

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

EFEITOS DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO
NO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 APLICADA A TRANSFORMADORES USADOS EM
FORNOS ELÉTRICOS A ARCO

Matheus Porto Caetano

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Thomas Gabriel Rosauro Clarke

Porto Alegre
2023

CIP - Catalogação na Publicação

Caetano, Matheus Porto

Efeitos da Transformação Martensítica Induzida por Deformação no Aço Inoxidável AISI 304 Aplicada a Transformadores Usados em Fornos Elétricos a Arco / Matheus Porto Caetano. -- 2023.

66 f.

Orientador: Thomas Gabriel Rosauro Clarke.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto Alegre, BR-RS, 2023.

1. Aços Inoxidáveis Austeníticos. 2. Transformação Martensítica. 3. Transformadores. 4. Meandering Winding Magnetometer. 5. Metalurgia. I. Clarke, Thomas Gabriel Rosauro, orient. II. Título.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, por terem me proporcionado diversas oportunidades, entre elas, estudar sem pressão por resultados ou retorno financeiro.

Aos meus irmãos, por mostrarem, através do exemplo, que o estudo compensa.

Ao meu orientador, Professor Dr. Thomas Clarke, pela oportunidade de realizar este trabalho e pelas valiosas dicas.

Ao futuro Doutor em Engenharia, Tiago Giordani, pela troca de ideias e por todo o auxílio na parte prática e teórica deste trabalho.

Ao pessoal do LAMEF, em especial ao Dr. Igor Diehl e à Dra. Carla Diehl, pela ajuda nas medidas de difração de raios X e MWM, e aos demais que de alguma forma contribuíram para este trabalho.

À minha namorada, pelo apoio ao longo da graduação.

Aos amigos da faculdade, sem eles, certamente esta jornada teria sido mais difícil.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	V
LISTA DE TABELAS.....	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	IX
RESUMO.....	XI
ABSTRACT.....	XII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Aços Inoxidáveis	3
2.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	4
2.1.2 Aço Inoxidável Austenítico AISI 304.....	6
2.2 Transformadores.....	6
2.2.1 Transformadores Especiais de Potência.....	8
2.2.2 Perdas em Transformadores.....	9
2.2.3 Utilização de Aço Inoxidável Austenítico em Transformadores ...	11
2.3 Transformação Martensítica.....	12
2.3.1 Transformação Martensítica Induzida por Deformação	12
2.3.2 Fatores que Afetam a Transformação Martensítica	15
2.3.3 Efeitos Causados pela Transformação Martensítica	17
2.4 Difração de Raios X	19
2.5 <i>Meandering Winding Magnetometer</i> (MWM)	22
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS	26
3.1 Materiais	26
3.2 Métodos	27

3.2.1	Manufatura de Corpos de Prova para Tração.....	27
3.2.2	Ensaio de Tração	28
3.2.3	Quantificação de Fases por Difração de Raios X	28
3.2.4	Medida de Permeabilidade Magnética com <i>Meandering Winding Magnetometer</i> (MWM)	31
3.2.5	Remoção Eletrolítica de Camada.....	31
3.2.6	Metalografia.....	32
3.2.7	Dureza	33
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
4.1	Ensaio de Tração	35
4.2	Quantificação de Fases por Difração de Raios X	36
4.3	Caracterização Magnética.....	38
4.4	Metalografia.....	40
4.5	Dureza.....	43
5.0	CONCLUSÕES	46
6.0	TRABALHOS FUTUROS	47
7.0	REFERÊNCIAS.....	48

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Diagrama de Schaeffler.....	4
Figura 2.2	Seção isopleta do diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de Cr constante de 18%.....	5
Figura 2.3	Transformadores no sistema elétrico.....	7
Figura 2.4	Aspectos construtivos de um transformador.....	8
Figura 2.5	Sistema de esquemático de um forno elétrico a arco.....	9
Figura 2.6	Princípio do surgimento de correntes parasitas.....	10
Figura 2.7	Gráfico das perdas parasitas com e sem aço inoxidável na tampa do tanque.	11
Figura 2.8	Ilustração do efeito TRIP durante o ensaio de tração.....	13
Figura 2.9	Ilustração da transformação martensítica induzida por deformação.....	14
Figura 2.10	Variação do volume percentual das fases de austenita (γ), martensita α' e martensita ϵ à temperatura ambiente após terem sido deformadas na temperatura do nitrogênio líquido.....	15
Figura 2.11	Efeito da deformação e da temperatura na fração volumétrica da martensita induzida por deformação no aço inoxidável do tipo 304.....	16
Figura 2.12	Efeito da laminação a frio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304.....	17
Figura 2.13	Efeito da laminação a frio na dureza Vickers do aço inoxidável austenítico AISI 304.....	18
Figura 2.14	Curvas de permeabilidade magnética relativa versus deformação de engenharia para distintas taxas de deformação.....	19
Figura 2.15	Detalhes de um tubo gerador de raios X.....	20
Figura 2.16	Operação do equipamento de Difração de raios X.....	21
Figura 2.17	Difratograma de raios X – matriz de aço inoxidável AISI 304.....	21
Figura 2.18	Esquema da estrutura básica do MWM.....	23
Figura 2.19	Ilustração das respostas dos sensores MWM convertidas para as propriedades de interesse.....	24

Figura 2.20	Imagens de permeabilidade magnética geradas com um MWM, sendo (a) o corpo de prova que não foi submetido ao ensaio de fadiga e (b) o corpo de prova testado até 88% de sua vida em fadiga.....	25
Figura 3.1	Fluxograma dos procedimentos experimentais realizados.....	27
Figura 3.2	Projeto dos corpos de prova utilizados, com suas cotas em milímetros.	27
Figura 3.3	Ensaio de tração sendo realizado na máquina de tração MTS 810.	28
Figura 3.4	Imagens do difratômetro modelo Seifert Charon XRD M – Research Edition, da marca Genetal Electric Inspection Technologies GmbH.	29
Figura 3.5	Padrões calculados de austenita e martensita para a radiação Cr K α	30
Figura 3.6	Projeto do corpo de prova mostrando os locais nos quais foram realizadas as medições de difração de raios X, com suas cotas em milímetros.	30
Figura 3.7	Esquema do aparato utilizado para remoção eletrolítica de camadas.	32
Figura 3.8	Microscópio óptico Axio Imager.Z2m.....	33
Figura 3.9	Durômetro Wolpert.	34
Figura 4.1	Corpo de prova após a fratura.	35
Figura 4.2	Curva tensão versus deformação indicando os estágios de deformação em que os ensaios de tração foram interrompidos.....	36
Figura 4.3	Difratogramas escalonados, referentes a cada nível de deformação aplicado, a análise foi realizada na região da área útil dos corpos de prova.	37
Figura 4.4	Gráfico relativo à fração de martensita média versus deformação para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.	38
Figura 4.5	Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 40,96 kHz para os três níveis de remoção de camadas.	39
Figura 4.6	Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 136,8 kHz para os três níveis de remoção de camadas.	39
Figura 4.7	Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 1,310 MHz para os três níveis de remoção de camadas.	40
Figura 4.8	Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 na condição de como recebido. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.	41
Figura 4.9	Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 10% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.....	42

Figura 4.10	Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 25% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.	42
Figura 4.11	Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 30% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 100 X.	43
Figura 4.12	Gráfico relativo à dureza Vickers média versus deformação para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.	44
Figura 4.13	Gráfico relativo à dureza Vickers média versus a fração de martensita média para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.	45

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do aço AISI 304 (% em massa).....	26
Tabela 3.2	Valores de cromo equivalente (Creq), níquel equivalente (Nieq), temperaturas Ms e Md30, e Energia de Falha de Empilhamento (EFE), conforme a composição química obtida da amostra de aço AISI 304.	26
Tabela 3.3	Informações contidas nas fichas cristalográficas das três fases que são alvo de estudo neste trabalho.	31
Tabela 4.1	Informações relacionadas ao ensaio de tração realizado em condições de temperatura ambiente.	35
Tabela 4.2	Fração de martensita média encontrada para cada nível de deformação ao qual os corpos de prova foram submetidos.....	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI	American Iron and Steel Institute;
Cr_{eq}	cromo equivalente;
Ni_{eq}	níquel equivalente;
M_s	temperatura de início de formação de martensita;
$^{\circ}C$	graus Celsius;
TRIP	Transformation Induced Plasticity;
M_d	temperatura acima da qual não ocorre a formação de martensita por deformação plástica;
M_{d30}	temperatura na qual com 30% de deformação há formação de 50% de martensita;
M_s^{σ}	temperatura onde ocorre o processo de nucleação por deformação plástica;
σ_y	tensão de escoamento;
α'	martensita alfa-prime;
CCC	cúbico de corpo centrado;
ε	martensita épsilon;
HCP	hexagonal compacto;
γ	austenita;
EFE	Energia de Falha de Empilhamento;
mJ/m^2	unidade de energia superficial;
λ	comprimento de onda;
d	espaçamento entre dois planos do material a ser analisado;
hkl	parâmetros de rede de uma estrutura cristalina cúbica;
θ	ângulo de incidência da radiação de raios X;
CFC	cúbica de face centrada;
2θ	ângulo de leitura do equipamento de difração de raios X;
ICDD-PDF	International Center for Diffraction Data – Powder Diffraction File;
MWM	Meandering Winding Magnetometer;
I_D	corrente;
H	campo magnético;
CP	corpo de prova;
ASTM	American Society for Testing Materials;
K_{α}	radiação de raios X incidente na amostra a ser analisada;

K_{β} radiação de raios X incidente na amostra a ser analisada;

H_3PO_4 ácido fosfórico;

H_2SO_4 ácido sulfúrico;

$H_2C_2O_4$ ácido oxálico;

kgf kilograma-força;

HV dureza Vickers.

RESUMO

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é considerado metaestável, e desta forma ele está sujeito à transformação martensítica quando sobre ele é aplicado algum tipo de tensão mecânica ou quando ele é submetido a ambientes com temperaturas criogênicas. O presente trabalho possui como objetivo avaliar as alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas e magnéticas deste material, resultantes da transformação martensítica induzida por deformação plástica, visando a sua aplicação em tanques de transformadores de forno elétrico a arco. Para isso utilizaram-se amostras de aço inoxidável austenítico AISI 304 em diferentes níveis de pré-deformação. Foram empregadas as técnicas de análise quantitativa por difração de raios X, *Meandering Winding Magnetometer* e microscopia ótica para investigar as transformações de fase e as mudanças na permeabilidade magnética e nas propriedades mecânicas do material ao longo da área útil dos corpos de prova. Através do uso destas técnicas, verificou-se a presença da fase magnética martensita α' desde a menor pré-deformação aplicada, com um evidente aumento dos valores de permeabilidade magnética relativa e maior resistência mecânica, ao passo que a deformação aumentava. Desse modo é evidenciada a importância da correta seleção, uso e estudo do comportamento dos materiais para se obter maior eficiência e prolongar a vida útil dos mais diversos equipamentos.

ABSTRACT

The austenitic stainless steel AISI 304 is considered metastable, and therefore it is susceptible to martensitic transformation when subjected to mechanical stress or exposed to cryogenic temperatures. The present study aims to evaluate the changes in microstructure, mechanical, and magnetic properties of this material resulting from deformation-induced martensitic transformation, with the goal of its application in electric arc furnace transformer tanks. For this purpose, samples of austenitic stainless steel AISI 304 were used at different levels of pre-deformation. Quantitative analysis techniques such as X-ray diffraction, Meandering Winding Magnetometer, and optical microscopy were employed to investigate phase transformations, changes in magnetic permeability, and mechanical properties across the useful area of the specimens. Though the use of these techniques, the presence of martensitic α' magnetic phase was observed even at the lowest applied pre-deformation, accompanied by a noticeable increase in relative magnetic permeability values and greater mechanical strength as deformation increase. This underscores the importance of proper material selection, utilization, and study of material behavior to achieve greater efficiency and prolong the lifespan of various equipment.

1.0 INTRODUÇÃO

A evolução contínua das indústrias e a crescente demanda por eficiência energética têm impulsionado a pesquisa e o desenvolvimento de inúmeros materiais de engenharia. Entre estes materiais, os aços inoxidáveis ocupam um lugar de destaque devido à sua resistência à corrosão, durabilidade e diversidade de aplicações.

Os aços inoxidáveis começaram a ser desenvolvidos no início do Século XX. São ligas a base de ferro e cromo e têm suas propriedades modificadas quando da adição de elementos de liga como níquel, molibdênio, manganês, entre outros. A produção global de aços inoxidáveis dobrou nos últimos 10 anos, devido à crescente produção na Ásia, principalmente na China (ABE, 2021). Existem três principais tipos de microestrutura para os aços inoxidáveis, austenítica, ferrítica e martensítica. Além destas três microestruturas, os aços inoxidáveis são divididos em diferentes classes, como austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação, as diferentes classes possuem diferentes propriedades (LO et al., 2009).

Dentre as classes de aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis austeníticos são predominantemente os mais populares e utilizados, desenvolvidos na Alemanha no início do Século XX, além de ferro e cromo, esta classe tem o níquel como principal elemento de liga (GEORGE, 2002). O aço inoxidável mais comum, e objeto deste trabalho, é o austenítico AISI 304. Uma das inúmeras aplicações do aço inoxidável austenítico AISI 304 se dá nos tanques que envolvem a parte ativa de transformadores utilizados na indústria siderúrgica em fornos elétricos a arco.

Transformadores de forno elétrico a arco desempenham um papel vital na indústria siderúrgica fornecendo a energia necessária para processo de fusão do metal, eles costumam operar em ambientes agressivos, expostos a campos eletromagnéticos intensos, variações grandes e rápidas de corrente e de temperatura. O uso do aço inoxidável austenítico AISI 304 em transformadores se deve às suas propriedades mecânicas e ao fato de não ser magnético, o que reduz as perdas elétricas no equipamento. No entanto, ainda durante o processo de fabricação dos transformadores, as chapas planas, como são recebidas das indústrias siderúrgicas, de AISI 304 podem passar por etapas de conformação mecânica para se adequarem aos projetos estabelecidos por clientes. Quando sujeitos à deformação plástica, ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 a transformação martensítica induzida por

deformação plástica, que leva à formação de uma fase magnética martensítica dentro de uma matriz de austenita. Essa mudança microestrutural influencia diretamente as propriedades magnéticas do material, o que, por sua vez, afeta a eficiência do fluxo magnético e resulta em perdas energéticas indesejadas, além do possível surgimento de pontos quentes que podem culminar na falha do equipamento, caso não sejam mitigados.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a transformação martensítica induzida por deformação plástica em diferentes níveis de pré-deformação em amostras de aço inoxidável austenítico AISI 304. Para alcançar este objetivo, serão utilizados diferentes métodos de análise metalúrgica, visando quantificar as transformações de fase, permeabilidade magnética e propriedades mecânicas do material. Com base nos resultados obtidos, pretende-se fornecer parâmetros que possam ser utilizados pelos projetistas das empresas fabricantes de transformadores, a fim de otimizar o dimensionamento da parte estrutural dos transformadores usados em fornos elétricos a arco. Isso, por sua vez, ocasionará uma mitigação de possíveis falhas e aumenta da vida útil do equipamento.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas especiais que foram desenvolvidas com o objetivo primário de resistir à corrosão. Porém essa é apenas uma das diversas características dos aços inoxidáveis, visto que eles também apresentam boa tenacidade à temperatura ambiente e em temperaturas subzero, boa resistência à fluência e excelente capacidade de conformação mecânica a frio (KWIETNIEWSKI et al., 2014).

