



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS (UFG)
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO (EMC)
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA (PPGMEC)

THALES MARCELO PEREIRA RODRIGUES

Tribocorrosão de revestimentos soldados de Stellite sobre aço inoxidável austenítico aplicados em homogeneizadores da indústria alimentícia

GOIÂNIA
2024



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

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

E DISSERTAÇÕES NA BIBLIOTECA DIGITAL DA UFG

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

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

1. Identificação do material bibliográfico

Dissertação Tese Outro*: _____

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

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

2. Nome completo do autor

Thales Marcelo Pereira Rodrigues

3. Título do trabalho

Tribocorrosão de revestimentos soldados de Stellite sobre aço inoxidável austenítico aplicados em homogeneizadores da indústria alimentícia

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

Concorda com a liberação total do documento SIM NÃO¹

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

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

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

O documento não será disponibilizado durante o período de embargo.

Casos de embargo:

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

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



Documento assinado eletronicamente por **Demostenes Ferreira Filho, Professor do Magistério Superior**, em 25/09/2024, às 13:14, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Thales Marcelo Pereira Rodrigues, Discente**, em 26/09/2024, às 08:02, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **4853746** e o código CRC **A90C45B6**.

THALES MARCELO PEREIRA RODRIGUES

Tribocorrosão de revestimentos soldados de Stellite sobre aço inoxidável austenítico aplicados em homogeneizadores da indústria alimentícia

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação, da Universidade Federal de Goiás (UFG), como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Ciências Mecânicas

Orientador: Professor Doutor. Demostenes Ferreira Filho

Coorientadora: Professora. Doutora. Henara Lillian Costa

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

Rodrigues, Thales Marcelo Pereira

Tribocorrosão de revestimentos soldados de Stellite sobre aço inoxidável austenítico aplicados em homogeneizadores da indústria alimentícia [manuscrito] / Thales Marcelo Pereira Rodrigues. - 2024. 178 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Demostenes Ferreira Filho; co-orientadora Dra. Henara Lillian Costa.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Goiás, Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação (EMC), Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Goiânia, 2024.

Bibliografia.

Inclui siglas, fotografias, abreviaturas, símbolos, gráfico, tabelas, lista de figuras, lista de tabelas.

1. Tribocorrosão. 2. Inox 316L. 3. Liga de cobalto revestida por soldagem. 4. Homogeneizador. 5. Indústria alimentícia. I. Ferreira Filho, Demostenes, orient. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS

ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Ata nº 3 da sessão de Defesa de Dissertação de **Thales Marcelo Pereira Rodrigues**, que confere o título de Mestre(a) em **Engenharia Mecânica**, na área de concentração em **Ciências Mecânicas**.

Aos vinte e oito dias do mês de agosto de dois mil e vinte quatro, a partir das **09h**, no Auditório da Engenharia Mecânica e na sala virtual meet.google.com/mtb-fmav-vzm, realizou-se a sessão pública de Defesa de Dissertação intitulada “Revestimento duro de Stellite realizado por soldagem em aços inoxidáveis austeníticos de homogeneizadores aplicados na indústria alimentícia”. Os trabalhos foram instalados pelo Orientador, Prof. Dr. **Demostenes Ferreira Filho (UFG)**, com a participação dos demais membros da Banca Examinadora: Prof. Dr. **Daniel Souza (UFG)**, membro titular interno e Prof. Dr. **José Henrique Alano (EE-FURG)**, membro titular externo e Profa. Dra. **Henara Lillian Costa Murray / EE-FURG**, coorientadora e membro titular externo. Durante a arguição os membros da banca **fizeram** sugestão de alteração do título do trabalho **conforme explicitado abaixo**. A Banca Examinadora reuniu-se em sessão secreta, a fim de concluir o julgamento da Dissertação, tendo sido o candidato **aprovado** pelos seus membros. Proclamados os resultados pelo Prof. Dr. **Demostenes Ferreira Filho**, Presidente da Banca Examinadora, foram encerrados os trabalhos e, para constar, lavrou-se a presente ata que é assinada pelos Membros da Banca Examinadora, aos **vinte e oito dias do mês de agosto de dois mil e vinte quatro**.

TÍTULO SUGERIDO PELA BANCA

Tribocorrosão de revestimentos soldados de Stellite sobre aço inoxidável austenítico aplicados em homogeneizadores da indústria alimentícia



Documento assinado eletronicamente por **Demostenes Ferreira Filho, Professor do Magistério Superior**, em 28/08/2024, às 12:34, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Henara Lillian Costa Murray, Usuário Externo**, em 28/08/2024, às 12:38, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Henrique Alano, Usuário Externo**, em 28/08/2024, às 12:38, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Daniel Souza, Professor do Magistério Superior**, em 28/08/2024, às 13:40, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **4628996** e o código CRC **DE8615D2**.

Referência: Processo nº 23070.028182/2024-31

SEI nº 4628996

Este trabalho é dedicado à minha esposa e à minha filha – Nathali e Alice –, aos meus pais – José Augusto e Neide – e à minha irmã – Rhayza – que sempre me motivaram nessa caminhada.

Também é dedicado ao meu padrinho – Itevaldo – (in memoriam) que sempre acreditou em meu potencial.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, eu gostaria de agradecer a Deus que me manteve forte nos momentos de turbulência, assim consegui me manter focado para a conclusão dessa etapa.

Também, agradeço à minha esposa, aos meus pais e à minha irmã, pois me apoiaram ao longo da minha trajetória acadêmica, além disso, compreenderam a minha ausência, a fim de alcançar tal objetivo.

Também, gostaria de agradecer ao Professor Dr. Demostenes Ferreira Filho que foi mais que um orientador, pois, além do trabalho educacional, teve dedicação, paciência e companheirismo ao compreender minhas limitações e adequar o programa à minha rotina.

Gostaria de agradecer à Professora Dra. Henara Lillian Costa que aprimorou o meu conhecimento técnico, além disso, apesar da distância geográfica, sempre disponibilizou tempo para contribuir com meu desenvolvimento.

Estendo meus sinceros agradecimentos ao Professor Dr. Daniel Souza que, além de disseminar e compartilhar seu conhecimento comigo, foi uma pessoa extremamente solícita que não mediu esforços para a criação do arranjo experimental.

Agradeço ao PPGMEC-UFG, em especial ao LAMAF-UFG por disponibilizar sua infraestrutura laboratorial para a realização deste trabalho a todos os professores e técnicos, em especial ao Cristiano Faria de Oliveira, ao Fleide Wilian Rodrigues Alves e à Renata Rodrigues Alves que me ajudaram nesse desafio.

Outro agradecimento especial que faço é ao Labsurf da FURG e sua equipe técnica, em especial ao Felipe Kevin Correia Luz, devido ao apoio no desenvolvimento da parte experimental.

Também, agradeço ao Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (CRTI) e ao CEME-Sul – FURG onde foram realizadas as análises de microscopia e interferometria.

Por fim, gostaria de agradecer a liderança da Cargill Agrícola SA que flexibilizou minhas rotinas, a fim de que eu pudesse conciliar as atividades.

“Devemos acreditar que somos talentosos para algumas coisas, e que essa coisa, a qualquer custo, deve ser alcançada”.

Marie Curie.

RESUMO

Em processos industriais, é necessário garantir a confiabilidade do ativo. No setor de processamento de tomate, nos últimos períodos de safra, ocorreram várias paradas causadas por desgaste que comprometeram o ganho econômico do setor. Para indústrias de processamento de tomate, o homogeneizador é um equipamento crítico que opera em regime de compressão. Nessa condição, um êmbolo, ao deslizar por uma camisa, força a pasta a passar por um orifício, a fim de quebrar as macromoléculas, aproximando as fibras. Quando ocorre desgaste, a redução da seção faz que o sistema entre em depressão, de forma que perde sua função. Além do desgaste, pode ocorrer corrosão em função da composição do extrato de tomate. Ao fundamentar o desgaste e a corrosão que ocorrem neste sistema, avalia-se a aplicação de revestimento de liga mais resistente. Portanto, ao caracterizar os mecanismos de desgaste que ocorrem na prática, poderá aplicar-se por soldagem uma liga de Stellite no êmbolo do homogeneizador, para torná-lo mais resistente. Assim, o objetivo geral deste trabalho é avaliar a aplicabilidade de revestimentos liga de Stellite realizado por soldagem em homogeneizadores. Utilizando uma serra de fita, foram retiradas amostras da região desgastada do cilindro. Posteriormente foi realizada limpeza por ultrassom e em seguida as amostras foram analisadas por microscopia. Foram identificadas marcas de sulcos, provavelmente relacionadas ao desgaste abrasivo, além de deformação plástica e delaminação. Ao final dessa etapa, foi possível conhecer a morfologia das marcas de desgaste e sua origem. Para definir os parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos revestimentos de Stellite, foram aplicados seis cordões baseados na faixa de operação do fornecedor. Nesse processo, o cordão número 5 adquiriu melhor desempenho para a aplicação do revestimento. Após a aplicação do revestimento em corpos de prova, estes foram submetidos a ensaios de desgaste tribocorrosivo. Em seguida, foi realizada a análise morfológica do desgaste (MEV, EDS, Perfilometria). No ensaio de tribocorrosão, foi evidenciado que Stellite não adquiriu uma resistência melhor em relação ao AISI 316L, pois, na presença de cloretos, a liga de cobalto fica mais sucessível a corrosão, tornando o desgaste mais severo principalmente na região passiva.

Palavras-chaves: Tribocorrosão; Inox 316L; Liga de cobalto revestida por soldagem; Homogeneizador; Indústria alimentícia.

ABSTRACT

In industrial processes, it is necessary to ensure the reliability of assets. In the tomato processing sector, during the last harvest seasons, several shutdowns occurred due to wear, compromising the economic gains of the sector. For tomato processing industries, the homogenizer is a critical piece of equipment that operates under compression. In this condition, a piston, sliding through a sleeve, forces the paste to pass through an orifice to break the macromolecules and bring the fibers closer together. When wear occurs, the reduction of the section causes the system to depressurize, leading to a loss of function. In addition to wear, corrosion may occur due to the composition of the tomato extract. By understanding the wear and corrosion that occur in this system, the application of a more resistant alloy coating is evaluated. Therefore, by characterizing the wear mechanisms that occur in practice, a Stellite alloy can be applied to the homogenizer piston through welding to make it more resistant. Thus, the general objective of this work is to evaluate the applicability of Stellite alloy coatings applied by welding in homogenizers. Using a band saw, samples were taken from the worn region of the cylinder. Subsequently, ultrasonic cleaning was performed, and the samples were analyzed under a microscope. Grooves, likely related to abrasive wear, were identified, as well as plastic deformation and delamination. At the end of this stage, it was possible to understand the morphology of the wear marks and their origin. To define the welding parameters used in the deposition of the Stellite coatings, six beads were applied based on the supplier's operating range. In this process, bead number 5 showed the best performance for the coating application. After the coating was applied to the test specimens, they were subjected to tribocorrosion wear tests. Then, a morphological analysis of the wear was performed (SEM, EDS, Profilometry). In the tribocorrosion test, it was found that Stellite did not acquire better resistance compared to AISI 316L, as, in the presence of chlorides, the cobalt alloy becomes more susceptible to corrosion, making the wear more severe, especially in the passive region.

Keywords: Tribocorrosion; 316L Stainless Steel; Cobalt Alloy Coated by Welding; Homogenizer; Food industry.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Esquema do homogeneizador: (a) sistema funcionando corretamente, assim, a alta pressão necessária é alcançada; (b) o desgaste do êmbolo forma uma depressão que leva a vazamentos, reduzindo a pressão.....	28
Figura 2: Microestrutura do aço inox 304. Em (a), a microestrutura é totalmente austenítica. Em (b), uma mistura de austenita com ferrita em direção longitudinal.	32
Figura 3: Sistema Fe-Cr-Ni a 70% de ferro.	33
Figura 4: Tipos de microestrutura após soldagem, de acordo com a solidificação. Em (a), solidificação totalmente austenítica (Tipo A). Em (b), solidificação do Tipo AF. Em (c), solidificação da FA. Em (d), solidificação de F.	35
Figura 5: Estrutura metalográfica do aço inoxidável austenítico antes e depois da <i>cryorolling</i> : a) A estrutura original da austenita; b) Após 30% de deformação; c) Após 50% de deformação; d) Após uma deformação de 70%; e) Após 90% de deformação.	37
Figura 6: Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) em campo claro do aço N07 testado a 873 K ilustrando (a) precipitação fina intragranular em discordâncias na matriz em um período de tensão de 1 minuto e (b) carbonetos $M_{23}C_6$ intragranulares em um período de tensão de 30 minutos.	38
Figura 7: Relação entre a microdureza e a deformação por <i>cryorolling</i>	39
Figura 8: Mudanças das posições de pico do aço inoxidável austenítico antes e depois do ensaio.	40
Figura 9: Espectros de DRX em aço austenítico para metais de solda nas condições de soldagem e envelhecimento (750°C / 24 h): (a) WM5 (Mo); (b) WM4 (Nb); (c) WM2 (Ti + Nb).	41
Figura 10: Microanalisador de Sonda Eletrônica (EPMA-WDS) para analisar o metal de solda em aço inoxidável austenítico com estabilizadores Ti + Nb na condição envelhecida (750°C / 24 h).....	42
Figura 11: Diagrama de fase Co-Cr-C com condições indicadas para as quais a tixoformação é possível (para 0,27% de Cr).....	45
Figura 12: Microestrutura visualizada por meio de MEV da liga <i>Stellite 21</i>	46

Figura 13: Morfologia transversal de Stellite 21.....	47
Figura 14: Áreas selecionadas de análise química da liga <i>Stellite 21</i> usando EDS. Em 1, matriz austenítica. Em 2, formação de carbonetos. Em 3, microestrutura eutética lamelar.	48
Figura 15: a) Microestrutura com auxílio de MET; b) Placas na fase hexagonal compacta da <i>Stellite 21</i>	49
Figura 16: Padrão de DRX da liga <i>Stellite 21</i>	50
Figura 17: Perfil de DRX do Stellite 21 recebido	51
Figura 18: Microestrutura após vários tratamentos térmicos. Em (a), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 816 °C. Em (b), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 871 °C. Em (c), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 927 °C. Em (d), laminada a frio e recozida 1177 °C por 10 minutos antes de têmpera em água. Em (e), recozimento a 1177 °C e envelhecimento por 3400 horas a 649 °C. Em (f), recozimento a 1177 °C e envelhecimento por 6244 horas a 871 °C.....	54
Figura 19: Microestrutura da liga cobalto no revestimento	55
Figura 20: Imagens de microscópio óptico das (a), (b) zonas de soldagem e (c), (d) interfaces baseadas em seções transversais dos cordões com 1,5 e 2,0 kW de potência do Laser.	56
Figura 21: Imagem do MEV por elétrons retroespalhados da <i>Stellite 6</i> no centro com base na seção transversal de um cordão único com potência de laser de 1,5 kW.	57
Figura 22: Soldagem CW-GMAW	59
Figura 23: Parâmetros de soldagem.....	60
Figura 24: Microestrutura para microscopia óptica com escala 75µm para o revestimento fabricado com: a) 309LSi + <i>Stellite 21</i> ; b) <i>Stellite 21</i> ; c) <i>Stellite 21</i> + 309LSi	61
Figura 25: DRX da liga de revestimento Stellite 21 (liga D) a) antes e b) após o ensaio de cavitação	62
Figura 26: Microestrutura formada após a aplicação de revestimento baseado em colbalto.	63
Figura 27: Modelo para o ensaio de desgaste alternado.	64
Figura 28: Modelo do fenômeno adesão.	66
Figura 29: Modelagem do mecanismo de desgaste.	67
Figura 30: Imagem do MEV das marcas de desgaste que são representados por meio dos pontos +1 e +2. Em (a, b), baixa rotação. Em (c,d), alta rotação. Em (e, f), resultados de EDS.	69

Figura 31: Morfologia de desgaste do 316L: (a) morfologia do desgaste; b) Desgaste adesivo; c) Desgaste abrasivo.	70
Figura 32: a) Curvas do coeficiente de atrito e (b) quantidade de desgaste do substrato de aço carbono e do aço inoxidável.	71
Figura 33: Topografias de atrito do substrato de aço carbono e camada de revestimento do aço inoxidável duplex: (a) superfície do substrato de aço carbono; (b) visão ampliada da superfície do substrato de aço carbono; c) Superfície da camada de revestimento; d) Vista alargada da superfície da camada de revestimento.	73
Figura 34: Topografia tridimensional da superfície do substrato de aço carbono (a) e (b) camada de revestimento.	74
Figura 35: Morfologia do desgaste de 3 amostra em diferentes condições de carga e velocidade:(a) 4 N, 0,08 m·s ⁻¹ ; (b) 0,04 m·s ⁻¹ , 8 N; (c) 10 N, 0,08 m·s ⁻¹ ; (d) 0,1 m·s ⁻¹ , 8 N. ...	76
Figura 36: Superfície de desgaste de <i>Stellite 6</i> depositada no aço usando SLD. (a) <i>Debris</i> de desgaste. (b) Pista de desgaste e delaminação. (c) Área de delaminação ampliada. (d) Pista de desgaste.....	77
Figura 37: Curva do coeficiente de atrito do revestimento <i>Stellite 20</i> depositado por HVOF e HVOF.....	78
Figura 38: Morfologias tridimensionais da trilha de desgaste do revestimento <i>Stellite 20</i> : (a) revestimento por pulverização HVOF; b) Revestimento por pulverização HVOF.	79
Figura 39: A morfologia do desgaste do revestimento <i>Stellite 20</i> : (a,b) a morfologia do desgaste do revestimento por HVOF; c,d) Morfologia de desgaste de revestimentos HVOF.	80
Figura 40: Processos na corrosão do ferro em água oxigenada	81
Figura 41: Vista da análise de tribocorrosão.....	82
Figura 42: Esquema de tribômetro alternativo instrumentado	84
Figura 43: Perda de volume total em função da duração do ensaio de tribocorrosão.	86
Figura 44: Ataque por suco de tomate.....	87
Figura 45: Imagens do mapeamento da superfície da chapa de aço carbono após imersão em suco de tomate (pH = 4,24).....	88
Figura 46: Padrões de difração de raios X adquiridos de superfícies de aço carbono. (Ak representa Akaganéite, Ma representa Maghemite, e Mt representa Magnetite).....	89
Figura 47: Fluxograma do procedimento experimental.....	91
Figura 48: Amostra do cilindro em aço inoxidável AISI 316L.....	92

Figura 49: Corte da trilha de desgaste.....	94
Figura 50: Regiões definida para a análise microscopia.	96
Figura 51: Cordões de solda aplicado, a fim de definição dos parâmetros de soldagem.	99
Figura 52: Pontos traçados para aplicar o revestimento.....	100
Figura 53: Revestimento aplicado sobre o substrato.	101
Figura 54: Montagem do ensaio de potencial de circuito aberto: a) vista lateral e b) vista superior.....	104
Figura 55: Montagem para o ensaio de tribocorrosão.....	106
Figura 56: Microscopia óptica do aço inox AISI 316L do corpo de prova 1.....	108
Figura 57: Microscopia óptica do aço inox AISI 316L do corpo de prova 2.....	109
Figura 58: Microscopia eletrônica de varredura do aço inox AISI 316L do corpo de prova..	110
Figura 59: Análise da composição química do aço inox AISI 316L por EDS.....	111
Figura 60: Topografia das Regiões desgastadas.	113
Figura 61: Resultados topográficos para a Região 1: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (e) curva de Abbott-Firestone; (f) parâmetros de altura ISO 25178; (g) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (h) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	115
Figura 62: Resultados topográficos para a Região 2: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (e) curva de Abbott-Firestone; (f) parâmetros de altura ISO 25178; (g) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (h) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	116
Figura 63: Imagens do MEV do êmbolo desgastado; (a e b): Região 1; (c e d): Região 2; (e e f): Região 3.	118
Figura 64: Mapa da Região 1 da trilha de desgaste.....	119
Figura 65: Mapa da Região 3 da trilha de desgaste.....	121
Figura 66: Relação entre corrente média e velocidade de alimentação.....	122
Figura 67: Curvas típicas da tensão do arco e da corrente de soldagem em curto-circuito: cordões de 1 a 6.....	124
Figura 68: Macrografia dos cordões de 1 a 6; (1) cordão 1, (2) cordão 2, (3) cordão 3, (4) cordão 4, (5) cordão 5, (6) cordão 6.....	125

Figura 69: Gráfico penetração em relação à velocidade de alimentação.....	127
Figura 70: Gráfico reforço em relação à velocidade de alimentação.	128
Figura 71: Gráfico largura em relação à velocidade de alimentação.....	129
Figura 72: Gráfico diluição em relação à velocidade de alimentação.	130
Figura 73: Microestrutura da amostra revestida.	132
Figura 74: EDS na superfície da liga de cobalto no revestimento aplicado.	134
Figura 75: MEV da secção transversal do revestimento de liga de cobalto aplicado sobre o substrato de AISI 316L.	135
Figura 76: MEV da ampliação da região de revestimento da liga de cobalto composta pela região dendrítica e interdendrítica.	136
Figura 77: Mapa da composição química por EDS no revestimento por liga de cobalto na estrutura dendrítica e interdendrítica.	137
Figura 78: Curva de polarização anódica potenciodinâmica do AISI 316L.....	139
Figura 79: Curva de polarização anódica potenciodinâmica da liga de cobalto.	140
Figura 80: Ensaio de tribocorrosão na região passiva em AISI 316L.....	141
Figura 81: Ensaio de tribocorrosão na região passiva em liga de cobalto.....	142
Figura 82: Taxa de desgaste para as amostras na região passiva.....	144
Figura 83: Ensaio de tribocorrosão na região catódica no AISI 316L.....	145
Figura 84: Ensaio de tribocorrosão na região catódica em liga de cobalto.	146
Figura 85: Taxa de desgaste para as amostras na região catódica.....	147
Figura 86: Resultados topográficos para a AISI 316 na região passiva: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	149
Figura 87: Resultados topográficos para a liga de cobalto na região passiva: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	151

Figura 88: Resultados topográficos para AISI 316L na região catódica: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	153
Figura 89: Resultados topográficos para a liga de cobalto na região catódica: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).	155
Figura 90: MEV do ensaio de tribocorrosão de AISI 316L região passiva.	157
Figura 91: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão do AISI 316L região passiva.....	158
Figura 92: MEV do ensaio de tribocorrosão de AISI 316L região catódica.....	159
Figura 93: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão do AISI 316L região catódica.....	160
Figura 94: MEV do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto região passiva.....	161
Figura 95: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região passiva.....	163
Figura 96: MEV do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto região catódica.....	164
Figura 97: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região catódica.	166

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1: Composição química de representantes da família <i>Stellite</i>	44
Tabela 2-2: Composição química dos pontos marcados na Figura 33.	72
Tabela 3-3: Composição química do AISI 316L.....	92
Tabela 3-4: Composição química da Stellite 21 AM™.....	93
Tabela 3-5: Parâmetros de soldagem utilizados no teste de seis cordões de solda.	98
Tabela 4-6: Resultados geométricos dos cordões de solda.....	126
Tabela 4-7: Resultados dos ângulos de molhabilidade cordões de solda.....	131

LISTA DE SÍMBOLOS

Letras Gregas

μ Micro

Letras Latinas

F Força

VC Volume Perdido Devido à Corrosividade

Vtotal Volume Tribocorrosivo Perdido

VW Volume Perdido por Ação Mecânica

Siglas

BSE Elétrons Retroespalhados

CE Contra-Eletrodo

CoF Coeficiente de Atrito distância do bico de contato à peça

DBPC Coeficiente de Atrito distância do bico de contato à peça

DRX Difração de Raio X

EDS Espectroscopia por Dispersão de Energia

EHEDG European Hygienic Engineering and Design Group

EPMA Microanalisador de Sonda Eletrônica

GMAW Gas Metal Arc Welding

HVAF High Velocity Air Fuel

HVOF High-Velocity Oxygen Fuel

MET Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV Microscopia Eletrônica por Varredura

MIG/MAG Metal Gas Inert/Metal Active Gas

MO Microscopia Óptica

OAW Soldagem a Gás

PTA Soldagem a Arco Transferido por Plasma

RE Eletrodo de Referência

Sa Média aritimetica da altura

SAW Soldagem a Arco Submerso

SE Elétrons Secundários

Sku Curtose

Sp	Altura máxima do pico
Sq	Raiz quadra média da altura
Ssk	Valor de assimetria
Sv	Profundidade máxima do vale
Sz	Altura máxima
TIG	Tungsten Inert Gas
WE	Eletrodo de Trabalho

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	25
1.1. Justificativa.....	27
1.2. Objetivos	28
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	30
2.1. Projeto Sanitário	30
2.2. Aços Inoxidáveis Austeníticos	30
2.3. Ligas de Cobalto	43
2.4. Técnicas de Revestimento	51
2.5. Revestimentos de Ligas de Cobalto	52
2.6. Revestimentos de ligas de cobalto pelo processo de MIG/MAG.....	57
2.7. Desgaste.....	63
2.8. Desgaste de aços inoxidáveis.....	66
2.9. Desgaste em liga de cobalto	75
2.10. Tribocorrosão	80
3. MATERIAIS E MÉTODOS	90
3.1. Materiais	92
3.2. Métodos.....	93
3.3. Aplicação do revestimento	97
3.4. Ensaio de tribocorrosão	103
4. RESULTADOS	108
4.1. Análise do aço inoxidável 316L	108
4.2. Análise da morfologia de desgaste do êmbolo	112
4.3. Aplicação do revestimento	122
4.4. Ensaio de tribocorrosão	138
5. CONCLUSÃO	167
6. TRABALHOS FUTUROS.....	169

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	170
-------------------------------------------	------------

1. INTRODUÇÃO

Segundo NEPOMUCENO (1989), entre os departamentos industriais, um dos mais relevantes é a confiabilidade, pois com o uso de técnicas preditivas é possível, por meio de análise probabilística, prever falhas catastróficas. Logo, essa ferramenta no meio industrial é de suma importância, pois garantirá a saúde dos ativos evitando paradas emergenciais e não planejadas.

Baseado nesse quesito, em processos industriais, é muito importante que um determinado ativo de alta relevância para o sistema tenha confiabilidade, pois os custos de paradas emergenciais podem comprometer a saúde financeira do negócio. Esse aspecto pode ser agravado caso a matéria-prima manufaturada seja perecível, porque, além da parada evitar a produção, o seu tempo elevado possibilita a deterioração do bem processado.

Em um setor de processamento de tomate, nos últimos períodos de safra, ocorreram várias paradas causadas por desgaste que comprometeram o ganho financeiro inerente ao período. Assim, para esse setor, um componente crítico é o homogeneizador, pois ele desempenha a função de tornar a pasta de tomate mais consistente. Para essa operação, o sistema é submetido a compressão, em que um êmbolo desliza por uma camisa e força a pasta a passar por um orifício que quebra as macromoléculas e aproxima as fibras. Quando ocorre o desgaste do cilindro, o sistema entra em depressão, o que provoca interrupção na operação. Nesse contexto, no ramo metal-mecânico, um importante critério avaliado é o desgaste, porque, de acordo com MENG et al. (1995), a mudança indesejável das dimensões da superfície provocada pelo movimento relativo provocará a redução da vida útil do ativo. Por conseguinte, os estudos tribológicos analisam o comportamento da interação das superfícies, a fim de controlar o desgaste excessivo, de acordo com HUTCHINGS (1992).

O efeito do desgaste pode ser relacionado a várias formas de interação entre os materiais; porém, de acordo com EYRE (1991), sabe-se que o desgaste abrasivo é o mais significativo, porque a grande maioria das falhas oriundas de desgaste é provocada por essa condição. Assim, esse tipo de falha, segundo ZUM GAHR (1987) pode ser causado ao deslocar um material na presença de partículas ou asperezas duras no contato entre superfícies submetidas a deslocamento relativo.

Em contrapartida, em tribosistemas, por exemplo, processamento de alimentos, existe a interação química com os elementos mecânicos. Essa interação pode provocar um tipo de desgaste conhecido como tribocorrosão. Nesse processo, segundo LI et al. (2018), o ataque

químico-mecânico promove a degradação do material, ou seja, um material exposto a um ambiente corrosivo é submetido a contato por atrito. Assim, por meio da ação tribológica, a camada passiva do material é removida, o que torna a superfície exposta a agente oxidante. Portanto, o desgaste e a corrosão são acelerados. Assim, a fim de reduzir tais efeitos, dentre outras aplicações, as técnicas de revestimento foram desenvolvidas.

Por conseguinte, de acordo com KOŁODZIEJCZAK et al. (2022), a fim de garantir uma melhor resistência ao substrato, é necessário o uso de ligas com características nobres. Assim, é necessário que esses materiais tenham alta resistência, tais como, desgaste, corrosão e dureza.

Assim, como mecanismo para melhorar os atributos do substrato, segundo WANG et al. (2020), um processo de revestimento superficial pode ser executado. Entretanto, esse processo pode ser aplicado diversos métodos, tais como, pulverização térmica, eletrodeposição, deposição de vapor e soldagem superficial. Contudo, o revestimento por soldagem é o processo mais difundido na indústria, devido à boa aderência metalúrgica ao substrato, além essa técnica de revestimento é mais viável economicamente.

Como fonte de energia na utilização de técnicas de soldagem para a produção de revestimentos, é possível citar as técnicas mais comuns: oxiacetileno soldagem a gás (OAW), soldagem a arco com eletrodo de tungstênio a gás (GTAW) ou *Tungsten Inert Gas* (TIG), *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) ou *Metal Gas Inert/Metal Active Gas* (MIG/MAG), soldagem a arco submerso (SAW) e soldagem a arco transferido por plasma (PTA), de acordo com MADADI et al. (2011).

Dentre as ligas utilizadas para a produção de revestimentos de elevada resistência à corrosão e ao desgaste, uma família que adquiriu espaço no mercado consiste das ligas à base de cobalto. Essa solução sólida, segundo YAO et al. (2018), apresenta nível elevado de cromo, quantidade moderada de tungstênio ou molibdênio com uma porção de carbono. Assim, a formação de carbonetos embutidos garante formidável resistência ao desgaste.

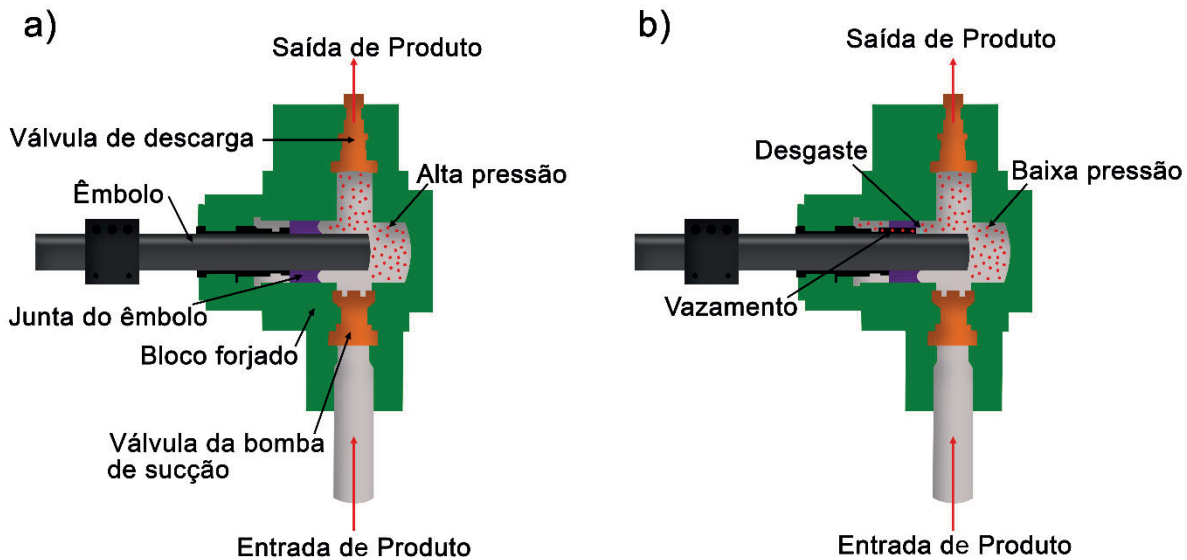
Diante do exposto, a família das ligas a base de cobalto recebe uma designação comercial de Stellite. Exemplos de sua aplicação, de acordo com YAO et al. (2005), incluem: rolos de esmagamento de rochas, sistemas de transporte, escudos de erosão de turbinas a vapor e buchas onde a lubrificação é inacessível ou lubrificação eficaz é impossível.

1.1. Justificativa

À medida que aumenta a concorrência na indústria alimentícia, o setor passa por uma disputa cada vez mais agressiva. Sendo assim, para conseguir manter a competitividade, as empresas desse seguimento necessitam realizar medidas de contenção de gastos. Entretanto, as matérias-primas estão ficando cada vez mais caras, então, como alternativa, os grandes produtores do ramo empregam seu capital, a fim de tornar os sistemas mais confiáveis, ou seja, evitar paradas não planejadas e garantir maior durabilidades dos ativos.

Assim, para os fabricantes de produtos derivados do tomate, um equipamento de grande importância é o homogeneizador que possui como principal função quebrar as macromoléculas em moléculas menores, assim é possível aumentar a característica de consistências sem aumentar o teor de sólido solúveis. Portanto, o sistema opera por meio de compressão, onde um êmbolo feito de aço inoxidável 316L desliza sobre a manga, forçando a polpa de tomate a passar por um orifício, semelhante a um processo de extrusão. A consistência da polpa é medida como o tempo necessário para fluir por gravidade em uma placa inclinada (ângulo de 30°) com um comprimento de 30 mm, e o valor médio no produto industrial é de 30 s / 30 mm. O curso do êmbolo é de 50 mm e a velocidade média é de 1,77 mm/s. O desgaste ocorre principalmente no sistema de compressão, formando trilhas de desgaste no êmbolo. O desgaste do êmbolo forma uma depressão que torna o mecanismo ineficiente, conforme mostrado esquematicamente na Figura 1.

Figura 1: Esquema do homogeneizador: (a) sistema funcionando corretamente, assim, a alta pressão necessária é alcançada; (b) o desgaste do êmbolo forma uma depressão que leva a vazamentos, reduzindo a pressão.



Fonte: Próprio autor

Dessa forma, a motivação do trabalho é aplicar metodologias que possam avaliar o mecanismo de desgaste do equipamento o que irá fundamentar o estudo para aplicação de liga mais resistente. Assim, será possível utilizar um material menos resistente no substrato e aumentar o tempo médio entre falhas, o que tornará a empresa mais produtiva e reduzirá o custo com o ativo.

1.2. Objetivos

1.2.1. Objetivos Gerais

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a aplicabilidade de revestimentos liga de *Stellite* realizado por soldagem em cilindros de aço inoxidável austenítico utilizado em homogeneizadores aplicados na indústria alimentícia.

1.2.1. Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Caracterizar os materiais utilizados e os mecanismos de desgaste dos cilindros utilizados em homogeneizadores;
- Encontrar parâmetros de soldagem que permitam a deposição de ligas de cobalto em cilindros de aço 316L;
- Comparar a resistência à corrosão entre os revestimentos de *Stellite* e o aço inoxidável 316L;
- Comparar o comportamento em tribocorrosão de revestimentos de *Stellite* e do aço inoxidável 316L.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Projeto Sanitário

Baseado no EHEDG -*European Hygienic Engineering and Design Group* (2017), o projeto sanitário dentro da indústria alimentícia é estruturado dentro de premissas basilares. Assim sendo, os equipamentos ou as instalações devem facilitar o acesso à limpeza. Em segundo lugar, as superfícies de contato devem ser projetadas de tal forma que garantam a inspeção visual. Em relação à desinfecção, as estruturas devem resistir ao ataque térmico e químico, a fim de garantir a redução da população patogênica. Outro ponto relevante é que, ao combinar desenho, construção, instalação e acabamento superficial, os equipamentos ou tubulações devem evitar retenção de líquido ou umidade na superfície. Por fim, os equipamentos não podem formar zonas de retenção de sujidades, ou seja, após o processo de limpeza ou desinfecção, as impurezas devem ser eliminadas.

Diante do exposto, de acordo com EHEDG (2017), foi definida uma lista de materiais que são proibidos para o uso de contato com produto. Logo, a lista é classificada conforme os seguintes elementos: antimônio (Sb), arsênico (As), cádmio (Cd), chumbo (Pb), mercúrio (Hg), amianto ($Mg_3(Si_2O_5)(OH)_4$), madeira, alumínio (Al) e suas ligas.

Naturalmente, os componentes que não foram descritos nessa lista são permitidos ao contato com produto. Então, conforme o EHEDG (2017), os materiais aprovados atenderão o arranjo químico permitido para interagir com o produto. Os componentes em contato com o produto devem, necessariamente, possuir rugosidade média (Ra) superficial inferior a $0,8 \mu m$.

2.2. Aços Inoxidáveis Austeníticos

De acordo com sua composição, as soluções metálicas são catalogadas em dois grandes grupos – as ligas ferrosas e as ligas não ferrosas. Nesse contexto, em conformidade com CALLISTER (2019), o aço é um representante relevante das ligas ferrosas, pois esse material é extremamente versátil, ou seja, as ligas com tais atributos podem ser utilizadas em uma série de sistemas de construção na engenharia. Como os aços são misturas de ferro-carbono, as propriedades mecânicas são sensíveis ao percentual de carbono. Logo, essa relação percentual

provoca a existência de subclasses que são designadas da seguinte forma: aços com baixo teor de carbono, aços com médio teor de carbono, aços com alto teor de carbono.

Embora, sob condições normais atmosféricas, os aços com baixo teor de carbono possuem um bom comportamento no aspecto de corrosão, segundo CALLISTER (2019), com o advento dos aços inoxidáveis, essas características foram melhoradas. Tais soluções sólidas contêm ao menos 11% de cromo, o que torna esse elemento químico predominante para a liga, pois o aumento desse elemento de liga contribui para formação superficial de uma camada passiva de óxido que previne ataques corrosivos. Por fim, essas ligas podem elevar seu atributo principal com a adição dos seguintes elementos de ligas: níquel e molibdênio.

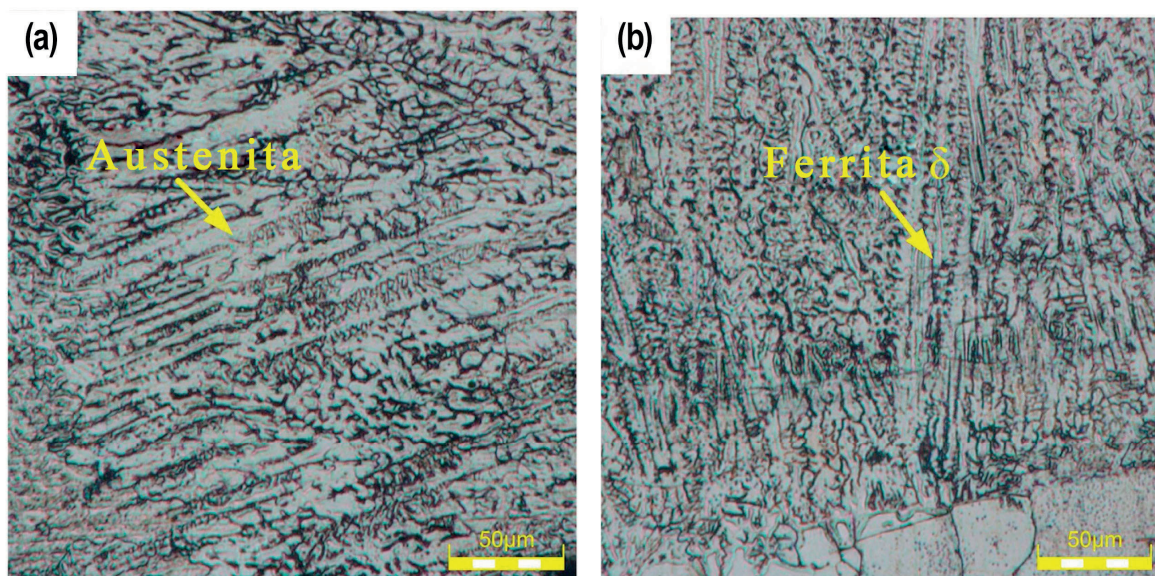
Conforme CALLISTER (2019), sob o aspecto da microestrutura da liga, os aços inoxidáveis podem ser divididos em martensíticos, ferríticos ou austeníticos. Esses últimos mantêm a estrutura austenítica à temperatura ambiente; por essa razão, o tratamento térmico é dispensado. Nesse caso, ao necessitar um aumento da resistência, o trabalho a frio pode ser empregado. Porém, ao serem trabalhados a frio, esses aços perdem sua característica não magnética e se tornam difíceis de serem usinados. Então, se for necessário manter as propriedades austeníticas, é preciso adicionar mais níquel na solução.

Segundo INTERNATIONAL (1990), em processos industriais os quais exigem elevado padrão de limpeza, a aplicação dos de aços inoxidáveis austeníticos tem sido bem-sucedida. Normalmente, esses segmentos fabris são submetidos em atmosfera corrosiva, assim o aço inoxidável austenítico AISI 316L se tornou relevante nessa aplicação. Tal preferência está pautada na sua composição química, a qual apresenta 0,03% de carbono, 17% de cromo, 12% de níquel, 2,5% de molibdênio, 2% de manganês e o restante constituído por ferro. Por possuir baixo percentual de carbono, esse aço fornece boa soldabilidade, com isso os elementos indesejáveis são controlados, tornando a região soldada mais protegida contra a corrosão.

De acordo com LIPPOLD et al. (2005), os aços inoxidáveis austeníticos possuem a composição química e microestrutura que garantem que, ao serem manufaturados, a sua microestrutura é austenita. Contudo, ao depender do equilíbrio dos elementos os quais estabilizam a austenita, a microestrutura será totalmente austenítica ou uma mistura dos elementos citados anteriormente, conforme a Figura 2 (a) e (b). Na Figura em questão, é possível identificar a microestrutura do aço inoxidável austenítico forjado. Portanto, em (a), a microestrutura apresentada possui grãos de austenita equiaxiais representado pela seta amarela. No entanto, em (b),

detém-se ferrita residual de alta temperatura, ou seja, ferrita delta, a qual está alinhada ao longo da direção de rolamento, conforme indicado por meio da seta amarela. Essa microestrutura é proveniente da segregação de elementos promotores de ferrita, ao solidificarem.

Figura 2: Microestrutura do aço inox 304. Em (a), a microestrutura é totalmente austenítica. Em (b), uma mistura de austenita com ferrita em direção longitudinal.

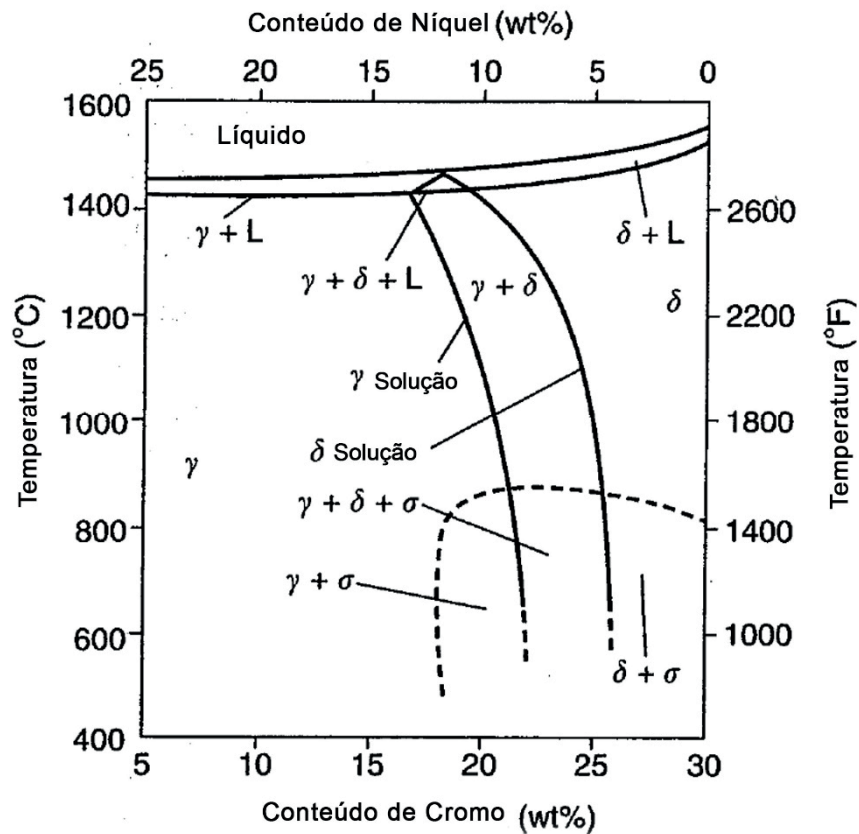


Fonte: Adaptado de FU et al. (2021)

O comportamento de solidificação, segundo LIPPOLD et al. (2005), é comprovado por meio do diagrama apresentado na Figura 3. À luz desse diagrama, é possível observar que a solidificação primária ocorrerá como austenita ou ferrita, logo a microestrutura dependerá da proporção entre cromo-níquel. Por isso, em proporções mais altas desses elementos, a solidificação primária ocorre como ferrita delta, mas para menores proporções, formará austenita. Nesse diagrama, é possível observar uma região triangular na faixa de solidificação, assim, nesse ponto, haverá austenita, ferrita e material fundido simultaneamente. Logo, ao solidificarem como austenita à esquerda dessa região, terão estabilidade dessa microestrutura ao atingir a temperatura ambiente. Contudo, ao se solidificarem como ferrita, elas podem ser totalmente ferríticas ou uma mistura de ferrita e austenita. Logo, a microestrutura se torna totalmente austenítica após o resfriamento a 1000°C. Em condições de resfriamento rápido, por exemplo, durante a soldagem, essa transformação é suprimida e algumas ferritas permanecerão na

microestrutura.

Figura 3: Sistema Fe-Cr-Ni a 70% de ferro.



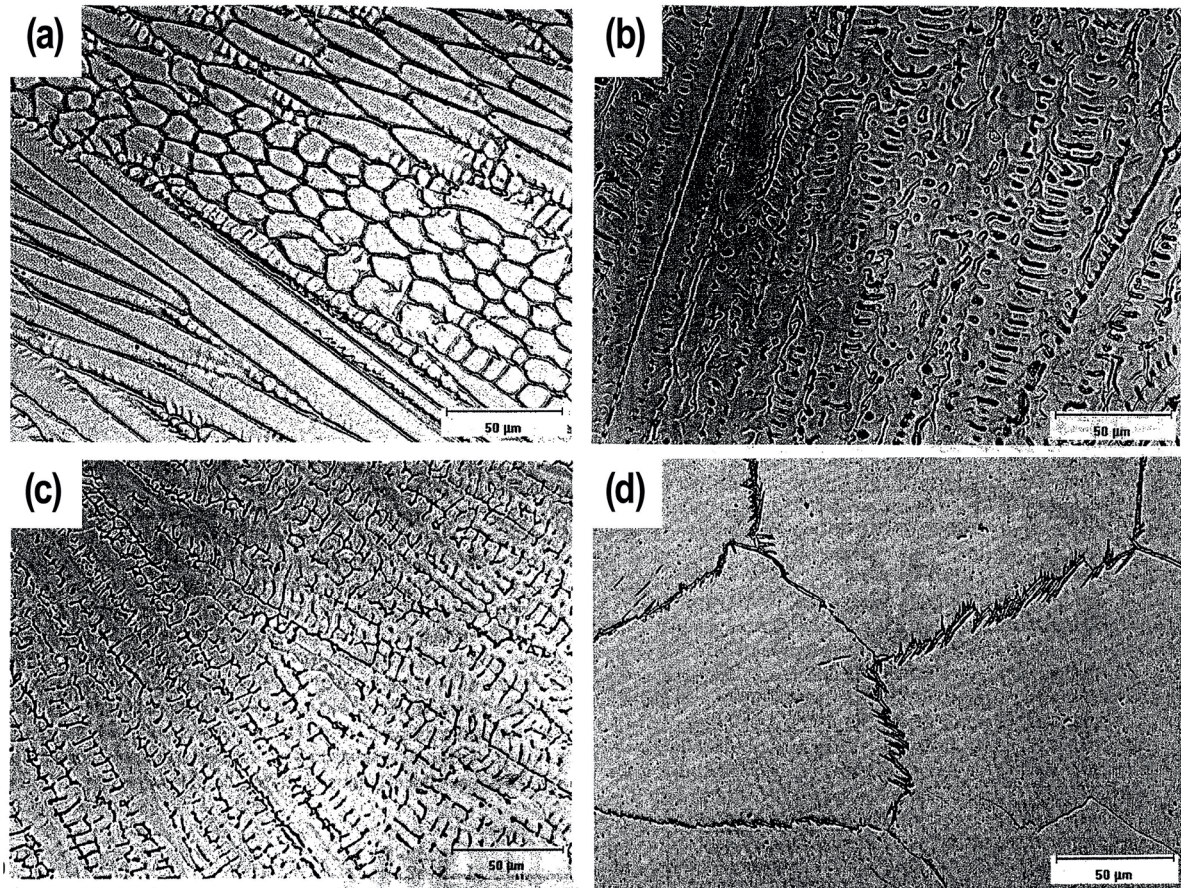
Fonte: Adaptado de LIPPOLD et al. (2005)

Em relação à resistência à corrosão, de acordo com LIPPOLD et al. (2005), ocorre precipitação de carbonetos ($M_{23}C_6$), os quais se precipitam rapidamente ao longo dos limites dos contornos de grãos em temperaturas entre 700 °C a 900 °C. Porém, a presença desses carbonetos pode favorecer a oxidação em regiões intergranulares, enquanto são submetidos a certos ambientes.

Conforme LIPPOLD et al. (2005), a solidificação em austenita primária poderá formar duas microestruturas, ao soldar o material. Logo, se ela for totalmente austenítica, ao final da solidificação, permanecerá com essa configuração ao atingir a temperatura ambiente. Portanto, exibirá uma estrutura metalográfica distinta. Esse padrão é definido como solidificação do Tipo

A, que possui uma representação na Figura 4 (a). No entanto, se alguma ferrita se formar ao final da solidificação primária por meio de uma reação eutética, ela é denominada Tipo AF. Essa característica é estabelecida, pois os elementos químicos, por exemplo, cromo e molibdênio fracionam os limites dos subgrãos durante a solidificação, conforme (b). Outra configuração metalúrgica existente é a denominada Tipo FA. Nesse sentido, essa transformação ocorre quando alguma austenita é formada ao finalizar a solidificação. Essa configuração é observada em (c). Por fim, é possível definir a solidificação tipo F, a qual ocorre com a formação por completo de ferrita. Portanto, quando o referido metal é resfriado abaixo da temperatura de resposta para a ferrita, a austenita é formada dentro da microestrutura dos limites de grão da ferrita. Essa característica é apresentada em (d).

Figura 4: Tipos de microestrutura após soldagem, de acordo com a solidificação. Em (a), solidificação totalmente austenítica (Tipo A). Em (b), solidificação do Tipo AF. Em (c), solidificação da FA. Em (d), solidificação de F.



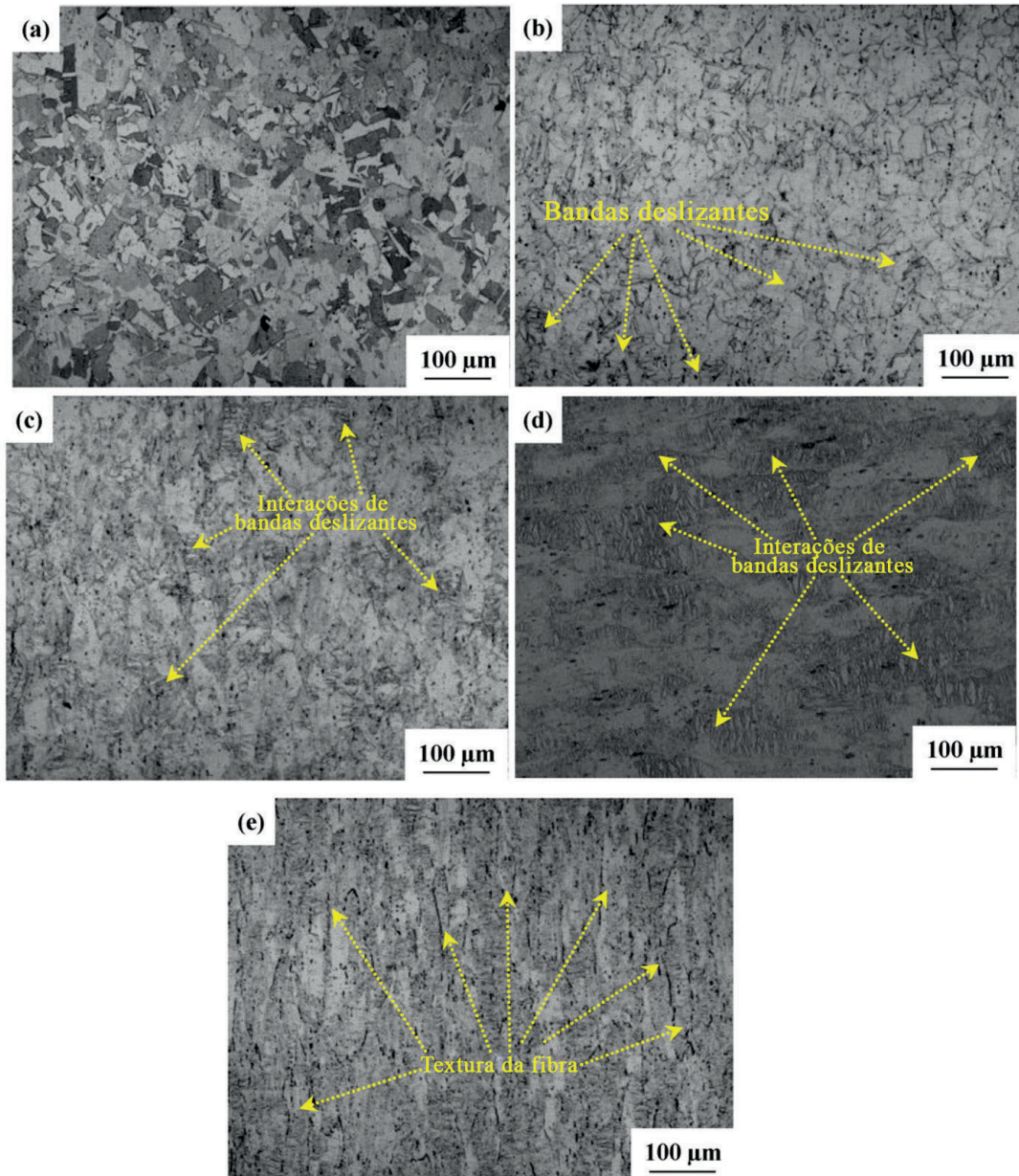
Fonte: LIPPOLD et al. (2005)

No trabalho apresentado por XIONG et al. (2015), o aço inoxidável austenítico foi submetido a uma técnica de cryorolling, que consiste em atenuar a recuperação dinâmica após a laminação ao submeter o material a baixas temperaturas com uso de nitrogênio líquido. Para obtenção da caracterização microestrutural, foi utilizada uma solução eletrolítica de ácido crômico (H_2CrO_4) em 10% de água deionizada com tensão aplicada três volts. Em relação ao trabalho de REDDY et al. (2015), para revelar a microestrutura, foi utilizado ácido perclórico ($HClO_4$) diluído em 10% metanol (CH_3OH). Entretanto, no trabalho de MALHOTRA et al. (2023), a microestrutura foi atacada com o auxílio do ácido sulfúrico (H_2SO_4) com concentração 0,5 mol/L. Foi verificado no trabalho de XIONG et al. (2015) que, à medida que as ligas austeníticas aumentam sua deformação, os grãos são aumentados. Tais características são observadas com o auxílio da Figura 5, conforme indicado por meio das setas amarelas.

REDDY et al. (2015) investigaram o efeito da concentração de nitrogênio em aço inoxidáveis austeníticos 316L, a fim de avaliar a resistência mecânica com a variação no teor desse elemento químico (0,07%, 0,14% e 0,22%). Foi verificado que a liga com menor teor de nitrogênio favorece a formação de precipitado intragranular, por essa razão contribui para o endurecimento, conforme ilustrado na Figura 6.

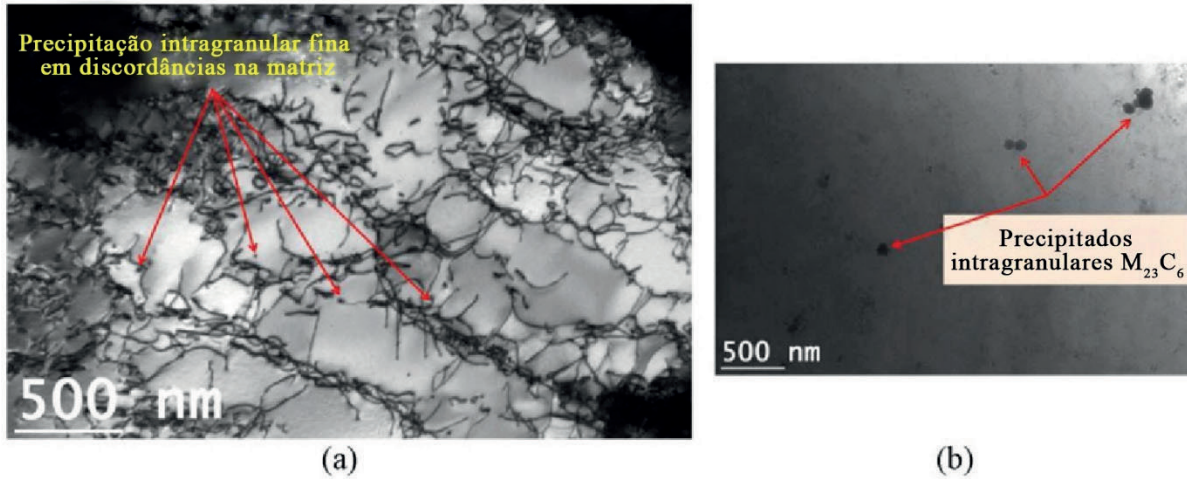
Em relação ao trabalho de MALHOTRA et al. (2023), foi analisado o comportamento do aço inoxidável após soldagem, quando são adicionados elementos estabilizadores. Nesse caso, foi adicionado titânio e nióbio que provocaram maior retenção de níquel e menor redução de cromo em regiões dendríticas. Assim, o filme passivo formado na região da solda é mais delgado e mais denso. Naturalmente, essa diminuição na segregação dos principais constituintes das ligas de aços inoxidáveis austeníticos provoca uma melhora no desempenho anticorrosivo.

Figura 5: Estrutura metalográfica do aço inoxidável austenítico antes e depois da *cryorolling*: a) A estrutura original da austenita; b) Após 30% de deformação; c) Após 50% de deformação; d) Após uma deformação de 70%; e) Após 90% de deformação.



