

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA E DE**  
**MATERIAIS**

**FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLAÇO**

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À ABRASÃO E FORMAÇÃO DE**  
**REVESTIMENTOS APLICADOS POR GTAW COM DUPLA**  
**ALIMENTAÇÃO DE ARAMES TUBULARES**

**TESE**

**CURITIBA**

**2021**

**FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLAÇO**

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À ABRASÃO E FORMAÇÃO  
DE REVESTIMENTOS APLICADOS POR GTAW COM DUPLA  
ALIMENTAÇÃO DE ARAMES TUBULARES**

**STUDY OF ABRASION BEHAVIOR AND FORMATION OF COATINGS  
APPLIED BY GTAW WITH DOUBLE FEEDING OF TUBULAR WIRES**

Tese apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor 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

**CURITIBA**

**2021**



4.0 Internacional

Esta licença permite *download* e compartilhamento do trabalho desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es), sem a possibilidade de alterá-lo ou utilizá-lo para fins comerciais.

Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.



FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLACO

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À ABRASÃO E FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS APLICADOS POR GTAW COM DUPLA ALIMENTAÇÃO DE ARAMES TUBULARES**

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

Data de aprovação: 05 de Fevereiro de 2021

Prof Giuseppe Pintaude, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof.a Ana Sofia Climaco Monteiro De Oliveira, Doutorado - Universidade Federal do Paraná (Ufpr)

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

Prof.a Geralda Cristina Duraes De Godoy, Doutorado - Universidade Federal de Minas Gerais (Ufmg)

Prof Paulo Cesar Borges, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Documento gerado pelo Sistema Acadêmico da UTFPR a partir dos dados da Ata de Defesa em 05/02/2021.

A minha família...

Pela educação, apoio e lição de vida  
transmitida.

A minha esposa Claudia e a pequena Isabela...

Pelo eterno amor, apoio, compreensão e  
carinho.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pela força e coragem para realizar este trabalho e não desistir diante dos inúmeros obstáculos que apareceram ao longo dessa caminhada.

À Vida, que tem me ensinado a acreditar, a superar obstáculos, a querer sempre progredir e ter vontade de viver da melhor maneira possível.

A minha esposa, pelas contribuições e pela compreensão nos tempos distantes.

Ao professor Ossimar Maranhão, que confiou e apoiou a minha ideia no início deste trabalho.

Ao professor e orientador Giuseppe Pintaude, que herdou esta ideia e me acompanhou praticamente desde o início dedicando seu tempo em discussões, dia a dia, por finais de semana e feriados à dentro, e transmitiu seu conhecimento, sem hesitar.

À UTFPR, pela oportunidade de realizar este trabalho e utilizar a infraestrutura.

Ao corpo docente do PPGEM, pelos ensinamentos técnicos e pelo apoio necessário para o desenvolvimento deste projeto.

Ao Instituto Federal de Santa Catarina, pela oportunidade de afastamento para dedicação a este trabalho e disponibilidade de infraestrutura execução deste trabalho.

A banca de professores, que colaboraram com a avaliação desta tese.

Aos meus colegas de trabalho, pelo grande incentivo e apoio nas horas de dificuldades.

Ao Dr. Eng Raul Gohr Junior e sua empresa IMC, pela disponibilidade do filtro de alta frequência de tensão para o sistema de aquisição de sinais de soldagem.

Ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais – CMCM da UTFPR-C, pela disponibilidade dos equipamentos de caracterização por MEV, DRX e interferômetro. Ao departamento de engenharia civil e, também, de materiais pela caracterização das partículas abrasivas. Aos que operaram os equipamentos: Alexandre, Heloisa, Marco, Lucas, Caio e Felipe, pela ajuda nas medições.

E a todos aqueles que de alguma maneira contribuíram com a realização desta Tese.

“A persistência é o menor caminho do êxito”.

(Charles Chaplin)

## RESUMO

COLAÇO, Fernando Henrique Gruber. **Estudo do comportamento à abrasão e formação de revestimentos aplicados por GTAW com dupla alimentação de arames tubulares.** 2021. 257 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica e de Materiais) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2021.

O presente trabalho tem por objetivo investigar a formação de revestimentos usando dupla alimentação de arames tubulares e o papel da microestrutura frente aos mecanismos de desgaste abrasivo. Este estudo apresenta um método original, *Flux-Cored-Double-Wire GTAW (FCDW-GTAW)*, onde arames de diferentes composições foram usados simultaneamente para obter microestruturas diversas. O estudo foi dividido pelas etapas de fabricação do cordão e desempenho das microestruturas obtidas. Para isso, uma matriz de Projeto Composto Central (CCD) de cinco fatores e cinco níveis foi usada para conduzir experimentos com *GTAW*, sendo: corrente de deposição, velocidade de deslocamento, distância de afastamento, ângulo da tocha e frequência de pulso de alimentação do arame. Como resultado da etapa de fabricação, modelos para determinar a geometria e diluição foram obtidos, e a importância que a corrente e velocidade de deslocamento tem sobre os efeitos no cordão. Na etapa de desempenho, seis revestimentos foram depositados em substrato de aço AISI1020 pela combinação entre os arames tubulares: Fe-Cr-C, Fe-Cr-C-Nb, Fe-Cr-C-Mo-Nb, Fe-Cr-C-Mo-Ti. O resultado da combinação destes arames foi uma microestrutura hipoeutética com carbonetos de nióbio e titânio, com dureza média de 650 HV<sub>0,3</sub> e microestruturas hipereutéticas formada por diferentes teores de nióbio, com variação de microdureza de 820 a 1020 HV<sub>0,3</sub>. O desempenho destas microestruturas foi verificado em ensaios de abrasão em escala macroscópica (riscamento linear) e escala microscópica (microabrasão). Nos ensaios de riscamento foi utilizado carga progressiva entre 20 e 180 N em um penetrador de diamante com geometria HRC para verificar os mecanismos e a largura do desgaste. O coeficiente de atrito e imagens da seção transversal confirmaram que a microestrutura hipoeutética apresentou maior deformação que as hipereutéticas. O caminho livre médio de carbonetos não aumentou a resistência à abrasão em escala macroscópica, mas a microdureza do revestimento foi determinante para minimizar a largura de desgaste causada pelo penetrador. Para a realização dos ensaios de microabrasão foram empregados os abrasivos SiO<sub>2</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> na fração de 2% diluídos com água destilada, usando condições para reproduzir o mecanismo de riscamento com o método de ensaio “esfera livre” e carga normal de 0,8 N. Os resultados de desgaste confirmam o movimento de deslizamento das partículas em todas as amostras ensaiadas com alumina e sílica, exceto para a microestrutura hipoeutética desgastada com sílica. O coeficiente de desgaste resultante dos ensaios com alumina foi maior que os resultados obtidos com o abrasivo sílica. A resistência ao desgaste foi determinada principalmente pelo caminho livre médio e pela fração de carbonetos do tipo MC e não pela dureza da matriz. Como conclusão, a resistência ao riscamento linear para microestruturas compostas de segunda fase dura depende do grau de deformação imposto pelo agente abrasivo. No caso dos ensaios em escala microscópica, a resistência ao desgaste foi afetada principalmente pela dureza do revestimento e passou a depender da dureza e da fração da segunda fase dura, quando devidamente suportada pela matriz.

**Palavras-chave:** GTAW. Revestimento duro. Microabrasão. Riscamento. Resistência ao Desgaste.

## ABSTRACT

COLAÇO, Fernando Henrique Gruber. **Study of Abrasion Behavior and Formation of Coatings Applied by GTAW with Double Feeding of Tubular Wires**. 2021. 257 p. Thesis (PhD in Mechanical and Materials Engineering) – Federal University of Technology - Paraná. Curitiba, 2021.

The present work investigates the formation of coatings using double feeding of tubular wires and the role of the microstructure against the mechanisms of abrasive wear. This study presents an original method, Flux-Cored-Double-Wire GTAW (FCDW-GTAW), where wires of different compositions were used simultaneously to obtain different microstructures. The study was divided by the steps of manufacturing the bead and the performance of the obtained microstructures. For this, a matrix of Central Composite Design (CCD) of five factors and five levels was used to conduct experiments with GTAW: welding current, welding speed, standoff distance, torch angle, and feed pulse frequency wire. As a result of the manufacturing step, models to determine the geometry and dilution were obtained. The importance of the welding current and speed have on the effects on the weld bead. Six coatings were deposited on AISI1020 steel substrate in the performance step by combining the Fe-Cr-C, Fe-Cr-CNb, Fe-Cr-C-Mo-Nb and Fe-Cr-C-Mo-Ti tubular wires. The result of the combination of these wires was a hypoeutectic microstructure with niobium and titanium carbides, with an average hardness of 650 HV<sub>0,3</sub> and hypereutectic microstructures formed by different levels of niobium, with a microhardness variation from 820 to 1020 HV<sub>0,3</sub>. These microstructures' performance was verified in abrasion tests on a macroscopic scale (linear scratching) and microscopic scale (microabrasion). In the scratch tests, a progressive load between 20 and 180 N was used in an HRC geometry penetrator to check the wear mechanisms and width. The coefficient of friction and cross-sectional images confirmed that the hypoeutectic microstructure showed more significant deformation than the hypereutectic ones. The average free path of carbide did not increase the abrasion resistance on a macroscopic scale. However, the hardness of the coating was decisive to minimize the wear width caused by the penetrator. In order to carry out the microabrasion tests, SiO<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> abrasives were used in the fraction of 2% diluted with distilled water, using conditions to reproduce the scratching mechanism with the "free sphere" test method and the normal load of 0.8 N. The wear results confirm the scratching mechanism in all samples tested with alumina and silica, except for the hypoeutectic microstructure worn with silica. The wear coefficient resulting from the alumina tests was higher than the results obtained with the abrasive silica. Wear resistance was determined mainly by the mean free path and by the fraction of MC type carbides and not by the matrix hardness. In conclusion, the resistance to linear scratching for microstructures composed of hard second phase depends on the degree of deformation imposed by the abrasive agent. In the case of tests on a microscopic scale, wear resistance was mainly affected by the coating's hardness and started to depend on the hardness and fraction of the second hard phase when adequately supported by the matrix.

**Keywords:** GTAW. Hardfacing. Microabrasion. Scratching. Wear resistance.



## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Aplicações da técnica de revestimentos resistentes à abrasão na indústria de mineração. . . . .	25
Figura 2 – Deposição de revestimento com processo <i>GTAW</i> utilizando dois arames, neste caso arames sólidos de aço inoxidável AISI 309L. . . . .	33
Figura 3 – Desenho esquemático do processo <i>GTAW</i> : processo global (a) e área de deposição ampliada (b). . . . .	35
Figura 4 – Polaridades de corrente do processo <i>GTAW</i> : corrente contínua com eletrodo negativo (a), corrente contínua com eletrodo positivo (b) e corrente alternada (c). . . . .	36
Figura 5 – Efeito do aporte térmico no percentual de diluição para diferentes processos de deposição. . . . .	39
Figura 6 – Distribuição da temperatura para diferentes potências ( $V \times I$ ). . . . .	40
Figura 7 – Efeitos da corrente de deposição ( $I$ ) na diluição e geometria do cordão depositado por <i>GTAW</i> . . . . .	41
Figura 8 – Comparação simulada entre ciclos térmicos momentâneos para os casos potência ( $P_w$ ) e velocidade de deslocamento ( $V_{sol.}$ ) para mesmo aporte térmico no centro do cordão de solda. . . . .	42
Figura 9 – Efeito da velocidade de deslocamento na área total e diluição do cordão de solda. . . . .	44
Figura 10 – Efeito da corrente ( $I$ ), velocidade de deslocamento ( $S$ ) e taxa de alimentação de arame ( $F$ ) na diluição ( $D$ ) e geometria do cordão ( $P, R, W'$ ) depositado por <i>GTAW</i> . . . . .	45
Figura 11 – Transferência metálica em ponte (a) e globular (b) do processo <i>GTAW</i> . . . . .	47
Figura 12 – Esquema do sistema tribológico abrasão a dois-corpos (a) e abrasão a três-corpos (b). . . . .	49
Figura 13 – Ilustração dos micromecanismos de desgaste abrasivo controlados por deformação plástica (microsulcamento (a), microcorte (b) e microfadiga (c)) e por fratura frágil (microtrincamento (d)). . . . .	51
Figura 14 – Evolução dos mecanismos de desgaste abrasivo sulcamento (a), sulcamento com formação de proa (b) e corte com formação de cavaco (c). . . . .	52
Figura 15 – Efeito do ângulo de ataque do abrasivo na transição entre microsulcamento e microcorte. . . . .	52
Figura 16 – Efeito da dureza da superfície e tenacidade a fratura nos mecanismos de remoção de material. . . . .	53
Figura 17 – Efeito da carga no trincamento de um material frágil e transparente mostrado por uma vista da seção transversal. . . . .	54
Figura 18 – Valores de desgaste para revestimentos com uma e duas camadas para ensaios em roda de borracha. . . . .	56
Figura 19 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza na taxa de desgaste do material desgastado. . . . .	57
Figura 20 – Relação da dureza com a perda de massa dos revestimentos. . . . .	58
Figura 21 – Efeito da estrutura, tratamento térmico e teor de liga na resistência desgaste abrasivo de aços por partículas de alumina com $90 \mu\text{m}$ . . . . .	60
Figura 22 – Formação da microestrutura de revestimentos com alto teor de Cr e C. . . . .	61

Figura 23 –	Projeção “Liquidus” idealizada das propriedades microestruturais do sistema ternário Fe–Cr–C. . . . .	62
Figura 24 –	Relação entre o eutético binário carbono e cromo para o ferro fundido de alto cromo. . . . .	62
Figura 25 –	Dureza (a) e tenacidade a fratura (b) dos carbonetos. . . . .	63
Figura 26 –	Influência do diâmetro médio de carbonetos $M_7C_3$ no volume de desgaste. . . . .	64
Figura 27 –	Ilustração do tamanho e da fração volumétrica dos carbonetos, baixa fração de carbonetos grandes (a) e alta fração de carbonetos pequenos (b). . . . .	65
Figura 28 –	Efeito da fração volumétrica de carbonetos na perda de massa. . . . .	65
Figura 29 –	Microestrutura da liga Fe-Cr-C hipoeutética com dendritas de austenita (a), e microestrutura hipereutéticas formadas por carbonetos $M_7C_3$ (b), $M_7C_3+M_3C_2$ (c) e $M_7C_3$ (d). . . . .	68
Figura 30 –	Microestrutura hipoeutética (a), eutética (b) e hipereutética (c). . . . .	68
Figura 31 –	Efeito da adição de titânio no diâmetro de carboneto do tipo $M_7C_3$ . . . . .	69
Figura 32 –	Diagrama de microestrutura para a liga do sistema Fe-Cr-C-Ti. . . . .	70
Figura 33 –	Efeito da adição de titânio no refinamento de carboneto do tipo $M_7C_3$ . . . . .	71
Figura 34 –	Mecanismo de desgaste com aspecto de microsulcamento. . . . .	72
Figura 35 –	Deformação plástica em carbonetos do tipo $M_6C$ de revestimento rico em tungstênio (a) e efeito de interrupção do corte do abrasivo por carboneto $M_7C_3$ de revestimento rico em cromo (b). . . . .	72
Figura 36 –	Mecanismo de desgaste por fratura de carboneto primário rico em tungstênio. . . . .	73
Figura 37 –	Riscos da partícula de quartzo na superfície polida de ferro fundido causando trinca em um carboneto. . . . .	74
Figura 38 –	Sistema de medição de dureza ao risco. . . . .	75
Figura 39 –	Esquema da atuação do penetrador na superfície do material (a); e áreas do canal de gerado e as bordas de deformação (b). . . . .	76
Figura 40 –	Microestrutura ferrítica-martensítica da trilha de desgaste deformada por vários passes do penetrador de diamante e o risco final com micro-penetrador. . . . .	77
Figura 41 –	Ensaio de riscamento no aço AISI 1070 polido (a), dados de interferometria óptica (b) e uma crítica para determinação do mecanismo de desgaste. . . . .	78
Figura 42 –	Sistemas de ensaio para medição de resistência à abrasão em micro escala do tipo esfera fixa a um eixo (a) e esfera livre (b). . . . .	79
Figura 43 –	Variação de k para o revestimento de carbeto de boro em função da carga plicada (a) e velocidade da esfera (b) entre 75 e 150 rpm para uma carga de 0,3 N e concentração de 0,5 g/ml da lama abrasiva. . . . .	81
Figura 44 –	Efeito da concentração e carga do abrasivo no modo de desgaste para lama abrasiva de alumina e SiC de tamanho médio de aproximadamente $4,5 \mu\text{m}$ e esfera fixa. . . . .	82
Figura 45 –	Característica das superfícies que apresentam mecanismos de desgaste três-corpos (a) e dois-corpos (b) para o ensaio de microabrasão. . . . .	82
Figura 46 –	Característica do mecanismo de rolamento com formação de cristas para microabrasão. . . . .	83
Figura 47 –	Carboneto de nióbio fraturado por abrasivos de diamante. . . . .	83
Figura 48 –	Posto de trabalho para deposição dos cordões e revestimentos, composto por fonte, alimentadores e arames e sistema de deslocamento da tocha. . . . .	86
Figura 49 –	Organização das etapas de realização experimental e de caracterização das amostras para este trabalho. . . . .	89
Figura 50 –	Disposição da tocha e da alimentação dos arames. . . . .	90

Figura 51 – Desenho esquemático do sistema de deposição. . . . .	91
Figura 52 – Esquema do delineamento composto central para três fatores. . . . .	92
Figura 53 – Disposição dos cortes das amostras para caracterizar número de camadas, microdureza, mecanismos de desgaste abrasivo e microestrutura dos revestimento. . . . .	98
Figura 54 – Desenho esquemático da região de extração das amostras na seção transversal do cordão (a) e da morfologia do cordão (b). . . . .	100
Figura 55 – Preparação das imagens para análise e quantificação de carbonetos primários (a) e carbonetos totais (b). . . . .	103
Figura 56 – Imagem da microestrutura sem tratamento (a) e com traços dispostos em grade para medir a interceptação dos carbonetos em linha reta (b). . . . .	104
Figura 57 – Representação esquemática da sequencia e localização das medições da dureza no cordão. . . . .	105
Figura 58 – Representação esquemática das medições de dureza na forma de perfil longitudinal do revestimento. . . . .	106
Figura 59 – Equipamento utilizado para verificar o desempenho dos revestimentos pelo ensaio de microabrasão. . . . .	107
Figura 60 – Equipamento utilizado para a caracterização dos mecanismos de abrasão dos revestimentos por riscamento. . . . .	109
Figura 61 – Esquema de medição da área e largura do risco, e área de deformação ( <i>pile-up's</i> ). . . . .	110
Figura 62 – Exemplo de aplicação dos parâmetros de rugosidade para a medição da largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda q$ ). . . . .	111
Figura 63 – Microestrutura dos revestimentos hipoeutético 1CTi70 (a) e hipereutéticos 1C6068 (b), 1C6870 (c) e 1C6070 (d) depositados por GTAW em camada única, obtidas por MO com ampliação de 200x. . . . .	114
Figura 64 – Difração de Raios-X dos revestimentos 1CTi70, 1C6070, 1C6068 e 1C6870. . . . .	115
Figura 65 – Integridade do revestimento hipoeutético 1CTi70 isento de trincas e dos revestimentos hipereutéticos 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 com trincas de solidificação. . . . .	116
Figura 66 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipoeutético 1CTi70, com ampliação de 1000x. . . . .	118
Figura 67 – Microestrutura obtida por MO e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação de 1000x (a), e composição química pontual do revestimento hipoeutético 1CTi70, obtida por MEV com ampliação de 2000x (b). . . . .	119
Figura 68 – Microestrutura do revestimento hipereutético 1C6068 obtida por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x. . . . .	119
Figura 69 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6068, com ampliação de 1000x. . . . .	120
Figura 70 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário $M_7C_3$ e na matriz eutética do revestimento 1C6068. . . . .	121
Figura 71 – Microestrutura do revestimento 1C6070 realizada por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x. . . . .	122
Figura 72 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6070, com ampliação de 1000x. . . . .	123
Figura 73 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário $M_7C_3$ e na matriz eutética do revestimento 1C6070. . . . .	124

Figura 74 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6870, com ampliação de 1000x. . . . .	125
Figura 75 – Microestrutura do revestimento 1C6870 obtido por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x. . . . .	126
Figura 76 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário $M_7C_3$ e na matriz eutética do revestimento 1C6870. . . . .	127
Figura 77 – Microestrutura dos revestimentos hipereutéticos 1C6870 (a), 2C6870 (b) e 3C6870 (c) obtidas por microscopia óptica, com ampliação de 200x. . . . .	128
Figura 78 – Difração de raios-X dos revestimentos hipereutéticos 1C6870, 2C6870 e 3C6870. . . . .	129
Figura 79 – Distribuição das impressões de dureza nos constituintes para as condições de revestimento 1CTi70 (a), 1C6068 (b), 1C6070 (c), 1C6870 (d), 2C6870 (e) e 3C6870 (f). . . . .	130
Figura 80 – Microdureza do revestimento hipoeutético 1CTi70 e dos revestimentos hipereutéticos 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870. . . . .	131
Figura 81 – Correlação entre os valores do caminho livre médio e da microdureza ( $HV_{0,3}$ ) dos revestimentos (curva de ajuste para os resultados da microestrutura hipereutética). . . . .	132
Figura 82 – Resultados quantitativos de segunda fase dura para os revestimentos 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870. . . . .	133
Figura 83 – Resultados quantitativos de segunda fase dura para os revestimentos 1C6870, 2C6870 e 3C6870. . . . .	135
Figura 84 – Correlação entre os valores de caminho livre médio e da composição dos elementos C-Cr <sub>calculado</sub> da combinação dos arames. . . . .	136
Figura 85 – Distribuição em volume e frequência acumulada para o tamanho das partículas de $Al_2O_3$ e $SiO_2$ antes do uso. . . . .	137
Figura 86 – Evolução do coeficiente de desgaste (k) dos revestimentos 1C6068, 1CTi70, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 para as condições de ensaio $Al_2O_3$ - 80 rpm e $Al_2O_3$ - 150 rpm, com carga resultante de 0,8 N. . . . .	140
Figura 87 – Evolução do coeficiente de desgaste (k) dos revestimentos 1C6068, 1CTi70, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 para as condições de ensaio $SiO_2$ 80 rpm e $SiO_2$ - 150 rpm, com carga resultante de 0,8 N. . . . .	141
Figura 88 – Perfil das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 m a 80 rpm. . . . .	145
Figura 89 – Correlação entre os valores de largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) e do coeficiente de desgaste para os revestimentos ensaiados com abrasivos $Al_2O_3$ e $SiO_2$ . . . . .	147
Figura 90 – Correlação entre os valores de coeficiente de desgaste (k) e a relação entre $H_{(a)}/H_{(rev)}$ para os ensaios de microabrasão. . . . .	148
Figura 91 – Efeito dos constituintes microestruturais na impressão de dureza das microestruturas hipoeutética (a) e hipereutética (b). . . . .	150
Figura 92 – Condições da superfície dos revestimentos desgastados com abrasivo $SiO_2$ para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm. . . . .	151
Figura 93 – Ampliação (5000x) da superfície desgastada da microestrutura hipoeutética (1CTi70) mostrando a textura irregular promovida pelo arrancamento dos carbonetos de nióbio. . . . .	152

Figura 94 – Riscos nos carbonetos primários $M_7C_3$ causados por carbonetos de nióbio removidos da microestrutura hipereutética do revestimento 1C6870, ampliação de 2000x. . . . .	153
Figura 95 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação $C^*(Ti+Nb)$ (b) sobre o coeficiente de desgaste para o regime de desgaste moderado. . . . .	154
Figura 96 – Condição superficial da esfera nova (a) e após desgaste por abrasivos de $SiO_2$ com composição química pontual (b). . . . .	155
Figura 97 – Distribuição de volume em função do diâmetro equivalente das partículas de $SiO_2$ após os ensaios de microabrasão para a distância de deslizamento de 64 metros e carga resultante de 0,8 N. . . . .	156
Figura 98 – Condições da superfície dos revestimentos desgastados por $Al_2O_3$ para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm. . . . .	157
Figura 99 – Ampliação da superfície de microestrutura hipereutética (condição 1C6870) desgastada por $Al_2O_3$ mostrando a mudança de direção do risco causada por carbonetos de nióbio. . . . .	158
Figura 100 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação $C^*(Ti+Nb)$ (b) no coeficiente de desgaste para o regime de desgaste severo. . . . .	158
Figura 101 – Condição superficial da esfera nova (a) e após desgaste por abrasivos de $Al_2O_3$ com composição química pontual (b). . . . .	161
Figura 102 – Mecanismos de desgaste misto de riscamento e microindentações na superfície da esfera ensaiada com partículas abrasivas de $Al_2O_3$ . . . . .	161
Figura 103 – Distribuição de volume em função do diâmetro equivalente das partículas de $Al_2O_3$ após os ensaios de microabrasão para a distância de deslizamento de 64 metros e carga resultante de 0,8 N. . . . .	162
Figura 104 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação $C^*(Ti+Nb)$ (b) na largura de desgaste. . . . .	164
Figura 105 – Correlação entre o coeficiente de desgaste com uma relação de carga aplicada, caminho livre médio e dureza para os ensaios de microabrasão com alumina e sílica. . . . .	165
Figura 106 – Evolução do coeficiente de atrito para o ensaio de riscamento usando carga progressiva de 20 (0 mm) a 180 N (10 mm) das condições de revestimento 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870. . . . .	167
Figura 107 – Evolução do risco nos revestimentos 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTi70 (d), depositados com 1 camada - início, meio e final do risco (ampliação de 300x). . . . .	168
Figura 108 – Perfil da trilha de desgaste dos revestimentos com microestrutura hipoeutética (1CTi70) e hipereutética (3C6870) ensaiadas por riscamento com carga de 52 N e 148 N. . . . .	169
Figura 109 – Deformação na borda da trilha de desgaste para as microestruturas hipoeutéticas (1CTi70) (a) e hipereutéticas (3C6870) (b) para uma carga aproximada de 170 N (ampliação de 300x). . . . .	170
Figura 110 – Trincas microscópicas de desgaste presentes nas microestruturas hipoeutética (a) e hipereutética (b) formadas durante o ensaio de riscamento com carga aplicada a partir de 80 N (ampliação de 300x). . . . .	170
Figura 111 – Desenho esquemático representando a formação de trincas microscópicas por adesão no penetrador de diamante nas microestruturas hipoeutética. . . . .	171

Figura 112	–Deformação na microestrutura hipoeutética após o ensaio de riscamento com carga de 130 N (ampliação de 1000x). . . . .	171
Figura 113	–Trincas de desgaste nos carbonetos primários da microestrutura hipoeutética (ampliação de 2000x) (a) e hipereutética (ampliação de 1000x) (b) formadas durante os ensaios de riscamento com carga de 120 N. . . . .	172
Figura 114	–Mecanismos de desgaste com deformação na borda da trilha de desgaste com formação de proa (a) (ampliação de 300x), e detalhe da formação de proa (b) (ampliação de 1000x). . . . .	173
Figura 115	–Mecanismos de desgaste com deformação na borda da trilha de desgaste (a) e deslocamento de carbonetos (b) (ampliação de 300x). . . . .	173
Figura 116	–Deformação na região paralela a trilha de desgaste (a) promovendo transformação induzida da austenita do eutético em martensita (b). . . . .	174
Figura 117	–Correlação entre os valores de largura do risco e do caminho livre médio para as microestruturas hipereutéticas, para cargas de 52, 84, 116 e 148 N. . . . .	175
Figura 118	–Correlação entre os valores da largura do risco e da microdureza dos revestimentos de microestruturas hipereutéticas para as cargas de 52, 84, 116 e 148 N. . . . .	176
Figura 119	–Correlação entre os valores da largura do risco de desgaste e de uma relação de carga aplicada, caminho livre médio e dureza para os revestimentos hipoeutéticos (em vermelho) e hipereutéticos (em azul). . . . .	177
Figura 120	–Mapa tribológico para ensaio de riscamento, considerando uma relação entre a dureza ao risco e o fator de abrasão ( $H_s/F_{ab}$ ) com a largura do risco (a) e o coeficiente de atrito (b). . . . .	178
Figura 121	–Influência dos mecanismos de desgaste do tipo (a) trincamento de carbonetos e (b) sulcamento com formação de proa na curva de atrito. . . . .	179
Figura 122	–Correlação entre os valores do coeficiente de desgaste para os sistemas tribológicos de microabrasão e de riscamento e a relação da carga aplicada, caminho livre médio e dureza, considerando o tipo de microestrutura e abrasivo. . . . .	181
Figura 123	–Aspecto superficial de um cordão, da condição n° 3, que apresentou falta de fusão do arame. . . . .	206
Figura 124	–Detalhe na seção transversal do cordão mostrando a falta de fusão da parte inferior do metal de adição (a) e um <i>scanline</i> da composição química (b) do ferro (vermelho) e cromo (azul). . . . .	206
Figura 125	–Detalhe na seção transversal do cordão mostrando um cordão, da condição n° 13, com características para a formação de revestimentos. . . . .	207
Figura 126	–Diagramas de dispersão para os valores observados e os valores previstos pelos modelos reduzidos de largura (a), reforço (b), penetração (c) e diluição (d). . . . .	216
Figura 127	–Efeitos direto da corrente (a), velocidade de deslocamento (b), distância de afastamento entre eletrodo e a peça (c), ângulo do eletrodo (d) e frequência de pulso da alimentação dos arames (e) na largura ( $W'$ ), reforço (R), penetração (P) e diluição (D) do cordão. . . . .	218
Figura 128	–Efeito de interação entre os parâmetros corrente (a), velocidade de deslocamento (b), distância de afastamento entre eletrodo e a peça (c) e ângulo do eletrodo (d) na largura ( $W'$ ), reforço (R), penetração (P) e diluição (D) do cordão. . . . .	220

Figura 129	–Imagens da seção transversal dos cordões mostrando as variações na geometria resultante do efeito da corrente e velocidade de deslocamento. . . . .	221
Figura 130	–Efeitos principais dos parâmetros de deposição na microdureza dos cordões (a) e diagrama de dispersão entre os valores observados e valores previstos (b). . . . .	223
Figura 131	–Efeito da interação entre distância entre o eletrodo e a peça e ângulo da tocha na microdureza do cordão. . . . .	225
Figura 132	–Integridade superficial e linearidade do depósito para as condições 2PP (a), 2CP (b), 2PA (c) e 2CA (d). . . . .	228
Figura 133	–Esquema que representa o mecanismo de desvio do cordão para a forma de alimentação alternativa dos arames. . . . .	229
Figura 134	–Integridade superficial e linearidade dos depósitos realizados com um arame (1CP) (a) e dois arames (2CP) (b). . . . .	230
Figura 135	–Seção transversal dos depósitos para as condições 2PP (a), 2CP (b), 2PA (c) e 2CA (d). . . . .	231
Figura 136	–Comparação geométrica entre depósito com um (1CP) (a) e dois arames (2CP) (b). . . . .	232
Figura 137	–Comparação entre as condições de depósito 2CA, 2PA, 2P, 2CP e 1CP para os valores de geometria (a) e diluição (b) dos cordões. . . . .	233
Figura 138	–Valores de microdureza realizados em 5 regiões do cordão para as condições de deposição 2CP, 2CA, 2PP, 2PA e 1CP. . . . .	234
Figura 139	–Microestrutura dos revestimentos CA6068 (a), PA6068 (b), CP6068 (c) e PP6068 (d) depositados em camada única, com ampliação de 50x. . . . .	236
Figura 140	–Resultados de difração de raios-X para os revestimentos CA6068, PA6068, CP6068 e PP6068. . . . .	237
Figura 141	–Perfil de microdureza Vickers para um comprimento de 10 mm nos revestimentos CP6068, CA6068, PA6068 e PP6068. . . . .	238
Figura 142	–Evolução do coeficiente de atrito das amostras de revestimento 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTI70 (d), depositados com 1 camada. . . . .	246
Figura 143	–Evolução do coeficiente de atrito das amostras de revestimento 1C6870 (a), 2C6870 (b) e 3C6870 (c), depositados com 1, 2 e 3 camadas. . . . .	246
Figura 144	–Perfil dos riscos das amostras de desgaste 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTI70 (d). . . . .	247
Figura 145	–Sistema de alimentação para dois arames. . . . .	248
Figura 146	–Sistema de deslocamento da tocha (a) e detalhe do eixo longitudinal (b). . . . .	249
Figura 147	–Equipamento desenvolvido para ensaio de microabrasão. . . . .	250
Figura 148	–Detalhamento do sistema de medição das forças de ensaio. . . . .	251
Figura 149	–Composição do arame UTP AF Ledurit 60. . . . .	253
Figura 150	–Composição do arame UTP AF Ledurit 68. . . . .	254
Figura 151	–Composição do arame UTP AF Ledurit 70. . . . .	255
Figura 152	–Composição do arame OK Tubrodur TiC. . . . .	256
Figura 153	–Resumo da Norma DIN 8555 . . . . .	257

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Especificação comercial contendo a dureza relativa ao revestimento e composição química dos arames tubulares de diversos fabricantes com diâmetro até 1,6 mm e acima de 1% de carbono. . . . .	37
Tabela 2 – Proposta de classificação de severidade para desgaste abrasivo. . . . .	50
Tabela 3 – Efeito dos elementos químicos nas características da microestrutura do depósito. . . . .	66
Tabela 4 – Composição química dos arames tubulares e do metal de base. . . . .	85
Tabela 5 – Composição química equivalente do eutético binário carbono-cromo e microestrutura prevista para as combinações do depósito. . . . .	85
Tabela 6 – Parâmetros que se mantiveram constantes durante a deposição dos cordões. . . . .	91
Tabela 7 – Delineamento médio central composto dos experimentos com número de pontos central, fatoriais e axiais. . . . .	92
Tabela 8 – Parâmetros variáveis utilizadas para a deposição dos cordões e valores para cada nível. . . . .	93
Tabela 9 – Matriz de parâmetros utilizada para a deposição dos cordões mostrando os valores de codificados e decodificados. . . . .	94
Tabela 10 – Parâmetros utilizados como variáveis na deposição dos cordões e valores para cada um dos fatores. . . . .	96
Tabela 11 – Parâmetros constantes utilizados na deposição dos revestimentos. . . . .	96
Tabela 12 – Variáveis utilizadas para a deposição dos revestimentos. . . . .	97
Tabela 13 – Configuração da combinação dos arames e quantidade de camadas do experimento principal e ensaios de caracterização e desempenho dos revestimentos. . . . .	99
Tabela 14 – Parâmetros do ensaio de microabrasão utilizados durante o desgaste dos revestimentos. . . . .	107
Tabela 15 – Parâmetros de tamanho das partículas para os abrasivos de Alumina e Sílica antes do uso. . . . .	138
Tabela 16 – Coeficiente de desgaste dos revestimentos para a distância de deslizamento de 64 metros, dentro do regime permanente de desgaste, nas condições de ensaio com os abrasivos SiO <sub>2</sub> e Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , rotações de 80 e 150 rpm e carga resultante de 0,8 N. . . . .	142
Tabela 17 – Diâmetro das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm e carga resultante de 0,8 N. . . . .	143
Tabela 17 – Diâmetro das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm e carga resultante de 0,8 N. . . . .	144
Tabela 18 – largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) para a distância de deslizamento de 64 metros, dentro do regime permanente de desgaste, nas condições de ensaio com os abrasivos SiO <sub>2</sub> e Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , rotações de 80 e 150 rpm e carga resultante de 0,8 N. . . . .	146
Tabela 19 – Valores do coeficiente $F_{ab}$ referente as cargas aplicadas de 52, 84, 116 e 148 N. . . . .	177
Tabela 20 – Matriz de parâmetros utilizada para a deposição dos cordões e resultados dimensionais morfológicos e de diluição. . . . .	208



Tabela 21 – ANOVA para os resultados do modelo completo de geometria e diluição do cordão. . . . .	210
Tabela 22 – ANOVA para os resultados do modelo reduzido de geometria e diluição do cordão. . . . .	211
Tabela 23 – Comparação dos valores de erro entre modelo completo e modelo reduzido para geometria e diluição do cordão. . . . .	212
Tabela 24 – Coeficiente de determinação e de previsão entre o modelo completo e reduzido da geometria e diluição do cordão. . . . .	216
Tabela 25 – Coeficiente de determinação e de previsão entre o modelo completo e reduzido da dureza do cordão. . . . .	224
Tabela 26 – Comparação dos valores calculados de diluição e dureza entre a condição selecionada e condição otimizada dos parâmetros de deposição. . . . .	226
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	239
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	240
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	241
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	242
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	243
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental. . . . .	244
Tabela 28 – Valores de médios de dureza dos cordões do experimento principal. . . . .	245

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

### SIGLAS

$\alpha$	Martensita
$\gamma$	Austenita
AC	Corrente alternada
AISI	<i>American iron and steel institute</i>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Oxido de alumínio - Alumina
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	Boro
C	Carbono
CCD	Delineamento Composto Central
CMCM	Centro multiusuário de caracterização de materiais
COF	Coefficiente de atrito
Cr	Cromo
CVD	Deposição química em fase vapor
DACOC-CT	Laboratórios de materiais de construção civil de Curitiba
DAMEC	Departamento de mecânica
DCEN	Corrente contínua com eletrodo negativo
DCEP	Corrente contínua com eletrodo positivo
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DRX	Difração de raio-X
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raio-X
FCAW	<i>Flux cored arc welding</i>
Fe	Ferro
GTAH	<i>Gas Tungsten Arc Hardfacing</i>
GTAW	<i>Gas tungsten arc welding</i>
HCl	Ácido clorídrico
HVOF	<i>High velocity oxygen fuel</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LASC	Laboratório de Superfícies e Contato
LBW	<i>Laser beam welding</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mn	Manganês
MO	Microscopia óptica
Mo	Molibdênio
NbC	Carboneto de nióbio

Ni	Níquel
PAW	<i>Plasma arc welding</i>
PTAW	<i>Plasma transferred arc welding</i>
Rpm	rotações por minuto
RSM	Método de Superfície Resposta
SAW	<i>Submerged arc welding</i>
Si	Silício
SiC	Carboneto de silício
SiO <sub>2</sub>	Dióxido de silício - sílica
SMAW	<i>Shielded metal arc welding</i>
Ti	Titânio
TiC	Carboneto de titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio
WC	Carboneto de tungstênio
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\lambda$	Caminho livre médio	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_q$	Parâmetro de rugosidade que representa a largura do desgaste causada pelos abrasivos (comprimento de onda quadrático médio)	[ $\mu\text{m}$ ]
$\%D_{MA}$	Diluição do metal de adição pela proporção das áreas	[%]
$\%D_{MB}$	Percentual de diluição do metal de base	[%]
$\%Fe_{MA}$	Percentual de Fe no metal de adição	[%]
$\%Fe_{MB}$	Percentual de Fe no metal de base	[%]
$\%Fe_{MS}$	Percentual de Fe no metal depositado	[%]
$n$	eficiência térmica do processo de soldagem	
$A_1$	Área de material deslocado 1	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_2$	Área de material deslocado 2	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_C$	Área da soma total dos carbonetos	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_I$	Área da imagem	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{Penetração}}$	Área de penetração do cordão	[ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{Penetração}}$	Área de penetração	[ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{Reforço}}$	Área de reforço	[ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{Reforço}}$	Área de reforço do cordão	[ $\text{mm}^2$ ]
$A_v$	Área do sulco de desgaste	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$b$	Diâmetro da cratera de desgaste - microabrasão	[ $\text{mm}$ ]
$D$	Diluição do cordão	[%]
$d_{10}$	Parâmetros de diâmetro equivalente de partículas - indica partículas mais finas	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{50}$	Parâmetros de diâmetro equivalente de partículas - indica o diâmetro médio das partículas	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{90}$	Parâmetros de diâmetro equivalente de partículas - indica partículas mais grossas	[ $\mu\text{m}$ ]
$E$	Módulo de Elasticidade	[Pascal]
$F$	Taxa de alimentação de arame	[ $\text{cm}/\text{min}$ ]
$F_{ab}$	Fator de relação ente as áreas de deformação com a área do sulco	
$H$	Dureza da superfície	[ $\text{N}/\text{mm}^2$ ]
$H_a$	Dureza do abrasivo	[ $\text{N}/\text{mm}^2$ ]
$H_{rev}$	Dureza do revestimento	[ $\text{N}/\text{mm}^2$ ]
$H_s$	Dureza ao risco	[ $\text{N}/\text{mm}^2$ ]
$I$	Corrente	[A]
$k$	coeficiente de desgaste específico	[ $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{mm}$ ]

$k_t$	condutividade térmica	[W/m°C]
L	Comprimento de uma linha reta para contagem de carbonetos	[ $\mu\text{m}$ ]
L	Distância ou comprimento de deslizamento	[mm]
$N_C$	Quantidade de carbonetos	
$N_L$	Numero médio de intercessão linear dos carbonetos	
P	Penetração do cordão	[mm]
$P_w$	Potência	[W]
Q	Volume de desgaste	[mm <sup>3</sup> ]
R	Raio da esfera	[mm]
R	Reforço do cordão	[mm]
$R_{\Delta q}$	Frequências espaciais individuais	[°]
$R_q$	Amplitudes relativas dos picos de rugosidade	[ $\mu\text{m}$ ]
S	Velocidade de Deslocamento	[cm/min]
$S_{\Delta q}$	inclinação média quadrática do perfil	[°]
$S_{ds}$	Densidade de picos por unidade de área	[1/mm <sup>2</sup> ]
$S_q$	Valor médio quadrático de todos os desvios do perfil de rugosidade	[ $\mu\text{m}$ ]
T	Temperatura de trabalho	[°C]
$T_0$	Temperatura inicial	[°C]
V	Tensão	[V]
$V_f$	Fração volumétrica de carbonetos	[%]
$V_{sol}$	Velocidade de soldagem	[cm/min]
W	Carga aplicada normal	[N]
w	Largura resultante do riscamento	[ $\mu\text{m}$ ]
W'	Largura do cordão	[mm]

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>24</b>
1.1	OBJETIVOS	27
1.1.1	Objetivo Geral	27
1.1.2	Objetivos Específicos	27
<b>2</b>	<b>HARDFACING</b>	<b>29</b>
2.1	PROCESSO GTAW	31
2.1.1	Equipamentos	34
2.1.2	Consumíveis	36
2.2	PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO UTILIZADOS NO PROCESSO GTAW	38
2.2.1	Aporte térmico	38
2.3	EFEITO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO	39
2.3.1	Corrente de deposição	41
2.3.2	Velocidade de deslocamento	42
2.3.3	Parâmetros de tocha e de alimentação dos arames	46
<b>3</b>	<b>DESGASTE</b>	<b>48</b>
3.1	DESGASTE ABRASIVO	48
3.1.1	Mecanismo de desgaste abrasivo	50
3.2	REVESTIMENTOS RESISTENTES AO DESGASTE	53
3.2.1	Efeito do número de camadas de revestimentos	55
3.2.2	Efeito da dureza no desgaste de revestimento duro	56
3.2.3	Efeito da microestrutura em revestimento duro	59
3.2.4	Mecanismos de desgaste em revestimento duro	70
3.3	FORMAS DE OBTENÇÃO DE DADOS DE ABRASÃO	74
3.3.1	Ensaio de dureza ao risco - riscamento	75
3.3.2	Ensaio de microabrasão	78
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>84</b>
4.1	MATERIAIS	84
4.2	EQUIPAMENTOS	86
4.3	MÉTODO DE TRABALHO	88
4.4	FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS	90
4.4.1	Ensaio preliminares dos cordões	90
4.4.2	Deposição dos cordões	91
4.4.2.1	Etapa 1 - experimento principal	91
4.4.2.2	Etapa 2 - experimento secundário	94
4.4.3	Deposição dos revestimentos	96
4.4.3.1	Etapa 3 - experimento preliminar dos revestimentos	96
4.4.3.2	Etapa 4 - experimento principal	98
4.5	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	99
4.5.1	Análise da integridade superficial do depósito	99
4.5.2	Análise da morfologia dos cordões	100
4.5.3	Desenvolvimento dos modelos	101

4.5.4	Análise da microestrutura . . . . .	101
4.5.5	Determinação de fração de fase e caminho livre médio . . . . .	102
4.5.6	Análise da microdureza . . . . .	104
4.5.7	Ensaio de microabrasão . . . . .	105
4.5.8	Ensaio de miscamento . . . . .	108
4.5.9	Análise topográfica para o ensaio de riscamento e microabrasão . . . . .	110
4.5.10	Caracterização dos abrasivos . . . . .	111
4.5.11	Microscopia eletrônica de varredura . . . . .	112
4.5.12	Análise do número de camadas de revestimento . . . . .	112
<b>5</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DESEMPENHO DOS REVESTIMENTOS - ETAPA 4 . . . . .</b>	<b>113</b>
5.1	CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO A COMPOSIÇÃO DO MATERIAL DE DEPÓSITO . . . . .	113
5.1.1	Revestimento 1CTi70 . . . . .	117
5.1.2	Revestimento 1C6068 . . . . .	118
5.1.3	Revestimento 1C6070 . . . . .	122
5.1.4	Revestimento 1C6870 . . . . .	124
5.2	CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO A DILUIÇÃO . . . . .	127
5.3	CARACTERIZAÇÃO POR MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS . . . . .	129
5.4	CAMINHO LIVRE MÉDIO E FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS . . . . .	133
5.5	DESEMPENHO DA SUPERFÍCIE QUANTO A RESISTÊNCIA À MICROABRASÃO . . . . .	136
5.5.1	Caracterização dos abrasivos . . . . .	137
5.5.2	Determinação do regime permanente de desgaste . . . . .	139
5.5.3	Mecanismos de desgaste obtidos nos ensaios de desgaste por microabrasão . . . . .	147
5.5.3.1	Mecanismos de desgaste no regime moderado . . . . .	150
5.5.3.2	Mecanismos de desgaste no regime severo . . . . .	156
5.5.4	Considerações sobre os regimes de desgaste . . . . .	162
5.6	DESEMPENHO DA SUPERFÍCIE QUANTO A RESISTÊNCIA AO RISCAMENTO . . . . .	166
5.7	COMPARAÇÃO ENTRE OS SISTEMAS DE DESGASTE . . . . .	180
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES . . . . .</b>	<b>183</b>
<b>7</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>186</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>187</b>
	<b>APÊNDICES . . . . .</b>	<b>204</b>
	<b>APÊNDICE A – CARACTERIZAÇÃO E MODELAMENTO DO CORDÃO - ETAPA 1 . . . . .</b>	<b>205</b>
A.1	ANÁLISE DA FORMAÇÃO DO DEPÓSITO . . . . .	205
A.1.1	Inspeção visual . . . . .	205
A.1.2	Morfologia . . . . .	207
A.2	DESENVOLVIMENTO DO MODELO EMPÍRICO . . . . .	209

A.2.1	Modelos completos . . . . .	213
A.2.2	Modelos reduzidos . . . . .	214
A.2.3	Correlação dos modelos desenvolvidos . . . . .	215
A.3	<b>PREVISÃO DOS MODELOS PARA MORFOLOGIA DO DEPÓSITO</b>	<b>217</b>
A.3.1	Efeito direto dos parâmetros de deposição . . . . .	217
A.3.2	Efeito da interação dos parâmetros de depósito . . . . .	219
A.4	<b>TESTES DE CONFIRMAÇÃO DOS RESULTADOS</b> . . . . .	<b>221</b>
A.5	<b>CARACTERIZAÇÃO DA MICRODUREZA DOS CORDÕES</b> . . . . .	<b>222</b>
A.6	<b>OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS</b> . . . . .	<b>225</b>
	 <b>APÊNDICE B – CARACTERIZAÇÃO DO CORDÃO - ETAPA 2</b> . . . . .	 <b>227</b>
B.1	<b>CARACTERIZAÇÃO DOS DEPÓSITOS</b> . . . . .	<b>227</b>
B.1.1	Inspeção visual . . . . .	228
B.1.2	Morfologia dos cordões . . . . .	231
B.1.3	Microdureza dos cordões . . . . .	233
	 <b>APÊNDICE C – EFEITO DA CONFIGURAÇÃO DE DEPÓSITO NAS CARACTERÍSTICAS DOS REVESTIMEN- TOS - ETAPA 3</b> . . . . .	 <b>235</b>
C.1	<b>CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO AO EFEITO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO</b> . . . . .	<b>235</b>
C.1.1	Efeito dos parâmetros de deposição na microestrutura . . . . .	235
C.1.2	Efeito dos parâmetros de deposição na microdureza . . . . .	237
	 <b>APÊNDICE D – SEÇÃO TRANSVERSAL E SUPERFÍCIE DOS CORDÕES.</b> . . . . .	 <b>239</b>
	 <b>APÊNDICE E – MICRODUREZA DOS CORDÕES.</b> . . . . .	 <b>245</b>
	 <b>APÊNDICE F – COEFICIENTE DE ATRITO DOS ENSAIOS DE RISCAMENTO.</b> . . . . .	 <b>246</b>
	 <b>APÊNDICE G – DADOS DE INTERFEROMETRIA PARA O PER- FIL DOS RISCOS OBTIDOS NO ENSAIO DE RIS- CAMENTO LINEAR COM CARGA PROGRESSIVA.</b>	<b>247</b>
	 <b>APÊNDICE H – DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE DEPOSI- ÇÃO.</b> . . . . .	 <b>248</b>
	 <b>APÊNDICE I – DESENVOLVIMENTO DE UM DISPOSITIVO DE MEDIÇÃO DO COEFICIENTE DE ATRITO PARA O ENSAIO DE MICROABRASÃO.</b> . . . . .	 <b>250</b>
	 <b>ANEXO</b>	<b>252</b>
	 <b>ANEXO A – COMPOSIÇÃO DOS ARAMES TUBULARES OK TU- BRODUR TIC E UTP AF LEDURIT 60, 68 E 70.</b> . . . . .	 <b>253</b>
	 <b>ANEXO B – RESUMO DA NORMA DIN 8555.</b> . . . . .	 <b>257</b>



## 1 INTRODUÇÃO

“O desgaste abrasivo é caracterizado quando partículas duras deslizam ou são forçadas contra uma superfície metálica em relação à qual estão em movimento, provocando por deformação plástica ou fratura frágil a remoção do material” (HUTCHINGS, 1992).

Na década de 70 do século passado, Eyre (1976) já afirmava que 50% do tipo de desgaste na indústria em geral era abrasivo. Desde então, há interesses ao aprimoramento das técnicas de recobrimento com o objetivo de minimizar os efeitos dos diversos tipos de desgaste, inclusive o abrasivo (CHAMBERLAIN, 2003).

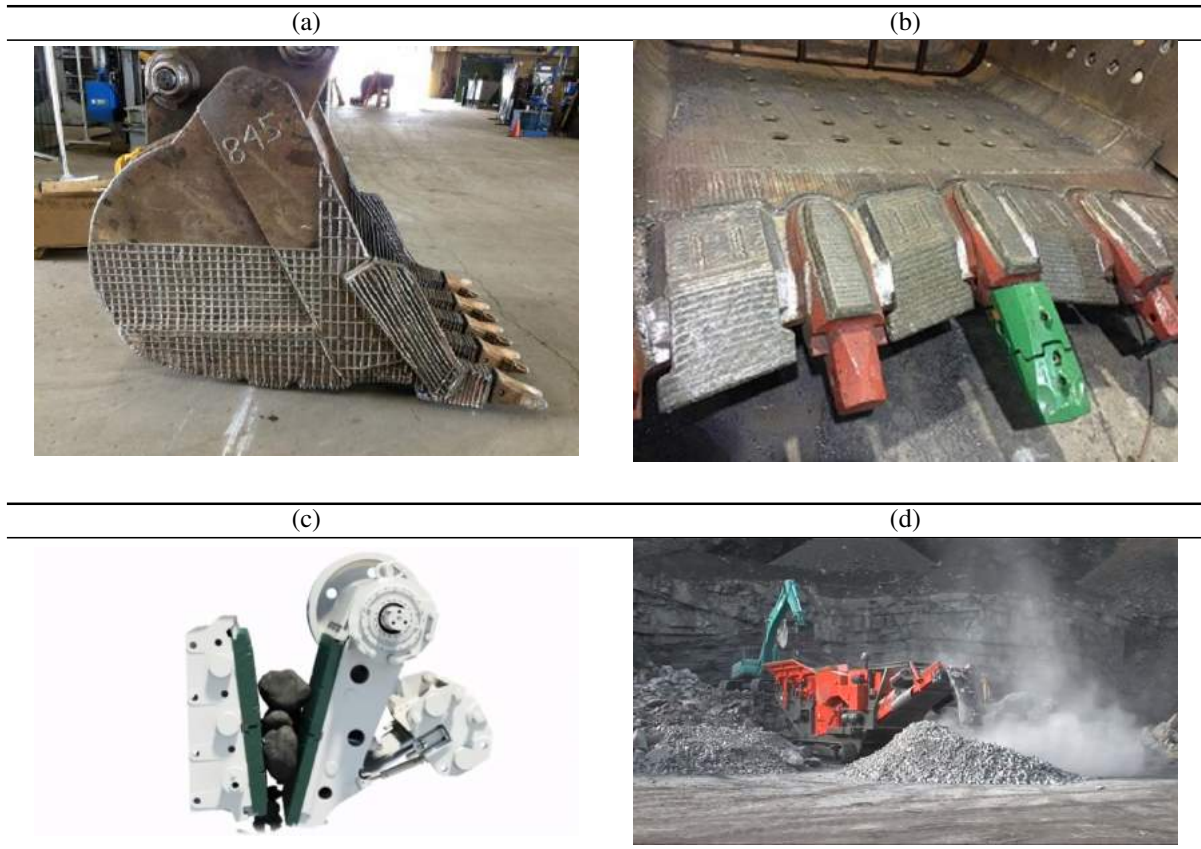
Grande parte dos componentes mecânicos de equipamentos de processamento sofrem desgaste, gerando perdas financeiras com paradas no processo produtivo para manutenção ou gerando custos na substituição das novas peças. Existem algumas possibilidades de manutenção destes equipamentos, em alguns casos ocorre a substituição das partes desgastadas, o que gera onerosidade quando é realizado em componentes de grande porte ou quando fabricados inteiramente de materiais com características desejadas, como por exemplo, resistência à abrasão (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009).

Em outros casos, a recuperação pode ocorrer por adição de material no componente desgastado utilizando processos à arco elétrico, onde se deposita sobre a superfície preparada uma ou mais camadas de material resistente à abrasão. Neste sentido, pode-se fabricar o núcleo dos componentes com material dúctil e depositar apenas uma ou duas camadas do revestimento de material duro reduzindo custo na produção (DAVIS, 1993). Este conceito de deposição de material resistente à abrasão sobre uma superfície de um componente fabricado ou desgastado é conhecido como *hardfacing*.

Desta forma, aplicações deste processo são amplamente encontrados na indústria de mineração, processamento de materiais agrícolas, construção civil, dentre outros exemplos. A Figura 1 mostra algumas destas aplicações em processos de mineração como recuperação de dentes e conchas de carregadeiras, e britadores.

Entretanto, diversos são os processos de deposição de revestimentos à arco elétrico e para selecioná-los, deve-se levar em consideração alguns fatores que contribuem para fabricação e desempenho do revestimento como percentual de diluição, integridade superficial, taxa de

**Figura 1 – Aplicações da técnica de revestimentos resistentes à abrasão na indústria de mineração.**



Fonte: (a) <https://www.constructionequipment.com/abrasion-wear-life-costs-factor-hard-facing-decision>.  
 (b) <https://www.hardoxwearparts.com.br/all-ssab-customer-cases>.  
 (d) <https://www.youtube.com/watch?v=plvQWrSwMws>.  
 (c) [https://www.youtube.com/watch?v=rtNsCBIaF\\_I](https://www.youtube.com/watch?v=rtNsCBIaF_I).

deposição de material, qualidade superficial do depósito, custo do processo e facilidade no controle do arco elétrico (SHANMUGAM; MURUGAN, 2006).

Dependendo do tipo do equipamento e integridade da superfície solicitada para o revestimento pode-se utilizar diferentes processos de deposição, por exemplo, para uma aplicação em cilindros de laminação geralmente utiliza-se processo a arco submerso (*SAW - Submerged Arc Welding*), por sua elevada taxa de deposição e aporte térmico (KIM *et al.*, 2003). Para a manutenção de dentes de carregadeiras ou martelos de britadeira utilizam-se processos como eletrodo revestido (*SMAW - Shielded Metal Arc Welding*) ou arames tubulares (*FCAW - Flux Cored Arc Welding*) pela facilidade da utilização do equipamento (DAVIS, 1993). Porém, quando se requer boa integridade superficial e controle do arco elétrico, baixa diluição e distorção do componente, além do baixo custo, o processo de deposição a arco com eletrodo de tungstênio (*GTAW - Gas Tungsten Arc Welding*) utilizando mecanização da alimentação de arame é ideal para esta aplicação (SHANMUGAM; MURUGAN, 2006).

Diversos trabalhos têm sido realizados com a utilização do processo *GTAW* para a fabricação de revestimento resistentes ao desgaste abrasivo. Shanmugam e Murugan (2006) desenvolveram modelos matemáticos para estudar os efeitos dos parâmetros do processo *GTAW* na diluição e geometria do cordão para o depósito de revestimentos utilizando metal de adição sólido Stellite 6. Balasubramanian *et al.* (2009) avaliaram diversos processos, como: *SMAW*, *FCAW*, *GTAW*, *SAW* e *PTAW* (*Plasma Transferred Arc Welding*) na deposição de revestimentos resistentes a abrasão e concluíram que, dentre estes, os processos que possuem as melhores características de diluição e qualidade superficial do revestimento foram *PTAW* e *GTAW*. Porém deve-se considerar o custo dos equipamentos envolvidos como fator determinante para a escolha do processo (DAVIS, 1993). O custo dos equipamentos e acessórios do processo a plasma *PTAW* é superior a do processo *GTAW*, além da complexidade operacional.

Além do custo, a diluição do metal de base no revestimento é um fator de grande importância para a escolha do processo de deposição, pois influencia diretamente no percentual de elementos de liga, e conseqüentemente, na dureza e resistência ao desgaste. Neste sentido, Coronado *et al.* (2009) verificaram em seus estudos utilizando os processos *SMAW* e *FCAW* para a fabricação dos revestimentos, que a diluição do carbono do consumível para o metal de solda prejudicou a formação de carbonetos primários  $M_7C_3$  sendo necessário adicionar camadas de revestimento para reduzir os efeitos da diluição e aumentar a resistência à abrasão.

Então, para reduzir os efeitos do metal de base sobre o revestimento, além de utilizar processos que apresentam baixo percentual de diluição, como o *GTAW*, pode-se utilizar a técnica de alimentação mecanizada de duplo arame para aumentar a taxa de deposição. Essa técnica de alimentação dupla de arames tubulares para deposição de revestimento utilizando ligas do sistema Fe-Cr-C ainda é pouco estudada, principalmente com o processo *GTAW*, sendo este um dos objetos de estudo desta tese. Entretanto, a alimentação de um arame sólido, tanto *cold wire* como *hot wire*, são estudadas por alguns pesquisadores (GENG *et al.*, 2017; CHEN *et al.*, 2016) e traz como benefício o aumento da taxa de deposição de arame. Porém, estudos utilizando alimentação de diferentes arames tubulares de Fe-Cr-C em conjunto, para fabricar microestruturas de revestimentos pelo processo *GTAW*, não foram encontradas com as buscas na revisão bibliográfica realizada neste trabalho. Desta forma, nesta tese foi estudado a combinação de diferentes arames tubulares de Fe-Cr-C, na deposição com duplo arame pelo processo *GTAW*, para a obtenção de revestimentos com microestruturas desejadas.

Na atualidade, a busca pela redução de custos na fabricação ou manutenção de com-

ponentes mecânicos com alta produtividade, qualidade e versatilidade é de grande interesse dos fabricantes. Componentes mecânicos móveis de equipamentos de grande porte são difíceis de fabricar, ou quando desgastam, sua manutenção pode ser complexa ou o custo de produção destes componentes utilizando materiais com características desejadas é elevado. Diante disso, como obter revestimentos aplicados por processo a arco elétrico obtendo características e qualidades necessárias para uma superfície resistente à abrasão com boa produtividade e versatilidade na microestrutura?

Por esse motivo foram realizados estudos com quatro combinações de arames do sistema Fe-Cr-C contendo na sua composição teores de nióbio, titânio, molibdênio. Neste sentido, os arames utilizados para essas combinações durante a formação dos revestimentos, foram: Fe-Cr-C (arame 60), Fe-Cr-C-Nb (arame 68), Fe-Cr-C-Mo-Nb (arame 70) e Fe-Cr-C-Mo-Ti (arame Ti). O processo utilizado, visando obter baixa diluição, para a deposição dos revestimentos com características de resistência à abrasão foi o *GTAW* com alimentação automática de dois tipos arames tubulares.

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo Geral

Esta tese teve como objetivo geral manipular microestrutura de revestimentos através da combinação de diferentes arames tubulares no processo *GTAW*, com dupla alimentação automática, para melhorar desempenho da microestrutura obtida frente aos mecanismos de desgaste abrasivo.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

- Para estudar a deposição do revestimento foi necessário fabricar cordões com processo *GTAW* utilizando alimentação de dois diferentes arames tubulares do sistema Fe-Cr-C, para:
  - Avaliar os efeitos dos parâmetros de deposição nas características geométricas, diluição e microdureza;
  - Obter equações de regressão, através de modelamento estatístico dos parâmetros de deposição, para dimensionar cordões quanto a geometria e percentual de diluição

adequados para a formação de revestimentos.

- Para estudar o desempenho da microestrutura frente ao desgaste abrasivo foi necessário depositar revestimentos sobre o aço AISI 1020 utilizando combinações diferentes de quatro ligas do sistema Fe-Cr-C, sendo duas ligas usadas em cada depósito, então:
  - Caracterizar os revestimentos obtidos com a combinação dos arames e quantidade de camadas, quanto a tipo de microestrutura e quantificando a dureza, fração volumétrica de carbonetos e caminho livre médio;
  - Realizar ensaio de riscamento para determinar os mecanismos de desgaste abrasivo e desempenho da microestrutura quanto à resistência à abrasão em escala macroscópica;
  - Avaliar resistência à microabrasão dos revestimentos, utilizando a Norma ISO 26424 como referência, afim de avaliar o desempenho da matriz e da segunda fase dura (carbonetos), além de determinar o regime permanente de desgaste.

## 2 HARDFACING

*Hardfacing* é definido como deposição de revestimento por processos a arco elétrico com o objetivo de melhorar as características de resistência ao desgaste da superfície (GREGORY, 1978). Do ponto de vista financeiro, este recobrimento busca um reparo econômico e eficiente, comparado com a fabricação do componente completo de material relativamente caro. Desta forma, pode-se realizar manutenções afim de prolongar a vida útil da superfície com menor custo. Do ponto de vista metalúrgico, pode-se projetar uma superfície com características de resistência ao desgaste, como microestrutura composta por segunda fase dura sobre um aço com característica de boa tenacidade.

Tão importante quanto a escolha das ligas para o revestimento é a seleção do processo de deposição. Alguns pesquisadores trazem a importância dos requisitos de propriedade e qualidade do revestimento, composição da liga e do metal de base, além de considerações econômicas como custo da liga e do processo de deposição (DAVIS, 1993; SHANMUGAM; MURUGAN, 2006).

As técnicas de deposição de material promovem características quanto ao mecanismo de união entre o metal de base e o revestimento, nos casos de pulverização térmica a aderência é mecânica, nos processos a arco elétrico e laser ocorre a fusão dos materiais proporcionando uma ligação metalúrgica entre o revestimento e o metal de base (DAVIS, 1993).

A mistura dos materiais que ocorre pela fusão entre uma parcela do metal de base e o metal de adição é conhecida como diluição e proporciona um metal depositado composto pela combinação entre estes materiais fundidos.

A diluição pode ser medida de forma mais simples com a proporção de áreas, ou mais completa envolvendo a composição química dos materiais utilizados. A obtenção da diluição ( $\%D_{MB}$ ) na forma da proporção das áreas é composta pela área de penetração ( $A_{Penetração}$ ) sobre a área total do depósito, que é formado pela área de reforço ( $A_{Reforço}$ ) e área de penetração, representada pela Equação 1.

$$\%D_{MB} = \left( \frac{A_{Penetração}}{A_{Penetração} + A_{Reforço}} \right) * 100 \quad [\%] \quad (1)$$

A diluição obtida pela proporção das áreas pode ser corroborada pela proporção ele-

mentar entre a composição de ferro do metal de base, do metal depositado e do metal de adição. A Equação 2 e 3 mostram como obter o valor da composição do Fe (em %) do metal depositado a partir da composição do metal de adição e de base, a Equação 4 mostra como obter o valor percentual de diluição do metal de base a partir de dados da composição de Fe dos metais de adição, de base e do depósito (BALAGURU *et al.*, 2020).

- $\%Fe_{MB}$  → Percentual de Fe no metal de base;
- $\%Fe_{MA}$  → Percentual de Fe no metal de adição;
- $\%D_{MB}$  → Diluição do metal de base medido pela proporção das áreas (Equação 1);
- $\%D_{MA} = (1 - \%D_{MB})$  → Diluição do metal de adição pela proporção das áreas;
- $\%Fe_{MS}$  → Percentual de Fe no metal depositado.

$$\%Fe_{MS} = \%Fe_{MB} * \%D_{MB} + \%Fe_{MA} * \%D_{MA} \quad [\%] \quad (2)$$

$$\%Fe_{MS} = (\%Fe_{MB} * \%D_{MB}) + (\%Fe_{MA} * (1 - \%D_{MB})) \quad [\%] \quad (3)$$

$$\%D_{MB} = \left( \frac{\%Fe_{MS} - \%Fe_{MA}}{\%Fe_{MB} - \%Fe_{MA}} \right) * 100 \quad [\%] \quad (4)$$

O reflexo da diluição nos depósitos realizados utilizando processos a arco elétrico, em alguns casos, é um cordão com distribuição da composição química irregular na microestrutura, podendo este efeito ser maior ou menor dependendo do percentual de diluição. Caso o processo de deposição apresente um percentual de diluição elevado, o teor de ferro será maior e a microestrutura do depósito poderá ser diferente próximo a interface com o metal de base. Segundo Balaguru *et al.* (2020), o percentual de ferro pode variar com a distância da interface entre o metal de solda e o metal de base, este comportamento pode ser confirmado por um perfil de dureza da interface até a superfície do depósito. Estes autores realizaram um trabalho depositando Stellite 6 sobre metal de base Ni-Cr-B-Si e fizeram uma correlação entre o percentual de ferro e a dureza deste depósito.

As variáveis do processo de deposição representam uma parcela da responsabilidade sobre a influência da diluição nos revestimentos. Para isso, é necessário conhecer quais são os

processos de deposição de revestimentos, suas características e a frequência de utilização, neste último caso: *SMAW*, *FCAW*, *SAW*, *PAW*, *GTAW*, *LBW*, *HVOF* (SHANMUGAM; MURUGAN, 2006; BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009).

Cada um destes processos possuem características, vantagens e desvantagens próprias, por exemplo: para o processo *SMAW* existem inúmeros tipos de consumíveis próprios para deposição de revestimentos resistentes a abrasão, com possibilidade de compra em menor quantidade, podendo reduzir o custo da operação, porém a desvantagem é a taxa de deposição e a possibilidade limitada para a automação do processo; o processo *SAW* é indicado para aplicações que requerem elevadas taxas de deposição e aporte térmico, porém o equipamento é robusto, de difícil manuseio e os consumíveis para a deposição são limitados devido à dureza e diâmetro do arame.

Já os processos de deposição com arames tubulares, ou *FCAW*, possuem características de alta produtividade e facilidade na automação do processo, mas a diluição é um problema para manter as características do revestimentos. Processos como *PAW* e *GTAW* apresentam, como resultado da deposição dos cordões, baixo percentual de diluição a níveis interessantes para afetar minimamente o revestimento (GREGORY, 1978).

Neste sentido, Madadi *et al.* (2012) fizeram uma contribuição em relação a como prever a diluição dos cordões. Os autores utilizaram métodos estatísticos do tipo método de superfície resposta (RMS) para modelar a deposição de cordões, com Stellite 6, pelo processo *GTAW*. Como resultado, foi obtido modelos de diluição e dureza com coeficiente de adequação  $R^2_{\text{ajustado}}$  de 86,7% e 85,5%, respectivamente. O planejamento dos experimentos levou em consideração 4 fatores em 5 níveis, sendo os fatores: corrente de pico, corrente de base, frequência de pulso e tempo de pulso em percentual.

## 2.1 PROCESSO GTAW

O processo *GTAW*, também conhecido como (*TIG - Tungsten Inert Gas*), é comumente utilizado em aplicações onde se requer precisão na deposição e qualidade do cordão (HEIPLE; BURGARDT, 1993), sendo estas características interessantes para o depósito de revestimentos que demandam resistência à abrasão. Entretanto, para aplicações em revestimentos, Balaguru *et al.* (2020) sugere uma nova nomenclatura para este processo como *GTAH (Gas Tungsten Arc Hardfacing)*.

Criado no final da década de 1930, patenteado em 1942 por Meredith (1942), para



soldar magnésio utilizando um eletrodo de tungstênio, para a fusão e hélio, para proteção atmosférica. Seu princípio básico de funcionamento acontece pela manutenção de um arco elétrico entre o eletrodo de tungstênio e a peça de trabalho, a sustentação do arco e a proteção do metal fundido da contaminação atmosférica é realizada por um gás inerte, normalmente argônio, hélio ou mistura entre estes gases. A temperatura da poça de fusão pode chegar a 2500 °C (KEN-HICKEN, 1993) sem que ocorra o consumo do eletrodo de tungstênio, desde que a proteção atmosférica seja eficiente para evitar a oxidação do eletrodo não consumível.

A vantagem na utilização do processo *GTAW* é a alta qualidade das soldas, baixa distorção das peças, processo livre de respingos, controle preciso da soldagem, faz a união de quase todos os tipos de materiais metálicos (exceto cádmio, zinco e estanho), além de possibilitar a soldagem com ou sem adição de material (KEN-HICKEN, 1993).

Entretanto, Venkatesh *et al.* (2015) dizem que ligas do sistema Fe-Cr-C são comumente utilizadas na indústria onde se necessita de alta resistência à abrasão e podem ser depositadas por vários processos de deposição, como *SMAW*, *FCAW*, *PAW*, *GTAW*. Mas vale esclarecer que as ligas utilizadas pelo processo *GTAW* geralmente são depositadas na forma de pó metálico ou hastes maciças.

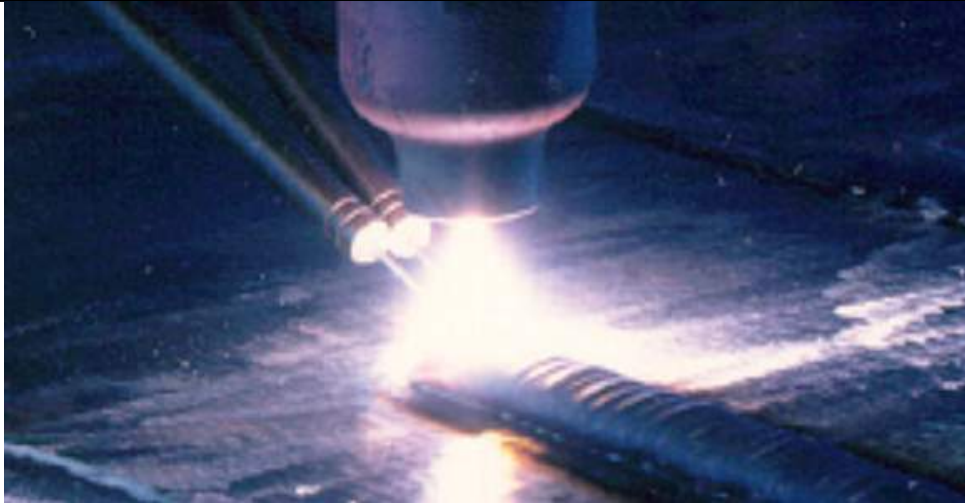
Muitos pesquisadores utilizaram o processo *GTAW* para a deposição de revestimentos (DAS *et al.*, 2003; LEE *et al.*, 2003; WENG *et al.*, 2003; WANG *et al.*, 2006; FAN *et al.*, 2006; SHANMUGAM; MURUGAN, 2006; DAS *et al.*, 2007; KUO *et al.*, 2007; KASHANI *et al.*, 2008; BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009; XINHONG *et al.*, 2009; CHANG *et al.*, 2010b; AZIMI *et al.*, 2012; PRADEEP *et al.*, 2013; CHEN *et al.*, 2013; ZAHIRI *et al.*, 2014; HSIEH *et al.*, 2014; HEIDARY *et al.*, 2015; WIECZERZAK *et al.*, 2015; CHAKRABORTY *et al.*, 2016). Estes pesquisadores utilizaram as ligas como metal de adição na forma de misturas de pó metálico fundidos por *GTAW*. Porém foram encontrados poucos pesquisadores que depositaram arames com processo *GTAW* (ZHENG, 1999; CHEN *et al.*, 2016; GENG *et al.*, 2017; SHANMUGAM; MURUGAN, 2006).

Shanmugam e Murugan (2006) utilizaram hastes de Stellite 6 com diâmetro de 3,15 mm e comprimento de 1000 mm para depositar os revestimentos, mas neste caso a produtividade foi baixa devido ao comprimento do consumível de soldagem.

Zheng (1999) realizou estudos utilizando arames sólidos de aço inoxidável AISI 309L para avaliar características dos revestimentos e taxa de deposição, teve como principal variável a alimentação simples e dupla dos arames, como mostra a Figura 2. No caso de dupla alimentação,

os resultados foram superiores em mais de 50% em relação a alimentação com um arame.

**Figura 2 – Deposição de revestimento com processo *GTAW* utilizando dois arames, neste caso arames sólidos de aço inoxidável AISI 309L.**



Fonte: Zheng (1999).

Cabe ressaltar que na deposição de revestimentos resistentes a abrasão pelo processo *GTAW* com liga do sistema Fe-Cr-C, não foram encontradas pesquisas relacionadas com o depósito dos revestimentos utilizando alimentação automática de arames tubulares, sendo este um ponto de investigação desta tese.

A deposição de revestimentos utilizando a fusão de pó metálico é interessante devido à possibilidade de misturas com diversos tipos de liga, mas pode-se perder produtividade quando precisa-se recobrir grandes áreas superficiais e ser impossível depositar revestimentos fora da posição plana. A deposição de hastes de material resistente à abrasão pode melhorar a produtividade em relação a deposição com pó metálico dependendo do diâmetro da haste, porém a produtividade ainda é baixa. A utilização de bobinas de arames é uma solução ideal para o aumento da taxa de deposição em revestimentos aliada a alimentação automática destes arames.

Neste sentido, Ken-Hicken (1993) sugere a automação do sistema de deposição composto de deslocamento da tocha e alimentação do metal de adição. Por outro lado, essa automação pode ser complexa no caso da soldagem de união, mas em revestimentos onde a deposição geralmente acontece em superfícies planas, a automação do sistema pode ser mais simplificada. A utilização de sensores para guiar o sistema de soldagem e para medir a geometria tridimensional da poça de fusão podem ser adicionados (SHI *et al.*, 2015; LIU *et al.*, 2014; ZHAO *et al.*, 2001; SONG; ZHANG, 2008)

Inicialmente ZHAO *et al.* (2001) e posteriormente ZHANG *et al.* (2005) desenvolve-

ram um controle inteligente de soldagem para o processo *GTAW* pulsado integrado ao controle de alimentação de arame que identifica as dimensões do depósito e controla a frequência de pulsação da corrente e taxa de alimentação do arame para adequar a geometria do cordão. Porém podem ocorrer ruídos derivados da luz do arco dependendo do posicionamento dos sensores de visão. Entretanto, segundo YU *et al.* (2003), com uma pequena inclinação do sensor pode-se reduzir o efeito destes ruídos de luminosidade.

### 2.1.1 Equipamentos

O processo *GTAW* possui equipamento simples composto por uma fonte de energia com característica de corrente constante, um cilindro de gás (argônio, ou hélio, ou mistura entre estes dois gases) com regulador de vazão, sistema de refrigeração e a tocha.

A tocha é formada por um sistema de fixação do eletrodo não consumível, composto por uma pinça cônica e uma capa para evitar vazamento do gás de proteção. Além disso, um bocal, construído com material cerâmico para suportar altas temperaturas, é utilizado para o direcionamento do gás de proteção. A alimentação do metal de adição pode ser realizada manualmente ou mecanizada. No caso da adição mecanizada é necessário um sistema formado por alguns roletes acoplados a um motor elétrico para realizar o tracionamento de um arame (KOU, 2003).

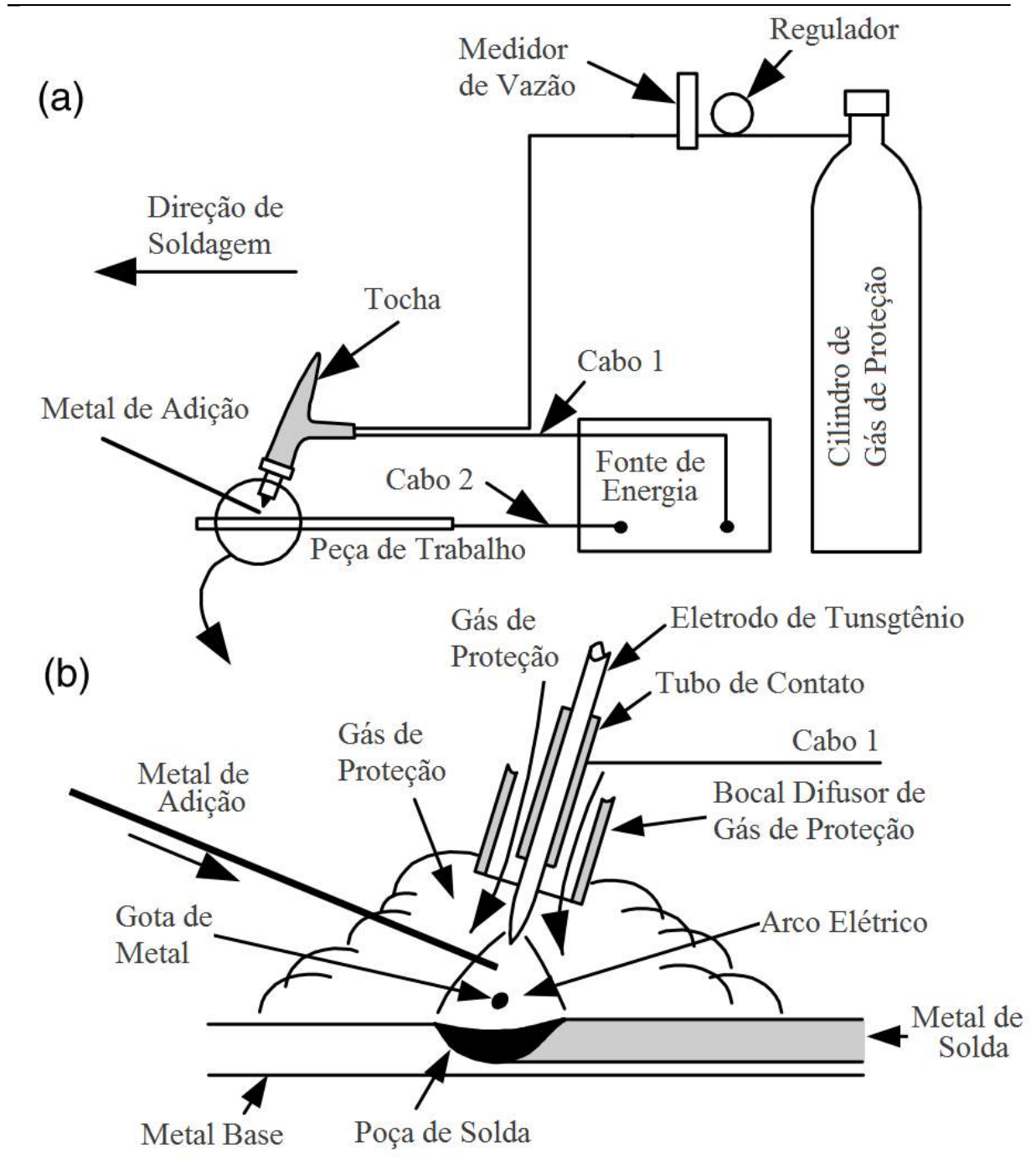
Na Figura 3 é possível verificar um desenho esquemático dos componentes do equipamento (a) e detalhes da tocha (b) do processo *GTAW*.

A fonte de energia do processo *GTAW* pode fornecer corrente contínua com polaridade positiva (DCEP - Corrente Contínua com Eletrodo Positivo) ou negativa (DCEN - Corrente Contínua com Eletrodo Negativo), além das correntes pulsadas e alternada (AC - Corrente Alternada). Cada um destes tipos de corrente afetam de forma diferente a poça de fusão, geometria do cordão e desgaste do eletrodo não consumível.

A Figura 4 ilustra os efeitos do tipo de polaridade, quando o eletrodo está ligado no polo negativo (a) os elétrons são emitidos pelo eletrodo de tungstênio e acelerados pelo arco, quando colidem com a peça liberam uma alta quantidade de energia formando uma poça de material fundido estreita e profunda.

Quando o eletrodo é ligado ao polo positivo (b), neste caso os elétrons passam a colidir com a ponta do eletrodo de tungstênio causando desgaste e íons positivos do gás bombardeiam a peça arrancando a camada de óxido presente na superfície, cuidados como diminuição da cor-

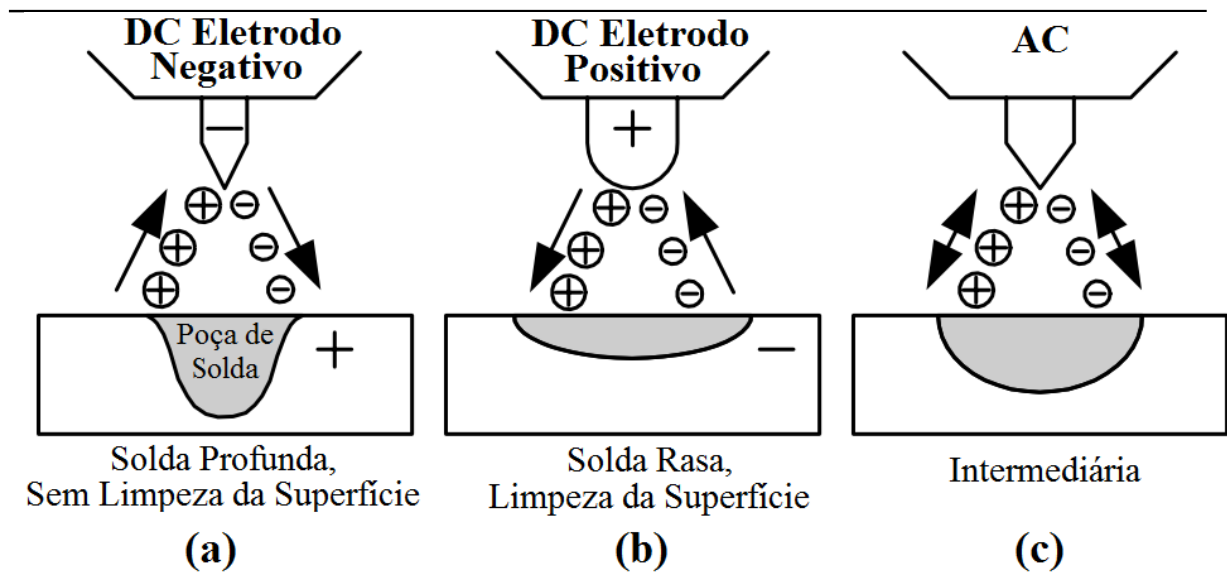
Figura 3 – Desenho esquemático do processo GTAW, processo global (a) e área de deposição ampliada (b).



Fonte: Adaptado de Kou (2003).

rente e refrigeração da tocha devem ser tomados para evitar o consumo prematuro do eletrodo; e no caso da corrente alternada (c), pode-se obter uma boa ação de limpeza e penetração do cordão sem consumo excessivo do eletrodo, neste caso utiliza-se a ponta arredondada do eletrodo não consumível (KEY, 1993; KOU, 2003). Para a fusão dos aços, geralmente utiliza-se corrente contínua com polaridade negativa.

Figura 4 – Polaridades de corrente do processo GTAW: corrente contínua com eletrodo negativo (a), corrente contínua com eletrodo positivo (b) e corrente alternada (c).



Fonte: Adaptado de Kou (2003).

### 2.1.2 Consumíveis

Assim como no processo *GMAW* e *FCAW*, a utilização de bobinas contendo o metal de adição podem ser utilizadas na deposição de revestimentos pelo processo *GTAW* automatizado para aumentar a produtividade durante a fabricação do revestimento.

Os arames tubulares são fabricados especificamente para a utilização no processo *FCAW* e existem diversos tipos de liga, além daqueles que produzem a própria proteção gasosa. No caso da aplicação em revestimentos resistentes à abrasão, a maioria dos arames usados são tubulares e compostos por ligas do sistema Fe-Cr-C.

Um levantamento foi realizado para conhecer os consumíveis existentes no mercado para aplicações em revestimentos resistentes a abrasão. Alguns arames tubulares com alto teor de carbono e cromo, além de outros elementos de liga em sua composição, são mostrados na Tabela 1.

**Tabela 1 – Especificação comercial contendo a dureza relativa ao revestimento e composição química dos arames tubulares de diversos fabricantes com diâmetro até 1,6 mm e acima de 1% de carbono.**

Consumível	Dureza [HRC]	Composição Química							Referência
		C	Si	Mn	Cr	Outros Elementos			
OK Tubrodur 1400	-	3,5	0,8	1,0	22,0	-		(ESAB, 201x)	
OK Tubrodur TiC	-	2,0	0,4	1,0	6,5	Ti6,0/Mo1,1			
Lincore 50	34-43	2,4	1,0	1,3	11,4	Al0,6		(ELÉTRIC, 201x)	
Lincore 60-0	55-60	4,2	1,3	1,6	25,4	Al0,6			
SUPERSHIELD CrC	54-58	4,8	0,4	1,6	27,0	-		(HYUNDAI, 201x)	
SUPERSHIELD CrCW	54-58	5,2	0,8	0,8	25,0	-			
SUPERSHIELD CrCNb	64-66	5,4	1,0	0,2	23,0	Nb6,8/outros n espec.			
AF 7114	42-47	1,5	0,8	0,8	15,0	Ni4,0			
AF LEDURIT 60	57-62	4,4	0,3	0,3	27,0	-			
AF LEDURIT 68	63-65	5,5	0,3	0,3	22,0	Nb7,0			
AF LEDURIT 70	65-70	5,5	1,0	0,5	20,0	Mo6,5/Nb6,5/W2,5/V1,0		(UTP-MAINTENANCE, 201x)	
AF 715 Hook	50	2,0	1,0	0,5	10,0	Nb3,0/B0,2			
SK 28 TIC-0	58	1,8	0,2	0,9	6,1	Mo1,4/Ti5,5			
SK 820-0	59	4,0	0,1	0,2	20,0	B0,6			
NBC M OA	55-58	1,5	1,1	1,3	7,0	Ti3,0/W1,3/Nb7,0			
HCR 70 OA	63-65	5,0	0,8	-	38,5	B1,4			
HCR 70 WOA	62-65	3,5	1,0	1,0	41,0	W1,5/B1,8			
HCR 67 OA	60-65	5,1	2,0	1,0	25,5	W6,0			
HCR 65 SuperOA	60-65	5,5	1,2	1,5	21,0	Nb5,7/Mo5,5/W1,5/V1,2/B0,3			
HCR 65 OA	60-65	5,5	1,2	0,8	20,0	Nb5,5/B0,3			
HCR 63 SOA	58-62	4,5	1,5	1,2	22,5			(KESTRA, 201x)	
HCR 63 OASD	58-62	5	1,7	-	28,5				
HCR 65 OA	60-65	5,5	1,0	-	20,0	Nb5,5/B0,15			
HCR 64 OA	60-64	4,5	1,0	1,0	24,0	NiMoCoNbVWB <1,0			
HCR 63 OA	58-62	5,0	-	1,0	25,5	B0,3			
HCR 57 OA	48-55	4,0	1,7	-	20,0				
TiC OA	56-58	1,7	1,0	1,5	6,0	Ti6,0/Mo1,3			

**Fonte: (ESAB, 201x; ELÉTRIC, 201x; HYUNDAI, 201x; UTP-MAINTENANCE, 201x; KESTRA, 201x; UTP-MAINTENANCE, 201x).**

## 2.2 PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO UTILIZADOS NO PROCESSO GTAW

### 2.2.1 Aporte térmico

O aporte térmico, ou energia de deposição, é um fator muito importante pois, além de ser responsável pela fusão do metal de adição e de base, afeta a taxa de resfriamento, microestrutura, diluição, dureza e tamanho de grão (KOU, 2003). Composto por uma parcela dos parâmetros elétricos do equipamento, como corrente (I) e tensão de deposição (V), e outra do sistema, a velocidade de deslocamento ( $V_{sol}$ ) e eficiência térmica ( $n$ ) da fonte de calor, ou seja, da tocha para depósito do metal fundido. Esta relação do aporte térmico é mostrado na Equação 5.

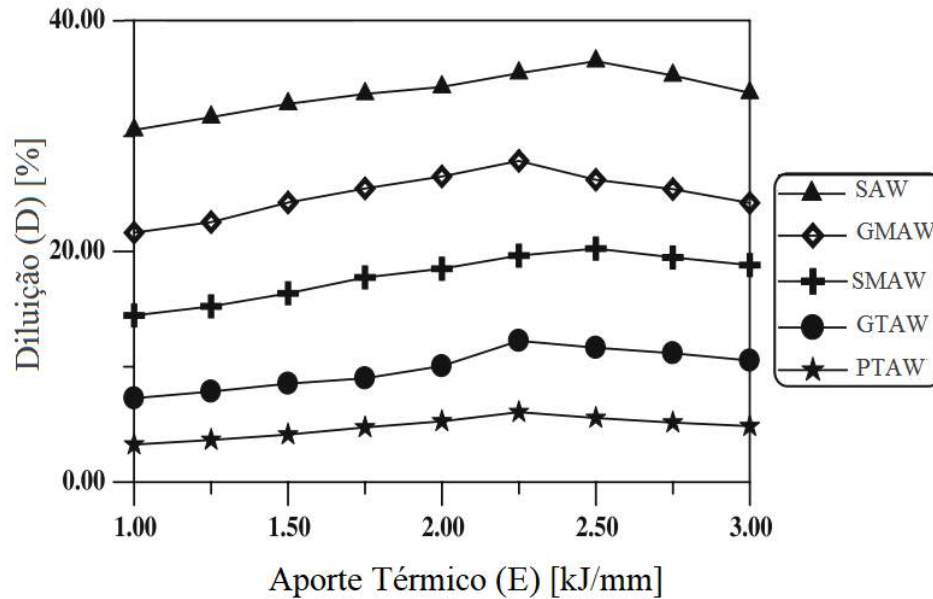
$$\text{Aporte Térmico} = \left( \frac{n * I * V}{V_{sol}} \right) * 100 \quad [J/min] \quad (5)$$

Balasubramanian *et al.* (2009) estudaram cinco processos de deposição de revestimentos avaliando os efeitos do aporte térmico na diluição e nas características superficiais do depósito. Os processos avaliados foram *SMAW*, *GMAW*, *GTAW*, *SAW* e *PTAW*. A Figura 5 mostra a influência do aporte térmico na diluição dos cinco processos de deposição em um intervalo entre 1,0 e 3,0 kJ/mm. Neste caso, é possível verificar que para valores idênticos de aporte térmico, o processo tem influência significativa na diluição da solda, ou seja, os processos *GTAW* e *PTAW* apresentam menor percentual de diluição.

Esse comportamento está associado às características de cada processo de deposição, como: diâmetro do metal de adição, tipo de atmosfera gasosa, controle e concentração do arco elétrico, eficiência térmica do processo, dentre outros fatores. Neste caso o autor não explica este comportamento.

Um ponto importante que deve ser considerado na deposição de revestimentos por arco elétrico é a influência das tensões residuais, que causam deformações no metal de base quando se utilizam em chapas finas. Ravisankar *et al.* (2014) realizaram um estudo sobre os efeitos da potência (tensão e corrente de deposição) e velocidade de deslocamento nas tensões residuais durante a união de tubos de aço AISI 304 SS com espessura 2,5 mm com o processo *GTAW*. Verificaram, através de simulações, que com o aumento da potência ocorre um aumento na temperatura máxima no depósito e, conseqüentemente, um aumento da ZF (Zona Fundida) e ZTA (Zona Termicamente Afetada). Além disso, o aumento da velocidade de deslocamento e

Figura 5 – Efeito do aporte térmico no percentual de diluição para diferentes processos de deposição.



Fonte: Adaptado de Balasubramanian *et al.* (2009).

da potência proporcionou um aumento nos valores de tensões residuais.

Este comportamento corrobora os resultados obtidos por Gery *et al.* (2005), onde afirmam que o aumento da velocidade de deslocamento causa redução de temperatura na zona de fusão, confirmando que a velocidade de deslocamento é inversamente proporcional ao aporte térmico. Na Figura 6, pode-se visualizar os resultados de Ravisankar *et al.* (2014) da influência da potência ( $P_w$ ) [em W] sobre o tamanho da ZTA, ZF, temperatura máxima e penetração do cordão. Além disso, os autores relatam a presença de tensões residuais trativas na superfície externa do tubo e tensões compressivas na superfície interna.

