

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS - CAMPUS SOROCABA CENTRO  
DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA PARA A SUSTENTABILIDADE PROGRAMA DE  
PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS DOS MATERIAIS

Maicon Roberto Teodoro

Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste  
Abrasivo de Revestimentos Duros dos Tipos FeCrC,  
FeMn, FeTiCW e FeNbC

SOROCABA -SP

2022

MAICON ROBERTO TEODORO

Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros dos tipos FeCrC, FeMn, FeTiCW e FeNbC

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciências dos Materiais – Universidade Federal de São Carlos, curso de Ciência dos Materiais, como requisito para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais sob a orientação da Prof.<sup>a</sup> Dra. Luciana Sgarbi Rossino.

Sorocaba-SP

2022

Teodoro, Maicon Roberto

Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste  
Abrasivo de Revestimentos Duros dos Tipos FeCrC,  
FeMn, FeTiCW e FeNbC / Maicon Roberto Teodoro --  
2021.  
119f.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de São  
Carlos, campus Sorocaba, Sorocaba  
Orientador (a): Luciana Sgarbi Rossino  
Banca Examinadora: Omar Maluf, Ronaldo Câmara  
Cozza  
Bibliografia

1. Carbonetos. 2. Desgaste abrasivo. 3. Revestimentos  
duros. I. Teodoro, Maicon Roberto. II. Título.

Ficha catalográfica desenvolvida pela Secretaria Geral de Informática  
(SIn)

DADOS FORNECIDOS PELO AUTOR

Bibliotecário responsável: Maria Aparecida de Lourdes Mariano -  
CRB/8 6979



## UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências e Tecnologias Para a Sustentabilidade  
Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais

---

### Folha de Aprovação

---

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Maicon Roberto Teodoro, realizada em 15/12/2021.

#### Comissão Julgadora:

Profa. Dra. Luciana Sgarbi Rossino (Fatec-SO)

Prof. Dr. Omar Maluf (Fatec)

Prof. Dr. Ronaldo Câmara Cozza (CEETEPS)

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais.



## AGRADECIMENTO

Este trabalho só foi possível pela ajuda que obtive durante esta jornada acadêmica, em que muitas pessoas citadas abaixo se tornaram meus amigos e fonte de inspiração como pesquisador.

Agradeço primeiramente a Deus por me guiar, me proteger e me iluminar nos momentos mais difíceis.

A minha esposa Janaina e minha filha Sarah, pela compreensão nos momentos de minha ausência e pelo incentivo e amor que me passam.

A meus pais José R. Teodoro e Roz Mairy G Teodoro (†) pela minha educação e integridade.

Agradeço imensamente a minha orientadora a Prof<sup>a</sup>. Dra. Luciana Sgarbi Rossino por me aceitar como orientando, por todo o conhecimento que transmitiu desde a graduação até este momento e principalmente pela compreensão e paciência nos períodos mais difíceis da minha jornada. Desejo tudo de bom na vida dela.

Ao meu grande amigo Prof. Eng<sup>o</sup> MSc. Marcos D. Manfrinato, "Dorigão", pela ajuda neste trabalho e na fabricação dos corpos de prova, pelo conhecimento que me transmitiu desde a graduação e transmite até hoje, mas também pelos conselhos dados, pelas conquistas deste trabalho, devo muito a este educador. Que Deus sempre abençoe você e sua família.

Aos ilustres senhores Dr. Luiz Carlos Rosa, diretor da Fatec Sorocaba, e ao vice-diretor, Dr. Adilson Rocha.

Ao Henrique Boschette pela ajuda na edição das imagens.

Ao meu grande amigo Bruno Souza pela destreza na soldagem dos corpos de prova e pelas boas conversas.

Ao pessoal do LabTES (Laboratório de Tratamento e Engenharia de Superfície) da Fatec Sorocaba, em especial a Larissa Solano, ao Miguel Danelon, Cesinha Jr e Felipe Lopes pelo tempo e paciência dedicados ao meu trabalho.

Ao auxiliar docente da Fatec Sorocaba-SP Henrique, pelo tempo e paciência dedicados aos ensaios de microdureza.

Ao Diogo, pela ajuda com o ataque químico Villela, no revestimento FeMn.

A Crislaine pela ajuda com a análise química dos revestimentos.

Ao ilustre diretor da Fatec de Sertãozinho, Dr. Maurício Angeloni.

Ao técnico de Laboratório de Ensaios Mecânicos da Fatec de Sertãozinho, Edson, e ao professor Dr. Omar Maluf.

Um grande agradecimento ao técnico de Laboratório da UFSCar Sorocaba, o Eng<sup>o</sup> Msc. João Tomeleri e ao Prof. Dr. Fabio Yamachi, pela ajuda com a microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Ao corpo docente da Fatec Sorocaba e aos docentes do PPGCM, da UFSCar Sorocaba, que de forma direta e indireta contribuíram para a minha formação, compartilhando seus conhecimentos.

*“A educação é um elemento importante na luta pelos direitos humanos. É o meio para ajudar os nossos filhos e as pessoas a redescobrirem a sua identidade e, assim, aumentar o seu autorrespeito. Educação é o nosso passaporte para o futuro, pois o amanhã só pertence ao povo que prepara o hoje.”.*

*Malcolm X*

## RESUMO

O presente trabalho avaliou a resistência ao desgaste abrasivo de quatro tipos de revestimentos duros aplicados por soldagem em aço utilizados nos setores sucroalcooleiro e de mineração, que podem revestir martelos desfribiladores, facas picadoras de cana-de-açúcar ou dentes de carregadeiras, a fim de aumentar o tempo de vida útil das peças e diminuir o tempo de paradas para manutenção, otimizando o sistema produtivo. Os revestimentos avaliados foram o aço austenítico ao manganês (FeMn), o FeCrC com alto teor de cromo, o FeTiCW, que contém carbonetos mistos complexo de tungstênio e titânio e o FeNbC com carboneto complexo de nióbio. Os revestimentos foram depositados pelo processo de soldagem a arco elétrico em substrato de aço SAE/AISI 1020. As caracterizações dos revestimentos foram realizadas por metalografia, análise por espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para identificar os elementos químicos presentes nos precipitados formados em cada revestimento e ensaio de microdureza Vickers. Submeteram-se os revestimentos a dois tipos de ensaio para a avaliação da resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos estudados. O ensaio de microdesgaste por esfera fixa foi realizado, utilizando cargas de 4N, 8N e 12N. Para o ensaio roda de borracha, normalizado pela ASTM G65:2016, realizaram-se paradas de 10 em 10 minutos até completar 30 minutos de ensaio, e ensaio contínuo de 30 minutos, cuja resistência ao desgaste foi determinada pela perda volumétrica ajustada. Como resultado, observou-se a presença de carboneto  $(Fe,Cr)_7C_3$  nos revestimentos FeTiCW, FeCrC e FeNbC. Os duros carbonetos ternários WTiC, formados no revestimento FeTiCW aderidos e distribuídos em uma matriz martensítica, propiciou a maior dureza dentre todos os revestimentos estudados. A microestrutura do revestimento FeNbC caracterizou-se pela formação de carbonetos do tipo  $(Fe,Cr)_7C_3$  aderidos na matriz eutética (austenita e carbonetos de cromo), com dureza menor que a do revestimento FeCrC, que contém somente carbonetos de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  poligonais, que são menores e, homogeneamente, distribuídos na matriz eutética. O revestimento de FeMn apresentou matriz austenítica com microporos provenientes do processo de soldagem com a menor dureza entre os revestimentos estudados. Os resultados do ensaio de microdesgaste abrasivo por esfera fixa demonstrou que a carga de 8N é mais efetiva que o ensaio realizado com cargas de 12N, e, devido a maior carga de contato,

impede que o abrasivo distribua-se entre a amostra e a esfera. No ensaio de desgaste por roda de borracha, observou-se que a taxa acumulada da perda volumétrica se mantém com o aumento do tempo de ensaio, ficando abaixo de 15%. Porém, os cálculos de erro admissível ficaram abaixo de 5%, evidenciando que ambos os ensaios representam uma repetibilidade e confiabilidade acima de 95%, evidenciando que o aumento do tempo, do procedimento B, especificado em 10 minutos, é o ideal, não necessitando do aumento de tempo do ensaio para avaliação dos revestimentos. Na análise comparativa dos resultados obtidos no ensaio de microdesgaste e roda de borracha, observou-se que o revestimento de FeNbC foi o mais resistente ao desgaste, em ambos os ensaios, seguido do revestimento FeCrC e do revestimento FeTiCW, sendo o menos resistente ao desgaste o revestimento FeMn. Para o revestimento FeMn, observou-se que, para o ensaio de microdesgaste por esfera fixa, o aumento na carga de ensaio proporcionou melhora na resistência ao desgaste, evidenciando que o mecanismo de maclação mecânica aumenta a resistência ao desgaste conforme o revestimento vai sendo submetido ao trabalho. Conclui-se neste trabalho que nem sempre a maior dureza determina uma maior resistência ao desgaste, uma vez que o revestimento FeNbC com menor dureza (569 HV), dentre os revestimentos formadores de carboneto, foi o mais resistente ao desgaste; enquanto o revestimento FeCrC (630 HV) apresentou maior resistência que o revestimento FeTiCW, o qual possui carbonetos WTiC mais duros (669 HV), apresentando a menor resistência ao desgaste entre os revestimentos estudados, devido à grande dureza e fragilidade dos carbonetos, sendo somente superior ao revestimento FeMn (261HV).

**Palavras-chave:** Carbonetos ternários. Microdesgaste abrasivo. Carbonetos de cromo. Carbonetos complexos. Procedimento B ASTM G65. Roda de borracha.

## ABSTRACT

This paper evaluated the resistance to abrasive wear of four types of hard coatings applied by welding to steel used in the sugar and ethanol and mining sectors that can coat defriber hammers, sugarcane chopping knives or loader teeth, in order to increase the service life of the parts and reduce the time of maintenance stops, which optimizes the production system. The coatings evaluated were manganese austenitic (FeMn), FeCrC with high chromium content, FeTiCW containing mixed tungsten-titanium carbide and FeNbC with niobium carbide. The coatings were deposited by the electric arc welding process on a 1020 steel substrate. The characterizations of the coatings were carried out by metallography, energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis to identify the chemical elements present in the precipitates formed and Vickers microhardness test. The coatings were submitted to two types of tests to evaluate the abrasive wear resistance of the coatings studied. The fixed ball micro-wear test was performed using 4N, 8N and 12N loads. The rubber wheel test, standardized by ASTM G65:2016, was performed with stops every 10 minutes until completing 30 minutes, and in continuous test of 30 minutes, whose wear resistance was determined volumetric loss by weighing the samples. As a result, the presence of  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  carbide was observed in the FeTiCW, FeCrC and FeNbC coatings. The hard ternary  $\text{WTiC}$  carbides formed in the FeTiCW coating adhered and distributed in a martensitic matrix provided the highest hardness among all the coatings studied. The microstructure of the FeNbC coating was characterized by the formation of  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  carbides adhered to the eutectic matrix (austenite and chromium carbides) with lower hardness than that of the FeCrC coating containing only polygonal  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  chromium carbides, which are smaller and homogeneously distributed in the eutectic matrix. The FeMn coating showed an austenitic matrix with micropores from the welding process with the lowest hardness among the coatings studied. The results of the fixed ball wear test demonstrated that the 8N load is more severe than the test performed with 12N loads, which due to the large contact load prevents the abrasive from being transported between the sample and the ball. In the rubber wheel wear test, it was observed that the cumulative rate of volumetric loss is maintained with increasing test time, obtaining percentage deviations below 15%. However, the allowable error calculations were below 5%, showing that both tests demonstrate

repeatability and reliability above 95%, evidencing that the increase in procedure B time, which is specified in 10 minutes, is ideal, and does not require an increase in test time to evaluate the coatings. In the comparative analysis of the results obtained in the micro wear and rubber wheel test, it was observed that the FeNbC coating was more wear resistant in both tests, followed by the FeCrC coating and FeTiCW coating, with the FeMn coating being the least wear resistant. For the FeMn coating, it was observed that for the fixed ball micro-wear test, increasing the test load provided improvement in wear resistance, evidencing that the mechanical maceration mechanism increases wear resistance as the coating is subjected to the work. It was concluded that higher hardness does not always determine higher wear resistance, since the FeNbC coating with the lowest hardness (569 HV) among the carbide-forming coatings was the most wear resistant, while the FeCrC coating (630 HV) showed higher wear resistance than the FeTiCW coating that has harder WTiC carbides (669 HV), which showed the lowest resistance among the coatings due to the high hardness and brittleness of the carbides, and its wear resistance was higher only than the FeMn coating (261HV).

**Keywords:** Ternary carbides. Micro abrasive wear. Chromium carbide. Complex carbides. Procedure B ASTM G 65. Rubber wheel.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

### Capítulo 3

FIGURA 3.1 - GRÁFICO DA PARTICIPAÇÃO DAS PRINCIPAIS SUBSTÂNCIAS METÁLICAS NA PRODUÇÃO MINERAL NACIONAL COMERCIALIZADA EM 2019. ....	27
FIGURA 3.2 - ILUSTRAÇÃO DO ESQUEMA DE SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO COM ELETRODOS REVESTIDOS....	29
FIGURA 3.3 - ILUSTRAÇÃO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA, EM QUE (F) É A PENETRAÇÃO DA SEGUNDA CAMADA, (A) É A PENETRAÇÃO DA PRIMEIRA CAMADA, (R) É A PROFUNDIDADE REFINADA PELA SEGUNDA CAMADA E (H) A ALTURA MÉDIA DA PRIMEIRA CAMADA.....	30
FIGURA 3.4 - ILUSTRAÇÃO DO PERFIL DE DUREZA EM SOLDAS MULTIPASSES.....	30
FIGURA 3.5 - ILUSTRAÇÃO DA APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO DURO COM 2 CAMADAS EM UM METAL DE BASE.	31
FIGURA 3.6 – ILUSTRAÇÃO DAS DIFERENTES GEOMETRIAS DE SOLDA PARA REVESTIMENTO DURO. ....	32
FIGURA 3.7 – IMAGEM DA APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO TIPO CHAPISCO. (A) FORMA AUTOMATIZADA E (B) FORMA MANUAL.....	33
FIGURA 3.8 – IMAGEM DA APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO DURO POR ENXADREZAMENTO EM UMA CARREGADEIRA. ....	33
FIGURA 3.9 - ILUSTRAÇÃO DO ESQUEMA DO DESFRIBRILADOR DE CANA-DE-AÇUCAR.....	34
FIGURA 3.10 – IMAGEM DO MARTELO OSCILANTE (A) DESGASTADO E (B) RECUPERADO POR SOLDAGEM DE REVESTIMENTO DURO. ....	35
FIGURA 3.11 – IMAGEM DA FACA PICADORA DE CANA. (A) FACA REVESTIDA E (B) FACA DESGASTADA APÓS TRABALHO.....	35
FIGURA 3.12 – IMAGEM DA PONTA DE CARREGADEIRA. (A) PONTA COM 65 HORAS, (B) PONTA COM 113 HORAS E (C) PONTA COM 160 HORAS.....	36
FIGURA 3.13 - IMAGEM DO REVESTIMENTO DURO EM PONTAS DE ESCAVADEIRA. (A) GEOMETRIA DE ENXADREZAMENTO E (B) GEOMETRIA DE PASSE SEM INTERVALO.....	37
FIGURA 3.14 – IMAGENS DA MICROESTRUTURAS DA LIGA FeCrC. (A) DENDRITAS DE AUSTENITA E (B) CARBONETOS TIPO $(Fe,Cr)_7C_3$ . ....	40
FIGURA 3.15 – IMAGENS DAS MICROESTRUTURAS DA LIGA FeCrCNb. ....	41
FIGURA 3.16 -IMAGEM DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO FeCrCTi. ....	41
FIGURA 3.17 - GRÁFICO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CONSUMÍVEL EM RODA DE BORRACHA.....	42
FIGURA 3.18 – ILUSTRAÇÃO DA REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS EVENTOS QUE RESULTAM NO MICROTRINCAMENTO DOS CARBONETOS. ....	43
FIGURA 3.19 – IMAGEM METALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS ANALISADAS SEM TRATAMENTO TÉRMICO, OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA. (A) 12Mn, (B) 12MnTi, (C) 12MnCr E (D) 12MnCrTi. AMPLIAÇÃO 100X. NITAL 4% .....	45
FIGURA 3.20 – ILUSTRAÇÃO DO DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO ARRANJO DE EMPILHAMENTO DO PLANO COMPACTO (111). (A, B) A PERFEITA CONFIGURAÇÃO DE EMPILHAMENTO CFC, E (C, D) FALHA DE EMPILHAMENTO INTRÍNSECA.....	46
FIGURA 3.21 - GRÁFICO DA ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO (EFE) PARA O AÇO TWIP. ....	46



FIGURA 3.22 – ILUSTRAÇÃO DOS SISTEMAS CRISTALINOS. (A) CRISTALINO SEM ESFORÇO, E (B) SISTEMA CRISTALINO COM ESFORÇO. ....	47
FIGURA 3.23 – ILUSTRAÇÃO DO ESQUEMA DO MECANISMO DE ENDURECIMENTO DO AÇO AUSTENÍTICO AO MANGANÊS HADFIELD. ....	48
FIGURA 3.24 - IMAGEM METALOGRAFICA DO AÇO HADFIELD. (A) METALOGRAFIA TÍPICA DE UM AÇO AO MANGANÊS TIPO HADFIELD COM MICROPOROS E (B) MICROESTUTURA AÇO HADFIELD COM MECANISMO DE MACLAÇÃO. ATAQUE NÍTEL 2%. AMPLIAÇÃO 100X. ....	48

## Capítulo 4

FIGURA 4.1 – IMAGEM DE QUATRO CORPOS DE PROVA DE AÇO SAE/AISI 1020 “METAL DE BASE”, PARA DEPOSIÇÃO DO METAL DE SOLDA. ....	49
FIGURA 4.2 – IMAGEM DO PROCEDIMENTO UTILIZADO DURANTE A SOLDAGEM. (A) PEÇAS COM UM PASSE CONTENDO ESCÓRIA. (B) ESMERILHAMENTO DO PASSE COM ESCÓRIA E (C) PASSE ESMERILHADO SEM ESCÓRIA. ....	52
FIGURA 4.3 – ILUSTRAÇÃO DA APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO DURO EM UM CORPO DE PROVA SOLDADO.....	53
FIGURA 4.4 – ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS LOCAIS ONDE OCORRERA A MEDIÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA POR PROFUNDIDADE. ....	53
FIGURA 4.5 – ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS LOCAIS DE MEDIÇÃO PARA A CARACTERIZAÇÃO DO MAPA DA MICRODUREZA SUPERFICIAL. ....	54
FIGURA 4.6 - ILUSTRAÇÃO DO ESQUEMA DO ABRASÔMETRO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA. ....	56
FIGURA 4.7 - ILUSTRAÇÃO DO ESQUEMA DO ABRASÔMETRO RODA DE BORRACHA, SEGUNDO ASTM G65:2016. ....	58
FIGURA 4.8 - FLUXOGRAMA DOS ENSAIOS ADOTADOS. (A) METODOLOGIA DO ENSAIO CONTÍNUO DE 30 MINUTOS (ETC) E, (B) METODOLOGIA DO ENSAIO COM PAUSA A CADA DEZ MINUTOS (ETP). ....	59
FIGURA 4.9 - GRÁFICOS DO COEFICIENTE DE DETERMINAÇÃO R <sup>2</sup> . (A) COEFICIENTE COM VALOR EM 1 E (B) COEFICIENTE COM VALOR DE 0,52. ....	61

## Capítulo 5

FIGURA 5.1 - IMAGEM METALOGRAFICA DO REVESTIMENTO FeMn (MEV). AMPLIAÇÃO 500X.....	63
FIGURA 5.2 – IMAGEM METALOGRAFICA DA INTERFACE DA ZONA FUNDIDA COM O METAL DE BASE DO REVESTIMENTO FeMn. AMPLIAÇÃO 1.200X. ....	64
FIGURA 5.3 - IMAGEM METALOGRAFICA COM TABELA DA ANÁLISE QUÍMICA PONTUAL DA ZONA PRETA DO REVESTIMENTO FeMn. AMPLIAÇÃO 2.500X. ....	65
FIGURA 5.4 - IMAGEM METALOGRAFICA E ANÁLISE POR EDS DO REVESTIMENTO FeMn. (A) METALOGRAFIA DO REVESTIMENTO FeMn. ANÁLISE POR EDS DOS ELEMENTOS (B) Fe, (C) Mn, (D) Ni E (E) C. AMPLIAÇÃO DE 1.200X. ....	65
FIGURA 5.5 – IMAGEM METALOGRAFICA DO REVESTIMENTO FeTiCw. AMPLIAÇÃO 500X.....	66

FIGURA 5.6 - IMAGEM METALOGRAFICA DA INTERFACE ZONA FUNDIDA E METAL DE BASE DO REVESTIMENTO FETICW. AMPLIAÇÃO 1.200X .....	67
FIGURA 5.7 - METALOGRAFIA E ANÁLISE POR EDS DO REVESTIMENTO FETICW. (A) METALOGRAFIA DO REVESTIMENTO FETICW. EDS DOS ELEMENTOS (B) FE, (C) CR, (D) C, (E) TI E (F) W. AMPLIAÇÃO 1.200X. ....	67
FIGURA 5.8 - IMAGEM METALOGRAFICA DA ANÁLISE PONTAL DO CARBONETO WTIC. AMPLIAÇÃO 7.000X.....	68
FIGURA 5.9 - IMAGEM METALOGRAFICA DO REVESTIMENTO FECRC. AMPLIAÇÃO 500X. ....	69
FIGURA 5.10 - IMAGEM METALOGRAFICA DA INTERFACE DO REVESTIMENTO FECRC. AMPLIAÇÃO 1.200X.....	70
FIGURA 5.11 – IMAGEM METALOGRAFICA E ANÁLISE POR EDS REVESTIMENTO FECRC. (A) METALOGRAFIA DO REVESTIMENTO FECRC. ANÁLISE POR EDS DOS ELEMENTOS (B) FE, (C) CR, (D) C. AMPLIAÇÃO 1.200X .....	70
FIGURA 5.12 - IMAGEM METALOGRAFICA DO REVESTIMENTO FeNBC. AMPLIAÇÃO 500X. ....	71
FIGURA 5.13 -IMAGEM METALOGRAFICA NA INTERFACE DO REVESTIMENTO FeNBC. AMPLIAÇÃO 1.200X.....	72
FIGURA 5.14 - IMAGEM METALOGRAFICA E ANÁLISE POR EDS DO REVESTIMENTO FeNBC. (A) METALOGRAFIA DO REVESTIMENTO FeNBC. ANÁLISE POR EDS DOS ELEMENTOS (B) FE, (C) CR, (D) C E (E) NB. ....	72
FIGURA 5.15 - IMAGEM METALOGRAFICA DA ANÁLISE PONTAL DO PERCENTUAL DOS ELEMENTOS QUÍMICOS DO CARBONETO NBC. AMPLIAÇÃO 10.000X. ....	73
FIGURA 5.16 - MAPA DA MICRODUREZA SUPERFICIAL DO REVESTIMENTO FeMn. ....	74
FIGURA 5.17 - MAPA DA MICRODUREZA SUPERFICIAL DO REVESTIMENTO FETICW. ....	74
FIGURA 5.18 - MAPA DA MICRODUREZA SUPERFICIAL DO REVESTIMENTO FeCRC.....	75
FIGURA 5.19 - MAPA DA MICRODUREZA SUPERFICIAL DO REVESTIMENTO FeNBC.....	75
FIGURA 5.20 - GRÁFICO DA MICRODUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO FeMn, COM 2 PASSES DE SOLDA. ..	76
FIGURA 5.21 - GRÁFICO DA MICRODUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO FETICW, COM 2 PASSES DE SOLDA.	76
FIGURA 5.22 - GRÁFICO DA MICRODUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO FECRC, COM 2 PASSES DE SOLDA.	77
FIGURA 5.23 - GRÁFICO DA MICRODUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO FeNBC, COM 2 PASSES DE SOLDA.	78
FIGURA 5.24 - GRÁFICO DA RESISTÊNCIA AO MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DOS REVESTIMENTOS FeMn, FETICW, FECRC E FeNBC, COM CARGA APLICADA DE 4N. ....	79
FIGURA 5.25 - IMAGENS MACROGRÁFICAS DAS CALOTAS REESULTANTES DO ENSAIO DE MICRODESGASTE, POR ESFERA FIXA ROTATIVA DOS REVESTIMENTOS (A) FeMn, (B) FETICW, (C) FECRC E (D) FeNBC. CARGA APLICADA 4N. AMPLIAÇÃO 40X.....	80
FIGURA 5.26 - GRÁFICO DA RESISTÊNCIA AO MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DOS REVESTIMENTOS FeMn, FETICW, FECRC E FeNBC, COM CARGA APLICADA DE 8N. ....	80
FIGURA 5.27 - IMAGENS MACROGRÁFICAS DAS CALOTAS REESULTANTES DO ENSAIO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DOS REVESTIMENTOS (A) FeMn, (B) FETICW, (C) FECRC E (D) FeNBC. CARGA APLICADA 8N. AMPLIAÇÃO 40X.....	81
FIGURA 5.28 - GRÁFICO DA RESISTÊNCIA AO MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DOS REVESTIMENTOS FeMn, FECRC, FETICW E FeNBC, COM CARGA APLICADA DE 12N. ....	82
FIGURA 5.29 – IMAGENS MACROGRÁFICAS DAS CALOTAS REESULTANTES DO ENSAIO DE MICRODESGASTE, POR ESFERA FIXA ROTATIVA, DOS REVESTIMENTOS (A) FeMn, (B) FECRC, (C) FETICW E (D) FeNBC. CARGA APLICADA 12N. AMPLIAÇÃO 40X.....	83

FIGURA 5.30 – GRÁFICO DO COEFICIENTE DE DESGASTE DOS REVESTIMENTOS EM DIFERENTES CARGAS DE ENSAIO COM DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO DE 119M. ....	84
FIGURA 5.31 – IMAGEM METALOGRAFICA DO METODO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DO REVESTIMENTOS FEMN. AMPLIAÇÃO 1.000X.....	85
FIGURA 5.32 - IMAGEM METALOGRAFICA DO MECANISMO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DO REVESTIMENTO FETICW. AMPLIAÇÃO 1.000X.....	85
FIGURA 5.33 - IMAGEM METALOGRAFICA DO MÉTODO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DO REVESTIMENTOS FECRC. AMPLIAÇÃO 1.000X. ....	86
FIGURA 5.34 - IMAGEM METALOGRAFICA DO MÉTODO DE MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA DO REVESTIMENTOS FENBC. AMPLIAÇÃO 1.000X. ....	86
FIGURA 5.35 - GRÁFICO DO DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA DO REVESTIMENTO FEMN. ....	87
FIGURA 5.36 - GRÁFICO DO DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA DO REVESTIMENTO FETICW. ...	88
FIGURA 5.37 – GRÁFICO DO DESGASTE ABRASIVO PARA TEMPOS ALTERNADO DO REVESTIMENTO FECRC. ..	88
FIGURA 5.38 – GRÁFICO DO DESGASTE ABRASIVO PARA TEMPOS ALTERNADO DO REVESTIMENTO FENBC. ..	89
FIGURA 5.39 - GRÁFICO DOS RESULTADOS DA MÉDIA DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR RODA DE BORRACHA. ....	92
FIGURA 5.40 - GRÁFICO DA CORRELAÇÃO ENTRE MICRODUREZA VICKERS COM A QUANTIFICAÇÃO PERCENTUAL DE CARBONETOS PARA CADA REVESTIMENTO ESTUDADO. ....	93
FIGURA 5.41 - IMAGEM DA CICRATIZES RESULTANTES DO DESGASTE POR RODA DE BORRACHA, DO REVESTIMENTO FEMN (A) SEM AMPLIAÇÃO. (B) COM AMPLIAÇÃO DE 1.000X. ....	95
FIGURA 5.42 - IMAGEM DA CICRATIZ RESULTANTE DO DESGASTE, POR RODA DE BORRACHA, DO REVESTIMENTO FETICW. (A) SEM AMPLIAÇÃO (B) COM AMPLIAÇÃO DE 1.000X. ....	95
FIGURA 5.43 – IMAGEM DA CICRATIZ RESULTANTES DO DESGASTE POR RODA DE BORRACHA DO REVESTIMENTO FECRC (A) SEM AMPLIAÇÃO (B) COM AMPLIAÇÃO DE 1.000X.....	96
FIGURA 5.44 – IMAGEM DA CICRATIZ RESULTANTES DO DESGASTE POR RODA DE BORRACHA DO REVESTIMENTO FENBC (A) SEM AMPLIAÇÃO (B) COM AMPLIAÇÃO DE 1.000X. ....	97
FIGURA 5.45 - COEFICIENTE DE DEGASTE ( $K$ ) DOS REVESTIMENTOS, CALCULADOS A PARTIR DOS RESULTADOS POR RODA DE BORRACHA. ....	98
Figura 5.45 - Coeficiente de degaste ( $K$ ) dos revestimentos, calculados a partir dos resultados por roda de borracha.....	108

## LISTA DE TABELAS

### Capítulo 3

TABELA 3.1 - CUSTOS COM DESGASTE EM EQUIPAMENTOS PARA MINERAÇÃO .....	27
TABELA 3.2 - PERCENTUAL DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS ELETRODOS. ....	40

### Capítulo 4

Tabela 4.1 - Guia para a seleção de ligas para seleção de revestimento duro.....	50
Tabela 4.2 - Especificação dos eletrodos e dos parâmetros para soldagem.....	51
Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem utilizados para a deposição dos revestimentos.....	52

### Capítulo 5

TABELA 5.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA, EM %P, DOS ELETRODOS PESQUISADOS. ....	62
TABELA 5.2 - TABELA COM OS RESULTADOS DO ENSAIOS DE RODA DE BORRACHA DOS REVESTIMENTOS COM TEMPO CONTÍNUO (ETC) DE 30 MINUTOS.....	90
TABELA 5.3 - TABELA COM RESULTADOS DOS ENSAIOS POR RODA DE BORRACHA DOS REVESTIMENTOS COM TEMPO DE PARADA (ETP) DE 10 MINUTOS. ....	91

## LISTA DE EQUAÇÕES

### Capítulo 4

$$V[\text{mm}^3] = \frac{\pi D^4}{64R} \quad \text{Equação 4.1.....57}$$

$$k\left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N}\cdot\text{m}}\right] = \frac{V}{\text{N}\cdot S} \quad \text{Equação 4.2.....57}$$

$$P_v [\text{mm}^3] = \frac{\Delta m (M_i - M_f (g))}{\rho \left(\frac{g}{\text{mm}^3}\right)} \times 1000 \quad \text{Equação 4.3.....60}$$

$$P_{va} [\text{mm}^3] \times \frac{228.6\text{mm}(\text{diâmetro da roda padrão})}{\text{diâmetro da roda após o uso}} \times P_v [\text{mm}^3] \quad \text{Equação 4.4.....60}$$

$$\sigma = \sqrt{\sum(X - \bar{X})^2 / n-1} \quad \text{Equação 4.5.....60}$$

$$v = (S/\bar{x}) \times 100 \quad \text{Equação 4.6.....60}$$

$$n = (1,96 \cdot v/e)^2 \quad \text{Equação 4.7.....60}$$

## **LISTA DE SIGLAS**

AIAG – Automotive industry Action Group “Grupo de Ação da Indústria Automotiva”

AISI – American Iron and Steel Institute “instituto americano de ferro e aço”

ASTM - American Society for Testing and Materials “Sociedade Americana de Testes e Materiais”

AWS - American Welding Society “Sociedade Americana de Soldagem”

DIN - Deutsches Institut für Normung “Instituto Alemão para Normatização”

SAE - Society of Automobile Engineers “ Sociedade de Engenheiros de Automóveis”

## LISTA DE SÍMBOLOS

A – Ampere

AM - Amazonas

CA – Corrente alternada

CC – Corrente contínua

CCC – Cúbico de corpo centrado

CFC – Cúbica de face centrada

CP – Corpo de prova

Desv. Pad – Desvio padrão

EDS – Espectroscopia por energia dispersiva

EFE – Energia de falha de empilhamento

FCAW – Flux cored arc welding “Soldagem a arco elétrico com arames tubulares”

Fe<sub>3</sub>C – Cementita

G - Soldagem a gás

GMAW - Gás metal arc welding “Soldagem de arco metálico a gás”

HB – Hardness Brinell

K – Coeficiente de desgaste

m – Metro

Média Perda vol. – Média da perda volumétrica

MEV - Microscópio eletrônico de varredura

MF - Soldagem com arames tubulares

min - Minutos

mm – Milímetro

MnS – Sulfeto de manganês

MSG - Soldagem com gás de proteção

N - Newton

NbC – Carboneto de nióbio

NbN – Nitreto de nióbio

Ø – Diâmetro

OAW – Oxy acetylene welding “soldagem a oxi combustível”

Perda vol – Perda volumétrica

PIB – Produto interno bruto Brasileiro

$P_V$  – Perda volumétrica

$P_{Va}$  – Perda volumétrica ajustada

$R^2$  - Coeficiente de determinação

rpm – Rotação por minuto

S – Distância percorrida

SMAW - Shielded Metal Arc Welding “soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido”

TiC – Carboneto de titânio

TIG - Tungsten Inert Gas “Soldagem por Gás Inerte de Tungstênio”

TiN – Nitreto de titânio

TWIP -Twinning induced plasticity

ZAC– Zona afetada pelo calor

ZF – Zona fundida

$n_A$  – Número de amostras

$v$  – Coeficiente de variação



## LISTA DE ELEMENTOS QUÍMICOS

B – Boro

C – Carbono

Co – Cobalto

Cr- Cromo

Fe – Ferro

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio

Ni – Níquel

P- Fósforo

S- Enxofre

Si – Silício

Ta – Tântalo

Ti – Titânio

V – Vanádio

W – Tungstênio

Zr – Zircônio

## LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS

$\alpha$  – Ferrita

$\gamma$  – Austenita

$\varepsilon$  - Martensita

$\mu$ - Coeficiente de atrito

$\rho$  – Densidade

$\sigma$  – Desvio padrão

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>22</b>
<b>2 OBJETIVOS.....</b>	<b>24</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>25</b>
3.1 SETOR SUCROALCOOLEIRO NO BRASIL .....	25
3.2 DESGASTE NO SETOR SUCROALCOOLEIRO BRASILEIRO .....	25
3.3 SETOR MINERAL BRASILEIRO.....	26
3.4 DESGASTE NO SETOR MINERAL .....	27
3.5 SOLDA A ARCO ELÉTRICO.....	28
3.6 APLICAÇÕES DE REVESTIMENTOS DUROS (HARDFACING) .....	30
3.7 CARBONETOS.....	37
3.8 CARBONETOS MC, M <sub>2</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> .....	38
3.9 CARBONETOS TERNÁRIOS WTiC .....	39
3.10 REVESTIMENTOS FERROSOS COM CARBONETOS.....	39
3.11 REVESTIMENTO DURO AUSTENÍTICO AO MANGANÊS, E MECANISMO DE ENDURECIMENTO POR MACLAÇÃO MECÂNICA .....	44
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>49</b>
4.1 METAL DE BASE .....	49
4.2 ELETRODOS REVESTIDOS .....	49
4.3 APLICAÇÃO DOS REVESTIMENTOS DURO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO .....	51
4.4 CARACTERIZAÇÃO DA MICRODUREZA VICKERS.....	52
4.5 ANÁLISE QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS .....	54
4.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA DOS REVESTIMENTOS.....	55
4.7 QUANTIFICAÇÃO DO PERCENTUAL DE CARBONETOS.....	55
4.8 ENSAIO DE MICRODESGASTE ABRASIVO POR ESFERA FIXA ROTATIVA .....	56
4.9 ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA .....	58
4.10 COEFICIENTE DE DETERMINAÇÃO R <sup>2</sup> .....	61
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>62</b>
5.1 ANÁLISE QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS .....	62

5.2 MICROESTRUTURAS DOS REVESTIMENTOS DUROS .....	63
5.3 FeMn.....	63
5.4 FeTiCW.....	66
5.5 FeCrC .....	69
5.6 FeNbC .....	71
5.7 MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS FeMn, FeTiCW, FeCrC E FeNbC .....	73
5.8 MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA.....	79
5.9 DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA (ASTM G65:2016) .....	87
5.10 QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS COM RELAÇÃO A DUREZA.....	93
<b>6 CONCLUSÃO .....</b>	<b>99</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>101</b>
<b>8 REFERÊNCIAS .....</b>	<b>102</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Apesar de ser um problema antigo, ainda hoje um dos problemas que mais preocupa engenheiros e técnicos na indústria em geral é como prolongar a vida útil dos componentes de máquinas e equipamentos sujeitos aos diversos tipos de desgaste, pois a substituição ou parada para reparo dos componentes apresenta um custo muito elevado para as empresas (MONTEIRO, 1993).

