



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA



Vitória Ferreira de Oliveira Marques

Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado

Goiânia
2023

Processo:

23070.037515/2023-31

Documento:

4080296



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

TERMO DE CIÊNCIA E DE AUTORIZAÇÃO (TECA) PARA DISPONIBILIZAR VERSÕES ELETRÔNICAS DE TESES

E DISSERTAÇÕES NA BIBLIOTECA DIGITAL DA UFG

Na qualidade de titular dos direitos de autor, autorizo a Universidade Federal de Goiás (UFG) a disponibilizar, gratuitamente, por meio da Biblioteca Digital de Teses e Dissertações (BDTD/UFG), regulamentada pela Resolução CEPEC nº 832/2007, sem ressarcimento dos direitos autorais, de acordo com a [Lei 9.610/98](#), o documento conforme permissões assinaladas abaixo, para fins de leitura, impressão e/ou download, a título de divulgação da produção científica brasileira, a partir desta data.

O conteúdo das Teses e Dissertações disponibilizado na BDTD/UFG é de responsabilidade exclusiva do autor. Ao encaminhar o produto final, o autor(a) e o(a) orientador(a) firmam o compromisso de que o trabalho não contém nenhuma violação de quaisquer direitos autorais ou outro direito de terceiros.

1. Identificação do material bibliográfico

Dissertação Tese Outro*: _____

*No caso de mestrado/doutorado profissional, indique o formato do Trabalho de Conclusão de Curso, permitido no documento de área, correspondente ao programa de pós-graduação, orientado pela legislação vigente da CAPES.

Processo:

23070.037515/2023-31

Documento:

4080296

*No caso de mestrado/doutorado profissional, indique o formato do Trabalho de Conclusão de Curso, permitido no documento de área, correspondente ao programa de pós-graduação, orientado pela legislação vigente da CAPES.

Exemplos: Estudo de caso ou Revisão sistemática ou outros formatos.

2. Nome completo do autor

Vitória Ferreira de Oliveira Marques

3. Título do trabalho

“Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado”

4. Informações de acesso ao documento (este campo deve ser preenchido pelo orientador)

Concorda com a liberação total do documento [X] SIM [] NÃO¹

[1] Neste caso o documento será embargado por até um ano a partir da data de defesa. Após esse período, a possível disponibilização ocorrerá apenas mediante:

a) consulta ao(à) autor(a) e ao(à) orientador(a);

b) novo Termo de Ciência e de Autorização (TECA) assinado e inserido no arquivo da tese ou dissertação.

O documento não será disponibilizado durante o período de embargo.

Casos de embargo:

- Solicitação de registro de patente;
- Submissão de artigo em revista científica;
- Publicação como capítulo de livro;
- Publicação da dissertação/tese em livro.

Obs. Este termo deverá ser assinado no SEI pelo orientador e pelo autor.



Documento assinado eletronicamente por **Valtair Antonio Ferraresi, Usuário Externo**, em 28/09/2023, às 10:09, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Vitoria Ferreira De Oliveira Marques, Discente**, em 28/09/2023, às 18:01, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10 543 de 13 de novembro de 2020](#)

Vitória Ferreira de Oliveira Marques

Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação *Stricto Sensu* em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Goiás, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Ciências Mecânicas

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi
Coorientador: Prof. Dr. Daniel Souza

Universidade Federal de Goiás
Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação

Goiânia
2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática do Sistema de Bibliotecas da UFG.

Marques, Vitória Ferreira de Oliveira

Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado [manuscrito] / Vitória Ferreira de Oliveira Marques. - 2023.
89 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi; co-orientador Dr. Daniel Souza.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Goiás, Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação (EMC), Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Goiânia, 2023.

Bibliografia.

Inclui lista de figuras, lista de tabelas.

1. Revestimento duro. 2. desgaste abrasivo. 3. FCAW. 4. arame não-energizado. I. Ferraresi, Valtair Antonio, orient. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS

ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Ata nº **01/2023** da sessão de Defesa de Dissertação de Vitória Ferreira de Oliveira Marques, que confere o título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração em Ciências Mecânicas.

Aos **dezesete dias do mês de agosto de dois mil e vinte e três**, a partir das **9:00h**, no Anfiteatro do prédio da Engenharia Mecânica, Campus Samambaia da **Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica, e de Computação**, realizou-se a sessão pública de Defesa de Dissertação intitulada **“Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado”**. Os trabalhos foram instalados pelo Orientador, Professor Doutor **Valtair Antonio Ferraresi (PPGMEC/UFG)**, com a participação dos demais membros da Banca Examinadora: coorientador, Professor Doutor **Daniel Souza (PPGMEC/UFG)**, Professor Doutor **Aldemi Coelho Lima (IFG)**, membro titular externo e Professor Doutor **Andre Contín PPGMEC/UFG**, membro titular interno. Durante a arguição os membros da banca **não fizeram** sugestão de alteração do título do trabalho. A Banca Examinadora reuniu-se em sessão secreta a fim de concluir o julgamento da Dissertação, tendo sido a candidata **aprovada** pelos seus membros. Proclamados os resultados pelo Professor Doutor Valtair Antonio Ferraresi, Presidente da Banca Examinadora, foram encerrados os trabalhos e, para constar, lavrou-se a presente ata que é assinada pelos Membros da Banca Examinadora, aos dezessete dias do mês de agosto de dois mil e vinte e três.

TÍTULO SUGERIDO PELA BANCA



Documento assinado eletronicamente por **Valtair Antonio Ferraresi, Usuário Externo**, em 17/08/2023, às 11:06, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **André Contín, Professor do Magistério Superior**, em 17/08/2023, às 13:26, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Daniel Souza, Professor do Magistério Superior**, em 17/08/2023, às 13:53, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **ALDEMI COELHO LIMA, Usuário Externo**, em 17/08/2023, às 14:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3935431** e o código CRC **8A5B632D**.

Referência: Processo nº 23070.037515/2023-31

SEI nº 3935431

Vitória Ferreira de Oliveira Marques

Análise da aplicação de revestimento duro em aço carbono com o processo FCAW com e sem injeção de arame não energizado

Dissertação apresentada no Programa de Pós-Graduação *Stricto sensu* em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Goiás, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Ciências Mecânicas.
Orientador: Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi
Coorientador: Prof. Dr. Daniel Souza

Dissertação defendida e aprovada em 17/08/2023 pela seguinte Banca Examinadora:

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi
Orientador

Prof. Dr. Daniel Souza
Coorientador

Prof. Dr. Aldemi Coelho Lima
Convidado 1

Prof. Dr. André Contin
Convidado 2

Goiânia
2023

AGRADECIMENTOS

Ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Goiás pela oportunidade de realização do curso, à FAPEG pela concessão da bolsa de estudos durante o período do mestrado, à empresa BR aços e PET pelo patrocínio na compra de materiais.

A minha mãe Neiva, ao meu pai Pipico, ao meu irmão Felipe e todos familiares que me apoiaram durante o percurso. Aos meus colegas de mestrado Gustavo de Castro e Weslei Rodrigues e todos meus amigos pelo apoio e companheirismo ao longo dessa caminhada.

Ao Prof. Valtair Antonio Ferraresi, ao Prof. Daniel Souza, ao Prof. Demostenes Ferreira e todo corpo docente do PPGMEC UFG por não terem medido esforços para incentivar os nossos estudos e permanência no curso.

Aos técnicos Renata Rodrigues, João Bosco, Cristiano e Fleide pela paciência e acompanhamento durante a utilização dos laboratórios. Ao LABMIC pela ajuda na realização da captura de imagens no MEV.

RESUMO

O Brasil é o maior produtor e exportador mundial de açúcar. Um dos fatores que impactam diretamente na produtividade do processo da indústria sucroalcooleira é a manutenção de muitos equipamentos que estão sujeitos a mecanismos de desgaste. A aplicação preventiva de revestimento tem como principal objetivo reduzir o desgaste destes equipamentos e, conseqüentemente, aumentar a vida útil, reduzir paradas e custos da produção. Para garantir a qualidade do revestimento deve ser feita uma correta seleção do material depositado e dos parâmetros utilizados no processo. O objetivo deste trabalho é avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de revestimento duro através do processo FCAW (Flux-Cored Arc Welding) auto-protégido com e sem adição de arame não energizado e avaliando para duas temperaturas de interpasse entre os cordões (50°C e 200°C), visando obter melhorias na resistência ao desgaste e diminuição na ocorrência de trincas de solidificação. Foram utilizados três tipos de consumíveis (FeCrC, FeCrC+Nb e FeCrC+Ti) com diâmetro de 1,6 mm. Para o arame energizado foi utilizado FeCrC e na adição de arame não energizado foram utilizados FeCrC+Nb e FeCrC+Ti. O metal base utilizado foi SAE 1045. Foram construídos corpos de prova para avaliação do desgaste em laboratório com abrasômetro Roda de Borracha de acordo com a norma ASTM G65-91. A avaliação do desgaste foi feita via perda de massa. Também foram realizadas análises de dureza, e microestrutura dos revestimentos. Os melhores resultados de resistência ao desgaste abrasivo foram obtidos para combinação FeCrC – FeCrC+Ti (não energizado), ele obteve melhor desempenho para as duas temperaturas de interpasse em relação as outras combinações de arames. Em todas combinações foi possível perceber a presença de carbonetos do tipo M_7C_3 , na combinação FeCrC – FeCrC+Ti apresentou carbonetos de titânio (TiC) e FeCrC – FeCrC+Nb apresentou carbonetos de nióbio (NbC). Todas as combinações com temperatura de interpasse de 200°C obtiveram maior resistência ao desgaste do que quando comparada com as mesmas com temperatura de interpasse de 50°C.

Palavras-chaves: Revestimento duro; desgaste abrasivo; FCAW; arame não-energizado.

ABSTRACT

Brazil is the world's largest producer and exporter of sugar. One of the factors that directly impact the productivity of the sugarcane and alcohol industry is the maintenance of many equipment pieces that are subject to wear mechanisms. The application of hardfacing aims to reduce the wear of these equipment pieces and, consequently, increase their lifespan, reduce downtime, and production costs. To ensure the quality of the hardfacing, a proper selection of the deposited material and process parameters must be made. The objective of this study is to evaluate the resistance to abrasive wear of hardfacings using the FCAW (Flux-Cored Arc Welding) process, both self-shielded and with the addition of non-energized wire, while also assessing two interpass temperatures between weld beads (50°C and 200°C). The goal is to improve wear resistance and reduce the occurrence of solidification cracks. Three types of consumables (FeCrC, FeCrC+Nb, and FeCrC+Ti) with a diameter of 1.6 mm were used. FeCrC was used for the energized wire, while FeCrC+Nb and FeCrC+Ti were used for the non-energized wire. The base metal used was SAE 1045. Test specimens were constructed for wear evaluation in the laboratory using a Rubber Wheel Abrasion Tester in accordance with ASTM G65-91 standard. Wear evaluation was performed based on mass loss. Hardness and microstructure analyses of the coatings were also carried out. The best results for resistance to abrasive wear were obtained with the combination of FeCrC and FeCrC+Ti (nonenergized wire). It showed better performance at both interpass temperatures compared to other wire combinations. In all combinations, the presence of M_7C_3 carbides was observed. The combination of FeCrC and FeCrC+Ti showed the presence of titanium carbides (TiC), while the combination of FeCrC and FeCrC+Nb exhibited niobium carbides (NbC). All combinations with an interpass temperature of 200°C demonstrated higher wear resistance compared to those with an interpass temperature of 50°C.

Keywords: Hardfacing; abrasive wear; FCAW; non-energized wire.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1: Fluxograma dos processos agrícolas.....	8
Figura 2. 2: Fluxograma dos processos industriais.....	9
Figura 2. 3: Representação esquemática dos equipamentos de preparo e extração do caldo...	11
Figura 2. 4: (a) Vista interna do picador; (b) detalhe uma faca picadora desgastada.....	12
Figura 2. 5: Classificação dos processos de desgaste.....	15
Figura 2. 6: (a) Desgaste abrasivo a dois corpos; (b) desgaste abrasivo a três corpos.....	16
Figura 2. 7: Ilustração esquemática dos principais micro-mecanismos de desgaste abrasivo: a) e b) microsulcamento, c) microcorte e d) microtrincamento.....	17
Figura 2. 8: Diagrama esquemático do ensaio de abrasão roda de borracha (ASTM G65)	19
Figura 2. 9: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC.....	30
Figura 2. 10: Microestrutura da superfície do revestimento com a liga FeCrC (25%Cr e 4,1%C). a) 500x e b)1000x.....	30
Figura 2. 11: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC+Nb.....	30
Figura 2. 12: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC+Nb. 5%C; 20% Cr e 5%Nb. a) 500x e b) 1000x.....	31
Figura 2. 13: Microestrutura do revestimento feito pelo processo FCAW duplo arame na condição FeCrC – FeCrC+Nb.	31
Figura 2. 14: Microestrutura do revestimento da liga FeCrC+Ti.....	32
Figura 2. 15: Microestrutura do revestimento feito pelo processo FCAW duplo arame na condição FeCrC – FeCrC+Ti.....	34
Figura 2. 16: Análise comparativa de resistência ao desgaste por consumível.....	35
Figura 2. 17: Análise comparativa de resistência ao desgaste de revestimentos com e sem adição de arame frio.....	35
Figura 2. 18: Processo FCAW duplo arame.....	38
Figura 2. 19: Representação esquemática da alimentação de arame não energizado.....	39
Figura 3. 1 :Dimensões da chapa para confecção dos revestimentos com espessura de 20 mm.	40
Figura 3. 2: Fonte de soldagem.....	42
Figura 3. 3: Suporte com alimentador de arame não-energizado acoplado a tocha	43
Figura 3. 4: Abrasômetro Roda de Borracha utilizado para a realização dos ensaios de desgaste.	44

Figura 3. 5: Durômetro MITUTOYO HR-300.....	45
Figura 3. 6: Microscópio utilizado para observação microestrutural dos revestimentos.	46
Figura 3. 7: Cortadora metalográfica.....	46
Figura 3. 8: Retificadora ATLAS MAQ RPA 800.....	47
Figura 3. 9: Lixadeira metalográfica FORTEL.	47
Figura 3. 10: Suporte acoplado a tocha de soldagem utilizado na adição de arame não energizado.....	49
Figura 3. 11: Esquema da sobreposição de 50% de um cordão para o outro	49
Figura 3. 12: Extração dos corpos de prova para ensaio de desgaste.....	50
Figura 3. 13: Preparação para análise macrográfica e ilustração dos parâmetros geométricos dos revestimentos.....	51
Figura 4. 1: Revestimentos com temperatura de interpasse de 50° C	55
Figura 4. 2: Revestimentos com temperatura de interpasse de 200° C	56
Figura 4. 3: Valores de penetração dos revestimentos.	58
Figura 4. 4: Valores de reforço do revestimento.	58
Figura 4. 5: Diluição dos revestimentos aplicados.....	59
Figura 4. 6: a) Microestrutura do revestimento FeCrC (50°C) com MEV ; b) EDS das regiões M_7C_3 para 50°C; c) Microestrutura do revestimento FeCrC (200°C) com MEV; d) EDS das regiões M_7C_3 para 200°C.....	61
Figura 4. 7: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC (50°C) e b) FeCrC (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente.....	61
Figura 4. 8: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Ti (50°C) com MEV ; b) EDS das regiões M_7C_3 para 50°C; c) EDS dos carbonetos de titânio TiC 50°C.....	63
Figura 4. 9: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Ti (200°C) com MEV; b) EDS das regiões M_7C_3 para 200°C; c) EDS dos carbonetos de titânio TiC 200°C	63
Figura 4. 10: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) e b) FeCrC- FeCrC+Ti (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente	64
Figura 4. 11: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Nb (50°C) com MEV; b) EDS das regiões M_7C_3 para 50°C; c) EDS dos carbonetos de nióbio 50°C	65
Figura 4. 12: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Nb (200°C) com MEV; b) EDS das regiões M_7C_3 para 200°C; c) EDS dos carbonetos de nióbio 200°C	66
Figura 4. 13: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e b) FeCrC- FeCrC+Nb (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente.	66

Figura 4. 14: Desgaste médio (perda de massa) para cada condição de revestimento utilizada.	70
Figura 4. 15: Resistência ao desgaste para cada condição de revestimento utilizada	71
Figura 4. 16: Análise comparativa entre a resistência ao desgaste dos revestimentos considerando a temperatura de interpasse.	72
Figura 4. 17: Trilhas de desgaste dos corpos de prova após os ensaios de abrasão por roda de borracha: a) FeCrC (50°C); b) FeCrC (200°C); c) FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) ; d) FeCrC-FeCrC+Ti (200°C); e) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e f) FeCrC-FeCrC+Nb (200°C).....	74
Figura 4. 18: Imagem de cada revestimento feita após o ensaio de desgaste com abrasômetro Roda de Borracha. a) FeCrC (50°C); b) FeCrC(200°C); c) FeCrC- FeCrC+Ti (50°C); d) FeCrC – FeCrC+Ti (200°C); e) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e f) FeCrC-FeCrC+Nb (200°C).....	75
Figura 4. 19: Dureza dos revestimentos.	78
Figura 4. 20: Comparação entre a resistência ao desgaste e dureza média dos revestimentos.	78
Figura 4. 21: Comparação feita entre a dureza média dos revestimentos com temperatura de interpasse de 50°C e 200°C	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1: Classificação dos materiais para revestimento em função da composição química.	20
Tabela 2. 2: Classificação dos materiais para revestimento em função do teor de elementos de liga	23
Tabela 2. 3: Materiais para revestimento duro, em função do teor de elementos de liga.....	24
Tabela 2. 4: Dados dos consumíveis (arames tubulares).....	28
Tabela 3. 1: Composição química e dureza dos arames tubulares auto-protegidos fornecidos pelo fabricante.	41
Tabela 4. 1: Parâmetros de revestimentos selecionados após os testes preliminares e valores de tensão e corrente de soldagem monitorados.	54
Tabela 4. 2: Características geométricas dos revestimentos.....	57
Tabela 4. 3: Dados de desgaste por condição de consumível.....	69
Tabela 4. 4: Dureza dos Revestimentos.....	77

LISTA DE SÍMBOLOS

ASTM: American Society for Testing Materials

AWS: American Welding Society

DBCP: Distância Bico-Contato Peça

Desgm: Desgaste médio por Condição de Consumível

Dil: Diluição

DP: Desvio Padrão

FCAW: Fluxed Cored Arc Welding

ER: Eletrodo Revestido

FeCrC: Arame de Liga Ferro-Cromo-Carbono

HRC: Dureza Rockwell C

HV: Dureza Vickers

I_m: Corrente Média

MIG/MAG: Metal Inert Gas/ Metal Active Gas

MC: Carbonetos donde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos

Nb: Nióbio

NbC: Monocarboneto de Nióbio

Rdesg: Resistência ao desgaste

Rdesgm: Resistência ao desgaste médio por condição de consumível

TIG: Tungsten Inert Gas

Ti: Titânio

TiC: Monocarboneto de Titânio

Um: Tensão Média

Ur: Tensão de Referência

Valim: Velocidade de alimentação

Vsold: Velocidade de soldagem

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	5
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1. Setor sucroalcooleiro	7
2.2. Processo de produção do setor sucroenergético	8
2.2.1 Preparo e Alimentação.....	9
2.2.2 Extração do caldo	10
2.2.3 Setor de preparo.....	11
2.3. Manutenção da indústria sucroalcooleira	12
2.4. Desgaste dos equipamentos de preparo da cana-de-açúcar	13
2.5. Desgaste	14
2.4.1 Desgaste abrasivo	15
2.4.2 Mecanismos de desgaste abrasivo	16
2.4.3 Avaliação do desgaste	17
2.6. Revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo	19
2.6.1 Materiais aplicados no desgaste das facas picadoras	24
2.7. Microestrutura e resistência ao desgaste	25
2.8. Processos de aplicação de revestimento	35
2.8.1 Soldagem com arame tubular (FCAW – <i>Flux Cored Arc Welding</i>)	36
2.8.2 FCAW duplo arame.....	37
2.8.3 FCAW duplo arame com adição de arame não energizado	38
3. MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1. Materiais e Equipamentos	40
3.1.1 Metal de base	40
3.1.2 Metais de adição	40
3.1.3 Robô de soldagem	41
3.1.4 Fonte de soldagem	41
3.1.5 Alimentador de arame energizado	42
3.1.6 Alimentador de arame não-energizado	42
3.1.7 Sistema de aquisição de dados.....	43

3.1.8	Equipamento para ensaio de roda de borracha.....	43
3.1.9	Durômetro.....	44
3.1.10	Microscópio ótico.....	45
3.1.11	Cortadora metalográfica.....	45
3.1.12	Retificadora.....	46
3.1.13	Preparação das amostras.....	47
3.2.	Metodologia	47
3.3.1	Testes Preliminares.....	47
3.3.2	Realização dos Revestimentos.....	48
3.3.3	Ensaio de desgaste.....	49
3.3.4	Parâmetros Geométricos do Revestimento.....	50
3.3.5	Diluição.....	51
3.3.6	Avaliação microestrutural.....	51
3.3.7	Medições de dureza.....	52
3.3.	Procedimento experimental	52
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	54
4.1.	Parâmetros de soldagem.....	54
4.2.	Revestimento das chapas.....	54
4.3.	Microestruturas dos Revestimentos	59
4.4.	Avaliação do desgaste	67
4.4.1	Análise das amostras após ensaio de Desgaste.....	72
4.5.	Dureza do revestimento.....	76
5.	CONCLUSÕES	80
6.	TRABALHOS FUTUROS	82
7.	REFERÊNCIAS.....	83

1. INTRODUÇÃO

O setor sucroalcooleiro brasileiro tem apresentado um expressivo crescimento nos últimos anos. A manutenção deste setor apresenta um elevado custo devido à perda de metal dos componentes por mecanismos de desgaste abrasivo, indicando a necessidade de novas pesquisas para o seu entendimento. A aplicação de revestimento duro, com o objetivo aumentar a vida em serviços de peças que são submetidas ao desgaste abrasivo contribui de forma a reduzir as paradas não programadas ou o tempo de parada para manutenção, diminuindo com isto o custo de produção e aumentando a eficiência. A correta seleção do material a ser aplicado como revestimento transforma peças descartáveis por desgaste em bens de capital recuperável, aumentando a eficiência do processo.

Vários equipamentos em usina de açúcar e destilaria de álcool apresentam condições críticas do ponto de vista de desgaste abrasivo, os quais são a mesa alimentadora, o nivelador, os roletes, as volandeiras, os mancais, as facas picadoras, os martelos desfibradores e as moendas. Esses equipamentos são recuperados por soldagem (durante as paradas de manutenção) pela aplicação de revestimentos duros, utilizando-se diferentes processos, técnicas e consumíveis para a reposição do metal desgastado em serviço. As facas picadoras sofrem, além do desgaste abrasivo, cargas cíclicas devido ao seu impacto sobre a cana-de-açúcar e sobre o equipamento que são presas.

Enquanto a maior parte dos equipamentos pode ser recuperada durante a entressafra (novembro a março, na região centro-sul), as facas picadoras e os martelos desfibradores precisam ser substituídos periodicamente (aproximadamente a cada 60 dias de utilização contínua), sendo os maiores responsáveis pelas paradas durante o ciclo de trabalho para substituição desses componentes. Essas ferramentas são recuperadas por soldagem pela aplicação de revestimentos duros. Tradicionalmente, a aplicação de revestimentos duros pelo setor industrial tem sido realizada manualmente com o processo Eletrodo Revestido ou de forma automática com o processo Arco Submerso, quando a geometria ou as dimensões da peça se adequam a essa aplicação. Devido à sua maior produtividade em relação ao primeiro, aliada à maior versatilidade quando comparado ao segundo, o processo Arame Tubular, também designado como FCAW (Flux Cored Arc Welding), tem se tornado uma alternativa importante, contando com uma grande variedade de consumíveis para diferentes aplicações de revestimentos duros (Lima,

2008).

O objetivo deste trabalho é avaliar a técnica de aplicação de revestimento duro em chapas de aço carbono utilizando o processo de soldagem FCAW (Flux Cored Arc Welding) com e sem a injeção de arame maciço não energizado acoplado à tocha. O intuito da adição de arame não é energizado é de permitir maior deposição de material sem a necessidade de utilização de outra fonte de energia e aumento da velocidade de alimentação e, conseqüentemente, a corrente média, além de permitir a combinação de diferentes consumíveis sem aumento significativo no custo do processo. A finalidade é o aumento de produtividade, melhorias na resistência ao desgaste e diminuição das ocorrências de trincas de solidificação em equipamentos do setor sucroalcooleiro, especificamente nas facas picadoras de cana-de-açúcar. Além disso, pretende-se verificar os efeitos da microestrutura (matriz) e dos tipos, formatos, tamanho e distribuição dos carbonetos na resistência ao desgaste. Para alcançar esses objetivos serão realizados revestimento duro com materiais semelhantes aos aplicados nas facas picadoras de cana-de-açúcar, com uma ou mais camadas, buscando uma condição adequada de aplicação com variações nas condições de soldagem. Além disso serão utilizadas duas temperaturas de interpasse (50° e 200°C) para cada condição. Será utilizado o ensaio Roda de Borracha para determinar o grau de resistência ao desgaste. Serão realizados ensaios de dureza e de microestrutura da região revestida para o conhecimento da microestrutura do revestimento (matriz e carbonetos).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentada uma revisão bibliográfica dos aspectos teóricos para a fundamentação do presente trabalho. Será abordada uma visão geral e básica do setor sucroalcooleiro no contexto recente e os processos de produção deste setor, aprofundando-se nas etapas de preparo e alimentação e extração de caldo, mais especificamente nas facas picadoras. Será apresentado uma breve explanação sobre desgaste, descrevendo também o desgaste abrasivo e o desgaste nos equipamentos de preparo da cana.

2.1. Setor sucroalcooleiro

A cultura da cana-de-açúcar está intrinsecamente ligada à história e ao desenvolvimento do Brasil. Desde a época da colonização, a cana tem experimentado um grande desenvolvimento agrônomo e industrial (GOES et al., 2008). O início da indústria açucareira no Brasil se deu em meados do século XIV, quando foram introduzidas no país mudas de cana-de-açúcar provenientes de Portugal (CESNIK, 2007).

No início dos anos 2000, o setor sucroalcooleiro brasileiro passou por uma retomada do crescimento da produção canavieira e, conseqüentemente, da produção de açúcar e álcool. A produção de cana-de-açúcar passou de aproximadamente 326 milhões de toneladas em 2000 para 746,8 milhões em 2018 (IBGE, 2019).

O Brasil é o maior produtor e exportador mundial de açúcar, respondendo por aproximadamente 20,3% da produção e 48,0% do comércio mundial do produto. Com relação ao etanol o Brasil é o segundo maior produtor global. A produção de cana-de-açúcar, etanol e açúcar está concentrada no Sudeste do país, principalmente nos estados de São Paulo e Minas Gerais (VIDAL, 2019). No Brasil, a produção de cana-de-açúcar ocorre o ano todo, com período de safra diferente para cada região. No Norte-Nordeste, a safra ocorre entre novembro e abril e no Centro-Sul entre os meses de abril e novembro (BRITO, 2011).

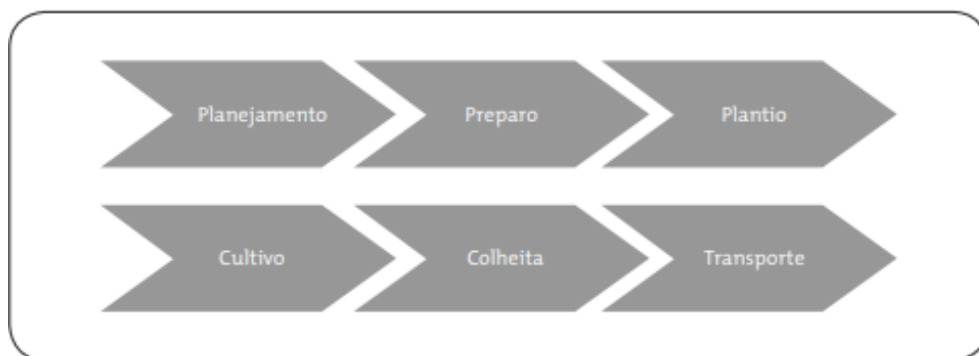
A cana-de-açúcar é a matéria-prima utilizada em 97,1% das plantas de etanol autorizadas (ALMEIDA, 2017). Ela é a matéria-prima mais utilizada na produção de etanol no Brasil, sendo as indústrias sucroalcooleiras divididas em:

usinas, usinas com destilarias e destilarias autônomas; as primeiras produzem somente açúcar, as segundas fabricam tanto açúcar quanto etanol e as destilarias autônomas produzem apenas etanol (CGEE,2009).

2.2. Processo de produção do setor sucroenergético

Desde a produção da cana-de-açúcar até a fabricação dos produtos finais a mesma passa por diversas etapas, que segundo Valente *et. al* (2012) passam por duas fases: agrícola e industrial. As primeiras etapas estão presentes na fase agrícola, e podem ser resumidas em: planejamento; preparo, plantio, cultivo, colheita e transporte. A Figura 2. 1 mostra o fluxograma de produção referente à fase agrícola.