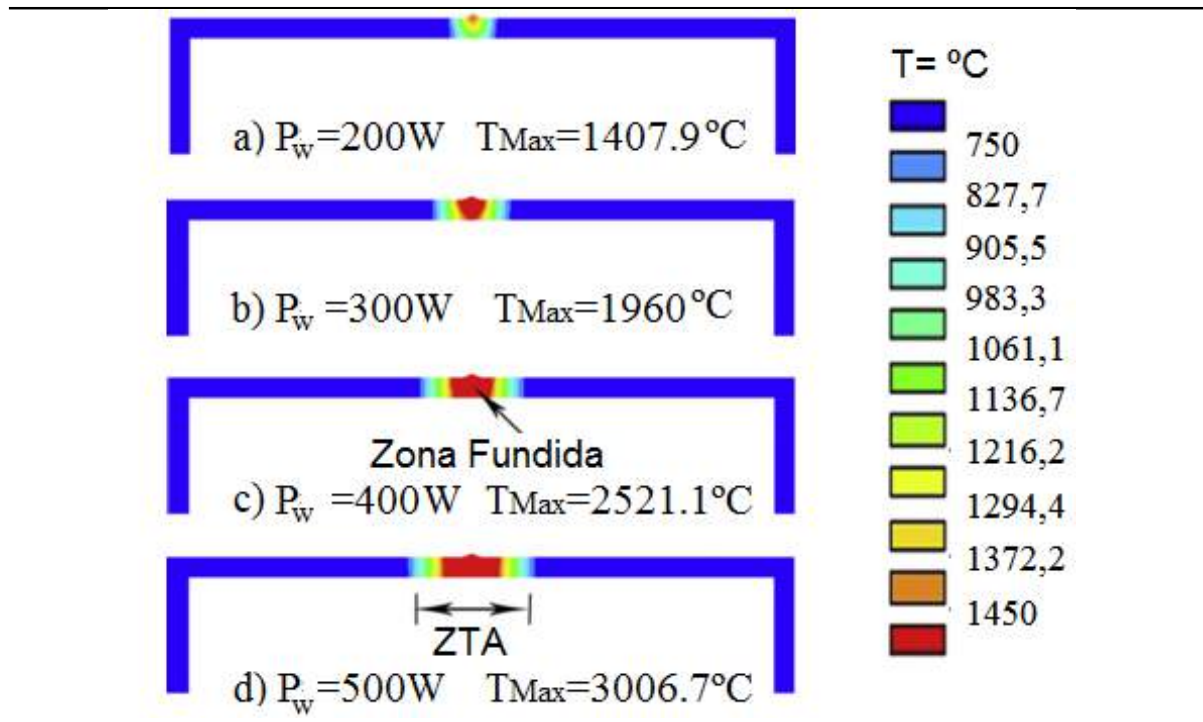
### 2.3 EFEITO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO

Como já foi visto anteriormente neste texto, nos processos a arco elétrico o aporte térmico é composto pelos componentes elétricos: tensão e corrente, e pelos componentes do sistema: eficiência térmica inerente do processo e velocidade de deslocamento da tocha. Com isso, é interessante descrever sobre os parâmetros elétricos e da velocidade de deslocamento da tocha, pois apresentam influências sobre as características do depósito.

Autores como Shanmugam e Murugan (2006), Ravisankar *et al.* (2014), Siva *et al.* (2009) realizaram trabalhos para verificar o efeito dos parâmetros de depósito nas características de cordões e revestimentos.



Figura 6 – Distribuição da temperatura para diferentes potências (VxI).



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

Shanmugam e Murugan (2006) desenvolveram um modelo matemático para determinar o efeito dos parâmetros do processo *GTAW* na diluição e geometria do cordão, sendo utilizados vareta de adição Stellite 6 na fabricação do revestimento. Identificaram e utilizaram três parâmetros de controle independentemente para o modelo, sendo os fatores: corrente de deposição, velocidade de alimentação e velocidade de deslocamento utilizando 5 níveis para cada fator.

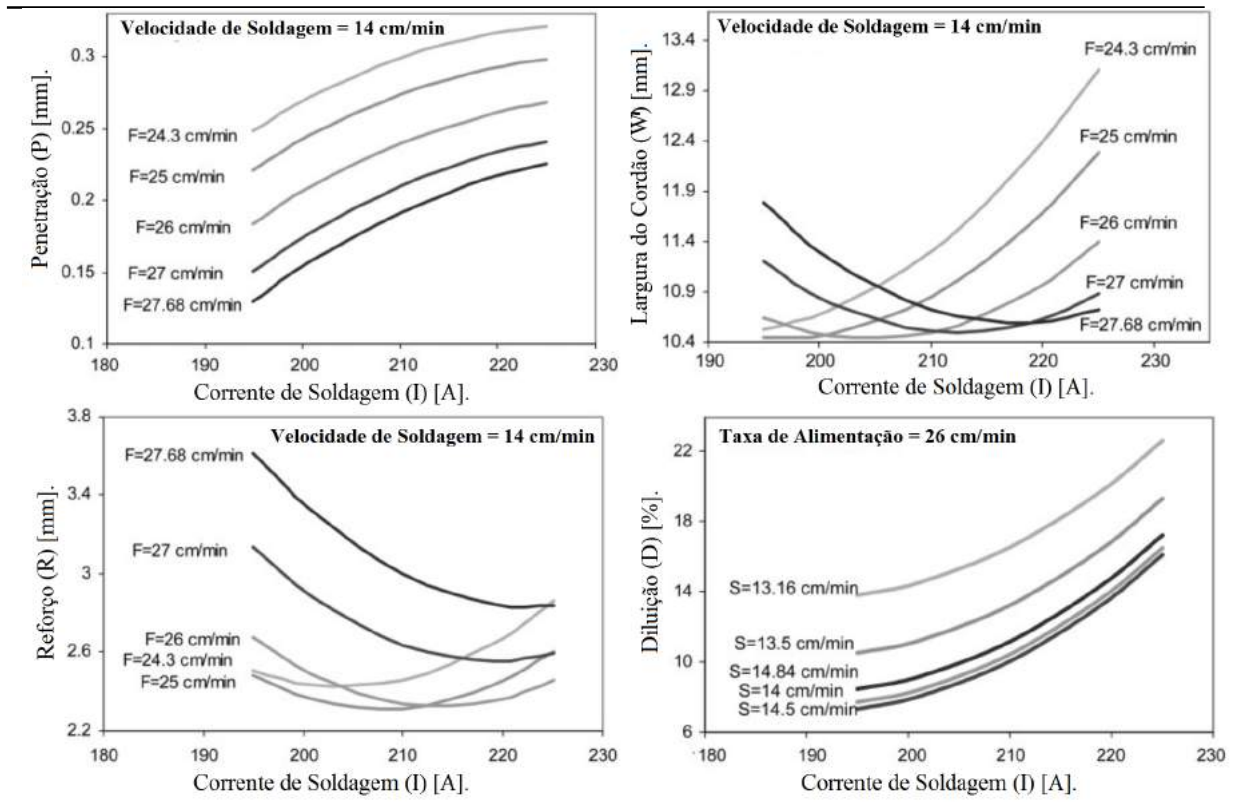
Já Ravisankar *et al.* (2014) avaliaram os efeitos da velocidade de deslocamento e energia do arco nas tensões residuais dos cordões incluindo estudos sobre os ciclos térmicos nos cordões. Siva *et al.* (2009) modelaram, analisaram e realizaram uma otimização dos parâmetros de deposição: corrente de deposição, taxa de alimentação do pó, velocidade de deslocamento, pré-aquecimento e movimentação lateral da tocha na formação do cordão depositado por *PTAW*.

A seguir, são mostrados os resultados e influências dos parâmetros de deposição principalmente na geometria dos cordões depositados por *GTAW*.

### 2.3.1 Corrente de deposição

Os resultados do trabalho realizado por Shanmugam e Murugan (2006) apresentaram a influência da alimentação do arame, corrente de deposição e velocidade de deslocamento nas características geométricas do cordão e diluição, que são mostrados na Figura 7. Com relação aos parâmetros de corrente de deposição, os autores verificaram que a penetração (P) e o percentual de diluição (D) aumentam com a elevação da corrente (I), enquanto que a largura do cordão (W') também aumenta ao ponto que a taxa de alimentação do arame esteja em 26 cm/min, acima disso W' tende a diminuir com o aumento da corrente de deposição. Estes resultados são corroborados por Das e Das (2011).

**Figura 7 – Efeitos da corrente de deposição (I) na diluição e geometria do cordão depositado por GTAW.**



**Fonte: Adaptado de Shanmugam e Murugan (2006).**

O reforço (R) também é influenciado pela taxa de alimentação do arame, valores superiores a 26 cm/min reduzem o reforço com o aumento da corrente de deposição, abaixo de 26 cm/min o reforço não tem influência significativa para as variáveis destes experimentos (SHANMUGAM; MURUGAN, 2006). Uma hipótese para esse comportamento é o volume de material a ser fundido pelo aporte térmico fornecido ao sistema de deposição. Em questão, correntes

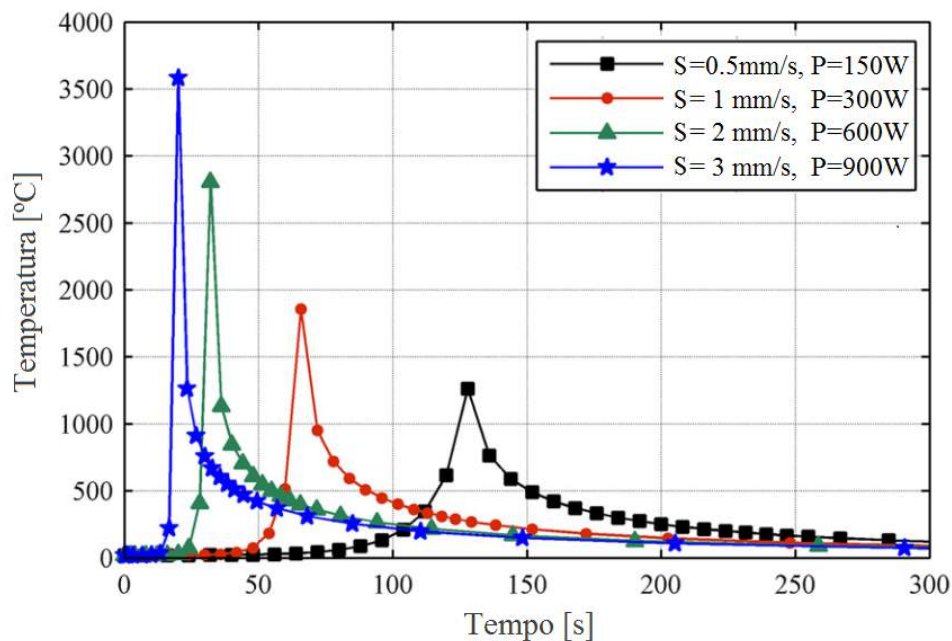
abaixo de 210 A não são suficientes para fundir e penetrar a quantidade de material alimentado com velocidades acima de 27 cm/min causando defeitos no cordão.

### 2.3.2 Velocidade de deslocamento

O parâmetro velocidade de deslocamento está ligado diretamente com o aporte térmico e afeta a velocidade de resfriamento, aquecimento do material, microestrutura do revestimento, tensões residuais, geometria do cordão e diluição.

Os estudos de Ravisankar *et al.* (2014) mostraram a simulação realizada de ciclos térmicos no centro do cordão gerado pela deposição de cordões utilizando processo *GTAW* com 4 diferentes combinações de potência ( $P_w$ ) e velocidades de deslocamento ( $S$ ), mas resultando em 300 J/mm de aporte térmico. Os resultados da Figura 8 mostram que para o mesmo aporte térmico, maiores picos de temperatura predominam para os maiores valores de potência e velocidade de deslocamento. O autor traz uma possível razão para justificar os maiores picos de temperatura, como a imposição de calor ser maior do que a velocidade para dissipar o calor na chapa, isto resultaria em maior aquecimento localizado na zona de fusão.

**Figura 8 – Comparação simulada entre ciclos térmicos momentâneos para os casos potência ( $P_w$ ) e velocidade de deslocamento ( $V_{sol.}$ ) para mesmo aporte térmico no centro do cordão de solda.**



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

Além disso, com estes resultados (Figura 8), é possível observar o comportamento da taxa de resfriamento dos depósitos realizados. Levando em consideração os 300 J/mm de

aporte térmico, para a relação de maior potência ( $V \times I$ ) e velocidade de deslocamento, percebe-se maior velocidade de resfriamento. Por outro lado, o comportamento inverso é observado com a redução da relação de potência e da velocidade de deslocamento (RAVISANKAR *et al.*, 2014). Neste sentido, a velocidade de deslocamento deve ser proporcional a potência energética de fusão, para que, em altas velocidades de deslocamento, ocorra a fusão do eletrodo e da peça, resultando em um cordão adequado.

Porém, para diminuir o efeito da velocidade de deslocamento na taxa de resfriamento, pode-se preaquecer a peça que receberá o revestimento e realizar cordões posteriores com temperatura entrecapas aproximada a do pré-aquecimento. Kou (2003) contribuiu com este conceito através de um exemplo de aplicação baseada na equação tridimensional de *Rosenthal's* utilizando a Equação 6. Como resultado, para uma taxa de resfriamento na soldagem *GTAW* iniciada a temperatura ambiente e outra iniciada com pré-aquecimento a 250 °C, a velocidade de resfriamento foi de 71 °C/s e 20 °C, respectivamente. Os dados utilizados na equação foram: condutividade térmica ( $k_t$ ) de 35 W/m°C, eficiência térmica do processo de 70%, corrente 200 A, tensão 10 V ( $P_w = n * I * V$ ), velocidade de deslocamento ( $V_{sol}$ ) de 2 mm/s e temperatura de 500 °C ( $T$ ).

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right) = -2\pi k_t V_{sol} \frac{(T - T_0)^2}{P_w} \quad [^{\circ}C/s] \quad (6)$$

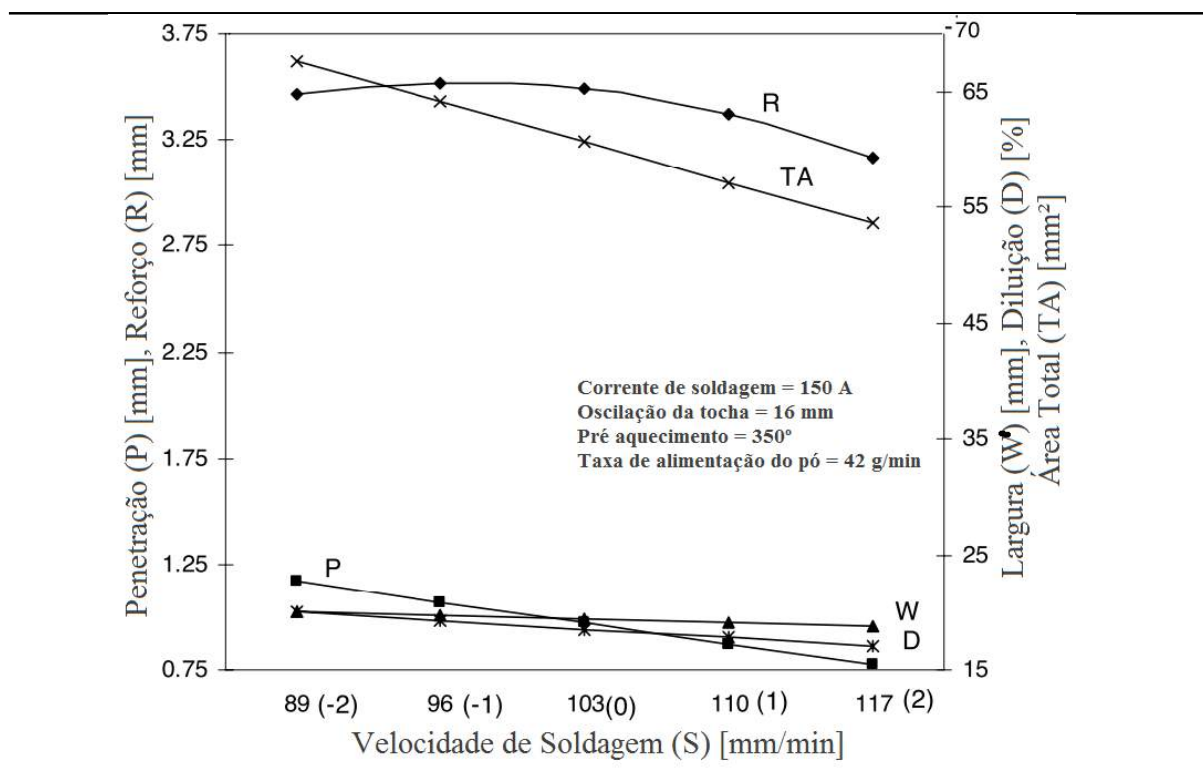
Neste sentido, pode-se confirmar que a velocidade de deslocamento tem um efeito direto na temperatura máxima e na taxa de resfriamento da zona fundida e zona afetada pelo calor. Por consequência disso, alterações microestruturais como mudanças no tamanho de grão e defeitos de soldagem podem aparecer na região onde está sendo depositado o revestimento. Gery *et al.* (2005) produziram revestimento com *GMAW* e Mohamat *et al.* (2012) utilizando processo *FCAW*, perceberam um aumento no tamanho do grão utilizando baixas velocidades de deslocamento e conforme a velocidade de deslocamento da tocha aumenta, os grãos não tem tempo e nem temperatura suficiente para crescer, como no caso onde a velocidade é menor.

Outra influência do aumento da velocidade de deslocamento é a presença de altos valores de tensões residuais devido à elevada taxa de resfriamento, mas com a redução da velocidade de deslocamento as tensões residuais tendem a diminuir, pois a variação de temperatura acontece mais lentamente (RAVISANKAR *et al.*, 2014).

A geometria do depósito, também, é uma consequência da variação da velocidade de deslocamento. A fusão abaixo da linha de superfície do material (penetração do cordão) tende a aumentar com a redução da velocidade de deslocamento da tocha, ou seja, reduzindo a velocidade de deslocamento a penetração e a largura aumentam (DAS; DAS, 2011). Este comportamento está associado ao aumento do calor aplicado por unidade de comprimento.

Neste sentido, Siva *et al.* (2009) modelaram e simularam os parâmetros na deposição de cordões sobrepostos, com metal de adição de níquel, para revestimentos utilizando *PTAW*. Os autores verificaram que com o aumento da velocidade de deslocamento ocorre uma redução da área total e do percentual de diluição do cordão, que está associado à diminuição das medidas geométricas de reforço, penetração e largura do cordão, devido à redução da taxa de deposição por comprimento de depósito, como pode ser visto na Figura 9.

**Figura 9 – Efeito da velocidade de deslocamento na área total e diluição do cordão de solda.**

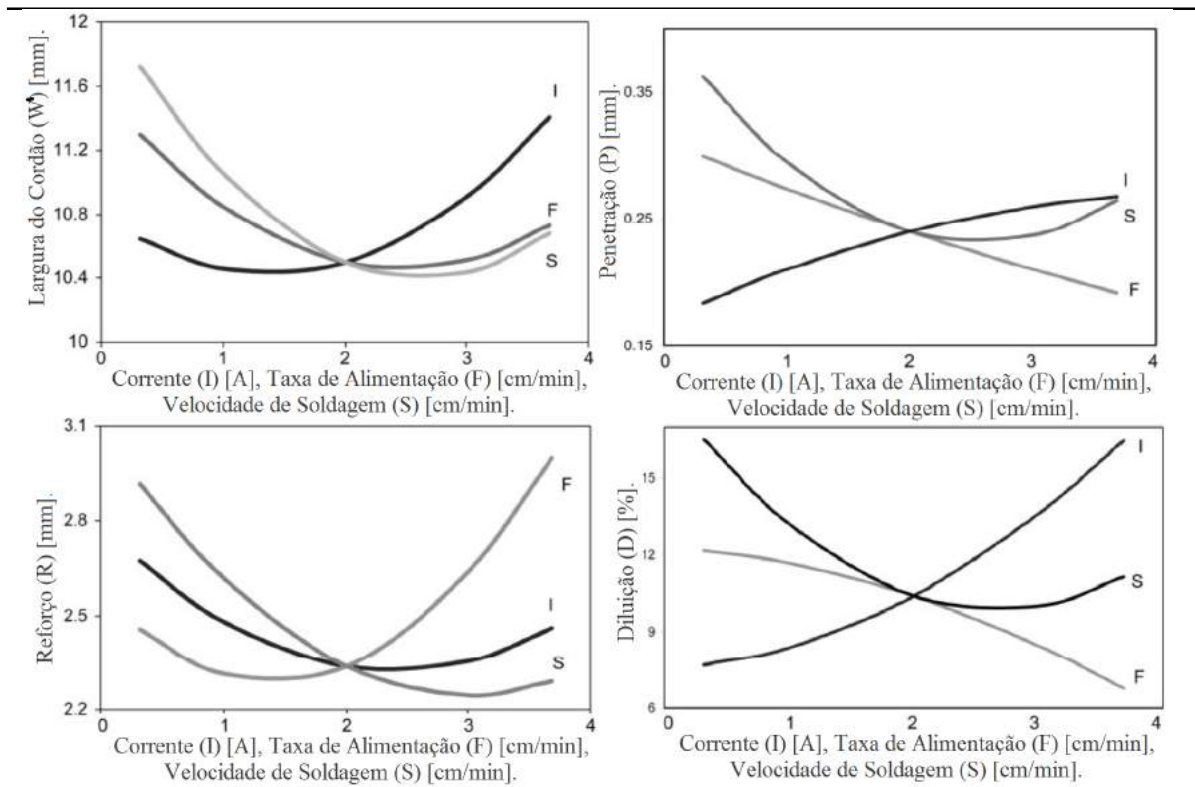


Fonte: Adaptado de Siva *et al.* (2009).

Contudo, Siva *et al.* (2009) corroboram os resultados de Shanmugam e Murugan (2006), onde os autores mostram que, além da influência de outras variáveis, se aumentar a velocidade de deslocamento o volume do cordão diminui, causando a redução dos valores geométricos de largura reforço e penetração do cordão, conforme mostra a Figura 10. Entretanto, para corrigir o volume de material por comprimento depositado é necessário aumentar a taxa

de deposição do metal de adição e, por consequência, aumentar a corrente de deposição para fundir todo este material adicional. Desta forma, o equilíbrio dos parâmetros de deposição são dependentes dos fatores citados.

**Figura 10 – Efeito da corrente (I), velocidade de deslocamento (S) e taxa de alimentação de arame (F) na diluição (D) e geometria do cordão (P, R, W') depositado por GTAW.**



Parâmetro	Notação	Unidade	0	1	2	3	4
Corrente	I	A	195	201	210	219	225
Taxa de Alimentação	F	cm.min <sup>-1</sup>	24,3	25	26	27	27,3
Velocidade de Deslocamento	S	cm.min <sup>-1</sup>	13,16	13,5	14	14,5	14,84

Fonte: Adaptado de Shanmugam e Murugan (2006).

Os resultados de Shanmugam e Murugan (2006), mostrados na Figura 10, são importantes para a compreensão dos efeitos da corrente, velocidade de deslocamento e taxa de alimentação do metal de adição na geometria do depósito. De forma geral, é possível observar que a utilização de correntes de deposição mais elevadas aumentaram a largura, a penetração e a diluição. O reforço, no entanto, diminuiu quando foram usadas correntes de deposição mais altas. Por outro lado, incrementos na velocidade de deslocamento reduzem a entrada de calor, gerando os efeitos opostos. Valores mais altos de velocidade de deslocamento resultaram em menores valores de geometria do cordão. Entretanto, o aumento da taxa de alimentação de material resultou no aumento do reforço e redução na largura, penetração e diluição do cor-

dão devido ao aumento da solitação de temperatura para fundir todo o volume adicional de material.

### 2.3.3 Parâmetros de tocha e de alimentação dos arames

Na deposição de revestimentos com o processo *GTAW* existem outros fatores que também são importantes e devem ser considerados para um depósito de qualidade além dos parâmetros elétricos, como: ângulo da tocha, ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio, distância entre o eletrodo não consumível e a peça, ângulo e velocidade de alimentação do metal de adição.

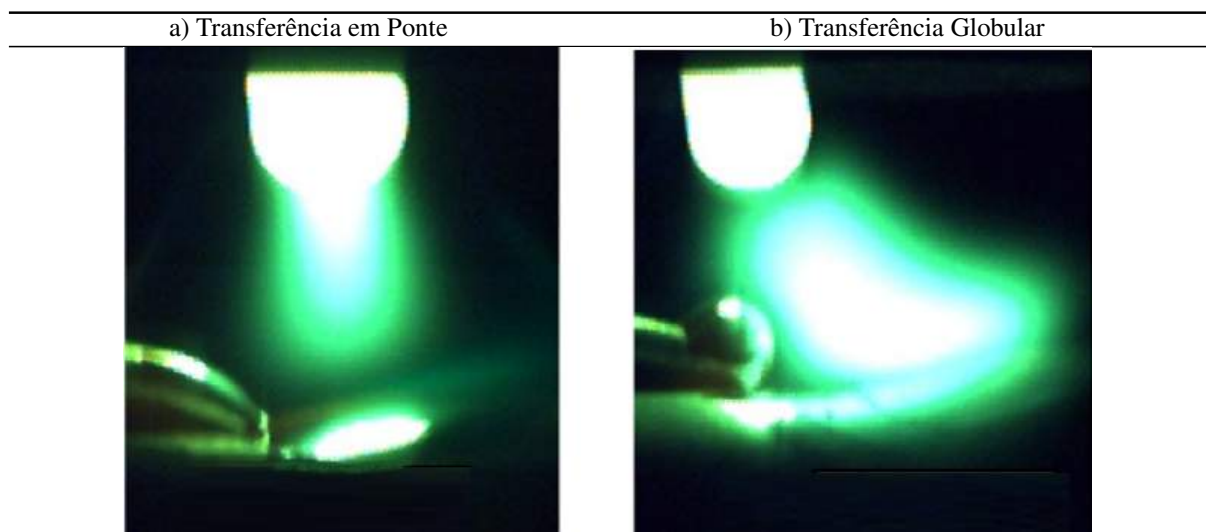
No processo *GTAW*, a taxa de alimentação do metal de adição não é inteiramente dependente da corrente de deposição, ou seja, possibilita uma variação na quantidade relativa de fusão do metal de base e fusão do metal de solda, apenas variando a corrente de deposição sem alterar a taxa de alimentação do metal de adição. Neste caso, é possível controlar o aporte térmico e o percentual de diluição sem alterar o volume do depósito (KOU, 2003).

A configuração do sistema de deposição pelo processo *GTAW* consiste na alimentação do metal de adição, independente da fonte de calor, que proporciona maior facilidade no controle do depósito e qualidade no revestimento, ou seja, pode-se variar a velocidade de alimentação do arame e mudar a energia de fusão sem ser necessário alterar o comprimento do arco elétrico, como no processo *GMAW* (GENG *et al.*, 2017).

O ângulo e a posição do metal de adição foram estudados por Geng *et al.* (2017) utilizando metal de adição em alumínio 5A06, com diâmetro de 1,2 mm, depositado pelo processo *GTAW*. Os autores utilizaram câmera de vídeo em alta velocidade para estudar o princípio de transferência metálica e obtiveram imagens das transferências metálicas em ponte (Figura 11 a) e globular (Figura 11 b), como foi chamada pelos autores.

Os autores concluíram que para menores distâncias de afastamento entre o metal de adição e a poça de fusão, a frequência do destacamento das gotas é maior, tendo como transferência metálica chamada de ponte. Para maiores distâncias de afastamento, a frequência diminui possibilitando o aumento da gota e a transferência metálica ocorre do tipo globular, podendo desestabilizar o sistema de deposição comparado com a transferência em ponte.

**Figura 11 – Transferência metálica em ponte (a) e globular (b) do processo GTAW.**



**Fonte: Adaptado de Geng *et al.* (2017).**



### 3 DESGASTE

O tipo de dano que as superfícies exibem como resultado de tribo-contatos são definidos como alterações topográficas ou microestruturais, ou ambas, em uma camada superficial. Estes danos são frequentemente gerados pela atuação de diversos micromecanismos de desgaste na superfície e quando envolvem remoção ou perda de material são denominados desgaste (HOGMARK *et al.*, 1992).

A resistência da superfície em relação ao desgaste não depende somente das propriedades do material, mas também de fatores como tipo do abrasivo, temperatura, umidade, velocidade de contato, carga unitária do abrasivo sobre o material e efeitos corrosivos (TYLCZAK; OREGON, 1992; ZUM GAHR, 1987).

No entanto, nem sempre o desgaste é resultante de um único mecanismo sendo que podem ocorrer mudanças no sistema de contato e operar em conjunto com outros mecanismos, ou seja, por partículas produzidas por desgaste adesivo podem desprender-se e operar como partículas abrasivas. Desta forma, este trabalho teve foco em desgaste abrasivo por ser, certamente, o mais severo para os equipamentos em ambientes industriais.

#### 3.1 DESGASTE ABRASIVO

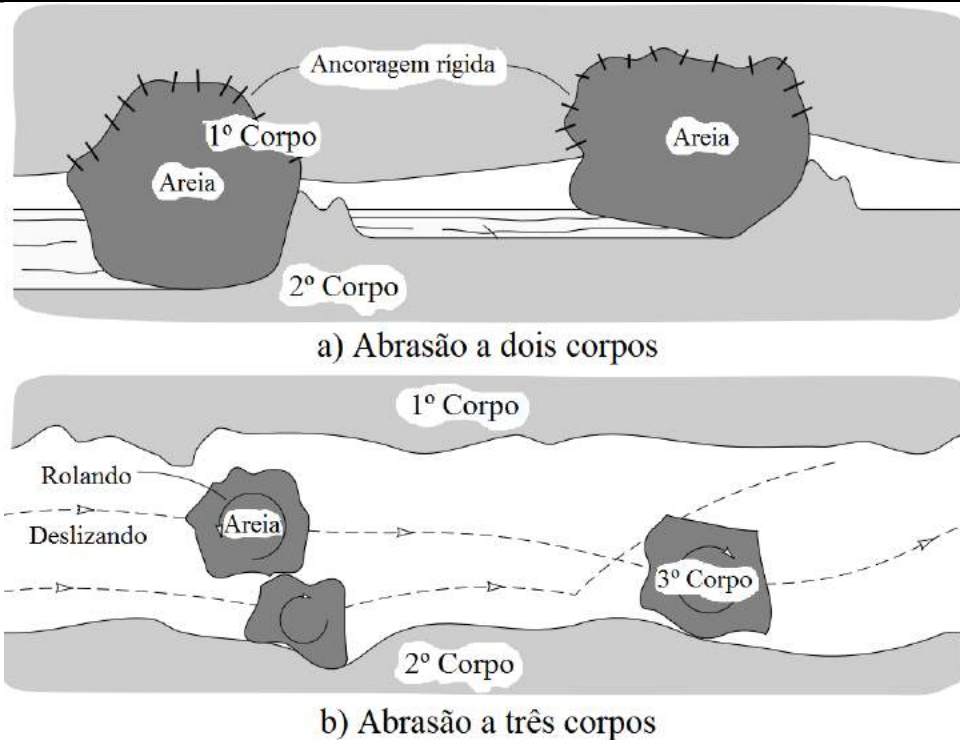
De acordo com a norma ASTM-G40 (2001), o desgaste abrasivo é definido como “a perda progressiva de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem”.

Quando estas partículas ou asperezas estão fixas em uma das superfícies dos corpos deslizando, considerando o tipo de contato, o sistema tem como terminologia tradicional abrasão a dois-corpos (Figura 12 a), e quando as partículas estão livres para rolar entre as superfícies, o sistema denomina-se três-corpos (Figura 12 b) (HUTCHINGS, 1992). Estas duas classificações de desgaste abrasivo podem ser observados na Figura 12.

Trezona *et al.* (1999) sugeriram outra nomenclatura para abrasão a dois e três-corpos, de acordo com a morfologia observada nas superfícies desgastadas, para os termos abrasão por riscamento, quando as partículas estão fixas (*growing wear*), e abrasão por rolamento, quando as partículas estão livres para se movimentar (*rolling wear*).

Os termos abrasão de baixa ou alta tensão também podem ser utilizados para descrever

Figura 12 – Esquema do sistema tribológico abrasão a dois-corpos (a) e abrasão a três-corpos (b).



Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (1993).

o desgaste abrasivo de acordo com as tensões envolvidas no processo. Nos casos em que o limite de resistência das partículas for excedido até que sejam fraturadas é classificado como desgaste abrasivo a alta tensão. E quando as partículas permanecerem intactas sem deformação considera-se desgaste abrasivo de baixa tensão (AVERY, 1961).

Gates (1998) fez uma crítica em relação à classificação do desgaste abrasivo a três-corpos quando se utiliza ensaio do tipo roda de borracha, teste padronizado pela norma ASTM-G65 (2001), pois existe a possibilidade dos abrasivos incrustarem na roda de borracha adquirindo uma configuração a dois-corpos.

Pela falta de uniformidade na abordagem da classificação, Gates (1998) sugere que o desgaste abrasivo seja subdividido em três regimes de gravidade: moderado, severo e extremo, conforme Tabela 2. Sendo que as variáveis: tamanho, angulosidade, restrição ao movimento dos abrasivos e os níveis de tensão aplicada, definem esta classificação.

Para se avaliar uma superfície desgastada é necessário entender os mecanismos de desgaste atuantes, no caso em que mais de um mecanismo de desgaste está atuando, como exemplo, podem ocorrer grandes sulcos dispersos em uma superfície suavemente desgastada. Neste caso, se estes grandes sulcos cobrem uma pequena parte da superfície, provavelmente são resultados

**Tabela 2 – Proposta de classificação de severidade para desgaste abrasivo.**

Situação típica	Modo de Desgaste Abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho da partícula	Pequena	Média	Grande
Restrição ao movimento	Livre	Parcialmente restringida pela contra face	Fortemente constringida
Geometria da partícula	Arredondado	Anguloso	Anguloso
Tensão de contato	Baixa – Insuficiente para fraturar as partículas	Moderada – Suficiente para fraturar as partículas	Muito alta – Causa deformação macroscópica no material
Mecanismos dominante	Microsulcamento	Microcorte	Microcorte
Termos equivalentes	-Abrasão a baixa tensão -Baixa tensão a três-corpos -Abrasão por riscamento	-Abrasão a alta tensão -Abrasão por moagem -Alta tensão a três-corpos -Baixa tensão a dois-corpos	-Abrasão por goivagem -Alta tensão a dois-corpos

**Fonte: Adaptado de Gates (1998).**

de mecanismos com baixa frequência de acontecimento (HOGMARK *et al.*, 1992).

Segundo Hogmark *et al.* (1992), a taxa de desgaste pode ser determinada pelo volume das partículas que são geradas pelo desgaste e a frequência em que elas são produzidas. Na ocorrência de mecanismos distintos, o combate ao desgaste abrasivo deve ser focado nos mecanismos que danificam a maior fração superficial e não no que produz, como no exemplo, os maiores sulcos menos frequentes.

Neste sentido, foram abordados conceitos de mecanismos de desgaste e os mecanismos atuantes na superfície de revestimentos depositados por processo a arco elétrico.

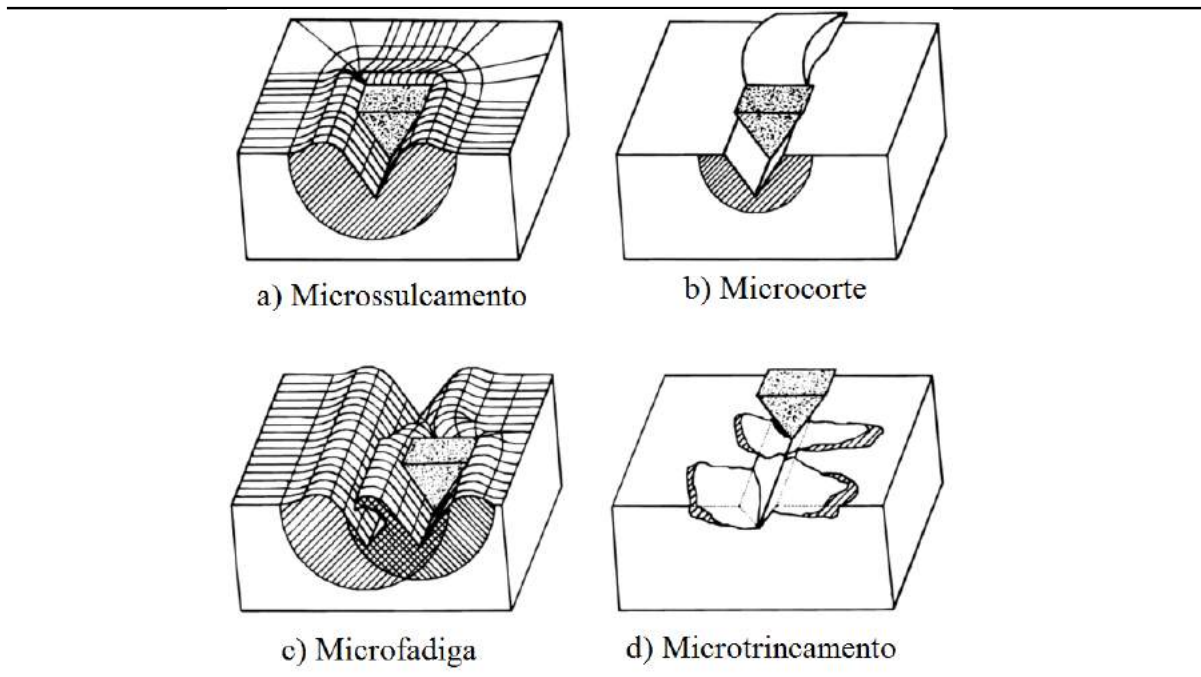
### 3.1.1 Mecanismo de desgaste abrasivo

De acordo com Hutchings (1992), os mecanismos de desgaste abrasivo podem ser controlados por duas formas: deformação plástica e/ou controlados por fratura frágil, que podem ocorrer separadamente ou em conjunto. Desta forma, quando o material é frágil ou quebradiço, como por exemplo a cerâmica, pode ocorrer a fratura do material e, no caso de materiais dúcteis suscetíveis a atuação do abrasivo com baixa angulosidade, podem ocorrer a deformação plástica removendo ou não materiais da superfície (STACHOWIAK; BATCHELOR, 1993; HUTCHINGS, 1992).

A Figura 13 ilustra os mecanismos controlados por deformação plástica, que correspondem ao microsulcamento (Figura 13 a), microcorte (Figura 13 b) e microfadiga (Figura 13

c), e por fratura frágil, como microtrincamento (Figura 13 d).

**Figura 13 – Ilustração dos micromecanismos de desgaste abrasivo controlados por deformação plástica (microsulcamento (a), microcorte (b) e microfadiga (c)) e por fratura frágil (microtrincamento (d)).**



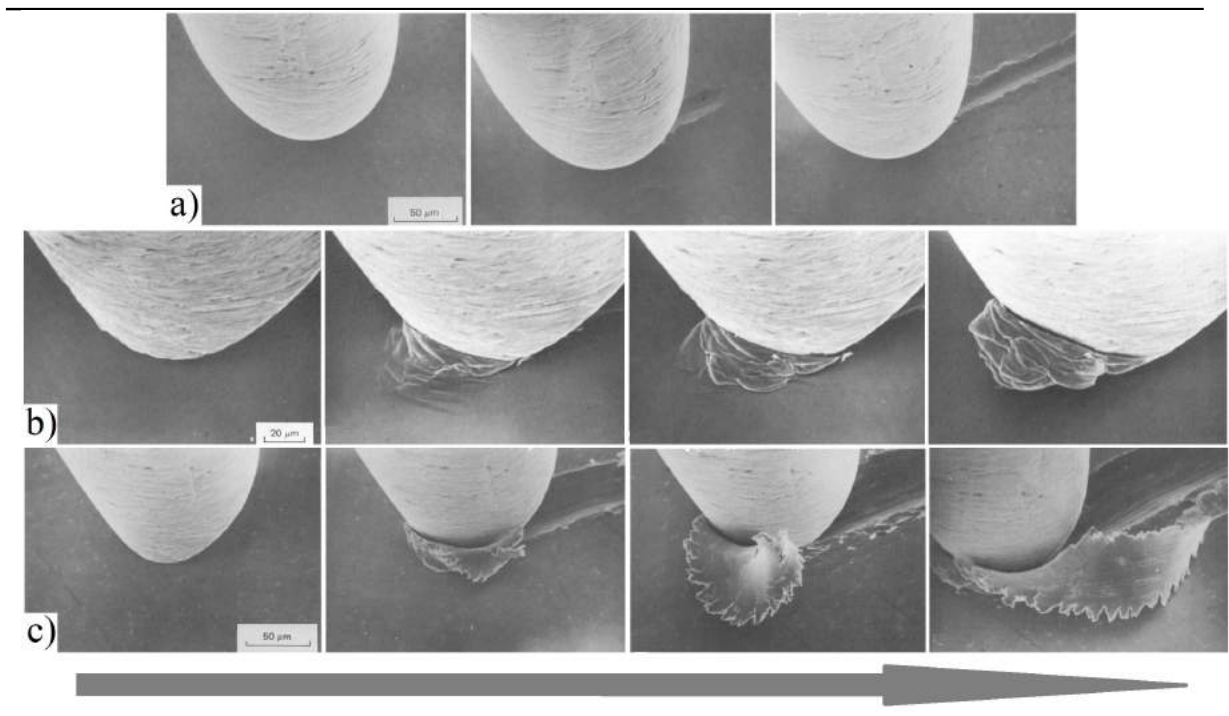
Fonte: Adaptado de ZUM GAHR (1998).

O evento onde não ocorre remoção de material da superfície é chamado de microsulcamento que é caracterizado por deslocar o material por deformação plástica para as bordas dos sulcos (Figura 14 a). Danos sucessivos a superfície por microsulcamento resultam no acúmulo de material a frente do abrasivo gerando perda de massa nos casos extremos onde um cavaco é produzido. Este acúmulo de material é conhecido como microsulcamento com formação de proa (Figura 14 b). Quando as condições de desgaste são severas, nos casos em que a deformação plástica é gerada por um abrasivo com alto ângulo de ataque e tensões elevadas formando um cavaco, este mecanismo é chamado de microcorte ou microriscamento (Figura 14 c) (HOKKI-RIGAWA; KATO, 1988; HUTCHINGS, 1992; TYLCZAK; OREGON, 1992; STACHOWIAK; BATCHELOR, 1993). Estes mecanismos são mostrados na Figura 14.

A transição entre os mecanismos de microsulcamento e de microcorte é muito dependente do ângulo de ataque da partícula abrasiva e tem como consequência o aumento gradual do desgaste com o aumento do ângulo de ataque da partícula (ZUM GAHR, 1987; WILLIAMS; XIE, 1992). A Figura 15 mostra esta relação entre microcorte e microsulcamento, e a severidade do desgaste com relação ao ângulo de ataque do abrasivo.

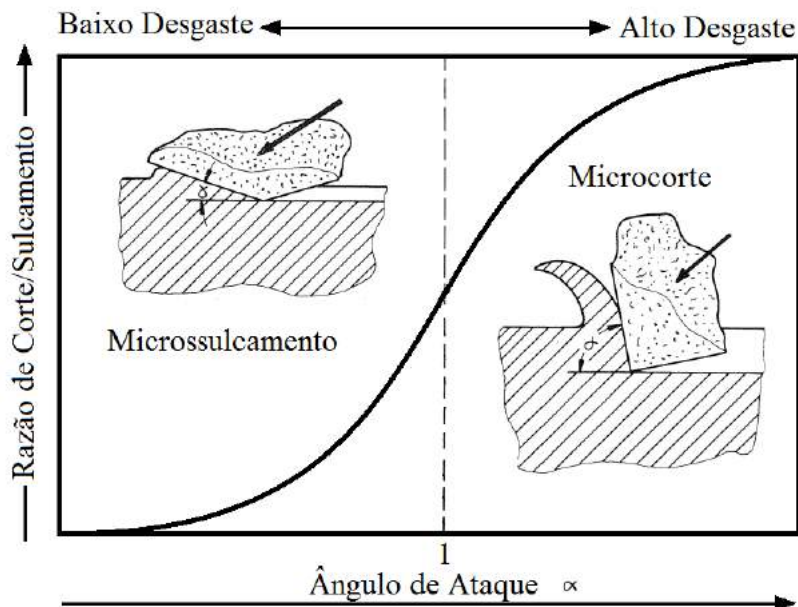
Além disso, na medida em que a dureza da superfície aumenta, os valores de tenacidade

Figura 14 – Evolução dos mecanismos de desgaste abrasivo sulcamento (a), sulcamento com formação de proa (b) e corte com formação de cavaco (c).



Fonte: Adaptado de Hokkirigawa e Kato (1988).

Figura 15 – Efeito do ângulo de ataque do abrasivo na transição entre microsulcamento e microcorte.

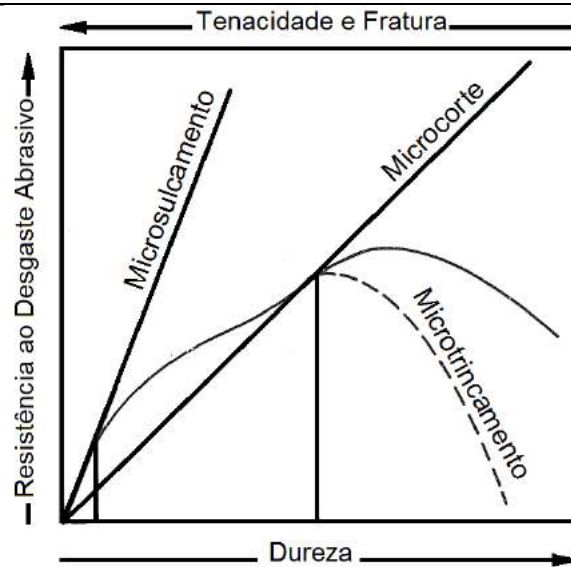


Fonte: Adaptado de ZUM GAHR (1987).

a fratura diminuem e a resistência à propagação das trincas é afetado. No caso dos materiais frágeis em que a carga da partícula está acima do limite crítico, a tenacidade a fratura pode ser utilizada para prever o desgaste abrasivo, já que neste caso os mecanismos são controlados

pela formação e propagação de trincas. A Figura 16 mostra a relação entre os mecanismos de remoção de material (microsulcamento, microcorte e microtrincamento) na dureza e tenacidade a fratura.

**Figura 16 – Efeito da dureza da superfície e tenacidade a fratura nos mecanismos de remoção de material.**



Fonte: Adaptado de ZUM GAHR (1987).

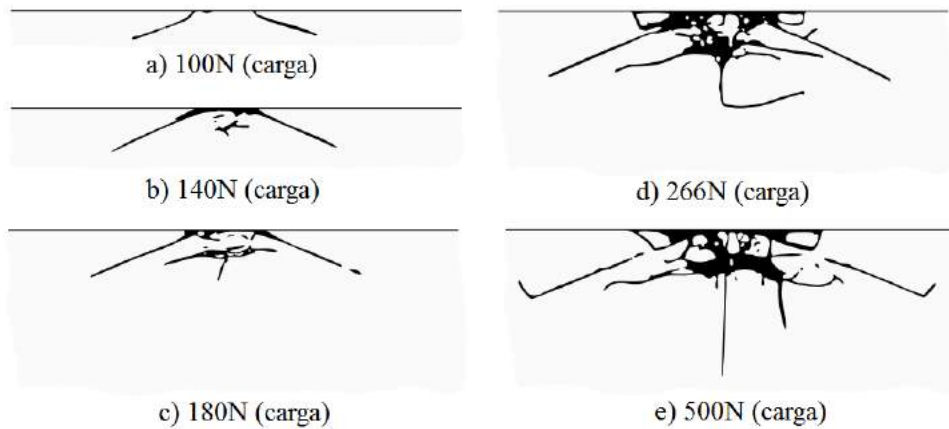
Os materiais frágeis quando são impostos a altas cargas pela partícula abrasiva, não suportam deformação plástica acionando o mecanismo de microtrincamento devido às suas características de baixa ductilidade e alta dureza (ZUM GAHR, 1987). Como exemplo, a Figura 17 mostra o efeito da carga em um material frágil transparente proporcionando o aumento na concentração e propagação das trincas.

### 3.2 REVESTIMENTOS RESISTENTES AO DESGASTE

A técnica de deposição e a seleção da liga influenciam na qualidade e nas propriedades do revestimento, no caso da deposição por arco elétrico ocorrem transformações por fusão que são caracterizadas por segregações e cinética de solidificação que influenciam a microestrutura do metal de solda do revestimento (DAVIS, 1993). A parte do metal de base que se mistura por fusão ao metal de adição resultando no revestimento é chamada de diluição e geralmente é medida em percentual (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009; DAVIS, 1993).

No caso dos revestimentos onde se deposita uma camada de material resistente ao desgaste, geralmente sobre a superfície de aços com baixo teor de carbono, é interessante que o

**Figura 17 – Efeito da carga no trincamento de um material frágil e transparente mostrado por uma vista da seção transversal.**



**Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (1993).**

processo de deposição presente baixa diluição. Quando o percentual de diluição é elevado, os efeitos são negativos nas características requeridas da superfície como perda da resistência ao desgaste abrasivo. Coronado *et al.* (2009) observou a redução da resistência à abrasão em seus revestimentos devido aos efeitos da diluição, onde o baixo teor de carbono do metal de base em aço ASTM A36 influenciou na redução da formação dos carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$ .

Além da composição química do metal de adição que determina a microestrutura, os parâmetros de deposição como aporte térmico e velocidade de deslocamento da tocha também podem afetar a formação microestrutural do revestimento. Buytoz *et al.* (2005) evidenciaram em seus experimentos que a redução do aporte térmico contribuiu para a formação de microestrutura mais resistente ao desgaste devido à menor diluição gerada no depósito. Outros detalhes deste experimento serão mencionados mais a frente.

A resistência à abrasão depende principalmente da microestrutura dos revestimentos e o percentual de carbono é um fator importante para a formação de segunda fase dura. Neste caso, a diluição pode afetar consideravelmente a resistência à abrasão devido ao aumento da quantidade de ferro que, por sua vez, reduz a concentração do carbono e da liga no metal de solda. Desta forma, a microestrutura pode ser modificada, por exemplo, de hipereutética para hipoeutética como no caso de Buytoz *et al.* (2005). Além disso, a redução de dureza pode ser consequência desta mudança estrutural causada pela diluição (VENKATESH *et al.*, 2015).

Alguns autores (COLAÇO; MARANHO, 2014; RIBEIRO, 2004; SEVILLA *et al.*, 2004) realizaram trabalhos para tentar minimizar os efeitos da diluição depositando revestimentos com mais de uma camada e obtiveram sucesso no aumento da resistência à abrasão a

partir da segunda camada.

### 3.2.1 Efeito do número de camadas de revestimentos

As camadas de revestimento são caracterizadas pela deposição de cordões com alguma sobreposição formando uma cobertura de material com características desejadas, como resistência à abrasão, com objetivo de reduzir os efeitos da diluição do metal de base nas características do revestimento.

Sevilla *et al.* (2004) avaliaram a resistência ao desgaste abrasivo, em equipamento do tipo roda de borracha, de cinco diferentes tipos de revestimentos depositados pelo processo *SMAW*. O metal de base utilizado foi de aço ASTM A-36 e os eletrodos a base de carbono, cromo, silício, manganês e tungstênio. Através de seus resultados, os autores indicam a deposição de, no mínimo, duas camadas de revestimento para minimizar o efeito da diluição na microestrutura do depósito melhorando a resistência ao desgaste abrasivo.

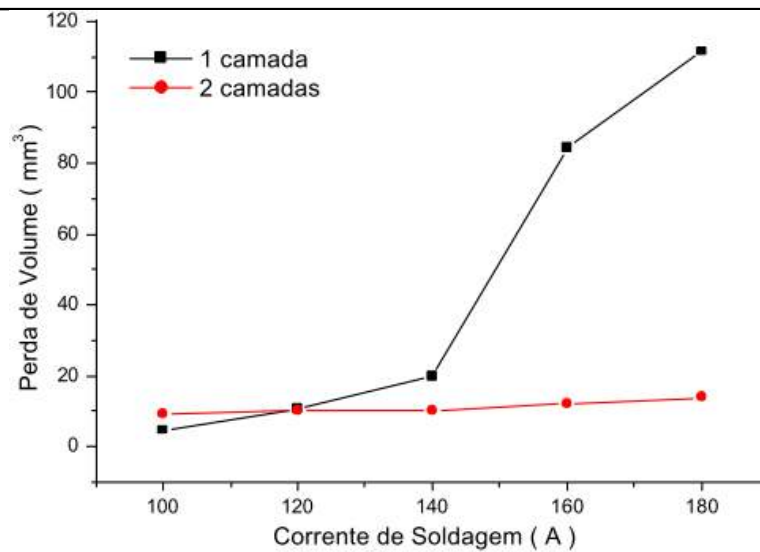
Ribeiro (2004), Colaço e Maranhão (2014) corroboraram estes resultados quando compararam revestimentos depositados com várias camadas com processo *SMAW* e *FCAW*, respectivamente, em testes por roda de borracha. Ribeiro (2004) observou que a resistência à abrasão dos revestimentos de Fe-Cr-C depositados sobre o aço ASTM A-36 em camada única é menor do que na segunda camada, e constatou que os parâmetros de deposição exercem influência na diluição, ou seja, em depósitos utilizando corrente acima de 140 A a perda de volume é mais acentuada na primeira camada de revestimento, como pode ser visto na Figura 18.

Revestimentos multicamadas também foram estudados por Coronado *et al.* (2009) utilizando os processos *SMAW* e *FCAW* para depositar quatro diferentes eletrodos comerciais (não especificado pelos autores). Os autores verificaram a resistência ao desgaste abrasivo utilizando o equipamento tipo roda de borracha para ensaiar revestimentos com uma e três camadas. A diluição dos depósitos realizados com 3 camadas foi menor e, neste caso, apresentaram melhor resistência à abrasão, principalmente naquelas amostras com maior percentual de titânio devido à formação de carbonetos primários (TiC) em relação aos revestimentos depositados com uma camada.

Colaço e Maranhão (2014) depositaram revestimentos a base de Fe-Cr-C-Ti com uma, duas e quatro camadas com o processo *FCAW* e realizaram ensaio de desgaste utilizando roda de borracha. Os autores afirmam que a redução da diluição do ferro do metal de base no revestimento melhorou a resistência à abrasão com a adição da segunda camada depositada. Obtiveram



**Figura 18 – Valores de desgaste para revestimentos com uma e duas camadas para ensaios em roda de borracha.**



**Fonte: Adaptado de Ribeiro (2004).**

esta conclusão a partir de valores de percentual de carbono no revestimento, medição quantitativa de carbonetos e de dureza.

Além disso, os resultados obtidos por Buchely *et al.* (2005) mostram um aumento no tamanho médio e na fração volumétrica de carbonetos no depósito da segunda camada em revestimentos rico em cromo. Além de perceber que os melhores resultados de resistência ao desgaste são dos revestimentos depositados acima de uma camada.

Neste sentido, pode-se concluir que a deposição de mais camadas de revestimento é eficiente na redução da diluição e os autores citados afirmam que a adição da segunda camadas é eficiente para o aumento da resistência à abrasão.

### 3.2.2 Efeito da dureza no desgaste de revestimento duro

Dureza por penetração é a propriedade do material que expressa a sua resistência à deformação plástica gerada pela ação de uma carga conhecida por um penetrador duro, resultando em uma indentação passível de ser medida (TABOR, 1956). A partir do princípio da indentação, quando um corpo atua como penetrador duro e está em movimento com relação a superfície oposta, a remoção de material por abrasão pode ocorrer dependendo das condições do sistema.

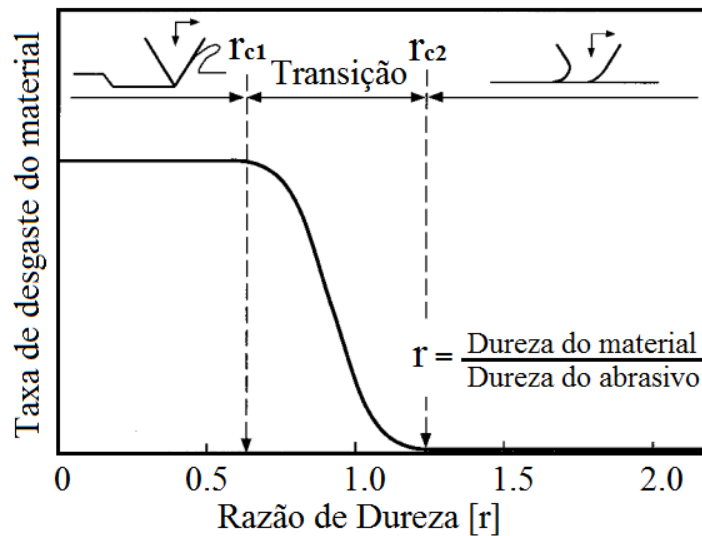
A propriedade dureza é um fator importante para determinar a severidade do desgaste abrasivo. Diversos autores relacionam a dureza do abrasivo e dureza da superfície do material

( $H/H_a$ ) com o regime de desgaste abrasivo, moderado ou severo (RICHARDSON, 1967; RICHARDSON, 1968). Segundo Rabinowicz (1984), o volume de desgaste ( $Q$ ) [ $mm^3$ ] pode ser medido pela ação do abrasivo no material, dado por uma constante adimensional chamada de coeficiente de desgaste específico ( $k$ ), pela carga normal ( $W$ ) [N], dureza da superfície de menor dureza ( $H$ ) [ $N/mm^2$ ] e comprimento de deslizamento ( $L$ ) [mm] gerada pelo movimento entre o abrasivo e a superfície do componente, conforme mostrada pela Equação 7 (Archard):

$$Q = \frac{kWL}{H} \quad [mm^3] \quad (7)$$

No desgaste por abrasão, a dureza do abrasivo é tão importante quanto a dureza do material desgastado, partículas moles ou valores altos para a razão  $H/H_a$  podem reduzir a taxa de desgaste do material e em baixos valores de  $H/H_a$  o desgaste pode se tornar crítico (KATO; ADACHI, 2000). Kato e Adachi (2000) mostraram na Figura 19, a razão de dureza  $H/H_a$  com a taxa de desgaste detalhando os valores observados de transição entre o regime moderado e severo de desgaste abrasivo.

**Figura 19 – Diagrama esquemático do efeito da razão de dureza na taxa de desgaste do material desgastado.**



Fonte: Adaptado de Kato e Adachi (2000).

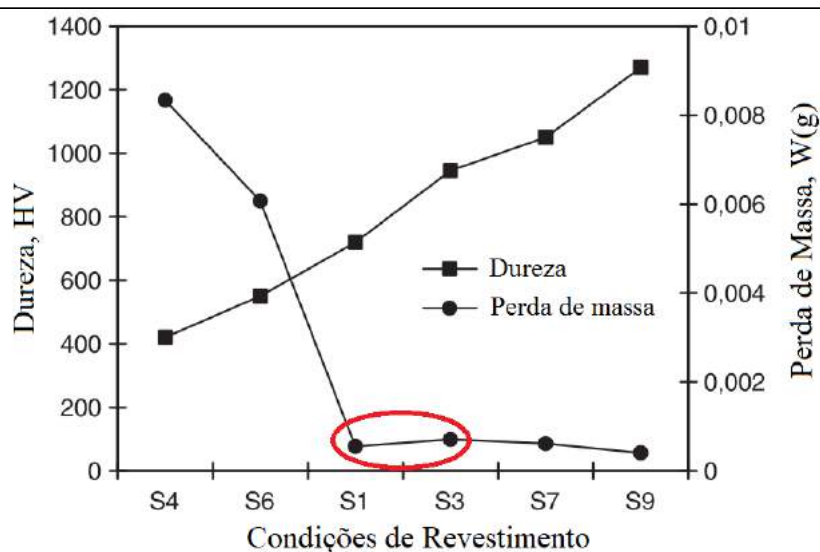
Neste sentido, Pintaude *et al.* (2009) utilizaram vidro ( $555 \pm 10$  HV) e alumina ( $2000 \pm 50$  HV) como abrasivos para desgastar materiais com diferentes valores de dureza da matriz. Utilizaram ensaio de abrasão com equipamento do tipo pino-disco para desgastar os aços AISI 52100, ferro fundido de alto cromo, ferro dúctil e multicomponente, e perceberam este comportamento de transição de desgaste através da razão  $H/H_a$ . Além disso, observaram

que, mesmo em materiais de menor dureza mas com a presença de segunda fase dura, estes apresentaram melhor resistência ao desgaste abrasivo em relação aos materiais sem os carbonetos. Ou seja, partículas como segunda fase dura aumentam a resistência à abrasão pelo fato de que estas partículas podem barrar a ação do abrasivo.

Trabalhos realizados por Fan *et al.* (2006) mostraram um aumento da dureza quando se adiciona carbono ao revestimento. Nesta avaliação, os autores utilizaram pó com diferentes quantidades de grafita (0%, 5%, 7% e 9%) e cromo (100%, 95%, 93% e 91%) fundidos sobre um substrato de aço ASTM A36 pelo processo *GTAW*, com isso obtiveram microestruturas hipoeutética, eutética e hipereutética. Os autores observaram o aumento de dureza, nesta ordem, com a evolução da microestrutura devido ao aumento da adição de carbono.

Nos experimentos de Yilmaz (2006) a resistência à abrasão foi crescente com o aumento da dureza do revestimento, mas os resultados não foram proporcionais com a dureza devido à parcela da microestrutura. Neste trabalho foram depositados revestimentos com processo *GTAW* para fundir pós com a composição de 29,9%Fe-72%Cr, 26,3%Fe-64%Cr-6,8%C e FeCrC-99%WC (mistura não declarada no trabalho). A partir destes depósitos, o autor avaliou o aporte térmico e a taxa de alimentação do pó como variáveis deste estudo. A Figura 20 mostra que os revestimentos de Fe-Cr (S1 e S3) não seguiram a mesma tendência de resultados de perda de massa com relação a dureza, neste caso a hipótese é de que a segunda fase dura contribuiu para a resistência ao desgaste e que as partículas de carboneto de tungstênio ajudaram no refino da microestrutura que influenciaram nos resultados de perda de massa.

**Figura 20 – Relação da dureza com a perda de massa dos revestimentos.**



Fonte: Adaptado de Yilmaz (2006).

Na caracterização de revestimentos realizados por Coronado *et al.* (2009), os autores também não encontraram uma relação direta da dureza com a resistência ao desgaste abrasivo e Kuo *et al.* (2007) afirmam que a resistência à abrasão não está simplesmente relacionada com a dureza, mas também, com a estrutura da matriz e dos carbonetos.

A resistência ao desgaste abrasivo de materiais com segunda fase dura não depende somente da dureza, mas de diferentes parâmetros microestruturais, como a forma, o tamanho, a fração volumétrica e a distribuição das fases presentes, além das propriedades da matriz e a ligação entre a segunda fase e a matriz (ZUM GAHR, 1998).

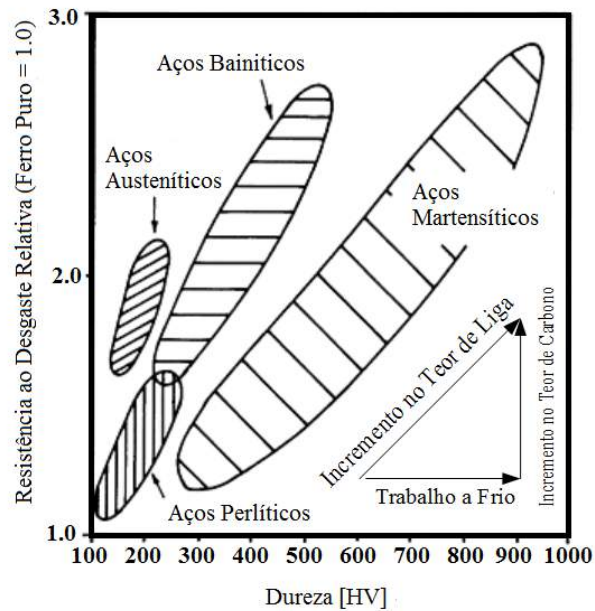
### 3.2.3 Efeito da microestrutura em revestimento duro

A microestrutura tem um efeito sobre o desgaste abrasivo limitado às propriedades mecânicas do material sujeito a abrasão. Para metais puros, de mesma estrutura cristalina por exemplo, geralmente mostram uma proporcionalidade nos valores do módulo de elasticidade (E - Módulo de Elasticidade - Young's) e dureza (H) mantendo-se constante a relação E/H. Neste caso, a resistência ao desgaste abrasivo pode ser proporcional à dureza do material. Para ligas metálicas o módulo de elasticidade não varia significativamente, mas a dureza varia conforme o tipo de microestrutura e tratamento térmico (HUTCHINGS, 1992).

Neste sentido, a Figura 21 mostra o efeito do comportamento dos aços através da dureza e microestrutura na resistência à abrasão. Pode-se perceber, nesta figura, que na faixa de dureza entre 200 e 300 HV, a resistência ao desgaste relativa diminui dos aços austeníticos para os bainíticos, seguidos de perlíticos e martensíticos. Esse comportamento pode ser atribuído à influência do tipo de microestrutura no comportamento da deformação plástica durante o desgaste (BAYER, 2002).

Hutchings (1992) completa que o desgaste proporciona tensões superficiais mais severas do que no endurecimento por trabalho a frio, neste caso, não influenciando sobre a resistência à abrasão. Ao contrário disso, o aumento do teor de carbono, mesmo em condições de dureza semelhante, promove maior resistência à abrasão devido à parcela da microestrutura. As diferentes estruturas dos aços formadas com mesma dureza apresentam resistência ao desgaste distintas dependentes da ductilidade, ou seja, os aços austeníticos apresentam maior resistência ao desgaste com a mesma dureza do que os aços perlíticos ou bainíticos, enquanto que os aços martensíticos apresentam menor resistência. A menor ductilidade da martensita em comparação com a austenita favorece a deformação por microcorte à microsulcamento, o que leva a

**Figura 21 – Efeito da estrutura, tratamento térmico e teor de liga na resistência desgaste abrasivo de aços por partículas de alumina com 90  $\mu\text{m}$ .**



Fonte: Adaptado de Moore (1981 apud HUTCHINGS, 1992).

grandes frações de remoção de material. Os aços perlítico e bainítico mostram comportamento intermediário.

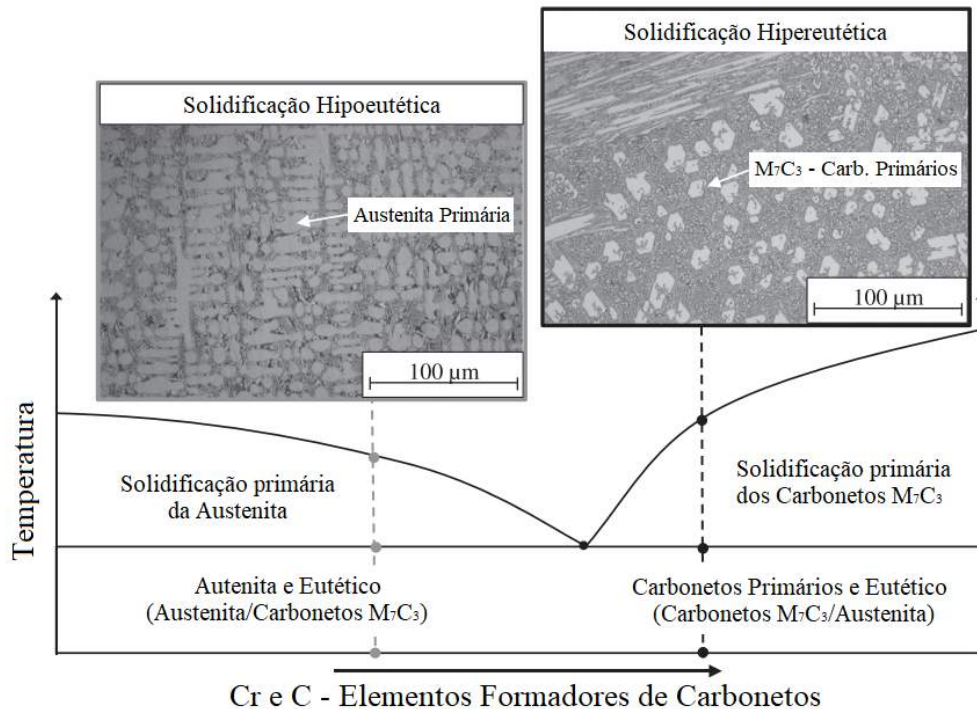
Porém, estruturas martensíticas são beneficiadas em relação a abrasão com a presença de austenita retida, pois dão ductilidade à superfície durante a deformação causada pelo desgaste por partículas duras (HUTCHINGS, 1992). Lembrando que a austenita retida somente se forma em aços com alto teor de carbono e sua proporção aumenta rapidamente com o aumento do teor de níquel e manganês (HUME ROTHERY, 1968).

Gregory e Bartle (1980), reafirmam a importância da microestrutura na resistência ao desgaste e complementam que fatores como segunda fase dura ou carbonetos duros são preponderantes na microestrutura para a melhoria da resistência ao desgaste em revestimentos. Fatores como composição da liga e ciclos térmicos influenciam na formação de distintos tipos de carbonetos, como  $\text{MC}$ ,  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$  e  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (LIMA; FERRARESI, 2009).

A microestrutura apresentada pelas ligas de Fe-Cr-C é dependente do percentual de Cr e C, geralmente são formadas por carbonetos eutéticos do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$  e austenita eutética, conforme mostra o diagrama da Figura 22. Para maiores teores de Cr e C, a microestrutura hipereutética se forma com carbonetos primários envolvidos por uma matriz de carbonetos eutéticos  $\text{M}_7\text{C}_3$  e austenita eutética. Para menores teores de Cr e C ou diluição elevada, onde o teor de Fe aumenta na composição do metal fundido derivado do metal de base, causando uma soli-

dificação hipoeutética. Neste cenário, a solidificação inicia formando austenita primária seguida do eutético de carbonetos  $M_7C_3$  e austenita (GÜNTHER *et al.*, 2018).

**Figura 22 – Formação da microestrutura de revestimentos com alto teor de Cr e C.**



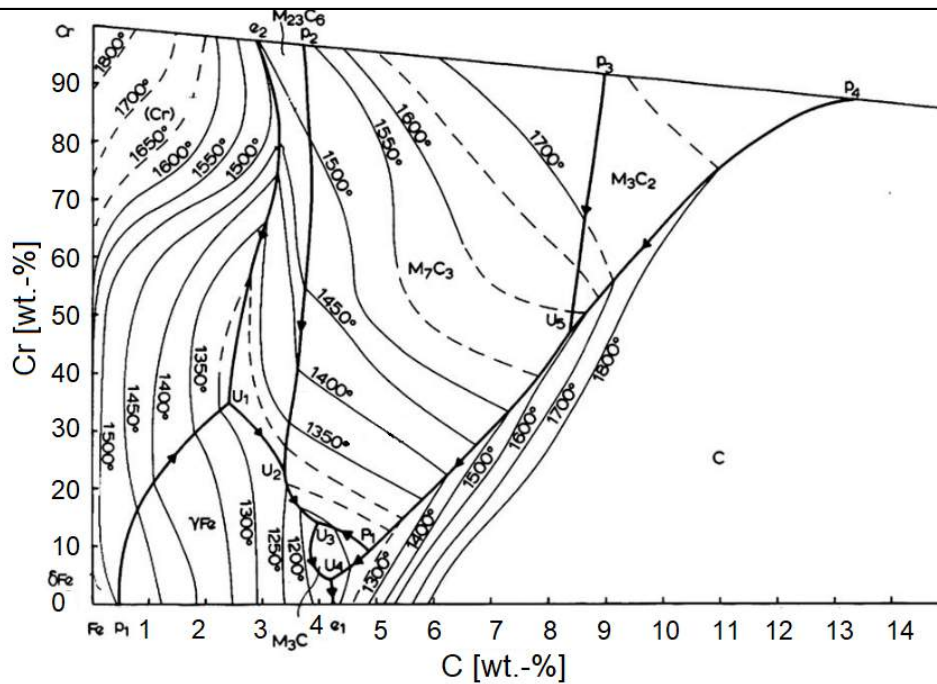
Fonte: Adaptado de Günther *et al.* (2018).

Entretanto, a composição simples para uma liga com teor de 4,3% carbono, a microestrutura eutética seria obtida (RUNDMAN, 1991). Porém, quando o metal de depósito do revestimento contém elementos de liga como alto teor de cromo, o comportamento do eutético muda.

No diagrama de microestrutura do sistema ternário Fe-Cr-C na temperatura acima da linha de fusão, que mostra a projeção “Liquidus” pela Figura 23, pode-se prever o tipo de microestrutura e carbonetos com base nos percentuais de cromo e carbono da liga. Neste caso, por exemplo, se a composição da liga for de 4% de carbono e o percentual de cromo estiver abaixo de 10%, a microestrutura poderá ser hipoeutética e para outra liga com os mesmos 4% de carbono, mas o percentual de cromo acima de 20%, provavelmente a microestrutura será hipereutética com solidificação primária de carbonetos  $M_7C_3$ .

A Figura 24 mostra a relação entre o eutético binário de carbono e cromo para o ferro fundido branco, pode-se perceber que a linha do eutético diminui linearmente com o aumento do teor de cromo (LU *et al.*, 2003). Esse comportamento se reflete pela Equação 8. Lv *et al.*

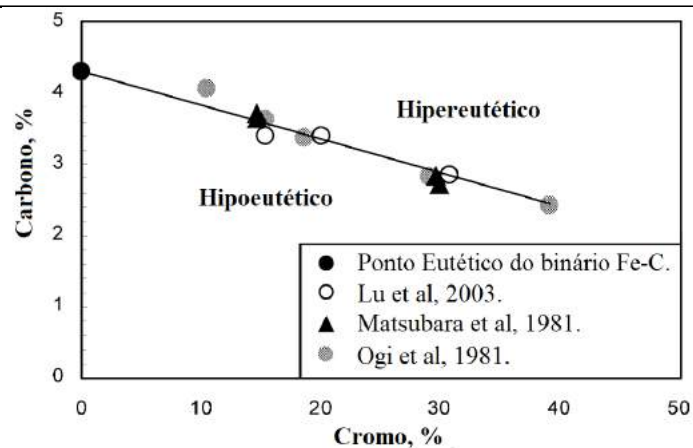
Figura 23 – Projeção “Liquidus” idealizada das propriedades microestruturais do sistema ternário Fe–Cr–C.



Fonte: Adaptado de Chang *et al.* (2010b).

(2012) também utilizaram esta relação para classificar a microestrutura considerando os teores de carbono e cromo como ponto eutético.

Figura 24 – Relação entre o eutético binário carbono e cromo para o ferro fundido de alto cromo.



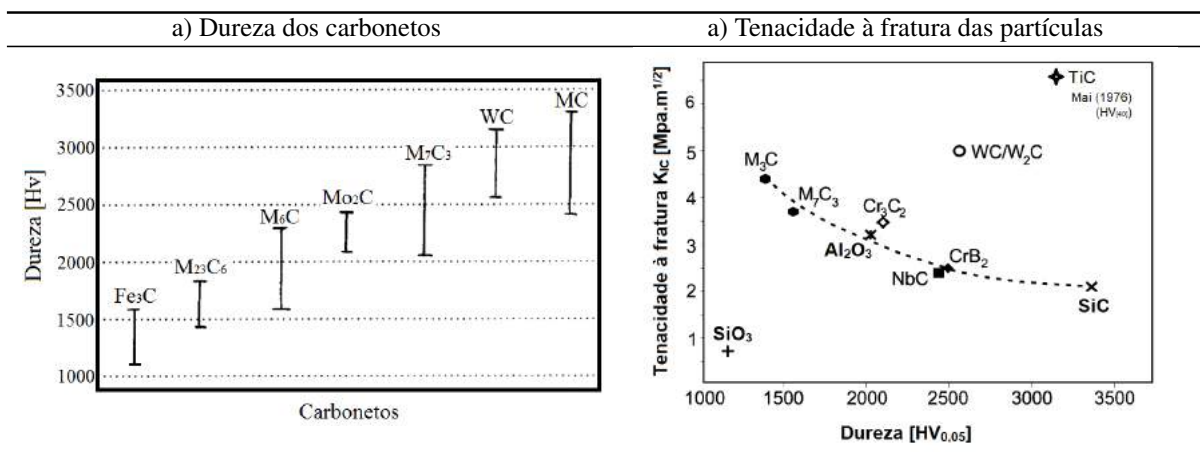
Fonte: Adaptado de Lu *et al.* (2003), (MATSUBARA *et al.*, 1981 apud LU *et al.*, 2003), (OGI *et al.*, 1981 apud LU *et al.*, 2003).

$$(\%C) + 0,0474 * (\%Cr) = 4,3 \quad (8)$$

Além da formação de carbonetos, o carbono é determinante para definição da microestrutura. Chang *et al.* (2009) verificaram que, em revestimentos hipereutéticos de Fe-Cr-C, o percentual de carbono influencia na fração volumétrica de fases duras de materiais com o mesmo percentual de elementos formadores de carbonetos. Foi verificado que materiais com maior percentual de carbono apresentam maior fração volumétrica de carbonetos, porém com tamanhos menores e materiais com menor percentual de carbono apresentam carbonetos primários de tamanho maior. Neste trabalho, os revestimentos que apresentaram maior percentual de carbono foram responsáveis por apresentar maior dureza devido à maior quantidade de carbonetos de  $(Cr,Fe)_7C_3$ .

Sano *et al.* (1992) realizaram experimento caracterizando superfície dos rolos de laminação fabricados em aço rápido de alto teor de carbono e mostraram, com a Figura 25 (a), a dureza de alguns carbonetos frequentemente encontrados. Além disso, a Figura 25 (b), conforme resultados de Berns (2003) e Mai (1976), mostra a tenacidade a fratura de alguns carbonetos presentes nas ligas de Fe-Cr-C, como os carbonetos de cromo ( $M_7C_3$ ), nióbio (NbC) e titânio, e de alguns abrasivos como  $SiO_2$  e  $Al_2O_3$  usados nesta tese.

Figura 25 – Dureza dos carbonetos.



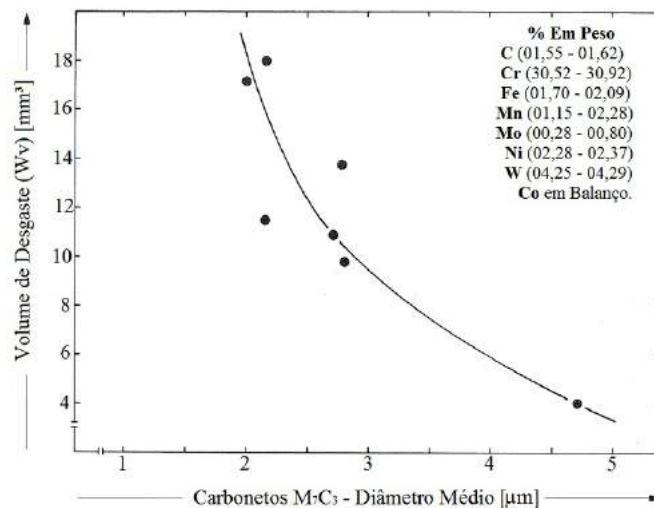
Fonte: Adaptado de Sano *et al.* (1992), Berns (2003) e Mai (1976).

Além da presença da fase dura, seu tamanho e fração volumétrica são importantes para colaboração na resistência ao desgaste abrasivo. Na Figura 26 pode-se perceber que o tamanho médio de carbonetos  $M_7C_3$  afetam o volume de desgaste abrasivo em revestimentos a base de cobalto no sistema tribológico do tipo roda de borracha e areia como abrasivo. Neste caso, nota-se que microestrutura composta por carbonetos de diâmetro menor apresentam maior volume de desgaste (SILENCE, 1978 apud ZUM GAHR, 1987).



Entretanto, ZUM GAHR (1987) afirma que a influência do tamanho do abrasivo no desgaste pode ser esperada quando a dureza do abrasivo está entre a dureza do matriz e do carboneto, e que partículas abrasivas em ligas metálicas contendo segunda fase dura dependem fortemente do tamanho e dureza do abrasivo (ZUM GAHR, 1998). Além disso, as partículas abrasivas grandes e duras causam aumento da perda de material em ligas com frações volumétricas crescentes de fases duras por causa do mecanismo de microtrincamento. Para abrasivos menores, o efeito é o oposto, uma vez que as fases duras podem parar o deslizamento dessas partículas abrasivas.

**Figura 26 – Influência do diâmetro médio de carbonetos  $M_7C_3$  no volume de desgaste.**



Fonte: Adaptado de Silence (1978 apud ZUM GAHR, 1987).

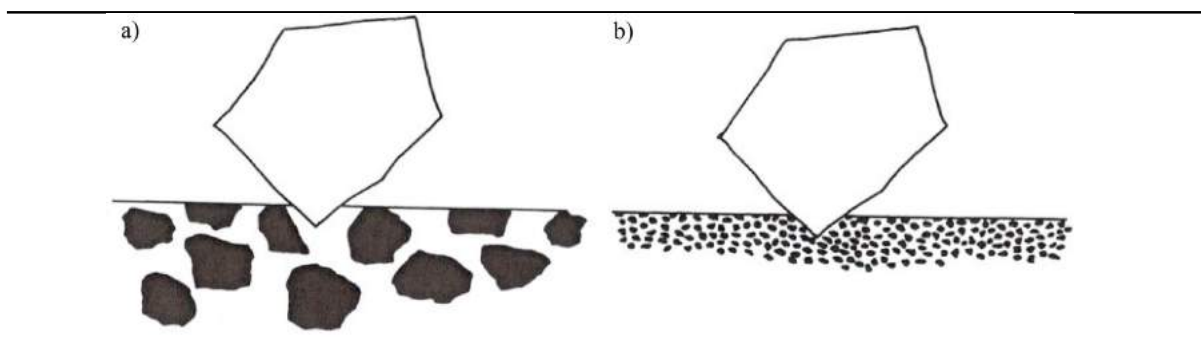
Em geral, o efeito da forma, do tamanho e fração volumétrica da fase dura no desgaste abrasivo afetam da razão entre a largura e profundidade do canal de desgaste para o tamanho da segunda fase, ou seja, a dureza do abrasivo e a carga atuante sobre ele vão determinar a magnitude do desgaste. Neste caso, para a microestrutura se defender da abrasão é necessário que a dureza da matriz seja moderada e tenha resistência à sustentação da segunda fase dura (ZUM GAHR, 1987).

Entretanto, é interessante que a microestrutura tenha a fração volumétrica e o tamanho da segunda fase adequados para que o caminho livre médio entre os carbonetos não permita que o abrasivo penetre mais na matriz retirando mais material (ZUM GAHR, 1987; HUTCHINGS, 1992).

Neste caso, pode-se perceber que para microestrutura com tamanho de carbonetos maiores, a fração volumétrica é menor e o caminho livre médio aumenta, conseqüentemente

aumenta o espaçamento entre os carbonetos possibilitando o abrasivo penetrar mais profundamente no material podendo aumentar o volume de desgaste (Figura 27 a). Porém, as microestruturas onde os carbonetos são muito pequenos o abrasivo irá simplesmente arrancá-lo da matriz (Figura 27 b). Então, é importante confeccionar microestruturas de acordo com o tipo de desgaste atuante no processo.

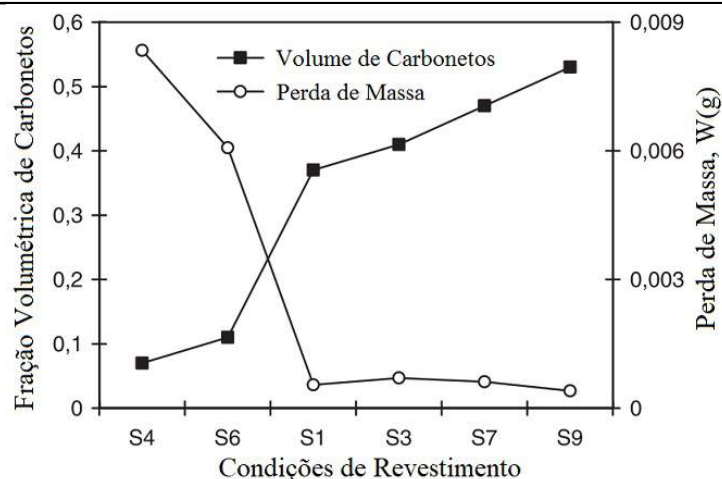
**Figura 27 – Ilustração do tamanho e da fração volumétrica dos carbonetos, baixa fração de carbonetos grandes (a) e alta fração de carbonetos pequenos (b).**



Fonte: Adaptado de Hutchings (1992).

Yilmaz (2006) faz uma relação entre a fração volumétrica de carbonetos com a perda de massa para revestimentos a base de Fe-Cr, Fe-Cr-C e WC, depositados na forma de pó metálico e sinterizados por *GTAW* sobre aço de baixa liga AISI 1018. Em seus estudos pode-se verificar, na Figura 28, que superfícies com baixa fração volumétrica de carbonetos com diâmetro médio de 3 a 4  $\mu\text{m}$  distribuídos uniformemente na matriz contribuem para o aumento do desgaste abrasivo.

**Figura 28 – Efeito da fração volumétrica de carbonetos na perda de massa.**



Fonte: Adaptado de Yilmaz (2006).

Ligas de alto teor de carbono do sistema Fe-Cr-C são conhecidas pela elevada resistência ao desgaste devido à sua característica de alta fração volumétrica de carbonetos rígidos e matriz adequada para sustentá-los. Estas ligas podem ser depositadas por processos à arco elétrico e sofrem grande influência dos parâmetros do processo na formação da microestrutura dos revestimentos (KORKUT *et al.*, 2002). Além do cromo e tungstênio, outros elementos são formadores de segunda fase dura e proporcionam à superfície características excelentes na resistência ao desgaste abrasivo. Na Tabela 3 são mostrados alguns elementos de liga formadores de carbonetos e seus efeitos na microestrutura.

**Tabela 3 – Efeito dos elementos químicos nas características da microestrutura do depósito.**

<b>Elemento</b>	<b>Efeito na microestrutura</b>
Carbono	Principal elemento na formação de carbetos Elemento endurecedor.
Cromo	Formador de carbetos $M_7C_3$ e $M_{25}C_6$ Aumenta a resistência à corrosão a quente Aumenta a resistência à oxidação Endurecimento por solução sólida Melhora a resistência à altas temperaturas.
Molibdênio	Formador de carbetos $M_5C$ Formador de composto intermetálico $Co_3M$ na presença de cobalto Endurecimento por solução sólida Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita. Produz maior profundidade de endurecimento. Contrabalança a tendência à fragilidade de revenido. Eleva a dureza a quente, a resistência à quente e fluência. Melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.
Nióbio	Forte formador de carbetos $MC$ e $M_6C$ Formador de composto intermetálico $Co_3M$ na presença de cobalto Endurecimento por solução sólida Produz tamanho de grão fino Aumenta a resistência em temperatura elevada
Tungstênio	Formador de carbetos $MC$ e $M_6C$ Formador de composto intermetálico $Co_3M$ na presença de cobalto Endurecimento por solução sólida Promove dureza e resistência à altas temperaturas.
Titânio	Formador de carbetos $MC$ Formador de composto intermetálico $Co_3Ti$ na presença de cobalto Formador de composto intermetálico $Ni_3Ti$ na presença de níquel Impede a formação de austenita em aços de alto Cr. Reduz a dureza martensítica e a endurecibilidade em aços ao Cr de Médio Cr.
Vanádio	Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refino do grão). Aumenta a endurecibilidade (quando dissolvido) Resiste ao revenido e causa acentuado endurecimento secundário.

**Fonte: Adaptado de Guthrie e Jonas (1993).**

Ao levar em consideração a obtenção de microestruturas com fases duras em revestimentos, Buytoz *et al.* (2005) utilizaram diferentes parâmetros de deposição e obtiveram a for-

mação de microestrutura hipoeutética e hipereutética, tendo como fator o teor de elementos do pó (64% Cr, 1.80% Si, 6.84% C e 26.84% Fe) e aporte térmico (12,1 à 14,3 kJ/cm). Neste caso, para maiores teores de Cr e C obtidos no revestimento depositados com baixo aporte térmico e maior quantidade de pó os autores obtiveram a microestrutura hipereutética.

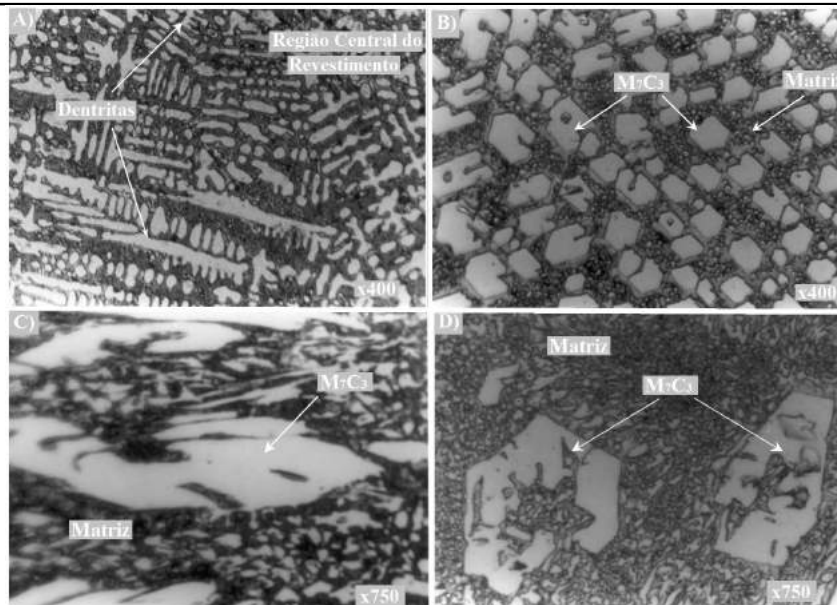
Korkut *et al.* (2002) também deram grande importância para a taxa de alimentação da liga durante a deposição, ou seja, com o aumento da velocidade de alimentação da liga e redução da densidade de energia podem resultar em uma fusão relativamente menor e promover a formação de microestruturas hipereutéticas com carbonetos primários  $M_7C_3$ . Estes resultados mostram que a diluição tem importante influência na formação da microestrutura em revestimento devido aos efeitos da composição do metal de base, composição do metal de revestimento e energia para o depósito.

Na Figura 29 pode-se visualizar uma microestrutura hipoeutética com dendritas de austenita obtida pelo depósito com alta concentração da liga e aporte térmico, derivada de uma baixa velocidade de deslocamento (a); matriz hipereutética composta por carbonetos  $M_7C_3$  obtidas com maior teor de liga e redução do aporte térmico gerado pela redução da velocidade de deslocamento (b); microestrutura hipereutética com carbonetos  $M_7C_3+M_3C_2$ , também obtidos com maior teor de liga porém menor aporte térmico que a condição anterior (c) e microestrutura hipereutética com carbonetos  $M_7C_3$  obtidos com aporte térmico e concentração da liga reduzidos (d), sendo estas as variáveis do experimento realizado. Segundo os autores, estas fases foram identificadas por espectroscopia de energia dispersiva de raio-X e a composição por EDS acoplado ao MEV.

Kuo *et al.* (2007) verificaram o efeito da microestrutura na resistência ao desgaste em revestimentos depositados com ligas contendo 5%, 7% e 9% de grafita e 95%, 93% e 91% de cromo, respectivamente, utilizando o processo *GTAW*. Com estes depósitos obtiveram microestruturas hipoeutéticas (a), eutéticas (b) e hipereutéticas (c) conforme é mostrado na Figura 30.

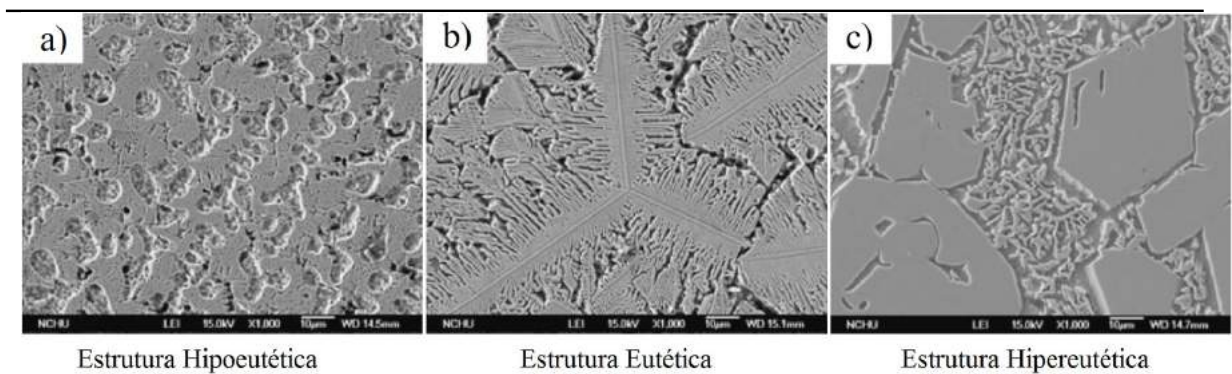
Nos resultados de Lima e Ferraresi (2009) observou-se uma matriz austenítica-martensítica bastante homogênea em todo o volume de depósito, com dureza variando de 627 a 681 HV. Além de carbonetos primários de titânio com dimensões variando de 25  $\mu\text{m}$  (nas regiões de interface com o metal de base) e 150  $\mu\text{m}$  próximos a superfície do cordão de solda. Estes resultados confirmam os descritos por Hutchings (1992) e Eyre (1978) onde a matriz martensítica apresenta faixa de dureza de 500 a 1010 HV e os carbonetos de titânio apresentam

Figura 29 – Microestrutura da liga Fe-Cr-C hipoeutética com dendritas de austenita (a), e microestrutura hipereutéticas formadas por carbonetos  $M_7C_3$  (b),  $M_7C_3+M_3C_2$  (c) e  $M_7C_3$  (d).



Fonte: Adaptado de Buytoz *et al.* (2005).

Figura 30 – Microestrutura hipoeutética (a), eutética (b) e hipereutética (c).

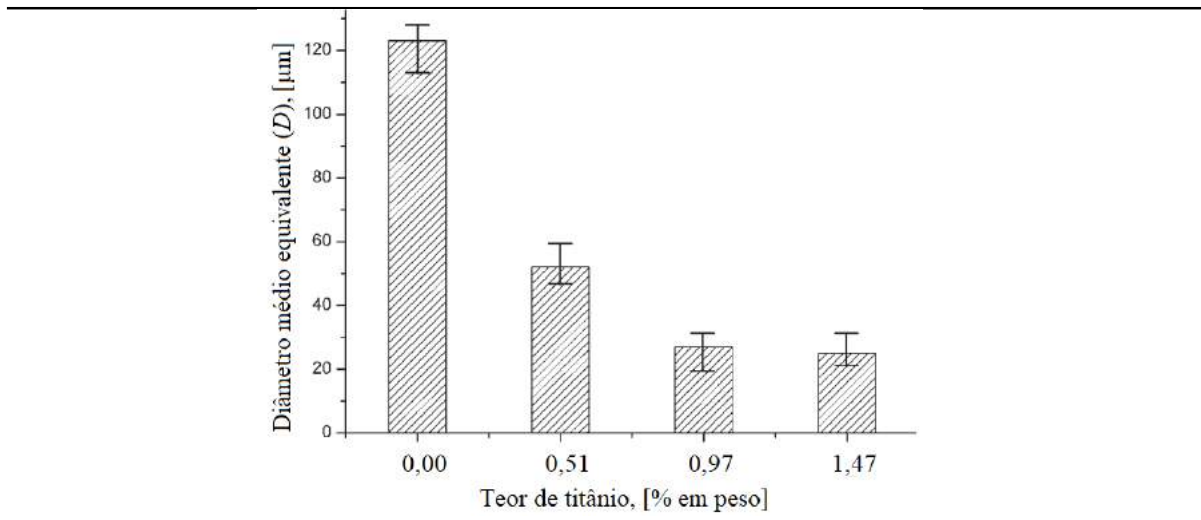


Fonte: Adaptado de Kuo *et al.* (2007).

faixa de dureza entre 2470 a 3200 HV e são importantes para aumentar a resistência à abrasão. Além disso, Huang *et al.* (2011) investigaram o efeito da adição de titânio em microestruturas hipereutéticas de ferro fundido branco. Os autores perceberam que a adição de titânio podem causar o refino dos carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , conforme mostra a Figura 31.

