram comparados e foi observado um significativo aumento nos valores de profundidade, quando comparados com os do E2 para os mesmos tempos de parada. Por apresentar resultados de desgaste mais expressivos, e por estar mais próximo da situação de campo, onde o *hardbanding* não é retificado após a deposição, decidiu-se por realizar os ensaios definitivos com discos amaciados.

Resumindo, nos ensaios preliminares observou-se a influência de três parâmetros (força, lama abrasiva e os efeitos da superfície do *hardbanding* nos estágios de desgaste) para poder determinar a metodologia de realização dos ensaios definitivos.

3.5.2 Ensaios Definitivos

A metodologia proposta para os ensaios de desgaste definitivos teve como base os resultados obtidos nos ensaios preliminares. As configurações adotadas nesta fase encontram-se descritas na Tab. 3.3.

Tabela 3.3: Parâmetros utilizados para os ensaios definitivos.

Amostra	Força	Tempo	Velocidade de rotação	Abrasivo	Quant. abrasivo	Fluido	Quant. Fluido
A, B, C, D e E	196,21 N	60 min	155 rpm	Areia NBR 100 <i>mesh</i>	960 g	Fluido base água	480 ml

Como descrito na Tab. 3.3, nos ensaios definitivos, o abrasivo foi misturado a um fluido de perfuração à base de água, buscando-se uma aproximação com o que acontece em campo.

Definidos os parâmetros, foram realizados ensaios para amaciamento das superfícies dos discos e, na sequência, os ensaios de desgaste propriamente ditos, estes com três repetições.

Nesta fase, foi utilizada uma planilha para registro de dados, como mostrado no apêndice I. Antes de cada ensaio, foram feitas três medições dos seguintes parâmetros: largura do disco do HB; diâmetro externo do disco do HB (OD), massa do disco do HB; e massa do revestimento.

Nos tempos de parada definidos, tanto nos ensaios de amaciamento quanto nos definitivos, as amostras do revestimento foram removidas do suporte do tribômetro, lavadas com água e submetidas a banho ultrassônico imersas em acetona durante 2 minutos.

Após a limpeza, as amostras foram secadas com jato de ar comprimido e realizadas as medições de massa da amostra numa balança *Shimadzu*, modelo AW220, com faixa nominal de 220 g e resolução de 0,1 mg.

Além disso, foi realizada análise de interferometria, em um interferômetro CLI 2000, usando o laser infravermelho com resolução de 1 μm . Para medição da profundidade do sulco de desgaste no corpo de prova do revestimento.

Também foi feita uma análise do desgaste causado nos HBs. Para tanto, as amostras dos discos foram pesadas no início e ao final de cada ensaio numa balança Bel Engineering, modelo Mark 4100, classe II.

Para observação do mecanismo de desgaste as amostras do revestimento e de HBs foram levadas ao MEV para análise topográfica do desgaste.

Outros dados relevantes para as análises também foram coletados nos tempos de parada, tais como: fotos da amostra desgastada e do aspecto geral do fluido de perfuração.

3.6 Avaliação do Desgaste

O desgaste das amostras do revestimento foi avaliado, ao longo dos ensaios, tanto em relação à perda de massa removida quanto à profundidade do sulco.

A perda de massa foi utilizada para calcular o volume removido. Já a profundidade do sulco, foi obtida a partir da medição por interferometria a laser.

3.6.1 Cálculo do Volume Removido

O volume de material removido foi calculado a partir da diferença de massa da amostra, medida antes e depois de cada ciclo dos ensaios, utilizando-se a densidade do aço do revestimento correspondente a 7,75 g/cm³.

3.6.2 Cálculo da Profundidade a partir da Interferometria

Na medição por interferometria, a profundidade foi medida ao longo do comprimento da trilha de desgaste, inicialmente a partir da linha central (LC), como mostrado na Fig. 3.7. Outras duas medidas foram realizadas, movendo-se 2 mm para direita e para esquerda desta linha

central. Neste método, foi considerado o valor médio das três medições para determinação da profundidade do desgaste.

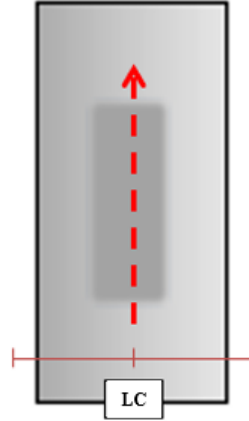


Figura 3.7: Desenho esquemático da medição da profundidade do desgaste através da interferometria.

3.6.3 Cálculo do Fator de Desgaste (WF)

Para realização dos cálculos do WF foi utilizado o método proposto por White e Dawson (1987) e modificado por Hall e Maloy (2005), conhecido como *wear efficiency model*, utilizando-se a Eq. 3.1.

$$V = WF \Phi SD \quad 3.1$$

Sendo, V igual ao volume removido [mm^3]; Φ , a força [N] e SD a distância de deslizamento (*sliding distance*) dada em m.

Para o cálculo da distância de deslizamento utilizou-se a Eq. 3.2.

$$SD = D_{TJ} \pi N \quad 3.2$$

Na Eq. 3.2, D_{TJ} corresponde ao diâmetro do disco onde foi depositado o material do HB [m], e N está relacionado à velocidade de rotação do disco pelo tempo e corresponde ao número de ciclos [adm].

A partir das Eq. 3.1 e 3.2, obtêm-se a Eq. 3.3, que corresponde ao valor de WF em $1/\text{Pa}$. Portanto, para cada intervalo de tempo em que foi medida a perda de massa e calculado o

volume removido, tem-se um valor de WF. Ainda na Eq. 3.3, F_n corresponde à força nominal aplicada no contato atritado do revestimento contra o disco de HB.

$$WF = \frac{V}{F_n SD} \quad 3.3$$

3.6.4 *Análise Estatística dos Dados*

Para análise estatística dos dados, buscou-se comparar a distribuição das amostras independentes, utilizando-se a Análise de Variância ou ANOVA.

O teste de hipótese avaliou, com um nível de confiança de 95 %, a probabilidade (p) dos valores das médias serem iguais. O objetivo desta avaliação foi verificar se existia diferença entre as médias dos valores medidos.

Dessa forma, para o valor da probabilidade $p > 0,05$ as médias são estatisticamente iguais. Contudo, se p for menor que 0,05 ($p < 0,05$) existem diferenças significativas nos valores das médias, possibilitando comparar os resultados obtidos para cada material.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos após a aplicação da metodologia descrita na seção anterior, desde a análise macro e microestrutural do material recebido, passando pelos ensaios de desgaste e chegando-se ao ranqueamento dos HBs com base nos resultados obtidos.

4.1 Caracterização dos Materiais do Revestimento e do *Hardbanding*

4.1.1 *Caracterização do Material do Revestimento*

Na análise de composição química do revestimento, Tab. 4.1, identifica-se um aço carbono de baixa liga, o que está de acordo com o trabalho de Nicolosis (2015), no qual ele apresenta dados de composição química desse material e faz uma análise quanto às propriedades mecânicas do mesmo.

Na aplicação dos aços baixo carbono, geralmente, é desejada resistência mecânica superior à dos aços carbonos comuns, mas sem chegar à resistência mecânica dos aços de alta liga e alto carbono, que apresentam desvantagens quando se deseja boa ductibilidade, boa tenacidade e facilidade de processamento em operações mecânicas em geral, como a soldagem e a conformação mecânica.

Tabela 4.1: Composição química do revestimento (% em peso)

C	Si	P	S	Cr	Mn	Cu	Ti	Ni	V	Mo	Nb
0,250	0,310	0,011	0,002	1,000	0,443	0,036	0,014	0,040	0,041	0,760	0,020

A análise da microestrutura (Fig. 4.1-a e b) do revestimento revelou uma matriz constituída de martensita revenida. Na Fig. 4.1-a é possível identificar o sentido de laminação dos veios na fabricação deste tubo.

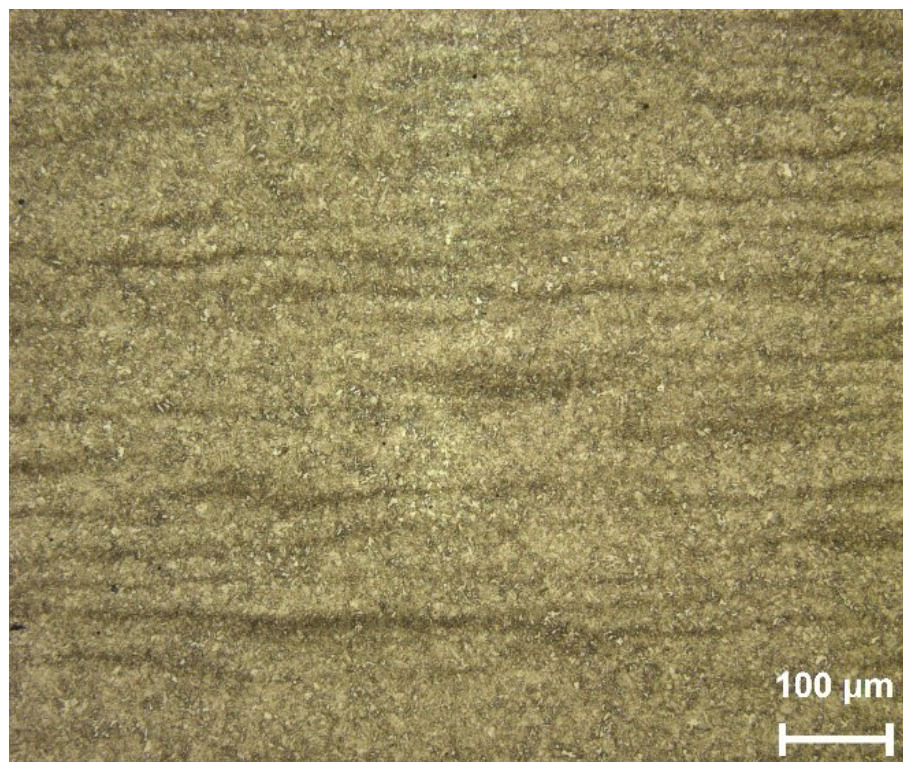
Segundo Callister (2008), a microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz contínua de ferrita. Além disso, a fase contínua de ferrita também é muito dútil e relativamente tenaz, o que justifica a melhoria das propriedades do aço após o revenimento da martensita.

A martensita revenida pode ser tão dura e resistente quanto a martensita, porém com uma ductibilidade e uma tenacidade substancialmente melhoradas.

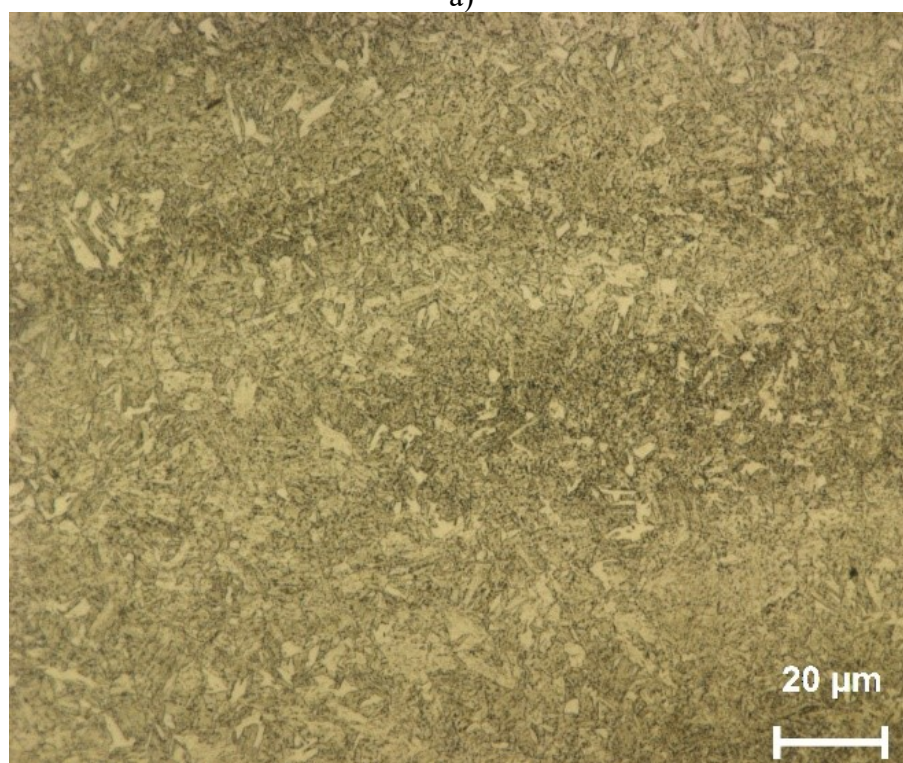
Na Fig. 4.1-b, com maior aproximação, vê-se martensita (regiões escuras) e grãos de ferrita (regiões claras). Além disso, em vez de se constatar a presença de grãos em formato de ripas, típicos da martensita em estado temperado de aços baixo carbono ($C < 0,3\%$), constata-se que o formato predominante das estruturas martensíticas do revestimento apresenta-se atenuado, caracterizando uma microestrutura de martensita revenida.

Isto demonstra que o material, de fato, passou por processo de revenimento, buscando aprimorar a sua ductibilidade e tenacidade por meio do alívio das tensões internas introduzidas durante a têmpera.

Quanto às propriedades mecânicas do revestimento, na Tab. 4.2 tem-se os dados do fabricante e na Tab. 4.3 os resultados dos ensaios de tração e de dureza. Após análises realizadas em laboratório sobre o material como recebido, verificou-se que suas propriedades de limite de escoamento e de resistência à tração estão em conformidade com as faixas especificadas pelo fabricante, havendo pequena divergência apenas no valor de dureza, que resultou menor.



a)



b)

Figura 4.1: Micrografia do revestimento vista na direção longitudinal do tubo. a) Vista geral; b) Detalhe de “a”); Amostras atacadas com reativo Nital 2%.

Tabela 4.2: Dados das propriedades mecânicas do revestimento, fornecidos pelo fabricante.

Módulo de Elasticidade	Limite de Escoamento	Limite de Resistência a Tração	HRC
-	758-828 MPa	793-1000 MPa	30

Tabela 4.3: Tabela de valores das análises de tração e dureza.

	Módulo de Elasticidade [GPa]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência a Tração [MPa]	HRC
Ensaio 1	217,5	761,4	819,2	24,0
Ensaio 2	217,3	764,1	841,7	25,0
Ensaio 3	212,9	765,6	845,9	25,4
Média	215,9	763,7	835,6	24,8
σ	2,6	2,1	14,4	0,7

Após identificadas as propriedades do revestimento, foi feita a caracterização dos HBs.

4.1.2 Caracterização dos Hardbandings

Nesta sessão são apresentados os resultados referentes à caracterização dos materiais dos HBs.

4.1.2.1 Liga A

Na Fig. 4.2 observa-se uma distribuição uniforme do material depositado sobre o metal base, formando uma ZTA igual a 4,936 mm. Quanto à dureza medida, no material depositado, foi igual a $58 \pm 0,1$ HRC.

As amostras utilizadas para as análises metalográficas foram submetidas a uma retífica plana. Dessa forma, a espessura do material depositado vista na Fig. 4.2 não corresponde ao material como recebido da etapa de fabricação.



$$ZTA = 4,936 \pm 0,292 \text{ mm}$$

Figura 4.2: Macrografia do material depositado, liga A. Superfície atacada com reagente Nital 3 %.

A composição química da liga A é apresentada na Tab. 4.4. Analisando os resultados, constata-se que a liga A é um aço alto carbono (mais de 0,60 %), sendo esperadas, como características típicas, alta resistência e alta dureza, porém pouca ductibilidade.

Além disso, trata-se de um aço alta liga (contendo mais de 12 % de elementos de liga), o que demonstra a possibilidade de alterações mais profundas na ferrita e a formação de carbonetos complexos em busca de se aumentar, por exemplo, a resistência ao calor, à corrosão e ao desgaste.

Dentre os elementos de liga, constatou-se a presença significativa de nióbio (3,81 %), que, somada à forte tendência desse elemento à formação de carbonetos, possibilita a formação de carbonetos de Nb, além de aumentar a resistência em temperaturas elevadas.

Quanto aos demais elementos, constatou-se uma pequena quantidade de boro (0,043 %), possivelmente exercendo função de endurecimento do material, e de quantidade considerável de cromo (5,432 %), que também fornece contribuição moderada à capacidade de endurecimento, mas, principalmente, fornece resistência à temperatura elevada e à oxidação e, junto ao alto teor de carbono da liga, proporciona resistência à abrasão e é responsável pela temperabilidade deste material.

Há presença, ainda, de níquel (0,031 %), que tende a promover austenita retida em aço alto carbono e tonar austeníticos aços de alto cromo. Também foi verificado silício como elemento de liga (2,011 %), que, além de fornecer aumento moderado da temperabilidade, tem

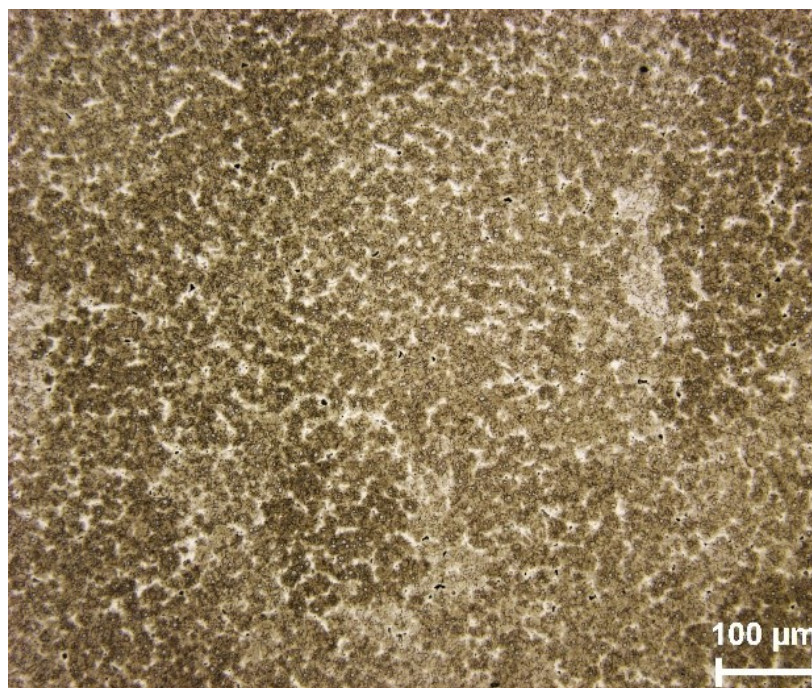
efeito endurecedor da ferrita, aumenta a resistência de aços temperados e revenidos e, ainda, fornece alguma resistência à oxidação em temperaturas elevadas.

Por fim, menciona-se a existência de titânio em pequena quantidade (0,172 %) e de vanádio (0,551 %), que fornecem aumento significativo na capacidade de endurecimento.

Realizada micrografia da superfície da liga A com reagente *Villela*, vê-se na Fig. 4.3-a, numa menor aproximação, uma microestrutura homogeneamente distribuída. Na Fig. 4.3-b, em uma maior aproximação, observa-se a presença de precipitados maiores, de formato predominantemente hexagonal, dispersos na matriz e de precipitados menores, agrupados em várias regiões.

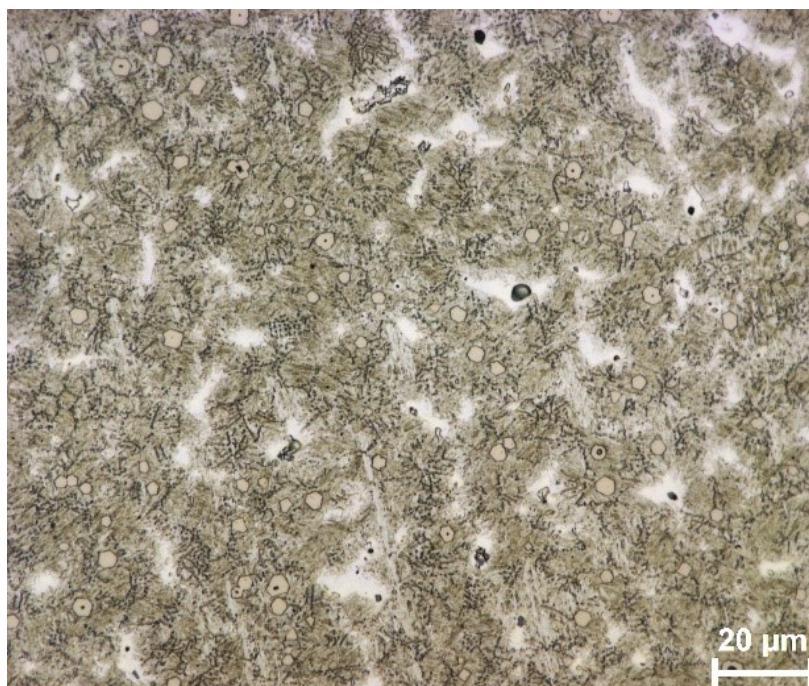
Tabela 4.4: Análise de composição química liga A (% em peso)

B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn
0,043	1,190	< 0,010	5,432	0,102	85,033	<0,01	1,484
Nb	Ni	P	S	Si	Ti	V	W
3,815	0,031	< 0,01	0,029	2,011	0,172	0,551	<0,01



a)

Figura 4.3: Microestrutura da Liga A. a) Vista geral; b) Detalhe de “a)”; Amostras atacadas com reagente *Villela* na direção longitudinal do material depositado.



b)

Figura 4.3: Continuação.

Feita a análise de DR-X (Fig. 4.4), as principais fases do material foram identificadas, tendo sido constatado que a microestrutura deste material é composta, principalmente, de carbonetos primários e eutéticos de nióbio em uma matriz martensítica-austenítica.

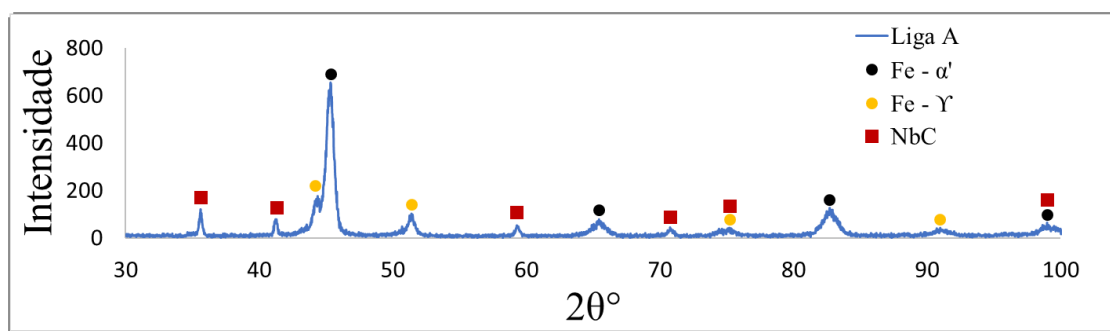
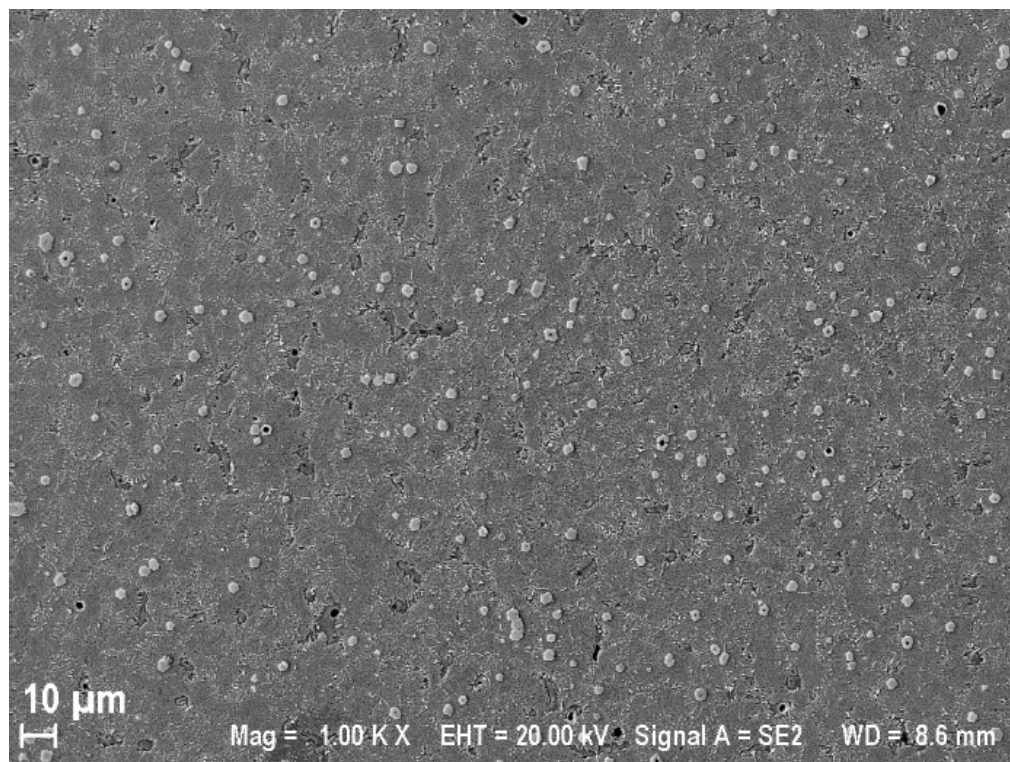
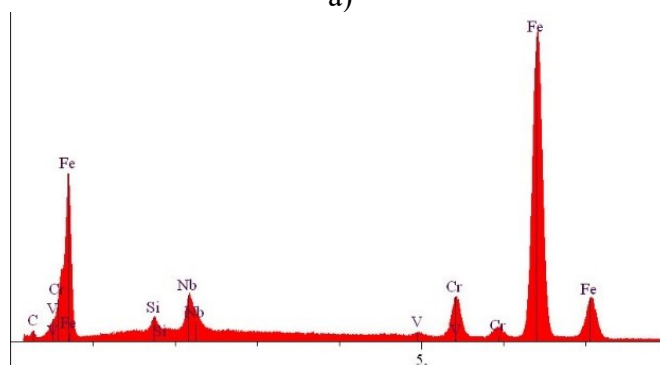


Figura 4.4: Difratoograma da liga A, mostrando a presença de NbC, austenita retida e martensita.

Depois, a morfologia e a identificação química das partículas presentes no material foram analisadas no MEV (Fig. 4.5-a).



a)

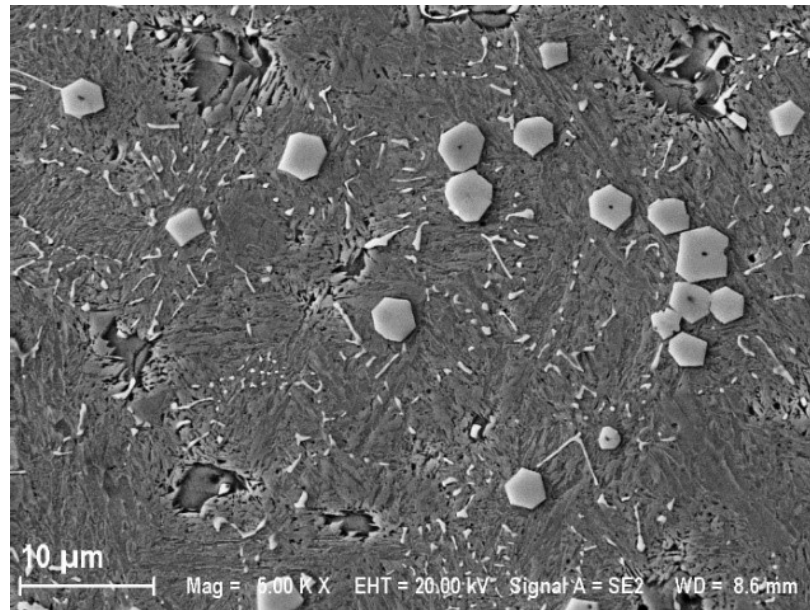


b)

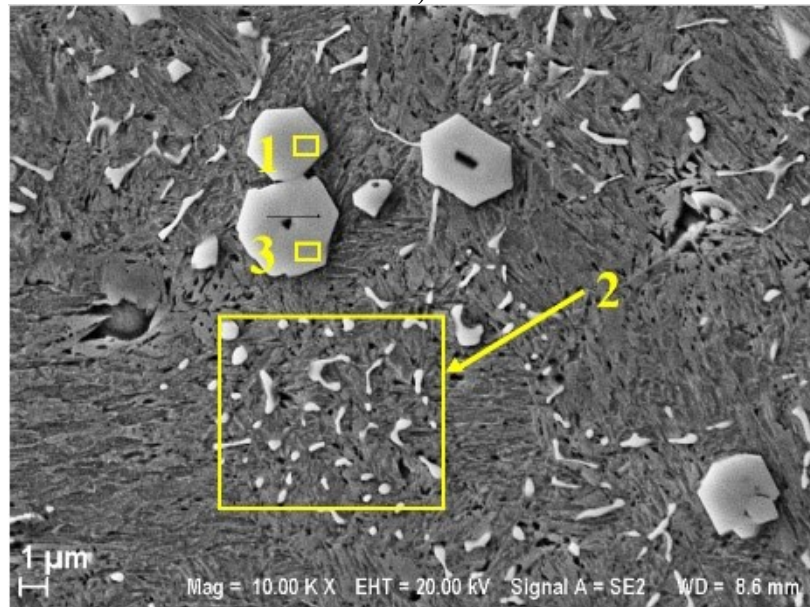
Figura 4.5 Liga A; a) Imagem da microestrutura no MEV; b) Espectro geral na EDS sobre a microestrutura.

Analisando os precipitados encontrados na superfície no EDS (Fig. 4.6-a e b), foi identificada a presença de NbC nos microconstituintes de formato hexagonal (Fig. 4.6-b, pontos 1 e 3).

A proporção dos carbonetos primários e eutéticos foi medida usando metalografia quantitativa no microscópio óptico, com auxílio do *software* Axio Vision. Foi encontrada, na proporção de cerca de 14 % da microestrutura total, a presença de carbonetos primários e eutéticos de nióbio (Fig. 4.6, região 2).



a)



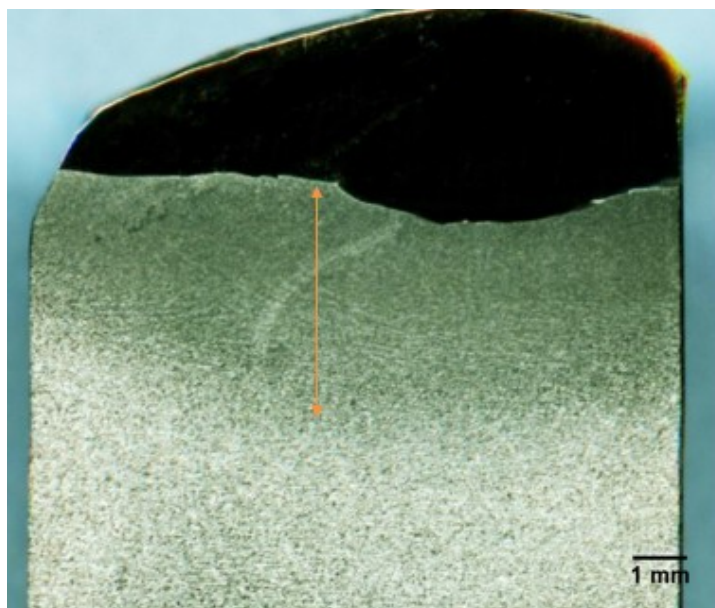
b)

Figura 4.6: Carbonetos primários e secundários de NbC na liga A.

Vê-se, assim, que a liga A possui, preponderantemente, uma matriz martensítica com austenita retida e carbonetos primários e eutéticos de NbC, que, em razão de estarem distribuídos em toda a matriz do HB, conferem ao material alta resistência à abrasão

4.1.2.2 Liga B

A Fig. 4.7 mostra o comprimento da ZTA. Com relação à dureza medida no material depositado, obteve-se o valor de $59 \pm 0,5$ HRC. Vê-se uma distribuição uniforme sobre o metal base, contudo a superfície do material depositado apresenta irregularidades. Para a realização dos ensaios, os corpos de prova foram submetidos ao processo de retífica cilíndrica, como mencionado no Capítulo III.



$$ZTA = 3,625 \pm 0,437 \text{ mm}$$

Figura 4.7: Macrografia do material depositado, liga B. Superfície atacada com reagente Nital 3 %.

A Tab. 4.5 mostra a composição química realizada em laboratório referente à liga B

A partir da análise laboratorial, conclui-se que se trata de uma liga médio carbono (quantidade deste elemento superior a 0,30 % e inferior a 0,60 %).

Também se trata de um aço alta liga, ultrapassando 23 % de elementos de liga em sua composição.

Destaca-se, neste material, a alta concentração de boro (2,374 %), que viabiliza a formação de boretos. Além disso, são muito relevantes as quantidades de cromo (16,276 %), que proporciona resistência à abrasão, à oxidação e dá temperabilidade ao material, e de níquel (4,089 %), que torna aços de alto cromo austeníticos.

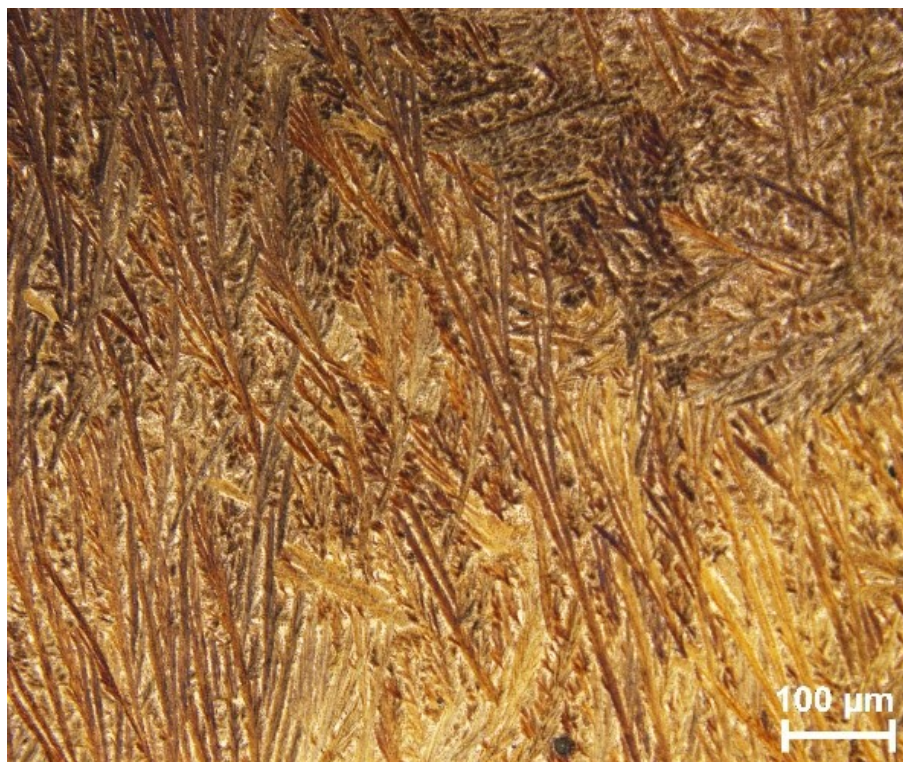
Tabela 4.5: Composição química da liga B (% em peso)

B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn
2,374	0,581	< 0,010	16,276	0,203	74,260	< 0,010	1,253
Nb	Ni	P	S	Si	Ti	V	W
< 0,010	4,089	< 0,010	0,013	0,870	< 0,010	< 0,010	< 0,010

A análise microscópica da liga B mostra, em menor aumento, Fig. 4.8-a, uma estrutura homogênea de boretos eutéticos.

Com uma maior aproximação, Fig. 4.8-b, e considerando a composição química do material, conclui-se que há placas de boretos primários (em cor marrom) e de boretos eutéticos (em cor azulada).

Na análise de DR-X, Fig. 4.9, observou-se que neste material podem ser encontrados boretos do tipo MB e M₂B. Quanto à matriz, a análise de DR-X indica que ela é martensítica com austenita retida.



a)

Figura 4.8: Microestrutura liga B. a) Vista geral; b) Detalhe de “a)”. Superfície atacada com reativo *Murakami* na direção longitudinal do material depositado.



b)

Figura 4.8: Continuação.

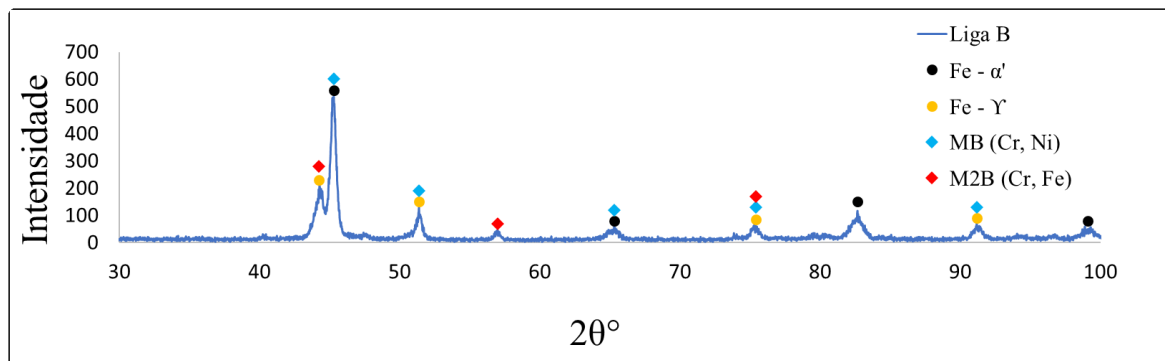
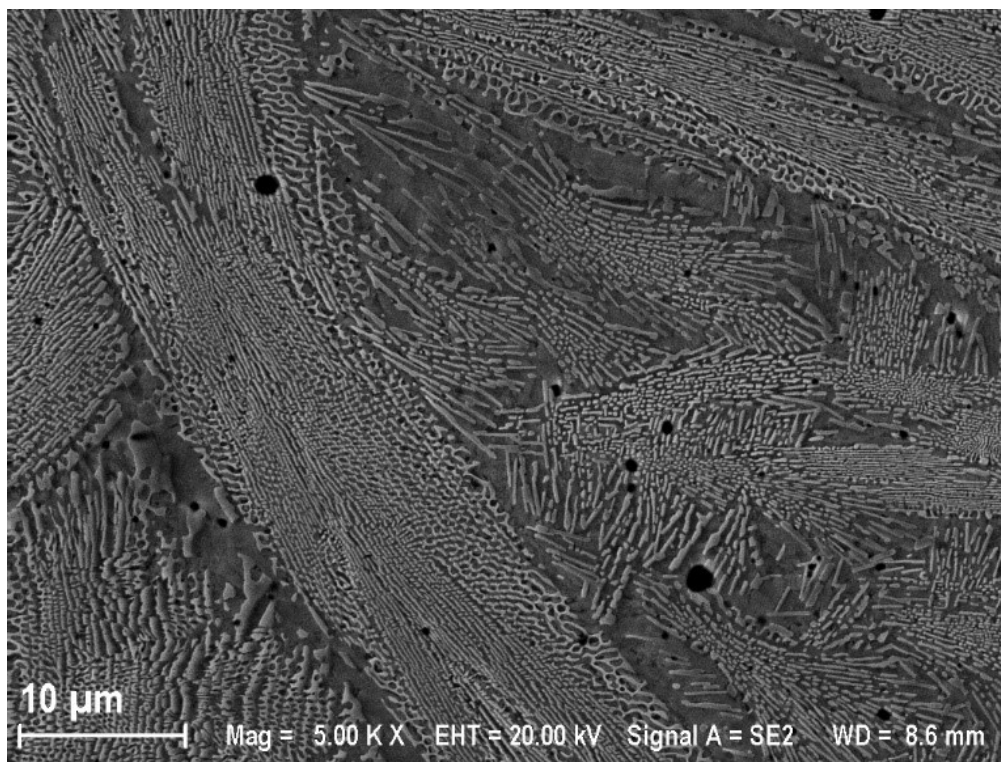
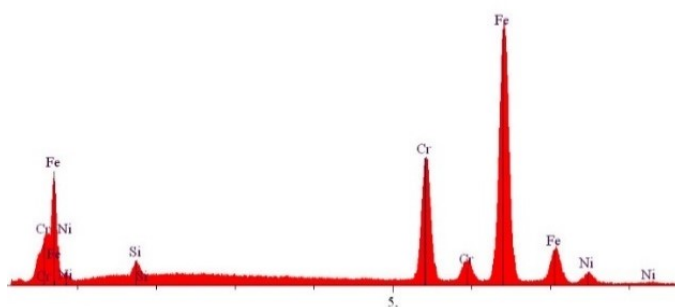


Figura 4.9: Difratoograma da liga B.