As características dos aços inoxidáveis se devem aos elementos de liga presentes no material, os aços inoxidáveis são considerados materiais de alta liga, pois se somados os teores de todos os elementos de liga, excluindo ferro e carbono, o valor será maior que 8% em massa (YUAN et al., 2021). Entre os elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis o cromo tem destaque, sendo pré-requisito para um aço ser considerado inoxidável possuir ao menos 12% em massa do elemento, sendo que ele deve estar em solução sólida. Outros elementos de liga como níquel, molibdênio, titânio, nióbio, vanádio e manganês também podem ser adicionados aos aços inoxidáveis (KRAUSS, 2015).

Os efeitos dos elementos de liga na microestrutura a ser obtida pelos aços inoxidáveis podem ser avaliados através do Diagrama de Schaeffler, Figura 2.1, onde cromo e níquel equivalentes, representam elementos de liga estabilizadores de ferrita e austenita, respectivamente. As expressões para cromo e níquel equivalentes são mostradas na Equação 2.1 e na Equação 2.2:

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,5 \times \%Si + \%Mo \quad \text{Equação 2.1}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0,5 \times (\%Mn + \%Cu + \%Co) \quad \text{Equação 2.2}$$

A partir destas expressões é possível prever as fases presentes em uma determinada liga (LEFFLER, 2005; PADILHA, 2004; SILVA, 2021).

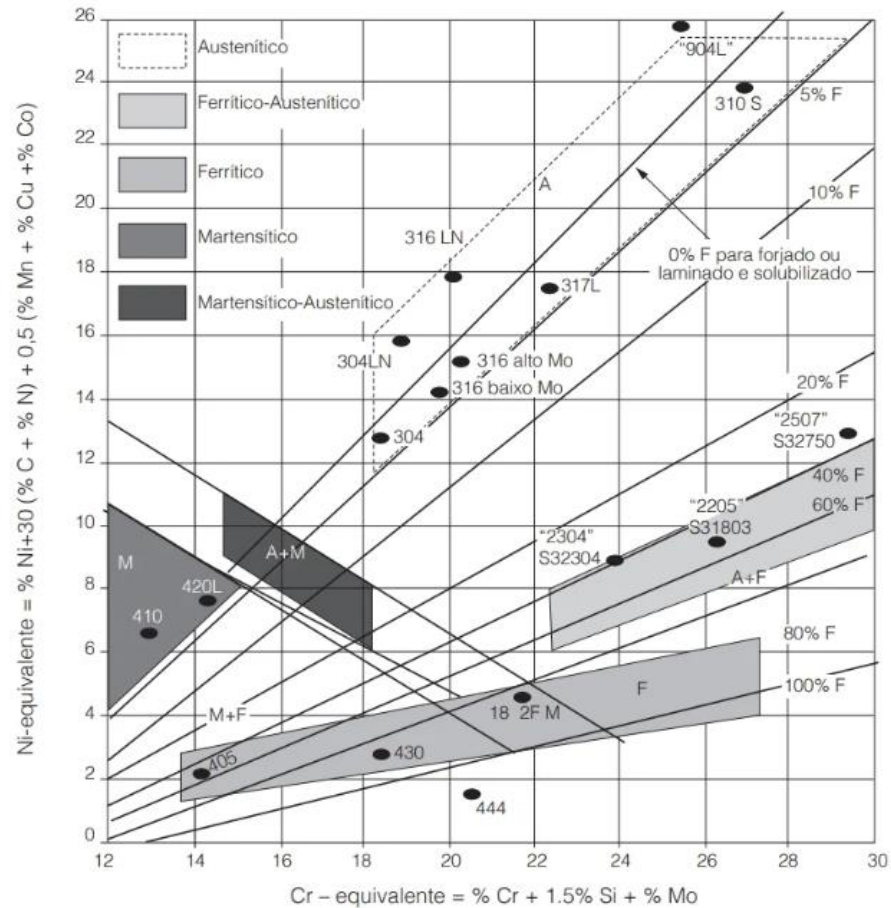


Figura 2.1 Diagrama de Schaeffler.

Fonte: SILVA, 2021.

2.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Em termos de toneladas produzidas anualmente e número de ligas, a maior família de aços inoxidáveis é formada pelos aços inoxidáveis austeníticos, sendo a série 300 a mais utilizada. Esse tipo de aço inoxidável é caracterizado por não ser magnético, o que faz com que sua permeabilidade magnética relativa seja igual à do ar, ou seja, é nula. Além disto, eles apresentam boa soldabilidade, possuem estrutura cúbica de face centrada, e excelente tenacidade, ductilidade e conformabilidade tanto em baixíssimas quanto em altas temperaturas. Os aços inoxidáveis austeníticos costumam apresentar, na condição de recozidos, limite de escoamento de 205 MPa, limite de resistência à tração de 515 MPa e alongamento de 40% (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994; LAI, 2012; KRAUSS, 2015).

Os aços inoxidáveis austeníticos, em geral, apresentam teor de carbono abaixo de 0,08%, são ligas a base de ferro, cromo, entre 16 e 30%, e níquel, entre 8 e 35%, que após tratamento térmico, durante o seu processo de fabricação, são predominantemente austeníticas.

Através da análise do diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr-Ni (Figura 2.2), os aços inoxidáveis austeníticos podem ser compreendidos com mais facilidade.

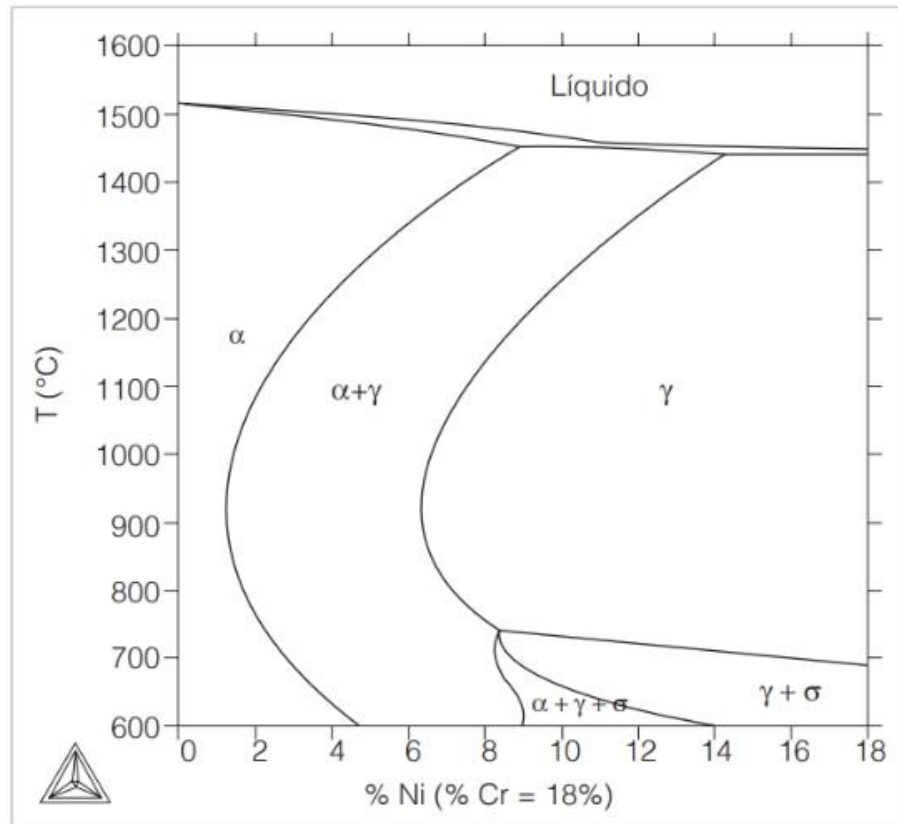


Figura 2.2 Seção isopleta do diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%.

Fonte: SILVA, 2021.

A Figura 2.2, onde o teor de cromo está fixado em 18%, mostra que para teores de níquel acima de 7% já é possível causar a estabilização da fase austenita (SILVA, 2021).

Do ponto de vista metalúrgico, os aços inoxidáveis austeníticos possuem diversas vantagens. Eles podem ser feitos com baixa dureza, possuindo um limite de escoamento de 200 MPa, para serem conformados por ferramentas utilizadas em aços carbono, e ao mesmo tempo podem ser feitos para terem alta dureza quando conformados a frio, com tensão de escoamento maior que 2000 MPa. Com a adição de níquel e outros elementos estabilizadores da austenita, como o manganês, a estrutura austenítica, cúbica de face centrada, é estabilizada em temperatura ambiente. Em razão de tal estrutura, os aços inoxidáveis austeníticos, não apresentam transição dúctil-frágil, o que torna interessante sua aplicação em uma janela extremamente ampla de temperaturas. Devido à estrutura cúbica de face centrada, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam alta capacidade de encruamento e plasticidade, permitindo

que sejam trabalhados a frio até que atinjam altos valores de limite de ruptura e de escoamento, sendo esta a única maneira de endurecê-los, pois os mesmos não podem ser tratados termicamente. No que se refere ao efeito do encruamento, os aços inoxidáveis austeníticos são classificados como estáveis e metaestáveis. Após serem trabalhados a frio, os austeníticos estáveis preservam a estrutura austenítica, enquanto os metaestáveis passam a ter uma estrutura martensítica devido à deformação plástica (COLPAERT, 2018; MCGUIRE, 2008; SILVA; MEI, 2021).

2.1.2 Aço Inoxidável Austenítico AISI 304

Dentre os aços inoxidáveis austeníticos, os que contêm cromo e níquel pertencem a série 300, o tipo 304, também chamado de 18/8, é o mais utilizado dentro do grupo austenítico e correspondem a 63% da produção dos aços inoxidáveis austeníticos, além de ser considerado a liga base destes tipos de aços. O aço inoxidável austenítico AISI 304 geralmente é usado na condição de recozido e totalmente austenítico, mas pode ter sua resistência mecânica aumentada quando encruado. Ele é amplamente empregado em diversas indústrias devido as suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão (ASM SPECIALTY HANDBOOK, 1994; KUMAR et al., 2022; SPECIALTY STEEL INSTITUTE OF NORTH AMERICA, 1993; WANG et al., 2019).

2.2 Transformadores

Data do final do século XIX, na Inglaterra, a primeira patente de transformador elétrico que tinha como objetivo a distribuição de energia elétrica, principalmente, para atender as lâmpadas incandescentes em uma época na qual não se conseguia transmitir energia elétrica a mais de 300 metros da fonte geradora. Porém foi nos Estados Unidos que o transformador foi aperfeiçoado e colocado em escala comercial. Até o advento da liga aço-silício, a fabricação de transformadores tinha a qualidade como grande empecilho, muito devido às possibilidades dos processos durante o início do século XX (SIMONE, 2010).

Um transformador é uma máquina elétrica estática, caracterizado como um transferidor de energia ao invés de um conversor de energia. Ele é um dispositivo que, através da indução eletromagnética oriunda de um campo magnético, é capaz de transferir, em um sistema de corrente alternada, energia elétrica em determinadas tensões e correntes a uma dada frequência, para outros níveis, maiores ou menores, de tensão e corrente sem que ocorra alteração da frequência. Transformadores são basicamente compostos por um núcleo de material

ferromagnético em torno do qual duas ou mais bobinas de fios são enroladas, sendo que as bobinas não possuem nenhuma conexão física, visto que elas são conectadas somente pelo fluxo magnético que permeia o núcleo. Uma das bobinas é conectada a uma fonte de energia elétrica de corrente alternada, e recebe o nome de bobina primária, ao passo que a segunda bobina é responsável por transferir a energia para as cargas, esta recebe o nome de bobina secundária. Em razão das características citadas, os transformadores têm como sua aplicação mais conhecida a transmissão e distribuição de energia elétrica, conforme ilustra a Figura 2.3, onde entre a planta de produção de energia elétrica e o consumidor final, há transformadores que elevam e que abaixam a tensão (CHAPMAN, 2013; GEORGILAKIS, 2009; SIMONE, 2010).

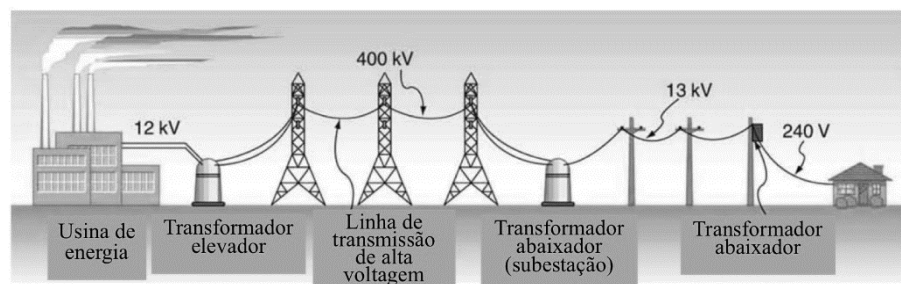


Figura 2.3 Transformadores no sistema elétrico.

Fonte: Adaptado de TAMURA, 2022.

Além da parte elétrica do transformador, também chamada de parte ativa, que tem o núcleo como seu elemento central, o transformador é também constituído de uma parte mecânica que serve de invólucro para a parte ativa. Dentre os componentes da parte mecânica do transformador destacam-se o tanque, a tampa e outras estruturas de fixação. A Figura 2.4 apresenta os elementos que compõe um transformador (CHAPMAN, 2013; MORA, 2001).

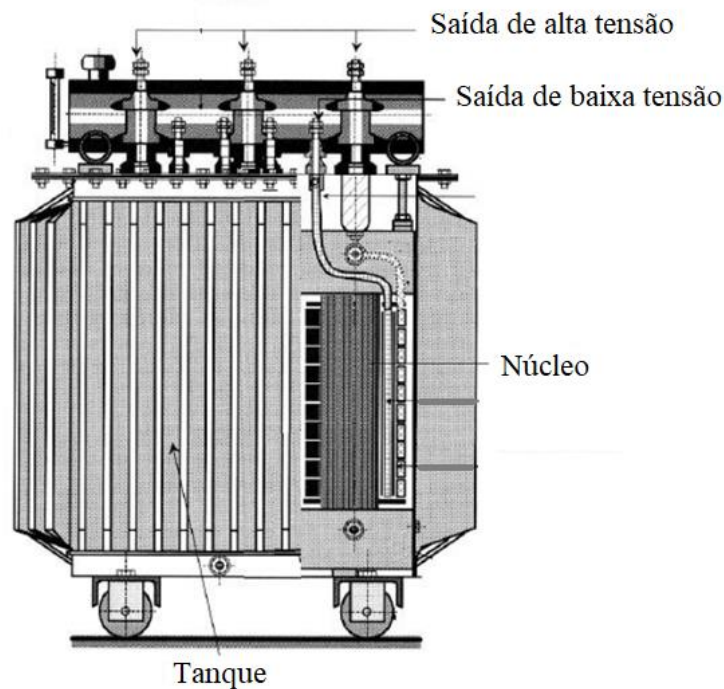


Figura 2.4 Aspectos construtivos de um transformador.

Fonte: Adaptado de MORA, 2001.

Para Georgilakis (2009) os transformadores são classificados em sete categorias conforme a sua aplicação, sendo elas:

- 1) transformadores de distribuição;
- 2) transformadores de potência;
- 3) autotransformadores;
- 4) transformadores de teste;
- 5) transformadores especiais de potência;
- 6) transformadores de instrumento;
- 7) transformadores de telecomunicações;

Dentre as categorias citadas, destaca-se neste trabalho os transformadores especiais de potência, ou transformadores industriais, utilizados nos fornos da indústria siderúrgica.