Entretanto, Chung *et al.* (2009) investigaram a adição de pó de titânio sobre lingotes de ferro fundido branco como inoculante para obter refino da microestrutura pelos carboneto grosseiros do tipo  $M_7C_3$  e perceberam que a adição de maiores teores de titânio provocou mudança da microestrutura de hipereutéticas para hipoeutéticas, devido à solicitação de grande quantidade de carbono para formar carbonetos de titânio. No caso extremo onde do teor de titânio foi

**Figura 31 – Efeito da adição de titânio no diâmetro de carboneto do tipo  $M_7C_3$ .**



Fonte: Adaptado de Huang *et al.* (2011).

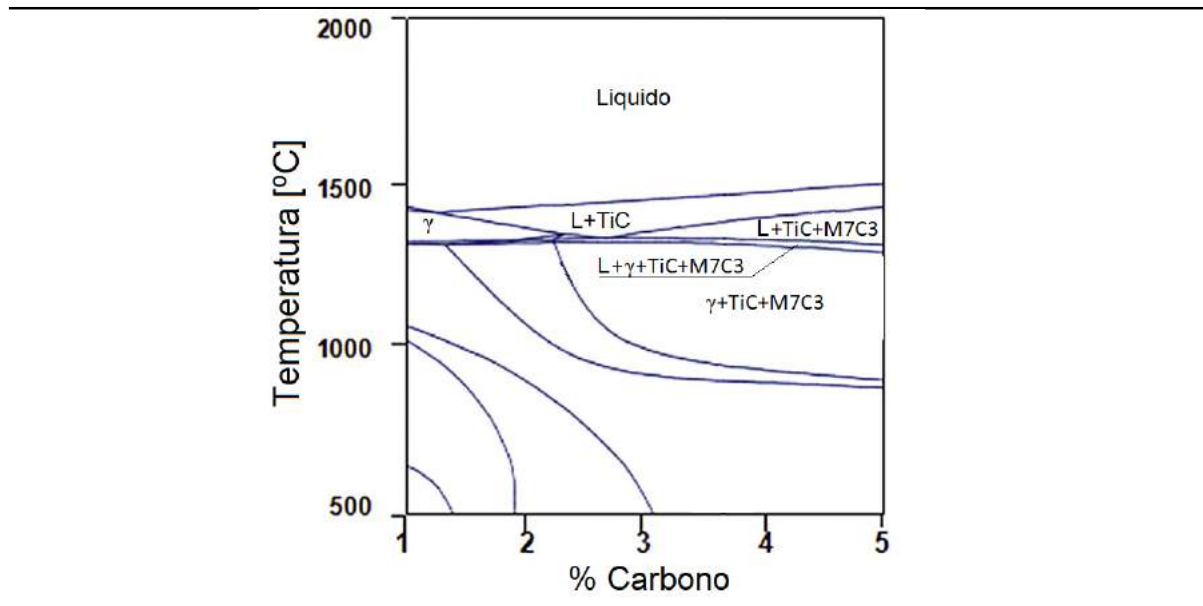
acima de 6% em peso, o esgotamento do carbono foi o precursor da mudança da microestrutura para hipoeutética, formando grande fração volumétrica de carbonetos de titânio, austenita e eutético ( $\gamma + M_7C_3$ ).

Do diagrama de microestrutura apresentado na Figura 32 mostra a sequência de solidificação para uma liga do sistema Fe-Cr-C-Ti, onde partículas de carbonetos de titânio iniciam preferencialmente a solidificação, seguido da formação de carbonetos primários (se o teor de carbono for maior do que 2,7% e o teor de cromo deve ser suficiente para formar carbonetos primários  $M_7C_3$ ) ou austenita (se o teor de carbono for menor do que 2,7%); por fim, ocorre a formação do eutético ( $\gamma + M_7C_3$ ) (LIU *et al.*, 2017).

Em microestruturas hipoeutéticas de ferro fundido branco com teor de cromo em 6 % e carbono em 2,5% em peso, Bedolla-Jacuinde *et al.* (2005) adicionaram teores de titânio até 2% (em peso) em um forno de indução preparado e perceberam que os carbonetos de titânio foram responsáveis por nuclear a austenita proeutética e, também, pela redução do carboneto eutético  $M_7C_3$ , causando aumento na dureza devido ao reforço da matriz pelas partículas de TiC e pelo refinamento da microestrutura.

Com relação à influência da austenita, estudando ligas a base de Fe-Cr-C, Lee *et al.* (1996) verificaram que à medida em que a fração de austenita aumenta na matriz, a tenacidade aumenta substancialmente enquanto que a resistência ao desgaste permanece razoavelmente constante. Além de que a austenita retida causa a transformação induzida da austenita para martensita pela deformação durante o desgaste abrasivo (TOTTEN *et al.*, 2003).

Figura 32 – Diagrama de microestrutura para a liga do sistema Fe-Cr-C-Ti.



Fonte: Adaptado de Liu *et al.* (2017).

Zhi *et al.* (2008) realizaram experimentos semelhantes aos de Bedolla-Jacuinde *et al.* (2005), mas obtiveram como resultados ferro fundido com microestruturas hipereutéticas. Os autores adicionaram teores de titânio até 1,47% (em peso) e os teores de carbono e cromo foram em torno de 4% e 20% (em peso), respectivamente. Como resultado, obtiveram refino significativo dos carbonetos  $M_7C_3$  e a diminuição do tamanho e da fração volumétrica destes carbonetos com o aumento gradual do teor de titânio.

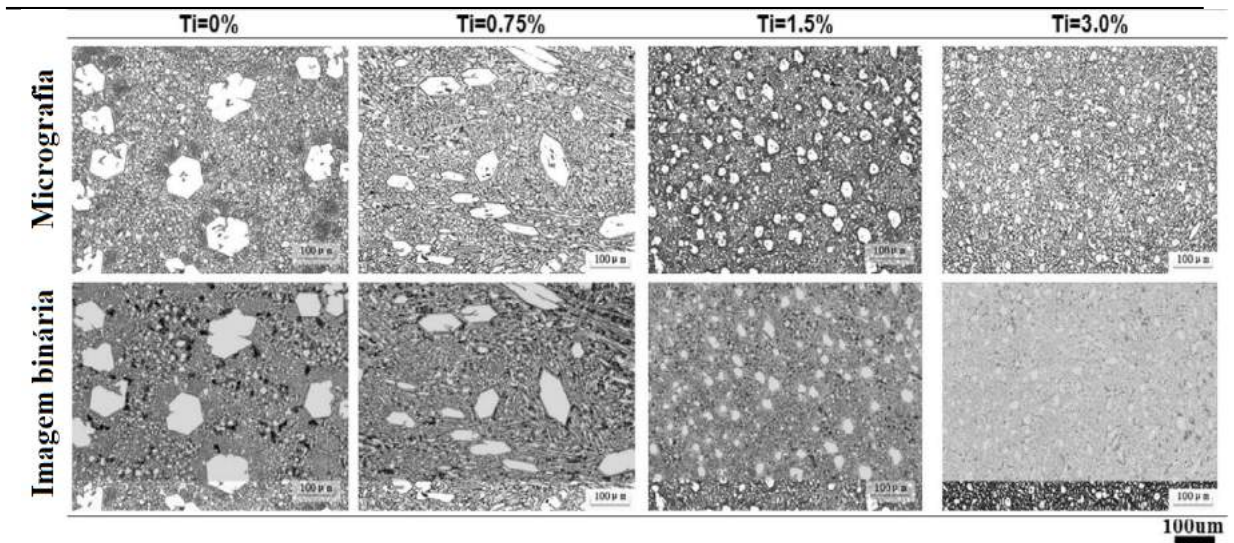
No mesmo sentido, Liu *et al.* (2012) também obtiveram como resultado o refino da microestrutura dos ferros fundidos de alto teor de cromo com a adição de diferentes teores de titânio. A Figura 33 mostra o refino dos carbonetos  $M_7C_3$  com a adição de até 3% de titânio. Com isso, os autores perceberam a redução na fração volumétrica e da resistência ao desgaste.

### 3.2.4 Mecanismos de desgaste em revestimento duro

Após a explanação da teoria do Capítulo 3.1.1 - Mecanismo de Desgaste Abrasivo, mecanismos atuantes em revestimentos depositados por processos à arco elétrico como microsulcamento, microcorte e microtrincamento serão mostrados através da discussão de resultados de estudos por alguns pesquisadores.

Para acontecer o microsulcamento, o mecanismo deve ser controlado por deformação plástica em materiais dúcteis, podendo ou não ocorrer a remoção do material dependendo da

Figura 33 – Efeito da adição de titânio no refinamento de carboneto do tipo  $M_7C_3$ .



Fonte: Adaptado de Liu *et al.* (2012).

angulosidade do abrasivo. Coronado *et al.* (2009) mostram, através da Figura 34, os mecanismos de desgaste atuantes em ligas de Fe-Cr-C com percentual de Ti de 0,18% (a) e 4,66% (b), ensaiados com abrasômetro roda de borracha. Os autores verificaram o microsulcamento como mecanismo predominante, porém os sulcos são menores para percentuais de Ti maiores, apresentando maior resistência ao desgaste abrasivo devido à grande quantidade de carbonetos de Ti distribuídos uniformemente pela matriz.

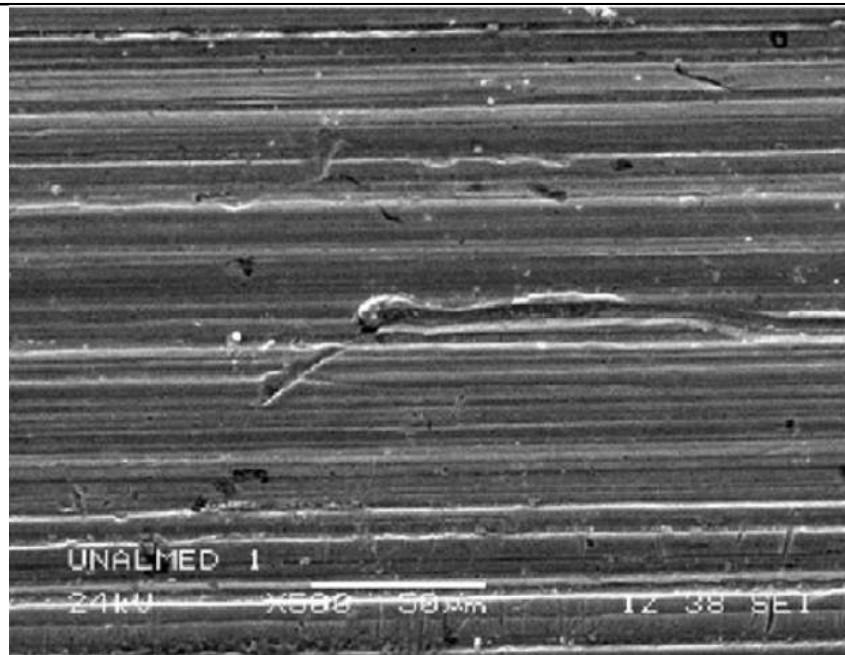
Experimentos de Buchely *et al.* (2005) também utilizaram abrasômetro tipo roda de borracha para caracterizar seus revestimentos depositados por eletrodos revestidos com composição rica em cromo, tungstênio e carbonetos complexos. Os autores perceberam a diminuição da perda de massa com o aumento do número de camadas de revestimentos para os eletrodos rico em Cr e carbonetos complexos, além de observar trincas no depósitos em segunda camada para os eletrodos ricos em Cr. A Figura 35 mostra a ocorrência do mecanismo de microsulcamento com deformação plástica nos revestimentos ricos em tungstênio (Figura 35 a) e cromo (Figura 35 b).

Conforme visto anteriormente, quando a dureza do abrasivo é alta, o mecanismo de desgaste pode ser controlado por fratura frágil. Buchely *et al.* (2005) mostram, Figura 36, a fratura de um carboneto primário do tipo MC rico em tungstênio (W), enquanto que carbonetos do tipo  $M_6C$  rico em tungstênio absorvem a alta deformação plástica causada pelo abrasivo (Figura 35 a).

Um fator que deve se considerar para diferenciar a severidade do desgaste é a relação

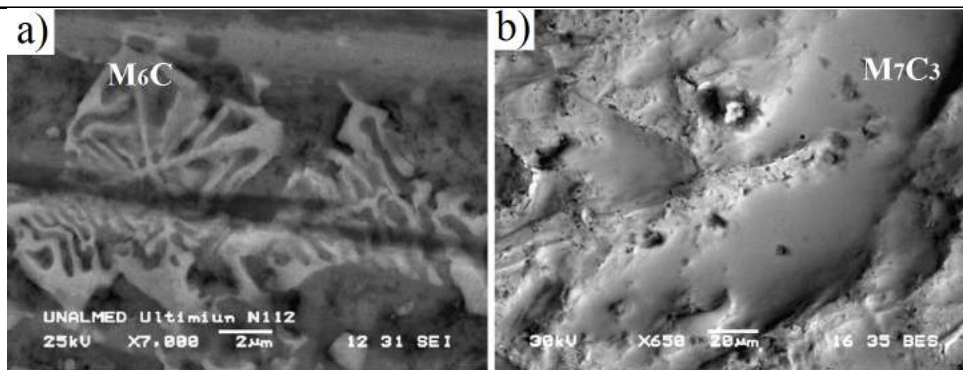


Figura 34 – Mecanismo de desgaste com aspecto de microsulcamento.



Fonte: Adaptado de Coronado *et al.* (2009).

Figura 35 – Deformação plástica em carbonetos do tipo  $M_6C$  de revestimento rico em tungstênio (a) e efeito de interrupção do corte do abrasivo por carboneto  $M_7C_3$  de revestimento rico em cromo (b).

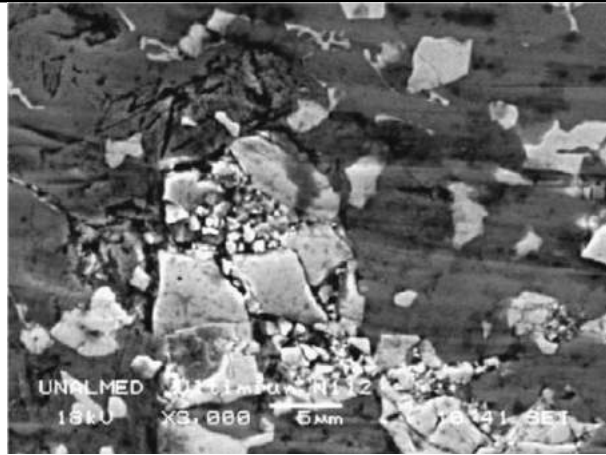


Fonte: Adaptado de Buchely *et al.* (2005).

de dureza entre a matriz e o abrasivo  $H/H_a$ , considerando-se o sistema de classificação proposto por Gates (1998) a abrasão severa ocorrerá quando o parâmetro  $H/H_a$  for menor do que 0,8 possibilitando que os abrasivos causem riscos na matriz e a abrasão moderada quando esse parâmetro for maior que este valor onde o abrasivo é suficientemente duro para riscar a matriz.

Uma investigação realizada por Pintaude *et al.* (2009) utilizando os ferros fundidos dúctil, multicomponente e de alto cromo, além dos aços 1070 e 52100 para verificar mecanismos de desgaste através de ensaio pino-sobre-disco. Nestes ensaios foram selecionados abrasivos de modo a obter taxas de desgaste que corresponde a abrasão moderada e severa. Foi possível

**Figura 36 – Mecanismo de desgaste por fratura de carboneto primário rico em tungstênio.**



**Fonte: Adaptado de Buchely *et al.* (2005).**

perceber mecanismo de microriscamento nos materiais que apresentaram relação  $H/H_a$  menor que 0,8, ou seja, abrasão severa. Outra consideração pode ser feita com relação a transição entre a abrasão moderada e severa são os valores de coeficiente de atrito, os valores de coeficiente de atrito acima de 0,5 apresentam abrasão severa e para valores abaixo de 0,5 pode-se esperar abrasão moderada.

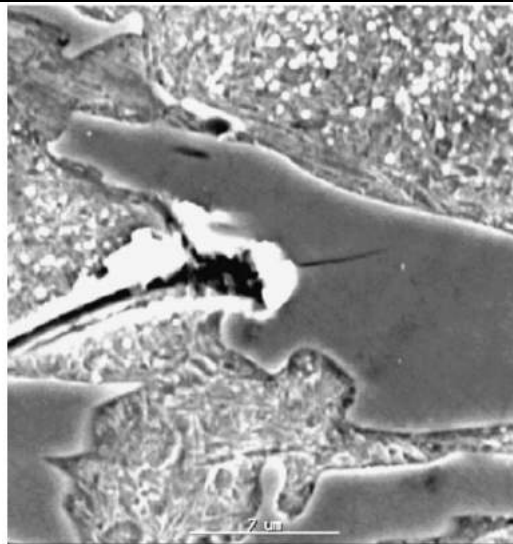
O mecanismo de desgaste microriscamento depende muito do tipo de matriz e da fração volumétrica de carbonetos duros, ou seja, os efeitos do microriscamento é minimizado quando se testa materiais com considerável fração volumétrica de carbonetos duros e matriz mais resistente que dá suporte para os carbonetos.

Em trabalhos realizados por Albertin e Sinatora (2001), foram avaliados os efeitos da fração volumétrica de carbonetos e da microestrutura no desgaste de esferas de ferro fundido testados em laboratório utilizando moinho de bolas. Nestes experimentos foram utilizados ferro fundido com variação nas frações volumétricas de carbonetos entre 13 a 41% e realizado tratamentos térmicos com o objetivo de produzir matriz martensítica, perlítica e austenítica para avaliação da resistência ao desgaste. Como abrasivo foram utilizados hematita, fosfato e quartzo durante os testes com moinho de bolas. Posteriormente foram extraídos corpos de prova no formato de pinos para realizar testes denominados pino-sobre-disco utilizando como abrasivo Alumina e Sílica. Foi possível verificar que as amostras com fração volumétrica de 30% apresentaram perdas de volume diferentes para as matrizes testadas, a martensita apresentou as menores perdas de volume para todos os abrasivos testados com o moinho de bolas.

A Figura 37 mostra um carboneto protegendo a superfície do ferro fundido da ação do

abrasivo, foi possível verificar que o carboneto apresentou sustentação suficiente para bloquear um abrasivo de quartzo. Os autores também verificaram que o aumento na fração volumétrica melhorou a resistência ao desgaste para os abrasivos de hematita e rocha de fosfato, porém para o abrasivo de quartzo foi observado o efeito contrário. Este comportamento pode ser explicado através da dureza do abrasivo, que faz com que a matriz seja desgastada pela redução da sustentação do carboneto e causando a quebra e o arrancamento dos carbonetos (ALBERTIN; SINATORA, 2001).

**Figura 37 – Riscos da partícula de quartzo na superfície polida de ferro fundido causando trinca em um carboneto.**



**Fonte: Adaptado de Albertin e Sinatora (2001).**

Por final, para se identificar os mecanismos de desgaste abrasivo deve-se conhecer as propriedades do material e as características do sistema tribológico em que a superfície está exposta.

### 3.3 FORMAS DE OBTENÇÃO DE DADOS DE ABRASÃO

Existem diversas formas de obter resultados de desempenho de superfícies metálicas quanto a abrasão por testes em equipamentos de laboratório. Neste trabalho optou-se por utilizar dois ensaios que possibilitam entender o comportamento tribológico do revestimento e escala macro e microscópicas.

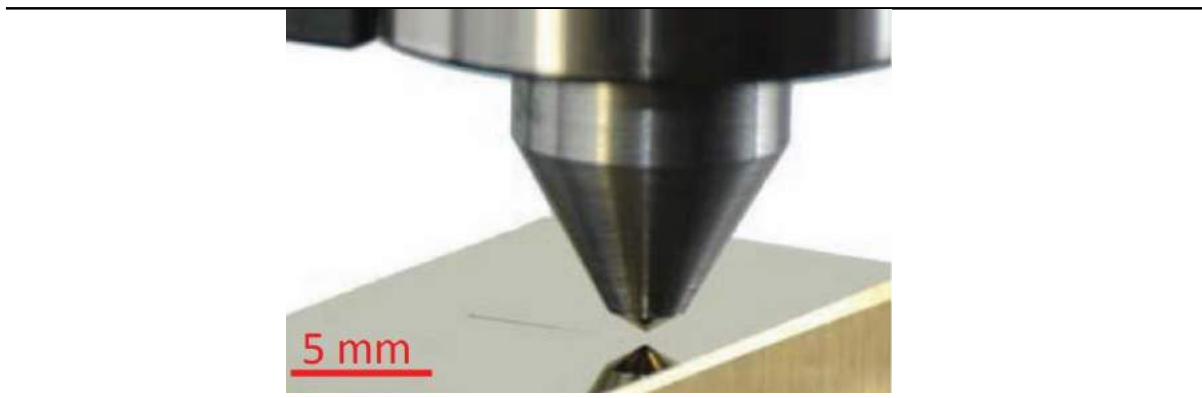
Para isso, as normas ASMT G171 (*Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus*) e ISO 26424:2008 (*Determination of the abrasion resistance*

*of coatings by a micro-scale abrasion test*) foram usadas orientar os ensaios de riscamento linear com carga progressiva e microabrasão, estas normas foram detalhadas a seguir, por ser de interesse para a utilização neste trabalho.

### 3.3.1 Ensaios de dureza ao risco - riscamento

A Norma ASTM-G171 (2017) estabelece um método de teste padrão para determinar a dureza ao risco de materiais usando um penetrador de diamante. Este ensaio é caracterizado pela produção de um risco em uma superfície sólida pela movimentação constante de uma ponta de diamante com geometria definida sob uma carga e velocidade constante, conforme pode ser observado na Figura 38.

**Figura 38 – Sistema de medição de dureza ao risco.**



**Fonte: Adaptado de Akono e Ulm (2014).**

A largura média produzida pelo penetrador de diamante do tipo *Rockwell C*, com diâmetro da ponta de 200  $\mu\text{m}$ , é usada para calcular os valores de dureza ao risco ( $H_s$ ) quando se utiliza a Equação 9. Para este cálculo,  $W$  é a carga normal do penetrador e  $w$  é a largura resultante do riscamento.

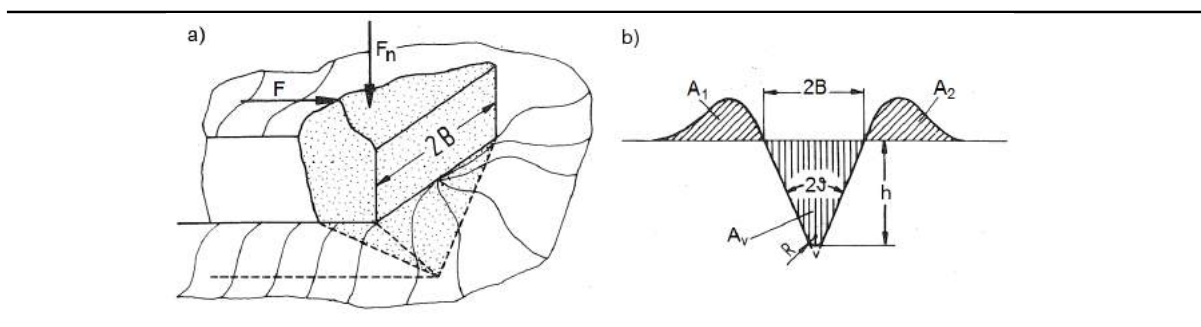
$$H_s = \frac{8 * W}{\pi * w^2} \quad (9)$$

Além disso, este ensaio, que também pode ser chamado de riscamento linear, possibilita determinar os mecanismos de desgaste através das geometrias geradas pelo risco. Para obter estes dados, pode-se utilizar a técnica de interferometria óptica de luz branca para medir as áreas do canal deformado ou de corte e das bordas do sulco. A relação de áreas do risco e de deformação das bordas podem determinar os mecanismos de remoção de material. Mas para isso,

Akono e Ulm (2014) ressaltam a importância da preparação correta da amostra, como eliminar qualquer contaminação da superfície, para evitar imprecisão na obtenção das informações.

A Figura 39 (a) mostra um desenho esquemático em perspectiva da atuação do penetrador na superfície do material, o sulco formado e as bordas deformadas. A Figura 39 (b) representa a seção transversal da amostra, onde  $A_v$  é a área do sulco e  $A_1$  e  $A_2$  são as áreas de material deslocado para as bordas do sulco por deformação plástica pelo penetrador duro. Estas áreas são utilizadas para definir o fator  $F_{ab}$  pela Equação 10 (ZUM GAHR, 1987).

**Figura 39 – Esquema da atuação do penetrador na superfície do material (a); e áreas do canal de gerado e as bordas de deformação (b).**



Fonte: Adaptado de ZUM GAHR (1987).

$$F_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v} \quad (10)$$

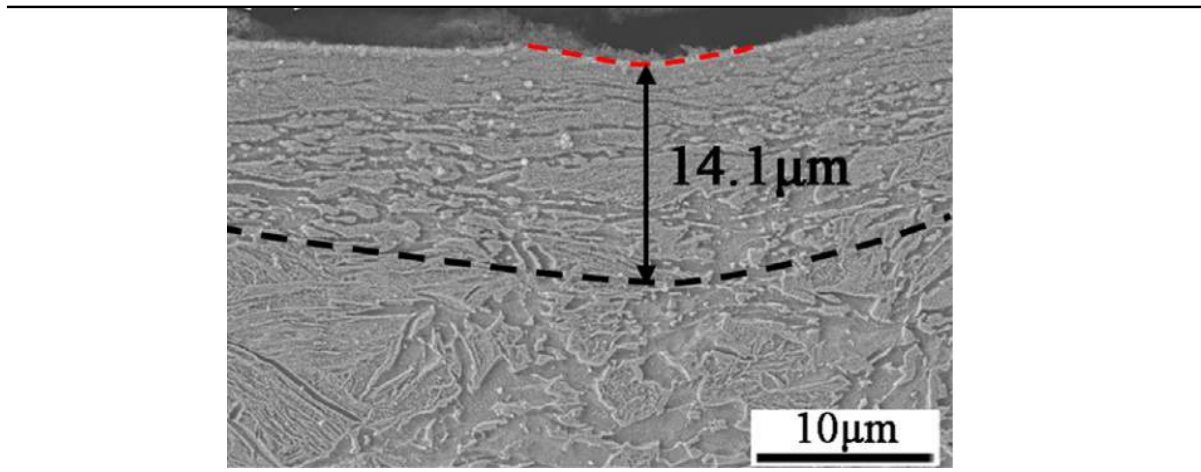
ZUM GAHR (1987) fez uma relação entre o fator  $F_{ab}$  com os mecanismos de remoção de material por abrasão e concluiu que, se o resultado do fator  $F_{ab}$  for:

- $F_{ab} = 0$ , ocorre a presença de microsulcamento puro;
- $F_{ab} = 1$  ocorre a presença de microcorte puro;
- $F_{ab} > 1$  ocorre em materiais frágeis com a predominância de microtrincamento e é possível apenas pela remoção de grandes fragmentos da superfície.

Mas é importante analisar alguns pontos antes de definir qual o mecanismo atuou no desgaste do sistema tribológico. É importante verificar a possibilidade de deformação do material abaixo do risco, conforme observado por Xu *et al.* (2015), o que leva a interpretação errônea dos mecanismos se defini-lo apenas pelo valor de  $F_{ab}$ . Estes autores (XU *et al.*, 2015) mediram a espessura da camada endurecimento por trabalho das trilhas de desgaste de 5 tipos de microestruturas (ferrítica, martensítica, ferrítica + martensítica, ferrítica + martensítica + austenita retida

e austenítica) por meio de um novo risco e verificaram a deformação sob a trilha de desgaste que pode ser vista na Figura 40.

**Figura 40 – Microestrutura ferrítica-martensítica da trilha de desgaste deformada por vários passes do penetrador de diamante e o risco final com micro-penetrador.**



Fonte: Adaptado de Xu *et al.* (2015).

A Figura 41 (a) mostra um resultado do ensaio de riscamento obtido por Franco e Sinatora (2017) de um aço AISI 1070 na condição de acabamento polido. O fator  $F_{ab}$  para esta amostra foi de 0,23 (predominantemente microsulcamento), conforme pode ser visto pela curva de interferometria óptica mostrado na Figura 41 (b). Porém os autores fazem uma crítica importante com relação as medidas de interferometria sem contato, pois deformações na forma de cavaco fazem com que o equipamento considere o vazio abaixo do cavaco como área de deformação levando a interpretações errôneas. Um esquema foi apresentado na Figura 41 (c) para mostrar este detalhe de medição imprecisa.

Neste sentido, deve se levar em consideração não apenas o fator  $F_{ab}$ , mas também imagens da superfície do risco, além das características de ensaio (como carga aplicada e ângulo de ataque o penetrador) e das propriedades dos materiais utilizados (como dureza e tenacidade).

No sentido de mensurar a quantidade de desgaste, O coeficiente de desgaste específico ( $K$ ) é calculado pela equação de Archard (Equação 11):

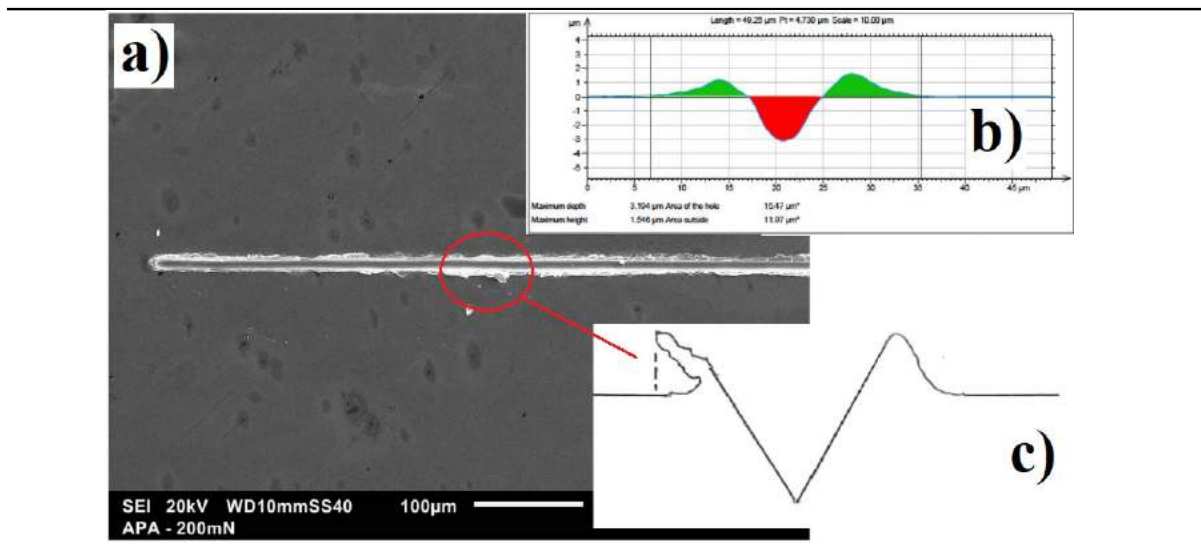
$$K = \frac{Q}{W * L} \quad [mm^3/N.mm] \quad (11)$$

$Q$  é o volume total de detritos produzidos [ $mm^3$ ];

$K$  é o coeficiente de desgaste específico [ $mm^3/N.mm$ ];

$W$  é a carga normal total [N];

**Figura 41 – Ensaio de riscamento no aço AISI 1070 polido (a), dados de interferometria óptica (b) e uma crítica para determinação do mecanismo de desgaste.**



Fonte: Adaptado de Franco e Sinatora (2017).

$L$  é a distância deslizante [mm];

### 3.3.2 Ensaios de microabrasão

No início da década de 90 do século passado, Kassman *et al.* (1991) propuseram um novo método para verificar a qualidade mecânica de revestimentos de pequena espessura, determinando a resistência à abrasão em escala micrométrica através das dimensões da cratera desgastada durante o ensaio. Basicamente, este método consistia na formação de uma cratera utilizando o equipamento comercial GATAN modelo 656 (*Precision Dimple Grinder*) com um disco cortado do centro de uma esfera de aço. A cratera era produzida pelo contato rotativo deste disco com a amostra que também estava em rotação e na interface era adicionado uma pasta de diamante, como elemento abrasivo.

A partir deste princípio, alguns pesquisadores foram aprimorando o ensaio de microabrasão e a caracterização da área da cratera, doravante, a norma ISO 64242 foi elaborada para normatizar os conceitos de ensaio (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996; KUSANO *et al.*, 2004; ALLSOPP *et al.*, 1998; KASSMAN *et al.*, 1991; KUSANO; HUTCHINGS, 2005).

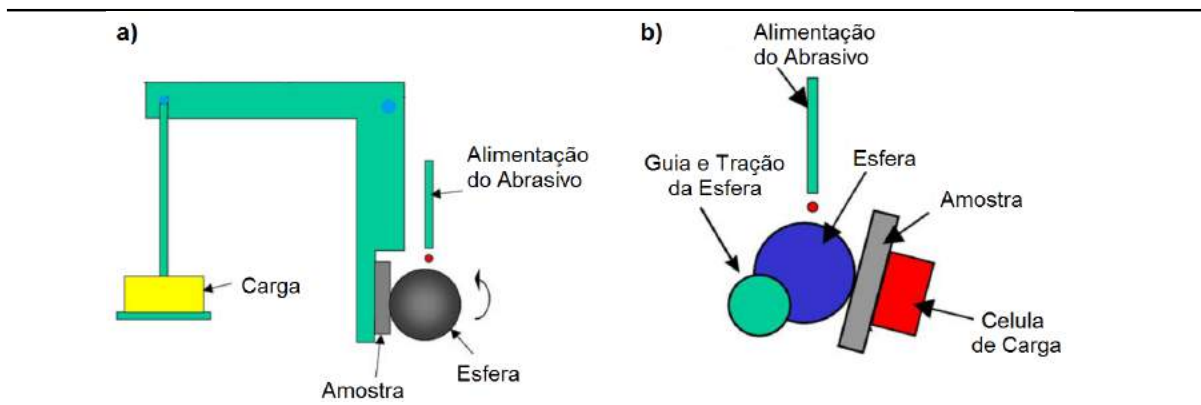
Atualmente o ensaio de microabrasão, ou ensaio de abrasão em micro escala, é geralmente empregado em superfícies com revestimentos finos por gerar desgaste com profundidade relativamente pequena, mas vem sendo usado para revestimentos espessos (SILVA *et al.*, 2011), a Norma ISO 26424 (2008) descreve duas situações de ensaio onde a perfuração do revesti-

mento ocorre e outra considerando revestimentos mais espessos.

O princípio de funcionamento consiste na formação de uma depressão de desgaste gerada por uma esfera sobre a superfície da amostra e é adicionado uma pasta contendo o abrasivo na interface de desgaste. A Norma ISO 26424 (2008) recomenda que a esfera seja de aço endurecido AISI 52100, porém devem ser preparadas para o ensaio com um tratamento de condicionamento de 300 rotações sob condições de teste realizando a preparação em 5 orientações diferentes.

A Norma ISO 26424 (2008) prevê duas condições para a disposição da esfera: no primeiro caso, a esfera pode ser fixa no eixo acoplado ao motor de tração, assim como mostra o esquema da Figura 42 (a); no outro caso, a esfera pode estar livre e apoiada ao eixo de tração como mostra a Figura 42 (b).

**Figura 42 – Sistemas de ensaio para medição de resistência à abrasão em micro escala do tipo esfera fixa a um eixo (a) e esfera livre (b).**



Fonte: Adaptado de Gee *et al.* (2005).

Com este ensaio é possível determinar a taxa de desgaste e a abrasividade das partículas, além da espessura do revestimento e avaliar o comportamento do desgaste sob corrosão. Diversos pesquisadores estudaram o comportamento de revestimentos na resistência à abrasão em micro escala. Nestes estudos, diversas foram as variáveis estudadas e estão listadas pela Norma ISO 26424 (2008), como: a rotação, carga, material e rugosidade da esfera; vazão, concentração e distribuição de tamanho da partícula abrasiva, além da configuração do equipamento podendo ser com esfera livre (*free-ball*) ou esfera fixa (*fixed-ball*).

Gant e Gee (2011) enfatizam que as características da superfície das esferas desempenham um papel crítico na abrasão, ou seja, os resultados de abrasão para uma esfera lisa e sem condicionamento podem não ser variáveis devido à dificuldade de arrastamento da lama abrasiva.



A partir de uma equação equivalente a de Archard, Equação 12, e uma equação aproximada de volume de desgaste, Equação 13, pode-se chegar na equação do coeficiente de desgaste específico, Equação 14.

$$Q = K * L * W \quad [mm^3] \quad (12)$$

$$Q \approx \frac{\pi * b^4}{64 * R} \quad [mm^3] \quad (13)$$

$$K = \frac{\pi * b^4}{64 * R} * \frac{1}{S * W} \quad [mm^3/N.m] \quad (14)$$

Sendo,

Q = volume de desgaste [mm<sup>3</sup>];

k = Coeficiente de desgaste específico [mm<sup>3</sup>/ N.m];

b = diâmetro da cratera [mm];

R = raio da esfera [mm];

L = comprimento de deslizamento [mm];

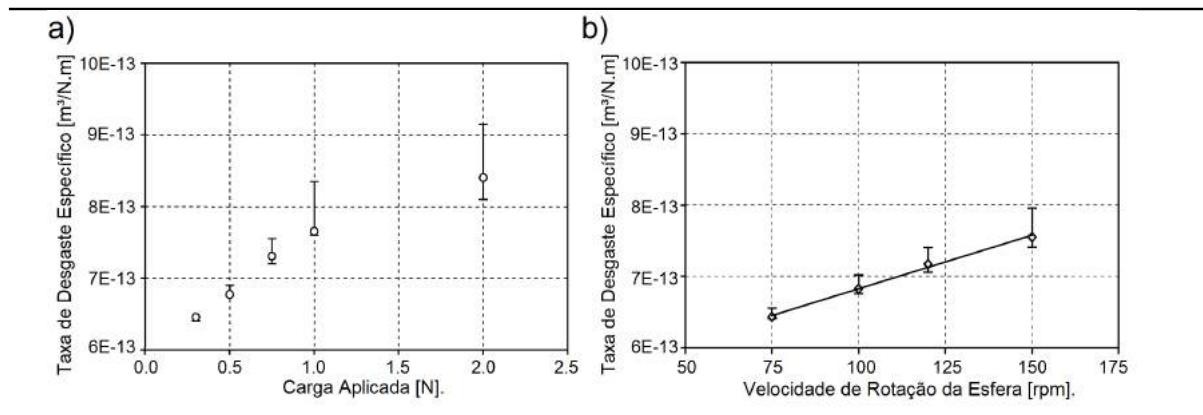
W = carga aplicada [N].

Bose e Wood (2005) avaliaram a resistência à abrasão em duas superfícies duras revestidas pelo processo Deposição Química em fase Vapor (CVD) utilizando diamante e carbetto de boro (fase B<sub>13</sub>C<sub>2</sub>) como revestimento. Algumas condições de ensaio foram estudadas por microabrasão como concentração da lama abrasiva, efeito da carga e velocidade de rotação da esfera, neste caso a esfera girou entre uma velocidade de 30 e 150 rpm e a carga aplicada foi entre 0,25 à 2 N sob uma concentração sólida variável de 0,35 à 0,7 g/ml de abrasivo de SiC com tamanho 4,5 à 6 μm.

A Figura 43 (a) mostra a variação da taxa de desgaste (k) em função da carga aplicada na esfera sobre o revestimento de carbetto de boro para uma distância de deslizamento entre 7,85 e 54,95 m com velocidade constante da esfera de 75 rpm e concentração de 0,5 g/ml da lama abrasiva. E a Figura 43 (b) mostra a variação de k para o revestimento de carbetto de boro em função da velocidade da esfera entre 75 e 150 rpm para uma carga de 0,3 N e concentração de 0,5 g/ml da lama abrasiva.

O autor sugere que em baixas cargas aplicadas a distância de deslizamento pouco influencia a variação de erro (desvio padrão) nos valores da taxa de desgaste, enquanto que a variação de k tende a aumentar em cargas mais elevadas. O mesmo comportamento pode ser

**Figura 43 – Variação de  $k$  para o revestimento de carbeto de boro em função da carga aplicada (a) e velocidade da esfera (b) entre 75 e 150 rpm para uma carga de 0,3 N e concentração de 0,5 g/ml da lama abrasiva.**



**Fonte: Adaptado de Bose e Wood (2005).**

visto em relação a velocidade de rotação da esfera, ou seja, em ensaios realizados com baixas rotações,  $k$  varia menos do que em ensaios realizados com rotações mais elevadas. Estas afirmações foram feitas com base nos ensaios em camadas de revestimento de carbeto de boro depositado por CVD.

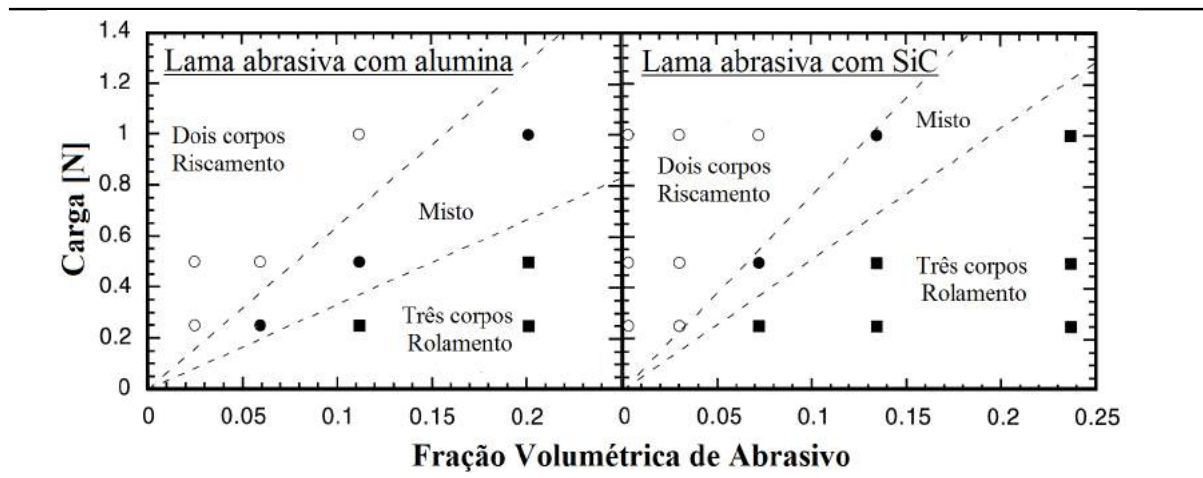
Para materiais macios, Allsopp *et al.* (1998), Trezona e Hutchings (1999) Gee *et al.* (2003) relatam que podem ocorrer o embutimento de partículas abrasivos na região central da cratera de desgaste onde a pressão do contato é maior podendo causar redução do desgaste.

Além disso, Trezona *et al.* (1999) avaliaram a transição entre o modo de desgaste em diversas condições de ensaios em microabrasão com esfera fixa. A Figura 44 mostra no mapa de desgaste as regiões de desgaste por rolamento, riscamento e uma região de transição onde o modo misto de desgaste é obtido para lama abrasiva de alumina e SiC.

As condições de ensaio foram a carga e a concentração de abrasivo para partículas com tamanho médio entre 4,25 e 4,97  $\mu m$ . Para altas concentrações de abrasivo e carga baixa a configuração de desgaste apresenta-se à três corpos e para baixas concentrações de abrasivo e carga maior, abrasão a dois corpos é encontrada. Porém diferentes regiões de abrasão mista podem ser encontradas para lama abrasiva de alumina e SiC. A Figura 45 mostra a característica das superfícies que apresentam mecanismos de desgaste três-corpos e dois-corpos.

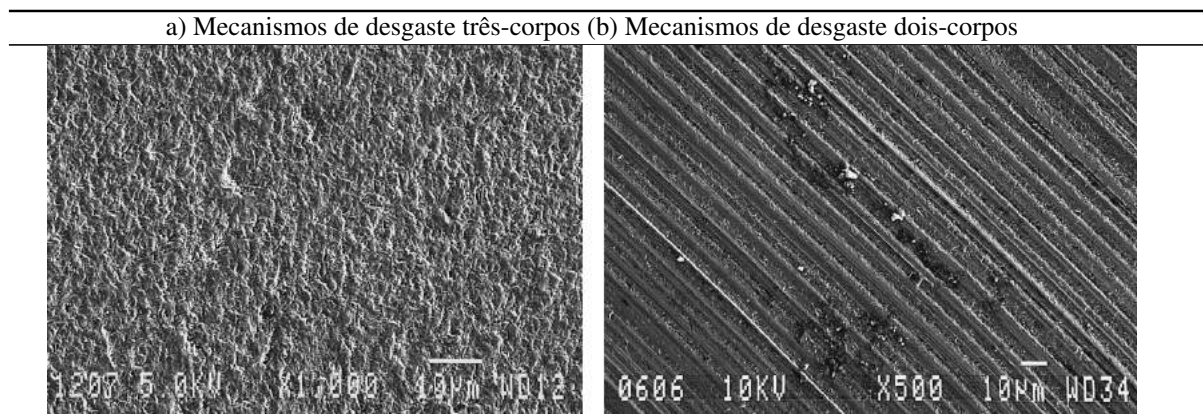
Jones (2005) observara uma característica interessante na superfície desgastada nos ensaios de microabrasão do aço ferramenta utilizando o abrasivo SiC e cargas acima de 1 N. Analisando as micrografias microscopia óptica que, inicialmente pareciam apresentar riscamento como mecanismo de desgaste. Porém, com uma análise utilizando MEV, foi observado

Figura 44 – Efeito da concentração e carga do abrasivo no modo de desgaste para lama abrasiva de alumina e SiC de tamanho médio de aproximadamente  $4,5 \mu\text{m}$  e esfera fixa.



Fonte: Adaptado de Trezona *et al.* (1999).

Figura 45 – Característica das superfícies que apresentam mecanismos de desgaste três-corpos (a) e dois-corpos (b) para o ensaio de microabrasão.

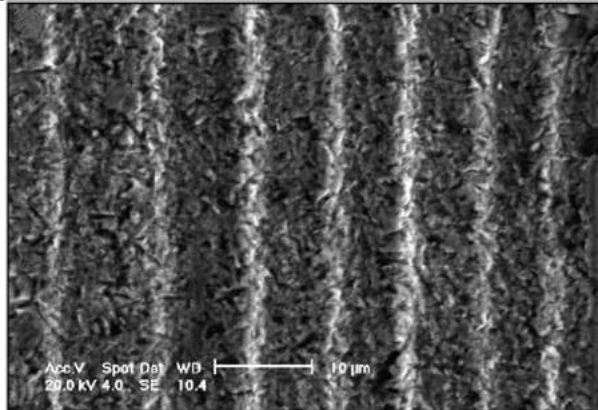


Fonte: Adaptado de Trezona *et al.* (1999).

formação de cristas com morfologia de desgaste por rolamento. Neste sentido, é importante uma análise correta e de qualidade da superfície para identificar os mecanismos de desgaste. Além disso, os autores não conseguiram produzir mecanismos de desgaste a dois corpos, mesmo com o aumento da carga e concluíram que para isso acontecer, deve-se utilizar baixas concentrações na lama abrasiva e/ou esfera macia.

Em relação a dureza do abrasivo com a dureza da matriz e do segunda fase dura, Colaço e Vilar (2003) submeteram superfícies de materiais compósitos de Fe-Cr-C-Nb com diferentes frações volumétricas de partículas duras de nióbio a ensaios de microabrasão utilizando como abrasivo partículas de diamante. A fabricação da superfície foi realizada pela fusão por laser de diferentes percentuais de nióbio na forma pó. Como resultados, a segunda fase dura formada pe-

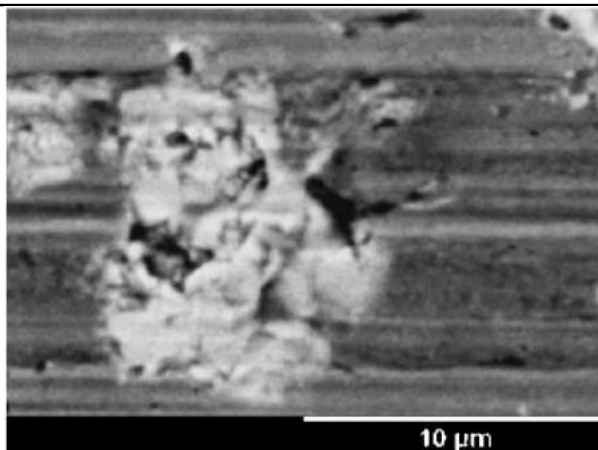
**Figura 46 – Característica do mecanismo de rolamento com formação de cristas para microabrasão.**



**Fonte: Adaptado de Jones (2005).**

los carbonetos de nióbio foram fraturados pelas partículas de diamante, conforme pode ser visto na Figura 47. Porém, o aumento da fração de carbonetos proporcionou um aumento da dureza do revestimento a partir do percentual de 15% de NbC. Neste sentido, os autores concluíram que o efeito do aumento da fração de volume dos carbonetos podem atuar de duas formas antagônicas, ou seja, ao mesmo tempo que a resistência ao desgaste aumenta com a dureza causada pelo aumento da fração volumétrica dos carbonetos, a fratura destes carbonetos podem aumentar a perda de volume quando a dureza do abrasivo é maior que a dureza da segunda fase.

**Figura 47 – Carboneto de nióbio fraturado por abrasivos de diamante.**



**Fonte: Adaptado de Colaço e Vilar (2003).**

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 MATERIAIS

Neste trabalho foram estudadas características de fabricação de cordões e metalúrgicas dos revestimentos. Para a obtenção das amostras, foi utilizado o processo *GTAW* como fonte de energia para a fusão do metal de adição e a deposição combinada de dois diferentes arames foi realizada simultaneamente de forma mecanizada durante cada passe, para fabricar os cordões e revestimentos. O processo utilizado visa obter uma camada com baixos valores de diluição, para reduzir a influência da composição do metal de base.

Como material de adição, foram utilizados 4 tipos de arames tubulares ( $\varnothing 1,6$  mm) do sistema Fe-Cr-C com adição de elementos distintos formadores de carbonetos, tendo como característica revestimentos com boa resistência ao desgaste abrasivo. Os arames (eletrodos) utilizados para o depósito foram denominados pela abreviação da nomenclatura comercial, que segue:

- **Ti** = ESAB OK TubroDur **TiC** DIN 8555 / MF-6-GF-55-GP
- **68** = UTP AF LEDURIT **68** DIN 8555 / MF-10-GF-65-GR
- **60** = UTP AF LEDURIT **60** DIN 8555 / MF-10-GF-60-GR
- **70** = UTP AF LEDURIT **70** DIN 8555 / MF-10-GF-70-GRTZ

No Anexo B, Figura 153, foi apresentado um resumo da norma DIN 8555 para identificar as respectivas nomenclaturas.

O metal de base para os depósitos foi o aço *AISI* 1020, por ser um aço de fácil soldabilidade, forjabilidade e tenacidade com baixo custo, fabricado em chapas laminadas com 6 mm de espessura e cortado com 200 mm x 150 mm. A composição química dos arames tubulares e do metal de base pode ser vista na Tabela 4 e Figuras 149, 150, 151 e 152, do Anexo A. Além disso, a Tabela 4 mostra um somatório teórico dos elementos de liga para cada arame, sendo esta informação relevante para determinar o percentual médio total dos elementos na mistura entre os arames no revestimento.

A combinação dos arames foi elaborada para obter revestimentos com microestruturas hipoeutética e hipereutética. Para a previsão da microestrutura dos revestimentos foram utili-

**Tabela 4 – Composição química dos arames tubulares e do metal de base.**

Arame	Composição Química (%)											$\sum$ % Liga
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Nb	B	Ti	Fe	
Ti <sup>1</sup>	2,00	0,40	1,00	6,5	1,10	-	-	-	-	6,00	Bal.	17,00
68 <sup>1</sup>	3,41	1,05	0,29	17,88	-	-	-	3,06	-	-	Bal.	25,63
60 <sup>1</sup>	3,34	0,82	0,31	27,00	0,03	-	0,01	-	0,31	-	Bal.	31,83
70 <sup>1</sup>	4,56	0,57	0,25	19,00	6,11	0,67	1,53	5,50	-	-	Bal.	38,05
AISI 1020 <sup>2</sup>	C - 0,17/0,23			Mn 0,30/0,60			P <sub>máx</sub> - 0,04		S <sub>máx</sub> - 0,05		Fe - 99,08/99,53	

Fonte: Adaptado de <sup>1</sup> “Certificado de Qualidade” e <sup>2</sup> “MATWEB (2018)”.

zados os dados de %C e %Cr na Equação 8 (página 62) e os resultados foram compilados na Tabela 5. Além disso, foram apresentadas informações sobre a combinação dos arames para cada depósito, a microestrutura prevista e a composição química total da mistura, além do percentual médio de cromo e carbono da mistura.

**Tabela 5 – Composição química equivalente do eutético binário carbono-cromo e microestrutura prevista para as combinações do depósito.**

Depósito	Composição Química (%)			Eutético = 4,3% C (%C)+0,0474(%Cr)	Microestrutura prevista
	%C Médio	%Cr Médio	$\sum$ % Liga		
Ti - 70	3,28	12,75	27,53	3,88	Hipoeutética
60 - 68	3,37	22,44	28,73	4,44	Hipereutética
68 - 70	3,98	18,44	31,84	4,86	Hipereutética
60 - 70	3,95	23,00	34,94	5,04	Hipereutética

Fonte: Adaptado de “Certificado de Qualidade”

A escolha dos arames e a combinação entre eles foi realizada para obter microestruturas com valores %C<sub>médio</sub> da mistura abaixo de 4,3 %C (eutético). Além disso, considerando os valores do binário eutético C-Cr, a combinação resultou em 3,88 % para para o depósito Ti-70 com microestrutura prevista hipoeutética e para os demais revestimentos a microestrutura prevista foi hipereutética, com o valor acima de 4,3 % para o binário eutético de Cr-C. As combinações com valores de C-Cr acima do eutético (4,3%C) foram escolhidas para obter microestruturas hipereutéticas com frações volumétricas de elementos formadores de segunda fase diferentes entre si.

Para a manutenção do arco elétrico, proteção do eletrodo não consumível e poça de fusão, foi utilizado gás argônio e o eletrodo não consumível utilizado foi de tungstênio com adição de 2% de lantânio e  $\varnothing$ 3,2 mm.

Para preparação metalográfica da seção transversal dos cordões e revestimentos foram utilizados materiais como: discos diamantados (granulometrias: #600, #800 e #1200), pano para polimento, alumina em suspensão e pasta diamantada para polimento manual das amostras,

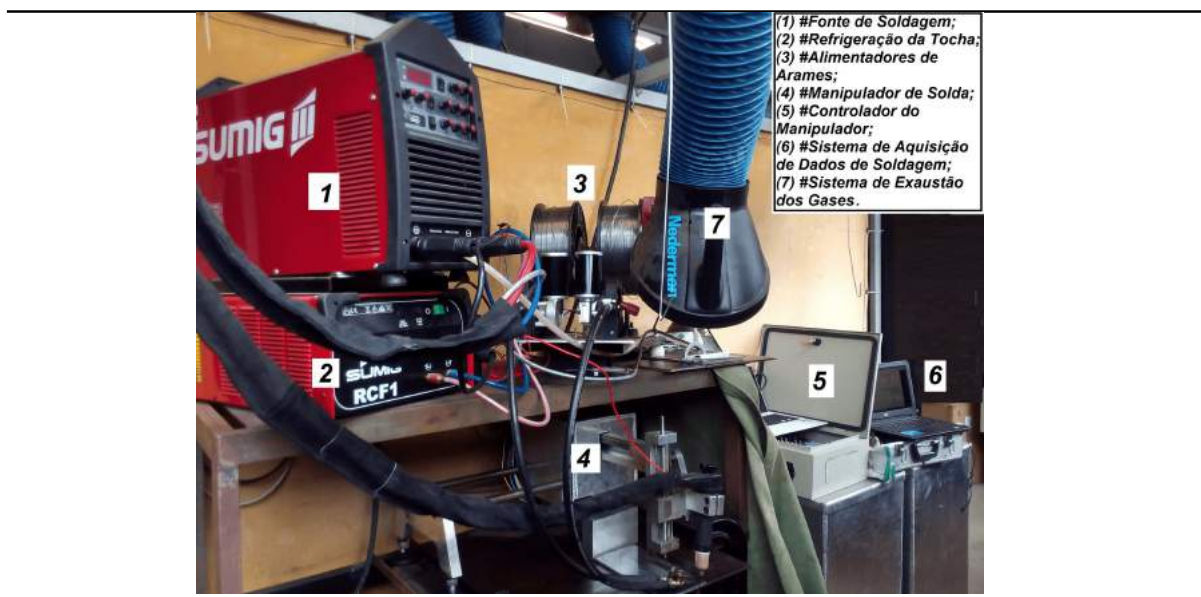
reagente Marbel e HCl para a revelação da microestrutura.

Para os ensaios de microabrasão foi utilizado lama abrasiva em solução com água destilada contendo partículas de  $\text{SiO}_2$  e lama abrasiva de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , para o contato com a amostra foi utilizado esferas de aço AISI 52100 com diâmetro de 25,4 mm. Para o ensaio de riscamento linear foi utilizado um penetrador de diamante do tipo HRc com raio da ponte de 200  $\mu\text{m}$ .

#### 4.2 EQUIPAMENTOS

Neste trabalho foram depositados cordões únicos e cordões sobrepostos lateralmente para formar camadas de revestimentos. Para isso, foi montado um posto de trabalho composto pela fonte de energia com refrigeração da tocha, sistema de mecanização da tocha, sistema de aquisição de dados de deposição e sistema de alimentação automático dos arames, conforme pode ser visto na Figura 48.

**Figura 48 – Posto de trabalho para deposição dos cordões e revestimentos, composto por fonte, alimentadores e arames e sistema de deslocamento da tocha.**



Fonte: Do autor.

A fonte de energia para a deposição utilizada foi do processo *GTAW* denominada Lion 300 operando, em alguns casos, com corrente contínua polaridade direta (DCEN) e, em outros, com corrente pulsada.

A tocha refrigerada foi montada para a utilização de eletrodo não consumível de  $\varnothing 3,2$  mm utilizando difusor de gás do tipo *Gas Lens* e bocal cerâmico de N° 8, a abertura do arco foi por alta frequência e acionamento manual distante da tocha.

Um sistema de aquisição de dados de soldagem denominado SAP – V4Ti fez a leitura dos valores de: vazão de gás, velocidade de alimentação dos arames, tensão e corrente instantâneas aplicada nos ensaios através de sensores do equipamento.

Devido à alta frequência para a ignição do arco elétrico, foi acoplado na fonte de energia um filtro de alta tensão e frequência para a aquisição dos sinais de elétricos, fabricado pela empresa IMC Soldagem. Estas medições foram efetuadas a cada segundo durante aproximadamente 30 a 50 segundos, dependendo da velocidade de deslocamento.

O deslocamento da tocha foi realizada por um manipulador, construído no Laboratório de Soldagem do Instituto Federal de Santa Catarina Campus Jaraguá do Sul - Rau, que comanda a velocidade de deslocamento no sentido longitudinal e transversal para a formação dos cordões e das camadas de revestimento.

O corte das amostras foi realizados por um equipamento eletroerosão a fio, denominado Agie Charmilles SP1, utilizando um fio de molibdênio com 0,2 mm de diâmetro. A preparação inicial das amostras foi realizada em uma retificadora plana, denominada Mello, com um rebolo de SiC.

A preparação metalográfica foi realizada em um equipamento de lixamento e polimento de amostras denominado Fortel, utilizando discos diamantados e pano de polimento com alumina em suspensão e/ou pasta de diamante.

Com o equipamento microdurômetro denominado Microhardness Tester modelo FM-800, foram efetuados ensaios de microdureza nos cordões e revestimentos.

Os estudos metalográficos foram realizados utilizando um equipamento estereoscópio, denominado STEMMI modelo 2000-C, para obtenção das imagens macroscópicas e um microscópio óptico, denominado NEOPHOT 32, para imagens microscópicas.

A geometria dos cordões foi analisada por imagens tratadas com auxílio do *software Image Pro Plus*<sup>®</sup>, para obtenção dos valores de largura, reforço e penetração do cordão.

Foi utilizado um *software Minitab*<sup>®</sup> 17 para efetuar o *Design of Experiments*, com este *software* foi obtido o delineamento dos experimentos, e com os resultados, foi possível comparar a relação entre as variáveis e obter as equações de modelamento.

As imagens de MEV foram realizados em um equipamento denominado Carl Zeiss, modelo EVO MA 15, equipado com detector EDS Oxford X-Max. A caracterização das fases foram obtidas pelo equipamento Difratômetro de Raios-X Shimadzu, modelo XRD-7000.

Para a caracterização dos revestimentos quanto a microabrasão foi utilizado o equi-



pamento desenvolvido pelo laboratório do IFSC, conforme Apêndice I. A dureza ao risco foi obtida com ensaios de riscamento utilizado o equipamento tribômetro modelo CETR-UMT (*Comprehensive Materials Testing for Mechanical Tribological Properties*), do fabricante Bruker. Os perfis das calotas de desgaste e dos riscos foram analisadas utilizando o equipamento de interferometria de luz branca para medição em 3D, sem contato, denominado *Talysurf CCI Lite Non-contact 3D Profilometer* fabricado pela Taylor Hobson.

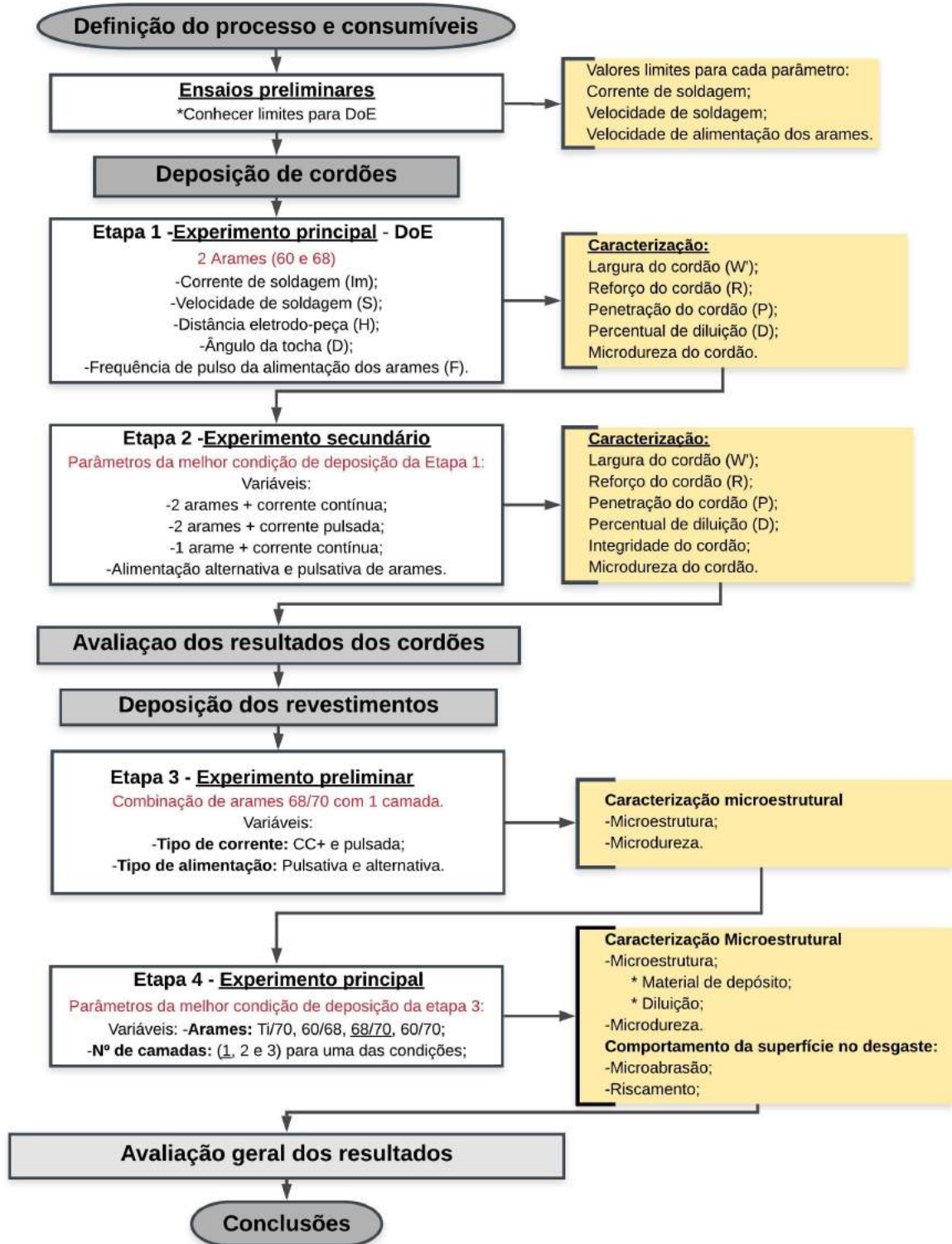
#### 4.3 MÉTODO DE TRABALHO

Esta tese foi estruturada em duas fases e cada fase foi composta por 2 etapas:

- Na primeira fase foram realizadas a deposição de cordões com processo *GTAW* para análise microestrutural, definição de parâmetros de deposição, configuração de posicionamento da tocha e parâmetros de alimentação dos arames para obtenção de cordões com geometria que proporcione menor diluição. Para esta etapa, foi realizado um *DOE* do tipo composto central fracionário para o delineamento dos experimentos devido ao grande número de fatores (5) e níveis (5) (1° etapa). Na segunda etapa, foram depositados cordões utilizando corrente pulsada e contínua, alimentação alternativa e pulsativa dos arames para avaliar a geometria do cordão, diluição e microdureza. Além disso, um cordão com arame único foi depositado com o objetivo de avaliar a taxa de deposição em relação a quantidade de arames.
- A segunda fase foi caracterizada pela deposição de revestimentos com o processo *GTAW* com dupla alimentação de arames usando os parâmetros selecionados pela fase anterior. Na 3° etapa, foram caracterizados os revestimentos quanto à microestrutura e microdureza resultantes dos parâmetros de deposição: corrente contínua e corrente pulsada, e alimentação alternativa e pulsativa destes arames. Ao final, na 4° etapa, foram depositados revestimentos com quatro diferentes combinações de arames, utilizando os parâmetros de deposição das amostras que obtiveram os melhores resultados durante as caracterizações realizadas na 3° etapa, conforme mostrado no fluxograma a Figura 49. Neste caso, foram caracterizados os efeitos da diluição obtida pela quantidade de camadas, a microestrutura obtida pela combinação de arames, resistência à abrasão e mecanismos de desgaste resultantes dos ensaios de microabrasão e riscamento.

A Figura 49 apresenta de forma esquemática o roteiro das atividades detalhando os experimentos e caracterizações que compõe a organização de execução do trabalho.

Figura 49 – Organização das etapas de realização experimental e de caracterização das amostras para este trabalho.



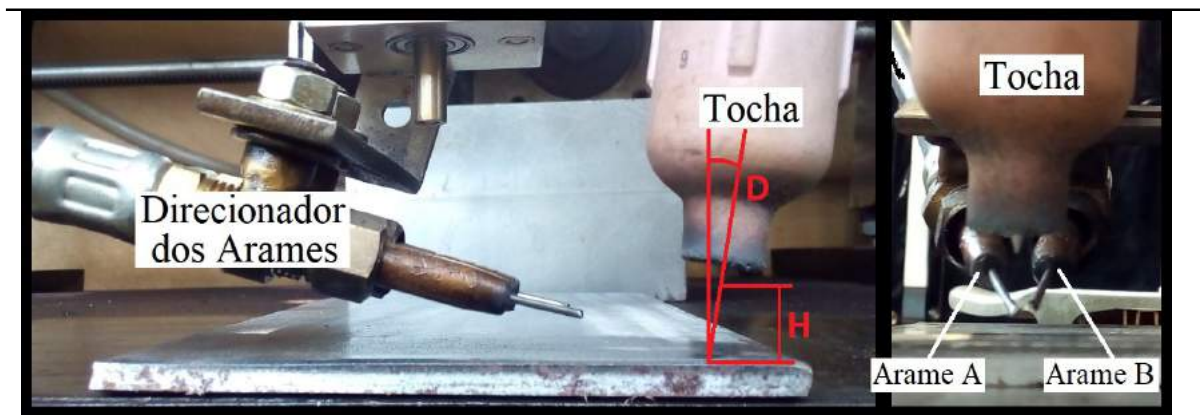
## 4.4 FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS

### 4.4.1 Ensaios preliminares dos cordões

Para conhecer o universo de regulagem dos parâmetros adequados para a deposição dos cordões pelo processo *GTAW*, foram realizados ensaios preliminares variando a corrente, distância de afastamento e velocidade de alimentação de arames em níveis mínimos e máximos aceitáveis para formação de um cordão adequado à aplicação em revestimentos.

A disposição da tocha e a alimentação dos arames foi utilizada em todos os ensaios conforme a Figura 50. Nesta imagem pode ser visualizado o alinhamento dos arames em direção ao arco elétrico. Além disso, o ângulo de inclinação da tocha foi representado por “D” e a distância de afastamento por “H”. Um esquema da tocha pode ajudar no entendimento deste sistema de deposição composto pela alimentação de dois arames simultâneos, conforme mostra a Figura 51.

**Figura 50 – Disposição da tocha e da alimentação dos arames.**



Fonte: Do autor.

Inicialmente foram depositados cordões utilizando alimentação contínua dos arames, porém o intervalo dos parâmetros de deposição para a formação de um cordão aceitável foi pequeno. Desta forma, optou-se por utilizar alimentação pulsada dos arames tendo êxito no teste. Então, a frequência de pulso da alimentação dos arames tornou-se uma das variáveis de estudo. Os cordões foram depositados utilizando os parâmetros fixos conforme exposto na Tabela 6:

**Tabela 6 – Parâmetros que se mantiveram constantes durante a deposição dos cordões.**

Parâmetro	Valor utilizado
Tipo de corrente	CC-
Sentido de deslocamento	Positivo (empurrando)
Tensão	20V
Ângulo de alimentação do arame	160°
Gás de proteção	Argônio
Vazão do gás de proteção	14 L/min
Eletrodo	WLa02% $\varnothing$ 3,2 mm
Ângulo de afiação do eletrodo	40° e comprimento de 5 mm
Arares	Arame 60 e Arame 68
Tipo de alimentação	Pulsativa
Velocidade de alimentação	2 m/min

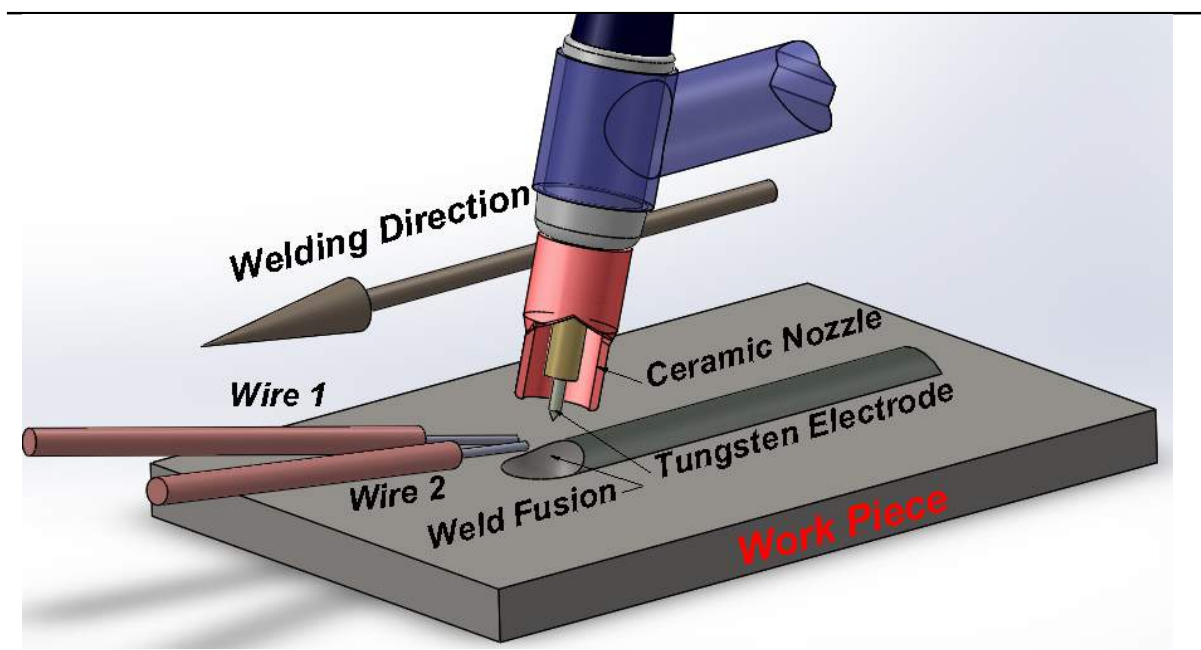
Fonte: Do autor.

#### 4.4.2 Deposição dos cordões

##### 4.4.2.1 Etapa 1 - experimento principal

Para a deposição dos cordões, foi necessário definir parâmetros constantes e variáveis do sistema de deposição e, para isso, foram usados os dados dos ensaios preliminares para determinar o planejamento de experimentos. Com o Método de Superfície Resposta (RSM), foi realizado um Delineamento Central Composto (CCD) com cinco variáveis em cinco níveis, a fim de possibilitar a análise do efeito de cada variável escolhida sobre as respostas de interesse,

**Figura 51 – Desenho esquemático do sistema de deposição.**



Fonte: Do autor.

como diluição e morfologia dos cordões.

Um delineamento central composto é constituído por três partes: fatorial, central e axial, e para estes experimentos foi utilizado um delineamento médio central composto  $2^{k-1}$  (com  $k = 5$  fatores, sendo:  $2^4 = 16$ ), ou seja, dezesseis pontos para a parte fatorial, dez pontos axiais e um ponto central com seis repetições como mostra a Tabela 7 (MONTGOMERY, 1991):

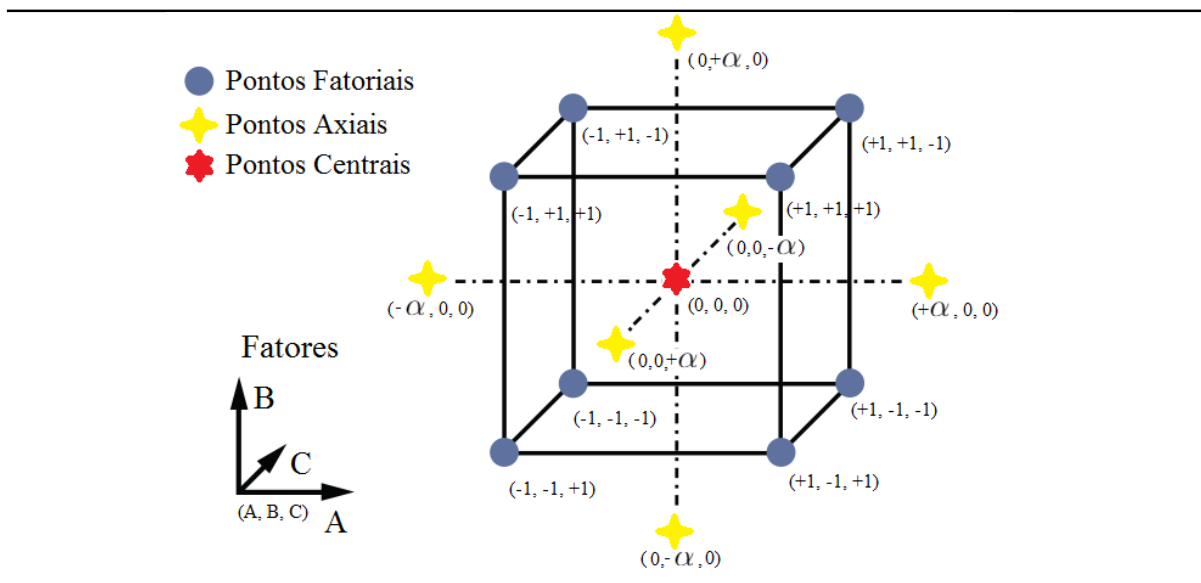
**Tabela 7 – Delineamento médio central composto dos experimentos com número de pontos central, fatoriais e axiais.**

Partes do Delineamento	Nº de Pontos	Nº de Repetições	Total de Pontos
Axial	10	-	10
Central	1	6	6
Fatorial	16	-	16
<b>Total de experimentos</b>			32

Fonte: Adaptado de Montgomery (1991).

Neste experimento, cada cordão depositado corresponde a um ponto experimental, que é constituído por uma combinação única de valores das variáveis para as partes axial e fatorial do delineamento. A parte central do delineamento é formada por seis pontos que correspondem a um mesmo conjunto de valores, ou seja, a mesma condição repetida por seis vezes. A Figura 52 mostra uma representação da disposição dos pontos central, fatoriais e axiais de um CCD.

**Figura 52 – Esquema do delineamento composto central para três fatores.**



Fonte: Adaptado de Hetzner et al. (2014).

Pode-se observar que o ponto central possui coordenadas (0, 0, 0) e os pontos fatoriais estão posicionados sobre os níveis (-1 e +1), tanto nas abscissas quanto nas ordenadas. Já os pontos axiais ultrapassam os limites do planejamento fatorial e possuem coordenadas  $(-\alpha, 0, 0)$ ,

$(+\alpha, 0, 0), (0, -\alpha, 0), (0, +\alpha, 0), (0, 0, -\alpha), (0, 0, +\alpha)$  (MADADI *et al.*, 2012). O  $\alpha$  depende do número de fatores (k), ou seja,  $\alpha = [2^{k-1}]^{1/4}$ , neste caso, com k=5 tem-se como resultado  $|\alpha|$  é igual a 2.

Enfim, para a elaboração do delineamento experimental foram utilizados como referência os valores limites máximos e mínimos de cada variável testada nos ensaios preliminares. Então, teoricamente qualquer valor entre estes limites pode resultar em um cordão com geometria adequada para formar um revestimento. Utilizando a relação matemática Equação 15 é possível decodificar os valores para os demais níveis do CCD (-1, 0 e +1) sendo que os valores limites para cada variável devem ser os níveis -2 e +2.

$$x_i = \frac{2[2X - (X_{\max} + X_{\min})]}{X_{\max} - X_{\min}} \quad (15)$$

Onde:

- $x_i$  o valor do nível codificado desejado (-2, -1, 0, +1, +2);
- $X$  o valor decodificado a ser obtido para o nível desejado;
- $X_{\max}$  o valor decodificado do limite superior do parâmetro;
- $X_{\min}$  o valor decodificado do limite inferior do parâmetro.

Após a definição dos valores limites de cada parâmetro nos ensaios preliminares, foram calculados os pontos fatoriais e central, e compilados na Tabela 8.

**Tabela 8 – Parâmetros variáveis utilizadas para a deposição dos cordões e valores para cada nível.**

Parâmetro	Unidade	Notação <sup>1</sup>	Níveis				
			-2	-1	0	1	2
Corrente média	(A)	$I_m$	190	210	230	250	270
velocidade de deslocamento	(cm/min)	S	5	10	15	20	25
Distância de afastamento	(mm)	H	8	10	12	14	16
Ângulo de inclinação da tocha	(°)	D	5	10	15	20	25
Frequência de pulso de alimentação dos arames	(Hz)	F	30	45	60	75	90

<sup>1</sup> $I_m$  - Corrente, S - velocidade de deslocamento, H - Distância de afastamento, T - Ângulo de inclinação da Tocha, F - Frequência de pulso da alimentação dos arames.

**Fonte: Do autor.**

Com os parâmetros definidos, foram depositados os cordões para análise da morfologia (largura, reforço e penetração), diluição e microdureza de acordo com a matriz experimental completa mostrada na Tabela 9. Neste experimento foi utilizado a combinação entre o Arame 60 e o Arame 68. Os requisitos de qualidade aceitável utilizados foram: relação reforço/largura

do cordão menor que 0,5, integridade superficial com aparência lisa, contínua e sem defeitos visíveis. Logo a frente está mostrado como foram obtidas as caracterizações e os modelos para esta etapa.

**Tabela 9 – Matriz de parâmetros utilizada para a deposição dos cordões mostrando os valores de codificados e decodificados.**

Nº	Valores decodificados					Valores codificados				
	I <sub>m</sub>	S	H	D	F	I <sub>m</sub>	S	H	D	F
1	210	10	10	10	75	-1	-1	-1	-1	1
2	250	10	10	10	45	1	-1	-1	-1	-1
3	210	20	10	10	45	-1	1	-1	-1	-1
4	250	20	10	10	75	1	1	-1	-1	1
5	210	10	14	10	45	-1	-1	1	-1	-1
6	250	10	14	10	75	1	-1	1	-1	1
7	210	20	14	10	75	-1	1	1	-1	1
8	250	20	14	10	45	1	1	1	-1	-1
9	210	10	10	20	45	-1	-1	-1	1	-1
10	250	10	10	20	75	1	-1	-1	1	1
11	210	20	10	20	75	-1	1	-1	1	1
12	250	20	10	20	45	1	1	-1	1	-1
13	210	10	14	20	75	-1	-1	1	1	1
14	250	10	14	20	45	1	-1	1	1	-1
15	210	20	14	20	45	-1	1	1	1	-1
16	250	20	14	20	75	1	1	1	1	1
17	190	15	12	15	60	-2	0	0	0	0
18	270	15	12	15	60	2	0	0	0	0
19	230	5	12	15	60	0	-2	0	0	0
20	230	25	12	15	60	0	2	0	0	0
21	230	15	8	15	60	0	0	-2	0	0
22	230	15	16	15	60	0	0	2	0	0
23	230	15	12	5	60	0	0	0	-2	0
24	230	15	12	25	60	0	0	0	2	0
25	230	15	12	15	30	0	0	0	0	-2
26	230	15	12	15	90	0	0	0	0	2
27	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0
28	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0
29	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0
30	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0
31	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0
32	230	15	12	15	60	0	0	0	0	0

Fonte: Do autor.

#### 4.4.2.2 Etapa 2 - experimento secundário

Para efeitos de comparação, outros corpos de prova foram confeccionados após a conclusão da primeira etapa de experimentos depositando cordões com a melhor condição obtida na “Etapa 1 - Experimento principal”. As características para definir a melhor condição de deposição foram avaliações realizadas por inspeção visual da formação geométrica de largura,

reforço e penetração do cordão, boa integridade superficial e baixa diluição também foram considerados.

Um único arame (aramé 60) foi utilizado como variável na deposição para verificar produtividade em comparação à dois arames (arames 60 e arame 68). A corrente pulsada foi utilizada em outro ensaio para avaliar o comportamento da formação do depósito, considerando a linearidade do cordão e a fusão dos arames. Além disso, a forma de alimentação alternativa dos arames também foi avaliada nas deposições com corrente contínua e pulsada com frequência de pulso em 0,5 Hz. A corrente alternada não foi utilizada devido ao elevado nível de corrente que, neste caso, deve ocorrer elevado consumo da ponta do eletrodo de tungstênio pelo bombardeamento de elétrons inviabilizando o ensaio. Os parâmetros utilizados estão mostrados na Tabela 10.

Para estas condições, os arames 60 e 68 foram alimentados de duas formas: pulsativa e alternativa, sendo que a última citada foi alternando entre o primeiro e o segundo arame com a mesma frequência da alimentação pulsada. O intuito de avaliar a forma de alimentação dos arames é a obtenção de diferentes microestruturas no mesmo revestimento. A alimentação pulsativa foi realizada pulsando os arames ao mesmo tempo a uma frequência determinada pelo planejamento experimental.

Para facilitar a identificação das amostras, as configurações de ensaio foram nomeadas da seguinte forma:

N X Y

Ex. 2 P A

- N - Quantidade de arames = 1 (um arame) / 2 (dois arames);
- X - Tipo de corrente = C (corrente contínua polaridade negativa) / P (corrente pulsada);
- Y - Tipo de alimentação dos arame = P (alimentação pulsativa dos arames) / A (alimentação alternativa dos arames).



**Tabela 10 – Parâmetros utilizados como variáveis na deposição dos cordões e valores para cada um dos fatores.**

Notação	Quant. de arames	Tipo de corrente	Tipo de alimentação	Parâmetros da etapa principal				
				I <sub>m</sub>	S	H	D	F
1CP	1	CC-	Pulsativa					
2CP	2	CC-	Pulsativa					
2PP	2	Pulsada <sup>1</sup>	Pulsativa	230 <sup>2</sup>	15 <sup>2</sup>	10	15 <sup>2</sup>	60 <sup>2</sup>
2PA	2	Pulsada <sup>1</sup>	Alternativa					
2CA	2	CC-	Alternativa					

<sup>1</sup>Fator de pulso da corrente de 25% da corrente média (170A - 290A).

<sup>2</sup>Resultado das melhores condições do experimento principal.

**Fonte: Do autor.**

#### 4.4.3 Deposição dos revestimentos

##### 4.4.3.1 Etapa 3 - experimento preliminar dos revestimentos

A partir da definição dos parâmetros de deposição dos cordões, citadas na subseção 4.4.2 "Deposição dos Cordões", foi considerado como melhor resultado os parâmetros que atingiram baixa diluição com largura adequada. Com isso, foram depositados revestimentos para caracterizar a microestrutura e dureza. Os parâmetros que foram mantidos constantes estão mostrados na Tabela 11.

**Tabela 11 – Parâmetros constantes utilizados na deposição dos revestimentos.**

Parâmetro	Referência
Arames	Arame 60 e arame 68
Sentido de deposição	Positivo (empurrando)
Tensão	20 V
Corrente média	230 A
Distância de afastamento	10 mm
Ângulo da tocha	75°
Velocidade de deslocamento	15 cm/min
Velocidade de alimentação para duplo arame	4,7 m/min
Ângulo de alimentação dos arames	160 °
Gás de proteção	Argônio
Vazão do gás de proteção	14 L/min
Temperatura de pré aquecimento	150 °
Temperatura de entre passes	150 °

**Fonte: Do autor.**

As variáveis para este ensaio foram: o tipo de corrente de deposição e a forma de alimentação dos arames. Foram utilizadas corrente contínua com polaridade negativa e corrente pulsada na deposição dos revestimentos sendo que, para a corrente pulsada a média entre a corrente de pico (290 A) e de base (170 A) foi igual ao valor da corrente contínua com fator de

pulso de 25% da corrente média. O objetivo da deposição do revestimento com corrente pulsada é a obtenção de uma microestrutura possivelmente refinada e a fusão total do metal de adição.

Para facilitar a identificação das amostras, as configurações de ensaio foram nomeadas da seguinte forma:

$$\underline{X} \underline{Y} \underline{N_{\text{Arame 1}}} \underline{N_{\text{Arame 2}}}$$

Ex. P A 60 68

- X - Tipo de corrente - C (corrente contínua polaridade negativa) / P (corrente pulsada);
- Y - Tipo de alimentação do arame - P (alimentação pulsativa dos arames) / A (alimentação alternativa dos arames);
- N<sub>Arame 1</sub> - Identificação do arame 1;
- N<sub>Arame 2</sub> - Identificação do arame 2.

A Tabela 12 mostra a formatação dos experimentos com as variáveis de ensaio utilizadas na deposição dos revestimentos.

**Tabela 12 – Variáveis utilizadas para a deposição dos revestimentos.**

Notação	Parâmetros Variáveis				
	Tipo de Corrente	Tipo de Alimentação	Corrente de deposição (A)		
			Base	Pico	Média
CP6068	CC-	Pulsativa	-	-	230
CA6068		Alternativa	-	-	230
PP6068	Pulsada <sup>1</sup>	Pulsativa	172	287	230
PA6068		Alternativa	172	287	230

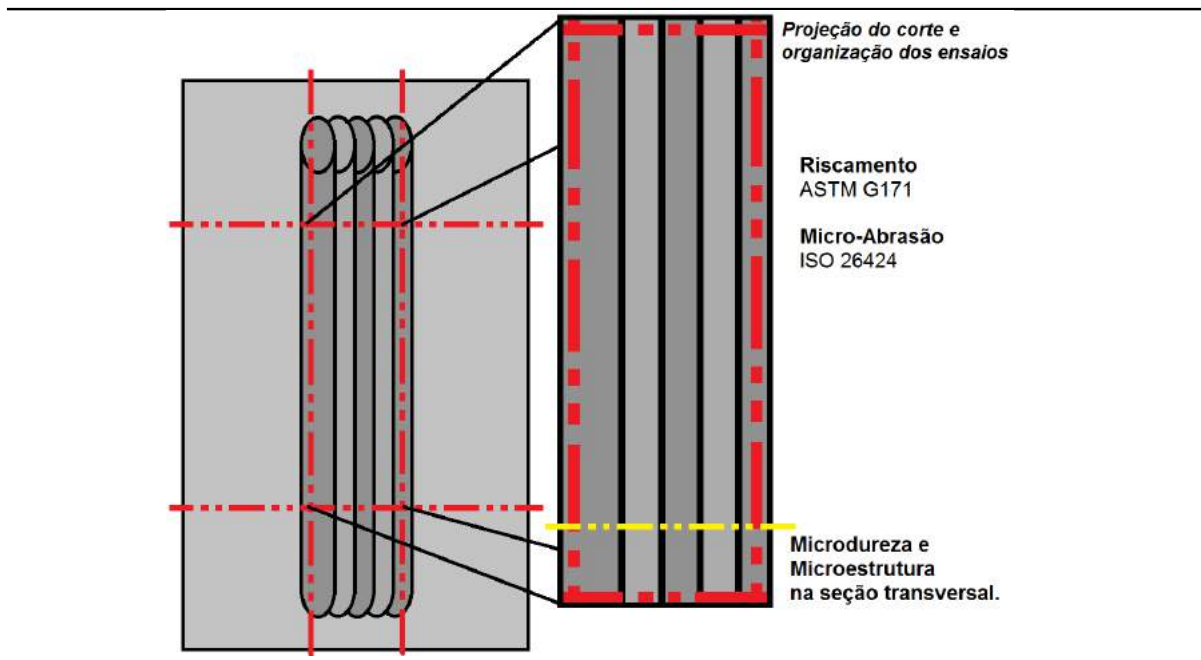
<sup>1</sup>Fator de pulso da corrente de 25% da corrente média.

**Fonte: Do Autor.**

Na “etapa 3 - Experimento Preliminar”, os revestimentos foram avaliados quanto a microdureza e microestrutura da camada de revestimento.

Para isso, as amostras de revestimentos foram produzidas por cordões com 150 mm de comprimento sobrepostos com aproximadamente 50% sobre o outro cordão, formando uma camada com largura aproximada de 50 mm. A disposição dos cortes de todas as amostras de revestimento para as caracterizações está mostrada de forma esquemática na Figura 53.

**Figura 53 – Disposição dos cortes das amostras para caracterizar número de camadas, microdureza, mecanismos de desgaste abrasivo e microestrutura dos revestimento.**



Fonte: Do autor.

#### 4.4.3.2 Etapa 4 - experimento principal

A escolha da condição de deposição para etapa 4, chamada de "Experimento Principal", foi dependente dos resultados das etapas anteriores (Etapas 2 e 3). Neste caso, a condição que apresentou menor variação na dureza e microestrutura aparentemente mais refinada foi escolhida como parâmetro de depósito para a etapa 4, sendo a condição de depósito com corrente pulsada e alimentação pulsativa (PP6068). Além disso, o depósito realizado com estes parâmetros teve característica de maior suavidade e linearidade do cordão, conforme está apresentado nos resultados da etapa 2.

Nesta última etapa, as microestruturas foram caracterizadas e avaliadas quanto ao desempenho no desgaste pelo ensaio de riscamento e por microabrasão. Neste caso, os revestimentos foram depositados combinando os arames em quatro configurações diferentes. As combinações foram: arame Ti com arame 70, arame 60 com arame 68, arame 68 com arame 70 e arame 60 com arame 70.

O efeito da diluição também foi objeto de análise. Para isso, foram depositadas amostras com uma, duas e três camadas de revestimentos com a combinação entre os arames 68 e 70.

Novamente, para facilitar a identificação das amostras da Etapa 4, as configurações de

ensaio foram nomeadas da seguinte forma:

$$\underline{N} \underline{C} \underline{N_{\text{Arame 1}}} \underline{N_{\text{Arame 2}}}$$

Ex. 2 C 68 70

- NC - Quantidade de camada - 1C (uma camada) / 2C (duas camadas) / 3C (três camadas);
- $N_{\text{Arame 1}}$  - Identificação do arame 1;
- $N_{\text{Arame 2}}$  - Identificação do arame 2.

A Tabela 13 mostra a configuração das seis condições de revestimento e as caracterizações realizadas. O corte das amostras para caracterização foi realizado conforma a Figura 53.

**Tabela 13 – Configuração da combinação dos arames e quantidade de camadas do experimento principal e ensaios de caracterização e desempenho dos revestimentos.**

Notação	Variável A	Variável B	Caracterizações
1CTi70	1 camada	Arames Ti/70	%D - Ms - Md - Rm - Ma
1C6068	1 camada	Arames 60/68	%D - Ms - Md - Rm - Ma
1C6070	1 camada	Arames 60/70	%D - Ms - Md - Rm - Ma
1C6870	1 camada	Arames 68/70	%D - Ms - Md - Rm - Ma
2C6870	2 camadas	Arames 68/70	%D - Ms - Md - Rm - Ma
3C6870	3 camadas	Arames 68/70	%D - Ms - Md - Rm - Ma

%D - Diluição; Ms - Microestrutura; Md - Microdureza;  
Rm - Ensaio de Riscamento; Ma - Ensaio de Microabrasão.

**Fonte: Do Autor.**

## 4.5 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

### 4.5.1 Análise da integridade superficial do depósito

Os cordões foram caracterizados visualmente quanto a integridade superficial e largura adequada para a formação de revestimento. Para isso, imagens da superfície dos cordões e dos revestimentos foram obtidas em vista superior para análise qualitativa visual simples. A análise da integridade superficial dos cordões e revestimentos foi realizada para identificar formação de respingos, trincas macroscópicas e eventual porosidade aparente.

