

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

THAIS ANDREZZA DOS PASSOS

**DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR SOLDAGEM
A ARCO TRANSFERIDO POR PLASMA (PTA) PARA USO EM IMPLEMENTOS
AGRÍCOLAS**

TESE

CURITIBA

2022

THAIS ANDREZZA DOS PASSOS

**DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR SOLDAGEM
A ARCO TRANSFERIDO POR PLASMA (PTA) PARA USO EM IMPLEMENTOS
AGRÍCOLAS**

**ABRASIVE WEAR OF HARDFACINGS DEPOSITED BY PLASMA
TRANSFERRED ARC WELDING (PTA) FOR USE IN TILLAGE TOOLS**

Tese apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Doutora em Engenharia, do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). Área de concentração: Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Giuseppe Pintaude

Co-Orientadora: Prof. Dra. Henara Lillian Costa Murray

CURITIBA

2022



THAIS ANDREZZA DOS PASSOS

**DESGASTE ABRASIVO DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR SOLDAGEM A ARCO TRANSFERIDO
POR PLASMA (PTA) PARA USO EM IMPLEMENTOS AGRÍCOLAS**

Trabalho de pesquisa de doutorado apresentado como requisito para obtenção do título de Doutora Em Engenharia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).
Área de concentração: Engenharia De Materiais.

Data de aprovação: 14 de Dezembro de 2022

Dr. Giuseppe Pintaude, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Carlos Henrique Da Silva, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Eduardo Albertin, Doutorado - Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo

Dr. Tiago Cousseau, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Washington Martins Da Silva Junior, Doutorado - Universidade Federal de Uberlândia (Ufu)

*À minha mãe Jussara que me permitiu a vida.
Ao Gibran, esposo generoso, pela habilidade
em me incentivar diante do meu próprio caos.*

AGRADECIMENTOS

A realização desta tese foi possível graças a imensa paciência e incentivo dos meus doutores prediletos Gibran Teixeira, Giuseppe Pintaúde e Henara Costa, que deixaram a jornada mais leve.

Agradecimento especial ao Prof. Dr. Ossimar Maranhão que me apoiou no início dessa jornada.

À UTFPR e à FURG pela oportunidade em realizar esta pesquisa diante de todas as dificuldades financeiras de ambas as instituições.

Aos Centros Multiusuários CEME-SUL da FURG e CMCM na UTFPR, pela disponibilidade dos equipamentos MEV e DRX. Agradeço especialmente aos técnicos Alexandre Gonçalves (na UTFPR, dupla da Gi), a Dra. Caroline Ruas (a Carol), ao Rudmar Krumreich (o Rudi), as alunas Leandra e Heloísa (UTFPR), pelo apoio e carinho.

Ao Dr. Daniel Souza pela amizade, discussões, aprendizados e tempo disponibilizado. Aos alunos do Laboratório de Pesquisa em Engenharia da Soldagem – LaPES da FURG pela dedicação. Aos técnicos da FURG Eng. Cristiano Celente, Eng. Bruno Lanner e Eng. Jorge Badin pelo auxílio por inúmeras vezes.

À empresa Rijeza Indústria Metalúrgica pelo fornecimento dos implementos de preparo do solo e à empresa Primuss Ind. Metal Técnica pelo corte das amostras revestidas.

Ao Prof. Dr. Ruggieri, coordenador do NAMEF – USP, ao Vitor Scarabeli Barbosa e ao Prof. Dr. Kleber Bianchi pelo fornecimento do aço antidesgaste.

RESUMO

O presente estudo investigou a resistência ao desgaste de duas alternativas de revestimentos depositados por soldagem a plasma alimentado por pó em ferramentas específicas de preparação do solo. Inicialmente, foi realizada avaliação dos mecanismos de desgaste usando microscopia eletrônica de varredura decorrente do sistema tribológico ferramenta agrícola/solo de dois implementos agrícolas específicos, o cortador de tocos e o subsolador. Posteriormente, foi apresentada a metodologia de realização dos revestimentos duros em aço comum ao carbono, a análise das microestruturas obtidas e o desempenho ao desgaste abrasivo destas superfícies em comparação com um aço comercial resistente ao desgaste. Foram então selecionados revestimentos com potencial de aumentar a vida em desgaste dos implementos agrícolas. A primeira família é composta por ligas à base de níquel reforçadas com WC (NiCrBSi-WC) e a segunda família é composta por ligas FeCrC com adição de Vanádio (FeCrC-V). O recobrimento da superfície de um aço comum ao carbono, com duas espessuras diferentes, foi realizado pelo processo de soldagem a Arco Transferido por Plasma (PTA – *Plasma Transferred Arc*) com medição das temperaturas de aquecimento e resfriamento. Após a etapa de revestimento foram avaliadas as microestruturas resultantes, a morfologia e a diluição dos revestimentos formados. A resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos duros depositados por soldagem e de um aço anti-desgaste comercial (USI AR 450), de uso comum em maquinários de preparo do solo, foi avaliada por abrasômetro tipo roda de borracha. Os revestimentos produzidos com as ligas NiCrBSi-WC e FeCrC-V apresentaram dureza média na zona fundida de 763 HV₁₀ e 716 HV₁₀ respectivamente com microestruturas distintas. No ensaio de desgaste foram utilizadas cargas de 48 N e 160 N com duas distribuições de tamanho de partículas abrasivas (150-300 µm e 300-600 µm). O revestimento de NiCrBSi-WC foi no mínimo duas vezes mais resistente ao desgaste enquanto o revestimento FeCrC-V foi no mínimo três vezes mais resistente que o aço anti-desgaste. Embora os parâmetros de soldagem e as taxas de resfriamento tenham sido as mesmas, os revestimentos depositados nos substratos de maior espessura apresentaram menor diluição em relação aos de menor espessura. O efeito da diluição influenciou na mudança microestrutural dos revestimentos, o que promoveu uma maior resistência ao desgaste para menor carga aplicada e menor partícula abrasiva. Seu efeito só foi significativo quando a abrasão por rolamento foi predominante. Para cargas maiores e abrasivos maiores houve abrasão com deslizamento e a taxa de desgaste foi maior.

Palavras-chave: PTA, abrasão, revestimentos duros, ferramentas agrícolas.

ABSTRACT

The present study investigated the wear resistance of two alternative coatings deposited by powder-fed plasma on tools specifically used in soil preparation. Initially, the wear mechanisms present in the tribological system tool/soil of two specific agricultural implements, the stump cutter and the subsoiler, were evaluated using scanning electron microscopy. Subsequently, the methodology for making hard coatings on common carbon steel was presented, the analysis of the microstructures obtained and the abrasive wear performance of these surfaces in comparison with commercial wear-resistant steel. Hardfacings with potential to increase the wear life of agricultural implements were then selected. The first family is composed of nickel-based alloys reinforced with WC (NiCrBSi-WC) and the second family is composed of FeCrC alloys with addition of Vanadium (FeCrC-V). The coating of the surface of a common carbon steel, with two different thicknesses, was carried out by the Plasma Transferred Arc (PTA) welding process with measurement of the heating and cooling temperatures. After welding the hardfacings, the resulting microstructures, morphology and dilution of the coatings formed were evaluated. The abrasive wear resistance of hardfacings and of a commercial anti-wear steel, commonly used in soil preparation machinery, was evaluated by a rubber-wheel abrasometer. The hardfacings produced with the NiCrBSi-WC and FeCrC-V alloys showed an average hardness in the fusion zone of 763 HV10 and 716 HV10, respectively, with distinct microstructures. Loads of 48 N and 160 N and two abrasive particles size distributions (150-300 μm and 300-600 μm) were used in the wear test. The NiCrBSi-WC coating was at least twice as wear-resistant while the FeCrC-V coating was at least three times as wear-resistant as the commercial anti-wear steel. Although the welding parameters and cooling rates were the same, the coatings deposited on thicker substrates showed less dilution compared to thinner ones. The dilution effect influenced the microstructural change of the coatings, which promoted greater wear resistance for lower applied load and smaller abrasive particles. Its effect was only significant when rolling abrasion was predominant. For higher loads and higher abrasives there was abrasion with sliding and the wear rate was higher.

Keywords: PTA, abrasion, hardfacing, tillage tool.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Participação percentual do extrativismo vegetal e da silvicultura no Brasil - 1997- 2021.	19
Figura 2 – Funcionamento da tocha PTA-P com alimentação externa	24
Figura 3 – Influência do ângulo de injeção do pó	25
Figura 4 – Alimentador de pó	26
Figura 5 – Características do cordão de solda	27
Figura 6 – Diluição em função da corrente e da combinação taxa de deposição e vazão de gás de plasma	28
Figura 7 – Representação esquemática de um tribossistema	30
Figura 8 – Micromecanismos de desgaste: a) Microcorte, b) Microsulcamento e c) Microtrincamento	32
Figura 9 – Micrografia de mecanismos de desgaste	33
Figura 10 – Diferenças entre (a) abrasão a dois corpos, (b) abrasão a três corpos ..	34
Figura 11 – Taxa de desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva	35
Figura 12 – Taxa de desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva.....	36
Figura 13 – Formação do sulco	37
Figura 14 – Regiões centrais das amostras desgastadas	39
Figura 15 – Cortador de tocos em funcionamento (a) e detalhe da lâmina (b)	41
Figura 16 – Subsolador em funcionamento (A) e detalhe do subsolador (B).....	41
Figura 17 – Microestrutura do aço Hardox 450	43
Figura 18 – Superfície das amostras desgastadas para revestimentos depositados com diferentes correntes: (a,d) 50 A; (b,e) 80 A; (c,f) 110 A	46
Figura 19 – Partículas de WC distribuídas na matriz de Ni (a) e partículas de WC próximas à linha de fusão (b)	47
Figura 20 – Desenho esquemático da transição de ligas eutéicas de Fe-Cr-C com aumento do teor de vanádio.....	50
Figura 21 – Superfícies desgastadas das ligas com a) 0% de V; b) 0,54% de V; c) 0,93% de V e d) 2,39% de V	50
Figura 22 – Esquema do princípio de funcionamento do ensaio roda-de-borracha ..	52
Figura 23 – Visão geral da bancada (a); Dispositivos utilizados (b) [onde: chapa de teste (1), mesa de coordenada y (2), suporte para fixação das chapas de teste (3), mesa posicionadora (4)]; Detalhe de montagem da tocha (c)	

	[onde: tocha de soldagem a plasma (5), bico constritor (6), cantoneiras para fixação das chapas de teste (7).....	56
Figura 24 –	Desenho esquemático do alimentador de pó (a) e alimentador automático de pó com ênfase no tambor dosador (b)	58
Figura 25 –	Desenho esquemático da disposição dos cordões dos revestimentos e corte das amostras para caracterização dos revestimentos	59
Figura 26 –	Desenho esquemático da seção transversal das amostras para avaliação da área do metal de adição (AMA) e área fundida do metal de base (AFMB).....	60
Figura 27 –	Desenho esquemático da localização das medições de dureza	60
Figura 28 –	Desenho esquemático representando a localização trilha de desgaste em amarelo e sentido das trilhas (setas cinzas).....	62
Figura 29 –	Fluxograma resumido das atividades realizadas	65
Figura 30 –	Visão geral da haste do subsolador (a) e destaque para o detalhe das extremidades analisadas (b)	66
Figura 31 –	Imagem de MEV por BSE da região de interface entre substrato e revestimento (a) e seção transversal do revestimento (b): região com revestimento (1) região do substrato (2)	68
Figura 32 –	Imagem MEV por SEI da superfície do substrato. Quadriláteros indicam sílica, as setas indicam microcorte e as elipses carbonetos.	69
Figura 33 –	Imagem MEV por SEI da extremidade da haste com indicação do mecanismo de desgaste no revestimento (2).....	69
Figura 34 –	Imagem MEV por SEI da área do revestimento da haste. Setas indicam os microcortes e as elipses indicam arrancamento de material.	70
Figura 35 –	Lâmina do triturador sem uso (a) e usada com destaque da extremidade avaliada (b).....	71
Figura 36 –	Imagem por MEV de SEI da deformação plástica na extremidade da lâmina.....	72
Figura 37 –	Imagem por MEV de SEI dos microcortes (a) e microsulcamentos (b) da lâmina.....	72
Figura 38 –	Imagem por MEV de SEI da formação de proa no substrato da lâmina.	73
Figura 39 –	Imagem por MEV de BSE da caracterização dos pós: mistura 70NiCrBSi-30WC (a) e pó comercial Fe-CrC-V (b)	74

Figura 40 – Vazão mássica das ligas Fe-CrC-V e mistura NiCrBSi-WC em função da velocidade de rotação do tambor e do gap δ .	75
Figura 41 – Montagem dos termopares antes (a) e depois (b) da soldagem	76
Figura 42 – Exemplos de curvas de temperatura obtidas durante a soldagem dos revestimentos nos substratos de 12,5 mm e 25,4 mm	77
Figura 43 – Placas de teste com revestimento da liga NiCrBSi-WC	78
Figura 44 – Placas de teste com revestimento da liga Fe-CrC-V	78
Figura 45 – Seção transversal do revestimento (a) NiCrBSi-WC (12.5) e (b) NiCrBSi-WC (25.4)	80
Figura 46 – Seção transversal do revestimento (a) Fe-CrC-V (12.5) e (b) Fe-CrC-V (25.4)	80
Figura 47 – Porcentagem média da diluição dos revestimentos Fe-CrC-V e NiCrBSi-WC com diferentes espessuras de substrato	82
Figura 48 – Perfil de dureza dos revestimentos Fe-CrC-V, NiCrBSi-WC e aço USI AR 450	83
Figura 49 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC(12.5) (a) e NiCrBSi-WC(25.4) (b) (aumento 50x)	85
Figura 50 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) (aumento 1000x)	86
Figura 51 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (25.4) aumento 500x (a) e aumento 1000x (b)	86
Figura 52 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (a) e por BSE do detalhe em elipse amarela: carboneto de tungstênio (b)	88
Figura 53 – Esquema do mecanismo de dissolução de partículas de WC com base nas taxas de resfriamento: imagem por MO de carbonetos de WC (a), craqueamento térmico (b) e interdifusão de WC (c)	88
Figura 54 – Difractogramas dos revestimentos NiCrBSi-WC (12.5) (amarelo claro) e NiCrBSi-WC 25.4 (amarelo escuro)	90
Figura 55 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) (a) e NiCrBSi-WC (25.4) (b)	91
Figura 56 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento Fe-CrC-V (12.5) (a) e Fe-CrC-V 25.4 (b)	93

Figura 57 – Análise de DRX dos revestimentos Fe-CrC-V (12.5) (azul claro) e Fe-CrC-V 25.4 (azul escuro)	95
Figura 58 – Resistência ao desgaste relativa ao aço USI AR 450 dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V (nos substratos de 12,5 mm e 25,4 mm)	96
Figura 59 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (12.5) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 50x).....	98
Figura 60 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (12.5) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)	99
Figura 61 – Imagem de MEV por SEI da partícula de WC inalterada ensaiados com abrasivo #100 carga 160 N (aumento 5000x).....	100
Figura 62 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (25,4) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 50x).....	101
Figura 63 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (25,4) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)	101
Figura 64 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos Fe-CrC-V (12,5 mm) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x).....	103
Figura 65 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos Fe-CrC-V (25,4 mm) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x).....	104
Figura 66 – Imagem de MEV por SEI (a) e BSE (b) do revestimento NiWC (25,4 mm) ensaiado com abrasivo #50 e carga 160 N.....	108
Figura 67 – Imagem de MEV por SEI (a) e BSE (b) do revestimento Fe-CrC-V (25,4 mm) ensaiado com abrasivo #50 e carga 48 N	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Nomenclatura de aços de elevada resistência a abrasão em diferentes siderúrgicas.....	42
Tabela 2 – Características de fornecimento do aço USI AR 450 (Usiminas)	43
Tabela 3 – Parâmetros utilizados no ensaio de abrasão tipo roda de borracha no desgaste dos revestimentos.....	62
Tabela 4 – Densidade dos materiais	63
Tabela 5 – Composição química dos pós conforme fabricante (% em peso).....	73
Tabela 6 – Parâmetros constantes do processo de soldagem PTA-P	76
Tabela 7 – Valores médios da largura e reforço dos revestimentos.....	81
Tabela 8 – Valores médios das durezas dos revestimentos	83
Tabela 9 – Resultado do EDS da interdifusão ocorrida no WC no revestimento de NiCrBSi-WC (25.4).....	87
Tabela 10 – Fração volumétrica, caminho livre médio e área média de partículas do revestimento NiCrBSi-WC	89
Tabela 11 – Resumo da quantidade das fases encontradas por DRX nos revestimentos NiCrBSi-WC	90
Tabela 12 – Resultado por EDS da matriz de NiCrBSi nos revestimentos de NiCrBSi-WC	91
Tabela 13 – Resultado EDS revestimentos Fe-CrC-V	92
Tabela 14 – Fração volumétrica, caminho livre médio (λ) e área média das partículas (Fe-CrC-V).....	94
Tabela 15 – Resultado EDS revestimentos NiCrBSi-WC (12.5), abrasivo #100 carga 48 N e 160 N.....	98
Tabela 16 – Análise de EDS superfície do revestimento NiCrBSi-WC (25.4), abrasivo #100, carga 160 N	102
Tabela 17 – Análise de EDS superfície do revestimento Fe-CrC-V (12.5)	103
Tabela 18 – Comparação entre livre caminho médio (λ) e largura média da ranhura (L).....	106
Tabela 19 – Análise de EDS superfície do revestimento NiWC (25.4) ensaiado com abrasivo #50 e carga 160 N	109
Tabela 20 – Análise de EDS superfície do revestimento Fe-CrC-V (25.4) ensaiado com abrasivo #50 e carga 48 N	110

LISTA DE ABREVIATURAS, ACRÔNIMOS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Abimaq	Associação brasileira de indústria de máquinas e equipamentos
AFMB	Área fundida do metal de base
Anfavea	Associação nacional dos fabricantes de veículos automotores
AMA	Área do metal de adição
Astm	<i>American society for testing and materials</i>
BSE	<i>Backscattered electrons</i> ou elétrons retroespalhados
CEME-Sul	Centro de microscopia eletrônica do extremo sul
CMCM	Centro multiusuário de caracterização de materiais
Cepea	Centro de estudos avançados em economia aplicada
Δ_{Temp}	Diferença de temperatura entre 800 °C e 500 °C
Δ_{tempo}	Intervalo de tempo entre 800 °C e 500 °C
$\Delta_{t8/5}$	Tempo de resfriamento
δ	Delta
DRX	Difração de raio-X
E	Energia de soldagem
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
FCAW	<i>Flux-cored arc welding</i>
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i>
H_a	Dureza do abrasivo
H_s	Dureza da superfície
IBGE	Instituto brasileiro de geografia e estatística
k	Condutividade térmica
λ	Livre caminho médio ou distância livre média
L	Largura das ranhuras
L_g	Largura do revestimento
MAG	<i>Metal active gas</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MIG	<i>Metal inert gas</i>
MO	Microscopia Óptica
PTA	<i>Plasma tranferred arc</i>
PTA-P	Plasma transferido alimentado por pó

R _f	Altura do reforço do revestimento
Rpm	Rotações por minuto
SAE	<i>Society of automotive engineers</i>
SEI	<i>Secondary electron imaging</i> ou elétrons secundários
SMAW	Shielded metal arc welding
T	Temperatura
T _a	Temperaturas de um ciclo térmico específico
TIG	Tungsten inert gas
USI AR	Usiminas aço resistente ao desgaste
WC	Carbeto/ carboneto de Tungstênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Justificativa	17
1.2	Objetivos	19
1.2.1	Objetivo geral	19
1.2.2	Objetivos específicos	20
2	REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM.....	21
2.1	Processo de soldagem por PTA-P	21
2.1.1	Consumíveis	23
2.1.2	Configuração da tocha e do bico constritor	24
2.1.3	Alimentador de pó metálico	25
2.1.4	Gases utilizados	26
2.2	Diluição no processo PTA-P.....	27
2.2.1	Efeito da corrente de soldagem na diluição no processo PTA-P	28
3	DESGASTE ABRASIVO E MICROMEKANISMOS DE DESGATE	30
3.1	Influência dos parâmetros físicos da partícula abrasiva sobre a taxa de desgaste	35
3.1.1	Dureza das partículas	35
3.1.2	Tamanho das partículas	36
3.1.3	Forma das partículas	38
3.2	Desgaste abrasivo em implementos de preparação do solo.....	40
3.2.1	Comportamento ao desgaste do aço USI AR 450	43
3.3	Desgaste abrasivo de revestimentos duros.....	45
3.3.1	Comportamento ao desgaste de revestimentos de ligas de Níquel com carboneto de Tungstênio	45
3.3.2	Comportamento ao desgaste de revestimentos de ligas de Ferro, Cromo, Carbono e Vanádio	48
3.4	Ensaio de abrasão por abrasômetro tipo roda de borracha.....	51
4	MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1	Materiais	54
4.1.1	Ligas metálicas para revestimentos.....	54
4.1.2	Substrato	55
4.2	Métodos.....	55

4.2.1	Equipamento e aquisição de sinais	55
4.2.2	Realização dos revestimentos	59
4.2.3	Caracterização da morfologia dos revestimentos	59
4.2.4	Ensaio de dureza	60
4.2.5	Caracterização da microestrutura dos revestimentos	61
4.2.6	Ensaio de abrasão por abrasômetro tipo roda de borracha	61
4.2.7	Caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV)	63
4.2.8	Caracterização de fases por DRX	64
4.2.9	Resumo das atividades	64
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	66
5.1	Identificação dos mecanismos de desgaste dos implementos desgastados	66
5.1.1	Haste do subsolador	66
5.1.2	Lâmina do cortador de tocos	70
5.2	Caracterização dos pós	73
5.2.1	Medição da vazão mássica dos pós	74
5.3	Definição dos parâmetros do processo de soldagem PTA-P	75
5.3.1	Medição das temperaturas de aquecimento e resfriamento dos cordões dos revestimentos	76
5.3.2	Realização dos revestimentos (NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V)	78
5.4	Caracterização dos revestimentos depositados por PTA-P	79
5.4.1	Avaliação da morfologia	79
5.4.2	Avaliação da diluição	81
5.4.3	Avaliação da dureza	83
5.4.4	Caracterização microestrutural dos revestimentos NiCrBSi-WC	84
5.4.5	Caracterização microestrutural dos revestimentos Fe-CrC-V	92
5.5	Desempenho dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V quanto a resistência a abrasão	95
5.5.1	Desempenho dos revestimentos NiCrBSi-WC quanto a resistência a abrasão	97
5.5.2	Desempenho dos revestimentos Fe-CrC-V quanto a resistência a abrasão	102
5.6	Discussão sobre a dinâmica da partícula	107
6	CONCLUSÕES	111
	REFERÊNCIAS	114

1 INTRODUÇÃO

O desgaste é um processo de perda progressiva de material da superfície dos componentes devido ao movimento relativo entre as superfícies. Dentre os diferentes modos de desgaste, o desgaste abrasivo é definido pela ASTM G40 - Standard Terminology Relating to Wear and Erosion (ASTM, 2022) como a degradação de material causada pela presença de partículas duras (ou protuberâncias) entre, ou engastadas em, superfícies que estão em movimento relativo. As partículas duras podem ser advindas do próprio material das superfícies, dos fragmentos do desgaste entre elas ou de impurezas externas.

Globalmente, o desgaste impacta drasticamente o consumo de energia, aumenta os custos e gera emissões de CO₂. É um problema perene em diversos setores, como automobilístico, agricultura e mineração. O desgaste na mineração, por exemplo, é responsável por quase 3% das emissões mundiais de CO₂, contribuindo com pouco mais de 111 milhões de euros anuais para substituição, fabricação de peças de reposição e manutenção (HOLMBERG *et. al.*, 2017). O desgaste causado pelas partículas do solo é predominantemente abrasivo. Este tipo de desgaste pode impactar diretamente em custos, por exemplo, em maior consumo de combustível, menores taxas de trabalho e má qualidade do preparo do solo, contribuindo para o aumento do consumo de energia e emissões de gases de efeito estufa (SINGH *et. al.*, 2018). Este tipo de desgaste é provavelmente mais severo nas indústrias de escavação, terraplanagem, mineração e processamento mineral. Nessas áreas, ocorre a deterioração de componentes em diversos equipamentos como pás de escavadeiras, dentes de escavadeiras, perfuratrizes, etc. (BAYER, 2002). O desgaste por abrasão das ferramentas de preparo do solo representa um grande problema. Devido às suas propriedades mecânicas, essas ferramentas são normalmente feitas de aços de baixa liga, médio ou alto carbono. No entanto, essas ferramentas muitas vezes não têm propriedades de resistência ao desgaste suficientes (SINGH *et. al.*, 2020). O desgaste e a corrosão das ferramentas de preparo do solo requerem camadas protetoras espessas para resistir às condições adversas de uso. O revestimento superficial é uma alternativa para aumentar a resistência ao desgaste e, desta forma, aumentar a vida útil dos componentes, contribuindo conseqüentemente para a redução de manutenção e custos.

Hardfacing é a deposição de uma liga metálica dura, através de um processo de soldagem, na superfície de um material dúctil, para prolongar a vida útil e restaurar e/ou proteger a superfície contra desgaste ou corrosão. Estes revestimentos possuem forte ligação metalúrgica ao substrato e não causam perda significativa de ductilidade ou tenacidade (HUTCHINGS, 1992; D'OLIVEIRA e TAKANO, 2013). É uma das maneiras mais comuns e econômicas de melhorar a superfície do componente, aumentando durabilidade e desempenho (ASHVINKUMAR PADHIAR e VINCENT, 2020; PREEDAWIPHAT *et. al.*, 2020).

Os processos de soldagem comumente utilizados para aplicações de *hardfacing* são FCAW (*Flux Cored Arc Welding*), SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*), GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), SAW (*Submerged Arc Welding*) e PTA (*Plasma Transferred Arc*). Cada processo difere em custo, eficiência e diluição do substrato (BUCHELY *et. al.*, 2005).

O processo PTA apresenta o menor percentual de diluição (3% a 6%) e pode ser considerado o melhor processo de soldagem para revestimentos duros em qualquer tipo de aço carbono (BALASUBRAMANIAN, VARAHAMOORTHY, *et. al.*, 2009). Devido à sua alta concentração de energia, produz revestimentos com microestrutura refinada o que pode contribuir para melhorar a resistência ao desgaste (DENG *et. al.*, 2015; FERREIRA *et. al.*, 2015; GARCIA *et. al.*, 2020). Embora este processo produza revestimentos com baixa diluição, o efeito dessa baixa diluição na resistência ao desgaste abrasivo não é claro (KERÄNEN, 2010). Outras vantagens do processo são a eficiência de deposição superior a 85% e a diversidade de ligas metálicas que podem ser utilizadas (RAGHU e WEBBER, 1996; MENDEZ *et. al.*, 2014).

Algumas técnicas realizadas em processos de soldagem são comuns, por exemplo o uso do pré-aquecimento do substrato. A principal razão para o pré-aquecimento é evitar a fissuração do revestimento devido à diferença nos coeficientes de expansão térmica entre o substrato e o revestimento (DUTRA e MACHADO, 2017). A temperatura de pré-aquecimento tem um forte efeito na diluição do substrato. No entanto, no PTA, a diluição depende muito de outros parâmetros de soldagem, como corrente de soldagem, vazão de gás de plasma, taxa de deposição de material, dimensões do cordão e tecimento da tocha.

A realização de tratamentos térmicos pós-soldagem é outra técnica amplamente divulgada. Esta técnica pode ser utilizada para reduzir a fragilidade do

revestimento, reduzir a austenita retida ou aliviar tensões residuais (LAURILA *et al.*, 2013; CZUPRYŃSKI *et al.*, 2022). A formação de austenita retida e martensita em revestimentos à base de Fe afeta a resistência ao desgaste abrasivo. A combinação de uma matriz martensítica com uma grande fração de carbonetos de morfologia grosseira pode melhorar a resistência à abrasão (CHEN *et al.*, 1990).

Embora as técnicas citadas acima sejam amplamente utilizadas em diversos estudos, em componentes de preparo de solo o uso dessas técnicas pode se tornar complexo e caro dependendo das dimensões e formas dos componentes. No caso de revestimentos à base de ligas ferrosas, foi relatado que a não realização de tratamento térmico após o processo de soldagem a plasma proporcionou uma estrutura martensítica, com pequena quantidade de austenita residual, o que favoreceu a resistência ao desgaste (PEREPLYOTCHIKOV, 2014).

A diversidade de ligas metálicas que podem ser utilizadas no processo de soldagem PTA podem incrementar a resistência à abrasão de componentes de preparo do solo. As ligas metálicas resistentes à abrasão geralmente contêm elementos de liga formadores de carboneto, que melhoram o desempenho, resultando em ligas com maior dureza e resistência (PINTAUDE, 2021). Ligas metálicas à base de Ferro (Fe), Cromo (Cr) e Carbono (C) são amplamente utilizadas para revestimentos duros, pois formam carbonetos dispersos em uma matriz macia, que aumentam a resistência à abrasão. Este aumento é devido ao tipo e tamanho da segunda fase dura formada, que impede a ação de corte efetiva pelas partículas abrasivas (BUCHELY *et al.*, 2005; BUCHANAN *et al.*, 2007). A adição de Vanádio (V) nas ligas de Fe-Cr-C pode contribuir para a melhora da resistência à abrasão, já que este elemento pode promover o refinamento da microestrutura e a formação de carbonetos primários de vanádio (VC). Estas estruturas têm alta dureza e estabilidade térmica e podem ser utilizadas para reforçar as camadas de revestimentos duros à base de Fe (WANG *et al.*, 2008; QI *et al.*, 2011).

Além das ligas à base de ferro, ligas metálicas ricas em Tungstênio (W) podem proporcionar bons resultados de resistência ao desgaste abrasivo, já que há formação de uma microestrutura com carbonetos tipo M_6C e MC (BUCHELY *et al.*, 2005). Revestimentos duros com carboneto de tungstênio (WC), por exemplo, podem ser adotados para proteção de dentes de caçambas e britadores que atuam em condições extremas de desgaste (FISHER *et al.*, 2013). Os carbonetos de tungstênio quando distribuídos em uma matriz da liga NiCrBSi, por terem alta dureza e alto ponto de

fusão, podem fornecer suporte adequado para a matriz para combater ambientes abrasivos severos (VAN ACKER *et. al.*, 2005; QUNSHUANG *et. al.*, 2016). Revestimentos de NiCrBSi–WC são bastante estudadas devido à sua resistência ao desgaste em altas temperaturas, resistência à corrosão, estabilidade térmica superior e alta molhabilidade (RODRÍGUEZ *et. al.*, 2003; CHALIAMPALIAS *et. al.*, 2009; FLORES *et. al.*, 2009; SHARMA *et. al.*, 2009; GUO *et. al.*, 2011).

As ligas Fe-Cr-C são amplamente discutidas na literatura; entretanto, ligas desse tipo com grande quantidade de vanádio (maior que 5% em peso) ainda podem ser melhor investigadas. Ferramentas com alto teor de vanádio podem substituir o ferro fundido com alto teor de cromo usado na indústria de mineração, por exemplo, pois a alta concentração de vanádio pode aumentar a resistência ao desgaste em até cinco vezes (WEI *et. al.*, 2006). As ligas de NiCrCBSi-WC são exaustivamente estudadas para depósitos finos realizados pelos processos como pulverização térmica, deposição química de vapor (CVD) e deposição física de vapor (PVD) com a finalidade de aumentar a resistência ao desgaste (LEE e KIM, 2021).

Nesse contexto, percebe-se um campo para estudos de revestimentos à base de Fe com alto teor de V e à base de Ni com adição de WC, depositados por PTA em aço baixo carbono, sem pré-aquecimento ou tratamentos térmicos após a soldagem, a fim de avaliar o comportamento desses revestimentos ao desgaste abrasivo. Portanto, este trabalho visa contribuir com a literatura investigando a caracterização de revestimentos de Fe-CrC reforçados em V (> 5 % em peso) e de Ni-CrBSi reforçados com WC, processados por PTA com potencial uso em ferramentas de preparo do solo. As condições de deposição estão correlacionadas com as taxas de resfriamento, microestrutura e desempenho de desgaste.

1.1 Justificativa

O estado do Rio Grande do Sul apresenta-se como um dos maiores fabricantes de máquinas agrícolas no Brasil. O estado, localizado na região sul do Brasil, desde 1990 contribui com mais de 40% da produção de máquinas agrícolas, enquanto o estado de São Paulo, localizado na região sudeste, deixou a liderança dos anos 90 e contribui desde então com pouco mais de 23%. Já o estado do Paraná cresceu de pouco mais de 2% na década passada para o segundo maior fabricante do setor, responsável por quase 28% da produção nacional (ANFAVEA, 2021).

A Associação Brasileira de Indústria de Máquinas e Equipamentos (ABIMAQ) divulgou em seu relatório de novembro/2021 que o setor fechou o ano anterior com pouco mais de 325 mil pessoas empregadas (ABIMAQ, 2021).

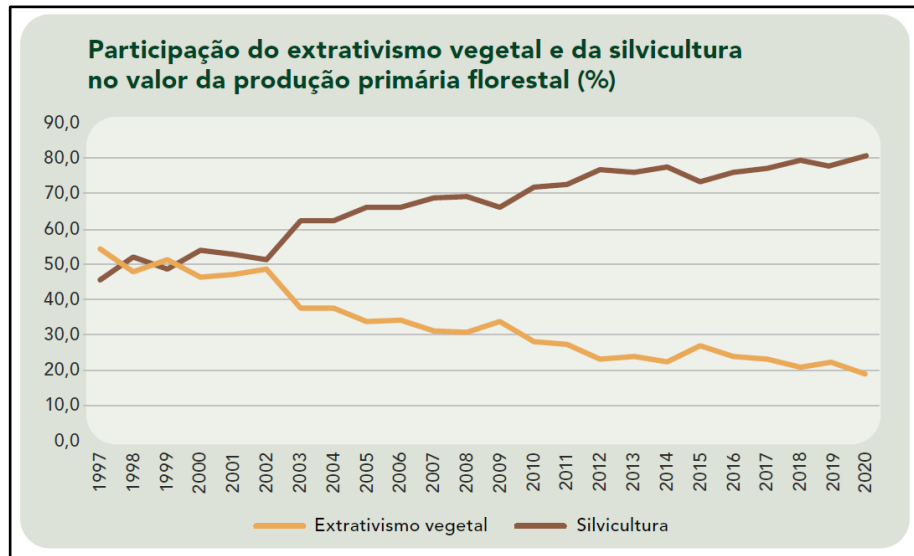
A contribuição do agronegócio brasileiro para o PIB no país em 2021 foi de pouco mais de 27% conforme informações do Centro de Estudos Avançados em Economia Aplicada - CEPEA (2021). O agronegócio promove riqueza e incentiva o desenvolvimento tecnológico, visto que para manter sua competitividade no cenário internacional é necessário estar sempre na fronteira tecnológica do segmento. A silvicultura¹ e a extração vegetal² são exemplos de atividades agrícolas que vêm ao longo do tempo promovendo riqueza e investimento em tecnologia. Juntas estas atividades somaram mais que R\$ 23 bilhões em 2020 em produção. A área para este tipo de atividade agrícola no Brasil em 2020 foi de 9,6 milhões hectares, sendo que pouco mais de 77% são áreas de eucalipto e 19% de *pinus*. As regiões Sul e Sudeste do país concentram quase 70% de área plantada (IBGE, 2021).

A Figura 1, elaborada pelo IBGE (2021) , mostra o crescimento da silvicultura em relação ao extrativismo vegetal em função do tempo. Identifica-se uma tendência de crescimento na silvicultura e uma de queda na extração vegetal. Isso se justifica pelo fato do cultivo e o manejo de árvores próprias para madeira terem um maior rendimento em relação à extração por si só. No entanto, o preparo do solo neste tipo de cultura é complexo e os implementos agrícolas utilizados sofrem desgastes severos nesta fase.

¹ Silvicultura é a atividade que se ocupa do estabelecimento, do desenvolvimento e da reprodução de florestas, visando múltiplas aplicações, tais como: a produção de madeira, o carvoejamento, a produção de resinas, a proteção ambiental, etc.

² Extrativismo vegetal é o processo de exploração dos recursos vegetais nativos que compreende a coleta ou apanha de produtos como madeiras, látex, sementes, fibras, frutos e raízes, entre outros, de forma racional, permitindo a obtenção de produções sustentadas ao longo do tempo, ou de modo primitivo e itinerante, possibilitando, geralmente, apenas uma única produção.

Figura 1 – Participação percentual do extrativismo vegetal e da silvicultura no Brasil - 1997- 2021.



Fonte: IBGE (2021).

Diante de indicadores econômicos e as políticas públicas que fortalecem o setor do agronegócio brasileiro e devido à incessante busca da indústria por produtividade, torna-se necessário o desenvolvimento de alternativas que aprimorem o desempenho ao desgaste de ferramentas de preparo do solo, levando consequentemente ao aumento do tempo entre trocas de ferramentas nos equipamentos. Ainda dentro deste contexto, surge a necessidade de estudos sistemáticos para determinação dos mecanismos de desgaste que ocorrem especificamente nas ferramentas de preparo do solo, dentro de suas condições de uso, e utilização de processos de deposição que lhes confirmam maior vida útil.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo geral

Esta tese teve como objetivo geral avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos duros, com potencial de utilização em implementos de preparação do solo, depositados pelo processo de soldagem PTA-P a fim de aumentar a vida útil destes componentes industriais (componentes novos ou para recuperação). Para que este objetivo fosse atingido, alguns objetivos específicos foram especificados.

1.2.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos desta investigação são descritos de forma resumida, a seguir:

- (i) Identificar os mecanismos de desgaste que ocorrem em ferramentas de preparo do solo em condições reais de uso;
- (ii) Sistematizar os parâmetros e condições de operação do processo de soldagem PTA-P para o depósito do revestimento nos implementos de preparação do solo;
- (iii) Desenvolver uma metodologia para reproduzir o mecanismo de desgaste, que ocorre nas ferramentas, nos revestimentos depositados pelo processo soldagem PTA-P;
- (iv) Comparar a resistência ao desgaste dos revestimentos à base de Fe (Fe-CrC-V) à base de Ni (NiCrSiB-WC) com aço antidesgaste USI AR 450;
- (v) Avaliar o efeito da diluição nos revestimentos na sua resistência à abrasão e;
- (vi) Avaliar o efeito das microestruturas resultantes no desempenho ao desgaste.

2 REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM

A vida útil de componentes industriais expostos a condições severas de desgaste pode ser aumentada através de revestimentos realizados por soldagem. A escolha do processo de soldagem e do material de revestimento podem contribuir substancialmente para melhoria da resistência ao desgaste (HOLMBERG e MATTHEWS, 1994).

Os revestimentos produzidos por soldagem são espessos, ou seja, aqueles cuja espessura é tão substancial que a resposta tribológica depende das propriedades do revestimento e sua aderência com o substrato, diferentemente dos revestimentos finos, onde as pressões de contato atuam tanto no revestimento quanto no substrato (HOLMBERG e MATTHEWS, 1994). Revestimentos depositados por soldagem são preferenciais aos métodos de aspersão térmica por proporcionarem uma melhor e maior ligação metalúrgica com o substrato, além de menos defeitos como porosidade e oxidação (LIU *et. al.*, 2006; BADISCH e KIRCHGAßNER, 2008).

Dentre os vários processos de soldagem, destaca-se a soldagem a plasma, que engloba o PTA-A, Plasma de Arco Transferido alimentado com Arame e o PTA-P, Plasma de Arco Transferido alimentado com Pó. Por tratar-se do objeto deste estudo, o processo de soldagem PTA-P está descrito mais detalhadamente no item 2.1 Processo de Soldagem PTA-P.

2.1 Processo de soldagem por PTA-P

O processo de Soldagem Plasma de Arco Transferido Alimentado por Pó, PTA-P (do acrônimo em inglês *Plasma Transferred Arc*), é considerado uma variação do processo de soldagem Plasma Alimentado com Arame (PTA-A) e foi desenvolvido em 1960 (DEUIS *et. al.*, 1998). A denominação PTA-P foi adotada a fim de distinguir o processo com alimentação a pó do processo com alimentação de arame, já que os processos se diferenciam pelos materiais de adição utilizados.

O PTA-P é um processo de soldagem a arco elétrico que se assemelha ao processo *TIG (tungsten inert gas)*, pois em ambos há um arco elétrico e um eletrodo de tungstênio não consumível. Os fatores que diferenciam um processo do outro são: (i) a configuração do bico constritor do arco de plasma; (ii) o sistema de três gases utilizados e; (iii) os dois arcos de plasma independentes (piloto e principal) no processo PTA-P (RIBEIRO, 2007; LIU *et. al.*, 2016).

O processo de soldagem por PTA-P pode ser aplicado em revestimentos, pois produz valores de diluição baixos em geral da ordem de 5 %, o que é inferior ao que se obtém com outros processos de soldagem a arco, em torno de 20 a 25 % (DÍAZ, 2005). Outras vantagens deste processo são a baixa distorção, pequena zona afetada pelo calor e microestrutura refinada. Este tipo de processo de soldagem proporciona ainda melhor acabamento superficial, baixa diluição, maior largura do cordão, menor reforço e menor penetração. Os autores Milligan e Narasimhan (1980) citam ainda dentre as vantagens deste processo de soldagem que a sua fonte de calor é controlável, precisa e muito versátil para utilização de diversas ligas em pó.

Ao realizarem a comparação dos processos de soldagem PTA-P e PTA-A, os autores Díaz; Dutra *et. al.* (2010), descrevem algumas vantagens encontradas no processo alimentado por pó conforme segue: (i) produziu o melhor acabamento superficial, (ii) melhor molhabilidade, (iii) melhores valores de diluição e (iv) menores dimensões de reforço e penetração. Estas características são consideradas muito relevantes para realização de revestimentos de superfícies sujeitas ao desgaste, como corroboram Deus; Yellup, *et. al.* (1998).

As características morfológicas dos revestimentos produzidos pelo processo de soldagem PTA-P são diretamente influenciadas pelos ajustes dos seguintes parâmetros (BALASUBRAMANIAN *et. al.*, 2008; BALASUBRAMANIAN, LAKSHMINARAYANAN, *et. al.*, 2009; SILVA e DUTRA, 2012a):

- (i) Corrente de soldagem;
- (i) Composição química do pó;
- (ii) Granulometria do pó;
- (iii) Trajetória e velocidade das partículas do pó, considerando a dinâmica e o comportamento térmico;
- (iv) Taxa de alimentação do pó;
- (v) Vazão dos gases de plasma, arraste e proteção;
- (vi) Distância bico-peça;
- (vii) Recuo do eletrodo.

Outros fatores importantes, como parâmetros geométricos da tocha, diâmetro do bico constritor, distância do ponto focal do pó até a poça de fusão, ângulo dos canais injetores do pó e circuito de refrigeração da tocha também influenciam na deposição dos revestimentos (SILVA e DUTRA, 2012b). O ângulo de afiação do eletrodo geralmente não tem influência nos depósitos (TAKANO *et. al.*, 2010).

Outras características do processo ainda podem ser citadas: (i) os depósitos são densos e homogêneos com excelente ligação metalúrgica entre o substrato e o material de adição; (ii) os revestimentos são espessos (até 6 mm de espessura) com alta velocidade de deposição, já que há uma maior concentração de energia; (iii) processo muito estável em virtude da estabilidade do arco de plasma (BUDINSKI, 1988; DAVIS, 1993; RAGHU e WEBBER, 1996; LIU *et al.*, 2016; ZHANG *et al.*, 2017).

Este processo de soldagem apresenta algumas limitações, tais como: (i) tensões residuais elevadas; (ii) compatibilidade metalúrgica entre revestimento e substrato; (iii) limitações quanto a complexidade da forma do substrato e (iv) alta entrada de calor no substrato, exigindo modificações de processo ou resfriamento ativo do substrato (BOULOS *et al.*, 2017).

Algumas características do processo PTA-P como consumíveis, configuração da tocha e do bico constritor, o alimentador de pó e os gases utilizados serão descritos a seguir.

