EDJA IANDEYARA FREITAS MOURA

Desenvolvimento de ligas de *hardbanding* para redução do *casing wear* nas operações de perfuração de poços de petróleo



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2024

EDJA IANDEYARA FREITAS MOURA

Desenvolvimento de ligas *hardbanding* para redução do *casing wear* nas operações de perfuração de poços de petróleo

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

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Uberlândia - MG

2024

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

M929d
2024

Moura, Edja Iandeyara Freitas, 1994-
Desenvolvimento de ligas *hardbanding* para redução do *casing wear* nas operações de perfuração de poços de petróleo [recurso eletrônico] / Edja Iandeyara Freitas Moura. - 2024.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: http://doi.org/10.14393/ufu.te.2024.5074
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia Mecânica. I. Franco, Sinésio Domingues, 1962-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621.01

André Carlos Francisco
Bibliotecário Documentalista - CRB-6/3408

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanicaufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br

ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado, nº 387 , PPGEM				
Data:	31/07/2024	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento:	17:40
Matrícula do Discente:	11923EMC016				
Nome do Discente:	Edja Iandeyara Freitas Moura				
Título do Trabalho:	Desenvolvimento de ligas de *hardbanding* para redução do desgaste do tubo de revestimento nas operações de perfuração de poços de petróleo				
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 por videoconferência, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Profª. Drª Rosenda Valdés Arencibia - UFU; Prof. Dr. Washington M. da Silva Jr. - UFU; Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho - USP; Prof. Dr. Leandro João da Silva - UFPR e Prof. Dr. Sinésio D. Franco - UFU, orientador da candidata.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Dr. Sinésio Domingues Franco, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do 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 Doutor.

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 31/07/2024, às 17:47, 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 **Washington Martins da Silva Junior**, **Professor(a) do Magistério Superior**, em 31/07/2024, às 17:47, 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 **Rosenda Valdes Arencibia**, **Professor(a) do Magistério Superior**, em 31/07/2024, às 17:48, 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 **Waldek Wladimir Bose Filho**, **Usuário Externo**, em 31/07/2024, às 17:50, 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 **Leandro João da Silva**, **Usuário Externo**, em 01/08/2024, às 13:16, 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 **5548738** e o código CRC **A806B136**.

Referência: Processo nº 23117.046398/2024-02 SEI nº 5548738

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu avô José Luiz de Freitas, por acreditar e expressar sua confiança em mim.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pelo dom da vida e pela oportunidade de aprender todos os dias.

Agradeço à minha família, ao meu esposo Vinicius Oliveira de Paula e meu filho Ian Moura de Paula por ser minha base, meu ponto de apoio e por compartilharem comigo esta história. Agradeço a eles pelo amor incondicional, pelas alegrias, apoio nos momentos difíceis e pelo grande amor que nos une e está presente no nosso lar.

Agradeço aos meus pais, Francisco Elialdo Soares de Moura e Adália Câmara Freitas de Moura pelos momentos de carinho, cuidado, alegria, dificuldade, educação e conselhos que me fizeram quem sou hoje.

Agradeço aos meus irmãos Ádila Moura e Aldo Moura e a toda a minha família: cunhado, sobrinhos, tios, tias, primos (as) avôs, pelo apoio e incentivo ao longo desta jornada.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco pela orientação e exigência, pelo compartilhamento de valores profissionais de honestidade, seriedade, responsabilidade e profissionalismo.

Agradeço à equipe da Petrobras, os Engenheiros Joseir Percy e Aliel Riente, pela oportunidade que me foi dada para realizar este trabalho, pela confiança, aprendizados e amizade.

Agradeço aos Professores Doutores Leandro João da Silva, Rosenda Valdés Arencibia, Waldek Wladimir Bose Filho, pela disponibilidade para as discussões técnicas, pelo grande compartilhamento de conhecimento, de aprendizado e pela influência na minha formação acadêmica e profissional.

Agradeço aos meus colegas da Pós graduação, Fernanda Freitas, Guilherme Andrade, Luiz Fernando, José Leal e Rodrigo Freitas pela amizade, companheirismos e apoio.

Agradeço à equipe técnica do LTAD, ao Eng. Juliano Oseias e toda à equipe de engenheiros, técnicos e alunos de iniciação científica que trabalharam comigo nas discussões técnicas, reuniões, ensaios experimentais e ajudaram na concretização deste trabalho.

Agradeço aos agentes financiadores CAPES e PETROBRAS; e

À Faculdade de Engenharia Mecânica, à Pós graduação e à UFU.

É através das coincidências que Deus permanece anônimo.

MOURA, E. I. F. **Desenvolvimento de ligas de *hardbanding* para redução do *casing wear* nas operações de perfuração de poços de petróleo.** 2024. 149 p. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 2024. http://doi.org/10.14393/ufu.te.2024.5074.

Resumo

No Brasil, nono maior produtor de petróleo do mundo, com parte desta produção (78,1 % em 2023) oriunda do pré-sal, a demanda por tecnologias que atendessem aos desafios das grandes distâncias a serem perfuradas nos poços do pré-sal aumentou consideravelmente nos últimos tempos. Neste sentido, um dos maiores problemas encontrados nessa perfuração, é o desgaste que ocorre na parede interna do tubo metálico que reveste o poço de petróleo e que, além de outras funções, deve garantir a segurança estrutural do poço. Neste trabalho foi desenvolvida uma metodologia de ensaios em escala reduzida que possibilitou a simulação do desgaste que ocorre na parede interna dos poços de petróleo durante a fase de perfuração. Esta metodologia, baseada na norma API 7CW, foi validada e testada utilizando materiais importados utilizados pelas petroleiras em comparação com materiais disponíveis no mercado brasileiro. Os resultados encontrados das curvas de quantificação do desgaste ao longo do ensaio apresentaram o mesmo comportamento dos resultados encontrados no ensaio em escala real que segue a norma API 7CW, validando, assim, a metodologia proposta. Esta metodologia mostrou eficiente, principalmente, para o ranqueamento de matérias. Essa metodologia de ensaio em escala reduzida foi utilizada no desenvolvimento ligas metálicas para serem utilizadas como *hardbanding*, que pudessem competir com os *hardbandings* importados. No estudo do desenvolvimento dos *hardbandings*, constatou-se que duas das quatro ligas desenvolvidas apresentaram um desempenho 38 % melhor que o desempenho da melhor liga de *hardbandings* importada. As ligas desenvolvidas, denominadas de ligas 3 e 4, apresentaram microconstituintes que ajudam na distribuição uniforme da pressão de contato, favorecendo a redução do desgaste no revestimento do poço. Essas ligas apresentam uma matriz austenítica, que é mais tenaz, e que ajuda na redução do desgaste, tanto do revestimento do poço, quanto da própria liga metálica. Este estudo entregou uma metodologia de ensaios e materiais nacionais que podem ser aplicados na industrial, mostrando-se promissora na realização de mais estudos e aprimoramento do desenvolvimento de ligas de *hardbanding* no Brasil.

Palavras-chave: Desgaste no revestimento do poço; API 7CW; hardbandings, desenvolvimento de ligas.

MOURA, E. I. F. **Development of hardbanding alloys to reduce casing wear in oil well drilling.** 2024. 149 p. Ph. D. Thesis, Federal University of Uberlandia, Uberlandia. 2024. http://doi.org/10.14393/ufu.te.2024.5074.

Abstract

In Brazil, the ninth largest oil producer in the world, with part of this production (78.1% in 2023) coming from the pre-salt, the demand for the development of technologies that meet the challenges of large distances to be drilled in pre-salt wells increased considerably. In this sense, one of the biggest problems encountered in this drilling is the wear that occurs on the internal wall of the metallic tube that covers the oil well and which, in addition to other functions, must guarantee the structural safety of the well. In this work, a reduced-scale testing methodology was developed that enabled the simulation of the wear that occurs on the inner wall of oil wells during the drilling phase. This methodology, based on the API 7CW standard, was validated and tested using imported materials used by oil companies and available on the Brazilian market. The results found from the wear quantification curves throughout the test showed the same behavior as the results found in the full-scale test that follows the API 7CW standard, thus validating the proposed methodology. This methodology proved to be efficient, mainly for ranking materials. This test methodology was used in the development of metallic alloys to be used as hardbanding, which could compete with imported hardbanding alloys. In the study of the development of hardbandings, it was found that two of the four alloys developed performed 38% better than the best imported hardbanding alloy. The developed alloys, named 3 and 4, presented microconstituents that help in the uniform distribution of contact pressure, favoring the reduction wear on the well casing. Furthermore, they have an austenitic matrix which is more toughness, and which helps to reduce wear on both the well casing and the metallic alloy itself. Furthermore, this study provided a testing methodology and possible national materials that can be applied in the industry, showing promise for carrying out further studies and improving the development of hardbanding alloys in Brazil.

Keywords: Casing Wear; API 7CW; Hardbandings; alloy development.

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos:

V: Volume removido

SD: Distância de deslizamento

D_{TJ} Diâmetro do *tool joint*

WF *Wear Factor*

Fn Força nominal

P: Perímetro

p: Probabilidade

F: Fator de forma

A: Área real

Símbolos Gregos:

α': Martensita

γ: Austenita

σ: Desvio padrão

π Pi

Φ Força

Siglas e Abreviações:

API: *American Petroleum Institute*

ASTM: *American Society for Testing and Materials*

CW: *Casing wear*

DP: *Drill pipe*

DR-X: Difração de Raios-X

EBSD: Difração de Elétrons Retroespalhados

EDS: Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X

FRX: Fluorescência de raio-X

HB: *Hardbandings*

MAG: *Metal Active Gas*

MEV:	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG:	*Metal Inert Gas*
NBR:	Norma Técnica Brasileira
O&G:	*Óleo e* Gás
PIB:	Produto Interno Bruto
TJ:	*Tool joints*
TTT:	Tempo, temperatura e transformação
ZTA:	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO 1

1.1 Objetivo Principal 6
1.2 Objetivos Específicos 6
1.3 Estrutura da Tese 6
CAPÍTULO II 9

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 9

2.1 Tribologia 9
2.1.1 Desgaste abrasivo 10
2.1.2 Influência do meio abrasivo 12
2.2 Contexto histórico do desenvolvimento dos modelos matemáticos de desgaste no revestimento do poço (*casing wear*) 17
2.3 Hardbanding 19
2.3.1 Contexto histórico de ensaios para avaliação do desempenho de hardbandings 20
2.3.2 Microestrutura de Materiais de hardbandings 23
2.4 DESTAQUES DA REVISÃO 26
CAPÍTULO III 28

3 DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DA METODOLOGIA DE ENSAIO EM ESCALA REDUZIDA 28

3.1 Ensaio de desgaste em escala reduzida e escala real 30
3.1.1 Fabricação das amostras do revestimento do poço 30
3.1.2 Fabricação e deposição das amostras dos hardbandings comerciais 31
3.1.3 Ensaio em escala reduzida 33
3.1.4 Ensaio em escala real 37
3.2 Resultados e discussão 39
3.2.1 Análise dos mecanismos de desgaste 44
3.3 Conclusões parciais 49
CAPÍTULO IV 50

4 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS DESENVOLVIDOS 50

4.1 Metodologia de caracterização 51
4.1.1 Fabricação de amostras para caracterização microestrutural, mecânica e química 51
4.1.2 Macrografia: ZTA e diluição 52

4.1.3 Caracterização Mecânica 54
4.1.4 Caracterização Química 54
4.1.5 Caracterização Microestrutural 54
4.2 Resultados e discussão 55
4.2.1 Liga 1 64
4.2.2 Liga 2 66
4.2.3 Liga 3 68
4.2.4 Liga 4 69
4.2.5 Resumo comparativo entre as microestruturas 73
4.3 Conclusões parciais 77
CAPÍTULO V 78
5 AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO AO DESGASTE DOS MATERIAIS DESENVOLVIDOS 78
5.1 Ensaio de desgaste das ligas desenvolvidas 78
5.1.1 Fabricação e deposição das amostras do hardbanding 78
5.1.2 Medição do tamanho do grão abrasivo 80
5.1.3 Partícula abrasiva 82
5.2 Desgaste 84
5.3 Caracterização dos mecanismos de desgaste das ligas desenvolvidas 90
5.3.1 Liga 1 90
5.3.2 Liga 2 100
5.3.3 Liga 3 104
5.3.4 Liga 4 107
5.4 Comparação entre a liga comercial e as desenvolvidas nesse trabalho 112
5.5 Conclusões parciais 114
CAPÍTULO VI 115
6 CONCLUSÃO 115
6.1 Sugestão para trabalhos futuros 116
REFERÊNCIAS 117
ANEXOS 124
APÊNDICES 135

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A demanda contínua e crescente por maior produção no setor de Óleo e Gás (O&G) impulsiona atividades *offshore* a longas distâncias no mar e a perfuração de poços cada vez mais profundos. Morais (2013), em seu livro sobre exploração e extração de petróleo em águas profundas, comenta que, quanto maiores as distâncias no mar e profundidades dos poços, maiores são os desafios de engenharia e custos envolvidos nas atividades de perfuração.

Um dos principais problemas enfrentado na perfuração de novos poços de petróleo é o atrito e o desgaste entre a coluna de perfuração e a parede interna do tubo que reveste o poço. Esse problema se acumula e/ou passa a ser ainda mais evidente na perfuração de poços direcionais e horizontais (BRADLEY e FONTENOT, 1975; SAMUEL, 2014; GAO e SUN 2012; TAN *et al*. 2018), ilustrados na Fig. 1.1.

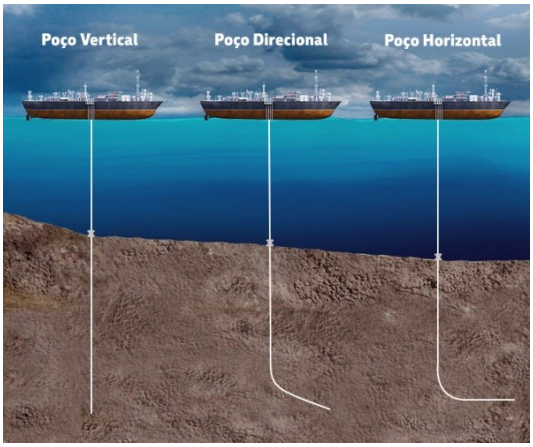


Figura 1.1 Classificação de poços de petróleo segundo a direção de perfuração (PETROBRAS, 2015).

O tubo que reveste o poço é conhecido como *casing* e tem, dentre outras funções, a de isolar o contato entre as formações rochosas e a coluna de perfuração e a de garantir integridade estrutural para suportar os esforços submetidos ao poço durante toda sua vida útil, que pode ser de até 30 anos. Já a coluna de perfuração tem a função de transmitir os movimentos de rotação e penetração para uma broca perfurar a rocha. Além disso, através da coluna de perfuração é bombeado um fluido perfuração para expulsar os detritos rochosos e resfriar a coluna e a broca. A coluna de perfuração é constituída por seções chamadas de *drill pipes* (Fig. 1.2). Essas seções são unidas, à medida que a profundidade do poço aumenta, utilizando conexões denominadas de *tool joints.*

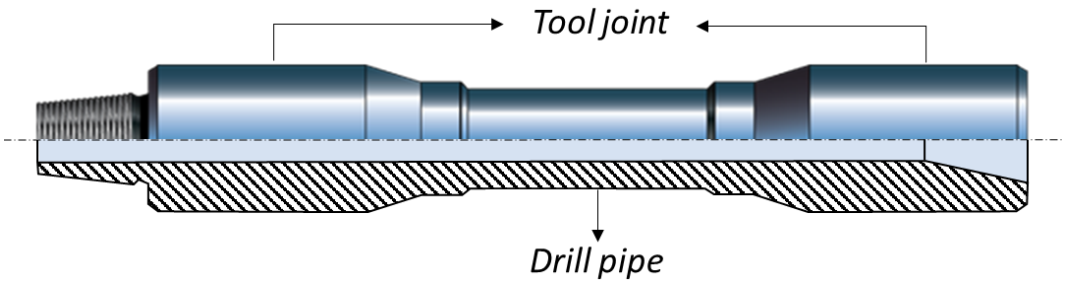


Figura 1.2 Representação esquemática das partes de uma seção de coluna de perfuração.

No caso de perfuração de poços direcionais ou horizontais, a coluna de perfuração é forçada com maior intensidade contra o revestimento do poço devido à curvatura do poço, gerando maiores forças de atrito e desgaste, principalmente no *tool joint* devido ao seu maior diâmetro, como ilustrado na Fig. 1.3. Elevadas forças de atrito exigem maiores torques para perfuração e podem levar à falha catastrófica da coluna perfuração, mas, antes disso, podem gerar desgaste excessivo do revestimento dos poços e comprometer a sua integridade estrutural.

No caso da coluna de perfuração, a sua falha interrompe toda a operação e a recuperação pode levar vários meses. Algumas vezes a recuperação das peças no fundo do poço é impossível, exigindo a realização de desvios para prosseguir a perfuração. Já o desgaste excessivo do revestimento do poço representa um sério risco de segurança para as pessoas, equipamentos e meio ambiente. O reparo de falhas no revestimento do poço tem elevados custos, podendo ser necessária a realização de desvios do poço e até mesmo a sua desativação pela incapacidade de atendimento de requisitos normativos.

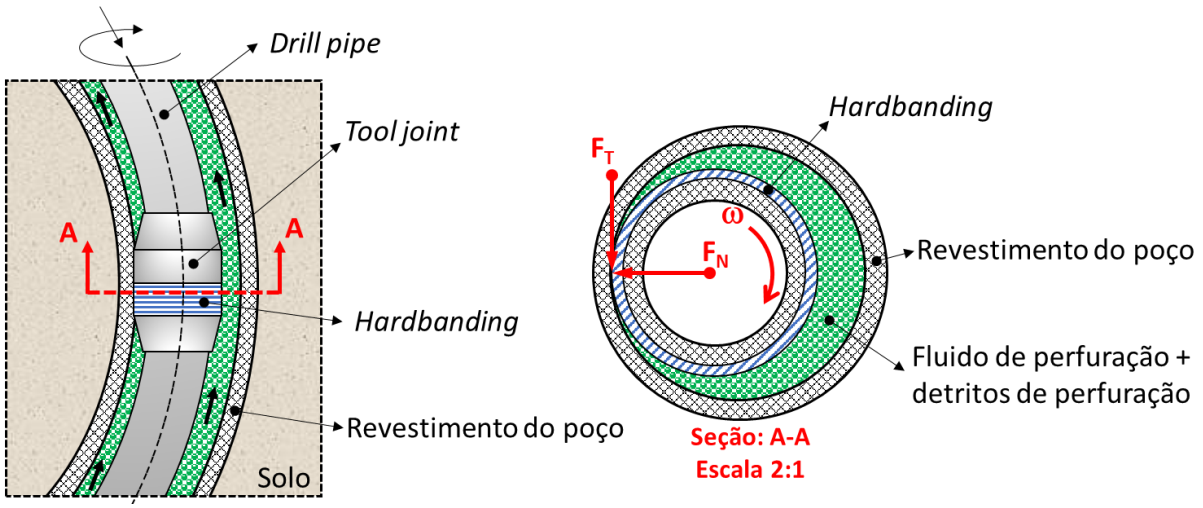


Figura 1.3 Representação esquemática da interação entre a coluna de perfuração e o revestimento em poços direcionais e horizontais, evidenciando a região do *tool joint*. F_N é a força normal imposta pelo *tool joint* sobre o revestimento do poço devido a curvatura e/ou flambagem da coluna de perfuração, F_T é a força de atrito gerada entre o *tool joint* e o revestimento do poço e w é a velocidade angular de rotação da coluna de perfuração.

Problemas com atrito e desgaste entre a coluna de perfuração e o revestimento do poço não são recentes. Por isso, diversos trabalhos da literatura endereçaram esse tema. Alguns pesquisadores como Bradley e Fontenot (1975), White e Dawson (1987), Hall e Malloy (2005) e Gao *et al*. (2010) se dedicaram à elaboração de modelos matemáticos que pudessem predizer o desgaste do revestimento do poço. A partir de um extenso estudo de laboratório, eles enumeraram os principais parâmetros influenciadores do desgaste, tais como: força de contato, pressão de contato, velocidade de rotação da coluna de perfuração, tipo de fluido de perfuração, tipo de rocha e o material do *tool joint* e do revestimento do poço.

Diversas soluções já foram propostas para o problema de atrito e desgaste entre a coluna de perfuração e o revestimento do poço (LIU *et al*., 2013; VENKATESH e PRABHAKAR, 2015; YANG *et al*. 2017;), sendo que uma das mais comuns e referenciadas na literatura é a deposição de revestimentos duros (*hardfacings*) sobre o *tool joint* utilizando processos de soldagem, como mostrado na Fig. 1.4. No contexto de O&G, esse revestimento duro é comumente chamado de *hardbanding* (HB).

O desempenho de um *hardbanding,* frente as solicitações severas impostas pelas atividades de perfuração de poços de petróleo, depende do conjunto formado pelo material e técnica e condições de deposição, levando em conta a interação com o substrato (diluição). Vale apena mencionar que se o *hardbanding* for projetado/aplicado visando apenas proteger a coluna

de perfuração, o problema pode ser transferido para o revestimento do poço, acelerando seu processo de degradação, fenômeno conhecido como *casing wear* (CW).

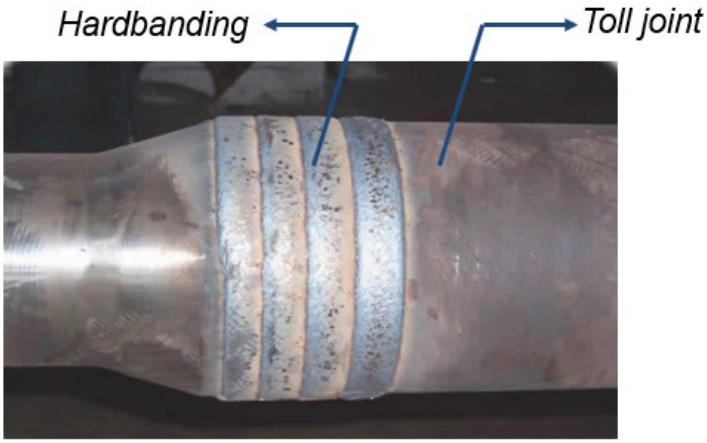


Figura 1.4 *Tool joint* com o *hardbanding* depositado.

Diversos estudos já propuseram e avaliaram o desempenho de diferentes *hardbandings* (HARBERER, 2014; MOURA, 2019; LIU, *et al*. 2013). De acordo com os resultados desses estudos, o HB ideal deve apresentar elevada resistência ao desgaste abrasivo sem promover desgaste excessivo do revestimento do poço, Fig. 1.5. Conciliar essas duas características pode ser um desafio, pois elas tendem a ser concorrentes. Se por um lado a adição de partículas duras (carbonetos) é uma estratégia comum para melhorar a resistência ao desgaste do HB, por outro o revestimento do poço pode ser microcortado por essas mesmas partículas de reforço, reduzindo assim, a sua espessura e integridade estrutural.

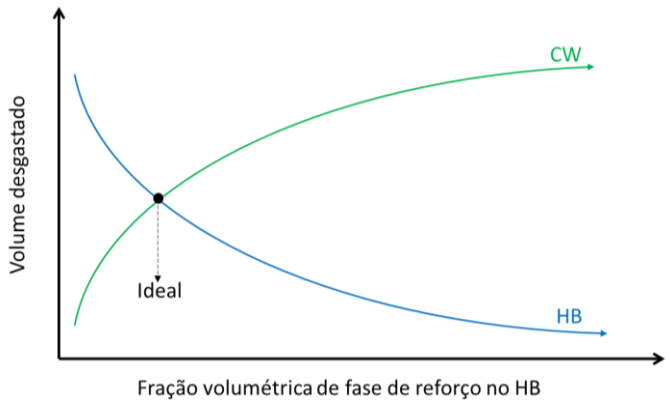


Figura 1.5: Representação esquemática do balanço (ponto ideal) entre o desgaste do HB e CW em função da fração volumétrica de fase de reforço no HB.

No entanto, a presença de partículas duras na microestrutura das ligas metálicas pode favorecer, também, a proteção da matriz contra a incrustação de partículas de areia que degradariam o revestimento. Além disso, essas partículas duras podem propiciar uma distribuição uniforme da pressão de contato, evitando a formação de canais preferenciais para o escoamento de abrasivos com alto poder de remoção de material. É nesse contexto que a diminuição do desgaste no par revestimento do poço-*hardbanding* é encontrado por Moura (2019), onde, são estudadas ligas contendo carbonetos de nióbio e titânio, em uma matriz martensítica, que proporcionam maior resistência ao desgaste.

No contexto de segurança operacional, falha prematura e/ou inesperada de uma coluna de perfuração ou revestimento do poço pode se refletir em custos financeiros significativos e impactos ambientais incomensuráveis. Portanto, pesquisas para entender o mecanismo de degradação, monitorar e melhorar o desempenho desses componentes são de grande importância e interesse para o setor de O&G.

A literatura corrente converge no sentido de que o principal mecanismo de degradação do par coluna de perfuração e revestimento do poço é o desgaste abrasivo causado pelo movimento relativo na presença de detritos rochosos suspensos no fluído de perfuração, bem com o contato direto (metal-metal) entre eles (WHITE e DAWSON, 1987; YANG *et al*. 2018). Adicionalmente, a degradação do revestimento do poço pode ser acelerada pelo mecanismo de microcorte causado por partículas duras adicionadas ao HB para melhorar a sua resistência ao desgaste abrasivo (HARBERER, 2014 e MOURA 2019).

Existem ligas e técnicas comerciais para produção de *hardbandings* com elevada resistência ao desgaste e comportamento "amigável" com o revestimento do poço (ZANG, 2020). Na sua grande maioria, essas soluções buscam principalmente em aumentar a resistência ao desgaste abrasivo do HB e evitar que o revestimento do poço seja microcortado por partículas de reforço presentes no HB, enquanto a questão do contato direto (metal-metal) entre a coluna de perfuração e o revestimento do poço é pouco abordada.

A avaliação do desempenho de *hardbandings* em ambiente laboratorial constitui um outro desafio. Os ensaios experimentais para esse caso são regidos pela norma API 7CW e preveem uma difícil logística, pois necessitam de um equipamento específico e de grande porte, um tempo de ensaio longo e a utilização de amostra em tamanho real. Apesar de a norma API 7CW ser um bom parâmetro para avaliação quantitativa do desgaste, ela não propõe o estudo dos mecanismos de desgaste e dessa forma, sem avaliar e comparar os mecanismos de desgaste

presentes no ensaio e em condições reais de operação. Assim, a tarefa de desenvolvimento e seleção de *hardbandings* adequados se torna ainda mais desafiadora.

Considerando os argumentos supracitados, justifica-se então o desenvolvimento de ligas alternativas, com melhor desempenho que as encontradas no mercado, para produção de *hardbandings* visando mitigar o desgaste severo que ocorre entre a coluna de perfuração e o revestimento do poço, bem como o desenvolvimento de validação de ensaio de desgaste em escala reduzida para avaliação do desempenho dos HBs.

1.1 Objetivo Principal

O objetivo principal deste trabalho é desenvolver uma metodologia para avaliação do desgaste de um ensaio em escala reduzida baseado na norma API 7CW e ligas metálicas para HBs que reduzam o *casing wear* em comparação com o desempenho das ligas comerciais.

1.2 Objetivos Específicos

a) Projetar e implementar uma infraestrutura para realização dos ensaios em escala reduzida baseados na norma da API 7CW;

b) Desenvolver e validar uma metodologia para avaliação do CW em escala reduzida;

c) Desenvolver e fabricar novas ligas de HBs;

d) Avaliar o desempenho tribológico desses materiais.

1.3 Estrutura da Tese

Esta tese está estruturada em seis capítulos, além dos anexos e apêndices.

O primeiro capítulo apresenta o tema do trabalho, ressaltando-se e a problemática em que o trabalho está inserindo e a motivação que justifica sua execução. Ainda neste capítulo, será apresentado o objetivo principal e secundários.

No segundo capítulo, referente à revisão bibliográfica, é apresentada a base teórica utilizada para a discussão dos resultados, incluindo-se nela um tópico sobre tribologia, com maior detalhe para o desgaste abrasivo e a influência do meio abrasivo no desgaste. Um segundo

tópico sobre o contexto histórico dos modelos matemáticos usados para prever o desgaste no revestimento do poço é descrito. E, por último, um tópico destinado ao HB, que descreve os típicos ensaios de qualificação de *hardbandings* e suas típicas microestruturas. Em suma, no capítulo dois, são elencados aspectos que merecem destaque na revisão bibliográfica, a fim de deixar claro os pontos teóricos mais importantes para o desenvolvimento deste trabalho.

O terceiro, quarto e quinto capítulos tratam, de forma independente, mas interconectadas, as três principais fases do desenvolvimento deste trabalho. Assim sendo, o terceiro capítulo, trata da validação da metodologia para realização dos ensaios utilizando os materiais disponíveis no mercado e utilizados nas operações de campo da petrolífera brasileira. Além disso, descreve-se a metodologia de fabricação dos corpos de prova e uma breve menção ao ensaio em escala real que serviu de parâmetro para validação dos ensaios em escala reduzida.

No quarto capítulo será é apresentada a metodologia de deposição dos HB desenvolvidos e a caracterização desses materiais para aplicação como *hardbanding*. Neste capítulo inclui-se a descrição da metodologia utilizada na caracterização metalográfica, química e mecânica dos materiais e da geometria dos cordões depositados.

No quinto capítulo, são apresentados e discutidos os resultados da avaliação dos materiais desenvolvidos e submetidos ao ensaio de desgaste em escala reduzida da norma API7CW. Os materiais desenvolvidos foram comparados com os materiais disponíveis no mercado e testados conforme metodologia apresentada no capítulo três. Uma comparação do desempenho desses materiais foi realizada, incluindo toda a análise estatística para comparação dos resultados.

O diagrama de Ishikawa ilustra as etapas planejadas desde a validação da metodologia até a obtenção de um novo HB.

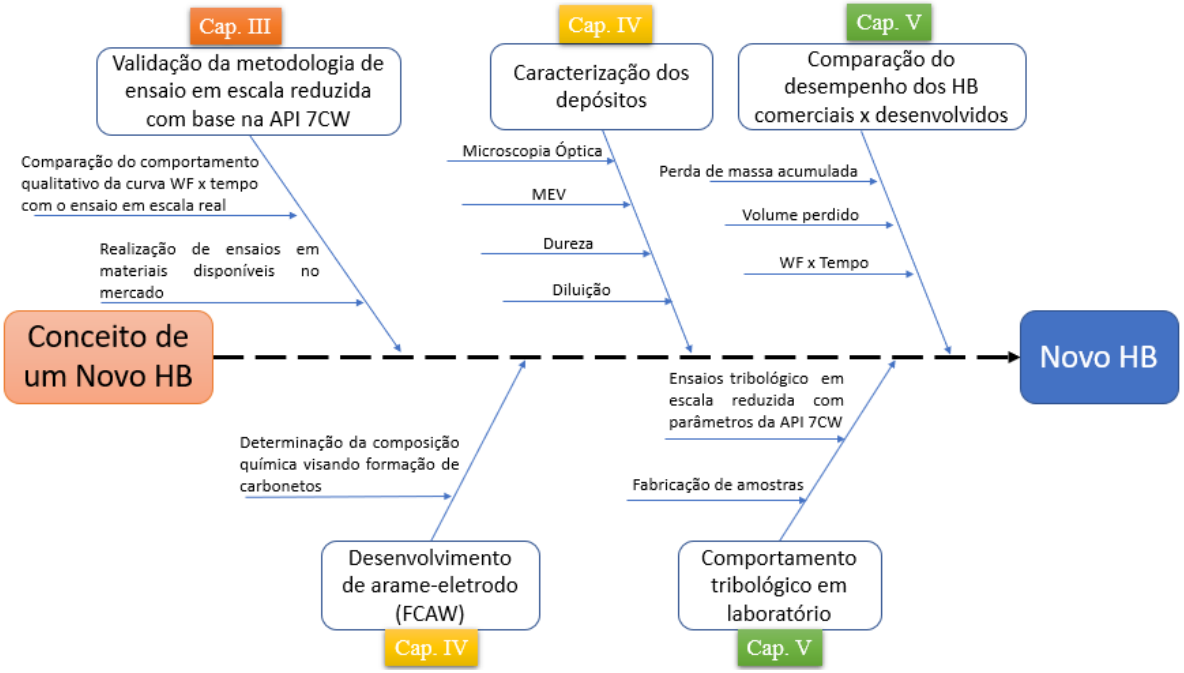


Figura 1.6: Diagrama de *Ishikawa* que ilustra as atividades planejadas de forma macro para a realização deste trabalho.

O sexto e último capítulo trará as principais conclusões obtidas neste trabalho.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentado o estado da arte onde este trabalho está inserido e discutidos os principais trabalhos técnicos referentes aos assuntos abordados.

2.1 Tribologia

O conceito de tribologia definido por Hutchings (2017), afirma que é o ramo da ciência e tecnologia que estuda a interação de superfícies em movimento relativo e com assuntos associados, o que inclui o estudo do atrito, desgaste e lubrificação. Esta ciência tornou-se mais importante quando, em 1966, um comitê no Reino Unido mostrou estimativas das economias que poderiam ser alcançadas caso os princípios tribológicos fossem amplamente aplicados. Dada essa informação, outros estudos econômicos foram realizados em diversos países e chegou-se à conclusão de que pelo menos 1 % do PIB pode ser economizado com a implantação de projetos tribológicos aprimorados incluindo nestes estudos a redução dos custos de energia dissipada pelo atrito e desgaste (HOLMBERG; ERDEMIR, 2019).

Além disso, outro fator muito importante a ser considerado são os impactos ambientais gerados devido a energia desperdiçada para vencer as forças de atrito e desgaste. Ao longo dos anos, o consumo desenfreado de energia oriunda dos combustíveis fósseis resultou, reconhecidamente, em um impacto adverso ao meio ambiente (HOLMBERG; ERDEMIR, 2019). Para tentar reduzir os danos ambientais, severas restrições foram impostas pelos governos e as empresas tiveram que se adequar a essas questões. Dessa forma, o investimento em pesquisa para a compreensão dos modelos tribológicos e, paralelamente, o desenvolvimento

de materiais adequados às condições tribológicas existentes são fundamentais para aumentar a eficiência dos sistemas mecânicos na intenção de reduzir também os danos ambientais.

Segundo Hogmark *et al*. 1992, o desgaste é um tipo de dano em que as superfícies exibem como resultado alterações topográficas, microestruturais ou ambas em uma camada superficial. Este tipo de dano acontece por micromecanismos de desgaste sobre a superfície e pode causar perda ou remoção de material. No entanto, a resistência ao desgaste não depende apenas do tipo de material e suas propriedades, mas também, do sistema tribológico o qual são submetidos, incluindo então, fatores como: tipo de abrasivo, temperatura, velocidade de contato, carga e efeitos corrosivos (ZUM GAHR, 1987).

Além disso, na grande maioria das vezes, o desgaste não resulta de um único mecanismo de desgaste, sendo factível a ocorrência de mecanismos de desgaste atuando mutuamente. Porém, um dos mecanismos de degaste predomina e este sim é o mecanismo que deve ser preocupante.

Neste trabalho, os mecanismos de degaste abrasivo são detalhados, considerando que estudos científicos (HABERER; GATES; FIFIELD, 2014; MOURA, 2019; WHITE; DAWSON, 1987) indicaram a predominância do desgaste abrasivo no estudo do *casing wear*.

2.1.1 Desgaste abrasivo

Os termos “desgaste abrasivo a dois corpos” e “desgaste abrasivo a três corpos” foram definidos por Zum Gahr (1987) para classificar, de acordo com a movimentação das partículas abrasivas, os mecanismos de desgaste que podem ocorrer entre superfícies em movimento relativo.

No desgaste abrasivo a dois corpos, a perda de massa ocorre pela ação de partículas encrustadas na superfície do contracorpo ou por protuberâncias intrínsecas desta superfície. Já no desgaste abrasivo a três corpos, a perda de massa ocorre pela ação de partículas duras livres entre as superfícies em contato e elas podem passar rolando pela superfície causando marcas de indentação. Uma imagem esquemática de como funciona o mecanismo de desgaste abrasivo a dois e três corpos é mostrado na Fig. 2.1 a e b.

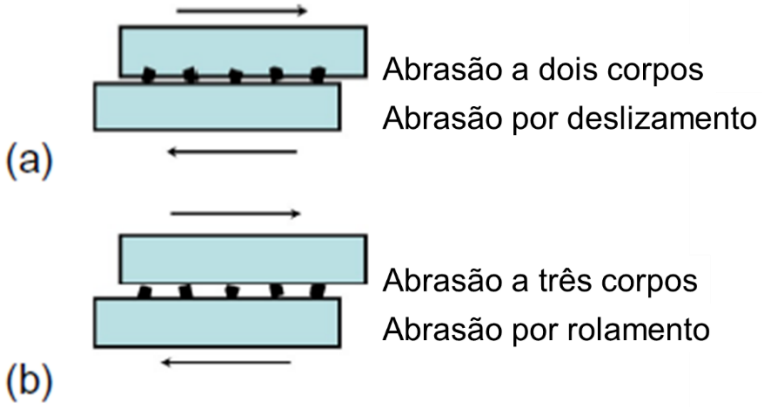


Figura 2.1: Mecanismo de desgaste: a) abrasivo a dois corpos (deslizamento de partícula) e b) e três corpos (rolamento de partícula).

Esta definição, apesar de representar claramente a atuação das partículas abrasivas no meio, deixa brechas quanto ao comportamento das partículas durante o desgaste, visto que, ora elas podem estar firmemente presas e deslizando (abrasão a dois corpos) sobre a superfície em uma região e, em outra região, essas partículas podem desprender e atuar como terceiro corpo, rolando (abrasão a três corpos). Dessa forma, não é tão simples quantificar ou classificar esta diferença em alguns casos, mostrando assim certa aleatoriedade intrínseca neste tipo de classificação. Além disso, outros parâmetros também importantes para o entendimento de como o material foi afetado pelo desgaste não são considerados, como microestrutura, força e velocidade de deslizamento.

Hutchings (2017), por sua vez, apresenta os termos abrasão a alta e baixa tensão para classificar também o mecanismo de desgaste abrasivo. Na abrasão a altas tensões a força aplicada é alta o suficiente para esmagar e quebrar as partículas abrasivas ao longo do processo de desgaste. Na abrasão a baixas tensões, não há quebra de partícula. Este tipo de classificação é mais plausível, visto que atualmente existem métodos acessíveis à quantificação das partículas antes e após o processo de desgaste. Ademais, Hutchings (2017) também orienta que os mecanismos de desgaste abrasivo podem ser controlados por duas formas: por deformação plástica ou por fratura frágil, que podem ocorrer separadamente ou em conjunto.

A deformação plástica e a fratura frágil estão diretamente relacionadas aos micromecanismos de danos citados por Hogmark *et al*. 1992. Eles foram apresentados por Zum Gahr (1987) e podem ser classificados em: microssulcamento (*microploughing*), microcorte (*microcutting*) e microfadiga (*microfatigue*), normalmente, controlados por deformação

plástica e microtrincamento (*microcracking*), normalmente, controlado por fratura frágil. A Fig. 2.2 esquematiza os micromecanismos de desgaste mencionados.

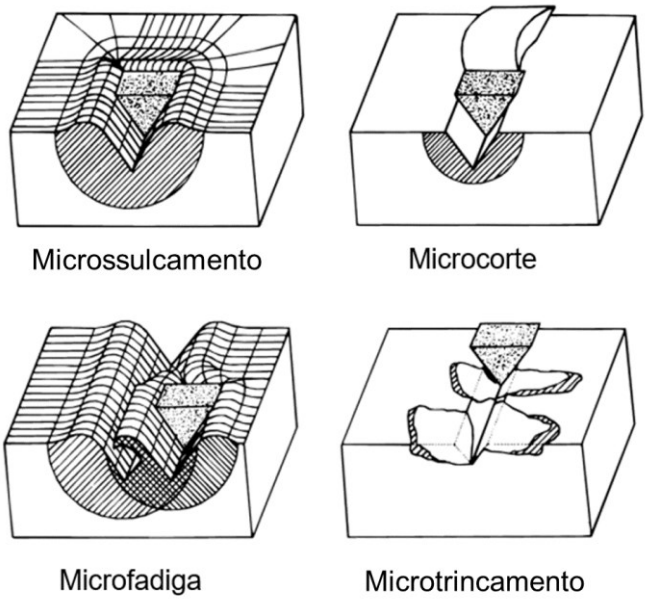


Figura 2.2: Micromecanismos de desgaste que podem ocorrer no desgaste abrasivo. Fonte: (ZUM GAHR, 1987), adaptado.

2.1.2 Influência do meio abrasivo

Outro fator determinante na influência ao desgaste no tribossistema é o abrasivo. Isto porque, fatores como dureza, formato e tamanho da partícula abrasiva podem atuar de maneira decisiva no fenômeno de remoção de massa.

Correlacionar a dureza do abrasivo (Ha) com a dureza da superfície (Hs) desgastada ajuda a definir o nível de severidade do tribossistema. Estudiosos do assunto, (ZUM GAHR, 1987; HUTCHING; 2017) encontraram que a razão Ha/Hs maior que 1,2 caracteriza, na maioria dos casos, o desgaste severo; já valores menores que 1,2 o desgaste é suave. Essa correlação é mostrada no gráfico da Fig. 2.3.

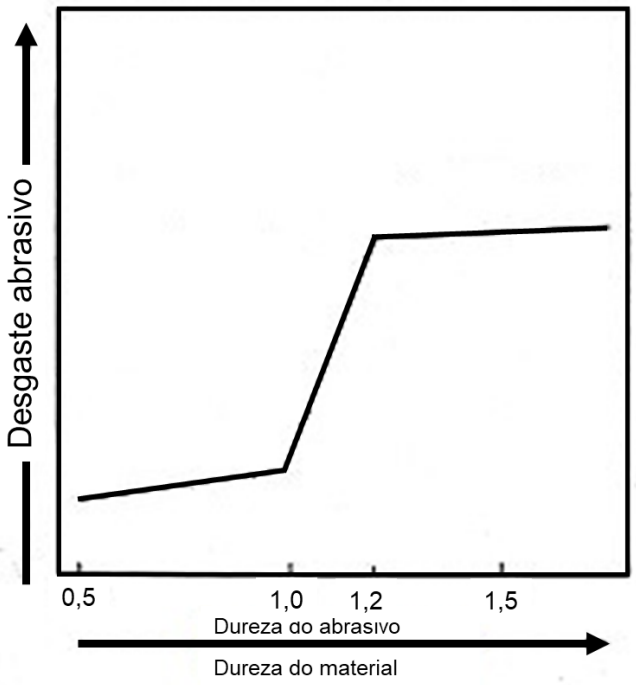


Figura 2.3: Desgaste abrasivo em função da razão de dureza da partícula abrasiva e da dureza do material desgastado.

Como observado na Fig. 2.3, da razão Ha/Hs igual a 1,2 é o ponto de referência para diferenciar o nível de desgaste considerando a dureza do abrasivo. Esta razão, apesar de dar uma ideia do nível de desgaste, deve ser usada com cautela considerando a influência dos diversos parâmetros envolvidos e que influenciaram o tribossistema.

Outro fator como o formato da partícula, arredondado ou pontiagudo, pode provocar diferentes taxas de desgaste. No caso das partículas pontiagudas, são significativamente altas devido, principalmente ao seu ângulo de ataque. Normalmente, este parâmetro não é quantificado devido à dificuldade no processo de medição das partículas abrasivas, mas quando isso é possível, utiliza-se o fator de forma como parâmetro de comparação.

O fator de forma (F) é definido, segundo Hutching (2017), como a razão entre a área real (A) da projeção e a área de um círculo com o mesmo perímetro (P) da projeção. Em termos quantitativos, a fórmula para cálculo do fator de forma é apresentada na Equação 1.1.

$$F = \frac{4\pi A}{P^2} \qquad 1.1$$

Quanto mais próximo de um é o valor de F, mais próximo de um círculo é a área projetada da partícula. Da mesma forma, quanto mais o valor de F se afasta de um, mais distante a partícula esta da projeção de um círculo. Este parâmetro, apesar de representar uma medida bruta dos reais contornos dos grãos das partículas, ainda é muito utilizado em estudos para correlacionar o fator de forma com o desgaste abrasivo, principalmente, pela facilidade de medição das partículas utilizando *softwares* de medição de imagem padrão.

Apesar da dureza e do formato serem características importantes no aumento do desgaste abrasivo, é o tamanho da partícula abrasiva que pode influenciar significativamente o desgaste. Ou seja, a variação do tamanho da partícula é aceitável na faixa que varia de 150 a 250 µm, tanto para o desgaste abrasivo a dois corpos, o desgaste abrasivo a três corpos e o desgaste erosivo, como mostra a Fig. 2.4.

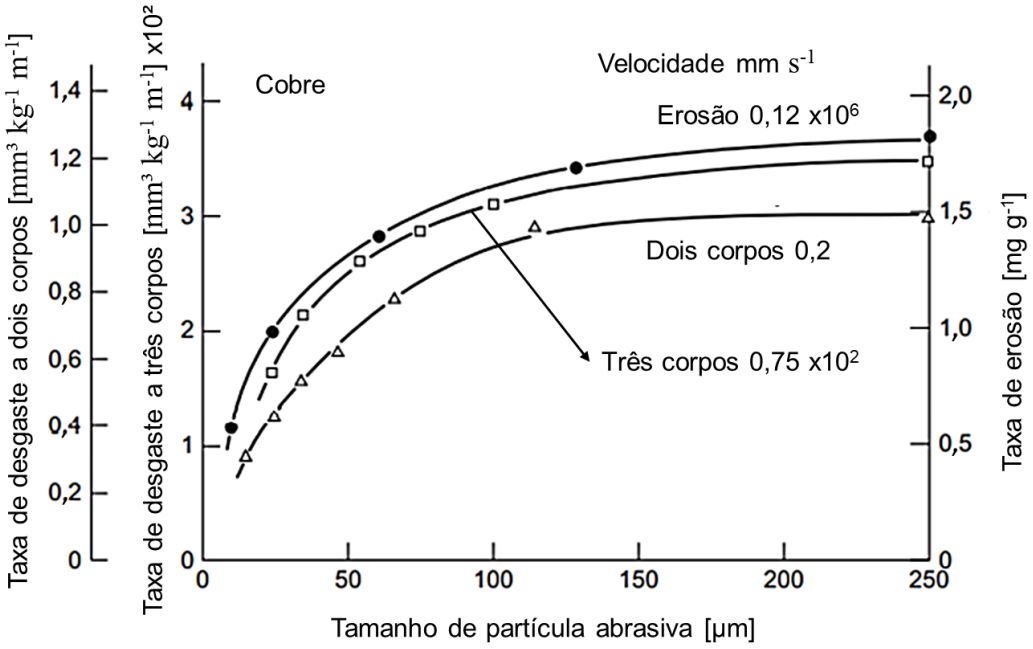


Figura 2.4: Taxa de desgaste para o cobre sob condições de desgaste abrasivo a dois e três corpos e desgaste erosivo usando carbeto de silício com diferentes tamanhos. Fonte: Hutchings (2017), adaptado.

A partícula abrasiva, também, podem variar durante a abrasão, em função da tensão envolvida no processo de desgaste, ou seja, partículas muito duras e frágeis podem ser fraturadas e reduzidas a tamanhos menores, diminuindo a taxa de desgaste; partículas com grande tenacidade correm o risco de terem suas arestas de corte arredondadas e deixarem de

remover material por microcorte; e partículas com propriedades intermediárias, duras, porém não tão frágeis, podem ter arestas de corte renovadas durante seus movimentos, permitindo um desgaste rápido do material em contato (FERRARINI, 1998). A Fig. 2.5 mostra esquematicamente a influência da tenacidade e da fragilidade da partícula sobre sua eficiência em provocar o desgaste.

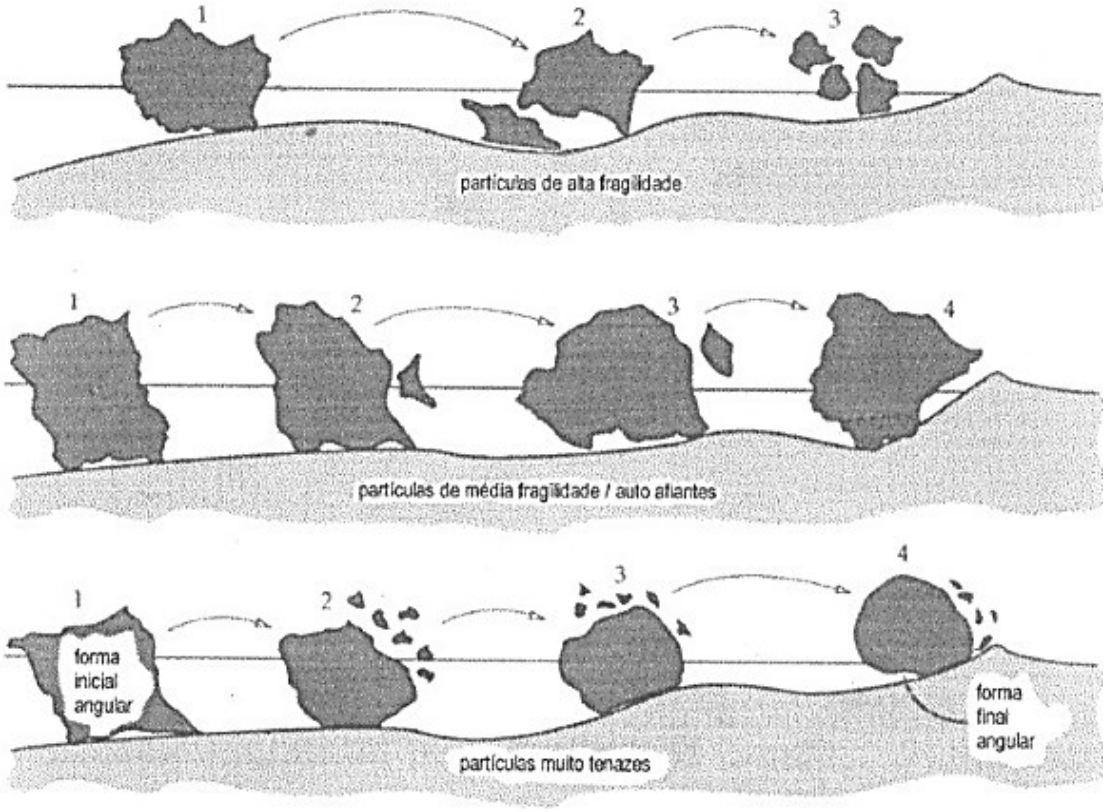


Figura 2.5: Efeito da tenacidade e da fragilidade da partícula sobre sua eficiência em provocar desgaste (STACHOWIAC, BATCHELOR, 1993). Adaptado.