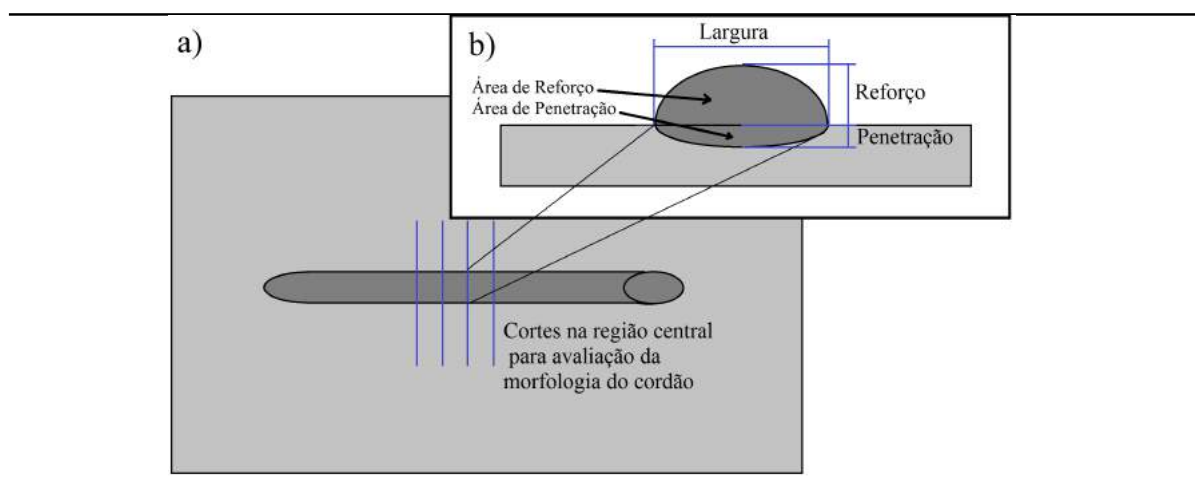
#### 4.5.2 Análise da morfologia dos cordões

Na caracterização da morfologia dos cordões, foram avaliados a altura do reforço (R), a profundidade de penetração (P) e largura do cordão ( $W'$ ), além da medição das áreas de penetração ( $A_{\text{Penetração}}$ ) e reforço ( $A_{\text{Reforço}}$ ).

Para isso, na região central foram realizados cortes perpendiculares ao cordão, distantes 15 mm entre si, que possibilitou a análise de seis faces em cada condição de deposição, conforme pode ser visto no esquemático da Figura 54 (a).

As medições da geometria dos cordões foram realizadas após o corte transversal das amostras por eletroerosão a fio e preparação metalográfica para análise de imagens através de estereoscopia óptica, conforme mostra o esquemático da Figura 54 (b).

**Figura 54 – Desenho esquemático da região de extração das amostras na seção transversal do cordão (a) e da morfologia do cordão (b).**



**Fonte: Do autor.**

Na preparação metalográfica das seções transversais dos cordões, as amostras foram lixadas com disco diamantado de granulometria #600, #800 e #1200 refrigerado com água, e polidas com pano de polimento e pasta de diamante W10 (10  $\mu\text{m}$ ). O ataque químico para a revelação do cordão foi realizado com reagente Marble durante 10 segundos para a análise macrográfica da morfologia e foram obtidas as imagens utilizando um microscópio estereoscópio Stemi 2000-C, com ampliação de 0,65x do estereoscópio e 0,5x da câmera.

Neste caso, utilizando o *software* Image Pro Plus, foi realizada a medição e calculada a relação entre a área transversal de material fundido abaixo da linha da superfície da peça ( $A_{\text{Penetração}}$ ) e a área transversal total do cordão solidificado ( $A_{\text{Penetração}} + A_{\text{Reforço}}$ ), para a realização do cálculo da Diluição (D) por meio da Equação 1 citada na página 29.

#### 4.5.3 Desenvolvimento dos modelos

Com o *software* Minitab®17 foi realizado o projeto estatístico. Para isso, foram compilados os dados de geometria dos cordões resultando nos modelos completo e reduzido. O modelo completo é formado por todos os termos lineares, quadráticos e a interação entre os termos e pode ser expresso pelo polinômio Y, conforme a Equação 16.

$$\begin{aligned}
 Y = & + b_0 + b_1 * I_m + b_2 * S + b_3 * H + b_4 * D + b_5 * F \\
 & + b_{11} * I_m^2 + b_{22} * S^2 + b_{33} * H^2 + b_{44} * D^2 \\
 & + b_{55} * F^2 + b_{12} * (I_m * S) + b_{13} * (I_m * H) + b_{14} * (I_m * D) \\
 & + b_{15} * (I_m * F) + b_{23} * (S * H) + b_{24} * (S * D) + b_{25} * (S * F) \\
 & + b_{34} * (H * D) + b_{35} * (H * F) + b_{45} * (D * F)
 \end{aligned} \tag{16}$$

O modelo reduzido considerou os termos estatisticamente significativos, ou seja, foram obtidos a partir do modelo completo reduzindo individualmente os termos que apresentaram “valor-p” maiores que 0,05 que apresentam nível de confiança de 95%. Foram obtidos os modelos completo e reduzido para cada resposta de interesse, neste caso: largura (W’), reforço (R), penetração (P) e diluição (D). Para avaliar se o modelo representa os dados obtidos pelo ensaio foi utilizado o coeficiente de determinação  $R^2$  e  $R^2_{(ajustado)}$  calculado pelo *software* durante a análise estatística. Para determinar a qualidade de previsão das respostas pelo modelo para novas observações foi utilizado valores de  $R^2_{(previsto)}$ . Estes dados são representados em percentual e interpretados como melhor valor os dados mais próximos a 100%.

#### 4.5.4 Análise da microestrutura

Análise microestrutural foi realizada nos revestimentos obtidos pela terceira e quarta etapa deste trabalho. Foram verificados a microestrutura resultante da combinação dos arames com diferentes teores de liga.

Para a realização das imagens, as amostras foram cortadas transversalmente com espessura de 15 mm utilizando um equipamento de eletroerosão a fio para evitar o efeito do aquecimento excessivo que ocorre, por exemplo, em cortes com disco abrasivo.

A preparação metalográfica foi realizada por lixamento com disco diamantado de gra-

nulometria #600, #800 e #1200 refrigerado com água, seguido de polimento com pasta de diamante W10 (10 µm). Em alguns casos as amostras foram analisadas sem ataque químico e, em outros, as amostras foram atacadas com reagente Marble.

A análise microestrutural foi realizada na seção transversal por preparação metalográfica e ataque químico para a revelação dos constituintes microestruturais em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. Para a obtenção da análise química dos constituintes foi utilizada a sonda de EDS acoplada ao MEV e DRX para análise das fases.

#### 4.5.5 Determinação de fração de fase e caminho livre médio

Para a contagem da segunda fase dura e para a determinação do caminho livre médio, foram retiradas amostra com as dimensões de 20 mm x 20 mm em todos os corpos de prova de revestimento, totalizando 18 amostras (3 repetições de cada uma das 6 condições), com o objetivo de realizar 8 imagens dispersas e de forma aleatória em cada uma das amostras, para não haver interferência na escolha das posições.

Para a revelação dos carbonetos de cromo, as amostras foram atacadas com reagente Marbel por aproximadamente 30 segundos para o ataque da austenita. No caso das amostras contendo carbonetos de titânio e nióbio (microestrutura hipoeutética), o ataque foi direcionado aos carbonetos e foi utilizado reagente HCl em álcool por 30 segundos.

As imagens foram obtidas por microscopia óptica utilizando uma ampliação de 100x e posteriormente analisadas com o *software* Image-Pro Plus. Com este *software*, foi necessário realizar um tratamento das imagens para ser possível distinguir as fases. Neste caso, as imagens foram convertidas em escala de cinza e, posteriormente, foi criada uma máscara de contraste em preto e branco para diferenciar apenas os carbonetos de todo o restante da composição da microestrutura.

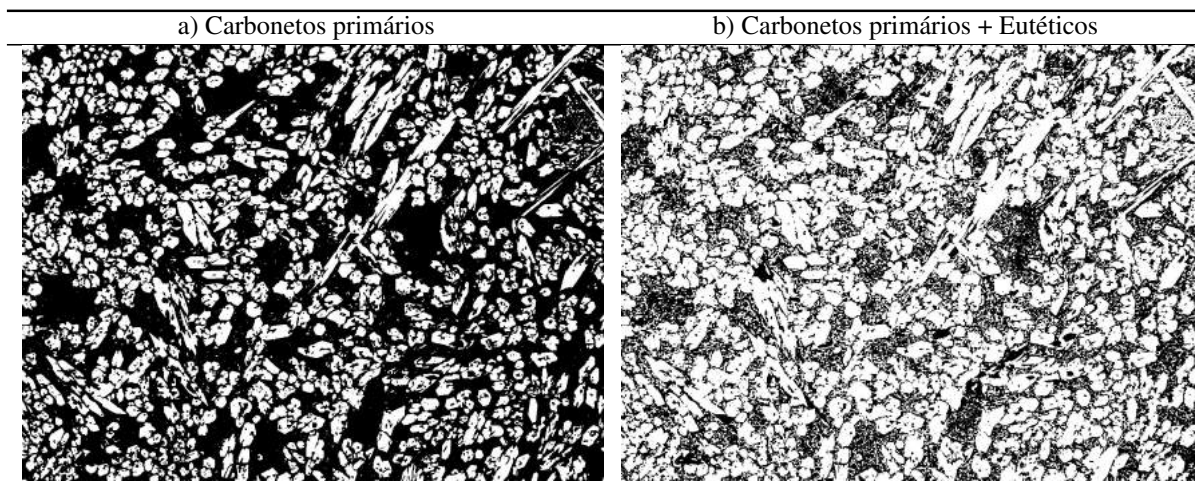
A fração volumétrica de carbonetos ( $V_F$ ) foi determinada pela relação entre as áreas total de carbonetos ( $A_C$ ), que estão mostrados na cor branca, e área total da imagem ( $A_I$ ), conforme a Equação 17.

$$V_F = \frac{A_C}{A_I} \quad (17)$$

Pelo mesmo procedimento foi possível diferenciar a fração de carbonetos primários

dos carbonetos totais compostos pelos carbonetos eutéticos (dimensões menores) e carbonetos primários (carbonetos maiores). A Figura 55 mostra a diferença entre as imagens utilizadas para determinar a quantidade dos carbonetos primários em relação ao total de carbonetos.

**Figura 55 – Preparação das imagens para análise e quantificação de carbonetos primários (a) e carbonetos totais (b).**



Fonte: Do autor.

A Figura 55 (a) mostra a distinção apenas dos carbonetos primários e a Figura 55 (b) mostram todos os carbonetos que foram revelados (em branco) pelo ataque da austenita (em preto). Diante da dificuldade em realizar a contagem dos carbonetos totais de forma manual, optou-se por realizar apenas a contagem dos carbonetos primários para o cálculo do caminho livre médio.

Neste sentido, o procedimento para calcular o caminho livre médio ( $\lambda$ ), ou a distância média entre os carbonetos, foi dado de acordo com Voort (1999), seguindo os seguintes passos:

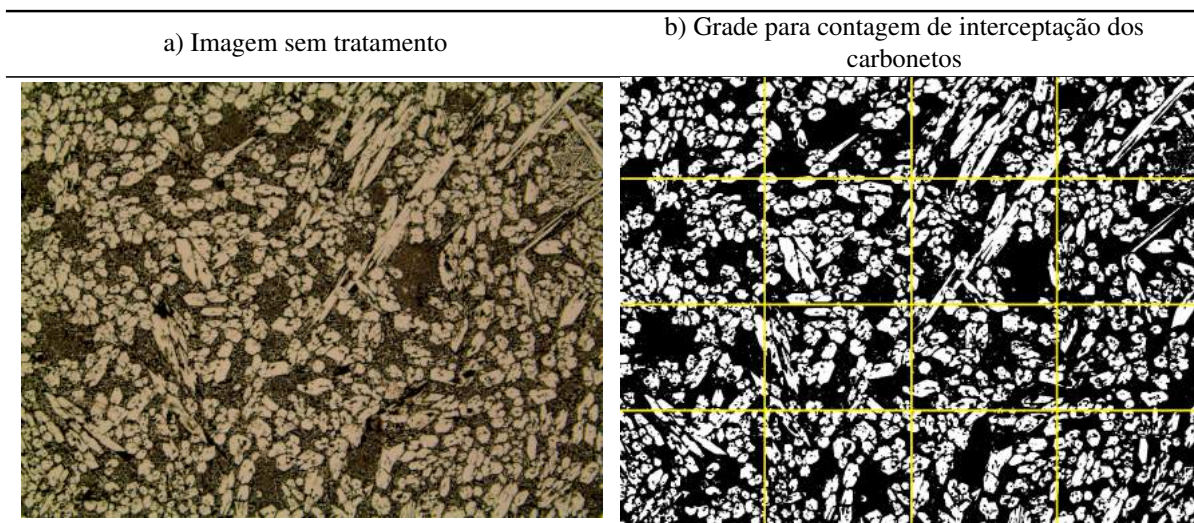
1. Com a imagem preparada, conforme a Figura 56, com linhas traçadas (em amarelo) para determinar a quantidade de carbonetos ( $N_C$ ) que interceptam uma linha reta com comprimento definido ( $L$ ), foi possível obter os valores do número médio de interseção linear ( $N_L$ ). Calculado pela Equação 18.

$$N_L = \frac{N_C}{L} \quad (18)$$

As linhas traçadas na horizontal possuem comprimento de  $L = 1281,94 \mu\text{m}$  e as da vertical  $L = 957,38 \mu\text{m}$ , dimensões que estão próximas do tamanho da imagem analisada.



**Figura 56 – Imagem da microestrutura sem tratamento (a) e com traços dispostos em grade para medir a interceptação dos carbonetos em linha reta (b).**



Fonte: Do autor.

- Com os dados da fração volumétrica dos carbonetos ( $V_F$ ) medidos em cada imagem, foi calculado o caminho livre médio ( $\lambda$ ) [ $\mu\text{m}$ ] para cada uma das linhas, utilizando a Equação 19.

$$\lambda = \frac{1 - V_F}{N_L} \quad (19)$$

Além disso, com o auxílio do mesmo *software* foi possível identificar o diâmetro médio das partículas. Para isso, as mesmas imagens da microestrutura foram usadas para obter o diâmetro dos carbonetos revelados pelo reagente Marbel. A partir disso, com o *software* Image-Pro Plus foi determinado os valores de diâmetro médio dos carbonetos.

#### 4.5.6 Análise da microdureza

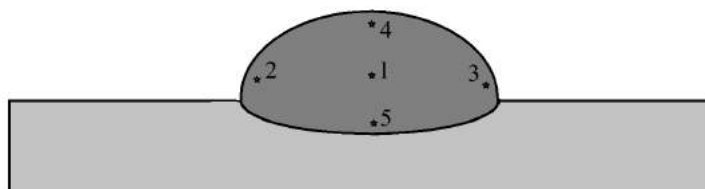
A microdureza foi realizada nos cordões únicos e nos revestimentos para tentar verificar o refino da microestrutura, distribuição da segunda fase dura e os efeitos dos ciclos térmicos nas regiões com sobreposição dos cordões. Para isso, os procedimentos são descritos a seguir.

- Dureza dos Cordões

Após a realização das imagens da morfologia dos cordões, nesta mesma seção transversal, foram efetuadas medições de microdureza na região do metal de solda utilizado o equipa-

mento Microhardness Tester FM-80. As medições foram realizadas em cinco pontos diferentes nos cordões para obtenção do valor médio de microdureza para cada condição de deposição e poder identificar se houve, ou não, influência do metal de base. As medições da microdureza em escala Vickers (HV) foram realizadas na seção transversal das amostras, identificadas e embutidas em resina, utilizando carga de 300 g durante 10 segundos, para medir a microdureza distribuída sobre os microconstituintes da matriz e carbonetos. Além disso, outro critério para a seleção da carga aplicada foi as dimensões diagonais da impressão de dureza serem próximas aos valores de caminho livre médio. Na Figura 57 são mostrados os pontos e a sequência de medição da microdureza dos cordões.

**Figura 57 – Representação esquemática da sequência e localização das medições da dureza no cordão.**



**Fonte: Do autor.**

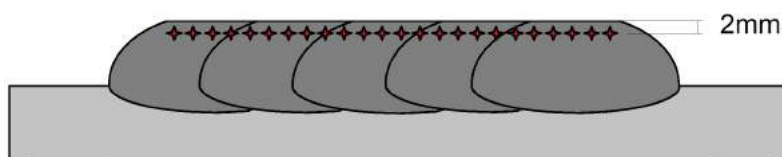
- Dureza dos Revestimentos

A medição de microdureza nos revestimentos foi efetuada na seção transversal formando um perfil de dureza com distância entre os pontos de 0,2 mm, totalizando 50 pontos em 10 mm nos cordões que formaram a camada do revestimento. As medições foram realizadas utilizando o mesmo equipamento e procedimento de ensaio de microdureza na seção transversal dos cordões, a uma distância de 2 mm da superfície do revestimento. A avaliação do perfil de microdureza espera encontrar variações geradas pela sobreposição dos cordões na formação da camada e a distribuição da segunda fase dura na matriz dos revestimentos que podem influenciar no coeficiente de desgaste. Na Figura 58, pode ser visto o desenho esquemático do perfil de microdureza na seção transversal do revestimento.

#### 4.5.7 Ensaio de microabrasão

A Norma ISO 26424 (2008) - *Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-scale abrasion test* - padroniza o ensaio de resistência do revestimento para testes de

**Figura 58 – Representação esquemática das medições de dureza na forma de perfil longitudinal do revestimento.**



**Fonte: Do autor.**

desgaste em micro-escala, ou também conhecido como microabrasão. Os resultados de abrasão na superfície do corpo de prova são danos micrométricos devido ao tamanho do abrasivo utilizado neste ensaio estar em escala microscópica.

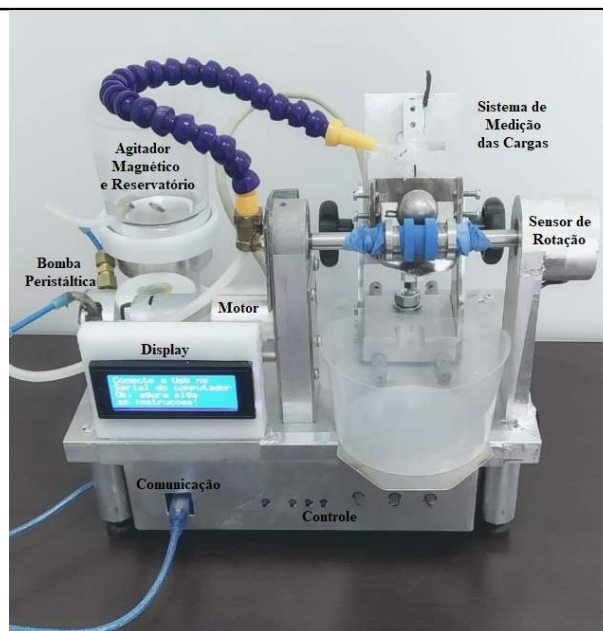
Desta forma, a utilização deste ensaio justifica-se para microestruturas refinadas formada por carbonetos dispersos na matriz com livre caminho médio entre as partículas duras em escala microscópica, como é o caso dos revestimentos produzidos neste trabalho. Portanto, a matriz do revestimento pode ser avaliada quanto a resistência à abrasão e os carbonetos podem mostrar seu comportamento frente ao abrasivo utilizado nas experiências.

Neste caso, este ensaio limita-se à determinação da taxa de desgaste e da abrasividade das partículas. De forma resumida, o ensaio de microabrasão foi utilizado para mensurar os efeitos dos parâmetros de teste no desgaste dos revestimentos e verificar a abrasividade de diferentes partículas.

A Norma ISO 26424 (2008) descreve os parâmetros de ensaio como: a rotação, carga, material e rugosidade da esfera; vazão, concentração e distribuição de tamanho da partícula abrasiva, além da configuração do equipamento podendo ser com esfera livre ou esfera fixa (*free-ball x fixed-ball*). Para a realização do ensaio de microabrasão foi utilizado um equipamento abrasômetro conforme mostrado pela Figura 59. Este ensaio é realizado pelo contato rotativo de uma esfera contra o revestimento estudado. Na interface de contato entre a esfera e a amostra é utilizado uma lama contendo o abrasivo, que neste caso foi uma lama com  $\text{SiO}_2$  e outra com  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Neste caso, foram utilizados os parâmetros de ensaio seguindo a recomendação da Norma ISO 26424 (2008) e, alguns deles, diferente da norma para efeitos de comparação, os parâmetros utilizados estão mostrados na Tabela 14. A recomendação da Norma ISO 26424 (2008) para a preparação do sistema de teste de desgaste é realizar um tratamento de condicionamento da nova esfera de teste por, pelo menos, 300 rotações em uma parte não crítica do

**Figura 59 – Equipamento utilizado para verificar o desempenho dos revestimentos pelo ensaio de microabrasão.**



**Fonte: Do autor.**

corpo de prova, sob condições normais de teste e repeti-la por, no mínimo, cinco orientações diferentes da esfera antes de começar o programa de teste.

**Tabela 14 – Parâmetros do ensaio de microabrasão utilizados durante o desgaste dos revestimentos.**

Parâmetro	Condição	Valor	
		ISO26424	Varição
Diâmetro da esfera	Fixo	25,4mm	-
Rotação da Esfera	Variável	80 rpm	150 rpm
Carga estimada da Esfera	Fixo	0,8 N	-
Material da Esfera	Fixo	AISI 52100 (856 HV)	-
Acabamento da Esfera	Fixo	Condicionada (Sq = 0,18±0,01 µm)	-
Material do Abrasivo	Variável	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>
Vazão do Abrasivo	Fixo	0,75 ml/min	-
Concentração do Abrasivo	Fixo	2%	-
Configuração de ensaio	Fixo	Esfera Livre	-

**Fonte: Do autor.**

Foram realizados três ensaios para cada configuração de desgaste nos revestimentos fabricados na etapa 4 (conforme as condições apresentada na Tabela 13) e os dados foram compilados em uma tabela para obtenção dos valores médios e desvio padrão. Após a obtenção das amostras desgastadas, o diâmetro de cada cratera foi medido através da análise da imagem obtida por microscopia ótica e os mecanismos de desgaste identificados pela técnica de

microscopia eletrônica de varredura (MEV) e interferometria de luz branca com imagem em 3D.

Com a utilização destas variáveis foi possível determinar o efeito do abrasivo e da rotação da esfera pelo ensaio de microabrasão nos revestimentos. A concentração do abrasivo também poderia ser uma variável de ensaio, mas optou-se por utilizar 2% de abrasivo na concentração por proporcionar uma característica de desgaste a 2 corpos segundo Trezona *et al.* (1999). Os abrasivos foram selecionados pela dureza diferente, sendo a partícula de SiO<sub>2</sub> ligeiramente menos duro e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> com dureza superior a do revestimento.

Antes de realizar os ensaios de microabrasão, as amostras foram preparadas por retificação em todas as faces para garantir o paralelismo, seguido de procedimentos metalográficos de lixamento com as lixas diamantadas até a granulometria #1200, e de polimento com pasta de diamante. Estas amostras não foram atacadas.

Os ensaios de microabrasão foram realizados com distâncias de deslizamento de 8, 16, 32, 64, 128 e 256 metros, equivalente a 100, 200, 400, 800, 1600 e 3200 revoluções, para encontrar o regime permanente de desgaste nos revestimentos em cada uma das condições de ensaio. Após a realização dos ensaios de microabrasão, o diâmetro das calotas de desgaste foi determinado utilizando o microscópio óptico, usando a ampliação de 50x, e o *software* "Image-Pro Plus". Os dados de diâmetro foram usados para calcular o coeficiente de desgaste usando a Equação 14.

#### 4.5.8 Ensaio de riscamento

O equipamento utilizado nos ensaios para a determinação dos mecanismos de desgaste na superfície dos revestimentos depositados foi o tribômetro modelo CETR-UMT (*Comprehensive Materials Testing for Mechanical Tribological Properties*), do fabricante Bruker, disponível no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) do departamento de mecânica (DAMEC) – na UTFPR-CT, conforme ilustrado na Figura 60.

A superfície do revestimento que sofreu o riscamento foi preparada primeiramente por retificação em todas as faces da amostra, para garantir o paralelismo durante o ensaio, sucedida por lixamento (até #1200) e polimento seguindo métodos metalográficos na face de ensaio. A superfície onde foram realizados os riscos não foi atacada, porém, no caso da verificação da deformação resultante do riscamento, a seção transversal das amostras riscadas foram submetidas ao ataque com o reagente Marbel.

**Figura 60 – Equipamento utilizado para a caracterização dos mecanismos de abrasão dos revestimentos por riscamento.**



**Fonte: Do autor.**

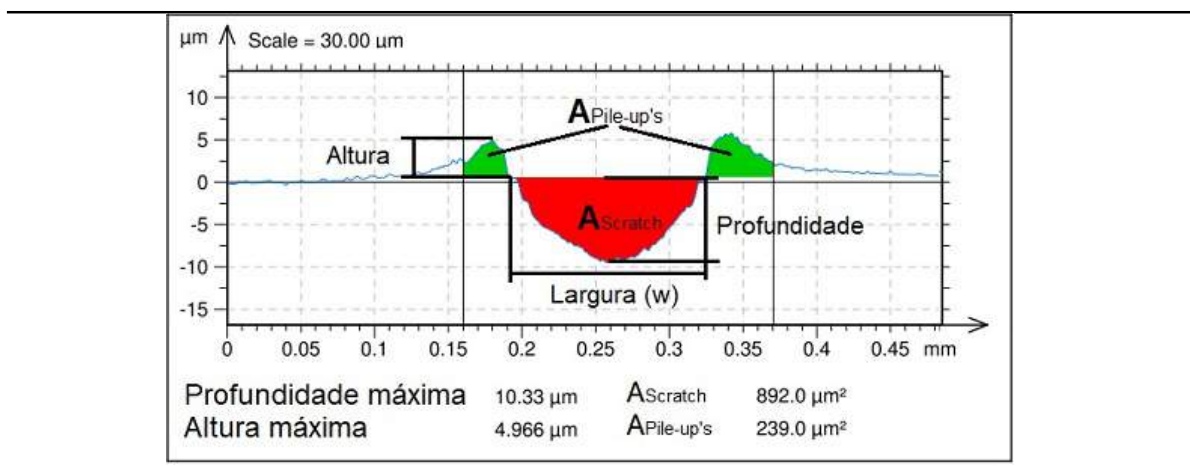
Após a preparação da superfície do revestimento, foram realizados ensaios para determinar a resistência ao riscamento linear, baseado na Norma ASTM-G171 (2017). Para isso, a célula de carga permitiu iniciar o ensaio com carga de 20 N e finalizar o risco com 180 N, com comprimento de 10 mm. Então, foram realizados quatro ensaios de riscamento linear utilizando carga progressiva em cada amostra de revestimento do Experimento Principal, os riscos foram realizados em um único sentido e com espaçamento de 3 mm entre cada deslocamento do penetrador.

Para o ensaio de riscamento utilizou-se um penetrador de diamante tipo Rockwell C, com raio da ponta de 200  $\mu\text{m}$ , sem lubrificação e com velocidade de deslocamento constante de 0,17 mm/s movendo-se sobre a superfície do revestimento aplicando carga progressiva de 20 N até 180 N.

A partir do ensaio de riscamento foram determinados os valores dos coeficientes de atrito, da dureza ao risco, usando a Equação 9 e os valores do fator de abrasividade ( $F_{ab}$ ), usando a Equação 10. Além disso, a largura do risco foi medida descartando os *pile-up's*, assim como nos trabalhos realizados por Rovani *et al.* (2017) e Franco e Sinatora (2017), usando a Figura 61. O coeficiente de desgaste específico ( $K$ ) foi calculado, usando a Equação 11 assim como Venci *et al.* (2010), a partir das medidas do perfil dos riscos. Para isso, utilizando o interferômetro de luz branca, foram realizadas medições a cada 2 mm partindo do 2º mm, finalizando no 8º mm do comprimento do risco, tendo como consequência as posições referentes as forças de 52 N,

84 N, 116 N e 148 N para todas as condições de revestimento.

**Figura 61** – Esquema de medição da área e largura do risco, e área de deformação (*pile-up's*).



Fonte: Do autor.

Para a análise dos resultados dos ensaios de riscamento, a discussão dos dados foram apresentados graficamente por curvas plotadas referente aos resultados da microestrutura hipoeutética e outra curva referente a microestrutura hipereutética, ou seja, os dados foram separados pelo tipo de microestrutura. A largura do risco resultante do ensaio de riscamento foi usado como indicador de desgaste para correlacionar com as características da microestrutura como caminho livre médio e microdureza dos revestimentos.

#### 4.5.9 Análise topográfica para o ensaio de riscamento e microabrasão

Para a realização da caracterização topográfica foram obtidas imagens da superfície da cratera desgastada e do perfil do riscamento na superfície do revestimento. Para isso, foi utilizado um interferômetro de luz branca para medição em 3D, sem contato, denominado *Talysurf CCI Lite Non-contact 3D Profilometer* fabricado pela Taylor Hobson.

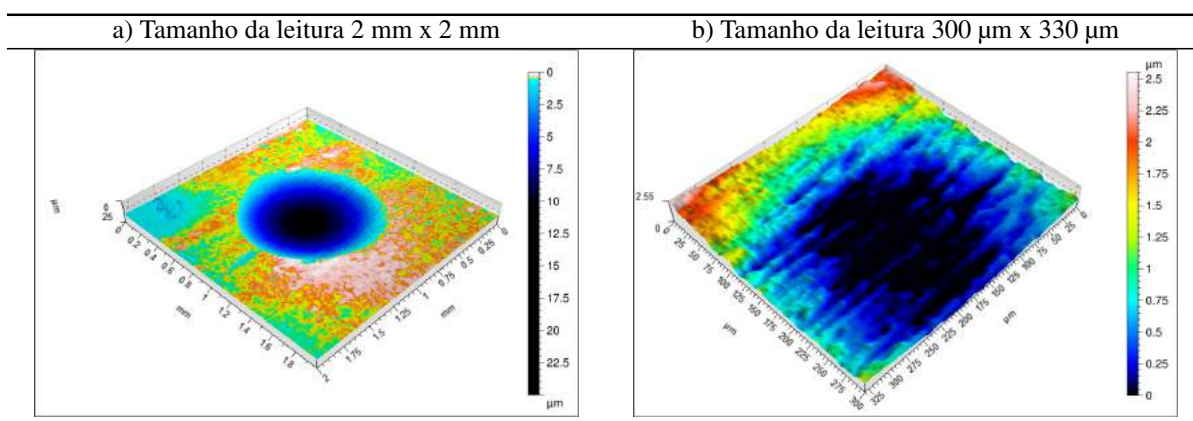
Com esse equipamento foi possível caracterizar o perfil das calotas e dos riscos produzidas pelo desgaste, a superfície com imagens tridimensionais e obter os parâmetros de rugosidade em 3D da superfície desgastada, como  $S_q$  (valor médio quadrático de todos os desvios do perfil de rugosidade [ $\mu\text{m}$ ]),  $S_{ds}$  (densidade de picos por unidade de área [ $1/\text{mm}^2$ ]) e  $S_{\Delta q}$  (inclinação média quadrática do perfil [ $^\circ$ ]). Além disso, foram calculados o fator de abrasão ( $F_{ab}$ ) com os valores do perfil dos riscos e a largura dos sulcos de desgaste causada pelos abrasivos associado ao parâmetro de rugosidade ( $\lambda q$  [ $\mu\text{m}$ ]).

Gadelmawla *et al.* (2002), definem o parâmetro bi-dimensional de rugosidade  $\lambda_q$  (comprimento de onda quadrático médio) como a raiz média da medida do espaçamento entre picos e vales locais, levando em consideração suas amplitudes relativas ( $R_q$ ) e frequências espaciais individuais ( $R_{\Delta q}$ ). Silva e Mello (2009) associaram o parâmetro bi-dimensional  $\lambda_q$  para estimar a largura média dos sulcos de desgaste provocado pelas partículas abrasivas. A partir disso, Rovani *et al.* (2021) também tiveram êxito em associar  $\lambda_q$  à largura dos sulcos de desgaste, neste caso usando parâmetros tridimensionais híbridos na Equação 20, como  $S_q$  e  $S_{\Delta q}$ .

$$\lambda_q = \frac{2\pi S_q}{S_{\Delta q}} \quad (20)$$

A Figura 62 mostra um exemplo de rugosidade de uma superfície desgastada por microabrasão em que é aplicado esta metodologia de medição da largura dos sulcos de desgaste. Nesta tese, foi utilizado a Equação 20 com os parâmetros tridimensionais para calcular  $\lambda_q$  e estimar a largura média dos sulcos de desgaste provocado pelas partículas abrasivas nos revertimentos ensaiados por microabrasão. Para isso, o perfilômetro 3D utilizado neste trabalho está disponível no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR - CT.

**Figura 62 – Exemplo de aplicação dos parâmetros de rugosidade para a medição da largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ).**



Fonte: Do autor.

#### 4.5.10 Caracterização dos abrasivos

As partículas abrasivas foram caracterizadas por difração a laser para a análise de frequência de volume e distribuição das partículas utilizando os equipamentos: Bettersizer S3 Plus do Laboratório de Materiais de Construção Civil do DACOC-CT e MICROTRAC INC. Série s3500, do laboratório de caracterização de partículas do DAMEC. Para isso, como veí-



culo para as medições das partículas abrasivas, foi utilizado álcool etílico hidratado 46° INPM e posteriormente agitados por ultrassom por 2 minutos antes das medições. Foram testados pelo menos 3 amostras do abrasivo  $\text{SiO}_2$  e 3 amostras de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . As amostras da lama abrasiva diluídas em água destilada, foram caracterizadas após os ensaios com distância de deslizamento de 64 metros, que foi resultante da obtenção do regime permanente de desgaste comum entre todas as condições.

#### 4.5.11 Microscopia eletrônica de varredura

Para a caracterização da microestrutura e da superfície de desgaste foi necessário a obtenção de imagens pelo microscópio eletrônico de varredura. Para isso, foi utilizado o equipamento da marca Zeiss e modelo EVO-MA15. As amostras de revestimento foram preparadas seguindo procedimentos metalográficos como lixamento até a lixa #1200 e polimento com pasta diamantada, seguida de limpeza em ultrassom. O MEV utilizado neste trabalho está disponível no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR - CT.

#### 4.5.12 Análise do número de camadas de revestimento

Conforme o fluxograma de trabalho, mostrado na Figura 49, para o experimento principal de deposição dos revestimentos, foram realizadas camadas de revestimentos composto por cordões sobrepostos lateralmente. Estas camadas foram produzidas com os seguintes parâmetros de deposição: combinação dos arames “68” e “70”, corrente pulsada ( $I_m$ ) de 230 A ( $\pm 25\%$ ) e alimentação dos arames pulsativa. Com isso, foram depositados revestimentos com uma, duas e três camadas para verificar o efeito da diluição do metal de base nas características microestruturais e desempenho das microestruturas frente ao desgaste por microabrasão e riscamento. O objetivo da deposição de mais camadas é a redução da diluição do metal de base na camada de análise. Para esta análise, foram realizadas medidas da dureza, composição química e de resistência ao desgaste pelos ensaios de microabrasão e riscamento.

## 5 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DESEMPENHO DOS REVESTIMENTOS - ETAPA 4

Antes de iniciar a apresentação dos resultados de caracterização da microestrutura e do desempenho dos revestimentos em relação aos ensaios de desgaste por microabrasão e por riscamento, o autor salienta que os resultados referentes a fabricação dos revestimentos estão localizados nos Apêndices A, B e C do texto desta tese. Mais especificamente, o Apêndice A mostra as análises da caracterização do cordão em relação aos parâmetros corrente, velocidade de deslocamento, distância de afastamento, ângulo da tocha e frequência de alimentação de pulso dos arames, e modelamento das respostas de geometria e diluição do cordão. O Apêndice B mostra as análises adicionais da caracterização de outros parâmetros em comparação com os parâmetros da etapa 1, como: corrente pulsada, alimentação alternativa dos arames e taxa de deposição com depósitos realizados com apenas um arame. E o Apêndice C mostra os resultados da aplicação dos parâmetros da etapa 2 na formação de camadas de revestimento.

Desta forma, neste capítulo estão apresentados os resultados da caracterização e desempenho dos revestimentos depositados em camada única com a combinação dos arames “Ti-70”, “60-68”, “60-70” e “68-70”. Além disso, os depósitos com duas e três camadas foram realizados com a combinação dos arames “68-70”. Este capítulo foi dividido em duas partes: sendo apresentado na primeira, os resultados de caracterização do efeito da combinação dos materiais depositados e quantidade de camadas. Na segunda parte, os resultados de desempenho destas superfícies em ensaios tribológicos em escala macro e microscópica, neste caso, ensaios de riscamento linear e ensaios de microabrasão.

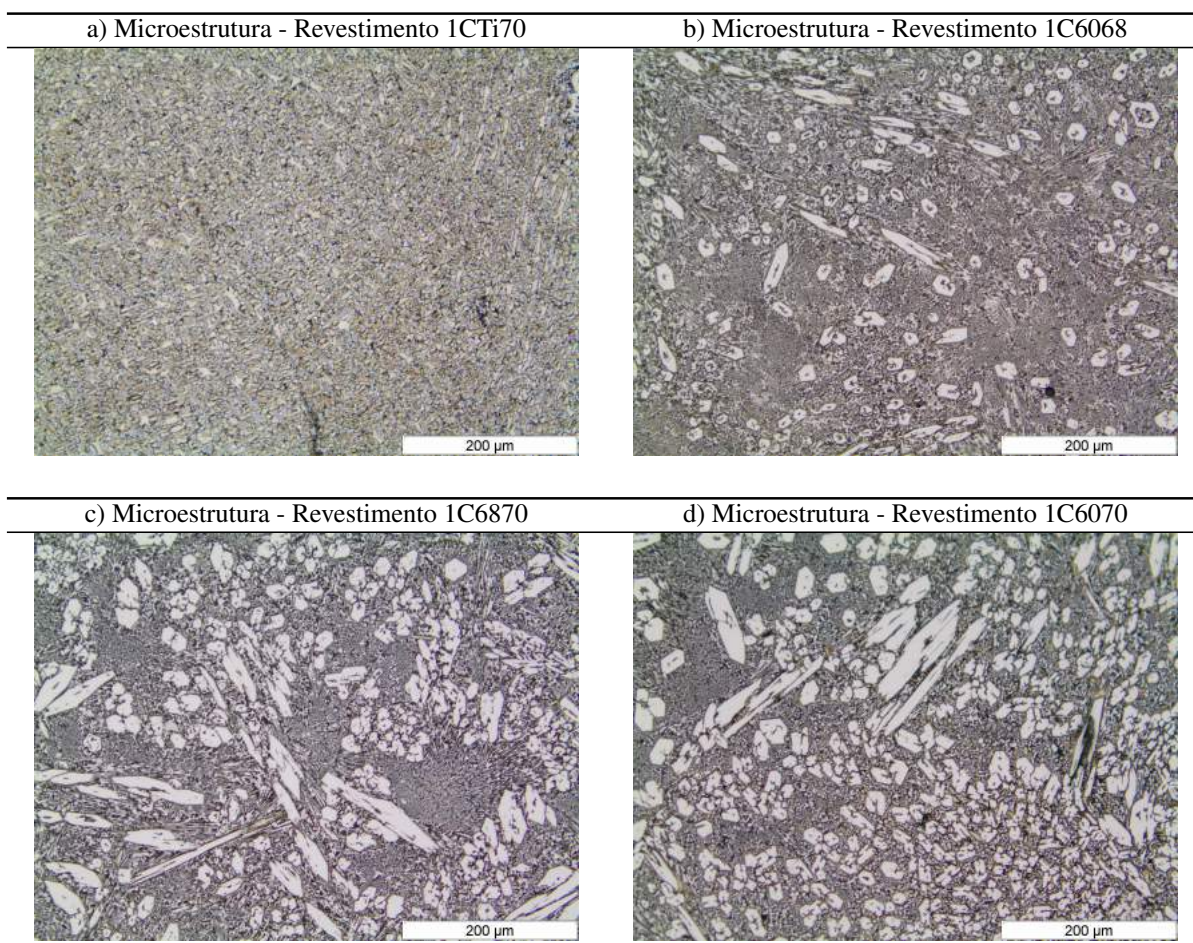
### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO A COMPOSIÇÃO DO MATERIAL DE DEPÓSITO

Inicialmente, a caracterização dos revestimentos produzidos pela combinação entre o depósito com dois arames, sendo utilizado os arames “Ti”, “60”, “68” e “70”, foram realizadas por microscopia óptica (MO). A ampliação das imagens foi de 200x utilizando microscópio Olympus para a análise dos revestimentos atacados com reagente Marbel, por esfregação e posteriormente limpas com álcool.

As imagens da Figura 63 mostram as microestruturas para as combinações dos arames “Ti” e “70” depositados em camada única (Figura 63 (a) - Revestimento 1CTi70), arames “60”

e “68” depositados em camada única (Figura 63 (b) - Revestimento 1C6068), arames “68” e “70” depositados em camada única (Figura 63 (c) - Revestimento 1C6870), arames “60” e “70” depositados em camada única de revestimento (Figura 63 (d) - Revestimento 1C6070).

**Figura 63 – Microestrutura dos revestimentos hipoeutético 1CTi70 (a) e hipereutéticos 1C6068 (b), 1C6870 (c) e 1C6070 (d) depositados por GTAW em camada única, obtidas por MO com ampliação de 200x.**



**Fonte: Do autor.**

Os depósitos realizados sem o arame de “Ti” apresentaram-se semelhantes do ponto de vista da formação microestrutural do tipo hipereutética, no caso do revestimento contendo arame de “Ti” a microestrutura foi hipoeutética devido ao percentual de carbono da mistura entre os arames estar abaixo do ponto eutético, conforme foi mostrado na Tabela 5 da página 85.

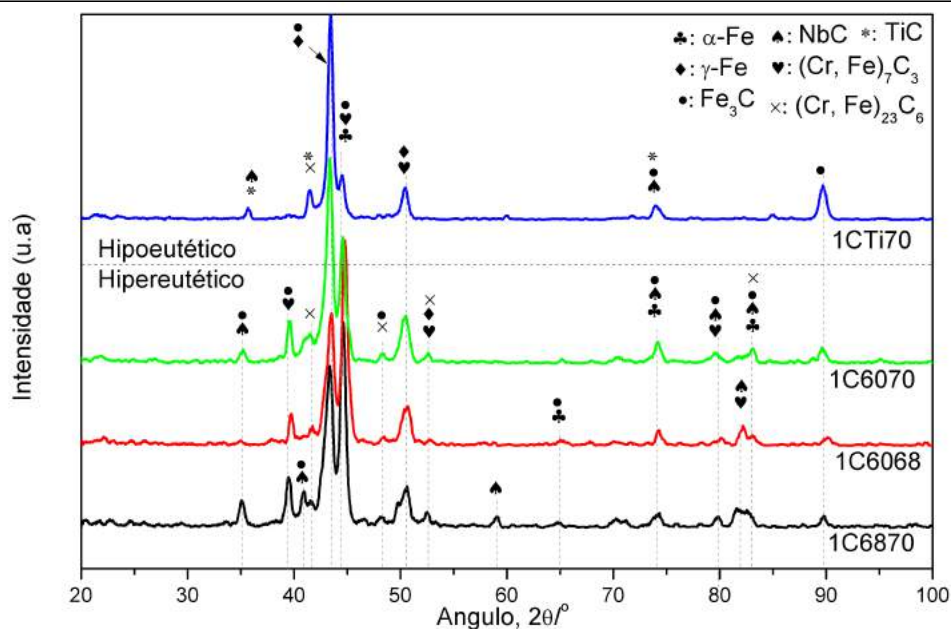
No entanto, Lin *et al.* (2011) afirmaram que em microestruturas do sistema Fe-Cr-C compostas por menores teores de carbono, mais especificamente microestrutura hipoeutética, apresentam morfologia policristalina causada pelo mecanismo de crescimento dendrítico, como a microestrutura da condição 1CTi70. E para maiores teores de carbono, o que é o caso do res-

tante dos revestimentos, apresentam na forma dos carbonetos  $M_7C_3$  estrutura cristalina com contorno de baixo ângulo formada pela morfologia de crescimento poligonal. Além disso, a microestrutura hipereutética apresenta carbonetos do tipo  $M_7C_3$  com formatos alongados e outros hexagonais. Chang *et al.* (2010a) afirmam que os carbonetos alongados são formados principalmente em microestruturas compostas por menor teor de carbono limitado ao ponto eutético, e que os carbonetos hexagonais são mais duros e resistentes a abrasão, e são encontrados em microestruturas com maior teor de carbono.

Pelo fato de utilizar preaquecimento e temperatura de aproximadamente  $150^\circ$  entre a excussão dos cordões durante a formação do revestimento, o processo de deposição resultou em menor velocidade de resfriamento; o que, segundo Hornung *et al.* (2013), pode favorecer a formação de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  e, com isso, promover maiores valores de dureza.

A análise por difração de raios-X mostrou que a estrutura é composta por diversas fases, como pode ser visto na Figura 64.

**Figura 64 – Difração de Raios-X dos revestimentos 1CTi70, 1C6070, 1C6068 e 1C6870.**



Fonte: Do autor.

O difratograma da cor azul confirma as fases do revestimento hipoeutético “1CTi70”, que é composto pela fase austenita primária ( $\gamma$ -Fe) e carbonetos do tipo MC,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ . As cartas de referência utilizadas para a identificação destas fases foram: Austenita ( $\gamma$ -Fe) (JCPDS code: 96-901-4477), carbonetos de cromo ( $(Fe, Cr)_7C_3$ ) (JCPDS code: 00-005-

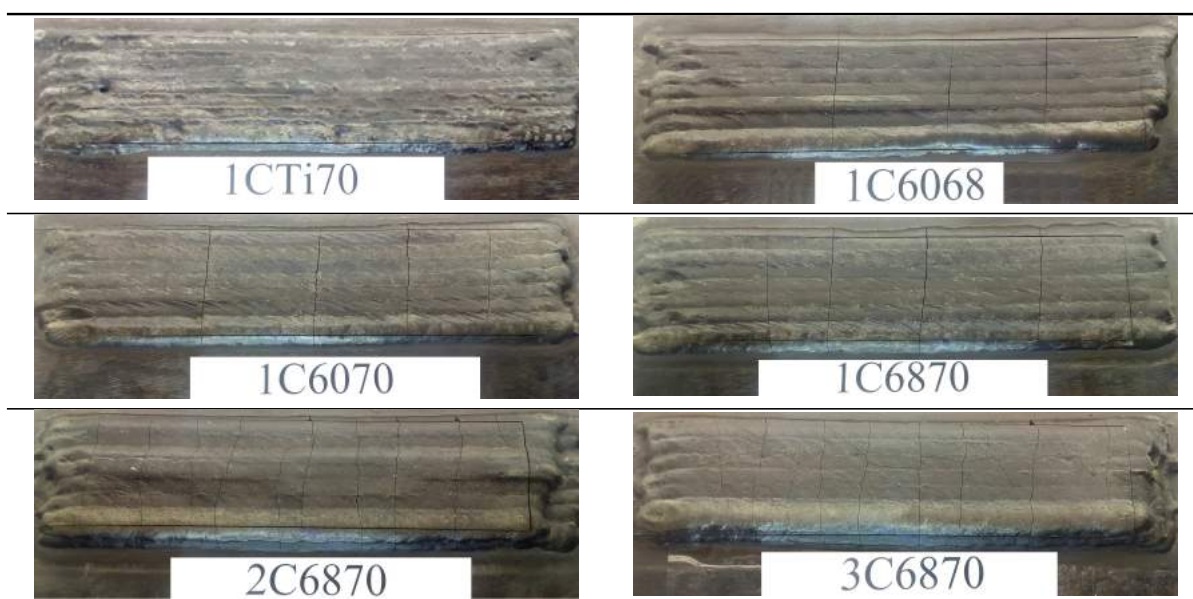
0720) e  $((\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6)$  (JCPDS code: 01-078-1500), carbonetos de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) (JCPDS code: 01-072-1110), carbonetos de titânio ( $\text{TiC}$ ) (JCPDS code: 01-073-0472) e carbonetos de nióbio ( $\text{NbC}$ ) (JCPDS code: 01-074-1222).

Os difratogramas, da Figura 64, na cor verde, vermelho e preto representam os dados dos revestimentos hipereutéticos 1C6070, 1C6068 e 1C6870, respectivamente. Os picos de difração mostram a presença das fases martensita ( $\alpha\text{-Fe}$ ) (JCPDS code: 00-006-0696) e carbonetos complexos de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), nióbio ( $\text{NbC}$ ) e cromo ( $((\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3)$  e  $((\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6)$ ).

No sentido de melhorar a resistência à abrasão, Qi *et al.* (2011) tiveram êxito com a adição do vanádio no desempenho de ferros fundidos de alto teor de cromo. Os revestimentos que foram realizados pela combinação com o arame “70” contém vanádio na composição do depósito, o que pode promover melhora na resistência à abrasão.

Além disso, outro ponto que pode ser comentado é a presença de trincas de solidificação de solidificação aparentes nas camadas de revestimento. Na condição de deposição que apresentou microestrutura hipoeutética (revestimento 1CTi70) não houve ocorrência de trincas de solidificação que atravessam a camada de revestimento, comparado com as condições de microestruturas hipereutéticas, conforme pode ser visto na Figura 65. Os outros revestimentos desta figura são formados por microestrutura hipereutética com diferentes valores de C-Cr (conforme apresentado pela Tabela 5 na página 85) e apresentaram trincas de solidificação que atravessaram a camada de revestimento com término da trinca na interface com o metal de base.

**Figura 65 – Integridade do revestimento hipoeutético 1CTi70 isento de trincas e dos revestimentos hipereutéticos 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 com trincas de solidificação.**



Fonte: Do autor.

Levando em consideração os valores da relação C-Cr entre as amostras partindo do revestimento hipoeutética 1CTi70, seguido dos revestimentos hipereutéticos 1C6068, 1C6870 e 1C6070, pode se perceber que houve maior ocorrência de trincas de solidificação para os maiores valores de C-Cr. Estas trincas de solidificação aliviam parcialmente as tensões residuais causadas pelos ciclos térmicos adicionados em cada cordão depositado. Para os revestimentos com mais camadas houve um aumento considerável de trincas de solidificação sugerindo a presença de elevadas tensões residuais devido a sobreposição dos cordões podendo fragilizar o revestimento. Estas trincas de solidificação são causadas por baixos valores de limite de escoamento e ductilidade do revestimento.

### 5.1.1 Revestimento 1CTi70

A caracterização do revestimento 1CTi70 pode ser realizada com base no mapa da composição química obtido por EDS, conforme mostrado na Figura 66. Com uma análise desta figura pode ser observado a dispersão do conteúdo de titânio e nióbio, além da dispersão do cromo e o ferro na matriz.

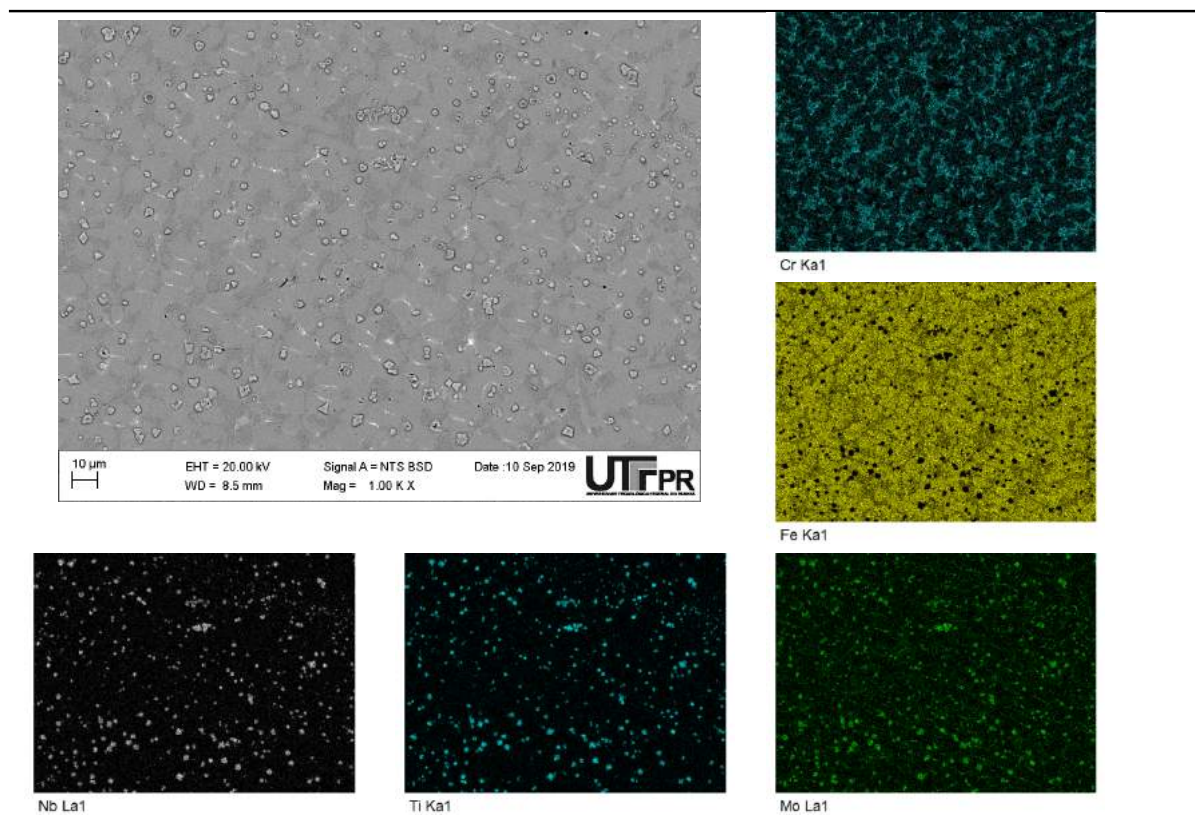
A Figura 67 (a), obtida por microscopia óptica (MO) com aumento de 1000x, apresenta uma microestrutura hipoeutética gerada pela combinação dos arames “Ti” e “70” depositados em camada única.

O tipo de microestrutura pode ser confirmada resgatando-se o valor do ponto eutético binário Cr-C para este depósito que foi de 3,88 % estando abaixo do ponto eutético de 4,3%C, conforme resultado obtido pela Equação 8 e plotado na Tabela 5 da página 62.

A composição microestrutural é constituída pela solidificação inicial dos carbonetos de nióbio (5,50%) e titânio (6,00%) (líquido + MC), seguido da solidificação da austenita (líquido + MC +  $\gamma$ ), e por fim, a formação do eutético contendo os carbonetos  $M_7C_3$  (MC +  $\gamma$  +  $\gamma/M_7C_3$ ). Esta microestrutura também foi observada por Filipovic *et al.* (2013), os autores afirmam que a solubilização do nióbio e do titânio na austenita e nos carbonetos  $M_7C_3$  é muito baixa, desta forma estão presentes em forma de carbonetos do tipo MC. Como no caso da condição 1CTi70, onde o teor médio de carbono (3,28%) e cromo (12,75%) está abaixo do ponto eutético. Além disso, Liu *et al.* (2017) mostraram que as partículas de carbonetos de titânio solidificam inicialmente e podem servir como nucleadores para solidificação dos carbonetos de nióbio.

A Figura 67 (b) apresenta a composição microestrutural através de análise pontual por

**Figura 66 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipoeutético 1CTi70, com ampliação de 1000x.**



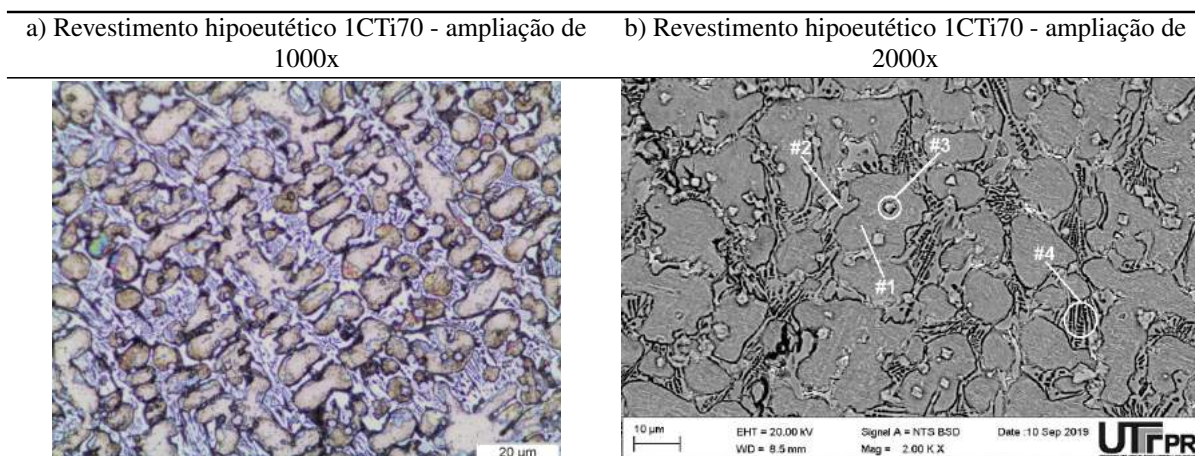
**Fonte: Do autor.**

EDS; no ponto 1, percebe-se a fase  $\gamma$  composta de 80% de ferro; os pontos 2 e 4 mostram a constituinte eutética formado por  $\gamma + (\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  que apresenta na sua composição em média 55 % de ferro, 10 % de carbono, 28 % de cromo e 4 % de molibdênio; no ponto 3, os carbonetos primários do tipo MC de titânio e nióbio ( $\text{TiC}$  e  $\text{NbC}$ ) são formados por aproximadamente 20% de carbono, 29% de titânio e 33% de nióbio. Pode-se perceber que o titânio e o nióbio usam uma grande quantidade de carbono e por solidificarem inicialmente, o que diminui a possibilidade de se obter grande quantidade de carbonetos  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  com este teor de carbono.

### 5.1.2 Revestimento 1C6068

A microestrutura do revestimento 1C6068 obtida pela combinação dos arames “60” e “68” foi hipereutética, conforme mostra a Figura 68, formada por carbonetos primários de cromo ( $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ ) envolvidos pela matriz eutética de austenita e carbonetos de cromo ( $\gamma + \text{M}_7\text{C}_3$ ). A forma geométrica destes carbonetos corroboram os estudos realizados por Liu *et al.* (2016), onde estes autores caracterizam a formação destas fases como carbonetos poligonais

**Figura 67 – Microestrutura obtida por MO e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação de 1000x (a), e composição química pontual do revestimento hipoeutético 1CTi70, obtida por MEV com ampliação de 2000x (b).**

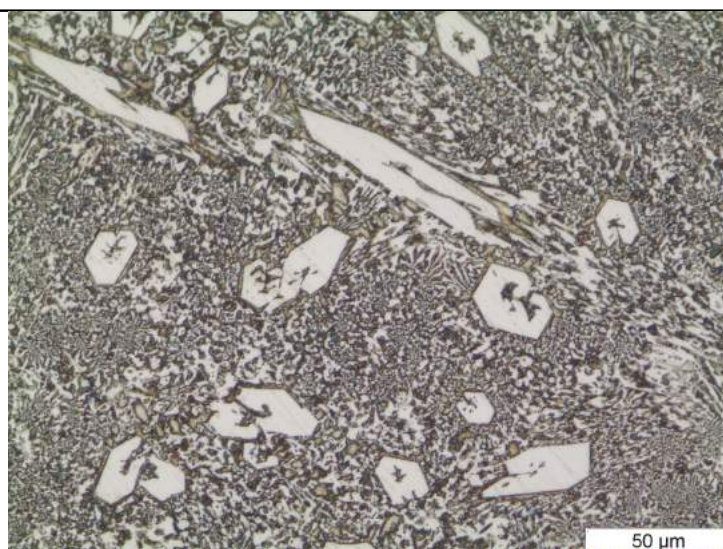


1CTi70	Composição Química (% em peso)											
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Nb	Co	B	Ti	Fe
Ponto 1	9,99	0,47	0,61	7,59	0,97	-	-	-	-	-	0,17	80,20
Ponto 2	12,37	-	0,82	29,34	4,45	0,80	1,09	-	-	-	0,19	50,93
Ponto 3	20,41	-	-	1,81	4,77	0,71	3,98	33,72	-	-	29,06	5,54
Ponto 4	7,45	0,24	0,74	26,24	3,89	0,68	0,73	-	-	-	0,25	59,77

Fonte: Do autor.

irregulares com cavidades no centro e lacunas nas bordas causadas pela coalescência dos carbonetos com a evolução do crescimento durante o resfriamento da microestrutura.

**Figura 68 – Microestrutura do revestimento hipereutético 1C6068 obtida por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x.**



Fonte: Do autor.

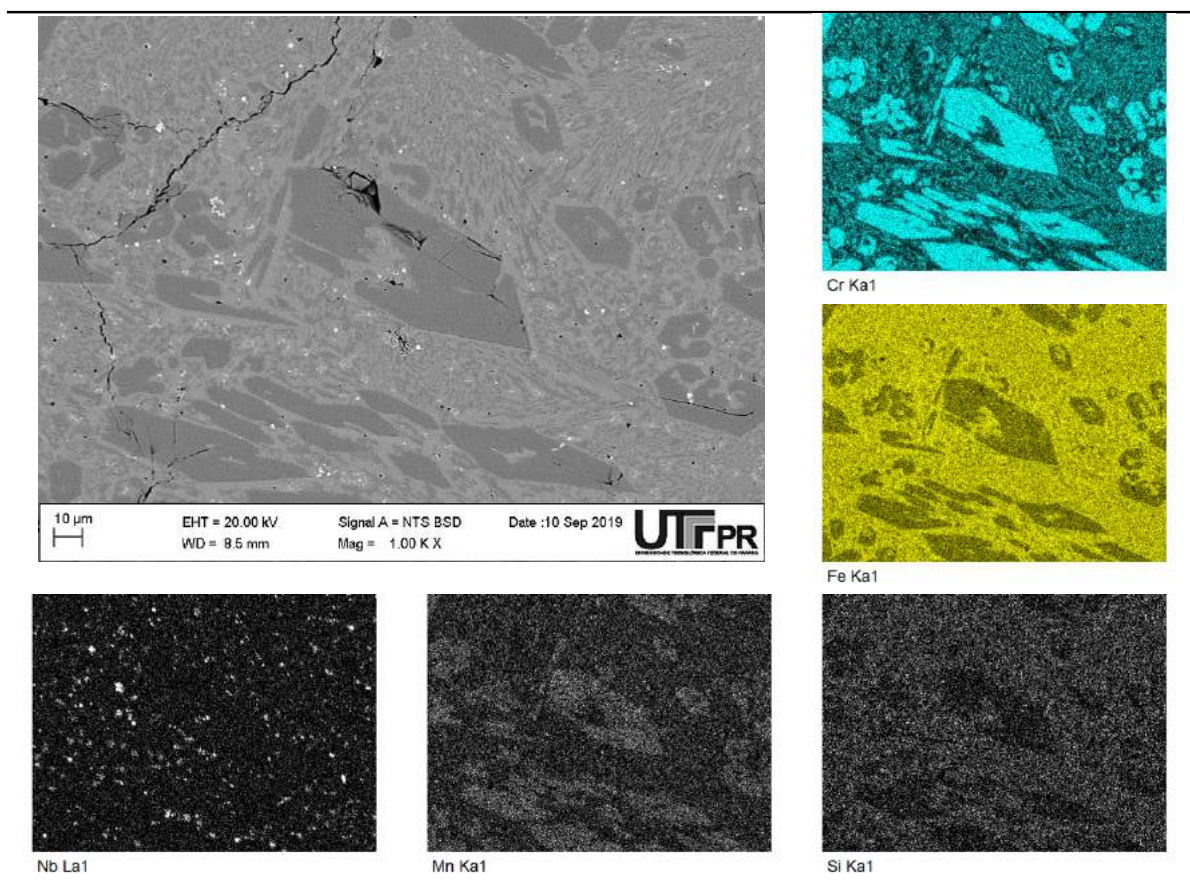
Da mesma forma que na análise do revestimento anterior, o valor do binário C-Cr para



o revestimento 1C6068 foi de 4,44% (dados apresentados na Tabela 5 da página 62) ligeiramente superior ao carbono eutético 4,3%, o que sugere o tipo de microestrutura hipereutética, conforme observada na Figura 68. Nesta figura, ainda pode ser observado a forma dos carbonetos de cromo, sendo que as formações poligonais uniformes são da seção transversal do carboneto e as formações mais alongadas mostram a seção longitudinal dos carbonetos no plano do corte metalográfico.

Os resultados de EDS mostram o mapa da composição química microestrutural na Figura 69, onde é possível observar a distribuição do cromo (em azul) e do ferro (em amarelo) na microestrutura. As regiões em azul claro mostram os carbonetos primários de cromo ( $M_7C_3$ ) e em azul mais escuro, a participação do cromo na composição eutética juntamente com a fase austenítica rica em  $\gamma$ -Fe. Em tons de cinza, pode ser visualizado o conteúdo de manganês e silício e os pontos brancos mostram os carbonetos de nióbio dispersos na matriz.

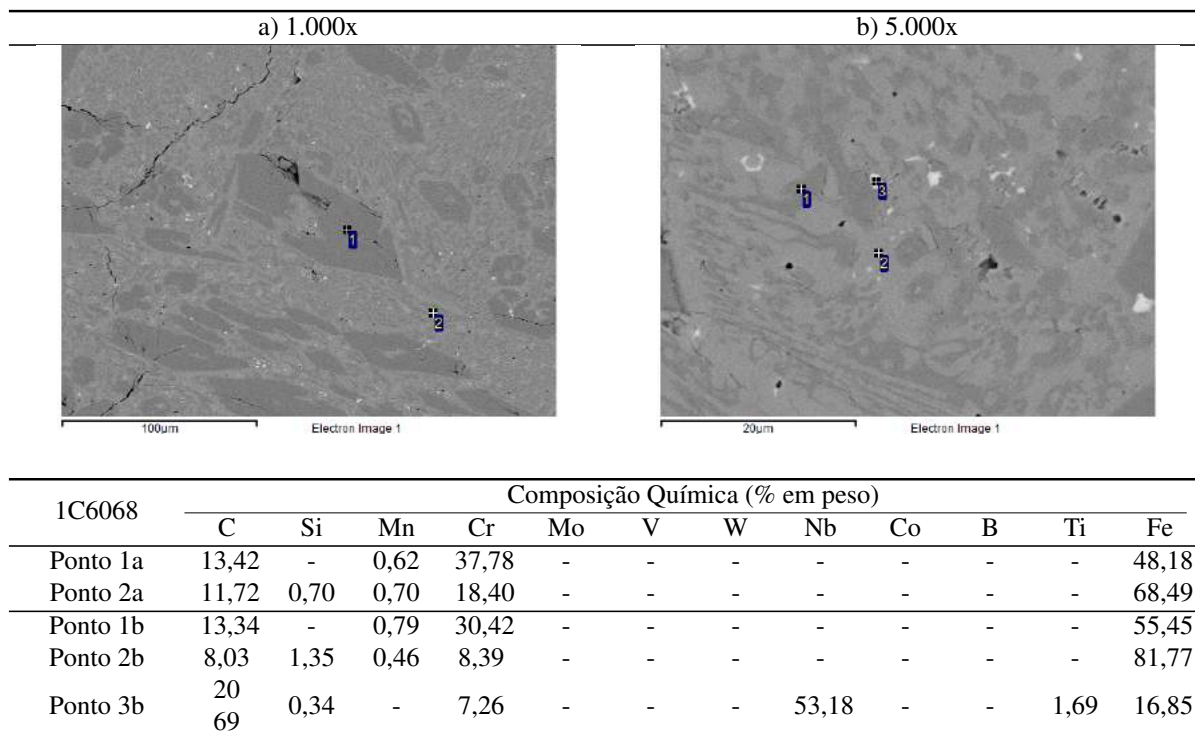
**Figura 69 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6068, com ampliação de 1000x.**



**Fonte: Do autor.**

Buchely *et al.* (2005), Günther *et al.* (2018), Badisch *et al.* (2010), Ribeiro (2004), Geng *et al.* (2018) também encontraram a mesma microestrutura quando depositaram revesti-

**Figura 70 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário  $M_7C_3$  e na matriz eutética do revestimento 1C6068.**



**Fonte: Do autor.**

mentos utilizando ligas a base de cromo e carbono.

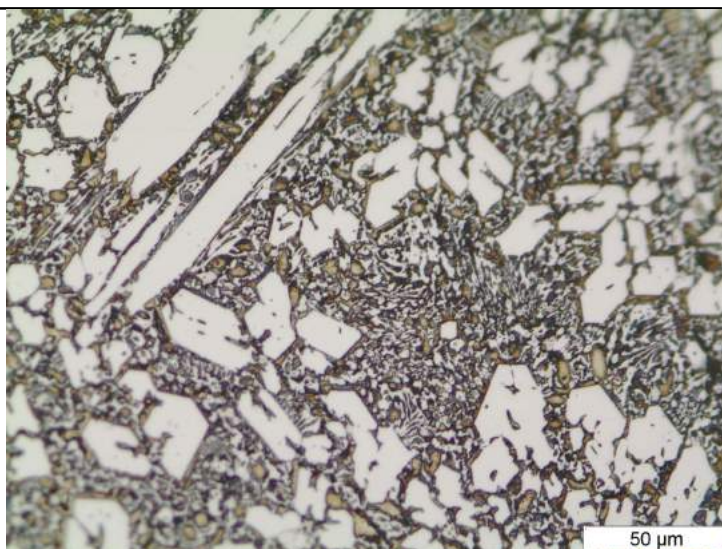
A Figura 70 mostra a composição química pontual do depósito 1C6068 que é composta por carbonetos primários de cromo com formato poligonal, a composição é formada de aproximadamente 13% de carbono, 38% de cromo e 48% de ferro, e matriz composta por austenita e carbonetos de cromo, conforme mostra a Figura 70 (a) ampliada em 1.000x.

A caracterização da matriz foi apresentada pela Figura 70 (b) com ampliação de 5.000x, pode-se observar a formação microestrutural eutética. A composição química nas regiões mais claras é formada principalmente por ferro com um percentual superior a 80% caracterizando a austenita (ponto 1b da Figura 70 b) e as regiões mais escuras são formadas por carbonetos eutéticos de cromo do tipo  $M_7C_3$  (ponto 2b da Figura 70 b). Além disso, os carbonetos de nióbio estão presentes dispersos na matriz, como mostra o ponto 3b da Figura 70 (b).

### 5.1.3 Revestimento 1C6070

Assim como na condição 1C6068, o revestimento 1C6070 apresentou microestrutura hipereutética composta pela matriz eutética formada de austenita e carbonetos de cromo ( $\gamma + (\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ ) reforçada por carbonetos primários de cromo ( $\text{M}_7\text{C}_3$ ) e nióbio ( $\text{NbC}$ ). A Figura 71 mostra esta microestrutura com uma imagem obtida por microscopia óptica com ampliação de 500x.

**Figura 71 – Microestrutura do revestimento 1C6070 realizada por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x.**



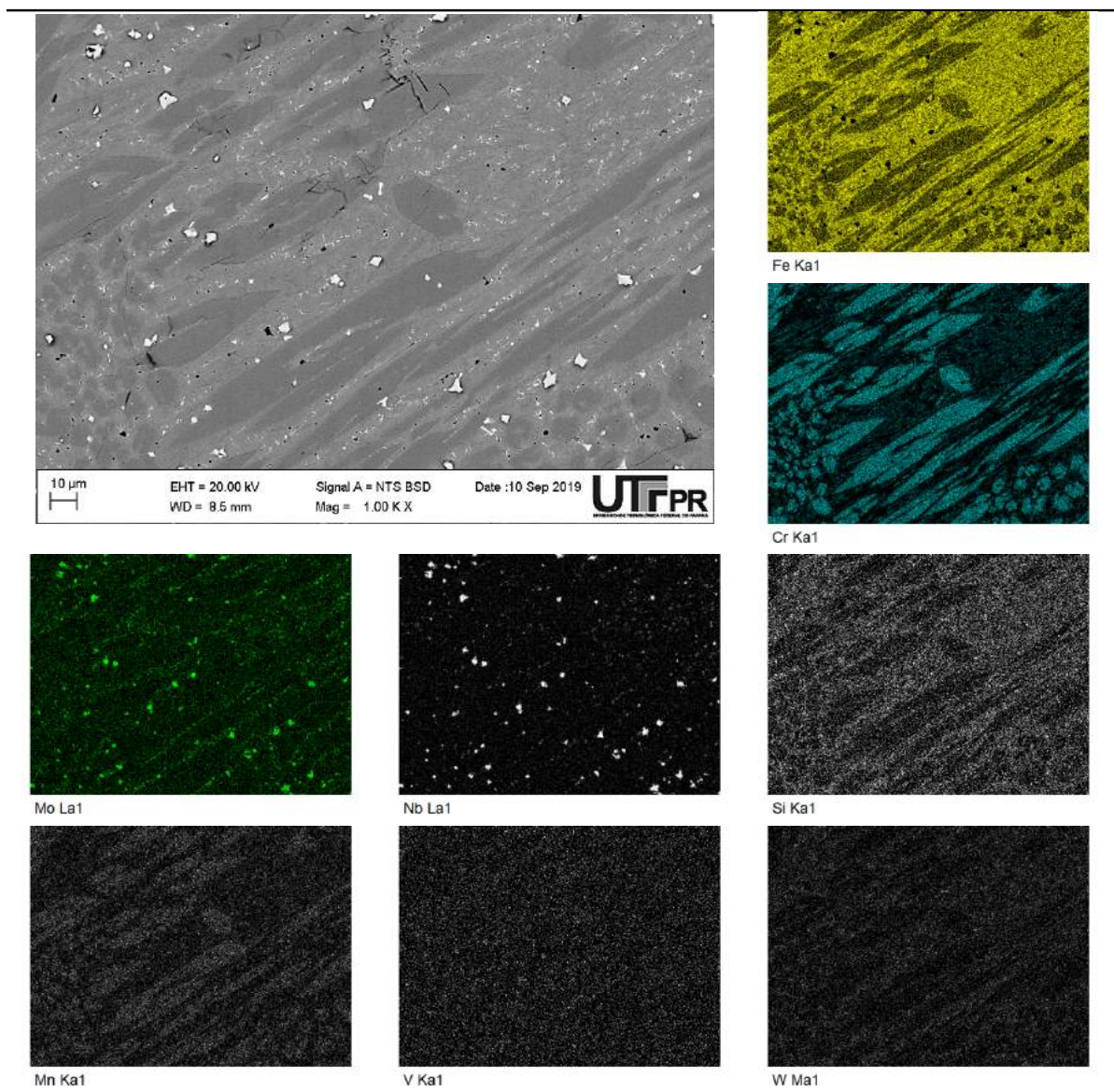
**Fonte: Do autor.**

A microestrutura obtida da condição 1C6070 exibe carbonetos com formato poligonal e carbonetos alongados que preenchem em maior quantidade a superfície do revestimento. A hipótese é de que com o valor do binário C-Cr de 5,04% e a soma do percentual de elementos de liga é superior a 35%, faz com que a quantidade de carbonetos seja superior às demais condições testadas neste estudo.

No mapa da composição química microestrutural do revestimento 1C6070, mostrado pela Figura 72, é possível visualizar os carbonetos primários de cromo na cor azul claro e a formação eutética da matriz em azul escuro.

Além disso, a composição de ferro da matriz está destacada em amarelo e os carbonetos de nióbio são os pontos brancos dispersos na matriz. O conteúdo de tungstênio e vanádio presentes na composição do “arame 70” aparecem de forma dispersa na microestrutura do revestimento 1C6070.

**Figura 72 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6070, com ampliação de 1000x.**



**Fonte: Do autor.**

A composição química pontual realizada por EDS para a condição de deposição 1C6070 foi mostrada na Figura 73 em dois níveis de ampliação, para poder detalhar a composição dos carbonetos (Figura 73 a) e da matriz (Figura 73 b).

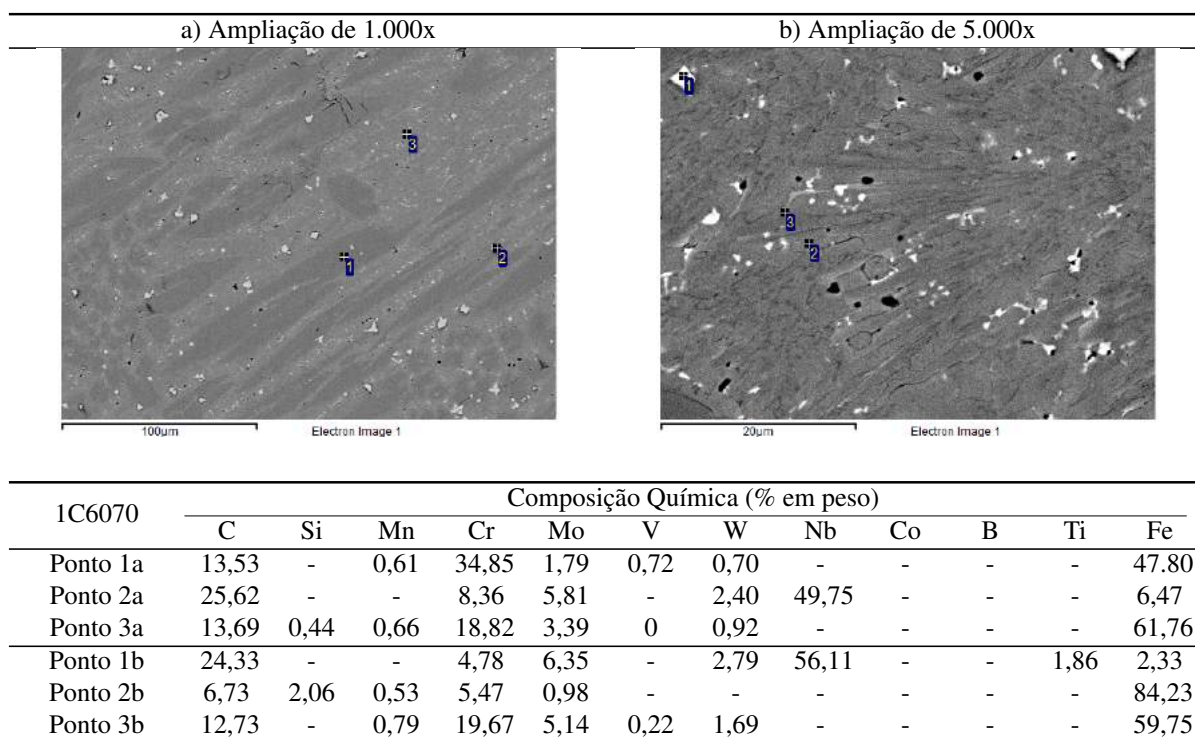
O ponto de número 1 (da Figura 73 a) mostra a composição química no ponto em cinza escuro de um carboneto primário de cromo, composto por aproximadamente 13,5% de carbono, 34,8% de cromo, 47,8% de ferro e o restante de outros elementos distribuídos entre manganês, molibdênio, tungstênio e vanádio.

A composição química dos constituintes em cinza claro foi medida e apresentada pelo ponto de número 2 (da Figura 73 a) com composição aproximada de 25,6% de carbono, 8,3% de

cromo 5,8% de molibdênio, tungstênio com 2,4%, ferro com 6,47% e nióbio com quase 50%, caracterizando-o como carboneto primário de nióbio.

A Figura 73 (a) mostra através da indicação do ponto número 3 a composição química da matriz e os pontos 2 e 3 da (Figura 73 b) mostram com detalhes as regiões em cinza claro e cinza escuro. Além disso, a Figura 73 (b) confirma a composição do carboneto de nióbio, com a composição medida pelo ponto número 1.

**Figura 73 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário  $M_7C_3$  e na matriz eutética do revestimento 1C6070.**



**Fonte: Do autor.**

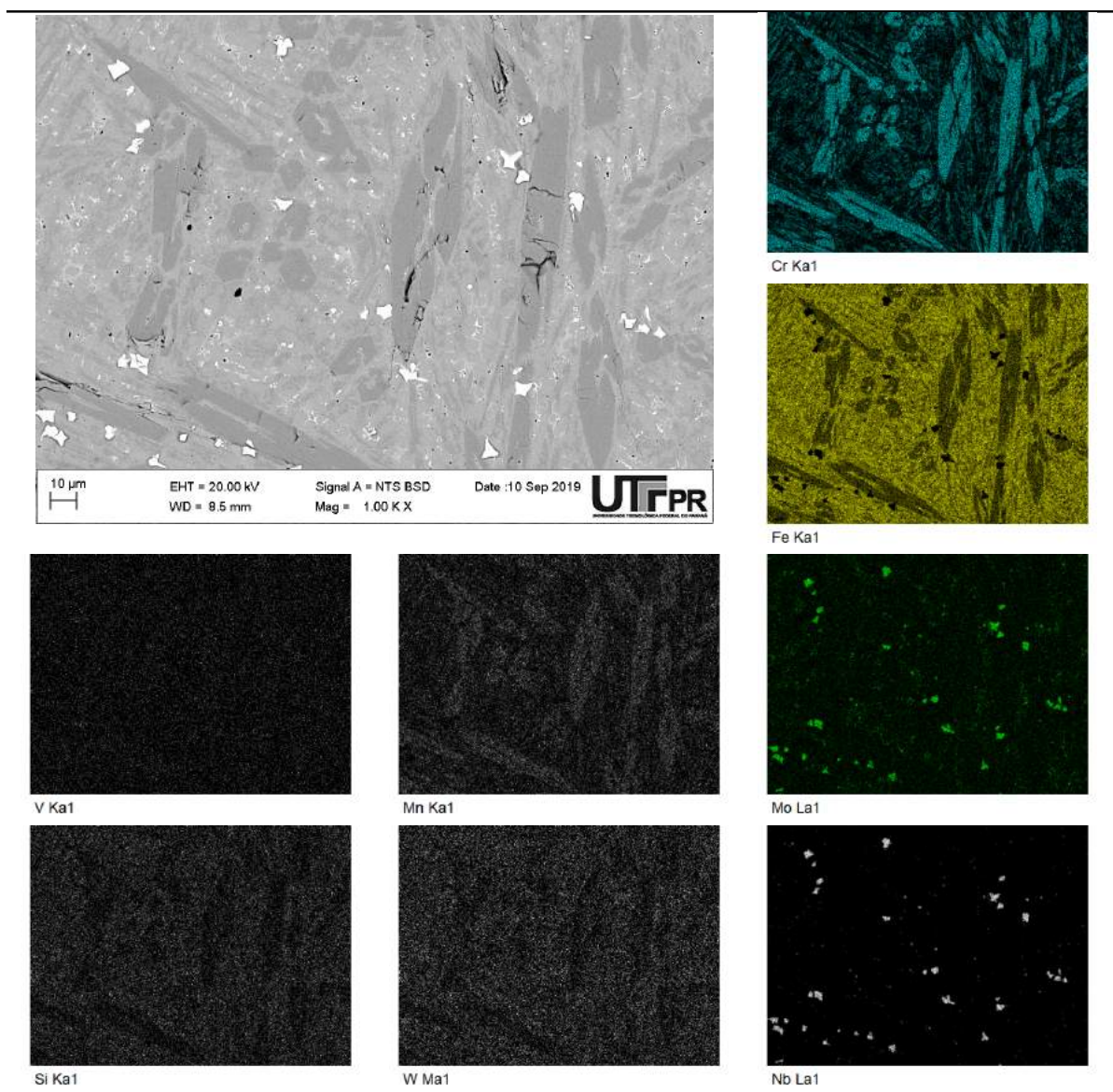
#### 5.1.4 Revestimento 1C6870

Para a caracterização da condição de deposição 1C6870, também foram obtidos os mapas de composição química e podem ser visualizados pela Figura 74. Esta foi a combinação de arames (arame 68 e arame 70) que apresentou maior percentual em peso de nióbio proporcionando a formação de quantidades superiores de carbonetos de nióbio, como pode ser visto no mapa de composição química.

No caso das análises utilizando MEV e EDS foi possível identificar estes carbonetos de nióbio que são mostrados na cor branca, pela Figura 74, e estão dispersos na matriz. O mapa

de composição química na cor verde mostra a concentração de cromo em toda a microestrutura, em verde escuro está o cromo distribuído na matriz eutética ( $\gamma + (\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ ) e a cor verde claro, são os carbonetos primários de cromo ( $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ ). O mapa em amarelo mostra o percentual de ferro distribuído na matriz eutética na forma de  $\gamma$ -Fe. Os mapas de distribuição da composição do vanádio, silício, tungstênio, manganês e molibdênio também são mostrados na Figura 74.

**Figura 74 – Microestrutura (MEV) e mapa da composição química pontual (EDS) do revestimento hipereutético 1C6870, com ampliação de 1000x.**



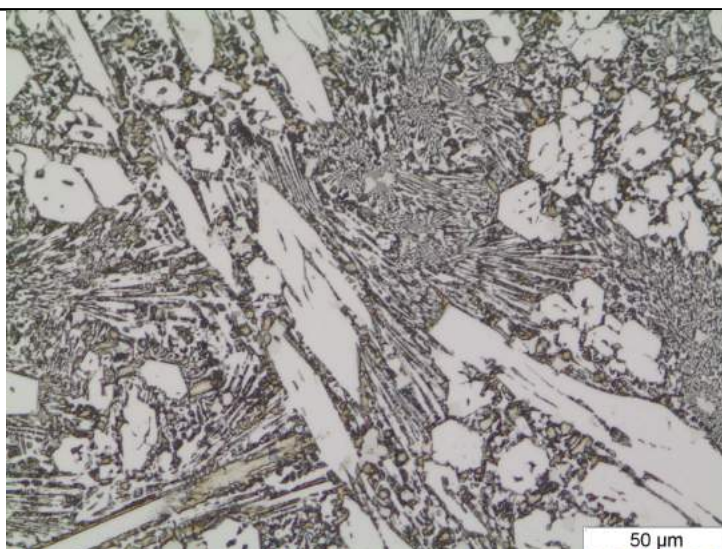
**Fonte: Do autor.**

A Figura 75 mostra a microestrutura hipereutética obtida pela condição de deposição “1C6870”, é possível identificar carbonetos primários de cromo e matriz eutética formada por austenita e carbonetos secundários de cromo. Conforme previsto, as microestruturas depositadas

com a combinação entre os arames “60”, “68” e “70” formaram microestruturas semelhantes exceto pela quantidade de segunda fase dura.

Após uma análise visual qualitativa da microestrutura, os revestimentos “1C6870” apresentaram uma condição intermediária no conteúdo de carbonetos em relação aos revestimentos “1C6068” e “1C6070”. Notadamente, apenas os carbonetos de cromo foram revelados pelo ataque químico com reagente Marbel durante as análises por microscopia óptica, o que não ocorreu com os carbonetos de nióbio.

**Figura 75 – Microestrutura do revestimento 1C6870 obtido por microscopia óptica e ataque químico com reagente Marbel, com ampliação em 500x.**

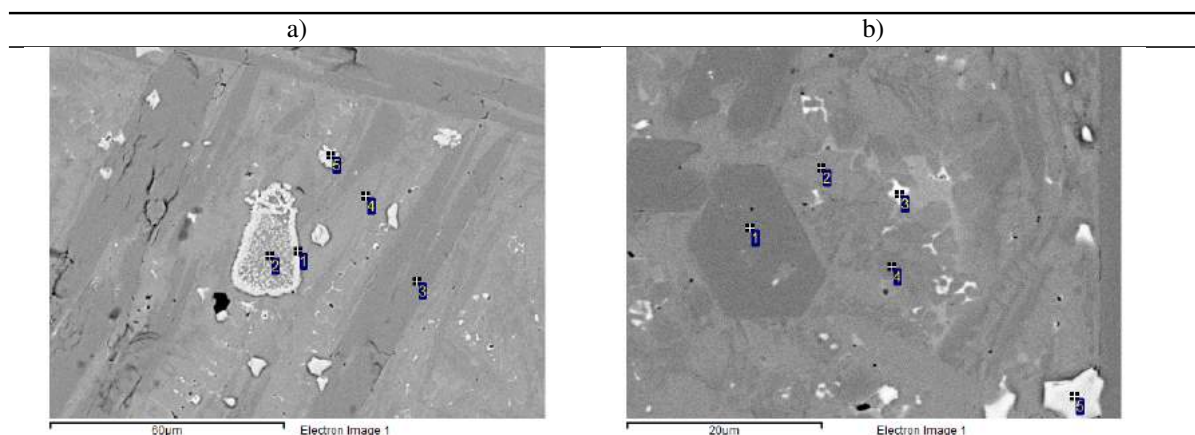


**Fonte: Do autor.**

Na Figura 76, é possível verificar a composição química pontual das fases presentes na microestrutura da condição de deposição 1C6870 para corroborar os dados da Figura 74.

A Figura 76 (a) mostra a composição dos carbonetos de cromo (ponto 3a), a matriz composta pela fase  $\gamma + (\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  identificada pelo ponto 4a, e os carbonetos de nióbio pelos pontos 1a, 2a e 5a. A Figura 76 (b) complementa a caracterização desta microestrutura. No caso da Figura 76 (a), pode-se verificar um carboneto com formato singular representado pelo ponto 2a, segundo Filipovic *et al.* (2013) regiões com elevada concentração de nióbio podem formar carbonetos com geometria dendrítica, que foi o caso de baixa ocorrência nos revestimentos 1C6870.

**Figura 76 – Composição química pontual realizada em um carboneto primário  $M_7C_3$  e na matriz eutética do revestimento 1C6870.**



1C6870	Composição Química (% em peso)											
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Nb	Co	B	Ti	Fe
Ponto 1a	13,37	0,38	-	3,30	2,56	0,75	0,85	56,82	-	-	-	20,90
Ponto 2a	10,63	0,54	-	6,42	2,11	0,16	0,55	45,03	-	-	0,30	34,25
Ponto 3a	12,19	-	-	35,86	1,44	0,68	0,63	-	-	-	-	49,19
Ponto 4a	8,17	1,35	0,23	11,10	0,91	0,20	-	-	-	-	-	78,04
Ponto 5a	26,38	0,17	-	2,39	1,88	1,19	1,09	59,77	-	-	-	5,80
Ponto 1b	12,69	-	-	35,68	1,52	0,72	0,76	0,41	-	-	-	48,23
Ponto 2b	7,15	1,58	-	4,99	1,20	-	-	-	-	-	-	85,08
Ponto 3b	21,76	-	-	4,17	12,18	0,79	4,14	49,96	-	-	-	7,00
Ponto 4b	12,02	-	0,42	29,45	1,97	0,55	0,93	-	-	-	-	54,65
Ponto 5b	24,10	-	-	4,00	3,24	1,31	1,60	63,95	-	-	-	1,80

Fonte: Do autor.

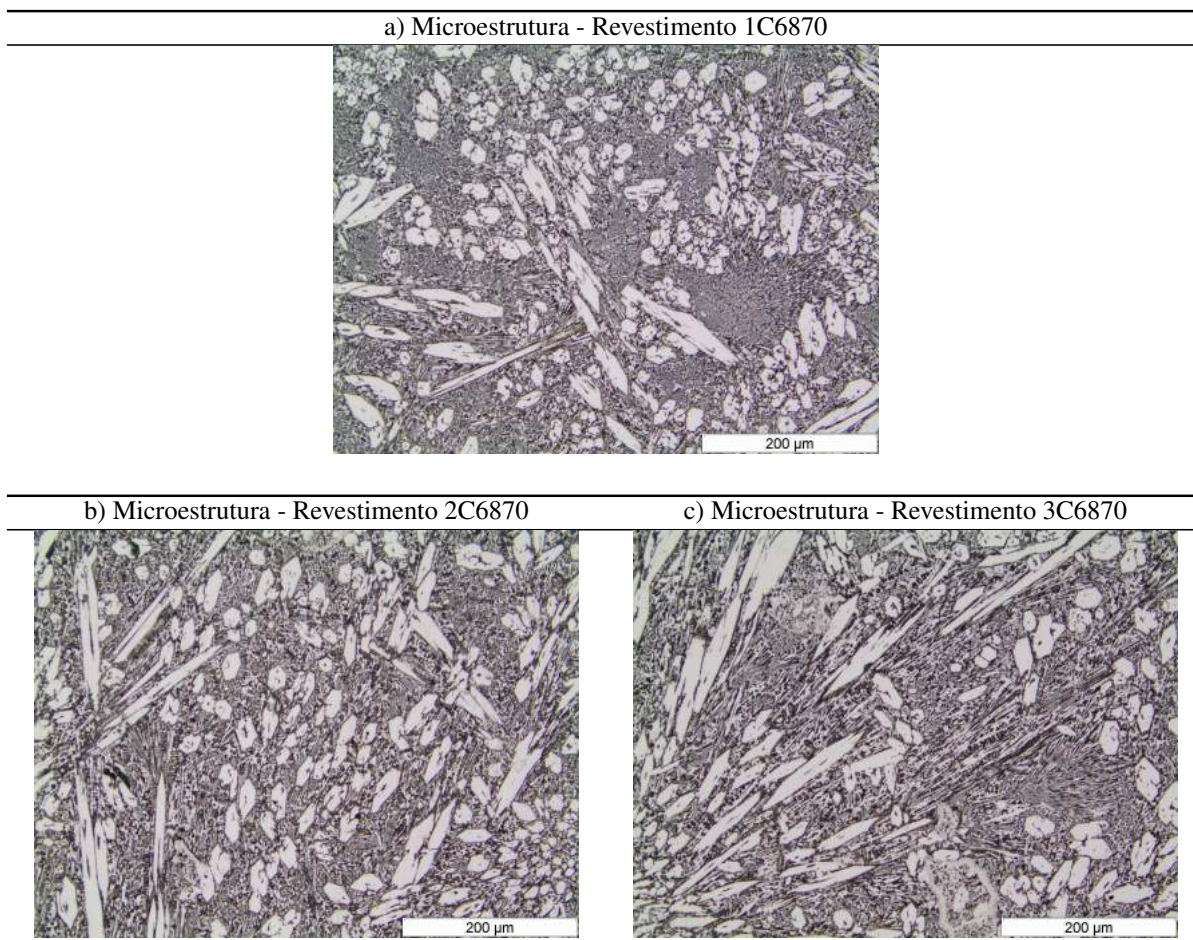
## 5.2 CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO A DILUIÇÃO

Informações obtidas na literatura (SEVILLA *et al.*, 2004; RIBEIRO, 2004; CORONADO *et al.*, 2009; COLAÇO; MARANHO, 2014; BALAGURU *et al.*, 2020) mostram que a deposição de revestimentos com mais de uma camada visa reduzir os efeitos da diluição. Desta forma, neste trabalho foram depositados revestimentos em camada única (Figura 77 (a) - Revestimento 1C6870), duas camadas (Figura 77 (b) - Revestimento 2C6870) e três camadas (Figura 77 (c) - Revestimento 3C6870) com as mesmas condições de deposição, o resultado da microestrutura está mostrado na Figura 77.