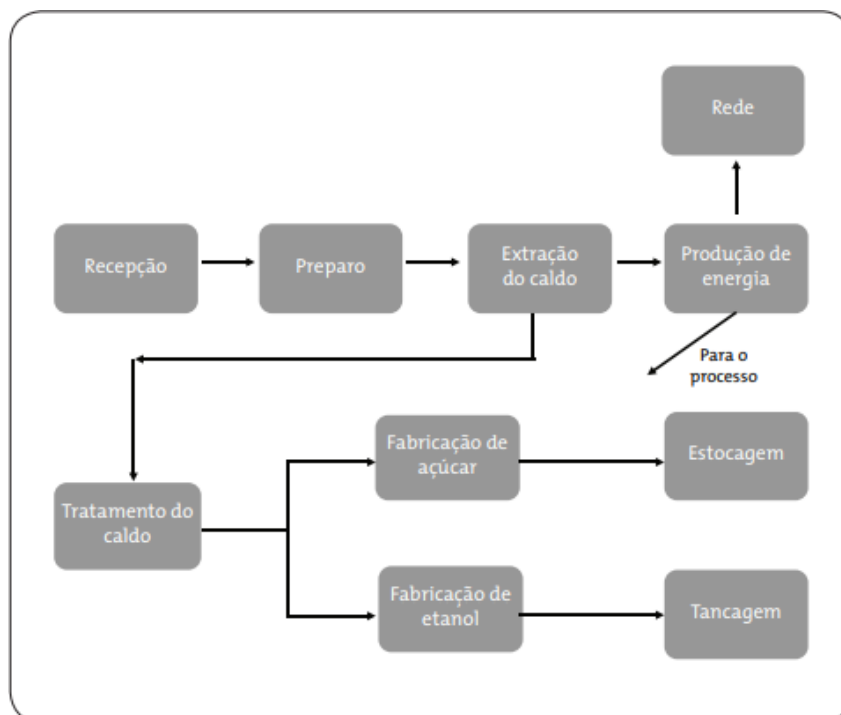
Figura 2. 1: Fluxograma dos processos agrícolas.



Fonte: VALENTE *et. al*, 2012.

A segunda fase, fase industrial, pode ser resumida nas etapas descritas no fluxograma da Figura 2. 2.

Figura 2. 2: Fluxograma dos processos industriais.



Fonte: VALENTE *et al.*,2012.

2.2.1 Preparo e Alimentação

De acordo com Manella (2012) o preparo industrial da cana é a operação antecessora à extração e que consiste em realizar a desintegração da cana e assim fazer com que haja o rompimento das células. O preparo tem por objetivo tornar a cana-de-açúcar mais adequada possível para maior aproveitamento em extração de sacarose e capacidade moída. O preparo visa desintegrar a cana-de-açúcar, “abrindo” suas células (rompimento dos nós entre os colmos), tornando a embebição e moagem mais efetivas, permitindo uma maior eficiência na extração de sacarose. O preparo se dá em três equipamentos: os picadores, os desfibradores e os espalhadores (menos usados) (TONON , 2013).

Segundo Valente *et. al* (2012) primeiramente realiza-se a lavagem da cana, se estiver inteira pode ser lavada com água e, se estiver picada deve ser lavada a seco com sopragem de ar.

Posteriormente a cana é passada pelas etapas de: nivelamento; picamento, desfibramento e retirada de materiais ferrosos. No nivelamento a cana limpa segue pela esteira metálica, onde passa por equipamentos que tem por finalidade regularizar a distribuição da cana no condutor e nivelar a camada a uma medida

certa e uniforme, evitando problemas no trabalho das facas que fazem parte do equipamento da etapa seguinte. Após o processo de nivelamento a cana passa pelo picamento que dispõe de um equipamento com jogo de facas oscilantes para picar a cana em pedaços menores. Depois é feito o desfibramento, onde a cana picada é desfibrada em equipamentos que dispõem de martelos oscilantes, denominados de desfibrador. Após o desfibramento a cana passa pela retirada de materiais ferrosos feitas através de eletroímãs (VALENTE *et. al*, 2012). Esses procedimentos facilitam o trabalho da moenda, reduzindo as perdas de sacarose. Quanto mais eficiente for o preparo da cana, maior quantidade de caldo será extraído da matéria-prima (NOGUEIRA, 2005).

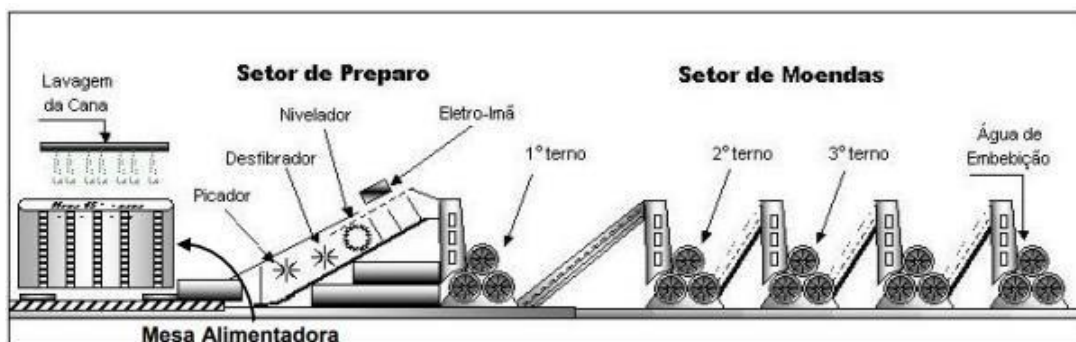
2.2.2 Extração do caldo

Na extração do caldo podem ser utilizados dois processos: moagem e difusão. Na moagem da cana pré-tratada passa por três rolos de esmagamento chamados ternos. No primeiro terno, a maior quantidade de caldo é extraída (cerca de 60%), obtendo-se o caldo primário; a seguir, a massa resultante é embebida em água, para facilitar a retirada do restante do caldo; depois passa pelo segundo terno, até chegar ao terno final. Posteriormente o bagaço resultante é encaminhado, na maioria das destilarias, por meio de esteiras para as caldeiras, para a produção de energia (VALENTE *et. al*, 2012).

A extração por difusão é uma extração tipo sólido-líquido (lixiviação - lavagem e trocas por gradiente osmótico nas células não abertas). Difusores não são maioria nas usinas brasileiras, por limitações de capacidade, alto consumo de água e necessidade de um terno de secagem ao final do processo (TONON, 2013).

Em ampla adoção, o mais comum são os extratores tipo moendas. São máquinas que trabalham deslocando volumes: o volume de material entrante no sistema é maior que o de saída, de modo que a diferença é o caldo extraído. Secundariamente, a moenda gera bagaço, combustível das caldeiras. O acionamento dos rolos das moendas pode ser elétrico (motores) ou pelo conjunto turbo-redutores (turbinas a vapor) (TONON, 2013). O processo desde a preparação até a extração do caldo pode ser representado pela Figura 2. 3.

Figura 2. 3: Representação esquemática dos equipamentos de preparo e extração do caldo.



Fonte: COPERSUCAR, 2008.

2.2.3 Setor de preparo

Conforme a Figura 2. 3 o setor de preparo é formado basicamente pelo picador, desfibrador, nivelador e eletro-ímã. As facas picadoras ou picador é um conjunto que prepara a cana-de-açúcar para ser enviada ao desfibrador. O equipamento gira em torno de um eixo rotativo e tem como objetivo aumentar a densidade do colchão de cana, fragmentando-as em pedaços para facilitar o trabalho do desfibrador (COPERSUCAR, 2008).

O conjunto de picadores são constituídos por facas confeccionadas em lâminas de aço carbono que podem ser revestidas com revestimento duro com o intuito de melhorar o desempenho dessas facas depois de sofrerem desgaste (BLUMER, HORII E RIBEIRO, 1999).

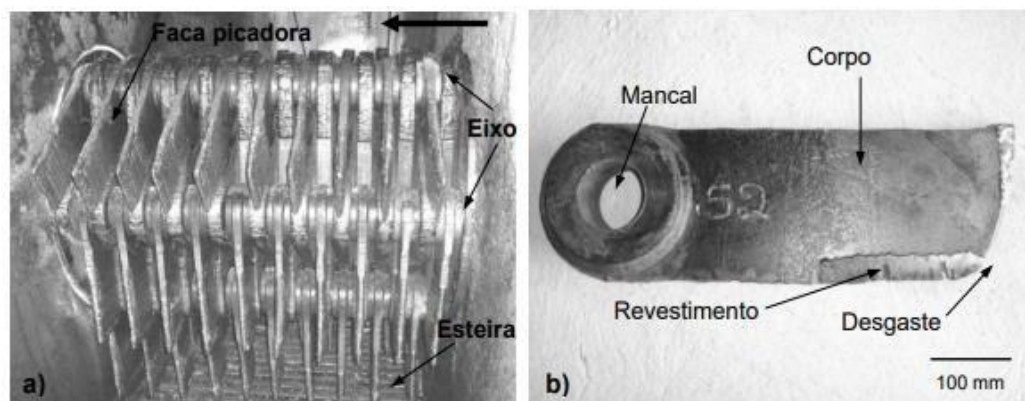
O picador é constituído por um ou dois jogos de facas em sequência (o primeiro, no caso de jogo duplo é apenas nivelador) que prepara a cana a ser enviada ao desfibrador. É um equipamento rotativo de facas oscilantes que opera a uma velocidade periférica em torno de 60m/s (COPERSUCAR, 2008).

Segundo Hugot (1986) *apud* Espinosa *et al* (2004), as facas picadoras devem ser construídas de um aço resistente ao desgaste e com boa resistência mecânica, com uma resistência máxima à tração de 2100 MPa e dureza no fio de corte de 57 e 58 HRC. Entretanto segundo Espinosa *et al* (2004), na atualidade, visando a redução de custos de fabricação, são utilizados aços de baixo carbono com resistência máxima a tração de 380 MPa e obtendo-se a dureza do fio de corte com a utilização de eletrodos de alta resistência e dureza.

A Figura 2. 4 (a) mostra a vista interna de um picador de seis eixos e dez facas por eixo, na parte inferior da figura pode-se notar a esteira que arrasta a cana

contra o picador. A Figura 2.4 (b) mostra o detalhe de uma faca picadora desgastada.

Figura 2.4: (a) Vista interna do picador; (b) detalhe uma faca picadora desgastada.



Fonte: LIMA, 2008.

Valente *et al* (2012) define o desfibrador como um equipamento que dispõe de martelos oscilantes que são utilizados para realizar o desfibramento da cana picada. O desfibrador é formado por um tambor alimentador que compacta a cana à sua entrada. Em seguida, um rotor constituído por um conjunto de martelos oscilantes que gira em sentido contrário ao avanço da esteira, com velocidade periférica de 60 a 90 m/s, forçando a passagem da cana por uma pequena abertura (1 cm) ao longo de uma placa desfibradora.

O desfibrador é composto de martelos pesados com a função de desfibrar a cana para aumentar a eficiência na extração do caldo no estágio seguinte (setor de moendas), porém mantendo uma estrutura fibrosa longa (COPERSUCAR, 2008).

Os niveladores têm como finalidade regularizar a distribuição da cana no condutor e nivelar a camada a uma medida certa e uniforme e o eletroímã retira materiais ferrosos que possam ficar das etapas anteriores (VALENTE *et al*, 2012).

2.3. Manutenção da indústria sucroalcooleira

Durante o período de entressafra da região Centro-Sul, que corresponde ao período entre os meses de novembro a março, as usinas sucroalcooleiras desmontam os equipamentos para realizarem a manutenção geral dos mesmos. Dentre esses equipamentos, 70% são recuperados por soldagem através de

diferentes procedimentos (SANTOS *et. al*, 2005). Segundo Bessa (2018) a soldagem de manutenção tem o objetivo de manter em funcionamento as linhas de produção promovendo uma recuperação rápida e de baixo custo para a peça ou equipamento.

Veiga (2010) destaca que a manutenção utilizando soldagem tem a função de aumentar a disponibilidade dos equipamentos, manter a qualidade dos produtos e reduzir custos. Tudo isso pode ser conseguido através do revestimento de áreas de peças sujeitas a altas taxa de desgaste com material de maior resistência, ou na recuperação de trincas ou fraturas, dessa forma pode-se retornar com as peças e equipamentos para a operação sem necessidade da troca, reduzindo custos e tempo de manutenção.

De acordo com Paranhos (2010) a soldagem ganhou uma grande importância na evolução da vida útil dos equipamentos usados na indústria sucroalcooleira. Os equipamentos com peças revestidas aumentam sua vida útil em até dez vezes quando se comparado ao mesmo sem revestimento, isso faz com que haja menos paradas da linha de fabricação para substituição de peças e, conseqüentemente, um aumento na produtividade das usinas. O uso da soldagem se estende para diversos equipamentos do setor sucroalcooleiro, como: facas picadoras, martelos desfibradores e outros.

2.4. Desgaste dos equipamentos de preparo da cana-de-açúcar

A produtividade das usinas e a elevação dos custos de produção são fatores diretamente afetados pelo desgaste dos equipamentos. Durante o processo produtivo, os rolos de moendas fabricados em ferro fundido, sofrem elevado desgaste que acabam por provocar a parada das máquinas. O desgaste nas moendas é provocado por deslizamento de materiais na superfície dos rolos como, refugos, areia, o próprio bagaço, bem como pela corrosão provocada pelo próprio caldo da cana (BUCHANAN; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2007). Utilizando a soldagem de revestimento com ligas especiais é possível atingir um aumento na durabilidade do rolo em serviço de até 300% (PRISCO, 1993). Até a década de 70, as usinas utilizavam rolos de ferro fundido ou SAE 1045, os quais duravam em média metade

da safra, exigindo a parada do equipamento para a substituição da moenda e a recuperação da peça desgastada. Atualmente, com o desenvolvimento de novas ligas, os rolos revestidos operam continuamente por todo o período da safra (sete meses, aproximadamente) (LIMA, 2008).

Na unidade de preparo (recebimento, corte e desfibrção) o desgaste é de natureza mecânica e existem diversos parâmetros que contribuem para o desgaste das peças, como: tipo do solo, tipo de colheita, eficiência de lavagem e qualidade da planta. Dentre esses equipamentos, as facas picadoras e os martelos desfibradores são os primeiros a entrarem em contato com a cana-de-açúcar. Devido ao atrito desses equipamentos com a casca da cana e com os elementos agregados a carga (madeira, pedras, areia, etc.) aliados a alta velocidade de impacto (1200RPM), esses equipamentos acabam por sofrer um severo desgaste abrasivo. Devido ao fato de esses componentes serem fabricados em aço de baixo carbono, é fundamental a utilização de soldagem de revestimento para conceder aos mesmos resistências ao desgaste (SANTOS et al, 2005).

2.5. Desgaste

O fenômeno de desgaste pode ser definido como a degradação, não intencional, de um material, resultante do uso ou interação com o meio onde está inserido. Mais especificamente, pode-se usar a palavra desgaste, para indicar a remoção de partículas, resultante do movimento relativo, entre dois ou mais corpos (MOSELLI, 2013).

O desgaste é um fenômeno diretamente relacionado com a atividade produtiva. As condições e intensidade destes processos são partes integrantes da vida útil e da confiabilidade de todos os sistemas, sendo o fator mais predominante das falhas ocorridas nos componentes de máquinas e equipamentos (MINATTO, COSTA e DALEFFE, 2020).

O desgaste é o mais preponderante fator de serviço para peças de máquinas. Todas as partes de um equipamento possuem diferentes estágios de falha, que não falham em uma única etapa de desgaste como impacto catastrófico, mas a falha ocorre pela combinação de vários estágios de adesão, erosão, abrasão, corrosão, oxidação, entre outros. Para reduzir o efeito do desgaste várias ligas de revestimento são utilizadas para melhorar a resistência, por exemplo, o aumento em

volume de carbeto na microestrutura melhora a resistência à abrasão (VENKATESH, SRIKER e PRABHAKAR, 2015).

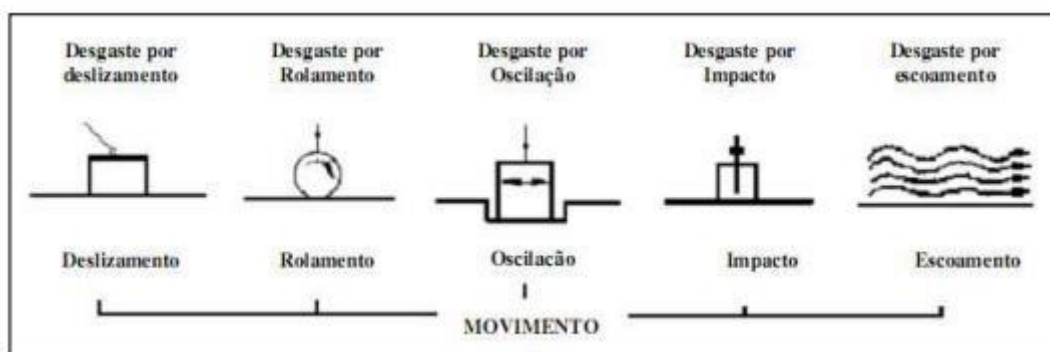
2.4.1 Desgaste abrasivo

A abrasão ocorre quando partículas duras ou protuberâncias deslizam ou são forçadas a se moverem contra e ao longo de uma superfície sólida, provocando a remoção ou degradação da superfície do material (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2001).

O desgaste abrasivo na tribologia é o processo pelo qual o movimento relativo entre duas superfícies em contato, produz a deterioração em uma das faces devido às protuberâncias presentes nelas, ou quando partículas duras estão entre as superfícies contribuindo para um maior índice de remoção de material das mesmas (ASTM G40, 1992).

Gahr (1987) define desgaste abrasivo como a ação de partículas duras localizadas entre duas superfícies ou fixadas em uma ou ambas as superfícies em movimento rotativo, provocando o deslocamento do material. O desgaste abrasivo também é caracterizado quando, ao invés de partículas, têm-se protuberâncias duras em uma ou ambas as superfícies em movimento. A Figura 2. 5 mostra os tipos de desgaste abrasivo baseados no movimento das interfaces e das partículas abrasivas.

Figura 2. 5: Classificação dos processos de desgaste.

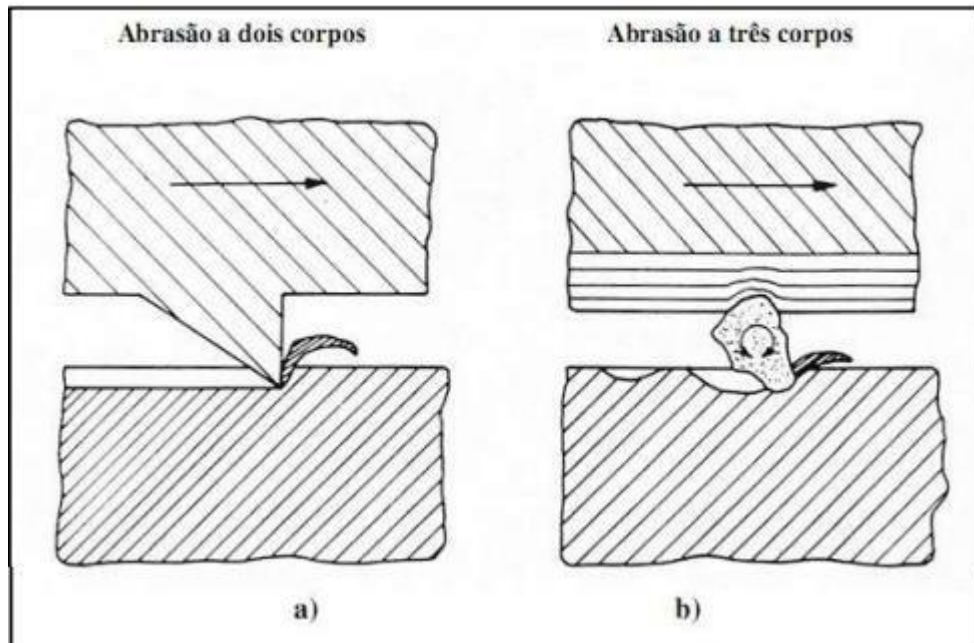


Fonte: GAHR, 1987.

O desgaste abrasivo contempla duas situações, onde em ambas o fenômeno é decorrente da remoção de um material mais macio por uma superfície de maior dureza. São chamados de “abrasão de dois corpos” e “abrasão de três corpos”, em que no primeiro caso o material de maior dureza desliza contra outra superfície

relativamente mais macia, desgastando-a; no segundo caso, o desgaste é causado por partículas abrasivas livres e de maior dureza que deslizam entre duas superfícies em direções opostas (FRANCO, 1989). A Figura 2. 6 mostra de forma representativa, os desgastes de dois e três corpos.

Figura 2. 6: (a) Desgaste abrasivo a dois corpos; (b) desgaste abrasivo a três corpos.



Fonte: GAHR, 1987.

Existem outras classificações na literatura no que diz respeito aos tipos de desgaste abrasivo de diversas formas, para o aprofundamento de tal estudo recomenda-se literaturas como: Conde (1986) e Hugot (1986).

Para Pintaude (2021) situações típicas de desgaste abrasivo normalmente estão relacionadas com atividades relacionadas a mineração, construção civil e agricultura.

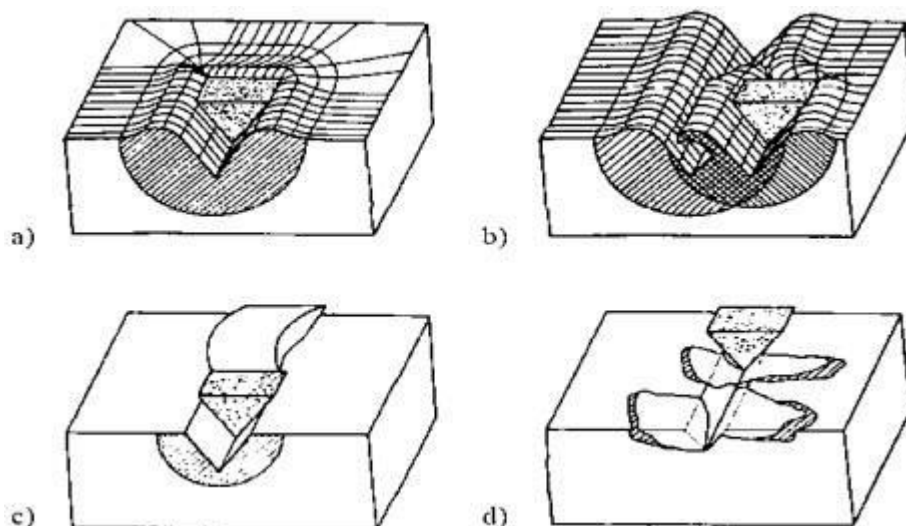
2.4.2 Mecanismos de desgaste abrasivo

No estudo dos fenômenos tribológicos associados à abrasão é importante identificar os micro mecanismos de desgaste, os quais definem os processos de interação entre o abrasivo (ou asperidade dura) e a superfície desgastada (HUTCHINGS, 1992). Segundo Eyre (1991) e Davis (2001), os micro-mecanismos de desgaste abrasivo podem ser dúcteis (microsulcamento e microcorte) ou frágeis

(microtrincamento ou lascamento).

- **Microsulcamento:** No mecanismo (Figura 2. 7 a e Figura 2. 7 b) ocorre a interação entre a partícula e o abrasivo em condições dúcteis, provocando o deslocamento total do volume de material (ou fase), deformado plasticamente para as laterais do sulco e formando saliências. Durante a primeira etapa do microsulcamento não há perda de material efetivo, entretanto pela interação simultânea e sucessiva de várias partículas, as condições de desgaste (carga, tipo de material e abrasivo) podem levar à perda de material.
- **Microcorte:** A perda de massa ocorre devido ao corte do material pelo abrasivo (Figura 2. 7 c). Se as condições favorecem o microcorte puro o volume de material perdido é igual ao volume do risco produzido.
- **Microtrincamento ou lascamento:** Nesse mecanismo, típico de condições frágeis de desgaste, a interação entre a partícula e o material leva ao destacamento de grandes fragmentos, os quais podem ser maiores que a dimensão do próprio risco devido à formação e a propagação de trincas durante o evento (Figura 2. 7 d).

Figura 2. 7: Ilustração esquemática dos principais micro-mecanismos de desgaste abrasivo: a) e b) microsulcamento, c) microcorte e d) microtrincamento.



Fonte: ZUM GAHR, 1998.

2.4.3 Avaliação do desgaste

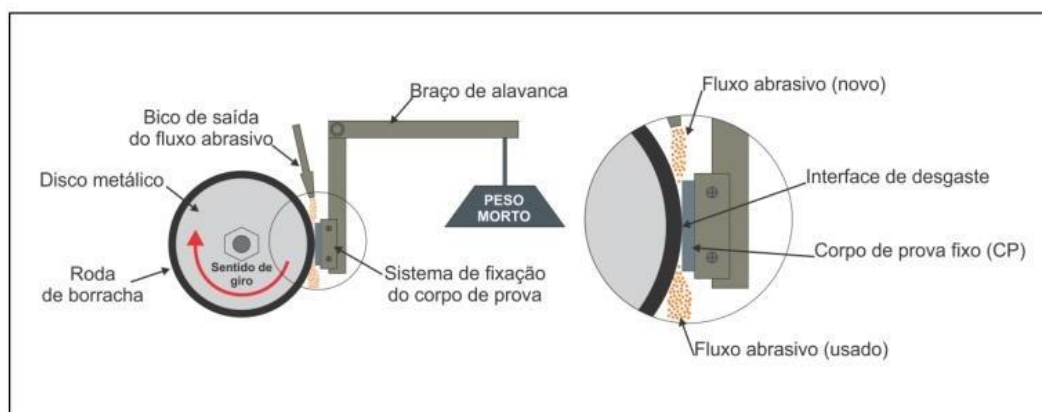
Com a quantidade de variáveis que influenciam nos processos de desgaste por abrasão, a utilização de apenas um ensaio é difícil prever o comportamento de um material em operação. Sabendo quais variáveis são as mais significativas da peça a ser estudada, é possível planejar em laboratório o ensaio ou o conjunto de experimentos que possam representar o caso em análise. Nos materiais submetidos a desgaste abrasivo, uma taxa bastante observada é perda de massa em função do tempo de operação (horas, dias, meses etc.) ou pela distância percorrida. Em

laboratório existe a possibilidade de subdividir e com isso avaliar o volume desgastado, a taxa de desgaste ou o mecanismo de desgaste, além de poder ser feita uma simulação onde é imposto condições similares as de operação (EYRE, 1991).

Para a reprodução do desgaste abrasivo, existem diversos tipos de ensaios científicos, os mais comuns são: ensaio abrasivo pino sobre disco abrasivo, pino sobre placa abrasiva, pino sobre tambor abrasivo e o ensaio de abrasão roda de borracha (método seco e molhado), dentre estes, o mais utilizado é o último ensaio no qual segue as regras da norma ASTM G65.

O princípio de funcionamento do equipamento roda de borracha da norma ASTM G65 consiste em desgastar um corpo de prova com dimensões padronizadas, com areia cujo tamanho de grão e a composição são controlados. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova que está submetido a um esforço e um anel de borracha de dureza especificada, provocando os riscos na face do corpo de prova. O equipamento referente à ASTM G65, comumente chamado de abrasômetro é acionado com motor elétrico de corrente contínua (CC) ligado a um disco metálico (contra-corpo) que é coberto por uma borracha. O esquema do equipamento pode ser visto na Figura 2. 8. A amostra é fixada a um sistema de alavanca que permite a aplicação de uma força normal à amostra via peso morto, enquanto o fluxo abrasivo flui através de um tubo até a interface de desgaste pela ação da gravidade, essa ação garante que o abrasivo seja sempre renovado e que tenha um fluxo contínuo durante o ensaio de abrasão. O contra corpo com a baixa dureza e a alta carga empregada no sistema, faz com que o abrasivo deslize na interface do desgaste uniformemente (ASTM G65, 2000). A avaliação e quantificação do desgaste é realizada através da pesagem em balança de precisão dos corpos de prova antes e após o ensaio.

Figura 2. 8: Diagrama esquemático do ensaio de abrasão roda de borracha (ASTM G65).



2.6. Revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo

As técnicas de revestimento duro têm sido amplamente utilizadas pela indústria na expectativa de proteger e ampliar a vida útil dos componentes mecânicos expostos a mecanismo de desgaste. Dureza e resistência ao desgaste são duas propriedades que costumam ser relacionadas, entretanto, Lima (2008) afirma que não é necessariamente a dureza, mas a microestrutura que administra diretamente as propriedades de resistência ao desgaste.

Embora o aumento da dureza possa, muitas das vezes otimizar a resistência ao desgaste, quando se trata especificamente de revestimentos aplicados sobre substratos de aço de baixo carbono e médio carbono, diferentes revestimentos com dureza similar podem apresentar resistências distintas sobre os valores de desgaste abrasivo (KOTECHI e OGBORN, 1995; LIU *et al*, 2015).

A alta demanda por revestimentos que atendam às mais diversas solicitações no campo tem resultado em uma enorme variedade de ligas. A classificação dessas ligas pode ser baseada em propriedades como dureza e resistência mecânica e também em fatores como composição e comportamento da liga em testes de condições específicas de serviço. As principais condições para a seleção de uma liga para revestimento são primeiramente ordenadas pelo tipo de desgaste que o componente de trabalho será exposto e solicitado e, finalmente pelos custos envolvidos no contexto. É importante também considerar o metal base que irá receber o revestimento, a resistência ao impacto, a temperatura de trabalho do

componente revestido e os fatores que podem influenciar a corrosão (ZIEDAS e TATINI, 1997; LIU *et al*, 2015). A Tabela 2. 1 indica cinco tipos de classes de materiais para revestimento em função da composição química.