A análise de MEV permitiu melhor visualização da morfologia do material (Fig. 4.10-a) e com o auxílio do EDS foi possível identificar a constituição das fases presentes na microestrutura (Fig. 4.10-b), confirmando-se o que foi constatado nas análises anteriores.



a)



b)

Figura 4.10: a) Morfologia da microestrutura observada no MEV; b) Espectro da composição química geral da amostra.

Diante dos resultados analisados, tem-se que esta liga é formada por estrutura eutética refinada, uniformemente distribuída sobre a superfície, causada pela presença do boro. A liga apresenta uma alta dureza.

4.1.2.3 Liga C

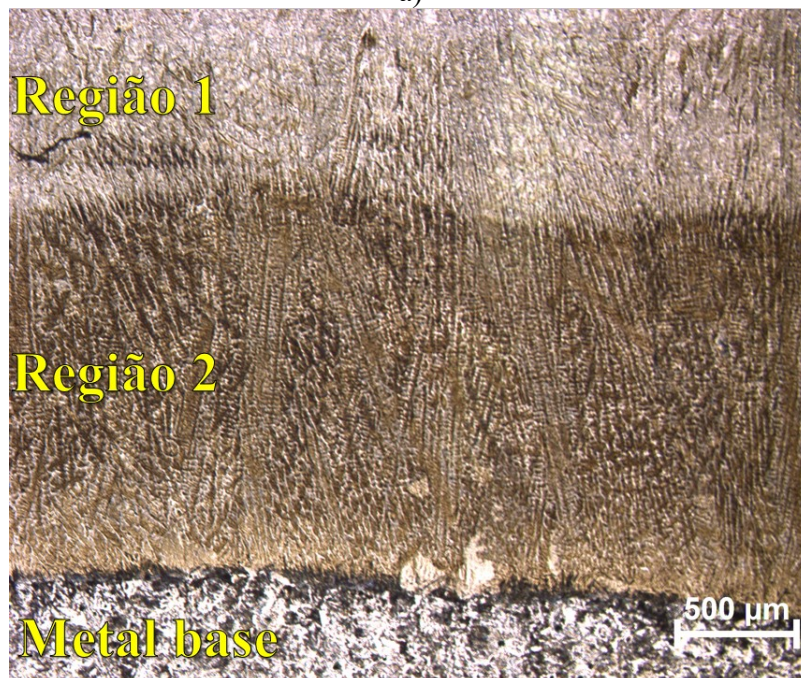
Na Fig. 4.11-a é mostrado o comprimento da ZTA formada na liga C. Vê-se que, para a deposição deste material, foi necessário um grande aporte térmico, indicado pelo grande comprimento no valor da ZTA. Uma uniformidade do material depositado sobre o metal base é verificada, inclusive com a formação de duas regiões distintas, vistas na Fig. 4.11-b

utilizando-se o microscópio óptico. Contudo, o foco das análises ficou restringido à região 1, que foi onde ocorreu o desgaste.



ZTA = $10,386 \pm 0,112$ mm

a)



b)

Figura 4.11: Macrografia do material depositado, liga C. a) Superfície atacada com reagente Nital 3 %; b) Superfície atacada com reativo *Villela*, identificando duas regiões distintas do material depositado.

Quanto à dureza, o valor medido foi de $63 \pm 0,3$ HRC, sendo a liga C o material mais duro dentre os estudados.

A composição química da liga C é apresentada na Tab. 4.6. A partir dela, constata-se que o material é um aço de alto carbono (C superior a 0,60 %) e média liga (7,2 %).

Quanto aos elementos de liga, destaca-se a quantidade significativa de cromo (6,261 %) e de silício (0,670 %), este possuindo a característica de endurecer a ferrita, de aumentar a resistência de aços temperados e revenidos e de fornecer resistência à oxidação em temperaturas elevadas.

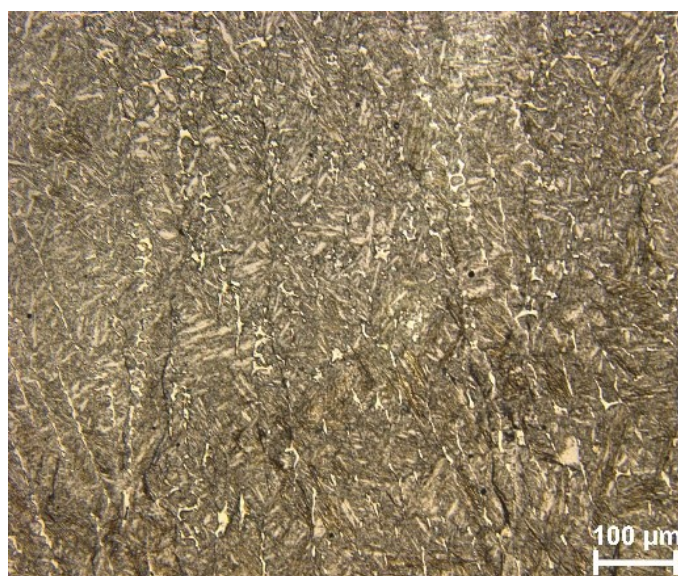
Tabela 4.6: Tabela de composição química, liga C (% em peso)

B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn
0,041	0,859	< 0,010	6,261	< 0,010	90,624	0,109	1,228
Nb	Ni	P	S	Si	Ti	V	W
< 0,010	0,051	< 0,010	0,011	0,370	< 0,010	< 0,010	< 0,010

Nas Fig. 4.12-a e b, obtidas em análise microscópica, vê-se uma matriz homogênea composta de martensita e austenita retida, e, em menor densidade, a presença de precipitados duros.

Nesta etapa, mesmo sem, em nenhum momento, o material ter sido submetido a esforços mecânicos, apenas a tratamentos superficiais para identificação da microestrutura, foi observada a presença de trincas, como mostra a Fig. 4.12-b.

Fazendo-se a análise no DR-X, Fig. 4.13, foi confirmada a presença das fases Fe- α' e Fe- γ , isto é, martensita e austenita retida, respectivamente.



a)

Figura 4.12: Microestrutura liga C. Superfície atacada com reativo *Villela* na direção longitudinal do material depositado. a) Vista geral; b) Detalhe de “a”).

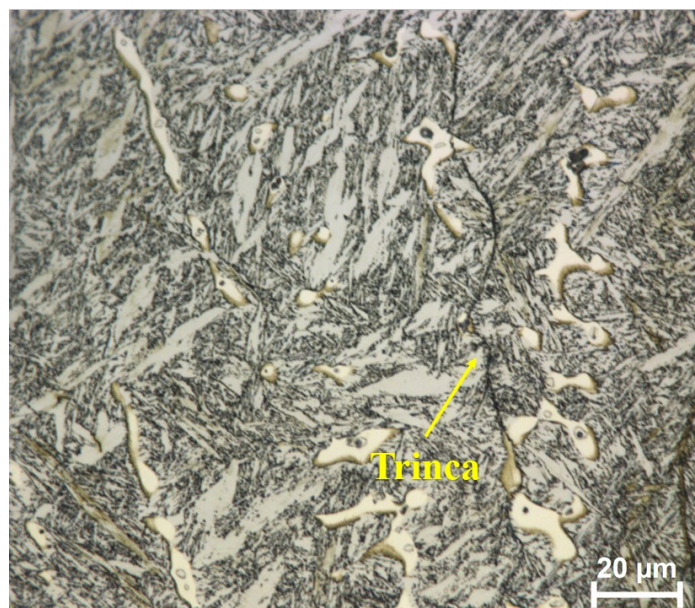


Figura 4.12: Continuação.

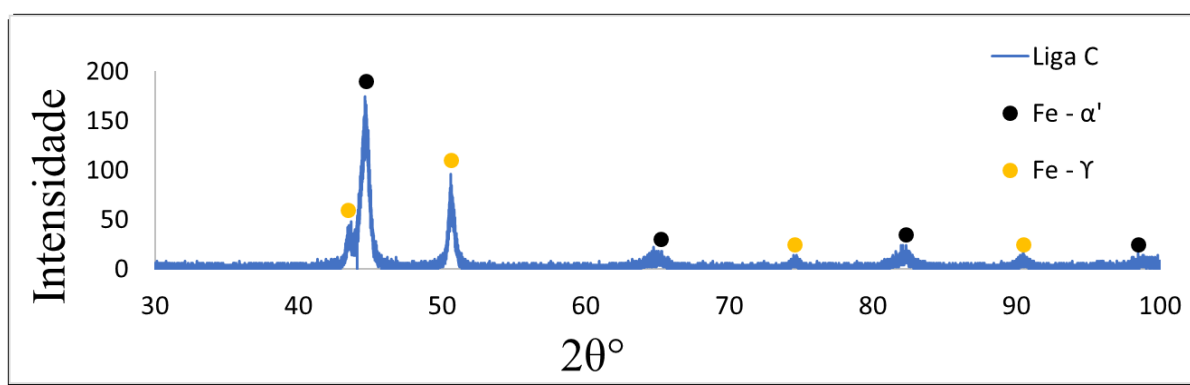
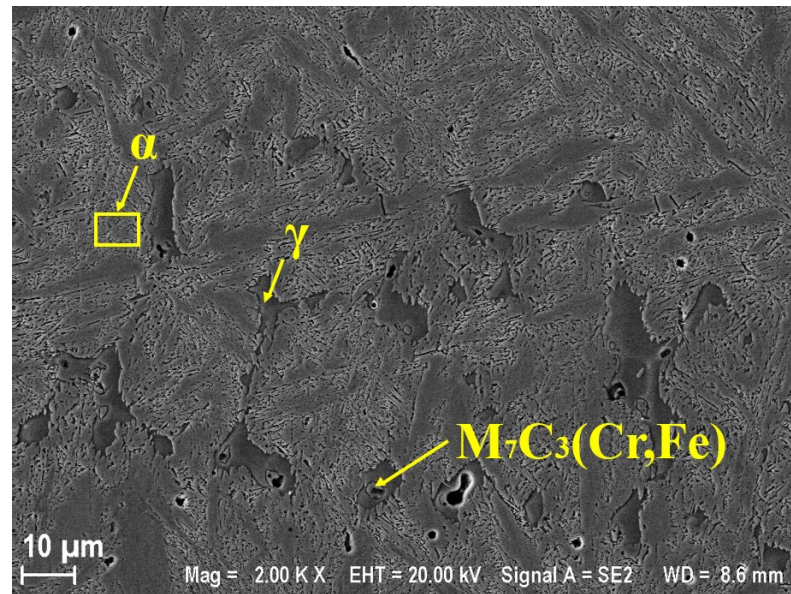


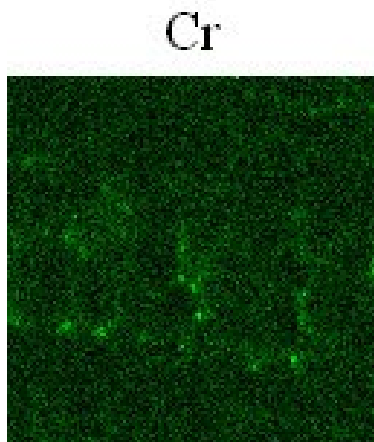
Figura 4.13: Difratoograma da liga C

A microestrutura da liga C é constituída de martensita, austenita retida e pequena quantidade de carbonetos do tipo M_7C_3/M_3C . Na literatura Khvan (2014), onde se tem um pseudobinário Fe-5%Cr-C, nota-se que o carboneto formado em ligas com cerca de 0,7 %C deve ser do tipo M_7C_3 . Todavia, em função da pequena quantidade presente na microestrutura, não foi possível detectá-lo através de difração de raios-X.

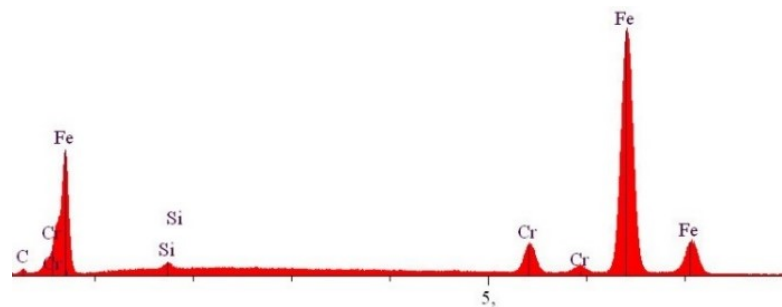
De acordo com os resultados de MEV, Fig. 4.14-a, observa-se principalmente uma microestrutura martensítica. Com o auxílio do EDS, foi realizado um mapa nesta região (Fig. 4.14-b) e foi possível identificar pontos onde se formou os carbonetos do tipo M_7C_3 . Outra análise de EDS foi feita na região, identificando elementos como silício e cromo, confirmando os resultados encontrados na análise de composição química, ver Fig. 4.14-c.



a)



b)



c)

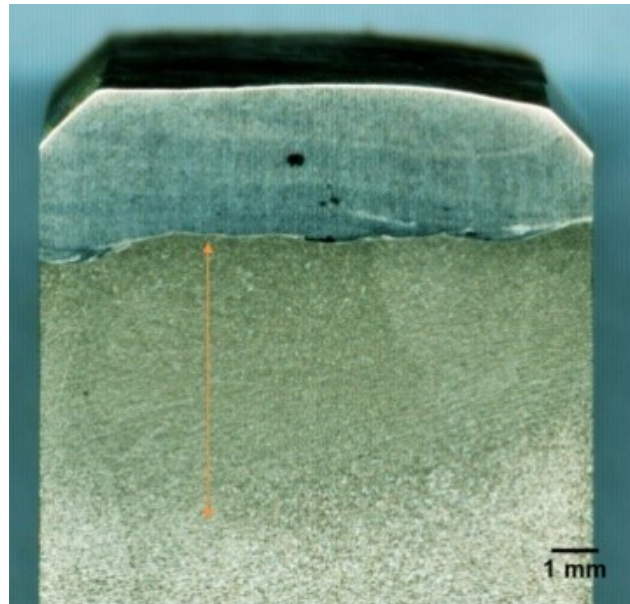
Figura 4.14: Liga C. a) Morfologia da microestrutura observada no MEV; b) Mapa da análise química sobre a área mostrada em a; c) Espectro da composição química de a.

Esta liga, portanto, é constituída de uma matriz martensítica com austenita retida e, em pequena quantidade, carbonetos do tipo M_7C_3 . A alta dureza encontrada nesta liga ($63 \pm 0,3$ HRC) deve-se ao alto valor em peso de carbono (0,9 %), que implica na diminuição da temperatura inicial de transformação da martensita, deixando-o mais duro e, consequentemente, também mais frágil e suscetível a trincas.

4.1.2.4 Liga D

Na Fig. 4.15 identifica-se o alcance da ZTA formada na deposição da liga D. Vê-se a o material depositado distribuído sobre toda a largura do metal base. Contudo, verifica-se a

presença de porosidade. Segundo a literatura, a porosidade trata-se de um defeito que surge devido ao aprisionamento de gases durante a solidificação do metal depositado, sendo influenciado pelos parâmetros de deposição (tensão elétrica, corrente do arco e velocidade de deposição) (MARQUES, 1991).



$$ZTA = 5,343 \pm 0,298 \text{ mm}$$

Figura 4.15: Macrografia do material depositado, liga D. Superfície atacada com reagente Nital 3 %.

Com relação ao valor medido da dureza, ele foi igual a $48 \pm 0,8$ HRC, consistindo no material mais macio dentre os que foram estudados.

A Tab. 4.7 mostra a composição química realizada em laboratório para a Liga D. Dos resultados, constata-se que se trata de um aço baixo carbono (até 0,3 %), isto é, a princípio de baixa resistência e dureza e alta tenacidade e ductilidade.

Além disso, trata-se de um aço média liga (a soma dos teores dos elementos de liga está entre 5% e 12%), com quantidades relevantes de tungstênio (2,902 %) e de cromo (2,860 %). Os demais elementos estão presentes em quantidades pouco significativas, porém dentro da faixa nominal dada pelo fabricante.

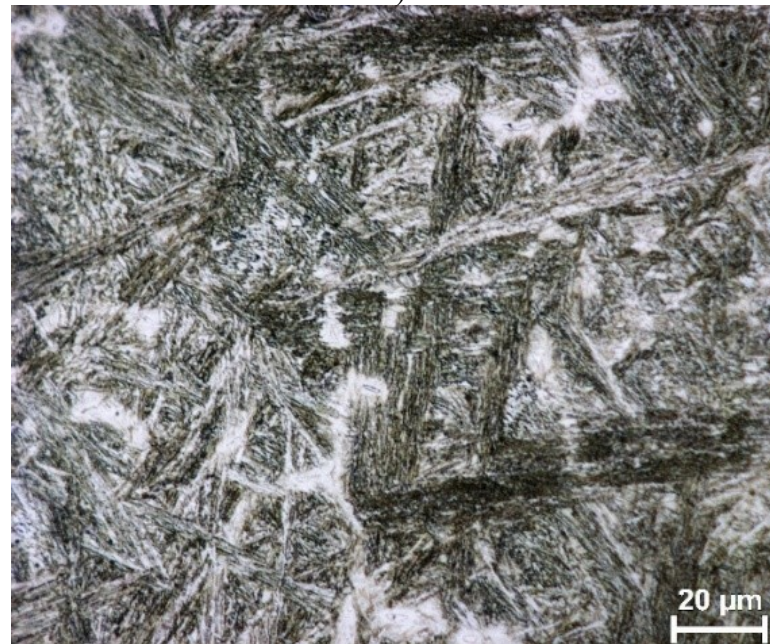
Tabela 4.7: Composição química, liga D

B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn
0,046	0,235	0,216	2,860	< 0,010	93,199	1,024	1,432
Nb	Ni	P	S	Si	Ti	V	W
< 0,010	< 0,010	< 0,010	0,010	0,661	0,145	0,018	2,902

A análise microscópica mostra, na Fig. 4.16-a, com menor aproximação, e Fig. 4.16-b, com maior aproximação, a microestrutura da liga D, formada, por matriz predominantemente martensítica com austenita retida, não sendo constatada a presença de carbonetos.



a)



b)

Figura 4.16: Microestrutura liga D. a) Vista geral; b) Detalhe de “a)”. Superfície atacada com reativo *Villela* na direção longitudinal do material depositado.

Na Fig. 4.17, a identificação das fases que compõem a matriz revela que este material contém martensita e austenita retida como todos os outros materiais citados anteriormente.

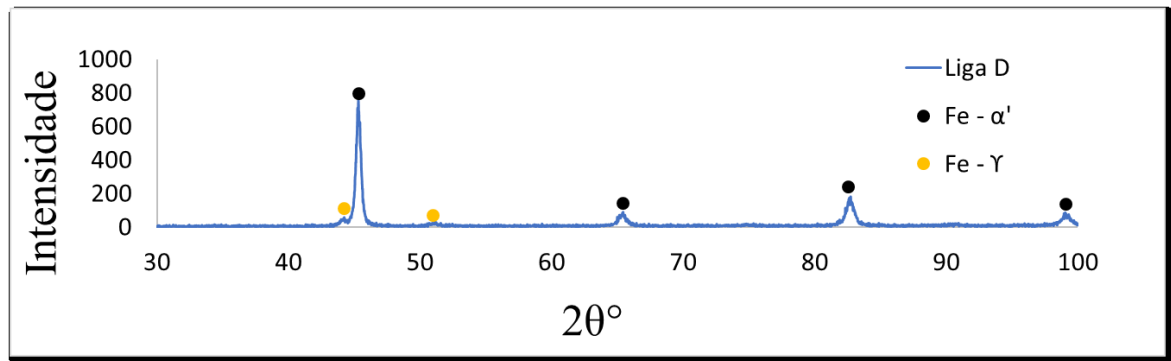
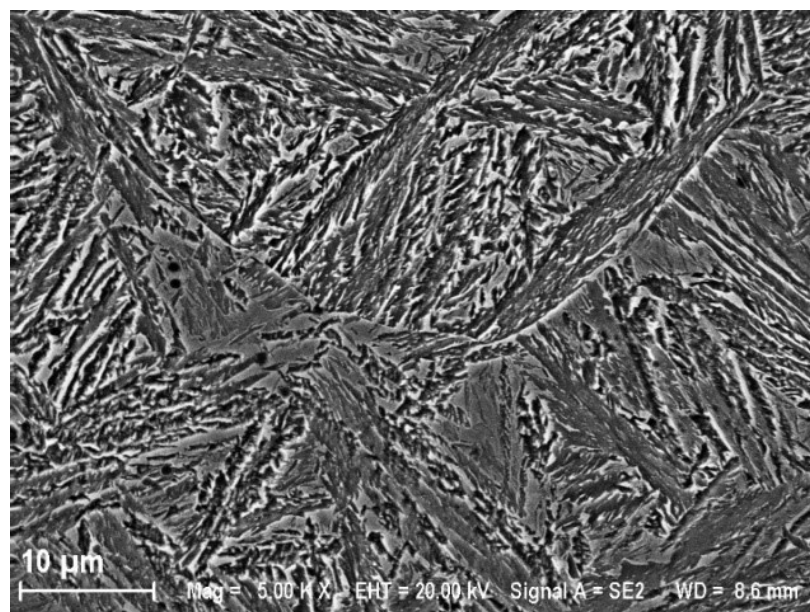
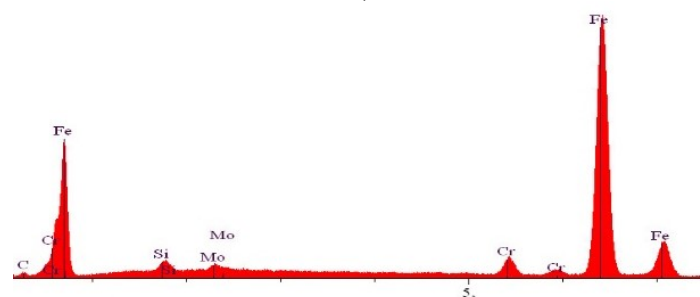


Figura 4.17: Difratoograma da liga D

Na Fig. 4.18-a é mostrada a morfologia da superfície e na Fig. 4.18-b o espectro geral dos elementos químicos presentes no material.



a)



b)

Figura 4.18: a) Morfologia da microestrutura observada no MEV; b) Espectro geral na região observada.

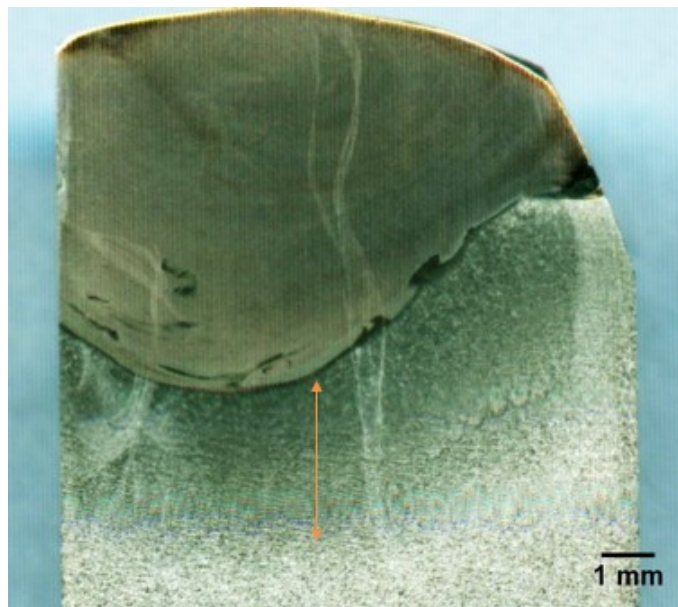
Constata-se, desse modo, que a liga D é uma liga baixo carbono e média liga. Diferente dos demais, neste material não foi identificada a presença de carbonetos na sua microestrutura.

Além disso, esta liga possui menos carbono e, conseqüentemente, as temperaturas inicial e final da transformação da martensita aumentam, fazendo com que a pouca quantidade de carbono seja dissipada, favorecendo a transformação da austenita em ferrita na etapa de resfriamento.

Inclusive, isto também justifica a menor quantidade de austenita, pois, sendo mais alta a temperatura de transformação inicial da martensita, mais martensita será formada e menor será o tamanho médio dos grãos austeníticos (NISHIYAMA, 1978; GUIMARÃES e RIOS 2010; YANG e BHADESHIA, 2009).

4.1.2.5 Liga E

Na Fig. 4.19 identifica-se a o comprimento da espessura da ZTA da liga E. Segundo este valor, o aporte térmico necessário para a deposição foi pequeno em comparação à deposição dos outros materiais. Semelhante ao material D, nesta deposição vê-se com mais frequência a presença de porosidade.



$$ZTA = 3,173 \pm 0,649 \text{ mm}$$

Figura 4.19: Macrografia do material depositado, liga E. Superfície atacada com reagente Nital 3 %.

A dureza medida para esta liga foi igual a $56 \pm 0,1$ HRC.

Na Tab. 4.8 tem-se a composição química realizada em laboratório para a Liga E. Na análise feita em laboratório, chama a atenção a quantidade de Ti presente na liga (1,850 %), sendo a mais elevada dentre os materiais estudados.

Além disso, vê-se que é uma liga alto carbono (superior a 0,60 %) e média liga (de 5 % 12 %).

Tabela 4.8: Composição química, liga E.

B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn
0,069	0,978	< 0,010	3,188	< 0,010	91,111	0,651	1,412
Nb	Ni	P	S	Si	Ti	V	W
< 0,010	0,020	< 0,010	0,012	0,599	1,850	< 0,010	< 0,010

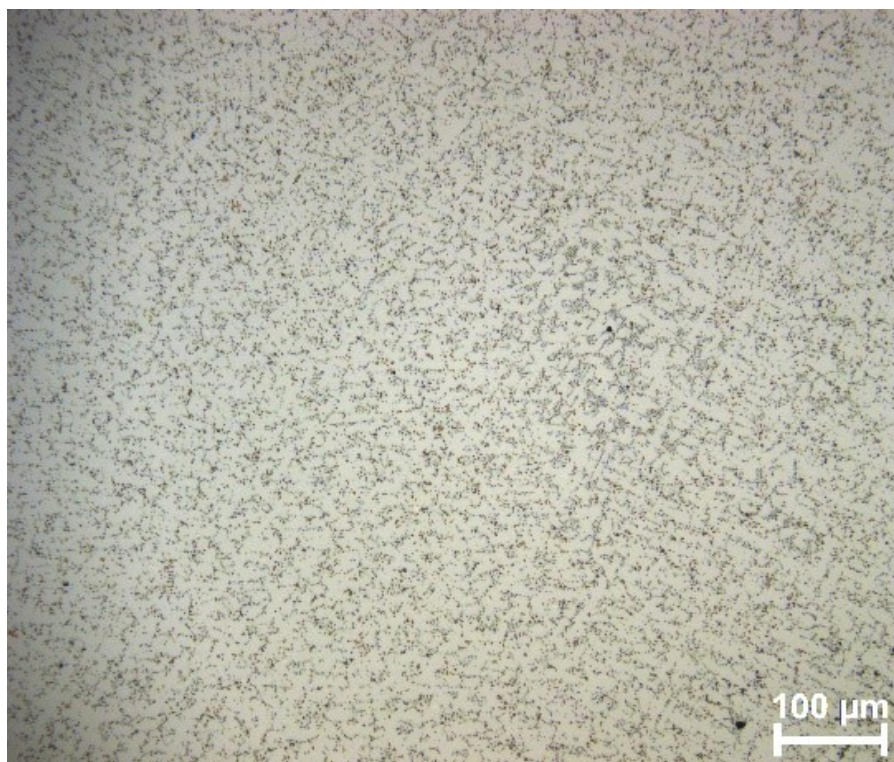
A microestrutura da liga E é mostrada nas Fig. 4.20-a e Fig. 4.20-b. A análise realizada no microscópio óptico permitiu a visualização de uma microestrutura homogênea com precipitação de grãos pequenos (primários e eutéticos), o que pode ser justificado pela presença de titânio.

Além disso, o titânio tende a reduzir a dureza da martensita através da remoção do carbono em solução, o que justifica a dureza inferior à de outras três ligas (A, B e C), removendo, também o carbono em solução em aços inoxidáveis, prevenindo a degradação do contorno de grão por carboneto de cromo.

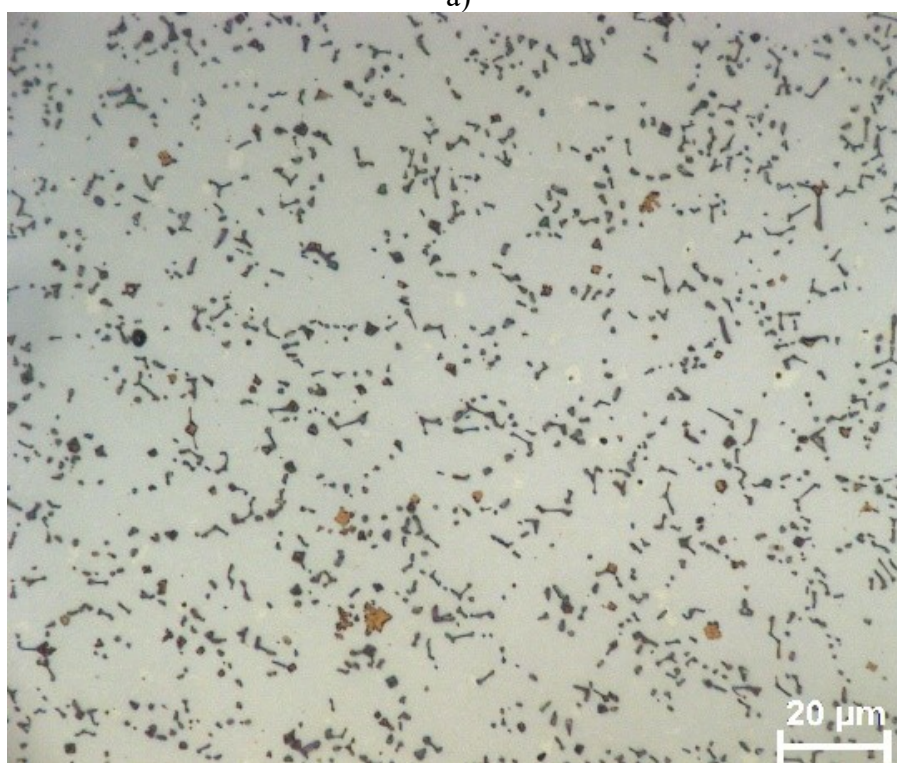
No DR-X, ver Fig. 4.21 foram identificadas as fases Fe- α' e Fe- γ indicando uma matriz martensítica com austenita retida e a presença de picos com baixa intensidade de carboneto de titânio.

Para identificação das partículas observadas na microestrutura, utilizou-se o MEV com auxílio da EDS. Na, Fig. 4.22, tem-se o espectro geral da microestrutura.

De acordo com as análises de MEV e EDS, foi confirmada a formação de precipitados primários e secundários de carbonetos de titânio com diferentes geometrias.



a)



b)

Figura 4.20: Microestrutura liga E. a) Vista geral; b) Detalhe de “a)”. Superfície atacada com reativo *Murakami* na direção longitudinal do material depositado.

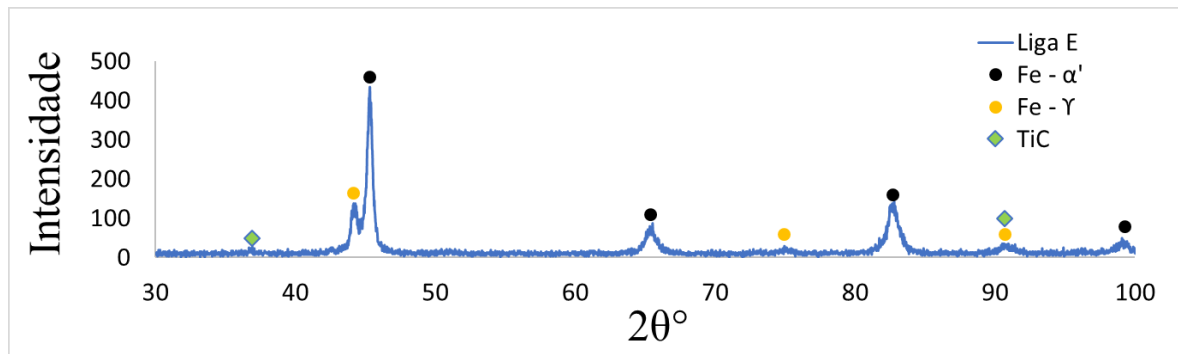


Figura 4.21: Difratoograma liga E.

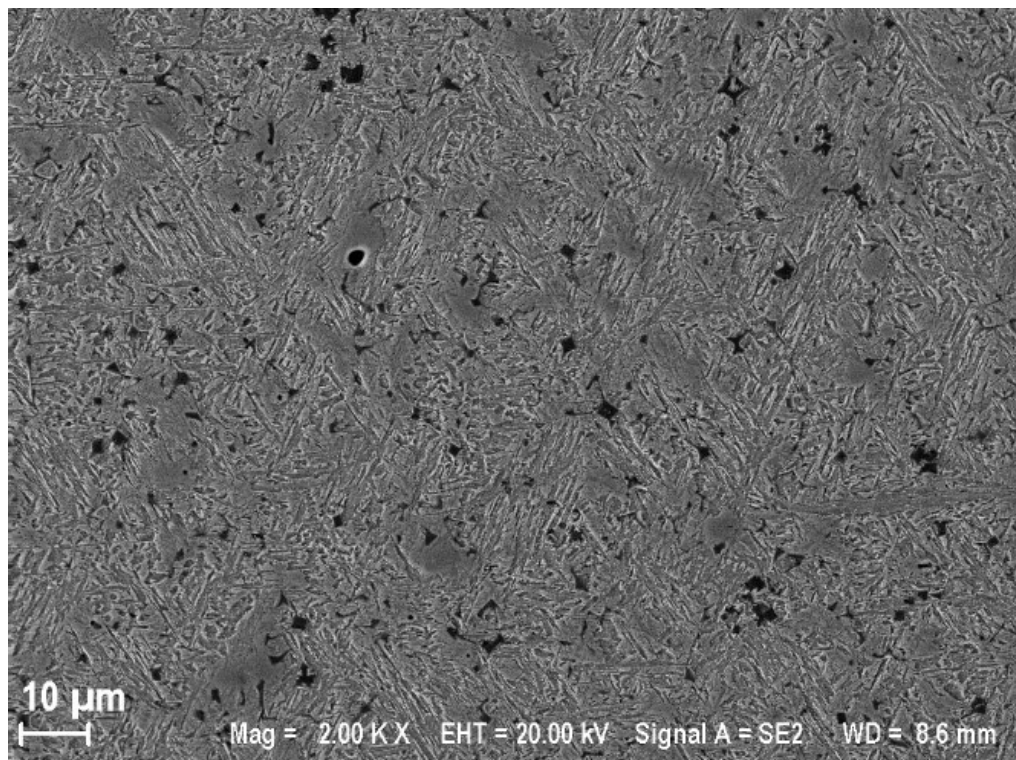
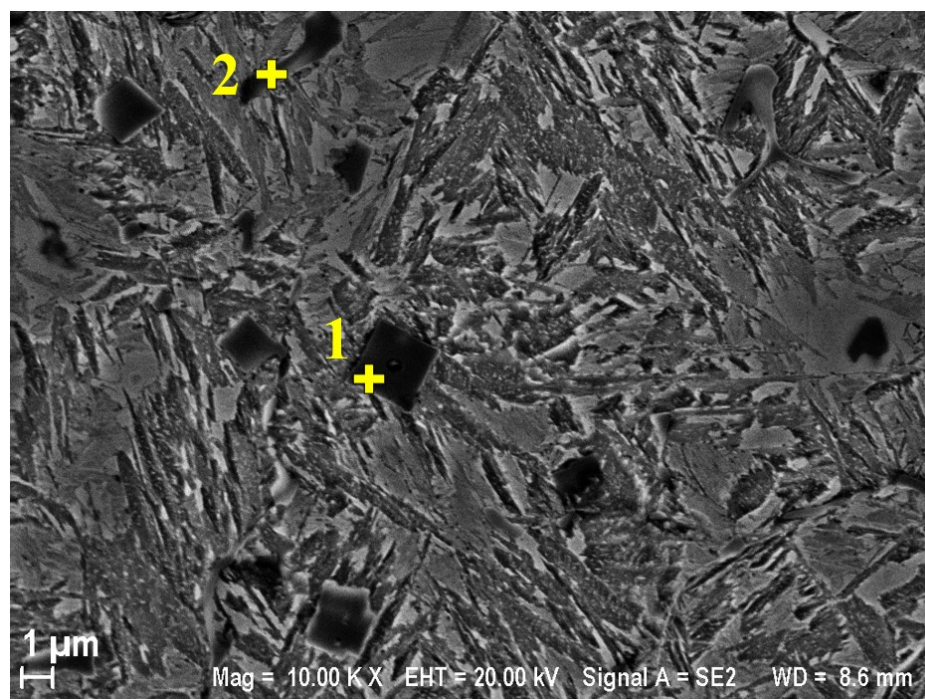


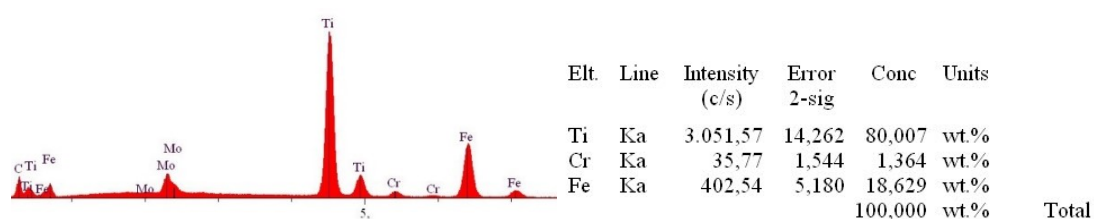
Figura 4.22: Microestrutura da liga E. Visão geral.

A Fig. 4.23-a mostra imagens dos carbonetos de titânio primários de morfologia cúbica, no ponto 1, e dos carbonetos eutéticos, no ponto 2. A Fig. 4.23-b mostra a análise de EDS para os carbonetos primários.

Em suma, na liga E tem-se uma microestrutura formada por carbonetos primários e eutéticos de titânio, imersos em uma matriz martensítica com austenita retida.



a)



b)

Figura 4.23: a) Identificação dos carbonetos primário e eutético. b) EDS nos precipitados primários, ponto 1.

Por fim, a Tab. 4.9 traz um resumo dos principais elementos de liga e a dureza de cada HB.

Tabela 4.9: Tabela resumo de propriedades das ligas.

Material	Microestrutura	Elementos de liga	HRC
Liga A	$\alpha' + \gamma + \text{NbC}$	1,2C; 5,4Cr; 3,8Nb; 2,0Si	$58 \pm 0,1$
Liga B	$\alpha' + \gamma + \text{MB} + \text{M}_2\text{B}$	2,3B; 0,6C; 16,3Cr; 4,1Ni	$59 \pm 0,5$
Liga C	$\alpha' + \gamma$	0,9C; 6,3Cr; 0,6Si	$63 \pm 0,3$
Liga D	$\alpha' + \gamma$	0,2C; 2,9Cr; 0,7Si; 2,9W	$48 \pm 0,8$
Liga E	$\alpha' + \gamma + \text{TiC}$	0,9C; 3,2Cr; 1,9Ti	$56 \pm 0,1$

α' – martensita

γ – austenita retida

Fazendo uma análise dos materiais aqui estudados, tem-se uma diversificação quanto aos aspectos mecânicos, químicos (diferentes elementos na composição) e microestruturais (diferentes microestruturas), sendo possível afirmar que retratam cinco constituições completamente diferentes entre si. Principalmente, quanto à microestrutura, é importante confrontar, em momento oportuno, o comportamento dos materiais que contêm precipitados duros e o dos materiais que não contêm esse tipo de microestrutura.