2.1.1 Consumíveis

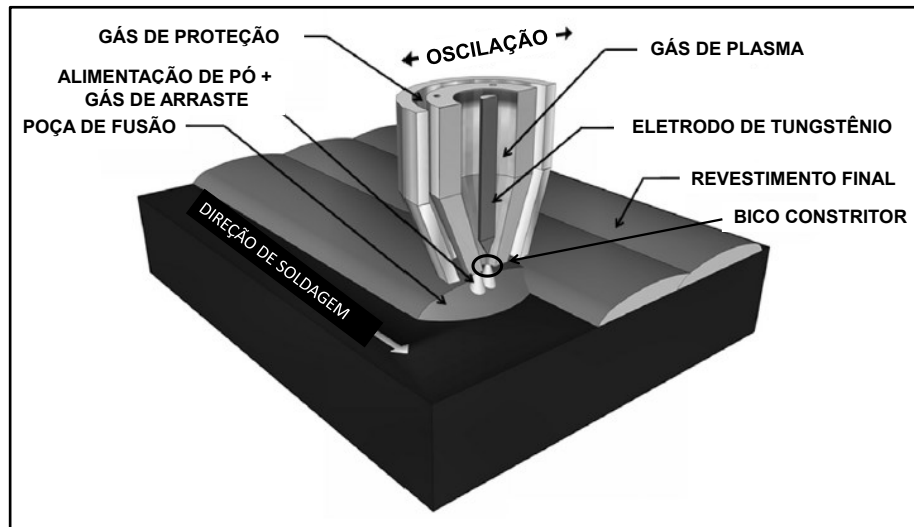
O processo de PTA-P é usado para revestimento de superfícies com a adição de pó ao invés da alimentação de arame. O pó tem dimensão de 40 a 180 μm de diâmetro e é transportado até o arco voltaico por um gás de arraste diferente dos gases de proteção e de plasma (REIS e SCOTTI, 2007). O tamanho e a forma das partículas caracterizam a fusão do consumível durante o processo e influenciam a escoabilidade dentro do alimentador de pó. Quando tais características não são atendidas, podem ocorrer defeitos de fluxo que afetam a operação dos alimentadores, produzindo depósitos irregulares que afetam o revestimento final. Partículas muito menores superaquecem ou evaporam enquanto partículas maiores podem não fundir (XIBAO e HUA, 1998).

Por haver uma flexibilidade de misturas de pós metálicos que podem produzir sobreposições com quaisquer composições químicas, o processo PTA-P é particularmente o melhor processo para aplicação de revestimentos para proteção ao desgaste (MENDEZ *et al.*, 2014).

2.1.2 Configuração da tocha e do bico constritor

A tocha utilizada neste processo de soldagem é mais robusta quando comparada à tocha do processo *TIG* em virtude dos seus elementos construtivos e de ser resfriada a água. No bocal da tocha há um bico constritor que influencia a intensidade e a concentração do arco principal de plasma, o que permite uma alta taxa de fusão do pó (LIU *et al.*, 2006). A Figura 2 mostra um esquema do funcionamento da tocha do PTA-P com alimentação externa de pó.

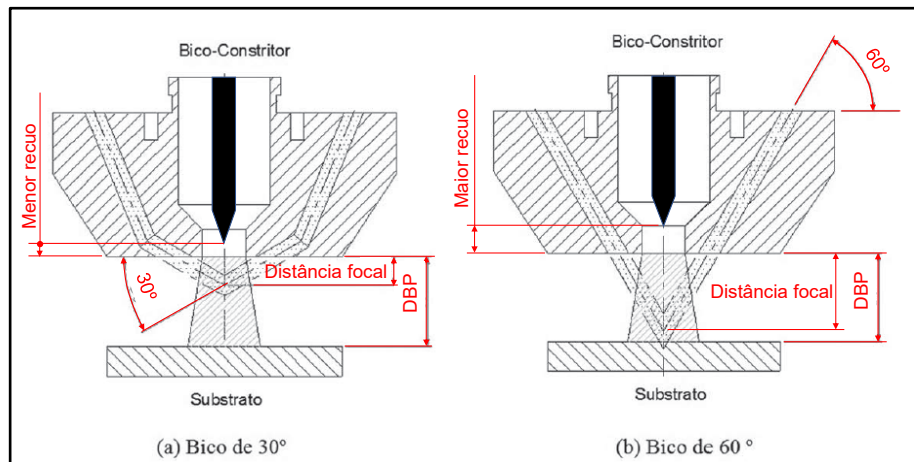
Figura 2 – Funcionamento da tocha PTA-P com alimentação externa



Fonte: Adaptado de MENDEZ *et al.* (2014)

No processo de soldagem PTA-P o arco piloto inicia e estabiliza o arco principal formado entre o eletrodo de tungstênio e a peça. Assim que o arco principal é iniciado, o arco piloto se extingue. O material de adição, o pó, é transportado de um silo de armazenamento até o bocal da tocha através do gás de arraste. O pó então atravessa o bico constritor através dos canais condutores que podem ter geometrias construtivas diferentes. O ângulo de convergência destes canais tem influência no formato do arco e na distância do ponto focal da injeção do pó no arco de plasma (DÍAZ, 2005; RIBEIRO, 2007). A Figura 3 ilustra a influência da geometria dos canais na injeção do pó. A distância focal da Figura 3a é menor que a distância focal na Figura 3b em função do ângulo de injeção dos canais. Para o ângulo maior a injeção de pó ocorre diretamente na poça de fusão e desta forma as partículas adicionadas ficam sujeitas a temperaturas e tempos maiores de permanência no arco de plasma (DÍAZ, 2005; BOND, 2008).

Figura 3 – Influência do ângulo de injeção do pó



Fonte: Adaptado de (DÍAZ, DUTRA e D'OLIVEIRA, 2011) .

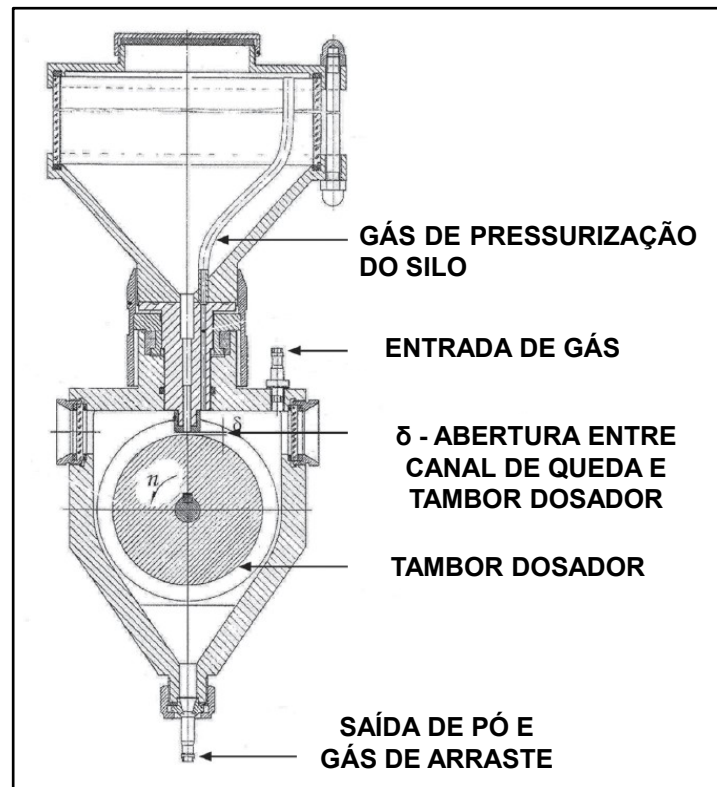
A distância bico-peça (DBP) dá-se entre a parte externa do bico até a superfície do substrato. Este parâmetro associado à constrição do arco e ao recuo do eletrodo de tungstênio dentro do bico afetam diretamente a diluição dos revestimentos (DÍAZ, 2005). Valores usuais de DBP estão em torno de 10 até 15 mm (BELLEZZE *et. al.*, 2004).

O recuo do eletrodo é a distância entre a face externa do bico e a ponta do eletrodo. Os parâmetros geométricos dos revestimentos como penetração e largura são influenciados por este recuo, assim como a constrição do arco de plasma (DÍAZ, DUTRA e D'OLIVEIRA, 2011).

2.1.3 Alimentador de pó metálico

Como dito anteriormente, o pó é transportado até o arco de plasma e armazenado em um silo de alimentação. A taxa de alimentação do pó é definida pela quantidade de material que é transportada do silo de armazenamento até o arco de plasma. Neste trabalho será denominada vazão mássica e será expressa em unidade de massa por unidade de tempo. A vazão mássica tem influência significativa nas características dos revestimentos, já que um aumento na taxa de alimentação restringe e resfria o arco de plasma (DEUIS *et al.*, 1998; BOND, 2008). Neste trabalho o alimentador de pó utilizado é mostrado na Figura 4 e a vazão mássica depende da regulação do número de rotações do tambor, regulado na fonte, e da distância entre o canal de queda e o tambor dosador, denominado δ (delta). Quanto maior o δ e o número de rotações do tambor, maior quantidade de pó sai do alimentador.

Figura 4 – Alimentador de pó



Fonte: (SILVA e DUTRA, 2012b)

O pó utilizado no processo de soldagem tem relação direta com a corrente de soldagem aplicada. Baixos níveis de corrente podem ocasionar partículas não fundidas no revestimento, enquanto altos níveis de corrente podem produzir um revestimento com microestrutura grosseira pelo fato das partículas evaporarem antes de encontrarem o substrato (BOND *et. al.*, 2005). O comportamento cinético da partícula dentro do arco de plasma e como atingem a poça de fusão dependem diretamente da corrente de soldagem e influenciam a microestrutura dos revestimentos (BOND e D'OLIVEIRA, 2012).

2.1.4 Gases utilizados

O PTA-P utiliza-se de três sistemas de gases inertes para funcionamento:

- (i) gás de plasma, que gera o feixe de plasma e protege o eletrodo;
- (ii) gás de proteção, que tem a função de proteger a poça de fusão da oxidação e contaminação do meio, e;
- (iii) gás de arraste, que carrega o material de adição na aplicação do revestimento.

As vazões dos gases devem ser controladas a fim de que os depósitos não tenham penetrações excessivas, grandes diluições e imperfeições superficiais que possam comprometer a qualidade dos revestimentos (BELLEZZE *et al.*, 2004).

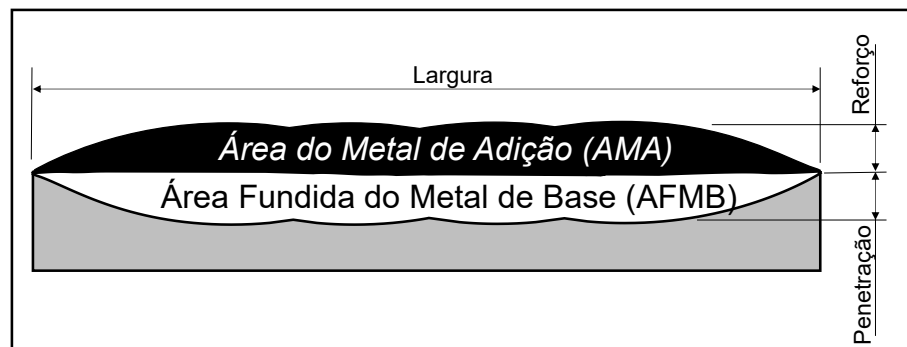
2.2 Diluição no processo PTA-P

A baixa diluição do PTA-P, quando comparada com os demais processos de soldagem, deve-se ao fato de que o arco de plasma funde o substrato de forma bem localizada juntamente com o pó (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009). A energia é absorvida principalmente pelo material de adição, quando parcialmente fundido, e a transferência de calor da poça de fusão para o pó acaba diminuindo a temperatura da poça (BEWLEY, 1978; PAVLENKO, 1996; YAEDU *et al.*, 2002; XIBAO *et al.*, 2006).

A Figura 5 mostra as características de uma seção transversal de um revestimento por soldagem de forma geral como a largura, o reforço e a penetração.

A diluição (d) é a quantidade, em porcentagem, que o metal de base e o metal de adição se misturam. Uma das formas de se calcular a diluição pode ser pela relação $d = [AFMB / (AMA + AFMB)] \times 100\%$, onde $AFMB$ = área fundida do metal de base e AMA = área adicionada pelo metal de adição, mostradas na Figura 5.

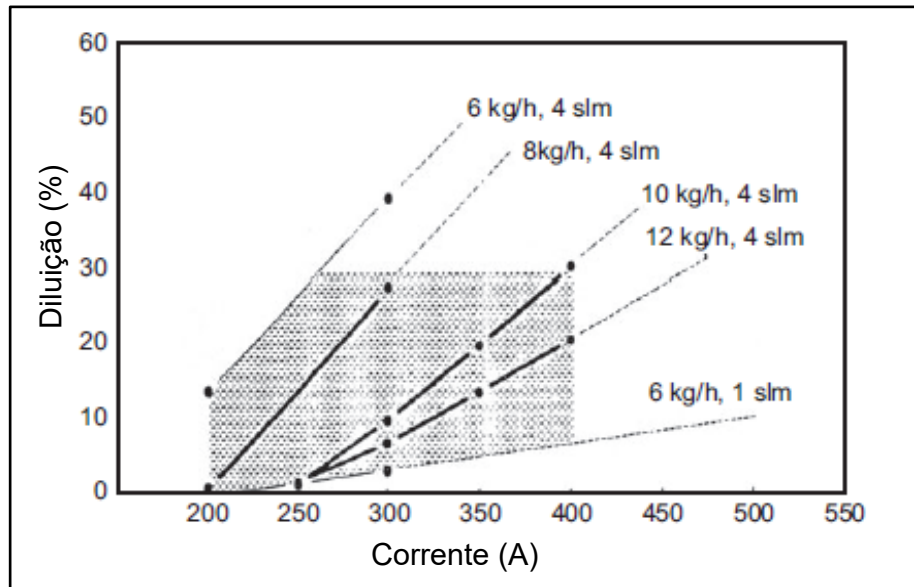
Figura 5 – Características do cordão de solda



Fonte: Da autora.

A Figura 6 mostra o impacto da combinação das variáveis taxa de deposição, corrente de soldagem e vazão de gás de plasma na diluição no processo PTA-P (HALLEN *et al.*, 1991). Ao utilizar taxas de deposição de pó iguais, quando a corrente de soldagem aumenta a diluição também aumenta.

Figura 6 – Diluição em função da corrente e da combinação taxa de deposição e vazão de gás de plasma



Fonte: Adaptado de HALLEN *et al.* (1991)

Quanto menor a mistura do material de adição ao metal de base (substrato) mais preservadas as características microestruturais do metal de adição. A técnica de tecimento da tocha, em prática soldagem, geralmente contribui para valores mais baixos de diluição e maiores larguras de cordão (DÍAZ, 2005).

No estudo de KERÄNEN (2010) revestimentos com diluições abaixo de 10 % e diluição acima de 15 % perderam o mesmo volume de material. Isso se deve, segundo o autor, ao efeito da diluição estar muito próxima da linha de fusão entre os materiais, não interferindo neste caso na superfície dos revestimentos.

2.2.1 Efeito da corrente de soldagem na diluição no processo PTA-P

A intensidade de corrente utilizada no processo PTA-P está intimamente relacionada com o aporte térmico, a energia de soldagem e a taxa de fusão. Quando muito baixos, os valores de corrente podem resultar em falta de fusão do pó ou nas laterais dos cordões individuais. Por outro lado, altos valores de corrente podem proporcionar evaporação do pó e maiores diluições. A diluição do substrato no processo de soldagem PTA é em parte por contribuição da corrente de soldagem utilizada no processo.

A intensidade de corrente pode proporcionar mudança microestrutural devido ao seu efeito na diluição. No estudo de Bohatch; Athayde, *et al.* (2015), intensidades de correntes diferentes (120 A, 150 A e 180 A) proporcionaram uma alteração da composição química e microestrutura. Estas alterações transformaram a composição

química da liga Co-Cr-Mo-Si de hipereutética para eutética ou hipoeutética dependendo da diluição proporcionada pela intensidade de corrente. Para a maior corrente de soldagem houve maior interação com o substrato o que reduziu a dureza dos revestimentos à base de cobalto, pois houve uma redução da quantidade de fase Laves.

A corrente de soldagem utilizada no processo interfere significativamente na difusão dos elementos químicos durante a soldagem devido à quantidade de calor incorporada ao longo do tempo. Este efeito foi observado pelos autores Just; Badisch, *et. al.* (2010) ao utilizarem correntes de soldagem de 70 A e 90 A no processo de soldagem PTA-P. Os carbonetos de tungstênio (WC) incorporados na matriz de níquel sofreram maior descarbonetação quando foi utilizada a maior corrente de soldagem. A espessura da interface dos carbonetos foi de 1-2 μm para a corrente de soldagem menor, enquanto que para a maior corrente a espessura foi de 10 μm .

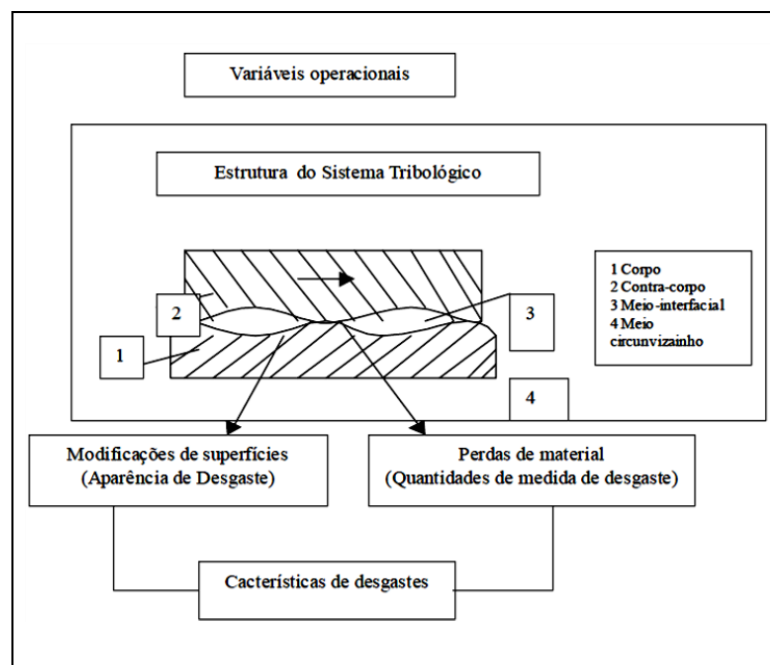
Os diversos estudos de otimização de parâmetros de soldagem corroboram com a ampla literatura dos processos de soldagem ao concluir que a diluição é afetada principalmente pelos seguintes fatores: (i) corrente de soldagem; (ii) velocidade de soldagem; (iii) tecimento da tocha; (iv) taxa de alimentação do metal de solda e; (v) distância bico-peça (BHARATH *et. al.*, 2008; GRUZDYS e MESKINIS, 2011; GARCÍA-VÁZQUEZ *et. al.*, 2013; MANDAL *et. al.*, 2015; MIRANDA *et. al.*, 2015; TAHAEI *et. al.*, 2016; WEI *et. al.*, 2018; COLAÇO e PINTAUDE, 2021). Encontrar a melhor combinação desses e outros parâmetros é altamente complexo e não trivial, já que trinta e sete variáveis que afetam o processo de soldagem PTA foram identificadas (KAPUS, 1980). Neste processo de soldagem controlar os parâmetros que afetam a diluição torna-se importante, por exemplo, para obter revestimentos resistentes ao desgaste (ILO *et. al.*, 2012; LAI *et. al.*, 2016; XIONG *et. al.*, 2018).

3 DESGASTE ABRASIVO E MICROMECHANISMOS DE DESGASTE

Superfícies possuem infinitos picos e vales, ou seja, não são completamente lisas. No desgaste, é o contato entre os picos mais altos (asperezas) das superfícies que faz com que elas sejam deterioradas de modos diferentes. Estes modos são chamados de mecanismos de desgaste (SWANSON, 1993; BAYHAN, 2006; ANNAPPA e BASAVARAJAPPA, 2013).

Como as superfícies interagem, suas características físicas e condições ambientais presentes nesta interação denomina-se tribossistema. A estrutura deste tribossistema pode ser visualizada na Figura 7.

Figura 7 – Representação esquemática de um tribossistema



Fonte: Adaptado de Czichos (2015)

O tribossistema é representado pelo corpo (1) e contra-corpo (2), o elemento interfacial (3) e o meio circunvizinho (4) que pode ser gases ou líquido, em diferentes condições de pressão (CZICHOS, 2015).

O tribossistema, de acordo com Bayer (2002), consiste em todos os elementos que influenciam o processo de desgaste, estes elementos são:

- Materiais de contato;
- Parâmetros geométricos (forma, tamanho, rugosidade);
- Movimento relativo;
- Carga;
- Tipo de lubrificação, e;

- Meio Ambiente.

O desgaste, portanto, é uma característica ou resposta do sistema, não é uma propriedade dos materiais. Os materiais se desgastam diferentemente em situações de desgaste distintas (BAYER, 2002).

Durante a preparação do solo, o sistema tribológico se dá entre ferramenta agrícola e o elemento que a ferramenta esteja em contato, por exemplo o solo ou plantas. Esta interação entre a ferramenta de preparo e as partículas do solo muda à medida que a ferramenta rasga o solo, as superfícies de contato do tribo-sistema são alteradas, o que torna esta interação uma questão tribológica complexa. A maioria dos componentes e estruturas agrícolas falha devido aos processos que ocorrem na superfície do material. Devido à alta concentração de tensões formam-se regiões propensas à nucleação de trincas, que sob carga estática ou dinâmica, deteriora o material (SINGH e SINGH CHATHA, 2020). Escavar o solo é um tipo de processo tecnológico amplamente utilizado na indústria agrícola e o desgaste por abrasão é o principal fator que limita a produtividade das ferramentas de máquinas na lavoura (EREMEEV, 2013).

Diversos autores identificam que no caso de ferramentas de preparo do solo o mecanismo de desgaste predominante é a abrasão (SWANSON, 1993; ALI e EZZAT, 1994; BAYHAN, 2006; ANNAPPA e BASAVARAJAPPA, 2013; EREMEEV, 2013).

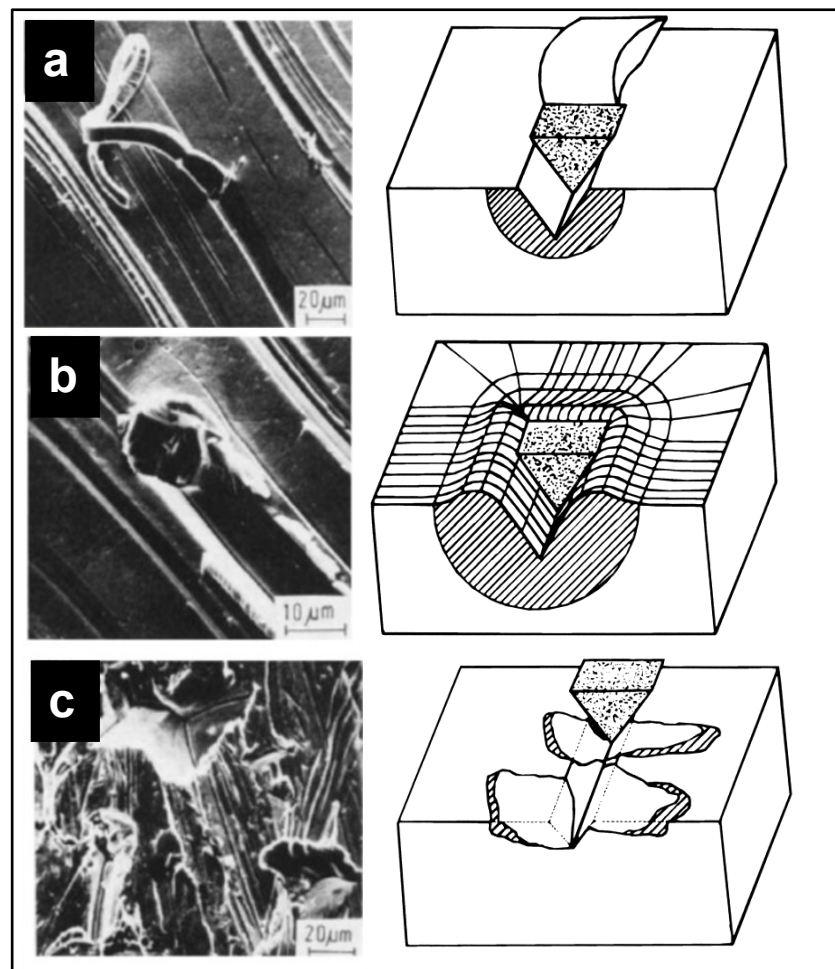
O desgaste abrasivo pode ser uma interação entre partículas abrasivas mais duras do que a do material de desgaste, porém a tenacidade à fratura do material que sofre o desgaste é tão ou mais importante quanto a sua dureza (GAHR, 1998).

Neste tipo de desgaste ocorrem micromecanismos que podem ser controlados por deformação plástica ou controlados por fratura frágil (HUTCHINGS, 1992). Tais micromecanismos são responsáveis pelo arrancamento de material da superfície.

Alguns fatores têm influência significativa no comportamento do desgaste abrasivo: (i) propriedades das partículas, (ii) condição de contato e (iii) propriedades do material desgastado (BAYER, 2002). A influência destes parâmetros pode ser explicada pela forma, ou mecanismo, pelo qual o material é removido da superfície desgastada, em escala microscópica. Exemplos de micromecanismos podem ser observados na Figura 8. O microcorte, mostrado na Figura 8a, ocorre quando a partícula abrasiva, sob determinada carga, engasta na superfície do material e vai

desprendendo material da superfície. No microsulcamento, mostrado na Figura 8b, uma partícula abrasiva única engasta na superfície do material e não há desprendimento de material na superfície. Há então a formação de proa na frente da partícula abrasiva e o material é deslocado continuamente para as laterais e formam-se sulcos adjacentes. O microcorte e o microsulcamento são típicos de materiais dúcteis. Na Figura 8c ocorre a deterioração generalizada da superfície pela concentração de tensão das partículas abrasivas. São gerados grandes destacamentos de materiais devido à formação e propagação de fissuras. Este micromecanismo é típico de materiais frágeis (GAHR, 1987).

Figura 8 – Micromecanismos de desgaste: a) Microcorte, b) Microsulcamento e c) Microtrincamento



Fonte: Adaptado de GAHR (1987).

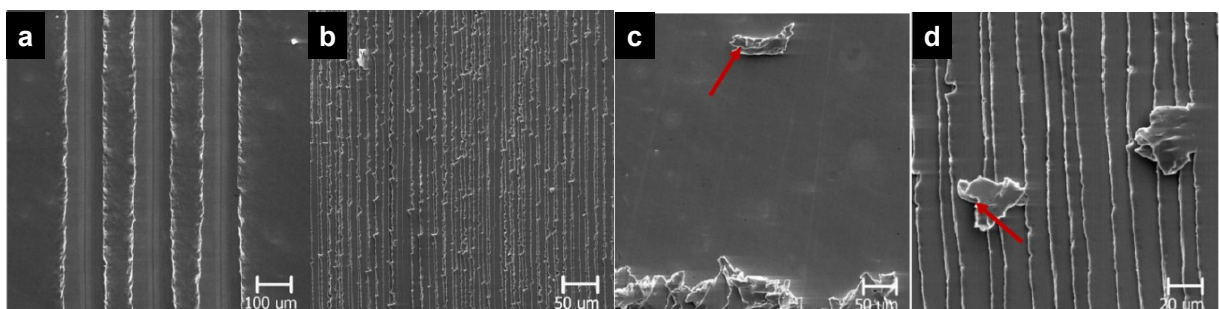
Moore (1975) afirma que o desgaste abrasivo em materiais dúcteis é fortemente afetado pelas propriedades mecânicas dos materiais e pela microestrutura. Materiais dúcteis sofrem severa deformação plástica durante o desgaste e, conseqüentemente, a taxa de desgaste depende de suas propriedades de tensão-deformação. No caso de materiais frágeis a remoção de material é feita por uma

combinação de deformação plástica e fratura frágil. Portanto, embora não exista uma relação simples entre desgaste e as propriedades mecânicas dos materiais, o desgaste é menor para materiais de dureza elevada e alta tenacidade à fratura (MOORE e KING, 1980).

Como uma tentativa de entender como micromecanismos de desgaste individuais podem levar ao desgaste global de uma superfície, Silva; Costa, *et. al.* (2011) realizaram endentações simultâneas de maneira controlada, de forma que cada endentação representa o contato de uma partícula abrasiva com a superfície. Posteriormente, testes de riscamento em superfície de cobre foram realizados para comparar com os testes de endentações simultâneas. Neste trabalho os autores descrevem que o mecanismo de microsulcamento pode levar uma remoção de material causada por deformação repetida quando há sobreposição de sulcos. A deformação plástica que ocorre nas laterais dos sulcos é diretamente afetada quando estes se sobrepõem. Nos sulcos subsequentes não há suporte mecânico para haver apenas deformação plástica e o material é cisalhado. Além disso, ocorre acúmulo de encruamento no material, podendo levar a um colapso plástico e, por consequência, há destacamento de material e desgaste.

Na Figura 9 é mostrada a micrografia de sulcos realizados em cobre com diferentes distâncias de sobreposição. Na Figura 9a não há sobreposição dos sulcos enquanto na Figura 9b o grau de sobreposição é de 95%. Nesta condição de alto grau de sobreposição dos sulcos, há formação de debris que são removidos, conforme mostrado na Figura 9c e Figura 9d.

Figura 9 – Micrografia de mecanismos de desgaste



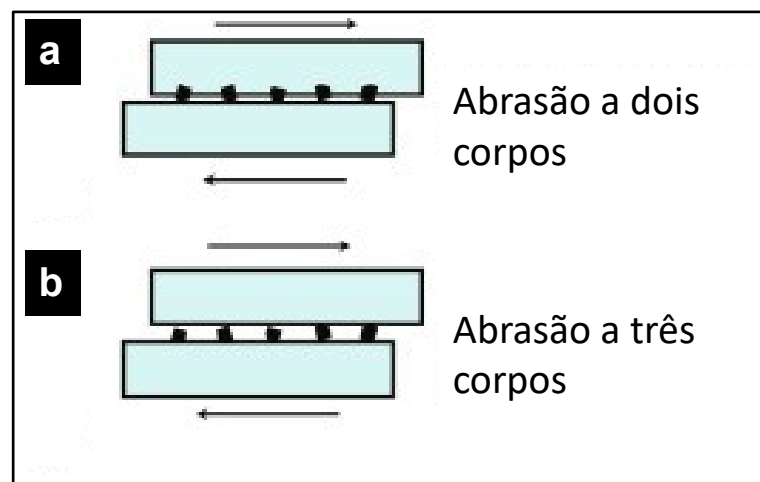
Fonte: Adaptado de Silva; Costa, *et. al.* (2011).

Ramos (2018) avaliou o desgaste abrasivo de aços de alta resistência à abrasão e baixa liga ao boro com diferentes classes de dureza e uma liga rica em cromo depositada por soldagem FCAW (*Flux-cored arc welding*). Todos estes materiais são utilizados, segundo o autor, em revestimento de equipamentos de

extração e processamento de minerais. A liga rica em cromo apresentou maior resistência ao desgaste quando comparada aos aços ligados com boro. A presença de carbonetos de cromo, com alta dureza, dispersos na matriz do revestimento promoveu acentuada perda de massa na superfície devido ao grande número de microtrincamentos.

Em algumas literaturas, o desgaste abrasivo pode ser descrito por desgaste abrasivo a dois corpos ou desgaste abrasivo a três corpos, conforme mostra a Figura 10.

Figura 10 – Diferenças entre (a) abrasão a dois corpos, (b) abrasão a três corpos



Fonte: Adaptado de Hutchings (2017).

Estas denominações referem-se à condição inicial da partícula no contato. A abrasão a dois corpos é causada pelas partículas duras “presas” na contraface, enquanto no desgaste de três corpos as partículas duras estão “livres” para rolar e deslizar entre duas superfícies deslizantes. Mas esta configuração, conforme Hutchings (2017), não é suficiente para descrever o processo de desgaste, uma vez que o que realmente descreve o fenômeno de abrasão é a dinâmica da partícula em relação à superfície. Se as partículas não estiverem firmemente presas em uma das superfícies e porventura possam mover-se sobre a outra superfície, podem formar 'terceiros corpos', deslizando ou rolando no espaço entre as superfícies. Por outro lado, partículas inicialmente soltas podem engastar-se em uma das superfícies, tornando-se abrasivos fixos em relação à outra. Desta maneira, dependendo do movimento das partículas, o autor afirma que a abrasão passa a ser descrita como abrasão por deslizamento ou abrasão por rolamento.

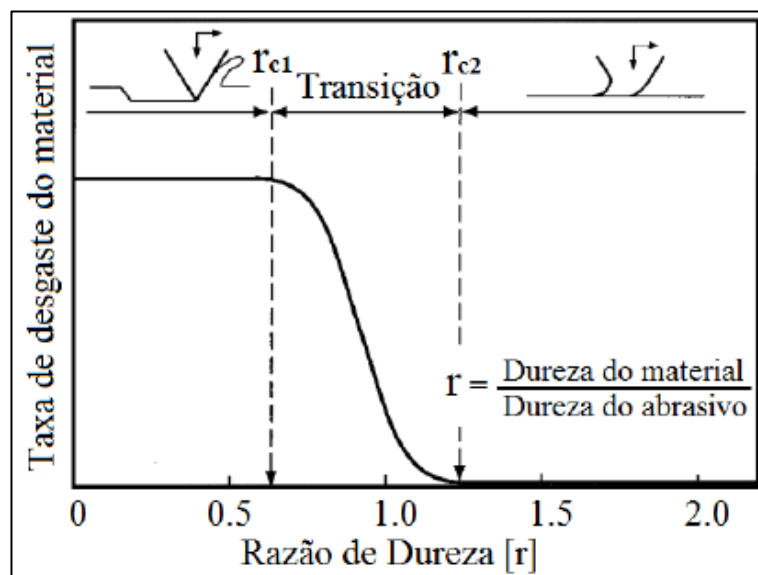
3.1 Influência dos parâmetros físicos da partícula abrasiva sobre a taxa de desgaste

As propriedades como dureza, tamanho e forma das partículas serão discutidas já que influenciam diretamente na taxa de desgaste.

3.1.1 Dureza das partículas

A taxa de desgaste é muito mais sensível quando a razão da dureza da partícula abrasiva (H_a) e a dureza das superfície (H_s), H_a/H_s , for menor que 1 (HUTCHINGS, 1992). As definições de abrasão suave e abrasão severa decorrem desta razão entre a dureza da partícula abrasiva e da superfície. Richardson (1968) definiu abrasão suave quando a razão entre dureza da partícula abrasiva (H_a) e a dureza da superfície a sofrer desgaste (H_s) é menor que 1,2. Já a abrasão severa ocorre quando a razão $H_a/H_s > 1,2$. Corroborando esta afirmação, a Figura 11 mostra no estudo de Kato e Adachi (2000) a transição entre os regimes moderado e severo de desgaste abrasivo com os valores observados da razão de dureza H_a/H_s com a taxa de desgaste do material.

Figura 11 – Taxa de desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva



Fonte: Adaptado de Kato e Adachi (2000)

A dureza das partículas do solo influencia muito o desgaste sofrido pelas ferramentas de preparo do solo. Os autores Er e Par (2006) avaliaram o desgaste, em laboratório (técnica bloco-sobre-disco) e em campo, de arados cementados, boretados e sem tratamento. O ensaio de desgaste em laboratório foi realizado com lixas recobertas com alumina (Al_2O_3) e carbeto de silício (SiC). Nos testes de abrasão

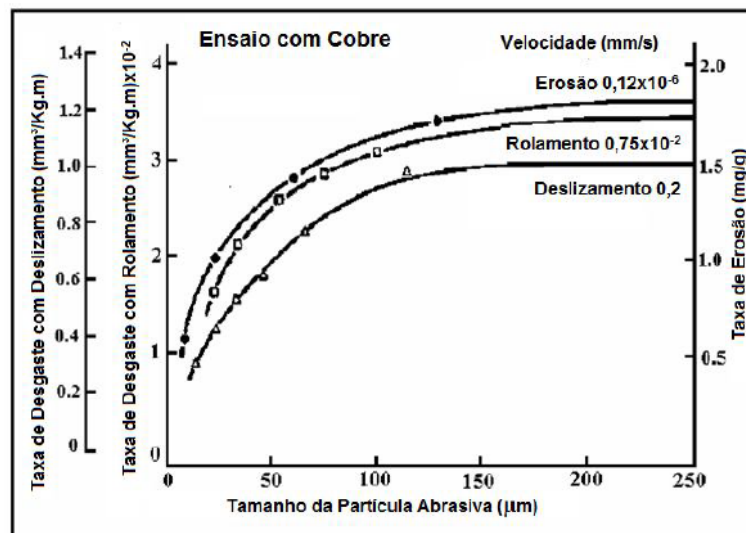
em laboratório as amostras sem tratamento sofreram maior perda de massa em relação às amostras tratadas quando submetidas ao desgaste com os dois tipos de abrasivo. No teste de campo a resistência ao desgaste das amostras boretadas não aumentou na mesma proporção da dureza do revestimento, devido a diferença de dureza das partículas do solo e da dureza dos abrasivos utilizados em laboratório. Ou seja, a dureza da partícula do solo somadas às condições reais experimentadas pela ferramenta influenciam muito no desgaste.

3.1.2 Tamanho das partículas

Outro fator que influencia a taxa de desgaste é o tamanho das partículas abrasivas. Tanto o aumento quanto a diminuição da taxa de desgaste com o aumento do tamanho das partículas são relatados na literatura (YINGJIE *et. al.*, 1985; CHANDRASEKARAN, 1992; PINTAUDE *et. al.*, 2001; TERVA *et. al.*, 2009).

Os autores Misra e Finnie (1981) estudaram o efeito do tamanho das partículas abrasivas no desgaste abrasivo. Os autores constataram que para partículas com tamanho maiores que 100 μm , a taxa de desgaste é praticamente constante. Para partículas abrasivas menores que 100 μm a taxa de desgaste cresce proporcionalmente ao tamanho do abrasivo, como mostrado na Figura 12.

Figura 12 – Taxa de desgaste em função do tamanho da partícula abrasiva



Fonte: Adaptado de Misra e Finnie (1981)

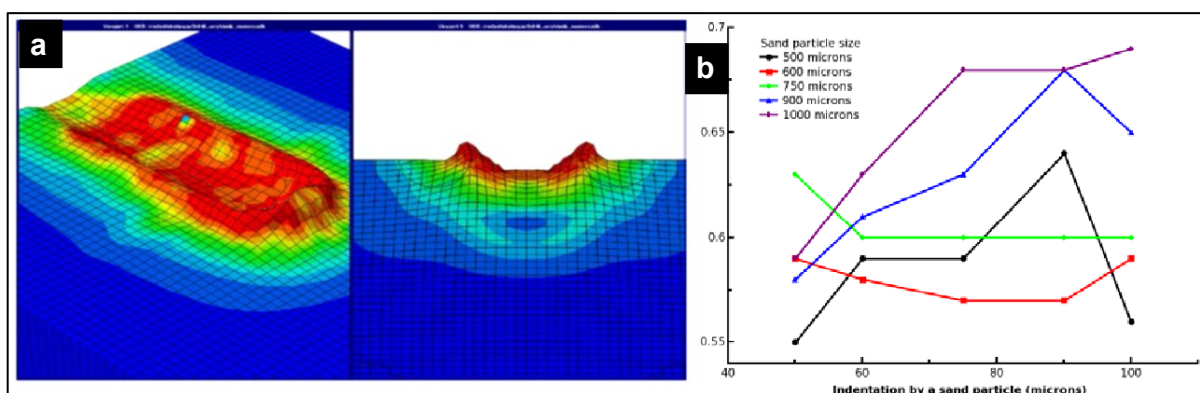
Ou seja, após atingir um tamanho crítico de partícula o comportamento ao desgaste muda e a taxa de desgaste torna-se estável. Para materiais dúcteis, este fenômeno é devido ao encruamento do material na subsuperfície (50 - 100 μm de

profundidade) durante o processo de abrasão. As pequenas partículas (abaixo de 100 μm) desgastam a camada encruada e as partículas maiores deformam o material abaixo da camada endurecida portanto, a taxa de desgaste é maior. Acima de 100 μm de tamanho de partícula, a influência na camada encruada será menor e, portanto, não haverá aumento na taxa de desgaste para um aumento adicional no tamanho das partículas (NATHAN e JONES, 1966; MISRA e FINNIE, 1981).

Geralmente, as partículas mais grosseiras se fragmentam em partículas mais finas devido às cargas impostas (BAYER, 2002). As partículas fragmentadas geram abrasivos finos de faces afiadas o que aumenta as taxas de desgaste, dependendo das condições de carregamento aplicada no tribossistema. Então, se a carga aplicada não for suficiente, as partículas mais grosseiras não se fraturam, o que pode reduzir ou manter a taxa de desgaste constante.

Em um trabalho de simulação do mecanismo de desgaste em ferramentas agrícolas, estudado por Goel; Cherukuri, *et. al.* (2012b), os resultados sugerem que a profundidade de indentação e o tamanho da partícula do solo influenciam no desgaste abrasivo. O mecanismo de desgaste predominante na simulação, segundo os autores, foi sulcamento, conforme mostra a Figura 13a. Os autores afirmam que não parece haver um padrão claro na dependência do fator de remoção de material (f_{ab}) com a profundidade de indentação ou tamanho de partícula, conforme mostrado na Figura 13b. Esta afirmação está desalinhada com os resultados relatados na literatura, que sugerem que as perdas de desgaste inicialmente aumentam e atingem um valor constante à medida que o tamanho de partícula é aumentado.

Figura 13 – Formação do sulco



Fonte: GOEL *et. al.* (2012a)

Conforme ilustrado na Figura 13b os tamanhos das partículas utilizadas na simulação são de 500 a 1000 μm , este tamanho de partícula é considerado na

literatura grande para os efeitos de desgaste abrasivo. Os tamanhos de partículas abrasivas responsáveis pelo desgaste abrasivo têm tamanho entre 5 e 500 μm (HUTCHINGS, 1992). A camada mais próxima da superfície dos materiais é mais dura devido ao encruamento do material (cerca de 50 - 100 μm) e por isso apenas pequenas partículas serão capazes de penetrar essa camada pois elas terão maior pressão de contato. As partículas grandes apenas deformarão plasticamente o material (MISRA e FINNIE, 1981).

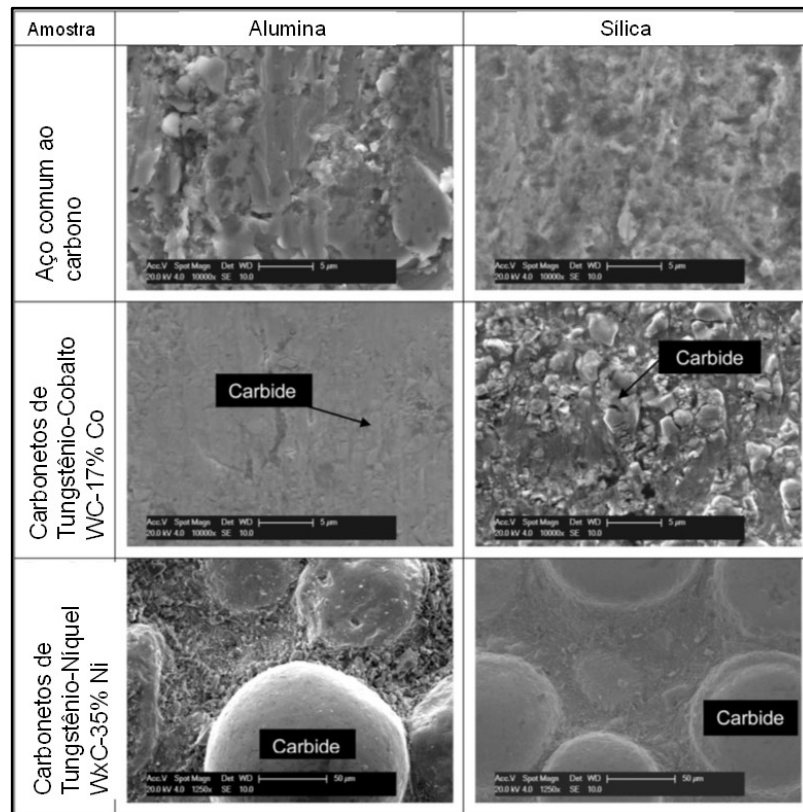
3.1.3 Forma das partículas

O formato das partículas abrasivas também influencia fortemente as taxas de desgaste, sendo que em geral partículas angulares causam maior desgaste do que as partículas arredondadas.

A relação da taxa de abrasão com o tamanho e a forma dos abrasivos descrita pelos autores Swanson e Vetter (1985) mostra que o volume desgastado é menor para partículas arredondadas do que para as partículas angulosas. Os autores compararam partículas arredondadas e partículas angulosas no ensaio de abrasão tipo roda de borracha e conforme as partículas mais pontiagudas são usadas, elas vão reduzindo sua angularidade pela fragmentação das bordas. Além disso, os autores indicam que o abrasivo angular não deve ser reutilizado no ensaio para que se obtenha resultados consistentes, porém as partículas com grãos arredondados podem ser reutilizadas.