Para Venkatesh e Striker (2015) na aplicação de revestimento duro buscase microestruturas específicas que tenham alta resistência ao desgaste. Segundo Selvi, Sankaran e Srivatsavan (2008) materiais que possuam carbonetos em suas estruturas, especialmente o cromo, têm mostrado grande benefícios quando submetido ao desgaste abrasivo.

É importante observar que apesar da relação imediata da resistência dos revestimentos com sua dureza, a influência das características do material para o revestimento são muito complexas e dependem de múltiplos fatores, sendo necessário, além das investigações em laboratório, a análise tribológica do sistema, para sua correta especificação (MÜLLER e HRABĚ, 2013).

Tabela 2. 1: Classificação dos materiais para revestimento em função da composição química.

Composição	
Classe 1	Aços ligados com 2% a 12% de elementos de liga
Classe 2	Aços alta liga, incluindo os aços rápidos e aços ao manganês
Classe 3	Ligas à base de ferro com 25 a 50 % de elementos da liga
Classe 4	Ligas à base de cobalto, níquel e níquel-cromo
Classe 5	Ligas com dispersões de carboneto de tungstênio, entre 38 a 60% em matriz de liga dúctil

Fonte: MOSELLI (2013) adaptado de WAINER; BRANDI; MELLO (1992).

A escolha de uma liga específica também dependerá de fatores característicos como: o tipo de desgaste que atua sobre a peça de trabalho, das condições superficiais, da compatibilidade metalúrgica e do tipo de processo escolhido para a aplicação do revestimento (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992;).

A Tabela 2. 2 apresenta outra classificação dos materiais para revestimentos separados em cinco grandes classes, divididos em função da quantidade de elementos de liga (além do ferro). De acordo com Baptista e Nascimento (2009),

na Tabela 2. 2 a resistência ao desgaste e o custo de cada classe aumentam com o número do grupo.

As ligas do subgrupo 2A e 2B são mais resistentes ao desgaste, menos tenazes e mais caras que os materiais do grupo 1. Já os subgrupos 2C e 2D são mais tenazes, porém apresentam limitada resistência ao desgaste, que pode ser aumentada pelo encruamento. As ligas do subgrupo 2D possuem um teor total de elementos de liga entre 30% e 37%, variando entre 0,1% e 1%. Os materiais de grupo 3 apresentam 25% a 50% de elementos de liga, são ligas com alto cromo, várias delas com níquel e/ou molibdênio. Os teores de carbono no grupo 3 variam entre 1,75% a 5%. Este grupo é caracterizado pela presença maciça de carbonetos hipereutéticos, que conferem às ligas uma alta resistência ao desgaste e uma razoável resistência à corrosão e ao calor. São ligas mais caras que as dos grupos 1 e 2 (BAPTISTA e NASCIMENTO, 2009).

O grupo 4 compreende as ligas à base de níquel com teor total de elementos não ferrosos entre 50% e 99%. As ligas à base de cobalto, subgrupo 4A, são consideradas como os mais versáteis materiais de revestimento duro, resistem ao calor, à abrasão, à corrosão, ao impacto, à descamação, à oxidação, ao choque térmico, à erosão e ao desgaste metal-metal. Algumas destas ligas mantêm uma dureza elevada até 825°C e resistem à oxidação até temperaturas da ordem 1100°C. As ligas à base de níquel, subgrupo 4B, são especialmente indicadas para peças sujeitas ao mesmo tempo à corrosão e ao desgaste. São superiores a outros materiais de revestimento duro em aplicações nas quais o desgaste é causado pelo contato metal-metal, como no caso de mancais. Essas ligas mantêm durezas elevadas até cerca de 650°C e resistem à oxidação até temperaturas da ordem de 875°C (MOSELLI, 2013).

Os materiais do grupo 5 consistem de grânulos duros de carbonetos distribuídos em uma matriz metálica. São muito indicados para aplicações de abrasão intensa e de corte. Inicialmente se empregavam apenas os carbonetos de tungstênio. Recentemente, outros carbonetos, principalmente titânio, tântalo e cromo, passaram a ser usados com bons resultados. Como matriz metálica, vários materiais têm sido utilizados, tais como ferro, aço-carbono, ligas à base de níquel, à base de cobalto e bronzes. Os materiais do grupo 5 possuem a máxima resistência à abrasão em peças sujeitas a impactos pequenos e moderados (BAPTISTA e NASCIMENTO, 2009).

Na deposição de revestimentos, o consumível é quase sempre de

composição diferente do metal de base e os elementos de liga presentes são balanceados para garantir o efeito desejado. O aço ao carbono é normalmente utilizado como metal de base, cujo elemento em abundância é o ferro, se houver diluição elevada do metal de base serão prejudicadas as características do revestimento (COLAÇO, 2013).

Uma classificação dividindo os materiais para revestimento em 4 categorias é apresentado por Pradeep; Ramesh; Prasad (2010). A divisão utiliza os mesmos critérios das tabelas anteriores (Tabela 2. 1 e Tabela 2. 2) que é a porcentagem de elementos de liga na composição química. A Tabela 2. 3 apresenta essa divisão discriminando em alguns casos suas aplicações.

Comparando a Tabela 2. 1, Tabela 2. 2 e é possível constatar que as divisões são as mesmas. Com relação à quantidade de elementos de liga, a Tabela 2. 2 mostra-se mais esclarecedora, onde é possível analisar melhor a demanda de aplicação e os processos disponíveis para uma seleção mais adequada da liga para determinada aplicação (MOSELLI,2013).

Tabela 2. 2: Classificação dos materiais para revestimento em função do teor de elementos de liga.

Teor total de elementos de liga (%)	Elementos de liga principais
Grupo 1 - Materiais ferrosos de baixa e média liga	
1A 2 a 6	Cr, Mo, Mn
1B 6 a 12	
Grupo 2 - Materiais ferrosos de alta liga	
2A 12 a 15	Cr, Mo
2B 12 a 25	Mo, Cr
2C 12 a 25	Mn, Ni
2D 30 a 37	Mn, Cr, Ni
Grupo 3 – 25% - 50% de elementos de liga	
3A 25 a 50	Cr, Ni, Mo
3B 25 a 50	Cr, Mo
3C 25 a 50	Co, Cr
Grupo 4 - Ligas à base de níquel e à base de cobalto	
4A 50 a 100	Co, Cr, W
4B 50 a 100	Ni, Cr, Mo
4C 50 a 100	Cr, Ni, Mo
Grupo 5 - Carbonetos	
5 75 a 96	WC ou WC em combinação com outros carbonetos, como TiC e TaC, sempre em uma matriz Metálica

Fonte: Moselli (2013) adaptado de Baptista; Nascimento (2009).

Tabela 2. 3: Materiais para revestimento duro, em função do teor de elementos de liga.

Categoria	Teor total de elementos de liga (%)
Materiais ferrosos de baixa e média liga	Até 12% de elementos de liga Cr, Mo e Mn
Materiais ferrosos de alta liga	De 12 a 50% de elementos de liga adicionados ao Cr sempre presente nas ligas utilizadas para revestimento duro. Dentre as ligas pode-se citar Ni e Co
Ligas a base de níquel a base de cobalto	Apresenta quantidades relativamente pequenas de ferro (1,3 a 12,5%) variando a quantidade de Cr e W. Apresenta elevada resistência a oxidação, baixo coeficiente de atrito. Aplicadas em condições de elevadas temperaturas – em torno de 500° ou mais
Ligas a base de carbonetos de tungstênio	Considerados um dos materiais mais duros disponíveis para uso industrial com aplicações em revestimento duro.

Fonte: Moselli (2013) adaptado da Pradeep; Ramesh; Prasad (2010).

2.6.1 Materiais aplicados no desgaste das facas picadoras

Segundo Souza (2015) dentre as diversas ligas desenvolvidas, os revestimentos à base de ferro são os mais populares na indústria sucroalcooleira, devido ao seu custo relativamente baixo e à fácil aplicação. A sua composição é frequentemente de uma estrutura hipoeutética ou hipereutética e a resistência ao desgaste, atribuída a uma microestrutura de carbonetos duros dispersos em uma matriz relativamente macia. As ligas com alto Fe-Cr-C são particularmente atrativas porque os carbonetos podem formar uma grande variedade de microconstituintes, provendo um aumento da resistência à abrasão.

Segundo Pérez; González e Afonso (2019) para garantir um melhor desempenho de peças que sofrem desgaste abrasivo tem sido utilizado a aplicação de revestimento duro, sendo que, dentre os sistemas de liga mais utilizados para a aplicação destes revestimentos estão os consumíveis à base de FeCrC.

Segundo Lima (2008) ligas à base de FeCrC tem sido utilizada para a

aplicação de revestimentos duros por empresas do setor mineral e sucroalcooleiro, sendo que no setor sucroalcooleiro é utilizada para diversos revestimentos de equipamentos, mas principalmente de facas e martelos desfibradores de cana-de-açúcar. Ainda segundo Lima (2008) existem outros dois materiais à base de FeCrC com adição de Nióbio (Nb) e Titânio (Ti), respectivamente, que também são recomendados para aplicação em facas e martelos, sendo a diferença entre eles determinada pelos diferentes teores de carbono, cromo, silício e manganês, além da adição de nióbio, titânio e molibdênio.

Corrêa et al (2007) afirma que as ligas Fe-Cr-C são susceptíveis às trincas de solidificação, as quais aliviam as tensões de soldagem, mas, no caso de aplicações onde o componente está sujeito à vibração ou impacto, podem levar à fragmentação do revestimento. Em função disso, se busca incessantemente a obtenção de ligas que apresentem um bom desempenho de resistência ao desgaste e tenacidade.

Para melhorar a tenacidade dessa liga são adicionados elementos como Nb, Ti, V e W, os quais formam carbonetos do tipo MC, que são bem mais duros, porém mais finos que os carbonetos de cromo (ATAMERT E BHADSHIA, 1988). Conseguindo-se uma distribuição uniforme e pequeno espaço entre os mesmos, as partículas abrasivas não podem efetivamente penetrar na matriz de menor dureza, levando a uma melhoria da resistência ao desgaste em combinação com uma maior tenacidade (CORRÊA et al, 2007)

2.7. Microestrutura e resistência ao desgaste

A liga de revestimento duro à base de ferro com alto teor de cromo é empregada em uma ampla gama de indústrias para prolongar a vida útil da máquina de componentes sujeitos ao desgaste abrasivo (CHANG, CHEN e WU, 2010).

Segundo Lu, Soda e McLean (2003) a resistência ao desgaste é uma propriedade dependente não só do tipo, morfologia, quantidade e padrão de distribuição dos carbonetos precipitados fundidos, mas também do tipo de estrutura da matriz. As microestruturas de ligas à base de ferro com alto teor de cromo apresentam estruturas hipoeutéticas, eutéticas e hipereutéticas (LU, SODA, MCLEAN, 2003). As ligas hipereutéticas são preferíveis para reparação de componentes danificados submetidos a abrasivos duros e ásperos em condições de

trabalho porque possuem carbonetos M_7C_3 mais duros do que tais abrasivos (BUYTOZ, 2006).

Para Liu *et al* (2013) a resistência ao desgaste das ligas à base de ferro com alto teor de cromo é justificada devido a fatores como dureza, fração de volume de carboneto (CVF), tamanho e distribuição. Chang *et al* (2009) verificaram que, em revestimentos hipereutéticos de FeCrC, o percentual de Carbono influencia na fração volumétrica de carbonetos de materiais com o mesmo percentual de elementos formadores de carbonetos. Foi verificado que materiais com maior percentual de carbono apresentam mais carbonetos por unidade de área, porém com tamanhos menores e materiais com menor percentual de carbono apresentam carbonetos primários de tamanho maior. Os revestimentos que apresentaram maior percentual de Carbono foram responsáveis por apresentar maior dureza devido a maior quantidade de carbonetos do tipo $(Cr, Fe)_7C_3$.

Segundo Roda, Loureiro e Pita (2000) as ligas de FeCrC apresentam microestrutura caracterizada pela presença de carbonetos primários do tipo Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$ na zona eutética. Normalmente possuem um teor de C entre 3 e 4% e Cr acima de 20%. Os carbonetos $(Cr,Fe)_7C_3$ são encontrados em ligas FeCrC com maior conteúdo de carbono (2-5% em peso) e cromo (18-30% em peso). Essas microestruturas indicam boas propriedades de resistência ao desgaste. Esse tipo de material duro pode ser representado como um carboneto de alta dureza M_7C_3 (cerca de 1600 HV) (ZHANG *et al*, 2004).

Carbonetos do tipo M_7C_3 são bem conhecidos por sua excelente combinação de alta dureza, excelente resistência ao desgaste, bem como boa resistência a corrosão e oxidação, por isso ligas que apresentam tais carbonetos têm sido amplamente utilizadas para realização de revestimentos (BERNS, 2003).

Segundo Gregory e Bartle (1980), o aumento da dureza não necessariamente aumenta a resistência ao desgaste. Exemplo disso é a comparação de materiais diferentes com a mesma dureza: um aço de construção tratado termicamente e um revestimento duro apresentaram perda de massa diferentes sendo menor para o revestimento duro, estando este comportamento relacionado com a microestrutura. Fatores como fase mais dura (Martensita) ou carbonetos duros são preponderantes na microestrutura para a melhoria da resistência ao desgaste em revestimentos. Scotti e Rosa (1997) citam que, a dureza dos revestimentos é mais influenciada pela microestrutura, que por sua vez, depende do calor imposto e da composição química. Embora se espere que revestimentos com

maior dureza tenham conseqüentemente maior resistência ao desgaste, observam-se algumas contradições na literatura corrente.

Para Bálamo, Scotti e De Mello (1995) o aporte de energia tem grande influência na morfologia da microestrutura dos revestimentos duros, em particular no tamanho médio da mesma, onde, quanto menor o aporte térmico, conseqüentemente maior a velocidade de solidificação, levando ao refinamento da microestrutura.

Apesar da própria liga já apresentar resultados favoráveis em relação ao desgaste abrasivo, o uso deste sistema de liga com adição de elementos como Mn, W, Nb, V e Mo favorecem a presença na microestrutura de carboneto com alta dureza, bem como microestrutura com matriz martensítica ou austenítica (CHARTTERJEE e PAL, 2003). Os principais carbonetos relatados nessas ligas com adição de elementos são do tipo Me_7C_3 e $Me_{23}C_6$, assim como no caso de Cr. As estruturas encontradas quando são depositados materiais com alto teor de cromo ($Cr > 15\%$) são as do tipo M_7C_3 , as quais possuem elevados valores de dureza e resistência ao desgaste abrasivo (YUKSEL e SAHIN, 2014).

Bens (1995) destaca a importância de parâmetros microestruturais no desgaste abrasivo dos materiais, sabendo que características dos carbonetos, tais como tamanho, distribuição na matriz, morfologia e fração volumétrica, afetam a taxa de desgaste. Além disso, a presença e a combinação entre os elementos de liga, como o nióbio e cromo, podem alterar as propriedades químicas e mecânicas destas fases, pois de acordo com a variação do teor destes elementos, o percentual de carbonetos se altera durante o processo de solidificação, conferindo-lhes melhores propriedades de resistência ao desgaste (CORRÊA, 2005). De acordo com Corrêa (2005) e Lima (2008), a presença de nióbio em ligas de Fe-Cr-C, tende a formar carbonetos do tipo NbC, o que lhes proporcionam melhores resultados de resistência ao desgaste.

Lima (2008) analisou a dureza, a microestrutura e resistência ao desgaste dos revestimentos de três arames tubulares da liga FeCrC (FeCrC, FeCrC +Nb e FeCrC+Ti) auto protegidos de 1,6 mm de diâmetro. Os arames diferem entre si pelos teores de ferro, cromo, carbono, silício e manganês, além da adição de Nb em uma liga e adição de Ti e Mo em outra. A Tabela 2. 4 apresenta a faixa de dureza a ser obtida pelo metal de solda e sua composição química, conforme dados fornecidos pelo fabricante dos consumíveis.

Tabela 2. 4: Dados dos consumíveis (arames tubulares).

Tipo de consumível	Dureza [HRC]	Composição Química (%)								
		C	Cr	Mn	Si	S	P	Nb	Mo	Ti
FeCrC	59-61	4,11	23,10	0,52	0,20	-	-	-	-	-
FeCrC+ Nb	57-64	4,50	22,00	0,50	0,60	0,020	0,001	6,50	-	-
FeCrC+ Ti	52-64	1,80	7,50	0,84	0,50	0,018	0,027	-	1,50	5,26

Fonte: Adaptado de Lima (2008).

Lima (2008) verificou que o revestimento FeCrC apresentou uma microestrutura (Figura 2. 9) com crescimento dendrítico (dureza média de 393 HV_{0,01}). Nas regiões mais próximas do cordão de solda se observam carbonetos primários (M₇C₃), com dureza média de 1510 HV_{0,01} imersos em matriz eutética (austenita mais carbonetos) com dureza média de 668 HV_{0,01}. Segundo Castello e Beckert (1984) a fase dendrítica pode ser observada com clareza e isso pode estar relacionado com o resfriamento da liga, pois ao ser sub-resfriada, permite maior taxa de crescimento das dendritas, inibindo a presença de carbonetos secundários

Oliveira e Costa (2019) analisaram a microestrutura de uma liga de FeCrC (25% Cr e 4,10% C) e também verificaram crescimento dendrítico e carbonetos primários (M₇C₃) proeutéticos concentrados na matriz (Figura 2. 10), os precipitados se encontram agrupados de forma regular e refinados em uma mistura eutética. Os carbonetos estão distribuídos em colônias e se apresentaram separados entre si por um grande espaçamento. Os autores comparam tal microestrutura com uma liga de FeCrC com maior teor de cromo (45% Cr e 5% C) e perceberam que as fases na liga com menor teor de cromo eram menos grosseiras. De acordo com Ogi *et al* (1981), quanto maior teor de cromo, maior o tamanho dos carbonetos eutéticos formados e menor a uniformidade, resultando em uma microestrutura final (carbonetos primários grosseiros) que podem ou não estar agrupados, além de carbonetos refinados no entorno.

A Figura 2. 11 mostra a microestrutura para os revestimentos FeCrC com adição de Nióbio (FeCrC+Nb). Lima (2008) observou formação semelhante ao FeCrC por apresentar estrutura dendrítica na interface com o metal base, com a presença de carbonetos primários M₇C₃ com dureza média 1356 HV_{0,01}. Segundo Gregolin apud Hernandez (1997) as ligas do sistema FeCrC+Nb apresentam essencialmente o mesmo tipo de contraste de microestrutura das ligas contendo apenas FeCrC, formando-se dendritas de austenita ou carbonetos (M₇C₃) massivos, além da presença de carbonetos NbC, na forma primária, e/ou em frações mais

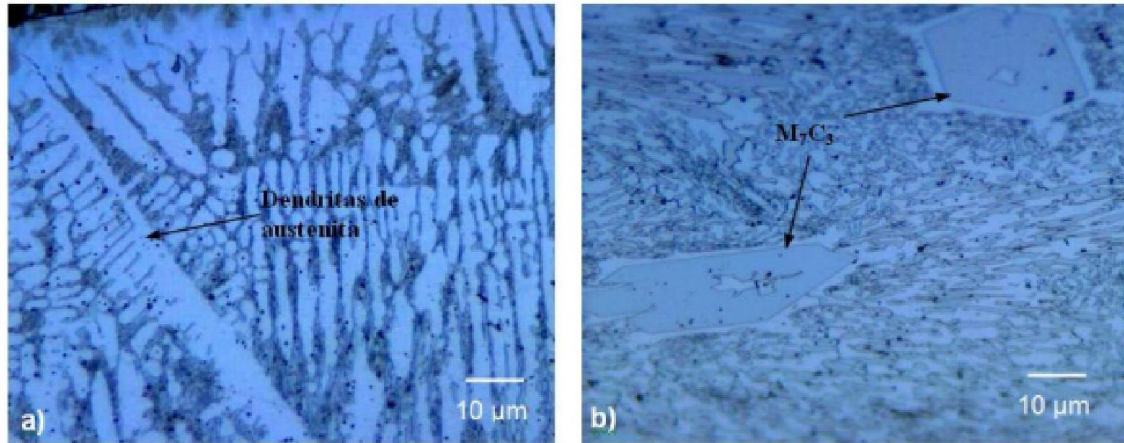
finas, oriundas de reações mais complexas do sistema quaternário.

Oliveira e Costa (2019) analisaram a microestrutura de um revestimento feito com liga FeCrC + Nb (5%C; 20% Cr e 5%Nb) e também observaram microestrutura semelhante a da liga FeCrC analisada pelos mesmos autores (Figura 2. 12). Além da presença de carbonetos do tipo M_7C_3 a microestrutura apresentou carbonetos de nióbio (NbC). Para esta composição a fase exibiu formas alongadas denominadas “escritas chinesas” que se formaram de modo intercalado aos carbonetos de cromo presentes. Esta morfologia do NbC, segundo Castelo e Beckert (1981) e Adanane, Kersi e Hamar-Thibault (1992) é típica dos eutéticos de nióbio, pois sua formação se dá a partir do líquido e, geralmente, não há interferência nos processos de solidificação, bem como reações do estado sólido. Os carbonetos do tipo M_7C_3 presentes, se encontram distribuídos entre as dendritas, dispostos em colônias e com morfologia refinada, em comparação a liga sem adição de Nb, o que se pode ser explicado devido à presença de nióbio, que por apresentar maior afinidade ao carbono pode ter causado uma redução no intervalo de solidificação da liga, diminuindo o tempo de difusão do carbono e crescimento dos carbonetos (CHOTĚBORSKÝ, HRABĚ e MÜLLER, 2008).

Segundo Berns & Fisher (1997), o Nb faz com que a liga mude de hipoeutética (de estrutura dendrítica) para hipereutética (carbonetos primários em matriz eutética de carbonetos secundários + austenita). Como o Nb tem maior afinidade pelo C que o Cr, esses se combinam primeiro, formando NbC a 3000 °C e a seguir, o Nb remanescente no líquido serve de núcleo para a formação dos carbonetos M_7C_3 a 1450°C.

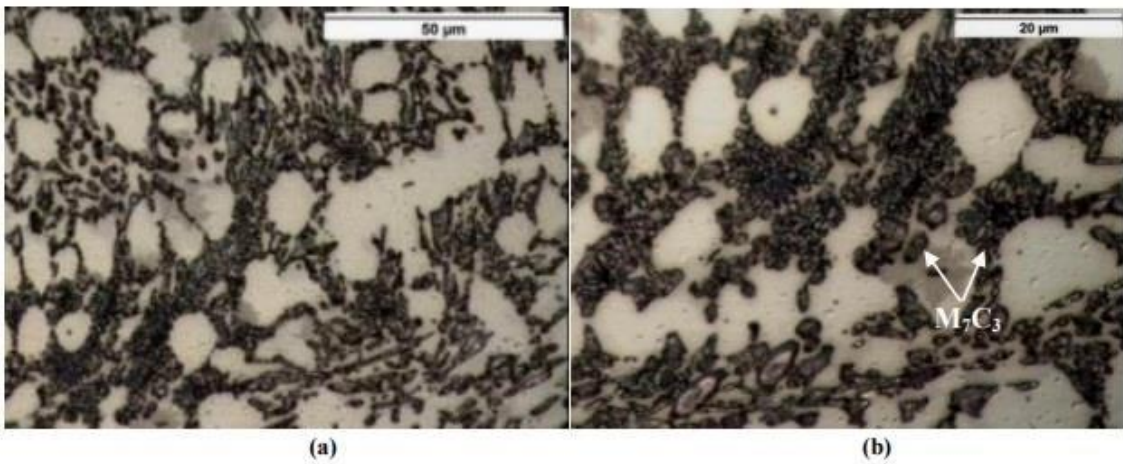
Souza (2015) realizou revestimentos pelo processo FCAW duplo arame (com adição de dois arames energizados), combinando os três tipos de arames da Tabela 2. 4. Para a combinação de arames FeCrC - FeCrC+Nb Souza (2015) observou que a microestrutura (Figura 2. 13) apresentou novamente a presença de M_7C_3 e carbonetos de nióbio (NbC), distribuídos em grande quantidade e aleatoriamente na matriz.

Figura 2. 9: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC.



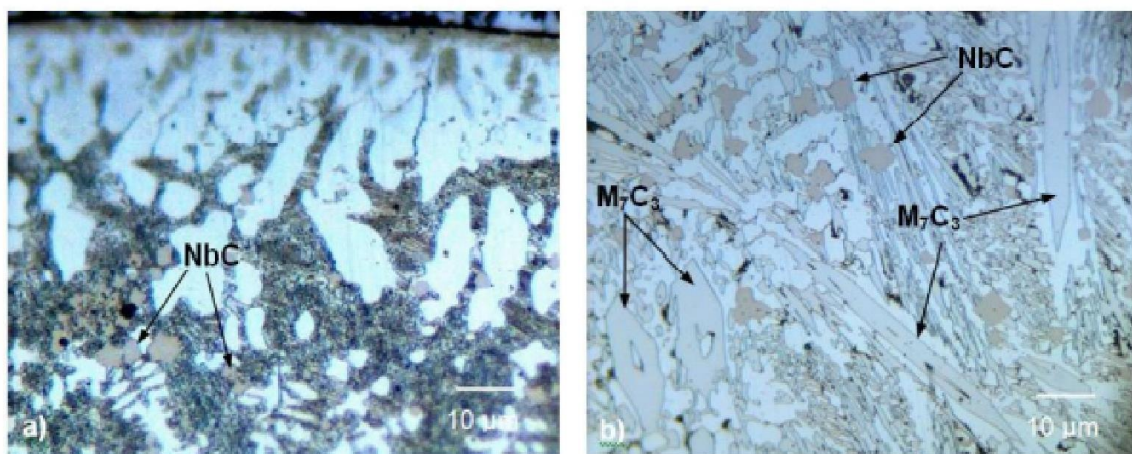
Fonte: Lima (2008)

Figura 2. 10: Microestrutura da superfície do revestimento com a liga FeCrC (25%Cr e 4,1%C). a) 500x e b) 1000x.



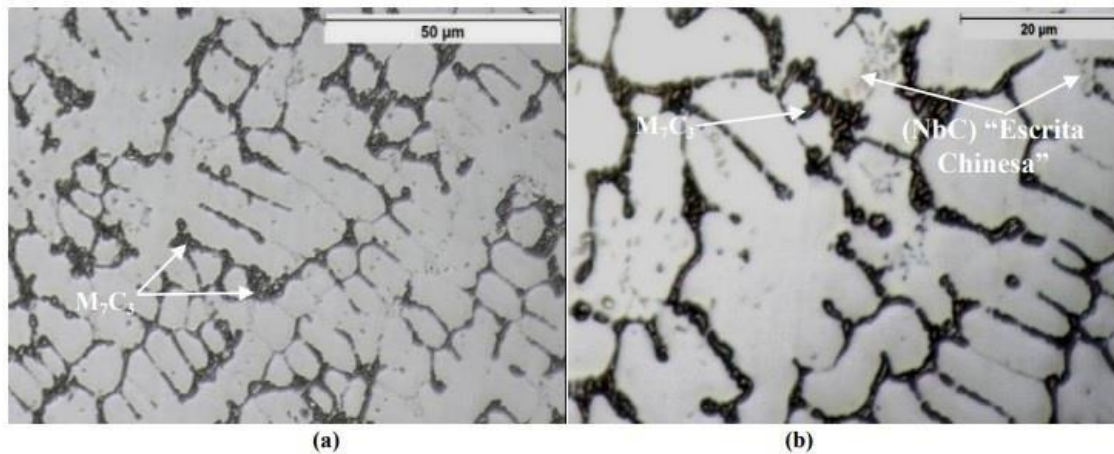
Fonte: Oliveira e Costa (2019).

Figura 2. 11: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC+Nb.



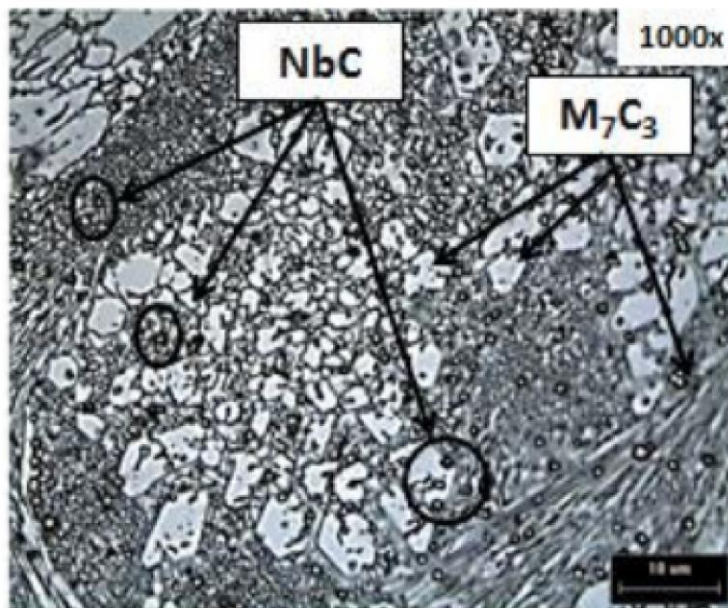
Fonte: LIMA (2008).

Figura 2. 12: Microestrutura do revestimento com a liga FeCrC+Nb. 5% C; 20% Cr e 5%Nb. a) 500x e b) 1000x.



Fonte: Oliveira e Costa (2019).

Figura 2. 13: Microestrutura do revestimento feito pelo processo FCAW duplo arame na condição FeCrC – FeCrC+Nb.