Segundo Lima (2015), dentre as diversas formas de desgaste encontradas na movimentação de solo, o desgaste abrasivo é o principal mecanismo. No setor sucroalcooleiro, Lima (2010) cita o desgaste abrasivo a baixa tensão como o principal tipo de desgaste que mais proporciona a deterioração de peças e equipamentos para este setor. De uma forma mais ampla, o custo do desgaste abrasivo é estimado entre 1 a 4% do produto interno bruto de um país industrializado (ASM INTERNACIONAL, 1992).

Para combater o desgaste abrasivo, a utilização de revestimentos duros depositados por soldagem tem sido uma alternativa economicamente viável (SANTANA, 2016). A soldagem de revestimentos consiste na deposição de um material mais nobre, com maior resistência ao desgaste abrasivo e dureza que o material base do componente. Os revestimentos podem ser depositados por diversos processos de soldagem, e a escolha do processo dependerá de alguns fatores como a produtividade, custo, qualidade, versatilidade, diluição, energia de soldagem entre outros (WAINER, 2000).

Na maioria dos consumíveis utilizados há a presença de elementos químicos formadores de carbonetos. Os carbonetos podem ser encontrados em diversos tamanhos, morfologias e estequiometrias diferentes como os carbonetos MC,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , de acordo com a razão metal/carbono presente na poça de fusão (Macedo, 2009).

Metais de adição, contendo cromo e carbono, têm sido bastante utilizados em revestimentos duros depositados por soldagem. Segundo Buchanan et al. (2006), ligas com alto FeCrC são particularmente atrativas para a aplicação de revestimentos duros porque os carbonetos podem formar uma grande variedade de microconstituintes, promovendo um aumento da resistência à abrasão. Por outro lado, existem outros elementos formadores de carbonetos que podem apresentar

propriedades mecânicas similares ou superiores ao cromo, como o molibdênio, o nióbio, o titânio, o vanádio e o tungstênio (PIERSON, 1996).

Outro revestimento que pode ser utilizado é o aço manganês Hadfield, com uma composição química em torno de 13% Mn, que normalmente tem uma estrutura austenítica metaestável. Este aço austenítico endurece rapidamente devido ao encruamento proveniente do impacto por trabalho, transformando a austenita metaestável em martensita. Esta propriedade faz deste aço muito útil em aplicações em que se requer alto impacto e a abrasão (MENDEZ et al., 2004).

Este trabalho objetiva estudar a resistência ao desgaste abrasivo em quatro tipos de revestimentos duros utilizados nos setores sucroalcooleiro e mineração, depositados com eletrodo revestido, visando otimizar a produção e diminuir paradas para manutenção, minimizando assim o significado das perdas por desgaste.

## 2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo principal avaliar a resistência ao desgaste abrasivo em quatro tipos de revestimentos duros, depositados por soldagem com eletrodo revestido, aplicando dois mecanismos de ensaio, o microdesgaste abrasivo por esfera rotativa fixa e o ensaio de desgaste por roda de borracha, normatizado pela ASTM G65:2016.

Como objetivos secundários, citam-se:

- Ensaiar os revestimentos por microdesgaste abrasivo por esfera fixa, utilizando três diferentes cargas de ensaio (4N, 8N e 12N), analisando o comportamento da resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos, quando solicitados em cargas diferenciadas;
- Analisar a relação da média percentual de carbonetos presentes na matriz com a resistência ao desgaste dos revestimentos estudados;
- Analisar a possível utilização da extensão de tempo para o procedimento B da norma ASTM G65/16 em 30 minutos, verificando se o aumento de tempo de ensaio influencia o aumento da taxa de desgaste ou se ocorre algum desvio nos resultados;
- Comparar os resultados obtidos no ensaio de microdesgaste abrasivo por esfera fixa, com o resultado obtido no ensaio de desgaste por roda de borracha, para verificar uma possível relação entre ambos.

### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 SETOR SUCROALCOOLEIRO NO BRASIL**

Segundo o observatório da Cana (2021), a quantidade de cana-de-açúcar processada pelas unidades produtoras do Centro-Sul alcançou 38,38 milhões de toneladas na 1ª metade de setembro de 2021, o que representa uma queda de 14,09% sobre o valor apurado na mesma quinzena da safra 2020/2021, com 44,67 milhões de toneladas. O estado de São Paulo registrou a moagem de 22,28 milhões de toneladas (-14,54%) e nos demais estados da região Centro-Sul a quantidade processada na quinzena alcançou 16,10 milhões de toneladas (-13,45%). Desde o início do ciclo 2021/2022 até a primeira metade de setembro, a moagem acumula queda de 6,62%. Nesse período, a quantidade de cana-de-açúcar processada pelas usinas atingiu 430,95 milhões de toneladas, ante 461,49 milhões de toneladas no mesmo período do último ciclo agrícola. Em relação ao número de usinas em operação, 254 empresas registraram produção até dia 01 de setembro de 2021, contra 261 unidades industriais em igual data do ano de 2020. Nesta quinzena de setembro de 2021, 3 unidades produtoras encerraram a safra, e no acumulado, 5 empresas já terminaram o ciclo 2021/22.

#### **3.2 DESGASTE NO SETOR SUCROALCOOLEIRO BRASILEIRO**

As usinas sucroalcooleiras apresentam aumento na manutenção preventiva dos equipamentos durante o período de entressafra, que ocorre em torno de quatro meses entre o final de dezembro e abril. Durante a entressafra, as usinas apresentam apenas 4% a 5% do faturamento anual, devido à diminuição de sua produção (ENGEPEÇAS, 2015). As manutenções preventivas, ou seja, manutenções de correções estruturais ou implementação de projetos de melhoria, são possíveis de serem realizadas somente em períodos mais longos de parada. Essas manutenções são necessárias para que, durante a safra, estes equipamentos fiquem menos susceptíveis a paradas indesejadas que possam afetar diretamente a produção e gerar custos desnecessários (ALMEIDA et. al 2020).

Segundo Petronas (2020), a ociosidade das máquinas agrega um alto custo aos produtores. Um estudo intitulado “Custos ocultos no setor de agronegócio: análise



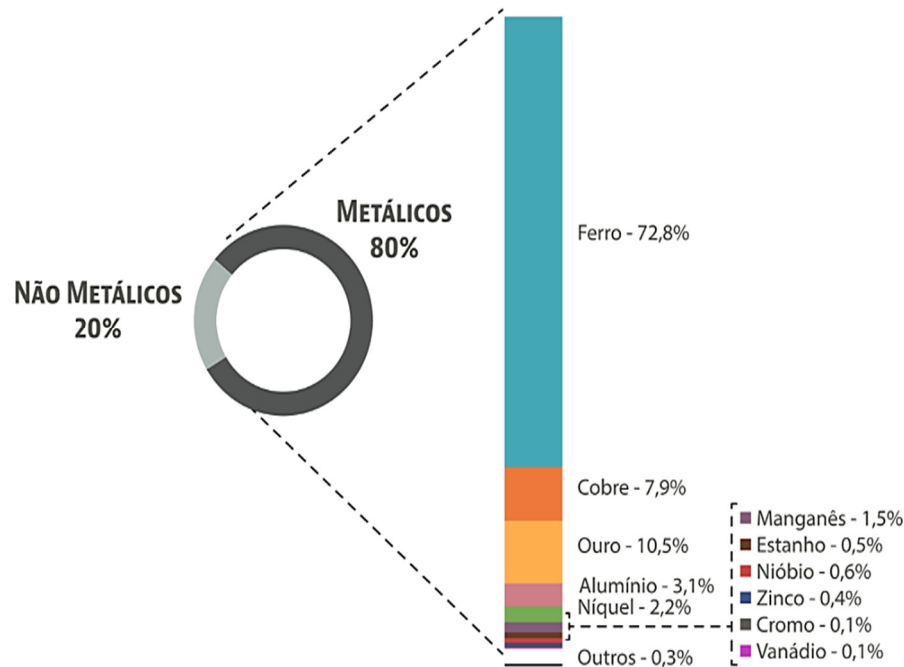
de um caso no subsetor” apontou que uma máquina indisponível equivale a R\$4.741.200,00 dos R\$8.688.309,98, gastos em custos indiretos, previstos para os meses de colheita.

### **3.3 SETOR MINERAL BRASILEIRO**

O setor mineral é hoje responsável por quase 2,5% do produto interno bruto brasileiro (PIB). O faturamento do setor mineral atingiu, em 2020, a marca de R\$209 bilhões. Esse desempenho superou as expectativas e impactou positivamente o setor da mineração no país. Os dados são da Secretaria de Geologia, Mineração e Transformação Mineral que, ao fazer um balanço dos resultados obtidos pelo setor ao longo do ano passado, determinou que a arrecadação de tributos foi de R\$ 72,3 bilhões. Dados estatísticos confirmam a contribuição do setor mineral para um saldo positivo em relação ao comércio exterior em 2020. O aumento foi de 31%, passando de quase US\$ 25 bilhões em 2019, para mais de US\$ 32 bilhões em 2020 (GOV.BR, 2021).

Segundo o Anuário Mineral Brasileiro (2020), a classe dos materiais metálicos respondeu por cerca de 80% do valor total da produção mineral brasileira. Neste cenário, merecem destaque as exportações no ano de 2020 do ouro e minério de ferro, que tiveram variação positiva de 16% e 36% (em US\$), respectivamente, em comparação a 2019. Dentre os tributos, a Compensação Financeira pela Exploração Mineral obteve crescimento significativo, passando de R\$ 4,5 bilhões em 2019, para R\$ 6,1 bilhões em 2020. Estes são resultados que trazem benefícios diretos aos estados e à população de milhares de municípios brasileiros, pois são recursos normalmente aplicados em melhorias de infraestrutura, qualidade ambiental, saúde e educação. Dentre essas substâncias, a Figura 3.1 destaca onze que correspondem a 99,7% do valor da referida produção, são os metais alumínio, cobre, cromo, estanho, manganês, nióbio, níquel, ouro, vanádio e zinco, sendo o ferro o metal com maior porcentagem de produção nacional dentre todos (73%).

Figura 3.1 - Gráfico da participação das principais substâncias metálicas na produção mineral nacional comercializada em 2019.



Fonte: (ANUARIO MINERAL BRASILEIRO,2020).

### 3.4 DESGASTE NO SETOR MINERAL

Na indústria mineradora, em que prevalece o desgaste abrasivo, como na mineradora Tapoca/AM que extrai minério de estanho. Em 1998, o valor de peças desgastadas atingiu US\$ 1.156.071 (7,5% do consumo de materiais da mineração), observando-se a ocorrência deste fenômeno nos diversos equipamentos, conforme apresentado na Tabela 3.1, em que o maior custo em desgaste ocorreu em bombas (MÁSCIA, 2002).

Tabela 3.1 - Custos com desgaste em equipamentos para mineração

Equipamento	Custo US\$/ano
Bombas (rotor, voluta e revestimentos)	514.069
Britados Canica (impelidores bigorna)	253.167
Moinho de barras (revestimento)	108.356
Subtotal	875.592

Fonte: (MÁSCIA, 2002).

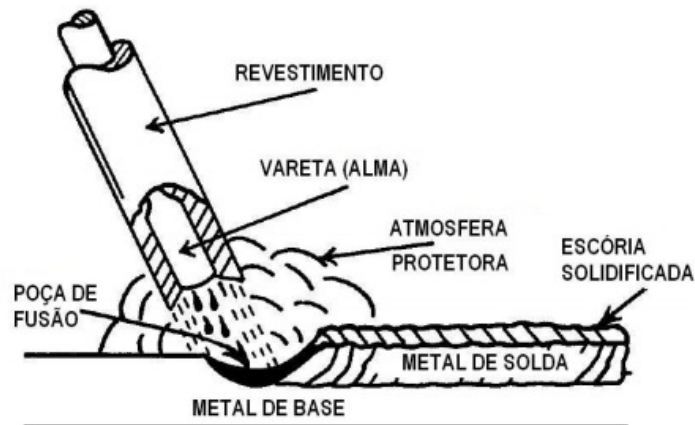
Outros equipamentos como pontas de dente de escavadeira, chapas de desgaste, bola de moinho, dente de draga, mandíbula de britadores, entre outros componentes de desgaste, geram um custo de US\$ 280.479/ano. Estes gastos, verificados com peças de reposição ocorrem devido ao fato desses componentes estarem diretamente em contato com a polpa de minério, que contém óxido de elevada dureza. A estes custos diretos somam-se os custos indiretos, tais como: perda de produção, mão de obra e equipamentos para a troca das peças desgastadas, dentre outros, ou seja, os gastos são bem maiores que os já relacionados na Tabela 1 (MÁSCIA, 2002).

### **3.5 SOLDA A ARCO ELÉTRICO**

Segundo Marques (2005), a soldagem é um processo de união de materiais baseado no estabelecimento de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, na região de ligação em que está sendo unido. A soldagem ganhou grande relevância como processo de fabricação, a partir do século XIX, principalmente a partir do desenvolvimento de processos de soldagem por fusão, os mais utilizados no mundo.

O processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido, SMAW (Shielded Metal Arc Welding), é realizado com aplicação de calor de um arco elétrico mantido entre duas partes metálicas: a extremidade de um eletrodo metálico revestido e a peça de trabalho ou metal base. O calor produzido pelo arco elétrico é suficiente para fundir o metal de base, a alma do eletrodo e o revestimento. As gotas de metal fundido são transferidas pelo arco elétrico para a poça de fusão e são protegidas da atmosfera pelos gases produzidos durante a decomposição do revestimento. A escória líquida flutua em direção à superfície da poça de fusão, que protege o metal de solda da atmosfera durante a solidificação. A Figura 3.2 ilustra o esquema de soldagem realizada com eletrodo revestido (ESAB, 2021).

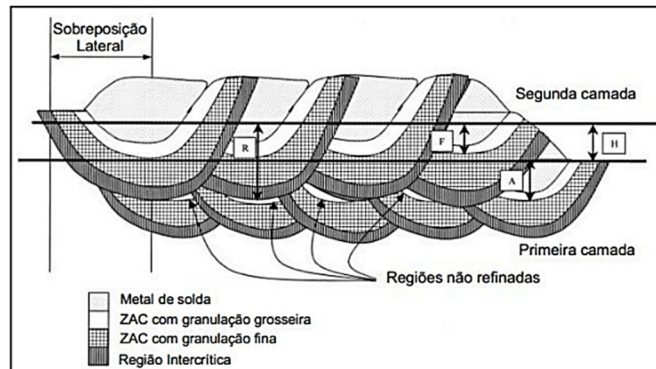
Figura 3.2 - Ilustração do esquema de soldagem a arco elétrico com eletrodos revestidos.



Fonte: (ESAB, 2021).

Em processos de soldagem multipasses, a microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) é ainda mais complexa devido aos diferentes ciclos térmicos, que causam a reaustenitização e subseqüentes transformações no resfriamento de soldas multipasses, possibilitando um refinamento parcial da sua microestrutura. Em função desse comportamento, o deslocamento da fonte de calor sobre a superfície da junta gera um gradiente de temperatura causando uma mudança complexa na morfologia microestrutural da zona afetada pelo calor (ZAC) e de suas propriedades mecânicas. As mudanças microestruturais no metal de solda e na ZAC ocorrem em função das taxas de aquecimento e resfriamento, as quais, por sua vez, dependem da energia de soldagem, da espessura e geometria da peça, do pré-aquecimento e da temperatura interpasse. Entre as diferentes regiões formadas na zona afetada pelo calor, a região de crescimento dos grãos (grãos grosseiros) merece destaque, pois o crescimento dos grãos austeníticos aumenta a temperabilidade nesta região da ZAC, favorecendo a formação de fases de alta dureza (bainita e/ou martensita), ocasionando a suscetibilidade a trincas a frio. Entretanto, a formação de fases de baixa tenacidade, na região da ZAC, é dependente da composição química do metal de base, do ciclo térmico imposto e da taxa de resfriamento. O calor gerado pela deposição da segunda camada pode refinar e/ou reaver a região de grãos grosseiros da ZAC da primeira camada, reduzindo a dureza e aumentando a tenacidade em materiais com elevado carbono equivalente, cuja técnica é conhecida como dupla camada, conforme ilustrado na Figura 3.3 (POORHAYDARI et al, 2005).

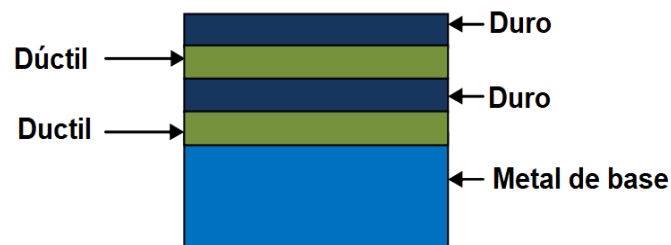
Figura 3.3 - Ilustração da técnica da dupla camada, em que (F) é a penetração da segunda camada, (A) é a penetração da primeira camada, (R) é a profundidade refinada pela segunda camada e (H) a altura média da primeira camada.



Fonte: (LANT, 2001).

A Figura 3.4 ilustra as diferentes propriedades de dureza dos revestimentos soldados em multipasses. Dependendo da quantidade de passes depositados, diferentes durezas podem ser encontradas na camada, com camadas mais dúcteis com menor dureza e camadas mais duras (OKECHUKWU et al., 2018).

Figura 3.4 - Ilustração do perfil de dureza em soldas multipasses.



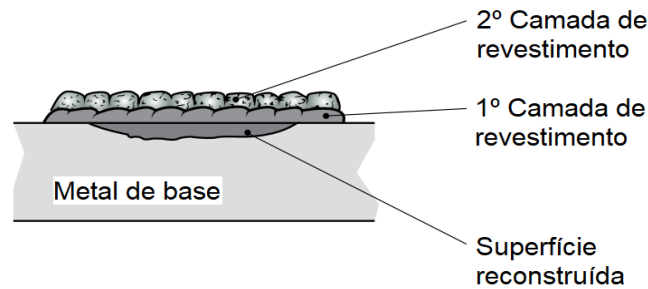
Fonte: Traduzido de (OKECHUKWU et al., 2018).

### 3.6 APLICAÇÕES DE REVESTIMENTOS DUROS (HARDFACING)

“Hardfacing” é um mecanismo de tratamento de superfície para melhorar as propriedades superficiais dos metais (Budinski, 1998; Metals Handbook 1993). O hardfacing pode ser aplicado por soldagem, em que a camada de solda depositada tem propósito de conferir à superfície de um metal menos nobre ou metal de base (MB) mais resistência ao desgaste, aumentando sua resistência contra abrasão, impacto, erosão, cavitação ou qualquer outra deterioração por atrito. O revestimento duro pode envolver o depósito de uma ou várias camadas de metal de solda. Alguns tipos de revestimento duro são projetados para serem aplicados em apenas uma

camada, enquanto outros podem ser aplicados em várias camadas. A Figura 3.5 ilustra o revestimento duro aplicado em um metal de base para a reconstrução da superfície desgastada em duas camadas de solda (WELDING ALLOYS, 2018; DAVIS1993).

Figura 3.5 - Ilustração da aplicação de revestimento duro com 2 camadas em um metal de base.



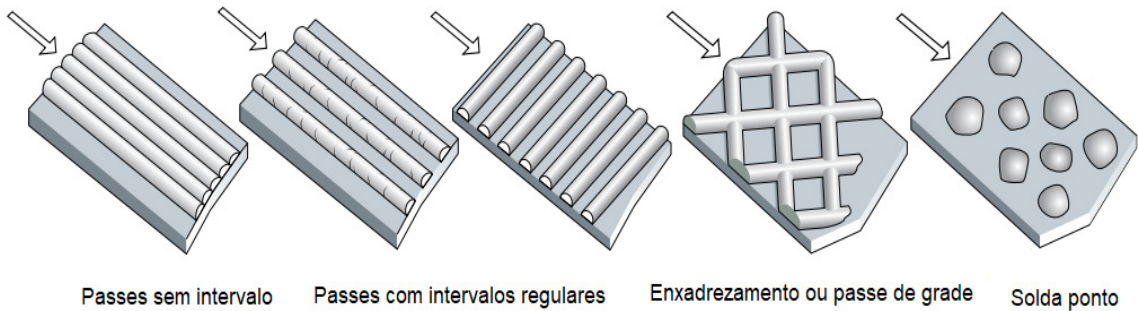
Fonte: Traduzido de (WELDING ALLOYS, 2018).

Segundo a Welding Alloys (2018), em alguns casos a geometria das soldas pode fornecer melhor resistência ao desgaste que outras. Alguns tipos de geometria são uma solução econômica para o desgaste causado por baixa ou moderada abrasão. Para essas aplicações, o tipo de geometria a ser usada depende diretamente do tamanho e propriedades do abrasivo. As geometrias podem ser do tipo passe sem intervalo, em que uma sobreposição de 50% de interpasses pode ser realizada para garantir as melhores características (restringindo a diluição), em que, na maioria dos casos, as contas de solda são orientadas em uma mesma direção do fluxo abrasivo, permitindo assim a passagem contínua do material. Já no tipo passes com intervalo regulares, aplicados em casos de abrasão baixa ou moderada (sem impacto), a superfície pode ser limitada a cordões de solda paralelamente separadas, em que o espaçamento dos cordões é um fator-chave que depende diretamente do tamanho do abrasivo.

No caso de soldagem por enxadrezamento ou passe de grade, o padrão é amplamente utilizado para combater a abrasão envolvendo grandes e pequenos abrasivos (por exemplo, areia com cascalho e rocha). O padrão dos cordões cruzados causa uma camada de abrasivo fino nas lacunas, protegendo assim o metal base dos abrasivos maiores (autoproteção por entupimento). Já a solda ponto consiste no processo de soldagem que implica iniciar o surgimento no centro e trabalhar para fora, que restringe as tensões de soldagem distribuindo-as ao redor da peça em questão.

O intervalo entre os pontos depende do tamanho do abrasivo, pois quanto mais fino o abrasivo, menor a distância entre os pontos. A Figura 3.6 ilustra os tipos diferentes de geometrias de solda para revestimentos duros, conforme mencionado.

Figura 3.6 – Ilustração das diferentes geometrias de solda para revestimento duro.



Fonte: Traduzido de (WELDING ALLOYS, 2018).

Várias técnicas de soldagem podem ser empregadas para a deposição de revestimentos duros, como a soldagem a gás – OAW (Oxy Acetylene welding), soldagem a arco elétrico com proteção gasosa – GMAW (Gas metal Arc Welding), soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido – SMAW (Shielded Metal Arc Welding) e a soldagem a arco submerso – SAW (Submerged Arc Welding). O processo de soldagem SMAW, por exemplo, é comumente usado devido ao baixo custo dos eletrodos e a facilidade de processamento (WO, 1996).

Um exemplo de equipamento em que o revestimento duro pode ser utilizado, na indústria sucroalcooleira, é a moenda de cana-de-açúcar, própria para a realização de procedimentos de moagem de vários insumos. Estes rolos sofrem abrasão severa devido a impurezas que acompanham a cana, acentuando ainda mais o desgaste em épocas chuvosas, pois as impurezas do solo (lama) aderem na cana.

Segundo Murad et al. (2020), o revestimento tipo chapisco tem a função de proteger o rolo da moenda em relação ao desgaste e, também, aumentar o atrito entre o bagaço e o rolo, ocasionado pelas gotas de metal de solda que se solidificam devido à presença de água, antes de se fundirem completamente na poça de fusão. Este tipo de revestimento é aplicado em duas fases distintas. A primeira fase ocorre na preparação da moenda para a safra, enquanto a segunda fase ocorre após o término da safra, em que os rolos das moendas são demonstrados e encaminhados para a manutenção. É durante essa manutenção que os rolos são submetidos à usinagem



para a retirada do revestimento antigo, preparando-os para uma nova aplicação de revestimento de chapisco. A deposição de revestimento por chapisco pode ser realizada de forma automatizada, como apresentado na Figura 3.7(a), ou de forma manual, apresentado na Figura 3.7(b).

Figura 3.7 – Imagem da aplicação de revestimento tipo chapisco. (a) Forma automatizada e (b) Forma manual.



Fonte: (MURAD; FERARESSI; SALES, 2020).

De forma similar ao mecanismo de deposição de revestimento na indústria sucroalcooleira, no setor de mineração, a deposição de um revestimento também pode ser realizada de forma manual devido ao baixo custo e ao difícil acesso ao local onde o equipamento está situado. A Figura 3.8 mostra a aplicação de revestimento tipo enxadrezamento ou revestimento parcial numa caçamba carregadeira, para o aumento da resistência ao desgaste e da vida útil do equipamento.

Figura 3.8 – Imagem da aplicação de revestimento duro por enxadrezamento em uma carregadeira.



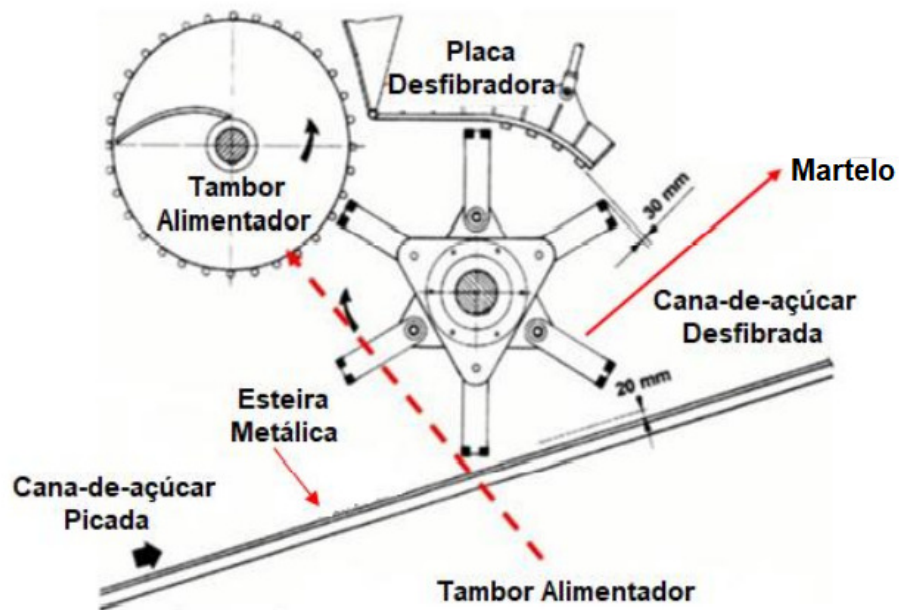
Fonte: (RACZON, 2021).



Segundo Copersucar (2021), o martelo oscilante é um componente do desfibrilador que força a passagem da cana-de-açúcar por uma abertura de 1cm ao longo de uma placa desfibriladora, com o objetivo de abrir a célula da cana para aumentar a eficiência da extração dos caldos na moenda. Durante o processo de desfibrilamento, a cana-de-açúcar picada é carregada pela esteira metálica e direcionada pelo tambor de alimentação para que ocorra o esmagamento entre as placas desfibriladoras e o martelo, obtendo-se o vegetal cisalhado.

A Figura 3.9 ilustra o esquema do detalhamento do desfibrilador, em que os martelos são movidos com uma rotação que varia entre 500 a 1500 rpm, girando no sentido contrário ao movimento da esteira alimentadora com velocidade periférica entre 60 a 90 m/s.

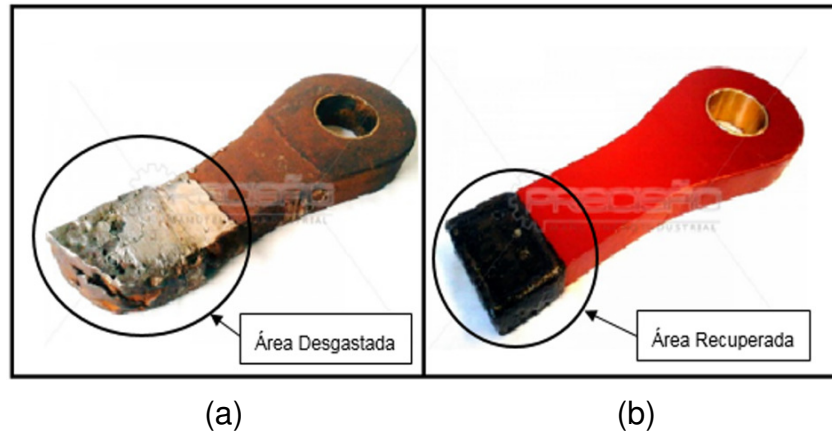
Figura 3.9 - Ilustração do esquema do desfibrilador de cana-de-açúcar



Fonte: (SIQUEIRA, 2005).

Na Figura 3.10(a), é demonstrado um martelo desgastado em serviço, sendo possível notar o desgaste pela falta de material na ponta que entra em contato direto com a cana-de-açúcar. Na Figura 3.10(b), é demonstrado o mesmo martelo da Figura 3.10(a), porém ele está recuperado pelo processo de revestimento duro soldado, comprovando a possibilidade de recuperação das peças desgastadas.

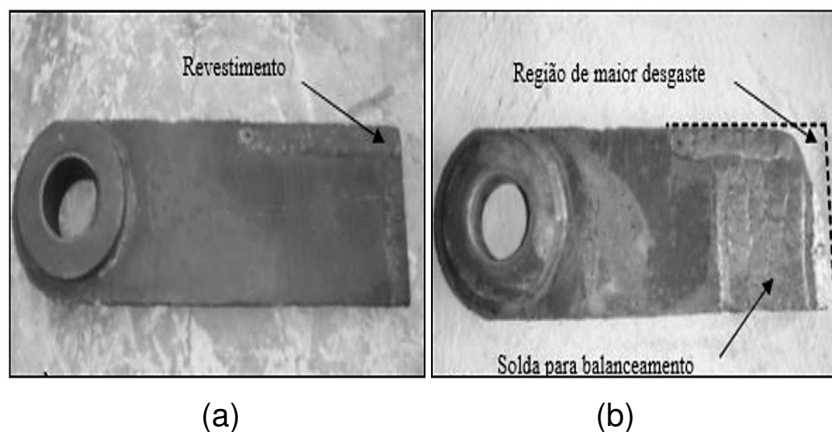
Figura 3.10 – Imagem do martelo oscilante (a) desgastado e (b) recuperado por soldagem de revestimento duro.



Fonte: (FABRICAÇÃO, 2020).

Outro componente importante no setor sucroalcooleiro é a faca picadora. As facas picadoras ou picador é um conjunto que prepara a cana-de-açúcar para ser enviada ao desfibrador. O equipamento picador gira em torno de um eixo rotativo e tem como objetivo aumentar a densidade do colchão de cana-de-açúcar, fragmentando-as em pedaços menores para facilitar o trabalho do desfibrador (COPERSUCAR, 2021). A Figura 3.11(a) mostra uma faca picadora com revestimento duro soldado no gume da faca, que entra em contato direto com a cana-de-açúcar, e a Figura 3.11(b) a mesma faca, porém desgastada devido ao trabalho na moenda. A linha tracejada em preto ilustra a região que continha revestimento que foi desgastado.

