



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

CRISTIANO FARIA DE OLIVEIRA

**Revestimento por Fricção da Liga de Alta Entropia  
CoCrFeMnNi: Desenvolvimento Microestrutural e Resistência a  
Corrosão**

Goiânia

2025



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

Cristiano Faria de Oliveira

#### 3. Título do trabalho

REVESTIMENTO POR FRICÇÃO DA LIGA DE ALTA ENTROPIA CoCrFeMnNi:  
DESENVOLVIMENTO MICROESTRUTURAL E RESISTÊNCIA A CORROSÃO

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

Concorda com a liberação total do documento  SIM     NÃO<sup>1</sup>

[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 **Fernanda Christina Teotonio Dias Troysi, Professora do Magistério Superior**, em 04/09/2025, às 10:40, 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 **Cristiano Faria De Oliveira, Discente**, em 05/09/2025, às 09:33, 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](https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **5623223** e o código CRC **7A250E9C**.

---

CRISTIANO FARIA DE OLIVEIRA

**Revestimento por Fricção da Liga de Alta Entropia  
CoCrFeMnNi: Desenvolvimento Microestrutural e Resistência a  
Corrosão**

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  
Linha de pesquisa: Materiais e Manufatura Avançada

Orientadora: Profa. Dra. Fernanda C.T. Dias Troysi

Coorientador(a): Prof. Dr. Kaio Niitsu Campo

Goiânia

2025

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

Oliveira, Cristiano Faria de  
Revestimento por Fricção da Liga de Alta Entropia CoCrFeMnNi:  
Desenvolvimento Microestrutural e Resistência a Corrosão  
[manuscrito] / Cristiano Faria de Oliveira. - 2025.  
lxxvi, 76 f.

Orientador: Profa. Dra. Fernanda Christina Teotônio Dias Troysi; co orientador Dr. Kaio Niitsu Campo.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Goiás, Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação (EMC), Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Goiânia, 2025.

Bibliografia.

Inclui siglas, tabelas, lista de figuras, lista de tabelas.

1. Ligas de alta entropia. 2. Liga de Cantor. 3. Revestimento por fricção. 4. Microestrutura. 5. Corrosão. I. Troysi, Fernanda Christina Teotônio Dias, orient. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS

ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

### ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Ata nº 06 da sessão de Defesa de Dissertação de **Cristiano Faria de Oliveira**, que confere o título de Mestre em **Engenharia Mecânica**, na área de concentração em **Ciências Mecânicas**.

Ao **vigésimo nono dia do mês de agosto de dois mil e vinte e cinco**, a partir das **13:30h**, remoto - <https://meet.google.com/oiq-oxub-xus>, realizou-se a sessão pública de Defesa de Dissertação intitulada “REVESTIMENTO POR FRICÇÃO DA LIGA DE ALTA ENTROPIA CoCrFeMnNi: DESENVOLVIMENTO MICROESTRUTURAL E RESISTÊNCIA A CORROSÃO”. Os trabalhos foram instalados pela Orientadora, Professora Doutora **Fernanda Christina Teotonio Dias Troysi (UFG)** com a participação dos demais membros da Banca Examinadora: Professor Doutor **Daniel Fernandes da Cunha (UFG)**, membro titular interno e Professor Doutor **Pedro Paiva Brito (PUC Minas)** membro titular externo. Durante a arguição os membros da banca **não fizeram** sugestão de alteração do título do trabalho. A Banca Examinadora reuniu-se em sessão secreta a fim de concluir o julgamento da Dissertação, tendo sido o candidato aprovado pelos seus membros. Proclamados os resultados pela Professora Doutora **Fernanda Christina Teotonio Dias Troysi**, Presidente da Banca Examinadora, foram encerrados os trabalhos e, para constar, lavrou-se a presente ata que é assinada pelos Membros da Banca Examinadora, ao **vigésimo nono dia do mês de agosto de dois mil e vinte e cinco**.

TÍTULO SUGERIDO PELA BANCA



Documento assinado eletronicamente por **Fernanda Christina Teotonio Dias Troysi, Professora do Magistério Superior**, em 29/08/2025, às 15:57, 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 Fernandes Da Cunha, Professor do Magistério Superior**, em 29/08/2025, às 15:59, 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 **Pedro Paiva Brito, Usuário Externo**, em 29/08/2025, às 16:11, 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](https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **5508893** e o código CRC **C2E60201**.



CRISTIANO FARIA DE OLIVEIRA

**Revestimento por Fricção da Liga de Alta Entropia  
CoCrFeMnNi: Desenvolvimento Microestrutural e Resistência a  
Corrosão**

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

Linha de pesquisa: Materiais e Manufatura Avançada

---

Prof. Dra. Fernanda C. T. Dias Troysi – UFG (Orientadora)

---

Prof. Dr. Kaio Niitsu Campo – UNICAMP (Coorientador)

---

Prof. Dr. Daniel Fernandes da Cunha –UFG (Banca Examinadora)

---

Prof. Dr. Pedro Paiva Brito – PUC Minas (Banca Examinadora)

Goiânia, 29 de agosto de 2025.

*À memória viva do Seu Vicente Geraldo de Faria.*

## **AGRADECIMENTOS**

Um agradecimento sincero à Universidade Federal de Goiás - UFG e a todos os docentes do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Um agradecimento especial à minha orientadora, Dra. Fernanda Christina Teotonio Dias Troysi, e ao coorientador, Dr. Kaio Niitsu Campo, pela orientação e apoio incondicional. Agradeço também aos colegas servidores da UFG, em especial ao Fleide Wilian Rodrigues Alves, à minha família e aos amigos que sempre acreditaram e incentivaram ao longo dessa jornada. Agradeço ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro essencial para o desenvolvimento deste trabalho, por meio do processo nº 405623/2023-2.

## RESUMO

A presente pesquisa aborda o desenvolvimento e a caracterização de revestimentos com ligas de alta entropia (LAEs), com foco específico na liga CoCrFeMnNi, aplicados a substratos de aço-carbono e aço inoxidável por meio do processo de revestimento por fricção (RF) em centros de usinagem CNC. O principal objetivo foi aprimorar o processo de RF em centros de usinagem CNC, visando à produção de revestimentos de CoCrFeMnNi sobre esses substratos. A metodologia envolveu a preparação das amostras da liga por fusão em forno a arco, seguida de forjamento e usinagem para obtenção de hastes consumíveis. A deposição por fricção foi realizada em centro de usinagem CNC, com parâmetros controlados para garantir a qualidade do revestimento. A caracterização microestrutural foi conduzida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios X (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), enquanto a resistência à penetração foi avaliada por medições de microdureza Vickers. A resistência à corrosão dos revestimentos foi analisada por polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) em solução de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,5 M. Os resultados indicaram que os revestimentos de CoCrFeMnNi apresentaram microestrutura homogênea, com formação de fase cúbica de face centrada (CFC). As medições de microdureza revelaram valores inferiores aos da liga bruta, com médias entre 200 e 220 HV. Apesar da microestrutura heterogênea ter reduzido a resistência inicial à corrosão, o revestimento de CoCrFeMnNi demonstrou passivação superior em H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,5 M frente ao aço 316L, sugerindo maior potencial em meios passivadores.

Palavras-chave: Ligas de alta entropia; Liga de Cantor; Revestimento por fricção; Microestrutura; Corrosão.

## ABSTRACT

This research addresses the development and characterization of coatings with high-entropy alloys (HEAs), with a specific focus on the CoCrFeMnNi alloy, applied to carbon steel and stainless steel substrates by means of the friction surfacing (FS) process in CNC machining centers. The main objective was to improve the FS process in CNC machining centers, aiming at producing CoCrFeMnNi coatings on these substrates. The methodology involved the preparation of alloy samples by arc melting, followed by forging and machining to obtain consumable rods. Friction surfacing was carried out in a CNC machining center, with controlled parameters to ensure coating quality. Microstructural characterization was performed using scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and electron backscatter diffraction (EBSD), while penetration resistance was evaluated through Vickers microhardness measurements. The corrosion resistance of the coatings was analyzed by potentiodynamic polarization and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) in 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. The results indicated that the CoCrFeMnNi coatings exhibited a homogeneous microstructure with the formation of a face-centered cubic (FCC) phase. Microhardness measurements revealed values lower than those of the as-cast alloy, averaging between 200 and 220 HV. Despite the heterogeneous microstructure reducing the initial corrosion resistance, the CoCrFeMnNi coating exhibited superior passivation in 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> compared to 316L steel, suggesting greater potential in passivating environments.

Keywords: High-entropy alloys; Cantor alloy; Friction surfacing; Microstructure; Corrosion.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Mapa de <i>Ashby</i> mostrando a tenacidade à fratura em função da resistência ao escoamento para as principais classes de materiais.....	7
Figura 2 - Caracterização da Liga Cantor ( $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$ ): (a) Microscopia Óptica, (b) Microscopia Eletrônica por Varredura, e (c) Difração por Raios X. ....	8
Figura 3 - Mapas de Composição da liga de Cantor (MEV-EDS).....	9
Figura 4 - Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica da liga de Cantor e 304L SS. ....	11
Figura 5 - Aplicações industriais de revestimentos LAE em turbinas a gás .....	12
Figura 6 - Microestrutura de um revestimento LAE ( $\text{FeCoNiMnCu}$ ) aplicado sobre substrato de aço inoxidável 304 obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV). ....	13
Figura 7 - Teste de corrosão em soluções de $\text{H}_2\text{SO}_4$ aplicado a revestimentos de LAEs	14
Figura 8 - Esquemático do processo de revestimento por fricção.....	18
Figura 9 - Primeira máquina para revestimento por fricção .....	18
Figura 10 - Máquina dedicada de RF da ETA Technology.....	19
Figura 11 - RF de liga de alumínio aplicado sobre aço de baixo carbono .....	20
Figura 12 - Revestimento de aço inoxidável austenítico (ABNT 304) sobre aço de baixo carbono (ABNT 1020).....	20
Figura 13 - Variação na velocidade de rotação durante o processo de revestimento por fricção afeta a microestrutura do revestimento.....	21
Figura 14 - Diagrama do procedimento experimental.....	23
Figura 15 - Procedimento metodológico da análise Bibliométrica .....	25
Figura 16 - Forno à arco voltaico. ....	26
Figura 17 - Critérios de deposição.....	29
Figura 18- Etapas do processo de deposição .....	30
Figura 19 - Esquemático do corte transversal das amostras.....	31
Figura 20 - Produção Científica Anual sobre Revestimento por Fricção.....	35
Figura 21 - Mapa da Produção Científica sobre Revestimento por Fricção.....	35
Figura 22 - Autores em destaque em termos de produção científica.....	36
Figura 23 - Rede de colaboração .....	36
Figura 24 - Nuvem de palavras .....	37
Figura 25 - Mapa Hierárquico de palavras-chave dos autores. ....	37

Figura 26 - Quantidade de publicações por revista. ....	38
Figura 27 - Vista superior das amostras revestidas com a indicação da direção do avanço horizontal e o sentido da rotação: a) AM 1; b) AM 1.1; c) AM 2; d) AM 2.1 .....	39
Figura 28: Curvas de temperatura de deposição das amostras: AM 1, AM 2 e AM 2.1.40	
Figura 29 - Macrografias: (a) esquemático do corte da seção transversal, (b) seção transversal da amostra AM 1.1, e (c) seção transversal da amostra AM 2.....	41
Figura 30 – Medições da largura do revestimento da amostra AM 1.....	42
Figura 31 – Medições de espessura do revestimento da amostra AM 2.....	42
Figura 32 - Micrografia da seção transversal da amostra AM 2. ....	43
Figura 33 – Perfis de dureza <i>Vickers</i> (HV 0,05) das seções transversais das amostras AM 1, AM 2 e LAE bruta. ....	45
Figura 34 - Perfis de dureza <i>Vickers</i> (HV 0,05) das seções transversais das amostras AM 1.1, AM 2.1 e LAE bruta. ....	46
Figura 35- Gráfico de perfis de dureza ao longo da seção transversal .....	47
Figura 36: Imagens obtidas por MO (coluna esquerda e MEV (coluna direita): LAE bruta (a-b); AM 1 (c-d); AM 1.1 (e-f); AM 2 (g-h) e AM 2.1 (i-j) .....	49
Figura 37: MEV/EDS da LAE bruta. ....	51
Figura 38 – MEV/EDS da amostra AM 1 .....	52
Figura 39 – MEV/EDS da amostra AM 1.1 .....	52
Figura 40 – MEV/EDS da amostra AM 2. ....	53
Figura 41 – MEV/EDS da amostra AM 2.1. ....	55
Figura 42 - Mapas de distribuição elementar (Fe, Cr, Mn, Co e Ni) das amostras: AM 1, AM 1.1, AM 2 e AM 2.1., obtidos por EDS. ....	57
Figura 43 – Padrões de DRX para a Haste consumível e o Revestimento (AM2).....	58
Figura 44 – Resultados EBSD na interface revestimento/substrato da amostra AM 2: (a) IPF-Z; (b) contornos de grãos; e (c) KAM. ....	59
Figura 45 – Mapa composicional da amostra AM 2 obtido por EDS na interface revestimento/substrato .....	59
Figura 46 – Resultados de EBSD de diferentes regiões da seção transversal do revestimento (AM 2). ....	61
Figura 47 – Representação de Nyquist dos resultados de EIE para: (a) haste e o revestimento de CoCrFeMnNi, e (b) revestimento de aço inoxidável 316L para comparação. (c) Diagramas de polarização potenciodinâmica para o revestimento de 316L, e haste e revestimento de CoCrFeMnNi. ....	63

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição (em %) Dendrítica (D) e Interdendrítica (I) .....	8
Tabela 2 - Composição Química do Aço Inoxidável ABNT 304.....	28
Tabela 3 - Nomenclatura adotada.....	34
Tabela 4 – Microdureza <i>Vickers</i> (HV) da LAE bruta e dos revestimentos. ....	44
Tabela 5 – Tamanhos de grãos das amostras revestidas.....	48
Tabela 6 – Parâmetros da EIE: impedância da solução ( $R_S$ ), resistência à polarização ( $R_P$ ), impedância devido à indutância de baixa frequência ( $R_L$ ), resistência da camada passiva ( $R_{CP}$ ), elemento de fase constante da dupla camada elétrica ( $Q_{DL}$ ), e elemento de fase constante da camada passiva ( $Q_C$ ). ....	64
Tabela 7 – Parâmetros de polarização potenciodinâmica eletroquímica: potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ), densidade de corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ), potencial transpassivo ( $E_{TP}$ ), potencial de passivação ( $E_P$ ), densidade de corrente passiva ( $i_{pass}$ ), e densidade de corrente crítica ( $i_{CRT}$ ). ....	64

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CCC	Cúbica de corpo centrado ( <i>Body-centered cubic</i> )
CFC	Cúbica de Face Centrada ( <i>Face-centered cubic</i> )
CNC	Controle Numérico Computadorizado ( <i>Computer Numerical Control</i> )
DRX	Difração de Raios X ( <i>X-ray diffraction</i> )
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados ( <i>Electron BackScattered Diffraction</i> )
EIE	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica ( <i>Electrochemical impedance spectroscopy</i> )
RF	Revestimento por Fricção ( <i>Friction Surfacing</i> )
LAE	Liga de Alta Entropia ( <i>High Entropy Alloy</i> )
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura ( <i>Scanning electron microscopy</i> )
OCP	Potencial de Circuito Aberto ( <i>Open Circuit Potential</i> )
PUC Minas	Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais
UFG	Universidade Federal de Goiás
MO	Microscopia Ótica a Luz Visível ( <i>Visible light optical microscopy</i> )

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>1.1</b>	<b>Objetivos</b> .....	<b>2</b>
<b>1.1.1</b>	<b>Objetivo Geral</b> .....	<b>2</b>
<b>1.1.2</b>	<b>Objetivos Específicos</b> .....	<b>3</b>
<b>1.2</b>	<b>Justificativa</b> .....	<b>3</b>
<b>2</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO</b> .....	<b>4</b>
<b>2.1</b>	<b>Liga de Alta Entropia</b> .....	<b>4</b>
<b>2.2</b>	<b>Revestimento Usando Ligas de Alta Entropia</b> .....	<b>11</b>
<b>2.3</b>	<b>Revestimento por Fricção</b> .....	<b>15</b>
<b>3</b>	<b>MÉTODO</b> .....	<b>23</b>
<b>3.1</b>	<b>Etapa I – Análise Bibliométrica</b> .....	<b>23</b>
<b>3.2</b>	<b>Etapa II – Materiais e preparação</b> .....	<b>25</b>
<b>3.2.1</b>	<i>Preparação da haste consumível - LAE</i> .....	<b>25</b>
<b>3.2.2</b>	<i>Preparação do substrato</i> .....	<b>27</b>
<b>3.2.3</b>	<i>Parâmetros de deposição</i> .....	<b>28</b>
<b>3.2.4</b>	<i>Parâmetros de deposição – Processo de deposição das hastes</i> .....	<b>29</b>
<b>3.3</b>	<b>Etapa III – Procedimentos de caracterização</b> .....	<b>30</b>
<b>3.4</b>	<b>Etapa IV – Resistência a corrosão</b> .....	<b>32</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>34</b>
<b>4.1</b>	<b>Análise Bibliométrica</b> .....	<b>34</b>
<b>4.2</b>	<b>Análise do Revestimento</b> .....	<b>38</b>
<b>4.2.1</b>	<i>Deposição e Macrografia da Liga Cantor (CoCrFeMnNi)</i> .....	<b>38</b>
<b>4.2.2</b>	<i>Termografia</i> .....	<b>39</b>
<b>4.2.3</b>	<i>Macrografia</i> .....	<b>41</b>
<b>4.3</b>	<b>Caracterização Amostra AM2</b> .....	<b>42</b>
<b>4.3.1</b>	<i>Microdureza</i> .....	<b>43</b>
<b>4.3.2</b>	<i>Micrografia de Topo e MEV</i> .....	<b>47</b>

4.3.3	<i>EDS – Espectro Quantitativo</i> .....	50
4.3.4	<i>EDS – MAPA/ Espectro qualitativo</i> .....	56
4.3.5	<i>DRX e EBSD – AM2</i> .....	57
4.4	<b>Desempenho do Revestimento no Ensaio de Corrosão</b> .....	62
5	<b>CONCLUSÕES</b> .....	67
6	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	70

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a pesquisa em Ligas de Alta Entropia (LAE), do inglês *High Entropy Alloys – HEA*, tem ganhado destaque devido à sua capacidade de fornecer materiais com propriedades mecânicas que superam as ligas convencionais, tais como: alta resistência mecânica, elevada dureza, estabilidade térmica e resistência à corrosão, à fratura e à fadiga (Krishna *et al.*, 2024). As LAEs são uma classe relativamente nova de ligas metálicas que se distinguem pela combinação equiatômica de cinco ou mais elementos principais, sem a presença de um elemento majoritário. Essa composição resulta, em muitos casos, em microestruturas monofásicas simples e propriedades superiores, que se distinguem das ligas tradicionais baseadas em um ou dois elementos principais (George; Raabe; Ritchie, 2019; Luo *et al.*, 2018).

De acordo com Gandra *et al.* (2013), os eventos que ocorrem nas superfícies dos componentes, como desgaste, corrosão ou concentração de tensão, têm aumentado a relevância das pesquisas em engenharia de superfícies. Existem vários processos de revestimentos convencionais que permitem melhorar as propriedades superficiais ou sendo utilizados para recuperação de peças desgastadas, para obtenção de revestimentos duros e na proteção contra corrosão. Nicholas e Thomas (1998) cita alguns desses processos: deposição por soldagem a arco, pulverização térmica e revestimento a laser, que ocorrem por meio da fusão do revestimento com o substrato. De acordo com Prabhakar *et al.* (2022), em consonância com os resultados de Gandra *et al.* (2013), as técnicas de revestimento em estado sólido vêm sendo cada vez mais exploradas, pois permitem obter resultados comparáveis aos processos baseados em fusão, ao mesmo tempo em que evitam os defeitos característicos, como distorções, concentração de tensão, deformações elevadas, dentre outros.

O processo de Revestimento por Fricção (RF) é um processo de revestimento em estado sólido que utiliza a deformação plástica de uma haste metálica consumível, o que evita problemas comuns normalmente encontrados nos processos convencionais de revestimento: como fusão do material e formação de defeitos indesejáveis na estrutura do material (Prabhakar *et al.*, 2022). O RF utiliza apenas fricção e deformação plástica, permitindo o processamento de materiais a temperaturas abaixo da fusão e resultando em uma camada contínua com microestruturas de granulação fina. Nesse contexto, o RF tem se destacado como uma técnica promissora na engenharia de superfície, oferecendo a

possibilidade de gerar revestimentos de qualidade compatível com aqueles obtidos por métodos de fusão, a exemplo da Manufatura Aditiva por Deposição a Arco, podendo ainda ser aplicado em reparo de componentes (Gandra *et al.*, 2014).

Com a crescente demanda por materiais que ofereçam alta resistência à corrosão e durabilidade, as LAEs se destacam como candidatos para revestimentos, especialmente em setores que exigem proteção de superfícies metálicas contra ambientes agressivos. A combinação do RF com ligas de alta entropia surge como uma abordagem inovadora para criar revestimentos com propriedades otimizadas, satisfazendo essas necessidades (Sharma, 2021; Kim *et al.*, 2018).

O desenvolvimento do processo de revestimento por fricção em centros de usinagem Comando Numérico Computadorizado (CNC), em vez de equipamentos dedicados, pode expandir significativamente as aplicações industriais dessa técnica. Isso se deve à ampla difusão dos centros de usinagem CNC na indústria, que, quando adaptados para o processo RF, permitem a criação de revestimentos com boa aderência e controle de espessura e largura, a um custo potencialmente menor (Troysi *et al.*, 2019). Contudo, o uso de equipamento não especializado impõe desafios na adaptação dos parâmetros do processo, exigindo um estudo aprofundado para garantir a eficiência dos revestimentos obtidos (Silva *et al.*, 2020).

A aplicação do processo RF, especificamente para o recobrimento de superfícies de aço-carbono com LAEs tem o intuito de oferecer uma alternativa eficaz para aumentar a resistência à corrosão desses materiais (Song *et al.*, 2025; Ni *et al.*, 2025), estendendo sua vida útil e reduzindo os custos associados à manutenção e substituição de componentes (Sonar *et al.*, 2024). Assim, este trabalho insere-se em um contexto mais amplo de inovação na engenharia de superfícies, configurando-se como o primeiro a utilizar a deposição de LAEs por RF, com foco em soluções que combinem eficiência técnica e viabilidade econômica.

## **1.1 Objetivos**

### ***1.1.1 Objetivo Geral***

O objetivo geral do presente projeto de pesquisa é desenvolver o processo de revestimento por fricção em centro de usinagem CNC para a elaboração de revestimentos

de liga de alta entropia CoCrFeMnNi em aço-carbono ABNT 1020 e inoxidável ABNT 304.

### **1.1.2 *Objetivos Específicos***

- i. Realizar uma análise bibliométrica sobre o tema;
- ii. Obter revestimentos de liga de alta entropia em aço carbono e aço inoxidável;
- iii. Analisar os revestimentos quanto à microestrutura, dureza, análise termográfica e tamanho de grão;
- iv. Investigar o desempenho dos revestimentos obtidos em termos de sua resistência à corrosão.

## **1.2 Justificativa**

Existe um grande potencial para o desenvolvimento do processo de revestimento por fricção na área da engenharia de superfície, pois ele possibilita a melhoria nas propriedades superficiais, levando ao aumento da vida útil dos componentes e das estruturas, reduzindo as taxas de desgaste e diminuindo os custos relativos às pausas não programadas e/ou substituição de componentes. O desenvolvimento do processo RF em um centro de usinagem CNC pode ampliar as possibilidades de aplicação pela grande inserção no meio industrial do primeiro tipo de equipamento, sem a necessidade de investimento em maquinário dedicado. Por sua vez, o emprego de equipamento não especializado impõe a adaptação dos parâmetros do processo e um estudo das relações desses com o comportamento dos revestimentos obtidos para que se possa atestar a sua eficiência. Especificamente no caso deste trabalho, a aplicação do processo RF tem como motivação elevar a resistência à corrosão de uma superfície de aço-carbono de baixo custo pelo seu recobrimento com aço inoxidável. Especificamente no caso deste trabalho, a aplicação do processo revestimento por fricção, tem como motivação um processo alternativo para a obtenção de revestimentos de ligas de alta entropia em substrato de aço convencional que permite obter maiores espessuras para a camada de revestimento.

## 2 REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1 Liga de Alta Entropia

Na metalurgia, os metais puros têm aplicações limitadas, sendo frequentemente necessário melhorar suas propriedades por meio de ligas. As ligas convencionais, geralmente compostas por um elemento principal combinado com outros, podem formar compostos intermetálicos complexos que comprometem o desempenho do material em diversas aplicações (Tsai; Yeh, 2014). Em contraste, as Ligas de Alta Entropia (LAEs), compostas por cinco ou mais elementos principais em proporções molares semelhantes (porcentagem atômica), favorecem a formação de estruturas cristalinas simples e apresentam propriedades superiores. O aumento da entropia nessas ligas estabiliza a fase de solução sólida, mitigando a formação de compostos intermetálicos (Zhang *et al.*, 2014). Projetadas para conter de 5% a 35% de cada elemento principal em porcentagem atômica, as LAEs diferem das ligas tradicionais, onde um ou dois elementos predominam (Hsu *et al.*, 2004).

As LAEs, com suas microestruturas simplificadas, tendem a favorecer a formação de fases de solução sólida em vez de compostos complexos. Essa simplificação estrutural resulta em propriedades mecânicas singulares, como alta resistência, dureza, resistência ao desgaste e à corrosão, indicadas para aplicações na indústria aeroespacial, militar e outros setores de alto desempenho (Yeh *et al.*, 2004). A estrutura cristalina simplificada das LAEs, incluindo as fases cúbicas de face centrada (CFC) e cúbicas de corpo centrado (CCC), podem favorecer a obtenção de propriedades mecânicas superiores, essenciais para aplicações em ambientes extremos (Zhang *et al.*, 2008; Li *et al.*, 2016; Miracle; Senkov, 2017).

No setor aeroespacial, as LAEs são investigadas como alternativas promissoras às superligas à base de níquel usadas em turbinas a gás. Essas ligas não só apresentam alta resistência a temperaturas elevadas, como também demonstram excelente resistência à corrosão e à oxidação, atributos indispensáveis para a segurança e a eficiência de motores a jato e outros componentes críticos expostos a ambientes agressivos. As LAEs têm mostrado desempenho superior na manutenção da integridade estrutural sob condições extremas de temperatura e pressão, posicionando-se como candidatas preferenciais para

o desenvolvimento de materiais avançados na indústria aeroespacial (Dada; Popoola; Mathe, 2023).