No caso da deposição por *GTAW*, onde o objetivo foi obter mínima diluição, a deposição com mais de uma camada apresentou um aumento da quantidade de trincas de solidificação por tensões residuais. Neste sentido, pode-se sugerir que em processos com baixa diluição, o aumento da quantidade de camadas pode ser prejudicial devido ao aumento da quantidade de trincas de solidificação no revestimento. Uma análise mais detalhada no sentido microestrutural



**Figura 77 – Microestrutura dos revestimentos hipereutéticos 1C6870 (a), 2C6870 (b) e 3C6870 (c) obtidas por microscopia óptica, com ampliação de 200x.**

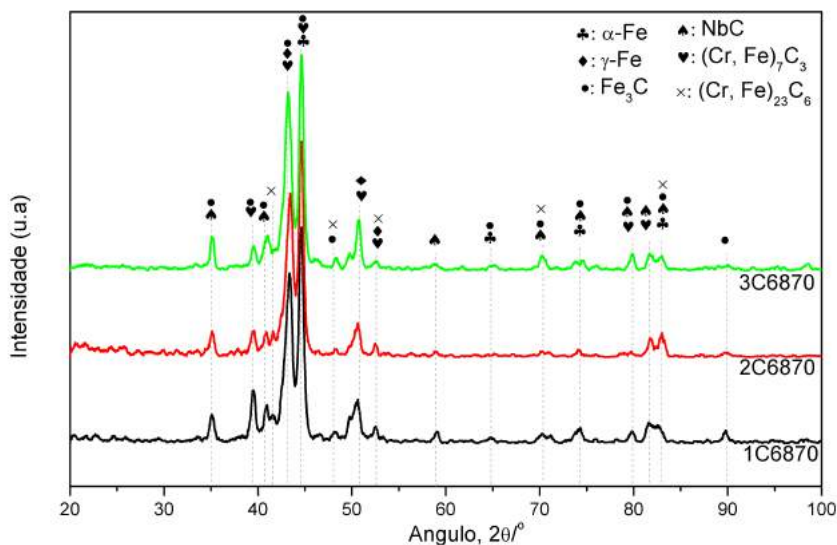


**Fonte: Do autor.**

será apresentado a seguir.

Os picos de difração e a identificação das fases nos revestimentos 1C6870, 2C6870 e 3C6870, por curiosidade, podem ser vistos na Figura 78. Neste caso, também foram utilizadas cartas de referência para a identificação das fases: Austenita ( $\gamma$ -Fe) (JCPDS code: 96-901-4477), carbonetos de cromo ((Fe, Cr) $_7$ C $_3$ ) (JCPDS code: 00-005-0720) e ((Fe, Cr) $_23$ C $_6$ ) (JCPDS code: 01-078-1500), carbonetos de ferro (Fe $_3$ C) (JCPDS code: 01-072-1110) e carbonetos de nióbio (NbC) (JCPDS code: 01-074-1222).

Figura 78 – Difração de raios-X dos revestimentos hipereutéticos 1C6870, 2C6870 e 3C6870.



Fonte: Do autor.

### 5.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS

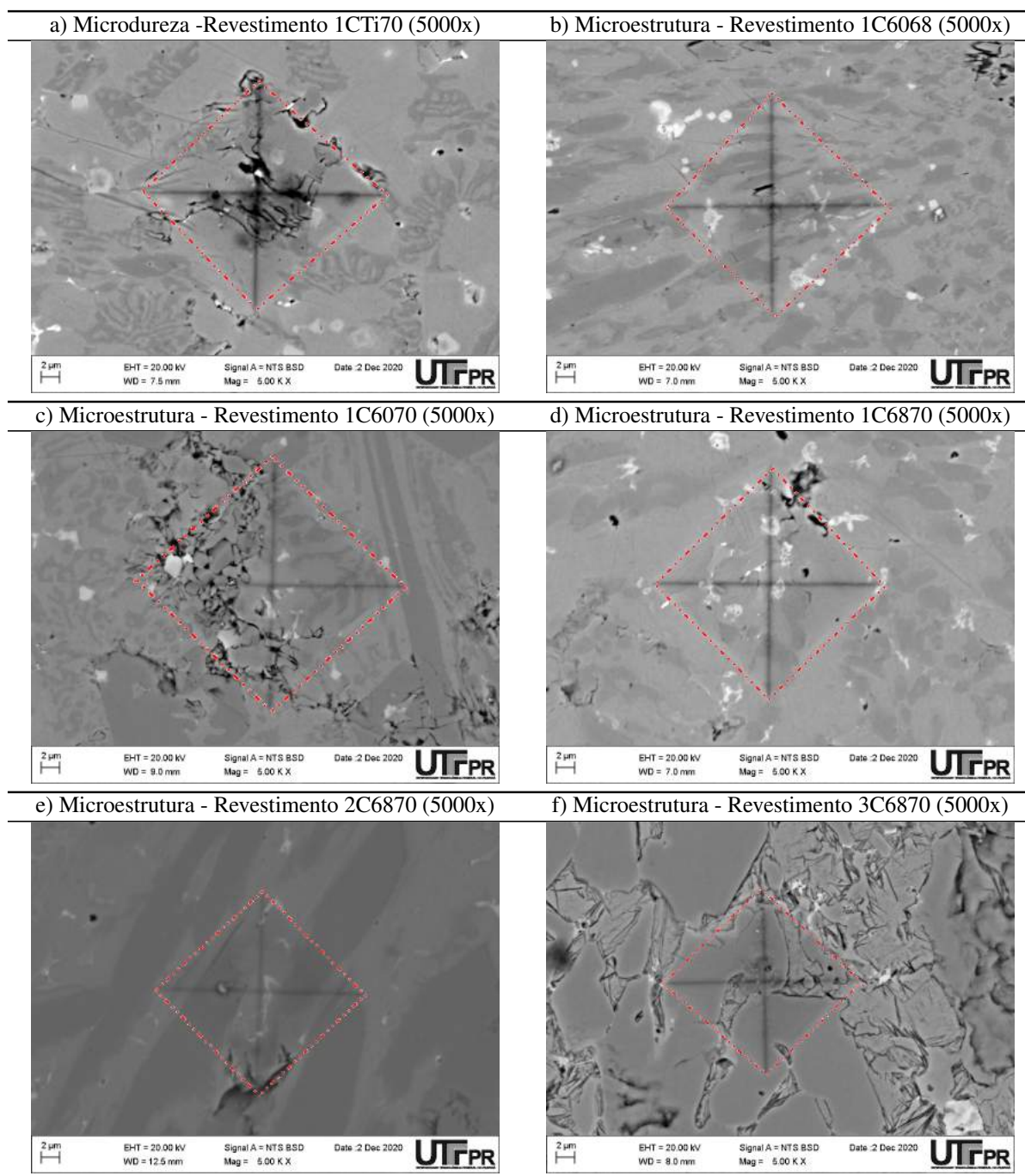
Após a deposição e preparação dos revestimentos para a realização dos ensaios de desgaste desta quarta etapa, foram feitas dez medidas de microdureza com distância de aproximadamente 1 mm. As impressões resultantes do ensaio de microdureza usando carga de 300 gramas realizado em cada condição está mostrado na Figura 79.

A partir destas imagens é possível identificar o efeito da microestrutura no resultado de dureza em todas as condições de revestimento. No caso da microestrutura hipoeutética (1CTi70) a impressão de dureza abrangeu a região de austenita e, também, os carbonetos eutéticos resultando em valores que representam a média destas regiões. No entanto, as impressões de dureza nas condições de microestrutura hipereutética (no caso 1C6068, 1C6070 e 1C6870) abrangeam principalmente a região eutética, mas possivelmente carbonetos primários  $M_7C_3$  podem alterar o valor de dureza. Neste sentido, as condições 2C6870 e 3C6870 mostram a impressão de dureza sobre alguns carbonetos primários  $M_7C_3$ .

Desta forma, a Figura 80 mostra a média e o desvio padrão de microdureza para os revestimentos 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870, 3C6870 e 3C6870.

Pode-se perceber que a condição que apresentou microestrutura hipoeutética mostrou valores de microdureza menores em relação às condições que apresentaram microestrutura hipereutética. Além disso, é possível perceber que o revestimento 1C6068 apresentou tendência de

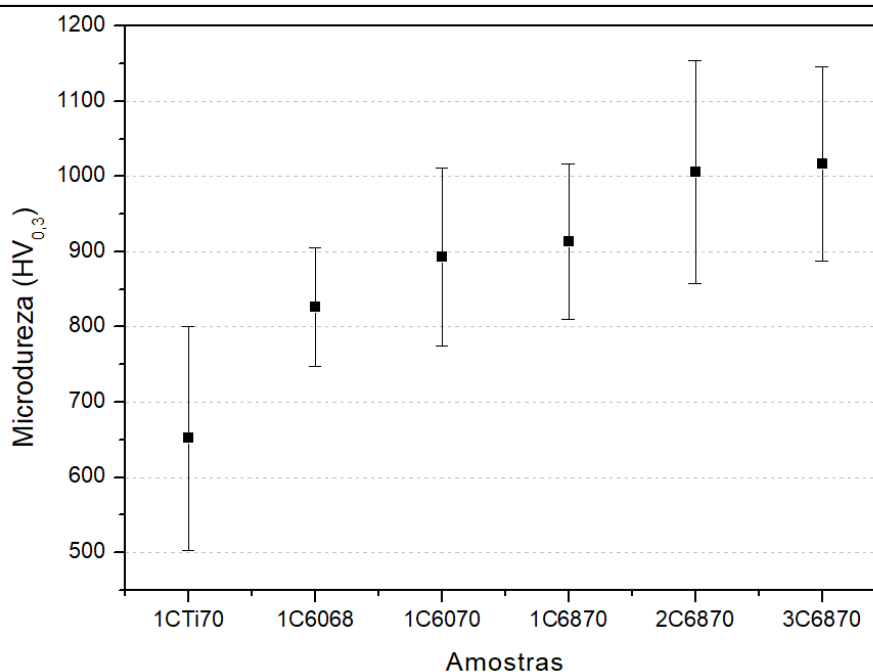
**Figura 79 – Distribuição das impressões de dureza nos constituintes para as condições de revestimento 1CTi70 (a), 1C6068 (b), 1C6070 (c), 1C6870 (d), 2C6870 (e) e 3C6870 (f).**



**Fonte: Do autor.**

menor dureza para os revestimentos de microestrutura hipereutética e os revestimentos 2C6870 e 3C6870 apresentaram os maiores valores de microdureza para este tipo de microestrutura, provavelmente pela redução do caminho livre médio. Porém, não houveram diferenças estatisticamente significativas para o mesmo tipo de microestrutura. O desvio padrão dos resultados de dureza refletem na região onde a impressão abrangeu; no caso da realização de medidas sobre os

**Figura 80 – Microdureza do revestimento hipoeutético 1CTi70 e dos revestimentos hipereutéticos 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870.**



**Fonte: Do autor.**

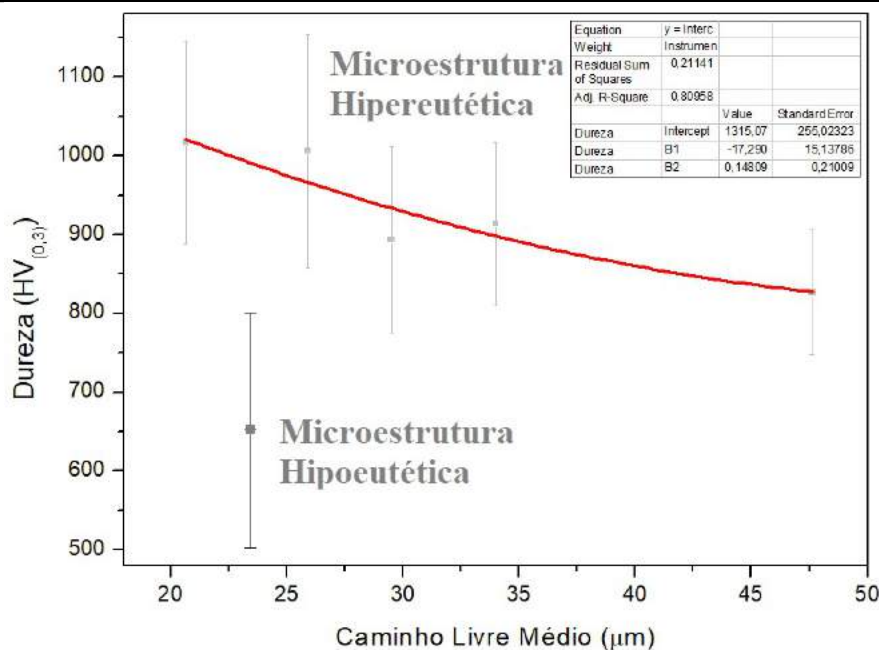
carbonetos primários, os valores foram maiores em relação as medidas sobre a região eutética. O mesmo aconteceu com a variação dos valores de microdureza com as medições realizadas nas regiões de austenita e eutético, ou em aglomerações de carbonetos de nióbio e titânio.

Neste sentido, os resultados deste trabalho corroboram os resultados de *Lv et al.* (2012) onde a dureza dos revestimentos de ferro fundido de alto teor de cromo que continham tungstênio obtiveram dureza superior aos revestimentos que não continham tungstênio, considerando o mesmo tipo de microestrutura, no caso hipereutética. Além disso, os autores afirmam que, no caso dos revestimentos contendo tungstênio, a resistência ao impacto e a abrasão são melhorados. Porém, mesmo no caso da condição 1C6070, onde o teor de tungstênio foi menor do que nos revestimentos investigados por *Lv et al.* (2012), pode-se dizer que o teor de tungstênio contribuiu para aumentar a dureza, mas não foi o principal causador deste comportamento. As maiores concentrações de carbonetos de cromo, molibdênio, nióbio e titânio apresentaram efeitos mais importantes para o aumento da dureza do que o teor de tungstênio. Estes valores de microdureza estão em conformidade com os valores encontrados por *Chung et al.* (2009) para a microestrutura hipoeutética (condição 1CTi70) e *Correa et al.* (2015) para as microestruturas hipereutéticas (todas as outras condições).

No entanto, uma correlação pode ser feita entre o caminho livre médio e a dureza dos

revestimentos para compreender o comportamento da superfície frente a abrasão, e o resultado disso pode ser observado na Figura 81.

**Figura 81 – Correlação entre os valores do caminho livre médio e da microdureza ( $HV_{0,3}$ ) dos revestimentos (curva de ajuste para os resultados da microestrutura hipereutética).**



Fonte: Do autor.

A curva de ajuste polinomial da correlação composta pelos valores de caminho livre médio entre os carbonetos primários e a microdureza mostra que menores distâncias de caminho livre médio proporcionam um aumento na dureza para o mesmo tipo de microestrutura. Entretanto, a dureza do material não é totalmente dependente do caminho livre médio, mas o teor de carbono também tem participação importante nesta relação podendo ter o aumento da dureza por solução sólida do carbono ou aumento da fração volumétrica e diâmetro dos carbonetos. No caso de valores onde o teor de carbono está abaixo do ponto eutético, a dureza é comprometida pela formação da austenita.

Neste sentido, se o teor de carbono for reduzido, mesmo com menores distâncias do caminho livre médio, a dureza também poderá ser menor, como é o caso da condição que apresentou microestrutura hipoeutética (1CTi70). Neste caso, a solidificação desta composição microestrutural (condição 1CTi70) ocorre inicialmente pelos refinados carbonetos primários de titânio e nióbio, seguido da austenita ( $\gamma$ -Fe) que promoveram maior tenacidade nesta microestrutura reduzindo a dureza e a quantidade de trincas microscópicas, conforme já foi mostrado anteriormente pela Figura 65. Ao final da solidificação, o carbono restante e o cromo formam

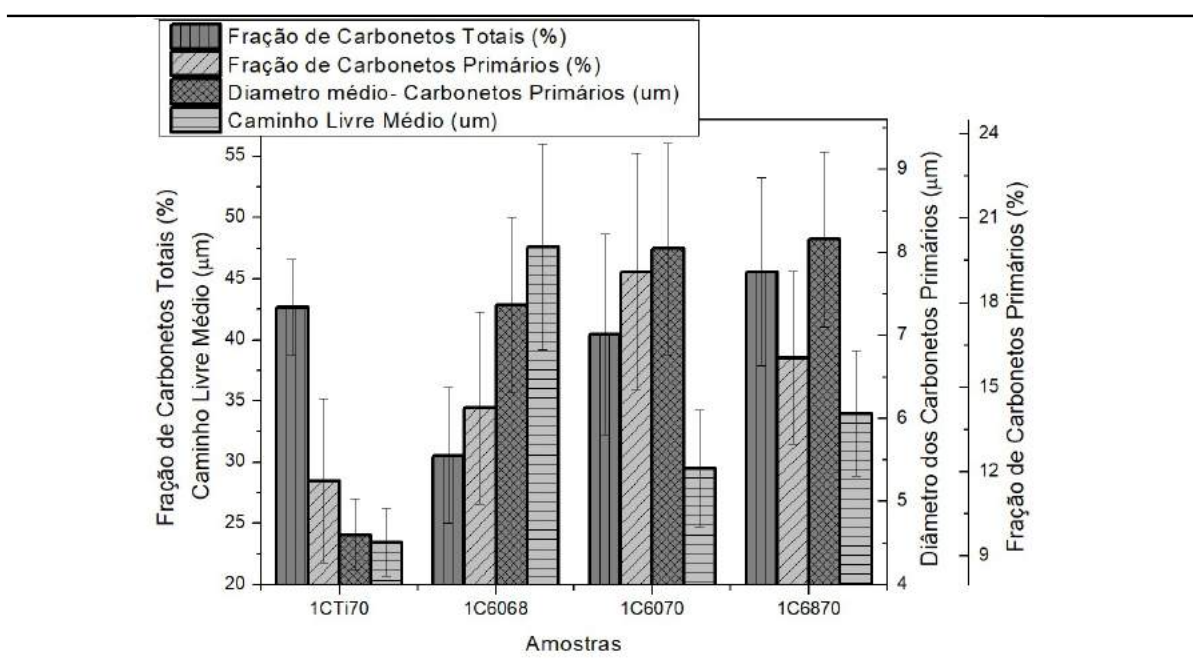
os carbonetos eutéticos que, juntamente com os carbonetos primários de titânio e nióbio, promovem a dureza característica desta microestrutura.

Contudo, a redução do caminho livre médio entre os carbonetos implica no aumento da dureza às custas da redução da tenacidade do material. Porém, promovem um desenho de microestrutura característico de resistência à abrasão (CHANG *et al.*, 2010a). Por outro lado, com a presença da austenita hipoeutética, a dureza é limitada melhorando a tenacidade do material. Desta forma, é preciso conhecer o sistema tribológico para projetar a microestrutura ideal.

#### 5.4 CAMINHO LIVRE MÉDIO E FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS

A partir desta etapa de análise foi possível obter os dados de fração volumétrica de carbonetos totais, considerando os carbonetos eutéticos e primários, e especificamente dos carbonetos primários. Além disso, foi possível obter os dados de diâmetro médio dos carbonetos primários e, também, do caminho livre médio para cada um dos revestimentos analisados. De uma forma geral, estes dados são apresentados pela Figura 82 mostrando apenas os resultados dos depósitos realizados em camada única representando o efeito do depósito dos diferentes arames na microestrutura.

**Figura 82 – Resultados quantitativos de segunda fase dura para os revestimentos 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870.**



Fonte: Do autor.

Observando os dados de fração volumétrica de todos os carbonetos, é possível perceber

que os revestimentos 1C6068 e 1C6870 apresentaram os menores (30,5%) e maiores (45,6%) valores médios, respectivamente. Este comportamento era esperado devido ao percentual médio do binário carbono-cromo equivalente da mistura entre os consumíveis estar próximo do valor eutético (4,3%) para a condição 1C6068 (4,44% de C-Cr), proporcionando uma microestrutura hipereutética com fração reduzida de carbonetos. E para a condição 1C6870, a fração volumétrica de carbonetos totais foi maior devido ao maior teor de carbono presente na combinação dos arames.

Na mesma perspectiva, o diâmetro médio e a fração volumétrica dos carbonetos primários apresentaram tendência de menor valor para a condição 1CTi70, devido à sua formação microestrutural contendo carbonetos (do tipo MC) mais refinados. Por outro lado, a condição 1C6070 apresentou resultado oposto, ou seja, tendência de maior fração volumétrica de carbonetos primários com maiores diâmetros das partículas de segunda fase dura.

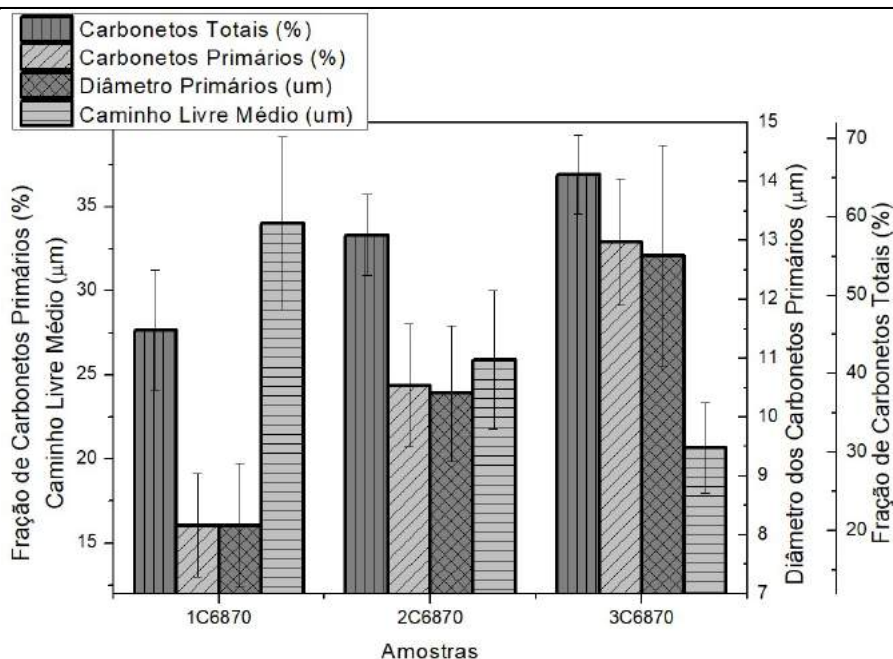
Estatisticamente, apenas a condição 1CTi70 foi diferente das outras condições tendo menor fração volumétrica e diâmetro dos carbonetos primários mais refinados. A distribuição destes carbonetos de forma mais uniforme proporcionou um menor caminho livre médio para a partícula abrasiva entre os carbonetos no revestimento 1CTi70 de microestrutura hipoeutética, seguido das condições 1C6070 e 1C6870, finalizando pela condição 1C6068 de microestrutura hipereutética.

A mesma análise pode ser realizada mostrando o efeito da diluição na microestrutura através da quantidade de camadas de revestimento depositado. A Figura 83 mostra os dados das frações volumétricas de carbonetos totais e dos primários. Além disso, também é mostrado o diâmetro médio dos carbonetos primários e o caminho livre médio para os revestimentos 1C6870, 2C6870 e 3C6870.

Observando a Figura 83 é possível perceber que o revestimento depositado em camada única (1C6870) apresentou, para esta análise, a pior condição para uma boa resistência à abrasão em relação aos depósitos com mais camadas. Neste contexto, a condição 1C6870 apresentou menores frações volumétricas de carbonetos totais e primários, além de menor diâmetro médio dos carbonetos primários. Esta condição faz com que o caminho livre médio seja maior em relação às outras condições de revestimento de duas e/ou três camadas depositadas.

Entretanto, a condição que apresentou os melhores resultados foi a 3C6870, porém, estatisticamente a diferença não foi significativa em relação à condição 2C6870. Portanto, é possível afirmar que houve efeito da diluição, tanto no diâmetro médio, quanto na fração volu-

Figura 83 – Resultados quantitativos de segunda fase dura para os revestimentos 1C6870, 2C6870 e 3C6870.



Fonte: Do autor.

métrica de carbonetos primários podendo, de certa forma, prejudicar a resistência à abrasão dos revestimentos depositados com apenas uma camada. Estes resultados corroboram os resultados de Chang *et al.* (2010a) que afirmam um aumento na resistência à abrasão de revestimentos de Fe-Cr-C com o aumento da fração volumétrica de carboneto  $M_7C_3$  devido a estes carbonetos atuarem como barreira contra o corte de partículas abrasivas.

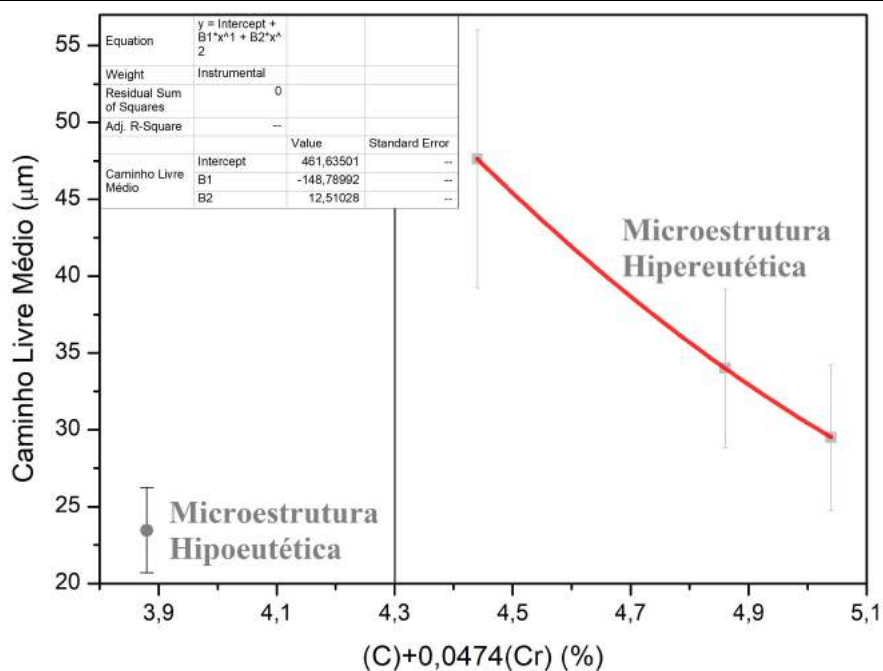
Levando em consideração o efeito da composição da microestrutura, a Figura 84 mostra o comportamento do caminho livre médio em relação à composição do material depositado, que foi traduzido pelo binário C-Cr ( $\%C + 0,0474 \%Cr$ ) da combinação entre os arames, com informações obtidas pelo fabricante dos arames.

A partir disso, é possível compreender que o aumento do teor de carbono equivalente favorece a redução do caminho livre médio devido ao aumento dos carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  da microestrutura hipereutética. Este comportamento ocorre principalmente devido ao aumento da fração volumétrica de carbonetos primários, que pode ser corroborado com os resultados encontrados por Chang *et al.* (2010a).

Porém, o que proporcionou baixos valores de caminho livre médio na microestrutura hipoeutética foi o diâmetro médio reduzido dos carbonetos primários de titânio e nióbio do tipo MC, com  $4,6 \pm 0,4$  µm, em relação ao diâmetro médio dos carbonetos  $M_7C_3$ , que variou de  $7,4 \pm 1,1$  µm até  $12,7 \pm 1,9$  µm. Além disso, a fração volumétrica dos carbonetos primários



**Figura 84 – Correlação entre os valores de caminho livre médio e da composição dos elementos C-Cr<sub>calculado</sub> da combinação dos arames.**



Fonte: Do autor.

presentes na microestrutura hipoeutética não apresentaram diferenças estatisticamente significativas em relação às microestruturas hipereutéticas dos revestimentos depositados em camada única, fazendo com que o principal responsável pela redução do caminho livre médio da microestrutura hipoeutética seja mesmo o diâmetro mais refinado e melhor distribuído dos carbonetos primários de titânio e nióbio.

Entretanto, apenas os revestimentos depositados com mais de uma camada apresentaram diferença significativa para o diâmetro médio de carbonetos e frações volumétricas de carbonetos primários e totais.

## 5.5 DESEMPENHO DA SUPERFÍCIE QUANTO A RESISTÊNCIA À MICROABRASÃO

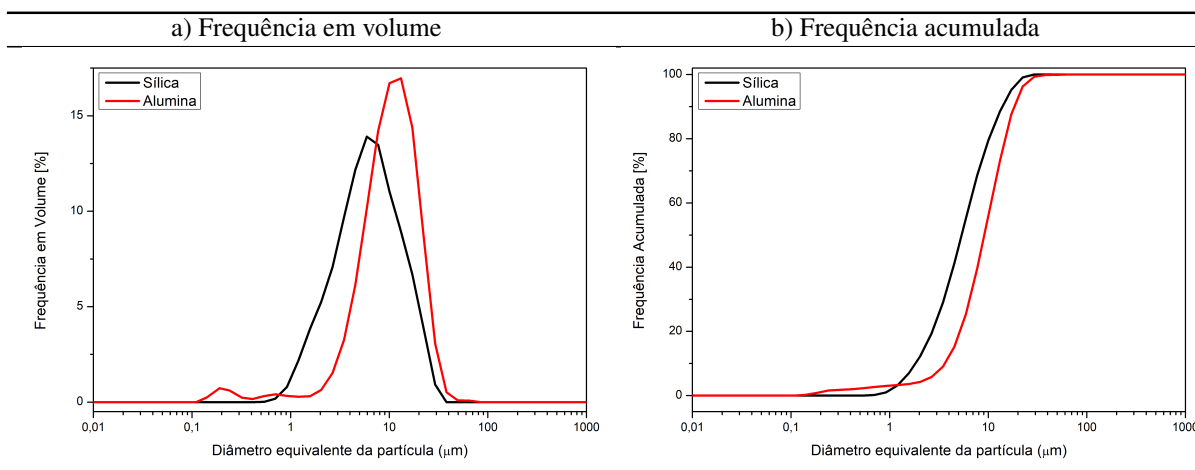
Para avaliar o desempenho da superfície dos revestimentos quando submetido ao desgaste por microabrasão, foi necessário conhecer o agente abrasivo e o sistema de desgaste. Na sequência, é apresentada a caracterização dos abrasivos alumina e sílica, utilizados na lama abrasiva como agente de desgaste durante os ensaios de microabrasão. Posteriormente, é abordado o desempenho das superfícies com diferentes microestruturas, sendo hipoeutética (revestimento 1CTi70) e hipereutéticas com diferentes teores de liga (sequência crescente do binário

C-Cr: 1C6068, 1C6870 e 1C6070).

### 5.5.1 Caracterização dos abrasivos

Os abrasivos sílica ( $\text{SiO}_2$ ) e alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) utilizados neste trabalho para os ensaios de microabrasão foram analisados usando uma técnica de espelhamento estático de luz e análise dinâmica de imagens. Os resultados estão representados na forma de frequência em volume e frequência acumulada, como mostra a Figura 85.

**Figura 85 – Distribuição em volume e frequência acumulada para o tamanho das partículas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$  antes do uso.**



**Fonte: Do autor.**

Os resultados mostram que as partículas de sílica apresentaram uma mediana menor que a determinada para a alumina. As partículas de sílica ficam situadas numa faixa de tamanho entre 0,6 a 40  $\mu\text{m}$ , enquanto que para alumina a mesma é de 0,1 a 80  $\mu\text{m}$ . Além disso, a curva de distribuição em volume da alumina mostra uma quantidade maior de partículas sub-micrométricas em relação às partículas de sílica.

Considerando que os parâmetros  $d_{10}$ ,  $d_{50}$  e  $d_{90}$  são extraídos da curva de frequência acumulada de tamanhos, esses resultados extraídos da 85 (b) estão apresentados na Tabela 15. Além disso, o valor da razão entre os parâmetros  $d_{90}$  e  $d_{10}$  pode indicar a dispersão de tamanho das partículas abrasivas.

**Tabela 15 – Parâmetros de tamanho das partículas para os abrasivos de Alumina e Sílica antes do uso.**

%	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		SiO <sub>2</sub>	
	Média [μm]	Dp	Média [μm]	Dp
<b>d<sub>10</sub></b>	4,77	0,02	2,39	0,01
<b>d<sub>50</sub></b>	11,93	0,03	7,02	0,01
<b>d<sub>90</sub></b>	23,85	0,09	18,09	0,05
<b>d<sub>90</sub>/d<sub>10</sub></b>	4,99	0,02	7,56	0,03

**Fonte: Do Autor.**

Os parâmetros  $d_{xx}$  são usados para medir o diâmetro equivalente da partícula, sendo usual o uso do parâmetro  $d_{50}$  para mensurar o diâmetro médio equivalente, sendo 50% das partículas maiores que o valor de  $d_{50}$  e 50% menores. O parâmetro  $d_{10}$  é usado para medir partículas mais finas sendo que 10% das partículas são menores do que o valor apontado por  $d_{10}$  e 90% são maiores, o mesmo acontece para  $d_{90}$  onde se mede partículas maiores, ou seja, 90% delas são menores e 10% são maiores que o valor de  $d_{90}$ . Então, pode-se verificar na Tabela 15 que, do universo de partículas medidas, 10% das partículas de alumina apresentaram diâmetros menores que 4,77 μm e outros 10% apresentaram diâmetros maiores que 23,85 μm. Da mesma forma, 10% das partículas de sílica foram menores que 2,39 μm e 10% maiores que 19,08 μm. Por sua vez, as partículas de alumina utilizadas como abrasivo têm um diâmetro médio 69,9% maior que o diâmetro médio das partículas de sílica. Entretanto, a dispersão das partículas abrasivas, que foi determinada pela relação  $d_{90}/d_{10}$ , mostra que as partículas de sílica foram mais dispersas em 51,5% comparado às partículas de alumina, conforme os dados que foram apresentados na Tabela 15.

No sentido de compreender os efeitos do tamanho da partícula abrasiva nas taxas de desgaste por microabrasão, os resultados de Erdogan e Altas (2019) mostraram que as maiores partículas de SiC (F800) promoveram maior desgaste durante os ensaios de microabrasão em relação às partículas menores (F1200) e o mecanismo predominante foi o de riscamento para o abrasivo F800 e rolamento das partículas F1200. Os autores mencionam que o tamanho menor do abrasivo causou menor taxa de desgaste devido à carga aplicada ser distribuída por maior número de partículas. Estes ensaios foram realizados em revestimentos de TiN, TiAlN, TiAlN/TiSiN e AlCrN e a carga aplicada foi de 1 N. Os resultados de Andrade *et al.* (2009) também mostraram que a taxa de desgaste foi menor quando usados abrasivos menores, para isso foram realizados ensaios utilizando abrasivos de SiC F800, F1000 e F1200 com carga aplicada de 0,25 N sobre o aço DIN CK45 revestido com TiAlSiN.

Stachowiak *et al.* (2006) realizaram ensaios de microabrasão em ferro fundido branco

de alto teor de cromo utilizando das partículas abrasivas de sílica e alumina com diâmetros entre 250 e 300  $\mu\text{m}$  em frações de 10% na lama abrasiva. Nos seus resultados observaram maior abrasão com as partículas de alumina comparado ao desgaste com sílica. Considerando este resultado e os efeitos para tamanho de partículas, espera-se que o uso da alumina promova maior abrasão do que os abrasivos de  $\text{SiO}_2$ .

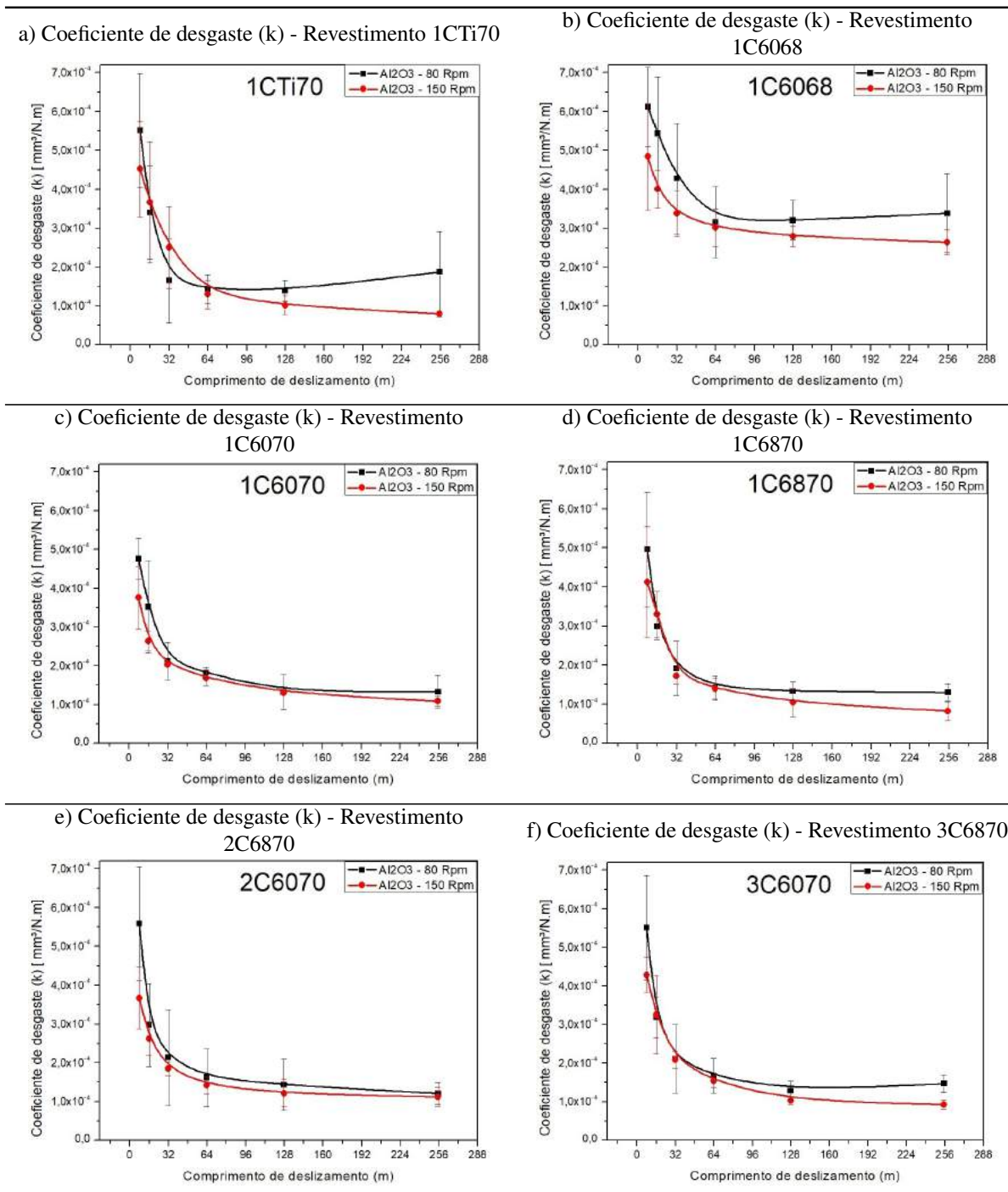
### 5.5.2 Determinação do regime permanente de desgaste

Após a realização dos ensaios de microabrasão utilizando carga de 0,8 N resultante do posicionamento da esfera e do revestimento, o diâmetro das calotas de desgaste foi determinado e os resultados foram usados na Equação 14 para obter os valores do coeficiente de desgaste (k) nos comprimentos de deslizamento correspondentes. Com isso, foi possível determinar o regime permanente de desgaste.

As curvas do coeficiente de desgaste utilizadas para determinar o regime permanente de desgaste, mostradas na Figuras 86, foram obtidas para os revestimentos 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870, nas condições de ensaio com abrasivo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , velocidades de rotação da esfera de 80 e de 150 rpm, e carga resultante de 0,8 N.

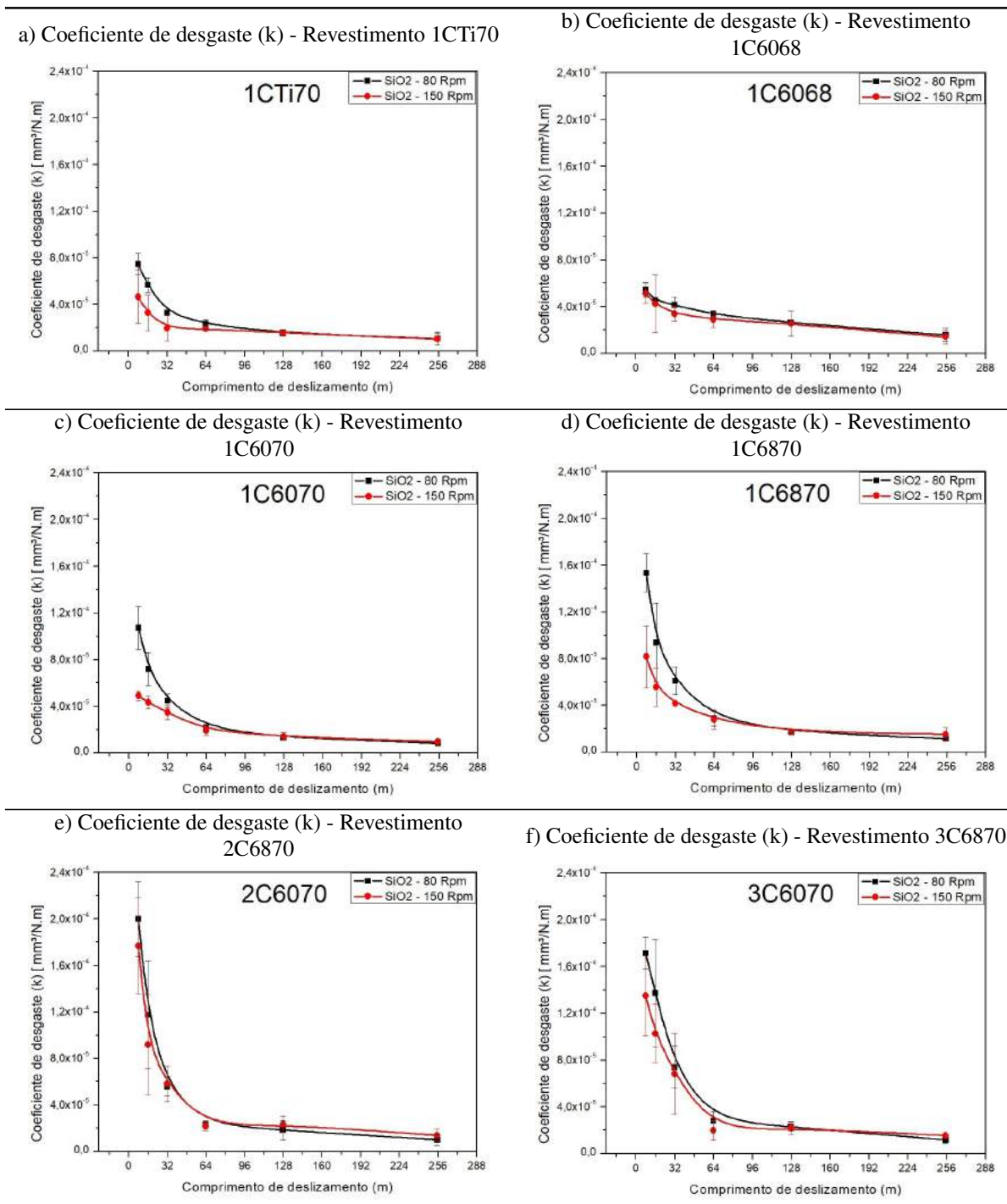
As Figuras 87 mostram as curvas do coeficiente de desgaste referentes aos ensaios realizados como o abrasivo  $\text{SiO}_2$ , velocidades de rotação da esfera de 80 e 150 rpm, e carga resultante de 0,8 N. As medições de diâmetro das calotas foram realizadas para as distâncias de deslizamento de 8, 16, 32, 64, 128 e 256 metros.

**Figura 86 – Evolução do coeficiente de desgaste (k) dos revestimentos 1C6068, 1CTi70, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 para as condições de ensaio  $Al_2O_3$  - 80 rpm e  $Al_2O_3$  - 150 rpm, com carga resultante de 0,8 N.**



Fonte: Do autor.

Figura 87 – Evolução do coeficiente de desgaste (k) dos revestimentos 1C6068, 1CTi70, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 para as condições de ensaio SiO<sub>2</sub> 80 rpm e SiO<sub>2</sub> - 150 rpm, com carga resultante de 0,8 N.



Fonte: Do autor.

Com base nos resultados das Figuras 86 e 87, o regime permanente de desgaste nos revestimentos foi identificado em distâncias de deslizamento diferentes em cada condição de ensaio. Neste sentido, para determinar o coeficiente de desgaste comum entre todas as condições, foi escolhido uma distância de deslizamento que estivesse dentro do regime permanente de desgaste de todas as condições de ensaio e que fosse a menor possível. A partir desta definição, é possível comparar as condições de ensaio, como efeito do abrasivo e rotação da esfera, e a resistência à abrasão dos revestimentos. A Tabela 16 mostra os valores do coeficiente de desgaste obtidos dentro do regime permanente de desgaste especificamente na distância de deslizamento de 64 metros, que foi selecionada para tal.

**Tabela 16 – Coeficiente de desgaste dos revestimentos para a distância de deslizamento de 64 metros, dentro do regime permanente de desgaste, nas condições de ensaio com os abrasivos  $\text{SiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , rotações de 80 e 150 rpm e carga resultante de 0,8 N.**

Abrasivo	$V_{\text{Rotação}}$ (rpm)	Coeficiente de desgaste (k) [ $\cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ]					
		1CTi70	1C6068	1C6070	1C6870	2C6870	3C6870
$\text{Al}_2\text{O}_3$	80	14,4 $\pm$ 3,7	31,6 $\pm$ 9,1	18,3 $\pm$ 1,3	14,2 $\pm$ 3,1	16,9 $\pm$ 7,5	16,7 $\pm$ 4,5
	150	13,0 $\pm$ 3,7	30,1 $\pm$ 4,8	16,9 $\pm$ 2,0	14,0 $\pm$ 2,6	14,2 $\pm$ 2,2	15,3 $\pm$ 1,6
$\text{SiO}_2$	80	2,3 $\pm$ 0,4	3,7 $\pm$ 0,4	2,2 $\pm$ 0,3	2,9 $\pm$ 0,6	2,3 $\pm$ 0,3	2,8 $\pm$ 0,8
	150	1,9 $\pm$ 0,1	2,9 $\pm$ 0,7	1,9 $\pm$ 0,4	2,8 $\pm$ 0,8	2,2 $\pm$ 0,4	2,0 $\pm$ 0,9

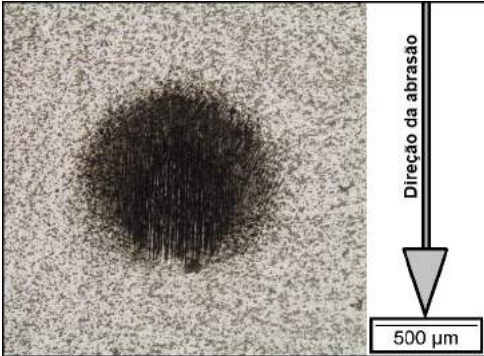
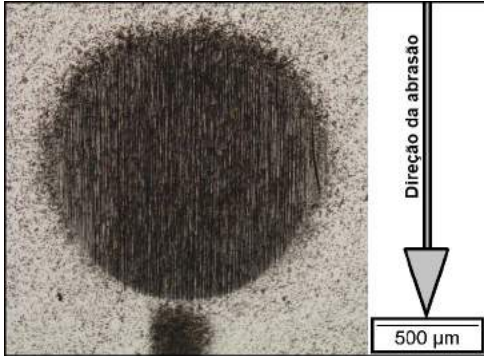
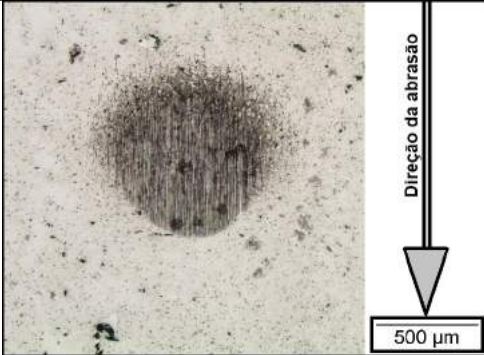
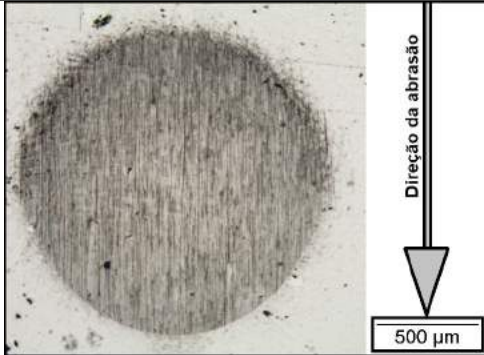
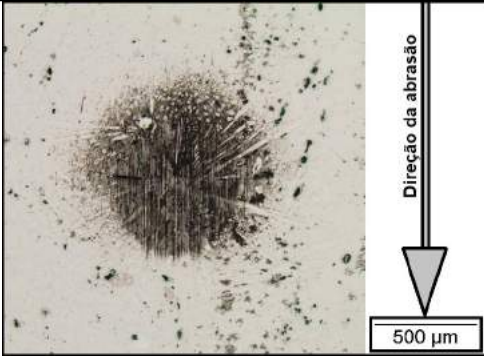
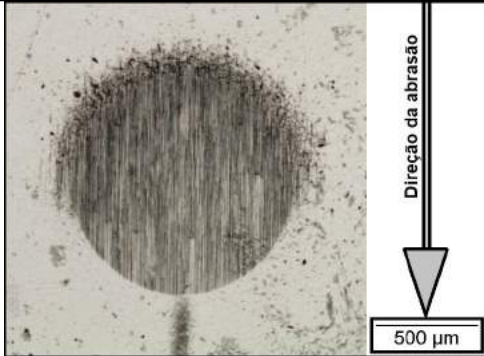
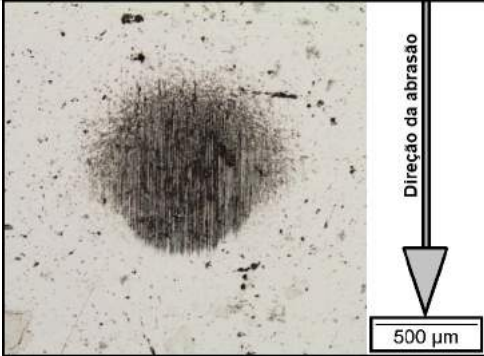
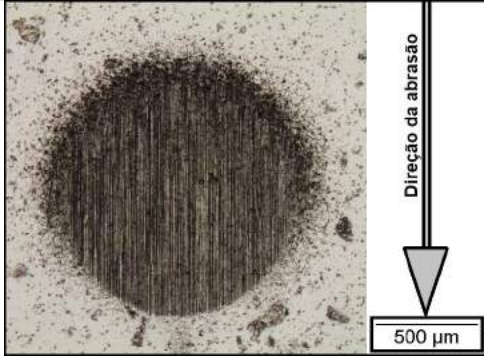
**Fonte: Do Autor.**

De forma geral, era de se esperar que o tipo de abrasivo afetaria a taxa de desgaste em todos os revestimentos, independente da velocidade de rotação da esfera. Neste sentido, o abrasivo com maior dureza ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) proporcionou maiores valores de coeficiente de desgaste em relação ao abrasivo de menor dureza ( $\text{SiO}_2$ ) para um mesmo material ensaiado. Por outro lado, uma das microestruturas hipereutéticas (especificamente a condição 1C6068) apresentou coeficiente de desgaste maior em relação a todas as outras, inclusive da microestrutura hipoeutética, que pode estar associado a características específicas da microestrutura, como maior caminho livre médio e dureza da segunda fase dura. Em relação ao efeito do aumento da velocidade da esfera de 80 para 150 rpm, foi observado uma tendência de redução do coeficiente de desgaste com o aumento da velocidade de rotação da esfera, mas sem efeito significativo para todos os casos.

No sentido de compreender qual foi o efeito do coeficiente de desgaste no diâmetro e na profundidade das calotas de desgaste, as figuras apresentadas pela Tabela 17 mostram, em vista superior, o diâmetro das calotas de desgaste, obtidos por microscopia óptica, e a Figura 88 mostra o perfil das calotas, obtidas por medidas de interferometria, referente às amostras desgastadas, as quais foram obtidas dentro do regime permanente de desgaste para os ensaios de

microabrasão com os abrasivos sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 metros.

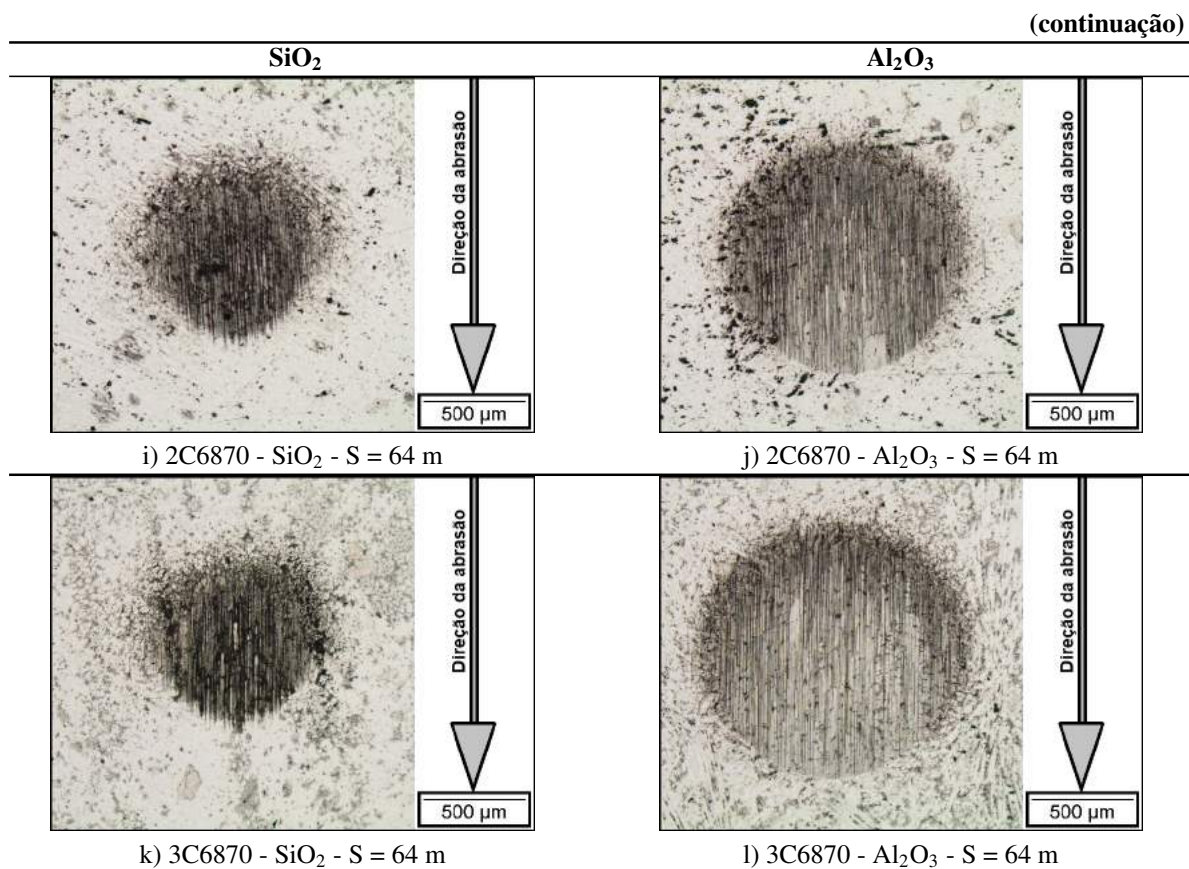
**Tabela 17 – Diâmetro das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm e carga resultante de 0,8 N.**

$\text{SiO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3$
 <p>a) 1CTi70 - <math>\text{SiO}_2</math> - S = 64 m</p>	 <p>b) 1CTi70 - <math>\text{Al}_2\text{O}_3</math> - S = 64 m</p>
 <p>c) 1C6068 - <math>\text{SiO}_2</math> - S = 64 m</p>	 <p>d) 1C6068 - <math>\text{Al}_2\text{O}_3</math> - S = 64 m</p>
 <p>e) 1C6070 - <math>\text{SiO}_2</math> - S = 64 m</p>	 <p>f) 1C6070 - <math>\text{Al}_2\text{O}_3</math> - S = 64 m</p>
 <p>g) 1C6870 - <math>\text{SiO}_2</math> - S = 64 m</p>	 <p>h) 1C6870 - <math>\text{Al}_2\text{O}_3</math> - S = 64 m</p>

(continua)



**Tabela 17 – Diâmetro das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm e carga resultante de 0,8 N.**



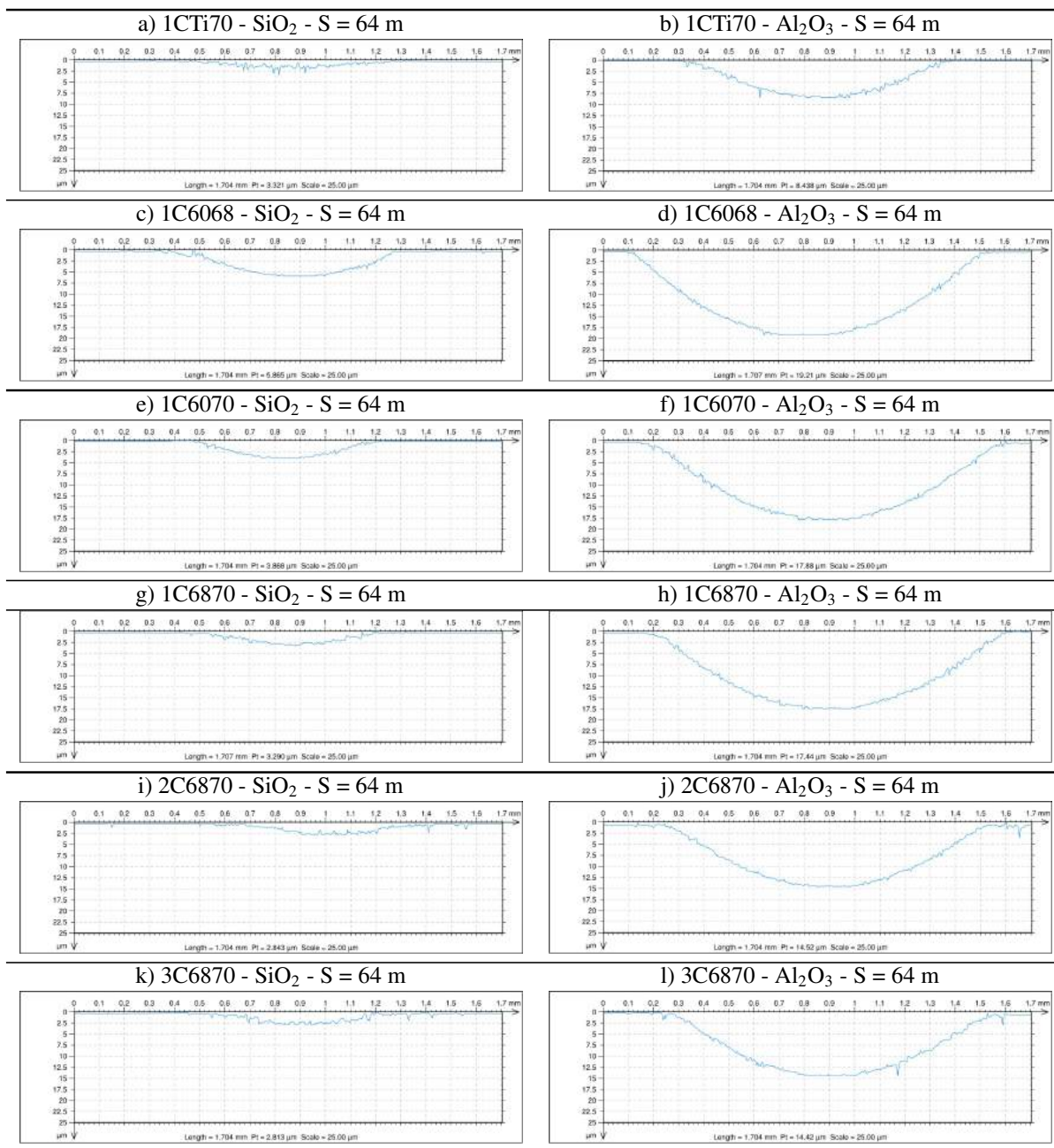
Fonte: Do autor.

Observando a geometria das calotas das calotas desgastadas pela sílica mostradas na Figura 88, é possível perceber que o revestimento 1C6068 apresentou maior profundidade de desgaste seguido do revestimento 1C6070, com 5,8 e 3,8  $\mu\text{m}$  respectivamente. As outras calotas apresentaram profundidades abaixo de 3,2  $\mu\text{m}$ .

Além disso, é possível perceber que a calota desgastada por alumina que teve maior profundidade de desgaste foi, novamente, do revestimento 1C6068 com valor de 19,2  $\mu\text{m}$  e a calota que apresentou maior resistência ao desgaste foi do revestimento 1CTi70 com 8,5  $\mu\text{m}$ . As outras calotas apresentaram valores de 14,5  $\mu\text{m}$  (2C6870 e 3C6870) e 17,5  $\mu\text{m}$  (1C6870 e 1C6070). Os melhores resultados de resistência ao desgaste causado pelo abrasivo de alumina foram dos revestimentos com maiores teores de Ti e Nb.

Para verificar os efeitos das variações que ocorreram na superfície dos revestimentos durante os ensaios de microabrasão, também foram utilizados os parâmetros de rugosidade da superfície desgastada,  $S_q$  e  $S_{\Delta q}$ , para ter uma medida que representasse a largura dos sulcos de desgaste. Para tanto, foi utilizado a Equação 20 para calcular a largura dos sulcos de desgaste

Figura 88 – Perfil das calotas de desgaste resultante da abrasão com sílica e alumina para a distância de deslizamento de 64 m a 80 rpm.



Fonte: Do autor.

causado pelas partículas abrasivas e os resultados estão apresentados na Tabela 18.

No trabalho realizados por Rovani *et al.* (2021) foi utilizado o parâmetro de rugosidade  $\lambda_q$  com sucesso para associar a mudança no valor da largura dos sulcos de desgaste com a mudança do modo de desgaste. Os autores perceberam a transição do modo de desgaste misto para riscamento com uma variação no valor do parâmetro de rugosidade  $\lambda_q$  em torno de 25%. Por outro lado, os parâmetro usados nos ensaios de microabrasão desta tese foram programados

para obter modo de desgaste à dois corpos, ou seja, selecionados para não haver mudança no modo de desgaste para as variáveis ajustadas. Então, a expectativa era de que não houvessem mudanças nos valores de  $\lambda_q$  que afetassem o modo de desgaste.

**Tabela 18 – largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) para a distância de deslizamento de 64 metros, dentro do regime permanente de desgaste, nas condições de ensaio com os abrasivos  $\text{SiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , rotações de 80 e 150 rpm e carga resultante de 0,8 N.**

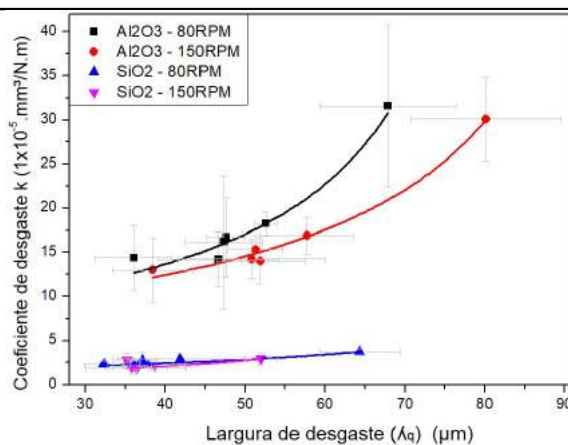
Abrasivo	V <sub>Rotação</sub> (rpm)	largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) [ $\mu\text{m}$ ]					
		1CTi70	1C6068	1C6070	1C6870	2C6870	3C6870
$\text{Al}_2\text{O}_3$	80	36,1 $\pm$ 4,7	67,9 $\pm$ 8,5	52,6 $\pm$ 1,4	46,6 $\pm$ 7,5	47,3 $\pm$ 4,9	47,6 $\pm$ 2,4
	150	38,4 $\pm$ 5,1	80,2 $\pm$ 9,4	57,7 $\pm$ 5,9	51,9 $\pm$ 5,5	50,8 $\pm$ 9,2	51,3 $\pm$ 3,5
$\text{SiO}_2$	80	32,3 $\pm$ 2,4	64,3 $\pm$ 5,0	37,8 $\pm$ 3,1	41,9 $\pm$ 7,9	36,1 $\pm$ 0,6	37,1 $\pm$ 1,9
	150	36,4 $\pm$ 6,3	52,0 $\pm$ 2,0	36,4 $\pm$ 3,8	35,2 $\pm$ 1,8	38,7 $\pm$ 3,8	35,8 $\pm$ 2,5

**Fonte: Do Autor.**

Neste sentido os valores de largura dos sulcos de desgaste, mostrados na Tabela 18, representam o efeito direto no desgaste dos revestimentos ensaiados com os abrasivos alumina e sílica para duas velocidades de rotação da esfera, 80 e 150 rpm. Esses resultados mostram que o revestimento 1C6068 apresentou valores da largura dos sulcos de desgaste maior do que 25% em relação a todos os outros revestimento devido a esta condição apresentar o maior caminho livre médio. Com relação ao efeito do tipo de abrasivo, não é possível afirmar que houve um comportamento definido aumento ou redução nos valores de largura dos sulcos de desgaste comum para todos os revestimentos, ou seja, para algumas condições houve redução na largura dos sulcos de desgaste nas amostras ensaiadas com sílica em comparação com as amostras desgastadas por alumina, e para outras não houve diferença significativa. A partir destes dados, é possível verificar o nível de correlação entre o coeficiente de desgaste e a largura dos sulcos de desgaste, expresso por  $\lambda_q$ .

A Figura 89 (a) mostra o resultado desta correlação, onde a largura dos sulcos de desgaste é reflexo do coeficiente de desgaste para cada tipo de abrasivo. No caso da alumina, a curva do coeficiente de desgaste em função da largura dos sulcos de desgaste é contínua, ou seja, maiores valores de  $\lambda_q$  correspondem a maiores valores de coeficiente de desgaste. Por outro lado, isso não ocorre no caso da sílica, pois o aumento dos valores de  $\lambda_q$  não refletem em variações significativas no coeficiente de desgaste, devido a menores valores de uma relação entre a dureza das partículas abrasivas e a dureza dos revestimentos ensaiados. Isto é, a dureza da sílica é próxima à dureza dos revestimentos e, com isso, a profundidade de desgaste na superfície gerada pela abrasão da sílica é menor do que da alumina, onde a diferença de dureza é maior.

**Figura 89 – Correlação entre os valores de largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) e do coeficiente de desgaste para os revestimentos ensaiados com abrasivos  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$ .**



**Fonte: Do autor.**

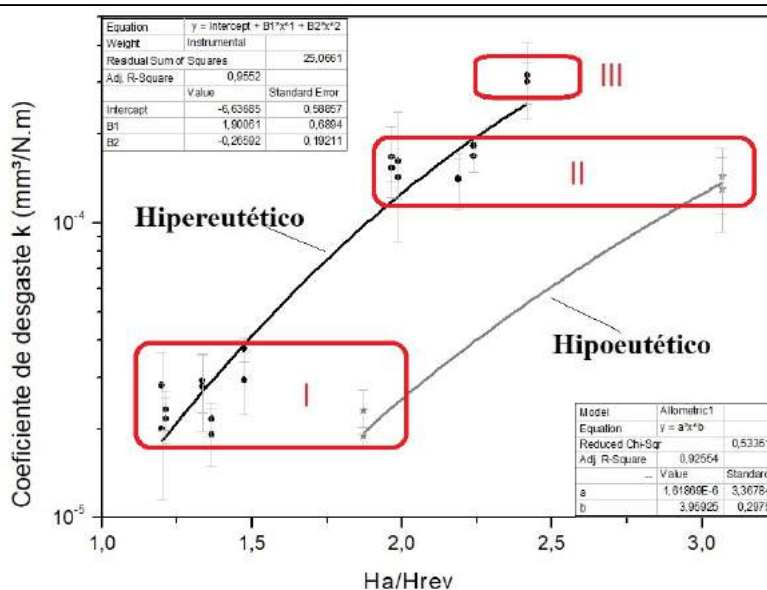
Ao final, para concluir sobre a relação entre a largura dos sulcos de desgaste e o modo de desgaste é necessário realizar uma caracterização da superfície desgastada e comparar com os valores de largura dos sulcos de desgaste, que está apresentado a seguir.

### 5.5.3 Mecanismos de desgaste obtidos nos ensaios de desgaste por microabrasão

Após caracterizar os revestimentos e realizar os ensaios de microabrasão utilizando abrasivos de diferentes durezas, foi possível aplicar uma relação muito utilizada na literatura para prever o regime de desgaste abrasivo, moderado e severo. Neste sentido, a razão entre a dureza do abrasivo ( $H_a$ ) com a dureza do revestimento ( $H_{rev}$ ) pode indicar o regime de desgaste abrasivo, sendo que, para menores valores desta razão  $H_a/H_{rev}$  pode-se encontrar o regime de desgaste moderado, e para maiores valores de  $H_a/H_{rev}$  o regime severo de abrasão acontece. Pintaude *et al.* (2009) realizaram uma pesquisa sobre os diferentes regimes de desgaste abrasivo para aços e ferros fundidos, utilizando ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino-disco, onde o disco foi revestido com lixas de grãos de vidro ou alumina com dois tamanhos, 0,02 e 0,6  $\mu\text{m}$ . Neste estudo, os autores estabeleceram uma transição entre regimes com o valor de  $H_a/H$  de 1,2. Da mesma forma, Coronado *et al.* (2013) realizaram uma investigação sobre o efeito da razão de dureza  $H_a/H$  no regime de desgaste moderado e severo em materiais com segunda fase dura. Materiais como ferro fundido branco com matriz austenítica e outro com matriz martensítica foram avaliados. Os autores identificaram que a transição do regime moderado para o severo aconteceu para um valor da relação  $H_a/H$  de 1,9.

Neste sentido, os valores apresentados na Tabela 16 foram relacionados com a razão  $H_a/H_{rev}$ , para buscar identificar os regimes de desgaste. Os valores de dureza dos abrasivos usados nesta razão foram obtidos da literatura conforme medidas relatadas, por Hitney *et al.* (2007), para o abrasivo  $SiO_2$  de  $1224 \pm 102$  HV e, por Pintaude *et al.* (2009), para as partículas de  $Al_2O_3$  de  $2000 \pm 50$  HV. Stachowiak *et al.* (2006) obtiveram resultados similares à dureza destas partículas abrasivas e, com elas, realizaram ensaios de microabrasão em microestruturas semelhantes às usadas nesta tese, no caso, ferro fundido branco de alto teor de cromo, resultando em maior abrasão com as partículas de maior dureza (alumina). A correlação entre o coeficiente de desgaste com a razão da dureza dos abrasivos, sílica e alumina, com a dureza dos revestimentos usados nesta tese, está apresentada na Figura 90.

**Figura 90 – Correlação entre os valores de coeficiente de desgaste (k) e a relação entre  $H_a/H_{rev}$  para os ensaios de microabrasão.**



Fonte: Do autor.

É possível observar nestes resultados que os valores de coeficiente de desgaste apresentaram três níveis que estão identificados pelos retângulos em vermelho. Os valores que estão dentro do patamar mais baixo (I), inferiores a  $4,1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ , representam os resultados dos ensaios utilizando sílica. Além disso, a razão de dureza ( $H_a/H_{rev}$ ) para este conjunto de resultados está abaixo do valor de 1,9, reportado por Coronado *et al.* (2013), para identificar o regime de desgaste moderado. Por outro lado, os outros dois conjuntos de resultados estão acima do valor da razão  $H_a/H_{rev}$  de 1,9 e apresentaram coeficiente de desgaste superior a  $8,5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ , que podem ser classificados como regime de desgaste severo (II e III). Estes resultados repre-

sentam os ensaios realizados com o abrasivo mais duro, no caso  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . O terceiro patamar (III) dos valores de coeficiente de desgaste é referente apenas a condição 1C6068, que é diferenciada das demais pelo maior caminho livre médio e pelo menor teor de nióbio na combinação dos arames, resultando em menor fração de carbonetos do tipo MC de maior dureza.

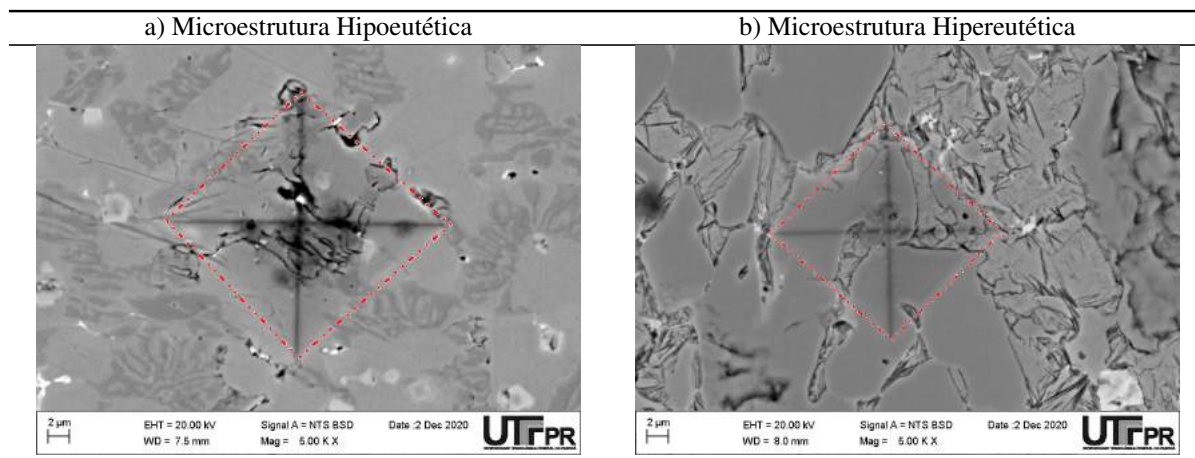
Por outro lado, a dureza do abrasivo afeta de forma significativa a taxa de desgaste e, por isso, é importante levar em consideração essa dureza para verificar o desempenho das superfícies. Ou seja, abrasivos muito duros passam a cortar toda a superfície e não diferenciam microestruturas com segunda fase dura, por exemplo; e abrasivos com baixa dureza atuam de forma contrária, não desgastando a superfície; já abrasivos com dureza intermediária podem selecionar melhor as características da superfície. Neste sentido, Badisch e Mitterer (2003) realizaram experimentos usando três abrasivos, SiC,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{ZrO}_2$ , para desgastar, pelo ensaio de microabrasão, aço rápido com diferentes diâmetros de carbonetos MC. Os resultados mostraram que o abrasivo SiC ( $\approx 3000$  HV) apresentou os maiores valores de taxas de desgaste e o abrasivo  $\text{ZrO}_2$  ( $\approx 1000$  HV) os menores valores, onde não foi possível classificar as diferentes microestruturas. Por outro lado, o abrasivo alumina ( $\approx 2000$  HV) conseguiu fazer a seleção das microestruturas devido a menor dureza em relação aos carbonetos MC, mas maior do que a dureza da matriz.

Para compreender melhor o significado do valor  $H_{\text{rev}}$  nessa discussão, percebe-se que a dureza ( $H_{\text{rev}}$ ) referente à microestrutura hipoeutética reflete principalmente a dureza da matriz formada pelos carbonetos eutéticos e pela austenita, conforme a impressão de dureza Vickers mostrada pela Figura 91 (a), que abrange a austenita e os carbonetos eutéticos. Por outro lado, a dureza ( $H_{\text{rev}}$ ) referente à microestrutura hipereutética reflete a dureza dos carbonetos primários de cromo do tipo  $\text{M}_7\text{C}_3$ , conforme mostra a Figura 91 (b).

Neste sentido, a transição do regime de desgaste para microestrutura hipereutética deve se aproximar mais de 1,2 (PINTAUDE *et al.*, 2009) devido à dureza  $H_{\text{rev}}$  representar mais a dureza dos carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$ . Por outro lado, a dureza  $H_{\text{rev}}$  da microestrutura hipoeutética representa um equilíbrio entre as durezas dos constituintes: austenita e carbonetos eutéticos, proporcionando valores próximos a 1,9 (CORONADO *et al.*, 2013) para transição do regime de desgaste.

Pode-se concluir que as condições de ensaio que utilizaram sílica como abrasivo, foram classificadas dentro regime de desgaste moderado (I) e as amostras desgastadas pela alumina foram classificadas como regime de desgaste severo (II e III). Além disso, os resultados de

**Figura 91 – Efeito dos constituintes microestruturais na impressão de dureza das microestruturas hipoeutética (a) e hipereutética (b).**



Fonte: Do autor.

coeficiente de desgaste mostraram dois níveis para o regime severo, tendo a condição 1C6068 os maiores valores de coeficiente de desgaste, resultante das características de resistência à abrasão da microestrutura, como maior caminho livre médio.

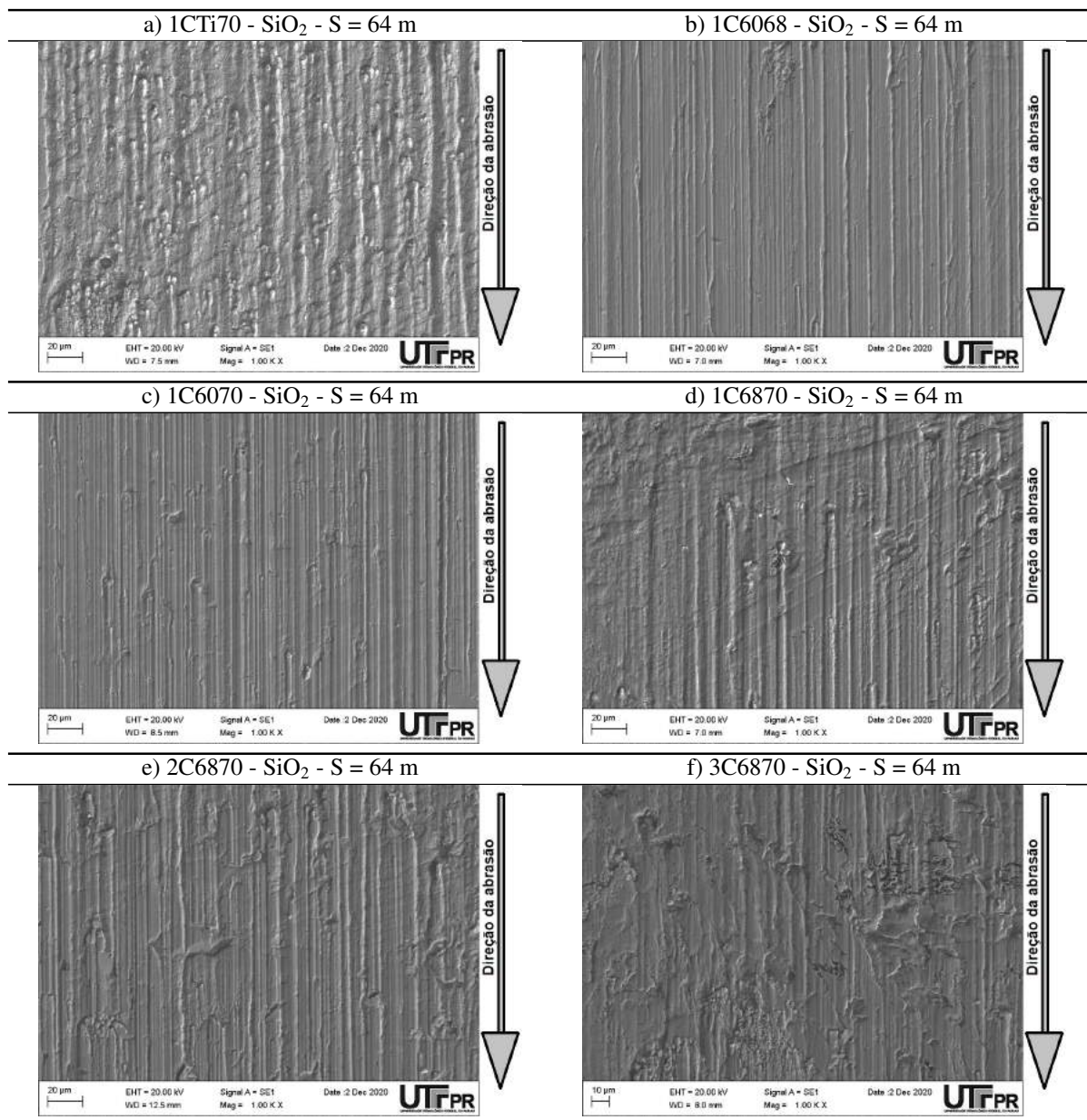
A partir destas informações, foi possível classificar e organizar a apresentação dos resultados de mecanismos de desgaste, considerando os regimes de desgaste moderado e severo. Para isso, os revestimentos foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura para possibilitar a visualização dos mecanismos que causaram o desgaste da superfície. A seguir, estão apresentadas algumas imagens e correlações para interpretar os fenômenos ocorridos durante os ensaios.

#### 5.5.3.1 Mecanismos de desgaste no regime moderado

As Figuras 92 (a - f) mostram a superfície dos revestimento 1CTi70 (a), 1C6068 (b), 1C6070 (c), 1C6870 (d), 2C6870 (e) e 3C6870 (f), que foram desgastadas pelo abrasivo  $\text{SiO}_2$  para uma distância de deslizamento de 64 metros e, conforme discussão realizada com a Figura 90, foram consideradas dentro do regime de desgaste moderado (I).

De forma geral, na Figura 92 (a) é possível observar nas superfícies desgastadas que a condição 1CTi70 apresentou riscamento e pequenas indentações sobre toda a superfície sugerindo mecanismos mistos de desgaste, ou seja, rolamento e riscamento. A condição 1C6068 mostrada na Figura 92 (b) apresentou um aspecto mais uniforme na textura da superfície desgastada, devido à predominância de riscos retilíneos e aparentemente mais rasos, assim como a

**Figura 92 – Condições da superfície dos revestimentos desgastados com abrasivo  $\text{SiO}_2$  para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm.**



Fonte: Do autor.

condição 1C6070 da Figura 92 (c). As condições diferenciadas apenas pela quantidade de camadas depositada, 1C6870, 2C6870 e 3C6870 (Figuras 92 (d), (e) e (f), respectivamente), também apresentaram riscos rasos e alguns riscos mais profundos causados pelo desprendimento de carbonetos de nióbio.

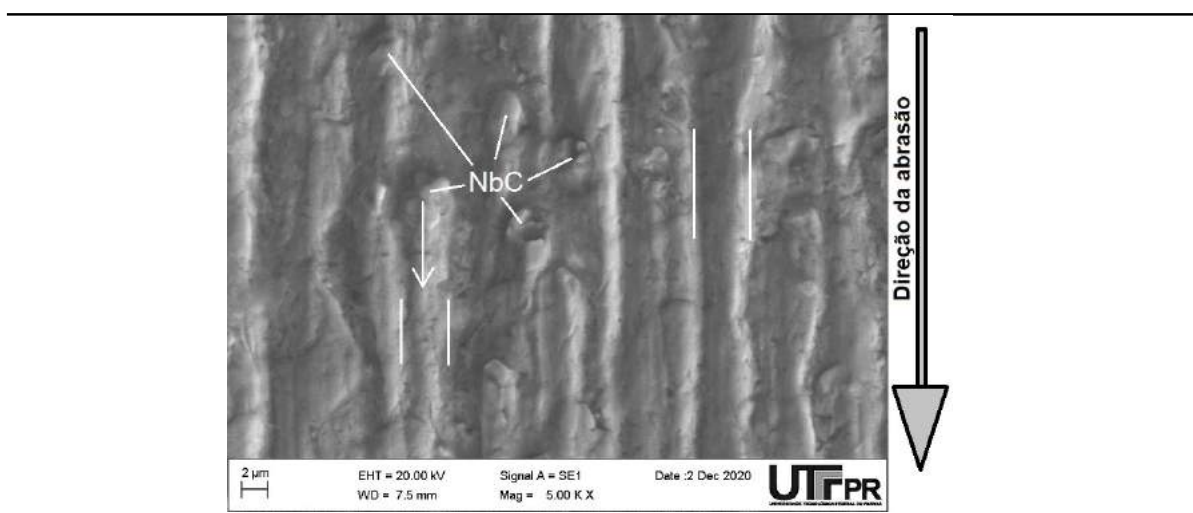
A maior fração volumétrica dos carbonetos de nióbio proporcionou esse tipo de textura irregular na superfície desgastada. Por outro lado, à medida em que o teor de nióbio diminui na composição da mistura entre os arames, a textura da superfície desgastada passa a ficar mais



uniforme, como a superfície do revestimento 1C6068 mostrado na Figura 92 (b).

Entretanto, ao ampliar a imagem da superfície desgastada hipoeutética da condição 1CTi70, conforme mostrado na Figura 93 é possível perceber que a superfície mostra um aspecto de rolamento das partículas abrasivas, até o ponto onde os carbonetos de nióbio perdem a aderência na matriz e são removidos, causando os riscos. Allsopp *et al.* (1998) sugerem que é comum superfícies de menor dureza, como no caso da austenita da condição 1CTi70, apresentarem indentações devido à facilidade em que as partículas abrasivas possuem em ficar incrustadas. Além disso, os autores relatam a importância da rugosidade da esfera neste comportamento, ou seja, esferas menos rugosas tem dificuldade em arrastar os abrasivos causando menor taxa de desgaste.

**Figura 93 – Ampliação (5000x) da superfície desgastada da microestrutura hipoeutética (1CTi70) mostrando a textura irregular promovida pelo arrancamento dos carbonetos de nióbio..**

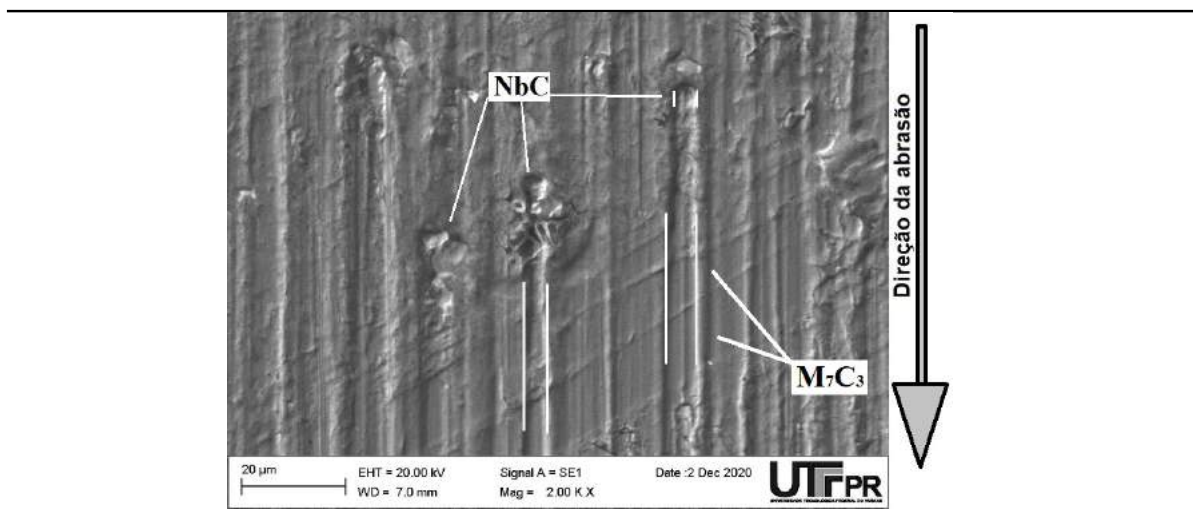


**Fonte: Do autor.**

Com uma ampliação maior da Figura 92 (d) é possível identificar, na Figura 94, o desprendimento de alguns carbonetos de nióbio que causaram riscos mais profundos em um carboneto primário de cromo ( $M_7C_3$ ).

Como a dureza destes carbonetos de nióbio (entre 1900 a 2400 HV relatada por Berns e Fischer (1987)) é maior que a dureza do abrasivo  $SiO_2$ , esses carbonetos resistiram até o momento em que a matriz não conseguiu mais garantir a ancoragem e foram arrancados. Então, a Figura 94 mostra carbonetos  $M_7C_3$  desgastados pelas partículas de carbonetos de nióbio que se desprenderam da matriz e não por partículas abrasivas de sílica, visto que a dureza dos carbonetos  $M_7C_3$  (relatada por Geng *et al.* (2018) ser próxima de 1500 HV) é maior que a dureza da sílica, portanto, resistem à abrasão.

**Figura 94 – Riscos nos carbonetos primários  $M_7C_3$  causados por carbonetos de nióbio removidos da microestrutura hipereutética do revestimento 1C6870, ampliação de 2000x.**



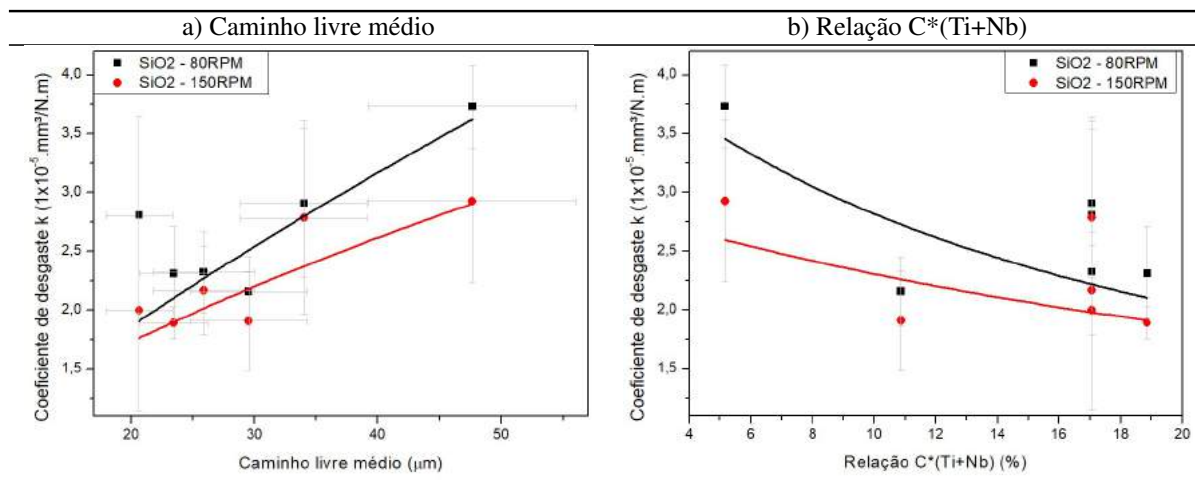
**Fonte: Do autor.**

No sentido de verificar o efeito que o caminho livre médio tem sobre o coeficiente de desgaste, a Figura 95 (a) mostra os resultados para a correlação entre o caminho livre médio em função do coeficiente de desgaste. Além disso, é possível verificar o efeito da fração de carbonetos do tipo MC, mas para isso, uma proposta do autor como relação foi construída para representar este efeito, a partir do produto entre o teor de C e os teores somados de Nb e Ti. Logicamente se reconhece que os teores de carbono, nióbio e titânio participaram também de outras reações metalúrgicas além da formação carbonetos do tipo MC, além da possibilidade de perdas durante o processamento. A correlação entre este produto e o coeficiente de desgaste está apresentado na Figura 95 (b).

Claramente é possível observar que o aumento do caminho livre médio resulta em um aumento do coeficiente de desgaste, isso mostra que a resistência à abrasão dos revestimentos causado pela sílica é fortemente dependente da dureza e do suporte mecânico dos carbonetos  $M_7C_3$ , visto que a fração e o tamanho destes carbonetos determinaram os valores do caminho livre médio e que o abrasivo é menos duro do que a segunda fase dura. Para os maiores valores do caminho livre médio, a resistência à abrasão passa a depender da matriz eutética, como é o caso do revestimento 1C6068, que apresenta dureza (relatada por Buytoz (2006) próximo a 750 HV) menor do que a dureza da sílica resultando em aumento do coeficiente de desgaste em relação às microestruturas com maior proteção dos carbonetos primários  $M_7C_3$ .

Considerando a relação  $C*(Ti+Nb)$ , é possível afirmar que o aumento da fração de carbonetos do tipo MC contribui para melhorar a resistência à abrasão causado pela sílica até

**Figura 95 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação  $C^*(Ti+Nb)$  (b) sobre o coeficiente de desgaste para o regime de desgaste moderado.**



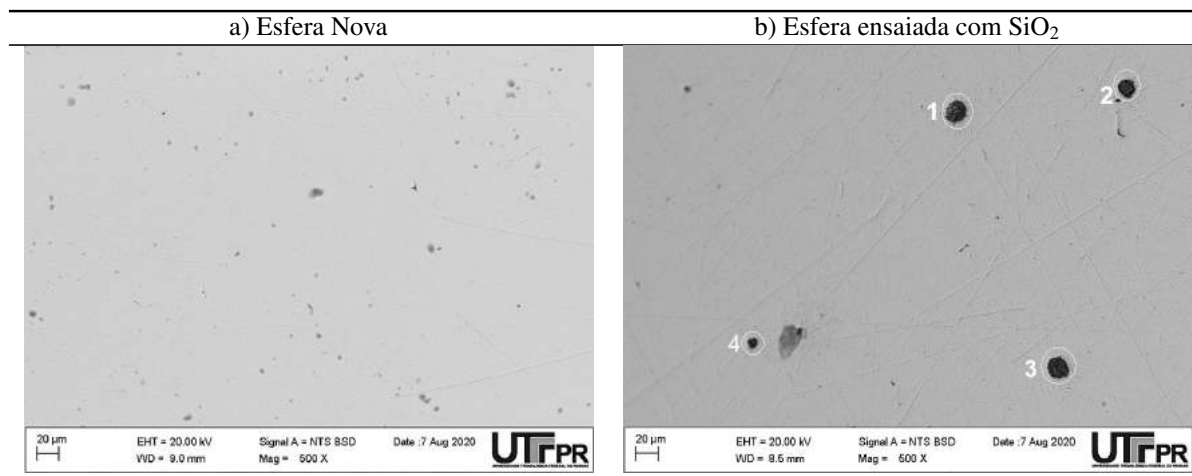
**Fonte: Do autor.**

o ponto onde são suportados pela matriz, mas o principal responsável pela resistência foram os carbonetos  $M_7C_3$ . Entretanto, o efeito do desprendimento dos carbonetos de nióbio causado pela abrasão da sílica pode ser percebido nos resultados da Figura 95 (b), mais especificamente no valor aproximado de 17% da relação  $C^*(Ti+Nb)$ , onde foi apresentado uma ampla faixa de valores de coeficiente de desgaste resultante dos casos onde houveram desprendimento dos carbonetos MC.