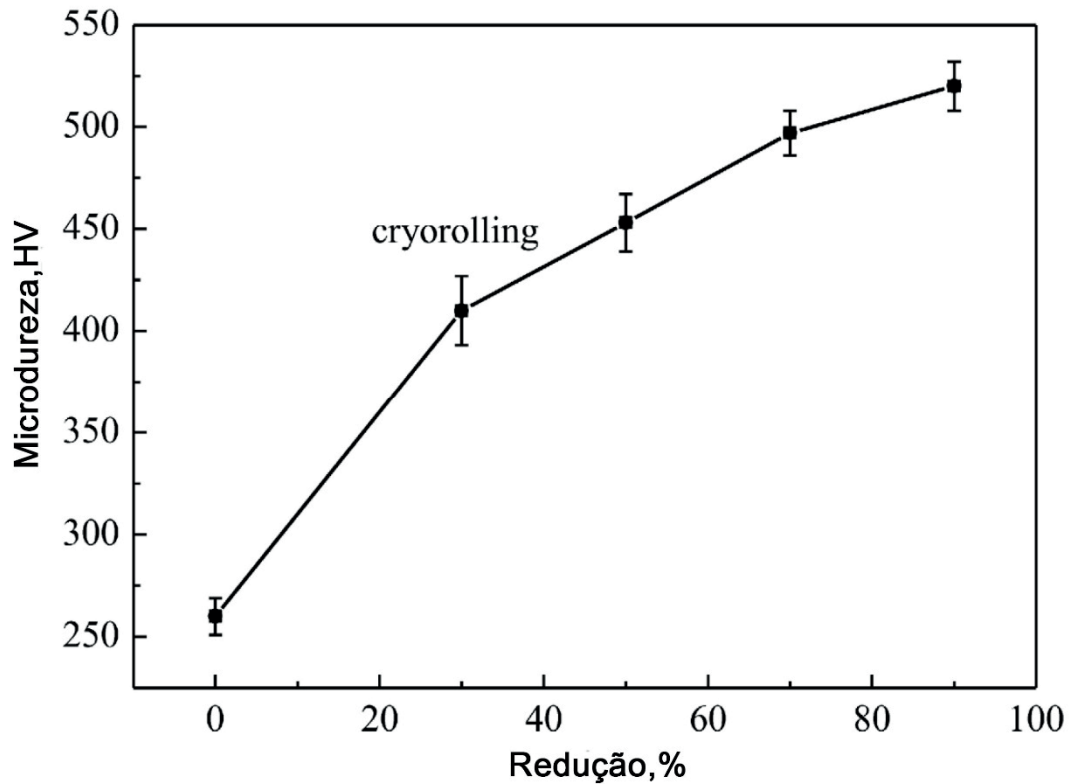
Fonte: Adaptado de XIONG et al. (2015)

Figura 6: Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) em campo claro do aço N07 testado a 873 K ilustrando (a) precipitação fina intragranular em discordâncias na matriz em um período de tensão de 1 minuto e (b) carbonetos $M_{23}C_6$ intragranulares em um período de tensão de 30 minutos.



Fonte: Adaptado de REDDY et al. (2015)

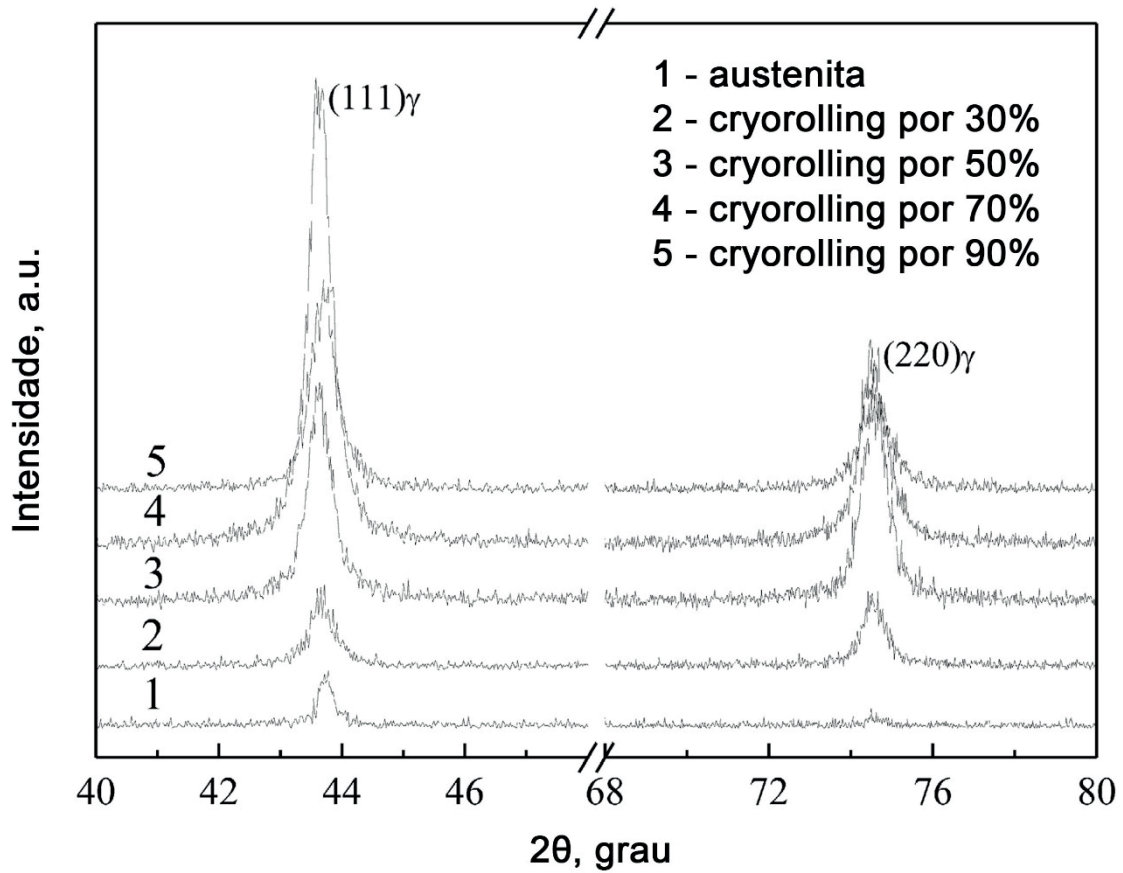
Nas ligas austeníticas, quando submetidas à deformação, é possível observar um aumento da dureza do material, de acordo com XIONG et al. (2015). Assim, o aumento da microdureza pode passar de um valor de dureza Vickers (HV) de 260 HV para 520 HV. Essa relação é apresentada na Figura 7.

Figura 7: Relação entre a microdureza e a deformação por *cryorolling*.

Fonte: Adaptado de XIONG et al. (2015)

Para os padrões difração de Raio X (DRX), conforme XIONG et al. (2015), não foram evidenciados novos picos de difração após a deformação do material, indicando que não ocorreu transformação martensítica provocada por meio da deformação em aço inox austenítico. Todavia, os picos de difração das amostras após a deformação tornam-se mais amplos, possivelmente por causa de grande tensão residual nas amostras após sua distorção, o que é possível evidenciar na Figura 8.

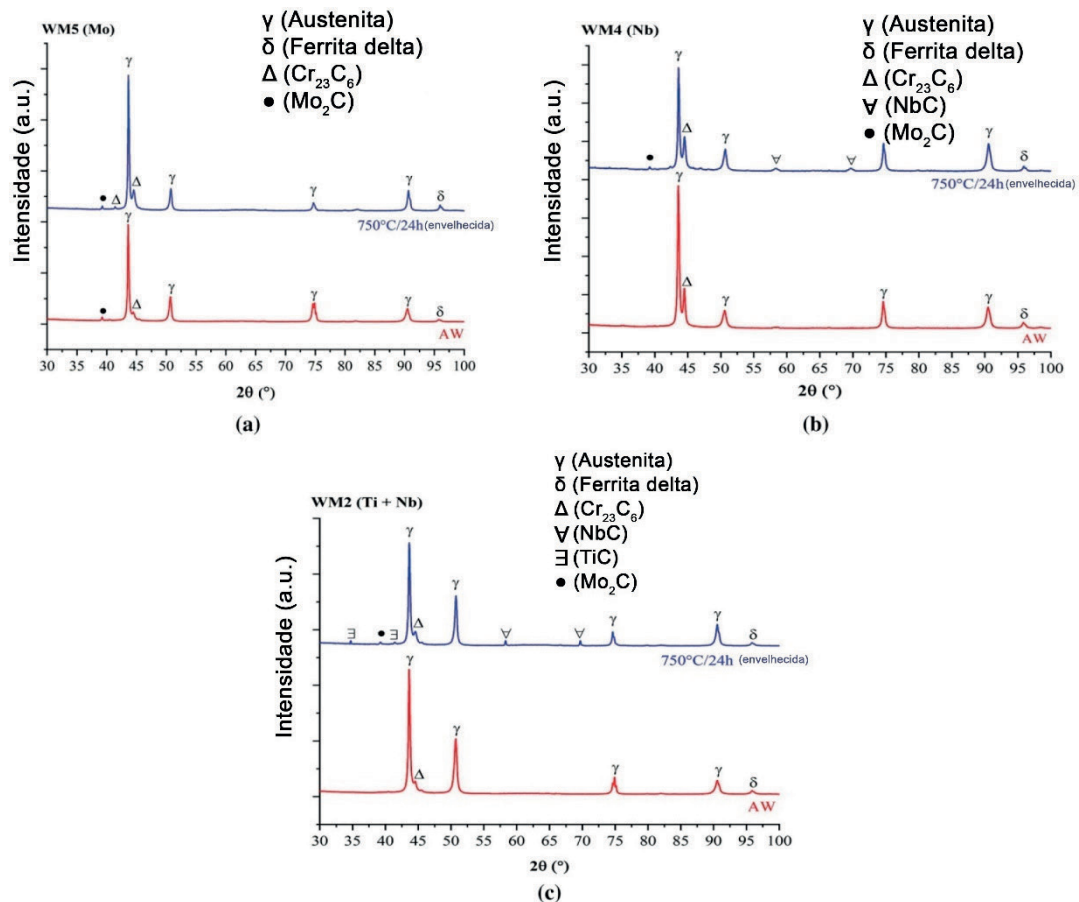
Figura 8: Mudanças das posições de pico do aço inoxidável austenítico antes e depois do ensaio.



Fonte: Adaptado de XIONG et al. (2015)

Em contrapartida, MALHOTRA et al. (2023) realizaram a análise qualitativa de fases com o auxílio de DRX. Os resultados revelaram a presença de austenita (γ), ferrita delta (δ) e carbonetos (Figura 9). A concentração de carbonetos precipitados foi considerada mais vasta em soldas envelhecidas do que como depositadas. Contudo, o carboneto de cromo foi encontrado em maior concordância em soldas depositadas do que envelhecidas.

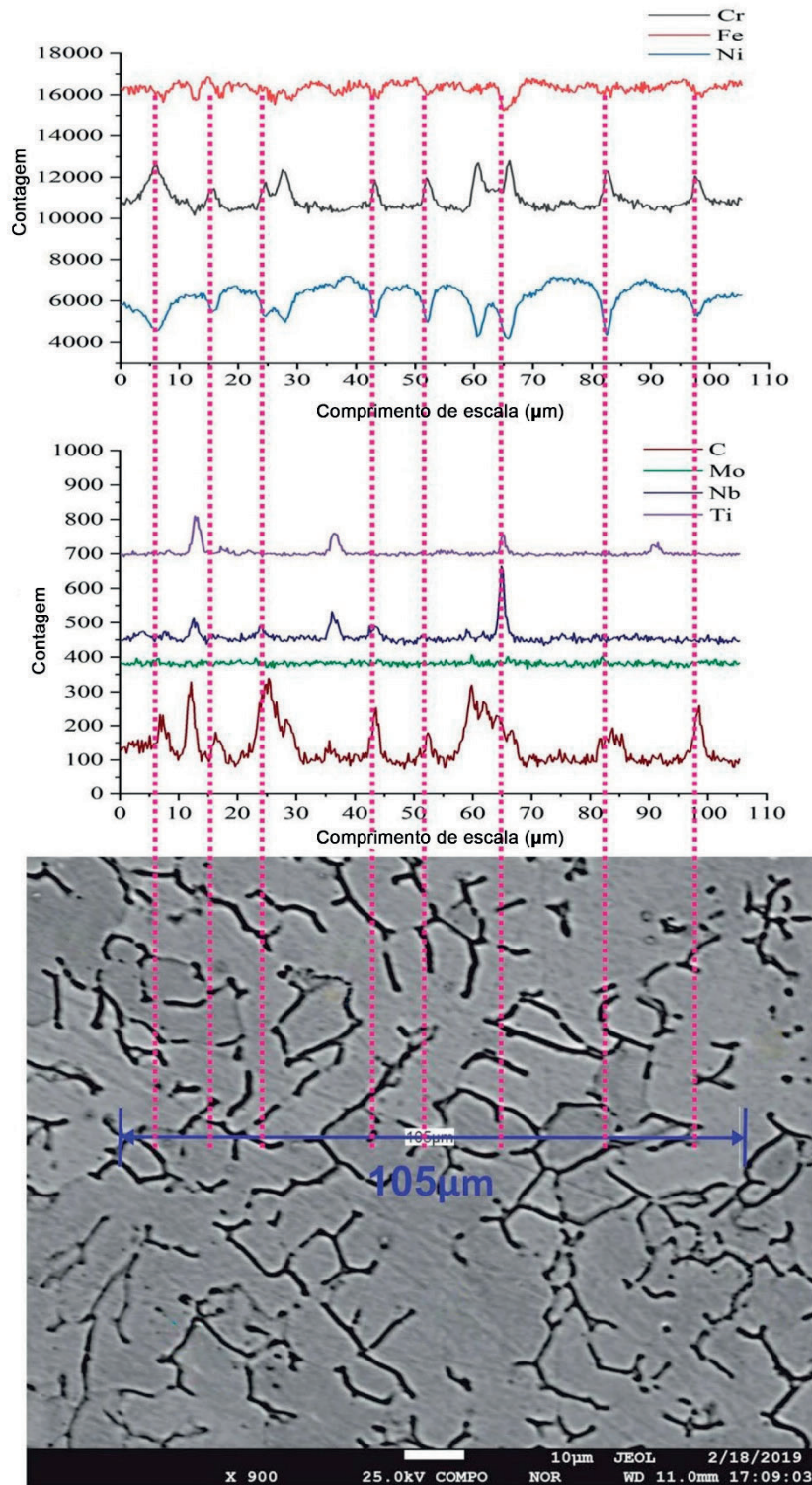
Figura 9: Espectros de DRX em aço austenítico para metais de solda nas condições de soldagem e envelhecimento (750°C / 24 h): (a) WM5 (Mo); (b) WM4 (Nb); (c) WM2 (Ti + Nb).



Fonte: Adaptado de MALHOTRA et al. (2023)

Em relação aos aços inoxidáveis austeníticos apresentados por MALHOTRA et al. (2023), foi observado que, ao aplicar os estabilizadores (mistura de titânio e nióbio), ocorreu o aumento súbito de cromo e carbono o que foi acompanhado por um esgotamento abrupto de cromo nas imediações, enquanto o aumento gradual levaria a uma menor segregação desses elementos. Além do mais, os picos enriquecidos com titânio e nióbio foram formados e esses picos foram acompanhados por picos carbono. Assim, houve o indicativo de estabilidade da solda em aço inoxidável austenítica a partir da precipitação de carbonetos de titânio/nióbio. Essas informações são evidenciadas de acordo com a Figura 10.

Figura 10: Microanalisador de Sonda Eletrônica (EPMA-WDS) para analisar o metal de solda em aço inoxidável austenítico com estabilizadores Ti + Nb na condição envelhecida (750°C / 24 h).



Fonte: Adaptado de MALHOTRA et al. (2023)

2.3. Ligas de Cobalto

Segundo INTERNATIONAL (1990), as ligas baseadas em cobalto não são reforçadas por um precipitado ordenado. Em contrapartida, elas são definidas por uma matriz austenítica que corresponde a uma solução sólida, na qual uma quantidade baixa de carbonetos é distribuída. A estrutura da matriz é cúbica de face centrada. Normalmente, o cobalto cristaliza na estrutura hexagonal compacta em temperaturas inferiores a 417 °C, entretanto, em temperaturas mais altas, ele se transforma em uma estrutura cúbica de face centrada. A fim de evitar a estrutura hexagonal compacta, que tem comportamento frágil, praticamente todas as ligas à base de cobalto são ligadas ao níquel para tornar a estrutura cúbica de face centrada estável entre a temperatura ambiente e o ponto de fusão.

A família das ligas à base de cobalto onde o endurecimento ocorre majoritariamente por solução sólida recebe uma designação comercial de Stellite. Essas ligas possuem um bom comportamento, ao submeter o material a tensão inferior ao limite de escoamento por tempos longos e temperaturas elevadas, ou seja, apresenta boa resistência à fluência. Para ocorrer a ruptura por fluência, sua temperatura deve ficar acima de 1000 °C. Normalmente, as soluções à base de cobalto apresentam melhor soldabilidade em relação a outras ligas. Além disso, a liga também possui boa resistência à fadiga térmica. Outra vantagem das ligas à base de cobalto é de serem fundidas no ar ou no argônio, em contraste com a fusão a vácuo necessária para outras ligas. De acordo com INTERNATIONAL (1990), contudo, essas ligas apresentam uma desvantagem a qual podem precipitar elementos indesejáveis na fase σ .

Por conseguinte, essas ligas de cobalto exibem propriedades que dependem do tamanho do grão ou do tamanho do carboneto distribuído. Segundo YAO et al. (2018), essa liga apresenta nível elevado de cromo, quantidade moderada de tungstênio ou molibdênio com uma porção de carbono. Assim, a formação de carbonetos garante formidável resistência ao desgaste.

Segundo SOŁEK et al. (2017), os estudos de DRX de Stellite 21 revelam que sua microestrutura consiste em tanto fases de estrutura cúbica de face centrada quanto hexagonal compacta. Os carbonetos do tipo Cr_7C_3 e Cr_{23}C_6 são os predominantes. Além disso, foi demonstrado que a microestrutura de ligas deformada plasticamente na forma de eutética apresenta aspecto de perlita. Do ponto de vista metalúrgico, a quantidade de cada fase depende da evolução da transformação martensítica, a qual desenvolve-se sob tensão induzida, o que altera propriedades

do material como dureza e resistência ao desgaste. Por fim, a fase cúbica de face centrada residual possui baixa energia de empilhamento que aumenta o endurecimento do material.

Diante do exposto, sua aplicação, de acordo com YAO et al. (2005), pode ser em: rolos de esmagamento de rochas, sistemas de transporte, escudos de erosão de turbinas a vapor e buchas onde a lubrificação é inacessível ou lubrificação eficaz é impossível.

Como representantes da família da *Stellite*, de acordo com YAO et al. (2005), existem as ligas *6B*, *6K* e *706k*, as quais são descritas na Tabela 2-1

Tabela 2-1: Composição química de representantes da família *Stellite*.

<i>Stellite</i>	Cr	W	C	Mo	Co
<i>6B</i>	30,0%	4,0%	1,2%	-	Balanço
<i>6K</i>	30,0%	4,0 %	1,6%	-	Balanço
<i>706k</i>	30,0%	-	1,6%	4,5%	Balanço

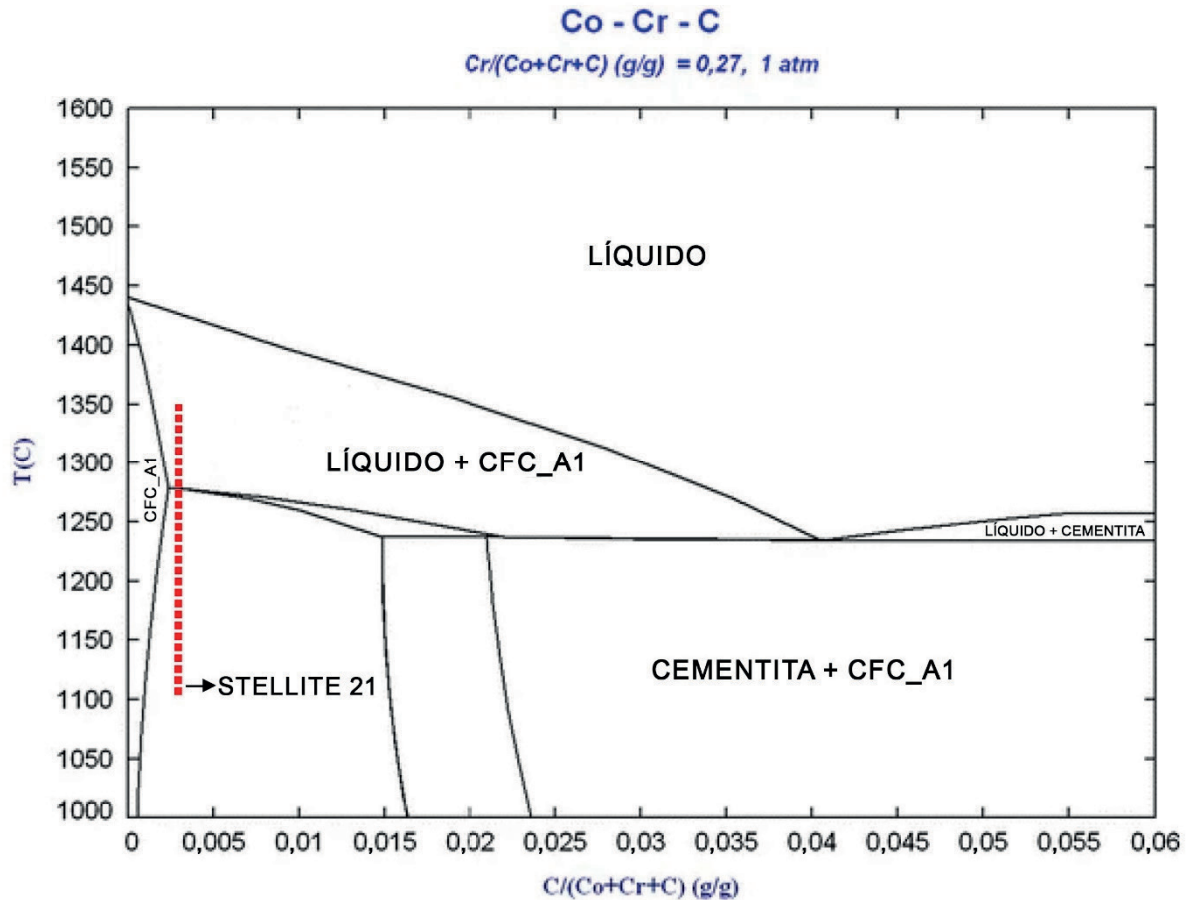
Fonte: YAO et al. (2005)

A liga *6B* é amplamente utilizada em rolos de esmagamento de rochas, no entanto a *6K* é empregada em sistemas de corte. Posto que a *Stellite 6K* tenha uma aplicação para sistemas de corte, ela possui vulnerabilidade em ambientes corrosivos, porque ocorre a formação de *pitting*. Então, a fim de corrigir essa lacuna, foi desenvolvida a liga *706k* a qual possui aplicação similar à *6k*, entretanto possui resistência a ambientes corrosivos

Outra variação importante representante da família da *Stellite* é a *21*, que possui o menor teor de carbono da família com atributos únicos, por exemplo, alta resistência mecânica e grande resistência à corrosão, segundo YAO et al. (2018). Assim, sua composição é de 27,0% de cromo, 5,5% de molibdênio e de 0,3% de carbono. Conquanto tenha a finalidade de fabricação de componentes, a liga também possui a aplicação de fortalecer a superfície de aços inoxidáveis para aumentar sua resistência ao desgaste. Assim, a fim de utilizar a *Stellite 21* como agente de revestimento, uma técnica muito usual é o revestimento por soldagem.

Em conformidade com SOŁEK et al. (2017), após a extrusão a quente da liga *Stellite 21*, ela apresenta no diagrama de equilíbrio uma solução eutética de baixo ponto de fusão, conforme apresentado na Figura 11. Assim, é possível observar que a liga possui um faixa de fusão de 1295 °C a 1435 °C.

Figura 11: Diagrama de fase Co-Cr-C com condições indicadas para as quais a tixoformação é possível (para 0,27% de Cr)

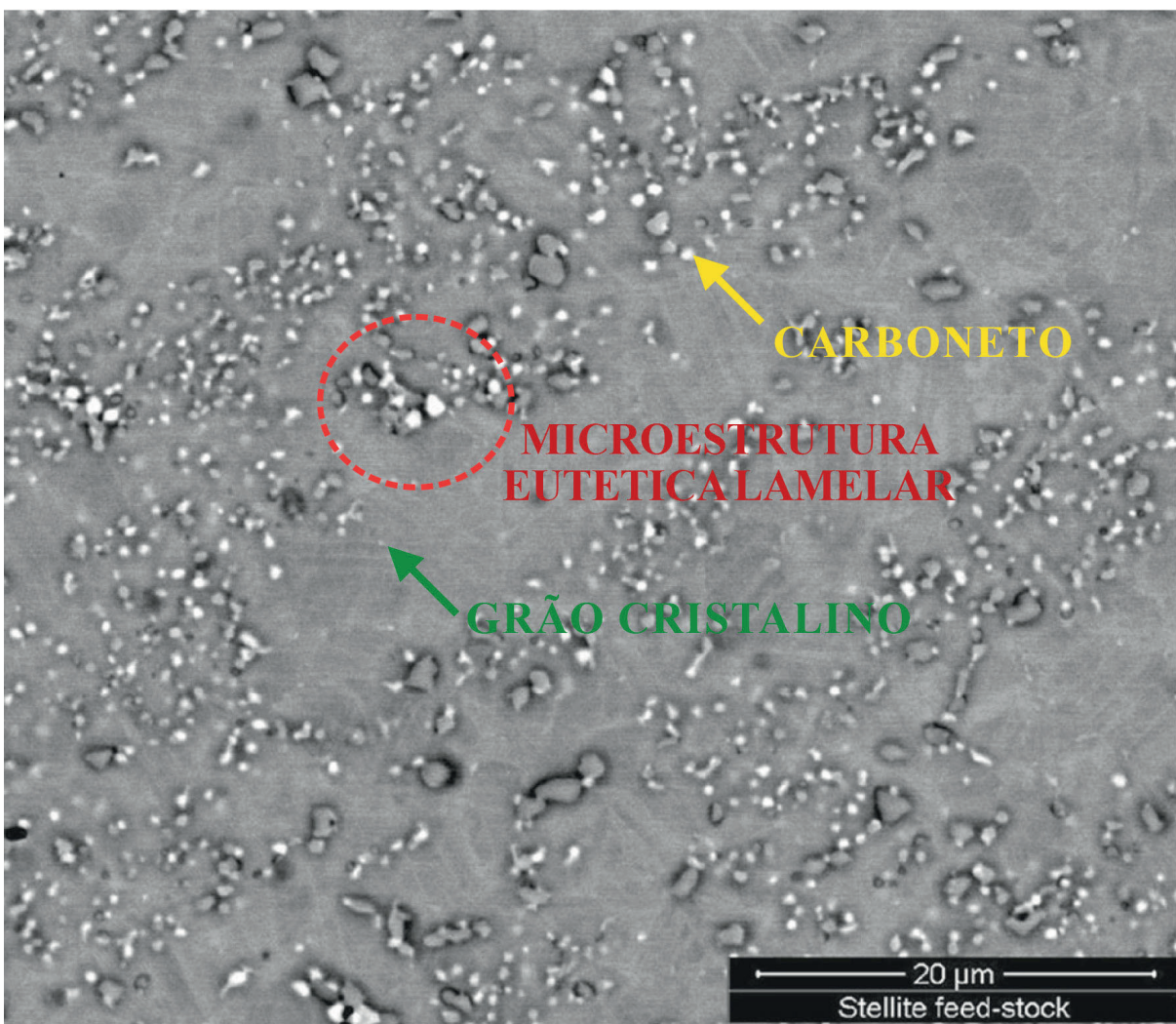


Fonte: Adaptado de SOŁEK et al. (2017)

Para caracterizar a microestrutura, de acordo com SOŁEK et al. (2017), esta foi revelada com uma solução de 15 ml ácido clorídrico (HCl) com 10 ml de ácido nítrico (HNO₃) por dois minutos. Assim, a liga, com composição química de 27,10% de cromo, 0,25% carbono, 2,4% de nitrogênio, 5,69% de molibdênio, 1,65% de ferro, 2,93% de nitrogênio, 0,59% de silício, 0,25% de tungstênio, 0,18% magnésio e o restante de cobalto, apresentou carbonetos interdendríticos e intergranulares, de acordo com a Figura 12. Nessa micrografia, não é possível identificar os limites de grãos, contudo as esferas brancas indicam carbonetos interdendríticos e

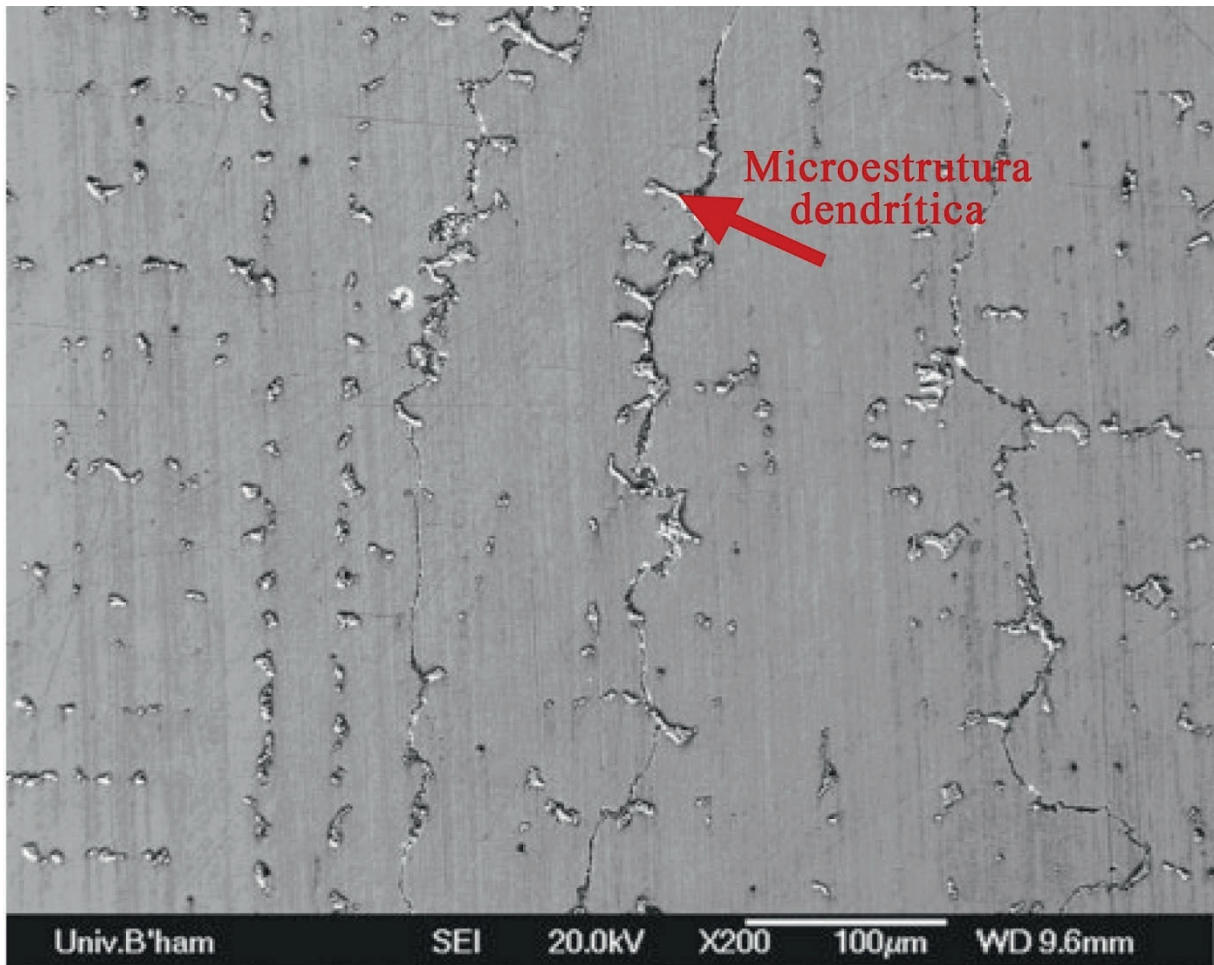
intergranulares irregulares, conforme indicado por meio da seta amarela. Outras observações ocorrem nos pontos pretos, os quais indicam microestrutura eutética lamelar intergranular (setas vermelhas) e o fundo cinzento constitui os grãos cristalinos, representados pela seta verde. Já no trabalho de CHEN et al. (2010), que avalia a resistência ao desgaste e a corrosão ao revestir um substrato com liga de cobalto por meio de soldagem por plasma, a microestrutura *Stellite 21* revelada foi uma estrutura dendrítica típica que era constituída de carbonetos ricos em cromo. No tocante à liga, ela era formada, naturalmente, por uma base de cobalto ligada a 29,80% de cromo, 1,40% carbono, 2,40% de nitrogênio, 3,30% de molibdênio. Tal microestrutura é apresentada na Figura 13.

Figura 12: Microestrutura visualizada por meio de MEV da liga *Stellite 21*.



Fonte: Adaptado de SOŁEK et al. (2017)

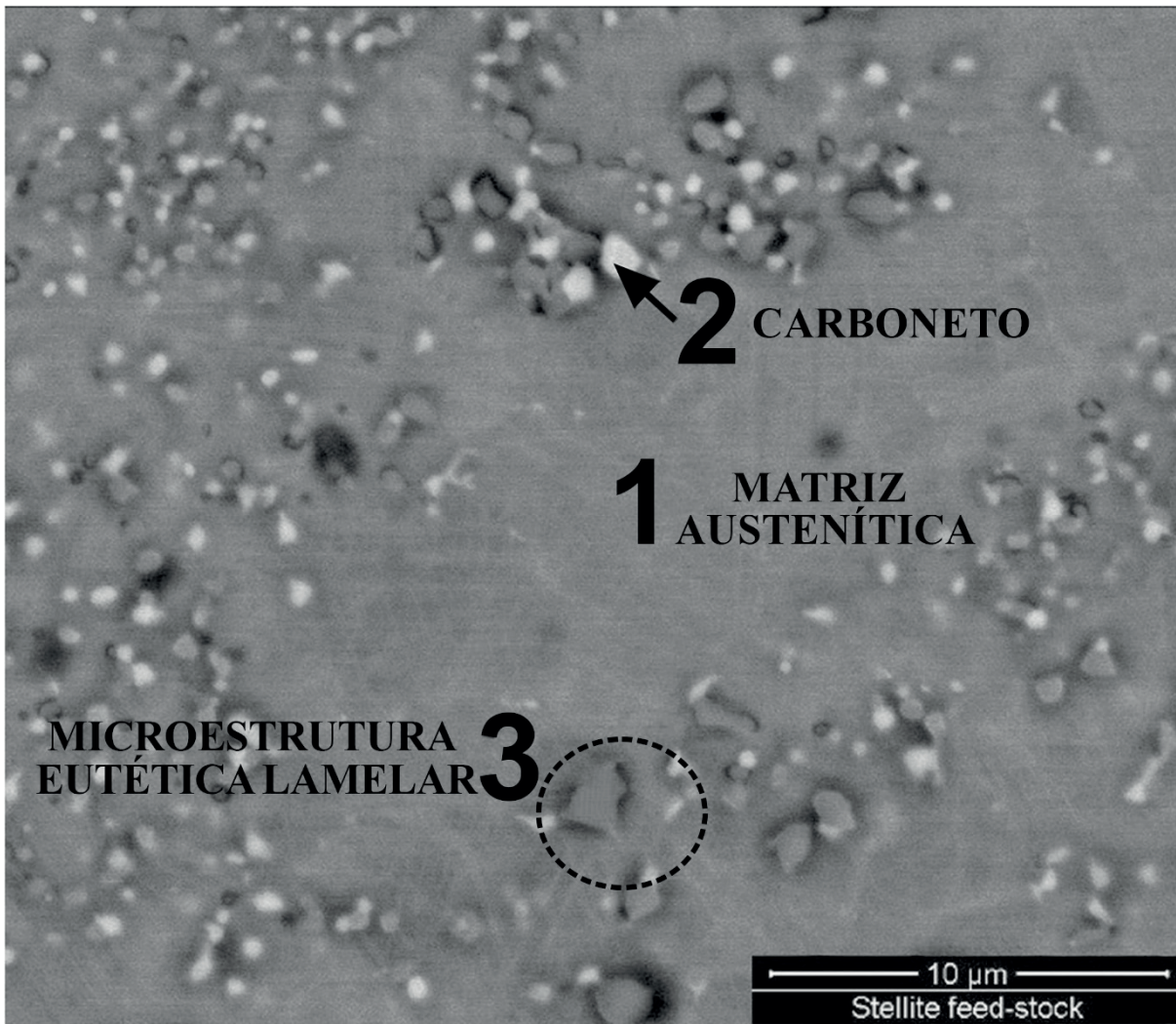
Figura 13: Morfologia transversal de Stellite 21.



Fonte: Adaptado de CHEN et al. (2010)

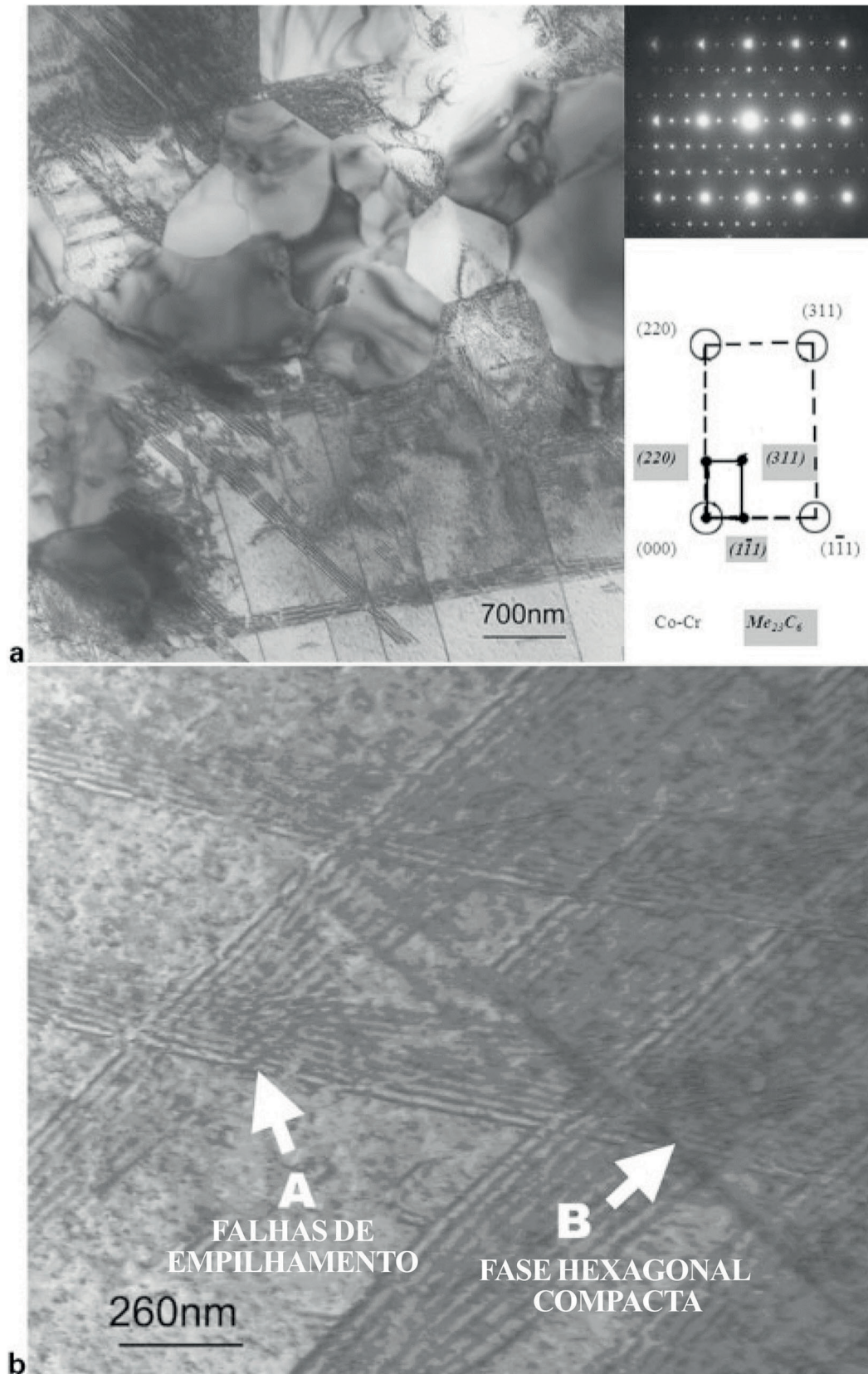
A espectroscopia por dispersão de energia (EDS), realizada por SOLEK et al. (2017), sinaliza que a solução sólida é rica em cromo, representado por meio da Figura 14. Nessa figura, é possível identificar a matriz austenítica em 1. Em relação a 2, apresenta-se uma formação de carbonetos. Por fim, em 3, é possível identificação de uma microestrutura eutética lamelar. CHEN et al. (2010), por meio da microscopia eletrônica de transmissão (MET), identificou uma fase metaestável γ na estrutura cúbica de face centrada e carbonetos, conforme Figura 15(a). Na Figura 15(b), na seta A, é possível identificar falhas de empilhamento na microestrutura, entretanto, por meio da seta B, é apresentada a fase hexagonal compacta, onde existem placas muito finas de cobalto-cromo.

Figura 14: Áreas selecionadas de análise química da liga *Stellite 21* usando EDS. Em 1, matriz austenítica. Em 2, formação de carbonetos. Em 3, microestrutura eutética lamelar.



Fonte: Adaptado de SOŁEK et al. (2017)

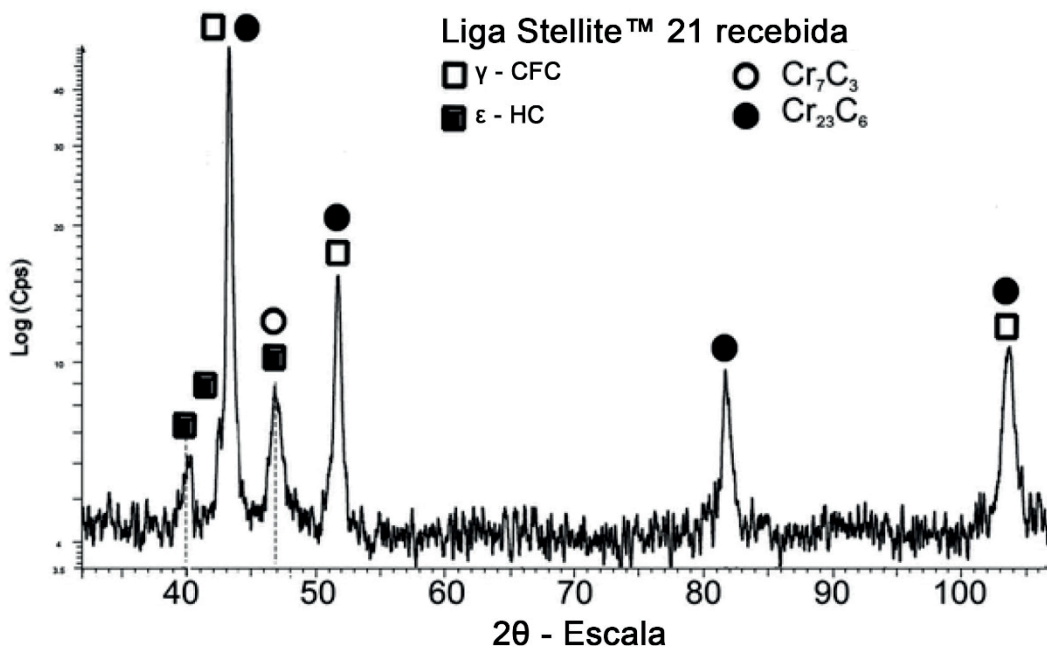
Figura 15: a) Microestrutura com auxílio de MET; b) Placas na fase hexagonal compacta da *Stellite 21*



Fonte: Adaptado de CHEN et al. (2010)

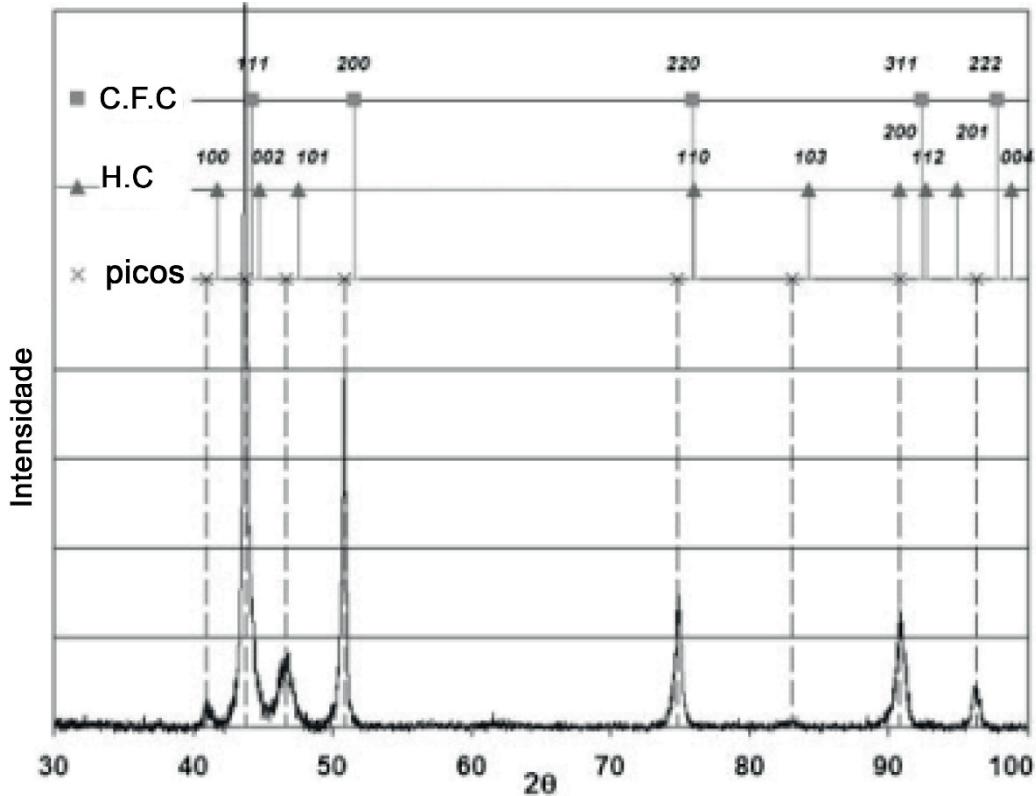
Por fim, de acordo com SOŁEK et al. (2017), para completar a caracterização, foi utilizado DRX, a qual aponta que a liga é uma mistura de fases, ou seja, uma fase γ de arranjo cúbico de face centrada e outra fase ϵ de estrutura hexagonal compacta, tais características são sinalizadas por meio da Figura 16. Tal comportamento também foi apresentado por CHEN et al. (2010), logo, ao comparar as duas fases foi observado um aumento de 1,3% para 1,7%. Conforme apresentado na Figura 17.

Figura 16: Padrão de DRX da liga *Stellite 21*



Fonte: Adaptado de SOŁEK et al. (2017)

Figura 17: Perfil de DRX do Stellite 21 recebido



Fonte: Adaptado de CHEN et al. (2010)

2.4. Técnicas de Revestimento

No ramo metal-mecânico, um importante critério avaliado é o desgaste, porque, de acordo com MENG et al. (1995), a mudança indesejável das dimensões da superfície provocada pelo movimento relativo provocará a redução da vida útil do ativo. Assim, a fim de reduzir os efeitos tribológicos, as técnicas de revestimento foram desenvolvidas.

Conforme MADADI et al. (2012), o revestimento superficial do substrato é uma tecnologia, cuja liga projetada modifica a superfície do substrato, a fim de melhorar as propriedades do material de base com auxílio das características nobres da solução sólida selecionada. Por conseguinte, como mecanismo para melhorar os atributos do substrato, segundo WANG et al. (2020), um processo de revestimento superficial pode ser executado. Entretanto, esse processo pode ser aplicado diversos métodos, tais como, pulverização térmica, eletrodeposição,

deposição de vapor e soldagem superficial. Contudo, o revestimento por soldagem é o processo mais difundido na indústria, devido à boa aderência metalúrgica ao substrato, além disso essa técnica de revestimento é viável economicamente.

Como fonte de energia para ligação metalúrgica, é possível citar as técnicas mais comuns: oxiacetileno soldagem a gás (OAW), soldagem a arco com eletrodo de tungstênio a gás (GTAW) ou soldagem a *tungsten inert gas* (TIG), soldagem a arco elétrico com gás de proteção *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) ou MIG/MAG, soldagem a arco submerso (SAW), soldagem a arco transferido por plasma (PTA) e a Laser. As diferenças significativas entre esses processos estão na eficiência de soldagem e na razão de diluição das camadas sobrepostas, de acordo com MADADI et al. (2012).

Conforme WAINER et al. (1992), soldagem é um processo de união entre dois elementos metálicos o qual utiliza fonte calor para garantir tal interação. No processo TIG, a fonte de calor utilizada é o arco elétrico gerando entre o eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada. No referido processo, a região de soldagem será protegida com uso de um gás nobre, ou seja, um gás inerte. Para a SAW, esse processo também utiliza como fonte de calor a formação de um arco elétrico, contudo, nesse caso, o arco elétrico será formado entre o arame-eletrodo e o material soldado. Esse processo não apresenta faísca, porque o arco fica completamente submerso por camadas de fluxo.

Segundo YAO et al. (2018), no processo TIG, o substrato é fundido pelo intenso calor gerado por meio do arco elétrico, logo ocorre a formação da poça de fusão a qual servirá de fonte de energia para modificar o estado físico da liga de revestimento, ou seja, a liga de cobalto passará do estado sólido para o líquido o que garantirá a interação entre o revestimento e o substrato.

2.5. Revestimentos de Ligas de Cobalto

As técnicas mais estudadas para realizar o recobrimento do substrato com o uso de ligas baseadas em cobalto, consoante ao YAO et al. (2018), são as soldagens a TIG e a Laser.

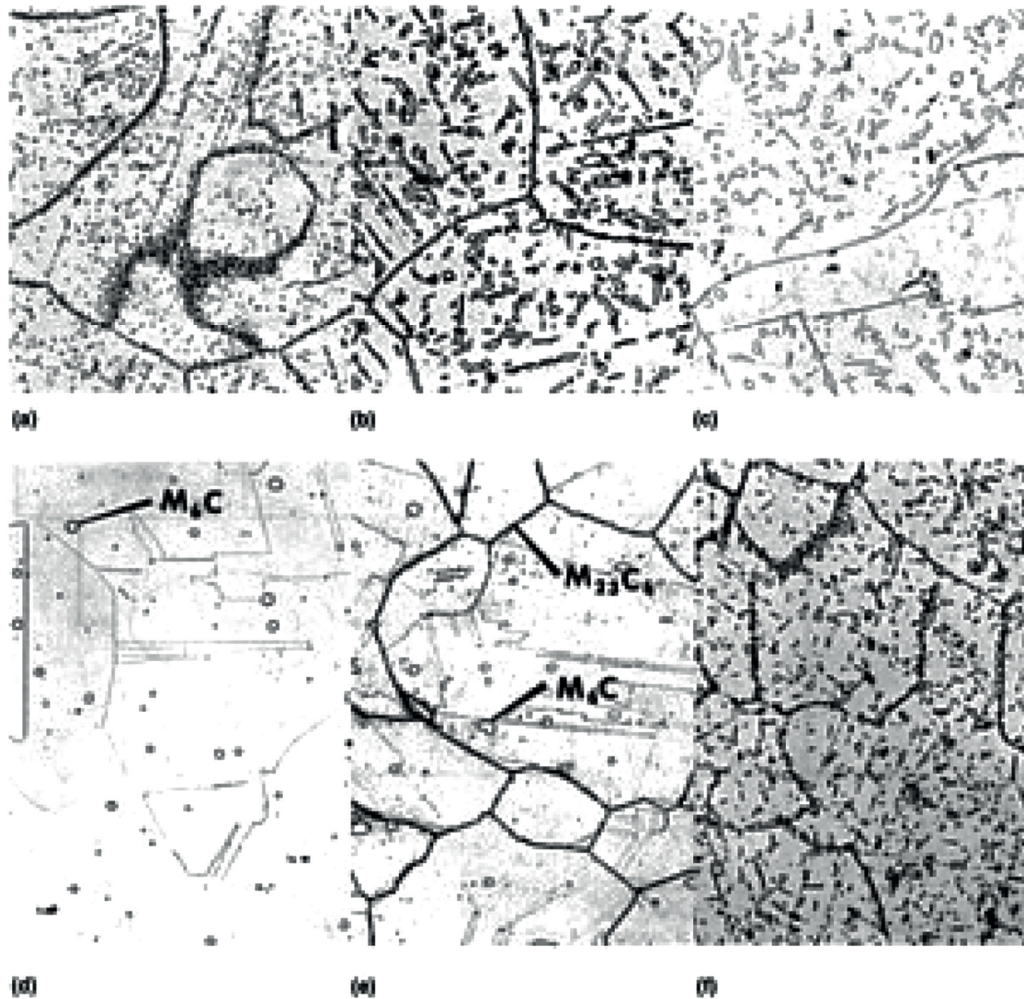
Segundo YAO et al. (2018), no processo TIG, o substrato é fundido pelo intenso calor gerado por meio do arco elétrico, logo ocorre a formação da poça de fusão a qual servirá de fonte

de energia para modificar o estado físico da liga de revestimento, ou seja, a liga de cobalto passará do estado sólido para o líquido o que garantirá a interação entre o revestimento e o substrato.

Para o processo a Laser, de acordo com LIN et al. (2006), o revestimento feito por tal técnica é caracterizado por depositar uma camada laminar no substrato. Esse efeito é provocado por meio do fornecimento de energia controlável tornando o artifício formidável, porquanto ocorre diluição mínima devido à baixa produção de calor, além de evitar distorções microestruturais.

Para ligas de cobalto, conforme INTERNATIONAL (1990), quando utilizadas como revestimentos soldados, uma variedade de carbonetos foi encontrada, por exemplo, $M_{23}C_6$, M_6C e MC. Esse último carboneto, ao ser submetido a faixa de temperatura 816 °C a 927 °C por 3000 h, é convertido em $M_{23}C_6$. Além de carbonetos, quantidades inferiores de fases intermetálicas, por exemplo, Co_3W , Co_2W e Co_7W_6 foram encontradas. No entanto, dificilmente, essas fases contribuem para o fortalecimento da matriz. Pelo contrário, o Co_7W_6 pode causar a deterioração das propriedades mecânicas. Uma dispersão uniforme de $Co_3(Ti,Al)$ foi alcançada, quando foi realizado o tratamento da solução a 1200 °C e envelhecimento a 800 °C. Contudo, esta microestrutura é instável em temperaturas de 815 °C por tempos acima de 1000 h. Essa característica é apresentada na Figura 18 que apresenta a característica da microestrutura ao realizar variação da temperatura de recozimento e na temperatura e permanência para o envelhecimento. Logo, ao utilizar a temperatura de recozimento de 1024 °C e envelhecida por 3400 h a 816 °C, a estrutura é composta por precipitados de M_6C e composto intermetálico CoW em uma matriz cúbica de face centrada. No entanto, ao utilizar a temperatura de recozimento a 1177 °C e envelhecido a 871 °C por 6244 h, a estrutura formada é $M_{23}C_6$, além de M_6C em uma matriz cúbica de face centrada.

Figura 18: Microestrutura após vários tratamentos térmicos. Em (a), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 816 °C. Em (b), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 871 °C. Em (c), recozimento a 1204 °C e envelhecimento por 3400 horas a 927 °C. Em (d), laminada a frio e recozida 1177 °C por 10 minutos antes de têmpera em água. Em (e), recozimento a 1177 °C e envelhecimento por 3400 horas a 649 °C. Em (f), recozimento a 1177 °C e envelhecimento por 6244 horas a 871 °C.



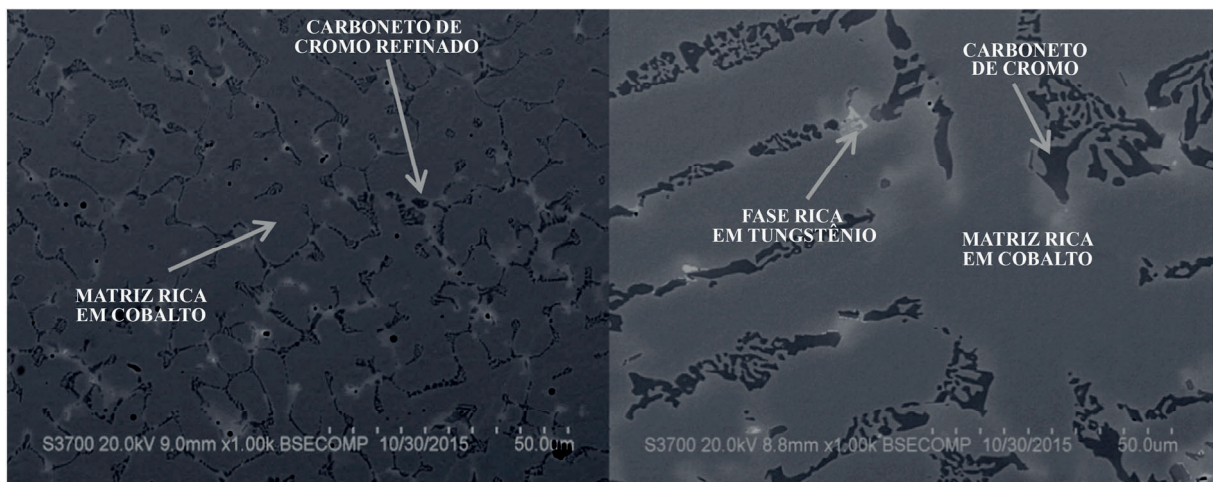
Fonte: INTERNATIONAL (1990)

Outro aspecto importante em relação à microestrutura das ligas de cobalto, conforme BROWNLIE et al. (2018), ocorre na interação entre o revestimento e o substrato após a fusão dos materiais, então, nesse momento, ocorre um rearranjo estrutural típico de dendritas. Por óbvio, as dendritas primárias de cobalto são cercadas por carbonetos ricos em cromo. É possível observar, segundo a Figura 19, a existência de carbonetos dispersos mais finos e uma pequena porção de tungstênio.

Ao analisar a composição química da liga de cobalto, segundo YAO et al. (2018), grande

parte apresenta baixo teor de carbono, conseqüentemente, a formação de carbonetos ficará deficitária. Portanto, a resistência ao desgaste ficará comprometida. Como solução ao dilema, é possível aumentar percentual de molibdênio. Logo, a liga precipita mais cobalto-molibdênio (Co_3Mo) o que aumenta a resistência ao desgaste.

