



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CAMPUS JOINVILLE
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS MECÂNICAS

Bruno Oliveira Campachi

**Caracterização do eletrodo de aterramento de aço AISI 304L após operação em
forno de indução**

Joinville
2026

Bruno Oliveira Campachi

**Caracterização do eletrodo de aterramento de aço AISI 304L após operação em
forno de indução**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas.

Orientador: Prof. Dr. Gabriel Benedet Dutra

Coorientador: Prof. Dr. Alexandre Mikowski

Joinville

2026

Ficha catalográfica gerada por meio de sistema automatizado gerenciado pela BU/UFSC.
Dados inseridos pelo próprio autor.

Oliveira Campachi, Bruno
Caracterização do eletrodo de aterramento de aço AISI 304L após operação em forno de indução / Bruno Oliveira Campachi ; orientador, Gabriel Benedet Dutra, coorientador, Alexandre Mikowski, 2026.
70 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Joinville, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas, Joinville, 2026.

Inclui referências.

1. Engenharia e Ciências Mecânicas. 2. Fornos de Indução. 3. Sensitização. 4. Thermo-Calc. 5. AISI 304L. I. Benedet Dutra, Gabriel. II. Mikowski, Alexandre. III. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas. IV. Título.

Bruno Oliveira Campachi

Caracterização do eletrodo de aterramento de aço AISI 304L após operação em forno de indução

O presente trabalho em nível de mestrado foi avaliado e aprovado, em 05 de março de 2026, pela banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Prof. Leonardo Ulian Lopes, Dr.
Instituição EMT/CTE/UFSC

Prof. Tiago Vieira da Cunha, Dr.
Instituição POSECM/UFSC

Prof. Alexandre Mikowski, Dr.
Instituição POSECM/UFSC

Prof^a. Viviane Lilian Soethe Parucker, Dr^a.
Instituição EMB/CTJ/UFSC

Certificamos que esta é a versão original e final do trabalho de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas.

Coordenação do Programa de
Pós-Graduação

Prof. Dr. Gabriel Benedet Dutra
Orientador

Joinville, 2026.

RESUMO

Os fornos de indução com cadinho exigem sistemas de segurança, dentre os quais se destaca o eletrodo de aço AISI 304L, que é passante pelo refratário, promove o aterramento do banho metálico e atua como sistema de detecção de possíveis penetrações metálicas em direção à bobina, garantindo a segurança operacional. A compreensão dos mecanismos de falha pode contribuir para o aumento da segurança operacional do forno, além de subsidiar estratégias de mitigação de danos e de prolongamento da vida útil do componente. Este trabalho tem como objetivo caracterizar o eletrodo de aterramento de aço AISI 304L após o fim de sua vida útil, determinada pelo desgaste do refratário ou pela falha do sistema de aterramento. A análise busca avaliar a ocorrência de difusão de carbono do metal fundido para o eletrodo, a formação de carbonetos, a segregação de cromo nos contornos de grão e suas correlações com os valores de microdureza e resistividade elétrica. As análises foram conduzidas em diferentes regiões do eletrodo, variando a distância em relação ao metal líquido, por meio de microscopia óptica e eletrônica, simulações termodinâmicas (Thermo-Calc), microdureza, resistividade elétrica e composição química. A avaliação estatística dos dados de microdureza foi conduzida por meio dos testes de Shapiro-Wilk, para verificação da normalidade, e de Levene, para homogeneidade de variâncias, seguidos do teste t de Student para comparação de médias. As análises microestruturais revelaram microsegregação de cromo, indicando possível redução da resistência à corrosão e maior volume de carbonetos nas regiões próximas à extremidade em contato com o metal líquido. As imagens de MEV evidenciaram um gradiente de carbono mais acentuado nessa área e um gradiente térmico ao longo do eletrodo, refletido em variações no tamanho de grão. As medições de microdureza mostraram diferenças significativas entre as regiões analisadas, com valores mais elevados de 272,1 HV e 317,2 HV nas extremidades. O aumento de dureza em uma delas está associado ao maior teor de carbono e à nucleação de carbonetos M_7C_3 por difusão durante o uso, enquanto na outra resulta de tensões de compressão causadas pela restrição mecânica da carcaça metálica, que limita a dilatação térmica e gera encruamento localizado. O gradiente térmico e a diferença de expansão entre o aço da carcaça e o material cerâmico promovem microdeformações permanentes e um campo de tensões não uniforme ao longo do eletrodo. Esses fatores influenciaram diretamente as propriedades elétricas do material. A resistividade média aumentou de $0,712 \mu\Omega m$ para $0,779 \mu\Omega m$ após o uso, correspondendo a uma redução de condutividade de $1,40 MS/m$ para $1,29 MS/m$, uma variação de cerca de 8%, atribuída a modificações microestruturais como crescimento de grão e a difusão de carbono da carga líquida para o eletrodo, que dificultam o transporte eletrônico. Contudo, esse aumento não é suficiente para comprometer o desempenho funcional do eletrodo no forno de indução.

Palavras-chave: Fornos de Indução; Sensitização; Thermo-Calc; AISI 304L.

ABSTRACT

Induction furnaces with a crucible require safety systems, among which the AISI 304L steel electrode stands out. This electrode passes through the refractory, provides grounding of the molten bath, and acts as a detection system for possible metallic penetrations toward the coil, ensuring operational safety. Understanding the failure mechanisms can enhance the furnace's operational safety and support strategies to mitigate damage and extend the component's service life. This study aims to characterize an AISI 304L grounding electrode after the end of its service life, as determined by refractory wear or failure of the grounding system. The analysis evaluates carbon diffusion from the molten metal into the electrode, carbide formation, chromium segregation at grain boundaries, and their correlations with microhardness and electrical resistivity. Examinations were performed in different regions of the electrode at varying distances from the molten metal using optical and electron microscopy, thermodynamic simulations (Thermo-Calc), microhardness testing, electrical resistivity measurements, and chemical composition analysis. Statistical analysis of microhardness data was carried out using the Shapiro–Wilk test for normality and Levene's test for homogeneity of variances, followed by Student's *t*-test for mean comparisons. Microstructural analyses revealed chromium microsegregation, indicating a potential reduction in corrosion resistance and a higher carbide volume fraction in regions near the end in contact with the molten metal. SEM images showed a more pronounced carbon gradient in this area and a thermal gradient along the electrode, reflected in variations in grain size. Microhardness measurements showed significant differences among the analyzed regions, with higher values of 272.1 HV and 317.2 HV at the ends. The hardness increase at one end is associated with higher carbon content and the diffusion-driven nucleation of M_7C_3 carbides during service, whereas at the other end it results from compressive stresses caused by mechanical constraint from the metallic shell, which limits thermal expansion and produces localized strain hardening. The thermal gradient and the mismatch in thermal expansion between the shell steel and the ceramic material promote permanent microdeformations and a nonuniform stress field along the electrode. These factors directly affected the material's electrical properties. The average resistivity increased from $0.712 \mu\Omega m$ to $0.779 \mu\Omega m$ after service, corresponding to a decrease in conductivity from 1.40 MS/m to 1.29 MS/m ($\approx 8\%$), attributed to microstructural changes such as grain growth and carbon diffusion from the molten charge into the electrode, which hinder electron transport. Nevertheless, this increase is not sufficient to compromise the electrode's functional performance in the induction furnace.

Keywords: Induction Furnaces, Sensitization; ThermoCalc; AISI 304L.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	6
1.1	OBJETIVO GERAL	11
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	11
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	12
2.1	DETECTOR TERRA EM FORNOS POR INDUÇÃO	12
2.2	DIMENSÕES DO ELETRODO	13
2.3	MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE E CORROSÃO DE ELETRODOS DE ATERRAMENTO	13
2.4	VERIFICAÇÃO DE INTEGRIDADE DO ELETRODO EM FORNOS DE INDUÇÃO	16
2.5	CORROSÃO	19
2.5.1	CORROSÃO INTERGRANULAR	20
2.5.2	GRAU DE SENSITIZAÇÃO	21
3	MATERIAL E MÉTODOS	26
3.1	ELETRODO	26
3.1.1	Dimensões e instalação do eletrodo	26
3.1.2	Avaliação Térmica	27
3.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	28
3.3	SIMULAÇÃO TERMODINÂMICA	30
3.4	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	31
3.5	ANÁLISE DA MICRODUREZA PELO MÉTODO VICKERS	32
3.5.1	Análise estatística	33
3.6	AFERIÇÃO DE RESISTIVIDADE	33
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
4.1	RESULTADOS E ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	35
4.2	SIMULAÇÃO TERMODINÂMICA: ISOPLETA E EVOLUÇÃO DAS FASES	39
4.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	42
4.4	ANÁLISE DA MICRODUREZA	47
4.4.1	Análise estatística dos resultados	50
4.5	ANÁLISE DA RESISTIVIDADE ELÉTRICA	55
5	CONCLUSÃO	58
	Referências	60
	ANEXO A – PADRÃO DE CALIBRAÇÃO DO DETERMINADOR DE CARBONO E ENXOFRE LECO	69
	ANEXO B – DADOS INDIVIDUAIS DA AFERIÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÉTRICAS	70

1 INTRODUÇÃO

Os fornos por indução, por representarem um risco potencial de descargas elétricas e erupções capazes de causar queimaduras para os usuários, devem possuir diversos sistemas de monitoramento de segurança, como exemplo, monitoramento da demanda elétrica, temperatura da água que resfria a bobina, falha elétrica, aterramento do banho, espessura do refratário, entre outros (Harris, 2015; SERVOTHERM, 2012; Dötsch, 2014; Moosavi et al., 2024).

Um dos sistemas de segurança que protege o usuário do forno de descargas elétricas é o aterramento elétrico do metal líquido, que também adverte quando há penetração metálica em direção à bobina, prevenindo de erupções ou “explosão” do forno. Este mecanismo de segurança é feito por arames de aço inoxidável que são passantes no refratário e ficam em contato com o metal líquido (Harris, 2015; SERVOTHERM, 2012; Dötsch, 2014; Moosavi et al., 2024).

Apesar de a falha ser detectada pelo sistema elétrico do forno, esse sistema varia de acordo com o fabricante e o modelo. De forma geral, na maioria das fundições de Santa Catarina, não há a implementação de um sistema automático para verificação da integridade do eletrodo de aterramento elétrico.

A fabricante ABP Induction Systems GmbH possui duas patentes, registradas em 2013 e 2021, que descrevem métodos e sistemas para detecção e localização de falhas de aterramento em fornos por indução. A patente de 2013, cuja proteção se estende até 2033, apresenta uma abordagem mais limitada, baseada principalmente em um teste de continuidade funcional para avaliação da integridade do eletrodo. Por outro lado, a patente de 2021, vigente até 2041, introduz um método mais preciso, baseado na medição da impedância (AC/DC), capaz de identificar degradações progressivas, como corrosão ou perda de contato (GmbH, 2013; ABP Induction Systems GmbH, 2021).

Essas tecnologias estarão em domínio público apenas após 2033 e 2041, respectivamente. Dessa forma, os concorrentes desenvolvem soluções alternativas que não infringem diretamente as proteções tecnológicas descritas nas referidas patentes.

O desempenho do aterramento é influenciado por diversas variáveis, como resistividade do solo, qualidade das conexões, geometria dos eletrodos e profundidade de instalação, entre outras (ABNT, 2004; Zhang, Z. et al., 2020; Dan et al., 2024). Nesse contexto, por meio de uma análise manual direcionada, é possível verificar se a origem da falha de aterramento em fornos por indução a cadinho decorre de problemas no eletrodo de aterramento, que será o foco deste estudo, ou se está associada a falhas em outros componentes do sistema.

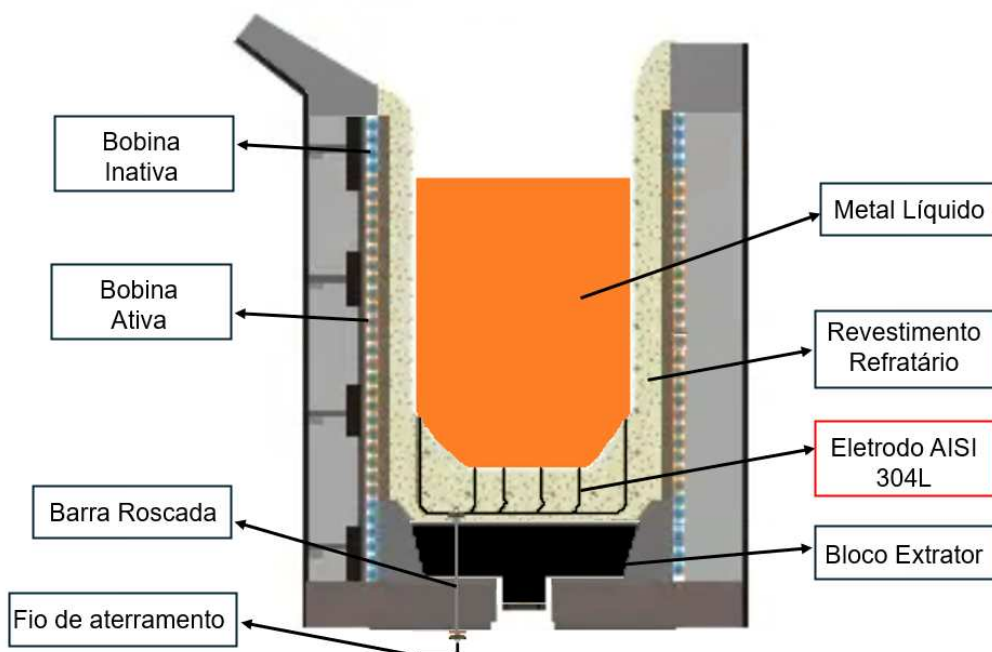
O arame de aço inoxidável aplicado como eletrodo de aterramento está sujeito a altas temperaturas e a um gradiente de temperatura, mais quente em contato com o

metal líquido ao mais frio ao ser passante pelo refratário.

A temperatura de fusão do aço AISI 304L está na faixa de 1400 a 1450 °C (Otto et al., 2023). É prática comum nas fundições elevar a temperatura do metal líquido no forno até 1530 °C, a fim de evitar o acúmulo de escória nas paredes do revestimento refratário e facilitar sua remoção. Nessa condição, é plausível que partes do eletrodo de aço inoxidável sofram fusão ao longo da vida útil do forno. A transição do estado sólido para o líquido altera significativamente a cinética de difusão no sistema metálico, aumentando a mobilidade atômica e os coeficientes de difusão das espécies presentes. Considerando que elementos intersticiais, como o carbono, apresentam elevada mobilidade difusional em metais sob altas temperaturas (Barah et al., 2025), torna-se plausível a ocorrência de difusão desse elemento em direção ao eletrodo de aterramento.

Entretanto, devido às condições operacionais do forno, o eletrodo está submetido a um gradiente de temperatura ao longo de sua extensão, no qual regiões próximas ao metal líquido podem atingir temperaturas muito elevadas, enquanto outras permanecem em faixas térmicas inferiores. Nesse cenário, ilustrado na Figura 1, diferentes mecanismos difusionais podem ocorrer simultaneamente em distintas regiões do eletrodo. Em particular, nas regiões expostas a temperaturas intermediárias, tipicamente entre 500 °C e 850 °C, destaca-se o fenômeno conhecido como sensitização ou corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos.

Figura 1 – Representação esquemática do forno de indução e do sistema de aterramento com eletrodo AISI 304L.



Fonte: Autor (2026).

O fenômeno descrito na literatura como sensitização ou corrosão intergranular ocorre principalmente em aços inoxidáveis ao ficarem expostos por um longo período e temperatura entre 500 °C e 850 °C.

A sensitização causa uma zona debilitada de cromo na matriz que é necessária para a passivação do metal e sua proteção, entretanto, ao redor do grão, o Cr juntamente com o C, é precipitado em carboneto de cromo (Cr_{23}C_6 e M_7C_3) ao longo dos contornos de grão, que pode diminuir a resistência à corrosão (Callister JR, 2002; Trillo et al., 1995; Wolyneć, 2003a; Jones Denny, 1992; Oliveira, 2023; Kim et al., 2024).

Essas zonas empobrecidas em cromo também podem atuar como caminhos preferenciais para a difusão de hidrogênio, aumentando a suscetibilidade do material à fragilização por hidrogênio. Além disso, a presença de martensita induzida por deformação nessas regiões pode servir como caminhos para a difusão de hidrogênio, agravando ainda mais o problema (Zhou et al., 2024; Yu et al., 2017; Lai et al., 2010).

Estudos demonstram que a combinação de sensitização e presença de hidrogênio pode levar a uma redução significativa na ductilidade e resistência do material, favorecendo a ocorrência de trincas intergranulares (Zhou et al., 2024; Yu et al., 2017; Lai et al., 2010).

Estudos realizados em aço inoxidável austenítico AISI 304L investigam a influência da deformação plástica na evolução microestrutural e no comportamento corrosivo do material. A combinação entre deformação a frio e exposição a temperaturas na faixa de sensitização pode favorecer a precipitação de carbonetos ricos em cromo ao longo dos contornos de grão, promovendo o empobrecimento local de cromo na matriz adjacente e reduzindo a capacidade de passivação dessas regiões, o que aumenta a suscetibilidade à corrosão intergranular (Kelidari et al., 2020; Barah et al., 2025).

Outros estudos no AISI 304 mostram uma redução da resistividade elétrica (aumento da condutividade elétrica) devido à formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão e por redução do carbono na matriz austenítica. Esse efeito foi evidenciado pela diminuição dos valores de impedância e da tensão medida no ensaio de Eddy Current, além da redução da resistência elétrica obtida pelo método de quatro pontas, à medida que o grau de sensitização (Degree of Sensitization – DOS) se eleva. A alteração na composição da matriz, enriquecida em ferro, justifica o aumento da condutividade associado à precipitação de carbonetos (Kelidari et al., 2020; Radojković et al., 2024; Barah et al., 2025).

Conforme discutido anteriormente, há diversos estudos sobre os efeitos da sensitização e sobre os mecanismos de nucleação e crescimento de carbonetos nos contornos de grão. Também existem pesquisas relacionadas à detecção de falhas em fornos por indução (Moosavi et al., 2024), incluindo métodos para avaliar a integridade do eletrodo de aterramento elétrico (Zhang, Z. et al., 2020; Wang, X. et al., 2023; Dan et al., 2024; Njegovec et al., 2022; Zhang, P.-H. et al., 2012). No entanto, não foram

encontrados estudos que analisem as transformações microestruturais e funcionais desse eletrodo sob condições de tratamento térmico decorrentes de sua aplicação industrial.

Dessa forma, este trabalho propõe uma abordagem sistemática para a análise de possíveis causas de falha do eletrodo responsável pelo aterramento do sistema, cuja degradação pode resultar tanto em acidentes operacionais quanto na redução prematura da vida útil do revestimento refratário. A análise será baseada na caracterização microestrutural de diferentes regiões do eletrodo após sua vida útil em operação, associada ao desgaste do revestimento refratário. O estudo inclui avaliações de dureza, resistividade elétrica, difusão de carbono e variações no tamanho de grão, com o objetivo de compreender como esses parâmetros são influenciados pelas condições de serviço e pelas elevadas temperaturas às quais o eletrodo é submetido, bem como correlacionar essas alterações microestruturais com possíveis mudanças no comportamento elétrico do eletrodo durante a operação.

Nesse contexto, trabalhos recentes, como os de Kelidari et al. (2020) e Radojković et al. (2024), indicam que a precipitação de carbonetos de cromo pode contribuir para a redução da resistividade elétrica do material, uma vez que esse processo diminui as concentrações de cromo e carbono dissolvidas na matriz, aliviando distorções na rede cristalina e reduzindo o espalhamento de elétrons.

Por outro lado, a difusão de carbono proveniente do metal líquido para o eletrodo de aterramento pode atuar como um mecanismo concorrente, potencialmente promovendo o enriquecimento de carbono na matriz e, conseqüentemente, contribuindo para o aumento da resistividade elétrica (Barah et al., 2025). Além disso, a diminuição da seção transversal do eletrodo decorrente de processos corrosivos, conforme discutido por Dan et al. (2024), também pode comprometer a integridade estrutural e a segurança do sistema.

Para entender o potencial deste problema, um representante da Inductotherm, fabricante de fornos a indução, estima-se que haja cerca de 100 fornos por indução a cadinho da marca Inductotherm em Santa Catarina e aproximadamente 800 equipamentos no Brasil (Figueiredo, 2024).

A Servtherm, outro fabricante de fornos, deixa explícito em seu site que há mais de 600 fundições no Brasil que utilizam seus produtos, entre eles fornos a indução a cadinho (Servtherm, 2024). Entretanto, no melhor do nosso conhecimento, não foram encontrados estudos publicados caracterizando este componente de segurança que faz o aterramento elétrico do banho metálico.

Embora não seja desejável nem esperada, a falha no sistema de aterramento de fornos por indução é uma ocorrência registrada em fundições, podendo ocasionar acidentes e prejuízos operacionais significativos. Estudos voltados à caracterização de componentes de segurança, como o aterramento em fornos a cadinho, são essenciais

para o aprimoramento dos sistemas de detecção e prevenção. Tais investigações tornam-se ainda mais relevantes diante de casos graves, como o acidente fatal ocorrido em 2024, na região de Santa Catarina, Brasil (Vieira, 2024).

1.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo caracterizar o eletrodo de aterramento de fornos de indução a cadinho ao final de sua vida útil, condição na qual sua substituição ocorre em função do desgaste do revestimento refratário e não por falha do próprio componente. A análise busca identificar as transformações microestruturais decorrentes da exposição a ciclos de fusão de ferro fundido cinzento FC-200 e correlacionar essas alterações, desenvolvidas ao longo da vida útil do componente, com variações em sua resistividade elétrica. Dessa forma, pretende-se ampliar o entendimento dos possíveis mecanismos de degradação do componente, constituído pela liga AISI 304L e utilizado como eletrodo de aterramento.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar a microestrutura das amostras do aço inoxidável AISI 304L após exposição no forno, utilizando microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).
- Identificar possíveis variações químicas no componente após o serviço, utilizando as técnicas de EDS, LECO e ICP-OES.
- Avaliar o comportamento termodinâmico e a tendência de formação de fases nas condições estudadas, utilizando simulações no software Thermo-Calc.
- Investigar a relação entre microestrutura, composição química e microdureza do eletrodo após o serviço.
- Determinar a resistividade elétrica das amostras e sua correlação com as alterações microestruturais e composicionais.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Este capítulo apresenta os fundamentos teóricos necessários para a compreensão do funcionamento e da degradação do eletrodo de aterramento em fornos de indução a cadinho. Inicialmente, são abordados os sistemas utilizados para detecção de fuga à terra nesses equipamentos, responsáveis por garantir a segurança operacional do forno. Em seguida, são discutidos os fenômenos metalúrgicos associados à exposição do material a elevadas temperaturas, incluindo difusão, sensitização e alterações microestruturais que podem influenciar as propriedades elétricas do eletrodo de aterramento.

2.1 DETECTOR TERRA EM FORNOS POR INDUÇÃO

O detector terra do forno é constituído de arames de aço inox 304, passante pelo refratário, de modo que há interligação do metal líquido ao sistema elétrico. Consequentemente, qualquer penetração de metal no refratário ou no cadinho que entre em contato com a bobina do forno será interpretada como um aterramento pelo sistema, resultando no desligamento do conversor de frequência (SERVOTHERM, 2012; Dötsch, 2014; Moosavi et al., 2024).