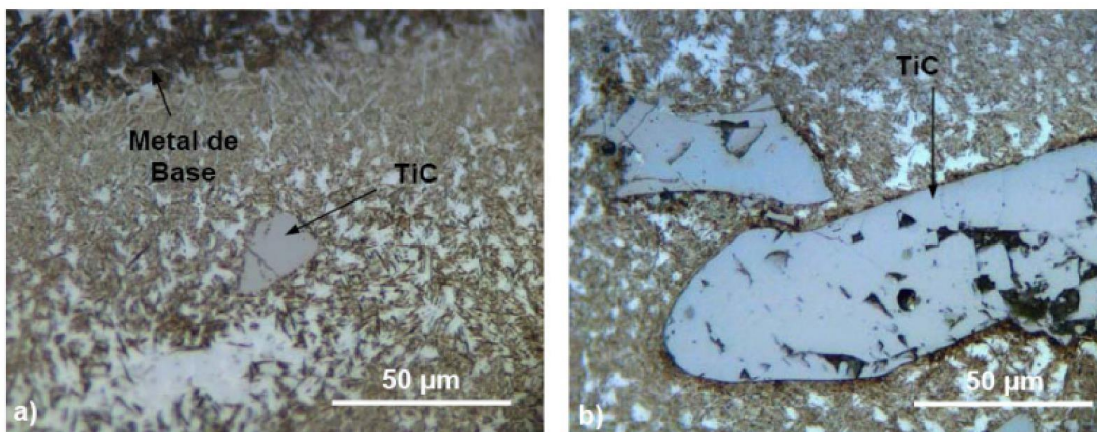


Para o revestimento com o arame de FeCrC+Ti, Lima (2008) observou pela microestrutura (Liu *et al* (2013) analisaram a microestrutura de revestimento duro utilizando um consumível FeCrC+Ti (2% C, 15% Cr e 2,5% Ti). Os autores observaram a presença de carbonetos de titânio (TiC), carbonetos primários M_7C_3 , eutéticos na matriz, sendo que os carbonetos M_7C_3 apresentou morfologias hexagonais. A matriz eutética do carboneto M_7C_3 consistiu em martensita e austenita residual. O titânio tem uma grande afinidade com o carbono, podendo reagir com o carbono a 3000°C no período de processo de solidificação e formar carbonetos TiC (CHUNG *et al*, 2009).

Figura 2. 14 as regiões brancas representam austenita retida, enquanto a parte escura representa produtos de decomposição da austenita (martensita ou bainita) com austenita retida entre as agulhas. Este fato foi também observado no trabalho de Garcia (2011) e WANG *et al*. (2005). apresentou uma matriz austenítica-martensítica bastante homogênea, envolvendo carbonetos primários de titânio (dureza média 2570 HV_{0,01}).

Liu *et al* (2013) analisaram a microestrutura de revestimento duro utilizando um consumível FeCrC+Ti (2% C, 15% Cr e 2,5% Ti). Os autores observaram a presença de carbonetos de titânio (TiC), carbonetos primários M_7C_3 , eutéticos na matriz, sendo que os carbonetos M_7C_3 apresentou morfologias hexagonais. A matriz eutética do carboneto M_7C_3 consistiu em martensita e austenita residual. O titânio tem uma grande afinidade com o carbono, podendo reagir com o carbono a 3000°C no período de processo de solidificação e formar carbonetos TiC (CHUNG *et al*, 2009).

Figura 2. 14: Microestrutura do revestimento da liga FeCrC+Ti.



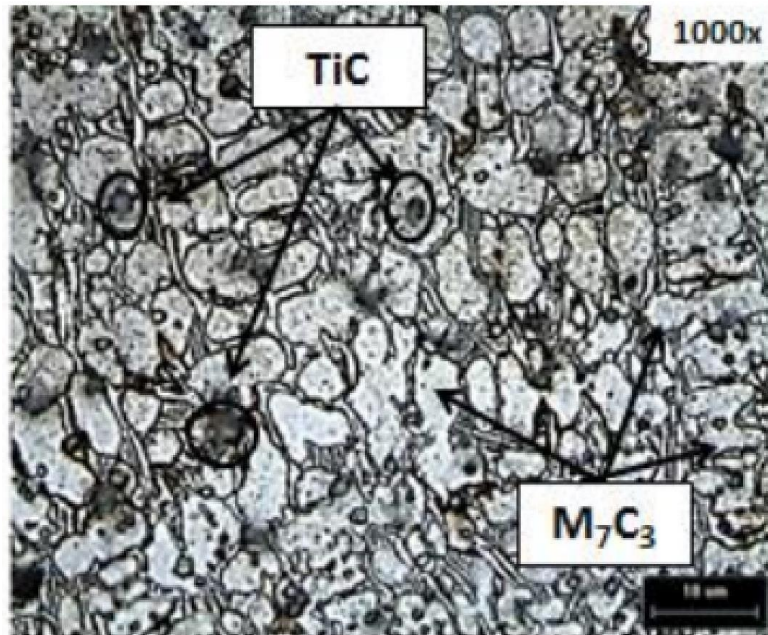
Fonte: Lima (2008).

Para a combinação de FeCrC – FeCrC+Ti no processo FCAW duplo arame Souza (2015) observou na microestrutura (Figura 2. 15) a presença de carbonetos de titânio distribuídos pela matriz e de carbonetos primários do tipo M_7C_3 . O autor explicou essa condição devido ao aumento do teor de cromo nesta condição proporcionado pelo arame da liga FeCrC (numa proporção de 27% wt.), ser suficiente para levar a formação deste tipo de carboneto.

Utilizando os três arames citados Lima (2008) realizou ensaios de roda de borracha para analisar a resistência ao desgaste de cada consumível. Na Figura 2. 16 são apresentadas as resistências ao desgaste médio por consumível, o consumível chamado de ER1 na figura não será utilizado como comparação neste trabalho. Pode-se perceber que o melhor resultado de resistência foi obtido pelo arame FeCrC+Nb, seguido pelo FeCrC+Ti. O arame FeCrC obteve a menor resistência dos três arames.

Lima (2008) cita que o menor desempenho em termos de resistência ao desgaste da liga FeCrC provavelmente pode ser explicada pela menor dureza do revestimento devido à sua microestrutura hipoeutética (dendritas de austenita em matriz eutética) de menores propriedades de resistência ao desgaste. Por outro lado, a maior resistência ao desgaste da liga FeCrC+Nb pode estar relacionada com a maior dureza do revestimento devido à sua microestrutura hipereutética, formada por carbonetos primários de cromo M_7C_3 e carbonetos de nióbio (NbC) em matriz eutética.

Figura 2. 15: Microestrutura do revestimento feito pelo processo FCAW duplo arame na condição FeCrC – FeCrC+Ti.

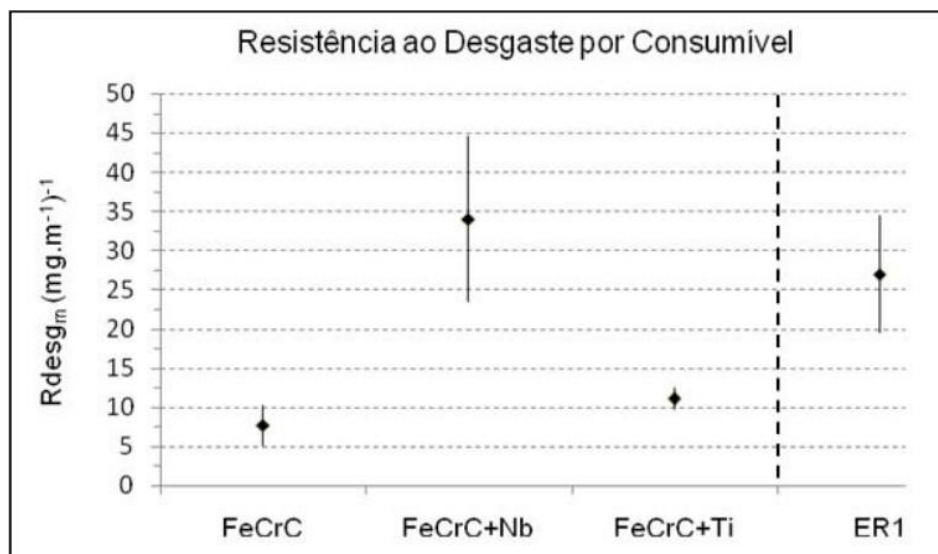


Fonte: SOUZA (2015).

O menor desempenho da liga FeCrC+Ti em relação a liga FeCrC+Nb foi explicada por Lima (2008) pela presença de grandes carbonetos TiC intercalados por pequenos e duros carbonetos de TiC fortemente incrustados e finamente distribuídos na matriz austenítica-martensítica.

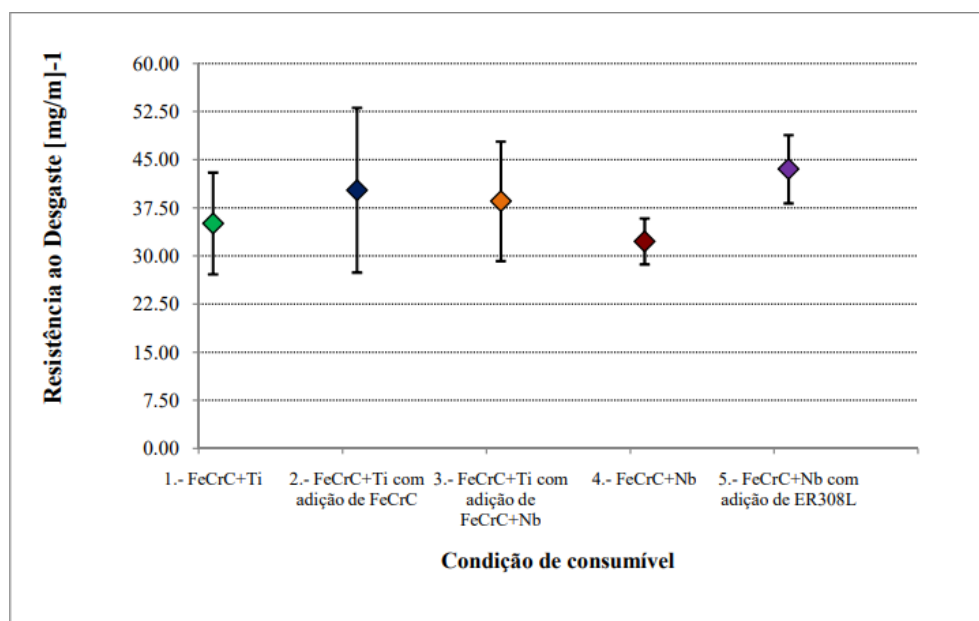
García (2011) também analisou a resistência ao desgaste (Figura 2. 17) utilizando a roda de borracha. A autora usou do processo de adição de arame em quatro condições: duas condições de adição simples (FeCrC+Ti e FeCrC+Nb) e outras duas condições com adição de duplo arame (um energizado e outro não energizado): FeCrC+Ti - FeCrC e FeCrC+Ti - FeCrC+Nb. Pode-se perceber que a condição FeCrC+Ti – FeCrC obteve maior resistência ao desgaste, seguida pela condição FeCrC+ Ti – FeCrC+Nb e que foram maiores do que as condições sem adição de arame frio (FeCrC+Ti e FeCrC+Nb). A condição ilustrada como item 5 da figura não será relevante para o presente trabalho.

Figura 2. 16: Análise comparativa de resistência ao desgaste por consumível.



Fonte: LIMA (2008).

Figura 2. 17: Análise comparativa de resistência ao desgaste de revestimentos com e sem adição de arame frio.



Fonte: GARCÍA (2011).

2.8. Processos de aplicação de revestimento

A técnica de revestimento consiste na deposição de uma liga especial resistente ao desgaste numa superfície sujeita a deterioração, destacando-se pela eficiência na prevenção ao desgaste abrasivo e na recuperação de componentes

(CORRÊA, 2005).

Conforme Wainer, Brandi e Mello (1992), os processos de soldagem mais utilizados na deposição de revestimento duros são: soldagem por eletrodo revestido e soldagem por arame tubular. Nesses casos os materiais dos revestimentos são fornecidos comercialmente na forma de varetas ou bobinas. No processo de soldagem a arco elétrico com eletrodos revestidos SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*), os consumíveis apresentam-se como varetas, cuja alma metálica é constituída de uma composição química especial, onde a solda produzida por esse eletrodo revestido apresenta as propriedades mecânicas exigidas no projeto. Em alguns casos o revestimento dos eletrodos revestidos pode introduzir na poça de fusão, o elemento químico especial de interesse. Já no processo de soldagem a arco elétrico por arame tubular FCAW (*Flux Cored Arc Welding*), o consumível é fornecido em bobinas, cuja a composição química apresenta as características de revestimento duro.

2.8.1 Soldagem com arame tubular (FCAW – *Flux Cored Arc Welding*)

O processo de soldagem com Arame Tubular utiliza o calor gerado no arco elétrico para a fusão do metal e do eletrodo e um arame tubular alimentado continuamente. A proteção da solda é feita por meio de um fluxo contido dentro do arame, podendo ter ou não a proteção adicional de um gás suprido externamente (AWS, 1991).

O processo oferece duas variações que diferem no método de proteção do arco e da poça de fusão da contaminação atmosférica. No arame auto protegido, a proteção do metal fundido é feita pela decomposição e vaporização do fluxo do eletrodo pelo calor do arco. Já no tipo com proteção gasosa, usa-se um jato de gás que protege enquanto há o fluxo do eletrodo. Nos dois tipos o material do fluxo de eletrodo protege o arco elétrico da contaminação atmosférica e ainda pode atuar como desoxidante, acrescentar elemento de liga ao metal de solda, estabilizar o arco, além de fornecer um recobrimento de escória para a proteção da solidificação do metal e solda (AWS, 1991).

Na versão de soldagem auto protegida, a proteção da poça é obtida como resultado da vaporização dos ingredientes do núcleo que levam ao deslocamento do ar e pela composição dos minerais produtores de escória (desoxidantes e desnitrificantes) e carbonatos que a altas temperaturas se decompõem formando o

CO₂ necessário para efetivar a proteção. As principais vantagens da utilização de arames auto protegidos se devem à possibilidade de se obter depósitos com elevado teor de elementos de ligas e a baixo custo, à sua elevada produtividade e ao enchimento de juntas irregulares. Por outro lado, as suas maiores restrições referem-se à produção de grande volume de gases e fumos que requerem eficiente sistema de exaustão, além da aparência irregular dos cordões (MARTÍNEZ e PÉREZ, 2000).

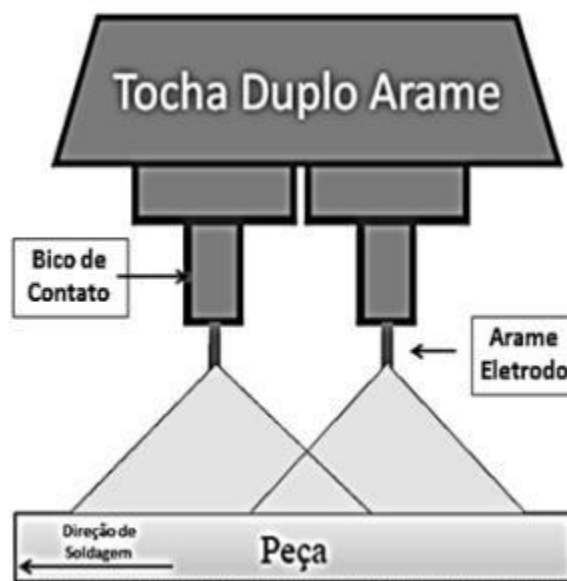
2.8.2 FCAW duplo arame

Com o objetivo de aumentar a produtividade e melhorar a qualidade do processo de soldagem FCAW foram estudadas e criadas novas técnicas variantes da mesma. Segundo Souza e Ferraresi (2017) o processo FCAW Duplo Arame foi desenvolvido para áreas de aplicação onde altas taxas de deposição são necessárias (comparável ao processo arco submerso), mas que a flexibilidade do processo FCAW é desejada.

A soldagem FCAW com dois arames (Duplo Arame) é uma variante do processo FCAW convencional e caracteriza-se pela formação de um par de arcos elétricos entre uma única poça de fusão e dois eletrodos consumíveis continuamente alimentados (Figura 2. 18). Comparativamente à soldagem FCAW convencional, o duplo arame apresenta as seguintes características principais: maior taxa de deposição de material, possibilidade de soldagens com velocidades de deslocamento mais elevadas e o menor aporte térmico sobre a peça, este como consequência da utilização de velocidades de soldagem mais altas (MOTTA E DUTRA, 2005; SCOTTI E PONOMAREV, 2008).

Como dois alimentadores de arame-eletrodo são utilizados, podem-se usar diferentes composições químicas de arames e obter velocidades de alimentação distintas. Como duas fontes podem opcionalmente ser usadas para comandar os dois alimentadores, diferentes parâmetros elétricos podem ser impostos sobre cada arame.

Figura 2. 18: Processo FCAW duplo arame.



Fonte: Souza (2015) adaptado de Caimacam (2014).

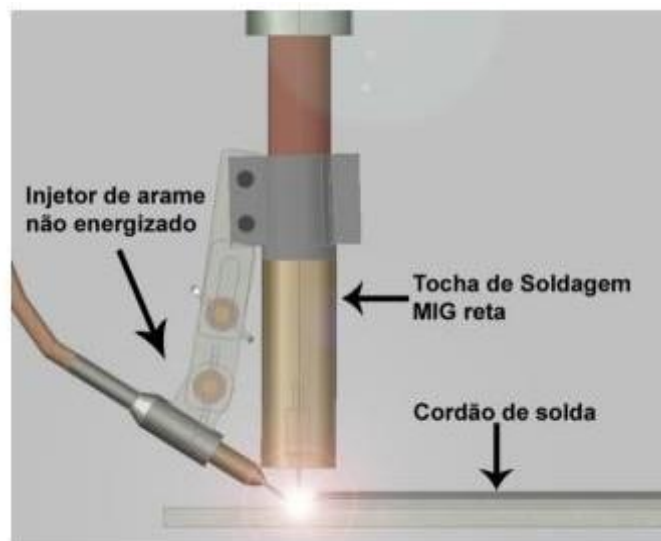
2.8.3 FCAW duplo arame com adição de arame não energizado

A adição de arame não energizado, também chamado como arame frio, no processo FCAW duplo arame tem como objetivo agregar todas as qualidades do processo FCAW duplo arame, aumentando a produtividade e a taxa de deposição sem elevar o custo do processo. O processo duplo arame com adição de arame frio consiste na adição de um arame energizado e um não energizado que é fundido na poça de fusão pelo arame energizado.

Esse processo permite a utilização de apenas uma fonte de tensão constante com alimentador de arame, o arame frio é alimentado através de um cabeçote e um sistema injetor acoplado à extremidade da tocha de soldagem conduzindo-o para a região do arco elétrico, através desse cabeçote é possível controlar entrada e saída de arame e os valores de velocidade de alimentação do arame. A Figura 2. 19 representa esquematicamente esse processo.

Para obter um comprimento de arco maior é necessário aumentar a velocidade de alimentação e aumento na tensão utilizada e, como consequência, há o aumento da corrente e um comprimento de arco maior. Com o aumento da velocidade de alimentação há um aumento na taxa de deposição.

Figura 2. 19: Representação esquemática da alimentação de arame não energizado.



Fonte: CRUZ JÚNIOR; FERRARESI; BRAGA, 2009.

Cruz Júnior; Ferraresi; Braga (2009) realizaram estudos utilizando a adição de arame frio e obtiveram uma melhor relação entre a velocidade de alimentação do arame energizado e do arame não energizado e obtiveram uma relação de 1/3, ou seja, para uma condição de arame energizado de 6 m/min a condição do arame não energizado é de 2 m/min. Também foi observado que a qualidade da solda de revestimento melhorava.

Ferreira (2010) após fazer um estudo comparativo entre o processo de Arame Tubular com e sem adição de arame não energizado, observou que na adição de arame não energizado os depósitos apresentavam uma melhor regularidade na largura e reforço do cordão de solda.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

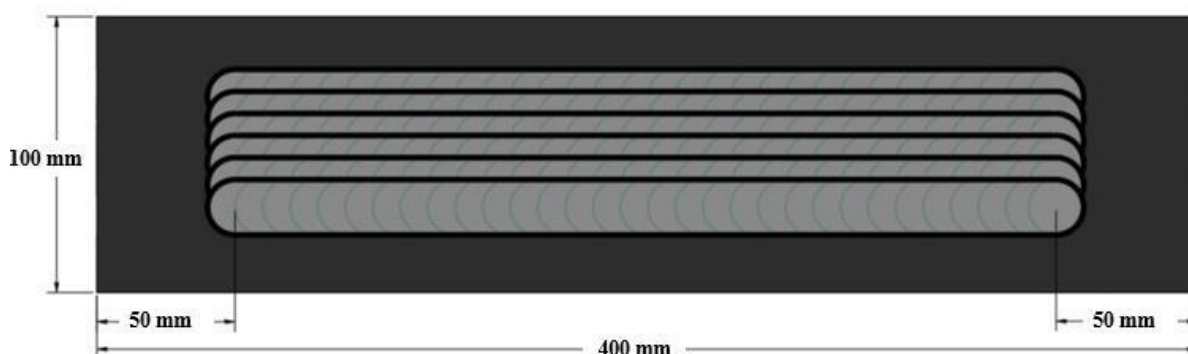
Com o intuito de facilitar o entendimento e compreensão das atividades desenvolvidas nesta pesquisa serão descritos os equipamentos, os materiais consumíveis e a metodologia utilizada para o desenvolvimento da mesma.

3.1. Materiais e Equipamentos

3.1.1 Metal de base

Os testes no laboratório foram realizados utilizando chapas de aço carbono ABNT 1045 com dimensões 400 x 400 x 20 mm, na qual foi possível o corte de três chapas com dimensões 400 x 100 x 20 mm (Figura 3. 1) das quais foram extraídos os corpos de prova para análise de dureza, microestrutura e resistência ao desgaste. Na Figura 3. 1 a parte em cinza escuro representa a chapa onde foram feitos os revestimentos e a parte cinza claro representa os revestimentos.

Figura 3. 1 :Dimensões da chapa para confecção dos revestimentos com espessura de 20 mm.



3.1.2 Metais de adição

Baseado em pesquisas anteriores realizadas por Lima (2008), García (2011) e Souza (2015) foram escolhidos para o estudo três arames tubulares auto-protegidos de 1,6 mm de diâmetro. A composição química encontra-se na Tabela 3. 1 retirada de

catálogo da empresa fabricante UTP.

A diferença entre os arames é determinada pela diferença nos teores de carbono, silício, manganês, cromo, pela adição de nióbio no segundo arame e pela adição de molibdênio e titânio no último. O arame FeCrC foi utilizado como o arame base para o revestimento, os arames FeCrC+Nb e FeCrC+Ti foram adicionados não energizados (frio) no processo de soldagem.

Tabela 3. 1: Composição química e dureza dos arames tubulares auto-protetidos fornecidos pelo fabricante.

Arame Tubular	Classificação DIN 8555	Porcentagem em peso (%)							Dureza após a soldagem de três camadas (HRC)
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	
FeCrC	MF 10-GF-60-GR	4,40	0,30	0,30	27,0	-	-	-	57 - 62
FeCrC+Nb	MF 10-GF-65-GRI	5,50	0,30	0,30	22,00	-	7,00	-	63-65
FeCrC+Ti	MF 10-G-GF-60-GP	1,80	0,20	0,90	6,10	1,40	-	5,50	58

Fonte: Adaptado de UTP (2022).

3.1.3 Robô de soldagem

Para realização dos testes foi utilizado o robô de soldagem YASKAWA MOTOMAN HP20 acoplado a uma fonte de soldagem. O robô é composto por uma fonte de soldagem eletrônica, tocha, sistema de aquisição de dados e dois alimentadores de arame (um energizado e outro para arame não energizado).

3.1.4 Fonte de soldagem

A fonte de soldagem utilizada é eletrônica e multiprocesso IMC DIGIPLUS A7 450 (Figura 3. 2) que pode ser utilizada para vários processos de soldagem. Suas características são:

- Corrente contínua, constante ou pulsada;
- Indutância ajustável;
- Corrente máxima de 450 A;
- Tensão em vazio 68 V;
- A fonte foi ajustada em modo MIG/MAG convencional com tensão

constante.

Figura 3. 2: Fonte de soldagem.



3.1.5 Alimentador de arame energizado

O alimentador de arame tem como função alimentar o arame-eletrodo até o arco elétrico, está acoplado a fonte de soldagem e possui as seguintes características:

- Velocidade de avanço do arame-eletrodo: 0,5 até 20 m/min;
- Diâmetro de arame -eletrodo: 0,60 a 1,6 mm.

3.1.6 Alimentador de arame não-energizado

Para alimentar o arame não-energizado foi utilizado um alimentador de arame da marca SUMIG modelo AW-4 com velocidade de alimentação de 2,5 a 24 m/min e diâmetro do arame de 0,8 mm a 1,6 mm. Foi fabricado um suporte no LAMAF (Laboratório de Materiais e Processos de Fabricação) da UFG para acoplar o alimentador na posição correta na tocha (Figura 3. 3).

Figura 3. 3: Suporte com alimentador de arame não-energizado acoplado a tocha.



3.1.7 Sistema de aquisição de dados

É composto por uma placa de aquisição modelo NI USB-6009 com resolução de 14 bits e faixa de medição de $\pm 10V$, um condicionador de sinal e um computador com software de aquisição de dados desenvolvido em LabView. Todo sistema de aquisição de dados foi calibrado antes da realização dos ensaios. Na obtenção dos sinais, empregou-se frequência de aquisição de 5 kHz, com intervalos de leitura de 5s para o modo convencional.

3.1.8 Equipamento para ensaio de roda de borracha

Os ensaios de desgaste foram realizados utilizando um abrasômetro Roda de Borracha (a seco) construído de acordo com a norma ASTM 65-00 (Figura 3. 4) tal equipamento é recomendado para simulação de desgaste abrasivo de baixa tensão. Este equipamento encontra-se no LAPROSOLDA/UFU, onde foram realizados os ensaios.

Durante o ensaio se mantiveram as seguintes condições fixas:

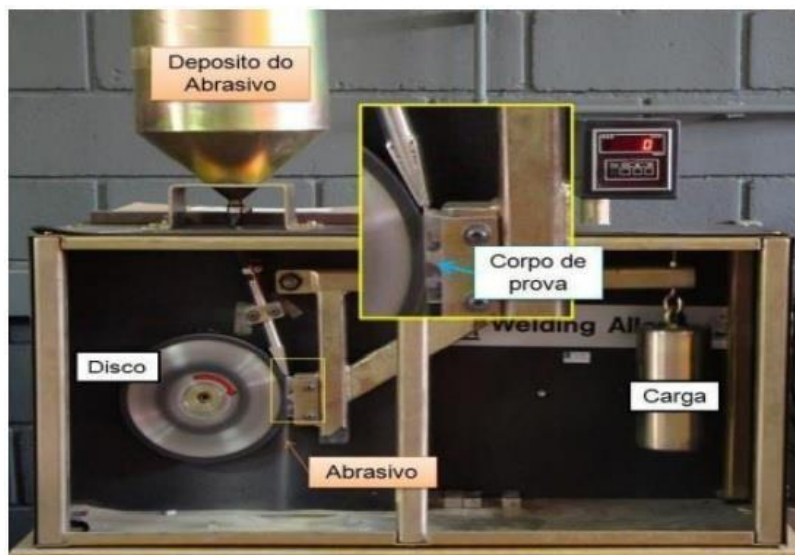
- As dimensões das amostras foram: 15 x 25x 60 mm;
- Disco de 12,7 x 228 mm;

- Anel de borracha com dureza de 60 Shore A (espessura de 12,7 mm);
- Areia normal brasileira N° 100 (0,15 mm);
- Rotação do disco de 200 RPM;
- Tempo de ensaio de 10 min (ensaio tipo B, segundo norma ASTM G65-00);
- Carga de 130 N;
- Distância de ensaio de 1436 m.

O desgaste foi avaliado em função da perda de massa dos corpos de prova, pela comparação entre o peso antes e após o ensaio, através da pesagem em balança eletrônica com resolução de 10^{-4} g.

O tempo de ensaio foi igual a 15 min (5 min de pré-desgaste e 10 min de desgaste). Os cinco primeiros minutos ininterruptos de ensaio de pré-desgaste correspondem ao tempo em que o desgaste do material entra em regime (Lima, 2008). Segundo Costa, Klein e Mello (2001), a taxa de desgaste abrasivo a baixa tensão estabiliza a partir de certo tempo de ensaio e tende a diminuir com o aumento da dureza do material. Por isso, antes da realização dos ensaios de desgaste é necessária a realização do pré-desgaste.

Figura 3. 4: Abrasômetro Roda de Borracha utilizado para a realização dos ensaios de desgaste.



Fonte: SOUZA (2015).

3.1.9 Durômetro

Para medição da dureza Rockwell C foi utilizado um durômetro Mitutoyo HR-

300, com carga de 150 kg e pré-carga de 10kgf. O durômetro possui pré-carga de 3kgf e de 10 kgf, com capacidade para ajuste de carga de 15, 30, 45, 60, 100 e 150 kgf, penetrador de diamante padrão 60-66 HRC (Figura 3. 5).

Figura 3. 5: Durômetro MITUTOYO HR-300.