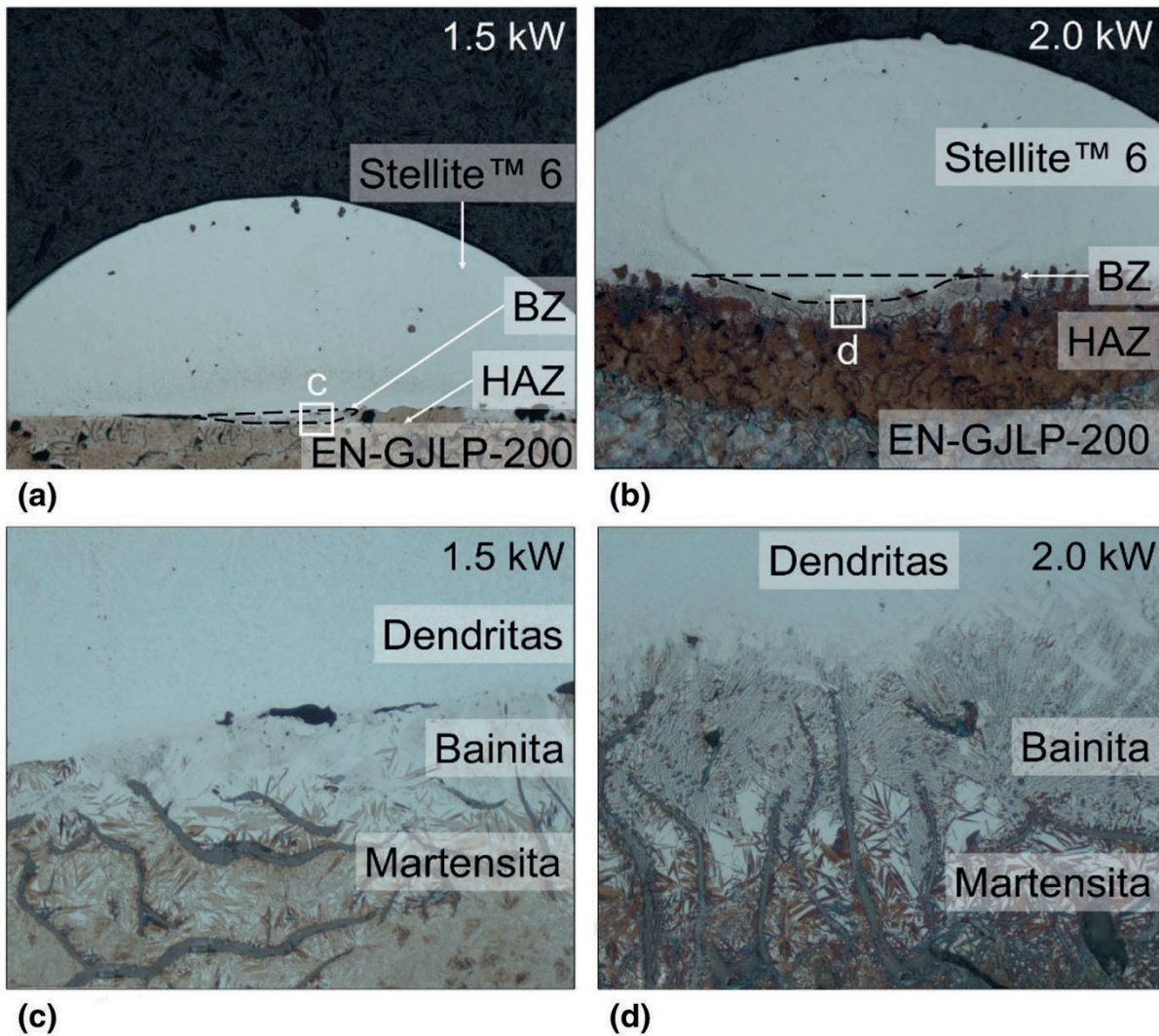
Figura 19: Microestrutura da liga cobalto no revestimento



Fonte: Adaptado de BROWNLIE et al. (2018)

Em outra abordagem, de acordo com KIEHL et al. (2023) ao realizar o revestimento a Laser Coaxial em liga de cobalto, apresentou, em parte do substrato, microestrutura de bainita superior e placa de martensita que representam estruturas em formato de agulha. Outro ponto, em um exame mais detalhado, a bainita superior dentro do cordão se espalha do centro para as bordas ao aumentar o aporte térmico. Além disso, a região hipoeutética se solidifica em dendrita. Essas observações concordam com a Figura 20.

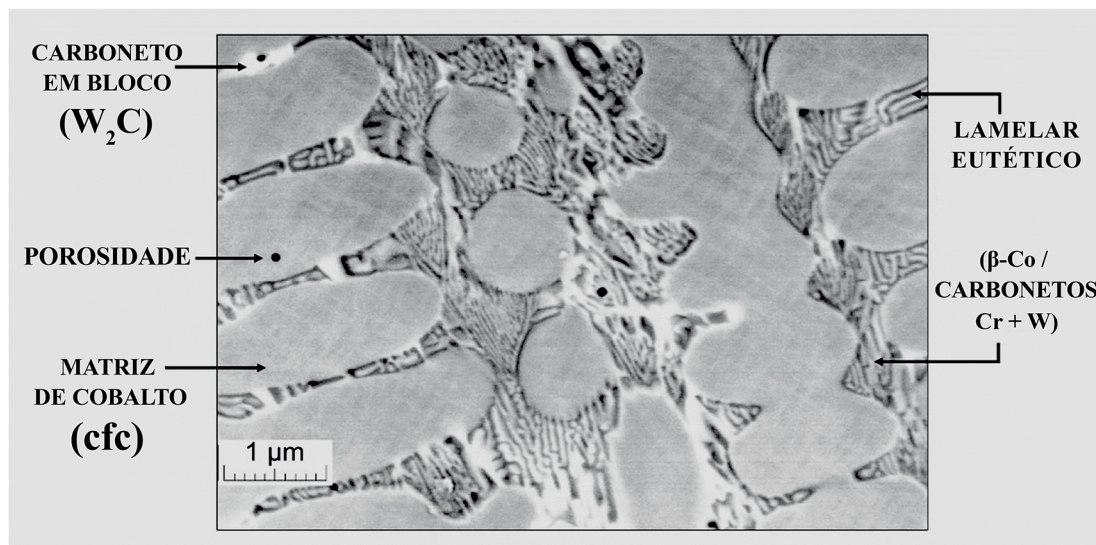
Figura 20: Imagens de microscópio óptico das (a), (b) zonas de soldagem e (c), (d) interfaces baseadas em seções transversais dos cordões com 1,5 e 2,0 kW de potência do Laser.



Fonte: Adaptado de KIEHLet al. (2023)

Dentro da observação feita por KIEHLet al. (2023), foi identificado a característica da microestrutura da liga de cobalto após o revestimento, então ela é composta por uma matriz dendrítica hipoeutética, a qual é uma solução sólida em uma rede cúbica de face centrada metaestável e uma interdendrítica lamelar eutética, que consiste em β -cobalto, bem como ricos em cromo e carbonetos de tungstênio com uma distribuição homogênea, conforme apresentado por meio da Figura 21.

Figura 21: Imagem do MEV por elétrons retroespalhados da *Stellite 6* no centro com base na seção transversal de um cordão único com potência de laser de 1,5 kW.



Fonte: Adaptado de KIEHLet al. (2023)

2.6. Revestimentos de ligas de cobalto pelo processo de MIG/MAG

Em acordo com SAHA et al. (2016), o revestimento do substrato pode ser realizado em várias tecnologias, dentre essas a soldagem ganha espaço, porque possui grande eficácia e aplicação popular. A partir desse pressuposto, a soldagem a arco eletro é a mais difundida. Por conseguinte, dentre todas as técnicas de soldagem a arco, a *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) se estabelece com os atributos relatados anteriormente, pois a qualidade do cordão é controlada conforme os parâmetros do processo.

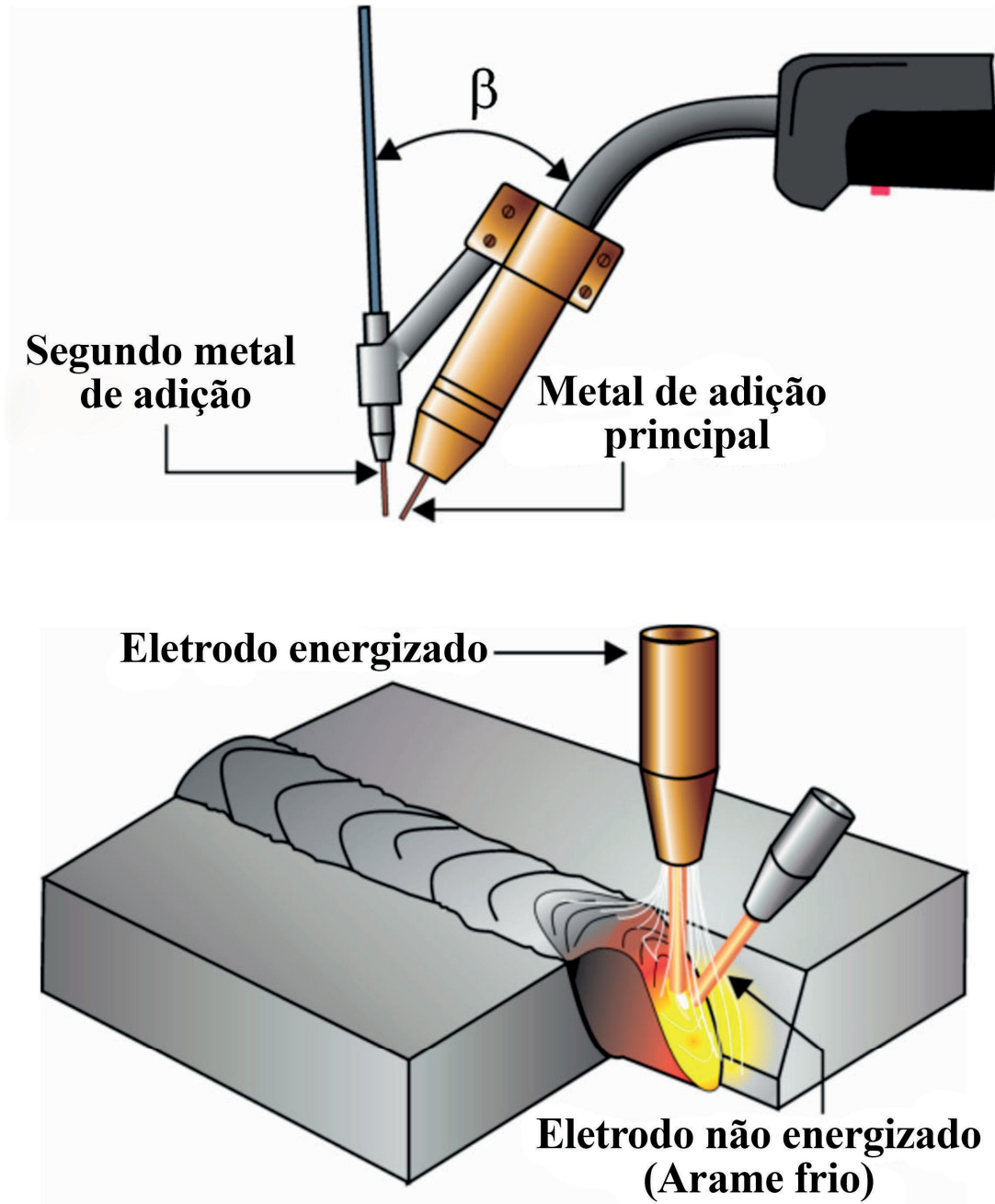
Logo, em conformidade com SCOTTI et al. (2008), o processo de soldagem por arco elétrico com gás de proteção, o qual sua sigla em inglês GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), mais conhecido como soldagem MIG – *Metal Inert Gas* – e MAG – *Metal Active Gas*. Esse processo, de acordo com o próprio nome, utiliza como fonte de calor o arco elétrico entre um eletrodo consumível, que é alimentado continuamente, e a peça que será soldada. O uso de gás inerte é mais adequado para os seguintes materiais: aço-carbono, aços de baixa, média e alta liga, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, ligas de magnésio e ligas de cobre. Já o uso de gás ativo é recomendado para os seguintes materiais: aços de baixo carbono e aços de baixa liga.

Segundo SAHA et al. (2016), vale ressaltar que geometria do cordão de solda é influenciada pelo aporte de calor, então as relações foram estabelecidas entre a entrada de calor e a característica geométrica do cordão de solda. Portanto, para o revestimento com GMAW, a tensão empregada somada a alimentação do arame provocará a característica geométrica desejada. Entretanto, existe a probabilidade de aumentar a concentração de nitrogênio na solda, pois a entrada de calor e a mistura de gás de proteção favorecem retenção desse gás.

Com relação à aplicação do revestimento baseado em cobalto, as camadas intermediárias, de acordo com G.P.et al. (2017), apresentaram menor tendência a fissuração, quando o substrato atingiu temperatura de pré-aquecimento de 400 °C, no entanto a empresa NOSA SERVICE COMÉRCIO E IMPORTAÇÃO considera que a faixa de temperatura ideal para o pré-aquecimento esteja entre 500 °C – 600 °C.

Acerca do que foi descrito, uma variação da metodologia pode ser aplicada como manufatura aditiva. Assim, segundo MARQUES et al. (2017), a soldagem por arco elétrico com gás de proteção com arame frio (CW-GMAW). Logo, esse processo ocorre, quando um eletrodo não energizado é inserido no arco elétrico formado entre o eletrodo energizado e o metal de base. Portanto, o arame não energizado será fundido por intermédio da energia dissipada pelo arco elétrico. À medida que o eletrodo é fundido, o material é agregado ao metal de base. Esse arranjo técnico de deposição de material resulta em maior eficiência de fusão e oferecendo níveis inferiores de distorção e tensão residual, haja vista que a energia de entrada é reduzida. Com essa hipótese definida, outros benefícios são vinculados, tais como, redução da fumaça e a temperatura da poça de fusão reduzida. O arranjo do procedimento de soldagem e apresentado por meio da Figura 22.

Figura 22: Soldagem CW-GMAW



Fonte: Adaptado de MARQUES et al. (2017)

Com o uso de tal método, segundo DA SILVA et al. (2022), foi realizado um trabalho para avaliar o desgaste por erosão provocado por zonas de cavitação em turbinas, as quais utilizam em sua construção o aço inoxidável austenítico 316L. Como solução proposta, era a realização de revestimento superficial no material da turbina, a fim de atenuar o desgaste erosivo.

Nessa aplicação, os corpos de prova foram fabricados com uso de soldagem em operação de tensão constante por meio dos processos GMAW e CW-GMAW. Assim, o processo de soldagem foi baseado nos parâmetros definidos na Figura 23.

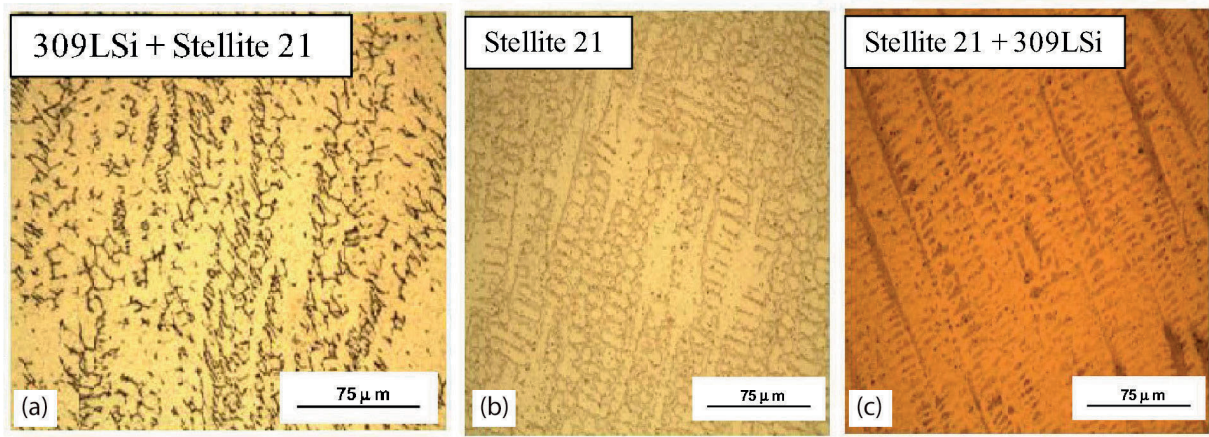
Figura 23: Parâmetros de soldagem

Revestimento	Processo de Soldagem	Camadas	Eletrodo	Arame frio	$F_{\text{velocidade-E}}$ [m/min]	$F_{\text{velocidade-AF}}$ [m/min]	$W_{\text{velocidade}}$ [cm/min]
A	GMAW	2	309LSi	–	6.0	–	30
B	CW-GMAW	2	309LSi	Stellite 21	6.0	2.00	30
C	CW-GMAW	2	309LSi	Stellite 6	6.0	2.00	30
D	GMAW	2	Stellite 21	–	6.8	–	34
E	CW-GMAW	2	Stellite 21	309LSi	6.8	2.27	34
F	CW-GMAW	2	Stellite 21	Stellite 6	6.8	2.27	34
G	GMAW	2	Stellite 6	–	7.0	–	35
H	CW-GMAW	2	Stellite 6	309LSi	7.0	2.33	35
I	CW-GMAW	2	Stellite 6	Stellite 21	7.0	2.33	35

Fonte: Adaptado de DA SILVA et al. (2022)

Após a fabricação das amostras, em conformidade com DA SILVA et al. (2022), elas foram cortadas e polidas, a fim de realizar a análise microestrutural. Nessa etapa os corpos de prova foram submetidos ao reagente Mármore ($\text{HCl} + \text{H}_2\text{O} + \text{CuSO}_4$) para *Stellite 21*. Então, a revelação da microestrutura indicou que as amostra revestidas com o eletrodo 309LSi ficaram com estruturas ferríticas (zonas escuras) no meio da matriz austenítica (zonas claras). Além disso, foi observado estruturas dendríticas, pois essa estrutura contém alto teor de cobalto e baixo teor de carbono. Outro ponto relevante é a região escura na estrutura dendrítica a qual contém alto teor de carbono e cromo. Essa relação é claramente carbonetos ricos em cromo. Por fim, em regiões com alto teor de tungstênio, provavelmente são zonas de carbonetos ricos em tungstênio. Essa descrição é apresentada na Figura 24.

Figura 24: Microestrutura para microscopia óptica com escala 75 μ m para o revestimento fabricado com: a) 309LSi + *Stellite 21*; b) *Stellite 21*; c) *Stellite 21* + 309LSi

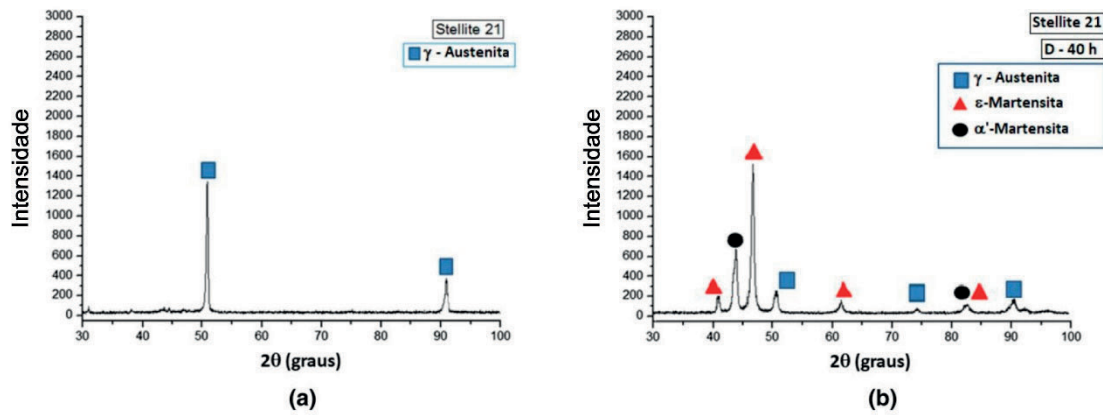


Fonte: Adaptado de DA SILVA et al. (2022)

Após a fabricação do revestimento, foram definidos os parâmetros de rugosidade, ou seja, a rugosidade média (R_a), a rugosidade do desvio aritmético quadrático – RMS – (S_q) e a rugosidade total ou amplitude (S_a). Assim, em conformidade com DA SILVA et al. (2022), tais resultados foram obtidos por meio de análise de interferômetro a laser os quais apontaram que os revestimentos produzidos a partir da liga 309LSi obtiveram maiores valores de rugosidade em todos os parâmetros em relação à liga de cobalto. Em relação ao método de soldagem, foi observado que a soldagem com uso de arame frio apresentou valores de rugosidade maiores que o processo tradicional. Entretanto, ao recobrir com *Stellite 21*, os resultados com o procedimento tradicional foram melhores do que com arame frios.

Para o uso da técnica de GMAW, segundo DA SILVA et al. (2022), a liga utilizada foi a *Stellite 21* (liga D), então ela apresentou picos de intensidade característico da estrutura monofásica de γ -cobalto. O revestimento D foi submetido por 40 h a um teste de cavitação, logo houve a transformação de fase por deformação. Isso ocorreu em duas formas de martensita (ϵ e α'), já um sinal de menor intensidade de sinaliza redução da quantidade de austenita. Assim, infere-se que a adição de elementos de liga no processo de CW-GMAW teve qualidade estrutural similar durante a fase de transformação por deformação. Por consequência, essas fases estruturais reduzem a taxa de erosão ao comparar as ligas de cobalto com os revestimentos 309LSi. Pode-se evidenciar tais informações por meio da Figura 25.

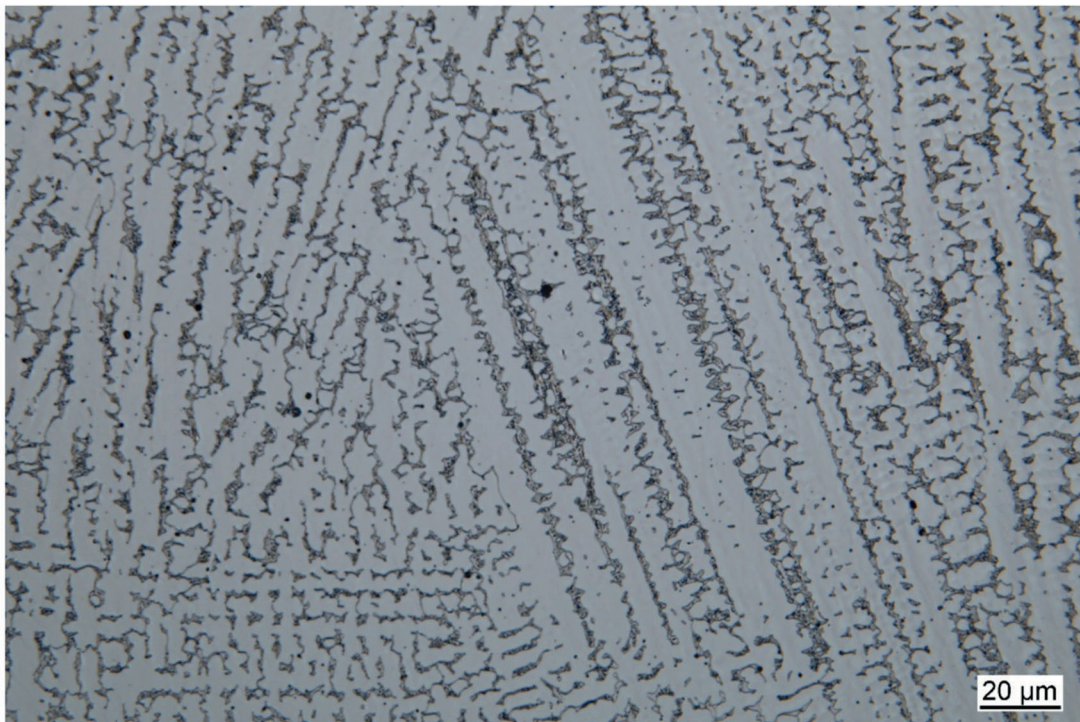
Figura 25: DRX da liga de revestimento Stellite 21 (liga D) **a)** antes e **b)** após o ensaio de cavitação



Fonte: Adaptado de DA SILVA et al. (2022)

No entanto, para TREUTLER et al. (2022), a fim de melhorar a resistência ao desgaste, foi aplicado um revestimento à base de cobalto por meio do processo de soldagem GMAW. Testes preliminares foram realizados para definição dos parâmetros de soldagem. Assim, ao utilizar uma mistura gasosa de 82% de argônio com 18% de gás carbônico, observou-se a formação de poros, entretanto, ao utilizar argônio puro, o material fundido não possuiu boa aderência ao substrato. Assim, os parâmetros definidos foram: corrente 205 A, tensão de soldagem de 16,6 V, velocidade de soldagem 50 cm/min e velocidade de alimentação 3,5 m/min. Assim, ao usar tais parâmetros, a microestrutura formada apresentou uma solidificação dendrítica e uma solidificação residual interdendrítica, de acordo com a Figura 26.

Figura 26: Microestrutura formada após a aplicação de revestimento baseado em colbalto.



Fonte: TREUTLER et al. (2022)

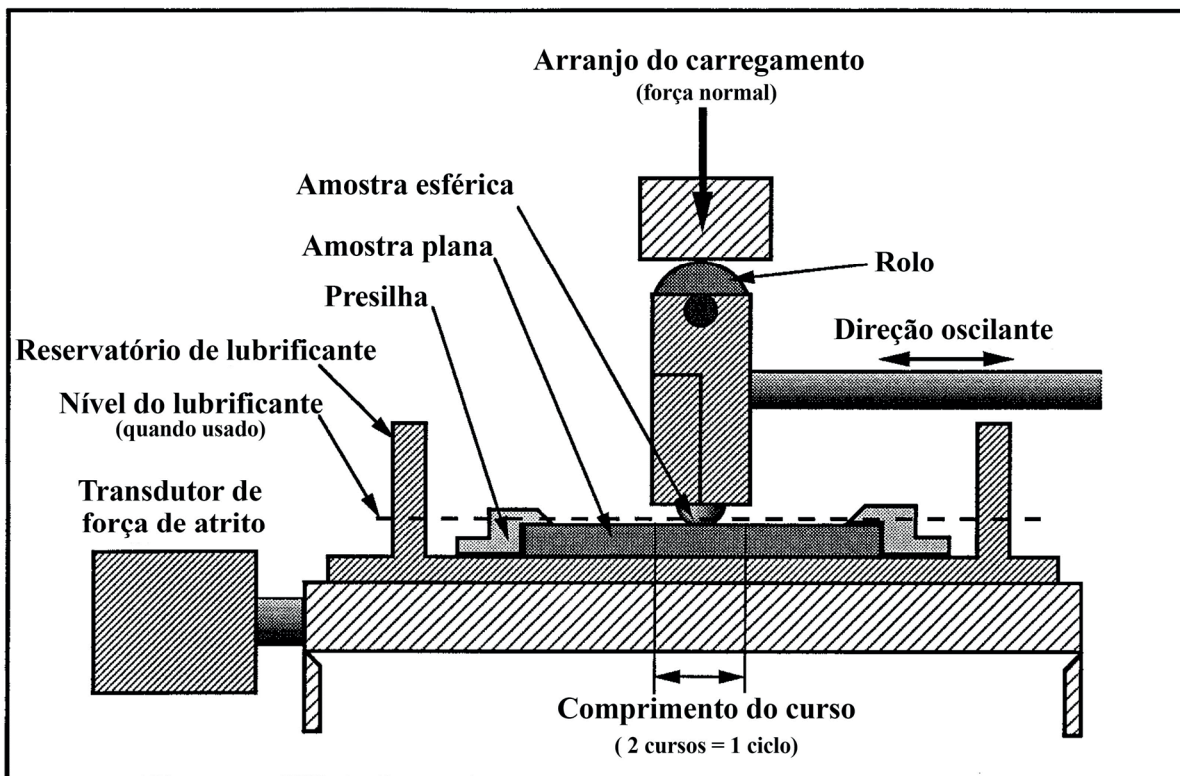
2.7. Desgaste

Conforme citado anteriormente, o uso da solução sólida para realizar o revestimento do metal de base e a possibilidade da liga que revestirá o substrato fornecer suas características nobres, por exemplo, a resistência ao desgaste. Dessa forma, é possível enumerar alguns tipos de desgaste, tais como, desgaste por adesão, abrasão, fadiga e erosão. Por conseguinte, os estudos tribológicos analisam o comportamento da interação das superfícies, a fim de controlar o desgaste excessivo, de acordo com HUTCHINGS (1992). Então, como forma de validar a resistência ao desgaste, uma parcela significativa de autores foca em desgaste por deslizamento e corrosão. Logo, um método que reproduz a resistência ao desgaste é o ensaio de desgaste por movimento recíproco associado ao corrosivo.

Nesse caso, a norma que direciona o teste de desgaste alternado, também conhecido como teste de desgaste oscilatório, é a *American Society for Testing and Materials* (ASTM) G133, logo, segundo à INTRENATIONAL, (2016), o método envolve dois espécimes, ou seja,

um esférico e outro plano no qual o esférico desliza contra o plano. Acerca desse procedimento, ocorre um deslocamento linear alternado em que uma carga é aplicada verticalmente para baixo por meio da esfera contra uma amostra planar montada horizontalmente, assim o desgaste será provocado. Em relação ao experimento, os parâmetros operacionais são selecionados a partir da validação do ensaio que garantirá o comportamento mais próximo do real. Ao final do teste, as mudanças dimensionais serão usadas para calcular a remoção do material, ou seja, o volume de desgaste e a taxa de desgaste. Conforme observado por meio da Figura 27.

Figura 27: Modelo para o ensaio de desgaste alternado.



Fonte: Adaptado de INTRENATIONAL, (2016)

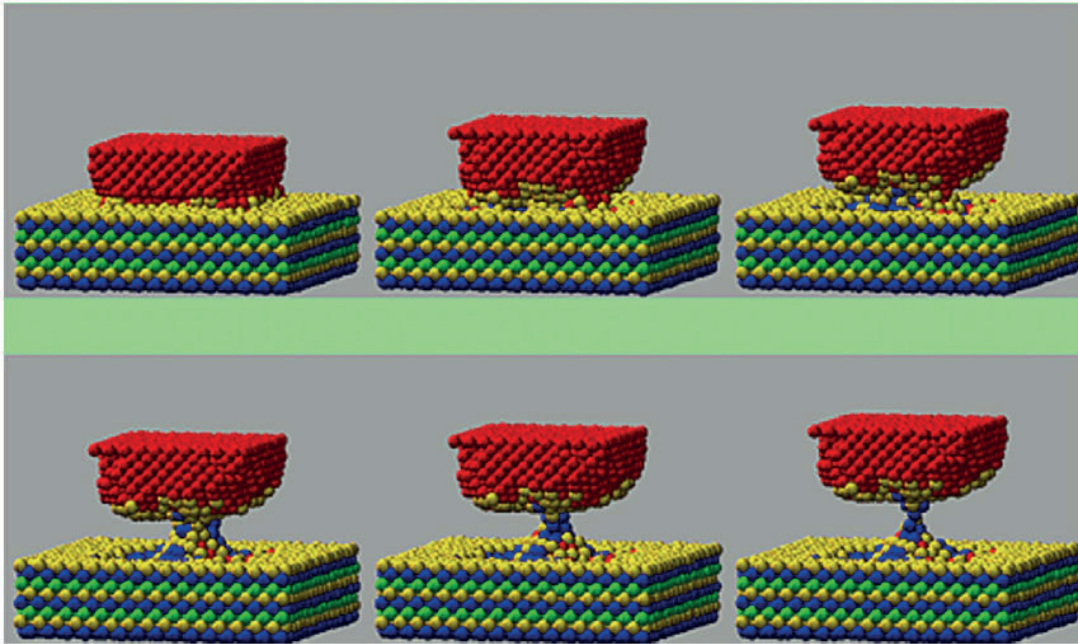
Assim, ao submeter o deslizamento entre superfícies, é provocada a força de atrito que incita uma dificuldade na realização do movimento, conforme HUTCHINGS (1992). Esse vetor é definido por meio das forças de adesão entre as asperidades com e a deformação das asperidades. Logo, a equação que define a resistência ao movimento será:

$$F_{resistência} = F_{adesão} + F_{deformação}$$

Portanto, ao passo que o sistema tenha dificuldade ao realizar o movimento, os corpos em interação irão modificar suas estruturas originais. Essa modificação é conceituada como desgaste, de acordo com HUTCHINGS (1992). No entanto, além do deslizamento, o desgaste pode ser provocado por rolamento, movimento oscilatório, impacto e erosão. Nesse contexto, vale salientar os principais mecanismos de desgaste.

Como abordagem inicial, tem-se o fenômeno da adesão que provocado por forças eletrostáticas entre as moléculas. De acordo com HUTCHINGS (1992), esse processo ocorre quando duas superfícies são submetidas a uma força normal que propicia uma interação entre as superfícies de contato, assim, quando as forças eletrostáticas entre as superfícies são maiores que a força de coesão entre os átomos, provoca a remoção de material. Tal movimento provoca alta pressão e temperatura exercida entre os picos das rugosidades superficiais, portanto é provocada deformação plástica o que favorece a transferência de material. A Figura 28 retrata um modelo do fenômeno da adesão.

Figura 28: Modelo do fenômeno adesão.



Fonte: HUTCHINGS (1992)

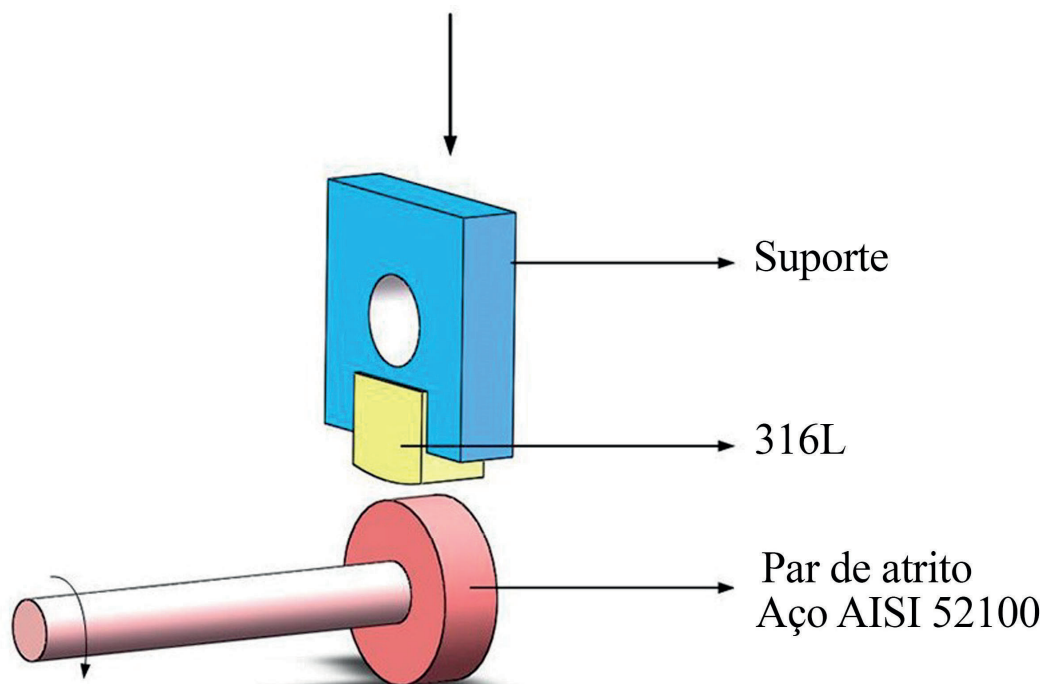
2.8. Desgaste de aços inoxidáveis

Segundo KOU, (2003), os aços inoxidáveis são ligas ferrosas ricas em cromo que apresentam grande resistência à corrosão. Esses aços são amplamente utilizados em várias indústrias devido aos seus atributos. Logo, o entendimento da mecânica do desgaste desse material será de grande valor para a confiabilidade do ativo e a saúde financeira da companhia.

Para o trabalho de WANG et al. (2019), foi realizado uma análise de desgaste do aço inox 316L extrudado a quente. Esse material apresentava a seguinte composição química: 0,03% de carbono, 10,7% de níquel, 16,72 % de cromo, 2,12 % de molibdênio, 1,01 % de manganês, 0,03 % em peso de silício, 0,0165 % de enxofre e 0,042 % de fósforo. Com o uso do material caracterizado anteriormente, foi realizado um ensaio de desgaste com o uso do tribômetro M-2000, em conformidade com WANG et al. (2019). Esse tribômetro desempenha a atividade em modo anel sobre bloco, de acordo com a Figura 29. Para configuração experimental, os anéis foram feitos de aço AISI 52100, com dureza na escala Rockwell (HRC) de 63 e diâmetro de 30 mm. A carga aplicada

foi de 150 newtons e a duração do desgaste foi de 15 minutos a uma velocidade de deslizamento de 200 e 400 rpm, respectivamente. Ao aplicar o teste, antes e após, foi realizado limpeza ultrassônica com propanona. Por fim, as amostras foram pesadas para determinar a perda de massa.

Figura 29: Modelagem do mecanismo de desgaste.



Fonte: Adaptado de WANG et al. (2019)

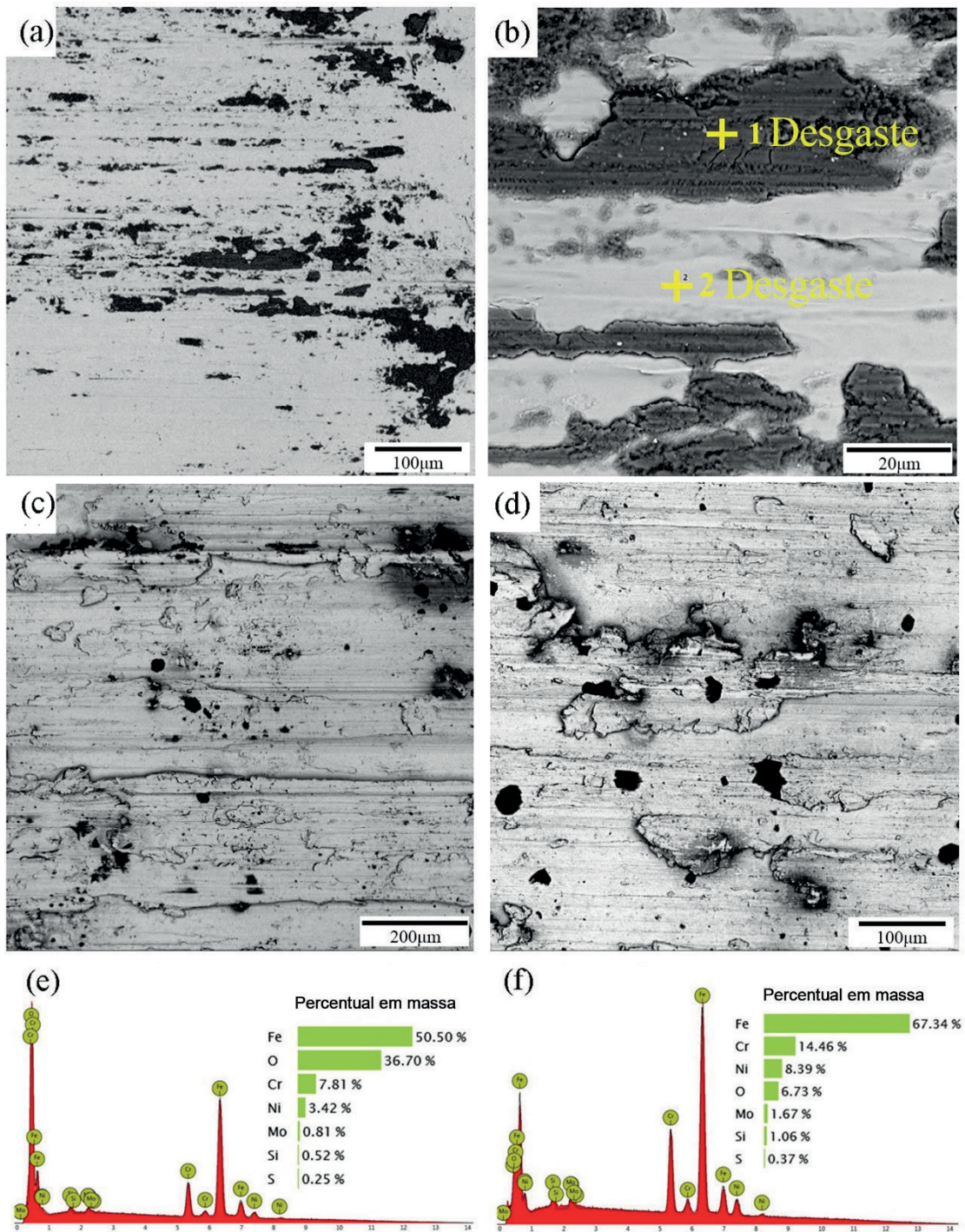
As marcas de desgaste foram analisadas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) que são representados por meio das marcações +1 e +2. Nesse contexto, de acordo com WANG et al. (2019), a amostra do 316L foi submetida a duas velocidades diferentes, ou seja, em baixa e alta rotação de 200 rpm e 400 rpm respectivamente. Portanto, o corpo de prova apresentou os desgastes do tipo abrasivo e oxidação os quais são marcados por meio da formação de deformação das asperidades e zonas pretas de oxidação, conforme apresentado na Figura 30 (a) e (b). Provavelmente, a oxidação foi proveniente do calor gerado por meio do atrito, pois nesse caso ocorre corrosão induzida, conforme observado na Figura (e) e (f).

Para alta rotação (400 rpm), em conformidade com WANG et al. (2019), ocorre deformação plástica severa e conseqüentemente formação de desgaste adesivo o que é possível ser

observado na Figura (c) e (d). Possivelmente, o desgaste adesivo está intimamente ligado à microdureza da amostra que é relativamente baixa em comparação ao AISI 52100.

Segundo WANG et al. (2019), o desgaste oxidativo predominante em uma baixa velocidade para o teste de desgaste foi relacionada à presença de filme de oxido na superfície do metal, uma vez que ambos os materiais foram cobertos por esse filme. Logo, nesse caso, o desgaste corrosivo prevaleceu, contudo a perda de massa foi baixa. Com o aumento da velocidade, o contato metal-metal aumentou, assim, o desgaste abrasivo tornou-se dominante. Logo, foi observada uma alta perda de massa.

Figura 30: Imagem do MEV das marcas de desgaste que são representados por meio dos pontos +1 e +2. Em (a, b), baixa rotação. Em (c,d), alta rotação. Em (e, f), resultados de EDS.

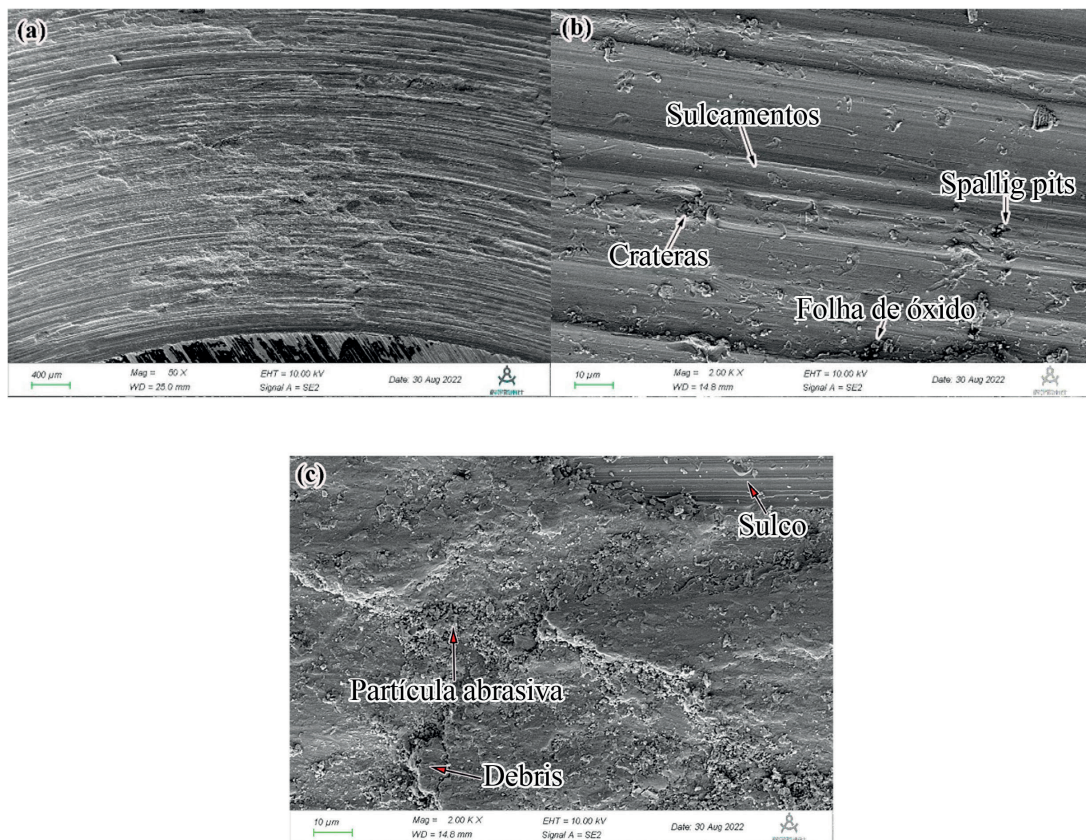


Fonte: Adaptado de WANG et al. (2019)

No trabalho realizado por FAN et al. (2023), foi realizado o revestimento de aço

inoxidável 316L em um aço G20Mn5QT, logo, após o revestimento, foi realizado um ensaio de desgaste, em sequência foi observado a morfologia de desgaste dos corpos de prova. Então, a superfície do revestimento apresentou cisalhamento, pois provocou gradativamente camadas laminadas e deformação das asperidades mais acentuadas. Essas modificações estruturais evidenciam o desgaste adesivo. Além disso, é possível observar a existência de partículas abrasivas o que provoca desgaste abrasivo. Outro aspecto relevante é que o desgaste foi predominantemente gerado por meio da deformação das asperidades no sentido deslizante. Diante do exposto, infere-se que o mecanismo de desgaste do 316L é preponderante por adesão. Essa relação é possível observar por meio da Figura 31.

Figura 31: Morfologia de desgaste do 316L: (a) morfologia do desgaste; b) Desgaste adesivo; c) Desgaste abrasivo.

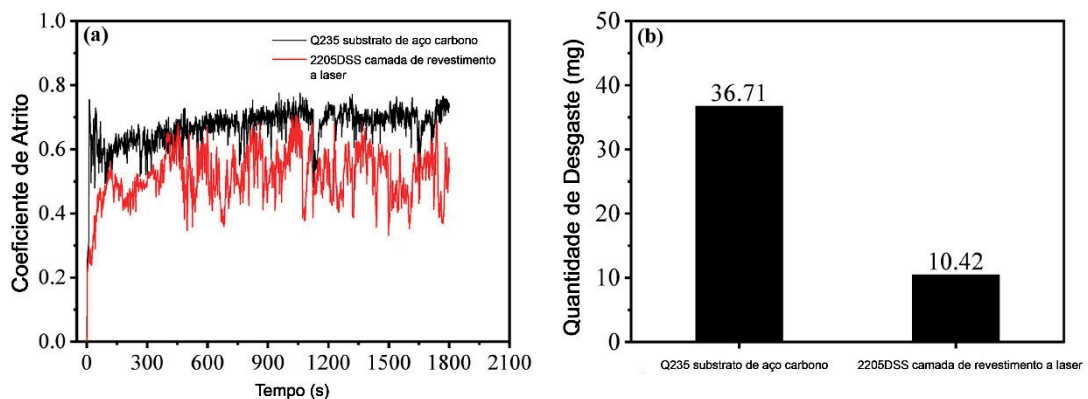


Fonte: Adaptado de FAN et al. (2023)

Em um outro trabalho, foi aplicado aço inoxidável duplex 2205 para reparar e melhorar

o aço carbono, assim, em conformidade com HUANG et al. (2022), foi realizado um teste de desgaste com testador do tipo bloco sobre anel sob uma carga constante de 50 N a uma velocidade de 200 rpm por 1800 s em modo de atrito seco à temperatura ambiente. No primeiro momento, foi observada a variação do coeficiente de atrito entre o substrato e o revestimento em que o substrato apresenta um período inicial de rápida mudança, atingindo um valor máximo de cerca de 0,75 e depois diminui gradualmente para um valor estável de cerca de 0,7, porém o revestimento apresenta um rápido aumento no estágio inicial, atingindo um valor máximo, e flutua com o tempo entre 0,4 e 0,6. Essa observação pode ser constatada, ao observar a Figura 32.

Figura 32: a) Curvas do coeficiente de atrito e (b) quantidade de desgaste do substrato de aço carbono e do aço inoxidável.



Fonte: Adaptado de HUANG et al. (2022)

Em seguida, segundo HUANG et al. (2022), foi analisado as trilhas de desgaste geradas após o teste, a fim de comparar os mecanismos de desgaste do substrato e do revestimento. Logo, para o aço carbono, foi observado deformação nas asperidades no sentido de deslizamento, acompanhado de deformação plástica no perímetro do teste, diante das evidências infere-se que o mecanismo de desgaste do substrato é o abrasivo. Esse mecanismo é preponderante, pois as partículas abrasivas provocam a deformação das asperidades, ou seja, deslocam as para ambos os lados o que é visualizado por meio da Figura 33 (a).

Em contrapartida, as marcas de desgaste geradas na superfície revestida, de acordo com

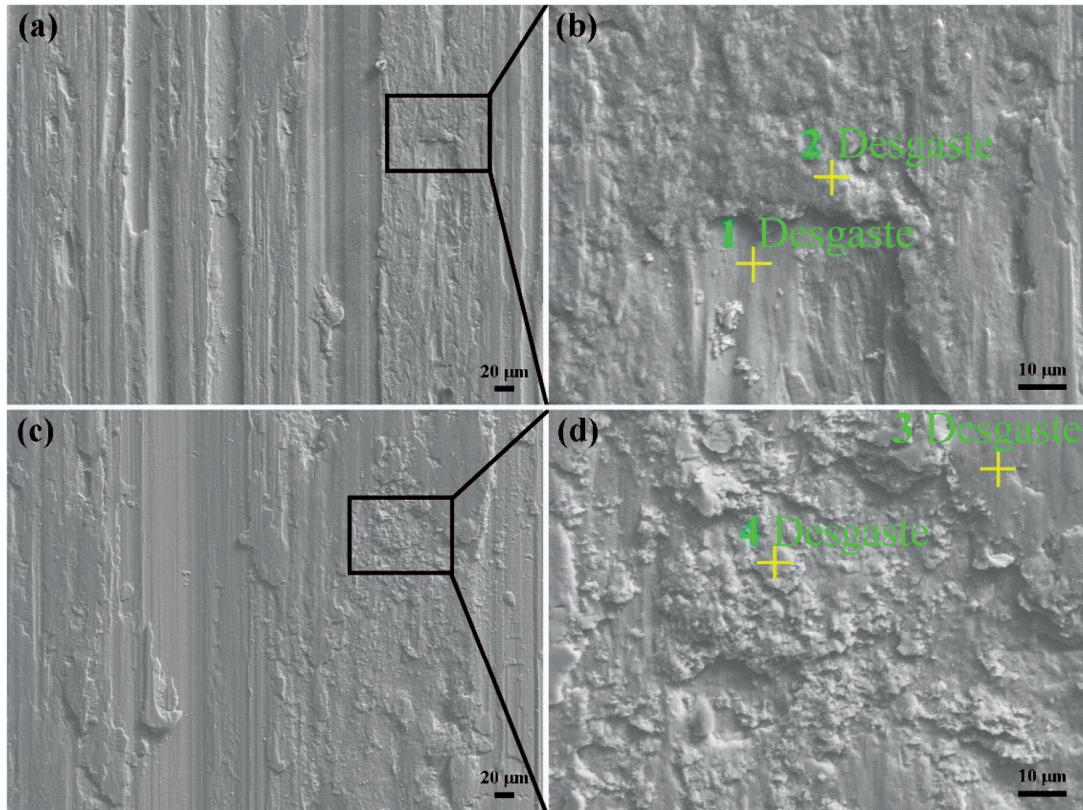
HUANG et al. (2022), foram observados remoção de material e deformação das asperidades o que pode ser justificado por meio de uma combinação de mecanismos de desgaste abrasivo e mecanismos de desgaste adesivo. Outro fator importante na definição do desgaste, por existirem elementos de ligas (cromo, níquel e molibdênio), que podem reagir com o oxigênio, assim esses elementos poderão formar um filme de oxido. Logo, a película de oxido funcionará como lubrificante o que reduzirá a velocidade de desgaste. Essa descrição é observada por meio da Figura 33 (c). Por fim, foram marcados quatro pontos, a fim de realizar a caracterização química da região. Assim, tais pontos possuíam os seguintes elementos químicos, conforme apresentados na Tabela 2.2.

Tabela 2-2: Composição química dos pontos marcados na Figura 33.

Elemento	Cr	Ni	Mo	Si	O
Ponto 1	-	-	-	0,23%	-
Ponto 2	-	-	-	0,36%	18.40%
Ponto 3	21,28%	5,38%	1,58%	1,01%	9,03%
Ponto 4	20,51%	6,09%	1,35%	1,02%	7,39%

Fonte: HUANG et al. (2022)

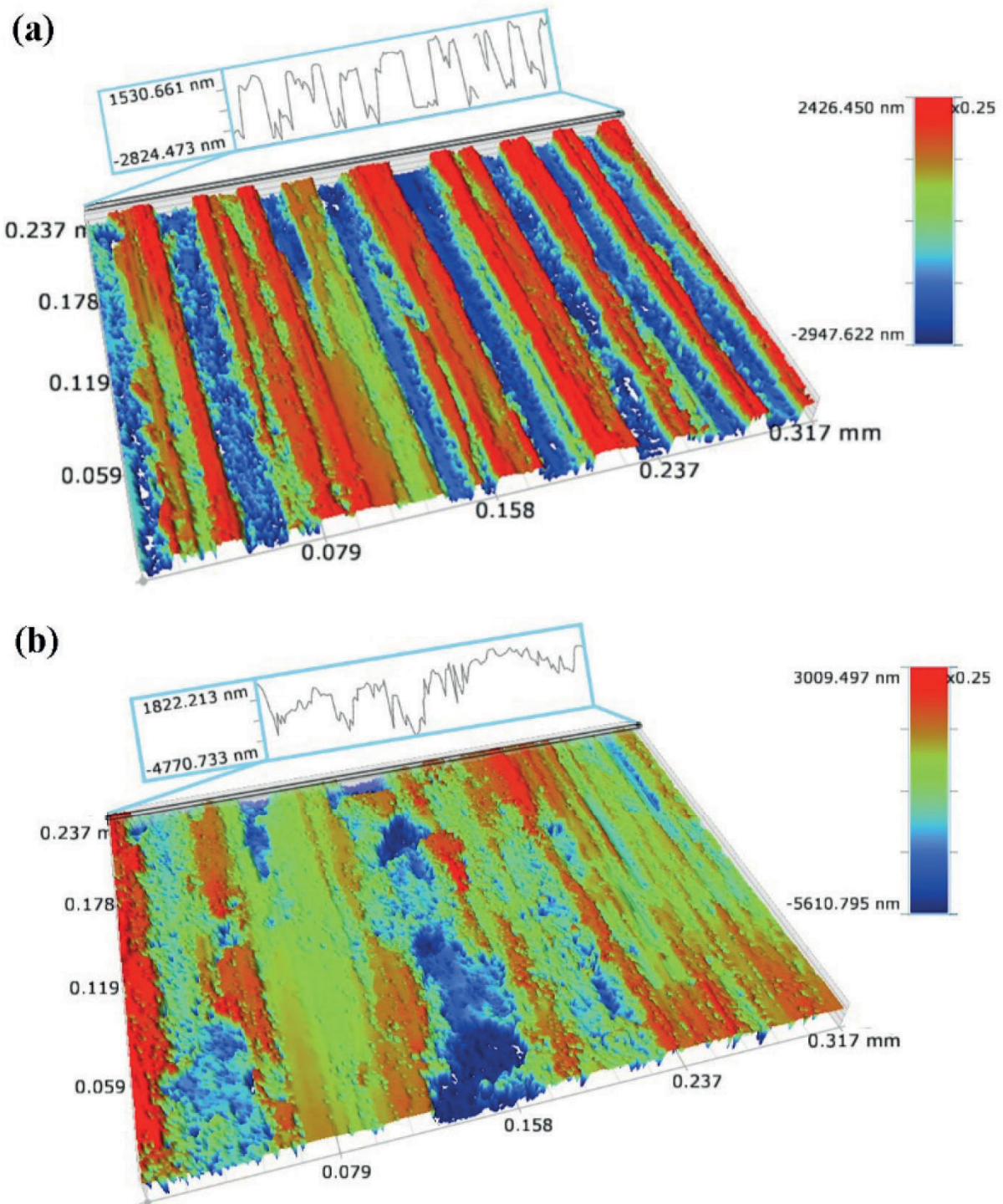
Figura 33: Topografias de atrito do substrato de aço carbono e camada de revestimento do aço inoxidável duplex: (a) superfície do substrato de aço carbono; (b) visão ampliada da superfície do substrato de aço carbono; c) Superfície da camada de revestimento; d) Vista alargada da superfície da camada de revestimento.



Fonte: Adaptado de HUANG et al. (2022)

No trabalho de (HUANG et al., 2022), foi investigado a topografia tridimensional da trilha de desgaste do aço carbono e do revestimento do aço inoxidável duplex em que foi observado uma deformação profunda das asperidades em profundidade em proporção numerosas, onde a área azul mais profunda é formada após as partículas abrasivas o substrato, enquanto a área vermelha de profundidade menor foi provocada pela deformação plástica do substrato em ambos os lados depois que as partículas abrasivas deformarem as asperidades. Enquanto a superfície revestida, sofreu deformação das asperidades em grau mais profundo, assim é denotado que ocorreu adesão das asperidades, conforme é possível observar por meio da Figura 34.

Figura 34: Topografia tridimensional da superfície do substrato de aço carbono (a) e (b) camada de revestimento.



Fonte: HUANG et al. (2022)

2.9. Desgaste em liga de cobalto

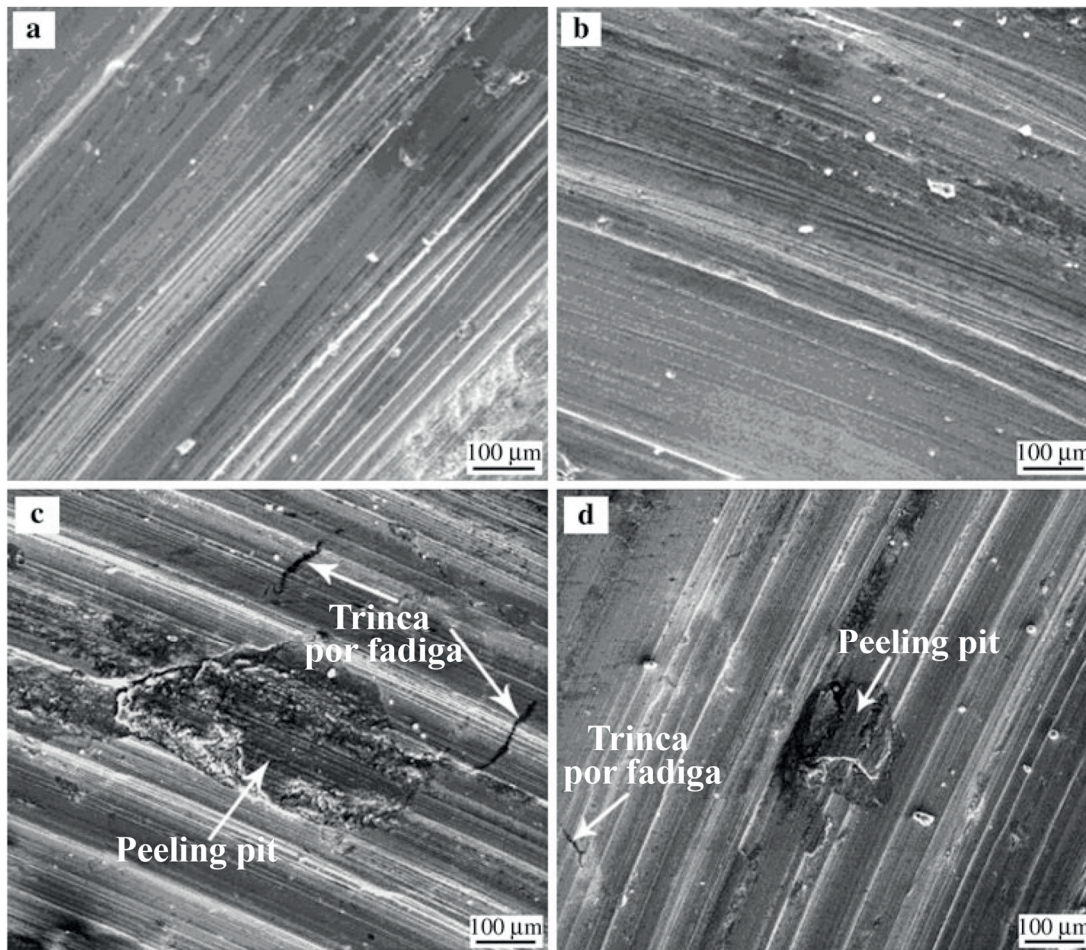
Para um liga baseada em cobalto, em conformidade com JING et al. (2013), foi utilizada para revestir um aço SAE 1045. Assim, para a realização do teste de desgaste foi utilizado um equipamento para definir a abrasão em esfera-disco. Assim, o espécime foi desgastado por meio do equipamento em 30 min. Nesse trabalho, foi utilizado uma esfera de 5 mm de diâmetro a qual possuía uma rugosidade de $0,06 \mu\text{m}$ e uma dureza Rockwell (HRC) de 66. Por fim, a amostra foi pesada para definir a perda de massa.