Dado o exposto, a partícula abrasiva tem importância fundamental na caracterização do desgaste, particularmente, porque é ela, aliada aos demais fatores, que governam os micromecanismos de desgaste e que compreendem o tribossistema. Dito isto, em posse do conhecimento do tribossistema e suas características ou particularidades, é possível propor soluções e melhorias para redução do desgaste nos materiais envolvidos.

Dessa forma, os micromecanismos de desgaste são resultado da influência da partícula de tal modo que, o microssulcamento ocorre devido à passagem de um único abrasivo riscando o material, normalmente, não provocando perda de material da superfície desgastada devido a

este fato. Uma proa é formada nas laterais do sulco produzido e o material é apenas deslocado. A perda de massa acontece, quando há uma alteração no mecanismo devido a passagem de muitas partículas ou a ação repetida de uma única partícula. O material pode ser removido pela passagem contínua dessas partículas e pode desprender-se por fadiga de baixo ciclo, ou seja, microfadiga.

Existe um valor crítico do ângulo de ataque, formado entre a partícula e a superfície do material desgastado, que irá determinar a transição entre desgaste suave e severo, correspondente à passagem de microssulcamentos a microcortes, como visto na Fig. 2.6.

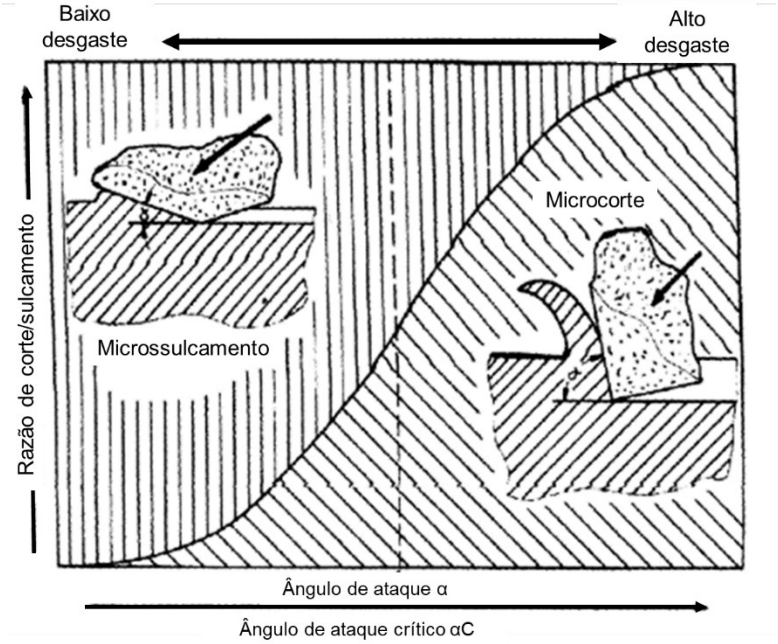


Figura 2.6: Razão entre microcorte e microtrincamento em função do ângulo de ataque e o ângulo de ataque crítico (Zhum Gahr, 1987). Adaptado

No microcorte, a perda de material tem o mesmo volume do cavaco produzido pelo desgaste. O microssulcamento e o microcorte são mecanismos característicos de materiais dúcteis. Por este motivo, quando alguns dos micromecanismos predominam, pode-se falar em uma abrasão dúctil. A diferença de microssulcamento para microcorte vai depender das características do abrasivo como dureza, forma e tamanho.

O microtrincamento, por sua vez, ocorre quando tensões concentradas são impostas pela partícula abrasiva, particularmente, na superfície de materiais frágeis. Neste caso, grande quantidade de material é desprendido devido à formação e propagação de trincas. Quando o

microtrincamento predomina, fala-se em uma abrasão frágil. Compreende-se, portanto, que o tribossistema deve ser bem caracterizado para entender a importância da influência dos mecanismos de desgaste abrasivo e da partícula.

A interação esquemática entre a partícula abrasiva sobre a superfície do material que contém carbonetos é mostrada por Zum Gahr (1987) na Fig. 2.7. De maneira geral, a interação entre as partículas abrasivas e os carbonetos presentes no material pode ser por sulcamento, corte, corte e trincamento, remoção de carbonetos e, às vezes, desgaste da própria partícula abrasiva.

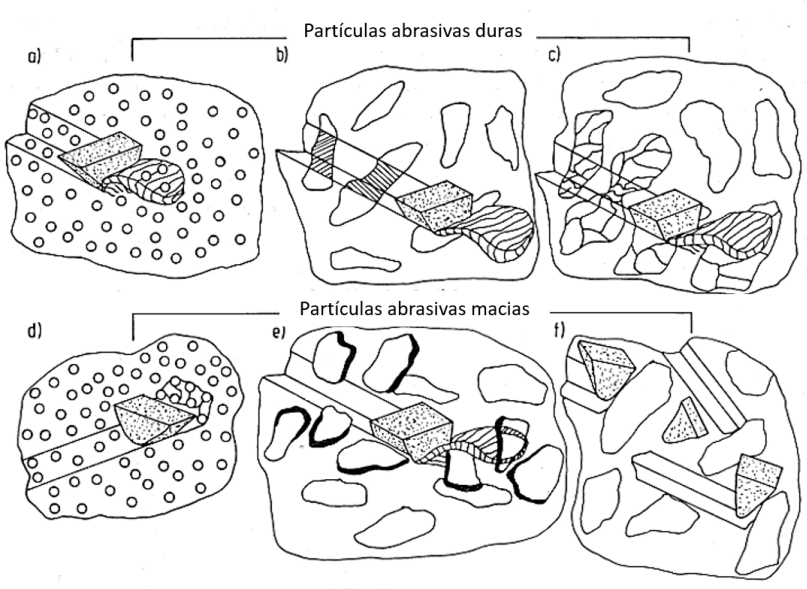


Figura 2.7: Representação esquemática das interações entre partículas abrasivas duras e macias deslizando sobre carbonetos. Zum Gahr (1987), adaptado.

2.2 Contexto histórico do desenvolvimento dos modelos matemáticos de desgaste no revestimento do poço (*casing wear*)

Com o aumento da demanda na perfuração de poços ultraprofundos (que podem ultrapassar os 7 mil metros), desviados e horizontais devido às descobertas de grandes reservas de óleo e gás nas formações do pré-sal, surgiram desafios que antes não eram observados em poços *onshore*. Estas descobertas impulsionaram o desenvolvimento de novas tecnologias que se tornaram necessárias para uma exploração do petróleo mais eficiente.

Um dos desafios impulsionados pela perfuração dos poços ultraprofundos foi o desgaste que ocorre na parede interna do tubo que reveste o poço petróleo, o *casing wear* (CW). O *casing wear* é provocado principalmente pelo contato da coluna de perfuração, na região do *tool joint*, onde, sobre o *tool joint,* é depositado, via processo de soldagem, uma liga de alta dureza, o *hardbanding*.

A alta dureza do *hardbanding* aliado a outros parâmetros de perfuração como força lateral, velocidade de rotação da coluna de perfuração e presença de abrasivos são alguns dos fatores que intensificam o desgaste no revestimento do poço.

Bradley e Fontenot (1975) investigaram as principais causas que levavam ao *casing wear.* Em seus estudos, Bradley e Fontenot (1975) concluíram que a rotação da coluna de perfuração é a principal causa para o aumento do *casing wear*. Além deles, Williamson (1981) avaliou o efeito da pressão de contato e encontrou uma relação a partir de ensaios experimentais entre a pressão de contato e o *casing wear*. Com base nesses dados, o autor desenvolveu um modelo para predizer a taxa de desgaste no revestimento do poço.

White e Dawson (1987), por sua vez, propuseram outro modelo matemático para predizer o desgaste baseado na energia de atrito dissipada durante o contato e apresentaram o modelo denominado *wear efficient model* (em tradução livre: modelo eficiente de desgaste). Em 1994 Hall *et al*. (1994a) utilizaram o modelo proposto por White e Dawson (1987) e simularam diferentes condições de perfuração de poços em termos de geometria do poço, material do *casing-tool joint* e tipo de fluido, realizando mais de 300 ensaios em laboratório para levantar valores que representassem o *wear factor* em diferentes condições de perfuração. O *wear facto*, por sua vez, corresponde à razão entre a força de atrito e a energia necessária para remover uma unidade de volume do material do *casing* por comprimento da coluna de perfuração. Estes dados foram implementados no *software* CWEAR e passou a ser utilizado amplamente pela indústria a fim de estimar a quantidade de *casing wear* nos poços de petróleo (JELLISON, 2009; OSMAN *et al*., 2022; SAMUEL *et al*., 2016).

Em 2005, Hall e Malloy (2005) publicaram mais um trabalho propondo um conceito de pressão limite de contato (CPL). Neste modelo, para estimar a profundidade final do sulco de desgaste, os autores mostraram que a pressão de contato aumenta consideravelmente até atingir um limite (platô), onde, neste ponto, a profundidade do sulco não aumenta independente do tempo de perfuração ocorrido.

Um modelo matemático para previsão do desgaste denominado modelo não linear foi proposto por Sun; Gao; Zhu (2012). Este modelo em comparação com o modelo de eficiência

de desgaste consegue prever o desgaste em dois momentos: durante o *running* e durante o estágio estacionário de desgaste. Para isso, o autor considera os diferentes formatos da marca de desgaste provocada por diferentes diâmetros de *tool joint*, realizando cálculos mais próximos às condições de campo. O modelo de Sun *et al*. foi amplamente implementado em poços de petróleo horizontais como mostram os estudos de Gao e Sun (2012).

Tan e Gao (2018), mais recente, seguiram esta mesma linha de previsão do desgaste a partir de cálculos numéricos e simulações a fim de melhorar a previsão do desgaste no revestimento do poço para evitar perdas durante a perfuração dos poços, considerando outro fator ainda não investigado/avaliado: a elipticidade provocada no revestimento do poço. Os autores investigaram um novo modelo de previsão do desgaste do revestimento do poço que engloba elipticidade, relações estruturais geométricas e a lei de dissipação de energia em ação no revestimento do poço.

Mittal; Samuel; Gonzales (2020) discutem uma abordagem baseada na determinação do *wear factor* (WF) baseada na técnica de inversão. Esta técnica, segundo os autores, é um método para avaliar os parâmetros do modelo para uma configuração em que os valores de entrada e saída da equação física são conhecidos. No caso, para a determinação do WF, têm-se as variáveis de entrada (como força lateral, velocidade de rotação, diâmetro do *tool joint* e tempo de operação) e as variáveis de saída (volume de material desgastado, dado ao final da perfuração) conhecidas. O *wear factor* é considerado o parâmetro do modelo e é estimado pelo método da técnica de inversão. Os autores encontraram que o uso da técnica de inversão em diferentes métodos ajuda a reduzir o erro geral entre as profundidades reais e estimadas da marca de desgaste.

Os dados de WF, obtidos a partir dessa técnica, podem prever o desgaste para operações futuras para o mesmo poço ou para um novo poço semelhante ao poço perfurado. Além disso, ele pode ser usado para avaliações de CW em tempo real, estimando WF em tempo real com base em registros de desgaste em tempo real.

2.3 Hardbanding

Uma outra linha de pesquisa ainda dentro da problemática do CW surge quando há questionamentos sobre quais os principais parâmetros que podem ser otimizados para reduzir o CW.

Estudos (BEST, 1986; BOL, 1986; WHITE; DAWSON, 1987) investigaram os principais parâmetros que poderiam influenciar no aumento do desgaste no revestimento do poço. Estes parâmetros incluíam: força de contato, velocidade de rotação, material do *casing* e do *hardbanding*, fluido de perfuração e densidade do fluido. Contudo, dentre as variáveis analisadas, Best (1986) concluiu que a principal causa do desgaste severo no *casing* é o *hardbanding*.

2.3.1 Contexto histórico de ensaios para avaliação do desempenho de hardbandings

Os primeiros registros de uso do *hardbanding* em poços de petróleo datam da década de 1930 (DOERING *et al*., 2011). Estes materiais foram depositados sobre os *tool joints* da coluna de perfuração com a função de protegê-la, a princípio, do desgaste abrasivo quando submetida a situação a poço aberto. Na época, a perfuração de poços rasos, e, na maioria das vezes, verticais, não era comum a ocorrência de danos à estrutura do revestimento do poço. Por muitos anos, foi utilizado um *hardbanding* composto por uma matriz metálica com partículas de carbonetos de tungstênio.

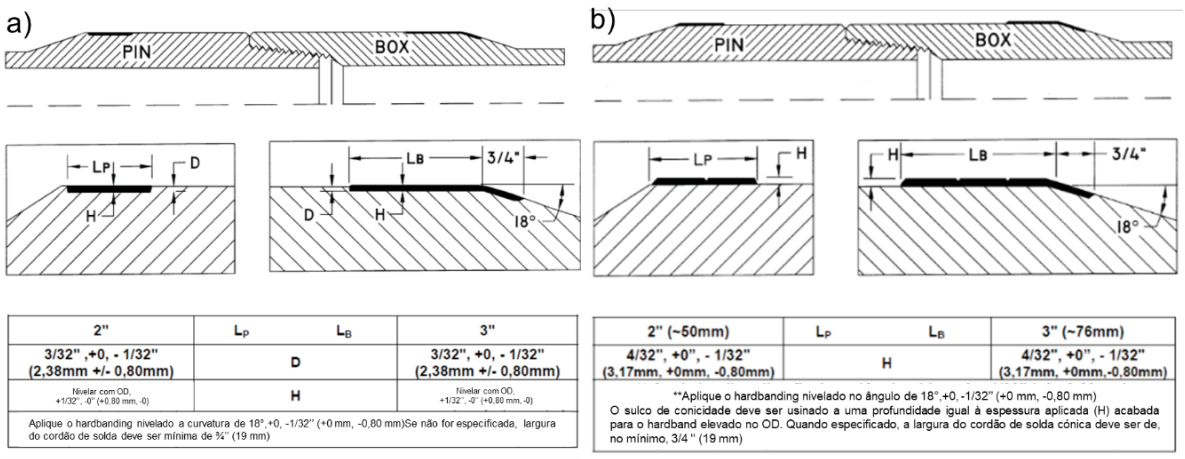
Todavia, com o aumento da perfuração de poços ultraprofundos, seguindo trajetórias altamente desviadas, horizontais e de alcance estendido e à medida em que as manobras de perfuração se tornaram mais críticas e a exploração de poços se intensificaram, foram observados níveis inadmissíveis de desgaste no revestimento do poço, chegando a efeitos críticos como o colapso e o abandono de poço. Neste sentido, a indústria reconheceu a ameaça operacional à integridade dos poços e o impacto econômico e ambiental associados ao CW (HABERER, 2000).

Um trabalho desenvolvido pela *Drilling Engineering Association* (DEA) realizou um estudo (DEA 42) com a intenção de categorizar HBs competitivos e sua relação com o CW. Todos os ensaios foram realizados em um equipamento em escala real desenvolvido pela *Maurer Engineering* (SEITINGER, 2010).

Desenvolvimentos visando melhorar o tamanho, a forma geométrica do carboneto de tungstênio (de pontiaguda para arredondada) e sua distribuição, foram uma das primeiras soluções propostas pela indústria. Outra opção proposta para minimizar o desgaste no *casing* foi a aplicação da camada de *hardbanding* com as partículas de carbonetos de tungstênio nivelada ao aço do *tool joint* (ver Fig. 2.8-a) e, embora esta prática tenha trazido alguma melhoria, não foi suficiente para diminuir as ocorrências do CW (CHAN *et al*., 2008). Estudos

posteriores observaram que a aplicação do HBs sobressalente ao *tool joint* ajuda a diminuir a área de contato com o revestimento do poço, consequentemente reduzindo torque, o arrastro e o coeficiente de atrito (ver Fig. 2.8-b). Esta última, é a forma de aplicação de HB usada atualmente (SEITINGER, 2010).

Em 1990, a *Liquidmetal Technologies* LTD / *Amorphous Technologies*, Inc. desenvolveu um *hardbanding* a partir de uma liga com cromo duro que reduziu significativamente o desgaste do revestimento do poço. Era um material do tipo amorfo, com uma microestrutura sem contorno de grão. Os materiais do tipo amorfos, apresentam coeficiente de atrito muito baixo, mas, por outro lado, uma resistência ao desgaste à abrasão por deslizamento muito baixa durante a perfuração em poço aberto (não revestido). A utilização desse HB resultou em altas taxas de desgaste do *tool joint* e logo reduziu a popularidade deste produto entre as empresas de serviços (ZHANG; WANG; WANG, 2020).



2"	L_P	L_B	3"
3/32" ,+0, - 1/32" (2,38mm +/- 0,80mm)	D		3/32", +0, - 1/32" (2,38mm +/- 0,80mm)
Nivelar com OD, +1/32", -0" (+0,80 mm, -0)	H		Nivelar com OD, +1/32", -0" (+0,80 mm, -0)
Aplique o hardbanding nivelado a curvatura de 18°,+0, -1/32" (+0 mm, -0,80 mm)Se não for especificada, largura do cordão de solda deve ser mínima de ¾" (19 mm)			

2" (~50mm)	L_P	L_B	3" (~76mm)
4/32", +0", - 1/32" (3,17mm, +0mm, -0,80mm)	H		4/32", +0", - 1/32" (3,17mm, +0mm,-0,80mm)
**Aplique o hardbanding nivelado no ângulo de 18°,+0,-1/32" (+0 mm, -0,80 mm) O sulco de conicidade deve ser usinado a uma profundidade igual à espessura aplicada (H) acabada para o hardband elevado no OD. Quando especificado, a largura do cordão de solda cônica deve ser de, no mínimo, 3/4 " (19 mm)			

Figura 2.8: a) Aplicação do *hardbanding* nivelado ao *tool joint*, b) Aplicação do *hardbanding* sobressalente ao *tool joint*. Fonte: Seitinger (2010) , adaptado.

No final de 1992, a *Arnco Technology* introduziu um *hardbanding* de liga ferrosa com elevada adição de cromo e dureza entre 45-60 HRC, que primeiro protegeu com sucesso, tanto o revestimento do poço, quanto o *tool joint* e apresentou alta tolerância à abrasão em poço aberto (MOBLEY, 1999). Contudo, essa liga apresentava quantidades significativas de microtrincas após a deposição do material, sendo necessária a remoção de todo o material para reaplicação de uma nova camada nas operações de manutenção, agregando custos à manutenção dessa liga. A *Arnco Tecnology*, posteriormente, desenvolveu outros HBs denominados Arnco

100 XT, Arnco 150 XT, Arnco 300XT e Arnco 350XT. O desempenho de alguns desses materiais utilizando a infraestrutura da *Mauer Engeneering* são mostrados na Fig 2.9.

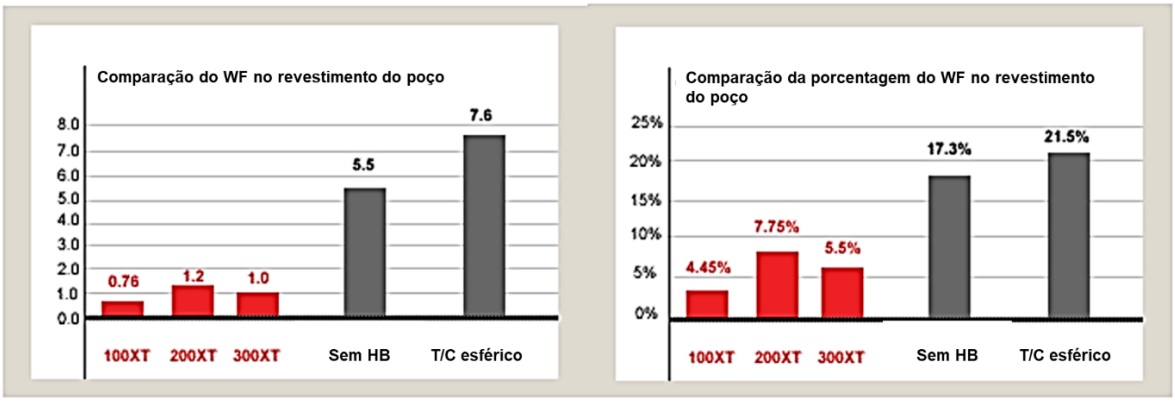


Figura 2.9: Valores numéricos e percentuais de WF para os materiais desenvolvidos pela *Arnco Tecnology*. Fonte: Seitinger (2010).

Desde então, diversas outras empresas do setor de óleo e gás desenvolveram ligas metálicas com estrutura cristalina prometendo um comportamento amigável ao *casing* e que protegia também a coluna de perfuração. Contudo, ainda há uma incerteza no tocante ao desempenho destas ligas quando considerados apenas os ensaios realizados pela infraestrutura da *Mauer Engineering*. Ocorre que as empresas buscam um material que atenda às especificações necessárias para diminuir o *casing wear* e, para isso, é necessário um método de ensaio adequado que consiga prever o desgaste de uma forma mais precisa para avaliar os materiais desenvolvidos.

Pesquisas foram realizadas com o objetivo de caracterizar metalurgicamente os materiais e avaliar o desempenho à abrasão de diferentes *hardbandings* disponíveis comercialmente (HABERER; GATES; FIFIELD, 2014; MOURA, 2019). Haberer *et al*. (2014) avaliou o desempenho de nove ligas de HBs utilizando o ensaio padronizado ASTM G65 (ASTM, 2016), conhecido como roda de borracha. Embora este ensaio seja muito utilizado para avaliação do desempenho de materiais e utilizado pelas empresas desenvolvedoras de HBs, não é conhecida a sua correlação com as condições observadas em campo, principalmente no tocante à influência das baixas tensões superficiais sobre as partículas abrasivas, a influência do fluido de perfuração e a influência do tempo de ensaio, pois, este é um ensaio a seco com duração máxima de vinte minutos.

Moura (2019), por sua vez, utilizou a norma ASTM B611 (ASTM, 2016), conhecida como roda de metal, adaptando alguns parâmetros da norma, como tipo de fluido, abrasivo e tempo e utilizando essa nova configuração de ensaio para ranquear cinco materiais disponíveis na indústria de óleo e gás. O ensaio roda de metal pode ser utilizado em situações em que se quer simular condições de desgaste mais severas.

Ambos os estudos mencionados apresentaram resultados convergentes no tocante à presença de partículas duras na microestrutura do HB. Mas dessa vez, os materiais analisados foram compostos por carbonetos de titânio ou nióbio formados durante a solidificação do material, depositado via processos de soldagem com resfriamento lento e controlado.

Moura (2019) e Moura e Moraes (2021) foram as principais referências deste trabalho para o desenvolvimento das novas ligas de HB e para o desenvolvimento do ensaio em escala reduzida, baseado na API 7CW.

2.3.2 Microestrutura de Materiais de hardbandings

Os materiais usados como HB são, conceitualmente, o que é denominado de revestimento duro, considerando a definição dada por Kenneth *et al*. (1992), onde ele afirma que:

> Revestimento duro é o processo de aplicação de um material duro e resistente ao desgaste, em superfícies de componentes, através de processo de soldagem, aspersão térmica ou processos combinados de soldagem, visando reduzir o desgaste ou a perda de material por abrasão, impacto, erosão, adesão e cavitação [...] (Kenneth *et al*., 1992).

Esses materiais são usados quando se deseja melhorar a resistência ao desgaste em serviço de uma peça ou restaurar peças já desgastadas, empregando um material com resistência ao desgaste superior ao anterior ou ao metal base, a fim de recondicionar a peça. Além disso, selecionar uma liga que atenda as condições severas de desgaste devendo levar em consideração as condições de serviço, as quais o material está sendo submetido, as formas de remoção de material, soldabilidade, ocorrência de impacto, ambientes corrosivos ou submetidos a altas temperaturas, entre outras, essas informações devem ser abordadas cuidadosamente e previamente antes da seleção do material.

Normalmente, os revestimentos duros são classificados de acordo com sua composição química, como sendo: ligas à base de cobalto, à base de níquel ligas à base de carbonetos e ligas ferrosas. Esses materiais são muito utilizados em aplicações onde é necessária alta resistência

ao desgaste. No caso das ligas de níquel e cobalto, podem também ser utilizadas em aplicações que exijam resistência à corrosão e altas temperaturas (ASKELAND, WRIGHT 2019).

Entretanto, como já mencionado na sessão 2.3.1, os materiais metálicos usados como revestimento duro para aplicação como *hardbanding* são basicamente ligas ferrosas com sua dureza elevada devido à presença de partículas duras, podendo essas ser carbonetos de tungstênio, cromo, nióbio ou titânio.

Entretanto, uma atenção especial deve ser dada ao comportamento ao desgaste de ligas com altos teores de elemento de liga. Alguns fatores do sistema tribológico interferem diretamente nos resultados, por isso, é muito difícil encontrar um padrão sobre este comportamento quando os mesmos materiais são submetidos a diferentes ensaios ou sob diferentes condições. Algumas literaturas tratam em maior detalhe esta questão (MUTTON, WATSON, 1978; GAHR, 1987; TYLCZAK, 1992; SINÁTORA *et al*., 1991).

As microestruturas características das ligas de HB têm em sua composição, normalmente, elementos químicos como o nióbio, titânio e cromo que têm grande afinidade com o carbono e durante a solidificação formando os carbonetos. Em geral, os carbonetos exibem, sozinhos, melhores propriedades de resistência ao desgaste, pois sua dureza é superior à dos abrasivos comuns encontrados em operações de mineração, como o quartzo (800 HV), resistindo efetivamente à indentação e às ações de corte de partículas abrasivas (ÇETINKAYA, 2006; CHUNG *et al*., 2013; CORREA *et al*., 2015)

De outra forma, carbonetos de cromo-ferro tendem a gerar redes interconectadas que se estendem através da microestrutura, que são menos eficazes na supressão da propagação de trincas durante o serviço, resultando em trincas e arrancamento do carboneto. Todavia, esta formação morfológica não é a mais indicada para ligas metálicas aplicadas como HB, considerando possíveis movimentos que causam impactos durante a perfuração do poço.

A matriz ferrosa, por sua vez, que faz a ligação dos carbonetos duros é o microconstituinte que pode fornecer ao material certa tenacidade, sendo vital para resistir ao desgaste envolvendo impacto (ÇETINKAYA, 2006; CORREA *et al*., 2015; LLEWELLYN; YICK; DOLMAN, 2004). Diferentes microestruturas da matriz poderiam ser alcançadas através da adição de elementos de liga e da aplicação de tratamentos térmicos específicos. Perlita, bainita, martensita e austenita são microconstituintes típicos da matriz. Entretanto, a utilização de tratamentos térmicos após a aplicação do material na prática poderia gerar custos não planejados ao processo de deposição dos HB.

Uma opção ainda pouco explorada é a utilização de elementos de terras raras. Estudos envolvendo a utilização de nanopartículas de elementos de terras raras em ferro fundidos têm se tornado cada vez mais atrativo por apresentar uma melhora na dureza e na resistência ao desgaste. Autores descobriram que nanopartículas de cério podem refinar os nódulos de grafite e carbonetos. A dureza, a resistência à tração e a resistência ao impacto de ferros fundidos nodulares também foram melhoradas. A taxa de desgaste desses ferros fundidos com nanopartículas de cério diminuiu 15% em relação ao ferro fundido nodular sem nanopartículas de cério (SUN *et al*., 2013; WANG *et al*., 2011).

Com relação ao elemento Ce, é de conhecimento consolidado, que ele atua refinando e esferoidizando os carbonetos (HAO *et al*., 2011). Assim, é possível melhorar ainda mais a resistência ao desgaste da liga adicionando a quantidade adequada de elementos de terras raras. Algumas pesquisas (HAO *et al*., 2011; JINGPEI *et al*., 2006) também mostraram que os elementos terras raras têm grande influência na tenacidade à fratura e na dureza das ligas utilizadas na soldagem.

Esse comportamento ocorre, porque, este elemento tem, de acordo com a Fig. 2.10, uma energia de Gibbs muito baixa para formação de óxidos. Isto significa que o elemento tem uma facilidade muito alta a formar compostos com o oxigênio de forma espontânea do que outros elementos químicos como o Cr, Mn e Si, também presentes na composição química das ligas de HBs.

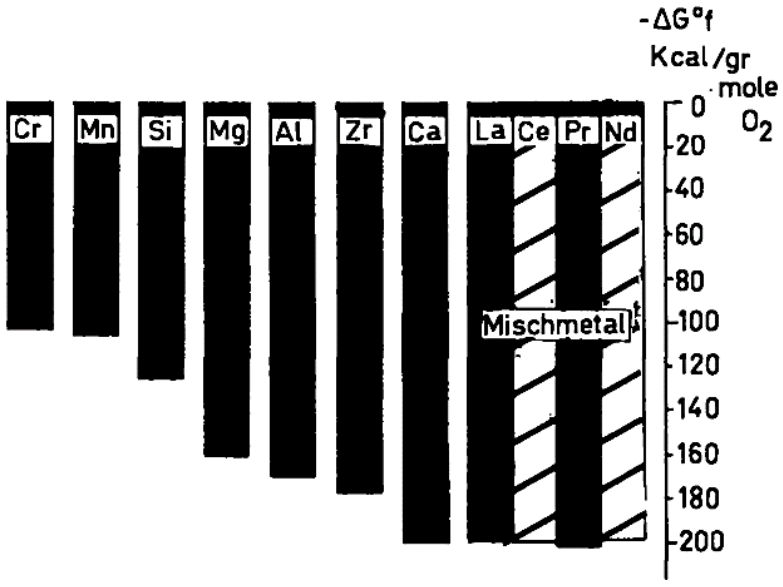


Figura 2.10: Energia livre na formação de alguns óxidos a altas temperaturas (1650 °C). (LUYCKX, 1981)

A formação do óxido de cério, porém, pode trazer benefícios ao desempenho contra o desgaste das ligas. De acordo com Aydin *et al*. (2023), o óxido de cério, na sua forma CeO_2 tem alta dureza, boa estabilidade térmica e uma resistência ao desgaste excepcional.

Em suma, observa-se uma gama de possibilidades para o desenvolvimento de materiais aplicados como HB que podem apresentar melhor desempenho em relação aos materiais disponíveis hoje no mercado. Um desenvolvimento como este abre portas para o crescimento da indústria nacional no ramo de materiais de *hardbandings* aplicados à indústria de óleo e gás.

2.4 DESTAQUES DA REVISÃO

a) O desgaste abrasivo é o que predomina no contato *casing*-HB;
b) Existem vários modelos matemáticos sensíveis às condições que envolvam o CW, cada um com sua particularidade, característica, vantagem e desvantagens, porém no presente trabalho foi utilizado o modelo proposto por Hall e Maloy (2004) porque ele é o modelo utilizado pela petroleira brasileira;
c) O ensaio mais utilizado para testar os materiais usados como HB é o ensaio em escala real, que, apesar de representar as condições de campo necessita de amostras em escala real para realização dos ensaios, inviabilizando, muitas vezes a logística e eficiência do processo de desenvolvimento de HBs;
d) O ensaio mais utilizado atualmente para ranquear os materiais usados como HB é o roda de borracha, regido pela norma da ASTM G65. Uma metodologia rápida e barata, porém, que não representa as condições de campo. Basicamente, no ensaio roda de borracha, a tensão sobre a partícula é muito baixa, descaracterizando a condição de desgaste severo encontrada em campo no contato *casing*-HB. Outras condições de campo como a influência do fluido de perfuração e a pressão de contato também não são levadas em consideração;
e) A comparação qualitativa do ensaio em escala real com o ensaio em escala reduzida busca comparar o comportamento da curva de WF pelo tempo, de tal forma a desenvolver uma metodologia de ensaio acessível, rápida e que possa ranquear materiais e condições de desgaste abrasivo severo. Não é o objetivo deste trabalho desenvolver um ensaio que substitua o proposto pela norma API 7CW. A metodologia proposta pela

API, é de suma importância na obtenção de parâmetros quantitativos mais próximos das condições de campo;

f) Materiais com microestruturas muito heterogêneas ou com presença de muitos elementos de liga devem ser tratados com muito cuidado tendo em vista a dificuldade de encontrar um padrão em seu comportamento sob desgaste devido às diferentes microestruturas desenvolvidas na solidificação;
g) O Ce pode atuar como nodularizador dos carbonetos, refinar a microestrutura e proporcionar maior resistência ao desgaste.

Portanto, é nesse contexto que esta tese está inserida.

CAPÍTULO III

DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DA METODOLOGIA DE ENSAIO EM ESCALA REDUZIDA

A dificuldade no controle das variáveis em campo, o tempo necessário para avaliar as condições de desgaste e a livre demanda do equipamento para realizar estudos experimentais são alguns dos desafios encontrados na simulação do desgaste nas condições de campo, acarretando, dessa forma, em maior tempo na tomada de decisões importantes para a indústria.

Há a possibilidade de desenvolver, em um ambiente laboratorial, uma condição de ensaio em escala real que possa estudar, experimentalmente, o desgaste dos materiais, a partir do controle das variáveis e a utilização de parâmetros de ensaios acelerados. Esta configuração em escala real demanda, contudo, aportes financeiros maiores, devido, principalmente, ao desenvolvimento de equipamento, mão de obra especializada, espaço físico e, em alguns casos, a utilização de corpos de prova em tamanho real. Por isso, essa condição de estudo experimental, apesar de válida, algumas vezes pode não ser tão atrativa.

Uma terceira opção, também muito utilizada em estudos laboratoriais, é a realização dos ensaios em escala reduzida, que consegue afunilar e controlar consideravelmente os parâmetros que influenciam no desgaste, tornando esta condição de ensaio válida e prática para a obtenção de resultados mais rápidos e precisos.

Um esquema proposto por Zum Gahr (1987), ver Fig. 3.1 mostra claramente o que foi mencionado e a possibilidade de transferir as condições de campo para a laboratorial em escala reduzida.

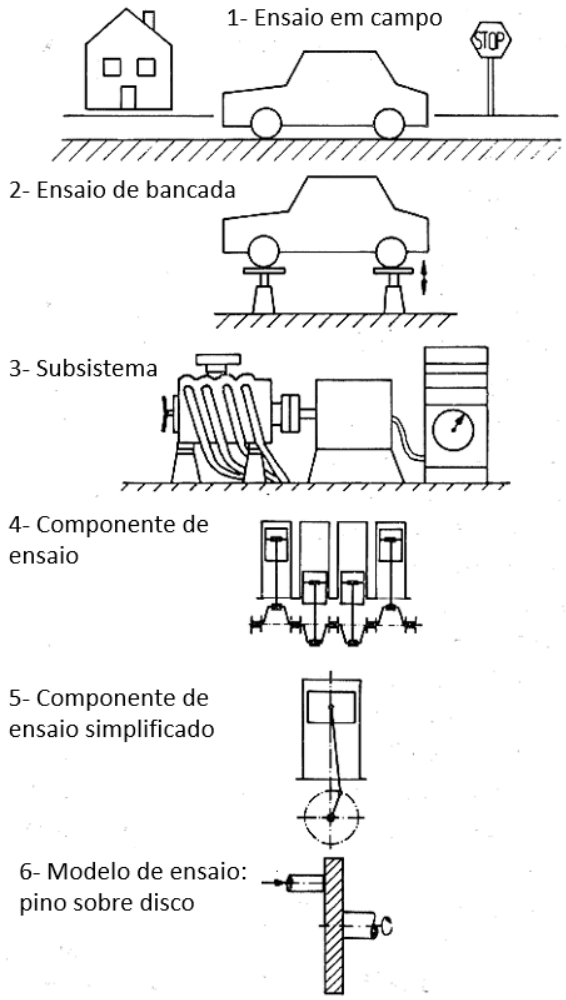


Figura 3.1: Classificação dos diferentes tipos de ensaios de desgaste. Adaptado. Fonte: Zum Gahr (1987).

Nesse contexto, este capítulo apresenta as etapas para o desenvolvimento e validação qualitativa do ensaio em escala reduzida tendo como base o ensaio em escala real da API 7CW. A comparação qualitativa do ensaio busca comparar o comportamento da curva de WF pelo tempo, de tal forma a desenvolver uma metodologia de ensaio acessível, rápida e que possa ranquear materiais e condições de desgaste abrasivo severo. Não é objetivo deste trabalho, mais uma vez, desenvolver um ensaio que substitua o proposto pela norma API 7CW, tendo em vista a importância da obtenção de parâmetros quantitativos mais próximos das condições de campo que estão inerentes às condições propostas pelo ensaio em escala real. Também são apresentadas a etapa de fabricação das amostras do corpo e contracorpo dos materiais disponíveis no mercado, os cálculos de desgaste e a metodologia da análise estatística dos dados. Ao final, os resultados obtidos para a validação desta metodologia são apresentados e discutidos.

3.1 Ensaio de desgaste em escala reduzida e escala real

3.1.1 Fabricação das amostras do revestimento do poço

Um dos materiais usados no revestimento de poços de petróleo é o VM-110,Trata-se aqui de um aço de baixo carbono, que foi utilizado na fabricação das amostras. Sua composição química é mostrada na Tab. 3.1.

Tabela 3.1: Composição química do revestimento (% em peso), usando espectroscopia de emissão ótica

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

As amostras do revestimento do poço foram usinadas da seção transversal do tubo utilizando uma serra-fita. E em seguida, para se atingir as dimensões finais desejadas, as amostras foram fresadas. As dimensões nominais finais são iguais a 25,4 x 77,0 mm^2 (largura x comprimento), mantendo-se a curvatura do diâmetro interno do tubo original, permitindo, assim, um contato similar ao cilindro-cilindro, como ocorre em campo. Ver Fig. 3.2 .

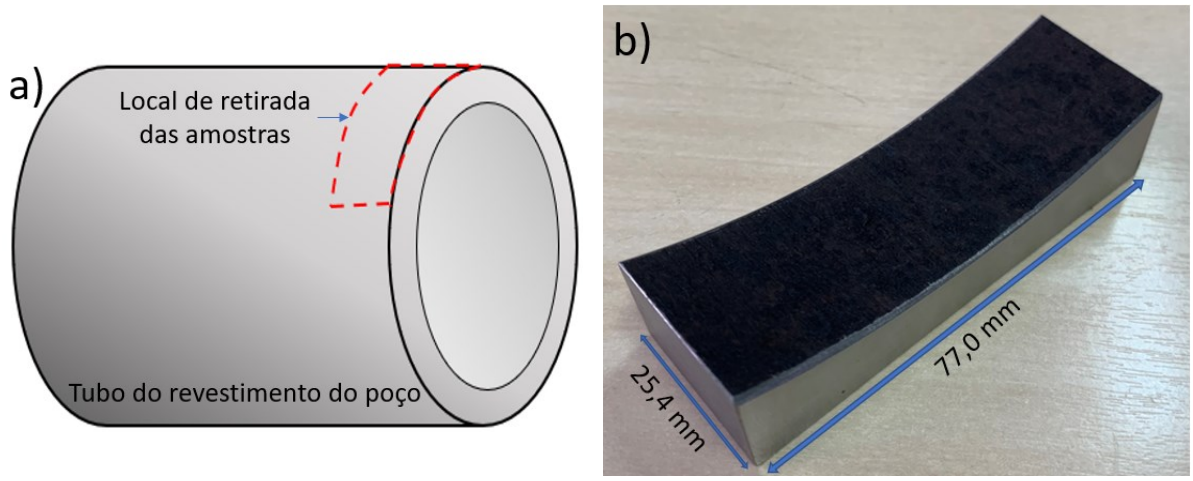


Figura 3.2: a) Desenho esquemático do tubo do revestimento do poço indicando a região de retirada das amostras; b) Amostra acabada e pronta para ser usada nos ensaios de desgaste.

3.1.2 Fabricação e deposição das amostras dos hardbandings comerciais

Os materiais do *hardbandings* foram adquiridos no mercado e o processo de deposição foi contratado junto a uma empresa especializada e prestadora deste serviço para empresas da área de óleo e gás. A composição química desses materiais é apresentada na Tab. 3.2.

Tabela 3.2: Composição química das ligas de HB disponíveis no mercado. Fonte: Moura (2019), (% em peso), usando espectroscopia de emissão ótica

Liga A	**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

Liga B	**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

Liga C	**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

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

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 metodologia para deposição consistiu em um e aquecimento do metal base, utilizando um maçarico a uma temperatura de aproximadamente 230 °C. Após o preaquecimento, os cordões foram depositados e submetidos a um resfriamento controlado utilizando uma manta térmica. O trabalho de Moura (2019) apresenta mais detalhes na metodologia desta deposição. A Fig. 3.3-a mostra as etapas de preaquecimento e a Fig. 3.3-b após o resfriamento. Os parâmetros utilizados na deposição pela empresa estão mostrados na Tab. 3.3.

Tabela 3.3: Parâmetros de deposição das ligas de *hardbandings* comerciais.

Preaquecimento ºC	Corrente (A)	Tensão (V)	Gás de proteção	Largura do cordão depositado (mm)
230	200-320	26 - 33	98 % Ar e 2 % O	12,7

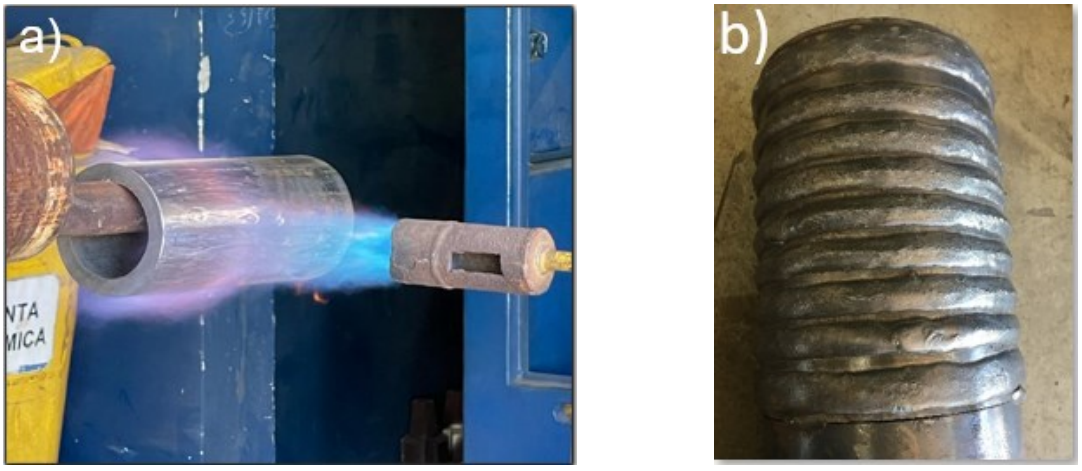


Figura 3.3: Procedimento de deposição das ligas de *hardbandings* comerciais. Em a), preaquecimento no metal base a uma temperatura de até 230 °C; em b), a imagem do material após o resfriamento.

Após a deposição, o material foi usinado para preparação das amostras a serem utilizadas no ensaio de desgaste em escala reduzida. A usinagem foi realizada utilizando eletroerosão a fio e consistiu no seccionamento do tubo em discos na largura de 12,7 mm, ver Fig. 3.4-a. Posteriormente, os discos passaram pelo processo de retífica na superfície do seu diâmetro externo. As amostras finalizadas podem ser vistas na Fig. 3.4-b. Após a retífica as amostras estão prontas para serem submetidas ao ensaio de desgaste em escala reduzida.

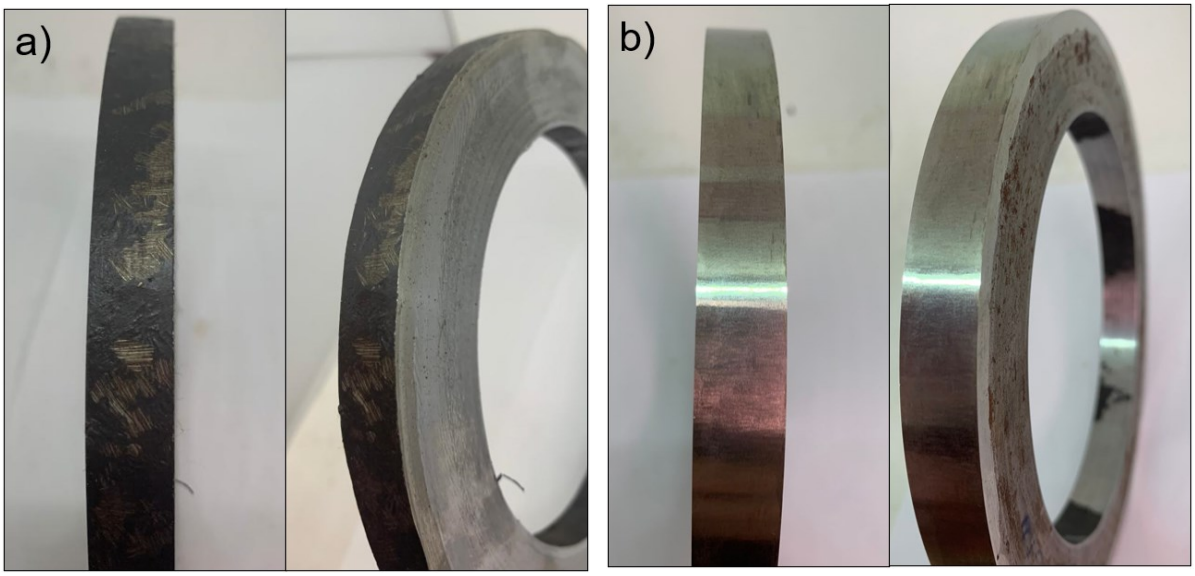


Figura 3.4: a) Amostras seccionadas por eletroerosão a fio, na largura de 12,7 mm; em b) Condição superficial dos discos após a retífica.

3.1.3 Ensaio em escala reduzida

O desenvolvimento do ensaio em escala reduzida teve como principal referência os ensaios propostos por Moura (2019), que apesar de desenvolver uma metodologia que conseguiu ranquear os materiais de HBs disponíveis no mercado, seus ensaios não mostraram correspondência com o comportamento da curva de *wear factor* pelo tempo. Na metodologia proposta por Moura (2019), o contato do corpo e contra corpo ficava submerso em uma lama abrasiva sem circulação. A condição de lama aprisionada e sem circulação provocava uma degradação do abrasivo ao longo do ensaio, acarretando em perda de poder abrasivo, consequentemente, influenciando na taxa e no mecanismo de desgaste.

Dessa forma, neste trabalho, foi proposta uma modificação no equipamento de ensaio, no qual, o principal impacto foi a modificação do fluxo da mistura abrasiva. O fluxo foi modificado para uma vazão contínua, de tal forma que a partícula passe apenas uma vez no contato.

Dado o exposto, o ensaio de desgaste foi realizado no equipamento mostrado na Fig. 3.5-a, onde a lama abrasiva de fluido de perfuração e areia é misturada no tanque misturador e direcionada ao contato corpo-contra corpo a partir de um bico injetor, Fig. 3.5 -b.

No ensaio foi utilizada uma força de 44,0 ± 1,0 N/mm (força pela largura do disco) [1], a uma velocidade de 155 rpm. Foram usados, também, 50 l de fluido de perfuração e a concentração de areia igual a 7 % do volume do fluido.

Antes de cada ensaio, o disco com o HB foi submetido a um ensaio de amaciamento nas mesmas condições dos ensaios de repetição. O objetivo desse ensaio foi eliminar o período de adaptação da superfície ensaiada, período esse conhecido na literatura como *running-in*.

Com relação ao fluido de perfuração, devido a limitação da disponibilidade do fluido de perfuração para realização dos ensaios, ele foi reaproveitado em todos os ensaios e, para isso, como os ensaios ocorreram em triplicata, antes de cada triplicata foi realizada uma filtragem dos abrasivos de tal forma a diminuir a influência deste parâmetro na comparação dos resultados. Para filtragem foi utilizada uma peneira de 80 *mesh*. Os parâmetros invariáveis do ensaio são resumidos na Tab 3.4.

Tabela 3.4: Parâmetros usados nos ensaios em escala reduzida

Força	Velocidade	Abrasivo	% do abrasivo	Vol. de fluido	Vazão
44 N/mm	155 rpm	NBR 100 *mesh*	7	50 l	0,8 l/min

O esquema do contato é mostrado na Fig. 3.6. Nela, observa-se que a aplicação da carga (força) é feita através de um braço de alavanca e um peso morto (a) na amostra do revestimento do poço (b) contra a amostra do disco de HB (c). A mistura abrasiva (d) oriunda do tanque misturador é direcionada ao contato através de um bico injetor, passando pelo contato e sendo recolhida ao final em um tanque de coleta. Para os ensaios de maiores tempos, essa mistura obrigatoriamente retorna ao tanque misturador.

[1] a unidade N/mm é usada nos projetos de campos de petróleo porque considera o comprimento (normalmente em m) da coluna de perfuração.