3.1.10 Microscópio ótico

Um microscópio óptico marca ZEISS, modelo AXIOCAM MRc5 (Figura 3. 6) com aumento máximo de 1000 vezes foi utilizado para obtenção das imagens da microestrutura dos revestimentos.

3.1.11 Cortadora metalográfica

Para o corte das seções transversais e na preparação dos corpos de prova e amostras para as análises foi utilizada cortadora metalográfica CFIII FORTEL (Figura 3. 7) com disco de corte SKILL-TEC 35.

Figura 3. 6: Microscópio utilizado para observação microestrutural dos revestimentos.

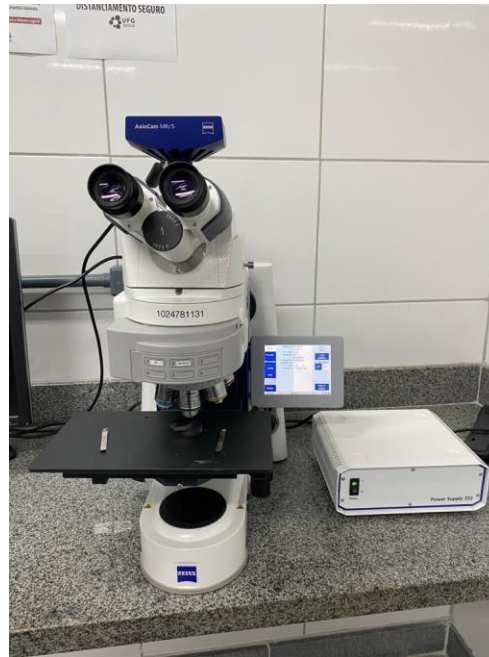


Figura 3. 7: Cortadora metalográfica.



3.1.12 Retificadora

Para realizar a retificação dos corpos de prova para análises de desgaste foi utilizada a retificadora da marca ATLAS MAQ modelo RPA 800 (Figura 3. 8).

Figura 3. 8: Retificadora ATLAS MAQ RPA 800.



3.1.13 Preparação das amostras

Os corpos de prova para análise foram lixados em uma lixadora metalográfica da marca FORTEL modelo PLF (Figura 3. 9), usando uma sequência de lixas de 80 a 2000 *mesh*. O polimento das amostras foi realizado com alumina de 1 μm , utilizando-se a mesma lixadeira.

Figura 3. 9: Lixadeira metalográfica FORTEL.



3.2. Metodologia

3.3.1 Testes Preliminares

Testes preliminares foram realizados para determinar os parâmetros de soldagem e as condições de posicionamento e alimentação do arame não energizado. Primeiro, testes foram realizados com apenas um arame para se encontrar os parâmetros de soldagem nesta condição. A condição de soldagem almejada era uma configuração de comprimento de arco alto (ajustado pela tensão de soldagem) e alta energia de soldagem (ajustada pela velocidade de alimentação) visando a geração de calor suficiente para fundir o arame não-energizado a altas taxas de fusão (velocidade de alimentação de pelo menos metade da velocidade utilizada pelo arame não -energizado). Esta abordagem foi utilizada para permitir maiores valores de mistura do arame não energizado no revestimento em contrapartida aos trabalhos realizados por Lima (2008), García (2011) e Souza (2015), utilizados como referência para este trabalho, onde o uso de baixa energia de soldagem permitiu baixas velocidade de alimentação do arame não-energizado. A DBCP utilizada foi ajustada em função do comprimento do arco e está dentro da faixa utilizada por Lima (2008).

Após, utilizando os parâmetros anteriormente determinados, o arame não energizado foi inserido variando-se a velocidade de alimentação até que se conseguisse uma condição em que o arame não energizado era fundido à uma taxa adequada pelo arco do arame energizado.

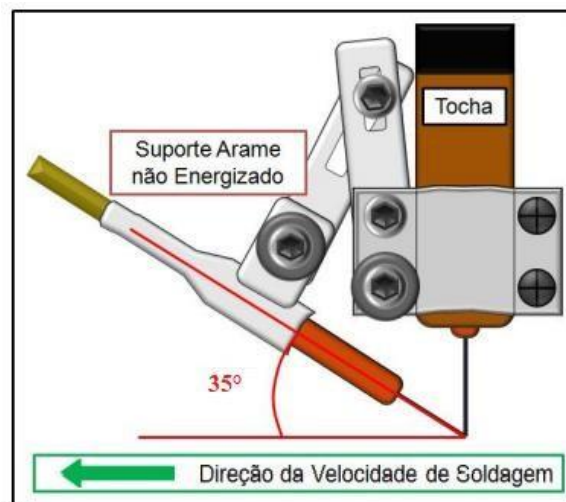
3.3.2 Realização dos Revestimentos

Os revestimentos foram realizados no robô do laboratório utilizando o processo de soldagem Arame Tubular (FCAW- Flux-Cored Arc Welding) e Arame Tubular duplo arame, com adição de arame não energizado, posição plana. Em ambos os processos a tocha se encontra na vertical formando um ângulo de 90° com a superfície da chapa. Nos testes em que houve adição de arame não energizado, foi acoplado um suporte em posição longitudinal (Figura 3. 10) à tocha na direção da velocidade de soldagem em que ambos os arames são alimentados um a frente do outro. O arame não energizado é alimentado formando um ângulo de 35° com a horizontal. Este ângulo foi o que permitiu melhor posicionamento de entrada do arame no arco elétrico.

Para confecção dos revestimentos foram realizados 6 cordões, um do lado do outro com comprimento de 300 mm, com sobreposição de aproximadamente 50 % (Figura 3. 11) e tecimento a frequência de 3 Hz e amplitude de 5 mm (condição sem arame não energizado) e 7,5 mm (condição com arame não energizado), velocidade de

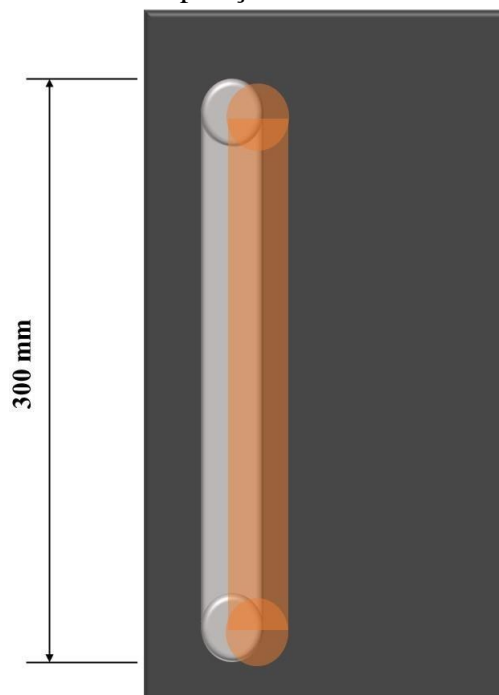
alimentação de 8 m/min para o arame energizado e 4 m/min para o arame não energizado, quando foi o caso. Foi utilizada a técnica de tecimento com objetivo de aumentar a molhabilidade do cordão. Duas metodologias foram utilizadas em relação à temperatura de interpasse; na primeira utilizou-se a temperatura de aproximadamente 50 °C e na segunda utilizou-se a temperatura de aproximadamente 200 °C.

Figura 3. 10: Suporte acoplado a tocha de soldagem utilizado na adição de arame não energizado.



Fonte: Adaptado de (GARCÍA, 2011).

Figura 3. 11: Esquema da sobreposição de 50% de um cordão para o outro.

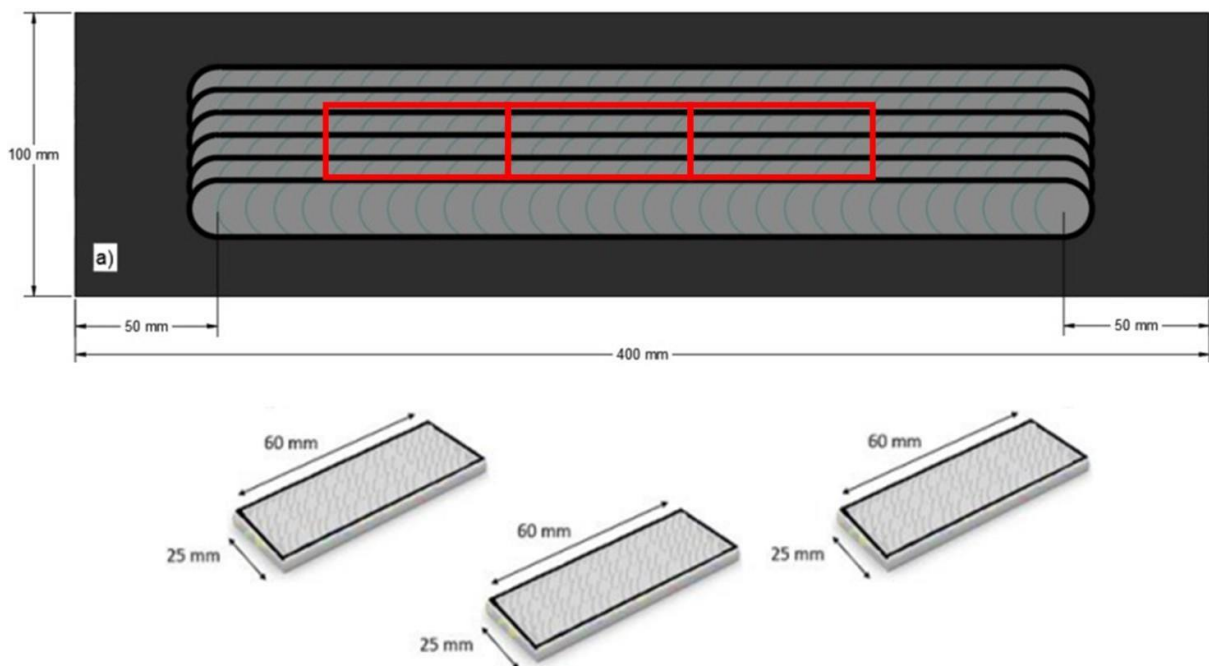


3.3.3 Ensaio de desgaste

Os revestimentos foram realizados nas chapas de aço indicadas no item 3.1.1. Os corpos de prova para a execução do ensaio de roda de borracha foram retirados do meio das chapas revestidas (Figura 3. 12), desconsiderando os 50 mm iniciais e finais do comprimento do cordão, tendo dimensões (60 x 25 x 15 mm) correspondentes às exigidas pela norma ASTM G 65-00. A espessura dos revestimentos após a retificação ficou entre 7 e 8 mm.

Para a extração dos corpos de prova foi utilizada a cortadora metalográfica descrita no item 3.1.11. Após o corte nas dimensões para o ensaio, os corpos de prova foram retificados utilizando a retificadora descrita no item 3.1.12. O comprimento restante dos cordões, tirando os 50 mm iniciais e finais do revestimento, foram cortados para análises de dureza e microestrutura.

Figura 3. 12: Extração dos corpos de prova para ensaio de desgaste.



Para avaliação da resistência ao desgaste (R_{desg}) será utilizada a equação 3.1 com os dados do desgaste ($Desg_m$), perda de massa, e a distância (D_{ensaio}) percorrida durante o ensaio, para esse estudo foi de 1436 m.

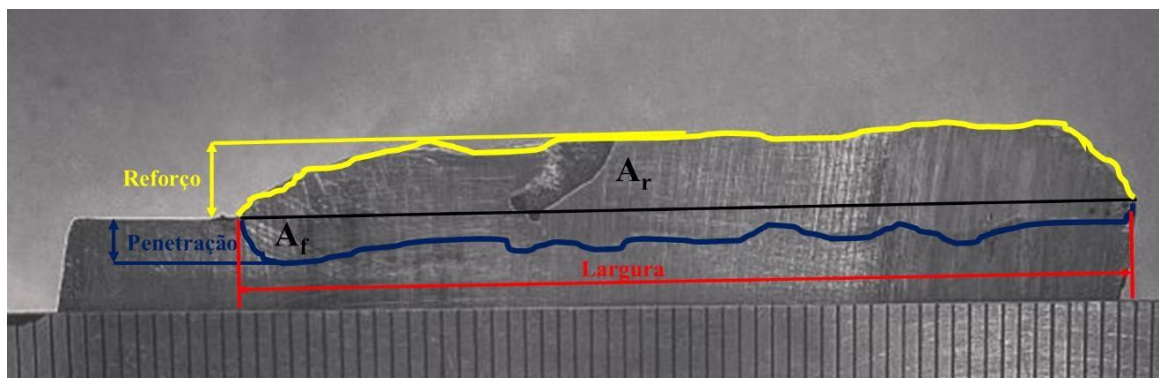
$$R_{desg} = \left(\frac{Desg_m}{D_{ensaio}} \right)^{-1} \left[\frac{mg}{m} \right]^{-1} \quad (3.1)$$

3.3.4 Parâmetros Geométricos do Revestimento

Para a avaliação dos parâmetros geométricos do revestimento tais como largura, reforço, penetração e a área fundida (A_f) e de reforço (A_r), Figura 3. 13, para se determinar a diluição, foram cortadas amostras a 50 mm das extremidades finais dos corpos de prova. As superfícies transversais foram retificadas com lixas #80 e #120, atacadas com Nital 10% por 20 s e fotografadas com a câmera do celular. Como existe uma grande diferença química entre o material de revestimento e o metal base não foi necessário o polimento.

As imagens digitais obtidas foram analisadas com a ajuda do programa ImageJ. Este programa permite conhecer os dados do perfil do cordão de solda: área de reforço, penetração e largura. Para a avaliação da penetração nos revestimentos tomou-se o maior valor entre os seis cordões de solda.

Figura 3. 13: Preparação para análise macrográfica e ilustração dos parâmetros geométricos dos revestimentos.



3.3.5 Diluição

A avaliação dos níveis de diluição (Dil) foi obtida através da relação entre a área fundida (A_f), Figura 3. 13, abaixo da superfície da chapa e a área total do cordão de solda, formada pela soma entre as áreas adicionadas ou de reforço (A_r) e fundida, utilizando a equação 3.2.

$$Dil = \frac{A_f}{(A_r + A_f)} \times 100 \left[\frac{mg}{m} \right]^{-1} \quad (3.2)$$

3.3.6 Avaliação microestrutural

Foram extraídas três amostras para os revestimentos com temperatura de interpasse de 50°C e três amostras para temperatura de interpasse de 200° (totalizando seis amostras) para análise microestrutural de cada condição: FeCrC; FeCrC + FeCrCNb não energizado e FeCrC + FeCrCTi não energizado. Estas amostras foram lixadas de acordo com o item 3.1.13 de preparação das amostras. Posteriormente as amostras para as condições FeCrC e FeCrC+FeCrCNb foram atacadas com Água Régia em Álcool por 35 s, as amostras da condição FeCrC+FeCrCTi foram atacadas com Nital 10% por 30s, esse reagente permitiu uma melhor visualização da microestrutura nessa condição. Posteriormente as amostras foram levadas ao microscópio óptico e ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) para avaliação da microestrutura.

3.3.7 Medições de dureza

Para medições de dureza foram feitas cinco medidas de dureza Rockwell C aleatórias no topo do revestimento de solda retificado e lixado para cada condição: FeCrC (50°C e 200°C); FeCrC+FeCrCNb (50°C e 200°C) e FeCrC+FeCrCTi (50°C e 200°C).

3.3. Procedimento experimental

Para o desenvolvimento da pesquisa foi seguido o procedimento descrito a seguir:

Primeira Etapa:

→ Testes preliminares para selecionar os parâmetros de soldagem

1. Realização de testes variando os parâmetros de soldagem V_{sold} , V_{alim} (condições sem e com arame não energizado) e Tensão, a partir dos parâmetros encontrados por Lima (2008), García(2011) e Souza (2015).
 - Através da avaliação visual das características como largura, reforço, presença de discontinuidades e geração de respingos, foi selecionado o parâmetro que apresentou melhor resultado.

Segunda Etapa:

→ Realização dos revestimentos

1. Soldagem dos revestimentos utilizando as condições de consumíveis (FeCrC; FeCrC+FeCrCNb e FeCrC+FeCrCTi) e os parâmetros de soldagem definidos na primeira etapa, utilizando primeiramente temperatura de interpasse de 50°C e posteriormente de 200°C para cada condição.
2. Inspeção visual dos revestimentos
3. Preparação dos corpos de prova para ensaio de desgaste:
 - a) Retirada dos corpos de prova das chapas revestidas, conforme a norma ASTM G65-00.
 - b) Retificação da superfície dos corpos de prova para obtenção de uma superfície plana na região a ser desgastada durante o ensaio.

Terceira Etapa:**→ Ensaio de Desgaste e Microestrutura dos revestimentos**

1. Realização do ensaio de desgaste com abrasômetro de roda de borracha seguindo a norma ASTM G65-00:
 - a) Pré-desgaste de 5 minutos.
 - b) Pesagem de corpos de prova.
 - c) Desgaste de 10 minutos.
 - d) Pesagem dos corpos de prova.
 - e) Análise da resistência ao desgaste de acordo com a perda de massa.
2. Avaliação de dureza dos revestimentos.
3. Análise microestrutural dos revestimentos.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Parâmetros de soldagem

A Tabela 4. 1 mostra os parâmetros determinados na fase de parametrização dos processos. Os mesmos parâmetros foram utilizados para a temperatura de interpasse de 50°C e 200°C.

Percebe-se pela Tabela 4. 1 que nas condições em que foram adicionados arames não energizados FeCrC+Nb e FeCrC+Ti houve um aumento na corrente média, tal variação pode ter ocorrido devido a maior altura do cordão quando foi adicionado o material, como a DBCP não foi alterada em relação a condição de arame não energizado, o comprimento energizado de arame diminuiu fazendo com que a resistência diminuísse e a corrente aumentasse.

Tabela 4. 1: Parâmetros de revestimentos selecionados após os testes preliminares e valores de tensão e corrente de soldagem monitorados.

CONDIÇÃO	U_r (V)	V_{alim} arame energizado (m/min)	V_{alim} arame não - energizado (m/min)	DBCP (mm)	V_{sold} (cm/min)	U_m (V)	I_m (A)
FeCrC	42	8	-	22	30	43,6	250
FeCrC + FeCrCNb	42	8	4	22	30	41,6	276
FeCrC + FeCrCTi	42	8	4	22	30	41,4	267

Onde: U_r = tensão de referência; V_{alim} = velocidade de alimentação; DBCP = distância bico de contato-peça; V_{sold} = velocidade de soldagem; U_m = tensão média; I_m = corrente média.

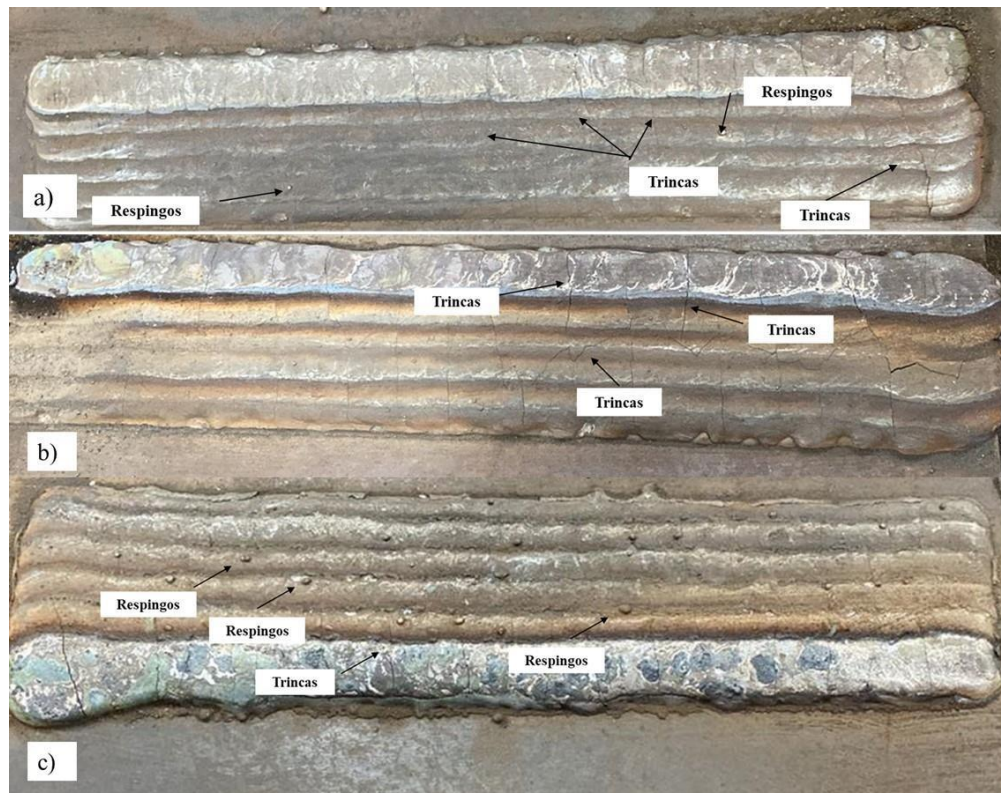
4.2. Revestimento das chapas

Foram aplicados 6 cordões de solda, produzindo um revestimento de 75 mm de largura e comprimento de 300 mm com sobreposição de aproximadamente 50% de um cordão para o outro. Para a obtenção dessa sobreposição foram necessários alguns testes utilizando o programa do robô de soldagem para variar a distância em que a tocha deveria estar para o próximo cordão e feitas as medições até chegar na amplitude de 7,5 mm. A Figura 4. 1 e Figura 4. 2 mostram os revestimentos feitos para as condições propostas

onde percebe-se a presença de trincas e respingos verificados visualmente. O aparecimento de trincas se justifica pela alta dureza do revestimento e consequente microestrutura frágil que, por sua vez, não acomoda as tensões residuais. Para Lippold (2014) tais trincas podem ser caracterizadas como trincas de solidificação e podem ter sido formadas pelo encolhimento natural durante o processo de solidificação, quando a microestrutura é suscetível. Segundo Scotti e Rosa (1997) para altos níveis de dureza a ductilidade do material é baixa ficando susceptíveis ao aparecimento das trincas, entretanto, essas trincas podem ser favoráveis uma vez que podem reduzir as tensões internas.

Figura 4. 1: Revestimentos com temperatura de interpasse de 50° C:

a) FeCrC; b) FeCrC + FeCrCNb não energizado e c) FeCrC+ FeCrCTi não energizado.



A combinação FeCrC-FeCrC+Nb para ambas temperaturas de interpasse aparentemente, pela análise visual das figuras, apresenta mais trincas do que as outras combinações de consumíveis. Segundo Souza (2015) tal fato pode ser explicado pela presença do nióbio na liga, uma vez que teores superiores a 2,5% wt. em ligas de alto teor de cromo promove trinca de solidificação.

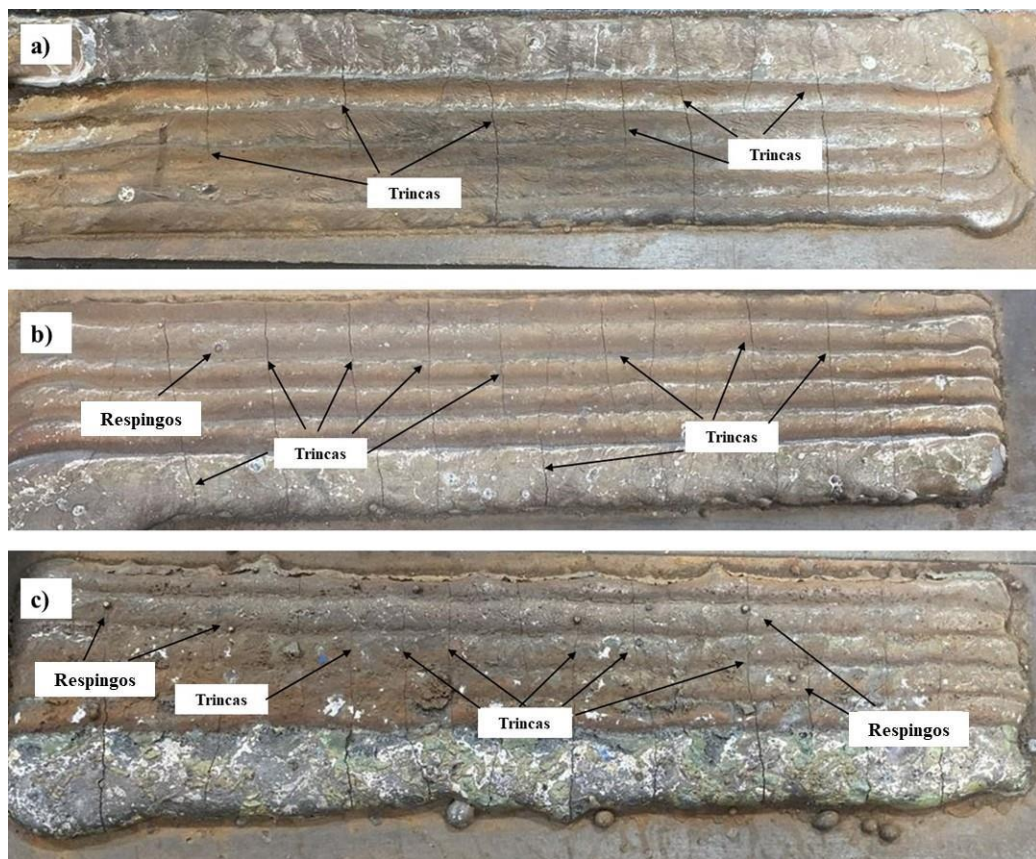
Ainda observando as figuras visualmente é possível perceber que tanto para

condição com temperatura de interpasse de 50°C, quanto com 200°C a combinação FeCrC-FeCrC+Ti apresentou mais respingos do que quando comparada com as outras condições de consumíveis.

Analisando a influência da temperatura de interpasse, comparando a Figura 4. 1 (temperatura de interpasse de 50°) e Figura 4. 2 (temperatura de interpasse de 200°C) pode-se perceber que existem trincas e respingos em ambas temperaturas.

Figura 4. 2: Revestimentos com temperatura de interpasse de 200° C:

a) FeCrC; b) FeCrC + FeCrCNb não energizado e c) FeCrC+ FeCrCTi não energizado.



A Tabela 4. 2 apresenta os valores de largura, reforço, penetração, área fundida, área de reforço e diluição dos revestimentos feitos para cada condição de soldagem, avaliados seguindo o procedimento descrito nos itens 3.3.4 e 3.3.5.

Os valores de desvio padrão foram encontrados utilizando-se a raiz quadrada dos valores encontrados para cada condição, sendo este um artifício estatístico utilizado quando se possui apenas um ponto de medição.

A Figura 4. 3 e Figura 4. 4 mostram os valores da penetração e reforço apresentados na Tabela 4. 2. Na Figura 4. 3 percebe-se que o maior valor de penetração

foi obtido pelo revestimento FeCrC (200°C) que foi de 3,13 mm, seguidos pelo FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) de 2,44 mm e FeCrC (50°C) com 2,15 mm. Os menores valores de penetração foram obtidos pelo revestimento FeCrC-FeCrC+Nb para as duas temperaturas de interpasse utilizadas (50°C e 200°C). Para a análise de penetração García (2011) em aço ABNT 1020 obteve o maior valor de penetração na condição FeCrC+Ti sem adição de arame não energizado, com um valor médio de 2,86 mm e o menor valor de penetração foi para a condição FeCrC+Nb com valor médio de 1,92 mm, a autora não analisou a condição de consumível FeCrC como arame energizado. Souza (2015) também analisou tais parâmetros em aço ABNT 1020 com dois arames energizados e a condição FeCrC-FeCrC+Ti obteve maior valor de penetração com valor de 3,48 mm. A condição FeCrC-FeCrC para o mesmo autor obteve valor médio de penetração de 2,91 mm.

Quanto ao reforço (Figura 4. 4) a condição FeCrC-FeCrC+Nb com 7,29 mm (200°C) foi a que obteve maior valor. O menor valor de reforço foi observado na condição FeCrC (200°C) com 4,75 mm. Souza (2015) em seus estudos com adição de dois arames energizados e comparando as misturas realizadas neste estudo encontrou que a condição FeCrC-FeCrC+Ti foi a que apresentou maior reforço (3,48mm), enquanto o menor reforço foi na condição FeCrC-FeCrC (2,91 mm).

Tabela 4. 2: Características geométricas dos revestimentos.

Condição	Temperatura de Interpasse (°C)	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Área fundida (mm ²)	Área de reforço (mm ²)	Diluição (%)
FeCrC	50	55,71	5,15	2,15	97,22	237,76	29,02
	200	64,38	4,75	3,13	31,88	64,96	32,92
FeCrC-FeCrC+Ti	50	65,58	5,09	2,44	60,57	197,32	23,49
	200	65,28	5,98	1,90	11,74	86,43	11,96
FeCrC-FeCrC+Nb	50	60,55	6,20	1,35	24,15	213,81	10,15
	200	61,96	7,29	1,16	16,95	112,69	13,07

Figura 4. 3: Valores de penetração dos revestimentos.