De acordo com JING et al. (2013), como o revestimento possui alta resistência ao desgaste, a superfície apresentou alguma formação de sulcos. Possivelmente, essa característica foi apresentada, pois em baixa carga ou velocidade ocorre o fenômeno da descamação (*peeling*). Tal padrão é observado na Figura 35 (a) e (b). Logicamente, o principal mecanismo de desgaste foi o abrasivo.

Segundo JING et al. (2013), ao aumentar a carga ou a velocidade, por meio da temperatura acumulada, o material de revestimento se torna macio, portanto a superfície desgastada do revestimento aparece como sulcos por microcorte, e as partículas de descamação que preenchem os sulcos desempenham um papel de lubrificação o que reduz o coeficiente de atrito.

Conforme JING et al. (2013), ao aumentar os ainda mais os parâmetros de carga e velocidade, a temperatura da superfície desgastada aumenta sob efeito do calor, assim o material de revestimento fica mais duro. Nesse contexto, ocorre tensão normal alternada com alta temperatura local, logo a superfície apresenta danos por deformação plástica e fadiga, segundo é observado os riscos e as descamação em (c, d). Em seguida, o dano por fadiga se acumula para formar trincas na superfície desgastada e, conseqüentemente, o coeficiente de atrito da superfície desgastada aumenta e o desgaste do revestimento agrava.

Figura 35: Morfologia do desgaste de 3 amostra em diferentes condições de carga e velocidade: (a) 4 N, $0,08 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $0,04 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, 8 N; (c) 10 N, $0,08 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $0,1 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, 8 N.



Fonte: Adaptado de JING et al. (2013)

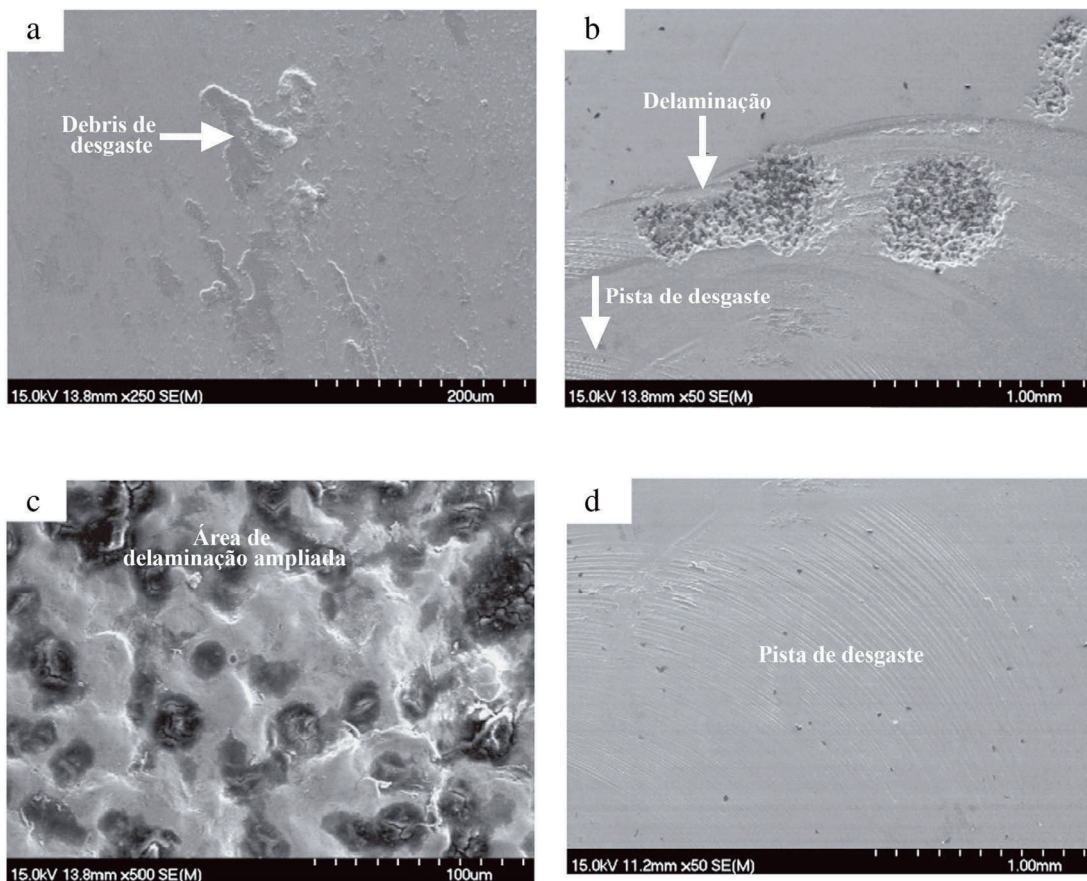
Em relação ao trabalho apresentado por LUO et al., (2012), ao aplicar a técnica de revestimento com o uso de uma liga de cobalto (*Stellite 6*), os coeficientes de atrito foram definidos, ao utilizar uma máquina de teste de desgaste por atrito com uma esfera de cerâmica Si_3N_4 de 5 mm diâmetro, sob uma carga de 200 g, uma velocidade de rotação de 800 rpm, e um tempo de teste de 2 h.

Assim, em conformidade com LUO et al., (2012), ao comparar dois de processos de deposição (deposição a Laser supersônica e deposição a Laser), o coeficiente de atrito no primeiro é menor que no segundo, além disso a deposição a Laser supersônico, entre os tempos de análise de 20 min a 70 min, o ficou em um valor estável 0,3. Após o tempo referido, o valor do coeficiente decaiu para 0,25. Esse efeito é justificado, devido à retenção de fases iniciais o que

provoca queda no coeficiente e oscilação nas faixas de desgaste grosseiro.

Ao analisar a trilha de desgaste, de acordo com LUO et al., (2012), a superfície do revestimento à base contém alguns *debris* em que possuem composição química similar à liga de cobalto. Outro aspecto relevante é a ocorrência de delaminação sobre a trilha de desgaste, pois, ao submeter o revestimento a altas pressões, provoca trincamento do material. Após a realização do teste, é identificado deformação das asperidades do material. Esse detalhamento é observado na Figura 36.

Figura 36: Superfície de desgaste de *Stellite 6* depositada no aço usando SLD. (a) *Debris* de desgaste. (b) Pista de desgaste e delaminação. (c) Área de delaminação ampliada. (d) Pista de desgaste.



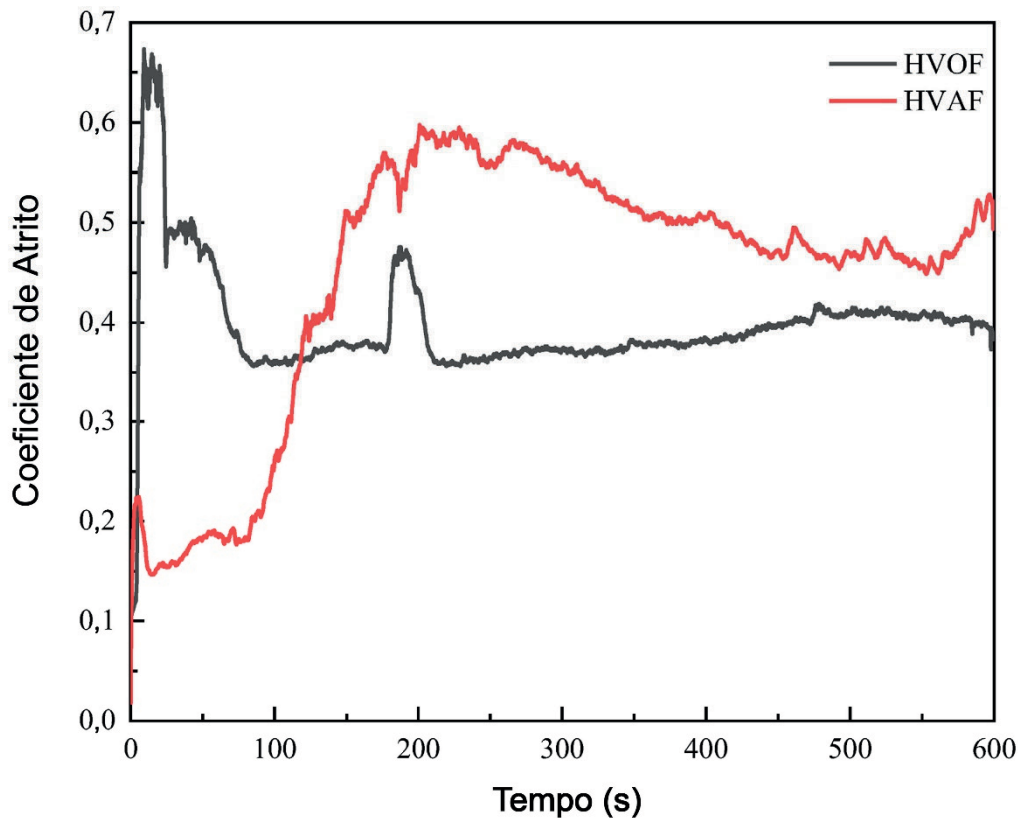
Fonte: Adaptado de LUO et al., (2012)

Para o trabalho de ZHOU et al. (2023), foi realizado uma comparação entre a resistência

ao desgaste, ao realizar a aplicação de revestimento de *Stellite 20* em aço inoxidável por dois métodos distintos. O primeiro processo foi o *High Velocity Oxygen Fuel* (HVOF) no qual ocorre a aplicação do revestimento que utiliza um sistema de combustão para produzir uma chama de alta velocidade e temperatura e o segundo foi a pulverização ar-combustível de alta velocidade, ou seja, *High Velocity Air Fuel* (HVOF), nesse caso o gás combustível é queimado, e com o ar comprimido forma-se o jato de alta velocidade dos produtos de combustão.

Então, a primeira comparação foi em relação ao coeficiente de atrito em deslizamento seco. Nesse caso, segundo ZHOU et al. (2023), os coeficientes de atrito do revestimento baseado em cobalto apresentam dois estágios: início da execução seguido de um período estabilidade. Logo, quando a superfície revestida entra em contato com o testado, as rugosidades são alteradas. Portanto, à medida que o desgaste progride, a superfície fica cada vez mais polida. No entanto, graças às fases duras e a defeitos, é provocado flutuações no coeficiente de atrito em uma determinada faixa, conforme Figura 37.

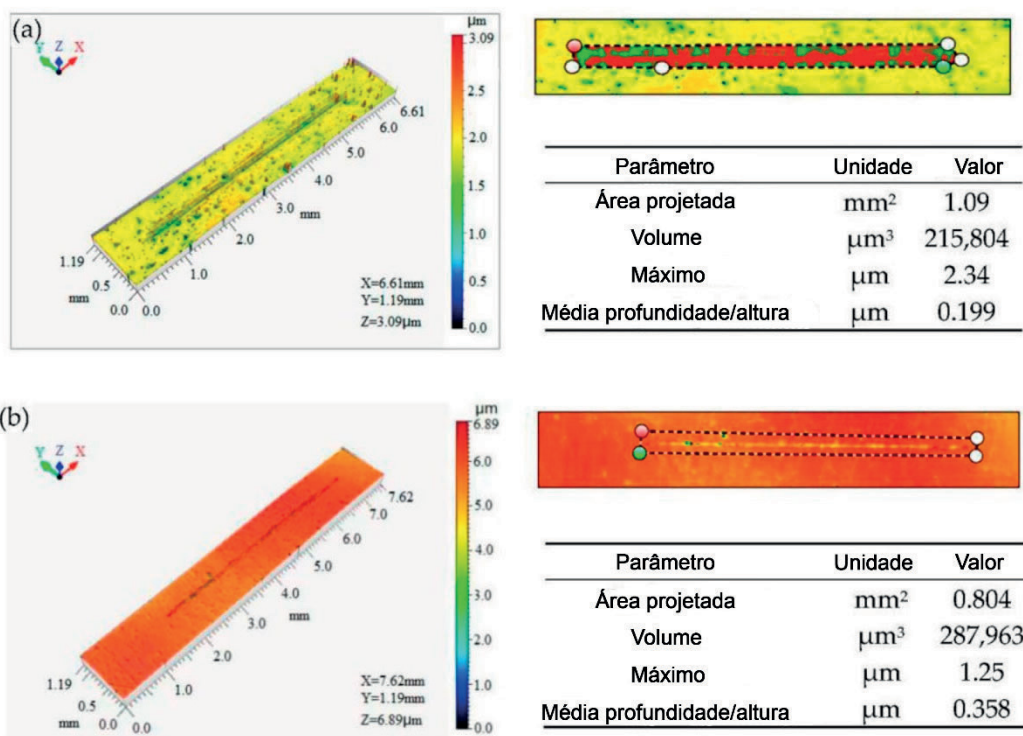
Figura 37: Curva do coeficiente de atrito do revestimento *Stellite 20* depositado por HVOF e HVOF.



Fonte: ZHOU et al. (2023)

Em relação à trilha de desgaste, em conformidade a ZHOU et al. (2023), foi observada deformação das asperidades por meio do processo de cisalhamento, além disso observam-se acúmulos elevados das marcas de desgaste, assim há indícios que o material é continuamente deformado ao longo de ambos os lados, refletindo uma boa tenacidade na liga de cobalto, de acordo com a Figura 38.

Figura 38: Morfologias tridimensionais da trilha de desgaste do revestimento Stellite 20: (a) revestimento por pulverização HVAF; b) Revestimento por pulverização HVOF.

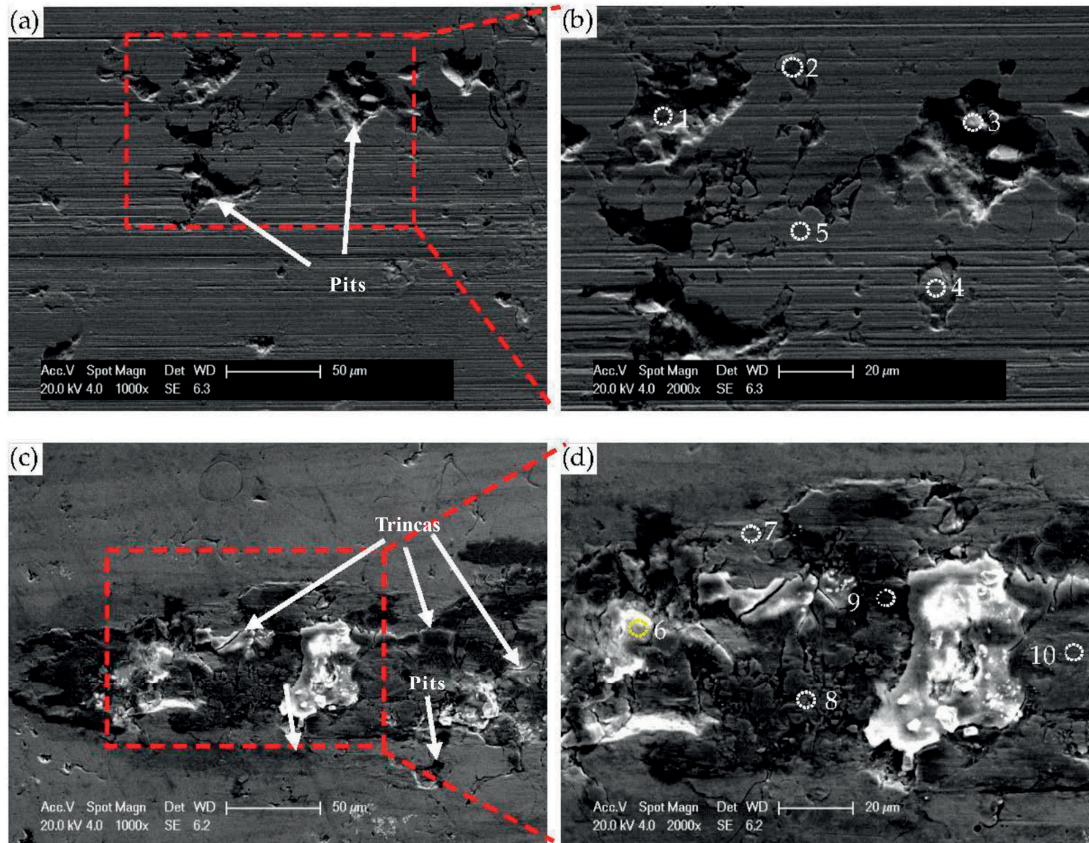


Fonte: ZHOU et al. (2023)

Ao detalhar o mecanismo de desgaste, segundo ZHOU et al. (2023), são evidenciadas zonas de deformação plástica nas suas superfícies, com riscos contínuos e completos. Na superfície do revestimento HVAF, foi caracterizado deformação nas asperidades, logo é possível definir um desgaste abrasivo. Nesse caso, o tribômetro aplica uma força normal na superfície revestida o que provoca o deslocamento de partículas duras. Portanto, conforme as partículas se movem, uma força tangencial de atrito é causada, levando à deformação plástica. Em relação ao revestimento de HVOF, foi provocado inúmeras fissuras. Assim, a deformação plástica

resulta em endurecimento microestrutural o que provoca a fragilização da superfície revestida, indicando que o desgaste provocado foi por fadiga, conforme é possível observar na Figura 39.

Figura 39: A morfologia do desgaste do revestimento Stellite 20: (a,b) a morfologia do desgaste do revestimento por HVAF; c,d) Morfologia de desgaste de revestimentos HVOF.



Fonte: Adaptado de ZHOU et al. (2023)

2.10. Tribocorrosão

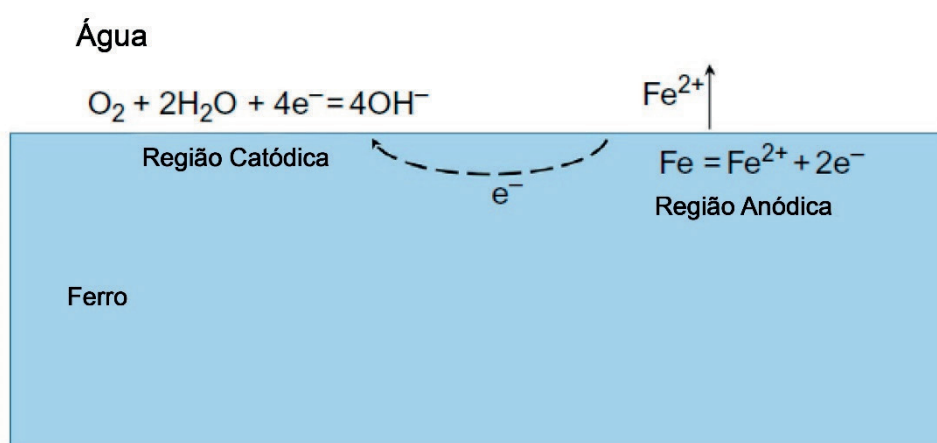
Em tribossistemas, por exemplo, processamento de alimentos, existe a interação química com os elementos mecânicos. Essa interação pode provocar um tipo de desgaste conhecido como tribocorrosão. Nesse processo, segundo LI et al. (2018), o ataque químico-mecânico promove a degradação do material, ou seja, um material exposto a um ambiente corrosivo é submetido a contato por atrito. Assim, por meio da ação tribológica, a camada passiva do material é removida o que torna a superfície exposta a agente oxidante. Portanto, o desgaste e a corrosão

são acelerados.

Diante do exposto, segundo ESPALLARGAS et al. (2013), a fim de promover um experimento preciso, é relevante o entendimento do potencial de circuito aberto, pois, em condição de tribocorrosão, o potencial de equilíbrio da amostra mudará, provocando um desgaste acelerado. Por outro lado, ao provocar a variação de tensão, é possível definir a região ativo-passivo do material o que é definido como polarização anódica potenciodinâmica, nesse contexto é possível definir o nível de desgaste que engloba as regiões de acordo com o nível de tensão.

Então, para ocorrer desgaste tribocorrosivo, é necessário o desgaste corrosivo o qual é provocado quando duas superfícies que, ao entrarem em contato, reagem com o ambiente, conforme HUTCHINGS (1992). Nesse caso, a remoção de material é processada por meio da interação entre os materiais soma a reação química superficial. Na Figura 40, um modelo da interação química entre o ferro e a água oxigenada é apresentado. Assim, os átomos de ferro perdem elétrons, a fim de formarem íons os quais são dissociados em água. Logo, ao reduzir o oxigênio na presença de água, ocorre a formação de íons hidroxila (OH) que por sua vez combinam com os íons de ferro para formar Hidróxido de ferro (II) (Fe(OH)₂).

Figura 40: Processos na corrosão do ferro em água oxigenada

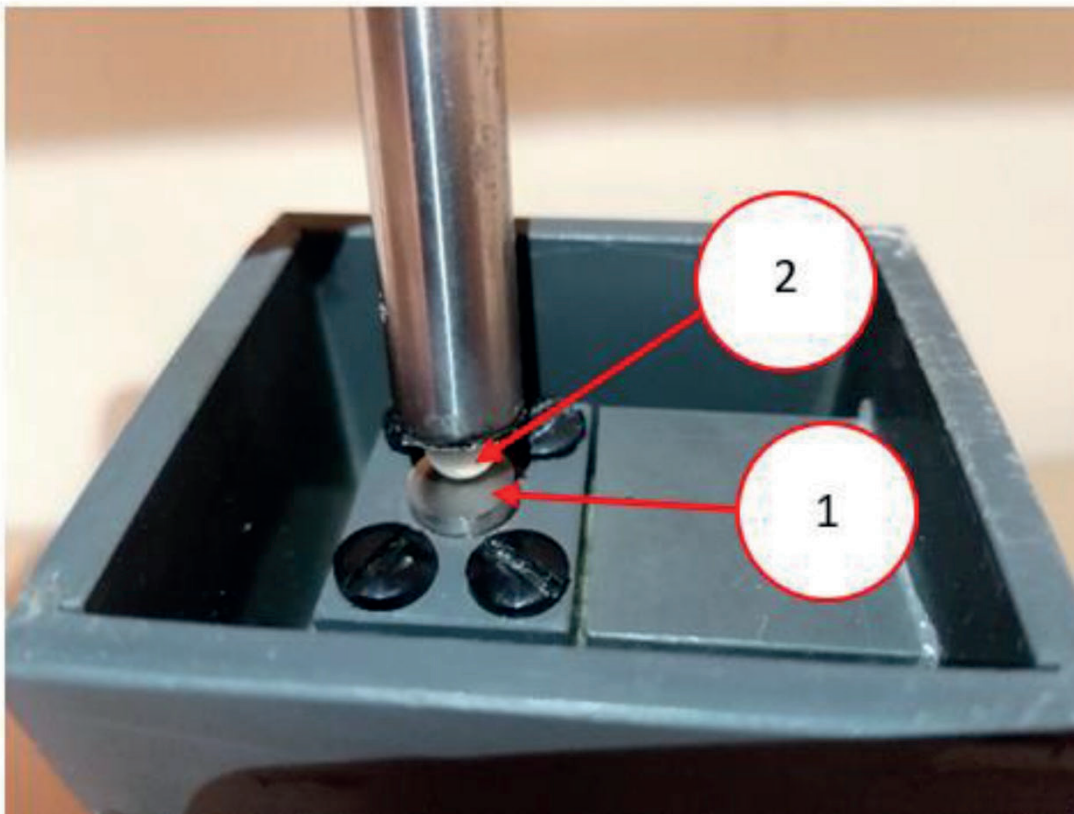


Fonte: Adaptado de HUTCHINGS (1992)

Por outra perspectiva, de acordo com ULBRICH et al. (2022), em caso de materiais que não detenham potencial de passivação, os desgastes por corrosão na superfície do elemento por

atrito podem ser provocados por movimento do eletrólito ou uma mudança no estado de tensão nas camadas superficiais. Logo, o desgaste pode intensificar a degradação do material e a redução de sua massa. A fim de caracterizar tal modalidade de desgaste, uma amostra de material cilíndrico a qual possuía o diâmetro de 10 mm foi submetida a um ambiente corrosivo por meio de uma câmara de imersão. Esse reservatório foi preenchido com uma solução salina de cloreto de sódio (NaCl) em concentração de 3,5%. Para o contato por atrito, foi utilizada uma esfera de óxido de alumínio (Al_2O_3) cujo diâmetro estabelecido foi de 7 mm. Assim, a esfera exerce uma carga de 9,6 N sobre o corpo de prova o qual realizava movimentos alternativos. Para o referido experimento, foram feitas análise em triplicada a qual perdurou por uma hora em cada vez. Por fim, foi analisando o perfil e a profundidade do desgaste. Na Figura 41, é possível verificar um modelo esquemático do procedimento.

Figura 41: Vista da análise de tribocorrosão.



Fonte: ULBRICH et al. (2022)

Após a realização do ensaio, conforme ULBRICH et al. (2022), o desgaste foi determinado baseando-se em medidas perfilométricas do perfil desgastado. Por isso, a profundidade

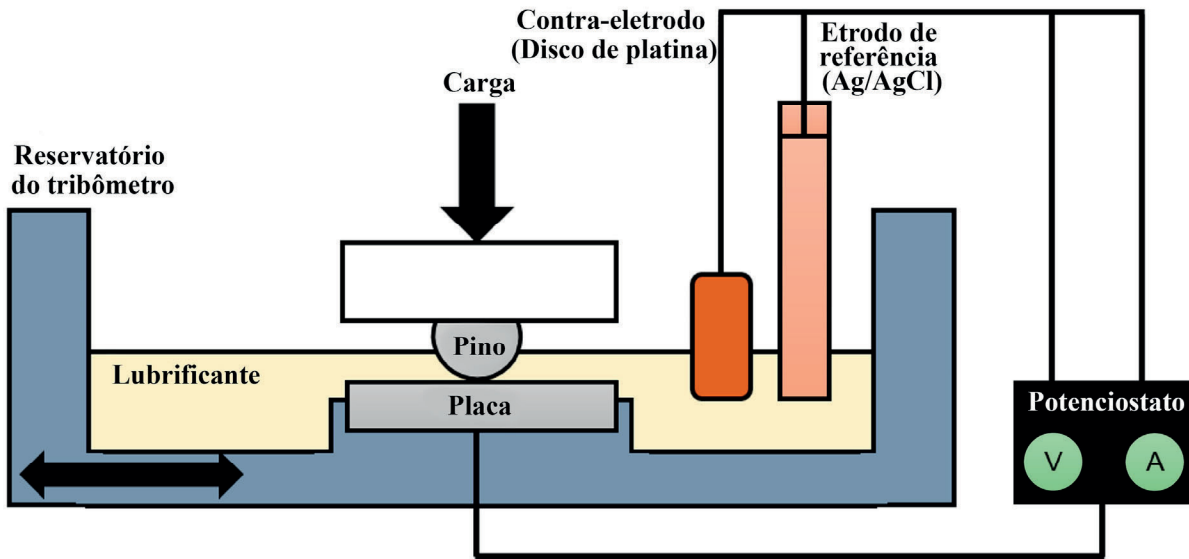
máxima do trecho desgastado foi definida como a medida de desgaste. Para definir tais medidas, foi utilizado um perfilômetro o qual permitiu estimar a profundidade do perfil desgastado. Acerca do que foi descrito anteriormente, a tribocorrosão é baseada na sinergia entre o atrito e a corrosão, em conformidade com a equação:

$$Z_T = Z_M + Z_K + \Delta Z$$

Por definição no artigo de ULBRICH et al. (2022), a variável Z_T representa a perda de material por influência da tribocorrosão, já o elemento Z_M representa a perda por ação mecânica, o termo Z_K corresponde a perda por corrosão. Por intermédio da interação atrito e corrosão, o fator ΔZ é obtido por meio de estimativas experimentais de impacto mecânico. Graças à referência matemática relatada anteriormente, a pesquisa de tribocorrosão concluiu que o desgaste no material conformado a quente e o desgaste do material conformado a frio foram ao redor de 7,03 μm e 12,11 μm respectivamente.

Já no artigo realizado por TAUFIQURRAKHMAN et al. (2021), no teste de tribocorrosão, foi utilizado um tribômetro alternativo, a fim de simular a interação químico-mecânica. Então, foi submetida uma esfera óxido de alumínio (Al_2O_3) com diâmetro 12 mm a qual entrou em contato direto com a amostra. Esse contato foi empregado sob pressão hertziana cujo valor médio foi de 565 MPa atribuída a uma carga de 10 N. Assim, o ensaio foi submetido a um curso de 10 mm em que a velocidade e a frequência foram respectivamente de 20 mm/s e 1 Hz. Esses ensaios foram realizados em triplicada os quais tiveram tempo total variando de 3, 6 e 9 horas. Portanto, o tribômetro foi instrumentado com célula eletroquímica de três eletrodos as quais são controladas por um potenciostato. Logo, a célula eletroquímica consiste na amostra como eletrodo de trabalho (WE), um eletrodo de referência (RE) de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl) e um contra-eletrodo de disco de platina (Pt) (CE), respectivamente, conforme apresentado na Figura 42.

Figura 42: Esquema de tribômetro alternativo instrumentado



Fonte: Adaptado de TAUFUQURRAKHMAN et al. (2021)

Após o arranjo experimental, segundo TAUFUQURRAKHMAN et al. (2021), para definição do mecanismo de tribocorrosão, foi estimada uma modelagem matemática a qual define a perda de volume total em virtude da interação entre a ação mecânica e a corrosão. Essa relação foi estimada por meio da Lei de Faraday que atribui as seguintes variáveis:

$$V_{total} = V_W + V_C$$

Em que, V_{total} é o volume tribocorrosivo perdido, V_W volume perdido por ação mecânica e V_C volume perdido devido à corrosividade.

Portanto, em conformidade com TAUFUQURRAKHMAN et al. (2021), V_W e V_C respectam os seguintes critérios:

$$Desgaste: V_C/V_W \leq 0,1$$

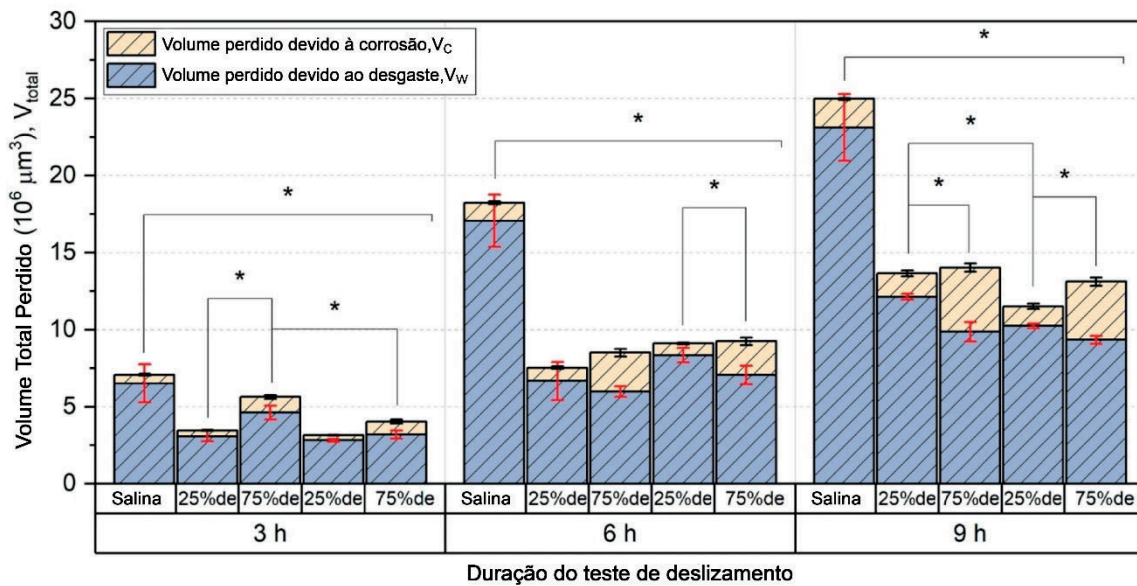
$$\text{Desgaste} - \text{Corrosão}: 0,1 < V_c/V_w \leq 1$$

$$\text{Corrosão} - \text{Desgaste}: 1 < V_c/V_w \leq 10$$

$$\text{Corrosão}: V_c/V_w > 10$$

Então, baseado nos critérios acima, de acordo com TAUFIQURRAKHMAN et al. (2021), as perdas tribocorrosiva na realização dos ensaios obtiveram com resultado, que as amostras submetidas a uma concentração maior de agente corrosivo por três horas de deslizamento, o volume perdido devido à corrosividade foi um pouco maior. Por outro lado, após seis horas de deslizamento, as diferenças entre os extremos de concentração foram mais significativas. Por fim, após nove horas, a diferença ficou ainda maior. Conforme representação da Figura 43.

Figura 43: Perda de volume total em função da duração do ensaio de tribocorrosão.



Fonte: Adaptado de TAUFIQURRAKHMAN et al. (2021)

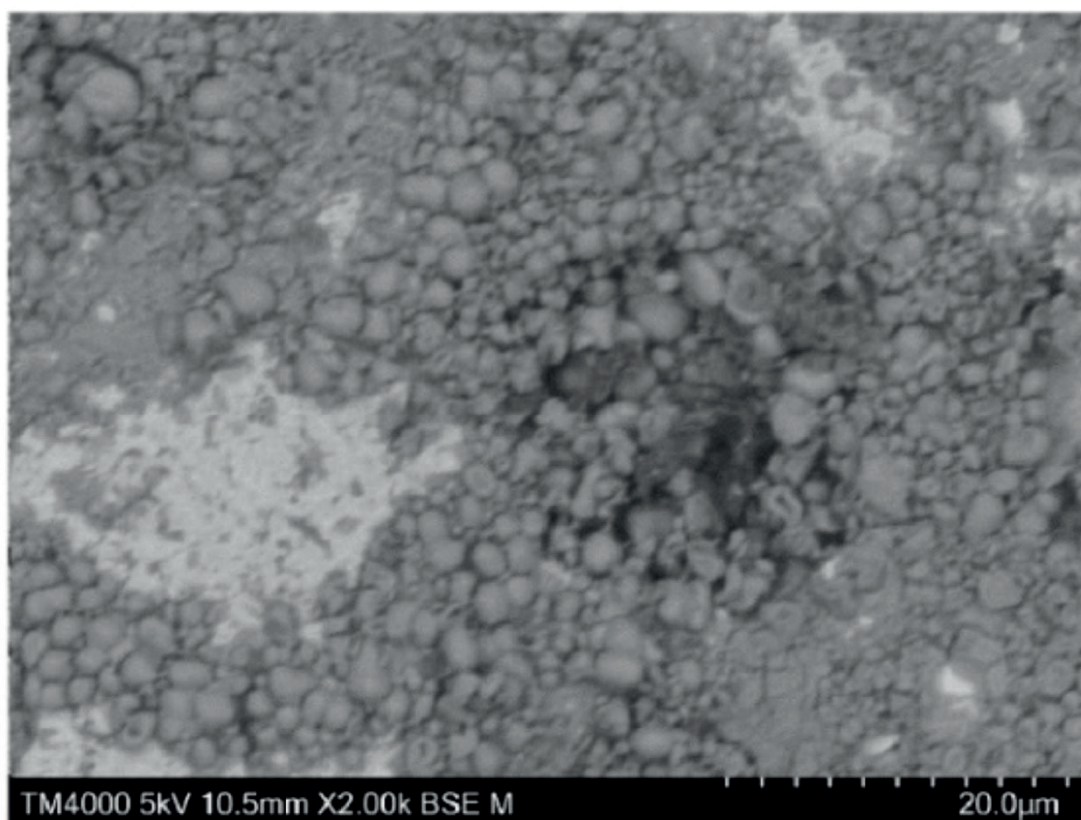
Logo, baseado no comportamento tribocorrosivo, em indústria de processamento de frutas, o próprio elemento a ser manufaturado pode tornar-se um agente corrosivo. Assim, em conformidade com OFOEGBU (2021), foi relatado o comportamento do aço carbono em presença de alguns sucos de fruta. Dentre eles, pode-se ressaltar o suco de tomate, pois ele apresenta uma composição química a qual é distribuída em 94,2% de água. Logo, em 100 gramas de matéria seca, contém 5,66 g de ácido cítrico ($C_6H_8O_7$), 0,88 g de ácido málico ($C_4H_6O_5$), 0,10 g de ácido láctico ($C_3H_6O_3$), 0,14 g de ácido acético (CH_3COOH), 0,17 g de ácido clorogénico ($C_{16}H_{18}O_9$), 0,14 g de ácido quínico ($C_7H_{12}O_6$), 12,07 mg de ácido ferúlico ($C_{10}H_{10}O_4$), 0,03 g de ácido fumárico ($C_4H_4O_4$), 3,28 mg de ácido pirúvico ($C_3H_4O_3$), 0,41 g de ácido oxaloacético ($C_4H_4O_5$), 2,24 mg de ácido salicílico ($C_7H_6O_3$).

Acerca do exposto, segundo OFOEGBU (2021), o ácido cítrico é a substância orgânica predominante. Todavia, o processamento do suco eleva o teor de ácidos orgânicos, porque possivelmente ocorre oxidação do aldeído e do álcool. Essa relação provoca um aumento cerca de 32% ácido acético. Outro ponto relevante é o teor de ácido ascórbico o qual em sua forma reduzida favorece a presença de ferro implicado na corrosão do aço. Para realizar o estudo, foi processada a fruta fresca e medido o potencial hidrogênio iônico (pH) do suco após ser coado. Em sequência, uma chapa de aço foi submetida ao suco de fruta. Após o tempo designado para

o contato, foi avaliada a perda massa da chapa.

Após o ataque químico do suco de tomate, conforme OFOEGBU (2021), foi observado que a formação microesferas com aparência oca. Provavelmente, isso ocorreu devido à complexa composição química do suco de fruta, assim exerceu influência tanto na cinética da dissolução do óxido quanto na morfologia dos óxidos formados neles. Importante que as esferas observadas no MEV com tensão de aceleração de 5 kV. Esse relato é apresentado na Figura 44.

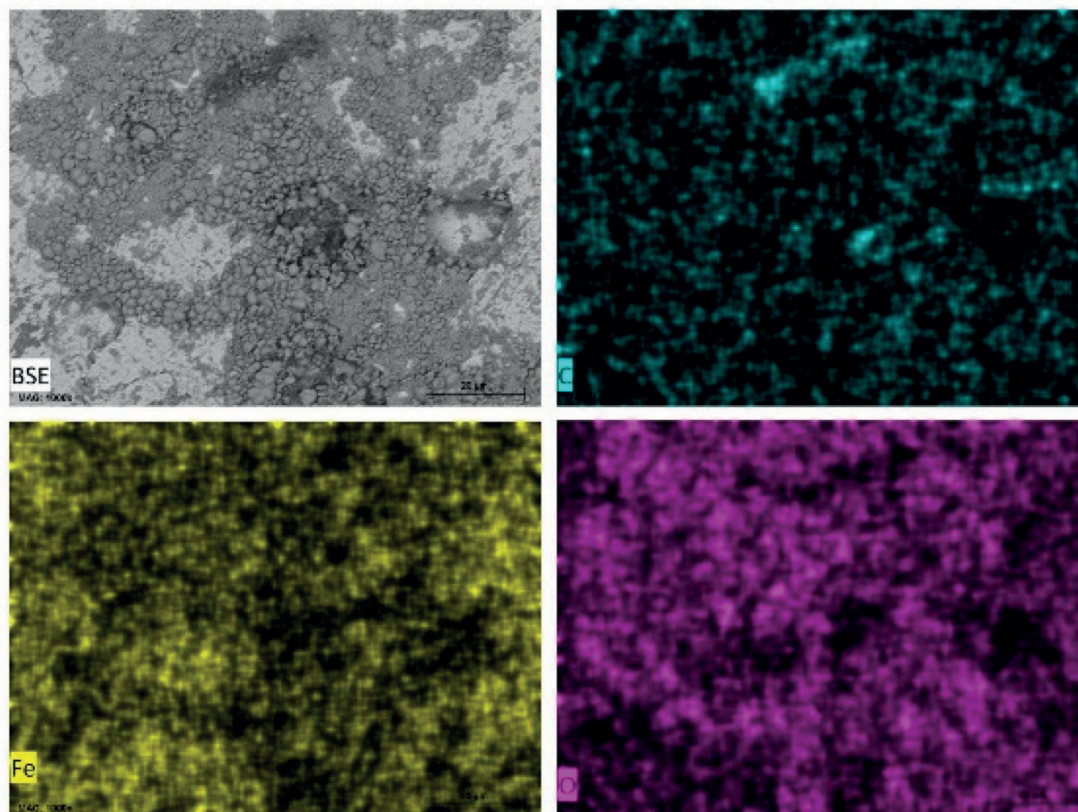
Figura 44: Ataque por suco de tomate.



Fonte: OFOEGBU (2021)

Ao realizar espectroscopia de raio X por energia dispersiva (EDXS), de acordo com OFOEGBU (2021), os resultados indicam que a superfície do aço foi coberta por uma fina camada de óxido mesmo não havendo produto de corrosão. Isso é justificado por meio da Figura 45.

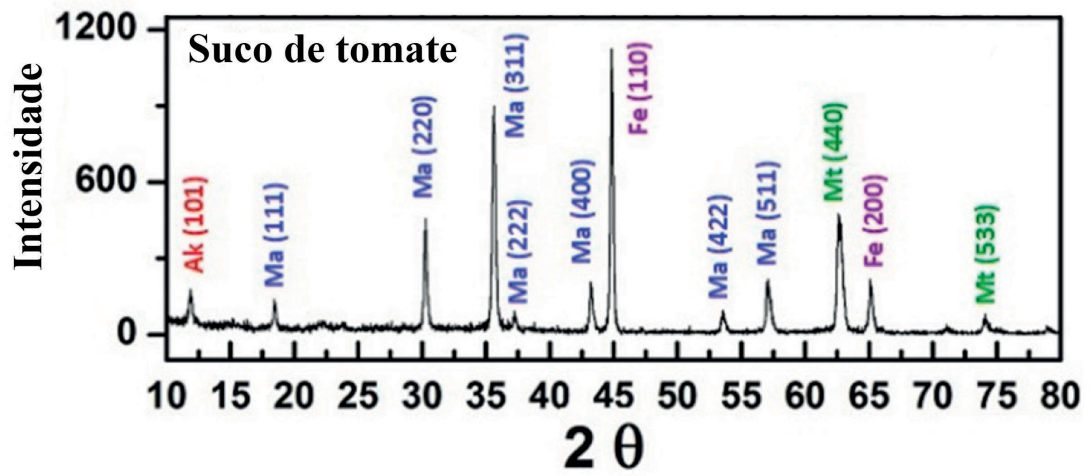
Figura 45: Imagens do mapeamento da superfície da chapa de aço carbono após imersão em suco de tomate (pH = 4,24)



Fonte: OFOEGBU (2021)

Por fim, foi analisada a difração de raio X (DRX), conforme OFOEGBU (2021), o suco de tomate como agente corrosivo provoca a formação de maghemita ($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$), akaganéite ($\text{Fe}^{8+3}(\text{O},\text{OH})_{16}\text{Cl}_{1.3}$) e magnetita (Fe_3O_4). Haja visto que a akaganéite está ligada à corrosão do material, infere-se que nos sucos de tomate, existe elevada concentrações de Cl^- e Fe^{2+} favorecendo sua formação. Essa descrição é verificada no espectro da Figura 46.

Figura 46: Padrões de difração de raios X adquiridos de superfícies de aço carbono. (Ak representa Akaganéite, Ma representa Maghemite, e Mt representa Magnetite)



Fonte: Adaptado de OFOEGBU (2021)

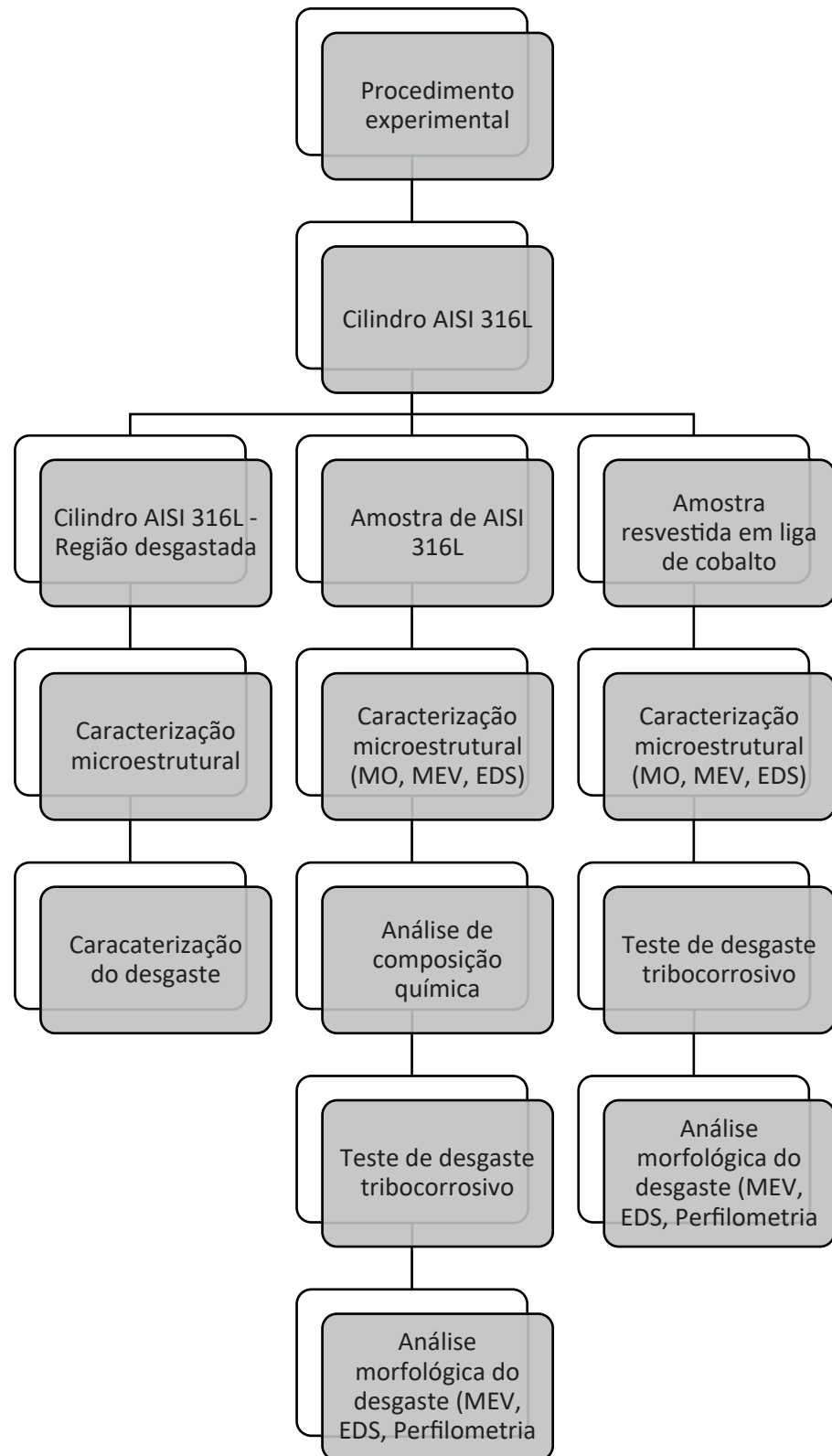
3. MATERIAIS E MÉTODOS

A fim de realizar a etapa experimental, foi executada uma sequência lógica para o evento. Nesse contexto, foi obtido um material que é submetido à atividade cíclica em um homogeneizador, cuja função é compactar a pasta de tomate, a fim de garantir à polpa um aspecto mais consistente. Nessa operação, o sistema é executado por compressão, logo o desgaste do cilindro forma uma depressão que torna o mecanismo ineficiente. Assim, o desgaste ocorre principalmente no sistema de compressão, em que um êmbolo fabricado em aço inoxidável 316L, ao deslizar sobre a camisa, força a polpa de tomate a passar por um orifício tal qual um processo de extrusão que provoca trilhas de desgaste.

Inicialmente, foi feita a caracterização de um êmbolo após o seu uso industrial. Esse material passou por uma caracterização química, cuja finalidade é identificar os elementos liga presentes. Em seguida, foi avaliada a microestrutura do material e a morfologia do desgaste provocado, assim foi possível compreender as vulnerabilidades microestruturais que colaboram com o efeito do desgaste.

Por fim, foi realizado revestimento superficial, para melhorar as propriedades do material de metal de base e, conseqüentemente, foram realizados ensaios que comprovem o benefício proposto. Logo, a fim de tornar mais visual, foi desenvolvido um fluxograma o qual é apresentado na Figura 47.

Figura 47: Fluxograma do procedimento experimental

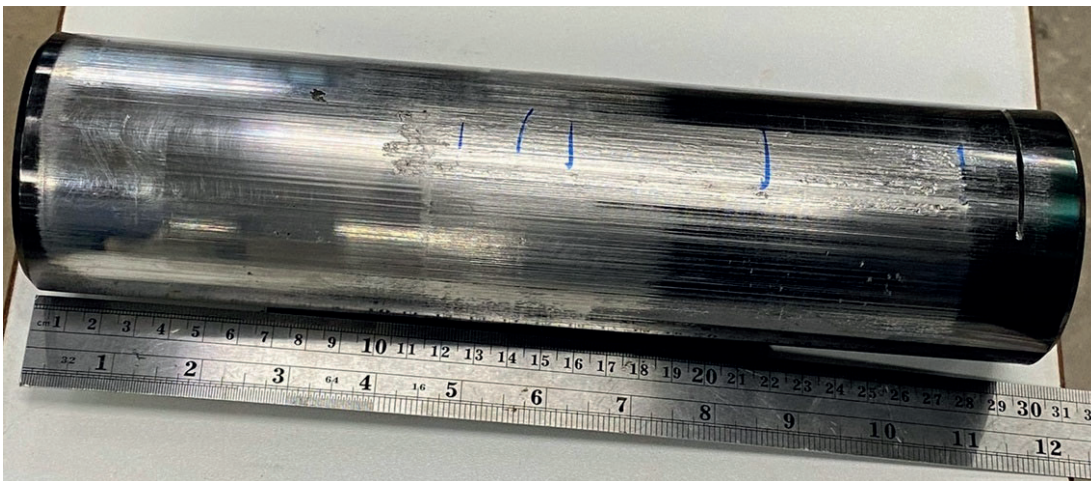


Fonte: Próprio autor

3.1. Materiais

Para o desenvolvimento do trabalho, foi utilizado um cilindro em aço inoxidável austenítico AISI 316L, cujas dimensões são de 300 mm de comprimento por 80 mm de diâmetro, conforme apresentado na Figura 48. Esse material foi disponibilizado pela Cargill Agrícola S/A e o percentual em massa dos seus elementos de liga analisados por Espectrometria por Emissão Óptica ESPECTROMAXX ARC/Spark por meio da empresa TM SERICE laboratório metalúrgico em Piracicaba, baseado na norma ASTM A 751-07A (2007), são apresentados por meio da Tabela 3.3.

Figura 48: Amostra do cilindro em aço inoxidável AISI 316L.



Fonte: Próprio autor

Tabela 3-3: Composição química do AISI 316L

Elemento	Cr	Ni	Mn	Cu	Co	Mo	Fe
(%) em massa	18,90	8,00	1,10	0,10	0,10	0,10	Balanço

Fonte: TM SERICE (2022)

Para a realização do processo de revestimento, foi utilizado um arame de liga de cobalto comercialmente conhecida como Stellite 21 AMTM, cuja solução metálica é descrita em percentual de massa por meio da Tabela 3.4, conforme catálogo do fabricante.

Tabela 3-4: Composição química da Stellite 21 AM™

Elemento	Cr	Mo	Si	Mn	Fe	C	Ni	Outros elementos	Co
(%) em massa	27,50	5,50	1,70	<1,00	<2,00	0,25	2,50	<1,00	Balanço

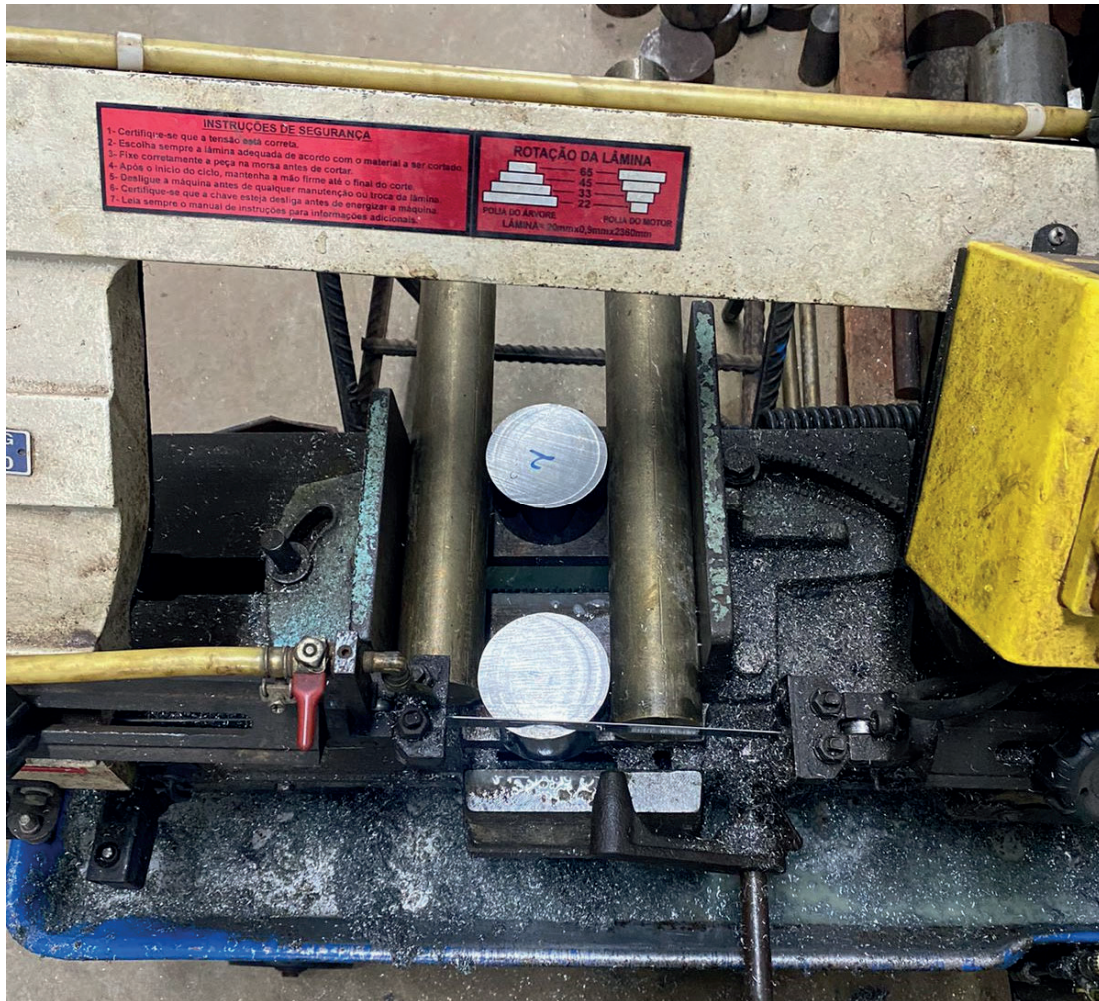
Fonte: KENNAMETAL (2021)

3.2. Métodos

3.2.1. Preparação da amostra

Antes da realização do diagnóstico microestrutural por imagem, foi necessário realizar a preparação das amostras. Inicialmente, o cilindro de AISI 316L foi fracionado em cilindros de 12 mm de espessura. Esse processo foi realizado no Laboratório de Materiais e Fabricação (LAMAF) da Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação (EMC) da Universidade Federal de Goiás (UFG), utilizando uma serra de fita horizontal DIPLOMAT® 3001, modelo DPT 180/ 300 A. Em seguida, os cilindros que apresentaram as trilhas de desgaste foram posicionados verticalmente em relação a serra, para remoção do espécime avaliado por meio de diagnóstico de imagem, conforme é possível evidenciar na Figura 49.

Figura 49: Corte da trilha de desgaste.



Fonte: Próprio autor

Devido ao uso de serra fita no fracionamento das amostras, foi necessário realizar um acabamento superficial nesses materiais. Assim, para tal finalidade, elas foram submetidas ao torno NARDINI® MASCOTE modelo MS 205 F6 BKX 537. Para finalizar a preparação das amostras, devido ao uso de fluido de corte nas operações anteriores, todos os espécimes foram submetidos à limpeza por ultrassom. Essa etapa do processo foi dividida em duas fases. Na primeira fase, foi realizada uma limpeza com o uso de água e detergente por 15 minutos no equipamento de limpeza por ultrassom do fabricante TOYO®, com o modelo TS-255 ULTRASONIC CLEANER, logo em seguida as amostras passaram por uma circulação em álcool etílico (C₂H₆O) pelo período de 15 minutos no equipamento SANDERS® SONICLEAN 2PS.

3.2.2. Análise microestrutural

Para avaliar a microestrutura do AISI 316L, inicialmente, a trilha de desgaste foi cortada em uma serra disco FORTEL[®] CF III, com a finalidade de reduzir o corpo de prova. Em seguida, as amostras foram submetidas ao embutimento a quente, cujo equipamento é FORTEL[®] EFD 30. Feito isso, os espécimes foram preparados para análise metalográfica. Essa preparação consistia em dois momentos distintos. O primeiro processo era lixar o material que entrou em contato com as lixas lubrificadas a água de granulométricas distintas, ou seja, para o ensaio, foram usadas lixas de 120, 320, 500 e 1200. A segunda etapa era o polimento o qual foi realizado no equipamento Lixadeira e Politriz PFL da FORTEL[®], com o uso de pasta de diamante de 1 µm.