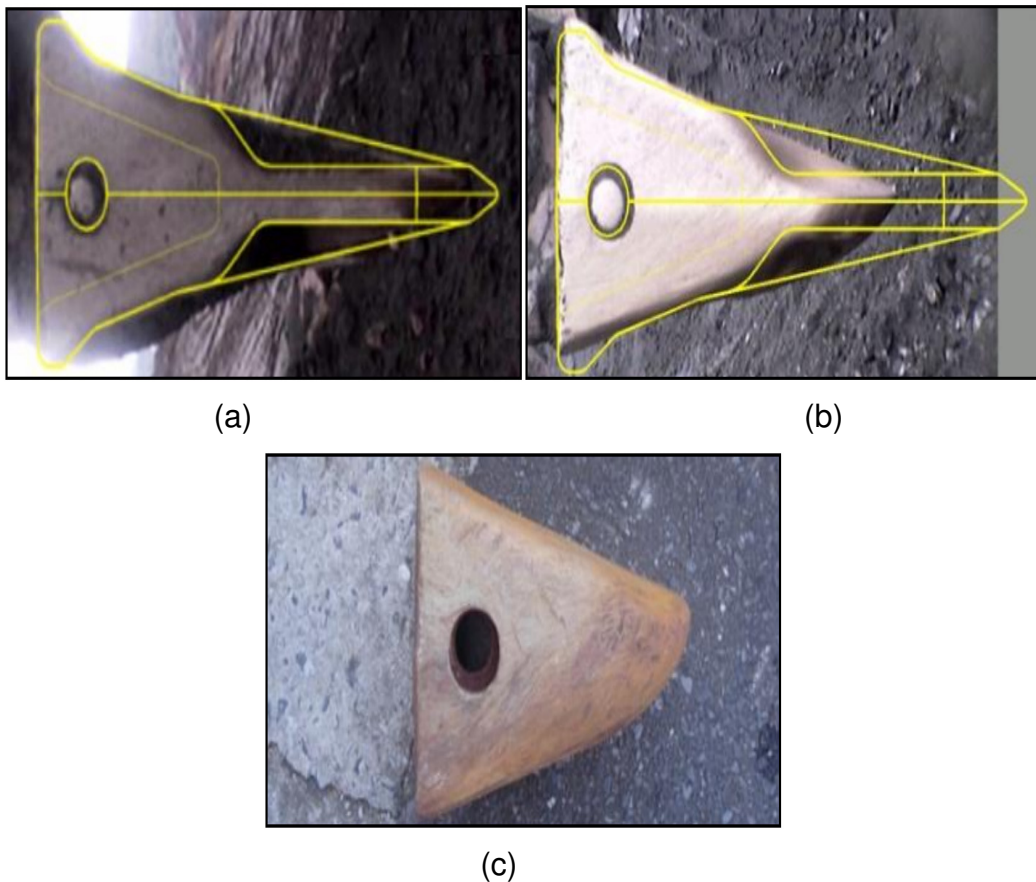
Figura 3.11 – Imagem da faca picadora de cana. (a) Faca revestida e (b) Faca desgastada após trabalho.



Fonte: (SOARES, 2019).

Assim como na indústria sucroalcooleira, a indústria de mineração também sofre com perdas por desgaste abrasivo. A Figura 3.12(a) mostra uma ponta de carregadeira, já com 65 horas de operação, e na Figura 3.12(b), a mesma ponta após 113 horas de operação. A área circundada com linha amarela demonstra a área desgastada em relação à ponta com 65 horas; na Figura 3.12(c), é possível observar a mesma ponta desgastada após 160 horas de operação.

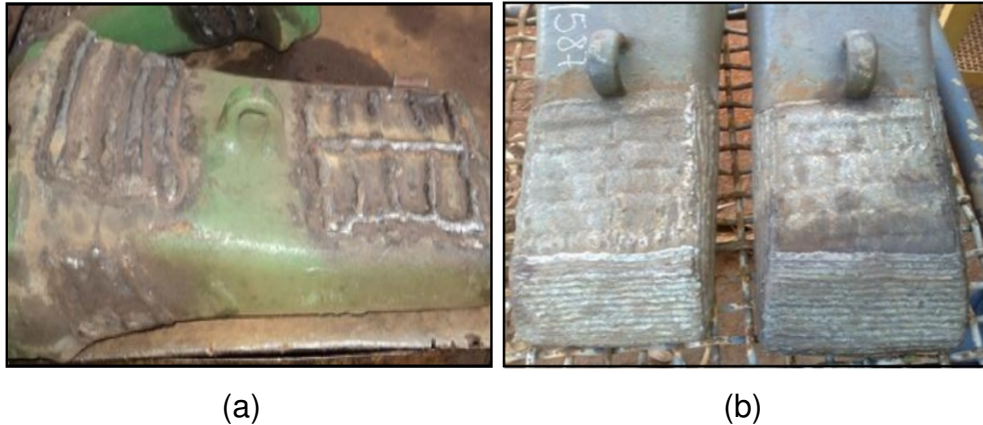
Figura 3.12 – Imagem da ponta de carregadeira. (a) ponta com 65 horas, (b) ponta com 113 horas e (c) ponta com 160 horas.



Fonte: (LIMA, 2015).

Pontas de escavadeiras também podem ser recobertas com revestimento duro depositado por soldagem com eletrodo. A Figura 3.13(a) mostra a aplicação de soldagem por enxadrezamento ou grade com espaçamento entre os cordões de solda de forma a não recobrir toda superfície para a economia de revestimento. A Figura 3.13(b) mostra a aplicação do revestimento em toda a superfície da ponta, usando dois tipos de geometria de revestimento para a mesma aplicação.

Figura 3.13 - Imagem do revestimento duro em pontas de escavadeira. (a) geometria de enxadrezamento e (b) geometria de passe sem intervalo.



Fonte: (LIMA, 2015).

Segundo Khanna (1990), os revestimentos duros são classificados em sete categorias: (I) materiais ferrosos (contendo de 2% a 12% de elemento de liga), (II) materiais ferrosos de alta liga, (III) ligas à base de níquel, (IV) ligas à base de cobre, (V) ligas à base de cobalto, (VI) aços inoxidáveis e (VII) carbonetos.

### 3.7 CARBONETOS

Há, na literatura, vários tipos de carbonetos como: MC,  $M_2C$ ,  $M_6C$  e  $M_7C_3$ , em que a letra “M” representa o metal de ligação com o carbono (NOVÁK et al., 2019). Neste tópico, apresentam-se os carbonetos do tipo MC,  $M_2C$  e o  $M_7C_3$  e o carboneto ternário  $WTiC$ , os quais são objetivos específicos de estudo deste trabalho.

Segundo Cotton (1972), os carbonetos são compostos formados a partir de ligações entre elementos químicos com eletronegatividade igual ou menor que a do carbono, sendo que suas características são determinadas pela diferença de eletronegatividade dos elementos, pela relação entre os raios atômicos e pelas características da ligação química presentes. A formação de um carboneto estável depende, principalmente, da razão dos raios atômicos e da natureza da ligação química que mantém os átomos juntos. O carbono é um átomo eletronegativo, com eletronegatividade maior que todos os elementos metálicos formadores de carboneto. Os carbonetos são geralmente divididos em três categorias, sendo eles os carbonetos salinos, os carbonetos intersticiais e carbonetos covalentes. Os carbonetos salinos são formados pelos elementos dos grupos I, II e III da tabela periódica. Os carbonetos

intersticiais são formados pelos elementos dos grupos IV, V e VI, localizados nos períodos 4,5 e 6 da tabela periódica. Já os carbonetos covalentes são formados pelos elementos boro e silício. Os carbonetos TIC, NbC, WC e o CrC são carbonetos intersticiais.

Na metalurgia, os carbonetos se formam na transição do estado líquido para o estado sólido, em que surgem os primeiros núcleos de ferrita- $\delta$ . A solubilidade do carbono, na estrutura cúbica de corpo centrado da ferrita- $\delta$ , é muito mais baixa que a dos elementos de transição (substitucionais). Assim, o carbono é segregado para fora da ferrita permanecendo na fase ainda líquida. Com a diminuição da temperatura, iniciam-se as reações peritéticas, resultando na transformação da ferrita em austenita, e a precipitação dos carbonetos, quando ainda existe fase líquida entre as dendritas já solidificadas. Toda a ferrita- $\delta$  é decomposta em austenita e na formação de carbonetos (Galda e Kraft, 1974; McLaughlin et al., 1977).

### 3.8 CARBONETOS MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>

O carboneto eutético do tipo MC pode ser formado durante a decomposição eutética do líquido interdendrítico. Entretanto, a adição de elementos de liga, que são fortes formadores de carbonetos do tipo MC como o vanádio, titânio, nióbio e tungstênio, a adição de elementos de liga desloca a temperatura de solidificação para níveis acima da ferrita, fazendo com que o carboneto MC se precipite, primariamente, de forma isolada no líquido (FREDRIKSSON e NICA, 1979; SAYEG, 2010).

O tipo de carboneto M<sub>2</sub>C exhibe estrutura cristalina hexagonal e morfologia acicular ou lamelar, além de ser metaestável, e, preferencialmente, se decompõe nos carbonetos MC e M<sub>6</sub>C ( $M_2C \leftrightarrow MC + M_6C$ ) em altas temperaturas e surge associado ou em grupo, em regiões interdendríticas. Trata-se de um composto rico em tungstênio ou molibdênio, podendo apresentar ainda cromo, ferro e vanádio (VITRY et al., 2012; ZHOU, *et al.*, 2011; SHINKAWA, 2018).

Os carbonetos do tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> são compostos por estrutura cristalina hexagonal, surgem de maneira associada com morfologia análoga a uma “espinha de peixe”, porém com as lamelas mais grossas. No início da solidificação, a partir da solução líquida FeCrC, a fase  $\alpha$  começa a precipitar e a formar o carboneto M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Durante esse processo, a cristalização, o líquido é enriquecido com Cr e C devido à segregação, o que permite criar um novo tipo de carboneto, o carboneto M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Os

novos carbonetos  $M_7C_3$  são muito maiores em comparação com os carbonetos  $M_{23}C_6$ . A precipitação de grande Carbonetos  $M_7C_3$  causa esgotamento dos elementos Cr e C, em ligações com o carbono no líquido (SERNA, 2008; SAYEG, 2010).

### 3.9 CARBONETOS TERNÁRIOS WTiC

Os carbonetos binários são combinados para formar carbonetos de maior ordem. Uma propriedade interessante dos carbonetos reside em sua grande solubilidade mútua à maioria dos carbonetos binários e podem formar uma fase ternária homogênea com outras carbonetos MC. Assim, é possível produzir carbonetos ternários ou quaternários exibindo propriedades melhoradas. Os carbonetos ternários baseiam-se na alta solubilidade entre os carbonetos MC, sendo possível formar uma nova fase ternária  $(M,M')C$  que conserva a estrutura de cristal MC, ou seja, o M' do átomo metálico substitui os átomos do elemento M, enquanto o cristal permanece homogêneo. As propriedades de tais novas fases são interessantes, porque eles geralmente não seguem uma relação linear entre as propriedades de carbonetos binários MC e podem exibir às vezes um máximo em composições intermediárias. Em temperaturas elevadas, a fase líquida dos carbonetos WC e TiC predomina, e apenas tungstênio, carbono e algumas composições do carboneto ternário  $(W,Ti)C$  permanecem sólidos. Quando a temperatura diminui para 3000°C, o domínio sólido do carboneto ternário se estende até o TiC, mas composições ricas em W ainda são líquidas. A 2500°C, o carboneto de tungstênio se solidifica e a solubilidade de W no carboneto TiC diminui significativamente, até 50%, e nessa temperatura apenas o titânio permanece líquido. A situação a 1750°C é relativamente semelhante, exceto que a área da fase única  $(W, Ti)C$  é drasticamente reduzida. A 1100°C, finalmente, a fase  $W_2C$  desaparece e a solubilidade de W em TiC diminui (MICHELET, 2018).

### 3.10 REVESTIMENTOS FERROSOS COM CARBONETOS

Dentre os diversos tipos de revestimentos, os revestimentos duros com ferro e alto teor de cromo vêm sendo utilizados como uma boa solução para aplicações em que haja a necessidade de materiais resistentes à abrasão. Por possuírem como característica principal a dureza elevada, os eletrodos de ferro com alto teor de cromo



são considerados excelentes para aplicações contra o desgaste, além do baixo custo quando comparados a outros revestimentos duros como os revestimentos ricos em tungstênio ou vanádio e ainda apresentam a vantagem de possuírem boa resistência à corrosão (CHANG et. al., 2010). Lima (2008) utilizou em sua pesquisa quatro arames tubulares do tipo FeCrC, FeCrC+Nb, FeCrC+Ti e o ER1 com percentual >43%p de Cr, em que o percentual dos eletrodos utilizados é apresentado na Tabela 3.2.

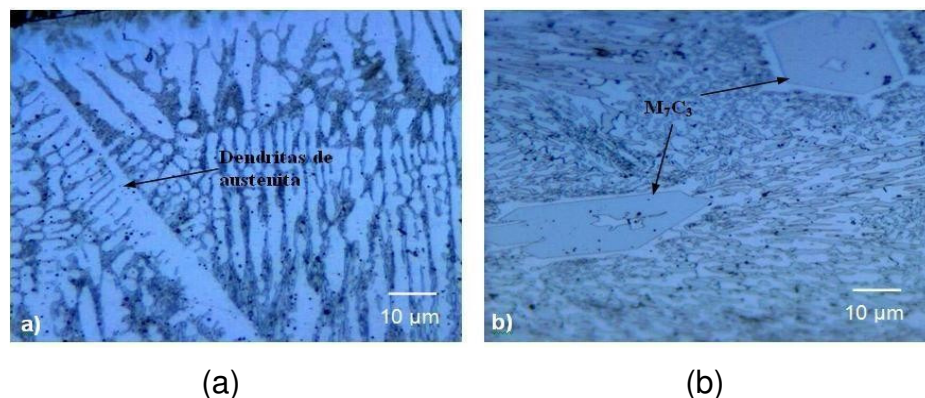
Tabela 3.2 - Percentual da composição química dos eletrodos.

Eletrodo	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	0,02	0,001	6,50	-	-
FeCrC+Ti	52-64	1,80	7,50	0,84	0,50	0,018	0,027	-	1,50	5,26
ER1	58-63	5,10	44,00	0,75	1,25	0,025	0,035	-	-	-

Fonte: (LIMA, 2018).

Em seu resultado microestrutural, apresentado na Figura 3.14(a), Lima (2008) observou que próximo à interface com o metal de base, o revestimento FeCrC apresentou uma microestrutura com crescimento dendrítico. No interior do revestimento, apresentado na Figura 3.14(b), nas regiões mais próximas à superfície do cordão de solda, observam-se carbonetos primários  $(Fe,Cr)_7C_3$ , imersos em matriz eutética (austenita com carbonetos).

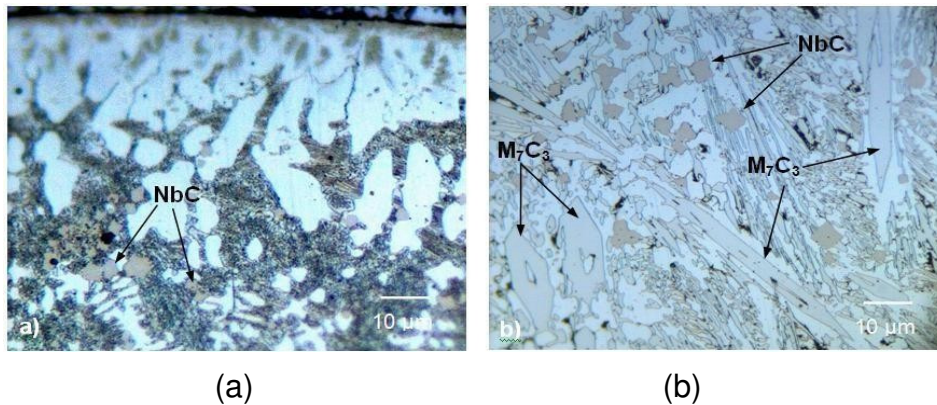
Figura 3.14 – Imagens da microestruturas da liga FeCrC. (a) dendritas de austenita e (b) carbonetos tipo  $(Fe,Cr)_7C_3$ .



Fonte: (LIMA, 2008).

Na microestrutura do revestimento FeCrCNb, obtida por Lima (2008), apresentada na Figura 3.15(a), observa-se que a microestrutura apresentou crescimento dendrítico na interface com o metal de base, menos evidente que o FeCrC (Figura 3.14a). A Figura 3.15(b) mostra carbonetos primários  $(Fe,Cr)_7C_3$ , imersos na matriz eutética, e também a presença em todo o revestimento de pequenos carbonetos de nióbio, finamente distribuídos na matriz.

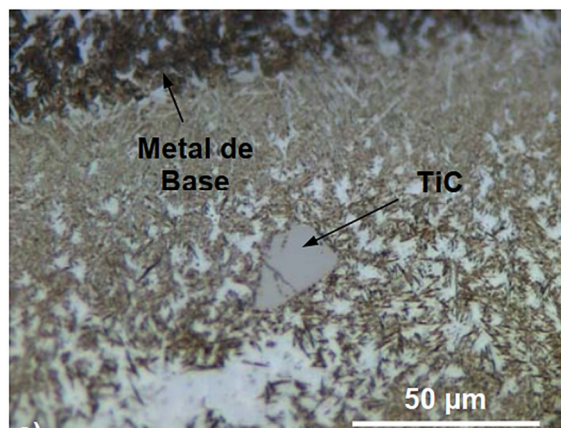
Figura 3.15 – Imagens das microestruturas da liga FeCrCNb.



Fonte: (LIMA, 2008).

O revestimento FeCrCTi, estudado por Lima (2008), é apresentado na Figura 3.16, em que se nota a presença de austenita retida na microestrutura, regiões brancas com média de dureza de 539 HV. A microestrutura escura é composta por martensita com média da dureza de 634 HV. A seta indica o carboneto TiC, com média da dureza de 2570 HV, sendo a mais elevada.

Figura 3.16 -Imagem da microestrutura do revestimento FeCrCTi.

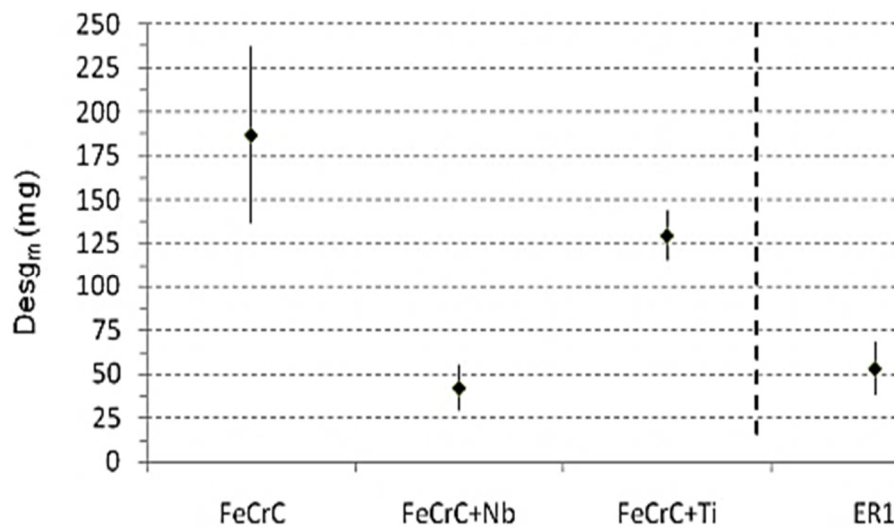


Fonte: (LIMA, 2008).



Estudando esses revestimentos, Lima (2008) realizou ensaios de abrasômetro roda de borracha, mostrado na Figura 3.17, em gráfico, com os resultados de desgaste médio por consumível. Observa-se que, dentre os arames tubulares, o melhor desempenho foi obtido pelo arame com nióbio, seguido do arame com titânio e, com o pior resultado, está o arame FeCrC, apesar do arame FeCrC+Nb e do ER1 serem, estatisticamente, próximos. O revestimento ER1 (eletrodo revestido de liga FeCrC >43%pCr) proporcionou o segundo melhor resultado geral, dentre todos os arames.

Figura 3.17 - Gráfico da resistência ao desgaste por consumível em roda de borracha.



Fonte: (Lima, 2008).

Ainda Lima (2008) cita que o menor desempenho em termos de resistência ao desgaste da liga FeCrC deve-se à menor dureza do revestimento devido à sua microestrutura hipoeutética (dentritas de austenita em matriz eutética) de menor resistência ao desgaste. Por outro lado, a maior resistência ao desgaste da liga FeCrC+Nb está relacionada com a maior dureza do revestimento e à sua microestrutura hipereutética, formada por carbonetos primários de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  e monocarbonetos de nióbio NbC em matriz eutética, sendo esses últimos finamente distribuídos.

Conde (1986) ressalta que o tamanho e a distribuição dos carbonetos na matriz apresentam um aspecto fundamental, em que a maior quantidade e homogeneidade, aliada ao menor tamanho desses, resultam em maior resistência ao desgaste. Hutchings (1992) concorda que, para uma determinada fração volumétrica de

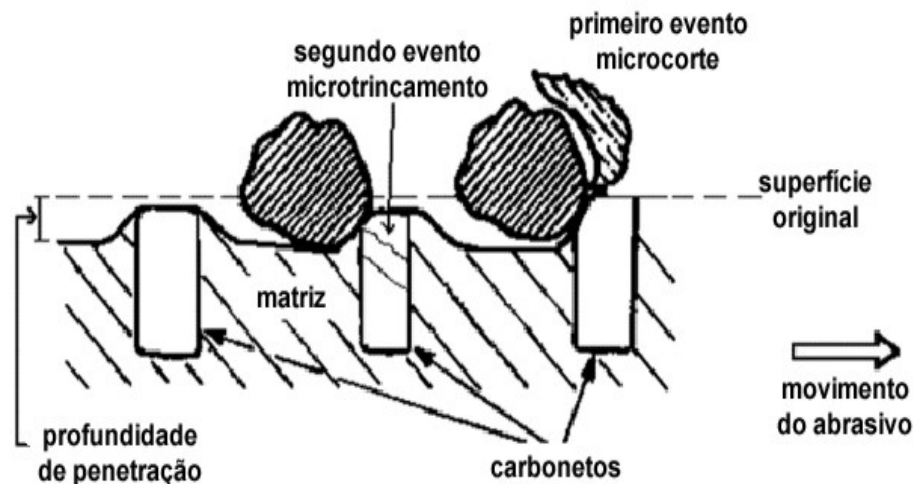
carbonetos, a resistência ao desgaste abrasivo é aumentada para carbonetos finamente distribuídos com um pequeno espaço entre partículas.

Por sua vez, Fiore et al. (1983) analisam a resistência ao desgaste em função da dureza dos carbonetos, afirmando que embora o alto nível de dureza dos carbonetos de cromo do tipo  $(Fe, Cr)_7C_3$  contribua para a resistência ao desgaste, os carbonetos são frágeis e dependem da forma que são suportados pela matriz para definir o seu desempenho durante a abrasão.

Em outra explicação, onde a dureza do abrasivo é maior que a dureza da matriz e, ao mesmo tempo, a ductilidade da matriz é limitada, o mecanismo de corte é favorecido. Assim, surge a possibilidade de uma sequência de eventos que conduzem ao microtrincamento dos carbonetos, devido à falta de suporte mecânico da matriz.

A Figura 3.18 apresenta uma ilustração esquemática desta sequência de eventos que resultam no microtrincamento dos carbonetos.

Figura 3.18 – Ilustração da representação esquemática dos eventos que resultam no microtrincamento dos carbonetos.



Fonte: (PINTAÚDE, 2005).

No caso de abrasão baixa ou moderada, depósitos com uma matriz austenítica são normalmente usados. No entanto, uma matriz martensítica é uma solução melhor para alta abrasão sob pressão (WELDING ALLOYS, 2018).

### 3.11 REVESTIMENTO DURO AUSTENÍTICO AO MANGANÊS, E MECANISMO DE ENDURECIMENTO POR MACLAÇÃO MECÂNICA

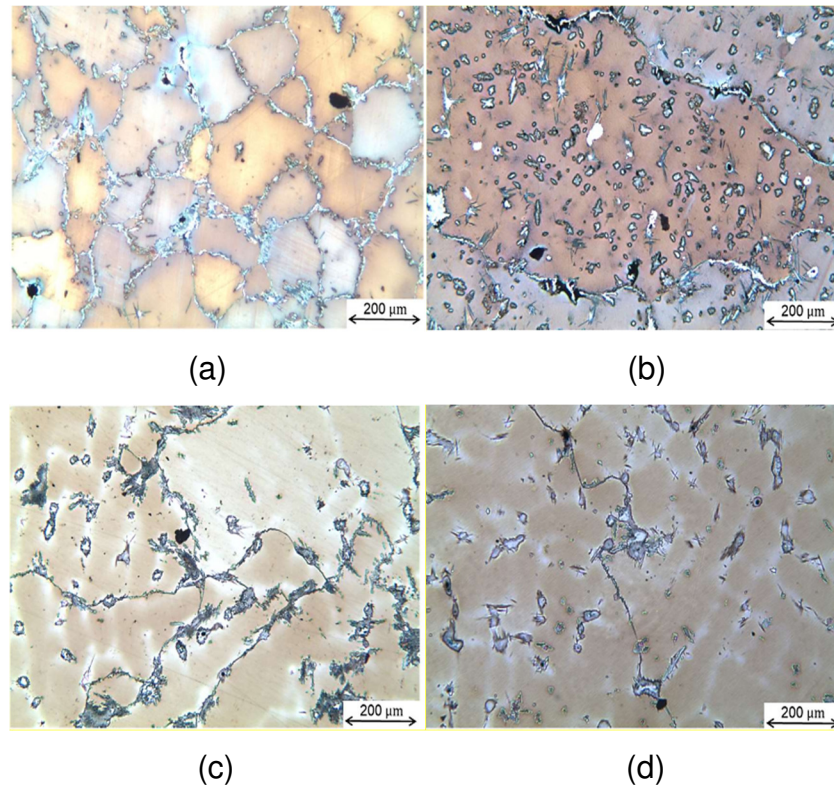
Aços com alto teor de manganês e outros elementos de liga são austeníticos e não magnéticos. Quando utilizados como revestimento duro em aços ao carbono conferem ao material resistência à abrasão, cuja principal característica mais importante é que eles endurecem rapidamente quando deformados (MOLLEDA et al., 2006). Devido às suas propriedades de alta dureza e alta resistência ao desgaste, estes aços são amplamente usados em aplicações de esmagamento de rochas, por exemplo, que envolvem impacto e abrasão (SUBRAMANYAM, 1974; ATABAKI et al., 2012; DUMRUDKARN et al., 2015).

Andrade (2015) avaliou a influência do tamanho do abrasivo e do pH do meio na resistência ao desgaste de um aço ao manganês tipo Hadfield e aço H13 por ensaio roda de borracha com lama abrasiva, já que estes aços são utilizados em britadores. O autor variou o pH entre 5,5 a 12,8 e o tamanho do abrasivo entre 0,15 e 2,40 mm para verificar as interações sinérgicas entre o pH e o tamanho do abrasivo. Observou-se que o aumento do pH ocasionou menor perda de massa enquanto que o tamanho do abrasivo diminuiu a perda de massa. Em seus resultados, o aço Hadfield demonstrou ser superior ao aço H13 para todos os valores de pH e tamanho dos abrasivos.

Alguns elementos de liga podem ser adicionados ao aço Hadfield para conferir maior resistência ao desgaste. Fernandes (2019) investigou a adição de titânio e nitrogênio na fundição de aços Hadfield para a obtenção de precipitados Ti(C,N), obtendo-se ligas fundidas de MnTi, MnCr e MnCrTi, avaliando a resistência ao desgaste abrasivo destas ligas utilizando o ensaio de roda de borracha com areia seca.

A Figura 3.19 mostra as metalografias dos revestimentos obtidos por Fernandes (2019), indicando a presença de grãos austeníticos com carbonetos interdendríticos. No ensaio de desgaste abrasivo por roda de borracha, observou-se que as ligas mais resistentes foram as ligas 12MnTi e 12MnCrTi devido à presença dos precipitados Ti(C,N). Segundo Kopac (2001), aços Hadfield, contendo Ti(CN), tem maior resistência ao desgaste.

Figura 3.19 – Imagem metalográfica das amostras analisadas sem tratamento térmico, obtidas por microscopia óptica. (a) 12Mn, (b) 12MnTi, (c) 12MnCr e (d) 12MnCrTi. Ampliação 100X. Nital 4%

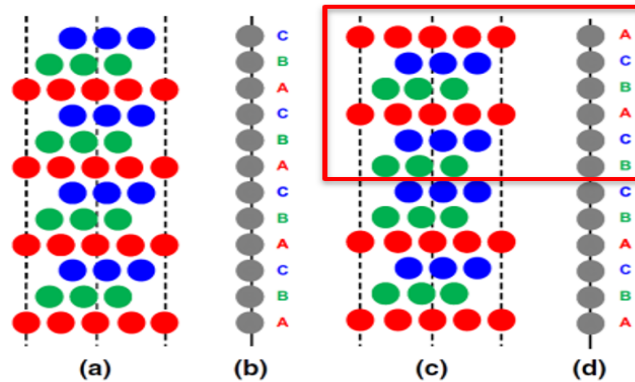


Fonte: (FERNANDES, 2019).

O mecanismo de deformação nos aços austeníticos ao manganês depende da energia de falha de empilhamento (EFE), que ocorre nos metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), em que dois fatores afetam a EFE de um material, a composição química e temperatura (CURTZE; KUOKKALA, 2010; DAS, 2016). A falha de empilhamento é uma interrupção da sequência normal de empilhamento de planos atômicos em uma estrutura cristalina compacta. Essas interrupções carregam uma certa energia chamada de energia de falha de empilhamento (KELLY; KNOWLESS, 2012). Nos aços austeníticos ao manganês, a energia de falha de empilhamento é determinada pela presença dos elementos químicos manganês e carbono (SCHROEDER, 2015; VENTURELLI, 2018). A formação de um núcleo HCP (empilhamento ABAB de planos compactados) em uma rede CFC (empilhamento ABCABC), baseado no deslizamento de discordâncias, ocorre quando a discordância passa entre os planos C e A em um material CFC, deslocando o empilhamento de forma que o plano A toma a posição do plano original B, o plano B, toma a posição do plano original C e o plano C, do A (BRACKE;

KESTENS; PENNING, 2007). Assim, forma-se um empilhamento do tipo ABCBCA, como mostra a Figura 3.20.

Figura 3.20 – Ilustração do diagrama esquemático do arranjo de empilhamento do plano compacto (111). (a, b) a perfeita configuração de empilhamento CFC, e (c, d) falha de empilhamento intrínseca.

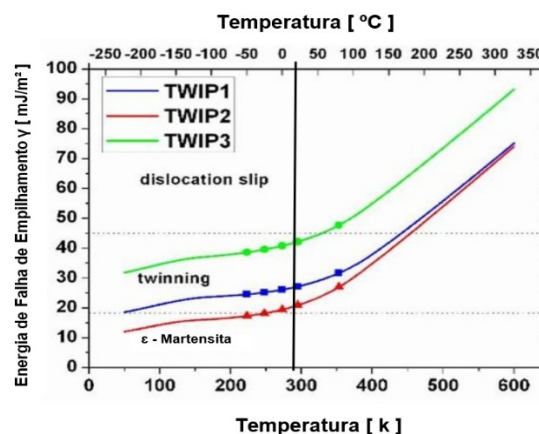


Fonte: (DAS, 2016).

Segundo Venturelli (2018), os mecanismos de deformação plástica e propriedades mecânicas estão relacionadas à energia de falha de empilhamento; pois, durante a deformação plástica do aço, pode ocorrer a formação de maclas mecânicas, transformação martensítica ou deslizamento de discordâncias, fatores que dependem da energia de falha de empilhamento.

Na Figura 3.21, é mostrado o gráfico que relaciona a energia de falha de empilhamento (EFE) com as regiões para cada mecanismo de deformação plástica, relacionando a temperatura com o tipo de transformação, em que a linha vertical em 273K mostra os resultados obtidos em temperatura ambiente.

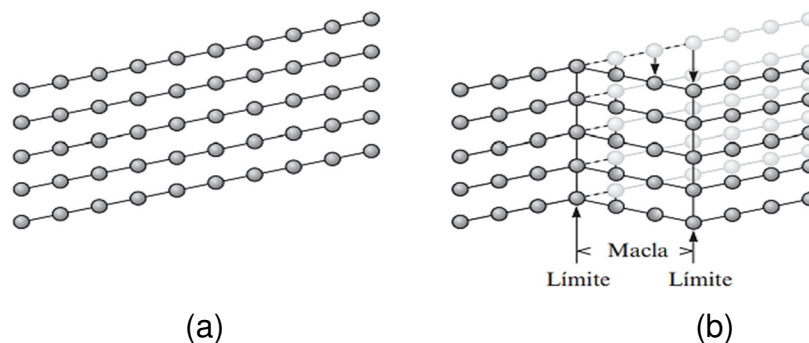
Figura 3.21 - Gráfico da energia de falha de empilhamento (EFE) para o aço TWIP.



Fonte: Traduzido de (CURTZE; KUOKKALA, 2010; VENTURELLI, 2018)

O revestimento estudado neste trabalho apresenta em torno de 13%p de Mn. De acordo com Schumann (1972), nesta composição, a energia de falha de empilhamento está em torno de 30 a 40 mJ/m<sup>2</sup>, configurando a transformação da martensita induzida por deformação, o efeito TWIP (Twinning induced plasticity). Os aços com mecanismos TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) se deformam segundo o mecanismo de maclação mecânica, em que a estrutura cristalina do aço é mantida ( $\gamma \rightarrow \gamma$ ), mas a região maclada é reorientada durante a deformação plástica (BOUAZIZ, 2011). O aço TWIP possui estrutura austenítica (CFC e não ferromagnética) que é mantida durante todo o processo de deformação. Segundo Askeland (2008), a macla de deformação é um plano cristalino (Figura 3.22a), do qual ocorre uma desorientação especial da imagem espelhada da estrutura cristalina, ou seja, um efeito de rotação da rede cristalina (Figura 3.22b). Limites gêmeos podem ocorrer quando uma força de cisalhamento age ao longo do limite gêmeo, fazendo com que os átomos se movam de sua posição. Estes limites, que ocorrem durante a deformação ou tratamento térmico de alguns metais, interferem no processo de deslizamento e aumenta a resistência do metal. A maclação mecânica necessita de uma grande concentração de tensão para nuclear.

Figura 3.22 – Ilustração dos sistemas cristalinos. (a) cristalino sem esforço, e (b) sistema cristalino com esforço.