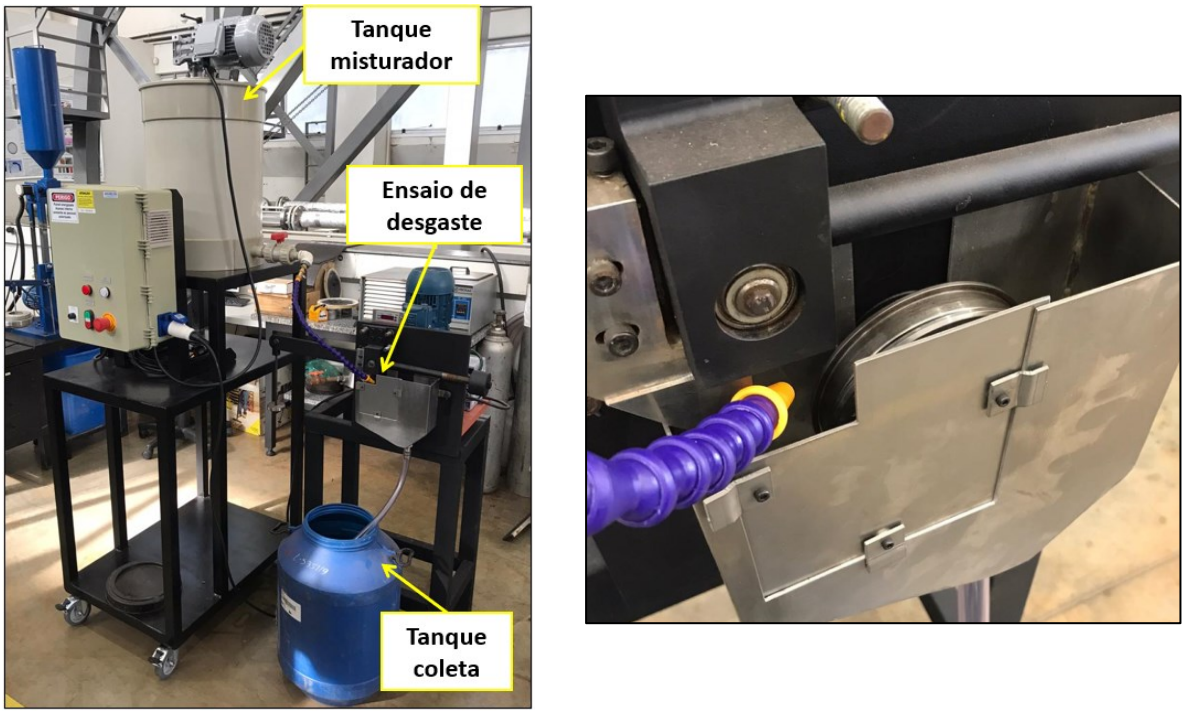


Figura 3.5: Equipamento de ensaio em escala reduzida. a) Vista geral e em b) vista do suporte da amostra dentro da cuba com o bico injetor direcionado ao contato.

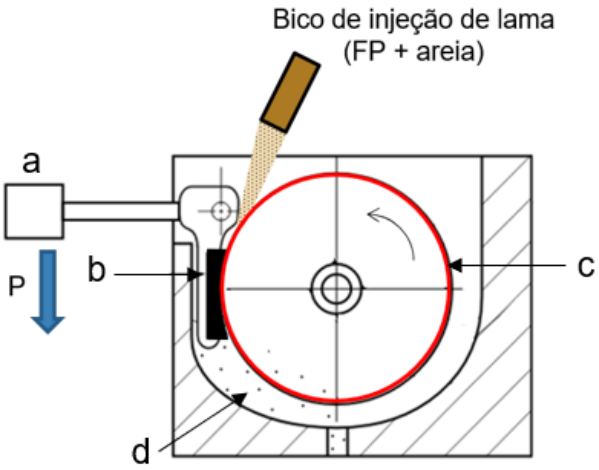


Figura 3.6: Desenho esquemático mostrando como funciona o contato do corpo e contra corpo no ensaio de desgaste em escala reduzida. a) Braço de alavanca onde é colocada a massa, representada por P, b) Amostra do revestimento do poço, c) Amostra do hardbanding (disco), d) Mistura do fluido de perfuração com abrasivo.

A massa da amostra do revestimento foi medida utilizando uma balança analítica da marca SHIMADZU, modelo AW220, com resolução 0,0001 g e faixa nominal de 0 a 220 g. O

certificado de calibração da balança encontra-se no APÊNDICE I deste documento. As medições ocorreram em triplicada em cada ensaio.

A perda de massa acumulada ao longo do ensaio foi medida subtraindo a massa inicial da amostra do revestimento da massa medida após o desgaste. O volume de material removido foi calculado com base na perda de massa da amostra e no valor da densidade do aço do revestimento (7,75 g/cm³).

3.1.3.1 Cálculo do Wear Factor (WF)

Neste trabalho, o diâmetro do *tool joint* é invariável e a etapa de *running* identificada nos cálculos de Sun; Gao; Zhu (2012) será realizada fazendo-se um ensaio de amaciamento antes dos ensaios definitivos. Dessa forma, o modelo matemático da eficiência do desgaste proposto por White e Dawson (1987) e modificado por Hall e Maloy (2005), conhecido como *wear efficiency model*, é utilizado de acordo com a Eq. 3.1.

$$V = WF\ \Phi\ SD \tag{3.1}$$

Sendo, V o volume removido [mm³]; 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.

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

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 [adimensional].

A partir das Eq. 3.1 e 3.2, obtêm-se a Eq. 3.3, que corresponde ao valor de WF em 1/Pa. Portanto, para cada intervalo de tempo em que foi medida a perda de massa e calculado o volume removido, tendo-se um valor de WF. Ainda na Eq. 3.3, Fn corresponde à força nominal aplicada no contato do revestimento do poço contra o disco de HB.

$$WF = \frac{V}{Fn\ SD} \tag{3.3}$$

3.1.3.2 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.

3.1.4 Ensaio em escala real

Os ensaios em escala real conforme a norma API 7CW aconteceram em uma linha de pesquisa paralela, de tal forma que, o ensaio em escala real, incluindo, projeto, fabricação, montagem e operacionalização deste equipamento foi desenvolvido e executado no Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da UFU. O equipamento desenvolvido pode ser visto na Fig. 3.7.

A título de validação e comparação da metodologia do ensaio em escala reduzida com o ensaio em escala real, será apresentada uma condição de ensaio realizada no ensaio em escala real que foi repetida nos ensaios em escala reduzida. Dessa forma, os materiais utilizados nos dois ensaios foram os mesmos, sendo eles: material A e E (ver Tabela 3.2), utilizado como *hardbanding* e o VM-110, utilizado como revestimento do poço.

As amostras de materiais utilizados no ensaio em escala real, são seções do tubo VM-110, com dureza de 25 HRC, diâmetro externo e comprimento nominais iguais a 217,5 mm x 120 mm, respectivamente. O contra corpo, representando a coluna de perfuração, é uma conexão (TJ) fêmea com dimensões nominais: seções do TJ Ø 195 mm x 500 mm, sendo depositado sobre ela, via processos de soldagem, o *hardbanding* (58 HRC) numa faixa de aproximadamente 80 mm na região do contato. A Fig. 3.8 mostra as imagens das amostras utilizadas no ensaio em escala real.

O ensaio em escala real é realizado rotacionando o TJ contra a parede interna do revestimento do poço. Foram realizados sete ensaios utilizando um fluido de perfuração aquoso. Os parâmetros utilizados no ensaio estão de acordo com a norma API 7CW. A concentração de

areia da lama foi de 7 % injetada na região do contato. A força normal utilizada foi de aproximadamente 46,0 N/mm (carga/largura do contato) e a velocidade de rotação da coluna de 155 rpm. O volume desgastado no revestimento do poço foi calculado nos tempos de parada de ensaio de 15, 30, 60, 120, 240, 360 e 480 minutos a partir de dados de escaneamento a laser da superfície desgastada.



Figura 3.7: Equipamento do ensaio de desgaste em escala real da norma API 7CW desenvolvido no LTAD.



Figura 3.8: Amostras utilizadas no ensaio em escala real segundo a norma API 7CW. a) Amostra do revestimento do poço; b) Amostra de um *tool joint* da coluna de perfuração onde a região marcada representa o contato do HB com o revestimento do poço e a presença do *hardbanding* sobre o *tool joint*.

3.2 Resultados e discussão

A comparação entre os resultados apresentados por Moura (2019) com os resultados do ensaio em escala real da API 7CW nas mesmas condições é mostrada na Fig.3.9. Nela, observa-se claramente a diferença de comportamento em ambas as condições, sendo o comportamento da curva do ensaio da API mais coerente com os resultados observados em campo e apresentados no trabalho de Cernocky e Paslay (1990). Do mesmo modo, o comportamento da curva do WF do trabalho de Moura (2019), como pode ser observado ainda na Fig. 3.9, apresenta um coeficiente angular positivo, demonstrando um comportamento crescente e não estável do *wear factor*.

Por outro lado, o comportamento da curva de WF pelo tempo dos ensaios realizados com a metodologia proposta neste trabalho são apresentados na Fig. 3.10. Comparando os gráficos das Fig. 3.9 e Fig. 3.10, vê-se claramente que o gráfico da Fig. 3.10 segue o mesmo comportamento que os ensaio da API 7CW. Dessa forma, a configuração proposta para esses nos ensaios em escala reduzida mostra-se, a princípio, válida.

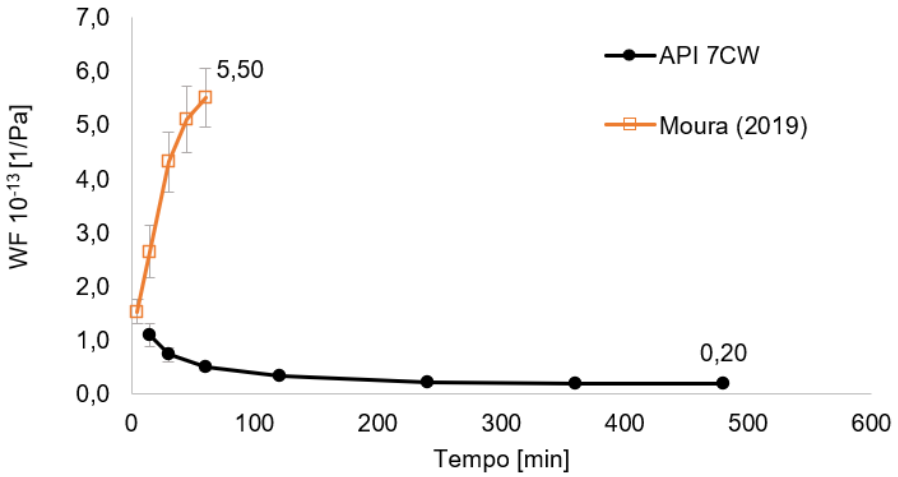


Figura 3.9: Comportamento da curva de WF pelo tempo do trabalho de Moura (2019). Adaptado.

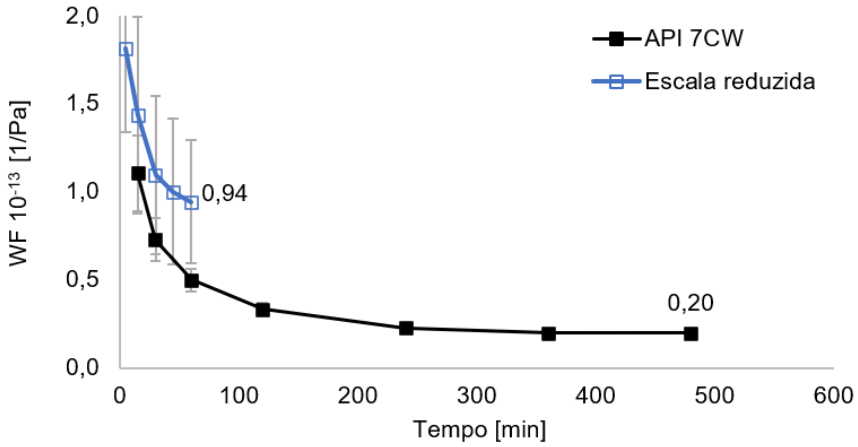


Figura 3.10: Comportamento da curva de WF pelo tempo na metodologia proposta neste trabalho e comportamento da curva observada nos ensaios em escala real seguindo a norma da API 7CW.

Ensaios foram realizados para mais quatro diferentes materiais disponibilizados no mercado a fim de observar a tendência do comportamento da curva WF em função do tempo. Inclusive, vale salientar que a avaliação da tendência da curva justifica a utilização de uma escala maior para o gráfico que representa o material D. Esses resultados podem ser vistos na Fig. 3.11 a-d.

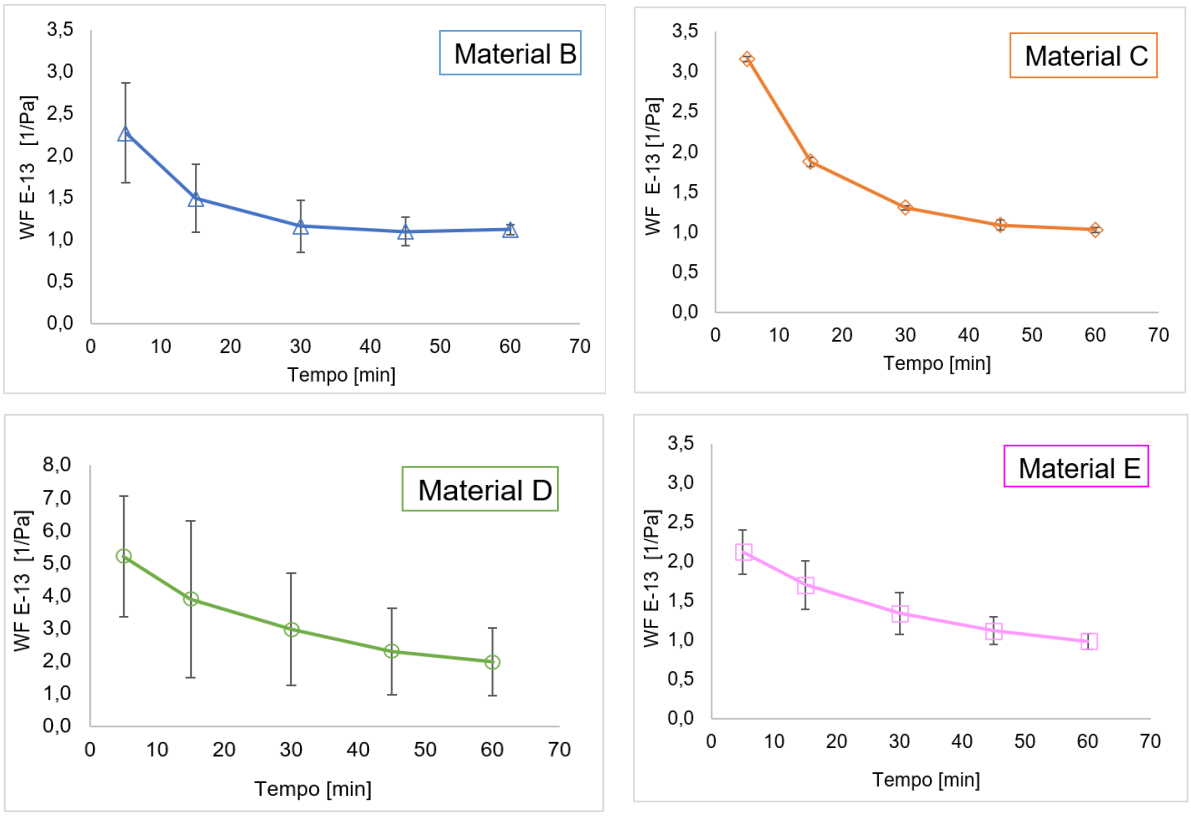


Figura 3.11: Comportamento da curva de WF em função do tempo para mais quatro materiais disponíveis na indústria.

A princípio, a metodologia proposta nos ensaios em escala reduzida mostrou apenas uma correlação qualitativa da curva de *wear factor* em função do tempo com os ensaios em escala real, em um ensaio de 60 minutos. A barra de erros representa a tendência e a repetibilidade dos ensaios. Contudo, existia a dúvida se o comportamento da curva para um tempo mais longo seguiria o observado nos ensaios da API. Dessa forma, foram realizados ensaios mais longos de até 180 minutos.

Nesses ensaios foi utilizado o material da liga A devido seu melhor desempenho na comparação com os materiais comerciais estudados e sua maior disponibilidade no laboratório. Os resultados dos ensaios de 180 minutos são mostrados na Fig. 3.12.

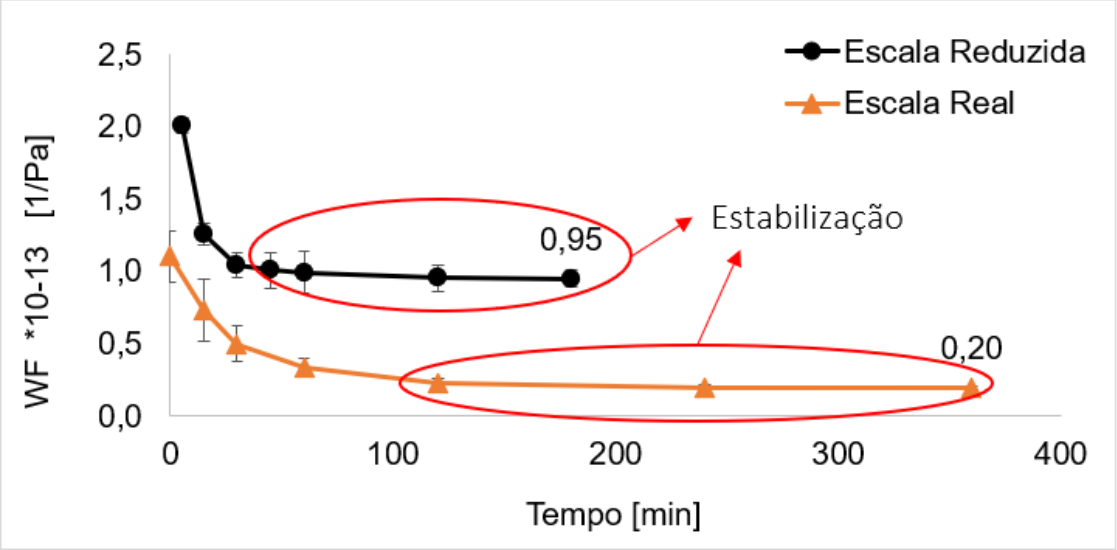


Figura 3.12: Gráfico do WF pelo tempo para 180 minutos de ensaio no equipamento em escala reduzida utilizando a liga A.

De acordo com a Fig. 3.12, verifica-se que para o ensaio em escala reduzida há um regime permanente de desgaste da curva nos quatro últimos pontos (45, 60, 120 e 180 minutos). O mesmo também acontece para o ensaio em escala real, como indicado na imagem. Esta estabilização indica o regime estacionário de desgaste, onde alguma possível variação nos mecanismos de desgaste não influencia na mudança do WF. O gráfico da Fig. 3.13 mostra claramente o período de estabilização do regime de desgaste que se inicia no tempo de 45 minutos com um comportamento praticamente linear entre os pontos 45, 60, 120 e 180 minutos. A taxa de desgaste é apresentada em função do volume removido por unidade de comprimento pelo tempo de ensaio.

A obtenção de valores de *wear factor* para utilização em projetos de poços de petróleo são baseados em experimentos e simulações laboratoriais que indicam números aproximados para prever o desgaste. A título de demonstração a Tabela 3.5 mostra uma faixa de valores e especificação de algumas condições ensaiadas para obtenção do WF calculados a partir do modelo proposto por Hal0 e Malloy (1994).

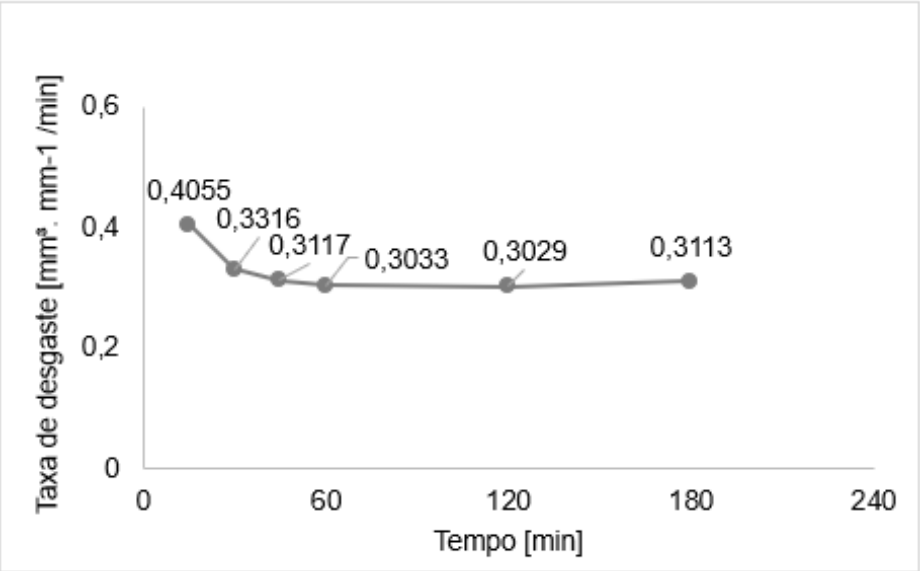


Figura 3.13: Gráfico da taxa de desgaste pelo tempo para o ensaio de 180 minutos.

Tabela 3.5: Condições de ensaio e valores de WF baseados no cálculo do WF proposto por Hall (1994)

Autor	Fluido	Revestimento do poço	Coluna de perfuração	Wear Factor
(ZHANG *et al.*, 2016)	Aquoso	P110	S135	2.12 x 10^{-13} Pa^{-1}
(LIAN *et al.*, 2016)	Aquoso	P110	S135	6.29×10^{-13} Pa^{-1}
(MITCHELL, 2012)	Aquoso	-	S135 (sem HB)	0,07 a 5,80 E^{-13} Pa^{-1}
	Aquoso	-	Hardbanding "*casing friendly*"	0,14 a 0,91 E^{-13} Pa^{-1}
(ENI, 1999)	Água, bentonita e 2 % de lubrificante	-	Macio	0.07 to 3,6 E^{-13} Pa^{-1}
	Água, bentonita e sólidos da perfuração	-	Macio	3,6 a 7,3 E^{-13} Pa^{-1}

Apesar de serem observados valores próximos dos WFs obtidos na literatura e dos encontrados no ensaio em escala reduzida, do ponto de vista científico, não é correto fazer uma comparação desses valores considerando a complexidade que envolve os fenômenos de desgaste e que, dessa forma, poderiam ser tiradas conclusões errôneas no entendimento do fenômeno. Mas, é possível justificar a validação da metodologia proposta neste trabalho devido ao comportamento da curva de WF pelo tempo e à estabilização da taxa de desgaste a partir do tempo de 45 minutos.

3.2.1 Análise dos mecanismos de desgaste

Uma análise qualitativa das superfície exposta ao dano da amostra do revestimento do poço ao final do ensaio de 60 e 180 minutos é apresentada na Fig. 3.14. Nas imagens, a seta amarela indica o sentido de deslizamento do disco sobre a amostra do revestimento do poço. Com relação as marcas presentes na superfície desgastada, observa-se que não houve a formação de canais preferenciais para o escoamento do abrasivo nas duas condições analisadas. Esta observação indica que, neste ensaio, a pressão foi distribuida de maneira uniforme e, conforme observado em estudos anteriores, esse comportamento indica ser o mais adequado na redução do desgaste do revestimento do poço.

Maiores detalhes dos mecanismos de desgaste são observados nas imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) da superfície desgastada da amostra do revestimento do poço para o ensaio de 180 minutos. Nas Fig. 3.15 e Fig. 3.16 verifica-se que há uma predominância do mecanismos de desgaste abrasivo com a presença de rolamento e deslizamento de partículas abrasivas na região mais clara (região 1 da Fig. 3.14) e deslizamento, com contato metal-metal, oriundo das asperidades do disco ou de partículas incrustadas no disco (região 2 da Fig. 3.14).

Com relação aos micromecanismos, as imagens de MEV da Fig. 3.15 confirmam que houve desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partícula pela presença de marcas de indentações, partículas incrustadas e riscos formados sobre a superfície exposta ao dano. Nessa região é possível observar também marcas de deformação plástica causadas pelo desprendimento do material que pode ser devido a microfadiga. A microfadiga, por sua vez, é oriunda do encruamento do material devido à excessiva ocorrência de sulcos causados pelas part~iculas duras sob altas tensões.

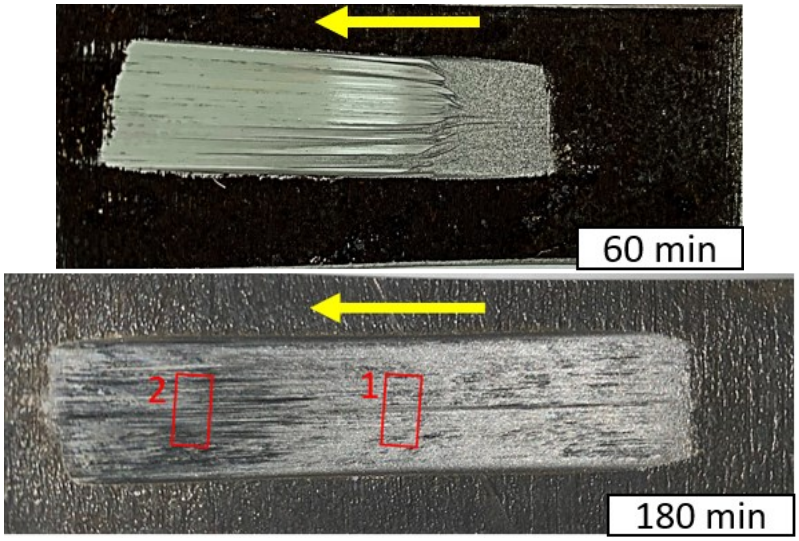


Figura 3.14: Imagem macro da marca de desgaste ao final dos ensaios de 60 e 180 minutos. Na amostra de 180 minutos, a região 1 indica o mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partícula e na região 2 desgaste por deslizamento de partícula.

As imagens de MEV da Fig. 3.16 na região 2, confirma a predominancia da abrasão por deslizamento de partícula. Foram identificadas regiões com contato metal-metal e com transferência de material. Estas observações, estão de acordo com o mapa químico realizado na região do contato metal-metal, mostrando a presença de elementos como Cr e Nb. Os elementos citados, são praticamente ausentes na composição química do revestimento do poço, mas presentes em quantidades expressivas na constituição do disco de HB ensaiado. O contato metal-metal provocou marcas de delaminação e é causado também quando o material é submetido a altas forças.

As marcas de desgaste apresentados na Fig. 3.15-c ao final do ensaio de 180 minutos, constatou-se a ocorrência do microtrincamento. Isto deve ter ocorrido pelo longo tempo de ensaio que a amostra foi submetida. Neste caso, as altas cargas e a constante presença do abrasivo riscando, sulcando ou indentado a superfície pode ter provocado o encruamento do material, que causa aumento na dureza, aumentando fragilidade do material e, consequentemente, favorecendo o aparecimento de trincas e o desprendimento do material.

Para confirmar essa informação, um perfil de microdureza foi realizado na seção transversal da amostra do revestimento do poço ao final dos 180 minutos. O perfil de microdureza foi realizado em regiões onde predominaram marcar de rolamento de partícula e marcas de deslizamento de partícula, como indicado na imagem da Fig. 3.17

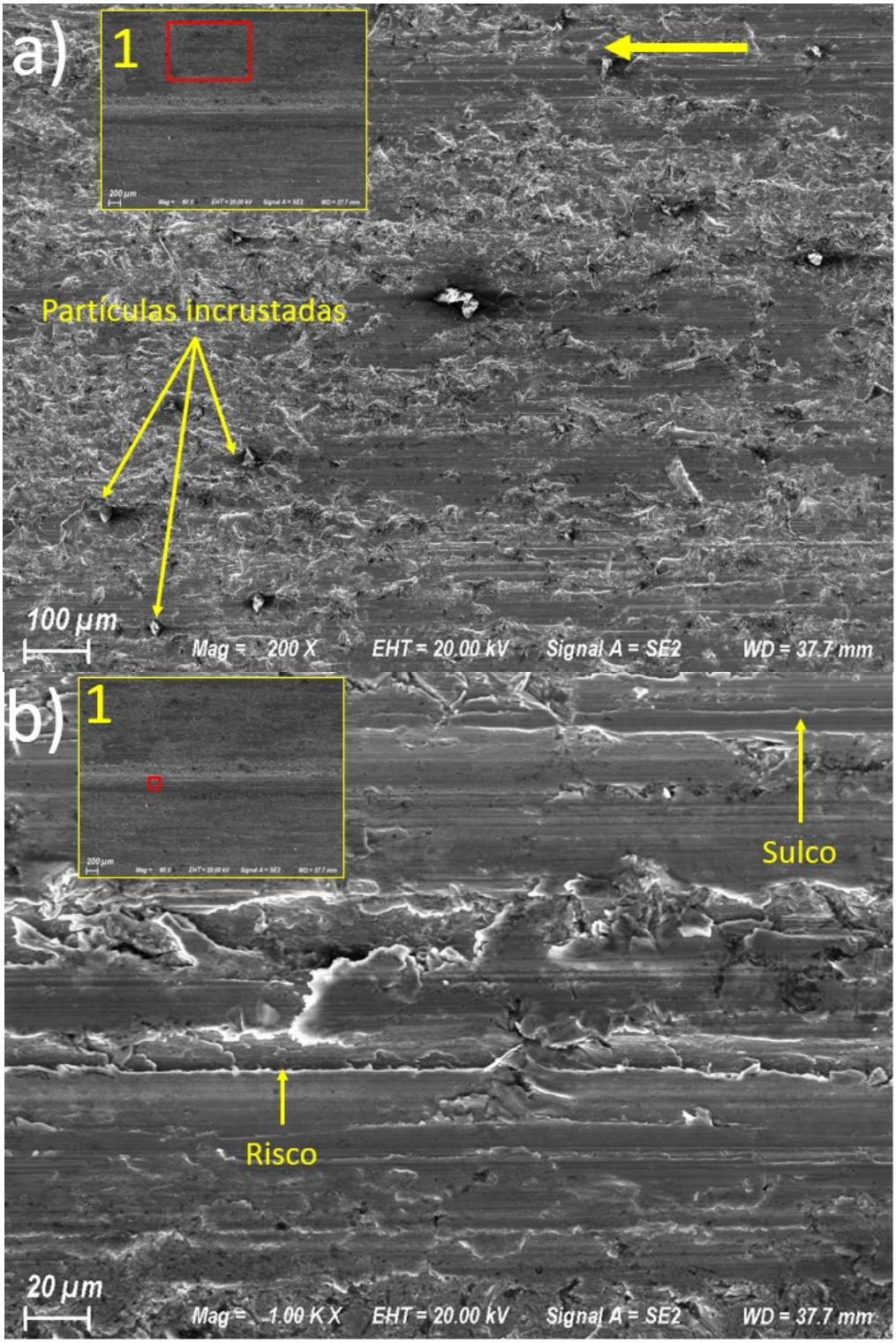


Figura 3.15: Região 1 da Fig. 3.14 mostrando as marcas de desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partículas. a) Desgaste abrasivo por rolamento de partícula com marcas de indentação e partículas incrustadas; b) Desgaste por deslizamento de partícula com a presença de sulcos e riscos; e c) Marcas de microfadiga.

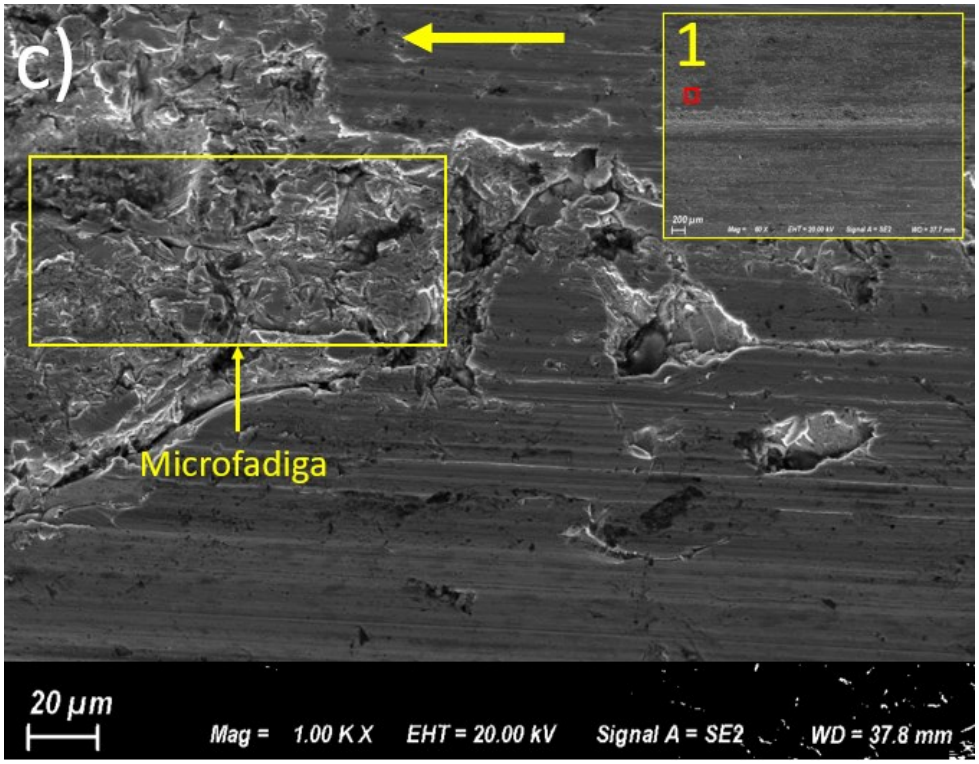


Figura 3.15: Continuação.

De acordo na Fig. 3.17, o perfil de microdureza confirma que houve, de fato, um leve aumento na dureza da região mais próxima a área desgastada, dessa forma, justifica-se o microtrincamento encontrado nas imagens de MEV para os ensaios de 180 minutos.

Em estudos como o de (YANG; WANG; GUO, 2018), que avaliou o desgaste em ferramentas utilizadas na operação de limpeza do fundo do poço. Os autores observaram que a presença da areia provocava mecanismos de desgaste que aumentavam a dureza superficial do revestimento do poço e o principal mecanismo de desgaste encontrado foi abrasão devido ao microcorte, dessa forma, principalmente devido à presença do abrasivo. Os resultados encontrados neste trabalho e no trabalho de Yang, Wang e Guo (2018) podem convergir para um padrão de mecanismos de desgaste nas condições analisadas. Já o trabalho de Zhang et al. (2016), que também estudou o desgaste no revestimento de poços, avaliando o desgaste ao ar e com fluido de perfuração, o autor cita a presença do mecanismos de desgaste adesivo dominante sob altas cargas de contato, enquanto que, com relação ao desgaste abrasivo, este é influenciado pela presença de partículas que atuam aumentando a densidade do fluido, não sendo mensionado a presença de partículas de areia.

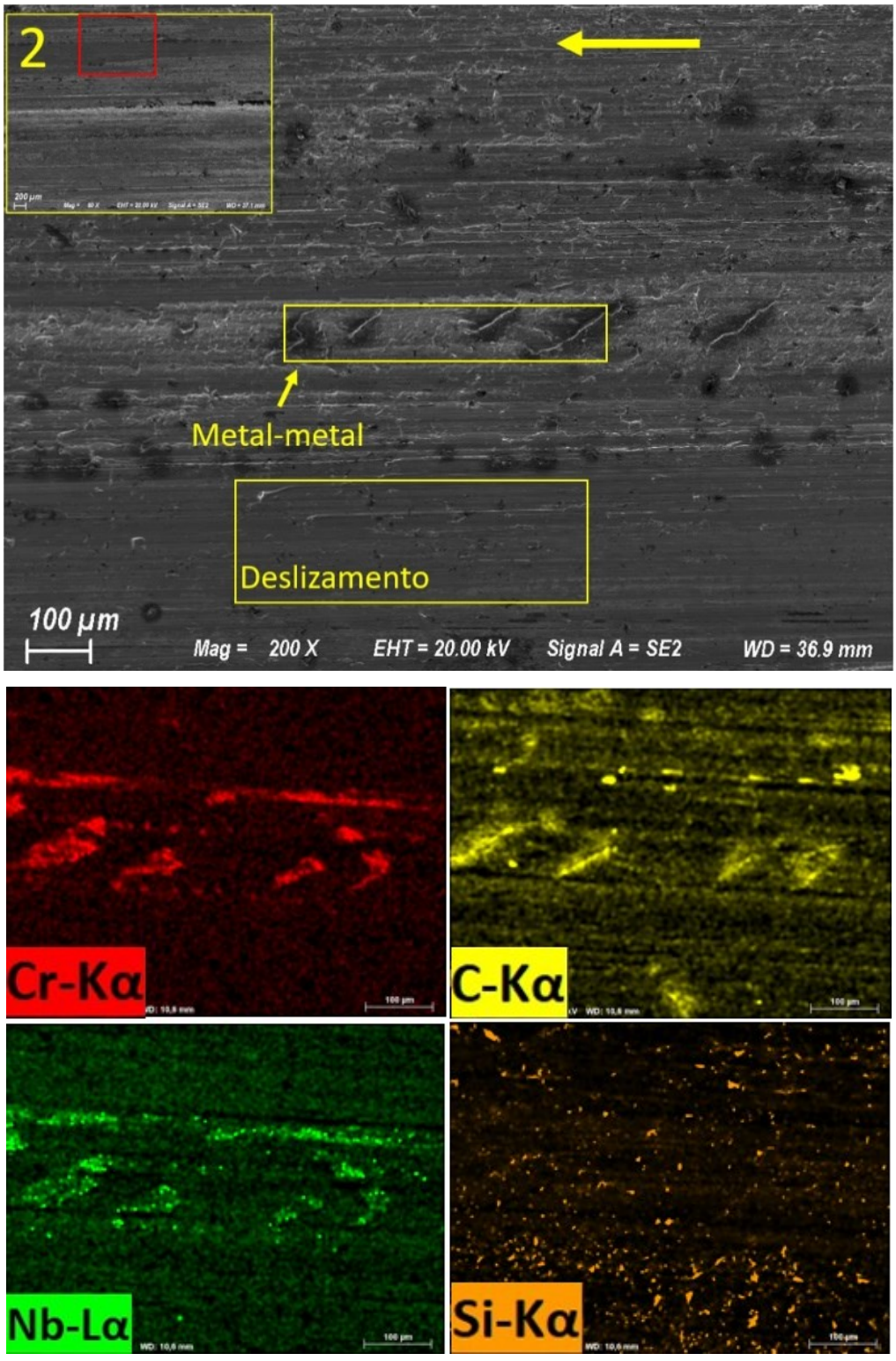


Figura 3.16: Região 2 da Fig. 3.14 mostrando as marcas de desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partículas. a) Desgaste abrasivo por deslizamento de partícula com marcas de sulcos e mostrando também a região de contato metal-metal; b) Mapa químico da região onde está o contato metal-metal, indicado a presença de Cr e Nb oriundos do material do contra corpo. O mapa químico do Si indicando que há, ainda, partículas abrasivas incrustadas sobre a superfície desgastada.

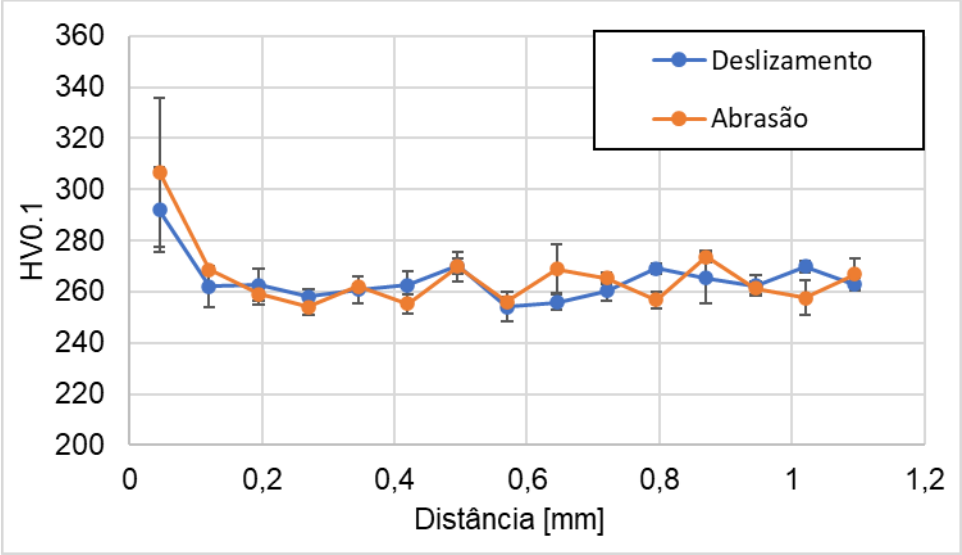


Figura 3.17: Perfil de microdureza na seção transversal da amostra do revestimento do poço, em duas regiões onde havia marcas de deslizamento (riscamento) e rolamento sobre a superfície.

Portanto, os resultados referentes aos mecanismos de desgaste são influenciados pela presença dos abrasivo e carga lateral que leva a mecanismos de desgaste desde rolamento e deslizamento de partícula até contato metal-metal provocando a adesão.

3.3 Conclusões parciais

Ao fim desta etapa do trabalho, a principal contribuição foi desenvolvimento e validação qualitativa do ensaio em escala reduzida com o escala real (API 7CW), permitindo a avaliação de diferentes materiais com uma metodologia rápida, acessível e única no Brasil. Além disso, foi possível concluir que:

a) A taxa de desgaste (volume perdido pelo tempo), apresentou maior estabilidade após 45 minutos de ensaio para a maioria dos materiais analisados, o tempo de ensaio pode ser otimizado, então, no máximo. para este valor;

b) Os mecanismos de desgaste predominantes foram o desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partícula e não foram observados canais preferenciais para o escoamento de abrasivo, tanto para o ensiao de 60, quanto de 180 minutos.

Dessa forma, a metodologia proposta neste trabalho mostra-se válida e possível de utilização na etapa de avaliação do desempenho das ligas de HB desenvolvidas, pois permite o ranqueamento dos HBs estudados.

CAPÍTULO IV

CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS DESENVOLVIDOS

Neste capítulo é apresentada a caracterização dos materiais desenvolvidos, incluindo, análises macrográficas, mecânicas, químicas e microestruturais. As caracterizações do HB disponível no mercado e do revestimento do poço podem ser encontradas em maiores detalhes no trabalho de Moura (2019). Ademais, são discutidas as formações microestruturais consequentes do processo de deposição e apresentadas as conclusões parciais dessa fase do trabalho.

As ligas desenvolvidas foram fabricadas em parceria com a empresa Kestra. Foram fabricadas quatro bobinas de arame tubular, com diâmetro de 1,6 mm e composição química nominal apresentada na Tab. 4.1. A deposição do material foi realizada em parceria com a empresa *Wellbore*, qualificada para fazer este tipo de deposição para as empresas de perfuração do setor de óleo e gás. O processo de deposição usado foi o MAG. Detalhes sobre a parametrização e o processo de deposição foram apresentadas na seção 3.1.2.

Tabela 4.1:Composição química nominal das ligas desenvolvidas em parceria com a empresa Kestra (% em peso).

Liga	*C*	*Mn*	*Si*	*Cr*	*Mo*	*Ti*	*Ni*	*Ce*
01	1,55	1,0	1,35	9,72	0,55	3,56	0,12	0,020
02	1,55	1,0	1,35	9,72	0,55	3,56	0,12	0,200
03	1,55	1,0	1,35	9,72	0,55	3,56	0,12	0,400
04	2,5	1,0	1,35	9,72	0,55	3,56	0,12	0,400

4.1 Metodologia de caracterização

4.1.1 Fabricação de amostras para caracterização microestrutural, mecânica e química

A retirada do material para análise microestrutural e de dureza de cada liga depositada foi realizada utilizando a eletroerosão a fio, como mostra a Fig. 4.1-a. O sentido de retirada das amostras foi longitudinal ao cordão do material depositado. Foram retiradas três amostras: A, B e C (Fig. 4.1-b), cada uma com 10 mm de espessura, distantes em, aproximadamente, um ângulo de 120° entre si. Três diferentes regiões do mesmo cordão depositado foram retiradas a fim de verificar a homogeneidade da microestrutura ao longo do corão de material depositado.

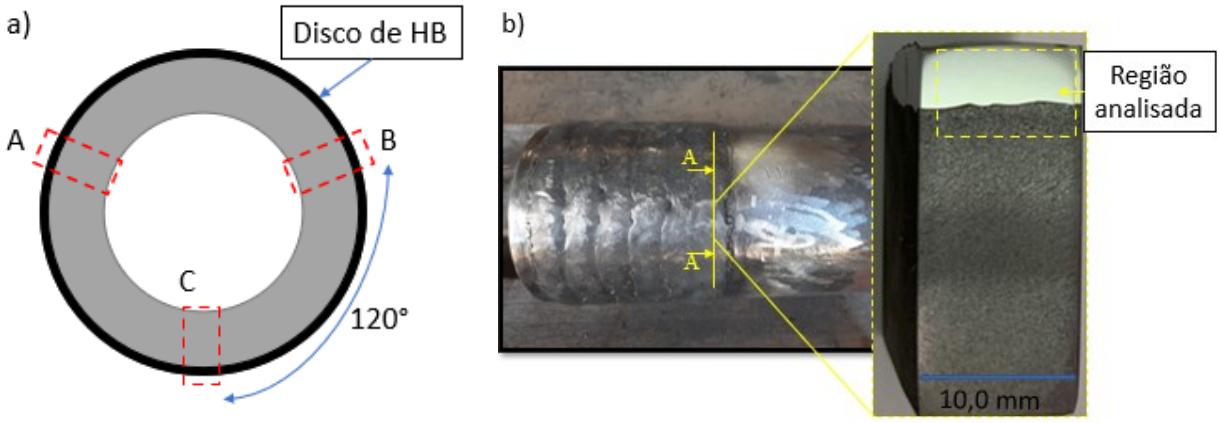


Figura 4.1: a) Desenho esquemático mostrando a região de retirada do material e a distância entre elas. b) Amostra cortada e finalizada para as análises de microestrutura e dureza.

Para o cálculo da diluição ocorrida durante a deposição, foram retiradas amostras também no sentido transversal do cordão via eletroerosão a fio, conforme Fig. 4.2.

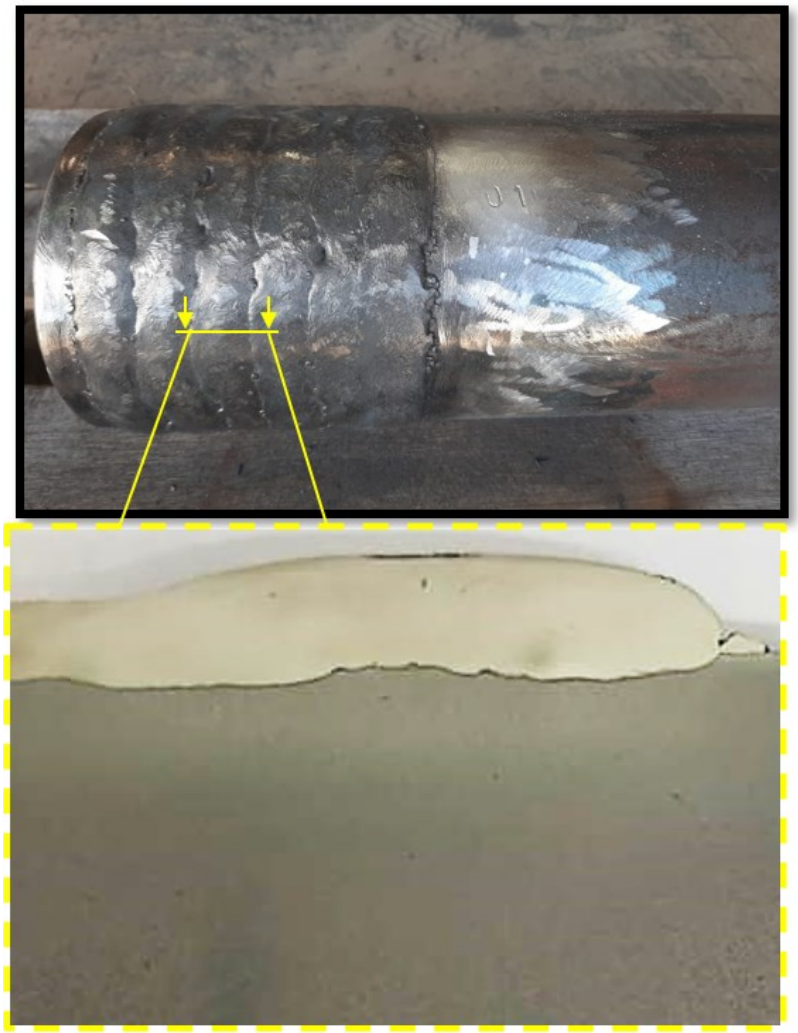


Figura 4.2: Região de retirada da amostra da seção transversal do tubo.

4.1.2 Macrografia: ZTA e diluição

A caracterização macroestrutural das amostras de HB retiradas no sentido longitudinal do cordão foi realizada a partir de análises metalográficas. A superfície de interesse e a superfície oposta foram retificadas a fim de garantir o paralelismo entre as faces. Em seguida, apenas a superfície de interesse foi lixada com lixa #220 e #500 *mesh*. 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 um ataque com Nital 10 %. O ácido reage com o metal base e é possível visualizar a ZTA a partir de uma inspeção visual. Foi utilizado para tal o *scanner* ScanJet G4050 para coletar as imagens. O cálculo da espessura da ZTA foi feito com o auxílio do *software ImageJ*, fazendo-se cinco medidas e calculando-se a média e o desvio padrão de cada amostra.