4.2 Análise do Desgaste

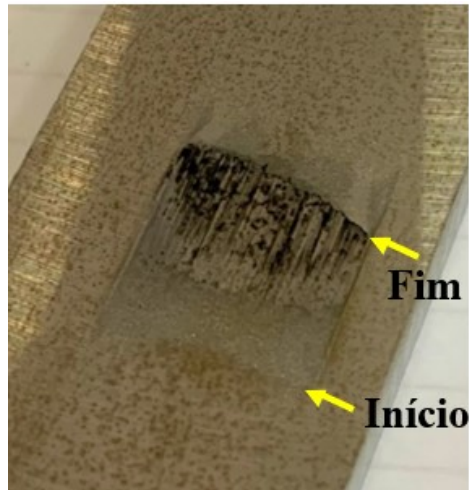
Nesta seção são apresentados os resultados dos ensaios preliminares e, na sequência, os resultados e discussões dos ensaios definitivos.

4.2.1 Resultados de Desgaste dos Ensaios Preliminares

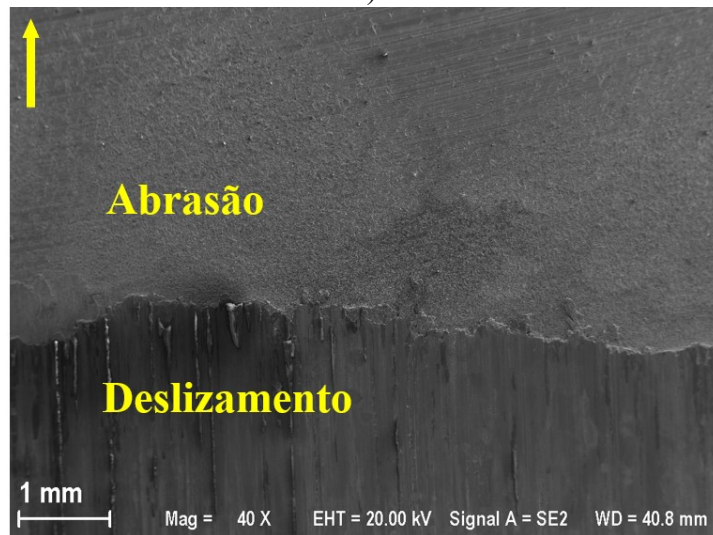
O objetivo dos ensaios preliminares foi desenvolver uma metodologia para utilização nos ensaios definitivos, de tal sorte que esta metodologia pudesse ser utilizada para selecionar os diferentes materiais de HB, aplicando, no equipamento de ensaio, parâmetros e condições tribológicas que possam reproduzir, dentro do possível, o desgaste do par revestimento-TJ.

No primeiro ensaio, denominado E1, foi ensaiada a liga A. Nesse ensaio, foi verificado que o movimento de deslizamento entre o revestimento e o HB, somado à alta carga aplicada (560,38 N) e à utilização de água como fluido, levou à predominância de contato metal-metal e, conseqüentemente, ao aparecimento do desgaste abrasivo por deslizamento concomitantemente com o desgaste abrasivo por rolamento de partículas de areia, como mostrado nas Fig. 4.24.

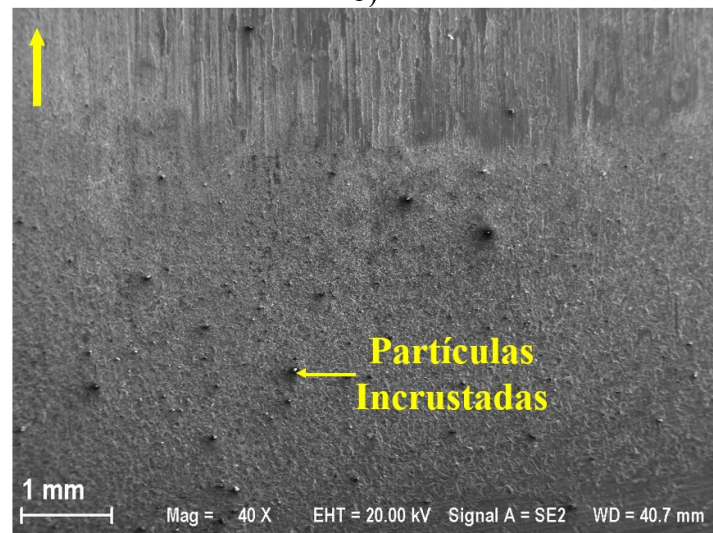
Analisando a amostra a olho nu, após 2,5 minutos de ensaio (Fig. 4.24-a), visualizam-se dois tipos distintos de degradação, um deles situado na região superior da marca de desgaste e outro na parte inferior. Uma análise microscópica da superfície desgastada, em pequenas ampliações, mostra a predominância do desgaste abrasivo por deslizamento na região central (contato metal/metal) e a ocorrência de abrasão por rolamento de partículas abrasivas na porção inferior da marca de desgaste, Fig. 4.24-b e c. Adicionalmente, destaca-se que na parte superior da marca de desgaste, fora da região de contato, há evidências de desgaste abrasivo, como indicado na Fig. 4.24-b.



a)



b)



c)

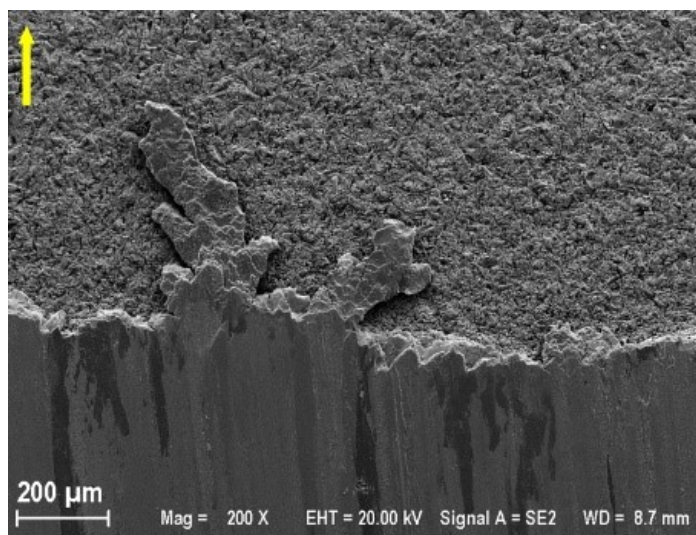
Figura 4.24: Superfície desgastada da amostra do revestimento do ensaio E1, após tempo de 2,5 minutos de ensaio. a) Corpo de prova desgastado; b) MEV da região superior do contato; c) MEV da região inferior do contato.

Na Fig. 4.25-b é mostrada, com maior ampliação, a parte superior. Nota-se a movimentação de material do revestimento da parte central para a parte superior da marca de desgaste. Isso é indicativo das elevadas pressões geradas nos instantes iniciais, haja vista que a área de contato nesses instantes é bastante reduzida.

A Fig. 4.25-b e -c, obtida na região central, mostra a região com contato metal-metal. Nessa região notam-se áreas com adesão, que é característica de pressões muito elevadas nas asperidades do corpo e contracorpo

Na parte inferior da marca de desgaste, Fig. 4.25-d e e, é observada a predominância do desgaste abrasivo por rolamento de partículas (indentações múltiplas). Adicionalmente, notam-se vários grãos de areia incrustados na superfície do revestimento. Esse embutimento de partículas abrasivas se deve às elevadas pressões. Ele ocorre preferencialmente na superfície de menor dureza do par tribológico, como será mencionado mais adiante.

Observando a Fig. 4.25-d, referente à parte inferior, é observada a predominância do desgaste abrasivo causado por indentações das partículas adicionadas ao fluido. Na Fig. 4.25-e, vê-se com detalhes as partículas incrustadas na superfície em decorrência do mecanismo mencionado, que ocorre quando as partículas abrasivas tocam a superfície com uma determinada carga, mas, sem deslizar, geram a formação de canais de escoamento de abrasivos, Hutchings (1992).



a)

Figura 4.25: : Micromecanismos de desgaste da amostra do revestimento do ensaio E1, após 2,5 minutos de ensaio. a) Região superior mostrando movimentação de material do revestimento; b) Região superior mostrando deslizamento com contato metal-metal; c) Detalhe da imagem “b)” mostrando sinais de adesão; d) Região inferior com rolamento de partículas de areia e e) MEV detalhe da imagem “d)”.

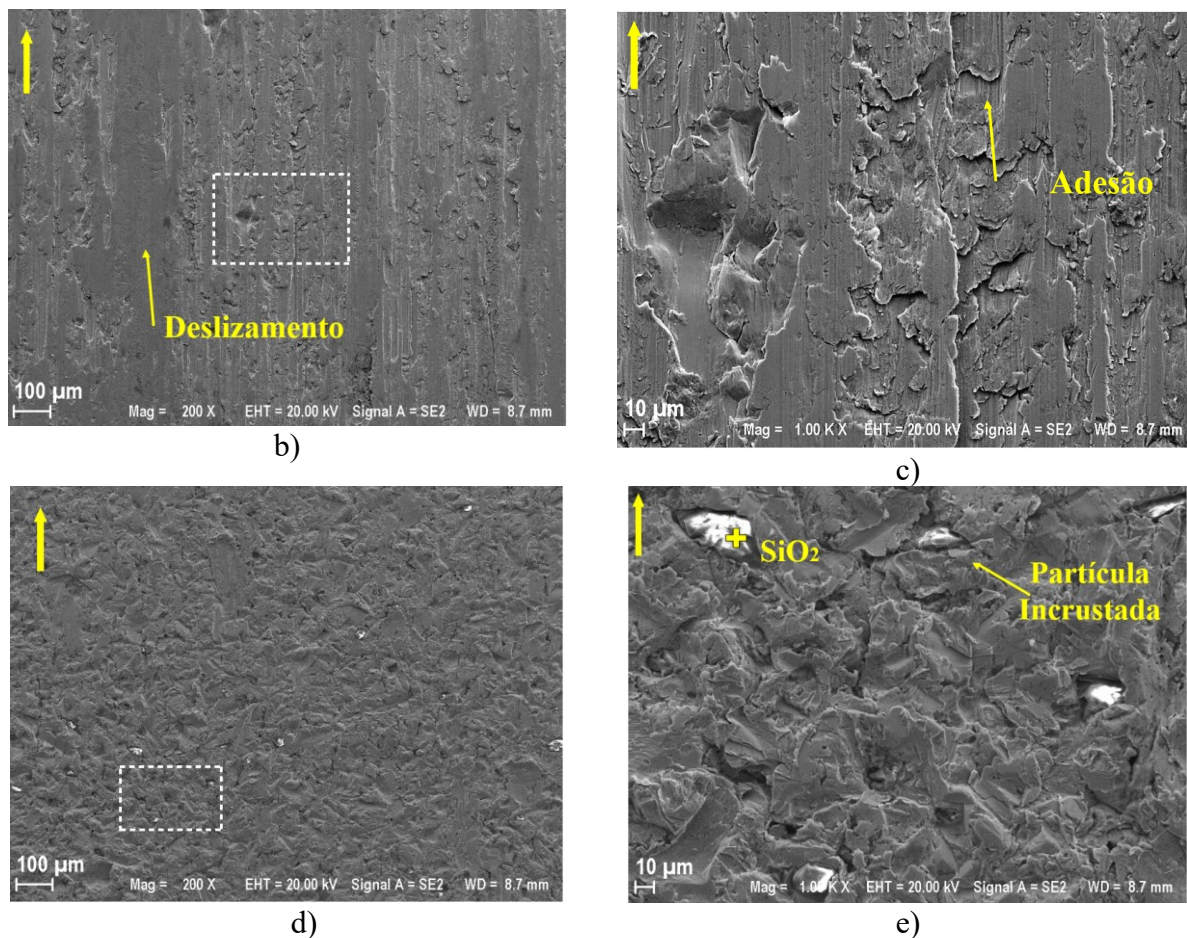
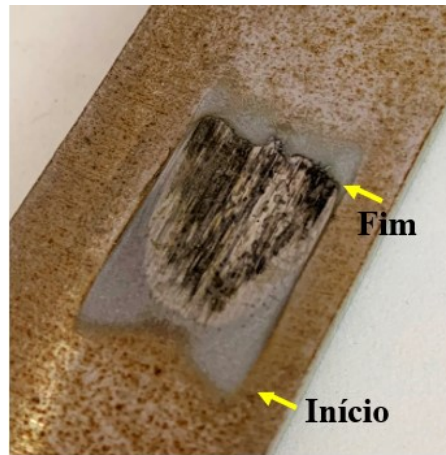


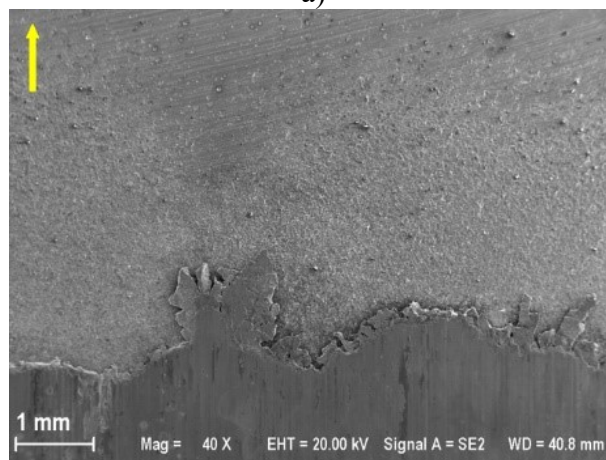
Figura 4.25: Continuação.

Ao final do ensaio, após 60 minutos, como mostrado nas Fig. 4.26-a, b e c, foram observados os mesmos mecanismos de degradação descritos anteriormente, tendo variado apenas as suas proporções. Houve uma predominância dos desgastes por deslizamento com contato metal-metal, incluindo aqui a ocorrência de adesão.

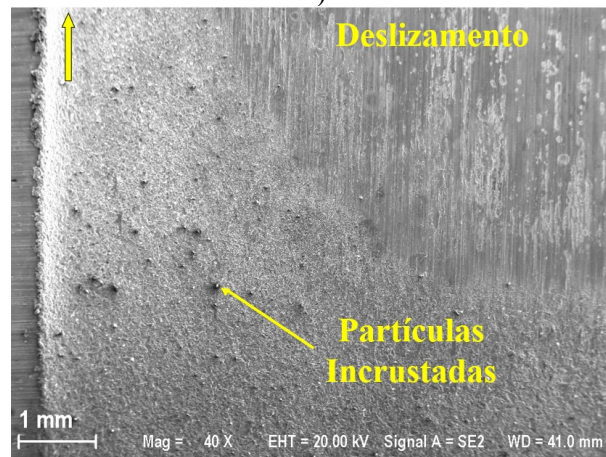
As Fig. 4.27-a, b, c, d e e também mostram as regiões do desgaste. Mesmo com o aumento da área desgastada e consequente diminuição da pressão de contato, observou-se ainda uma deformação plástica severa, causando trincas transversais na direção do desgaste, ver Fig. 4.27-c. A Fig. 4.27-d e a Fig. 4.27-e, que corresponde a um aumento da primeira, mostram a transição entre a abrasão por rolamento e a abrasão por deslizamento ocorridos, respectivamente, na região inferior e na região central. Nesta área, vê-se marcas características de indentações e de deslizamento decorrente do contato metal-metal.



a)

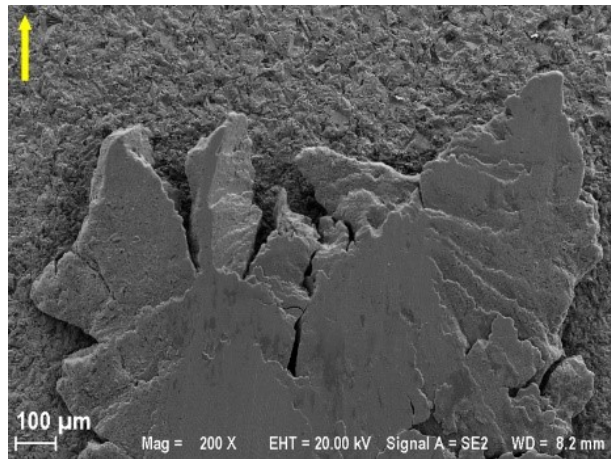


b)

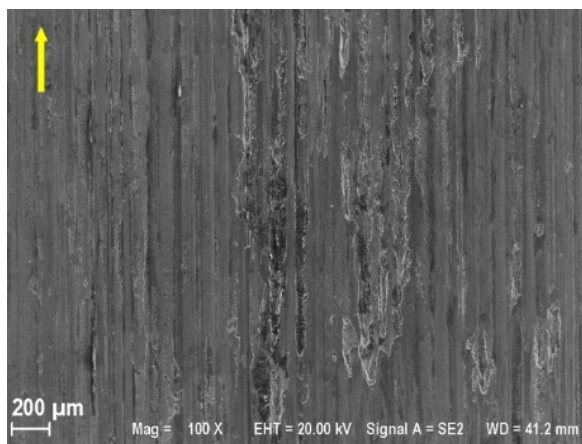


c)

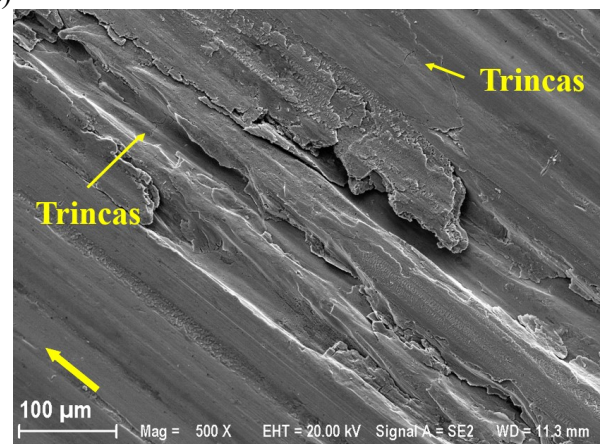
Figura 4.26: Superfície desgastada da amostra do revestimento, ensaio E1 no tempo de 60 minutos. a) Marcado desgaste; b) Movimentação de material na região superior e c) Interface entre região superior com contato metal-metal e região inferior com desgaste abrasivo por rolamento de partículas duras.



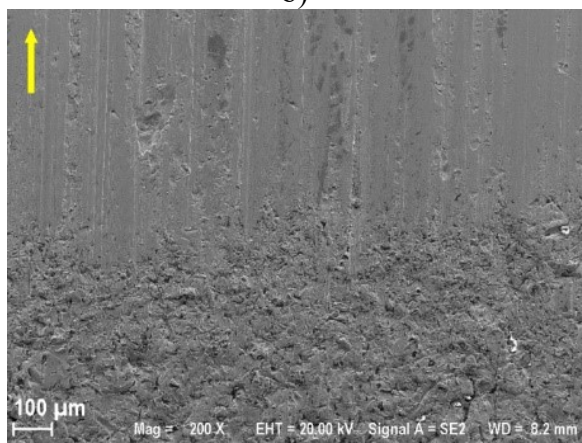
a)



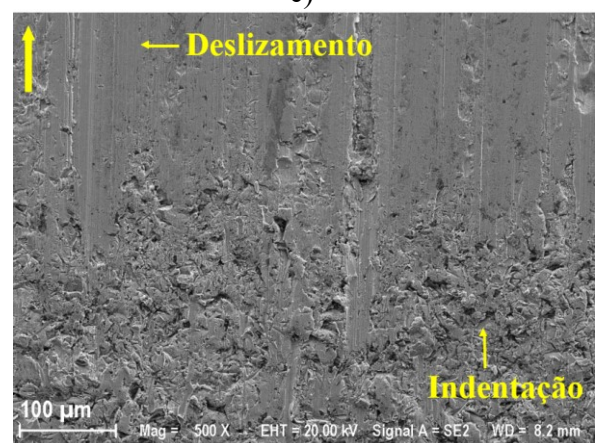
b)



c)



d)



e)

Figura 4.27: Superfície do revestimento após 60 minutos nas condições estabelecidas pelo ensaio E1, mostrando os micromecanismos de desgaste. a) Região superior com movimentação de material do revestimento; b) e c) Região com contato metal-metal, incluindo adesão; d) e e) Região de transição de mecanismos, mostrando na parte inferior abrasão por rolamento de partículas.

Em suma, as imagens da Fig. 4.27 confirmam a ocorrência do desgaste abrasivo por deslizamento (dois corpos) e rolamento de partículas (três corpos), sendo que a degradação da superfície pelo contato metal-metal decorrente do deslizamento é predominante.

Além disso, na Fig. 4.28, relativa à análise de interferometria realizada na amostra de revestimento no ensaio E1 e no tempo de 60 minutos, é possível identificar, de forma macroscópica, o levantamento ou formação de uma proa de material na direção de deslizamento do disco, que significa que houve também deformação plástica no material.

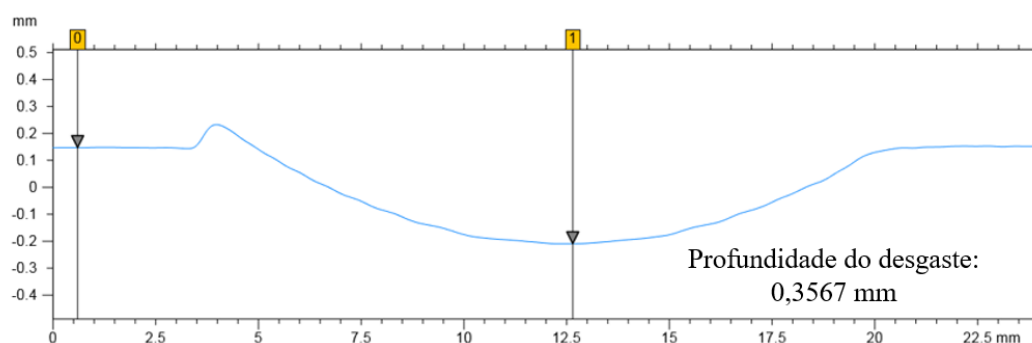
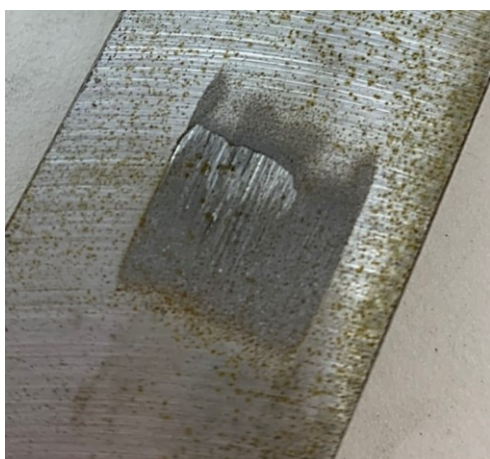


Figura 4.28: Perfil da marca de desgaste no revestimento, sentido de deslizamento usando interferometria no ensaio E1 e no tempo de 60 minutos. Notar a movimentação de material da esquerda para a direita, que corresponde ao sentido de rotação do disco com o HB.

No segundo ensaio preliminar, denominado E2, em que foi utilizado um disco de HB novo (retificado) e reduzida a força no contato de 560,38 N para 196,21 N, verificou-se uma mudança no mecanismo de desgaste predominante.

As Fig. 4.29-a a f mostram a evolução da degradação da superfície ao longo do ensaio E2. É possível observar que, no início, Fig. 4.29-a, ainda há atuação do desgaste por deslizamento e contato metal-metal (região brilhante). Contudo, à medida que a pressão de contato diminui (em decorrência do aumento da área desgastada), a região que antes apresentava contato metal-metal vai sendo modificada pela passagem do abrasivo entre as superfícies de contato, ver Fig. 4.29-b, c e d, e o mecanismo abrasivo por rolamento torna-se predominante, Fig. 4.29-e e f.

O ensaio E3, por sua vez, foi realizado utilizando o disco do ensaio E2, que se encontrava já amaciado. A evolução da profundidade da marca de desgaste ao longo tempo, usando o disco novo e o amaciado é mostrada na Fig. 4.30.



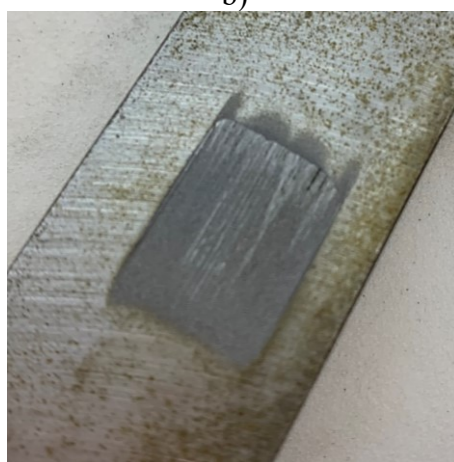
a)



b)



c)



d)



e)



f)

Figura 4.29: Evolução da superfície desgastada do revestimento durante o ensaio E2 (carga de 196,21 N). a) tempo 2,5 min; b) 5,0 minutos; c) 10,0 minutos; d) 30,0 minutos; e) 100,0 minutos e f) 180,0 minutos.

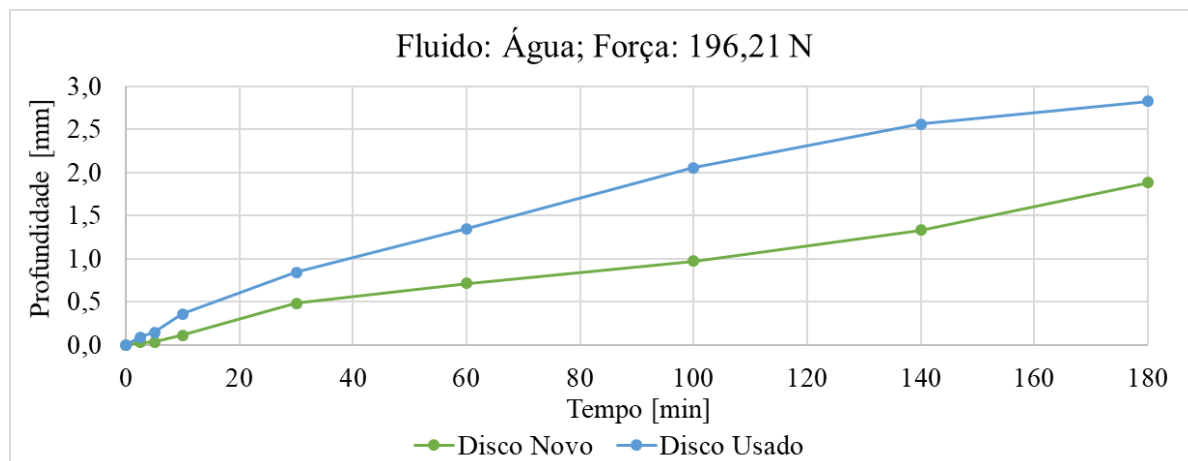


Figura 4.30: Evolução da profundidade máxima da marca de desgaste formada nos ensaios E2 (disco novo) e E3 (disco usado).

Observa-se da Fig. 4.30 que os resultados usando disco novo (E2) e disco amaciado (E3) diferem significativamente, sendo as profundidades maiores no ensaio E3 com disco pré-condicionado. Estas diferenças são causadas certamente pela mudança na rugosidade da superfície do HB, sugerindo que os ensaios devem ser conduzidos em discos pré-condicionados.

4.2.2 Resultado de Desgaste dos Ensaios Definitivos

A metodologia de ensaio de desgaste em escala reduzida para o par revestimento/TJ, desenvolvida e apresentada na seção anterior, foi aplicada nos ensaios denominados de desgaste definitivos para cada HB produzido. Os resultados obtidos são apresentados e discutidos a seguir, incluindo a profundidade do desgaste do revestimento, a perda de massa do revestimento e do HB e os mecanismos de desgaste observados.

4.2.2.1 Liga A – $Fe-\alpha' + Fe-\gamma + NbC$

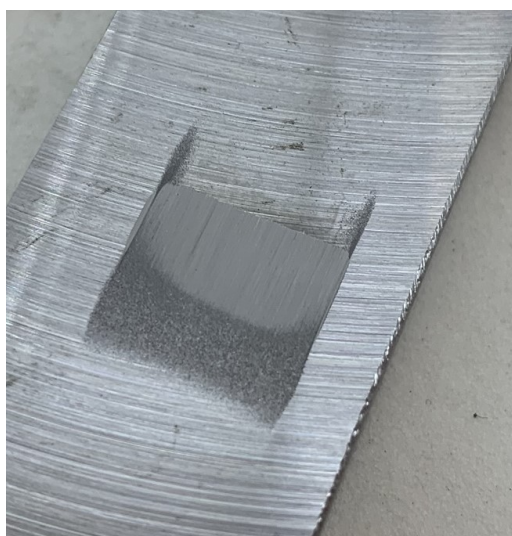
As Fig. 4.31-a, b, c e d mostram a evolução do desgaste ao longo do tempo de ensaio para a liga A. Destaca-se que o sentido de deslizamento do disco de HB deu-se da parte inferior para a parte superior das imagens do revestimento.

Analisando as Fig. 4.31-a e b, correspondentes aos tempos de parada iniciais, vê-se nítida divisão dos dois mecanismos de desgaste que predominaram no sistema tribológico proposto. Na parte inferior da trilha, tem-se predominantemente indentações, prevalecendo o desgaste

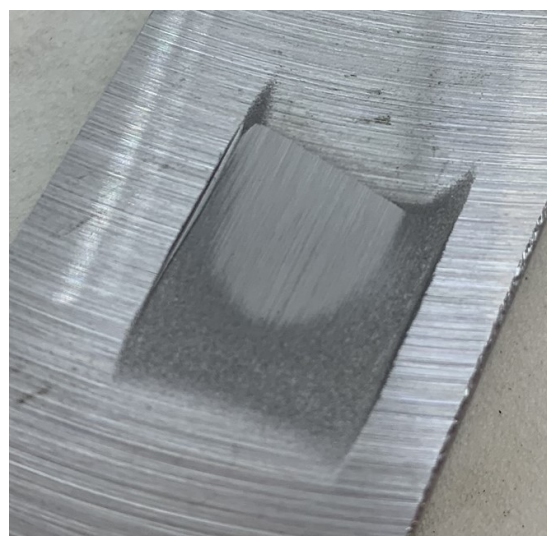
abrasivo com rolamento das partículas. Já na parte superior da trilha, nota-se que prevalece o desgaste com deslizamento das asperezas da superfície HB sobre a superfície do revestimento; ou seja, deslizamento com contato metal-metal.

Isto ocorre devido à alta pressão nominal no início do desgaste, que impede que partículas abrasivas maiores penetrem e rolem entre as superfícies. Assim, penetram partículas menores e, devido à alta pressão nominal, elas bem como as asperezas das superfícies deslizam, causando riscos e sulcos. Com a menor distância entre as duas superfícies, há também contato metal-metal.

No tempo igual a 30 min, Fig. 4.31-c, verifica-se que, com o aumento da área desgastada e a consequente diminuição da pressão nominal, as partículas abrasivas maiores passaram com maior frequência entre as superfícies. Nota-se, assim, a mudança no aspecto da parte superior da trilha, demonstrando a passagem de um mecanismo de desgaste predominantemente com contato metal-metal para um mecanismo abrasivo a três corpos com deslizamento e rolamento de partículas abrasivas.

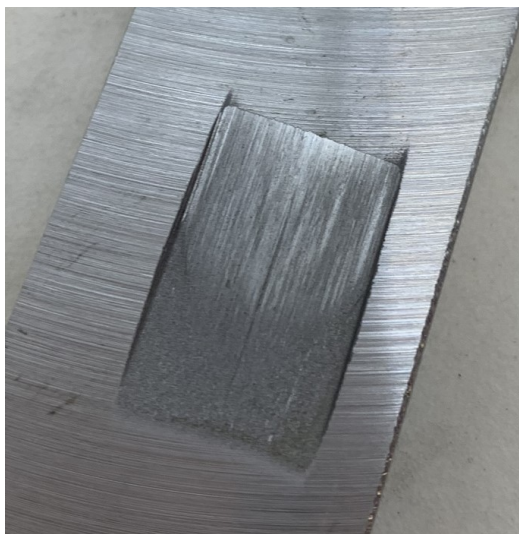


a)

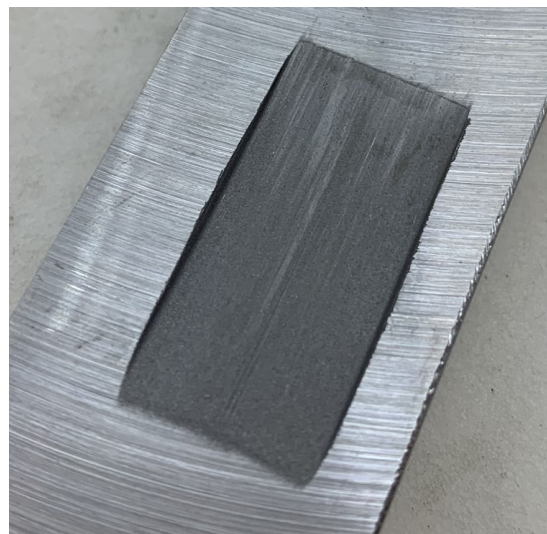


b)

Figura 4.31: Evolução da marca de desgaste no revestimento ao longo do ensaio, liga A. a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min; e e) 60 min.



c)



d)



e)

Figura 4.31: Continuação.

Ao final do ensaio, nos tempos de 45 e 60 min, Fig. 4.31-d e e, confirma-se a tendência vista no tempo de parada anterior, obtendo-se, em toda a superfície, um desgaste predominantemente abrasivo, com deslizamento e rolamento de partículas.

A profundidade do desgaste nas amostras do revestimento evoluiu conforme mostrado na Tab. 4.10 e na Fig. 4.32. Nota-se, dessa tabela, que a profundidade do desgaste variou de forma praticamente linear com o tempo. A profundidade da marca de desgaste foi de aproximadamente 1,711 mm.

Tabela 4.10: Valores de profundidade da marca de desgaste no revestimento nos três ensaios realizados com a liga A.

Tempo [min]	5	15	45	30	60
Prof. E1 [mm]	0,111	0,322	0,822	1,230	1,596
Prof. E2 [mm]	0,136	0,449	0,999	1,464	1,852
Prof. E3 [mm]	0,106	0,373	0,879	1,305	1,685
Média [mm]	0,118	0,381	0,900	1,333	1,711
σ [mm]	0,016	0,064	0,091	0,120	0,130

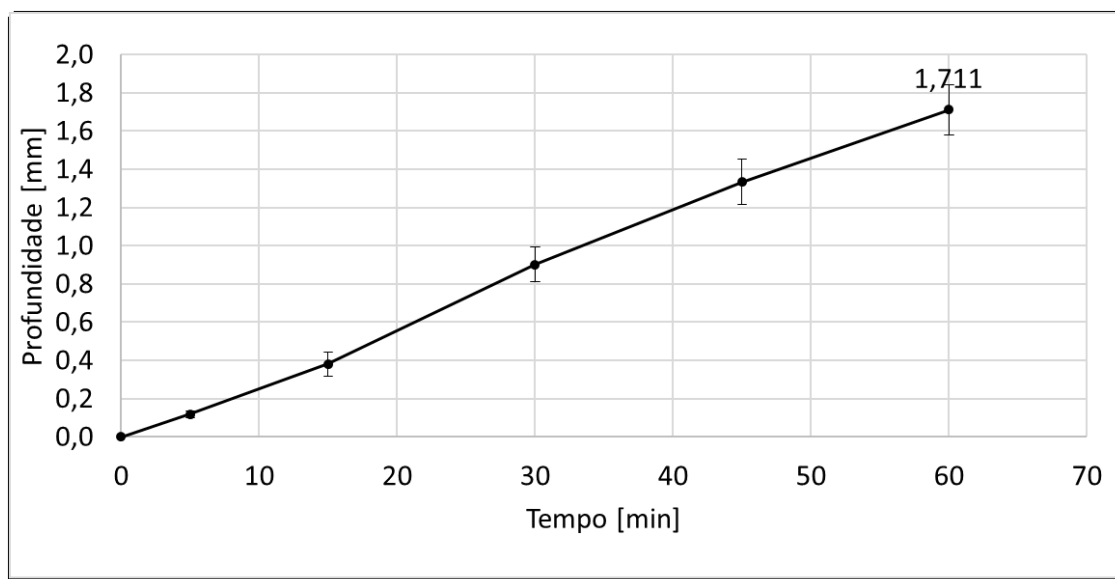


Figura 4.32: Evolução da profundidade máxima da marca de desgaste provocada no revestimento em função do tempo, liga A.

A Tab. 4.11 e a Fig. 4.33 mostram os resultados de perda de massa acumulada do revestimento em decorrência do desgaste causado pela liga A. A massa perdida ao final do ensaio foi igual a 3,863 g.

Tabela 4.11: Perda de massa acumulada no revestimento durante todo o ensaio com a liga A.

Tempo	5	15	30	45	60
Perda de Massa E1 [g]	0,084	0,384	1,336	2,397	3,518
Perda de Massa E2 [g]	0,105	0,557	1,724	3,033	4,273
Perda de Massa E3 [g]	0,080	0,453	1,481	2,634	3,797
Média [g]	0,089	0,465	1,514	2,688	3,863
σ [g]	0,013	0,087	0,196	0,321	0,382

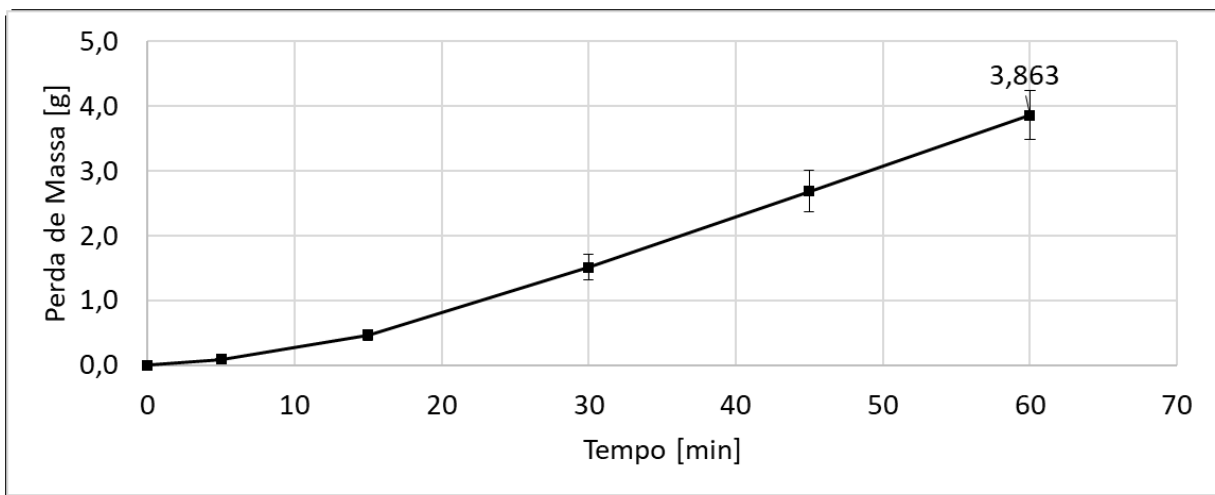


Figura 4.33: Gráfico da perda de massa causada no revestimento em função do tempo, liga A.

Os valores das taxas de desgaste entre os intervalos são mostrados na Fig. 4.34. A partir deles, observa-se um crescimento nas taxas nos tempos $t = 5$, 15 e 30 minutos e uma tendência à estabilização da taxa de desgaste em valores altos, a partir deste último intervalo até o tempo final.