Kamdi; Shipway, *et. al.* (2011) utilizaram o ensaio de abrasão tipo roda de borracha para entenderem o efeito do tipo e do tamanho da partícula abrasiva na abrasão de superfícies revestidas com carbonetos de tungstênio-cobalto e carbonetos de tungstênio-níquel e um aço comum ao carbono para comparação. As partículas abrasivas foram sílica (forma arredondada) com tamanho de 180 μm até 250 μm e alumina (forma angular) de 212 μm a 300 μm . As amostras desgastadas pelo ensaio de roda de borracha são mostradas na Figura 14.

Figura 14 – Regiões centrais das amostras desgastadas



Fonte: Adaptado de Kamdi; Shipway, *et. al.* (2011).

Embora os autores tenham realizado comparações entre os tamanhos das partículas e os tamanhos dos carbonetos dos revestimentos, o tipo de processo de deposição dos revestimentos neste estudo é o mais relevante para as diferenças nas taxas de desgaste. Os carbonetos contendo cobalto foram depositados por aspersão térmica de alta velocidade enquanto os carbonetos com níquel, foram depositados por soldagem. A tenacidade relativamente baixa do revestimento contendo cobalto é consequência da “destruição” do carboneto quando é pulverizado no substrato, o que não ocorre com a deposição do revestimento contendo níquel já que este é soldado. Os mecanismos de desgaste apontados pelos autores para o revestimento com cobalto são típicos de materiais frágeis, conhecido por “*intersplat cracking*”. Por outro lado, o revestimento com níquel, depositado por soldagem, se comportou como um revestimento dúctil e resistiu aos danos causados no ensaio de abrasão.

A dinâmica da partícula, durante o ensaio de abrasão tipo roda de borracha é outro fator apontado pelos autores, como mostrado na Figura 14. Para o aço comum ao carbono, as partículas de alumina engastam na amostra e acontece o microsulcamento. Já o rolamento das partículas de sílica, arredondadas, promove

deformações plásticas na superfície da amostra. Nos revestimentos pulverizados de cobalto, houve remoção preferencial da matriz e o carboneto ficou mais protuberante na superfície. A aparência mais lisa da superfície desgastada por alumina indicou que o mecanismo de remoção de material foi o corte, entretanto, as partículas de sílica promoveram a fratura e a remoção dos carbonetos. Na superfície dos revestimentos soldados, houve rolamento de ambas as partículas. Os carbonetos ficaram mais expostos no ensaio de desgaste com as partículas de alumina e desgastaram a matriz. Já com as partículas de sílica não houve desgaste significativo.

3.2 Desgaste abrasivo em implementos de preparação do solo

A preparação do solo é uma atividade recorrente para a agroindústria e necessita de diversos implementos para ser realizada. A remoção de tocos remanescentes da colheita florestal e a descompactação de camadas profundas do solo são exemplos de atividades contínuas de preparo do solo.

Na silvicultura, por exemplo, o preparo do solo exige algumas ferramentas específicas quando a cepa anterior não é queimada. No caso do reflorestamento de pinus e eucalipto, por muito tempo o plantio foi realizado entre as cepas do último corte, acreditando-se que quando as novas plantas atingissem o seu ponto de corte (sete anos), as cepas anteriores já estariam decompostas. Porém, isso não acontece e as cepas antigas se somam às do novo corte, prejudicando os novos plantios, além de gerar atrasos e redução de vida útil de equipamentos e consequentemente dificuldades para o plantio mecanizado (BUSCARATO, 2007).

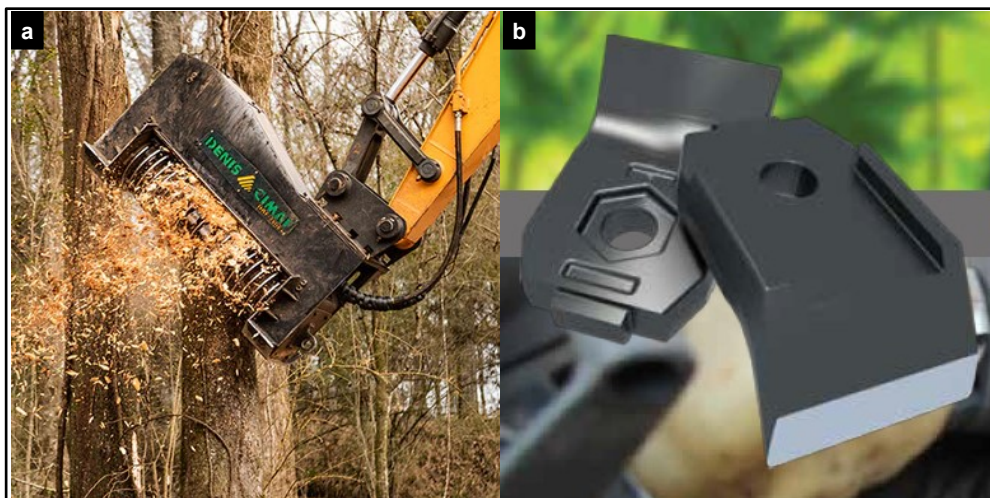
Da semeadura até a colheita existem diversas perdas. Tais perdas podem ser principalmente pela falta de manutenção das colheitadeiras, falta de regulagem ou de ajuste fino das máquinas e idade ou obsolescência da frota (ALONÇO *et. al.*, 2002; IBGE, 2004; BENEDINI *et. al.*, 2008). Diminuir as perdas do setor e intensificar a produção pode advir do incremento da vida útil dos implementos agrícolas, aumentando sua resistência ao desgaste por exemplo (ARAMIDE *et. al.*, 2021).

Neste contexto, os implementos empregados em atividades de preparação do solo são de fundamental importância. A necessidade de remoção de tocos e descompactação dos solos para a produção faz com que haja uma dependência dos agricultores em utilizar ferramentas de mobilização do solo como trituradores, para remoção dos tocos e subsoladores para descompactação. As lâminas acopladas aos

trituradores e as hastes dos subsoladores estão submetidas a severas condições de operação e desgaste devido à abrasão e à corrosão.

O cortador de tocos é um triturador de cepas e tem uma série de lâminas afiadas montadas ao longo do eixo rotativo conforme mostrado na Figura 15. Já o subsolador é uma haste, apresentada em diversos tamanhos e formatos, que rompe o solo em três direções: para frente, para cima e para os lados conforme mostrado na Figura 16.

Figura 15 – Cortador de tocos em funcionamento (a) e detalhe da lâmina (b)



Fonte: Cimaf, (2020).

Figura 16 – Subsolador em funcionamento (A) e detalhe do subsolador (B)



Fonte: Wearparts, (2022).

A avaliação do desgaste nas ferramentas de preparação do solo geralmente é conduzida em campo, o que demanda um longo período, maquinário agrícola e extensa área de campo. Os estudos geralmente avaliam um maior ou menor rendimento do implemento agrícola considerando fatores específicos como a área do

campo, o tipo de solo, a profundidade utilizada para semeadura, a velocidade do equipamento agrícola, a força média de trabalho do implemento, entre outros parâmetros (FIELKE *et. al.*, 1993; OWSIAK, 1997; SIQUEIRA *et. al.*, 2002; FERNANDES *et. al.*, 2003; SASAKI e GONÇALVES, 2005; BAYHAN, 2006; BOLZANI *et. al.*, 2007; FERREIRA, 2008; GAMERO, 2008; MACHADO *et. al.*, 2009).

Embora estudos mais recentes avaliem os mecanismos de desgaste, esta avaliação ainda considera os fatores elencados anteriormente (STAWICKI *et. al.*, 2018; NAPIÓRKOWSKI *et. al.*, 2019). Há também uma lacuna de pesquisas sobre implementos de preparação do solo revestidos por soldagem com avaliação sistemática da resistência ao desgaste abrasivo sofrido por essas ferramentas (ARAMIDE *et al.*, 2021). Em uma revisão sistemática da literatura sobre desgaste em ferramentas agrícolas, YAZICI (2021) afirma terem sido publicados oito estudos específicos sobre *hardfacing* em ferramentas agrícolas no período de 2017 até 2020.

A fabricação ou manutenção dos implementos agrícolas pode ser realizada através de revestimento por soldagem de ligas de alta resistência ao desgaste sobre materiais menos resistentes ao desgaste (CASTRO, 2010; TEKESTE *et. al.*, 2021).

Aços amplamente utilizados como matéria-prima na fabricação de implementos agrícolas são os aços da família Hardox® que tem como principal característica alta resistência ao desgaste abrasivo, resistência a cargas de impacto, usinabilidade e boa soldabilidade (SSAB, 2021). Diversas siderúrgicas produzem aços com as mesmas características desta família e ainda não há uma nomenclatura padronizada para produtos similares (Tabela 1) (BIAŁOBRZESKA e KONAT, 2017).

Tabela 1 – Nomenclatura de aços de elevada resistência a abrasão em diferentes siderúrgicas

Siderúrgica	Nomenclatura
Usiminas	USI AR 400 - USI AR 450 - USI AR 500
Arcelor Mittal	Creusabro® Superten - Creusabro® 4800® - Creusabro® 8000®
SSAB	Hardox® 400 - Hardox® 450 - Hardox® 500 - Hardox® 600

Fonte: Adaptado de VIEGAS (2016).

O aço USI AR 450, fabricado pela usina siderúrgica Usiminas, é amplamente utilizado em tratores, retroescavadeiras e no segmento da mineração em virtude da sua alta resistência a abrasão (USIMINAS, 2015). As características de fornecimento estão na Tabela 2. Outros materiais encontrados no segmento de mineração são os laminados: SAE 1045, SAE 1345, SAE 1020 e ASTM A36.

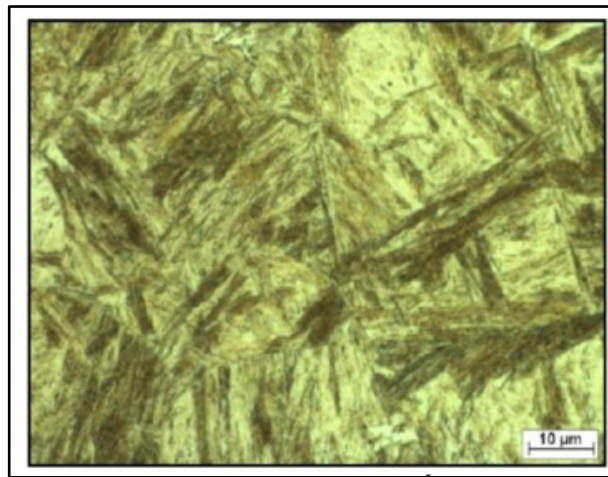
Tabela 2 – Características de fornecimento do aço USI AR 450 (Usiminas)

Faixa de espessura (mm)	Composição química (% em peso)						Dureza Brinell (HB)
	C	Mn	P	S	Ni	Cr	
6,00 – 50,80	≥0,25	1,50	0,025	0,010	0,20	0,40	410-490

Fonte: Adaptado de (USIMINAS, 2015)

A microestrutura do aço Hardox® 450, similar ao USI AR 450 apresenta estrutura martensítica acicular (Figura 17).

Figura 17 – Microestrutura do aço Hardox 450



Fonte: Adaptado de ULEWICZ *et. al.* (2013).

3.2.1 Comportamento ao desgaste do aço USI AR 450

Aços martensíticos tratados termicamente são comumente utilizados por apresentarem alta dureza e elevada resistência em ambientes abrasivos (HAIKO *et. al.*, 2020). Ensaio de abrasão por roda de borracha foram realizados em quatro aços diferentes, incluindo o Hardox®, com microestrutura martensítica e durezas distintas pelos autores BIAŁOBRZESKA e KONAT (2017). Os resultados mostraram que o aço de maior dureza (470-530 HB) teve maior resistência ao desgaste quando comparado com os aços de dureza inferior (340-440 HB). Somando-se a este resultado, com base nos resultados obtidos, os autores identificaram uma correlação entre o desgaste abrasivo e a dureza dos aços concluindo que aços com menor dureza são caracterizados por menor resistência ao desgaste abrasivo e que no caso dos aços martensíticos, a dureza pode ser um critério preliminar na análise comparativa da resistência ao desgaste abrasivo.

A resistência a abrasão do aço Hardox® 450 sem revestimento e revestidos por soldagem foi avaliada por VIEGAS *et. al.* (2016) com abrasômetro tipo roda de

borracha. Corpos de prova com substrato de Hardox® 450 foram revestidos por soldagem com arame tubular resistente a abrasão (5,9%C; 25,9%Cr; 4,0%Mn; 3% Si). A região desgastada no estudo não foi evidenciada claramente, mas os autores indicam que o ensaio abrasivo foi realizado no substrato em todas as condições. Os substratos revestidos tiveram perda volumétrica maior que o aço sem revestimento. Os autores atribuem a diminuição da resistência à abrasão aos ciclos térmicos provenientes do aporte térmico do processo de soldagem que alterou a dureza das amostras.

No estudo dos autores RAIKOV *et. al.* (2015) houve o aumento da resistência ao desgaste em 2,25 vezes de um revestimento (2,6%C; 2,2%B; 14,8%Cr; 4,7%Nb) depositado por soldagem sobre um aço Hardox®. Os autores atribuem o aumento da resistência ao desgaste ao grande volume (~40%) de precipitados de carbonetos de nióbio (NbC), carbonetos de cromo (Cr_3C_2) e de boretos de ferro (Fe_3B) presentes no revestimento.

CUNHA (2018) comparou a resistência ao desgaste da família de aços Hardox® (450, 500, 550 e 600) e revestimentos duros depositados por eletrodo revestido de duas ligas da família Fe-Cr-C (com e sem Boro). Utilizando um abrasômetro de tambor com minério de ferro como abrasivo, o autor corrobora o resultado encontrado por RAIKOV *et al.* (2015) que as ligas depositadas por soldagem apresentaram menores valores de perda de massa devido à presença de carbonetos e boretos dos tipos M_7C_3 e $M_{23}(C,B)_6$. O aço Hardox® 450 foi o que apresentou maior perda de massa em relação a todas as amostras avaliadas. A adição de Boro nos revestimentos contribui para o refinamento dos grãos da austenita, além de formar boretos primários que têm boa resistência ao desgaste, além do alto volume de carbonetos de cromo também contribuírem para uma melhor resistência ao desgaste (KIM *et. al.*, 2009; TANG *et. al.*, 2011).

Utilizando revestimentos duros depositados por eletrodo revestido com alto teor de Cr (27,8%) sobre aço comum ao carbono, os autores MARQUES *et. al.* (2016) compararam a resistência ao desgaste do Hardox® 450 com os revestimentos depositados por soldagem. Os revestimentos depositados tiveram melhor desempenho ao desgaste do que o material não soldado em 66%, com o ensaio de abrasão ASTM G-65. Os autores atribuem a maior resistência a abrasão à maior dureza dos revestimentos.

Diante dos estudos apresentados, pode-se inferir que revestimentos depositados por soldagem, sobre este aço ou sobre outro substrato, podem aumentar ainda mais a resistência ao desgaste, já que este processo pode contribuir para a formação de diversos carbonetos, dependendo da composição química do metal de adição.

3.3 Desgaste abrasivo de revestimentos duros

Hardfacing é definido como a deposição de uma liga metálica dura, através de um processo de soldagem, sobre a superfície de um material dúctil, a fim de prolongar o tempo de utilização, restaurar e/ou proteger a superfície de desgaste ou corrosão. Tais revestimentos têm forte ligação metalúrgica com o substrato e não provocam perda significativa da sua ductilidade ou tenacidade (HUTCHINGS, 1992; ÇÖMEZ, 2022). É uma das formas mais comuns e econômicas de melhorar a propriedade, a durabilidade e o desempenho da superfície de componentes (ASHVINKUMAR PADHIAR e VINCENT, 2020; PREEDAWIPHAT *et al.*, 2020).

As ligas metálicas para revestimentos duros utilizadas geralmente contêm cromo, tungstênio ou vanádio, que melhoram o desempenho em serviço em virtude de resultarem em ligas com maior dureza e resistência ao desgaste (BUCHELY *et al.*, 2005).

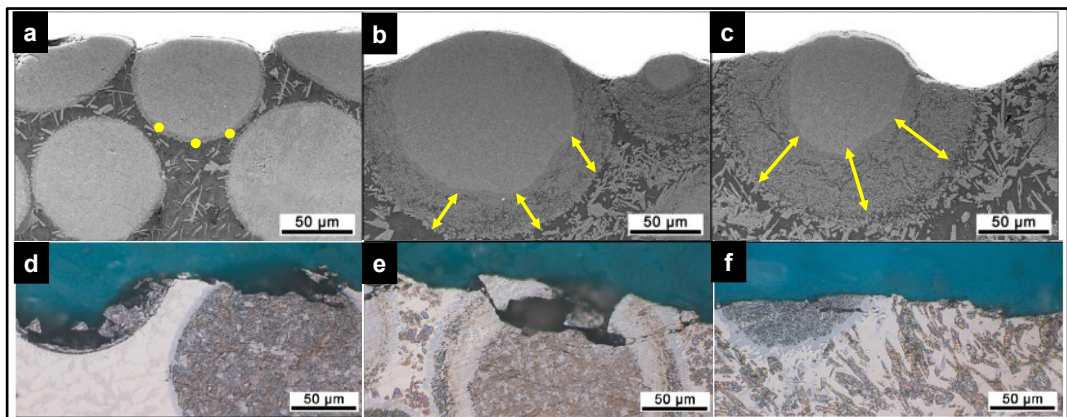
3.3.1 Comportamento ao desgaste de revestimentos de ligas de Níquel com carboneto de Tungstênio

Revestimentos à base de níquel (Ni) com adição de carbonetos de tungstênio (WC) podem ser utilizados para melhorar a qualidade superficial e o tempo de vida útil de diversos componentes. Compósitos de NiCrBSi-WC apresentam elevada resistência ao desgaste abrasivo proporcionada pelo WC, combinada com a ductilidade do Ni (CHOI *et al.*, 2010; LEECH *et al.*, 2012; FISHER *et al.*, 2013; DEENADAYALAN e MURALI, 2019).

As porcentagens de WC na superfície do revestimento bem como o espaçamento entre os carbonetos influenciam diretamente na resistência ao desgaste. Esta porcentagem é influenciada pela degradação dos carbonetos que pode ocorrer durante a soldagem devido ao calor imposto pela corrente do processo (CHOI *et al.*, 2010; JUST, ILO, *et al.*, 2010; KATSICH e BADISCH, 2011; DENG *et al.*, 2013). Os espaçamentos e a degradação dos carbonetos podem ser visualizados pelas

marcas na Figura 18; conforme a corrente de soldagem aumenta há maior espaçamento e maior degradação dos carbonetos. O tungstênio pode ficar também distribuído na matriz, isso deve-se à descarbonetação de WC que ocorre durante o processo de soldagem para algumas faixas de corrente. A dissolução de partículas de WC na matriz causa a precipitação de carbonetos secundários ao redor dos carbonetos primários e é denominado “efeito aura”, evidenciado pelas setas na Figura 18 e reportado em diversas literaturas (HARPER *et al.*, 2002; JUST *et al.*, 2010; DENG *et al.*, 2013; FISHER *et al.*, 2013).

Figura 18 – Superfície das amostras desgastadas para revestimentos depositados com diferentes correntes: (a,d) 50 A; (b,e) 80 A; (c,f) 110 A



Fonte: Adaptado de KATSICH e BADISCH (2011).

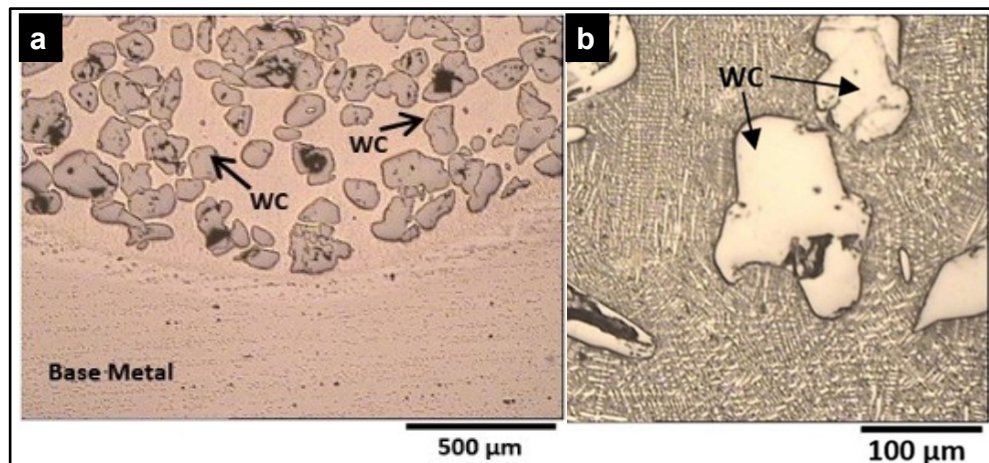
A Figura 18d mostra que em baixas correntes a fase dura (mais escura) protege a matriz dúctil (parte mais clara) do desgaste. O carboneto primário sofre colapso por fratura frágil, mas a matriz ainda está protegida. Com o aumento da corrente há uma interface maior entre a matriz e os carbonetos e a fragmentação dos carbonetos é menor, porém há muitas trincas na interface e a matriz começa a sofrer maior desgaste (Figura 18e). Este aumento na taxa de desgaste pode ser devido às partículas duras do carboneto agirem como partículas abrasivas quando são arrancadas. Na Figura 18f há dissociação maior dos carbonetos, devido ao aumento da corrente de soldagem, e desta forma a matriz tem um comportamento frágil ao invés de dúctil e sofre maior desgaste em virtude da falta de proteção pelos carbonetos.

Algumas literaturas relatam que quando a liga de NiCrBSi-WC é submetida a desgaste abrasivo, o mecanismo de desgaste predominante é fratura frágil (KATSICH e BADISCH, 2011; FISHER *et al.*, 2013). Em ensaios de desgaste abrasivo a carga é transferida para as partículas de reforço já que a matriz, sendo mais macia, seria arrancada ou deformada plasticamente pelas partículas abrasivas. Se as partículas

de reforço nos revestimentos suportarem a carga, então não há tensão imposta em partículas individuais. O mecanismo de fratura frágil ocorre particularmente quando o reforço pode não ser capaz de absorver energia durante os impactos com as partículas abrasivas maiores e pode então ocasionar o lascamento e remoção acelerada da matriz. Isto pode, inclusive, desprender as partículas de reforço da matriz e serem removidas (WANG *et. al.*, 1996; LIYANAGE *et. al.*, 2012).

Os autores Tahaei; Vazquez, *et. al.* (2016) revestiram um aço ferramenta através do processo de soldagem PTA-P, com uma mistura de pó à base de NiCrBSi-WC. Segundo os autores devido à alta densidade dos carbonetos de tungstênio, a fração volumétrica destes carbonetos é maior na parte próxima ao substrato do que na parte superior do cordão, conforme é mostrado na Figura 19a. Na soldagem de revestimentos contendo NiCrBSi-WC as partículas de WC podem ficar distribuídas na matriz em forma de bloco, conforme mostrado na Figura 19b.

Figura 19 – Partículas de WC distribuídas na matriz de Ni (a) e partículas de WC próximas à linha de fusão (b)



Fonte: Adaptado de Tahaei; Vazquez, *et. al.* (2016).

Sabzi; Dezfúli, *et. al.* (2018) depositaram sobre um aço com baixo teor de carbono, denominado St 37 (norma DIN 17100 - 0,12%C - 0,19%Si - 0,46%Mn), utilizando o processo de soldagem TIG, nanocompósitos de WC com quantidades diferentes (5%, 10%, 15% e 20% em peso) misturados em um pó à base de Ni. Os autores concluíram que a dureza aumentou quando houve o aumento de WC em peso em relação ao substrato sem revestimento e a taxa de desgaste diminuiu para revestimentos com maior quantidade de carbonetos. Também foi observado pelos autores que após uma determinada distância percorrida no ensaio a inclinação da curva da taxa de desgaste se estabiliza. Esta estabilização pode acontecer devido ao acúmulo de discordâncias e ao trabalho a frio que acontece nas camadas da

subsuperfície ou da predominância de carbonetos nas regiões de contato enquanto há o desgaste da matriz.

O desgaste abrasivo de dois revestimentos diferentes depositados por PTA-P e por aspensão térmica em amostras de aço comum ao carbono foi avaliado pelos autores Leech; Li *et al.* (2012). O revestimento duro à base de Fe (11% Cr, 8% W, 7%Nb, 6% C, 3% Ir e 3%Mo) foi depositado por PTA-P e comparado com o revestimento com carboneto de tungstênio (WC) à base de Ni, depositado por aspensão térmica. Os autores realizaram ensaios de desgaste tipo roda de borracha e pino sobre disco. Embora a conclusão dos autores mostre que a liga à base de Fe apresentou uma taxa de desgaste significativamente menor que a liga de WC, um fator que pode contribuir para a menor taxa de desgaste é o processo de deposição das ligas. A microestrutura formada em cada um dos depósitos é diferente justamente em virtude do processo utilizado. A escala das fases duras é diferente para cada uma das ligas, uma muito mais fina (1-10 μm) na liga à base de Fe do que as partículas de WC (500-1500 μm). O mecanismo de desgaste na liga à base de Fe foi microcorte tanto da matriz como nas fases de carboneto. Já o mecanismo de desgaste da liga de WC consistiu em riscos na matriz e deslocamento de carbonetos finos combinados com arredondamento das bordas e fragmentação local das partículas de carboneto mais grosseiras.

3.3.2 Comportamento ao desgaste de revestimentos de ligas de Ferro, Cromo, Carbono e Vanádio

As ligas com Ferro, Cromo e Carbono (Fe-Cr-C) são interessantes para aplicação de revestimentos duros porque podem formar uma grande variedade de carbonetos, provendo um aumento da resistência a abrasão. Esse aumento se deve ao tipo e tamanho da segunda fase dura formada, que impede a ação de corte efetiva pelas partículas abrasivas (BUCHELY *et al.*, 2005; BUCHANAN *et al.*, 2007). A composição química da liga utilizada no revestimento e os ciclos térmicos aos quais a liga é submetida podem levar à transformação de alguns tipos de carbonetos, tais como MC, M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e Cr_2C_3 , onde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos (BUCHANAN *et al.*, 2007; CHANG *et al.*, 2009).

Ligas Fe-Cr-C são amplamente discutidas na literatura, entretanto, ligas desse tipo com grande quantidade de Vanádio (> 5 V% em peso) ainda podem ser mais investigadas. Ferramentas com alto teor de V podem substituir o ferro fundido com

alto teor de Cr usado na indústria de mineração, por exemplo, pois a alta concentração de V aumenta a resistência ao desgaste em até cinco vezes (WEI *et al.*, 2006). A adição de V em revestimentos à base de Fe pode reduzir o tamanho dos carbonetos primários e melhorar a resistência à abrasão (QI *et al.*, 2011). Os carbonetos de vanádio (VC) possuem alta dureza e estabilidade térmica e podem ser usados para reforçar camadas de revestimentos espessos (ZHAO *et al.*, 2022).

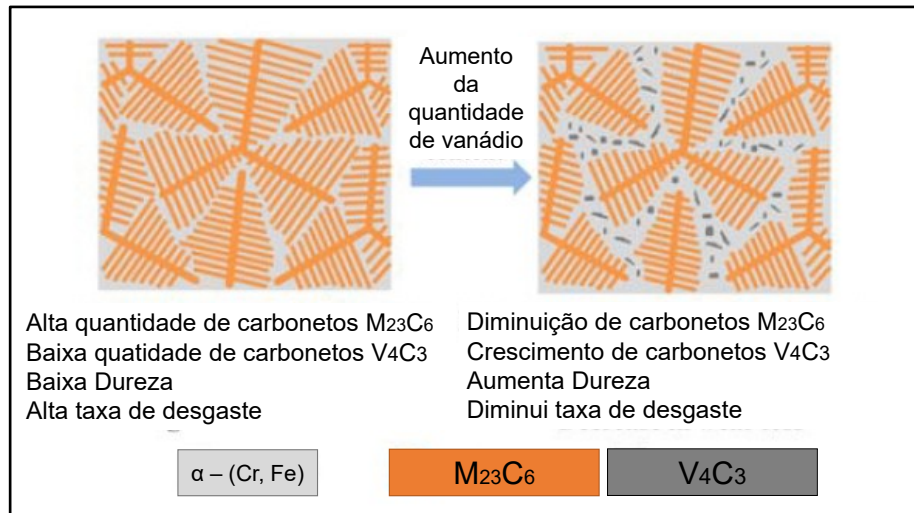
ARAMIDE *et al.* (2022) produziram revestimentos de Fe-Cr-C com adição de vanádio (15% em peso) usando o processo de revestimento Laser. Os autores relataram que a temperatura aplicada no processo tem um grande impacto no tamanho e na formação de VC.

GÜNTHER e BERGMANN (2020) realizaram revestimentos com o processo de soldagem GMAW (*Gas metal arc welding*) modificado, com a técnica de inserção de um fio quente (liga Fe-CrC-12%V em peso) na poça de fusão. Com esta técnica foi possível controlar o aporte de energia e a quantidade de material depositado. Os autores relatam que houve um aumento do teor de VC de ~6 % para pouco mais de 15 % quando da inserção do arame diretamente na poça. A metodologia utilizada proporcionou redução na diluição do substrato, aumento na quantidade de carbonetos primários de V e refinamento de grãos da matriz.

O estudo dos autores Lai; Hsieh, *et al.* (2016) avaliou o efeito da adição de vanádio na microestrutura e no comportamento ao desgaste em um revestimento de liga eutética de Fe-CrC. Os carbonetos V_4C_3 foram observados nos interstícios das células eutéticas $\alpha + M_{23}C_6$, e a largura entre estas células aumentou, conforme mostra a Figura 20. A fração de carbonetos $M_{23}C_6$ diminuiu com o aumento da quantidade de vanádio e a fração de V_4C_3 aumentou. Os autores afirmam que o carboneto de vanádio (V_4C_3) melhorou a resistência ao desgaste. As superfícies desgastadas são mostradas na Figura 21 e todas as superfícies apresentaram sulcos descontínuos. Poucos sulcos profundos foram encontrados nas superfícies das Figura 21a e Figura 21b; esses sulcos indicavam abrasão severa. Segundo os autores, na liga mostrada na Figura 21c não foram encontrados sulcos profundos, a qual apresentou uma melhor resistência à abrasão quando comparada as ligas a ou b. Um destaque é dado para a superfície da liga contendo a maior quantidade de V que apresentou diversas crateras além dos sulcos que apareceram nas outras superfícies (Figura 21d). Estas crateras continham o carboneto V_4C_3 que foi arrancado no ensaio de abrasão. Como a liga com maior quantidade de vanádio proporcionou o aumento dos espaços entre os

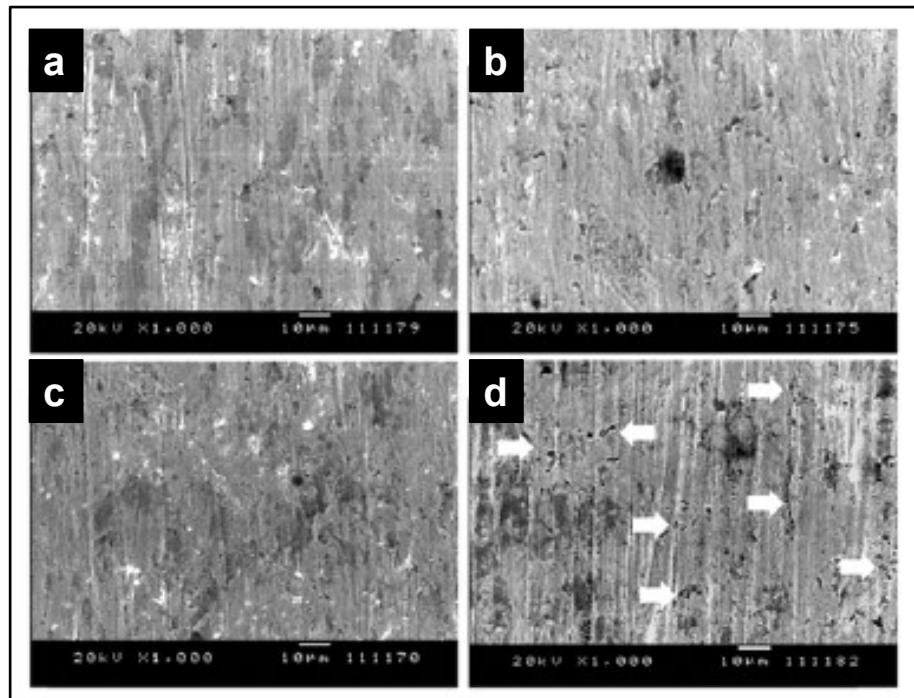
carbonetos $M_{23}C_6$ teoricamente haveria maior desgaste já que as partículas abrasivas poderiam atacar nestes espaços e a fração deste carboneto diminuiu. Porém houve maior resistência ao desgaste das ligas com maior quantidade de vanádio (c e d) justamente porque os carbonetos V_4C_3 atuaram como reforço e não permitiram o desgaste nas lacunas.

Figura 20 – Desenho esquemático da transição de ligas eutéticas de Fe-Cr-C com aumento do teor de vanádio



Fonte: Adaptado de Lai; Hsieh, et. al. (2016).

Figura 21 – Superfícies desgastadas das ligas com a) 0% de V; b) 0,54% de V; c) 0,93% de V e d) 2,39% de V



Fonte: Adaptado de Lai; Hsieh, et. al. (2016).

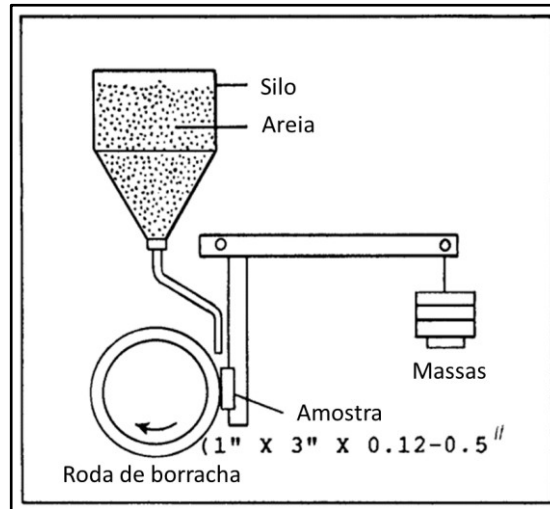
Outras literaturas descrevem que os carbonetos tendem a bloquear / interromper os sulcamentos ou microcortes e que uma maior quantidade de carbonetos aumenta a proteção da matriz e melhora a resistência ao desgaste através do refinamento da microestrutura (ALBERTIN e SINATORA, 2001; WANG *et al.*, 2008; CORONADO *et al.*, 2009; QI *et al.*, 2011; GUITAR *et al.*, 2018; OLIVEIRA e COSTA, 2019; PÉREZ *et al.*, 2019).

3.4 Ensaio de abrasão por abrasômetro tipo roda de borracha

Os estudos de desgaste têm o propósito de entender as variáveis de um determinado tribossistema, compreender o comportamento de materiais submetidos ao desgaste e contribuir para uma melhor seleção de materiais em determinadas aplicações (BLAU, 1997). Mecanismos de desgaste encontrados em desgaste abrasivo podem ser reproduzidos em laboratório através de vários tipos de ensaios, dentre eles o ensaio de abrasão tipo roda de borracha como mostraram diversos autores (SWANSON, 1993; XU *et al.*, 1993; GRIGOROUDIS e STEPHENSON, 1997; TYLCZAK *et al.*, 1999).

Conforme classificação de tribossistemas, no ensaio de abrasão tipo roda de borracha a carga aplicada permanece constante de forma que a profundidade das indentações variam em função da tensão de escoamento do material ensaiado (GAHR, 1987). O ensaio de abrasão tipo roda de borracha é descrito pela norma ASTM G65 (ASTM, 2021) e geralmente é utilizado para avaliar o desgaste abrasivo em materiais. A Figura 22 mostra uma ilustração esquemática do ensaio. O abrasivo flui entre a amostra de teste e uma roda com uma faixa externa de borracha com dureza especificada. A amostra é pressionada contra a roda sob a ação de uma força por meio de um braço de alavanca enquanto um fluxo controlado de abrasivo desgasta a superfície de teste. A rotação da roda é tal que sua face de contato se move na direção do fluxo de abrasivo. As amostras são pesadas antes e após o teste e a perda em massa é registrada. Os resultados deste ensaio são dados na literatura como perda de volume por carga aplicada ($\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1}$) ou perda de volume por distância de deslizamento ($\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$) ou ainda perda de volume por carga por distância percorrida ($\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$), sendo que esta última também indica a severidade do ensaio (NAHVI *et al.*, 2009; KAMDI *et al.*, 2011). Este tipo de abrasômetro é frequentemente usado com parâmetros de carga e velocidade fixas a fim de que os materiais testados sejam avaliados sob a mesma condição (STEVENSON e HUTCHINGS, 1996).

Figura 22 – Esquema do princípio de funcionamento do ensaio roda-de-borracha



Fonte: Materials, (2021).

Depois do ensaio, devido a diferença de densidade dos materiais é necessário converter a perda de massa em perda de volume (Q) em milímetros cúbicos, utilizando a Equação 1:

$$\text{Volume perdido (Q)} = \frac{\text{Massa inicial (Mi)} - \text{Massa final (Mf) (g)}}{\rho (g \cdot \text{cm}^{-3})} \times 1000 \quad (1)$$

Embora a norma ASTM G65 descreva parâmetros para utilização do ensaio, em projetos de pesquisa alterações são eventualmente utilizadas, em particular visando permitir melhor reprodução de mecanismos de desgaste encontrados em aplicações reais.

Este ensaio é largamente utilizado para classificar e avaliar a resistência ao desgaste de componentes em serviço nas áreas de mineração e agricultura, pois, nestas áreas o sistema tribológico é a interação de equipamentos/ferramentas com partículas duras e afiadas que sofrem desgaste lento devido ao deslizamento e a ação rolante de fragmentos abrasivos de rocha e minério presos entre superfícies metálicas (STEVENSON e HUTCHINGS, 1996; TYLCZAK *et al.*, 1999; SINGLA *et. al.*, 2014; BUDINSKI e BUDINSKI, 2017).

Os autores Tylczak; Hawk, *et.al.* (1999) realizaram um estudo comparando quatro ensaios de laboratório, dentre eles o abrasômetro tipo roda de borracha, com ensaios de campo realizados em uma pedreira de calcário e uma mina de prata e ouro. Os autores concluíram que para o ensaio de abrasão tipo roda de borracha os resultados apresentaram comportamento de desgaste similar aos testes realizados

em campo. Além disso, analisando os três outros ensaios de laboratório utilizados, concluíram que esta similaridade depende da equivalência dos mecanismos de desgaste dos testes de laboratório e campo. Os autores evidenciam ainda que a taxa de desgaste diminui com o aumento da dureza dos materiais testados.

CHATTERJEE e PAL (2003) corroboram que o ensaio de abrasão por roda de borracha é um teste de baixa tensão confiável para avaliar o desempenho de revestimentos duros depositados por soldagem em reais condições de serviço.

Um abrasômetro tipo de roda de borracha foi utilizado para comparar a resistência ao desgaste de sapatas de extrator de esteira desgastada pelo efeito abrasivo do solo. Neste estudo, Castro (2010) comparou uma sapata original (AISI 1040) com uma recuperada com o processo Eletrodo Revestido usando o eletrodo AWS E 8358 (Fe-Cr-C-Mo) com aplicação de quatro camadas. Os resultados mostraram que a sapata revestida apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo que a sapata original. A dureza da sapata revestida foi 34,8 % superior à da sapata original, sendo o mecanismo de desgaste da sapata revestida foi o microcorte e na sapata original foi o microsulcamento. Em relação aos mecanismos de desgaste encontrados, embora o microcorte seja muito mais eficiente na remoção de material do que o microsulcamento, no estudo não há explicação sobre a sapata soldada ter melhor resistência ao desgaste apresentando o microcorte como mecanismo de desgaste.

Os autores COLAÇO e MARANHO (2014) avaliaram a perda de massa, com abrasômetro tipo roda de borracha, de um revestimento da liga Fe-CrC-Ti depositado por soldagem em aço carbono. As perdas de massa, segundo os autores, foram menores nos revestimentos com mais de uma camada sobreposta e a presença de grandes frações volumétricas de carbonetos de titânio que aumentaram significativamente a resistência ao desgaste dos revestimentos.

Diante destas considerações, o ensaio de desgaste com abrasômetro tipo roda de borracha é capaz de reproduzir os mecanismos de desgaste que ocorrem no desgaste abrasivo e pode ser utilizado para avaliar o desempenho ao desgaste de revestimentos realizados por soldagem.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais, metodologia para realização dos revestimentos, ensaios realizados bem como as metodologias destes são descritos neste capítulo.

4.1 Materiais

Os implementos agrícolas, objetos desta tese, foram utilizados em preparo de solos para plantio na silvicultura. O objetivo da sua análise foi a identificação dos mecanismos de desgaste reais que ocorrem na prática, para que pudessem guiar a definição dos ensaios de laboratório dos revestimentos propostos. Os implementos nomeados como Haste para Subsolador e Lâmina do Triturador foram gentilmente cedidos pela empresa Rijeza Metalurgia, situada na cidade de São Leopoldo – RS. Os implementos fornecidos encontravam-se em reais condições após uso, ou seja, com desgaste oriundo da sua utilização em campo. A empresa também cedeu os pós atomizados à base de Ni (NiCrSiB) e de Carboneto de Tungstênio (WC).

As amostras do aço USI AR 450 foram gentilmente cedidas pelo Núcleo em Mecânica da Fratura e Integridade – NAMEF USP.

As amostras para os ensaios de abrasão foram gentilmente usinadas por eletroerosão a fio pela empresa Primuss Indústria Metal Técnica, situada em Esteio - RS.

Os equipamentos de soldagem e ensaio de abrasão utilizados neste trabalho pertencem ao LaPES – Laboratório de Pesquisa em Engenharia da Soldagem e ao LabSurf – Laboratório de Engenharia de Superfícies da Escola de Engenharia da FURG.

4.1.1 Ligas metálicas para revestimentos

As ligas metálicas utilizadas neste estudo foram ligas de pós atomizados a base de Níquel e outra à base de Ferro para realização de dois revestimentos distintos. Foram misturados os pós de NiCrSiB e carboneto de tungstênio (WC) na proporção de 70-30 em massa. Esta mistura será nominada neste trabalho somente de Ni-Cr-B-Si-WC. A outra liga utilizada para realização dos revestimentos foi o pó atomizado de Fe-Cr-C-V denominado comercialmente de A11. Antes da realização

dos revestimentos, as ligas em formato de pó foram levadas a uma estufa para secagem por 24h na temperatura de 120 °C a fim de retirar a umidade do pó.

4.1.2 Substrato

Como substrato foram utilizadas chapas de aço comum ao carbono A36 com espessuras de 12,5 mm e 25,4 mm, inferindo que a diluição pudesse ser influenciada pela espessura da chapa. O substrato foi escolhido por ser um aço com baixo teor de carbono comumente utilizado como aço estrutural na construção de equipamentos automotivos, agrícolas e peças de máquinas e por ser um aço de baixa resistência ao desgaste (ASHVINKUMAR PADHIAR e VINCENT, 2020). As superfícies dos substratos foram lixadas para remoção de oxidação superficial, uma vez que o óxido inviabiliza a soldagem e prejudica a abertura de arco elétrico, gerando defeitos na soldagem. As chapas foram cortadas nas dimensões de 100 mm x 200 mm. Os substratos não foram pré-aquecidos antes da soldagem dos revestimentos.

4.2 Métodos

Esta seção está dividida em duas grandes partes: descrição dos equipamentos com os sistemas de aquisição de sinais utilizados para a realização dos revestimentos e a metodologia para realização e caracterizações necessárias para o desenvolvimento desta tese.