Além do detector terra padrão que fica na parte inferior do cadinho, há o eletrodo de monitoramento (*screening electrode*) que é um componente opcional que pode ser utilizado em fornos de indução para detectar o contato iminente do metal fundido com a bobina. Instalado no revestimento refratário, mede a resistência entre o banho e o eletrodo, gerando um alarme em caso de desgaste crítico. Este sistema permite uma detecção mais precoce do que o sistema tradicional de fuga à terra e funciona como uma redundância para a segurança do operador. No entanto, apresenta limitações em ambientes corrosivos ou de alta potência (Hopf, 2014).

No manual de manutenção e operação de equipamentos de fusão por indução da SERVOTHERM é orientado que o detector terra seja um sistema de segurança primário e nunca deve ser operado com o sistema de detecção terra inoperante (SERVOTHERM, 2012).

O sensor de detecção de fuga para aterramento opera em conjunto com o módulo de detecção, que pode ser montado interna ou externamente à fonte de alimentação de energia. Os circuitos eletrônicos do sistema monitoram continuamente a integridade elétrica, interrompendo o fornecimento de energia ao forno caso seja identificado um aterramento inadequado na bobina de indução (SERVOTHERM, 2012; Dötsch, 2014; Moosavi et al., 2024).

Esse mecanismo de monitoramento e desligamento automático é fundamental para a segurança operacional do forno. Caso o revestimento refratário ou o cadinho apresente trincas ou falhe por qualquer motivo, e uma parte do metal em fusão entrar

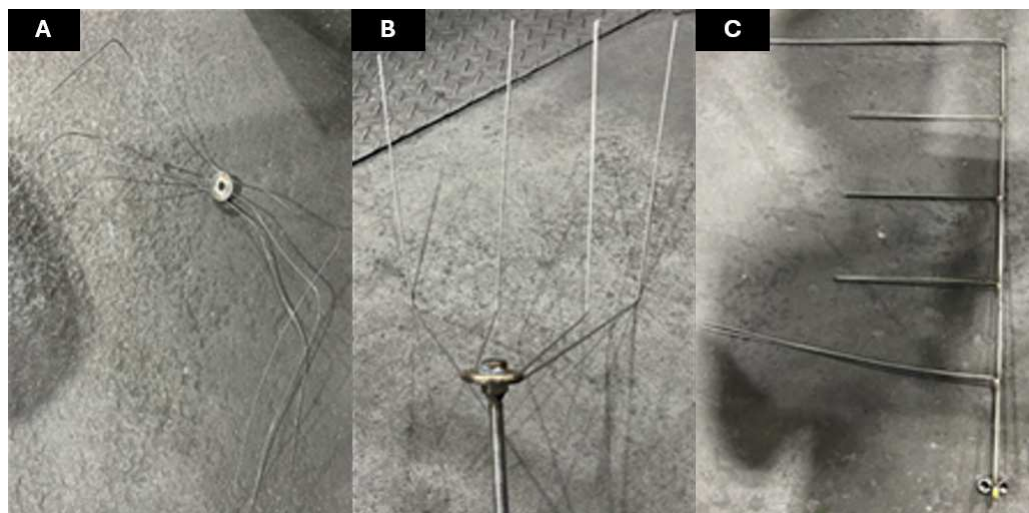
em contato com a bobina energizada, a bobina pode entrar em curto-circuito e se romper. Isso pode permitir que a água entre em contato com o metal fundido, resultando em erupções ou explosões. Tanto o sensor de aterramento quanto o detector de fuga devem funcionar corretamente para garantir operações de fusão seguras (SERVOTHERM, 2012; Dötsch, 2014; Moosavi et al., 2024).

Segundo o manual de manutenção e operação, os fornos com refratários socados podem facilmente enterrar os sensores de detecção terra durante a confecção do refratário ou serem cobertos de escória durante o uso, queimados, oxidados ou danificados de outro modo (SERVOTHERM, 2012; Hopf, 2014).

2.2 DIMENSÕES DO ELETRODO

Na Figura 2 há três modelos de eletrodos, utilizados como mecanismo de aterramento do metal líquido em fornos por indução a cadinho, sendo diferentes em quantidade de pontos de contato com o metal, diâmetro do arame e liga. O arame é soldado em uma barra roscada com porcas. Essas diferenças são oriundas das variações entre fabricantes, modelos, capacidade e tipo de forno de indução.

Figura 2 – Exemplos de modelos de eletrodos, sendo (A) e (B) utilizados pela WEG e (C) fornecido pelo fabricante Inductotherm.



Fonte: Autor (2026).

2.3 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE E CORROSÃO DE ELETRODOS DE ATERRAMENTO

Os eletrodos de aterramento sofrem desgaste progressivo devido à ação de agentes químicos presentes no solo, como ácidos, bases e sais. Esse processo corrosivo reduz gradualmente a espessura efetiva dos eletrodos e eleva a resistência elétrica do sistema de aterramento. Como consequência, a corrosão compromete diretamente

seu desempenho elétrico, prejudicando a estabilidade térmica. Desta forma, observa-se um aumento na resistência de aterramento sob corrente alternada, dificultando a dissipação de correntes típicas da rede elétrica e prejudicando a resposta a impulsos de alta intensidade e curta duração (Zhang, Z. et al., 2020; Wang, X. et al., 2023; Dan et al., 2024).

Nessas condições, os eletrodos tornam-se inadequados para atender aos requisitos técnicos de segurança e funcionamento, especialmente no que se refere ao desempenho frente a descargas atmosféricas, que exige uma resistência de aterramento inferior a 10Ω , conforme a recomendação da norma ABNT NBR 5419-3.

A título de comparação, a norma IEEE 142-2007 não estabelece um valor fixo de resistência de aterramento, mas indica que, para a maioria das aplicações industriais, valores abaixo de 5Ω são geralmente aceitáveis, desde que o sistema atenda às exigências funcionais de segurança e operação.

Para a aferição da continuidade elétrica, a resistência não deve exceder $0,2 \Omega$, e o equipamento de medição deve ser capaz de injetar uma corrente entre 1 A e 10 A, também segundo a ABNT NBR 5419-3. Já conforme a ABNT NBR IEC 61439-1, o valor máximo admissível de resistência é de $0,1 \Omega$, com exigência de corrente de ensaio mínima de 10 A.

Em estudos relacionados a sistemas de transmissão de energia, adota-se na literatura uma resistividade elétrica de aproximadamente $950 \Omega \cdot m$ para produtos de corrosão eletroquímica (Zhang, Z. et al., 2020; Wang, X. et al., 2023; Dan et al., 2024).

Diversos métodos têm sido propostos na literatura para avaliar e quantificar o grau de corrosão em estruturas metálicas de aterramento em diversas aplicações. A seguir, são apresentados alguns desses métodos, que ilustram diferentes abordagens para esse tipo de diagnóstico.

No trabalho de Njegovec et al. (2022), os autores propõem um método de detecção de corrosão baseado em micro-curvaturas induzidas em uma fibra óptica acoplada à superfície metálica. Quando ocorre corrosão sob ou ao redor da fibra, as deformações mecânicas geradas (irregularidades e expansões no material) provocam micro-curvaturas na fibra, atenuando o sinal óptico transmitido. Entretanto, a aplicação prática desse método enfrenta várias dificuldades como fatores ambientais e condições de instalação podem afetar a calibração do sensor, dificultando a quantificação exata do grau de corrosão.

Esse sensor de fibra óptica pode ser configurado de duas formas, como um sensor pontual, monitorando um ponto específico da estrutura, ou como um sistema distribuído ao longo de toda a fibra. Nesta última configuração, torna-se possível localizar o ponto exato de corrosão por meio de técnicas de reflectometria, identificando onde ao longo da fibra ocorreu a indução da microcurvatura causada pela corrosão.

Outro método descrito por P-H Zhang et al. (2012), que adota uma abordagem

no domínio da frequência, consiste em utilizar uma onda quadrada para diagnosticar a integridade da malha de aterramento. Nesse procedimento, injeta-se uma corrente em forma de onda quadrada na malha de aterramento e analisam-se as tensões elétricas geradas na superfície do solo, medidas em diversos pontos da subestação. A forma de onda quadrada, por conter componentes em múltiplas frequências, permite avaliar a resposta em frequência do sistema de aterramento. Caso haja segmentos de condutor corroídos ou rompidos, o padrão de distribuição de potenciais na superfície do solo é alterado. Especificamente, os pontos localizados acima de um condutor corroído apresentam diferenças de potencial menores em relação ao solo circundante, devido à perda de continuidade elétrica. Comparando as medições de potencial em múltiplas frequências, podem ser identificadas anomalias associadas a falhas por corrosão. Vale notar que este método não distingue graus moderados de corrosão, a menos que eles provoquem alterações significativas nos potenciais medidos.

Além dos métodos já discutidos, há abordagens desenvolvidas especificamente para atender a exigências de segurança em aplicações particulares. Por exemplo, Dan et al. (2024) propõe um método de avaliação que leva em conta tanto o desempenho do eletrodo de aterramento sob descargas atmosféricas (raios) quanto a sua estabilidade térmica. Neste método, mede-se inicialmente a resistência elétrica do eletrodo em baixa frequência; em seguida, determina-se (por estimativa ou ensaio) a impedância do sistema em alta frequência ou sob impulso; por fim, verifica-se se o eletrodo mantém uma seção transversal suficiente (diâmetro adequado) para suportar o calor dissipado por uma corrente de raio sem que ocorra fusão do material condutor.

No estudo de Nadzri et al. (2021), propõe-se uma sonda de ensaio não destrutivo baseada na técnica de correntes parasitas de frequência extremamente baixa para detectar discontinuidades em metais. O método funciona induzindo correntes parasitas na estrutura metálica e monitorando as variações no campo magnético causadas por falhas como trincas ou corrosão. Para ampliar a relação sinal/ruído, a técnica emprega um amplificador síncrono que compara o sinal captado por sensores magnéticos com um sinal de referência na mesma frequência de excitação, isolando assim o sinal útil do ruído. Trata-se de um método sensível e aplicável a materiais ferromagnéticos; contudo, sua eficácia pode ser afetada pela orientação dos defeitos e pela distância entre o sensor e a peça inspecionada.

Pesquisas recentes têm explorado o uso de inteligência artificial explicável (XAI) e técnicas de aprendizado profundo no monitoramento de fornos de indução, contribuindo significativamente para o diagnóstico e a previsão de falhas operacionais nesses equipamentos. Um exemplo marcante é o estudo de Moosavi et al. (2024), em que o sistema identifica falhas de aterramento com base em variações específicas nas componentes harmônicas dos sinais elétricos do forno.

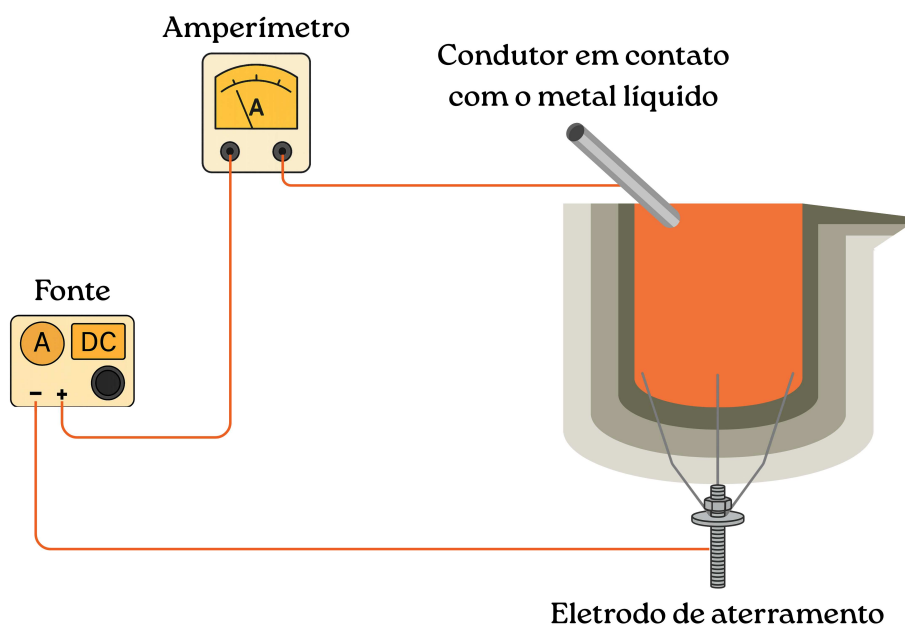
O método apresentado por Moosavi et al. (2024) distingue-se dos modelos

tradicionais de avaliação da integridade de eletrodos de aterramento por basear-se na análise dos parâmetros elétricos operacionais do forno, tais como tensões, correntes, potências, fator de potência, distorções harmônicas e componentes harmônicos de ordem elevada. Esses parâmetros são continuamente monitorados na entrada elétrica do forno e refletem o comportamento global do sistema durante sua operação. Essa abordagem não avalia diretamente parâmetros físicos do eletrodo, pois não mede, por exemplo, a resistência, a impedância ou a redução de espessura devida à corrosão. Trata-se, portanto, de um método que detecta variações no desempenho elétrico geral do sistema, sendo capaz de identificar anomalias operacionais no forno, mas sem diagnosticar especificamente o desgaste físico do eletrodo. Por esse motivo, tal técnica configura-se como uma ferramenta complementar, voltada à manutenção preditiva, e não substitui os métodos diretos de avaliação física do eletrodo.

2.4 VERIFICAÇÃO DE INTEGRIDADE DO ELETRODO EM FORNOS DE INDUÇÃO

O procedimento manual de verificação da integridade do eletrodo de aterramento do forno de indução foi baseado no método da queda de potencial descrito na ABNT NBR 15749:2009, que estabelece os critérios para medição da resistência de sistemas de aterramento. A adaptação deste método para o contexto do forno de indução permite avaliar a continuidade elétrica entre o eletrodo e o banho metálico, garantindo a segurança operacional do equipamento. A Figura 3 apresenta o esquema de ligação utilizado para a verificação da integridade do eletrodo de aterramento.

Figura 3 – Esquema didático do circuito utilizado para a verificação manual da integridade do eletrodo de aterramento pelo método de continuidade elétrica.



Fonte: Autor (2026).

Nesta ilustração é possível observar o percurso da corrente elétrica utilizado para verificar a integridade do eletrodo de aterramento. A corrente parte da fonte, passa pelo amperímetro e segue pelo condutor até o banho metálico (metal líquido). Em seguida, percorre o metal líquido até atingir o eletrodo de aterramento fixado no fundo do cadinho, retornando à fonte pelo cabo de aterramento. Desta forma, é utilizada a primeira Lei de Ohm para avaliar a resistência do eletrodo em Ohms, onde é determinada pela equação (3) (Chapman, 2003).

$$R = \frac{V}{I} \quad (1)$$

onde:

R resistência elétrica (ohm)

V diferença de potencial ou tensão elétrica (volt)

I corrente elétrica (ampere)

A equação estabelece que a resistência elétrica (R) é diretamente proporcional à diferença de potencial (V) aplicada sobre um condutor, dividida pela corrente elétrica (I) que circula por ele. Essa relação é fundamental para a análise de sistemas elétricos, incluindo a metodologia de medição da integridade do eletrodo de aterramento, onde,

por meio da tensão aplicada e da corrente medida, é possível determinar a resistência do caminho elétrico analisado.

Conforme comunicação pessoal com Ademir Figueiredo, responsável técnico da empresa Inductotherm, fabricante de fornos a indução a cadinho, realizada em maio de 2025, constatou-se que, quanto menor a resistência do eletrodo de aterramento, melhor é o desempenho do sistema de proteção, reduzindo riscos elétricos para o operador. Ademir relata que, anteriormente, utilizava-se um resistor de 10 ohms no circuito de detecção para evitar falsas sinalizações de falha. No entanto, verificou-se que essa prática representava um risco significativo em situações de penetração de metal líquido no refratário, motivo pelo qual o resistor foi removido dos projetos mais recentes. Além disso, afirma que variações na resistência na ordem de mili-ohms não são suficientes para comprometer o funcionamento do sistema de detecção.

Na Tabela 1, são listadas diversas patentes relacionadas aos métodos de verificação da integridade do eletrodo de aterramento, destacando suas respectivas inovações e evoluções tecnológicas. Observa-se que os sistemas com capacidade de realizar diagnósticos diferenciados, capazes de identificar se a falha ocorre devido à perda de integridade do eletrodo ou por penetração de metal líquido em direção à bobina, são desenvolvimentos recentes e ainda se encontram sob proteção de patente. De forma geral, as fundições localizadas em Santa Catarina operam com sistemas de segurança mais simplificados, que não possuem essa capacidade de diagnóstico avançado. Destaca-se que uma patente com elevado grau de precisão no diagnóstico foi registrada apenas em 2021, na Alemanha, evidenciando que este é um tema atual e em constante evolução tecnológica.

Tabela 1 – Quadro de patentes – Integridade do eletrodo de aterramento e desgaste refratário em fornos de indução

Patente (Ano / Domínio)	Como avalia a integridade do eletrodo	Foco da invenção	Método técnico	Diferenciais / Inovações
DE10202113 3072A1 (2021 / 2041)	Medição de impedância AC entre o eletrodo de aterramento e o banho metálico.	Monitoramento do desgaste do refratário e da integridade elétrica do eletrodo via circuitos de impedância AC com frequência ajustável.	Dois circuitos AC de medição com variação de frequência.	Alta precisão, mede a impedância tanto do refratário quanto do eletrodo de aterramento para o metal líquido.
DE10201300 2795B4 (2013 / 2033)	Injeção de corrente de teste contínua (AC/DC) em eletrodo adicional isolado para verificar continuidade elétrica.	Sistema de verificação da continuidade elétrica entre o eletrodo de aterramento e o banho metálico fundido.	Teste via corrente de baixa magnitude (DC ou AC) através de eletrodo isolado. Medição do isolamento elétrico e resistência à terra para determinar se há falha.	Caso a corrente medida esteja abaixo do valor de referência, o sistema indica uma possível falha gerando um alerta
EP3488167B1 (2019 / 2039)	Avaliação indireta, por meio de sensores condutivos embutidos no refratário, monitorando variações de impedância.	Monitoramento preditivo do desgaste do revestimento refratário.	Rede de sensores distribuídos no refratário, sensíveis à aproximação do metal líquido.	Permite alerta antecipado de desgaste, complementando sistemas tradicionais.
GB2205011B (1988 / domínio público desde 2008)	Teste contínuo da integridade do aterramento por injeção de corrente contínua (DC) reversível no secundário.	Proteção ativa contra falhas à terra e verificação da continuidade do eletrodo antes e durante a operação.	Corrente DC reversível no secundário da bobina, monitorando a continuidade até o eletrodo.	Primeiro sistema com teste ativo de aterramento.
US4525665A (1985 / domínio público desde 2005)	Não avalia diretamente o eletrodo; detecta falhas à terra na bobina por meio da comparação de tensões.	Localização e detecção de falhas à terra na bobina.	Cálculo da razão entre tensões no topo e base da bobina para identificar a localização da falha.	Localização precisa da falha (interna ou externa).
US4293730A (1981 / domínio público desde 2001)	Monitoramento básico de corrente de fuga à terra; não avalia diretamente a integridade do eletrodo.	Deteção simples de falhas à terra por meio de corrente de fuga.	Sensor de corrente monitora se há fluxo não esperado para a terra.	Implementação pioneira de sistema simples de alarme por falha à terra.

Fonte: Autor (2026).

2.5 CORROSÃO

Segundo Srinivasan (2021), corrosão é caracterizada pela degradação de materiais em decorrência de reações químicas entre o material e o meio ambiente em que se encontra. Essa deterioração pode ser classificada de diversas formas, incluindo corrosão química ou eletroquímica, corrosão em altas e baixas temperaturas, além das categorias de corrosão úmida e seca. A compreensão dos mecanismos envolvidos é

essencial para mitigar os efeitos negativos da corrosão.

As formas de corrosão em materiais metálicos resultam de diferentes mecanismos eletroquímicos, os quais determinam configurações específicas entre regiões anódicas e catódicas. Entre os principais tipos, destacam-se a corrosão uniforme, intergranular (IGC), galvânica, em frestas, por pites, por erosão, por trinca sob tensão (SCC), microbiológica, filiforme, fadiga corrosiva, esfoliação e lixiviação seletiva (Wolynec, 2003b; Srinivasan, 2021).

Nos aços inoxidáveis austeníticos, a redução localizada do teor de cromo nos contornos dos grãos associada à precipitação de carbonetos favorece o surgimento de formas mais severas, como a corrosão por pite (pitting), a corrosão intergranular (IGC) e a trinca por corrosão sob tensão intergranular (IGSCC), comprometendo significativamente a integridade do material (Khatak; Raj, 2002; Srinivasan, 2021).

A corrosão uniforme é considerada a mais comum e simples, ocorrendo de maneira distribuída por toda a superfície da liga metálica, provocando perda gradual de espessura até o colapso do material. Em ligas como os aços inoxidáveis austeníticos, esse processo pode ser significativamente reduzido com a formação de uma camada passiva e rica em cromo, que confere proteção ao material (Wolynec, 2003b; Khatak; Raj, 2002; Srinivasan, 2021).

O teor de cromo acima de 12% é esperado para formar uma camada passiva de óxido protetora (Sahlaoui et al., 2004; Kolli et al., 2020; Srinivasan, 2021).

A passividade corresponde a uma condição da superfície do material na qual a taxa de corrosão se mantém baixa em ambientes com alto potencial oxidante. Contudo, mesmo materiais passivos podem apresentar corrosão localizada quando ocorre a ruptura da camada protetora de óxido. De forma geral, a perda da passividade está associada à deterioração dessa película protetora, provocada por fatores mecânicos, térmicos, químicos ou elétricos (Kolli et al., 2020).

2.5.1 CORROSÃO INTERGRANULAR

A corrosão intergranular ou sensitização é um fenômeno onde há diminuição da resistência à corrosão, no qual é majoritariamente dependente do tempo, temperatura e concentração do Cr e C. Portanto, a sensitização é controlada pela termodinâmica de precipitação de carbonetos e pela velocidade de difusão do carbono e cromo (Brummer, 1990; Sahlaoui et al., 2004; Srinivasan, 2021).

Trabalhos demonstram que o grau de sensitização é resultado das zonas debilitadas de cromo na interface entre o carboneto e a matriz austenítica (Kolli et al., 2020; Srinivasan, 2021). Alguns estudos como o de Jiaxu Wang et al. (2021) mostram a segregação de elementos ao redor dos contornos de grão e a formação da fase sigma que causa descontinuidade na película de passivação próxima ao contorno de grão e a sensitização do contorno de grão. Estas zonas debilitadas de cromo são conse-

quência da diferença de difusividade do Cr e C, sendo possível observar até mesmo o fenômeno de “auto-cura” que é a diminuição do grau de sensitização devido a difusão do Cr da matriz para as zonas debilitadas de cromo (Kolli et al., 2020). Assim, há um esforço em entender o comportamento e a concentração do Cr ao redor do carboneto.

Alguns componentes de engenharia acabam falhando prematuramente em função da corrosão intergranular, como ocorre, por exemplo, na formação de trincas em reatores nucleares, reatores de água pressurizada e reatores de água fervente (Kain et al., 2004; Lozano-Perez et al., 2009; Gordon, 2013). Esse tipo de corrosão ocorre principalmente em aços inoxidáveis quando estes permanecem expostos, por longos períodos, a temperaturas na faixa de 500 °C a 800 °C (Kumar et al., 2021; Callister JR, 2002; Trillo et al., 1995; Wolyneq, 2003a; Jones Denny, 1992; Oliveira, 2023; Kim et al., 2024)

Também já foi relatada a sensitização em baixas temperaturas 300 °C a 500 °C onde carbonetos previamente existentes têm a possibilidade de crescer, enquanto a formação de novos carbonetos não acontece (Kain et al., 2004).