Para revelar as microestruturas austeníticas, o ataque químico foi executado com ácido oxálico (C₂H₂O₄). Respeitando a norma ASTM E407 - 07(2015), a solução foi preparada com 10 g do ácido em 90 ml de água destilada. Então, os corpos de prova foram sujeitos ao ataque por um período de 1 min e 30 s em uma fonte 10 V. Após o ataque químico, os corpos de prova foram analisados em um microscópio óptico do fabricante ZEISS[®], modelo AXIO Imager M2m.

3.2.3. Ensaio de dureza do AISI 316L

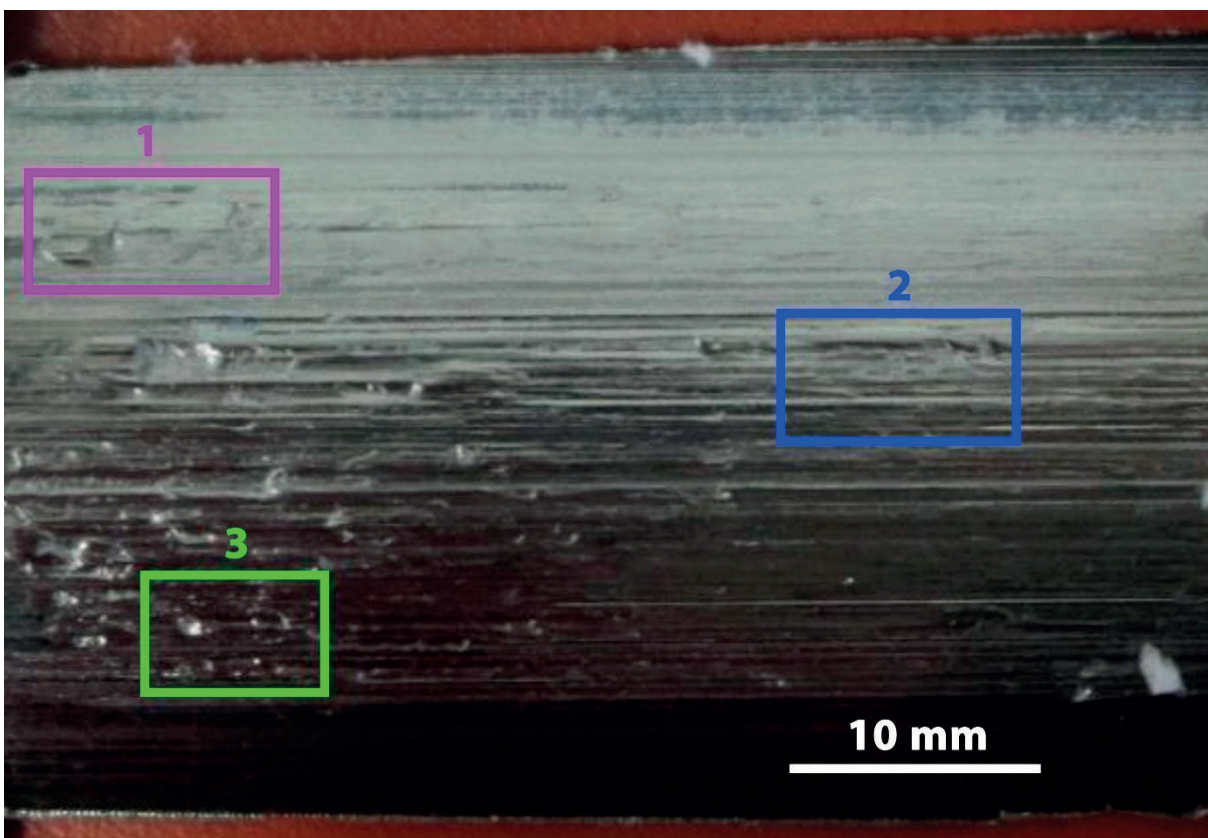
Para avaliar a dureza do AISI 316L, inicialmente, a amostra foi cortada em uma serra disco FORTEL[®] CF III, com a finalidade de reduzir o corpo de prova. Em seguida, a amostra foi submetida ao embutimento a quente, cujo equipamento é FOR-TEL[®] EFD 30. Feito isso, o espécime foi preparado para aplicação da carga de teste. Essa preparação consistia em dois momentos distintos. O primeiro processo foi lixar o material com as lixas lubrificadas a água de granulométricas distintas, ou seja, para o ensaio, foram usadas lixas de 120, 320, 500 e 1200. A segunda etapa era o polimento o qual foi realizado no equipamento Lixadeira e Politriz PFL da FORTEL[®], com o uso de pasta de diamante de 1 µm.

Em seguida, para realização do ensaio de dureza, os corpos de prova foram submetidos ao durômetro utilizando o método de ensaio de dureza Vickers que consistiu em aplicar sobre a amostra uma carga de 10 kgf por 15 s, conforme a norma AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, (2017) (ASTM E92 – 17). Assim, foram realizadas cinco medições do parâmetro avaliado.

3.2.4. Análise da morfologia de desgaste do cilindro usado industrialmente

A fim de caracterizar as marcas de desgaste, foi utilizada a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), cujo equipamentos foi o *Jeol JSM IT300LV*, além dessa técnica foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura por emissão de campo (MEV-FEG), cujo equipamento foi *Jeol JSM7100F*. Assim, nessa avaliação, foram empregados dois modos de detecção que são definidos por elétrons retroespalhados (BSE) e elétrons secundários (SE). Para a análise topográfica das superfícies, utilizou-se um microscópio confocal para avaliar a topografia das superfícies após os ensaios de desgaste, bem como para medição do volume das trilhas de desgaste. As imagens foram adquiridas com um microscópio óptico Zeiss Axio Imager Z2 acoplado com um sistema de varredura Laser Zeiss LSM 700, equipado com laser de diodo de 405 nm. Com o uso dessas tecnologias, foram coletadas as imagens das regiões que foram definidas previamente, em conformidade com a Figura 50.

Figura 50: Regiões definidas para a análise microscopia.



Fonte: Próprio autor

3.2.5. Análise composicional da trilha de desgaste

A fim de definir possíveis anomalias na marca de desgaste, tais como, corrosão e contaminantes, foi utilizado a metodologia de espectroscopia por dispersão de energia (EDS), com um detector de raio X Oxford Instruments XMax-n 80 acoplado ao microscópio. Nesse procedimento, é possível observar alguns elementos químicos que diferem aos elementos de liga.

3.3. Aplicação do revestimento

Após a caracterização da trilha de desgaste, o material de base foi submetido à aplicação de revestimento por soldagem com o uso de liga de característica a qual atenuasse o processo de desgaste sofrido pelo material. Assim, esse processo foi executado nas seguintes etapas: definição dos parâmetros de soldagem e aplicação do revestimento.

3.3.1. Definição dos parâmetros de soldagem

Com o auxílio do manipulador robótico do fabricante YASKAWA modelo MOTO-MAN-HP20, foi realizado o procedimento de soldagem GMAW que aplicou alguns cordões de solda sobre o substrato, a fim de definir os parâmetros ideais para o recobrimento. Então, adotou-se com ponto de partida a faixa de tensão e corrente recomendada pela empresa NOSA SERVICE COMÉRCIO E IMPORTAÇÃO para solda a qual define os limites de trabalho, respectivamente, para arame de 1,2 mm de diâmetro de liga de cobalto são 16 V – 29 V e 100 A – 250 A.

A partir desse pressuposto, foi realizada a aplicação de seis cordões de solda em regime de curto-circuito controlado com velocidade de soldagem de 40 cm/min, distância do bico de contato à peça (DBCP) de 20 mm e vazão do gás de proteção (Ar + 2%O₂) de 18 L/min, conforme a Figura 51. Nessa etapa, foram aumentadas gradativamente a tensão e a velocidade de alimentação que provoca aumento na corrente, de modo que pudesse ser possível definir o melhor critério para aplicação do revestimento. A variação dos parâmetros de soldagem que foram aplicadas são apresentadas de acordo com a Tabela 3.5.

Tabela 3-5: Parâmetros de soldagem utilizados no teste de seis cordões de solda.

Teste	U [V]	V_{alim} [m/min]	V_{sol} [cm/min]
1	15	4	40
2	15	7	40
3	15	10	40
4	21	4	40
5	21	7	40
6	21	10	40

Fonte: Próprio autor

Figura 51: Cordões de solda aplicado, a fim de definição dos parâmetros de soldagem.



Fonte: Próprio autor

Por intermédio desses cordões, prepararam-se as amostras as quais foram cortadas na serra de disco FORTEL[®] CF III em duas seções. Em seguida, os corpos de prova foram embutidos em uma prensa embutidora metalográfica FORTEL[®] EFD 30, utilizando resina de embutimento fenólica.

Feito isso, os espécimes foram preparados para análise metalográfica. Essa preparação consistia em dois momentos distintos. O primeiro processo era lixar o material que entrou em contato com as lixas lubrificadas a água de granulometrias distintas, ou seja, para o ensaio, foram usadas lixas de 220, 600 e 1200. A segunda etapa era o polimento o qual foi realizado no equipamento Lixadeira e Politriz PFL da FORTEL[®], com o uso de pasta de diamante de 1 μm .

3.3.2. Revestimento dos corpos de prova

Com o auxílio dos discos seccionados a partir do cilindro de AISI 316L, iniciou-se o processo de revestimento por soldagem com a definição da área de trabalho que o manipulador robótico do fabricante YASKAWA modelo MOTOMAN-HP20 percorreria para a aplicação do cordão. Portanto, o controlador lógico do robô obteve como entrada os pontos que traçam um quadrilátero de dimensões 50x50 mm, a partir disso os cordões foram aplicados, a fim de preencher a área traçada, conforme apresentado por meio da Figura 52.

Figura 52: Pontos traçados para aplicar o revestimento.



Fonte: Próprio autor

Após a definição da área de aplicação, foram inseridos os parâmetros de processo que

foram definidos na etapa anterior com auxílio do catálogo da NOSA SERVICE COMÉRCIO E IMPORTAÇÃO que recomenda a faixa de tensão e corrente para arame de 1,2 mm de diâmetro de liga de cobalto somado ao teste que resultou em um cordão com melhores características geométricas, ou seja, o cordão número 5 do teste. Assim, o processo foi executado com velocidade de soldagem de 40 cm/min, distância do bico de contato à peça (DBCP) de 20 mm, vazão do gás de proteção (Ar + 2% O₂) de 18 L/min, tensão de 21 V e velocidade de alimentação de 7 m/min. Além disso, vale ressaltar que, ao aplicar os cordões para cobrir a área definida, foi aplicada a faixa de temperatura de pré-aquecimento de 500 °C – 600 °C. O resultado dessa operação é observado de acordo com a Figura 53.

Figura 53: Revestimento aplicado sobre o substrato.



Fonte: Próprio autor

3.3.3. Ensaio de dureza do substrato revestido

Para avaliar a dureza do revestimento, inicialmente, a amostra foi cortada em uma serra disco FORTEL® CF III, com a finalidade de reduzir o corpo de prova. Em seguida, a amostra foi submetida ao embutimento a quente, cujo equipamento é FOR-TEL® EFD 30. Feito isso, o espécime foi preparado para aplicação da carga de teste. Essa preparação consistia em dois momentos distintos. O primeiro processo foi lixar o material com as lixas lubrificadas a água de granulométricas distintas, ou seja, para o ensaio, foram usadas lixas de 120, 320, 500 e 1200. A segunda etapa era o polimento o qual foi realizado no equipamento Lixadeira e Politriz PFL da FORTEL®, com o uso de pasta de diamante de 1 µm.

Para realização do ensaio de dureza na superfície do espécime, os corpos de prova foram submetidos ao durômetro utilizando o método de ensaio de dureza Vickers que consistiu em aplicar sobre a amostra uma carga de 10 kgf por 15 s, conforme a norma ASTM E92 (2017). Assim, foram realizadas cinco medições do parâmetro avaliado.

3.3.4. Caracterização microestrutural da aplicação do revestimento

Para avaliar a microestrutura e a interação entre o revestimento e o substrato, inicialmente, o material foi cortado em uma serra disco FORTEL® CF III, com a finalidade de reduzir o corpo de prova. Em seguida, as amostras foram submetidas ao embutimento a quente, cujo equipamento é FORTEL® EFD 30. Feito isso, os espécimes foram preparados para análise microscópica. Essa preparação consistia em dois momentos distintos. O primeiro processo era lixar o material em granulométricas distintas, ou seja, para o ensaio, foram usadas lixas de 120, 320, 500 e 1200. A segunda etapa era o polimento o qual foi realizado no equipamento Lixadeira e Politriz PFL da FORTEL®, com o uso de pasta de diamante de 1 µm.

Para revelar as microestruturas, o ataque químico foi executado respeitando a norma ASTM E407 - 07(2015). A solução foi preparada com 5 g do ácido oxálico (C₂H₂O₄) em 95 ml de ácido clorídrico (HCl). Então, os corpos de prova foram sujeitos ao ataque por um período de poucos segundos em uma corrente 5 A. Após o ataque químico, os corpos de prova foram analisados em um microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo (MEV-FEG) Jeol JSM7100F com tensão de aceleração de elétrons de 15 keV nos modos de detecção de elétrons retroespalhados (BSE) e elétrons secundários (SE). Além disso, foram feitas as análises composicionais que foram realizadas pela técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS),

com um detector de raio X Oxford Instruments XMax-n 80 acoplado ao microscópio.

3.4. Ensaio de tribocorrosão

Para a avaliação do comportamento tribocorrosivo das amostras AISI 316L e a liga de cobalto, foi necessário dividir o estudo em quatro passos:

1. Preparação da amostra;
2. Ensaio de estabilização de potencial de circuito aberto;
3. Ensaio de polarização anódica potenciodinâmica;
4. Tribocorrosão.

3.4.1. Preparação da amostra

Para garantir o contato elétrico, um fio de cobre foi soldado com estanho na face oposta do corpo de prova. Após essa etapa, a amostra foi centralizada em uma secção de tubo de PVC, para a aplicação de embutimento com resina plástica com cuidados na aplicação a fim de evitar corrosão por fresta e garantir que o ataque ocorra em uma área de 1 cm^2 . Ao final do tempo de secagem, os corpos de prova foram lixados em superfícies com granulometria variando de 100 até 600. Posteriormente, as amostras foram limpas e aspergidas com álcool etílico, em seguida elas foram secadas na presença de ar quente. A partir desse instante, os espécimes foram manipulados com luva acrílica sem pó, a fim de evitar interferência nos instrumentos de medições.

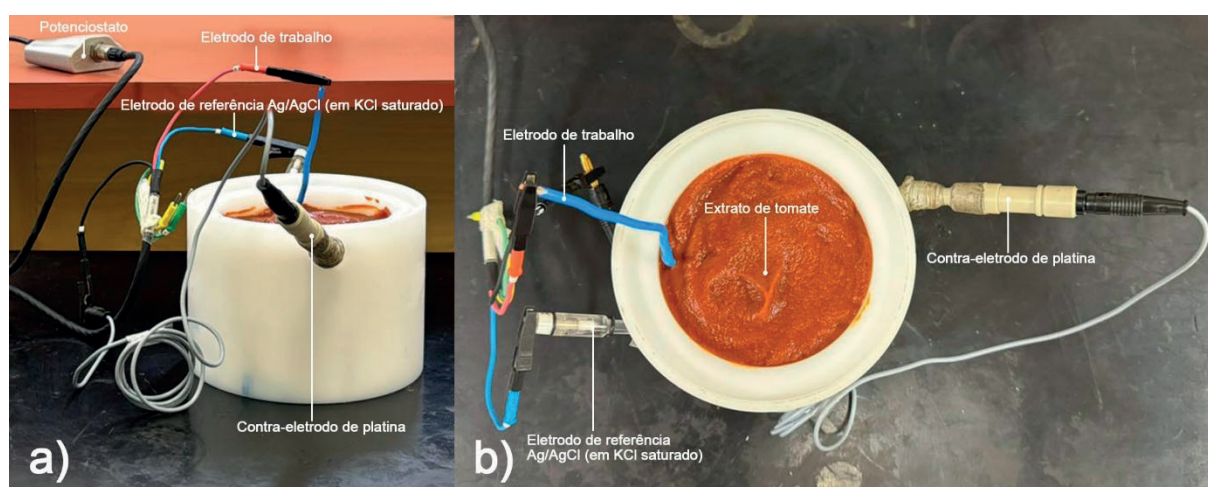
3.4.2. Ensaio de estabilização de potencial de circuito aberto

Nesse ensaio, é avaliado a condição de equilíbrio eletroquímico, ou seja, segundo ESPALLARGAS et al. (2013), é o potencial do material em meio corrosivo estabelecido espontaneamente, isto é, sem aplicação de corrente na célula eletroquímica. Então, de acordo com KUSANOO et al. (2019), o potencial de circuito aberto pode ser utilizado como uma medida

indicativa da tendência de corrosão de um material. Então, materiais com potencial de circuito aberto mais negativos são geralmente mais suscetíveis à corrosão em comparação com materiais que apresentam esses valores mais positivos. Logo, entre outros fatores, o potencial de circuito aberto evidencia a formação de filme passivo superficial, portanto, ao ocorrer a passivação, o potencial de circuito aberto aumenta provocando uma queda na corrente de oxidação. Por outro lado, a remoção do filme passivo é constatada pela queda do potencial de circuito aberto.

Assim, depois da preparação da amostra, a fim de determinar o tempo de estabilização da célula eletroquímica e reduzir o grau de perturbação do ensaio, o corpo de prova foi encaixado no centro de uma cuba de TECNYL[®] Figura 55 que foi projetada pela equipe da FURG e construída na UFG, de modo que a face atacada fique em contato com o meio corrosivo. Em seguida, foram ligados a um potenciostato USB EmStat² os três eletrodos. O primeiro foi o eletrodo de referência Ag/AgCl imerso em uma solução eletrolítica de KCl saturado, o segundo foi o contra-eletrodo de platina (Pt) e por fim o eletrodo de trabalho que corresponde a própria amostra, conforme a Figura 55. Ao finalizar a montagem da célula, a cuba foi enchida com extrato de tomate com cloretos totais de 0,35%, para garantir o meio corrosivo. Ao final, os dados foram coletados por meio do software de aquisição PSTrace.

Figura 54: Montagem do ensaio de potencial de circuito aberto: a) vista lateral e b) vista superior.



Fonte: Próprio autor

3.4.3. Ensaio de polarização anódica potenciodinâmica

O objetivo dessa técnica eletroquímica é avaliar o comportamento de metais e ligas metálicas ao aplicar um potencial crescente de forma controlada e contínua sobre um eletrodo, em uma direção que favorece a reação anódica. Nessa etapa, inicialmente, a amostra permaneceu sob a contagem para o tempo de estabilização (etapa de potencial de circuito aberto), em seguida a amostra foi submetida a uma variação de tensão, a fim de avaliar o comportamento do material, com isso é possível definir as zonas catódicas e anódicas e o potencial corrosivo. Para esse ensaio, foram definidos por padrão experimental a tensão de entrada -0,25 V e com um aumento gradual de tensão de 1 mV, além disso a corrente máxima disponível ao equipamento 1900 μA , e uma taxa de varredura de avaliação normativa de 0,1667 mV/s.

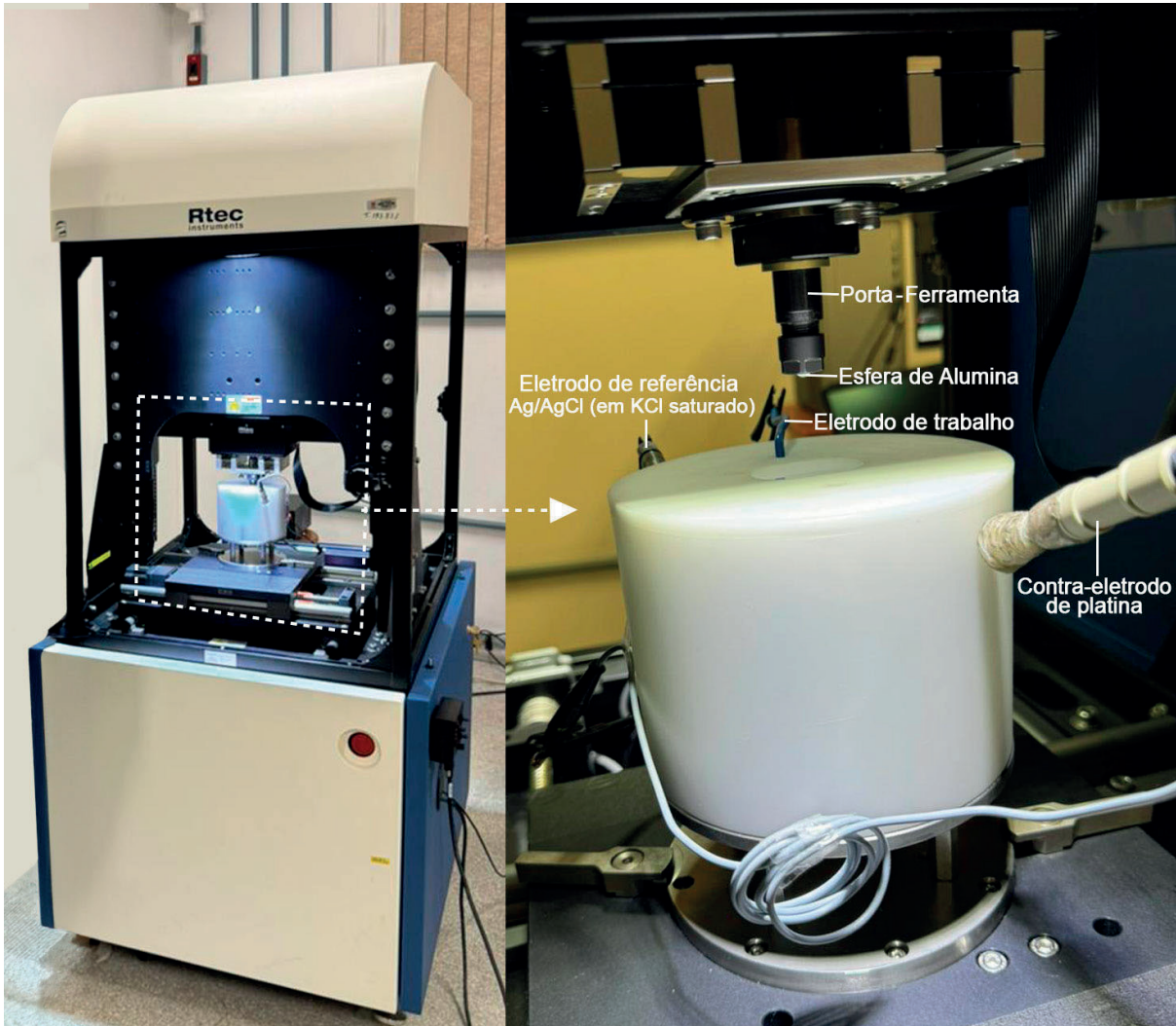
3.4.4. Tribocorrosão

Antes do ensaio de desgaste, com manipulação por luva sem pó, as amostras lixadas e limpas, de acordo com a etapa de preparação, foram submetidas a verificação da massa média em que cinco repetições foram executadas em uma balança analítica SHIMADZU de modelo ATX-224R de capacidade de 220 g com sensibilidade de 0,1 mg. Após o ensaio de desgaste, a fim de definir a massa perdida, as amostras foram pesadas novamente seguindo o procedimento descrito anteriormente

Além da amostra de referência, uma esfera de óxido de alumínio (Al_2O_3), comercialmente conhecida com alumina, com diâmetro de 6 mm foi escolhida como elemento deslizante, devido à sua alta dureza e propriedades anticorrosivas, além disso esse material também é um isolante elétrico. Assim, esse elemento também foi submetido a verificação média da massa conforme descrito anteriormente o qual foi executado antes e após o ensaio de desgaste.

Na sequência, os comportamentos de tribocorrosão para as regiões passiva e catódica, a fim de avaliar o comportamento da amostra com filme passivo e sobre proteção catódica, para AISI 316L e para a liga de cobalto em extrato de tomate foram avaliados por um tribômetro linear alternativo (RTEC MFT-5000, série RETC2789) com o uso do software de aquisição MFT, integrado com um sistema eletroquímico de três eletrodos (eletrodo de referência Ag/AgCl imerso em uma solução eletrolítica de KCl saturado, contra-eletrodo de platina (Pt), eletrodo de trabalho). O diagrama esquemático da configuração da tribocorrosão é mostrado na Figura 55.

Figura 55: Montagem para o ensaio de tribocorrosão.



Fonte: Próprio autor

Após a seleção dos elementos e montagem do mecanismo, durante a aplicação do potencial de passivação que foi definido no ensaio de polarização anódica potenciodinâmica que compreende a região à direita da curva polarização anódica potenciodinâmica logo após o ponto de potencial corrosivo, foi monitorado o coeficiente de atrito em três etapas. Primeiramente, aguardou-se um período de 10 min com a amostra montada, mas sem aplicação de carga normal. Em sequência, a carga normal 10,0 N, que corresponde a uma pressão de contato hertziana inicial máxima de cerca de 1,64 GPa, foi aplicada sob o corpo de prova, com movimento cíclico de curso 5 mm e velocidade 1,77 mm/s (velocidade de deslocamento do cilindro no

equipamento). O tempo necessário para retomada de velocidade após mudança de direção foi e de 0,1 s. A duração do teste foi de 40 min. Por fim, repetiu-se a ausência de aplicação da carga estática por 10 min. Assim, o tempo total do teste foi de 60 min.

3.4.5. Caracterização microestrutural do ensaio de desgaste de tribocorrosão

Para avaliar a microestrutura gerada após o ensaio tribocorrosivo, os corpos de prova foram analisados em microscópio eletrônico de varredura (MEV) Jeol JSM IT300LV com tensão de aceleração de elétrons de 20 keV nos modos de detecção de elétrons retroespalhados (BSE) e elétrons secundários (SE). As análises composicionais foram realizadas pela técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS), com um detector de raio X Oxford Instruments XMax-n 80 acoplado ao microscópio.

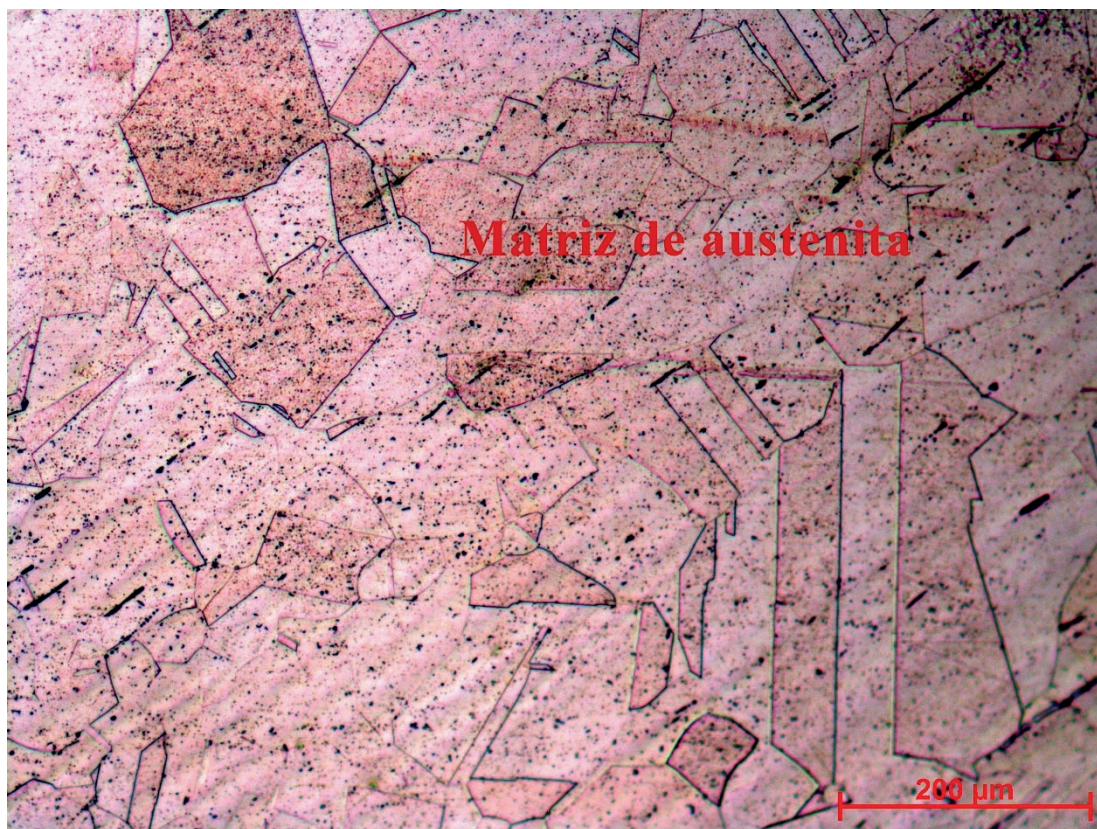
4. RESULTADOS

4.1. Análise do aço inoxidável 316L

4.1.1. Análise microestrutural do aço inoxidável 316L

A Figura 56 apresenta a microestrutura do aço inoxidável AISI 316L. Nesse caso, é observada a microestrutura de austenita o que é condizente a teoria, pois, em conformidade com CALLISTER (2019), FU et al. (2021) e LIPPOLD et al. (2005), em temperatura ambiente, é o esperado para o material.

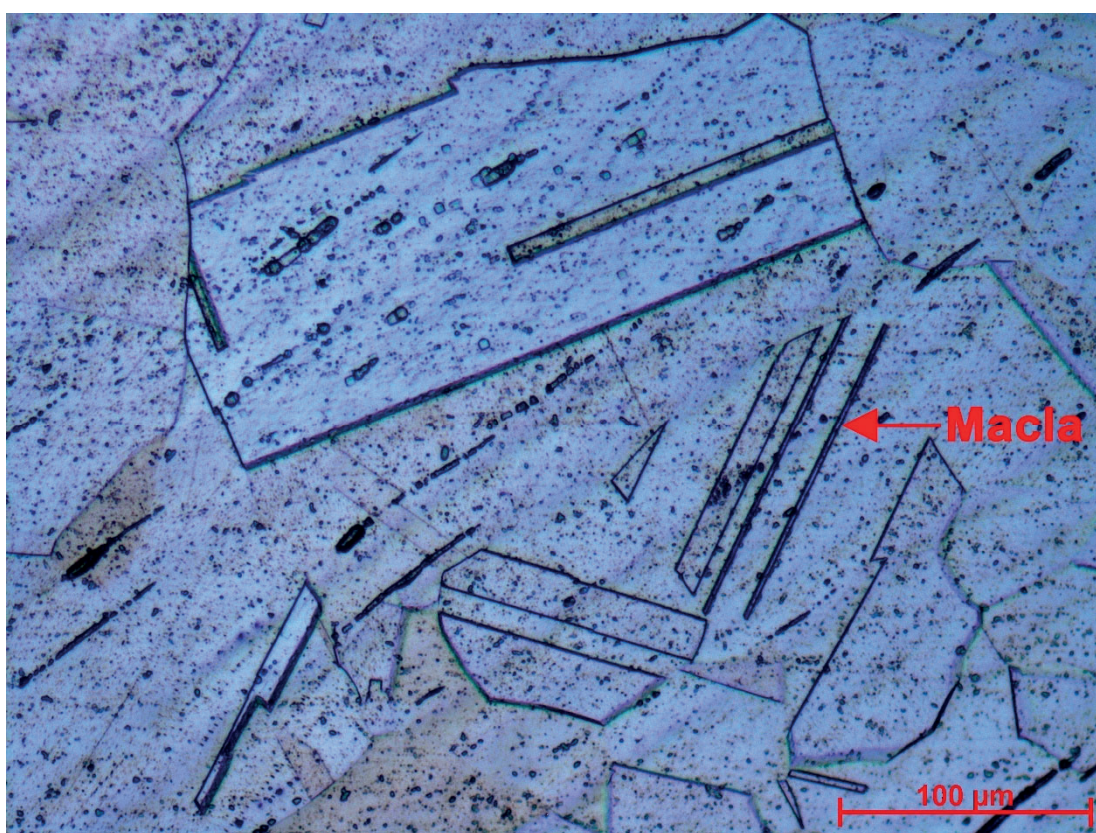
Figura 56: Microscopia óptica do aço inox AISI 316L do corpo de prova 1.



Fonte: Próprio autor

No entanto, diferentemente da Figura 56, na Figura 57 de outro corpo de prova, além das características relatadas anteriormente, é possível identificar microestrutura típica de aço inoxidável austenítico que, segundo FU et al. (2021) e LIPPOLD et al. (2005), representa os grãos equiaxiais com maclas de recozimento e fases alongadas que podem estar associadas à ferrita delta ou à fase sigma, características que podem ter se formado durante o processamento termomecânico.

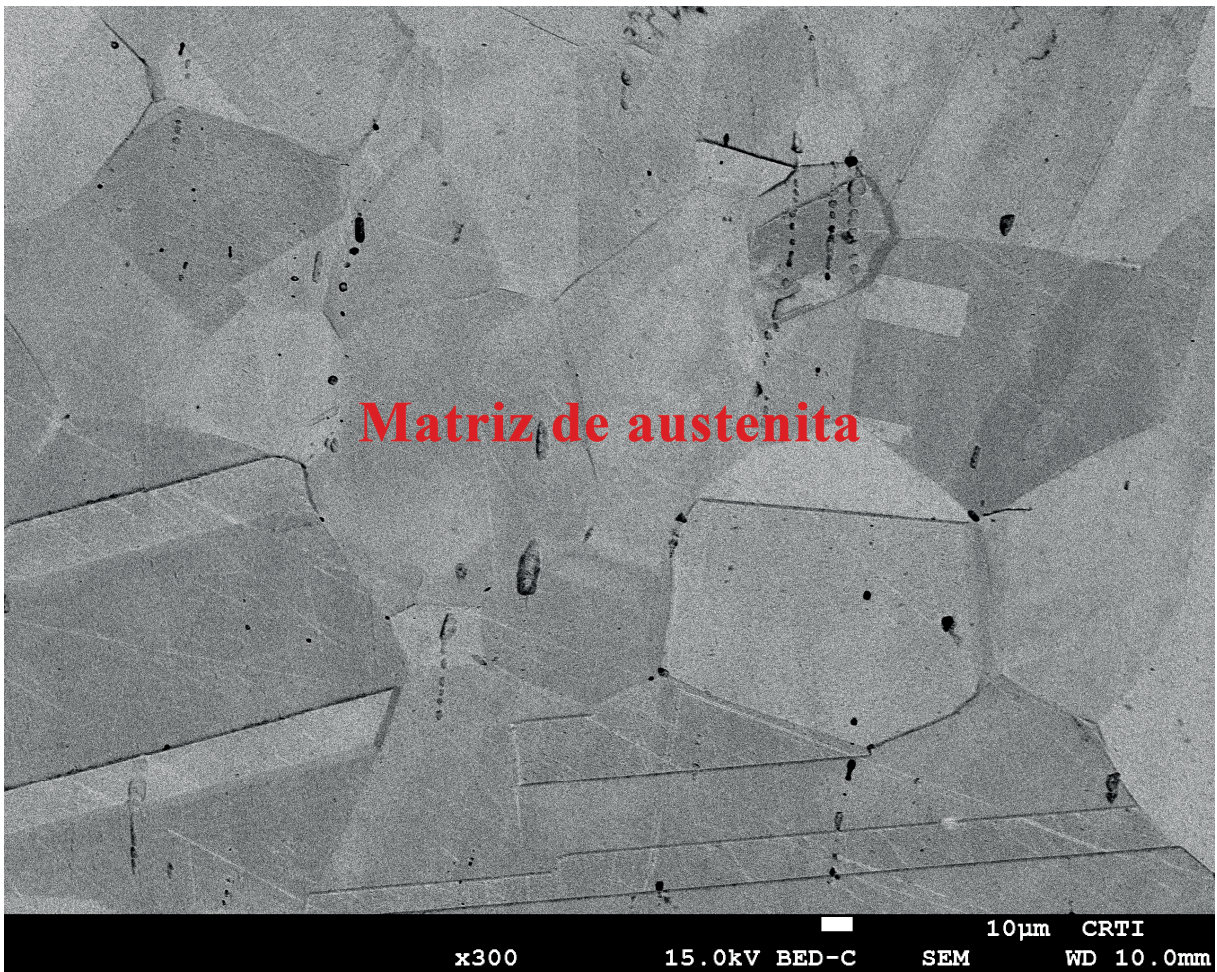
Figura 57: Microscopia óptica do aço inox AISI 316L do corpo de prova 2.



Fonte: Próprio autor

Comparativamente a imagem do MEV, o MEV-FEG também apresentou características similares à literatura, ou seja, a solução sólida de aço inoxidável 316L está envolvida em uma matriz de austenita, de acordo com CALLISTER (2019), FU et al. (2021) e LIPPOLD et al. (2005), em conformidade com a Figura 58.

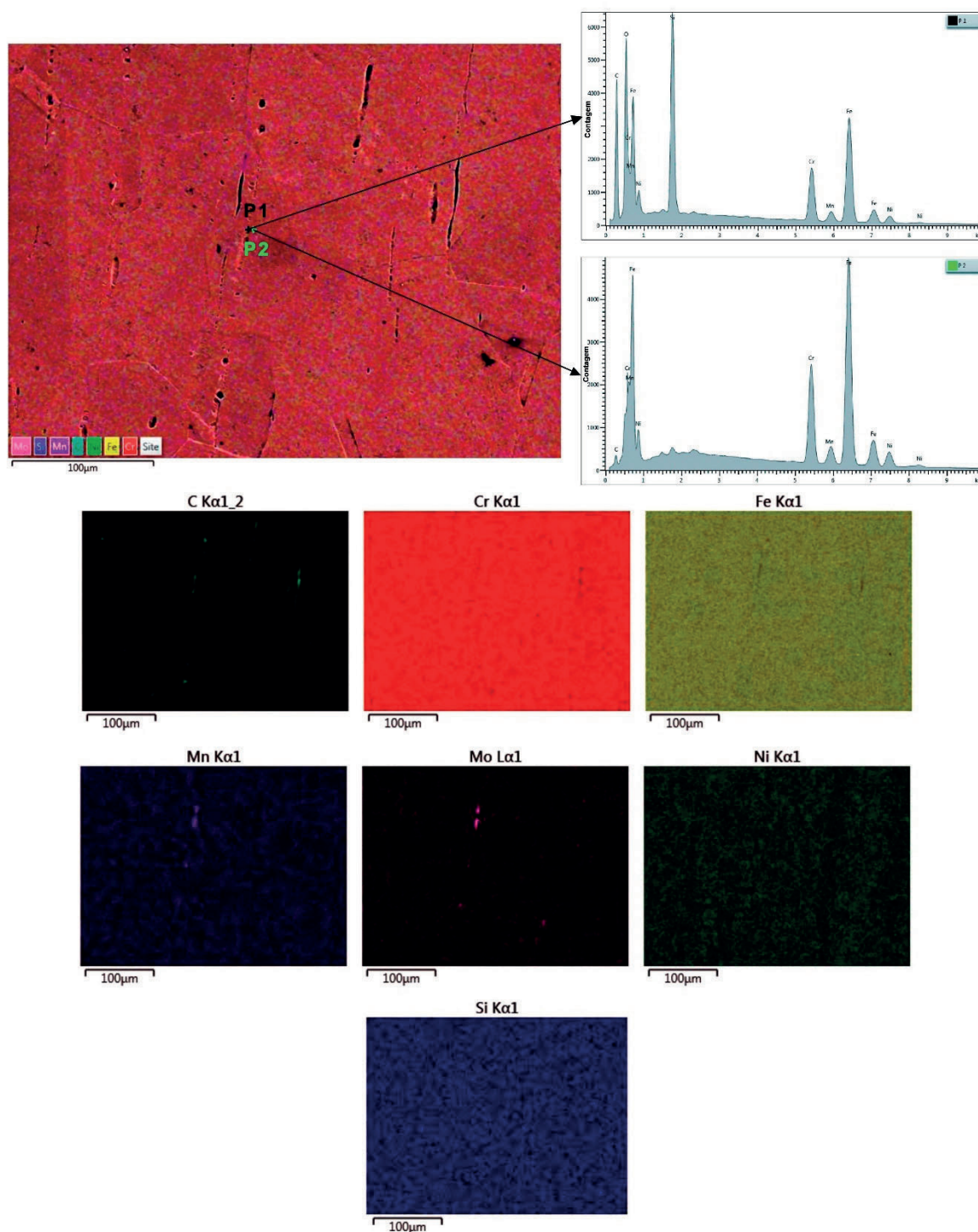
Figura 58: Microscopia eletrônica de varredura do aço inox AISI 316L do corpo de prova.



Fonte: Próprio autor

A análise de EDS (Figura 59) mostra que as quantidades de cromo, níquel e ferro são consistentes com os percentuais apresentados na literatura, conforme XIONG et al. (2015), (MALHOTRA et al. (2023) e LIPPOLD et al. (2005). Por outro lado, em regiões onde ocorreu a deformação de asperezas, foram encontrados picos de silício e carbono, o que diverge da literatura, pois ambos os elementos representam uma porcentagem mínima em comparação com outros elementos de liga. Isso sugere a incorporação de partículas de SiC do papel de lixa durante a preparação metalográfica. Apesar do procedimento metalográfico cuidadoso, evitando pressões excessivas e o uso de pasta de diamante no polimento final, dado que o aço inoxidável é um material relativamente macio, a incorporação de partículas de SiC do papel de lixa é plausível.

Figura 59: Análise da composição química do aço inox AISI 316L por EDS.



Fonte: Próprio autor

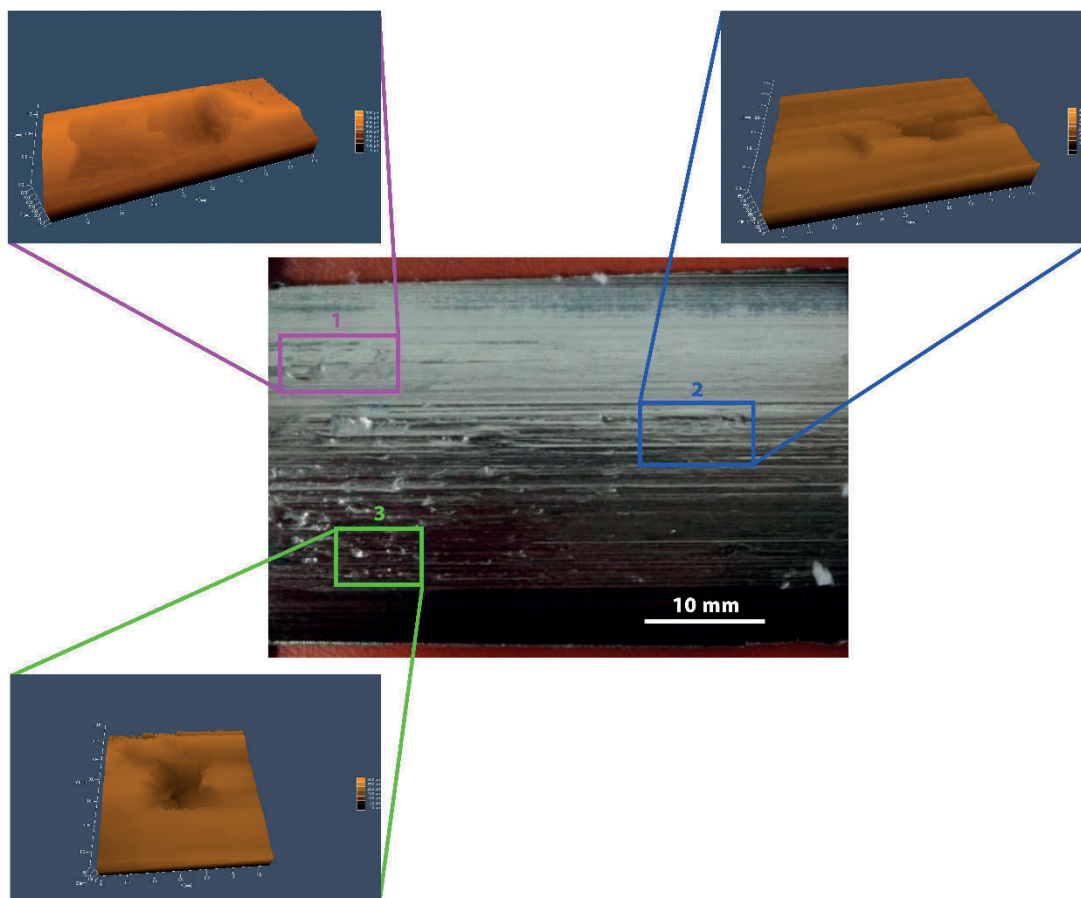
4.1.1. Análise de dureza do aço inoxidável 316L

Ao analisar a dureza média do aço inoxidável AISI 316L, foi evidenciado um valor $189,7 \pm 5,0$ HV10 o que está em conformidade ao artigo de DONIK et al. (2020) que encontraram o resultado de 194 HV10.

4.2. Análise da morfologia de desgaste do êmbolo

A ocorrência de desgaste em campo não é muito controlável e, portanto, é comum que diferentes mecanismos de desgaste prevaleçam em diferentes regiões de maneira aparentemente aleatória, devido à natureza complexa e sistêmica dos fenômenos tribológicos de acordo com GONÇALVES et al (2019). Levando isso em consideração, três regiões desgastadas foram selecionadas para análise, conforme definido na Figura 60. Essas regiões aparentemente mostram características que são comuns e distintas entre si, complementando-se. Em uma triagem inicial, outras regiões também foram verificadas, mas apresentaram mecanismos aparentemente similares aos encontrados nas Regiões 1, 2 e 3 e, portanto, não foram analisadas em detalhe.

Figura 60: Topografia das Regiões desgastadas.

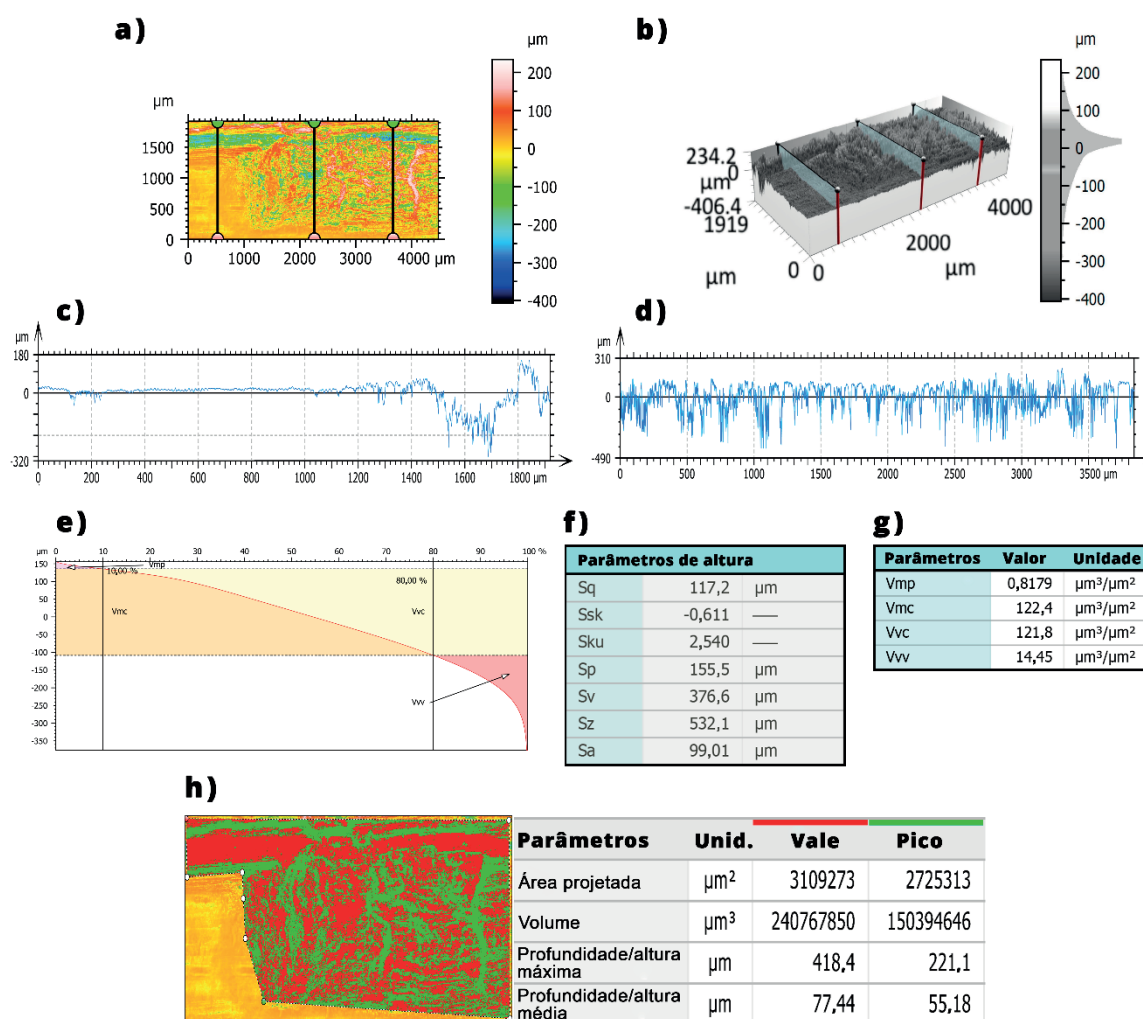


Fonte: Próprio autor

Primeiramente, apresentamos as medições topográficas para a Região 1 (Figura 61). Uma visão superior da superfície é apresentada na Figura 61 (a) e um mapa topográfico 3D é mostrado na Figura 61 (b). Alguns perfis de linha foram selecionados para visualizar melhor a morfologia das regiões desgastadas. O perfil à esquerda é mostrado na Figura 61 (c) e foi selecionado para enfatizar sulcos e características elevadas no final do perfil, contrastando com uma região relativamente plana onde provavelmente ocorreu pouco dano. O perfil à direita na Figura 61 (d) mostra danos ao longo de quase todo o comprimento, com rugosidade substancial devido ao desgaste e um sulco claro no final do perfil. A curva de Abbott-Firestone para a distribuição de altura é mostrada na Figura 61 (e), evidenciando que o desgaste produziu pouco material elevado (V_{mp}) em comparação com o material removido (V_{vv}). Os parâmetros estatísticos de altura são resumidos na Figura 61 (f) e os parâmetros de volume de material obtidos a partir da

curva de Abbott-Firestone na Figura 61 (g). Finalmente, o volume de toda a região desgastada foi calculado na Figura 61 (h); a região não desgastada (laranja) foi usada como referência, as características elevadas (verde) foram calculadas pelo volume dos picos, e as áreas com remoção substancial de material (vermelho) como o volume dos vales. A altura máxima do pico (S_p) foi de 155,5 μm , e a profundidade máxima do vale (S_v) foi de 376,6 μm . O volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio do vale (V_{vv}) são, respectivamente, 0,8179 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e 14,45 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$. Em relação aos parâmetros de altura, um valor de assimetria (S_{sk}) de -0,611 (menor que zero) indica a prevalência de vales nesta superfície. Em termos de curtose (S_{ku}), o valor de curtose é próximo de 3, típico de uma distribuição gaussiana. Os mecanismos de desgaste encontrados na Região 1 são semelhantes aos identificados na literatura para estudos de tribocorrosão de AISI 316L em solução de NaCl (embora misturada com H_2SO_4), como observado em estudos de TAN, et al. (2021) e ARDILA et al. (2019) que encontrados vales profundos. Isso hipoteticamente caracteriza o desgaste abrasivo, como visto na Região 1.

Figura 61: Resultados topográficos para a Região 1: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (e) curva de Abbott-Firestone; (f) parâmetros de altura ISO 25178; (g) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (h) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).

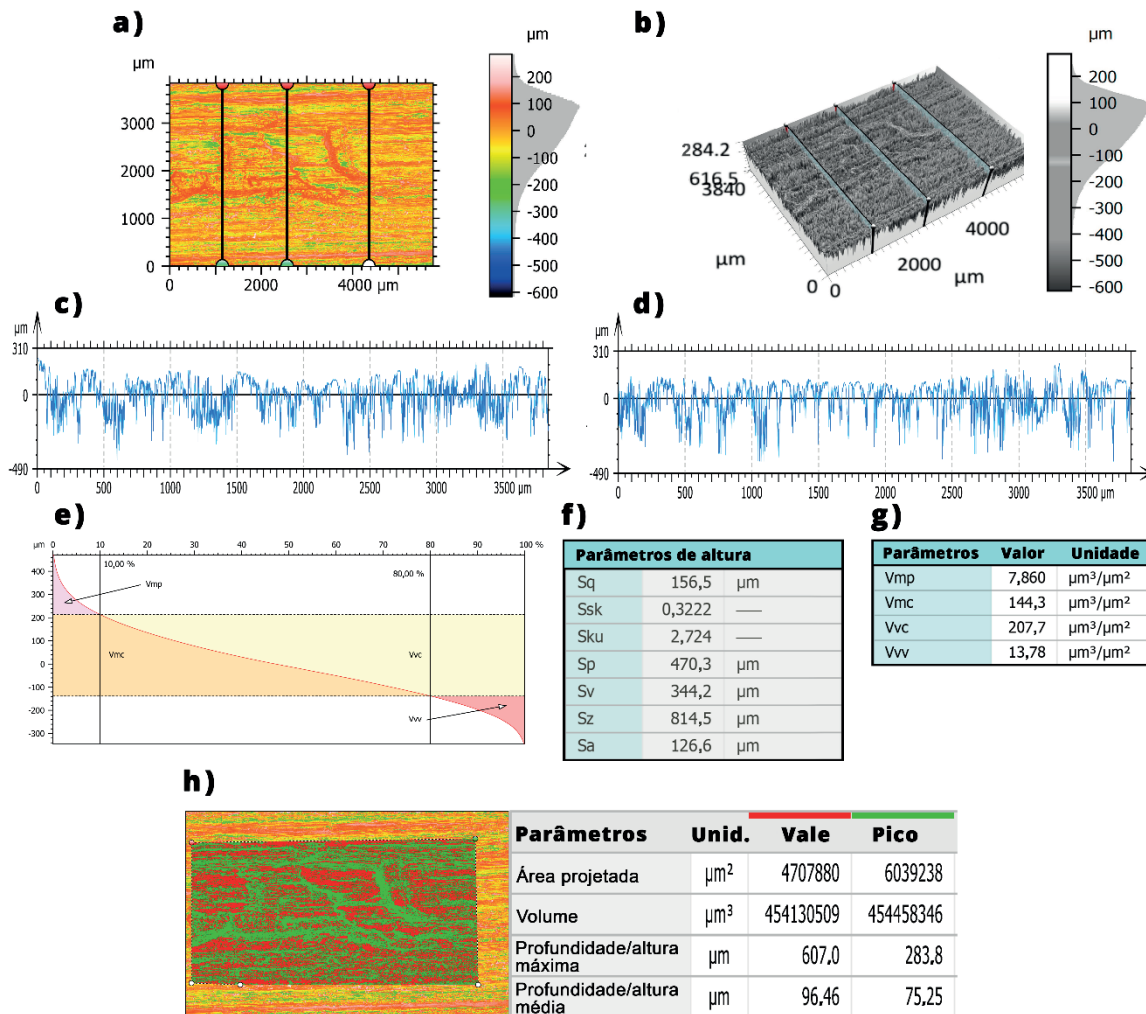


Fonte: Próprio autor

Para a região 2, representada na Figura 62, o desgaste resultou em danos distribuídos mais uniformemente pela superfície, sem grandes áreas de destacamento de material, de modo que a presença de picos e vales foi bastante semelhante, conforme observado nos perfis selecionados mostrados na Figura 62 (c) e (d). Além disso, os volumes de picos e vales mostrados na Figura 6(h) foram bastante semelhantes, ao contrário da Região 1, que apresentou o volume de vales muito maior do que o de picos (Figura 61 h). Os valores máximos de pico e vale (S_p e S_v) foram 470,3 μm e 344,2 μm , respectivamente. Essa divergência geométrica é confirmada pelos

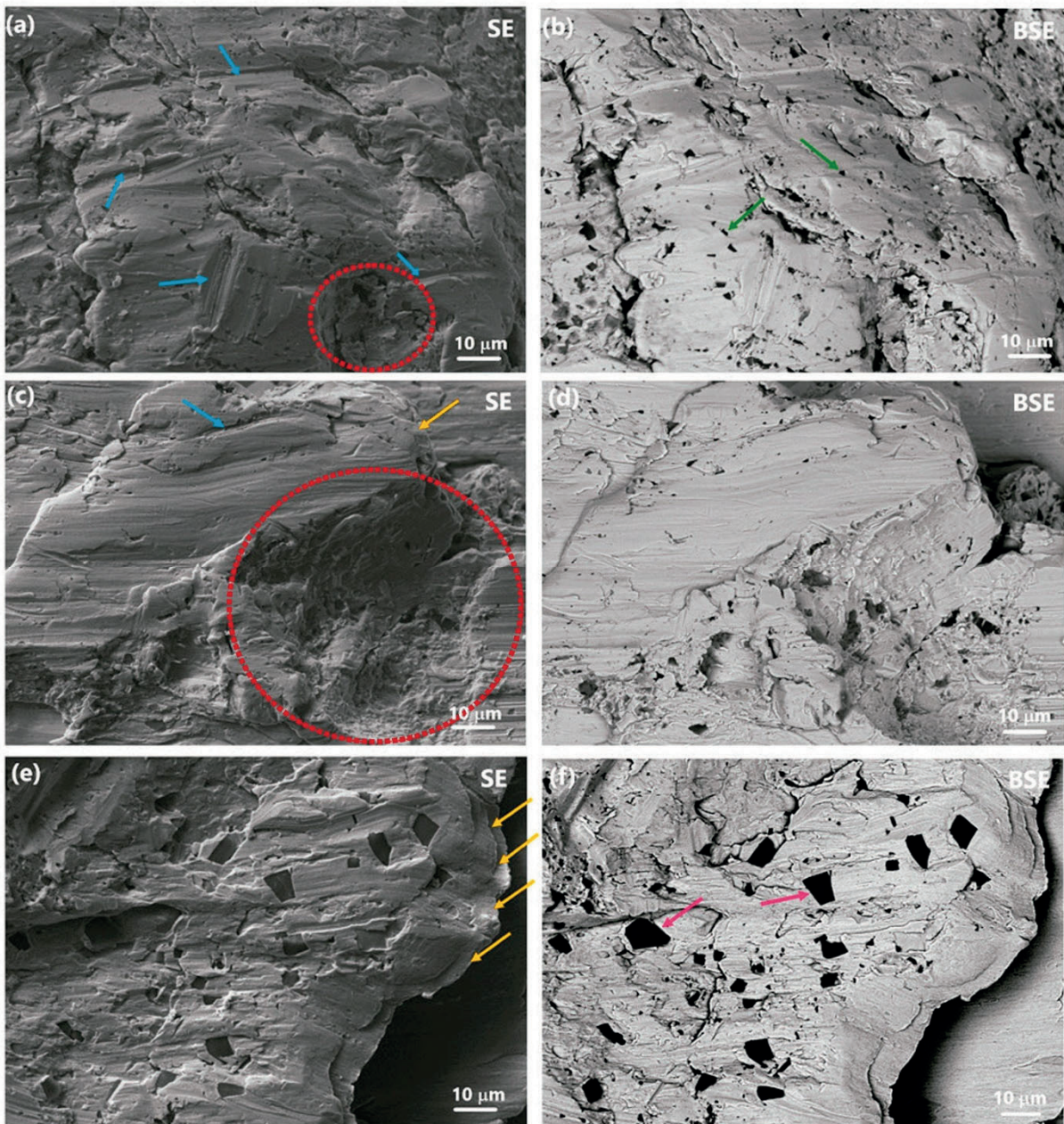
parâmetros de volume, onde o volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio de vale (V_{vv}) são $7,86 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e $13,78 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$, respectivamente. Diferentemente da Região 1, o valor de assimetria (S_{sk}) para a Região 2 foi ligeiramente acima de zero, com um valor de 0,32, indicando que a Região 2 tem uma pequena prevalência de picos. Finalmente, pode-se concluir que a Região 2 também apresentou uma curtose (S_{ku}) próxima de 3, similar à Região 1. Estudos de tribocorrosão na literatura sobre aço inoxidável 316L em meios contendo ($\text{NaCl} + \text{H}_2\text{SO}_4$), de acordo com TAN, et al. (2021) e ARDILA et al. (2019), também mostraram uma morfologia com uma leve prevalência de picos. Nesse trabalho, isso foi visto como um indicativo de provável deformação plástica, como observado na Região 2.