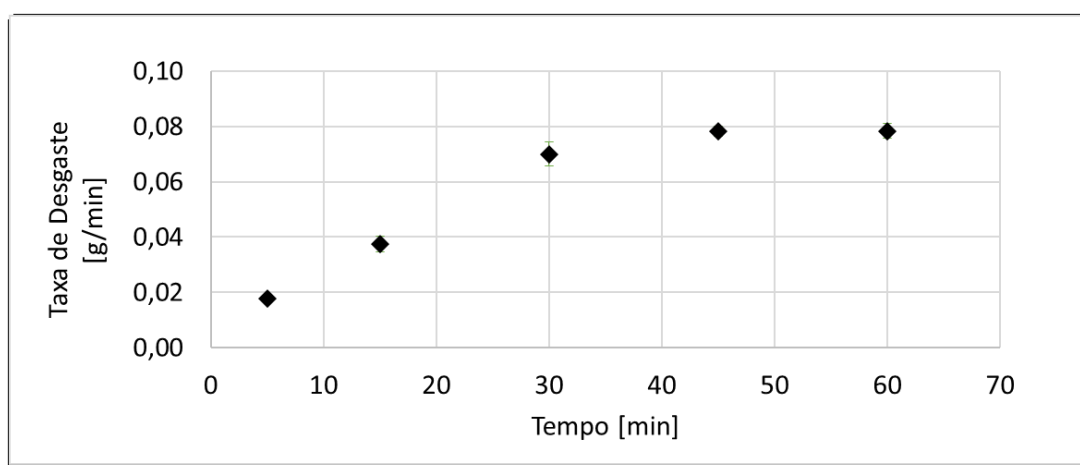


Figura 4.34: Evolução da taxa de desgaste referente a perda de massa em função do tempo para a liga A.

Tal comportamento confirma o entendimento inferido a partir da observação da variação do mecanismo de desgaste.

Como mencionado antes, no início do ensaio ($t = 5$ e $t = 15$ min) são constatadas duas zonas de desgaste bem definidas, uma abrasiva por rolamento das partículas e outra abrasiva por deslizamento com contato metal-metal em algumas regiões, resultando em uma taxa de desgaste menor. Já nos tempos finais ($t = 30$, 45 e 60 min), toda a trilha apresenta nítida prevalência do desgaste abrasivo a três corpos com rolamento das partículas, demonstrando a

ocorrência de um desgaste mais agressivo, ou seja, com altas taxas de desgaste quando comparadas às iniciais.

Os baixos valores de taxa de desgaste aqui observados nos instantes iniciais podem ser explicados pela alteração da distância entre as duas superfícies durante o ensaio.

Com o aumento da pressão nominal, a distância entre o corpo de prova e o contracorpo é reduzida e, a partir de uma determinada pressão, as partículas de areia de maior diâmetro são impedidas de penetrar na interface do contato. As partículas que conseguem entrar na interface são fragmentadas, resultando em numerosas, porém pequenas, partículas abrasivas. Com a presença dessas pequenas partículas na interface, a taxa de desgaste resultante é menor. Além disso, a probabilidade de contato entre as superfícies é aumentada, levando ao contato metal-metal (MÁSCIA, *et al.*, 2013), podendo chegar inclusive à formação de junções ou soldas (adesão), como mostrado na Fig. 4.35.

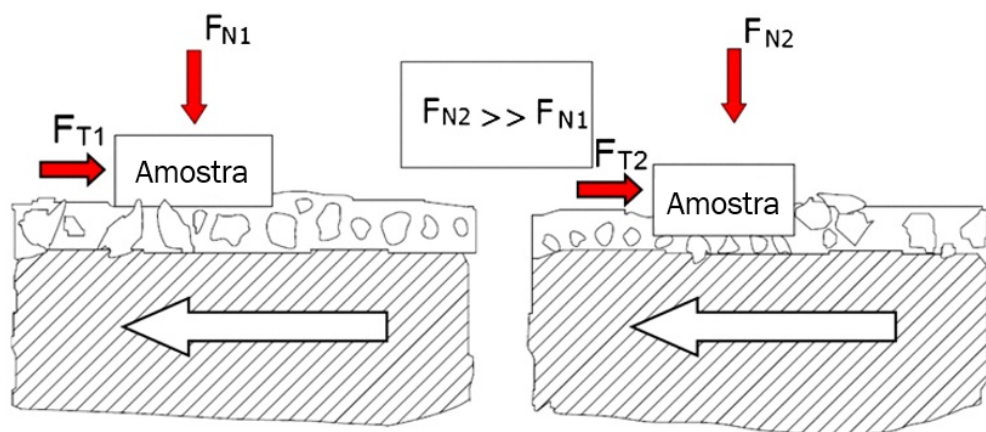


Figura 4.35: Representação esquemática dos efeitos da pressão nominal na evolução da configuração do desgaste; a) baixa pressão resultando em uma camada interfacial com abrasiva relativamente espessa e b) alta pressão, resultando numa maior dificuldade de entrada de abrasivo na interface, podendo levar a um contato metal-metal, Máscia *et al.* (2013)

Isto é, apesar da abrasão por deslizamento prevalecer, os eventos de desgaste (riscos e sulcos) são muito menores que os observados quando o contato é submetido a baixas pressões que permitem a atuação da abrasão por rolamento (indentações), explicando as menores taxas na abrasão por deslizamento.

As Fig. 4.36 mostram imagens da superfície desgastada do revestimento ao final do ensaio ($t = 60$ min), obtidas no MEV com diferentes aumentos. As setas localizadas no canto superior

esquerdo de cada figura representam o sentido de deslizamento do disco de HB sobre a superfície do revestimento.

Na Fig. 4.36-a é possível identificar a presença de riscos e indentações múltiplas, caracterizando a prevalência do mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos ou por rolamento de partículas. Como neste tipo de desgaste há partículas duras livres para rolar e deslizar entre as superfícies, são geradas taxas de desgaste mais altas. Apesar de a abrasão a três corpos ser o mecanismo que prevalece no sistema tribológico proposto, ressalta-se que as marcas de desgaste constatadas também podem decorrer da abrasão a dois corpos, causada por protuberâncias ou partículas de SiO₂ que incrustaram na superfície do HB.

Em maiores aproximações, Fig. 4.36-b e c, identifica-se a presença dos micromecanismos de desgaste riscamento (causado pelo deslizamento de partículas) e indentação (causado pelo rolamento de partículas). A Fig. 4.36-d mostra, com mais detalhes, a morfologia da superfície desgastada pela atuação dos micromecanismos, inclusive sendo vista a presença de uma partícula incrustada sobre a superfície do revestimento.

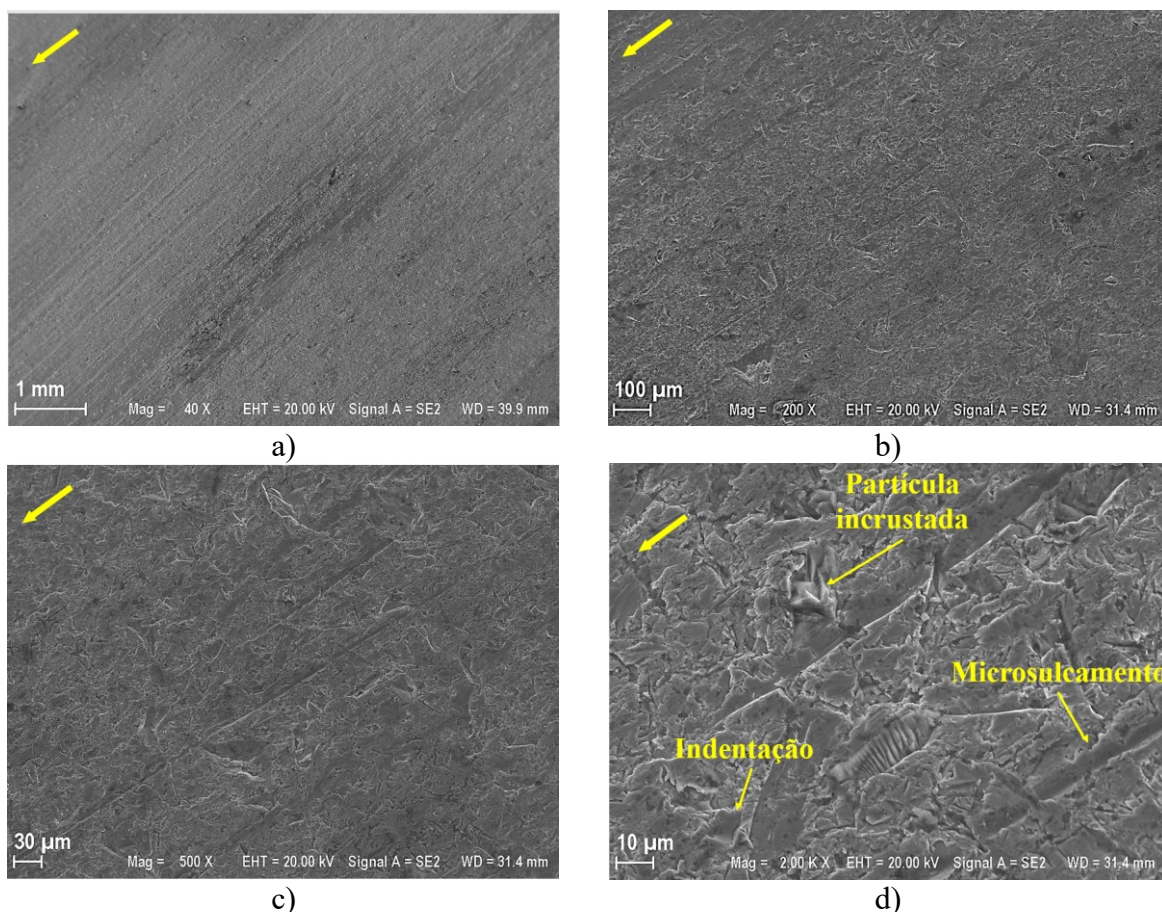


Figura 4.36: Superfície desgastada do revestimento. a) Vista geral; b) e c) Detalhes de “a”); d) Detalhe mostrando o microsulcamento. Setas indicam o sentido de deslizamento do HB.

Em que pese o foco do trabalho estar sobre o desgaste provocado nos revestimentos, algumas análises também foram realizadas nos HBs. Na Fig. 4.37, vê-se a superfície de um disco utilizado da liga A. Nela é observada a presença de trilhas que se formaram pelo deslizamento do HB contra a superfície do revestimento. A rugosidade superficial deste disco ao final do ensaio foi igual a $5,75 \pm 2,20 \mu\text{m}$.



Figura 4.37: Superfície do disco do HB ao final do ensaio, liga A.

As Fig. 4.38 mostram a superfície do disco de HB ao final do ensaio, com aproximações em duas regiões distintas da superfície: central e próxima à borda do disco.

Na região central do desgaste, mostrada nas Fig. 4.38-a, b e c, vêem-se trilhas decorrentes da passagem das partículas abrasivas sobre a superfície, formando verdadeiros canais sobre a mesma. Nesta região também se observou a presença de trincas. O surgimento das trincas deve muito provavelmente estar associado à presença dos seguintes fatores: a) material duro (58 HRC), portanto, de baixa tenacidade à fratura; b) tensões residuais geradas pelo processo de deposição do HB e c) efeito concentrador de tensão gerado pela geometria dos canais de escoamento de abrasivo, gerados pela dinâmica do sistema. Nota-se que a trinca evolui segundo a direção da trilha preferencial de escoamento de abrasivos.

Já a segunda região observada, Fig. 4.38-d, e e f, encontra-se mais próxima da borda do disco. Nelas são identificadas marcas do mecanismo de desgaste abrasivo por deslizamento e rolamento das partículas, causando, respectivamente, sulcamento e indentação. As setas localizadas no canto superior esquerdo de cada figura representam o sentido de deslizamento do disco de HB sobre a superfície do revestimento.

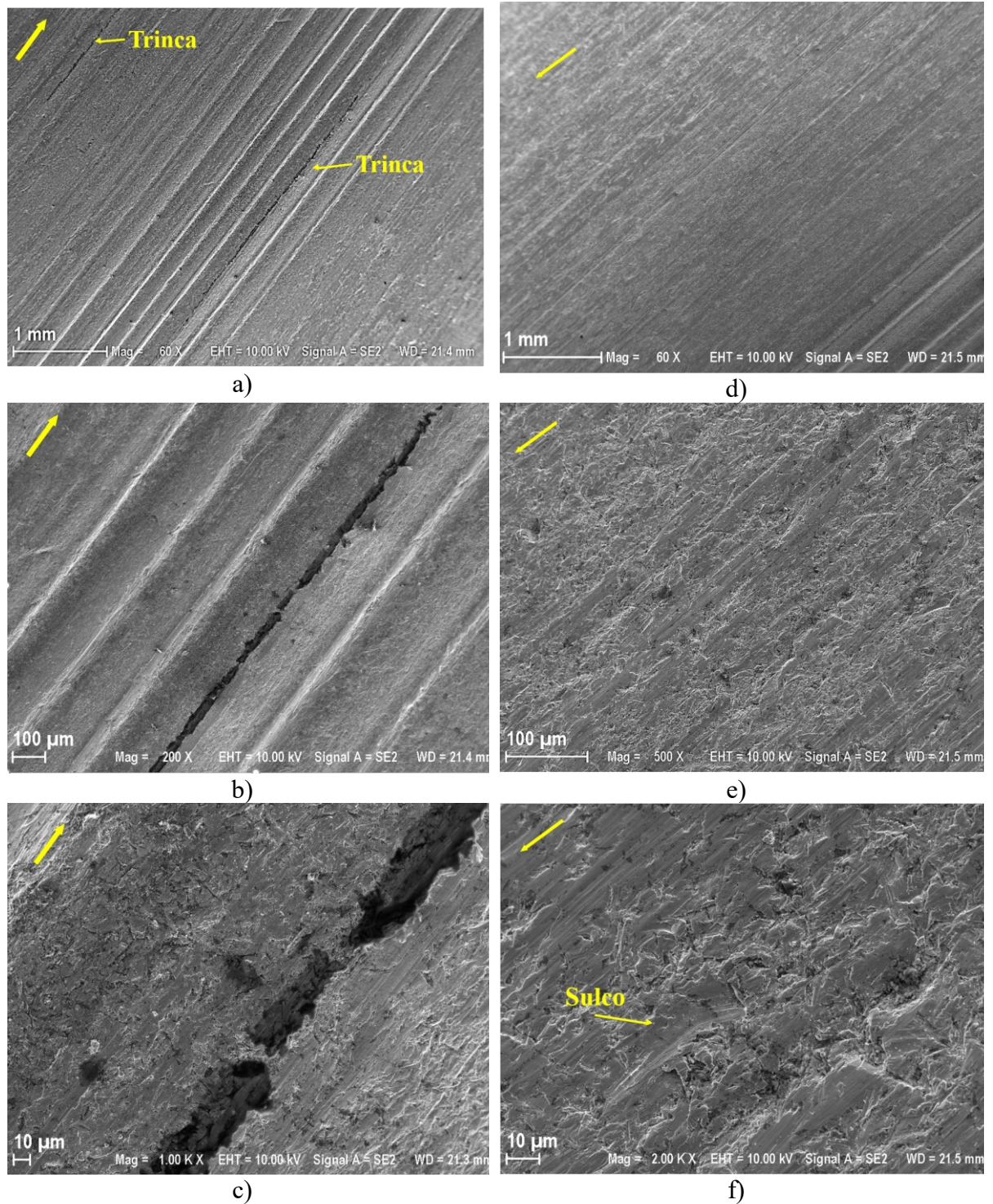


Figura 4.38: Superfície do HB desgastada ao final do ensaio, liga A. a), b) e c) região central; d), e) e f) borda.

A Tab. 4.12 mostra os resultados da perda de massa e a espessura média perdida pela liga A do HB.

Tabela 4.12: Resultados referentes ao disco de HB, liga A, ao final do ensaio.

Perda de Massa	Espessura perdida
$5,32 \pm 0,76$ g	$0,09 \pm 0,03$ mm

Resumindo, para a liga A, o desgaste abrasivo com deslizamento e rolamento de partículas imperou sobre a superfície do revestimento a partir do tempo $t = 45$ min e a profundidade final do desgaste foi igual a 1,711 mm, correspondendo a uma perda na espessura da parede da amostra igual a 13,35 %. A perda de massa do revestimento foi igual a 3,863 g e a perda de massa do HB foi igual a 5,32 g.

4.2.2.2 Liga B - $Fe-\alpha' + Fe-\gamma + MB/M2B$

As Fig. 4.39-a, b, c e d mostram a evolução do desgaste causado na amostra de revestimento pela liga B, do início ao final do ensaio.

No desgaste provocado por este material, ao contrário do material anterior, já no primeiro intervalo ($t = 5$ min), Fig. 4.39-a, é vista a prevalência do mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos, não tendo sido constatada região com predomínio de desgaste por deslizamento com contato metal-metal.

Vê-se, no tempo de parada inicial, nítida predominância do rolamento de partículas, com indentações múltiplas.

Considerando a existência de alguns canais mais profundos e de aspecto brilhante, e que o HB já apresentava trilhas ou canais longitudinais no início do ensaio, provocadas durante o amaciamento (pré-ensaio), entende-se que também houve, embora em proporção muito menor, desgaste abrasivo a dois corpos em pontos de alta pressão real.

Nos demais tempos de parada, Fig. 4.39-b a e, é vista a evolução do desgaste abrasivo a três corpos. Tem-se o mesmo aspecto do intervalo inicial em relação ao rolamento e deslizamento de partículas. Foram observadas, porém, na região central do revestimento, a formação de trilhas ou canais preferenciais de movimentação de abrasivo.

Supõe-se que, nessa região, em razão da maior pressão real causada pelas cristas das trilhas ou canais do HB, há menor atuação do abrasivo no contato entre as superfícies, prevalecendo o deslizamento metal-metal, razão pela qual nela concentram-se os sinais de desgaste mais brilhosos.

Se, por um lado, nas cristas dos canais de desgaste do HB há pontos de alta pressão real, nos vales a pressão tende a ser menor, de onde se conclui que elas podem acelerar, pontualmente, o processo de abrasão, pois permitem que as partículas rolem e deslizem com maior facilidade entre as superfícies durante o movimento de rotação do HB sobre o revestimento.

Do mesmo modo, o decaimento da pressão nominal de contato ao longo do ensaio favorece a passagem de partículas onde antes havia contato metal-metal, sendo verificado o quase completo desaparecimento das áreas brilhosas no tempo final $t = 60$ min, Fig. 4.39-e.

A evolução da profundidade do desgaste causado no revestimento é mostrada na Tab. 4.13 e Fig. 4.40.

Os resultados de interferometria mostram um aumento da profundidade do desgaste, que se comportou de forma praticamente linear o tempo, alcançando uma profundidade igual a 1,730 mm no tempo $t = 60$ min.

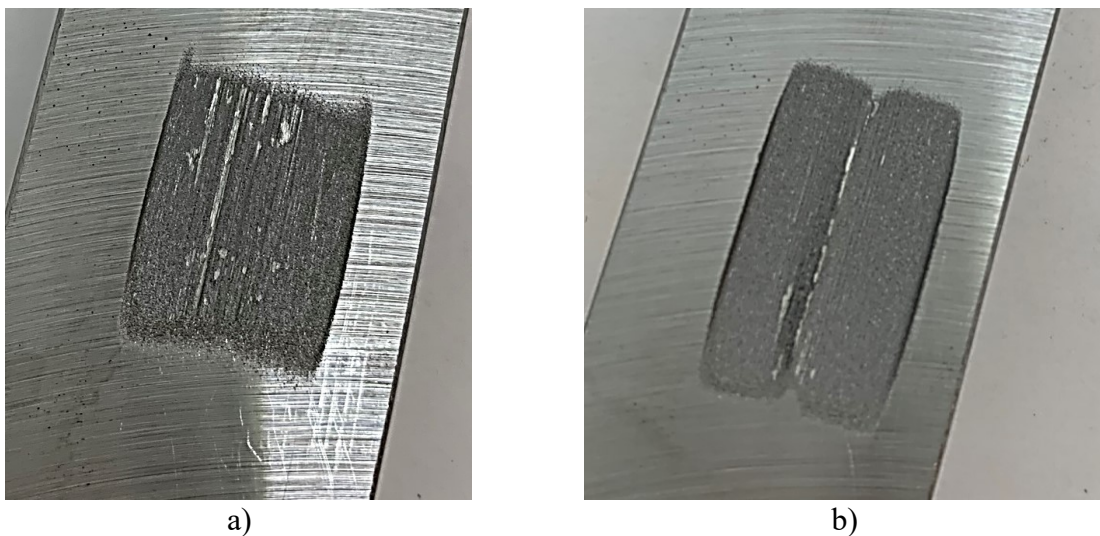


Figura 4.39: Desgaste no revestimento ao longo do ensaio, liga B. a) 5 min; b) 15 min c) 30 min; d) 45 min; e e) 60 min.

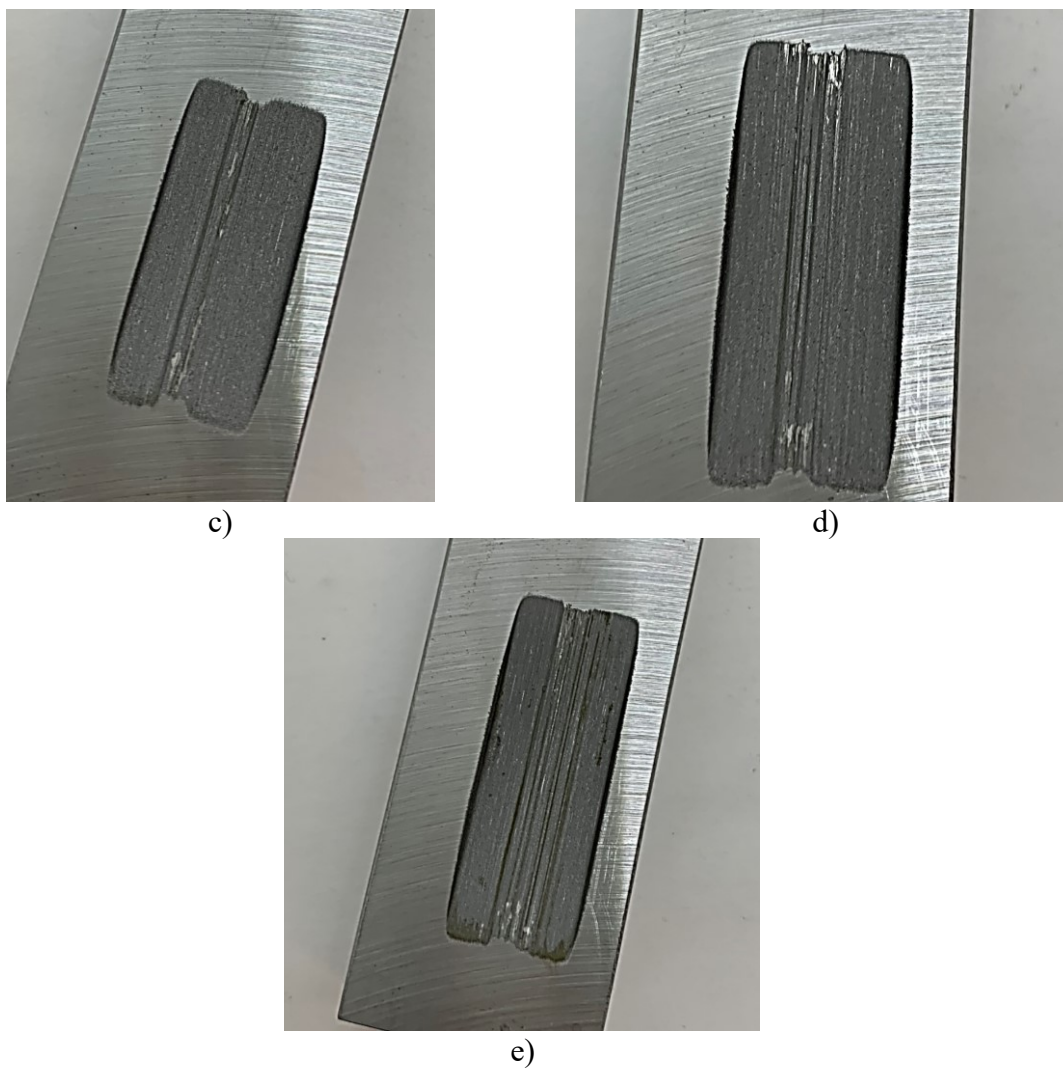


Figura 4.39: Continuação.

Tabela 4.13 Valores de profundidade das marcas de desgaste causadas no revestimento nos três ensaios realizado para a liga B.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Prof. E1 [mm]:	0,305	0,664	1,087	1,470	1,812
Prof. E2 [mm]:	0,034	0,179	0,635	1,142	1,541
Prof. E3 [mm]:	0,080	0,396	0,944	1,392	1,838
Média [mm]:	0,140	0,413	0,889	1,335	1,730
σ [mm]:	0,145	0,243	0,231	0,172	0,165

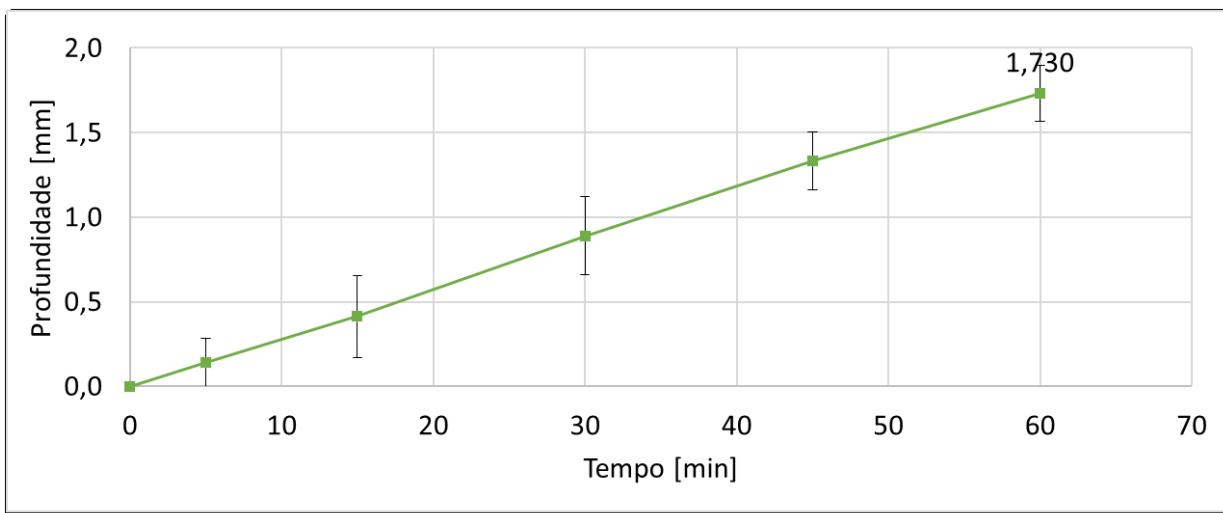


Figura 4.40: Evolução da média da profundidade máxima da marca de desgaste provocada no revestimento, liga B.

Na Tab. 4.14 e Fig. 4.41 são mostrados os resultados de perda de massa da amostra do revestimento referentes ao desgaste causado pela liga B. Nos tempos $t = 5$ e 15 minutos, observa-se um pequeno aumento da perda de massa, porém, a partir do tempo $t = 30$ min, esta perda de massa torna-se progressivamente maior a cada intervalo de tempo, até o tempo $t = 60$ min. A perda de massa do contracorpo ao final do ensaio foi igual a 4,579 g.

Tabela 4.14: Perda acumulada de massa causada no revestimento durante todo o ensaio para a liga B.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Perda de Massa E1	0,286	1,038	2,240	3,400	4,518
Perda de Massa E2	0,097	0,642	1,979	3,427	4,918
Perda de Massa E3	0,061	0,460	1,586	2,864	4,299
Média [g]	0,148	0,713	1,935	3,230	4,579
σ [g]	0,121	0,295	0,329	0,318	0,314

O comportamento da taxa de desgaste referente à perda de massa do revestimento é mostrada na Fig. 4.42. Nos tempos $t = 5$ e 15 min, onde o deslizamento ocorre sob maior pressão nominal, a taxa de perda de massa é menor, evidenciando menor presença de partículas abrasivas na interface do par tribológico, sendo removida menor quantidade de matéria.

A partir do tempo $t = 30$ min, os valores da taxa de desgaste são maiores. Este comportamento é explicado pela diminuição da pressão de contato, facilitando a passagem de abrasivos entre a superfície do disco e a superfície do revestimento.

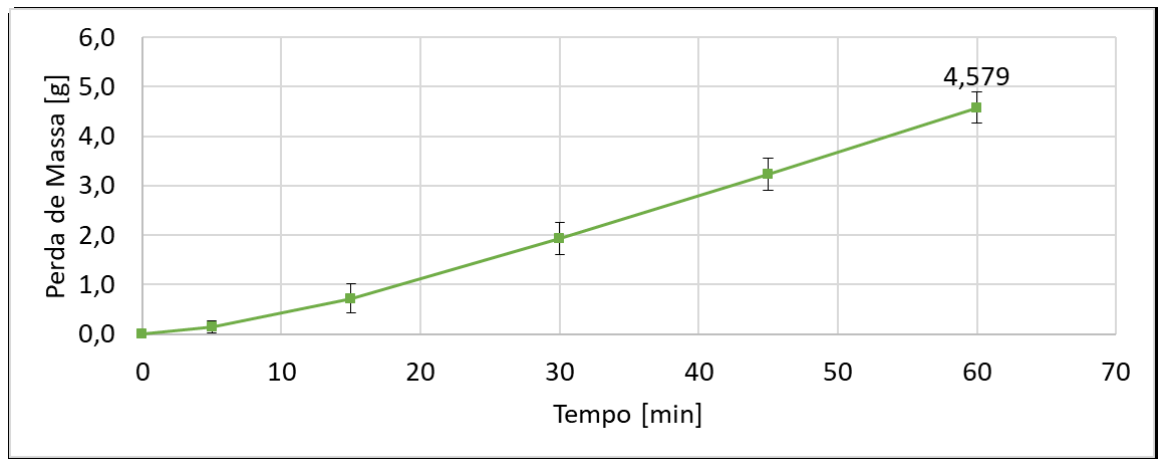


Figura 4.41: Evolução da perda de massa no revestimento, liga B.

Ao final do ensaio ($t = 60$ min), observou-se uma tendência à estabilização da taxa, cujo valor foi igual a $0,899 \pm 0,0059$ g/min.

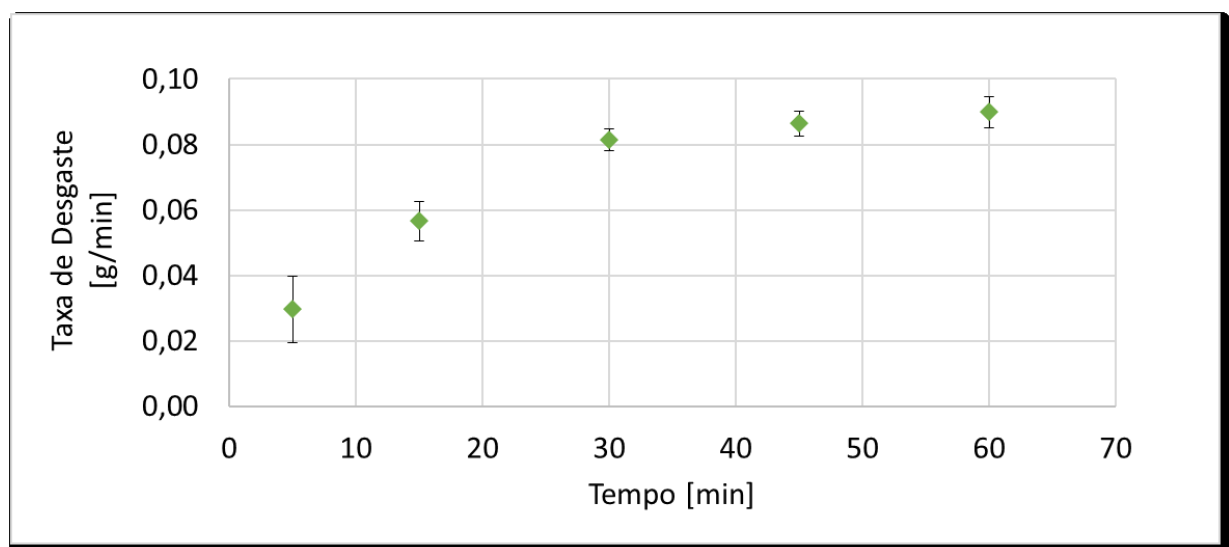


Figura 4.42: Evolução da taxa de desgaste em função do tempo para a liga B.

As Fig. 4.43, obtidas a partir do MEV com diferentes aumentos, mostram a superfície desgastada do revestimento ao final do ensaio ($t = 60$ min). As setas localizadas no canto superior esquerdo de cada figura representam o sentido de deslizamento do disco de HB sobre a superfície do revestimento.

Nas Fig.4.43-a e b é possível identificar os canais de escoamento do abrasivo, além da presença de quantidade relevante de partículas abrasivas incrustadas na superfície do

revestimento. As Fig. 4.43-c e d, confirmam o aspecto mencionado na análise macroscópica, quanto à prevalência do mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento.

Deve ser destacado que em toda a superfície, inclusive nos topos dos canais de escoamento do abrasivo, constata-se a morfologia de uma superfície que sofreu desgaste abrasivo por rolamento (Fig. 4.43-d). Diz-se isto porque há marcas de indentações múltiplas causadas pela diminuição da pressão real de contato à medida que toda a área de desgaste aumenta.

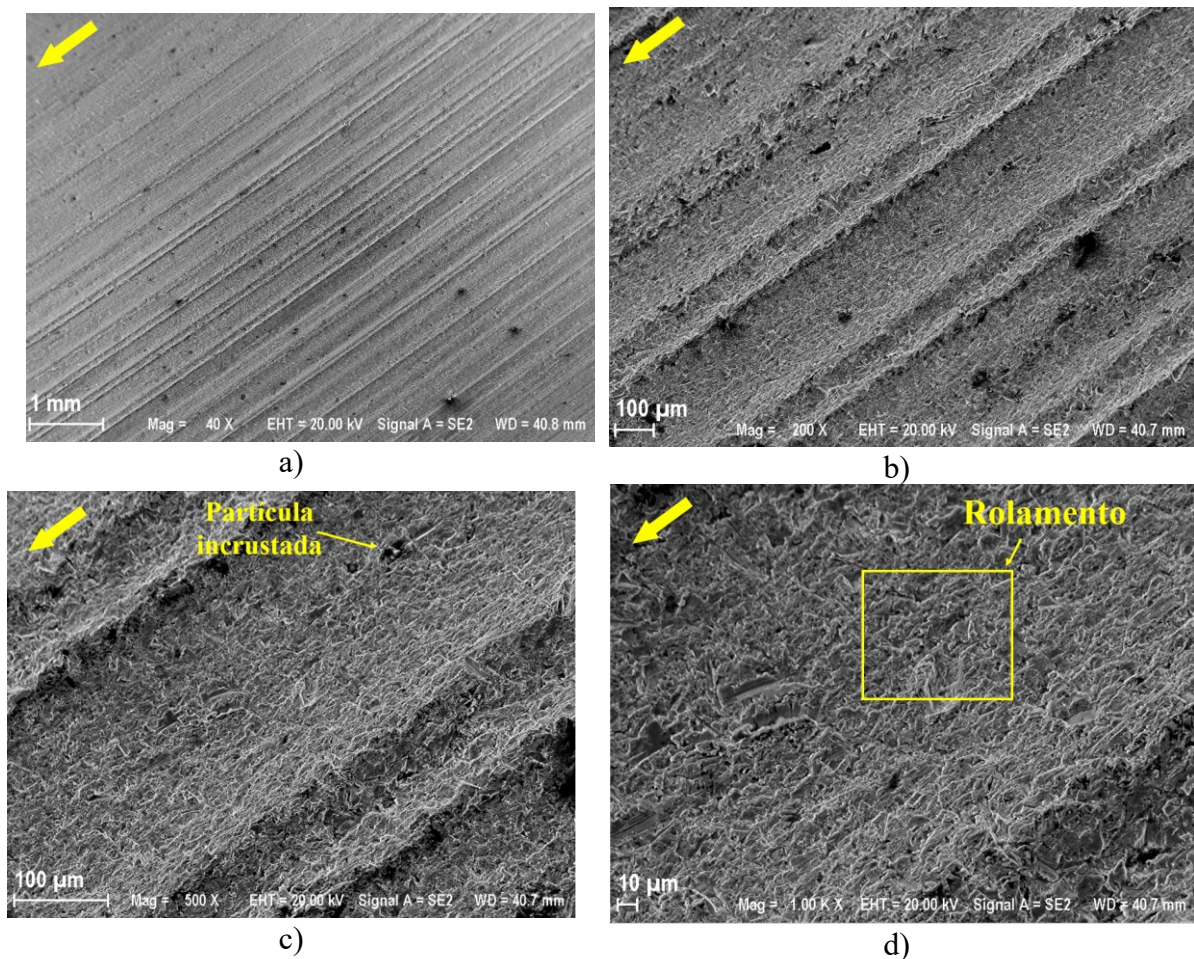


Figura 4.43: Superfície do revestimento, liga B. a) Vista geral, mostrando a formação dos canais preferenciais de escoamento de abrasivo; b) e c) Detalhes de “a”); d) Detalhe mostrando evidências do rolamento de partículas abrasivas.

A Fig. 4.44 mostra a superfície final do HB após o ensaio. Quanto à morfologia da superfície, identificam-se canais preferenciais de escoamento de abrasivo. A rugosidade superficial medida neste disco foi igual a $9,81 \pm 3,47 \mu\text{m}$. Destaca-se aqui que os canais foram muito mais frequentes que o observado na liga A. Como também pode ser visto na Fig. 4.44-a foi identificada a presença de trincas transversais. Ressalta-se que, em outro corpo de prova da

liga B (Fig. 4.44-b) submetida ao ensaio, também foi constatada a presença de trincas transversais, demonstrando haver uma tendência do material à formação e propagação desse mecanismo de dano.



Figura 4.44: Superfície do disco do HB ao final do ensaio, liga B.

A Fig. 4.45-a, obtida no MEV, mostra com mais detalhes a morfologia da superfície desgastada bem como as trincas que se formaram.

Nas Fig. 4.45-b a e é visto que a superfície do HB foi riscada, principalmente, pelas partículas abrasivas que se incrustaram na superfície do revestimento. Além disso, essa superfície foi indentada pelas partículas abrasivas soltas que passaram pelas regiões de menor pressão, propiciadas pelas trilhas de desgaste.

Destaca-se que, ao final do ensaio, foi observado elevado desgaste do HB fabricado a partir da liga B, o que pode ter sido ocasionado pela elevada dureza deste material, somada à uma microestrutura menos resistente à abrasão. Diz-se isto porque, no desgaste abrasivo a três corpos, quando as superfícies têm durezas diferentes, os abrasivos indentam-se preferencialmente na superfície mais macia. As partículas incrustadas na superfície mais macia, então, passam a atuar sobre a superfície mais dura provocando um desgaste abrasivo a dois corpos e, segundo a literatura (AXÉN, 1994), quanto maior a dureza do corpo de prova, comparada à do contracorpo, maior será o nível de desgaste da superfície mais dura.

Assim, devido à alta dureza do material da liga B ($\alpha' + \gamma + B$ e 59 HRC), as partículas rolaram e indentaram na superfície do revestimento, que apresenta uma dureza duas vezes menor, 26 HRC. Estas partículas, quando encrustadas no revestimento, causaram ao HB, em contrapartida, o mecanismo de desgaste microcorte, sendo confirmada esta informação pela observação da morfologia dos *debris* na Fig. 4.45-c e d.