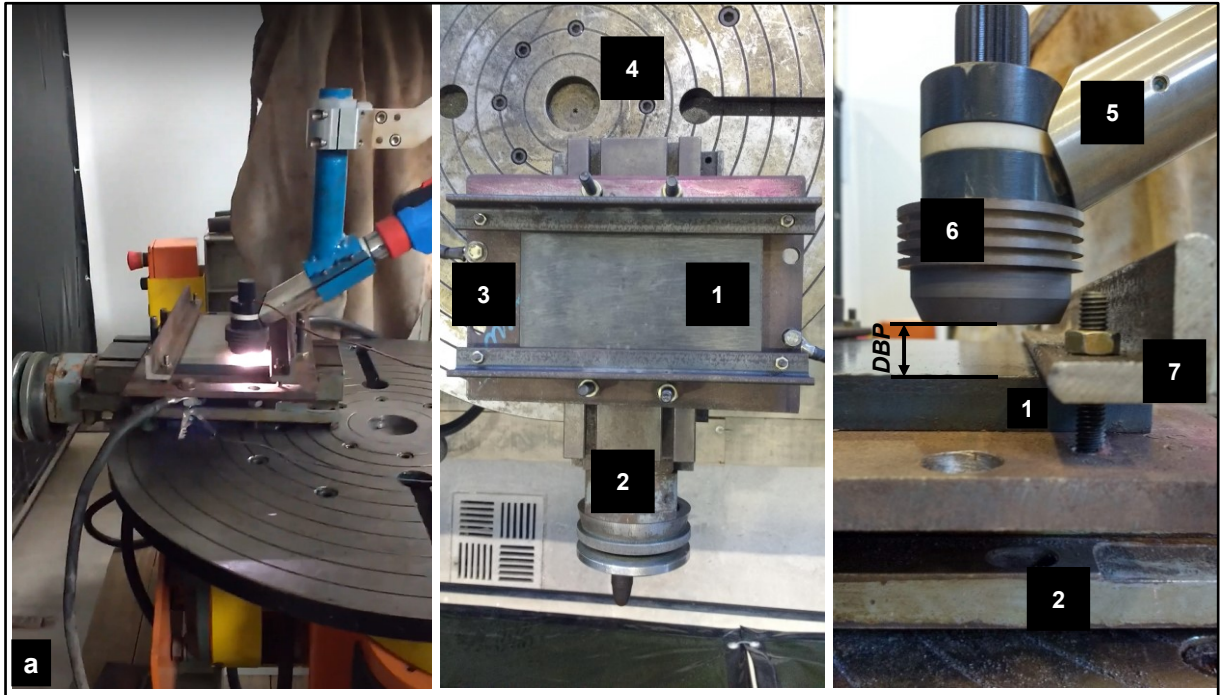
4.2.1 Equipamento e aquisição de sinais

Nesta seção serão descritos os equipamentos utilizados para a realização dos revestimentos e a metodologia para aquisição de sinais durante o processo de soldagem dos revestimentos.

4.2.1.1 Equipamento de soldagem PTA-P e montagem experimental

Os equipamentos utilizados neste estudo e suas respectivas montagens são mostrados detalhadamente com a numeração indicada na bancada de testes. Uma visão geral da bancada de testes é mostrada na Figura 23a; já na Figura 23b são mostrados os dispositivos utilizados para deposição dos revestimentos e na Figura 23c é mostrado o detalhe de montagem da tocha evidenciando-se a distância bico-peça (*Dbp*).

Figura 23 – Visão geral da bancada (a); Dispositivos utilizados (b) [onde: chapa de teste (1), mesa de coordenada y (2), suporte para fixação das chapas de teste (3), mesa posicionadora (4)]; Detalhe de montagem da tocha (c) [onde: tocha de soldagem a plasma (5), bico constritor (6), cantoneiras para fixação das chapas de teste (7)].



Fonte: Da autora.

Foi utilizada uma tocha para soldagem a plasma refrigerada a água, do tipo manual com capacidade máxima de corrente de 300 A e com capacidade máxima de fluxo de pó de 80 g/min (1,33 g/s). A tocha estava fixada em um braço robótico com seis graus de liberdade, da marca Motoman modelo HP20D, que possibilita a regulagem, através do seu controlador, da velocidade de soldagem (v), do tecimento (amplitude e frequência) e da distância bico constritor-peça (Dbp). Uma vez regulados estes parâmetros eles se mantêm constantes ao longo da trajetória de soldagem.

Para a realização dos revestimentos foi utilizada uma fonte eletrônica multiprocessado do tipo inversora, modelo *DigiPlus A7 ACPO*, do fabricante IMC Soldagem. A fonte foi configurada no modo Plasma Pó Normal. Nesta configuração pode-se regular a corrente de soldagem (i), a corrente do arco piloto, a vazão do gás de plasma, a vazão do gás de arraste e a taxa de deposição de pó (Tx).

Argônio 4.0 (99,99 %) foi utilizado como gás de proteção e Argônio 5.0 (99,999 %) como gás de plasma e de arraste. Foi utilizado em todos os revestimentos um eletrodo de 4 mm de diâmetro, com afiação de 30°, de tungstênio dopado com 2 % de tório. O bocal constritor tinha um ângulo de convergência de 60° e um diâmetro de constrição de 3,2 mm.

4.2.1.2 Aquisição de dados de corrente e tensão de soldagem

Um sistema de aquisição de sinais foi utilizado para aquisição dos sinais de corrente (i) e tensão de soldagem (U) que permitiu a aquisição dos sinais com taxa de 5 kHz por um tempo de 5 segundos. A aquisição dos sinais ocorria após a estabilização da alimentação do pó sobre a chapa. O sistema de aquisição fornecia o cálculo da média dos valores de corrente e tensão de soldagem e as apresentava na interface com o usuário. Desta forma era possível calcular a energia de soldagem E durante o processo de revestimento.

4.2.1.3 Cálculo de energia de soldagem

A energia de soldagem é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento. Ela pode ser expressa pela Equação 2 (SOUZA *et. al.*, 2020).

$$E = \frac{U i}{v} \quad (2)$$

Onde U é a tensão do arco de solda (V), i é a corrente de soldagem medida (A) e v é a velocidade de soldagem ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$).

4.2.1.4 Aquisição de dados de temperatura

Durante a soldagem dos revestimentos as temperaturas de aquecimento e resfriamento foram medidas por termopares inseridos próximos a cada cordão executado e conectados a um sistema de aquisição de sinais da *National Instruments*.

4.2.1.5 Cálculo da taxa de resfriamento e tempo de resfriamento

A taxa de resfriamento foi calculada entre 800°C a 500°C, pois essa faixa de temperatura é importante para a transformação de fase mais relevante nos depósitos (KUMAR *et. al.*, 2014). Tal taxa foi calculada, simplificada, pela Equação 3 (NAKSUK *et. al.*, 2020).

$$\text{Tx. de resfr.} = \frac{\Delta T_{\text{Temp. } 800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}}}{\Delta t_{\text{tempo } 800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}}} \quad (3)$$

Onde $\Delta T_{\text{Temp. } 800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}}$ é a diferença de temperatura em 800°C e 500°C e $\Delta t_{\text{tempo } 800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}}$ é o intervalo de tempo entre 800°C e 500°C.

O tempo de resfriamento entre duas temperaturas dadas, comumente entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$), para chapas com fluxo de calor tridimensional, pode ser calculado pela Equação 4 (POORHAYDARI *et. al.*, 2005).

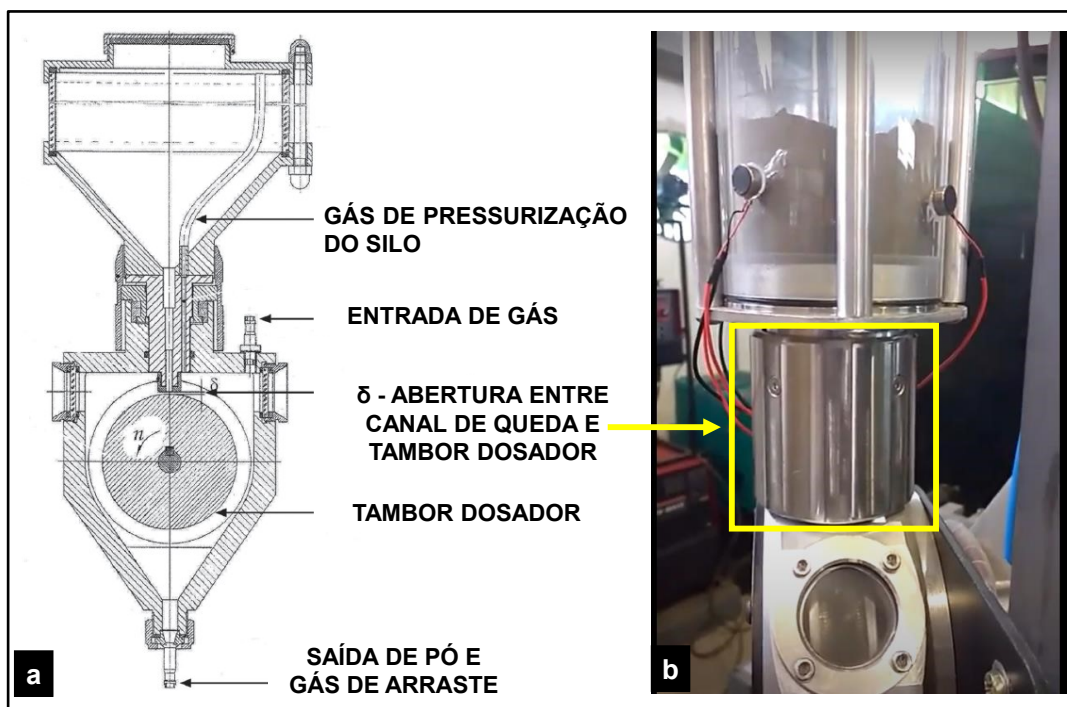
$$\Delta t_{8/5} = \frac{E}{2\pi k} \left(\frac{1}{500 - T} - \frac{1}{800 - T} \right) \quad (4)$$

Onde E é a energia de soldagem ($k \cdot J \cdot cm^{-1}$), k é a condutividade térmica do material ($W \cdot cm^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$) e T é a temperatura inicial da chapa ($^\circ C$).

4.2.1.6 Medição da vazão mássica dos pós

A medição da vazão mássica dos pós utilizados para fabricação das amostras foi realizada regulando, na fonte, a velocidade de rotação do tambor dosador e alternando a separação entre o canal e o tambor dosador (δ), ou *gap*. A velocidade no tambor variou de 1 até 35 rpm. O *gap* no alimentador utilizado é regulado manualmente através da rotação de cilindro indicado pelo quadrado amarelo na Figura 24. Definiu-se que *gap* zero é quando o canal de queda encosta no tambor dosador e não permite o movimento do tambor. Uma volta completa do cilindro foi definida como δ 1 e duas voltas completas definidas como δ 2.

Figura 24 – Desenho esquemático do alimentador de pó (a) e alimentador automático de pó com ênfase no tambor dosador (b)

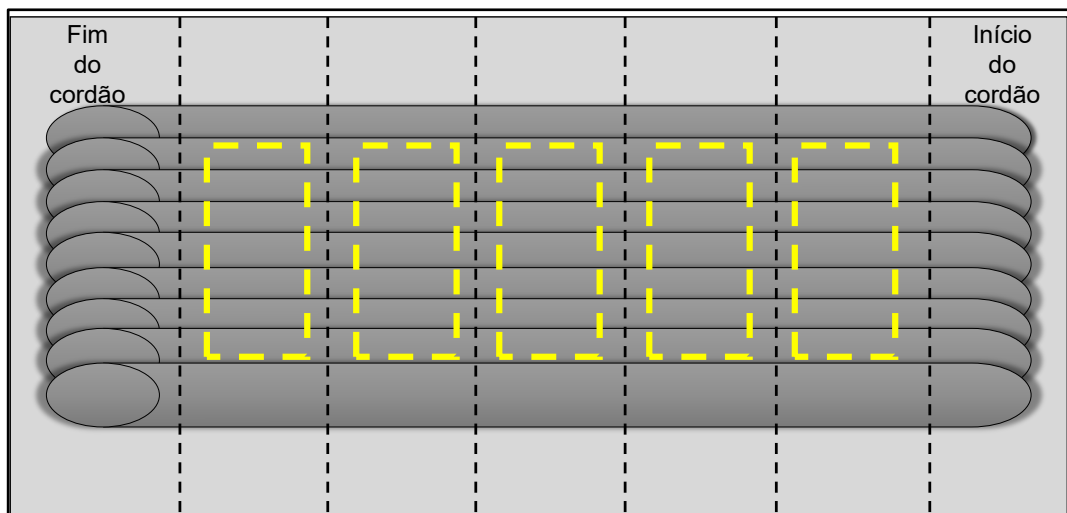


Fonte: Da autora.

4.2.2 Realização dos revestimentos

Os revestimentos foram realizados em uma única camada. Os cordões de aproximadamente 150 mm foram sobrepostos em aproximadamente metade um do outro, ou seja, o centro do cordão a ser depositado coincidia com a borda do cordão anterior. A sobreposição foi controlada com o auxílio da mesa de coordenada y. A partir da execução do primeiro cordão, a largura deste foi medida e a mesa de coordenadas ajustada com a metade da largura deste cordão. Este processo foi realizado para cada um dos cordões executados no revestimento (Figura 25). A temperatura de interpases entre um cordão e o próximo foi controlada e estabelecida uma temperatura menor do que 40 °C, a fim de não influenciar na taxa de resfriamento. As amostras para caracterização foram retiradas conforme mostrado na Figura 25.

Figura 25 – Desenho esquemático da disposição dos cordões dos revestimentos e corte das amostras para caracterização dos revestimentos



Fonte: Da autora.

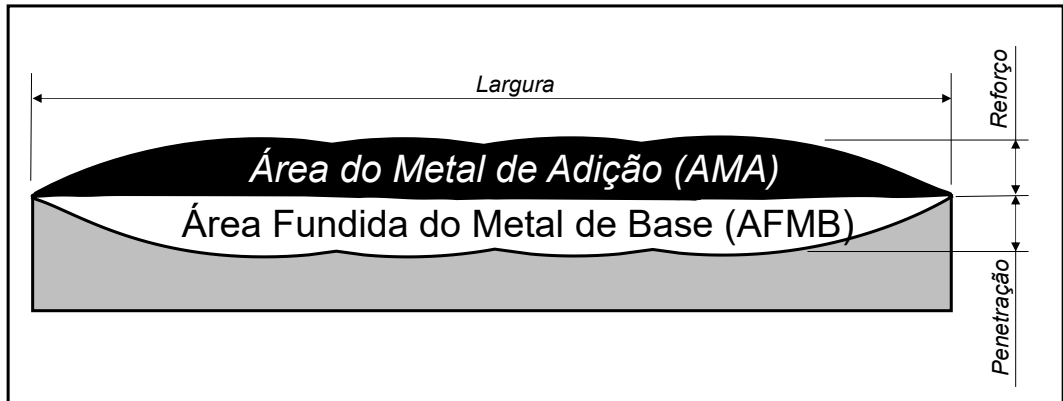
4.2.3 Caracterização da morfologia dos revestimentos

Após o corte das amostras por eletroerosão a fio foi possível caracterizar a morfologia dos revestimentos através da seção transversal preparada metalograficamente. Tal preparação consistiu em lixamento com lixas de carbetto de silício com granulometrias #120, #300, #500, #600 refrigeradas a água e ataque químico com Nital 3%, por esfregamento, apenas para contraste do revestimento com o substrato.

Foram avaliadas a área adicionada do metal de adição (*AMA*), a área fundida do metal de base (*AFMB*) e a área total dos revestimentos, conforme mostrado na

Figura 26. A medição das áreas foi realizada com software Image J sendo possível assim o cálculo da diluição (d) utilizando a relação $[AFMB / (AMA + AFMB)] \times 100\%$, onde $AFMB$ = área fundida do metal de base e AMA = área adicionada pelo metal de adição (Figura 26). Utilizando o mesmo *software* foi possível obter as dimensões de largura (L) e reforço (R) dos revestimentos.

Figura 26 – Desenho esquemático da seção transversal das amostras para avaliação da área do metal de adição (AMA) e área fundida do metal de base (AFMB)



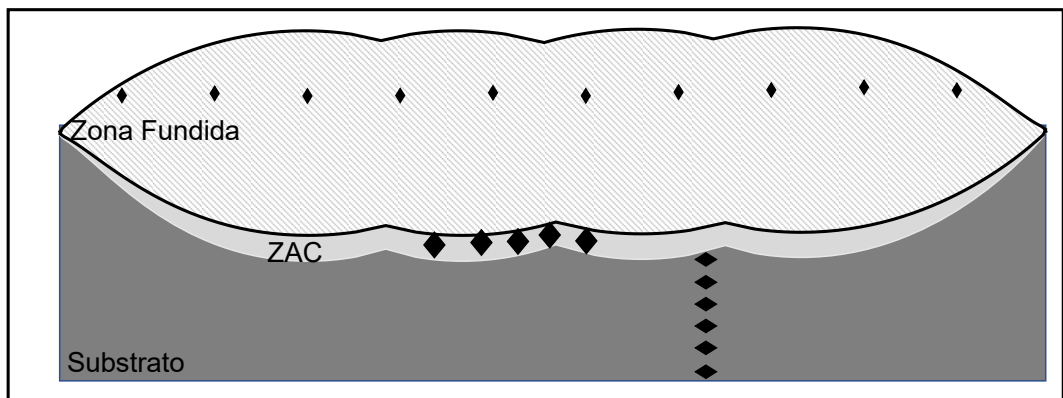
Fonte: Da autora.

4.2.4 Ensaio de dureza

O equipamento utilizado para avaliação da dureza foi o durômetro marca Zwick/Roell LKV da FURG. As medições foram realizadas em escala Vickers (HV) com carga de 10 kg durante 10 segundos para todos os materiais.

Para as amostras revestidas, a avaliação da dureza foi realizada na seção transversal das amostras na zona fundida (ou área do metal de adição), na zona afetada pelo calor (ZAC) e no material de base. A representação dos pontos medidos é mostrada na Figura 27.

Figura 27 – Desenho esquemático da localização das medições de dureza



Fonte: Da autora.

4.2.5 Caracterização da microestrutura dos revestimentos

Após a preparação metalográfica das amostras, a microestrutura do revestimento NiCrBSi-WC foi revelada com imersão das amostras no reagente químico Murakami (LEE e KIM, 2021). A mesma preparação metalográfica foi realizada para as amostras revestidas com a liga Fe-CrC-V, porém para o ataque químico foi utilizada uma solução com 5 g de FeCl₃, 10 ml HNO₃, 3 ml HCl e 87 ml álcool etílico (LI *et. al.*, 2019).

A microestrutura das amostras foi caracterizada pela obtenção de imagens por microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura.

4.2.6 Ensaio de abrasão por abrasômetro tipo roda de borracha

O abrasômetro tipo roda de borracha pertencente ao LabSurf da FURG foi utilizado para os ensaios de abrasão levando em consideração as determinações da norma ASTM G-65. Embora esta norma descreva os parâmetros para utilização do ensaio, algumas alterações foram realizadas no ensaio em particular visando permitir melhor reprodução de mecanismos de desgaste encontrados nas aplicações reais. O tempo, o tipo e a granulometria do abrasivo e as cargas aplicadas foram alterados.

Os ensaios foram realizados na superfície dos revestimentos e do material USI AR 450 sem nenhuma preparação superficial visando a mesma condição de utilização em campo.

As amostras foram limpas com acetona em ultrassom por 10 minutos antes dos ensaios. Foram realizados dois ensaios para cada configuração de carga e abrasivo em cada revestimento conforme recomendação do Guia de Boas Práticas em Ensaio de Desgaste de Roda de Borracha (HUTCHINGS *et. al.*, 2002). Os parâmetros fixos do ensaio de abrasão são apresentados na Tabela 3.

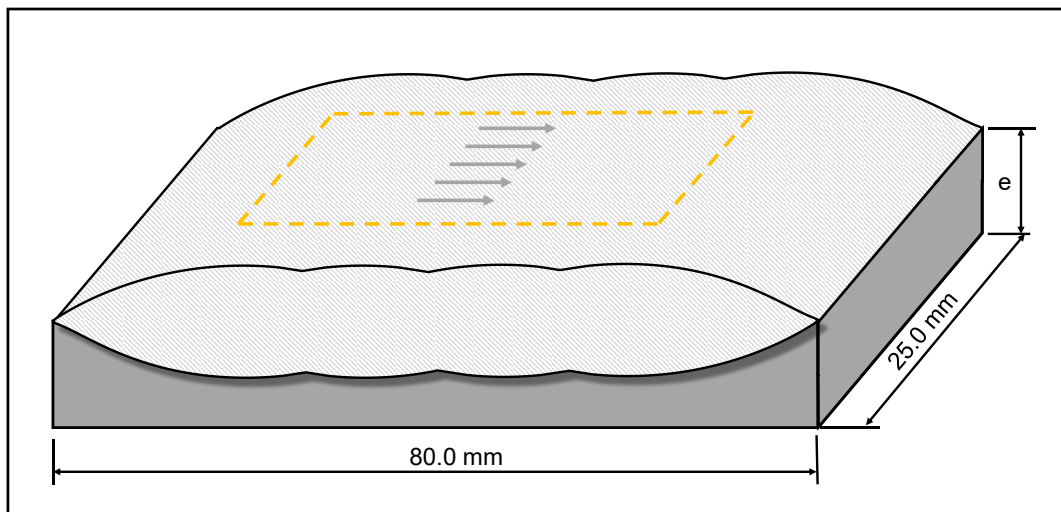
Tabela 3 – Parâmetros utilizados no ensaio de abrasão tipo roda de borracha no desgaste dos revestimentos

Parâmetro (unidade)	Valor
Diâmetro da roda (mm)	225
Velocidade de rotação (rpm)	200
Tempo de ensaio (min)	60
Carga Normal Aplicada (N)	48 e 160
Vazão de abrasivo	2 kg/min
Granulometria areia IPT nº 50	0,6 mm até 0,3 mm
Granulometria areia IPT nº 100	0,3 mm até 0,15mm

Para cada revestimento foram realizados dois ensaios aplicando carga de 48 N e dois ensaios aplicando a carga de 160 N. Para cada uma das forças foram utilizados o abrasivo de granulometria menor e o abrasivo de granulometria maior, totalizando assim oito ensaios para os revestimentos depositados na espessura de 12,5 mm e outros oito ensaios na espessura de 25,4 mm. A mesma repetição de forças e abrasivos ocorreu para o material USI AR 450.

Após a limpeza das amostras as superfícies dos revestimentos foram ensaiadas conforme mostra a Figura 28. As superfícies desgastadas foram avaliadas posteriormente por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 28 – Desenho esquemático representando a localização trilha de desgaste em amarelo e sentido das trilhas (setas cinzas)



Fonte: Da autora.

Na análise da perda de massa, foi utilizada uma balança semi-analítica marca Bel modelo Mark L 5202, com precisão de 0,01g. Para o cálculo da taxa de desgaste

abrasivo foi utilizada a Equação 1, para determinar a perda volumétrica (Q) do material.

Os valores de densidade dos materiais são necessários para determinar Q , então pequenas amostras dos revestimentos depositados por soldagem foram retiradas do substrato, por fresamento, para a determinação da densidade relativa de cada revestimento através da técnica de picnometria (MACEDO *et. al.*, 2010). Já o valor da densidade do aço USI AR 450 foi o especificado pelo fabricante. Os valores são mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 – Densidade dos materiais

Material	Densidade ρ (g·cm⁻³)
USI AR 450	7,760
NiCrBSi-WC	6,504
Fe-CrC-V	6,634

4.2.6.1 Cálculo da taxa de desgaste

A partir da Equação de Archard, foi possível calcular a taxa de desgaste (Equação 5):

$$k = \frac{Q}{F s} \quad (5)$$

Onde:

Q é o volume de material desgastado (mm³)

s é a distância percorrida (m), e;

F é a força aplicada (N) pela roda de borracha no corpo a ser ensaiado.

Esse coeficiente k pode ser definido, para desgaste abrasivo, como sendo o *trabalho realizado para criar debris*. É o trabalho que o sistema tribológico executa para realizar o desprendimento de partículas do material a ser ensaiado. Este k é conhecido como coeficiente de desgaste dimensional e é expresso geralmente em mm³·N⁻¹·m⁻¹.

4.2.7 Caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para a obtenção das imagens dos mecanismos de desgaste dos implementos em reais condições de uso foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL JSM-6610LV localizado no Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) na FURG. A tensão de aceleração utilizada foi de 15kV. As imagens

foram formadas a partir da incidência de feixes de elétrons secundários (SEI) para avaliação dos mecanismos de desgaste. Elétrons retroespalhados (BSE) foram utilizados para mostrar a interface entre o substrato e o revestimento da haste do subsolador. Elétrons retroespalhados por possuírem maior energia, adentram mais na amostra e por isso é possível extrair imagens com diferenças de contraste de acordo com o número atômico e informações da topografia na região avaliada.

As composições químicas do substrato e do revestimento dos implementos desgastados foram avaliadas por EDS (Espectroscopia por Energia Dispersiva) de forma semi-quantitativa.

A composição química semi-quantitativa dos pós foi avaliada por EDS. A morfologia e o tamanho dos pós foram identificados pelo MEV através de BSE e SEI conforme a necessidade.

As superfícies desgastadas dos revestimentos e do aço comercial foram caracterizadas pela obtenção de imagens por microscópio óptico e eletrônico de varredura. As superfícies ensaiadas foram avaliadas pelo MEV da marca Zeiss e modelo EVO-MA15, localizado no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR - CT.

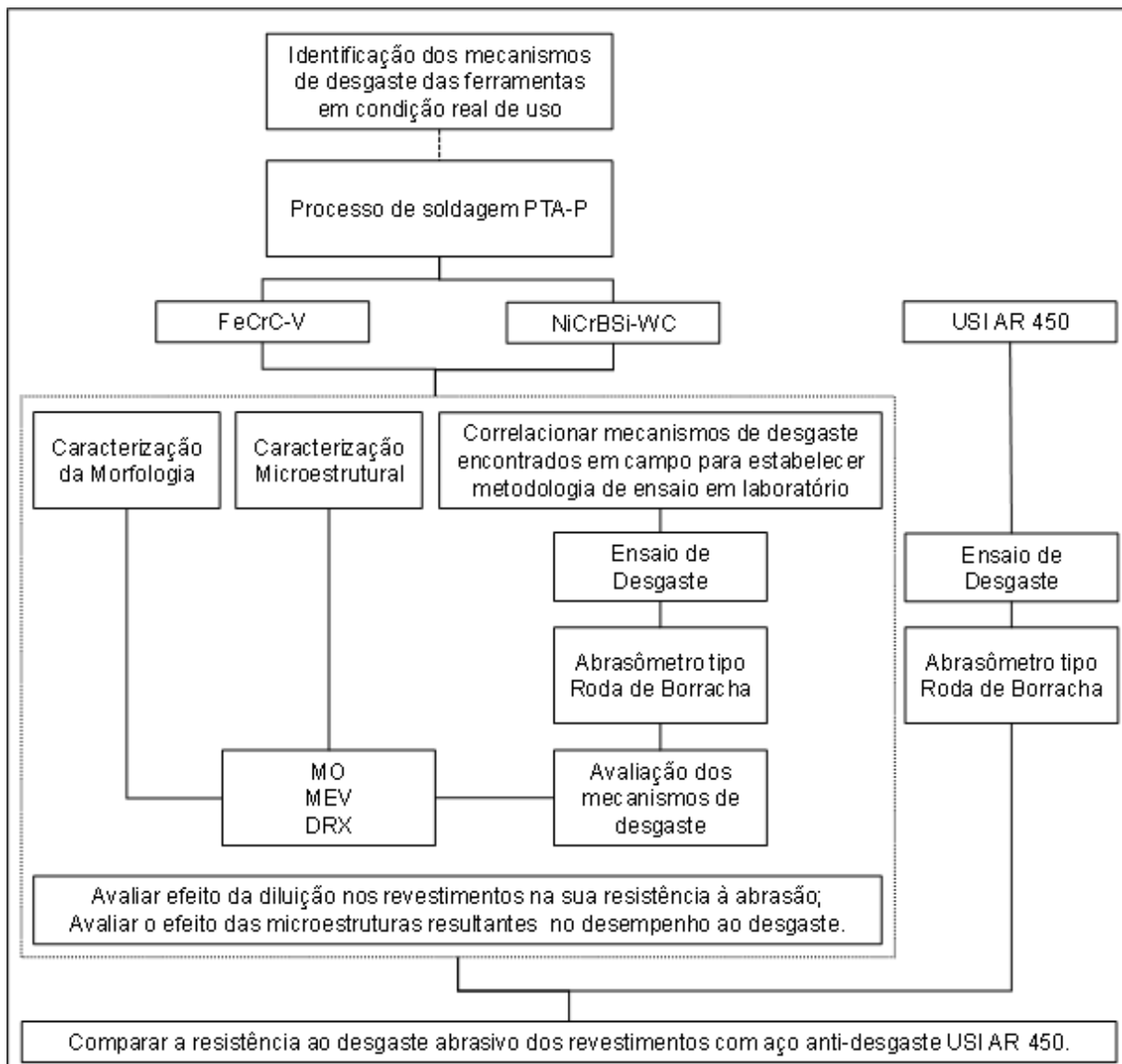
4.2.8 Caracterização de fases por DRX

Ensaio de difração de raios-X (DRX) foram realizados em um difratômetro da marca Shimadzu modelo XRD-7000 para identificar as fases cristalinas presentes nos revestimentos. Os revestimentos foram retirados do substrato por fresamento. Foram utilizados os seguintes parâmetros: tensão de 30 kV, corrente de 30 mA, comprimento de onda (λ) de 1,5418 Å, ângulo de varredura de 30 ° a 100 ° com passo de 0,02 ° e tempo de 1,2 s. A interpretação dos espectros obtidos foi realizada utilizando o programa X'Pert HighScore 2.0[®] (versão 3.0).

4.2.9 Resumo das atividades

A fim de resumir as atividades realizadas um fluxograma foi elaborado para melhor visualização (Figura 29).

Figura 29 – Fluxograma resumido das atividades realizadas



Fonte: Da autora.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados encontrados nesta tese serão apresentados primeiramente com a identificação dos mecanismos de desgaste da haste do subsolador e da lâmina do triturador desgastados. Posteriormente serão apresentadas as caracterizações dos pós e os resultados da medição da vazão mássica. Finalmente serão apresentados os resultados da caracterização morfológica e microestrutural dos revestimentos e seu comportamento em desgaste abrasivo em relação ao aço comercial.

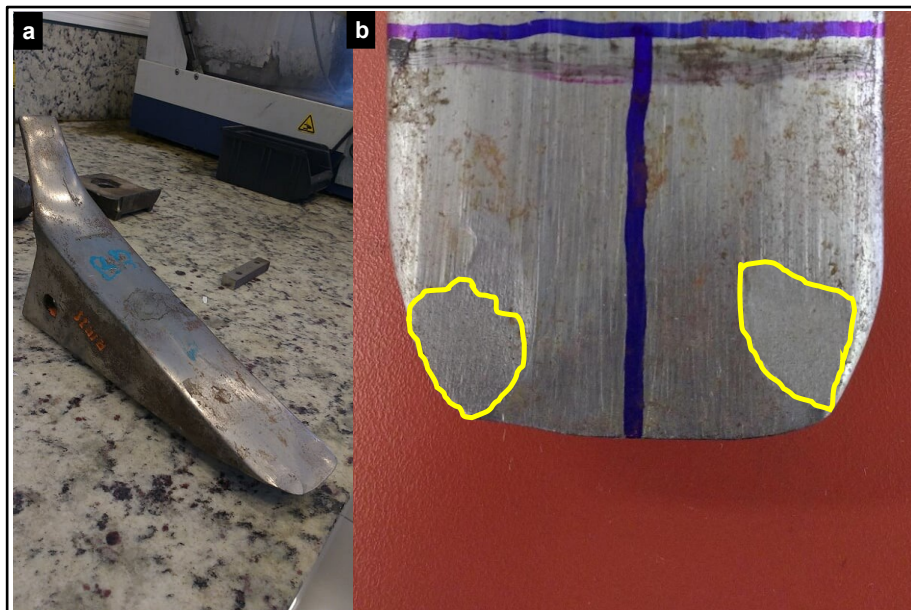
5.1 Identificação dos mecanismos de desgaste dos implementos desgastados

Os mecanismos de desgaste nos implementos em condição real de uso foram identificados através de MEV/EDS. As extremidades deste tipo de implemento estão sujeitas a maior degradação e por isso foram escolhidas para serem avaliadas. Os resultados apresentados são para a haste do subsolador e para a lâmina do triturador.

5.1.1 Haste do subsolador

A composição química, os mecanismos de desgaste no substrato e no revestimento da haste foram avaliados. A extremidade escolhida para avaliação foi a extremidade indicada pela área delimitada na Figura 30.

Figura 30 – Visão geral da haste do subsolador (a) e destaque para o detalhe das extremidades analisadas (b)

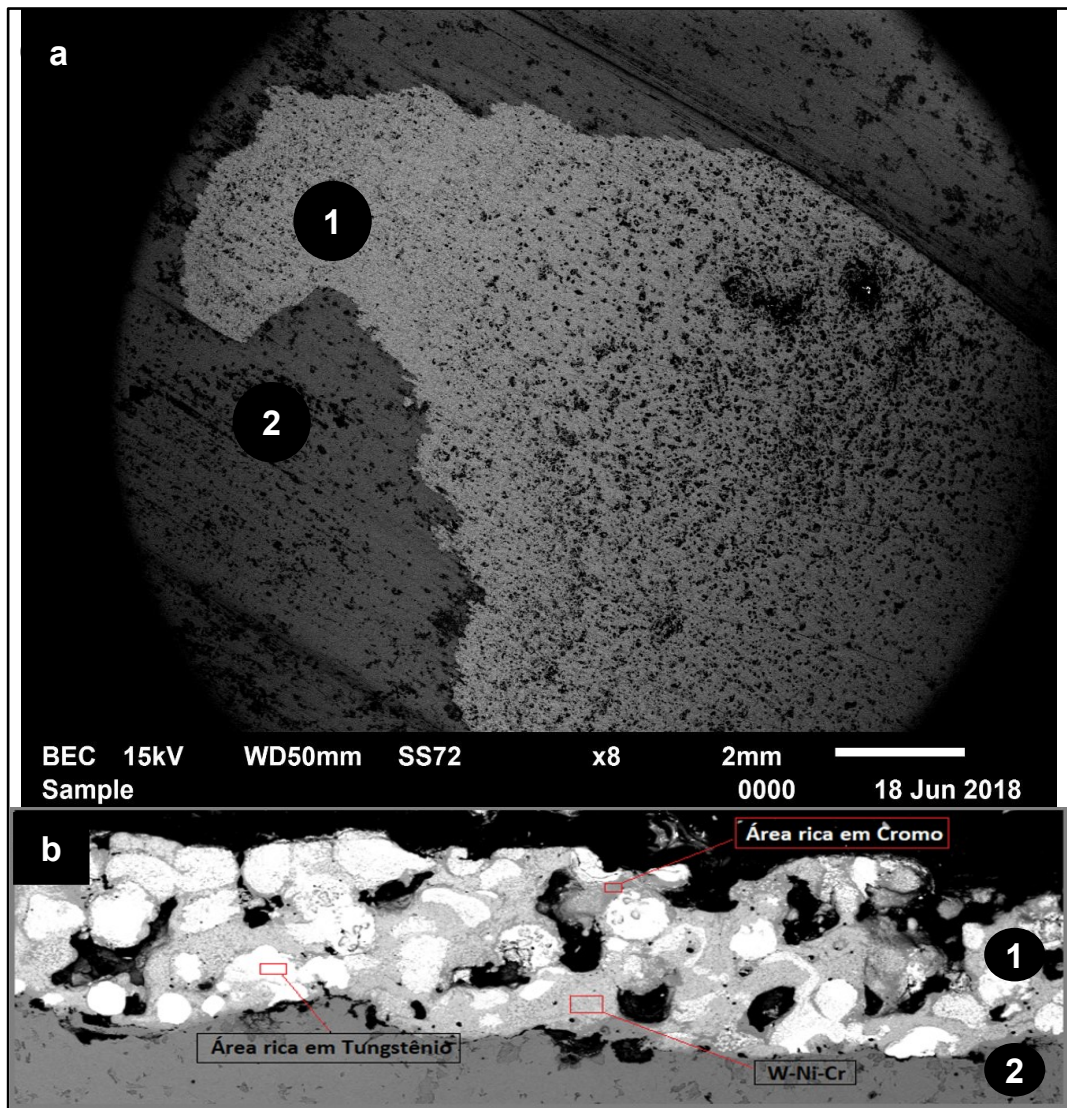


Fonte: Da autora.

As composições químicas do substrato e do revestimento da haste do subsolador foram avaliadas por EDS. As regiões onde os revestimentos estavam presentes foram indicadas pelo parceiro industrial e não são mostradas por questões de confidencialidade. A composição química do substrato, avaliada por EDS, sugeriu tratar-se de um aço baixo carbono microligado com manganês e cromo. O revestimento da haste consiste predominantemente de Ni-Cr-W-C.

A Figura 31a (vista superior da extremidade analisada) mostra a interface existente entre o revestimento remanescente, mesmo após a utilização do implemento, indicado pelo número 1 e o substrato indicado pelo número 2. Foi realizado um corte transversal na haste (Figura 31b) e é possível observar a interface do revestimento (1), o substrato (2) e os elementos químicos presentes no revestimento. Conforme apontado na Figura 31b, o revestimento possui áreas ricas em Cr, W e Ni. A morfologia do revestimento assemelha-se à morfologia de depósitos realizados pelo processo de aspensão térmica. Neste tipo de processo de recobrimento, uma determinada matéria-prima é aquecida e lançada em alta velocidade na forma de partículas ou gotas individuais para a superfície de um substrato. Atingindo o substrato, as partículas se achatam e formam plaquetas finas que se conformam e aderem às irregularidades do substrato preparado e entre si. Conforme as partículas pulverizadas colidem com a superfície, elas esfriam e acumulam respingos, formando assim uma estrutura laminar que forma o revestimento por pulverização térmica (KANG *et. al.*, 2017). Estes revestimentos, embora muito utilizados, não possuem a mesma coesão entre revestimento e substrato resultantes de processos de soldagem, como o PTA-P. Desta forma, o revestimento atualmente empregado neste implemento comercial deve tratar-se de um revestimento NiCr-WC depositado por aspensão térmica constituído por uma matriz NiCr e carbonetos de tungstênio arredondados. Além da matriz (cinza) e das partículas de WC (claras), aparecem também regiões escuras, aparentemente oxidadas. A presença de óxidos é outro defeito comum em revestimentos por aspensão térmica.

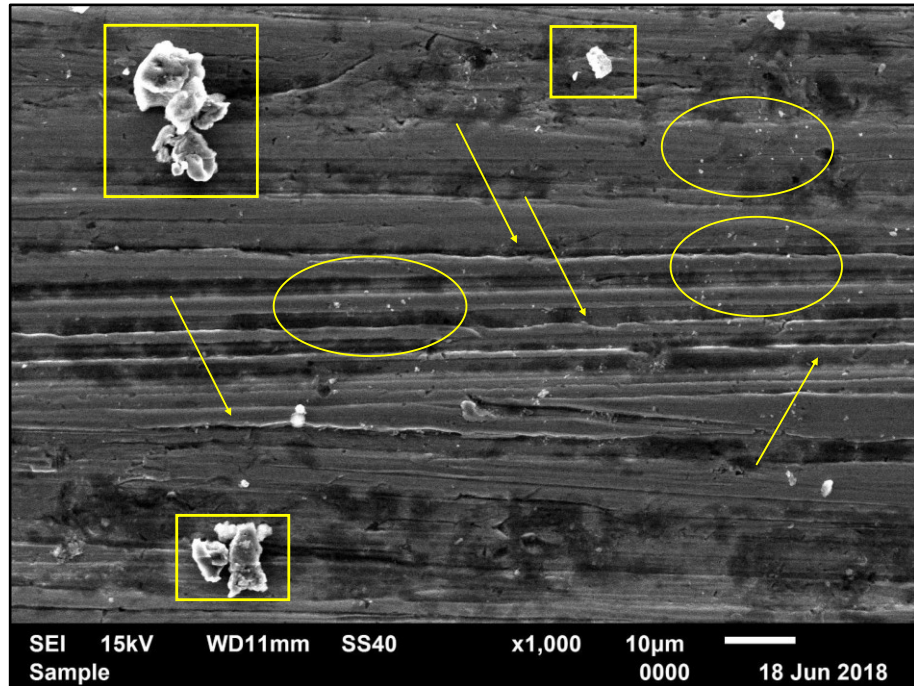
Figura 31 – Imagem de MEV por BSE da região de interface entre substrato e revestimento (a) e seção transversal do revestimento (b): região com revestimento (1) região do substrato (2)



Fonte: Da autora.

O mecanismo de desgaste predominante no substrato é o microcorte conforme mostrado na Figura 32 e indicado pelas setas. As partículas mais claras, indicadas pelos quadriláteros, são fragmentos de sílica (proveniente das partículas abrasivas). Alguns carbonetos se desprenderam durante a utilização do implemento e apareceram na superfície do substrato, indicados pelas elipses, conforme determinado por EDS. As partículas abrasivas provocaram o arrancamento de material no substrato de forma contínua, ou seja, os microcortes não apresentaram nenhuma interrupção, que poderia ocorrer devido aos carbonetos.

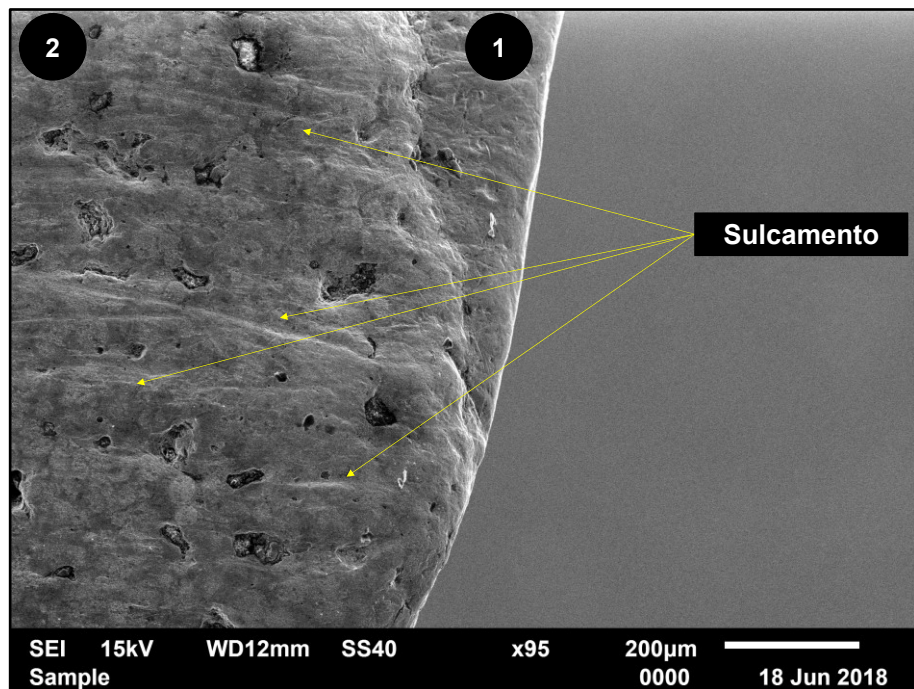
Figura 32 – Imagem MEV por SEI da superfície do substrato. Quadriláteros indicam sílica, as setas indicam microcorte e as elipses carbonetos.



Fonte: Da autora.

O revestimento da haste do subsolador (2) apresenta muita deformação plástica promovida pela ação das partículas abrasivas conforme mostra a Figura 33.

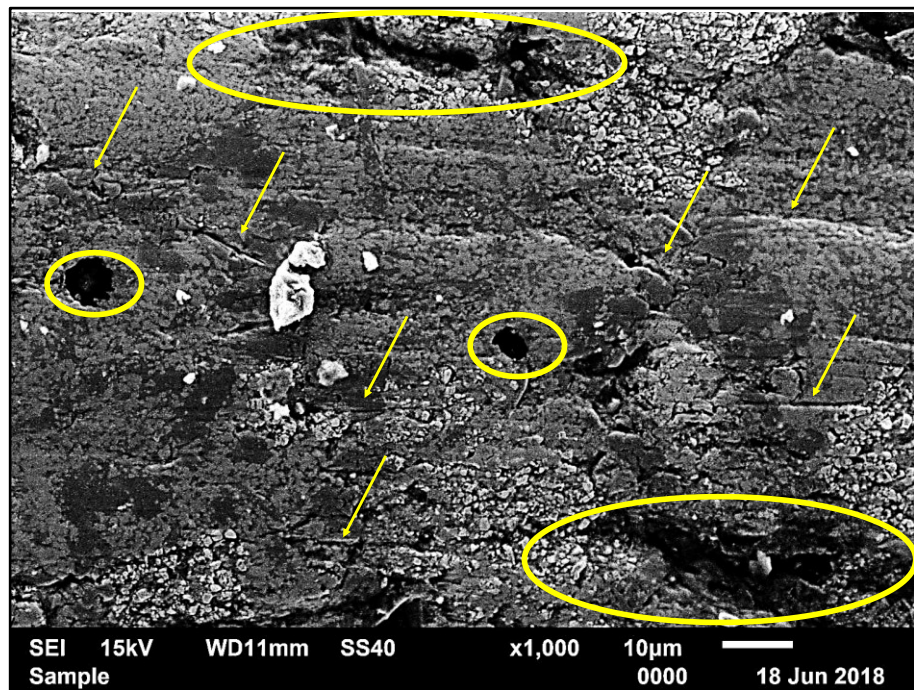
Figura 33 – Imagem MEV por SEI da extremidade da haste com indicação do mecanismo de desgaste no revestimento (2)



Fonte: Da autora.