Os comandos utilizados no software *ImageJ* são descritos a seguir:

a) *File* → *Open* → Escolha da imagem a ser analisada;
b) *Straight* → Fazer a medição da barra de aumento;
c) *Analyze* → *Set scale* → Preenche o campo "*Know distance*" com o valor apresentado na barra de aumento da imagem e "*Unit of length*" como "mm";
d) *Straight* → Fazer cinco medições da espessura da ZTA;
e) Após cada medição: Ctrl+M
f) *Analyse* → *Measure*.

A diluição do perfil depositado foi medida utilizando como referência o método de geometria das áreas de acordo com a Fig. 4.3 e a Equação 4.1. Nessa análise foram utilizadas as amostras retiradas na seção transversal ao cordão depositado.

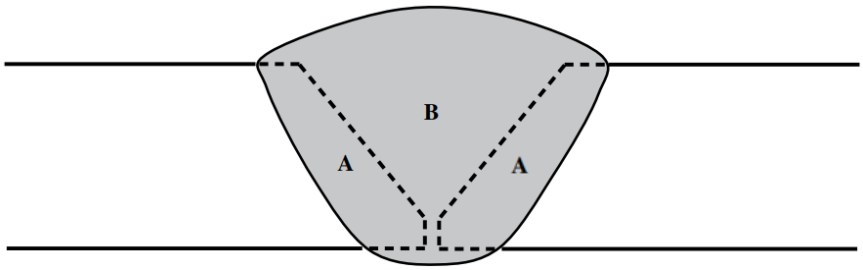


Figura 4.3: Desenho esquemático das áreas do material soldado para cálculo da diluição. (JOHN C. LIPPOLD, 2020), adaptado.

$$Diluição\ (\%) = \frac{B}{A+B} \times 100 \tag{4.1}$$

O cálculo da porcentagem do carbono diluído na zona fundida foi realizado utilizando a Equação 4.2, de acordo com o (JOHN C. LIPPOLD, 2020)

$$\%C = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right)\%C_A + \left(\frac{\delta}{100}\right)\%C_B \tag{4.2}$$

Onde, %C corresponde a porcentagem de carbono diluído na zona fundida; δ, a diluição da respectiva liga, $\%C_A$, porcentagem de carbono no metal de adição; e $\%C_B$, porcentagem do carbono no metal de base.

4.1.3 Caracterização Mecânica

Na caracterização mecânica, a dureza *Vickers* foi medida utilizando-se um durômetro da fabricante *Stiefelmayer*, modelo KL-4. Para cada amostra foram realizados três perfis de medições ao longo da superfície do material depositado até o metal base. O durômetro foi ajustado para aplicar uma carga de 10 kgf durante 15 segundos em cada ponto considerado.

Durante a caracterização da superfície desgastada foi necessário a realização de perfis de microdurezas. Esse perfil foi realizado em um durômetro da marca *Struers* modelo Duramin-40. Para isso, foi utilizada uma carga de 0,1 kgf por 10 segundos.

Também foi realizada uma análise de nanodureza para caracterização da microestrutura de uma das ligas desenvolvidas. O durômetro utilizado tem o nanoindentador NHT2, fabricado pela Anton Paar, com resolução de 20 nN para aplicação de forças de 0,1 mN a 500,0 mN e 0,01 nm para a profundidades de penetração entre 20 nm e 200 μm, respetivamente. As medidas foram realizadas ajustando o equipamento para aplicar uma carga de 2,5 mN em um tempo de 10 s, uma matriz de oito por oito pontos foi programada para cobrir uma região considerável da microestrutura do material.

4.1.4 Caracterização Química

A composição química dos HBs foi medida utilizando a técnica de fluorescência de raio-X e a técnica de combustão para detecção apenas do carbono e enxofre. As medições foram realizadas em triplicata e os valores mostrados correspondem à suas médias, nesta medição a empresa contratada não forneceu os valores de desvio padrão.

4.1.5 Caracterização Microestrutural

Na caracterização microestrutural, as amostras de HB passaram por procedimentos metalográficos para retirada do ataque com Nital 10 %, sendo submetidas às lixas #80, #200, #400, #500 e #1200 *mesh*. Posteriormente, as amostras foram polidas com pastas diamantadas com granulometria de 6, 3 e 1 μm, finalizando com sílica coloidal por 30 s. Em seguida, as amostras foram submetidas à análise de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e difração de raios-X (DR-X) para identificação das fases presentes na microestrutura. Para tanto, utilizou-

se um detector EBSD e-FLASHFS 400 da marca Bruker, acoplado a um Microscópio Eletrônico de Varredura de alta resolução (MEV) do tipo FEG, modelo SUPRA 40, da marca Zeiss e o DR-X da marca Shimadzu, modelo XRD-6000.

Após o EBSD, as amostras foram atacadas quimicamente com reagente *Villela* para revelação das respectivas microestruturas. Análises no MEV foram realizadas nas amostras de HBs atacadas com *Villela*, sendo possível ver e identificar a morfologia e a composição química das ligas de HB, utilizando espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) com um detector XFlash 630 M, do fabricante Bruker, acoplado ao MEV.

A fim de visualizar melhor os carbonetos presentes nas ligas, as amostras passaram novamente pela etapa de polimento para retirar o ataque com *Villela* e foram submetidas ao ataque com reagente *Murakami*, por 10 minutos à temperatura ambiente. Após este ataque, foi possível fazer a quantificação volumétrica dos carbonetos no MO utilizando o *software ImageJ.*

É importante observar que imagens da microestrutura das amostras como polida e atacadas com *Villela* foram obtidas utilizando o microscópio óptico. Essas imagens são mostradas no APÊNDICES I e II deste documento.

Para confirmar a composição das fases foi realizada uma modelagem termodinâmica computacional utilizando o *software ThermoCalc*. Para essa simulação foram inseridas as informações da composição química medida das ligas desenvolvidas.

4.2 Resultados e discussão

Os resultados da análise macroestrutural dos metais depositados são mostrados na Fig. 4.4, com o perfil transversal dos cordões depositados. Ao analisar as imagens da Fig. 4.4, constata-se que o depósito das ligas 2 e 3 apresentam uma região mais escura, como indicado na seta em amarelo. Nessa região pode ter ocorrido uma possível mudança microestrutural influenciada pelo preaquecimento do metal base e pelo aporte térmico do cordão de solda subsequente. Este padrão foi identificado por meio de um escurecimento observado nas amostras 2 e 3 do lado onde o cordão subsequente é depositado, na região indicada pela seta amarela.

De forma sucinta, a mudança microestrutural pontual observada nos cordões 2 e 3, pode ser explicada levantando-se a seguinte hipótese: houve uma elevação da temperatura do depósito até a temperatura de austenitização da liga, seguida de um resfriamento ao ar, oriundo

do processo, que provocou uma a mudança microestrutural perceptível quando o material foi atacado com o Nital 10 %.

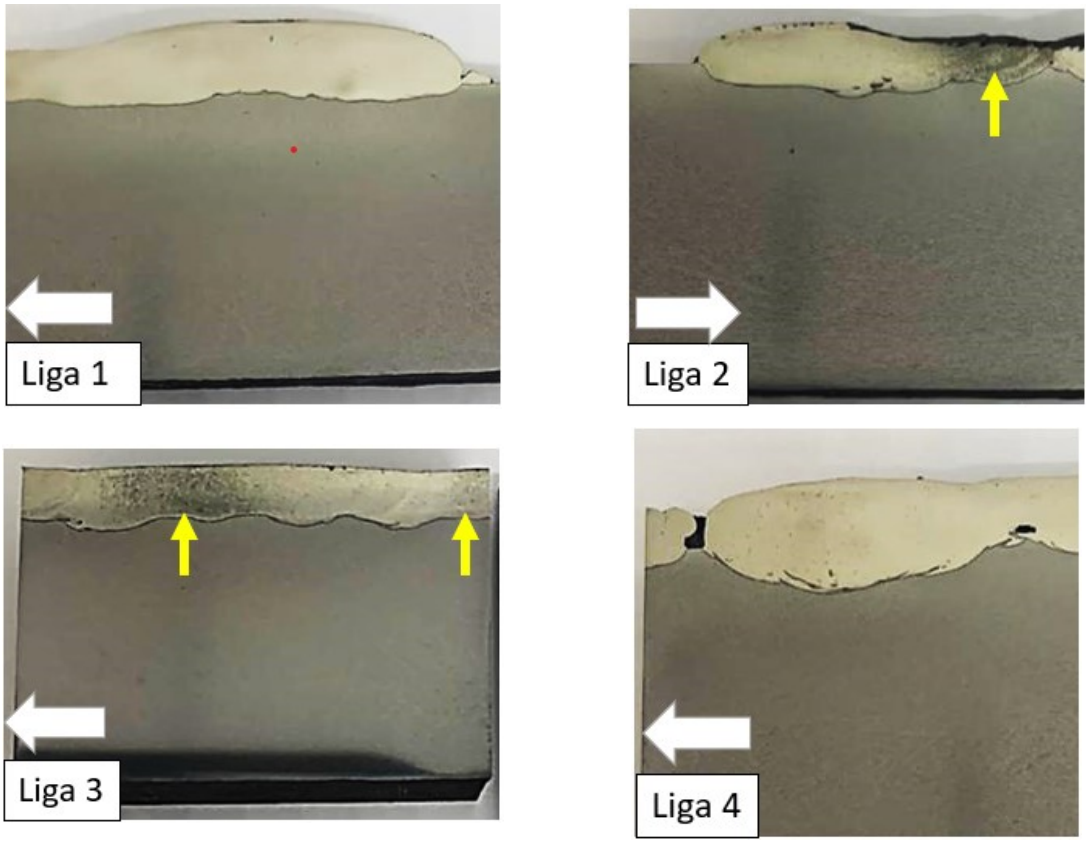


Figura 4.4: Seção transversal dos cordões depositados. Seta branca representa o sentido de deposição dos cordões e as setas amarelas indicam uma região de mudança na microestrutura oriunda do processo de deposição.

Relembrando, o processo de deposição inicia-se a partir de um preaquecimento do metal base antes da aplicação do primeiro cordão depositado. Nesse momento, o metal base tem uma temperatura conhecida de, aproximadamente, 450 ºC. A deposição do segundo cordão, teoricamente, pode ter aplicado um maior aporte térmico e elevado assim a temperatura interpasse a um valor acima dos 450 ºC inicial. Com um preaquecimento tão alto, a taxa de resfriamento diminui, reduzindo a probabilidade da formação da martensita e possibilitando a formação de uma outra fase microestrutural com outras propriedades mecânicas.

Para tentar confirmar essa hipótese, um perfil de microdureza Vickers foi realizado na seção longitudinal do cordão depositado da liga 2, conforme Fig. 4.5. De acordo com os resultados encontrados, constata-se que na região clara do depósito (mais à esquerda da Fig.

4.5) os valores de microdureza estão próximos a 600 HV0,1, enquanto que na região mais escura (à direita da Fig. 4.5), há uma redução no valor da microdureza que corresponde a, aproximadamente, 500 HV0,1. Dessa forma, fica claro que houve uma mudança microestrutural e essa mudança microestrutural provocou mudança nas propriedades mecânicas do material.

Desde já, fica evidente que o processo de deposição seguido de resfriamento influencia na formação as fases microestruturais e isso pode afetar diretamente o comportamento contra o desgaste dessas ligas. Este comportamento está de acordo também com a lei de Archard.

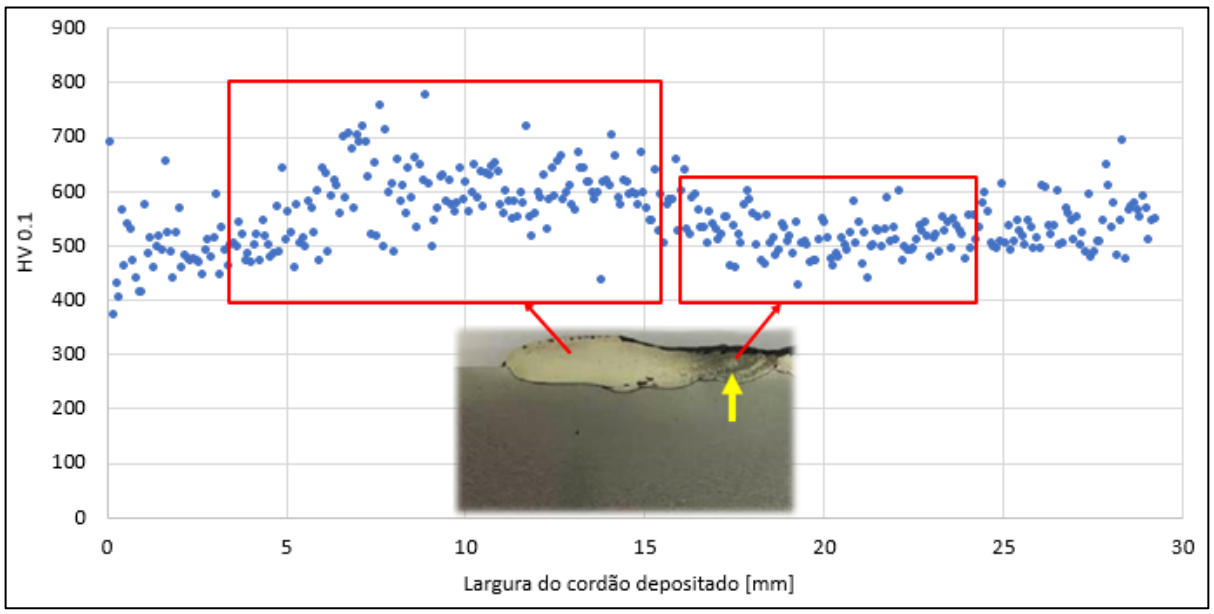


Figura 4.5: Perfil de microdureza na longitudinal do cordão depositado da liga 2.

Os resultados da ZTA, diluição e porcentagem de carbono na zona fundida encontram-se reunidos na Tab. 4.2. A Fig. 4.6 que mostra uma imagem típica da ZTA para todas as ligas.

Tabela 4.2: Espessura média da zona termicamente afetada pelo calor e porcentagem de diluição dos materiais depositados.

Material	ZTA [mm]	Diluição [%]	% C na zona fundida
Liga 1	0,669 ± 0,044	26,42	1,52
Liga 2	0,822 ± 0,084	36,86	1,28
Liga 3	0,817 ± 0,087	12,57	1,67
Liga 4	1,235 ± 0,143	32,25	1,49

Como a ZTA está relacionada com a entrada de calor e as condições do fluxo de calor na região logo abaixo da linha de fusão, o aporte térmico inserido para deposição do material não é suficiente para alcançar o ponto de fusão do metal base, mas causa mudanças microestruturais que afetam as propriedades mecânicas do metal base.

As dimensões da ZTA são controladas pelo gradiente de temperatura no limite do ponto de fusão para o metal base circundante e pela natureza das reações metalúrgicas que ocorrem nessa faixa de temperatura. Em situações em que a entrada de calor é baixa e/ou o fluxo de calor é eficaz (alta difusividade térmica), resultará uma ZTA estreita. Em ligas metálicas que tem baixa condutividade térmica, como os aços inoxidáveis e as ligas de níquel, o calor se acumula ao redor da solda resultando em uma ZTA também reduzida. Esta situação também foi observada nas ligas depositadas neste trabalho.

A diluição, segundo o Lippold (2020), pode ser definida como uma mudança na composição de um metal de adição devido à sua mistura com o metal de base durante o processo de fusão. Na aplicação do metal depositado como HB, a diluição não é desejável porque a alteração da composição do metal de solda depositado por diluição pode diminuir as propriedades desejadas do metal de solda que seriam alcançadas por um metal de adição em sua condição não diluída. Apesar de uma alta diluição não ser desejável, por comprometer as propriedades dos materiais envolvidos, ela é importante para garantir a forte ligação metálica entre o metal base e o metal depositado. Neste trabalho, a porcentagem de diluição máxima é da liga 2 com quase 37 % de diluição, seguido da liga 4 (35 %), liga 1 (26 %) e liga 3 (12 %).

Com relação à porcentagem de carbono transferida para a zona fundida, esse parâmetro permite entender o impacto deste elemento nas propriedades mecânicas do depósito. Dentre os materiais estudados, a liga 3 possui maior quantidade de carbono presente na zona fundida (1,67 %), seguido da liga 1 (1,52 %), liga 4 (1,49 %) e liga 2 (1,28 %). Este resultado, justifica a elevada dureza pontual encontrada na ZTA da liga 3, como será mostrado na Fig. 4.7 e será discutido em maior detalhe mais à frente.

A imagem da Fig. 4.6 representa, via microscopia óptica, uma microestrutura na região da ZTA típica dos materiais depositados, onde, na região mais próxima à solda existe uma região de grãos grosseiros e, mais distante do material depositado, a região de grão refinado. Dessa forma, a recristalização e o crescimento do grão ficam evidente uma região próxima à linha de fusão susceptível à falha.

Isso acontece, como já mencionado, porque a ZTA é uma área ao redor da zona de fusão da solda sujeita a uma variação térmica significativa durante o processo de soldagem, sendo

resultado de um aquecimento e resfriamento rápido devido à energia térmica concentrada na zona de fusão. Por isso, essa região é caracterizada por mudanças microestruturais significativas (JOHN C. LIPPOLD, 2020)

A presença de uma ZTA pode resultar em um aumento da fragilidade e na redução da resistência mecânica do material, principalmente quando as mudanças microestruturais causadas pela variação térmica estão associadas a processos de fragilização, como a formação de martensita ou a precipitação de fases de baixa tenacidade. Segundo Lippold (2020), a região de grãos grosseiros próxima à linha de fusão é característica de uma região com menor tenacidade, ou seja, o material consegue absorver pouca energia quando submetido a condições de impacto, possibilitando a ocorrência de fratura frágil. Por isso, a análise da ZTA é importante na avaliação da integridade estrutural dos materiais depositados.

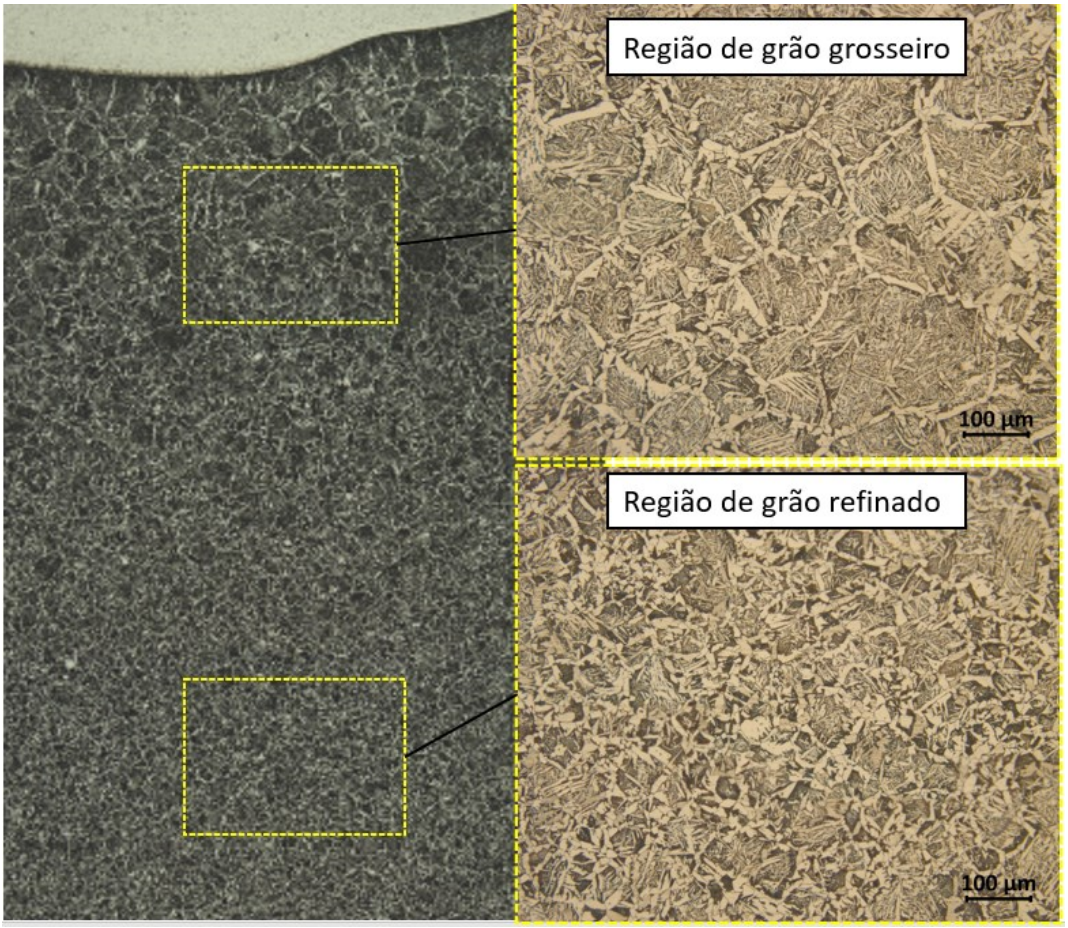


Figura 4.6: Imagem típica da ZTA para todas as ligas depositadas. Em a) medição do cordão de solda e da região da ZTA, b) e c) representa, em maior aumento a região de grão grosseiro e a região de grão refinado, respectivamente.

Com relação à dureza, os valores medidos, em HV5, ao longo do cordão depositado e no metal de base são mostrados na Fig. 4.7. De acordo com os resultados, as ligas L1 e L4 apresentaram uma dureza homogênea. A liga 2, muito provavelmente, devido à heterogeneidade na sua microestrutura, apresentou uma dureza decrescente. Essa heterogeneidade foi influenciada pelo processo de deposição devido a diferentes aportes térmicos, provocando diferenças microestruturais que resultam em diferentes valores de dureza ao longo do cordão depositado.

A liga 3, apesar de aparentemente homogênea, apresentou um ponto de alta dureza próxima à linha de fusão, confirmando uma possível concentração de carbono oriundo dos baixos valores de diluição medidos. Nessa região, o preaquecimento do metal base e as características químicas do material podem promover uma rápida movimentação do carbono do metal depositado para o metal base. Esse movimento teve como resultado a redução da dureza no metal depositado e um endurecimento pontual na ZTA, dado pela alta concentração de carbono nessa região. Todavia, a presença dessa descontinuidade na ZTA não traz benefício, pois é um ponto de atenção por apresentar alta fragilidade. Com relação a dureza na região da ZTA, existem valores transitórios de dureza entre o metal depositado e o metal base em uma faixa de aproximadamente 1,0 mm, após a linha de fusão.

A dureza média dos cinco primeiros pontos do cordão depositado é mostrada a esquerda do gráfico da Fig. 4.7. No geral, os altos valores de dureza observados são principalmente pela presença dos precipitados duros de Ti e Cr formados na microestrutura e de uma matriz martensítica ou bainítica, por exemplo. Segundo a literatura (BEDOLLA-JACUINDE, 2001; CARDINAL *et al.*, 2009; GIBAS, T.; WALTER, J.; JAWORSKA, L.; KRÓLICKA, 1997) a dureza do M_7C_3 e do TiC é da ordem de 1500 e 2000 HV, respectivamente. Já matrizes martensíticas a dureza pode chegar a 60 HRC.

As ligas metálicas de base ferrosa são classificadas de acordo com teor de carbono e teor de elementos de liga, em baixa (menor que 6 % em peso de elementos de liga), média (maior que 6 % e menor que 12 % em peso de elementos de liga) e alta liga (maior que 12 % em peso de elementos de liga). Assim, são considerados aços, uma liga Fe-C que apresente teor de carbono até 2,1 %. Acima disso, o material pode ser considerado como um ferro fundido.

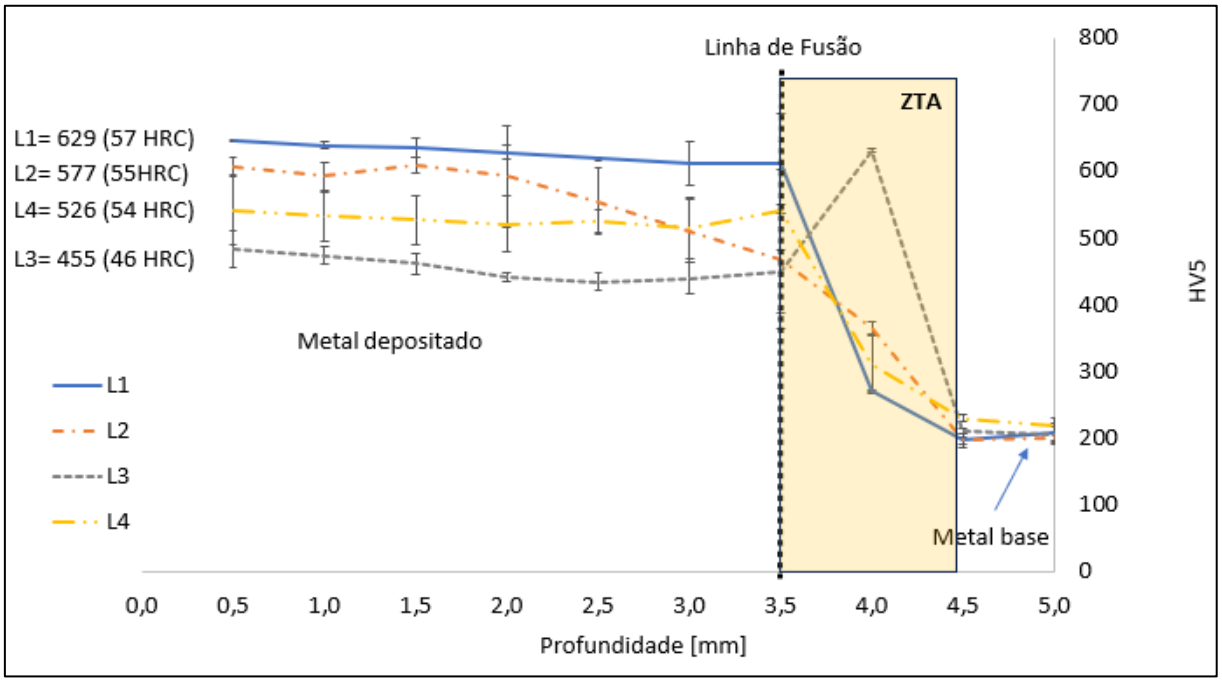


Figura 4.7: Perfil de dureza HV5 em todas as ligas desenvolvidas.

Dessa forma, de acordo com a Tabela 4.3, que mostra a composição química medida das ligas em estudo, as ligas de HBs podem ser consideradas como sendo ligas metálicas com alto teor de elementos de liga. Neste trabalho, as ligas serão classificadas como metálicas devido principalmente ao alto teor de carbono e o alto teor de elementos de liga (acima de 12 % em peso).

Ainda com relação aos dados da Tabela 4.3, diferentes valores foram medidos para o mesmo elemento químico entre uma liga e outra em comparação ao valor nominal fornecido ao fabricante. Esta diferença influencia diretamente na formação das fases microestruturais. A saber, elementos como Cr, Si, Mo, P e Ti são particularmente elementos estabilizadores da fase ferrítica. Outros elementos, como Ni e Mn são estabilizadores da fase austenítica. A variação da porcentagem em peso desses elementos entre as ligas pode favorecer o crescimento de uma fase em detrimento da outra e as diferentes porcentagens dessas fases podem influenciar no desempenho ao desgaste das ligas. No tocante ao elemento Cério, ele não foi identificado nas ligas 1 e 2.

Tabela 4.3: Porcentagem proposta e a média dos valores medidos dos principais elementos para as composições das novas ligas de HBs (% em peso).

	C		***Mn***		***Si***		***Cr***	
Liga	Nominal	Medido	Nominal	Medido	Nominal	Medido	Nominal	Medido
01	1,55	2,01	1,0	0,64	1,35	0,76	9,72	11,53
02	1,55	1,94	1,0	1,27	1,35	3,02	9,72	9,85
03	1,55	1,89	1,0	0,82	1,35	4,30	9,72	8,45
04	2,5	2,13	1,0	0,85	1,35	4,58	9,72	9,09
	Mo		***Ti***		***Ni***		***Ce***	
Liga	Nominal	Medido	Nominal	Medido	Nominal	Medido	Nominal	Medido
01	0,55	0,33	3,56	2,48	0,12	0,07	0,020	<0,01
02	0,55	0,75	3,56	4,15	0,12	0,65	0,200	<0,01
03	0,55	0,61	3,56	3,60	0,12	0,58	0,400	0,30
04	0,55	0,55	3,56	3,45	0,12	0,57	0,400	0,63

Bhadeshia e Honeycombe (2006) apresentam em seu livro o gráfico em barras da Fig. 4.8 que mostra os elementos que têm maior tendência a formar a fase ferrítica e outros elementos que têm maior tendencia a formar a fase austenítica. Além disso, Bhadeshia e Honeycombe (2006) usam a fórmula da Eq. 4.2 para quantificar a energia necessária para a formação das fases de acordo com a presença do elemento na composição química da liga. Se ΔH for positivo, tem-se uma microestrutura com maior tendência a formar ferrita. Já, se ΔH negativo, a tendência maior é para formar austenita.

$$\Delta H = H_{\gamma} - H_{\alpha} \tag{4.2}$$

Dessa forma, aplicando a fórmula da Eq. 4.2 à composição química das ligas estudadas, tem-se que todas as ligas têm maior tendência a formar microestruturas austeníticas. Considerando a influência dos elementos Cr e Ti na formação microestrutural das ligas, a Fig. 4.9, apresentada por Liu (2017), mostra o diagrama microestrutural durante a solidificação das fases. Nele, constata-se que, para um teor de carbono em, aproximadamente, 2,0 % em peso, a sequência da solidificação inicia-se a partir da formação do TiC, passando por uma região de formação da austenita para, então, começar a formar os carbonetos eutéticos de cromo. À medida que a temperatura diminui, as fases vão sendo influenciadas pela presença dos respectivos elementos estabilizadores da austenita ou ferrita, a depender da liga.

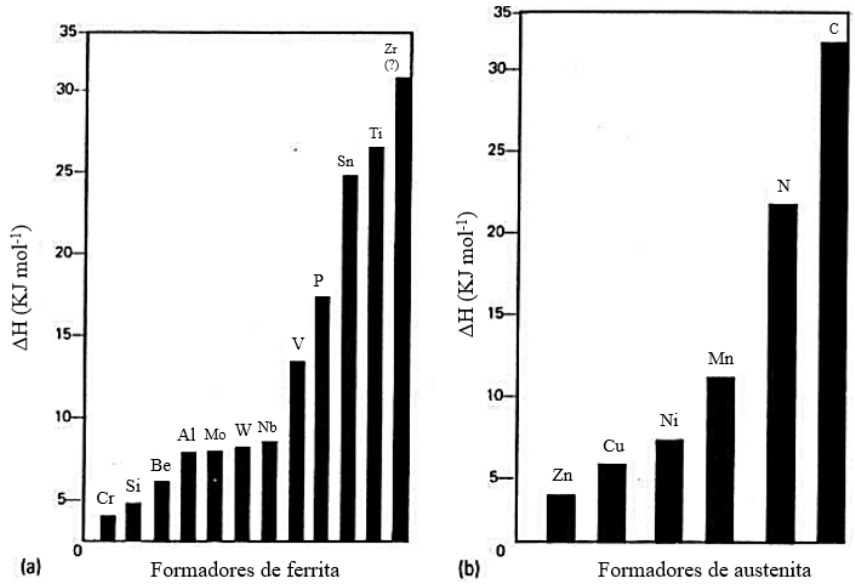


Figura 4.8: Energia relativa para formação de fases: a) Ferrítica e b) Austenítica. Fonte: Bhadeshia e Honeycombe (2006), adaptado.

Portanto, de acordo com a análise de DR-X mostrada na Figura 4.10, foram constatadas, qualitativamente, que as ligas 1 e 2 são, predominantemente, ferríticas e as ligas 3 e 4 são, predominantemente, austeníticas. Foram identificados também picos da fase de M_7C_3 para todas as ligas e picos do TiC, com exceção da liga 1, isso, provavelmente, devido ao tamanho ou quantidade reduzida desta fase na microestrutura.

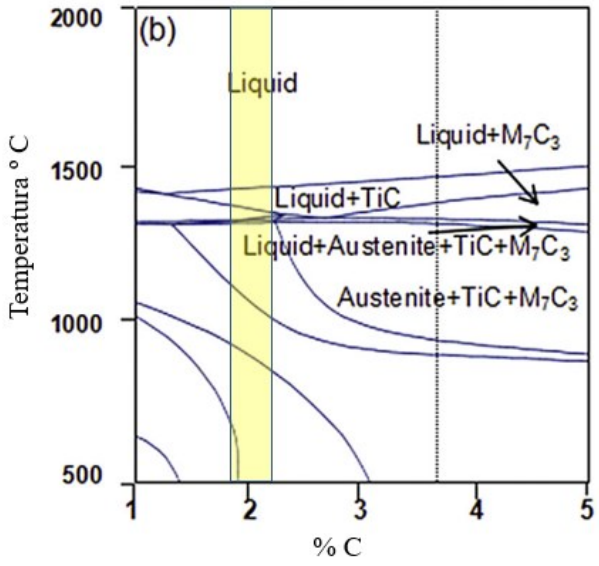


Figura 4.9: Diagrama microestrutural para ligas do sistema Fe-C-Cr-Ti. Fonte: (LIU *et al.*, 2017), adaptado.

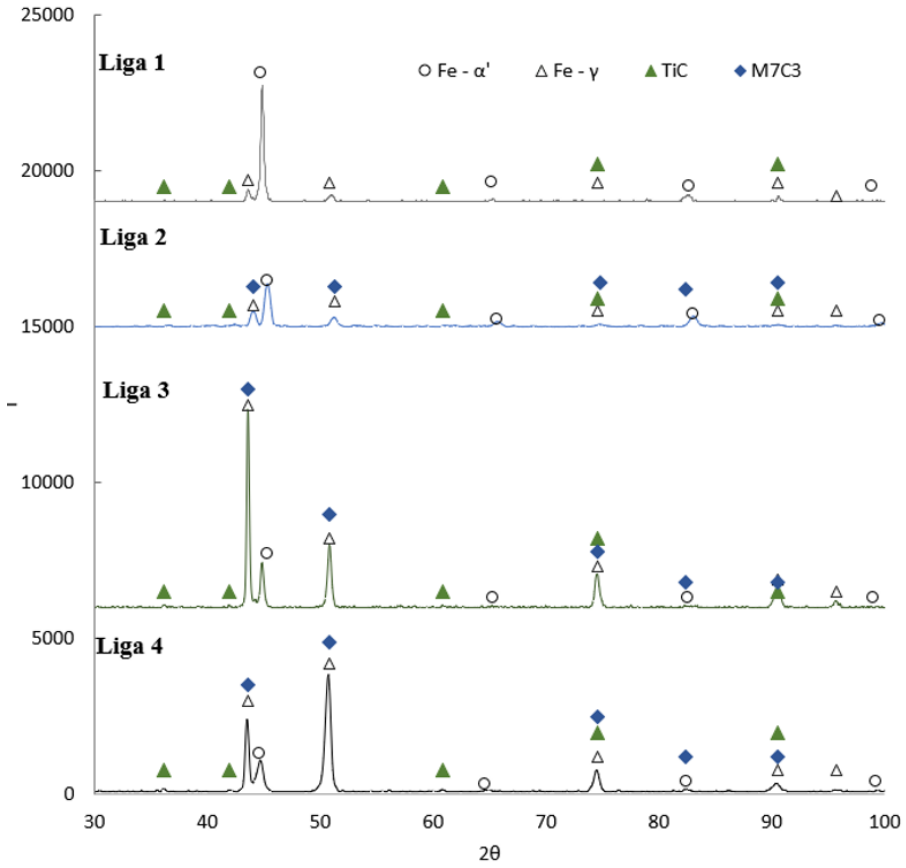


Figura 4.10: resultado da análise de DR-X realizada nas ligas de HBs desenvolvidas.

Dado as características individuais de cada liga metálica, elas serão discutidas uma a uma, a seguir.

4.2.1 Liga 1

A composição química da liga 1 é mostrada na Tabela 4.4. Constata-se que a liga 1 é um aço alta liga.

Tabela 4.4: Composição química medida da liga 1, utilizando FRX e combustão para medição do C e S (% em peso).

C	S	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Ni	Ce	Co	W	P
2,01	0,03	0,64	0,76	11,53	0,33	2,48	0,07	<0,01	0,24	0,46	0,02

A microestrutura da liga 1, analisada via microscopia ótica e MEV, é mostrada na Figura 4.11. Na Figura 4.11-a constata-se que é uma microestrutura homogênea. Em uma maior

ampliação, na Figura 4.11-b é possível identificar os microconstituintes da matriz como sendo martensita e austenita retida, sendo que, de acordo com o DR-X a fase martensítica predomina. Na imagem de MEV da Figura 4.11-c, constatou-se, a partir de análise de composição química via EDS, a presença do TiC e de eutéticos de M_7C_3.

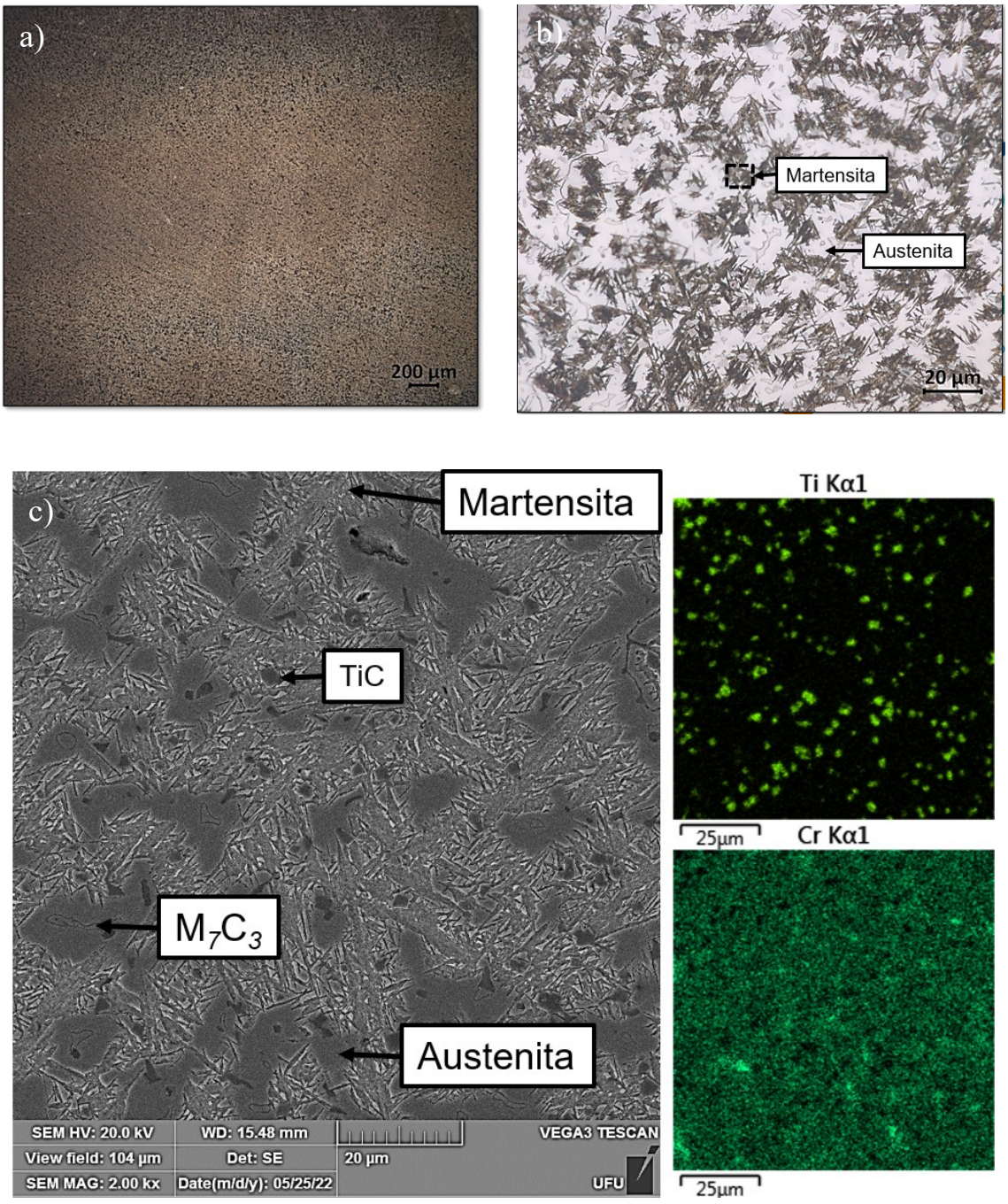


Figura 4.11: Microestrutura da liga 1 atacada com Vilella. a) vista geral mostrando uma microestrutura homogênea; b) Identificando os microconstituintes da matriz; em c) imagem do MEV identificando o precipitado primário de TiC e eutético de M_7C_3 e tabela de composição química via EDS da região da foto.

4.2.2 Liga 2

A composição química da liga 2 é mostrada na Tabela 4.5. Esta liga se enquadra também na característica de aço liga.

A microestrutura via microscopia ótica e MEV é mostrada na Figura 4.12. Na Figura 4.12-a constata-se que é uma microestrutura heterogênea ao longo da seção. Em uma maior ampliação, na Figura 4.12-b é possível identificar os microconstituintes da matriz como sendo austenita e perlita fina. Sobre a heterogeneidade do material, ela pode afetar significativamente as propriedades mecânicas do material, consequentemente em seu desempenho em relação ao desgaste. Essa diferença pode provocar diferentes mecanismos de desgaste ao longo do ensaio.

Tabela 4.5: Composição química medida da liga 2, utilizando FRX e combustão para medição do C e S (% em peso).

C	S	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Ni	Ce	Co	W	P
1,94	0,01	1,27	3,02	9,85	0,75	4,15	0,65	<0,01	0,01	0,162	0,02

Nesta liga, a quantidade dos elementos Mn e Ni, comparada às das outras ligas foi superior, por isso, esses elementos atuaram aumentando o campo austenítico na solidificação. O Mn, por sua vez, além de aumentar o campo austenítico, deslocando a curva TTT para a direita, também consegue reduzir a temperatura de formação martensítica, isso, aliado ao lento resfriamento, permitiu o aparecimento da perlita fina a temperatura ambiente.

Na imagem de MEV da Figura 4.12-c, constatou-se, a partir de análise de composição química via EDS, a presença do TiC e do eutéticos de M_7C_3.

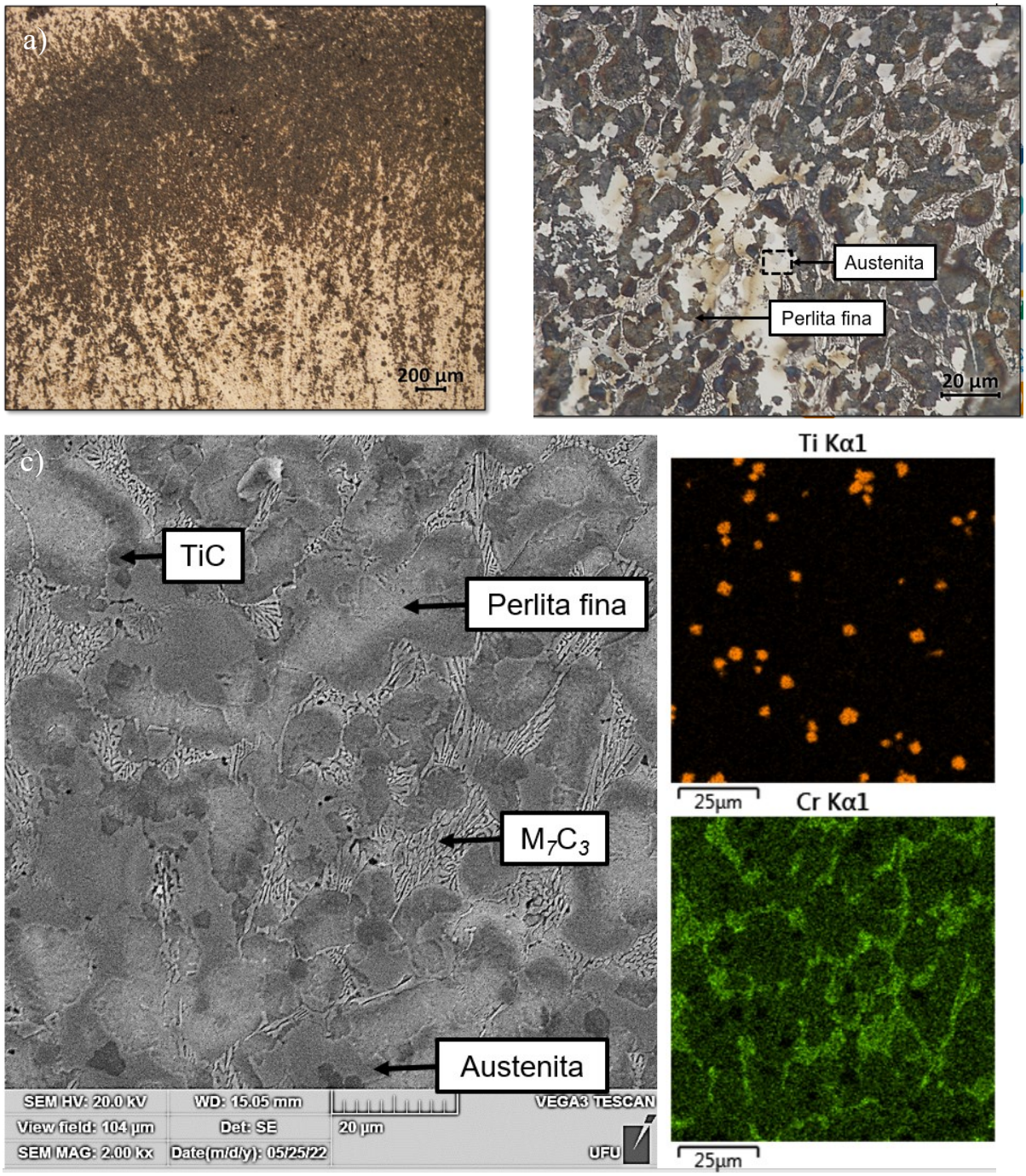


Figura 4.12: Microestrutura da liga 2 atacada com Vilella. a) vista geral mostrando uma microestrutura heterogênea; b) detalhe de a), identificando os microconstituintes da matriz; e em c) imagem do MEV identificando o precipitado primário de TiC e o eutético com M_7C_3 e tabela de composição química via EDS da região da foto.

4.2.3 Liga 3

A liga 3, também é um aço liga com porcentagem de elemento de liga acima de 18 %. Sua composição química é mostrada na Tabela 4.6

Tabela 4.6: Composição química medida da liga 3, utilizando FRX e combustão para medição do C e S (% em peso).

C	S	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Ni	Ce	Co	W	P
1,89	0,03	0,82	4,30	8,45	0,61	3,60	0,58	0,32	0,18	0,02	0,02

A microestrutura da liga 3 observada via microscopia ótica e MEV é mostrada na Figura 4.13. Na Figura 4.13-a constata-se que se trata aqui de uma microestrutura homogênea. Em uma maior ampliação, na Figura 4.13-b é possível identificar os microconstituintes da matriz, composta por martensita e com predominância da austenita retida. Na imagem de MEV da Figura 4.13-c, constatou-se, a partir de análise de composição química via EDS, a presença do TiC e do eutético de M_7C_3.

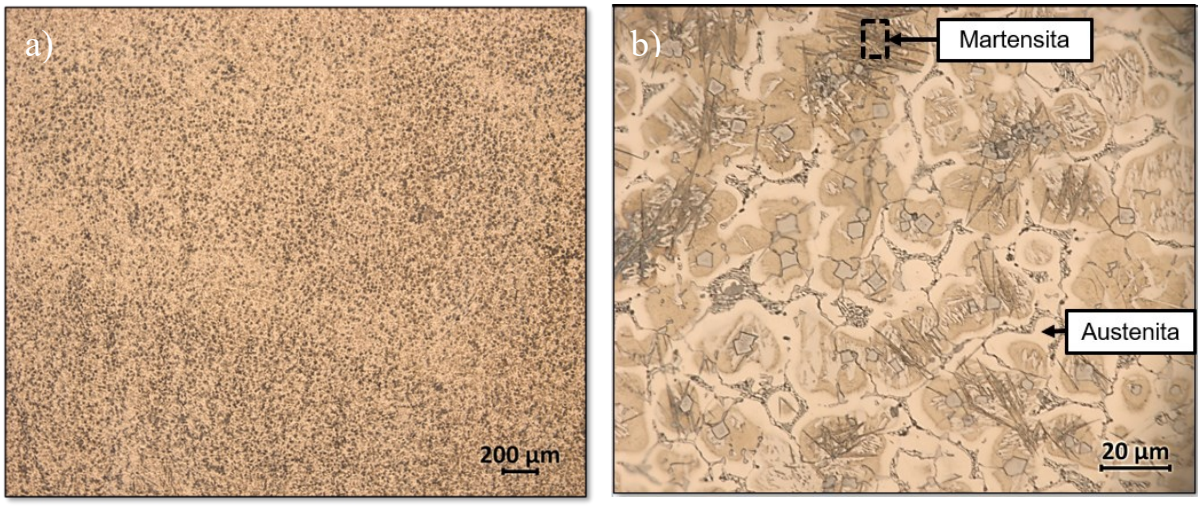


Figura 4.13: Microestrutura da liga 3 atacada com Vilella. a) vista geral, mostrando uma microestrutura homogênea; b) detalhe de a), identificando os microconstituintes da matriz; e em c) imagem do MEV identificando o precipitado primário de TiC e eutético com M_7C_3 e tabela de composição química via EDS da região da foto.