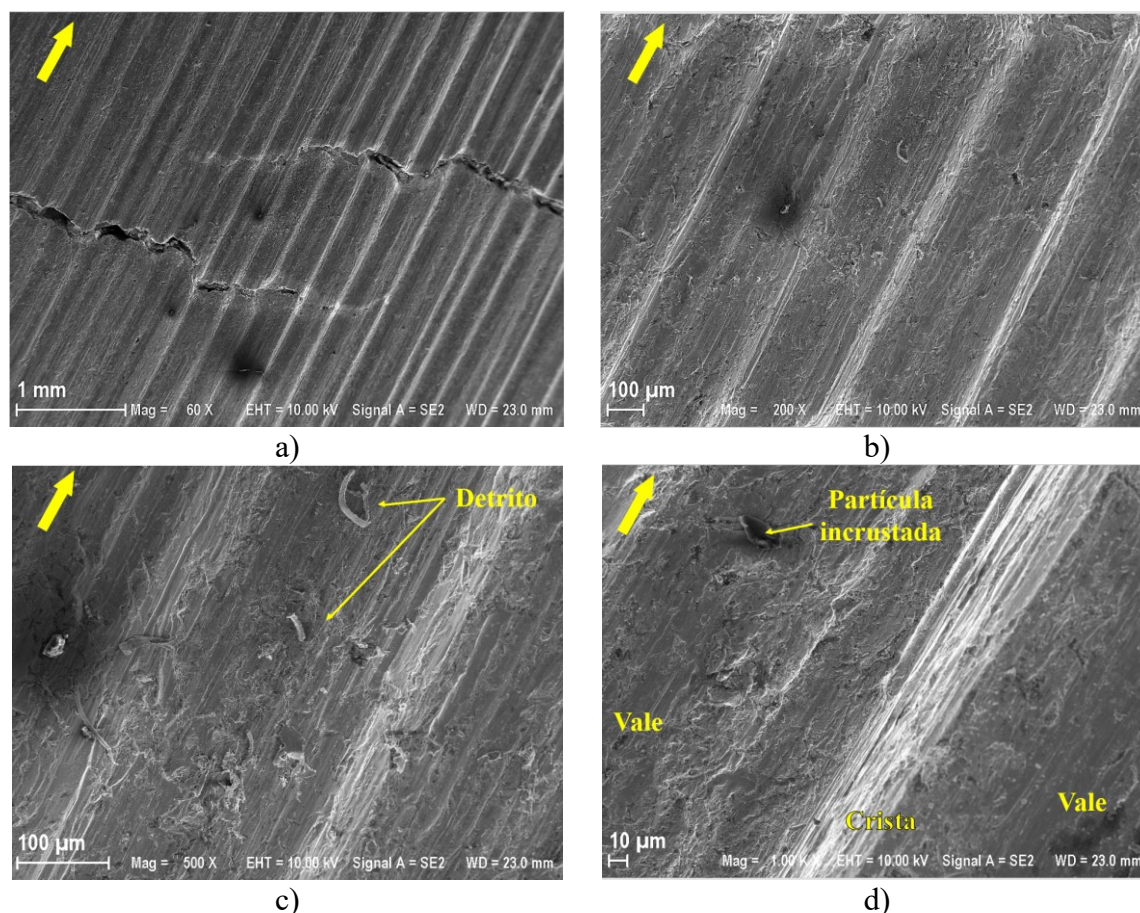


Figura 4.45: Superfície do HB após o ensaio de desgaste, liga B. a) Vista geral; b) e c) Detalhes de “a”); d) Partícula incrustada e morfologia da marca de desgaste.

Quanto aos resultados de perda de massa e de perda de espessura do material depositado no disco de HB, estão mostrados na Tab. 4.15, sendo identificada uma diminuição expressiva em ambos, se comparados aos dados iniciais.

Tabela 4.15: Resultados referentes ao disco de HB, liga B, ao final do ensaio.

Perda de Massa	Espessura perdida
$12,69 \pm 0,94$ g	$0,21 \pm 0,04$ mm

Em resumo, para a liga B, constatou-se que os mecanismos de desgaste predominantes foram o abrasivo por rolamento no revestimento e o abrasivo por riscamento e indentação no HB. Ambos os mecanismos de desgaste observados causaram grande perda de massa tanto ao revestimento (4,579 g) quanto ao HB (12,69 g). Ao final, viu-se que a profundidade da marca do desgaste foi igual a 1,730 mm, correspondendo a uma perda de espessura da parede do contra corpo de prova igual a 13,52 %.

4.2.2.3 Liga C - $Fe-\alpha' + Fe-\gamma$

As imagens macroscópicas do desgaste causado pelo HB fabricado a partir da liga C na superfície da amostra do revestimento, nos tempos predeterminados de parada, podem ser vistas nas Fig. 4.46-a, b, c, d, e e.

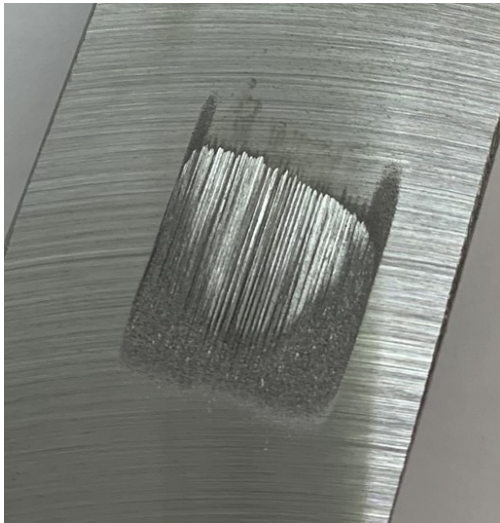
No primeiro intervalo de tempo ($t = 5$ min), vê-se que o contato entre a superfície do revestimento e o HB gerou duas marcas de desgaste características, sendo, na porção inferior, o desgaste abrasivo a três corpos com predomínio do rolamento de partículas duras e, na parte superior da trilha, o desgaste por deslizamento com contato metal-metal, este último de aspecto brilhante. Como já mencionado, isto ocorre em razão da variação da pressão nominal nas superfícies de contato sobre a quantidade e tamanho das partículas abrasivas em movimento entre elas.

Desse modo, sabendo-se que o deslizamento na superfície do revestimento ocorreu da parte inferior para a parte superior da trilha (Fig. 4.46-a). Infere-se que, na região inicial do contato, há chegada de partículas abrasivas, que, comprimidas umas contra as outras e contra as superfícies em razão do deslizamento do HB, geraram o desgaste abrasivo a três corpos (contato partículas-metal). Contudo, como a pressão nominal no início do ensaio é relativamente alta, poucas partículas com capacidade relevante de remoção de material passaram pela região central do contato, prevalecendo, a partir daí, a abrasão a dois corpos entre a superfície do HB e a superfície do revestimento e contato metal-metal.

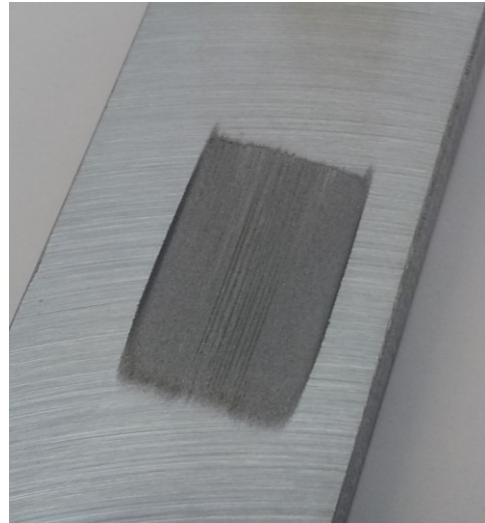
No decorrer do ensaio, as Fig. 4.46-b e c mostram a morfologia de desgaste abrasivo a três corpos, com ausência das marcas da abrasão a dois corpos já a partir do tempo $t = 15$ min.

Na Tab. 4.16 são mostrados os resultados da profundidade da trilha no revestimento e a Fig. 4.47 mostra o seu comportamento ao longo do tempo de ensaio.

Analisando o gráfico da Fig. 4.47, verifica-se uma aceleração na profundidade do desgaste entre os tempos $t = 5$ e $t = 15$ min, exatamente no intervalo em que a região de deslizamento metal-metal cede espaço para o mecanismo abrasivo a três corpos (Fig. 4.47-a e b).



a)



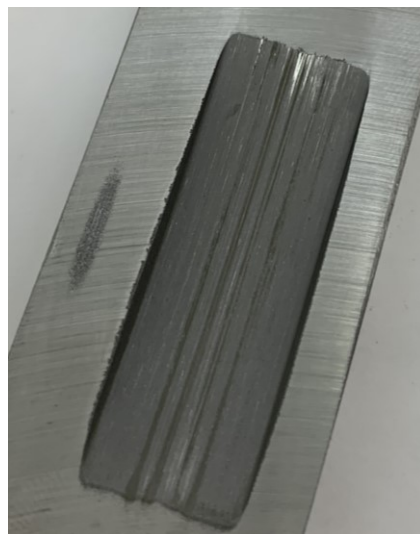
b)



c)



d)



e)

Figura 4.46: Evolução das marcas de desgaste no revestimento ao longo do ensaio, liga C. a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min; e e) 60 min.

Tabela 4.16: Valores de profundidade das marcas de desgaste causadas no revestimento nos três ensaios realizados.

Tempo	5	15	30	45	60
Prof. E1 [mm]:	0,128	0,520	1,116	1,569	1,902
Prof. E2 [mm]:	0,196	0,725	1,303	1,693	2,055
Prof. E3 [mm]:	0,139	0,505	1,127	1,508	1,829
Média [mm]:	0,154	0,583	1,182	1,590	1,929
σ [mm]:	0,037	0,123	0,105	0,094	0,115

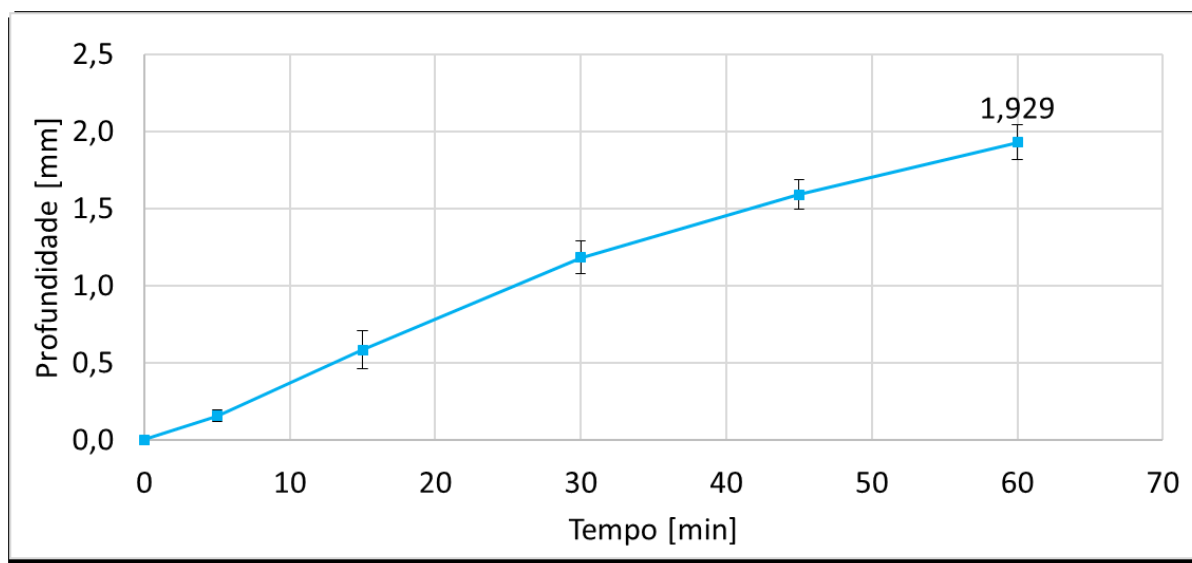


Figura 4.47: Evolução da média da profundidade máxima da marca de desgaste no revestimento em função do tempo de ensaio, liga C.

Na Tab. 4.17 e na Fig. 4.48 são mostrados, respectivamente, os dados de perda de massa da amostra do revestimento ao longo do ensaio e o seu comportamento gráfico. Vê-se, então, que a perda de massa no intervalo inicial, $t = 5$ min, é muito pequena, aumentando expressivamente após ele. Novamente, destaca-se que, na primeira parada do ensaio, foi constatada a atuação do mecanismo de desgaste por deslizamento com contato metal-metal, para o qual é esperada uma menor perda de massa. A partir desse tempo, o desgaste abrasivo a três corpos passa a dominar praticamente toda a superfície de desgaste, sendo um mecanismo mais agressivo devido à diminuição da pressão de contato.

Tabela 4.17: Perda de massa acumulada do revestimento durante o ensaio da liga C.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Perda de Massa E1 [g]	0,098	0,660	2,086	3,390	4,537
Perda de Massa E2 [g]	0,231	1,110	2,624	3,976	5,179
Perda de Massa E3 [g]	0,097	0,643	2,085	3,335	4,448
Média C [g]	0,142	0,804	2,265	3,567	4,721
σ [g]	0,077	0,265	0,311	0,355	0,399

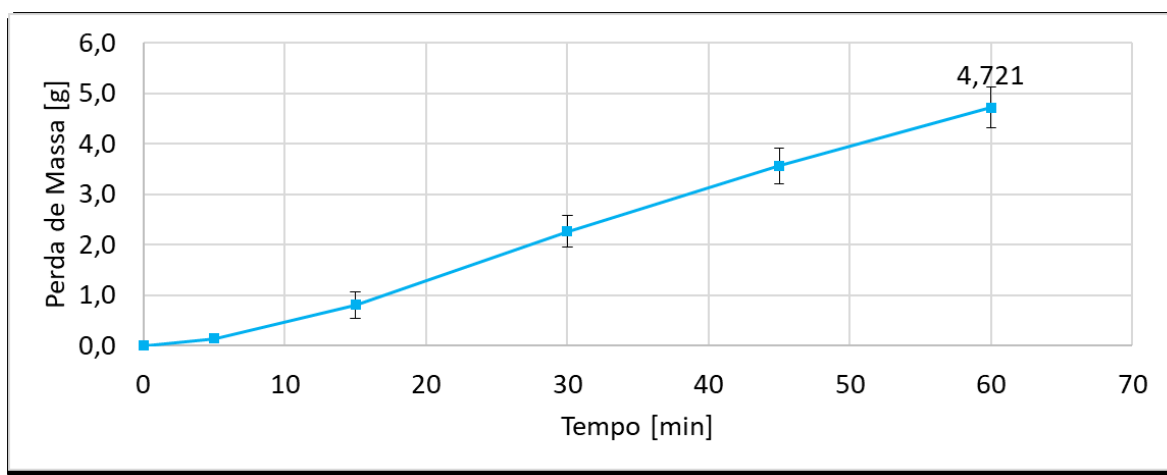


Figura 4.48: Evolução da perda de massa causada no revestimento em função do tempo, liga C.

A Fig. 4.49 mostra o comportamento da taxa de desgaste, com base na variação da massa do revestimento ao longo do ensaio. Infere-se, do gráfico, que a taxa de desgaste é baixa em $t = 5$ min, aumenta expressivamente em $t = 15$ min e chega ao seu pico no tempo $t = 30$ min. A partir de então, o comportamento da taxa é decrescente, chegando ao final do ensaio com um valor igual a $0,0770 \pm 0,3990$ g/min.

Observa-se que, até agora, apenas este material apresentou decaimento da taxa de desgaste durante o ensaio.

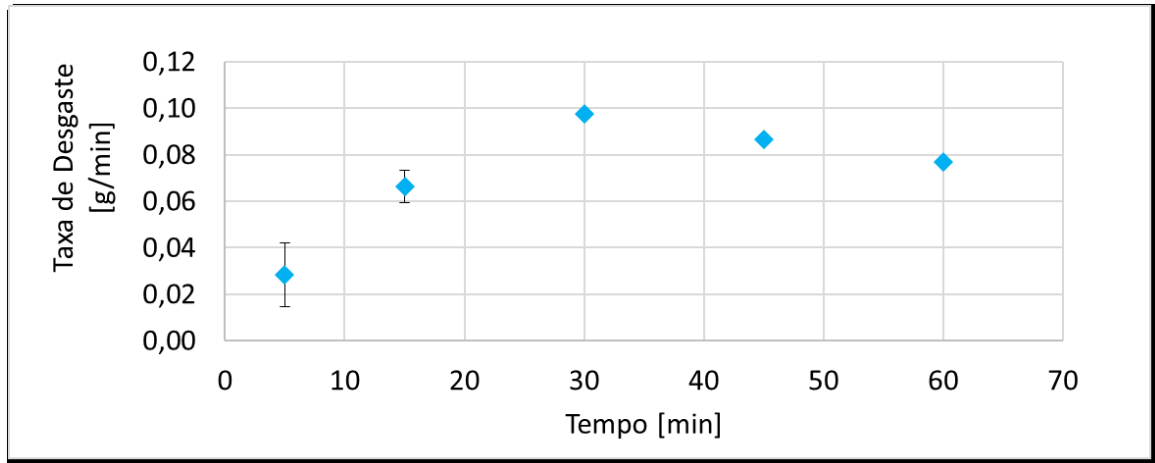


Figura 4.49: Gráfico da taxa de desgaste referente à perda de massa em função do tempo para a liga C.

Na análise da superfície desgastada do revestimento, Fig. 4.50, constatam-se canais de escoamento de abrasivo (Fig. 4.50-a e b). Em maiores aumentos, identifica-se, além do rolamento causado pela passagem das partículas abrasivas, Fig. 4.50-c e Fig. 4.50-d, uma superfície mais lisa em relação aos pares tribológicos anteriores, com evidências de contato metal-metal. Isso pode estar associado à maior dureza do HB da liga C (63 HRC) e à redução do diâmetro do abrasivo durante o ensaio.

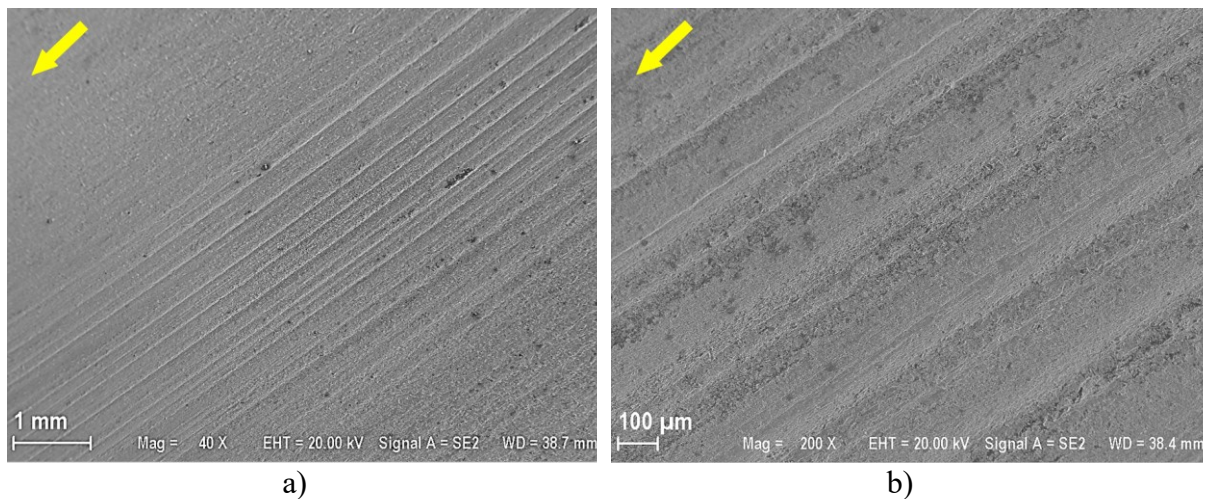


Figura 4.50: Superfície típica do revestimento após o ensaio de desgaste. a) Vista geral; b) e c) Detalhes de “a”); d) Detalhe mostrando a abrasão por rolamento e alguns pontos com contato metal-metal.

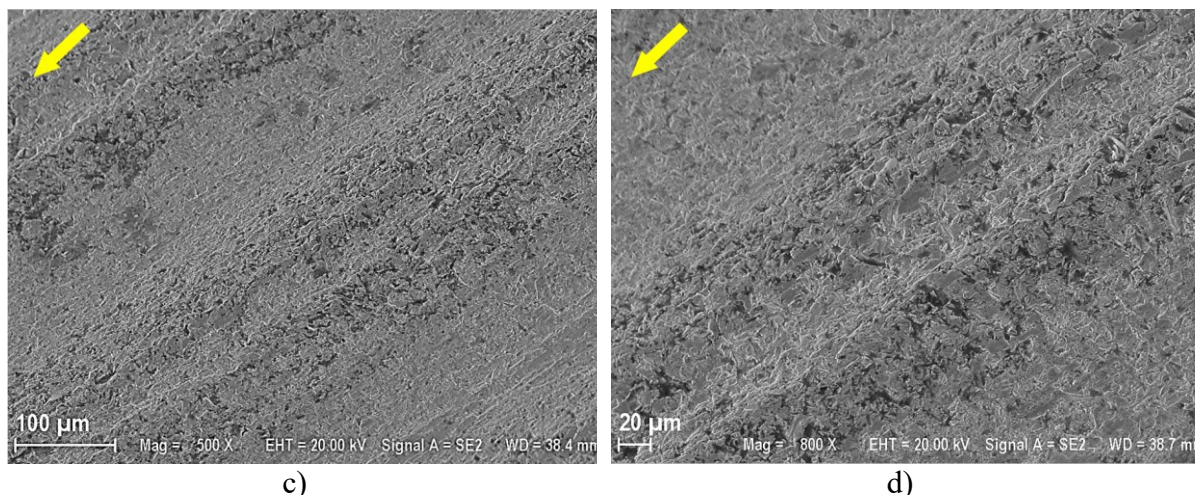


Figura 4.50: Continuação.

Na Fig. 4.51 vê-se a superfície do disco de HB ao final do ensaio de desgaste. A rugosidade superficial final medida foi igual a $18,54 \pm 4,77 \mu\text{m}$ e este alto valor pode ser explicado pela formação de marcas de desgaste ao longo de toda a seção do disco, como pode ser visto claramente na Fig. 4.51.



Figura 4.51: Superfície do disco do HB ao final do ensaio, liga C.

Imagens da superfície do disco ao final do ensaio, obtidas no MEV, são mostradas nas Fig. 4.52. Como ocorreu no material da liga B, nas Fig. 4.52-a e b são identificadas marcas de riscamento numa visão macroscópica. Aproximando-se a região do desgaste, é possível identificar que o material deformou-se, surgindo pequenas trincas (microtrincamento) distribuídas sobre a superfície (Fig. 4.52-c). Além disso, vê-se marcas de microcorte, com a formação de debris, e de microsulcamento (Fig. 4.52-d).

Reportando-se à análise microestrutural dos HB descrita na seção 4.1.2.3, foi constatada a presença de martensita com austenita retida como sendo as fases da liga C. Além disso, constata-se que a liga C é o material com a maior dureza (63 HRC) dentre os estudados.

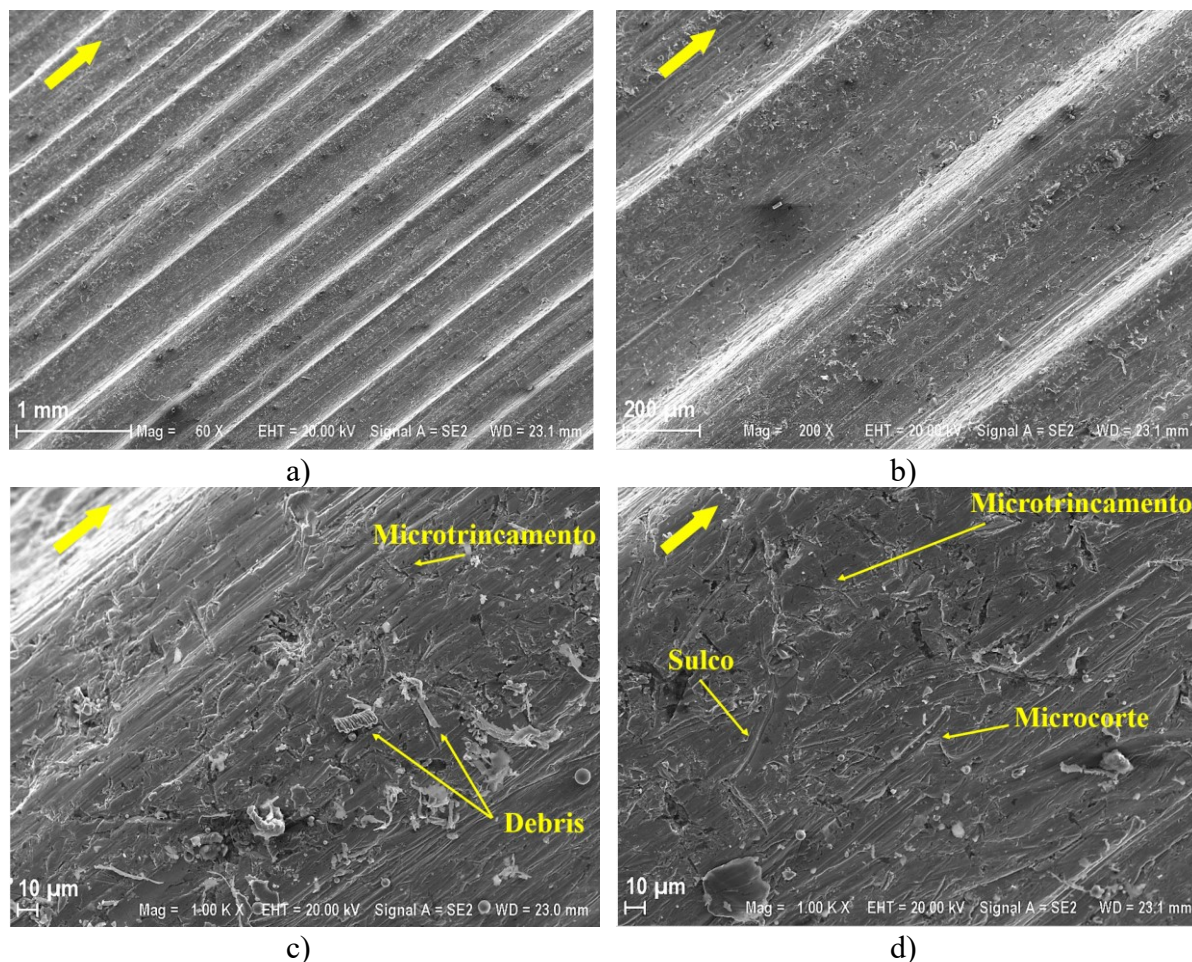


Figura 4.52: Superfície do HB desgastada ao final do ensaio, liga C. a) Vista geral, região central; b) Detalhe de “a”, região central; c) e d) Detalhes de “b”.

Na Tab. 4.18 são mostrados os dados de perda de massa e de espessura média do disco de HB, sendo vista uma elevada perda de massa.

Tabela 4.18: Perda de massa e espessura do disco de HB ao final do ensaio.

Perda de Massa	Espessura perdida
$10,42 \pm 0,48$ g	$0,20 \pm 0,06$ mm

De acordo com os resultados obtidos para o material C, infere-se que ele tem um comportamento similar ao dos materiais citados anteriormente (A e B) quanto à perda de massa do revestimento. Apesar de ter havido deslizamento com contato metal-metal no início do

ensaio, tal qual na liga A, já a partir do tempo $t = 15$ min o desgaste abrasivo por rolamento passou a abranger toda a superfície da trilha. A profundidade alcançada no desgaste da superfície do revestimento foi igual a 1,929 mm, correspondendo a uma perda de 15,07 % da espessura da amostra e a perda de massa final foi de 4,721 g. A liga C, portanto, dentre os materiais até então mencionados, foi a que causou o maior desgaste no revestimento. O disco de HB também foi muito desgastado, uma vez que sua perda de massa foi igual a 10,42 g, ou seja, próxima à da liga B e bastante superior à da liga A.

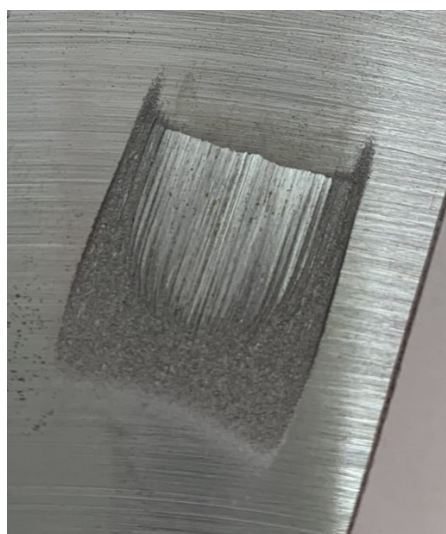
4.2.2.4 Liga D - $Fe-\alpha'$

Para a liga D, a evolução das marcas de desgaste provocadas no revestimento são mostradas, em sequência, nas Fig. 4.53-a, b c, d e e.

Constata-se, como visto nos contracorpos desgastados pelas ligas A e C, que, no início do ensaio ($t = 5$ min), dois tipos de mecanismo de desgaste prevaleceram sobre a superfície, sendo o desgaste abrasivo a três corpos com rolamento de partículas na parte inferior e o desgaste abrasivo a dois corpos com deslizamento das asperezas das superfícies na parte superior.

Já no tempo $t = 15$ min, Fig. 4.53-b, o desgaste foi predominantemente abrasivo a três corpos, causado pelo rolamento e deslizamento de partículas abrasivas entre as superfícies, evoluindo com a presença de algumas marcas de abrasão a dois corpos nas regiões onde houve maior pressão nominal (Fig. 4.53-c, d e e).

Os dados da medição da profundidade das marcas de desgaste, obtidos a partir do interferômetro, são mostrados na Tab. 4.19 e, para a liga D, foi constatada a maior profundidade do desgaste, que chegou a 2,784 mm no tempo $t = 60$ min.



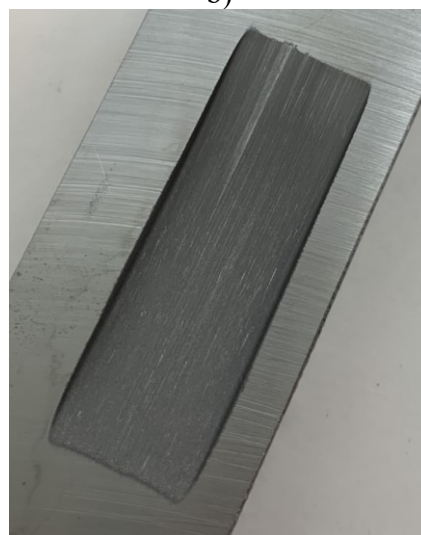
a)



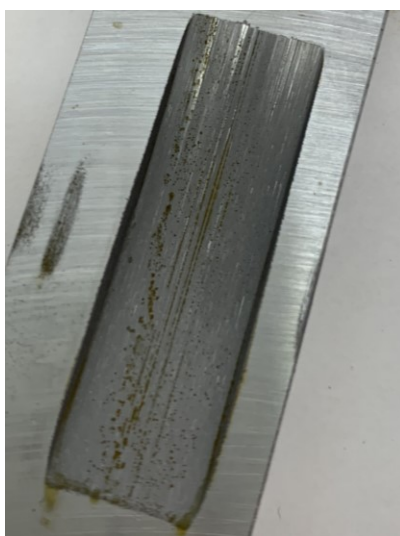
b)



c)



d)



e)

Figura 4.53: Evolução das marcas de desgaste no revestimento ao longo do ensaio, liga D. a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min; e e) 60 min.

Analisando a Fig. 4.54, visualiza-se uma acentuada aceleração na profundidade do desgaste no início do ensaio, mais especificamente no intervalo entre os tempos $t = 5$ min e $t = 15$ min. Há que se considerar o fato de que é neste intervalo que o mecanismo de desgaste abrasivo a dois corpos, constatado na porção superior do revestimento, converte-se em desgaste abrasivo a três corpos, este mais agressivo do que aquele.

Após os quinze minutos iniciais, os valores do aumento da profundidade apresentam desaceleração.

Tabela 4.19: Valores de profundidade das marcas de desgaste causadas no revestimento nos três ensaios realizado.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Prof. E1 [mm]	0,157	0,958	1,847	2,417	2,868
Prof. E2 [mm]	0,172	0,861	1,571	1,956	2,304
Prof. E3 [mm]	0,280	1,099	1,859	2,594	3,180
Média [mm]	0,203	0,973	1,759	2,322	2,784
σ [mm]	0,067	0,120	0,163	0,329	0,444

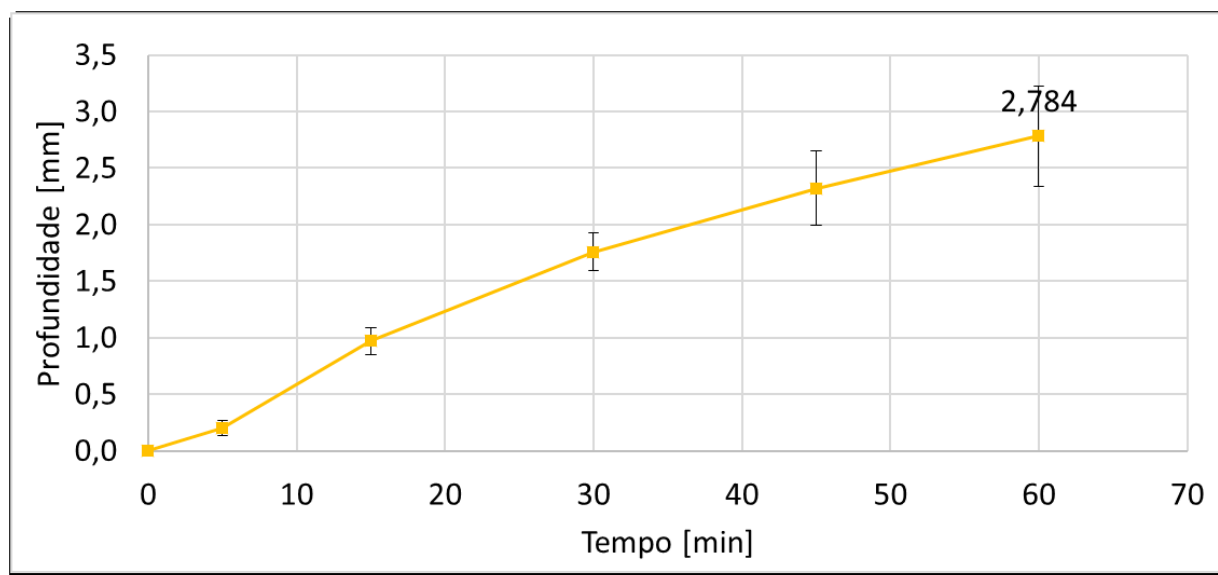


Figura 4.54: Evolução da média da profundidade máxima da marca de desgaste no revestimento em função do tempo de ensaio, liga D.

Na Tab. 4.20 são mostrados os resultados da perda de massa da amostra do revestimento e na Fig. 4.55 o gráfico da sua variação durante o tempo de ensaio.

Verifica-se que nos cinco minutos iniciais a perda de massa foi pequena. Passado esse tempo, o desgaste torna-se muito mais agressivo, aumentando, em média, aproximadamente 2

g a cada 15 minutos, chegando a um valor final médio de perda de massa igual a 8,253 g, o mais alto dentre os materiais testados.

Tabela 4.20: Perda de massa acumulada do revestimento durante o ensaio da liga D.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Perda de Massa E1 [g]	0,183	1,720	4,345	6,452	8,292
Perda de Massa E2 [g]	0,451	2,168	4,641	6,774	8,511
Perda de Massa E3 [g]	0,243	1,806	3,818	6,047	7,956
Média [g]	0,292	1,898	4,268	6,424	8,253
σ [g]	0,141	0,238	0,417	0,364	0,280

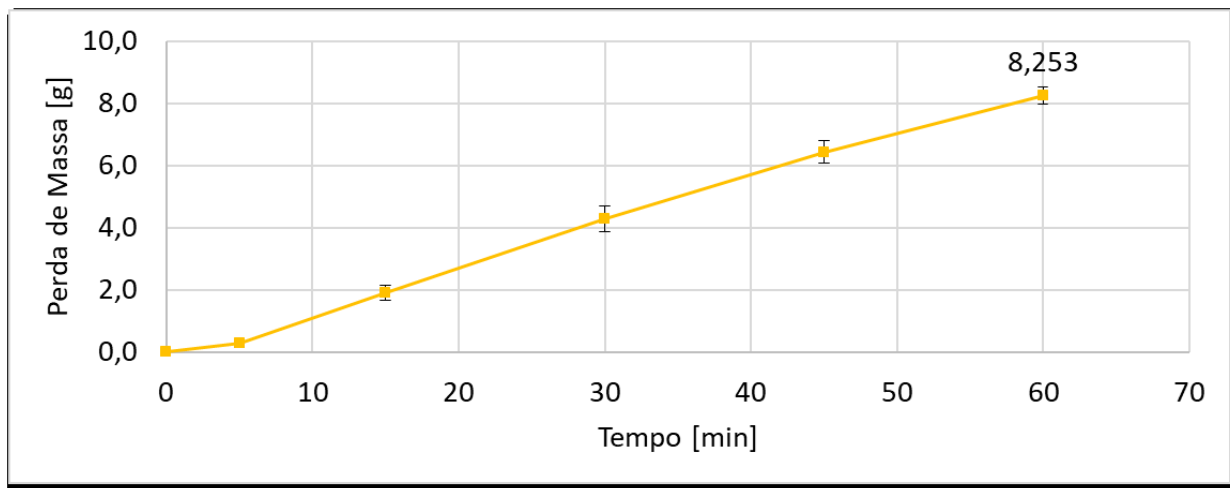


Figura 4.55: Gráfico da perda de massa causada no revestimento em função do tempo.

A taxa de desgaste, em g/min, é mostrada na Fig. 4.56. No gráfico é visto que a maior taxa de desgaste ocorreu no tempo $t = 15$ min, quando o mecanismo abrasivo a dois corpos se torna também abrasivo a três corpos com grande influência das partículas misturadas ao fluido.

Apesar de ser constatada uma tendência de redução da taxa nos intervalos seguintes, os valores permanecem altos. Entende-se que essa diminuição decorre das consequências da configuração adotada nos ensaios, como, por exemplo, a diminuição da pressão nominal de contato, em razão do aumento da área desgastada, e a diminuição do grão abrasivo.

Comparando o comportamento das taxas do desgaste provocado pela liga D com o comportamento das taxas dos desgastes provocados pelas demais ligas, infere-se que ela apresenta um desgaste mais acelerado, isto é, apesar de as taxas máximas de todas as ligas serem similares, a taxa da liga D chegou ao seu maior valor já no tempo $t = 15$ min, enquanto para as demais isto ocorreu a partir do tempo $t = 30$ min.

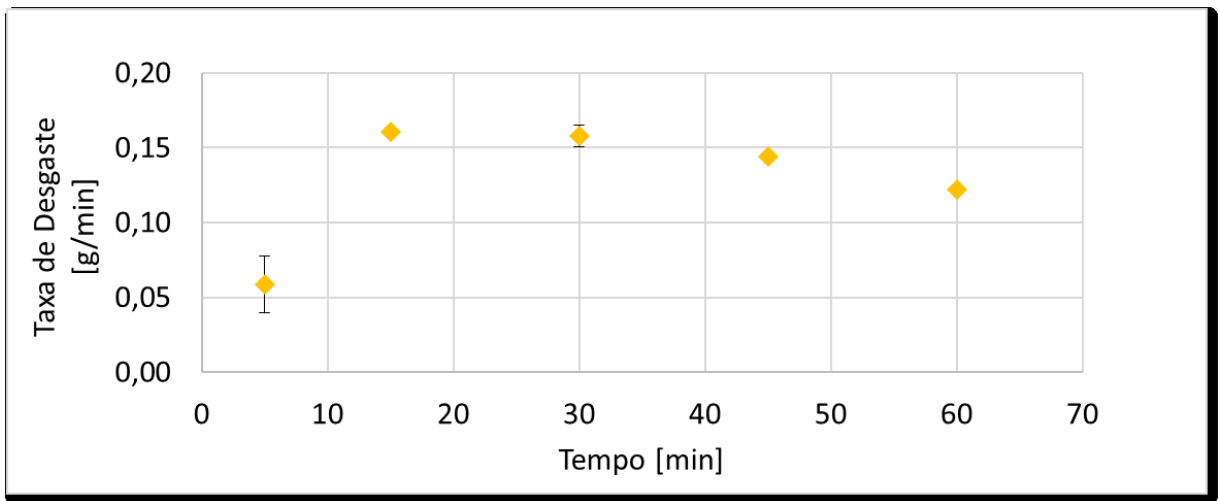


Figura 4.56: Gráfico da taxa de desgaste referente a perda de massa em função do tempo para a liga D.

As Fig. 4.57 mostram a superfície desgastada do revestimento ao final do ensaio com diferentes aumentos, estando o sentido de deslizamento indicado pelas setas. Nas Fig. 4.57-a e b é possível identificar marcas de riscamento não tão profundas sobre a superfície como as observadas nas amostras anteriores. Em maior aproximação, ver Fig. 4.57-c e d, identificam-se marcas de indentações causadas pelo rolamento das partículas e, simultaneamente, marcas de riscamento causadas por microcorte.