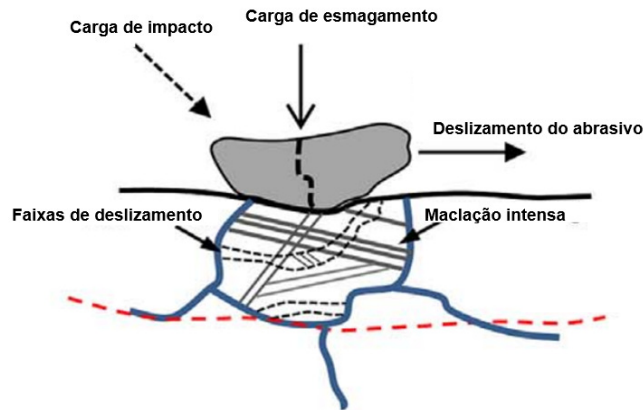
Fonte: (ASKELAND, 2008)

Segundo Schroeder (2015), o fenômeno da maclação contribui para o endurecimento do material de forma similar ao de um contorno de grão, ou seja, bloqueando a movimentação de discordância. Um resumo do mecanismo de endurecimento do aço Hadfield é ilustrado na Figura 3.23, demonstrando que os planos espelhados interagem com os outros planos espelhados e ambos os planos



espelhados finos e largos são observados. Bandas de deslizamento largo também aparecem na microestrutura e elas têm um efeito sobre o comportamento, suprimindo o crescimento espelhado ou nucleando novos planos espelhados devido ao deslizamento, das reorientações da região maclada (LINDROOS et al., 2018).

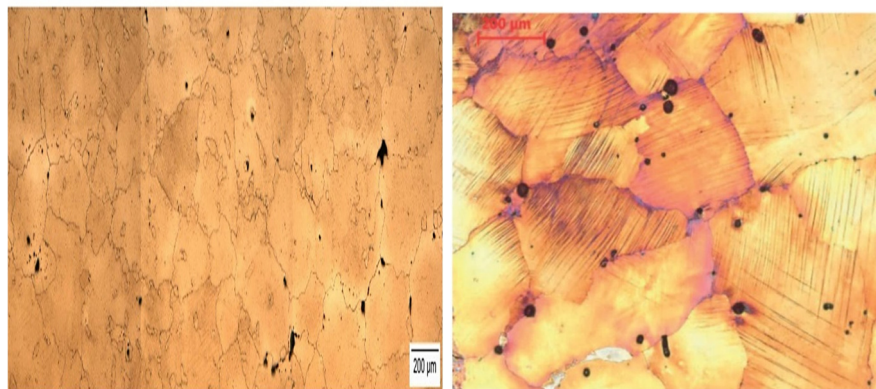
Figura 3.23 – Ilustração do Esquema do mecanismo de endurecimento do aço austenítico ao manganês Hadfield.



Fonte: (LINDROOS et al., 2018).

A Figura 3.24(a) mostra a microestrutura de um típico aço Hadfield, composta por grãos autênticos e microporosidade no contorno de grãos com dureza de 278HV, e a Figura 3.24(b) apresenta a microestrutura do aço Hadfield deformada, na qual se nota que, no interior dos grãos, existem riscos, sem uma direção preferencial, que representa o mecanismo de maclação mecânica.

Figura 3.24 - Imagem metalográfica do aço Hadfield. (a) metalografia típica de um aço ao manganês tipo Hadfield com microporos e (b) microestutura aço Hadfield com mecanismo de maclação. Ataque Nítal 2%. Ampliação 100x.



(a)

(b)

Fonte: (ZIEWIC et al., 2014; ALLENDE-SECO et al., 2021).

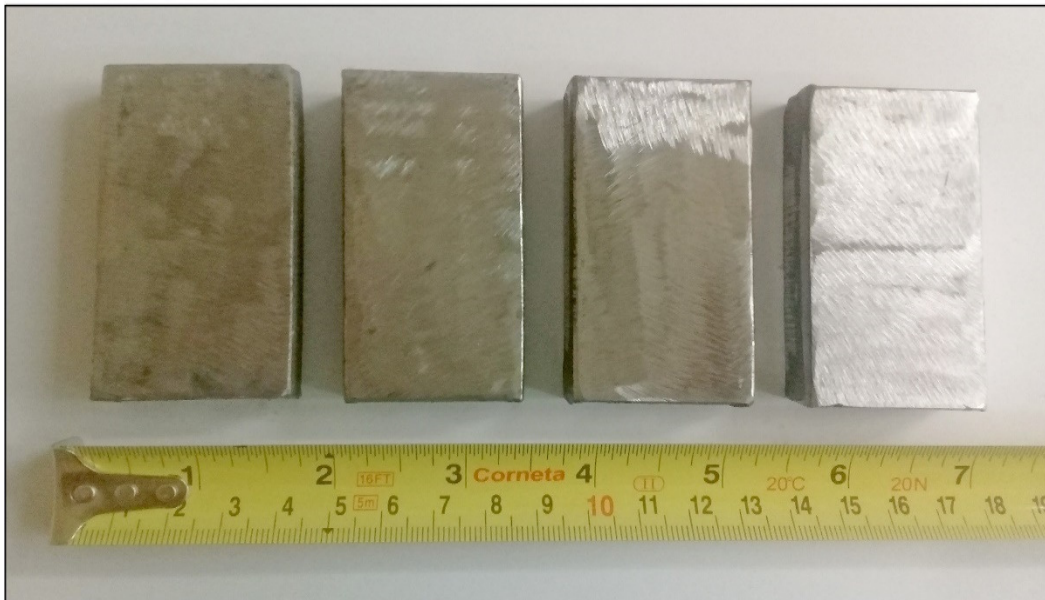
## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 METAL DE BASE

As peças de aço utilizadas para a deposição do revestimento duro, ou metal de base, foi o aço SAE/AISI 1020. A escolha deste aço se deve a sua boa soldabilidade (GERDAU, 2021).

A Figura 4.1 mostra quatro peças utilizadas para a deposição dos revestimentos.

Figura 4.1 – Imagem de quatro corpos de prova de aço SAE/AISI 1020 “metal de base”, para deposição do metal de solda.



Fonte: Autoral.

### 4.2 ELETRODOS REVESTIDOS

Os eletrodos selecionados para a aplicação como revestimentos duros estão apresentados na Tabela 4.1, correlacionando-os com as condições de serviço. Os revestimentos para aplicação em abrasão severa, sob baixa tensão e abrasão por sulcamento, justamente com depósito austenítico ao manganês, foram os escolhidos para este trabalho.



Tabela 4.1 - Guia para a seleção de ligas para seleção de revestimento duro.

Condições de Serviço	Materiais para Revestimento Duro
Escorregamento metal-metal; altas tensões de contato	Stellite1, ligas Tribaloy
Escorregamento metal-metal; baixas tensões de contato	Aços de baixa liga para revestimento duro
Escorregamento metal-metal combinado com corrosão e oxidação	Ligas à base cobalto ou de níquel, dependendo da agressividade do ambiente
Abrasão sob baixa tensão; erosão por colisão de partículas com pequeno ângulo	Ferros fundidos de alta liga
Abrasão severa sob baixa tensão, retenção do gume	Materiais com altos teores de carbonetos
Erosão por cavitação e por colisão	Ligas à base de cobalto
Choques mecânicos intensos	Aços-manganês de alta liga
Choques mecânicos intensos combinados com corrosão ou oxidação	Stellite 21, Stellite 6
Abrasão por sulca – Descamação	Aços – manganês de austeníticos Stellite 21, Stellite 6, Tribaloy T-400, Tribaloy T-800
Estabilidade térmica e/ou resistência à fluência à altas temperaturas	Ligas à base de cobalto, ligas de níquel com carbonetos

Fonte: (Baptista e Nascimento, 2014).

Foram selecionados quatro tipos de eletrodos comerciais, constituídos de ligas com alto teor de carbono, cromo e carbonetos complexos conforme descritos nos manuais dos fabricantes. Os eletrodos selecionados são:

- **FeMn** – Eletrodo austenítico ao manganês com percentual em peso de Mn>12%;
- **FeTiCW** – Eletrodo rico em cromo e carbono com adição de titânio e tungstênio para formação de carboneto complexo;
- **FeNbC** – Eletrodo com alto percentual de cromo e carbono, com adição de nióbio para formar carboneto complexo;
- **FeCrC** – Eletrodo com percentual em peso de Cr>35%, com alto teor de carbono.

A Tabela 4.2 apresenta as especificações técnicas dos eletrodos e os parâmetros dos eletrodos utilizados para a deposição sobre o metal de base.

Tabela 4.2 - Especificação dos eletrodos e dos parâmetros para soldagem.

<b>Eletrodo</b>	<b>FeMn</b>	<b>FeTiCW</b>	<b>FeNbC</b>	<b>FeCrC</b>
Dureza	200 HB, após trabalho a frio 45HRC	63-65 HRC	60-64 HRC	65-67 HRC
Ø (mm)	2,5	3,25	4,0	4,0
Polaridade	CA/CC (+)	CA/CC (+)	CA/CC (+)	CA/CC (+)
Corrente (A)	100-140	110-140	140-170	140-170

Fonte: Autoral.

Antes da deposição por soldagem, todos os eletrodos foram secos separadamente em forno tipo mufla por cerca de uma hora e meia a  $\cong 250^{\circ}\text{C}$ . Em seguida, os eletrodos secos foram armazenados em recipientes contendo sílica para minimizar a presença da umidade.

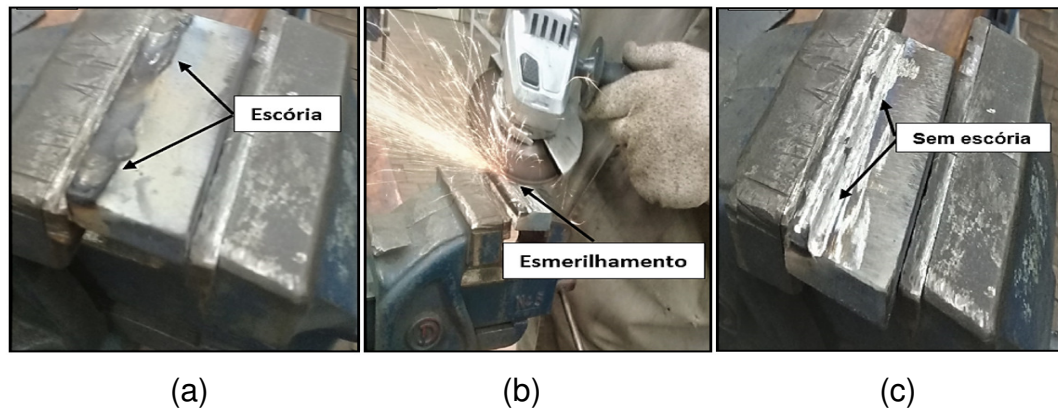
Por questões de ética, os nomes dos fabricantes dos eletrodos não são citados, assim como a informação da composição química nominal dos eletrodos não foi fornecida pelos fabricantes para este trabalho, utilizando-se somente as informações comerciais contidas nos catálogos disponíveis.

### **4.3 APLICAÇÃO DOS REVESTIMENTOS DURO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO**

Para a execução do processo de soldagem a arco elétrico, utilizou-se a máquina de solda retificadora, modelo GS425NM80, da fabricante Eutetic, alocada no Laboratório de Soldagem da FATEC campus Sorocaba-SP (FATEC-SO).

Adotaram-se dois passes de solda para deposição dos revestimentos sobre o metal de base, cujo critério determinado para a quantidade de passes sem intervalo é justificado devido ao processo de usinagem, para conferir uma superfície plana para os corpos de prova submetidos aos ensaios de desgaste. Efetuou-se um passe de cada vez, de forma que cada cordão fosse esmerilhado individualmente para eliminar a escória que é comum na superfície do cordão de solda. A Figura 4.2(a) mostra o primeiro cordão de solda depositado na superfície do metal de base contendo escória, e em seguida, na Figura 4.2(b), o cordão é esmerilhado eliminando a camada de escória, preparado para o próximo cordão de solda conforme a Figura 4.2(c).

Figura 4.2 – Imagem do procedimento utilizado durante a soldagem. (a) Peças com um passe contendo escória. (b) Esmerilhamento do passe com escória e (c) Passe esmerilhado sem escória.



Fonte: Autoral.

Na Tabela 4.3, observam-se os parâmetros de soldagem utilizados, sendo o parâmetro de corrente empregado conforme o diâmetro do eletrodo, de acordo com o recomendado pelos fabricantes. A escolha da polaridade e da posição de soldagem foi a mesma para todos os eletrodos como padrão, já que a utilização de diferentes polaridades pode afetar a forma e as dimensões da poça de fusão (MODENESI, 2000).

Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem utilizados para a deposição dos revestimentos.

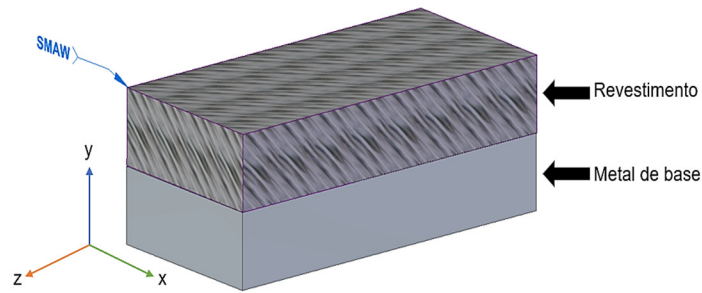
Eletrodo	Tensão (V)	Polaridade	Posição	Corrente (A)
FeMn	26	CA	Plana	130
FeTiCW	32	CA	Plana	135
FeNbC	32	CA	Plana	165
FeCrC	32	CA	Plana	165

Fonte: Autoral.

#### 4.4 CARACTERIZAÇÃO DA MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de caracterização da microdureza foram realizados no Laboratório de Microscopia da FATEC Sorocaba (FATEC-SO), utilizando um microdurômetro Mitutoyo, modelo HM-200, equipado com penetrador Vickers. O parâmetro de carga utilizado no ensaio foi de 0,05 kgf. A Figura 4.3, ilustra o esquema do corpo de prova soldado.

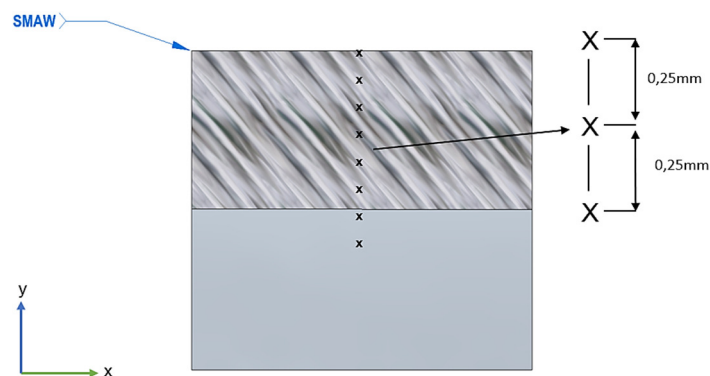
Figura 4.3 – Ilustração da aplicação de revestimento duro em um corpo de prova soldado.



Fonte: Autoral.

A caracterização do perfil de dureza se norteou em trabalhos descritos nas literaturas de JAMBOR et., (2018); MOREIRA, (2018); ASSUNÇÃO et al., (2019), em que ambos os autores caracterizam o perfil de dureza através de uma distância entre as medições. A medição do perfil de microdureza por profundidade consistiu em realizar a medição na parte frontal da amostra, iniciando-se da superfície e avançando em profundidade até o metal de base, com um intervalo de 0,25 mm entre cada medição conforme mostrado na Figura 4.4, em que "x" representa os locais da medição.

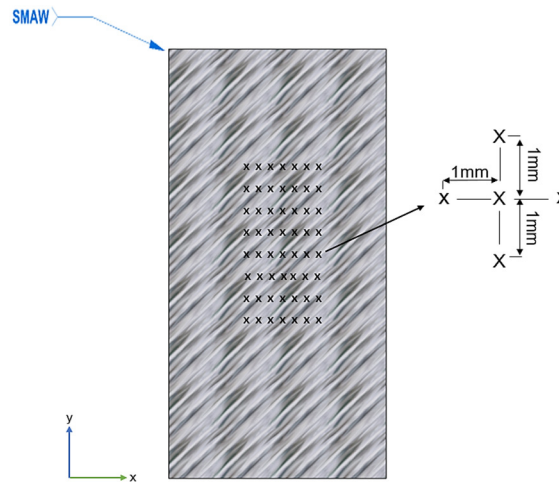
Figura 4.4 – Ilustração esquemática dos locais onde ocorrerá a medição do perfil de microdureza por profundidade.



Fonte: Autoral.

O segundo mecanismo de medida da dureza do revestimento está ilustrado na Figura 4.5, que consiste em mapear a dureza superficial com 10 medições no eixo "x" por 10 medições e no eixo "y", com uma distância entre as medições de 1 mm totalizando 100 medições, mapeando uma área de 100 mm<sup>2</sup>, similar à literatura de Cavalcante (2014).

Figura 4.5 – Ilustração esquemática dos locais de medição para a caracterização do mapa da microdureza superficial.



Fonte: Autoral.

A estimativa da dureza dos revestimentos foi calculada entre a média aritmética da dureza por profundidade e a média aritmética da dureza superficial. Bertol (2019), ressalta que a ASTM E 92 recomenda que a distância mínima seja de 2,5 vezes a média das diagonais entre o centro de uma indentação e a borda de outra borda da peça, sendo assim ambos os métodos de medição de dureza são válidos.

#### 4.5 ANÁLISE QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS

A análise da composição química dos revestimentos depositados foi determinante para a quantificação dos elementos químicos presentes em cada tipo de revestimento. Segundo especificações dos fabricantes, os revestimentos, depois de soldados, precipitam carbonetos, sendo assim foi de suma importância a verificação e a identificação dos elementos químicos que possam precipitar formando carbonetos para o aumento da resistência ao desgaste, selecionando somente os elementos C, Cr, W, Mn, Ti, Ni, Nb, P e S.

Os valores obtidos da composição química são referentes à média de 3 ensaios em cada revestimento. O equipamento utilizado para a análise foi um espectrômetro de emissão óptica da fabricante AMTEK, modelo LMX05. A análise foi realizada na superfície da amostra que contém a solda.

#### **4.6 ANÁLISE METALGRÁFICA DOS REVESTIMENTOS**

As amostras foram cortadas na secção transversal à soldagem com dimensão de 8mm de comprimento, 8mm de largura por 8 mm de altura. O corte foi realizado na máquina cut-off da fabricante Struers modelo EXOTOM 150, com 1950rpm e velocidade de corte em 0,25 mm/s, resfriado com água.

As amostras foram preparadas de acordo com a Norma NBR 13284:1995 (preparação de corpos de prova para análise metalográfica). As amostras foram embutidas em baquelite e lixadas com lixas d'água de granulometria 220, 320, 400, 800, 1200, mudando o ângulo de lixamento em 90° para cada lixa. O procedimento posterior ao lixamento foi o polimento que utilizou uma pasta diamantada com granulometria de 1µm e 0,5µm.

Os reagentes químicos utilizados para o ataque químico dos revestimentos são especificados pela NBR 8108:1993 (ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas), empregados para a revelação microestrutural dos revestimentos. Os revestimentos que contêm carbonetos, sendo o FeTiCW, FeCrC e o FeNbC foram atacados quimicamente com Nital 10% (90% álcool etílico e 10% HNO<sub>3</sub>). O revestimento FeMn foi atacado com o reagente Vilella (5% de HCl, e 1g de ácido pícrico para cada 100ml de água destilada). O mecanismo de ataque para todos os revestimentos foi por imersão durante 10 segundos.

A análise microestrutural foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando sinal retroespalhado. Para a investigação semiquantitativa dos elementos presentes na microestrutura, foi empregada a técnica de espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Para tanto, utilizou-se um MEV de bancada Hitachi, modelo TM 3000 com detector de sinal de raio-X Bruker modelo Quantasx70. O equipamento está alocado no Laboratório de Pesquisa de Bioenergia e Materiais Liganocelulósicos, localizado na Universidade Federal de São Carlos - Campus Sorocaba (UFSCar- Sorocaba).

#### **4.7 QUANTIFICAÇÃO DO PERCENTUAL DE CARBONETOS**

Para o cálculo do percentual dos carbonetos, usou-se o software "ImageJ" que é utilizado para processamento e análise de imagens. A quantidade de regiões analisadas para determinar o percentual de carbonetos foi de dez imagens com

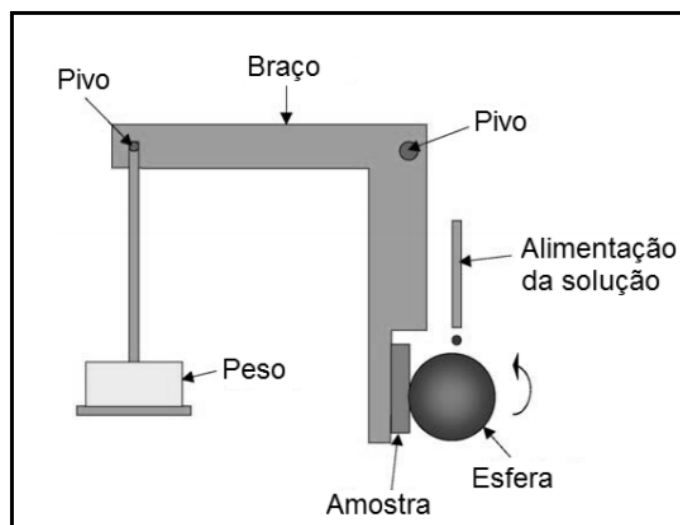
ampliação de 500x, sendo esta a mesma quantidade de imagens analisadas por Oliveria & Costa (2009).

O procedimento inicia-se com a obtenção da imagem original, que é convertida para escala cinza de 8-bits. Posteriormente, com a imagem na escala de cinza se aplica a ferramenta "Threshold", seguido da ferramenta "fill holes" a fim de preencher os espaços em branco da célula. Por último, a partir do histograma de máximo e mínimo dos tons de cinza, foi possível distinguir os carbonetos em relação à matriz utilizando a ferramenta "analyze particles", que quantifica a área correspondente aos carbonetos, em percentual.

#### 4.8 ENSAIO DE MICRODESGASTE ABRASIVO POR ESFERA FIXA ROTATIVA

O equipamento de microdesgaste por esfera fixa tem sua funcionalidade ao inserir a amostra em uma porta amostra, acoplado em um braço, que exerce uma força normal entre a amostra e uma esfera rotativa com diâmetro de 25,4mm, gotejando sobre um determinado tempo um líquido abrasivo entre a esfera e a amostra. O líquido é gotejado no mesmo sentido da rotação da esfera. A Figura 4.6, mostra o esquema do equipamento de microdesgaste por esfera fixa. O equipamento utilizado neste trabalho encontra-se no Laboratório de Tecnologia e Engenharia de Superfície (LabTES) da FATEC Sorocaba-SP (FATEC-SO).

Figura 4.6 - Ilustração do esquema do abrasômetro de microdesgaste por esfera fixa rotativa.



Fonte: (SANTOS et al., 2015).

Não há uma norma específica encontrada na literatura para a adoção de um procedimento, ou de preparação das amostras para este tipo de ensaio. Neste trabalho, a metodologia utilizada foi a mesma descrita por Reséndiz et al. (2017), que consiste em atacar quimicamente a esfera de aço AISI 52100 com diâmetro de 25,4mm na condição de temperada e revenida, com uma solução química de Nital 30% (30% HNO<sub>3</sub> e 70% álcool etílico) para aumentar a rugosidade da esfera de Ra=0.40µm e aumentar a taxa de abrasão durante o ensaio, já que o líquido contendo abrasivo adere mais a uma superfície rugosa.

O líquido abrasivo utilizado é uma mistura percentual de 20% de carboneto de silício (SiC) e 80% de água deionizada. O SiC é constituído de partículas F-1200 (4-5 µm).

Os parâmetros de carga utilizadas no ensaio de microdesgaste por esfera fixa foram de 4N, 8N e 12N por 15 minutos de ensaio com rotação da esfera em 100(rpm), gotejando uma gota de líquido abrasivo a cada 15 segundos. Tanto o tempo como a carga foram determinados com finalidade investigativa. Após cada ensaio, obtém-se uma marca de desgaste que a esfera imprime sobre a amostra geralmente com formato circular ou de elipse. A Equação (4.1) demonstra a fórmula utilizada para o cálculo do volume de desgaste (V), em que D corresponde ao diâmetro da calota impressa no ensaio pela esfera. Com o volume de desgaste (V) calculado, é possível determinar o coeficiente de desgaste (k) pela Equação (4.2), que divide o volume de desgaste pela carga utilizada (N) multiplicada pela distância percorrida (S) pela esfera de desgaste (GIAROLLO; MAZZAFERRO, 2018).

$$V[\text{mm}^3] = \frac{\pi D^4}{64R} \quad \text{para } D \ll R \quad (4.1)$$

$$k\left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}}\right] = \frac{V}{N \cdot S} \quad (4.2)$$

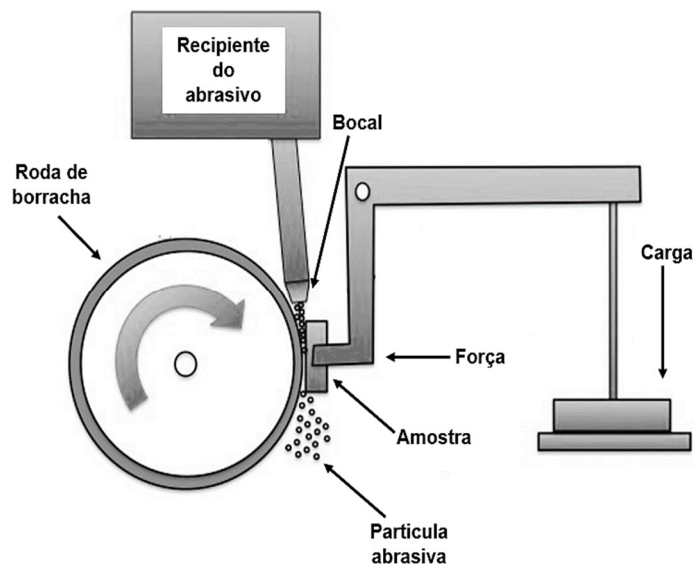
Após os ensaios, as amostras foram limpas durante 30 minutos em cuba ultrassônica modelo 3060, da fabricante Ya Xun com álcool etílico. As medidas das calotas foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando a função Measurement.



#### 4.9 ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA

As amostras foram ensaiadas em desgaste abrasivo por roda de borracha conforme critérios de ensaios determinado pela norma ASTM G65:2016. A funcionalidade do equipamento consiste em aplicar uma força normal em um disco metálico revestido na superfície com borracha, que rotaciona no mesmo sentido do fluxo abrasivo que se encontra entre a borracha e a amostra, ocasionando o desgaste a três corpos. O equipamento utilizado neste trabalho encontra-se alocado na Faculdade de Tecnologia de Sertãozinho-SP. A Figura 4.7 ilustra o esquema do abrasômetro roda de borracha.

Figura 4.7 - Ilustração do esquema do abrasômetro roda de borracha, segundo ASTM G65:2016.



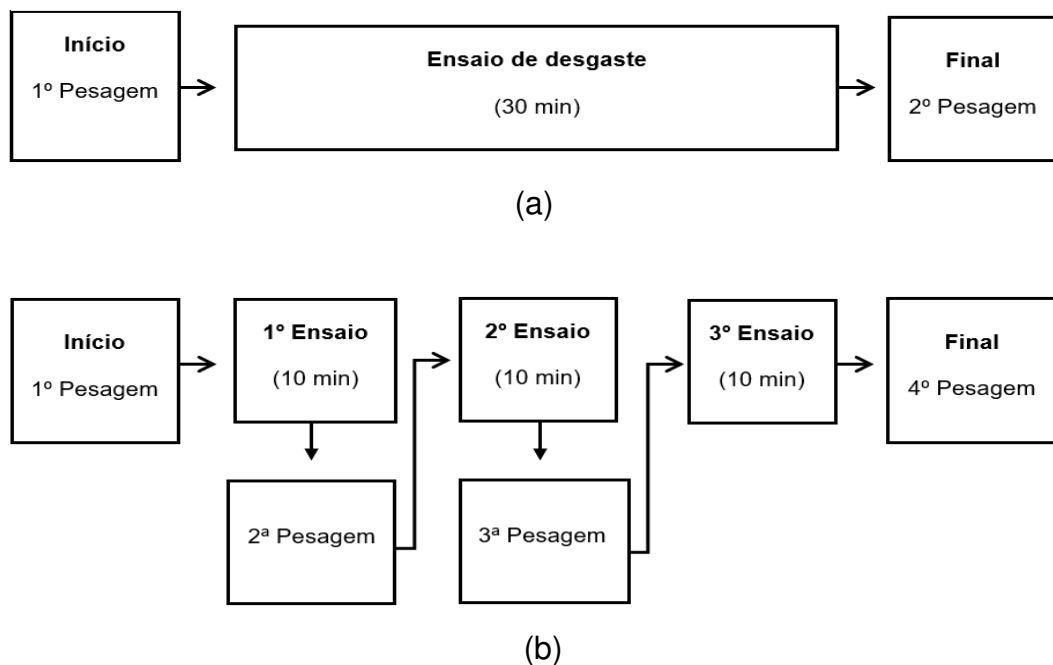
Fonte: Traduzido de (BEDOLLA-JACUINDE et al., 2019).

A norma ASTM G65:2016 determina que o ensaio para o procedimento B deva ser efetuado aplicando uma carga de 130N com 2.000 rpm de frequência do giro da roda durante 10 minutos de ensaio.

Neste trabalho, realizou-se o desgaste com dois métodos de ensaios. O primeiro, demonstrado no fluxograma da Figura 4.8(a), consistiu em aplicar uma força de 130N com a rotação da roda em 2.000 rpm mantendo a vazão do abrasivo uma areia AFS 50/70 de granulometria 212  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$  com vazão do abrasivo em 350g/min durante 30 minutos. Posteriormente aos ensaios, as amostras foram limpas com álcool etílico e ar comprimido com 4 bar de pressão e pesadas. É importante

ênfatizar que as amostras foram pesadas antes e depois de cada ensaio em uma balança analítica com resolução de 0,0001g da fabricante Gehaka modelo AG-200. O segundo mecanismo, demonstrado na Figura 4.8(b), consistiu em realizar o ensaio a cada 10 minutos de ensaio, após retirar as amostras da máquina e realizar a pesagem, obtendo-se três pesagens de perda de massa da mesma amostra. A aplicação destes dois mecanismos consiste em verificar se as amostras apresentaram a mesma perda de massa relativa, verificando se há a necessidade de se aumentar o tempo de ensaio para se aumentar a perda volumétrica.

Figura 4.8 - Fluxograma dos ensaios adotados. (a) metodologia do ensaio contínuo de 30 minutos (Etc) e, (b) metodologia do ensaio com pausa a cada dez minutos (Etp).



Fonte: Autoral.

Com a massa inicial ( $M_i$ ) e a massa final ( $M_f$ ), as dimensões de cada amostra foram medidas com um paquímetro da fabricante Mitutoyo modelo 530-104 com resolução de 0,05mm. Com as dimensões medidas, é possível calcular a densidade ( $\rho$ ) do corpo de prova. Com a massa inicial, a massa final e as dimensões é possível calcular a variação de massa ( $\Delta m$ ) das amostras após o ensaio de desgaste aplicando-se a Equação (4.3), a qual converte perda de massa em perda volumétrica ( $P_v$ ) (ASTM G65:2016).

$$P_v [\text{mm}^3] = \frac{\Delta m (M_i - M_f (g))}{\rho \left(\frac{g}{\text{mm}^3}\right)} \times 1000 \quad (4.3)$$

A perda de volume ajustada ( $P_{va}$ ), calculado pela Equação (4.4), considera o desgaste natural da roda de borracha, sofrido durante os ensaios, indicando a taxa de abrasão real que seria produzida por uma roda com 228,6 mm de diâmetro, sendo este diâmetro indicado pela ASTM G65:2016. A roda utilizada neste trabalho apresentou em dez medições 227,90mm estando dentro do especificado já que o diâmetro mínimo aceitável da roda e de 215,9mm (ASTM G65:2016); (GIAROLLO; MAZZAFERRO, 2018); (GONÇALVES, 2017).

$$P_{va} [\text{mm}^3] \times \frac{228.6\text{mm}(\text{diâmetro da roda padrão})}{\text{diâmetro da roda após o uso}} \times P_v [\text{mm}^3] \quad (4.4)$$

O desvio padrão ( $\sigma$ ) dos ensaios é definido e calculado pela Equação (4.5), assim como o coeficiente de variação ( $v$ ), pela Equação (4.6) (ASTM G65:2016).

$$\sigma = \sqrt{\Sigma(X - \bar{X})^2 / n-1} \quad (4.5)$$

$$v = (S/\bar{x}) \times 100 \quad (4.6)$$

Para obtenção de uma confiabilidade do teste de 95%, estimada pela Equação (4.7), o número ( $nA$ ) de 3 corpos de prova, necessários para um coeficiente de variação ( $v$ ) de 5% e um erro permitido de amostragem ( $e$ ) de 5%, conforme e sugerido nos textos da ASTM G65:2016 (LEITE; MARQUES, 2009).

$$nA = (1,96. v/e)^2 \quad (4.7)$$

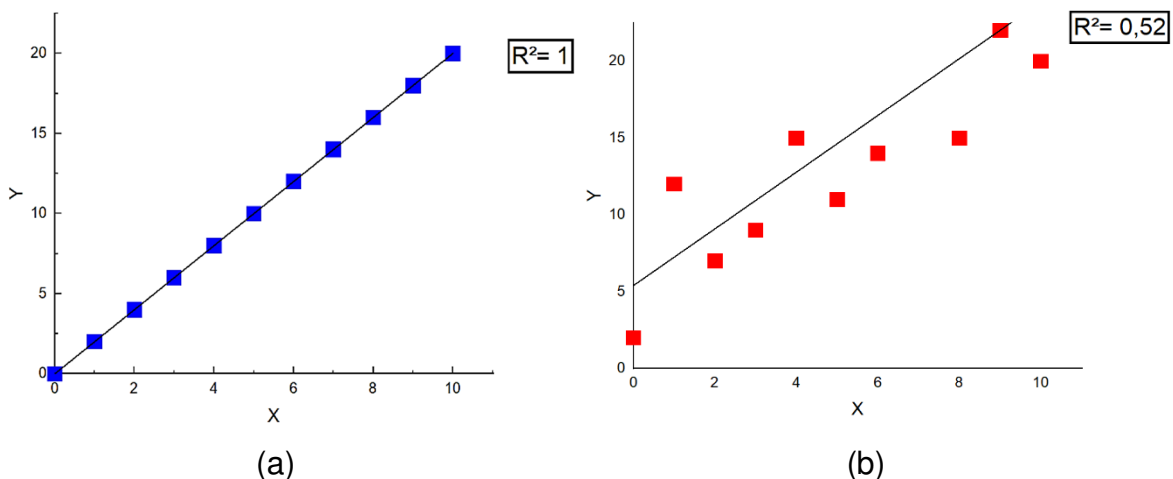
É importante salientar que os resultados devem estar dentro dos valores estabelecidos com, no mínimo, 5% de erro; demonstrando que o equipamento está calibrado e mantém uma repetitividade dos resultados com uma confiança acima 95%.