Figura 62: Resultados topográficos para a Região 2: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (e) curva de Abbott-Firestone; (f) parâmetros de altura ISO 25178; (g) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (h) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).



A Figura 63 mostra imagens de elétrons secundários (SE, à direita) e elétrons retroespalhados (BSE, à esquerda) de três regiões diferentes do êmbolo desgastado. Na primeira região (a) observou-se intensa abrasão por deformação das asperidades (setas azuis), bem como algumas áreas com grande desprendimento de material (elipse vermelha pontilhada), provavelmente causadas por aderências, possivelmente combinadas com dissolução química (tribocorrosão). Embora as aplicações dos trabalhos de HUANG et al. (2022) e WANG et al. (2019) foram distintas, a associação de mecanismos de desgaste em aço inoxidável obtiveram aspectos similares aos encontrados na análise microscópica. A imagem BSE em (b) mostra muitas pequenas regiões escuras distribuídas sobre a superfície, indicando que são ricas em elementos com pequeno número atômico (setas verdes). Na segunda região (c), a abrasão do sulco foi substancialmente reduzida e maiores áreas de adesão e/ou tribocorrosão foram observadas, combinadas com deformação superficial e delaminação (setas amarelas). As imagens BSE (d) mostraram quantidades menores das pequenas fases escuras. Na terceira região (e), observou-se, principalmente, a intensa deformação plástica e delaminação (setas amarelas paralelas). As imagens BSE (f) mostraram uma distribuição de regiões escuras maiores e trapezoidais (setas roxas).

Figura 63: Imagens do MEV do êmbolo desgastado; (a e b): Região 1; (c e d): Região 2; (e e f): Região 3.

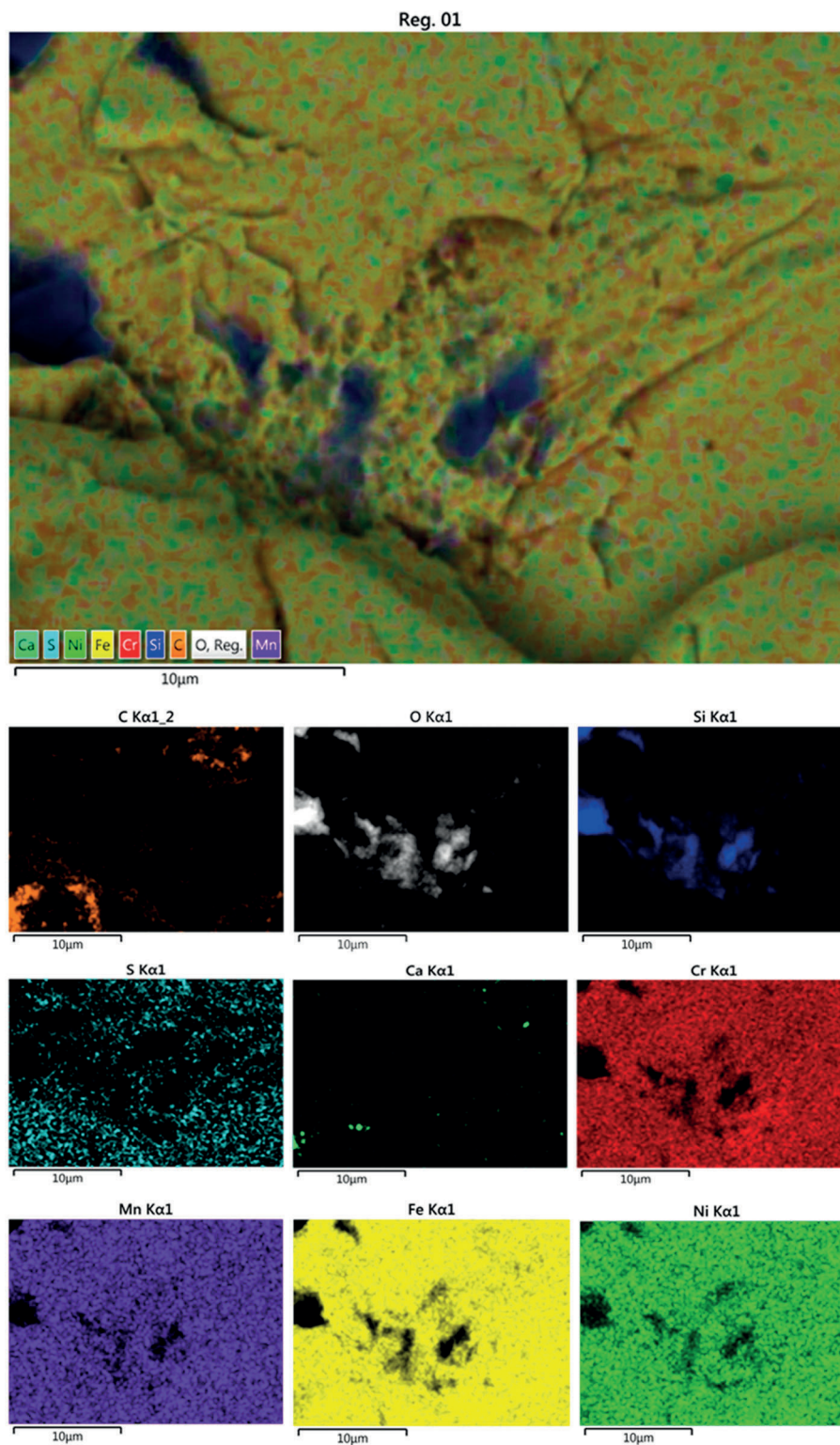


Fonte: Próprio autor

Ao gerar os mapas EDS, na Figura 64, observa-se que alguns elementos químicos diferem dos elementos de liga no aço inoxidável 316L. O primeiro ponto observado nos mapas EDS é uma concentração significativa de silício e oxigênio em diferentes regiões. Esses elementos são provavelmente partículas de sílica (SiO_2), derivadas possivelmente do processo de cultivo de tomates. Isso confirma a hipótese de desgaste abrasivo levantada pelas imagens MEV mostradas na Figura 63, indicando que essas partículas de sílica foram responsáveis pela

abrasão, como mostrado na Figura 63.

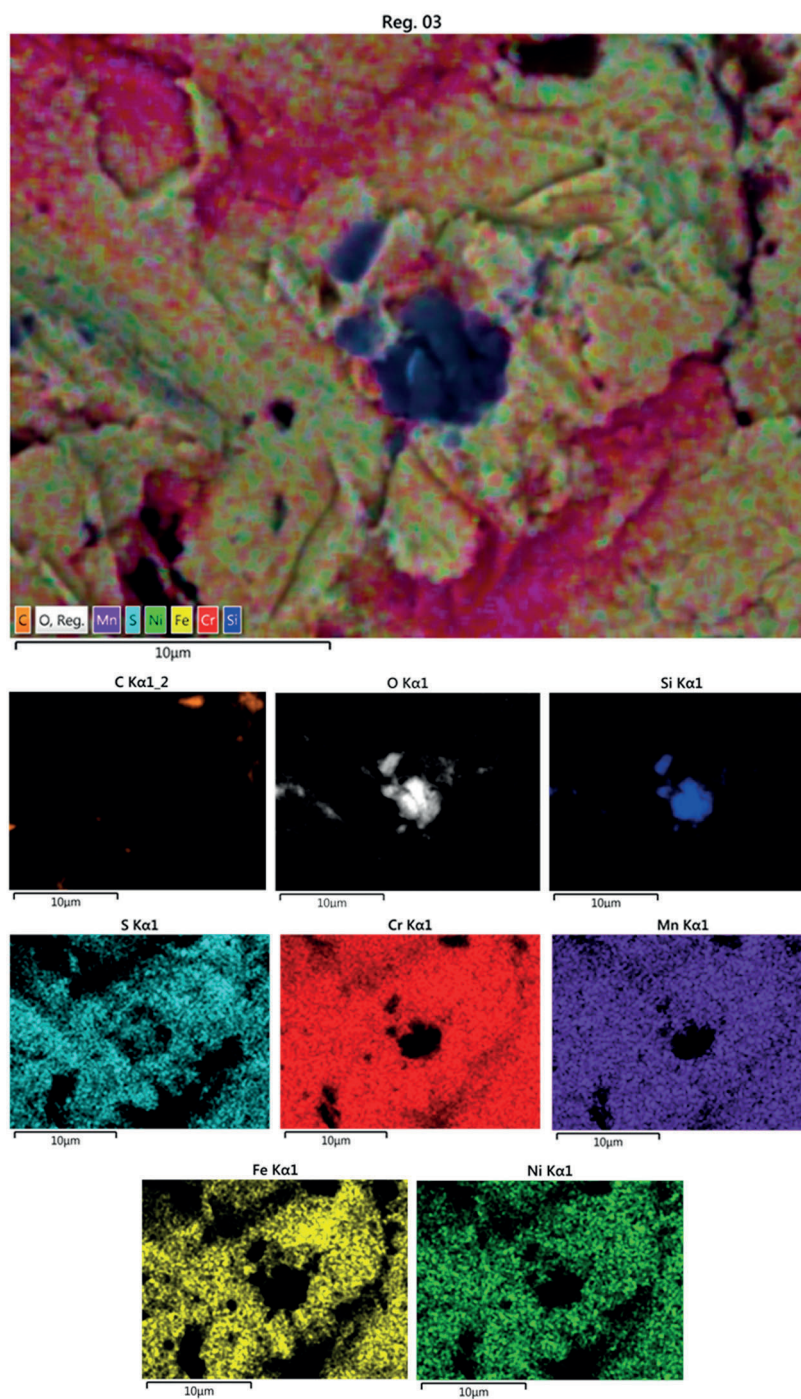
Figura 64: Mapa da Região 1 da trilha de desgaste.



Fonte: Próprio autor

Outro ponto que surge são áreas ricas em carbono, que apareceram em todas as regiões, mas particularmente na Região 3 (Figura 65). Considerando a limpeza exigida para os materiais usados no processamento de tomates e a falta de lubrificante óleo, essas regiões não estão relacionadas à contaminação por óleo. Uma possível explicação é o fato de que o camisa onde o êmbolo desliza é fabricado em carboneto de tungstênio. Não é improvável que partículas possam se soltar do cilindro e, uma vez que o êmbolo de aço inoxidável é muito mais macio que o cilindro, os detritos duros podem se embutir na superfície do êmbolo. Assim, tanto as partículas de sílica quanto os detritos de desgaste da superfície do cilindro podem atuar como abrasivos no processo. As partículas de sílica mais macias provavelmente rolam entre as superfícies, levando a uma intensa deformação plástica. Os detritos mais duros provavelmente indentam a superfície do êmbolo, levando à formação de sulcos. Tanto a abrasão por rotação quanto a abrasão por sulcamento podem ser vistas na Figura 65. Conforme ADACHI et al. (2003) e COSTA et al. (2015), a transição entre riscamento e abrasão por rolamento depende de uma combinação de fatores como carga, concentração de abrasivo, tamanho do abrasivo, relação de dureza entre os abrasivos e as superfícies em contato, entre outros.

Figura 65: Mapa da Região 3 da trilha de desgaste.



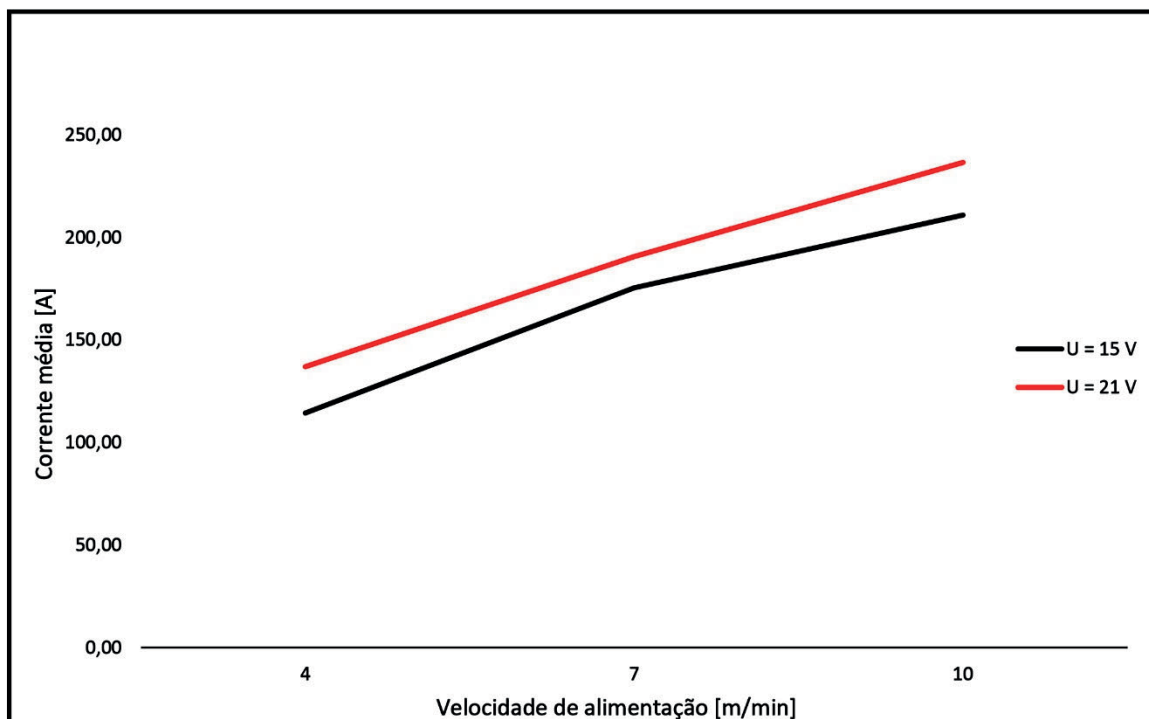
Fonte: Próprio autor

4.3. Aplicação do revestimento

4.3.1. Parametrização de soldagem para aplicação do revestimento

Antes de analisar os parâmetros geométricos, é importante adquirir o entendimento do comportamento dos critérios para a execução da soldagem. Assim, ao comparar a corrente de soldagem média, os pontos com mesma velocidade de alimentação, porém tensões distintas, fornecem resultados de corrente média diferentes, ou seja, as soldagens com maiores tensões e mesma velocidade de alimentação entregam maiores correntes médias. Esse comportamento é justificado por meio da Figura 66.

Figura 66: Relação entre corrente média e velocidade de alimentação.

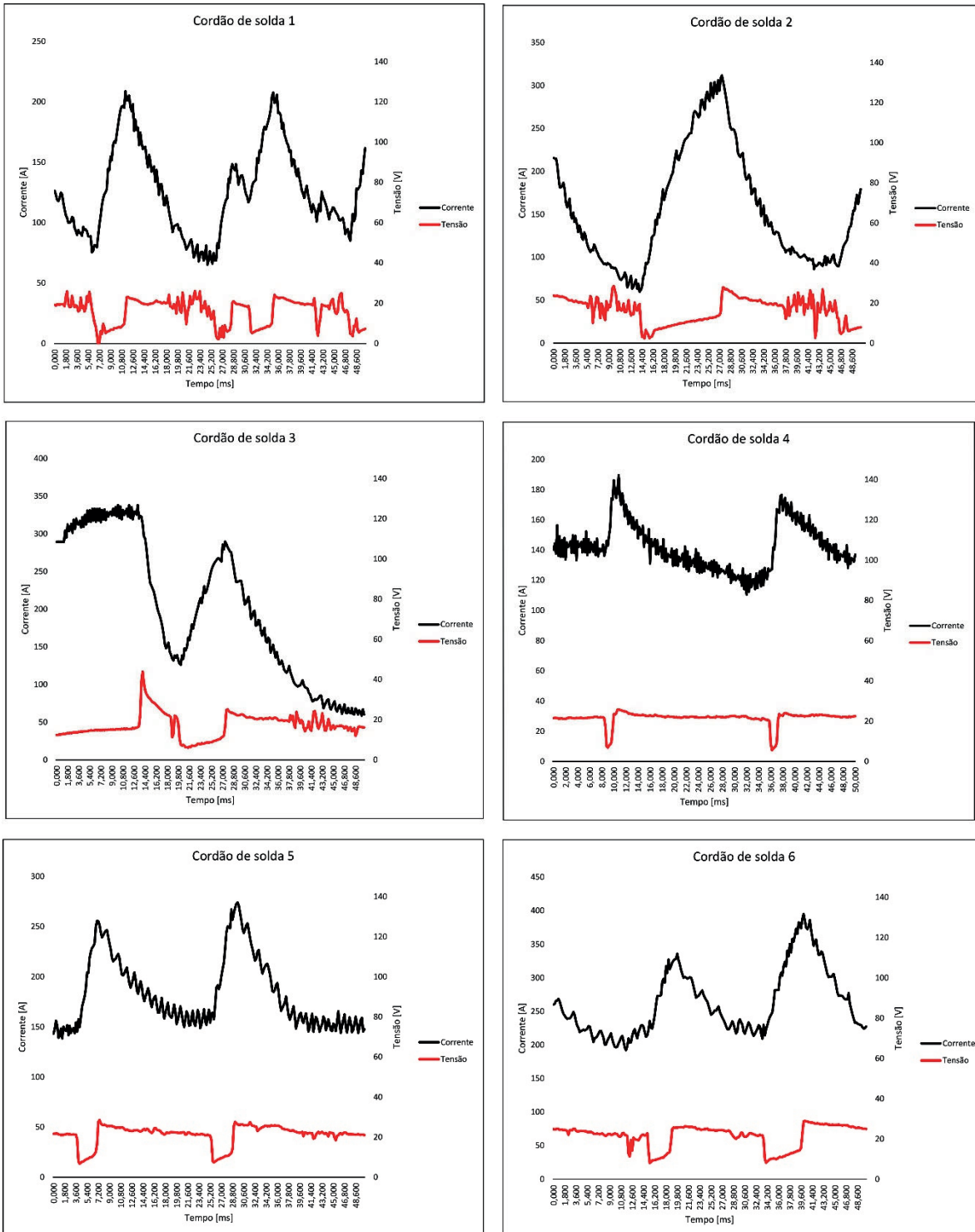


Fonte: Próprio autor

Outro aspecto relevante, conforme SCOTTI et al. (2008), para obter uma característica de cordão de solda em condições ideais, é necessário evitar respingos e adquirir estabilidade térmica. Então, para evitar a formação de respingos, a corrente geradora de energia deve ficar em níveis mais baixos no início e no final do curto-circuito. Entretanto, para a estabilidade térmica, a transferência de energia deverá ser aplicada em período e intensidade semelhantes.

Logo, as parametrizações aplicadas aos cordões de número 4 e 5 obtiveram os melhores resultados. Pois, em 4, a corrente de curto-circuito ficou próximo de 200 A com intervalos contantes de 2 ms. No cordão 5, a corrente de curto-circuito ficou próximo de 260 A com intervalos contantes de 3,6 ms. O comportamento da soldagem por curto-circuito em todos os testes é apresentado por meio da Figura 67.

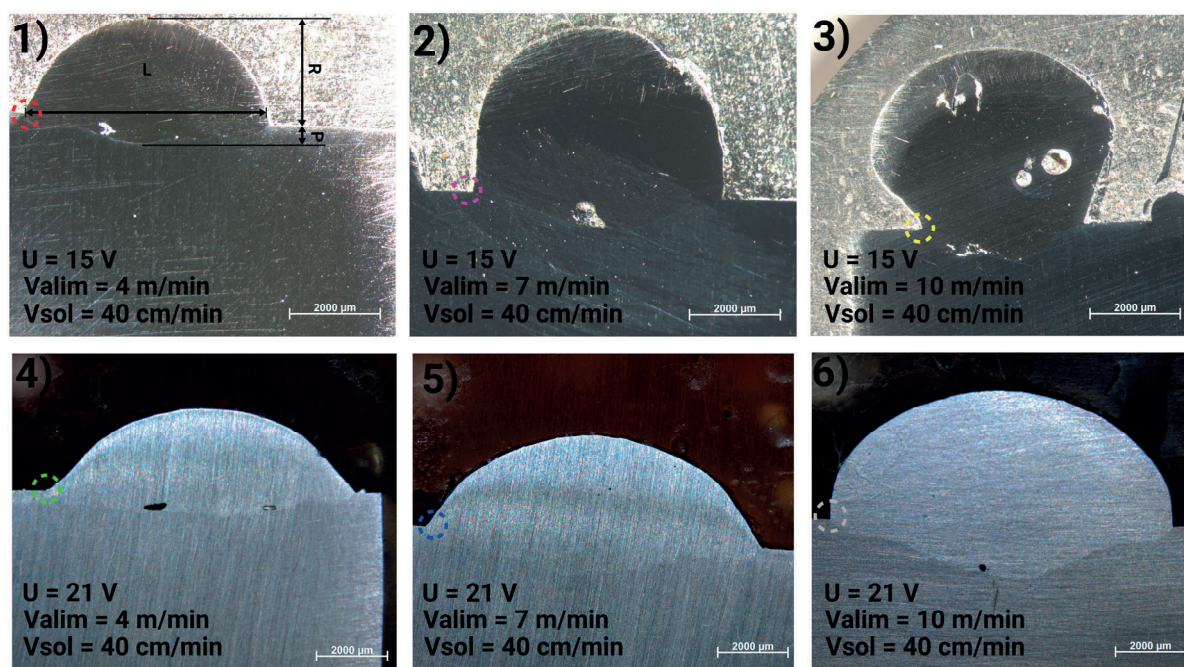
Figura 67: Curvas típicas da tensão do arco e da corrente de soldagem em curto-circuito: cor-
dões de 1 a 6.



Fonte: Próprio autor

Foi realizada a macrografia dos cordões, com o objetivo de compreender e selecionar os melhores parâmetros para aplicação do revestimento. Assim, de acordo com a Figura 68, é possível identificar e mensurar as características geométricas dos cordões de solda que serão de suma relevância para estabelecer os critérios de aceitação do revestimento. Após distinguir as imagens obtidas graças à metalografia, a Tabela 4.6 foi gerada a qual apresenta os resultados geométricos dos cordões para tais entradas de energia.

Figura 68: Macrografia dos cordões de 1 a 6; (1) cordão 1, (2) cordão 2, (3) cordão 3, (4) cordão 4, (5) cordão 5, (6) cordão 6.



Fonte: Próprio autor

Tabela 4-6: Resultados geométricos dos cordões de solda.

Cordão	Largura (mm)		Reforço (mm)		Penetração (mm)		Diluição	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
1	5,259	0,199	2,160	0,059	0,452	0,103	15,44%	0,017
2	5,009	0,651	3,612	0,089	0,752	0,095	12,77%	0,005
3	3,781	0,165	3,914	0,021	0,714	0,073	9,49%	0,008
4	8,537	0,251	2,307	0,055	0,647	0,068	23,77%	0,028
5	9,450	0,209	2,756	0,183	1,216	0,214	29,22%	0,077
6	9,714	0,146	3,340	0,634	1,406	0,141	23,82%	0,012

Fonte: Próprio autor

Assim, como o processo de revestimento é baseado em uma solda heterogênea, ou seja, o metal de adição é diferente do metal de base, a diluição deve ser considerada, porque seu efeito pode causar respostas nocivas ao sistema. Outro ponto relevante é o comprimento do reforço o qual deve ser mais achatado, de sorte que o material de adição fique mais espalhado em que esse comportamento é conhecido como molhabilidade.

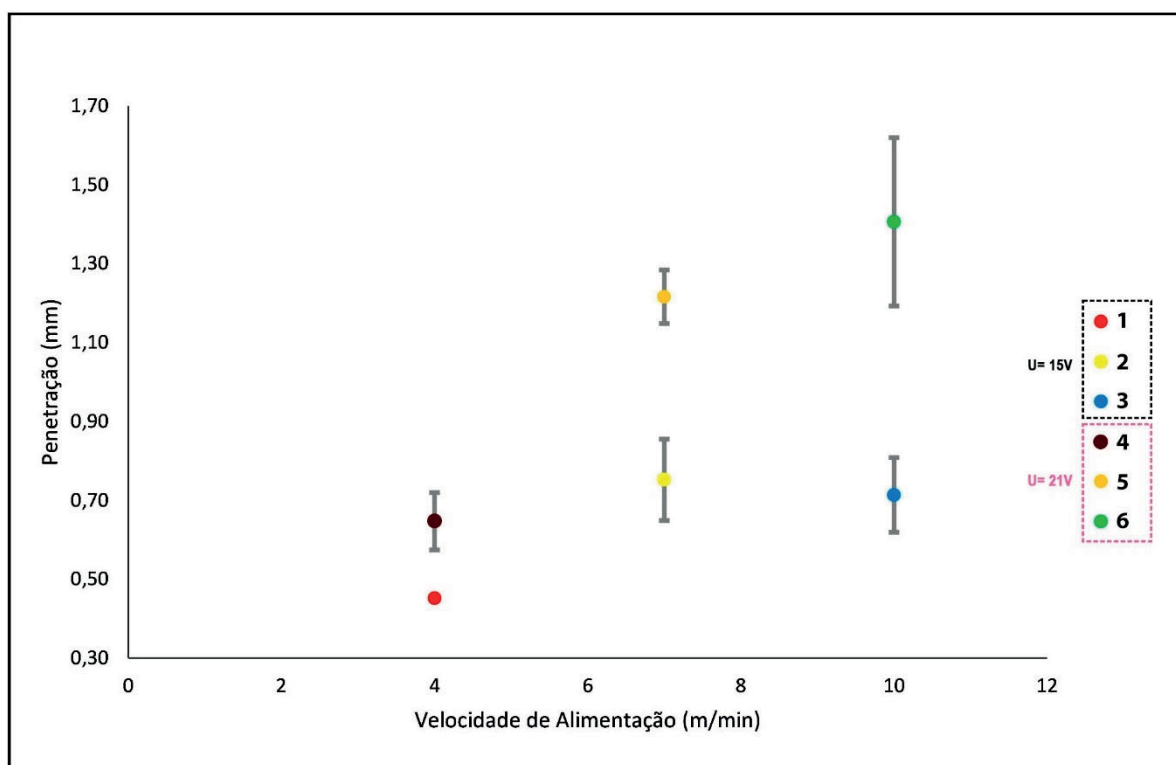
Então, ao julgar as imagens da Figura 68 e os resultados geométricos da Tabela 4.6, para os cordões de 2 a 3 (Figura 68) que utilizaram tensão abaixo do recomendado pelo fabricante, ficaram com o reforço maior e conseqüentemente mais cilíndrico o que não permite um bom espalhamento. Em que pese à região marcada com um círculo tracejado, nas Figuras de 1, 2, 3 e 6, ocorre a formação de quina viva no encontro entre o metal de base e o de adição, nesse caso favorece a formação de zona de concentração de tensão o que também é maléfico. Por fim, baseado no método de revestimento, a diluição ficou muito abaixo do recomendado na literatura, de acordo com LIPPOLD et al. (2014) e GRAF et al. (2018).

Por outro lado, a comparação entre as imagens da Figuras 68 de 4-6 com a geometria definida na Tabela 4.6 indica que a tensão mais elevada, ou seja, dentro da faixa recomendada pelo fornecedor provoca melhor espalhamento do cordão. Logo, os reforços desses cordões não ficaram tão elevados, com exceção do cordão 6. Nas zonas marcadas com círculos tracejados, por questão de um espalhamento melhor, as regiões de encontro entre o metal de base e o de adição ficaram mais arredondadas, ou seja, com concentração de tensão atenuada, porém, como reportado na sentença anterior, o cordão 6 que representa a Figura 68 item 6 formou quina viva na região de encontro.

Além da análise de macrografia que define os padrões geométricos da aplicação do

revestimento, é necessário um entendimento gráfico, haja vista que o experimento foi realizado em triplicata o que revela o padrão estatístico de cada cordão. Logo, as Figuras 69, 70, 71 e 72 apresentam o comportamento geométrico médio e o desvio gerando nas repetições ao associar com as faixas de velocidade de alimentação.

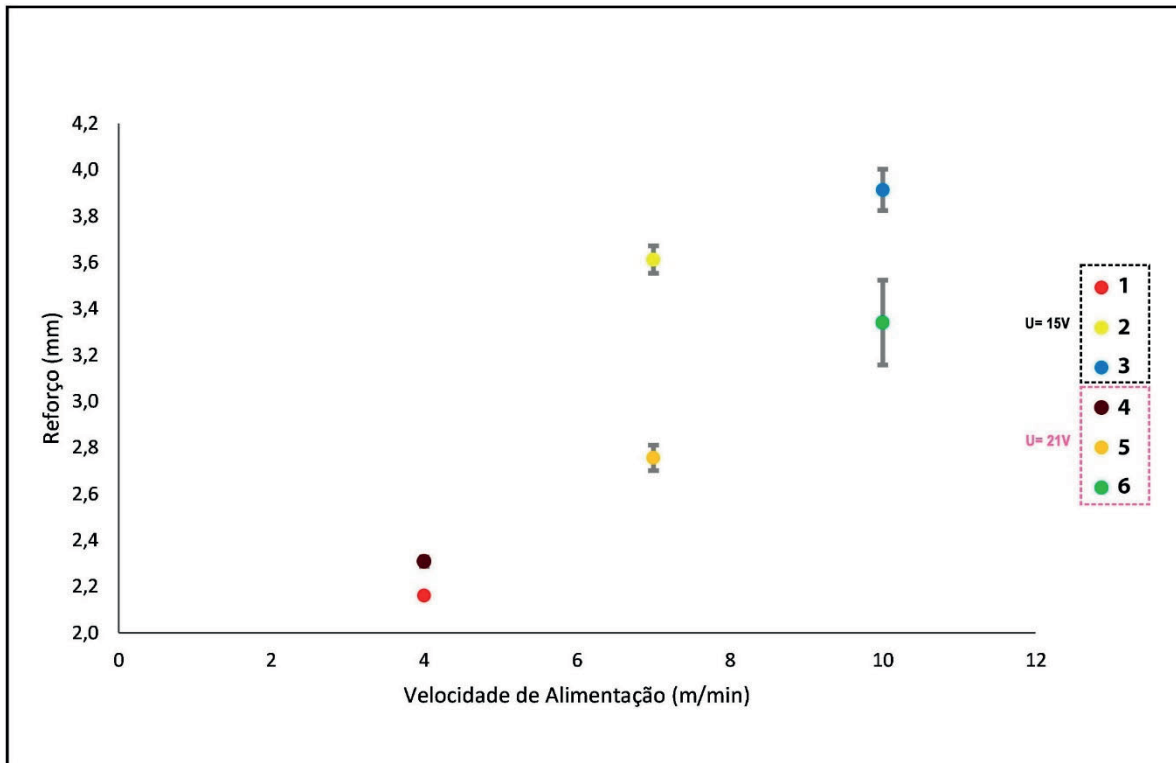
Figura 69: Gráfico penetração em relação à velocidade de alimentação.



Fonte: Próprio autor

Nessa Figura 69, é possível observar que os cordões 1 e 4 obtiveram baixa penetração, contudo os desvios ficaram em baixa proporção. Já os cordões 2 e 3 mantiveram níveis similares de penetração de desvio. No entanto, os cordões 5 e 6 registraram os maiores valores de penetração, todavia o cordão 6 ficou com maior amplitude de desvio.

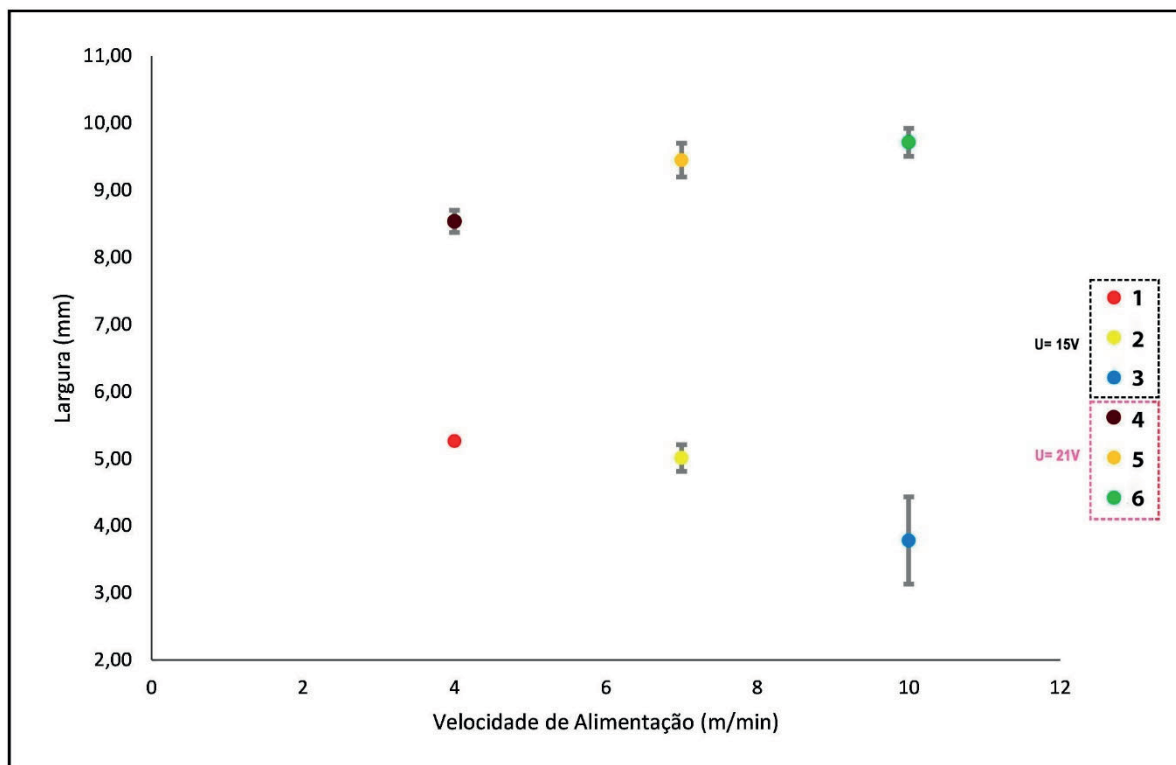
Figura 70: Gráfico reforço em relação à velocidade de alimentação.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 70, os cordões com maiores taxas de alimentação obtiveram maiores comprimentos de reforço maiores, no entanto, ao comparar, os cordões 2 e 5 que possuem mesma velocidade de alimentação é possível observar grande discrepância que é justificada devido a tensão de entrada, pois o primeiro foi produzido em uma tensão próxima ao limite inferior e o segundo foi produzido em uma tensão próxima ao limite superior o que garantiu um melhor comportamento.

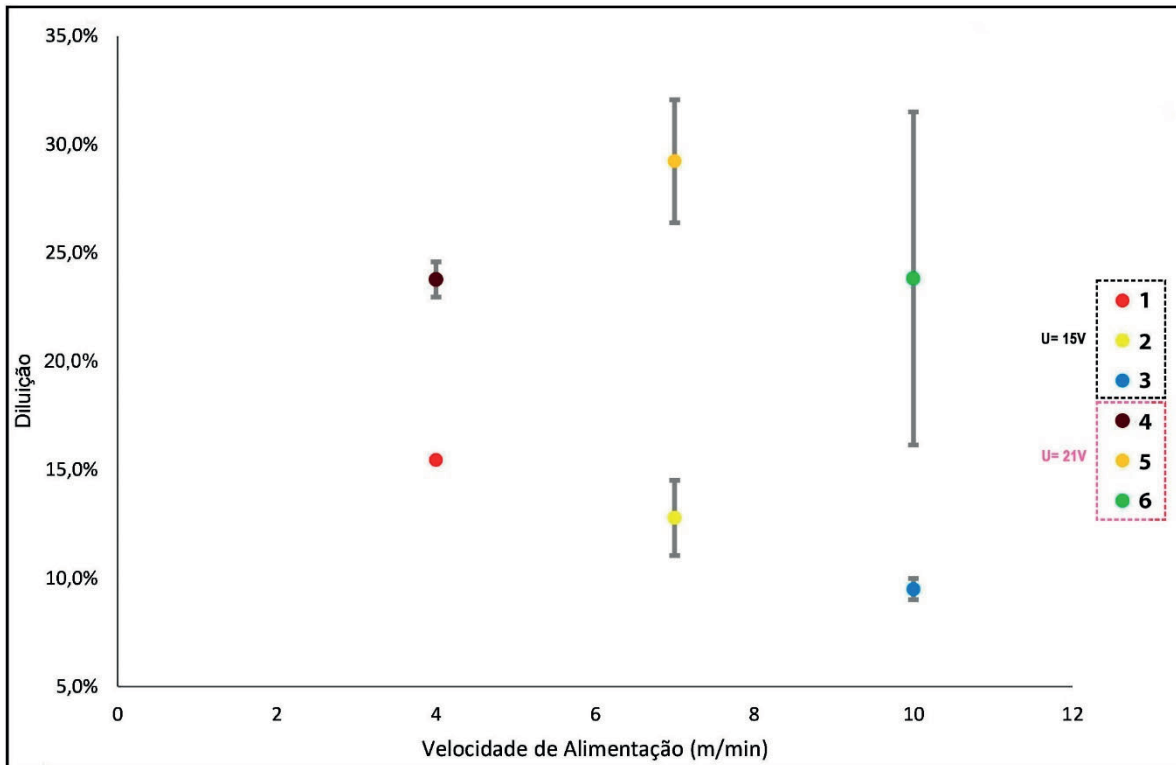
Figura 71: Gráfico largura em relação à velocidade de alimentação.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 71, é possível observar que os cordões de 4-6 atingiram as maiores larguras, devido à maior entrada de tensão na formação do cordão, logo o aumento de tensão favoreceu a molhabilidade, ou seja, provocou a fusão entre o metal de base e o cordão de solda. Conforme relatado anteriormente, a relação entre a tensão próxima ao limite superior estipulado pelo fornecedor e sua diluição também é comprovada por meio da Figura 72, na qual é notório que o aumento da diluição é provocado por uma maior relação de fusão entre o metal de base e o cordão aplicado ao revestimento.

Figura 72: Gráfico diluição em relação à velocidade de alimentação.



Fonte: Próprio autor

Assim, embora LIPPOLD et al. (2014) considera que os níveis de diluição fiquem próximos de 40%, o trabalho de GRAF et al. (2018) reporta que o comportamento microestrutural adequado após o revestimento deverá apresentar diluição entre 26% e 41%. Entretanto, para YAO et al. (2014), a tecnologia de revestimento por soldagem GMAW (*gas metal arc welding*) declara que a diluição nesse processo deve ficar entre 15% e 25%, contudo os níveis aceitáveis de diluição são entre 10% e 15% o que não é condizente com a realidade. Assim, segundo YAO et al. (2014), é possível realizar multicamadas, a fim de reduzir a diluição, entretanto poderá ocorrer trincas na camada de revestimento o que poderá acontecer para a aplicação final.

Para validar o critério de seleção dos parâmetros de soldagem para aplicação do revestimento, foi medido o ângulo de molhabilidade. Esse ângulo, em soldagem, segundo LUZ et al. (2008), é a capacidade da poça de fusão de se espalhar sobre uma superfície sólida, como o metal de base. Esse ângulo é formado entre a superfície do sólido e a tangente à superfície do líquido no ponto de contato. Portanto, para que ocorra um melhor espalhamento, é necessário que o ângulo formado entre a gota e superfície fique menor que 90°. Assim, de acordo com os

resultados apresentados na Tabela 4.7, é possível verificar os ângulos de molhabilidade dos cordões aplicados.

Tabela 4-7: Resultados dos ângulos de molhabilidade cordões de solda.

Cordão	1	2	3	4	5	6
Ângulo de molhabilidade	70,70°	90,58°	112,14°	46,75°	51,71°	81,46°

Fonte: Próprio autor

Então, diante do exposto, os cordões 4 e 5 ficaram com os melhores ângulos de molhabilidade, contudo o cordão 5 obteve maior capacidade de espalhar, pois sua largura foi superior a largura do cordão 4, além disso a penetração do cordão 5 também foi superior ao cordão 4. Assim, o cordão 5 ficou com atributos mais próximo à literatura como modelo, por conseguinte os seus parâmetros de soldagem foram considerados ideais para o decorrer do trabalho.

4.3.1. Análise de dureza do revestimento

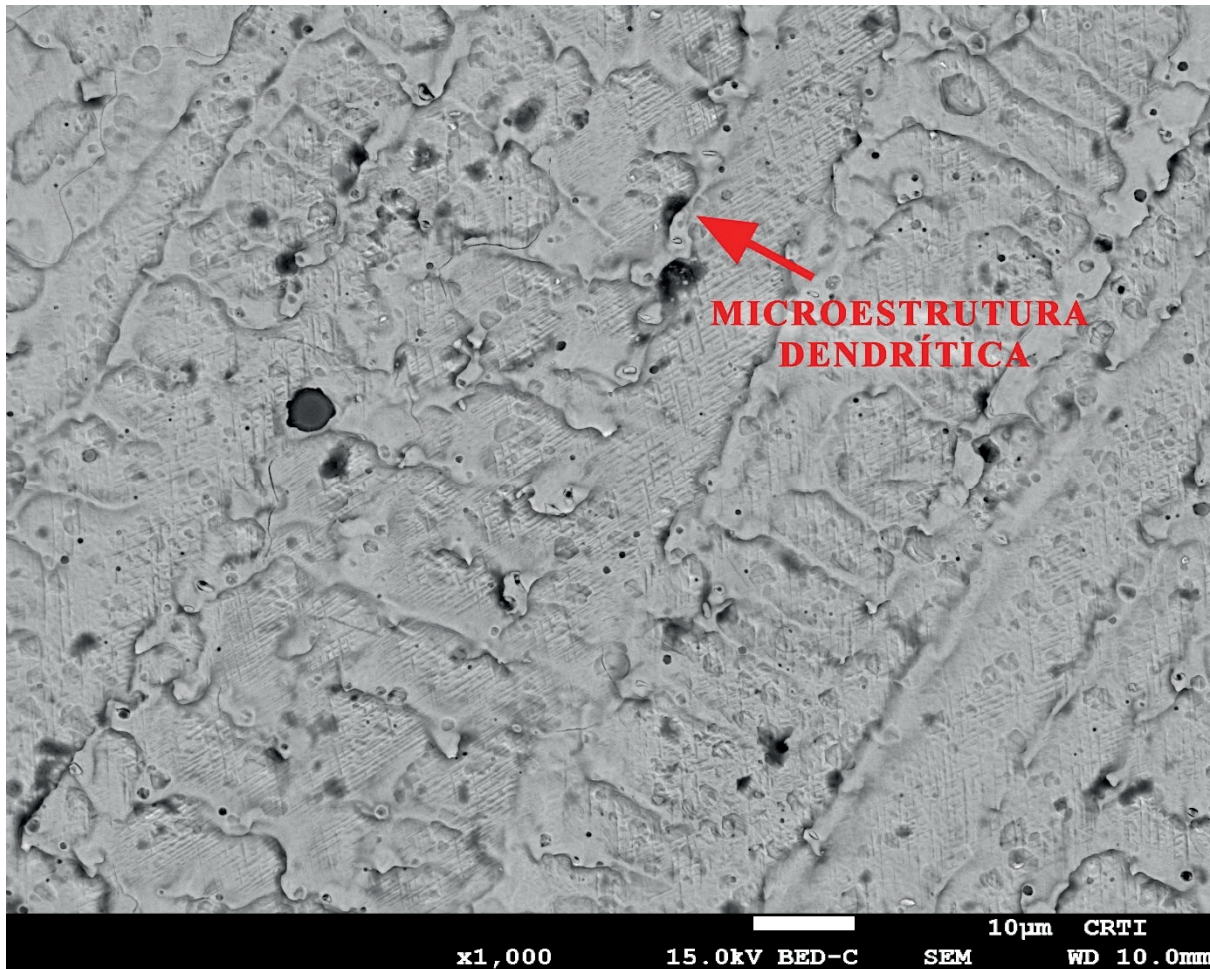
Após a conclusão do método proposto, é possível verificar o resultado obtido para dureza que indica um comportamento muito similar ao longo das medições gerando um resultado de dureza média de $326,14 \pm 4,7$ HV10 que são valores compatíveis aos encontrados no trabalho de MADADI et al. (2012). Nesse caso, é possível deduzir que o arranjo microestrutural não foi comprometido por meio do aporte térmico empregado no revestimento por soldagem.

4.3.2. Análise da microestrutura do revestimento

Conforme relatado no trabalho de CHEN et al. (2010), após a aplicação do revestimento

da liga de cobalto, é possível avaliar uma estrutura dendrítica típica que era constituída por uma matriz e um eutético interdendrítico rico em carbonetos ricos em cromo. Logo, é possível observar esse comportamento de acordo com a Figura 73.

Figura 73: Microestrutura da amostra revestida.

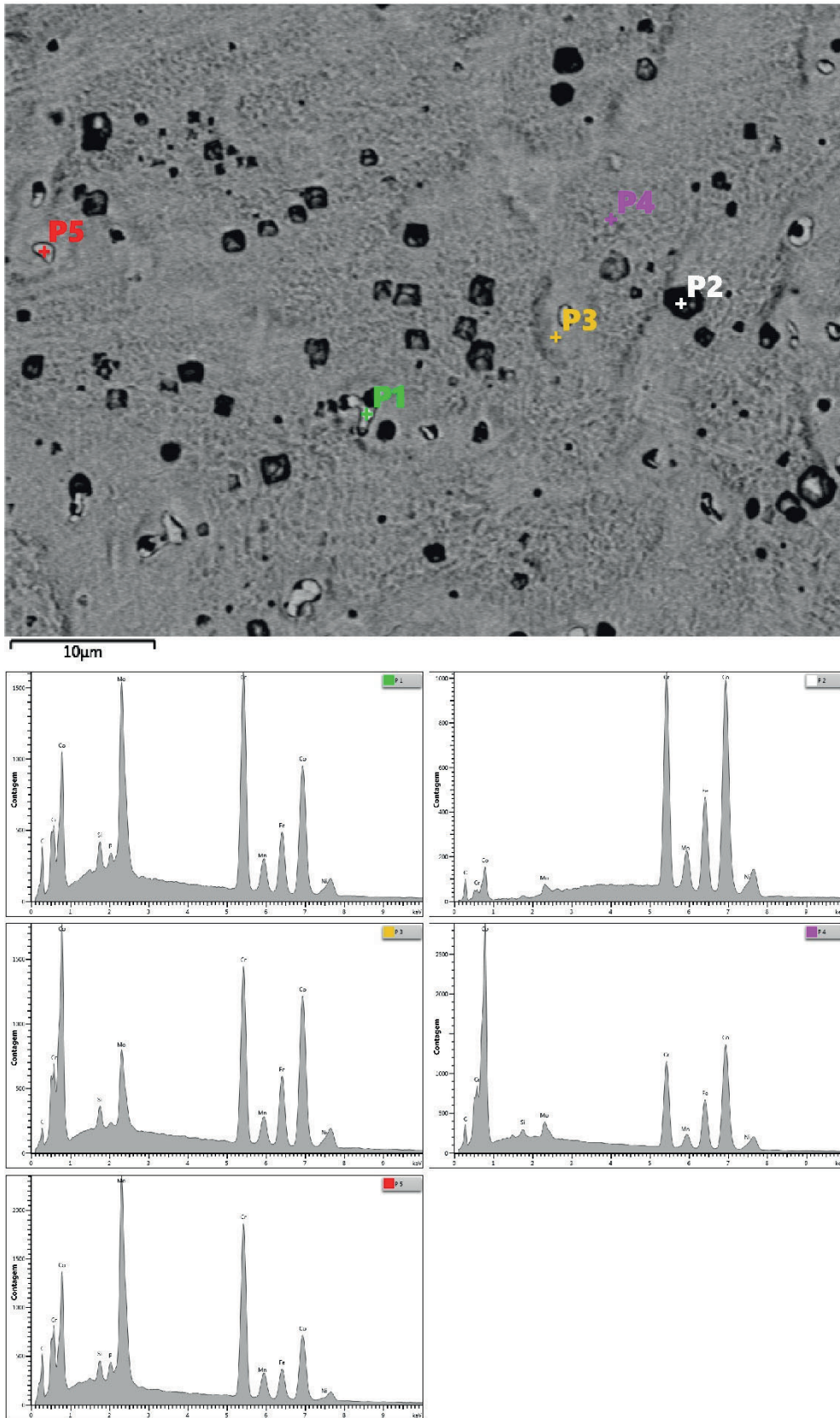


Fonte: Próprio autor

Ao observar o EDS da superfície do revestimento com liga de cobalto em cinco pontos, Figura 74, caracteriza-se a predominância, em todos os pontos, de cobalto e cromo o que é natural, pois são os elementos químicos mais relevantes na solução sólida. Além desses, identifica-se os elementos de menor taxa de composição, ou seja, manganês, ferro, níquel, silício, carbono e molibdênio distribuídos na liga. Essa distribuição dos elementos químicos na liga corresponde ao apresentado na caracterização dos materiais e está em acordo com a literatura apresentada por WANG et al. (2020b), SOŁEK et al. (2017) e (CHEN; LI; DONG, 2010). Todavia, para os pontos 1 e 5, ocorreu a prevalência de molibdênio o que não está relacionado à literatura, pois, em termos percentuais, sua contribuição não ultrapassa 6%. Desse modo,

provavelmente, ocorreu uma concentração de molibdênio nesses pontos que contribuíram para o pico acentuado.

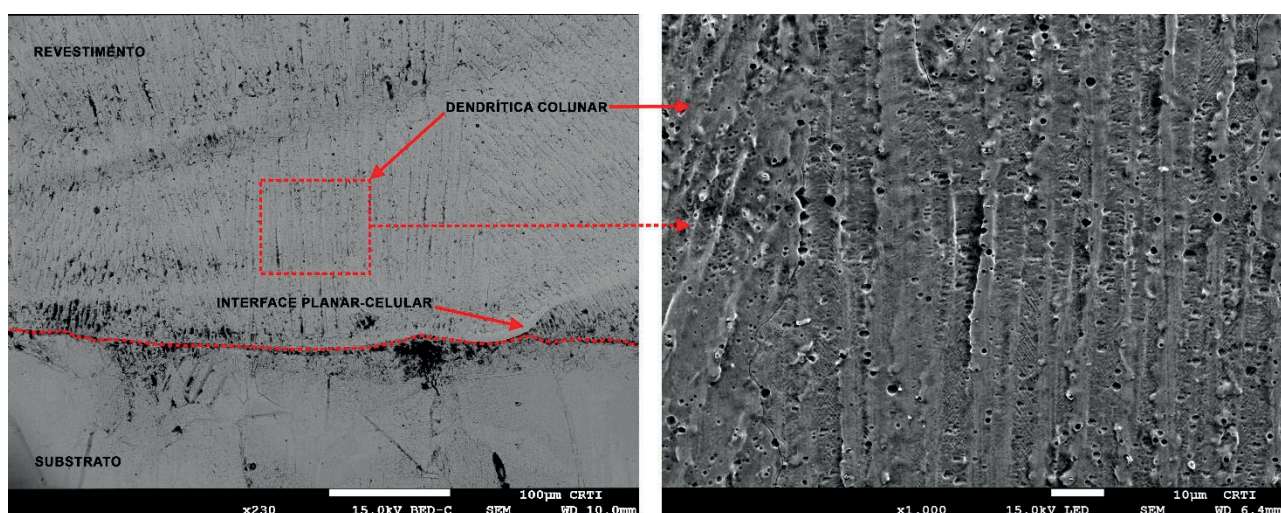
Figura 74: EDS na superfície da liga de cobalto no revestimento aplicado.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 75, observa-se o MEV da secção transversal do revestimento da liga de cobalto aplicado sobre um substrato de AISI 316L. Nesse cenário, caracteriza-se na proximidade da linha de fusão uma região de solidificação que se aproxima a planar-celular. No entanto, a estrutura é modificada para uma dendrítica colunar. Devido à relação de gradiente de temperatura e velocidade de solidificação, ao passo que a poça de fusão se solidifica, provocado a transformação de celular para dendrítica colunar. Outro aspecto relevante visível na Figura 75 é a microestrutura de grãos austeníticos, que são referentes ao substrato de AISI 316L, desloca em direção à região de transição. Esses aspectos abordados convergem aos apresentados por VEIGA et al. (2021) e KOU (2003).

Figura 75: MEV da secção transversal do revestimento de liga de cobalto aplicado sobre o substrato de AISI 316L.



Fonte: Próprio autor

Ao realizar uma ampliação na imagem obtida por meio do MEV para a região do revestimento de cobalto, Figura 76, observa-se uma microestrutura composta por uma matriz dendrítica hipoeutética rica em cobalto, pois essa fase é a primeira formada durante o resfriamento da solução sólida que caracteriza a liga. No entanto, a região interdendrítica possui a morfologia lamelar eutética, cuja solução é formada por cobalto e carbonetos ricos em cromo. Esse aspecto corresponde a microestruturas observadas na literatura obtidas por KIEHL et al. (2023) e VEIGA et al. (2021).

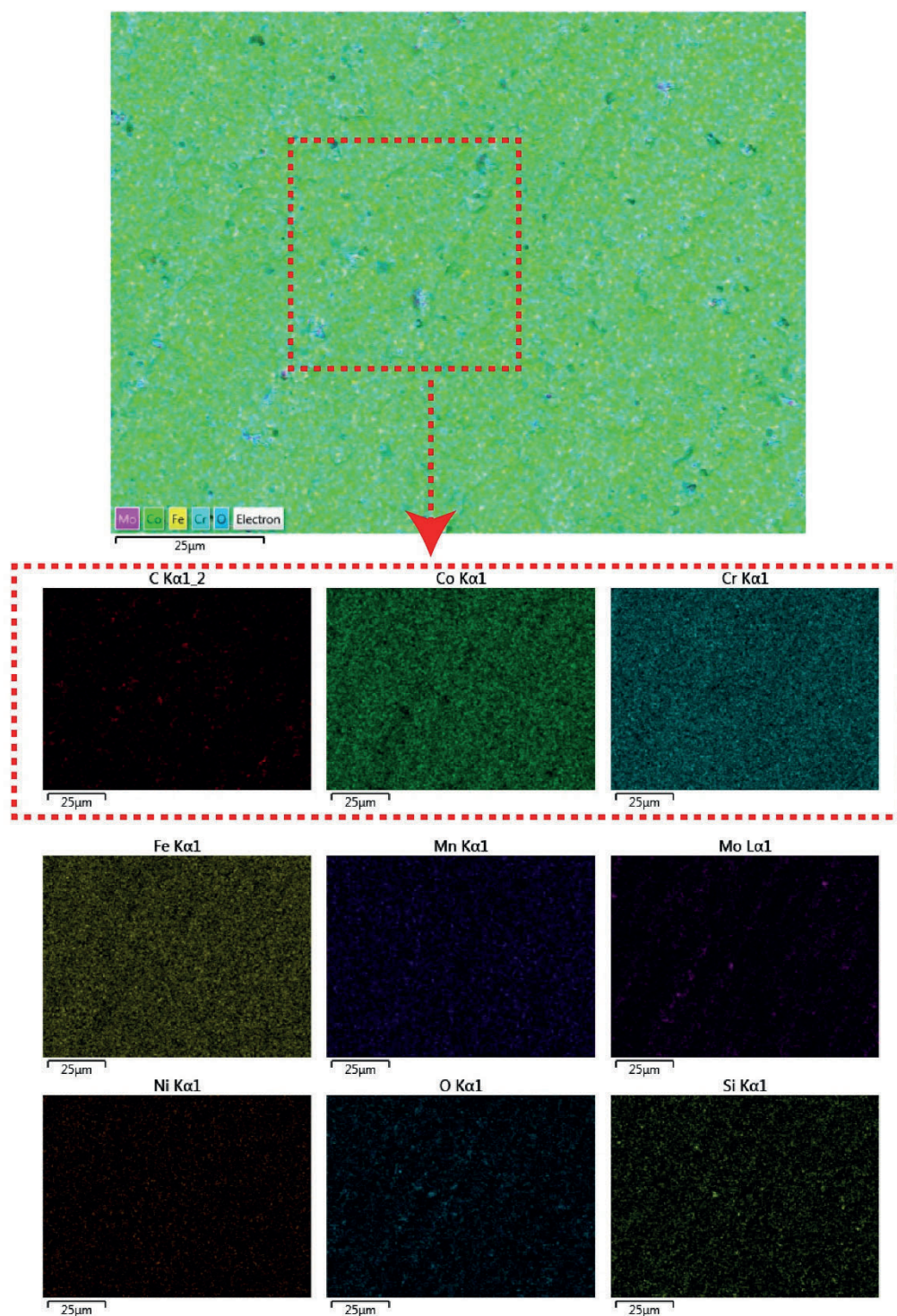
Figura 76: MEV da ampliação da região de revestimento da liga de cobalto composta pela região dendrítica e interdendrítica.



Fonte: Próprio autor

Ao realizar uma análise mais detalhada da região de revestimento, com o uso do mapa de composição química do EDS, Figura 77, é possível confirmar que a região dendrítica hipoeutética é formada por uma matriz de cobalto, além disso observa-se que a região interdendrítica é rica em cobalto e com carbonetos de cromo dispersos na matriz. Tais hipóteses também são apresentadas nos trabalhos de KIEHL (2023), DING et al. (2017) e VEIGA et al. (2021).

Figura 77: Mapa da composição química por EDS no revestimento por liga de cobalto na estrutura dendrítica e interdendrítica.