A morfologia do desgaste, vista no microscópio, mostra que o HB e as partículas abrasivas atuaram de forma bastante agressiva sobre o revestimento, removendo grande quantidade de material por meio dos micromecanismos acima citados. Isto justifica a grande perda de massa do revestimento (de $t = 15$ min a $t = 45$ min).

Tal comportamento também pode ser explicado pelo fato de que, à medida em que o desgaste abrasivo vai acontecendo, as partículas vão diminuindo seu poder agressivo e o declínio da taxa de desgaste é verificado ao final do ensaio ($t = 60$ min), Fig. 4.57.

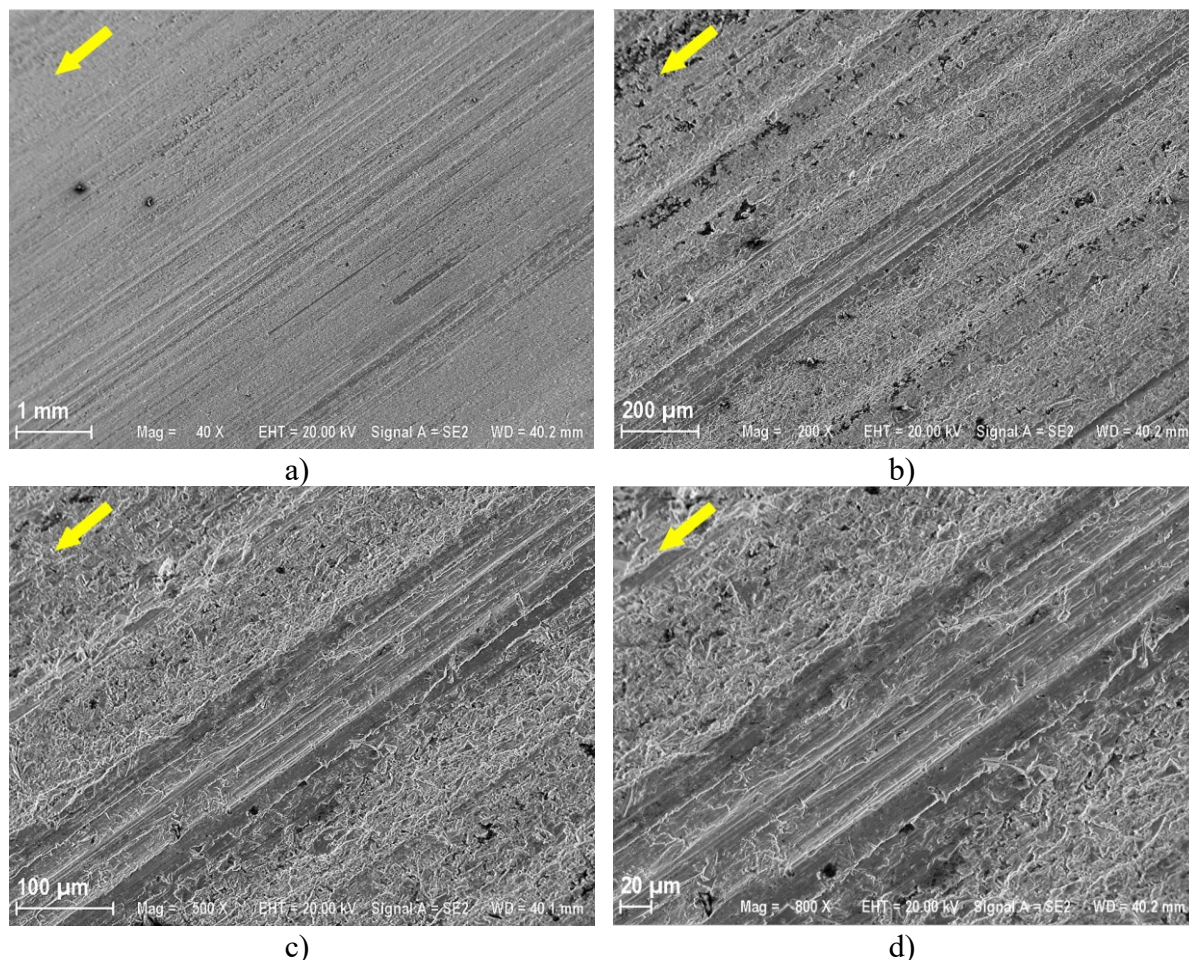


Figura 4.57 Superfície do revestimento desgastada. a) Vista geral; b) e c) Detalhe de “b”); d) Detalhe de “c)”.

No que tange ao disco de HB da liga D, a morfologia da sua superfície ao final do ensaio é mostrada na Fig. 4.58. Nela são identificadas marcas de riscamento semelhantes às dos discos mostrados anteriormente. A rugosidade final da superfície foi igual a $11,43 \pm 5,20 \mu\text{m}$, ver Fig. 4.58. A olho nu, não é identificada a presença de partículas abrasivas presentes engastadas na superfície.

Nas Fig. 4.59 são mostradas duas regiões do HB: a região central, que corresponde às Fig. 4.59-a, b e c, e a região da borda, que é mostrada nas Fig. 4.59-d, e e f. Em ambas as regiões vê-se, em menor aumento (Fig. 4.59-a e d), marcas superficiais de abrasão por riscamento, com microcortes.



Figura 4.58: Superfície do disco do HB ao final do ensaio, liga D.

Observando com maior aumento (Fig. 4.59-b, c e e f), é identificada a presença de uma grande quantidade de partículas abrasivas incrustadas na superfície do disco. E isto também explica o porquê de ter havido um desgaste mais agressivo que o verificado nos ensaios com os demais materiais sobre o revestimento. Como a dureza da liga D é relativamente baixa (48 HRC), inclusive sendo composta de baixo teor de carbono, as partículas abrasivas incrustam neste HB em maior proporção que nos demais HB e sua superfície atua como uma lixa, causando um maior desgaste no revestimento.

Na Tab. 4.21 são mostrados os valores da perda de massa e da espessura do disco de HB. Observa-se que a perda de massa deste material também foi grande como nos materiais B e C.

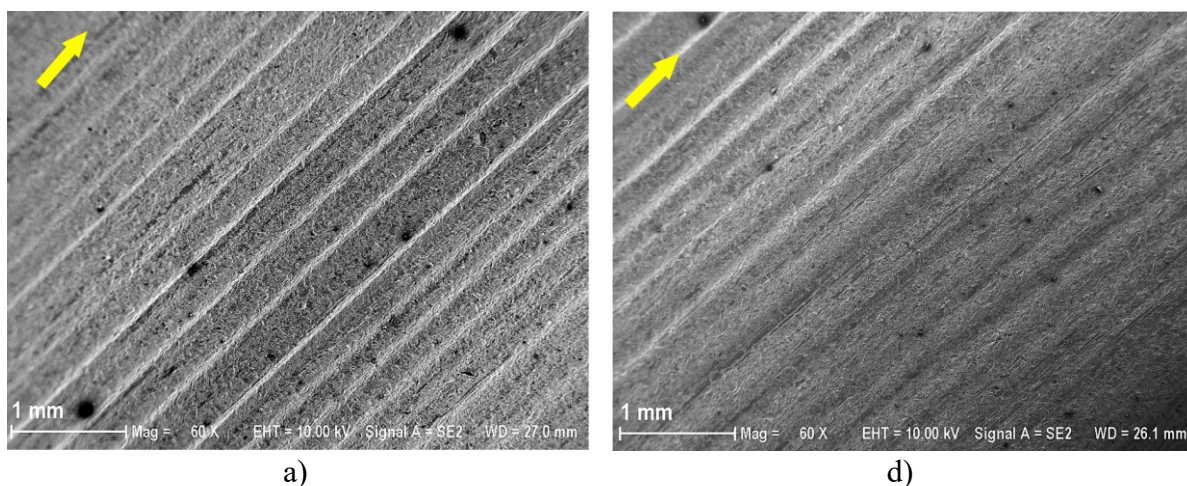


Figura 4.59: Superfície do HB desgastada ao final do ensaio, liga D. a) Vista geral, região central; b) e c) Detalhe de “a”); d) Vista geral, borda; e) e f) Detalhe de “d”).

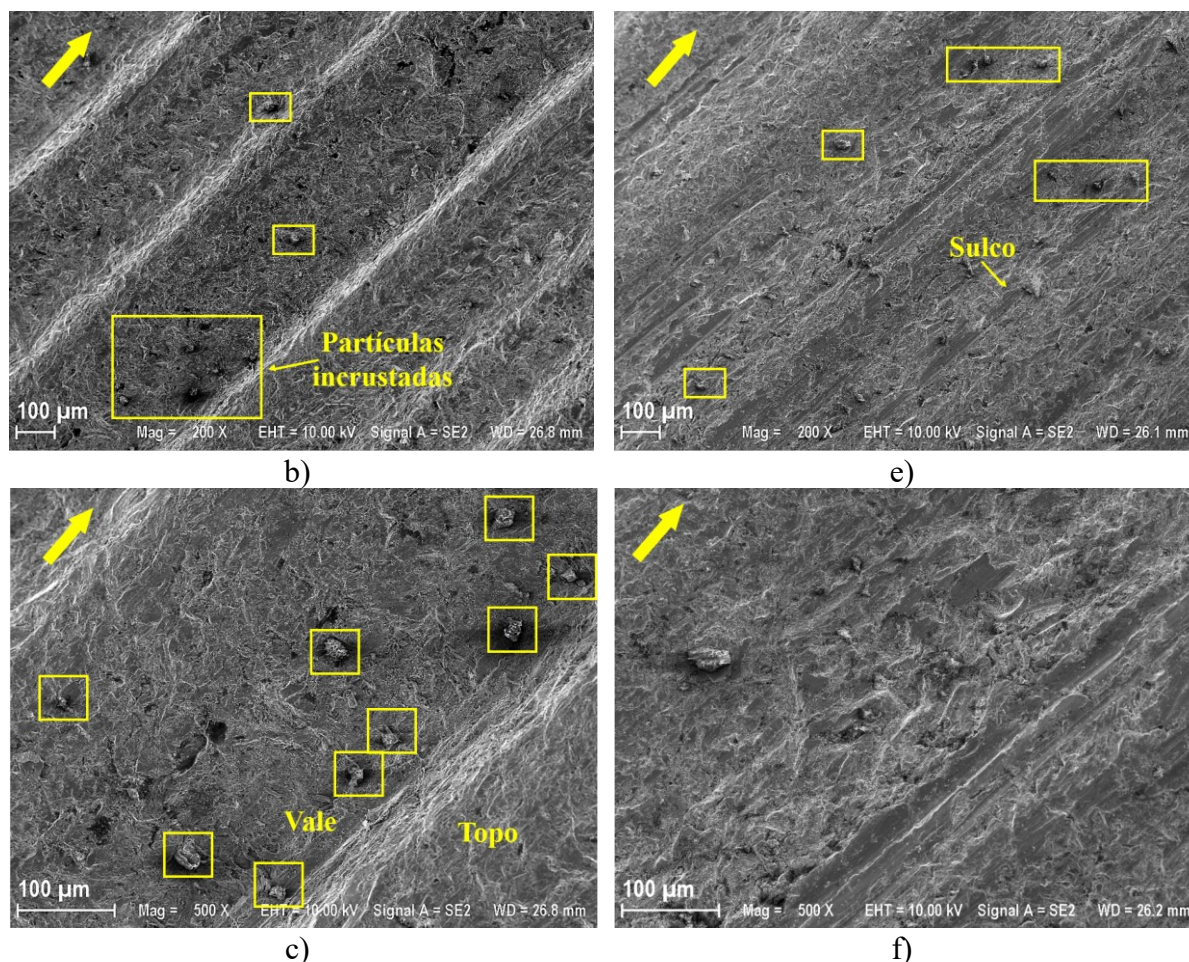


Figura 4.59: Continuação.

Tabela 4.21: Dados referentes ao disco de HB ao final do ensaio.

Perda de Massa	Perda da espessura
$12,69 \pm 5,32$ g	$0,15 \pm 0,04$ mm

Os resultados acima apresentados mostram que prevaleceu um desgaste abrasivo intenso na amostra do revestimento, favorecido pela presença de partículas abrasivas incrustadas na superfície do HB, identificadas na análise de MEV, e, o que facilitou esse embutimento foi a relativa baixa dureza do HB. Dessa forma, o material da liga D funcionou como uma lixa, agredindo ainda mais a superfície do revestimento.

A profundidade final alcançada na marca de desgaste foi de 2,784 mm, correspondendo a uma perda de parede do corpo do revestimento equivalente a 21,75 %. E as perdas de massa sofridas pelo revestimento e pelo HB foram, respectivamente, iguais a 8,253 g e 12,69 g.

4.2.2.5 Liga E - $Fe-\alpha' + Fe-\gamma + TiC$

Para a liga E, o desgaste da superfície do revestimento evoluiu conforme demonstrado nas Fig. 4.60. Considerando o aspecto do desgaste visto na superfície no tempo $t = 5$ min (Fig. 4.60-a), vê-se, novamente, a ocorrência de desgaste abrasivo por rolamento (a três corpos) na parte inferior da trilha e uma grande região de desgaste abrasivo por deslizamento (a dois corpos) na parte superior.

Mais uma vez, essa morfologia indica que, no início do ensaio, a pressão nominal é maior, pois a força de contato é aplicada sobre uma área menor, e, assim, há menos desgaste em decorrência do estreitamento da distância entre o corpo de prova e o contracorpo, impedindo que partículas de maior diâmetro entrem e rolem ou deslizem na interface do desgaste.

Na Fig. 4.60-b, referente ao tempo $t = 15$ min, vê-se que a redução da pressão ainda não foi suficiente para permitir que o desgaste abrasivo com rolamento de partículas dominasse toda a superfície, havendo ainda sinal característico da abrasão a dois corpos com deslizamento de metal-metal e de partículas.

Possivelmente, isto decorre do fato de a liga E possuir carbonetos de titânio em sua composição microestrutural, que atenua o desgaste no HB provocado por partículas duras que se incrustam no revestimento, mantendo a superfície do corpo de prova mais regular e, conseqüentemente, mantendo menor a distância na interface do desgaste e impedindo, ainda, a entrada de quantidade suficiente de partículas livres de maior diâmetro que comutariam o desgaste para um desgaste por rolamento.

Nos tempos $t = 30$ min e $t = 45$ min, Fig. 4.60-c e d, constata-se que, apesar do aumento da área afetada pelo desgaste predominantemente abrasivo com riscamento e rolamento de partículas, ainda há regiões com aspecto típico do desgaste abrasivo por deslizamento, demonstrando que a superfície do HB mantém-se mais uniforme por mais tempo, com menor tendência à formação de canais longitudinais no revestimento, e isto evita que a taxa de desgaste aumente de forma mais expressiva.

Apenas no final do ensaio ($t = 60$ min) é que se verifica que o desgaste abrasivo a três corpos com rolamento de partículas domina praticamente toda a superfície, embora ainda sejam vistas algumas áreas de desgaste abrasivo por deslizamento.

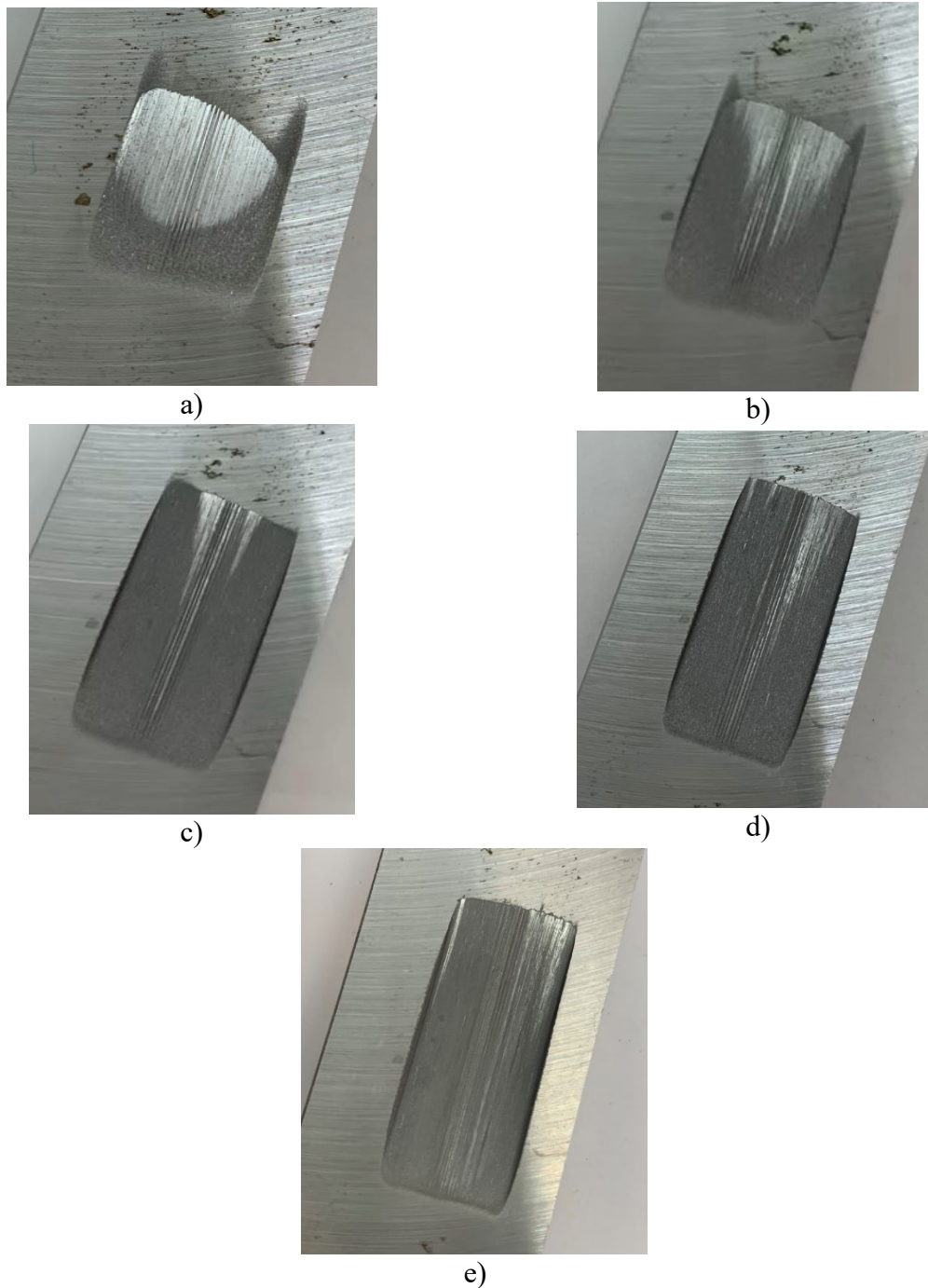


Figura 4.60: Evolução das marcas de desgaste no revestimento durante o ensaio, liga E. a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min; e e) 60 min.

Na Tab. 4.22 são apresentados os dados da profundidade do desgaste causado pela liga E e, na Fig. 4.61, a sua evolução no decorrer do ensaio.

De acordo com os resultados obtidos, vê-se um comportamento similar ao de outras ligas estudadas (A, C e D), havendo uma aceleração no intervalo de tempo entre $t = 15$ min e $t = 45$ min, Fig. 4.61-b, c e d, exatamente onde é verificada a atenuação das áreas onde o desgaste é provocado por mecanismo menos agressivo (abrasão por deslizamento sob alta pressão

nominal) e incremento nas áreas de desgaste provocado por mecanismo mais agressivo (abrasão por riscamento sob menor pressão nominal).

Já no intervalo final, que vai do tempo $t = 45$ min ao tempo $t = 60$ min, a curva de evolução da profundidade desacelera. Ao final do ensaio, a medida obtida foi igual a 1,282 mm, consistindo na menor profundidade de desgaste dentre as ligas estudadas.

Tabela 4.22: Valores de profundidade das marcas de desgaste causadas no revestimento nos três ensaios realizado para a liga E.

Tempo [min]	5	15	30	45	60
Prof. E1 [mm]	0,086	0,252	0,606	0,953	1,178
Prof. E2 [mm]	0,115	0,289	0,635	1,047	1,234
Prof. E3 [mm]	0,124	0,320	0,692	1,074	1,433
Média [mm]	0,108	0,287	0,644	1,025	1,282
σ [mm]	0,020	0,034	0,043	0,064	0,134

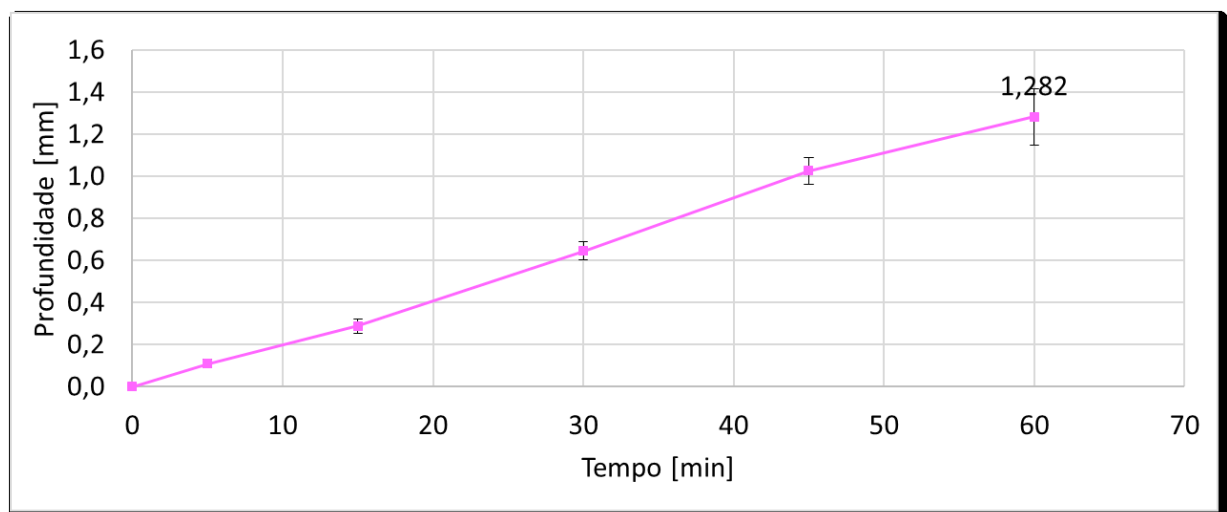


Figura 4.61: Evolução da média da profundidade máxima da marca de desgaste no revestimento em função do tempo de ensaio, liga E.

Os dados da perda de massa do revestimento e o gráfico do comportamento desta perda de massa no decorrer do tempo de ensaio são mostrados na Tab. 4.23 e a Fig. 4.62. Neles, identifica-se que a perda de massa é menor nos tempos iniciais ($t=5$ e $t=15$ min), quando comparada às dos tempos seguintes. Não coincidentemente, outra vez esses valores estão associados aos mecanismos de desgaste que ocorreram nos respectivos intervalos.

Ou seja, no intervalo de tempo em que ocorre a passagem do mecanismo de desgaste abrasivo por deslizamento para o mecanismo de desgaste mais agressivo, no caso o desgaste abrasivo por rolamento das partículas (de $t = 0$ a $t = 45$ min), a curva de perda de massa ao longo do tempo apresenta aceleração, desacelerando somente no intervalo final (de $t = 45$ min a $t = 60$ min).

Tabela 4.23: Perda de massa acumulada no revestimento durante todo o ensaio para a liga E.

Ensaio 1 [g]	0,070	0,304	0,873	1,634	2,249
Ensaio 2 [g]	0,064	0,279	0,919	1,829	2,335
Ensaio 3 [g]	0,071	0,330	1,014	1,872	2,831
Média [g]	0,068	0,304	0,935	1,778	2,471
σ [g]	0,004	0,025	0,072	0,126	0,314

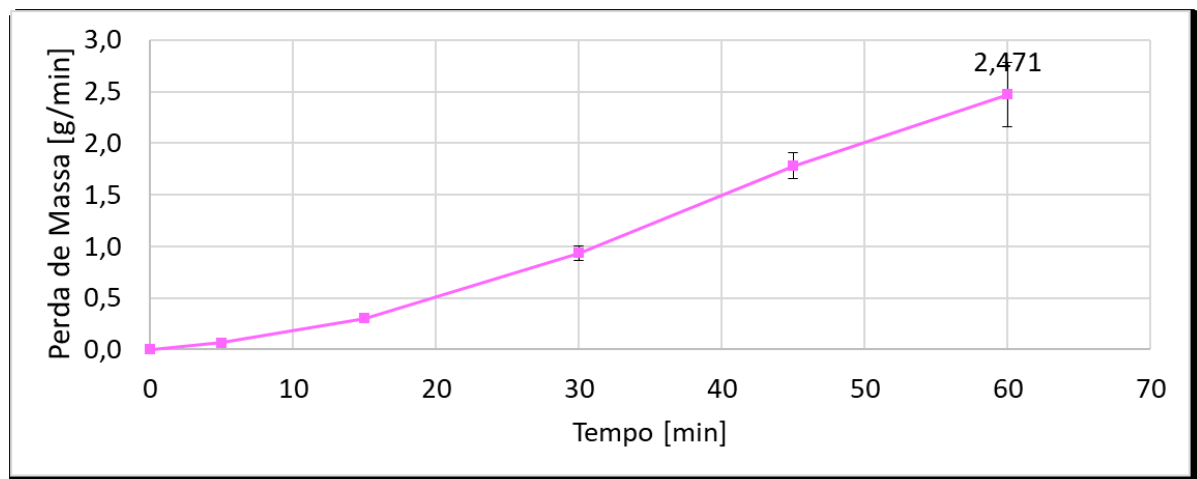


Figura 4.62: Evolução da perda de massa causada no revestimento em função do tempo, liga E.

Na Fig. 4.63 é apresentado o gráfico da taxa de desgaste, calculada a partir da perda de massa. Nele visualiza-se mais nitidamente o comportamento acima descrito, em que há aumento das taxas de desgaste até o tempo $t = 45$ min, quando a taxa máxima foi igual a 0,056 g/min, reduzindo no último intervalo, chegando a um valor igual a 0,046 g/min ao final.

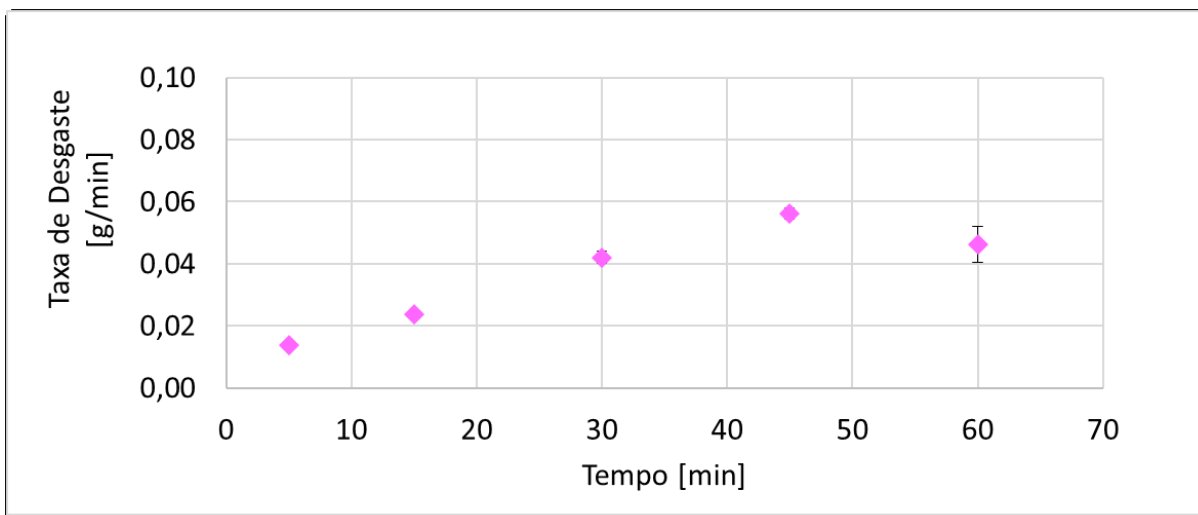


Figura 4.63: Gráfico da taxa de desgaste referente a perda de massa em função do tempo para a liga A.

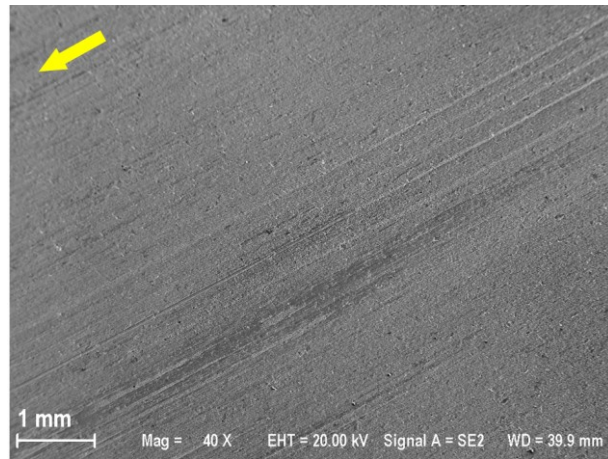
As imagens no MEV da superfície do revestimento desgastada podem ser vistas nas Fig. 4.64 (sentido de deslizamento sinalizado com setas) e uma imagem macroscópica da superfície do revestimento é mostrada na Fig. 4.64-a. Nela vê-se que, como nas demais amostras, no final do ensaio prevaleceu o mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos, com rolamento de partículas.

Nota-se, ainda, que os sulcos formados pelo contato com o HB foram menores, demonstrando que a superfície desgastada do revestimento apresentou pouca deformação e, conseqüentemente, poucas zonas (vales e sulcos) de variação de pressão real.

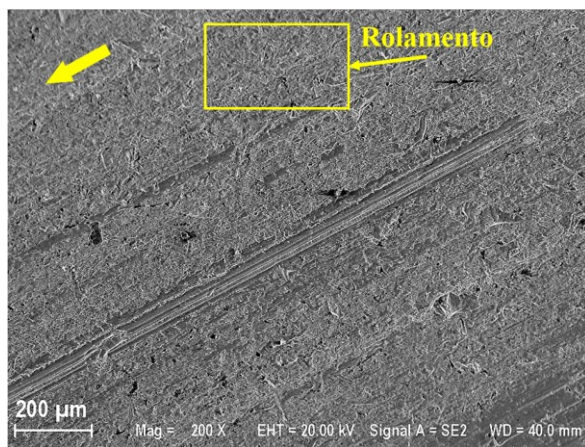
Em maiores aproximações (Fig. 4.64-b, c, d e e) são mostrados com mais detalhes os mecanismos abrasivos atuantes na superfície. Na Fig. 4.64-b e d, referentes à região em que a abrasão a três corpos atuou de forma predominante, vê-se as marcas de indentações múltiplas causadas pelo rolamento de partículas. Nas Fig. 4.64-c e e, em que prevaleceu a abrasão por deslizamento, vê-se uma superfície mais suave, característica da abrasão a dois corpos.

Na Fig. 4.65 vê-se a superfície do disco de HB ao final do ensaio de desgaste. Quanto à rugosidade superficial final medida, foi igual a $7,02 \pm 1,20 \mu\text{m}$.

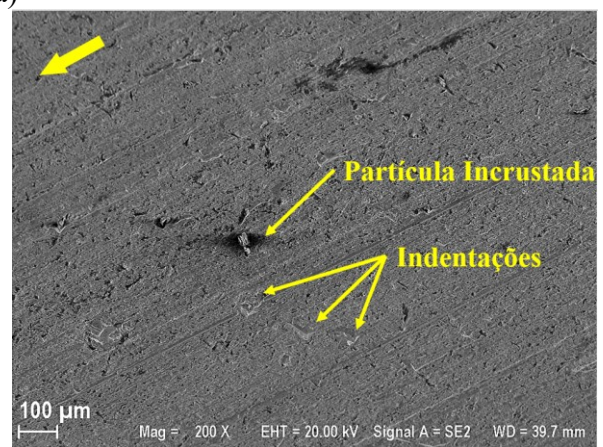
Nesta superfície, a quantidade de trilhas profundas foi menor do que nas outras, sugerindo que os carbonetos de titânio presentes na liga atuaram de forma a minimizar o seu desgaste e deformação.



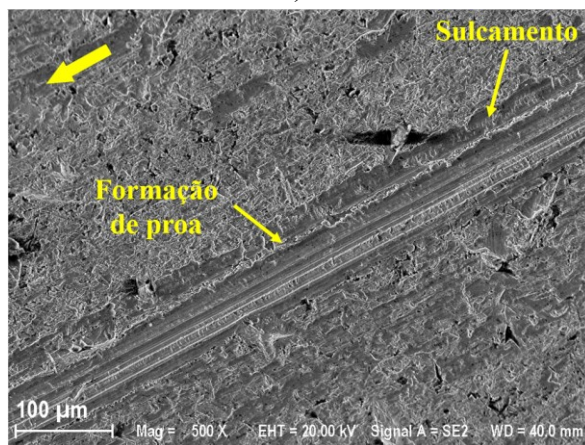
a)



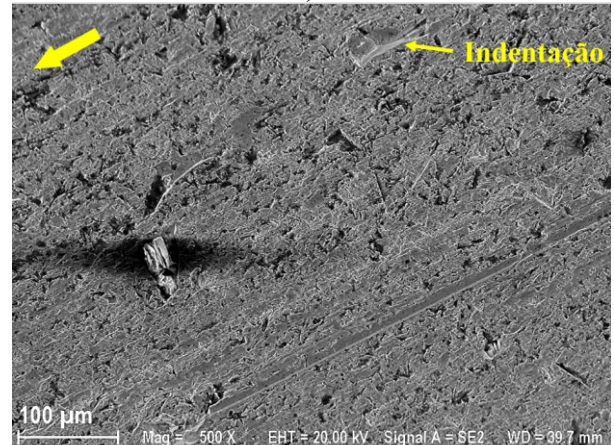
b)



c)



d)



e)

Figura 4.64: Superfície do revestimento desgastada. a) Imagem macro, aproximação de 40x; b) e c) aproximação de 200x; d) e e) Detalhe de “b)” e “c)”, respectivamente.

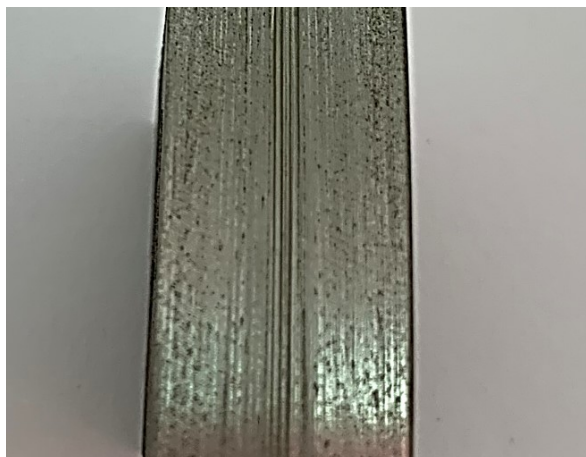


Figura 4.65: Superfície desgastada da amostra da liga E ao final do ensaio

A superfície mostrada nas Fig. 4.66 e Fig. 4.67 refere-se ao disco de HB ao final do ensaio, tendo sido avaliadas duas regiões, uma central (Fig. 4.66-a, b e c) e outra lateral (Fig. 4.67-a, b e c).

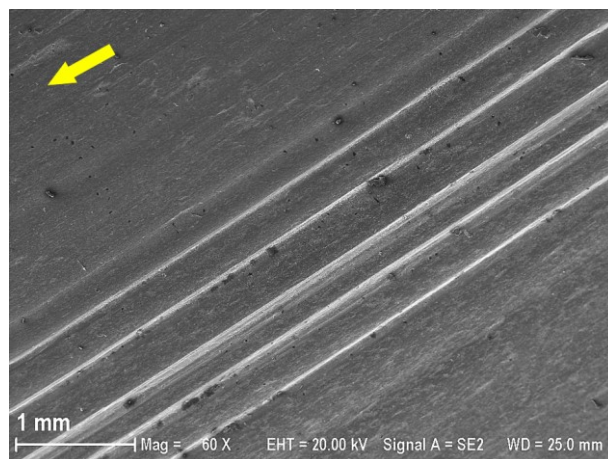
Na região central (Fig. 4.66-a) vê-se marcas de riscos causados pela passagem das partículas abrasivas sob maior pressão de contato, provocando a formação de canais de escoamento do abrasivo no material. De acordo com os aumentos realizados nesta região identifica-se na superfície marcas de microcorte e a presença de detritos em formato de placas ou lâminas (Fig. 4.66-b).

Na Fig. 4.66-c é visto que, entre regiões aparentemente mais macias, caracterizadas pela presença de riscamentos e microcortes, há regiões compostas de microestruturas mais duras, em que foram formadas pequenas trincas.

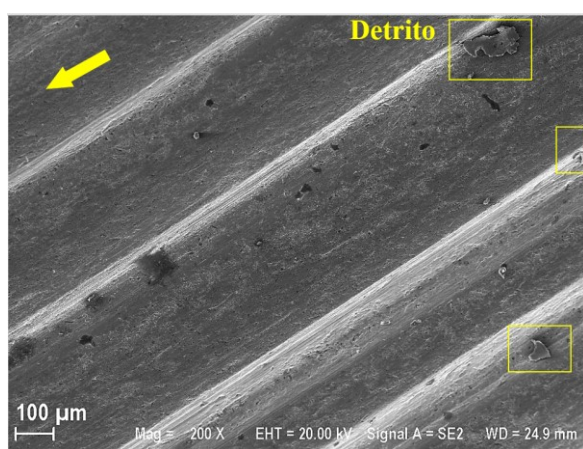
Na Fig. 4.67-a, vê-se marcas de uma superfície “arada” ou sulcada (Fig. 4.67-b), o mesmo aspecto visto na Fig. 4.67-c, em que há presença de pequenas trincas em regiões mais duras situadas entre regiões mais macias.

Após a análise da superfície do disco, constata-se que o desgaste causado pela liga E deu-se de forma diferente dos observados anteriormente e que a superfície do HB, ao final do ensaio, apresentou-se bastante compactada e com formação de poucos sulcos.

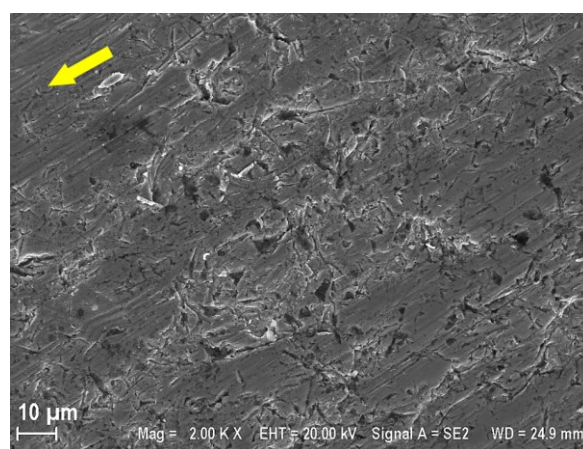
Nas áreas onde não houve ocorrência predominante de sulcos, houve a formação de trincas e desprendimento do material em formato de placas.



a)

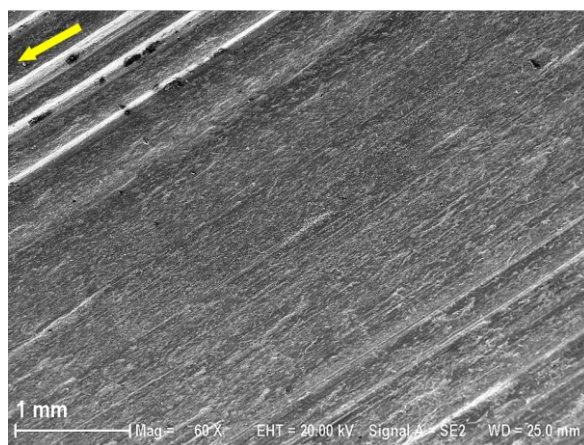


b)



c)

Figura 4.66: Superfície do revestimento. a) Vista geral, região central; b) e c) Detalhe, região central.



a)

Figura 4.67: a) Vista geral, borda lateral; b) Detalhe, borda lateral; c) Detalhe de “b”).