#### 4.10 COEFICIENTE DE DETERMINAÇÃO $R^2$

Segundo Martins (2018), em um contexto de um modelo de regressão linear simples, em que a variável explanatória (ou preditora)  $x$  é a variável resposta (ou a prever)  $y$ , o coeficiente de determinação  $R^2$  dá a porcentagem de variabilidade dos  $y$ 's (variável a prever) que fica explicada em função da variabilidade dos  $x$ 's. Assim, um valor de  $R^2 \approx 1$  significa que, em princípio, a nuvem de pontos apresentada no diagrama de dispersão está próxima da reta de regressão, considerada para o modelo de regressão. Quando o valor  $R^2 \approx 0$ , já não se vislumbra uma estrutura linear, ou seja, não há uma relação dos pontos com a reta.

A Figura 4.9 mostra o gráfico do coeficiente de correlação  $R^2$ , em que a Figura 4.9(a) o valor do  $R^2$  está em 1, significando que 100% dos pontos se correlaciona com a reta; já, na Figura 4.9(b), o  $R^2$  está com 0,52, ou seja, 52% dos pontos se correlacionam com a reta. A análise do coeficiente de determinação  $R^2$  foi aplicada nos gráficos de desgaste abrasivo por roda de borracha, para o ensaio de tempo com paradas (Etp), em que sua finalidade é verificar a dispersão dos pontos no gráfico que representa a perda volumétrica ajustada com a reta linear.

Figura 4.9 - Gráficos do coeficiente de determinação  $R^2$ . (a) coeficiente com valor em 1 e (b) coeficiente com valor de 0,52.



Fonte: Autoral.

O software utilizado para o cálculo do coeficiente de determinação e a geração dos gráficos foi o OriginLab 2019b®.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 ANÁLISE QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS

A Tabela 5.1, apresenta os resultados das análises química em percentual dos revestimentos estudados neste trabalho.

Tabela 5.1 – Composição química, em %p, dos eletrodos pesquisados.

Eletrodos	Composição química (% em peso)								
	C	Cr	W	Mn	Ti	Ni	Nb	S	P
FeMn	1,02	-	-	12,53	-	3,52	-	0,005	0,11
FeTiCW	5,4	23,17	0,557	-	3,03	-	-	0,006	0,057
FeNbC	4,8	28,70	-	-	-	-	2,1	0,005	0,018
FeCrC	5,4	36,80	-	-	-	-	-	0,008	0,028

Fonte: Autoral.

Nota-se na Tabela 5.1, que o revestimento FeCrC, como se espera, apresenta o mais alto teor de cromo dentre todos os revestimentos estudados, evidenciando que este eletrodo apresenta maior tendência para a formação do carboneto ternário de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$ , pois não há outro elemento químico formador de outros tipos de carbonetos que consuma o elemento químico carbono. O eletrodo FeNbC contém nióbio, enquanto o FeTiCW contém tungstênio e titânio. A adição de nióbio no revestimento FeNbC é necessária para a formação do carboneto NbC, assim como a adição do tungstênio e titânio para a formação do carboneto ternário WTiC. Durante a solidificação, estes carbonetos são os primeiros a se precipitar na poça de fusão, e após a precipitação destes carbonetos, o carbono que não foi ligado aos elementos citados anteriormente, se ligam ao cromo formando o carboneto ternário  $(Fe,Cr)_7C_3$  (HALDAR et al., 1999; JÚNIOR, 2012; WIECZERZAK et al., 2015). O FeMn apresenta alto porcentual de manganês, sendo este um dos elementos gamagênicos para a formação da matriz autêntica em temperatura ambiente, o níquel e adicionado para refinar sua microestrutura e melhorar a resistência ao desgaste (AYADI; HADJI, 2019).

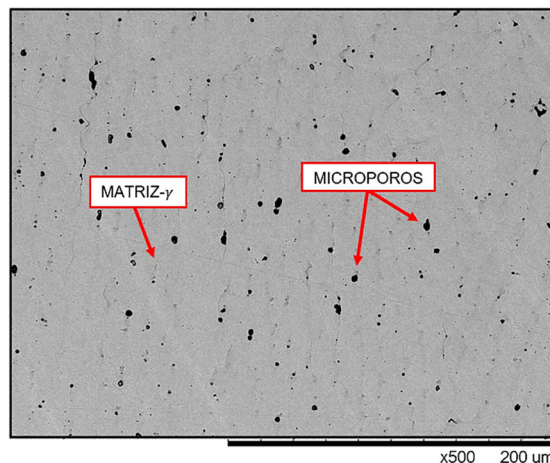
## 5.2 MICROESTRUTURAS DOS REVESTIMENTOS DUROS

O estudo da microestrutura é de suma importância para que se possa entender a resistência ao desgaste dos materiais estudados. Este capítulo discute a formação das microestruturas, suas composições, formas e distribuição das fases e carbonetos para correlacionar esta característica com os resultados dos ensaios de desgaste.

### 5.3 FeMn

A microestrutura encontrada no revestimento FeMn é apresentada na Figura 5.1, que é composta por uma matriz austenítica, contendo microporos (pontos arredondados em preto), os quais alguns autores relacionam à porosidade formada no material durante a soldagem por gases oriundos do processo.

Figura 5.1 - Imagem metalográfica do revestimento FeMn (MEV). Ampliação 500X.



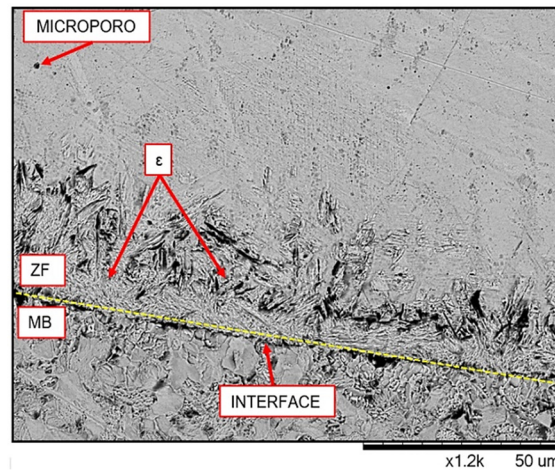
Fonte: Autoral.

Maia (2018), determina que a formação dos microporos são provenientes de gases aprisionados durante a solidificação. Para Moura (2018), a presença de poros é uma característica típica do aço ao manganês tipo Hadfield. Para Neikov (2019), a porosidade geralmente está relacionada a problemas de fabricação, pois contém gases, em que o gás inerte é aprisionado e não escapa durante a solidificação, ocasionando poros nas camadas depositadas. Segundo Avery (2004), a micro estrutura típica deste aço bruto de fusão é composta por carbonetos intergranulares do tipo  $M_3C$  ou carboneto ternários de manganês  $(Fe,Mn)_3C$  em contorno dos grãos. A ausência dos carbonetos se deve ao processo de soldagem que os solubiliza. Estes

carbonetos são indesejáveis por gerar tensões nos contornos de grão e não proteger o material do desgaste.

A Figura 5.2 apresenta a imagem metalográfica entre a interface do revestimento FeMn com o metal de base.

Figura 5.2 – Imagem metalográfica da Interface do revestimento FeMn (MEV). Ampliação 1.200x.

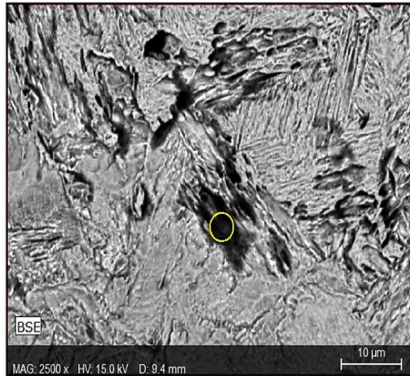


Fonte: Autoral.

Na interface, observa-se a formação de manchas escuras com uma banda de martensita ( $\epsilon$ ), formada durante o resfriamento da solda, fenômeno descrito por Mann & Arya (2002) e Ziewic et al., (2014). Segundo Zeemann (2003), nos aços austeníticos, tipo Hadfield, o ferro do metal de base se incorpora ao revestimento, reduzindo o teor de manganês nesta região, o que causa a desestabilização da austenita transformando-a em martensita, que favorece a formação de pontos localizados desta microestrutura endurecida e frágil. Molleda et al., (2006) caracterizaram a mesma microestrutura soldada entre o eletrodo austenítico ao manganês soldado em um aço com 0,2% de carbono. A diluição de elementos químicos do metal de base para o revestimento se deve ao feito de não ter havido uma camada de amateigamento, necessário em soldas de eletrodos austeníticos com metais de baixa liga, para que os elementos químicos do metal de base não migrem para o revestimento soldado (SCHAEFER, 1979; LIMA et al., 2010; ALBERTONI, 2017; BEREZOVSKIY; SHALIMOV; VOTINOVA, 2021).

Realizou-se análise química pontual por EDS na região da mancha escura, localizada acima da interface entre o revestimento e o metal de base para se investigar a composição química, conforme apresentada na Figura 5.3.

Figura 5.3 - Imagem metalográfica com tabela da análise química pontual da zona preta do revestimento FeMn. Ampliação 2.500x.



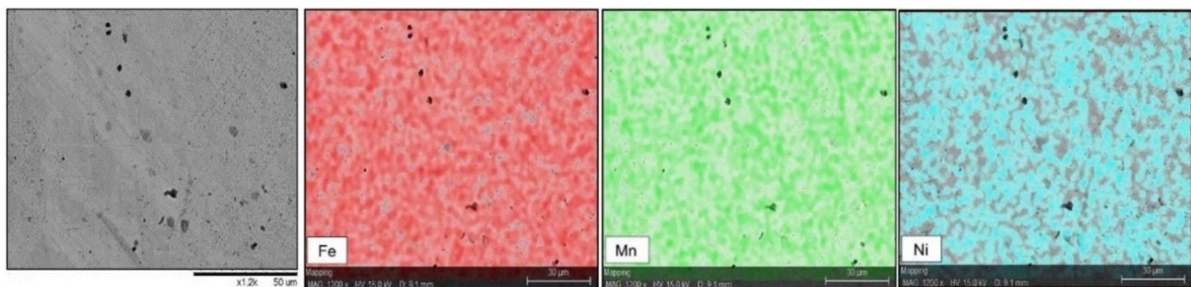
Elemento Químico	Análise Química (%p)
Fe	73.8
C	23.3
Mn	3

Fonte: Autoral.

A composição da mancha da Figura 5.3 evidencia que esta região é composta pelos elementos químicos ferro e carbono, em grande percentual, enquanto que o elemento manganês aparece em percentual baixo, apesar do revestimento ter alto percentual de manganês.

Analisando os elementos químicos distribuídos na microestrutura deste revestimento, a metalografia com a análise por EDS é apresentada na Figura 5.4.

Figura 5.4 - Imagem metalográfica e análise EDS do revestimento FeMn (MEV). (a) Metalografia do revestimento FeMn. EDS dos elementos (b) Fe, (c) Mn, (d) Ni e (e) C. Ampliação de 1.200x.

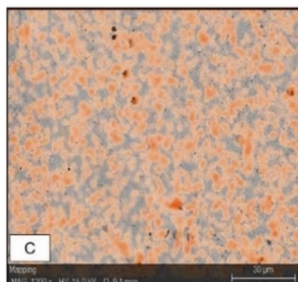


(a)

(b)

(c)

(d)



(e)

Fonte: Autoral.

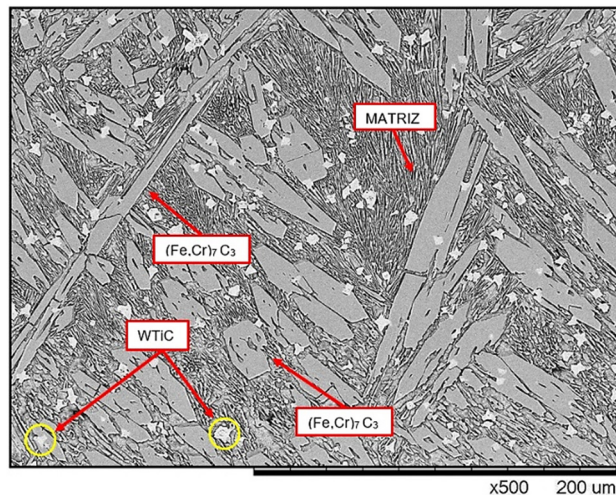


Na análise por EDS da Figura 5.4, o elemento químico ferro constitui a maior parte da microestrutura, seguido pelo manganês, elemento indispensável ao mecanismo para o aumento da resistência ao desgaste por encruamento. O níquel e o carbono aparecem em menores porcentagens dispersas na microestrutura deste revestimento. Os pontos escuros dispersos em toda microestrutura, correspondem a microporos ocasionados na soldagem conforme já discutido anteriormente.

#### 5.4 FeTiCW

A microestrutura do revestimento FeTiCW é apresentada na Figura 5.5.

Figura 5.5 – Imagem metalográfica do revestimento FeTiCW (MEV). Ampliação 500x.

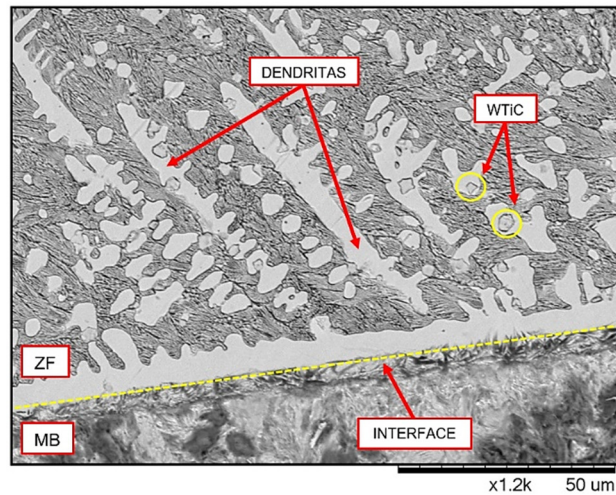


Fonte: Autoral.

Na microestrutura da Figura 5.5, há a presença de carbonetos ternários de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  em cinza com tamanhos grandes e morfologia de lâmina ou morfologias poligonais contendo, ainda, pequenos carbonetos ternários de WTiC (pontos claros, circundados em amarelo), aderidos em uma matriz bainítica, contendo pequena quantidade de martensita, sendo esta microestrutura descrita nas literaturas de (KIM et al., 2003; LEONARD, 2003).

A Figura 5.6 apresenta a micrografia da interface do revestimento FeTiCW com o metal de base, contendo dendritas colunares nesta região, formadas devido à alta taxa de resfriamento deste revestimento (ION, 2005). Há também a presença de poucos carbonetos WTiC dispersos sobre a formação dendrítica da interface

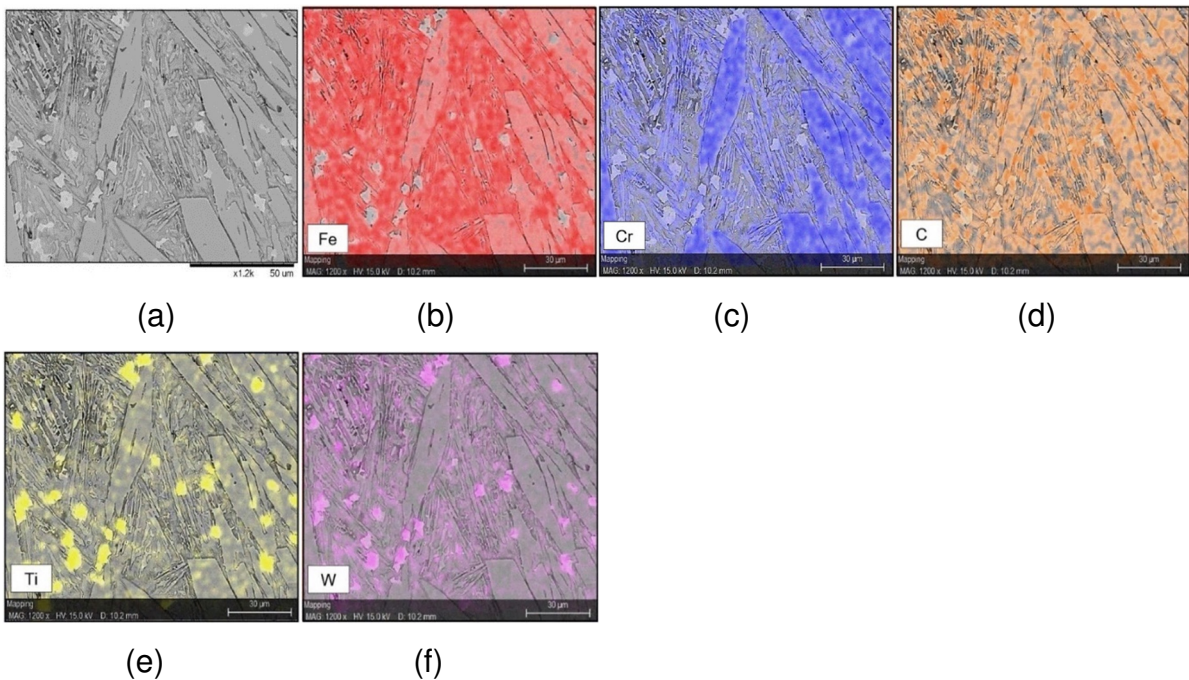
Figura 5.6 - Imagem metalográfica da Interface do revestimento FeTiCW (MEV). Ampliação 1.200x.



Fonte: Autoral.

A metalografia, juntamente com a análise química por EDS do revestimento FeTiCW, é mostrada na Figura 5.7.

Figura 5.7 - Metalografia e análise por EDS do revestimento FeTiCW. (a) Metalografia do revestimento FeTiCW. EDS dos elementos (b) Fe, (c) Cr, (d) C, (e) Ti e (f) W. Ampliação 1.200x.



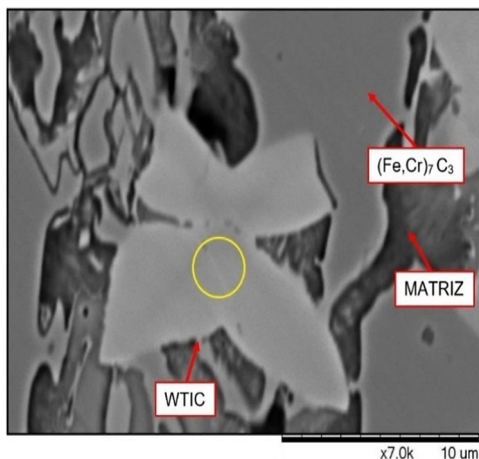
Fonte: Autoral.

Na análise via EDS da Figura 5.7, os carbonetos ternários de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  com morfologia de lâmina na cor azul indica a grande presença de cromo, confirmando

que este carboneto também é constituído de carbono em laranja e do elemento ferro em vermelho que está mais concentrado na matriz e com menor intensidade sobre os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ . O elemento químico titânio em amarelo e o elemento tungstênio em roxo estão mais concentrados nos pequenos carbonetos, dispersos em toda a matriz por se tratar também de um carboneto ternário WTiC.

Na Figura 5.8, é mostrada a posição em que ocorreu a análise química pontual por EDS (circundada em amarelo) sobre um carboneto ternário WTiC aderido em sua matriz, estando localizado entre os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ , selecionando para a análise os elementos químicos titânio, tungstênio, carbono e nitrogênio.

Figura 5.8 - Imagem metalográfica da análise pontual do carboneto WTiC. Ampliação 7.000x.



Precipitado	Análise química (%p)			
	Ti	W	C	N
WTiC	57,1	25,0	5	0

Fonte: Autoral.

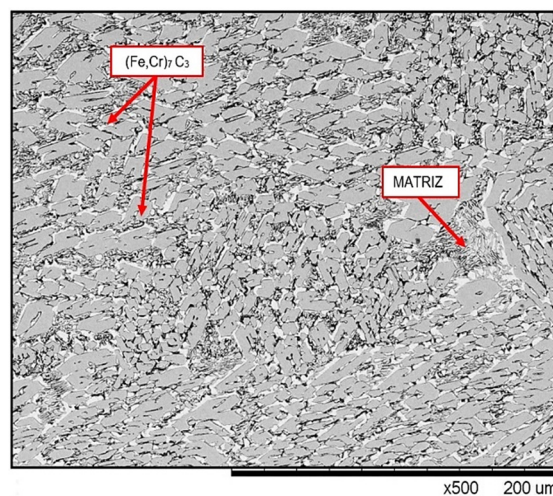
Os resultados das quantificações da Figura 5.8 dos elementos citados demonstram que o titânio (57,1%p) é o elemento com maior porcentagem neste carboneto, seguido do tungstênio com (25%p) e carbono com (5%p), enquanto o nitrogênio não foi identificado neste ponto. O elemento nitrogênio foi avaliado pois, durante o processo de soldagem, os gases presentes na atmosfera, como o nitrogênio, podem se ligar ao elemento titânio ou tungstênio. Como resultante desta combinação, pode-se obter a formação de nitretos, uma vez que o nitrogênio se liga a átomos destes elementos (ESAB, 2021). Segundo Santecchia et al. (2015), este composto pode influenciar na resistência ao desgaste, pois a formação de nitretos de titânio pode melhorar a resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos. Com o resultado da quantificação do percentual dos elementos químicos, observa-se que este carboneto corresponde ao carboneto ternário WTiC, sem a presença do nitrogênio, ou da formação de algum nitreto.



## 5.5 FeCrC

A Figura 5.9 mostra a microestrutura do revestimento FeCrC. A microestrutura deste revestimento é composta por carbonetos poligonais de  $(Fe,Cr)_7C_3$  presentes em tamanhos grandes, em altas quantidades e acicular (sem uma direção preferencial), aderidos em uma matriz eutética de austenita, conforme descritos na literatura de (SOUZA, 2017; GUNTHER, 2018).

Figura 5.9 - Imagem metalográfica do revestimento FeCrC (MEV). Ampliação 500x.



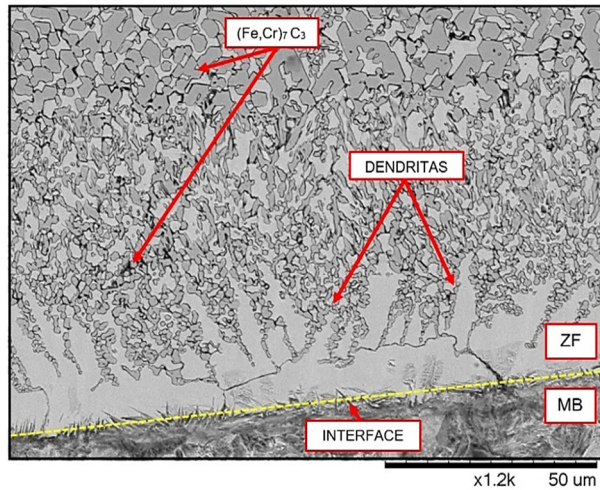
Fonte: Autoral.

Segundo Chang et al., (2010), a obtenção da morfologia poligonal dos carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  em lâmina depende de alguns fatores, como o teor de carbono contido na poça de fusão. A transformação da morfologia dos carbonetos depende diretamente da rugosidade ou suavidade da interface líquido-sólido, entropia de fusão, composição química e fração de volume da fase constituinte (CASTING, 2021). Ainda Chang et al., (2010), prepararam e analisaram três amostras de revestimentos duros, com diferentes teores de cromo. Os autores verificaram que, quando o teor de cromo se eleva de 3,75%p para 4,85%p, o percentual de carboneto aumenta de 33,8% para 86,1%, enquanto a morfologia dos carbonetos que antes era lâmina mudou para o formato hexagonal, aumentando as frações volumétricas de carboneto na microestrutura.

A análise da interface do revestimento FeCrC estudado é mostrada na Figura 5.10, que apresenta dendritas colunares, com pequenos braços que se formaram na interface do revestimento com o metal de base. Entre os pequenos braços

interdendritos, é possível notar a grande presença de carbonetos poligonais de  $(Fe,Cr)_7C_3$  de menor tamanho e carbonetos poligonais  $(Fe,Cr)_7C_3$  de maior tamanho, mais distante da interface entre o revestimento e o metal de base.

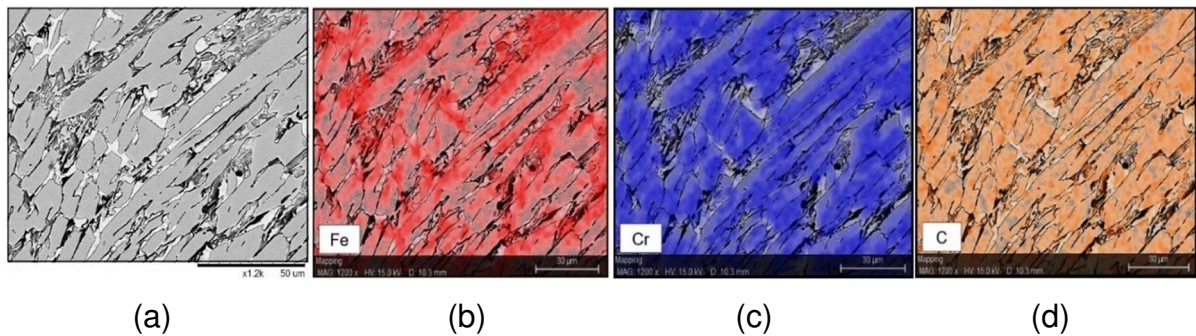
Figura 5.10 - Imagem metalográfica da Interface do revestimento FeCrC (MEV). Ampliação 1.200x.



Fonte: Autoral.

Na Figura 5.11, é aplicada a técnica por EDS no revestimento FeCrC. Observa-se que os elementos cromo, ferro e carbono estão mais presentes nos carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ , confirmando a composição química deste carboneto rico em cromo.

Figura 5.11 – Imagem metalográfica e análise por EDS revestimento FeCrC. (a) Metalografia do revestimento FeCrC. Análise por EDS dos elementos (b) Fe, (c) Cr, (d) C. Ampliação 1.200x

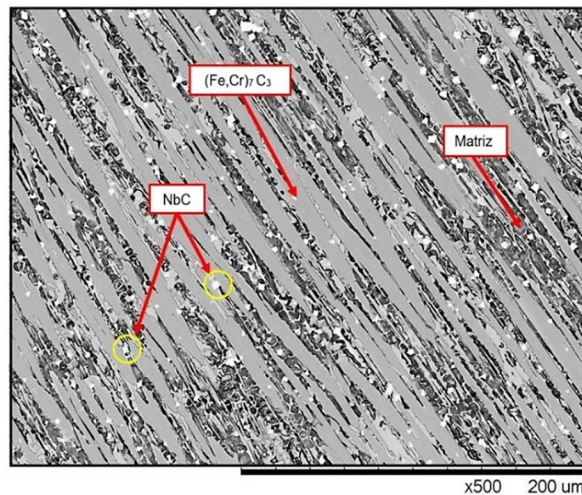


Fonte: Autoral.

## 5.6 FeNbC

A microestrutura do revestimento FeNbC é apresentada na Figura 5.12. Nota-se a presença de grandes placas de carbonetos ternário  $(Fe,Cr)_7C_3$  com morfologia de lâmina e a presença de pequenos pontos claros de carbonetos do tipo NbC aderidos em uma matriz eutética de austenita.

Figura 5.12 - Imagem metalográfica do revestimento FeNbC (MEV). Ampliação 500x.



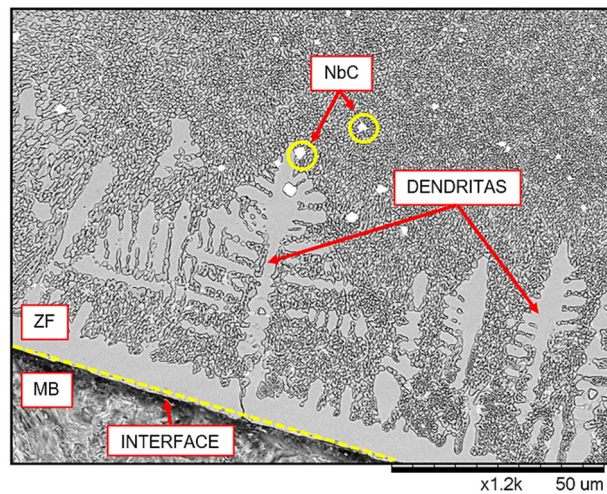
Fonte: Autoral.

Na microestrutura do revestimento FeNbC mostrada na Figura 5.12, devido à baixa solubilidade do nióbio na austenita, os carbonetos NbC se formam preferencialmente aos carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ , o que ocasiona a diminuição da porcentagem de carbono no metal de solda fundido, proporcionando uma quantidade menor de carbono disponível para a formação volumétrica do carboneto do tipo  $(Fe,Cr)_7C_3$ , conforme discutido por Luz et al., (2020) e Neto (2021).

A formação dendrítica na interface do revestimento FeNbC com o metal de base é mostrada na Figura 5.13, apresentando pequenos carbonetos NbC dispersos sobre as dendritas e na matriz eutética. As dendritas formadas neste revestimento apresentam braços mais alongados se comparados aos revestimentos FeTiCW e FeCrC, explicada pelo gradiente de temperatura e taxa de crescimento, em que quanto maior é a taxa de crescimento menor é o gradiente de temperatura, e esta relação determina a morfologia da estrutura de solidificação dendrítica (KOU, 2003; PIATTO, 2019).



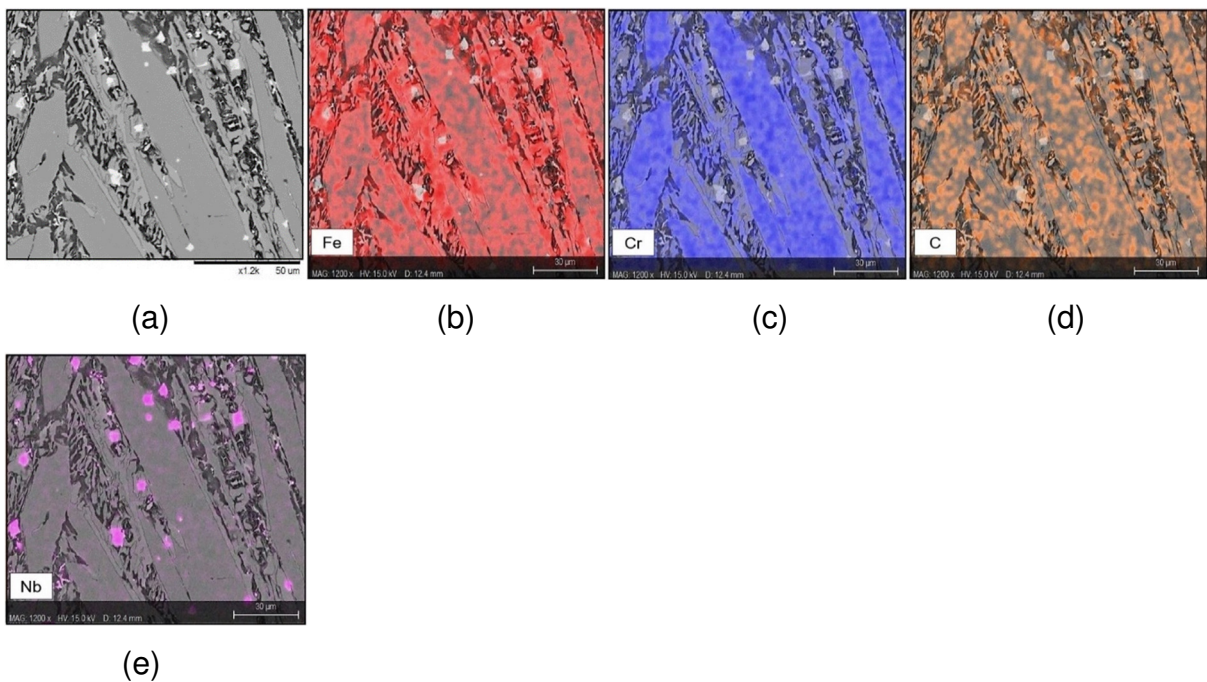
Figura 5.13 -Imagem metalográfica na Interface do revestimento FeNbC. Ampliação 1.200x.



Fonte: Autoral.

A Figura 5.14, apresenta a microestrutura do revestimento FeNbC, com análise via EDS. Os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  são constituídos de cromo na cor azul em maior intensidade, contendo ainda em menor intensidade o carbono na cor laranja e o ferro em vermelho, demonstrando que são carbonetos ricos em cromo. Os pontos em roxo são precipitados rico em nióbio.

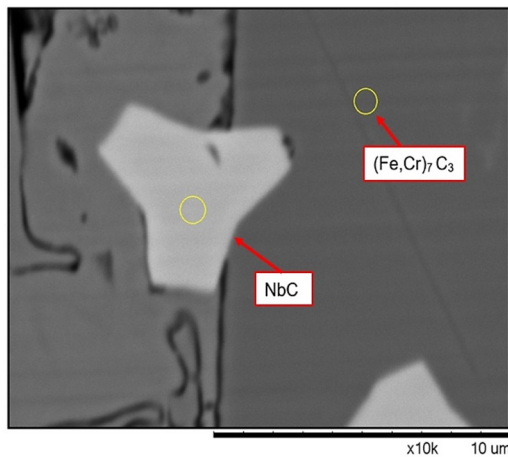
Figura 5.14 - Imagem metalográfica e análise por EDS do revestimento FeNbC. (a) Metalografia do revestimento FeNbC. Análise por EDS dos elementos (b) Fe, (c) Cr, (d) C e (e) Nb.