Além de afetar a superfície do revestimento, a sílica também mudou a integridade da superfície da esfera. A Figura 96 mostra a condição superficial de uma esfera original sem uso (Figura 96 a) e uma esfera após os ensaios com o abrasivo  $\text{SiO}_2$  (Figura 96 b).

A micrografia da esfera nova revela marcas geradas pelo processo de fabricação como riscos dispersos sobre a superfície. Utilizando a técnica de interferometria óptica, foram obtidos os valores de rugosidade para a esfera nova, que foi de  $S_q = 0,18 \pm 0,01 \mu\text{m}$ , e percebeu-se que a rugosidade da esfera após o uso com sílica aumentou para  $S_q = 0,34 \pm 0,12 \mu\text{m}$ . Além disso, a Figura 8.51 mostra a composição química pontual de algumas crateras formadas durante o ensaio de microabrasão, onde há presença de teores de oxigênio e silício, elementos formadores do abrasivo, sugerindo que houve incrustações dos abrasivos de  $\text{SiO}_2$  durante o ensaio de microabrasão. Essas incrustações podem causar fratura dos abrasivos, especialmente quando o abrasivo estiver ancorado e colidir com carbonetos de nióbio, reduzindo assim o tamanho efetivo das partículas de  $\text{SiO}_2$ . Além disso, as partículas abrasivos encrustados também intensificam o mecanismo de riscamento com corte, sendo abrasão a dois corpos.

**Figura 96 – Condição superficial da esfera nova (a) e após desgaste por abrasivos de SiO<sub>2</sub> com composição química pontual (b).**



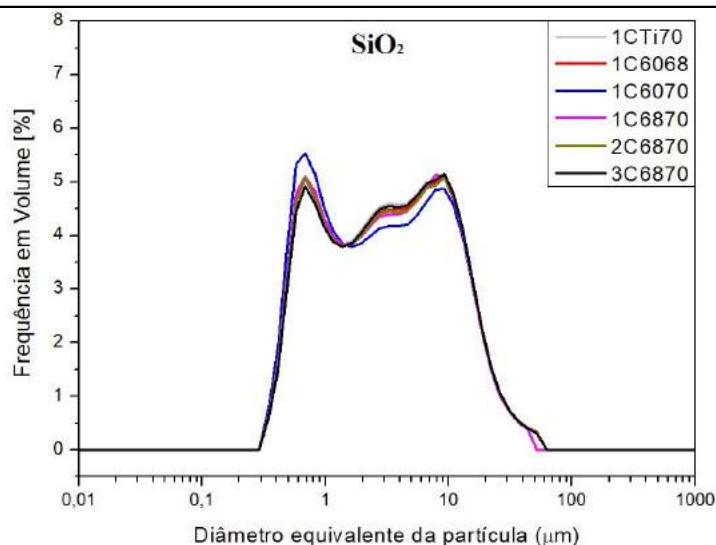
EDS	Composição Química (% em peso)	
	O	Si
Ponto 1	44,36	29,97
Ponto 2	68,16	51,18
Ponto 3	88,03	46,16
Ponto 4	66,65	44,55

**Fonte: Do autor.**

Para confrontar o tamanho das partículas abrasivas, foram realizadas medições da lama abrasiva com um granulômetro a laser após os ensaios de microabrasão para a distância de deslizamento de 64 metros. Além disso, em cada ensaio foram usadas lama abrasiva nova. A distribuição de tamanhos de partículas de sílica após os ensaios de desgaste está apresentada na Figura 97.

Fazendo uma comparação da distribuição de volume entre o abrasivo sem uso (Figura 85) com os abrasivos após os ensaios para cada um dos revestimentos, é possível perceber que há uma variação na distribuição de tamanho das partículas, ou seja, o abrasivo sem uso apresentou uma distribuição gaussiana com valor de diâmetro médio equivalente de 7,02 µm e, após o ensaio, percebe-se que houve fragmentação das partículas, reduzindo o valor do diâmetro médio equivalente para 2,91 µm, mas com pico bi-modal de distribuição de volume semelhantes nos diâmetros de 0,69 µm e 9,25 µm. Neste caso, o tamanho efetivo do abrasivo para desgastar a superfície do revestimento foi alterado, portanto, causa mudança na abrasividade da partícula. A redução no diâmetro médio das partículas resultou no aumento de 47 para 345 partículas em contato para uma área de calota calculada de 358 µm<sup>2</sup>. Isso faz com que a carga aplicada pela esfera seja dividida por mais partículas podendo reduzir a abrasividade e até mesmo mudar o mecanismo de desgaste, como nos resultados de Erdogan e Altas (2019).

**Figura 97 – Distribuição de volume em função do diâmetro equivalente das partículas de SiO<sub>2</sub> após os ensaios de microabrasão para a distância de deslizamento de 64 metros e carga resultante de 0,8 N.**



**Fonte: Do autor.**

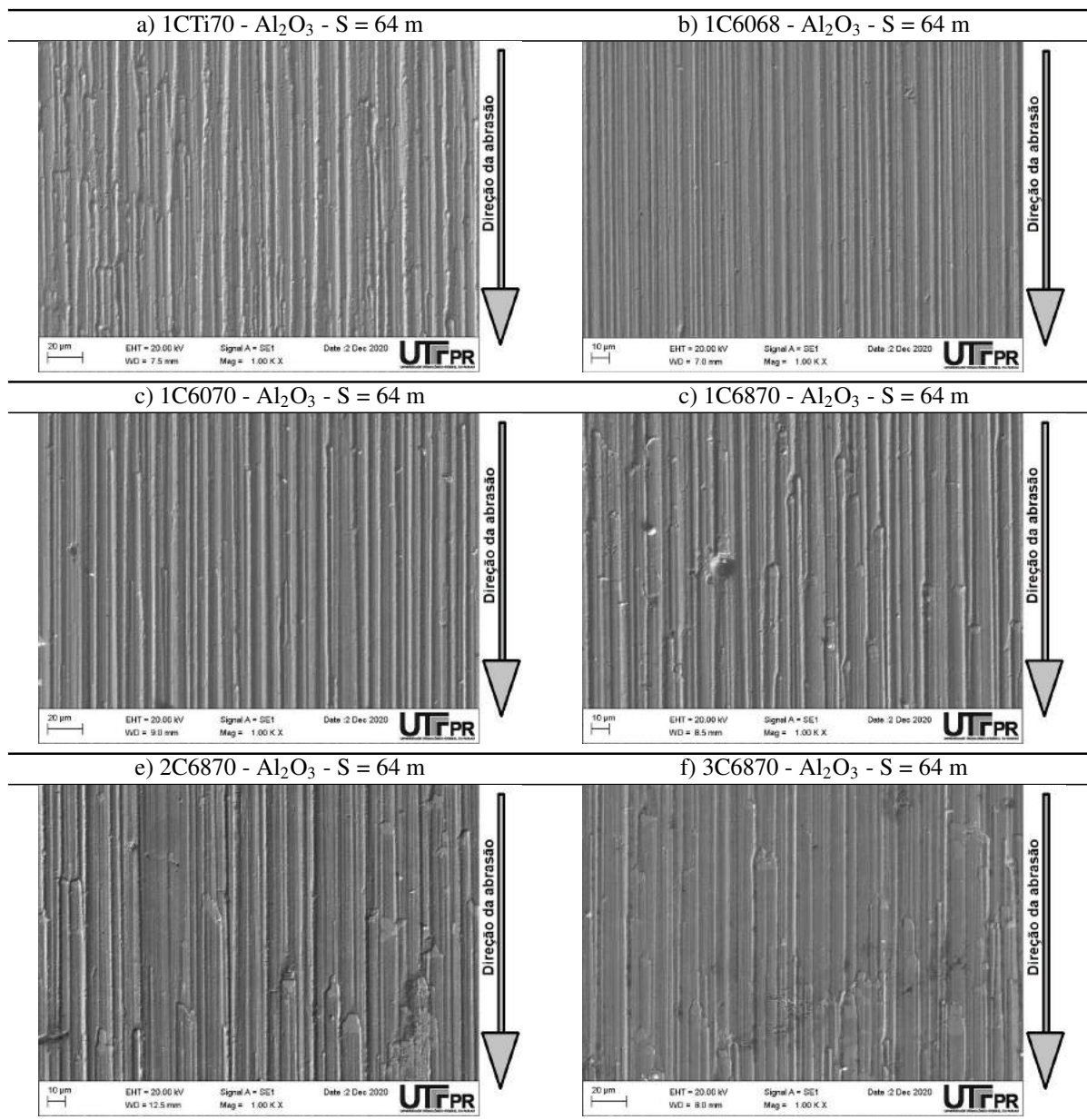
### 5.5.3.2 Mecanismos de desgaste no regime severo

Da mesma forma como foram apresentadas as superfícies desgastadas para o regime moderado, as Figuras 98 (a - f) mostram a superfície dos revestimentos 1CTi70 (a), 1C6068 (b), 1C6070 (c), 1C6870 (d), 2C6870 (e) e 3C6870 (f), que foram desgastadas pelo abrasivo Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> para uma distância de deslizamento de 64 metros e, conforme discussão realizada com a Figura 90, foram consideradas dentro do regime de desgaste severo.

Diante do resultado do coeficiente de desgaste dentro do patamar intermediário (II), mostrado anteriormente pela Figura 90, e a superfície desgastada correspondente a estes valores (Figuras 98 (a) e (c - f)) é claramente possível observar que em todas as condições de revestimento o mecanismo de desgaste foi riscamento e, novamente, a textura da superfície desgastada foi governada pelo teor de nióbio (e titânio, para a condição 1CTi70) da mistura entre os arames depositados que produziu as frações de carbonetos do tipo MC (NbC e TiC). Além disso, a profundidade dos riscos gerados pelas partículas de alumina foi maior em relação aos riscos resultantes pela ação da sílica. Desta forma, a Figura 99 mostra a ampliação de uma superfície composta por alguns carbonetos, supostamente de nióbio, que foi desgastada por partículas de alumina.

Nesta imagem é possível perceber alguns riscos com largura média de aproximadamente 8 μm, que foi compatível com o diâmetro das partículas de alumina e, ao mesmo tempo,

**Figura 98 – Condições da superfície dos revestimentos desgastados por  $\text{Al}_2\text{O}_3$  para a distância de deslizamento de 64 metros e rotação de 80 rpm.**

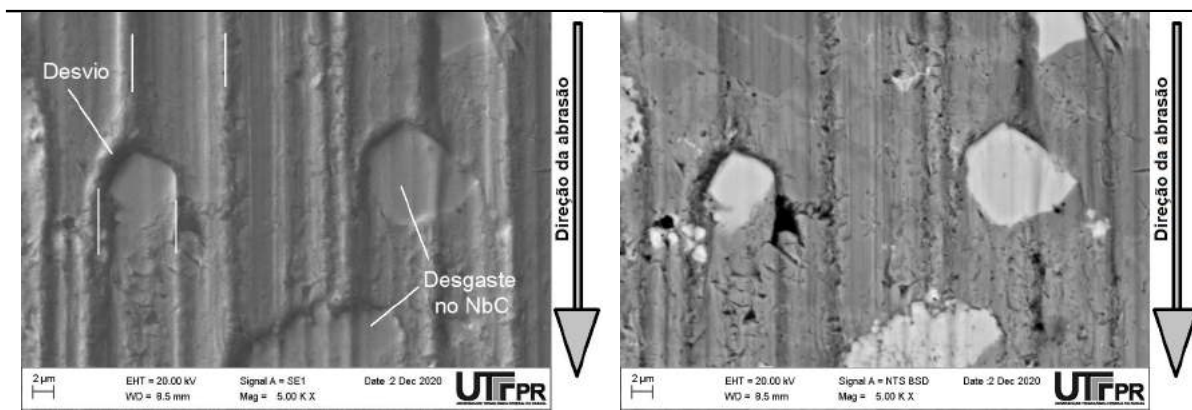


Fonte: Do autor.

compatível com o diâmetro dos carbonetos de nióbio. Além disso, ao lado direito da imagem é possível perceber que estes carbonetos também apresentam desgaste, confirmando a severidade do desgaste em relação ao abrasivo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; e na esquerda da imagem, pode-se observar um risco que foi interrompido por um constituinte, que muito provavelmente pode ter sido um NbC. Este carboneto pode ter impedido o avanço do risco e ter sido removido com esta ação.

Neste sentido, foram retomados os valores do coeficiente de desgaste dos revestimentos submetidos a abrasão por partículas de alumina e correlacionados com o caminho livre médio

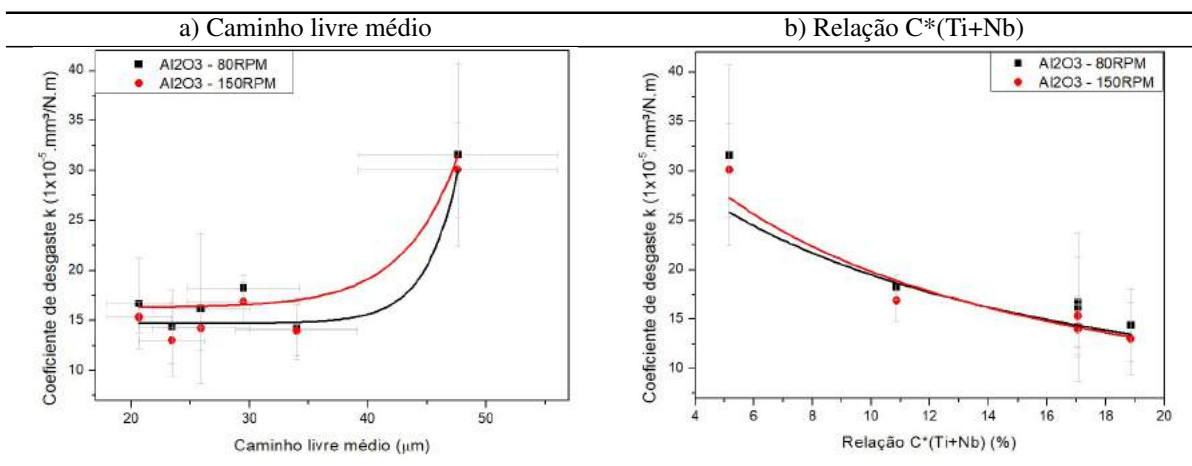
**Figura 99 – Ampliação da superfície de microestrutura hipereutética (condição 1C6870) desgastada por  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mostrando a mudança de direção do risco causada por carbonetos de nióbio.**



Fonte: Do autor.

para visualizar os efeitos da microestrutura, esses resultados podem ser observados na Figura 100 (a). A correlação entre o coeficiente de desgaste com o produto da composição química  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$ , que pode indicar uma fração teórica de carbonetos MC, também pode ser feita para os valores do regime de desgaste severo. O resultado disso para os valores dos ensaios realizados com alumina pode ser visto na Figura 100 (b).

**Figura 100 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$  (b) no coeficiente de desgaste para o regime de desgaste severo.**



Fonte: Do autor.

É possível perceber que a condição 1C6068, que está no patamar mais alto (III) dos valores de coeficiente de desgaste apresentado pela Figura 90, apresentou maiores valores de caminho livre médio e os valores mais baixos da relação dos elementos  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$  na composição da mistura depositada. Ou seja, essa condição teve menor eficiência na proteção contra a abrasão causada pela alumina na matriz eutética, tanto pelos carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$  quanto pelos

carbonetos MC, resultando em maiores valores de coeficiente de desgaste. A proteção da matriz pelos carbonetos primários  $M_7C_3$  passou a ter mais eficiência para os valores de caminho livre médio menores que 35  $\mu\text{m}$ , onde proporcionou a matriz eutética dos revestimentos uma condição de proteção pelos carbonetos  $M_7C_3$  e MC contra o desgaste causado pelas partículas mais duras de alumina. Os revestimentos classificados para o patamar intermediário (II) dos valores de coeficiente de desgaste foram das microestruturas que apresentaram caminho livre médio abaixo de 35  $\mu\text{m}$  e valores da relação  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$  acima de 11%, resultando nos menores valores de coeficiente de desgaste no regime severo. Os carbonetos do tipo MC foram preponderantes em atrasar o desgaste devido à proximidade de dureza com a alumina proporcionando maior resistência ao desgaste quando suportados pela matriz. Além disso a maior fração de carbonetos primários  $M_7C_3$  contribuíram para melhorar o suporte mecânico dos carbonetos MC.

Por outro lado, a condição que apresentou maior valor da relação  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$  foi a microestrutura hipoeutética (1CTi70) que não teve a presença de carbonetos primários  $M_7C_3$ , e mesmo assim, o coeficiente de desgaste foi equivalente a microestrutura hipereutética com maior teor de nióbio. À medida em que aumentam os valores da razão  $C^*(\text{Ti}+\text{Nb})$ , se espera uma maior fração de carbonetos do tipo MC e, com isso, a superfície do revestimento passa a ficar mais protegida, resultando em menores valores do coeficiente de desgaste.

Desta forma, mesmo considerando que a dureza ( $H_{\text{rev}}$ ) do revestimento com microestrutura hipoeutética é menor do que a dureza com microestrutura hipereutética da condição 1C6068, o menor caminho livre médio e o maior teor de nióbio e titânio proporcionaram maior resistência ao desgaste para microestrutura, neste caso, hipoeutética. Segundo Mai (1976), a dureza dos carbonetos de titânio é superior a 3000 HV, isso faz com que as partículas de TiC resistam fortemente à abrasão causada pela alumina, diferente dos carbonetos de nióbio, com dureza entre 1900 a 2400 relatada por Berns e Fischer (1987), que apresentaram desgaste devido à proximidade de dureza com a alumina.

Diante de todo o exposto, os revestimentos que foram fabricados com os arames 68 e 70 (1C6870, 2C6870 e 3C6870) apresentaram microestrutura hipereutética com maior teor de carbono médio e teor de nióbio, resultando em altas frações de carbonetos do tipo MC, maior dureza e caminho livre médio, comparado com as condições em que o arame 60 estava presente na mistura (1C6068 e 1C6070).

Então, mesmo que as partículas de NbC sofram desgaste, conforme mostra a Figura 99, a maior fração de carbonetos de nióbio das condições 1C6070 e 1C6870 contribuíram para



maior resistência à abrasão que a condição 1C6068, em que o teor de nióbio do arame 68 foi diluído com o arame 60, que não apresenta nióbio na composição. Além disso, o maior caminho livre médio apresentado pela condição 1C6068 foi responsável pela exposição da matriz à abrasão das partículas de alumina resultando nos maiores valores de coeficiente de desgaste.

Por outro lado, os depósitos realizados com os arames Ti e 70 apresentaram na composição da mistura teores de titânio que foram preponderantes na resistência à abrasão somados ao teor de nióbio, mesmo que a dureza ( $H_{rev}$ ) deste revestimento foi menor em relação às microestruturas hipereutéticas, o coeficiente de desgaste apresentado pelo revestimento 1CTi70 está dentro do conjunto dos melhores resultados.

Sintetizando as informações obtidas da superfície desgastada e da microestrutura dos revestimentos, a resistência à microabrasão é fortemente dependente do caminho livre médio e da fração de carbonetos mais duros que o abrasivo, desde que a matriz seja eficiente no suporte mecânico da segunda fase dura.

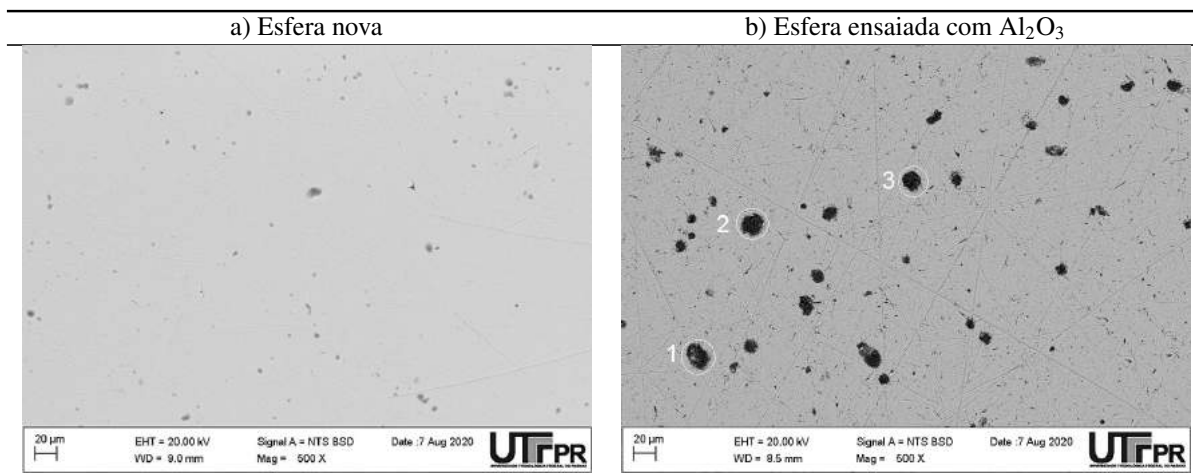
Por outro lado, a superfície da esfera também sofreu com a ação dos abrasivos de alumina, a Figura 101 (a) mostra a superfície de uma esfera nova e a Figura 101 (b) a superfície desgastada da esfera usada nos ensaios com o abrasivo  $Al_2O_3$ . Além disso, foram realizadas medidas de composição pontual por EDS nas crateras, assim como na esfera que foi ensaiada com abrasivo  $SiO_2$ .

A esfera desgastada durante o ensaio de microabrasão com a lama abrasiva contendo partículas de alumina apresentou uma quantidade e tamanho das crateras maior em relação à esfera desgastada por sílica. Algumas destas crateras apresentaram diâmetro compatível com o tamanho dos abrasivos e as medições de composição química pontual detectaram teores de oxigênio e alumínio no interior das crateras, que sugerem incrustações dos abrasivos na esfera.

Além disso, a concentração dos riscos na esfera dos ensaios com alumina foi maior em relação à quantidade de riscos na esfera usada no desgaste com sílica, devido à diferença de dureza da esfera (856 HV) ser muito maior para o abrasivo  $Al_2O_3$  do que para o abrasivo  $SiO_2$ . A rugosidade da esfera desgastada com alumina foi de  $Sq = 0,59 \pm 0,12 \mu m$ , sendo mais rugosa ao final dos ensaios com alumina do que com sílica. Por outro lado, a Figura 102 mostra que, a esfera usada nos ensaios de abrasão com alumina, apresentou micro-indentações, caracterizando rolamento de partículas abrasivas em conjunto com riscamento caracterizado no revestimento.

O comportamento das partículas abrasivas de alumina durante o contato mecânico pode ser verificado com uma medida granulométrica das partículas, realizada após os ensaios. A Fi-

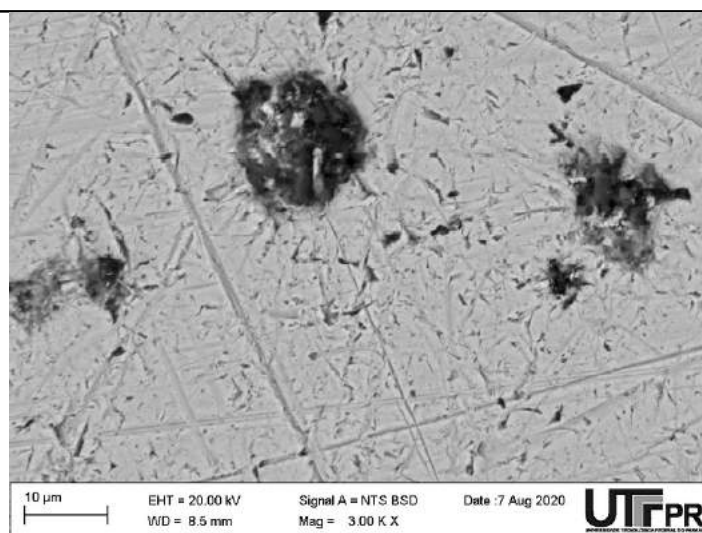
**Figura 101 – Condição superficial da esfera nova (a) e após desgaste por abrasivos de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  com composição química pontual (b).**



EDS	Composição Química (% em peso)	
	O	Al
Ponto 1	71,76	36,84
Ponto 2	5,31	19,24
Ponto 3	25,49	24,61

**Fonte: Do autor.**

**Figura 102 – Mecanismos de desgaste misto de riscamento e microindentações na superfície da esfera ensaiada com partículas abrasivas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$**

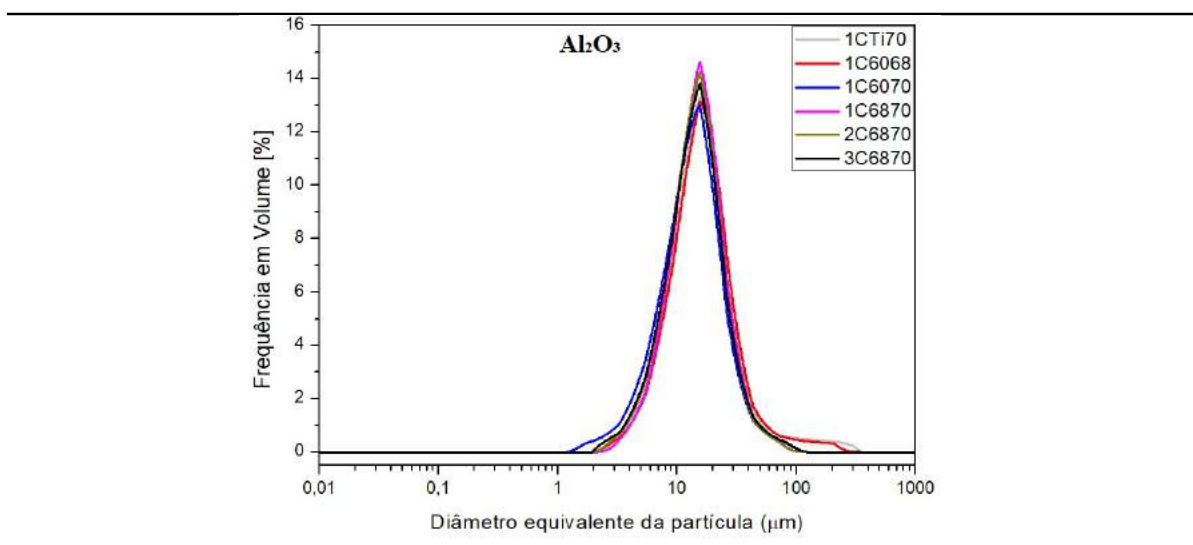


**Fonte: Do autor.**

Figura 103 mostra a distribuição de tamanhos de partículas de alumina após os ensaios de microabrasão de todas as condições de revestimento e podem ser comparados como a distribuição de tamanho das partículas antes do ensaio, mostrada na Figura 85.

Por meio desta comparação, foi possível perceber que as partículas de alumina praticamente não sofreram fratura com o contato mecânico e, com isso, foram mais resistentes que

**Figura 103 – Distribuição de volume em função do diâmetro equivalente das partículas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  após os ensaios de microabrasão para a distância de deslizamento de 64 metros e carga resultante de 0,8 N.**



Fonte: Do autor.

as partículas de sílica, que apresentaram menor diâmetro médio após os ensaios. Com isso, o tamanho efetivo para desgastar a superfície do revestimento é maior, tendo como consequência um maior desgaste. Este efeito também está relacionado com a menor taxa de desgaste da sílica. Pois a capacidade de dano (abrasividade) da sílica foi diminuindo com o tempo.

#### 5.5.4 Considerações sobre os regimes de desgaste

Diante dos resultados de desgaste relativos aos ensaios de microabrasão, utilizando carga de 0,8 N e fração de 2% da lama abrasiva, a transição entre os regimes de desgaste moderado e severo para a microestrutura hipoeutética ocorreu com valores  $H_a/H_{rev}$  próximos a 1,9, em concordância com os resultados de Coronado *et al.* (2013). Por outro lado, para as microestruturas hipereutéticas a transição ocorreu em valores próximos a 1,2, como os resultados de Pintaude *et al.* (2009). Essa diferença ocorreu pelo fato de que a dureza dos revestimentos considerada para a relação  $H_a/H_{rev}$  dependeu dos microconstituintes, ou seja, da austenita e carbonetos eutéticos, para a microestrutura hipoeutética, e dos carbonetos primários, para a microestrutura hipereutética.

De uma forma geral, o comportamento das superfícies no regime de desgaste moderado foi ditado principalmente pela baixa relação de dureza entre o abrasivo e o revestimento. O principal responsável pelos baixos valores de coeficiente de desgaste foi a fragmentação dos

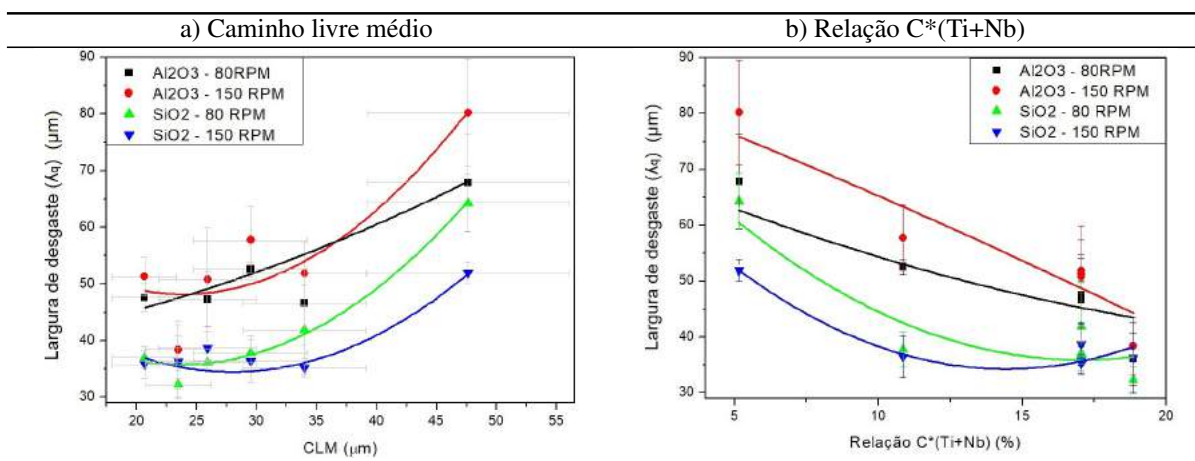
abrasivos, tendo como consequência o arredondamento da partícula e a divisão da carga aplicada com aumento da quantidade de partículas, o que não ocorreu com o abrasivo alumina no regime de desgaste severo, corroborando os resultados de Stachowiak *et al.* (2006) e Badisch e Mitterer (2003). Além disso, o aumento do caminho livre médio dos carbonetos primários  $M_7C_3$  contribuiu para melhorar a resistência à abrasão causada pela sílica. O principal mecanismo de desgaste observado para regime moderado foi riscamento estando em conformidade com os resultados relatados por Coronado *et al.* (2013) e com os mapas de mecanismos de desgaste de Trezona *et al.* (1999), onde a superfície desgastada apresentou riscos rasos e textura com aparência suave. Entretanto, o revestimento 1CTi70 apresentou mecanismos mistos de rolamento e riscamento, que está associado a menor dureza da austenita presente na matriz que proporcionou menor resistência para as partículas de sílica penetrarem na matriz contribuindo para o movimento de rolamento, assim como nos resultados de Stachowiak *et al.* (2005) onde mecanismo de rolamento das partículas que foi caracterizado por multi-indentações em toda a superfície desgastada. Porém, essa condição de microestrutura hipoeutética apresentou maior teor de elementos formadores de carbonetos do tipo MC, com baixo caminho livre médio, o que fez esta condição apresentar menor largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) independente das condições de ensaio.

Por outro lado, a resistência à abrasão dos revestimentos para o regime severo passou a depender da dureza e a fração da segunda fase dura, quando devidamente suportada pela matriz. O mecanismo de desgaste observado nas superfícies para este regime também foi o de riscamento, assim como nos resultados de Stachowiak *et al.* (2005) e Oliveira e Costa (2019), e em consonância com os mapas de mecanismos de desgaste de Trezona *et al.* (1999). No entanto, a abrasividade das partículas de alumina foi maior do que as partículas de sílica por ser de maior dureza, resultando em maior profundidade de desgaste da calota, corroborando os resultados de Stachowiak *et al.* (2006). Dentro o regime de desgaste severo foram observados dois patamares de coeficiente de desgaste, ou seja, o que apresentou menor desgaste devido as características dos revestimentos como menor caminho livre médio dos carbonetos primários  $M_7C_3$  e maior fração de carbonetos do tipo MC, que são mais duros do que a alumina; e o que apresentou maior desgaste está relacionado à menor eficiência de proteção da matriz eutética, de menor dureza, pelos carbonetos primários  $M_7C_3$  e dos MC, já que os valores da relação  $C^*(Ti+Nb)$  para esta condição foram menores e os valores do caminho livre médio foram maiores.

A Figura 104 mostra uma correlação do caminho livre médio (Figura 104 a) e da

relação  $C^*(Ti+Nb)$  (Figura 104 b) com os valores de largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ), que é resultante dos parâmetros de rugosidade da superfície desgastada e representa o efeito direto do desgaste.

**Figura 104 – Efeito do caminho livre médio (a) e do teor dos elementos na forma da relação  $C^*(Ti+Nb)$  (b) na largura de desgaste.**



Fonte: Do autor.

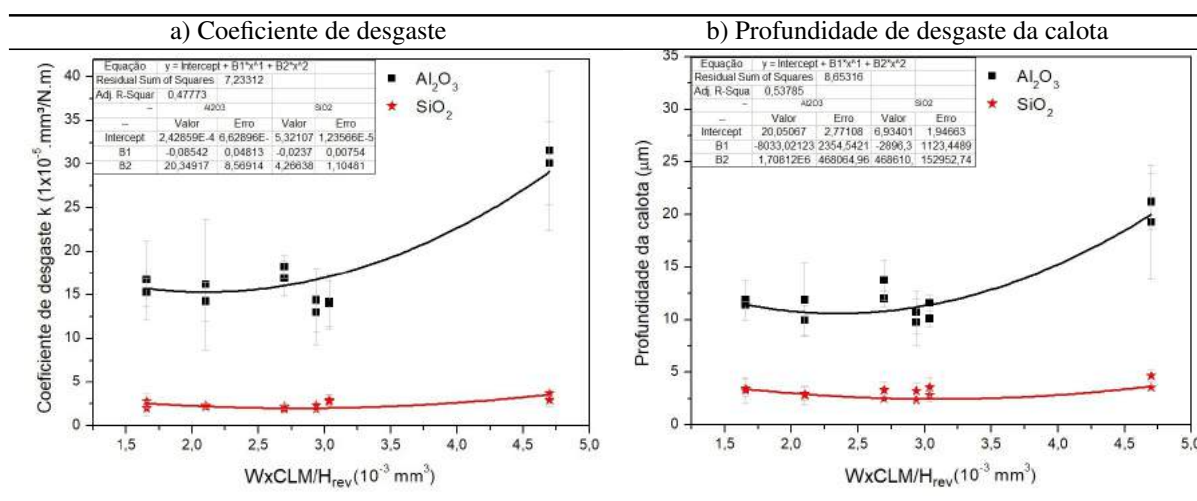
Os valores da largura dos sulcos de desgaste ( $\lambda_q$ ) foram obtidos das superfícies desgastadas para a distância de deslizamento de 64 metros. Esses resultados mostram um comportamento equivalente ao descrito para o coeficiente de desgaste, onde os menores valores de largura dos sulcos de desgaste gerado pelos abrasivos alumina e sílica foram resultantes das microestruturas que apresentaram maiores valores da relação  $C^*(Ti+Nb)$ , como mostra a Figura 104 (a), e menores valores de caminho livre médio, como mostra a Figura 104 (b).

Então, a redução do caminho livre médio dos carbonetos primários  $M_7C_3$  resulta na redução da largura dos sulcos de desgaste gerado por ambos os abrasivos, assim como o aumento da fração de carbonetos do tipo MC. Isso mostra a forte dependência da largura dos sulcos de desgaste com o caminho livre médio entre os carbonetos primários  $M_7C_3$ , mas a taxa de desgaste dependente da capacidade em que o abrasivo tem de penetrar na superfície, ou seja, da relação de dureza entre o abrasivo e o revestimento  $H_a/H_{rev}$  com o caminho livre médio. Além disso, após a caracterização por microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada e constatação do modo de desgaste à dois corpos, pode-se concluir que a variação dos valores da largura dos sulcos de desgaste não foi significativa em relacionar com a mudança no modo de desgaste.

Desta forma, a mesma relação entre a carga ( $W$ ), caminho livre médio (CLM) e dureza dos revestimentos ( $H_{rev}$ ) aplicada aos resultados dos ensaios de riscamento, também foi usada

nos resultados de microabrasão para correlacionar com os dados de coeficiente de desgaste e profundidade de desgaste da calota. As curvas de ajuste para os dados obtidos pelos ensaios realizados com alumina e sílica podem ser observados na Figura 105. Com a Figura 105 (a) e (b), é possível perceber uma equivalência entre os valores de coeficiente de desgaste e a profundidade de desgaste da calota com a relação  $N \cdot CLM / H_{rev}$ .

**Figura 105 – Correlação entre o coeficiente de desgaste com uma relação de carga aplicada, caminho livre médio e dureza para os ensaios de microabrasão com alumina e sílica.**



Fonte: Do autor.

Além disso, na Figura 105 (a), é possível perceber na curva de dados obtidos com a abrasão causada pela sílica, que o coeficiente de desgaste é menor do que nos resultados da alumina, mesmo com o aumento do caminho livre médio e a redução da dureza do revestimento. Esse comportamento está associado ao menor valor da relação  $H_a / H_{rev}$  que caracteriza estes dados para o regime de desgaste como moderado. Os menores valores de coeficiente de desgaste causados pela sílica podem ser justificados pela fragmentação das partículas abrasivas resultando em redução de diâmetro, isso faz com que a carga unitária seja reduzida pelo aumento da quantidade de abrasivos menores em contato com a esfera, que também resultam na redução da profundidade de desgaste da calota. Neste sentido, como as partículas de sílica são menos duras que os carbonetos primários  $M_7C_3$  e o tamanho das partículas são menores que o caminho livre médio, causaram desgaste na matriz eutética com profundidade equivalente ao tamanho das partículas abrasivas como mostra a Figura 105 (b), já que as partículas não são duras o suficiente para causar elevado desgaste na segunda fase dura.

Em relação à abrasão causada pela alumina, onde a relação  $H_a / H_{rev}$  foi maior, os efeitos da dureza da segunda fase e o caminho livre médio foram mais evidentes. Neste caso, como

a alumina apresenta dureza maior do que os carbonetos primários  $M_7C_3$ , o coeficiente de desgaste e a profundidade de desgaste foram maiores comparados com os resultados apresentados pela sílica, apontando para um regime de desgaste severo. Neste sentido, o aumento do caminho livre médio de carbonetos  $M_7C_3$  apenas atrasa o desgaste deixando uma parcela da responsabilidade pela resistência para os carbonetos do tipo MC, desde que bem suportados pela matriz. Os valores de profundidade de desgaste da calota corresponderam a uma faixa de valores do diâmetro médio da partícula abrasiva de alumina até 2,5 vezes o diâmetro médio das partículas e a combinação de menor dureza com valores mais altos de caminho livre médio resultaram na maior profundidade de desgaste da calota.

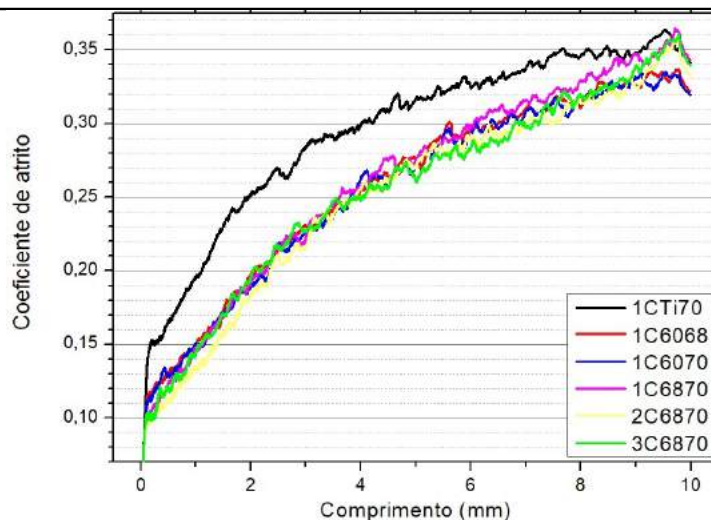
## 5.6 DESEMPENHO DA SUPERFÍCIE QUANTO A RESISTÊNCIA AO RISCAMENTO

A realização do ensaio de riscamento linear com carga progressiva entre 20 N a 180 N foi importante para obter informações em escala macroestrutural do comportamento tribológico do revestimento. Este ensaio foi realizado na superfície obtida por preparação metalográfica das amostras revestidas pelo processo *GTAW* utilizando dois diferentes arames tubulares conforme descrito no Capítulo 4 - Materiais e Métodos. Os resultados dos ensaios estão apresentados a seguir pelo coeficiente de atrito, caracterização dos riscos e mecanismos de desgaste.

Durante a realização dos ensaios com penetrador de diamante sobre a superfície dos revestimentos, foi verificada a evolução do coeficiente de atrito (COF) em função da distância de deslizamento. A Figura 106 mostra a variação do coeficiente de atrito para todas as condições de revestimento depositado e cada uma das curvas representa a média de 12 medidas de coeficiente de atrito para cada condição, sendo quatro riscos em cada revestimento para três réplicas diferentes. As figuras contendo todas as curvas de cada condição de ensaio estão apresentadas no Apêndice F.

O comportamento em atrito para os revestimentos com microestrutura hipereutética se mostrou semelhante, com valores na parte inicial do risco em torno de 0,11 (com carga de 20 N) e no final do risco em torno de 0,34 (com carga de 180 N). Lembrando que os revestimentos que apresentaram microestrutura hipereutéticas foram 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870. Para o revestimento 1CTi70, que apresentou microestrutura hipoeutética, o coeficiente de atrito no início do risco foi de aproximadamente de 0,15 e no final do risco 0,36. Além do coeficiente de atrito inicial ser maior para a microestrutura hipoeutética, durante toda a evolução do risco também foi maior. Este comportamento era esperado, visto que a dureza da

**Figura 106 – Evolução do coeficiente de atrito para o ensaio de riscamento usando carga progressiva de 20 (0 mm) a 180 N (10 mm) das condições de revestimento 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870.**



Fonte: Do autor.

microestrutura hipoeutética foi menor em relação às outras condições de ensaio com microestrutura hipereutéticas, promovendo maior penetração e deformação da trilha de desgaste e, por consequência, o aumento da força tangencial e do atrito. As Figuras 142 e 143 do Apêndice F mostram a distribuição de todos os dados de coeficiente de atrito para cada condição individual.

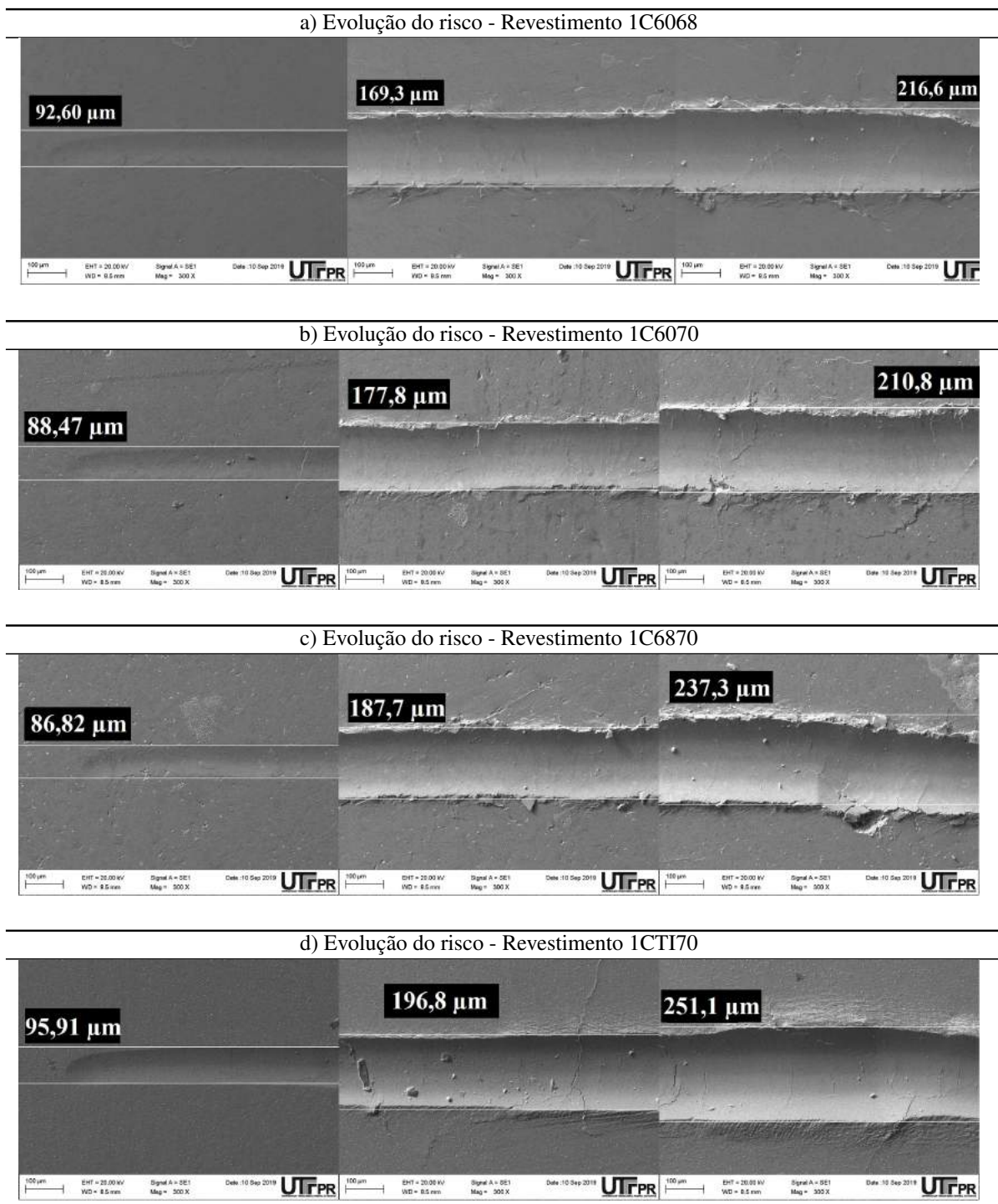
De forma geral, a Figura 107 mostra as superfícies riscadas em três distâncias de deslizamento, que representam o início, aproximadamente a metade do percurso e o final do mesmo.

No início do riscamento, onde a carga foi aproximadamente 30 N, é possível perceber que houve pequena deformação da superfície em todos os revestimentos devido à menor carga aplicada. À medida em que a carga aplicada aumenta, a profundidade do risco e a deformação das bordas da trilha de desgaste também aumentam, o que é o caso das regiões intermediária (com carga aproximada de 100 N) e final do ensaio (com carga aproximada de 170 N). Além disso, nesta imagem é possível perceber a presença de trincas microscópicas nas regiões de maior deformação da trilha de desgaste.

Para facilitar a análise da geometria da deformação dos riscos, foram obtidos os perfis das trilhas de desgaste utilizando o interferômetro de luz branca a cada 2 mm e as medidas foram realizadas partindo do 2º mm, finalizando no 8º mm do comprimento do risco. Estes resultados são referentes aos revestimentos 1C6068, 1C6070, 1C6870 e 1CTi70 e estão mostrados na Figura 144 do Apêndice G. De forma geral, nestes resultados é possível perceber um aumento na largura do risco ao longo do comprimento deslocado pelo penetrador que, por sua



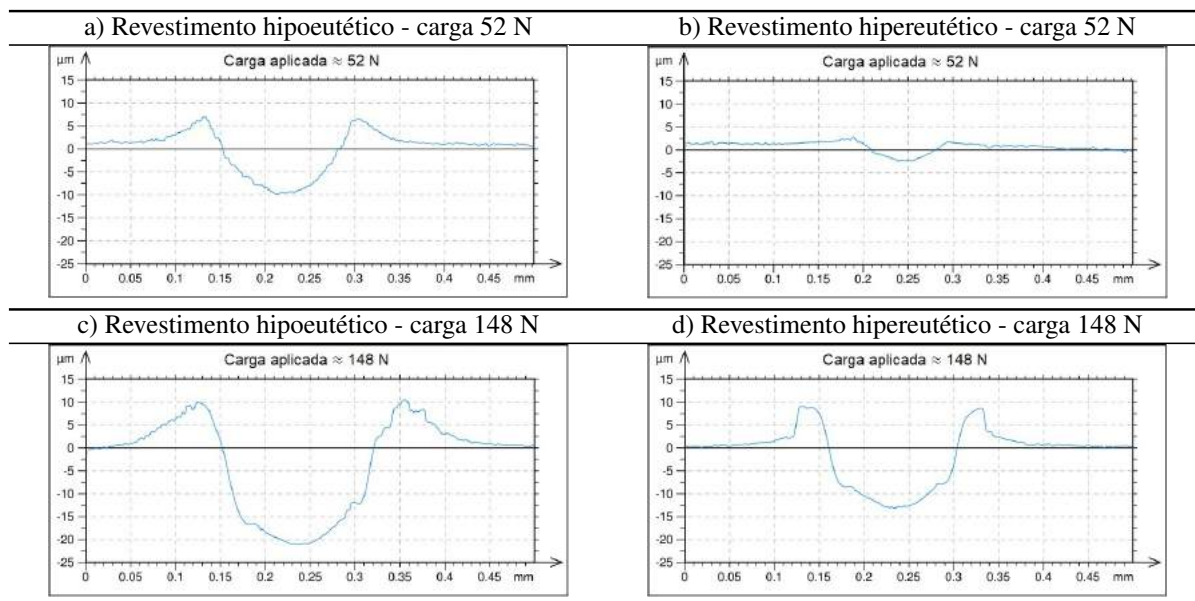
**Figura 107 – Evolução do risco nos revestimentos 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTI70 (d), depositados com 1 camada - início, meio e final do risco (ampliação de 300x).**



Fonte: Do autor.

vez, é resultado do aumento da deformação com o aumento da carga aplicada. Além disso, a microestrutura hipoeutética mostra maiores valores de profundidade e largura do risco comparado com as microestruturas hipereutéticas para todas as forças aplicadas, conforme pode ser visto na Figura 108.

**Figura 108 – Perfil da trilha de desgaste dos revestimentos com microestrutura hipoeutética (1CTi70) e hipereutética (3C6870) ensaiadas por riscamento com carga de 52 N e 148 N.**



Fonte: Do autor.

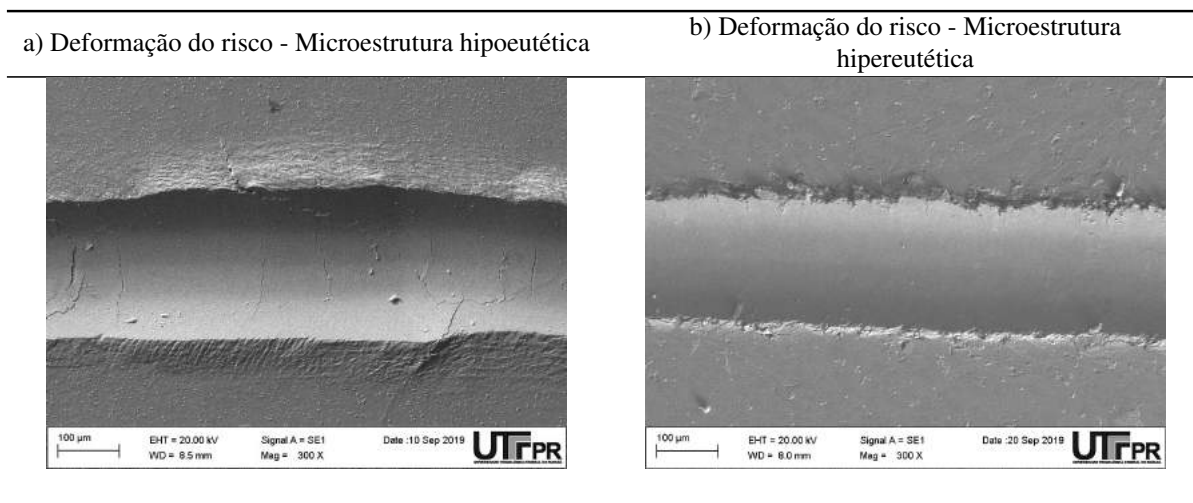
A deformação resultante do deslocamento do penetrador no ensaio de riscamento pode ser observada pela área das bordas (“*pile-ups*”), que é a área de deformação acima da linha da superfície do revestimento, onde a microestrutura hipoeutética apresentou maior área de deformação em relação às microestruturas hipereutéticas, novamente para todos os níveis de força.

As características da deformação nas bordas da trilha de desgaste podem ser vistas na Figura 109 com a mesma ampliação de 300x. A microestrutura hipoeutética (Figura 109 a) apresentou *pile-ups* com a maior deformação do que na microestrutura hipereutética (Figura 109 b) refletindo a menor dureza da matriz que a microestrutura hipoeutética apresentou.

Por outro lado, mesmo com os menores valores de microdureza apresentados pela microestrutura hipoeutética, trincas microscópicas superficiais foram formadas durante a atuação do penetrador no sentido transversal à direção do risco, conforme podem ser visualizadas pela Figura 110 (a). As trincas microscópicas foram mais frequentes a partir da metade do percurso de deslizamento, quando a carga aplicada foi aproximadamente 80 N.

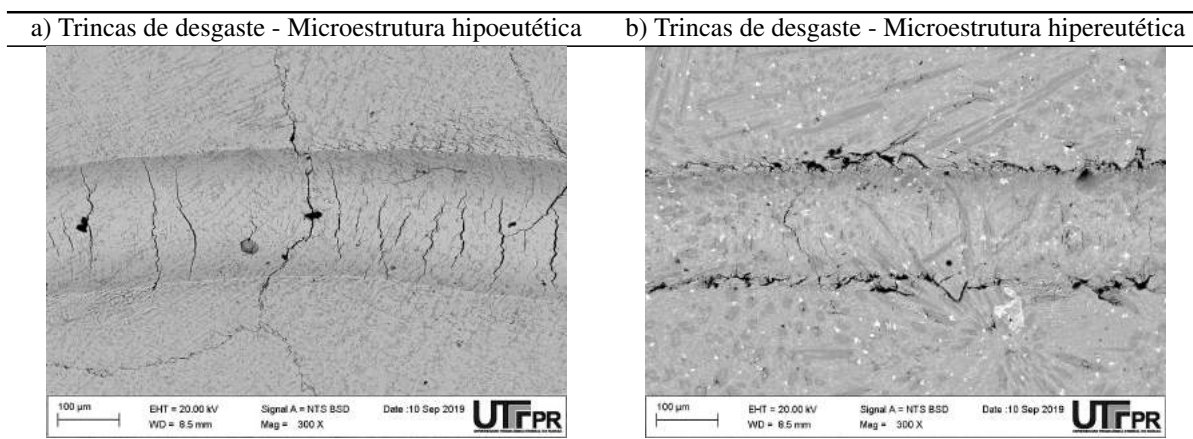
Estas trincas microscópicas podem ser consideradas como fratura dúctil superficial, causadas pelas tensões trativas promovidas pela adesão do revestimento no penetrador de diamante. À medida em que altas cargas são impostas ao penetrador, maior deformação ocorre na fase austenítica causando alto encruamento e, conseqüentemente, um provável endurecimento

**Figura 109 – Deformação na borda da trilha de desgaste para as microestruturas hipoeutéticas (1CTi70) (a) e hipereutéticas (3C6870) (b) para uma carga aproximada de 170 N (ampliação de 300x).**



Fonte: Do autor.

**Figura 110 – Trincas microscópicas de desgaste presentes nas microestruturas hipoeutética (a) e hipereutética (b) formadas durante o ensaio de riscamento com carga aplicada a partir de 80 N (ampliação de 300x).**

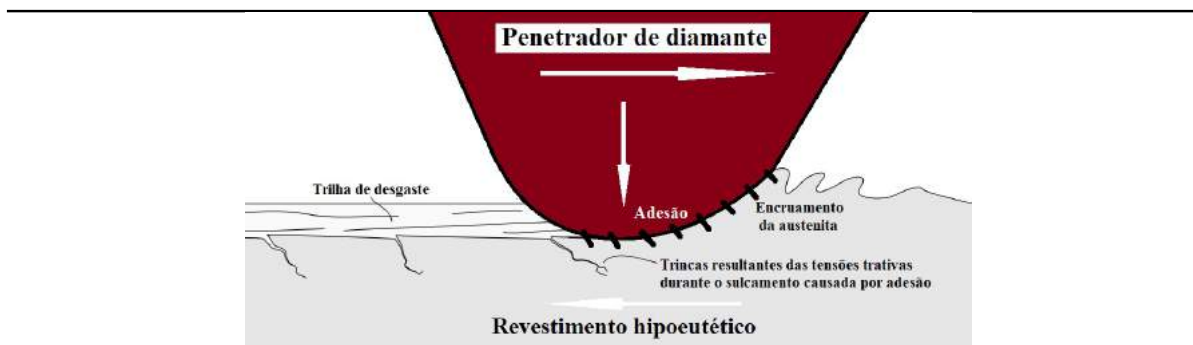


Fonte: Do autor.

desta fase. Assim como foi observado por Coronado e Sinatora (2009), que determinaram a dureza a austenita antes da deformação causada pelo ensaio de abrasão em 500 HV e depois da deformação em torno de 750 HV, devido ao encruamento da austenita imposto pela ação do abrasivo.

Além disso, as altas cargas promovem maior adesão desta austenita encruada no penetrador e, ao se deslocar, provocam tensões trativas nesta austenita encruada. No momento em que as tensões excedem o limite de resistência, as trincas microscópicas se formam e são propagadas pela matriz. Um esquema apresentado na Figura 111 ajuda a compreender o processo de trincamento pela adesão da austenita encruada no penetrador de diamante na trilha de desgaste.

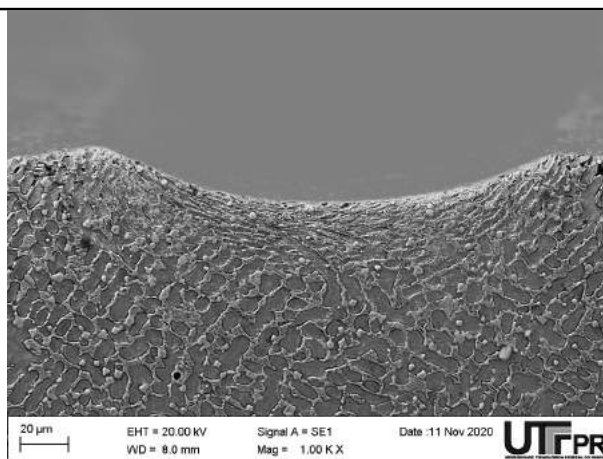
**Figura 111 – Desenho esquemático representando a formação de trincas microscópicas por adesão no penetrador de diamante nas microestruturas hipoeutética.**



Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (1993)

Neste sentido, a Figura 112 mostra a deformação da fase austenítica na região abaixo do risco realizado pelo penetrador com carga de 130 N. Além disso, é possível perceber que os carbonetos foram deslocados com o movimento de deformação da austenita.

**Figura 112 – Deformação na microestrutura hipoeutética após o ensaio de riscamento com carga de 130 N (ampliação de 1000x).**

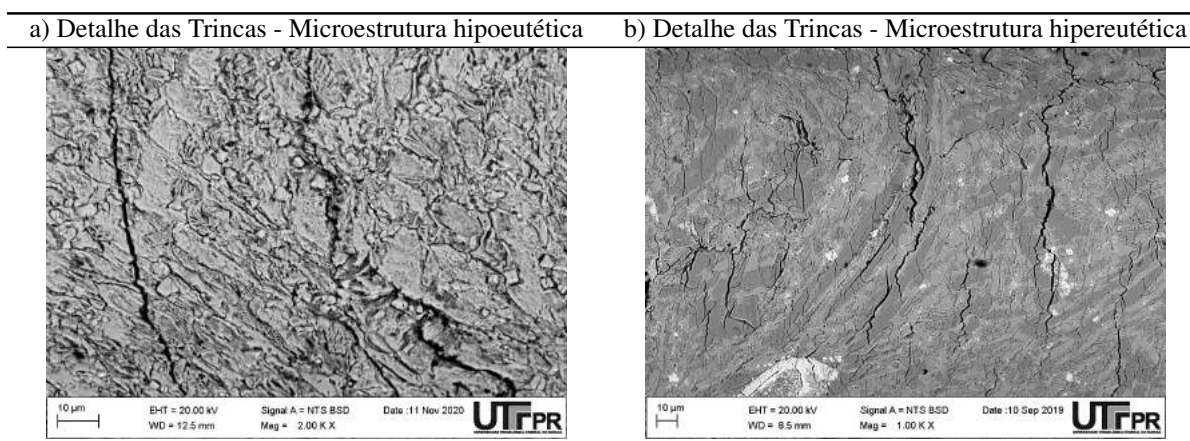


Fonte: Do autor.

Neste sentido, como a fração de austenita da microestrutura hipoeutética é maior do que na hipereutética, a atuação de um penetrador com forças iguais promove maior deformação na microestrutura que apresenta menor dureza, no caso hipoeutética. Como a matriz desta microestrutura é eutética formada de austenita e carbonetos  $M_7C_3$ , estes carbonetos podem defletir devido as tensões aplicadas pelo penetrador e a eficiência na sustentação pela austenita durante a deformação da matriz. Por outro lado, a microestrutura hipereutética também apresentou trincas microscópicas durante o processo de riscamento, como pode ser visto na Figura 110 (b). Neste caso, foram os carbonetos primários que trincaram com a aplicação das elevadas

forças impostas pelo penetrador, por apresentarem maior dureza em relação à matriz eutética. A Figura 113 mostra com maior ampliação o trincamento generalizado na matriz hipoeutética e dos carbonetos primários na matriz hipereutética em uma região central do risco, onde a carga aplicada foi em torno de 120 N.

**Figura 113 – Trincas de desgaste nos carbonetos primários da microestrutura hipoeutética (ampliação de 2000x) (a) e hipereutética (ampliação de 1000x) (b) formadas durante os ensaios de riscamento com carga de 120 N.**



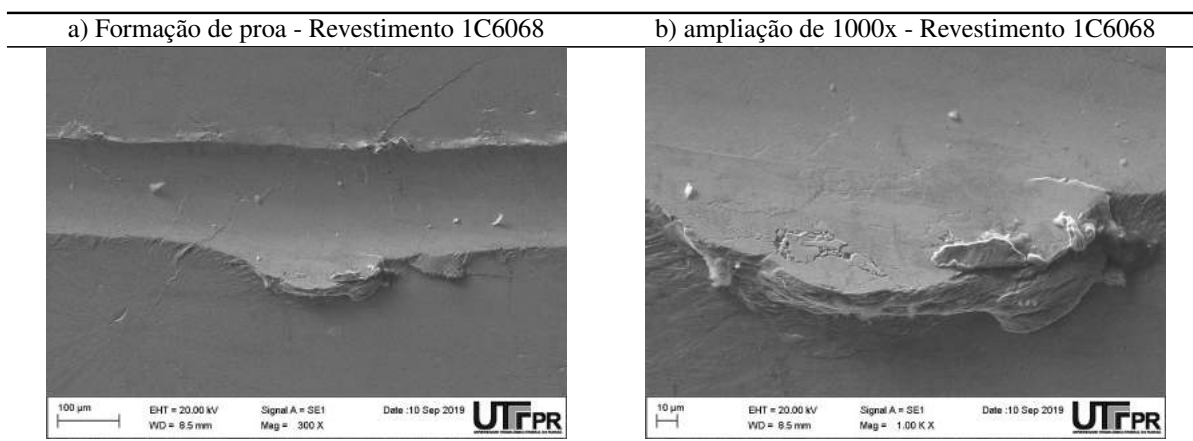
**Fonte: Do autor.**

Observando o comportamento das trincas microscópicas nestas microestruturas, pode-se dizer que na microestrutura hipoeutética as trincas se propagaram de forma contínua pelo constituinte eutético e austenita encruada, conforme pode ser visto na Figura 113 (a). Entretanto, a Figura 113 (b) mostra que a propagação das trincas microscópicas na microestrutura hipereutética ocorreu principalmente sob os carbonetos primários de cromo do tipo  $M_7C_3$ . Isso pode levar a duas conclusões: a primeira é que materiais que apresentaram maior deformação foram aqueles com maior fração de austenita, porém, ocorrem trincas microscópicas com aspecto de fratura dúctil quando são submetidos a altas cargas; segundo, que carbonetos de grandes dimensões proporcionam maior trincamento nos materiais com maior dureza, como no caso da microestrutura hipereutética.

Outro mecanismo de desgaste encontrado com estas análises foi o de sulcamento com formação de proa, este comportamento foi observado em imagens da microestrutura hipereutética, mais especificamente da condição 1C6068. Hokkirigawa e Kato (1988) propuseram uma relação para determinar o grau de penetração, com a dureza, carga e raio do abrasivo, que pode determinar a quantidade de deformação durante a ação do penetrador. No caso dos resultados deste trabalho, onde a condição que apresentou o mecanismo de formação de proa também apresentou menor dureza em relação às outras condições de microestrutura hipereutética. Neste

sentido, mesmo com a carga e raio do penetrador iguais para todas as condições de ensaio, a condição 1C6068 apresentou maior grau de penetração do agente de desgaste contribuindo para a maior deformação proporcionando formação de proa e, no caso observado na Figura 114, houve o deslocamento do acúmulo de material para a borda do risco.

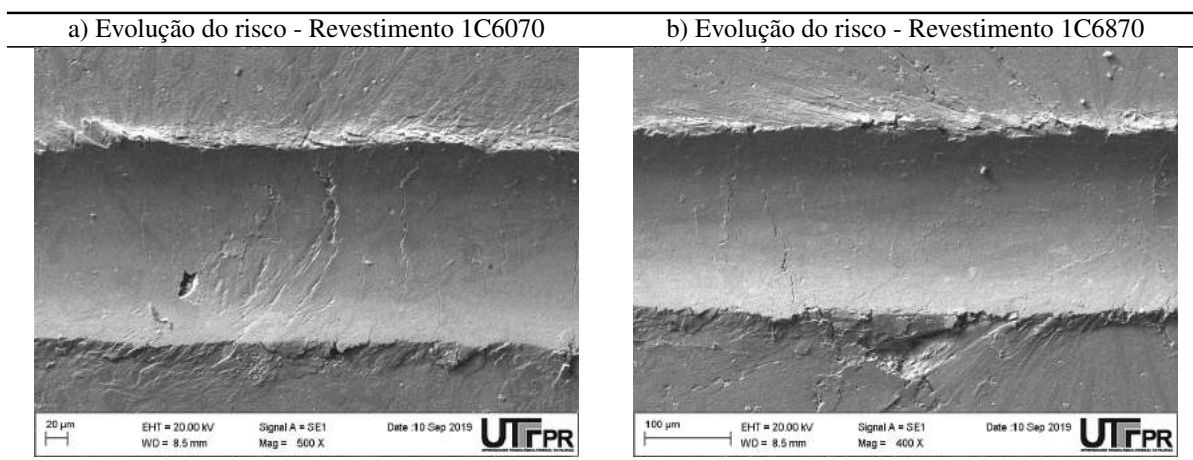
**Figura 114 – Mecanismos de desgaste com deformação na borda da trilha de desgaste com formação de proa (a) (ampliação de 300x), e detalhe da formação de proa (b) (ampliação de 1000x).**



Fonte: Do autor.

Para os revestimentos que apresentaram valores de microdureza acima do patamar de 900 HV, a deformação da borda da trilha de desgaste foi menor devido à maior resistência à deformação da matriz hipereutética durante a atuação do penetrador de diamante em relação à microestrutura hipoeutética, conforme mostra a Figura 115 (a).

**Figura 115 – Mecanismos de desgaste com deformação na borda da trilha de desgaste (a) e deslocamento de carbonetos (b) (ampliação de 300x).**



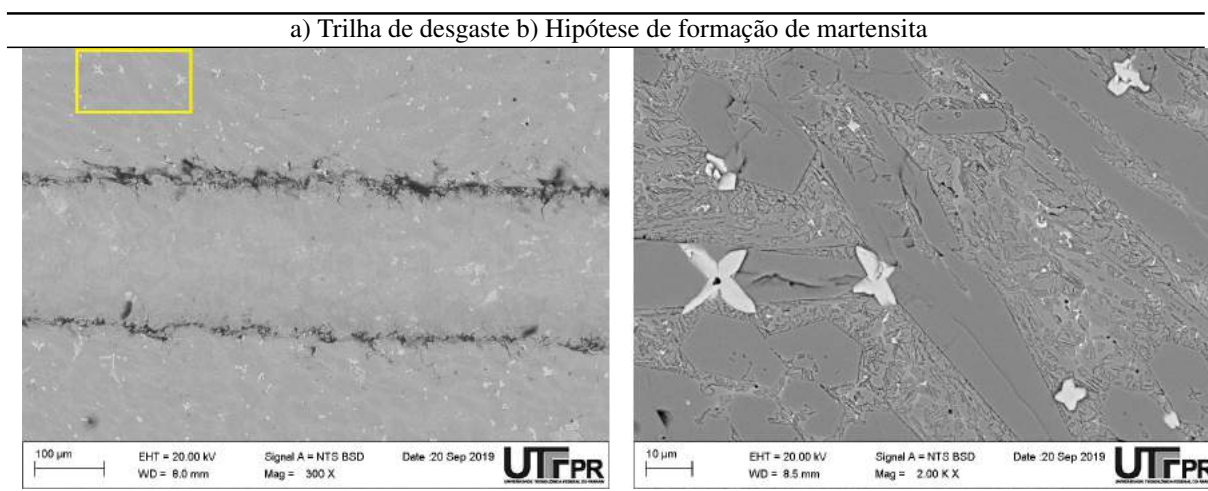
Fonte: Do autor.

Além disso, a Figura 115 (b) mostra que houve um deslocamento, provavelmente de um carboneto  $M_7C_3$ , na borda da trilha de desgaste. A microestrutura hipereutética apresenta

um teor de austenita menor em relação a microestrutura hipoeutética promovendo menores taxas de deformação, principalmente quando a fração volumétrica de carbonetos primários é alta. O que faz os carbonetos maiores trincarem, ou até mesmo ocorrer um deslocamento com a deformação imposta pelo agente abrasivo.

Neste sentido, com base nos estudos de Sinatora *et al.* (1995), a deformação resultante da atuação do penetrador somada as tensões internas geradas na fabricação do revestimento, pode levar a transformação da fase austenita do eutético da matriz em martensita. As análises por difração de raios-X apresentadas anteriormente, pela Figura 64, mostram a presença da martensita ( $\alpha$ -Fe) nos revestimentos após os ensaios de riscamento. Essa transformação leva a uma variação volumétrica que pode induzir a trincas microscópicas na microestrutura. A Figura 116 mostra a deformação de uma trilha de desgaste (Figura 116 a) e a região paralela à trilha, identificada por um retângulo em amarelo mostrando uma possível transformação induzida por deformação da austenita do eutético em martensita (Figura 116 b). Esse comportamento de deformação pode promover um aumento da dureza na matriz e proporcionar um aumento na resistência à penetração do abrasivo à medida em que ocorre a abrasão.

**Figura 116 – Deformação na região paralela a trilha de desgaste (a) promovendo transformação induzida da austenita do eutético em martensita (b).**



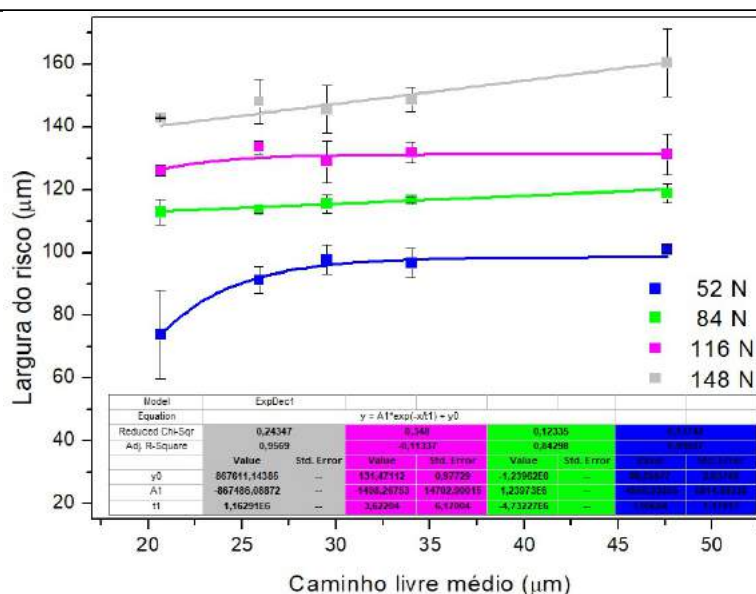
Fonte: Do autor.

Ao final da trilha de desgaste não houve a formação de acúmulo de material removido na forma de cavaco, o que sugere que o material deformado foi deslocado para as bordas da trilha de desgaste e, no caso da microestrutura hipoeutética, também no sentido da carga aplicada refletindo grau de penetração do agente abrasivo.

No sentido de entender o efeito da microestrutura no desgaste por riscamento foi usada

a largura do risco como indicador de desgaste. A partir desta definição, pode-se analisar o efeito que o caminho livre médio apresenta sobre a largura do risco durante o ensaio de desgaste que promove deformação em escala macroscópica, a Figura 117 mostra uma correlação entre a largura do risco com o caminho livre médio dos revestimentos de microestrutura hipereutética.

**Figura 117 – Correlação entre os valores de largura do risco e do caminho livre médio para as microestruturas hipereutéticas, para cargas de 52, 84, 116 e 148 N.**



Fonte: Do autor.

É possível perceber que o aumento do caminho livre médio proporciona uma tendência de aumento na largura do risco em todas as forças testadas. Porém, como a área de deformação ocorre em uma escala maior do que o tamanho dos carbonetos, ou a carga aplicada excede a resistência à fratura dos carbonetos, o caminho livre médio não é o principal causador de resistência destas superfícies ao aumento da largura do risco, mas a dureza da matriz.

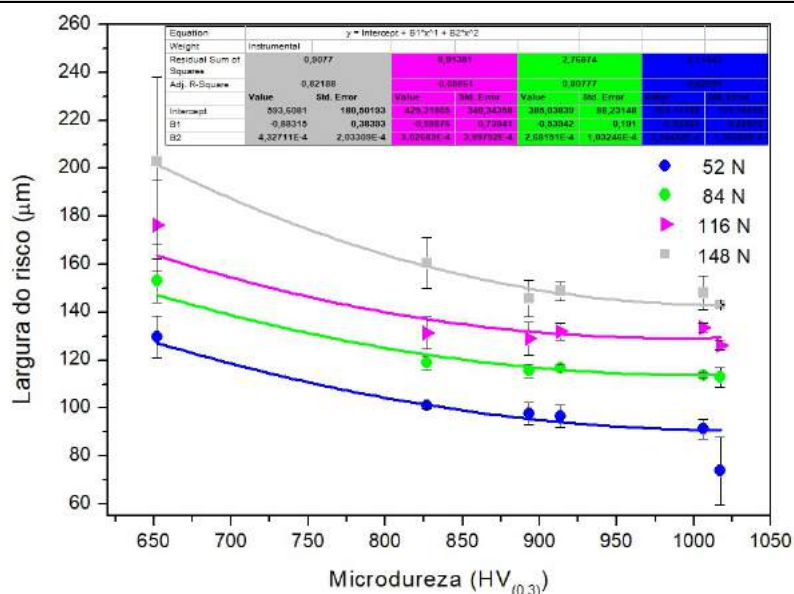
Por outro lado, a redução do caminho livre médio proporciona um aumento na dureza para microestruturas semelhantes, conforme visto anteriormente na Figura 81, fazendo com que o contra-corpo tenha mais dificuldades em penetrar na superfície de maior dureza, promovendo um risco de menor largura. Este comportamento pode ser visto nos resultados apresentados pela Figura 118.

Neste caso, é possível perceber que a largura do risco diminui com o aumento da dureza do material independentemente da carga aplicada. Entretanto, para maiores valores de carga aplicada, maiores são os valores de largura do risco.

A Figura 119 mostra uma correlação entre os valores de largura do risco e uma relação



**Figura 118 – Correlação entre os valores da largura do risco e da microdureza dos revestimentos de microestruturas hipereutéticas para as cargas de 52, 84, 116 e 148 N.**



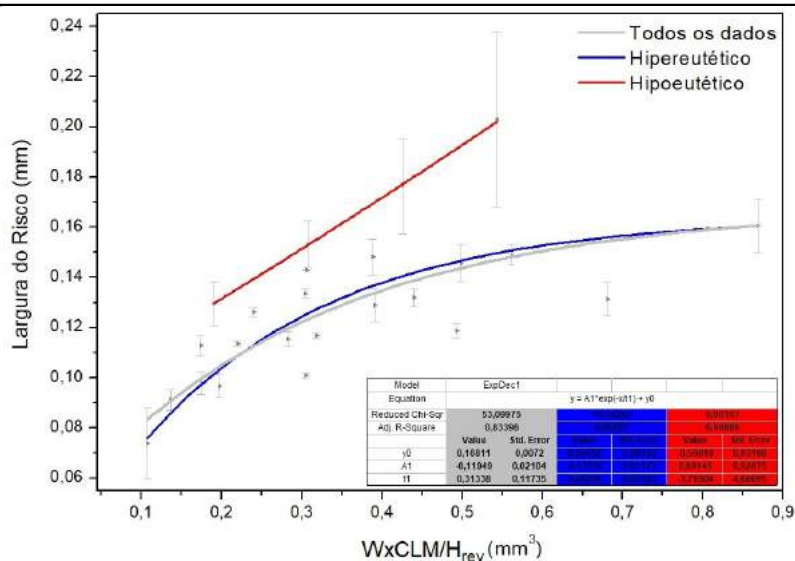
Fonte: Do autor.

que envolve a carga aplicada (W), o caminho livre médio (CLM) e a dureza (H) dos revestimentos ensaiados neste trabalho, no caso as condições 1CTi70, 1C6068, 1C6070, 1C6870, 2C6870 e 3C6870. As curvas de ajuste mostram, em cinza, todos os dados de largura do risco; as curvas de ajuste, em azul, são os dados da microestrutura hipereutética e, em vermelho, da microestrutura hipoeutética.

A partir da curva de ajuste de todos os dados é possível perceber que com o aumento da relação  $W \times CLM / H$ , a largura do risco é crescente até certo ponto. Neste caso, após aproximadamente  $0,5 \text{ mm}^3$  da relação  $W \times CLM / H$ , percebe-se a formação de um patamar na curva de ajuste para largura do risco. Esse comportamento pode estar associado a dureza da matriz, uma vez que a diferença de dureza entre as condições de microestrutura hipereutética passa a diminuir com o aumento do caminho livre médio revelando a resistência à deformação da matriz pela ação do penetrador, corroborando os resultados já apresentados na Figura 81.

Com relação ao comportamento das curvas de ajuste da largura do risco para as condições que apresentaram microestruturas hipoeutéticas e hipereutéticas, percebe-se que há uma similaridade entre as curvas de todos os dados com a curva específica das microestruturas hipereutéticas. Por outro lado, o comportamento da curva da microestrutura hipoeutética não apresenta tendência de estabilização, mas sim, de continuidade do aumento da largura do risco com o aumento da relação  $W \times CLM / H$ . Este comportamento pode estar associado com a resistência

**Figura 119 – Correlação entre os valores da largura do risco de desgaste e de uma relação de carga aplicada, caminho livre médio e dureza para os revestimentos hipoeutéticos (em vermelho) e hipereutéticos (em azul).**



Fonte: Do autor.

à deformação na matriz com o aumento da carga aplicada.

A partir das medições do perfil da trilha de desgaste por interferometria, conforme a Figura 108 e Apêndice G, foi possível obter os valores da área do risco e da deformação nas bordas do risco causadas pelo movimento do penetrador de diamante. Usando estes dados das áreas da trilha desgastada na Equação 10, foi possível obter o coeficiente  $F_{ab}$  para algumas regiões da trilha de desgaste referente as forças de 52 N, 84 N, 116 N e 148 N em todas as condições ensaiadas. Estes dados podem ser observados na Tabela 19.

**Tabela 19 – Valores do coeficiente  $F_{ab}$  referente as cargas aplicadas de 52, 84, 116 e 148 N.**

Carga	1CTi70	1C6068	1C6070	1C6870	2C6870	3C6870
52	0,71 ±0,11	0,82 ±0,06	0,85 ±0,04	0,86 ±0,04	0,81 ±0,08	0,67 ±0,09
84	0,62 ±0,11	0,74 ±0,07	0,70 ±0,07	0,59 ±0,10	0,64 ±0,14	0,55 ±0,15
116	0,65 ±0,12	0,71 ±0,13	0,68 ±0,06	0,63 ±0,10	0,63 ±0,11	0,48 ±0,12
148	0,75 ±0,09	0,76 ±0,01	0,66 ±0,11	0,65 ±0,04	0,69 ±0,12	0,65 ±0,08

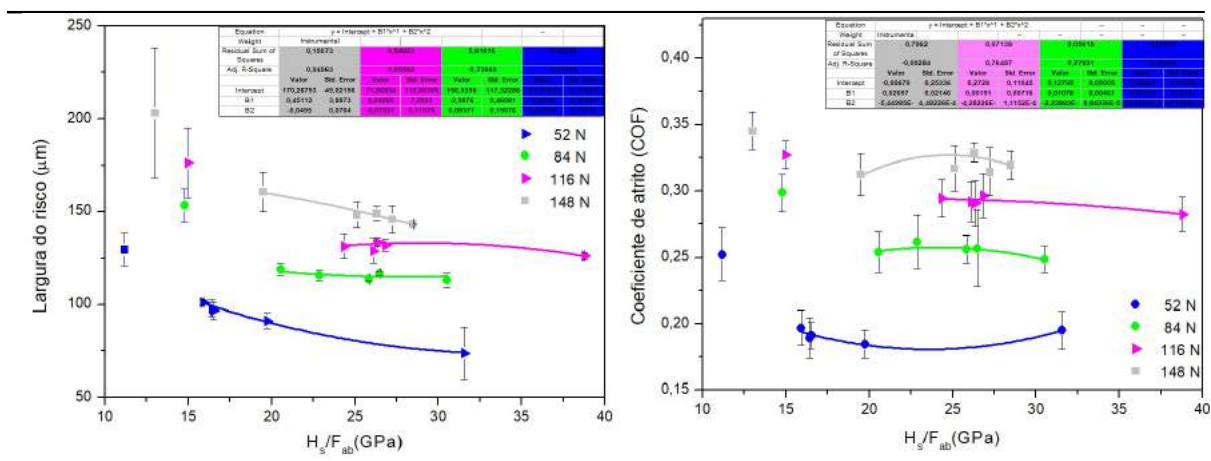
Fonte: Do autor.

Considerando a relação entre o coeficiente  $F_{ab}$  com os mecanismos de desgaste, proposto por ZUM GAHR (1987), se os valores estiverem com tendência de valor 1, a ocorrência de microcorte será predominante e se estiverem se aproximando de 0, a predominância é ocorrer microssulcamento. Porém, Franco e Sinatora (2017) relatam a dificuldade de determinar mecanismos de desgaste predominantes através dos valores calculados de  $F_{ab}$ . Esta crítica se

refere, principalmente às medidas realizadas por interferometria óptica, indicando possíveis interferências do operador em determinar as medidas e ausência de *pile-up's* devido à ocorrência de trincamento da segunda fase dura nas bordas dos riscos.

Neste sentido, os valores de  $F_{ab}$  não foram considerados na discussão para a definição dos mecanismos de desgaste devido à heterogeneidade das microestruturas obtidas nesta tese, o que poderia levar a interpretações errôneas. Entretanto, para finalizar as análises do ensaio de riscamento, os valores do fator de abrasão ( $F_{ab}$ ) foram associados com os valores de dureza ao risco ( $H_s$ ) para descrever a resistência à abrasão. O resultado disso pode ser visualizado na Figura 120 (a) para valores de largura do risco  $e$ , na Figura 120 (b), para valores do coeficiente de atrito. Rovani *et al.* (2017) também utilizaram com êxito esta correlação entre dureza ao risco e o fator de abrasão ( $H_s/F_{ab}$ ) com os dados de coeficiente de atrito para descrever a resistência à abrasão de superfícies de aço inoxidável martensítico tratadas termoquimicamente.

**Figura 120 – Mapa tribológico para ensaio de riscamento, considerando uma relação entre a dureza ao risco e o fator de abrasão ( $H_s/F_{ab}$ ) com a largura do risco (a) e o coeficiente de atrito (b).**



Fonte: Do autor.

Diante destes resultados, é possível afirmar que a resistência à abrasão é maior para a microestrutura que apresentou maiores valores da relação  $H_s/F_{ab}$  tendo menor largura do risco, independente da carga aplicada. Porém, para o mesmo tipo de microestrutura, no caso hipereutética, os valores da relação  $H_s/F_{ab}$  não afetaram significativamente a largura do risco. Os valores de coeficiente de atrito também não apresentam diferença significativa para diferentes valores de  $H_s/F_{ab}$  do mesmo tipo de microestrutura, no caso hipereutética, mas um aumento do atrito comparado com a microestrutura hipoeutética devido à deformação durante o ensaio, conforme comentado neste texto.

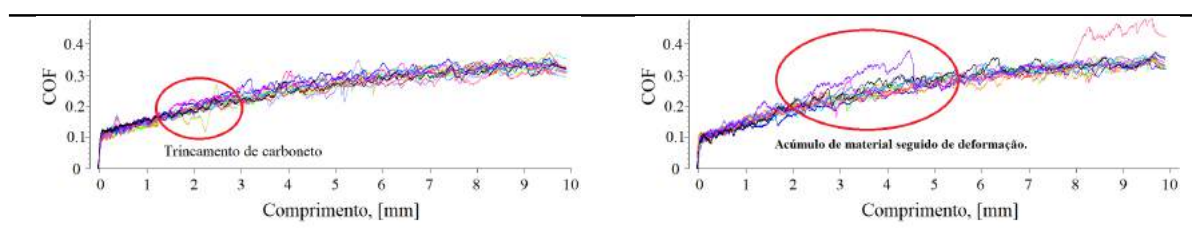
A redução do caminho livre médio não foi efetiva em relação ao aumento da resistên-

cia durante o riscamento dos revestimentos hipereutéticos, apesar de resultar numa tendência de aumento na microdureza. Era de se esperar que os resultados de largura do risco e do coeficiente de atrito fossem relativamente menores para os revestimentos de menor caminho livre médio, porém os resultados só foram diferentes com o aumento da carga aplicada. Isso pode ser explicado pela capacidade da matriz em absorver a deformação, que pode ser equivalente ao grau de penetração, ou seja, a austenita da composição eutética deforma até o ponto da transformação em martensita e da aglomeração dos carbonetos que, por consequência, atuam como pontos de resistência ao agente abrasivo.

No entanto, os mecanismos de desgaste obtidos durante os ensaios de riscamento podem ter afetado a curva do coeficiente de atrito. No momento que ocorre o trincamento dos carbonetos ou o deslocamento do material deformado à frente do penetrador para as bordas do risco, esse comportamento consome energia para trincar ou deformar e, após a ocorrência do evento, é sucedido da liberação desta energia, fazendo com que a curva de atrito seja afetada, atribuindo ao aspecto “dente de serra”.

Segundo os resultados de Writzl *et al.* (2020), a curva de atrito também foi afetada quando houve alta deformação no material e trincamento da superfície no interior da trilha de desgaste. A Figura 121 (a) mostra um caso em que a curva de atrito foi afetada pelo trincamento da segunda fase dura e a Figura 121 (b) mostra um caso onde houve formação de proa seguido da deformação do material para as bordas do risco durante o ensaio.

**Figura 121 – Influência dos mecanismos de desgaste do tipo (a) trincamento de carbonetos e (b) sulcamento com formação de proa na curva de atrito.**



**Fonte: Do autor.**

Desta forma, considerando que a área de contato imposta pelo penetrador é algumas vezes maior que o caminho livre médio, independente do revestimento, e que o teor da austenita é semelhante entre as condições que obtiveram microestrutura hipereutética, pode-se dizer que é razoável obter taxas de deformação equivalente entre as diferentes variações de microestrutura hipereutética para a mesma carga aplicada.

Levando em consideração os elementos da composição do depósito na discussão, a

adição de diferentes teores de nióbio, pela combinação dos arames durante a fabricação do revestimento, não foi eficaz para melhorar a resistência à abrasão por riscamento. Por outro lado, estudos realizados por Pöhl *et al.* (2017) mostraram que carbonetos de nióbio apresentaram alto potencial de reforço em materiais resistentes ao desgaste e que a alta dureza do carboneto leva a uma redução na profundidade do risco. Porém, os resultados desses autores foram obtidos num ensaio de riscamento no qual a carga aplicada e o raio do penetrador foram de 100 mN e 10  $\mu$ m, respectivamente, condições muito diferentes das aplicadas nesta tese.

Neste sentido, percebe-se que as proporções de ensaio são diferentes, comparadas com os ensaios realizados nesta tese, e que os resultados não devem ser necessariamente iguais. A escala de ensaio realizada por estes autores proporcionou uma largura do risco de aproximadamente 5  $\mu$ m, que é de pelo menos 20 vezes menor a largura dos riscos produzidos nos experimentos desta tese. Além disso, os resultados reportados pelos autores mostram que a largura do risco foi de 4 a 5 vezes menor que o diâmetro dos carbonetos, o que possibilita os carbonetos atuarem de forma eficaz na resistência à abrasão.

Ao contrário disso, a adição de elementos formadores de carbonetos, proporcionado pela mistura dos arames durante a deposição dos revestimentos estudados neste trabalho, não foi eficaz devido à magnitude da deformação causada pelas características tribológicas do ensaio utilizado, ou seja, a largura do risco produzido foi de pelo menos 6 vezes o diâmetro médio dos carbonetos de cromo e de 10 vezes o diâmetro dos carbonetos de nióbio. Desta forma, para desenhar uma microestrutura resistente à abrasão é preciso levar em consideração a combinação de fatores importantes do sistema tribológico, como a magnitude das forças aplicadas e geometria do abrasivo, e da matriz, como tenacidade à fratura e dureza, além do caminho livre médio, dureza, tamanho e forma dos carbonetos.

## 5.7 COMPARAÇÃO ENTRE OS SISTEMAS DE DESGASTE

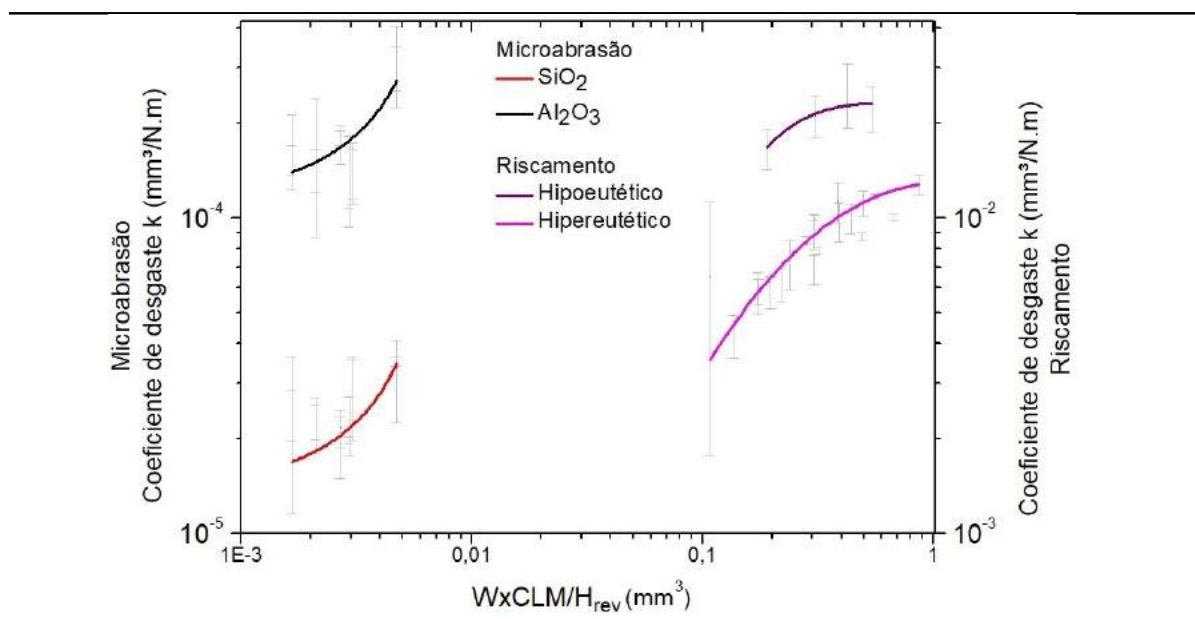
Após a execução dos ensaios e obtenção dos resultados de desgaste para os ensaios realizados em escala microscópica (microabrasão) e escala macroscópica (riscamento linear), foi possível fazer uma comparação entre os valores de coeficiente de desgaste ( $k$ ). O resultado desta análise pode ser visto na Figura 122. O produto de comparação para a escala microscópica foi uma relação entre o diâmetro da calota, distância de deslizamento, carga aplicada e raio da esfera, que resulta em coeficientes de desgaste específicos associados com os regimes de desgaste moderado e severo, ou seja, representado pelo efeito da dureza dos abrasivos alumina,

como abrasivo mais duro, e sílica, como abrasivo de menor dureza e tamanho.

Por outro lado, os resultados de desgaste macroscópico estão apresentados pelo tipo de microestrutura, no caso hipoeutética e hipereutética, e pela curva de ajuste envolvendo todas as microestruturas ensaiadas em riscamento linear. Para isso, foram utilizados os valores de largura do risco resultante da aplicação da carga, geometria do penetrador e características de resistência da microestrutura. Neste sentido, para poder comparar com os coeficientes de desgaste obtidos em microabrasão, a geometria dos riscos foi determinada por interferometria desconsiderando os pile-ups, conforme metodologia aplicada por Vencl *et al.* (2010).