A aplicação das LAEs em componentes militares também tem ganhado destaque devido à sua resistência ao desgaste e à corrosão, características essenciais para prolongar a vida útil de equipamentos operando em ambientes hostis. O uso dessas ligas em blindagens, revestimentos protetores e outros componentes estruturais críticos é cada vez mais explorado, graças à sua capacidade de suportar condições operacionais rigorosas sem comprometer o desempenho. Em grande parte, a alta resistência, tenacidade e durabilidade das LAEs fazem delas uma escolha estratégica para tecnologias militares avançadas, oferecendo vantagens significativas em relação aos materiais convencionais (Xiong *et al.*, 2023; Varma; Sanchez; Ramana, 2020). Além do setor militar, essas ligas têm se mostrado igualmente promissoras no campo da energia nuclear. Recentemente, as LAEs vêm sendo investigadas como candidatas potenciais para Revestimentos Tolerantes a Acidentes (*Accident Tolerant Fuel* – ATF) em reatores nucleares. Essa aplicação se justifica por sua microestrutura altamente desordenada, que promove uma recombinação eficiente dos defeitos induzidos por irradiação. Como consequência, essas ligas apresentam elevada resistência à radiação, além de notável tolerância à corrosão em água e à oxidação por vapor em altas temperaturas (WANG *et al.*, 2018).

Os primeiros resultados das pesquisas com ligas cristalinas multicomponente e de alta entropia foram publicados em 2004, conforme discutido por Zhao *et al.* (2024). Yeh *et al.* (2004) constatou que a resistência ao desgaste das LAEs era similar às ligas ferrosas com a mesma dureza. Além disso, muitas das LAEs, especialmente aquelas que contêm Cu, Ti, Cr, Ni ou Cr, exibiram resistência à corrosão comparável à dos aços inoxidáveis, sendo que as LAEs que contêm Cr ou Al demonstraram uma excelente resistência à oxidação, até 1100 °C. Nos estudos de Cantor *et al.* (2004), uma liga de cinco componentes  $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$  forma uma única solução sólida CFC que solidifica de maneira dendrítica. Dois conceitos principais dessa abordagem incluem a exploração de um vasto campo de composições de ligas e o potencial de influenciar a estabilidade da fase de solução sólida por meio do controle da entropia configuracional (Gludovatz *et al.*, 2014). Esses conceitos despertaram grande interesse na comunidade científica, resultando em novas descobertas, controvérsias e questões fundamentais. Como consequência, a literatura sobre LAEs cresceu rapidamente, fornecendo dados que tanto apoiam quanto

desafiam os conceitos iniciais, evidenciando um campo em rápida evolução e com muito a ser explorado (Miracle; Senkov, 2017).

De acordo com JIEN-WEI (2006), uma liga equimolar de cinco elementos pode ser classificada como de alta entropia quando a entropia molar configuracional total em uma solução sólida ideal ( $S^{SS,ideal}$ ) atinge a ordem de  $1.61R$ , onde  $R$  é a constante universal dos gases perfeitos. A entropia configuracional é expressa pela Equação 1, onde  $x_i$  representa o percentual atômico de cada elemento na composição da LAE.

$$S^{SS,ideal} = -R \sum_i x_i \ln(x_i) \quad (1)$$

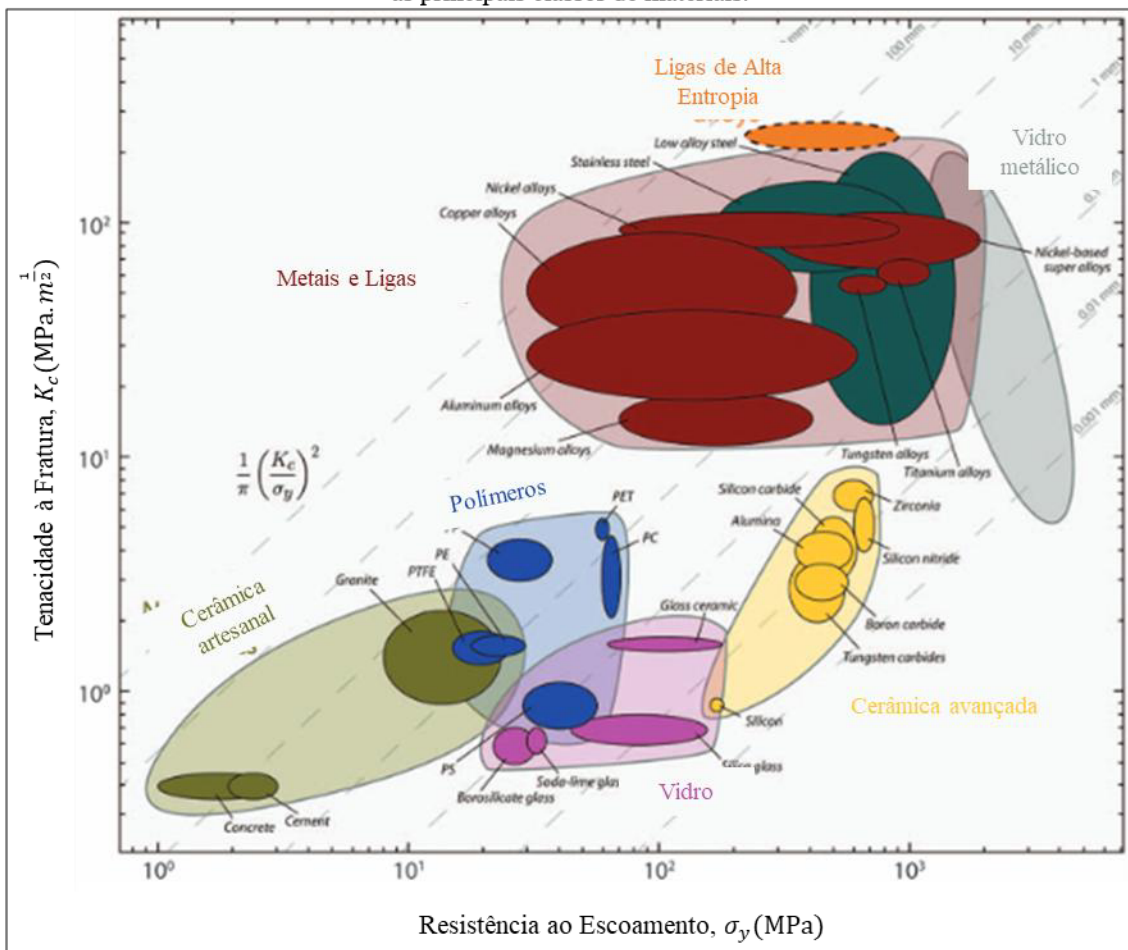
Pesquisas como as de Li *et al.* (2019) e Zhang *et al.* (2014) concentram-se em LAEs que formam soluções sólidas monofásicas, com destaque para a liga Cantor, composta por Cr-Mn-Fe-Co-Ni em proporções atômicas de 20% para cada elemento. A liga Cantor possui estrutura cristalina CFC, com diferenças significativas nos raios atômicos, o que induz tensões internas que dificultam o movimento das discordâncias, promovendo um endurecimento por solução sólida e aumentando a resistência à deformação (Li *et al.*, 2023).

Conforme Gludovatz, George e Ritchie (2015), essa estrutura homogênea e a complexidade atômica da liga Cantor melhoram a resistência à fratura e a tenacidade, equilibrando alta resistência com boa ductilidade, características essenciais para aplicações exigentes como é o caso de temperaturas criogênicas, com níveis de tenacidade comparáveis com aços criogênicos, especificamente certos aços inoxidáveis austeníticos e aços de alta concentração de Ni. O mapa de Ashby, Figura 1, mostra a tenacidade à fratura como uma função da resistência ao escoamento para ligas de alta entropia em relação a uma ampla gama de sistemas de materiais. A excelente tolerância ao dano (tenacidade combinada com resistência) da liga CrMnFeCoNi é evidente, pois a liga de alta entropia supera a tenacidade da maioria dos metais puros e das ligas metálicas, e apresenta uma resistência comparável à de cerâmicas avançadas e próxima à de alguns vidros metálicos.

Cantor *et al.* (2004) investigaram por meio de uma combinação de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de Raios X e medições de dureza de uma liga de alta entropia obtida partir da fundição e resfriamento rápido. A Tabela 1

apresenta a composição química em porcentagem das regiões dendríticas (D) e interdendríticas (I) da liga Cantor ( $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}$ ). Observa-se que a região dendrítica possui uma distribuição relativamente homogênea dos cinco elementos, com valores próximos a 20%, refletindo a formação de uma solução sólida típica. Na região da micro-segregação de solidificação exibe maior variação na composição, com uma redução significativa no teor de Fe (16,1%) e aumento nos conteúdos de Cr (27,0%) e Mn (23,0%). Essas diferenças podem influenciar as propriedades mecânicas e de corrosão das diferentes regiões da liga, destacando a importância da microestrutura no desempenho global do material.

Figura 1 – Mapa de *Ashby* mostrando a tenacidade à fratura em função da resistência ao escoamento para as principais classes de materiais.



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

Ainda sobre o estudo realizado por Cantor *et al.* (2004), a Figura 2 ilustra a análise detalhada da liga Cantor utilizando diversas técnicas de caracterização. A Figura 2 (a),

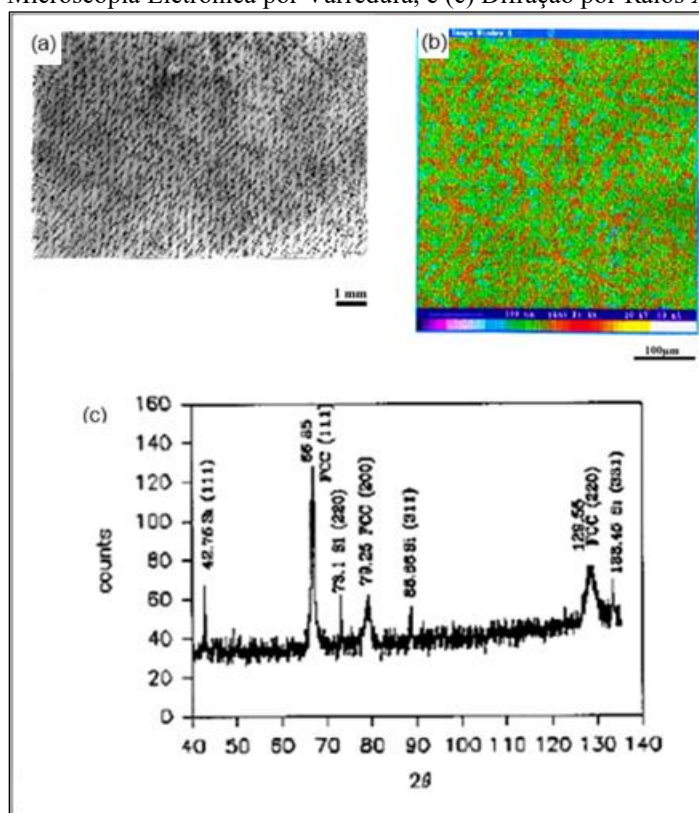
obtida por microscopia óptica, apresenta a microestrutura da Liga de Cantor fundida. Na Figura 2 (b), a microscopia eletrônica de varredura (MEV)/microanalisador de sonda eletrônica (*electron probe microanalyser* – EPMA) mostra a distribuição elementar, confirmando a homogeneidade na região dendrítica e variações composicionais na região interdendrítica. A difração de Raios X, representada na Figura 2 (c), corrobora a existência de uma solução sólida monofásica com estrutura CFC. Esses resultados, junto aos dados da Tabela 1, oferecem uma visão integrada da microestrutura da liga, evidenciando a correlação entre a distribuição elementar e as propriedades mecânicas do material.

Tabela 1 - Composição (em % atômica) Dendrítica (D) e Interdendrítica (I)

Liga	Região	Fe	Cr	Mn	Ni	Co
Cantor (Fe <sub>20</sub> Cr <sub>20</sub> Mn <sub>20</sub> Co <sub>20</sub> Ni <sub>20</sub> )	D	20.2	20.5	19.4	19.5	20,4
	I	16.1	27.0	23.0	17.0	17.0

Fonte: Adaptado de Cantor *et al.* (2004).

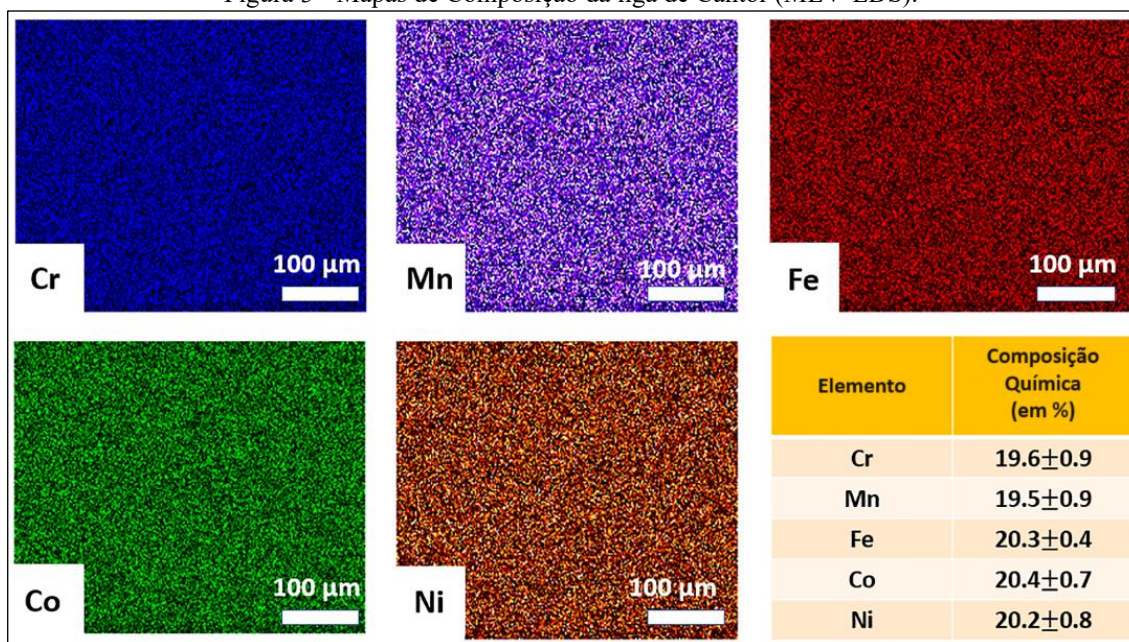
Figura 2 - Caracterização da Liga Cantor (Fe<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>20</sub>): (a) Microscopia Óptica, (b) Microscopia Eletrônica por Varredura, e (c) Difração por Raios X.



Fonte: Adaptado de Cantor *et al.* (2004).

A Figura 3 mostra os mapas de composição obtidos por MEV-EDS, demonstrando que os cinco elementos principais (Cr, Mn, Fe, Co e Ni) estão distribuídos de maneira homogênea na liga na escala de caracterização utilizada, corroborando a formação de uma única fase sólida. Esse comportamento é consistente com estudos anteriores que evidenciam a importância da homogeneidade composicional na estabilidade mecânica e química da liga Cantor (Cantor *et al.*, 2004; Li *et al.*, 2019; Zhang *et al.*, 2014).

Figura 3 - Mapas de Composição da liga de Cantor (MEV-EDS).



Fonte: Adaptada de Li *et al.* (2019).

Armendariz *et al.* (2024) reforça a importância das descobertas pioneiras de Yeh e Cantor em 2004, que transformaram a metalurgia moderna. A liga Cantor destaca-se por sua estabilidade termodinâmica e resistência em atmosferas ricas em hidrogênio (alto fator de empacotamento de materiais CFC), propriedades que a tornam ideal para aplicações na indústria de hidrogênio e energia. Li *et al.* (2023) enfatizam que o comportamento de corrosão das LAEs, especialmente em soluções como ácido sulfídrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), tornou-se um foco de pesquisa fundamental. O Cr é crucial para a resistência à corrosão devido à formação de filmes passivos de óxidos de cromo, enquanto Ni e Mn, embora importantes para manter a estabilidade da estrutura CFC, podem comprometer essa resistência em soluções de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, indicando a necessidade de ajustes na composição das ligas para otimizar seu desempenho (Li *et al.*, 2023). De acordo com os resultados

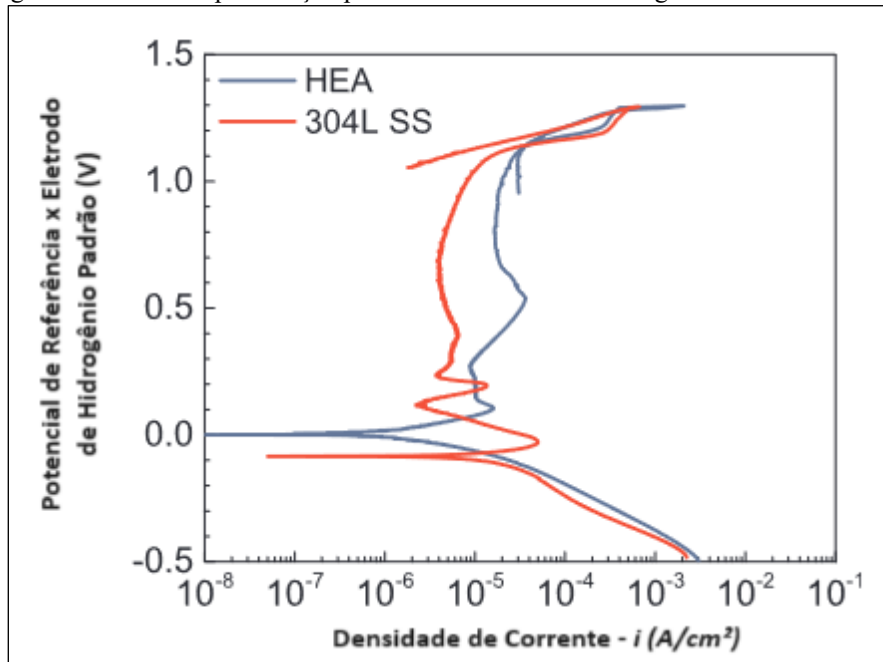
das curvas de polarização potenciodinâmica e da espectroscopia de impedância eletroquímica obtidos por Yang *et al.* (2020), a adição de Mn retarda o processo de passivação, reduzindo a estabilidade dos filmes para a liga Cantor em soluções aquosas de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Huang *et al.* (2021) investigaram a influência da adição de Ni em uma LAE baseada em CoCrNiAlTi exposta a uma solução aquosa de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Os resultados mostraram que o aumento do teor de Ni prejudicou a resistência à corrosão da liga. O Ni tendia a se acumular na superfície, formando uma camada de NiS, que se revelou instável.

Pesquisas sobre o comportamento de corrosão das LAEs em ambientes ácidos, especialmente em soluções de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, demonstram a importância da composição elementar e da microestrutura na resistência à corrosão. A liga Cantor apresenta resistência moderada à corrosão em H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, influenciada pela presença do elemento Cr que permite uma melhor estabilidade química (Wang *et al.*, 2021).

Apesar dos efeitos adversos de Ni e Mn, as propriedades de resistência à corrosão da liga Cantor em meios ácidos e neutros são comparáveis às do aço inoxidável 304 ou 304L (Banik *et al.*, 2023). Luo *et al.* (2018) investigou a resistência à corrosão e as propriedades do filme passivo da liga Cantor em comparação com o aço inoxidável 304L em solução aquosa de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> a 0,1M. Ambos os materiais apresentaram boa capacidade de formar filmes passivos, com o filme da LAE sendo mais espesso e sem dissolução seletiva de elementos metálicos durante a passivação. Sob a condição de Potencial de Curto-Circuito (*Open Circuit Potential - OCP*), os dois materiais apresentaram mecanismos semelhantes de corrosão, evidenciando um processo misto de transferência de carga e controle de difusão.

A Figura 4, apresenta as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para a liga Cantor e o aço 304L SS em 0,1 M de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Não foi observado nenhum laço de histerese evidente nas varreduras reversas, indicando que tanto a LAE quanto o 304L não são suscetíveis à corrosão localizada à temperatura ambiente. Em solução aquosa de ácido clorídrico a 10%, a liga Cantor apresentou excelente resistência à corrosão comparada ao mesmo aço inoxidável (Luo *et al.*, 2018).

Figura 4 - Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica da liga de Cantor e 304L SS.



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

Embora grande parte das pesquisas sobre LAEs se concentra na estrutura e no comportamento dos elementos de sua composição, Bhaskaran Nair *et al.* (2023) afirmam que estudos publicados até a metade da década passada se concentraram, principalmente, na compreensão do comportamento mecânico das LAEs obtidas por fundição a arco. Malatji *et al.* (2020) sugeriu que a deposição de metal a laser na manufatura aditiva poderia ser usada para evitar os defeitos dos processos de fundição. As técnicas de revestimento por meio de pulverização térmica ganharam mais atenção, sendo observado um aumento significativo de publicações a partir do ano de 2016, destacando-se as técnicas de deposição física de vapor (PVD), revestimento a laser, aspensão térmica e *High Velocity Oxygen Fuel* (HVOF) (Bhaskaran Nair *et al.*, 2023).

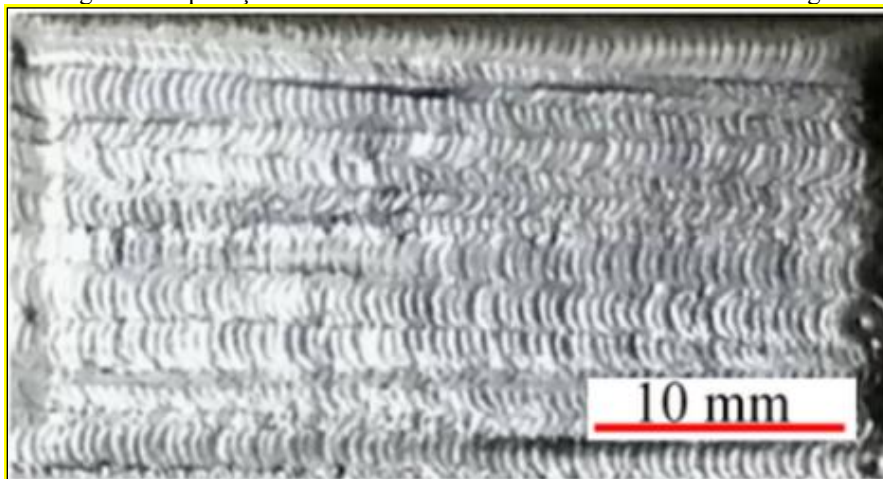
## 2.2 Revestimento Usando Ligas de Alta Entropia

Como visto, um grande número de LAEs tem sido desenvolvido, apresentando propriedades como endurecimento por precipitação, resistência à oxidação, ao desgaste e à corrosão, dentre outras. Essas características ampliam significativamente o escopo de suas aplicações em diversos segmentos industriais.

Os revestimentos de LAESs tem potencial por apresentar propriedades excepcionais, com uma ampla gama de aplicações em materiais funcionais e estruturais. No setor nuclear, são valorizados por sua alta resistência à radiação e à corrosão. Além disso, esses revestimentos são amplamente empregados para proteção contra desgaste e altas temperaturas em ambientes industriais, como mostra Zhang *et al.* (2014). Na indústria aeroespacial, revestimentos de LAEs são apropriadas para motores a jato e turbinas, devido à sua resistência superior à oxidação e estabilidade em temperaturas elevadas (Döleker *et al.*, 2023). Em processos de manufatura, essas ligas são aplicadas como aglutinantes de ferramentas de corte à base de Ti (C,N), prolongando sua vida útil e aumentando a eficiência nas operações de acabamento (Ye; Yin; Yuan, 2024). As LAEs também se destacam em sistemas de geração de energia, como turbinas a gás e reatores nucleares, onde são exigidas alta durabilidade e resistência à corrosão em condições severas (Armendariz *et al.*, 2024; Zhang *et al.*, 2020).

Neste contexto, a Figura 5 apresenta uma solução para melhoria da resistência ao desgaste de componentes dos compressores de turbinas a gás, onde aplicou-se LAEs.

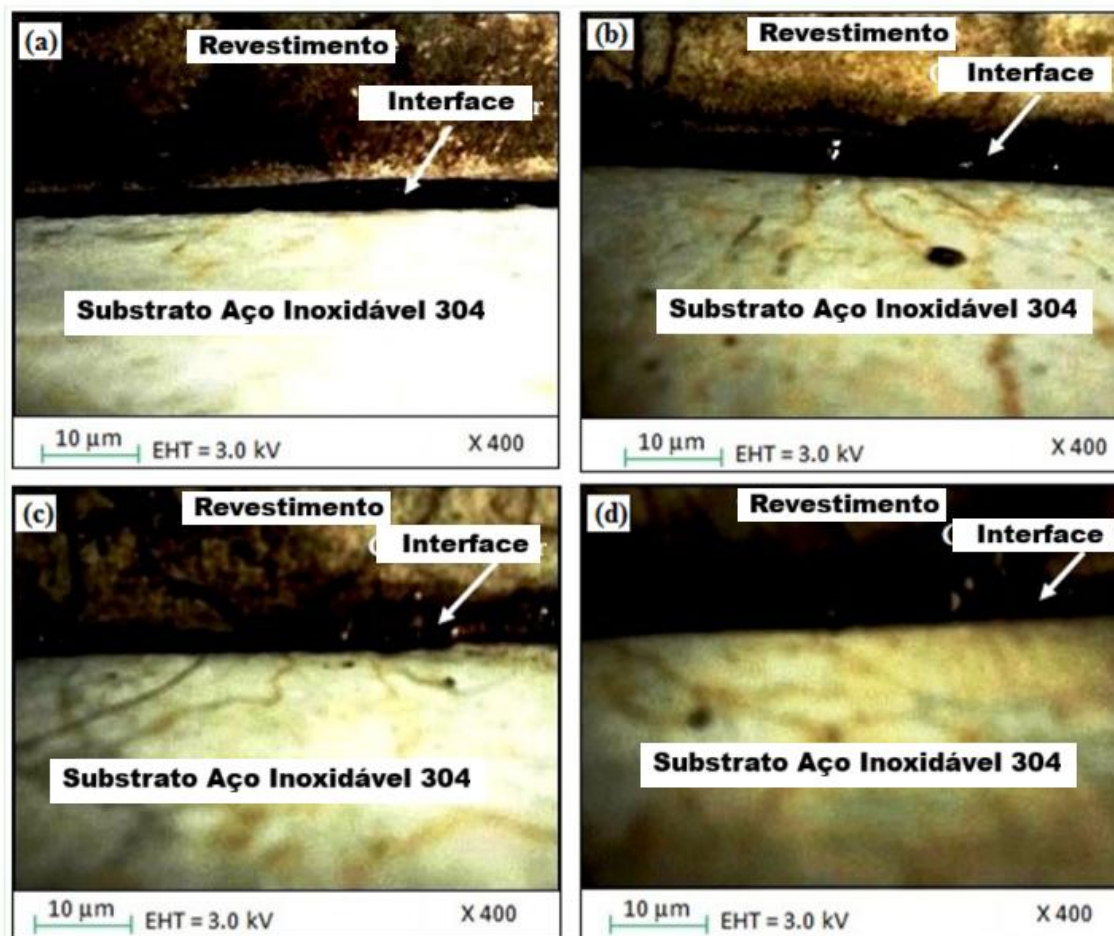
Figura 5 - Aplicações industriais de revestimentos LAE em turbinas a gás



Fonte: Adaptado de Zhao *et al.* (2024).