Fonte: Autoral.

A Figura 5.15 mostra os locais da análise química pontual com a tabela realizada por EDS no carboneto de nióbio (NbC – cinza claro) e no carboneto ternário  $(Fe,Cr)_7C_3$  (cinza escuro).

Figura 5.15 - Imagem metalográfica da análise pontual do percentual dos elementos químicos do carboneto NbC. Ampliação 10.000x.



Precipitado	Análise química (%p)			
	C	Nb	Cr	N
NbC	7,6	69,5	6,3	6,6
$(Fe,Cr)_7C_3$	4,7	0,7	81,1	3,5

Fonte: Autoral.

No carboneto NbC da Figura 5.15, há a presença de nióbio e carbono em grande quantidade. Já o carboneto ternário  $(Fe,Cr)_7C_3$  é rico em carbono e cromo. Em ambos os precipitados ( $(Fe,Cr)_7C_3$  e NbC), é encontrada a presença de nitrogênio, o que pode indicar possivelmente a formação de nitreto de cromo neste revestimento. O nitrogênio, oriundo do ambiente, pode reagir com o cromo em altas temperaturas favorecidas pelo processo de soldagem, formando partículas extremamente finas, distribuídas ao longo do revestimento.

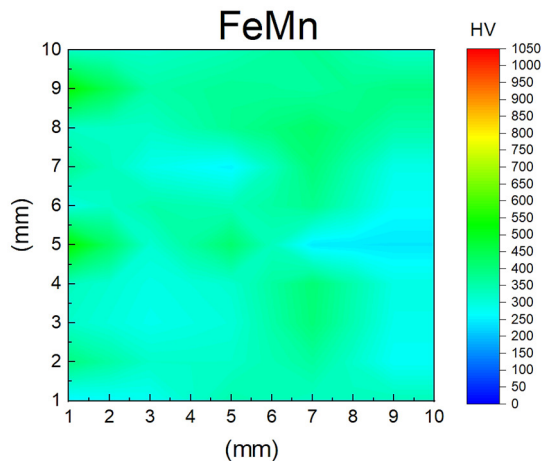
## 5.7 MICRODUREZA VICKERS DOS REVESTIMENTOS FeMn, FeTiCW, FeCrC E FeNbC

Uma vez que os revestimentos estudados neste trabalho apresentam estrutura multifase, os mapas de dureza foram gerados usando a medida da dureza superficial na área superficial de cada revestimento.

O mapa da microdureza superficial do revestimento FeMn é apresentado na Figura 5.16, em que se nota grande coloração em verde (dureza intermediária) e azul (menor dureza), sem pico de maior dureza, uma vez que este revestimento é formado por austenita, sem formação de precipitado de alta dureza.



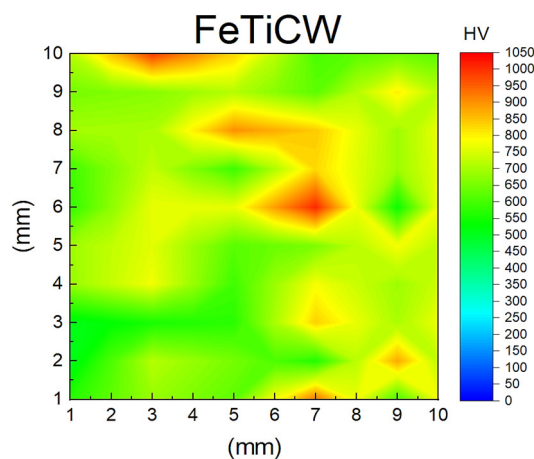
Figura 5.16 - Mapa da microdureza superficial do revestimento FeMn.



Fonte: Autoral.

Para o revestimento FeTiCW, o mapa da microdureza superficial está apresentado na Figura 5.17, que mostra áreas em vermelho de alta dureza, correspondendo a locais onde há a presença de carbonetos, enquanto a dureza é menor na matriz do revestimento de cores em verde e amarelo. Comparando as Figuras 5.16 e Figura 5.17, é perceptível a diferença do comportamento do revestimento que possui carbonetos com o revestimento sem carbonetos, determinada pela diferença de cores da escala de dureza a direita.

Figura 5.17 - Mapa da microdureza superficial do revestimento FeTiCW.

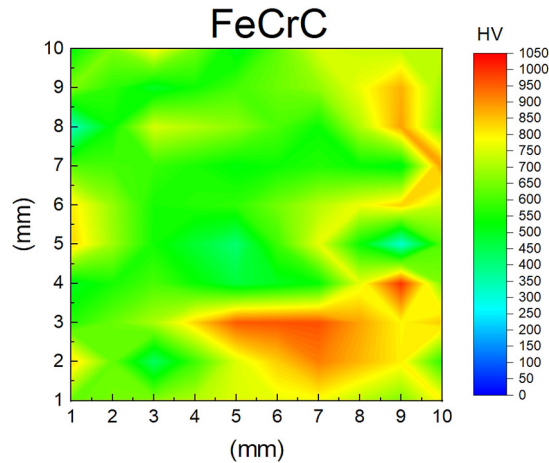


Fonte: Autoral.

O mapa de microdureza superficial do revestimento FeCrC é apresentado na Figura 5.18, em que na superfície deste revestimento é apresentada áreas com durezas maiores, ilustradas em vermelho, devido ao alto percentual de cromo na

composição, o que aumenta significativamente a formação dos carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ , influenciando a dureza superficial deste revestimento.

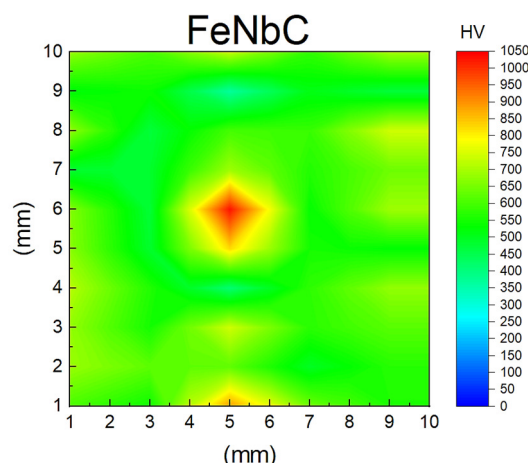
Figura 5.18 - Mapa da microdureza superficial do revestimento FeCrC



Fonte: Autoral.

O mapa de microdureza superficial do revestimento FeNbC, mostrada na Figura 5.19, apresenta um ponto em vermelho, com formato de losango isolado, cuja alta dureza pode ser associada a colônias de pequenos carbonetos.

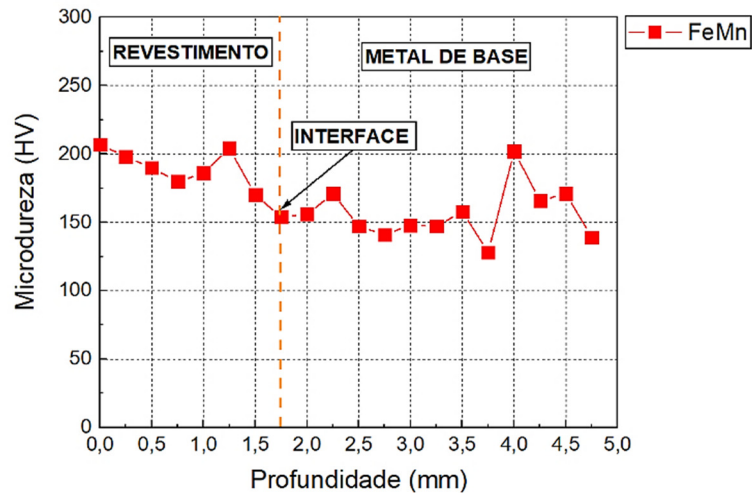
Figura 5.19 - Mapa da microdureza superficial do revestimento FeNbC.



Fonte: Autoral.

Outra análise importante a ser discutida é a tendência de variação da dureza que os revestimentos apresentam quando se aproxima do metal de base, a dureza em profundidade, ou seja, o perfil de dureza. O perfil de dureza do revestimento FeMn é mostrado na Figura 5.20.

Figura 5.20 - Gráfico da microdureza Vickers do revestimento FeMn, com 2 passes de solda.

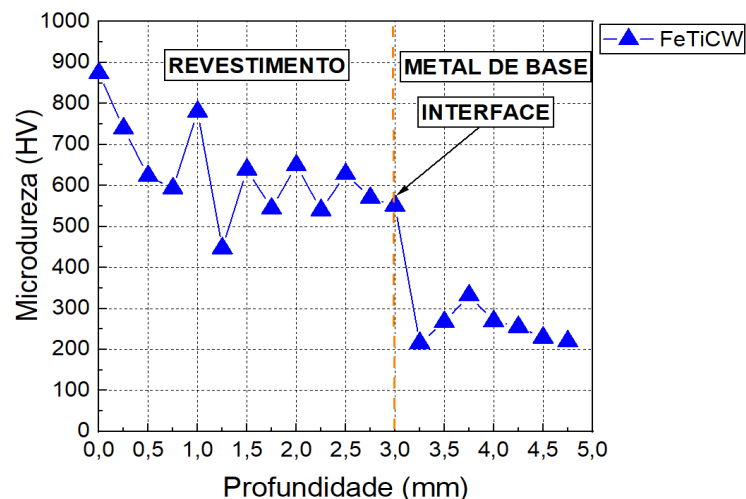


Fonte: Autoral.

No perfil de dureza do revestimento FeMn da Figura 5.20, a dureza na superfície é de 207 HV em (0mm), já na interface a dureza é de 154 HV em (1,5mm), sendo esta a menor dureza no revestimento. Ainda no metal base é possível notar que, em 4mm, a microdureza aumentou consideravelmente com 202HV, possivelmente devido há alguma transformação de fase que ocasionou uma microestrutura de maior dureza que a dureza do revestimento, ocorrida no resfriamento do metal de base.

A análise do perfil de dureza do revestimento FeTiCW é mostrada na Figura 5.21, com pico máximo de dureza na superfície, com 874HV em (0,0mm), sendo que na interface com o metal de base, a dureza é de 551HV.

Figura 5.21 - Gráfico da microdureza Vickers do revestimento FeTiCW, com 2 passes de solda.

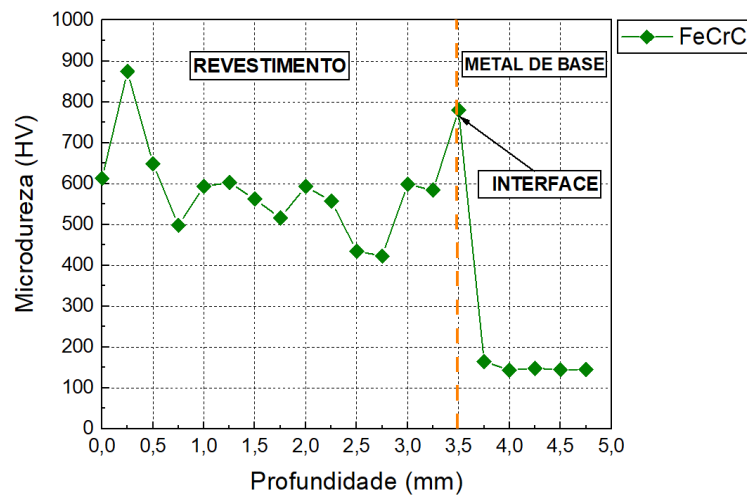


Fonte: Autoral.

Ainda analisando a dureza do revestimento FeTiCW da Figura 5.21, na profundidade de 1,25mm há um decaimento do perfil de dureza após o valor de 447HV. Este fato é devido a dupla camada de revestimento na soldagem, que neste ponto pode haver carbonetos mais refinados e de menor dureza, que ocasiona esta tendência.

A Figura 5.22 se refere a dureza em profundidade do revestimento FeCrC. Na superfície (0mm), a dureza é de 613 HV, e na interface em (3,5mm), a dureza é de 780HV.

Figura 5.22 - Gráfico da microdureza Vickers do revestimento FeCrC, com 2 passes de solda.

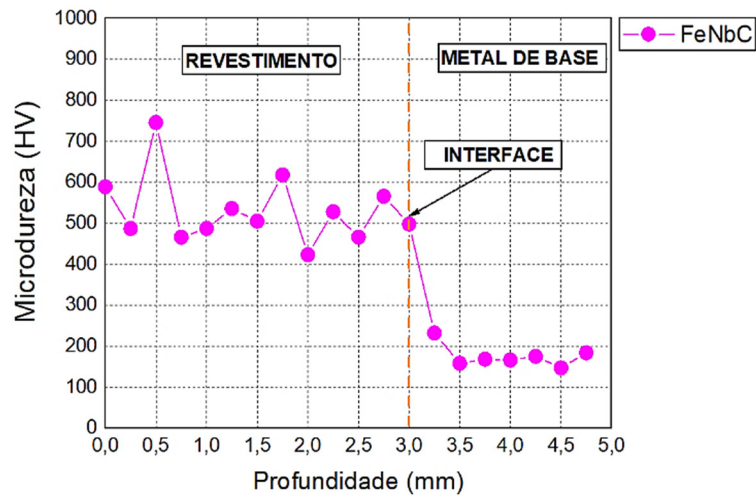


Fonte: Autoral.

Analisando todo o revestimento da Figura 5.22, a maior dureza está em (0,25mm), com valor de 874HV, e a menor dureza é de 423HV em (2,75mm), demonstrando novamente a variação do perfil de dureza em multicamadas de solda.

A microdureza em profundidade do revestimento FeNbC é apresentada na Figura 5.23, que na superfície a dureza é de 589 HV em (0mm), enquanto na interface a dureza diminui para 498 HV em (3mm). A maior dureza é de 746 HV em (0,5mm), e a menor dureza de 423HV em (2mm), que novamente é explicada devido à multicamada de solda que produz nesta região carbonetos mais duros que dificulta a penetração da ponteira Vickers, fato este também observado por (BUCHELEY, 2005; OLIVEIRA 2019).

Figura 5.23 - Gráfico da microdureza Vickers do revestimento FeNbC, com 2 passes de solda.



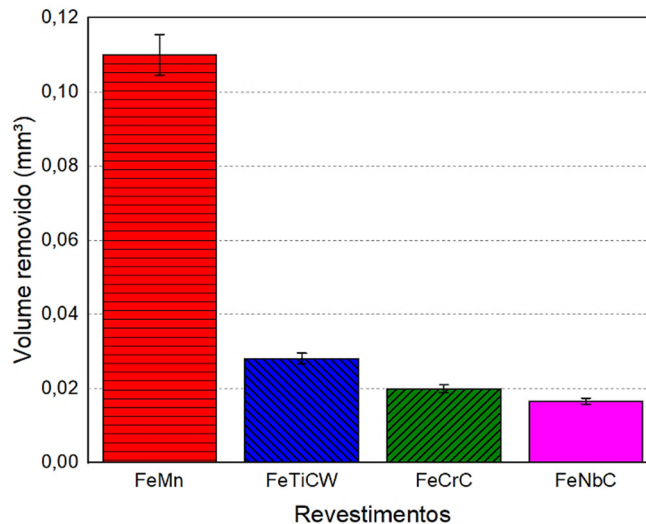
Fonte: Autoral.

Observa-se que as maiores durezas dos revestimentos ocorreram na superfície onde possivelmente há uma maior formação de carbonetos, fato este justificado por não haver nenhum aporte térmico proveniente de um novo cordão de solda sobre esta superfície (BARBOSA et al., 2018). Salienta-se que o aporte térmico da zona fundida diminui a dureza do revestimento, que ocorre nos cordões de solda inferiores. Analisando a variação da dureza em profundidade dos revestimentos estudados após o processo de soldagem, verificou-se que a menor dispersão de valores foi obtida para o revestimento FeMn, com valor de 53HV. O FeNbC apresentou dispersão de dureza de 323HV, enquanto o FeTiCW apresentou dispersão de 427HV e o FeCrC apresentou valor de 451HV. Uma menor dispersão de valores em profundidade representa um perfil mais homogêneo de queda na dureza dos revestimentos analisados. Porém, ressalta-se que deve-se fazer uma análise estatística adequada do decaimento da dureza em profundidade dos revestimentos estudados, uma vez que a diminuição gradual da dureza pode afetar diretamente a taxa de desgaste (MINATTO et al., 2020). Ainda, Minatto et al., 2020, relatam que materiais extremamente duros podem responder de forma superior em solicitações de abrasão de baixa tensão e podem ser totalmente ineficazes, por sua grande fragilidade, em aplicações associadas ao impacto. Por isso, na resistência ao desgaste abrasivo sem impacto, é importante obter menor dispersão dos valores da dureza em profundidade até a zona de ligação da solda, garantindo um tempo de vida maior em desgaste dos revestimentos, uma vez que elevadas durezas próximas a regiões de baixas dureza podem gerar o lascamento ou microtrincamento do revestimento (MACEDO, 2009).

## 5.8 MICRODESGASTE POR ESFERA FIXA ROTATIVA

O volume de desgaste obtido no ensaio de microdesgaste por esfera fixa rotativa com carga aplicada de 4N é apresentado na Figura 5.24.

Figura 5.24 - Gráfico da resistência ao microdesgaste por esfera fixa rotativa dos revestimentos FeMn, FeTiCW, FeCrC e FeNbC. Carga aplicada de 4N.



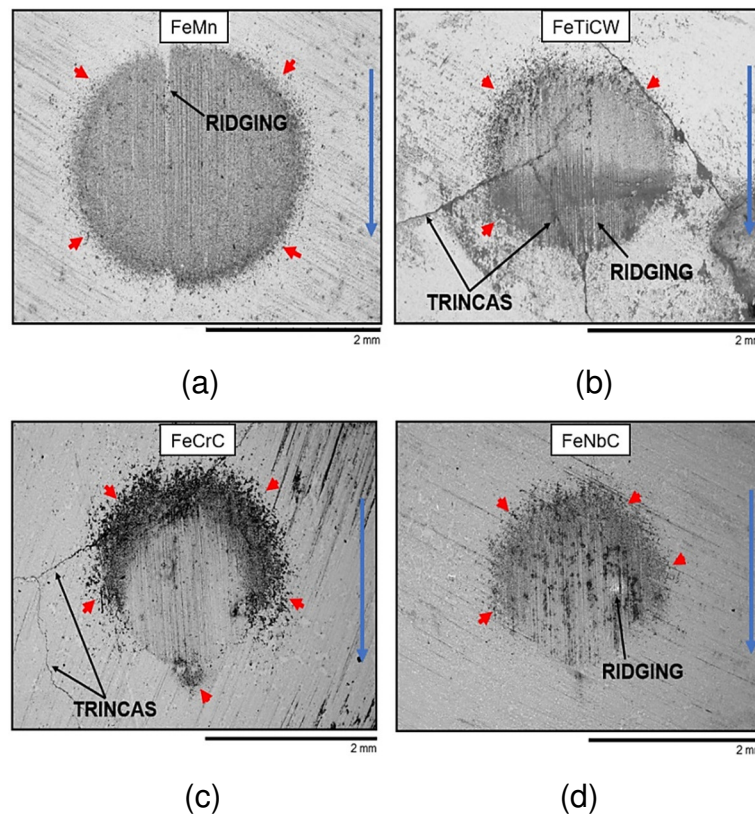
Fonte: Autoral.

Nos resultados da Figura 5.24 o revestimento FeNbC apresentou a maior resistência ao desgaste. O segundo mais resistente ao desgaste foi o FeCrC, seguido do FeTiCW com o terceiro maior volume removido. O pior resultado observado foi para o revestimento FeMn, cujo volume de desgaste foi expressivamente superior se comparado aos demais revestimentos contendo carbonetos. Ainda é possível observar que o revestimento de menor dureza sem presença de carbonetos apresentou menor resistência ao desgaste (FeMn). Dentre os revestimentos com carboneto, a resistência ao desgaste foi inversamente proporcional a dureza dos materiais.

As calotas formadas no ensaio de microdesgaste com carga aplicada de 4N é apresentada na Figura 5.25. A seta de cor azul representa o sentido de rotação da esfera e as setas em vermelho indicam a presença de bordas difusas.

Figura 5.25 - Imagens das calotas resultantes do ensaio de microdesgaste, por esfera fixa rotativa dos revestimentos, (a) FeMn, (b) FeTiCW, (c) FeCrC e (d) FeNbC (MEV). Carga aplicada de 4N.

Ampliação 40x.



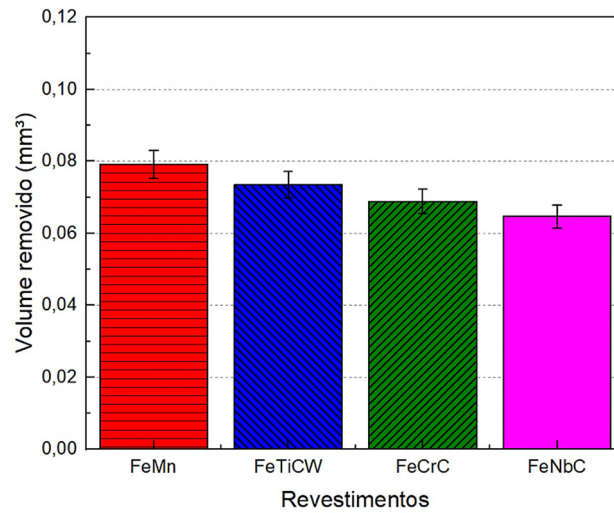
Fonte: Autoral.

No interior das crateras da Figura 5.25, é possível visualizar áreas em claro, descrito por Cozza (2013), como “ridging”, sendo estas imperfeições na formação da cratera de desgaste pelo contato entre a esfera e o corpo de prova. Ainda segundo Cozza (2013), este fenômeno ocorre devido a não penetração das partículas do líquido abrasivo na região central decorrente da elevada tensão de Hertz. Ainda é possível verificar a presença de trincas nas calotas dos revestimentos FeTiCW e o FeCrC, assim como trincas fora das calotas de todos os revestimentos.

Para a força aplicada de 8N, notou-se uma menor diferença dos resultados nos valores dos volumes de desgaste entre os revestimentos estudados. Porém, observa-se que a resistência ao desgaste seguiu a tendência encontrada para o ensaio realizado a 4N, com destaque para o revestimento FeNbC com menor volume removido. O volume de desgaste obtido no ensaio de microdesgaste abrasivo por esfera fixa para a carga de 8N é apresentado na Figura 5.26.



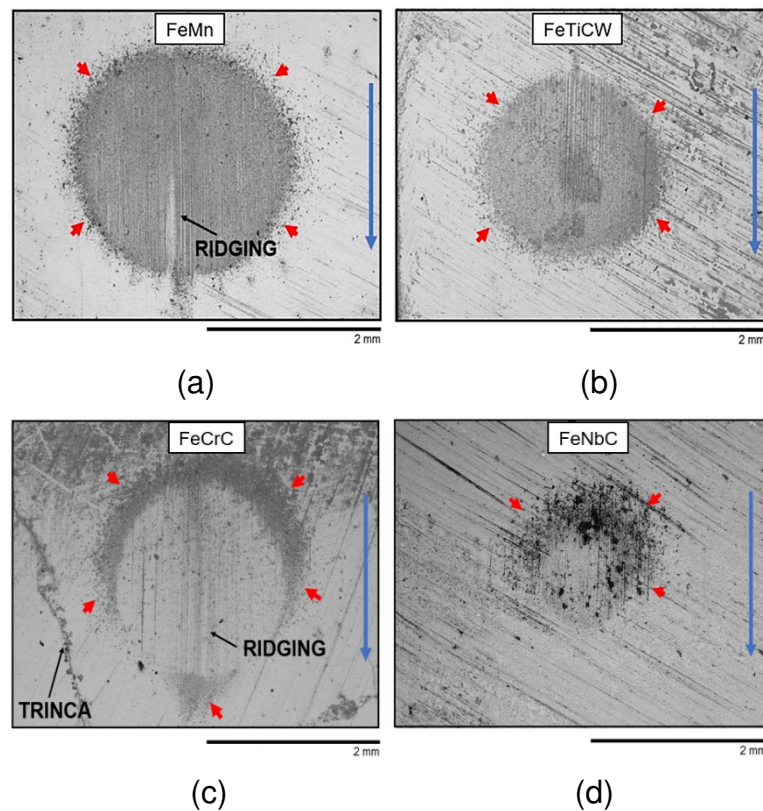
Figura 5.26 - Gráfico da resistência ao microdesgaste por esfera fixa rotativa dos revestimentos FeMn, FeTiCW, FeCrC e FeNbC. Carga aplicada de 8N.



Fonte: Autoral.

As calotas resultantes do ensaio realizado com carga de 8N é apresentada na Figura 5.27.

Figura 5.27 - Imagens macrográficas das calotas resultantes do ensaio de microdesgaste por esfera fixa rotativa dos revestimentos (a) FeMn, (b) FeTiCW, (c) FeCrC e (d) FeNbC (MEV). Carga aplicada de 8N. Ampliação 40x.



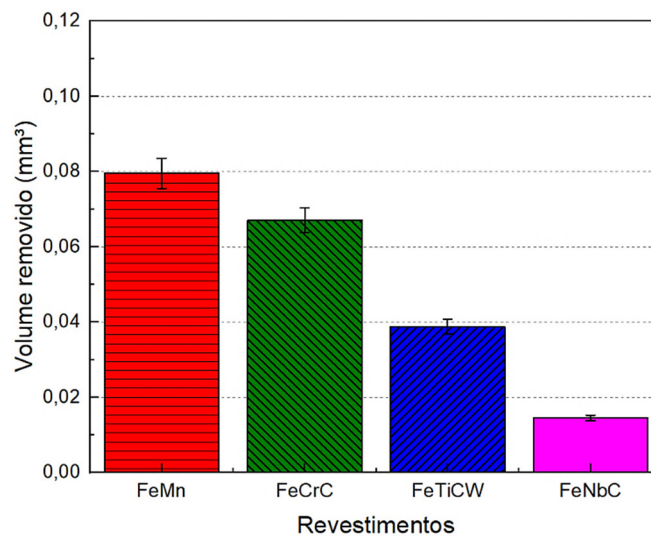
Fonte: Autoral.



Em todas as calotas da Figura 5.27, novamente se observa a presença de bordas difusas e nota-se apenas uma trinca na matriz do revestimento FeCrC, ressaltando que esta trinca não se encontra no interior da calota desgastada, sendo assim não há interferência da trinca nos resultados observados.

Os resultados do volume de desgaste obtido no ensaio de microdesgaste para a carga de 12N é apresentado na Figura 5.28.

Figura 5.28 - Gráfico da resistência ao microdesgaste por esfera fixa rotativa dos revestimentos FeMn, FeCrC, FeTiCW e FeNbC. Carga aplicada de 12N.



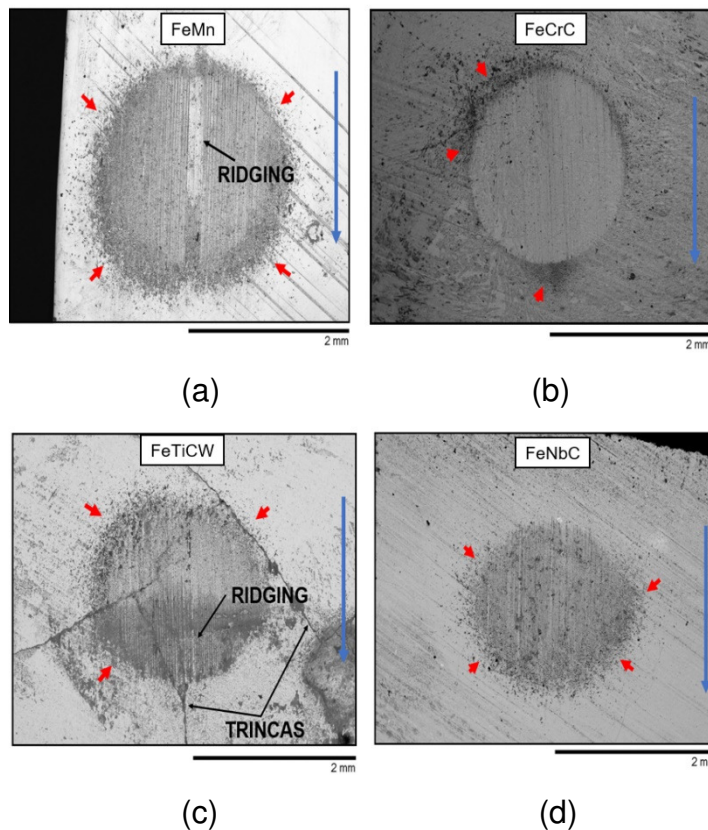
Fonte: Autoral.

No parâmetro de ensaio de 12N da Figura 5.28, observa-se uma grande diferença entre os resultados obtidos. Novamente, o revestimento de maior resistência ao desgaste foi o FeNbC, enquanto o revestimento de menor resistência ao desgaste foi o FeMn, cuja tendência foi observada nos ensaios com carga de 4N e 8N. O revestimento FeTiCW demonstrou maior resistência ao desgaste comparado ao revestimento FeCrC, contrário ao que foi observado nos ensaios realizados com carga de 4N e 8N. Neste caso, para cargas mais altas, o tamanho e distribuição dos carbonetos podem afetar a resistência ao desgaste destes dois revestimentos.

Resalta-se que a dureza dos revestimentos FeTiCW e FeCrC são semelhantes, com formação do carboneto ternário de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  em ambos, tendo como diferença a formação do carboneto WTiC no revestimento FeTiCW, que possivelmente agiu como reforço da matriz para este parâmetro de ensaio.

As calotas provenientes dos ensaios de microdesgaste com carga de 12N é apresentada na Figura 5.29. Observa-se a presença de bordas difusas em todos os revestimentos e uma trinca no revestimento FeTiCW. As trincas ocasionadas nos revestimentos são provenientes do processo de soldagem por multipasse em que um gradiente térmico aplicado sobre um passe de solda podem produzir trincas de contração (IKUMAPAYI et al., 2021; SÁ DE SOUSA et al., 2021). Observa-se que as trincas não interferiram nos resultados, pois nenhuma calota apresentou lascamentos na região próximas de sua formação.

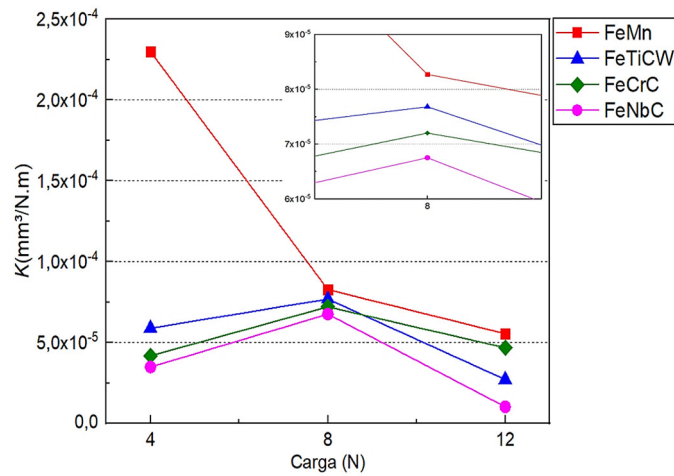
Figura 5.29 – Imagens macrográficas das calotas resultantes do ensaio de microdesgaste, por esfera fixa rotativa, dos revestimentos (a) FeMn, (b) FeCrC, (c) FeTiCW e (d) FeNbC (MEV). Carga aplicada 12N. Ampliação 40x.



Fonte: Autoral.

Uma característica a ser discutida na análise dos resultados obtidos é a comparação do comportamento em desgaste para as diferentes cargas de ensaio estudados. O coeficiente de desgaste ( $k$ ) obtido no ensaio de microdesgaste (Figura 5.30) foi importante para se determinar a severidade das cargas para o ensaio de microdesgaste para cada revestimento estudado.

Figura 5.30 – Gráfico do coeficiente de desgaste dos revestimentos em diferentes cargas de ensaio com distância de deslizamento de 119m.

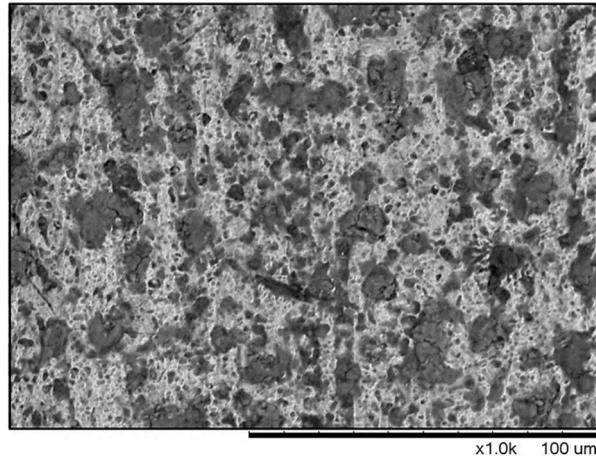


Fonte: Autoral.

Analisando os resultados do coeficiente de desgaste da Figura 5.30 para os revestimentos que contêm carbonetos (FeTiCW, FeCrC e FeNbC), a maior severidade de desgaste ocorreu para a carga de 8N. Baixas cargas de ensaio são menos severas, enquanto altas cargas de ensaio dificultam a interação do abrasivo com a região de desgaste. Já para a carga intermediária, o abrasivo não somente age na região de desgaste como também permite o arrancamento dos carbonetos da superfície, aumentando a severidade do ensaio. Diferentemente, o FeMn apresentou queda da severidade do desgaste com aumento da carga, podendo-se associar este resultado ao mecanismo de endurecimento que ocorre neste tipo de material. Em complemento, a diferença do resultado do comportamento em desgaste para os revestimentos estudados para diferentes cargas aplicadas demonstrou que, para as cargas de 4N e 8N, o abrasivo é normalmente transportado pela esfera até a região de desgaste. A carga de 8N foi mais severa que a carga de 4N devido a maior intensidade da força aplicada para cargas maiores. Já com a carga de 12N, devido à grande força de contato da esfera sobre a amostra, dificulta-se o contato do abrasivo transportado pela esfera até a amostra. O abrasivo adicionado ao ensaio é espalhado para fora desta área de contato, mesmo com o ataque químico da esfera que melhora o transporte do abrasivo pela esfera até a região de desgaste da amostra.