Além do sulcamento apresentado anteriormente (Figura 33), ao ampliarmos uma área do revestimento (Figura 34) é possível observar microcortes (indicados pelas setas) e alguns pontos onde o revestimento foi arrancado (indicados pelas elipses). O arrancamento frágil do revestimento é consequência da baixa tenacidade do revestimento provocada pelo processo de aspersão térmica conforme indica a literatura (KAMDI *et al.*, 2011).

Figura 34 – Imagem MEV por SEI da área do revestimento da haste. Setas indicam os microcortes e as elipses indicam arrancamento de material.



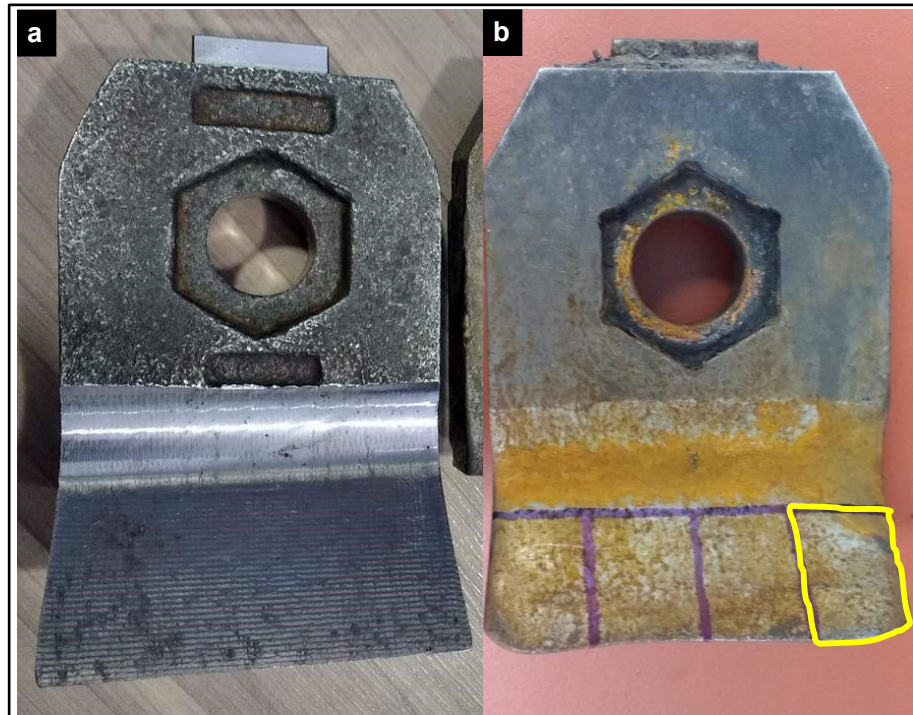
Fonte: Da autora.

5.1.2 Lâmina do cortador de tocos

A composição química e os mecanismos de desgaste no substrato da lâmina foram avaliados. O desgaste da lâmina é extremamente severo em condições de uso. A Figura 35a mostra uma lâmina sem uso e a amostra utilizada nesta tese (Figura 35b). A lâmina avaliada não apresentou revestimento e foram avaliados apenas os mecanismos de desgaste do substrato. A extremidade escolhida para avaliação foi a extremidade destacada em amarelo Figura 35b.

A composição química do substrato da lâmina foi avaliada por EDS. A composição química indicou um aço baixo carbono microligado composto por Fe-Cr-Mo.

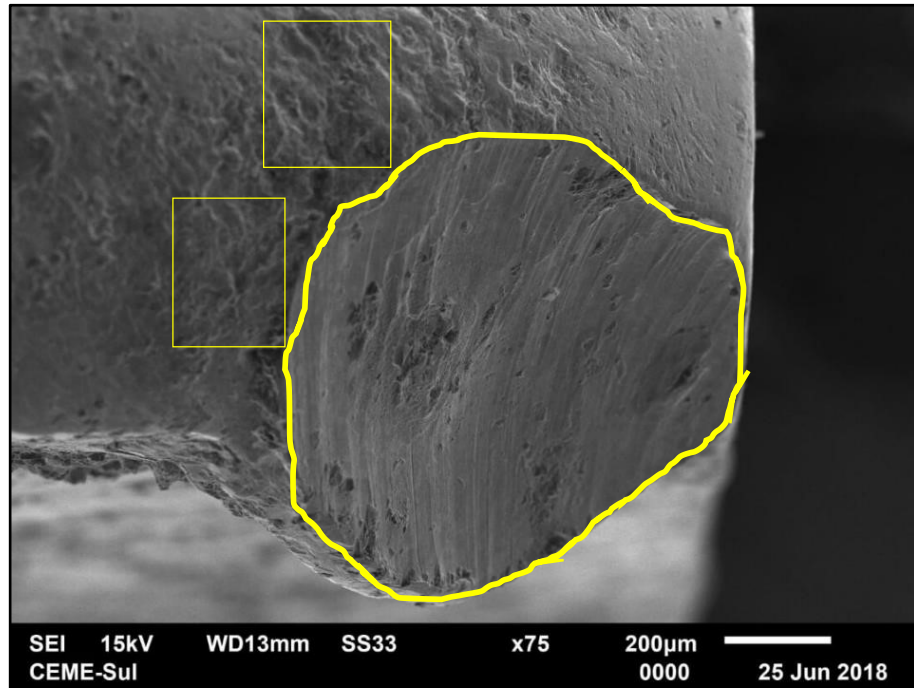
Figura 35 – Lâmina do triturador sem uso (a) e usada com destaque da extremidade avaliada (b)



Fonte: Da autora.

A Figura 36 mostra uma grande área com intensa deformação plástica na extremidade de corte da lâmina (área delimitada). A abrasão ocorre em virtude das partículas abrasivas serem mais duras que o substrato da ferramenta. Os quadriláteros destacados da Figura 36 sugerem microindentações que acontecem em virtude do rolamento das partículas abrasivas no substrato. A lâmina é montada em um eixo e funciona em alta rotação para que cepas de plantas sejam cortadas. Possivelmente a temperatura destas lâminas aumente na utilização do equipamento (triturador) e provoque forte adesão entre o material e as partículas abrasivas. O aumento da temperatura para matrizes à base de Fe pode diminuir a dureza do material aumentando a taxa de desgaste (VARGA, 2017). Os arrancamentos de material do substrato da lâmina somados à alta temperatura comprovam o desgaste severo sofrido pelo implemento.

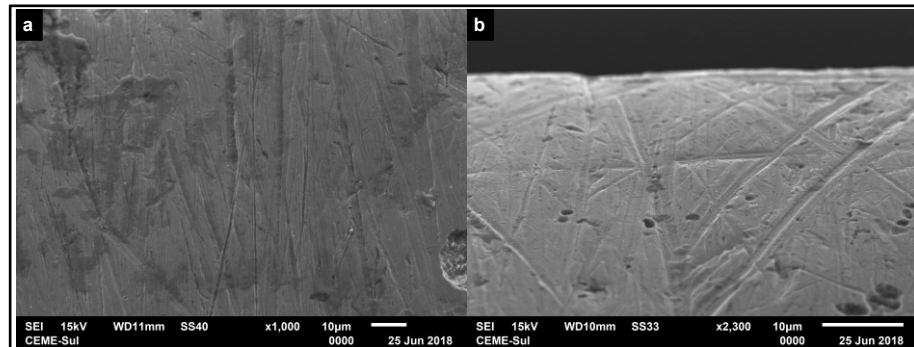
Figura 36 – Imagem por MEV de SEI da deformação plástica na extremidade da lâmina



Fonte: Da autora.

Foram encontrados diversos microcortes e microsulcamentos ao longo de toda a extensão da lâmina conforme observado na Figura 37.

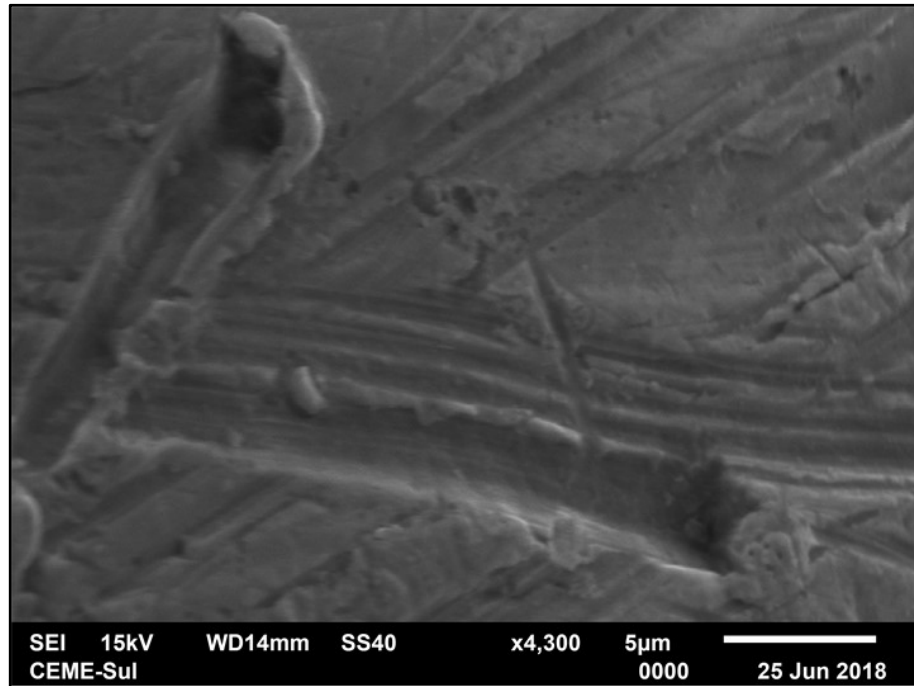
Figura 37 – Imagem por MEV de SEI dos microcortes (a) e microsulcamentos (b) da lâmina



Fonte: Da autora.

Ao detalhar algumas das deformações plásticas foi possível observar a formação de proa (Figura 38).

Figura 38 – Imagem por MEV de SEI da formação de proa no substrato da lâmina



Fonte: Da autora.

Em resumo, os mecanismos de desgaste identificados foram microcorte no substrato da haste; sulcamento, microcorte e arrancamento frágil de carbonetos duros no revestimento da haste; e microcorte, microsulcamento e arrancamento por severa adesão no substrato da lâmina.

5.2 Caracterização dos pós

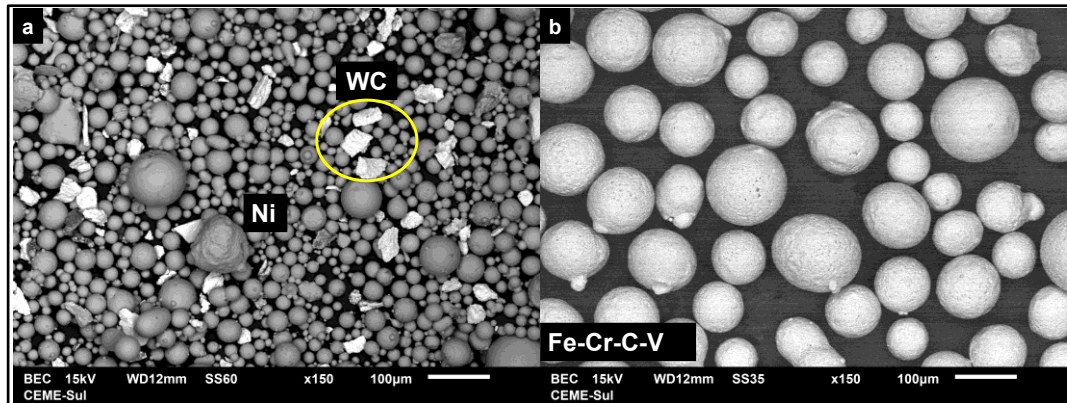
Os pós utilizados para realização dos revestimentos foram caracterizados de forma qualitativa e semi-quantitativa no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do CEME-SUL. A composição química dos pós, de acordo com o fabricante, é apresentada na Tabela 5 e foi corroborada pela análise semi-quantitativa no MEV.

Tabela 5 – Composição química dos pós conforme fabricante (% em peso)

Pó Metálico	C	Fe	Si	B	Cr	V	Mn	Ni	W
Ni-Cr-Si-B	0,65 –	2,40 –	3,90 –	3,00 –	14 – 16	-	-	Bal.	-
	0,80	4,60	4,90	3,40					
WC	3,80 –	-	-	-	-	-	-	-	Bal.
	4,20								
Fe-CrC-V	2,35 –	Bal	0,75 –	-	4,75 –	9,15 –	0,35 –	-	-
	2,55		1,10		5,75	10,35	0,60		

A mistura de pós NiCrBSi-WC tem tamanho nominal das partículas esféricas entre 53 μm e 150 μm . As partículas mais claras, destacadas pelo círculo amarelo na Figura 39a, correspondem a partículas de carbeto de tungstênio. A liga Fe-CrC-V, mostrada na Figura 39b, tem tamanho de partículas esféricas entre 53 μm e 125 μm .

Figura 39 – Imagem por MEV de BSE da caracterização dos pós: mistura 70NiCrBSi-30WC (a) e pó comercial Fe-CrC-V (b)



Fonte: Da autora.

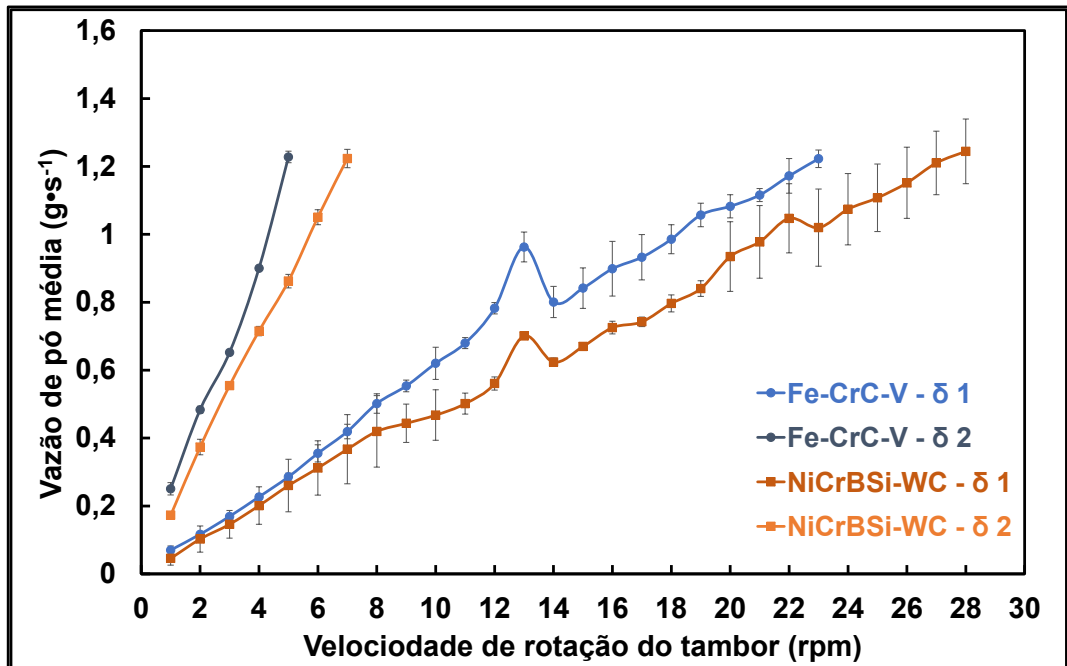
5.2.1 Medição da vazão mássica dos pós

Foram realizadas as medições das vazões mássicas para cada um dos pós utilizados nos revestimentos a fim de obter a curva que descreve a vazão do pó em função da velocidade de rotação do tambor dosador e do gap, em função do número de voltas, no alimentador. As curvas para a liga Fe-CrC-V e da mistura NiCrBSi-WC são mostradas na Figura 40.

A quantidade de pó alimentada para realização do revestimento depende da vazão mássica de cada um dos pós. Cada uma das ligas possui escoabilidade diferente e por esse motivo a vazão mássica foi medida.

A capacidade máxima de alimentação da tocha de soldagem utilizada neste projeto é de 80 $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$, aproximadamente 1,33 $\text{g}\cdot\text{s}^{-1}$; por esta razão, a medição da vazão mássica ficou limitada a este valor. Ao realizar as medições observou-se que para 13 rpm no tambor dosador há um erro sistemático.

Figura 40 – Vazão mássica das ligas Fe-CrC-V e mistura NiCrBSi-WC em função da velocidade de rotação do tambor e do gap δ .



Fonte: Da autora.

A partir da medição de vazão mássica foi possível iniciar os testes para realização dos revestimentos.

5.3 Definição dos parâmetros do processo de soldagem PTA-P

Foram realizados diversos testes de depósitos de cordões sobre chapa para definir alguns parâmetros como a taxa de alimentação de pó, a corrente de soldagem, a frequência e amplitude de tecimento da tocha, a distância bico constritor-peça já que todos estes parâmetros influenciam diretamente na qualidade do revestimento (DÍAZ *et al.*, 2011). Os testes foram realizados baseados na literatura (D'OLIVEIRA *et al.*, 2006; BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2008) e os seguintes parâmetros foram variados para cada um dos revestimentos:

- (i) vazão de gás de plasma (2,0 a 3,0 L·min⁻¹);
- (ii) taxa de alimentação de pó (0,5 até 3,0 kg·h⁻¹);
- (iii) distância bico peça (15 a 20 cm) e;
- (iv) corrente de soldagem 150 a 250A.

Após a realização de cordões nestas condições suas seções transversais foram analisadas através de metalografia e assim definidas as melhores condições de soldagem. Ausência de defeitos superficiais, adesão do revestimento no substrato e

coesão entre os cordões dos revestimentos foram os critérios utilizados para definir os parâmetros para realização dos revestimentos.

A Tabela 6 apresenta os parâmetros de operação definidos que foram mantidos para realização dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V.

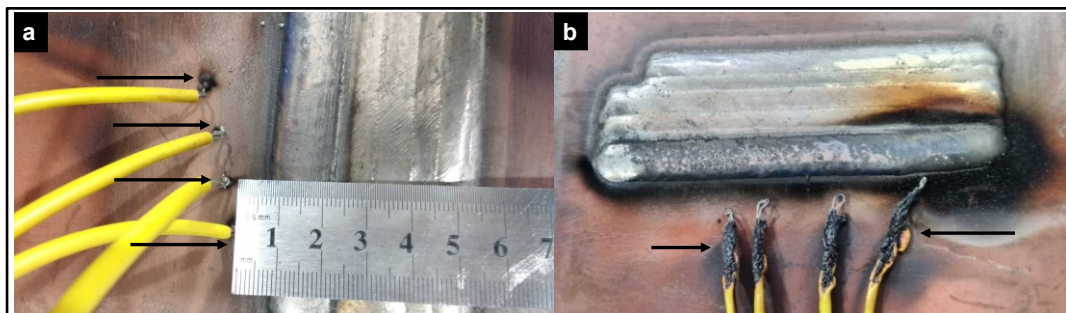
Tabela 6 – Parâmetros constantes do processo de soldagem PTA-P

Parâmetro (unidade)	Valor
Velocidade de soldagem ($\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$)	7
Frequência de tecimento da tocha (Hz)	3,5
Amplitude de tecimento da tocha (mm)	3,0
Vazão de gás de proteção ($\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$)	12
Vazão de gás de arraste e plasma ($\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$)	2,0
Recuo do eletrodo (mm)	1,5
Gap δ (volta)	1
Distância Bico Constritor-Peça (<i>Dbp</i>) (mm)	15
Taxa de deposição de pó ($\text{kg}\cdot\text{h}^{-1}$)	1,0
Corrente de soldagem ajustada (A)	200
Corrente de soldagem medida (A)	192

5.3.1 Medição das temperaturas de aquecimento e resfriamento dos cordões dos revestimentos

A Figura 41 mostra a montagem dos termopares antes e depois da soldagem. Devido às dimensões da tocha e do movimento de tecimento da tocha, os termopares são praticamente destruídos, e a aquisição destes sinais tornou-se bastante trabalhosa e complexa. A aquisição de temperatura com os termopares instalados na contraface do substrato não apresentaria valores reais de aquecimento e resfriamento do substrato. Por esse motivo, optou-se por instalar os termopares o mais próximo possível da borda do cordão de solda.

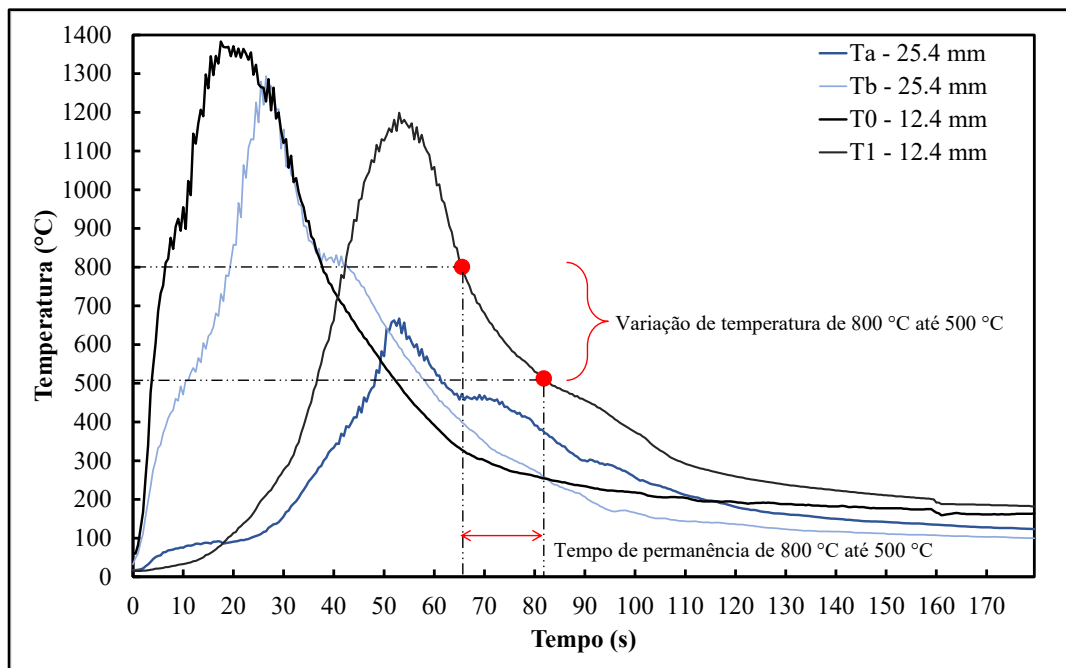
Figura 41 – Montagem dos termopares antes (a) e depois (b) da soldagem



Fonte: Da autora.

A Figura 42 mostra um exemplo das curvas de temperatura obtidas durante a soldagem dos revestimentos. Os pontos vermelhos indicam os pontos usados para calcular a taxa de resfriamento usando a Equação 3. A taxa de resfriamento calculada foi a mesma, aproximadamente $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ para ambas as espessuras de substrato.

Figura 42 – Exemplos de curvas de temperatura obtidas durante a soldagem dos revestimentos nos substratos de 12,5 mm e 25,4 mm



Fonte: Da autora.

Conforme mostrado na Figura 42, dependendo das distâncias dos termopares ao cordão de solda, alguns ciclos térmicos não atingem temperaturas de pico acima de $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (T_a). Esses ciclos não são usados para calcular a taxa de resfriamento.

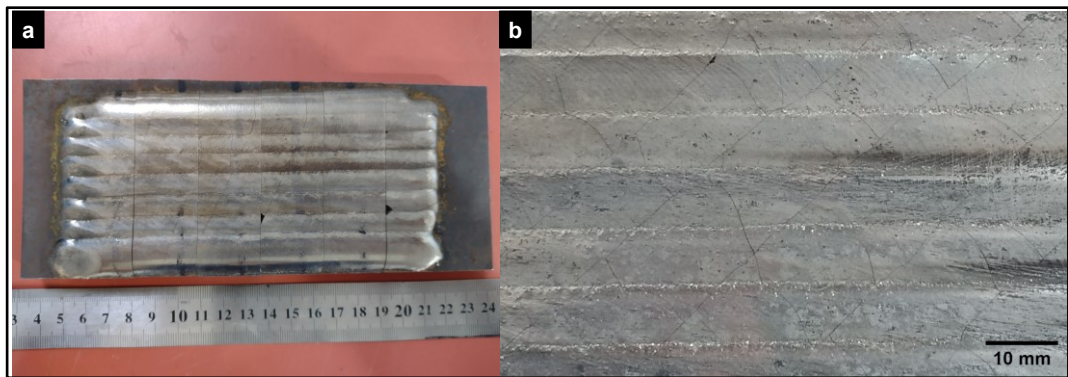
Considerando um fluxo de calor tridimensional, o tempo de resfriamento calculado a partir da Equação 4, foi de aproximadamente 13 s. Este resultado confirma que na soldagem de aços os valores $\Delta t_{8/5}$ são sensivelmente constantes para todos os pontos submetidos a temperaturas de pico acima de cerca de $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (MODENESI *et. al.*, 2004). Resultado semelhante foi encontrado no estudo dos autores DONG *et. al.* (2017) ao soldar chapas com espessuras de 15 mm e 25 mm a fim de avaliar a influência da espessura da chapa na taxa de resfriamento. Estes autores afirmam que para chapas de espessura intermediária a taxa de resfriamento não sofre mudanças.

É relevante o monitoramento da taxa de resfriamento pois ela poderia ser a responsável pela diferença da diluição dos substratos nos revestimentos soldados. Analiticamente, a espessura da chapa não influenciou a taxa de resfriamento para as chapas de espessura intermediárias utilizadas como substrato neste estudo.

5.3.2 Realização dos revestimentos (NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V)

A partir dos valores definidos na Tabela 6 foi possível realizar os revestimentos de NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V sobre os substratos de 12,5 mm e 25,4 mm. A Figura 43a mostra o revestimento com a liga de NiCrBSi-WC. O revestimento apresentou diversas trincas na superfície (Figura 43b). Estas trincas aparecem em virtude das tensões provenientes do processo de soldagem e da alta dureza do revestimento. Em virtude de o substrato estar fixo nas laterais, ao longo do cordão durante a soldagem, as tensões se acumulam e há então o trincamento na superfície dos cordões.

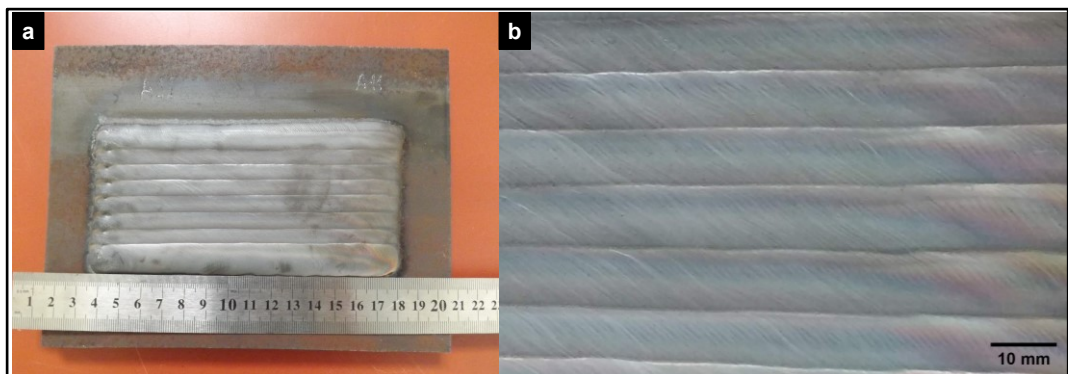
Figura 43 – Placas de teste com revestimento da liga NiCrBSi-WC



Fonte: Da autora.

A Figura 44a mostra o revestimento da liga Fe-CrC-V, que contém vanádio. Os revestimentos realizados com a liga Fe-CrC-V não apresentaram defeitos superficiais ou trincas (Figura 44b).

Figura 44 – Placas de teste com revestimento da liga Fe-CrC-V



Fonte: Da autora.

Após o processo de revestimento dos substratos de espessuras diferentes, foram retiradas as bordas excedentes e as amostras para teste de desgaste foram cortadas por eletroerosão a fio em virtude da alta dureza dos dois revestimentos.

Para facilitar a identificação das amostras será adotada a denominação dos revestimentos duros seguida da respectiva espessura do substrato, sem unidade, conforme segue:

- NiCrBSi-WC (12.5) e NiCrBSi-WC (25.4) para revestimentos da mistura de 70% em massa de NiCrBSi com 30% em massa de WC, depositados sobre os substratos de 12,5 mm e 25,4 mm respectivamente, e;
- Fe-CrC-V (12.5) e Fe-CrC-V (25.4) para revestimentos com a liga Fe-CrC-V depositados sobre os substratos de 12,5 mm e 25,4 mm respectivamente.

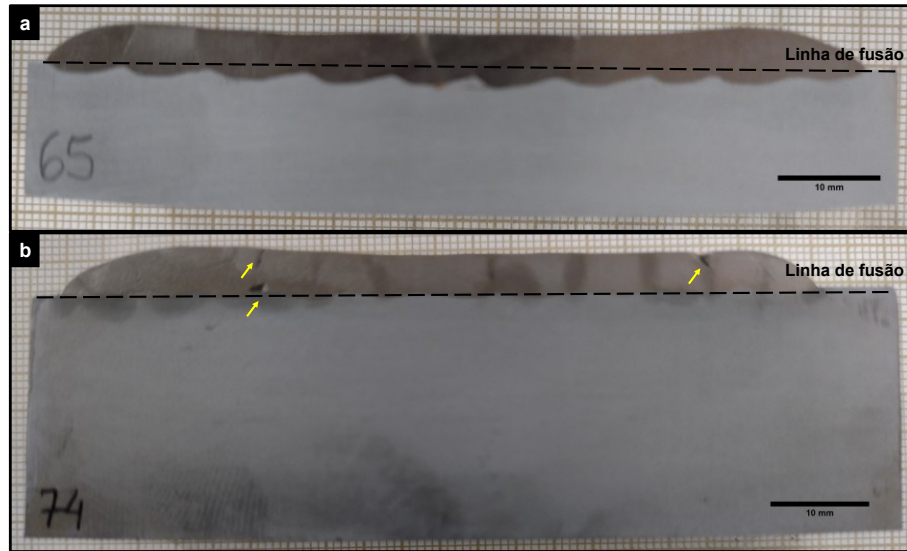
5.4 Caracterização dos revestimentos depositados por PTA-P

5.4.1 Avaliação da morfologia

Os revestimentos foram realizados em camada única pois o processo de soldagem por PTA-P é conhecido por produzir revestimentos com baixa diluição (DAVIS, 1993; DÍAZ, 2005).

A Figura 45 apresenta a seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC depositado em substratos de 12,5 mm de espessura (Figura 45a) e 25,4 mm de espessura (Figura 45b). Pode-se observar que no substrato de 12,5 mm há revestimento abaixo da linha de fusão, o que praticamente não ocorre no substrato de 25,4 mm. Na Figura 45b as setas amarelas apontam as trincas que apareceram durante o processo de soldagem. Foi relatado para processo a laser que a quantidade de WC pode contribuir na formação de poros e trincas no revestimento (VAN ACKER *et al.*, 2005).

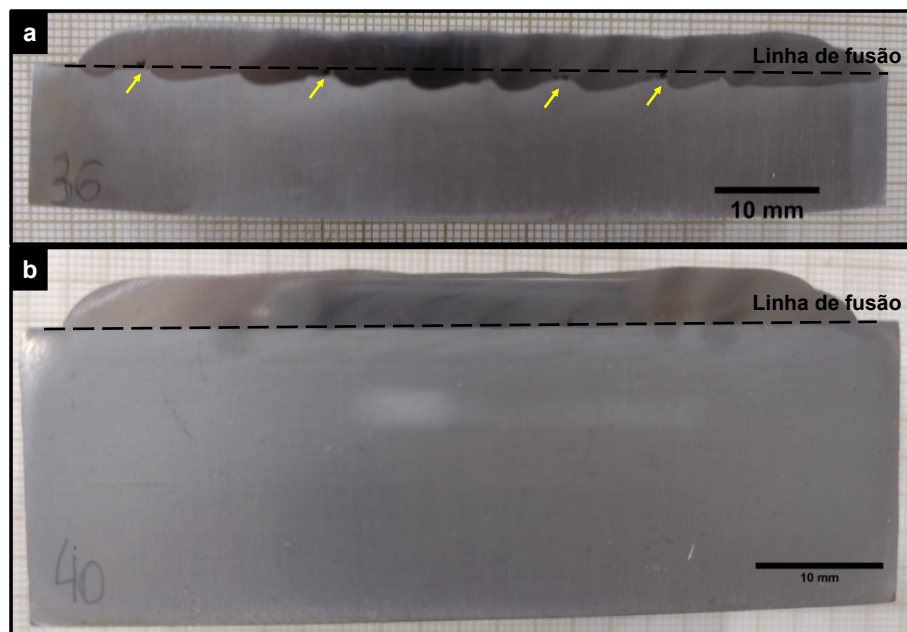
Figura 45 – Seção transversal do revestimento (a) NiCrBSi-WC (12.5) e (b) NiCrBSi-WC (25.4)



Fonte: Da autora.

Os revestimentos Fe-CrC-V apresentaram comportamento semelhante ao revestimento NiCrBSi-WC com relação à morfologia e à diluição. Os substratos de espessura menor apresentaram revestimento abaixo da linha de fusão, o que não ocorre para os substratos mais espessos. A Figura 46 mostra a seção transversal do revestimento Fe-CrC-V depositado em substratos de 12,5 mm de espessura (Figura 46a) e 25,4 mm de espessura (Figura 46b). Na Figura 46a as setas amarelas apontam defeitos pontuais que apareceram durante o processo de soldagem.

Figura 46 – Seção transversal do revestimento (a) Fe-CrC-V (12.5) e (b) Fe-CrC-V (25.4)



Fonte: Da autora.

As características geométricas largura (L_g) e reforço (R_f) dos revestimentos são apresentadas na Tabela 7. O resultado obtido para cada revestimento representa a média \pm o desvio padrão de 10 medidas para cada revestimento em amostras diferentes. Todos os depósitos apresentam similaridade geométrica não havendo grande variação na largura ou no reforço dos revestimentos.

Tabela 7 – Valores médios da largura e reforço dos revestimentos

Revestimento	Largura média (mm)	Reforço médio (mm)
NiCrBSi-WC (12.5)	74,7 \pm 1	4,1 \pm 0,3
NiCrBSi-WC (25.4)	76,5 \pm 1	4,4 \pm 0,2
Fe-CrC-V (12.5)	76,9 \pm 2	4,4 \pm 0,3
Fe-CrC-V (25.4)	75,1 \pm 3	4,6 \pm 0,3

A altura do reforço dos revestimentos foi maior que 3 mm. Este valor de altura do reforço foi atingido com uma única camada de revestimento, conforme norma técnica específica para deposição de revestimentos (PETROBRAS, 1999). Embora a norma de referência seja específica de outro segmento, parece ser um parâmetro adequado para comparação, haja vista a criticidade do setor de atuação e considerando a ausência de critérios para depósitos em ferramentas de preparo do solo.

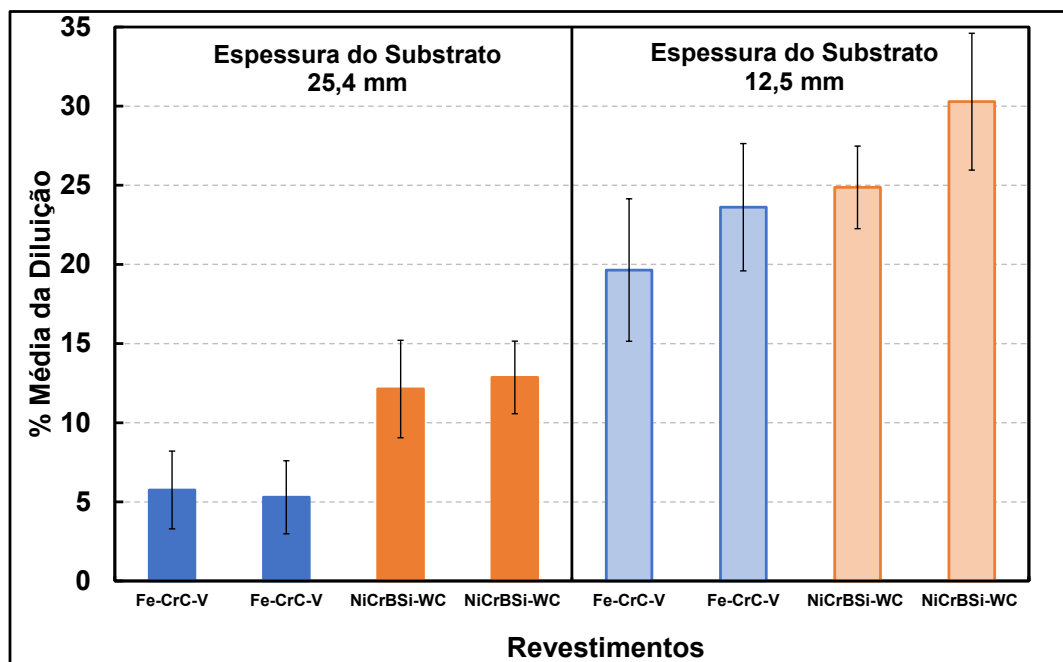
5.4.2 Avaliação da diluição

Os revestimentos realizados no substrato com espessura de 12,5 mm apresentaram maiores valores de diluição (acima de 20%), conforme mostra a Figura 47. Já os revestimentos depositados no substrato de 25,4mm tiveram diluição em torno de 10% (NiCrBSi-WC) e 5% (Fe-CrC-V). A inferência de que duas espessuras de substrato poderiam alterar a diluição foi confirmada já que todos os demais parâmetros que poderiam afetar a diluição permaneceram constantes.

Em processos de soldagem o calor proveniente do arco de solda é difundido na peça por condução para pré-aquecer e fundir o material base. A corrente de soldagem é utilizada no cálculo da energia de soldagem e foi a mesma para ambos os substratos (192 A). A energia de soldagem, obtida através da Equação 2, foi a mesma para ambos os substratos; o valor obtido foi de 2,28 kJ \cdot mm⁻¹. As taxas de resfriamento foram monitoradas; para ambas as espessuras de substrato a taxa foi de aproximadamente 20 °C \cdot s⁻¹ (Equação 3). Portanto, analiticamente, a taxa de resfriamento não foi responsável pela diferença de diluição.

O fluxo de calor em soldagem a arco é mais complexo e a aplicação de modelos analíticos ou numéricos simplificados podem não ser totalmente realistas e mascarar os fenômenos físicos envolvidos (SCOTTI *et. al.*, 2012). Portanto, embora analiticamente os valores encontrados sejam semelhantes para ambos os substratos, o monitoramento somente das temperaturas de aquecimento e resfriamento pode não explicar outros fenômenos físicos que ocorreram durante a soldagem dos revestimentos. Uma possível explicação para a diferença de diluição para as espessuras do substrato pode ser que a quantidade de calor transferida e absorvida pela chapa é maior para a chapa de 12,5 mm de espessura. O tempo de soldagem dos cordões de revestimento (tempo de arco de plasma aberto) é o mesmo para ambas as espessuras. Porém, para a espessura menor, é mais difícil dissipar ou perder calor do que para a chapa mais grossa, o que torna a chapa mais quente por mais tempo e favorece o aumento da diluição para a chapa de menor espessura. Para ambos os substratos, as perdas de calor por convecção ocorreram na superfície (superior) e na base (inferior) da placa, mas a perda de calor é favorecida na placa mais espessa por possuir mais massa para difundir o calor por condução. Esses fenômenos são análogos aos apresentados pelos autores QUINTINO *et. al.* (2013) e ARYA *et. al.* (2017).

Figura 47 – Porcentagem média da diluição dos revestimentos Fe-CrC-V e NiCrBSi-WC com diferentes espessuras de substrato



Fonte: Da autora.

5.4.3 Avaliação da dureza

Os testes de dureza Vickers foram realizados no substrato, na zona afetada pelo calor e na zona fundida dos revestimentos. A dureza dos revestimentos foi comparada à dureza do aço resistente ao desgaste USI AR 450. Os valores médios das durezas da zona fundida dos revestimentos e do aço antidesgaste são apresentados na Tabela 8.

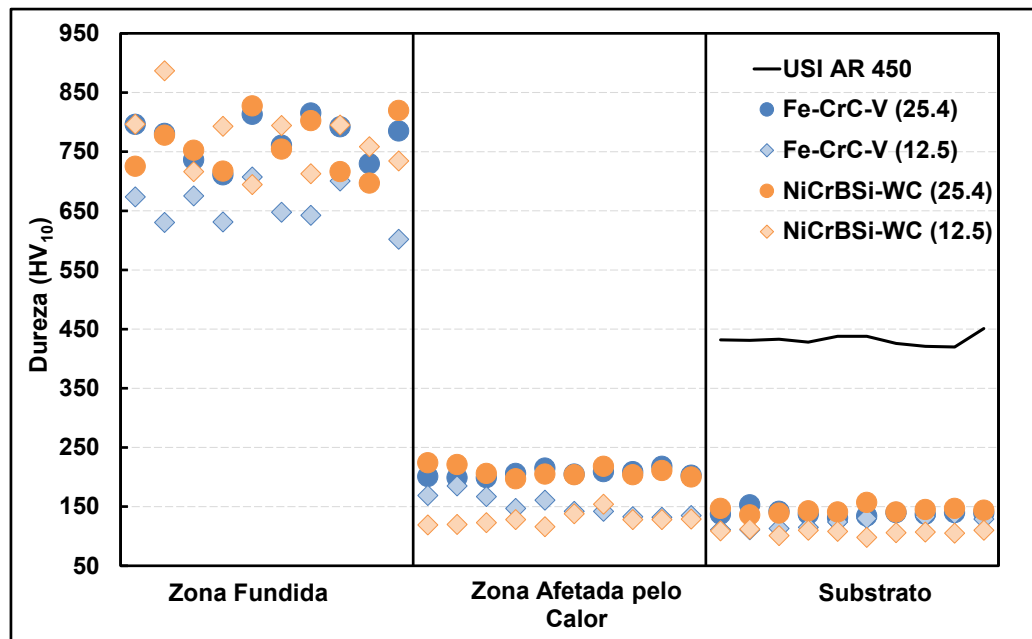
Tabela 8 – Valores médios das durezas dos revestimentos

Material	Dureza média zona fundida (HV ₁₀)
USI AR 450	440 ±30
NiCrBSi-WC (12.5)	770 ±60
NiCrBSi-WC (25.4)	760 ±50
Fe-CrC-V (12.5)	660 ±40
Fe-CrC-V (25.4)	770 ±40

A dureza da zona fundida dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V (25.4) é praticamente 300HV superior ao USI AR 450 (440 HV₁₀). Além disso, estes revestimentos apresentaram um aumento de 16 % na dureza do substrato. O revestimento Fe-CrC-V (12.5) apresentou dureza de 200HV superior ao aço comercial e em relação ao substrato o aumento da dureza foi de 19 %.

O perfil de dureza dos revestimentos depositados por PTA-P e do aço antidesgaste é apresentado na Figura 48.