A Figura 6, por sua vez, exibe um revestimento de LAE (FeCoNiMnCu) aplicado por sinterização por microondas sobre aço inoxidável 304. De acordo com Sharma *et al.* (2024), as regiões mais escuras nas imagens de MEV (Figura 6a-d) indicam a concentração dos elementos da liga.

Figura 6 - Microestrutura de um revestimento LAE (FeCoNiMnCu) aplicado sobre substrato de aço inoxidável 304 obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV).



Fonte: Sharma *et al.* (2024).

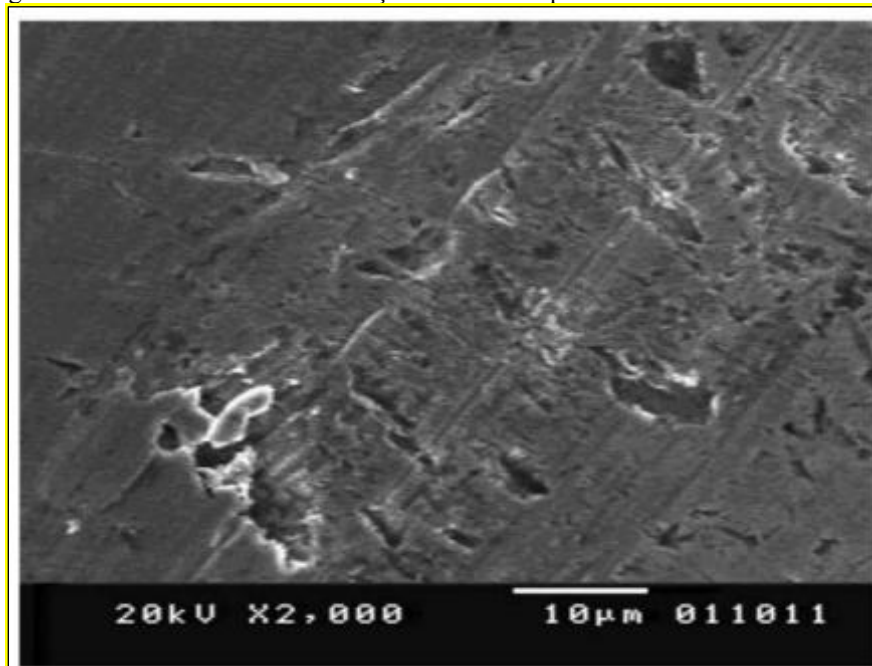
Os métodos de deposição são determinantes para as propriedades finais dos revestimentos. Técnicas como Deposição Física de Vapor (PVD), Deposição Química de Vapor (CVD) e aspersão térmica são comumente empregadas para aplicar LAEs em superfícies metálicas. A aspersão térmica, em particular, proporciona camadas densas e aderentes, ideais para resistir ao desgaste e à corrosão. Comparativamente, a técnica PVD oferece revestimentos mais finos e homogêneos, enquanto a aspersão térmica cria camadas mais espessas e com melhor adesão (Okokpujie *et al.*, 2024).

A eficácia dos revestimentos de LAEs é confirmada por Li *et al.* (2023), que estudaram a liga CoCrFeMnNi aplicada a lâminas de turbinas, observando melhorias significativas na resistência à corrosão e ao desgaste. Ensaio realizados em soluções de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  comprovaram a proteção superior oferecida contra corrosão localizada e “pitting”, superando revestimentos convencionais. A estabilidade térmica dessas ligas foi mantida

mesmo em temperaturas e pressões elevadas, reforçando sua aplicabilidade em ambientes exigentes (Li *et al.*, 2023; Wang *et al.*, 2022).

Como um exemplo de comprovação dessa estabilidade, a Figura 7 apresenta o resultado da microestrutura de um revestimento de LAE ( $\text{Cu}_{0.5}\text{NiAlCoCrFeSi}$ ) após exposição em solução desaerada de 1N  $\text{H}_2\text{SO}_4$  (Chen *et al.*, 2005).

Figura 7 - Teste de corrosão em soluções de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  aplicado a revestimentos de LAEs



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

Nos últimos anos, as LAEs tem sido usadas como material ideal para revestimento em aplicações nucleares, principalmente quando em contato com fontes de energias mais seguras como foco na integridade e confiabilidade das instalações (Zhang *et al.*, 2018).

No estudo de Döleker *et al.* (2023), foi investigado a resistência à corrosão em elevadas temperaturas de uma LAE (Co, Cr, Fe, Ni, Al, Nb) submetida ao método convencional de boretção por pó para aplicações aeroespaciais. Os resultados de corrosão em alta temperatura evidenciaram menor degradação nas amostras de LAEs boretadas, menor espessura de camada de corrosão e redução da área danificada, indicando maior estabilidade.

Uma outra solução para mitigar os danos em aplicações severas é o uso de sistemas de revestimentos de barreira térmica (*Thermal Barrier Coatings – TBC*). No estudo de Odabas, Ozgurlik e Karaoglanli (2024), foram produzidas amostras de material

de revestimento com três camadas: material do substrato (Inconel-718), revestimento de ligação metálica (CoNiCrAlY) e revestimento superior LAE (AlCoCrFeNiTi). O sistema de revestimento foi submetido a ensaios de corrosão à quente, apresentando resultados desejáveis sem danos, como trincas, empenos ou descamação.

### 2.3 Revestimento por Fricção

O uso de processos de revestimentos baseadas em fricção tem sido utilizado como uma tecnologia de conformação industrial, seus campos de aplicações incluem processamento de superfície, fabricação de aeronaves, fabricação de compósitos metálicos, dentre outros (Gao; Li, 2021). Nesse processo, as peças são submetidas a movimento relativo sob pressão, o que permite que o calor gerado pela fricção na interface entre as superfícies em contato seja aproveitado para unir metais similares ou dissimilares (Qu; Tatman; Wharry, 2024).

Hoffmann *et al.* (2024), afirmaram que os revestimentos em estado sólido possuem vantagens em relação às técnicas de união baseadas em fusão (alta energia térmica), evitando formação de porosidades, trincas, distorções significativas e tensão residuais. A maioria destes problemas citados podem ser evitados por meio de aplicação de técnicas de deposição em estado sólido, em particular devido às menores temperaturas comparadas aos processos por fusão (Frazier, 2014). Uma dessas técnicas que se destaca é o processo de Revestimento por Fricção – RF (*Friction Surfacing*) (Soujon *et al.*, 2022). Kramer de Macedo *et al.* (2010), admitiu, em sua publicação, que o RF já se despontava com uma alternativa promissora para diversas aplicações industriais devido à sua capacidade de operar abaixo do ponto de fusão, utilizando calor e pressão para depositar material consumível sobre o substrato, resultando em uma ligação metálica robusta. Este método oferece vantagens, como a produção de revestimentos com microestruturas refinadas, melhorando as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste. É amplamente utilizado na reparação de componentes desgastados, na obtenção de superfícies resistentes ao desgaste e na fabricação de componentes com propriedades superficiais específicas, como, por exemplo, a resistência à corrosão (Gandra *et al.*, 2013). Assim, o RF representa uma inovação significativa para a melhoria das propriedades superficiais dos materiais em diversas aplicações industriais (Hoffman *et al.*, 2024).

Por outro lado, técnicas de processamento em estado sólido que não envolvem a transformação do material para a fase líquida durante o processamento oferecem diversas vantagens sobre os métodos convencionais de processamento em fase líquida (Kumar *et al.*, 2021). O processo de revestimento por fricção é exemplo proeminente de tecnologia de processamento que ocorrem no estado sólido, utilizada para modificar e/ou obter superfícies metálicas compósitas. O RF tem demonstrado grande potencial no processamento de materiais diversos com diferentes propriedades, como resistência ao desgaste e à corrosão (Puli; Ram, 2012).

Alguns autores consideram o revestimento por fricção como sendo uma derivação melhorada do *Friction Stir Welding* - FSW para modificação de superfície no estado sólido (Liu *et al.*, 2008), sendo patenteado em 1941 como revestimento de metal (*metal coating*) (Chandrasekaran, 1997). O FS é um processo ambientalmente limpo, sem fumaça, respingos ou emissões de luz de alta energia. É energeticamente eficiente, visto que o calor gerado fica concentrado na região da deposição, sendo possível a junção de materiais metalurgicamente incompatíveis e com boa adesão (Nicholas e Thomas, 1998). Ao contrário dos processos tradicionais que envolvem fusão, como a soldagem a arco, a ocorrência de poros, escórias ou inclusões nos revestimentos não é observada, comum não ocorrerem poros, escórias ou inclusões nos revestimentos (Fukakusa, 1997). Em alguns casos, o processo de revestimento exige a aplicação de forças elevadas. Uma desvantagem desse processo é a necessidade de maior rigidez do equipamento (Vitanov; Voutchkov, 2005).

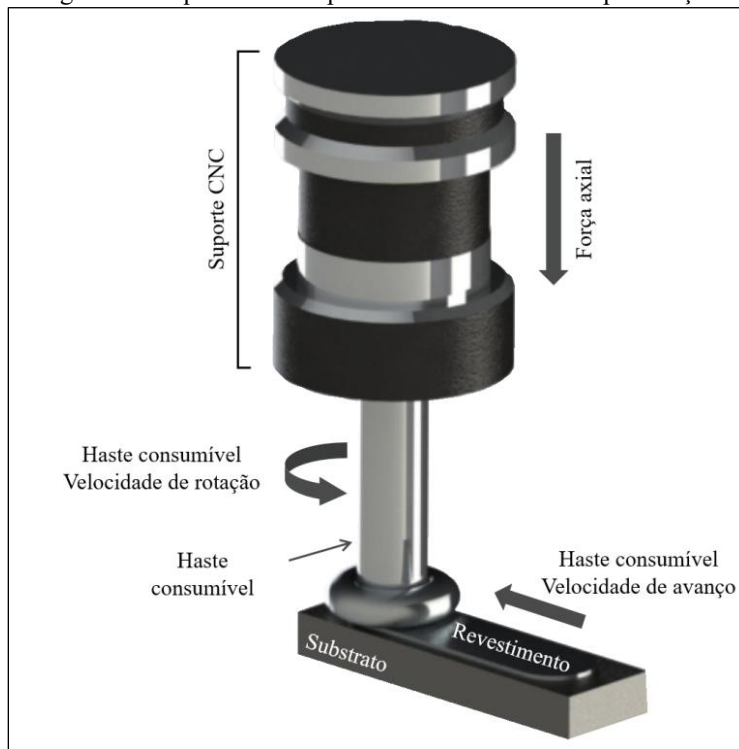
A espessura da camada revestida varia de 0,5 a 3 mm, dependendo do diâmetro e do material da haste consumível (Voutchkok *et al.*, 2001). Esse processo é amplamente utilizado para criar revestimentos com propriedades de superfície desejadas, como revestimentos resistentes ao desgaste. Por exemplo, a empresa Frictec Ltd. (Portsmouth, Inglaterra) utilizou com sucesso esse processo para aplicar revestimentos de aço inoxidável em chapas e eixo de aço (Bedford; Richards, 1986).

No entanto, existem duas limitações que têm retardado a aplicação mais ampla dessa técnica: a falta de dispositivos de detecção precisos para o monitoramento confiável em tempo real do processo e a ausência de um modelo de processo adequado (Voutchkok *et al.*, 2001). O processo de superfície de fricção envolve uma série de parâmetros que influenciam diretamente a qualidade do revestimento. Para desenvolver um modelo matemático ou analítico válido desse processo, é essencial considerar com precisão esses

parâmetros. Fukakusa (1996) afirmou na época que os modelos existentes para superfície de fricção eram baseados principalmente em equações empíricas ou em experiências práticas, sem levar em conta a dinâmica dos parâmetros do processo de revestimento por fricção. Voutchkov *et al.* (2001), propuseram continuar o trabalho de pesquisa para usar abordagens matemáticas e estatísticas na coleta, armazenamento e análise de informações do processo, a fim de desenvolver relacionamentos precisos e úteis que permitam um monitoramento e controle eficazes do processo de superfície de fricção.

Gandra (2014), descreveu o processo de revestimento por fricção (RF) como sendo revestimento em estado sólido baseado na deformação plástica de uma haste metálica consumível. Conforme ilustrado na Figura 8, uma barra rotativa é pressionada contra o substrato sob uma carga axial aplicada. O calor gerado por fricção cria uma camada limítrofe viscoplástica na ponta da barra. As condições de pressão e temperatura resultam em um processo de interdifusão, formando uma ligação metálica entre o material plastificado e o substrato. A condução de calor para o substrato permite que essa camada se consolide perto da interface ligada, resultando na formação de uma interface de cisalhamento viscoplástico entre a barra consumível rotativa e a camada depositada. Com a condução contínua de calor, essa interface de cisalhamento viscoplástico se afasta da superfície do substrato, aumentando a espessura da camada. Ao aplicar um movimento de translação, o material viscoplástico é depositado continuamente na superfície do substrato em um processo contínuo. É importante notar que o RF depende exclusivamente da fricção interfacial e da deformação plástica como fonte de calor, permitindo o processamento de materiais a temperaturas abaixo do ponto de fusão. Devido ao processo termomecânico, uma camada contínua de microestruturas finas é depositada, à medida que a barra é progressivamente consumida. O processo também é caracterizado pela formação de um revolvimento de material na ponta da barra, conferindo-lhe uma geometria característica em forma de cogumelo (Esther; Dinaharan; Murugan, 2019).

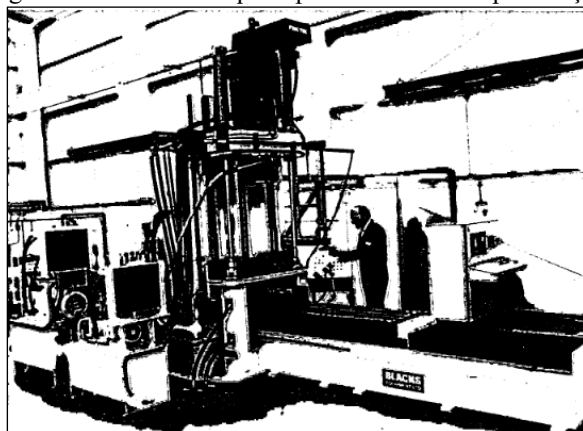
Figura 8 - Esquemático do processo de revestimento por fricção



Fonte: Troysi (2019).

Em seu artigo, Bedford (1992) afirma que a primeira máquina para aplicar revestimentos duros sobre aços em escala comercial foi produzida no início da década de 80 (Figura 9), em um projeto liderado pela Frictec. Sendo capaz de revestir componentes de até 2800 mm de comprimento por 800 mm de largura. O equipamento era dotado de controle por CNC, que oferecia um desempenho preciso, boa repetibilidade e baixa interferência do operador.

Figura 9 - Primeira máquina para revestimento por fricção



Fonte: Bedford (1992).

A implementação comercial do processo de Revestimento por Fricção é baseada em máquinas especialmente projetadas e desenvolvidas, Figura 10, o que limita o número de aplicações industriais e requer um investimento inicial significativo. Para que a tecnologia se expanda e seja comercialmente viável, é necessário o uso de máquinas padrão para o processo de revestimento por atrito com capacidade para processar uma variedade de geometrias de substrato e combinações de materiais (Bedford, 1992). Diante desse cenário, Vitanov, Javaid e Stephenson (2010) propõe, em seu trabalho experimental, a adaptação de um centro de usinagem CNC para o processo de micro revestimento por atrito, tendo como base os seguintes parâmetros de entrada: rotação (RPM), taxa de avanço da haste consumível ( $V_z$ ) e a taxa de deslocamento do substrato ( $V_x$ ). A força axial, que é ajustada diretamente no equipamento dedicado para o revestimento por fricção, é representada no centro de usinagem CNC como sendo uma composição das taxas de avanço da haste em relação ao avanço do substrato ( $V_z/V_x$ ).

Embora o estudo de Vitanov, Javaid e Stephenson (2010) tenha produzido resultados interessantes, há pouca literatura científica que explore a aplicação de revestimentos por fricção utilizando um centro de usinagem CNC, o que indica um campo a ser mais explorado.

Figura 10 - Máquina dedicada de RF da ETA Technology



Fonte: ETA Technology (2024).

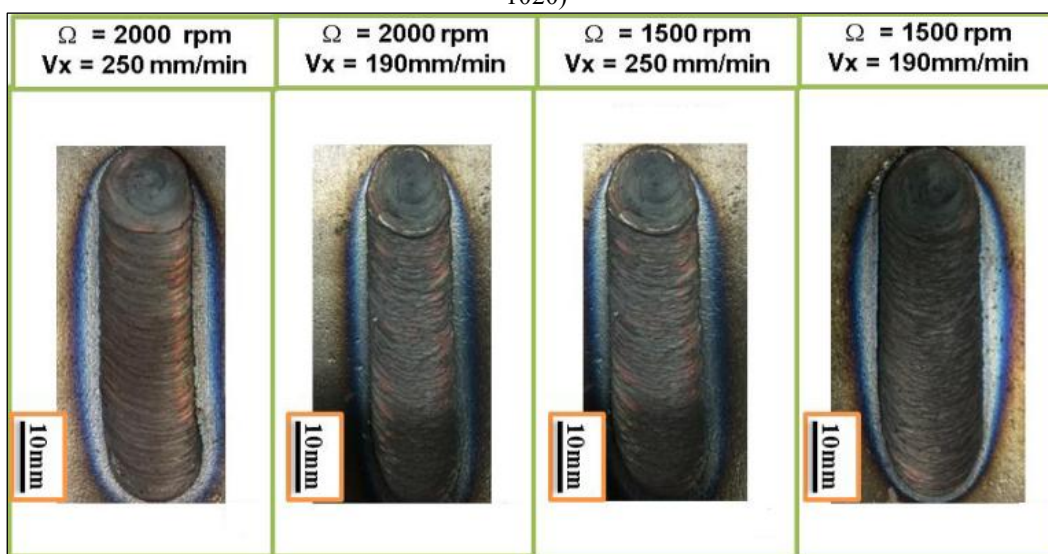
Algumas pesquisas relevantes neste campo incluem: Da Silva *et al.* (2018), que avaliou a viabilidade da produção de revestimentos de liga de alumínio em aço de baixo carbono, Figura 11; Troysi *et al.* (2019), que investigou o revestimento de aço inoxidável austenítico (ABNT 304) em aço de baixo carbono (ABNT 1020), Figura 12; e Silva e Brito (2023), que analisaram a influência da velocidade de rotação na formação da microestrutura do revestimento de ABNT 316L sobre aço ABNT 1020. A Figura 13 apresenta a influência no tamanho de grão ( $d$ ) e no tipo de distribuição em função do parâmetro de rotação da haste consumível de aço inoxidável ABNT 316L sobre substrato de ABNT 1020 no processo de RF.

Figura 11 - RF de liga de alumínio aplicado sobre aço de baixo carbono



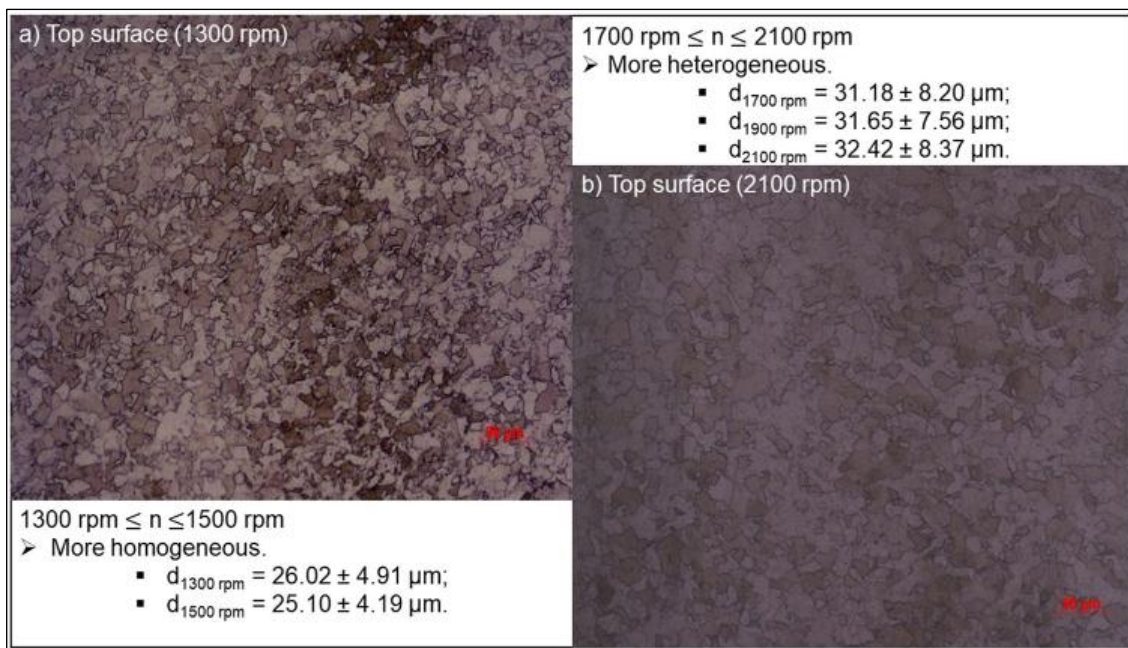
Fonte: Adaptado Da Silva *et al.* (2018).

Figura 12 - Revestimento de aço inoxidável austenítico (ABNT 304) sobre aço de baixo carbono (ABNT 1020)



Fonte: Adaptado de Troysi *et al.* (2019).

Figura 13 - Variação na velocidade de rotação durante o processo de revestimento por fricção afeta a microestrutura do revestimento



Fonte: Adaptado de Silva e Brito (2023).

As Figuras 11 e 12, ilustram diferentes aspectos do processo de revestimento por fricção (RF) aplicado a diversos substratos, evidenciando a eficácia e os desafios associados a essa técnica. A Figura 11 apresenta uma macrografia do revestimento de liga de alumínio sobre aço de baixo carbono, conforme investigado por Da Silva *et al.* (2018). Essa figura demonstra a interface uniforme entre o revestimento e o substrato, destacando a boa adesão e a ausência de defeitos significativos, fatores essenciais para a integridade estrutural do revestimento em aplicações industriais.

Na Figura 12, observa-se a macroestrutura resultante do revestimento de aço inoxidável austenítico (ABNT 304) sobre aço de baixo carbono (ABNT 1020), estudado por Troysi *et al.* (2019). A imagem revela a diferença nas microestruturas dos dois materiais, evidenciando a formação de uma camada contínua e resistente, capaz de melhorar as propriedades de resistência à corrosão e ao desgaste do substrato.

A Figura 13 exibe a influência da velocidade de rotação na formação da microestrutura durante o processo de revestimento por fricção de ABNT 316L sobre ABNT 1020, conforme analisado por Silva e Brito (2023). O gráfico ilustra como variações na velocidade de rotação podem afetar significativamente a qualidade do revestimento, influenciando fatores como a espessura da camada, a uniformidade e a

presença de possíveis imperfeições. Essa análise é relevante para otimizar o processo e garantir a produção de revestimentos com propriedades mecânicas e de resistência adequadas para aplicações exigentes.

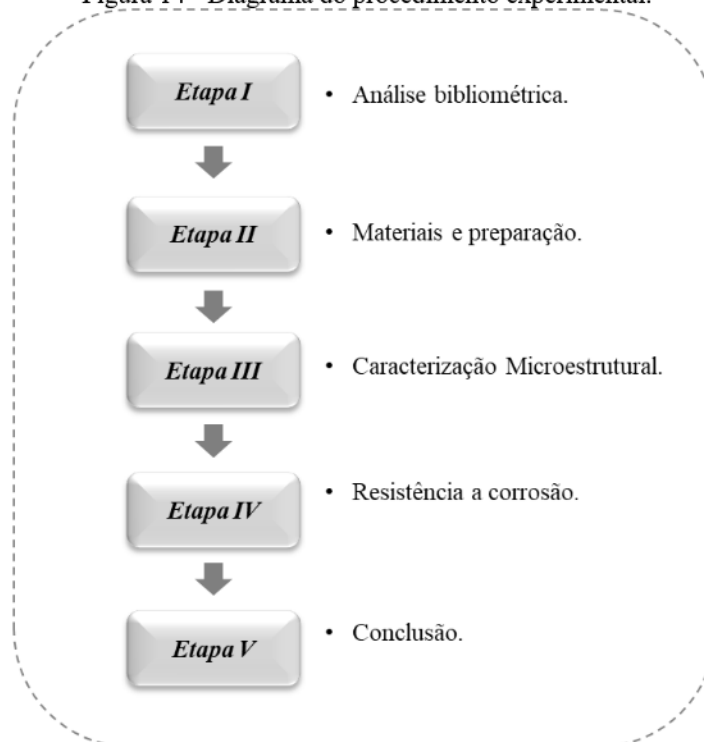
Karar, Kumar e Chattopadhyaya (2025), recentemente analisaram as propriedades e a microestrutura do RF utilizando diferentes parâmetros e processos. A análise do processo de RF evidenciou alterações microestruturais significativas no revestimento, substrato e haste consumível, atribuídas ao resfriamento rápido que promove o refino de grãos e o endurecimento do material depositado. Por operar em estado sólido, o processo minimiza distorções e viabiliza o uso de materiais macios, dispensando a fusão dos componentes envolvidos. Estratégias como o resfriamento controlado pós-deposição, a aplicação de blindagem com nitrogênio por convecção forçada (*Forced convection nitrogen shielding - FCNS*) e o uso de reforços nos materiais consumíveis para formação de compósitos ampliam a eficiência e o apelo ambiental do processo. Ainda assim, desafios como a formação de cortes nas bordas durante a deposição persistem. O estudo de abordagens alternativas, como o RF lateral e revestimentos multicamadas e multitrilhas, demonstra potencial para a melhoria das propriedades finais. Além disso, o desenvolvimento de modelos baseados na otimização dos parâmetros contribui para o entendimento mais aprofundado do comportamento do material durante o processo.

Em outra pesquisa contemporânea, foram avaliadas as microestruturas resultantes do processo RF de duas ligas de alumínio (AA6061 e AA6063) aplicadas sobre substrato de aço carbono com variação da taxa de deslocamento, mantendo a carga axial e a rotação constantes. As microestruturas apresentaram grãos finos e uniformemente distribuídos, sugerindo boa qualidade de deposição. A interface entre o revestimento e o substrato mostrou-se sensível à geração de calor durante o processo, com a presença de discontinuidades em velocidades extremas e melhor adesão em velocidades intermediárias. Além disso, variações na rugosidade e na dureza superficial foram atribuídas à natureza da liga e às condições térmicas e mecânicas do processo, evidenciando o impacto direto dos parâmetros operacionais na qualidade final dos revestimentos (Karar *et al.*, 2025). Zhou *et al.* (2025), também publicou resultados das análises da microestrutura e o comportamento da corrosão de hastes de Aço Inoxidável Austenítico ABNT 201 aplicadas por meio de RF sobre substrato de ABNT 304. Este estudo constatou que o aumento da rotação favoreceu o refinamento microestrutural e o aumento da dureza, sem influência significativa na resistência à corrosão.