2.2.1 Transformadores Especiais de Potência

Transformadores utilizados em fornos elétricos a arco são, em razão do seu funcionamento, considerados transformadores de alta corrente e por isso classificados como especiais. Eles lidam com correntes muito superiores em relação aos demais tipos de

transformadores. A característica principal deste tipo de transformador é a alta corrente na saída de baixa tensão, o que exige cuidados no controle dos intensos campos magnéticos. Caso esses campos não sejam controlados, podem gerar aquecimento local nas partes metálicas do transformador, resultando na degradação do equipamento. A Figura 2.5 mostra de forma esquemática o sistema entre o transformador e o forno elétrico a arco (CANO-PLATA et al., 2017; DE OLIVEIRA, 2014).

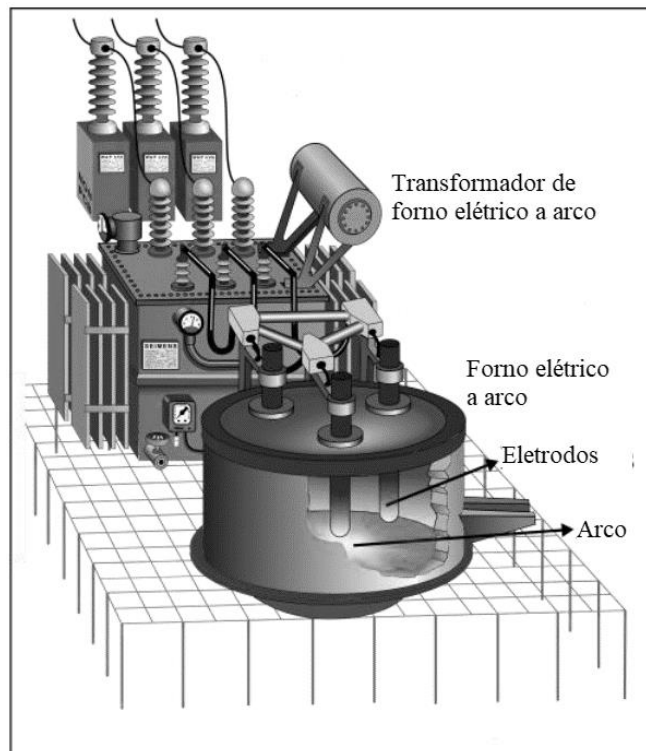


Figura 2.5 Sistema de esquemático de um forno elétrico a arco.

Fonte: Adaptado de CANO-PLATA et al., 2017.

2.2.2 Perdas em Transformadores

Correntes Parasitas

As correntes parasitas, ou correntes de Foucault, surgem em materiais condutores de eletricidade que se encontram em uma região sujeita a um campo magnético, devido à variação da magnitude e da direção deste campo magnético ao longo do tempo. Isso resulta na dissipação de energia. Este tipo de corrente é resultante da Lei de Faraday-Lenz, a qual afirma que sempre que o fluxo magnético através de um condutor muda ao longo do tempo, uma corrente é induzida neste condutor. Essa corrente, por sua vez, gera um campo magnético que tende a se

opor à mudança que a originou. A Figura 2.6 ilustra a geração das correntes parasitas (CALLISTER, 2020; CATTANI, 2014).

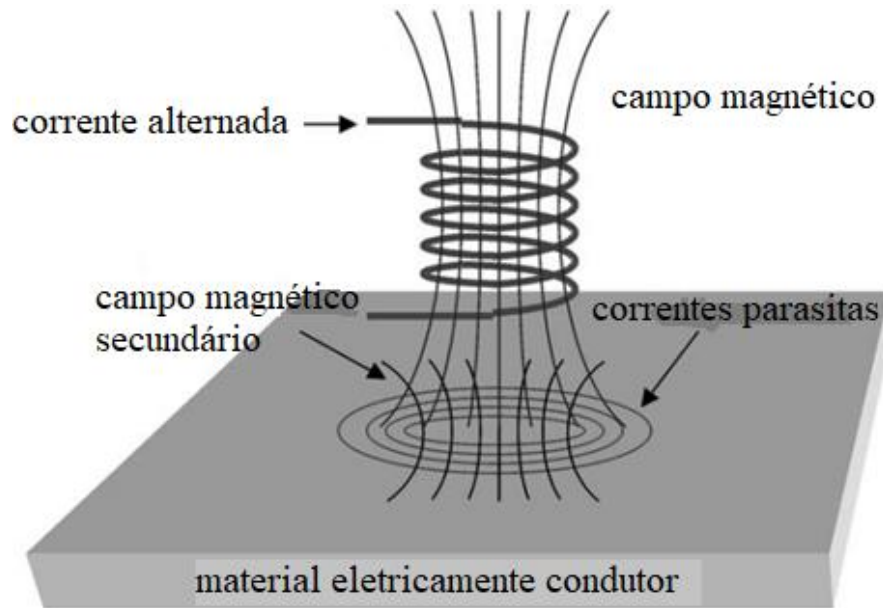


Figura 2.6 Princípio do surgimento de correntes parasitas.

Fonte: Adaptado de POHL et al., 2004.

Perdas Parasitas em Transformadores

Normalmente, as partes estruturais dos transformadores são fabricadas em aço baixo carbono, por tratar-se de um material que apresenta boa soldabilidade, conformabilidade e um considerável limite de escoamento. Outra característica do aço baixo carbono é possuir permeabilidade magnética relativa muito maior do que a do vácuo, sendo assim caracterizado como um material ferromagnético (CHIAVERINI, 2002; KULKARNI, 2004).

Em razão das características das partes estruturais, quando se colocam em funcionamento máquinas elétricas de grande porte, há a possibilidade de aquecimento de componentes metálicos devido às correntes parasitas que surgem devido ao campo magnético resultante da corrente de operação. Além de representar um perigo em potencial, as perdas parasitas também acarretam desperdício de energia, o qual é diretamente proporcional à potência do transformador (DE OLIVEIRA; 2014, MELO, 2014; SONG et al., 2011).

O transformador de alta potência está sujeito a perdas parasitas, as quais causam um aumento na temperatura das peças metálicas. Essas perdas surgem por conta do campo magnético gerado pelos condutores dos cabos de baixa tensão, devido à alta corrente elétrica que circula por eles. Essas áreas de aquecimento se concentram principalmente no tanque dos

transformadores, nas proximidades das saídas de baixa tensão, nos barramentos e no cabeamento de regulação (DE OLIVEIRA, 2014; OLIVARES et al., 2004).

2.2.3 Utilização de Aço Inoxidável Austenítico em Transformadores

As perdas parasitas no tanque de um transformador dependem do material utilizado na sua fabricação. Com o objetivo de reduzir os custos de produção, os fabricantes de transformadores frequentemente empregam o aço baixo carbono na confecção dos tanques. Todavia o aço baixo carbono é suscetível não apenas às perdas por correntes parasitas, mas também ao surgimento de pontos quentes em sua estrutura (KUMBHAR et al., 2010; MAXIMOV et al., 2021).

A redução das perdas causadas por correntes parasitas e a subsequente regulação térmica das peças metálicas dos transformadores são alcançadas mediante o uso de materiais com propriedades magnéticas específicas para cada área do transformador de alta potência. Quando a corrente no transformador é elevada, utiliza-se o aço inoxidável austenítico, que possui permeabilidade magnética nula, na fabricação do tanque. Isso resulta na redução das perdas geradas pelas correntes parasitas decorrentes do campo magnético (DE OLIVEIRA, 2014; OLIVARES et al., 2004b).

Conforme estudos conduzidos por Olivares (2004b, 2009), Khumbar (2010) e Maximov (2021) é possível obter uma redução significativa, após a substituição do aço baixo carbono pelo aço inoxidável austenítico, nas perdas parasitas na tampa do tanque dos transformadores. Isto é ilustrado na Figura 2.7, onde as perdas no tanque, para uma mesma corrente, são cerca de dez vezes maiores quando não é utilizado o aço inoxidável.

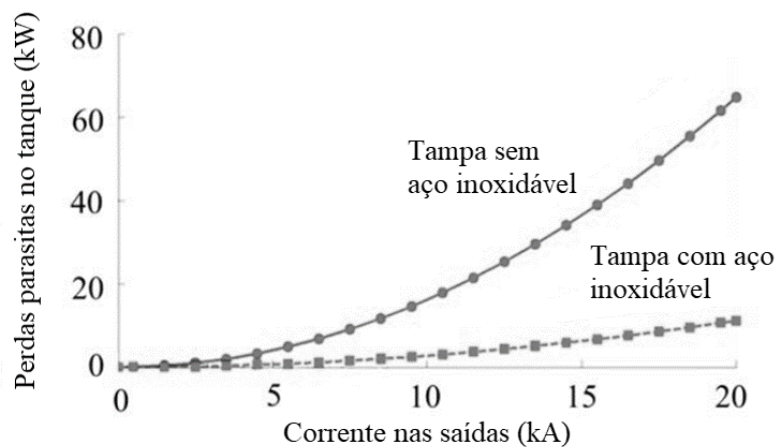


Figura 2.7 Gráfico das perdas parasitas com e sem aço inoxidável na tampa do tanque.

Fonte: Adaptado de MAGDALENO-ADAME et al., 2014.

2.3 Transformação Martensítica

É uma transformação em que os movimentos atômicos são menores que um espaçamento interatômico e ocorrem de forma coordenada e cooperativa. Essa transformação é de natureza adifusional. A área afetada sofre modificações em sua geometria e volume. Além disso, esta transformação ocasiona um aumento na densidade de discordâncias, o que gera uma microestrutura com elevada resistência mecânica (PORTER, 2009; RIOS, 2007).

Os aços inoxidáveis austeníticos não podem ser endurecidos via tratamento térmico, como a têmpera, por exemplo. Isso ocorre porque este tipo de aço inoxidável não sofre mudanças de fase quando exposto a grandes gradientes de temperatura. Portanto, a formação de martensita nos aços inoxidáveis austeníticos só irá ocorrer em duas situações, quando o material estiver sujeito a resfriamentos em temperaturas criogênicas ou quando é submetido a deformação plástica a frio. Em certos casos, as duas situações podem ocorrer concomitantemente (KWIETNIEWSKI et al., 2014). Para a austenita se transformar em martensita de maneira espontânea, sem a necessidade de deformação plástica, é preciso que a temperatura M_s , temperatura de início da martensita, seja ultrapassada. Eichelmann (1953) desenvolveu a Equação 2.3 para estimar esta temperatura:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 1305 - [1667(\%C + \%N) + 28(\%Si) + 33(\%Mn) + 42(\%Cr) + 61(\%Ni)] \quad \text{Equação 2.3}$$

Onde o valor de M_s baseia-se na composição dos elementos de liga presentes no material. Para o aço inoxidável AISI 304 a temperatura M_s é de -173°C (LICHTENFELD et al., 2006).

2.3.1 Transformação Martensítica Induzida por Deformação

Uma das características dos aços inoxidáveis austeníticos é, quando submetidos a deformação plástica, poderem sofrer transformação de fase, de austenita para martensita. Esta transformação de fase induzida por deformação recebe o nome de efeito TRIP, conforme ilustrado na Figura 2.8 (KWIETNIEWSKI et al., 2014; SOHRABI et al., 2020).

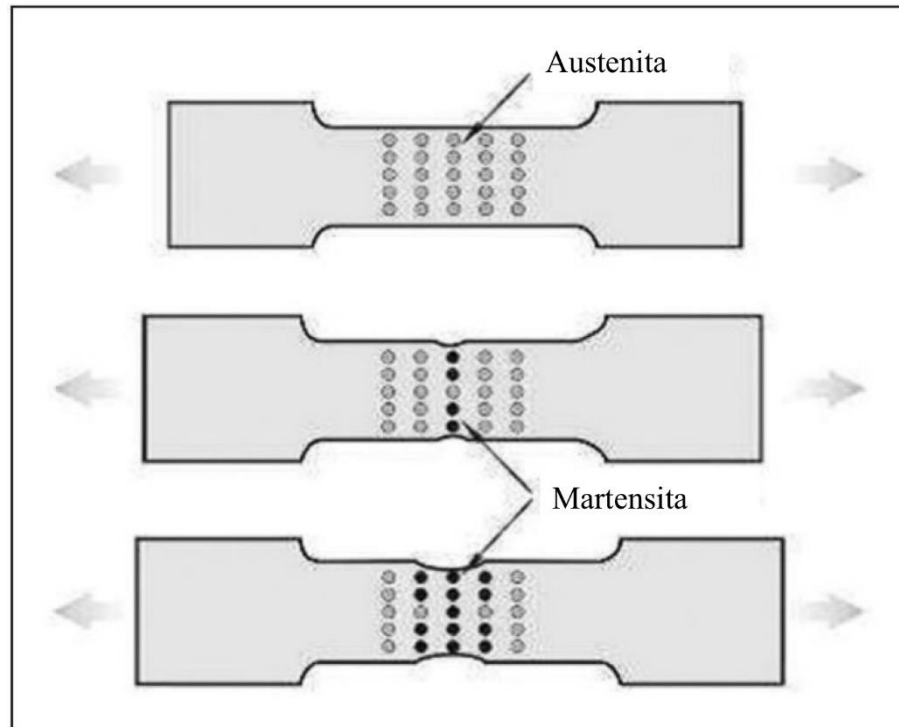


Figura 2.8 Ilustração do efeito TRIP durante o ensaio de tração.

Fonte: Adaptado de NANDA et al., 2019.

A formação de martensita está diretamente ligada à estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos em temperaturas próximas ou abaixo da temperatura ambiente, tendo uma relação inversamente proporcional entre a estabilidade do aço e a formação de martensita. Uma maneira de inferir sobre a estabilidade do aço é através do parâmetro M_d , que representa a maior temperatura em que uma quantidade específica de martensita é formada sob condições de deformação determinadas. Este parâmetro é expresso em graus Celsius e é calculado com base na Equação 2.4:

$$M_{d30}(\text{°C}) = 413 - 462(C + N) - 9,2(\text{Si}) - 8,1(\text{Mn}) - 13,7(\text{Cr}) - 9,5(\text{Ni}) - 18,5(\text{Mo}) \quad \text{Equação 2.4}$$

Onde a definição de M_{d30} corresponde à temperatura em que 50% de martensita se forma quando o material é submetido a 30% de deformação verdadeira em tração. Além disso, a equação ressalta a relevância dos elementos gama-gênicos na estabilização da austenita, com destaque para o carbono e o nitrogênio (ANGEL, 1954; KRAUSS, 2015; KWIETNIEWSKI et al., 2014; SOLOMON, 2010). Segundo Lichtenfeld (2006), a temperatura M_{d30} para o aço inoxidável austenítico AISI 304 é de 20°C.

A transformação da fase austenita para martensita ocorre entre as temperaturas M_s e M_d . O gráfico na Figura 2.9 ilustra o processo desta transformação. A temperatura M_s^σ , representada

no gráfico, denota o ponto de início da transformação induzida por deformação. Abaixo dela, ocorre a transformação assistida por tensão, e acima dela, a transformação induzida por deformação. Em temperaturas inferiores a M_s^σ , tem-se a formação de núcleos de martensita gerados pela tensão aplicada, onde já se tem um tipo de escoamento. Já em temperaturas superiores a M_s^σ , tem-se o começo dos escorregamentos das discordâncias, levando ao escoamento. Conseqüentemente, há uma relação inversa entre temperatura e tensão de escoamento, sendo negativa acima de M_s^σ e positiva abaixo. Além disso, à medida que a temperatura se aproxima de M_s , a tensão necessária para o início da transformação martensítica tende a zero (OLSON, 1972).