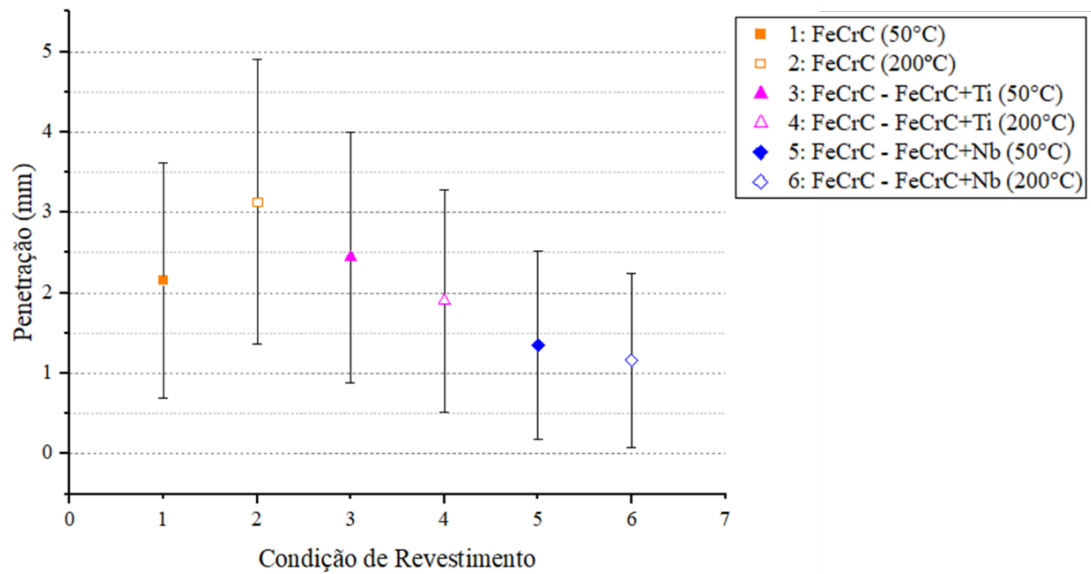
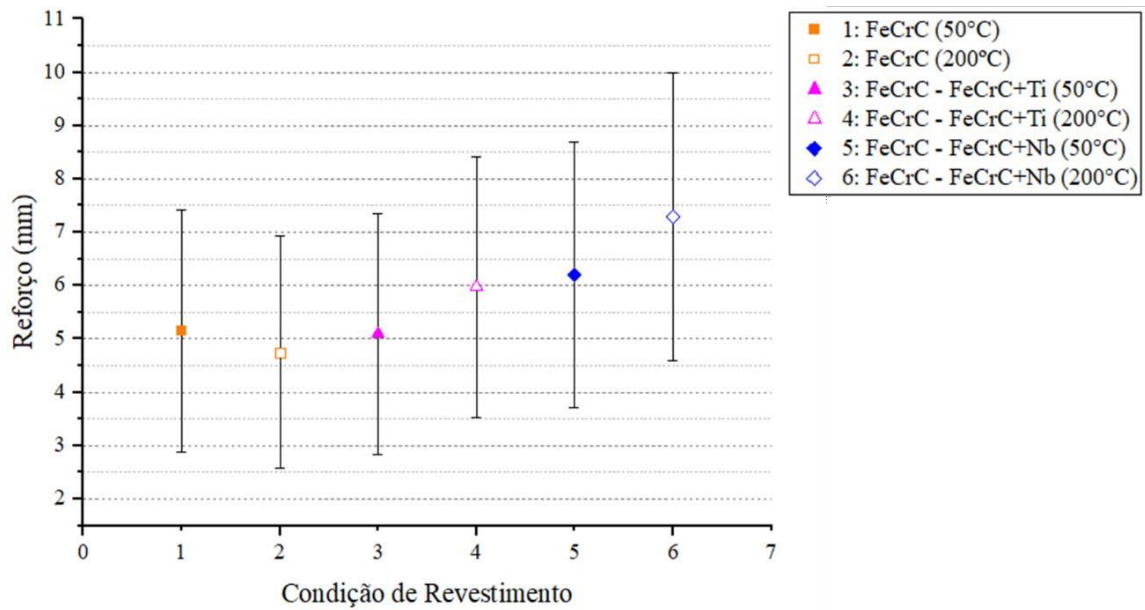


Figura 4. 4: Valores de reforço do revestimento.



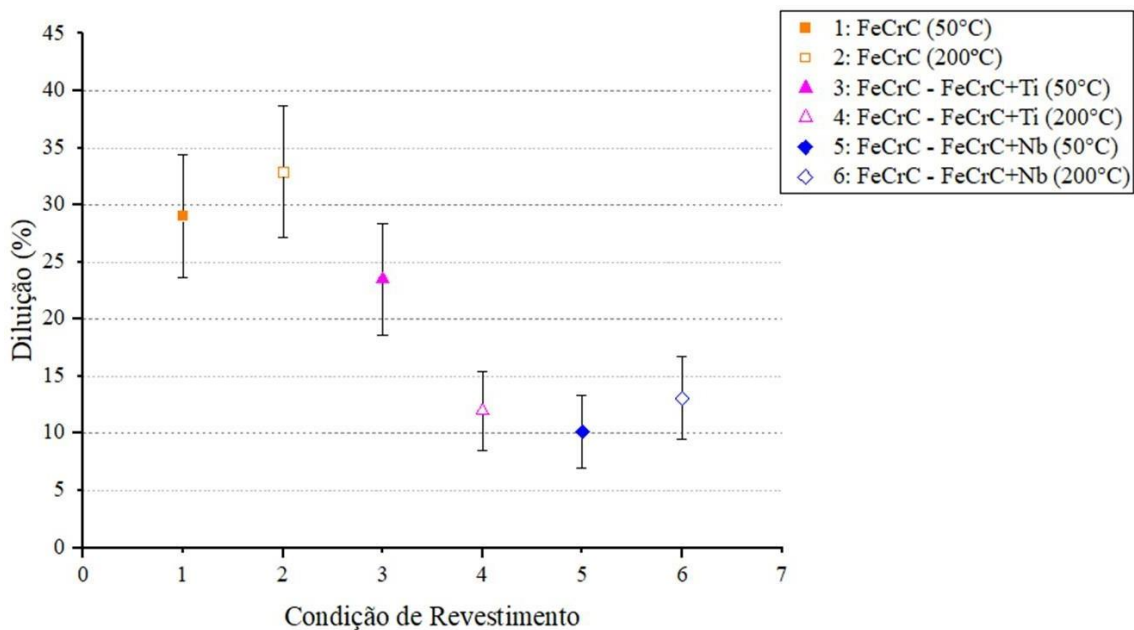
Em teste de hipótese a significância estatística para a penetração média considerando as condições de temperatura de interpasse de 50°C e 200°C, considerando $p \leq 0,05$ (95% de confiabilidade), obteve-se significância de $p= 0,908$ e $p= 0,585$ respectivamente, não permitindo considerar que os valores de penetração e reforço como estatisticamente diferentes entre si para as duas temperaturas de interpasse.

A Figura 4.5 apresenta os valores de diluição obtidos . Quando comparado os

valores de diluição para a combinação FeCrC e FeCrC-FeCrC+Nb a diluição foi maior para temperatura de interpasse 200°C e na combinação FeCrC-FeCrC+Ti, a temperatura de interpasse de 50°C obteve maior valor.

A combinação FeCrC (200°C) obteve o maior valor de diluição e a combinação FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) obteve menor valor de diluição. Quando comparado a combinação FeCrC sem adição de arame não energizado com as combinações com adição de arame não energizado, percebe-se que as condições com adição de arame não energizado obtiveram menores valores de diluição. Tais valores concordam com García (2011), que também apresentou valores de diluição menores para as condições realizadas com adição de arame não energizado. Segundo a mesma autora isso se deve à diminuição da penetração que foi afetada significativamente devido à injeção de arame não energizado no arco elétrico resfriando a poça de fusão, diminuindo a área fundida.

Figura 4. 5: Diluição dos revestimentos aplicados.



4.3. Microestruturas dos Revestimentos

Para a avaliação microestrutural foram extraídas amostras das chapas soldadas com temperatura de interpasse de 50°C e 200°C, para as 6 condições de revestimento. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas conforme procedimento do item 3.1.13.

A Figura 4. 6 (a) e (c) apresenta a microestrutura do revestimento FeCrC para

ambas temperaturas de interpasse em imagem obtida pelo MEV, com aumento de 1000 vezes, destacando a formação dos carbonetos de cromo dispersos na matriz com geometria hexagonal, característica dos carbonetos tipo M_7C_3 . A Figura 4. 6 (b) e (d) apresenta o espectro EDS dos carbonetos com composição de Fe, Cr e C.

A

Figura 4. 7 ilustra as microestruturas obtidas pelo microscópio óptico com a condição FeCrC pelo processo FCAW convencional (sem adição do arame frio) e observa-se que o revestimento obteve austenita em matriz eutética (austenita mais carbonetos) formando camadas formadas por carbonetos hexagonais (M_7C_3) sem orientação específica, imersos na matriz. Tal fato também foi observado por Lima (2008) e Souza (2015).

Segundo Souza (2015) a formação dos carbonetos hexagonais (M_7C_3) é observado em ligas de FeCrC com elevados teores de Cr, para forçar a geração de carbonetos do tipo M_7C_3 , a matriz encontrada no espécime com maior teor de Cr apresenta uma estrutura hipoeutética.

Sousa *et al* (2021) realizou revestimentos com liga FeCrC pelo processo FCAW convencional em aço SAE 1020 e ele também observou a presença de carbonetos primários M_7C_3 (regiões mais claras) dispersos em uma matriz eutética de Fe (regiões de tonalidade mais intensa - cinza) e as regiões mais escuras seriam de compostos pertencentes à matriz de Fe.

Figura 4. 6: a) Microestrutura do revestimento FeCrC (50°C) com MEV ; b) EDS das regiões M7C3 para 50°C; c) Microestrutura do revestimento FeCrC (200°C) com MEV; d) EDS das regiões M7C3 para 200°C.

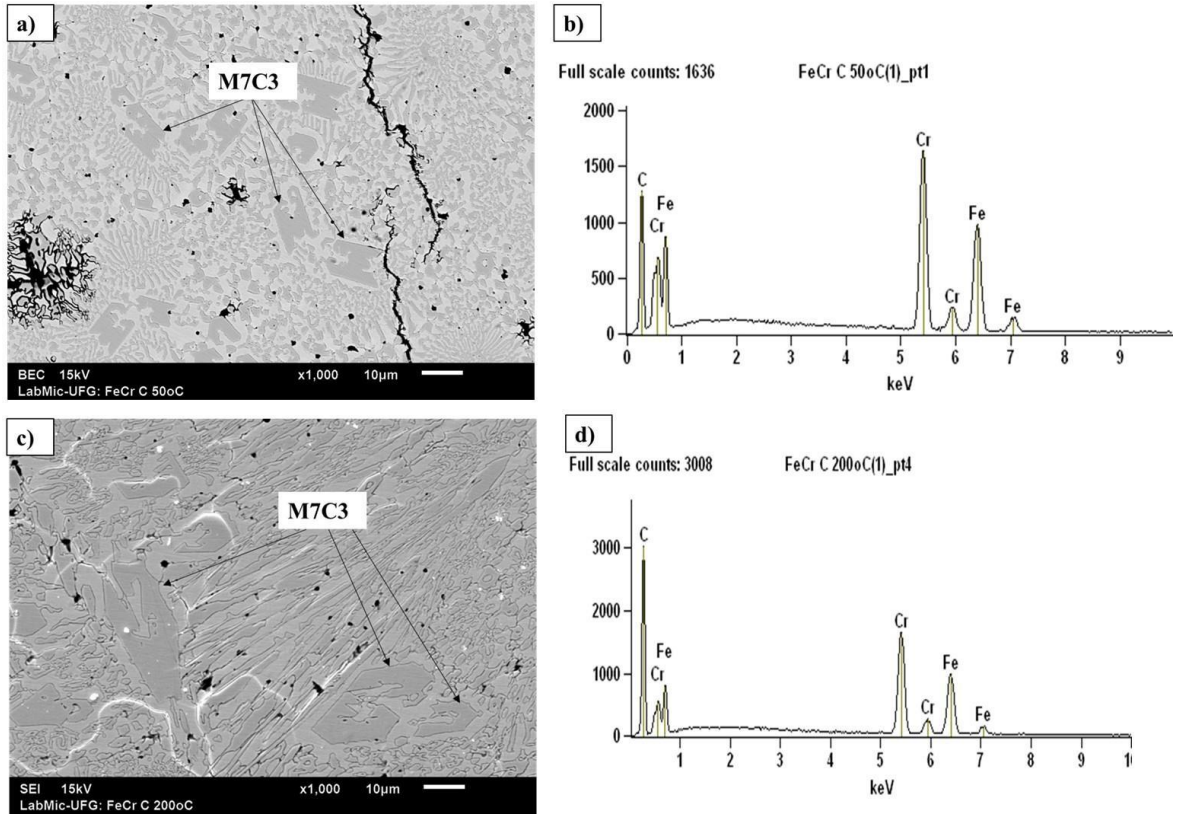
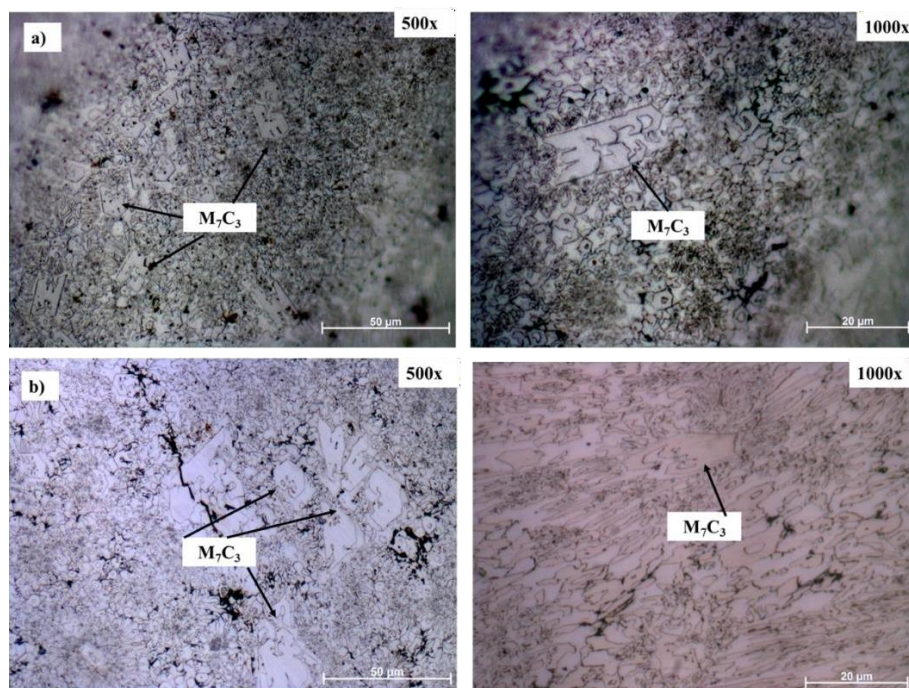


Figura 4. 7: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC (50°C) e b) FeCrC (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente.



A Figura 4. 8 e Figura 4. 9 apresentam o MEV e o EDS da combinação FeCrC-FeCrC+Ti para ambas as temperaturas. Na figura Figura 4. 8 (a) e Figura 4. 9 (a) são apresentadas as imagens obtidas no MEV para microestrutura dessa condição. Percebe-se a presença dos carbonetos M_7C_3 e nas Figura 4. 8 (b) e Figura 4. 9 (b) são apresentadas o EDS da região dos carbonetos que apresentaram teores de Fe, Cr e C aproximados ao da condição FeCrC. Ainda se observa a presença de carbonetos de titânio (TiC) e seu EDS nas Figura 4. 8 (c) e Figura 4. 9 (c), tais carbonetos apresentaram teores menores de Cr e C do que comparados com o M_7C_3 e apresentou um alto teor de titânio (Ti) na composição.

A Figura 4. 10 mostra a microestrutura dos revestimentos pelo processo FCAW com adição de arame frio das condições FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) e FeCrC-FeCrC+Ti (200°C). Na condição para temperatura de interpasso de 50°C observa-se ainda a presença de carbonetos primários do tipo M_7C_3 e carbonetos de titânio (TiC) na microestrutura.

Segundo Souza (2015) a presença dos carbonetos M_7C_3 pode ser explicada devido ao aumento de teor de cromo nesta combinação devido a adição da liga FeCrC (numa proporção 27% wt.), ser suficiente para levar a formação deste tipo de carboneto.

Figura 4. 8: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Ti (50°C) com MEV ; b) EDS das regiões M_7C_3 para 50°C; c) EDS dos carbonetos de titânio TiC 50°C.

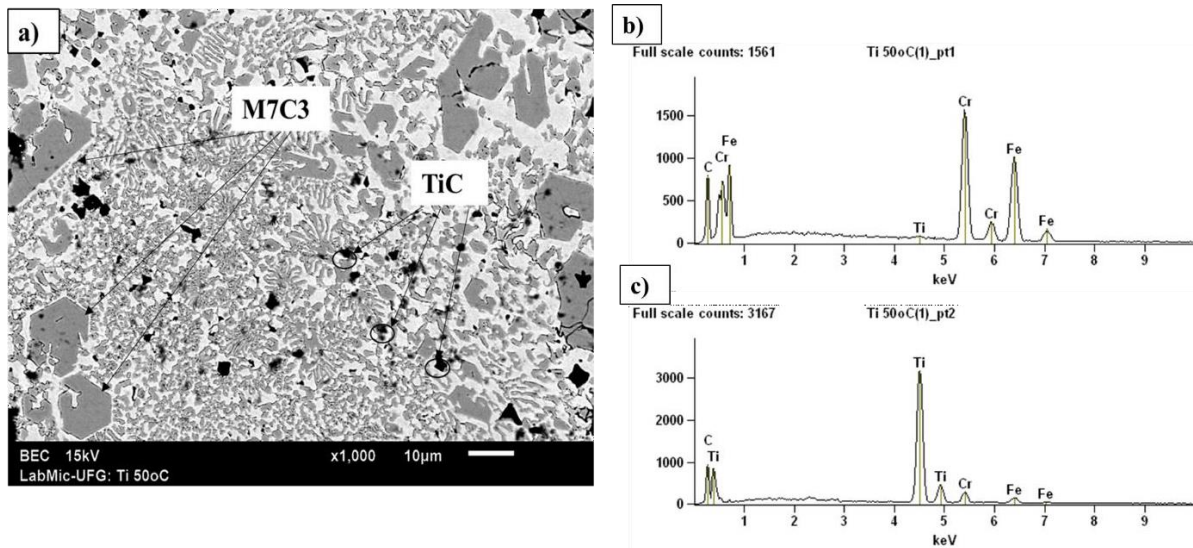
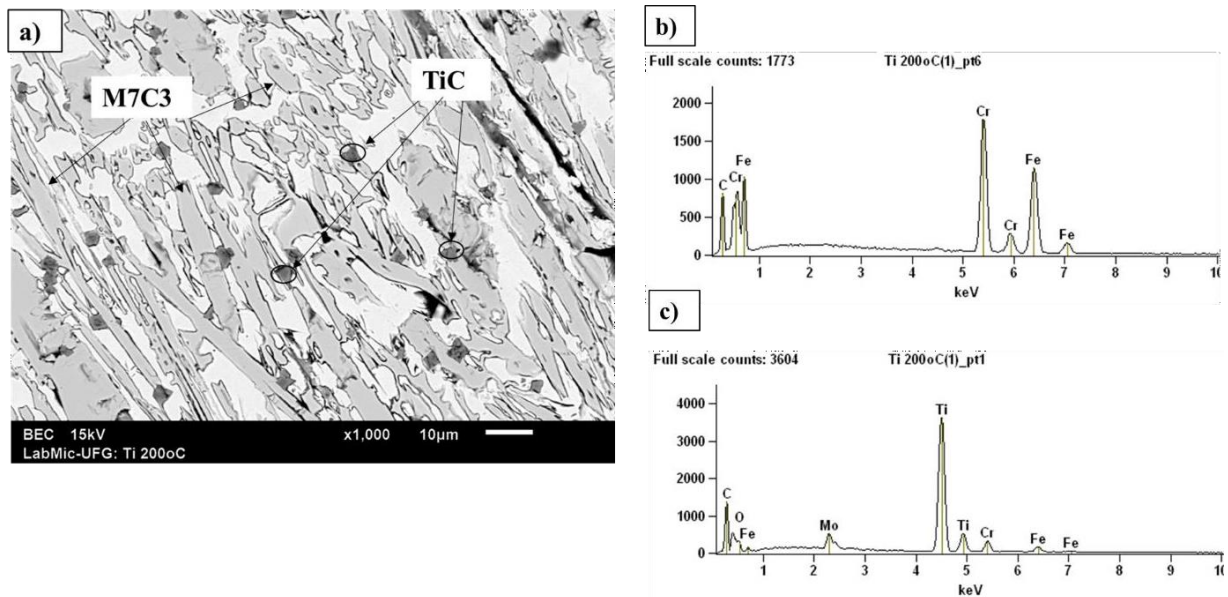


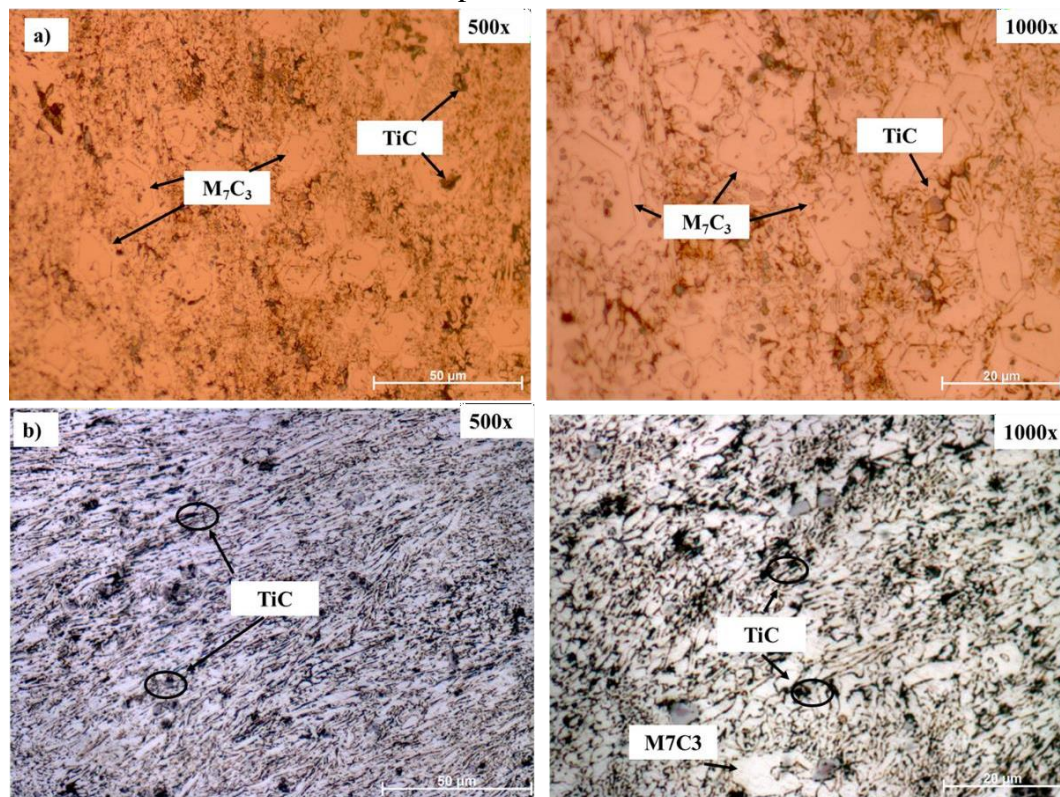
Figura 4. 9: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Ti (200°C) com MEV; b) EDS das regiões M_7C_3 para 200°C; c) EDS dos carbonetos de titânio TiC 200°C.



Segundo Wang *et al* (2004), a formação de partículas TiC no revestimento pode ser feita pela adição direta dessas partículas na poça de fusão ou podem ser formadas por reação metalúrgica de ferro-titânio (FeTi) e grafite durante a soldagem a arco.

Para Zhang *et al* (2021) embora as partículas de TiC não possam bloquear a incorporação de partículas abrasivas, um grande número delas pode produzir um efeito de fortalecimento por precipitação, melhorando a dureza e a resistência do material e fortalecendo o papel de suporte da matriz para precipitações micrométricas, o que beneficia e aprimora a resistência ao desgaste.

Figura 4. 10: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) e b) FeCrC- FeCrC+Ti (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente.



A Figura 4. 11 e Figura 4. 12 apresentam o MEV e o EDS da combinação FeCrC-FeCrC+Nb para ambas as temperaturas. A Figura 4. 11 (a) e Figura 4. 12 (a) apresentam as imagens obtidas no MEV para microestrutura dessa condição. Percebe-se a presença dos carbonetos M_7C_3 e nas Figura 4. 11 (b) e Figura 4. 12 (b) são apresentadas o EDS da região dos carbonetos que apresentaram teores de Fe, Cr e C aproximados ao das outras condições apresentadas. Ainda se observa a presença de carbonetos de nióbio (NbC) e seu EDS nas Figura 4. 11 (c) e Figura 4. 12 (c), tais carbonetos apresentaram teores menores de Cr e C do que comparados com o M_7C_3 e apresentou um alto teor de nióbio (Nb) na composição.

A Figura 4. 13 mostra a microestrutura através do microscópio óptico para a condição FeCeC-FeCrC+Nb para as duas temperaturas de interpasso, pode-se perceber uma formação parecida com a condição FeCrC com estrutura dendrítica, com a presença dos carbonetos hexagonais M_7C_3 e carbonetos de Nióbio (NbC), o que é condizente com a observação feita por Gregolin citado por Hernandez (1997) na qual as ligas do sistema FeCrC+Nb essencialmente exibem o mesmo tipo de microestrutura constante que as ligas

contendo apenas FeCrC, formando dendritos de austenita ou carbonetos maciços de M_7C_3 , juntamente com a presença dos carbonetos de nióbio (NbC). A presença de tais carbonetos também foram observadas nos trabalhos de Lima (2008), García (2011) e Souza (2015).

Os teores de carbono e cromo dos arames de FeCrC (4,4% e 27%, respectivamente) e FeCrC+Nb (5% e 22% ,respectivamente) são próximos, a adição de Nb no segundo arame, de acordo com Lima (2008), além de permitir a formação de carbonetos de nióbio, tem um efeito significativo na redução da formação de dendritas de austenita e no aumento da formação de carbonetos M_7C_3 .

Figura 4. 11: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Nb (50°C) com MEV; b) EDS das regiões M_7C_3 para 50°C; c) EDS dos carbonetos de nióbio 50°C.

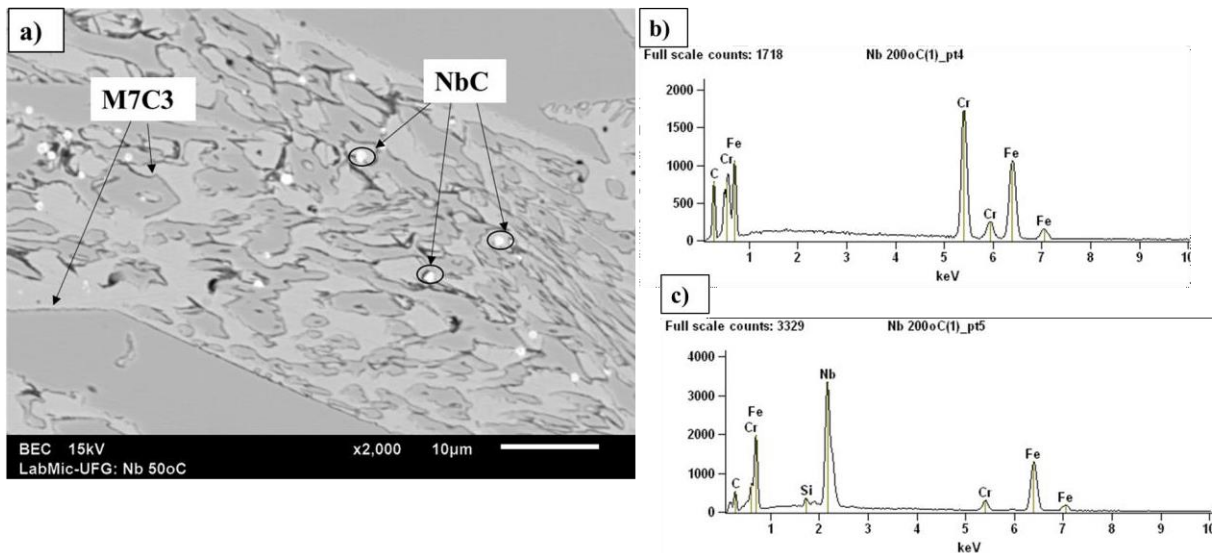


Figura 4. 12: a) Microestrutura do revestimento FeCrC -FeCrC+Nb (200°C) com MEV; b) EDS das regiões M₇C₃ para 200°C; c) EDS dos carbonetos de nióbio 200°C.