### 3 MÉTODO

Neste capítulo serão apresentados os materiais, equipamentos e procedimentos metodológicos utilizados para o desenvolvimento do trabalho. A Figura 14 apresenta a estrutura organizacional adotada.

Figura 14 - Diagrama do procedimento experimental.



Fonte: Elaborado pelo autor.

#### 3.1 Etapa I – Análise Bibliométrica

Um aumento significativo de estudos sobre as Ligas de Alta Entropia – LAE (*High Entropy Alloy*) tem sido conduzido ao longo das últimas duas décadas, dificultando a síntese por meio de métodos tradicionais de revisão de literatura (Verma *et al.*, 2024). Essas informações são essenciais para a compreensão das propriedades e aplicações das LAE. Neste contexto, a Análise Bibliométrica contribui para criação de estruturas de avaliação criteriosa e se destaca como uma ferramenta valiosa para identificar lacunas no conhecimento e na pesquisa (Alviz-Meza *et al.*, 2023). As ferramentas de análise bibliométrica possibilitam uma compreensão abrangente do panorama de pesquisa em um

campo acadêmico por meio da gestão eficaz e análise de vastas pesquisas. Diversas áreas pertinentes têm adotado ferramentas bibliométricas computadorizadas recentemente, concentrando-se na análise do volume de publicações e na colaboração entre diferentes organizações, regiões e autores (Salman; Sorokin; Aw, 2024).

A análise bibliométrica é uma metodologia de pesquisa quantitativa amplamente utilizada para avaliar o impacto e as tendências em diversos campos de pesquisa. Ela pode identificar os principais pesquisadores, apontar lacunas e estimular propostas para estudos inovadores, conforme destacado por Vaxevanidis *et al.* (2019). Quando aplicada no contexto das engenharias, Alviz-Meza *et al.* (2023) ressalta a importância da recomendação da comunidade científica de usar bases de dados renomadas, como *Scopus* e *Web of Science*, para realizar revisões bibliográficas de alta qualidade.

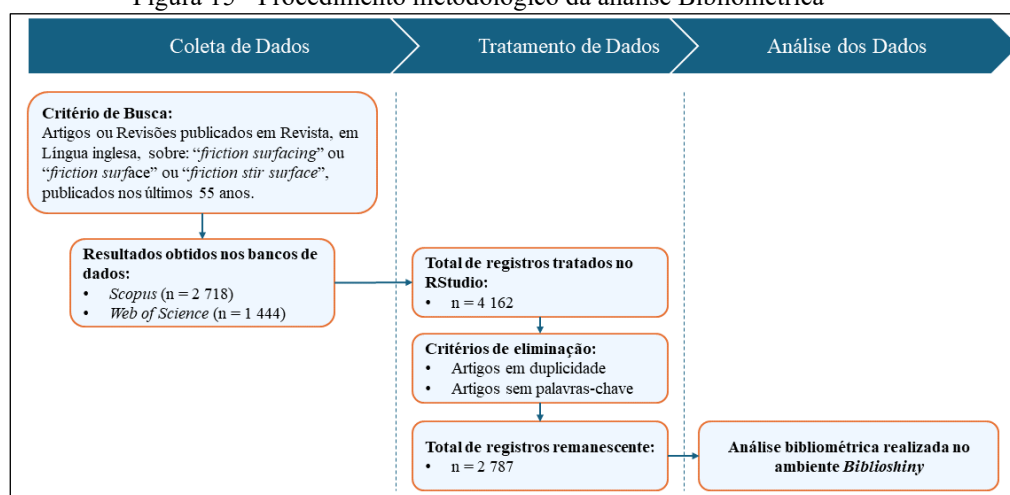
Seguindo essa diretriz, foram realizadas pesquisas abrangentes sobre as produções científicas recentes, utilizando esses bancos de dados renomados e considerando o período de acordo com o surgimento e desenvolvimento das publicações. Esse cuidadoso processo de coleta e análise de dados permitiu uma visão abrangente e atualizada do cenário científico nas engenharias, possibilitando a identificação de tendências, lacunas e oportunidades para futuras pesquisas e desenvolvimento tecnológico.

A coleta de dados para a análise bibliométrica foi conduzida e atualizada em 01 de julho de 2024, empregando uma abordagem exploratória em cada base de dados. Os critérios iniciais aplicados foram: artigos e revisões publicados em revista, em língua inglesa e com os termos que aparecem dentro dos campos: Título do Artigo, Resumo e Palavras-chave. As análises foram divididas em etapas, de acordo com o tema a ser pesquisado, iniciando com: “*high entropy alloy*” a partir de 2004 (+20 mil artigos); em seguida: “*Cantor alloy*” a partir de 2016; na sequência os termos semelhantes para FS: “*friction surfacing*” ou “*friction surface*” ou “*friction stir surface*” a partir de 1970. E para identificar lacunas e justificar o uso da Liga de Cantor no processo de FS, fizemos algumas combinações: “FS” e “LAE”; “FS” e “*Cantor alloy*”; e “FS” e “*CNC machining center*”.

Os resultados obtidos foram exportados na forma de arquivos eletrônicos no padrão BibTeX, com extensão ".bib". Por meio de uma série de instruções específicas, os arquivos foram integrados e tratados no software RStudio (versão 2023.09.1). No ambiente do referido software, foram removidos os artigos duplicados e aqueles que não continham palavras-chave no campo "*Keywords*". Em seguida, a análise bibliométrica foi

realizada no ambiente online interativo denominado "*biblioshiny*", que foi desenvolvido na linguagem de programação R pela comunidade "Bibliometrix". Apresentado na Figura 15, o fluxograma ilustra o processo de análise bibliométrica para o FS, que contém as etapas de: coleta, tratamento e análise visualização dos dados. O mesmo fluxograma foi aplicado para os demais termos pesquisados.

Figura 15 - Procedimento metodológico da análise Bibliométrica



Fonte: Elaborado pelo autor.

## 3.2 Etapa II – Materiais e preparação

Após a análise por meio da bibliometria, deu início a fase do método envolvendo a caracterização dos materiais usados no substrato e na haste consumível, juntamente com os preparativos para o processo de revestimento por fricção. Após a aplicação do revestimento, foram conduzidos testes experimentais para avaliar a qualidade da deposição e verificar sua integridade.

### 3.2.1 Preparação da haste consumível - LAE

As amostras de LAE foram elaboradas por fusão em forno a arco voltaico, Figura 16, com atmosfera controlada, com posterior homogeneização e forjamento, conforme a metodologia utilizada por Campo *et al.* (2020 e 2021). A matéria-prima para a elaboração da liga de alta entropia investigada neste trabalho (CoCrFeMnNi) foi adquirida na forma de pó. O processo de preparação para a fusão foi iniciado com a limpeza do forno com acetona para remoção das impurezas. Em seguida, as misturas dos pós-metálicos foram depositadas em cadinhos e, após a inserção dos metais, foram realizadas três purgas de

argônio de alta pureza no forno, sendo que a última injeção de argônio manteve a pressão em aproximadamente -0,2 bar.

Figura 16 - Forno à arco voltaico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O forno utilizado para a fusão das ligas, instalado no laboratório do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais da Universidade Estadual de Campinas (Unicamp), foi construído em aço inoxidável com parede dupla, permitindo refrigeração por circulação de água. O equipamento era dotado de um eletrodo de tungstênio não consumível. A fusão dos elementos ocorreu por meio da abertura de um arco elétrico, gerado por uma fonte capaz de ionizar o gás argônio. Para a ignição do arco, foi necessário que o eletrodo e o metal a ser fundido estivessem em proximidade adequada. O controle do eletrodo era realizado por meio de um braço articulado com fole, que permitia sua movimentação ao longo da extensão do cadinho contendo os metais. A fusão de todo o material no cadinho foi repetida pelo menos dez vezes, com o objetivo de garantir a homogeneidade química dos lingotes. Após cada abertura do arco, a amostra era rotacionada em 90° em relação ao seu plano, o que contribuía adicionalmente para a uniformidade da composição.

Após a fusão, os lingotes foram encapsulados em tubos de quartzo em atmosfera de argônio e submetidos ao tratamento térmico de homogeneização por 24 horas a uma

temperatura de 1000 °C. Esse procedimento visou promover a difusão atômica no material, garantindo a homogeneidade química dos lingotes. Para o tratamento térmico de homogeneização, foi utilizado um forno do tipo mufla com aquecimento resistivo, localizado no laboratório do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais da Unicamp.

O lingote foi então forjado a 1000 °C usando uma máquina de estampagem para obter barras cilíndricas, que exibiu um diâmetro final de 11,46 mm. Para atingir esse diâmetro foram necessários quatro passes em matrizes diferentes com diâmetros de 17,21, 15,87, 13,49, 11,46 mm. Entre cada passagem, as amostras foram reaquecidas por um período de 10 minutos. Como este processo foi conduzido em ambiente atmosfera, a superfície dos cilindros ficou oxidada. Para remover esta camada oxidada, cada barra foi usinada até atingir o diâmetro de 10 mm, que posteriormente foi empregada como a haste consumível no processo FS. Antes da deposição, as faces das hastes consumíveis foram preparadas em torneamento para remover rebarbas e garantir uma superfície plana para melhorar o contato como substrato.

Para a realização das deposições as hastes foram seccionadas em hastes com 100mm de comprimento e diâmetro de 10mm.

### ***3.2.2 Preparação do substrato***

Os materiais utilizados como substrato foram chapas de aço ABNT 1020 e chapas de aço inoxidável austenítico ABNT 304, ambas com dimensões de 80 x 25,4 x 10 mm (comprimento x largura x espessura). A composição química do aço ABNT 304 está disposta na Tabela 2. A escolha desses materiais visa conferir ao aço-carbono, de uso geral, uma nova característica de superfície, qual seja, resistência à corrosão. A escolha do aço inoxidável como substrato visa comparar suas diferenças microestruturais e resistência à corrosão com o substrato de baixo carbono. A análise química foi realizada com o objetivo de avaliar possíveis diferenças entre os lotes de fabricação dos materiais. Utilizou-se a técnica de fluorescência de raios X, por meio do equipamento Rigaku modelo ZSX Primus II, disponível no laboratório de análises mecânicas do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG).

Tabela 2 - Composição Química do Aço Inoxidável ABNT 304

Composição Química (% <sup>a</sup> )						
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,08	2,00	1,00	0,045	0,030	17,50 a 20,00	8,00 a 10,50

Fonte: ABNT NBR 5601 – Aços inoxidáveis – Classificação por composição química.

As chapas foram fornecidas em estado laminado a quente, e os revestimentos foram aplicados na direção de laminação das chapas. Para remover a carepa de laminação antes da aplicação do revestimento as superfícies foram preparadas por meio de fresagem da superfície, conforme Troysi (2019).

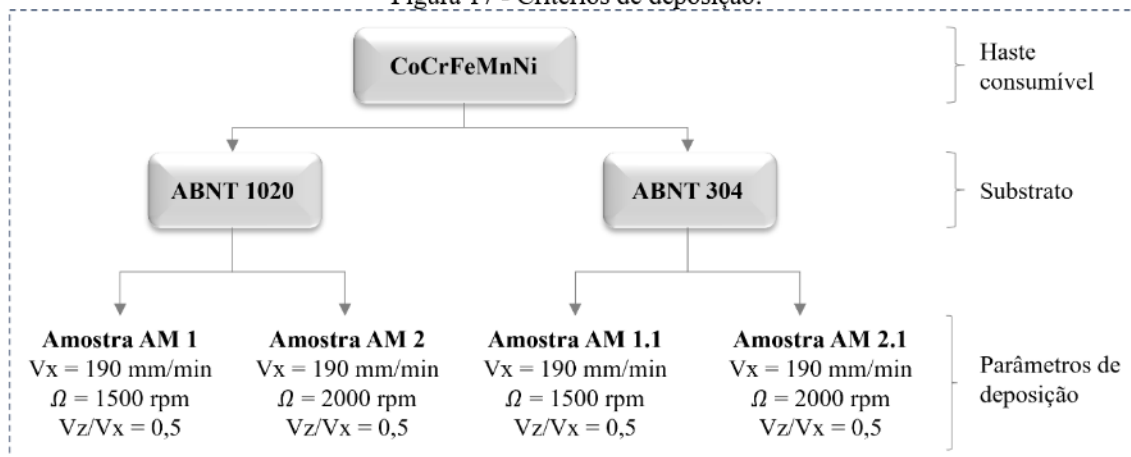
### 3.2.3 Parâmetros de deposição

Os parâmetros críticos a serem controlados no processo de deposição por fricção incluem a velocidade de rotação da haste consumível ( $\Omega$ ), a velocidade de avanço longitudinal da haste na direção do eixo “X” do CNC ( $V_x$ ), avanço vertical de aproximação na direção do eixo “Z” ( $V_z$ ), e a razão entre esses dois últimos ( $V_z/V_x$ ) Silva *et al.* (2020).

Normalmente, duas estratégias são empregadas para o método RF convencional. A abordagem mais comum envolve o controle da força axial aplicada exercida pela haste consumível sobre o substrato. No entanto, esta opção não era viável aqui devido ao uso de um centro de usinagem convencional que não possui capacidade de medição e controle de força axial. A segunda possibilidade é controlar o movimento de mergulho vertical da haste consumível em direção ao substrato durante a deposição, um método que foi explorado com sucesso em estudos anteriores (Vitanov; Javaid; Stephenson, 2010; Fitseva *et al.*, 2015).

Neste sentido, os valores dos parâmetros adotados foram: velocidade de avanço horizontal do substrato ( $V_x$ ) de 190 mm/min; dois níveis de velocidade de rotação ( $\Omega$ ) de 1500 rpm e de 2000 rpm; e razão de 0,5 ( $V_z/V_x$ ) entre as velocidades de avanço vertical do consumível ( $V_z$ ) e horizontal do substrato conforme mostrado na Figura 17. O critério utilizado para adoção desses parâmetros foi a busca pela obtenção de recobrimentos geometricamente uniformes e com boa adesão ao substrato embasados nos experimentos de Troysi (2016).

Figura 17 - Critérios de deposição.



Fonte: Elaborado pelo autor.

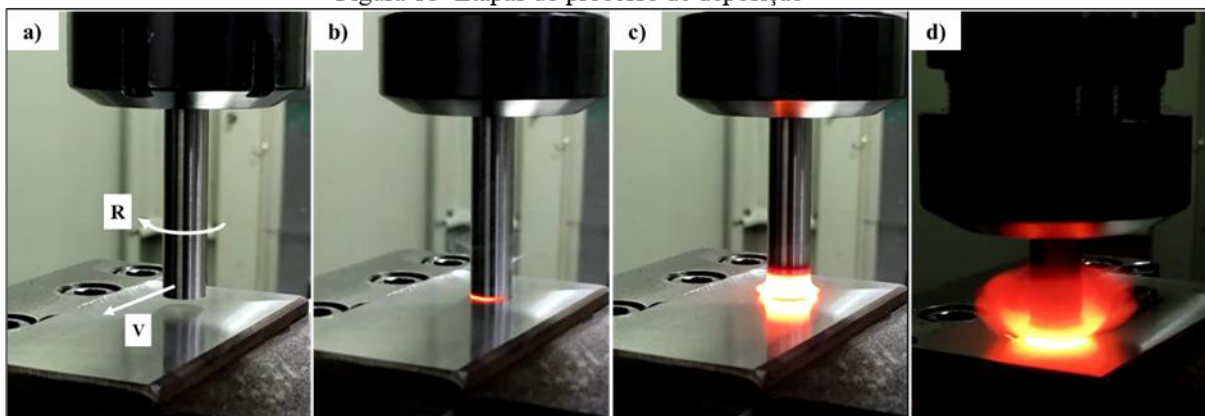
### 3.2.4 Parâmetros de deposição – Processo de deposição das hastes

A haste da liga acabada de CoCrFeMnNi serviu como ferramenta consumível para os processos de revestimento por fricção (RF) no centro de usinagem CNC ROMI Discovery 560, com potência de 11 kW e faixa de rotação variando de 10 a 10 000 rpm, instalado no Laboratórios de Processos de Fabricação da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC Minas). Embora não seja um equipamento dedicado para o processo de revestimento por fricção, a viabilidade de sua utilização foi demonstrada em trabalhos anteriores envolvendo a deposição de outras ligas em diversos materiais, tais como liga de alumínio em aço carbono (Silva *et al.*, 2020), aços inoxidáveis em aço carbono (Troysi *et al.*, 2019; Silva e Brito, 2023), aço de alta resistência em aço carbono (Silva *et al.*, 2020), e ligas intermetálicas de aluminetos de ferro (Fe-Al) em aço inoxidável (Silva *et al.*, 2020).

A Figura 18 retrata as principais etapas do processo de deposição de CoCrFeMnNi. O comprimento “*stick-out*” da haste consumível foi ajustado para 50 mm (metade do comprimento inicial) para evitar deformação por flambagem. O mergulho vertical inicial é ilustrado na Figura 18 (b). Durante este estágio de permanência, a haste consumível é ajustada na velocidade de rotação selecionada de 1.500 rpm e direcionada em direção ao substrato a 2 mm/min. O aquecimento leva à formação de uma chama na ponta da haste consumível, mostrada na Figura 18 (c). Quando a haste consumível atinge uma posição de -0,5 mm em relação à superfície do substrato, o movimento para frente é iniciado, conforme mostrado na Figura 18 (d), e a deposição real do revestimento ocorre

na velocidade de avanço programada de 190 mm/min para um total comprimento de revestimento de 50 mm. Ao longo da deposição foi realizado o monitoramento termográfico do processo utilizando uma câmera infravermelha FLIR T400, calibrada para faixa de temperatura de -20 a 1200 °C com resolução de 0,05 °C, emissividade térmica de 0,8 e com frequência de aquisição de 1s.

Figura 18- Etapas do processo de deposição



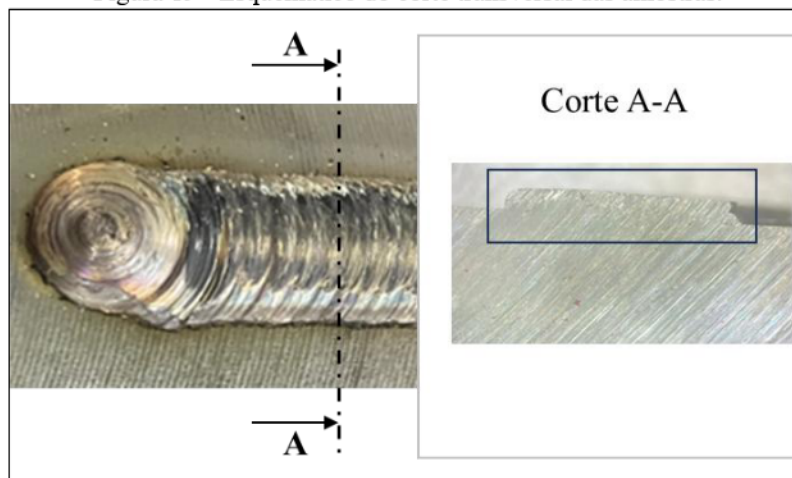
Fonte: Elaborado pelo autor.

### 3.3 Etapa III – Procedimentos de caracterização

A preparação metalográfica envolveu retificação e procedimentos padrão de polimento, seguido de condicionamento em solução de ácido oxálico a 10% por 300 s. A caracterização da microestrutura da seção transversal dos revestimentos (Figura 19) foi realizada por Microscopia Ótica a luz visível (MO), através da utilização dos equipamentos VLM; Zeiss Scope A.1 com câmara digital acoplada do laboratório de microscopia da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC-Minas), Observer D1m da UNICAMP, e Zeiss AXIO Imager.M2m com câmara digital Zeiss AxioCam MRc5 acoplada e Zeiss SteREO Discovery.V8 com câmara digital Zeiss AxioCam 305 color acoplada do Laboratório de Microscopia e Materiais da Universidade Federal de Goiás, com o objetivo de avaliar a presença de defeitos como poros e trincas, além da morfologia geral dos grãos na região da interface. As amostras selecionadas foram submetidas a exame por Microscopia Eletrônica de Varredura, por meio do equipamento SEM; Tescan Âmbar-X FEG-FIB. Difração de raios X foi conduzido utilizando um difratômetro PANalytical X'Pert PRO com radiação Cu-K $\alpha$ , com o objetivo

de verificar possíveis gradientes de composição química ao longo da interface do substrato com o revestimento e outras características microestruturais de menor escala de tamanho.

Figura 19 - Esquemático do corte transversal das amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Foram realizados perfis de microdureza Vickers com o objetivo de analisar previamente a homogeneidade do revestimento nas amostras destinadas às análises microestruturais. As medições foram efetuadas ao longo da seção transversal das amostras, conforme ilustrado na Figura 19. Para cada região, foram realizadas seis medições, sendo a curva característica obtida a partir da média desses valores. Os ensaios foram conduzidos utilizando um microdurômetro Mitutoyo, modelo HV-100, pertencente ao laboratório LAMAF – Materiais e Microscopia de Materiais da Universidade Federal de Goiás. Os parâmetros adotados incluíram o uso de um penetrador Vickers, com geometria de pirâmide de diamante, carga de 490,3 mN (0,05 HV) e tempo de permanência de 20 segundos. Os ensaios seguiram as diretrizes da norma *Standart Test Method for Knoop and Vickers Hardness os Materials*. (ASTM E384 2010).

Na segunda etapa dos testes, com o objetivo de sanar eventuais dúvidas quanto às características dos revestimentos, foi realizado um novo ensaio de microdureza, no qual foram efetuadas dez medições. A curva característica foi obtida a partir da média desses valores. A dureza foi determinada utilizando-se um durômetro Buehler 2100, pertencente ao laboratório da UNICAMP, com aplicação de uma carga de 0,05 kgf durante 15 segundos.

Informações adicionais relacionadas à microestrutura do revestimento foram obtidas por meio de análises de Difração de Elétrons Retroespalhados (*EBSD – Electron BackScattered Diffraction*), realizadas no equipamento FEI Quanta 650 FEG equipado com sistema de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e detector de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) da Unicamp.

### 3.4 Etapa IV – Resistência a corrosão

Os ensaios de corrosão foram realizados no laboratório do Departamento de Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC Minas. A resistência à corrosão do material base e do revestimento CoCrFeMnNi foi avaliada por meio de polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE). Os ensaios de corrosão foram realizados em célula apropriada para amostras planas, dotada de orifício com 5 mm de diâmetro para exposição da superfície metálica ao eletrólito. Os experimentos foram conduzidos utilizando um potenciostato IVIUM Vertex e uma célula eletroquímica de três eletrodos, que incluía a amostra como eletrodo de trabalho, um contra-eletrodo de grafite e um eletrodo de referência Ag/AgCl. Uma solução de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,5 M, contendo oxigênio naturalmente dissolvido, foi empregada como eletrólito. Duas técnicas de análise foram aplicadas nos ensaios de corrosão: a curva potencial versus tempo, para determinação do potencial de circuito aberto (*open circuit potential* - OCP), e a polarização potenciodinâmica, para determinação da taxa de corrosão e das características de passivação dos materiais testados. Em todos os testes, o OCP foi monitorado inicialmente por 1,5 h. Em seguida, as medições de EIS foram realizadas no valor estabilizado de OCP, aplicando-se um sinal senoidal de amplitude de 0,01 V em frequências variando de 100.000 a 0,01 Hz. Após os testes de EIE, foram conduzidos os ensaios de polarização potenciodinâmica, iniciando-se em -0,2 V em relação ao OCP estabilizado e avançando até 1,2 V, com taxa de varredura de 0,2 mV/s.

A sobretensão catódica de 0,2 V foi escolhida para permitir a determinação da densidade de corrente de corrosão ( $i_{\text{corr}}$ ) e do potencial de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ) ajustando os dados experimentais à equação de Butler-Volmer (McCafferty, 2010), na região ativa dos diagramas de polarização. O procedimento de ajuste foi realizado usando a ferramenta “Model Analysis” no software Iviumsoft. Para efeito de comparação, todos os testes

eletroquímicos também foram realizados em um revestimento RF de aço inoxidável austenítico 316L, depositado em um substrato de aço carbono 1020 nas mesmas condições empregadas para a liga CoCrFeMnNi (Silva *et al.*, 2020).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados os resultados das análises feitas nas etapas descritas no Capítulo 3. De modo a facilitar a apresentação e discussão dos resultados, foi adotada uma nomenclatura para os estados das amostras utilizadas, como pode ser visto na Tabela 3, a seguir. Em todos os ensaios e testes realizados, a haste consumível para deposição é de liga de alta entropia CoCrFeMnNi aplicada por meio do RF sobre dois tipos de substratos: aço carbono ABNT 1020 e aço inoxidável ABNT 304, sendo que os parâmetros de deposição utilizados na programação do Centro de Usinagem CNC foram definidos na subseção 3.2.3 deste trabalho.

Tabela 3 - Nomenclatura adotada

Revestimento	Substrato	Rotação - $\Omega$ (rpm)	Velocidade de avanço - $V_x$ (mm/min)	Amostra
CoCrFeMnNi (LAE)	ABNT 1020	1500	190	AM 1
	ABNT 304	1500		AM 1.1
	ABNT 1020	2000		AM 2
	ABNT 304	2000		AM 2.1

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os resultados são apresentados em quatro partes: análise bibliométrica, análise do revestimento, desempenho do revestimento no ensaio de corrosão e caracterização macro e microestrutural.

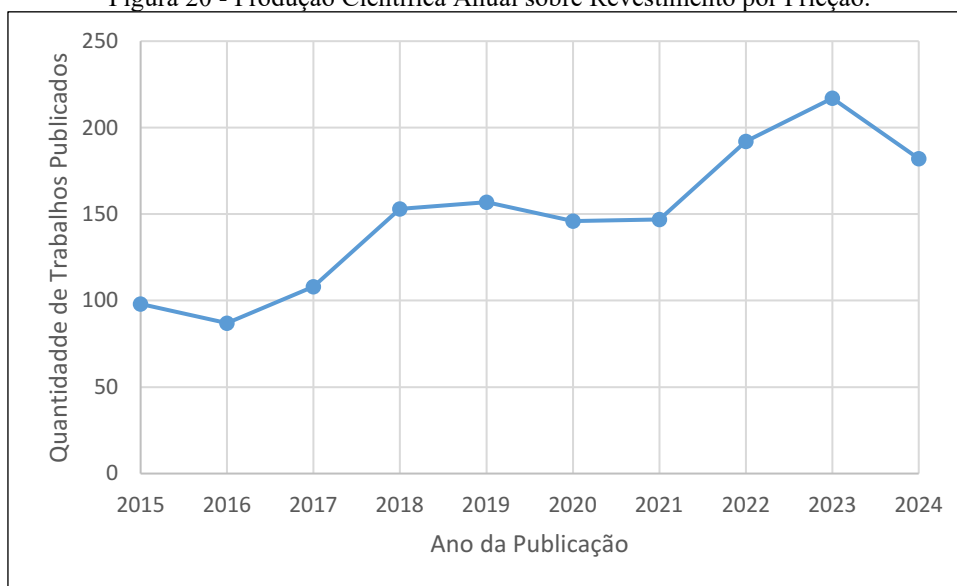
### 4.1 Análise Bibliométrica

Com base nos resultados da análise bibliométrica obtida pela aplicação “*biblioshiny*”, é perceptível a tendência de crescimento nas publicações científicas ocorridas nos últimos 10 anos sobre Revestimento por Fricção “*friction surfacing*” e os termos similares utilizados na pesquisa (Figura 20). Vale ressaltar que os dados de 2024 consideram apenas as publicações aceitas até o primeiro semestre do ano corrente, portanto, o que não podemos presumir que houve uma queda no volume de produção científica.