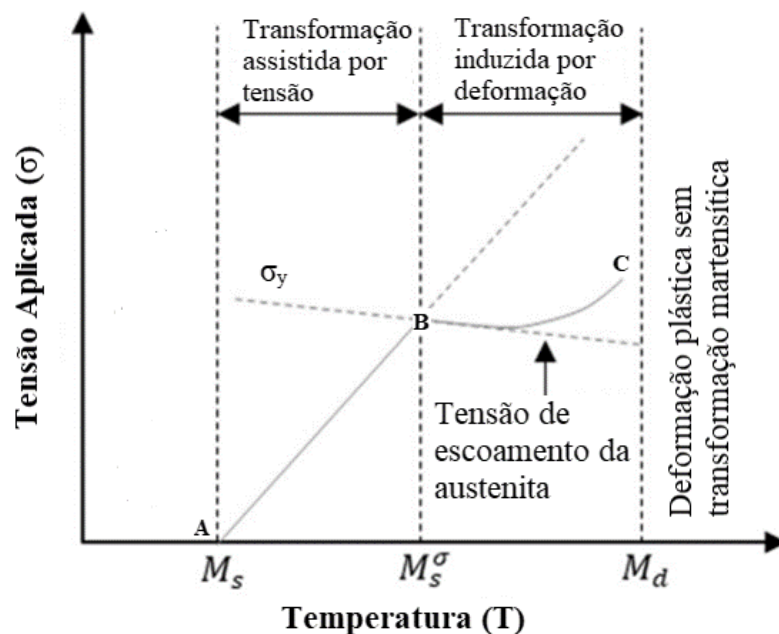


Figura 2.9 Ilustração da transformação martensítica induzida por deformação.

Fonte: Adaptado de WONG, 2022.

Conforme a Figura 2.9, quando a temperatura está abaixo de M_s^σ , no trecho A-B, o escoamento que acompanha a transformação martensítica se dá abaixo da tensão σ_y , que é a tensão de escoamento da austenita. Isto caracteriza um regime elástico e é referido como nucleação assistida por tensão. Por outro lado, quando a temperatura está acima de M_s^σ , no trecho B-C, a tensão para dar início a transformação segue σ_y . À medida que a temperatura aumenta, a tensão aplicada ultrapassa σ_y , caracterizando um mecanismo de nucleação distinto do que ocorre abaixo de M_s^σ . Isto ocorre pelo fato de que deformação plástica em σ_y introduz novos e potentes sítios que permitem a nucleação em tensões menores do que na nucleação assistida por tensão. Este mecanismo recebe o nome de nucleação induzida por deformação.

Esse processo continua até que atingir o limite de temperatura M_d , onde a austenita estará estabilizada, impossibilitando a transformação de fase induzida por deformação plástica (OLSON, 1972).

De maneira geral, o gráfico apresentado na Figura 2.9 sugere que as nucleações da martensita, assistida por tensão e induzida por deformação, ocorrem separadamente em torno de σ_y , tendo como ponto de transição a temperatura M_s^{σ} (WONG, 2022). Em aços inoxidáveis austeníticos, a martensita induzida por deformação pode ser de dois diferentes tipos. A martensita α' que possui estrutura CCC, é ferromagnética e causa expansão de volume. Por outro lado, martensita ϵ possui estrutura HCP, é paramagnética, causa contração de volume e se forma apenas no início da deformação (MANGONON, 1970; PADILHA, 2004).

2.3.2 Fatores que Afetam a Transformação Martensítica

A incidência e a quantidade das martensitas α' e ϵ dependem de diversos fatores, tais como temperatura, energia de falha de empilhamento, grau de deformação, entre outros. De forma geral, a quantidade de austenita transformada em martensita é diretamente proporcional ao grau de deformação e à diminuição da temperatura de deformação (PADILHA, 2004). Estas afirmações são corroboradas pelas Figura 2.10 e Figura 2.11.

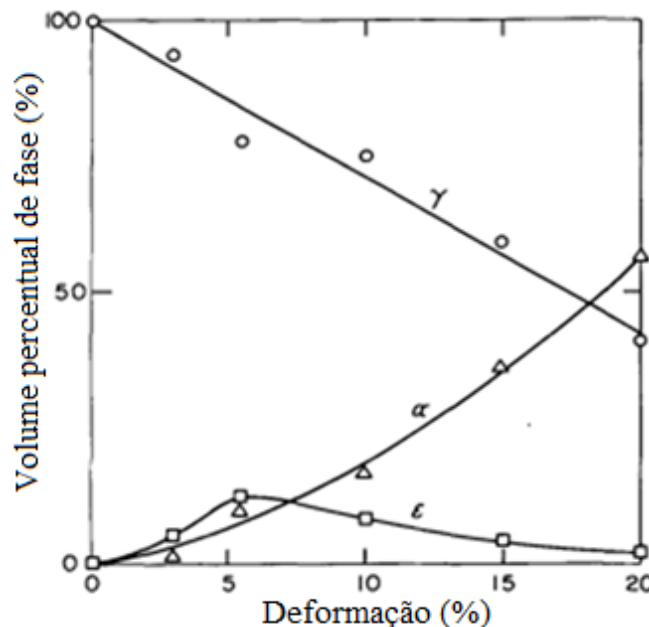


Figura 2.10 Variação do volume percentual das fases de austenita (γ), martensita α' e martensita ϵ à temperatura ambiente após terem sido deformadas na temperatura do nitrogênio líquido.

Fonte: Adaptado de MANGONON, 1970.

A Figura 2.10 apresenta a fração volumétrica das fases γ , ϵ e α' versus o percentual de deformação em um aço inoxidável austenítico AISI 304 deformado na temperatura do nitrogênio líquido, cerca de -196°C . Nela, é possível observar o aumento na quantidade de martensita α' à medida que a deformação aumenta e a consequente diminuição da fase γ . Além disso, a Figura 2.10 ilustra o decréscimo de martensita ϵ após o grau de 5% de deformação (MANGONON, 1970).

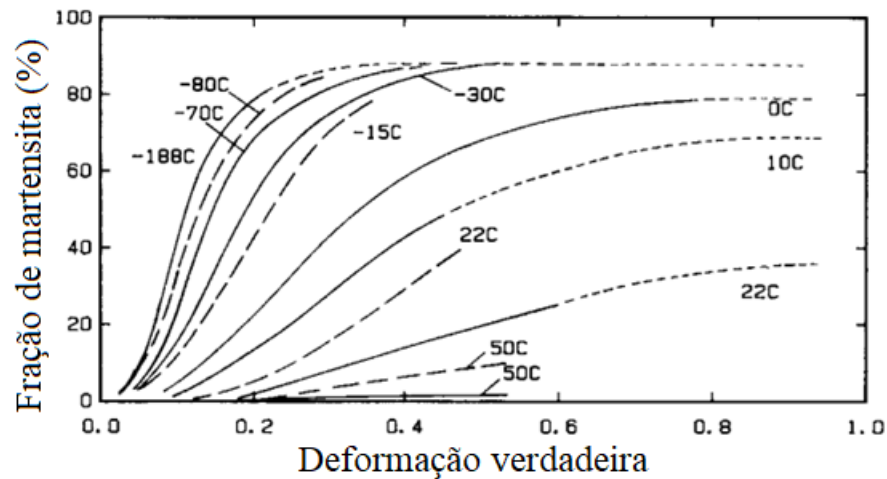


Figura 2.11 Efeito da deformação e da temperatura na fração volumétrica da martensita induzida por deformação no aço inoxidável do tipo 304.

Fonte: Adaptado de HUANG et al., 1989.

Conforme Huang (1989), o gráfico apresentado na Figura 2.11 compila dados de diversos autores e mostra que, para deformações realizadas em baixas temperaturas, mesmo que em baixo grau, se tem grandes quantidades de martensita. Além do mais, com o aumento da temperatura, é necessário aplicar maiores graus de deformação para se conseguir um mesmo percentual de martensita.

Além da temperatura e do grau de deformação, a energia de falha de empilhamento, EFE, também afeta a transformação induzida por deformação. A EFE é a energia causada pela deformação elástica de uma região onde existe uma falha de empilhamento e depende da temperatura e da composição do material (DIETER, 1981; LU et al., 2016). Ela é um parâmetro fundamental em metais e, principalmente, em ligas CFC, devido ao estreito vínculo com diversas propriedades dos materiais, como taxa de encruamento e configuração das discordâncias após a deformação plástica. Logo, saber a magnitude da EFE permite a inferir a distribuição de defeitos cristalinos e estabilidade das microestruturas (DIETER, 1981; LU et al., 2016; PADILHA, 2004).

O surgimento das fases de martensita α' e ϵ dependem da EFE. Estima-se que a formação de martensita α' e ϵ se dá unicamente em ligas com EFE menor que 50 MJ/m^2 , e que acima deste valor se tem apenas a ocorrência de martensita α' (PADILHA, 2004). Schramm (1975) propôs a Equação 2.5 quantificar a magnitude da EFE dos materiais:

$$\text{EFE}(\text{mJ/m}^2) = -53 + 6,2(\%Ni) + 0,7(\%Cr) + 3,2(\%Mn) + 9,3(\%Mo) \quad \text{Equação 2.5}$$

2.3.3 Efeitos Causados pela Transformação Martensítica

Alterações nas Propriedades Mecânicas

Quando a austenita se transforma em martensita induzida por deformação, a tendência é que a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos aumente. Isso ocorre devido ao aumento da densidade de discordâncias causado pela deformação, o que dificulta a movimentação delas. Além disso, o efeito TRIP se faz presente nos aços inoxidáveis austeníticos, ao passo que a formação de martensita durante a deformação pode retardar o início da estricção e aumentar o alongamento do material. A Figura 2.12 apresenta os efeitos da laminação a frio nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável austenítico AISI 304 (MILAD et al., 2008; SOHRABI et al., 2020).

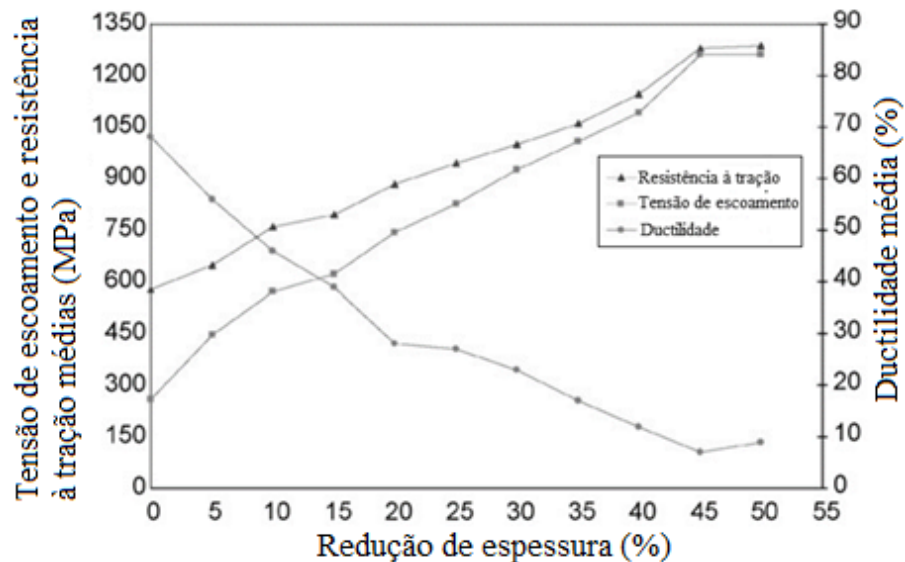


Figura 2.12 Efeito da laminação a frio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 304.

Fonte: Adaptado de MILAD et al., 2008.

A Figura 2.13 indica que a redução de espessura decorrente da laminação a frio aumenta a resistência a tração, o limite de escoamento e diminui a ductilidade do material conforme a espessura é reduzida. Outra propriedade mecânica alterada é a dureza Vickers, que apresenta a mesma tendência de crescimento do limite de escoamento e da resistência a tração à medida que a espessura do aço inoxidável austenítico AISI 304 é reduzida, conforme ilustra a Figura 2.13 (MILAD et al., 2008; SOHRABI et al., 2020).

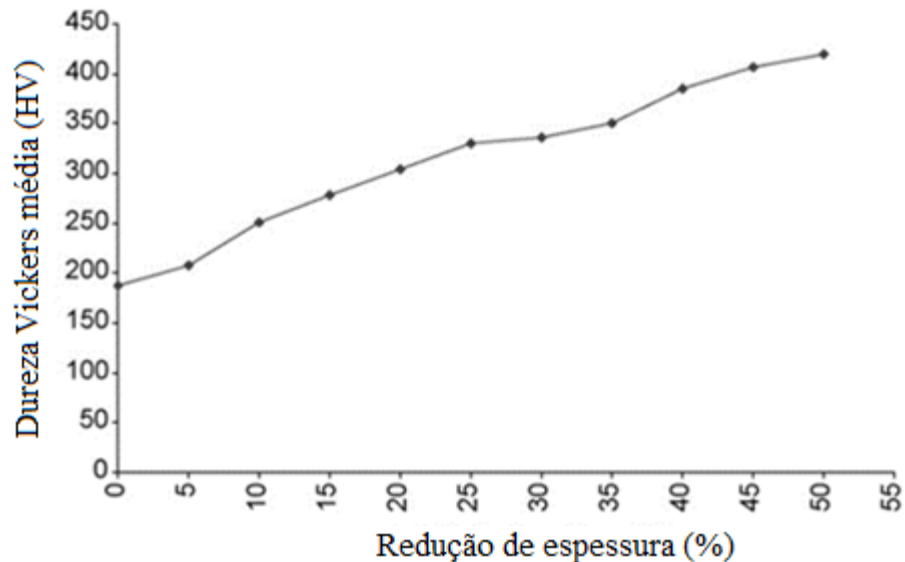


Figura 2.13 Efeito da laminação a frio na dureza Vickers do aço inoxidável austenítico AISI 304.

Fonte: Adaptado de MILAD et al., 2008.

Alteração nas Propriedades Magnéticas

À temperatura ambiente e na condição de recozido, os aços inoxidáveis austeníticos não são magnéticos. Em contrapartida, a martensita α' , formada na transformação induzida por deformação, é a única fase magnética presente nos aços inoxidáveis austeníticos. A Figura 2.14 mostra o gráfico da deformação de engenharia versus a permeabilidade relativa para um aço inoxidável austenítico AISI 304 tracionado em diferentes taxas de deformação. Nesse gráfico, se observa uma relação diretamente proporcional entre a deformação de engenharia e a permeabilidade magnética relativa. A mudança na permeabilidade é atribuída à presença da martensita α' (CAO et al., 2020).