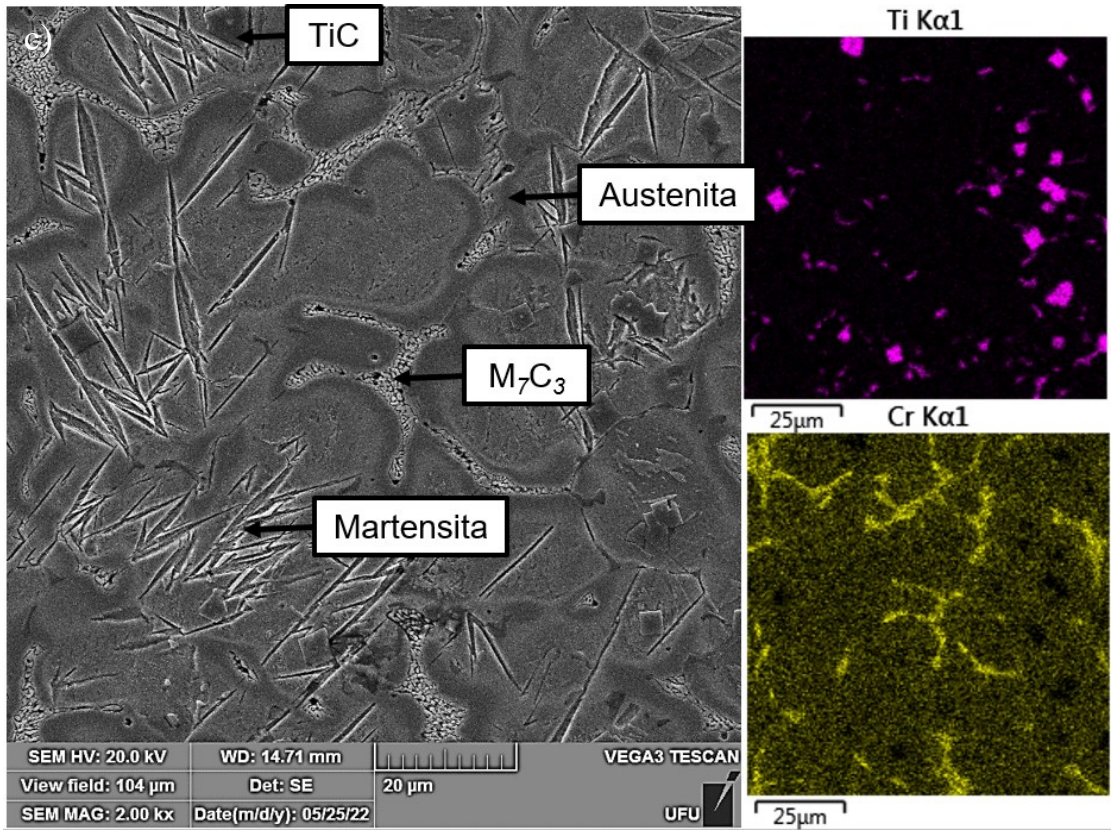


Figura 4.13: Continuação

4.2.4 Liga 4

A liga 4, também é um aço liga com porcentagem de elemento de liga acima de 18 %. Sua composição química é mostrada na Tabela 4.7.

Tabela 4.7: Composição química medida da liga 4, utilizando FRX e combustão para medição do C e S (% em peso).

C	S	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Ni	Ce	Co	W	P
2,13	0,03	0,85	4,58	9,09	0,55	3,75	0,57	0,63	0,27	0,27	0,02

A microestrutura da liga 4 observada através de microscopia ótica é mostrada na Figura 4.14. Na Figura 4.14-a constata-se que é uma microestrutura homogênea. Em uma maior ampliação, na Figura 4.14-b, é possível identificar os microconstituintes da matriz como sendo uma formação interdendrítica de eutéticos de M_7C_3, martensita (região mais escura entre a morfologia eutética) e austenita (região mais clara, próxima a morfologia eutética).

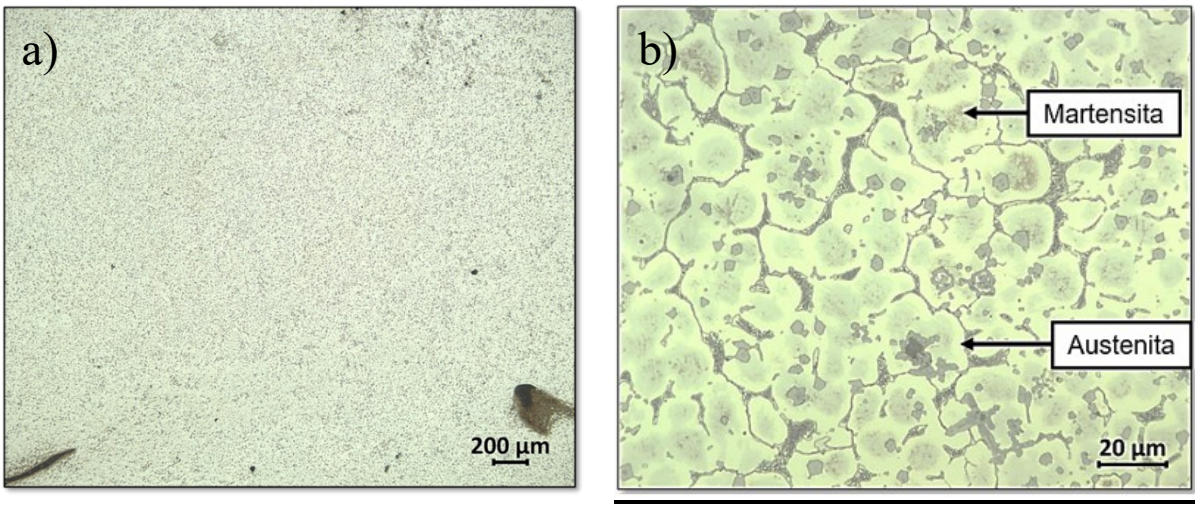


Figura 4.14: Microestrutura da liga 4 atacada com Vilella. a) Vista geral mostrando uma microestrutura homogênea; b) detalhe de a) identificando os microconstituintes da matriz.

Na imagem de MEV da Figura 4.15, constatou-se a presença de partículas constituídas de oxigênio e cério, indicando que pode ser óxido de cério. Como mostra a Figura 4.16, estas partículas não são distribuídas uniformemente sobre a superfície e parecem que foram formadas de maneira aglomerada. Em maiores aumentos, as Figura 4.15-a e Figura 4.15-b mostram a formação das partículas constituídas de oxigênio e cério. Elas têm formato arredondado e em seu entorno há presença de partículas identificadas como sendo TiC.

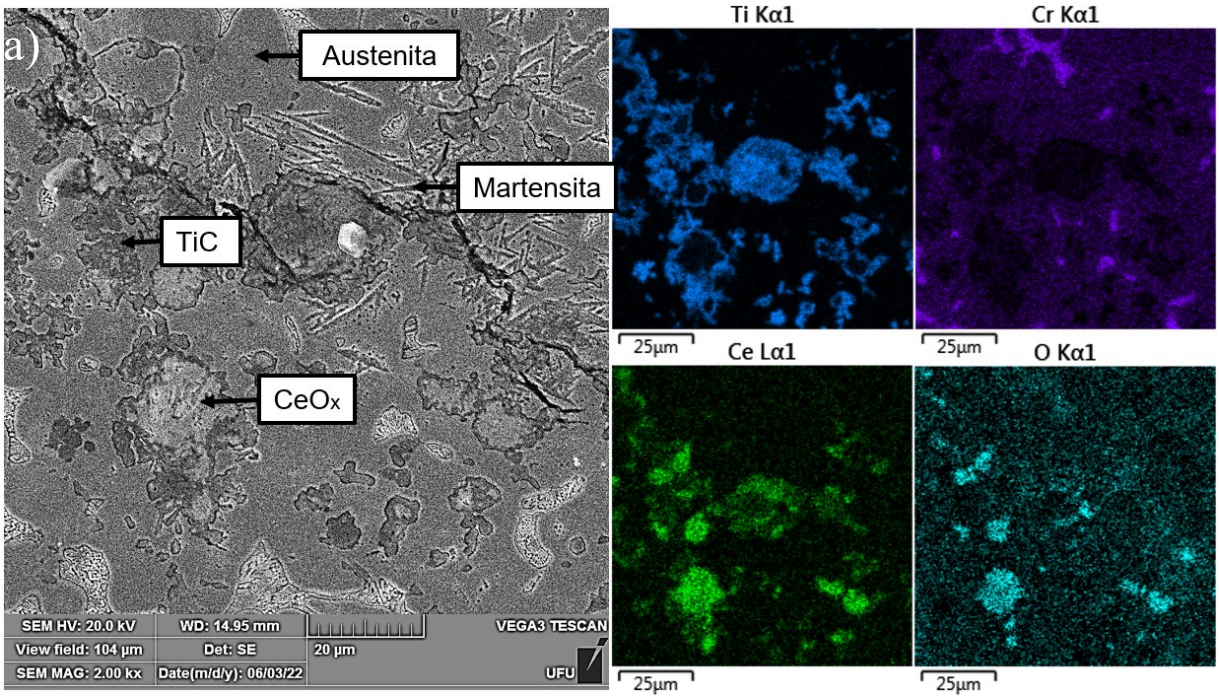


Figura 4.15: Imagem do MEV identificando o precipitado primário de TiC, eutético com M_7C_3 e partículas de cério e oxigênio e tabela de composição química via EDS da região da foto.

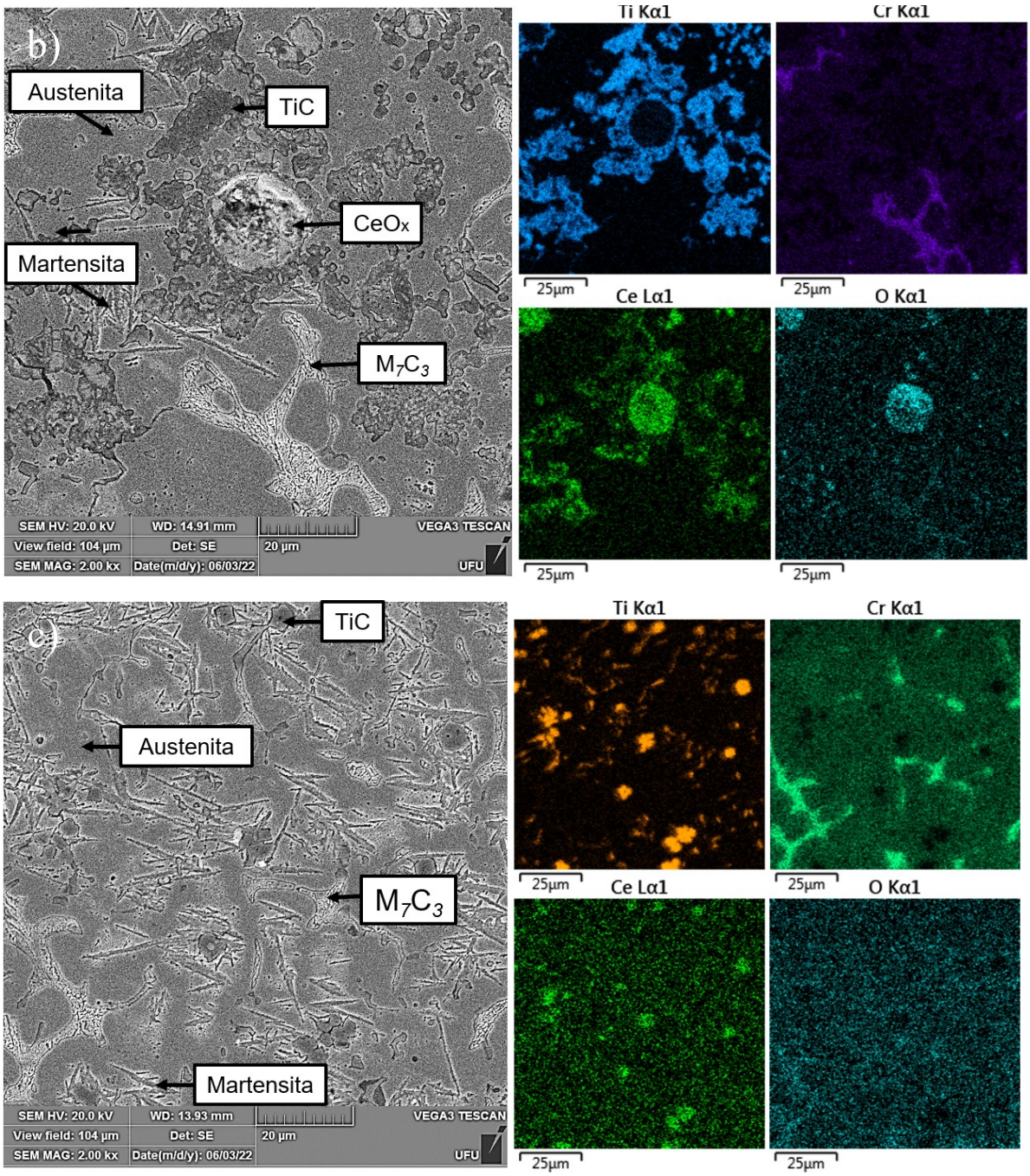


Figura 4.15: Continuação.

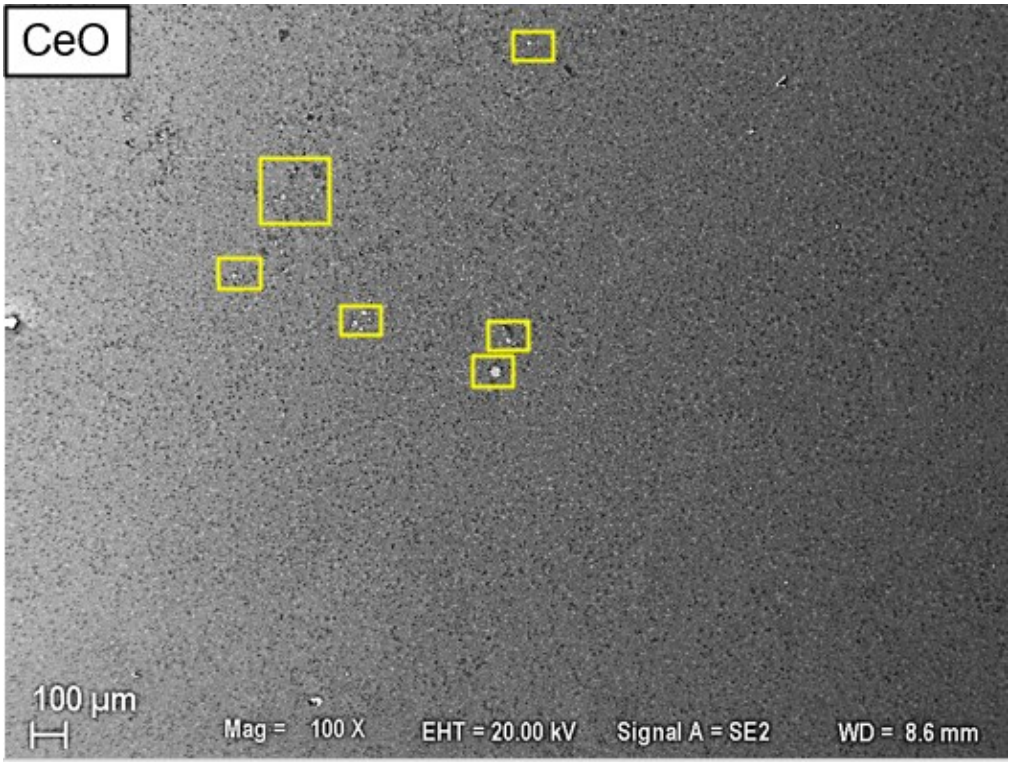


Figura 4.16: Imagem macro da região de deposição da solda, identificando as regiões onde aparecem heterogeneamente as partículas de CeO_x dispersas na matriz.

Nesta liga, se confirma a formação de microestruturas compostas por Ce e O devido à alta afinidade do Ce com o O em detrimento de outras possíveis interações com outros elementos químicos presentes na liga.

A presença do óxido de cério tem efeitos na microestrutura e no comportamento ao desgaste (QU *et al*., 2008; ZHANG *et al*., 2007). Na literatura, é bem conhecido que o óxido de cério pode refinar a microestrutura das ligas. Uma das maneiras que o óxido de cério atua é na participação como núcleo heterogêneo para formação de outros microconstituintes. Nesse caso, durante o crescimento dos grãos nucleados, as partículas de CeO_x são empurradas pela interface sólido/líquido para os contornos de grão. Isso é mostrado na Figura 4.15-b como CeO_x é encontrado preferencialmente nos contornos de grão. O CeO_x segregado nos contornos de grão tenderá a impedir o crescimento adicional por prender os contornos de grão, provocando assim o refinamento da microestrutura (ZHANG *et al*., 2007).

4.2.5 Resumo comparativo entre as microestruturas

Apresentadas as microestruturas individuais das ligas desenvolvidas, era esperado microestruturas similares, devido a composição química proposta inicialmente (Tabela 4.3). Todavia, constata-se que, dentre elas, existiu uma variação nos parâmetros de deposição e de composição química que afetou diretamente a microestrutura formada.

A Tab. 4.8 reúne informações quantitativas sobre características das ligas desenvolvidas como: porcentagem de carbonetos eutéticos de M_7C_3 e de TiC, matriz, % do Ce (elemento nodulizante) e dureza. A Fig. 4.17 ajuda a visualizar melhor as características das ligas 1, 2, 3 e 4, listadas na Tab. 4.8 e identificar comparações entre as mesmas. Assim, a liga 1 apresenta maiores porcentagens de carboneto de TiC e maior dureza, a liga 2 destoa das demais no teor de M_7C_3 com alta dureza também. As ligas 3 e 4 apresentam características semelhantes nos teores de carbonetos, no teor de cério e de dureza. E nas ligas 3 e 4, observa-se, uma similaridade em suas microestruturas.

Os valores de dureza de todas as ligas estão na faixa entre 46 a 57 HRC, de acordo com suas respectivas microestruturas. Sendo que, 57 e 55 HRC, respectivamente, para as ligas 1 e 2, devido suas microestruturas predominantemente martensítica. E 46 e 54 respectivamente para as ligas 3 e 4, predominantemente austenítica. Em todas as ligas estão presentes TiC e o eutético de M_7C_3.

As diferenças observadas entre as ligas desenvolvidas podem ser exploradas sobre duas hipóteses: a primeira são as diferentes taxas de resfriamento durante a solidificação e taxas de preaquecimento do metal de base durante o processo de deposição; e, a segunda hipótese, pode ser diferentes posições da curva TTT, influenciada pelos elementos de ligas presentes nas ligas.

Tabela 4.8: Resumo das principais características de cada liga.

	% eutético M_7C_3	% TiC	Matriz	% Ce	Dureza (HRC)
Liga 1	1,67 ± 0,40	6,40 ± 0,76	Martensita	0	57 ± 1
Liga 2	15,59 ± 1,86	4,62 ± 0,57	Martensita/Perlita	0	55 ± 2
Liga 3	7,13 ± 0,81	3,14 ± 0,59	Austenita	0,3	46 ± 1
Liga 4	6,47 ± 1,07	4,61± 0,24	Austenita	0,6	54 ± 1

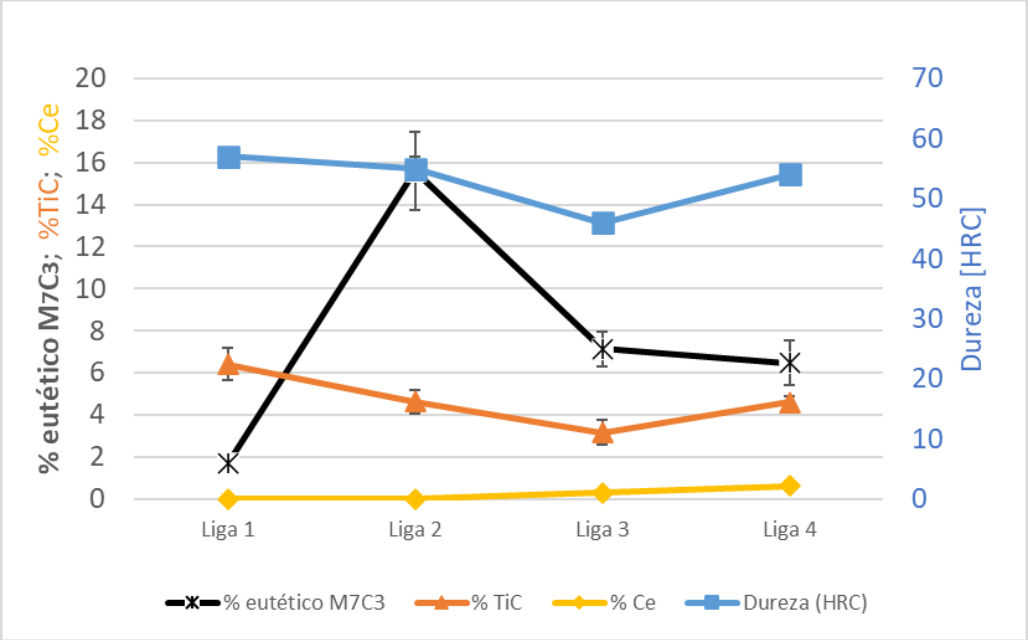


Figura 4.17: Comparação das características entre as ligas desenvolvidas

Na imagem da Fig. 4.18 da análise de EBSD é possível comparar as microestruturas formadas dos materiais e notar, de forma mais clara, as diferenças observadas na Tab. 4.8 e na Fig. 4.17.

Comparando as microestruturas apenas das ligas 3 e 4, constata-se, também, que houve uma influência do elemento cério no refinamento dessas microestruturas. Na literatura, a presença do cério, geralmente em teores de até 1 %, pode atuar como um elemento de endurecimento por solução sólida, aumentando a resistência mecânica da liga. Na microestrutura, a modificação ocorre reduzindo o tamanho médio dos grãos, que pode melhorar as propriedades mecânicas das ligas, como tenacidade e ductibilidade. Wu, Yan e Zhang, (2020) mencionam em seus estudos que à medida que um grande número de locais de nucleação é iniciado, um aumento no número de contornos de grãos leva ao refinamento dos grãos. Na imagem da Fig. 4.19 que reuniu as imagens de microscopia óptica da microestrutura das ligas é possível perceber um leve refinamento dos carbonetos de cromo no contorno dos grãos da liga 4 em comparação com a liga 3 (0,3 % Ce) e a liga 2 (0 % Ce).

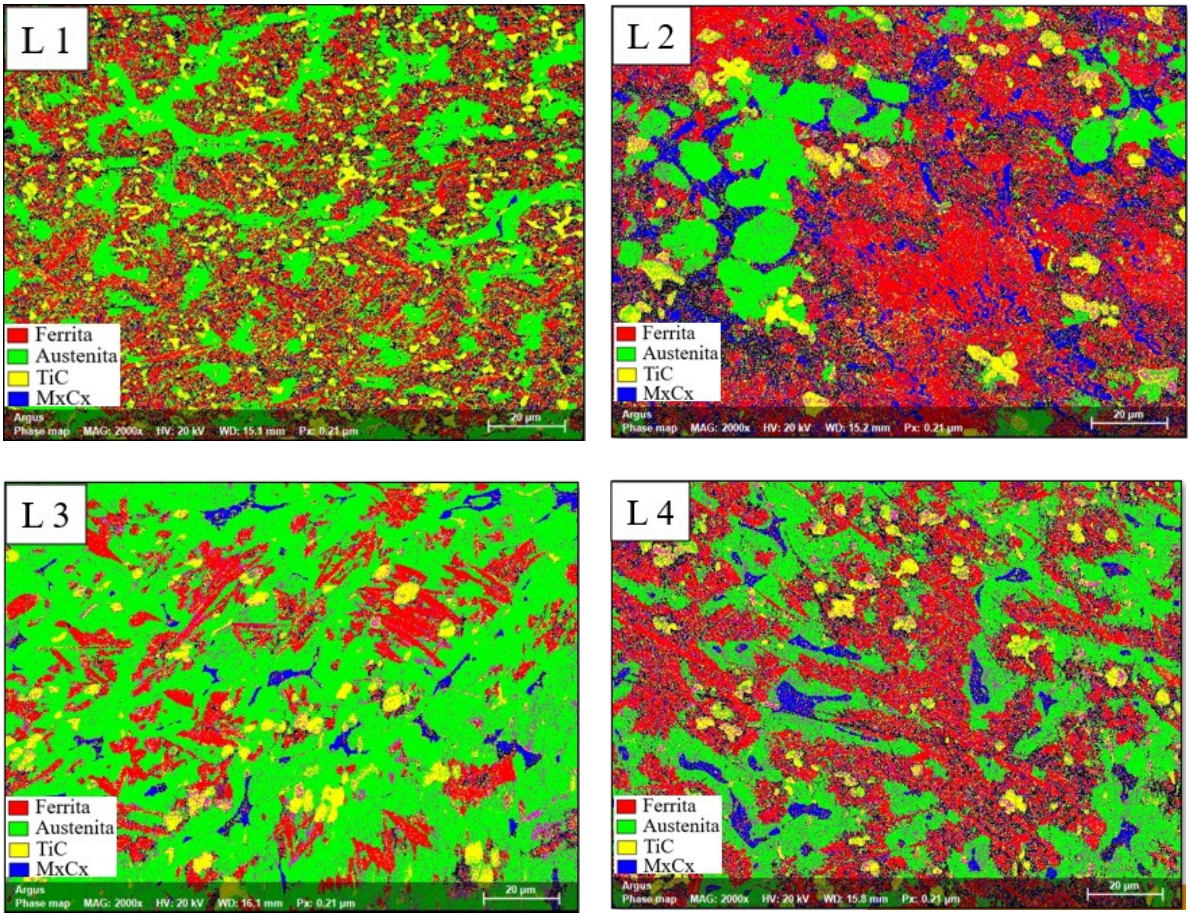


Figura 4.18: Microestrutura das ligas observada via análise de EBSD.

De acordo com (YANG *et al*., 2022), a presença dos elementos de terras raras influencia, durante a solidificação, na formação morfológica e no tamanho dos carbonetos de acordo com o elemento químico de maior afinidade presente na composição química. O tamanho e a morfologia das partículas de carboneto influenciam na resistência ao desgaste das ligas que contém elementos de terras raras. Além disso, a taxa de resfriamento é muito acima da taxa de resfriamento do equilíbrio para formação das fases mencionadas na Fig. 4.20.

Estudos citam a influência da presença dos elementos de terras raras e seus óxidos no desempenho dos materiais com melhoras significativas na redução da taxa de diluição, melhora na tenacidade e aumento da resistência à corrosão (HAO *et al*., 2011; QUAZI *et al*., 2016).

Uma simulação no *software ThermoCalc* foi realizada para confirmar as fases formadas. Na simulação foram inseridas as informações da composição química medida. Os gráficos de fração volumétrica das fases podem ser vistos na Fig. 4.20.

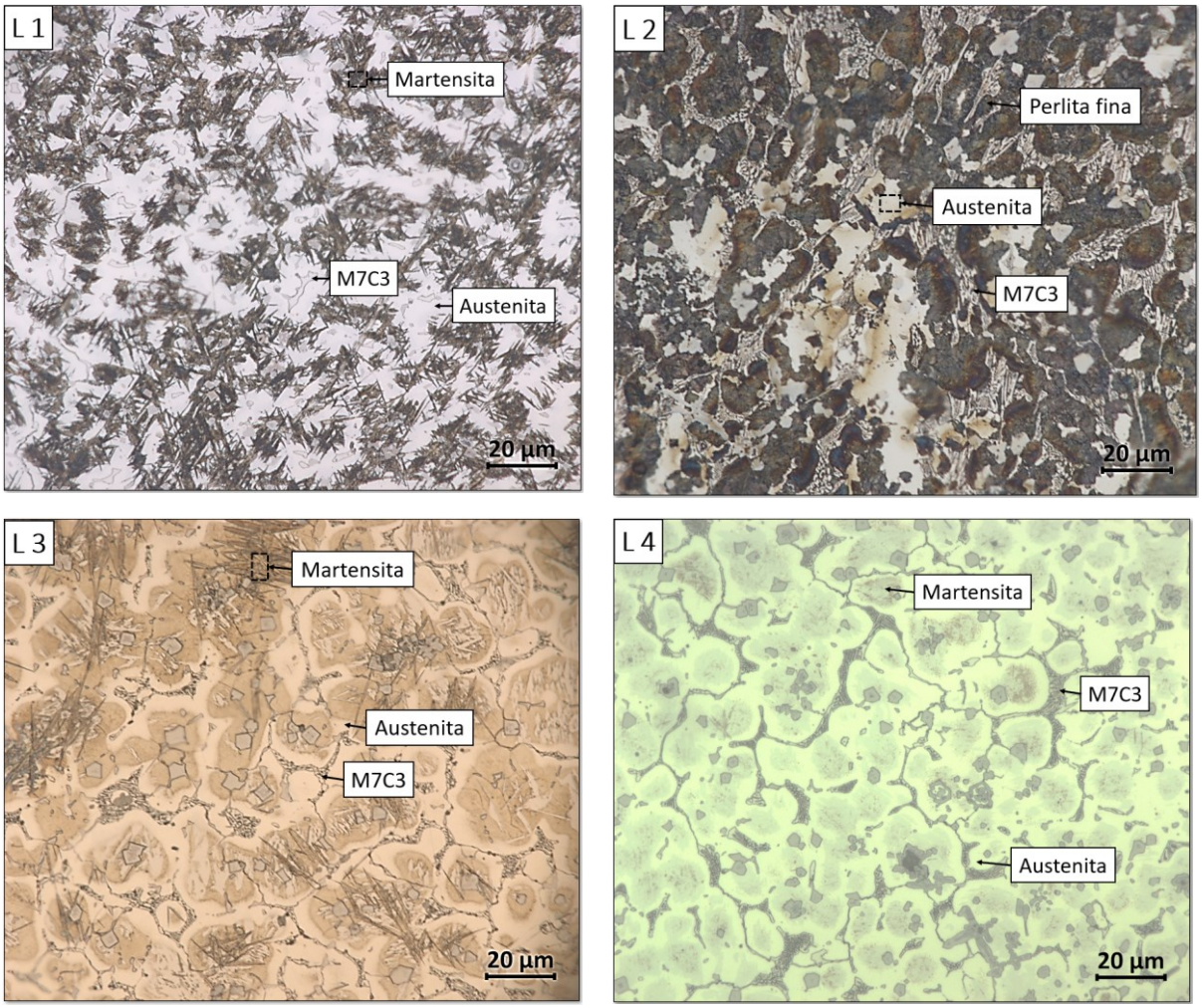


Figura 4.19: Microestrutura das ligas observada via análise microscopia óptica.

De acordo com a Fig 4.20, a primeira fase formada é o TiC, seguido da cristalização da austenítica (1300ºC) e a formação dos primeiros M_7C_3 em uma temperatura de, aproximadamente, 1250 ºC. Em seguida, no resfriamento lento, a austenita transforma-se em ferrita a partir da reação eutetóide. A presença da fase $M_{23}C_6$, formada em aproximadamente 750 ºC no diagrama de fases, de modo geral, é baixa, se comparada às outras fases presentes na microestrutura.

Nas ligas 3 e 4 foi identificada a formação da fase Ce_2C_3. Contudo, essa fase não foi observada nas microestruturas analisadas. Uma explicação para isso, é a presença do oxigênio no gás de proteção (CO_2) durante a deposição. Como já mencionado, o cério tem maior afinidade com o oxigênio para formar óxido de cério. A presença do óxido de cério foi observada na Fig. 4.15.

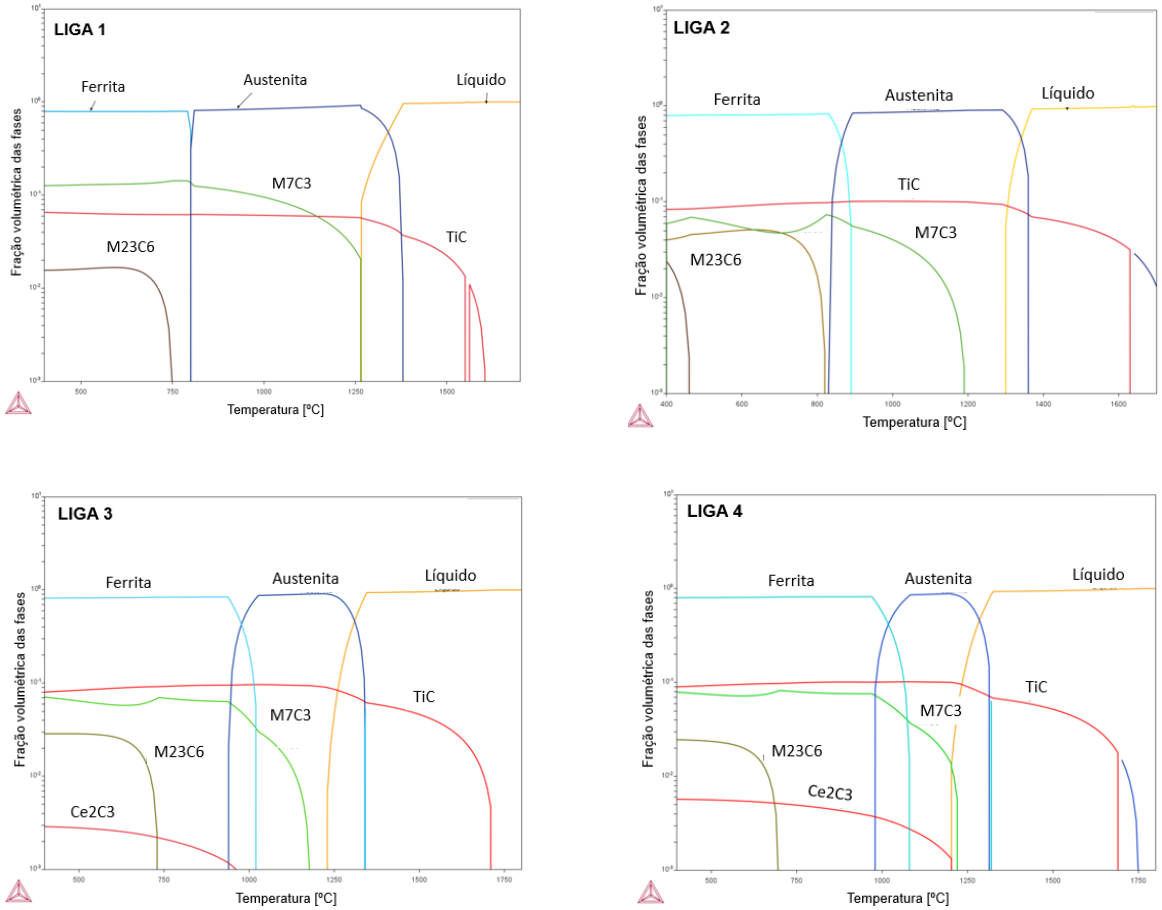


Figura 4.20: Simulação via ThermoCalc da fração volumétrica das fases previstas de acordo com a composição química medida para todas as ligas de HB desenvolvidas neste trabalho.

4.3 Conclusões parciais

Ao final deste capítulo foi possível entregar como principal contribuição o desenvolvimento, fabricação e caracterização de novas ligas de HB. Neste sentido, é possível identificar as seguintes conclusões parciais:

a) Em todas as ligas desenvolvidas a presença de partículas e TiC e eutéticos de M_7C_3 foi confirmada, variando-se suas porcentagens de acordo com a composição da liga. A presença destes microconstituintes era prevista e fundamental para obtenção de características de menor desgaste no revestimento do poço;

b) O elemento cério reagiu imediatamente com o oxigênio do gás utilizado na deposição. O óxido formado com o cério, serviu de núcleo heterogêneo para a solidificação das partículas de TiC e refinamento das partículas de M_7C_3. Partículas óxido de cério foram observadas apenas na liga 4.

CAPÍTULO V

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO AO DESGASTE DOS MATERIAIS DESENVOLVIDOS

Neste capítulo são apresentadas a metodologia de fabricação dos corpos de prova para os materiais desenvolvidos e os resultados obtidos nos ensaios de desgaste em escala reduzida com duração de 60 e 120 min. A perda de massa no revestimento do poço foi avaliada considerando dois fatores: material e tempo de ensaio. As análises necessárias para a caracterização dos mecanismos de desgaste envolvidos no processo são apresentadas e discutidas.

5.1 Ensaio de desgaste das ligas desenvolvidas

A metodologia do ensaio de desgaste foi apresentada no capítulo 3 para as ligas disponíveis no mercado. Esta mesma metodologia de ensaio foi utilizada nos ensaios com as ligas desenvolvidas nesse trabalho.

5.1.1 Fabricação e deposição das amostras do hardbanding

A mesma empresa especializada e certificada no serviço de reparo e deposição de HBs e que fez a deposição dos HBs disponíveis no mercado foi a responsável pela deposição das ligas de HBs desenvolvidas. O preaquecimento do material foi feito utilizando um maçarico e a temperatura máxima de preaquecimento foi de cerca de 460 °C. Após o preaquecimento, os cordões foram depositados e submetidos a um resfriamento controlado utilizando uma manta térmica. A Fig. 5.1-a e Fig. 5.1-b mostram as etapas de preaquecimento, a Fig. 5.1-c, o final da deposição com a seta amarela indicando o sentido da deposição e Fig. 5.1-d após o resfriamento.

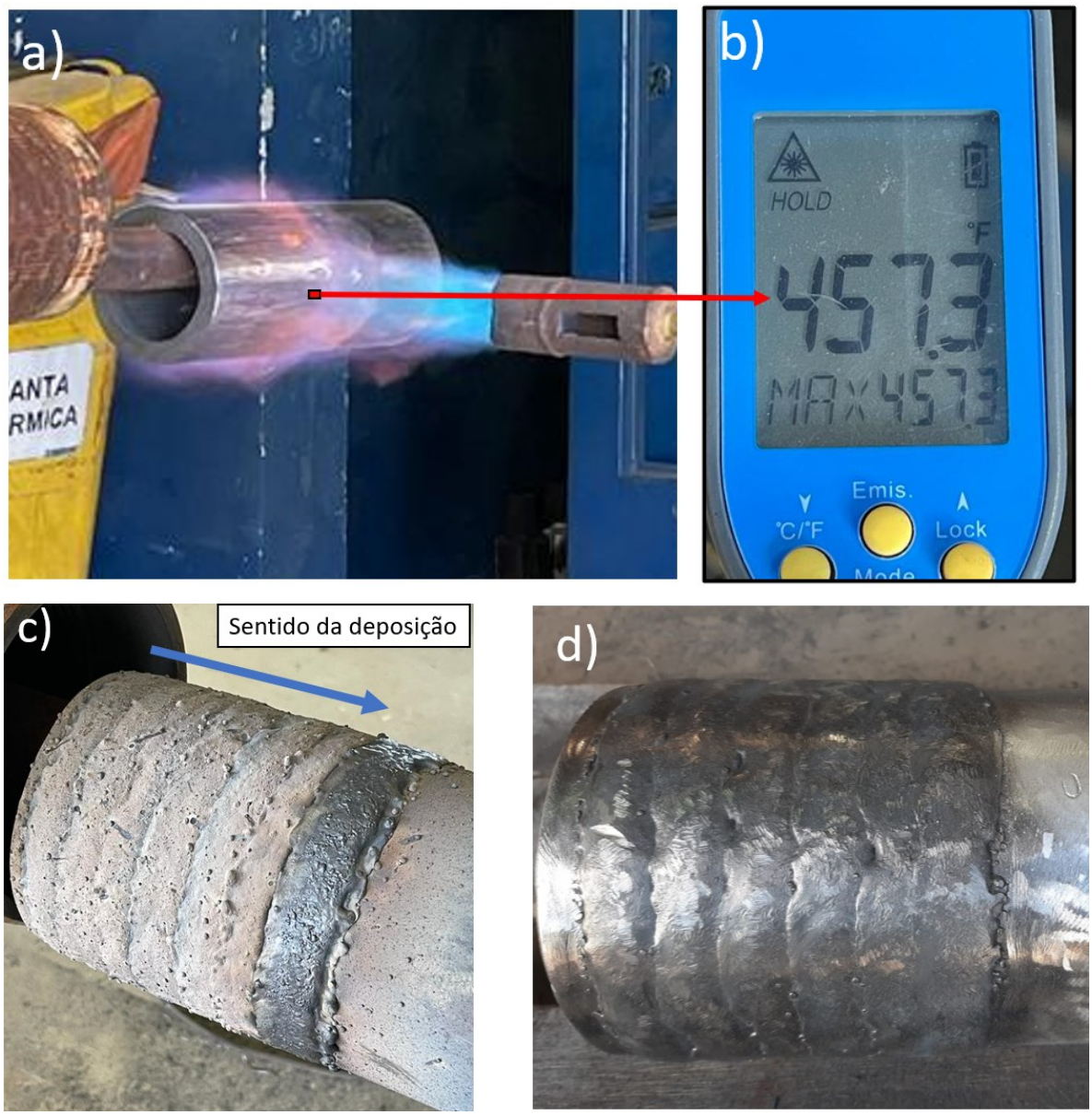


Figura 5.1: Procedimento de deposição das ligas de *hardbandings* desenvolvidas. Em a), preaquecimento no metal base a uma temperatura de 457 °C; b) Temperatura medida no material do metal base; c) Imagem do HB depositado; d) Imagem do material após o resfriamento.

Os parâmetros utilizados na deposição pela empresa estão mostrados na Tab. 5.1.

Tabela 5.1: Parâmetros de deposição das ligas de *hardbandings*.

Preaquecimento (ºC)	Corrente (A)	Tensão (V)	Gás de proteção	Largura do cordão depositado (mm)
450-460	280-300	35 - 40	CO_2	12,7

5.1.2 Medição do tamanho do grão abrasivo

Para medição do tamanho do grão abrasivo, um volume de aproximadamente 150 ml de fluido de perfuração foi coletado ao final dos ensaios. Para separar o abrasivo do fluido, a amostra foi submetida ao processo de decantação por um período de 24 h após o ensaio. Após a decantação da areia, o excesso de fluido foi descartado e a massa abrasiva decantada no fundo do becker foi lavada com água. Foram realizadas aproximadamente 6 lavagens até obtenção de uma coloração transparente da água. As imagens da Fig. 5.2 mostram em sequência a etapa da lavagem para separação entre fluido de perfuração e areia.

Após obtenção de uma coloração transparente da água, a mistura água-areia foi colocada em placa de petri e levada à estufa, a uma temperatura de 100 ºC, durante 1 h. Ao final, a amostra de areia seca foi utilizada para medição do tamanho do grão abrasivo. A Fig. 5.3-a e Fig. 5.3-b mostram a amostra de areia molhada e seca, respectivamente.

As imagens dos grãos foram realizadas utilizando o estereomicroscópio do fabricante Opticam OPZTS, equipado com a câmera LOPT14003 14 MP. A medição do tamanho do grão foi realizada utilizando o *software ImageJ*. As Fig. 5.4-a e Fig. 5.4-b mostram imagens obtidas no esteromicroscópio e medições no software *ImageJ*, respectivamente. A variável de saída obtida na análise do *software* foi o fator de forma das partículas e o diâmetro médio das partículas abrasivas. Para avaliar a dispersão estatística dos dados foram realizadas cinco fotos por amostra coletada.

Os comandos utilizados no software ImageJ são descritos a seguir:

a) *File* → *Open* → Escolha da imagem a ser analisada;
b) *Straight* → Fazer a medição da barra de aumento;
c) *Analyze* → *Set scale* → Preenche o campo "*Know distance*" com o valor apresentado na barra de aumento e "*Unit of length*" como "mm";
d) *Image* → *Type* → 8 bit;
e) Image → *Adjust* → *Thershold* → *Apply*

f) *Analyse* → *Analyse particles* → Em *Show*: escolher *outlines* → ok.

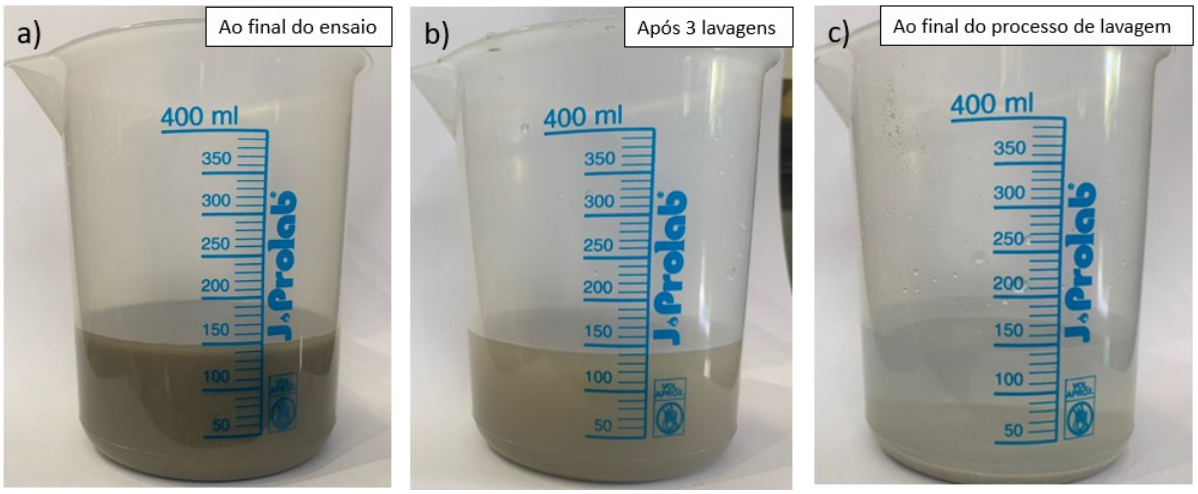


Figura 5.2: Procedimento de separação do abrasivo (areia) do fluido de perfuração utilizado no ensaio. a) Amostra coletada ao final do ensaio, com fluido de perfuração e areia; b) Amostra após três procedimentos de decantação e lavagem com água; e c) Amostra ao final do processo de separação, após seis decantações e lavagens.

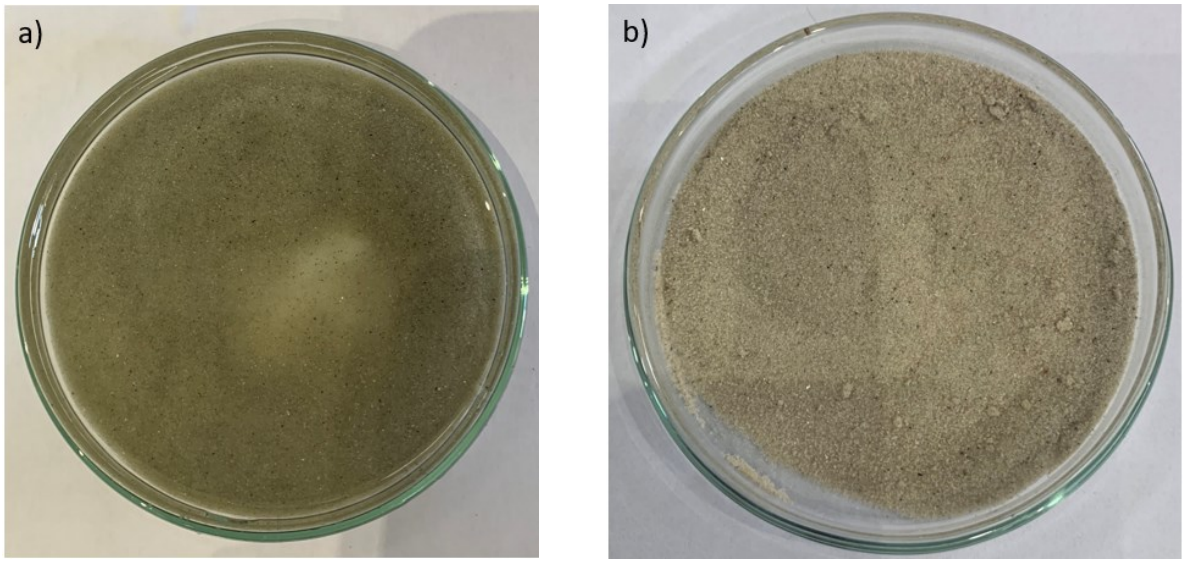


Figura 5.3: Amostra da areia coletada ao final do ensaio de desgaste das ligas desenvolvidas. a) areia molhada e b) areia seca retirada da estufa.