Uma análise global revela uma maior intensidade na produção científica anual na China, Figura 21. Também são identificadas atividades relevantes em outras localidades,

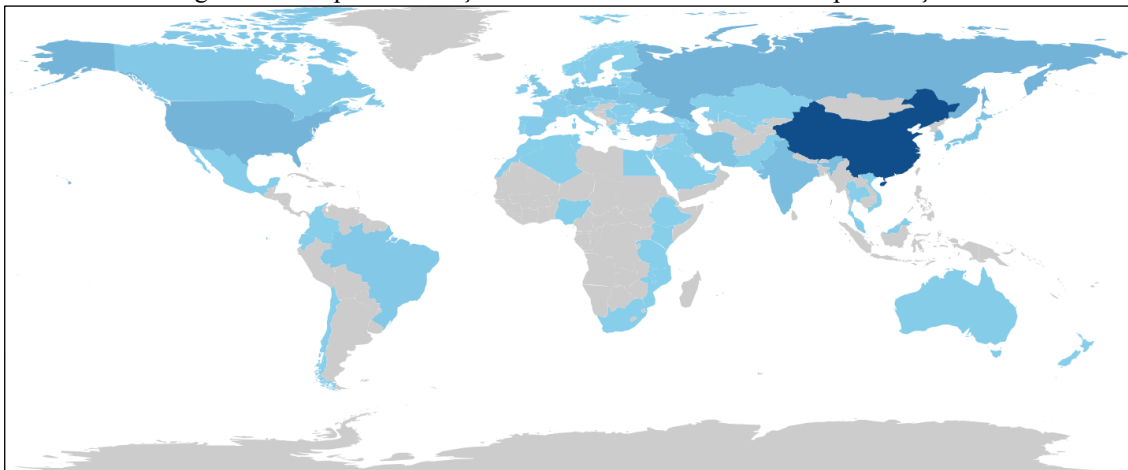
como Rússia, Estados Unidos da América, Índia e Alemanha. O Brasil, por sua vez, aparece na décima terceira posição, representando 4,37% do total de publicações.

Figura 20 - Produção Científica Anual sobre Revestimento por Fricção.



Fonte: Dados da pesquisa.

Figura 21 - Mapa da Produção Científica sobre Revestimento por Fricção.



Fonte: Dados da pesquisa.

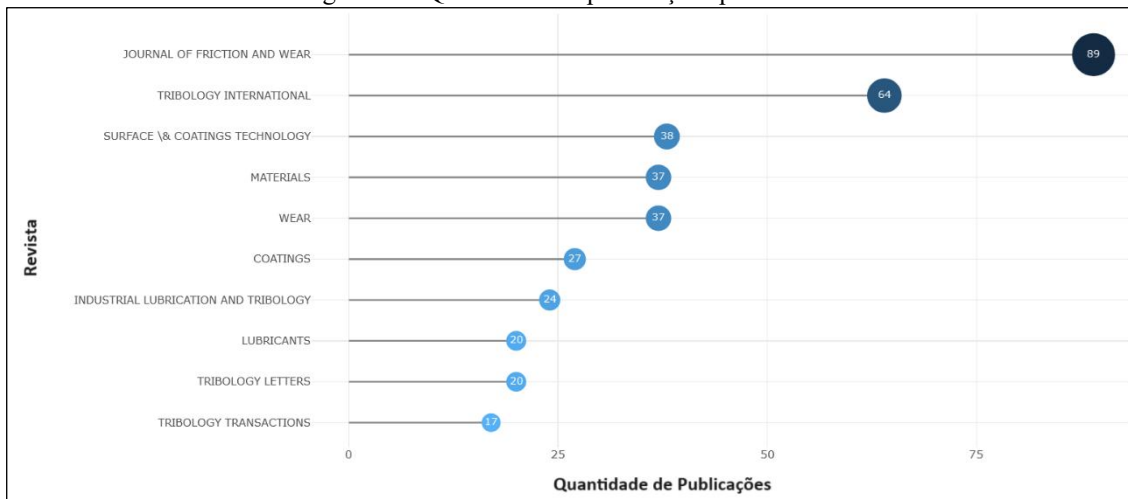
Os autores de destaque em termos de publicação estão evidenciados na Figura 22, sendo os autores WANG Y e AVAL H responsáveis pela participação de 5,04% do total de publicações. Uma maneira diferente de observar a posição de destaque desses autores é através da rede colaboração. Por meio da

Figura 23, podemos notar uma região densamente conectada em torno do autor WANG Y e um outro ligado ao AVAL H.





Figura 26 - Quantidade de publicações por revista.



Fonte: Dados da pesquisa.

## 4.2 Análise do Revestimento

### 4.2.1 Deposição e Macrografia da Liga Cantor (CoCrFeMnNi)

Definidos os parâmetros do processo de revestimento, as deposições foram realizadas conforme as condições estabelecidas na subseção 3.2.3 deste trabalho. A Figura 27 apresenta as vistas superiores dos cordões de revestimento obtidos por RF da liga de Cantor (CoCrFeMnNi) sobre os substratos de aço carbono ABNT 1020 e aço inoxidável 304, utilizando rotações de 1500 e 2000 RPM. A partir da análise visual, a amostra AM 2 exibiu variações na largura do cordão, oxidação térmica mais severa e irregularidades nas ancoragens (lado de avanço e lado de recuo), quando comparada à amostra AM 1. As amostras AM 1.1 e AM 2.1 apresentaram largura relativamente uniforme; contudo, na AM 2.1 também se observou uma condição de oxidação mais intensa, provavelmente associada à maior rotação e à menor condutividade térmica do aço inoxidável em relação ao aço carbono.

Um aspecto característico identificado na amostra AM 1.1 foi o formato de cogumelo descrito por Esther, Dinaharan e Murugan (2019), típico em processos de deposição por fricção. Essa conformação resulta do aporte térmico gerado pelo atrito entre os materiais, combinado com a deformação plástica induzida pela velocidade de avanço vertical da haste, indicando uma plastificação eficiente do consumível antes de sua transferência para o substrato.

Figura 27 - Vista superior das amostras revestidas com a indicação da direção do avanço horizontal e o sentido da rotação: a) AM 1; b) AM 1.1; c) AM 2; d) AM 2.1

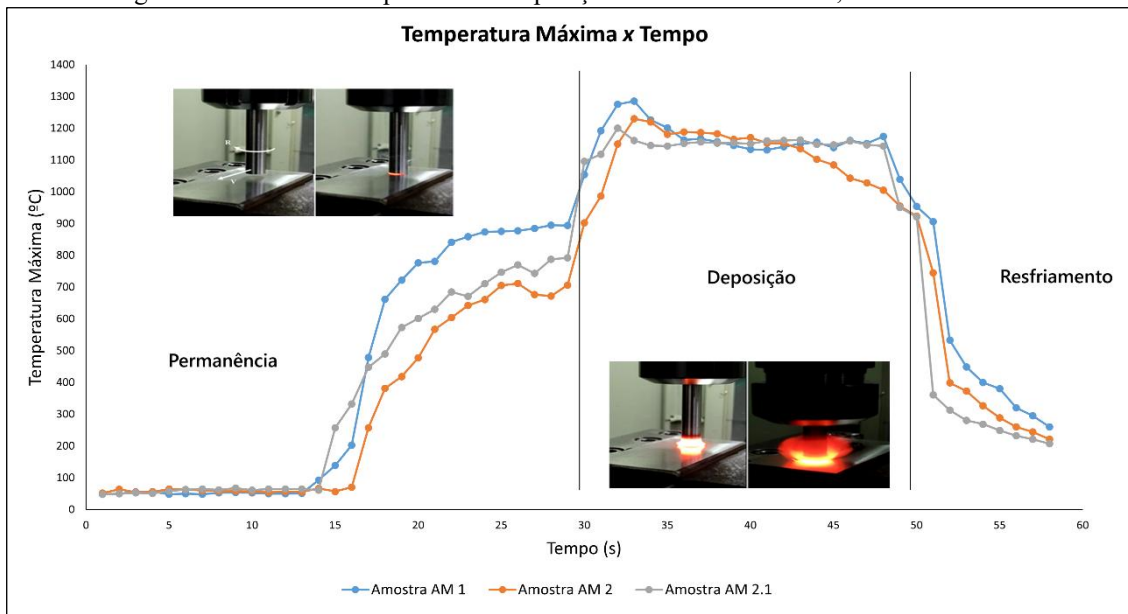


Fonte: Elaborado pelo autor.

#### 4.2.2 Termografia

Durante as deposições, as temperaturas máximas na região da interface de contato entre a ponta da haste consumível e a superfície do substrato foram monitoradas por meio de uma câmera termográfica infravermelha, com exceção da amostra AM 1.1, cuja medição apresentou erros técnicos. Devido à dificuldade na obtenção dos elementos em pó para a preparação das hastes de liga de alta entropia (LAE), foram produzidas apenas quatro hastes consumíveis, impossibilitando a repetição do recobrimento com a configuração da amostra AM 1.1 para fins de aquisição de dados térmicos. Os dados obtidos foram compilados e representados graficamente na Figura 28, que ilustra a variação da temperatura máxima na região de influência térmica ao longo do processo de deposição.

Figura 28: Curvas de temperatura de deposição das amostras: AM 1, AM 2 e AM 2.1.



Fonte: Elaborado pelo autor.

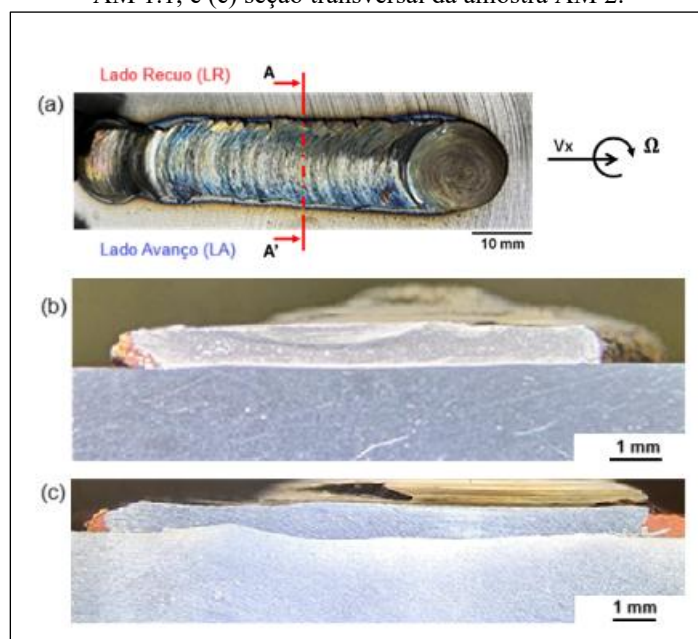
A análise das curvas de temperatura permite identificar três etapas principais do processo de deposição:

1. **Permanência:** No início do processo, quando a haste gira em contato com o substrato sem deslocamento horizontal, observa-se uma rampa de aquecimento na interface, com temperaturas atingindo aproximadamente entre 700 e 900 °C para as diferentes amostras. Esse comportamento corresponde a um regime quase estacionário de aquecimento (com apenas avanço vertical), associado ao atrito concentrado na região central da interface.
2. **Deposição:** Com o início do movimento de avanço horizontal da haste, o atrito dinâmico é intensificado, resultando em picos de temperatura de aproximadamente 1300 °C para a amostra AM 1 e cerca de 1200 °C para as demais. Esses valores representam o ápice da conversão de energia de fricção em calor durante o processo. Após o pico térmico, observa-se uma estabilização em torno de 1150 °C, indicando uma condição térmica relativamente constante ao longo da maior parte desta etapa.
3. **Resfriamento:** Ao término do processo, as curvas mostram um rápido decréscimo de temperatura, evidenciando a interrupção do aporte térmico e o início da dissipação de calor para o substrato e o ambiente.

### 4.2.3 Macrografia

A Figura 29 apresenta as macrografias das seções transversais (AA') das amostras AM 1.1 e AM 2. A Figura 29a mostra a vista superior do revestimento, indicando a direção do avanço horizontal ( $V_x$ ) e do sentido da rotação ( $\Omega$ ), bem como os lados de recuo (LR) e avanço (LA), e a linha de corte transversal A-A'.

Figura 29 - Macrografias: (a) esquemático do corte da seção transversal, (b) seção transversal da amostra AM 1.1, e (c) seção transversal da amostra AM 2.

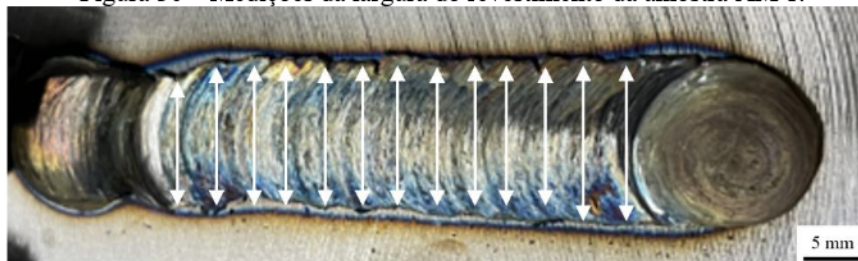


Fonte: Elaborado pelo autor.

Na amostra AM 1.1 (Figura 29b), observa-se um uniforme e aderido ao substrato, com uma interface relativamente plana, especialmente no centro. Por outro lado, a amostra AM 2 (Figura 29c), apresenta um revestimento assimétrico. Além disso, são visíveis em ambas as amostras pequenas depressões ou entalhes nas extremidades do revestimento (lado avanço e recuo).

A largura do revestimento foi determinada com base na amostra AM 1. A Figura 30 apresenta uma sequência de medições realizadas ao longo do cordão, com intervalos regulares de 4 mm. Sob o aspecto visual, o revestimento apresenta boa regularidade dimensional. De acordo com os dados registrados, a largura média do revestimento foi de  $13,41 \pm 0,65$  mm, o que reforça a uniformidade do cordão depositado.

Figura 30 – Medições da largura do revestimento da amostra AM 1.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 31 apresenta a medição da espessura do revestimento da amostra AM 2. As medições foram realizadas a cada 270  $\mu\text{m}$ , iniciando-se a 1,1 mm da borda, de forma a evitar as regiões dos lados de avanço e recuo. A espessura média obtida foi de  $684,3 \pm 129,5 \mu\text{m}$ , valor dentro da faixa de revestimento indicado por Voutchkov *et al.* (2001). Esse desvio padrão significativo possivelmente está associado à assimetria do revestimento.

Figura 31 – Medições de espessura do revestimento da amostra AM 2.



Fonte: Elaborado pelo autor.

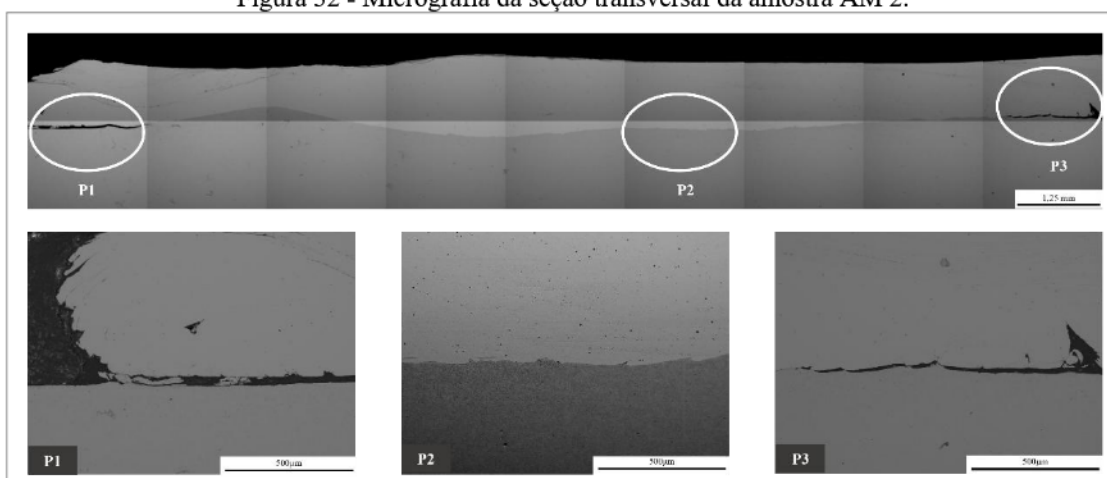
### 4.3 Caracterização Amostra AM2

A Figura 29c (subseção 4.2.3) apresenta a macrografia da seção transversal da amostra AM 2. Observa-se um revestimento contínuo, com interface bem definida e ausência de trincas visíveis em escala macro. A geometria do cordão apresenta perfil levemente assimétrico, com espessura variável ao longo da largura, o que pode estar relacionado às condições termomecânicas locais, como variações na taxa de calor ou nos parâmetros do processo.

A micrografia da seção transversal da amostra AM 2, Figura 32, obtida por meio de MEV, mostra três região distintas da seção transversal, identificadas como: P1, P2 e P3. A região central (P2) exibe boa conformidade entre o revestimento e o substrato, sem discontinuidades aparentes na interface. No entanto, as regiões próximas às extremidades

(P1 e P3) apresentam descontinuidades e falhas na interface, indicativas de possível falta de adesão ou trincas de separação. Tais defeitos podem estar associados à dissipação térmica irregular nos lados de avanço e recuo. Essas observações sugerem que, embora o revestimento da AM 2 apresente integridade satisfatória na maior parte de sua extensão, há regiões periféricas que exigem atenção quanto à qualidade da adesão e à estabilidade metalúrgica da interface.

Figura 32 - Micrografia da seção transversal da amostra AM 2.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Esses resultados corroboram estudos anteriores que destacam a eficácia das ligas de alta entropia na formação de microestruturas estáveis e uniformes, mesmo quando aplicadas por processos de deposição em estado sólido, como o RF (Zhang *et al.*, 2014). A homogeneidade da microestrutura é fundamental para garantir que as propriedades mecânicas sejam consistentes ao longo do revestimento. No entanto, a amostra AM2 apresentou um perfil transversal assimétrico, o que motivou um aprofundamento nas análises dessa amostra, com a realização de novos testes de microdureza e caracterizações microestruturais mais detalhadas, a fim de compreender as possíveis causas da assimetria observada e sua relação com a variabilidade local das propriedades mecânicas.

#### 4.3.1 Microdureza

Seguindo a metodologia proposta no tópico 3.3, a Tabela 4 apresentam os resultados de microdureza *Vickers* (HV 0,05) da LAE bruta e dos revestimentos.

Tabela 4 – Microdureza *Vickers* (HV) da LAE bruta e dos revestimentos.

<b>Amostra</b>	<b>Microdureza Média (HV)</b>
LAE bruta	221,0 ± 6,0
Revestimento AM 1	200,3 ± 10,7
Revestimento AM 1.1	199,0 ± 9,6
Revestimento AM 2	203,6 ± 15,6
Revestimento AM 2.1	217,8 ± 13,8

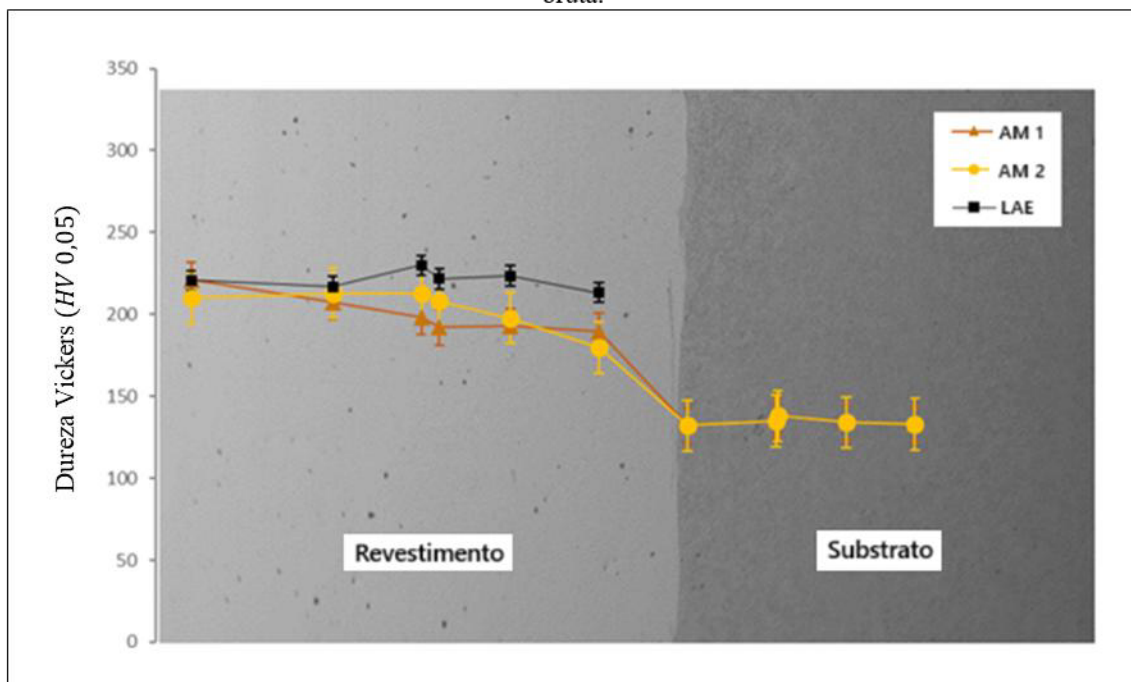
Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 33 apresenta os perfis de microdureza *Vickers* (HV 0,05) das amostras AM 1 e AM 2 ao longo da seção transversal, comparados com os valores medidos na liga de alta entropia (LAE) bruta, utilizada como referência. Observa-se que, na região do revestimento, ambas as amostras apresentam valores de dureza inferiores aos da LAE bruta. A amostra AM 1 exibiu uma ligeira tendência de redução de dureza em relação à AM 2, sugerindo possível influência do parâmetro de rotação mais baixo no refinamento microestrutural e na homogeneidade do revestimento.

Na transição entre o revestimento e o substrato, nota-se uma queda acentuada nos valores de dureza, especialmente evidente na região interface, o que é compatível com o gradiente térmico e a diluição de material observado nesse tipo de processo. No substrato, os valores estabilizam-se em torno de 130–140 HV.

Os resultados indicam que, embora os revestimentos tenham dureza inferior à da LAE bruta, ainda assim apresentam incremento significativo em relação ao substrato, o que pode contribuir positivamente para a resistência ao desgaste da superfície revestida. A diferença entre AM 1 e AM 2 também sugere que o aumento na rotação (2000 RPM para AM 2) resulta em leve aumento de dureza média no revestimento, possivelmente associado a maior agitação e mistura dos constituintes da liga durante o processo.

Figura 33 – Perfis de dureza *Vickers* (HV 0,05) das seções transversais das amostras AM 1, AM 2 e LAE bruta.



Fonte: Elaborado pelo autor.

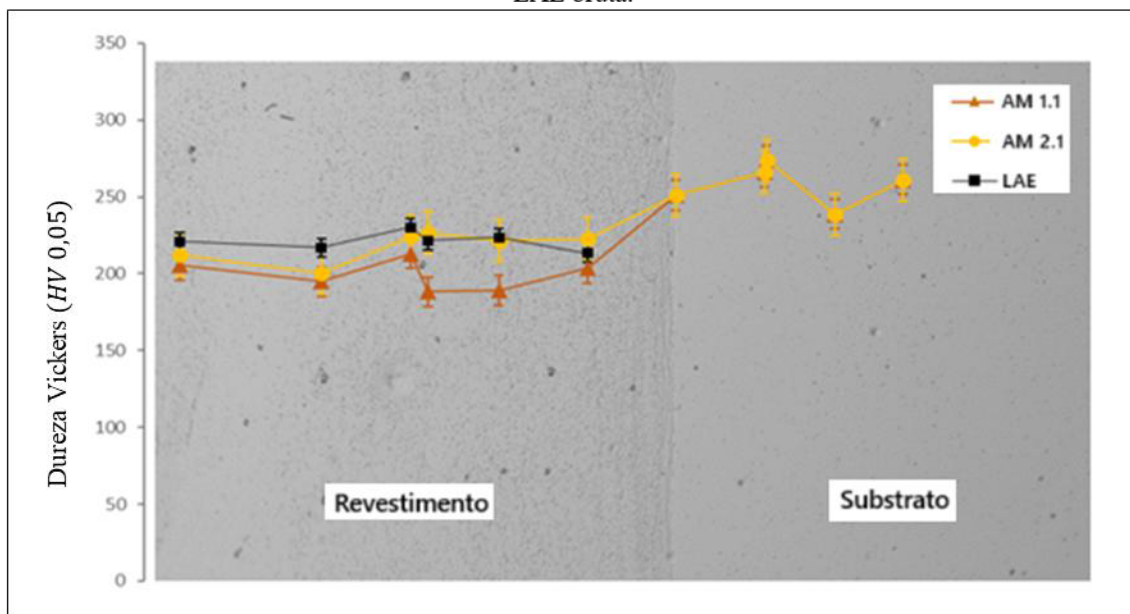
A Figura 34 apresenta os perfis de microdureza *Vickers* (HV 0,05), medidos ao longo da seção transversal das amostras AM 1.1 e AM 2.1, obtidas a partir de deposições sobre o substrato de aço inoxidável ABNT 304, em comparação com os valores da liga de alta entropia (LAE) bruta. Na região do revestimento, observa-se que os valores de dureza das amostras revestidas permanecem, em geral, inferiores aos da LAE bruta. A amostra AM 2.1 apresentou maior estabilidade nos valores de dureza, com leve tendência de aumento próximo à interface, enquanto a AM 1.1 evidenciou maior oscilação e valores médios ligeiramente inferiores.

Diferentemente do comportamento observado nas amostras com substrato de aço carbono, a transição entre revestimento e substrato não apresenta queda abrupta de dureza. Ao contrário, a amostra AM 2.1 mostra um aumento significativo na dureza na região próxima da interface, atingindo valores superiores a 250 HV na maioria dos pontos medidos na região do substrato. Tal comportamento indica modificações locais possivelmente relacionadas ao processo térmico e mecânico provocado pela deposição por fricção.