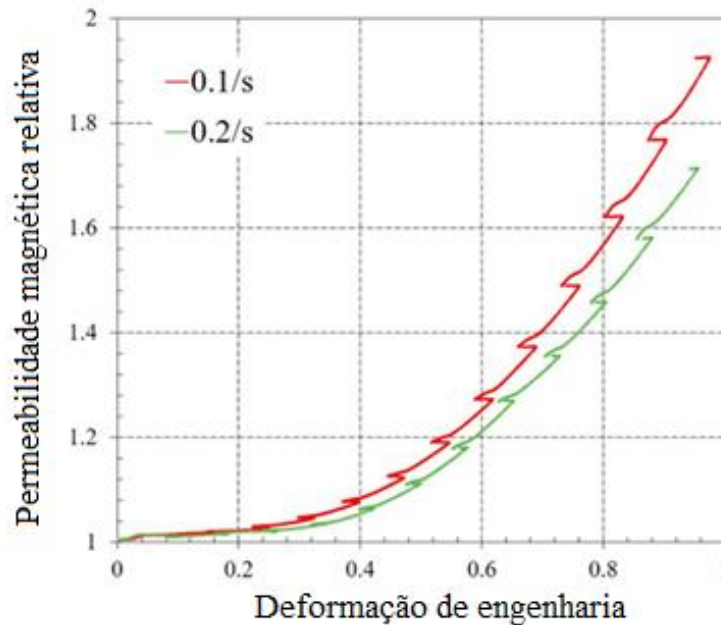


Figura 2.14 Curvas de permeabilidade magnética relativa versus deformação de engenharia para distintas taxas de deformação.

Fonte: Adaptado de CAO et al., 2020.

2.4 Difração de Raios X

Em razão da capacidade de identificar e quantificar diferentes fases cristalinas, inclusive em amostras de mesma composição, a difração de raios X é amplamente utilizada para caracterizar materiais (FRANCO, 2021). Além da identificação de fases cristalinas, a difração de raios X possui outras aplicações, como identificação de orientações preferenciais, tamanho de cristais, determinação de tensões residuais, acompanhar o surgimento ou supressão de fases cristalinas, entre outras aplicações (CULLITY, 2001).

Os raios X são ondas eletromagnéticas que possuem elevada energia e tamanho de comprimentos de onda semelhantes aos espaçamentos entre os planos cristalográficos das estruturas cristalinas. Quando um elétron de alta energia se choca com um alvo metálico, ocorre a emissão de raios X. A Figura 2.15 demonstra os detalhes de um tubo gerador de raios X (LIMA, 2022; BLEICHER, 2000; SMITH, 2013).

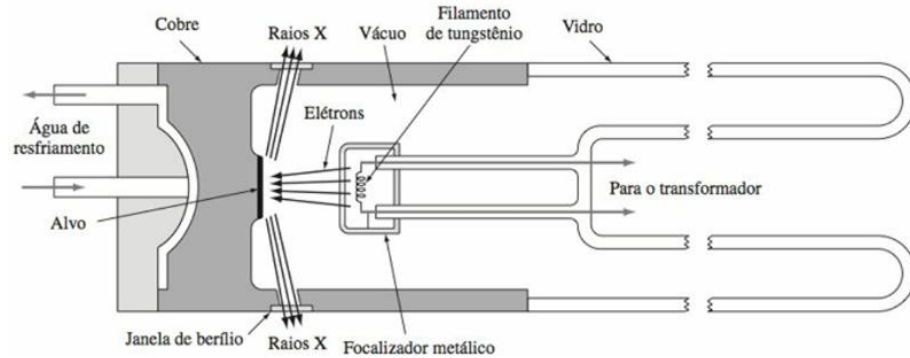


Figura 2.15 Detalhes de um tubo gerador de raios X.

Fonte: SMITH, 2013.

Um fenômeno importante da difração de raios X é o fato dela se basear no princípio da interferência construtiva entre ondas. Isto ocorre quando dois feixes distintos de raios X, de mesmo comprimento de onda e em fase, se unem e formam uma nova onda de mesmo comprimento de onda das duas que se somaram, mas terá como amplitude a soma das amplitudes das ondas originais. Esta interferência construtiva está condicionada ao comprimento da Lei de Bragg, que é dada pela Equação 2.6:

$$\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta \quad \text{Equação 2.6}$$

Onde λ representa o comprimento de onda da radiação incidente, d_{hkl} é o espaçamento interplanar, e θ é o ângulo entre o feixe incidente e o plano cristalino. Quando átomos estão localizados somente nos vértices das células unitárias a ocorrência da difração é especificada pela Lei de Bragg, como é o caso da estrutura cúbica simples. Já estruturas CCC e CFC, que possuem átomos no centro e na face da célula, respectivamente, acabam sofrendo dispersão fora de fase em razão do posicionamento dos átomos, resultando na ausência de feixes difratados. Nestes casos, é exibido uma dependência da estrutura cristalina. Para a estrutura CFC os índices de Miller devem ser todos pares ou ímpares, enquanto para a estrutura CCC a soma dos índices de Miller deve ser par. Respeitadas as condições citadas, irá ocorrer difração (CALLISTER, 2016).

O aparato de difração de raios X consiste em uma fonte que emite raios X na direção de uma amostra e um detector que recebe os feixes difratados. A fonte e o detector movimentam-se concomitantemente, mantendo iguais os ângulos de incidência e reflexão. Ao longo do deslocamento, a uma velocidade angular constante, da fonte, o detector realiza leituras da intensidade em relação do ângulo de difração, também chamado de 2θ , pelo fato da fonte e do detector fazerem um ângulo θ com a amostra, como apresentado na Figura 2.16.

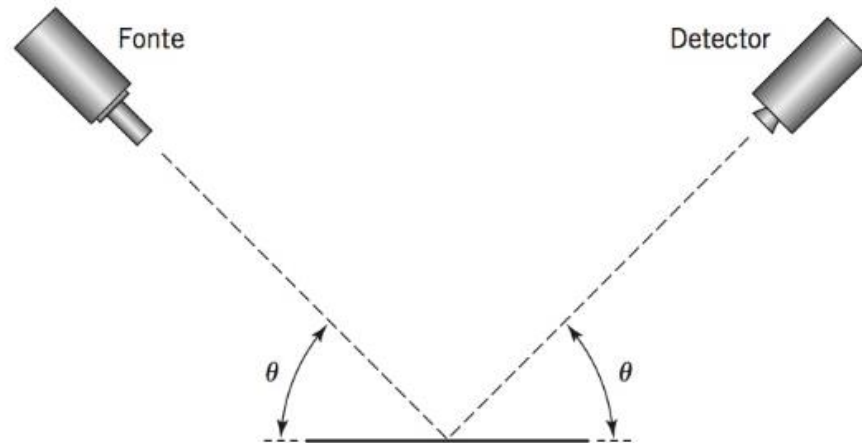


Figura 2.16 Operação do equipamento de Difração de raios X.

Fonte: SMITH, 2013.

O resultado oriundo a partir da análise de difração de raios X é chamado de difratograma, que é um gráfico de intensidade versus o ângulo de difração (2θ), como ilustra a Figura 2.17. Toda vez que a Lei de Bragg for satisfeita durante um experimento de difração de raios X, ocorrerá um pico de alta intensidade no difratograma, correspondente a um plano cristalográfico (CALLISTER, 2016; NEWELL, 2010).

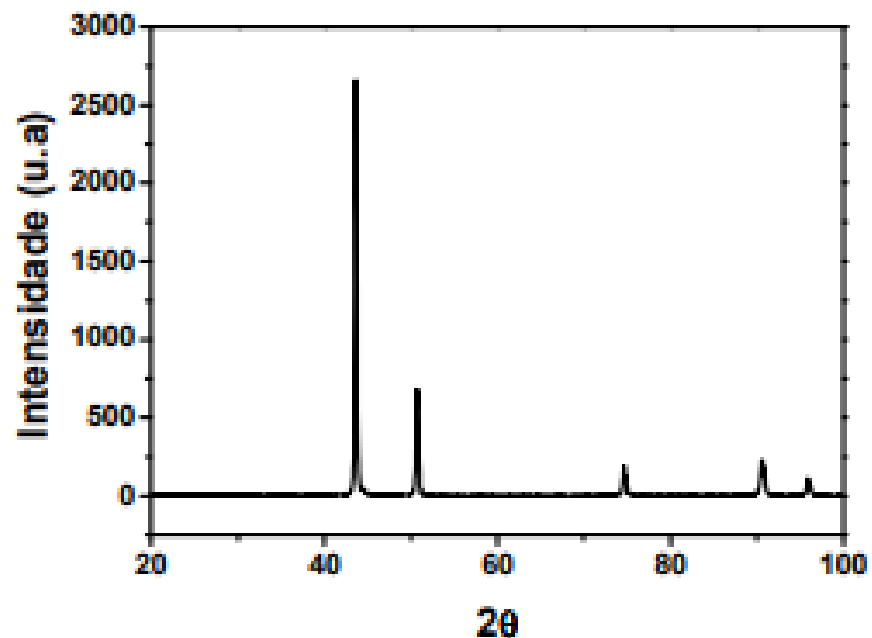


Figura 2.17 Difratograma de raios X – matriz de aço inoxidável AISI 304.

Fonte: KAPP, 2012.

Identificação e Quantificação de Fases por Difração de Raios X

No caso de amostras monofásicas e policristalinas, é possível realizar uma avaliação qualitativa da fase presente por meio da comparação dos picos de difração obtidos no gráfico de intensidade versus ângulo de difração com padrões de difração oriundos de uma base de dados, como o ICDD-PDF. Nesse processo de comparação, são consideradas as posições angulares e intensidades dos picos, bem como as distâncias interplanares, calculadas pela lei de Bragg, expressa na Equação 2.6 (FRANCO, 2021; LIMA, 2022).

Quando se trata de amostras que possuem duas ou mais fases, é possível, além de identificar as fases, inferir sobre a quantidade de cada fase presente. Para isso, se faz uso do método de Rietveld, que por meio do método matemático dos mínimos quadrados, tem como propósito alcançar uma sobreposição máxima entre os perfis dos picos de difração calculados e observados no difratograma. Isto garante ajustes precisos nas intensidades correspondentes. Para uma boa análise de fases, é crucial ter conhecimento da estrutura cristalina de cada material presente na amostra analisada (FRANCO, 2021; LIMA, 2022).

2.5 *Meandering Winding Magnetometer (MWM)*

O MWM é um sensor flexível e fino que combina sensores de correntes parasitas e sensores de indução magnética para avaliar as propriedades magnéticas e de condução de metais ferrosos e não ferrosos. O MWM é capaz de determinar perfis de propriedades em componentes ferrosos, oferecendo reprodutibilidade e repetitividade às medidas, independente da curvatura da superfície e em locais de difícil acesso. Além disso, através da sua utilização, é possível identificar trincas de maneira antecipada em comparação com os métodos convencionais de correntes parasitas. Compõe o MWM um enrolamento primário, que possui uma geometria criada para manter os campos magnéticos espaçados uniformemente, onde percorre uma corrente elétrica e um enrolamento secundário, posicionado ao redor do enrolamento primário para detectar as respostas do sensor (GOLDFINE et al., 2012; GOLDFINE, 1996; WASHABAUGH et al., 2000).

Funcionamento do *Meandering Winding Magnetometer (MWM)*

Esta técnica se baseia no fato de que as propriedades magnéticas do material, como a condutividade elétrica e a permeabilidade magnética, são afetadas quando o material sofre

danos devido a esforços mecânicos. A Figura 2.18 apresenta o funcionamento do sensor MWM, onde para inspecionar materiais condutores ou magnéticos, uma corrente, I_D , é aplicada no enrolamento primário em uma frequência pré-determinada, geralmente entre 100 Hz e 40 MHz, e a tensão, V_{S2} , é medida nos terminais dos enrolamentos secundários. A corrente I_D produz um campo magnético, H , variável com o tempo, com comprimento de onda λ , que induz correntes parasitas que percorrem o caminho do enrolamento. Os sensores do MWM detectam alterações no campo magnético quando algo altera o fluxo das correntes parasitas, essas alterações são identificadas pelos enrolamentos secundários (TIAN et al., 2012; WASHABAUGH, 2003; WASHABAUGH et al., 2000).

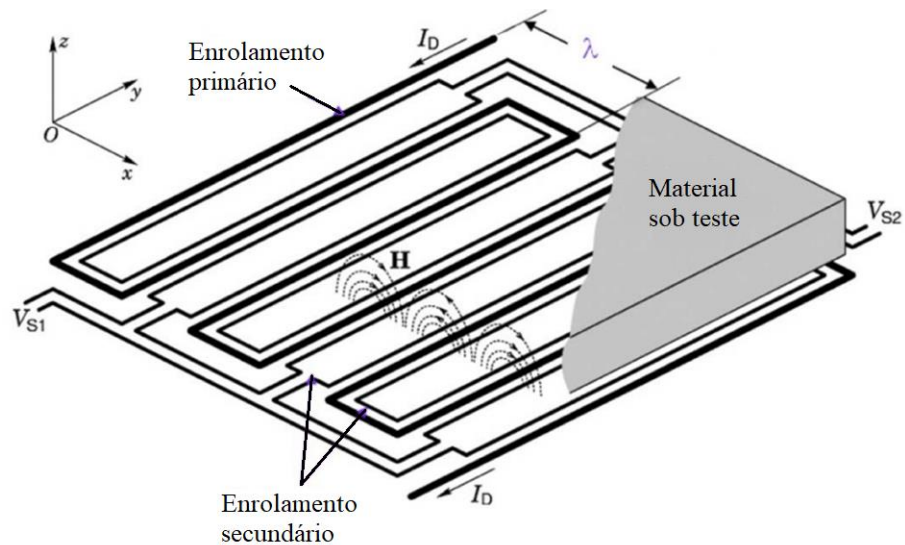


Figura 2.18 Esquema da estrutura básica do MWM.

Fonte: Adaptado de SHEIRETOV et al., 2009.

Matriz de Medidas

Durante as medidas, as propriedades de interesse, condutividade elétrica e permeabilidade magnética, são estimadas de acordo com as respostas do sensor MWM, através do uso de matrizes de medidas. Matrizes de medidas são uma base de dados de respostas do sensor que representam a interação do material sob teste com campo magnético do MWM. Esta base de dados é gerada através de um modelo físico das respostas do sensor as variações nas propriedades do material. Para a maioria dos aços, desde que sejam ferromagnéticos, a matriz de medidas converte os dados obtidos em permeabilidade magnética e na proximidade do sensor MWM em relação ao material sob teste. A Figura 2.19 ilustra esta medida (GOLDFINE; CLARK, 1996; WASHABAUGH, 2003; WASHABAUGH et al., 2000).

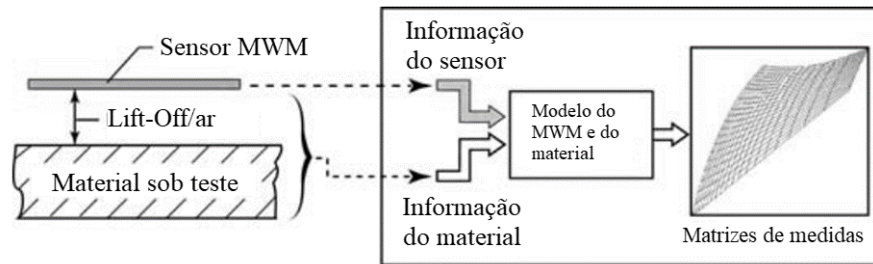


Figura 2.19 Ilustração das respostas dos sensores MWM convertidas para as propriedades de interesse.

Fonte: Adaptado de GOLDFINE et al., 2009.

Aplicação em Aços Inoxidáveis Austeníticos

Conforme Callister (2016), ainda que pequena, a falha por fadiga apresenta alguma deformação plástica. Em materiais sujeitos a transformações de fase induzida por deformação o MWM é capaz de detectar estágios muito iniciais de dano por fadiga, antes mesmo da formação de trincas (GOLDFINE et al., 2006; ZILBERSTEIN, 2003).