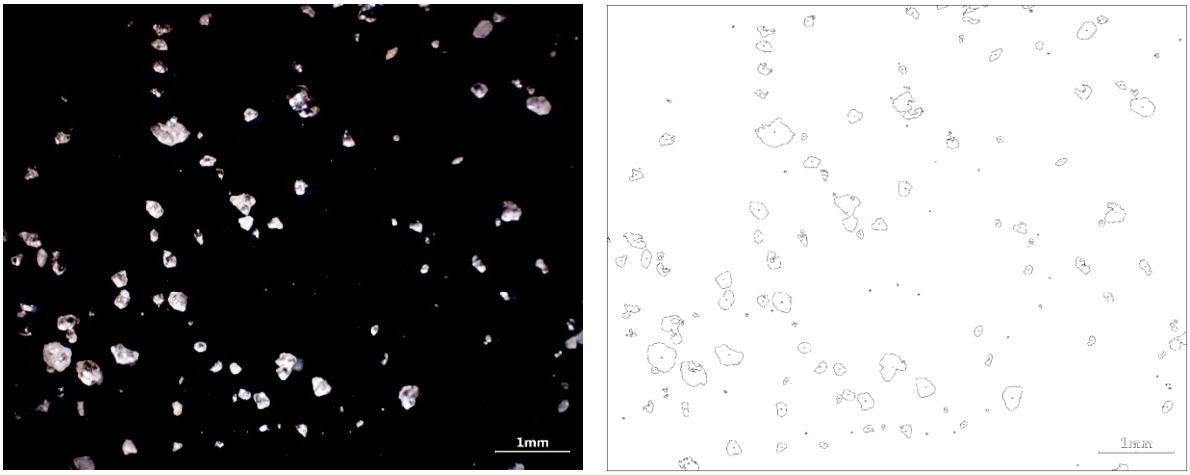


Figura 5.4: Procedimento de medição os grãos abrasivos. a) Imagem do esteromicroscópio dos grãos abrasivos e b) Imagem da medição dos grãos no software *ImageJ.*

5.1.3 Partícula abrasiva

O fator de forma (F), o diâmetro e a morfologia das partículas abrasivas são mostrados nas Fig. 5.5 e Fig. 5.6, ao final do ensaio. Observa-se, que a partícula abrasiva apresentou morfologia aproximadamente pontiaguda, com valores do fator de forma próximos a 500 µm. Já para os diâmetros, foram medidos valores médios acima de 150 µm, para todas as ligas. Segundo Hutchings (2017), diâmetro de partícula abrasiva entre 150 a 250 µm não causam mudança significativa entre os mecanismos de desgaste abrasivo a dois corpos, abrasivo a três corpos e erosivo. A imagem de morfologia dos grãos ao final do ensaio mostra partículas com arestas pouco arredondadas e mais pontiagudas ao final do ensaio.

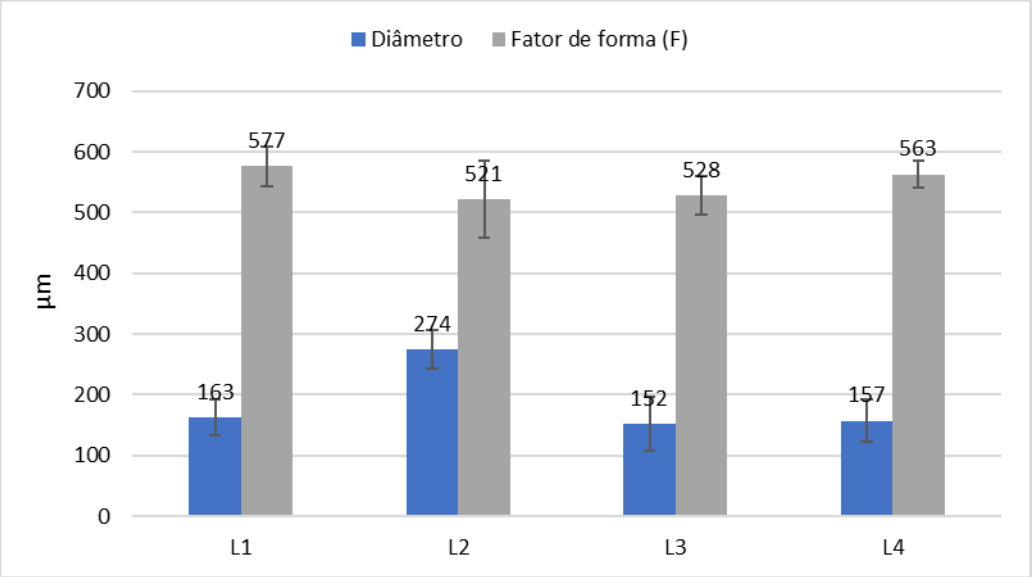


Figura 5.5: Gráfico de fator de forma das partículas de areia ao final do ensaio de degaste nas ligas desenvolvidas.

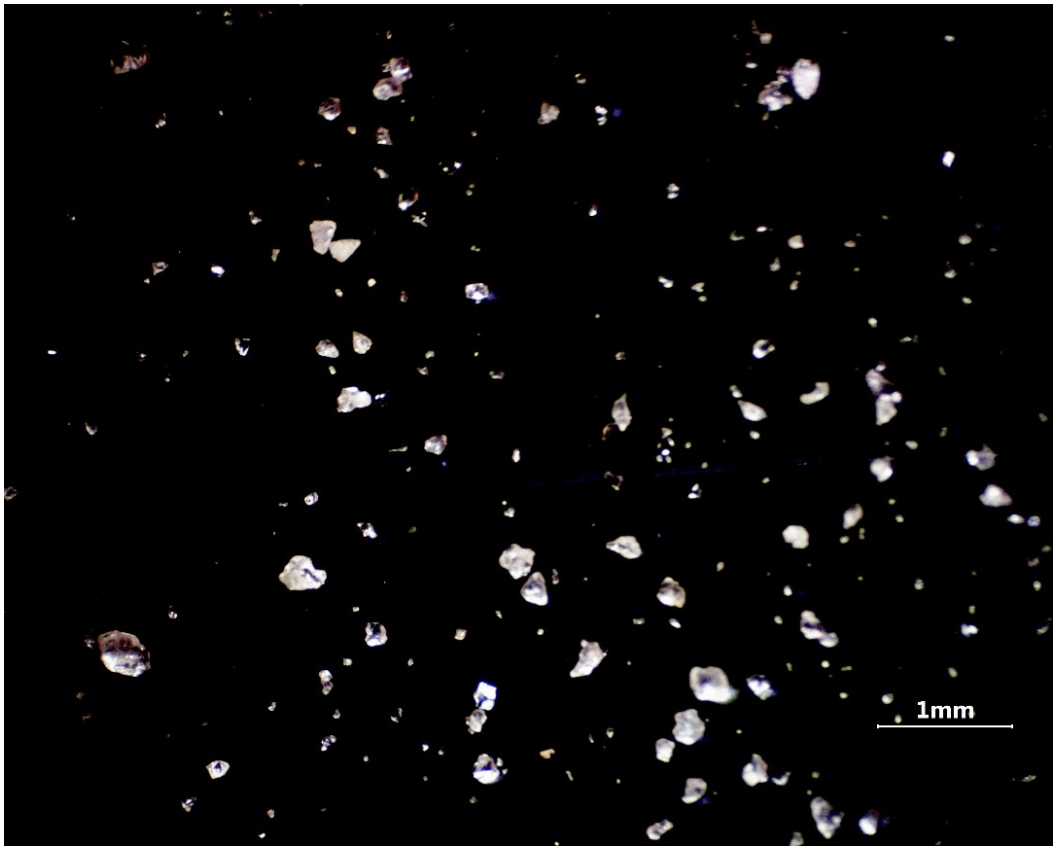


Figura 5.6: Morfologia das partículas abrasivas ao final do ensaio, observadas utilizando o esteromicroscópio.

5.2 Desgaste

Com relação ao desempenho das ligas desenvolvidas no ensaio de desgaste em escala reduzida, os primeiros resultados apresentados são para os ensaios de 60 minutos. Na imagem da Fig. 5.7 é mostrado o valor da perda de massa medida nas amostras do revestimento do poço (barras superiores) e do *hardbanding* (barras inferiores) ao final do ensaio. Comparando os valores de perda de massa medidos, as ligas 1, 3 e 4 destacam-se por apresentarem menores desgaste no revestimento do poço e do HB. A liga 2, por outro lado, apresenta maior perda de massa para o par analisado.

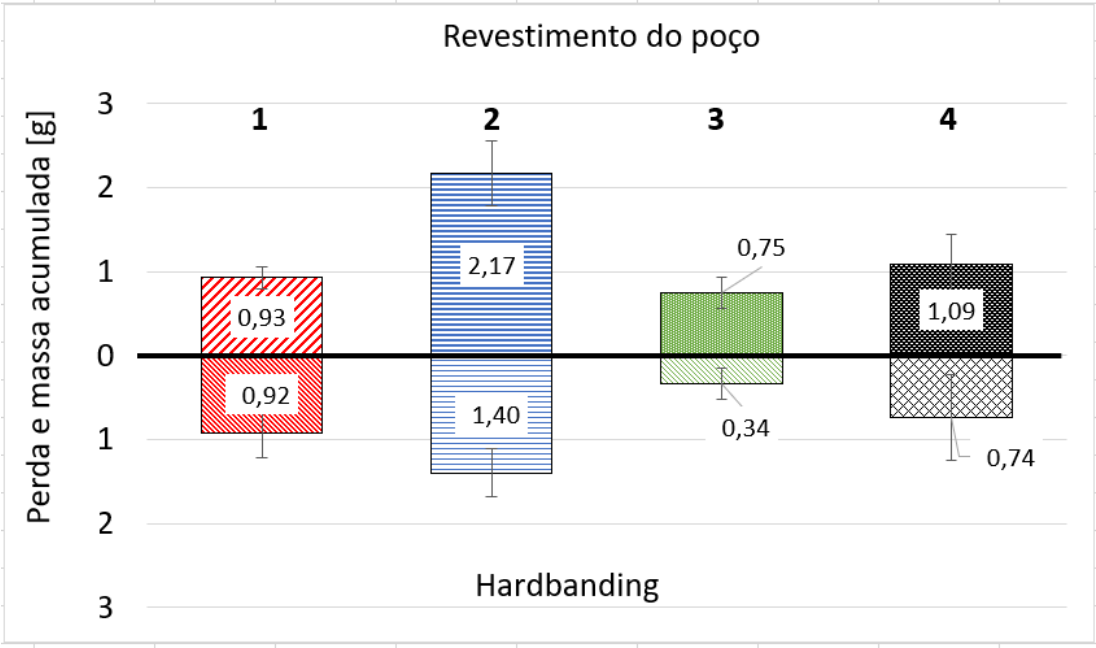


Figura 5.7: Gráfico de perda de massa para o ensaio de 60 minutos. Barras superiores as perdas de massa para o revestimento do poço. Barras inferiores a perda de massa para o HB.

O *wear factor*, calculado de acordo com a equação 3.3, que representa a taxa de desgaste em 1/Pa, é apresentada na Fig. 5.8. O gráfico concorda com os resultados apresentados na Fig. 5.7 com relação ao comportamento do desgaste ao longo do ensaio. Conforme mostrado anteriormente, há um bom desempenho das ligas 1, 3 e 4, diferente do constado para liga 2, com relação ao desgaste observado no revestimento do poço. Observa-se, também, um comportamento estável, a partir do tempo de 30 minutos para todas as ligas, indicando que, a partir deste tempo, provavelmente os mecanismos de desgaste encontram-se no regime permanente de desgaste.

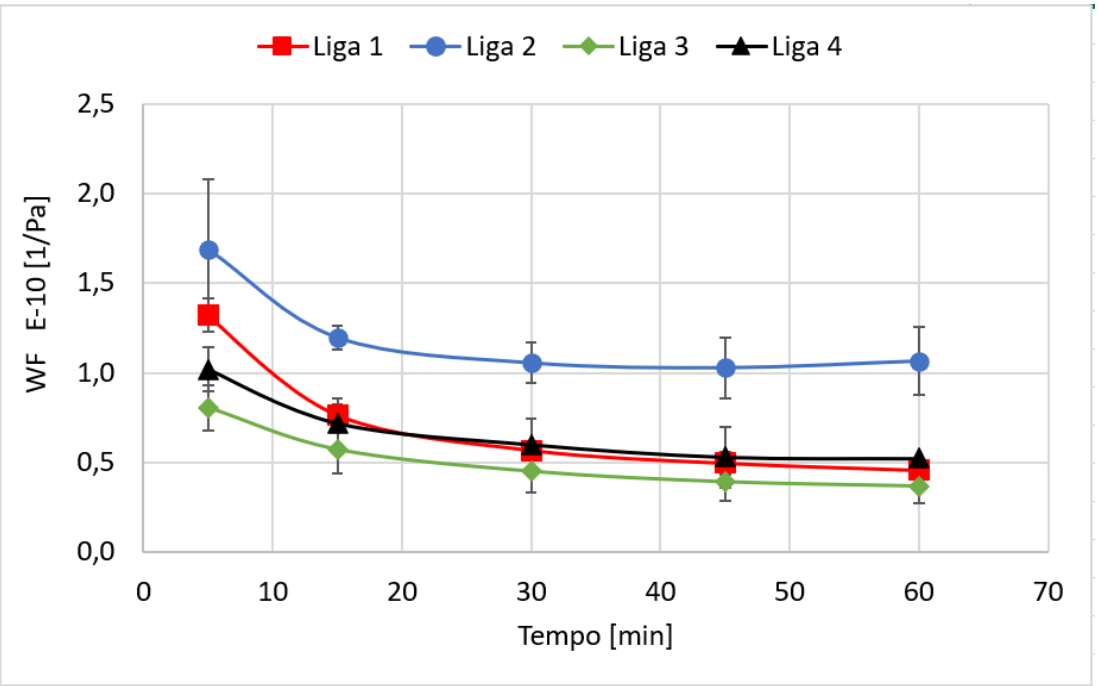


Figura 5.8: Gráfico do *Wear Factor* ao longo do ensaio de 60 minutos para as ligas desenvolvidas.

Os resultados de perda de massa ao final do ensaio de 120 min para as amostras do revestimento do poço e do HB são apresentados na Fig. 5.9. No gráfico, da mesma forma que o gráfico da Fig. 5.7, as barras superiores representam a perda de massa do revestimento do poço e as barras inferiores, a perda de massa do HB. Nesta condição, diferente da anterior, observa-se que as ligas 3 e 4 mantiveram os menores valores de perda de massa, tanto na amostra do revestimento do poço quanto do HB. Em contrapartida, as ligas 1 e 2, apresentaram o comportamento contrário.

Chama a atenção o desgaste observado na liga 1 para o ensaio de 120 minutos, onde foi observado um comportamento diferente do encontrado no ensaio de 60 minutos. Neste caso o que influenciou o desempenho da liga 1 foram as mudanças microestruturais, principalmente no tocante a quantidade de carbonetos de titânio, porque ambas amostras da liga 1 apresentaram matriz martensítica e dureza de 57 HRC (especificado na Tab. 4.8).

Além disso, o comportamento do WF ao longo dos ensaios de 120 min, mostrados na Fig. 5.10, estão ranqueados como indicado no ensaio de perda de massa da Fig. 5.9. Constata-se que há alguma estabilização da taxa de desgaste a partir do tempo de 45 min, indicando o alcance do regime permanente de desgaste.

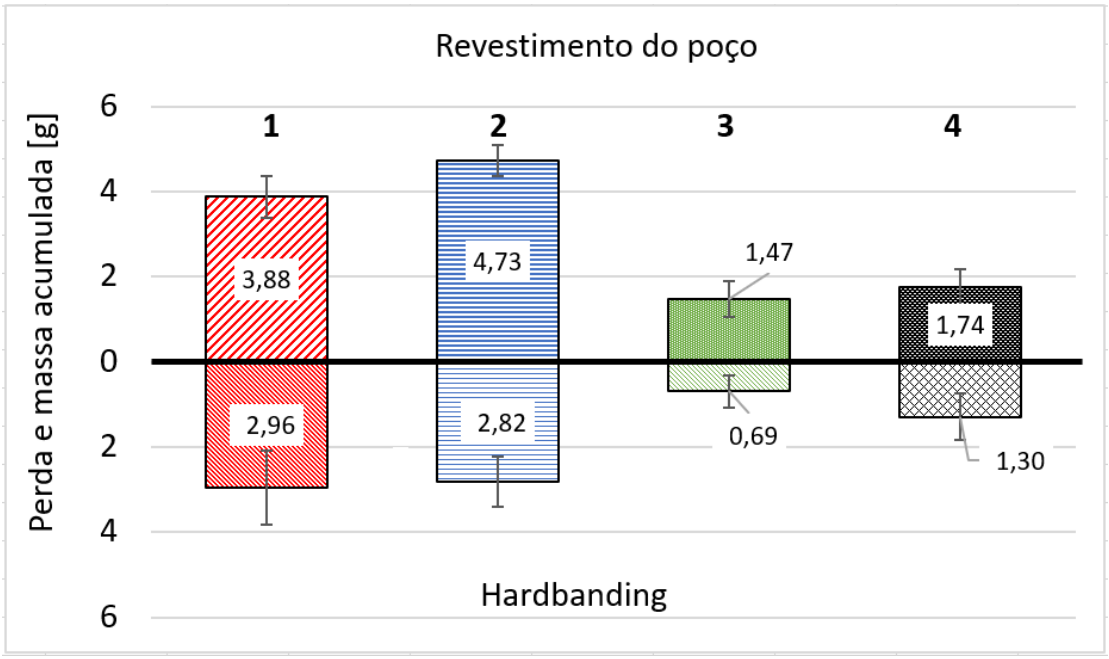


Figura 5.9: Gráfico de perda de massa para o ensaio de 120 minutos. Barras superiores as perdas de massa para o revestimento do poço. Barras inferiores a perda de massa para o HB.

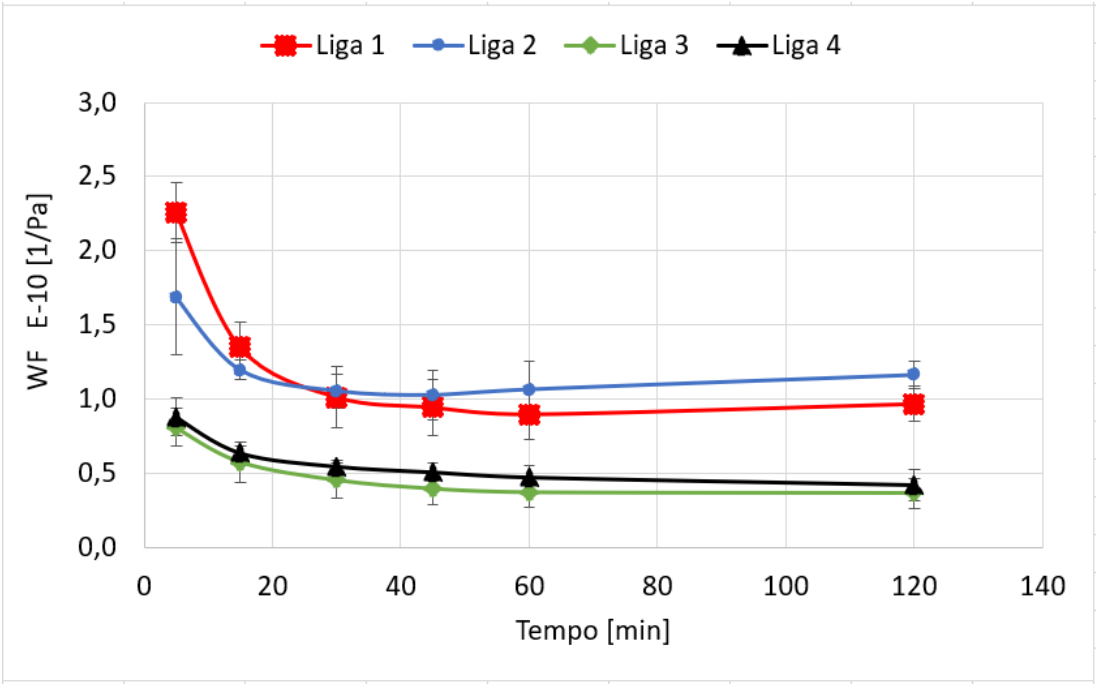


Figura 5.10: Gráfico do Wear Factor ao longo do ensaio de 120 minutos para as ligas desenvolvidas.

A Fig. 5.11 mostra as imagens macro das superfícies desgastadas do par revestimento do poço-*hardbanding*, no ensaio de 120 min. Essa perspectiva permite identificar a correlação direta entre a formação dos canais preferenciais (marcados em vermelho) para o escoamento do abrasivo no HB com o mecanismo de desgaste observado na amostra do revestimento do poço.

Para as ligas 1 e 2, que apresentaram maior perda de massa no revestimento do poço, tem-se a formação de picos e vales indicando que houve, durante o processo de desgaste, diferentes pressões de contato que permitiram a formação dessa morfologia nas superfícies em contato. As microestruturas dessas ligas de HB, que têm em comum a matriz martensítica, particularmente, não apresentaram elementos capazes de resistir ao desgaste severo em comparação com as ligas 3 e 4. Isto ocorre porque em condições severas de contato em materiais frágeis (principalmente devido a martensita na microestrutura) pode ocorrer desgaste por microtrincamento. Nestas circunstâncias, a máxima resistência ao desgaste é alcançada num material com valores intermediários de dureza e tenacidade (HUTCHING, 2017).

No caso da liga 2, nem sempre a presença de partículas duras garante a resistência ao desgaste desejado naquela condição. Logo, deve-se considerar o do tamanho das regiões da fase dura em comparação com a escala da deformação causada pelas partículas abrasivas individuais. O desgaste constatado na liga 2 evidencia o protagonismo da partícula abrasiva sobre a matriz martensítica/perlítica.

Para as ligas 3 e 4, da Fig. 5.11, observa-se um grande número de indentações nas superfícies, mas sem remoção de massa, o que justifica a baixa perda de massa observada nos ensaios de desgaste em comparação as ligas 1 e 2. Esta morfologia é característica de materiais tenazes, onde o material consegue absorver a deformação plástica, sem romper ou apresentar trincas. Como se sabe, as microestruturas das ligas 3 e 4 são semelhantes e têm em comum uma matriz austenítica, com porcentagem de carbonetos próxima a 12 %. Dessa forma, a matriz austenítica promove forte influência sobre os mecanismos de desgaste, estes, por sua vez, influenciam diretamente a perda de massa dos materiais.

Revestimento do poço | Liga desenvolvida

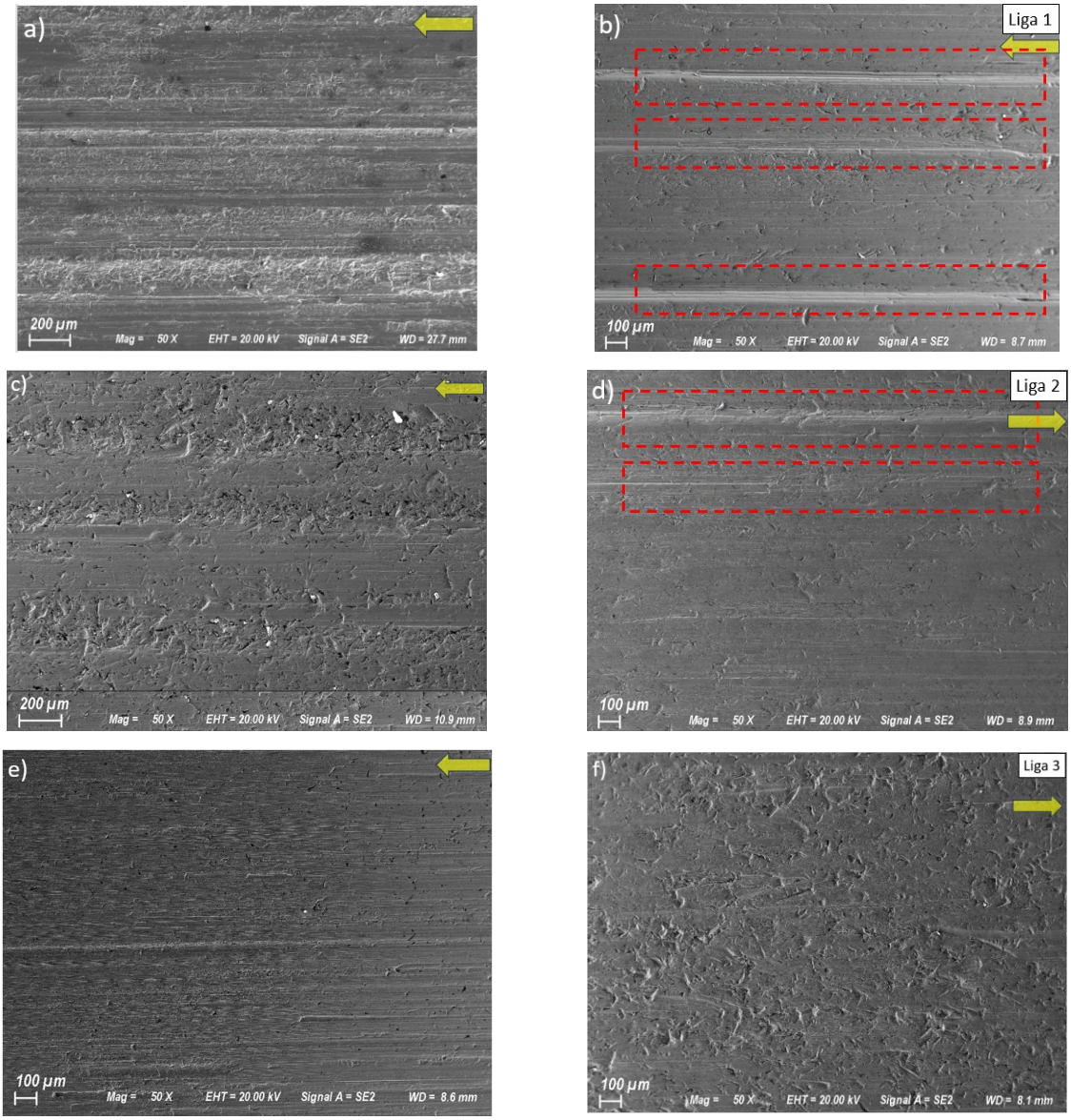


Figura 5.11: Comparação entre a superfície desgastada das amostras do revestimento do poço (à esquerda) e superfície desgastada das amostras das ligas desenvolvidas (à direita), no ensaio de 120 min.

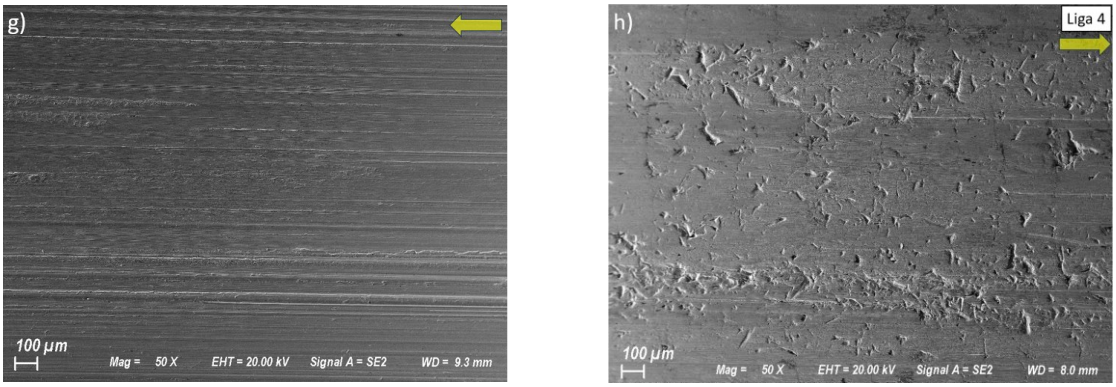


Figura 5.11: Continuação.

Alguns autores estudaram o comportamento de ligas metálicas com matriz austenítica sob desgaste abrasivo, sem a presença de partículas duras, principalmente em aço inoxidável austenítico. Neste caso, o que se sabe é que os aços austeníticos apresentam maior resistência ao desgaste na mesma dureza que os aços perlíticos ou bainíticos, enquanto os aços martensíticos apresentam menor resistência (HUTCHING, 2017). Estas observações podem ser entendidas em termos da ductilidade e das taxas de endurecimento por deformação das várias microestruturas: a menor ductilidade da martensita em comparação com a austenita leva à remoção de uma fração maior do volume do risco ou sulco como fragmentos de desgaste. Os aços perlíticos e bainíticos apresentam comportamento intermediário. A austenita retida, por exemplo, em uma estrutura martensítica ou bainítica, é benéfica para a resistência à abrasão por partículas duras, uma vez que pode endurece por deformação durante a abrasão e exibe alta ductilidade (HUTCHING, 2017).

Além disso, o fator tenacidade, característico da matriz austenítica, também deve ser considerado no caso das ligas 3 e 4, visto que os valores intermediários de dureza e tenacidade à fratura desempenham papéis importantes na resistência ao desgaste, como já observado em materiais como aços para ferramenta e ferros fundidos brancos (HUTCHING, 2017).

Outro ponto que beneficia a redução do desgaste é a presença do cério e seus compostos. Este elemento, como encontrado na literatura, favorece a formação de partículas com razão de aspecto próximas a um, ou seja, com geometria aproximadamente arredondadas, por atuar como agente nodularizante e servir de núcleo heterogêneo para formação dos carbonetos. Durante a solidificação ele ajuda a desenvolver uma rede descontínua, mas homogênea, entre os carbonetos (XING *et al*., 2012).

No desgaste, a geometria das partículas duras arredondadas dificulta a remoção do material, isto por que, a distribuição homogênea das partículas duras faz com que os *debris*

formados sejam menores e estes finos detritos de desgaste dificilmente atuam para aumentar o desgaste abrasivo. (QIU; XING; DONG, 2019). A redução do desgaste abrasivo no HB e a manutenção de uma área sem grandes sulcos no material do HB é o que faz diminuir o desgaste no revestimento do poço. Este efeito é observado nas marcas de desgaste das amostras do revestimento do poço que foram ensaiadas contra o HB das ligas 3 e 4, da Fig. 5.11, que tem em suas composições químicas o equivalente a 0,3 % e 0,6 % de Ce, respectivamente.

5.3 Caracterização dos mecanismos de desgaste das ligas desenvolvidas

5.3.1 Liga 1

A Fig. 5.12 mostra os mecanismos de desgaste observados na superfície do revestimento do poço, na região central da marca de desgaste, ensaiada por 120 minutos. Constata-se, na imagem, a predominância da abrasão por rolamento de partícula e regiões onde houve transferência de material. A transferência de material ou adesão, indica que as altas pressões de contato foram suficientes para que ocorresse tal fenômeno.

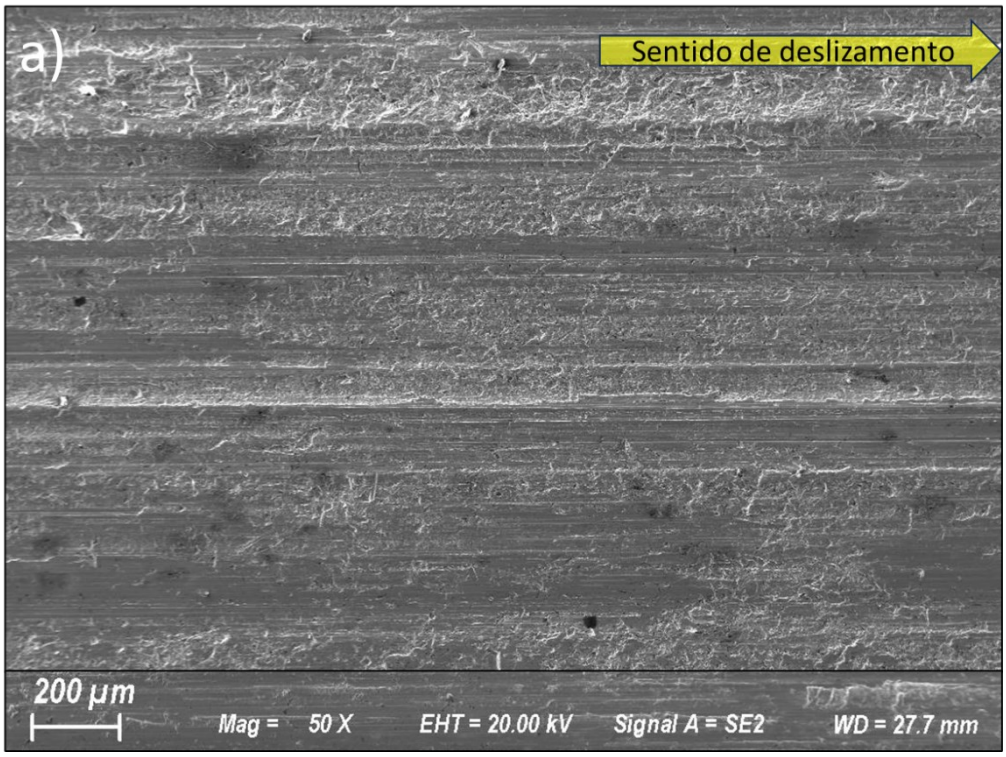


Figura 5.12: Superfície desgastada do revestimento do poço, ensaiada contra a liga 1 no tempo de 120 minutos. a) Imagem macro da região desgastada; b) Maior aproximação da superfície desgastada a fim de caracterizar os mecanismos de desgaste; c) mapa químico da

imagem a) identificando regiões onde há predominância dos elementos transferidos e incrustados na superfície do revestimento do poço.

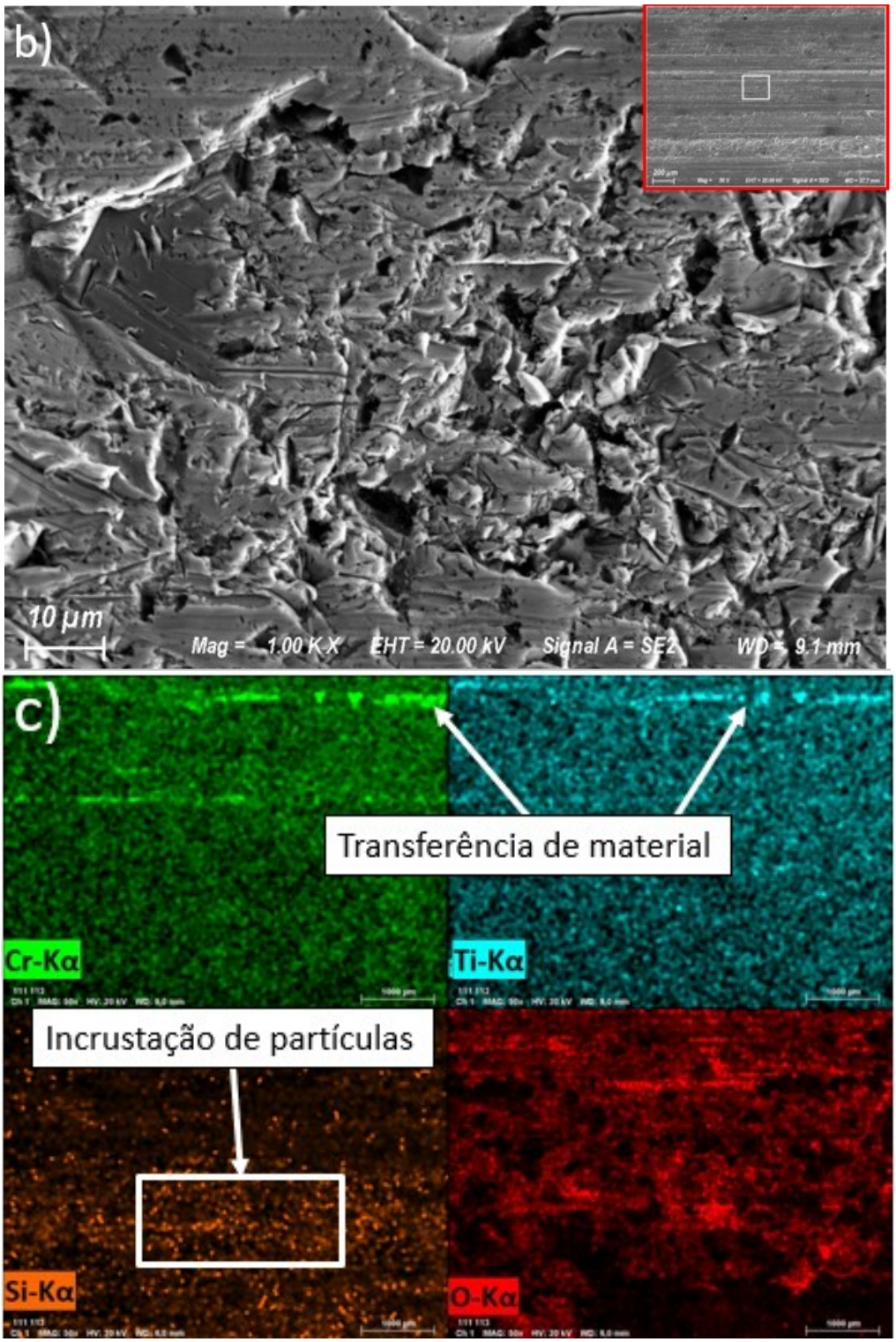


Figura 5.12: Continuação.

A Fig. 5.13 mostra os mecanismos de desgaste observados na região central do material da liga 1, ensaiada por 120 minutos. Nela, observa-se a formação dos canais preferenciais para

o escoamento dos abrasivos, com a identificação de picos e vales (Fig. 5.13-a). O trabalho de Moura (2019) explica a influência da formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo na superfície desgastada usando o modelo da Fig. 5.14, que esquematiza a atuação das diferentes pressões nominais que são desenvolvidas ao longo do contato.

O trabalho de Moura (2019) deixa claro que a existência dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo na superfície dos HBs é o resultado de quando o desgaste no revestimento do poço já aumentou consideravelmente. Dessa forma, buscar meios para reduzir a formação dos canais preferenciais para o escoamento dos abrasivos é o melhor caminho para reduzir o desgaste no revestimento do poço.

Na Fig. 5.13-b, há grande quantidade de partículas de silício incrustadas na superfície da liga 1, além de uma presença significativa do titânio, distribuído por toda a superfície analisada, com tamanho variando entre 1 a 10 μm. Como se sabe, o titânio está presente nesta microestrutura devido à formação dos carbonetos de titânio identificados na etapa de caracterização microestrutural. Além do titânio, a presença do silício advém das partículas de sílica (areia), adicionadas ao fluido de perfuração para realização dos ensaios.

Ademais, a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo também contribui para gerar pressões pontualmente altas na região dos picos. Portanto, a região onde foi identificada a transferência de material da Fig. 5.12-c, pode estar relacionada ao contato na região dos picos identificados na Fig. 5.13-a. Por outro lado, os vales, localizados entre os picos, que servem de caminho para o abrasivo, são os locais de maior remoção de massa no revestimento do poço.

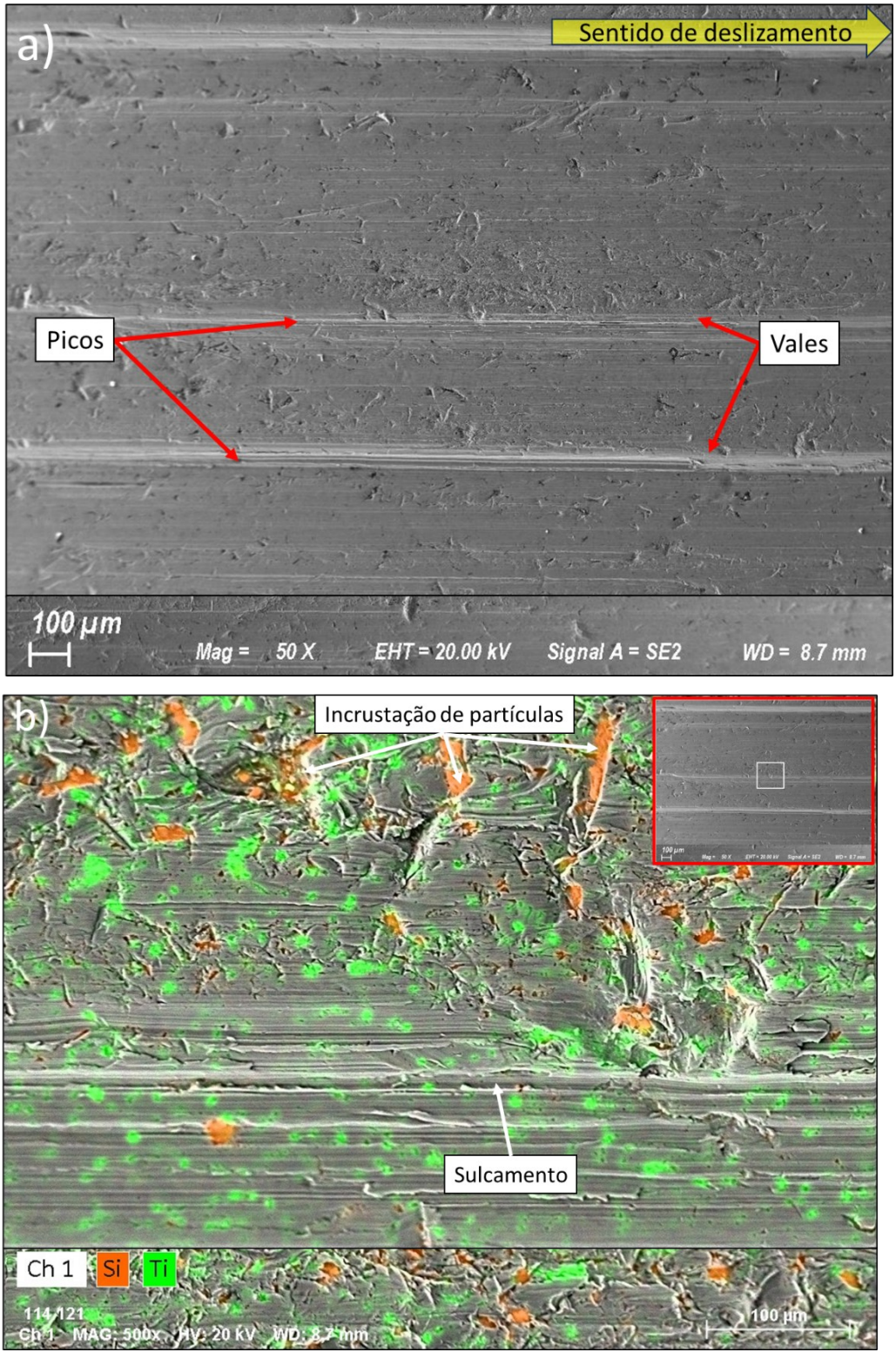


Figura 5.13: Superfície desgastada da liga 1, ensaiada por 120 minutos. a) vista geral da superfície, mostrando as regiões de picos e vales; b) Mapa químico mostrando a predominância dos carbonetos de titânio e das partículas de sílica (areia), incrustadas na superfície do HB.

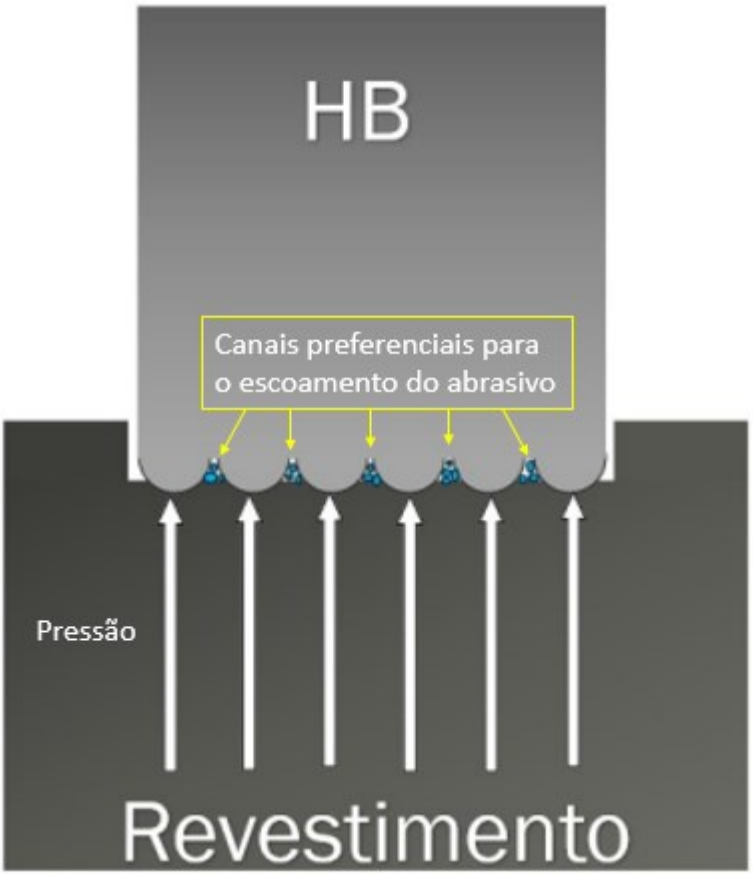


Figura 5.14: Modelo esquemático mostrando as pressões de contato e a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo. Fonte, Moura (2019), adaptado.

Em especial para a liga 1, os ensaios de desgaste, nas duas condições de 60 e 120 minutos (Fig. 5.7 e Fig. 5.9), mostraram dois resultados diferentes. Basicamente, o ensaio de 120 minutos indicou uma condição de desgaste igual ao do ensaio de 60 minutos, mas a resistência ao desgaste é menor comparada ao ensaio de 60 minutos. A primeira hipótese para justificar essa mudança de comportamento nas condições analisadas foi a mudança microestrutural. A fim de esclarecer o que ocorreu e validar essa hipótese, a análise dos mecanismos de desgaste e da identificação microestrutural das ligas foram realizadas.

Analisando a superfície desgastada do revestimento do poço usando a liga 1 na condição de 60 minutos (Fig. 5.15-a), onde a resistência ao desgaste foi maior, constata-se, em comparação com a Fig. 5.13-a que não há a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo. Neste caso, a superfície tem uma morfologia mais uniforme, sem a presença de picos e vales. Com relação ao mecanismo de desgaste. Identifica-se a predominância do deslizamento da partícula abrasiva provocando sulcos. O sulcamento,

relembrando, é um mecanismo de desgaste caracterizado pelo deslocamento de material para as laterais após a passagem do abrasivo. Diferentemente do riscamento ou lascamento, onde o material é arrancado ao invés de movido. Neste último, a perda de massa é significativa porque ela é contabilizada. Além disso, observa-se também incrustamento de partículas de maneira pontual na Fig. 5.15-a que caracteriza o desgaste abrasivo por rolamento de partícula.

Em um maior aumento, a Fig. 5.15-b, mostra um mapa de composição química indicando a presença significativa do titânio, distribuído por toda a superfície analisada, com tamanho de aproximadamente 1 µm, e das partículas de areia, incrustadas em uma quantidade aparentemente, inferior ao da Fig. 5.13-b.

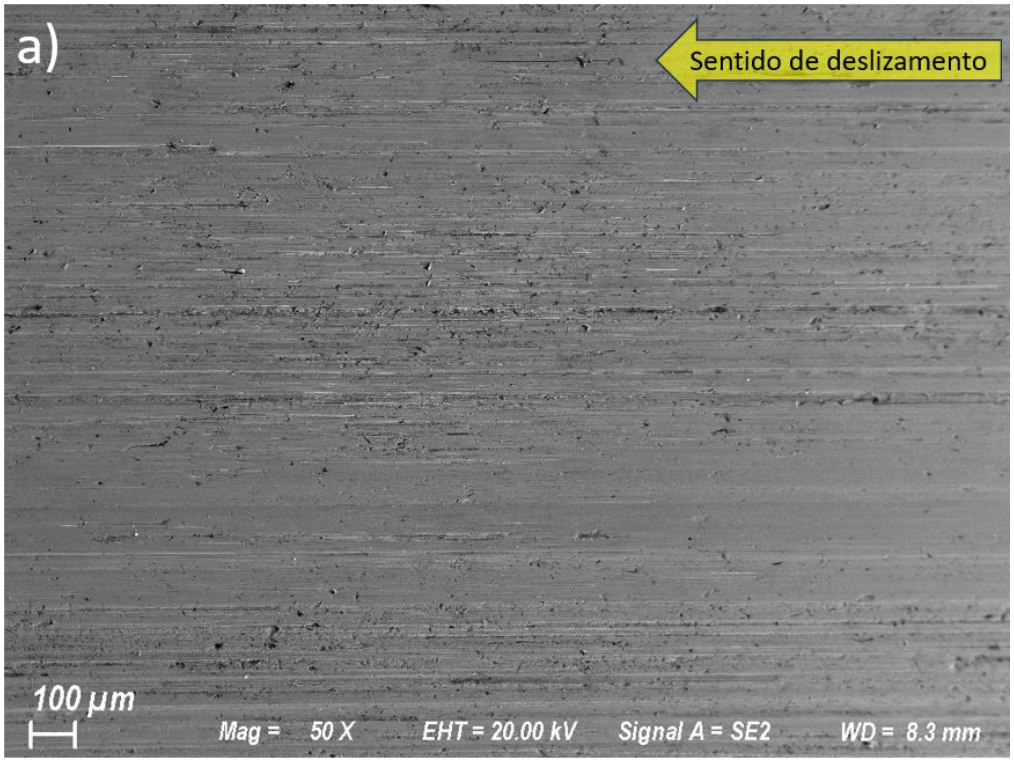


Figura 5.15: Superfície desgastada do revestimento do poço, ensaiada contra a liga 1 no tempo de 60 minutos. a) Vista geral da região desgastada; b) Maior ampliação da superfície desgastada a fim de caracterizar os mecanismos de desgaste; c) mapa químico da imagem b) identificando regiões onde há predominância dos elementos transferidos e incrustados na superfície do revestimento do poço.