Os resultados sugerem que a condição de maior rotação (2000 RPM – AM 2.1) favorece a homogeneidade e o desempenho mecânico do revestimento, além de influenciar positivamente os valores de dureza na região próxima da interface. No

entanto, observa-se que tanto os valores médios de dureza da LAE bruta quanto dos revestimentos são inferiores aos do substrato de aço inoxidável 304, o que indica que, apesar da formação bem-sucedida da camada revestida, não houve incremento significativo na dureza superficial em relação ao material base.

Figura 34 - Perfis de dureza *Vickers* (HV 0,05) das seções transversais das amostras AM 1.1, AM 2.1 e LAE bruta.



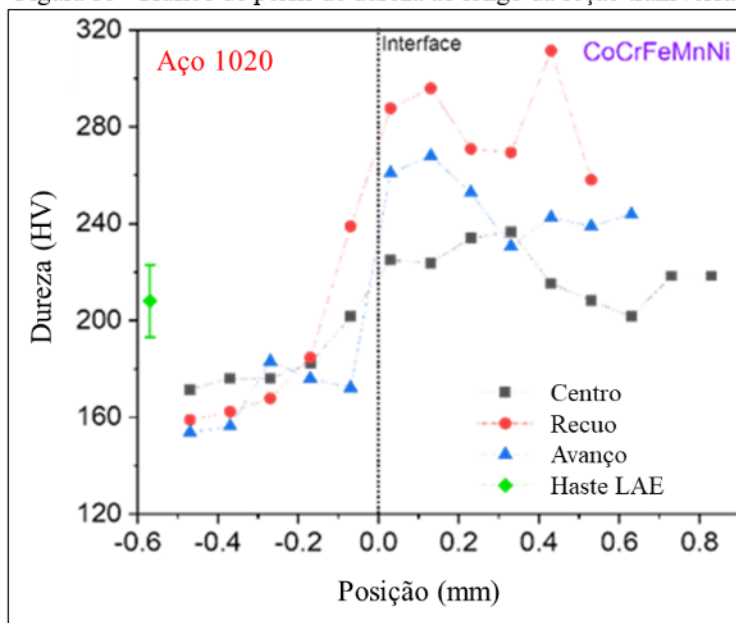
Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a detecção de um perfil assimétrico na seção transversal da amostra AM2, novos testes foram realizados, e o perfil de dureza ao longo da seção transversal está representado na Figura 35. A dureza média da haste consumível foi determinada como  $208 \pm 15$  HV, também indicada na referida figura. Em relação ao revestimento de CoCrFeMnNi (AM2), observa-se que, de modo geral, o processo de Revestimento por Fricção (RF) resultou em um aumento da dureza em comparação ao material original da haste. Nota-se ainda uma diferença em relação às medições apresentadas na Figura 32, possivelmente atribuída aos diferentes pontos de medição, ao método utilizado e à variabilidade entre as regiões analisadas, o que pode refletir diferenças significativas nas características microestruturais. Conforme observado, o lado de recuo (*retreating side*) apresentou os maiores valores de dureza, enquanto a região central da seção transversal apresentou os menores.

A dureza elevada dos revestimentos pode ser atribuída à formação da fase CFC e à presença de elementos como Cr e Ni, que são conhecidos por melhorar a resistência ao

desgaste em ligas metálicas (Li *et al.*, 2016). Esses resultados são consistentes com as expectativas teóricas de que as LAEs, devido à sua composição multicomponente, podem exibir uma combinação única de propriedades, incluindo alta dureza e resistência ao desgaste (Senkov *et al.*, 2011).

Figura 35- Gráfico de perfis de dureza ao longo da seção transversal



Fonte: Elaborado pelo autor

#### 4.3.2 Micrografia de Topo e MEV

A Figura 36 apresenta as imagens obtidas em vista de topo por microscopia óptica (MO - coluna da esquerda) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV – coluna da direita) das superfícies das diferentes amostras analisadas: liga de alta entropia (LAE) bruta (a-b), AM 1 (c-d), AM 1.1 (e-f), AM 2 (g-h) e AM 2.1 (i-j). As micrografias ópticas foram obtidas após ataque químico com ácido oxálico, com diferentes tempos de exposição, visando evidenciar os contornos de grão na superfície superior dos revestimentos. A Tabela 5 apresenta os valores médios dos tamanhos de grãos das amostras revestidas e da LAE bruta.

A amostra bruta da liga CoCrFeMnNi (Figuras a e b) apresenta uma microestrutura equiaxial com contornos de grão discretamente delineados. A imagem de MEV (b) revela uma superfície relativamente homogênea, com baixa incidência de discontinuidades ou porosidades. A morfologia está de acordo com a condição fundida da liga, ainda não submetida a processamento mecânico ou térmico adicional.

Tabela 5 – Tamanhos de grãos das amostras revestidas.

<b>Amostra</b>	<b>Tamanho de grão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
LAE bruta	30,53
Revestimento AM 1	7,31
Revestimento AM 1.1	15,59
Revestimento AM 2	7,39
Revestimento AM 2.1	10,50

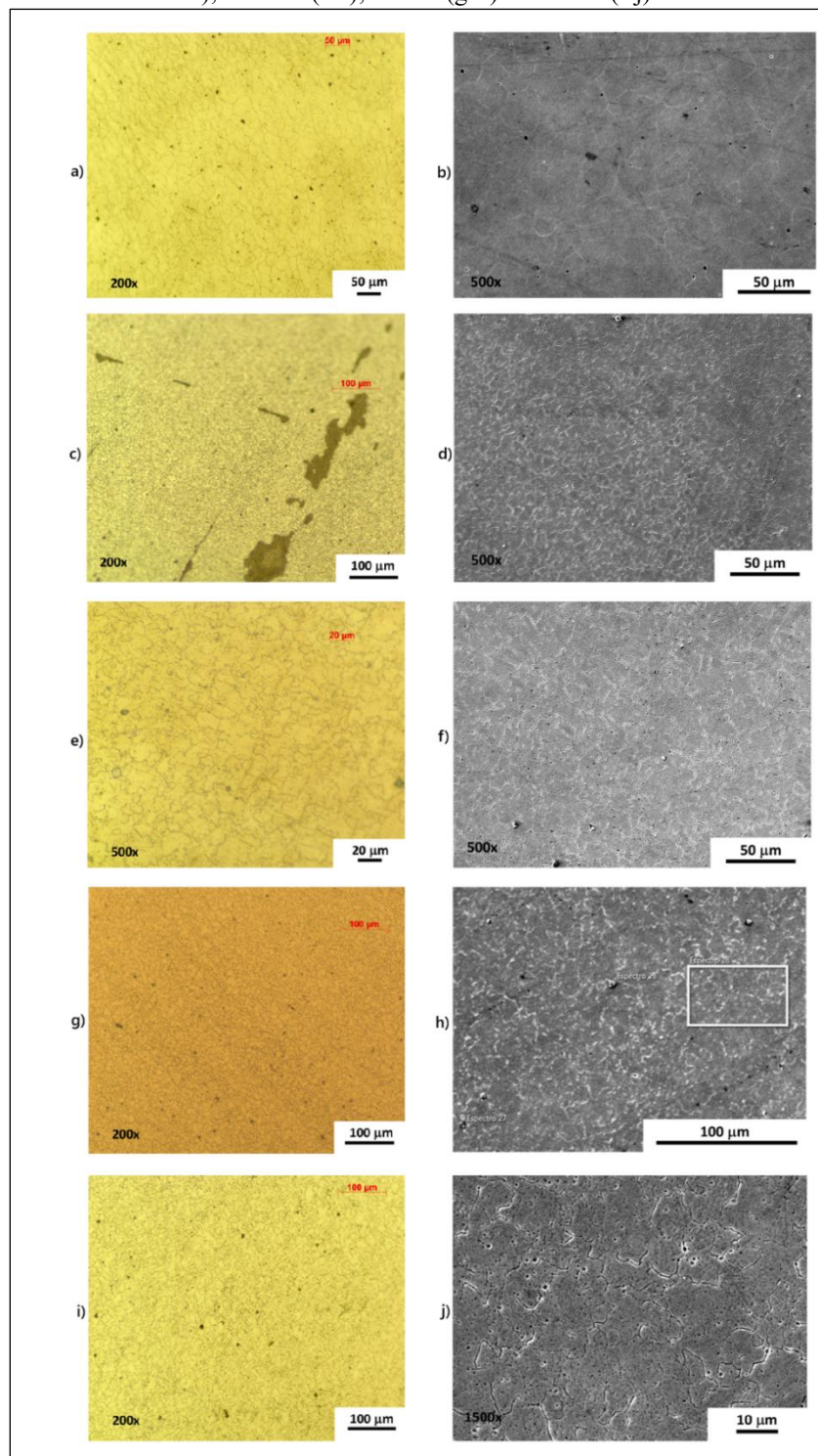
Fonte: Elaborado pelo autor.

Na amostra AM 1 (c-d), correspondente ao revestimento aplicado sobre aço carbono 1020 a 1500 RPM, observa-se na imagem óptica uma superfície com áreas de coloração mais escura, possivelmente associadas à oxidação localizada. Em MEV (d), a textura superficial se mostra mais uniforme, sem grandes defeitos aparentes, embora sem contornos de grão claramente visíveis. A medição de tamanho médio de grão indicou 7,31  $\mu\text{m}$ , sugerindo um grau elevado de refino em relação à condição bruta.

A amostra AM 1.1 (e-f), referente ao revestimento sobre aço inoxidável 304 na mesma rotação de 1500 RPM, revelou contornos de grão fortemente delineados na óptica (e), com morfologia irregular e bem evidenciada. A imagem de MEV (f) confirma a presença de uma microestrutura equiaxial bem definida, com homogeneidade superficial e ausência de porosidades relevantes. No entanto, o tamanho de grão médio foi o maior dentre todas as amostras, com 15,59  $\mu\text{m}$ , indicando menor grau de refino. Este comportamento pode estar relacionado à menor condutividade térmica do aço inoxidável, que reduz a taxa de resfriamento e favorece o crescimento de grão.

A condição AM 2 (g-h), depositada sobre aço 1020 a 2000 RPM, apresentou superfície óptica homogênea, com pouca evidência de revelação dos contornos de grão. Em MEV (h), a superfície apresenta aspecto compacto e uniforme, sem porosidade expressiva. O tamanho de grão médio foi de 7,39  $\mu\text{m}$ , praticamente igual ao da amostra AM 1, sugerindo que o aumento da rotação não teve impacto significativo no refino microestrutural para esse substrato.

Figura 36: Imagens obtidas por MO (coluna esquerda e MEV (coluna direita): LAE bruta (a-b); AM 1 (c-d); AM 1.1 (e-f); AM 2 (g-h) e AM 2.1 (i-j)



Fonte: Elaborado pelo autor.

Por sua vez, a amostra AM 2.1 (i-j), referente ao revestimento sobre aço inoxidável 304 a 2000 RPM, apresentou uma superfície óptica homogênea, com coloração clara e sem regiões oxidadas visíveis. A imagem de MEV (j), obtida em maior

ampliação (1500×), revela contornos de grão bem evidenciados, com microestrutura refinada e superfície densa. O tamanho de grão médio foi de 10,50  $\mu\text{m}$ , menor que o da amostra AM 1.1, indicando que o aumento da rotação favoreceu o refino microestrutural sobre o substrato inoxidável.

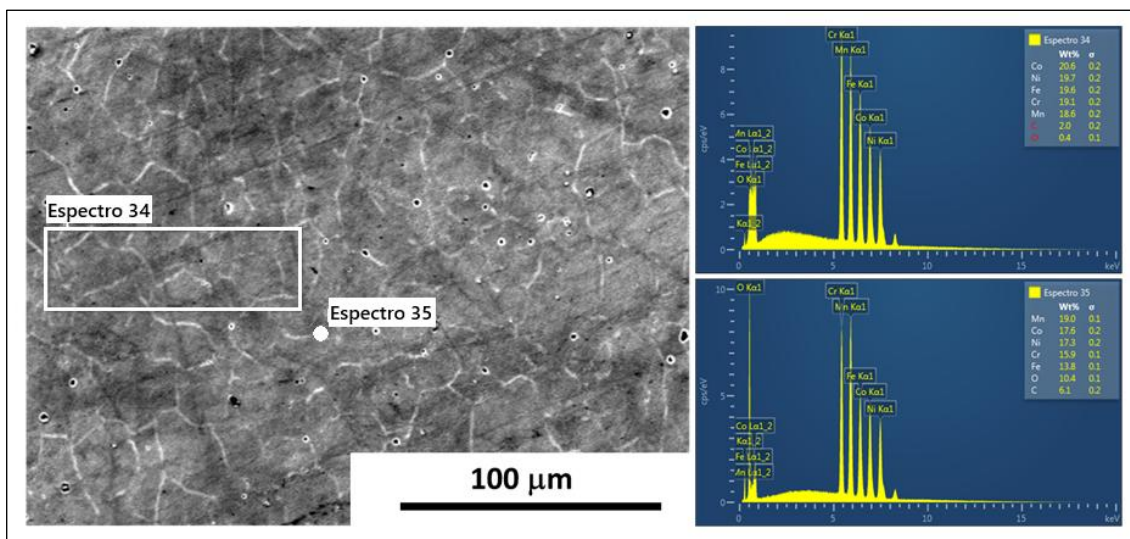
De forma geral, os resultados indicam que:

- As amostras sobre aço 1020 (AM 1 e AM 2) apresentaram maior refino de grão em comparação às amostras sobre aço inoxidável (AM 1.1 e AM 2.1);
- O aumento da rotação teve pouco efeito sobre o tamanho de grão nas amostras com substrato de aço 1020, mas promoveu redução significativa do tamanho de grão nas amostras com substrato de aço inoxidável;
- A amostra com grão mais refinado foi a AM 1 (7,31  $\mu\text{m}$ ), e a menos refinada foi a AM 1.1 (15,60  $\mu\text{m}$ ), possivelmente devido à influência da condutividade térmica do substrato e da dinâmica térmica do processo.

#### **4.3.3 EDS – Espectro Quantitativo**

As imagens da Figura 37 apresentam a microscopia eletrônica de varredura (MEV) da liga de alta entropia CrCoFeNiMn em condição bruta, juntamente com a análise espectral por EDS, obtida nos pontos identificados como espectros 34 e 35. O espectro 34, obtido em uma região retangular com ataque mais uniforme, revelou composição química bastante próxima da proporção equiatômica característica da liga de Cantor, com teores em massa de Co (20,6 %), Ni (19,7 %), Fe (19,6 %), Cr (19,1 %) e Mn (18,6 %), além de baixos níveis de oxigênio (0,4 %) e carbono (0,2 %). Esses resultados sugerem boa homogeneidade química e baixa contaminação superficial, indicando uma região representativa da liga.

Figura 37: MEV/EDS da LAE bruta.



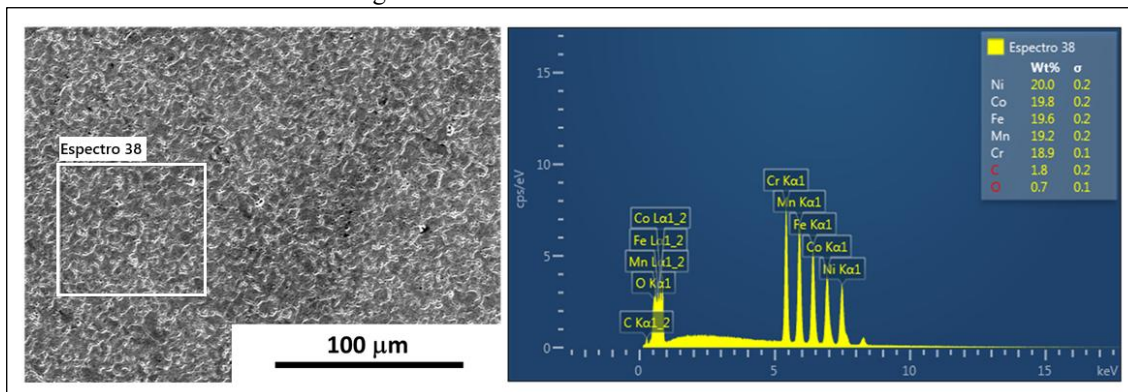
Fonte: Elaborado pelo autor.

Em contrapartida, o espectro pontual 35, obtido em uma região próxima, apresentou redução nas concentrações dos principais elementos metálicos, como Ni (17,6 %), Cr (15,9 %) e Fe (13,8 %), acompanhada de aumento substancial nos teores de oxigênio (10,4 %) e carbono (6,1 %). Esses dados evidenciam um processo de oxidação localizada e possível adsorção de contaminantes na superfície, fenômenos que podem ocorrer durante ou após o ataque químico, especialmente em zonas mais sensíveis à exposição.

A análise espectral por MEV/EDS da amostra AM 1 está representada na Figura 38. A região indicada pelo retângulo branco, correspondente ao Espectro 38. Os resultados quantitativos revelaram uma composição química bastante próxima da proporção equiatômica característica da liga de Cantor, com teores em massa de níquel (20,0%), cobalto (19,8%), ferro (19,6%), manganês (19,2%) e cromo (18,9%). Esses valores indicam uma boa homogeneidade na distribuição dos elementos metálicos e uma deposição eficiente da liga na região analisada.

Adicionalmente, foram identificados baixos teores de elementos leves, como oxigênio (1,8%) e carbono (0,7%), o que é esperado em análises de superfície e não compromete a integridade química da liga. A ausência de indícios de diluição significativa do substrato reforça que a região analisada corresponde efetivamente à camada de revestimento, atestando a qualidade do processo de deposição por fricção empregado.

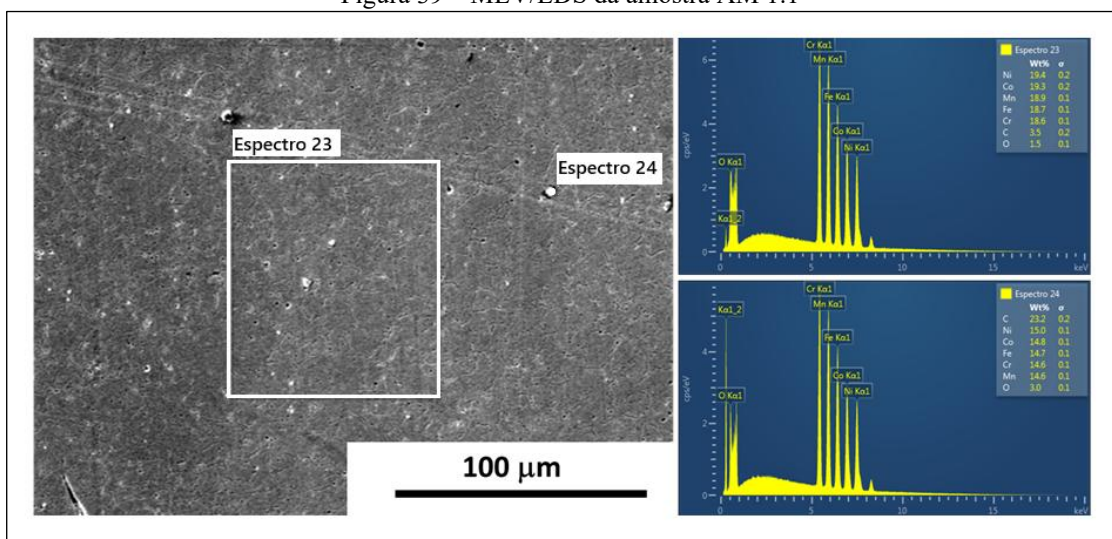
Figura 38 – MEV/EDS da amostra AM 1



Fonte: Elaborado pelo autor.

A análise espectral por MEV/EDS da amostra AM 1.1 foi realizada em dois pontos distintos, indicados como Espectros 23 e 24 na Figura 39. O Espectro 23, obtido na região central do revestimento (área retangular), revelou composição com teores em massa de níquel (19,4%), cobalto (19,3%), manganês (18,9%), ferro (18,7%) e cromo (18,6%), valores muito próximos da proporção equiatômica da liga de Cantor. Além disso, foram detectadas pequenas quantidades de oxigênio (1,5%) e carbono (3,5%), possivelmente relacionadas à adsorção superficial de contaminantes atmosféricos ou à formação de óxidos leves. No entanto, não foram observados indícios de contaminação significativa, tampouco comprometimento da integridade química do revestimento.

Figura 39 – MEV/EDS da amostra AM 1.1

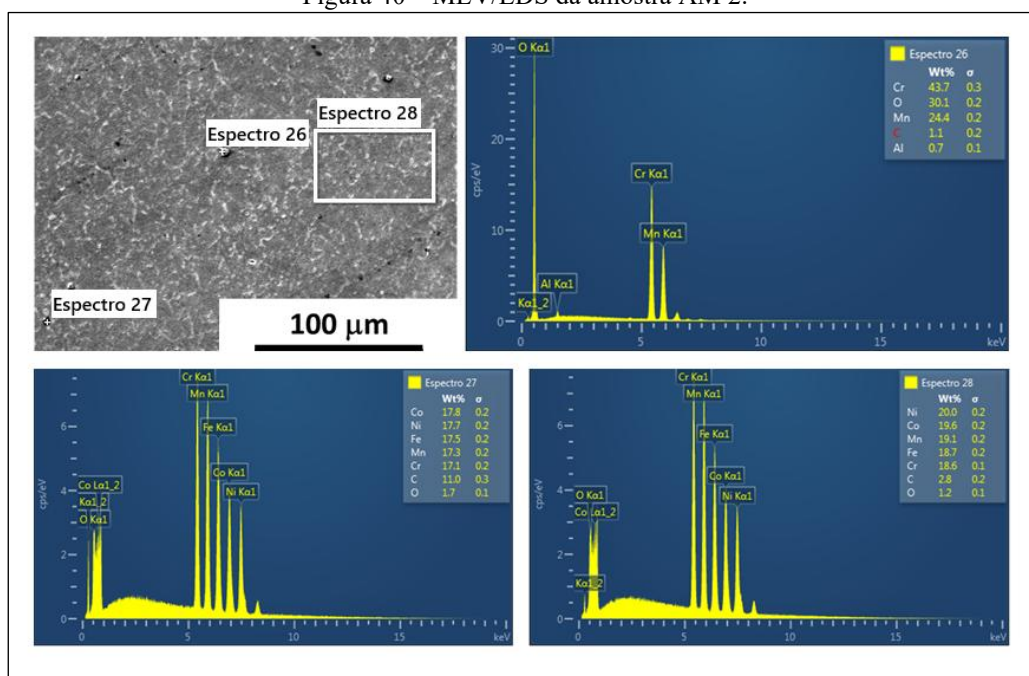


Fonte: Elaborado pelo autor.

O Espectro 24, obtido em uma região adjacente, apresentou distribuição semelhante entre os elementos metálicos principais (Ni: 19,0%; Co: 19,2%; Mn: 14,6%; Fe: 14,6%; Cr: 14,7%), porém com leve redução nas concentrações de Fe, Mn e Cr, e aumento mais expressivo no teor de oxigênio (3,0%) e carbono (15,0%). Esses resultados sugerem a presença localizada de áreas com maior oxidação superficial ou contaminação por carbono, possivelmente devido à exposição atmosférica ou à natureza da superfície do aço inoxidável. Apesar dessas variações, a composição geral ainda indica uma boa incorporação da liga de alta entropia, sendo os desvios possivelmente restritos a regiões superficiais ou pontuais.

Para a avaliação da amostra AM 2, foram realizadas três análises espectrais por EDS, indicadas na Figura 40 como Espectros 26, 27 e 28, posicionadas em diferentes regiões da superfície do revestimento. O Espectro 26 revelou composição com elevada concentração de oxigênio (30,1%) e teores muito elevados de cromo (43,7%) e manganês (24,4%), indicando forte oxidação localizada e possível formação de óxidos ricos nesses elementos. A presença de alumínio (0,7%) e carbono (1,1%) em níveis baixos sugere contaminação pontual ou interferência do substrato na análise. Essa região possivelmente representa uma área de falha na deposição ou de oxidação excessiva, indicando heterogeneidade superficial na camada formada.

Figura 40 – MEV/EDS da amostra AM 2.



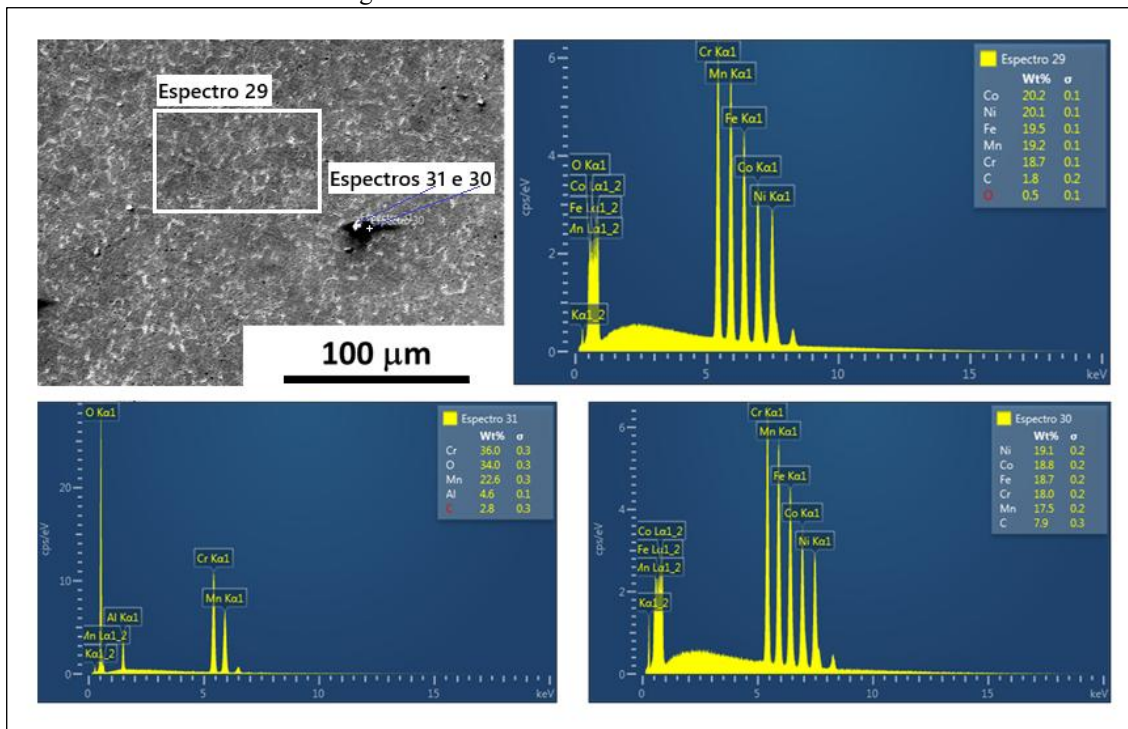
Fonte: Elaborado pelo autor.

O Espectro 27, obtido em outro ponto da superfície, apresentou uma composição mais equilibrada entre os principais elementos metálicos da liga: Co (17,8%), Ni (17,0%), Fe (17,5%), Mn (17,3%) e Cr (17,1%). Os baixos teores de oxigênio (1,7%) e carbono (1,1%) apontam para uma região com baixa oxidação e mínima contaminação, sendo representativa de uma deposição mais eficiente e homogênea da liga de alta entropia.