As Figura 2.20 (a) e Figura 2.20 (b) mostram imagens de corpos de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 que foram analisados através da técnica de MWM. À esquerda, se tem um corpo de prova que não foi submetido ao ensaio de fadiga, portanto, sua estrutura permaneceu totalmente austenítica e sua permeabilidade magnética nula. Já o corpo de prova à direita foi testado até 88% de sua vida em fadiga, sendo possível observar na região central da imagem as mudanças na permeabilidade magnética associada à martensita induzida por deformação que se forma durante o carregamento cíclico (GOLDFINE et al., 2006; ZILBERSTEIN, 2003).

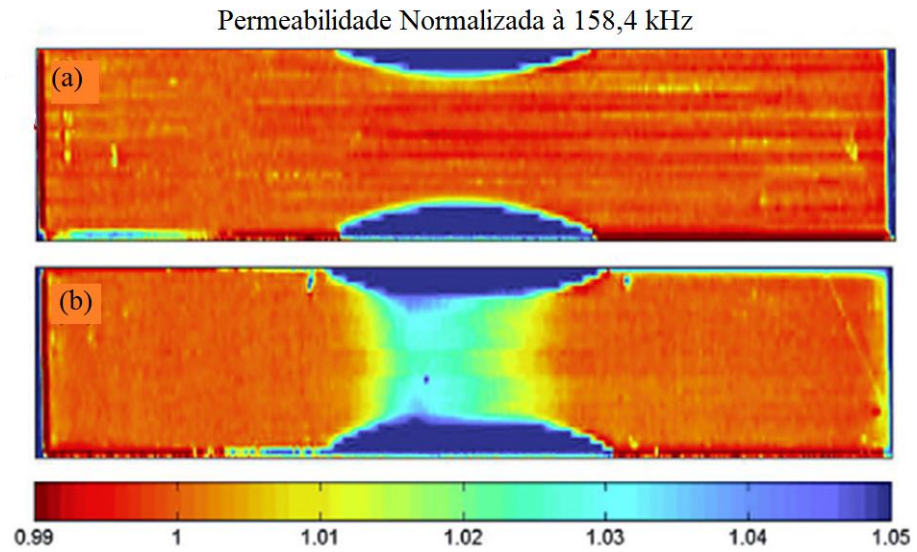


Figura 2.20 Imagens de permeabilidade magnética geradas com um MWM, sendo (a) o corpo de prova que não foi submetido ao ensaio de fadiga e (b) o corpo de prova testado até 88% de sua vida em fadiga.

Fonte: Adaptada de ZILBERSTEIN, 2003.

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

No presente trabalho utilizou-se uma chapa, com 4,5 mm de espessura, de aço inoxidável austenítico AISI 304, para a confecção dos corpos de prova. A composição química padrão conforme a norma AISI e a composição química do material são exibidas na Tabela 3.1. A composição química do material foi obtida por meio da técnica de espectroscopia de emissão ótica. Para isso, foi utilizado um espectrômetro da marca Spectro, modelo Spectrolab, localizado no LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS).

Além disso, em colaboração com a empresa Gerdau Aços Especiais Piratini, foi conduzida a análise do teor percentual de nitrogênio. Esta análise empregou o equipamento Leco TC400.

Tabela 3.1 Composição química do aço AISI 304 (% em massa).

AISI 304	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Fe
Norma	0,08 máx	0,75 máx	2,00 máx	18-20	8-10,5	-	-	balanço
Amostra	0,06	0,42	1,08	17,46	8,66	0,17	0,0397	balanço

Fonte: o Autor.

Conforme os valores obtidos na análise química, calculou-se os valores de cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), assim como as temperaturas M_s e M_{d30} , e da Energia de Falha de Empilhamento (EFE), através das equações 2.1, 2.2, 2.3, 2.4 e 2.5, respectivamente. A Tabela 3.2 exhibe os valores encontrados.

Tabela 3.2 Valores de cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), temperaturas M_s e M_{d30} , e Energia de Falha de Empilhamento (EFE), conforme a composição química obtida da amostra de aço AISI 304.

-	Cr_{eq}	Ni_{eq}	M_s	M_{d30}	EFE
Amostra	18,26%	12,19%	-170,18°C	32,39°C	17,95 mJ/m ²

Fonte: o Autor

3.2 Métodos

Na Figura 3.1 é apresentado um fluxograma com o resumo dos procedimentos experimentais realizados no presente trabalho e descrito nos itens a seguir.

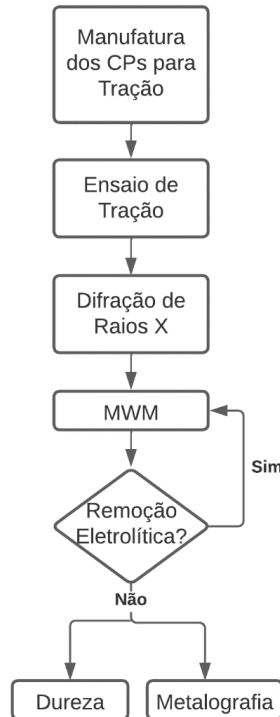


Figura 3.1 Fluxograma dos procedimentos experimentais realizados.

Fonte: o Autor.

3.2.1 Manufatura de Corpos de Prova para Tração

Os ensaios de tração empregaram corpos de prova em conformidade com a norma ASTM E8/E8M-21, cujo projeto é ilustrado na Figura 3.2. Para fabricar estes corpos de prova, o procedimento consistiu em usinar inicialmente o esquadro externo e, posteriormente, realizar o corte do raio e pescoço através de eletroerosão. A espessura dos corpos de prova é igual à da chapa utilizada, com 4,5 mm de espessura.

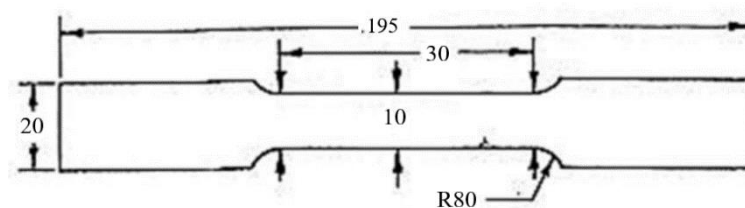


Figura 3.2 Projeto dos corpos de prova utilizados, com suas cotas em milímetros.

Fonte: Adaptado de ASTM E8/E8M-21.

3.2.2 Ensaio de Tração

Os ensaios foram conduzidos utilizando uma máquina servo-hidráulica universal de ensaios MTS modelo 810, com capacidade para 100 kN, localizada no LAMEF, conforme ilustrado na Figura 3.3. A MTS 810 é composta por sistemas mecânicos e um sistema de controle que atua como interface entre o operador e a máquina. O controle e monitoramento dos ensaios foram realizados por meio de controladores digitais servo-hidráulicos MultiPurpose TestWare da MTS.

A norma ASTM E8/E8M-21 foi novamente adotada como referência, com uma taxa de carregamento de 0,5 mm/min. As deformações dos corpos foram monitoradas com o auxílio de um extensômetro da marca MTS, acoplado à amostra. Além disso, para a medição da área retangular do corpo de prova, utilizou-se um paquímetro digital.

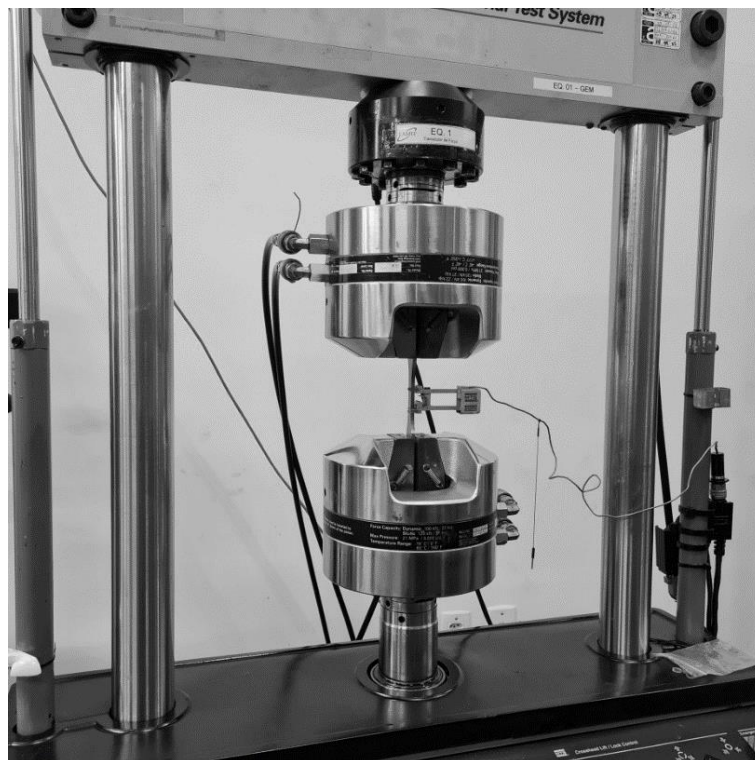


Figura 3.3 Ensaio de tração sendo realizado na máquina de tração MTS 810.

Fonte: Cortesia LAMEF.

3.2.3 Quantificação de Fases por Difração de Raios X

Os ensaios de difração de raios X foram conduzidos utilizando um difratômetro modelo Seifert Charon XRD M – Research Edition, da marca Genetal Electric Inspection Technologies

GmbH, situado no LAMEF, Figura 3.4(a) e Figura 3.4(b). Para determinar as fases presentes nas amostras ensaiadas por tração, empregou-se o método de cálculo de intensidades integradas dos picos de difração, utilizando o software General Electric Rayflex Analyze Versão 2.503, Módulo Austenite/Nitrate, especialmente concebido para a medição de austenita retida. Os parâmetros de medição incluíram radiação de $\text{Cr K}\alpha$, operando com uma tensão de 30 kV e corrente de 50 mA. Para suprimir as linhas $\text{K}\beta$ utilizou-se filtro de vanádio, enquanto o passo 2θ foi estabelecido em $0,01^\circ$, abrangendo uma faixa 2θ de 50° a 166° .

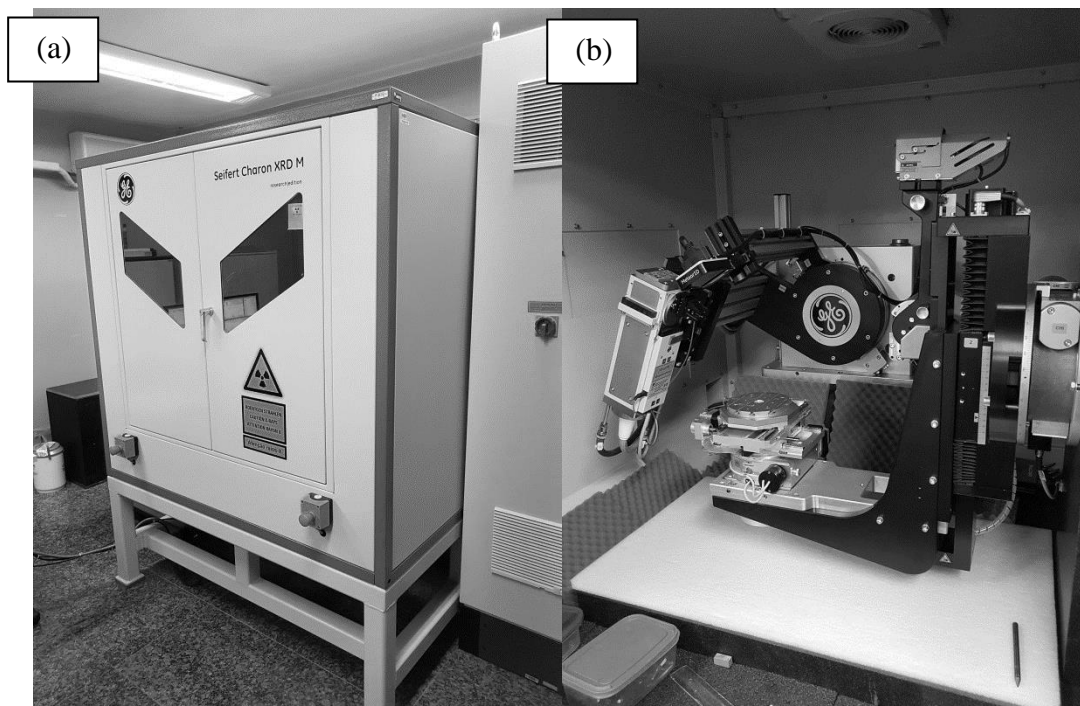


Figura 3.4 Imagens do difratômetro modelo Seifert Charon XRD M – Research Edition, da marca Genetal Electric Inspection Technologies GmbH.

Fonte: Cortesia LAMEF.

Realizou-se uma comparação entre as intensidades relativas dos picos de difração da martensita nas direções $(110) \alpha'$, $(200) \alpha'$ e $(211) \alpha'$ e os picos da austenita retida $(111) \gamma$, $(200) \gamma$ e $(220) \gamma$, de acordo com Cullity (2001), como ilustra a Figura 3.5. Para esse propósito, foi aplicado um ajuste de curva utilizando o modelo Pseudo Voigt, com correção de background. A partir das intensidades integradas da martensita e da austenita retida, determinou-se o volume percentual de austenita retida, permitindo a avaliação quantitativa das fases presentes no material.

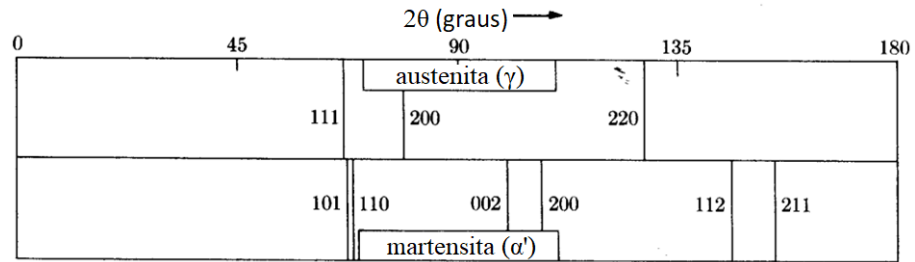


Figura 3.5 Padrões calculados de austenita e martensita para a radiação Cr K_{α} .

Fonte: CULLITY, 2001.

As amostras tracionadas, até 5%, 10%, 15%, 20%, 25% e 30% de deformação, da mesma forma que o material como recebido, foram analisadas por difração de raios X. Tanto para o material como recebido quanto para as amostras tracionadas, além da região central do corpo de prova, foram realizadas medições, sem remoção de camada, em mais três regiões em uma direção e outras três na direção oposta, seguindo um posicionamento centralizado ao longo do comprimento do corpo de prova. Isto resultou em um total de sete pontos de medição equidistantes em um centímetro. O esquema da Figura 3.6 apresenta os pontos onde as medições de fases por difração de raios X foram efetuadas nas amostradas que sofreram deformação plástica.