Para abranger os efeitos das características da microestrutura nesta comparação, foi considerado uma relação entre a carga aplicada e o caminho livre médio com a dureza dos revestimentos. Desta forma, é possível observar os efeitos de escala inerentes a cada tribossistema.

**Figura 122 – Correlação entre os valores do coeficiente de desgaste para os sistemas tribológicos de microabrasão e de riscamento e a relação da carga aplicada, caminho livre médio e dureza, considerando o tipo de microestrutura e abrasivo.**



Fonte: Do autor.

Dois resultados mais expressivos podem ser extraídos com a análise da Figura 122: i) a diferença de escala entre os sistemas tribológicos, aferido pela grandeza do volume (dado em  $\text{mm}^3$ ) no eixo das abcissas, mostrando que o ensaio de microabrasão apresenta resultados da relação  $WxCLM/H$  em níveis micrométricos ( $\mu\text{m}^3$ ), e para o ensaio de riscamento em níveis milimétricos ( $\text{mm}^3$ ), onde a variável que determina a escala é a carga aplicada; e ii) que há diferenças significativas na ordem de grandeza entre os coeficientes de desgaste.

Uma interpretação possível para o coeficiente de desgaste é sua equivalência com a energia disponibilizada pelo sistema para causar desgaste, dada pelo produto da relação entre a carga aplicada e a distância de deslizamento. Esta interpretação foi apresentada por Spero *et al.* (1991), onde os autores compararam diversos sistemas tribológicos, concluindo que quanto maior a energia disponível do sistema, maior os valores prováveis para o coeficiente de desgaste. Um exemplo para cada tribossistema é dado a seguir:

- No caso dos ensaios em microescala, a energia do sistema é traduzida por uma esfera em rotação com baixa carga aplicada (0,8 N) sobre a superfície do revestimento, percorrendo uma distância de deslizamento de 64 metros. O resultado é o diâmetro de uma calota desgastada por múltiplos eventos de desgaste, seja riscamento ou rolamento das partículas abrasivas. Neste mesmo caso, a dureza e o tamanho do abrasivo resultam na severidade do desgaste.
- No caso dos ensaios em macroescala, a energia do sistema é dada principalmente pela carga aplicada de 180 N no penetrador em uma distância equivalente a alguns milímetros, tendo como resultado a largura de um único evento de riscamento.

As diferenças significativas nas ordens de grandeza para os valores de  $k$ , permitem inferir que a energia fornecida pelos sistemas não é equivalente. Neste sentido, o ensaio de riscamento apresentou maiores coeficientes de desgaste, semelhante aos obtidos por Vencel *et al.* (2010). A variável de diferença mais significativa entre os sistemas é a carga aplicada no agente abrasivo, partículas no caso da microabrasão e penetrador HRC, no caso do ensaio de riscamento. No caso dos ensaios realizados com sílica, esta carga por partícula foi ainda menor, por conta da fragmentação que as mesmas sofreram durante os ensaios.

Em ordem crescente, os ensaios de microabrasão que resultaram em regime moderado de desgaste (sílica) são ao menos uma ordem de grandeza menores que os que resultaram em regime severo (alumina), para este sistema especificamente. Com a mudança do tribossistema, a variação da microestrutura também resultou em diferença possível de até uma ordem de grandeza nos coeficientes, mas mesmo para o menor valor observado em uma microestrutura hipereutética, o ensaio de riscamento sempre foi mais severo do que quaisquer condições impostas pela microabrasão.

## 6 CONCLUSÕES

As conclusões estão apresentadas de acordo com os tópicos abordados como objetivos, sendo os mesmos o processo de fabricação dos cordões, a caracterização dos revestimentos e o desempenho em relação a abrasão:

- Efeitos dos parâmetros de deposição nas características geométricas, diluição e microdureza
  - A alimentação pulsativa dos arames é capaz de formar cordões com qualidade para maior faixa de parâmetros em relação a forma de alimentação contínua dos arames;
  - A corrente e a velocidade de deslocamento são os parâmetros de processo mais importantes que determinaram a geometria e diluição dos cordões depositados com dois arames tubulares pelo processo *GTAW*. Neste sentido, aumentar a corrente e/ou diminuir a velocidade de deslocamento levou ao aumento da diluição e vice-versa;
  - A velocidade de deslocamento é crucial na interação entre parâmetros considerando os modelos reduzidos para a geometria do cordão, ou seja, ocorre uma mudança no efeito dos parâmetros pela interação com a velocidade de deslocamento nos termos significativos dos modelos reduzidos;
  - A distância de afastamento afeta a tensão do arco e, conseqüentemente, influencia a largura e a penetração do cordão. Com o aumento da distância de afastamento da tocha, a penetração reduziu com a redução da força do arco, mas a largura do cordão aumentou devido ao aumento da área de projeção do arco elétrico;
  - O efeito direto da frequência do pulso de alimentação do arame é pouco significativa no reforço, na penetração e na diluição, e na interação com a velocidade de deslocamento tem efeito apenas na penetração do cordão;
  - É possível depositar cordões íntegros para a formação de revestimentos pelo processo *GTAW* com dois arames tubulares específicos para deposição de revestimento duro; e
  - A corrente de deposição é o parâmetro que mais influencia a dureza do cordão. Os outros parâmetros apresentam efeitos na microdureza dos cordões, porém pouco significativos.



- Obtenção das equações de regressão, através de modelamento estatístico dos parâmetros de deposição
  - O coeficiente de determinação  $R^2$  indica que os modelos completos se ajustam melhor aos resultados de geometria e diluição dos cordões estudados nesta tese, mas para novas observações, o coeficiente  $R^2_{(previsto)}$  indica que os modelos reduzidos têm melhor capacidade em prever as respostas para novas observações.
- Caracterização dos revestimentos obtidos quanto ao tipo de microestrutura
  - Com a combinação dos arames pode-se projetar a microestrutura com mais flexibilidade, conforme mostram as combinações utilizadas neste trabalho;
  - O aumento da diluição resulta na redução do diâmetro dos carbonetos primários e no aumento do caminho livre médio, à medida que se reduz a quantidade de camadas depositadas; e
  - A dureza da microestrutura hipoeutética é dependente da fração volumétrica dos carbonetos primários e eutéticos.
- Ensaio de microabrasão
  - Três patamares de coeficiente de desgaste para os ensaios de microabrasão são possíveis de identificar: I. Regime moderado, com valores de  $k \approx 2,5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ; II. Regime severo, com valores de  $k \approx 1,5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ; e III. Regime severo específico para o revestimento 1C6068, com  $k \approx 3,1 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ;
  - A transição entre os regimes de desgaste moderado e severo ocorreu para uma faixa de valores da razão  $H_a/H_{rev}$  de 1,2 para as microestruturas hipereutéticas e 1,9 para as hipoeutéticas;
  - O regime de desgaste moderado é governado pela baixa relação de dureza entre os abrasivos e os revestimentos  $H_a/H_{rev}$ , onde há fragmentação das partículas abrasivas; e
  - No regime de desgaste severo não há fragmentação de partículas abrasivas e a taxa de desgaste é dependente do caminho livre médio de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  e da fração de carbonetos MC, devidamente suportados pela matriz.

- Ensaio de riscamento linear
  - O efeito do caminho livre médio na resistência ao riscamento da microestrutura hipereutética é limitado pela dureza da matriz;
  - A microestrutura hipoeutética teve os piores resultados de desgaste em escala macroscópica (ensaio de riscamento) devido à menor dureza da matriz. A menor dureza da matriz está relacionada pela presença da austenita;
  - Trincas superficiais são observadas após a realização do ensaio de riscamento na microestrutura hipoeutética, devido ao encruamento da austenita e tensões trativas relacionadas com a adesão entre o revestimento e o penetrador de diamante. As trincas também foram observadas nas microestruturas hipereutéticas, principalmente nos carbonetos primários devido à fragilidade e altas cargas impostas pelo penetrador de diamante; e
  - O efeito do aumento do teor de elementos de liga proporciona um aumento da dureza do revestimento, pela formação de segunda fase dura, promovendo maior resistência ao desgaste por riscamento. Porém, essa efetividade ocorre até o ponto onde a resistência passa a depender da dureza da matriz, devido ao aumento do caminho livre médio, o que ocorreu para os revestimentos mais duros que 900 HV.

## 7 TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar a hipótese de indução da martensita ou formação de maclas por meio de difração de raios-X.
2. Realizar um estudo de confirmação da teoria do desvio do cordão causado pela alimentação alternativa dos arames.
3. Medição das tensões residuais nas camadas de revestimentos para verificar o aumento das trincas com a adição de camadas.
4. Estudar o sincronismo da pulsação de corrente com a pulsação da alimentação dos arames.
5. Levantar em consideração as áreas de penetração e de reforço para elaboração dos modelos por representar melhor a geometria do cordão.
6. Estudar pulsação da corrente combinado com a configuração *hot wire* para reduzir a diluição e formar cordões com melhor qualidade.
7. Realizar um estudo mais aprofundado sobre a otimização dos parâmetros de deposição levando em consideração problemas como falta de fusão dos arames, soluções para facilitar a abertura do arco elétrico e equilíbrio na taxa de produção com mínima diluição, mas com aderência adequada do cordão no substrato.

## REFERÊNCIAS

AKONO, Ange-Therese; ULM, Franz-Josef. An improved technique for characterizing the fracture toughness via scratch test experiments. **Wear**, v. 313, n. 1, p. 117 – 124, 2014. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164814000593>.

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. 1-12, p. 492–501, oct 2001. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164801006640>.

ALLSOPP, D.N.; TREZONA, R.I.; HUTCHINGS, I.M. The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test. **Tribology Letters**, v. 5, n. 4, p. 259–264, 1998. ISSN 10238883. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1023/A:1019178716408>.

ANDRADE, M.F.C.; MARTINHO, R.P.; SILVA, F.J.G.; ALEXANDRE, R.J.D.; BAPTISTA, A.P.M. Influence of the abrasive particles size in the micro-abrasion wear tests of TiAlSiN thin coatings. **Wear**, v. 267, n. 1-4, p. 12–18, jun 2009. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S004316480900235X>.

ASTM-G171. **G171 – Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus**. In: Annual Book of Standards v. 03.02. Wear and Erosion; Metal Corrosion, West Conshohocken, PA, 2017: ASTM – American Standard for Testing Materials, 2017.

ASTM-G40. **G40 – Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. In: Annual Book of Standards v. 03.02. Wear and Erosion; Metal Corrosion, Philadelphia, USA,; ASTM – American Standard for Testing Materials, 2001.

ASTM-G65. **G65 – Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. In: Annual Book of Standards v. 03.02. Wear and Erosion; Metal Corrosion, Philadelphia, USA,; ASTM – American Standard for Testing Materials, 2001.

AVERY, Howard S. The measurement of wear resistance. **Wear**, v. 4, n. 6, p. 427–449, nov 1961. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0043164861903015>.

AZIMI, Gh; SHAMANIAN, M; FIROZI, P. Microstructure and wear properties of Fe-Cr-C and Fe-Cr-Nb-C clads on carbon steel by TIG surfacing process. **Int. J. Surface Science and Engineering J. Surface Science and Engineering**, v. 6, n. 12, p. 15–23, 2012. Disponível em: [https://www.academia.edu/8849365/Microstructure\\_and\\_wear\\_properties\\_of\\_Fe\\_Cr\\_C\\_and\\_Fe\\_Cr\\_Nb\\_C\\_clads\\_on\\_carbon\\_steel\\_by\\_TIG\\_surfacing\\_process](https://www.academia.edu/8849365/Microstructure_and_wear_properties_of_Fe_Cr_C_and_Fe_Cr_Nb_C_clads_on_carbon_steel_by_TIG_surfacing_process).

BADISCH, E.; KATSICH, C.; WINKELMANN, H.; FRANEK, F.; ROY, Manish. Wear behaviour of hardfaced Fe-Cr-C alloy and austenitic steel under 2-body and 3-body conditions at elevated temperature. **Tribology International**, v. 43, n. 7, p. 1234–1244, jul 2010. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X10000216>.

BADISCH, E.; MITTERER, C. Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance. **Tribology International**, v. 36, n. 10, p. 765–770, 2003. ISSN 0301679X.

BALAGURU, S.; MURALI, Vela; CHELLAPANDI, P.; GUPTA, Manoj. Effect of dilution on micro hardness of Ni–Cr–B–Si alloy hardfaced on austenitic stainless steel plate for sodium-cooled fast reactor applications. **Nuclear Engineering and Technology**, n. 52, p. 589–596, 2020. ISSN 17385733.

BALASUBRAMANIAN, V; LAKSHMINARAYANAN, AK; VARAHAMOORTHY, R; BABU, S. 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, jan 2009. ISSN 1006706X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1006706X09600091>.

BALASUBRAMANIAN, V.; LAKSHMINARAYANAN, A. K.; VARAHAMOORTHY, R.; BABU, S. Understanding the Parameters Controlling Plasma Transferred Arc Hardfacing Using Response Surface Methodology. **Mater. Manuf. Process.**, v. 23, p. 674–682, 2008. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1080/15560350802316744>.

BALASUBRAMANIAN, V.; VARAHAMOORTHY, R.; RAMACHANDRAN, C. S.; MURALIDHARAN, C. 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. 9-10, p. 887–897, feb 2009. ISSN 0268-3768. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-008-1406-8>.

BAYER, Raymond G. **Fundamentals of wear failures**. In: ASM Handbook Volume 11, Failure Analysis and Prevention: ASM International, Metals Park, p. 364, 2002.

BEDOLLA-JACUINDE, A.; CORREA, R.; QUEZADA, J.G.; MALDONADO, C. Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16 **Materials Science and Engineering: A**, v. 398, n. 1, p. 297 – 308, 2005. ISSN 0921-5093. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305003552>.

BERNS, Hans. Comparison of wear resistant MMC and white cast iron. **Wear**, v. 254, n. 1-2, p. 47–54, jan 2003. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164802003009>.

BERNS, H.; FISCHER, A. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and, B. **Metallography**, v. 20, n. 4, p. 401–429, nov 1987. ISSN 00260800. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0026080087900176>.

BOSE, K.; WOOD, R.J.K. Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings. **Wear**, v. 258, n. 1-4, p. 322–332, jan 2005. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164804002078>.

BUCHELY, M.F.; GUTIERREZ, J.C.; LEÓN, L.M.; TORO, A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 52–61, jul 2005. ISSN 00431648.

BUYTOZ, Soner. Microstructural properties of M7C3 eutectic carbides in a Fe–Cr–C alloy. **Materials Letters**, v. 60, n. 5, p. 605–608, mar 2006. ISSN 0167577X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167577X05009390>.

BUYTOZ, Soner; YILDIRIM, M. Mustafa; EREN, Hulya. Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe–Cr–C coating on AISI 4340. **Materials Letters**, v. 59, n. 6, p. 607–614, mar 2005. ISSN 0167577X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167577X04006792>.

CHAKRABORTY, Gopa; DAS, C. R.; ALBERT, S. K.; BHADURI, A. K.; MURUGESAN, S.; DASGUPTA, Arup. Effect of Alloy 625 Buffer Layer on Hardfacing of Modified 9Cr-1Mo Steel Using Nickel Base Hardfacing Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 4, p. 1663–1672, apr 2016. ISSN 1059-9495. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X04006792><http://link.springer.com/10.1007/s11665-016-1965-z>.

CHAMBERLAIN, Steve. Combating tool wear with coating when will a coating help? **Stamping Journal**, 2003. Disponível em: <https://www.thefabricator.com/stampingjournal/article/stamping/combating-tool-wear-with-coating>.

CHANG, Chia-Ming; CHEN, Li-Hsien; LIN, Chi-Ming; CHEN, Jie-Hao; FAN, Chih-Ming; WU, Weite. Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe–Cr–C cladding with various carbon contents. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 2, p. 245–250, oct 2010. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897210004421>.

CHANG, Chia-Ming; CHEN, Yen-Chun; WU, Weite. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. **Tribology International**, v. 43, n. 5-6, p. 929–934, may 2010. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X0900382X>.

CHANG, Chia-Ming; LIN, Chi-Ming; HSIEH, Chih-Chun; CHEN, Jie-Hao; FAN, Chih-Ming; WU, Weite. 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, sep 2009. ISSN 02540584. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0254058409003150>.

CHEN, Jie-Hao; HSIEH, Chih-Chun; HUA, Pei-Shing; CHANG, Chia-Ming; LIN, Chi-Ming; WU, Paxon Ti-Yuan; WU, Weite. Microstructure and abrasive wear properties of Fe-Cr-C hardfacing alloy cladding manufactured by gas tungsten arc welding (GTAW). **Metals and Materials International**, v. 19, n. 1, p. 93–98, jan 2013. ISSN 1598-9623. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s12540-013-1015-4>.

CHEN, Shujun; ZHANG, Suolai; HUANG, Ning; ZHANG, Pengtian; HAN, Jianchao. Droplet transfer in arcing-wire GTAW. **Journal of Manufacturing Processes**, The Society of Manufacturing Engineers, v. 23, p. 149–156, 2016. ISSN 15266125. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.05.014>.

CHUNG, R.J.; TANG, X.; LI, D.Y.; HINCKLEY, B.; DOLMAN, K. Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron fe–25wt. **Wear**, v. 267, n. 1, p. 356 – 361, 2009. ISSN 0043-1648. 17th International Conference on Wear of Materials. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809001343>.

COLAÇO, Fernando Henrique Gruber; MARANHO, Ossimar. Avaliação da perda de massa de revestimento duro depositado por soldagem com arame tubular de liga FeCrC-Ti. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 1, p. 58–68, mar 2014. ISSN 1980-6973. Disponível em: [https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0104-92242014000100008&lng=pt&tlng=pt](https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242014000100008&lng=pt&tlng=pt).

COLAÇO, R.; VILAR, R. Abrasive wear of metallic matrix reinforced materials. **Wear**, v. 255, n. 1-6, p. 643–650, 2003. ISSN 00431648.

CORONADO, J.J.; RODRÍGUEZ, S.A.; SINATORA, A. Effect of particle hardness on mild–severe wear transition of hard second phase materials. **Wear**, v. 301, n. 1-2, p. 82–88, apr 2013. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164812004449>.

CORONADO, J.J.; SINATORA, A. Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 2116–2121, oct 2009. ISSN 00431648. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164809004876>.

CORONADO, John J.; CAICEDO, Holman F.; GÓMEZ, Adolfo L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. **Tribology International**, v. 42, n. 5, p. 745–749, may 2009. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X08002211>.

CORREA, E.O.; ALCÂNTARA, N.G.; VALERIANO, L.C.; BARBEDO, N.D.; CHAVES, R.R. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, p. 479 – 484, 2015. ISSN 0257-8972. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897215300669>.

DAS, C.R; ALBERT, S.K; BHADURI, A.K; KEMPULRAJ, G. A novel procedure for fabrication of wear-resistant bushes for high-temperature application. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 141, n. 1, p. 60–66, oct 2003. ISSN 09240136. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013602011305>.

DAS, C R; ALBERT, S K; BHADURI, A K; NITHYA, R. Effects of dilution on microstructure and wear behaviour of NiCr hardface deposits. **Materials Science and Technology**, v. 23, n. 7, p. 771–779, jul 2007. ISSN 0267-0836. Disponível em: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174328407X185802>.

DAS, Dipankar; DAS, Santanu. Developments in Weld Cladding. **Reason-A Technical Journal**, v. 10, p. 13 – 16, jul 2011. ISSN 2277-1654. Disponível em: <http://www.ischolarglobal.com/index.php/RTJ/article/view/108205>.

DAVIS, J R. **Hardfacing, Weld Cladding, and Dissimilar Metal Joining**. In: ASM Handbook V. 6. Welding, Brazing, and Soldering: ASM International p. 1967-2000, 1993.

ELÉTRIC, Lincon. **Arame Tubular para Revestimento Duro**. Catálogo de Consumíveis, 201x. Disponível em: <http://www.lincolnelectric.com.br>.

ERDOGAN, Azmi; ALTAS, Emre. Experimental study on micro-abrasion behavior of hard coatings: The role of load, sliding distance and abrasive particle size. **Materials Research Express**, v. 6, n. 11, 2019. ISSN 20531591.

ESAB. **Arames - Revestimento Duro**. Catálogo de Consumíveis, 201x. Disponível em: <http://www.esab.com.br>.

EYRE, T.S. Wear characteristics of metals. **Tribology International**, v. 9, n. 5, p. 203–212, oct 1976. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X76900773>.

EYRE, T.S. The mechanisms of wear. **Tribology International**, v. 11, n. 2, p. 91–96, apr 1978. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X78901354>.

FAN, Chieh; CHEN, Ming-Che; CHANG, Chia-Ming; WU, Weite. Microstructure change caused by (Cr,Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> carbides in high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys. **Surface and**



**Coatings Technology**, v. 201, n. 3-4, p. 908–912, oct 2006. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897206000387>.

FILIPOVIC, Mirjana; KAMBEROVIC, Zeljko; KORAC, Marija; GAVRILOVSKI, Milorad. Microstructure and mechanical properties of fe–cr–c–nb white cast irons. **Materials & Design**, v. 47, p. 41 – 48, 2013. ISSN 0261-3069. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306912008618>.

FRANCO, Luiz Alberto; SINATORA, Amilton. Material removal factor (fab): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. **Wear**, Elsevier B.V., v. 382-383, n. April, p. 51–61, 2017. ISSN 00431648. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.04.006>.

GADELMAWLA, E.S.; KOURA, M.M.; MAKSOUD, T.M.A.; ELEWA, I.M.; SOLIMAN, H.H. Roughness parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, n. 1, p. 133 – 145, 2002. ISSN 0924-0136. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013602000602>.

GANT, A. J.; GEE, M. G. A review of micro-scale abrasion testing. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 44, n. 7, 2011. ISSN 00223727.

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

GEE, M.G.; GANT, A.; HUTCHINGS, I.; BETHKE, R.; SCHIFFMAN, K.; Van Acker, K.; POULAT, S.; GACHON, Y.; STEBUT, J. von. Progress towards standardisation of ball cratering. **Wear**, v. 255, n. 1-6, p. 1–13, aug 2003. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164803000917>.

GEE, M.G.; GANT, A.J.; HUTCHINGS, I.M.; KUSANO, Y.; SCHIFFMAN, K.; ACKER, K. Van; POULAT, S.; GACHON, Y.; STEBUT, J. von; HATTO, P.; PLINT, G. Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 259, n. 1-6, p. 27–35, jul 2005. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S004316480500164X>.

GENG, Baoyu; ZHOU, Rongfeng; LI, Lu; LV, Haiyang; LI, Yongkun; BAI, Dan; JIANG, Yehua. Change in Primary (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> Carbides Induced by Electric Current Pulse Modification of Hypereutectic High Chromium Cast Iron Melt. **Materials**, v. 12, n. 1, p. 32, dec 2018. ISSN 1996-1944. Disponível em: <http://www.mdpi.com/1996-1944/12/1/32>.

GENG, Haibin; LI, Jinglong; XIONG, Jiangtao; LIN, Xin; ZHANG, Fusheng. Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, Elsevier B.V., v. 243, p. 40–47, 2017. ISSN 09240136. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.027>.

GERY, D.; LONG, H.; MAROPOULOS, P. Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 167, n. 2-3, p. 393–401, aug 2005. ISSN 09240136. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013605005819>.

GREGORY, E.N. Hardfacing. **Tribology International**, Elsevier, v. 11, n. 2, p. 129–134, apr 1978. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0301679X78901433>.

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

GÜNTHER, Karsten; BERGMANN, Jean Pierre; SUCHODOLL, Dirk. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties. **Surface and Coatings Technology**, Elsevier, v. 334, n. September 2017, p. 420–428, 2018. ISSN 02578972. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.11.059>.

GUPTA, S. K.; MEHROTRA, S.; RAJA, A. R.; VASHISTA, M.; YUSUFZAI, K. Effect of welding speed on weld bead geometry and percentage dilution in gas metal arc welding of ss409l. **Mater. Today: Proc.**, v. 18, p. 674–682, 2019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.497>.

GUTHRIE, R I L; JONAS, J J. **Steel Processing Technology**. In: ASM Handbook V. 1. Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys: ASM International p. 269-567, 1993.

HAN, QingLin; LI, Dayong; SUN, Haojun; ZHANG, Guangjun. Forming characteristics of additive manufacturing process by twin electrode gas tungsten arc. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 104, n. 9-12, p. 4517–4526, oct 2019. ISSN 0268-3768. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-019-04314-9>.

HAWK, J A. Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron. v. 189, 1995.

HEIDARY, S B D; MADADI, Farhad; SHAMANIAN, Morteza. Study of the Microstructures and Abrasive Characteristics of Mo-Fe-C Hardfacing Alloys Fabricated by Gas Tungsten Arc Welding. **Tribology Transactions**, v. 58, n. 2, p. 225–230, mar 2015. ISSN 1040-2004. Disponível em: <http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/10402004.2014.963771>.

HEIPLE, C R; BURGARDT, P. **Fluid Flow Phenomena During Welding**. In: ASM Handbook V. 6. Welding, Brazing, and Soldering: ASM International p. 55-69, 1993.

HETZNER, Harald; SCHMID, Christoph; TREMMEL, Stephan; DURST, Karsten; WARTZACK, Sandro. Empirical-Statistical Study on the Relationship between Deposition Parameters, Process Variables, Deposition Rate and Mechanical Properties of a-C:H:W Coatings. **Coatings**, v. 4, n. 4, p. 772–795, dec 2014. ISSN 2079-6412. Disponível em: <http://www.mdpi.com/2079-6412/4/4/772/>.

HITNEY, D Onna L W; ROZ, M Argaret B; OOK, R Obert F C. Hardness , toughness , and modulus of some common metamorphic minerals. v. 92, p. 281–288, 2007.

HOGMARK, S; JACOBSON, S; VINGSBO, O. **Surface Damage**. In: ASM Handbook V. 18. Friction, Lubrication and Wear Technology: ASM International p. 320-336, 1992.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. **Tribology International**, v. 21, n. 1, p. 51–57, feb 1988. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0301679X88901284>.

HORNUNG, J.; ZIKIN, A.; PICHELBAUER, K.; KALIN, M.; KIRCHGAßNER, M. Influence of cooling speed on the microstructure and wear behaviour of hypereutectic fe–cr–c hardfacings. **Materials Science and Engineering: A**, v. 576, p. 243 – 251, 2013. ISSN 0921-5093. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313004115>.

HSIEH, Chih-Chun; LIU, Yi-Chia; WANG, Jia-Siang; WU, Weite. Microstructural evolution with various Ti contents in Fe-based hardfacing alloys using a GTAW technique. **Metals and Materials International**, v. 20, n. 4, p. 701–712, jul 2014. ISSN 1598-9623. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s12540-014-4015-0>.

HUANG, Z. F.; XING, J. D.; ZHI, X. H.; GAO, Y. M. Effect of ti addition on morphology and size of primary m7c3 type carbide in hypereutectic high chromium cast iron. **Materials Science & Technology**, v. 27, n. 1, p. 426 – 430, 2011. ISSN 02670836. Disponível em: <http://search-ebscohost-com.ez48.periodicos.capes.gov.br/login.aspx?direct=true&db=iih&AN=133469216&lang=pt-br&site=ehost-live>.

HUME ROTHERY, W. **Estrutura das ligas de Ferro**. [S.l.]: Ed. Edgar Blücher, 214p, 1968.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology - Friction and wear of engineering materials**. Cambridge: Butterworth Heinemann, 1992. 172 p.

HYUNDAI. **Hardfacing Application**. Catálogo de Consumíveis, 201x. Disponível em: <http://www.hyundaiwelding.com>.

ISO 26424. **ISO 26424 – Fine Ceramics (Advanced Ceramics, Advanced Technical Ceramics) - Determination of the Abrasion Resistance of Coatings by a Micro-Scale**

**Abrasion Test.** <https://www.iso.org/standard/43579.html>: International Organization for Standardization, 2008.

JONES, A.H. Micro-scale abrasive wear of silicon nitride, sialon–TiB<sub>2</sub> composites and D2 tool steel using a multiple load method. **Wear**, v. 258, n. 5-6, p. 942–952, feb 2005. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164804003345>.

KASHANI, H.; LARIDJANI, M. Sadeghi; AMADEH, A.; KHODAGHOLI, M.; AHMADZADEH, S. The influence of volumetric dilution on the strain induced  $\gamma$  –  $\epsilon$  martensitic transformation in GTAW processed Co–Cr–Mo alloy. **Mater. Sci. Eng. A**, v. 478, n. 1-2, p. 38–42, apr 2008. ISSN 09215093. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509307010763>.

KASSMAN, Åsa; JACOBSON, Staffan; ERICKSON, Lynn; HEDENQVIST, Per; OLSSON, Mikael. A new test method for the intrinsic abrasion resistance of thin coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 50, n. 1, p. 75–84, jan 1991. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0257897291901964>.

KATO, Koji; ADACHI, Koshi. **Wear Mechanisms.** In: MODERN TRIBOLOGY HANDBOOK p. 265-292 V. 1. Principles of Tribology: Bharat Bhushan. CRC Press, 2000, 2000.

KEN-HICKEN, Grant. **Gas-Tungsten Arc Welding.** In: ASM Handbook V. 6. Welding, Brazing, and Soldering: ASM International p. 590-605, 1993.

KESTRA. **Consumíveis de Soldagem - Revestimento Duro.** Catálogo de Consumíveis, 201x. Disponível em: <http://www.kestra.com.br>.

KEY, J F. **Arc Physics of Gas-Tungsten Arc Welding.** In: ASM Handbook V. 6. Welding, Brazing, and Soldering: ASM International p. 81-92, 1993.

KIAEE, N. Optimization of gas tungsten arc welding process by response surface methodology. **Materials and Design**, Elsevier Ltd, v. 54, p. 25–31, 2014. ISSN 0261-3069. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.032>.

KIM, Chang Kyu; LEE, Sunghak; JUNG, Jae-Young; AHN, Sangho. Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforced with complex carbides. **Materials Science and Engineering: A**, v. 349, n. 1-2, p. 1–11, may 2003. ISSN 09215093. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509301018500>.

KORKUT, M.H.; YILMAZ, O.; BUYTOZ, S. Effect of aging on the microstructure and toughness of the interface zone of a gas tungsten arc (GTA) synthesized Fe–Cr–Si–Mo–C coated

low carbon steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 157, n. 1, p. 5–13, aug 2002. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897202000415>.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 6. ed. USA: [s.n.], 2003. v. 2. 461 p. ISBN 0-471-43491-4.

KUO, Che Wei; FAN, Chieh; WU, Sheng Hao; WU, Weite. Microstructure and wear characteristics of hypoeutectic, eutectic and hypereutectic (Cr,Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> carbides in hardfacing alloys. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 48, n. 9, p. 2324–2328, 2007. ISSN 1345-9678. Disponível em: [https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/48/9/48{\\\_}MB200716/{\\\_}a](https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/48/9/48{\_}MB200716/{\_}a).

KUSANO, Y.; HUTCHINGS, I.M. Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 258, n. 1-4, p. 313–317, jan 2005. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164804002339>.

KUSANO, Y.; Van Acker, K.; HUTCHINGS, I.M. Methods of data analysis for the micro-scale abrasion test on coated substrates. **Surface and Coatings Technology**, v. 183, n. 2-3, p. 312–327, may 2004. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897203011393>.

LEE, Kwon-Yeong; LEE, Sung-Hoon; KIM, Yangdo; HONG, Hyun Seon; OH, Young-Min; KIM, Seon-Jin. The effects of additive elements on the sliding wear behavior of Fe-base hardfacing alloys. **Wear**, v. 255, n. 1-6, p. 481–488, aug 2003. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164803001558>.

LEE, Sunghak; CHOO, Seong-Hun; KIM, Nack J.; BAEK, Eung-Ryul; AHN, Sangho. Correlation of microstructure and fracture toughness in high-chromium white iron hardfacing alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 12, p. 3881–3891, dec 1996. ISSN 1073-5623. Disponível em: <http://www.springerlink.com/content/4537307352124554/fulltext.pdf>.

LIMA, Aldemi Coelho; FERRARESI, Valtair Antonio. Análise da microestrutura e da resistência ao desgaste de revestimento duro utilizado pela indústria sucroalcooleira. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, n. 2, p. 140–150, jun 2009. ISSN 0104-9224. Disponível em: [https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0104-92242009000200006](https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242009000200006).

LIN, Chi-Ming; LAI, Hsuan-Han; KUO, Jui-Chao; WU, Weite. Effect of carbon content on solidification behaviors and morphological characteristics of the constituent phases in cr-fe-c alloys. **Materials Characterization**, v. 62, n. 12, p. 1124 – 1133, 2011. ISSN 1044-5803. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580311002130>.

LIU, Q.; ZHANG, H.; WANG, Q.; ZHOU, X.; JönSSON, P.G.; NAKAJIMA, K. Effect of cooling rate and ti addition on the microstructure and mechanical properties in as-cast condition of hypereutectic high chromium cast irons. **ISIJ International**, v. 52, n. 12, p.

2210–2219, 2012. Cited By 14. Disponível em: <http://japanlinkcenter.org/DN/JST.JSTAGE/isijinternational/52.2210?lang=en&from=CrossRef&type=abstract>.

LIU, Sha; ZHOU, Yefei; XING, Xiaolei; WANG, Jibo; REN, Xuejun; YANG, Qingxiang. Growth characteristics of primary M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy. **Scientific Reports**, Nature Publishing Group, v. 6, n. August, p. 1–8, 2016. ISSN 20452322. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1038/srep32941>.

LIU, Sha; ZHOU, Yefei; XING, Xiaolei; WANG, Jibo; YANG, Qingxiang. Refining effect of tic on primary m<sub>7</sub>c<sub>3</sub> in hypereutectic fecrc harden-surface welding coating: Experimental research and first-principles calculation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 691, p. 239 – 249, 2017. ISSN 0925-8388. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838816325129>.

LIU, Y. K.; SHAU, Z.; ZHANG, Y.M. Learning Human Welder Movement in Pipe GTAW : A Virtualized Welding Approach. **Welding journal**, v. 93, n. October, p. 388s–398s, 2014. ISSN 0043-2296.

LU, Liming; SODA, Hiroshi; MCLEAN, Alexander. Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C eutectic composites. **Materials Science and Engineering: A**, v. 347, n. 1-2, p. 214–222, apr 2003. ISSN 09215093. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509302005889>.

LV, Yezhe; SUN, Yufu; ZHAO, Jingyu; YU, Guangwen; SHEN, Jingjie; HU, Sumeng. Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron. **Materials & Design**, v. 39, p. 303 – 308, 2012. ISSN 0261-3069. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306912001276>.

MADADI, F; ASHRAFIZADEH, F; SHAMANIAN, M. Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier B.V., v. 510, n. 1, p. 71–77, 2012. ISSN 0925-8388. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.08.073>.

MAI, Y. W. Thermal-Shock Resistance and Fracture-Strength Behavior of Two Tool Carbides. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 59, n. 11-12, p. 491–494, nov 1976. ISSN 0002-7820. Disponível em: <http://doi.wiley.com/10.1111/j.1151-2916.1976.tb09415.x>.

MATSUBARA, Y; OGI, K; MATSUDA, K. Eutectic solidification of high-chromium cast iron - eutectic structures and their quantitative analysis. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, v. 89, p. 183–196, apr 1981. ISSN 0065-8375. Disponível em: <https://chemport.cas.org>.

MATWEB. **AISI 1020 Steel, as rolled**. Matweb Material Property Data, 2018. Disponível em: <http://www.matweb.com/search/QuickText.aspx>.

MEREDITH, R. **Welding torch**. Google Patents, 1942. Disponível em: <https://www.google.com/patents/US2274631>.

MOHAMAT, Syarul Asraf; IBRAHIM, Izatul Aini; AMIR, Amalina; GHALIB, Abdul. The effect of Flux Core Arc Welding (FCAW) processes on different parameters. **Procedia Engineering**, v. 41, n. Iris, p. 1497–1501, 2012. ISSN 18777058. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2012.07.341>.

MONTGOMERY, D.C. **Design and Analysis of Experiments**. John Wiley and Sons, New York, p. 157: John Wiley and Sons, New York, p. 157, 1991.

MOORE, M A. **Fundamentals of friction and wear of materials: papers presented at the 1980 ASM Materials Science Seminar, 4-5 October 1980, Pittsburgh, Pennsylvania**. Rigney, D.A. and American Society for Metals. Materials Science Division and Metallurgical Society of AIME.: [s.n.], 1981. ISBN 9780871701152.

OGI, K; MATSUBARA, Y; MATSUDA, K. Eutectic solidification of high chromium cast iron-mechanism of eutectic growth. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, v. 89, p. 197–204, apr 1981. ISSN 0065-8375. Disponível em: <https://chemport.cas.org>.

OLIVEIRA, Tatiane Gabi de; COSTA, Adilson Rodrigues da. Influência da microestrutura na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de F-Cr-C e Fe-Cr-C-Nb. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 24, n. 1, 2019.

PINTAUDE, G.; BERNARDES, F.G.; SANTOS, M.M.; SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Mild and severe wear of steels and cast irons in sliding abrasion. **Wear**, v. 267, n. 1-4, p. 19–25, jun 2009. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164809002063>.

PÖHL, F.; MOHR, A.; THEISEN, W. Effect of matrix and hard phase properties on the scratch and compound behavior of wear resistant metallic materials containing coarse hard phases. **Wear**, Elsevier B.V., v. 376-377, p. 947–957, apr 2017. ISSN 00431648. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.10.028><https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164816308614>.

PRADEEP, G.R.C.; RAMESH, A.; Durga Prasad, B. Comparative study of hard facing of AISI 1020 steel by three different welding processes. **Global Journal of Researches in Engineering Mechanical and Mechanics Engineering**, v. 13, n. 4, p. 11–16, 2013. Disponível em: [http://www.iosrjen.org/Papers/vol2{\\\_}issue9\(part-3\)/C0291822](http://www.iosrjen.org/Papers/vol2{\_}issue9(part-3)/C0291822).

QI, Xiaowen; JIA, Zhining; YANG, Qingxiang; YANG, Yulin. 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>.

RABINOWICZ, Ernest. The least wear. **Wear**, v. 100, n. 1-3, p. 533–541, dec 1984. ISSN 00431648. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0043164884900310>.

RAVISANKAR, A.; VELAGA, Satish Kumar; RAJPUT, Gaurav; VENUGOPAL, S. Influence of welding speed and power on residual stress during gas tungsten arc welding (GTAW) of thin sections with constant heat input: A study using numerical simulation and experimental validation. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 2, p. 200–211, apr 2014. ISSN 15266125. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1526612513001291>.

RIBEIRO, R. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira**. 2004. 118 p. Tese (Doutorado) — UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA, 2004. Disponível em: [http://www.dem.feis.unesp.br/ppgem/teses/{\\\_}dissertacoes/2004/dissertacao/{\\\_}rribei](http://www.dem.feis.unesp.br/ppgem/teses/{\_}dissertacoes/2004/dissertacao/{\_}rribei).

RICHARDSON, R C D. The wear of metals by hard abrasives. **Wear**, v. 10, p. 291–309, 1967. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164867900932>.

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

ROVANI, Ane C.; BREGANON, Rogério; SOUZA, Gismar S. de; BRUNATTO, Silvio F.; PINTAÚDE, Giuseppe. Scratch resistance of low-temperature plasma nitrided and carburized martensitic stainless steel. **Wear**, Elsevier B.V., v. 376-377, p. 70–76, 2017. ISSN 00431648. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.112>.

ROVANI, Ane C.; ROSSO, Tiago A.; PINTAUDE, Giuseppe. On the use of microscale abrasion test for determining the particle abrasivity. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 49, n. 1, p. 550–561, 2021. ISSN 00903973.

RUNDMAN, Karl B. **Heat Treating of Ductile Irons**. In: ASM Handbook V. 4. Heat Treating: ASM International p. 1485-1543, 1991.

RUTHERFORD, K.L.; HUTCHINGS, I.M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**, v. 79, p. 231–239, 1996.

SANO, Yoshikazu; HATTORI, Toshiyuki; HAGA, Michio. Characteristics of High-carbon High Speed Steel Rolls for Hot Strip Mill. **ISIJ International**, v. 32, n. 11, p. 1194–1201, 1992. ISSN 0915-1559. Disponível em: [file://ce/RD/{\\\_}organisation/PRC-SRC/Common/knowledge/digitalreferencelibrary/pdf/sanoetal1992.pdf](file://ce/RD/{\_}organisation/PRC-SRC/Common/knowledge/digitalreferencelibrary/pdf/sanoetal1992.pdf)<http://joi.jlc.jst.go.jp/JST.Journalarchive/isijinternational1989/32.1194?from=Cross>.



SEVILLA, L M L; PINEDA, J C G; TORO, A. RELACIÓN MICROESTRUCTURA RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECUBRIMIENTOS DUROS RICOS EN CROMO Y TUNGSTENO APLICADOS POR SOLDADURA ELECTRICA (SMAW). **Dyna**, v. 144, p. 165–171, 2004. Disponible em: <http://www.redalyc.org/pdf/496/49614417.pdf>.

SHANMUGAM, R; MURUGAN, N. Effect of gas tungsten arc welding process variables on dilution and bead geometry of Stellite 6 hardfaced valve seat rings. **Surface Engineering**, v. 22, n. 5, p. 375–383, oct 2006. ISSN 0267-0844. Disponible em: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174329406X126726>.

SHI, Y; ZHANG, G; MA, X J; GU, Y F; HUANG, J K; FAN, D. Laser-Vision-Based Measurement and Analysis of Weld Pool Oscillation Frequency in GTAW-P. **Welding Journal**, v. 94, n. 5, p. 176–187, 2015. ISSN 0043-2296.

SILENCE, William L. Effect of Structure on Wear Resistance of Co-, Fe-, and Ni-Base Alloys. **Journal of Lubrication Technology**, v. 100, n. 3, p. 428, jul 1978. ISSN 00222305. Disponible em: <http://tribology.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1464010>.

SILVA, F.J.G.; CASAIS, R.B.; MARTINHO, R.P.; BAPTISTA, A.P.M. Role of abrasive material on micro-abrasion wear tests. **Wear**, v. 271, n. 9-10, p. 2632–2639, jul 2011. ISSN 00431648. Disponible em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164811002493>.

SILVA, W. M. da; MELLO, J. D.B. de. Using parallel scratches to simulate abrasive wear. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 1987–1997, 2009. ISSN 00431648.

SINATORA, A.; POHL, M.; WALDHERR, E.-U. WEAR INDUCED MARTENSITE IN HIGH CHROMIUM CAST IRON. **Scripta Metallurgica**, v. 32, n. 6, p. 857–861, 1995.

SIVA, K; MURUGAN, N; RAGHUPATHY, V P. Modelling, analysis and optimisation of weld bead parameters of nickel based overlay deposited by plasma transferred arc surfacing. **Computational Materials Science and Surface Engineering**, v. 1, n. 3, p. 174–182, 2009. Disponible em: [http://www.archicmsse.org/vol09{\\\_}3/0937](http://www.archicmsse.org/vol09{\_}3/0937).

SONG, Hs; ZHANG, Ym. Measurement and analysis of three-dimensional specular gas tungsten arc weld pool surface. **Welding Journal**, v. 87, n. April, p. 85–95, 2008. ISSN 00432296. Disponible em: <http://www.aws.org>.

SPERO, C.; HARGREAVES, D.J.; KIRKCALDIE, R.K.; FLITT, H.J. Review of test methods for abrasive wear in ore grinding. **Wear**, v. 146, n. 2, p. 389–408, jun 1991. ISSN 00431648. Disponible em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0043164891900778>.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering Tribology**. Amsterdam Elsevier - Tribology series: Butterworth-Heinemann, 1993, 1993.

STACHOWIAK, G.B.; STACHOWIAK, G.W.; BRANDT, J.M. Ball-cratering abrasion tests with large abrasive particles. **Tribology International**, v. 39, n. 1, p. 1–11, jan 2006. ISSN 0301679X. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X0400235X>.

STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W.; CELLIERS, O. Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons. **Tribology International**, v. 38, n. 11-12 SPEC. ISS., p. 1076–1087, 2005. ISSN 0301679X.

TABOR, D. The physical meaning of indentation and scratch hardness. **British Journal of Applied Physics**, v. 7, n. 5, p. 159–166, may 1956. ISSN 0508-3443. Disponível em: <http://stacks.iop.org/0508-3443/7/i=5/a=301><http://stacks.iop.org/0508-3443/7/i=5/a=301?key=crossref.bcc0e1df248fff2b89965a521a28db4e>.

TARNG, Y. S.; YANG, W. H. Optimization of the Weld Bead Geometry in Gas Tungsten Arc Welding by the Taguchi Method. **Int. J. Adv. Manuf. Technol.**, v. 14, p. 549–554, 1998. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/BF01301698>.

THAO, D T; KIM, I S. Interaction model for predicting bead geometry for Lab Joint in GMA welding process. **Computational Materials Science and Surface Engineering**, v. 1, n. 4, p. 237–244, 2009.

TOTTEN, George E; XIE, Lin; FUNATANI, Kiyoshi. **Handbook of Mechanical Alloy Design**. In: Mechanical Engineering (Marcel Dekker Hardcover) (Book 164): Ed. CRC Press, v. 164, 734p, 2003.

TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225-229, p. 205–214, 1999. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164898003585>.

TREZONA, R. I.; HUTCHINGS, I. M. Three-body abrasive wear testing of soft materials. **Wear**, v. 233-235, p. 209–221, 1999. ISSN 00431648.

TYLCZAK, J H; OREGON, A. **Abrasive wear**. In: ASM Handbook V. 18. Friction, Lubrication and Wear Technology: ASM International p. 337-351, 1992.

UTP-MAINTENANCE. **Filler Metals for Repair, Hardfacing and Cladding Applications**. Catálogo de Consumíveis, 201x. Disponível em: <http://www.voestalpine.com/welding/Brands/UTP-Maintenance>.

VENCL, A.; MANIĆ, N.; POPOVIC, V.; MRDAK, M. Possibility of the abrasive wear resistance determination with scratch tester. **Tribology Letters**, v. 37, n. 3, p. 591–604, 2010. ISSN 10238883.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V.S.V. Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art. **Procedia Materials Science**, Elsevier, v. 10, p. 527–532, 2015. ISSN 22118128. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2211812815002400>.

VOORT, G.F. Vander. **Metallography, Principles and Practice**. ASM International, 1999. ISBN 9781615032365. Disponível em: <https://books.google.com.br/books?id=GRQC8zYqtBIC>.

WANG, X.H.; SONG, S.L.; ZOU, Z.D.; QU, S.Y. Fabricating TiC particles reinforced Fe-based composite coatings produced by GTAW multi-layers melting process. **Materials Science and Engineering: A**, v. 441, n. 1-2, p. 60–67, dec 2006. ISSN 09215093. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509306010045>.

WENG, J.R; CHANG, J.T; CHEN, K.C; HE, J.L. Solid/liquid erosion behavior of gas tungsten arc welded TiNi overlay. **Wear**, v. 255, n. 1-6, p. 219–224, aug 2003. ISSN 00431648. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164803001200>.

WIECZERZAK, K.; BALA, P.; STEPIEN, M.; CIOS, G. Microstructural and microchemical characterization of Ni-Ta-Al-Cr-C coating layer on austenitic stainless steel AISI 310. **Surface and Coatings Technology**, v. 280, p. 110–121, oct 2015. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897215302346>.

WILLIAMS, J. A.; XIE, Y. The generation of wear surfaces by the interaction of parallel grooves. **Wear**, v. 155, n. 2, p. 363–379, 1992. ISSN 00431648.

WRITZL, V.; ROVANI, A.C.; PINTAUDE, G.; LIMA, M.S.F.; GUESSER, W.L.; BORGES, P.C. Scratch resistances of compacted graphite iron with plasma nitriding, laser hardening, and duplex surface treatments. **Tribology International**, Elsevier Ltd, v. 143, n. November 2019, p. 106081, mar 2020. ISSN 0301679X. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106081><http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X1930595X>.

XINHONG, Wang; LIN, Cheng; MIN, Zhang; ZENGDA, Zou. Fabrication of multiple carbide particles reinforced Fe-based surface hardfacing layer produced by gas tungsten arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 8, p. 976–980, jan 2009. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897208008499>.

XU, Xiaojun; van der Zwaag, Sybrand; XU, Wei. A novel multi-pass dual-indenter scratch test to unravel abrasion damage formation in construction steels. **Wear**, v. 322-323, p. 51 – 60, 2015. ISSN 0043-1648. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164814003160>.

YU, J. Y.; KIM, J. I; NA, S. J. Influence of Reflected Arc Light on Vision Sensors for Automatic GTAW Systems. **Welding Journal**, v. 82 (2), n. February, p. 36 – 42, 2003. ISSN 00432296.

YILMAZ, Serdar Osman. Wear behavior of gas tungsten arc deposited FeCr, FeCrC, and WC coatings on AISI 1018 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 3-4, p. 1568–1575, oct 2006. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897206001976>.

ZAHIRI, Ramin; SUNDARAMOORTHY, Ravikumar; LYSZ, Patrick; SUBRAMANIAN, Chinnia. Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding. **Surface and Coatings Technology**, v. 260, p. 220–229, dec 2014. ISSN 02578972. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897214008135>.

ZHANG, G. J.; CHEN, S. B.; WU, L. Intelligent Control of Pulsed GTAW with Filler Metal. **Welding Journal**, p. 9 – 16, 2005.

ZHAO, D. B.; CHEN, S. B.; WU, L.; DAI, M.; CHEN, Q. Intelligent Control for the Shape of the Weld Pool in Pulsed GTAW with Filler Metal. **Welding Research Supplement**, p. 253–s – 260–s, 2001. ISSN 00432296.

ZHENG, Sun. Twin Wire Gas Tungsten Arc Cladding Twin. **SIMTech Technical Report (PT/99/004/JT)**, Joining Technology Group, Process Technology Division, n. May, 1999.

ZHI, Xiaohui; XING, Jiandong; FU, Hanguang; GAO, Yiming. Effect of titanium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron. **Materials Characterization**, v. 59, n. 9, p. 1221 – 1226, 2008. ISSN 1044-5803. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580307003609>.

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

ZUM GAHR, K H. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n. 10, p. 587–596, 1998. Disponível em: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X98000796>.

## **APÊNDICES**

## APÊNDICE A – CARACTERIZAÇÃO E MODELAMENTO DO CORDÃO - ETAPA 1

Os resultados da primeira etapa deste trabalho foram apresentados a partir da inspeção visual, seguido da análise morfológica da seção transversal dos cordões. A partir de uma análise da largura, reforço, penetração e da diluição dos cordões, foram obtidas as equações de regressão e os efeitos de cada variável nas características morfológicas para contribuir com o entendimento sobre os mecanismos de deposição de cordões, utilizando o processo GTAW com dupla alimentação de arames tubulares.

### A.1 ANÁLISE DA FORMAÇÃO DO DEPÓSITO

#### A.1.1 Inspeção visual

Após a realização dos depósitos utilizando os dados do planejamento experimental, foram obtidas as imagens da seção transversal e da superfície dos cordões, respectivamente, mostradas nas imagens organizadas na Tabela 27, do Apêndice D. Nestas imagens é possível perceber que alguns cordões não atenderam as características de uniformidade geométrica para a formação de um revestimento com qualidade, apresentando um aspecto de falta de fusão do arame.

Neste caso, a explicação para esse comportamento é que durante a alimentação do metal de adição, os arames passaram pelo arco voltaico e foram parcialmente fundidos, a parte não fundida do arame permaneceu na superfície do cordão apresentando um aspecto, neste caso, chamado de “espinhoso”, conforme mostrado pelas condições de depósitos N° 03, 05, 07, 08, 09, 12, 15, 17, 25, por exemplo.

A falta de fusão dos arames pode ser confirmada com a parte inferior do tubo, rico em ferro, que não foi fundida pelo arco elétrico. Este comportamento também foi observado por Han *et al.* (2019) quando utilizaram os maiores valores de taxa de alimentação do arame. A Figura 123 mostra o detalhe do arame que não fundiu totalmente e atravessou o material que estava líquido durante a deposição. No entanto, é possível identificar que ambos os arames não foram fundidos, visto que a falta de fusão está presente em ambos os lados.

Uma imagem realizada por microscopia óptica da seção transversal do cordão mostra o detalhe da falta de fusão do arame, que pode ser vista na A Figura 124 (a). Além disso,

**Figura 123 – Aspecto superficial de um cordão, da condição n° 3, que apresentou falta de fusão do arame.**

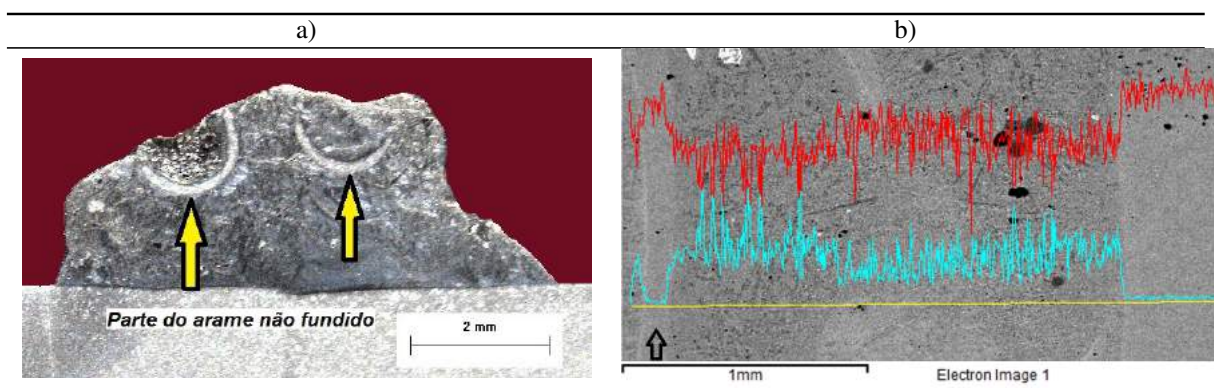


**Fonte: Do Autor.**

uma varredura em linha (*scanline*) gerado por EDS da composição de ferro, em vermelho, e de cromo, em azul, foi mostrado na Figura 124 (b) indicado pela seta.

Pode-se perceber que o *scanline* de ferro, da Figura 124 (b), aumenta na região mais clara e o *scanline* de cromo diminui, sugerindo que o arame foi parcialmente fundido, visto que o arame é formado por um tubo de material rico em ferro e o núcleo formado por pó metálico contendo o restante dos elementos descritos na Tabela 4 da página 85.

**Figura 124 – Detalhe na seção transversal do cordão mostrando a falta de fusão da parte inferior do metal de adição (a) e um *scanline* da composição química (b) do ferro (vermelho) e cromo (azul).**



**Fonte: Do Autor.**

Por outro lado, amostras como N° 01, 06, 10, 13, 18, 21, 22, 26, 29 30, 31 e 32 apresentaram requisitos visuais de superfície que atendem a formação de um revestimento de qualidade aceitável. Os requisitos de qualidade aceitável utilizados foram: relação reforço/largura do cordão menor que 0,5 e integridade superficial com aparência lisa, contínua e sem defeitos visíveis.

Um exemplo de cordão adequado à deposição de revestimentos pode ser visto na Figura 125. Esta imagem mostra um cordão com baixa diluição e boa relação largura/reforço.

**Figura 125 – Detalhe na seção transversal do cordão mostrando um cordão, da condição n° 13, com características para a formação de revestimentos.**



Fonte: Do Autor.

#### A.1.2 Morfologia

Todos os resultados referentes a morfologia dos cordões especificados como largura (W'), reforço (R) e penetração (P), além da diluição (D) e das áreas de reforço (AR) e penetração (AP) do cordão, foram compilados na Tabela 20 e utilizados para a realização dos modelos.

As amostras foram identificadas com números sequenciais conforme os parâmetros utilizados no delineamento experimental. Estes resultados podem ser comparados com suas respectivas imagens da seção transversal mostradas na Tabela 27, do Apêndice D.

O requisito “baixa diluição” é um dos fatores essenciais para a formação de um revestimento com característica de resistência à abrasão. Neste sentido, os resultados mostraram que a amostra N° 17 chegou próximo a 3 % de diluição, seguido da amostra N° 07 com 4,33% e amostra N°15 com 4,87%, mas com largura de cordão relativamente baixa, sendo desqualificado para um cordão com geometria ideal. Além disso, estas amostras não apresentaram integridade superficial adequada apresentando aspecto “espinhoso” na superfície do cordão e a diluição extremamente baixa pode levar ao deslocamento do revestimento por falta de aderência no metal de base.

Por outro lado, as amostras da condição N° 1 e 13 apresentaram diluição abaixo de 10% e um aspecto positivo quanto a largura, reforço, integridade superficial e ausência de discontinuidades, como falta de fusão do arame no cordão. Porém, as amostras da condição N° 22



**Tabela 20 – Matriz de parâmetros utilizada para a deposição dos cordões e resultados dimensionais morfológicos e de diluição.**

Nº	Parâmetros					Dimensionais dos Cordões <sup>2</sup>					
	I <sub>m</sub>	S	H	D	F	W' (mm)	R (mm)	P (mm)	AR (mm <sup>2</sup> )	AP (mm <sup>2</sup> )	D (%)
1	210	10	10	10	75	9,6	3,6	0,6	27,5	2,6	9,6
2	250	10	10	10	45	14,6	2,6	1,7	31,0	11,4	26,9
3	210	20	10	10	45	7,0	2,8	0,3	12,7	1,5	10,6
4	250	20	10	10	75	8,9	2,3	0,8	15,6	3,6	19,7
5	210	10	14	10	45	12,8	3,4	0,9	30,5	6,3	15,4
6	250	10	14	10	75	17,2	2,4	0,8	30,9	9,4	23,3
7	210	20	14	10	75	7,7	2,6	0,2	14,2	0,6	3,5
8	250	20	14	10	45	9,6	2,2	0,7	16,0	3,2	16,5
9	210	10	10	20	45	10,3	3,7	1,0	30,8	6,0	16,4
10	250	10	10	20	75	14,5	2,6	1,3	30,5	9,4	26,2
11	210	20	10	20	75	7,0	2,7	0,6	14,2	2,2	12,3
12	250	20	10	20	45	9,0	2,3	0,9	14,4	4,8	25,0
13	210	10	14	20	75	10,3	3,7	0,5	30,5	3,1	9,9
14	250	10	14	20	45	16,3	2,7	1,3	34,1	10,7	23,8
15	210	20	14	20	45	6,1	3,0	0,3	14,9	0,8	4,2
16	250	20	14	20	75	9,3	2,2	0,6	14,7	2,6	14,9
17	190	15	12	15	60	5,7	3,8	0,2	18,5	0,6	3,4
18	270	15	12	15	60	13,7	2,2	0,9	19,5	8,8	27,9
19	230	05	12	15	60	19,2	3,2	1,5	49,2	23,0	31,9
20	230	25	12	15	60	7,3	2,2	0,7	10,9	1,0	8,4
21	230	15	08	15	60	10,2	2,5	0,8	19,2	5,7	22,9
22	230	15	16	15	60	12,3	2,5	0,5	20,9	3,2	13,1
23	230	15	12	05	60	8,6	3,0	0,6	18,5	2,9	15,6
24	230	15	12	25	60	8,5	3,2	0,7	19,7	3,5	15,0
25	230	15	12	15	30	7,9	2,7	0,7	15,0	3,1	17,3
26	230	15	12	15	90	9,4	2,5	0,6	18,1	3,6	16,6
27	230	15	12	15	60	9,63	2,8	0,6	19,0	3,3	16,3
28	230	15	12	15	60	10,4	2,7	0,6	20,0	3,6	16,1
29	230	15	12	15	60	10,3	2,7	0,7	21,4	5,3	18,5
30	230	15	12	15	60	10,2	2,7	0,6	20,2	3,8	16,9
31	230	15	12	15	60	10,1	2,8	0,8	20,4	4,7	18,8
32	230	15	12	15	60	10,2	2,6	0,8	18,7	4,9	18,8

<sup>2</sup>L-largura, R-reforço, P-penetração, AP-Área de penetração, AR-Área de reforço, D-diluição.

**Fonte: Do Autor.**

apresentaram aproximadamente 13% de diluição e largura do cordão acima de 12 mm, superior a amostra N° 13, com 9,7 mm.

Conforme visto anteriormente, outras amostras apresentaram diluição menores que o das amostras da condição N°13, mas algumas características não foram atendidas para a formação do revestimento.

Desta forma, características como a relação largura/reforço do cordão, integridade superficial e ausência de descontinuidades do cordão são necessárias para avaliar um cordão ideal para a formação do revestimento.

Após a obtenção destes resultados, foi necessário realizar alguns experimentos secun-

dários para analisar o efeito dos parâmetros de deposição e ajustes do sistema de deposição. Neste caso, foi realizado testes ajustando a distância de afastamento do eletrodo de tungstênio para melhorar a ignição do arco elétrico por alta frequência, a distância passou de 16 mm para 10 mm em todos os ensaios da segunda etapa.

Além disso, a corrente pulsada e a alimentação alternativa de arames foram testadas na segunda etapa utilizando os valores dos parâmetros da condição N° 22, ou seja, corrente média de 230 A com variação de pulso de 25%, velocidade de deslocamento de 15 cm/min, ângulo de inclinação da tocha de 15° e frequência de alimentação do arame de 60 Hz. Os resultados destes experimentos secundários foram descritos no capítulo B - Caracterização do Cordão - Etapa 2.

## A.2 DESENVOLVIMENTO DO MODELO EMPÍRICO

Modelos empíricos, chamados de modelo completo, foram desenvolvidos para a largura, penetração, reforço e diluição dos cordões depositados com GTAW na configuração de dois arames tubulares. Além disso, modelos reduzidos também foram desenvolvidos usando a simplificação dos termos estatisticamente insignificantes a partir dos modelos completos para todas as respostas.

A Tabela 21 apresenta a análise de variância (ANOVA) com os coeficientes (Coef.), grau de liberdade (GL) e probabilidade de significância (valor-P) para todos os termos e a Tabela 22 mostra somente os termos com mais de 95% de significância. A Tabela 23 mostra os dados do grau de liberdade e probabilidade de significância, erros, falta de ajuste e erro puro para os modelos completos e reduzidos de largura, reforço, penetração e diluição.

Tabela 21 – ANOVA para os resultados do modelo completo de geometria e diluição do cordão.

Fonte	Largura			Reforço			Penetração			Diluição		
	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P
<b>Constante</b>	-	10,083	0,000	-	2,7214	0,000	-	0,6758	0,000	-	17,462	0,000
<b>Linear</b>	5	-	0,000	5	-	0,000	5	-	0,000	5	-	0,000
Im	1	1,868	0,000	1	-0,3950	0,000	1	0,2004	0,000	1	5,753	0,000
S	1	-2,679	0,000	1	-0,2725	0,000	1	-0,2096	0,000	1	-3,21	0,000
H	1	0,517	0,001	1	-0,0133	0,236	1	-0,0896	0,000	1	-2,516	0,000
D	1	-0,185	0,115	1	0,0650	0,000	1	0,0179	0,305	1	0,015	0,964
F	1	0,105	0,352	1	-0,0492	0,001	1	-0,0988	0,000	1	-0,639	0,078
<b>Quadrado</b>	5	-	0,000	5	-	0,000	5	-	0,000	5	-	0,218
ImxIm	1	-0,0609	0,546	1	0,07489	0,000	1	-0,0333	0,049	1	-0,370	0,165
SxS	1	0,8291	0,546	1	-0,00886	0,376	1	0,1130	0,049	1	-0,494	0,211
HxH	1	0,3478	0,000	1	-0,05511	0,000	1	-0,0070	0,649	1	0,223	0,387
DxD	1	-0,3522	0,004	1	0,09364	0,000	1	0,0030	0,848	1	-0,460	0,093
FxF	1	-0,3147	0,008	1	-0,02386	0,030	1	0,0105	0,502	1	-0,041	0,871
<b>Interação</b>	5	-	0,007	5	-	0,000	5	-	0,031	5	-	0,119
ImxS	1	-0,709	0,000	1	0,1378	0,000	1	-0,0006	0,976	1	0,130	0,767
ImxH	1	0,191	0,177	1	-0,0100	0,458	1	-0,0206	0,334	1	0,131	0,764
ImxD	1	0,096	0,483	1	-0,0288	0,049	1	-0,0194	0,363	1	0,325	0,464
ImxF	1	0,099	0,472	1	-0,0050	0,708	1	-0,0369	0,098	1	-0,155	0,724
SxH	1	-0,388	0,014	1	0,0175	0,206	1	-0,0144	0,496	1	-1,026	0,039
SxD	1	0,055	0,686	1	-0,0163	0,238	1	0,0094	0,655	1	0,650	0,161
SxF	1	0,195	0,169	1	-0,0225	0,112	1	0,0969	0,001	1	0,130	0,767
HxD	1	-0,328	0,031	1	0,0713	0,000	1	-0,0206	0,334	1	-0,834	0,081
HxF	1	0,080	0,558	1	-0,0225	0,112	1	-0,0256	0,235	1	-0,164	0,709
DxF	1	-0,035	0,796	1	-0,0237	0,095	1	0,0281	0,195	1	0,115	0,793

Fonte: Do Autor.

Tabela 22 – ANOVA para os resultados do modelo reduzido de geometria e diluição do cordão.

Fonte	Largura			Reforço			Penetração			Diluição		
	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P
<b>Constante</b>	-	9,460	0,000	-	2,6461	0,000	-	0,6812	0,000	-	16,649	0,000
<b>Linear</b>	3	-	0,000	4	-	0,000	4	-	0,000	4	-	0,000
Im	1	1,868	0,000	1	-0,3950	0,000	1	0,2004	0,000	1	5,754	0,000
S	1	-2,679	0,000	1	-0,2725	0,000	1	-0,2096	0,000	1	-3,326	0,000
H	1	0,517	0,004	-	-	-	1	-0,0896	0,000	1	-2,515	0,000
D	-	-	-	1	0,0650	0,006	-	-	-	-	-	-
F	-	-	-	1	-0,0492	0,031	1	-0,0988	0,000	1	-0,640	0,051
<b>Quadrado</b>	2	-	0,000	2	-	0,000	2	-	0,000	0	-	-
ImxIm	-	-	-	1	0,0812	0,010	1	0,1125	0,000	-	-	-
SxS	1	0,881	0,000	-	-	-	1	0,1125	0,000	-	-	-
HxH	1	0,400	0,011	-	-	-	-	-	-	-	-	-
DxD	-	-	-	1	0,0999	0,000	-	-	-	-	-	-
FxF	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
<b>Interação</b>	1	-	0,002	1	-	0,000	1	-	0,000	1	-	0,014
ImxS	1	-0,709	0,002	1	0,1375	0,000	-	-	-	-	-	-
ImxH	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
ImxD	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
ImxF	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
SxH	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1	-1,027	0,014
SxD	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
SxF	-	-	-	-	-	-	1	0,0969	0,000	-	-	-
HxD	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
HxF	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
DxF	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Fonte: Do Autor.

Tabela 23 – Comparação dos valores de erro entre modelo completo e modelo reduzido para geometria e diluição do cordão.

Fonte	Largura		Reforço		Penetração		Diluição		
	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P	GL	Coef.	Valor-P
<b>Modelo Completo</b>									
<b>Modelo</b>	20	-	0,00	20	-	0,00	20	-	0,000
<b>Erro</b>	11	-	-	11	-	-	9	-	-
<b>Falta de Ajuste</b>	6	-	0,029	6	-	0,793	4	-	0,500
<b>Erro Puro</b>	5	-	-	5	-	-	5	-	-
<b>Total</b>	31	-	-	31	-	-	29	-	-
<b>Modelo Reduzido</b>									
<b>Modelo</b>	6	-	0,00	7	-	0,00	5	-	0,000
<b>Erro</b>	25	-	-	29	-	-	24	-	-
<b>Falta de Ajuste</b>	20	-	0,007	19	-	0,087	19	-	0,391
<b>Erro Puro</b>	5	-	-	5	-	-	5	-	-
<b>Total</b>	31	-	-	31	-	-	31	-	-

Fonte: Do Autor.

### A.2.1 Modelos completos

As Equações 21 a 24 mostram os modelos completos obtidos estatisticamente pelo software Minitab® para a largura, reforço penetração e diluição do cordão.

- Modelo completo (Eq.21) para a resposta de largura do cordão:

$$\begin{aligned}
 W_{\text{completo}} = & -14,5 + 0,178 * I_m + 0,375 * S - 2,02 * H + 0,55 * D \\
 & + 0,035 * F - 0,000152 * I_m^2 + 0,03316 * S^2 + 0,087 * H^2 \\
 & - 0,01409 * D^2 - 0,001398 * F^2 - 0,00709 * (I_m * S) \\
 & + 0,00478 * (I_m * H) + 0,00096 * (I_m * D) + 0,000329 * (I_m * F) \\
 & - 0,0387 * (S * H) + 0,0022 * (S * D) + 0,0026 * (S * F) \\
 & - 0,0328 * (H * D) + 0,00267 * (H * F) - 0,00047 * (D * F)
 \end{aligned} \tag{21}$$

- Modelo completo (Eq.22) para a resposta de reforço do cordão:

$$\begin{aligned}
 R_{\text{completo}} = & 19,65 - 0,1182 * I_m - 0,3534 * S + 0,293 * H - 0,09 * D \\
 & + 0,0315 * F + 0,000187 * I_m^2 - 0,000355 * S^2 - 0,01378 * H^2 \\
 & + 0,003745 * D^2 - 0,000106 * F^2 + 0,001375 * (I_m * S) \\
 & - 0,00025 * (I_m * H) - 0,000288 * (I_m * D) - 0,000017 * (I_m * F) \\
 & + 0,00175 * (S * H) - 0,00065 * (S * D) - 0,0003 * (S * F) \\
 & + 0,00713 * (H * D) - 0,00075 * (H * F) - 0,000317 * (D * F)
 \end{aligned} \tag{22}$$

- Modelo completo (Eq.23) para a resposta de penetração do cordão:

$$\begin{aligned}
P_{\text{completo}} = & - 7,04 + 0,0649 * I_m - 0,2419 * S + 0,220 * H + 0,0412 * D \\
& + 0,0014 * F - 0,000083 * I_m^2 + 0,004518 * S^2 - 0,00176 * H^2 \\
& + 0,000118 * D^2 + 0,000046 * F^2 - 0,000006 * (I_m * S) \\
& - 0,000516 * (I_m * H) - 0,000194 * (I_m * D) - 0,000123 * (I_m * F) \\
& - 0,00144 * (S * H) + 0,000375 * (S * D) + 0,001292 * (S * F) \\
& - 0,00206 * (H * D) - 0,000854 * (H * F) + 0,000375 * (D * F)
\end{aligned} \tag{23}$$

- Modelo completo (Eq.24) para a resposta de diluição do cordão:

$$\begin{aligned}
\%D_{\text{completo}} = & - 82,6 + 0,636 * I_m + 0,39 * S - 0,23 * H + 0,33 * D \\
& + 0,155 * F - 0,000924 * I_m^2 - 0,0197 * S^2 + 0,0557 * H^2 \\
& - 0,01839 * D^2 - 0,00018 * F^2 + 0,00130 * (I_m * S) \\
& + 0,0033 * (I_m * H) + 0,00325 * (I_m * D) - 0,00052 * (I_m * F) \\
& - 0,1026 * (S * H) + 0,0260 * (S * D) + 0,00173 * (S * F) \\
& - 0,0834 * (H * D) - 0,0055 * (H * F) + 0,00153 * (D * F)
\end{aligned} \tag{24}$$

### A.2.2 Modelos reduzidos

As Equações 25 a 28 mostram os modelos reduzidos para a largura, reforço penetração e diluição do cordão.

- Modelo reduzido (Eq.25) para a resposta de largura do cordão:

$$\begin{aligned}
W_{\text{reduzido}} = & - 9,22 + 0,1997 * I_m + 0,037 * S - 2,141 * H + 0,03524 * S^2 \\
& + 0,1 * H^2 - 0,00709 * (I_m * S)
\end{aligned} \tag{25}$$

- Modelo reduzido (Eq.26) para a resposta de reforço do cordão:

$$R_{\text{reduzido}} = 24,38 - 0,1337 * I_m - 0,3708 * S - 0,1069 * D - 0,00328 * F + 0,000203 * I_m^2 + 0,003996 * D^2 + 0,001375 * (I_m * S) \quad (26)$$

- Modelo reduzido (Eq.27) para a resposta de penetração do cordão:

$$P_{\text{reduzido}} = - 2,35 + 0,0488 * I_m - 0,2544 * S - 0,04479 * H - 0,02596 * F - 0,000084 * I_m^2 + 0,0045 * S^2 + 0,001292 * (S * F) \quad (27)$$

- Modelo reduzido (Eq.28) para a resposta de diluição do cordão:

$$\%D_{\text{reduzido}} = - 40,40 + 0,2877 * I_m + 0,568 * S + 0,284 * H - 0,0427 * F - 0,1028 * (S * H) \quad (28)$$

### A.2.3 Correlação dos modelos desenvolvidos

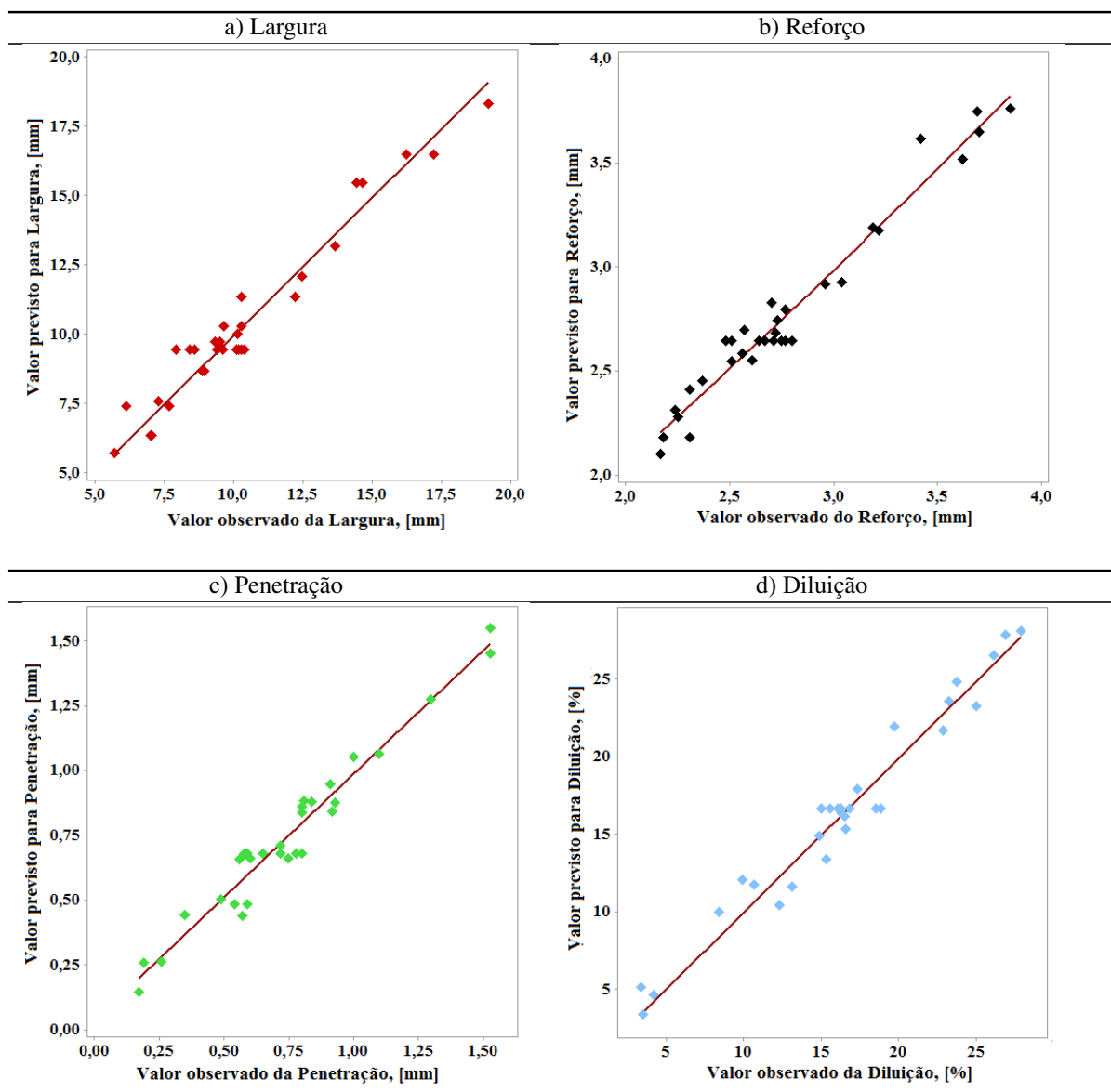
Os diagramas de dispersão, mostrados na Figura 126, foram desenhados para destacar o grau de proximidade entre os valores observados e previstos para os modelos reduzidos de largura, reforço, penetração e diluição. É possível observar que os dados indicaram adequação ao modelo de regressão. Outra evidência que aponta alta correlação entre valores observados e valores previstos da geometria do cordão e diluição é o coeficiente de determinação ( $R^2$ ), que indicou conformidade do ajuste para o modelo.

A Tabela 24 mostra os valores dos coeficientes de determinação  $R^2$ ,  $R^2_{\text{ajustado}}$  e  $R^2_{\text{previsto}}$  para os modelos completo e reduzido da largura, reforço, penetração e diluição.

É possível perceber, pelo o coeficiente de determinação  $R^2$ , que todos os modelos completos ajustaram bem os dados obtidos em mais de 97%. No entanto, a previsão ( $R^2_{\text{previsto}}$ ) destes modelos para novas análises mostram baixo percentual de respostas corretas, exceto para o reforço que apresentou  $R^2_{\text{previsto}}$  maior que 95%.



Figura 126 – Diagramas de dispersão para os valores observados e os valores previstos pelos modelos reduzidos de largura (a), reforço (b), penetração (c) e diluição (d).



Fonte: Do autor.

Tabela 24 – Coeficiente de determinação e de previsão entre o modelo completo e reduzido da geometria e diluição do cordão.

	Modelo Completo			Modelo Reduzido		
	$R^2$	$R^2_{ajustado}$	$R^2_{previsto}$	$R^2$	$R^2_{ajustado}$	$R^2_{previsto}$
<b>Largura</b>	99,01%	97,22%	76,82%	94,89%	93,66%	91,54%
<b>Reforço</b>	99,56%	98,75%	95,21%	96,05%	94,90%	93,16%
<b>Penetração</b>	97,70%	93,51%	79,91%	95,11%	93,69%	91,95%
<b>% Diluição</b>	98,78%	96,08%	62,87%	95,74%	94,86%	93,30%

Fonte: Do Autor.

Ao contrário dos resultados de Madadi *et al.* (2012), neste trabalho os valores de  $R^2$  para o modelos reduzidos não representaram tão bem quanto os modelos completos. Por outro

lado,  $R^2_{(\text{previsto})}$  mostrou um ganho considerável na previsão de novas análises para os modelos reduzidos, com coeficiente de determinação acima de 91% e superior aos mencionados por Thao e Kim (2009). Além disso, os modelos completos apresentam uma complexidade elevada para substituir os termos da equação do que os modelos reduzidos, sendo mais simples a utilização destes modelos. Portanto, os modelos reduzidos são preferidos aos modelos completos.

### A.3 PREVISÃO DOS MODELOS PARA MORFOLOGIA DO DEPÓSITO

#### A.3.1 Efeito direto dos parâmetros de deposição

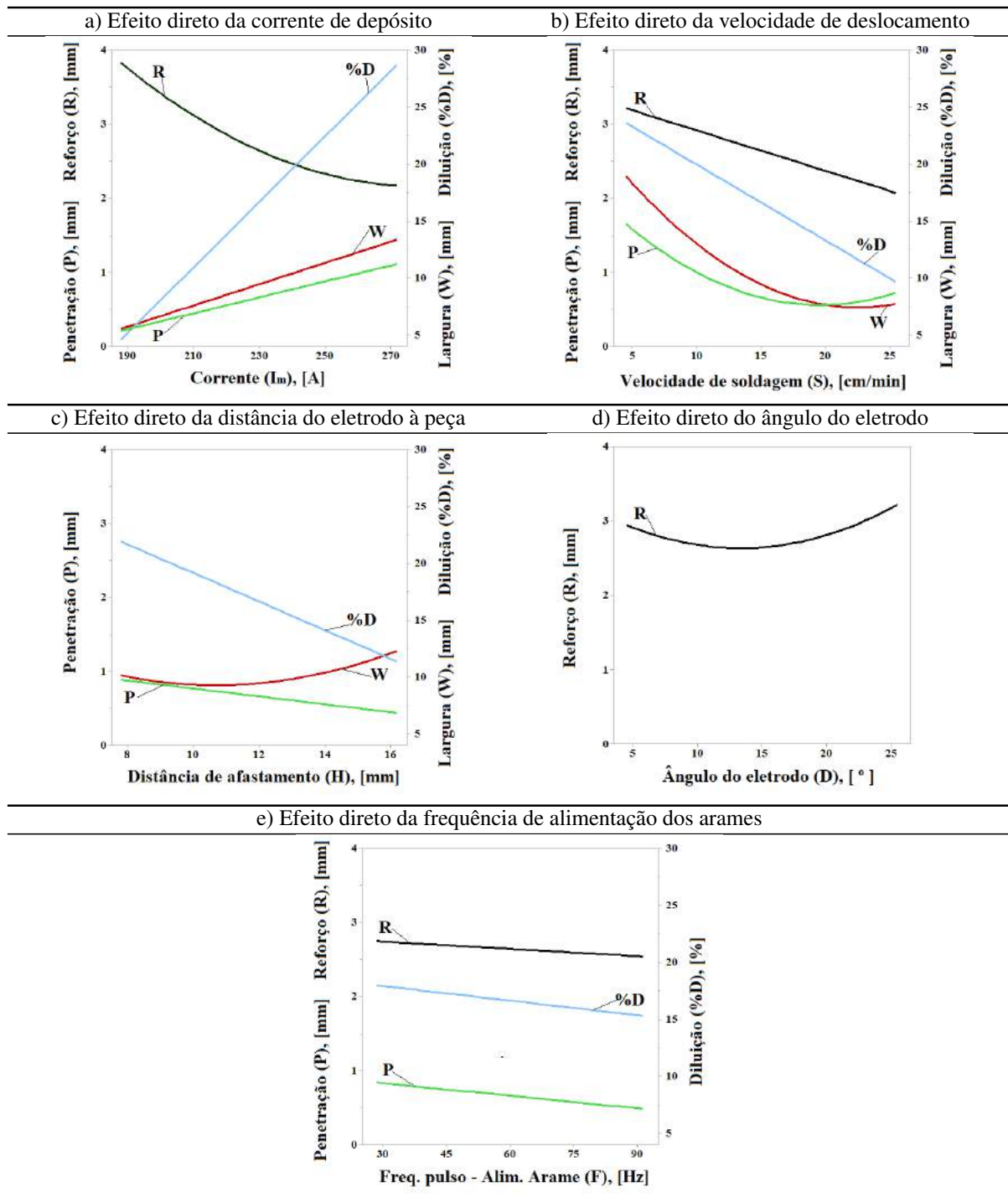
Como consequência do planejamento estatístico que foi realizado nesta etapa de experimentos e considerando apenas os modelos reduzidos, a Figura 127 apresenta os efeitos da corrente (Figura 127 a), velocidade de deslocamento (Figura 127 b), distância de afastamento entre eletrodo e peça (Figura 127 c), ângulo do eletrodo (Figura 127 d) e frequência de pulso da alimentação dos arames (Figura 127 e) na diluição e parâmetros geométricos do cordão, como largura, reforço e penetração.

Observando a Figura 127 (a) é possível verificar que a corrente de deposição foi responsável pela redução do reforço e aumento da largura e penetração do cordão, proporcionando o aumento da diluição com o aumento da corrente de deposição, bem como nos resultados apresentados por Balasubramanian *et al.* (2008) e Shanmugam e Murugan (2006). Esse comportamento pode ser explicado pelo aumento da temperatura causada pela elevação do aporte térmico, ao ponto em que se aumenta a corrente de deposição (SHANMUGAM; MURUGAN, 2006; TARNG; YANG, 1998).

Outro parâmetro que influencia no aporte térmico é a velocidade de deslocamento do sistema de deposição, ou seja, afeta a energia aplicada pelo comprimento deslocado. No caso do efeito da velocidade de deslocamento, o comportamento da largura, penetração e diluição do cordão é inverso, pois diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento, corroborando os resultados obtidos por Gupta *et al.* (2019). Esta afirmação pode ser interpretada analisando a Figura 127 (b). Além disso, o aumento da velocidade de deposição resulta na redução do volume de material depositado, tendo como consequência a redução do reforço do cordão, e redução na entrada de calor por unidade de comprimento.

O efeito do aumento na distância de afastamento entre o eletrodo de tungstênio e a superfície de deposição ocorre principalmente no aumento da largura e na redução da penetração,

Figura 127 – Efeitos direto da corrente (a), velocidade de deslocamento (b), distância de afastamento entre eletrodo e a peça (c), ângulo do eletrodo (d) e frequência de pulso da alimentação dos arames (e) na largura (W'), reforço (R), penetração (P) e diluição (D) do cordão.



Fonte: Do autor.

resultando na redução da diluição (Figura 127 c). Segundo Tarng e Yang (1998), o aumento da largura do cordão é decorrente do aumento da projeção de área do arco causada pelo aumento da distância de afastamento do eletrodo. Além disso, o aumento da distância de afastamento

resulta na redução da tensão e na emissão de calor do arco recebido pela superfície do material, reduzindo a penetração e, conseqüentemente, reduzindo a diluição.

Com relação ao parâmetro ângulo do eletrodo, apenas o reforço do cordão apresentou efeito, mas pouco significativo como pode ser visto na Figura 127 (d). A frequência de pulso da alimentação do arame também apresentou resultado com baixa significância, conforme mostrado na Figura 127 (e), sendo que apenas o reforço e a penetração tiveram pequena redução com o aumento da frequência de pulso da alimentação do arame fazendo com que a diluição também fosse reduzida, mas estas alterações não foram representativas.

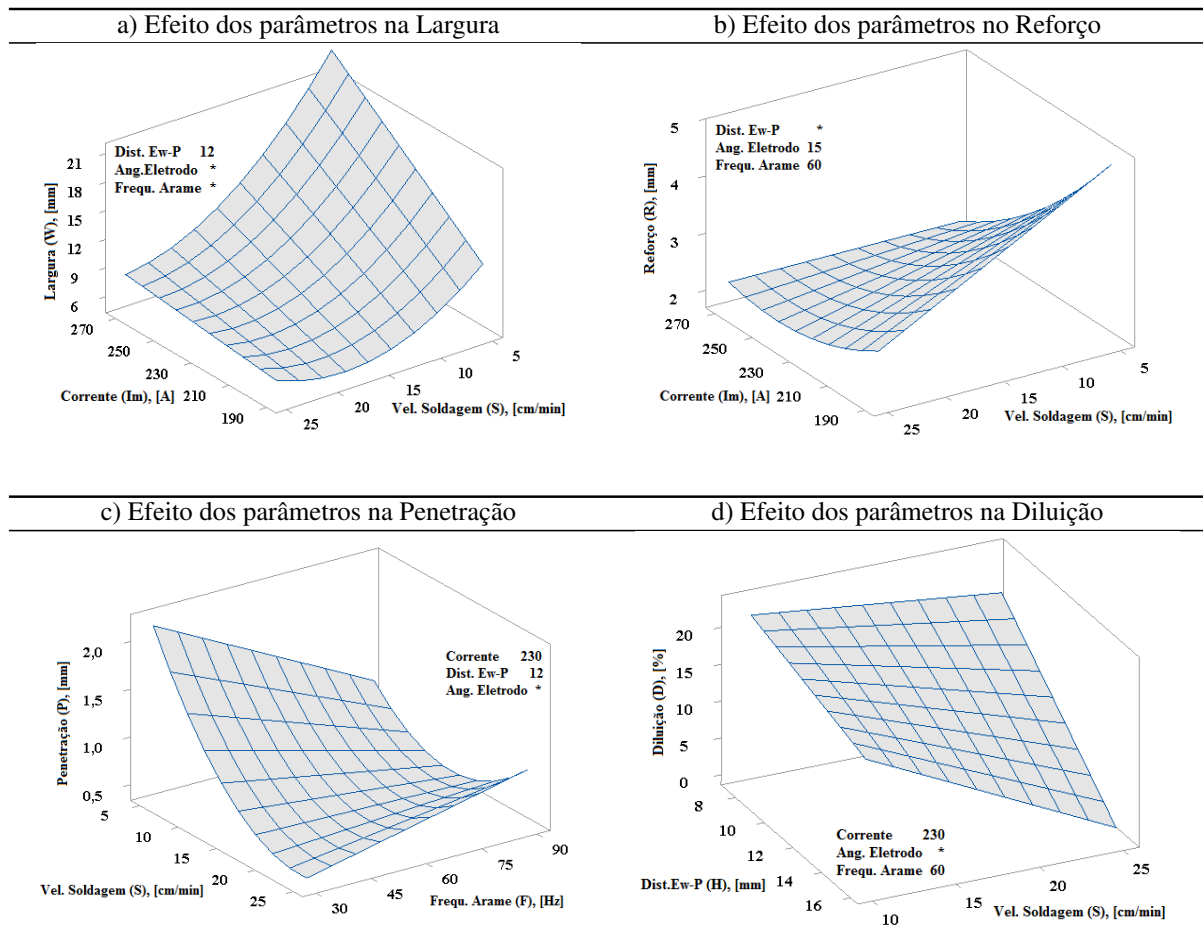
### A.3.2 Efeito da interação dos parâmetros de depósito

A Figura 128 mostra os efeitos da interação entre os parâmetros de deposição significantes presentes nos modelos de largura, reforço, penetração e diluição do cordão. Para a largura do cordão, os parâmetros de processo que são significativamente influentes e presentes no modelo reduzido foram a corrente e velocidade de deslocamento, ou seja, a velocidade de deslocamento produziu um efeito mais intenso interagindo com altos valores de correntes. Como exemplo, o efeito da redução na velocidade de deslocamento na largura do cordão, foi maior em 250 A do que em 190 A, como pode ser visto na Figura 128 (a). Este comportamento pode ser explicado pelo aumento do aporte de calor, decorrente de baixas velocidades de deslocamento e altas correntes, ambos contribuindo com o aumento da temperatura fornecida para aumentar a largura do cordão. Este comportamento é corroborado pelos resultados descritos por Shanmugam e Murugan (2006) com a interação entre a corrente e velocidade de deslocamento.

O reforço também teve como interação significativa para o modelo reduzido a corrente e velocidade de deslocamento, neste caso o efeito do reforço com a variação da velocidade de deslocamento foi mais perceptível em baixas correntes de depósito, como observado por Shanmugam e Murugan (2006). A Figura 128 (b) mostra uma redução mais importante no reforço do cordão com o aumento da velocidade de deslocamento em 190A do que em 250A. A redução da velocidade de deslocamento promoveu um aumento do volume acumulado de depósito e do aporte térmico, o que implica no aumento do reforço, principalmente durante baixas correntes de deposição.

A Figura 128 (c) mostra que o efeito da interação entre os parâmetros “velocidade de deslocamento” e “frequência de pulso da alimentação dos arames” foi significativa na resposta de penetração do cordão. Comportamento que foi mais perceptível na redução da penetração

**Figura 128 – Efeito de interação entre os parâmetros corrente (a), velocidade de deslocamento (b), distância de afastamento entre eletrodo e a peça (c) e ângulo do eletrodo (d) na largura (W'), reforço (R), penetração (P) e diluição (D) do cordão.**



Fonte: Do autor.

com o aumento da velocidade de deslocamento em baixas frequências de pulso da alimentação dos arames (30Hz), já para frequências maiores (75Hz) a velocidade de deslocamento teve menor influência na redução da penetração. Para explicar esse comportamento, deve-se considerar que em baixas frequências de pulso, o intervalo de tempo em que o arame não está sendo alimentado é maior. Nesse caso, o calor aplicado atua apenas na fusão do metal base, contribuindo para uma alta penetração, comparando com as maiores frequências de pulso da alimentação dos arames.

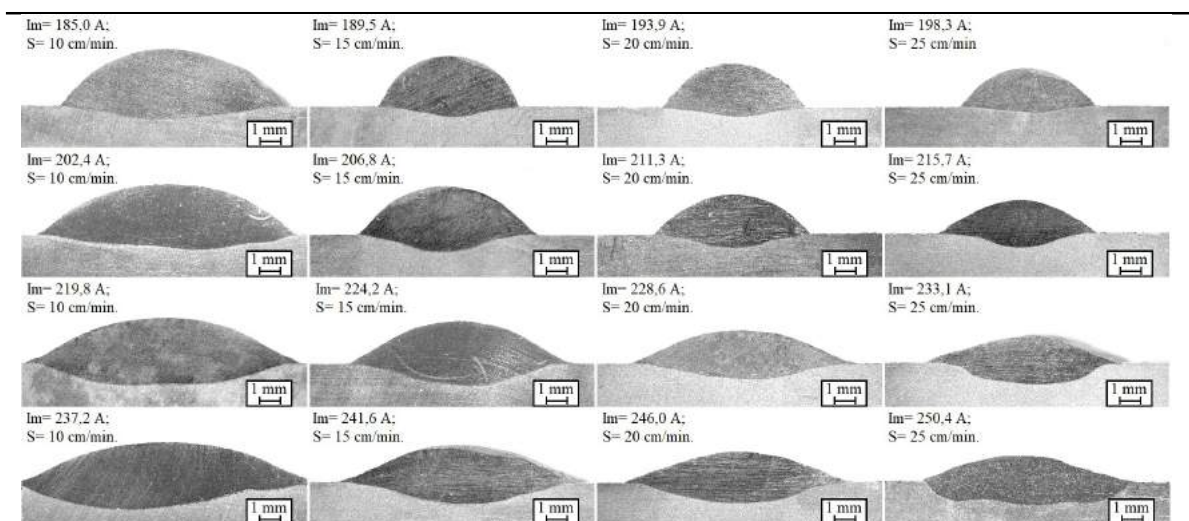
A interação entre os parâmetros de deposição só foi significativa para a diluição entre os termos “distância de afastamento” e “velocidade de deslocamento”, tendo como resultado o efeito da variação da velocidade de deslocamento perceptível apenas para maiores distâncias de afastamento. O mesmo pode ser dito para o efeito da distância de afastamento, sendo mais perceptível em altas velocidades de deslocamento, como pode ser visto na Figura 128

(d). O aumento da distância de afastamento da tocha reduz a intensidade do arco, afetando a profundidade de penetração do depósito e, conseqüentemente, reduzindo a diluição. Este efeito é mais pronunciado com a redução do aporte de calor, gerado pelo aumento da velocidade de deslocamento.