Figura 48 – Perfil de dureza dos revestimentos Fe-CrC-V, NiCrBSi-WC e aço USI AR 450



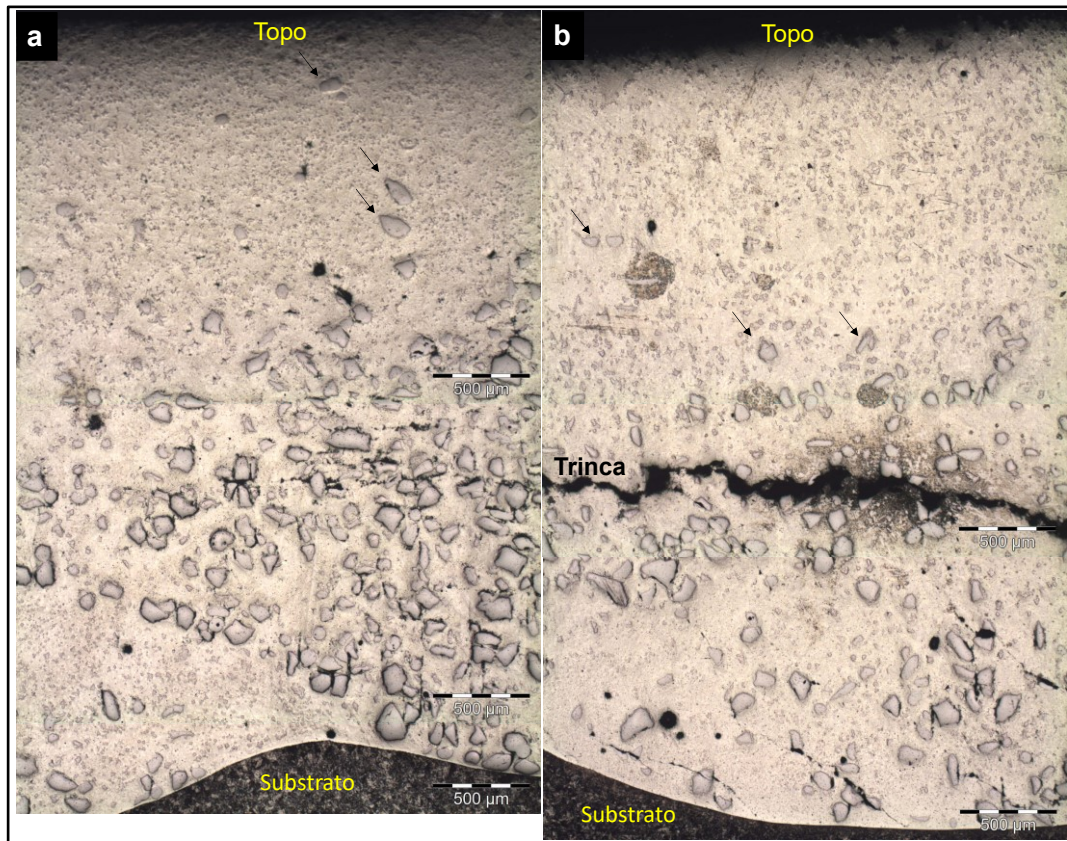
Fonte: Da autora.

A dureza pode dar uma estimativa aproximada, mas não uma previsão exata da resistência à abrasão. A resistência à abrasão é determinada principalmente pela microestrutura dos materiais (CHATTERJEE e PAL, 2003).

5.4.4 Caracterização microestrutural dos revestimentos NiCrBSi-WC

O perfil dos revestimentos de NiCrBSi-WC, do topo à linha de fusão, é mostrado na Figura 49. As setas pretas indicam os carbonetos de tungstênio distribuídos ao longo do perfil dos revestimentos. Alguns destes carbonetos parecem mais evidentes e mantendo seu formato original (parte inferior da Figura 49). Mais próximo ao topo do revestimento parece haver partículas menores do mesmo carboneto, sugerindo uma dissociação destes carbonetos. Na Figura 49b observa-se também severo trincamento, o qual será explorado posteriormente nessa seção. A energia de soldagem fornecida no processo PTA visa fundir a matriz de NiCrBSi e manter as partículas de carbonetos de tungstênio em estado sólido. Porém na poça de fusão, durante a soldagem, ocorre a difusão de C do carboneto WC para a matriz e dos elementos da matriz para os carbonetos fundidos. Esta movimentação de átomos provoca a interdifusão dos átomos do WC para a matriz, o que pode ser prejudicial na resistência ao desgaste em virtude da formação de fases intermetálicas (M_xC) distribuídas na matriz de Ni, que eleva sua dureza mas pode diminuir sua tenacidade (MAROLI e LIU, 2017; CHENITI *et al.*, 2018). O Cr presente no revestimento é outro elemento facilitador da dissolução dos WC e favorece a formação de carbonetos secundários de W finamente dispersos na matriz (LIYANAGE *et al.*, 2012; SUNDARAMOORTHY *et al.*, 2017).

Figura 49 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC(12.5) (a) e NiCrBSi-WC(25.4) (b) (aumento 50x)



Fonte: Da autora.

A Figura 50 mostra as imagens de MO do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) pouco abaixo do topo do revestimento. Os círculos indicam uma estrutura dendrítica identificada como a fase γ -Ni pelos autores KILIÇAY *et. al.* (2020). Além desta estrutura dendrítica, parte dos carbonetos de tungstênio (partículas escuras) foram observados (Figura 50 a e Figura 50c). Outras estruturas foram encontradas com diversos tamanhos e formas (partes claras com contornos escuros). Estas estruturas são compatíveis com carbonetos de cromo do tipo Cr_xC_3 (ZIKIN *et. al.*, 2012).

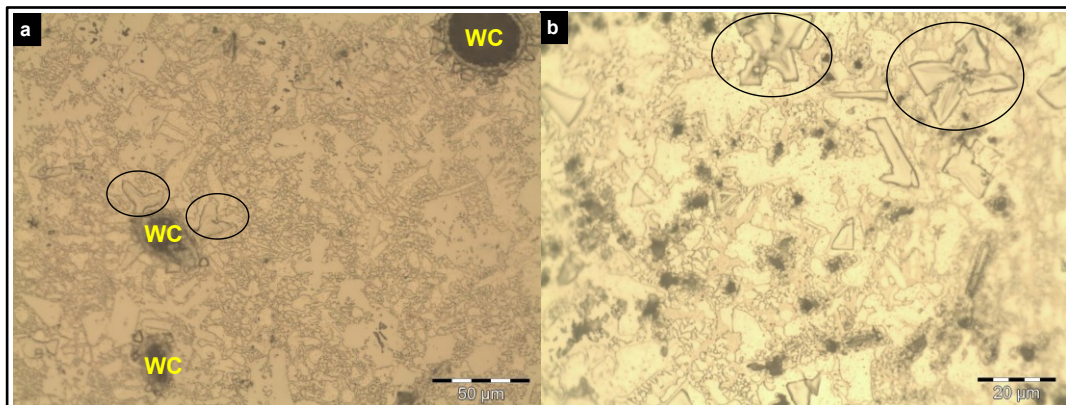
Figura 50 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) (aumento 1000x)



Fonte: Da autora.

A Figura 51 mostra a seção transversal do revestimento de NiCrBSi-WC (25.4). Assim como no revestimento sobre o substrato de 12,5 mm houve a formação de estrutura dendrítica em diversas posições ao longo do revestimento. Outras estruturas foram encontradas no entorno dos carbonetos de W e na microestrutura do revestimento (em destaque nos círculos). Estas estruturas são resultado da interdifusão dos carbonetos na matriz do revestimento.

Figura 51 – Imagem de MO da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (25.4) aumento 500x (a) e aumento 1000x (b)



Fonte: Da autora.

A Figura 52 mostra a micrografia dos revestimentos NiCrBSi-WC por MEV. Os “pontos” cinza mais claro na Figura 52a indicam carbonetos de tungstênio e a área cinza escuro corresponde à matriz à base de Ni. É possível observar a sedimentação do carboneto de tungstênio próximo à linha de fusão (linha amarela tracejada). Esta sedimentação pode não ser crítica em aplicações industriais, já que a camada superficial com menor concentração de carbonetos de tungstênio, ou carbonetos dissociados, é removida durante a função (MAROLI e LIU, 2017). Esta sedimentação de carbonetos pode ser atribuída a três fatores principais:

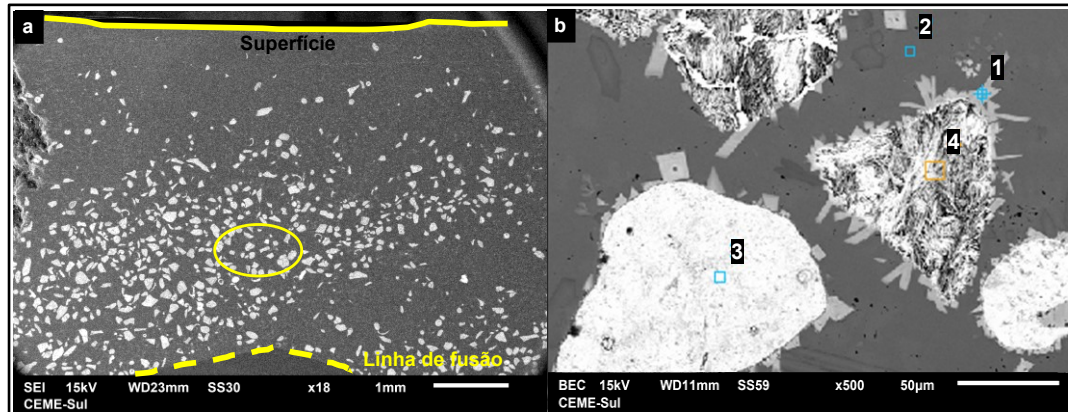
- (i) densidade do WC, duas vezes mais denso que a base de Ni;
- (ii) tempo de solidificação e;
- (iii) efeito proveniente das correntes de convecção de Marangoni dentro da poça de fusão, que não são eficientes o suficiente para evitar que as partículas cerâmicas permaneçam somente no fundo (TOBAR *et. al.*, 2006; MENDEZ *et al.*, 2014).

As partículas de WC quando submetidas a altas temperaturas têm uma alta tendência a se dissolver ou descarbonetar na matriz fundida formando fases eutéticas. Na Figura 52b a matriz Ni é mostrada em cinza escuro (ponto 2, Tabela 9). Os pontos 3 e 4 são carbonetos de tungstênio monocristalino (WC) e eutetóide (W₂C/WC), respectivamente. Após a dissolução dos carbonetos, o tungstênio e o carbono em solução foram parcialmente distribuídos ao redor do carboneto primário (ponto 1). Este fenômeno ocorre a partir da interdifusão do WC e da matriz de Ni e posteriormente ocorre a formação de um núcleo com uma “casca” de carbonetos precipitados ao redor dele. O mecanismo foi explicado na literatura pelos autores SADHU *et. al.* (2020), conforme mostrado na Figura 53. Para os parâmetros de soldagem utilizados neste estudo, o efeito aura destacado pelos autores Katsich e Badisch (2011) não foi encontrado.

Tabela 9 – Resultado do EDS da interdifusão ocorrida no WC no revestimento de NiCrBSi-WC (25.4)

Ponto	Elemento químico (% em peso)							
	C	B	Si	Ni	Cr	Mn	Fe	W
pt1	2,08	0,92	6,60	24,15	20,49	0,58	4,02	41,35
pt2	0,67	1,59	2,09	73,79	4,02	0,68	17,19	-
pt3	3,38	1,18	2,01	0,23	0,28	0,75	0,47	90,72
pt4	3,41	1,25	3,09	0,17	-	0,53	0,06	91,03

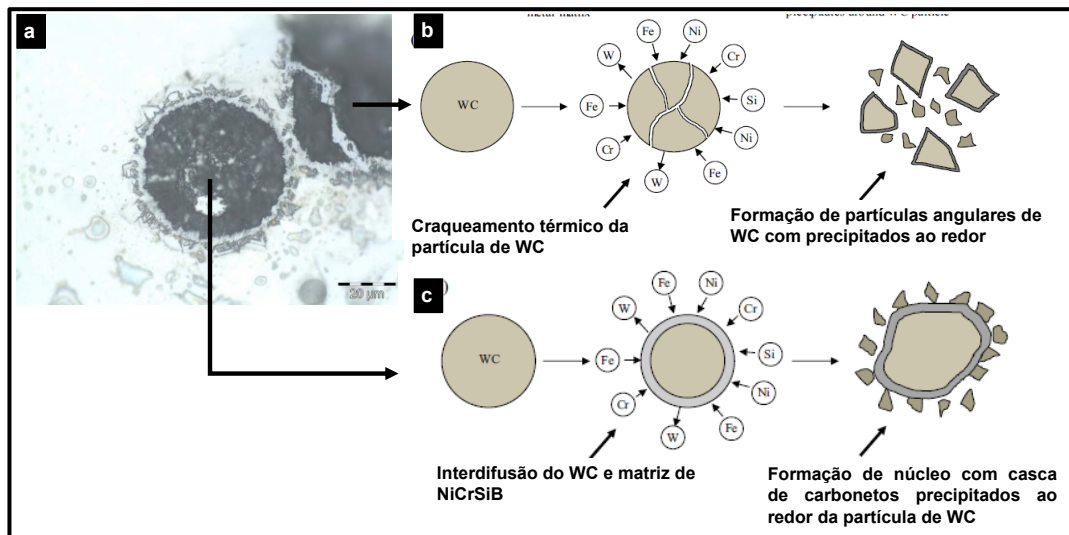
Figura 52 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (a) e por BSE do detalhe em elipse amarela: carboneto de tungstênio (b)



Fonte: Da autora.

A Figura 53 mostra os modos típicos de decomposições ou dissociações das partículas de WC com base na taxa de resfriamento. A partícula de WC pode se dissociar e formar um núcleo rodeado com precipitados de WC (Figura 53c), bem como se decompor termicamente e formar partículas menores rodeadas de precipitados de WC, mostrada na Figura 53b (SADHU *et al.*, 2020). No caso dos depósitos dos revestimentos para as duas espessuras de substrato, acontecem as duas formas de decomposição como é mostrado na Figura 53a.

Figura 53 – Esquema do mecanismo de dissolução de partículas de WC com base nas taxas de resfriamento: imagem por MO de carbonetos de WC (a), craqueamento térmico (b) e interdifusão de WC (c)



Fonte: Adaptado de SADHU *et al.* (2020).

Quando o WC se dissocia na matriz além das mudanças microestruturais evidentes, o modo como acontece a dissociação pode gerar trincas e levar o revestimento à fratura. Portanto, além da alta dureza do revestimento e das tensões

internas provocadas pelo processo de soldagem, as trincas mostradas na superfície e no meio do revestimento (Figura 49) podem ser provenientes do modo de dissociação das partículas de WC.

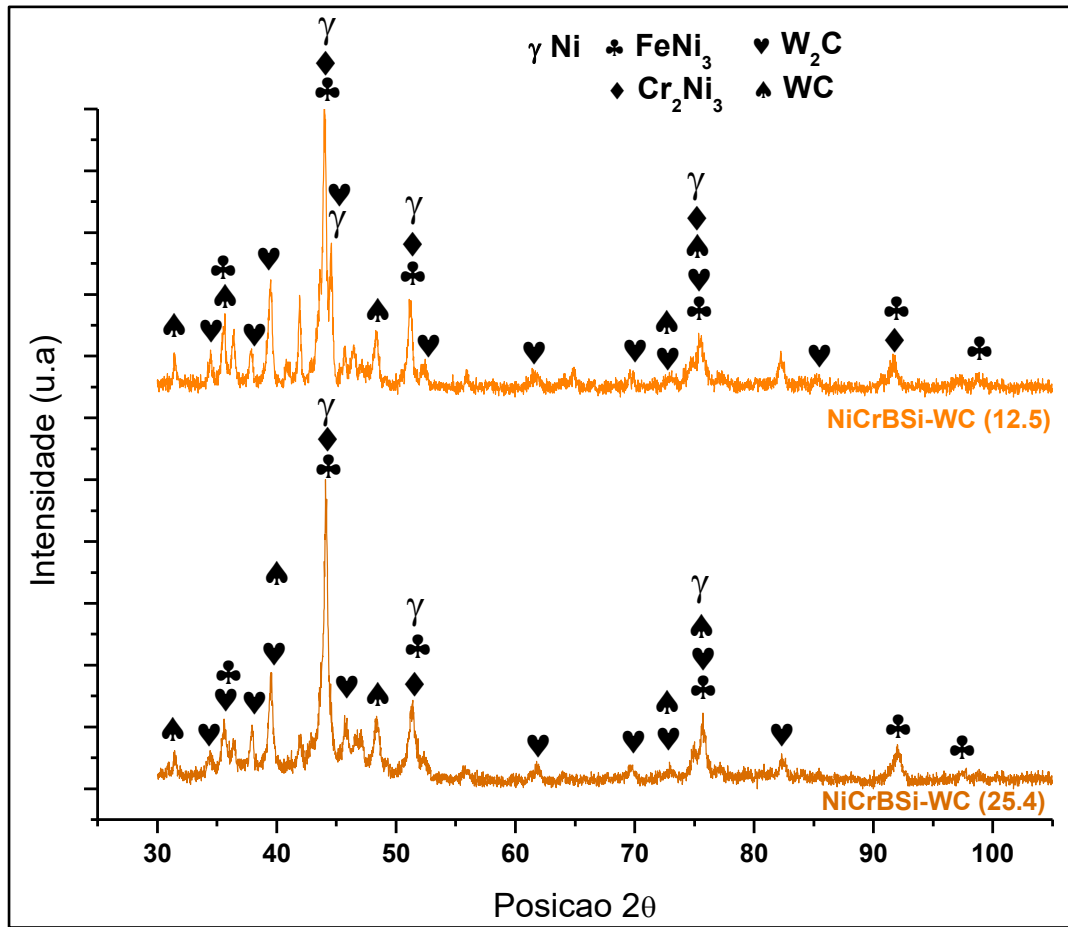
A partir das imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura e utilizando metodologias de Separação de Partículas do *software* ImageJ (Fiji) foram calculadas a fração volumétrica percentual de WC e a distância livre média, ou caminho livre médio (λ), mostrados na Tabela 10 (TARRAGÓ *et. al.*, 2016; BENITO *et. al.*, 2019). A fração volumétrica de carboneto para o revestimento NiCrBSi-WC (25.4) foi quase duas vezes e meia maior do que para o revestimento NiCrBSi-WC (12.5).

Tabela 10 – Fração volumétrica, caminho livre médio e área média de partículas do revestimento NiCrBSi-WC

Substrato	Fração Volumétrica, %	Caminho livre médio (λ), μm	Área média dos carbonetos, μm^2
12,5 mm	12	91,92 \pm 0,03	200
25,4 mm	29	44,23 \pm 0,03	331

As fases encontradas nos revestimentos de NiCrBSi-WC são mostradas no difratograma na Figura 54. Foram encontrados, como esperado, a fase carbonetos de tungstênio (WC e W₂C) e os compostos intermetálicos FeNi₃ e Cr₂Ni₃ em ambos os revestimentos, além da fase γ -Ni. Não foram identificados boretos de qualquer natureza ou carbonetos de cromo como relatado em estudos anteriores (DA SILVA e D'OLIVEIRA, 2015). Embora os picos de boretos não tenham sido reconhecidos pelo software no difratograma, alguns picos entre 45° e 50° (posição 2 θ) foram identificados como boretos pelos autores BOURITHIS *et. al.* (2002). Os picos de carbonetos de Cr foram identificados pelos autores REINALDO e D'OLIVEIRA (2013) em posições semelhantes às encontradas neste estudo. Os autores relatam que quanto maior o número de picos maior é a possibilidade de sobreposição, o que dificulta ainda mais a identificação de fases em materiais complexos como a liga utilizada.

Figura 54 – Difratogramas dos revestimentos NiCrBSi-WC (12.5) (amarelo claro) e NiCrBSi-WC 25.4 (amarelo escuro)



Fonte: Da autora.

A Tabela 11 resume as fases encontradas com as respectivas porcentagens calculada semi-quantitativamente pelo software e os cartões de pdf padrão de DRX. As quantidades das fases são semelhantes em ambos os revestimentos, apenas a quantidade do intermetálico FeNi_3 é maior para o revestimento de 25,4 mm em quase 10%.

Tabela 11 – Resumo da quantidade das fases encontradas por DRX nos revestimentos NiCrBSi-WC

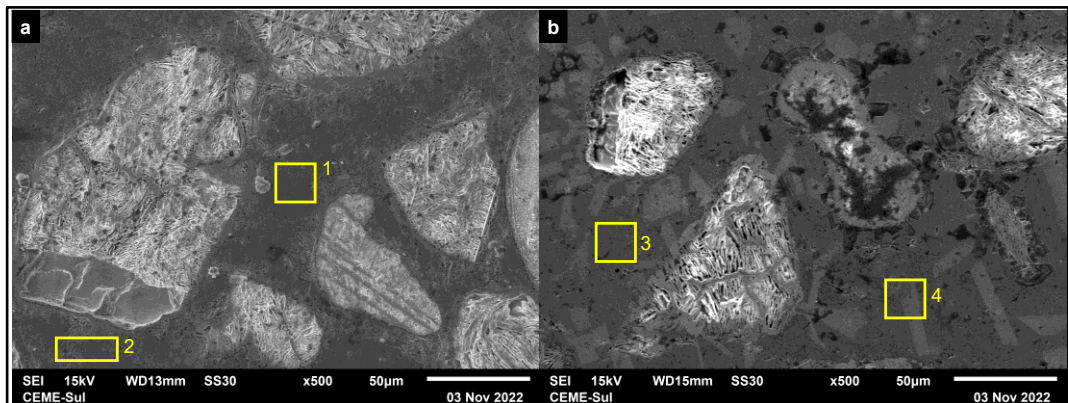
Fases	Quantidade (%) NiCrBSi-WC (12.5)	Quantidade (%) NiCrBSi-WC (25.4)	Identificadores (Pdf)
γ -Ni	24	21	01-089-7128
WC	7	5	01-089-2727 e 01-072-0097
W_2C	11	12	01-079-0743 e 01-089-2371
Cr_2Ni_3	25	19	03-065-6291
FeNi_3	34	43	03-065-3244

A quantidade de Fe, proveniente da diluição do substrato no revestimento, pode ser observada na microestrutura próximo da interface entre o revestimento e o

substrato. O resultado de EDS na Tabela 12 (Figura 55) corrobora a diminuição do teor de Fe na matriz de Ni no revestimento NiCrBSi-WC (25.4) em contraste com o revestimento sobre o substrato de 12,5 mm.

À medida que o teor de Fe aumenta no substrato há uma diminuição ou supressão total da formação de boretos, mesmo com o Fe apresentando maior afinidade com o B do que com o Cr. Este resultado é semelhante aos de outros estudos (HEMMATI *et. al.*, 2012; SILVA *et. al.*, 2019). O ensaio de DRX não ter identificado a presença de boretos então, pode ser devido ao maior teor de Fe proveniente da diluição dos revestimentos. Por se tratar de um material multifásico, a interpretação das informações do DRX pode ser particularmente difícil para a liga NiCrBSi-WC em virtude da sobreposição dos picos e da alta tensão residual provocada pelo processo de soldagem (DA SILVA e D'OLIVEIRA, 2017).

Figura 55 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) (a) e NiCrBSi-WC (25.4) (b)



Fonte: Da autora.

Tabela 12 – Resultado por EDS da matriz de NiCrBSi nos revestimentos de NiCrBSi-WC

Ponto	Elemento químico (% em peso)						
	C	Si	Ni	Cr	Mn	Fe	W
pt1	1,73	4,80	45,92	8,38	0,18	38,06	-
pt2	1,92	5,76	48,10	7,82	0,19	35,12	-
pt3	2,28	8,20	65,69	9,96	-	13,88	-
pt4	3,00	3,51	40,15	20,97	0,12	8,31	23,95

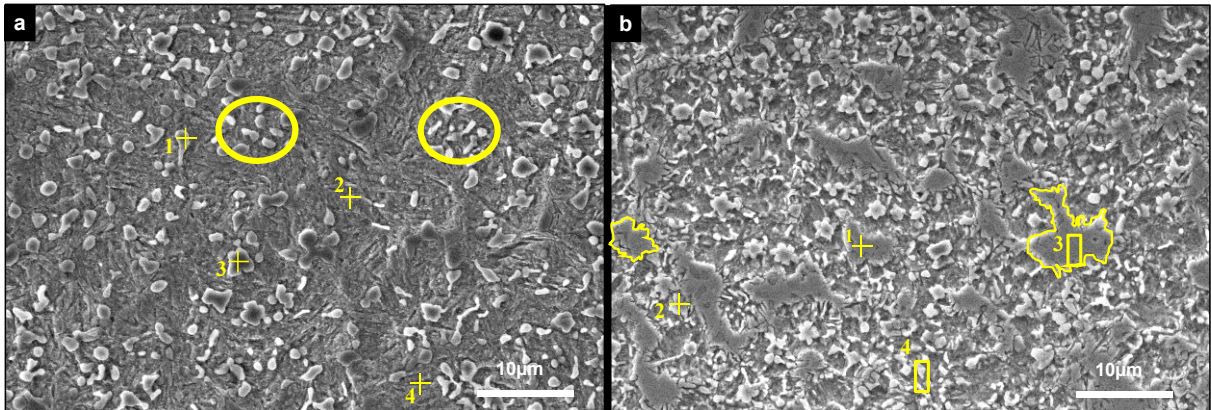
5.4.5 Caracterização microestrutural dos revestimentos Fe-CrC-V

As microestruturas dos revestimentos Fe-CrC-V (12.5) e Fe-CrC-V (25.4) são mostradas na Figura 56a e Figura 56b, respectivamente. Após a solidificação, carbonetos primários ricos em vanádio (círculos amarelos) são formados em uma matriz martensítica (cinza escuro na Figura 56a). A solidificação provavelmente começará com a formação de carbonetos primários ricos em vanádio (círculos amarelos) seguidos pela formação de dendritos austeníticos primários e ripas de martensita transformadas após o resfriamento (MAROLI *et. al.*, 2017). A Figura 56b mostra carbonetos de vanádio primários (VC) mais aglomerados quando comparados com a Figura 56a. A formação de VC como partículas esféricas, semelhantes a pétalas e segmentos semelhantes a escamas finas, pode ser vista na Figura 56b, conforme relatado na literatura (TAKEDA *et. al.*, 2013). Carbonetos primários foram encontrados nos revestimentos de substrato de 25,4 mm juntamente com a estrutura grosseira de carbonetos de vanádio (marcados como 1 e 3 na Figura 56b). A análise EDS (Tabela 13) corrobora a hipótese de que são carbonetos de vanádio. Essas formações já foram relatadas na literatura (WEI *et al.*, 2006; GÜNTHER e BERGMANN, 2020). A principal diferença nas microestruturas é o aparecimento de carbonetos mais grosseiros no revestimento depositado no substrato mais espesso.

Tabela 13 – Resultado EDS revestimentos Fe-CrC-V

Substrato	Ponto	Elemento químico (% em peso)						
		C	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
12,5 mm	pt1	1,96	1,32	7,42	5,63	0,58	81,52	1,56
	pt2	4,13	1,13	18,34	5,54	0,68	67,72	2,46
	pt3	2,01	1,29	6,36	4,38	0,75	84,08	1,15
	pt4	1,93	1,27	4,81	4,48	0,53	86,33	0,65
25,4 mm	pt1	6,71	1,16	24,58	5,55	-	59,16	2,67
	pt2	7,59	1,32	24,99	5,77	0,61	57,22	2,50
	pt3	7,79	1,16	18,94	5,06	0,55	64,84	1,66
	pt4	8,08	0,87	49,85	4,25	-	34,66	1,89

Figura 56 – Imagem de MEV por SEI da seção transversal do revestimento Fe-CrC-V (12.5) (a) e Fe-CrC-V 25.4 (b)



Fonte: Da autora.

Seis classificações de morfologia de VC por microscopia eletrônica de transmissão foram relatadas pelos autores TODD e LI (1986):

- (i) carbonetos não dissolvidos;
- (ii) precipitação de austenita;
- (iii) precipitação de interfase;
- (iv) morfologia "fibrosa";
- (v) precipitação de matriz e;
- (vi) precipitação nas discordâncias.

No entanto, essas diferenças entre os precipitados e a sequência de precipitação das várias morfologias foram estudadas para níveis abaixo de 1% em peso de V (TODD e LI, 1986; PAN e UMEMOTO, 2018). Embora as morfologias apresentadas nestes estudos sejam para porcentagens muito baixas em quantidade de V, em relação ao conteúdo deste estudo, sabe-se que quando o conteúdo de V é maior que o percentual de C, a maior parte do C se combinará com o V até a saturação (LEI *et al.*, 2015). As quantidades de C da liga em pó adicionadas ao substrato utilizado neste estudo podem formar uma matriz composta por uma combinação de componentes estruturais como martensita ou austenita (PEREPLYOTCHIKOV, 2014).

Uma possível explicação para as diferenças nas morfologias de VC encontradas nas microestruturas mostradas entre a Figura 56a e a Figura 56b é que a diluição durante o processo de revestimento reduziria o teor de vanádio e consequentemente diminuiria a formação de carbonetos de vanádio primários ao longo do revestimento (LAURILA *et al.*, 2013). Como mostrado na Tabela 13, os resultados de EDS para os pontos marcados na Figura 56 para os dois substratos

indicam que a porcentagem de Fe para o substrato de 12,5 mm é maior que a porcentagem para o substrato de 25,4 mm, e os valores percentuais de V e C aumentaram para a chapa de maior espessura, intensificando a afirmação de que a diluição diminui a formação de carbonetos primários de vanádio.

Para o revestimento duro Fe-CrC-V também foram calculadas a fração volumétrica percentual de VC e a distância livre média, ou caminho livre médio (λ), mostrados na Tabela 14, a partir das imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura e utilizando a mesma metodologia de Separação de Partículas do *software* ImageJ (Fiji) (TARRAGÓ *et al.*, 2016; BENITO *et al.*, 2019). No revestimento duro Fe-CrC-V (25.4) os carbonetos com diferentes morfologias foram separados (carbonetos primários e carbonetos grosseiros) para calcular o tamanho médio de suas áreas. A fração volumétrica de carboneto para o revestimento Fe-CrC-V (25.4) foi um pouco mais de duas vezes maior do que para o revestimento Fe-CrC-V (12.5). Grandes conglomerados de partículas podem se soltar durante os testes abrasivos e proporcionar maiores taxas de desgaste.

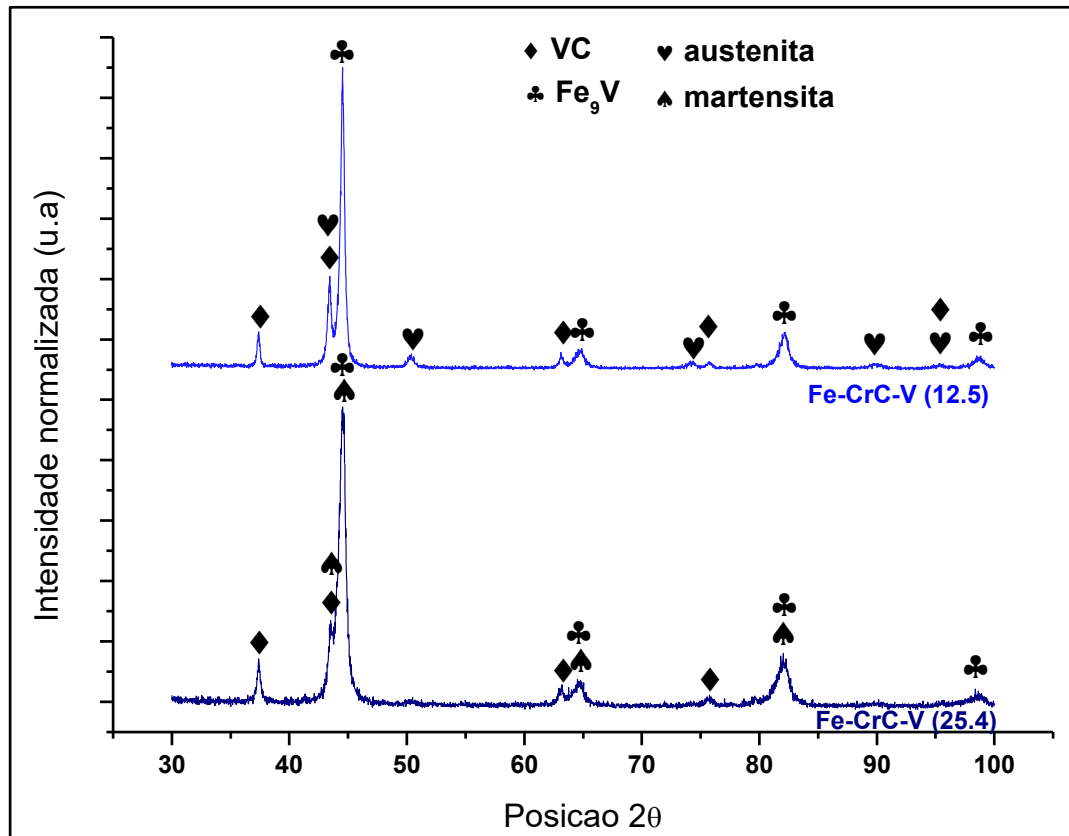
Tabela 14 – Fração volumétrica, caminho livre médio (λ) e área média das partículas (Fe-CrC-V)

Substrato	Fração Volumétrica, %	Caminho livre médio (λ), μm	Área média das partículas, μm^2	
			Carbonetos Primários	Carbonetos grosseiros
12,5 mm	18	4,2 \pm 0,1	1,2	-
25,4 mm	38	2,2 \pm 0,1	Min. 0,6	Min. 0,6
			Max. 10,3	Max. 33,4

A composição de fases dos revestimentos foi determinada por DRX e os resultados são mostrados na Figura 57. A presença de VC e Fe₉V nos revestimentos de ambos os substratos foi confirmada e pode ser identificada através do cartão de pdf de difração de pó de XRD pelo número 01-073-0476 (MICHALCOVÁ *et al.*, 2021) e 03-065-7509 respectivamente. Para o revestimento depositado sobre o substrato com a maior diluição (12,5 mm), foi encontrada austenita (pdf 00-052-0512). Por outro lado, para o revestimento do substrato de 25,4 mm, foi encontrada martensita (pdf 00-044-1293). O software calculou semi-quantitativamente a porcentagem de fases da seguinte forma: 30% VC, 56% Fe₉V e 14% austenita no revestimento do substrato de 12,5 mm e; 22% VC, 55% Fe₉V e 24% martensita para o outro revestimento. A maior

dureza encontrada no revestimento depositado sobre o substrato mais espesso pode ser explicada pela quantidade de martensita encontrada na matriz do revestimento.

Figura 57 – Análise de DRX dos revestimentos Fe-CrC-V (12.5) (azul claro) e Fe-CrC-V 25.4 (azul escuro)



Fonte: Da autora.

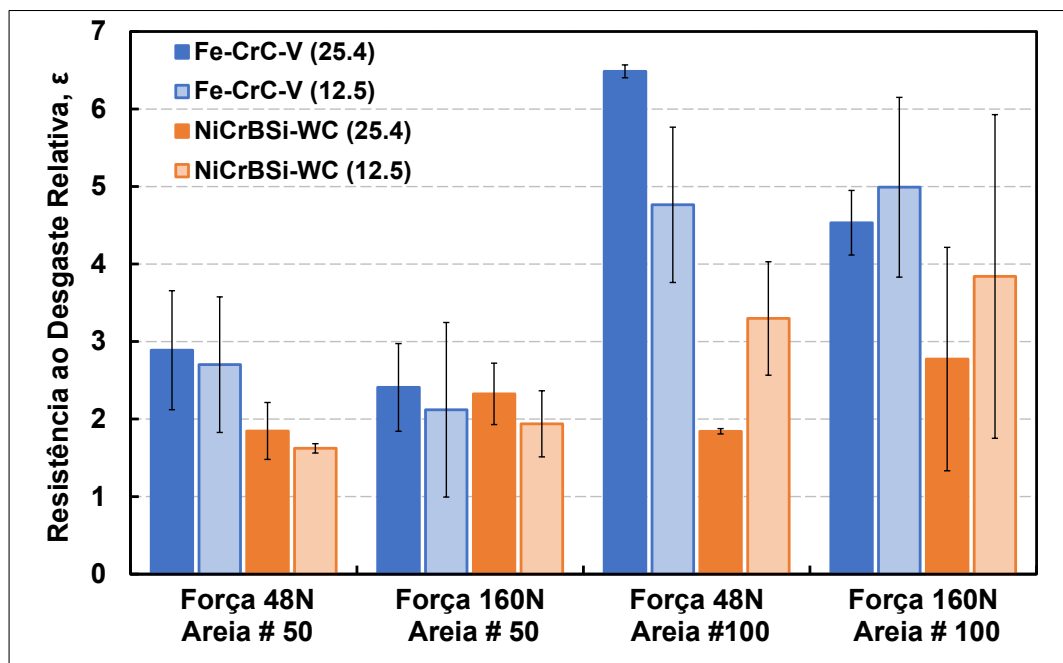
5.5 Desempenho dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V quanto a resistência a abrasão

Ensaio de abrasão com abrasômetro tipo roda de borracha foram conduzidos aplicando sobre as amostras a carga máxima (160 N) e a mínima (48 N) possíveis no equipamento. Quando o ensaio foi conduzido aplicando a carga de 160 N, foram utilizadas como abrasivos as areias normalizadas brasileiras IPT nº 50 (#50) e nº 100 (#100). A mesma metodologia foi utilizada para a carga aplicada de 48 N. O tamanho médio do abrasivo #50 era de 600 µm até 300 µm e o tamanho médio do abrasivo #100 era de 300 µm até 150 µm. Os ensaios foram realizados durante 1 hora para cada amostra com realimentação da partícula abrasiva, conforme indicações do estudo de CARVALHO (2018). As amostras foram pesadas antes e depois dos ensaios de abrasão com a finalidade de calcular o volume de material perdido durante o ensaio.

A Figura 58 mostra a resistência relativa ao desgaste abrasivo dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V em relação ao aço USI AR 450, ou seja, quanto os revestimentos depositados por soldagem se apresentam mais resistentes do que o aço USI AR 450.

Avaliando globalmente o desempenho ao desgaste abrasivo dos revestimentos de NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V pode-se observar que os revestimentos de NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V são no mínimo duas vezes mais resistentes que o aço antidesgaste comercial.

Figura 58 – Resistência ao desgaste relativa ao aço USI AR 450 dos revestimentos NiCrBSi-WC e Fe-CrC-V (nos substratos de 12,5 mm e 25,4 mm)



Fonte: Da autora.

A resistência relativa ao desgaste para os dois revestimentos depositados, na condição de ensaio com a maior partícula abrasiva (#50), não apresentou diferença estatística, independentemente da carga aplicada. Quando o ensaio foi conduzido com a partícula abrasiva menor (#100) e a menor carga foi aplicada (48 N), o revestimento Fe-CrC-V apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo comparativamente ao revestimento NiCrBSi-WC e ao aço comercial. Porém quando a carga aplicada aumentou para 160 N, ainda com o abrasivo menor (#100) a resistência relativa ao desgaste foi a mesma, estatisticamente, para ambos os revestimentos. A severidade que melhor representaria uma situação prática seria a carga aplicada de 160 N e a partícula abrasiva maior (#50).

5.5.1 Desempenho dos revestimentos NiCrBSi-WC quanto a resistência a abrasão

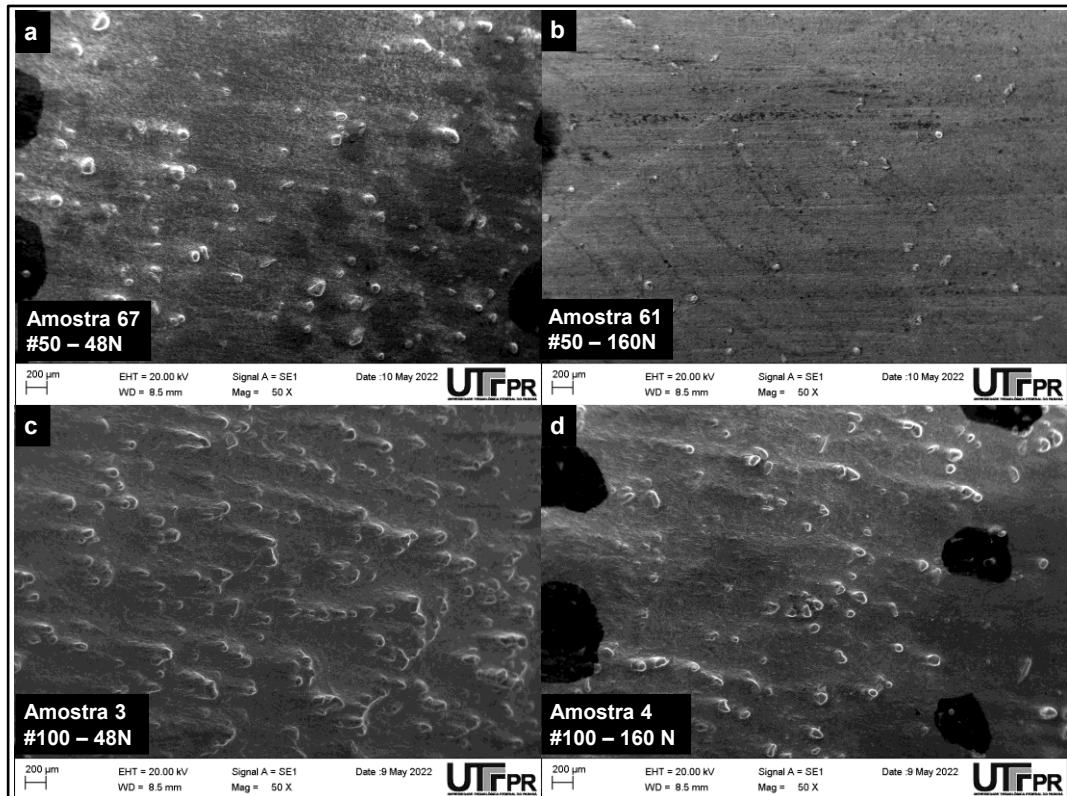
Observa-se com os dados mostrados na Figura 58 que o revestimento NiCrBSi-WC teve no mínimo duas vezes maior resistência ao desgaste que o aço comercial. Quando o revestimento foi testado com o abrasivo de tamanho maior (#50) e cargas diferentes, não houve diferença estatística na resistência relativa ao desgaste entre os revestimentos depositados em chapas de diferentes espessuras. Quando o ensaio foi realizado com o menor abrasivo (#100) e a carga aplicada de 48 N, a maior resistência ao desgaste ocorreu para o revestimento NiCrBSi-WC (12.5). Nesta condição de ensaio, o revestimento apresentou resistência ao desgaste abrasivo três vezes maior que o aço comercial enquanto o revestimento NiCrBSi-WC (25.4) foi duas vezes mais resistente. Ainda utilizando o abrasivo de tamanho menor (#100), ao aumentar a carga para 160 N, não houve diferença na resistência relativa ao desgaste em ambos os revestimentos. Mesmo assim, os revestimentos foram no mínimo três vezes mais resistentes à abrasão do que o aço comercial anti-desgaste.

As superfícies desgastadas das amostras foram analisadas em microscopia eletrônica para identificar os mecanismos predominantes de desgaste abrasivo. A Figura 59 e a Figura 60 mostram as superfícies desgastadas do revestimento NiCrBSi-WC (12.5) com aumento de 50x e 1000x respectivamente. Na Figura 59 (a-c e d) pode-se notar que há estruturas protuberantes na superfície. O detalhamento em 1000x na Figura 60 (c e d) mostra que estas protuberâncias são carbonetos de tungstênio (Tabela 15), já relatado na literatura pelos autores KAMDI *et al.* (2011). Os carbonetos estão protuberantes em evidência com a matriz ao fundo o que pode indicar a proteção da matriz pelos carbonetos.

Tabela 15 – Resultado EDS revestimentos NiCrBSi-WC (12.5), abrasivo #100 carga 48 N e 160 N

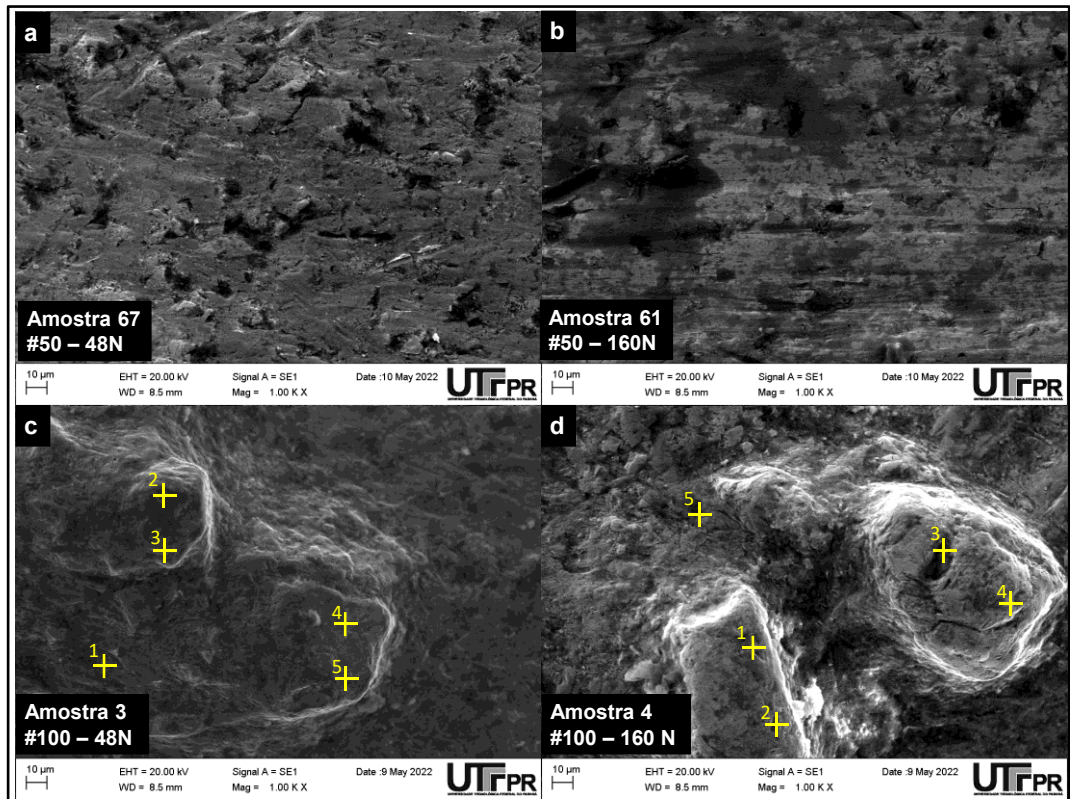
Ponto	Elemento químico (% em peso)							
	C	O	Al	Si	Cr	Fe	Ni	W
c – pt 1	8,79	6,56	1,19	3,85	4,01	14,87	57,71	-
c – pt 2	14,25	6,88	0,64	-	0,58	1,00	1,72	74,93
c – pt 3	-	16,17	1,65	-	-	0,65	1,04	80,49
c – pt 4	8,41	19,00	2,18	2,54	0,87	1,85	2,08	63,07
c – pt 5	17,60	24,49	2,99	5,78	8,56	9,41	31,17	0,00
d – pt 1	-	13,68	1,13	-	0,79	0,98	-	83,43
d – pt 2	19,90	8,04	0,48	-	0,54	0,70	-	70,35
d – pt 3	38,97	9,40	0,53	1,33	1,63	1,93	2,59	43,62
d – pt 4	26,11	6,02	-	-	1,26	1,19	2,77	62,65
d – pt 5	31,14	4,65	0,44	0,55	36,46	12,84	7,87	6,04

Figura 59 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (12.5) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 50x)



Fonte: Da autora.