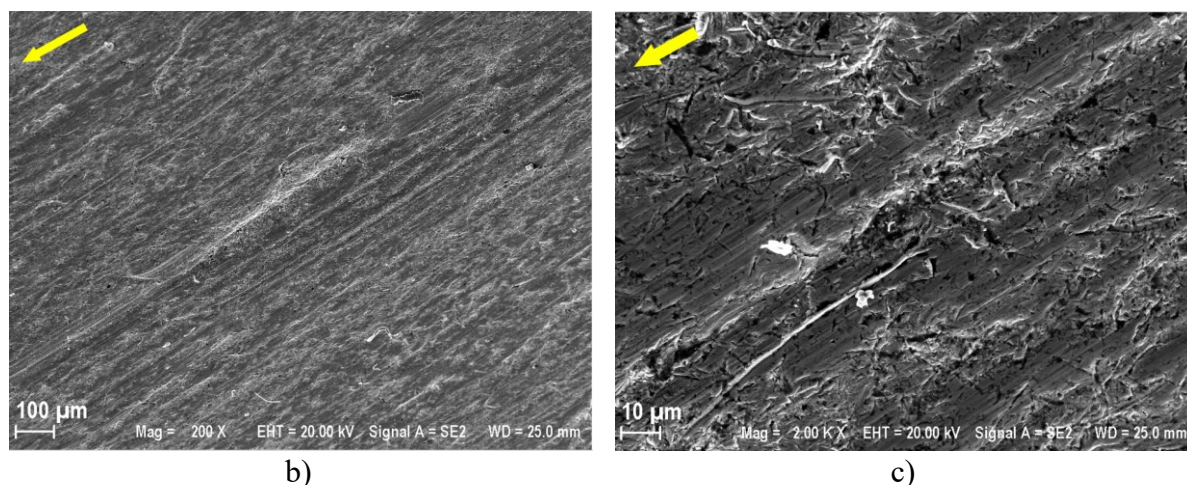


Figura 4.67: Continuação.

Na Tab. 4.24, são mostrados os dados de perda de massa e da espessura da parede do disco de HB ao final do ensaio.

Tabela 4.24: Perda de massa e espessura do disco de HB ao final do ensaio.

Perda de Massa	Perda da espessura
$3,45 \pm 0,42$ g	$0,15 \pm 0,31$ mm

Por fim, para a liga E foi constatado, em quase todo o ensaio, o desgaste abrasivo moderado, coexistindo a abrasão por rolamento e a abrasão por deslizamento, prevalecendo a primeira somente no tempo final do ensaio. Quanto ao desgaste do HB, o mecanismo que prevaleceu foi o desgaste por deslizamento.

A profundidade alcançada ao final do ensaio foi de 1,282 mm, correspondente a uma perda na espessura da parede de 10,01 %, sendo a menor dentre os materiais testados. No tocante à perda de massa, o contracorpo do revestimento perdeu 2,471 g e o HB um valor médio igual a 3,45 g, também os menores valores se comparados aos das demais ligas.

4.3 Comparação dos Resultados de Desgaste

Nesta seção são comparados os resultados de desgaste obtidos na seção anterior para as ligas de HBs, avaliando os seus desempenhos nos ensaios e, ao final, fazendo-se um ranqueamento.

4.3.1 Desempenho dos Hardbandings

Reunindo os dados obtidos para as ligas do HBs estudadas neste trabalho, tem-se, resumidamente, na Tab. 4.25, as principais informações relativas à microestrutura, teor de carbono, elementos de liga e dureza.

Tabela 4.25: Resumo comparativo da composição e dureza das ligas de HBs.

Denominação	Microestrutura	C (%)	Elementos de liga	Dureza
Liga A	Fe - α' + Fe - γ + NbC	Alto (1,2)	5,4Cr; 3,8Nb; 2,0Si	58 HRC
Liga B	Fe- α' +Fe- γ +MB/M ₂ C	Médio (0,6)	2,3B;16,3Cr; 4,1Ni	59 HRC
Liga C	Fe- α' + Fe- γ	Alto (0,9)	6,3Cr; 0,6Si	63 HRC
Liga D	Fe - α'	Baixo (0,2)	2,9Cr; 0,7Si; 2,9W	48 HRC
Liga E	Fe- α' + Fe- γ + TiC	Alto (0,9)	3,2Cr; 1,9Ti	56 HRC

A análise de desgaste sobre os HBs foi feita com relação à massa perdida no final do ensaio no tempo $t = 60$ min. Os valores médios da perda de massa dos HB são mostrados na Fig. 4.68 e os valores de cada ensaio podem ser observados na Tab. 4.26, juntamente com suas médias e desvio padrão.

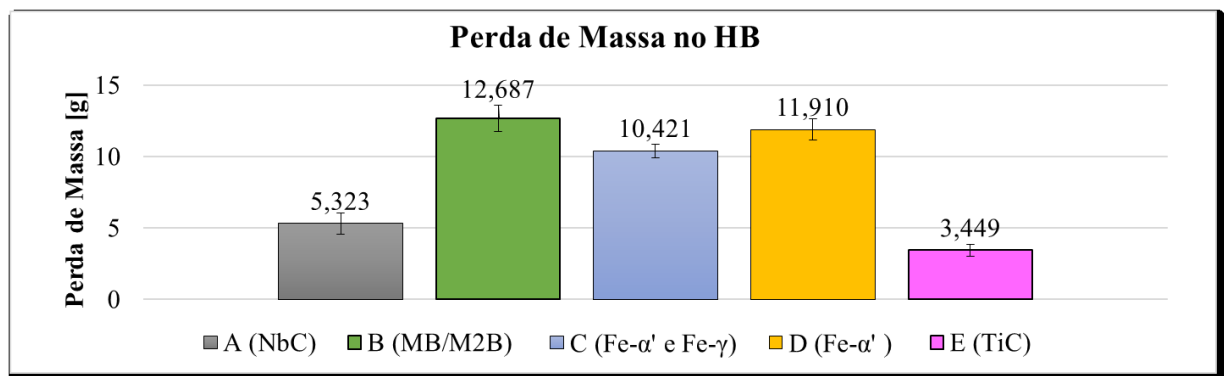


Figura 4.68: Perda de massa dos HBs no tempo $t = 60$ min.

Com base nos resultados apresentados na Fig. 4.68, verifica-se que os materiais B, C e D tiveram as maiores perdas de massa dentre as ligas testadas (12,687 g, 10,421 g e 11,910 g, respectivamente). Os materiais A e E, por sua vez, apresentaram os menores desgastes, resultando na perda total de 5,323 g e 3,449 g, respectivamente.

Tabela 4.26: Tabela de perda de massa dos HBs para todas as réplicas.

	Liga A [g]	Liga B [g]	Liga C [g]	Liga D [g]	Liga E [g]
Ensaio 1	4,50	12,98	9,91	17,11	3,25
Ensaio 2	6,02	13,45	10,49	10,00	3,17
Ensaio 3	5,45	11,63	10,89	8,63	3,93
Média [g]	5,32	12,69	10,42	11,91	3,45
σ [g]	0,7646	0,9424	0,4791	4,55	0,4157

Como os HBs testados apresentam durezas superiores à do revestimento, o desgaste daqueles materiais se dá por abrasão provocada pelas partículas duras de areia. O comportamento quanto à abrasão está diretamente ligado à microestrutura de cada material.

Não coincidentemente, as ligas A e E, que possuem carbonetos primários em sua microestrutura, apresentaram a melhor performance, com vantagem para a última. Em geral, a presença de carbonetos e boretos contribui para a proteção contra o desgaste, especialmente se o seu tamanho e quantidade forem suficientes para diminuir a interação do abrasivo com a matriz, ou seja, os eventos de desgaste forem menores que as fases duras.

De outro modo, as interações entre partículas abrasivas e carbonetos podem levar ao seu desprendimento da matriz pela perda de suporte mecânico. Assim, uma matriz mais dúctil pode ter melhor desempenho sobre uma mais frágil (HUTCHINGS, 1992 e HABERER *et al*, 2014).

Para a liga B, que apresentou maior perda de massa, a presença dos boretos eutéticos refinados (Fig. 4.8) deixam a superfície mais suscetível ao desgaste abrasivo devido ao seu formato, tamanho e distribuição. Neste caso, os eventos de desgaste são efetivamente maiores do que os microconstituintes eutéticos, e esta configuração, favorece a retirada de material da superfície. Ao mesmo tempo, esta microestrutura também deixou o material menos dúctil e suscetível a trincas, como mostrado antes em imagens de MEV (Fig. 4.44).

O comportamento similar dos materiais C e D, que também apresentaram elevadas perdas de massa, pode ser justificado pelo fato de suas microestruturas serem também, de certa forma, similares. Elas, são compostas, preponderantemente, de martensita e austenita retida, não tendo sido constatada a presença significativa de carbonetos primários (no material C foram identificados carbonetos do tipo M_7C_3/M_3C , porém em quantidade muito pequena).

A Tab. 4.27 apresenta os resultados da análise de variância (ANOVA), indicando para cada fonte de variação (FV) a soma de quadrados (SQ), o número de graus de liberdade (GL), os quadrados médios (QM), a razão da variância (F) e a probabilidade (p).

Tabela 4.28: Análise de ANOVA para a comparação dos médias da perda de massa dos HBs.

FV	SQ	GL	QM	F	p
Interação dos Materiais	1150,54	1	1150,54	254,70	0,000000
Materiais	204,36	4	51,09	11,31	0,000991
Resíduo	45,17	10	4,51		

De acordo com a Tab. 4.27, para um nível de confiança de 95 %, identifica-se $p < 0,05$, indicando que existe diferença entre as médias dos materiais.

A Fig. 4.69 mostra as superfícies dos cinco materiais ao final do ensaio, vistas no MEV. As regiões observadas correspondem à região central da largura do disco dos corpos de prova dos HBs.

Analisando as imagens, pode-se dizer que na liga A (Fig. 4.69-a) prevaleceu o rolamento com indentação e, em menor frequência, o sulcamento, como micromecanismos atuantes no desgaste.

Na liga B (Fig. 4.69-b), constata-se uma superfície deformada plasticamente e com micromecanismos de sulcamento e microcorte.

Quanto ao corpo de prova do material C, foi observada grande presença de detritos (fragmentos do desgaste) e de marcas de riscamento e microcorte. Neste material, que apresentou a maior dureza, são vistas poucas marcas de indentações, ver Fig. 4.69-c.

Em relação à liga D, é visível, na Fig. 4.69-d, a presença abundante de marcas de rolamento, além de partículas incrustadas, fatos que são compatíveis com a baixa dureza identificada para este material, que foi a menor de todas.

Por fim, na liga E foram constatados canais de escoamento dos abrasivos apenas na região central da superfície do disco (mostrada na Fig. 4.69-e).

Além disso, houve a visualização de microtrincas, mas não há a presença de detritos proveniente do microcorte. Acredita-se que a presença do carboneto de titânio forneceu considerável resistência ao desgaste ao HB, impedindo que as partículas de areia presas na superfície mais macia do revestimento provocassem o desgaste do HB a um nível igual aos dos

demais materiais. Nota-se, também, que os materiais A e E, apresentam canais em menor porcentagem de área.

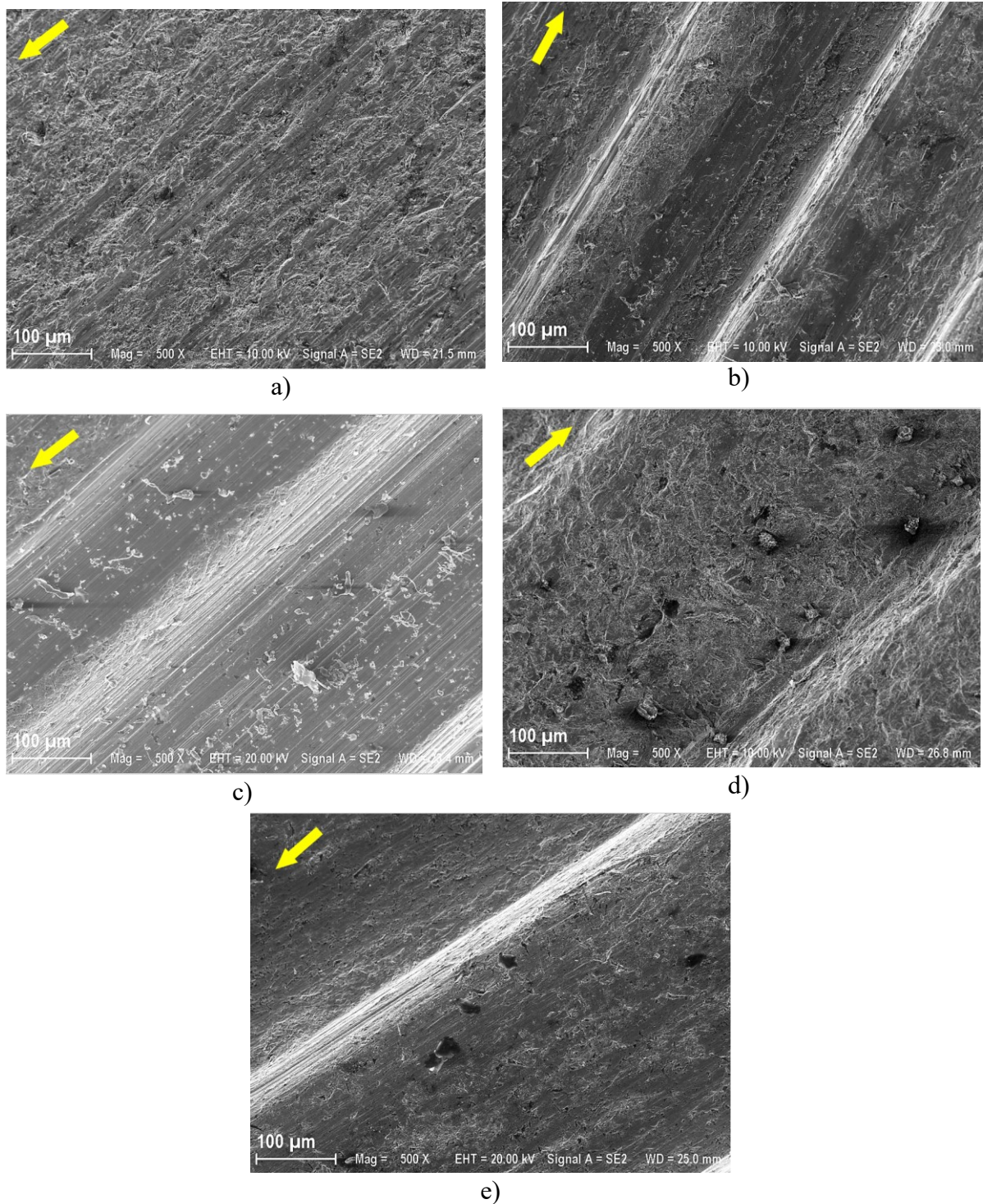


Figura 4.69: Superfície dos HBs, ao final do ensaio de desgaste. As imagens foram observadas na região central da largura do disco de HB. a) Liga A; b) Liga B; c) Liga C; d) Liga D e e) Liga E. As setas em amarelo indicam a direção e sentido de deslizamento.

4.3.2 Desempenho do Revestimento

Na Fig. 4.70 tem-se a evolução, ao longo do ensaio, da média da profundidade máxima do desgaste no revestimento, relativa aos diferentes materiais de HB. Para cada curva, tem-se a barra de erros considerando o desvio padrão dos experimentos.

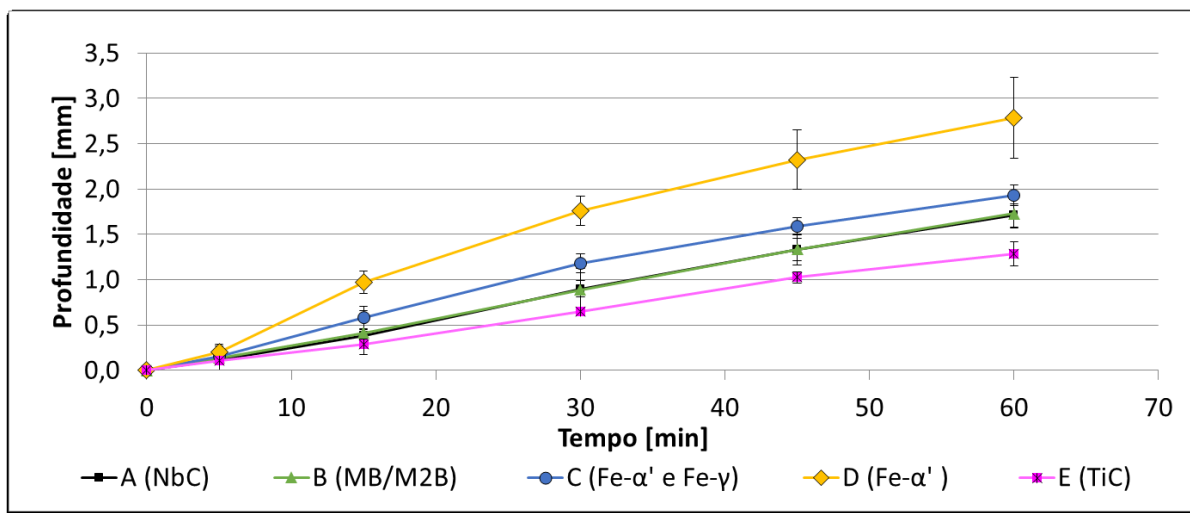


Figura 4.70: Evolução da média das profundidades máximas no revestimento em função do tempo para todas as ligas estudadas.

Na Fig. 4.70, vê-se que a evolução da profundidade máxima do desgaste causado pela liga D foi consideravelmente superior à das demais ligas, do início ao final do ensaio, enquanto que a liga E causou a menor profundidade do desgaste. Destaca-se, também, que, apesar de possuírem microestruturas muito diferentes, as curvas de evolução da profundidade dos materiais A e B foram praticamente coincidentes.

A Fig. 4.71 e a Tab. 4.29 mostram a perda de massa média do revestimento ao final dos ensaios de desgaste para os diferentes HBs.

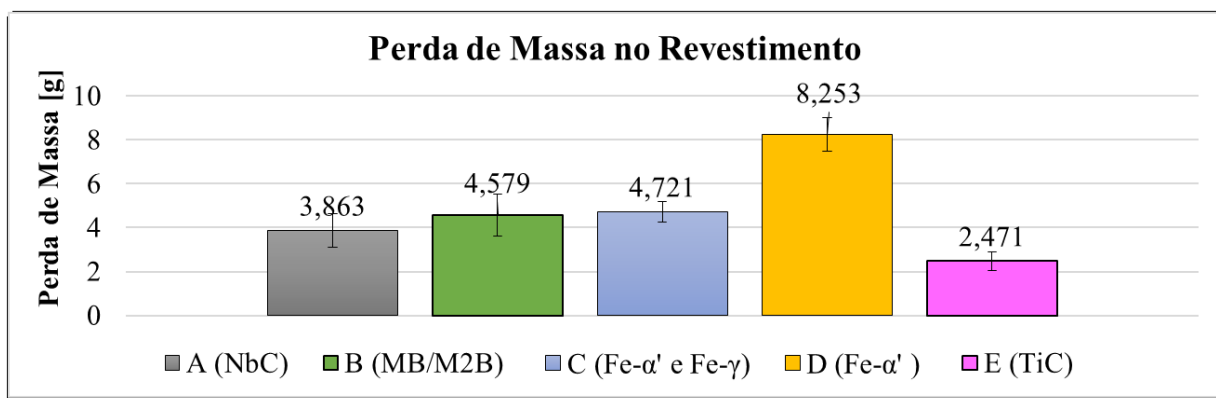


Figura 4.71: Perda de massa média nas amostras de revestimento para os pares testados.

Tabela 4.29: Resultados de perda de massa do revestimento, em gramas.

	Liga A [g]	Liga B [g]	Liga C [g]	Liga D [g]	Liga E [g]
Ensaio 1	3,518	4,537	4,537	8,292	2,249
Ensaio 2	4,273	5,179	5,179	8,511	2,335
Ensaio 3	3,797	4,448	4,448	7,956	2,831
Média [g]	3,863	4,721	4,721	8,253	2,471
σ [g]	0,38	0,31	0,40	0,28	0,31

Analizando a Fig. 4.71 e a Tab. 4.29, observa-se que as amostras do revestimento desgastadas pelas ligas E e D apresentaram, respectivamente, o melhor e o pior desempenho de perda de massa. Quanto às amostras desgastadas pelos materiais A, B e C, suas perdas de massa foram semelhantes. A perda de massa média provocada pela liga E foi igual a 2,471 g e a provocada pela liga D foi igual a 8,253 g, enquanto a média da perda de massa dos outros três materiais foi igual a 4,388 g. Ou seja, o desempenho da liga E mostrou-se três vezes melhor do que o material D.

Ainda tratando das ligas D e E, a análise de ANOVA (Tab. 4.30) mostra que suas médias diferem entre si e entre os demais materiais, tendo elas apresentado, respectivamente, o pior e o melhor desempenho quanto à perda de massa do revestimento. De acordo com os resultados obtidos, vê-se que, com um nível de confiança de 95 %, existe diferença entre as médias dos materiais, pois a probabilidade (p) de as médias serem iguais é igual a zero.

A taxa de desgaste relativa à perda de massa da amostra do contracorpo é mostrada na Fig. 4.72.

Tabela 4.31: Análise de ANOVA para a comparação das médias da perda de massa dos revestimentos.

FV	SQ	GL	QM	F	p
Interação dos Materiais	346,46	1	346,46	2703,92	0,000000
Materiais	54,71	4	13,68	106,75	0,000000
Resíduo	1,28	10	0,13	-	-

Comparando o comportamento das taxas de desgaste da Fig. 4.72, é visualizada, em todos os materiais, uma tendência de aumento no início do ensaio, até ser atingido um ponto máximo, a partir do qual ocorre um declínio.

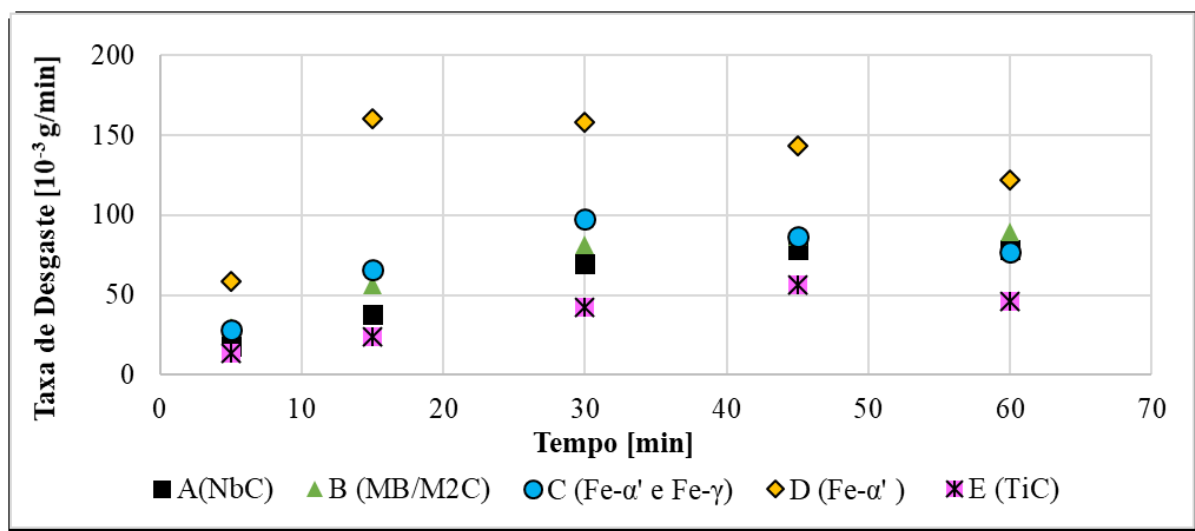


Figura 4.72: Evolução da taxa de desgaste referente a perda de massa do revestimento em função do tempo para todas as ligas.

Para os materiais A, B e C, em que pese terem apresentado valores diferentes para as taxas de desgaste, o valor máximo foi atingido no tempo $t = 30 \text{ min}$, e o declínio mais acentuado é visto na liga C, enquanto as taxas das ligas A e B mantêm-se praticamente constantes até o final do ensaio. Para a liga D, o desgaste comportou-se de forma mais acelerada que o visto nos demais materiais e a taxa máxima foi alcançada no tempo $t = 15 \text{ min}$, reduzindo consideravelmente em seguida, porém sempre com valores superiores aos das outras ligas. Para a liga E, além de apresentar as menores taxas, o seu desgaste evoluiu mais lentamente, tendo o ponto máximo sido obtido no tempo $t = 45 \text{ min}$.

Na Fig. 4.73, tem-se a evolução do fator de desgaste no revestimento, vê-se que seu comportamento inicia-se baixo, seguindo uma tendência crescente e, ao final, o comportamento

tende a um valor constante. Este comportamento é explicado pelo fato de o WF estar relacionado ao inverso da pressão nominal de contato. E, no sistema tribológico proposto, o ensaio inicia-se com uma alta pressão e, à medida que a área desgastada aumenta, a pressão diminui, tendendo a uma pressão constante.

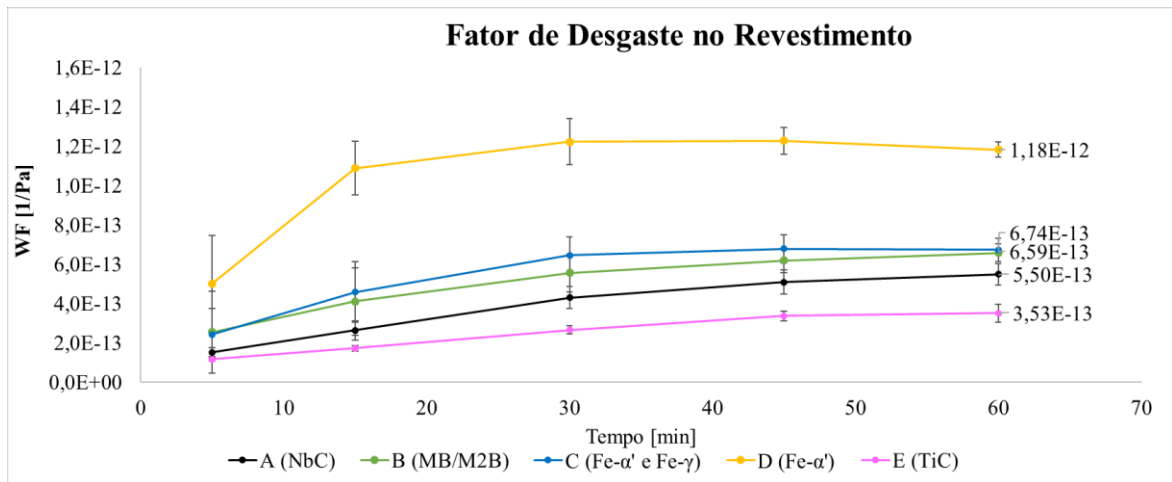


Figura 4.73: Fator de desgaste no revestimento

Ainda na Fig. 4.73, vê-se que o comportamento dos materiais D e E confirmam os resultados obtidos para a taxa de desgaste, sendo que o material E, destaca-se com uma melhor performance, tendo em vista que ele apresenta o menor WF ($3,5 \times 10^{-13}$ 1/Pa).

Já para os materiais A, B e C, vê-se, mais claramente, uma diferença no fator de desgaste do material A que apresentou menor WF ($5,5 \times 10^{-13}$ 1/Pa).

Na Fig. 4.74 tem-se um comparativo da evolução da perda de massa entre os tempos de parada do ensaio para todos os materiais, sendo possível observar qual deles apresentou o melhor desempenho a cada intervalo.

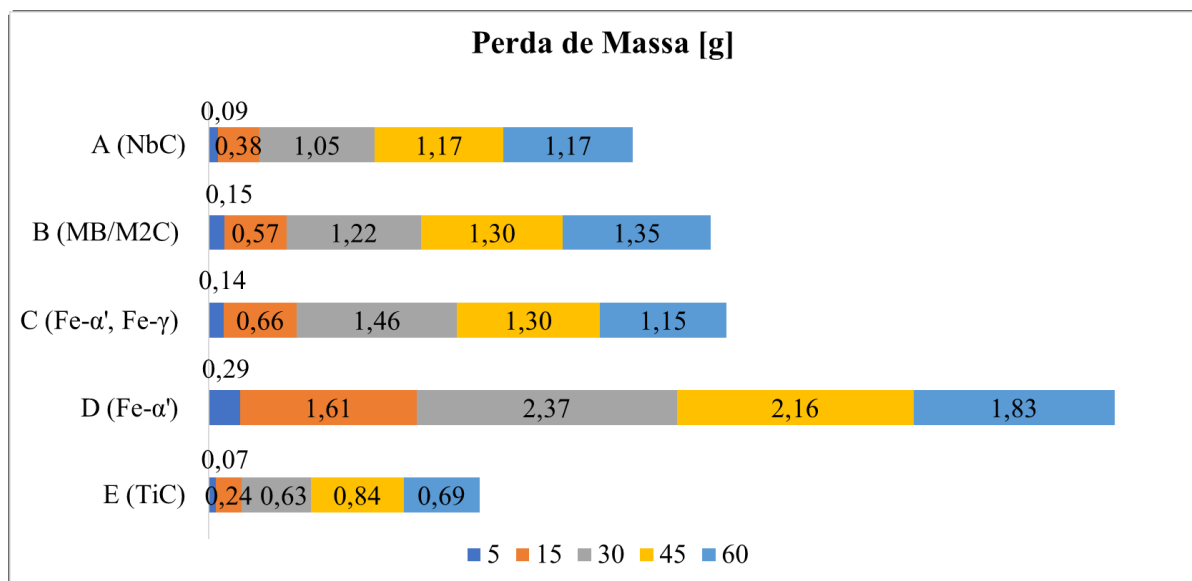


Figura 4.74: Perda de massa por intervalo para todos os materiais.

Analisando o gráfico de barras da Fig. 4.74, constata-se que a liga E apresentou o melhor desempenho em todos os intervalos do ensaio e a liga D o pior, enquanto as ligas A, B e C apresentaram resultados intermediários muito próximos entre si.

Nas Fig. 4.75 são mostradas as superfícies do revestimento, após o desgaste causado por cada HB, no tempo final do ensaio. As regiões observadas correspondem à região central da superfície do revestimento desgastada.

Comparando as imagens, pode-se dizer que os contracorpos submetidos ao processo de desgaste pelas ligas B, C e D, ou seja, aqueles que apresentaram maior perda de massa, apresentaram superfícies com maior quantidade de marcas de indentações múltiplas. Esse comportamento é predominante em toda a área desgastada no contracorpo.

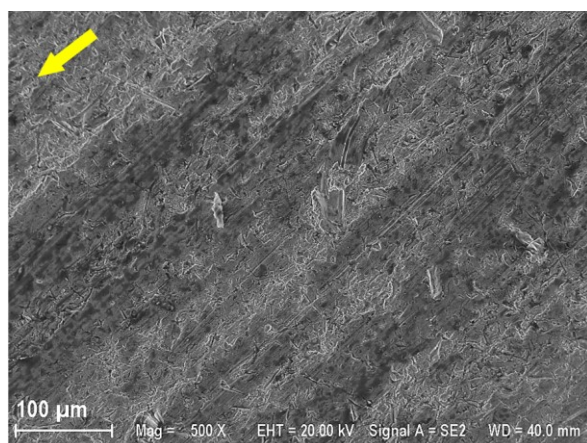
As ligas A e E, de outro modo, apresentaram superfícies com menos marcas de indentação, prevalecendo o riscamento e o microcorte como micromecanismos atuantes. Além disso, em ambas superfícies é vista a presença de microtrincas, que demonstram que os materiais foram forçados por carregamentos cíclicos sob uma alta pressão exercida de forma uniforme na região de contato, causando fadiga superficial, porém sem o desprendimento imediato de material.

Por tudo o que foi dito quando da análise em separado de cada material, somado às comparações aqui realizadas, entende-se que o ponto crucial para a ocorrência de maior ou menor desgaste no revestimento, foi o modo e a intensidade com que as pressões reais foram exercidas pelos HBs. O esquema apresentado na Fig. 4.76 mostra as forças normais resultantes da pressão real exercida pelo HB no revestimento.

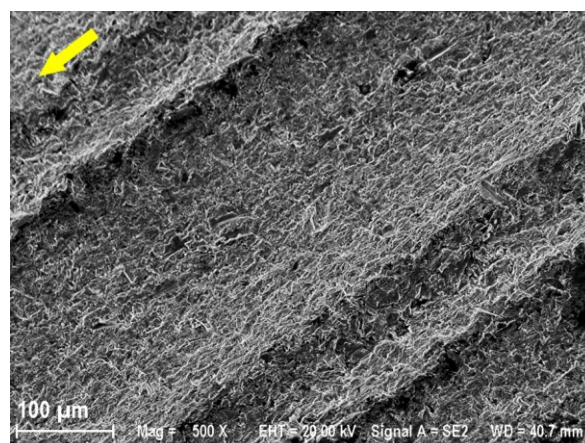
Desse modo, nos HBs em que houve maior formação de canais longitudinais, foram propiciados pontos de alta pressão no contato entre os topos das marcas de desgaste no HB e a superfície do revestimento, ver Fig. 4.76-a, e regiões de menor pressão no contato entre os vales das marcas de desgaste no HB e a superfície do revestimento, ver Fig. 4.76-b.

E, enquanto nos pontos de alta pressão prevaleceu o contato metal-metal por deslizamento, com pouco desgaste, nos pontos de menor pressão houve a penetração e deslizamento de maior quantidade de partículas abrasivas, prevalecendo o desgaste abrasivo por rolamento.

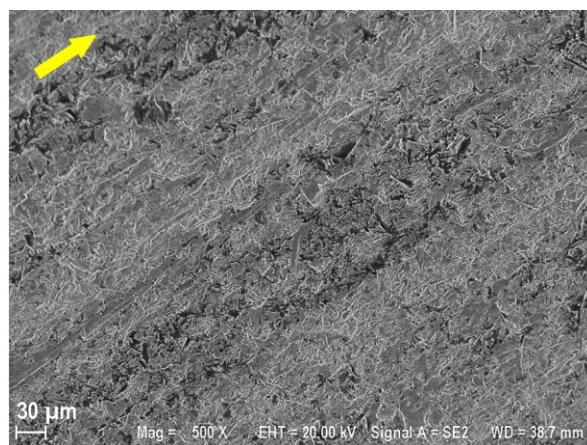
Pode-se dizer, assim, que os pontos de menor pressão favoreceram a remoção de material, principalmente em decorrência de indentações múltiplas visualizadas no microscópio eletrônico de varredura, características do mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos. Nos HBs em que houve menor formação de canais de escoamento do abrasivo, a pressão real permaneceu distribuída mais uniformemente na região de contato com o revestimento, havendo menor penetração de partículas abrasivas.



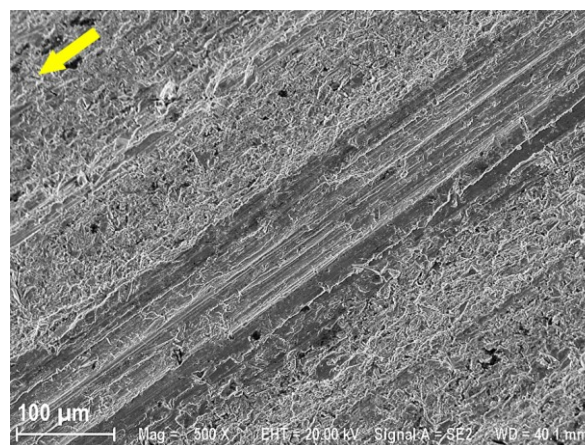
a)



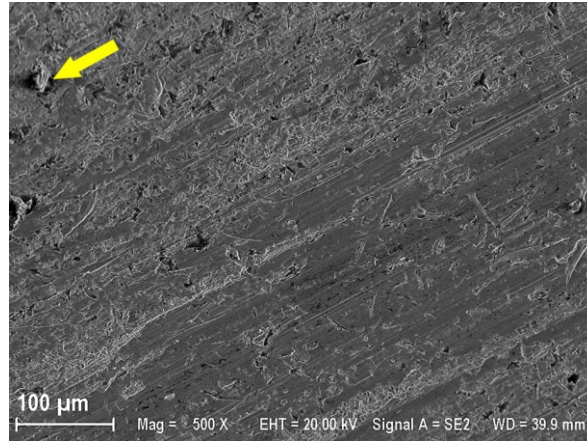
b)



c)

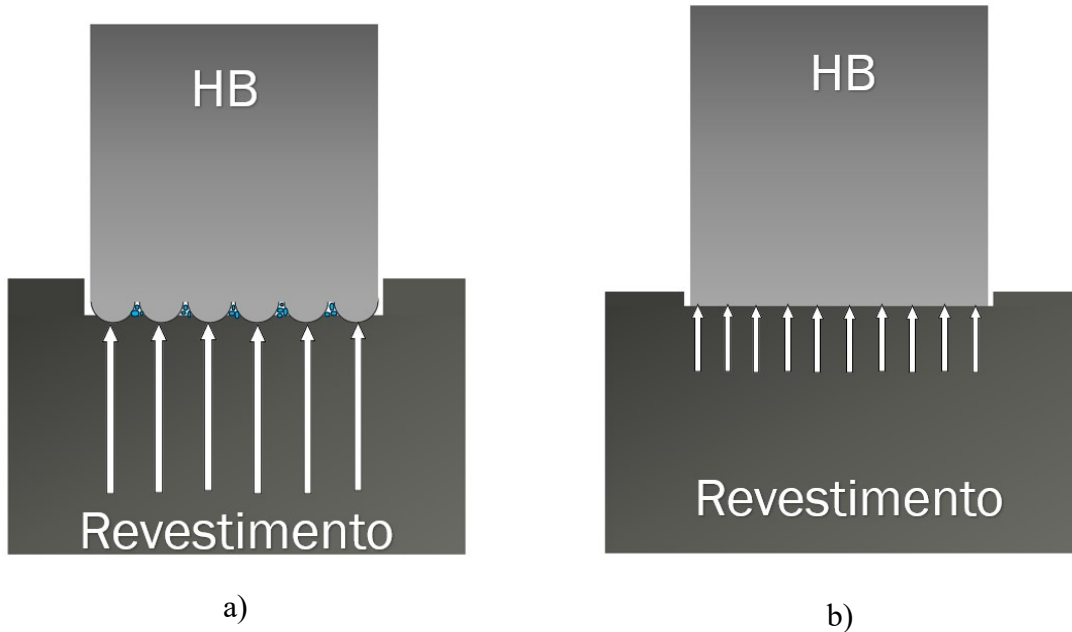


d)



e)

Figura 4.75: Desgaste na região central da superfície do revestimento ao final dos ensaios. a) Liga A; b) Liga B; c) Liga C; d) Liga D; e) Liga E. As setas em amarelo indicam a direção e sentido do deslizamento.



a)

b)

Figura 4.76: Representação esquemática das forças normais atuando no contato revestimento - HB.

Desse modo, nos HBs cujas superfícies permaneceram mais regulares, ao invés de alguns pontos com concentração de pressão e outros de alívio, tem-se praticamente todos os pontos da região de contato submetida à mesma pressão real.

Por este motivo, para os HBs que se desgastaram menos, praticamente em toda a região de contato com o revestimento há uma pressão relativamente alta. Isto, além de impedir a passagem das partículas maiores, impede que as partículas que penetram na interface rolem

mais livremente e, conseqüentemente, diminui a retirada de material em decorrência de indentações múltiplas, reduzindo as taxas de desgaste.

4.3.3 *Ranqueamento dos Materiais*

O presente trabalho foi realizado com o propósito de avaliar o desgaste provocado, em um contracorpo fabricado a partir de um tubo utilizado como revestimento (VM 110 SS), por cinco ligas metálicas diferentes de HB. O teste utilizado é um ensaio lubrificado com fluido de perfuração contendo partículas abrasivas de dióxido de silício. Buscou-se, portanto, classificar as ligas de HB conforme o desgaste causado no revestimento sob os parâmetros tribológicos propostos para o ensaio. Porém, como as ligas são aplicadas com a função de também proteger as conexões da coluna de perfuração, os desgastes dos HBs também têm importância para a sua seleção.

Neste tópico, portanto, pretende-se ranquear as ligas, avaliando o desgaste no par revestimento-HBs.

A Fig. 4.77 mostra um gráfico de barras comparando a perda de massa acumulada do revestimento e do HB ao final do ensaio.