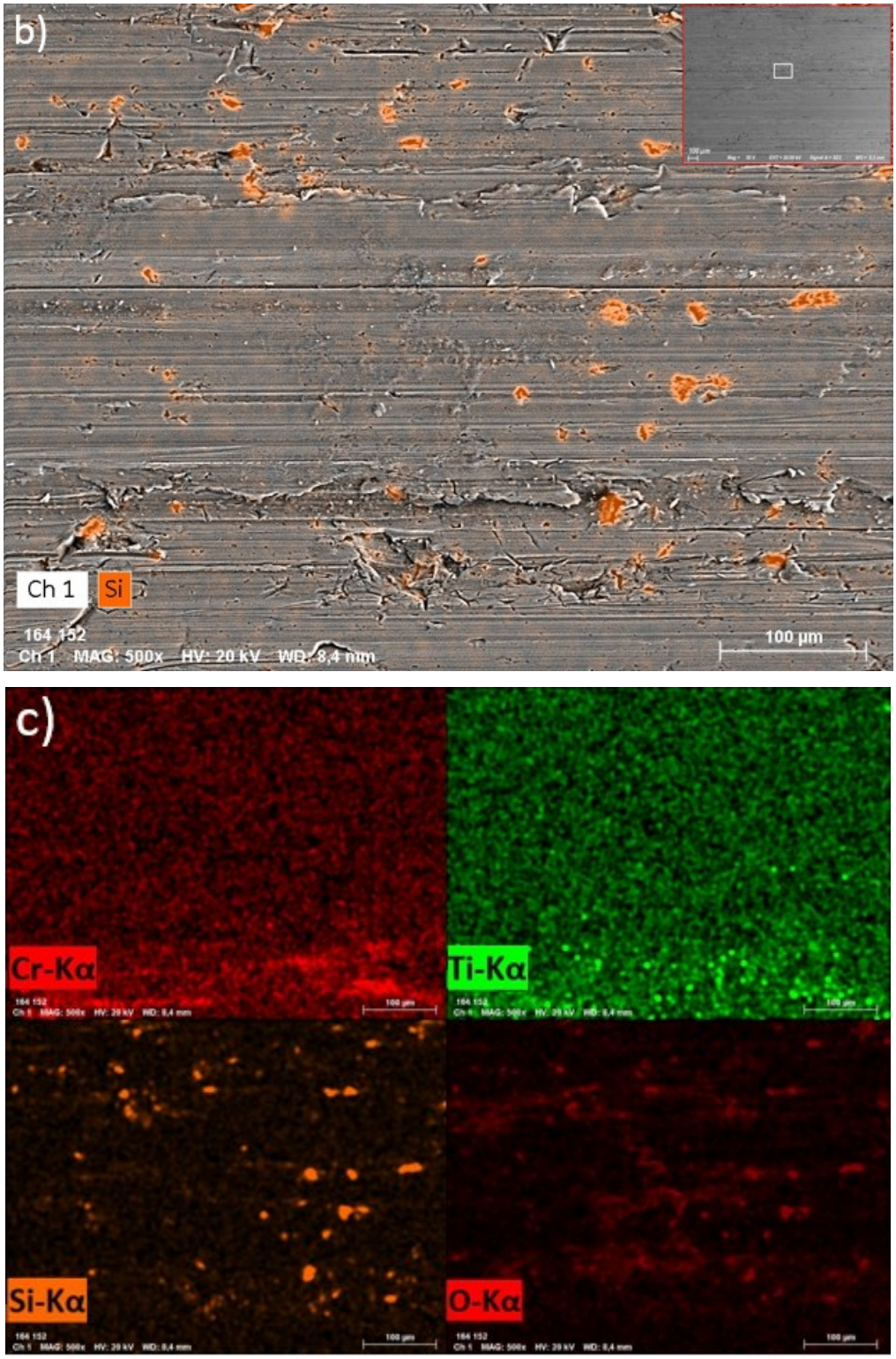


Figura 5.15: Continuação.

Na superfície desgastada da liga 1, conforma imagens da Fig. 5.16-a, também não foi observada a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo. A superfície tem aspecto homogêneo com poucas indentações de partículas e uma presença significativa de partículas de carbonetos de titânio espalhadas uniformemente de acordo com o mapa químico (Fig. 5.16-b).

Resumidamente, a Fig. 5.17 confronta os aspectos microestruturais da liga 1, ensaiada a 60 e 120 minutos, considerando as superfícies desgastadas do revestimento do poço (Fig. 5.17-a e b) e do HB (Fig. 5.17-c e d), um mapa químico da região desgastada no HB (Fig. 5.17-e e f). Estas imagens permitem confirmar a hipótese da mudança microestrutural proposta no início. Constata-se que há uma diferença significativa da presença dos carbonetos de titânio, tanto em tamanho quanto em distribuição entre os ensaios de 60 e 120 minutos.

Como se sabe, a microestrutura é um dos principais fatores que influenciam no aumento ou redução da resistência ao desgaste do revestimento do poço, pois a presença de carbonetos, sendo eles de Ti, Nb ou Cr, ajudam a reduzir este desgaste. No ensaio de 60 minutos, partículas de TiC, com tamanho de, aproximadamente, 1 μm, em grande quantidade espalhadas por toda a região do disco foram fundamentais para impedir a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo que provocam as diferentes pressões nominais e fazem aumentar o desgaste.

No ensaio de 120 minutos, partículas de carbonetos de Ti maiores, com aproximadamente, 10 μm, em menor quantidade que no ensaio de 60 minutos, não foram suficientes para impedir o aparecimento de diferentes pressões nominais na superfície do HB que resultou em um maior desgaste no revestimento do poço.

Além disso, a análise de EDS, mostrada na Tab. 5.2, realizada na região da Fig. 5.17-e e Fig. 5.17-f confirmam a diferença na quantidade, em peso, dos elementos Cr e Ti, principais constituintes dos carbonetos presentes na microestrutura. Especialmente com relação ao Ti, a liga utilizada no ensaio de 60 minutos tinha quase o dobro da quantidade de Ti (2,94 % em peso) comparada com a liga utilizada no ensaio de 120 minutos (com 1,86 % em peso).

Dessa forma, pode constatar que a diferença de desempenho do ensaio de desgaste em escala reduzida utilizando a liga 1 pode estar nas diferentes microestruturas formadas durante o processo de deposição do material.

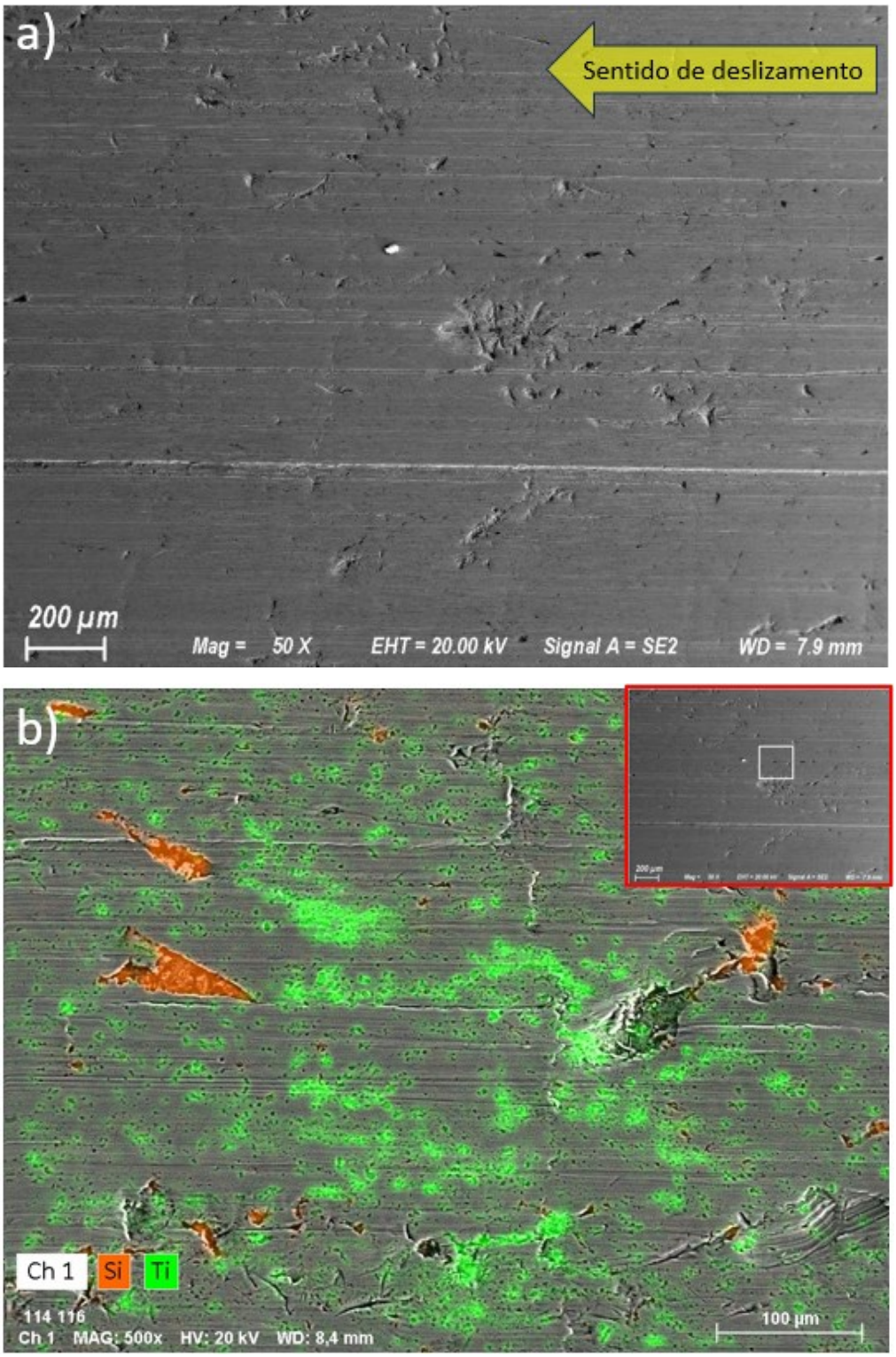


Figura 5.16: Superfície desgastada da liga 1, ensaiada por 60 minutos. a) Vista geral da superfície desgastada; b) Mapa químico mostrando a predominância dos carbonetos de titânio e das partículas sílica (areia) incrustadas na superfície do HB.

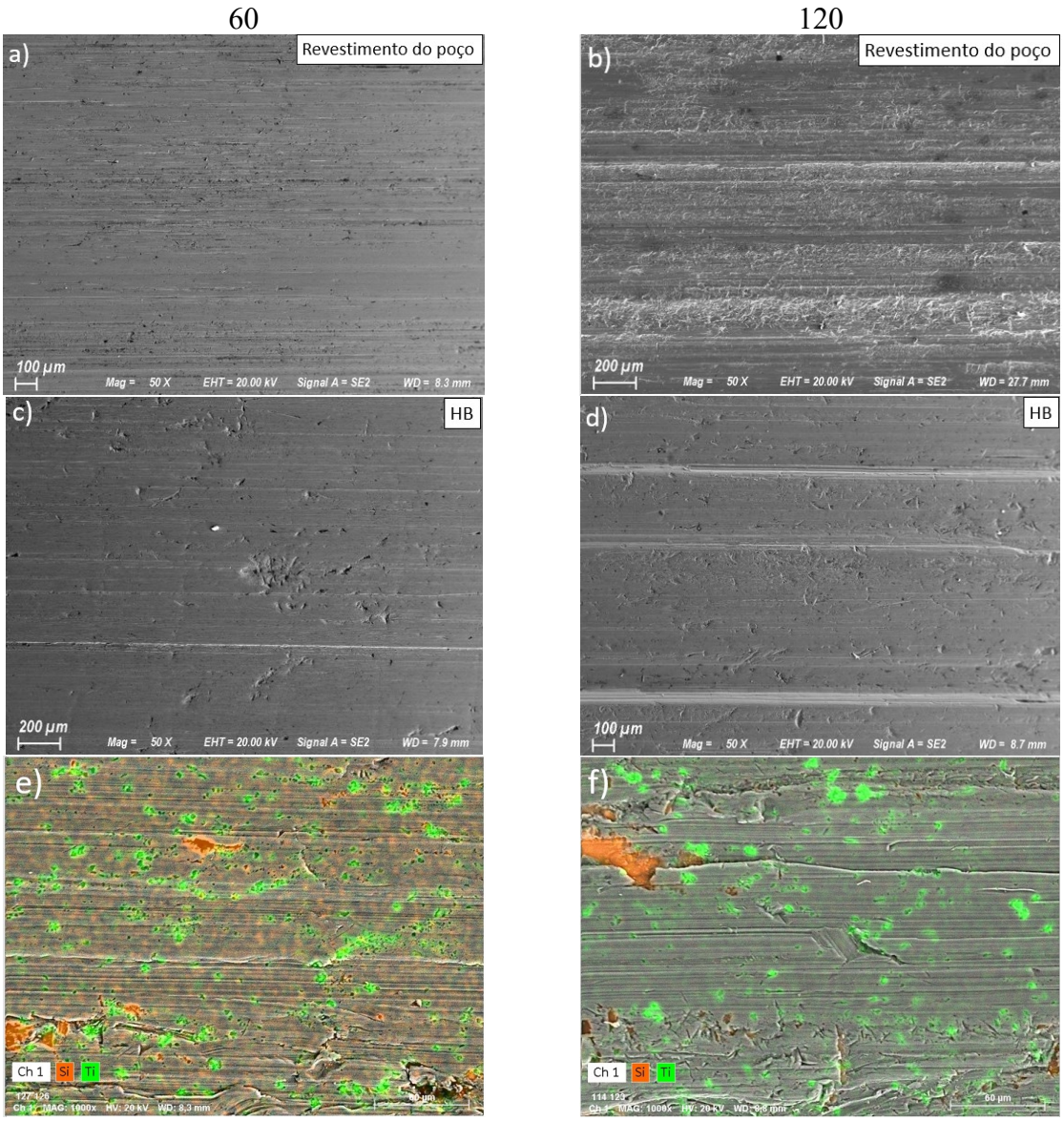


Figura 5.17: Comparação entre os tempos de 60 e 120 minutos da morfologia do desgaste para a condição ensaiada com a liga 1. a) e c) Condição de 60 minutos para o revestimento do poço e o HB, respectivamente; b) e d) Condição de 120 minutos para o revestimento do poço e o HB, respectivamente; e e) e f) mapa químico na superfície do HB, para os ensaios de 60 e 120 minutos, respectivamente.

Tabela 5.2: Composição química (% em peso com desvio padrão), via EDS, da liga 1 para os tempos de 60 e 120 minutos no ensaio de desgaste.

Liga 1	Fe	Cr	Ti	Mn
60 min	80,64 ± 4,10	7,90 ± 0,60	4,19 ± 0,99	2,67 ± 0,14
120 min	83,19 ± 0,93	6,37 ± 0,37	2,63 ± 0,74	2,86 ± 0,07

5.3.2 Liga 2

A Fig. 5.18 mostra a morfologia do desgaste observado na região central da marca do desgaste na superfície da amostra do revestimento do poço ensaiada contra a liga 2. Nela observa-se a ocorrência dos dois principais mecanismos de desgaste abrasivo: por rolamento e deslizamento de partículas, identificados nas regiões destacadas como 1 e 2. Nas Fig. 5.18-b e Fig. 5.18-c é possível observar as regiões 1 e 2 com maior detalhe. O mapa químico realizado pela análise de EDS identifica as partículas com silício e oxigênio, incrustadas na superfície desgastada, principalmente da região 2 (Fig. 5.18-c). A Fig. 5.18-b tem predominância de riscos e sulcamentos. Este último é indicado pelo deslocamento do material para a borda devido à passagem do abrasivo, como indicado na Fig. 5.18-b.

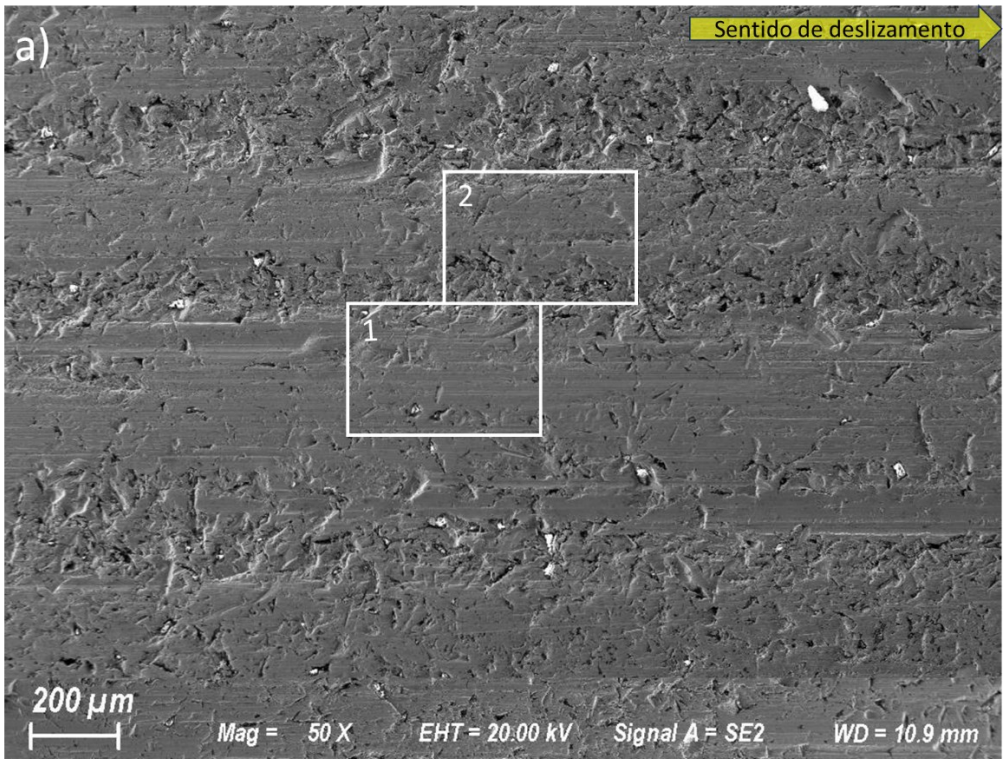


Figura 5.18: Mecanismos de degaste observados na amostra do revestimento do poço ao final do ensaio de 120 minutos para a liga 2 em duas regiões. a) Vista geral mostrando as regiões de aumento; b) Região de aumento 1, mostrando a predominância do sulcamento. c) Região de aumento 2, mostrando a predominância do rolamento.

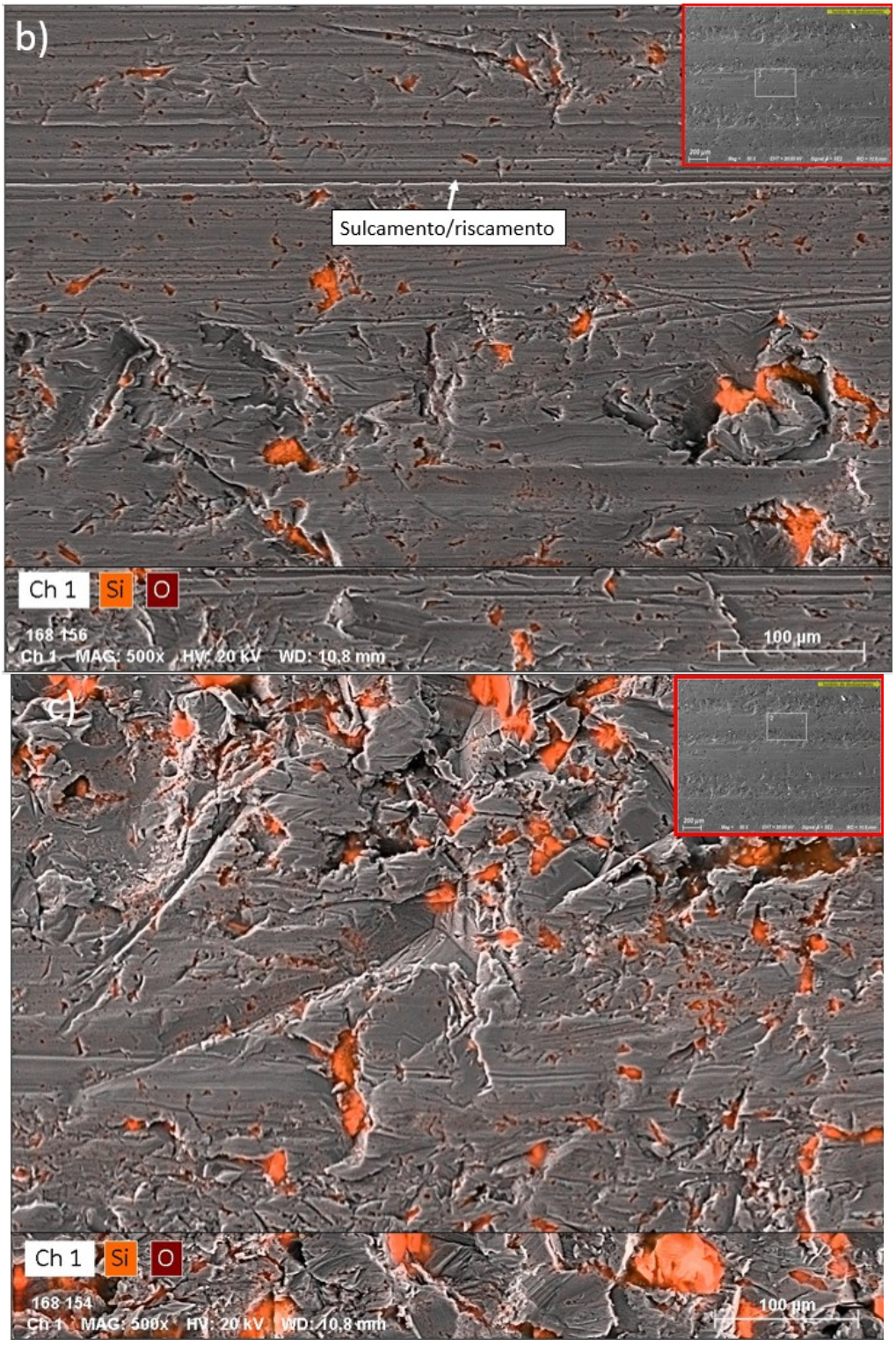


Figura 5.18: Continuação.

Sobre a morfologia observada na região central da área desgastada na amostra da liga 2, conforme Fig. 5.19-a, observa-se uma superfície uniforme, mas com a presença de marcas indicando a formação de canais preferenciais para o escoamento do abrasivo. Em maior detalhe

a Fig. 5.19-b mostra que existe a predominância de um mecanismo de desgaste por riscamento ou sulcamento na superfície desgastada. A Fig. 5.19-c, todavia, deixa clara a influência da microestrutura no mecanismo de desgaste. Percebe-se que há um incrustamento de partículas de areia sobre a microestrutura onde não há ocorrência dos carbonetos de Cr ou Ti, indicados na Fig. 5.19-c nas cores verde e azul. Além disso, a matriz perlítica/austenítica, de menor dureza, favorece ainda mais o incrustamento das partículas de areia.

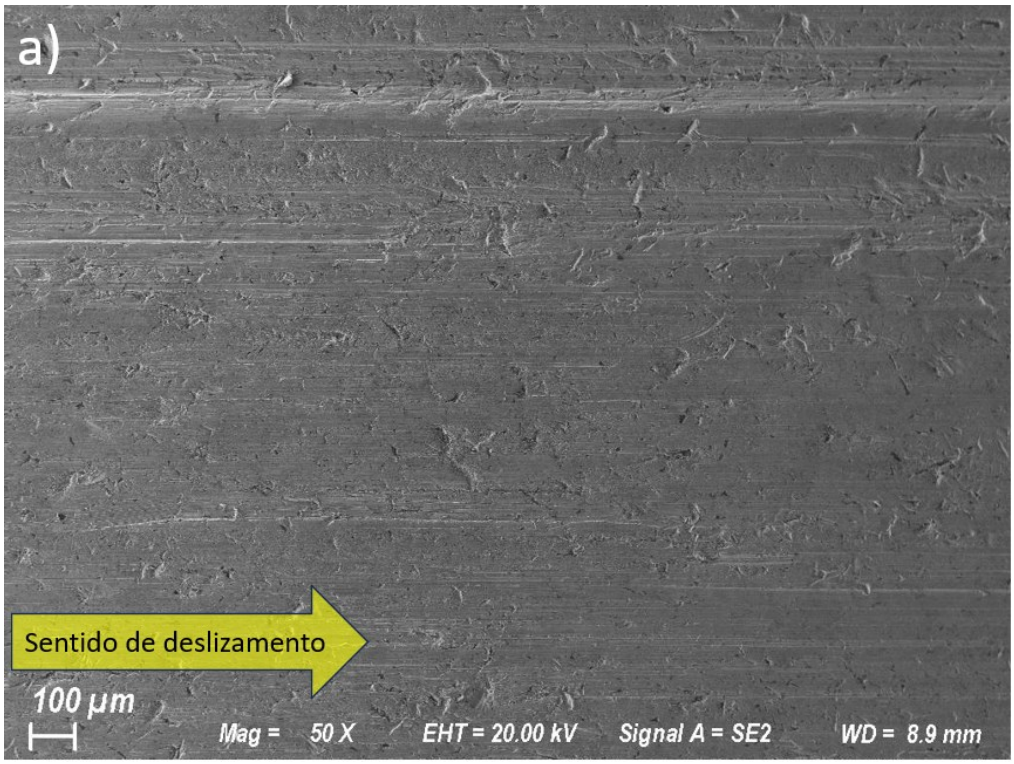


Figura 5.19: Desgaste observado na superfície da amostra da liga 2 no ensaio de 120 min.

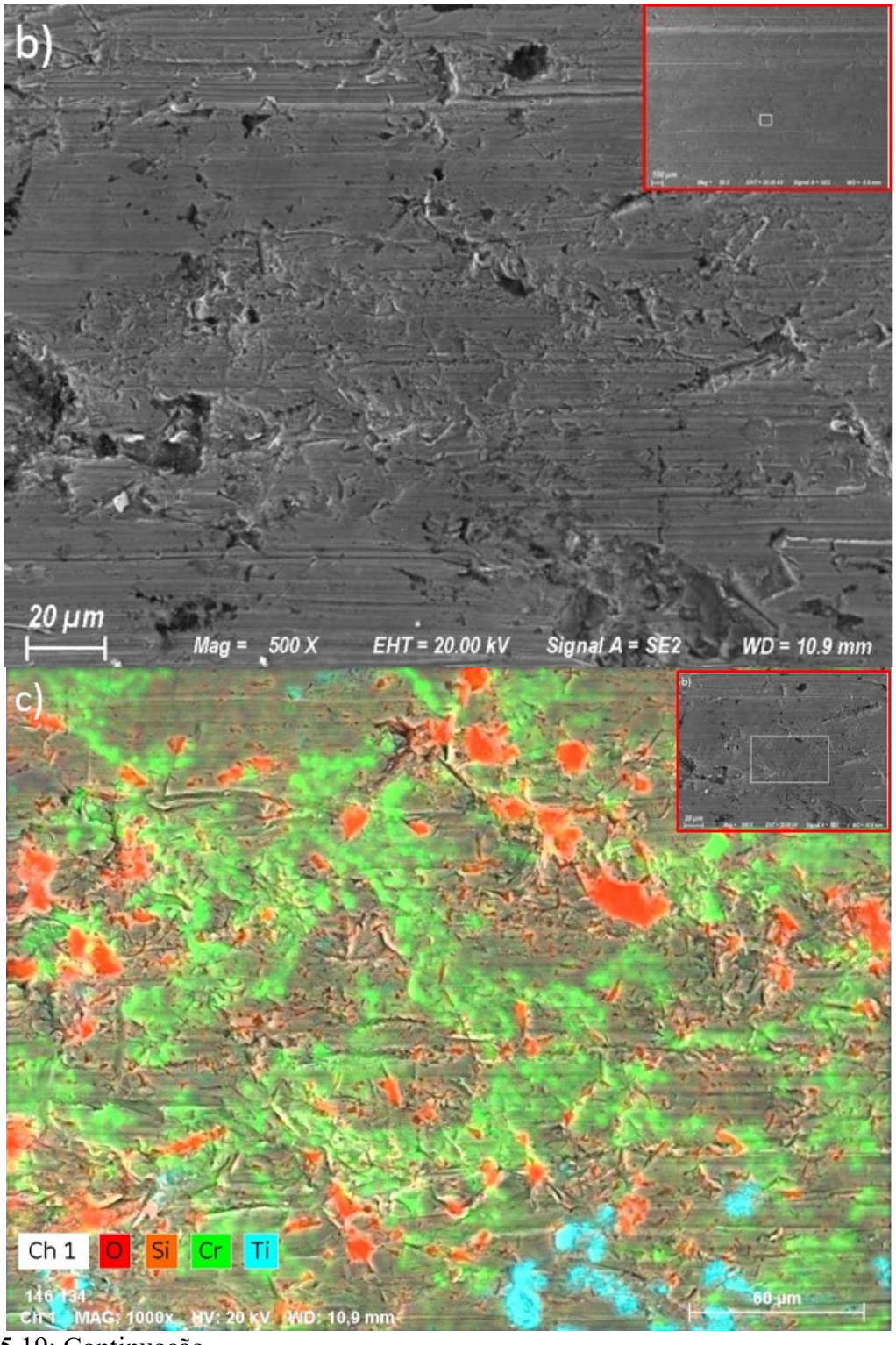


Figura 5.19: Continuação.

5.3.3 Liga 3

A superfície desgastada do revestimento do poço usando a liga 3 como HB é mostrada na Fig. 5.20-a, uma vista geral, e na Fig. 5.20-b, o mapa químico da região central em maior aproximação. Na Fig. 5.20- a, constata-se uma superfície aparentemente com marcas de riscos. A Fig. 5.20- b confirma que existe uma superfície predominantemente com marcas de riscamento ou de sulcamento. Constata-se que além dos riscos, há partículas de areia incrustadas na superfície com tamanho inferior, em sua grande maioria, a 100 μm.

Na região central da superfície desgastada da liga 3, conforme a Fig. 5.21-a, é possível identificar o mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento de partículas com as marcas de indentação formadas. Além disso, observa-se que não houve a formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo. É importante lembrar que a formação desses "canais preferenciais para o escoamento do abrasivo", é o principal mecanismo para gerar os picos de pressão que intensificam o desgaste e a perda de material no revestimento do poço e no *hardbanding*.

No mapa químico mostrado na Fig. 5.21-b, observa-se que as partículas de carbonetos de Ti e de Cr serviram de barreira para o deslizamento da partícula abrasiva sobre a superfície do HB que favoreceria a retirada de massa da superfície do HB. A presença dos carbonetos foi essencial para que a perda de massa da liga 3 fosse o menor valor medido comparado aos outros HBs testados.

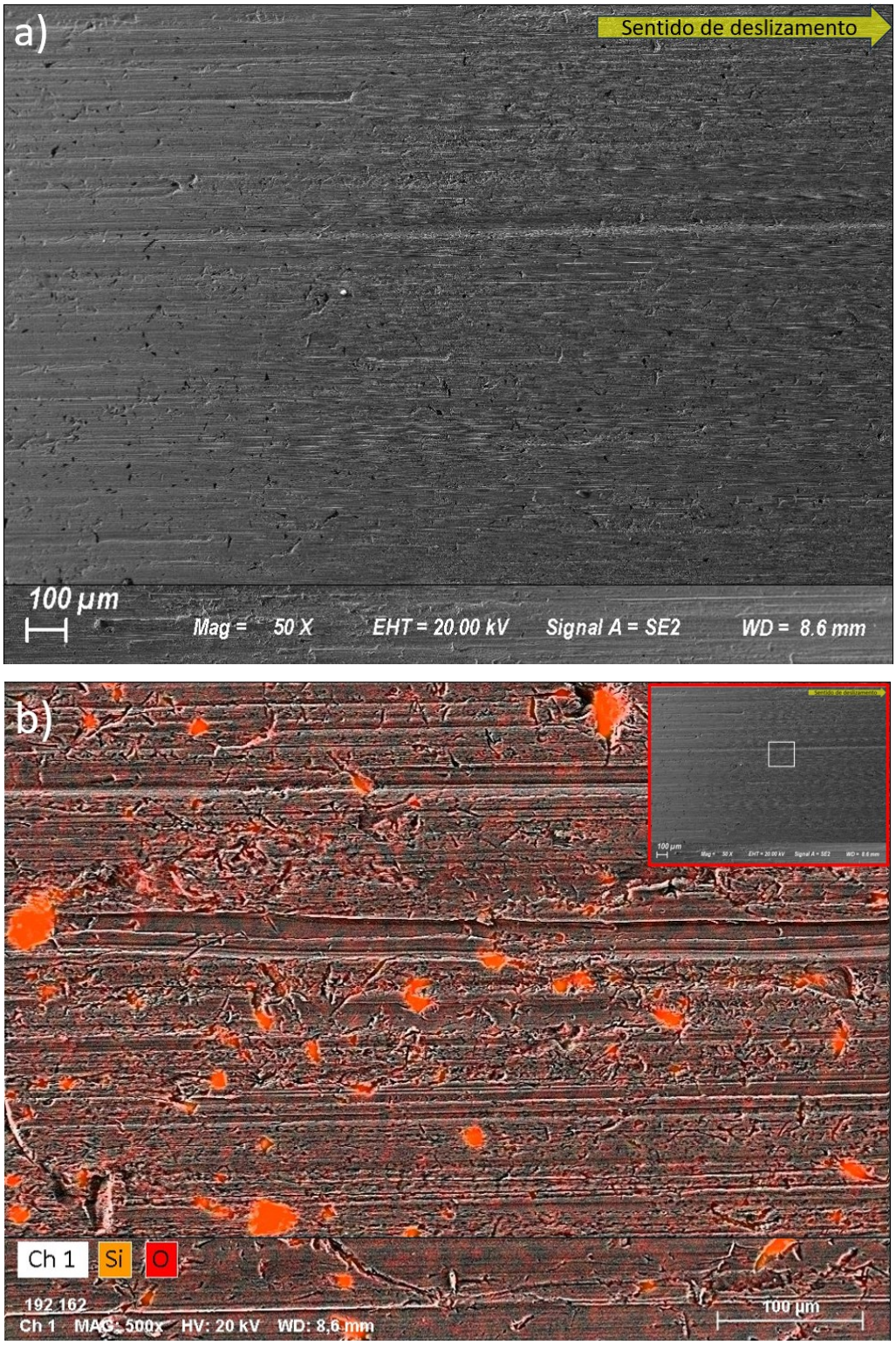


Figura 5.20: Desgaste observado na superfície da amostra da liga 3 no ensaio de 120 min.

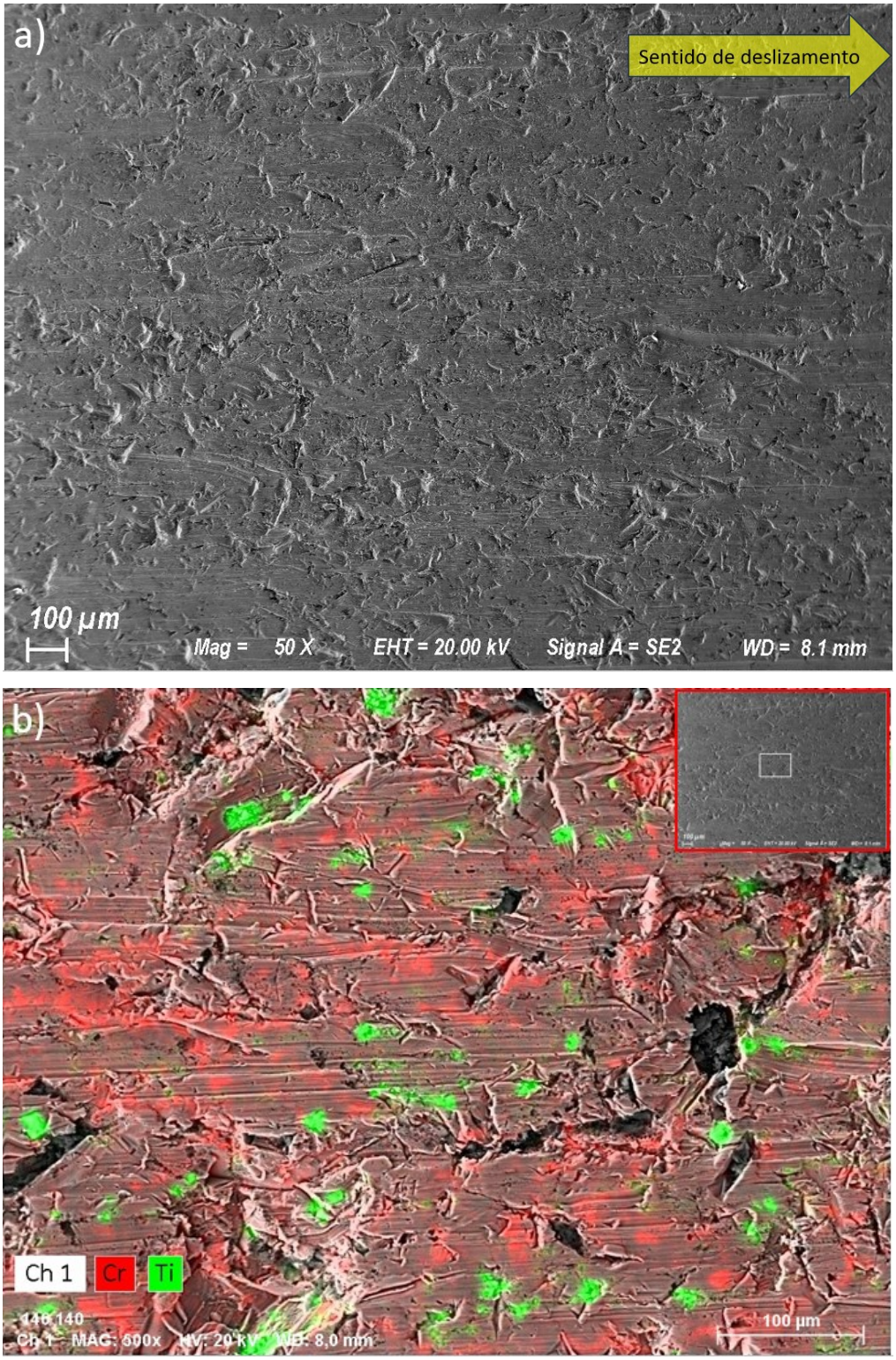


Figura 5.21: Região central da amostra da liga 3 desgastada no ensaio de 120 min.

5.3.4 Liga 4

A Fig. 5.22, mostra a imagem macro da superfície desgastada do revestimento do poço após o ensaio de desgaste utilizando a liga 4 como HB. Constata-se uma superfície com predominância de marcas de desgaste por riscamento ou sulcamento e sem a presença significativa da formação de picos e vales, que normalmente é formada quando o desgaste no revestimento do poço é intenso. Na imagem, as áreas demarcadas como 1 e 2 destacam a região que será observada em maiores detalhes para melhor compreensão dos fenômenos de desgaste.

A Fig. 5.23-a) e b), da região 1, vê-se a morfologia do desgaste no revestimento do poço marcada na Fig. 5.22. Constata-se uma região onde há riscos e sulcos e outra onde há a incidência de rolamento de partículas. No mapa químico da Fig. 5.23-b, percebe-se que houve transferência de carbonetos para o revestimento do poço e a presença deles incrustados na superfície do revestimento do poço ajudou a reduzir a ocorrência dos mecanismos de desgaste por rolamento e deslizamento de partículas.

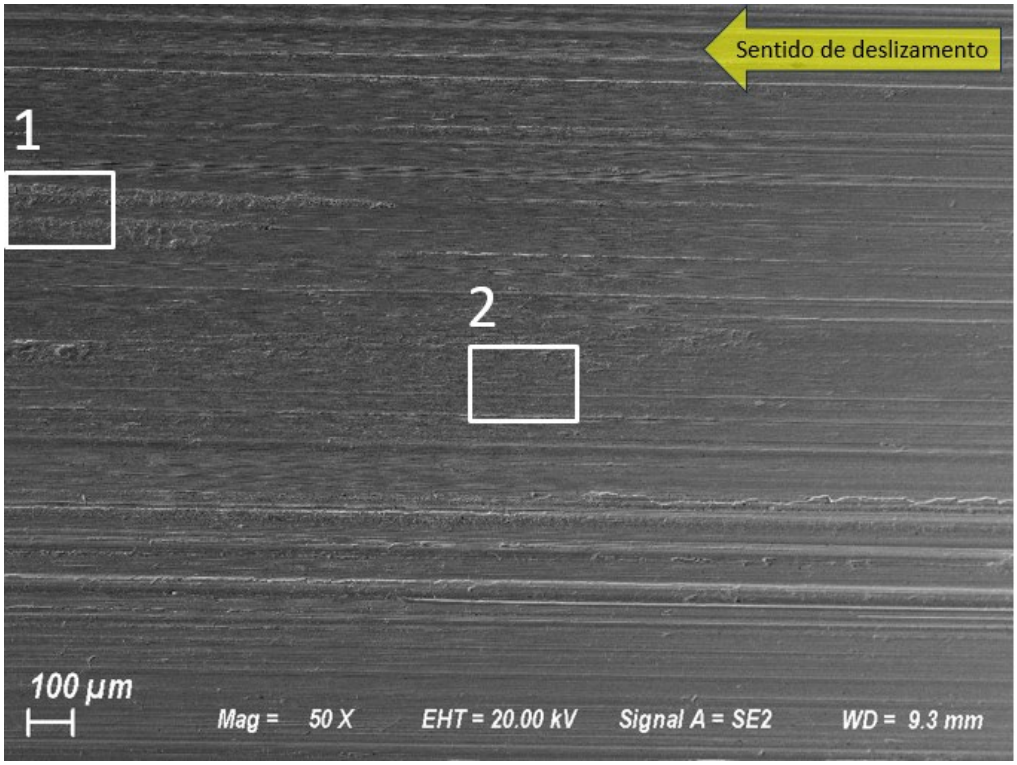
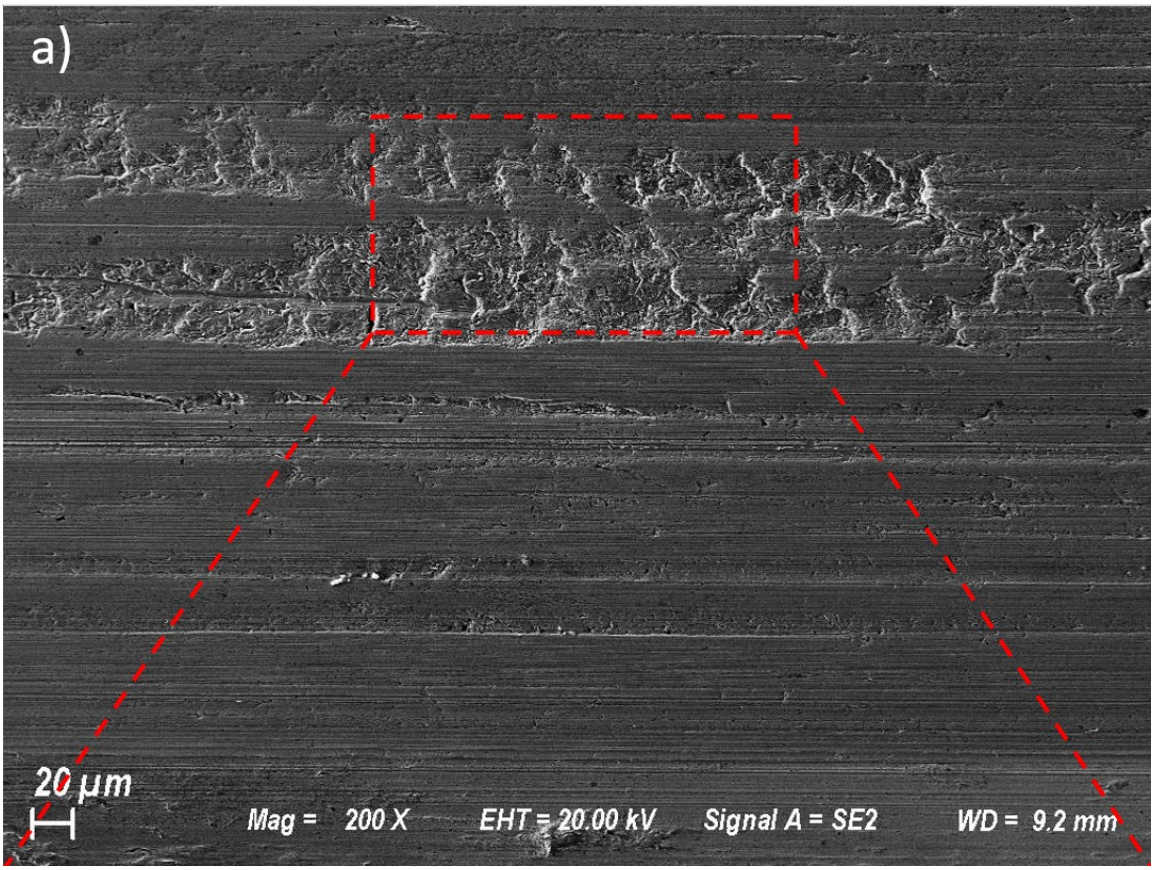


Figura 5.22: Imagem macro da superfície da amostra do revestimento do poço desgastada pela liga 4. Regiões 1 e 2 foram analisadas com maior detalhe.

A morfologia da Fig. 5.24-a e Fig. 5.24-b mostra em maior detalhe a região 2 marcada na Fig. 5.22. Nela observa-se também que há a predominância do mecanismo de desgaste por deslizamento de partícula. A imagem da Fig. 5.24-b, mostra uma partícula do carboneto de titânio que parece ser transferida para o revestimento do poço através do esmagamento da mesma, causando quebra da partícula e um rastro de Ti sobre a superfície como mostra o mapa químico. A transferência do Ti parece atuar de maneira a impedir o desgaste no revestimento do poço.

A Fig. 5.25-a mostra a superfície desgastada na liga 4, testada no ensaio de 120 min. Nela, observa-se a predominância do mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento de partículas, evidenciado pelas marcas de indentações sobre a superfície. Ainda, percebe-se que existe uma tendência à formação dos canais preferenciais para o escoamento do abrasivo, devido à concentração de maior quantidade de indentações na região em destaque indicada na Fig. 5.25-a.



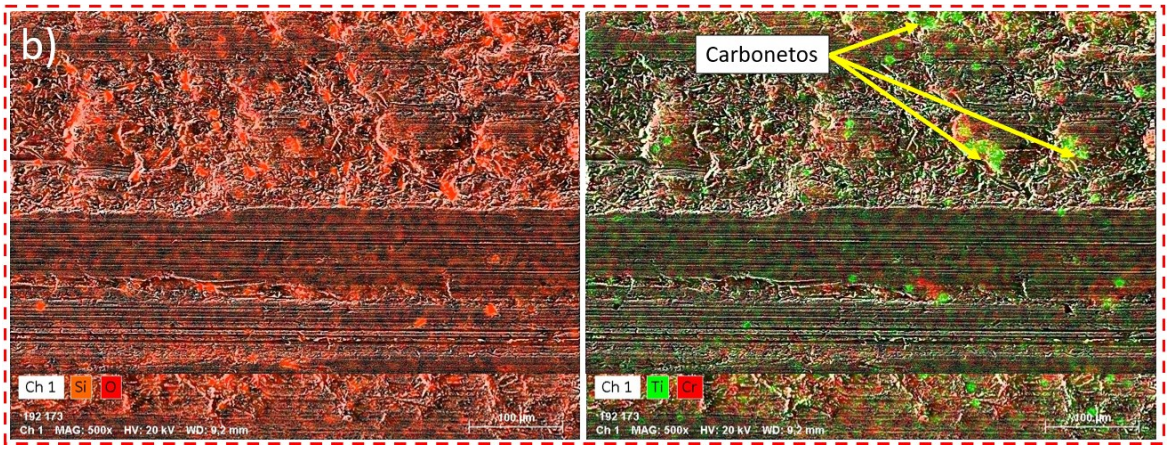


Figura 5.23: Detalhe da região 1 da Fig. 5.22. Em a), observa-se regiões de deslizamento de partícula abrasiva e rolamento com marcas de indentação. Em b) mapa químico da região demarcada em a), indicando a presença do Si e O oriundos da areia e Ti e Cr mostrando que houve transferência de material do HB para o revestimento do poço.

A Fig. 5.25-b mostra, em maior detalhe, uma região da Fig. 5.25-a, nela observa-se a ocorrência de indentações menores, não sendo observada a formação de riscos ou sulcos. No mapa químico das Fig. 5.25-c e d, é possível ver a predominância dos carbonetos de Ti e Cr e a presença das partículas de Si, identificando as indentações. Contata-se que, regiões onde tem a presença dos carbonetos não houve indentações das partículas de Si. Este comportamento leva a acreditar que, mais uma vez, o carboneto atuou protegendo a superfície do HB, impedindo a remoção de material da superfície e isso pode justificar a baixa perda de massa medida no ensaio de desgaste para a liga 4, que foi igual a 0,74 g, maior apenas que a liga 3, com 0,34 g.