O Espectro 28, obtido na região retangular da micrografia, revelou teores ainda mais próximos da proporção equiatômica esperada: Ni (20,0%), Co (19,6%), Fe (18,7%), Mn (19,2%) e Cr (18,6%). A baixa concentração de oxigênio (1,2%) e ausência significativa de outros elementos indicam uma região de boa qualidade superficial e composição química estável.

A Figura 41 apresentam realizadas três análises espectrais por EDS da AM 2.1, em diferentes regiões da superfície, indicadas como Espectros 29, 30 e 31. O Espectro 29, obtido na região retangular da imagem, revelou uma distribuição equilibrada dos principais elementos constituintes da liga: cobalto (20,2%), níquel (20,1%), ferro (19,5%), manganês (19,2%) e cromo (18,7%). A presença de oxigênio (1,0%) e carbono (0,5%) foi reduzida, o que sugere uma superfície com baixa oxidação e mínima contaminação. Essa composição está muito próxima da proporção equiatômica característica da liga de Cantor, indicando uma deposição bem-sucedida e homogênea na região analisada.

Figura 41 – MEV/EDS da amostra AM 2.1.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em contrapartida, o Espectro 31 foi obtido em uma região com feição superficial distinta, possivelmente associada a produto de oxidação. Os resultados evidenciaram concentrações elevadas de oxigênio (34,0%) e cromo (36,0%), além de teores relevantes de alumínio (4,6%) e carbono (2,8%), com presença residual de manganês (2,6%) e traços de ferro (0,3%). Essa composição indica a formação de óxidos, possivelmente cromo e manganês, e sugere contaminação localizada ou presença de inclusões superficiais com alta afinidade por oxigênio.

O Espectro 30, obtido em uma região próxima ao Espectro 31, porém menos oxidada, apresentou composição similar à da liga base, com teores de Ni (19,1%), Co (18,1%), Fe (18,7%), Mn (17,5%) e Cr (18,0%). No entanto, o teor de carbono (7,9%) foi consideravelmente mais elevado que nos demais pontos, o que pode indicar acúmulo superficial de carbono, possivelmente oriundo da adsorção ambiental.

Os resultados obtidos para a amostra AM 2.1 evidenciam uma condição microestrutural heterogênea, com regiões de deposição eficiente da liga equiatômica intercaladas com áreas pontuais de oxidação acentuada e contaminação superficial. Essa variação pode estar associada à maior da rotação da haste durante o processo de deposição

por fricção, que intensifica o aporte térmico e favorece a formação de óxidos, especialmente em substratos com menor condutividade térmica, como o aço inoxidável.

#### **4.3.4 EDS – MAPA/ Espectro qualitativo**

A Figura 42 apresenta uma visão dos mapeamentos EDS dos elementos constituintes da liga CrCoFeNiMn. As quatro amostras (AM 1, AM 2, AM 1.1 e AM 2.1) foram analisadas com o objetivo de verificar a continuidade química e a estabilidade composicional ao longo da seção transversal do revestimento. Observa-se que, em todas as amostras, a região superior das imagens corresponde ao revestimento, enquanto a inferior representa o substrato (aço ABNT 1020 ou aço inoxidável 304). O Mapa revela uma transição abrupta na concentração dos principais elementos da liga (Cr, Co, Fe, Ni e Mn), marcando de forma clara a interface revestimento-substrato.

A disposição em matriz permite uma análise comparativa dos efeitos da rotação e do tipo de substrato sobre a homogeneidade e penetração dos elementos metálicos. Nas amostras processadas ao menor nível de rotação (AM 1 e AM 1.1), observa-se uma distribuição mais contínua e uniforme dos elementos na região do revestimento, com transições nítidas e pouca difusão em direção ao substrato. Por outro lado, nas amostras submetidas ao nível alto de rotação (AM 2 e AM 2.1), nota-se uma maior penetração dos elementos no substrato, acompanhada de variações sutis nas intensidades espectrais, especialmente para os elementos Fe e Cr — possivelmente associadas ao maior aporte térmico e à intensificação da deformação plástica promovida pela rotação mais elevada.

Figura 42 - Mapas de distribuição elemental (Fe, Cr, Mn, Co e Ni) das amostras: AM 1, AM 1.1, AM 2 e AM 2.1., obtidos por EDS.

AMOSTRA	Fe	Cr	Mn	Co	Ni
AM 1					
AM 1.1					
AM 2					
AM 2.1					

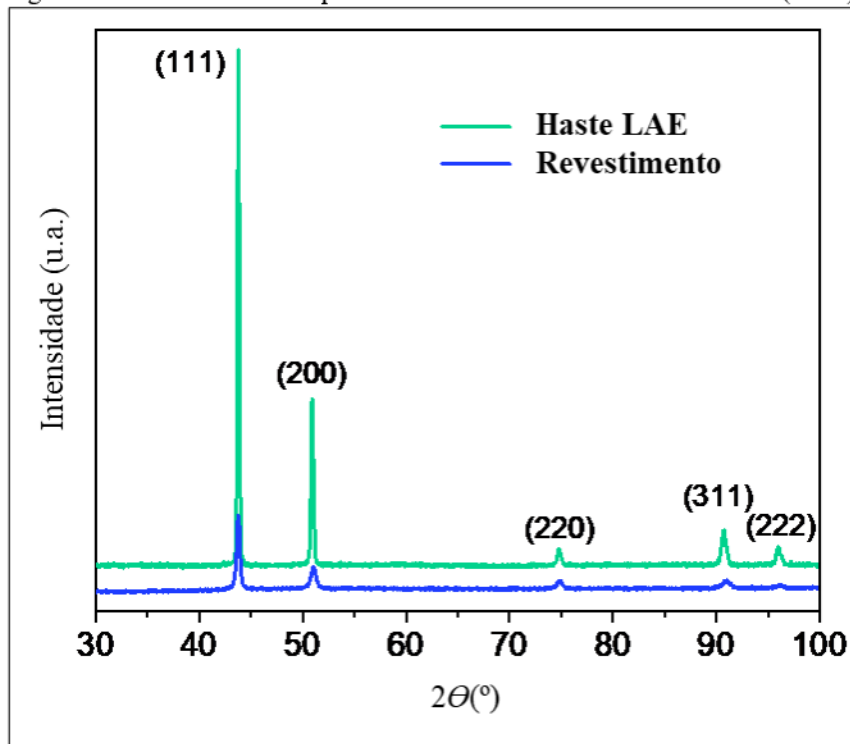
Fonte: Elaborado pelo autor.

Vale destacar que, nas amostras com substrato de aço inoxidável 304 (AM 1.1 e AM 2.1), a interface do elemento Cr não é claramente observada nos mapeamentos, uma vez que o cromo está presente na composição do substrato — resultado que está em conformidade com o comportamento esperado para esse tipo de material.

#### 4.3.5 DRX e EBSD – AM2

Complementando essa análise, para a AM2, os dados obtidos por Difração de Raios X (DRX) (Figura 43) confirmam a presença de fases predominantemente cúbicas de estrutura FCC (*face centered cubic*), típicas da liga CrCoFeNiMn, sem evidência significativa de segregação ou formação de compostos intermetálicos nas regiões analisadas. Essa coerência entre EDS e DRX indica uma deposição estável e homogênea da liga, com boa aderência e compatibilidade entre o revestimento e os diferentes substratos.

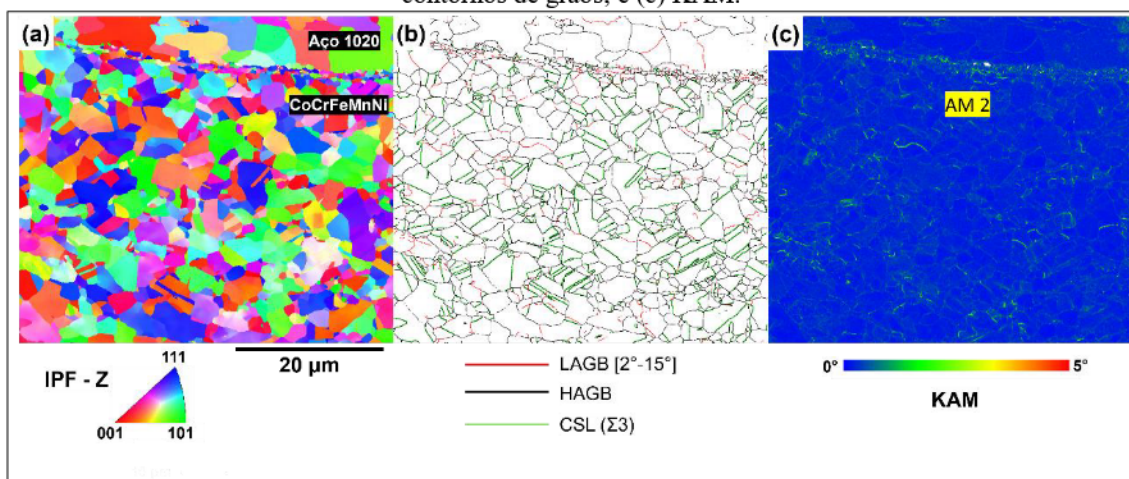
Figura 43 – Padrões de DRX para a Haste consumível e o Revestimento (AM2).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a realização de uma caracterização microestrutural mais aprofundada da seção transversal por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi escolhida a amostra AM 2. As imagens da Figura 44 apresentam os mapas EBSD obtidos próximos à interface, na região central da seção. A Figura 44a refere-se a imagem de polo inverso em torno do eixo z (*inverse pole figure* – IPF). Os resultados revelam microestrutura praticamente totalmente recristalizada, pela pouca concentração (7,7%) de contornos de grão de ângulo baixo (*low-angle grain boundaries* – LAGBs) (Figura 44b) e baixos valores médios de desorientação local (*kernel average misorientation* - KAM) (Figura 44c). Isso é corroborado pela alta densidade (32,1%) de contornos de grão tipo maclas (*coincident site lattice* – CSL)  $\Sigma 3$ , formados por recristalização dinâmica contínua (*continuous dynamic recrystallization* - cDRX). Além disso, observa-se uma fina camada de grãos mais refinados e com maior deformação acumulada na interface.

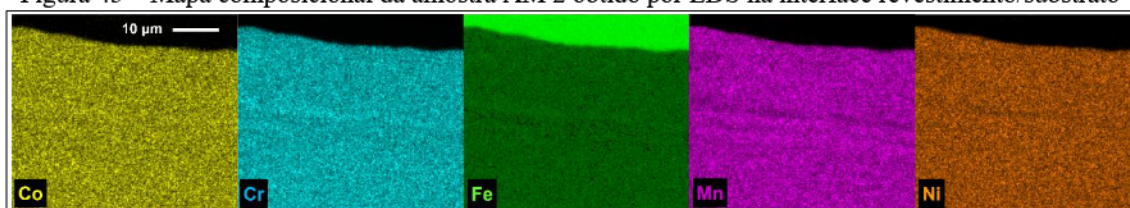
Figura 44 – Resultados EBSD na interface revestimento/substrato da amostra AM 2: (a) IPF-Z; (b) contornos de grãos; e (c) KAM.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A análise do EDS da mesma região está na Figura 45. A interface revela-se contínua e livre de defeitos. Gradientes de composição bem definidos indicam difusão limitada durante o RF. Uma faixa de leve segregação elementar é visível no revestimento, provavelmente originada durante a solidificação da liga bruta. Devido à exposição térmica limitada na preparação da haste e no RF, não houve tempo suficiente para homogeneização completa.

Figura 45 – Mapa composicional da amostra AM 2 obtido por EDS na interface revestimento/substrato



Fonte: Elaborado pelo autor.

Mapas EBSD na região média da seção transversal, mais próximos da superfície superior do revestimento (Região 1), são exibidos nas imagens da Figura 46. Esses resultados também mostram alto grau de recristalização. No entanto, observa-se uma microestrutura significativamente mais grosseira, com um tamanho médio de grão de  $2,8 \pm 2,3 \mu\text{m}$ , em comparação àquela próxima à interface (Figura 46a a Figura 46c), com um tamanho médio de grão de  $2,8 \pm 2,3 \mu\text{m}$ . Entretanto, no lado recuo, a fração de grãos recristalizados é menor, caracterizada por uma alta incidência de contornos de grãos de

baixo ângulo (LAGBs) (24,9% no lado recuo comparado a 15,8% no lado avanço), uma presença reduzida de contornos  $\Sigma 3$  (11,1% no lado recuo comparado a 30,2% no lado avanço), como mostrado nas Figura 46d a Figura 46f, e Figura 46g a Figura 46j, respectivamente. No entanto, no lado de recuo, as frações recristalizadas são menores, com alta incidência de LAGBs e baixa presença de contornos  $\Sigma 3$  (Figura 46h), além de maiores desorientações locais (Figura 46j).

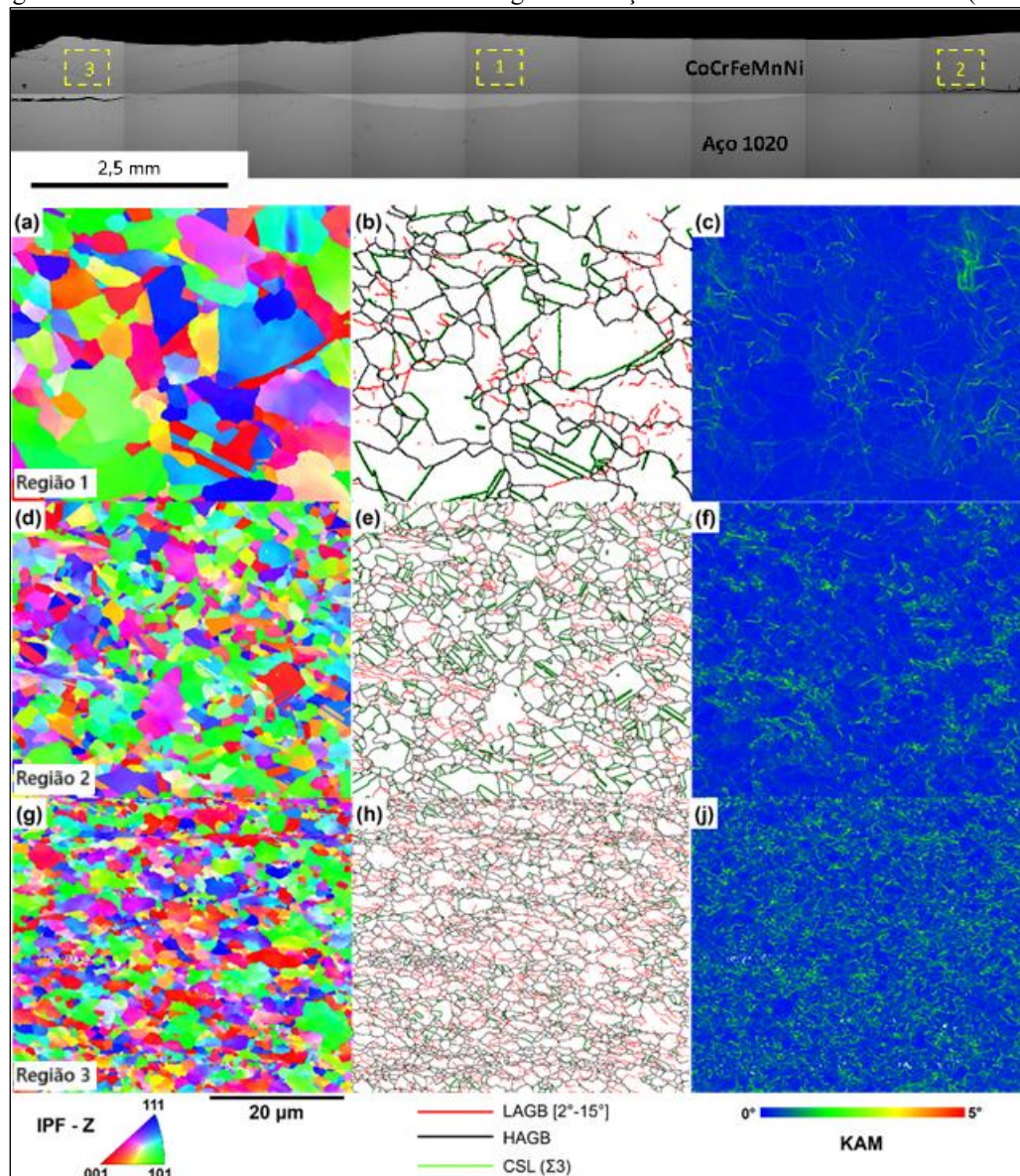
Para comparar as frações de recristalização em diferentes posições do material depositado, a dispersão da orientação dos grãos (GOS) foi calculada a partir dos resultados de EBSD, sendo os grãos com  $GOS < 2^\circ$  considerados recristalizados. Consequentemente, as frações recristalizadas foram de 21,4% no lado recuo, 48,1% no lado avanço e 66,5% na posição intermediária (medida próxima à interface, como mostrado na Figura 44).

As diferentes microestruturas observadas podem ser atribuídas a variações no parâmetro local de *Zener-Hollomon* ( $Z$ ):

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

onde  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação,  $Q$  é a energia de ativação para deformação à quente,  $R$  é a constante universal dos Gases e  $T$  é a temperatura absoluta (Silva *et al.*, 2022).

Figura 46 – Resultados de EBSD de diferentes regiões da seção transversal do revestimento (AM 2).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Devido à baixa energia de falha de empilhamento da liga CoCrFeMnNi (Zaddach *et al.*, 2013), o escorregamento cruzado é dificultado, e durante a deformação a quente, predomina a cDRX. No entanto, a fração de grãos recristalizados depende de Z. Estudos anteriores sobre o comportamento da deformação a quente de CoCrFeMnNi demonstraram que tanto a fração de recristalização dinâmica quanto o tamanho de grão diminuem à medida que Z aumenta (Eleti *et al.*, 2018). Isso sugere significativa variabilidade de Z ao longo da seção transversal, resultando em características microestruturais distintas e, conseqüentemente, diferentes níveis de dureza. Neste caso, o lado de recuo apresentou o maior valor de Z.

Embora a taxa de deformação seja maior no lado de avanço, conforme a mecânica do processo de RF (Gandra *et al.*, 2014), temperaturas também mais elevadas são observadas nesse lado. Assim, essas temperaturas mais altas compensaram as maiores taxas de deformação, levando a um valor de  $Z$  mais alto no lado de recuo.

Os resultados obtidos também indicam que o recozimento pós-deformação foi insuficiente para completar a recristalização, dado que a temperatura cai rapidamente após a deposição (Figura 28 – subseção 4.2.2).

#### 4.4 Desempenho do Revestimento no Ensaio de Corrosão

Os resultados de Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE) para a haste e o revestimento CoCrFeMnNi são apresentados na Figura 47a como diagramas de *Nyquist*, enquanto os resultados de EIE para o revestimento de aço 316L estão na Figura 47b. As medições foram realizadas no valor estabilizado de OCP para cada amostra, alcançado após 1,5 hora de imersão em solução de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,5 M. Os valores de OCP foram -0,35, -0,35 e -0,22 V, respectivamente. Os dados experimentais de EIE foram analisados ajustando-os aos modelos de circuitos equivalentes mostrados nas Figura 47a e Figura 47b, com os parâmetros relevantes apresentados na Tabela 6.

Os resultados da Figura 47a revelam a presença de um arco capacitivo deprimido em vez de um semicírculo perfeito, o que indicaria um comportamento capacitivo ideal. Por este motivo, um elemento de fase constante (*constant phase element* - CPE), identificado por  $Q$  no circuito equivalente, foi utilizado para modelar os dados da EIE. A impedância ( $Z_{CPE}$ ) do CPE é dada por (Stoyanov, 1990):

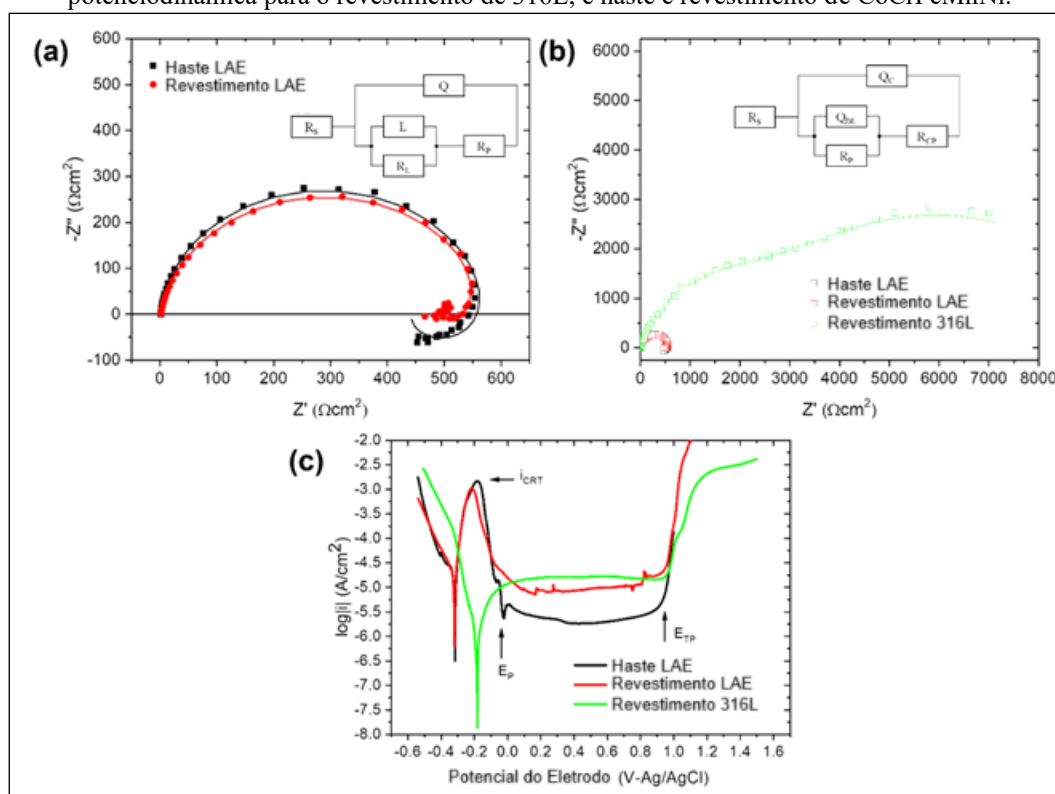
$$Z_{CPE} = [Q(j\omega)^n]^{-1} \quad (3)$$

onde  $Q$  é uma constante e  $n$  é um parâmetro ajustável que poder variar de “-1”, onde o CPE se comporta como um indutor, a “1”, onde ele se comporta como um capacitor ideal.

Os diagramas de *Nyquist* das amostras CoCrFeMnNi também revelam um arco indutivo de baixa frequência, caracterizado por valores negativos de  $-Z$ ”, geralmente associado à presença de espécies adsorvidas na superfície metálica. O circuito equivalente utilizado inclui uma indutância  $L$  e uma resistência  $R_L$  (Ye *et al.*, 2017). Essa característica pode surgir devido ao maior número de sítios ativos na superfície metálica (Shen *et al.*, 2006), como analisado anteriormente para uma liga CrFeMnNi testada em H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (Sun *et al.*, 2020). Os valores ajustados dos circuitos equivalentes (Tabela 6)

indicam que tanto a barra quanto o revestimento CoCrFeMnNi apresentam os mesmos mecanismos fundamentais de corrosão, apresentando um comportamento capacitivo quase ideal ( $n > 0,90$ ), e capacitâncias na ordem de  $10^{-5}$  F/cm<sup>2</sup>, condizentes com a dupla camada elétrica em superfícies metálicas. Além disso, ambos mostram valores similares de resistência à polarização ( $R_p$ ), o que está positivamente relacionado à resistência à corrosão uniforme.

Figura 47 – Representação de Nyquist dos resultados de EIE para: (a) haste e o revestimento de CoCrFeMnNi, e (b) revestimento de aço inoxidável 316L para comparação. (c) Diagramas de polarização potenciodinâmica para o revestimento de 316L, e haste e revestimento de CoCrFeMnNi.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 47b, observa-se que o revestimento 316L apresenta comportamento de corrosão distinto. Os dados mostram claramente dois arcos capacitivos, geralmente atribuídos à dupla camada elétrica (QDL e RP) e à presença de uma camada passiva de óxido na superfície do metal (QC e RCP) (McCafferty, 2010). A formação dessa camada passiva no potencial OCP provavelmente é a razão pela qual o aço inoxidável apresentou RP significativamente maior (arco capacitivo mais largo no diagrama de Nyquist).

Tabela 6 – Parâmetros da EIE obtidos usando os modelos de circuito equivalente apresentados nas Figura 47a e Figura 47b: impedância da solução ( $R_s$ ), resistência à polarização ( $R_p$ ), impedância devido à indutância de baixa frequência ( $R_L$ ), resistência da camada passiva ( $R_{CP}$ ), elemento de fase constante da dupla camada elétrica ( $Q_{DL}$ ), e elemento de fase constante da camada passiva ( $Q_C$ ).

Material	$R_s$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$R_p$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$R_L$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$L$ ( $\text{Hcm}^2$ )	$Q_{DL}$ ( $\text{s}^n\Omega^{-1}\text{cm}^{-2}$ )	$n$	
Haste (CoCrFeMnNi)	1.80	440	140	40	$6.14 \times 10^{-5}$	0.96	
Revestimento (CoCrFeMnNi)	1.90	490	90	24	$3.48 \times 10^{-5}$	0.92	
	$R_s$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$R_p$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$R_{CP}$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	$Q_{DL}$ ( $\text{s}^n\Omega^{-1}\text{cm}^{-2}$ )	$Q_C$ ( $\text{s}^n\Omega^{-1}\text{cm}^{-2}$ )	$n_{DL}$	$n_C$
Revestimento 316L	2.10	6600	3490	$76.6 \times 10^{-5}$	$13.6 \times 10^{-5}$	0.73	0.86

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os diagramas de polarização para as amostras estão na Figura 47c. Todos os materiais analisados apresentaram transição ativa-passiva, com valores semelhantes de potencial de passivação ( $E_P$ ) e potencial transpassivo ( $E_{TP}$ ). Os principais resultados estão resumidos na Tabela 7. Vale ressaltar que, neste caso, o comportamento transpassivo dificilmente é causado pelo aparecimento de corrosão por pites, mas sim pela quebra de moléculas de água e evolução de gás  $O_2$ , conforme indicado pela reação (Luo *et al.*, 2018):



Isso ocorre porque o potencial teórico do eletrodo dessa reação, em relação ao eletrodo de hidrogênio padrão (SHE), é 1,228  $V_{SHE}$ , o que corresponde a aproximadamente 1,006  $V_{Ag/AgCl}$  quando referenciado ao eletrodo Ag/AgCl usado neste estudo.

Tabela 7 – Parâmetros de polarização potenciodinâmica eletroquímica: potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ), densidade de corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ), potencial transpassivo ( $E_{TP}$ ), potencial de passivação ( $E_P$ ), densidade de corrente passiva ( $i_{pass}$ ), e densidade de corrente crítica ( $i_{CRT}$ ).