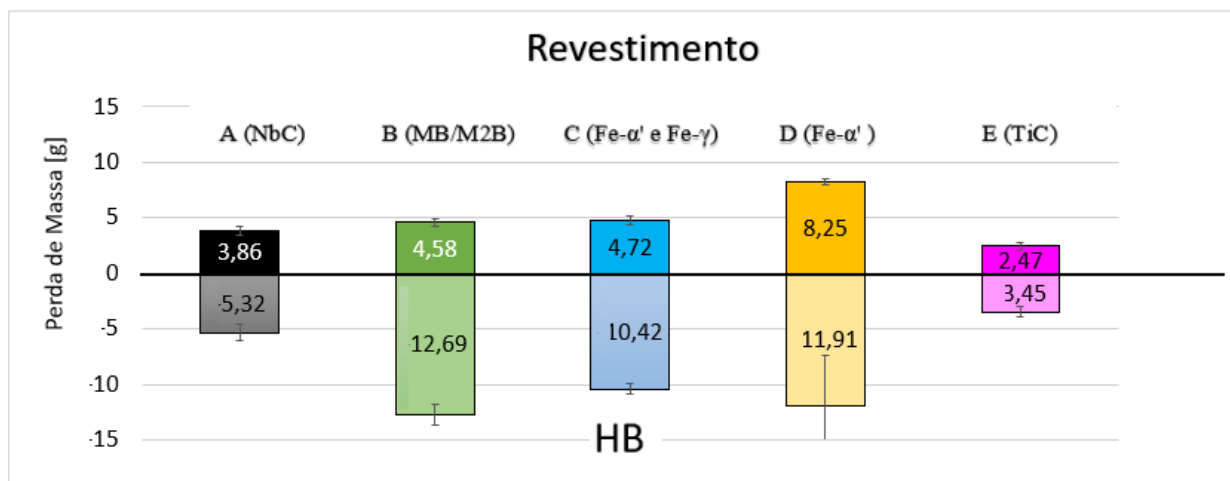


Figura 4.77: Comparação das perdas de massa do revestimento e do HB.

Na Fig. 4.77, inicialmente chama a atenção a constatação de uma certa correspondência entre os desgastes dos HBs com os desgastes do revestimento. De fato, vê-se que um menor desgaste no HB implica um menor desgaste no revestimento para um determinado material,

exceto para os materiais B e C. Nesse caso, há um maior desgaste do HB correspondente ao material B, porém o revestimento do material C foi ligeiramente mais desgastado.

Com base na ordem crescente de dureza, os materiais podem ser classificados em D, E, A, B, C, enquanto em relação ao desgaste causado no revestimento a classificação em ordem crescente correspondeu a E, A, B, C e D. Ou seja, foi visto que o material mais macio causou o maior desgaste no revestimento, contudo o menor desgaste não foi causado pelo material mais duro.

E tal constatação está de acordo com o que é descrito pela literatura. Rebello *et al.* (1987) concluíram que se deve evitar relacionar diretamente dureza com a resistência a abrasão. Os ensaios de dureza convencionais são quase-estáticos, diferentes das condições onde a superfície metálica é atingida por partículas abrasivas em velocidades relativamente elevadas.

Na verdade, o que se pode dizer é que a maior resistência ao desgaste dos HBs está diretamente ligada à sua microestrutura, assim como observado por Kotecki e Ogborn (1995) e Dias e Gomes (2003).

O melhor desempenho quanto ao desgaste do HB constatado para as ligas A e E, portanto, pode ser justificado pela presença de carbonetos primários em sua microestrutura, considerando que não foi constatada a presença destes constituintes, em quantidades relevantes, nos demais materiais.

Apesar de afirmar que ainda não é possível estabelecer uma clara relação entre as partículas de segunda fase e a resistência à abrasão, Gregolin (1990) afirma que o comportamento do desgaste abrasivo depende de fatores como a fração volumétrica dos carbonetos, tamanho, forma, estabilidade, coerência e distribuição das partículas.

Fiori et al. (1983) também afirmam que a fração volumétrica de carbonetos é um dos mais importantes parâmetros microestruturais que afetam a resistência ao desgaste abrasivo. Ressaltam, porém que, apesar do alto nível de dureza dos carbonetos contribuir para a resistência ao desgaste, a sua fragilidade e o modo pelo qual estão presos na matriz pode desempenhar um papel importante na ocorrência ou não de trincas durante a abrasão.

A presença de fases frágeis, portanto, também é desejável, no caso de abrasão a altas tensões, desde que ocorram em matrizes dúcteis, mesmo que a dureza seja prejudicada, pois o componente deve suportar forças de compressão, como visto no ensaio proposto.

Avaliando o desgaste no revestimento, observou-se que os HBs que apresentaram canais de escoamento abrasivo mais profundos e em maior quantidade apresentaram maior desgaste.

Isto porque neles ocorreu maior concentração de pressões reais nos contatos (cristas das trilhas) e regiões de maior alívio (vales das trilhas), estas possibilitando que a abrasão a três corpos atuasse de forma mais intensa, causando maior desgaste no revestimento. Como dito, este comportamento foi visto para os materiais B, C e D.

Já nos materiais A e E, a formação de canais de escoamento de abrasivo e o desgaste da superfície dos discos foram vistos em menor intensidade, havendo menor variação da pressão real em toda a região de contato, e, conseqüentemente, o desgaste do revestimento foi menor, pois houve menor atuação do desgaste abrasivo a três corpos.

Realmente, o desgaste observado no revestimento, no início de quase todos os ensaios (exceto o do material B), foi identificado como sendo um desgaste abrasivo misto, com uma região em que prevaleceu o desgaste a dois corpos (contato metal-metal) e outra o desgaste a três corpos (contato abrasivo-metal), evoluindo para uma única região com predominância do desgaste abrasivo a três corpos.

Além disso, foi visto que, quanto mais demorada a transição do desgaste abrasivo misto (dois e três corpos) para o desgaste abrasivo predominantemente a três corpos, menores foram as taxas de desgaste e, conseqüentemente, a perda de massa.

Como o revestimento utilizado foi sempre de um mesmo material, tendo-se variado apenas os HBs, e considerando os resultados obtidos, a conclusão é a de que a microestrutura destes tem influência direta tanto em relação ao desgaste neles provocado quanto ao desgaste provocado nos revestimentos. Ou seja, os HBs cuja microestrutura proporciona maior resistência à deformação e à abrasão, especialmente à abrasão a três corpos, são mais amigáveis ao revestimento.

Por fim, de acordo com as análises realizadas, resume-se os resultados obtidos nos pontos a seguir expostos:

- a) A liga D, constituída de baixo carbono, que favorece o aumento da temperatura inicial de transformação da austenita em martensita, sem a presença de carbonetos ou boretos, apresentou o pior desempenho, causando maior desgaste no revestimento.
- b) A presença de boretos eutéticos na microestrutura do material B deixou-o mais frágil e suscetível a trincas quando submetido ao desgaste, indicando que ele pode não resistir a altos carregamentos.
- c) O material C, composto de carbonetos primários do tipo M7C3/M3C em pequena quantidade, apresentou um comportamento quanto ao desgaste ligeiramente mais agressivo ao revestimento, se comparado aos das ligas D e B. Além disso, o seu alto teor de carbono

favoreceu a formação de uma martensita extremamente dura e frágil, que, conseqüentemente, levou ao surgimento de trincas antes mesmo de o material ter sido submetido ao ensaio de desgaste.

d) A presença de partículas duras (carbonetos) na microestrutura dos materiais A e E garantiu maior resistência ao desgaste destas ligas e menor desgaste do revestimento, sendo que a liga E, constituída de TiC, apresentou o melhor desempenho, inclusive estatisticamente.

Após a avaliação dos desgastes dos pares, no presente estudo pode-se ranquear as ligas de HBs, da melhor para a pior, conforme a ordem mostrada na Tab. 4.32.

Tabela 4.32: Ranqueamento dos HBs.

1º	Liga E – TiC
2º	Liga A – NbC
3º	Liga C – Fe- α' , Fe- γ
4º	Liga B – (MB/M2B)
5º	Liga D – Fe- α'

Vale a ressalva de que os resultados e o ranqueamento obtidos referem-se ao sistema tribológico proposto, consistente em um ensaio em escala reduzida com a utilização de parâmetros similares aos que são encontrados em campo.

CAPÍTULO V

CONCLUSÃO

Neste trabalho foram produzidas e analisadas cinco ligas ferrosas usadas frequentemente como *hardbanding* na proteção de conexões do DP. Essas ligas foram caracterizadas química e microestruturalmente e submetidas a ensaios de desgaste procurando reproduzir em escala reduzida o contato entre o revestimento e as conexões do DP. Os resultados obtidos permitem concluir que:

- a) Nas cinco ligas de *hardbandings* estudadas foram encontradas diferentes microestruturas, sendo que duas continham carbonetos primários em quantidades relevantes (liga A/NbC e liga E/TiC), uma continha pouca quantidade de carbonetos primários (liga C/M₇C₃), uma continha carbonetos eutéticos (liga B/MB, M₂B) e uma era composta basicamente de martensita (liga D/ Fe- α);
- b) Observou-se, também, que dois mecanismos principais atuaram sobre a superfície do revestimento, no caso o desgaste abrasivo por deslizamento (a dois corpos) e o desgaste abrasivo por rolamento (a três corpos), tendo ambos coexistido no início do ensaio e o último prevalecido no final, abrangendo toda a superfície desgastada;
- c) Quanto às taxas de desgaste, viu-se que foram menores logo no início do ensaio, quando o desgaste abrasivo por deslizamento atuou de forma mais visível, e aumentaram à medida que o desgaste abrasivo por rolamento passou a prevalecer, até um ponto máximo, que foi seguido de uma tendência de diminuição das taxas, porém em valores sempre superiores aos constatados inicialmente;

- d) Comparando-se os comportamentos das taxas de desgaste e os comportamentos dos mecanismos de desgaste visualizados nos ensaios realizados com cada HB, foi possível associar o melhor desempenho, isto é, o menor desgaste no revestimento, à microestrutura dos materiais avaliados;
- e) Nos materiais que possuíam carbonetos primários em quantidades relevantes em suas microestruturas (ligas A e E), foram vistas as melhores performances, com vantagem para o material que apresentou distribuição mais uniforme de carbonetos, combinando os primários com grande proporção de eutéticos (liga E);
- f) Quanto aos outros materiais, dois deles (ligas B e C) apresentaram desempenhos próximos e também microestruturas de certa forma semelhantes, pois ambos não possuíam carbonetos primários em quantidades significativas em sua composição, porém apresentaram microestruturas mais sofisticadas do que a da liga D, que causou o maior desgaste no revestimento e era composta basicamente de martensita;
- g) Além de ter causado menor desgaste no revestimento, as ligas ricas em carbonetos primários também sofreram menor desgaste, indicando que os HBs que proporcionam maior proteção aos TJs podem ser mais amigáveis aos tubos de revestimento dos poços de óleo e gás;
- h) Das análises que foram feitas, pode-se dizer que os HBs que continham carbonetos primários em quantidades relevantes, além de desgastarem menos, também apresentaram menores marcas preferenciais para o escoamento do abrasivo em suas superfícies e, assim, a pressão nominal foi distribuída mais uniformemente no contato com o revestimento, minimizando ou retardando os efeitos do desgaste abrasivo por rolamento, que no sistema tribológico proposto mostrou-se mais agressivo;
- i) Já os HBs que não continham grande presença de carbonetos primários foram mais desgastados em suas superfícies, neles tendo sido constatada a formação de grande quantidade de canais profundos que proporcionaram, em suas cristas, contato sob alta pressão com a superfície do revestimento, e, nos vales, regiões de menor pressão propícias à penetração e ao escoamento de partículas com maior poder de desgaste abrasivo por rolamento;
- j) Enfim, o estudo alcançou o objetivo proposto de, a partir de um ensaio em escala reduzida, analisar o desgaste causado no revestimento por HBs diferentes, correlacionando-o às suas microestruturas.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Como sugestões para trabalhos futuros, propõe-se:

- a) A implementação de modificações no equipamento de ensaio, instalando-se um aparato que possibilite a passagem de forma contínua e renovada de fluido e de partículas abrasivas no contato entre o corpo de prova e o contracorpo;
- b) A modificação da geometria da amostra de revestimento para realização de ensaios com contracorpos com a mesma curvatura do tubo, buscando, dessa forma, uma aproximação ainda maior com o que ocorre em campo;
- c) A realização de ensaios mais demorados, para verificação do comportamento das taxas de desgaste abrasivo por rolamento após o tempo final de parada que foi adotado; e
- d) A confirmação dos resultados obtidos em um ensaio em escala real, inclusive para subsidiar decisões na aplicação prática dos materiais.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken. ASTM International, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Determining the High Stress Abrasion Resistance of Hard Materials**. West Conshohocken. ASTM International, 2016.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Casing Wear Test**. Jun 2015.

ARCHARD, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **24 Journal of Applied Physics**. American Institute of Physics. n. 5. p. 981-988. aug, 1953. <https://doi.org/10.1063/1.1721448>

AXÉN, N., JACOBSON, S, and HOGMARK, S. Influence of hardness of the counter-body in three body abrasive wear - an overbooked hardness effect. **Tribology International**. vol. 27-4, p. 233-241. 1994. [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(94\)90003-5](https://doi.org/10.1016/0301-679X(94)90003-5)

BUDINSKI, K. G., Surface Engineering for Wear Resistance. Prentice Hall Prentice Hall, 1988. 420 p.

BLAU, J. P. Fifty years of research on the wear of metals. *Tribology International*, v. 12, n. 5, 1997. [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(96\)00062-X](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(96)00062-X)

BRADLEY, W. B.; FONTENOT, J. E. (1975). The Prediction and Control of Casing Wear. *Journal Petroleum Technology*. 27 (2): 233-245. <http://dx.doi.org/10.2118/5122-PA>.

BURWELL, J. T, e STRANG, . D. On the empirical law of adhesive wear. *J Appl. Phys.*, 23 18-28, 1952. <https://doi.org/10.1063/1.1701970>

CALLISTER, W. D. J. *Ciência e Engenharia de Materiais. Uma Introdução*. Sétima Edição; LTC, 2008. 709 páginas.

CERNOCKY, E. P.; PASLAY, P. R. Casing wear results of laboratory casing tests and user manual for the nonlinear casing wear model. **Wear**. p. 86-90. 1990

DIAS, M. F. M. e GOMES, S. I. N. – Avaliação da Resistência ao Desgaste abrasivo a Baixa Tensão de Revestimentos soldados por arco submerso. 2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – 2003.

EYRE, T. S. Wear characteristic of metals. In. Source book on wear control technology. ASM. Ohio: Metals Park, 1978.

FIORE, N.F.; KOSEL, T.H.; FULCHER, J.K. – The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. *Wear* ,. p.313-325.1983. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(83\)90272-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(83)90272-7)

GAO, D.; SUN, L.; LIAN, J. Prediction of casing wear in extended-reach drilling. **Petroleum Science**, v. 7, n. 4, p. 494–501, 2010. <https://doi.org/10.1007/s12182-001-0098-6>

GODFREY, D. Diagnosis of Wear mechanisms, in *Wear Control Handbook*. ASME, New York, p. 283-311, 1980.

GOOGLE. Disponível em: <https://toppump.en.ecplaza.net/products/drill-pipe-pup-joint_2354932; https://www.google.com/search?biw=1280&bih=610&tbm=isch&sa=1&ei=qrZWXfKnA_fY5OUPoOygiA4&q=hardbandings&oq=hardbandings&gs_l=img.3...158096.160098..160336...; https://www.google.com/search?biw=1280&bih=610&tbm=isch&sa=1&ei=qrZWXfKnA_fY5OUPoOygiA4&q=hardbandings&oq=hardbandings&gs_l=img.3...158096.160098..160336...>; Acesso em 15 de março de 2018;

GUIMARÃES, J. R. C; RIOS, P. R; Martensite start temperature and the austenite grain-size. **Journal of Materials Science**, v. 45, p.1074-1077, 2010. <https://doi.org/10.1007/s10853-009-4044-0>

HABERER, J.; GATES, J.; FIFIELD, R. W. S. Resistance to abrasive wear and metallurgical property assessment of nine casing-friendly hard-banding alloy chemistries: Abrasion resistance assessment using ASTM G65 methodology (standard test method for measuring abrasion with dry sand/rubber wheel app. **Society of Petroleum Engineers - IADC/SPE Asia Pacific Drilling Technology Conference 2014: Driving Sustainable Growth Through Technology and Innovation**, p. 482–514, 2014. <https://doi.org/10.2118/170520-MS>

HALL K. P, MALLOY R. W. Contact Pressure Threshold: An Important New Aspect of Casing Wear. Society of Petroleum Engineers, v. SPE 9430, p. 1–7, 2005. <https://doi.org/10.2118/94300-MS>

HIGGINS, . A. Propriedades e Estrutura dos Materiais em Engenharia. 1º ed. DIFEL, 1982, 471 páginas.

HOLM, R. **Electrical Contacts**: Theory and Application. Springer; Reprint of the 4th completely rewritten ed. Berlin/Heidelberg 1967. 3rd printing edition (August 1, 1999), 484 p. (H. Gerbers, Stockholm, 1946).

HUTCHINGS, I. M. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Wear, v. 140, 1992. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(92\)90241-9](https://doi.org/10.1016/0261-3069(92)90241-9)

JAHANMIR, S. On Wear Mechanisms and the Wear Equations, in Fundamentals of Tribology. MIT Press, Cambridge, p. 455-467, 1980.

KATO, K. Wear Mode Transitions. Scripta Metallurgical, v. 24, May 1990. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90118-Z](https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90118-Z)

KHVAN, A. V.; HALLSTEDT, B; BROECKMANN, C. A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-C system. **CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemisry**. Aachen, n; 46, p. 24-33, 2014 <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2014.01.002>

KOTECKI, D.J.; OGBORN, J.S. – Abrasion Resistance of Iron-Based Harfacing Alloys.

Welding Journal, EUA, 74(8): 269-s-278-s. Aug. 1995.

LEWIS, R. W. e WRIGTH, Jr, T. R. Casing Wear – Some Causes, Effects and Control Measures. World Oil (Oct. 1974), 99-103

MARQUES, Paulo V. Tecnologia da Soldagem. 1ª ed. Belo Horizonte: O Lutador - ESAB, 1991. 352p.

MÁSCIA, R.; RAMOS NETO, F. F.; BARBOSA, T. F.; FRANCO, S. D. Effects of Pressure and counter-body hardness in the abrasive wear behavior of tool steels. **Wear**. 303, p. 412-418, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.03.037>

MORAES, J, O. **Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Rises Flexíveis – Proposição de uma Nova Metodologia de Teste**. 142 p. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

NICOLOSIS, E. R. **Avaliação de Métodos Analíticos para determinação de Propriedades Mecânicas de Aços Via Ensaio de Macroindentação Instrumentada**. 2015. 308 p.. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

NISHIYAMA, Z. Martensitic Transformation, **Academic Press**, New York, 1978.

RABINOWICZ, E. e TABOR, D., Proc. Roy. Soc. (London) A268, 455 (1950).

REBELLO, J.M.A.; PARANHOS, P.; LARA, J.A.C.; GUIMARÃES, A. S. – Resistência ao Desgaste por Abrasão, Dureza e Microestrutura de Revestimentos Duros Depositados por Arco Submerso. ABS – XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, p. 87 – 101, 1987.

SADEGHI, F., NAJAFI, H., & ABBASI, A. The effect of Ta substitution for Nb on the microstructure and wear resistance of an Fe-Cr-C hardfacing alloy. **Surface and Coatings Technology**, 324, 85–91, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.067>;

SAMUEL, R.; KUMAR, A. Modeling Method to Estimate the Casing Wear Caused by

Vibrational Impacts of the Drillstring. n. 2006, 2014.

SUN, L.; GAO, D.; ZHU, K. Models & tests of casing wear in drilling for oil & gas. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**, v. 4, p. 44–47, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2011.06.005>

THOMAS, J. E. **Fundamentos de Engenharia de Petróleo**. 2ª edição. Rio de Janeiro. Editora Interciência, 2001. 271p.

YANG, H-S; BHADESHIA, H. K. D. H. Austenite grain size and the martensite-start temperature, *Scripta Materialia*, v. 60, p.493-495, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.043>

YANG, L.; WANG, D.; GUO, Y. Frictional behaviors of iron based tools-casing with sand deposition. **Tribology International**, v. 123, n. February, p. 180–190, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.03.013>

WHITE, J. P.; DAWSON, R. Casing Wear: Laboratory Measurements and Field Predictions. **Society of Petroleum Engineers**. p. 56-62, mar, 1987. <https://doi.org/10.2118/14325-PA>

WILLIAMSON, J. S. Casing Wear: The Effect of Contact Pressure. **Society of Petroleum Engineers**. p. 2382-2388, 1981. <https://doi.org/10.2118/10236-PA>

ZUM GAHR, Karl-Heinz. Microstructure and wear of materials. Tribology series. Amsterdam: Elsevier, 1987, v10.

ANEXOS

Anexo I: Certificado de Calibração da Balança AW 220

Anexo II: Certificado de calibração do Interferômetro;

Anexo III: Certificado de calibração da Máquina de Tração;

Anexo IV: Certificado de calibração da Balança Bell;

Anexo I



ALVES E SILVA CALIBRAÇÃO E COMÉRCIO LTDA

CNPJ 16.658.187/0001-55

INSC. EST. 00.2008875.00-51

AV. QUINZE DE NOVEMBRO, 269 - UBERABA - MG

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº BA218/17

Pag. 1/2

1 - Dados do Contratante

Nome: Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgastes.

Endereço: Avenida João Naves de Ávila, 2121

Cidade: Uberlândia - MG.

2 - Dados do Equipamento

Equipamento: Balança Eletrônica

Marca: Shymadzu

Modelo: AW 220

Faixa de Medição: 0,002g a 210g

Resolução: 0,0001g

Serie: D451700185

3 - Condições Ambientais

Temperatura: 25,6°C

Umidade: 52 %

4 - Informações Complementares

Data da Calibração: 28/09/2017

Data Emissão Certificado: 22/12/2017

5 - Revisão

Este aparelho foi revisado, seguindo as normas técnicas exigidas pelo fabricante, usando componentes e equipamentos de qualidade. Calibramos o mesmo para ser utilizados em suas funções básicas com maior desempenho e confiabilidade.

6 - Padrões de Referência

Conjunto peso padrão Nº MA 336 - 02 - 17

7 - Procedimento de Calibração

Verificação da placa de circuito interno, ajuste da célula de carga, ajuste de excentricidade, ajuste de linearidade e calibração com pesos padrões.

8 - Probabilidade de Abrangência da Incerteza de Medição

A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência K, o qual para uma distribuição t com graus de liberdade efetivos (V_{eff}) corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza de medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.

AV. Quinze de Novembro, 269 – Estados Unidos – CEP:38081-186 – Uberaba - MG

Fone: (34) 3336-4119 – exatacalibracao@r7.com

9 - Resultados

Pag. 2/2

Ensaio de desempenho:

Valor de Referência (g)	Medida 1 (g)	Medida 2 (g)	Medida 3 (g)	Erro Médio (g)	U95 Padrão de Referência . K 2			Referência de K=2 de U95	Incerteza Expandida mg
					U95 1	U95 2	U95 3		
0,0200	0,0200	0,0200	0,0200	0,0000	0,000006	0,000006	0,000006	0,000010	0,000010
0,1000	0,1000	0,1000	0,1000	0,0000	0,000006	0,000006	0,000006	0,000010	0,000010
0,2000	0,1999	0,2000	0,2000	0,0000	0,000006	0,000260	0,000006	0,000260	0,000262
0,5000	0,5000	0,5000	0,5000	0,0000	0,000434	0,000434	0,000434	0,000752	0,000752
1,0000	1,0000	1,0000	0,9999	0,0000	0,000520	0,000520	0,000520	0,000901	0,000901
5,0000	5,0000	5,0000	5,0000	0,0000	0,000866	0,000866	0,000866	0,001500	0,001500
20,0000	20,0000	20,0000	20,0000	0,0000	0,001386	0,001386	0,001386	0,002401	0,002401
50,0000	50,0000	50,0000	50,0000	0,0000	0,001732	0,001732	0,001732	0,003000	0,003000
200,0000	200,0000	200,0000	200,0000	0,0000	0,005196	0,005196	0,005196	0,009000	0,009000
220,0000	220,0000	220,0000	220,0000	0,0000	0,005196	0,005196	0,005196	0,009000	0,009000

Ensaio de excentricidade:

Referência	Valor de Referência (g)	Valor Indicado (g)	Correção (g)
1	100,000	100,0000	0,0000
2	100,000	100,0002	0,0002
3	100,000	100,0000	0,0000
4	100,000	100,0003	0,0003
5	100,000	100,0000	0,0000

Técnico Executor:



CERTIFICATE OF CALIBRATION

Issued By Taylor Hobson Calibration Laboratory

Issue Date: 15-July-2009

Certificate No: 47596

Date of Calibration : 14-July-2009



0026

Page 1 of 2 Pages



Taylor Hobson Limited
2 New Star Road
Leicester, LE4 9JQ
England

Tel: +44 116 2463104
Fax: +44 116 2463058
E-Mail: calibration-uk.lei@metek.co.uk
Internet: <http://www.taylor-hobson.com>

APPROVED
SIGNATORY

C.J. Phillips

Description:	Roughness Standard
Code Number:	112/1534
Serial Number:	8556
Manufactured by:	Taylor Hobson Ltd
Calibrated For:	Taylor Hobson do Brazil Ltd
	R Gaspar
	Lourenco 605 CEP Vila Mariana
	Sao Paulo
	04107-001
	Brazil

Acting as Agent for:

Customer Order Number:
Taylor Hobson Order Number:

THB 1321
236710

Previous Certificate Number:	Not Applicable
Records Reference:	Network
Calibration Temperature	20°C ±1°C
Date Received into Laboratory:	13-July-2009

Certified: 

Division of
METEK

This certificate is issued in accordance with the laboratory accreditation requirements of both the United Kingdom Accreditation Service and ISO 17025. It provides traceability of measurement to recognised national standards, and to units of measurement realised at the National Physical Laboratory or other recognised national standards laboratories. This certificate may not be reproduced other than in full, except with the prior written approval of the issuing laboratory.

The reported uncertainty is based on a standard uncertainty multiplied by a coverage factor $k=2$, providing a level of confidence of approximately 95%. The uncertainty evaluation has been carried out in accordance with UKAS requirements.

CERTIFICATE OF CALIBRATION

UKAS ACCREDITED CALIBRATION LABORATORY 0026

15 July 2009

Serial Number: 47596

Page 2 of 2

This standard has been calibrated using computerised traceable measuring techniques on a Taylor Hobson Form Talysurf instrument. All measurements were taken using a 90° conisphere diamond tip stylus with a nominally 2µm spherical radius. A traversing speed of 0.5mm per second, an X-axis sampling rate of 0.25µm, Z-axis resolution of 3.2nm and software stylus tip/arcuate correction have been applied throughout the measurements.

The surface finish portion of the standard was calibrated in accordance with ISO 4287:2000 and ISO 4288:1998 utilising a 0.8mm Gaussian filter cut-off with a bandwidth ratio of 300:1. The mean Ra value was calculated from twenty measurements taken 0.8mm apart within the calibration rectangle, the results obtained, rounded to the nearest 0.01µm, are shown in Table 1.

The uncertainty of calibration for amplitude parameters is $\pm(2\%+0.004\mu\text{m})$ of the mean value. When added to the standard deviation of the measurements, this gives a maximum uncertainty of calibration as stated in Tables 1 & 2.

Included in the tabulated results is a calculated imperial equivalent.

Table 1

Mean Ra Value	Standard Deviation	Maximum Uncertainty
6.11µm	0.017µm	$\pm 0.144\mu\text{m}$
241µin	0.7µin	$\pm 5.7\mu\text{in}$

The measured surface finish data was re-analysed using a 0.8mm 2CR filter cut-off with a bandwidth ratio of 100:1, the mean Ra result, rounded to the nearest 0.01µm, is shown in Table 2. This value should be used when calibrating instruments with filter options that do not conform to ISO 4288:1996.

Table 2

Mean Ra Value	Standard Deviation	Maximum Uncertainty
6.05µm	0.017µm	$\pm 0.142\mu\text{m}$
238µin	0.7µin	$\pm 5.6\mu\text{in}$

Upon receipt into the laboratory the standard was marked:

6.00µm
236µin

Certified:



The reported uncertainty is based on a standard uncertainty multiplied by a coverage factor k=2, providing a level of confidence of approximately 95%. The uncertainty evaluation has been carried out in accordance with UKAS requirements.

Anexo III

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

EMITENTE: LABORATÓRIO DE CALIBRAÇÃO INSTRON

DATA DE EMISSÃO: 10-May-16 NÚMERO DO CERTIFICADO: 16051001MC

Equipamentos Científicos Instron Ltda

Praça das Begônias, 14 Centro Comercial

Alphaville, Barueri, SP 06453-061

Telefone: +55(11) 4689-5481

Fax: +55(41) 3035-9421

E-mail: service_brasil@instron.com

Página 1 de 4 páginas

SIGNATÁRIO APROVADO

Gerente Técnico
Flavio H. D'Agostino

Tipo de calibração: Força

Padrão relevante: ISO 7500-1: 2004

Data da calibração: 10-May-16

Cliente

Nome: UFU - Lab. de Tecnologia em Atrito e Desgaste

Local: Av. João Naves de Ávila, 2121 - Campus Santa Mônica Bloco 5F
Uberlândia_MG 38408-100

País: Brasil

Temperatura ambiente: 25.8 °C

O.C./Nº do contrato:

Contato: Raphael Rezende Pires E-mail: raphaelpires@yahoo.com.br

Máquina

Fabricante: INSTRON

ID do sistema: 8801MTU6168

Tipo: Servo-Hidráulica

Intervalo único

Ano de fabr.: 2015

Transdutor

Fabricante: INSTRON

ID do transdutor: 2527-111/302718

Capacidade: 100 kN

Tipo: Tensão/Compressão

Classificação

A máquina de testes acima foi verificada com os indicadores e nos modos mostrados abaixo somente para o aumento da força, de acordo com a norma ISO 7500-1 usando um equipamento de verificação calibrado de acordo com a norma ISO 376.

Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

do intervalo (%)	Intervalo da força testada (kN)	Modo	Sistema Classe *
100	22.4745 a 100.1324	Tensão	1
	-22.555 a -100.043	Compressão	0.5

* A classe do sistema para um intervalo deriva do seguinte: erro, repetitividade, retorno para zero, resolução e classificação do dispositivo de teste.

Método de verificação

O cálculo da precisão e do erro de repetitividade e a classificação do desempenho da máquina de testes foram realizados de acordo com o método especificado no Anexo C da norma ISO 7500-1.

A máquina de teste foi verificada na condição "conforme encontrada".

Antes da calibração, a máquina foi inspecionada para se verificar se ela estava em boas condições de funcionamento, tendo

Instron CalproCR versão 3.29

Este certificado cumpre os requisitos do Cgcre-Inmetro, que avaliaram a competência do laboratório e atestaram sua rastreabilidade pelas normas nacionais e internacionais. Os resultados indicados neste certificado e o seguinte relatório estão relacionados apenas aos itens verificados. Quaisquer limitações de uso em consequência dessa verificação serão indicadas nos comentários. Este relatório não deve ser reproduzido, exceto por completo, sem a aprovação do laboratório emissor.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

LABORATÓRIO DE CALIBRAÇÃO ACREDITADO No. 0443 (REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO - RBC)

NÚMERO DO CERTIFICADO:
16051001MC

Página 2 de 4 páginas

sido comprovado que satisfazia as diretrizes da seção 5 da norma ISO 7500-1.
Nenhum acessório vinculado mecanicamente foi montado ao se realizar essa calibração.

Resumo de dados - Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

TENSÃO

% do intervalo	Erro na execução 1 (%)	Erro na execução 2 (%)	Erro na execução 3 (%)	Erro de repetitividade (%)	Classe	Incerteza relativa*	Incerteza da medição* (± kN)
100 Intervalo % (escala completa: 100.1324 kN)							
Retorno para 0					0.5		
20	0.11	0.08	-0.05	0.16	1	0.40	0.090
40	0.05	0.02	-0.05	0.10	1	0.39	0.16
60	-0.01	-0.02	-0.06	0.05	1	0.39	0.23
80	0.01	-0.03	-0.08	0.09	1	0.39	0.31
100	-0.06	-0.08	-0.13	0.07	0.5	0.39	0.39

Resumo de dados - Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

COMPRESSÃO

% do intervalo	Erro na execução 1 (%)	Erro na execução 2 (%)	Erro na execução 3 (%)	Erro de repetitividade (%)	Classe	Incerteza relativa*	Incerteza da medição* (± kN)
100 Intervalo % (escala completa: -100.043 kN)							
Retorno para 0					0.5		
20	-0.31	-0.23	-0.24	0.08	0.5	0.33	0.075
40	-0.20	-0.15	-0.14	0.06	0.5	0.33	0.13
60	-0.12	-0.09	-0.12	0.03	0.5	0.33	0.20
80	-0.07	-0.06	-0.07	0.01	0.5	0.33	0.26
100	-0.04	-0.03	-0.03	0.01	0.5	0.33	0.33

Classe de pior resolução: 0.5 para 100 Intervalo % (indicador 1: Tensão), 0.5 para 100 Intervalo % (indicador 1: Compressão).

* A incerteza expandida relatada baseia-se em uma incerteza padrão multiplicada por um fator de cobertura $k = 2$, proporcionando um nível de confiança de aproximadamente 95%.

O estado de incerteza refere-se a valores obtidos durante a calibração e não leva em consideração fatores como efeitos do desvio de longo prazo, temperatura e alinhamento. A influência desses fatores deve ser levada em consideração pelo usuário do dispositivo de medição de força.

Dados - Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

TENSÃO

% do intervalo	Execução 1		Execução 2		Execução 3	
	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)
100 Intervalo % (escala completa: 100.1324 kN)						
Retorno para 0	0.001		0.006		0.005	
20	22.500	22.4745	22.501	22.4834	22.500	22.5103
40	39.999	39.9808	40.000	39.9928	40.003	40.0226
60	60.000	60.00852	60.003	60.01746	60.002	60.03534
80	80.036	80.02427	80.024	80.04513	80.009	80.07494

Instron CalproCR versão 3.29

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

LABORATÓRIO DE CALIBRAÇÃO ACREDITADO No. 0443 (REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO - RBC)

NÚMERO DO CERTIFICADO:
16051001MC

Página 3 de 4 páginas

Dados - Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

TENSÃO

% do intervalo	Execução 1		Execução 2		Execução 3	
	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)
100 Intervalo % (escala completa: 100.1324 kN)						
100	100.002	100.0668	100.019	100.1026	100.007	100.1324

Dados - Indicador 1. - Leitura digital: Console v. 8.9.374 (kN)

COMPRESSÃO

% do intervalo	Execução 1		Execução 2		Execução 3	
	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)	Indicado (kN)	Aplicado (kN)
100 Intervalo % (escala completa: -100.043 kN)						
Retorno para 0	0.005		-0.004		0.001	
20	-22.498	-22.5669	-22.502	-22.555	-22.509	-22.5639
40	-39.999	-40.0792	-40.001	-40.0613	-40.013	-40.0703
60	-60.002	-60.0711	-60.003	-60.05918	-60.004	-60.07706
80	-80.009	-80.06301	-80.011	-80.06003	-80.003	-80.05705
100	-100.000	-100.043	-100.005	-100.0341	-100.009	-100.037

Equipamento de verificação

ID do equipamento	Descrição	Capacidade	Data da cal.	Validade da cal.	Ref. do certificado
114378A	célula de carga	142000 lbf	27-Oct-14	27-Oct-16	10272014SA
975608	indicador de temp.	NA	05-Oct-15	05-Oct-17	TP-10-093/15
993157	indicador de força	NA	03-Sep-14	03-Sep-16	09032014CB

A classe do equipamento de verificação foi igual ou melhor que a classe na qual esta máquina de testes foi verificada.

A temperatura média do equipamento durante a verificação foi de 28.5°C.

Utilização do equipamento de verificação

Intervalo

Escala

completa

(%)	Modo	ID do equipamento	Percentual(is) do intervalo	Precisão (+/-)
100	Tensão	114378A	20/ 40/ 60/ 80	0.32% da leitura
		114378A	100	0.16% da leitura
100	Compressão	114378A	20/ 40/ 60/ 80/ 100	0.16% da leitura
Todos	Tensão-Compressão	975608	Todos	1.8 °F

Os padrões da Instron são rastreáveis ao SI (Sistema Internacional de Unidades) por meio de padrões mantidos pelo Inmetro ou outro Instituto Nacional de Metrologia reconhecido internacionalmente.

A precisão do indicador de força usado com um dispositivo elástico está incorporada na precisão informada pelo dispositivo.

Instron CalproCR versão 3.29

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

LABORATÓRIO DE CALIBRAÇÃO ACREDITADO No. 0443 (REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO - RBC)

NÚMERO DO CERTIFICADO:
16051001MC

Página 4 de 4 páginas

A precisão do equipamento de verificação usado foi igual ou melhor que a precisão indicada na tabela acima.

Comentários

Verificado por: Marcio Campolina
Service Technician

NOTA: O Artigo 9 da norma ISO 7500-1 declara: O tempo entre as calibrações depende do tipo da máquina de testes, do padrão de manutenção e da quantidade de utilizações. A não ser que seja especificado de outra forma, recomenda-se que a calibração seja realizada em intervalos de no máximo 12 meses. Em qualquer caso, a máquina deve ser calibrada se for movida para um novo local com a necessidade de desmontagem ou se sofrer reparos ou ajustes de vulto.



Serviço Público Federal
MINISTÉRIO DO DESENVOLVIMENTO, INDÚSTRIA E COMÉRCIO EXTERIOR
INSTITUTO NACIONAL DE METROLOGIA, QUALIDADE E TECNOLOGIA - INMETRO

ATESTADO DE AUTORIZAÇÃO

Concedemos autorização, número 20000382, para a execução de serviços de manutenção e/ou reparo em Balanças até 10kg, Classes de exatidão I e II e até 110 kg, Classes de exatidão III e IIII à empresa ALVES E SILVA CALIBRACAO E COMERCIO LTDA- ME, CNPJ 16.658.187/0001-55, estabelecida na AV. QUINZE DE NOVENBRO, 269, no bairro Estados Unidos, município de UBERABA-MG.

Validade no período de **13/09/2017 a 12/09/2018**

Uberaba, 13 de setembro de 2017.

ROGERIO DOS SANTOS BASTOS
GERENTE

A autorização emitida através deste registro está de acordo com a legislação específica para a(s) atividade(s) da oficina autorizada.

Esta autorização deve estar afixada em local visível.

Data de Emissão: 18/09/2017 11:03

QF3220

APÊNDICES

Apêndice I: Ficha de acompanhamento do ensaio de desgaste

Apêndice II: Desenho da amostra do revestimento para ensaio de tração;

Apêndice III: Tabela de parâmetros de deposição.

APÊNDICE I



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
LABORATÓRIO DE TECNOLOGIA EM ATRITO E DESGASTE
Avenida João Naves de Ávila, 2121, bloco 9F, Santa Mônica
38.400-902 – Uberlândia/MG



Data: ____ / ____ / ____ Hardbanding: ____ Ensaio: ____

Casing	Massa [kg]	Força [N]	Vel. [rpm]	Abrasivo	Qtd. Fluido [ml]	Qtd. areia [g]

Tempo [min]:	0	5	15	30	45	60
Intervalos [min]:						

L1 HB [mm]:		X	X	X	X	X
L2 HB [mm]:		X	X	X	X	X
L3 HB [mm]:		X	X	X	X	X

OD 1 HB [mm]:		X	X	X	X	
OD 2 HB [mm]:		X	X	X	X	
OD 3 HB [mm]:		X	X	X	X	

Massa 1 HB [g]:						
Massa 2 HB [g]:						
Massa 3 HB [g]:						

Massa 1 C [g]:	X					
Massa 2 C [g]:	X					
Massa 3 C [g]:	X					

Foto:						
Interferometria:						
MEV:	X	X	X	X	X	X
Granulometria:		X	X	X	X	X

Observações:

APÊNDICE II