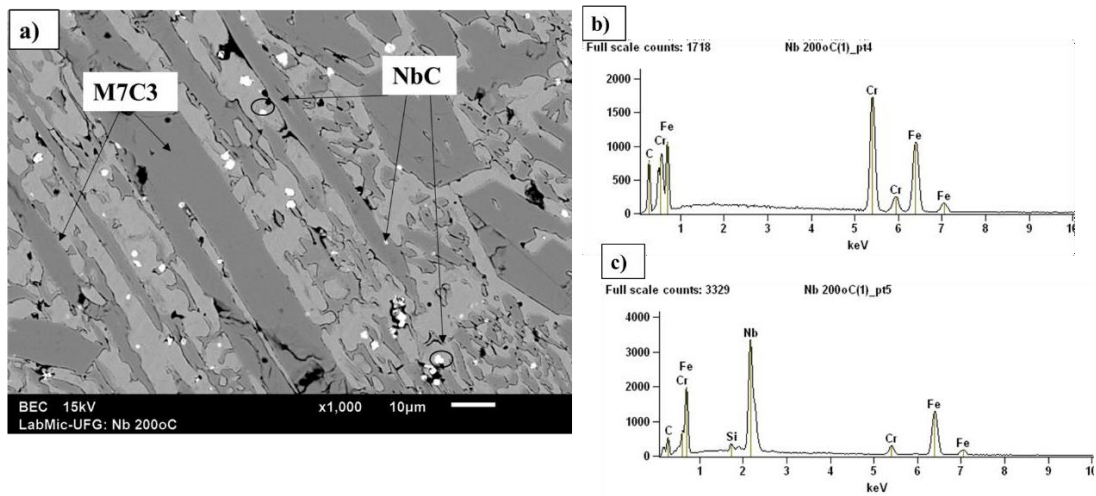
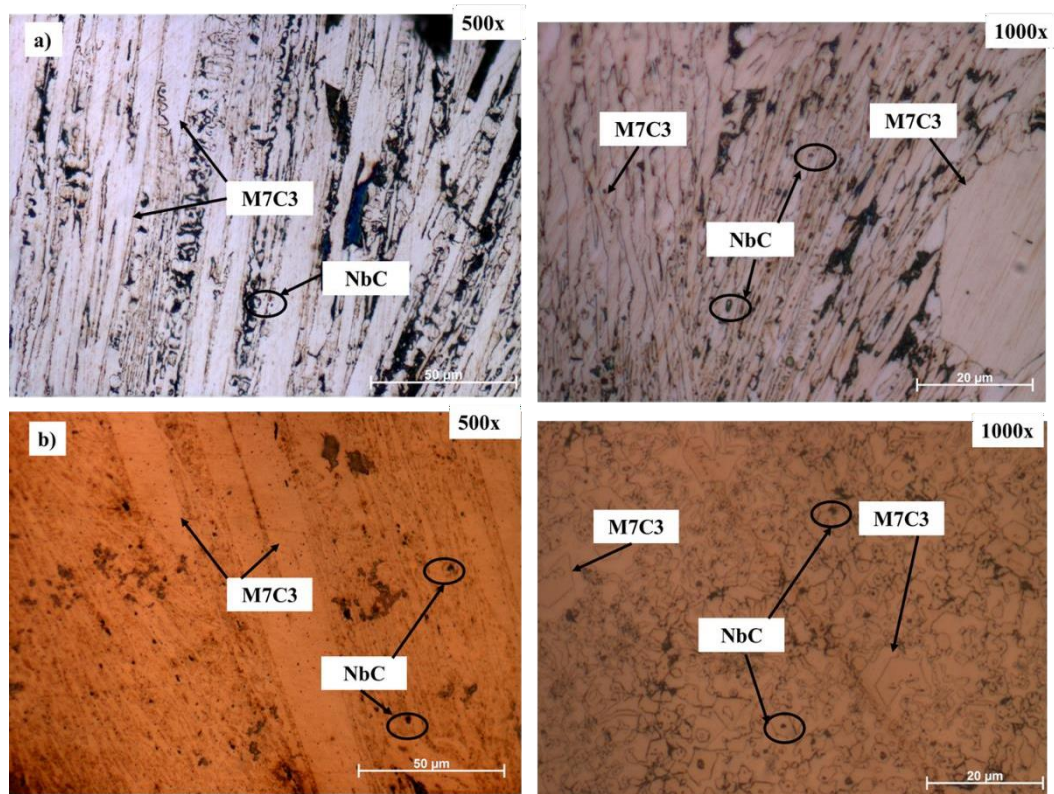


Figura 4. 13: Microestrutura dos revestimentos feitos com as condições: a) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e b) FeCrC- FeCrC+Nb (200°C). Com aumentos de 500x e 1000x respectivamente.



4.4. Avaliação do desgaste

Foram submetidas 3 amostras extraídas de cada condição de revestimento ao ensaio em abrasômetro de Roda de Borracha, conforme procedimento do item 3.3.3 esquematizado pela Figura 3. 12 e seguindo norma ASTM G65-00, por um tempo de 5 minutos de pré-desgaste e, após limpeza e pesagem, as amostras foram desgastadas por um período de 10 minutos $Desg_m$.

A Tabela 4. 3 e a Figura 4. 14 mostra os resultados da perda de massa (desgaste) e da resistência ao desgaste das 3 amostras para cada condição de revestimento, totalizando 18 amostras. Observa-se que todas as condições em que a temperatura de interpasse foi de 50°C obtiveram maior desgaste do que as condições com temperatura de interpasse de 200°C. A condição FeCrC – FeCrC+Ti (200°C) obteve o melhor resultado em valor médio (menor perda de massa – 37,67 mg), seguidos pelos revestimentos FeCrC (200°C) (41,37 mg) e FeCrC-FeCrC+Nb (200°C) (68,93 mg). O pior resultado foi apresentado na condição FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) (110,87 mg) seguido pelas condições FeCrC (50°C) (108,27 mg) e FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) (52,27 mg). Tanto para temperatura de interpasse de 50°C quanto de 200°C a condição FeCrC-FeCrC+Ti apresentou menor perda de massa do que as outras condições de consumíveis.

Nos trabalhos de Lima (2008) e García (2011), ambos com temperatura de interpassem de 25°C e utilizando aço carbono ABNT 1020 como metal base, a condição que apresentou melhor desempenho foi a condição com liga de Nb (FeCrC+Nb) sem adição de arame não energizado (42,2 e 44,96 mg). Nesse trabalho a condição FeCrC-FeCrC+Nb apresentou perda de massa para 50°C e 200°C de temperatura de interpasse de 110,87 mg e 68,91 mg. Isso mostra um aumento na perda de massa de aproximadamente 160% (para temperatura de interpasse de 50°C) e de 64% (para temperatura de interpasse de 200°C), podendo demonstrar que para tal condição talvez a adição do arame não energizado não tenha sido eficiente para diminuir a perda de massa.

No trabalho de Lima (2008) e García (2011) a condição com liga de Ti (FeCrC+Ti) sem adição de arame não energizado obtiveram perda de massa de 129,5 mg e 42,36, respectivamente. A condição FeCrC- FeCrC+Ti (50°C) apresentou perda de massa de 52,27 mg e a condição FeCrC-FeCrC+Ti (200°C) de 37,67 mg ,ou seja, em relação a Lima (2008) a perda foi menor para ambas as temperaturas e em relação a García (2011) houve um aumento de aproximadamente 24% para a temperatura de

interpasse de 50°C e uma redução da perda de massa de 11% para a temperatura de interpasse de 200°C. Tal fato pode estar associado ao aumento da temperatura de interpasse em relação aos outros trabalhos e à presença do Ti e formação do cordão através do processo FCAW duplo arame com adição de arame não-energizado. Para essa condição a adição do arame não-energizado e o aumento da temperatura de interpasse para 200°C podem ter contribuído para uma menor perda de massa.

Souza (2015) realizou revestimentos pelo processo FCAW duplo arame, com ambos os arames energizados, temperatura de interpasse de 25°C e aço carbono 1020 como metal base, para o autor a condição FeCrC-FeCrC+Ti apresentou perda de massa de 30,7 mg. A condição FeCrC- FeCrC+Ti (50°C) apresentou perda de massa de 52,27 e a condição FeCrC-FeCrC+Ti (200°C) (37,67 mg), ou seja, a perda de massa para a temperatura de interpasse de 50°C foi aproximadamente 70% maior e para 200°C foi 22% maior. A adição do arame não-energizado em relação ao duplo arame energizado pode ter contribuído para o aumento dessa perda, uma vez que a adição do arame FeCrC+Ti no processo duplo arame é maior do que no processo com adição de arame não energizado, o que pode ter contribuído para um menor valor de resistência ao desgaste em relação ao duplo arame.

A condição FeCrC para Lima (2008) com interpasse de 25°C apresentou perda de massa de 186,7 mg. Pela Tabela 4. 3 o desgaste para a mesma condição de consumível com temperatura de interpasse de 50° C foi de 108,27 mg, apresentando uma redução de aproximadamente 42% na perda de massa comparando esses dois resultados. Para a temperatura de interpasse de 200°C a perda de massa foi de 41,37 mg, ou seja, uma redução de aproximadamente 78% em relação ao resultado de Lima (2008) e de 62% em relação a temperatura de interpasse de 50°C. Apesar das diferenças serem pequenas, os dois trabalhos apresentam diferentes parâmetros de soldagem o que pode ter influenciado nessa diferença na perda de massa, além do fato de o trabalho de Lima (2008) ter usado aço SAE 1020 como material de base e neste trabalho foi usado o aço SAE 1045.

Tabela 4. 3: Dados de desgaste por condição de consumível.

CONDIÇÃO	ENSAIO N°	TEMPERATURA DE INTERPASSE (°C)	CP	Desgaste (mg)	Desg _m (mg)	DP Desg _m	Tdesg _m (mg/m)	DP Tdesg	Rdesg _m (mg/m) ⁻¹	DP Rdesg
FeCrC	1	50	1	80,7	108,27	24,58	0,0754	0,0171	13,79	3,5108
			2	116,2						
			3	127,9						
	2	200	4	43,7	41,37	4,39	0,0288	0,0031	34,99	3,9564
			5	44,1						
			6	36,3						
FeCrC-FeCrC+Ti	3	50	7	41,6	52,27	9,32	0,0364	0,0065	28,13	5,5541
			8	56,4						
			9	58,8						
	4	200	10	48	37,67	8,98	0,0262	0,0063	39,45	8,3245
			11	31,7						
			12	33,3						
FeCrC-FeCrC+Nb	5	50	13	114,8	110,87	4,61	0,0772	0,0032	12,97	0,5469
			14	105,8						
			15	112						
	6	200	16	75,9	68,93	6,37	0,0480	0,0044	20,95	1,8864
			17	67,5						
			18	63,4						

Onde: Desg_m = Desgaste médio por condição de revestimento; Tdesg_m = Taxa de desgaste médio por condição de revestimento (desgaste em função da distancia percorrida durante o ensaio, 1436m); Rdesg_m = resistência ao desgaste media por condição de revestimento (inverso da taxa de desgaste); DP = Desvio padrão.

Outra forma de apresentar os resultados do desgaste abrasivo é através da resistência ao desgaste, obtida pela relação inversa do desgaste dividido pela distância percorrida durante o ensaio (Eq. 3.1). Neste trabalho o ensaio foi de 1436 metros durante 10 minutos. A Figura 4. 16 apresenta este resultado.

Todas as condições com temperatura de interpasse de 200°C apresentaram valores de resistência ao desgaste superiores do que nas mesmas condições, porém com temperatura de interpasse de 50°C. Isso mostra que aumentar a temperatura de interpasse entre os cordões pode ter contribuído para melhora da resistência.

É possível observar pelos resultados da Tabela 4. 3 que a condição FeCrC (50°C) teve um desgaste bem maior que o FeCrC (200°C), tal fato pode ser explicado devido ao resfriamento do conjunto para a temperatura de 200°C ser mais lento o que pode ter contribuído para uma maior precipitação de carbonetos de Cr. Essa maior quantidade de carbonetos conforme microestrutura apresentada no item 4.3 (Figura 4. 6) melhora a tenacidade da matriz o que deve ter contribuído para uma maior resistência ao desgaste.

Para a condição FeCrC-FeCrC+Ti também houve uma diminuição no desgaste entre a temperatura de 50°C e 200°C, isso pode estar associado ao fato de que os

carbonetos de titânio aparecem em maior quantidade na matriz para a segunda condição de temperatura de interpasse (Figura 4. 8 e Figura 4. 9 no item 4.3).

Para o caso da condição FeCrC-FeCrC+Nb, a temperatura de interpasse de 50°C também apresentou maior desgaste do que para a condição com temperatura de interpasse de 200°C. Para a segunda condição os carbonetos de nióbio são pequenos e aparecem em maior quantidade na matriz (Figura 4. 11 e Figura 4. 12 no item 4.3) e podem ter contribuído para uma maior resistência entre as condições de temperatura de interpasse.

Figura 4. 14: Desgaste médio (perda de massa) para cada condição de revestimento utilizada.

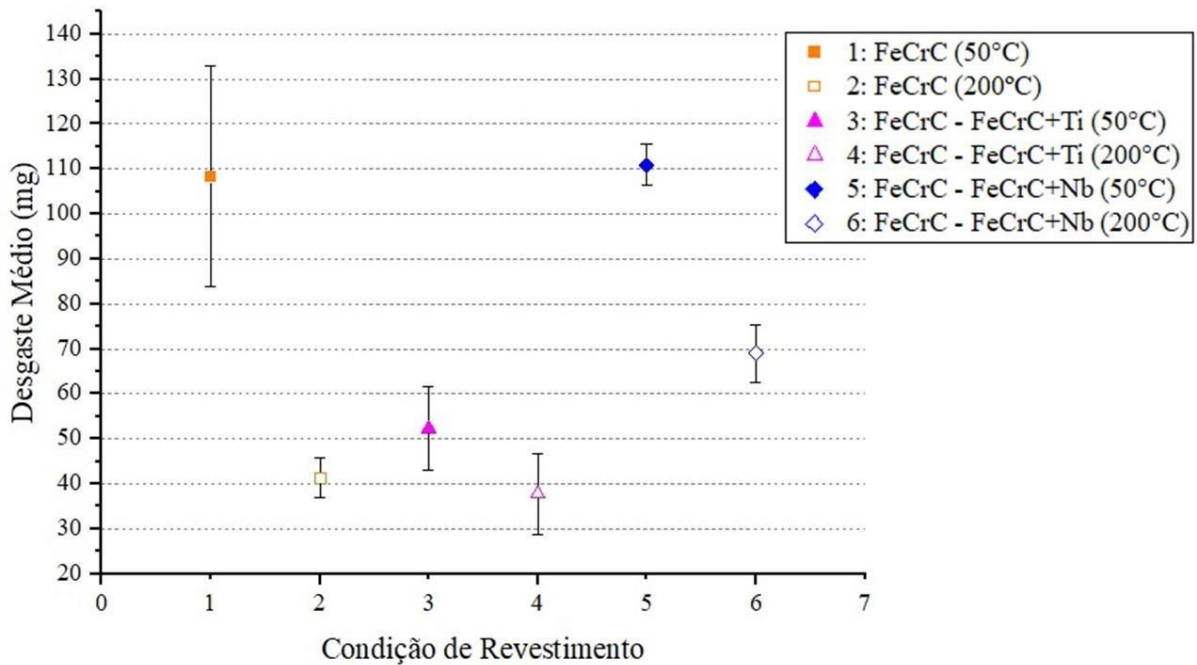
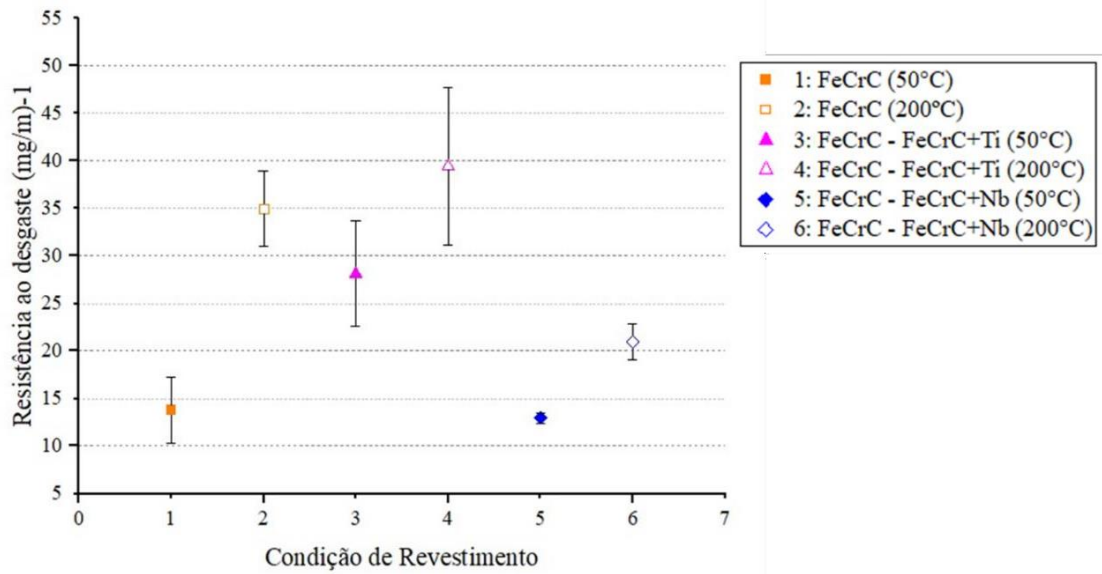
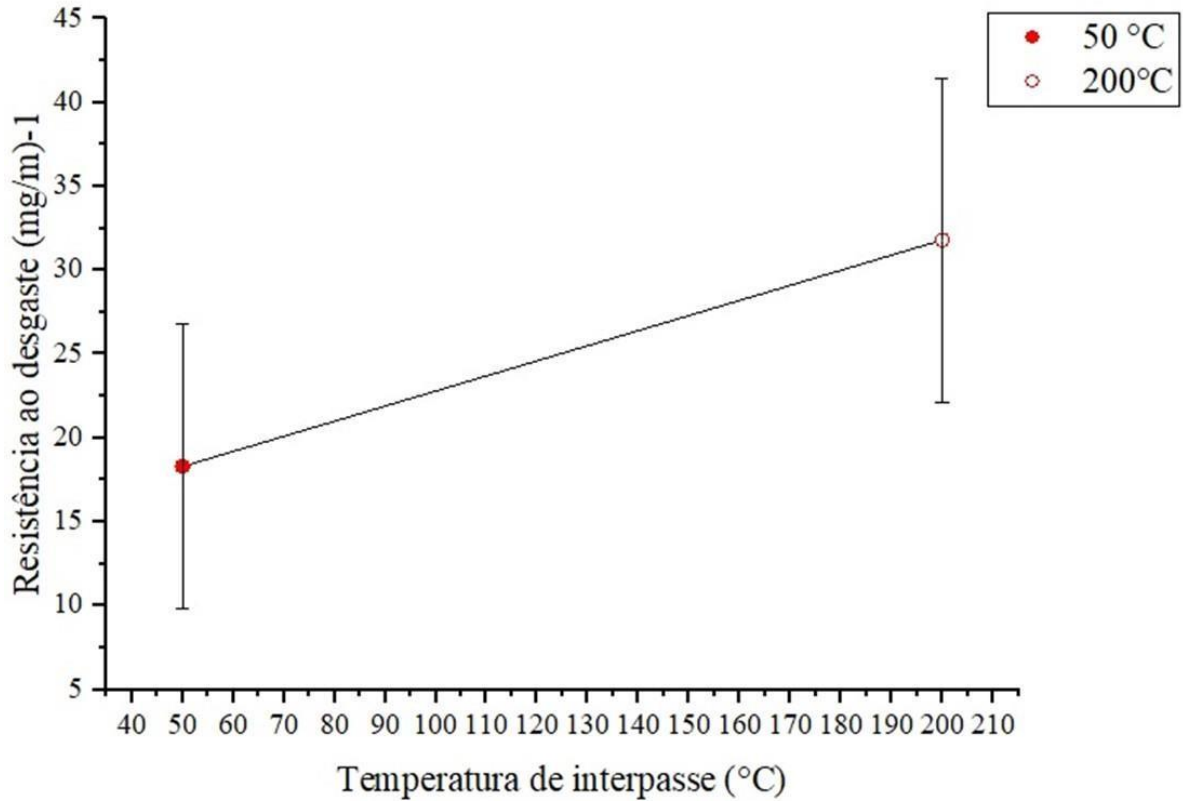


Figura 4. 15: Resistência ao desgaste para cada condição de revestimento utilizada.



No teste de hipótese a significância estatística para a resistência ao desgaste média das condições com temperatura de interpasse de 50°C e de 200°C, considerando $p \leq 0,05$ (95% de confiabilidade), obteve-se uma significância média p ($p = 0,006$) inferior a 5% ($p = 0,05$), permitindo considerar a resistência ao desgaste de cada condição como estatisticamente diferente para as duas temperaturas e permitindo estabelecer uma tendência de aumento na resistência ao desgaste com o aumento da temperatura de interpasse para 200°C, conforme Figura 4. 16.

Figura 4. 16: Análise comparativa entre a resistência ao desgaste dos revestimentos considerando a temperatura de interpasse.



As comparações feitas anteriormente mostram que apesar de serem combinações e consumíveis diferentes, com condições distintas de soldagem, resguardadas as devidas proporções, os resultados apresentados neste trabalho estão de acordo com a literatura.

4.4.1 Análise das amostras após ensaio de Desgaste

Na Figura 4. 17 é possível observar como as superfícies das amostras ficaram após os ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha. Pode-se perceber a presença de trincas em todas elas, que podem ser explicadas pela elevada dureza dos revestimentos, uma vez que essas podem aliviar as tensões residuais. Quando comparado visualmente, pode-se perceber que para todas as combinações com temperatura de interpasse de 200°C apresentaram menos trincas do que quando comparadas com aquelas com temperatura de interpasse de 50°C.

As combinações FeCrC e FeCrC-FeCrC+Nb apresentaram mais riscos nas trilhas

do que quando comparadas com a combinação de FeCrC-FeCrC+Ti para ambas temperaturas de interpasse. Sendo que as combinações FeCrC e FeCrC-FeCrC+Nb possuem maiores teores em massa de cromo do que FeCrC-FeCrC+Ti, tal fato também foi observado e destacado por Santana (2017) que realizou revestimentos duros pelo processo FCAW convencionam com arames de composição químicas similares ao FeCrC e FeCrC+Nb.

A Figura 4. 18 mostra a ampliação da região de desgaste dos corpos de prova ensaiados, permitindo observar diferentes tipos de comportamentos por condição de revestimento. A seta na figura indica o sentido de entrada das partículas abrasivas durante o ensaio.

Pela Figura 4. 18 pode-se perceber que os corpos de prova FeCrC (50°C e 200°C) e FeCrC-FeCrC+Ti (50°C e 200°C) apresentaram micro-trincas visíveis com pequenas quantidades de porosidades, tal fato também foi observado por García (2011). Para Gunther, Bergmann e Suchodoll (2018) o aparecimento de trincas, bem como as porosidades não necessariamente afetam negativamente a resistência ao desgaste abrasivo e podem ocorrer devido a tensões residuais durante o resfriamento e combinações com altos teores de carbono. Segundo Huang *et al* (2018) as partículas de Ti protegem a matriz e permite resistir ao microcorte durante o desgaste, dessa maneira, segundo o autor, o principal mecanismo de desgaste é através da formação de trincas.

A condição FeCrC-FeCrC+Nb (50°C e 200°C) não apresentou essas microtrincas, porém essa condição apresentou porosidades com aspectos de material arrancado na direção do desgaste, Lima (2008) observou o desprendimento de material para condição FeCrC+Nb e relacionou tal fato a presença das trincas transversais. Essa condição obteve resistência ao desgaste mais baixa quando comparada com as outras duas condições, segundo García (2011) essa menor resistência ao desgaste pode ser atribuída à elevada presença de trincas transversais na direção do desgaste onde as partículas abrasivas podem adentrar e, somadas com a compressão imposta pelo disco de borracha provocam um desgaste mais acentuado na saída.

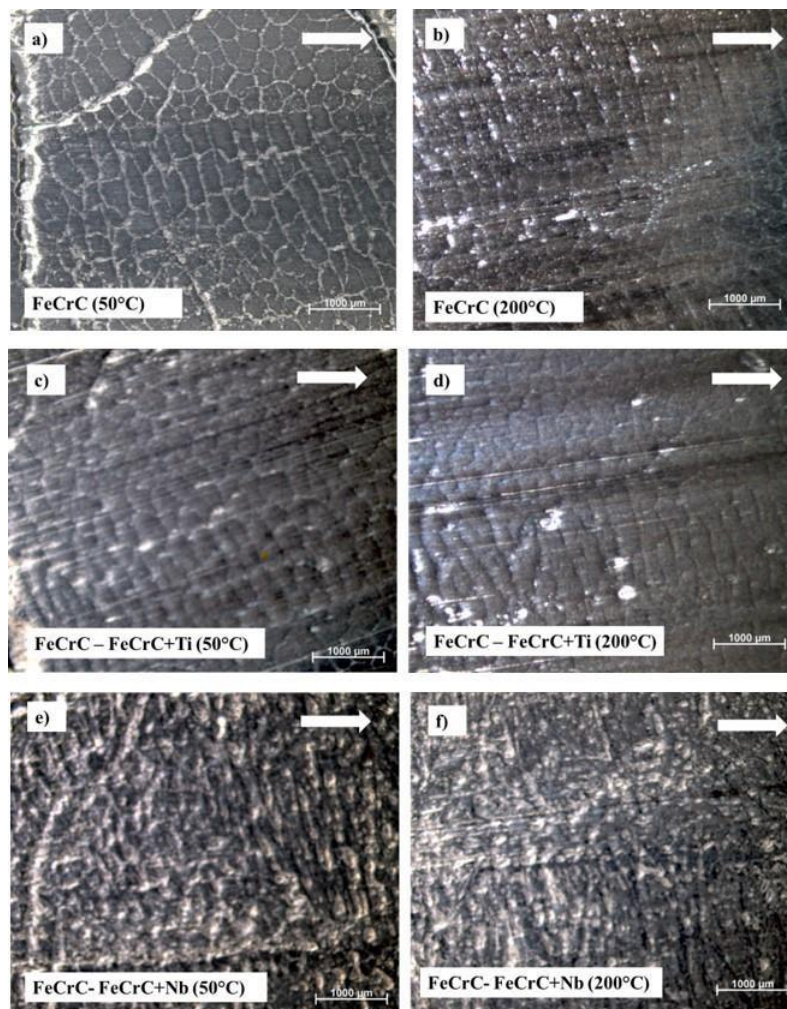
Figura 4. 17: Trilhas de desgaste dos corpos de prova após os ensaios de abrasão por roda de borracha: a) FeCrC (50°C); b) FeCrC (200°C); c) FeCrC-FeCrC+Ti (50°C) ; d) FeCrC-FeCrC+Ti (200°C); e) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e f) FeCrC-FeCrC+Nb (200°C).



Santana (2017) avaliou trilhas de desgaste de revestimentos duros com

consumíveis de composição química similar ao FeCrC e FeCrC+Nb, o autor constatou a presença de microcorte combinado com sulcamento, ou seja, houve remoção de material e riscos na direção da roda de borracha do abrasômetro. A similaridade entre os mecanismos de desgaste dessas ligas pode estar relacionado a semelhança de composição química e microestrutura entre elas.

Figura 4. 18: Imagem de cada revestimento feita após o ensaio de desgaste com abrasômetro Roda de Borracha. a) FeCrC (50°C); b) FeCrC(200°C); c) FeCrC-FeCrC+Ti (50°C); d) FeCrC – FeCrC+Ti (200°C); e) FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) e f) FeCrC-FeCrC+Nb (200°C).



4.5. Dureza do revestimento

Para análise de dureza foram feitas cinco medidas de dureza Rockwell C na superfície retificada de cada condição de revestimento e feita a média para cada condição. A Tabela 4. 4 e a Figura 4. 19 apresentam os valores de dureza dos revestimentos. Pode-se observar que o revestimento na condição FeCrC – FeCrC+Nb (200°C) foi o que apresentou maior dureza média (60,4 HRC) e a que apresentou menor dureza foi a condição FeCrC- FeCrC+Ti (200°C) – 50,7 HRC. As outras condições, considerando o desvio padrão, obtiveram durezas próximas não sendo possível estabelecer uma tendência. O valor da condição com maior dureza foi próximo a encontrada por Souza (2015) – 57 HRC; García (2011) – 64,10 HRC e Lima (2008) – 61,9HRC, sendo que o primeiro autor realizou a combinação de FeCrC-FeCrC+Nb pelo processo FCAW duplo energizado e os dois últimos apenas o consumível FeCrC+Nb pelo processo FCAW convencional.

Comparando os revestimentos feitos com temperatura de interpasse de 50°C e 200°C e considerando a média das durezas (Figura 4. 20), pode-se perceber que as condições para temperatura de interpasse de 50°C foram maiores do que as de 200°C, isso pode ser explicado pela maior ductilidade da matriz. Para Kotecki e Ogborn (1995) após estudar soldas de revestimento duro (com oito microestruturas diferentes) através da medição de dureza e avaliação da resistência ao desgaste abrasivo à baixa tensão, concluíram que a dureza não é um parâmetro seguro para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo à baixa tensão de ligas FeCrC, uma vez que a dureza da matriz é diferente da dureza do carboneto. Isso também foi observado por Corrêa *et al* (2006) que após realizar o ensaio de desgaste abrasivo de baixa e alta tensão em diversas ligas do sistema FeCrC encontrou que em algumas ligas de maior dureza se obtém maior resistência ao desgaste, mas em outras, o comportamento pode ser o oposto.

Em teste de hipótese a significância estatística para as durezas medidas, as condições com temperaturas de interpasse de 50°C e 200°C, considerando $p \leq 0,05$ (95% de confiabilidade), mostrou uma significância de $p=0,940$, permitindo considerar a dureza como estatisticamente igual e não sendo possível estabelecer uma relação entre elas, conforme Figura 4. 21. Entretanto, considerando os valores médios foram um pouco abaixo para a temperatura de interpasse de 200°C.

Tabela 4. 4: Dureza dos Revestimentos.