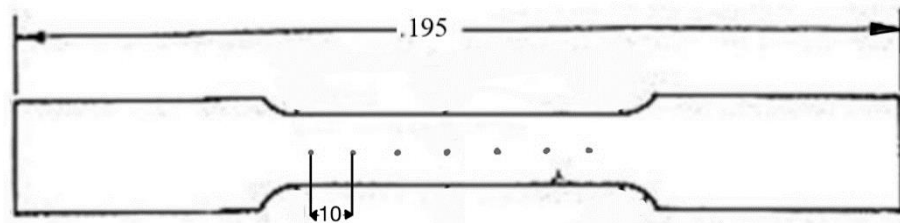


Figura 3.6 Projeto do corpo de prova mostrando os locais nos quais foram realizadas as medições de difração de raios X, com suas cotas em milímetros.

Fonte: o Autor.

Cada fase presente no material possui um conjunto específico de ângulos relacionados aos seus planos cristalinos, os quais, quando satisfazem a Lei de Bragg, exibem interferência construtiva com intensidades relativas distintas. Na Tabela 3.3 são apresentadas as correspondências entre ângulos, intensidades e planos cristalinos para cada fase, objetivando a quantificação das mesmas. As fichas cristalográficas foram obtidas do banco de dados ICDD PDF-2. As fases de interesse neste trabalho são a austenita, martensita- α' (ferrita) e martensita-

ϵ (hexaferrum). É importante notar que os picos referentes a martensita- α' são os mesmos da ferrita, devido à sua semelhança cristalográfica.

Tabela 3.3 Informações contidas nas fichas cristalográficas das três fases que são alvo de estudo neste trabalho.

Fase	2 θ	Intensidade Relativa	h	k	l
Austenita	65,86	100	1	1	1
	77,76	40	2	0	0
	125,18	20	2	2	0
Martensita α'	66,785	100	1	1	0
	106,033	20	2	0	0
	156,105	30	2	1	1
Martensita ϵ	65,371	20	1	0	0
	71,062	80	0	0	2
	76,954	100	1	0	1
	105,317	10	1	0	2
	136,175	10	1	1	0

Fonte: ICDD PDF-2.

3.2.4 Medida de Permeabilidade Magnética com *Meandering Winding Magnetometer* (MWM)

As medidas de permeabilidade magnética foram realizadas utilizando um sensor FA316 de correntes parasitas da marca JENTEK Sensors, Inc, localizado no LAMEF. O sensor é conectado a um sistema de aquisição de dados de matrizes de medidas e acoplado a uma haste, que é manipulada manualmente para escanear o corpo de prova. Para as medidas em questão, foram aplicadas frequências de medição de 40,96 kHz, 163,80 kHz e 1,310 MHz. Além disso, foram escolhidos os canais 3, 4 e 5 do sensor, tendo em vista que o mesmo possui largura maior que a área útil do corpo de prova, e os demais canais do sensor não entram em contato com a amostra.

3.2.5 Remoção Eletrolítica de Camada

Devido ao limite de penetração dos raios X, após a primeira medida de permeabilidade magnética, foram realizadas duas remoções eletrolíticas de camada, com o intuito de possibilitar uma análise das camadas mais profundas do material. Para a realização da remoção eletrolítica de camada, foi utilizada uma solução contendo 42% de H₃PO₄ (ácido fosfórico), 34% de H₂SO₄ (ácido sulfúrico) e 24% de H₂O (água), tensão de 5 V e corrente de 10 A. As amostras foram

cobertas com fita adesiva Scotch 3M, excluindo a área que foi submetida à remoção eletrolítica, e submersas em um recipiente contendo a solução ácida por um determinado tempo, até a remoção de aproximadamente 50 μm da superfície do material. A determinação do tempo necessário para se remover 50 μm de espessura dos corpos de prova se deu por meio da relação entre a espessura removida durante 15 minutos de submersão e o tempo proporcional restante para alcançar 50 μm de camada removida. Posteriormente às remoções eletrolíticas, realizaram-se medições em um micrômetro digital para confirmar a espessura removida dos corpos de prova. Foram realizadas duas remoções de 50 μm cada. O procedimento de remoção eletrolítica de camadas é ilustrado na Figura 3.7.

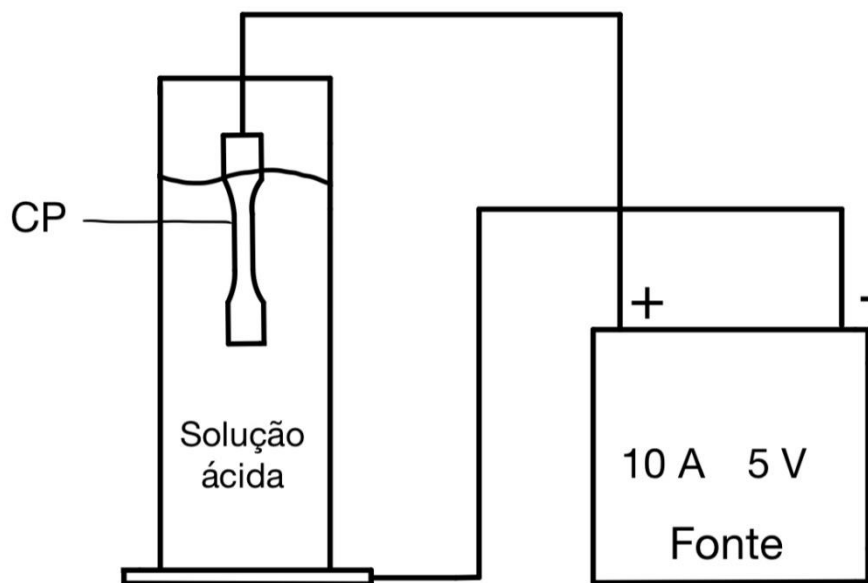


Figura 3.7 Esquema do aparato utilizado para remoção eletrolítica de camada.

Fonte: o Autor.

3.2.6 Metalografia

Para a realização das análises metalográficas, os corpos de prova foram cortados, retirando-se uma amostra na região central. Adicionalmente, foi coletada uma amostra do material como recebido. Após a realização dos cortes, foi realizado o procedimento padrão de embutimento em resina termofixa. Em seguida, cada amostra passou por um processo de lixamento, o qual se iniciou com o uso de lixas de granulometria maior, granulação 80, terminando em lixas de granulometria menor, granulação 1200, alternando a orientação de lixamento a cada troca de lixa. O polimento mecânico foi conduzido, primeiro utilizando um pano com pasta diamantada de 4 μm , seguido pela aplicação da pasta de 1 μm .

Devido à natureza metaestável do aço inoxidável AISI 304 e à sua predisposição à formação de martensita por meio da deformação, é possível observar a ocorrência desse fenômeno durante o processo de lixamento, o que pode ocultar a real microestrutura do material. Considerando essa característica, é essencial executar um ataque de caráter eletrolítico após a preparação metalográfica padrão, pois também retira a região superficial deformada do corpo de prova. Para isso utilizou-se uma solução de 10 g de $H_2C_2O_4$ (ácido oxálico) em 100 ml de H_2O (água) e uma tensão de 6 V durante cinco minutos, até a microestrutura desejada ser revelada.

Na execução das análises metalográficas, utilizou-se o microscópio óptico Axio Imager.Z2m, fabricado pela empresa Zeiss, localizado no LAMEF, apresentado na Figura 3.8. O software utilizado para captura de imagens foi o Zeiss Zen Blue 3.3.



Figura 3.8 Microscópio óptico Axio Imager.Z2m

Fonte: o Autor

3.2.7 Dureza

Foi executado o ensaio de dureza Vickers, no qual uma carga de 125 kgf foi aplicada usando um durômetro Wolpert, localizado no LAMEF. A norma de referência foi a ASTM E92-17. A abordagem empregada nos ensaios de dureza seguiu a mesma lógica de análise empregada na quantificação das fases através da difração de raios X. Dessa forma, procedeu-se com uma indentação central nos corpos de prova, e adicionalmente, mais três indentações em

cada direção, todas a um centímetro de distância umas das outras, conforme a Figura 3.9. Além disso, a dureza do material como recebido também foi medida. Não houve necessidade de preparação superficial prévia dos corpos de prova. Adicionalmente, buscou-se estabelecer uma correlação entre os valores de dureza e os percentuais de martensita determinados, com o objetivo de identificar uma possível relação linear entre esses conjuntos de dados.

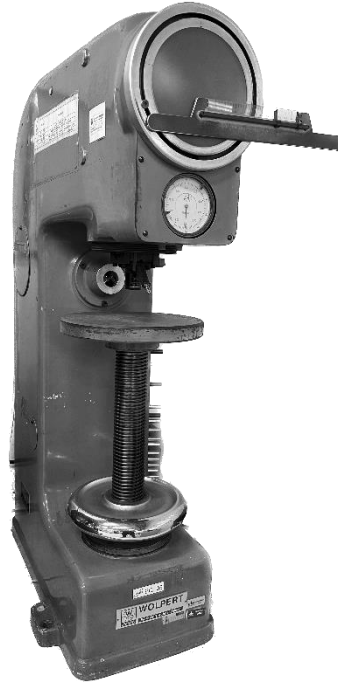


Figura 3.9 Durômetro Wolpert.

Fonte: o Autor

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio de Tração

A Tabela 4.1 exibe as características mecânicas resultantes do ensaio de tração realizado à temperatura ambiente. Durante o ensaio, o material foi submetido à tração até o ponto de fratura completa. Nesse caso, não foi observado um patamar de escoamento direto. Em vez disso, o patamar é determinado usando o método do *Offset*, conforme norma ASTM E8/E8M-21. Esse método envolve traçar uma reta paralela à porção elástica da curva de tensão-deformação, a partir do ponto de deformação 0,002 mm e 0 MPa. O ponto que essa reta paralela intercepta a curva de tensão-deformação é definido como limite ou tensão de escoamento.

Tabela 4.1 Informações relacionadas ao ensaio de tração realizado em condições de temperatura ambiente.

Propriedades Mecânicas	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Tensão de Ruptura (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Alongamento na Fratura (%)
AISI 304	325	798	590	192	50

Fonte: o Autor.

Durante o ensaio de tração, evidencia-se a capacidade de deformação apresentada pelo material, por meio de um notável alongamento. Atribui-se esta característica à ocorrência da transformação martensítica ao longo do ensaio, com um aumento da quantidade de martensita conforme a deformação aumenta. Essa fase específica é possível de ser identificada tanto nas análises de quantificação de fases através da difração de raios X, quanto nas análises metalográficas. A Figura 4.1 ilustra o corpo de prova após a fratura.

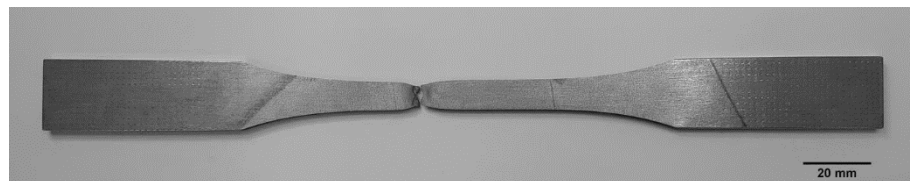


Figura 4.1 Corpo de prova após a fratura.

Fonte: o Autor

Com o objetivo de gerar corpos de prova com distintas quantidades de martensita induzida por deformação, os ensaios de tração foram interrompidos em estágios de 5%, 10%, 15%, 20%, 25% e 30% de deformação. A Figura 4.2 exibe o gráfico de tensão-deformação, ressaltando os pontos nos quais os ensaios foram suspensos.

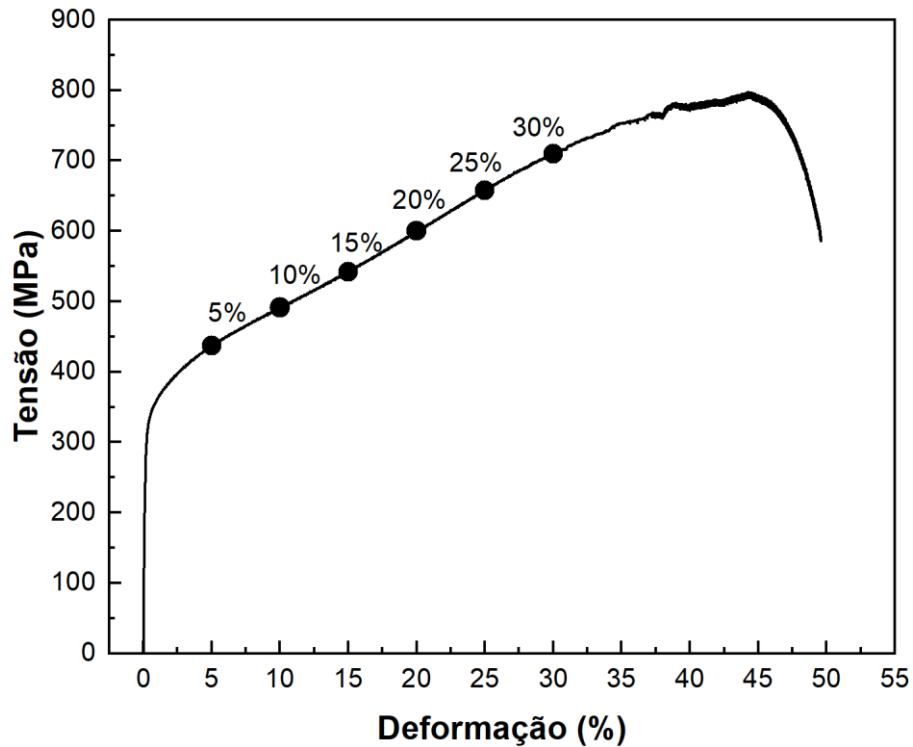


Figura 4.2 Curva tensão versus deformação indicando os estágios de deformação em que os ensaios de tração foram interrompidos.

Fonte: o Autor

4.2 Quantificação de Fases por Difração de Raios X

Com o objetivo de investigar a formação de martensita através da deformação proveniente do ensaio de tração, foi empregada a técnica de quantificação de fases por difração de raios X para identificar e quantificar as potenciais fases presentes, sendo elas a austenita, martensita α' e martensita ϵ . A Figura 4.3 exibe os difratogramas gerados a partir dessas análises, de forma escalonada. O primeiro difratograma corresponde ao material como recebido, analisado após uma remoção eletrolítica de camada de 38 μm , a qual removeu as camadas deformadas, possivelmente resultantes dos últimos passes de laminação. Neste difratograma, observa-se a ausência de picos referentes a fase martensita α' , indicando a ausência da mesma ou o fato dela não apresentar volume suficiente para ser identificada.

Os demais seis difratogramas representam os distintos corpos de prova que sofreram deformação, variando de 5% a 30%, e foram avaliados nas suas regiões centrais. Não houve necessidade de realizar a remoção de camada nos corpos de prova tracionados, pois, inicialmente aos realizar as análises de difração de raios X, obteve-se resultados crescentes de fração de martensita e coerentes à medida que a deformação aumentava. Cada pico foi nomeado com base na sua orientação cristalográfica e a fase característica.