O mecanismo de desgaste observado na região de desgaste para o revestimento FeMn é mostrado com maior ampliação na Figura 5.31, notando-se o desgaste predominante por rolamento das partículas abrasivas na microestrutura austenítica.

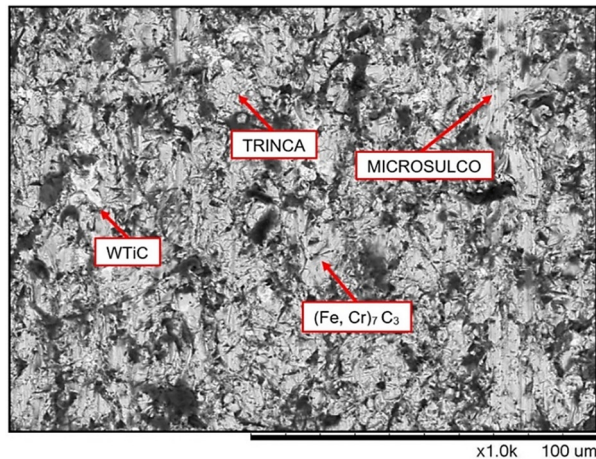
Figura 5.31 – Imagem metalográfica do método de microdesgaste por esfera fixa rotativa do revestimentos FeMn (MEV). Ampliação 1.000x.



Fonte: Autoral.

A Figura 5.32 mostra a região desgastada do revestimento FeTiCW, no qual o mecanismo de desgaste predominante é por rolamento, com muitas trincas nos carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ , com carbonetos WTiC esmagados, contendo ainda um risco fino isolado de microsulco na microestrutura.

Figura 5.32 - Imagem metalográfica do mecanismo de microdesgaste por esfera fixa rotativa do revestimento FeTiCW (MEV). Ampliação 1.000x.

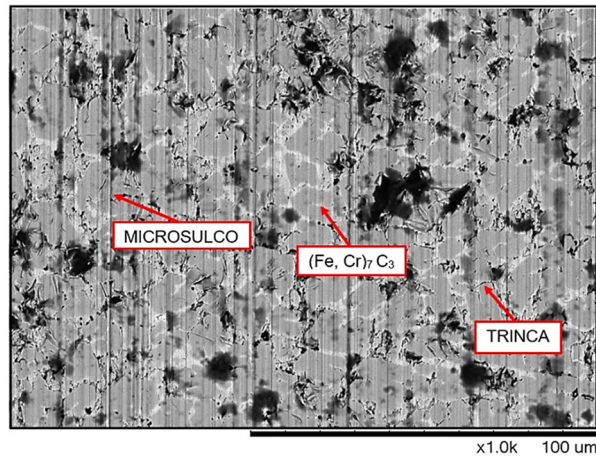


Fonte: Autoral.

Analisando em detalhes a região desgastada do revestimento FeCrC apresentado na Figura 5.33, observa-se o predomínio do desgaste por riscamento, com carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  trincados com sulcos provenientes do riscamento da partícula abrasiva deslizando sobre a microestrutura do revestimento estudado.



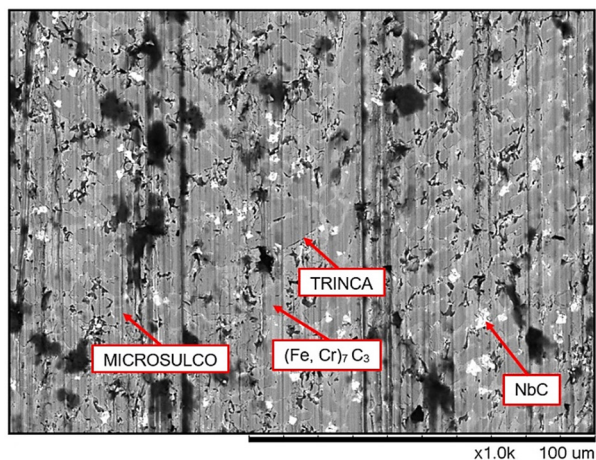
Figura 5.33 - Imagem metalográfica do método de microdesgaste por esfera fixa rotativa do revestimentos FeCrC (MEV). Ampliação 1.000x.



Fonte: Autoral.

Na Figura 5.34, é apresentado um detalhamento da região desgastada do revestimento FeNbC, em que também predominou o mecanismo de desgaste por riscamento evidente por sulcos na microestrutura, ainda com carbonetos  $(Fe, Cr)_7C_3$  trincados. Também é evidente a presença dos carbonetos de nióbio (NbC) identificadas nos pontos em branco menos esmagados que os maiores carbonetos (WTiC), influenciando na resistência ao desgaste deste revestimento, pois precipitados menores são menos propícios ao trincamento.

Figura 5.34 - Imagem metalográfica do método de microdesgaste por esfera fixa rotativa do revestimentos FeNbC (MEV). Ampliação 1.000x.



Fonte: Autoral.

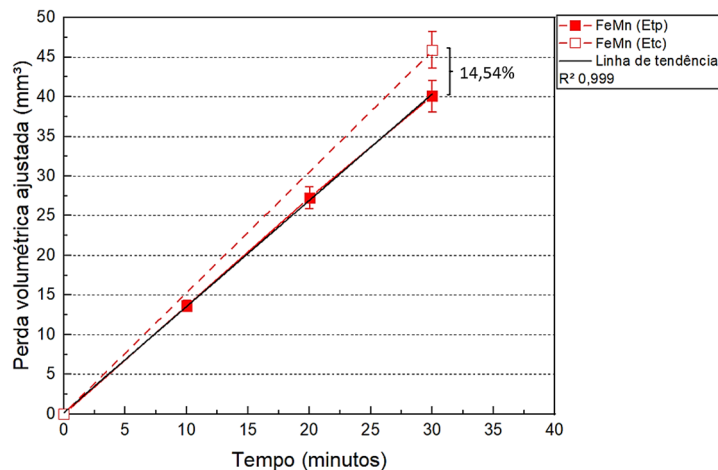
Os revestimentos analisados que apresentaram desgaste abrasivo por rolamento (FeMn, e FeTiCW) demonstraram uma baixa resistência ao desgaste em

relação aos revestimentos com desgaste abrasivo por riscamento, resultado este que diverge da literatura de Gobi (2018), em que o autor relata que o desgaste por rolamento é menos agressivo que o desgaste por riscamento.

### 5.9 DESGASTE ABRASIVO POR RODA DE BORRACHA (ASTM G65:2016)

Os resultados do ensaio de desgaste abrasivo por roda de borracha com parada a cada 10 minutos (Etp) e os resultados com tempo contínuo de 30 minutos sem paradas (Etc) estão apresentados na Figura 5.35, que se refere ao revestimento FeMn.

Figura 5.35 - Gráfico do desgaste abrasivo por roda de borracha do revestimento FeMn.



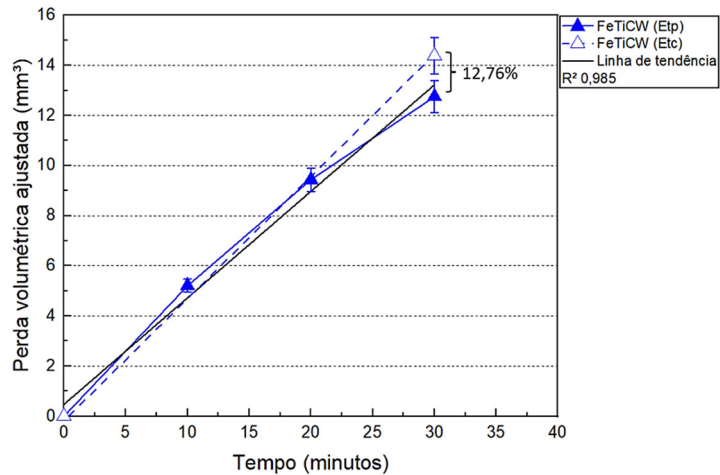
Fonte: Autoral.

A diferença da perda volumétrica ajustada em percentual da Figura 5.35 entre os métodos com e sem paradas é de 14,54%, podendo ser este percentual associado a desvios estatísticos de ensaios mecânicos como a reprotutibilidade destes. Segundo a AIAG (2004), a repetibilidade é definida como sendo a variabilidade de um único operador e o resultado da variação das medições com um único equipamento de medição. Como o ensaio foi realizado diversas vezes por um único operador, a variação encontrada refere-se ao desvio próprio do equipamento, ou devido à sua capacidade. O coeficiente de correlação do ensaio com parada apresenta um valor elevado de 0,999 para o revestimento FeMn.

O resultado obtido no ensaio de desgaste por roda de borracha do revestimento FeTiCW é demonstrado na Figura 5.36. O coeficiente de correlação  $R^2$  de 0,985

demostra novamente que os pontos obtidos nos tempos de 10, 20 e 30 minutos estão próximos à linha da reta. A perda volumétrica do ensaio com parada é 12,76% maior que o valor obtido para o ensaio de tempo contínuo.

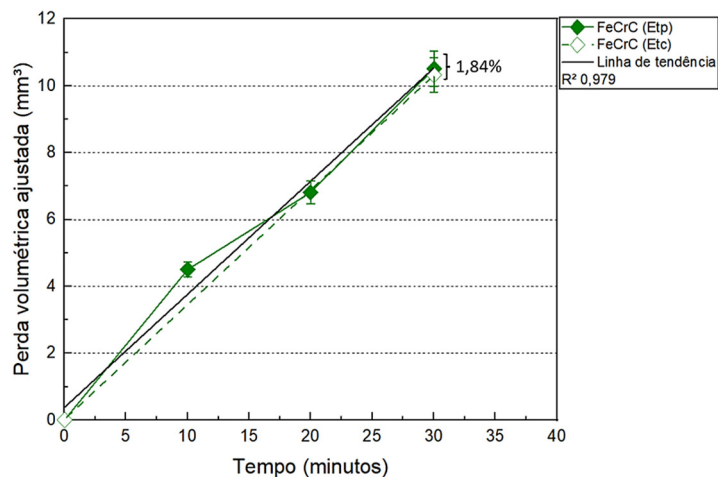
Figura 5.36 - Gráfico do desgaste abrasivo por roda de borracha do revestimento FeTiCW.



Fonte: Autoral.

Na Figura 5.37, é apresentado o resultado em desgaste por roda de borracha para o revestimento FeCrC com coeficiente de correlação de 0,979. Este é o único revestimento que apresenta resultados do ensaio com parada maior que o ensaio com tempo contínuo, com uma pequena diferença de 1,84%.

Figura 5.37 – Gráfico do desgaste abrasivo para tempos alternado do revestimento FeCrC.

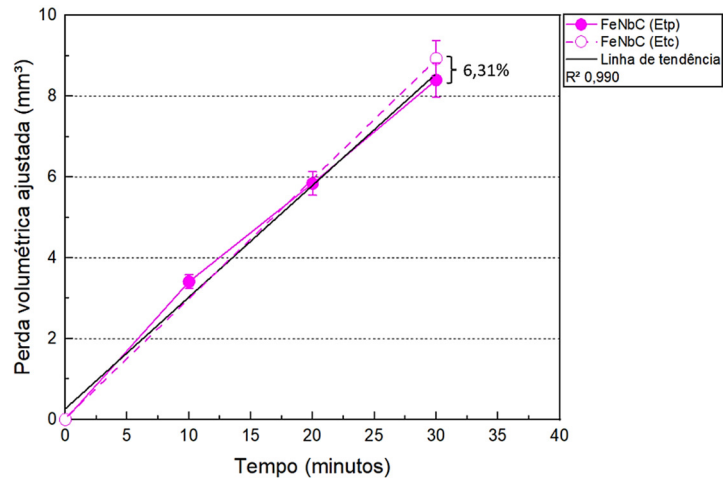


Fonte: Autoral.

Já na Figura 5.38, observa-se o gráfico de desgaste para o revestimento FeNbC, que apresentou o coeficiente de correlação  $R^2$  de 0,990, com um ponto mais

disperso em 10 minutos. A diferença percentual do ensaio com paradas é de 6,31% acima do tempo contínuo.

Figura 5.38 – Gráfico do desgaste abrasivo para tempos alternado do revestimento FeNbC.



Fonte: Autoral.

Os resultados obtidos no ensaio de roda de borracha com tempo contínuo estão apresentados na Tabela 5.2. A partir dos resultados do desvio padrão e do coeficiente de variação da Tabela 5.2, e considerando a Equação (4.7), calculou-se o nível de confiança de 95%, ou seja, o erro deve ser de, no máximo 5%, conforme calculado nas Equações de (5.1) a (5.4). Todos os revestimentos apresentam erro menor que 5%, ou seja, a confiança dos resultados é maior que 95%, o que valida estes resultados.



Tabela 5.2 - Tabela com os resultados do ensaios de roda de borracha dos revestimentos com tempo contínuo (Etc) de 30 minutos.

Revestimento	CP	Perda volumétrica (mm <sup>3</sup> )	Média Perda volumétrica (mm <sup>3</sup> )	Desvio padrão	Coefficiente de Variação
FeMn	1	46,47	45,93	0,42	0,92
	2	45,44			
	3	45,87			
FeTiCW	1	14,76	14,38	0,31	2,19
	2	13,99			
	3	14,41			
FeCrC	1	10,43	10,32	0,09	0,87
	2	10,21			
	3	10,30			
FeNbC	1	8,76	8,92	0,14	1,61
	2	9,11			
	3	8,90			

Fonte: Autoral.

$$n(\text{FeMn}) = (1,96 \cdot 0,92/3)^2 = \mathbf{0,36\%} \quad (5.1)$$

$$n(\text{FeTiCW}) = (1,96 \cdot 2,19/3)^2 = \mathbf{2,05\%} \quad (5.2)$$

$$n(\text{FeCrC}) = (1,96 \cdot 0,87/3)^2 = \mathbf{0,32\%} \quad (5.3)$$

$$n(\text{FeNbC}) = (1,96 \cdot 1,61/3)^2 = \mathbf{1,11\%} \quad (5.4)$$

A Tabela 5.3 mostra os resultados obtidos nos ensaios de desgaste de roda de borracha com paradas a cada 10 minutos. Analisando os valores do desvio padrão, do coeficiente de variação e utilizando a Equação (4.7), determinou-se o erro admissível, conforme apresentado nas Equações de (5.5) a (5.8).

Tabela 5.3 - Tabela com resultados dos ensaios por roda de borracha dos revestimentos com tempo de parada (Etp) de 10 minutos.

Revestimento	CP	Perda volumétrica acumulada (mm <sup>3</sup> )	Média da Perda volumétrica (mm <sup>3</sup> )	Desvio padrão	Coefficiente de Variação
FeMn	1	39,94	40,10	0,13	0,33
	2	40,27			
	3	40,08			
FeTiCW	1	12,94	12,75	0,16	1,23
	2	12,56			
	3	12,79			
FeCrC	1	10,84	10,51	0,28	2,71
	2	10,15			
	3	10,56			
FeNbC	1	8,03	8,40	0,28	3,34
	2	8,71			
	3	8,46			

Fonte: Autoral.

$$n(\text{FeMn}) = (1,96 \cdot 0,33/3)^2 = \mathbf{0,05} \quad (5.5)$$

$$n(\text{FeTiCW}) = (1,96 \cdot 1,23/3)^2 = \mathbf{0,64} \quad (5.6)$$

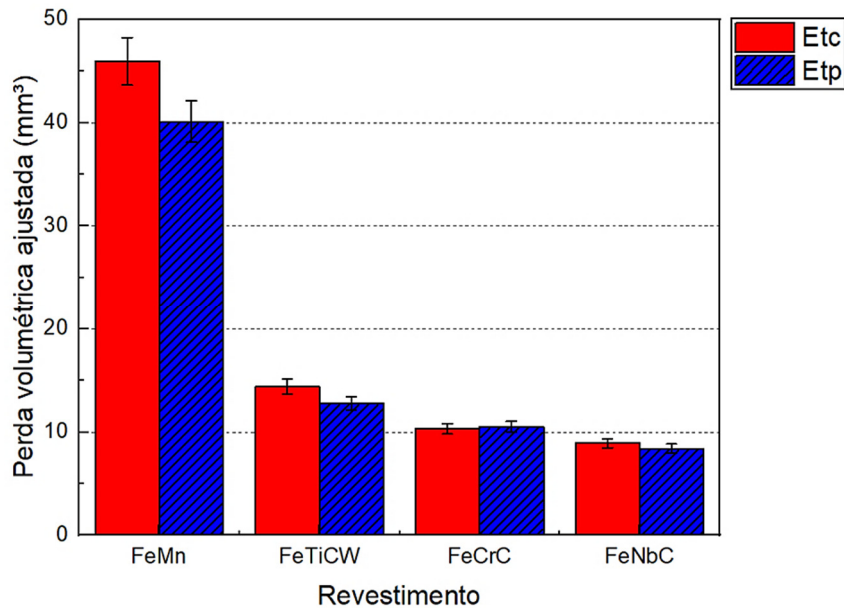
$$n(\text{FeCrC}) = (1,96 \cdot 2,71/3)^2 = \mathbf{3,13} \quad (5.7)$$

$$n(\text{FeNbC}) = (1,96 \cdot 1,61/3)^2 = \mathbf{4,77} \quad (5.8)$$

O erro admissível obtido ficou abaixo de 5% para o ensaio com paradas, demonstrando que este método é confiável. A quantidade  $n$  de amostra (três amostras) foi suficiente para ambos os métodos de ensaios, resultando em uma reprodutibilidade acima de 95% para todos os revestimentos, demonstrando desta maneira que os resultados de ambos os métodos são confiáveis, mesmo com o ensaio por tempo contínuo (Etc), com maior severidade de desgaste comparado ao ensaio com paradas (Etp). Devido ao mecanismo de desgaste abrasivo em que a partícula abrasiva causa, primeiramente, o microcorte para depois causar a fragmentação dos carbonetos neste tipo de ensaio, as microestruturas existentes em cada revestimento são de extrema

importância no comportamento em desgaste destes materiais. Os carbonetos podem proteger a matriz dificultando que as partículas abrasivas iniciem o primeiro estágio de desgaste, o microcorte. Este mecanismo pode explicar o comportamento em desgaste no ensaio de roda de borracha apresentado na Figura 5.39.

Figura 5.39 - Gráfico dos resultados da média da resistência ao desgaste por roda de borracha.



Fonte: Autoral.

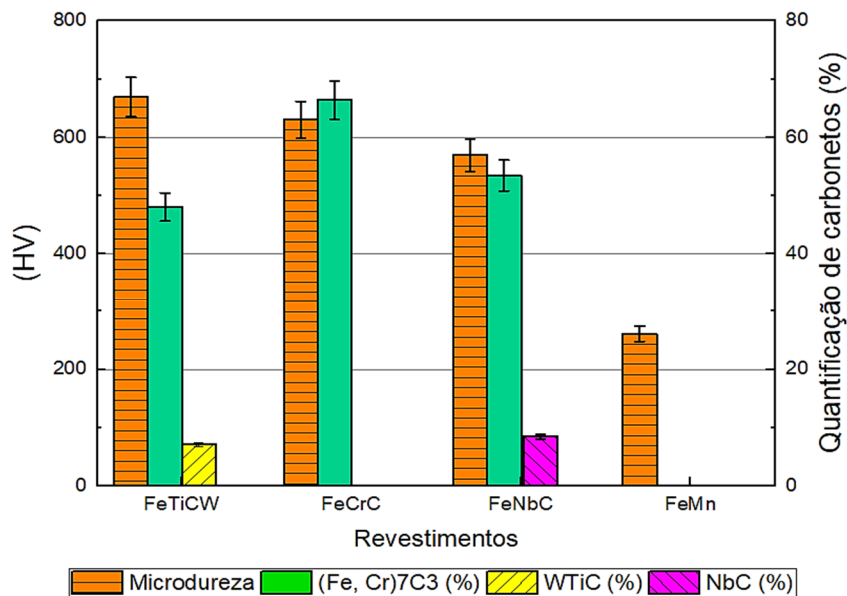
Nos resultados da Figura 5.39 o revestimento FeNbC foi o mais resistente ao desgaste (8,66 mm<sup>3</sup>), cujo resultado é explicado pelo carboneto de nióbio (NbC) de menor tamanho que torna a microestrutura mais resistente ao desgaste, aliado à grande quantidade de carbonetos (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> com morfologia de lâminas, diminuindo a ação do microcorte e do microtrincamento dos carbonetos. O segundo revestimento mais resistente é o FeCrC, com perda volumétrica de 10,41mm<sup>3</sup>. Sua microestrutura é composta por uma matriz eutética com carbonetos (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, com morfologia prismática que demonstraram ser mais resistentes ao desgaste que os mesmos carbonetos (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> com morfologias de lâminas. Chang et al., (2010) afirmam que carbonetos prismáticos são mais resistentes ao desgaste que os carbonetos com morfologia de lâminas. O revestimento FeTiCW está em terceiro lugar em relação à resistência ao desgaste comparado aos revestimentos estudados, com perda volumétrica de 13,57 mm<sup>3</sup>. A matriz martensítica deste revestimento com duros carbonetos WTiC podem justificar este comportamento, uma vez que os carbonetos e matriz de alta dureza podem trincar facilmente durante os ensaios, e a matriz já

desgastada expõe os duros carbonetos  $WTiC$  causando seu trincamento e desprendimento, o que aumenta a severidade do ensaio (CHOO, et al., 2001). O revestimento  $FeMn$  demonstra a menor resistência ao desgaste abrasivo ( $43,01 \text{ mm}^3$ ), justificada pela sua microestrutura austenítica exposta à ação das partículas abrasivas que deslizam mais facilmente sobre a matriz, causando o microcorte e o arrancamento de massa da matriz.

### 5.10 QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS COM RELAÇÃO A DUREZA

A Figura 5.40 apresenta o gráfico do percentual de carbonetos e sua correlação com a dureza de cada revestimento estudado.

Figura 5.40 - Gráfico da correlação da microdureza Vickers com a quantificação percentual de carbonetos para cada revestimento estudado.



Fonte: Autoral.

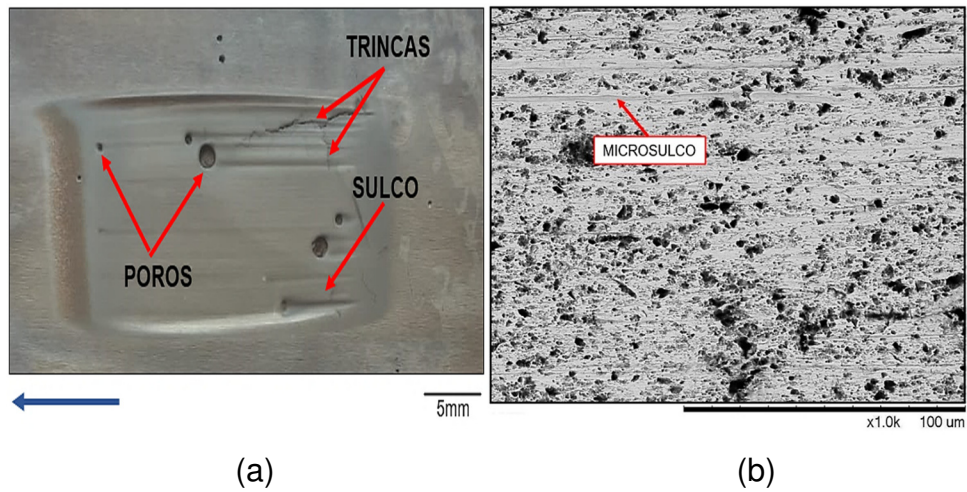
Analisando os resultados de dureza da Figura 5.40, o revestimento  $FeTiCW$  apresentou a maior média de dureza (669HV), mas com percentual de carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  menor que os outros revestimentos. A alta dureza deste revestimento é explicada devido à matriz martensítica e aos duros carbonetos  $WTiC$ , sabendo-se que a média percentual de carboneto  $WTiC$  é de 7,07%. O segundo revestimentos com maior média de microdureza é o  $FeCrC$  (630 HV), que, na análise metalográfica, apresentou a maior quantidade de carbonetos poligonais de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$ , em

matriz austenítica. O terceiro revestimento com maior dureza é o FeNbC com média de 564HV, em que o percentual de NbC é de 8,5%. O revestimento FeMn apresentou a dureza com 261 HV, sendo esta a microdureza da matriz austenítica antes de sofrer qualquer ação que possa causar sua deformação plástica, como analisado na metalografia a ausência de carbonetos deste revestimento é (0%). Analisando de uma maneira geral as três características (dureza, quantidade de carbonetos na microestrutura, resistência ao desgaste) no caso dos revestimentos estudados neste trabalho, há controvérsias em relação à afirmação de Khrushov (1957), em que o autor verificou que existe uma correlação proporcional entre a resistência ao desgaste abrasivo com a dureza do material, afirmando que materiais de maior dureza apresentam maior resistência ao desgaste. Considerando esta afirmação, citamos como exemplo o revestimento FeMn com a menor média de dureza e a menor resistência ao desgaste, afirmando que neste caso a dureza se correlaciona com a resistência ao desgaste.

Considerando o inverso à afirmação anterior, o revestimento FeTiCW com a maior dureza apresentou resistência ao desgaste inferior aos outros revestimentos que contêm carbonetos (FeCrC e o FeNbC), pois a alta dureza pode ser prejudicial devido à grande fragilização de microestruturas extremamente duras e frágeis. O caso do revestimento FeNbC, que apresentou menor dureza entre os revestimentos que contêm carbonetos (FeTiCW e o FeCrC), apresentou a maior resistência ao desgaste. Por este motivo é importante considerar que os revestimentos duros devem apresentar uma dureza não muito elevada, porém com grande percentual de carbonetos que protejam a matriz das partículas abrasivas. Segundo Pintaúde (2021), a dureza da matriz metálica e a dureza dos carbonetos aderidos a matriz deve ser reduzida, ou seja, a dureza entre a matriz e os carbonetos devem apresentar pouca diferença. No ensaio roda de borracha, produzem-se marcas de desgaste que são definidas pela norma ASTM G65:2016 como cicatriz.

Na Figura 5.41 são apresentadas a cicatriz e a microestrutura resultantes após o ensaio roda de borracha para o revestimento FeMn. A seta em azul, indica o sentido de rotação da roda sobre a amostra.

Figura 5.41 - Imagem da cicatriz resultante do desgaste por roda de borracha, do revestimento FeMn (a) sem ampliação. (b) com ampliação de 1.000x.

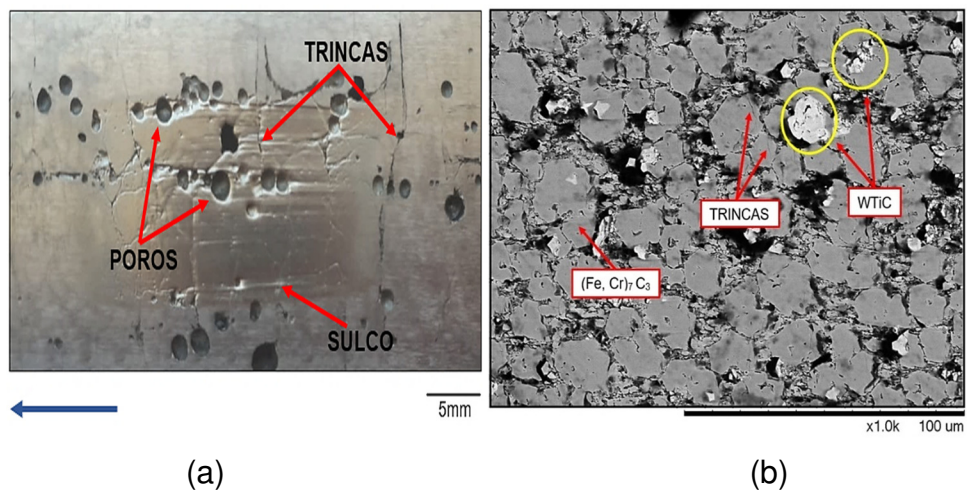


Fonte: Autoral.

A Figura 5.41(a) demonstra a imagem da cicatriz do revestimento FeMn. A cicatriz deste revestimento apresenta trincas e sulcos resultantes do ensaio e poros ocasionados durante a soldagem, e na Figura 5.41(b) apresenta-se uma imagem metalográfica retirada do interior da cicatriz, com a presença de microsulco na matriz austenítica.

A Figura 5.42, se refere a cicatriz e a microestrutura do revestimento FeTiCW, após o ensaio de desgaste roda de borracha.

Figura 5.42 - Imagem da cicatriz resultante do desgaste, por roda de borracha, do revestimento FeTiCW. (a) sem ampliação (b) com ampliação de 1.000x.



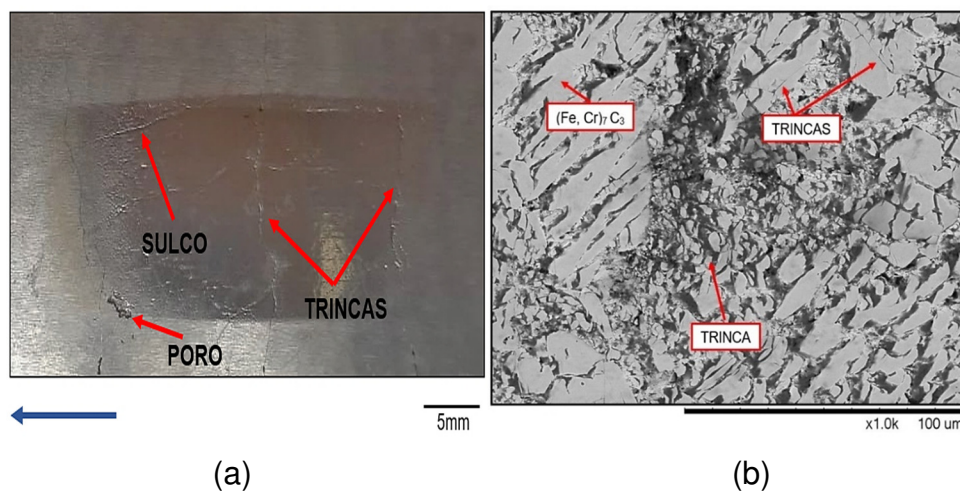
Fonte: Autoral.



Analisando a Figura 5.42(a), a cicatriz formada no revestimento FeTiCW, contém elevada quantidade de poros, em que a formação destes está associada a fatores como a alta afinidade química do titânio pelo oxigênio e nitrogênio da atmosfera (WELSH, 1988). Devido a esta afinidade química, o mecanismo de formação de poros é descrito pela TSM Technology (2019), pois, durante a soldagem, o gás dissolvido no metal líquido (poça de fusão) no processo de soldagem forma bolhas durante a nucleação e crescimento dos grãos. Como a taxa de solidificação e cristalização da poça de fusão é muito rápida, as bolhas crescentes permanecem no metal sólido, na forma de poros que não se desprendem do metal líquido. A Figura 5.42(b) mostra a imagem metalográfica do revestimento FeTiCW deformada com carbonetos  $WTiC$  e  $(Fe,Cr)_7C_3$  trincados sobre a matriz martensítica. Possivelmente estes poros podem ter interferido na menor resistência ao desgaste, adicionalmente à fragilidade deste revestimento.

A Figura 5.43 se refere a cicatriz é a microestrutura do revestimento FeCrC, após o ensaio.

Figura 5.43 – Imagem da cicatriz resultantes do desgaste por roda de borracha do revestimento FeCrC (a) sem ampliação (b) com ampliação de 1.000x.



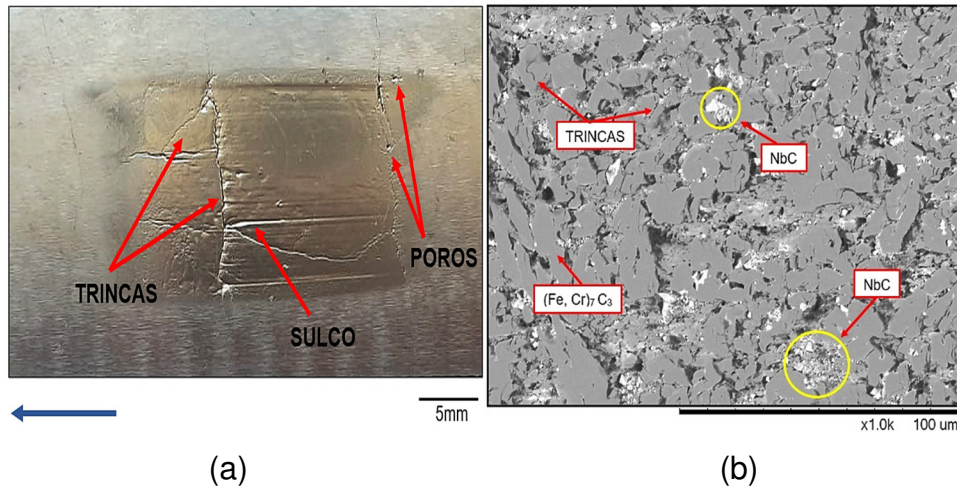
Fonte: Autoral.

A cicatriz do revestimento FeCrC (Figura 5.43a), há a presença de sulco com um poro no limite da cicatriz, e com trinca sobre a área desgastada com menor intensidade se comparado ao revestimento FeTiCW. A Figura 5.43(b) apresenta a imagem metalográfica da cicatriz do revestimento FeCrC, observando que, na região central da microestrutura, os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  poligonais apresentam grandes

quantidades de trincas, em menores tamanhos que os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$  nos cantos da imagem.

A Figura 5.44 apresenta a cicatriz e a microestrutura do revestimento FeNbC, após o ensaio roda de borracha.

Figura 5.44 – Imagem da cicatriz resultantes do desgaste por roda de borracha do revestimento FeNbC (a) sem ampliação (b) com ampliação de 1.000x.



Fonte: Autoral.

Analisando a Figura 5.44(a) que na cicatriz contém sulco, trincas e pequenos poros em seu interior. Na Figura 5.44(b), a metalografia da região de desgaste do revestimento FeNbC mostra trincas nos carbonetos  $(Fe, Cr)_7C_3$  e nos carbonetos NbC (circundado em amarelo), que se encontram mais estilhaçados que os carbonetos  $(Fe,Cr)_7C_3$ .