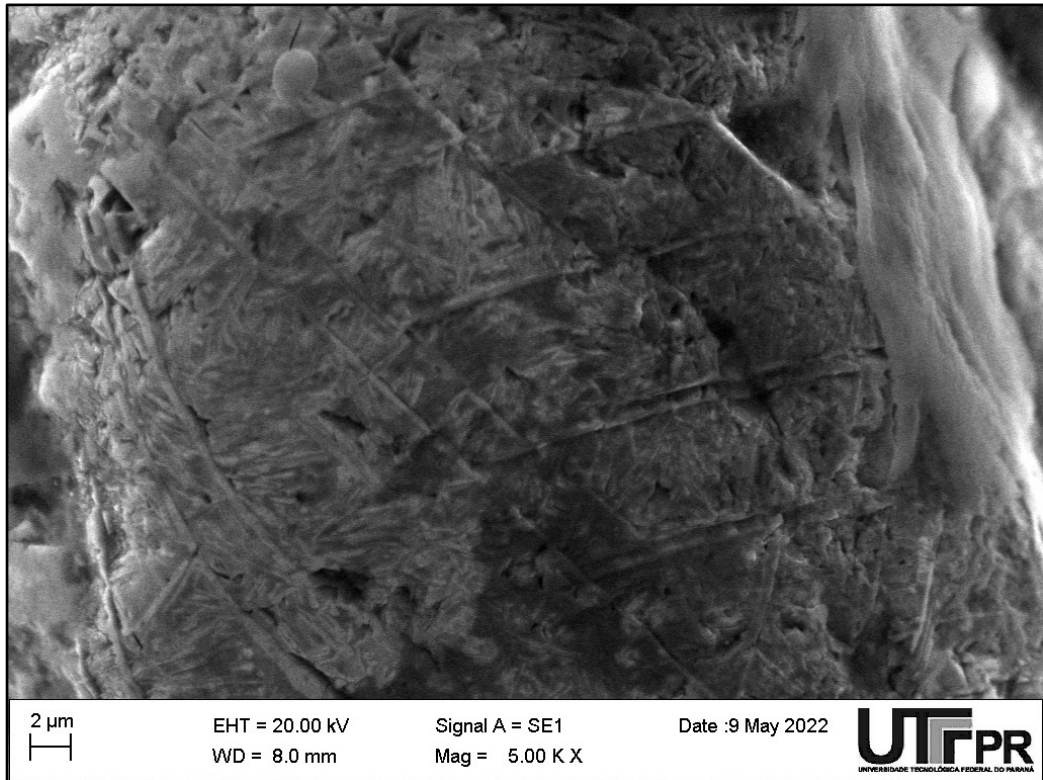
Figura 60 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (12.5) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)



Fonte: Da autora

Pela Figura 60 pode-se observar que o desgaste ocorre na matriz e o micromecanismo parece ser abrasão por rolamento. Um detalhamento da partícula de WC é mostrado na Figura 61. Alguns sulcos podem ser observados, mas a partícula parece estar sem em boas condições para a que foi destinada. É provável que estas partículas possam ser arrancadas com o desgaste progressivo da matriz que dá sustentação ao redor dos carbonetos, fenômeno já relatado anteriormente pelos autores SADHU *et al.* (2020).

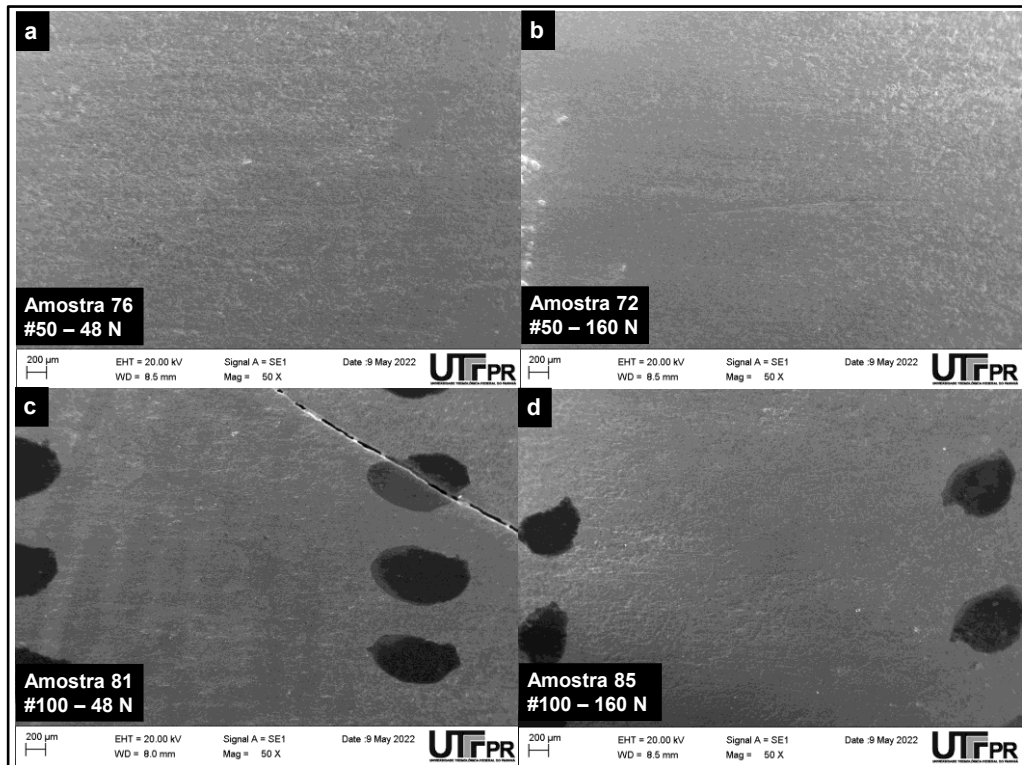
Figura 61 – Imagem de MEV por SEI da partícula de WC inalterada ensaiados com abrasivo #100 carga 160 N (aumento 5000x)



Fonte: Da autora.

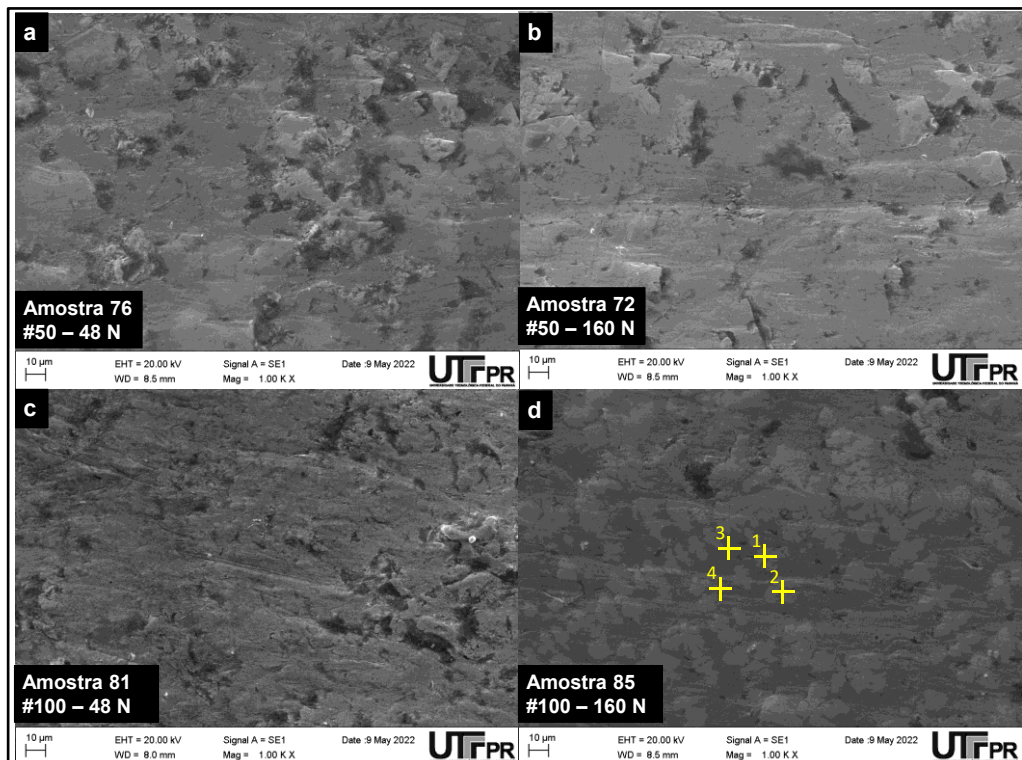
A Figura 62 mostra os revestimentos de NiCrBSi-WC (25.4) ensaiados nas quatro condições com aumento de 50x. Mesmo com o aumento de 1000x mostrado na Figura 63 a proeminência dos carbonetos não foi observada como ocorreu no revestimento depositado no substrato de espessura menor. É provável que tenha havido uma maior dissociação de carbonetos nas regiões superficiais expostas diretamente às condições de desgaste abrasivo como relatado no estudo dos autores BADISCH e KIRCHGAßNER (2008). Na superfície ensaiada mostrada na Figura 63d são observados pontos em cinza pouco mais claro (pontos 1 e 2) que apresentam maior quantidade de W em contraste com o cinza mais escuro, pontos 3 e 4 que quase não apresentam W (Tabela 16).

Figura 62 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (25,4) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 50x)



Fonte: Da autora.

Figura 63 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos NiWC (25,4) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)



Fonte: Da autora.

Tabela 16 – Análise de EDS superfície do revestimento NiCrBSi-WC (25.4), abrasivo #100, carga 160 N

Ponto	Elemento químico (% em peso)						
	C	O	Si	Cr	Fe	Ni	W
d – pt 1	9,53	1,46	3,83	15,49	4,38	22,18	43,13
d – pt 2	9,43	-	3,89	16,02	4,25	22,78	43,62
d – pt 3	10,13	-	-	5,96	20,28	59,24	1,75
d – pt 4	9,52	-	-	6,03	21,04	60,66	-

Vários sulcos rasos foram observados nas diversas condições de desgaste. Para os revestimentos depositados nos substratos de menor espessura os carbonetos de tungstênio ficaram mais evidentes após o ensaio de abrasão o que não ocorreu para o revestimento depositado no substrato de maior espessura. Esta característica pode ser devido à dissolução dos carbonetos neste revestimento. O micromecanismo de desgaste predominante parece ser a abrasão por rolamento devido a microindentações aparentes nas superfícies ensaiadas em ambos os revestimentos.

5.5.2 Desempenho dos revestimentos Fe-CrC-V quanto a resistência a abrasão

Pode-se observar que quando o revestimento Fe-CrC-V foi testado com o abrasivo de maior tamanho (#50) e cargas diferentes, não houve diferença estatística na resistência relativa ao desgaste entre os revestimentos depositados em chapas de diferentes espessuras, confirmando os resultados do estudo do autor KERÄNEN (2010). Quando o ensaio foi realizado com o menor abrasivo (#100) e a carga aplicada de 48 N, a maior resistência ao desgaste ocorreu para o revestimento Fe-CrC-V (25.4). Este revestimento apresentou-se seis vezes mais resistente que o aço comercial. Nas mesmas condições de teste, o revestimento Fe-CrC-V (12.5) foi quase cinco vezes mais resistente que o aço USI AR 450. Ao aumentar a carga para 160 N com o abrasivo de tamanho menor, parece não haver diferença na resistência relativa ao desgaste em ambos os revestimentos. Mesmo assim, os revestimentos foram quase cinco vezes mais resistentes à abrasão do que o aço resistente ao desgaste comercial.

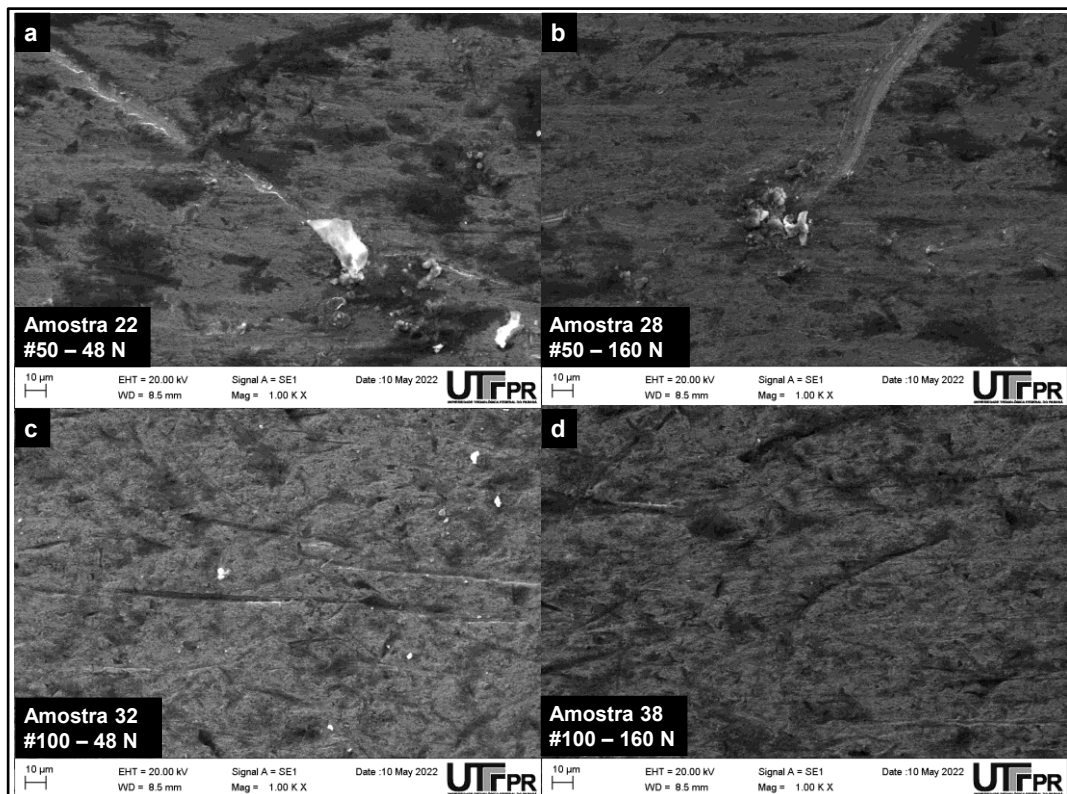
As superfícies desgastadas das amostras foram analisadas em microscopia eletrônica para identificar os mecanismos predominantes de desgaste abrasivo. As Figura 64e a Figura 65 mostram as superfícies desgastadas após os testes de roda de borracha para o revestimento Fe-CrC-V (12.5) e Fe-CrC-V (25.4), respectivamente. As partículas brilhantes na Figura 64 (a, b e c) são partículas abrasivas de acordo com as análises de EDS (Tabela 17). Em contraste, as manchas mais escuras nestas

figuras mostram oxidação e carbonetos de vanádio. Quando o teste de abrasão foi realizado com partículas maiores (#50) para as duas cargas aplicadas, parece que o micromecanismo de desgaste é o microcorte (Figura 64a, Figura 64b e Figura 64b). Alguns sulcos rasos foram observados quando o teste de abrasão foi realizado com o abrasivo menor (#100). No entanto, o micromecanismo de desgaste predominante parece ser a abrasão por rolamento devido a microindentações (Figura 64c, Figura 64d, Figura 65c e Figura 65d). É possível que nesta condição de teste haja rolamento da partícula abrasiva entre a amostra e a roda de borracha. É importante ressaltar que os revestimentos apresentaram maior resistência relativa ao desgaste para esta condição de teste, conforme mostra a Figura 58.

Tabela 17 – Análise de EDS superfície do revestimento Fe-CrC-V (12.5)

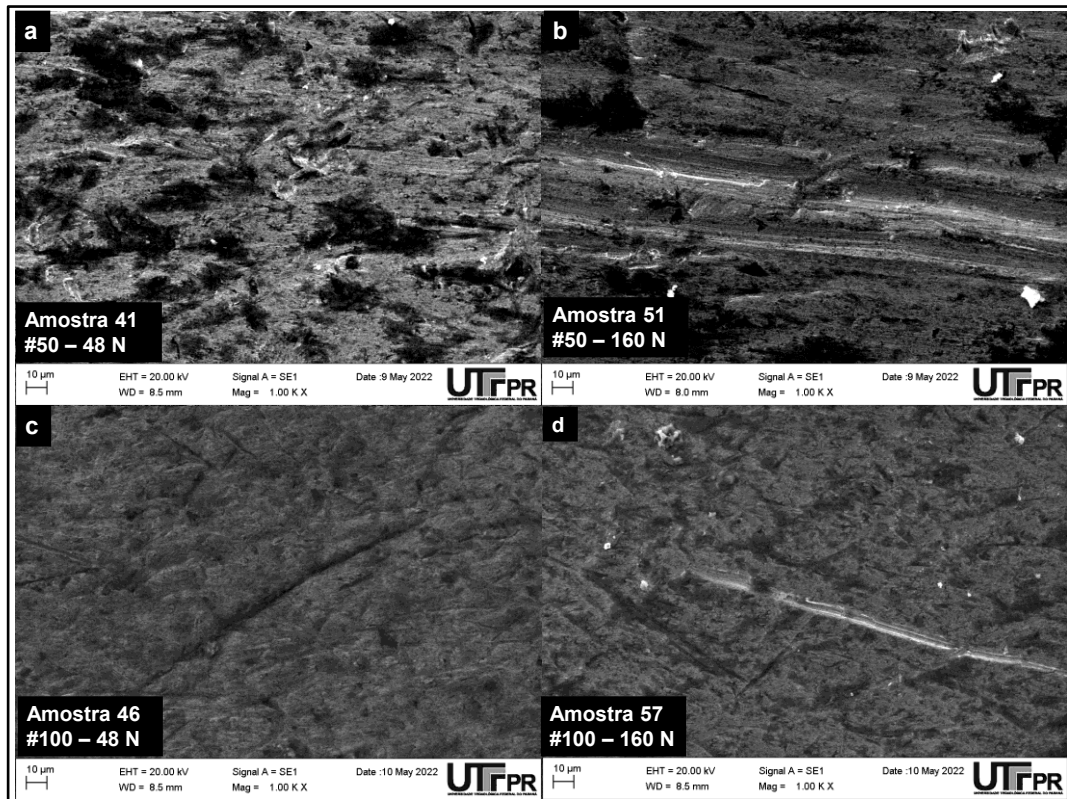
Pontos	Elementos químicos (% em peso)						
	C	O	Si	V	Cr	Mn	Fe
Partículas brilhantes	3,72	39,54	17,63	3,80	1,46	-	21,98
Pontos escuros	5,62	18,57	3,02	11,45	3,14	0,38	54,58

Figura 64 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos Fe-CrC-V (12,5 mm) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)



Fonte: Da autora.

Figura 65 – Imagem de MEV por SEI dos revestimentos Fe-CrC-V (25,4 mm) ensaiados com abrasivo #50 carga 48 N (a), abrasivo #50 carga 160 N (b), abrasivo #100 carga 48 N (c) e abrasivo #100 carga 160 N (d) (aumento 1000x)



Fonte: Da autora.

Devido à menor diluição do Fe-CrC-V (25,4), a concentração de C é maior, enquanto a de Fe é menor. As maiores porcentagens de C combinadas com a alta concentração de V favoreceram a formação de estruturas grosseiras de vanádio (WEI *et al.*, 2006) (Tabela 13 – Resultado EDS revestimentos Fe-CrC-V). Essas estruturas de VC mais grosseiras parecem ter favorecido a proteção da matriz durante o teste de desgaste abrasivo com partículas abrasivas menores (#100) e menor carga aplicada (48N), pois apresentou uma resistência ao desgaste relativa superior a todas as outras condições de uso. Por outro lado, quando a carga mais alta foi aplicada (160 N), as diferentes microestruturas formadas a partir das diferentes diluições não pareceram ter influenciado a resistência ao desgaste. Nas condições de teste com a maior partícula abrasiva (#50), as diferentes microestruturas formadas devido à diluição não parecem ter influenciado o comportamento de desgaste. Para ambas as cargas aplicadas, o desgaste foi praticamente o mesmo para ambas as condições. Provavelmente resulta da alta carga por partícula quando são usadas as partículas abrasivas maiores e altas cargas. Os sulcos formados provavelmente são muito

grandes para serem bloqueados pelos carbonetos, sendo removidos junto com a matriz.

Embora a diluição não pareça influenciar diretamente na resistência ao desgaste dos revestimentos, neste caso, contribuiu para a morfologia e quantidade de carbonetos. A área ocupada pelos carbonetos primários no revestimento Fe-CrC-V (12.5) é de 18%, enquanto os carbonetos primários sozinhos ocupam uma área de 24% no revestimento Fe-CrC-V (25.4). Quando os VC grosseiros são considerados para o revestimento Fe-CrC-V(25.4), a área ocupada pelos carbonetos sobe para 38%. Este aumento de carbonetos deve influenciar a resistência ao desgaste do revestimento no substrato mais espesso para todas as condições de teste. No entanto, os resultados do teste de desgaste abrasivo não mostraram uma diferença significativa neste aumento da resistência ao desgaste. Conforme indicado na literatura (PINTAUDE, 2021), há uma tendência de aumento da resistência à abrasão com o aumento do número de carbonetos.

Por outro lado, se os precipitados tiverem um baixo nível de coesão com a matriz, eles podem se soltar rapidamente e agir como partículas abrasivas (GARCÍA *et al.*, 2016; GARCÍA *et al.*, 2018). Por exemplo, a adição de VC de 6% a 10% por GATES, J. D. (1998) causou maiores taxas de desgaste devido ao desprendimento de precipitados da matriz que atuavam como partículas abrasivas. Por outro lado, a combinação de altos teores de vanádio (> 10 % em peso) e carbono (> 2 % em peso) no estudo dos autores ARAMIDE *et al.* (2022) proporcionou alta resistência ao desgaste devido à quantidade, morfologia e distribuição de VC na matriz. Ao comparar as áreas médias dos precipitados dos revestimentos, no revestimento do substrato de 12,5 mm, a área média dos precipitados foi de 1,2 μm^2 sem apresentar estruturas grosseiras de carboneto. O revestimento do substrato de 25,4 mm apresentou estruturas grosseiras com áreas médias de até 33,4 μm^2 além dos carbonetos primários com área média de 10,3 μm^2 . Essas estruturas juntas, no substrato de maior espessura, proporcionaram uma distância livre entre carbonetos de 2,2 μm , quase a metade do valor para o substrato mais fino. Esses resultados mostram o efeito marcante da distribuição e tamanho dos precipitados na resistência ao desgaste. Possivelmente a morfologia e distribuição dos carbonetos de vanádio devem ter contribuído para a melhor resistência ao desgaste da amostra testada com a menor partícula abrasiva (#100) e carga aplicada de 48 N. Quando o teste de abrasão foi realizado com uma partícula abrasiva maior (#50), a distribuição e morfologia dos

precipitados em ambos os revestimentos não afetaram a resistência ao desgaste, embora ainda fosse cerca de três vezes maior que o aço comercial. Pode ter ocorrido um descolamento generalizado dos precipitados da matriz e, dessa forma, podem ter contribuído como partículas abrasivas durante os ensaios. No entanto, quando prevalece a abrasão por rolamento, a remoção dos carbonetos torna-se menos provável, e o corpo de prova com mais carbonetos apresentou desempenho superior. Portanto, pode-se inferir que a eficácia dos carbonetos em aumentar a resistência ao desgaste depende da distribuição e tamanho dos carbonetos, bem como do mecanismo de desgaste dominante (DE MELLO *et. al.*, 1986).

Foi estabelecida uma relação entre a largura média das ranhuras (L) após a abrasão e a distância livre média (λ) para uma possível explicação da discrepância nas taxas de desgaste, como sugerido pelos autores DE MELLO *et al.* (1986) (Tabela 18). Para o revestimento Fe-CrC-V (12.5) a largura (L) varia de $1,6 \pm 1 \mu\text{m}$ a $12,4 \pm 1 \mu\text{m}$. Para o revestimento Fe-CrC-V (25.4), L varia de $1,5 \pm 0,2 \mu\text{m}$ a $3,9 \pm 0,2 \mu\text{m}$. Quando comparados com a distância livre média (λ), esses valores sugerem maior arrancamento do material para os revestimentos depositados no substrato de 12,5 mm. As larguras médias das ranhuras causadas no teste abrasivo são menores que λ no teste com a menor partícula abrasiva (#100); esta parece ser uma explicação razoável para a resistência ao desgaste de seis vezes dos revestimentos para os dois substratos.

Tabela 18 – Comparação entre livre caminho médio (λ) e largura média da largura da ranhura (L)

Substrato	Abrasivo	Carga, N	Caminho livre médio (λ), μm	Largura média da ranhura (L), μm
12.5 mm	#50	48	4,2	$5,4 \pm 2$
		160		$12,4 \pm 1$
	#100	48		$2,7 \pm 1$
		160		$1,6 \pm 1$
25.4 mm	#50	48	2,2	$2,2 \pm 2$
		160		$5,2 \pm 3$
	#100	48		$1,5 \pm 0,2$
		160		$3,9 \pm 0,2$

As diferentes diluições dos substratos promoveram microestruturas distintas para os revestimentos o que promoveu a diferença nos valores dos livres caminhos médios (λ) em cada revestimento.

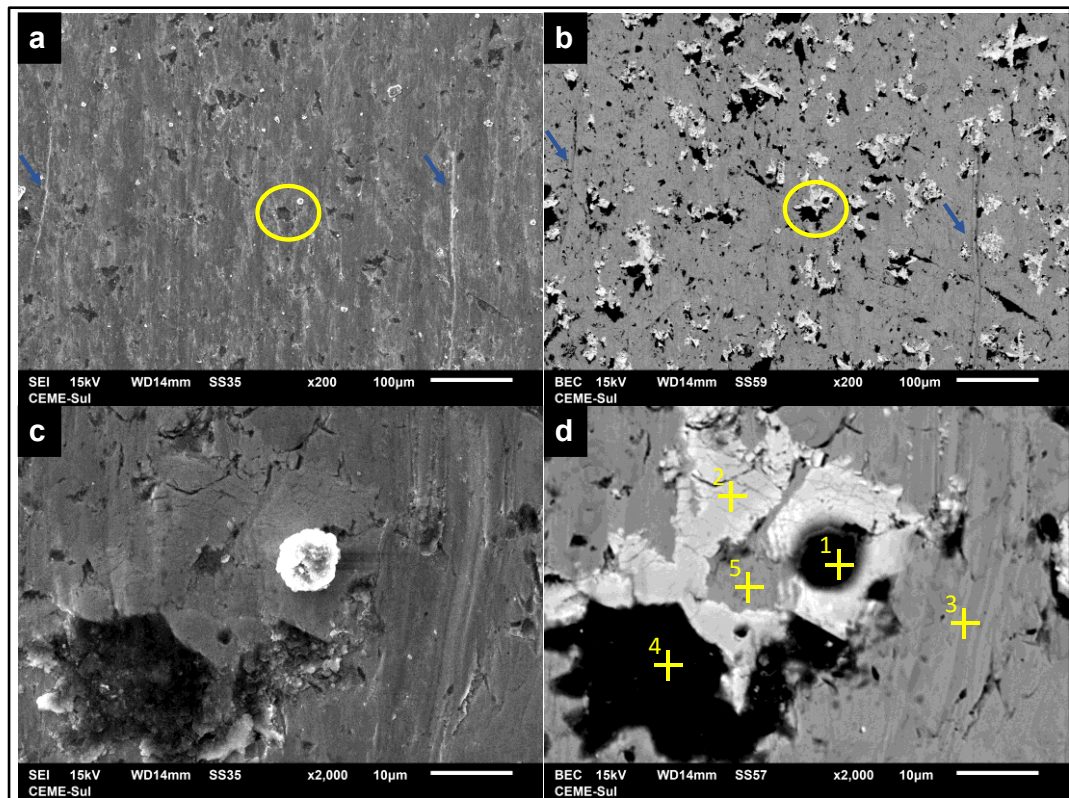
5.6 Discussão sobre a dinâmica da partícula

Durante o teste de abrasão no abrasômetro tipo roda de borracha as partículas abrasivas estão secas, soltas e interagem com as amostras de diferentes maneiras. As partículas entram em contato com a roda de borracha e podem deformar a amostra, sendo que: (i) as partículas podem aderir à borracha e sulcar a superfície da amostra e (ii) as partículas abrasivas podem rolar entre a roda e a amostra causando deformação plástica semelhante a uma série de micro-indentações na superfície. A transição na dinâmica abrasiva de sulcamento para rolamento tem sido amplamente relatada na literatura, principalmente para testes de microabrasão (COSTA *et. al.*, 2015). Descrições semelhantes também foram confirmadas para testes de rodas de borracha (LI *et al.*, 2019; GRASSER *et. al.*, 2022). A dinâmica das partículas depende de uma combinação de fatores, incluindo o atrito entre os abrasivos e a superfície desgastada, a carga normal, a dureza relativa entre os abrasivos e as superfícies desgastadas e o tamanho das partículas. Geralmente, quando a carga normal aplicada é maior, a carga por partícula é maior, de modo que o abrasivo pode indentar a borracha com mais facilidade e sulcar a superfície da amostra. O desgaste torna-se mais severo quando o tamanho do abrasivo é maior, pois abrasivos maiores resultam em menos partículas no contato e, portanto, maior carga por partícula. Para cargas mais baixas e/ou abrasivos mais finos, a carga por abrasivo é menor, de modo que, ao invés dos abrasivos ficarem fixos na borracha e sulcarem a superfície do corpo de prova, eles permaneçam como partículas livres rolando entre a borracha e a superfície, levando a múltiplas indentações. Este micromecanismo é menos severo e muitas vezes leva a menores taxas de desgaste (GATES, J., 1998).

Essa transição nos mecanismos de desgaste também será obviamente influenciada pela dureza e microestrutura do corpo de prova, que deve influenciar a ação dos sulcos dos abrasivos. Ressalta-se também que quando os abrasivos conduzem ao microcorte, os carbonetos na superfície tendem a desviar ou mesmo interromper completamente os sulcos.

A Figura 66 detalha a superfície desgastada após o teste da roda de borracha do revestimento NiWC (25.4). Os círculos em destaque na Figura 66a e na Figura 66b foram detalhados logo abaixo (Figura 66c e Figura 66d). As setas indicam alguns sulcos e o micromecanismo predominante parece ser abrasão por rolamento.

Figura 66 – Imagem de MEV por SEI (a) e BSE (b) do revestimento NiWC (25,4 mm) ensaiado com abrasivo #50 e carga 160 N



Fonte: Da autora.

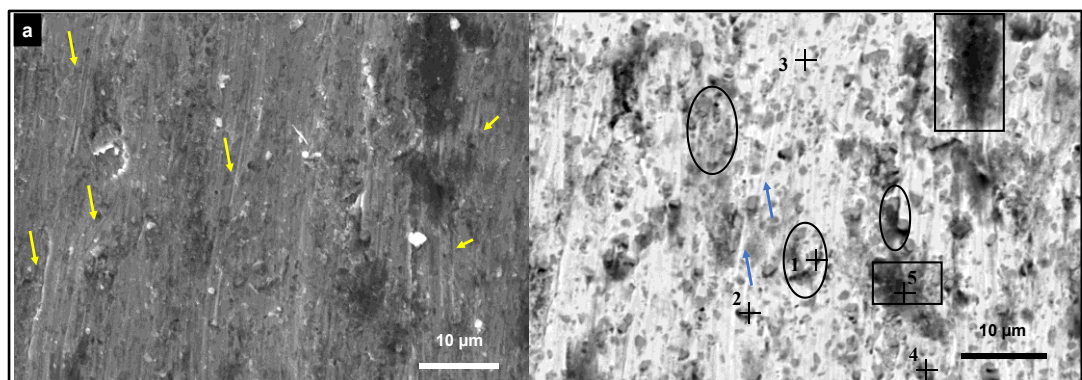
Na Figura 66d pode ser visualizado um WC destruído durante o ensaio de abrasão. A análise de EDS (Tabela 19) confirma a composição química da superfície mostrada na Figura 67d. Os carbonetos primários WC/W₂C suportam menos deformação plástica que outras estequiometrias (ex. W₆C) e dependendo do nível de corrente de soldagem o WC pode ser predominante nos revestimentos ou apresentar alta dissolução (BUCHELY *et al.*, 2005; KATSICH e BADISCH, 2011).

Tabela 19 – Análise de EDS superfície do revestimento NiWC (25.4) ensaiado com abrasivo #50 e carga 160 N

Ponto	Elemento químico (% em peso)						
	C	O	Si	Cr	Fe	Ni	W
pt1	4,94	35,18	26,76	1,23	2,93	2,46	-
pt2	1,17	1,63	1,77	41,93	8,04	9,42	33,81
pt3	1,31	0,72	6,26	3,40	11,94	74,63	-
pt4	1,48	45,52	25,56	1,34	2,88	6,88	-
pt5	1,17	1,54	6,26	4,69	10,90	73,15	-

A Figura 67 detalha a superfície desgastada após o teste da roda de borracha do revestimento Fe-CrC-V (25.4). As partículas de sílica usadas como abrasivos são os pontos brilhantes na Figura 67a. Os micromecanismos de desgaste são uma mistura de abrasão por rolamento e alguns sulcos; as setas indicam vários pontos com sulcos. Na Figura 67b, a mesma região é observada com elétrons retroespalhados (BSE), o que dá contraste químico. Nesta figura é possível observar que a matriz Fe aparece mais brilhante que os carbonetos de vanádio, destacados pelas elipses. A seta azul exemplifica uma mudança de direção nas ranhuras devido aos carbonetos de vanádio. A mancha mais escura à direita, marcada por um retângulo, é a oxidação triboquímica das áreas ricas em V, provavelmente devido à alta afinidade de vanádio com oxigênio.

Figura 67 – Imagem de MEV por SEI (a) e BSE (b) do revestimento Fe-CrC-V (25,4 mm) ensaiado com abrasivo #50 e carga 48 N



Fonte: Da autora.

Todas essas hipóteses foram confirmadas por análises de EDS, como mostrado na Tabela 20.

Tabela 20 – Análise de EDS superfície do revestimento Fe-CrC-V (25.4) ensaiado com abrasivo #50 e carga 48 N

Ponto	Elemento químico (% bem peso)							
	C	O	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
pt1	2,73	4,92	1,77	21,80	6,21	0,51	58,37	3,20
pt2	1,67	11,58	3,52	12,67	4,69	0,54	61,97	1,41
pt3	1,37	0,97	1,70	5,14	4,61	0,75	84,23	0,88
pt4	1,17	37,13	5,83	23,53	2,99	0,39	22,56	1,82
pt5	1,44	36,24	12,91	7,95	2,61	0,40	29,17	1,18

Percebe-se que carbonetos duros protegem o revestimento de forma razoável dependendo das condições de desgaste em que a superfície esteja exposta. As transições no mecanismo de desgaste ocorreram devido ao tamanho do abrasivo e carga normal, ocorrendo abrasão por sulcos para cargas maiores e abrasivos mais grossos. Portanto, a dinâmica da partícula durante o ensaio é tão importante quanto a microestrutura e a dureza dos revestimentos. O tribossistema para o qual o revestimento será utilizado precisa ser rigorosamente avaliado antes da proposta de um revestimento para um implemento de preparo do solo.

6 CONCLUSÕES

Revestimentos de ligas à base de Ni e à base de Fe foram depositados em substratos de aço comum ao carbono pelo processo de soldagem PTA-P. Os revestimentos apresentaram no mínimo duas vezes maior resistência à abrasão do que um aço antidesgaste comercial comumente utilizado na preparação do solo e aplicações de mineração. Dados os parâmetros de soldagem utilizados e as configurações do teste de desgaste abrasivo da roda de borracha, pode-se descrever as conclusões a seguir, atendendo a cada um dos objetivos específicos delineados:

(i) quanto à identificação dos mecanismos de desgaste em condições reais de uso:

- o mecanismo de desgaste identificado no substrato da haste foi o microcorte; no revestimento da haste foram encontrados sulcamento, microcorte e arrancamento frágil de carbonetos duros; na lâmina foram encontrados microcorte, microsulcamento e arrancamento por severa adesão como micromecanismos de desgaste;

(ii) quanto à sistematização dos parâmetros e condições de operação do processo de soldagem PTA-P:

- os parâmetros de soldagem usados no processo PTA-P parecem adequados para uso em revestimentos à base Fe resistentes ao desgaste haja vista a isenção de defeitos superficiais. Porém, a deposição dos revestimentos de NiCrBSi-WC precisa ser aprimorada em virtude da quantidade de trincas que apareceram durante a realização dos revestimentos e trincas internas provenientes da dissolução dos WC;

(iii) quanto ao desenvolvimento de uma metodologia para reproduzir o mecanismo de desgaste, que ocorre nas ferramentas e nos revestimentos investigados:

- a utilização do abrasômetro tipo roda de borracha parece adequada para reprodução dos mecanismos de desgaste apresentados nos implementos utilizados, embora tenha havido transição nos mecanismos de desgaste devido ao tamanho do abrasivo e a carga aplicada;

(iv) quanto à comparação da resistência ao desgaste dos revestimentos estudados em relação ao aço antidesgaste USI AR 450:

- independente da carga aplicada, ambos os revestimentos apresentaram no mínimo duas vezes mais resistência ao desgaste do que o aço USI AR 450 nos ensaios com abrasivo de maior tamanho (#50);

- nos ensaios com o abrasivo de menor tamanho (#100), para a carga de 160 N, o revestimento de NiCrBSi reforçado com WC foi no mínimo três vezes mais resistente que o USI AR 450 e o revestimento de Fe-CrC-V foi quatro vezes mais resistente que o aço antidesgaste;

(v) quanto a avaliação do efeito da diluição nos revestimentos na sua resistência à abrasão:

- utilizando a partícula abrasiva menor (#100) e a menor carga (48 N) os revestimentos Fe-CrC-V (12,5 mm) e Fe-CrC-V (25,4 mm) se apresentaram cinco e seis vezes, respectivamente, mais resistentes ao desgaste abrasivo comparativamente ao aço comercial. Já os revestimentos de NiCrBSi-WC (12,5 mm) e NiCrBSi-WC (25,4 mm) apresentaram três e duas vezes, respectivamente, mais resistentes que o aço comercial. Nesta condição de ensaio houve uma transição na dinâmica da partícula de sulcamento para rolamento o que pode explicar a maior resistência ao desgaste. Portanto, o efeito da diluição na resistência à abrasão só foi significativo quando a abrasão por rolamento foi preponderante;

(vi) quanto à avaliação do efeito das microestruturas resultantes no desempenho ao desgaste.

- nos substratos com espessura de 12,5mm a diluição variou entre 15 % e 35 %, enquanto nos substratos de espessura 25,4 mm a diluição ficou em 5% para o revestimento de Fe-CrC-V e 10% para os revestimentos de NiCrBSi-WC. A diluição afetou a formação e distribuição de carbonetos em ambos os revestimentos.

- o revestimento NiCrBSi-WC (12,5 mm) na condição de ensaio com a partícula abrasiva menor e carga aplicada menor (#50, 48 N) os carbonetos somados ao composto intermetálico Cr_2Ni_3 em maior quantidade protegeram mais a matriz e a resistência ao desgaste foi maior do que o NiCrBSi-WC (25,4 mm) na mesma condição. Para as demais condições de ensaio não houve diferença significativa da microestrutura na resistência ao desgaste deste revestimento;

- para o revestimento Fe-CrC-V (12,5 mm), na condição de ensaio com a partícula abrasiva menor e carga aplicada menor (#50, 48 N), os carbonetos primários ofereceram uma adequada resistência ao desgaste, por outro lado, a microestrutura do revestimento Fe-CrC-V (25,4 mm) apresentou, além dos carbonetos primários, carbonetos mais grosseiros, que auxiliaram a aumentar a resistência ao desgaste.

Adicionalmente aos objetivos traçados, uma conclusão pode ser extraída em relação aos mecanismos de desgaste associado à dinâmica de movimentação das partículas, pois as transições no mecanismo de desgaste ocorreram devido ao tamanho do abrasivo e carga normal, ocorrendo abrasão por sulcos para cargas maiores e abrasivos mais grossos e ocorrendo abrasão por rolamento em cargas menores e partículas abrasivas menores.

Como conclusão geral, conforma-se a viabilidade técnica e tecnológica para aplicação dos revestimentos das composições estudadas para aplicações em implementos agrícolas, de modo a ampliar a vida útil dos mesmos.

REFERÊNCIAS

ABIMAQ – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DA INDÚSTRIA DE MÁQUINAS E EQUIPAMENTOS. **Indicadores conjunturais da indústria brasileira de bens de capital-outubro 2021**. Disponível em: <https://abimaq.org.br/wp-content/uploads/2021/11/2021110440650001638274933.pdf>. Acesso em: Dez. 2021.

ALBERTIN, E.; SINATORA, A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. **Wear**, v. 250, n. 1, p. 492-501, 2001. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164801006640>.

ALI, W. Y.; EZZAT, F. M. H. Wear of tillage tools coated by thermoplastic coatings. **Wear**, v. 173, n. 1, p. 115-119, 1994. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164894902631>.

ALONÇO, A. D. S., *et. al.* Perdas na colheita mecanizada de arroz: Um comparativo entre dois tipos de plataforma. **Tecno-Lógica**, v. 6, n. 1, 2002.

ANFAVEA - ASSOCIAÇÃO NACIONAL DOS FABRICANTES DE VEÍCULOS AUTOMOTORES. **Anuário da indústria automobilística brasileira 2021**. Disponível em: <http://www.anfavea.com.br/anuarios.html>. Acesso em: Dez. 2021.

ANNAPPA, A. R.; BASAVARAJAPPA, S. Some studies on three body abrasive wear behaviour of hardfaced and normal plough tool material using taguchi method. **Int. J. Surface Science and Engineering**, v. 17, n. 1, p. 14-26, 2013.

ARAMIDE, B., *et. al.* Influence of vanadium-chromium carbide on the microstructure of reinforced fecrv15 hardfacing during laser cladding deposit. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 31, n. 1, p. 514-523, 2022. ISSN 1544-1024. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06153-w>.

ARAMIDE, B., *et. al.* Improving the durability of tillage tools through surface modification—a review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 116, n. 1, p. 83-98, 2021. ISSN 1433-3015. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07487-4>.

ARYA, H. K.; SINGH, K.; SAXENA, R. K. Modeling the effect of plate thickness on dilution and bead height in saw process. **Indian Journal of Science and Technology**, v. 10, n. 5, p. 1-10, 2017.

ASHVINKUMAR PADHIAR, S.; VINCENT, S. Effect of hard facing processes on mild steel a-36 by arc welding. **Materials Today: Proceedings**, v. 28, p. 526-531, 2020. ISSN 2214-7853. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785319342439>.

ASTM. **G65-16 measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus.** Annual Book of Standards Volume 03.02: Wear and Erosion; Metal Corrosion. Philadelphia, USA: Book of Standards, ASTM International.: p. 2021.