2.5.2 GRAU DE SENSITIZAÇÃO

O grau de sensitização é uma medida quantitativa que expressa a suscetibilidade de aços inoxidáveis à corrosão intergranular, sendo comumente representado pela sigla DOS (Degree of Sensitization). Esse fenômeno decorre da precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, o que reduz localmente a resistência à corrosão. O DOS é frequentemente determinado por meio de técnicas eletroquímicas, como o ensaio de reativação potenciodinâmica de ciclo duplo (DL-EPR), que quantifica a razão entre as correntes de reativação e ativação, fornecendo uma avaliação precisa da extensão da sensitização. Estudos recentes, como o de Nascimento Oliveira (2023), destacam que o controle adequado dos parâmetros térmicos, bem como da composição química, são fundamentais para mitigar a sensitização, assegurando a manutenção das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.

Historicamente, as primeiras tentativas de quantificar a resistência à corrosão intergranular foram baseadas no desenvolvimento de relações de cromo equivalente, elaboradas de forma empírica ou semi-empírica, como relatado em (Bruemmer, 1986; Parvathavarthini; Dayal, 2002; Deighton, 1970; Natesan; Kassner, 1973).

Posteriormente, surgiram os primeiros estudos baseados em simulações numéricas (Stawstrom, 1969; Hall; Briant, 1984; Was; Kruger, 1985; Sahlaoui; Sidhom; Philibert, 2002), os quais, entretanto, não consideravam os efeitos da difusão multicomponente, uma limitação destacada por Kolli et al. (2020).

Atualmente, diversos trabalhos recentes sobre corrosão em aços inoxidáveis, como os de Saklakoğlu et al. (2025) e Hassel et al. (2025), fazem uso de softwares de simulação termodinâmica, como o Thermo-Calc, que incorporam a difusão multi-

componente na modelagem dos diagramas de fases e no estudo dos fenômenos de precipitação nos contornos de grão, proporcionando análises mais precisas e realistas do comportamento microestrutural desses materiais.

De acordo com Radojković et al. (2024), Kolli et al. (2020) e Sahlaoui et al. (2004), durante o processo de sensitização dos aços inoxidáveis, ocorre a formação de precipitados de carbonetos de cromo nos contornos de grão, o que leva à formação de uma região adjacente empobrecida em cromo. A severidade desse empobrecimento está diretamente relacionada à suscetibilidade do material à corrosão intergranular. Nesse contexto, define-se como Cr_{crit} a concentração crítica de cromo, abaixo da qual a matriz austenítica perde sua capacidade de se manter passiva, tornando-se suscetível ao ataque corrosivo. A região da matriz onde a concentração de cromo fica abaixo desse valor crítico é conhecida como zona empobrecida, cuja largura efetiva é caracterizada por W_{crit} . Quanto maior essa largura, maior será a extensão da região sensível à corrosão intergranular. A formação e evolução dessa zona empobrecida estão diretamente associadas ao tempo e à temperatura de exposição. Em geral, temperaturas mais elevadas aceleram a difusão dos elementos, promovendo tanto um crescimento mais rápido dos precipitados de carbonetos quanto uma ampliação da zona de empobrecimento de cromo (W_{crit}). No entanto, para tempos de exposição muito longos, observa-se uma tendência de redução dessa zona, fenômeno conhecido como auto-cura, no qual o cromo das regiões mais distantes da matriz difunde-se de volta para as áreas empobrecidas, restaurando parcialmente a concentração de Cr na interface matriz-carboneto.

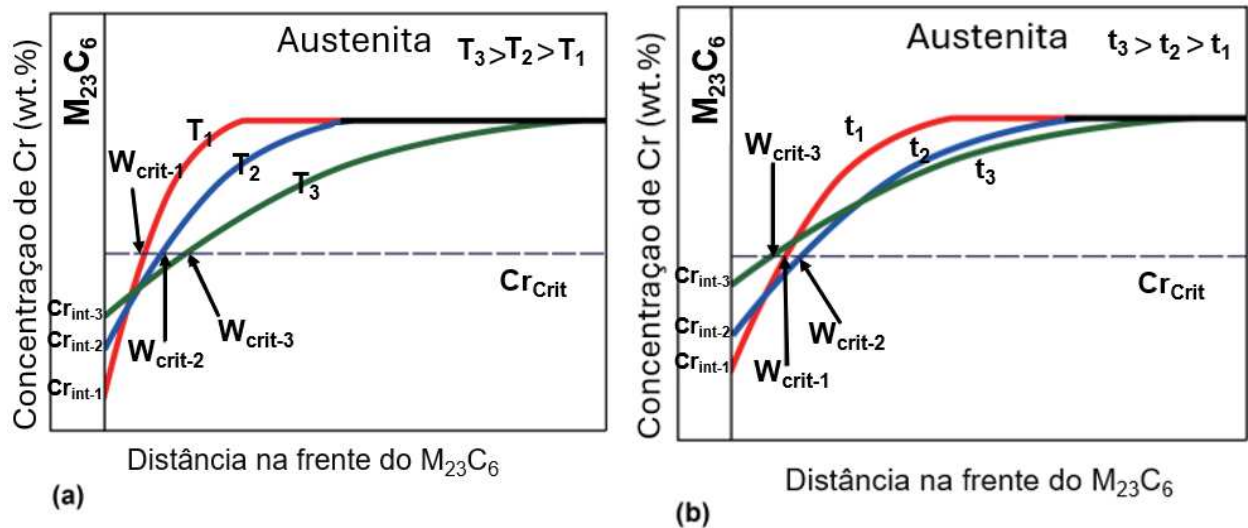
É importante ressaltar que o comportamento de auto-cura é dependente da concentração de cromo na matriz; ou seja, esse fenômeno só ocorre se houver cromo disponível em quantidade suficiente para difundir-se até as regiões empobrecidas. No caso do aço LDSS 2404, conforme demonstrado por Silva et al. (2024), a recuperação completa da resistência à corrosão intergranular não se concretiza devido ao elevado consumo de cromo e molibdênio durante o crescimento da fase sigma, o que leva à diluição desses elementos no interior da ferrita ao longo do processo de difusão.

A Figura 2 ilustra os perfis de concentração de cromo na interface entre a matriz austenítica e o carboneto, demonstrando a influência da temperatura e do tempo nesse processo. Na Figura 2(a), observa-se que, para uma mesma condição de tempo, temperaturas mais altas ($T_3 > T_2 > T_1$) resultam em uma zona empobrecida mais ampla ($W_{crit-3} > W_{crit-2} > W_{crit-1}$). Já na Figura 2(b), para uma mesma temperatura, verifica-se que o aumento do tempo de exposição inicialmente amplia a zona de empobrecimento ($t_1 \rightarrow t_2$), mas, em tempos mais longos (t_3), o processo de auto-cura começa a reduzir essa largura, evidenciado pela diminuição de W_{crit-3} em relação a W_{crit-2} .

Dessa forma, tanto a temperatura quanto o tempo de exposição exercem pa-

pel fundamental na cinética de precipitação dos carbonetos e na extensão da zona empobrecida de cromo, afetando diretamente o grau de sensitização (DOS) e, conseqüentemente, a resistência à corrosão intergranular dos aços inoxidáveis.

Figura 4 – Perfil de concentração de Cr na interface entre carboneto e a matriz. a) diferentes temperaturas $T_3 > T_2 > T_1$. b) diferentes tempos $t_3 > t_2 > t_1$.



Fonte: Adaptado de (Kolli et al., 2020).

O grau de sensitização é influenciado por diversos fatores. A deformação plástica, por exemplo, pode induzir alterações microestruturais importantes no material, tais como: (1) incremento da rugosidade da superfície, (2) surgimento de tensões residuais de tração na camada superficial, (3) elevação na densidade de defeitos cristalinos e (4) formação de martensita induzida por deformação (Srinivasan, 2021). Essas modificações tornam o material mais suscetível à degradação por corrosão.

Ensaio típicos utilizando a técnica DL-EPR, realizados após deformações severas seguidas de tratamento térmico, demonstraram aumento nos valores do grau de sensitização. Esse aumento está relacionado à fragmentação da microestrutura provocada pela deformação, com formação de subcontornos e elevada densidade de discordâncias, que favorecem a nucleação e o crescimento de carbonetos em subcontornos de baixo ângulo e regiões com alta densidade de discordâncias formadas pela deformação (Srinivasan et al., 2015; Singh, R. et al., 2012; Ramírez; Almanza; Murr, 2004; Zhang, X. et al., 2019; Solomon, N.; Solomon, I., 2017; Jin-Long; Hong-Yun, 2012).

O tamanho de grão é um fator importante que tem sido amplamente debatido em relação ao grau de sensitização em aços inoxidáveis austeníticos. Estudos experimentais demonstram uma correlação inversa entre a área de contorno de grão por unidade de volume e o grau de sensitização. Em geral, observa-se que o DOS diminui

exponencialmente com o aumento da área de contorno de grão, característica típica de materiais com grãos menores. Assim, quanto menor o tamanho médio de grão, menor tende a ser o grau de sensitização (Singh, R. et al., 2007; Kolli et al., 2020). Essa conclusão contrasta com interpretações tradicionais que associavam a sensitização principalmente às teorias baseadas na termodinâmica da difusão do cromo nos contornos de grão, atribuindo indiretamente aos grãos finos uma maior propensão à sensitização, em função do maior número de sítios disponíveis para a nucleação de carbonetos (Beltran et al., 1997; Bruemmer; Charlot, 1986). O estudo realizado por (Li et al., 2013) ressalta a dificuldade prática de se estabelecer uma relação direta entre tamanho de grão e grau de sensitização, já que a razão de reativação (R_r), parâmetro que indica o grau de sensitização nos ensaios eletroquímicos, resulta do efeito combinado de diversos fatores experimentais (tais como tempo de exposição, temperatura e velocidade de varredura), podendo assim introduzir incertezas significativas nos resultados. Além disso, trabalhos como os de Chu, Xu e Bai (2024), Srinivasan et al. (2015), Kavner e Devine (1997) e Wasnik et al. (2002) mostram que, além do tamanho de grão, o plano cristalográfico e a desorientação entre grãos também influenciam consideravelmente o processo de sensitização.

É importante ressaltar que, em ensaios eletroquímicos como o DL-EPR, amostras com grãos menores podem apresentar valores elevados de corrente de reativação (I_r) devido à maior área de contorno de grão por unidade de volume, o que pode superestimar o grau de sensitização, mesmo quando a concentração local de cromo se mantém acima do limite crítico de 12%. Para corrigir esse viés geométrico e permitir comparações mais precisas entre diferentes microestruturas, é comum a normalização do DOS em função do tamanho de grão. Essa abordagem, adotada por autores como Kolli et al. (2020), permite avaliar a influência real da microestrutura sobre a sensitização, desconsiderando efeitos puramente geométricos.

Em alguns casos, a fragilização por hidrogênio (HE) ou trincamento induzido por hidrogênio pode estar relacionada a sensitização, uma vez que o hidrogênio pode se difundir com maior facilidade nas zonas empobrecidas de cromo (Zhou et al., 2024; Yu et al., 2017; Lai et al., 2010).

Em estudo recente, Radojković et al. (2024) demonstrou que um tratamento térmico prolongado, realizado com o objetivo de promover a sensitização do aço inoxidável austenítico AISI 304, resulta em um aumento da condutividade elétrica do material. De modo geral, durante o processo de sensitização, o carbono se difunde da matriz austenítica e se combina com o cromo, formando carbonetos nos contornos de grão. Essa reação reduz a quantidade de carbono dissolvido na matriz, liberando os sítios intersticiais anteriormente ocupados. Como o carbono é um elemento intersticial pequeno, sua remoção alivia a deformação elástica da rede cristalina, o que favorece a mobilidade dos elétrons e, conseqüentemente, eleva a condutividade elétrica do

material (Kelidari et al., 2020; Radojković et al., 2024; Barah et al., 2025).

Os trabalhos de Radojković et al. (2024) e Kelidari et al. (2020) demonstram que é possível estabelecer uma correlação direta entre a condutividade elétrica e o grau de sensitização. No entanto, há divergências em relação ao estudo de Shaikh et al. (2006), no qual os resultados de condutividade elétrica dos materiais sensibilizados não apresentaram uma relação linear com o grau de sensitização. Essa diferença de conclusões pode ser atribuída a distintos fatores metodológicos, enquanto Radojković et al. (2024) realizaram medições diretas da condutividade elétrica e Kelidari et al. (2020) aplicaram a técnica de *Eddy Current* com interpretação indireta da condutividade.

Ambos investigaram o aço inoxidável AISI 304 e observaram que o aumento do grau de sensitização resulta em maior condutividade elétrica. Por outro lado, Shaikh et al. (2006) estudaram o aço inoxidável AISI 316, cuja composição química pode influenciar significativamente a resposta ao ensaio por *Eddy Current*. Além disso, a utilização de amostras previamente expostas a ataque químico conforme a ASTM A262 Prática E introduz variações adicionais na microestrutura, o que dificulta uma correlação direta e reproduzível com o grau de sensitização. Assim, a ausência de uma tendência linear clara nos resultados de Shaikh pode estar relacionada à combinação entre o tipo de liga, as modificações microestruturais induzidas por tratamentos térmicos e químicos, e à maior sensibilidade da técnica às condições experimentais.

3 MATERIAL E MÉTODOS

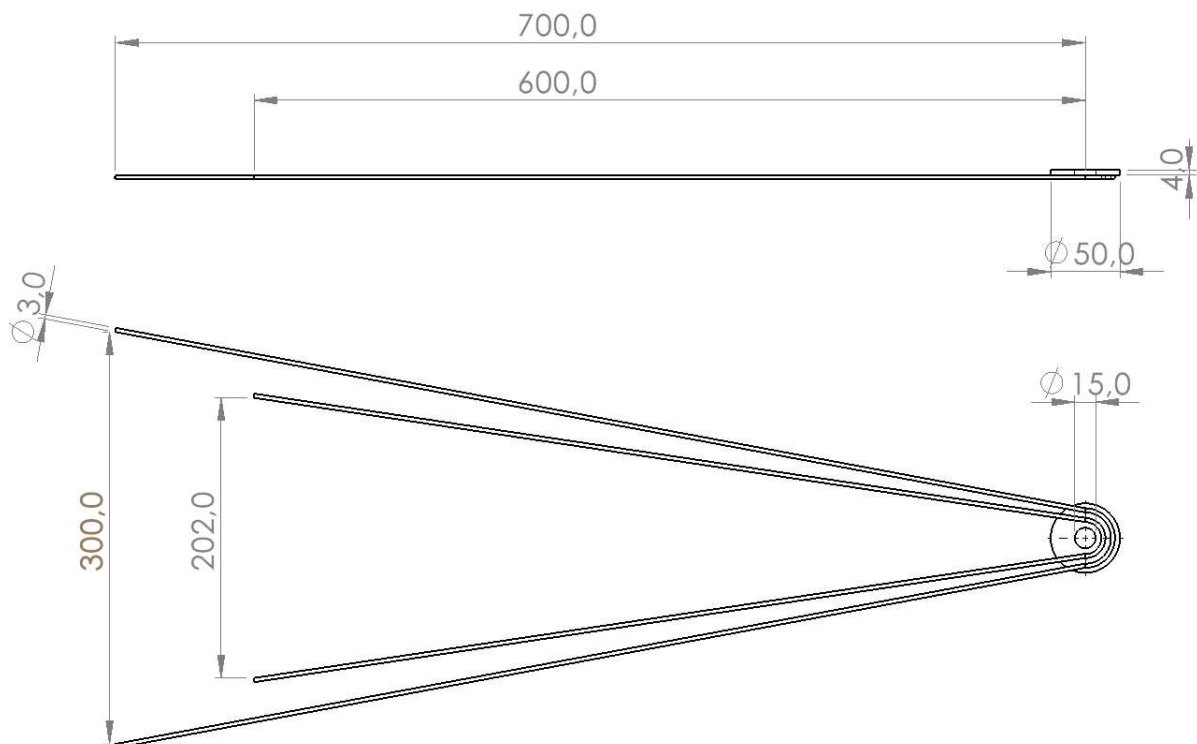
Este capítulo apresenta os materiais e métodos utilizados neste trabalho, com o objetivo de descrever de forma detalhada os procedimentos adotados na realização dos ensaios de caracterização, bem como os bancos de dados empregados e as demais etapas desenvolvidas ao longo da pesquisa.

3.1 ELETRODO

3.1.1 Dimensões e instalação do eletrodo

Considerando a diversidade de geometrias e configurações de eletrodos empregadas em fornos de indução a cadinho, previamente discutida no Capítulo 2, torna-se necessário especificar o modelo adotado neste estudo. O eletrodo utilizado foi fabricado em aço inoxidável AISI 304L, conforme apresentado na Figura 5.

Figura 5 – Dimensões do eletrodo em aço inoxidável AISI 304L (valores em mm).

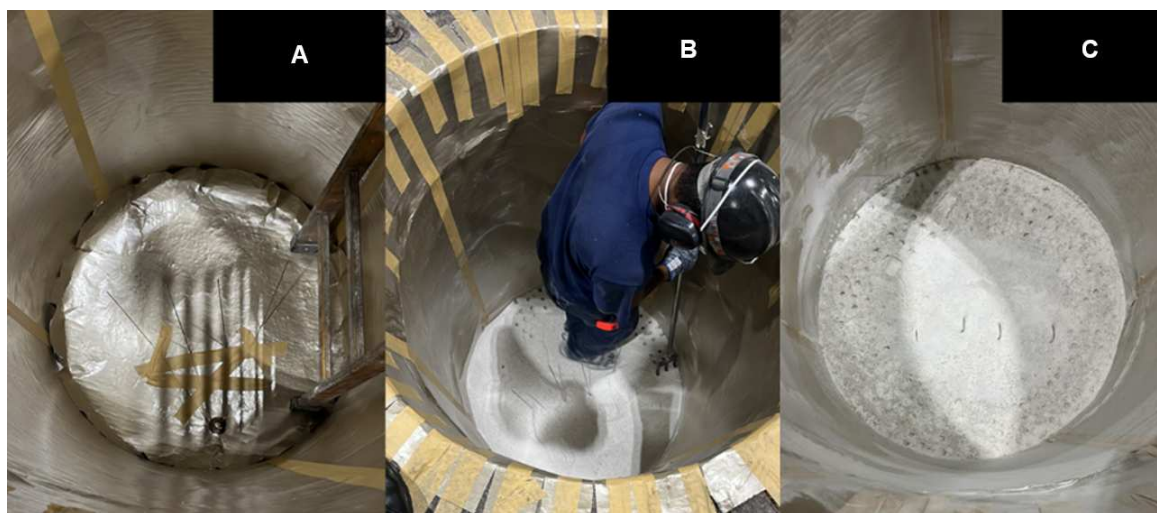


Fonte: Autor (2026).

Na Figura 6, é ilustrado o processo de confecção do fundo refratário de um forno fusor. Inicialmente, o eletrodo é posicionado com as pontas centralizadas no fundo do cadinho (A), seguido pelo processo de compactação manual do refratário (B) e,

posteriormente, pela inclinação das pontas para o encaixe do gabarito de conformação das paredes refratárias (C).

Figura 6 – Etapas do processo de confecção do fundo refratário de um forno fusor: (A) posicionamento do eletrodo; (B) compactação manual do refratário; (C) inclinação das pontas para encaixe do gabarito de conformação.



Fonte: Autor (2026).

3.1.2 Avaliação Térmica

A avaliação térmica do eletrodo foi realizada em condição real de operação industrial, de modo a representar fielmente as condições térmicas às quais o sistema é submetido em serviço. Nesse contexto, a exposição térmica do eletrodo decorreu diretamente dos ciclos operacionais do forno de indução ao longo da vida útil do revestimento refratário. Em cada ciclo, a temperatura máxima atingida foi de aproximadamente 1530 °C, valor correspondente à temperatura necessária para o basculamento do metal e o início de um novo ciclo de fusão.

A campanha do revestimento refratário apresentou uma duração de três semanas e correspondeu a cerca de 160 corridas de fusão. Esse valor é a média de corridas por campanha no histórico de operação do forno. Durante esse período, a temperatura do sistema era reduzida para valores inferiores a 800 °C apenas nos finais de semana, quando ocorria o resfriamento até a temperatura ambiente no sábado, com retomada da produção no domingo, às 22h. Essas paradas eram destinadas ao reparo do colarinho do cadinho.

A padronização rigorosa dos ciclos térmicos não foi possível, uma vez que a operação industrial de fundição está sujeita a variáveis inerentes ao processo, tais como oscilações na demanda de produção, paradas não programadas e intervenções corretivas. Ainda assim, no caso do eletrodo avaliado neste estudo, buscou-se minimizar

zar ao máximo as interrupções operacionais, com a finalidade de manter condições de uso representativas e estáveis ao longo da campanha.

Cabe destacar que, neste estudo de caso específico, houve limitação no fornecimento de energia elétrica no período das 18h30 às 21h30, de segunda a sexta-feira. Nesse intervalo, não eram realizadas fusões, sendo utilizado maçarico apenas para manter o revestimento refratário a uma temperatura superior a 800 °C. As demais paradas observadas decorreram da própria dinâmica operacional do processo.

Neste trabalho, a quantidade de ciclos térmicos não foi contabilizada nem padronizada, com o objetivo de reproduzir de forma mais fiel as condições reais de aplicação do sistema. Assim, adotou-se como critério de conformidade o desgaste máximo de 50% da espessura do revestimento refratário, considerando-se como limite mínimo a espessura de 70 mm, ou, alternativamente, a ocorrência de falha no aterramento do metal líquido.

O eletrodo avaliado desta campanha teve sua vida útil encerrada em decorrência do desgaste do revestimento refratário, permanecendo em operação por três semanas. As cargas fundidas no forno eram constituídas de ferro fundido cinzento, classificado como FC-200, com composição nominal de 3,35% de carbono e 2,00% de silício, resultando em carbono equivalente em torno de 4,00%.

Além da composição base da liga, a presença de elementos como alumínio, calcário e outros constituintes oriundos da sucata contribui significativamente para o desgaste do revestimento refratário e, conseqüentemente, para a redução da vida útil do forno. Esses elementos são considerados agressivos ao refratário e de difícil controle, em razão da variabilidade inerente ao uso de sucata metálica como matéria-prima no processo de fusão (Liu, C. et al., 2024).

Os ciclos térmicos foram conduzidos em um forno de indução da marca Inductotherm, com capacidade de 4 toneladas, potência nominal de 3.000 kW e frequência de operação de 500 Hz. Em potência plena, o tempo médio de fusão foi de aproximadamente 1 hora por carga.