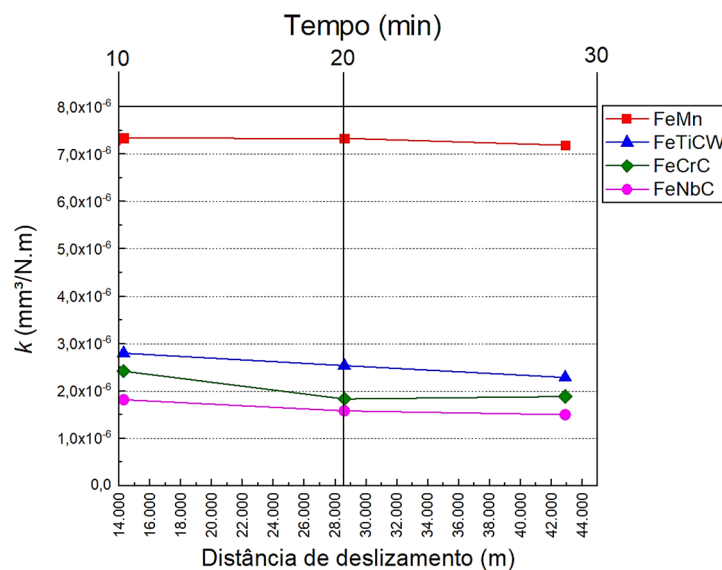
Em todos os revestimentos, observam-se trincas que podem ser provenientes da soldagem. Segundo Mattozzo (2021), os efeitos da temperatura na soldagem podem resultar em trincas, porosidades e microestruturas endurecidas que causam heterogeneidades nas propriedades mecânicas na região da solda, pois quanto maior o número de passes depositados, maior será a quantidade de ciclos térmicos adicionados; os quais são responsáveis pelo aumento de tensões residuais e, por consequência, em maior susceptibilidade às trincas (LUZ et al., 2020). Outra explicação encontrada na literatura para a formação de trincas é que estas apareceram principalmente nas amostras depositadas com baixa energia de soldagem. O principal motivo para ocorrer esse fenômeno pode ser a alta taxa de resfriamento, justificando a maior perda de massa destes revestimentos (COLAÇO;



MARANHO, 2014). Outra hipótese pode estar relacionada à compressão que a roda exerce sobre a amostra, por isso recomenda-se realizar inspeções nas amostras antes de serem ensaiadas. Segundo Luz et al. (2020), a incidência de trincas em revestimentos duros pode não significar necessariamente a redução de vida útil do componente submetido ao desgaste.

Para a análise dos coeficientes de desgaste, foi utilizada a média dos resultados do ensaio e tempo com paradas (Etp), sendo possível relacionar o coeficiente com a distância de deslizamento. Caso fosse utilizado o resultado obtido no ensaio de desgaste por roda de borracha realizado com tempo contínuo, não seria possível calcular o coeficiente com tanta precisão, pois só teria o tempo 0 e o tempo 30 minutos. A Figura 5.45 apresenta os resultados dos cálculos do coeficiente de desgaste.

Figura 5.45 - Coeficiente de desgaste ( $k$ ) dos revestimentos, calculados a partir dos resultados por roda de borracha.



Fonte: Autoral.

O coeficiente de desgaste da Figura 5.45 classifica a resistência abrasiva dos materiais em que a taxa de desgaste é maior para o revestimento FeMn, com elevado coeficiente de desgaste, e menores coeficientes de desgaste a menores taxas de desgaste para o revestimento FeNbC. O comportamento dos coeficientes de desgastes dos revestimentos indica que o regime permanente de desgaste foi atingido (COZZA, 2011).

## 6 CONCLUSÃO

O revestimento FeNbC, que apresenta carbonetos de cromo e carbonetos de nióbio, apresentou maior resistência ao desgaste comparado aos demais revestimentos (FeMn, FeTiCW e FeCrC), tanto no ensaio de microdesgaste por esfera fixa rotativa quanto no ensaio roda de borracha. Este resultado pode ser justificado pela menor dureza e ao menor tamanho dos carbonetos de nióbio (NbC), assim como a adesão dos carbonetos de cromo  $(Fe,Cr)_7C_3$  na matriz eutética (carbonetos mais austenita), sendo importante destacar que o revestimentos deve apresentar uma dureza não muito elevada, porém uma matriz que possa suportar a solicitação de microcorte produzida pelas partículas abrasivas e microtrincamento dos carbonetos.

O menor desempenho em desgaste do FeTiCW em relação aos demais revestimentos que contêm carbonetos se deve a fragilidade dos duros carbonetos de WTiC que, após o microcorte, ficaram expostos e se fragmentaram durante o ensaio de desgaste. Estes carbonetos já fragmentados se tornaram parte do abrasivo, acentuando ainda mais a abrasividade do ensaio, diminuindo assim sua resistência ao desgaste.

O revestimento FeMn apresentou a menor resistência ao desgaste nos parâmetros de tempo e cargas utilizadas neste estudo, pois não possui carbonetos que possam blindar a sua microestrutura ou uma energia de impacto necessária para o encruamento do material, o que aumentaria sua dureza e a resistência ao desgaste. Este resultado confirma que os revestimentos que contêm carbonetos apresentam alta resistência ao desgaste em condições de baixa carga de contato comparados aos revestimentos que não contêm nenhum tipo de carboneto.

Na investigação da dureza, quantidades de carbonetos e resistência ao desgaste, a associação destes parâmetros nem sempre se relaciona entre si, como demonstrado pelos revestimentos FeCr e FeNbC, em que se pôde obter uma menor dureza e uma elevada resistência ao desgaste. Mas alguns fatores associados devem ser considerados, como a dureza da matriz, a dureza dos carbonetos presentes, a rugosidade superficial ensaiada, assim como a quantidade de passes de solda depositada que pode ocasionar diferentes tamanhos de carbonetos, devido ao revenimento da microestrutura.

Considerando diferentes cargas no ensaio de esfera fixa rotativa, uma carga maior não significa que a severidade de desgaste do ensaio será maior. Quando existe

a presença de líquido abrasivo em situações de desgaste, estes não são transportados até a região de desgaste em situações de maiores cargas de contato devido ao excesso de força aplicada, diminuindo a severidade do desgaste.

Os valores de volume de desgaste ou perda volumétrica obtidos nos ensaios de microdesgaste abrasivo por esfera fixa e roda de borracha não podem ser diretamente comparados entre si, pois ambos utilizam métodos e parâmetros de ensaio diferentes como abrasivos, cargas, tempos, rugosidade e dureza do contracorpo. Também, a esfera utilizada no ensaio de microdesgaste abrasivo incide em uma área menor comparada à roda de borracha. Porém é importante notar que, mesmo com todas essas diferenças, ambos os ensaios apresentaram o mesmo comportamento e classificaram a mesma resistência ao desgaste dos revestimentos estudados.

As diferenças dos valores de perda volumétrica obtidos no ensaio de roda de borracha para tempo contínuo comparado ao ensaio com tempo de parada não foram significativas, já que a medida de correlação dos resultados o  $R^2$  se manteve próxima de 1 para todos os revestimentos, e a repetibilidade para ambos os ensaios foi maior que 95%, assegurando que os resultados dos dois métodos são confiáveis. Então, não há necessidade de realizar ensaios com tempo maior, uma vez que o tempo de 10 minutos foi suficiente para avaliar o comportamento em desgaste dos revestimentos estudados.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como continuidade deste trabalho, a fim de aprofundar os conhecimentos no tema desenvolvido nesta dissertação, propõe-se:

- realizar a soldagem em diferentes tipos de corrente (CC+ e CC-) e verificar se este parâmetro tem influência na resistência ao desgaste dos revestimentos estudados;
- realizar a caracterização por microscópio confocal das crateras e cicatrizes obtidas nos ensaios de desgaste, verificando a possível área de contato da roda e da esfera e analisar a tensão de contato que estas exerceram sobre a amostra;
- ensaiar o revestimento austenítico FeMn no ensaio de esfera fixa rotativa com maior tempo e verificar a capacidade de aumento da resistência ao desgaste frente a um possível encruamento do material;
- realizar ensaio de rugosidade nos revestimentos estudados, antes e após ensaio de desgaste na região ensaiada, para verificar a relação desta característica com o mecanismo e resistência ao desgaste dos materiais estudados;
- realizar um estudo estequiométrico que demonstre qual a relação entre a ligação química do carbono com elementos formadores de carbonetos, para se determinar, teoricamente e experimentalmente, quais as composições químicas adequadas a soldagem, verificando quais teores são mais indicados para determinadas aplicações em serviços e como estes elementos atuam, individualmente ou em conjunto com outros elementos.

## 8 REFERÊNCIAS

AIAG. **Análise do sistema de medição – msa. trad. instituto da qualidade automotiva.** 3 ed. São Paulo, 2004. Fundamentos de Controle Estatístico do Processo - CEP. Trad. Instituto da Qualidade Automotiva. 1 ed. São Paulo, 1997.

ALBERTONI , M. B. **Soldabilidade de Aços Hadfield.** Orientador: Prof. Paulo Villani Marques. 2017. 42 p. Monografia (Especialização) - UFMG- Universidade Federal de Minas Gerais, BELO HORIZONTE-MG, 2017.

ALLENDE-SECO, R. et al. **Hardening by Transformation and Cold working in a Hadfield Steel cone Crusher Liner.** Metals, v. 11, n. 6, p.961, 15jun.2021.

ANUÁRIO MINERAL BRASILEIRO: **Principais substâncias metálicas** / Agência Nacional de Mineração; coordenação técnica de Marina Dalla Costa. – Brasília: ANM, 2020.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais.** São Paulo-SP. Editora Cengage Learning. 2008.

Associação brasileira de normas técnicas. **ABNT NBR 8108: ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas.** Rio de Janeiro, 1983.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 13284: preparação de corpos de prova para análise metalográfica.** Rio de Janeiro: 1995. 3 p.

ASSUNÇÃO, G. S. et al. **Caracterização Mecânica da Região Soldada de Tailor Welded Blanks (TWB) a Partir do Perfil de Microdureza.** Soldagem & Inspeção, v. 24, 2019.

ASTM-G65. **American Society for Testing and Materials. ASTM G65: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus:** Pennsylvania, 14 p. 2016.

ATABAKI, M. M.; JAFARI, S.; ABDOLLAH, H. **Abrasive wear behavior of high chromium cast iron and Hadfield steel – A comparison.** *Journal of iron and steel research, International*, v. 19, 2012, p. 43 – 50.

Avery, H.S., **Austenitic Manganese Steel”** *Metals Handbook*, American Society for Metals, volume 1, 8<sup>th</sup> edition, 1961 pp. 834 to 842.

AYADI, S.; HADJI, A. **Effect of Heat Treatments on the Microstructure and Wear Resistance of a Modified Hadfield Steel.** *METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNologii*, v. 41, n. 5, p. 607-620, 4 set. 2019.

Baptista, A L. DE B., Nascimento, I. a. **Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquina.** *Spectru científico LTDA. Rio de Janeiro* SITE: WWW. SPECTRUS .COM.BR 2014.

BARBOSA, L. H. S. et al. **Microestrutura e Características Mecânicas da Zona Fundida de um Aço Naval Soldado ao Arco Submerso com Aporte Térmico Muito Elevado.** *Soldagem & Inspeção*, v. 23, n. 2, p. 168–179, jun. 2018.

BEDOLLA-JACUINDE, A. et al. **Niobium Additions to a 15%Cr–3%C White Iron and Its Effects on the Microstructure and on Abrasive Wear Behavior.** *Metals*, v. 9, n. 12, p. 1321, 7 dez. 2019.

BEREZOVSKIY, A. V.; SHALIMOV, M. P.; VOTINOVA, E. B. **The Repair of Defects in High-Manganese Steel Castings by Welding Technology.** *Defect and Diffusion Forum*, v. 410, p. 209–214, 17 ago. 2021.

BERTOL, H. C., **Determinação de critérios para aceitação de medições de dureza realizadas com durômetros portáteis em regiões de soldas.** Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009, 71p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Inspeção de Equipamentos).

BUCHELY, M. F., GUTIERREZ, J. C., LEÓN, L. M. ,**The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys**, *Wear*, v. 259, n. 1, pp. 52-61, 2005.

BUDINSKI, K.G: **Surface Engineering for Wear Resistance**, Prentice- 8, pp. 399-405. Hall, Englewood Cliffs, NJ, 1988, pp. 242-87. 24.

CARVALHO, R. G. **Deposição e caracterização de filmes finos de NbAlN por magnetron sputtering reativo**. São Cristóvão, 2016. 78 f. : il.

CASTING, ZHONGYI. **Effect of solidification parameters on Microstructure of cast chromium alloy**. [S. l.], 13 ago. 2021. Disponível em: <https://www.zhycasting.com/effect-of-solidification-parameters-on-microstructure-of-cast-chromium-alloy/>. Acesso em: 19 nov. 2021.

CAVALCANTE, F.J N. **Avaliação da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída com o aço AISI 8630M amanteigado com ER80S-D2**. 127 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2014.

CHANG, C.-M. et al. **Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe–Cr–C cladding with various carbon contents**. *Surface and Coatings Technology*, v. 205, n. 2, p. 245–250, out. 2010.

CHOO, S.-H. et al. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of hardfacing alloys reinforced with complex carbides. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 12, p. 3041–3052, dez. 2000.

CHOO, S.-H. et al. **Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of hardfacing alloys reinforced with complex carbides**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31, n. 12, p. 3041–3052, dez. 2000.

COLAÇO, F. H. G.; MARANHO, O. **Avaliação da perda de massa de revestimento duro depositado por soldagem com arame tubular de liga FeCrC-Ti**. *Soldagem & Inspeção*, v. 19, n. 1, p. 58–68, mar. 2014.

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

COPERSUCAR – Cooperativa de Produtos de Cana-de-açúcar. **Açúcar e Álcool do Estado de São Paulo**. Disponível em: [www.copercursar.com.br](http://www.copercursar.com.br). Acesso em: 10 de setembro de 2021.

COTTON, F. A.; WILKINSON, G. **Advanced inorganic chemistry**. 3. ed. New York: John Wiley & Sons, 1972.

COZZA, R. C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. São Paulo: Universidade de São Paulo, 1 jun. 2011.

COZZA, R. C. **Análise sobre a reprodutibilidade de resultados e fragmentação de partículas abrasivas em ensaios ball-cratering**. Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração, v. 10, n. 2, p. 103–111, 2013

ENGEPEÇAS. **A Manutenção de Equipamentos no Setor Sucroalcooleiro**. [S. l.], 23. dez. 2015. Disponível em: <http://engepecas.com.br/a-manutencao-de-equipamentos-no-setor-sucroalcooleiro/>. Acesso em: 28 set. 2021.

ESAB. **Apostila de Eletrodos Revestidos**. Disponível em: [https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901097rev1\\_apostilaeletrodosrevestidos\\_ok.pdf](https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901097rev1_apostilaeletrodosrevestidos_ok.pdf). Acesso em: 1 jul. 2021.

EUGÉNIA, G.M. **Coefficiente de determinação**. Revista de Ciência Elementar, v. 6, n. 1, 30 mar. 2018.

FABRICAÇÃO. **RECUPERAÇÃO E REVESTIMENTO DURO NAS ÁREAS DE IMPACTO**. [S.l.]. Disponível em: <http://www.precisaoind.com/produtos/martelos>. Acesso em: 5 Nov. 2020.



FENRIKAZAHN, K. **A TEXTBOOK OF WELDING TECHNOLOGY**. [s.l.] 9 February 2012, 2012.

Ferraz-Almeida, Risely & Bruno, Verônica. (2020). **Projeto para otimização de recursos de entressafra na indústria sucroalcooleira**.

DOI: 10.13140/RG.2.2.15796.88967.

Fernandes, P. E. G. **Efeito da microadição de titânio e nitrogênio sobre a microestrutura, comportamento mecânico e resistência ao desgaste de aços Hadfield**. 2019. 64 f.

FREDRIKSSON, H.; NICA, M. **The influence of Vanadium , Silicon and Carbon on the eutectic reaction in MI high speed steels**. Scandinavian Journal of Metallurgy, v. 8, p. 243–253, 1979.

GALDA, E. J.; KRAFT, R. W. **The effects of MO and W on solidification of high speed steels**. Metallurgical Transactions, v. 5, n. 8, p. 1727–1733, ago. 1974.

GARCIA, D. N.; BERNARDI, R. A.; LIMA, A. K. F. DE. **Análise da zona afetada pelo calor em soldagem dupla camada utilizando o mecanismo dos elementos finitos**. Matéria (Rio de Janeiro), v. 25, n. 2, 2020.

GERDAU, GERDAU. **Guia prático**. Disponível em:

<https://www.ggdmetals.com.br/wp-content/uploads/2019/04/GuiaGGDMetals-Constru%C3%A7%C3%A3o-Mec%C3%A2nica.pdf>. Acesso em: 23 out. 2021.

GIAROLLO, D. F.; MAZZAFERRO, C. C. P. **Influência das Microestruturas Resultantes no Desgaste Abrasivo e por Deslizamento de um Aço Estrutural ASTM A242 Soldado pelo Processo MAG**. Soldagem & Inspeção, v. 23, n. 2, p. 191–204, jun. 2018.

GOBBI, S. J. **Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo das ligas de titânio Ti-12Cr e Ti-22Nb obtidas por metalurgia do pó e recobertas com revestimento de diamante dlc.** 2018, 241p. (ENM/FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2018) Tese de Doutorado.

GOV.BR, GOV.BR. **Setor mineral supera expectativas e contribui para impulsionar a retomada da economia.** [S. l.], 22 fev. 2021. Disponível em: Desempenho do setor mineral em 2020 supera expectativas e contribui para impulsionar a retomada da economia — Português (Brasil) (www.gov.br). Acesso em: 1 mar. 2021.

GUNTHER; K.; By ERGMANN, J. P.; SUCHODOLL, D. **Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties.** Surface and Coatings Technology, v. 334, p. 420-428, jan. 2018.

HALDAR, B. et al. **The Ti-W-C (Titanium-Tungsten-Carbon) System.** Journal of Phase Equilibria, v. 20, n. 30, p. 337-343, maio 1999.

HOSHIDA, L. **Análise da resistência à oxidação do nióbio submetido à implantação iônica por imersão em plasma de nitrogênio em alta temperatura .** São José dos Campos : INPE, 2019. Orientador: Dr. Rogério de Moraes Oliveira. 2019. 111 p. Tese de doutorado (Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores).

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials.** Materials & Design, v. 13, n. 3, p. 187, jan. 1992.

IKUMAPAYI, O. M. et al. **Effects of Heat Treatment on the Impact and Hardness Properties of Mild Steel [ASTM 36] Lap Welded Joint.** E3S Web of Conferences, v. 309, p. 01078, 7 out. 2021.

INDROOS, M. et al. **Microstructure based modeling of the strain rate history effect in wear resistant Hadfield steels.** Wear, v. 396–397, p. 56–66, fev. 2018.

ION, J. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application.** 1. ed. Norfolk: Elsevier, 2005. 589 p.

JAMBOR, M. et al. **Gas Metal Arc Welding of Thermo-Mechanically Controlled Processed S960MC Steel Thin Sheets with Different Welding Parameters.** Communications - Scientific letters of the University of Zilina, v. 20, n. 4, p. 29–35, 31 dez. 2018.

JÚNIOR, J. F. **Behavior of addition of niobium carbide (NbC) in metallic matrix of ferritic steel.** 2012. 136 f. Tese (Doutorado em processamento de Materiais a partir do Pó; Polímeros e compositos; processamento de materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2012.

KIM, C. K. et al. **Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforce with complex carbide.** Materials Science and Engineering: A, v. 349, n. 1-2, p.1, maio 2003.

Khruschov, M. M.; **Resistance of Metals to Wear by Abrasion, as Related to Hardness, Proceedings of the Conference on Lubrication and Wear.** Institute of Mechanical Engineers, pp. 655-659, London, 1957.

KOU, S. **Welding metallurgy.** 2. ed. Hoboken: John Wiley and Sons, 2003. 468p.

LANT, T., ROBINSON, D.L., SPAFFORD, B., *et al.* **Review of Weld Repair Procedures for Low Alloy Steels Designed to Minimize the Risk of Future Cracking.** International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 78, pp. 813-818, 2001.

LEITE, R. V. DE M.; MARQUES, P. V. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo do revestimento de três ligas metálicas utilizadas na indústria, aplicadas por soldagem com arames tubulares.** Soldagem & Inspeção, v. 14, n. 4, p. 329–335, dez. 2009.

LEONARD, A. J.; RAINFORTH, W. M. **Wear behaviour of tool steels with added (WTIC)C particles.** *Wear*, v. 255, n. 1-6, p.517-526, ago. 2003.

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.

LIMA, E. C. **Desenvolvimento e Análise das Pontas de Escavadeiras de Grande Porte com e sem Revestimento de Material Duro.** Orientador: Dr<sup>a</sup>. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa. 2015. 129 f. Dissertação (Mestre em engenharia de materiais) - CEFET- Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, BELO HORIZONTE-MG, 2015.

LIMA, L. I. L. et al. **Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços ASTM A-508 e AISI 316L.** *Soldagem & Inspeção*, v. 15, n. 2, p. 112–120, jun. 2010.

LUZ, A. H. DE S. et al. **Aspectos microestruturais e do comportamento mecânico de revestimento duro depositado pelo processo arame tubular.** *Matéria* (Rio de Janeiro), v. 25, n. 2, 2020.

MACEDO, B. P. N. GALLEGOS, J. **Efeito da morfologia dos carbonetos e da variação da microdureza em revestimentos duros resistentes ao desgaste abrasivo com aplicação na indústria sucroalcooleira.** Florianópolis: CREEM, 2009. v. 16. 6 p.

MAIA, IG. **Efeito da Camada de Nitretos na Porosidade em Soldas de eixos Automotivos.** Campinas-SP, Dissertação de Mestrado, UNICAMP, 2005.

MANN, B. S.; ARYA, V. **An experimental study to correlate water jet impingement erosion resistance and properties of metallic materials and coatings.** *Wear*, v. 253, n. 5–6, p. 650–661, set. 2002.

MARQUES, P. V. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MASCIA, R. **Desenvolvimento e caracterização tribológica de materiais resistentes ao desgaste abrasivo para a indústria mineradora de cassiterita**. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2002. 141p. (Dissertação de Mestrado).

MATTOZO, THIAGO GIOVANI. **Análise comparativa em soldas com e sem pré-aquecimento no aço carbono SAE 1045**. 2021. 72 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Guarapuava, 2021.

MCLAUGHLIN, J.; WAYNE, R.; GOLDSTEIN, J. I. **Characterization of the Solidification Structures Within the Dendritic Core of M2 High Speed Steel**. Metallurgical Transactions A, v. 9, n. 5, p. 730–730, maio 1978.

MEDEIROS, L. M. F. **Análise das propriedades mecânicas e da energia de falha de empilhamento em aços alto manganês** / Lucas Moura Farias de Medeiros. – 2017. 76 f. : il. color.

METCO, OERLINK. **Solutions Flash: New Unique Tungsten Titanium Carbide (WTiC) Materials Offer Application Benefits Versus Traditional Tungsten Carbide Materials**. [S. l.], 2021. Disponível em:

[https://www.bing.com/search?q=New+Unique+Tungsten+Titanium+Carbide+\(WTiC\)+Materials+Offer+Application+Benefits+Versus+Traditional+Tungsten+Carbide+Materials&cvid=d837bb5d222849e597d829074f52592b&aqs=edge..69i57.345j0j1&pglt=299&FORM=ANNTA1&PC=NMTS](https://www.bing.com/search?q=New+Unique+Tungsten+Titanium+Carbide+(WTiC)+Materials+Offer+Application+Benefits+Versus+Traditional+Tungsten+Carbide+Materials&cvid=d837bb5d222849e597d829074f52592b&aqs=edge..69i57.345j0j1&pglt=299&FORM=ANNTA1&PC=NMTS). Acesso em: 11 out. 2021.

MICHELET, Lionel. **Mechanical properties of MC multimetallic carbides in steel**. 2018. 287 p. Tese de doutorado (Doutorado em engenharia e ciência dos materiais) - ESCOLA POLITECNICA FEDERAL, LAUSANNE, 2018.

MINATTO, R. M.; COSTA, A. F. DA; DALEFFE, A. **Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo de baixa tensão de três ligas metálicas aplicadas em revestimento duro sobre aço manganês hadfield / study of resistance to low tension abrasive wear of three metallic alloys applied in hard coating**. Brazilian Journal of Development, v.6, n.11, p. 84267-84278,2020.

MOLLEDA, F. et al. **Mild steels coated with 14% manganese covered electrodes (E7-UM-200-K and E1-UM-350): Phenomena at the steel-coating interface**. Materials Characterization, v. 57, n. 4–5, 2006.

MOREIRA, M. W. **Análise da microdureza e diluição de revestimentos soldados de Inconel 625 em aço 4340**. 2018. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

MURAD, M. DE Q.; FERARESSI, V. A.; SALES, W. F. **Processos de Soldagem Sustentáveis – Estudo de Caso de Aplicação de Revestimento Duro em Moendas de Cana de Açúcar**. Soldagem & Inspeção, v. 25, 2020.

NETO, O. S. **Avaliação da influência da adição de nióbio em um ferro fundido branco alto cromo hipoeutético na resistência ao desgaste**. Orientador: Dr. Alexandre da Silva Rocha. 2021. 103 f. Dissertação (Mestrado) - UFRGS- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre -RS, 2021.

NOVÁK, P. et al. **Identification of carbide in tool steel by selective etching**. Defect and Diffusion Forum. **Anais...**2019.

OBSERVATORIO DA CANA. **SAFRA 2021/2022**: Acompanhamento quinzenal da safra na região Centro-Sul. [S. /], 2021. Posição até 16/09/2021. Disponível em: <https://observatoriodacana.com.br/listagem.php?idMn=63>. Acesso em: 11 out. 2021.

OKECHUKWU, C. et al. **Review on hardfacing as method of improvise the service life of critical components subjacent to wear in service.** Nigerian Journal of Technology, v 36, n.4, p. 1095, 15 jan. 2018.

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

PETRONAS. **Manutenção em colhedoras de canas: como fazer da forma correta?**. [S.l.], 14 maio 2020. Disponível em: <https://inovacaoindustrial.com.br/colhedoras-de-canas/>. Acesso em: 28 set. 2021.

PINTAÚDE, G. *et al.* **A review on abrasive wear mechanisms of metallic materials. In: abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills,** 2005, São Paulo. *Abrasion 2005*. Brasil: Universidade de São Paulo & Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005.

PINTAUDE, G. **Estratégias para o Desenvolvimento de Revestimentos Resistentes ao Desgaste: Uma Revisão.** Soldagem & Inspeção, v. 26, 2021

POORHAYDARI, K., PATCHETT, B. M., IVEY, D. G., **Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness.** Welding Journal, pp. 149-155, Oct. 2005.

RACZON, F. **How to Make Hard Facing Decisions.** Disponível em: [read://https://www.constructionequipment.com/?url=https%3A%2F%2Fwww.constructionequipment.com%2Fhow-hard-facing-decision](https://www.constructionequipment.com/?url=https%3A%2F%2Fwww.constructionequipment.com%2Fhow-hard-facing-decision)>. Acesso em: 11 maio. 2021.

RESÉNDIZ-CALDERON, C. D. et al. **Micro-Abrasion Wear Resistance of Borided 316L Stainless Steel and AISI 1018 Steel.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 26, n. 11, p. 5599–5609, 16 nov. 2017.

SANTANA, B. C. **Influência do cromo e nióbio no desempenho quanto ao desgaste abrasivo em revestimentos duros**. Anais do Congresso Anual da ABM. **Anais**. São Paulo: Editora Blucher, out. 2017 Disponível em: <http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/influencia-do-cromo-e-niobio-no-desempenho-quanto-ao-desgaste-abrasivo-em-revestimentos-duros>.

SÁ DE SOUSA, J. M. et al. **Abrasion resistance of Fe–Cr–C coating deposited by FCAW welding process**. *Wear*, v. 476, p. 203688, jul. 2021.

SANTECCHIA, E. et al. **Wear resistance investigation of titanium nitride-based coatings**. *Ceramics International*, v. 41, n. 9, p. 10349–10379, nov. 2015.

SANTOS, W. C. et al. **Desenvolvimento de dispositivo e estudo do comportamento ao microdesgaste abrasivo do aço AISI 420 temperado e revenido**. *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 20, n. 2, p. 304–315, jun. 2015.

SAYEG, I. J. **Caracterização microestrutural da decomposição do carbo - neto eutético M<sub>2</sub>C em ferro fundido multicomponente do tipo Fe-2C-5V-5Cr-5Mo-5W tratado isotermicamente a 950°C e a 1.050°C**. São Paulo, 2010. 261 p.

SCHAEFER, A., **Dissimilar Metal Weld Failure Problems in Large Steam Generators**. *Power*, 1979, N. 12, p.68-69.

SCHROEDER, R. M. **Desenvolvimento de aço hadfield sinterizado contendo partículas de grafita no volume**. Orientador: Dr. Aloisio Nelmo Klein. 2015. 130 p. Tese de doutorado (DOUTOR EM CIENCIAS E ENGEHARIA DOS MATERIAIS) - UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA, [S. I.], 2015.

SEOK, J. W.; JADEED, N. M.; LIN, R. Y. Sputter-deposited nanocrystalline Cr and CrN coatings on steels. **Surface and Coatings Technology**, v. 138, n. 1, p. 14–22, abr. 2001.

SHEN, P.; FU, J. **Morphology Study on Inclusion Modifications Using Mg–Ca Treatment in Resulfurized Special Steel**. *Materials*, v. 12, n. 2, p. 197, 9 jan. 2019.



SINKAWA, G. H. **Efeito do super aquecimento na estrutura bruta de fusão de solidificação do aço AISI M2. 2018.** Recurso on-line (90p). Dissertação de mestrado. Universidade Estadual de Campinas.

SOARES, V. T. **Estudo comparativo da soldagem de manutenção por eletrodo revestido e por arame tubular na redução do desgaste de equipamentos na usina de cana de açúcar.** Orientador: Msc. Savio Sade Tayer. 2019. 61 f. Monografia (Bacharel em Engenharia Mecânica.) - Universidade Federal de Ouro Preto, OURO PRETO - MG, 2019.

SOUSA, J. M. S. **Análise das propriedades tribológicas de revestimentos de Ni-Cr-B-Si depositados via laser cladding a pó.** Orientador, Milton Pereira, coorientador, Walter Lindolfo Weingaertner, 2019. 138 p.

SOARES, L. A. DA S. et al. **Influência da nitretação a plasma na resistência ao microdesgaste abrasivo e na corrosão cíclica do aisi 304.** BOLETIM TÉCNICO DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DE SÃO PAULO, v. 47, n. 1, p. 18–24, 2019.

SOUZA, D. D. B. G. DE FERRARESI, V. A. **Aplicação de revestimento duro utilizando o processo FCAW duplo arame para diferentes tipos de consumíveis utilizados na indústria sucroalcooleira.** MATERIA (Rio de Janeiro), v. 22, n.1, 2017.

SUBRAMANYAM, D. K. **Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys Austenitic Manganese Steels.** In: ASM handbook. ASM International, v.1, pp. 1274-1302, 2005.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. **Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test.** Wear, v. 225–229, p. 205–214, abr. 1999.

TSCHIPSCHIN, A. P. et al. **Análise comportamental dos coeficientes de atrito e desgaste de sistemas revestidos submetidos a desgaste micro-abrasivo.** Tecnologia em Metalurgia e Materiais, v. 6, n. 4, p. 237–244, 2010.

TSM TECHNOLOGY. **Fatores que afetam a qualidade da soldagem de titânio.** [S. l.], 13 nov. 2019. Disponível em:

<http://pt.china-titanio.com/info/factors-affecting-welding-quality-of-titanium-43046875.html>. Acesso em: 22 jul. 2021.

UEHARA, P. N. et al. **Analysis of behavior of the wear coefficient in different layers of acrylic resin teeth.** The Journal of Prosthetic Dentistry, v. 121, n. 6, p. 967.e1-967.e6, jun. 2019.

URTZE, S.; KUOKKALA, V.-T. **Effects of temperature and strain rate on the tensile properties of twip steels.** Matéria (Rio de Janeiro), v. 15, n. 2, p. 157–163, 2010.

VENTURELLI B.N. **Efeito do refinamento do tamanho de grão pela adição de Hf nas propriedades mecânicas de tração e impacto do aço Hadfield.** Dissertação de mestrado apresentado à escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2018. (1): 20-51.

VITRY, V. et al. **Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot strip mills applications.** Materials & Design, v. 34, p. 372–378, fev. 2012.

WAINER, E., BRANDI, S. D., MELLO, F. D. H. **Soldagem – Processos e metalurgia.** 4.ed., São Paulo, Edgard Blucher Ltda, 2004.

WANG, J. et al. **Study on Microstructure and Wear Properties of (Ti,W)C/Fe Surface Composite Coating.** Advanced Materials Research, v. 472–475, p. 2779–2782, fev. 2012.

WELDING ALLOYS, WELDING ALLOYS. **Fundamentals of hardfacing by fusion welding.** [S. l.]: Bastien GERARD, 2018. Disponível em:

[https://www.weldingalloys.com/uploads/pdf/brochures/en/wa-consumables/WA\\_HardfacingFundamentals-by-arc-welding.pdf](https://www.weldingalloys.com/uploads/pdf/brochures/en/wa-consumables/WA_HardfacingFundamentals-by-arc-welding.pdf). Acesso em: 30 set. 2021.

WELSCH G., KAHVECI A. I. IN T. GROBSTEIN AND J. DOYCHAK, 1988. **Oxidation of High - Temperature Intermetallics TMS.** Warrendale, pp. 207.

WU, W.; WU, L.-T. **The wear behavior between hardfacing materials.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27, n. 11, p. 3639–3648, nov. 1996.

ZEEMANN, A. **DILUIÇÃO.** [S. l.], 2003. Disponível em:  
<https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/met/diluio.pdf>.  
Acesso em: 3 nov. 2021.

ZIEWIC, A. et al. **Mechanical Properties and Microstructure of Dissimilar Material Welded Joints.** Archives of Metallurgy and Materials, V. 59, n. 3, p. 911-918, 28 out.2014.