CONDIÇÃO	TEMPERATURA DE INTERPASSE (°C)	DUREZA DO REVESTIMENTO [HRC]	MÉDIA DUREZA [HRC]	DP DUREZA
FeCrC	50	55,2	56,30	1,59
		57,7		
		57,1		
		53,7		
		56,3		
	200	53,2	53,90	2,99
		58,2		
		50,3		
		53,9		
		56,1		
FeCrC-FeCrC+Ti	50	57,1	56,00	1,71
		53,4		
		53,4		
		56		
		56,2		
	200	50,1	50,70	2,20
		53,6		
		48,5		
		50,7		
		53,4		
FeCrC-FeCrC+Nb	50	56,5	55,70	3,16
		55,7		
		50,5		
		58,9		
		53,7		
	200	61,3	60,40	1,61
		60,4		
		61,4		
		57,5		
		59,5		

Figura 4. 19: Dureza dos revestimentos.

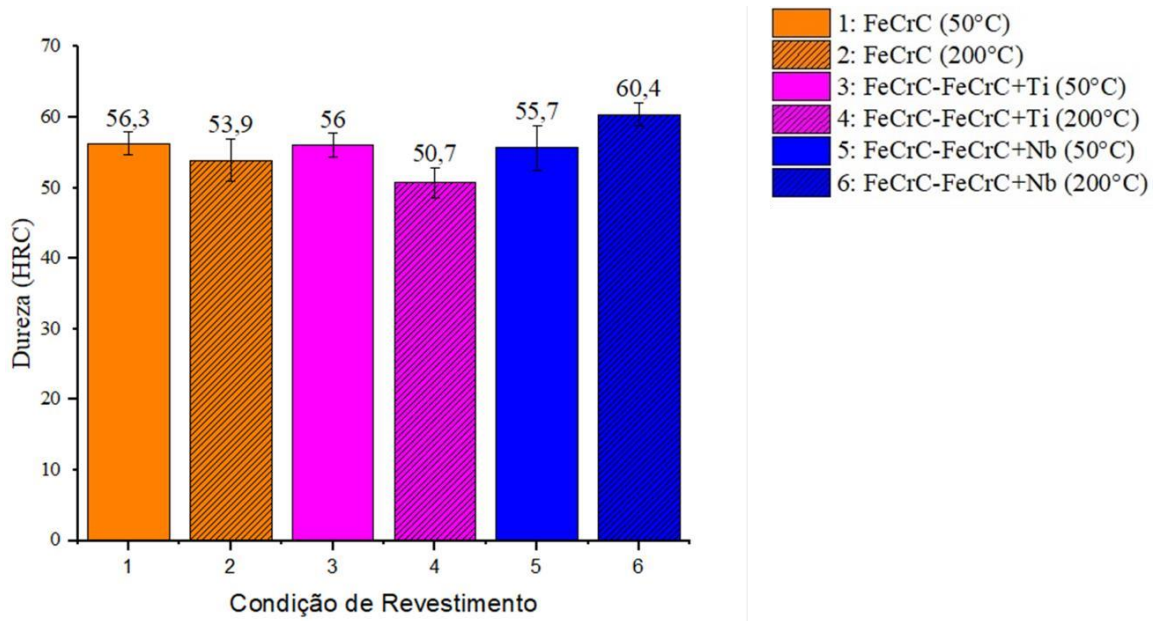


Figura 4. 20: Comparação entre a resistência ao desgaste e dureza média dos revestimentos.

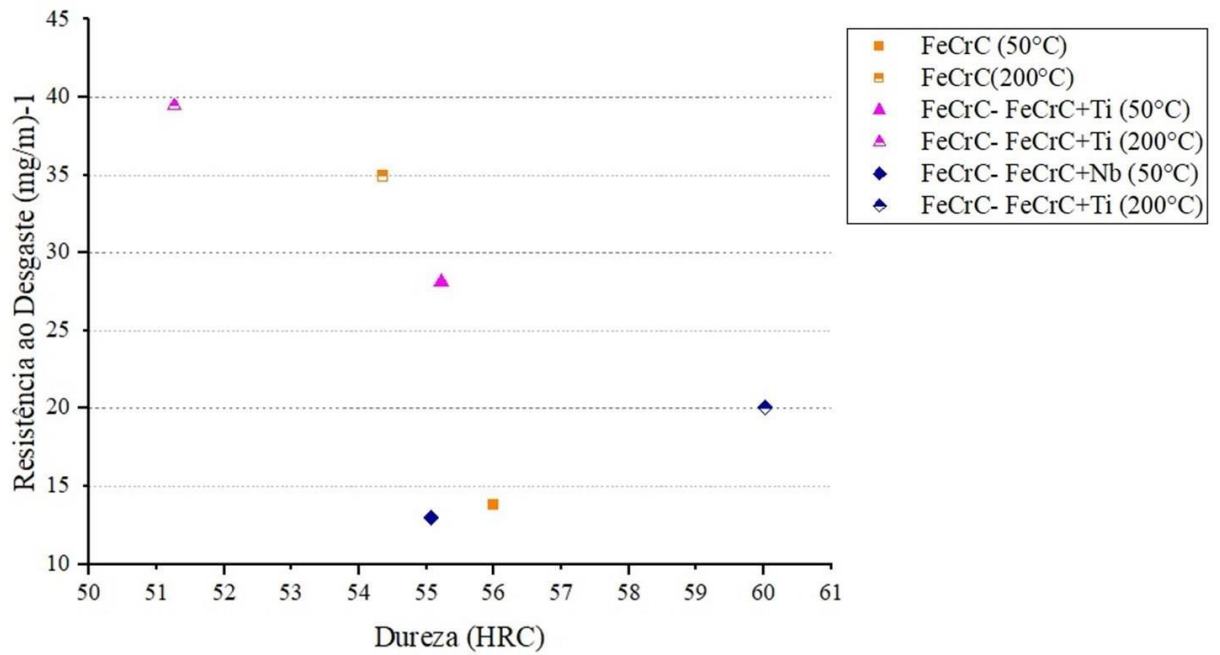
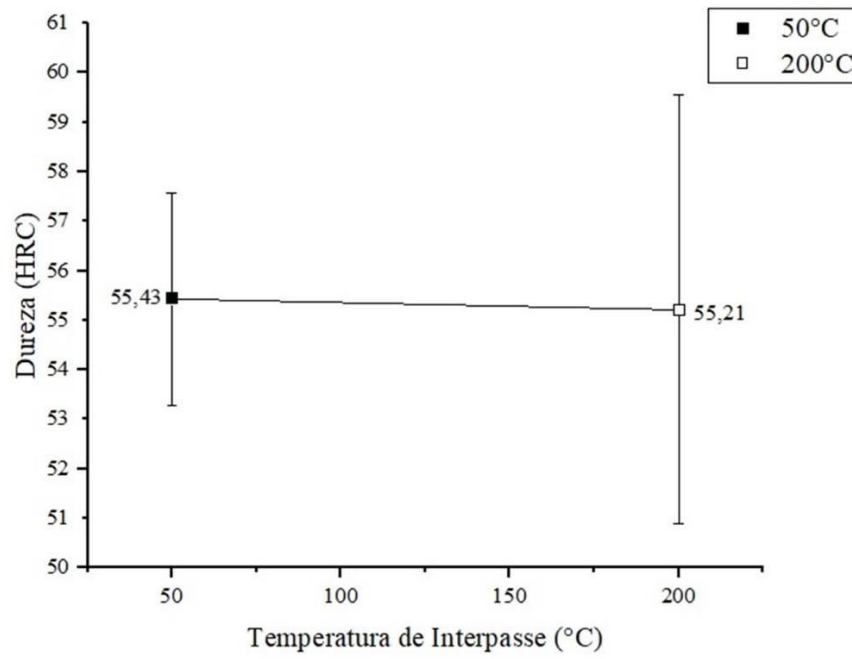


Figura 4. 21: Comparação feita entre a dureza média dos revestimentos com temperatura de interpasse de 50°C e 200°C.



5. CONCLUSÕES

As análises dos resultados obtidos a partir dos procedimentos experimentais utilizados neste trabalho tornaram possível chegar as seguintes conclusões:

- ✓ A técnica de revestimento por FCAW com adição de arame não energizado não demonstrou eficiência na diminuição de trincas de solidificação e respingos;
- ✓ Houve presença de trincas e respingos para as duas temperaturas de interpasse (50°C e 200°C) para todas combinações de arames;
- ✓ O revestimento realizado na condição FeCrC-FeCrC+Nb (200°C) foi a que apresentou menor penetração e maior reforço;
- ✓ A condição FeCrC sem adição de arame não energizado apresentou o maior valor de diluição para ambas temperaturas de interpasse em comparação com as outras condições;
- ✓ Foram encontrados carbonetos do tipo M_7C_3 em todas combinações de arames e temperaturas de interpasse;
- ✓ Para a condição FeCrC-FeCrC+Ti além dos carbonetos M_7C_3 foram encontrados carbonetos de titânio (TiC);
- ✓ Para a condição FeCrC-FeCrC+Nb além dos carbonetos M_7C_3 foram encontrados carbonetos de titânio (NbC);
- ✓ As condições feitas com o aumento de temperatura de interpasse para 200°C obtiveram maiores resistência ao desgaste do que as comparadas com as condições com temperatura de interpasse de 50°C. O aumento da temperatura de interpasse para tais casos pode ter sido uma alternativa satisfatória no aumento a resistência ao desgaste abrasivo.
- ✓ Para a temperatura de interpasse de 50°C e 200°C foram obtidos melhores valores de resistência ao desgaste na condição sem arame não energizado (FeCrC) quando comparada com outros trabalhos com temperatura de interpasse de 25°C;
- ✓ A condição FeCrC-FeCrC+Ti (200°C) apresentou, em média, o maior valor de resistência ao desgaste.
- ✓ Para ambas temperaturas de interpasse (50°C e 200°C), a condição FeCrC-FeCrC+Ti foi a que obteve maior resistência ao desgaste.
- ✓ A condição FeCrC-FeCrC+Nb (50°C) apresentou, em média, o maior valor de resistência ao desgaste.

- ✓ Para ambas temperaturas de interpasse (50°C e 200°C), a condição FeCrC-FeCrC+Nb foi a que obteve menor resistência ao desgaste.
- ✓ A adição do arame FeCrC+Ti não energizado permitiu maiores valores de resistência ao desgaste, entretanto a adição do arame FeCrC+Nb não energizado obteve menores valores de resistência ao desgaste quando comparado com a condição sem arame não energizado.
- ✓ A condição com adição do arame não energizado FeCrC+Ti para ambas temperaturas de interpasse obteve maiores valores de resistência ao desgaste do que quando comparado com a condição FeCrC+Ti sem adição de arame não energizado de outros trabalhos;
- ✓ Em relação ao processo FCAW duplo arame energizado (FeCrC-FeCrC+Ti), a condição com adição de arame não energizado FeCrC+Ti não apresentou melhora nos resultados de resistência ao desgaste;
- ✓ A combinação FeCrC-FeCrC+Ti com temperatura de interpasse de 200°C pode ser uma alternativa viável para as indústrias sucroalcooleiras que desejam aumentar a resistência ao desgaste dos componentes como facas e martelos, seria necessário uma análise mais profunda da aplicação em campo.

6. TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar comparação da resistência ao desgaste utilizando o arame FeCrC+Ti como arame energizado e FeCrC e FeCrC+Nb como não energizados;
2. Realizar comparação da resistência ao desgaste utilizando o arame FeCrC+Nb como arame energizado e FeCrC e FeCrC+Ti como não energizados;
3. Avaliar um método que permita a adição de dois arames não-energizados simultaneamente a um arame energizado e avaliar a resistência ao desgaste destes casos;
4. Avaliar outro método de ensaio que melhor reproduza o mecanismo de desgaste ocorrido em facas picadoras de cana-de-açúcar, para facilitar desenvolvimentos posteriores.

7. REFERÊNCIAS

ADNANE, L., KESRI, R., HAMAR-THIBAUT, S., Vanadium carbides formed from the melt by solidification in Fe-V-X-C alloys (X-Cr, Mo, Nb), **Journal of alloys and compounds**, v. 178, n. 1-2, pp. 71- 84, 1992.

ALMEIDA, L.T.S et al. **Boletim do etanol N° 09/2017 fevereiro**. Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis. Superintendência de Refino, Processamento de Gás Natural e Produção de Biocombustíveis - SRP, 2017.

ASTM G40-09. **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**, 1992.

ASTM. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. ASTM G65-00, p. 231-243, 2000.

ATAMERT, S. E BHADESHIA, H. K. D. H. Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys. **Materials Science and Engineering A**, n. 130, p. 101-111, 1988.

AWS. **Welding Handbook – Welding Technology**, American Welding Society, Vol. 1, 8th Edition, Miami, USA, 1991. p. 350-383.

BÁLSAMO, P.S.S.; SCOTTI, A.; DE MELLO, J.D.B., Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superfície de Líquidus de Diagramas Fe-Cr-C. **Rev. Soldadura**, 25 (4), CENIN, Madrid, p. 199-207, 1995.

BAPTISTA, A.L.B.; NASCIMENTO, I. A. Revestimentos Duros Resistentes ao Desgaste Depositado por Soldagem Utilizados na Recuperação de Elementos de Máquinas. **Spectru Instrumental Científico**, Rio de Janeiro, 2009.

BENS, H., Microstructural properties of wear-resistant alloys, **Wear**, v. 181, pp. 271-279, 1995.

BERNS, H. and FISCHER, A. Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with Additions of Nb, Ti and, B. **Materials Characterization**, v. 39. p. 499-527, aug. 1997.

BERNS, H. **Wear**, 2003;254:47–54.

BESSA, P.C. **Soldagem de manutenção: fundamentos e equipamentos utilizados** – Disponível em: < <https://alusolda.com.br/soldagem-de-manutencao-fundamentos-e-equipamentos-utilizados/>>. Acesso em: nov. 2021.

BLUMER, S. A. G.; HORII, J. e RIBEIRO, C. A. F. **Fundamentos de tecnologia sucroalcooleira**. Piracicaba: Escola Superior de Agricultura Luiz de Queiroz, Universidade de São Paulo, 1999.

BUCHANAN, V. E; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Shielded Metal Arc Welding Hardfacings Used in the

Sugarcane Industry. **Wear**. p. 1 - 12, 2007.

BUYTOZ, S., Microstructural properties of M_7C_3 eutectic carbides in a Fe–Cr–C alloy, **Materials Letters** 60 (5) (2006) 605–608, 347.

CAIMACAM, D. **Avaliação do Uso do Curto-Circuito Controlado (CCC) na Soldagem de Passes de Enchimento pelo Processo MIG/MAG Duplo Arame**. Dissertação de mestrado, universidade federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil. 2014.

CASTELLO B. C. H., BECKERT, E. A., Niobium in gray cast iron”, **Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**, 1984.

CESNIK, R. **Melhoramento da cana-de-açúcar: marco sucro-alcooleiro no Brasil**. Embrapa Meio Ambiente. 2007. Disponível em: <https://www.cnpma.embrapa.br/down_hp/344.pdf>. Acesso em: nov. 2021.

CGEE. **Bioetanol combustível: uma oportunidade para o Brasil**. 1ed. Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2009. 96 p e 500 p.

CHANG, Chia-Ming; LIN, Chi-Ming; HSIEH, Chih-Chun; CHEN, Jie-Hao; Fan, Chih-Ming; WU, Weite; Effect of Carbon Content on Microstructural Characteristic of the Hypereutectic Fe-Cr-C Cladding's. **Materials Chemistry and Physics**. v. 117, p. 257 – 261, 2009.

CHANG, C., CHEN, Y., WU, W, Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy, **Tribology International** 43 (5–6) (2010) 929–934.

CHATTERJEE, S., PAL, T.K., Wear behavior of hardfacing deposits on cast iron, **Wear**, v. 255, pp. 417-425, 2003.

CHOTĚBORSKÝ, R., HRABĚ, P., MÜLLER, M., et al., Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, **Research in Agricultural Engineering**, v. 54, n. 4, pp. 192-198, 2008.

CHUNG, R. J.; TANG, X.; LI, D. Y.; HINCKLEY, B.; DOLMAN, K. Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25 wt.% Cr–4 wt.%C, **Wear** 267 (1–4) (2009) 356–361.

COLAÇO, F. H. G. **Avaliação da Perda de Massa de Revestimento Duro Depositado por Soldagem com Arame Tubular de Liga FeCrC+Ti**. Dissertação de Mestrado, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, PR. 2013.

CONDE, R.H. Recubrimientos resistentes al desgaste. **Boletín Técnico Conarco**, n. 85, p. 2-20, dec. 1986.

COPERSUCAR - Cooperativa De Produtores De Cana De Açúcar. Açúcar e álcool do estado de São Paulo. Disponível em: <www.copersucar.com.br> 2008. Acessado em: 10 ago. 2022.

CORRÊA, E. O., **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvida para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas**, Tese de D.Sc., Universidade Federal de São Carlos, São Carlos-SP, Brasil, 2005

CORRÊA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; TECCO, D. G.; KUMMAR, R. V. Desenvolvimento e uma Liga Ferrosa para a Solda de Revestimento Duro Reforçada com Carbonetos complexos; **IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**. 22 a 25 de agosto. Recife-PE. 2006.

CORRÊA, E. O.; ALCÂNTARA, N. G.; TECCO, D. G.; KUMMAR, R. V. Avaliação de Resistência ao Desgaste de Ligas Fe-Cr-C-Nb-V Desenvolvidas para a Solda de Revestimento Duro para Uso Sob Condições Altamente Abrasivas. **8º Congresso Ibero-americano de Engenharia Mecânica – CIBIM 8**, 23 a 25 de outubro, Cusco, Peru, 2007.

COSTA, H.L., KLEIN, A.N. E DE MELLO, J.D.B. Evaluation of Abrasive Wear Resistance of Plasma-Nitrated Carbon Steel. **XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**. Uberlândia-MG. 26 a 30 de novembro, 2001.

CRUZ Jr. L.P.; FERRARESI, V. A.; BRAGA, E. M. Parâmetros Otimizados para Revestimento de Chapas de Aço Carbono pelo processo MIG-DWOA com Arame ER308LSI. In: **XXV COLSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem**. 26 a 29 de Outubro, 2009, Piracicaba- SP, Brasil

DAVIS, J.R., Davis & Associates. Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance. **ASM International**, USA. 319 p. 2001.

ESPINOSA, R. G.; AGUILA, J. G. N.; CABRERA, T. L. HYACINTH R. R. e GONZÁLEZ, L. C. **Análisis de la falla por Fadiga de las Cuchillas Picadoras de Caña del CAI “Ciudad Caracas”**. 9na. Convención Internacional de las Industrias Metalúrgicas, Mecánicas y del Reciclaje - METANICA. Havana, Cuba. 19 de julio, 2004.

EYRE, T. S. Friction and Wear Mechanisms. ABM. **II Seminário sobre Materiais Resistentes ao Desgaste**. Uberlândia – MG. p. 263-306, dez. 1991.

FERREIRA, E.B.; DA SILVA, P.; ROCHA, D.; MENDONÇA, E.; DA SILVA, F., BRAGA, E. Estudo comparativo da Taxa de Deposição e Sanidade Superficial do Cordão de Solda Entre os Processos de Soldagem FCAW e FCAW- CW. **62ª Reunião Anual SBPC**. Natal- RN. 2010

FRANCO, S. D.; ZUMPARO, P. E. e DE MELLO, J. D. B. Abordagem Global do Estudo do Processo do Abrasivo. Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasômetro a Dois e Três Corpos. **Proceedings of th 1st Brazilian Seminar on Abrasive Wear Resistant Materials**, ABM-EPUSP. São Paulo, p. 47-62, 1989.

GARCIA, D. B. C. **Aplicação de revestimento duro utilizando processo arame tubular com e sem adição de arame não energizado para diferentes tipos de consumíveis**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil. 2011.

GOES, T.; MARRA, R. **A expansão da cana-de-açúcar e sua sustentabilidade.** Agência Embrapa de Informação Tecnológica (Ageitec), 2008.

GREGOLIN, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste.** Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Unicamp, SP. 1990.

GREGORY, E. N.; BARTLE, M; Materials for Hardfacing. Weld Surfacing and Hardfacing, **The Welding Institute**, Cambridge, UK, p.11-21, 1980.

GUNTHER, K.; BERGMANN J.P.; SUCHODOLL, D. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear Properties. **Surface & Coatings Technology.**2018.

HERNÁNDEZ, O. J. S. **Otimização do Consumível na Solda de Revestimento Aplicada na Indústria Sucroalcooleira.** Universidade Federal de São Carlos. Dissertação de Mestrado. 102 p. 1997.

HUANG, L.; DENG, X.; JIA, Y.; LI, C.; WANG, Z. Effects of using (Ti,Mo)C particles to reduce the three-body abrasive wear of a low alloy steel. **Wear** **410-411.**China, 2018.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and wear of engineering material.** CRC Press Inc. Boca Raton. USA. 273 p. 1992.

HUGOT, E. **Handbook of Cane Sugar Engineering.** Third edition. Ed. Elsevier. New York. p. 113 – 114. 1986.

INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA. **Produção Agrícola Municipal. Sistema IBGE de Recuperação Automática (SIDRA).** Disponível em: <<https://sidra.ibge.gov.br/tabela/1612>>. Acesso em: 10 ago. 2022.

KOTECKI, D. J.; OGBORN J. S. Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. **Welding Journal.** p. 269 – 278, ago. 1995.

LIMA, A. C. **Estudo da aplicação de revestimento duro por soldagem com arames tubulares quanto à resistência ao desgaste de facas picadoras de cana-de-açúcar.** Tese de doutorado, universidade federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil.232 p.2008.

LIPPOLD, J.C., Welding metallurgy and weldability. **Wiley Blackwell**, New Jersey, USA, 2014. DOI: 3390/met10010143

LIU, D.; LIU, R.; WEI, Y.; MA, Y.; ZHU, K. Microstructure and wear Properties of Fe-15Cr-2.5Ti-2C-xB wt. % hardfacing alloys. **Applied Surface Science.**China, 2013.

LIU, J.; YANG, S.; XIA, W.; JIANG, X.; GUI, C. Microstructure and wear resistance performance of CuNiMn alloy based hardfacing coatings reinforced by WC particles. **Journal of Alloys and Compounds.** Wuhan. 2015.

LU, L.; SODA, H.; McLEAN, A., Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C eutectic composites, **Materials Science and Engineering A** 347 (1–2) (2003) 214–222, 347.

MANELLA, J. N. A. **Glossário de termos técnicos usados na indústria açucareira e alcooleira**. Maracaí, 2012.

MARTÍNEZ, D. M. e PÉREZ, M. R. Evaluación tecnológica de um alambre tubular autoprottegido, confeccionado a partir de materias primas cubanas. **V Convención y feria Internacionales METANICA**. Havana, Cuba. 17 al 21 julio, 2000.

MINATTO, R.; COSTA, A. F; DALEFFE, A. Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão de três ligas metálicas aplicadas em revestimento duro sobre aço manganês hadfield. **Brazilian Journal of Development**. Vol. 6, N° 11, 2020.

MOSELLI, P.C. **Desenvolvimento de dispositivo, adaptado à tocha SATG, para a realização de revestimento duro, utilizando ligas, em forma de pó**. 142 f. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2013.

MOTTA, M. F.; DUTRA, J. C. **Efeitos das Variáveis do Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potenciais Isolados nas Características Geométricas do Cordão de Solda**. Soldagem & Inspeção, Vol. 10, N°. 01, 2005.

M. MÜLLER e P. HRABĚ, **Overlay materials used for increasing lifetime of machine parts working under conditions of intensive abrasion**, Res. Agric. Eng., vol. 59, no 1, p. 16–22, 2013.

NOGUEIRA, A. M.P. e VENTURINI FILHO, W.G. **Aguardente de cana**. Universidade Estadual Paulista – UNESP. Campus Botucatu. Apostila 71p. 2005.

OGI, K., MATSUBARA, Y., MATSUDA, K., Eutectic solidification of high-chromium cast iron mechanism of eutectic growth, **American Foundrymen's Society, Transactions**, v. 89, pp. 197-204, 1981.

OLIVEIRA, T.G.; COSTA, A.R., Influência da microestrutura na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas Fe-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb. **Revista Matéria**, v.24, n.1, 2019.

PARANHOS, R. P.R. **Especialista fala da importância da soldagem para o setor**. Jornal ProCana.

PEREZ, M. R.; GONZÁLEZ, L. P.; AFONSO, I. Mejora de la resistencia al desgaste abrasivo de um revestimento Fe-Cr-Mn-C mediante la adición de V. **Revista Matéria**. v.24, n.01, 2019

PINTAUDE, G. Strategies for the Development of Wear-Resistant Coatings: A Review. **Soldagem & Inspeção**. 2021;26:e2616.

PRADEEP, G.R.C.; RAMESH, A.; PRASAD, B.D. A Review Paper on Hardfacing Process and Materials. **Internacional Journal of Engineering Science and Technology**. p. 6507 – 6510, 2010.

PRISCO, M. Revestimentos Protetores contra Desgaste. Soldagem de Manutenção. **ABS – ABRAMAN**. p. 231-284, 1993.

RODA, C., LOUREIRO, A., PITA, J., Comportamiento frente al desgaste abrasivo de las aleaciones con tendencia a la formación de carburos aplicados por soldadura, **Mantenimiento**, v. 134, pp. 78 - 89, 2000.

SANTANA, B. C. **Influência do cromo e nióbio no desempenho quanto ao desgaste abrasivo em revestimentos duros**. Dissertação de mestrado, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória – ES, Brasil. 2017.

SANTOS, A. S. *et al.* Soldagem na Indústria Sucroalcooleira. **Revista da Soldagem**. Ano I, n. 7, p. 20-26, 2005.

SCOTTI, A., PONOMAREV, V.; Soldagem MIG/MAG, Livro, ArtLiber, 2008.

SCOTTI, A. e ROSA, L. A. A. Influence of Oscillation Parameters on Crack Formation in Automatic Fe-B Hardfacing. **Journal of Materials Processing Technology**. p. 272-280, 1997.

SELVI, S., SANKARAN, S.P. e SRIVATSAVAN, R., Comparative study of hardfacing of valve seat ring using MMAW process, **Journal of Materials Processing Technology**, 207(1), pp. 356-362, 2008.

SOUSA, J. M. S., LOBATO, M. Q., GARCIA, D. N., MACHADO, P. C., Abrasion resistance of Fe-Cr-C coating deposited by FCAW welding process. **Wear**. Vol 476, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203688>, 2021.

SOUZA, D. D. B. G. **Aplicação de revestimento duro utilizando processo FCAW duplo arame para diferentes tipos de consumíveis**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil. 2015.

SOUZA, D.D.B.G.; FERRARESI, V.A. Aplicação de revestimento duro utilizando o processo FCAW duplo arame para diferentes tipos de consumíveis utilizados na indústria sucroalcooleira. **Revista Matéria**, v. 22, n.1, 2017.

STACHOWIAK, G.W., BATCHELOR, A. W., **Engineering Tribology**. 2 ed., Great Britain, ButterworthHeinemann, 2001.

TONON FILHO, R.J.. **Modelagem e simulação em plantas de etanol: uma abordagem técnico-econômica**. São Carlos. 2013.

UTP. **Consumíveis para Manutenção e Reparo**. P. 15, 2022. Acessado em 02 dez. 2022. Disponível em: <https://www.kezverchile.cl/wp-content/uploads/2018/09/Catalogo-Soldaduras-UTP-kezver-chile.pdf>.

VALENTE, M.S. *et al.* **Bens de capital para o setor sucroenergético: a indústria está preparada para atender adequadamente a novo ciclo de investimentos em usinas de cana-de-açúcar?** BNDES Setorial 36, p. 119-178.

VEIGA, E. **Soldagem de Manutenção**. São Paulo: Globus Editora, 2010.

VENKATESH, B., STRIKER, K. AND PRABHAKAR, V.S.V. **Wear Characteristics of Hardfacing Alloys: State-of-the-Art**. *Procedia Materials Science*, 10, p. 527-532, 2015. Disponível em <<https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.06.002>>. Acesso em: nov. 2021.

VIDAL, M. F. **Desempenho recente do setor sucroalcooleiro nordestino**. Escritório Técnico de Estudos Econômicos do Nordeste- ETENE. Caderno Setorial ETENE, ano 4, n° 67, 2019.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; DE MELLO, F. D. H. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. Ed 4, São Paulo: Edgard Blucher, 1992.

WANG, X. H.; Zou, Z. D.; Qu, S. Y.; Song, S. I.; Microstructure and Wear Properties of Fe-Based Hardfacing Coating Reinforced BY TiC Particles. **Journal of Materials Processing Technology**. v.168, p. 89-94, 2005.

YÜKSEL, N. e ŞAHİN, S., Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys, **Mater. Des.**, 58, pp. 491-498, 2014. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.032

ZHANG, A.F., XING, J.D., FANG L., SU JY. **Wear** 2004;257:198–204.

ZHANG, T.; SHAN, Q.; LI, Z.; WU, H.; JIANG, Y. Effects of TiC and residual austenite synergistic strengthening mechanism on impact-abrasive wear behavior of bainite steel. **Wear**. 486-487, 2021.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. **Soldagem**. 1. ed. São Paulo: Coleção Tecnologia SENAI, 1997.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series, v. 10, Elsevier Science Publishers, Amsterdam. 560 p. 1987.

ZUM GAHR, K. H. Wear by Hard Particles. **Tribology International**, vol. 31, no 10, pp. 587- 596, 1998.