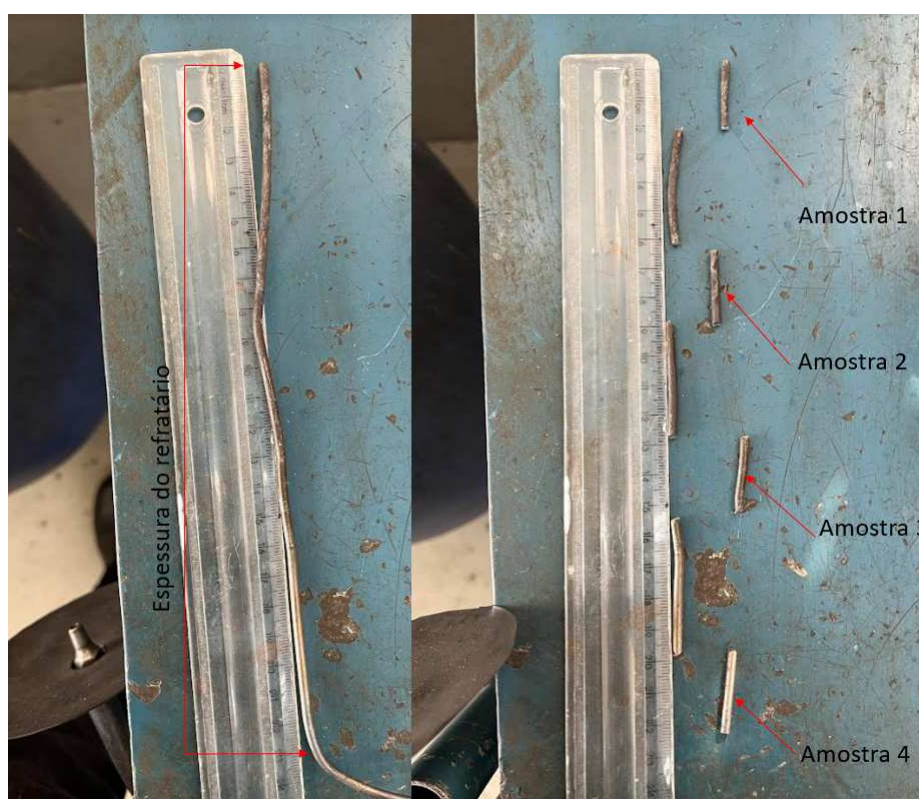
3.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Para as análises, uma das extremidades do eletrodo foi dividida em quatro regiões conforme ilustra a Figura 7 e Tabela 2, considerando como referência o ponto zero na seção em contato com o metal líquido.

Tabela 2 – Regiões do eletrodo consideradas para análise.

Amostra	Descrição	Distância (mm)
1	Próxima à interface com o metal (ponto zero de referência)	10
2	Região intermediária superior	70
3	Região intermediária inferior	140
4	Extremo oposto ao ponto de contato com o metal	210

Figura 7 – Divisão de uma das extremidades do eletrodo (aranha) de aço AISI 304L.



Fonte: Autor, (2026).

Para o estabelecimento de uma condição de referência inicial e possibilitar análises comparativas ao longo do estudo, utilizou-se a composição química do eletrodo de aterramento em aço inoxidável AISI 304L na condição de fornecimento, isto é, antes de sua utilização em serviço. Os dados foram disponibilizados pelo fabricante e encontram-se apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do eletrodo de aço inoxidável AISI 304L na condição de fornecimento (antes da utilização), conforme dados do fabricante.

Elemento	Amostra	Especificado
Carbono (C)	0,022%	Máx. 0,03%
Cromo (Cr)	18,25%	18,00% a 20,00%
Manganês (Mn)	1,59%	Máx. 2,00%
Níquel (Ni)	8,02%	8,00% a 12,00%
Enxofre (S)	0,005%	Máx. 0,030%
Silício (Si)	0,390%	Máx. 1,00%
Classificação	AISI 304L	AISI 304L

Fonte: Autor, (2026).

Todos os ensaios experimentais deste trabalho foram realizados nos laboratórios de Pesquisa e Desenvolvimento da WEG, localizados em Jaraguá do Sul. As amostras foram lixadas e limpas com acetona. Em seguida, foram cortadas em seções de aproximadamente 20 mg. A determinação dos teores de carbono e enxofre foi realizada no Determinador de Carbono e Enxofre CS230 (LECO), calibrado com o padrão de referência descrito no Anexo A.

Para a análise dos demais elementos, empregou-se a técnica de espectrometria de emissão óptica com plasma indutivamente acoplado (ICP-OES), utilizando o equipamento modelo *iCAP Pro*, operado com o software *Qtegra*. O procedimento experimental seguiu as orientações do *Manual de Operação do Espectrômetro*, utilizando-se de 0,1 g da amostra, dissolvida a 50 °C em 10 mL de uma mistura ácida composta por $(2\text{HNO}_3)_{\text{conc.}} + (1\text{HCl})_{\text{conc.}} + (3\text{H}_2\text{O})$, sendo posteriormente filtrada.

Empregou-se o sistema de introdução de amostra constituído por nebulizador do tipo Aerosol acoplado a uma câmara de nebulização ciclônica de vidro, equipada com defletor. A velocidade da bomba peristáltica foi mantida em 45 rpm, assegurando fluxo estável da solução ácida dissolvida até o plasma.

3.3 SIMULAÇÃO TERMODINÂMICA

O Thermo-Calc é um software para a realização de simulações termodinâmicas e cálculo de diagramas de fases em sistemas multicomponentes. Baseado na metodologia CALPHAD, o programa permite a previsão da estabilidade de fases e da evolução microestrutural de ligas metálicas em condições de equilíbrio (Andersson et al., 2002).

O Thermo-Calc foi utilizado para ilustrar os efeitos do fenômeno de difusão de carbono das cargas fundidas no forno para o eletrodo de aço inoxidável AISI 304L. Para essa finalidade, foi construída uma isopleta e um diagrama com a evolução das frações volumétricas dos carbonetos de cada amostra, com o objetivo de observar as fases formadas em função do aumento no teor de carbono e sua estabilidade termodinâmica.

A simulação termodinâmica foi realizada com base na composição química apresentada na Tabela 4, utilizando o banco de dados TCFE7, específico para ligas ferrosas, disponibilizado pelo próprio software Thermo-Calc, acessado na Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) – Campus Florianópolis. Essa abordagem permite correlacionar o enriquecimento em carbono com a precipitação de carbonetos, contribuindo para a interpretação dos fenômenos metalúrgicos associados ao comportamento do eletrodo em serviço (Liu, Y. et al., 2024).

Tabela 4 – Composição química aferida do eletrodo de aço AISI 304L e utilizada nas simulações termodinâmicas.

Elemento	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	V
(% em massa)	18,09	1,78	0,124	8,10	0,319	0,094

Fonte: Autor (2026).

3.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As amostras foram preparadas iniciando pelo lixamento sequencial com lixas de carbetto de silício de granulometrias 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, sob fluxo de água e com rotação de 90° entre etapas para eliminar riscos. Em seguida, realizou-se o polimento na politriz em conjunto com pasta diamantada de 3 µm, utilizando álcool etílico como lubrificante. Após o polimento, as amostras foram lavadas com álcool e secas com ar quente para evitar oxidação superficial.

As amostras foram atacadas com uma solução de Marble à temperatura ambiente por 10 segundos. A solução de Marble foi preparada com 20 g de sulfato de cobre (II) e 100 mL de etanol absoluto, sendo a mistura agitada por 5 minutos. Posteriormente, foram adicionados 100 mL de HCl P.A., com agitação contínua até a completa dissolução do sal.

Em seguida, foram obtidas imagens no Microscópio ótico (MO) Polyvar 2 MET e no Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Tescan Vega LM58. Caso o ataque químico não tenha sido suficiente para a visualização dos contornos no MEV, o procedimento foi repetido com acréscimo de mais 10 segundos de ataque.

As imagens obtidas no MO foram obtidas com um aumento de 100x e as análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas com o objetivo de determinar o perfil de concentração de cromo nas amostras. As micrografias foram obtidas sob tensão de aceleração de 25 keV, utilizando detecção por elétrons secundários (SE) e distância de trabalho (WD) de 15,00 mm. Os registros foram feitos com ampliações de 2,66 kx e 3,00 kx, correspondendo a campos de visão (FoV) de aproximadamente 105 µm e 93,1 µm, respectivamente.

A determinação do tamanho de grão das amostras 1, 2, 3 e 4 foi realizada a partir de imagens obtidas com o microscópio óptico Polyvar 2 MET, utilizando o software

Metalab DPv4, que possibilita a mensuração direta em micrômetros. As escalas das imagens foram ajustadas de modo a otimizar a visualização dos contornos dos grãos durante a aferição pelo software, motivo pelo qual não correspondem a uma escala padrão, como aquela empregada nas micrografias metalográficas. Adicionalmente, aplicou-se o método dos interceptos para complementar a análise.

O método dos interceptos consiste na contagem do número de grãos que cruzam uma linha exibida no monitor do microscópio. Essa contagem foi realizada em cinco linhas distintas. O tamanho médio dos grãos foi calculado dividindo-se o comprimento total da linha de 130 mm pela média aritmética do número de grãos interceptados, multiplicada pelo fator de ampliação utilizado (Schneider; Laplanche, 2021).

Foram realizados mapeamentos composicionais por espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), com o objetivo de identificar e avaliar qualitativamente a distribuição dos elementos presentes na superfície das amostras. As análises foram conduzidas com tensão de aceleração de 20 keV, distância de trabalho de 14,75 mm, aumento de 1,00 k \times e campo de visão de 279 μm . As micrografias de base foram obtidas em modo SE para fins de correlação morfológica, enquanto os mapas de cores representam a sobreposição dos sinais obtidos pelo sistema EDS. Essas condições experimentais foram adotadas de modo a proporcionar adequada resolução e contraste, possibilitando a avaliação qualitativa da distribuição de cromo e de outros elementos na região superficial analisada.

3.5 ANÁLISE DA MICRODUREZA PELO MÉTODO VICKERS

O método de ensaio para a determinação da microdureza pelo método Vickers baseia-se na análise da área superficial resultante da penetração de um indentador de diamante. Esse indentador possui geometria piramidal com ângulo de 136° entre faces opostas, sendo considerado praticamente indeformável em razão da elevada dureza do diamante (Bauer, 2025).

A dureza Vickers é calculada por meio da Equação (2), que relaciona a força aplicada durante o ensaio com a área de contato gerada pela impressão do indentador:

$$H_V = \frac{P}{A} = 1.8544 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2)$$

em que P corresponde à carga aplicada no ensaio, expressa em newtons (N), d representa o valor médio do comprimento das duas diagonais da impressão, medido em micrômetros (μm), e o fator 1,8544 é uma constante geométrica associada à forma da pirâmide de diamante utilizada no método Vickers (Güder et al., 2011).

A microdureza foi determinada utilizando um microdurômetro Shimadzu HMV-G21, com aplicação de carga de 100 g durante 10 s (Garcia Herrera et al., 2022). Foram realizadas nove indentações em cada amostra, sendo posteriormente calculada

a média dos valores obtidos, totalizando 36 indentações ao longo do eletrodo. Em seguida, foram obtidas imagens das regiões analisadas com ampliação de 400x.

3.5.1 Análise estatística

A análise estatística foi realizada com o objetivo de avaliar a significância das diferenças observadas entre os valores de microdureza obtidos nas diferentes regiões do eletrodo. Inicialmente, os dados foram submetidos ao teste de Shapiro–Wilk, a fim de verificar a normalidade das distribuições. Em seguida, aplicou-se o teste de Levene para a avaliação da homogeneidade das variâncias.

Atendidas as premissas de normalidade e homogeneidade das variâncias, a comparação entre as médias foi realizada por meio do teste t de Student, adotando-se um nível de significância de 5% ($p < 0,05$). Os procedimentos estatísticos foram conduzidos com o auxílio do software Minitab, e os resultados são apresentados e discutidos na Seção de Resultados e Discussão.

3.6 AFERIÇÃO DE RESISTIVIDADE

A resistividade elétrica de uma das extremidades do eletrodo de aço AISI 304L foi determinada utilizando o método das quatro pontas (quatro fios), técnica descrita na norma ASTM B193, que elimina interferências causadas pelas resistências dos fios e dos contatos elétricos, garantindo maior precisão especialmente em medições de baixa resistência.

O circuito utilizado foi o disponível no laboratório de pesquisa e desenvolvimento da WEG, em Jaraguá Do Sul, composto por:

- Fonte de corrente contínua obtida pela retificação de corrente alternada;
- Resistência variável para ajuste e controle da corrente aplicada à amostra;
- Resistência *shunt* (1,67 m Ω), posicionada em série com a amostra, para medição indireta da corrente a partir da queda de tensão conhecida em seus terminais.

A conexão à amostra foi feita por meio de quatro fios: dois posicionados nas extremidades da amostra para aplicação da corrente, e dois posicionados em pontos intermediários e separados por uma distância conhecida, dedicados exclusivamente à medição da queda de tensão, utilizando-se um multímetro de alta impedância.

A letra grega ρ é comumente utilizada para representar tanto a densidade quanto a resistividade elétrica. Para evitar ambiguidade neste trabalho, serão adotados os subscritos m (massa) e e (elétrica) para diferenciá-las conforme o contexto.

A resistência elétrica (R) foi determinada pela primeira Lei de Ohm:

$$R = \frac{V}{I} \quad (3)$$

onde V é a tensão medida entre os dois pontos intermediários da amostra e I é a corrente elétrica obtida pela queda de tensão sobre a resistência *shunt*.

Para calcular a área da seção transversal (A), utilizou-se a massa da amostra, aferida com balança de precisão, e a densidade do aço AISI 304L ($\rho_m = 8,0 \text{ g/cm}^3$), obtida a partir do *datasheet* do fabricante. Considerando a relação entre densidade, massa e volume:

$$\rho_m = \frac{m}{V} \Rightarrow V = \frac{m}{\rho_m}$$

e sabendo que o volume (V) é dado pelo produto entre o comprimento (L), medido com paquímetro, e a área transversal (A), ou seja $V = L \cdot A$, pode-se isolar A :

$$A = \frac{m}{\rho_m \cdot L}$$

Por fim, a resistividade elétrica (ρ_e) foi calculada pela expressão a seguir, em que R representa a resistência medida da amostra, A corresponde à área da seção transversal, calculada conforme expressão acima, e L ao comprimento da amostra do eletrodo.

$$\rho_e = R \cdot \frac{A}{L} \quad (4)$$

O ensaio foi realizado três vezes no fio de aço AISI 304L antes de sua utilização como eletrodo de aterramento e repetido 11 vezes após o término de sua vida útil, utilizando-se a mesma amostra nessa condição. Em seguida, foi determinado o valor médio da resistividade antes e após a utilização. Detalhes adicionais encontram-se no Anexo B.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 RESULTADOS E ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química do eletrodo antes da aplicação nos fornos, informada pelo fabricante e apresentada na Tabela 3 (capítulo Materiais e Métodos), foi verificada experimentalmente por meio das técnicas de combustão (LECO) e espectrometria de emissão óptica com plasma indutivamente acoplado (ICP-OES), cujos resultados são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição química do eletrodo via LECO E ICP-OES.

Elemento	Amostra	Especificado
Carbono	0,028%	Máx. 0,03%
Cromo	18,09%	18,00% a 20,00%
Enxofre	0,020%	Máx. 0,030%
Fósforo	0,041%	Máx. 0,045%
Manganês	1,78%	Máx. 2,00%
Molibdênio	0,124%	-
Níquel	8,10%	8,00% a 12,00%
Silício	0,319%	Máx. 1,00%
Vanádio	0,094%	-
Classificação	AISI 304L	AISI 304L

Fonte: Autor (2026).

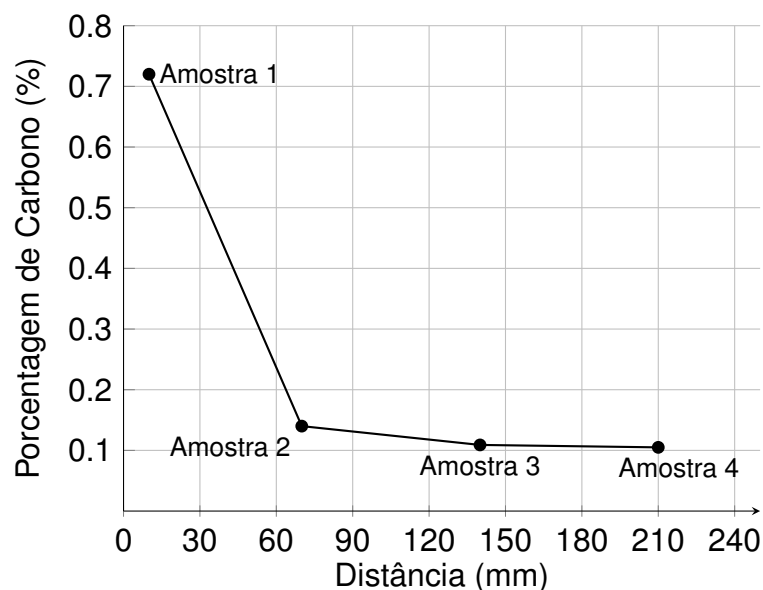
De modo geral, observa-se boa concordância entre os valores experimentais e os especificados, confirmando que o material analisado corresponde à liga AISI 304L, caracterizada por baixo teor de carbono e elevado teor de cromo e níquel.

O teor de carbono medido (0,028%) mostrou-se ligeiramente superior ao declarado pelo fabricante (0,022%), porém dentro do limite máximo permitido para a liga (0,03%). Os teores de cromo (18,09%) e níquel (8,10%) permaneceram muito próximos aos declarados, evidenciando excelente reprodutibilidade. Manganês e silício apresentaram pequenas variações, ainda compatíveis com a faixa de especificação, enquanto traços de molibdênio e vanádio, não listados pelo fabricante, foram detectados em níveis residuais, possivelmente oriundos da fabricação no processo de fusão. Os baixos teores de enxofre e fósforo indicam bom controle de impurezas. Assim, a composição experimental obtida por LECO e ICP-OES valida os dados do fabricante, confirmando a conformidade do eletrodo com as características químicas típicas do aço AISI 304L.

Após a exposição térmica sofrida durante sua vida útil, levantou-se a hipótese de que o carbono se difunde da carga fundida para o arame de aço inoxidável utilizado como eletrodo de aterramento do forno de indução.

Para validar essa hipótese e verificar a existência de um gradiente de carbono, a seção do fio que atravessa o refratário foi dividida, conforme mostrado na Figura 7, da extremidade mais próxima do metal líquido para a parte mais distante, amostra 1 mais próxima do metal líquido e a amostra 4 mais distante do metal líquido, e a composição química foi analisada conforme mostra a Figura 8.

Figura 8 – Porcentagem de carbono em função da distância (mm), considerando zero como o ponto de contato do eletrodo com o metal.



Fonte: Autor (2026).

A Figura 8 evidencia a presença de um gradiente de carbono, mais pronunciado na Amostra 1, onde a concentração atinge aproximadamente 0,7%. Esse comportamento indica a existência de uma região de transição entre o eletrodo e o banho metálico, sugerindo a ocorrência de processos de transferência de carbono a partir da carga fundida do forno, embora não permita confirmar a ocorrência de fusão parcial do material do eletrodo. De acordo com a teoria clássica da difusão, o coeficiente de difusão é significativamente maior no estado líquido do que no sólido e, no estado sólido, aumenta exponencialmente com a temperatura, o que corrobora a possibilidade de difusão de carbono na interface em alta temperatura (Callister Jr; Rethwisch, 2020).

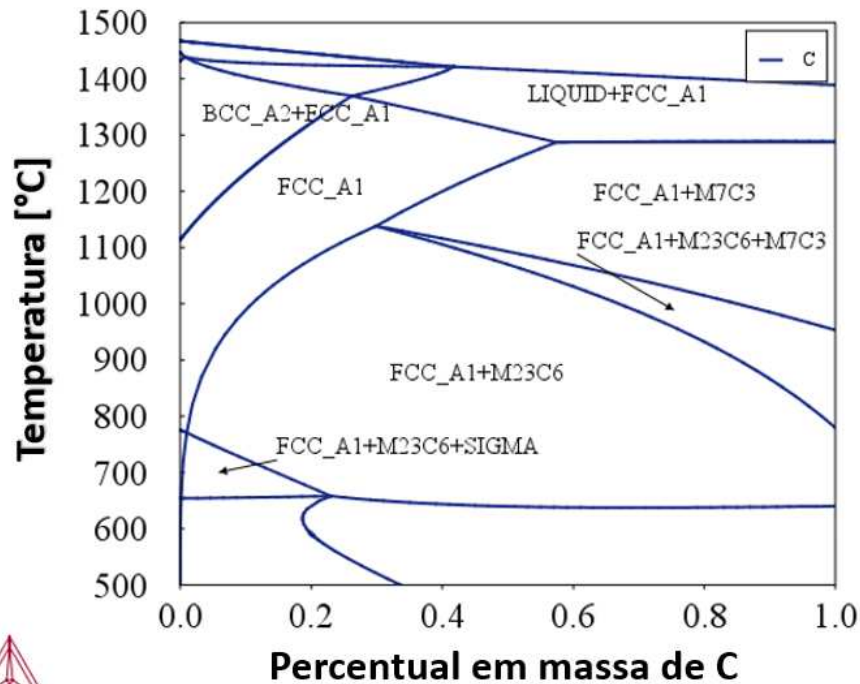
Para compreender melhor as fases formadas neste eletrodo, foi construída a isopleta apresentada na Figura 9, obtida por meio de simulação no software ThermoCalc.

Figura 9 – Isopleta do aço inox 304L.

2024.09.09.15.31.13

TCFE7 : Fe, C, Cr, Mn, Mo, Ni, Si, V

Pressure [Pa] = 100000.0, System size [mol] = 1.0, Mass percent Cr = 18.09, Mass percent Mn = 1.78, Mass percent Mo = 0.124, Mass percent Ni = 8.1, Mass percent Si = 0.319, Mass percent V = 0.094



Fonte: Autor (2026).

A Figura 9 apresenta a isopleta do eletrodo obtida por simulação termodinâmica no software *Thermo-Calc*. O diagrama representa a variação das fases em função do teor de carbono e da temperatura, sob pressão de 1 bar, permitindo avaliar o comportamento termodinâmico do sistema Fe–Cr–Ni com adições menores de C, Mo, Mn, Si e V.

Observa-se que a fase predominante na faixa de composição correspondente ao aço AISI 304L é a FCC_A1, que representa a estrutura austenítica de empacotamento cúbico de face centrada. Essa fase é estável em ampla faixa de temperatura e se mantém como matriz principal da liga devido à presença de elementos estabilizadores da austenita, como o níquel e o manganês.

Em temperaturas elevadas e baixos teores de carbono, identifica-se a formação temporária da fase BCC (ferrita δ), de estrutura cúbica de corpo centrado, típica de condições de solidificação inicial. Essa fase é estabilizada pela presença de elementos como o cromo e tende a desaparecer à medida que o material resfria e a austenita se forma.