Fonte: Próprio autor

4.4. Ensaio de tribocorrosão

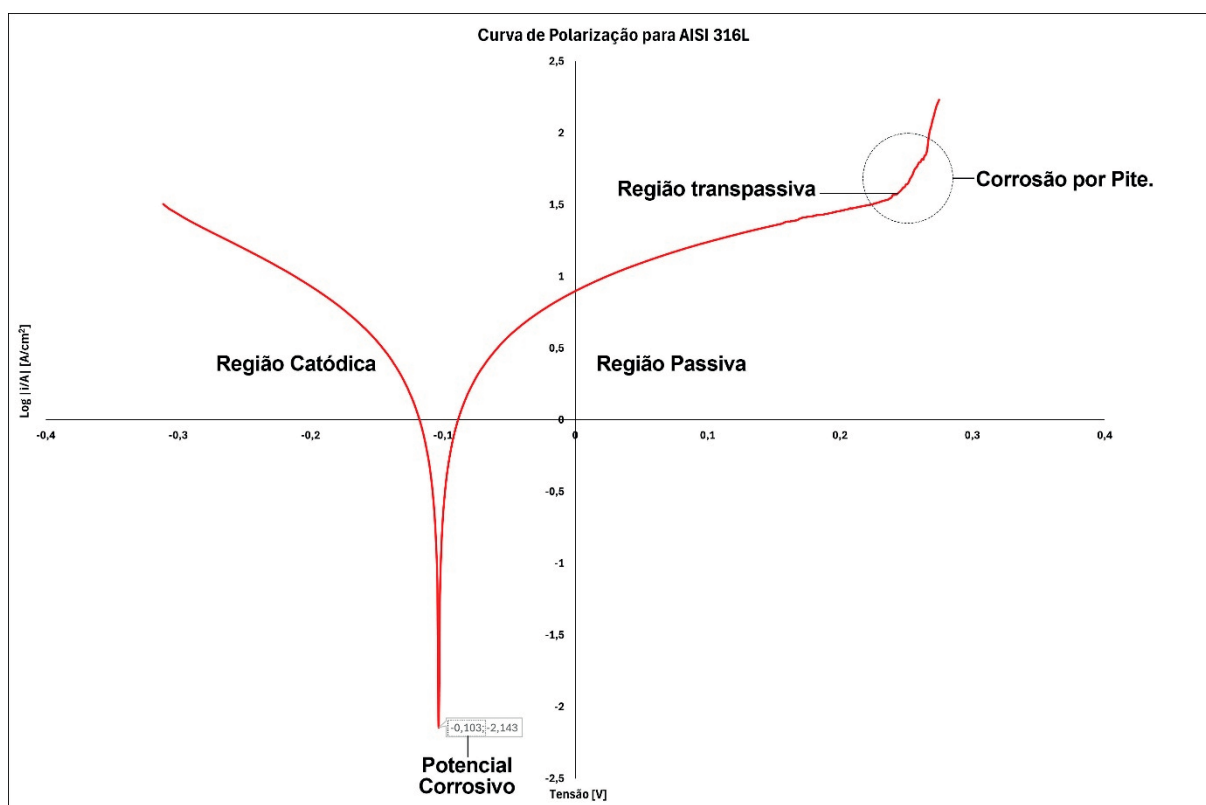
4.4.1. Estabilização de potencial de circuito aberto

Quando submetido a célula eletroquímica em potencial de circuito aberto, ou seja, sem aplicação de corrente externa oxidativa ao sistema experimental, em que foram submetidos os seis ensaios, determinou-se, ao cruzar o aumento da tensão em relação a queda da corrente, que o tempo de estabilização ideal do potencial de circuito aberto seria de duas horas. Essa determinação deve-se ao fato de ao final desse intervalo de tempo verificar-se que os níveis de ruídos provenientes dos testes tenderam a resultados com pouca oscilação. Portanto, o ensaio foi validado para esse intervalo de tempo e esse comportamento foi similar ao encontrado na literatura fundamentado por ESPALLARGAS et al. (2013) e KUSANO et al. (2019).

4.4.2. Curva de polarização anódica potenciodinâmica

A curva de polarização anódica potenciodinâmica na ausência de deslizamento no aço inoxidável AISI 316L foi realizada em extrato de tomate, como mostrado na Figura 78, o referido aço inoxidável exibiu um comportamento característico de passivação. Nesse caso, o potencial corrosivo em extrato de tomate foi de -103 mV e o domínio passivo variou, aproximadamente, de -35 mV até 240 mV com densidade da corrente variando de 7,94 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ até 31,62 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$. No geral, observa-se claramente que o setor catódico está à esquerda da curva de polarização anódica potenciodinâmica, enquanto a ramo anódico está à direita. Com a identificação das posições anódica e catódica, é identificado que o extrato de tomate provocou uma reação catódica de redução de oxigênio o que suprimiu a região anódica ativa. Por fim, quando o potencial estava além da parcela passiva (região anódica transpassiva), a densidade da corrente medida aumentou rapidamente o que caracteriza a ocorrência de corrosão por pite. Tais comportamentos foram observados por CAO et al. (2023), REN et al. (2022) e TAN et al. (2021).

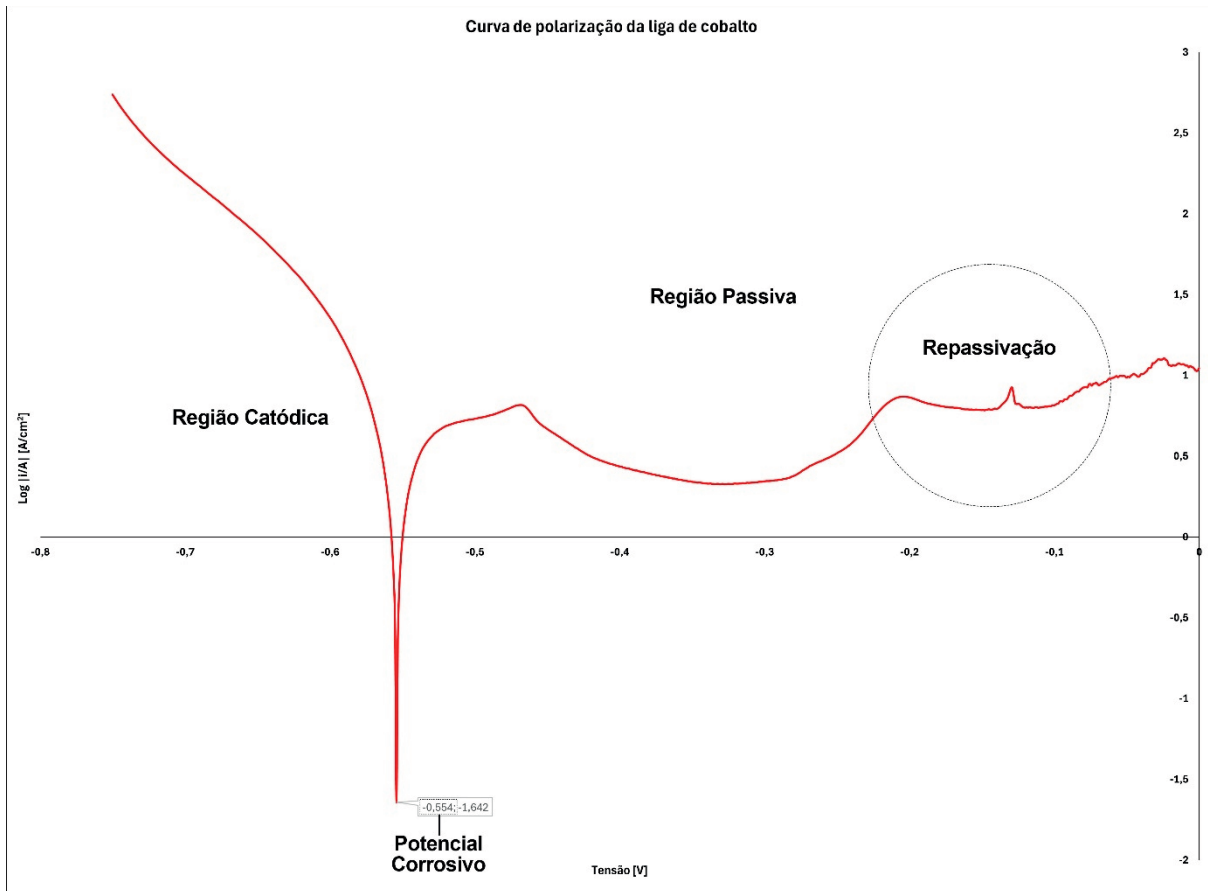
Figura 78: Curva de polarização anódica potenciodinâmica do AISI 316L.



Fonte: Próprio autor

Por outro lado, ao plotar a curva de polarização anódica potenciodinâmica da liga de cobalto, de acordo com a Figura 79, é possível caracterizar duas regiões dominantes (Catódica e Passiva) no ensaio em extrato de tomate. Esse comportamento gráfico foi gerado porque o material conseguiu repassar e não alcançou a região transpassiva. Essa característica assemelha-se ao que foi observado no trabalho de CUAO-MOREU et al. (2023) que foi realizado em solução salina de Hank. Provavelmente, a semelhança gráfica é justificada devido à presença de sais diluídos e na preparação de extrato. Por outro lado, esse atributo gráfico difere dos trabalhos de BAO et al. (2020) que utilizou ácido sulfúrico, CAO et al. (2020) que utilizou ácido sulfúrico e WANG et al. (2020b) que utilizou ácido nítrico, ou seja, os corpos de prova foram submetidos em solução de ácido forte o que, possivelmente, tornou o meio mais agressivo. Por fim, na Figura 79, observa-se que a região localizada entre o ponto de menor potencial (-750 mV) e o ponto de potencial corrosivo (-554 mV) compreende ao domínio catódico. Outro ponto bastante relevante é a região passiva, pois ela compreende um domínio amplo que a densidade da corrente variando de 3,16 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ até 10 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

Figura 79: Curva de polarização anódica potenciodinâmica da liga de cobalto.



Fonte: Próprio autor

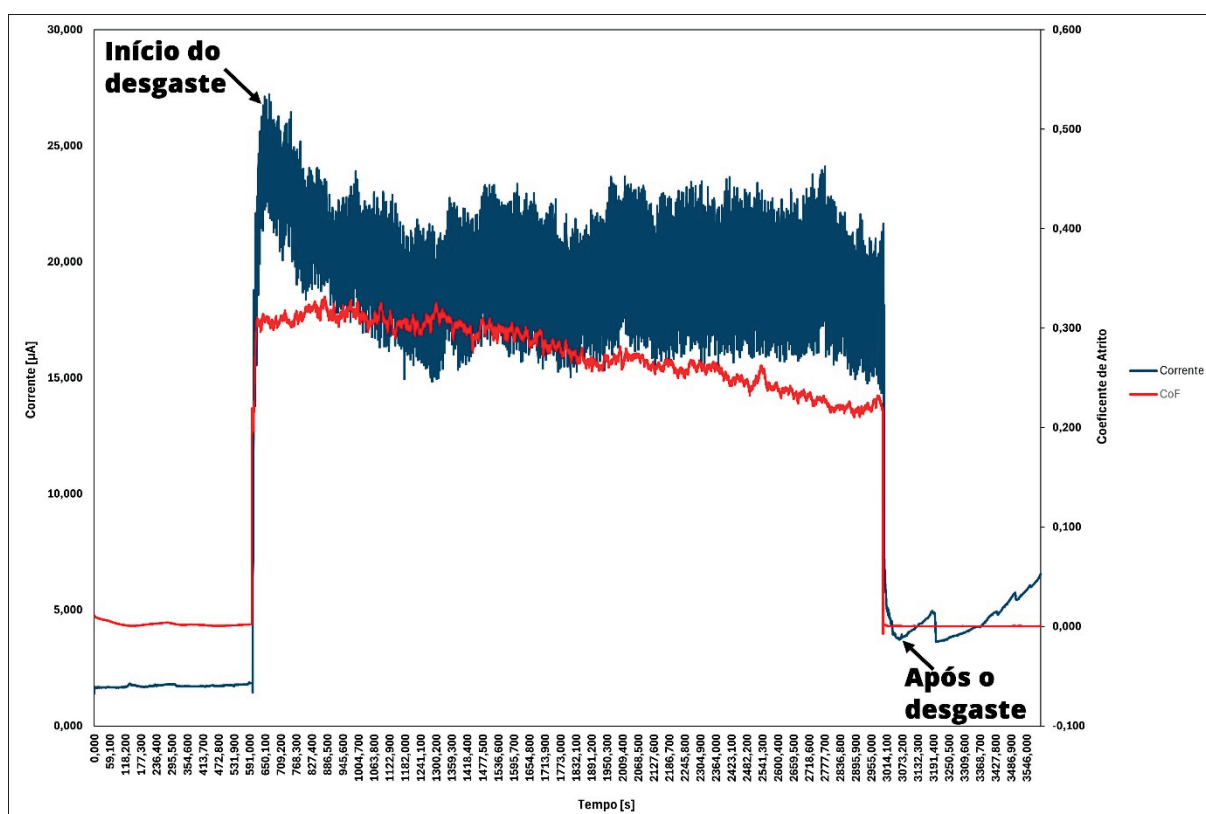
4.4.3. Tribocorrosão

4.4.3.1. Tribocorrosão na região passiva

As evoluções típicas do coeficiente de atrito e da corrente durante os ensaios de tribocorrosão para o AISI 316L na região passiva (-35 mV até 240 mV) são apresentadas na Figura 80. Logo, é observado que, devido à formação do filme passivo, a corrente medida foi muito baixa antes e depois do deslizamento. Por outro lado, a corrente elevou rapidamente, quando o deslizamento iniciou, o que é justificado devido aos danos gerados ao filme passivo de comportamento similar ao trabalho de CAO et al. (2023) que utilizou ácido sulfúrico com agente corrosivo com deslizamento de esfera de alumina. Na Figura 80, pode-se observar que, após o pico inicial, a corrente varia em valores próximos a 16 μ A a 23 μ A o que provoca uma falsa sensação de estabilidade. Já em relação ao coeficiente de atrito, o comportamento dentro da região passiva ocorre com uma diminuição progressiva até a sua estabilização com valor próximo a 0,22.

Esse comportamento foi similar ao encontrado por CAO et al. (2023) que estabilizou o coeficiente de atrito em 0,26.

Figura 80: Ensaio de tribocorrosão na região passiva em AISI 316L.



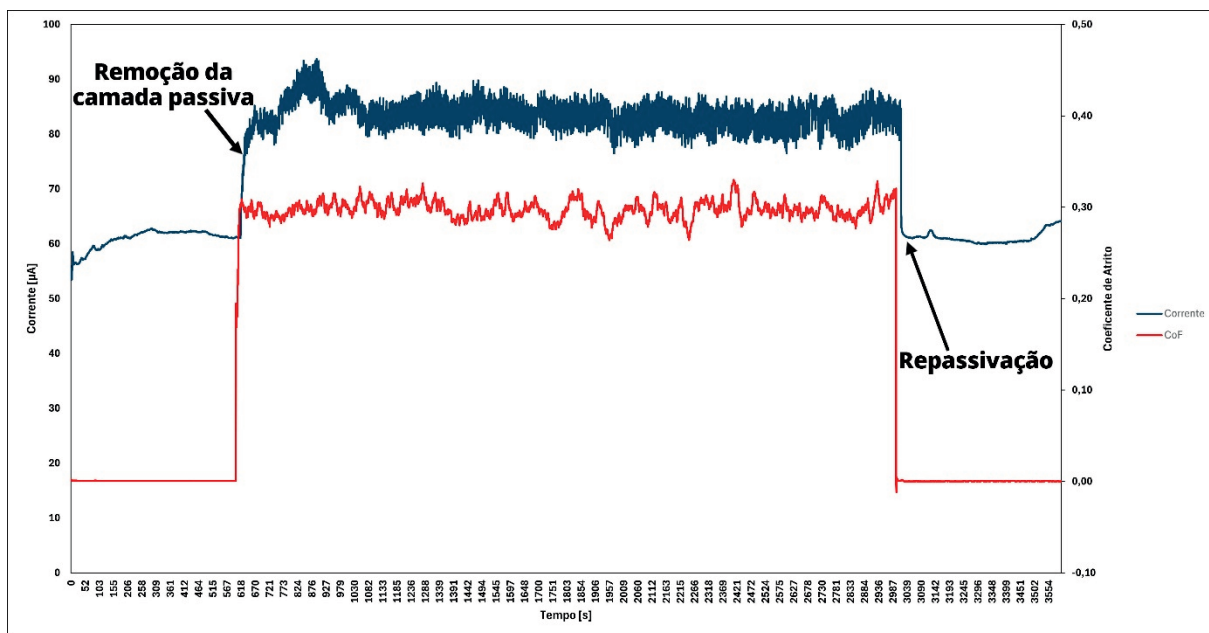
Fonte: Próprio autor

Após o ensaio de desgaste do espécime de AISI 316L é apresentado a perda de massa na região passiva em contato com extrato de tomate. As perdas de massa representam um valor médio de cinco verificações de massa em uma balança analítica. Assim, observa-se que a remoção de material ficou na ordem de 6,8 mg da massa inicial, ou seja, reduziu de $24,5107 \text{ g} \pm 0,0002 \text{ g}$ para $24,5039 \text{ g} \pm 0,0004 \text{ g}$.

As evoluções típicas do coeficiente de atrito e da corrente durante os ensaios de tribocorrosão para a liga de cobalto na região passiva (acima de -550 mV) são apresentados na Figura 81. Para esse ensaio, é notório que a camada passiva é removida ao iniciar o desgaste, pois, nesse instante, ocorre um aumento abrupto da corrente. Por outro lado, ao finalizar o

deslizamento da esfera em relação ao corpo de prova, ocorre a repassivação o que é evidenciado por meio da queda vertiginosa da corrente, conforme apresentado nos trabalhos de CASSAR et al. (2018) e CAO et al. (2020). Já, em relação ao coeficiente de atrito, também é identificado um comportamento similar ao da corrente, ou seja, ao iniciar o mecanismo de desgaste, o coeficiente de atrito cresce rapidamente, em seguida o valor do coeficiente de atrito oscila em limites próximos (0,27 a 0,32), o que provoca a falsa sensação de um valor estável. Logo, é possível analisara que os resultados obtidos se assemelham aos definidos por CASSAR et al. (2018) e CAO et al. (2020) de 0,30 e 0,26, respectivamente. Por fim, observa-se que, ao combinar as duas variáveis (corrente versus coeficiente de atrito) em função do tempo, o comportamento gráfico é semelhante, porque esses fenômenos são resultados de deformação plástica, ou seja, quanto maior o atrito maior e a remoção da camada passiva o que provoca maior corrente.

Figura 81: Ensaio de tribocorrosão na região passiva em liga de cobalto.



Fonte: Próprio autor

Após o ensaio de desgaste é apresentado a perda de massa da liga de cobalto na região passiva em contato com extrato de tomate. As perdas de massa representam um valor médio de cinco verificações de massa em uma balança analítica. Assim, observa-se que a remoção de

material ficou na ordem de 15,5 mg da massa inicial, ou seja, reduziu de $29,4773 \text{ g} \pm 0,0001 \text{ g}$ para $29,4618 \text{ g} \pm 0,0004 \text{ g}$. Ao comparar com o resultado do AISI 316L com a liga de cobalto para a mesma região, observa-se que o desgaste na liga de cobalto foi superior ao dobro do desgaste sofrido no 316L, provavelmente, segundo SHTEFAN et al. (2019), na presença de cloretos, provoca a diminuição da resistência a corrosão, tornando o desgaste mais severo.

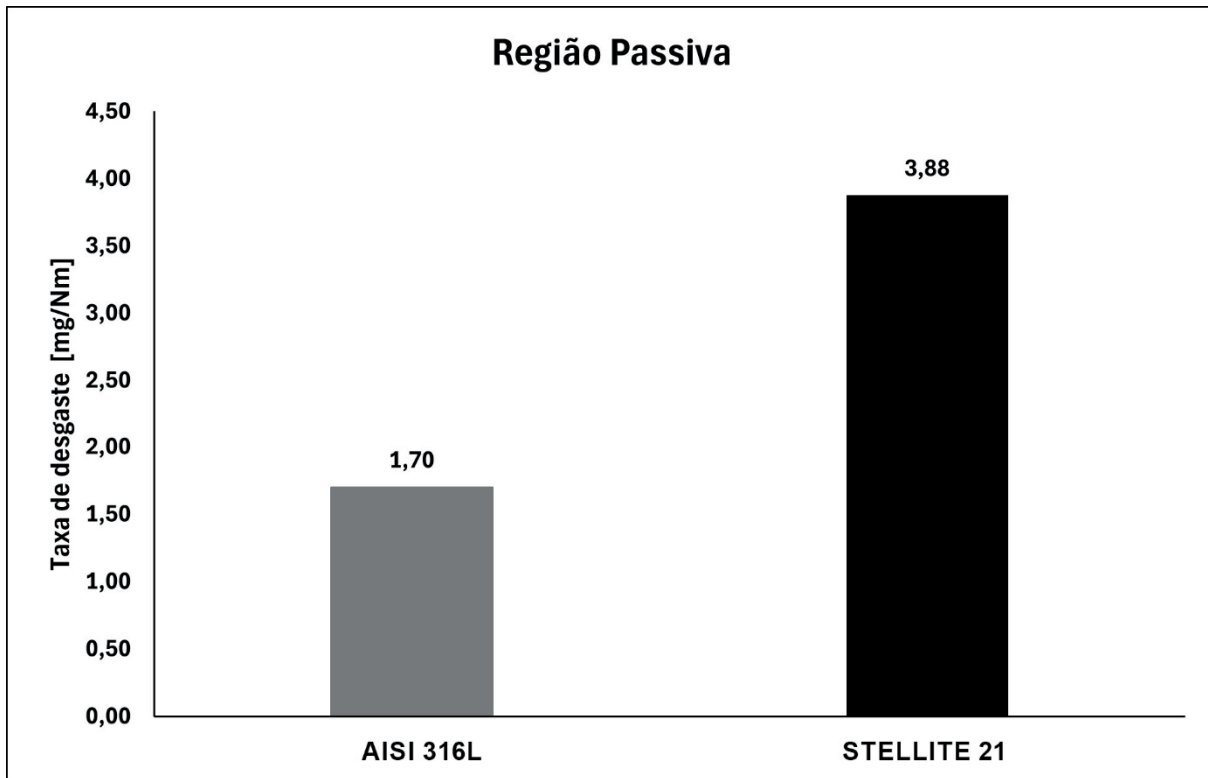
Após a determinação da massa perdida, foi possível definir a taxa de desgaste dos dois materiais na região passiva, com o uso da seguinte equação:

$$\text{Taxa de desgaste} = \frac{\Delta m}{F \times d}$$

- Onde:
- Δm é a massa de material removido (em mg).
- F é a carga aplicada (em N).
- d é a distância percorrida durante o teste (em m).

Assim, conforme a Figura 82, observa-se que, na região passiva, a *Stellite 21* possui uma taxa de desgaste superior ao dobro da taxa de desgaste do AISI 316L.

Figura 82: Taxa de desgaste para as amostras na região passiva.



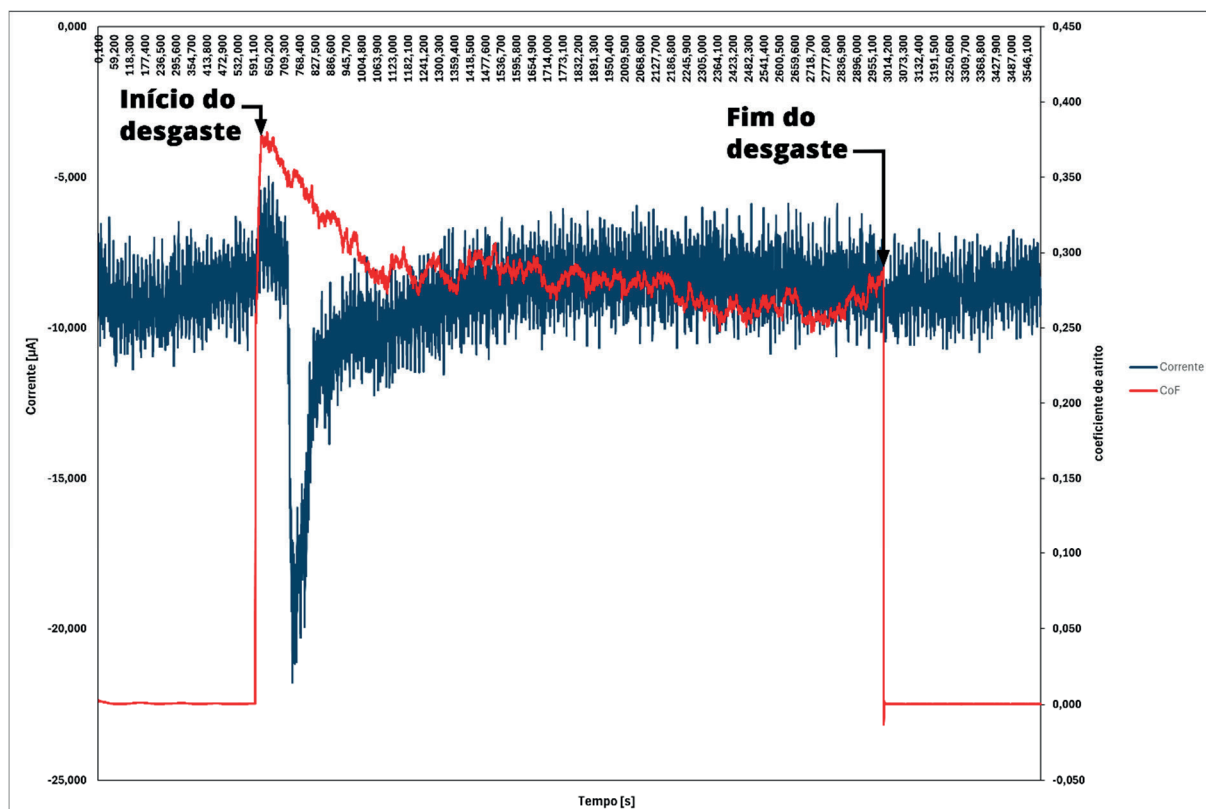
Fonte: Próprio autor

4.4.3.2. Tribocorrosão na região catódica

A Figura 83 aponta uma combinação aos traços típicos de corrente catódica durante o ensaio de desgaste para definir o coeficiente de atrito no AISI 316L. A região catódica para o AISI 316L foi definida no ensaio de potencial de circuito aberto, cuja região correspondente fica entre a região de menor potencial até o potencial corrosivo, ou seja, de -300 mV até -103 mV. Para essa região, pode-se observar que a corrente medida em todo o deslizamento permaneceu negativa que confirma a ausência de filme passivo nesse potencial. Antes do contato da esfera ao corpo de prova, a corrente variou de -10,7 μA até -6,6 μA , entretanto, ao iniciar o deslizamento, provocou um ligeiro aumento. Todavia, após alguns instantes do contato da esfera com o corpo de prova, foi provocado uma queda vertiginosa na corrente que logo retornou ao valor próximo do inicial. Assim, foi mantido um valor de -6,6 μA até o final do ensaio. Em relação ao coeficiente de atrito, ao iniciar o deslizamento, foi provocado uma queda brusca de 0,378 para 0,274. Em seguida, o coeficiente de atrito variou de 0,274 até 0,289 o que permaneceu estável até o final do ensaio. Tais comportamento foram apresentados nos artigos de CAO

et al. (2023) e REN et al. (2022).

Figura 83: Ensaio de tribocorrosão na região catódica no AISI 316L.



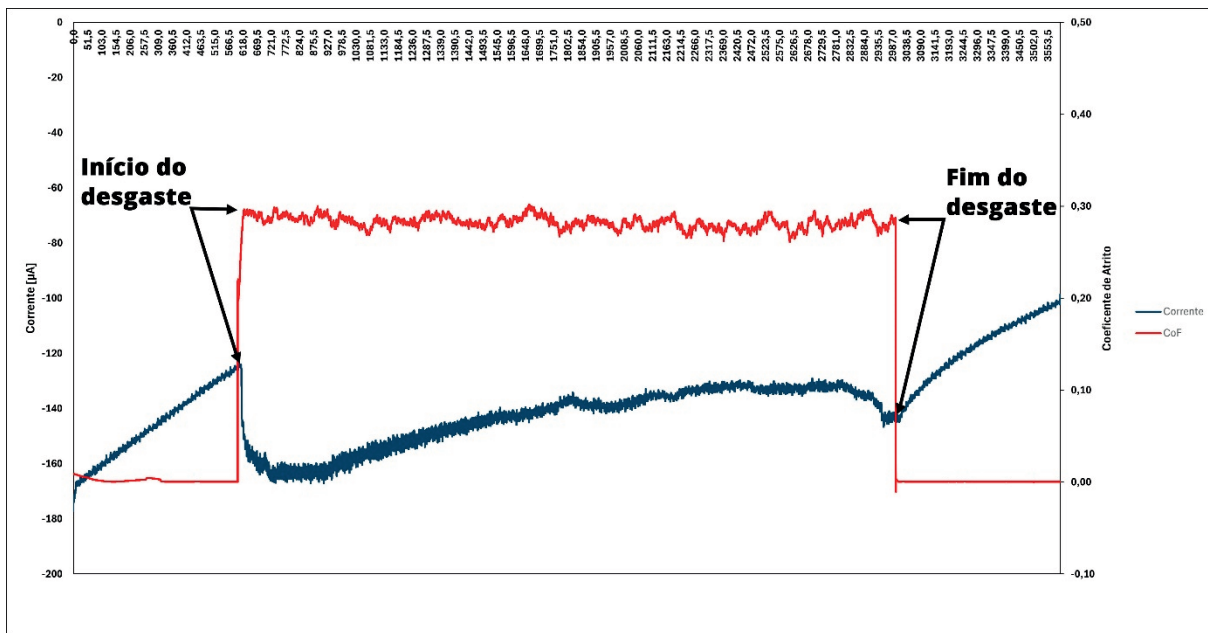
Fonte: Próprio autor

Após o ensaio de desgaste do espécime de AISI 316L, foi obtido a perda de massa na região catódica em contato com extrato de tomate. As perdas de massa representam um valor médio de cinco verificações de massa em uma balança analítica. Assim, observa-se que o ensaio não gerou variação de massa significativa, ou seja, antes do desgaste a massa obtida foi de $26,0139 \text{ g} \pm 0,0002 \text{ g}$ e após o desgaste foi de $26,0145 \text{ g} \pm 0,0001 \text{ g}$ o que comprova a resistência da liga nessa condição de operação.

A Figura 84 representa uma combinação aos traços típicos de corrente catódica durante testes tribológicos ao coeficiente de atrito na liga de cobalto, onde essa região, segundo o ensaio de potencial de circuito aberto, fica entre o menor potencial até o potencial corrosivo, ou seja, de -750 mV até -554 mV o que está em conformidade ao trabalho de CASSAR et al. (2018) que caracterizou a região catódica a partir da tensão de -700 mV . A corrente catódica negativa reflete a predominância de reações catódicas na superfície da amostra. Ao iniciar o desgaste,

observa-se um aumento abrupto da corrente de $-176 \mu\text{A}$ até $-124 \mu\text{A}$. Após o início do deslizamento, é evidenciado uma queda na corrente catódica na ordem de $-166 \mu\text{A}$, em seguida provoca um aumento gradual ao longo do tempo de deslizamento até $-129 \mu\text{A}$. Por fim, novamente, ocorre uma pequena queda na corrente catódica até o valor $-144 \mu\text{A}$ ao cessar deslizamento, contudo, após interrupção do deslizamento, o crescimento do valor da corrente catódica é retomado até $-98 \mu\text{A}$, ou seja, um nível superior ao início do deslizamento. Em contrapartida, o coeficiente de atrito variou entre os limites mínimo e máximo de $0,262$ até $0,3$, respectivamente. Com esse grau de variação no coeficiente de atrito, é possível inferir uma tendência a estabilidade ao logo do deslizamento. Entretanto, essa faixa de valor para o coeficiente de atrito difere do trabalho CASSAR et al. (2018), pois o resultado encontrados foi de $0,65$. Portanto, essa diferença é justificada, porque o trabalho CASSAR et al. (2018) adotou um pressão hertziana menor ($0,92 \text{ GPa}$), logo resulta em um coeficiente de atrito maior.

Figura 84: Ensaio de tribocorrosão na região catódica em liga de cobalto.



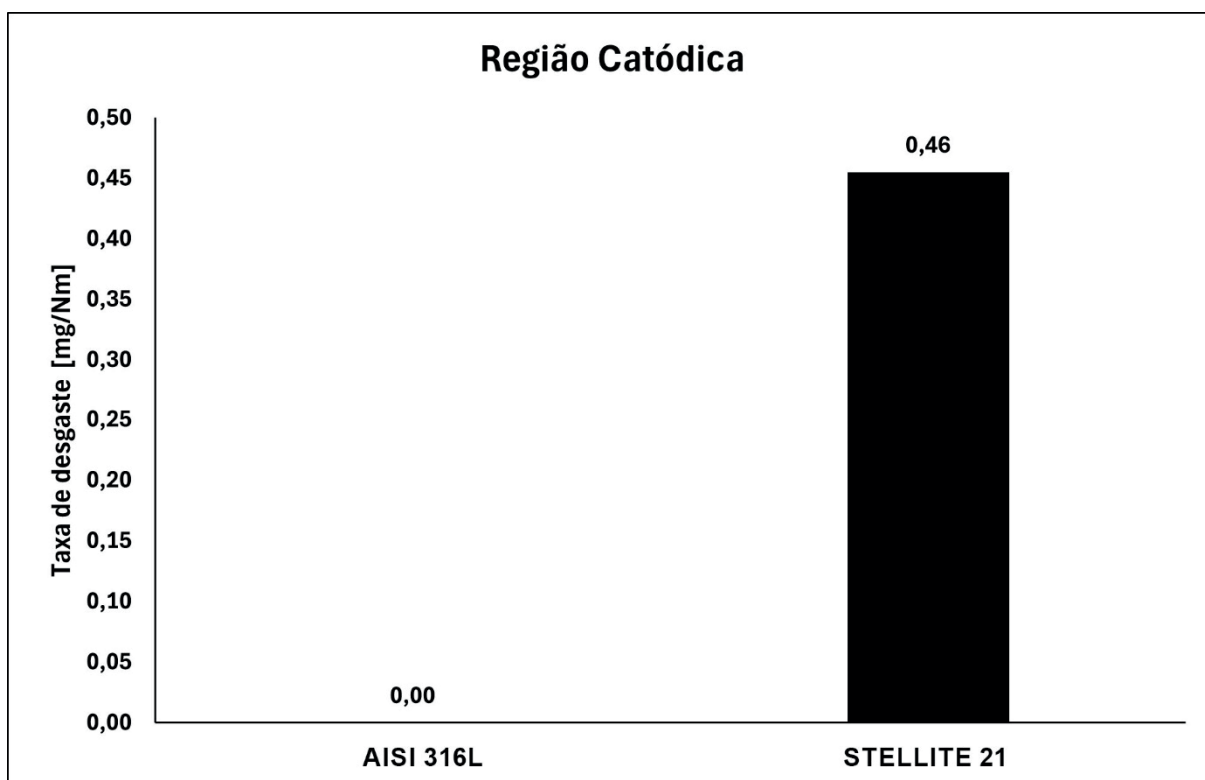
Fonte: Próprio autor

Após o ensaio de desgaste do espécime da liga de cobalto, foi obtido a perda de massa na região catódica em contato com extrato de tomate. As perdas de massa representam um valor médio de cinco verificações de massa em uma balança analítica. Assim, observa-se que não ocorreu variação que representasse uma remoção de material, ou seja, os resultados antes e depois ficaram em ordem de $1,82 \text{ mg}$ da massa inicial, ou seja, reduziu de $29,3017 \text{ g} \pm 0,0002$

g para $29,2998 \text{ g} \pm 0,0004 \text{ g}$.

Por fim, ao comparar os dois materiais, em regime de proteção catódica que avalia somente o desgaste mecânico, assim a taxa de desgaste, nessa condição, apenas foi suscetível para a *Stellite 21*, conforme Figura 85.

Figura 85: Taxa de desgaste para as amostras na região catódica.



Fonte: Próprio autor

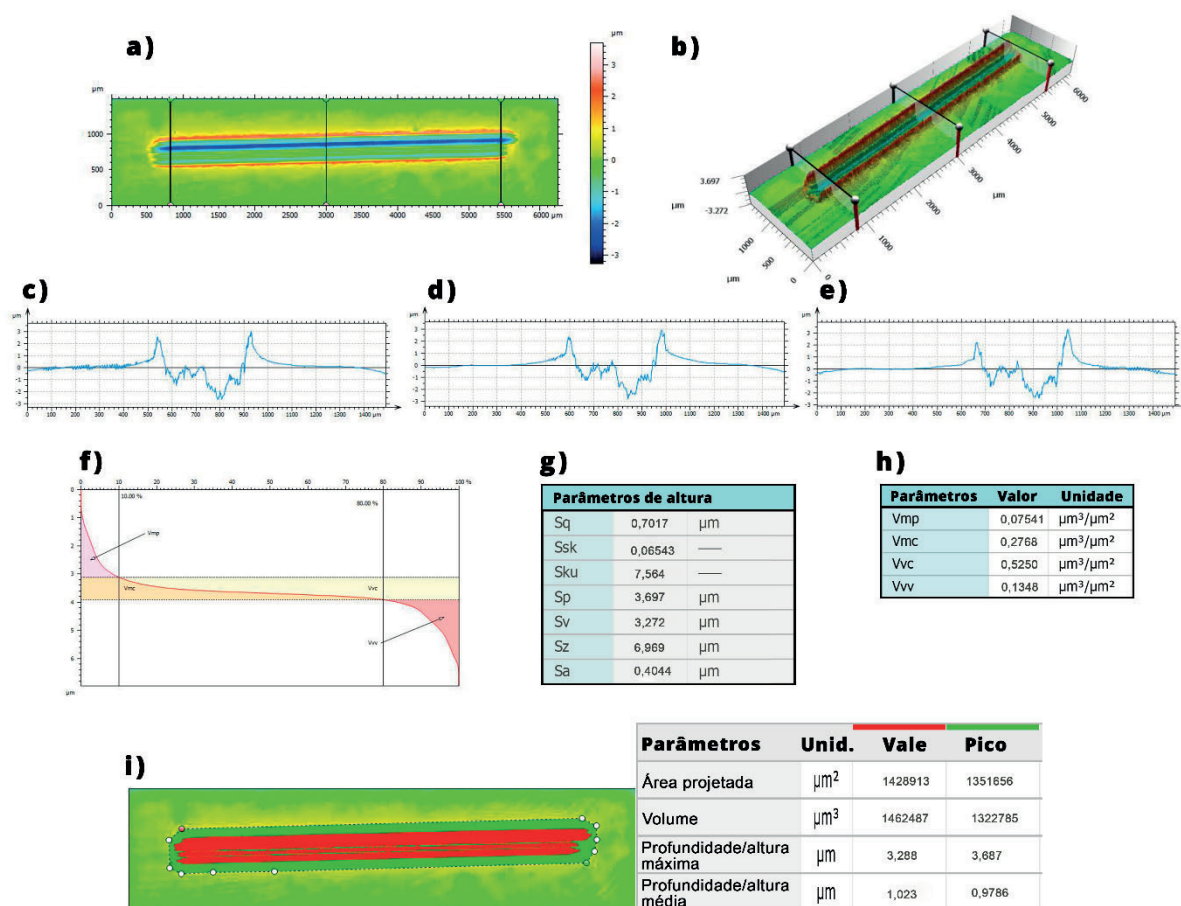
4.4.4. Topografia da superfície após ensaio de tribocorrosão

4.4.4.1. Topografia da superfície na região passiva

Primeiramente, apresenta-se as medições topográficas das trilhas de desgaste da amostra de AISI 316L na região passiva (Figura 86). Uma visão superior da superfície é apresentada na Figura 86 (a) e um mapa topográfico 3D é mostrado na Figura 86 (b). Alguns perfis de linha foram selecionados para visualizar melhor a morfologia das regiões desgastadas. Em todos os perfis Figura 84 (c-e), devido à força aplicada e velocidade de deslocamento constantes, é possível

ênfatizar sulcos e características elevadas no final na região desgastada, contrastando com uma região relativamente plana onde a esfera não entrou em contato com o corpo de prova. A curva de Abbott-Firestone para a distribuição de altura é mostrada na Figura 86 (f), evidenciando que o desgaste produziu pouco material elevado (V_{mp}) em relação ao material removido (V_{vv}). Os parâmetros estatísticos de altura são resumidos na Figura 86 (g) e os parâmetros de volume de material obtidos a partir da curva de Abbott-Firestone na Figura 86 (h). Finalmente, o volume de toda a região desgastada foi calculado na Figura 86 (i); a região não desgastada (verde-amarelado) foi usada como referência, as características elevadas (verde) foram calculadas pelo volume dos picos, e as áreas com remoção substancial de material (vermelho) como o volume dos vales. A altura máxima do pico (S_p) foi de $3,697 \mu\text{m}$, e a profundidade máxima do vale (S_v) foi de $3,272 \mu\text{m}$. O volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio do vale (V_{vv}) são, respectivamente, $0,07541 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e $0,1348 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$. Em relação aos parâmetros de altura, um valor de assimetria (S_{sk}) de $0,06543$ (próximo de zero) indica a simetria entre picos e vales nesta superfície. Em termos de curtose (S_{ku}), o valor é de $7,56$, típico de uma distribuição leptocúrtica, ou seja, possui mais valores extremos (*outliers*) do que o esperado em uma distribuição gaussiana.

Figura 86: Resultados topográficos para a AISI 316 na região passiva: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).



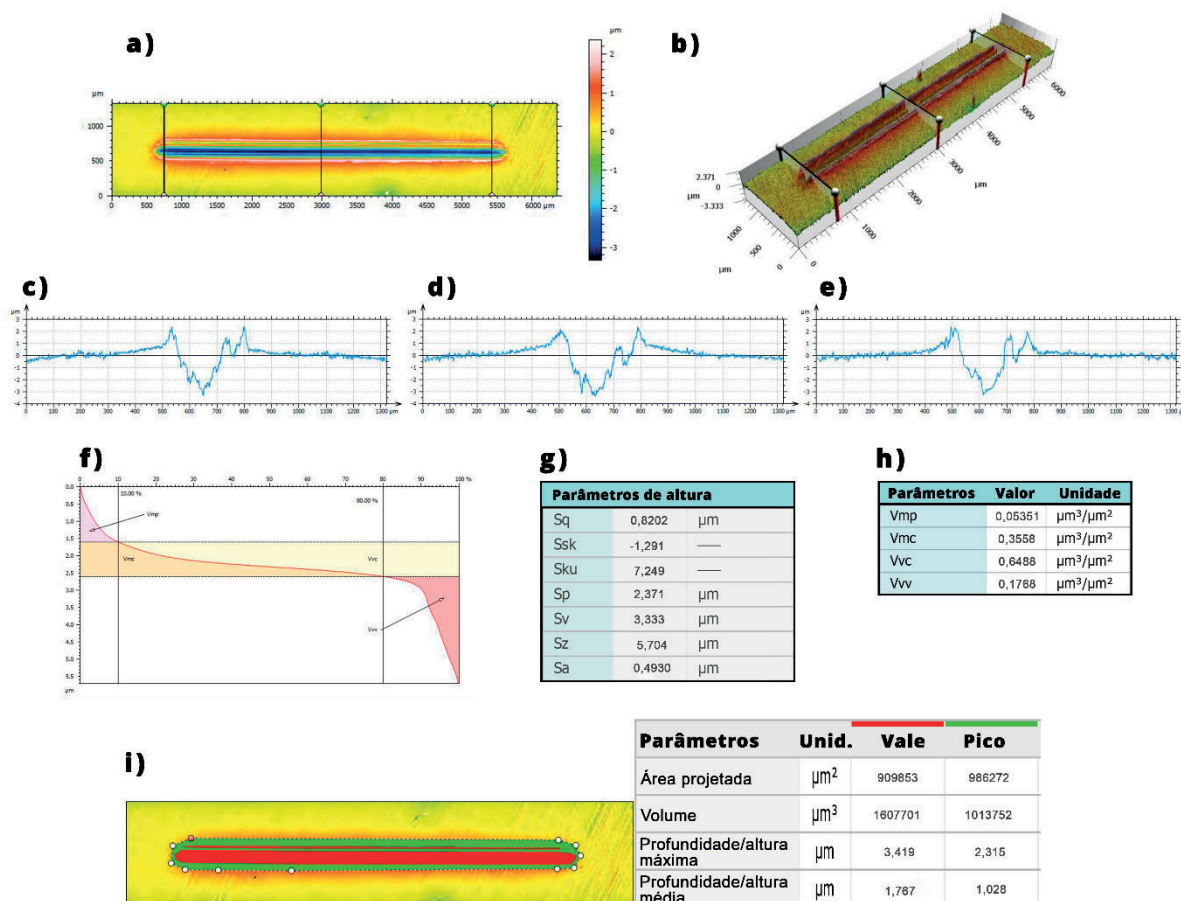
Fonte: Próprio autor

Ao analisar os perfis de desgaste (Figura 86 c-e), quando a esfera de alumina desliza sobre o corpo de prova, ocorre a formação de dois picos laterais e um vale central o que é caracterizado como deformação plástica suave com uma profundidade aproximada de 3,288 μm , conforme observado no trabalho de CAO et al. (2023). Na região passiva, com um CoF relativamente baixo de 0,26, o volume removido foi elevado de 1462487 μm^3 o que é justificado pela menor resistência ao desgaste do filme passivo formado, conforme HENRY et al. (2009).

Para a amostra da liga de cobalto na região passiva, representada na Figura 87, o perfil de desgaste resultou em danos ligeiramente diferentes aos pontos destacados AISI 316L para

a mesma região, pois, na liga de cobalto, formou uma região de vale, um pico lateral esquerdo e dois picos laterais direito, entretanto o comportamento também é de deformação plástica. Além disso, os volumes de picos e vales mostrados na Figura 87(i) foram bastante semelhantes, ao contrário da análise do AISI 316L, que apresentou o volume de vales muito maior do que o de picos (Figura 87 i). Os valores máximos de pico e vale (S_p e S_v) foram 2,371 μm e 3,333 μm , respectivamente. Essa divergência geométrica é confirmada pelos parâmetros de volume, onde o volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio de vale (V_{vv}) são 0,05351 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e 0,1768 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$, respectivamente. Diferentemente do 316L, o valor de assimetria (S_{sk}) para a liga de cobalto foi abaixo de zero, com um valor de -1,291, indicando que a amostra tem uma pequena prevalência de vales. Finalmente, pode-se concluir que a amostra da liga de cobalto também apresentou uma curtose (S_{ku}) acima de 3, de valor 7,249 próximo ao do 316L.

Figura 87: Resultados topográficos para a liga de cobalto na região passiva: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).



Fonte: Próprio autor

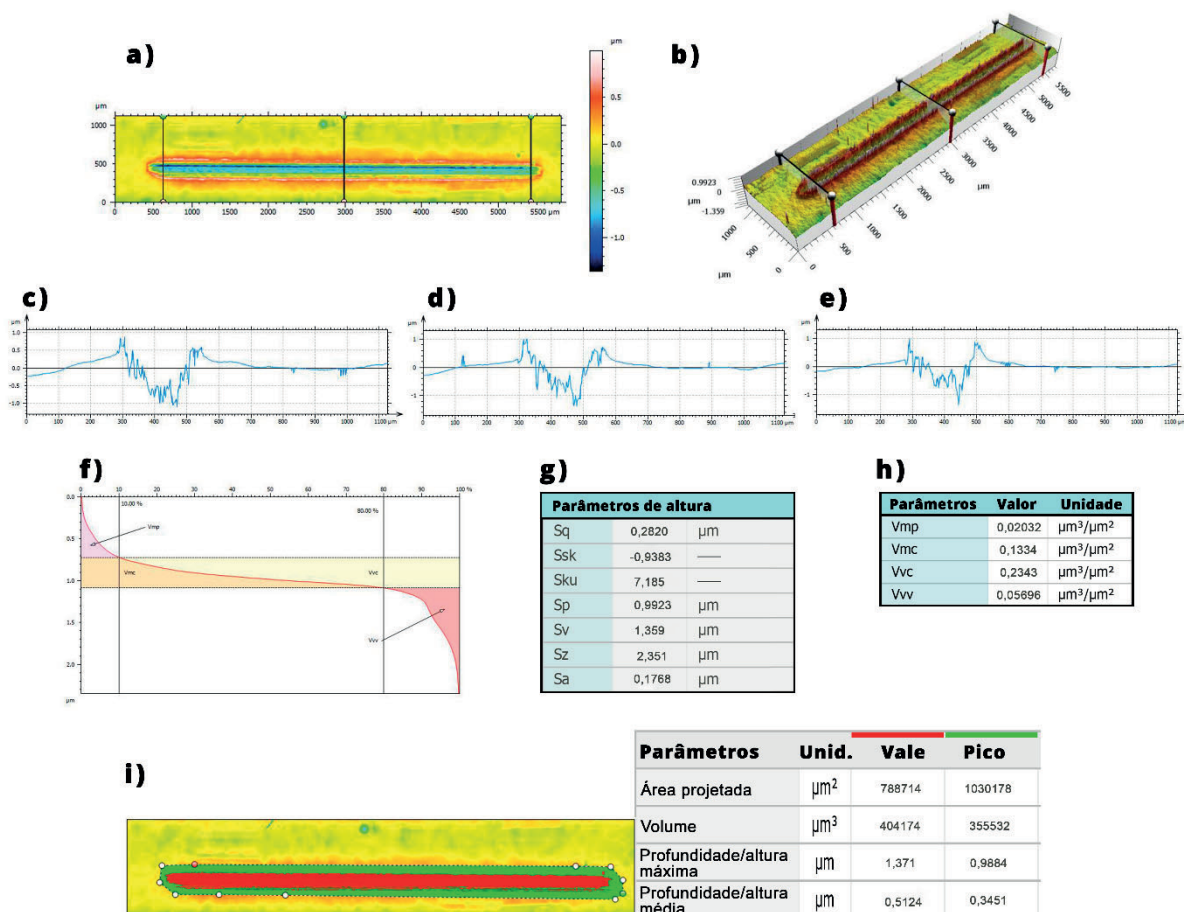
Ao comparar a profundidade do desgaste entre o AISI 316L a liga de cobalto, observa-se que o vale para a liga de cobalto foi ligeiramente mais profundo com valor de 3,419 μm , além disso identifica-se que o volume retirado após o desgaste para a liga de cobalto foi bem superior ao AISI 316L, cujo valor obtido foi de 1607701 μm^3 . Confirmando o resultado da verificação da massa que havia sinalizado um desgaste maior para a liga de cobalto. Com a faixa de variação de CoF na região passiva de 0,27 a 0,32 superior ao AISI 316L, é natural, em regime similar, que o volume desgastado fique maior. No entanto, o desgaste na liga de cobalto ficou 10% maior que no AISI 316L. Tal comportamento foi observado no trabalho de JIN et al.

(2023) o que reforça a tese proposta SHTEFAN et al. (2019) que a corrosão em ligas a base de cobalto aumenta em meio com cloretos (NaCl), assim, ao associar o mecanismo de desgaste, a remoção volumétrica de material fica mais severa. No entanto, ao comparar o módulo de elasticidade com dureza para os dois espécies, observa-se que o AISI 316L possui valores respectivos de 193 GPa e $189,7 \pm 5,0$ HV10, tornado o material relativamente resistente a deformações elásticas e com dureza moderada. Por outro lado, a liga de cobalto possui módulo de elasticidade e dureza de 220 GPa e $326,14 \pm 4,7$ HV10 respectivamente, confirmando que a Stellite é significativamente mais duro e rígido do que o aço AISI 316L. Logo, possivelmente, quando esses materiais são submetidos ao mesmo regime de desgaste, seus comportamentos divergem, pois, conforme identificado na Figura 86, o AISI 316L sofre deformação plástica deslocando material para as extremidades o que não acontece com a liga de cobalto, devido a rigidez da liga, assim, nesse cenário, ocorre desprendimento de material.

4.4.4.1. Topografia da superfície na região catódica

Para a amostra AISI 316L na região catódica, representada na Figura 88, o perfil de desgaste resultou em danos similares aos pontos destacados AISI 316L para a região passiva, ou seja, formou uma região de vale e dois picos laterais, evidenciando um comportamento também de deformação plástica. Entretanto, o vale foi menos profundo e mais afunilado do que na região passiva. Além disso, os volumes de picos e vales mostrados na Figura 88(i) obtiveram um comportamento similar ao da análise na região passiva, porém em menor volume, confirmando a proteção catódica. Os valores máximos de pico e vale (S_p e S_v) foram $0,9923 \mu\text{m}$ e $1,359 \mu\text{m}$, respectivamente. Essa paridade geométrica é confirmada pelos parâmetros de volume, onde o volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio de vale (V_{vv}) são $0,02032 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e $0,05696 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$, respectivamente. Diferentemente da região passiva, o valor de assimetria (S_{sk}) para a amostra de AISI 316L região passiva foi abaixo de zero, com um valor de $-0,9383$, indicando que a amostra tem uma pequena prevalência de vales. Finalmente, pode-se concluir que a amostra região catódica também apresentou uma curtose (S_{ku}) acima de 3, de valor $7,185$ próximo à região passiva.

Figura 88: Resultados topográficos para AISI 316L na região catódica: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).



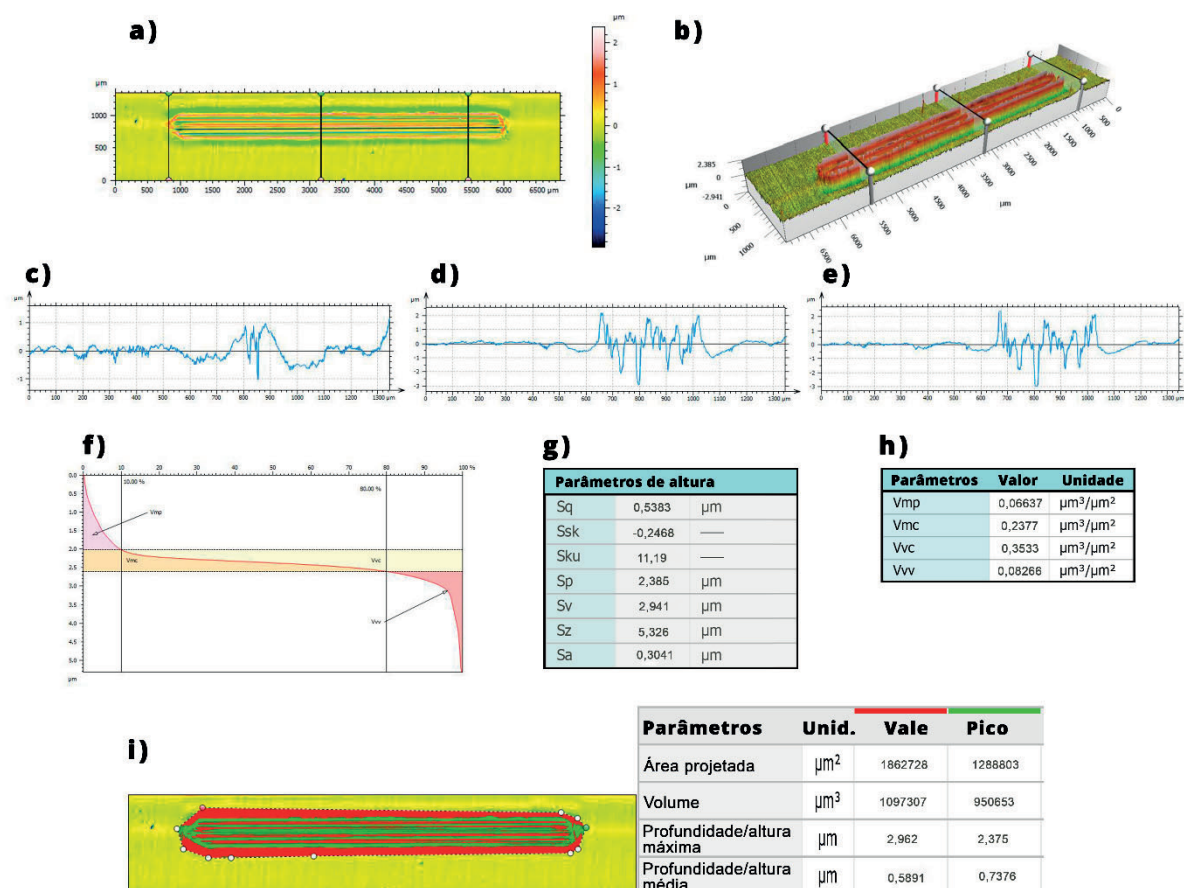
Fonte: Próprio autor

Ao comparar a profundidade do desgaste do AISI 316L entre região passiva e catódica, observa-se que o vale para a região catódica foi menos profundo com valor de $1,371 \mu\text{m}$ o que representa 58% da profundidade da região passiva, além disso identifica-se que o volume retirado após o desgaste para a região catódica foi bem inferior à região passiva, cujo valor obtido foi de $404174 \mu\text{m}^3$. Assim, com a faixa de variação de CoF na região catódica de 0,274 até 0,289 pouco superior à passiva, é natural, em regime similar, que o volume desgastado fique maior. No entanto, o desgaste na região catódica é menos influenciado pela corrosão e mais influenciado por processos mecânicos, conforme foi observado no trabalho de CAO et al.

(2023).

Para a amostra da liga de cobalto na região catódica, representada na Figura 89, o perfil de desgaste resultou em danos distintos aos pontos destacados no AISI 316L (catódico e passivo) e na liga de cobalto (passiva), pois o desgaste não seguiu um padrão de remoção de material, ou seja, houve a formação de múltiplos picos e vales, evidenciando um comportamento também de deformação plástica. Entretanto, o vale foi mais profundo do que o AISI 316L (região catódica) e, em grande parte, tão profundo quanto a liga de cobalto na região passiva e mais afunilado. Além disso, os volumes de picos e vales mostrados na Figura 89(i) obtiveram um comportamento similar ao da análise na região passiva, porém em menor volume que confirma a proteção catódica. Os valores máximos de pico e vale (S_p e S_v) foram $2,385 \mu\text{m}$ e $2,941 \mu\text{m}$, respectivamente. Essa paridade geométrica é confirmada pelos parâmetros de volume, onde o volume de material de pico (V_{mp}) e o volume vazio de vale (V_{vv}) são $0,06637 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ e $0,08266 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$, respectivamente. Similar à região passiva da liga de cobalto, o valor de assimetria (S_{sk}) para a amostra na região passiva foi abaixo de zero, com um valor de $-0,2468$, indicando que a amostra tem uma pequena prevalência de vales. Finalmente, pode-se concluir que a amostra região catódica também apresentou uma curtose (S_{ku}) acima de 3, de valor $11,19$ superior à região passiva.

Figura 89: Resultados topográficos para a liga de cobalto na região catódica: (a) vista superior; (b) vista 3D; (c) perfil esquerdo selecionado nas vistas 3D e superior; (d) perfil central selecionado nas vistas 3D e superior; (e) perfil direito selecionado nas vistas 3D e superior; (f) curva de Abbott-Firestone; (g) parâmetros de altura ISO 25178; (h) parâmetros de volume a partir da curva de Abbott-Firestone; (i) cálculo do volume dos picos (verde) e vales (vermelho) em relação à região de referência (laranja).