Material	$E_{corr}$ (V)	$i_{corr}$ ( $\text{A}/\text{cm}^2$ )	$E_{TP}$ (V)	$E_P$ (V)	$i_{pass}$ ( $\text{A}/\text{cm}^2$ )	$i_{CRT}$ ( $\text{A}/\text{cm}^2$ )
Haste (CoCrFeMnNi)	-0.317	$4.5 \times 10^{-5}$	0.914	-0.08	$2.40 \times 10^{-6}$	$2.34 \times 10^{-3}$
Revestimento (CoCrFeMnNi)	-0.319	$3.0 \times 10^{-5}$	0.941	-0.08	$14.3 \times 10^{-6}$	$1.02 \times 10^{-3}$
Revestimento 316L	-0.284	$7.9 \times 10^{-6}$	0.945	-0.08	$50.9 \times 10^{-6}$	-

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na região ativa dos diagramas de polarização, o aço 316L exibiu um potencial de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ) mais positivo e menor densidade de corrente de corrosão ( $i_{\text{corr}}$ ) em comparação às amostras de CoCrFeMnNi, indicando melhor resistência à corrosão uniforme. Esse comportamento está alinhado com os resultados da Figura 47b, uma vez que  $R_p$  é inversamente relacionado a  $i_{\text{corr}}$ . O melhor desempenho do 316L pode ser atribuído à formação de uma película passiva na superfície metálica em OCP, ausente nas amostras CoCrFeMnNi. Assim, não há diferença significativa entre haste e revestimento CoCrFeMnNi na região ativa dos diagramas.

Na região passiva, no entanto, as amostras CoCrFeMnNi apresentaram menores densidades de corrente passiva ( $i_{\text{pass}}$ ) (Tabela 7). Os valores de  $i_{\text{pass}}$  foram determinados como a densidade de corrente média ao longo da faixa de passividade, representando o fluxo de íons através do filme passivo e, portanto, dependentes da sua composição e estrutura. Os filmes passivos formados em aços inoxidáveis austeníticos são compostos principalmente de óxidos de Fe e Cr, que conferem excelente estabilidade à camada. Em contraste, o filme passivo desenvolvido sob polarização anódica de CoCrFeMnNi consiste em óxidos mistos dos diferentes elementos da liga (Joseph *et al.*, 2020; Yu *et al.*, 2019). Portanto, espera-se que a camada passiva formada na amostra de 316L resulte em valores de  $i_{\text{pass}}$  mais altos. Nesse caso, o comportamento de passividade superior das amostras CoCrFeMnNi provavelmente está relacionado a diferenças na estrutura do filme passivo. Analisando os diagramas de polarização apresentados na Figura 47, fica evidente que a passividade nos CoCrFeMnNi foi precedida por dissolução anódica significativa ( $i_{\text{crit}}$ ). Isso sugere que os filmes passivos desenvolvidos na haste e no revestimento de CoCrFeMnNi exibiram maior densidade ou espessura em comparação ao revestimento 316L analisado.

Por um lado, o revestimento CoCrFeMnNi apresentou menor densidade de corrente crítica ( $i_{\text{CRT}}$ ) em relação à haste, o que está ligado à quantidade de dissolução metálica antes da formação da película passiva, sendo uma característica positiva em meios passivantes. Com menor tamanho de grão e maior área de contorno de grão, mais sítios ativos estão disponíveis para acelerar a formação da película passiva (Ralston; Birbilis; Davies, 2010). Portanto, parece haver um limite para a extensão em que reduções no tamanho do grão beneficiam a resistência à corrosão (Wang *et al.*, 2021). Por fim, é importante observar que as diferenças microestruturais observadas entre as diversas regiões do revestimento (Figura 46) podem levar a uma camada passiva menos

homogênea, comprometendo a resistência à corrosão do revestimento em comparação com o material base da haste consumível.

## 5 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo investigar a viabilidade da aplicação da liga de alta entropia (LAE) CoCrFeMnNi como material de revestimento por fricção (RF) sobre substratos de aço-carbono (ABNT 1020) e aço inoxidável (ABNT 304), utilizando um centro de usinagem CNC. Os objetivos específicos propostos foram plenamente atendidos, abrangendo desde a análise bibliométrica inicial até a obtenção e caracterização detalhada dos revestimentos produzidos, com foco nas propriedades microestruturais, mecânicas e eletroquímicas.

A análise bibliométrica permitiu contextualizar o crescente interesse científico nas ligas de alta entropia e sua aplicação em processos de revestimento, reforçando a relevância da proposta desenvolvida neste estudo. A síntese e aplicação da liga CoCrFeMnNi por RF demonstraram-se tecnicamente viáveis em centro de usinagem CNC, resultando em revestimentos contínuos, bem aderidos e com baixa incidência de defeitos macroscópicos. Além disso, o uso do CNC mostrou-se uma alternativa economicamente atrativa, por não ser dedicado exclusivamente a esse tipo de processo e por estar mais amplamente disponível em ambientes industriais e acadêmicos.

O monitoramento por termografia infravermelha permitiu caracterizar o perfil de temperaturas na interface de contato entre a ponta da haste consumível e o substrato durante as deposições. Identificaram-se três etapas distintas: (i) aquecimento inicial, atingindo cerca de 700–900 °C, associado ao contato rotativo sem avanço; (ii) deposição, com picos próximos de 1300 °C para a amostra AM 1 e cerca de 1200 °C para as demais, seguidos de estabilização térmica em torno de 1150 °C; e (iii) resfriamento, marcado por queda acentuada da temperatura após o término do processo. Esses resultados evidenciam a relação direta entre as condições térmicas e o regime de fricção, fornecendo subsídios para a compreensão dos mecanismos microestruturais observados.

A macrografia evidenciou boa uniformidade dimensional e aderência nos revestimentos, em especial na amostra AM 1.1, que apresentou interface relativamente plana e contínua. A largura média do cordão, determinada para a amostra AM 1, foi de  $13,41 \pm 0,65$  mm, confirmando a regularidade do depósito. Já a espessura média, medida na amostra AM 2, foi de  $684,26 \pm 129,5$  μm. A variabilidade observada nessa condição motivou a aplicação de análises complementares para investigar as causas desse comportamento.

As análises microestruturais revelaram a presença de grãos predominantemente recristalizados, com variações locais atribuídas aos parâmetros de processamento e à posição na seção transversal. A atuação do mecanismo de recristalização dinâmica contínua (cDRX) foi evidenciada por EBSD, especialmente nas regiões centrais dos revestimentos.

Os ensaios de microdureza Vickers (HV 0,05) mostraram que, embora os valores médios dos revestimentos tenham sido ligeiramente inferiores aos da liga bruta ( $221,0 \pm 6,0$  HV), ainda apresentaram incremento significativo em relação aos substratos de aço carbono, contribuindo para a potencial resistência ao desgaste. As amostras depositadas sobre aço carbono exibiram queda acentuada de dureza na região de transição, compatível com o gradiente térmico e a diluição de material. Já nos revestimentos sobre aço inoxidável 304, essa queda não foi observada; ao contrário, a condição AM 2.1 (2000 RPM) apresentou aumento expressivo na dureza próximo à interface, atingindo valores superiores a 250 HV no substrato, sugerindo modificações locais induzidas pelo processo. A maior rotação também favoreceu a homogeneidade e o desempenho mecânico, com destaque para o lado de recuo, que apresentou os maiores valores de dureza devido ao refino microestrutural associado a maiores valores do parâmetro Zener–Hollomon (Z). Esses resultados são coerentes com a literatura, que aponta a presença da fase CFC e de elementos como Cr e Ni como fatores determinantes para a resistência ao desgaste em ligas metálicas.

Os ensaios de microdureza mostraram resultados compatíveis em relação à liga bruta, com destaque para os lados de recuo, onde os maiores valores do parâmetro Zener–Hollomon (Z) favoreceram o refino microestrutural.

As análises por EDS e DRX confirmaram, respectivamente, a estabilidade composicional da liga ao longo da espessura do revestimento, com preservação da proporção equiatômica, e a manutenção de uma estrutura de fase única CFC, sem formação de fases intermetálicas. Tais resultados reforçam a integridade estrutural da liga após o processo de deposição.

A microestrutura mais refinada e heterogênea do revestimento de CoCrFeMnNi reduziu sua resistência à corrosão em comparação com a da haste consumível inicial. No entanto, o revestimento de CoCrFeMnNi apresentou características de passivação superiores em  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,5 M em comparação com um revestimento de aço inoxidável

316L desenvolvido sob condições idênticas, sugerindo maior resistência à corrosão em meios de passivação.

Entre as condições avaliadas, a amostra AM 2 (aço 1020, 2000 RPM) destacou-se pelo avançado grau de recristalização e resistência à corrosão, embora tenha apresentado falhas de adesão lateral. A amostra AM 1.1 (aço inoxidável, 1500 RPM), por sua vez, apresentou desempenho mais equilibrado, combinando boa aderência, espessura uniforme e microestrutura equiaxial estável, sendo considerada a condição mais promissora dentre as investigadas.

Portanto, conclui-se que o processo de deposição por fricção da liga CoCrFeMnNi é uma alternativa tecnicamente viável para a produção de revestimentos metálicos avançados, apresentando potencial para aplicações que demandem elevada estabilidade microestrutural e resistência à corrosão.

Como proposta para trabalhos futuros, recomenda-se aumentar a quantidade de amostras de hastes consumíveis de liga de alta entropia, de modo a ampliar a replicabilidade dos ensaios e testes, bem como utilizar técnicas de deposição sob atmosfera controlada, com o objetivo de mitigar a oxidação durante o processo. Sugere-se ainda a instrumentação do sistema com dinamômetros, permitindo o monitoramento em tempo real das forças envolvidas. Tais estratégias podem contribuir para a otimização do processo e para uma compreensão mais aprofundada dos mecanismos atuantes durante a deposição por fricção.

## 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALVIZ-MEZA, Anibal *et al.* Bibliometric analysis of fourth industrial revolution applied to material sciences based on Web of Science and Scopus databases from 2017 to 2021. **ChemEngineering**, v. 7, n. 1, p. 2, 2023.
- ARMENDARIZ, Lorea *et al.* Influence of Al addition on microstructure and electrochemical behaviour of CrMnFeCoNi high-entropy alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 318, p. 129316, 2024.
- BANIK, Debdipta *et al.* Effect of harmonic structure on the electrochemical behavior of high entropy Cantor alloy in NaCl solution. **Materials Chemistry and Physics**, v. 298, p. 127414, 2023.
- BEDFORD, G.M.; RICHARDS, P. J. Recent Developments in Friction Coating. Conf.: **Repair and Reclamation (UK)**, p. 111-115, 1986
- BEDFORD, G. M. Friction surfacing machine. **Aircraft Engineering and Aerospace Technology(UK)**, v. 64, n. 7, p. 16-17, 1992.
- BHASKARAN NAIR, Rakesh *et al.* High-entropy alloy coatings deposited by thermal spraying: a review of strengthening mechanisms, performance assessments and perspectives on future applications. **Metals**, v. 13, n. 3, p. 579, 2023.
- CAMPO, Kaio Niitsu *et al.* Melting behavior and globular microstructure formation in semi-solid CoCrCuFeNi high-entropy alloys. **Journal of materials science & technology**, v. 52, p. 207-217, 2020.
- CAMPO, Kaio Niitsu *et al.* CrCuFeMnNi high-entropy alloys for semisolid processing: The effect of copper on phase formation, melting behavior, and semisolid microstructure. **Materials Characterization**, v. 178, p. 111260, 2021.
- CANTOR, Brian *et al.* Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 375, p. 213-218, 2004.
- CHANDRASEKARAN, Margam; BATCHELOR, Andrew William; JANA, Sukumar. Friction surfacing of metal coatings on steel and aluminum substrate. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 72, n. 3, p. 446-452, 1997.
- CHEN, Y. Y. *et al.* Microstructure and electrochemical properties of high entropy alloys—a comparison with type-304 stainless steel. **Corrosion science**, v. 47, n. 9, p. 2257-2279, 2005.
- DA SILVA, Márcio Maciel *et al.* Application of the friction surfacing process in a CNC machining center: a viability assessment for producing Al-alloy coatings on low carbon steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 40, n. 1, p. 14, 2018.
- DADA, Modupeola; POPOOLA, Patricia; MATHE, Ntombi. Recent advances of high entropy alloys for aerospace applications: a review. **World Journal of Engineering**, v. 20, n. 1, p. 43-74, 2023.

DÖLEKER, Kadir Mert *et al.* High-temperature corrosion and oxidation properties of borided CoCrFeNiAl<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.5</sub> HEA. **Surface and Coatings Technology**, v. 470, p. 129856, 2023.

ELETI, Rajeshwar R. *et al.* Hot deformation behavior of CoCrFeMnNi FCC high entropy alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 210, p. 176-186, 2018.

ESTHER, I.; DINAHARAN, I.; MURUGAN, N. Microstructure and wear characterization of AA2124/4wt.% B<sub>4</sub>C nano-composite coating on Ti–6Al–4V alloy using friction surfacing. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 29, n. 6, p. 1263-1274, 2019.

FITSEVA, V. *et al.* Friction surfacing of Ti–6Al–4V: Process characteristics and deposition behaviour at various rotational speeds. **Surface and Coatings Technology**, v. 278, p. 56-63, 2015.

FRAZIER, William E. Metal additive manufacturing: a review. **Journal of Materials Engineering and performance**, v. 23, n. 6, p. 1917-1928, 2014.

FUKAKUSA, K. On characteristics of real rotational contact plane. Fundamental study of friction surfacing. **QJ JWS**, v. 14, n. 1, p. 2, 1996.

FUKAKUSA, K. Real rotational contact plane in friction welding of different diameter materials and dissimilar materials: Fundamental study of friction welding. **Welding international**, v. 11, n. 6, p. 425-431, 1997.

GANDRA, J. *et al.* Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing-Mechanical and wear characterization. **Surface and Coatings Technology**, v. 223, p. 32-40, 2013.

GANDRA, J. *et al.* Friction surfacing—A review. **Journal of materials processing technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

GAO, Huangyu; LI, Hongjun. Friction additive manufacturing technology: A state-of-the-art survey. **Advances in Mechanical Engineering**, v. 13, n. 7, p. 16878140211034431, 2021.

GEORGE, Easo P.; RAABE, Dierk; RITCHIE, Robert O. High-entropy alloys. **Nature reviews materials**, v. 4, n. 8, p. 515-534, 2019.

GLUDOVATZ, Bernd *et al.* A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. **Science**, v. 345, n. 6201, p. 1153-1158, 2014.

GLUDOVATZ, Bernd; GEORGE, Easo P.; RITCHIE, Robert O. Processing, microstructure and mechanical properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. **Jom**, v. 67, p. 2262-2270, 2015.

HOFFMANN, Marius *et al.* Insight into layer formation during friction surfacing: Relationship between deposition behavior and microstructure. **Materials Today Communications**, v. 41, p. 110337, 2024.

HSU, Chin-You *et al.* Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl 0.5 Fe alloy with boron addition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35, p. 1465-1469, 2004.

HUANG, Lei *et al.* Analysis on the key role in corrosion behavior of CoCrNiAlTi-based high entropy alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 259, p. 124007, 2021.

JIEN-WEI, Y. E. H. Recent progress in high entropy alloys. **ann. Chim. sci. Mat**, v. 31, n. 6, p. 633-648, 2006.

JOSEPH, Jithin *et al.* On the enhanced wear resistance of CoCrFeMnNi high entropy alloy at intermediate temperature. **Scripta Materialia**, v. 186, p. 230-235, 2020.

KARAR, Gautam Chandra; KUMAR, Ratnesh; CHATTOPADHYAYA, Somnath. Developments on friction surfaced coatings for corrosion, wear-resistant and composite. **Surface Engineering**, v. 41, n. 1, p. 8-24, 2025.

KARAR, Gautam Chandra *et al.* Comparative study of AA6061 and AA6063 aluminum alloy coating on mild steel using friction surfacing. **Scientific Reports**, v. 15, n. 1, p. 17693, 2025.

KIM, Young-Kyun *et al.* High temperature oxidation behavior of Cr-Mn-Fe-Co-Ni high entropy alloy. **Intermetallics**, v. 98, p. 45-53, 2018.

KRAMER DE MACEDO, Márcio Levi *et al.* Deposit by friction surfacing and its applications. **Welding International**, v. 24, n. 6, p. 422-431, 2010.

KRISHNA, S. Aravind *et al.* A comprehensive review on advances in high entropy alloys: Fabrication and surface modification methods, properties, applications, and future prospects. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 109, p. 583-606, 2024.

KUMAR, NMK Sarath *et al.* Solid state surface deposition by friction surfacing: A review. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. IOP Publishing, 2021. p. 012013.

LI, Zhiming *et al.* Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength–ductility trade-off. **Nature**, v. 534, n. 7606, p. 227-230, 2016.

LI, Zezhou *et al.* Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys. **Progress in Materials Science**, v. 102, p. 296-345, 2019.

LI, Tianrun *et al.* Corrosion behavior of high entropy alloys and their application in the nuclear industry—An overview. **Metals**, v. 13, n. 2, p. 363, 2023.

LUO, Hong *et al.* Corrosion behavior of an equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy compared with 304 stainless steel in sulfuric acid solution. **Corrosion Science**, v. 134, p. 131-139, 2018.

LIU, X. M. *et al.* Transferring mechanism of the coating rod in friction surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 9, p. 1889-1894, 2008.

MALATJI, N. *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure, microhardness, and wear characteristics of AlCrFeCuNi high-entropy alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 111, n. 7, p. 2021-2029, 2020.

MCCAFFERTY, Edward. **Introduction to corrosion science**. Springer Science & Business Media, 2010.

MIRACLE, Daniel B.; SENKOV, Oleg N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. **Acta materialia**, v. 122, p. 448-511, 2017.

NI, Yu *et al.* Microstructure and corrosion performance of AlCoCrFeNi<sub>2</sub>. 1 high-entropy alloy coating on AZ31B magnesium alloy via friction stir processing. **Applied Surface Science**, p. 163566, 2025.

NICHOLAS, E. D.; THOMAS, W. M. A review of friction processes for aerospace applications. **International Journal of Materials and Product Technology**, v. 13, n. 1-2, p. 45-55, 1998.

ODABAS, Okan; OZGURLUK, Yasin; KARAOGLANLI, Abdullah Cahit. Microstructural evolution and high temperature hot corrosion behaviour of AlCoCrFeNiTi high-entropy alloy coatings. **Materials Today Communications**, v. 41, p. 110910, 2024.

OKOKPUJIE, Imhade P. *et al.* Effect of coatings on mechanical, corrosion and tribological properties of industrial materials: a comprehensive review. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, v. 10, n. 1, p. 2, 2024.

PRABHAKAR, D. A. P. *et al.* A comprehensive review of friction stir techniques in structural materials and alloys: challenges and trends. **Journal of materials research and technology**, v. 20, p. 3025-3060, 2022.

PULI, R.; JANAKI RAM, G. D. Corrosion performance of ABNT 316L friction surfaced coatings. **Corrosion Science**, v. 62, p. 95-103, 2012.

QU, Haozheng J.; TATMAN, Jonathan; WHARRY, Janelle P. Chloride-induced stress corrosion cracking in Austenitic steels for SNF storage canisters-Recent understanding and advances in mitigation and repair. **Journal of Nuclear Materials**, v. 596, p. 155080, 2024.

RALSTON, K. D.; BIRBILIS, Nick; DAVIES, C. H. J. Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals. **Scripta Materialia**, v. 63, n. 12, p. 1201-1204, 2010.

SALMAN, Mohamed; SOROKIN, Vladislav; AW, Kean. Systematic literature review of wave energy harvesting using triboelectric nanogenerator. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 201, p. 114626, 2024.

SHARMA, Ashutosh. High entropy alloy coatings and technology. **Coatings**, v. 11, n. 4, p. 372, 2021.

SHARMA, S. *et al.* Investigation of surface hardness, thermostability, tribo-corrosion, and microstructural morphological properties of microwave-synthesized high entropy

,alloy FeCoNiMnCu coating claddings on steel. **Scientific Reports**, v. 14, n. 1, p. 5160, 2024.

SHEN, C. B. *et al.* Corrosion and corrosion inhibition by thiourea of bulk nanocrystallized industrial pure iron in dilute HCl solution. **Corrosion science**, v. 48, n. 7, p. 1655-1665, 2006.

SILVA, A. P. *et al.* Dynamic recrystallization in severely plastically deformed iron aluminide coatings obtained by friction surfacing. **Manufacturing Letters**, v. 33, p. 15-18, 2022.

SILVA, Diego Fonseca; BRITO, Pedro. Influence of rotation speed on microstructure formation during friction surfacing of ABNT 316L over mild steel using a conventional CNC machining center. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 126, n. 11, p. 4915-4924, 2023.

SILVA, K. H. S. *et al.* The behaviour of ABNT 4340 steel coatings on low carbon steel substrate produced by friction surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 399, p. 126170, 2020.

SONAR, Tushar *et al.* An overview of microstructure, mechanical properties and processing of high entropy alloys and its future perspectives in aeroengine applications. **Materials Science for Energy Technologies**, v. 7, p. 35-60, 2024.

SONG, Guangxuan *et al.* Corrosion resistance prediction of high-entropy alloys: framework and knowledge graph-driven method integrating composition, processing, and crystal structure. **npj Materials Degradation**, v. 9, n. 1, p. 81, 2025.

SOUJON, Malte *et al.* Fundamental study of multi-track friction surfacing deposits for dissimilar aluminum alloys with application to additive manufacturing. **Materials & Design**, v. 219, p. 110786, 2022.

STOYNOV, Z. Impedance modelling and data processing: structural and parametrical estimation. **Electrochimica acta**, v. 35, n. 10, p. 1493-1499, 1990.

SUN, Y. P. *et al.* Effects of the element La on the corrosion properties of CrMnFeNi high entropy alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 842, p. 155825, 2020.

TROYSI, F. C. T. D. **Análise do processo de revestimento por fricção de aço inoxidável austenítico sobre aço-carbono em centro de usinagem com comando numérico**. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC MINAS, Belo Horizonte, 2016.

TROYSI, F. C. T. D. **Desenvolvimento de metodologia para obtenção de aluminetos de ferro em substrato de aço carbono através de revestimento por fricção seguido de tratamento térmico de recozimento**. 2019. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC MINAS, Belo Horizonte, 2019.

TROYSI, Fernanda *et al.* Investigation of austenitic stainless steel coatings on mild steel produced by friction surfacing using a conventional CNC machining center. **Materials Research**, v. 22, p. e20180301, 2019.

TSAI, Ming-Hung; YEH, Jien-Wei. High-entropy alloys: a critical review. **Materials Research Letters**, v. 2, n. 3, p. 107-123, 2014.

VAKSEVANIDIS, Nikolaos M. *et al.* Scientific literature on thermal spray coatings from Southeastern Europe: A ten years bibliometric analysis. **FME Transactions**, v. 47, n. 3, p. 649-657, 2019.

VARMA, S. K.; SANCHEZ, Francelia; RAMANA, C. V. Microstructures in a Nb-Cr-VW-Ta high entropy alloy during annealing. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 53, p. 66-72, 2020.

VERMA, Vivek *et al.* Diffusion in high entropy alloy systems—a review. **Progress in Materials Science**, v. 142, p. 101245, 2024.

VITANOV, V. I.; JAVAID, N.; STEPHENSON, David J. Application of response surface methodology for the optimisation of micro friction surfacing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 21-22, p. 3501-3508, 2010.

VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I. Process parameters selection for friction surfacing applications using intelligent decision support. **Journal of materials processing technology**, v. 159, n. 1, p. 27-32, 2005.

VOUTCHKOV, I. *et al.* An integrated approach to friction surfacing process optimisation. **Surface and coatings technology**, v. 141, n. 1, p. 26-33, 2001.

WANG, Xueying *et al.* Enhanced passivity of Cr-Fe-Co-Ni-Mo multi-component single-phase face-centred cubic alloys: design, production and corrosion behaviour. **Corrosion Science**, v. 200, p. 110233, 2022.

WANG, Yang *et al.* Evaluation of radiation response in CoCrFeCuNi high-entropy alloys. **Entropy**, v. 20, n. 11, p. 835, 2018.

WANG, Ying *et al.* Effect of the grain size on the corrosion behavior of CoCrFeMnNi HEAs in a 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 858, p. 157712, 2021.

XIONG, Wei *et al.* Recent advances on lightweight high-entropy alloys: process, design, and applications. **High Entropy Alloys & Materials**, v. 1, n. 2, p. 175-194, 2023.

YANG, J. *et al.* Effects of Mn on the electrochemical corrosion and passivation behavior of CoFeNiMnCr high-entropy alloy system in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 819, p. 152943, 2020.

YANG, Zhaoming *et al.* High temperature steam oxidation behavior of AlCrNbTiZr high entropy alloy coating modified by irradiation-induced atomic diffusion. **Surface and Coatings Technology**, p. 132303, 2025.

YE, Qingfeng *et al.* Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy coating. **Applied Surface Science**, v. 396, p. 1420-1426, 2017.

YE, Jiadong; YIN, Zengbin; YUAN, Juntang. Enhancement effects of FeCoNiCrMn high-entropy alloy doping on the Ti (C, N)-based cermets: Microstructure and

mechanical properties. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 122, p. 106695, 2024.

YEH, J.-W. *et al.* Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. **Advanced engineering materials**, v. 6, n. 5, p. 299-303, 2004.

YU, Yuan *et al.* Effects of temperature and microstructure on the tribological properties of CoCrFeNiNb<sub>x</sub> eutectic high entropy alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 775, p. 1376-1385, 2019.

ZADDACH, A. J. *et al.* Mechanical properties and stacking fault energies of NiFeCrCoMn high-entropy alloy. **Jom**, v. 65, n. 12, p. 1780-1789, 2013.

ZHANG, Yong *et al.* Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. **Advanced engineering materials**, v. 10, n. 6, p. 534-538, 2008.

ZHANG, Yong *et al.* Microstructures and properties of high-entropy alloys. **Progress in materials science**, v. 61, p. 1-93, 2014.

ZHANG, W. *et al.* Preparation, structure, and properties of an AlCrMoNbZr high-entropy alloy coating for accident-tolerant fuel cladding. **Surface and Coatings Technology**, v. 347, p. 13-19, 2018.

ZHANG, Cheng *et al.* Microstructure and corrosion behavior of Mg-Sc binary alloys in 3.5 wt.% NaCl solution. **Corrosion Science**, v. 174, p. 108831, 2020.

ZHAO, Fachang *et al.* Comprehensive study of CoCrCuNi high-entropy alloys: effects of preparation, heat treatment, computational simulation, and alloying elements. **Metals**, v. 14, n. 11, p. 1240, 2024.

ZHOU, Min *et al.* Improvement of Cavitation Erosion Resistance of Lean Grade Austenitic Stainless Steels by Friction Surfacing. **Materials Chemistry and Physics**, p. 131144, 2025.