Com o aumento do teor de carbono, observa-se a precipitação de carbonetos

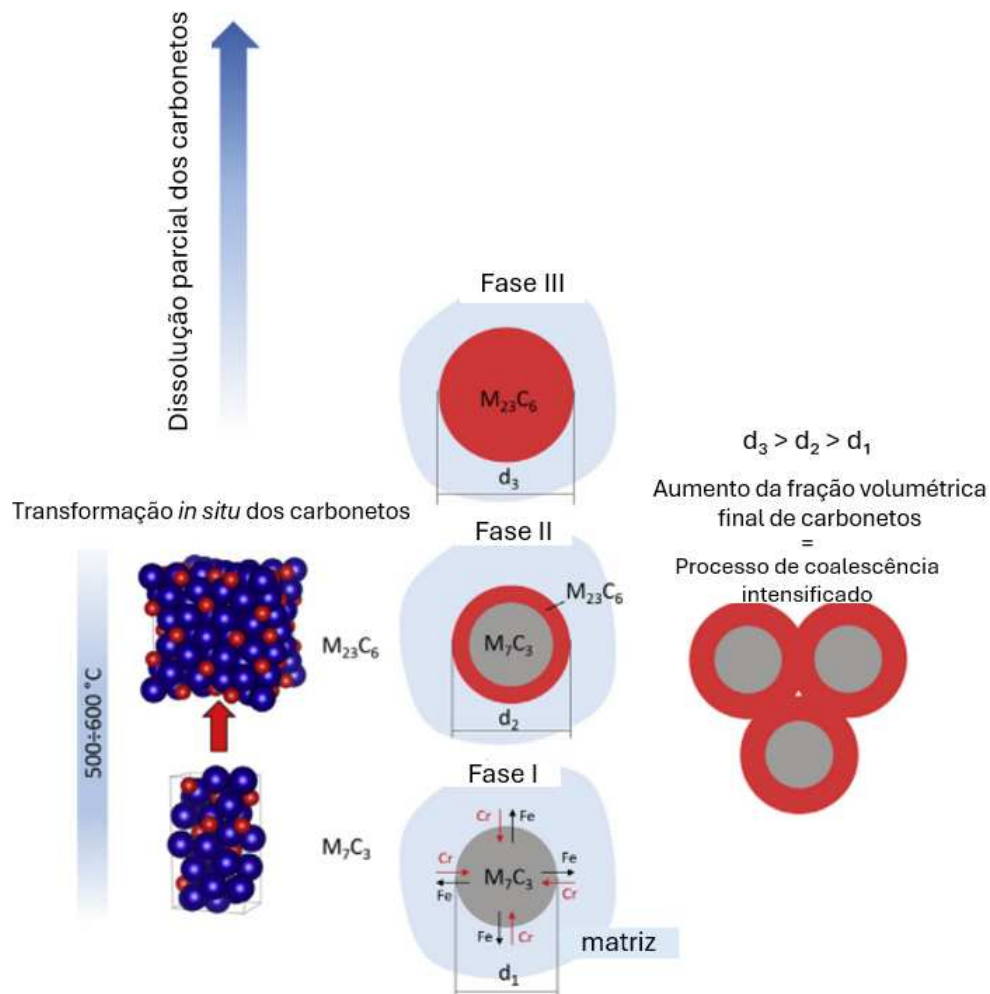
ricos em cromo, principalmente do tipo $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , os quais se formam majoritariamente nos contornos de grão. Tais precipitados podem reduzir a resistência à corrosão intergranular caso o material seja exposto por longos períodos a temperaturas na faixa de 500 °C a 800 °C (Kumar et al., 2021; Callister JR, 2002; Trillo et al., 1995; Wolyneec, 2003a; Jones Denny, 1992; Oliveira, 2023; Kim et al., 2024).

Na faixa entre aproximadamente 650 °C e 800 °C, a simulação também indica a possível formação da fase sigma (σ), uma fase intermetálica rica em cromo e ferro, termodinamicamente estável, porém indesejável por ser frágil e empobrecer a matriz austenítica em cromo. A região identificada como FCC_A1 + $M_{23}C_6$ + σ evidencia esse comportamento, característico de aços inoxidáveis austeníticos com teores elevados de cromo e molibdênio (Hodžić; Gigovic-Gekic; Sunulahpašić, 2021).

Nesta simulação, o enxofre e o fósforo foram excluídos por formarem fases metaestáveis. A nucleação de carbonetos, e conseqüentemente a sensitização, pode ser agravada à medida que a concentração de carbono na liga aumenta. A nucleação dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$, na faixa de 800 a 1300 °C observada na isopleta, para concentrações de carbono mais elevadas, pode causar um empobrecimento de cromo superior por unidade de volume, pois a formação de M_7C_3 ocorre por mecanismos distintos daqueles do $M_{23}C_6$.

Em geral, o carboneto M_7C_3 pode se formar tanto sob condições metaestáveis, em decorrência de resfriamento rápido e difusão limitada, quanto sob condições de equilíbrio. Em teores menores de carbono, o $M_{23}C_6$ é a fase mais estável, como pode se observar na isopleta. O $M_{23}C_6$ pode se originar pela transformação in situ do M_7C_3 , isto é, dentro da própria partícula original, sem dissolução prévia, por meio de redistribuição difusional de cromo e carbono, que conduz à estequiometria e estrutura do $M_{23}C_6$ (Wieczerek et al., 2017). A Figura 10 mostra como é este fenômeno.

Figura 10 – Efeito da temperatura sobre as mudanças observadas na liga Fe-Cr-C solidificada rapidamente (adaptado e traduzido de Wieczorzak et al. (2017)).



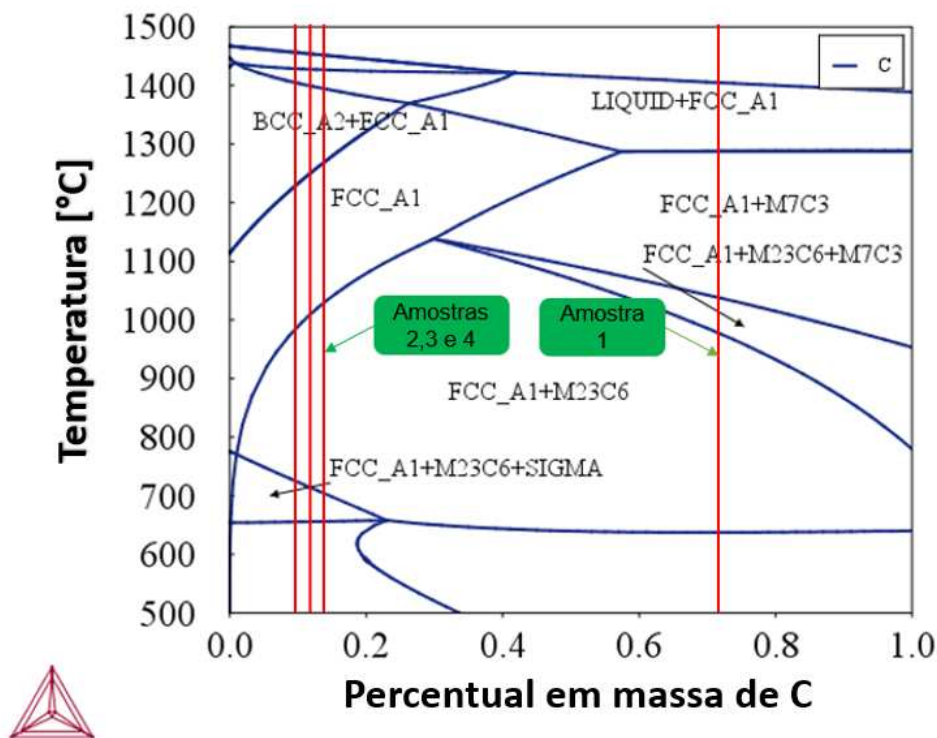
Fonte: Autor (2026).

A estabilidade termodinâmica dos carbonetos $M_{23}C_6$ é inferior, sendo estes dissolvidos em temperaturas acima de aproximadamente 930 °C, enquanto os carbonetos M_7C_3 se dissolvem completamente apenas acima de 1110 °C. Essa diferença de estabilidade dificulta a reversão das fases durante o recozimento de solução, tornando o M_7C_3 mais persistente na microestrutura (Bösing; Marquardt; Thöming, 2020).

4.2 SIMULAÇÃO TERMODINÂMICA: ISOPLETA E EVOLUÇÃO DAS FASES

Para estabelecer a correlação entre as fases apresentadas na isopleta da Figura 8 com as amostras da Figura 9, elaborou-se a Figura 11, na qual é possível visualizar a tendência de formação das fases e carbonetos de cada amostra.

Figura 11 – Diagrama de fases isoplético adaptado com as linhas de resfriamento das amostras



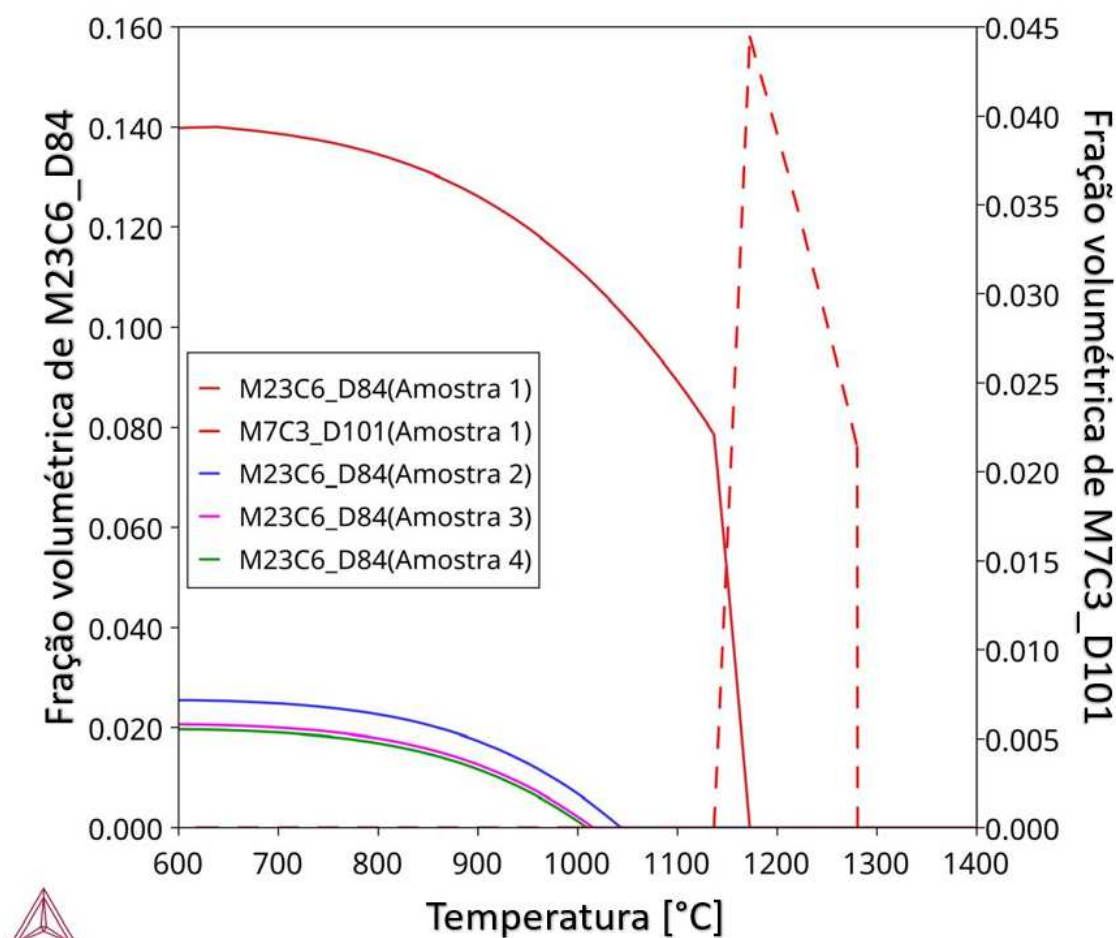
Fonte: Autor (2026).

Com a Figura 11, é possível observar que a amostra 1 possivelmente apresenta carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$, enquanto as amostras 2, 3 e 4 apresentam apenas carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. Além disso, durante o resfriamento, a amostra 1 provavelmente não formou a fase temporária BCC, uma vez que essa estrutura não consegue dissolver elevadas quantidades de carbono.

De forma geral, é possível afirmar que as amostras 2, 3 e 4 apresentam comportamento semelhante, pois passam pelas mesmas faixas de transformações de fase, diferenciando-se principalmente pelas taxas de resfriamento ou aquecimento envolvidas em suas aplicações. Esses diferentes “tratamentos térmicos” resultantes das condições de serviço podem alterar as propriedades mecânicas e elétricas do material, o que pode ser observado na metalografia por meio do crescimento de grãos de tamanhos distintos e da formação de carbonetos. Esses carbonetos, por não sofrerem deformação plástica, tendem a aumentar a dureza e a fragilidade do material, além de reduzir sua resistência à corrosão.

A Figura 12 apresenta a simulação termodinâmica da evolução da fração volumétrica das fases M_7C_3 e $M_{23}C_6$ em função da temperatura, referentes às amostras 1, 2, 3 e 4.

Figura 12 – Evolução da fração volumétrica das fases M_7C_3 e $M_{23}C_6$ em função da temperatura para as amostras 1, 2, 3 e 4



Fonte: Autor (2026).

Como pode ser observado na Figura 12, a Amostra 1 apresentou a maior fração volumétrica de carbonetos. Esse comportamento era esperado, uma vez que essa amostra sofreu maior difusão de carbono devido ao contato direto com a carga líquida do forno a indução, favorecendo a precipitação de carbonetos.

Nota-se também que a fase $M_{23}C_6$ é predominante em todas as amostras, apresentando frações volumétricas superiores quando comparada à fase M_7C_3 . A Amostra 1, além de exibir os maiores teores de $M_{23}C_6$, apresenta precipitação detectável de M_7C_3 , evidenciada pelo pico próximo a 1200 °C, o que não é observado nas demais amostras.

À medida que a temperatura aumenta, ocorre a dissolução progressiva dos carbonetos, principalmente acima de 1000 °C, esse efeito é mais pronunciado na Amostra 1, reforçando a influência da difusão de carbono durante o contato com o banho metálico.

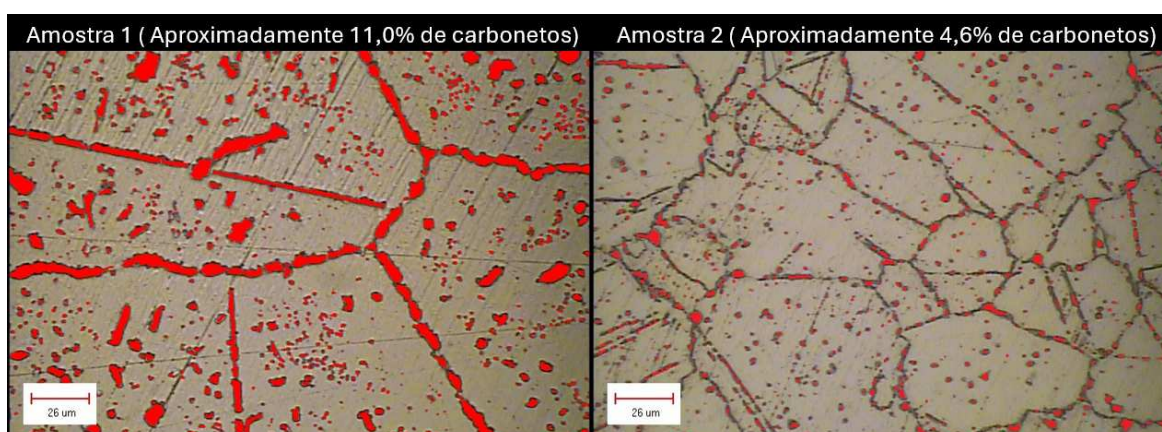
As amostras 2, 3 e 4 apresentam frações volumétricas significativamente me-

nores e curvas semelhantes entre si, indicando menor enriquecimento em carbono e, conseqüentemente, menor potencial de precipitação de carbonetos. Esse resultado sugere que a interação térmica e difusional com o banho metálico foi menos intensa nessas condições.

4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Com o objetivo de correlacionar a diferença na quantidade de carbonetos observada experimentalmente com os resultados da simulação entre a Amostra 1 e as demais, foi realizada uma análise quantitativa utilizando o software ImageJ, considerando a Amostra 1 individualmente e a Amostra 2 como representativa do grupo formado pelas Amostras 2, 3 e 4. A Figura 13 apresenta os resultados obtidos.

Figura 13 – Análise quantitativa via imagem de carbonetos entre a amostra 1 e amostra 2 representando as amostras 2,3 e 4.



Fonte: Autor (2026).

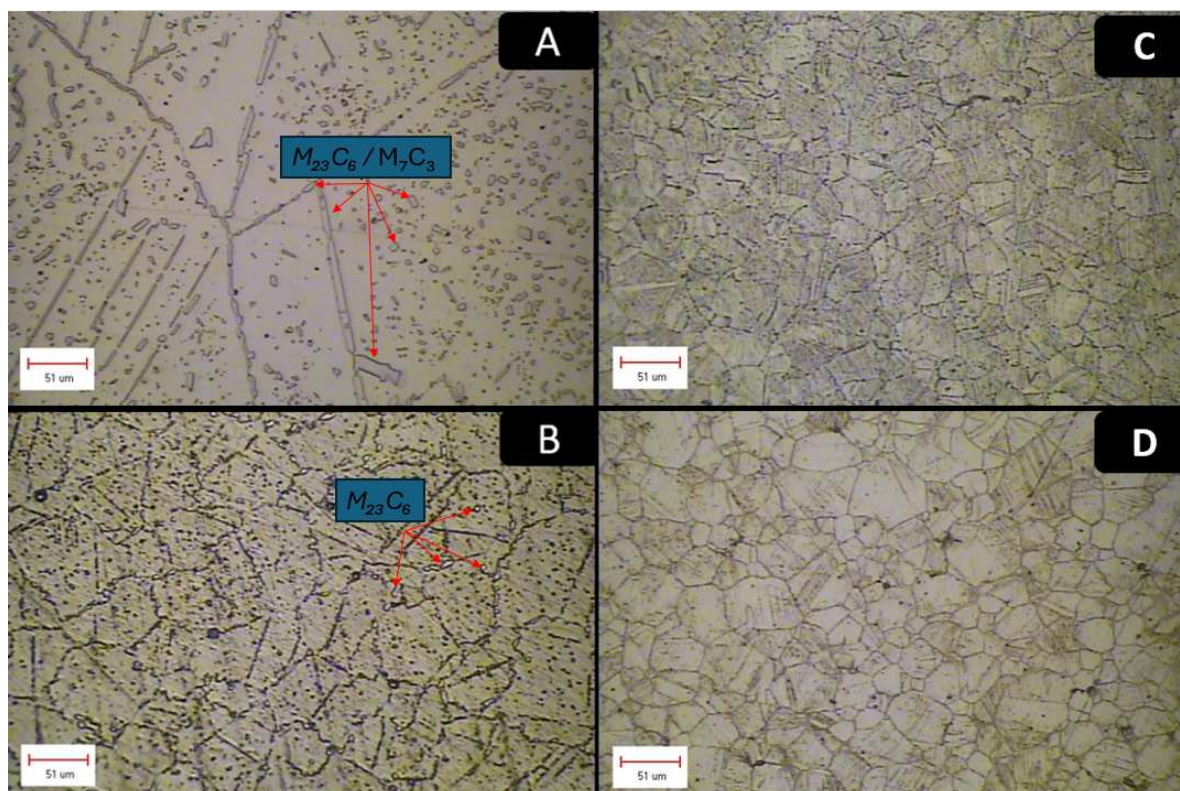
Os resultados obtidos por meio da simulação termodinâmica apresentaram boa concordância com as observações experimentais. A previsão da maior fração volumétrica de carbonetos na Amostra 1, decorrente da maior difusão de carbono devido ao contato direto com o banho metálico do forno a indução, foi confirmada pela análise quantitativa de imagens no ImageJ, que indicou aproximadamente 11% de área ocupada por carbonetos nessa região. Por sua vez, a Amostra 2, utilizada como representativa das demais amostras, apresentou um valor de 4,6%, significativamente inferior. Essa consistência entre simulação e experimento demonstra que o modelo termodinâmico adotado descreve adequadamente o comportamento de precipitação e dissolução das fases $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , tornando a simulação uma ferramenta válida para a interpretação e previsão das transformações microestruturais do eletrodo nessas condições.

As regiões correspondentes às amostras 1, 2, 3 e 4 foram analisadas por microscopia óptica, com o objetivo de avaliar qualitativamente a variação do tamanho de grão ao longo do eletrodo, bem como a distribuição e morfologia dos carbonetos presentes em cada região.

Com base nos resultados da simulação termodinâmica, espera-se que, na amostra 1, ocorra a nucleação de carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$, enquanto nas demais amostras (2, 3 e 4) é prevista a formação predominante de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. Dessa forma, a análise microestrutural foi conduzida visando correlacionar as previsões da simulação com as características observadas experimentalmente.

A Figura 14 apresenta as microestruturas das amostras 1, 2, 3 e 4, com indicação das regiões onde se observa a presença de precipitados, associados à possível formação de carbonetos. A identificação desses precipitados foi realizada com base em características morfológicas e de contraste, não sendo possível, nesta etapa, a distinção entre os diferentes tipos de carbonetos.

Figura 14 – Microestrutura das amostras do eletrodo obtidas por microscopia óptica. (A) amostra 1; (B) amostra 2; (C) amostra 3; (D) amostra 4.



Fonte: Autor (2026).

É possível observar na microestrutura da amostra 1, que foi exposta a uma temperatura superior às demais durante o uso como eletrodo de aterramento, um maior tamanho de grão em comparação às amostras 2, 3 e 4, além de carbonetos

bem distribuídos tanto no interior quanto nos contornos de grão. A amostra 2 apresenta carbonetos menores e majoritariamente segregados nos contornos de grão. Nas amostras 3 e 4, não foi possível visualizar os carbonetos no aumento de 100X.