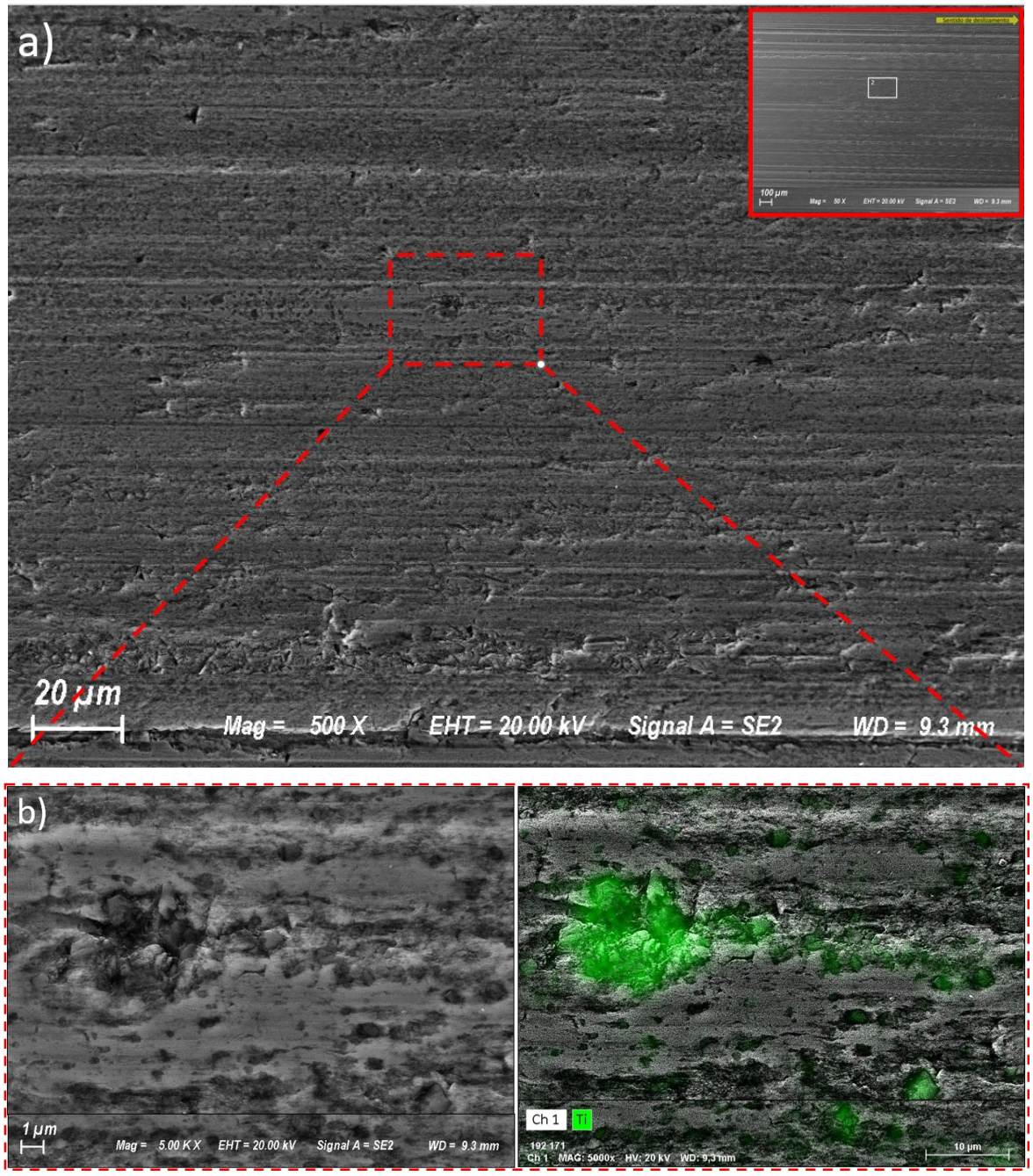


Figura 5.24: Detalhe da região 2 da Fig. 5.22. Em a), observa-se predominância do deslizamento de partícula abrasiva. Em b) mapa químico da região demarcada em a), indicando a presença do Ti mostrando que houve transferência de material do HB para o revestimento do poço.

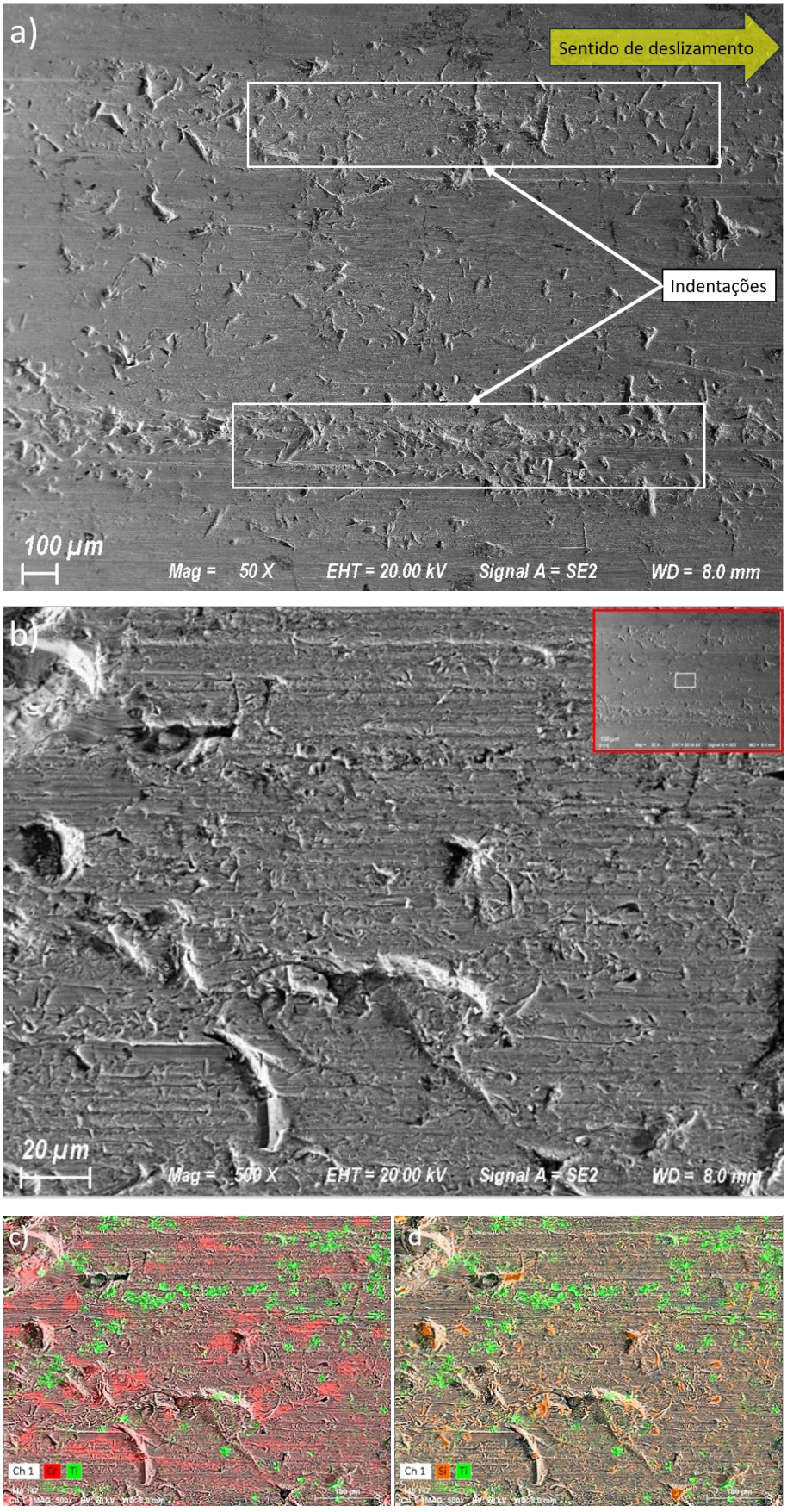


Figura 5.25: Região central da amostra desgastada da liga 4 no ensaio de 120 min.

5.4 Comparação entre a liga comercial e as desenvolvidas nesse trabalho

A liga A (comercial) foi usada para comparação com as ligas desenvolvidas neste trabalho. Ela apresentou melhor desempenho, dentre as comerciais, na redução do desgaste no revestimento do poço e na proteção do *tool joint*. Os resultados de comparação entre a liga A (comercial) e as desenvolvidas (ligas de 1 a 4), do ensaio de 120 min, considerando a perda de massa da amostra do revestimento do poço e do HB são mostrados na Figura 5.26.

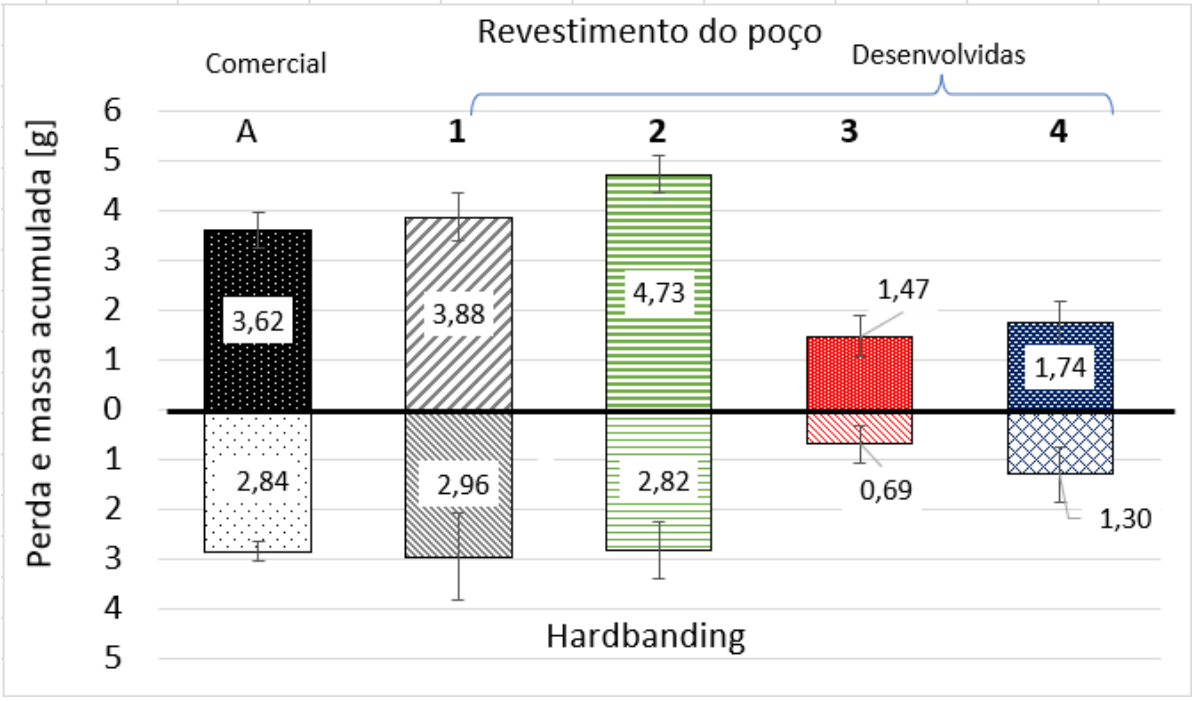


Figura 5.26: Perda de massa ao final do ensaio para o par casing-HB. Eixo superior, perda de massa do HB e eixo inferior, perda de massa do casing. Ligas comercial "A" e ligas 1 a 4 desenvolvidas neste trabalho.

Observa-se que o desempenho das ligas desenvolvidas foi igual ou superior ao desempenho das ligas disponíveis no mercado, no que tange a redução do desgaste no revestimento do poço. Este resultado é devido à presença das principais características abordadas inicialmente para o desenvolvimento desses materiais que são dureza entre 48 e 56 HRC, alguma austenita retida na microestrutura e presença de fases duras, como o TIC.

Analisando a perda de massa observada no revestimento do poço, a liga 3 apresentou melhor comportamento, contudo, comparando as barras de erros, o desempenho das ligas 3 e 4 são praticamente iguais.

Constata-se ainda que, considerando a perda de massa e a barra de erros, percebe-se a formação de dois grupos distintos: um englobando as ligas A, 1 e 2, e o outro, as ligas 3 e 4. Esses grupos são distintos no tocante à diminuição do desgaste do revestimento do poço e o grupo das ligas 3 e 4 apresentaram melhor desempenho.

O comportamento gráfico do desgaste do revestimento do poço ao longo do ensaio para o volume perdido por unidade de comprimento em função do tempo é mostrado na Figura 5.27. Constata-se, de acordo com o resultado obtido, que para as ligas A, 1 e 2, a curva de volume perdido por unidade de comprimento apresentou maior perda volumétrica ao longo do ensaio, enquanto, para as ligas 3 e 4, os valores são, em média, 38 % menores.

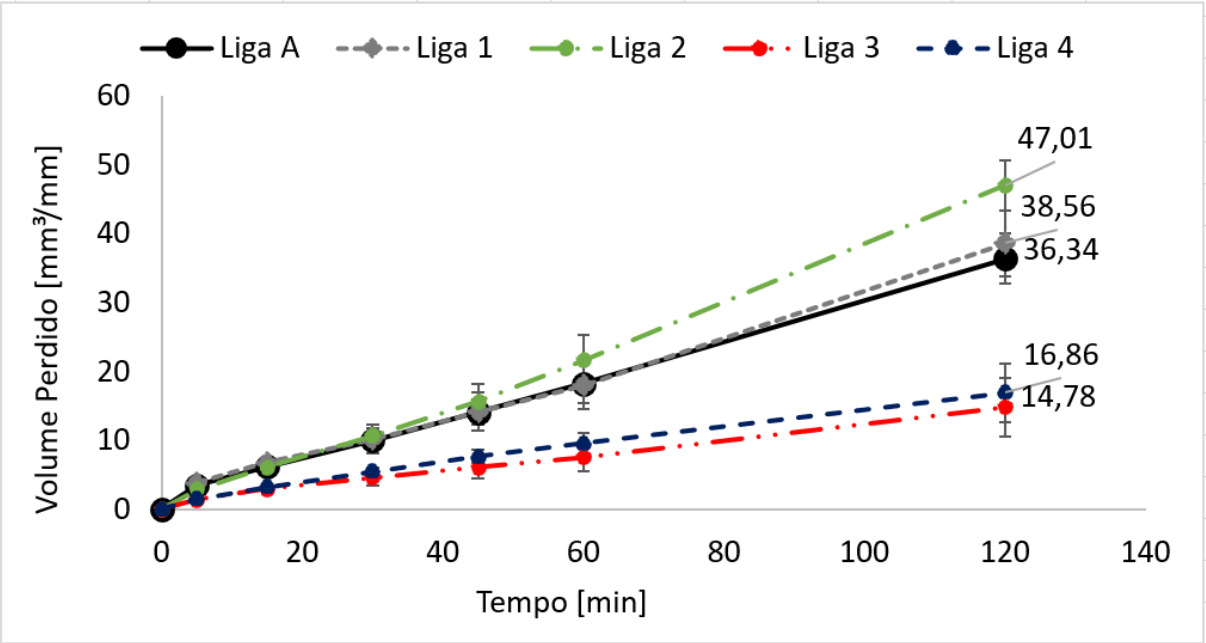


Figura 5.27: Gráfico volume perdido por unidade de comprimento ao longo do tempo para os ensaios em escala reduzida. Ligas A comercial e ligas 1 a 4 desenvolvidas.

O gráfico da Figura 5.28 de WF em função do tempo confirma os resultados apresentados na Figura 5.26 e Figura 5.27. Da mesma forma, as ligas A, 1 e 2 apresentaram maior desgaste quando comparado com o observado nas ligas 3 e 4.

A diminuição do desgaste no revestimento do poço se deve principalmente à distribuição uniforme da pressão de contato do HB sobre a superfície do revestimento do poço. Essa distribuição uniforme é possível devido às características microestruturais individuais de cada HB, como presença, formato e distribuição de carbonetos, matriz e dureza

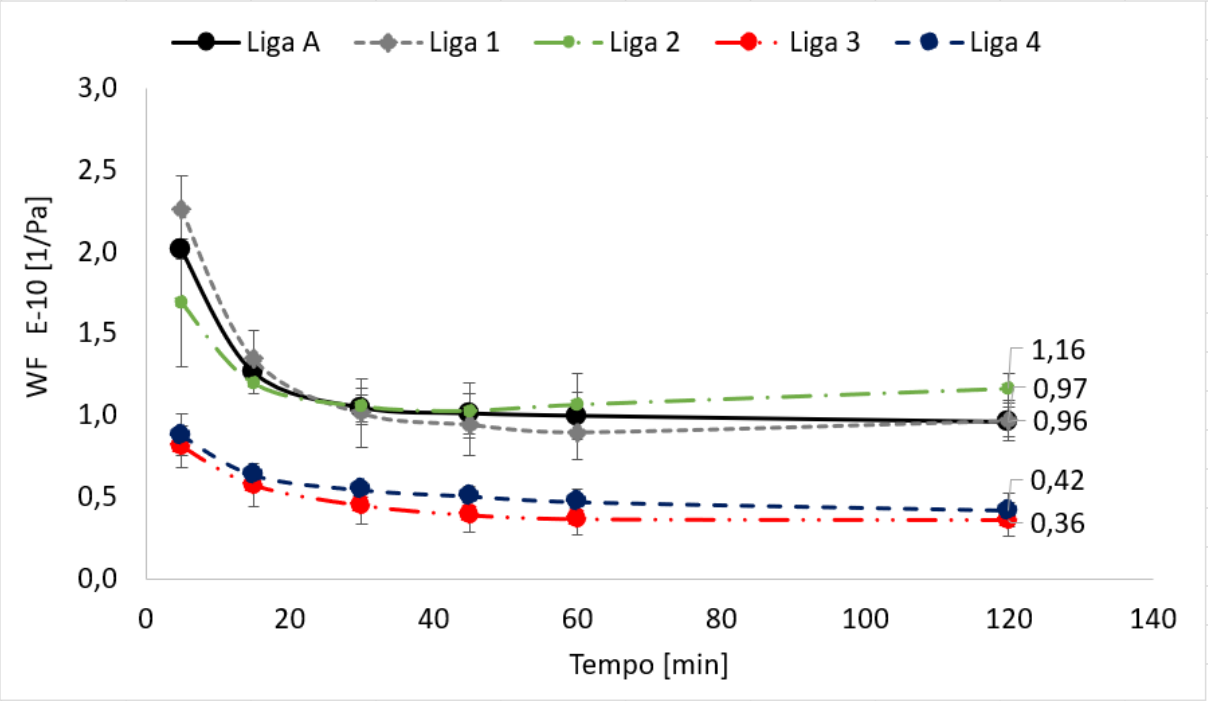


Figura 5.28: Gráfico de Wear Factor versus o tempo para os ensaios em escala reduzida. Ligas A comercial e ligas 1 a 4 desenvolvidas.

5.5 Conclusões parciais

Neste capítulo, a principal contribuição foi a constatação que duas, das quatro ligas desenvolvidas, apresentaram um desempenho 38 % melhor que o desempenho da melhor liga de *hardbandings* importada. Além disso, algumas conclusões específicas podem ser observadas:

a) As ligas desenvolvidas, denominadas de ligas 3 e 4, apresentaram microconstituintes que ajudam na distribuição uniforme da pressão de contato, favorecendo a redução do desgaste no revestimento do poço. Ademais, essas ligas apresentam uma matriz austenítica, que é mais tenaz, e que ajuda na redução do desgaste, tanto do revestimento do poço, quanto da própria liga metálica;

b) Ligas metálicas aplicadas como HB, submetidas ao desgaste severo têm melhor desempenho quando apresentaram matriz austenítica, presença de partículas duras de carbonetos distribuídos uniformemente e com razão de aspecto próximas a um, por equilibrar duas características importantes: resistência ao desgaste e tenacidade;

c) O tamanho, a geometria e a distribuição das partículas duras, influenciaram diretamente a redução do desgaste no revestimento do poço.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÃO

Este estudo teve como objetivo principal desenvolver ligas metálicas para HBs que reduzam o *casing wear*, sem comprometer a sua resistência ao desgaste, utilizando, para avaliação do desgaste, um ensaio em escala reduzida baseado na norma API 7CW.

Como nova contribuição, este estudo desenvolveu e validou uma metodologia de ensaio de desgaste em escala reduzida; produziu e validou ligas metálicas que resultaram em um baixo desgaste, tanto no revestimento do poço, quanto da própria liga metálica. Este desgaste foi 38 % menor quando comparado com o da liga comercial que teve melhor desempenho, sob as mesmas condições de ensaio.

A principal motivação para o desenvolvimento deste trabalho foi desenvolver soluções inovadoras para aumentar a segurança operacional e ambiental na perfuração dos poços de petróleo, e, consequentemente, reduzir os custos e riscos associados a perfuração.

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, pode-se concluir:

a) A metodologia de ensaios foi desenvolvida e validada para avaliação do CW em escala reduzida. Com isso, este trabalho entrega um método novo e eficiente que possibilita o estudo do CW e ranqueamento de materiais em diversas condições;

b) Novas ligas de *hardbandings* foram desenvolvidas e fabricadas;

c) A liga A (comercial) foi usada para comparação com as ligas desenvolvidas neste trabalho. Ela apresentou melhor desempenho, dentre as comerciais, na redução do desgaste no revestimento do poço e na proteção do *tool joint*. Neste trabalho, as ligas 3 e 4, desenvolvidas neste trabalho, apresentaram um desempenho 38 % melhor em relação a liga A na redução do desgaste do revestimento do poço;

d) Foi possível projetar e implementar uma infraestrutura para realização dos ensaios em escala reduzida baseados na norma da API 7CW única no Brasil;

e) As ligas desenvolvidas contam em suas microestruturas com partículas de carbonetos com razão de aspecto próximas a um, ou seja, com formato, aproximadamente, arredondado, que, aliado a uma matriz autenítica, pode garantir maior tenacidade à liga e menores pontos de propagação de trincas.

f) A microestrutura produzida nas ligas foi fundamental para garantir menos pontos de variação de pressão nominal na superfície, o que, consequentemente, reduziu o desgaste no revestimento do poço.

6.1 Sugestão para trabalhos futuros

Como sugestão para trabalhos futuros, propõe-se:

a) A deposição das ligas de HB desenvolvidas neste trabalho em amostra em escala real de *tool joints*;

b) Ensaios em escala real utilizando as ligas desenvolvidas neste trabalho e a aquisição dos valores de WF nas condições da norma API 7CW;

c) Estudo aprofundado da parametrização das condições de deposição das ligas desenvolvidas; e

d) Estudo com a utilização de diferentes métodos de deposição (por exemplo: PTA) que permita maior controle da composição química do arame ou que apresente uma condição superficial regular de tal forma que o contato inicial seja mantido por maior tempo.

REFERÊNCIAS

ASTM B611 **Standard Test Method for Determining the High Stress Abrasion Resistance of Hard Materials**, 2016.

ASTM G65 **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**, 2016.

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

AYDIN, F.; DURGUT, R.; MUSTU, M.; DEMIR, B.. Prediction of wear performance of ZK60/CeO_2 composites using machine learning models. **Tribology International**, v. 177, p. 107945, 2023. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107945.

BEDOLLA-JACUINDE, A. Microstructure of vanadium-, niobium- and titanium-alloyed high-chromium white cast irons. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 13, n. 6, p. 343–361, 2001. https://doi.org/10.1080/13640461.2001.11819416

BEST, B. (KONINKLIJKE/SHELL E. L. **SPE011992 - Casing Wear Caused by Tooljoint Hardfacing**, 1986. https://doi.org/10.2118/11992-PA.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels Microstructure and Properties**. Third edit ed. 2006. https://doi.org/10.1016/B978-075068084-4/50016-9.

BOL, G. M. Effect of Mud Composition on Wear and Friction of Casing and Tool Joints. **SPE Drilling Engineering**, v. 1, n. 05, p. 369–376, 1986. https://doi.org/10.2118/13457-PA

BRADLEY, W. B.; FONTENOT, J. E. The Prediction and Control of Casing Wear (includes associated papers 6398 and 6399). **Journal of Petroleum Technology**, v. 27, n. 02, p. 233–245, 1 fev. 1975. https://doi.org/10.2118/5122-PA

CARDINAL, S. et al. Microstructure and mechanical properties of TiC-TiN based cermets for tools application. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 27, n. 3, p. 521–527, 2009. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.10.006

CERNOCKY, E. P.; PASLAY, P. R. **Casing Wear: Results of Laboratory Casing Wear Tests and User Manual for the Nonlinear Casing Wear Model**., 1990.

ÇETINKAYA, C. An investigation of the wear behaviours of white cast irons under different compositions. **Materials and Design**, v. 27, n. 6, p. 437–445, 2006. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2004.11.021

CHAN, A.; HANNAHS, M.; JELLISON, M.; BREITSAMETER, M. BRANAGAN, D.; STONE, H.; JEFFERS, G.. Evolution of drilling programs and complex well profiles drive development of fourth-generation hardband technology. **SPE/IADC Drilling Conference, Proceedings**, v. 2, n. March 2008, p. 1166–1182, 2008. https://doi.org/10.2118/112740-MS;

CHUNG, R. J.; TANG, X.; LI, D. Y.; HINCKLEY, B.; DOLMAN, K.. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. **Wear**, v. 301, n. 1–2, p. 695–706, abr. 2013. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.079;

CORREA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; VALERIANO, L. C.; BERBEDO, N. D.; CHAVES, R. R.. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe-Cr-C-Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, p. 479–484, 25 ago. 2015. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.026

DOERING, A. R.; DANKS, D. R.; MAHMOUD, S. E.; SCOTT, J. L.. Evaluation of Worn Tubulars from DEA-42 and Small-Scale Casing Wear Testers. n. 4, p. 1–17, 2011. https://doi.org/10.4043/21978-MS

ENI, S. A (AGIP D. **ENI S.p.A. Agip Division**. 1999.

FERRARINI, C. F. Análise da resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro obtido pela deposição, por soldagem de uma liga a base de ferro. 1998.

GAO, D. L.; SUN, L. Z. New method for predicting casing wear in horizontal drilling. **Petroleum Science and Technology**, v. 30, n. 9, p. 883–892, 2012. https://doi.org/10.1080/10916466.2010.493909;

GIBAS, T.; WALTER, J.; JAWORSKA, L.; KRÓLICKA, B.. Sinterability of carbides-nitride phases of titanium in high pressure conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 64, p. 133–140, 1997. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02561-7;

HABERER, J. New solutions may ease hardbanding controversy. **Drilling Contractor**, n. October, p. 2, 2000;

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., R. W. M. Contact Pressure Threshold: An Important New Aspect of Casing Wear. **Society of Petroleum Engineers**, v. SPE 9430, p. 1–7, 2005. https://doi.org/10.2523/94300-MS

HALL, R. W. et al. Recent Advances in Casing Wear Technology. 1994. https://doi.org/10.2118/27532-MS;

HAO, F.; BO, L.; DA, L.; LIGANG, L.; TING, D.; XUEJUN, R.; QINGXIANG, Y.. Effect of rare earth oxides on the morphology of carbides in hardfacing metal of high chromium cast iron. **Journal of Rare Earths**, v. 29, n. 2, p. 168–172, 2011. https://doi.org/10.1016/S1002-0721(10)60425-5;

HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. The impact of tribology on energy use and CO2 emission globally and in combustion engine and electric cars. **Tribology International**, v. 135, n. January, p. 389–396, 2019. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.03.024;

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: Friction and wear of engineering materials: Second Edition**. Second ed. 2017. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100910-9.00003-9

JELLISON, M. (NOV G. Lightweight, ultra-high-strength drill pipe may meet demands of ERD, critical deep drilling CURRENT AND FUTURE. **Innovating While Drilling**, v. 65, p. 5356, 2009.

JINGPEI, X.; AIQIN, W.; WENYAN, W.; JIWEN, L.; LUOLI, L.. Effects of Rare Earths on Toughness of 31Mn2SiRE Wear-Resistance Cast Steel. **Journal of Rare Earths**, v. 24, n. 1 SUPPL. 1, p. 401–404, 2006. https://doi.org/10.1016/S1002-0721(07)60412-8

JOHN C. LIPPOLD. **Welding Metallurgy and Weldaility**. v. 21

LIAN, Z.; HAO, Y.; YONGHUI, L.; TIEJUN, L.; QIANG, Z.. A study on the casing wear mechanism in highly-deviated well drilling. **Xinan Shiyou Daxue Xuebao/Journal of Southwest Petroleum University**, v. 38, n. 2, p. 176–182, 2016.

LIU, S.; ZHOU, Y.; XING, X.; WANG, J.; YANG, Q.. Refining effect of TiC on primary M_7C_3in hypereutectic Fe-Cr-C harden-surface welding coating: Experimental research and first-principles calculation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 691, p. 239–249, 2017. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.133

LLEWELLYN, R. J.; YICK, S. K.; DOLMAN, K. F. Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service. **Wear**, v. 256, n. 6, p. 592–599, mar. 2004. https://doi.org/10.1016/j.wear.2003.10.002

MITCHELL, S. (WWT I. Y. X. (PERDASUS V. IADC / SPE 151448 Improving Casing Wear Prediction and Mitigation Using a Statistically Based Model. v. 100, n. 1, p. 1–15, 2012. https://doi.org/10.2118/151448-MS

MITTAL, M. K.; SAMUEL, R.; GONZALES, A. Wear-factor prediction based on data-driven inversion technique for casing wear estimation. **Proceedings of the International Conference**

on Offshore Mechanics and Arctic Engineering - OMAE, v. 11, n. 1, 2020. https://doi.org/10.1115/OMAE2020-19035

MOBLEY, J. G. Hardbanding and Its Role in Directional/Horizontal Drilling. 1999. https://doi.org/10.2118/52187-MS

MOURA, Edja Iandeyara Freitas. Avaliação do desgaste do Par Casing-Hardbanding a partir de ensaios em escala reduzida. 2019. 153 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2019. DOI http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2019.64.

MOURA, E.I.F.; MORAES, J.; SILVA. L. F. S.. MODIFICAÇÃO DO ENSAIO RODA DE METAL (ASTM B611) PARA AVALIAÇÃO DO FATOR DE DESGASTE EM ESCALA REDUZIDA. p. 1–6, 2021.

OSMAN, O.; MERAH, N.; SAMUEL, R.; ALSHALAN, M.; ALSHAARAWI, A.. Casing Wear Tests for Precise Wear Factor Evaluation. **SPE - International Association of Drilling Contractors Drilling Conference Proceedings**, v. 2022- March, 2022. https://doi.org/10.2118/208775-MS

QIU, B.; XING, S.; DONG, Q. Fabrication and wear behavior of ZTA particles reinforced iron matrix composite produced by flow mixing and pressure compositing. **Wear**, v. 428–429, p. 167–177, 2019. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.013

QU, Y.; XING, J.; PENG, J.; FU, H.. Effect of cerium on the as-cast microstructure of a hypereutectic high chromium cast iron. **Materials Letters**, v. 62, n. 17–18, p. 3024–3027, 2008. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.01.129

QUAZI, M. M.; FAZAL, M. A.; HASEEB, A. S. M. A.; YUSOF, F.; MASJUKI, H. H.; ARSLAN, A.. Effect of rare earth elements and their oxides on tribo-mechanical performance of laser claddings: A review. **Journal of Rare Earths**, v. 34, n. 6, p. 549–564, 2016. https://doi.org/10.1016/S1002-0721(16)60061-3

SAMUEL, R.; KUMAR, A.; GONZALES, A.; MARCOU, S.; ROD, A. M.. Solving the casing-wear puzzle using stiff-string model. **JPT, Journal of Petroleum Technology**, v. 68, n. 7, p. 53–55, 2016. https://doi.org/10.2118/0716-0053-JPT

SEITINGER, P. M. **Casing Wear analysis**. [s.l.] Mining University of Leoben, 2010.

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

SUN, X.; WANG, Y.; WANG, G.. Modification of carbidic austempered ductile iron with nano ceria for improved mechanical properties and abrasive wear resistance. **Wear**, v. 301, n. 1–2, p. 116–121, abr. 2013. https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.018

TAN, L.; GAO, D. Casing wear prediction model based on casing ellipticity in oil & gas well-drilling with complex structures. **Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME**, v. 85, n. 10, p. 1–16, 2018. https://doi.org/10.1115/1.4040406

WANG, Y.; PAN, Z.; WANG, Z.; SUN, X.; WANG, L.. Sliding wear behavior of Cr-Mo-Cu alloy cast irons with and without nano-additives. **Wear**, v. 271, n. 11–12, p. 2953–2962, 2 set. 2011. https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.06.015

WHITE, J. P.; DAWSON, R. Casing Wear: Laboratory Measurements and Field Predictions. **SPE Drilling Engineering**, v. 2, n. 01, p. 56–62, 1 mar. 1987. https://doi.org/10.2118/14325-PA

WILLIAMSON, J. S. Casing Wear: The Effect of Contact Pressure. **Journal of Petroleum Technology**, v. 33, n. 12, p. 2382–2388, 1 dez. 1981. https://doi.org/10.2118/10236-PA

WU, Y.; YAN, Q.; ZHANG, X. Wear characteristics of Fe-based diamond composites with cerium oxide (CeO2) reinforcements. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 86, n. August 2019, p. 105093, 2020. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105093

YANG, L.; XUE, L.; GAO, S.; LIU, H.; DUAN, D.; LI, D. LI, S.. Study on sliding friction and wear behavior of M50 bearing steel with rare earth addition. **Tribology International**, v. 174, n. June, p. 107725, 2022. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107725

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

ZHANG, K.; WANG, Z.; WANG, D. Research Progress of the Drill String Hardbanding Materials. **Strength of Materials**, 25 mar. 2020. https://doi.org/10.5772/intechopen.90013

ZHANG, Q.; LIAN, Z.; LIN, T.; DENG, Z.; XU, D.; GAN, Q.. Casing wear analysis helps verify the feasibility of gas drilling in directional wells. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**, v. 35, p. 291–298, 2016. https://doi.org/10.1016/j.jngse.2016.08.066

ZHANG, Z.; WANG, Z.; LIANG, B.; DONG, H.; HAINSWORTH, S.. Effect of CeO_2 on the microstructure and wear behavior of thermal spray welded NiCrWRE coatings. **Wear**, v. 262, n. 5–6, p. 562–567, 2007. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.07.002

ZUM GAHR, K.-H. **Microstructure and wear of materials. Amsterdam, the Netherlands, Elsevier Sci. Publishers B.V.,** 1987.

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 V: Certificado de calibração do indentador do ensaio Vickers

Anexo I

MEDIÇÃO
SOLUÇÕES METROLÓGICAS INTEGRADAS

Certificado de Calibração
Laboratório Medição Uberlândia

Calibração NBR ISO/IEC 17025 CAL 0559

Certificado: 80304BAL-02200121 **Data Calibracão:** 20/01/2021 **Validade:** 20/01/2022
Rede Brasileira de Calibração Referência 16456/21 **OS:** 648666-A/2021

Solicitante: FUNDACAO DE APOIO UNIVERSITARIO
Local do serviço: Rua Francisco Vicente Ferreira,126, - Santa Mônica - Uberlândia - MG - 38408-102 - Brasil

Contratante: FUNDACAO DE APOIO UNIVERSITARIO

Características do Instrumento
Descrição: **BALANÇA ANALÍTICA** Identificação: **BAL-02**
Marca: SHIMADZU Modelo: AW220
Nº Série: D451700185

Condições Ambientais
Serviço executado nas instalações do solicitante.
Temperatura: **25.9** ºC ± 1.0 ºC Umidade: **34.0** %ur ± 5.0 %ur Pressão Barométrica **918.9** hPa ± 5.0 hPa

Procedimentos
Calibração Executada conforme: IT.U3.001 Revisão: 4

Síntese do Procedimento
A calibração foi realizada na área de uso da balança com pesos de referência .
Na calibração são realizadas 4 leituras de 5 a 10 pontos em função da classe do equipamento.
"A função de auto ajuste e/ou "auto calibração" foi praticada (se aplicavel), antes da calibração do equipamento."
Observação: Esta calibração não isenta o instrumento do controle metrológico estabelecido na regulamentação metrológica.

Padrões

Identificação:		Marca:	Certificado:	Calibrado por:	Validade:
PTG-0646	JOGO DE PESOS PADRÃO	KNWAAGEN	MA 068_07_19	PADRÃO BALANÇAS	07/2021
PTO-0617	TERMOHIGRÔMETRO PADRÃO		PTO061703/11/20	MEDIÇÃO-CAL0183	11/2022
PTP-0968	BARÔMETRO DIGITAL PADRÃO	INSTRUTHERM	M06026-20	SETTING-CAL0165	11/2023

Resultados Obtidos

CARGA
Faixa de Uso: **0,0000** a **220,0000** **g**
Faixa de Indicacão: **0,0000** a **220,0000** **g** Resolução: 0,0001 g

V.R	V.I	Erro de Medição	Incerteza Expandida	(k)	Veff
g	g	g	g		
0,20002	0,2000	-0,0001	0,0002	2,87	4
0,50010	0,4999	-0,0003	0,0003	3,31	3
1,00002	1,0001	0,0000	0,0005	3,31	3
10,00003	9,9998	-0,0003	0,0005	3,31	3
20,00004	20,0001	0,0000	0,0002	2,17	16
50,00010	50,0000	-0,0001	0,0004	2,87	4
70,00014	70,0000	-0,0002	0,0005	2,65	5
100,00011	100,0003	0,0002	0,0003	2,00	Infinito
150,00021	150,0001	-0,0001	0,0004	2,00	Infinito
220,00021	220,0006	0,0004	0,0015	2,00	Infinito

O CONTEÚDO APRESENTADO NESTE DOCUMENTO/REGISTRO TEM SIGNIFICADO RESTRITO E SE APLICA SOMENTE A ESTA SITUAÇÃO. É PROIBIDA A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DO MESMO SEM A AUTORIZAÇÃO DO EMITENTE.
www.medicaouberlandia.com.br
Rua Nicarágua, Nº 1390, Bairro: Tibery - Uberlândia – Minas Gerais - Cep: 38.405-100 . (34) 3216-8844 . medicaouberlandia@medicaouberlandia.com.br

9 - Resultados

Ensaio de desempenho:

Valor de Referência (g)	Medida 1 (g)	Medida 2 (g)	Medida 3 (g)	Erro Médio (g)	U95 Padrão de Referencia . 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: _____

AV. Quinze de Novembro, 269 –Estados Unidos – CEP:38081-186 – Uberaba - MG
Fone: (34) 3336-4119 – exatacalibracao@r7.com

Anexo II

CERTIFICATE OF CALIBRATION

Issued By Taylor Hobson Calibration Laboratory

Issue Date: 15-July-2009 Certificate No: 47596

Date of Calibration : 14-July-2009

UKAS CALIBRATION

0026

Taylor Hobson PRECISION

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

Tel: +44 116 2463104
Fax: +44 116 2463058
E-Mail: calibration-uk.leil@ametek.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:	THB 1321
Taylor Hobson Order Number:	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 AMETEK

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

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 ±[2%+0.004µm] 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	±0.144µm
241µin	0.7µin	±5.7µin

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	±0.142µm
238µin	0.7µin	±5.6µin

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**

CAL 0443

Equipamentos Cientificos 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

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 Àvila, 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	raphaelrpires@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)

Escala completa 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

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

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 Indicado (kN)	Execução 1 Aplicado (kN)	Execução 2 Indicado (kN)	Execução 2 Aplicado (kN)	Execução 3 Indicado (kN)	Execução 3 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

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

TENSÃO

	Execução 1		Execução 2		Execução 3	
% do intervalo	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

	Execução 1		Execução 2		Execução 3	
% do intervalo	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
J93157	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 essa 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.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

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

NÚMERO DO CERTIFICADO:
16051001MC

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.

Anexo IV

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 NOVEMBRO, 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.

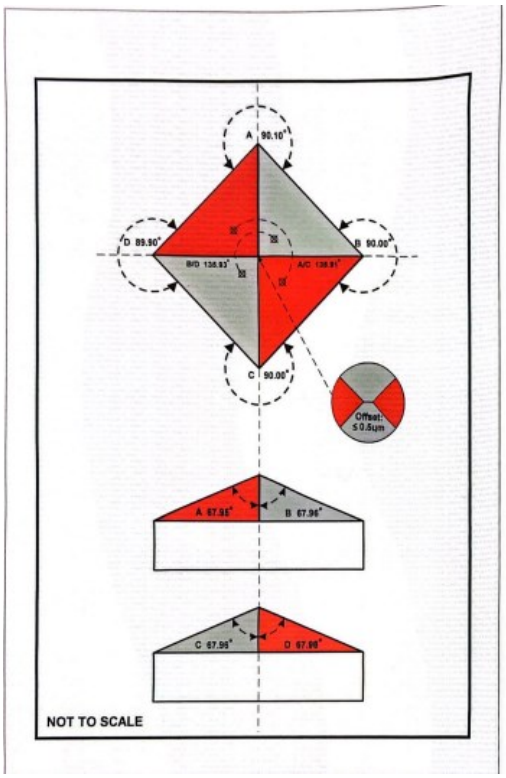
ROGERIO DOS SANTOS BASTOS
GERENTE

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.

QF3220

Data de Emissão: 18/09/2017 11:03

Anexo V



CALIBRATION CERTIFICATE
KALIBRIERZERTIFIKAT
CERTIFICAT DE CALIBRATION
CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO
CERTIFICADO DE CALIBRACIÓN
CERTIFICATO DI CALIBRATURA
СЕРТИФИКАТ КАЛБРОВКИ
定标证书
校正証明書

ilac-MRA

UKAS CALIBRATION
0441

Issued By: EURO PRODUCTS CALIBRATION LABORATORY
Yardley House, Yardley Street,
Stourbridge, West Midlands DY9 7AT

APPROVED SIGNATORY
D. Perkins
T. Chandler
C. Perkins

Date of Issue: 06 November 2018 **Certificate Number:** 316867

Struers

Pederstrupvej 84
2750 Ballerup
Denmark

Tel: +45 (0)44 600 800
Fax: +45 (0)44 600 801
Web: www.struers.com
Email: struers@struers.dk

Description:	Vickers Testing Indenter (Class B Vickers Indenter ASTM E92-17
Vickers Indenter Number:	166913
Indenter Model/Type:	Struers Micro Vickers
SKU:	
Date of Calibration:	06 November 2018

Date of Issue:	06 November 2018
Certificate Number:	316867
Description:	Vickers Testing Indenter
Vickers Indenter Number:	166913
Date of Calibration:	06 November 2018
Calibration Details:	The above Vickers Testing Indenter has been examined in the EURO PRODUCTS calibration laboratory and was found to comply with the requirements of BS EN ISO 6507-2:2005 clause 4.3 and ASTM E92-17 clause A3.4.
Calibration made at:	23 ± 2°C
Humidity:	< 70%
Approved Signatory:	
Validity:	BS EN ISO 6507-2 recommends in table 6, that the Vickers Testing Indenter be directly verified after 2 years of use.

Results: The calibration results showed that the above Vickers Testing Indenter was found to comply with the requirements of BS EN ISO 6507-2:2005 and ASTM E92-17.

	Angle between opposite faces of the diamond pyramid	Angles in section of the normal to the axis of the diamond pyramid	Inclination of the axis of the four faces of the diamond pyramid to the axis of the indenter	Line of the junction between opposite faces
Nominal Value	136.00°	90.00°	68.00°	<1kg - 0.5µm ≥1kg & <5kg - 1.0µm ≥5kg - 1.0µm
Standard Specifications	136.00° ± 0.5°	90.00° ± 0.5°	68.00° ± 0.5°	<1kg - 0.5µm ≥1kg & <5kg - 1.0µm ≥5kg - 1.0µm
Actual Mean Measurement	135.92°	90.00°	67.96°	≤ 0.5µm
Uncertainty of Measurement	0.05°	0.05°	0.05°	0.5µm

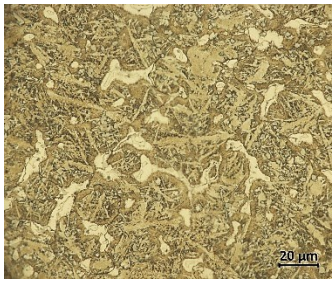
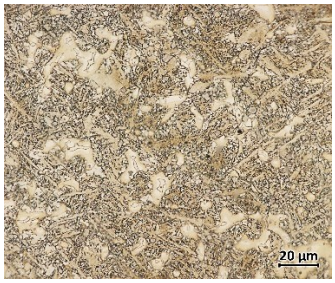
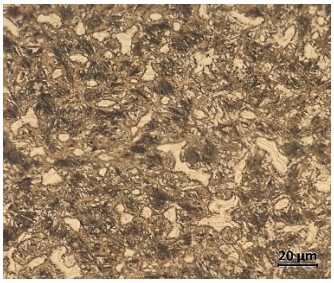
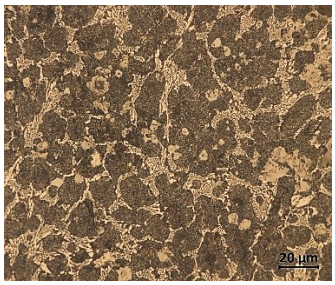
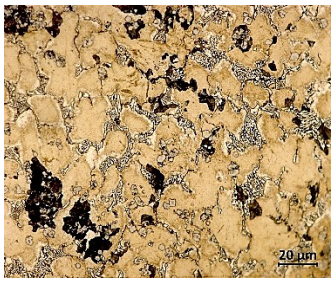
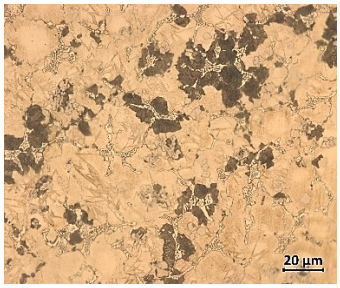
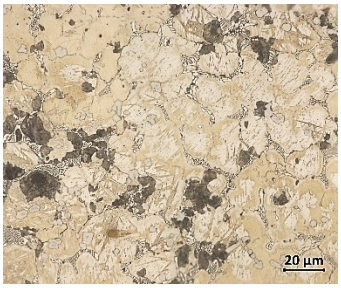
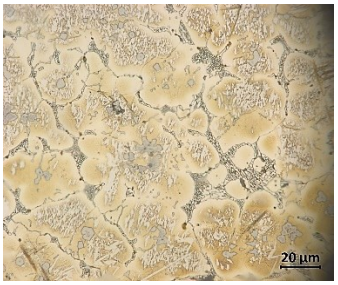
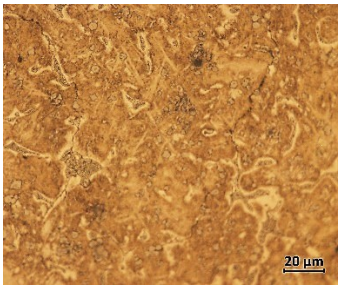
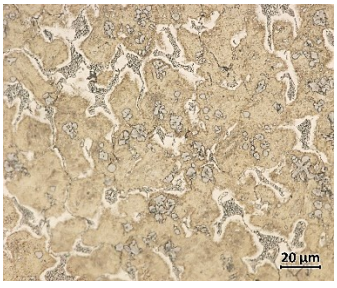
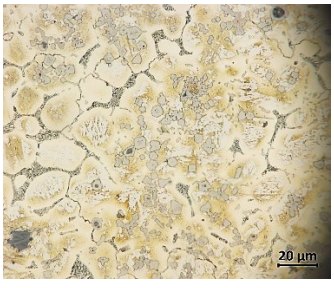
The reported expanded uncertainty is based on a standard uncertainty multiplied by a coverage factor k=2, providing a level of confidence of approximately 95%. The uncertainty evaluation has been carried out in accordance with International requirements.

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

APÊNDICES

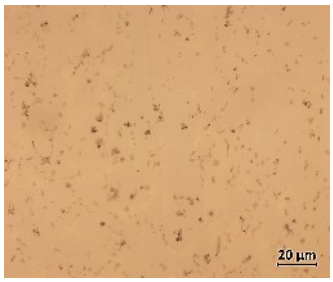
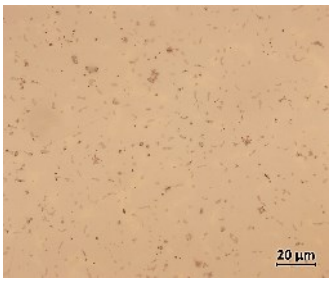
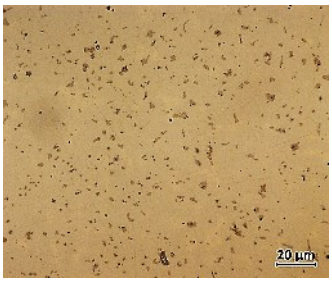
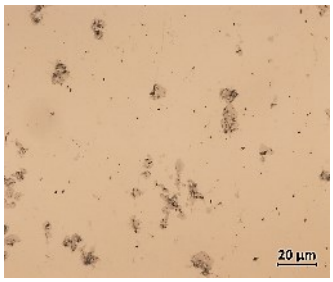
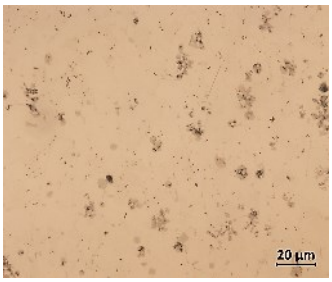
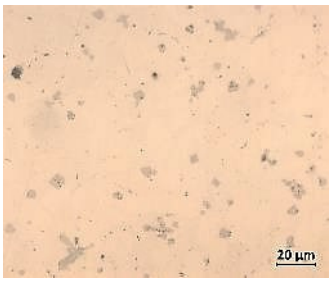
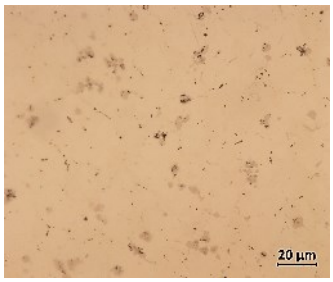
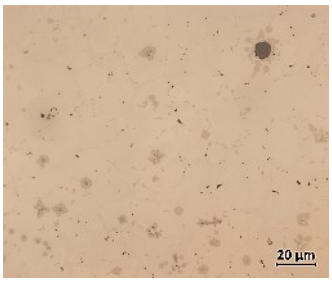
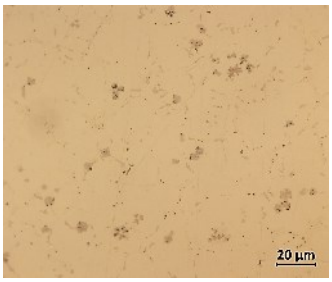
APÊNDICE I

Imagens via microscopia óptica da microestrutura das ligas desenvolvidas. Ataque para revelar a microestrutura foi feito com reagente Villela por 15 s. A saber, existiu uma diferença na iluminação no momento do registro da imagem que denota diferentes tons para a mesma microestrutura

	A	B	C
Liga 1			
Liga 2			
Liga 3			
Liga 4			

APÊNDICE II

Imagens via microscopia óptica da microestrutura das ligas desenvolvidas apenas como polidas. A saber, existiu uma diferença na iluminação no momento do registro da imagem que denota diferentes tons para a mesma microestrutura.

	A	B	C
Liga 1			
Liga 2			
Liga 3			
Liga 4	