BADISCH, E.; KIRCHGÄßNER, M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical niCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 24, p. 6016-6022, 2008. ISSN 0257-8972. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025789720800621X>.

BALASUBRAMANIAN, V., *et. al.* Application of response surface methodology to prediction of dilution in plasma transferred arc hardfacing of stainless steel on carbon steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 16, n. 1, p. 44-53, 2009. ISSN 2210-3988. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60009-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60009-1).

---. Understanding the parameters controlling plasma transferred arc hardfacing using response surface methodology. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 23, n. 7, p. 674-682, 2008. ISSN 1042-6914. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/15560350802316744>.

BALASUBRAMANIAN, V., *et. al.* Selection of welding process for hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 40, n. 9, p. 887-897, 2009. ISSN 0268-3768.

BAYER, R. G. Fundamentals of wear failures. In: WILLIAM T. BECKER e ROCH J. SHIPLEY (Ed.). **Failure analysis and prevention**: ASM International, v.11, 2002. p.901-905. 978-1-62708-180-1.

BAYHAN, Y. Reduction of wear via hardfacing of chisel ploughshare. **Tribology International**, v. 39, n. 6, p. 570-574, 2006. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X05001702>.

BELLEZZE, T.; ROVENTI, G.; FRATESI, R. Electrochemical characterization of three corrosion-resistant alloys after processing for heating-element sheathing. **Electrochimica Acta**, v. 49, n. 17, p. 3005-3014, 2004. ISSN 0013-4686. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013468604002737>.

BENEDINI, M. S.; BROD, F. P. R.; PERTICARRARI, J. G. **Perdas de cana e impurezas vegetais e minerais na colheita mecanizada.** 2008. Disponível em: http://www.coplana.com/gxpsites/..%5Cgxpsfiles%5Cws001%5Cdesign%5CDownload%5CCirculares%5CPerdas_na_colheita_mecanizada.pdf. Acesso em: Jan. 2018.

BENITO, S., *et. al.* Microstructural analysis of powder metallurgy tool steels in the context of abrasive wear behavior: A new computerized approach to stereology. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 5, p. 2919-2936, 2019. ISSN 1544-1024. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04036-9>.

BEWLEY, J. G. High production hard surfacing with versatile metal powders. **Welding Design & Fabrication**, p. 70-71, 1978.

BHARATH, R. R., *et. al.* Optimization of process parameters for deposition of stellite on x45crsi93 steel by plasma transferred arc technique. **Materials & Design**, v. 29, n. 9, p. 1725-1731, 2008. ISSN 0261-3069. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908000605>.

BIAŁOBRZESKA, B.; KONAT, Ł. Comparative analysis of abrasive-wear resistance of brinar and hardox steels. **Tribologia**, n. 2, p. 7--16, 2017. ISSN 0208-7774.

BLAU, P. J. Fifty years of research on the wear of metals. **Tribology International**, v. 30, n. 5, p. 321-331, 1997. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X9600062X>.

BOHATCH, R. G., *et. al.* Influence of processing on the microstructure and properties of cocrmosi alloy pta coatings. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, p. 219-227, 2015. ISSN 0104-9224. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242015000200219&nrm=iso.

BOLZANI, A., *et. al.* Desgaste de ponteiros de um escarificador pela abrasão do solo / chisel plow tools consuming by the soil abrasion. **Revista Brasileira de Engenharia de Biosistemas**, v. 1, n. 3, p. 271-276, 2007. ISSN 2359-6724 1981-7061. Acesso em: 22 de fev.

BOND, D. **Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados**. 2008. Doutorado (Doutorado). Engenharia e Ciências dos Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia - PIPE., Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

BOND, D.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Effect of current and atomized grain size distribution on the solidification of plasma transferred arc coatings. **Materials Research**, v. 15, p. 770-774, 2012. ISSN 1516-1439. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392012000500013&nrm=iso.

BOND, D.; OKIMOTO, P. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Efeito da intensidade de corrente nas características de revestimentos soldados com material de adição atomizado**. Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação III COBEF. ABCM. Joinville. p. 2005.

BOULOS, M. I.; FAUCHAIS, P.; PFENDER, E. Plasma torches for cutting, welding and pta coating. In: (Ed.). **Handbook of thermal plasmas**. Cham: Springer International Publishing, 2017. p.1-83. 978-3-319-12183-3.

BOURITHIS, L.; PAPAETHYMIU, S.; PAPADIMITRIOU, G. D. Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: Microstructure and wear properties. **Applied Surface Science**, v. 200, n. 1, p. 203-218, 2002. ISSN 0169-4332. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433202009017>.

BUCHANAN, V. E.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. **Wear**, v. 263, n. 1, p. 99-110, 2007. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164807003687>.

BUCHELY, M. F., *et. al.* The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. **Wear**, v. 259, n. 1, p. 52-61, 2005. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164805002292>.

BUDINSKI, K. G. **Surface engineering for wear resistance**. United States: Prentice-Hall Inc., 1988. Disponível em: URL. | Acesso em: Access Date.

BUDINSKI, K. G.; BUDINSKI, S. T. On replacing three-body abrasion testing with two-body abrasion testing. **Wear**, v. 376-377, p. 1859-1865, 2017. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164817300091>.

BUSCARATO, E. A. **Medição de forças no corte de raízes de cepas de espécies de eucaliptos**. 2007.

CARVALHO, A. M. B. D. **Análise da reutilização de abrasivo no ensaio de desgaste**. 2018. 68 Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação). Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

CASTRO, C. A. F. D. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processos de recuperação**. 2010. 73 Dissertação de Mestrado (Mestrado). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais – PPGEM, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba.

CEPEA, C. D. E. A. E. E. A. **Pib do agronegócio**. Escola Superior de Agricultura Luiz de Queiroz - Esalq. São Paulo, p.18. 2021

CHALIAMPALIAS, D., *et. al.* Comparative examination of the microstructure and high temperature oxidation performance of nicrbsi flame sprayed and pack cementation coatings. **Applied Surface Science**, v. 255, n. 6, p. 3605-3612, 2009. ISSN 0169-4332. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433208021235>.

CHANDRASEKARAN, T. Grinding abrasive wear and associated particle size effect. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 8, p. 722-728, 1992. ISSN 0267-0836. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.722>.

CHANG, C.-M., *et. al.* Effect of carbon content on microstructural characteristics of the hypereutectic fe–cr–c claddings. **Materials Chemistry and Physics**, v. 117, n. 1, p. 257-261, 2009. ISSN 0254-0584. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0254058409003150>.

CHATTERJEE, S.; PAL, T. K. Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron. **Wear**, v. 255, n. 1, p. 417-425, 2003. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164803001017>.

CHEN, L. H.; CHANG, L. C.; LUI, T. S. The abrasion resistance of high-chromium white cast irons as a linear function of carbide volume fraction. **Chukung (Journal of Chinese Foundrymen's Association)**, v. 65, p. 21-25, 1990.

CHENITI, B., *et. al.* Investigation of wc decarburization effect on the microstructure and wear behavior of wc-ni hardfacing under dry and alkaline wet conditions. **Materials Chemistry and Physics**, v. 208, p. 237-247, 2018. ISSN 0254-0584. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025405841830052X>.

CHOI, L., *et. al.* **Effect of welding parameters on tungsten carbide-metal matrix composite (wc-mmc) produced by gmaw.** Canadian Welding Association Conference. p. 2010.

CIMAF, D. Trituradores para braços articulados-dah. 2020. Disponível em: <http://deniscimaf.com/pt/dah>.

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, p. 58-68, 2014. ISSN 0104-9224. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242014000100008&nrm=iso.

COLAÇO, F. H. G.; PINTAUDE, G. Efeitos combinados em revestimentos duros de fe-cr-c depositados pela nova técnica fcdw-gtaw. **Matéria (Rio de Janeiro) [online]**, v. 26, n. 4, 2021. ISSN 1517-7076.

ÇÖMEZ, N. Effect of vanadium on wear and corrosion resistance of fe-c-cr hardfacing coatings. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. n.d, 2022. ISSN 1544-1024. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07201-9>.

CORONADO, J. J.; CAICEDO, H. F.; GÓMEZ, A. L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. **Tribology International**, v. 42, n. 5, p. 745-749, 2009. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X08002211>.

COSTA, H. L., *et. al.* Effect of surface topography on the dynamics of the abrasive particles during micro-abrasion. **Wear**, v. 324-325, p. 129-139, 2015. ISSN 0043-1648.

Disponível em:
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164814003810>.

CUNHA, M. C. **Análise comparativa da resistência ao desgaste abrasivo utilizando um abrasômetro de tambor de revestimentos duros depositados por soldagem e de aços hardox®**. 2018. Dissertação de Mestrado (Mestrado). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

CZICHOS, H. Tribologische systeme. In: HORST CZICHOS e KARL-HEINZ HABIG (Ed.). **Tribologie-handbuch: Tribometrie, tribomaterialien, tribotechnik**. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015. p.13-25. 978-3-8348-2236-9.

CZUPRYŃSKI, A.; POLOCZEK, T.; URBAŃCZYK, M. Characterization of a new high abrasion and erosion resistance iron-based alloy for pta hardfacing. **International Journal of Modern Manufacturing Technologies**, v. 14, n. 1, p. 45-54, 2022. ISSN 2067-3604.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; PAREDES, R. S. C.; SANTOS, R. L. C. Pulsed current plasma transferred arc hardfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 171, n. 2, p. 167-174, 2006. ISSN 0924-0136. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605006448>.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; TAKANO, E. H. Hardfacing. In: Q. JANE WANG e YIP-WAH CHUNG (Ed.). **Encyclopedia of tribology**. Boston, MA: Springer US, 2013. p.1620-1625. 978-0-387-92897-5.

DA SILVA, L. J.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Nicrsibc alloy: Microstructure and hardness of coatings processed by arc and laser. **Welding International**, v. 31, n. 1, p. 1-8, 2017. ISSN 09507116. Disponível em: <https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=iih&AN=119781694&lang=pt-br&site=ehost-live>.

DA SILVA, W. M.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Transitions in abrasive wear mechanisms: Effect of the superimposition of interactions. **Wear**, v. 271, n. 5, p. 977-986, 2011. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164811003048>.

DA SILVA, L. J.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Liga nicrsibc: Microestrutura e dureza de revestimentos processados a arco e a laser. **Soldagem & Inspeção [online]**. v. 20, n. 1, p. 39-47, 2015. ISSN 1980-6973.

DAVIS, J. R. **Hardfacing, weld cladding, and dissimilar metal joining**. Welding, Brazing and Soldering. METALS PARK ASM INTERNATIONAL. Ohio. 6: p. 1993.

DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M.; MATHIA, T. Abrasion mechanisms of white cast iron ii: Influence of the metallurgical structure of v • cr white cast irons.

Materials Science and Engineering, v. 78, n. 2, p. 127-134, 1986. ISSN 0025-5416. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0025541686903162>.

DEENADAYALAN, K.; MURALI, V. Role of various weight percentages of wc particle on interface thickness and friction-wear property of ni-cb-wc composite fabricated using ptaw process. **Material Research Express**, v. 6, n. 4, 2019.

DENG, D.-W.; XIA, H.-F.; GE, Y.-L. Influence of welding currents on microstructure and microhardness of ni45 alloy reinforced with spherical tungsten carbides (40 mass%) by plasma transferred arc welding. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 54, n. 11, p. 2144-2150, 2013.

DENG, D., *et. al.* Microstructures and wear performance of ptaw deposited ni-based coatings with spherical tungsten carbide. **Metals (Basel)**, v. 5, n. 4, p. 1984-1996, 2015. ISSN 2075-4701.

DEUIS, R. L.; YELLUP, J. M.; SUBRAMANIAN, C. Metal-matrix composite coatings by pta surfacing. **Composites Science and Technology**, v. 58, n. 2, p. 299-309, 1998. ISSN 0266-3538. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353897001310>.

DÍAZ, V. M. V. **Inovação do equipamento e avaliação do processo plasma de arco transferido alimentado com pó (ptap) para soldagem fora da posição**. 2005. 175 Tese de Doutorado (Doutorado). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade federal de Santa Catarina, Florianópolis.

DÍAZ, V. M. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. S. C. M. Uma contribuição ao processo de soldagem plasma de arco transferido (pta) para posições forçadas. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, n. 1, p. 33-43, 2011.

DÍAZ, V. M. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem e Inspeção**, v. 15, n. 1, p. 041-051, 2010.

DÍAZ, V. M. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. S. C. M. Uma contribuição ao processo de soldagem plasma de arco transferido (pta) para posições forçadas. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, n. 1, p. 33-43, 2011.

DONG, L.-M., *et. al.* Estimation of cooling rate from 800 °c to 500 °c in the welding of intermediate thickness plates based on fem simulation. **Journal of Materials Science and Engineering**, v. B7, n. 11-12, p. 258-267, 2017.

DUTRA, W. T.; MACHADO, I. G. Influência do pré-aquecimento indutivo localizado sobre características metalúrgicas de juntas soldadas. **Soldagem & Inspeção [online]**, v. 22, n. 3, p. 333-342, 2017. ISSN 1980-6973.

ER, U.; PAR, B. Wear of plowshare components in sae 950c steel surface hardened by powder boriding. **Wear**, v. 261, n. 3, p. 251-255, 2006. ISSN 0043-1648. Disponível

em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164805004904>. Acesso em: Ago. 2018.

EREMEEV, A. V. Wear factors of tillage machines working tools. **Applied Mechanics and Materials**, v. 379, p. 32-35, 2013. ISSN 1662-7482. Disponível em: <https://www.scientific.net/AMM.379.32>.

FERNANDES, H. C.; ORLANDO, R. C.; CAMILO, A. J. Construção e avaliação operacional de um protótipo de subsolador para deposição de material em profundidade. **Journal of Agroveterinary Sciences**, v. 2, n. 1, p. 1-9, 2003. ISSN 2238-1171.

FERREIRA, L. D. S.; GRAF, K.; SCHEID, A. Microstructure and properties of nickel-based c276 alloy coatings by pta on aisi 316l and api 5l x70 steel substrates. **Materials Research [online]**, v. 18, n. 1, p. 212-221, 2015. ISSN 1516-1439. Acesso em: Jul. 2022.

FERREIRA, M. F. **Influência da soldagem de revestimento na vida útil de ponteiros sulcadoras de semeadoras adubadoras**. 2008. 140 Tese de Doutorado (Doutorado). Ciências, Universidade Federal de Pelotas, Pelotas.

FIELKE, J. M., *et. al.* Comparison of tillage forces and wear rates of pressed and cast cultivator shares. **Soil & Tillage Research**, v. 25, p. 317-328, 1993.

FISHER, G.; WOLFE, T.; MESZAROS, K. The effects of carbide characteristics on the performance of tungsten carbide-based composite overlays, deposited by plasma-transferred arc welding. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 22, n. 5, p. 764-771, 2013. ISSN 1544-1016. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11666-012-9877-4>.

FLORES, J. F., *et. al.* An experimental study of the erosion-corrosion behaviour of plasma transferred arc mmcs. **Wear**, v. 267, 2009. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.11.015>.

GAHR, K. H. Z. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n. 10, p. 587-596, 1998. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X98000796>.

---. **Microstructure and wear of materials**. New York: Elsevier Science Publishers, 1987. ISBN 0444427546. Disponível em: URL. | Acesso em: Access Date.

GAMERO, A. C. **Desempenho operacional de um subsolador de hastes com curvatura lateral (“paraplow”), em função de diferentes velocidades de deslocamento e profundidades de trabalho**. 2008. 72 Dissertação de Mestrado (Mestrado em Agronomia). Faculdade de Ciências Agrônômicas Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho – Unesp, Botucatu, São Paulo.

GARCÍA-VÁZQUEZ, F., *et. al.* Analysis of weld bead parameters of overlay deposited on d2 steel components by plasma transferred arc (pta) process. **Materials Science Forum**, v. 755, p. 39-45, 2013. ISSN 1662-9752. Disponível em: <https://www.scientific.net/MSF.755.39>.

GARCÍA, C., *et. al.* Effect of adding carbides on dry sliding wear behaviour of steel matrix composites processed by metal injection moulding. **Wear**, v. 414-415, p. 182-193, 2018. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164817318033>.

GARCÍA, C., *et. al.* Effect of vanadium carbide on dry sliding wear behavior of powder metallurgy aisi m2 high speed steel processed by concentrated solar energy. **Materials Characterization**, v. 121, p. 175-186, 2016. ISSN 1044-5803. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580316304545>.

GARCIA, R. P.; CANOBRE, S. C.; COSTA, H. L. **Microabrasion-corrosion resistance of ni-cr superalloys deposited by plasma transferred arc (pta) welding.** *Tribology International*. Kidlington: Kidlington: Elsevier Ltd. 143: 106080 p. 2020.

GATES, J. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, v. 214, n. 1, p. 139-146, 1998. ISSN 0043-1648.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: A critical discussion. **Wear**, v. 214, n. 1, p. 139-146, 1998. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0043164897001889>.

GOEL, G.; CHERUKURI, H. P.; TORO, A. A numerical study of abrasive wear in tillage tools due to soil-tool interaction. **Simula**, p. 1-11, 2012a.

---. **A numerical study of abrasive wear in tillage tools due to soil-tool interaction.** *Simula*. Rhode Island Convention. 1-11 p. 2012b.

GRASSER, D., *et. al.* Experimental investigation of the effect of insert spacing on abrasion wear resistance of a composite. **Wear**, v. 494-495, p. 204277, 2022. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164822000436>.

GRIGOROUDIS, K.; STEPHENSON, D. J. Modelling low stress abrasive wear. **Wear**, v. 213, n. 1, p. 103-111, 1997. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164897001701>.

GRUZDYS, E.; MESKINIS, S. Influence of plasma transferred arc process parameters on structure and mechanical properties of wear resistive nicrbsi-wc/co coatings. **Materials Science**, v. 17, 2011.

GUITAR, M. A., *et. al.* High chromium cast irons: Destabilized-subcritical secondary carbide precipitation and its effect on hardness and wear properties. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 27, n. 8, p. 3877-3885, 2018. ISSN 1544-1024. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3347-1>.

GÜNTHER, K.; BERGMANN, J. P. Influencing microstructure of vanadium carbide reinforced fe crvc hardfacing during gas metal arc welding. **Metals**, v. 10, n. 10, p. 1345, 2020. ISSN 2075-4701. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/10/1345>.

GUO, C., *et. al.* High temperature wear resistance of laser cladding ni crbsi and ni crbsi/wc-ni composite coatings. **Wear**, v. 270, n. 7, p. 492-498, 2011. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164811000044>.

HAIKO, O., *et. al.* Effect of prior austenite grain size on the abrasive wear resistance of ultra-high strength martensitic steels. **Wear**, v. 454-455, p. 203336, 2020. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164820303033>.

HALLEN, H.; LUGSCHEIDER, E.; AIT-MEKIDECHE, A. Plasma transferred arc surfacing with high deposition rates. Proceedings of conference on thermal spray coatings: properties. processes and applications, Pittsburgh, USA, 1991. p.5379.

HARPER, D., *et. al.* Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil sands processing. **International Thermal Spray**, 2002.

HEMMATI, I.; OCELÍK, V.; DE HOSSON, J. T. M. Dilution effects in laser cladding of ni-cr-b-si-c hardfacing alloys. **Materials Letters**, v. 84, p. 69-72, 2012. ISSN 0167-577X. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X12008907>.

HOLMBERG, K., *et. al.* Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. **Tribology International**, v. 115, p. 116-139, 2017. ISSN 0301-679X. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X17302359>.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings tribology: Properties, techniques and applications in surface engineering**. Elsevier Science, 1994. 442 ISBN 9780080875927. Disponível em: URL.| Acesso em: Access Date.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. Wear by hard particles. In: IAN HUTCHINGS e PHILIP SHIPWAY (Ed.). **Tribology (second edition)**: Butterworth-Heinemann, 2017. p.165-236. 978-0-08-100910-9.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and wear of engineering materials**. London: Edward Arnold, 1992. 272 ISBN 034056184 X. Disponível em: URL. | Acesso em: Access Date.

HUTCHINGS, I. M.; GEE, M. G.; GANT, A. **Rotating wheel abrasive wear testing. Measurement Good Practice Guide No. 55**. National Physical Laboratory, Teddington, Middlesex, United Kingdom. p. 2002.

IBGE. Produção da extração vegetal e da silvicultura 2020. **PEVS**, 2021. ISSN 0103-8435. Disponível em: https://biblioteca.ibge.gov.br/visualizacao/periodicos/74/pevs_2020_v35_informativo.pdf.

IBGE – INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA. **Indicadores agropecuários 1996-2003**. Disponível em: <https://biblioteca.ibge.gov.br/visualizacao/livros/liv5414.pdf>. Acesso em: Dez. 2017.

ILO, S.; JUST, C.; XHIKU, F. Optimisation of multiple quality characteristics of hardfacing using grey-based taguchi method. **Materials & Design**, v. 33, p. 459-468, 2012.

JUST, C. H.; BADISCH, E.; WOSIK, J. Influence of welding current on carbide/matrix interface properties in mmcs. **J. Mater Process. Technol.**, v. 210, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.10.001>.

JUST, C. H.; ILO, S.; BADISCH, E. Influence of processing conditions on the carbide/matrix interface in sintered composite layers. **Surf. Coat. Technol.**, v. 205, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.05.046>.

KAMDI, Z., *et al.* Abrasive wear behaviour of conventional and large-particle tungsten carbide-based cermet coatings as a function of abrasive size and type. **Wear**, v. 271, n. 9, p. 1264-1272, 2011. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164811002353>.

KANG, A. S.; GREWAL, J. S.; CHEEMA, G. S. Effect of thermal spray coatings on wear behavior of high tensile steel applicable for tiller blades. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 2, Part A, p. 95-103, 2017. ISSN 2214-7853. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785317300019>.

KAPUS, B. G. Computer control takes the variations out of hardfacing. **Welding Design & Fabrication**, v. 53 n. 6, p. 84-88, 1980. ISSN 0043-2253.

KATO, K.; ADACHI, K. **Wear mechanisms**. CRC Press, 2000. Disponível em: URL. | Acesso em: Access Date.

KATSICH, C.; BADISCH, E. Effect of carbide degradation in a ni-based hardfacing under abrasive and combined impact/abrasive conditions. **Surf. Coat. Technol.**, v. 206, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.07.064>.

KERÄNEN, M. **Effect of welding parameters of plasma transferred arc welding method on abrasive wear resistance of 12v tool steel deposit**. 2010. 169 Thesis (Doctor of Science in Technology). Department of Engineering Design and Production, Aalto University School of Science and Technology, Espoo, Finland.

KILIÇAY, K.; BUYTOZ, S.; ULUTAN, M. Microstructural and tribological properties of induction cladded ni_{cr}bsi /wc composite coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 397, p. 125974, 2020. ISSN 0257-8972. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897220306435>.

KIM, J. H., *et. al.* The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic fe-based hardfacing alloys. **Wear**, v. 267, n. 9-10, p. 1415-1419, 2009. ISSN 0043-1648.

KUMAR, R.; ARYA, H. K.; SAXENA, R. Experimental determination of cooling rate and its effect on microhardness in submerged arc welding of mild steel plate (grade c-25 as per is 1570). **Journal of Material Sciences & Engineering**, v. 3, n. 2, p. 138, 2014. ISSN 2169-0022 JME.

LAI, H.-H., *et. al.* Effects of vanadium content on the microstructure and dry sand abrasive wear of a eutectic cr-fe-c hardfacing alloy. **Metals and Materials International**, v. 22, n. 1, p. 101-107, 2016. ISSN 2005-4149. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s12540-016-5470-6>.

LAURILA, J., *et. al.* Microstructure and wear behaviour of a vanadium carbide reinforced weld coating. **Wear**, v. 307, n. 1, p. 142-149, 2013. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164813004833>.

LEE, K.-J.; KIM, D. Effect of tungsten carbide morphology, quantity, and microstructure on wear of a hardfacing layer manufactured by plasma transferred arc welding. **Metals**, v. 11, n. 12, p. 2035, 2021. ISSN 2075-4701. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/11/12/2035>.

LEECH, P. W.; LI, X. S.; ALAM, N. Comparison of abrasive wear of a complex high alloy hardfacing deposit and wc–ni based metal matrix composite. **Wear**, v. 294-295, p. 380-386, 2012. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004316481200258X>.

LEI, Y., *et. al.* Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of tig weld joint of china low activation martensitic steel. **Journal of Fusion Energy**, v. 34, n. 5, p. 1112-1117, 2015. ISSN 1572-9591.

LI, H., *et. al.* Abrasive wear behaviors of high-vanadium alloy steel using the dry sand/rubber wheel apparatus. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**, v. 233, n. 12, p. 1800-1809, 2019. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/1350650119846005>.

LIU, Y.-F., *et. al.* Microstructure and wear behavior of (cr,fe)₇c₃ reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 3, p. 863-867, 2006. ISSN 0257-8972. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025789720600017X>.

LIU, Z. M., *et. al.* Plasma arc welding: Process variants and its recent developments of sensing, controlling and modeling. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 23, p. 315-327, 2016. ISSN 1526-6125. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612516300214>.

LIYANAGE, T.; FISHER, G.; GERLICH, A. P. Microstructures and abrasive wear performance of ptaw deposited ni-wc overlays using different ni-alloy chemistries. **Wear**, v. 274-275, p. 345-354, 2012. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164811006090>.

MACEDO, B. P. N., *et. al.* **Revestimentos duros depositados por soldagem. XXXVI Consolda - Congresso Nacional de Soldagem.** ABS - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE SOLDAGEM. Recife - PE: ABS - Associação Brasileira de Soldagem. p. 2010.

MACHADO, A. L. T., *et. al.* Metodologia para avaliação do desgaste em ferramentas simétricas de mobilização do solo. **Revista Brasileira de Engenharia Agrícola e Ambiental**, v. 13, n. 5, p. 645-650, 2009.

MANDAL, S., *et. al.* An experimental investigation and analysis of ptaw process. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 30, n. 9, p. 1131-1137, 2015. ISSN 1042-6914. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.984227>.

MAROLI, B.; DIZDAR, S.; BENGTSSON, S. **Iron based hardfacing alloys for abrasive and impact wear.** ITSC2017 – Int. Thermal Spray Conference. Düsseldorf, Germany. p. 2017.

MAROLI, B.; LIU, C. **Overlay welding of nisib mixes with tungsten carbides.** Hsinchu, Taiwan: The 4th International Conference on Powder Metallurgy in Asia. p. 2017.

MARQUES, F. M., *et. al.* Análise de desgaste abrasivo do revestimento duro a base de carbonetos de cromo depositado por smaw. **Revista iberoamericana de ingeniería mecánica**, v. 20, n. 2, p. 13-23, 2016. ISSN 1137-2729.

MENDEZ, P. F., *et. al.* Welding processes for wear resistant overlays. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 4-25, 2014. ISSN 1526-6125. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612513000807>.

MICHALCOVÁ, A., *et. al.* Microstructure, mechanical properties, and thermal stability of carbon-free high speed tool steel strengthened by intermetallics compared to vanadis 60 steel strengthened by carbides. **Metals**, v. 11, n. 12, p. 1901, 2021. ISSN 2075-4701. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/11/12/1901>.

MILLIGAN, J.; NARASIMHAN, S. **A powder fed plasma transferred arc process for hardfacing internal combustion engine valve seats.** SAE International. SAE International. p. 1980.

MIRANDA, E. C. D., *et. al.* Avaliação do uso do tecimento sobre o nível de diluição e geometria do cordão de solda na soldagem tig com alimentação automática de arame frio. **Soldagem & Inspeção [online]**, v. 20, n. 2, p. 180-190, 2015. ISSN 1980-6973. Acesso em: Jul. 2022.

MISRA, A.; FINNIE, I. On the size effect in abrasive and erosive wear. **Wear**, v. 65, n. 3, p. 359-373, 1981. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164881900624>.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem.** Belo Horizonte: UFMG. 1: 79 p. 2004.

MOORE, M. A. Abrasive wear by soil. **Tribology International**, v. 8, n. 3, p. 105-110, 1975. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0301679X75900274>.

MOORE, M. A.; KING, F. S. Abrasive wear of brittle solids. **Wear**, v. 60, n. 1, p. 123-140, 1980. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164880902537>.

NAHVI, S. M.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Particle motion and modes of wear in the dry sand–rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 2083-2091, 2009. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809004906>.

NAKSUK, N., *et. al.* Real-time temperature measurement using infrared thermography camera and effects on tensile strength and microhardness of hot wire plasma arc welding. **Metals**, v. 10, n. 8, p. 1046, 2020. ISSN 2075-4701.

NAPIÓRKOWSKI, J.; LEMECHA, M.; KONAT, Ł. Forecasting the wear of operating parts in an abrasive soil mass using the holm-archard model. **Materials**, v. 12, n. 13, p. 2180, 2019. ISSN 1996-1944. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/12/13/2180>.

NATHAN, G. K.; JONES, W. J. D. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions. **Wear**, v. 9, n. 4, p. 300-309, 1966. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164866900044>.

OLIVEIRA, T. G. D.; COSTA, A. R. D. 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, 2019. ISSN 1517-7076. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1517-70762019000100309&nrm=iso.

OWSIAK, Z. Wear-of-symmetrical-wedge-shaped-tillage-tools_1997_soil-and-tillage-research. **Soil & Tillage Research**, v. 43, n. 3-4, p. 295-308, 1997. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167198797000202>. Acesso em: Janeiro de 2018.

PAN, X.-L.; UMEMOTO, M. Precipitation characteristics and mechanism of vanadium carbides in a v-microalloyed medium-carbon steel. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 31, n. 11, p. 1197-1206, 2018. ISSN 2194-1289. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0775-8>.

PAVLENKO, A. **Neue kentnisse über phyikalische grundlagen des plasma-pulver-auftragschweißens als basis für die prozeßsteuerung**. 1996. 118 Tese (Doutorado em Engenharia). Rheinisch-Westfälisch Technisch Technisch Hochschule Aachen, Alemanha.

PEREPLYOTCHIKOV, E. F. Development of high-vanadium alloy for plasma-powder surfacing of knives for cutting of non-metallic materials. **The Paton Welding Journal**, n. 6-7, p. 128-131, 2014. ISSN 0957-798X.

PÉREZ, M. R.; GONZÁLEZ, L. P.; ALFONSO, I. Mejora de la resistencia al desgaste abrasivo de un revestimiento fe-cr-mn-c mediante la adición de v. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 24, 2019. ISSN 1517-7076. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1517-70762019000100353&nrm=iso.

PETROBRAS. **N - 1707 - projeto de vaso de pressão com revestimento**. Rio de Janeiro. p. 1999.

PINTAUDE, G. Strategies for the development of wear-resistant coatings: A review. **Soldagem & Inspeção [online]**, v. 26, p. e2616, 2021. ISSN 1980-6973. Acesso em: Ago. 22.

PINTAUDE, G., *et. al.* The particle size effect on abrasive wear of high-chromium white cast iron mill balls. **Wear**, v. 250, n. 1, p. 66-70, 2001. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164801006639>.

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. **Welding Journal**, v. 84, n. 10, p. 149S-155S, 2005. ISSN 0043-2296.

PREEDAWIPHAT, P., *et. al.* Mechanical investigations of astm a36 welded steels with stainless steel cladding. **Coatings**, v. 10, n. 9, p. 844, 2020. ISSN 2079-6412. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2079-6412/10/9/844>.

QI, X., *et. al.* Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hardfacing metal. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 23, p. 5510-5514, 2011. ISSN 0257-8972. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897211006402>.

QUINTINO, L., *et. al.* Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (gmaw). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 68, n. 9, p. 2833-2840, 2013. ISSN 1433-3015. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-4862-8>.

QUNSHUANG, M., *et. al.* Microstructure evolution and growth control of ceramic particles in wide-band laser clad ni60/wc composite coatings. **Materials & Design**, v. 92, p. 897-905, 2016. ISSN 0264-1275. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515309801>.

RAGHU, D.; WEBBER, R. Pta proves its worth in high-volume hardfacing jobs. **Welding Journal**, v. 75, n. 2, p. n.p., 1996. Disponível em: <https://www.osti.gov/servlets/purl/218533>.

RAIKOV, S. V., *et. al.* Structure-phase states and wear resistance of deposition surface formed on steel by electric arc method. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 71, p. 012066, 2015. ISSN 1757-899X. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/71/1/012066>.

RAMOS, P. A. **Avaliação do desgaste superficial por abrasão de materiais metálicos para revestimento no processamento e extração de agregados minerais**. 2018. 75 Dissertação (Mestrado). Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

REINALDO, P. R.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Nicrsib coatings deposited by plasma transferred arc on different steel substrates. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 2, p. 590-597, 2013. ISSN 1544-1024. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0271-7>.

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e prática da soldagem a plasma**. 1. São Paulo: Artliber, 2007. 147 Disponível em: URL.| Acesso em: Access Date.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de ligas para revestimento por pta resistentes à cavitação**. 2007. Doutorado (Tese Doutorado). Programa de Pós-graduação em

Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina.

RICHARDSON, R. C. D. The wear of metals by relatively soft abrasives. **Wear**, v. 11, n. 4, p. 245-275, 1968. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164868901750>.

RODRÍGUEZ, J., *et. al.* An experimental study of the wear performance of nicrbsi thermal spray coatings. **Wear**, v. 255, n. 7, p. 950-955, 2003. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164803001625>.

SABZI, M.; DEZFULI, S. M.; FAR, S. M. deposition of ni-tungsten carbide nanocomposite coating by tig welding: Characterization and control of microstructure and wear/corrosion responses. **Ceramics International**, v. 44, n. 18, p. 22816-22829, 2018. ISSN 0272-8842. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884218325409>.

SADHU, A., *et. al.* A study on the influence of substrate pre-heating on mitigation of cracks in direct metal laser deposition of nicrsibc-60%wc ceramic coating on inconel 718. **Surface and Coatings Technology**, v. 389, p. 125646, 2020. ISSN 0257-8972. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897220303157>.

SASAKI, C. M.; GONÇALVES, J. L. D. M. **Desempenho operacional de um subsolador em função da estrutura, do teor de argila e de água em três latossolos.** **Scientia Forestalis**, n. 69, p. 115-124, 2005. Disponível em: <http://www.ipef.br/publicacoes/scientia/nr69/cap10.pdf>.

SCOTTI, A.; REIS, R. P.; LISKEYCH, O. Modelo descritivo do fluxo de calor em soldagem a arco visando o conceito de calor imposto efetivo. **Soldagem & Inspeção [online]**, v. 17, p. 166-172, 2012. ISSN 1980-6973.

SHARMA, S. P.; DWIVEDI, D. K.; JAIN, P. K. Effect of la₂o₃ addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame sprayed ni based coatings. **Wear**, v. 267, n. 5, p. 853-859, 2009. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809000180>.

SILVA, L. J.; SCHEUER, C. J.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Effect of microstructure on wear performance of nicrsibc coatings. **Wear**, v. 428-429, p. 387-394, 2019. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164819301206>.

SILVA, R. H. G. E.; DUTRA, J. C. Processo pta-p - uma revisão da literatura como base para inovações: Parte 2 de 2: Comportamento térmico e cinemático do pó, parâmetros e consumíveis do processo. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, p. 173-183, 2012a. ISSN 0104-9224. Disponível em:

http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242012000200011&nrm=iso.

---. Processo pta-p - uma revisão da literatura como base para inovações. Parte 1 de 2: Elementos construtivos. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, p. 76-85, 2012b. ISSN 0104-9224. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242012000100011&nrm=iso.

SINGH, J.; CHATHA, S. S.; SIDHU, B. S. Abrasive wear behavior of newly developed weld overlaid tillage tools in laboratory and in actual field conditions. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 55, p. 143-152, 2020. ISSN 1526-6125. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612520301742>.

---. Influence of soil conditions on abrasion wear behaviour of tillage implements. **International Journal of Latest Trends in Engineering and Technology**, v. n.d, n. Special Issue AFTMME-2017, p. 258-263, 2018. ISSN 2278-621X.

SINGH, P.; SINGH CHATHA, S. Reduction of abrasive wear via hardfacing of mouldboard ploughshare. **Materials Today: Proceedings**, v. 33, p. 1505-1512, 2020. ISSN 2214-7853. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785320318307>.

SINGLA, S., *et. al.* Wear behavior of weld overlays on excavator bucket teeth. **Procedia Materials Science**, v. 5, p. 256-266, 2014. ISSN 2211-8128. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211812814006300>.

SIQUEIRA, R.; CASÃO, R.; ARAÚJO, A. G. Ângulo ideal. **Revista Cultivar Máquinas**, n. 13, p. 30-32, 2002.

SOUZA, D., *et. al.* Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos de inonel 625 aplicados pelo processo gmaw. **2020**, v. 25, n. 2, p. e12633, 2020. ISSN 1517-7076. Disponível em: <https://revistas.ufrj.br/index.php/rm/article/view/37081>.

SSAB. **Ssab high-strength steel—sheet, plate, coil, tube, profile**. p. 2021.

STAWICKI, T.; KOSTENCKI, P.; BIAŁOBRZESKA, B. Roughness of ploughshare working surface and mechanisms of wear during operation in various soils. **Metals**, v. 8, n. 12, p. 1042, 2018. ISSN 2075-4701. Disponível em: <http://www.mdpi.com/2075-4701/8/12/1042>.

STEVENSON, A. N. J.; HUTCHINGS, I. M. Development of the dry sand/rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 195, n. 1, p. 232-240, 1996. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164896069657>.

SUNDARAMOORTHY, R., *et. al.* Effect of matrix chemistry and wc types on the performance of ni-wc based mmc overlays deposited by plasma transferred arc (pta)

welding. **Wear**, v. 376-377, p. 1720-1727, 2017. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164817300959>.

SWANSON, P. A. Comparison of laboratory abrasion tests and field tests of materials used in tillage equipment. In: A. W. RUFF e R. G. BAYER (Ed.). West Conshohocken, PA: ASTM International, 1993. p.80-99. 978-0-8031-5248-9.

SWANSON, P. A.; VETTER, A. F. The measurement of abrasive particle shape and its effect on wear. **A S L E Transactions**, v. 28, n. 2, p. 225-230, 1985. ISSN 0569-8197. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/05698198508981615>.

TAHAEI, A., *et. al.* Metallurgical characterization of a weld bead coating applied by the pta process on the d2 tool steel. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, p. 209-219, 2016. ISSN 0104-9224. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242016000200209&nrm=iso.

TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D. D.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Evaluation of processing parameters on pta hardfacing surfaces. **Welding International**, v. 24:3, n. 241-248, 2010.

TAKEDA, M., *et. al.* Morphology and crystallographic phase of v–c particles formed in fe–cr–ni–v–c alloys. **Materials Science and Technology**, v. 29, n. 6, p. 672-678, 2013. ISSN 0267-0836. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000170>.

TANG, X. H., *et. al.* Microstructure of high (45 wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion. **Wear**, v. 271, n. 9, p. 1426-1431, 2011. ISSN 0043-1648.

TARRAGÓ, J. M., *et. al.* Implementation of an effective time-saving two-stage methodology for microstructural characterization of cemented carbides. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 55, p. 80-86, 2016. ISSN 0263-4368. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263436815301670>.

TEKESTE, M. Z., *et. al.* Hardened edges effects on wear characteristics of cultivator sweeps using circular soil bin test. **Journal of Tribology**, v. 144, n. 2, 2021. ISSN 0742-4787. Disponível em: <https://doi.org/10.1115/1.4050805>. Acesso em: Nov. 2022.

TERVA, J., *et. al.* Abrasive wear of steel against gravel with different rock–steel combinations. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 1821-1831, 2009. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809001793>.

TOBAR, M. J., *et. al.* Morphology and characterization of laser clad composite nicrbsi–wc coatings on stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 22, p.

6313-6317, 2006. ISSN 0257-8972. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897205013046>.

TODD, J. A.; LI, P. Microstructure-mechanical property relationships in isothermally transformed vanadium steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 7, p. 1191-1202, 1986. ISSN 1543-1940. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF02665318>.

TYLCZAK, J. H.; HAWK, J. A.; WILSON, R. D. A comparison of laboratory abrasion and field wear results. **Wear**, v. 225-229, p. 1059-1069, 1999. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164899000435>.

ULEWICZ, R.; MAZUR, M.; BOKŮVKA, O. Structure and mechanical properties of fine-grained steels. **Periodica Polytechnica Transportation Engineering**, v. 41, n. 2, p. 111-115, 2013. Disponível em: <https://pp.bme.hu/tr/article/view/7110>. Acesso em: Jul. 2022.

USIMINAS. **Catálogo usiminas chapas grossas**. USIMINAS. p. 2015.

VAN ACKER, K., *et. al.* Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad wc/ni coatings. **Wear**, v. 258, n. 1, p. 194-202, 2005. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164804002662>.

VARGA, M. High temperature abrasive wear of metallic materials. **Wear**, v. 376-377, p. 443-451, 2017. ISSN 0043-1648. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164817300212>.

VIEGAS, D. B. **Avaliação da resistência ao desgaste de um aço hardox® 450 submetido a solda de revestimento duro, com arame tubular din 8555/mf-10-gf-60-gr utilizando o processo fcaw**. 2016. Dissertação de Mestrado (Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Minas Gerais.

VIEGAS, D. B.; COSTA, M. C. M. D. S.; JÚNIOR, E. D. S. C. **Avaliação da resistência ao desgaste de um aço hardox® 450 submetido a solda de revestimento duro**. 71º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 16º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas. ABM. Rio de Janeiro. p. 2016.

WANG, H.; XIA, W.; JIN, Y. A study on abrasive resistance of ni-based coatings with a wc hard phase. **Wear**, v. 195, n. 1, p. 47-52, 1996. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164895067620>.

WANG, X., *et. al.* Microstructure and wear properties of the fe-ti-v-mo-c hardfacing alloy. **Wear**, v. 265, n. 5, p. 583-589, 2008. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004316480700765X>.

WEARPARTS, H. Subsolador. **Subsolador construido en acero antidesgaste Hardox 500**, Argentina, 02-mar-2022 2022. Disponível em: <https://www.hardoxwearparts.com/pt-br/centers/argentina/hardox-wearparts-center-olavarra/cases/subsolador-construido-en-acero-antidesgaste-hardox-500>.

WEI, S.; ZHU, J.; XU, L. Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel. **Tribology International**, v. 39, n. 7, p. 641-648, 2006. ISSN 0301-679X. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X0500157X>.

WEI, Y., *et. al.* Parameter optimization for tungsten carbide/ni-based composite coating deposited by plasma transferred arc hardfacing. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 28, n. 12, p. 2511-2519, 2018. ISSN 1003-6326. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1003632618648976>.

XIBAO, W., *et. al.* The powder's thermal behavior on the surface of the melting pool during pta powder surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 6, p. 2648-2654, 2006. ISSN 0257-8972. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897206004154>.

XIBAO, W.; HUA, L. Metal powder thermal behaviour during the plasma transferred-arc surfacing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 106, n. 2, p. 156-161, 1998. ISSN 0257-8972. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897298005210>.

XIONG, Y., *et. al.* The effect of different arc currents on the microstructure and tribological behaviors of cu particle composite coating synthesized on gcr15 steel by pta surface alloying. **Metals**, v. 8, n. 12, p. 984, 2018. ISSN 2075-4701. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/12/984>.

XU, L.; VOSE, C.; STJOHN, D. Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry. **Wear**, v. 162-164, p. 820-832, 1993. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/004316489390083X>.

YAEDU, A. E.; SILVA, P. D.; D'OLIVEIRA, A. **Influence of dilution on microstructure and mechanical properties of a cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc welding.** *Materials Weel*. THEIR PROCESSES AND APPLICATIONS PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED MATERIALS. Madrid: Universidade Carlos III. Materials weel: 238-243 p. 2002.

YAZICI, A. Review of wear on tillage tools: Constraints in transferring of the research findings to the agricultural sector and solution proposals. **Tarım Makinaları Bilimi Dergisi**, v. 17, n. 2, p. 74-85, 2021. ISSN 1306-0007.

YINGJIE, L.; XINGUI, B.; KEQIANG, C. A study on the formation of wear debris during abrasion. **Tribology International**, v. 18, n. 2, p. 107-111, 1985. ISSN 0301-679X. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0301679X85900477>.

ZHANG, S., *et. al.* Cavitation erosion and erosion-corrosion resistance of austenitic stainless steel by plasma transferred arc welding. **Engineering Failure Analysis**, v. 76, p. 115-124, 2017. ISSN 1350-6307. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1350630716310706>.

ZHAO, Z., *et. al.* Effect of cooling rate on carbide characteristics of the high vanadium high-speed steel. **ISIJ International**, v. 62, n. 3, p. 524-531, 2022.

ZIKIN, A., *et. al.* Advanced chromium carbide-based hardfacings. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 19, p. 4270-4278, 2012. ISSN 0257-8972. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897212003337>.