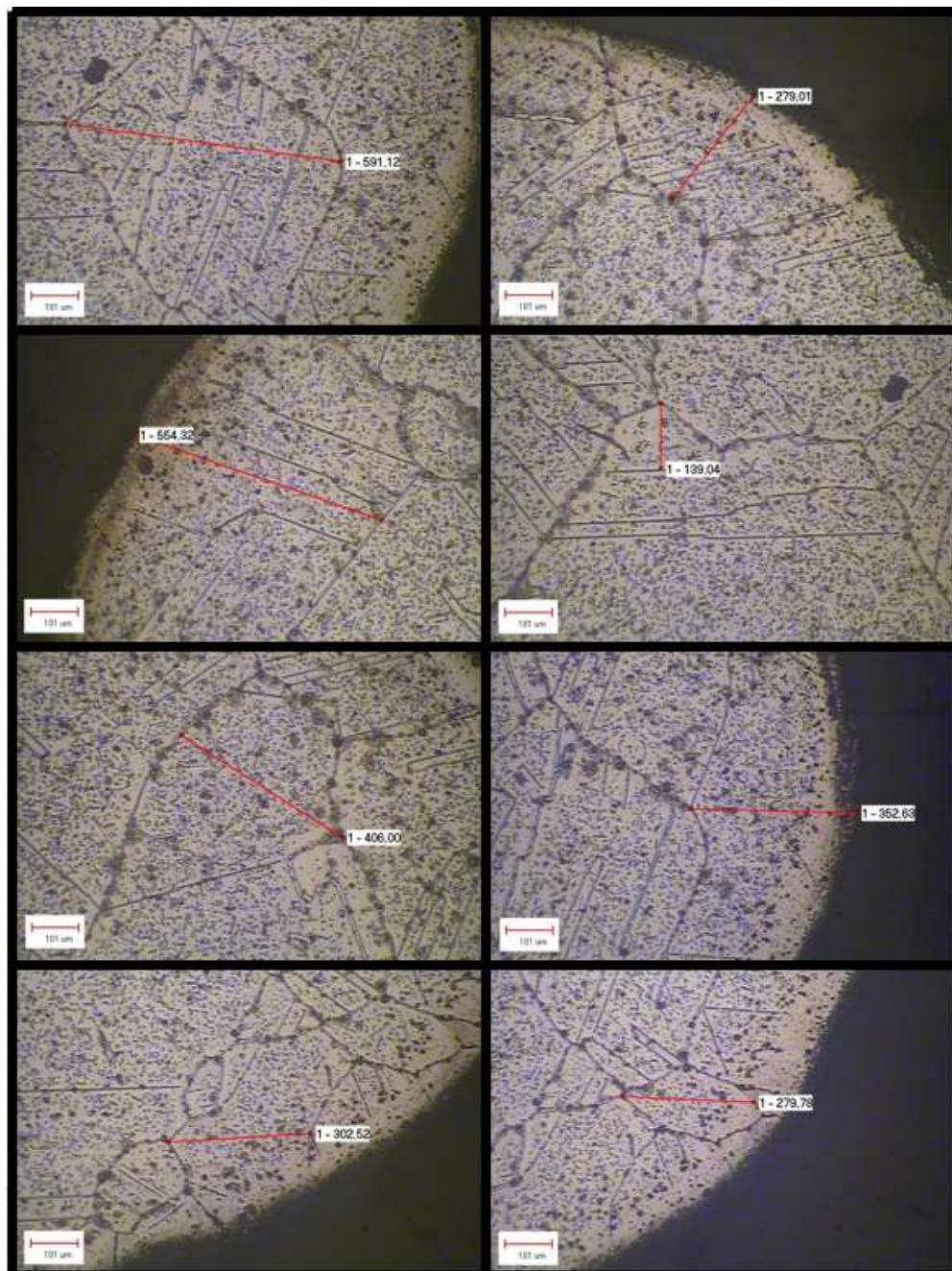
O tamanho de grão desempenha um papel fundamental nesse processo de nucleação de carbonetos, pois, quanto menor o tamanho de grão, maior a área total de contornos, aumentando a quantidade de sítios de nucleação disponíveis. Isso ocorre porque é nos contornos de grão que há maior energia livre e maior difusividade local de átomos de cromo e carbono (Beltran et al., 1997; Li et al., 2013; Bruemmer, 1990). Além disso, conforme destacado por Beltran et al. (1997), a difusão efetiva que controla a precipitação de carbonetos não ocorre predominantemente ao longo do contorno, mas sim a partir do interior do grão em direção ao contorno, de modo que grãos menores reduzem o percurso de difusão do cromo necessário para atingir a interface, acelerando significativamente a cinética de precipitação.

Entretanto, autores como Raghuvir Singh et al. (2007) e Kolli et al. (2020) contrapõem essa ideia, relatando que o grau de sensitização é menor em grãos menores. Segundo Raghuvir Singh et al. (2007) e Kolli et al. (2020), a sensitização de grãos menores começa mais cedo, mas com carbonetos pequenos e com pouco crescimento, resultando em menor empobrecimento de Cr na região e, portanto, menor sensitização.

Os autores Li et al. (2013) expõem que as diferenças de interpretação observadas na literatura sobre a relação entre o grau de sensitização e o tamanho de grão em aços inoxidáveis estão associadas a diversos fatores experimentais e microestruturais, como a metodologia empregada para aferição da razão de reativação nos ensaios eletroquímicos (no caso do DL-EPR, velocidade de varredura, tempo de exposição e temperatura), o grau de deformação e a orientação dos planos cristalográficos.

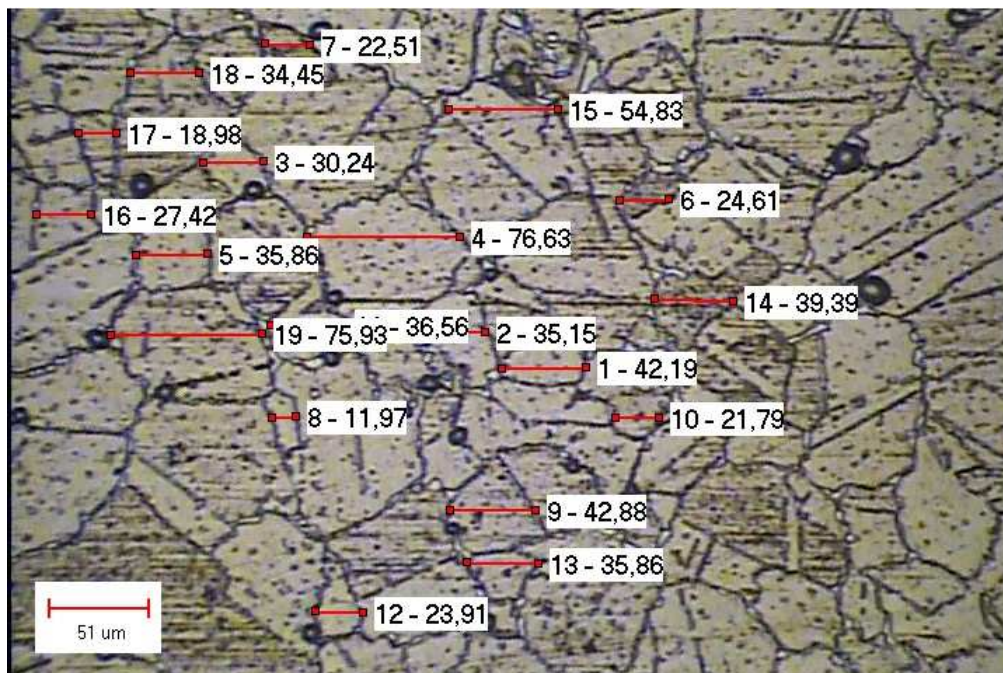
Para fins quantitativos, foi aferido o tamanho do grão tanto por meio de um software de imagens acoplado ao microscópio, quanto pelo método dos interceptos, Figura 15, 16, 17 e 18.

Figura 15 – Tamanho de grão via imagem (50x)- Amostra 1.



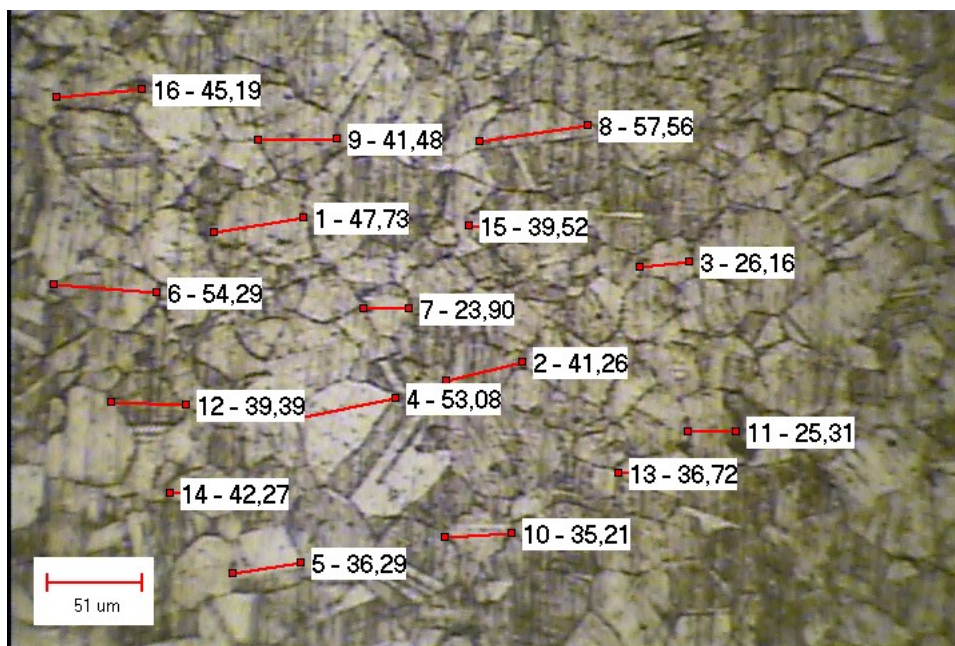
Fonte: Autor (2026).

Figura 16 – Tamanho de grão via imagem (100x)- Amostra 2.



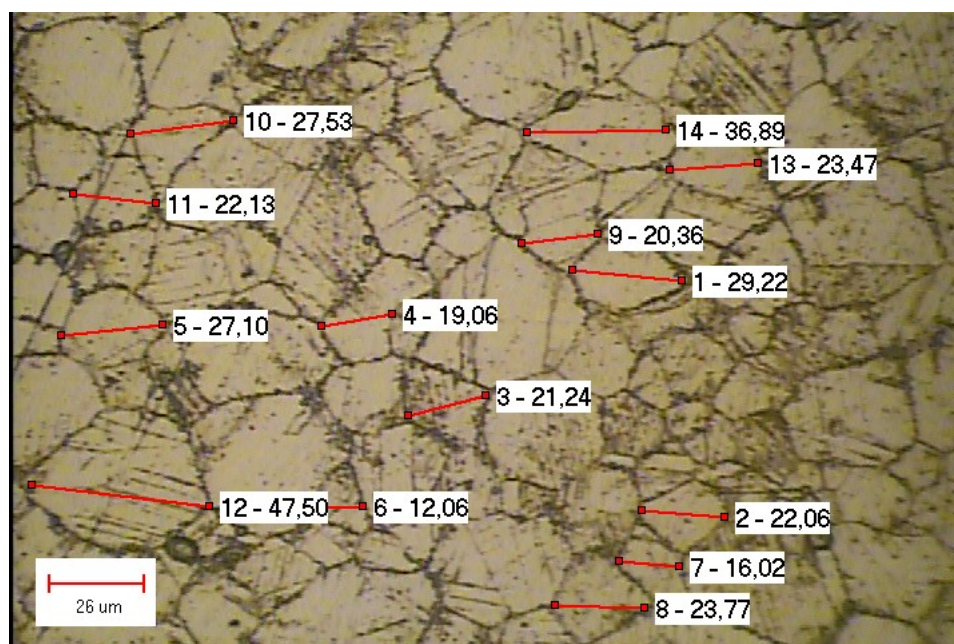
Fonte: Autor (2026).

Figura 17 – Tamanho de grão via imagem (100x)- Amostra 3.



Fonte: Autor (2026).

Figura 18 – Tamanho de grão via imagem (200x)- Amostra 4.



Fonte: Autor (2026).

Com base nas Figuras 15, 16, 17, 18 e no método das interceptos, o tamanho médio do grão das amostras pode ser observado na Tabela 6.

Tabela 6 – Tamanho médio de grão das amostras, obtido pelos métodos dos interceptos e via software acoplado ao microscópio.

Amostra	Método dos Interceptos (μm)	Via software (μm)
1	$382,4 \pm 47$	$363,05 \pm 150,42$
2	$23,6 \pm 1,7$	$36,32 \pm 17,21$
3	$18,7 \pm 1,7$	$40,34 \pm 9,97$
4	$18,4 \pm 1,7$	$24,89 \pm 8,84$

Fonte: Autor (2026).

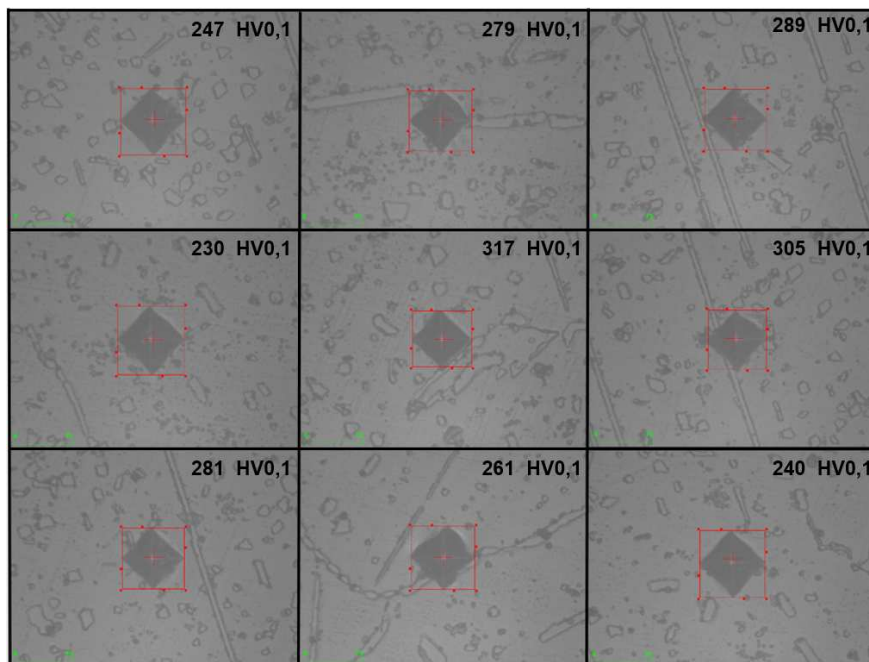
Os resultados indicam que o tamanho médio de grão da Amostra 1 foi superior ao das demais amostras, entrando na ordem de grandeza de 10 vezes maior. Esses resultados reforçam a existência do gradiente de temperatura ao longo do eletrodo de aterramento, uma vez que o mecanismo de crescimento de grão é favorecido por temperaturas elevadas.

4.4 ANÁLISE DA MICRODUREZA

Com o objetivo de avaliar os efeitos do crescimento de grão nas propriedades mecânicas, considerando que o aumento do tamanho de grão está associado à redu-

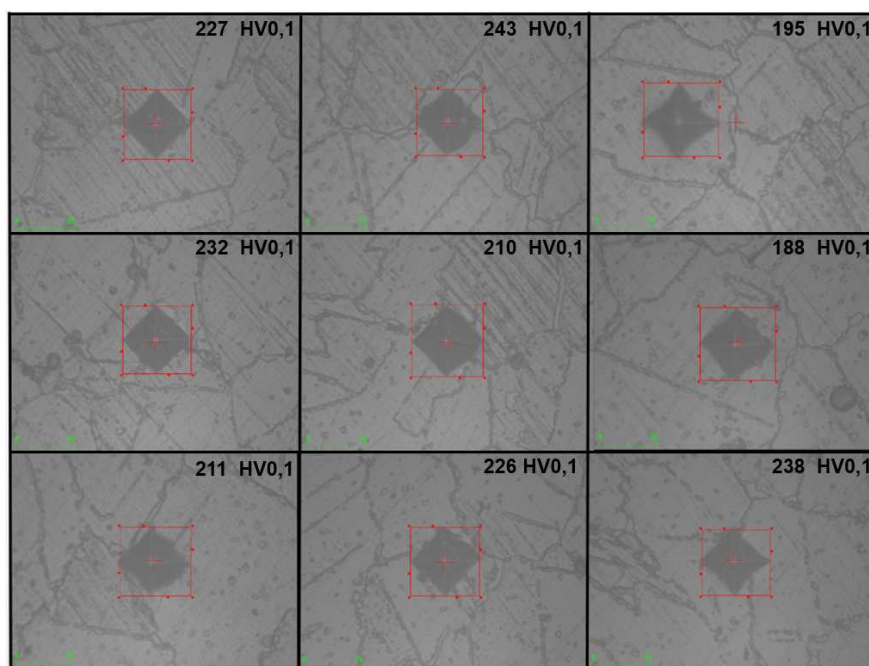
ção da dureza, as Figuras 19, 20, 21 e 22 apresentam os resultados de microdureza das Amostras 1, 2, 3 e 4, respectivamente.

Figura 19 – Microdureza (400x)- Amostra 1.



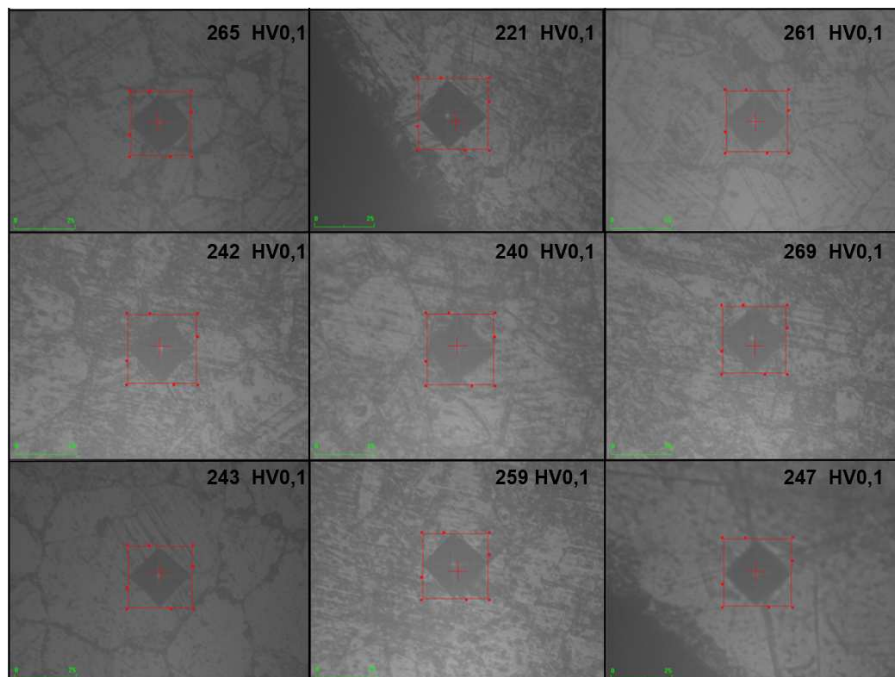
Fonte: Autor (2026).

Figura 20 – Microdureza (400x)- Amostra 2.



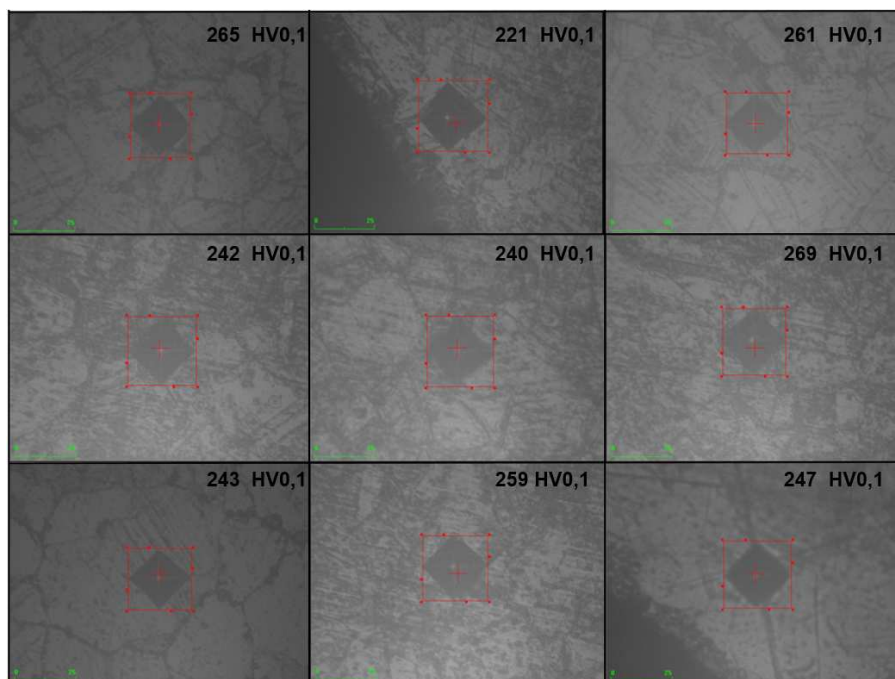
Fonte: Autor (2026).

Figura 21 – Microdureza (400x)- Amostra 3.



Fonte: Autor (2026).

Figura 22 – Microdureza (400x)- Amostra 4.



Fonte: Autor (2026).

4.4.1 Análise estatística dos resultados

A partir das medições de microdureza realizadas nas amostras, foram obtidos os valores médios apresentados na tabela 7.

Tabela 7 – Valores de microdureza Vickers (HV)

Amostra	Média (HV)	Desvio padrão (\pm)	Mínimo	Máximo
1	272,1	29,72	230	317
2	218,9	19,04	188	243
3	249,7	15,21	221	269
4	317,2	23,32	289	344

Fonte: Autor (2026).

Para o início da análise estatística das amostras 1, 2, 3 e 4, foi elaborada a Tabela 8 e 9, que apresenta os resultados do teste de Shapiro–Wilk e de Levene, utilizados para verificar a normalidade dos dados de microdureza e a homogeneidade de variâncias.

Tabela 8 – Resultados do teste de Shapiro–Wilk.

Amostra	Estatística W	p-valor
1	0,9635	0,834
2	0,9394	0,575
3	0,9377	0,558
4	0,8415	0,060

Fonte: Autor (2026).

Tabela 9 – Resultados do teste de Levene.

Comparação	Estatística F (Levene)	p-valor
1–2	1,46	0,24
2–3	0,36	0,56
3–4	0,20	0,66

Fonte: Autor (2026).

A partir da Tabela 8, verificou-se que todas as amostras apresentam distribuição aproximadamente normal, uma vez que os valores de p -valor são superiores a 0,05. O mesmo acontece para o teste de Levene na Tabela 9 que verifica se as amostras possuem variâncias iguais, como p -valor são superiores a 0,05, logo há homogeneidade de variâncias.

Após estas análises atendendo aos pressupostos necessários para a aplicação do teste *t* de Student paramétrico, foi realizado o teste *t* de student paramétrico para verificar se as diferenças de microdurezas são significativas.

Tabela 10 – Resultados do teste *t* de Student.

Comparação	t de Student	p-valor
1–2	4,523	0,000346
2–3	-3,789	0,001610
3–4	-7,279	0,000002

Fonte: Autor (2026).

Como mostra a Tabela 10, *p*-valor é menor que 0,05, logo, há diferença significativa entre as médias de microdureza entre as amostras.

O tamanho de efeito (*d* de Cohen) foi calculado com o objetivo de quantificar a magnitude das diferenças entre as médias de dureza das amostras, complementando a análise de significância estatística fornecida pelos testes *t* de Student. Esse parâmetro expressa a diferença entre as médias em unidades de desvio padrão combinado, permitindo avaliar a relevância prática dos resultados obtidos. De acordo com Cohen (2013), valores de *d* = 0,2, 0,5 e 0,8 correspondem, respectivamente, a efeitos pequeno, médio e grande.

Tabela 11 – Resultados do tamanho de efeito (*d* de Cohen).

Comparação	d de Cohen	Classificação do efeito
1–2	2,09	Muito grande
2–3	1,79	Grande
3–4	3,23	Muito grande

Fonte: Autor (2026).

Os valores de *d* observados indicam magnitudes de efeito elevadas, confirmando que as diferenças de dureza entre as amostras são não apenas estatisticamente significativas, mas também relevantes do ponto de vista prático e metalúrgico.

Os valores do tamanho de efeito (*d* de Cohen) indicaram magnitudes elevadas nas diferenças entre as amostras analisadas, com *d* = 2,09 para a comparação 1–2, *d* = 1,79 para 2–3 e *d* = 3,23 para 3–4. Isso indica que a diferença observada é robusta e pouco provável de ter ocorrido ao acaso.

A diferença observada entre as Amostras 1 e 2 pode ser explicada pela atuação de dois fenômenos que influenciam diretamente a microdureza do material. A presença de carbonetos, bem como sua fração volumétrica e distribuição na matriz, tende a elevar a microdureza, enquanto o aumento do tamanho de grão atua em sen-

tido oposto, promovendo sua redução. Dessa forma, é razoável supor que a Amostra 1 apresente maior fração volumétrica de carbonetos em relação à Amostra 2, uma vez que, conforme discutido anteriormente, o maior teor de carbono favorece a nucleação de carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$. Além disso, não se descarta que parte do carbono difundido tenha permanecido em solução sólida na matriz, contribuindo adicionalmente para o aumento da dureza.