Fonte: Próprio autor

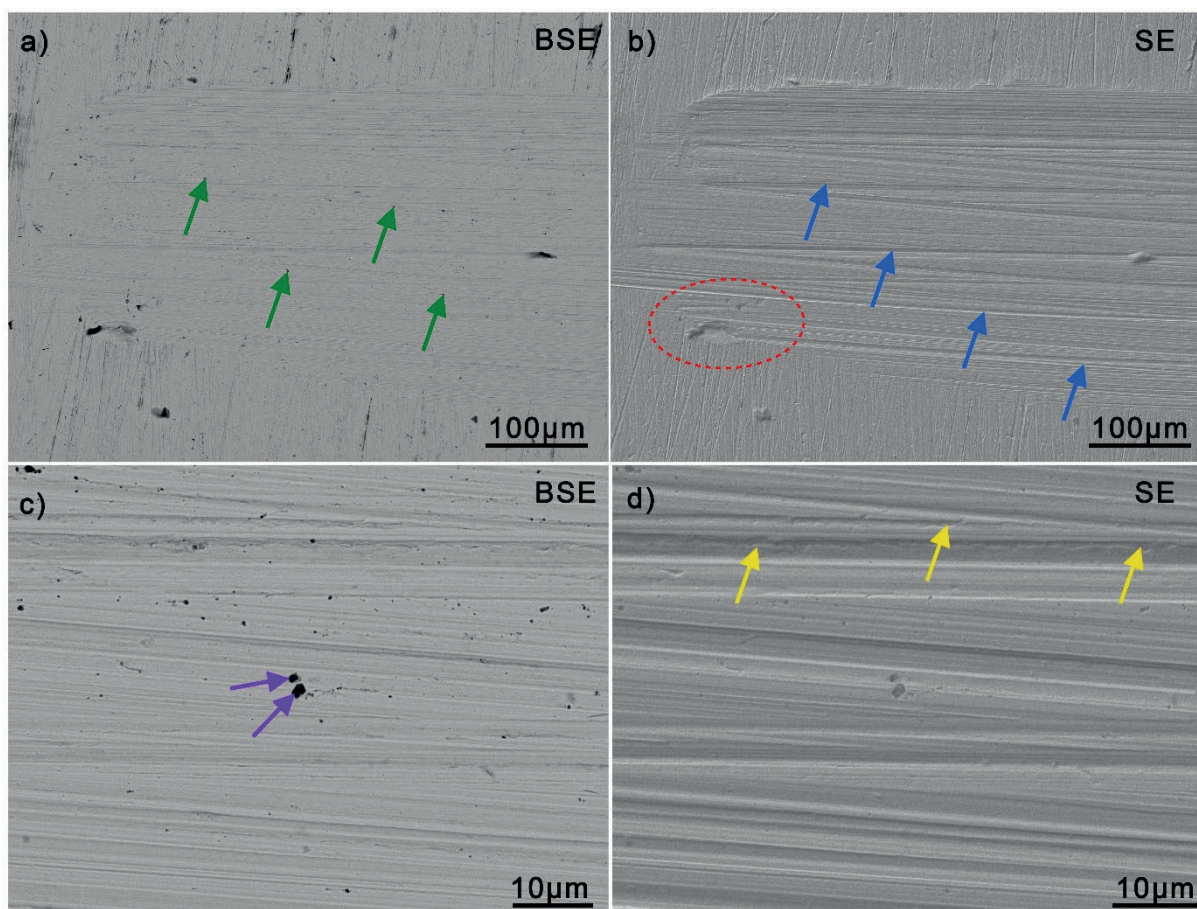
Ao comparar a profundidade do desgaste entre o AISI 316L a liga de cobalto na região catódica, observa-se que o vale para a liga de cobalto foi mais profundo com valor de 2,962 μm , além disso identifica-se que o volume retirado após o desgaste para a liga de cobalto foi bem superior ao AISI 316L nessa região, cujo valor obtido foi de 1097307 μm^3 . Confirmando o resultado da verificação da massa que havia sinalizado um desgaste maior para a liga de cobalto mesmo em proteção catódica. Com a faixa de variação de CoF na região passiva de 0,262 até 0,3 superior ao AISI 316L, é natural, em regime similar, que o volume desgastado fique maior. Como o desgaste na liga de cobalto ficou maior que no AISI 316L também na região

catódica, conforme já apontado anteriormente no trabalho de JIN et al. (2023). Apesar da literatura validar a hipótese da vulnerabilidade de corrosão da liga de cobalto em meio com dissociação de cloretos (NaCl), conforme reforça a tese proposta SHTEFAN et al. (2019), na região catódica, ocorre desgaste puramente mecânico, então a maior rigidez da liga de cobalto, possivelmente, provocou desprendimento de material, diferentemente do AISI 316L que apenas sofreu deformação plástica, ou seja, o material foi deslocado para as extremidades. Essa relação na região catódica justifica a hipótese levantada com relação ao desgaste na região passiva.

4.4.5. Caracterização por MEV das trilhas de desgaste após os ensaios de tribocorrosão

Na Figura 90, mostra imagens de microscopia eletrônica por varredura (MEV) de elétrons secundários (SE, à direita) e elétrons retroespalhados (BSE, à esquerda) da região desgastada no ensaio de tribocorrosão do AISI 316L na região passiva da curva de polarização anódica potenciodinâmica. Na primeira imagem BSE (a), mostra muitas pequenas regiões escuras distribuídas sobre a superfície, indicando que são ricas em elementos com pequeno número atômico (setas verdes). Embora as aplicações dos trabalhos de ALVI et al. (2020), GARCÍA-LEÓN et al. (2021) e TURALIOĞLU et al. (2021) foram distintas, a associação de mecanismos de desgaste em aço inoxidável obtiveram aspectos similares aos encontrados na análise microscópica. A imagem SE em (b) observa-se intensa abrasão por deformação das asperidades (setas azuis), além de regiões com desprendimento de material (elipse vermelha pontilhada), provavelmente causadas por aderências, possivelmente combinadas com dissolução química (tribocorrosão). Na terceira região (c), mostrou uma de região escura maior (setas roxas). A imagem de SE (d) observou-se, principalmente, a intensa deformação plástica (setas amarelas paralelas). De modo que, ao comparar a mecânica de desgaste operacional com o desgaste no tribômetro, observa-se um padrão similar o que viabilizará uma compreensão mais assertiva.

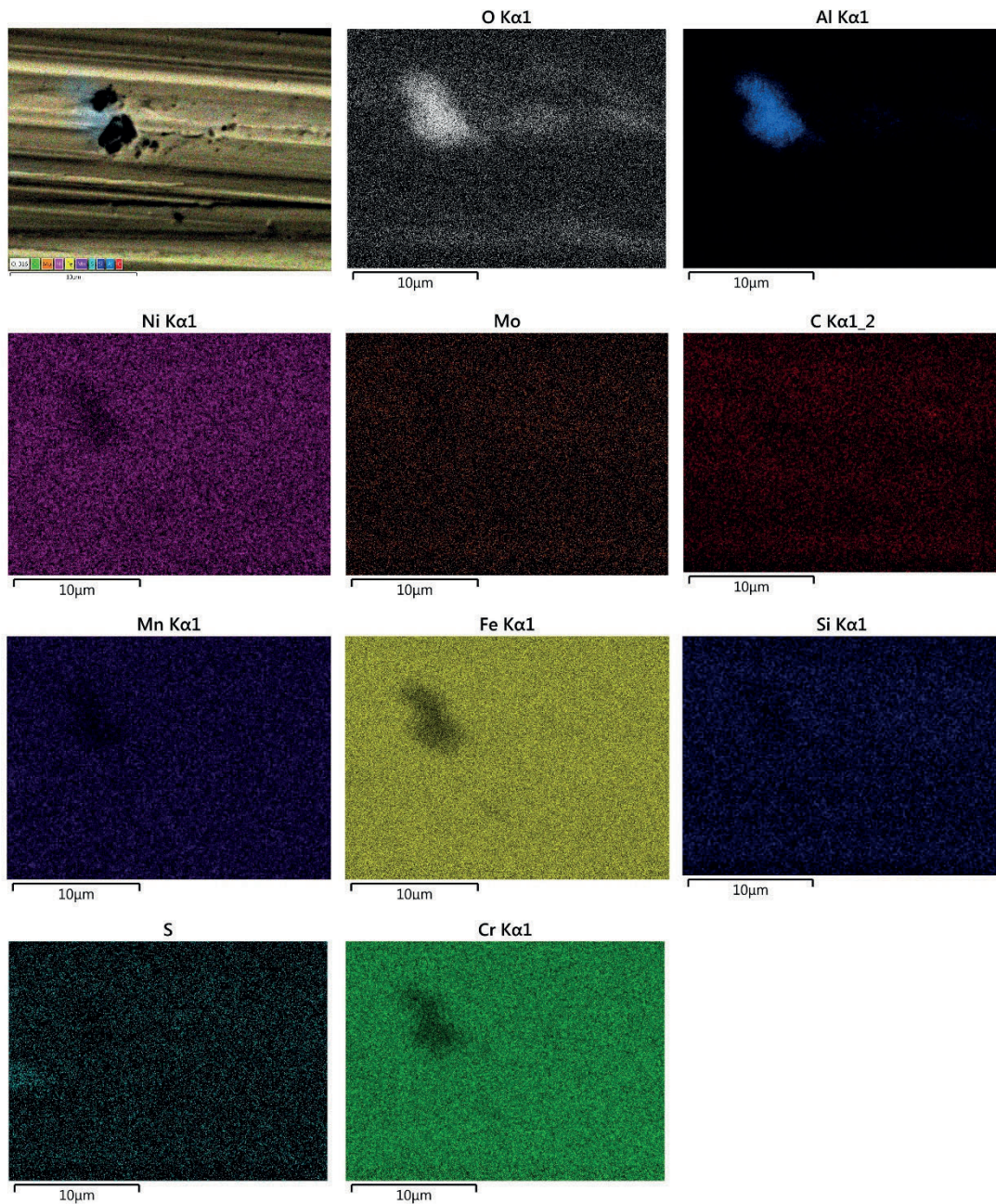
Figura 90: MEV do ensaio de tribocorrosão de AISI 316L região passiva.



Fonte: Próprio autor

Para complementar a análise por microscopia, foi realizada uma análise mais detalhada da trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão do AISI 316L da camada de transferência pelo mapeamento por Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS), conforme apresentado por meio da Figura 91. Nessa análise, além dos elementos básicos da liga metálica, foi possível identificar em uma região pontual, onde houve a concentração de óxido de alumínio, assim é possível inferir que ocorreu uma adesão do material da esfera que provocou o desgaste no ensaio, pois a sua constituição básica é formada por óxido de alumínio. Tal comportamento foi apresentado no trabalho de PERUZZO et al. (2019).

Figura 91: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão do AISI 316L região passiva.

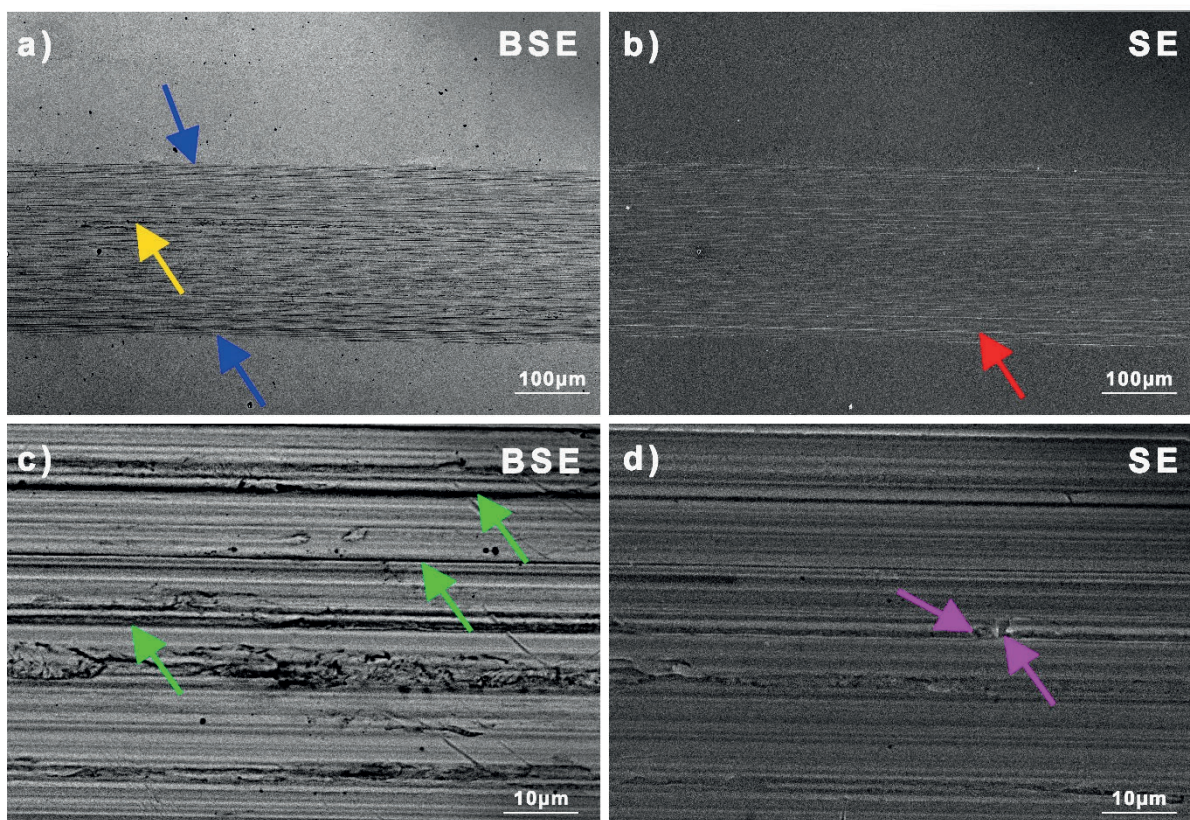


Fonte: Próprio autor

Na Figura 92, mostra imagens do MEV de elétrons secundários (SE, à direita) e elétrons retroespalhados (BSE, à esquerda) da região desgastada no ensaio de tribocorrosão do AISI

316L na região catódica da curva de polarização anódica potenciostática. Na primeira imagem (a), apesar das características dos desgastes (passivo e catódico) serem similares no AISI 316L, observa-se que a largura do desgaste (demarcado por meio das setas azuis), em relação à região passiva, diminuiu com a redução do potencial, característica comprovada no trabalho TAN et al. (2021), também é possível identificar um desprendimento de material na linha de desgaste (seta amarela). Além disso, em (b), observa-se que as ranhuras de desgaste são orientadas na direção de deslizamento em todas as amostras, portanto o comportamento da natureza do desgaste é predominante abrasiva (seta vermelha), conforme apresentado por NAGARAJ et al. (2023). Na terceira região (c), observou-se, principalmente, a intensa deformação plástica das asperidades (setas verdes). Por fim, na imagem (d), é possível identificar o desprendimento de material (seta rosa).

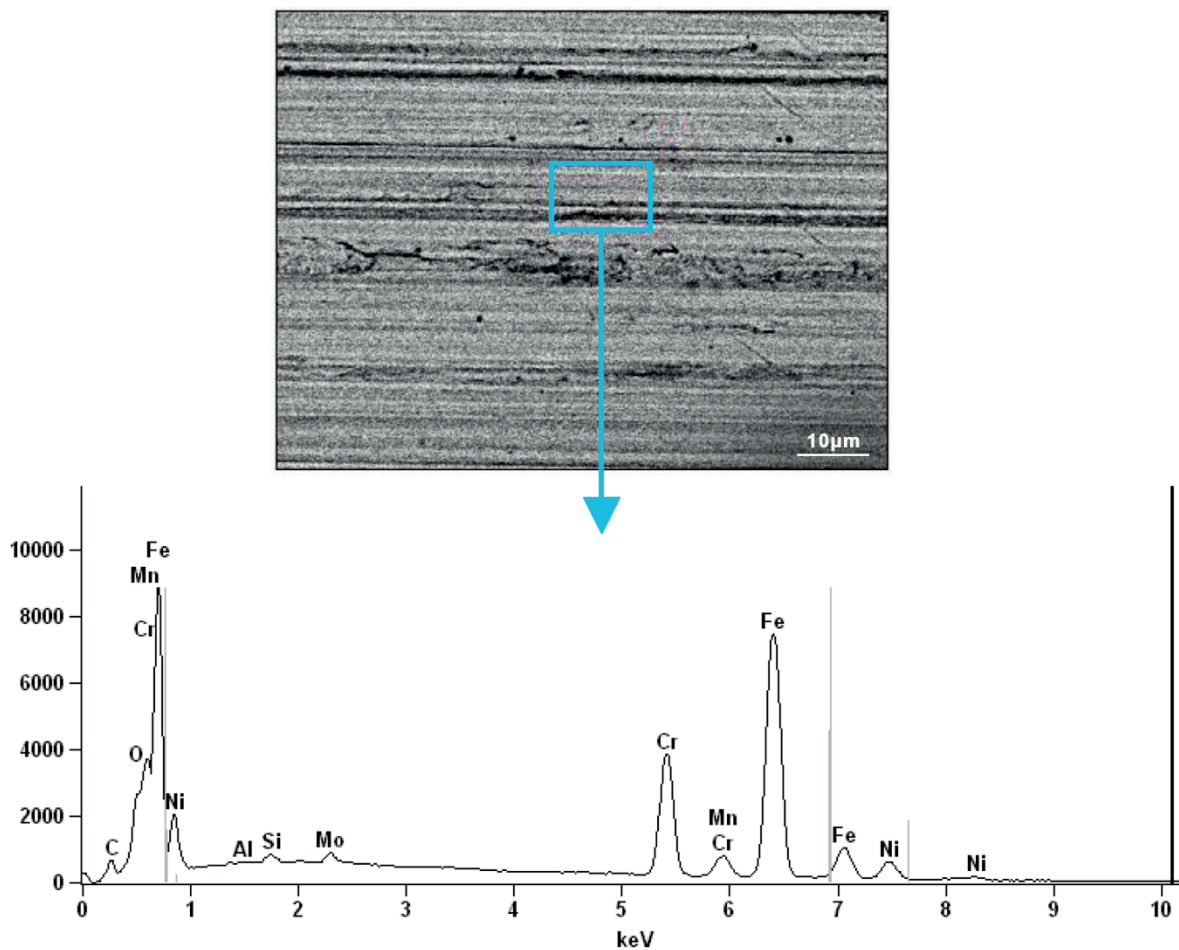
Figura 92: MEV do ensaio de tribocorrosão de AISI 316L região catódica.



Fonte: Próprio autor

Por fim, ao analisar a composição química do AISI 316L no desgaste tribocorrosivo em tensão catódica por meio do EDS, observa-se um comportamento análogo ao definido no regime passivo, ou seja, dentre os elementos da composição da liga, foi possível identificar uma região pontual de concentração de óxido de alumínio, logo é possível inferir que ocorreu uma adesão da esfera de alumina, de acordo com Figura 93. Tal comportamento foi apresentado no trabalho de PERUZZO et al. (2019).

Figura 93: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão do AISI 316L região catódica.

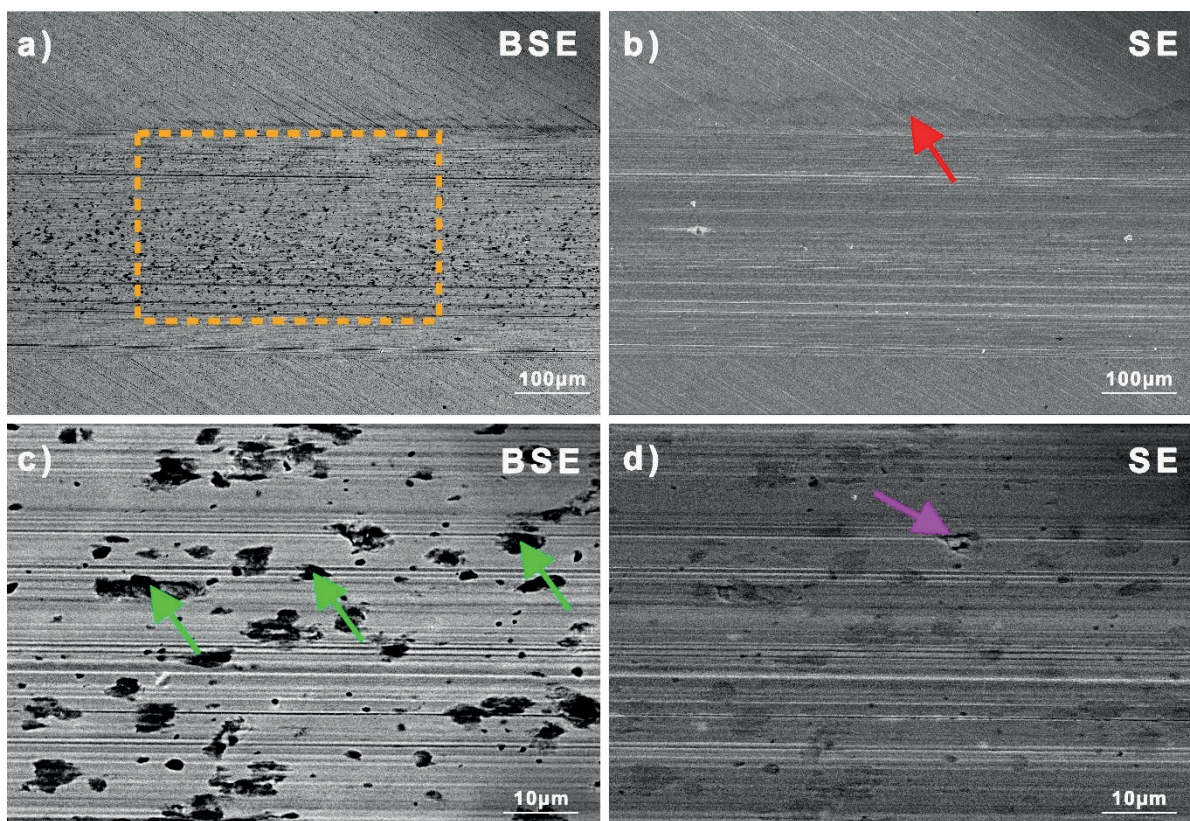


Fonte: Próprio autor

Na Figura 94, mostra imagens do MEV de elétrons secundários (SE, à direita) e elétrons retroespalhados (BSE, à esquerda) da região desgastada no ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região passiva. A morfologia do desgaste é caracterizada por linhas de abrasão alinhadas na direção do deslizamento, de acordo com CASSAR et al. (2018). Na primeira imagem

(a), ao longo de todo trecho sob desgaste, é possível identificar pontos descontinuados escuros (quadrado pontilhado laranja) representando o tribo-filme, de acordo com WANG et al. (2020b). Além disso, em (b), observa-se deformação plástica das asperidade nas bordas da pista (seta vermelha), conforme apresentado por CAMPOS-SILVA et al. (2019). Na terceira região (c), observou-se, principalmente, pontos escuros que representam os pontos de oxidação provenientes do tribo-filme (setas verdes). Por fim, na imagem (d), é possível identificar o desprendimento de material (seta rosa), possivelmente causado por *pitting* devido à exposição aos íons cloreto, conforme observado nos trabalhos de JIN et al. (2023) e SHTEFAN et al. (2019).

Figura 94: MEV do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto região passiva.

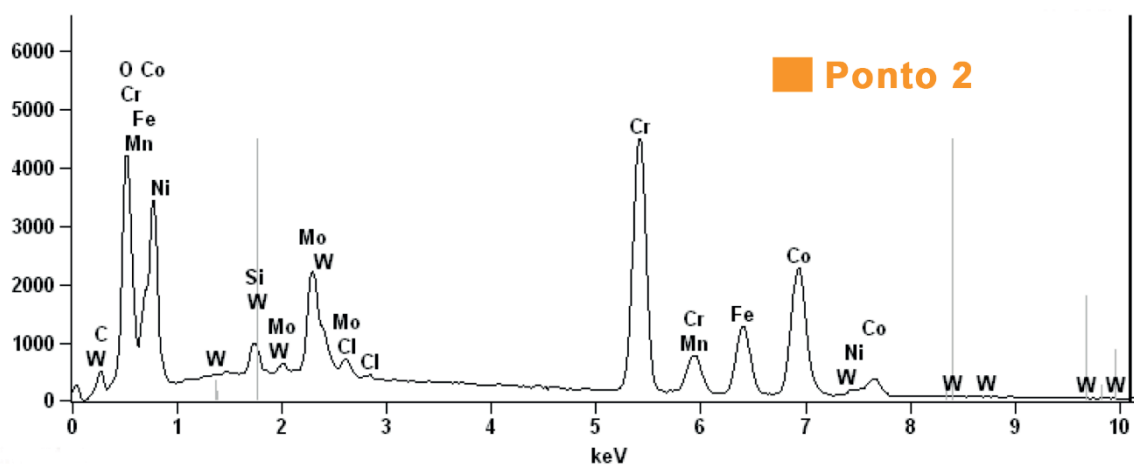
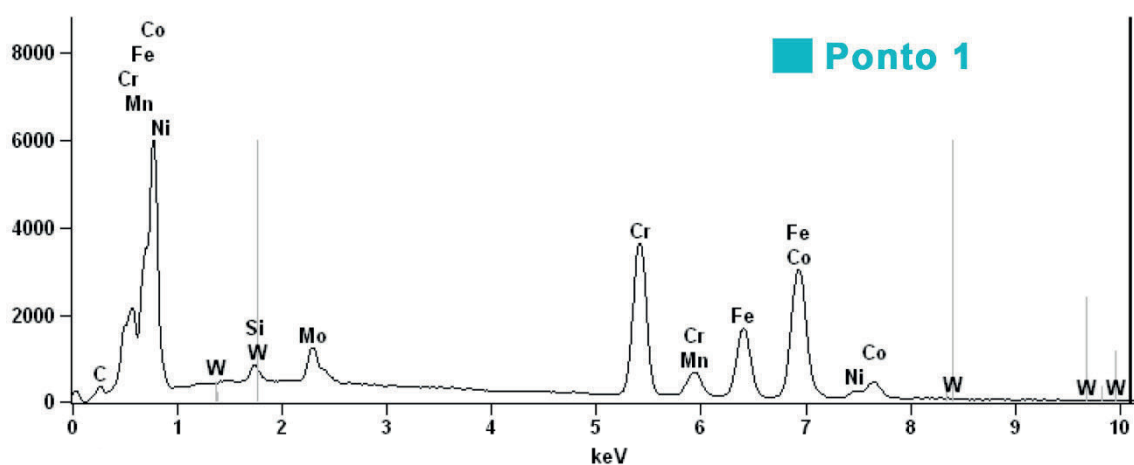
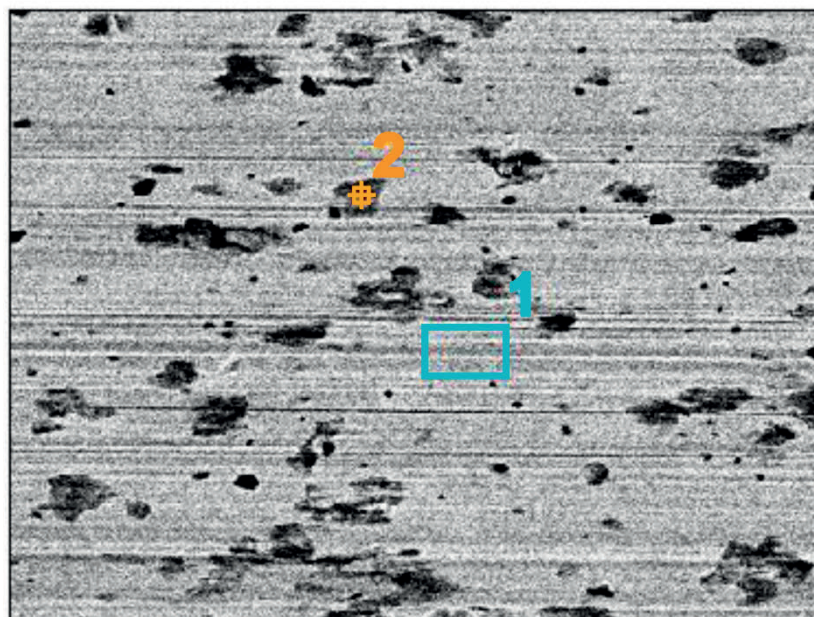


Fonte: Próprio autor

Ao analisar o EDS Figura 95, observa-se os elementos de liga que corresponde a *Stellite* 21. Por outro lado, no ponto 2 (região de desprendimento de material), observa-se a presença de íons cloreto o que levou a formação de *pites* e conseqüentemente a remoção de material. Tal

comportamento confirma a hipótese que a liga de cobalto é mais vulnerável ao meio corrosivo com cloretos, pois a camada passiva pode ser danificada ou interrompida tornando o desgaste tribocorrosivo mais agressivo para essa liga, de acordo com JIN et al. (2023) e SHTEFAN et al. (2019).

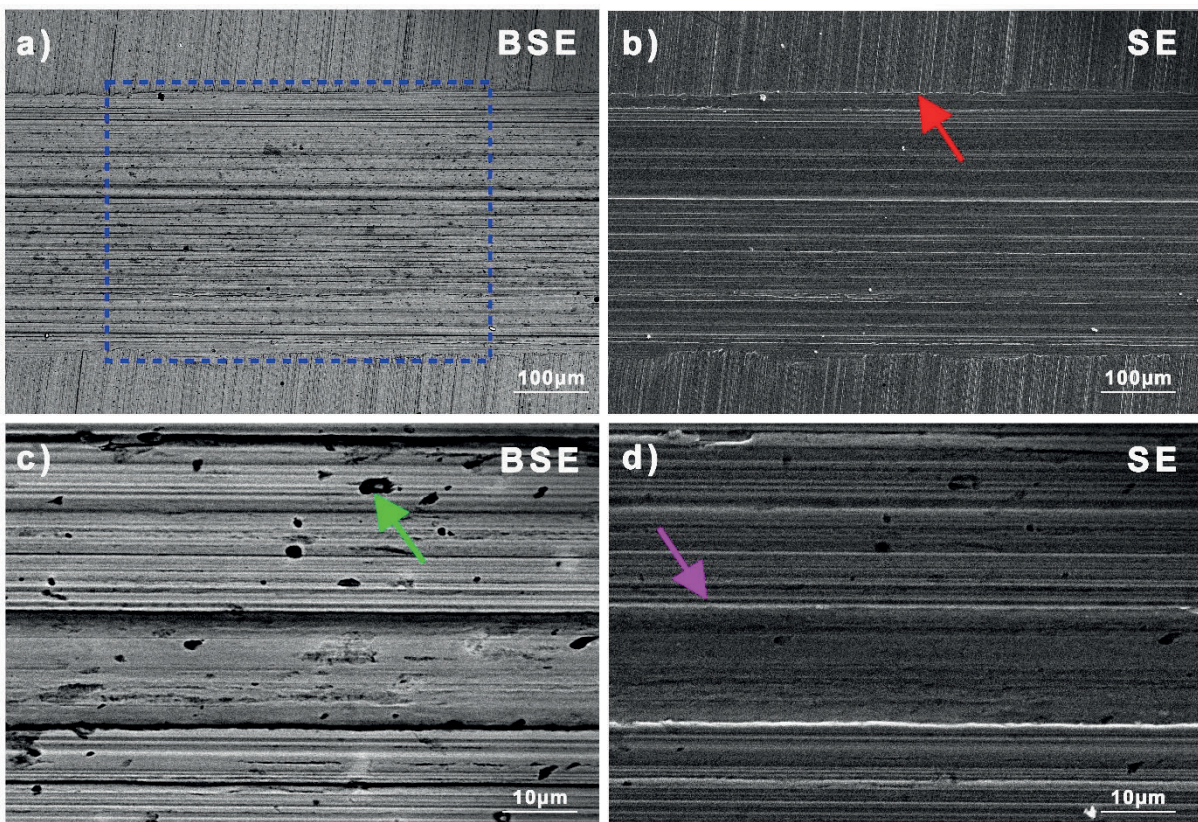
Figura 95: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região passiva.



Fonte: Próprio autor

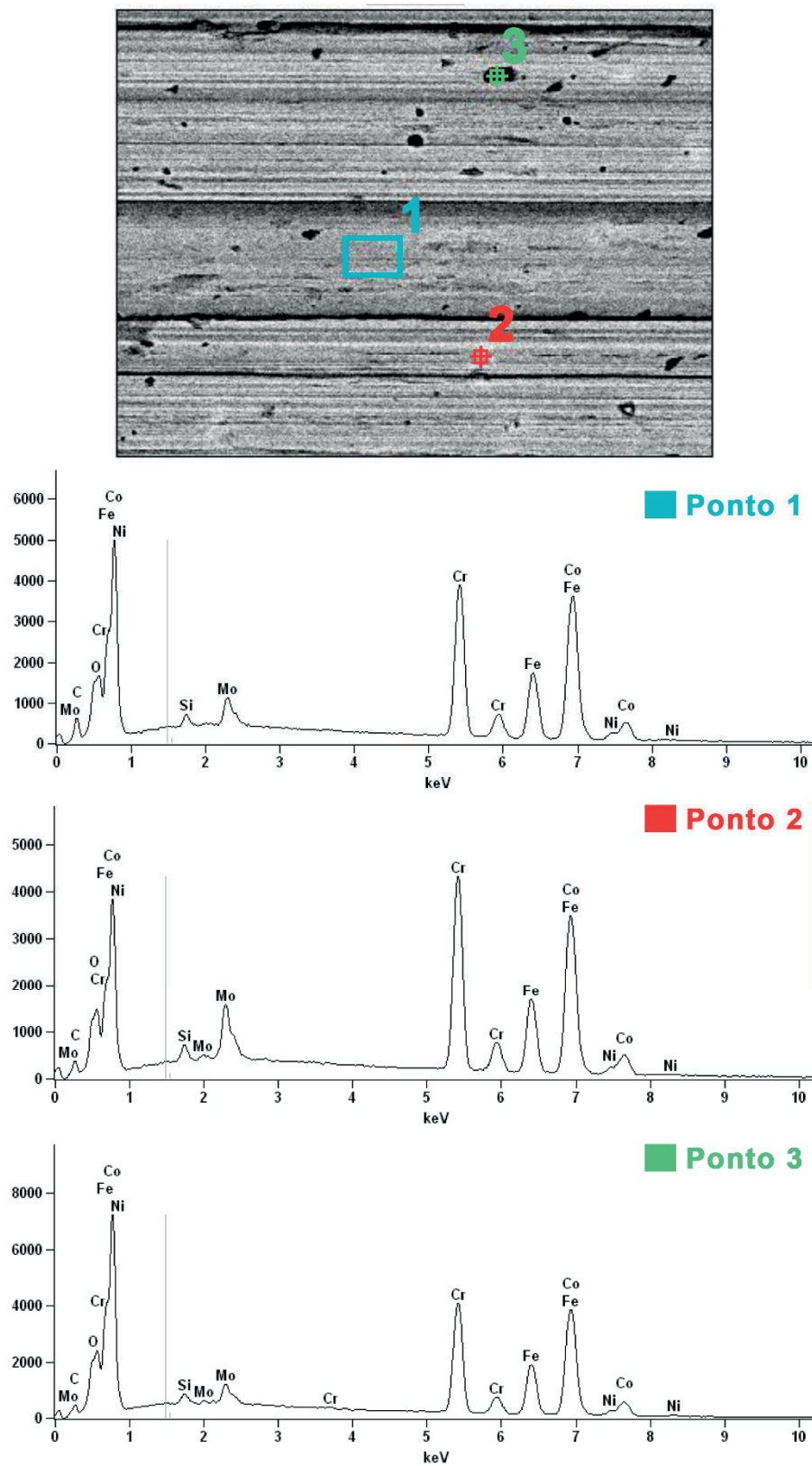
Na Figura 96, mostra imagens do MEV de elétrons secundários (SE, à direita) e elétrons retroespalhados (BSE, à esquerda) da região desgastada no ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região catódica. Similar ao comportamento do desgaste na região passiva, a região catódica também apresentou a morfologia do desgaste em deslizamento abrasivo, de acordo com CASSAR et al. (2018). Na primeira imagem (a), diferentemente da região passiva, não ocorreu a formação de tribo-filme (quadrado pontilhado azul) o que confirma a proteção do catódica do regime. Em (b), observa-se deformação plástica das asperidade nas bordas da pista (seta vermelha) similar ao regime passivo, conforme apresentado por CAMPOS-SILVA et al. (2019). Na terceira imagem (c), observou-se, principalmente, um ponto que representa desprendimento de material (setas verdes), possivelmente a região sofreu oxidação, em seguida, por meio do movimento alternado no mecanismo de desgaste, se desprende da superfície, conforme JIN et al. (2023). Por fim, na imagem (d), é possível identificar a deformação na asperidade acompanhando o sentido do deslizamento (seta rosa).

Figura 96: MEV do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto região catódica.



Ao final, no EDS da Figura 97, além dos elementos de liga, observa-se nos três pontos identificados na micrografia a concentração de oxigênio local, ou seja, formação de óxido, de acordo levantado por JIN et al. (2023). Portanto, mesmo em regime de proteção catódica, os íons cloretos podem ser adsorvidos nas regiões expostas intensificando a corrosão localizada ou corrosão por *pites*, de acordo SHTEFAN et al. (2019). Assim, é possível confirmar que a *Stellite* 21 sofre um desgaste abrasivo acompanhado de um desgaste adesivo e oxidativo em solução salina, conforme JIN et al. (2023).

Figura 97: Mapeamento por EDS na trilha de desgaste do ensaio de tribocorrosão da liga de cobalto na região catódica.



Fonte: Próprio autor

5. CONCLUSÃO

A partir dos resultados deste trabalho foi possível concluir que:

- O cilindro do homogeneizador é constituído de um aço inoxidável AISI 316L, com microestrutura austenítica com grãos equiaxiais, maclas de recozimento e fases alongadas, com uma solução sólida envolvida em uma matriz de austenita com quantidades de cromo, níquel e ferro consistentes com os percentuais apresentados na literatura, apresentando ainda a dureza média de $189,7 \pm 5,0$ HV10;
- Em operação, o mecanismo de desgaste dos cilindros utilizados em homogeneizadores não é muito controlável e, portanto, é comum que diferentes mecanismos de desgaste prevaleçam em diferentes regiões de maneira aparentemente aleatória, assim é possível identificar abrasão por deformação das asperidades, abrasão por rolamento, adesão, delaminação e tribocorrosão;
- Após a avaliação de seis cordões aplicados ao substrato variando os parâmetros de soldagem dentro da faixa recomendada, observou-se que o cordão 5 adquiriu a melhor configuração dos parâmetros geométricos, pois o seu ângulo de molhabilidade foi de $51,71^\circ$ que garantiu um cordão mais largo, ou seja, um melhor espalhamento. Assim, essa relação garante melhor ancoragem no metal de base, conforme definido na literatura;
- A *Stellite* 21 é constituída de uma estrutura dendrítica típica rica em carbonetos de cromo. Ao realizar a secção transversal do cordão, observa-se a estrutura dendrítica colunar devido ao gradiente de temperatura e velocidade de solidificação com uma região interdendrítica lamelar eutética, apresentando uma dureza média de $326,14 \pm 4,7$ HV10;
- A área compreendida pela região passiva é maior na *Stellite* 21 do que no AISI 316L, pois a densidade da corrente passiva é menor *Stellite* 21 do que no AISI 316L, confirmando que a liga de cobalto possui uma melhor característica de repassivação do que o AISI 316L, ou seja, maior resistência a corrosão;

- Ao analisar a diferença de massa e volume verificada nos corpos de prova, observa-se que *Stellite 21* perdeu mais material do que AISI 316L no regime de tribocorrosão o que foi justificado tanto no regime passivo quanto catódico. Isso ocorre, apesar de sua alta resistência à corrosão, devido à suscetibilidade à corrosão da liga de cobalto em presença de cloretos tornado o desgaste mais severo. Além dessa justificativa, é possível inferir, devido sua baixa capacidade de deformação plástica, um maior desprendimento de material;
- Por tanto, para o meio corrosivo de extrato de tomate com cloretos dissociados, a *Stellite 21* não apresentou uma melhora na resistência ao desgaste do cilindro do homogeneizador em comparação ao AISI 316L.

6. TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados deste trabalho foi possível sugerir com trabalhos futuros os seguintes pontos:

- Avaliar a aplicabilidade de revestimentos de outros tipos de aço inoxidável austeníticos e/ou outras ligas que sejam resistentes ao meio;
- Avaliar a eficácia dos revestimentos de *Stellite*, futuras pesquisas poderiam focar em estudos de longo prazo para avaliar a durabilidade dos revestimentos em condições de operação contínua;
- Além disso, seria interessante comparar o desempenho de *Stellite* em outros meios corrosivos e com outros tipos de revestimentos e materiais alternativos para determinar a melhor solução para diferentes aplicações industriais.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, [S. l.], v. 255, n. 1–6, 2003. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00073-5.

ALVI, Sajid and Saeidi, Kamran and Akhtar, Farid. High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel. **Wear**, [S. l.], v. 448, p. 203228, 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92-16: **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**, [S. l.], v. 82, n. July 2010, 2017.

ARDILA, M. A. N.; LABIAPARI, W. S.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Influence of stainless steel specimen topography on micro-abrasion and micro-abrasion-corrosion. **Wear**, [S. l.], v. 426–427, 2019. DOI: 10.1016/j.wear.2019.01.011.

ASTM A 751-07A. Standard Test Methods , Practices , and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products. **Standards**, [S. l.], v. i, 2007.

BAO, Yueyue; KUDO, Tomohiro; CAO, Shoufan; IGUAL MUNOZ, Anna; MISCHLER, Stefano. Passivation Charge Density of CoCrMo Alloy in Different Aqueous Solutions. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [S. l.], v. 6, n. 2, 2020. DOI: 10.1007/s40735-020-00354-x.

BROWNLIE, F.; ANENE, C.; HODGKIESS, T.; PEARSON, A.; GALLOWAY, A. M. Comparison of Hot Wire TIG Stellite 6 weld cladding and lost wax cast Stellite 6 under corrosive wear conditions. **Wear**, [S. l.], v. 404–405, 2018. DOI: 10.1016/j.wear.2018.03.004.

C. Corrosion of Cobalt-Molybdenum Alloys in Chloride Solutions. **Materials Science**, [S. l.], v. 54, n. 4, 2019. DOI: 10.1007/s11003-019-00225-y.

CALLISTER, W. D. D. **Materials science and engineering : An introduction, 10th australia and new zealand edition**. [s.l: s.n.]. v. 12

CAMPOS-SILVA, I.; DELGADO-BRITO, A. M.; OSEGUERA-PEÑA, J.; MARTÍNEZ-TRINIDAD, J.; KAHVECIOGLU-FERIDUN, O.; PASTEN-BORJA, R. Pérez; LÓPEZ-SUERO, D. Tribocorrosion

resistance of borided ASTM F1537 alloy. **Surface and Coatings Technology**, [S. l.], v. 375, 2019. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.06.098.

CAO, Shoufan; MISCHLER, Stefano. Tribocorrosion of a CoCrMo alloy in sulfuric acid – Glycerol mixtures. **Wear**, [S. l.], v. 458–459, 2020. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203443.

CAO, Shoufan; XU, Zhang; ZHANG, Xunguo; FAN, Yuanxun. Tribocorrosion behavior of 316L stainless steel sliding against different ceramics in 0.5 M H₂SO₄ solution. **Tribology International**, [S. l.], v. 190, 2023. DOI: 10.1016/j.triboint.2023.109032.

CASSAR, Josianne; MALLIA, Bertram; MAZZONELLO, Antonino; KARL, Andreas; BUHAGIAR, Joseph. Improved tribocorrosion resistance of a CoCrMo implant material by carburising. **Lubricants**, [S. l.], v. 6, n. 3, 2018. DOI: 10.3390/lubricants6030076.

CHEN, J.; LI, X. Y.; DONG, H. Formation and characterisations of S phase in plasma carburised high carbon stellite 21 CoCr alloy. In: SURFACE ENGINEERING 2010, **Anais** [...]. [s.l.: s.n.] DOI: 10.1179/026708409X12490360426007.

COSTA, H. L.; ARDILA, M. A. N.; LABIAPARI, W. S.; SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. Effect of surface topography on the dynamics of the abrasive particles during micro-abrasion. **Wear**, [S. l.], v. 324–325, 2015. DOI: 10.1016/j.wear.2014.12.011.

CUAO-MOREU, C. A.; CAMPOS-SILVA, I.; DELGADO-BRITO, A. M.; GARCIA-SANCHEZ, E. O.; JUAREZ-HERNANDEZ, A.; DIABB-ZAVALA, Jose M.; HERNANDEZ-RODRIGUEZ, M. A. L. Effect of laser surface texturing and boriding on the tribocorrosion resistance of an ASTM F-1537 cobalt alloy. **Wear**, [S. l.], v. 523, 2023. DOI: 10.1016/j.wear.2023.204799.

DA SILVA, Fabio Gonçalves; BRAGA, Eduardo M.; FERRARESI, Valtair A.; FERREIRA FILHO, Demostenes. Coating weld cavitation erosion resistance using austenitic stainless steel and cobalt alloys deposited by GMAW and CW-GMAW. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, [S. l.], v. 44, n. 11, 2022. DOI: 10.1007/s40430-022-03845-9.

DING, Yinping; LIU, Rong; YAO, Jianhua; ZHANG, Qunli; WANG, Liang. Stellite alloy mixture hardfacing via laser cladding for control valve seat sealing surfaces. **Surface and Coatings**

Technology, [S. l.], v. 329, 2017. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.09.018.

DONIK, Črtomir; KRANER, Jakob; PAULIN, Irena; GODEC, Matjaž. Influence of the energy density for selective laser melting on the microstructure and mechanical properties of stainless steel. **Metals**, [S. l.], v. 10, n. 7, 2020. DOI: 10.3390/met10070919.

ESPALLARGAS, N.; JOHNSEN, R.; TORRES, C.; MUÑOZ, A. I. A new experimental technique for quantifying the galvanic coupling effects on stainless steel during tribocorrosion under equilibrium conditions. **Wear**, [S. l.], v. 307, n. 1–2, 2013. DOI: 10.1016/j.wear.2013.08.026.

EUROPEAN HYGIENIC ENGINEERING AND DESIGN GROUP. **Update prepared by the working group “design principles”**. [s.l.] : EHEDG, 2017.

EYRE, T. S. Friction and wear control in industry. **Metals and materials Bury St Edmunds**, [S. l.], v. 7, n. 3, 1991.

FAN, Yunjie; ZHAO, Yongsheng; LIU, Yan; XIE, Shao; GE, Chao; HAN, Xiaohui; CHEN, Hui. Parameter Optimization and Mechanical Properties of Laser Cladding of 316L Stainless Steel Powder on G20Mn5QT Steel. **Coatings**, [S. l.], v. 13, n. 3, 2023. DOI: 10.3390/coatings13030481.

FU, Yunlong; GUO, Ning; ZHOU, Cheng; WANG, Guanghui; FENG, Jikai. Investigation on in-situ laser cladding coating of the 304 stainless steel in water environment. **Journal of Materials Processing Technology**, [S. l.], v. 289, 2021. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116949.

G.P., Rajeev; KAMARAJ, M.; BAKSHI, Srinivasa R. Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process. **Surface and Coatings Technology**, [S. l.], v. 326, 2017. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.07.050.

GARCÍA-LEÓN, R. A.; MARTÍNEZ-TRINIDAD, J.; CAMPOS-SILVA, I.; FIGUEROA-LÓPEZ, U.; GUEVARA-MORALES, A. Development of tribological maps on borided AISI 316L stainless steel under ball-on-flat wet sliding conditions. **Tribology International**, [S. l.], v. 163, 2021. DOI: 10.1016/j.triboint.2021.107161.

GONÇALVES, José Lucio; DE MELLO, José Daniel Biasoli; COSTA, Henara Lillian. Wear in cold rolling milling rolls: A methodological approach. **Wear**, [S. l.], v. 426–427, 2019. DOI:

10.1016/j.wear.2018.12.005.

GRAF, Karin and Tetzlaff, Ulrich and Souza, Gelson Biscaia de and Scheid, Adriano. Effect of dilution on the microstructure and properties of CoCrMoSi alloy coatings processed on high-carbon substrate. **Materials Research**, [S. l.], v. 22, p. e20180502, 2018.

HENRY, P.; TAKADOUM, J.; BERÇOT, P. Tribocorrosion of 316L stainless steel and TA6V4 alloy in H₂SO₄ media. **Corrosion Science**, [S. l.], v. 51, n. 6, 2009. DOI: 10.1016/j.corsci.2009.03.015.

HUANG, Feifei; LIU, Erju; QIN, Yi; WANG, Qingrui; JIN, Ying; WEN, Lei; CHANG, Hai. A Study of Multi-Pass Laser-Cladding 2205 Duplex Stainless Steel Coating: Microstructure, Electrochemical Corrosion Behavior and Wear-Resistance Properties. **Coatings**, [S. l.], v. 12, n. 2, 2022. DOI: 10.3390/coatings12020229.

HUTCHINGS, I. M. Tribology: friction and wear of engineering materials. **Materials & Design**, [S. l.], v. 13, n. 3, 1992. DOI: 10.1016/0261-3069(92)90241-9.

INTERNATIONAL, ASM. **Properties and selection: Irons Steels and High Performance Alloy, vol 1, Metals Handbook**. [s.l: s.n.]. v. 1

INTERNATIONAL, ASTM. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear 1. **Lubrication**, [S. l.], v. 05, n. Reapproved 2010, 2016.

JIN, F.; ZHANG, S.; WU, C. L.; ZHANG, C. H.; SUN, X. Y.; BAI, X. L. Comparative Study on the Microstructure, Wear Behavior, and Corrosion Performance of Iron-Based and Cobalt-Based Coatings Fabricated by Laser Cladding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [S. l.], 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-08821-5.

JING, Qi Feng; TAN, Ye Fa. Tribological properties of cobalt-based alloy coating with different cobalt contents by electro-spark deposition. **Rare Metals**, [S. l.], v. 32, n. 1, 2013. DOI: 10.1007/s12598-013-0007-3.

KIEHL, Maximilian and Scheid, Adriano and Graf, Karin and Ernst, Benedikt and Tetzlaff, Ulrich. Coaxial laser cladding of cobalt-base alloy StelliteTM 6 on gray cast iron/investigations on friction, wear versus commercial brake pad, and corrosion characteristics. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering**, [S. l.], v. 237,

p. 3285–3303, 2023.

KOŁODZIEJCZAK, Paweł; BOBER, Mariusz; CHMIELEWSKI, Tomasz. Wear Resistance Comparison Research of High-Alloy Protective Coatings for Power Industry Prepared by Means of CMT Cladding. **Applied Sciences (Switzerland)**, [S. l.], v. 12, n. 9, 2022. DOI: 10.3390/app12094568.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

KUSANO, Tomohiro; TAKESHITA, Kan. Table-Top Evaluation Approach to Design Post-CMP Clean Chemicals. **ECS Meeting Abstracts**, [S. l.], v. MA2019-01, n. 17, 2019. DOI: 10.1149/ma2019-01/17/1038.

LI, Lei; LIU, Lin Lin; LI, Xiaowei; GUO, Peng; KE, Peiling; WANG, Aiyang. Enhanced Tribocorrosion Performance of Cr/GLC Multilayered Films for Marine Protective Application. **ACS Applied Materials and Interfaces**, [S. l.], v. 10, n. 15, 2018. DOI: 10.1021/acsami.8b00628.

LIN, W. C.; CHEN, C. Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding. **Surface and Coatings Technology**, [S. l.], v. 200, n. 14–15, 2006. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.03.033.

LIPPOLD, John C. **Welding Metallurgy and Weldability**. [s.l: s.n.]. v. 9781118230701 DOI: 10.1002/9781118960332.

LIPPOLD, John C. and Kotecki, Damian J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

LUO, Fang; COCKBURN, Andrew; LUPOI, Rocco; SPARKES, Martin; O'NEILL, William. Performance comparison of Stellite 6[®] deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding. **Surface and Coatings Technology**, [S. l.], v. 212, 2012. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.09.031.

LUZ, A. P.; RIBEIRO, S.; PANDOLFELLI, V. C. **Review article: Use of the wettability in the investigation of the corrosion behaviour of the refractory materials**. **Ceramica**, 2008. DOI: 10.1590/s0366-69132008000200007.

MADADI, F. and Ashrafizadeh, F. and Shamanian, M. Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM. **Journal of Alloys and Compounds**, [S. l.], v. 510, p. 71–77, 2012.

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**, [S. l.], v. 510, n. 1, 2011. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.08.073.

MALHOTRA, Dikshant; SHAHI, A. S. Metallurgical Behavior and Corrosion Performance of Ti + Nb Stabilized Austenitic Stainless Steel Welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [S. l.], v. 32, n. 2, 2023. DOI: 10.1007/s11665-022-07131-6.

MARQUES, L. F. N.; SANTOS, E. B. F.; GERLICH, A. P.; BRAGA, E. M. Fatigue life assessment of weld joints manufactured by GMAW and CW-GMAW processes. **Science and Technology of Welding and Joining**, [S. l.], v. 22, n. 2, 2017. DOI: 10.1080/13621718.2016.1194735.

MENG, H. C.; LUDEMA, K. C. Wear models and predictive equations: their form and content. **Wear**, [S. l.], v. 181–183, n. PART 2, 1995. DOI: 10.1016/0043-1648(95)90158-2.

NAGARAJ, M.; RAVI KUMAR, D.; SURESH, K. S.; NEELAKANTAN, Suresh. Effect of equal channel angular pressing on the microstructure and tribocorrosion characteristics of 316L stainless steel. **Vacuum**, [S. l.], v. 210, 2023. DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111908.

NEPOMUCENO, Lauro Xavier. **Técnicas de manutenção preditiva**. São Paulo: Editora Blucher, 1989. v. 1

NOSA SERVICE comércio e importação . [S. l.], [s.d.].

OFOEGBU, Stanley Udochukwu. Comparative gravimetric studies on carbon steel corrosion in selected fruit juices and acidic chloride media (HCl) at different pH. **Materials**, [S. l.], v. 14, n. 16, 2021. DOI: 10.3390/ma14164755.

PERUZZO, M.; SERAFINI, F. L.; ORDOÑEZ, M. F. C.; SOUZA, R. M.; FARIAS, M. C. M. Reciprocating sliding wear of the sintered 316L stainless steel with boron additions. **Wear**, [S. l.], v. 422–423, 2019. DOI: 10.1016/j.wear.2019.01.027.

REDDY, GV Prasad and Sandhya, R. and Sankaran, S. and Parameswaran, P. and Laha, K. Creep-fatigue interaction behavior of 316LN austenitic stainless steel with varying nitrogen content.

Materials & Design, [S. l.], v. 88, p. 972–982, 2015.

REN, Pengwei; MENG, Huimin; XIA, Qijun; ZHU, Zhongzheng; HE, Mingtao. Tribocorrosion of 316L stainless steel by in-situ electrochemical methods under deep-sea high hydrostatic pressure environment. **Corrosion Science**, [S. l.], v. 202, 2022. DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110315.

SAHA, Manas Kumar and Das, Santanu. A review on different cladding techniques employed to resist corrosion. **Journal of the Association of Engineers**, [S. l.], p. 51–63, 2016.

SCOTTI, A. .. Ponomarev, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. São Paulo: Artliber Editora, 2008.

SOŁEK, Krzysztof Piotr; ROGAL, Łukasz; KAPRANOS, Platon. Evolution of Globular Microstructure and Rheological Properties of Stellite™ 21 Alloy after Heating to Semisolid State. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [S. l.], v. 26, n. 1, 2017. DOI: 10.1007/s11665-016-2421-9.

TAN, Liwen and Wang, Zhongwei and Ma, Yanlong and Yan, Yu and Qiao, Lijie. Tribocorrosion investigation of 316L stainless steel: The synergistic effect between chloride ion and sulfate ion. **Materials Research Express**, [S. l.], v. 8, p. 086501, 2021.

TAN, Liwen; WANG, Zhongwei; MA, Yanlong. Tribocorrosion Behavior and Degradation Mechanism of 316L Stainless Steel in Typical Corrosive Media. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, [S. l.], v. 34, n. 6, 2021. DOI: 10.1007/s40195-020-01182-1.

TAUFIQURRAKHMAN, Mohamad; NEVILLE, Anne; BRYANT, Michael G. The Effect of Protein Structure and Concentration on Tribocorrosion and Film Formation on CoCrMo Alloys. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [S. l.], v. 7, n. 4, 2021. DOI: 10.1007/s40735-021-00585-6.

TREUTLER, Kai; LORENZ, Swenja; HAMJE, Jens; WESLING, Volker. Wire and Arc Additive Manufacturing of a CoCrFeMoNiV Complex Concentrated Alloy Using Metal-Cored Wire—Process, Properties, and Wear Resistance. **Applied Sciences (Switzerland)**, [S. l.], v. 12, n. 13,

2022. DOI: 10.3390/app12136308.

TURALIOĞLU, K.; TAFTALI, M.; TEKDIR, H.; ÇOMAKLI, O.; YAZICI, M.; YETIM, T.; YETIM, A. F. The tribological and corrosion properties of anodized Ti6Al4V/316L bimetallic structures manufactured by additive manufacturing. **Surface and Coatings Technology**, [S. l.], v. 405, 2021. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126635.

ULBRICH, Dariusz; STACHOWIAK, Arkadiusz; KOWALCZYK, Jakub; WIECZOREK, Daniel; MATYSIAK, Waldemar. Tribocorrosion and Abrasive Wear Test of 22MnCrB5 Hot-Formed Steel. **Materials**, [S. l.], v. 15, n. 11, 2022. DOI: 10.3390/ma15113892.

VEIGA, Marcelo T.; SILVA, Leandro J. Da; RABELO, Alexsandro; TEIXEIRA, Moisés F.; BLOEMER, Paulo R. A.; VERRAN, Guilherme O. Deposição a Laser de Superliga à Base de Cobalto sobre Aço Inoxidável Austenítico. **Soldagem & Inspeção**, [S. l.], v. 26, 2021. DOI: 10.1590/0104-9224/si26.02.

WAINER, E.; BRANDI, Sd; MELLO, Fdh De. Soldagem: processos e metalurgia. **EDGARD BLUCHER**, [S. l.], 1992.

WANG, Bin; JIANG, Ming Yan; XU, Yingchao; HU, Jing; WANG, Jie; ZHOU, Cui. Microstructure and Properties of Fe-based Amorphous/Nanocrystalline Coating Prepared by Arc Surface Welding. **JOM**, [S. l.], v. 72, n. 2, 2020. a. DOI: 10.1007/s11837-019-03927-5.

WANG, Cong and Han, Jing and Zhao, Jiyun and Song, Yuanming and Man, Jiaxiang and Zhu, Hua and Sun, Jiapeng and Fang, Liang. Enhanced wear resistance of 316 L stainless steel with a nanostructured surface layer prepared by ultrasonic surface rolling. **Coatings**, [S. l.], v. 9, p. 276, 2019.

WANG, Zhongwei; YAN, Yu; WANG, Yang; SU, Yanjing; QIAO, Lijie. Lifecycle of cobalt-based alloy for artificial joints: From bulk material to nanoparticles and ions due to bio-tribocorrosion. **Journal of Materials Science and Technology**, [S. l.], v. 46, 2020. b. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.12.010.

XIONG, Yi; HE, Tiantian; WANG, Junbei; LU, Yan; CHEN, Lufei; REN, Fengzhang; LIU, Yuliang; VOLINSKY, Alex A. Cryorolling effect on microstructure and mechanical properties of Fe-25Cr-

20Ni austenitic stainless steel. **Materials and Design**, [S. l.], v. 88, 2015. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.029.

YAO, Jianhua and Ding, Yiping and Liu, Rong and Zhang, Qunli and Wang, Liang. Wear and corrosion performance of laser-clad low-carbon high-molybdenum Stellite alloys. **Optics & Laser Technology**, [S. l.], p. 32–45, 2018.

YAO, M. X.; WU, J. B. C.; XU, W.; LIU, R. Metallographic study and wear resistance of a high-C wrought Co-based alloy Stellite 706K. **Materials Science and Engineering: A**, [S. l.], v. 407, n. 1–2, 2005. DOI: 10.1016/j.msea.2005.07.053.

YAO, Matthew and Collier, Rachel and DeWet, Danie. **Dilution control in hardfacing severe service components**, 8,828,312, 2014.

ZHOU, Zhiqiang; YONG, Jiahui; HAO, Jiaoshan; SUN, Deen; CHENG, Qian; JING, Huan; ZHOU, Zhongyun. Tribological Properties and Corrosion Resistance of Stellite 20 Alloy Coating Prepared by HVOF and HVOF. **Coatings**, [S. l.], v. 13, n. 4, 2023. DOI: 10.3390/coatings13040806.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials**. [s.l.] : Elsevier, 1987. v. 10