#### A.4 TESTES DE CONFIRMAÇÃO DOS RESULTADOS

Após a obtenção dos modelos de geometria e diluição dos cordões, experimentos adicionais para verificar a confiabilidade dos modelos foram conduzidos sob uma faixa de corrente de 185 a 250 A e velocidades de deslocamento entre 10 e 25 cm/min. Os depósitos resultantes são mostrados na Figura 129.

**Figura 129 – Imagens da seção transversal dos cordões mostrando as variações na geometria resultante do efeito da corrente e velocidade de deslocamento.**



**Fonte: Do autor.**

A partir desses experimentos, os valores de largura, reforço, penetração e diluição foram obtidos pelo mesmo método de análise de imagens já descrito. Além disso, os valores teóricos foram calculados a partir dos modelos gerados para cada resposta, e o erro relativo entre os valores calculados e os obtidos experimentalmente foi determinado para este novo conjunto de testes, seguindo a metodologia usada por Madadi *et al.* (2012). O erro relativo calculado entre os modelos completos, em relação aos resultados obtidos nesta etapa de “testes de confirmação dos resultados”, foram de 11,2% para largura, 25,2% para reforço, 19,7% para penetração e 3,1% para diluição. Por outro lado, para o modelo reduzido, os erros foram: 8,5% para largura,

30,8% para reforço, 15,1% para penetração e 5,7% para diluição.

Se considerar que o valor dos erros relativos são equivalentes a parcela em que o coeficiente de determinação ( $R^2_{\text{previsto}}$ ) não representa, pode-se concluir que ambos os modelos, completos e reduzidos, apresentam boa confiabilidade.

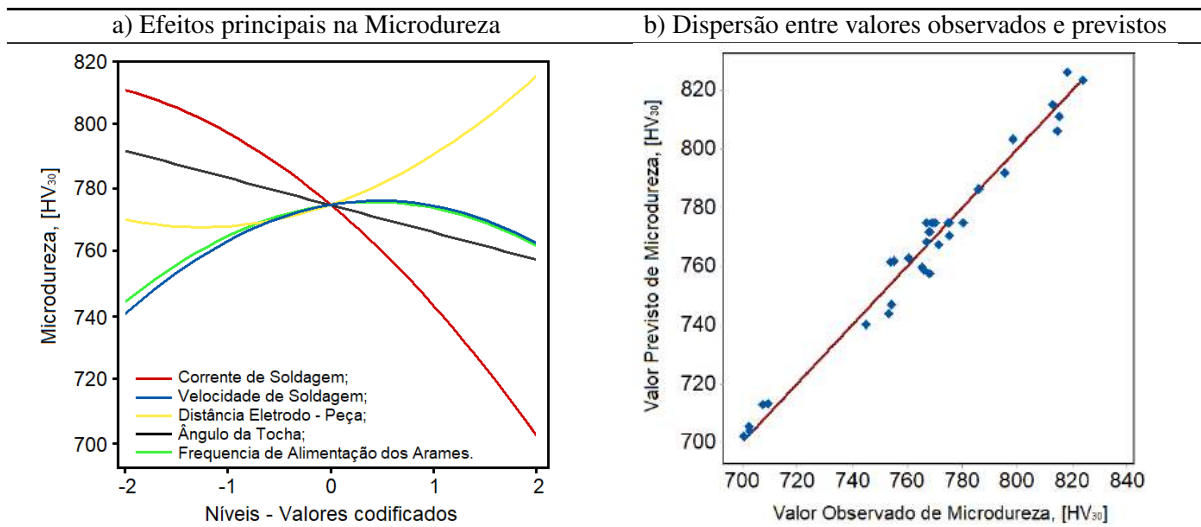
Além disso, os experimentos adicionais confirmaram que o principal mecanismo que determina a geometria do cordão é a interação entre a corrente de deposição e a velocidade de deslocamento, conforme mostrado na Figura 129. Em baixas velocidades, a entrada de calor é suficiente para derreter o volume de arame alimentado. O calor excedente atua reduzindo o reforço e aumentando a penetração e a largura, sendo mais pronunciado para maiores correntes de deposição (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009). Portanto, um aumento no aporte de calor aumenta a diluição, o que pode ser prejudicial para a microestrutura em aplicações onde são necessárias características de resistência à abrasão.

#### A.5 CARACTERIZAÇÃO DA MICRODUREZA DOS CORDÕES

A Figura 28 localizada no Apêndice - E, apresenta os valores de microdureza dos cordões usados para análise estatística e para a obtenção dos dados que estão apresentados na Figura 130. Estes ensaios foram realizados na seção transversal dos cordões, nos pontos como está descrito na página 105 pela Figura 57 e conforme as condições de experimentos descrito na página 94 pela Tabela 9.

Desta forma, a Figura 130 (a) mostra os efeitos principais da frequência de pulso da alimentação dos arames (F), ângulo da tocha (D), distância de afastamento (H), corrente (I) e velocidade de deslocamento (S) na microdureza do cordão. Entretanto, a Figura 130 (b) mostra a dispersão entre os valores observados e dos valores previstos da microdureza dos cordões. Considerando estes dados pode-se dizer que essa dispersão é baixa, além disso, a Figura 130 relembra os valores para os níveis codificados dos parâmetros de deposição.

**Figura 130 – [Efeitos principais dos parâmetros de deposição na microdureza dos cordões (a) e diagrama de dispersão entre os valores observados e valores previstos (b).**



Parâmetro	Unidade	Notação	Níveis - Valores codificados				
			-2	-1	0	1	2
Corrente Média	(A)	$I_m$	190	210	230	250	270
Vel. deslocamento	(cm/min)	S	5	10	15	20	25
Dist. Eletrodo-Peça	(mm)	H	8	10	12	14	16
Ângulo da Tocha	(°)	D	5	10	15	20	25
Alim. Arames (Frequência)	(Hz)	F	30	45	60	75	90

Fonte: Do autor.

Na apresentação do efeito dos parâmetros de depósito na microdureza dos cordões, a faixa de corrente utilizada na deposição dos cordões se mostrou bastante influente nos valores de microdureza, sendo que em baixos valores da corrente, a dureza foi relativamente mais alta em relação às deposições com valores maiores da corrente de depósito, assim como nos estudos de Kiaee (2014)

A velocidade de deslocamento e a frequência de pulso da alimentação dos arames apresentaram curvas de respostas semelhantes, com pico de maior microdureza em torno de 18 cm/min e 70 Hz, respectivamente. Já o efeito do aumento da distância de afastamento entre o eletrodo e a peça foi de aumento na microdureza, a partir de 11 mm, abaixo desta distância a microdureza tende a não ter influência significativa. E o aumento do ângulo da tocha teve um efeito linear decrescente na microdureza, como pode ser visto na Figura 130 (a).

Uma equação também foi gerada da microdureza dos cordões para orientar novos estudos, foram desconsiderados os termos estatisticamente insignificantes ou com significância menor que 95%, ou seja, com “valor-P” maiores que 0,05. Esse resultado é apresentado pela



Equação 29.

$$\begin{aligned}
 Dureza_{Red.} = & + 928 + 2,04 * I_m - 5,16 * S - 39,39 * H + 0,88 * D - 0,02 * F \\
 & - 0,01144 * I_m^2 - 0,2331 * S^2 + 1,124 * H^2 \\
 & - 0,02429 * F^2 + 0,0999 * (I_m * S) - 0,0739 * (I_m * D) \\
 & + 0,02460 * (I_m * F) - 0,1617 * (S * F) + 1,201 * (H * D)
 \end{aligned} \tag{29}$$

Os coeficientes de determinação ( $R^2$ ), que indicam conformidade do ajuste para o modelo de microdureza, o coeficiente de determinação ajustado ( $R^2_{ajustado}$ ) e o coeficiente de determinação que representa novas previsões ( $R^2_{previsto}$ ), tanto para o modelo completo quanto para o modelo reduzido, são mostrados na Tabela 25.

**Tabela 25 – Coeficiente de determinação e de previsão entre o modelo completo e reduzido da dureza do cordão.**

	Modelo Completo			Modelo Reduzido		
	$R^2$	$R^2_{Aj.}$	$R^2_{previsto}$	$R^2$	$R^2_{Aj.}$	$R^2_{previsto}$
<b>Dureza</b>	98,56%	95,93%	70,80%	97,43%	95,32%	89,01%

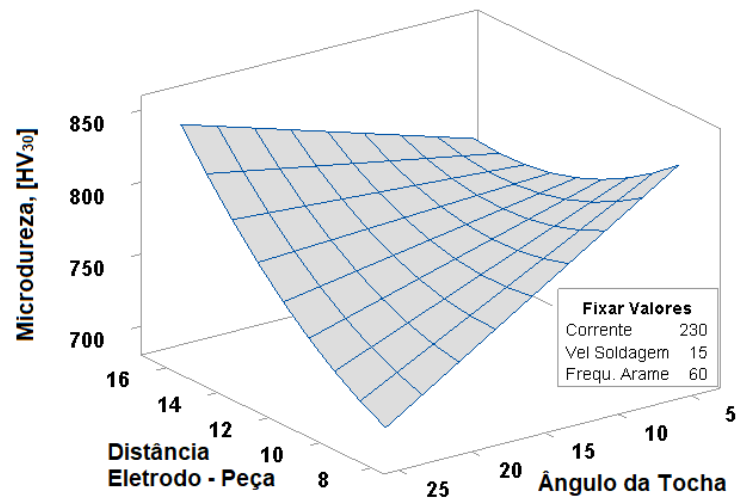
Fonte: Do Autor.

Com estes resultados, pode-se confirmar que, com a utilização da equação reduzida, além da sua utilização ser mais simples, o percentual de previsão de novos resultados é maior do que os resultados obtidos pela equação com todos os termos (modelo completo), conforme mostra o coeficiente de determinação  $R^2_{previsto}$ . Além disso, os valores do coeficiente de determinação encontrados nesta tese são maiores do que os valores do coeficiente de determinação para a dureza encontrados por Madadi *et al.* (2012).

Além de considerar os efeitos principais, o modelo também considera a interação entre alguns dos parâmetros de deposição, e o mais relevante em termos quantitativos foi a interação entre a distância de afastamento e ângulo da tocha.

Esta interação é mostrada na Figura 131, pode-se perceber que, em menores distâncias de afastamento, o aumento do ângulo da tocha teve efeito de redução na microdureza devido à redução da tensão do arco e ao aumento da largura da poça de fusão gerada pelo processo GTAW, fazendo com que aumente o aquecimento da peça e resfrie mais lentamente.

**Figura 131 – Efeito da interação entre distância entre o eletrodo e a peça e ângulo da tocha na microdureza do cordão.**



Fonte: Do autor.

## A.6 OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS

Além da possibilidade de determinar os valores para geometria, diluição e microdureza dos depósitos pelas equações elaboradas neste trabalho, foi realizado um estudo de otimização dos parâmetros de deposição para obter mínima diluição. Porém, conforme visto na página 209, os parâmetros selecionados para a deposição dos revestimentos foram diferentes destes parâmetros ótimos obtidos pela função de “Otimizador de Respostas” do software Minitab® 17, devido à sequencia das análises realizadas neste trabalho. A Tabela 26 mostra os parâmetros de deposição para a condição otimizada e a condição escolhida para na deposição dos cordões e revestimentos nas etapas posteriores. Além disso, a tabela mostra os valores calculados para as respostas de microdureza e diluição para a condição otimizada e selecionada para a realização dos experimentos seguintes.

Para obter a condição otimizada foi levado em consideração a maximização da largura, reforço e dureza do cordão. Além disso, a minimização da diluição e penetração do cordão também foi considerada para obter os parâmetros otimizados.

A condição selecionada para a deposição dos cordões e camadas de revestimento foi diferente da otimizada devido alguns fatores que foram considerados, como:

- Dificuldade de abertura do arco elétrico com ignição por tensão em alta frequência, devido à elevada distância de afastamento entre o eletrodo de tungstênio e a superfície da peça, foi

**Tabela 26 – Comparação dos valores calculados de diluição e dureza entre a condição selecionada e condição otimizada dos parâmetros de deposição.**

Condição	Parâmetros de deposição					Respostas	
	$I_m$	S	D	H	F	Diluição (%)	Dureza (HV)
Otimizada	204	10	16	12	86	8,5	824
Selecionada	230	15	10	15	60	16,6	775

Fonte: Do Autor.

necessário fixar a distância em 10 mm, que se apresentou mais adequada para ionização do argônio na região de abertura do arco elétrico;

- Correntes de deposição próximas da mínima utilizada (200A), causaram problemas como baixa aderência do cordão na peça e falta de fusão dos arames (conforme mostrado na página 206). Foi necessário aumentar a corrente de deposição para garantir a minimização destes problemas, apesar de ter utilizado correntes menores nos ensaios de confirmação dos resultados, mostrados na página 221. Além disso, na segunda etapa do trabalho foi utilizado corrente pulsada com variação de pulso de 25%. Para isso, foi necessário utilizar corrente de pico compatível com o equipamento que, neste caso, é de 300 A com fator de trabalho 60%. Neste caso foi utilizado a corrente média de 230 A, resultante da pulsação de corrente entre os valores de 290 e 170A.
- Os parâmetros velocidade de deslocamento, angulo da tocha e frequência de pulso da alimentação dos arames, por convenção, foram utilizados valores médios da faixa de parâmetros selecionados para o planejamento experimental.

Além disso, outro ponto para minimizar os problemas foi realizar a limpeza e afiação da ponta do eletrodo periodicamente.

Esta parte do estudo deixa como sugestão para futuros trabalhos uma análise sobre a otimização dos parâmetros de deposição levando em consideração problemas como falta de fusão dos arames, soluções para facilitar a abertura do arco elétrico e equilíbrio na taxa de produção com mínima diluição, mas com aderência adequada do cordão no substrato.

## APÊNDICE B – CARACTERIZAÇÃO DO CORDÃO - ETAPA 2

A realização da etapa 2 teve como principal objetivo definir qual parâmetro de deposição seria utilizado para fabricar os revestimentos. Para isso, alguns objetivos secundários também foram avaliados, como: o efeito da corrente pulsada, alimentação alternativa entre os dois arames e características de depósito entre 1 e 2 arames tubulares.

Então, foram depositados cordões pelo processo *GTAW* com os parâmetros mostrados na Tabela 10 da página 96, utilizando os arames “60” e “68” e para a condição de depósito com arame único, somente o consumível “60” foi utilizado. Os parâmetros mostrados nesta tabela foram definidos conforme visto no capítulo A - Caracterização e Modelamento do Cordão - Etapa 1,

O objetivo deste experimento foi de que a utilização da corrente pulsada proporcionasse a fusão completa dos arames e melhorasse a estabilidade de deposição dos cordões devido ao período de alta corrente no ciclo de pulsação do arco elétrico. Além disso, esperava-se que a oscilação da corrente proporcionasse a agitação da poça de fusão para refinar a microestrutura. Outra hipótese é de que a adição do segundo arame tubular proporcionasse o aumento no volume do depósito e com isso redução da diluição do metal de base.

### B.1 CARACTERIZAÇÃO DOS DEPÓSITOS

A caracterização dos cordões foi composta por inspeção visual, análise morfológica, de microdureza e microestrutural, que foram descritas a seguir. Para facilitar a compreensão das análises, a identificação das amostras foi especificada da seguinte forma:

N X Y

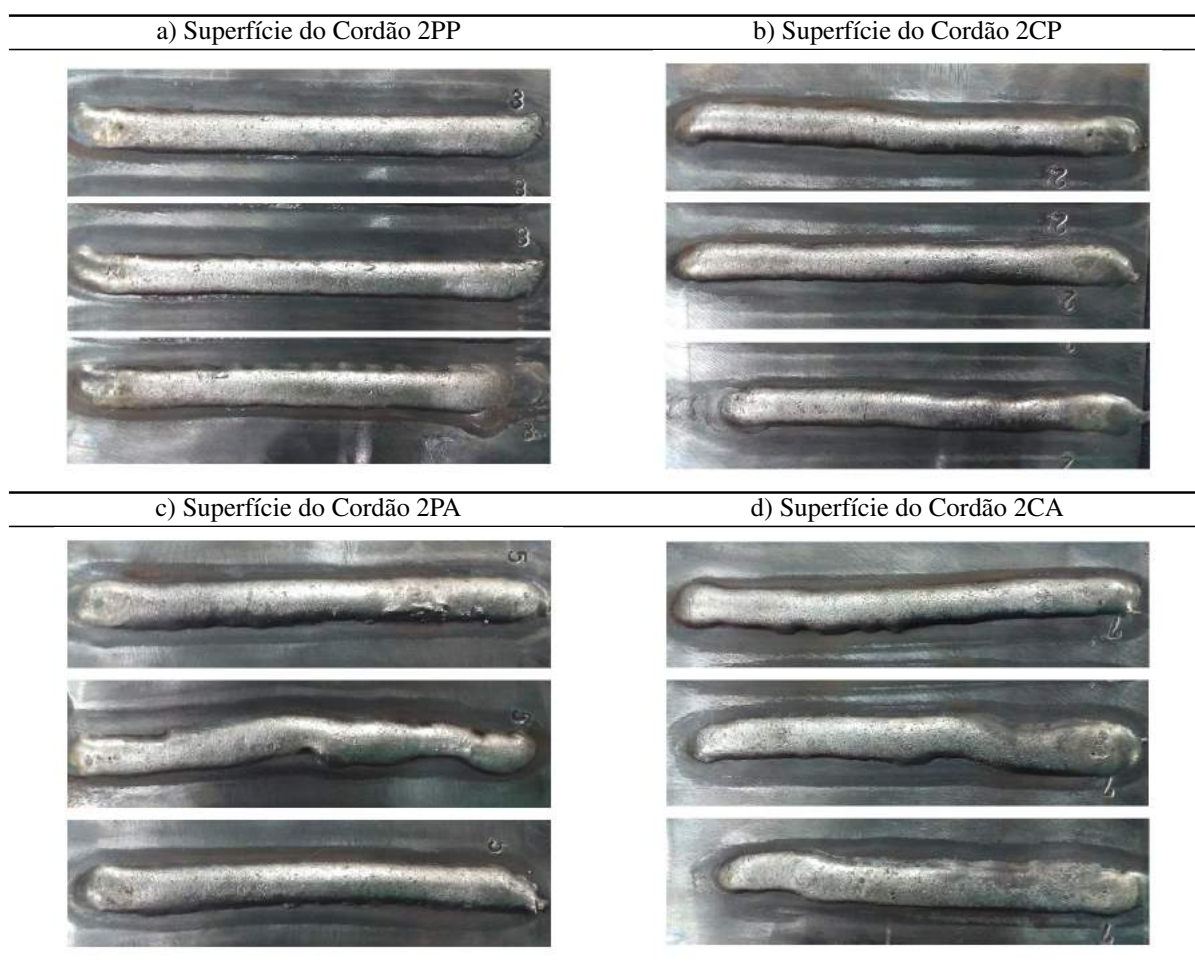
Ex. 2 C P

- N - Quantidade de arames - 1 (1 arame) ou 2 (2 arames);
- X - Tipo de corrente de deposição - C (corrente contínua (-)) ou P (corrente pulsada);
- Y - Tipo de alimentação do arame - P (alimentação pulsativa dos arames) ou A (alimentação alternativa dos arames);

### B.1.1 Inspeção visual

A inspeção visual consistiu na análise das imagens da superfície do cordão, para verificar a linearidade e integridade superficial do depósito como: superfície lisa, sem trincas e poros. A Figura 132 mostra a superfície das amostras “2PP”, “2CP”, “2PA” e “2CA”, sendo que os parâmetros de depósitos foram, respectivamente: corrente pulsada e alimentação pulsativa (2PP), corrente contínua e alimentação pulsativa (2CP), corrente pulsada e alimentação alternativa (2PA), e corrente contínua e alimentação alternativa (2CA). Em todas estas condições, os cordões foram depositados com dois arames, sendo eles: “arame 60” e “arame 68”.

**Figura 132 – Integridade superficial e linearidade do depósito para as condições 2PP (a), 2CP (b), 2PA (c) e 2CA (d).**



Fonte: Do autor.

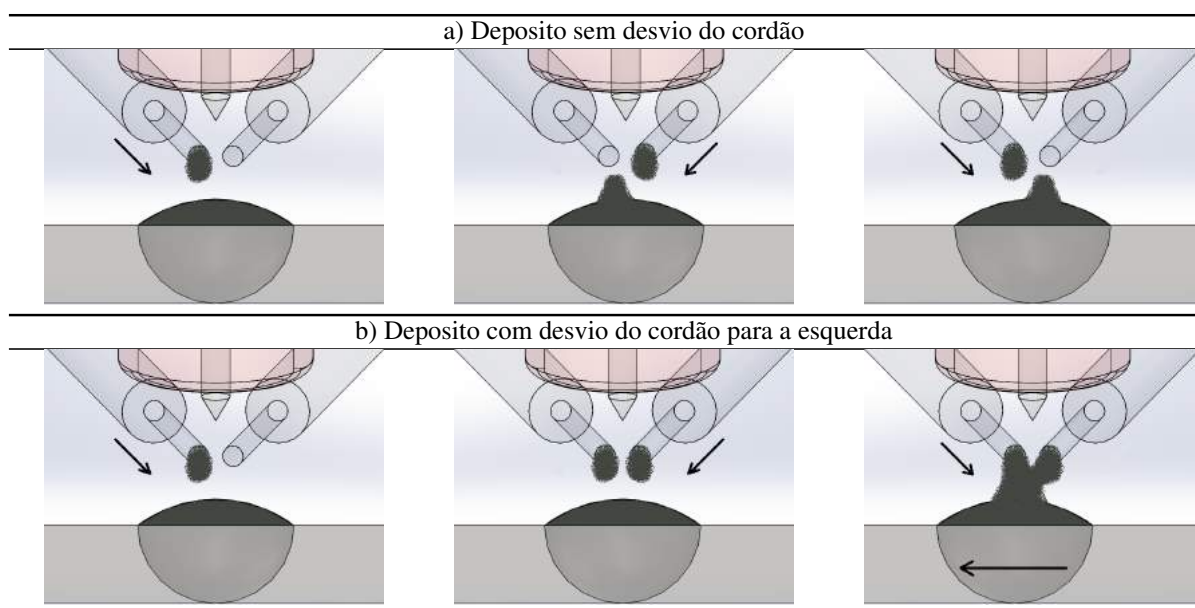
Pela avaliação visual da superfície dos depósitos, visualmente pode-se perceber na Figura 132 que os todos cordões não apresentaram defeitos em escala macroscópica como poros, trincas e falta de fusão dos arames. Além disso, os cordões depositados com alimentação pul-

sativa apresentaram maior linearidade do que quando depositados com alimentação alternativa, tendo como melhor resultado o depósito realizado com corrente pulsada.

A alimentação alternativa proporcionou aos depósitos a mudança na direção do cordão prejudicando sua linearidade. Este comportamento pode estar associado ao desvio do arco elétrico causado pela deposição da gota com maior volume de material fundido durante a alimentação de um dos arames.

Com isso, a alimentação alternativa dos arames possibilitou a instabilidade da deposição, pois se um dos arames não deposita a gota durante o ciclo de alimentação e o segundo arame faz corretamente seu papel, o arame que não depositou corretamente as gotas terá um maior volume de material para o próximo ciclo de depósito, causando o desvio do cordão. Além disso, a montagem dos alimentadores fora do alinhamento com o eletrodo de tungstênio pode contribuir para o desvio do cordão. Com o esquema da Figura 133, pode-se fazer um melhor entendimento do mecanismo de desvio do cordão.

**Figura 133 – Esquema que representa o mecanismo de desvio do cordão para a forma de alimentação alternativa dos arames**



**Fonte: Do autor.**

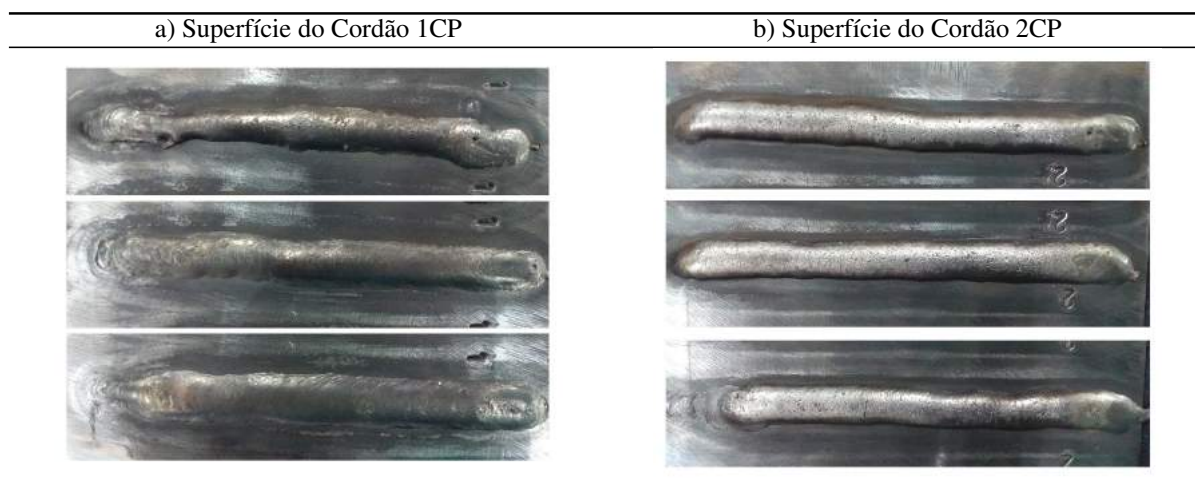
Um ponto que deve ser considerado, mas depende muito da sensibilidade do operador, é que os depósitos realizados com corrente pulsada e alimentação pulsativa foram mais suaves em relação as demais condições de deposição. Esta afirmação é uma percepção do operador (do autor, no caso) durante a realização dos depósitos que pode ser explicado pelo efeito do pico de corrente, que causa a maior potencial de fusão dos arames, e da alimentação simultânea dos

arames, que permite um depósito mais linear, como pode ser visto para a condição 2PP.

A suavidade no depósito pode estar relacionado com picos de corrente (neste caso 290 A) que possibilitam maior taxa de fusão do metal de adição, além disso promove a agitação da poça de fusão. Durante o período de corrente de base (neste caso 170 A), acontece o resfriamento do cordão contribuindo para a redução da diluição. A suavidade do depósito pode aumentar se houver o sincronismo entre o período de alimentação do metal de adição e o pico de corrente, ou se a pausa da alimentação dos arames for coincidente com o período de corrente de base. Neste sentido, este trabalho não conseguiu promover este cenário de sincronismo com eficiência, mas este estudo pode ficar como sugestão de um estudo posterior.

Partindo para ponto de vista de produtividade, os depósitos realizados com um arame (aramé “60”) foram comparados com os depósitos obtidos com dois arames, conforme a Figura 134. Pode-se perceber que, na vista superior, os cordões da condição “1CP” são mais irregulares que os cordões da condição “2CP”, porém ambos com aspecto superficial íntegro. Na seção B.1.2 a seguir, foram mostrados o perfil dos cordões e os pontos de comparação entre as condições de um e dois arames.

**Figura 134 – Integridade superficial e linearidade dos depósitos realizados com um arame (1CP) (a) e dois arames (2CP) (b).**



**Fonte: Do autor.**

No caso dos cordões depositados com um arame, conforme observado na Figura 134 (a), a linearidade do cordão foi comprometida devido ao baixo volume de material da gota, ou seja, para a mesma velocidade de alimentação do metal de adição, teoricamente o depósito com dois arames tem o dobro do volume de material produzindo um cordão com reforço reduzido. O mesmo mecanismo de falha da gota por ciclo de depósito pode ocorrer gerando o estreitamento

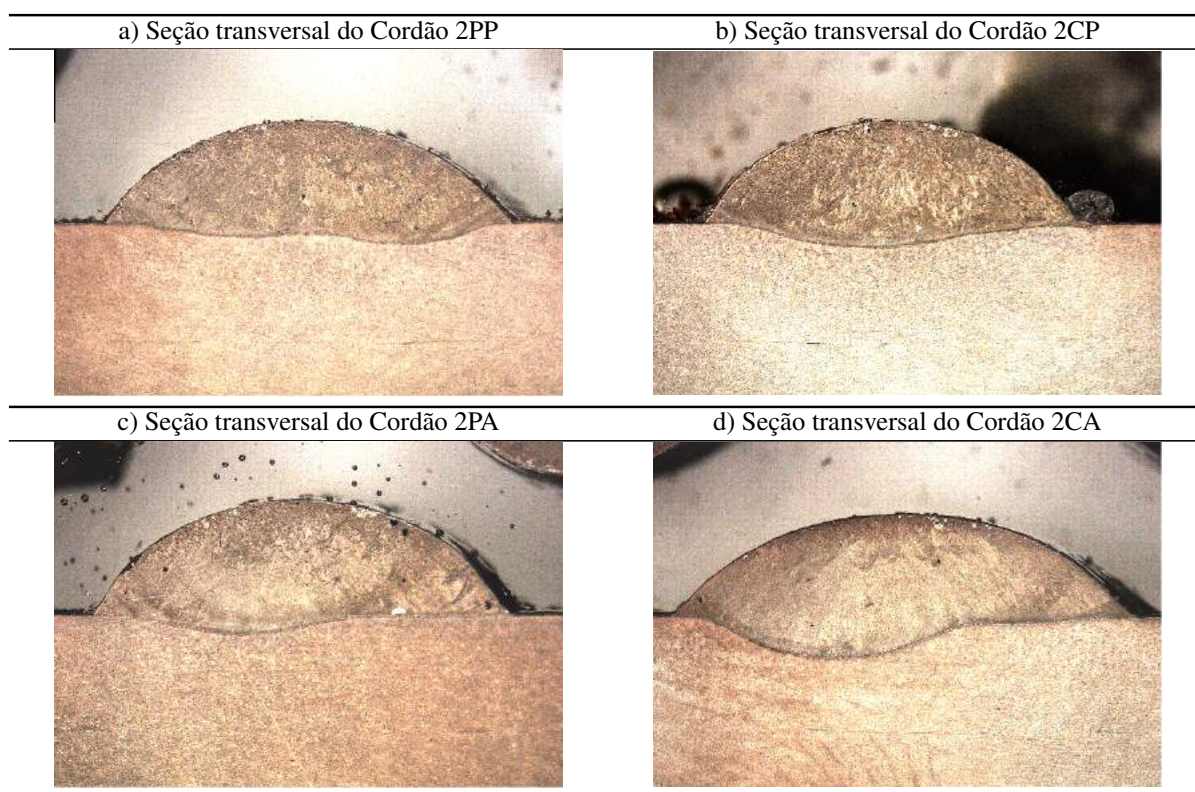
e, até mesmo, o desvio do cordão.

Como o estudo dos cordões foi realizado com dois arames em uma condição aleatória para testar a produtividade, não se pode afirmar que os cordões depositados com um arame não são passíveis de formar um revestimento de qualidade. Neste caso, apenas afirma-se que a qualidade dos cordões depositados com dois arames são superiores aos depositados com um arame para este estudo, outros resultados de diluição a seguir corroboram esta afirmação.

### B.1.2 Morfologia dos cordões

Análises da seção transversal dos depósitos desta segunda etapa foram mostrados na Figura 135 e Figura 136. É possível verificar que a condição de deposição escolhida na “Etapa 1” formou cordões com geometria adequada para fabricação de revestimentos.

**Figura 135 – Seção transversal dos depósitos para as condições 2PP (a), 2CP (b), 2PA (c) e 2CA (d).**



**Fonte: Do autor.**

Pela Figura 135, considerando apenas o perfil transversal do cordão, pode-se caracterizar os cordões depositados com alimentação pulsativa como “penetração uniforme” e os depósitos com alimentação alternativa como “penetração irregular”, independente do tipo de corrente utilizada. Outras características geométricas, como largura, reforço e molhabilidade do

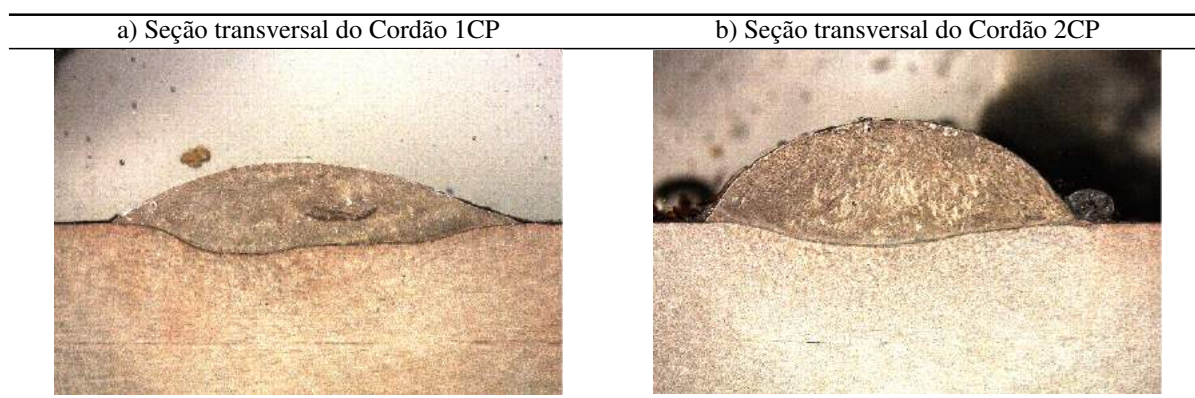


cordão, apresentaram-se adequadas aos requisitos para o depósito de revestimentos para todos os cordões analisados.

A Figura 136 mostra o corte transversal das amostras “1CP” e “2CP” depositadas com um e dois arames, respectivamente, para medir o ganho de produtividade do processo de deposição de revestimentos com dupla alimentação de arame, proposto neste estudo.

Para isso, os dados de área da seção transversal foram obtidos por análise das imagens e representados na Figura 136. As amostras “2CP” apresentaram valor médio de área de 23,4 mm<sup>2</sup>, por outro lado, as amostra “1CP” foram aproximadamente 25%, menor com valor médio de área de 17,7 mm<sup>2</sup>, para o universo de 6 medidas em cada condição.

**Figura 136 – Comparação geométrica entre depósito com um (1CP) (a) e dois arames (2CP) (b).**

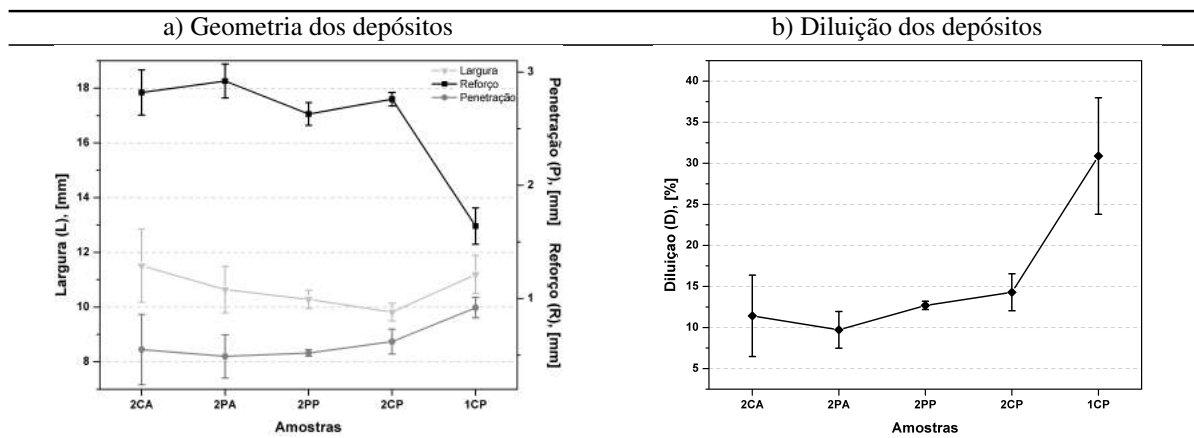


Fonte: Do autor.

Os valores médios de diluição e geometria do depósitos são mostrados na Figura 137. Em relação a geometria dos depósitos, pode-se dizer que não houve uma diferença significativa entre as condições depositadas com dois arames, conforme mostra a Figura 137 (a), exceto para os resultados de reforço do cordão. Apesar do desvio padrão das amostras 2PP e 2CP apresentaram menores valores em relação as outras condições, independente da medida geométrica, mostrando que estas condições foram mais estáveis durante a deposição. O resultado mais importante mostrado pela Figura 137 (a) foi que com a adição do segundo arame, o reforço sofreu um aumento significativo contribuindo para a redução da diluição do depósito. O que é confirmado pelos resultados apresentados pela Figura 137 (b), onde a condição depositada com 1 arame apresentou maior diluição. Além disso, este resultado confirma a estabilidade durante deposição para os resultados de diluição da amostra 2PP, levando em consideração o desvio padrão desta condição.

Tomando como referência a condição “2CP” (condição escolhida pela etapa 1 deste estudo) para a comparação das amostras utilizando os mesmos parâmetros de deposição, exceto a

**Figura 137 – Comparação entre as condições de depósito 2CA, 2PA, 2P, 2CP e 1CP para os valores de geometria (a) e diluição (b) dos cordões.**



quantidade de arames, é possível realizar uma comparação com a condição “1CP” para verificar a questão de produtividade de depósito. A Figura 137 (a) mostra que a condição “1CP” apresentou como principal diferença a redução do reforço do cordão em aproximadamente 41%, a largura e a penetração apresentaram um aumento de aproximadamente 12,5% e 27,7%, respectivamente. Com isso, a diferença na diluição entre as amostras “1CP” e “2CP” foi de mais de 55%, sendo a condição depositada com um arame apresentou maior diluição.

A partir destes resultados é possível concluir que depositar cordões, com estas condições de ensaio específico, utilizando dois arames pode ser mais atraente por apresentar menor diluição e maior reforço do cordão, sendo características adequadas aos requisitos de um cordão para confecção de revestimentos resistentes a abrasão.

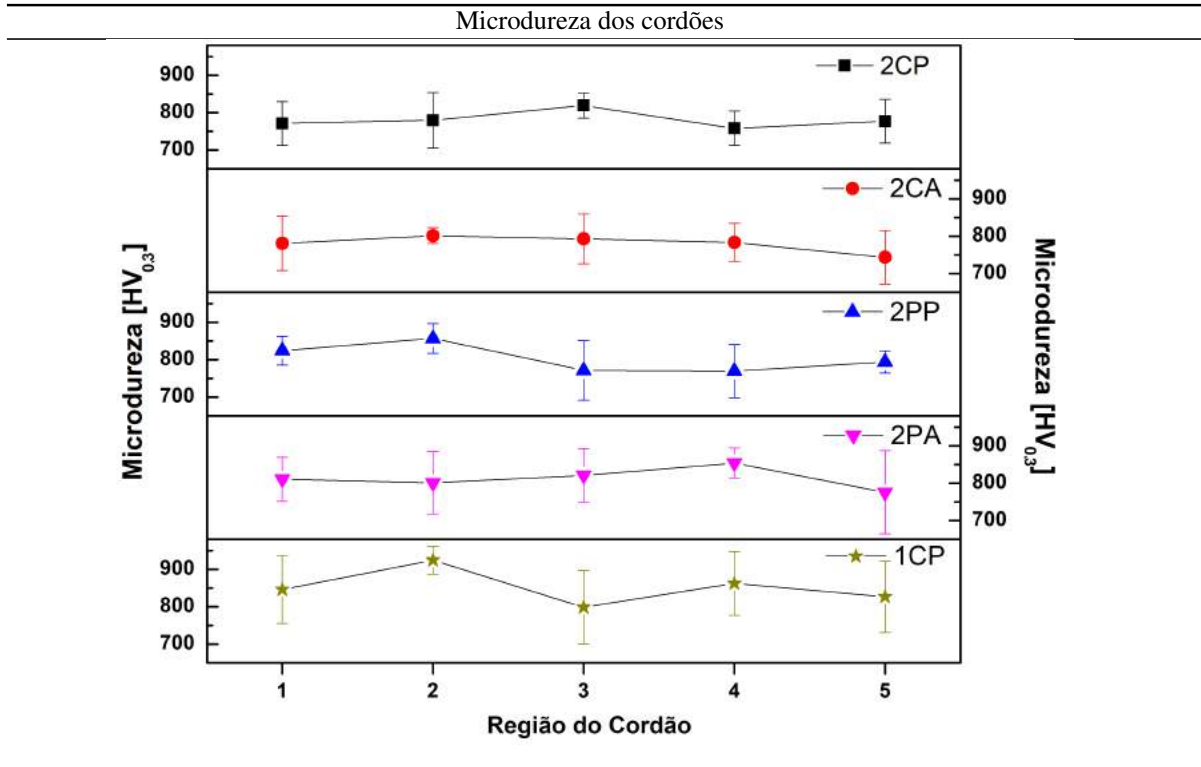
### B.1.3 Microdureza dos cordões

As medidas de microdureza desta segunda etapa foram realizada em cinco pontos diferentes na seção transversal dos cordões para verificar a uniformidade da microdureza do cordão.

Os resultados apresentados na Figura 138 mostram a dureza média para as amostras “2CP” e “2CA” com valores próximos a  $780 \pm 60 \text{ HV}_{0,3}$ , seguido das amostras “2PA” e “2PP” com valores em torno de  $805 \pm 76 \text{ HV}_{0,3}$  e a condição depositada com um arame “1CP” apresentou microdureza média acima de  $850 \pm 90 \text{ HV}_{0,3}$ . Porém, o desvio padrão do conjunto de amostras mostra que, para todos os valores de microdureza, não houveram diferenças significativas entre as condições de deposição, apenas uma tendência de maior valor. Estes resultados foram relevantes para inferir a homogeneidade da microestrutura pela microdureza no corte

transversal do material depositado.

**Figura 138 – Valores de microdureza realizados em 5 regiões do cordão para as condições de deposição 2CP, 2CA, 2PP, 2PA e 1CP.**



## APÊNDICE C – EFEITO DA CONFIGURAÇÃO DE DEPÓSITO NAS CARACTERÍSTICAS DOS REVESTIMENTOS - ETAPA 3

### C.1 CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE QUANTO AO EFEITO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO

O objetivo esta etapa foi avaliar os efeitos dos parâmetros de fabricação nas características do revestimento. Para isso, foram depositados revestimentos utilizando os parâmetros de corrente: contínua e pulsada, e de alimentação dos arames: pulsativa e alternativa, conforme mostrados na Tabela 12 disponível na página 97. Uma das hipóteses esperadas é de que o revestimento depositado com corrente pulsada apresentasse microestrutura mais refinada.

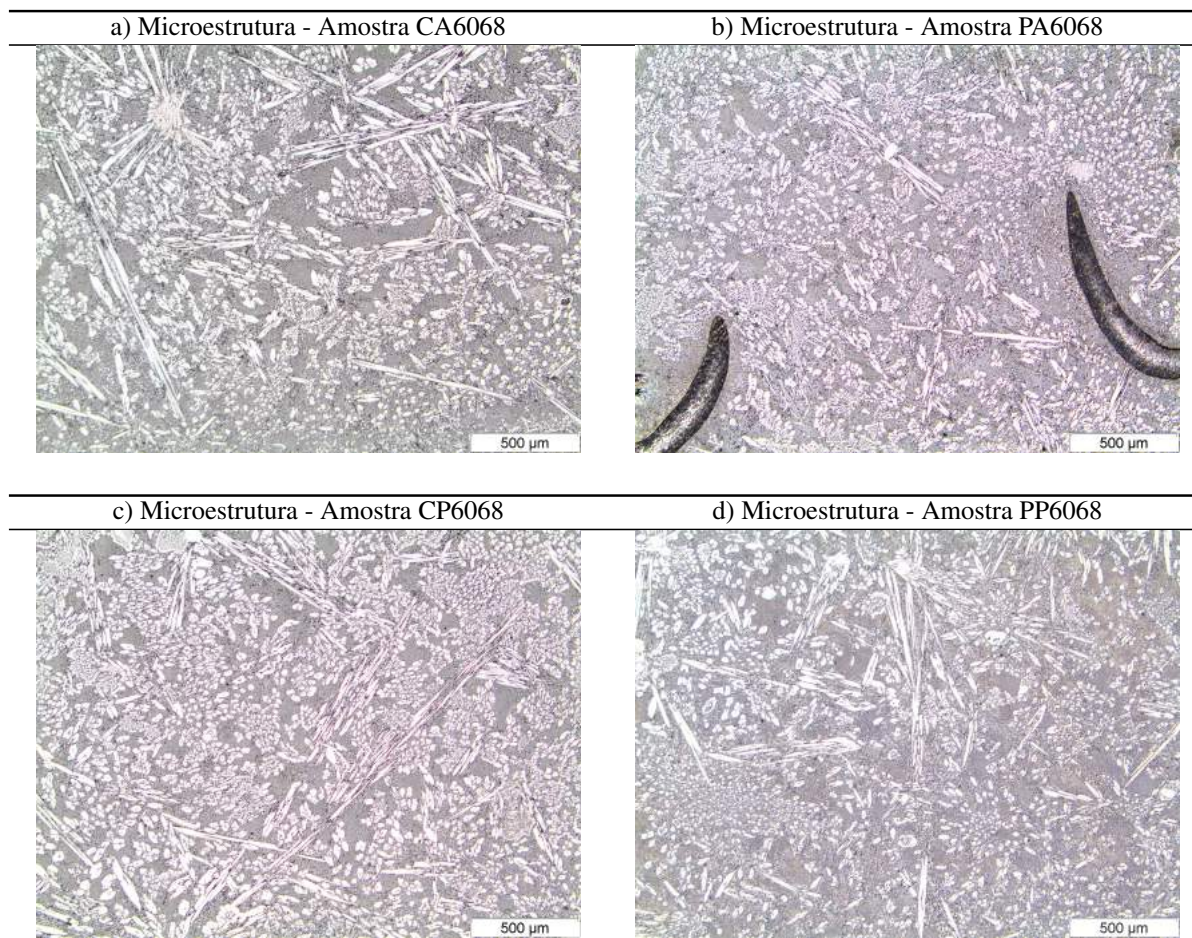
#### C.1.1 Efeito dos parâmetros de deposição na microestrutura

A microestrutura obtida nos depósitos realizados utilizando os parâmetros de deposição como variáveis: tipo de corrente e tipo de alimentação dos arames, é mostrada na Figura 139. É possível observar uma semelhança na microestrutura das quatro condições de deposição, que são formadas por alguns carbonetos hexagonais e outros mais alongados nas cores mais claras, a matriz pode ser visualizada pelas regiões em cinza escuro, exceto os pontos onde os arames foram fundidos parcialmente como na Figura 139 (b). Segundo Chang *et al.* (2009), estes carbonetos alongados são mostrados desta forma pela posição em que estão distribuídos na microestrutura e que foram cortados durante a preparação metalográfica na região de análise. O autor ainda completa que a morfologia de solidificação e o padrão de crescimento dos carbonetos são controladas pela poça de fusão e geralmente o eixo de crescimento dos carbonetos são paralelos a direção do fluxo de calor. Porém, com teor de carbono reduzido, a direção de crescimento dos carbonetos não segue este padrão.

Hawk (1995) estudaram as características da orientação dos carbonetos  $M_7C_3$  e perceberam uma diferença na dureza com a orientação destes carbonetos. A dureza medida nos carbonetos de orientação transversal foi maior que nos carbonetos de orientação longitudinal, com aproximadamente  $1587 HV_{0,05}$  e  $1346 HV_{0,05}$ , respectivamente.

Neste caso, onde o teor de carbono foi o mesmo para todas as condições variando apenas os parâmetros de deposição, visualmente pode-se estimar que a pulsação da corrente de deposição teve um efeito no refino da microestrutura, mas a alimentação pulsativa dos arames

**Figura 139 – Microestrutura dos revestimentos CA6068 (a), PA6068 (b), CP6068 (c) e PP6068 (d) depositados em camada única, com ampliação de 50x.**



**Fonte: Do autor.**

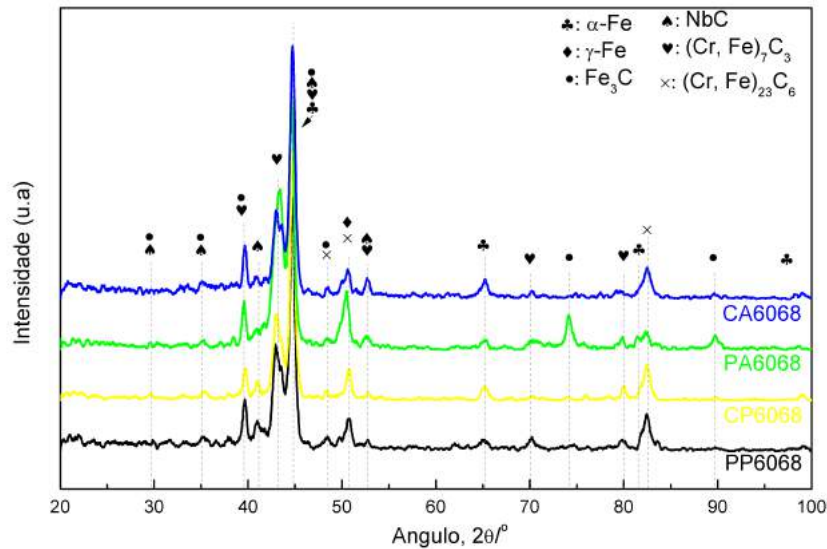
ajudou apenas na estabilidade da deposição e na linearidade dos cordões durante a fabricação dos revestimentos.

De uma forma geral, a condição de deposição CA6068 (Figura 139 a) apresentou alguns carbonetos maiores em relação as outras condições, mas não se pode generalizar esta formação, pois a distribuição microestrutural de todas as amostras não foi uniforme. Porém, esta distribuição com carbonetos maiores refletem nos dados de microdureza que serão apresentados mais a frente.

As fases foram confirmadas por difração de raios-X e os resultados estão mostrados na Figura 140. Pode-se perceber que os picos dos difratogramas das amostras CA6068, CP6068 e PP6068 são idênticos e a amostra PA6068 apresenta um pico mais acentuado na região de 74° que pode indicar a formação de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

Utilizando os resultados de difratograma de raios-X e as cartas de referência, a seguir: fases martensita ( $\alpha\text{-Fe}$ ) (JCPDS code: 00-006-0696), austenita ( $\gamma\text{-Fe}$ ) (JCPDS code: 96-901-

Figura 140 – Resultados de difração de raios-X para os revestimentos CA6068, PA6068, CP6068 e PP6068.



Fonte: Do autor.

4477), carbonetos de cromo ( $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ ) (JCPDS code: 00-005-0720) e  $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ ) (JCPDS code: 01-078-1500), carbonetos de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) (JCPDS code: 01-072-1110) e carbonetos de nióbio (NbC) (JCPDS code: 01-074-1222), foi possível confirmar a presença de carbonetos primários de nióbio (NbC) e de cromo do tipo  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$  e  $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ .

### C.1.2 Efeito dos parâmetros de deposição na microdureza

Os resultados do perfil de microdureza na seção transversal dos revestimentos para as amostras “CP6068”, “PP6068”, “PA6068” e “CA6068”, estão mostrados na Figura 141. O perfil de microdureza foi realizado em um comprimento de 10 mm, com distância entre as medidas de 0,2 mm.

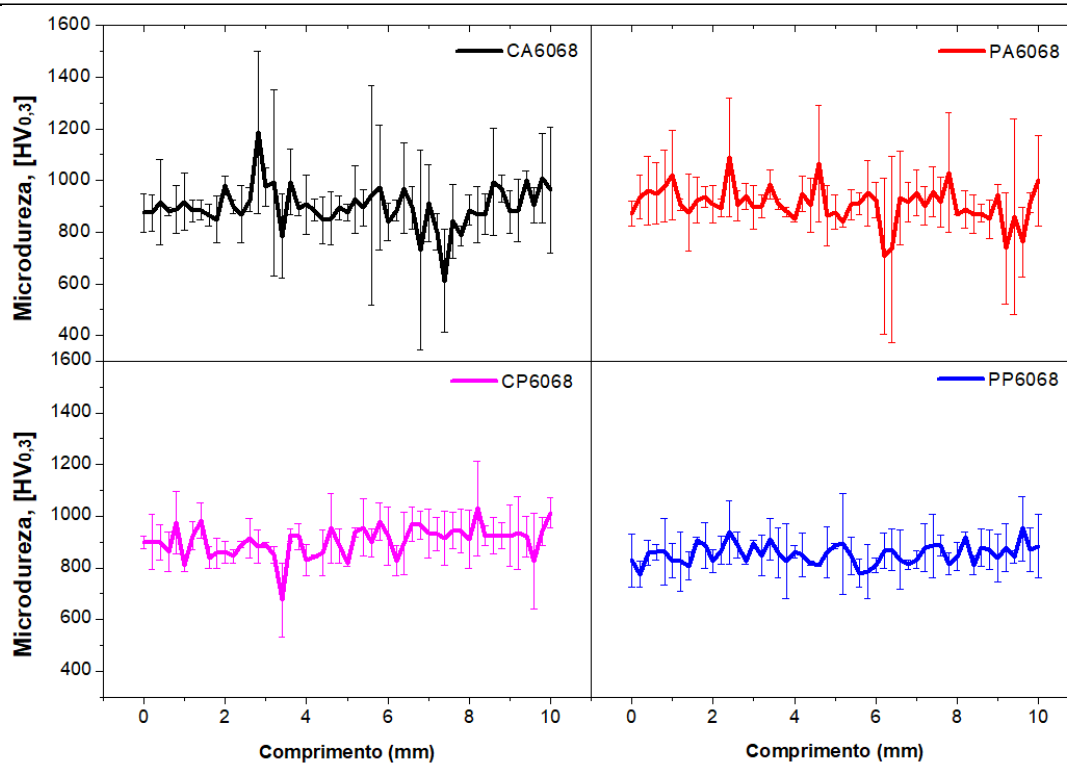
Estes resultados de microdureza refletiram a formação microestrutural dos revestimentos, de forma generalizada, onde a amplitude dos valores de microdureza foi menor, indica uma microestrutura mais refinada em relação a amostras em que essa amplitude é maior e, com isso, os resultados de microdureza representam um valor médio entre a matriz e os carbonetos.

Neste sentido, a condição “PP6068” confirma os resultados da interpretação visual (da Figura 139) de que esta condição apresenta microestrutura mais refinada em relação às depositadas com corrente contínua.

O perfil de dureza da condição “CA6068” mostra a diferença de valores de microdureza muito distantes, o que indica que os pontos onde foram realizadas as medições, a carga aplicada

no indentador não foi distribuída entre o segunda fase dura e a matriz, ou seja, nos maiores valores de microdureza foram medidos preferencialmente sobre carbonetos e nos valores mais baixos, medidas de microdureza podem ter sido realizadas exclusivamente sobre a fase eutética.












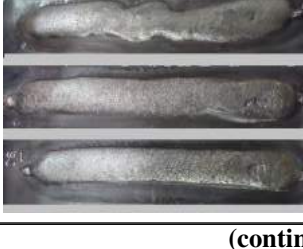
**Figura 141 – Perfil de microdureza Vickers para um comprimento de 10 mm nos revestimentos CP6068, CA6068, PA6068 e PP6068.**



Fonte: Do autor.

## APÊNDICE D – SEÇÃO TRANSVERSAL E SUPERFÍCIE DOS CORDÕES.












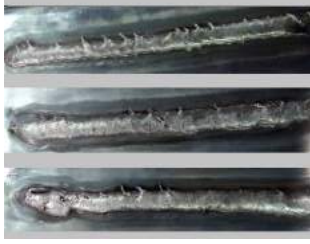
Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental

Nº	Seção Transversal	Superfície
01		
02		
03		
04		
05		
06		

(continua)








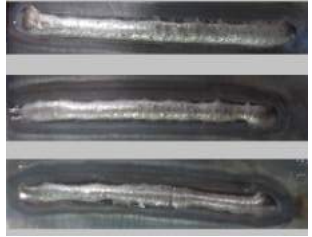






Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental.

Nº	(continuação)	
	Seção Transversal	Superfície
07		
08		
09		
10		
11		
12		












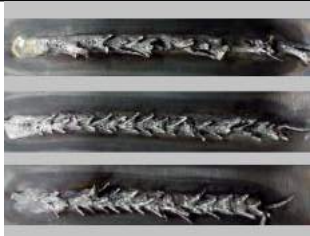
(continua)

**Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental.**

(continuação)		
Nº	Seção Transversal	Superfície
13		
14		
15		
16		
18		
19		

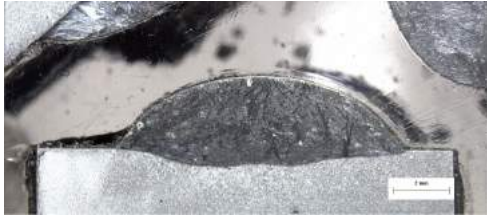

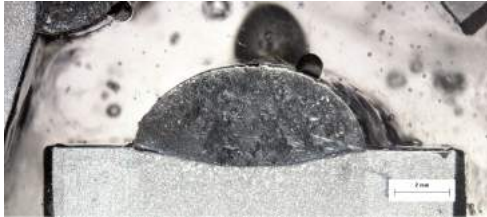









(continua)

Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental.

N°	(continuação)	
	Seção Transversal	Superfície
20		
21		
22		
23		
24		
25		



(continua)

**Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental.**

Nº	(continuação)	
	Seção Transversal	Superfície
26		
27		
28		
29		
30		
31		

(continua)

**Tabela 27 – Imagens da seção transversal e superfície dos cordões depositados seguindo o planejamento experimental.**

N°	Seção Transversal	Superfície
32		

**Fonte: Do autor.**

## APÊNDICE E – MICRODUREZA DOS CORDÕES.

**Tabela 28 – Valores de médios de dureza dos cordões do experimento principal.**

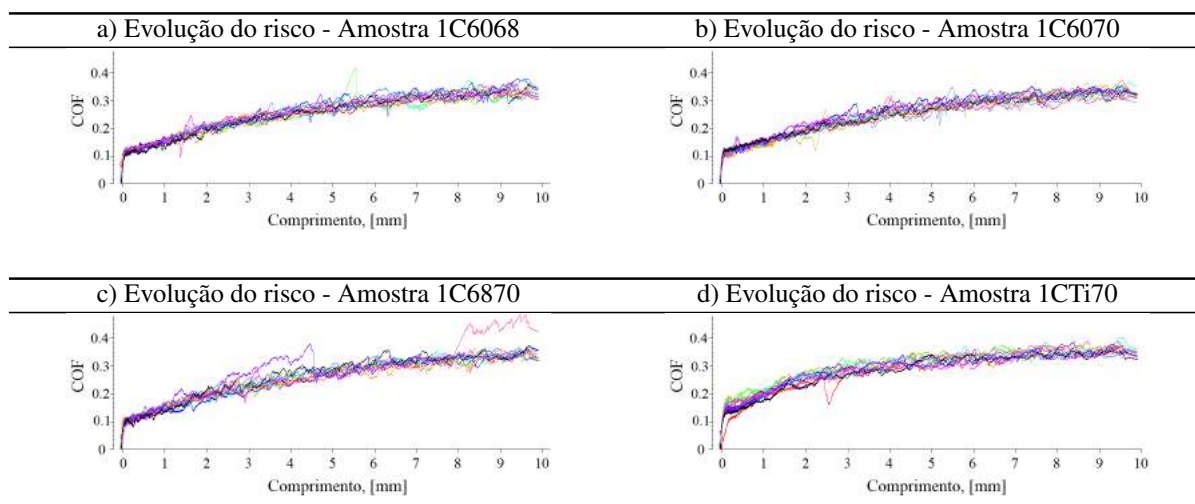
Nº	Posição das Medidas										Média	Dp
	1	Dp	2	Dp	3	Dp	4	Dp	5	Dp		
1	822,9	59,9	819,2	91,9	819,5	109,5	808,2	68,9	802,2	61,3	814,4	68,6
2	735,3	74,1	694,8	78,0	737,0	39,6	699,3	25,6	680,0	16,9	709,3	50,7
3	795,3	55,6	813,3	18,8	777,5	1,0	826,2	60,8	707,8	78,5	798,3	58,1
4	760,5	51,0	794,7	38,2	790,6	58,8	757,9	57,0	732,0	87,1	767,1	56,5
5	798,7	46,8	791,1	70,4	754,9	44,1	797,6	78,0	786,1	106,8	785,7	63,8
6	767,3	17,5	774,3	23,7	758,4	3,1	767,9	25,4	759,3	74,0	765,4	32,2
7	723,6	85,0	700,5	111,8	758,9	108,3	751,5	43,4	708,8	108,3	767,8	83,6
8	779,9	39,9	813,6	47,5	789,4	45,8	775,2	37,7	697,1	87,5	771,1	61,6
9	754,2	11,1	670,5	99,0	739,5	26,9	747,4	78,4	727,0	32,7	753,8	59,3
10	689,7	42,8	689,2	41,2	720,2	54,7	676,5	58,6	736,1	37,1	702,3	46,3
11	813,8	73,1	808,9	26,8	770,4	25,4	752,6	12,1	740,2	141,1	754,1	69,0
12	716,0	53,4	681,4	42,1	712,9	27,1	707,3	22,3	649,6	13,6	707,2	39,3
13	795,4	60,1	836,8	75,2	825,6	31,4	803,9	42,0	828,2	73,9	818,0	52,6
14	713,0	34,1	729,6	9,8	693,4	33,5	696,7	44,3	679,9	23,9	702,5	31,9
15	796,5	82,3	819,0	48,0	843,0	14,8	843,4	101,2	817,1	70,3	823,8	61,9
16	798,7	64,7	771,6	57,0	61,1	25,5	755,2	57,0	796,2	45,6	766,1	47,5
17	806,0	42,0	823,3	48,0	772,1	63,4	887,2	161,1	786,3	42,5	815,0	82,7
18	694,2	65,0	674,0	79,3	737,1	62,8	707,0	71,6	689,9	59,5	700,5	61,5
19	729,0	43,2	809,2	23,4	750,8	68,9	736,8	56,8	760,0	56,9	745,0	52,9
20	657,6	126,9	736,3	65,6	780,0	70,1	850,0	81,2	778,7	32,7	760,5	94,7
21	752,8	88,6	827,7	33,0	831,8	32,6	795,3	67,5	798,5	29,6	775,2	55,4
22	774,3	24,0	832,3	38,7	840,7	89,8	587,0	445,0	820,4	58,2	812,9	65,0
23	807,7	17,7	810,5	5,8	743,3	57,6	814,1	21,0	801,0	52,6	795,3	41,5
24	788,2	42,0	818,2	39,7	792,1	28,7	771,9	8,6	771,2	66,2	767,9	39,3
25	742,1	44,8	816,6	29,3	736,0	98,1	798,8	40,4	806,0	43,4	753,2	59,3
26	769,8	63,6	698,7	105,8	771,1	13,6	747,9	8,2	788,6	68,4	755,2	62,6
27	736,9	17,7	783,6	49,6	766,3	27,0	730,0	19,7	817,9	54,5	766,9	45,6
28	745,9	17,8	812,3	28,4	786,3	33,6	751,3	60,3	779,0	26,9	774,9	34,5
29	794,2	25,0	760,3	6,4	765,8	27,6	760,3	39,4	795,2	32,0	775,2	29,1
30	753,8	76,8	812,6	32,4	807,6	10,2	772,2	51,0	754,8	36,5	780,2	47,5
31	755,3	32,2	783,0	54,2	774,9	15,0	748,3	8,4	787,9	16,2	769,9	30,1
32	736,8	21,1	790,9	75,5	780,0	56,0	770,6	33,0	766,0	27,9	768,8	44,1

2.

**Fonte: Do Autor.**

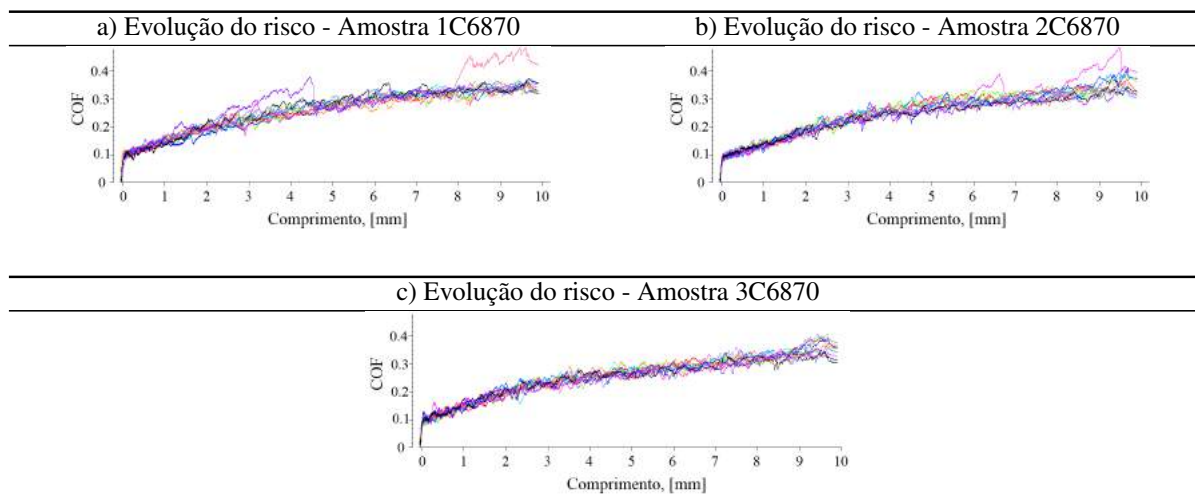
## APÊNDICE F – COEFICIENTE DE ATRITO DOS ENSAIOS DE RISCAMENTO.

Figura 142 – Evolução do coeficiente de atrito das amostras de revestimento 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTi70 (d), depositados com 1 camada.



Fonte: Do autor.

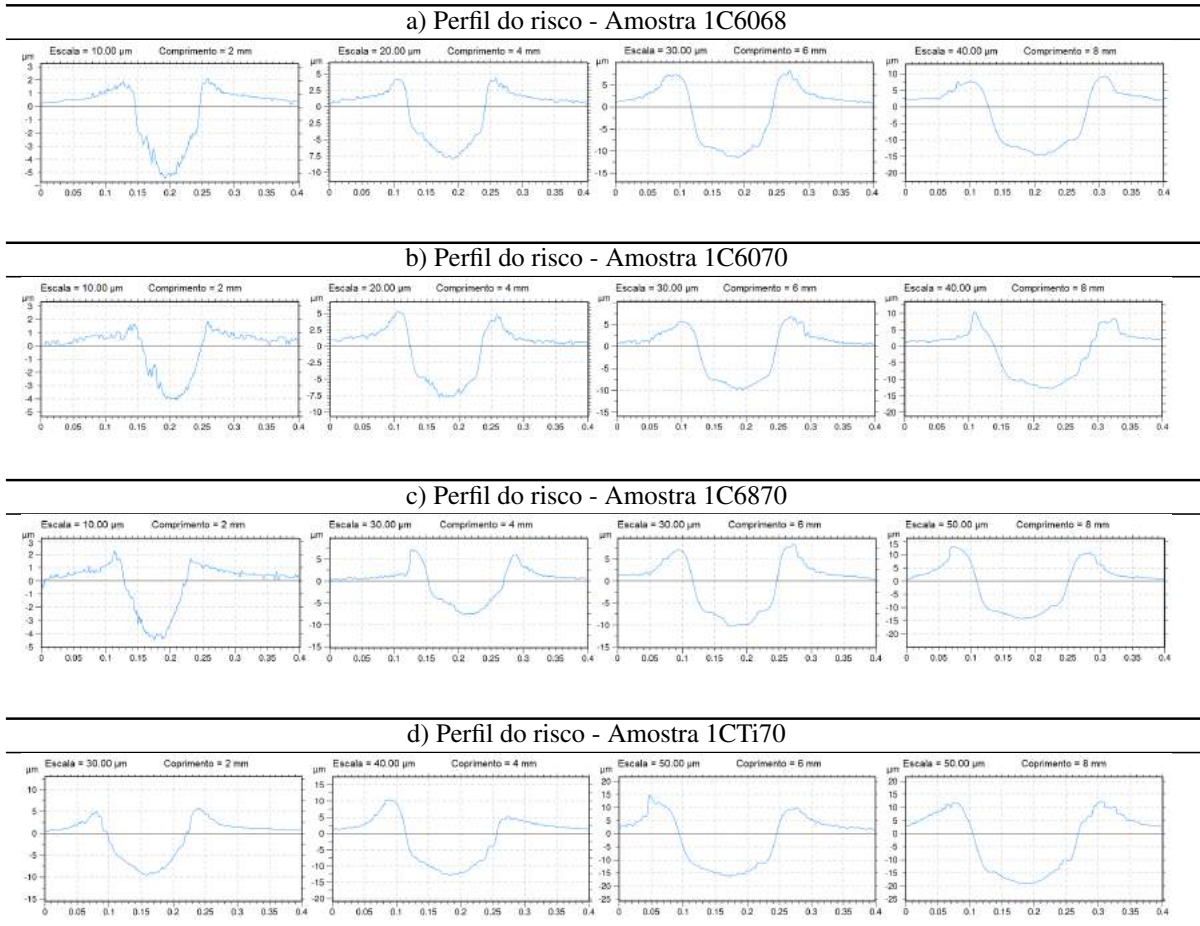
Figura 143 – Evolução do coeficiente de atrito das amostras de revestimento 1C6870 (a), 2C6870 (b) e 3C6870 (c), depositados com 1, 2 e 3 camadas.



Fonte: Do autor.

## APÊNDICE G – DADOS DE INTERFEROMETRIA PARA O PERFIL DOS RISCOS OBTIDOS NO ENSAIO DE RISCAMENTO LINEAR COM CARGA PROGRESSIVA.

Figura 144 – Perfil dos riscos das amostras de desgaste 1C6068 (a), 1C6070 (b), 1C6870 (c) e 1CTi70 (d).



Fonte: Do autor.



## APÊNDICE H – DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE DEPOSIÇÃO.

Para a realização deste trabalho foi necessário desenvolver um sistema para a deposição dos cordões e revestimentos. Este sistema foi composto pela fonte de energia, pelo alimentador dos arames, pelo sistema de deslocamento da tocha e controlador.

A fonte de energia é um equipamento comercial da marca Sumig, modelo Lion 300. O restante dos equipamentos que compõe o sistema de deposição foi desenvolvido especialmente para a execução destes experimentos e será descrito a seguir.

O alimentador dos arames foi desenvolvido basicamente pela montagem de dois alimentadores convencionais, composto por 4 roletes tracionados por um motor de corrente contínua. Os alimentadores foram montados sobre uma base que contém o suporte para as duas bobinas de 20 kg de arames cada, conforme mostrado na Figura 145.

**Figura 145 – Sistema de alimentação para dois arames.**

---

Alimentador para dois arames

---



---

**Fonte: Do autor.**

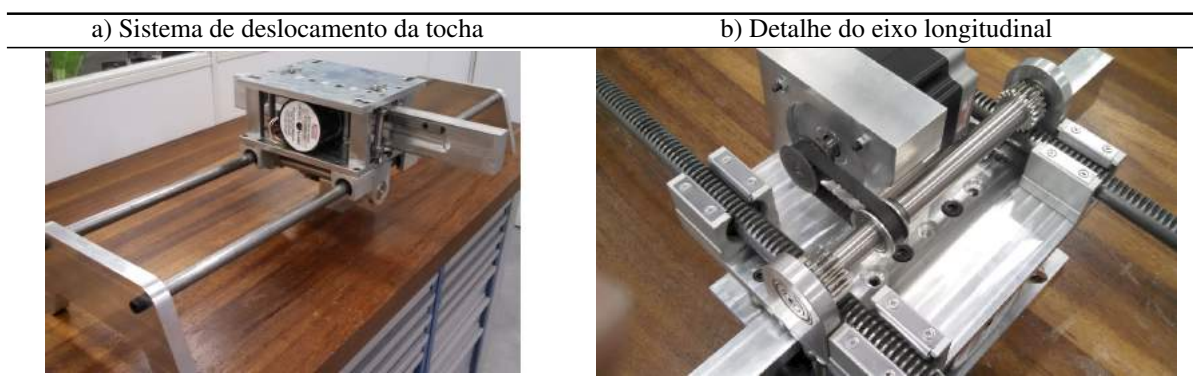
---

O sistema de deslocamento da tocha foi fabricado para mover-se nos sentidos longitudinal e transversal a uma distância de 600 mm e 300 mm, respectivamente. Dois motores de passo foram responsáveis pela movimentação dos eixos através de guias lineares e engrenagens cremalheira. O acoplamento entre o motor longitudinal com o eixo das engrenagens foi por correias sincronizadas e o motor transversal foi acoplado mecanicamente a engrenagem. O projeto e usinagem da estrutura do dispositivo foi totalmente realizado pelo autor do trabalho nos labo-

ratórios do Instituto Federal de Santa Catarina no campus Rau, além das peças comerciais como motores, rolamentos, correia, parafusos e mancais deslisantes. A usinagem da maioria das peças ocorreu em equipamentos de comando numérico computadorizado (CNC) como centro de usinagem e eletroerosão com fio de molibdênio. Para isso, previamente foi desenvolvido o projeto do dispositivo no software CAD (desenho assistido por computador) SolidWorks 2014 e, posteriormente, foi utilizado o software CAM (manufatura assistida por computador) EdgeCam para gerar os códigos de usinagem.

A Figura 146 a) mostra uma vista em perspectiva do manipulador de soldagem em fase final de fabricação e a Figura 146 b) mostra o detalhe do acoplamento do eixo longitudinal.

**Figura 146 – Sistema de deslocamento da tocha (a) e detalhe do eixo longitudinal (b).**



**Fonte: Do autor.**

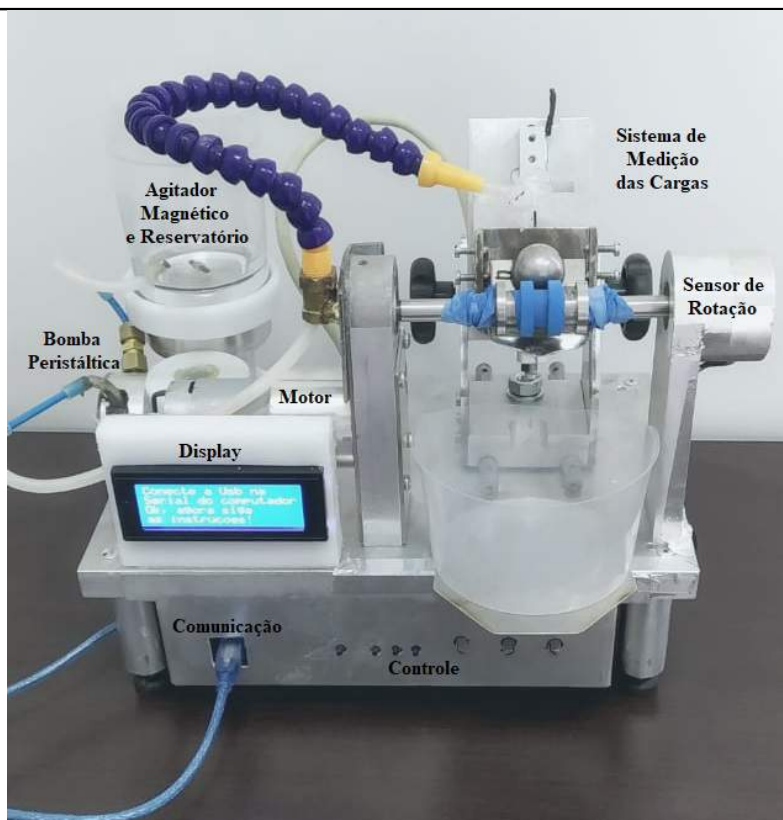
O controlador do sistema de deslocamento da tocha e do sistema de alimentação dos arames foi construído sob plataforma Arduíno. O controlador utilizado foi o Arduíno MEGA 2560, os motores de passo foram auxiliados por drive específico para motor de passo de 2 amperes e os alimentadores de arame foram auxiliados por drive de motor dc com dois canais de 30 amperes de pico Pololu Dual VNH5019. Um display em LDC 128x64 foi utilizado para interface dos parâmetros de leitura e para comando foram utilizados botões, chaves e potenciômetros.

## APÊNDICE I – DESENVOLVIMENTO DE UM DISPOSITIVO DE MEDIÇÃO DO COEFICIENTE DE ATRITO PARA O ENSAIO DE MICROABRASÃO.

Antes da fase de análise de resistência à abrasão das amostras, foi desenvolvido um equipamento para tal fim contemplando o dispositivo para medir a carga aplicada na amostra pela esfera e a carga resultante do atrito do sistema corpo/abrasivo/contra-corpo.

O dispositivo foi instrumentado por duas células de carga de 10 Newton (com resolução de 0,01N) para medir as forças e gerar o coeficiente de atrito. Os valores foram obtidos através da leitura realizada com o controlador Arduíno UNO amplificado pelo módulo eletrônico Hx711. Os dados foram disponibilizados pela serial do software Arduíno e compilados ao software Office Excel. A Figura 147 mostra o equipamento completo de microabrasão construído integralmente nos laboratórios do Instituto Federal de Santa Catarina, campus Rau.

**Figura 147 – Equipamento desenvolvido para ensaio de microabrasão.**



**Fonte: Do autor.**

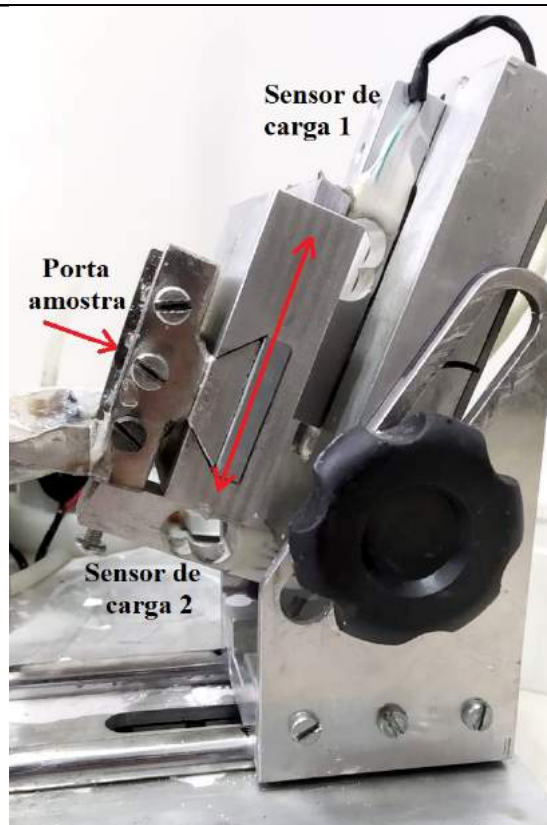
A calibração do sistema de cargas foi realizada antes dos ensaios utilizando massa de 100 gramas e conferido com masa de 200 gramas.

A Figura 148 mostra a montagem dos sensores de carga e do suporte deslizante da

amostra. O mecanismo para medir a força resultante entre o sentido de movimento da esfera e em relação a amostra foi de deslizamento, composto pela usinagem de um canal do tipo "rabo de andorinha" em um um bloco de alumínio lubrificado com vaselina.

Durante a realização dos ensaios, percebeu-se que as cargas aplicadas eram baixas em relação a massa dos componentes que compõe o mecanismo de medição das forças e ao coeficiente de atrito do sistema de deslizamento, interferindo nas medições da força resultante. Desta forma, o desenvolvimento foi utilizado, mas as medidas não foram consideradas para este estudo.

**Figura 148 – Detalhamento do sistema de medição das forças de ensaio.**



**Fonte: Do autor.**

## **ANEXO**

**ANEXO A – COMPOSIÇÃO DOS ARAMES TUBULARES OK TUBRODUR TIC E  
UTP AF LEDURIT 60, 68 E 70.**

**Figura 149 – Composição do arame UTP AF Ledurit 60.**



**voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda**

Rua Arnaldo Magnicaro nº 371  
04691-060 - São Paulo - SP  
Tel: (11) 5694-8377 - Fax: (11) 5631-4682

E-mail: info.welding@voestalpine.com  
Site: www.voestalpine.com/welding

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLACO

RUA DOS IMIGRANTES 445  
89254-430 JARAGUA DO SUL  
Brasil

**CERTIFICADO DA QUALIDADE**

**Test Report 2.2**

conforme / as per : EN 10204

No. : No. : 2016-000138638-1-900006-003

Rev. 0 Pagina / Page : 1 / 1

Pedido No	PO no.	EMAIL FERNANDO	de / Jf	05.02.2016
Ordem de Produção	Order no.	1005288840		
Fatura	Delivery note/pos./splitt	2005327507/000010/900006	de / of	15.02.2016
Produto	Product	Arame Tubular (FCW) / GMAW tubular cored wire electrode		281802 85670
Designação da Marca	Trade name	<b>UTP AF LEDURIT 60</b>		SV1E140F 0054
Classificação	Standard designation	DIN 8555 MF 10-GF-60-GR		
Dimensão	Dimension	1,6 mm		
Corrida	Serial no.	1601078		
Quantidade	Quantity	15,0 KG		

**Análise Química % do metal depositado**

**Chemical composition in % of the weld metal**

C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Co	B						
3,340	0,820	0,314	27,000	0,026	0,007	0,010	0,311						

T	HRC média/ average HRC				
20°C	61				

Local / Town  
São Paulo

Data / Date  
15.02.2016

Representante da Qualidade Autorizado / Authorized representative

Impresso por computador, válido sem assinatura  
This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.

**voestalpine**  
ONE STEP AHEAD.

**Fonte: Certificado de qualidade fornecido pelo fabricante.**

Figura 150 – Composição do arame UTP AF Ledurit 68.



voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda

Rua Arnaldo Magniccaro nº 371  
04691-060 - São Paulo - SP  
Tel: (11) 5694-8377 - Fax: (11) 5631-4682

E-mail: info.welding@voestalpine.com  
Site: www.voestalpine.com/welding

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLACO

RUA DOS IMIGRANTES 445  
89254-430 JARAGUA DO SUL  
Brasil

**CERTIFICADO DA QUALIDADE****Test Report 2.2**

conforme / as per : EN 10204

No. : No. : 2016-000138638-1-900007-003

Rev. 0

Pagina / Page : 1 / 1

Pedido No	PO no.	EMAIL FERNANDO	de / of	05.02.2016
Ordem de Produção	Order no.	1005288840		
Fatura	Delivery note/pos./splitt	2005327507/000020/900007	de / of	15.02.2016
Produto	Product	Arame Tubular (FCW) / GMAW tubular cored wire electrode		281802
Designação da Marca	Trade name	<b>UTP AF LEDURIT 68</b>		85671
Classificação	Standard designation	DIN 8555 MF10-GF-65-GR		5VE15Q1F 0054
Dimensão	Dimension	1,6 mm		
Corrida	Serial no.	1601168		
Quantidade	Quantity	15,0 KG		

**Análise Química % do metal depositado****Chemical composition in % of the weld metal**

C	Si	Mn	Cr	Nb										
3,410	1,050	0,228	17,880	3,060										

T	HRC média/ average HRC					
20°C	65					

Lugar / Town  
Sao Paulo

Data / Date  
15.02.2016

Representante da Qualidade Autorizado / Authorized representative  
Impresso por computador, válido sem assinatura  
This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.

**voestalpine**  
ONE STEP AHEAD.

Fonte: Certificado de qualidade fornecido pelo fabricante.

**Figura 151 – Composição do arame UTP AF Ledurit 70.**



**voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda**

Rua Arnaldo Magniccaro nº 371  
04691-060 - São Paulo - SP  
Tel: (11) 5694-8377 - Fax: (11) 5631-4682

E-mail: info.welding@voestalpine.com  
Site: www.voestalpine.com/welding

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLACO

RUA DOS IMIGRANTES 445  
89254-430 JARAGUA DO SUL  
Brasil

**CERTIFICADO DA QUALIDADE**

**Test Report 2.2**

conforme / as per : EN 10204

No. : No. : 2016-000138657-1-900003-003

Rev. 0 Pagina / Page : 1 / 1

Pedido No	PO no.	EMAIL FERNANDO...	de / of	05.02.2016
Ordem de Produção	Order no.	1005288840		
Fatura	Delivery note/pos./splitt	2005327586/000030/900003	de / of	15.02.2016
Produto	Product	Arame Tubular (FCW) / GMAW tubular cored wire electrode		281802
Designação da Marca	Trade name	<b>UTP AF LEDURIT 70</b>		74901
Classificação	Standard designation	DIN 8555 MF10-GF-70-GRTZ		5VE16R1F 0054
Dimensão	Dimension	1,6 mm		
Corrida	Serial no.	1601156		
Quantidade	Quantity	15,0 KG		

**Análise Química % do metal depositado**

**Chemical composition in % of the weld metal**

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Nb						
4,560	0,570	0,250	19,000	6,110	0,670	1,530	5,500						

T	HRC média/ average HRC				
	67				

Lugar / Town  
Sao Paulo

Data / Date  
18.02.2016

Representante da Qualidade Autorizado / Authorized representative

Impresso por computador, válido sem assinatura  
This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.

**voestalpine**  
ONE STEP AHEAD.

**Fonte: Certificado de qualidade fornecido pelo fabricante.**



Figura 152 – Composição do arame OK Tubrodur TiC.



## CERTIFICADO DA QUALIDADE

Quality Certificate / Certificado de Calidad

Conforme ASME SFA - 5.01/ 2007 ADENDA 2009 – Programa (Schedule) H

<b>Produto :</b>	OK TUBRODUR TiC 1,6MM 12,5KG CPR			
<i>Product/Producto</i>				
<b>Lote :</b>	VT939T5207	<b>Data:</b>	28.09.2009	
<i>Heat Number/Producción</i>		<i>Date/Fecha</i>		
<b>Classificação :</b>				
<i>Classification/Clasificación</i>				
<b>Corpos de Prova de Metal Depositado</b> <i>All-Weld Metal Test Assemblies / Cuerpos de Prueba del Metal Depositado</i>				
<b>Análise Química (%)</b> <i>Chemical Analysis / Analisis Químico</i>				
C	Si	Mn	Cr	Ti
2,060	0,530	1,140	7,200	6,840
	Mo	HRc		
	1,050	53,000		
<b>Teste de Filete</b> <i>Fillet Weld Test / Ensayo de Filete</i>				
ATENDE AOS REQUISITOS SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS				
<b>Qualidade Radiográfica</b> <i>Radiographic Test/Calidad Radiográfica</i>				
ATENDE AOS REQUISITOS SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS				
<b>Observações</b> <i>Observations/Observaciones</i>				
AUTO PROTEGIDOOPEN ARCAUTOPROTEGIDO				

LUIZ HENRIQUE C. GONÇALVES  
 ESAB Indústria e Comércio Ltda.  
 Controle de Qualidade Consumíveis  
*Quality Control / Control de la Calidad*

**Fonte: Certificado de qualidade fornecido pelo fabricante.**

## ANEXO B – RESUMO DA NORMA DIN 8555.

Figura 153 – Resumo da Norma DIN 8555.

CLASSIFICAÇÃO DOS CONSUMÍVEIS PARA REVESTIMENTO DURO DE ACORDO COM A NORMA DIN 8555																																											
Ex:	DIN 8555	MF	8	GF	200	KP	(semi-automática)																																				
<b>MF</b>	<b>Processo de soldagem</b> G - Soldagem oxi-acetilénica E - Soldagem manual ao arco eléctrico com eletrodo revestido MF - Soldagem ao arco eléctrico utilizando-se arames tubulares TIG - Soldagem ao arco eléctrico com eletrodo não consumíveis de tungsténio MSG - Soldagem ao arco eléctrico com proteção gasosa UP - Soldagem ao arco submerso		<b>8</b>	<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th style="width: 10%;">Grupo de liga</th> <th style="width: 90%;">Tipo de metal de adição</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td style="text-align: center;">1</td> <td>Não-ligado com até 0,4%C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">2</td> <td>Não-ligados com até ou mais de 0,4%C ou baixa liga com mais de 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Mo, Ni no total.</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">3</td> <td>Ligado, com as propriedades dos aços de trabalho à quente</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">4</td> <td>Ligado, com as propriedades dos aços rápidos</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">5</td> <td>Ligados, com mais de 5%Cr, com um baixo teor de C (até mais ou menos 0,2%)</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">6</td> <td>Ligados, com mais de 5%Cr, com um teor maior de C (até mais ou menos 0,2% a 2,0%)</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">7</td> <td>Austeníticos ao Mn com 11 a 18% Mn, mais de 0,5%C e até 3% Ni.</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">8</td> <td>Austeníticos Cr-Ni-Mn</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">9</td> <td>Aços Cr-Ni (resistentes à oxidação, ácidos e calor)</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">10</td> <td>Com um alto teor de C e alto teor de Cr e sem agentes adicionais formadores de carbonetos</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">20</td> <td>À base de Co, ligado a Cr-W, com ou sem Ni e Mo</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">21</td> <td>À base de carbonetos (sintetizado, fundido ou tubular)</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">22</td> <td>À base de Ni, ligado ao Cr, ligado ao Cr-B</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">23</td> <td>À base de Ni, ligado ao Mo, com ou sem Cr</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">30</td> <td>À base de Cu, ligado ao Sn</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">31</td> <td>À base de Cu, ligado ao Al</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">32</td> <td>À base de Cu, ligado ao Ni</td> </tr> </tbody> </table>				Grupo de liga	Tipo de metal de adição	1	Não-ligado com até 0,4%C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.	2	Não-ligados com até ou mais de 0,4%C ou baixa liga com mais de 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Mo, Ni no total.	3	Ligado, com as propriedades dos aços de trabalho à quente	4	Ligado, com as propriedades dos aços rápidos	5	Ligados, com mais de 5%Cr, com um baixo teor de C (até mais ou menos 0,2%)	6	Ligados, com mais de 5%Cr, com um teor maior de C (até mais ou menos 0,2% a 2,0%)	7	Austeníticos ao Mn com 11 a 18% Mn, mais de 0,5%C e até 3% Ni.	8	Austeníticos Cr-Ni-Mn	9	Aços Cr-Ni (resistentes à oxidação, ácidos e calor)	10	Com um alto teor de C e alto teor de Cr e sem agentes adicionais formadores de carbonetos	20	À base de Co, ligado a Cr-W, com ou sem Ni e Mo	21	À base de carbonetos (sintetizado, fundido ou tubular)	22	À base de Ni, ligado ao Cr, ligado ao Cr-B	23	À base de Ni, ligado ao Mo, com ou sem Cr	30	À base de Cu, ligado ao Sn	31	À base de Cu, ligado ao Al	32	À base de Cu, ligado ao Ni
Grupo de liga	Tipo de metal de adição																																										
1	Não-ligado com até 0,4%C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.																																										
2	Não-ligados com até ou mais de 0,4%C ou baixa liga com mais de 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Mo, Ni no total.																																										
3	Ligado, com as propriedades dos aços de trabalho à quente																																										
4	Ligado, com as propriedades dos aços rápidos																																										
5	Ligados, com mais de 5%Cr, com um baixo teor de C (até mais ou menos 0,2%)																																										
6	Ligados, com mais de 5%Cr, com um teor maior de C (até mais ou menos 0,2% a 2,0%)																																										
7	Austeníticos ao Mn com 11 a 18% Mn, mais de 0,5%C e até 3% Ni.																																										
8	Austeníticos Cr-Ni-Mn																																										
9	Aços Cr-Ni (resistentes à oxidação, ácidos e calor)																																										
10	Com um alto teor de C e alto teor de Cr e sem agentes adicionais formadores de carbonetos																																										
20	À base de Co, ligado a Cr-W, com ou sem Ni e Mo																																										
21	À base de carbonetos (sintetizado, fundido ou tubular)																																										
22	À base de Ni, ligado ao Cr, ligado ao Cr-B																																										
23	À base de Ni, ligado ao Mo, com ou sem Cr																																										
30	À base de Cu, ligado ao Sn																																										
31	À base de Cu, ligado ao Al																																										
32	À base de Cu, ligado ao Ni																																										
<b>GF</b>	<b>Método de produção</b> GW - laminado GO - fundido GZ - extrudado GS - sinterizado GF - tubular UM - revestido	<b>200</b>	<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th style="width: 15%;">Nível de dureza</th> <th style="width: 85%;">Faixa de dureza</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td style="text-align: center;">150</td><td>125 ≤ HB ≤ 175</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">200</td><td>175 &lt; HB ≤ 225</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">250</td><td>225 &lt; HB ≤ 275</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">300</td><td>275 &lt; HB ≤ 325</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">350</td><td>325 &lt; HB ≤ 375</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">400</td><td>375 &lt; HB ≤ 425</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">500</td><td>450 &lt; HB ≤ 530</td></tr> <tr><td colspan="2" style="border-top: 1px solid black;"></td></tr> <tr><td style="text-align: center;">40</td><td>37 ≤ HRc ≤ 42</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">45</td><td>42 &lt; HRc ≤ 47</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">50</td><td>47 &lt; HRc ≤ 52</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">55</td><td>52 &lt; HRc ≤ 57</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">60</td><td>57 &lt; HRc ≤ 62</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">65</td><td>62 &lt; HRc ≤ 67</td></tr> <tr><td style="text-align: center;">70</td><td>HRc ≥ 68</td></tr> </tbody> </table>		Nível de dureza	Faixa de dureza	150	125 ≤ HB ≤ 175	200	175 < HB ≤ 225	250	225 < HB ≤ 275	300	275 < HB ≤ 325	350	325 < HB ≤ 375	400	375 < HB ≤ 425	500	450 < HB ≤ 530			40	37 ≤ HRc ≤ 42	45	42 < HRc ≤ 47	50	47 < HRc ≤ 52	55	52 < HRc ≤ 57	60	57 < HRc ≤ 62	65	62 < HRc ≤ 67	70	HRc ≥ 68							
Nível de dureza	Faixa de dureza																																										
150	125 ≤ HB ≤ 175																																										
200	175 < HB ≤ 225																																										
250	225 < HB ≤ 275																																										
300	275 < HB ≤ 325																																										
350	325 < HB ≤ 375																																										
400	375 < HB ≤ 425																																										
500	450 < HB ≤ 530																																										
40	37 ≤ HRc ≤ 42																																										
45	42 < HRc ≤ 47																																										
50	47 < HRc ≤ 52																																										
55	52 < HRc ≤ 57																																										
60	57 < HRc ≤ 62																																										
65	62 < HRc ≤ 67																																										
70	HRc ≥ 68																																										
<b>KP</b>	<b>Propriedades do metal de adição</b> C - resistente à corrosão G - resistente ao desgaste abrasivo K - capaz de endurecer em trabalho N - não magnetizável P - resistente ao impacto R - resistente à formação de carepa S - habilidade de corte (aços rápidos, etc) T - tão resistente a altas temperaturas quanto os aços ferramenta para trabalho a quente Z - resistente ao calor (não formadores de carepa), para temperaturas acima de 600 °C																																										

Fonte: Adaptado de Catalogo ESAB.