Ao comparar as Amostras 2, 3 e 4, observa-se um aumento gradual da microdureza, conforme apresentado na Tabela 7. A região mais fria do eletrodo apresentou maior microdureza em relação à extremidade exposta a temperaturas mais elevadas. Esse comportamento é compatível com a ocorrência de encruamento decorrente de deformações plásticas localizadas, possivelmente introduzidas durante a fabricação, instalação ou durante a própria operação do eletrodo em serviço.

Por outro lado, o confinamento do eletrodo no interior do refratário impõe restrições à dilatação e à contração térmica, além de submetê-lo a forças compressivas resultantes da expansão do refratário e da limitação imposta pela carcaça metálica do forno. Essa restrição mecânica favorece o desenvolvimento de tensões residuais e microdeformações permanentes e, em regiões de menor temperatura, pode contribuir para a ocorrência de encruamento localizado (Liang et al., 2023). Tais deformações podem ainda induzir a formação de martensita α' , fase de maior dureza (Liang et al., 2023); contudo, essa fase não foi identificada nas análises metalográficas realizadas.

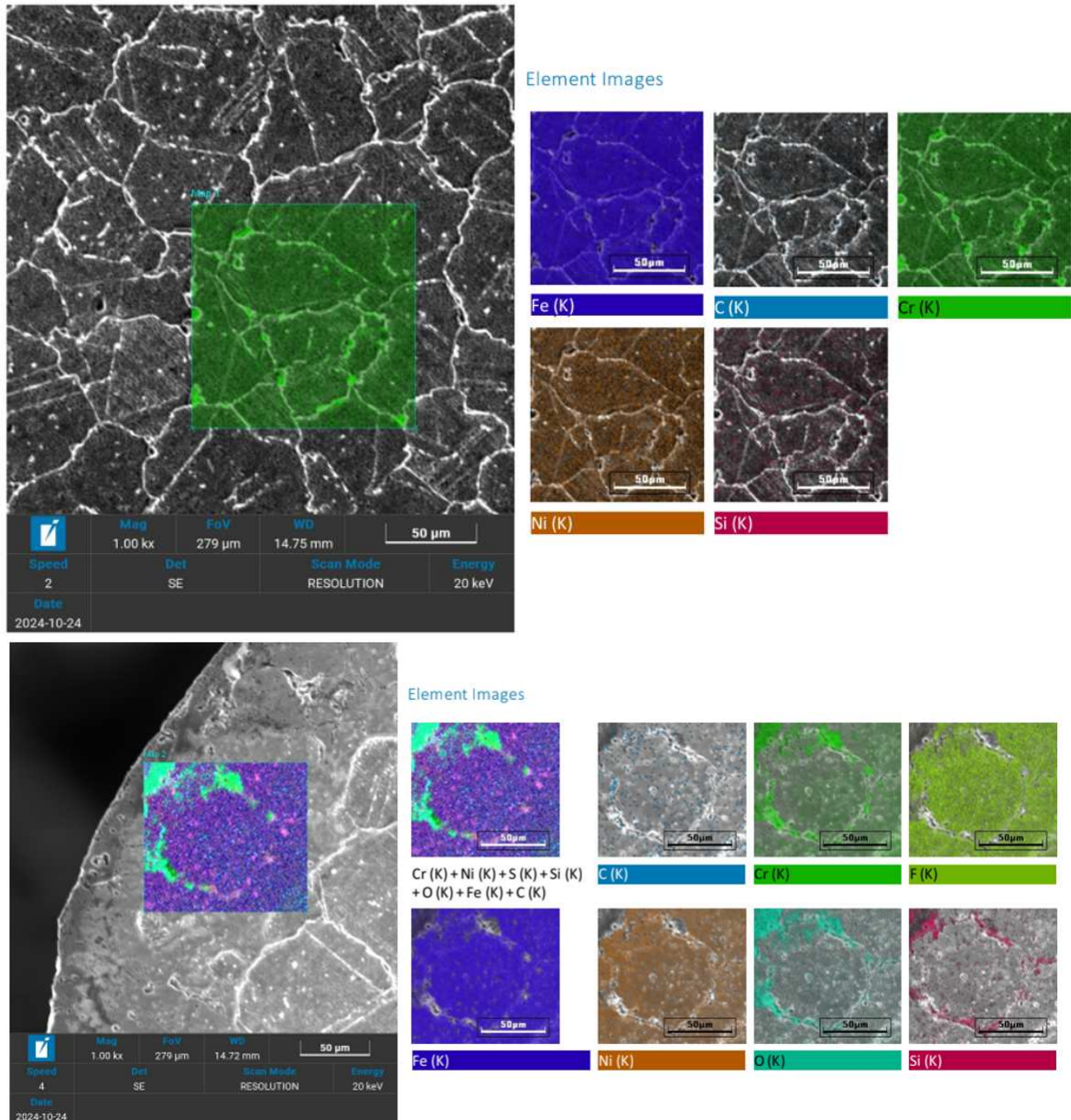
Por sua vez, é esperado que as regiões submetidas a temperaturas mais elevadas tenham sofrido processos de recuperação e recristalização, seguidos de crescimento de grão, resultando em redução da microdureza. Entretanto, a difusão mostrou-se significativamente mais pronunciada na Amostra 1, podendo constituir um fator predominante no comportamento dessa propriedade nessa região.

Além das diferenças de microdureza e de tamanho de grão, discutidas anteriormente, espera-se também variação na nucleação de carbonetos de cromo entre as amostras, em consequência do gradiente de temperatura experimentado pelo eletrodo. Isso ocorre porque a temperatura exerce papel decisivo, tanto do ponto de vista termodinâmico quanto cinético, na nucleação e no crescimento desses precipitados. Assim, é possível estabelecer uma relação entre a precipitação de carbonetos de cromo, o tamanho de grão e a microdureza ao longo do eletrodo. Para trabalhos futuros, recomenda-se determinar o grau de sensitização segundo a ISO 12732:2006, a fim de avaliar essa relação de forma mais aprofundada. Esse tema já foi abordado por Jastey Singh e Shahi (2018), embora em contexto distinto, relacionado à soldagem.

Na Figura 23, apresenta-se o mapeamento químico por EDS da Amostra 2, utilizado para avaliar a distribuição espacial dos elementos químicos na microestrutura. O mapa de cores foi realizado apenas para essa amostra por apresentar contornos de grão mais definidos e carbonetos segregados predominantemente nos contornos,

conforme observado nas Figuras 14, 15, 16, 18, 19, 20, 21 e 22.

Figura 23 – Mapeamento de elementos químicos via MEV - EDS.



Fonte: Autor (2026).

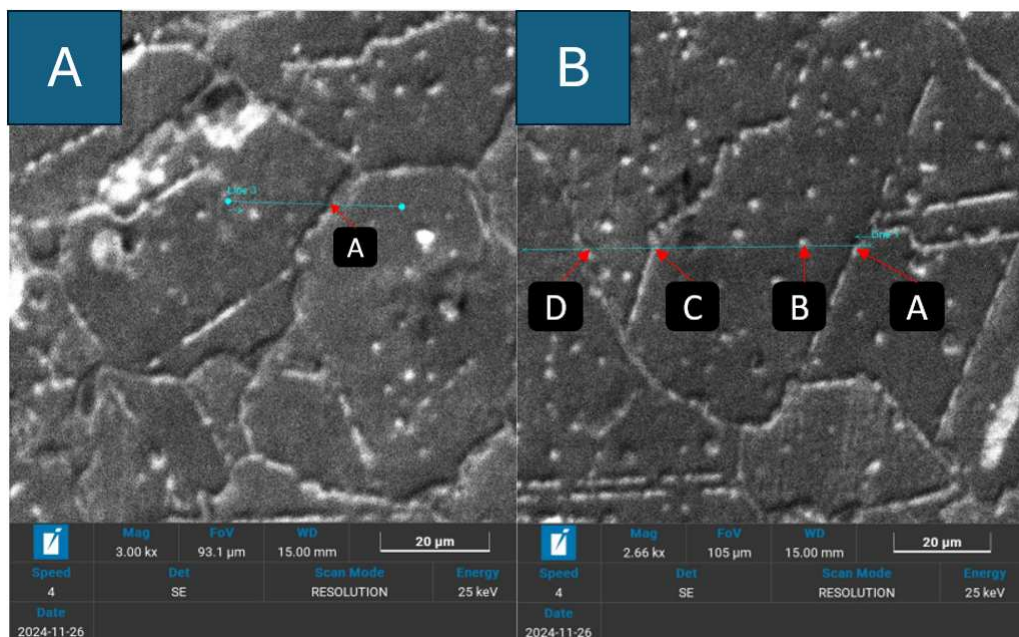
É possível visualizar na Figura 23, uma concentração de cromo em algumas regiões ao redor dos grãos, indicando a presença de carbonetos de cromo nessas áreas, onde há maior concentração de cromo.

Nas Figuras 24 e 25 é apresentado o perfil de concentração de cromo ao longo de trajetórias definidas na Amostra 2. Os pontos destacados ao longo dessas trajetórias representam posições de interesse, incluindo regiões no interior dos grãos e nos contornos de grão.

A Figura 25 apresenta os perfis de intensidade associados ao elemento cromo ao longo das trajetórias indicadas na Figura 24. Observa-se que a concentração de cromo apresenta picos predominantemente nas regiões de contorno de grão, indicando enriquecimento nessas regiões. Contudo, também são observados picos intragranulares, ainda que em menor intensidade e frequência.

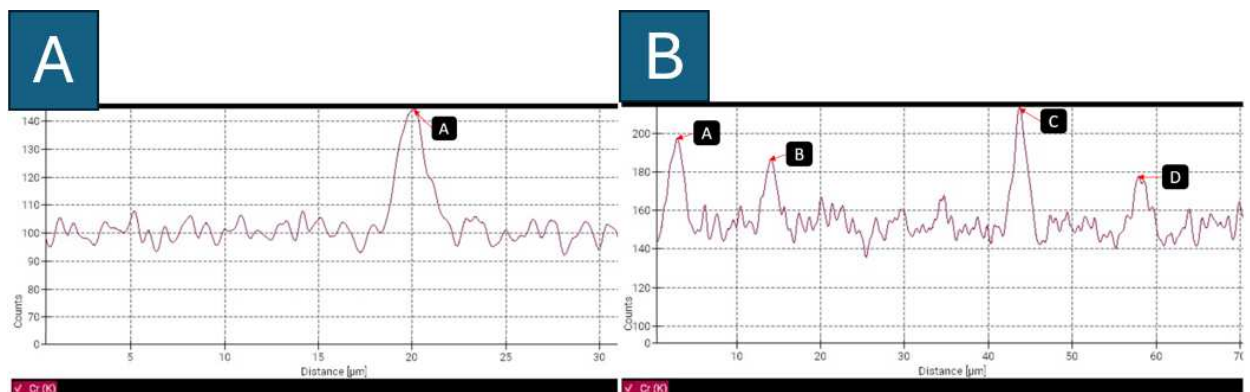
De modo geral, as regiões intragranulares apresentam valores mais baixos de intensidade de concentração de cromo ao longo do perfil analisado.

Figura 24 – Região do perfil de concentração de cromo - Amostra 2.



Fonte: Autor (2026).

Figura 25 – Perfil de intensidade associados ao elemento cromo ao longo das trajetórias indicadas na Figura 24 - Amostra 2.



Fonte: Autor (2026).

Esse comportamento indica a segregação de cromo nos contornos de grão, região onde é termodinamicamente e cineticamente favorecida a precipitação de carbonetos ricos em cromo, como $M_{23}C_6$. Tal evidência é consistente com as observações microestruturais previamente discutidas, nas quais se verificou a presença de precipitados preferencialmente localizados nessas regiões.

4.5 ANÁLISE DA RESISTIVIDADE ELÉTRICA

Os estudos de Mesquita et al. (2015) e Radojković et al. (2024) indicam que a condutividade elétrica tende a aumentar com a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Por outro lado, o aumento do teor de carbono na composição química, decorrente da difusão, pode reduzir a condutividade ao dificultar o movimento dos elétrons na fase austenítica.

Tendo em vista que esses fenômenos são concorrentes, e com o objetivo de estabelecer uma comparação da resistividade elétrica do eletrodo antes e depois da aplicação, aferiu-se a resistividade nesses dois momentos. Os resultados indicaram uma resistividade média de $0,712 \mu\Omega \cdot m$ antes do uso do aço como eletrodo, e de $0,779 \mu\Omega \cdot m$ após sua utilização. Em termos de condutividade elétrica, os valores médios correspondentes foram $1,40 \text{ MS/m}$ e $1,29 \text{ MS/m}$, respectivamente. Essa queda de condutividade significa que a passagem de corrente elétrica ficou mais difícil após o uso. Contudo, para essa aplicação, tal diferença não é significativa. Os dados completos de cada ensaio individual estão apresentados no Anexo B.1.

A resistividade elétrica é sensível a fatores microestruturais, tais como a concentração de vacâncias, a quantidade de elementos de liga dissolvidos na solução sólida (matriz), bem como o tamanho e a fração volumétrica dos precipitados. Essa sensibilidade está associada à variação no espalhamento dos elétrons de condução, sendo fortemente dependente da magnitude desses fatores, isto é, do caminho livre médio dos elétrons. Assim, o valor da resistividade elétrica pode ser interpretado como uma resposta média resultante da contribuição conjunta desses diferentes aspectos microestruturais.

Considerando os fatores discutidos ao longo deste trabalho, a síntese apresentada na Tabela 12 baseia-se em estudos que correlacionam a resistividade elétrica com alterações microestruturais, como precipitação de carbonetos, difusão de carbono, crescimento de grão e deformação plástica, cuja análise isolada é limitada devido à natureza simultânea e interdependente dos fenômenos microestruturais envolvidos (Kolli et al., 2020; Kelidari et al., 2020; Radojković et al., 2024; Barah et al., 2025; Srinivasan, 2021).

Tabela 12 – Síntese das possíveis influências de fatores microestruturais e composicionais na resistividade elétrica do eletrodo.

Fator microestrutural / composicional	Efeito na resistividade
Nucleação de carbonetos intragranulares	↑ Aumenta
Nucleação de carbonetos nos contornos de grão	↓ Diminui
Crescimento de grão após exposição térmica	↓ Diminui
Aumento de C em solução sólida pela difusão do metal líquido para o eletrodo	↑ Aumenta
Microdeformações ou encruamento no eletrodo devido às restrições de movimento e diferenças de coeficiente de expansão entre os materiais ao redor do eletrodo	↑ Aumenta

Fonte: Autor (2026).

Com a tabela 12, é possível concluir que a resistividade elétrica consegue auxiliar na compreensão das mudanças microestruturais no eletrodo, já que a sua resposta é uma média dos fatores microestruturais. De forma detalhada, a nucleação de carbonetos intragranulares tende a elevar a resistividade, uma vez que a formação de partículas precipitadas no interior dos grãos introduz interfaces matriz-precipitado e heterogeneidades cristalinas que atuam como centros adicionais de espalhamento de elétrons de condução (Srinivasan, 2021; Kolli et al., 2020; Barah et al., 2025). Em contraste, a precipitação de carbonetos predominantemente nos contornos de grão pode resultar em diminuição da resistividade, pois a formação desses compostos promove a redução do teor de carbono em solução sólida na matriz austenítica, liberando sítios intersticiais e reduzindo a distorção da rede cristalina, o que favorece a mobilidade eletrônica (Kelidari et al., 2020; Radojković et al., 2024; Barah et al., 2025). De modo semelhante, o crescimento de grão decorrente da exposição térmica reduz a densidade de contornos de grão por unidade de volume, diminuindo os locais de espalhamento eletrônico e, conseqüentemente, a resistividade elétrica. Por outro lado, o aumento do teor de carbono em solução sólida, decorrente da difusão a partir do metal líquido, intensifica a distorção local da rede cristalina e amplia o espalhamento eletrônico, contribuindo para o aumento da resistividade (Barah et al., 2025; Kolli et al., 2020). Adicionalmente, as microdeformações permanentes associadas ao encruamento, resultantes de restrições de movimento, promovem a elevação da densidade de discordâncias e defeitos cristalinos, os quais atuam como centros eficazes de espalhamento de elétrons de condução, dificultando seu transporte e elevando a resistividade do material (Srinivasan et al., 2015; Singh, R. et al., 2012).

Desta forma, apenas a precipitação de carbonetos e a difusão de carbono não são suficientes para que um forno de indução a cadinho perca o aterramento, uma vez

que a magnitude dessa alteração na condutividade elétrica é relativamente baixa. No entanto, ainda não se conhece a correlação desses fenômenos com outras variáveis do processo, como a interação com diferentes composições de refratário, o tipo de sucata utilizada ou a ocorrência de temperaturas acima das especificadas devido a falhas operacionais. Ou seja, existem outras fontes de variação que são relevantes e merecem investigação futura neste componente de segurança. Recomenda-se, portanto, a realização de estudos futuros utilizando uma abordagem Six Sigma, visando avaliar essas demais fontes de variações. Até o momento, não havia registros na literatura sobre a caracterização deste componente para esta aplicação, tampouco hipóteses consolidadas sobre a ocorrência de sensitização e difusão de carbono no eletrodo, ou sobre como essas variáveis poderiam impactar o aterramento em fornos de indução.

5 CONCLUSÃO

Os resultados deste estudo demonstraram a existência de um gradiente de carbono no eletrodo de AISI 304L, resultante da difusão de carbono proveniente da carga metálica do forno durante sua vida útil. Também foi identificada a segregação de cromo nos contornos de grão, indicando fortemente a sensitização da liga nessa aplicação.

As análises revelaram um gradiente claro de temperatura e, conseqüentemente, um aumento no tamanho de grão, o que está associado à alteração das propriedades mecânicas do material, em especial à redução da microdureza. Entretanto, para a amostra com maior teor de carbono, a tendência à nucleação de carbonetos do tipo M_7C_3 , observada na simulação, pode estar associada a uma maior fração volumétrica e/ou a uma distribuição mais favorável de precipitados, contribuindo para o aumento da microdureza, mesmo na presença de grãos maiores.

Na extremidade oposta, a maior microdureza observada pode estar associada ao fato de essa região estar submetida a temperaturas mais baixas, nas quais os processos de recuperação e recristalização são menos efetivos, permitindo a preservação parcial de deformações plásticas e tensões residuais. Adicionalmente, a restrição mecânica imposta pela carcaça metálica limita a dilatação térmica do eletrodo. O gradiente térmico, aliado à diferença entre os coeficientes de expansão térmica do aço da carcaça e do material refratário, favorece o desenvolvimento de microdeformações permanentes e de um campo de tensões não uniforme ao longo do eletrodo, podendo contribuir para o aumento local da microdureza.

As alterações microestruturais observadas influenciam também o comportamento elétrico do material, sendo que a resistividade média aumentou de $0,712 \mu\Omega \cdot m$ para $0,779 \mu\Omega \cdot m$ após o uso, correspondendo a uma redução da condutividade de $1,40 MS/m$ para $1,29 MS/m$. Assim, a precipitação de carbonetos e a difusão de carbono não se mostraram suficientes, isoladamente, para provocar a perda de aterramento em um forno de indução a cadinho, uma vez que a variação resultante na resistividade elétrica é relativamente pequena.

A correlação entre a resistividade do eletrodo e outras variáveis do processo, como a composição do refratário, o tipo de sucata e possíveis desvios operacionais de temperatura, ainda não está plenamente estabelecida. Dessa forma, outras fontes de variação podem influenciar o comportamento do sistema e merecem investigação adicional, recomendando-se a realização de estudos futuros com abordagens estatísticas, como Six Sigma. Destaca-se, ainda, a ausência de referências na literatura sobre a caracterização desse componente nessa aplicação específica, bem como de valores de referência e modelos consolidados que descrevam os efeitos da difusão de carbono e da sensitização no desempenho do aterramento em fornos de indução, sendo este

trabalho uma das primeiras contribuições nesse sentido.

REFERÊNCIAS

ABNT. **NBR 5410:2004 – Instalações elétricas de baixa tensão**. Rio de Janeiro, 2004. 112 p.

ABP INDUCTION SYSTEMS GMBH. **Method for determining wear of lining and contact impedance of bath grounding electrode for induction crucible furnace**. [S.l.: s.n.], 2021. Patente DE102021133072A1. Germany Patent Office. Depositado em 7 Dez. 2021. Publicado em 2023. Disponível em: <https://patents.google.com/patent/DE102021133072A1/en>. Acesso em: 20 maio 2025.

ANDERSSON, Jan-Olof; HELANDER, Thomas; HÖGLUND, Lars; SHI, Pingfang; SUNDMAN, Bo. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. **Calphad**, Elsevier, v. 26, n. 2, p. 273–312, 2002.

BARAH, Obinna Onyebuchi; NATUKUNDA, Faith; BORI, Ige; UKAGWU, Kelechi John. Mechanisms and modelling of diffusion in solids: a multiscale framework with industrial case studies and AI enhancements. **Discover Sustainability**, Springer, v. 6, n. 1, p. 804, 2025.

BAUER, Ariane Comochina. **Definição, validação e aplicação de expressões de busca para o ensaio mecânico de tração: tendências de aplicabilidade em bases de dados**. 2025. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville.

BELTRAN, Reynalda; MALDONADO, JG; MURR, LE; FISHER, WW. Effects of strain and grain size on carbide precipitation and corrosion sensitization behavior in 304 stainless steel. **Acta materialia**, Elsevier, v. 45, n. 10, p. 4351–4360, 1997.

BÖSING, Ingmar; MARQUARDT, Georg; THÖMING, Jorg. Effect of heat treatment of martensitic stainless steel on passive layer growth kinetics studied by electrochemical impedance spectroscopy in conjunction with the point defect model. **Corrosion and materials degradation**, MDPI, v. 1, n. 1, p. 77–91, 2020.

BRUEMMER, SM. Composition-based correlations to predict sensitization resistance of austenitic stainless steels. **Corrosion**, v. 42, n. 1, p. 27–35, 1986.

BRUEMMER, SM. Quantitative modeling of sensitization development in austenitic stainless steel. **Corrosion**, v. 46, n. 9, p. 698–709, 1990.

BRUEMMER, SM; CHARLOT, LA. Development of grain boundary chromium depletion in type 304 and 316 stainless steels. **Scr. Metall.:(United States)**, Pacific Northwest Lab., Richland, WA 99352, v. 20, n. 3, 1986.

CALLISTER JR, WD. Uma introdução a engenharia e a ciências dos materiais. **5ª edição, editora LTC**, p. 589, 2002.

CALLISTER JR, William D; RETHWISCH, David G. **Materials science and engineering: an introduction**. [S.l.]: John wiley & sons, 2020.

CHAPMAN, Stephen J. **Electric machinery fundamentals**. [S.l.]: McGraw-Hill Education, 2003. v. 5.

CHU, Tongjiao; XU, Wenjing; BAI, Minghan. Insights into the Influence of Tensile and Compressive Strain on the Microstructure and Corrosion Performance of 304 L Stainless Steel. **Metals**, MDPI, v. 14, n. 11, p. 1281, 2024.

COHEN, Jacob. **Statistical power analysis for the behavioral sciences**. [S.l.]: routledge, 2013.

DAN, Yihua; ZHANG, Zhanlong; WANG, Xuemeng; JIANG, Yuan; WANG, Jing. A corrosion degree detection method of grounding electrodes considering lightning grounding performance and thermal stability. **Measurement**, Elsevier, v. 238, p. 115272, 2024.

DEIGHTON, M. Solubility of M 23 C 6 in type 316 stainless steel. **J. Iron Steel Inst.(London)**, v. 208, n. 11, p. 1012–1014, 1970.

DÖTSCH, Erwin. Operation of Induction Furnaces in Iron Foundries. In: INDUCTION Heating and Heat Treatment. [S.l.]: ASM International, 2014. p. 491–520.

FIGUEIREDO, Ademir. Ademir Figueiredo. Depoimento [mai. 2024]. Entrevistador: Bruno Oliveira Campachi. Joinville: Universidade Federal de Santa Catarina. Questionário eletrônico. Entrevista concedida para estimar quantidade de fornos por indução a cadinho., 2024.

GARCIA HERRERA, J. E.; HENAO, J.; ESPINOSA ARBELAEZ, D. G.; GONZALEZ CARMONA, J. M.; FELIX MARTINEZ, C.; SANTOS FERNANDEZ, R.; CORONA CASTUERA, J.; POBLANO SALAS, C. A.; ALVARADO OROZCO, J. M. Laser Cladding Deposition of a Fe-based Metallic Glass on 304 Stainless Steel Substrates. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 31, n. 4, p. 968–979, 2022.

GMBH, ABP Induction Systems. **Method and Device for Ground Fault Detection in an Induction Furnace**. [S.l.: s.n.], 2013. Patente DE102013002795B4. Germany Patent Office. Depositado em 21 fev. 2013 e publicado em 2016. Disponível em: <https://patents.google.com/patent/DE102013002795B4/en>. Acesso em: 20 maio 2025.

GORDON, Barry M. Corrosion and corrosion control in light water reactors. **Jom**, Springer, v. 65, n. 8, p. 1043–1056, 2013.

GÜDER, HS; ŞAHİN, E; ŞAHİN, ÖMER; GÖÇMEZ, H; DURAN, CİHANGİR; ALI ÇETINKARA, H. Vickers and Knoop indentation microhardness study of β -SiAlON ceramic. **Acta Physica Polonica A**, v. 120, n. 6, 2011.

- HALL, Ernest L; BRIANT, Clyde L. Chromium depletion in the vicinity of carbides in sensitized austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, Springer, v. 15, p. 793–811, 1984.
- HARRIS, George. Guias de Referência para a Manutenção Adequada de Fornos de Indução sem Núcleo. **Revista Oficial da Associação Brasileira de Fundição – ABIFA**, n. 177, 2015.
- HASSEL, Trond Arne; KULBOTTEN, Inge Morten; ARBO, Siri Marthe; RØRVIK, Gisle; BRØTAN, Vegard; SØRBY, Knut. Corrosion, impact toughness and tensile properties of duplex stainless steels manufactured by directed energy deposition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 56, n. 1, p. 269–293, 2025.
- HODŽIĆ, Amna; GIGOVIC-GEKIC, Almáida; SUNULAHPAŠIĆ, Raza. SIGMA PHASE PRECIPITATION IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS. **METALLIC AND NONMETALLIC MATERIALS**, UNIVERSITY OF ZENICA, FACULTY OF ENGINEERING e NATURAL SCIENCES, v. 13, n. 1, p. 125–133, 2021.
- HOPF, Manfred. Operating Safety of Induction Melting Furnaces. In: INDUCTION Heating and Heat Treatment. [S.l.]: ASM International, 2014. p. 555–562.
- JIN-LONG, LV; HONG-YUN, Luo. Influence of tensile pre-strain and sensitization on passive films in AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials Chemistry and Physics**, Elsevier, v. 135, n. 2-3, p. 973–978, 2012.
- JONES DENNY, A. Principles and prevention of corrosion. **Upper Saddle River, NJ, USA, Pearson-Prentice Hall**, 1992.
- KAIN, Vivekanand; CHANDRA, K; ADHE, KN; DE, PK. Effect of cold work on low-temperature sensitization behaviour of austenitic stainless steels. **Journal of nuclear materials**, Elsevier, v. 334, n. 2-3, p. 115–132, 2004.
- KAVNER, A; DEVINE, TM. Effect of grain boundary orientation on the sensitization of austenitic stainless steel. **Journal of materials science**, Springer, v. 32, p. 1555–1562, 1997.
- KELIDARI, Yeganeh; KASHEFI, Mehrdad; MIRJALILI, Mostafa; SEYEDI, Mahla; KRAUSE, Thomas W. Eddy current technique as a nondestructive method for evaluating the degree of sensitization of 304 stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 173, p. 108742, 2020.
- KHATAK, H_S; RAJ, Baldev. **Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring**. [S.l.]: Woodhead publishing, 2002.
- KIM, Gidong; LEE, Junho; KIM, Seunghyun; KANG, Yongjoon; PARK, Jun-Yong; SONG, Sang-Woo. Evaluation of Sensitization Behaviors on the Heat-Affected Zone of Austenitic Stainless Steel Weld by Thermal Cycles of Actual Multi-pass Welding. **Metals and Materials International**, Springer, v. 30, n. 10, p. 2655–2667, 2024.

KOLLI, Satish; JAVAHERI, Vahid; OHLIGSCHLÄGER, Thomas; KÖMI, Jukka; PORTER, David. The importance of steel chemistry and thermal history on the sensitization behavior in austenitic stainless steels: Experimental and modeling assessment. **Materials Today Communications**, Elsevier, v. 24, p. 101088, 2020.

KUMAR, Subodh; SHAHI, AS; SHARMA, Varun; MALHOTRA, Dikshant. Effect of welding heat input and post-weld thermal aging on the sensitization and pitting corrosion behavior of AISI 304L stainless steel butt welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, v. 30, p. 1619–1640, 2021.

LAI, CL; TSAY, LW; KAI, W; CHEN, C. The effects of cold rolling and sensitisation on hydrogen embrittlement of AISI 304L welds. **Corrosion science**, Elsevier, v. 52, n. 4, p. 1187–1193, 2010.

LI, Shu-Xin; HE, Yan-Ni; YU, Shu-Rong; ZHANG, Peng-Yi. Evaluation of the effect of grain size on chromium carbide precipitation and intergranular corrosion of 316L stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 66, p. 211–216, 2013.

LIANG, Xiaocheng; LI, Mao; CHENG, Benjun; WU, Feng; LUO, Xudong. Effects of induction furnace conditions on lining refractory via multi-physics field simulation. **Applied Physics A**, Springer, v. 129, n. 8, p. 542, 2023.

LIU, Chuan; TANG, Bin; CHEN, Biao; SHEN, Jianghua; SUN, Shuchen. Corrosion Mechanism of Alumina-Chromia Refractory by SiO₂-Al₂O₃-CaO Based Slag from Iron Capture Process of Spent Automotive Catalyst: Liu, Tang, Chen, Shen, and Sun. **JOM**, Springer, v. 76, n. 5, p. 2659–2668, 2024.

LIU, Yashuai; TANG, Jinyuan; LIU, Huaming; JIANG, Weizhe. The influence of carbon content gradient and carbide precipitation on the microstructure evolution during carburizing-quenching-tempering of 20MnCr5 bevel gear. **Surface and Coatings Technology**, v. 494, p. 131387, 2024. ISSN 0257-8972.

LOZANO-PEREZ, Sergio; YAMADA, T; TERACHI, T; SCHRÖDER, M; ENGLISH, CA; SMITH, GDW; GROVENOR, CRM; EYRE, BL. Multi-scale characterization of stress corrosion cracking of cold-worked stainless steels and the influence of Cr content. **Acta Materialia**, Elsevier, v. 57, n. 18, p. 5361–5381, 2009.

MESQUITA, Ramaiany Carneiro; MERCURY, José Manoel Rivas; TANAKA, Auro Atsumi; SOUSA, Regina Célia de. Use of direct current resistivity measurements to assess AISI 304 austenitic stainless steel sensitization. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 18, p. 341–346, 2015.

MOOSAVI, Sajad; RAZAVI-FAR, Roozbeh; PALADE, Vasile; SAIF, Mehrdad. Explainable Artificial Intelligence Approach for Diagnosing Faults in an Induction Furnace. **Electronics**, MDPI, v. 13, n. 9, p. 1721, 2024.

NADZRI, Nurul A'in; SAARI, Mohd Mawardi; ZAINI, Mohd Aufa Hadi Putera; HALIL, Aiman Mohd; ISHAK, Mahadzir; TSUKADA, Keiji. Anisotropy magnetoresistance differential probe for characterization of sub-millimeter surface

defects on galvanized steel plate. **Measurement and Control**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 54, n. 9-10, p. 1273–1285, 2021.

NASCIMENTO OLIVEIRA, Fernanda do. **Efeito da sensibilização na corrosão intergranular de aços inoxidáveis austenítico (ABNT 304) e ferrítico (ABNT 430) com e sem solda**. [S.l.: s.n.], 2023. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal de Ouro Preto. Disponível em: <http://www.monografias.ufop.br/handle/35400000/6121>. Acesso em: 25 maio 2025.

NATESAN, K; KASSNER, TF. Monitoring and measurement of carbon activity in sodium systems. **Nuclear Technology**, Taylor & Francis, v. 19, n. 1, p. 46–57, 1973.

NJEGOVEC, Matej; BUDINSKI, Vedran; MACUH, Boris; ĐONLAGIĆ, Denis. Microbend point and distributed fiber optic corrosion sensing. **IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement**, IEEE, v. 71, p. 1–12, 2022.

OLIVEIRA, Fernanda Nascimento. Efeito da sensibilização na corrosão intergranular de aços inoxidáveis austenítico (ABNT 304) e ferrítico (ABNT 430) com e sem solda, 2023.

OTTO, Johannes L.; SAUER, Lukas M.; BRINK, Malte; SCHAUM, Thorge; LINGNAU, Lars A.; MACIAS BARRIENTOS, Marina; WALTHER, Frank. A 2D and 3D segmentation-based microstructure study on the role of brittle phases in diffusion brazed AISI 304L/NiCrSiFeMoB joints. **Materials Design**, v. 235, p. 112401, 2023. ISSN 0264-1275.

PARVATHAVARTHINI, N; DAYAL, RK. Influence of chemical composition, prior deformation and prolonged thermal aging on the sensitization characteristics of austenitic stainless steels. **Journal of Nuclear Materials**, Elsevier, v. 305, n. 2-3, p. 209–219, 2002.

RADOJKOVIĆ, Bojana M; JEGDIĆ, Bore V; MARUNKIĆ, Dunja D; PEJIĆ, Jovanka N; SIMOVIĆ, Anđela R; ĆOSOVIĆ, Vladan R; BAJAT, Jelena B. Non-destructive evaluation of the AISI 304 stainless steel susceptibility to intergranular corrosion by electrical conductivity measurements. **Metals and Materials International**, Springer, v. 30, n. 3, p. 682–696, 2024.

RAMÍREZ, LM; ALMANZA, E; MURR, Lawrence E. Effect of uniaxial deformation to 50% on the sensitization process in 316 stainless steel. **Materials characterization**, Elsevier, v. 53, n. 1, p. 79–82, 2004.

SAHLAOUI, H; MAKHLOUF, K; SIDHOM, H; PHILIBERT, J. Effects of ageing conditions on the precipitates evolution, chromium depletion and intergranular corrosion susceptibility of AISI 316L: experimental and modeling results. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 372, n. 1-2, p. 98–108, 2004.

SAHLAOUI, H; SIDHOM, H; PHILIBERT, J. Prediction of chromium depleted-zone evolution during aging of Ni–Cr–Fe alloys. **Acta Materialia**, Elsevier, v. 50, n. 6, p. 1383–1392, 2002.

SAKLAKOĞLU, Nurşen; EYICI, Gökhan; ASLAN, Nail; HOCALAR, Çağlar; ÇİMEN, Onur. The Effect of Heat Treatment on The Wear and Corrosion Behavior of AISI 440B Martensitic Stainless Steel in Different Environments. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Springer, v. 78, n. 2, p. 1–10, 2025.

SCHNEIDER, Mike; LAPLANCHE, Guillaume. Data compilation regarding the effects of grain size and temperature on the strength of the single-phase FCC CrFeNi medium-entropy alloy. **Data in Brief**, v. 34, p. 106712, 2021. ISSN 2352-3409.

SERVOTHERM. **MANUAL DE MANUTENÇÃO E OPERAÇÃO DE EQUIPAMENTOS DE FUSÃO POR INDUÇÃO SERVOTHERM**. [S.l.], 2012.

SERVOTHERM. **Empresa Servtherm**. [S.l.: s.n.], 2024. Disponível em: <https://servtherm.com.br/>. Acesso em: 13 de maio 2024.

SHAIKH, Hasan; SIVAIBHARASI, N; SASI, B; ANITA, T; AMIRTHALINGAM, R; RAO, BPC; JAYAKUMAR, T; KHATAK, HS; RAJ, Baldev. Use of eddy current testing method in detection and evaluation of sensitisation and intergranular corrosion in austenitic stainless steels. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 48, n. 6, p. 1462–1482, 2006.

SILVA, R; KUGELMEIER, CL; MARTINS JUNIOR, CB; OLIVEIRA, PHF; MAGALHÃES, DCC; PLAINE, AH; MAGNABOSCO, R; ROVERE, CAD. Mechanisms of intergranular corrosion and self-healing in high temperature aged lean duplex stainless steel 2404. **npj Materials Degradation**, Nature Publishing Group UK London, v. 8, n. 1, p. 128, 2024.

SINGH, Jastej; SHAHI, AS. Weld joint design and thermal aging influence on the metallurgical, sensitization and pitting corrosion behavior of AISI 304L stainless steel welds. **Journal of Manufacturing Processes**, Elsevier, v. 33, p. 126–135, 2018.

SINGH, Raghuvir; CHOWDHURY, S Ghosh; DAS, Gautam; SINGH, PK; CHATTORAJ, I. Low temperature sensitization on the orthogonal surfaces of prior deformed AISI 304LN and aged at 673 K to 873 K (400 °C to 600 °C). **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 43, p. 986–1003, 2012.

SINGH, Raghuvir; CHOWDHURY, Sandip Ghosh; KUMAR, B Ravi; DAS, Swapan K; DE, PK; CHATTORAJ, Indranil. The importance of grain size relative to grain boundary character on the sensitization of metastable austenitic stainless steel. **Scripta materialia**, Elsevier, v. 57, n. 3, p. 185–188, 2007.

SOLOMON, Nicolae; SOLOMON, Iulia. Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance. **Engineering Failure Analysis**, Elsevier, v. 79, p. 865–875, 2017.

SRINIVASAN, N. Sensitization of austenitic stainless steels: current developments, trends, and future directions. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, Springer, v. 10, n. 2, p. 133–147, 2021.

SRINIVASAN, N; KAIN, V; BIRBILIS, Nick; KRISHNA, KV Mani; SHEKHAWAT, S; SAMAJDAR, I. Near boundary gradient zone and sensitization control in austenitic stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 100, p. 544–555, 2015.

STAWSTROM, C. An Improved Depleted-zone Theory of Intergranular Corrosion of 18-8 Stainless Steel. **Journal of Iron and Steel Institute**, p. 77–85, 1969.

TRILLO, EA; BELTRAN, R; MALDONADO, JG; ROMERO, RJ; MURR, LE; FISHER, WW; ADVANI, AH. Combined effects of deformation (strain and strain state), grain size, and carbon content on carbide precipitation and corrosion sensitization in 304 stainless steel. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 35, n. 2, p. 99–112, 1995.

VIEIRA, Cristóvão. **URGENTE – Trabalhador morre após explosão de forno na Altona, em Blumenau**. Acesso em: 25 maio 2025. 2024. Disponível em: <https://omunicipioblumenau.com.br/urgente-trabalhador-morre-apos-explosao-de-caldeira-na-altona-em-blumenau/>.

WANG, Jiaxu; SHI, Wei; XIANG, Song; BALLINGER, Ronald G. Study of the corrosion behaviour of sensitized 904L austenitic stainless steel in Cl-solution. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 181, p. 109234, 2021.

WANG, Xuemeng; XIONG, Lan; ZHANG, Zhanlong; DAN, Yihua; DENG, Jun. Comprehensive evaluation of corroded grounding electrodes considering the impulse characteristics. **Frontiers in Materials**, Frontiers Media SA, v. 10, p. 1146926, 2023.

WAS, Gary S; KRUGER, RM. A thermodynamic and kinetic basis for understanding chromium depletion in Ni-Cr-Fe alloys. **Acta metallurgica**, Elsevier, v. 33, n. 5, p. 841–854, 1985.

WASNIK, DN; KAIN, V; SAMAJDAR, Indradev; VERLINDEN, Bert; DE, PK. Resistance to sensitization and intergranular corrosion through extreme randomization of grain boundaries. **Acta Materialia**, Elsevier, v. 50, n. 18, p. 4587–4601, 2002.

WIECZERZAK, K; BALA, P; DZIURKA, R; TOKARSKI, T; CIOS, G; KOZIEL, T; GONDEK, L. The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and M7C3→ M23C6 carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 698, p. 673–684, 2017.

WOLYNEC, Stephan. **Técnicas eletroquímicas em corrosão Vol. 49**. [S.l.]: Edusp, 2003.

WOLYNEC, Stephan. **Técnicas eletroquímicas em corrosão Vol. 49**. [S.l.]: Edusp, 2003.

YU, Chieh; SHIUE, Ren-Kae; CHEN, Chun; TSAY, Leu-Wen. Effect of low-temperature sensitization on hydrogen embrittlement of 301 stainless steel. **Metals**, MDPI, v. 7, n. 2, p. 58, 2017.

ZHANG, P-H; HE, J-J; ZHANG, D-D; WU, L-M. A fault diagnosis method for substation grounding grid based on the square-wave frequency domain model. **Metrology and Measurement Systems**, Polska Akademia Nauk. Czasopisma i Monografie PAN, v. 19, n. 1, p. 63–71, 2012.

ZHANG, Xuwen; TANG, Jianqun; LIU, Hao; GONG, Jianming. Effects of pre-strain on sensitization and intergranular corrosion for 304 stainless steel. **Engineering Failure Analysis**, Elsevier, v. 106, p. 104179, 2019.

ZHANG, Zhanlong; YE, Huarui; DAN, Yihua; DUANMU, Ziang; DENG, Jun; GAO, Chengfeng; GAN, Pengfei. Study on corrosion fracture diagnosis method of grounding wire of tower grounding device. **Measurement**, Elsevier, v. 166, p. 108213, 2020.

ZHOU, Chilou; REN, Yingjie; YOKOGAWA, Kiyoshi; XUE, Jinxin; LI, Xiang. Effect of pre-strain on hydrogen induced cracking of PAW welded 304 austenitic stainless steel. **International Journal of Hydrogen Energy**, Elsevier, v. 54, p. 713–728, 2024.

Anexos

ANEXO A – PADRÃO DE CALIBRAÇÃO DO DETERMINADOR DE CARBONO E ENXOFRE LECO

	Weight (g)	% Carbon	% Sulfur
Average	1.002	0.135	0.134
2s	0.007	0.004	0.004
n	120	120	120

LECO[®] Calibration Sample Certificate of Traceability

LECO Calibration Samples are traceable to national and or international standard reference materials whenever possible. When these reference materials do not exist or are inadequate for calibration purposes, other reference materials or gas dosing methods are used. The accuracy of the LECO Calibration Sample is greatly influenced by the accuracy of the primary standard(s) used.

The average result reported is determined from a minimum of three sets of data acquired over different days by different technicians on a variety of LECO instruments.

Part No: 501-510

Lot No: R0643-1

Description: 1 gram steel ring

Standards: NIST SRM 129c, Steel chip @ 0.125% Carbon
NIST SRM 368, Steel chip @ 0.132% Sulfur

Method: High Temperature Combustion – IR Detection

Date: December 18, 2003


 Approved by: Dennis Lawrenz
 Technical Services Laboratory Director

- Additional information about this calibration sample is available upon request.
- No warranties of description, merchantability, or fitness for a particular purpose or any other express or implied warranties arise out of LECO's sale of this product. Remedies for any claimed defect in this product will be limited to replacement of the product or refund of the purchase price. In no event shall LECO be liable for incidental or consequential damages.

LECO Corporation • Technical Services Laboratory • 3000 Lakeview Avenue • St. Joseph, MI 49085-2396 U.S.A.
 Phone: 269-985-5496 • Fax: 269-982-8977 • info@leco.com • www.leco.com • LECO is a registered trademark of LECO Corporation

ANEXO B – DADOS INDIVIDUAIS DA AFERIÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÉTRICAS

	Antes de ser utilizado como eletrodo de aterramento										
	Corpo de prova 1			Corpo de prova 2							
Teste	1	2	3	1	2	3					
Massa (g)	38,18	38,18	38,18	38,19	38,19	38,19					
Massa (kg)	0,03818	0,03818	0,03818	0,03819	0,03819	0,03819					
Comprimento (m)	0,615	0,615	0,615	0,612	0,612	0,612					
Densidade (kg/m ³)	8000	8000	8000	8000	8000	8000					
Raio (m)	0,00157	0,00157	0,00157	0,00158	0,00158	0,00158					
Seção (m ²)	0,00000776	0,00000776	0,00000776	0,00000780	0,00000780	0,00000780					
Lensaio (m)	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50					
Rshunt (mOhm)	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67					
Temperatura (C)	23,0	23,0	22,0	23,0	21,9	22,9					
Ushunt (mV)	12,5	21,1	16,1	12,0	14,8	19,9					
Uamostra (mV)	341,4	577,6	441,9	329,3	406,4	546,5					
I (A)	7,49	12,66	9,64	7,19	8,86	11,92					
Resistência (m ohm)	45,61	45,63	45,84	45,83	45,86	45,86					
Resistividade (μΩ·m)	0,708	0,708	0,711	0,715	0,715	0,715					
Condutividade (MS/m)	1,41	1,41	1,41	1,40	1,40	1,40					
	Depois de ser utilizado como eletrodo de aterramento										
	Corpo de prova 1										
Teste	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Massa (g)	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8	24,8
Massa (kg)	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248	0,0248
Comprimento (m)	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413	0,413
Densidade (kg/m ³)	8000	8000	8000	8000	8000	8000	8000	8000	8000	8000	8000
Raio (m)	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155	0,00155
Seção (m ²)	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751	0,00000751
Lensaio (m)	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12
Rshunt (mOhm)	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67
Temperatura (C)	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0	22,0
Ushunt (mV)	15,2	16,5	16,7	18,1	16,5	16,1	17,1	16,7	16,2	16,1	16,1
Uamostra (mV)	112,4	124,5	124,9	125,1	113,9	111	124,6	122,1	120,1	118,4	118,4
I (A)	9,07	9,85	9,99	10,81	9,88	9,61	10,23	10,02	9,68	9,62	9,65
Resistência (m ohm)	12,39	12,64	12,50	11,57	11,53	11,55	12,18	12,19	12,41	12,31	12,27
Resistividade (μΩ·m)	0,795	0,811	0,802	0,742	0,740	0,741	0,782	0,782	0,796	0,790	0,787
Condutividade (MS/m)	1,26	1,23	1,25	1,35	1,35	1,35	1,28	1,28	1,26	1,27	1,27

Figura B.1 – Dados individuais de massa, dimensões, resistência elétrica, resistividade e condutividade das amostras antes e depois da utilização como eletrodo de aterramento.