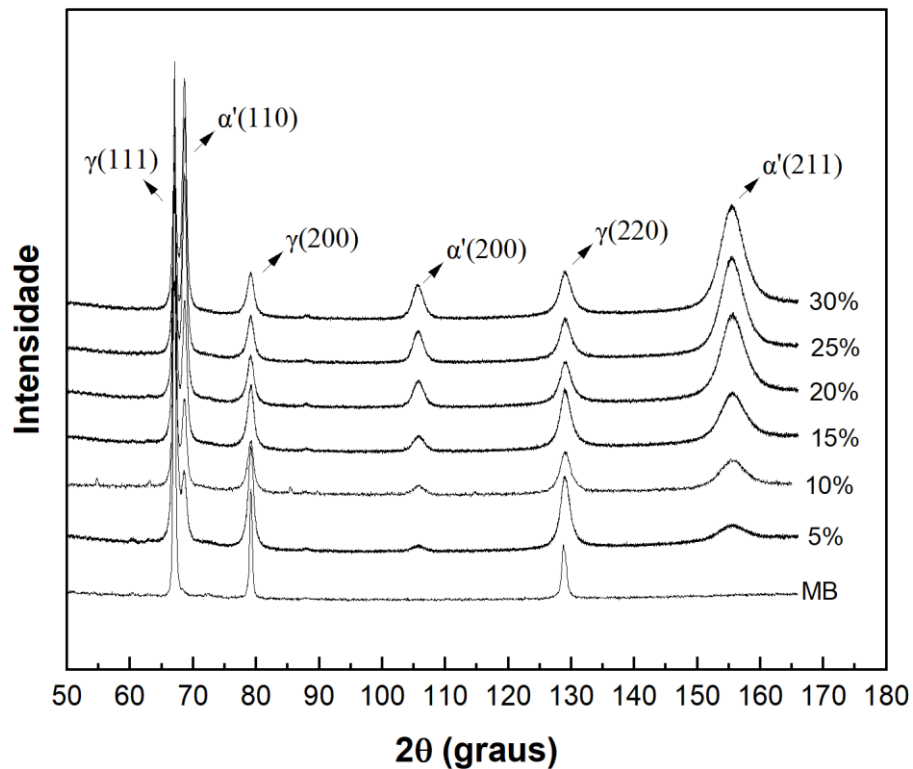


Figura 4.3 Difratogramas escalonados, referentes a cada nível de deformação aplicado, a análise foi realizada na região da área útil dos corpos de prova.

Fonte: o Autor

As análises realizadas revelaram a ausência da fase martensita ϵ . Observou-se que, de maneira geral, a quantidade de martensita α' é diretamente proporcional à deformação. Com o incremento da deformação, os picos associados à presença da austenita diminuem em termos de área e intensidade, enquanto os picos correspondentes à fase martensítica aumentam em relação a estes mesmos termos.

Na Figura 4.4, os percentuais de martensita foram adquiridos ao longo da área útil do corpo de prova, conforme descrito no item 3.2.3, e foi calculada a média das frações de martensita encontradas nesta região. A Tabela 4.2 apresenta estes valores.

Tabela 4.2 Fração de martensita média encontrada para cada nível de deformação ao qual os corpos de prova foram submetidos.

Deformação	5%	10%	15%	20%	25%	30%
Fração de Martensita Média	12,3%	22,81%	29,81%	43,51%	53,51%	55,81%

Fonte: o Autor.

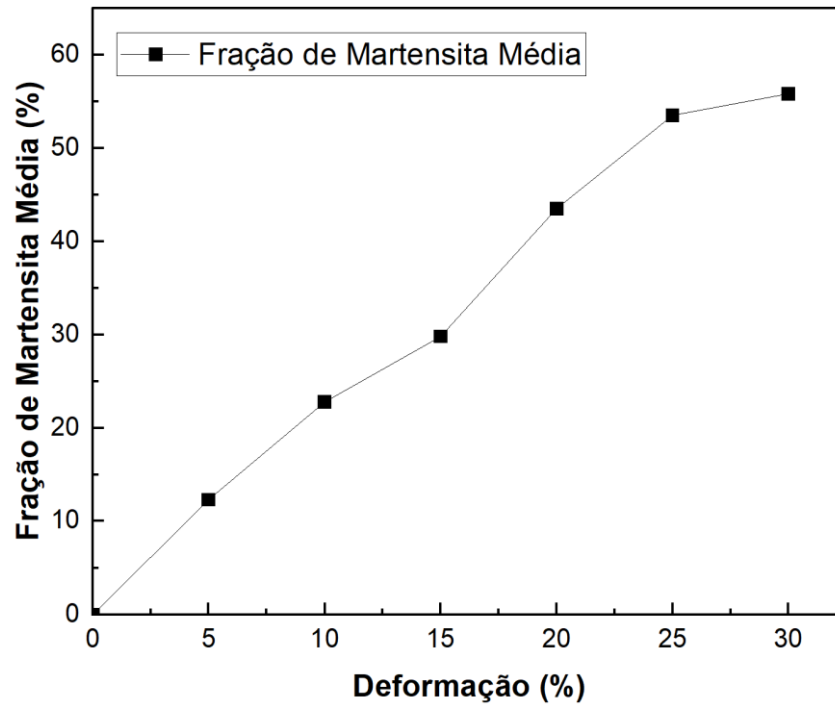


Figura 4.4 Gráfico relativo à fração de martensita média versus deformação para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.

Fonte: o Autor

É notável na Figura 4.4 e na Tabela 4.2 que, para as deformações de 25% e 30% a fração de martensita é semelhante, podendo indicar a existência de um limite máximo para a quantidade de martensita em deformações superiores a 30%.

4.3 Caracterização Magnética

Os gráficos presentes nas Figura 4.5, 4.6 e 4.7 apresentam o comportamento da permeabilidade magnética relativa nas frequências de 40,96 kHz, 163,8 kHz e 1,310 MHz, respectivamente, em relação à deformação sofrida pelos corpos de prova para análises com remoção de camada de 50 μm , 100 μm e sem remoção.

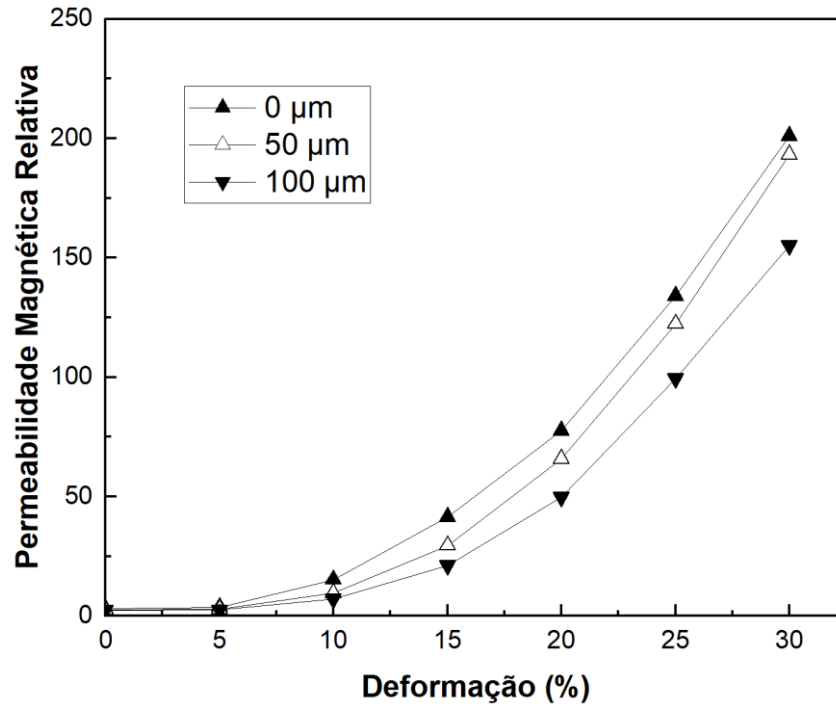


Figura 4.5 Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 40,96 kHz para os três níveis de remoção de camadas.

Fonte: o Autor

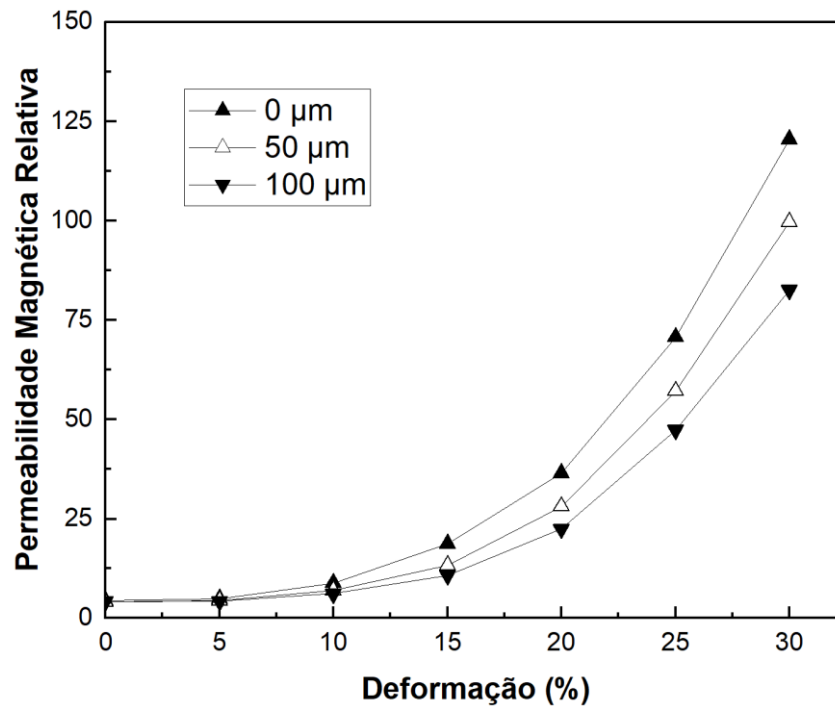


Figura 4.6 Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 136,8 kHz para os três níveis de remoção de camadas.

Fonte: o Autor

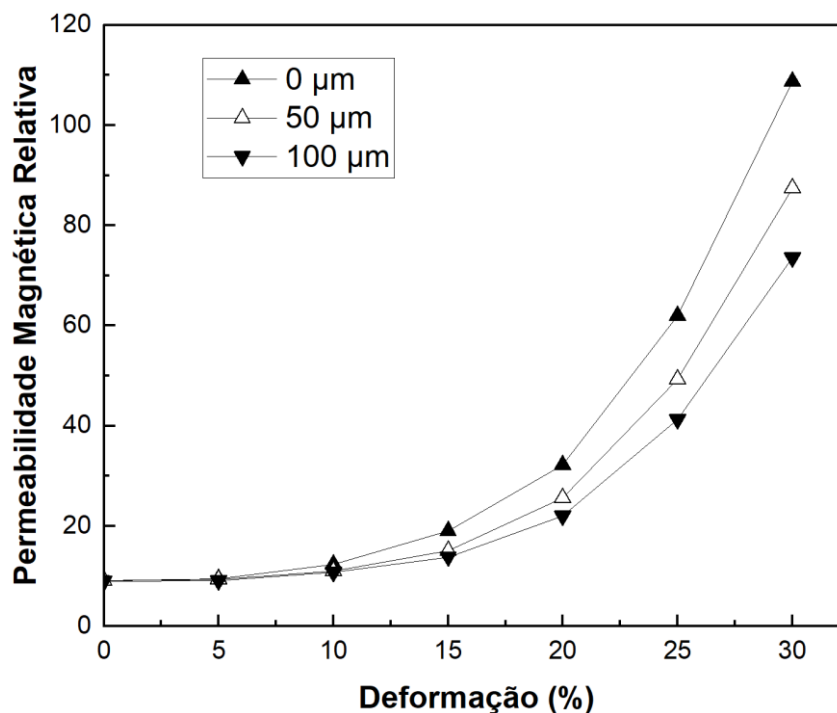


Figura 4.7 Curva de permeabilidade magnética relativa versus deformação na frequência de 1,310 MHz para os três níveis de remoção de camadas.

Fonte: o Autor

Através das análises é possível observar que o aumento da permeabilidade magnética acompanha o aumento nos níveis de deformação. A partir de 20% de deformação, onde, conforme a Tabela 4.2, já se tem mais de 40% de martensita presente na área útil do corpo de prova, o crescimento da permeabilidade magnética relativa é praticamente exponencial, alcançando valores de permeabilidade magnética relativa iguais ou maiores que o aço carbono, de acordo com Kulkarni (2004). Além disso, percebe-se, para mesmas frequências, uma queda no valor da permeabilidade magnética relativa ao passo que a remoção eletrolítica de camadas foi realizada e conforme a frequência aumenta, estando em conformidade com Hansen (2004) e Hayt (2011), que inferem que quanto maior a frequência, mais superficial é a medida.

4.4 Metalografia

De acordo com o item 3.2.6, as metalografias foram conduzidas utilizando amostras da região central dos corpos de prova ensaiados em tração, assim como do material base em sua condição de como recebido. A imagem da microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304 no estado de como recebido é mostrada na Figura 4.8.



Figura 4.8 Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 na condição de como recebido. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.

Fonte: o Autor

A microestrutura revela a existência de grãos equiaxiais de austenita com aspecto facetado e apresenta maclas. A presença de martensita, regiões escuras, na matriz austenítica, região clara, se deve ao processo de preparação metalográfica, estrutura essa que não foi completamente eliminada durante o polimento eletrolítico.

As Figura 4.9, 4.10 e 4.11 mostram a evolução da microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304 para as deformações de 10%, 25% e 30%.



Figura 4.9 Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 10% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.

Fonte: o Autor



Figura 4.10 Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 25% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 200 X.

Fonte: o Autor

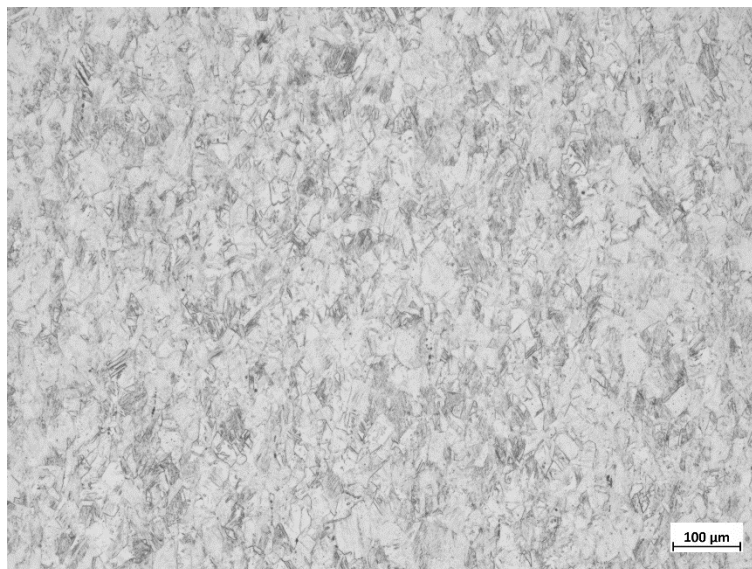


Figura 4.11 Amostra da região central do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 304 para 30% de deformação. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento: 100 X.

Fonte: o Autor

Com base nas metalografias verifica-se o aumento da quantidade de martensita induzida por deformação, região escura, de maneira concomitante ao grau de deformação. Percebe-se a presença de martensita, na forma de agulhas, no interior dos grãos de austenita a partir de 10% de deformação. Fica evidente na Figura 4.10, referente à 25% de deformação, a deformação de forma cisalhada dos grãos. Além disso, na Figura 4.11, em 30% de deformação, se nota um leve desaparecimento dos contornos de grão.

4.5 Dureza

Por meio da curva ilustrada no gráfico da Figura 4.12, torna-se evidente que a presença da martensita induzida por deformação resulta em um aumento na dureza média ao longo da área útil dos corpos de prova do material, para os diferentes níveis de deformação. Além disso, percebe-se que a dureza praticamente ficou duas vezes maior na deformação de 30%. Isto se deve, além da presença de martensita, ao alongamento do corpo de prova e, por consequência, a área analisada. Para as maiores deformações, observa-se uma distribuição mais homogênea de martensita na região analisada.

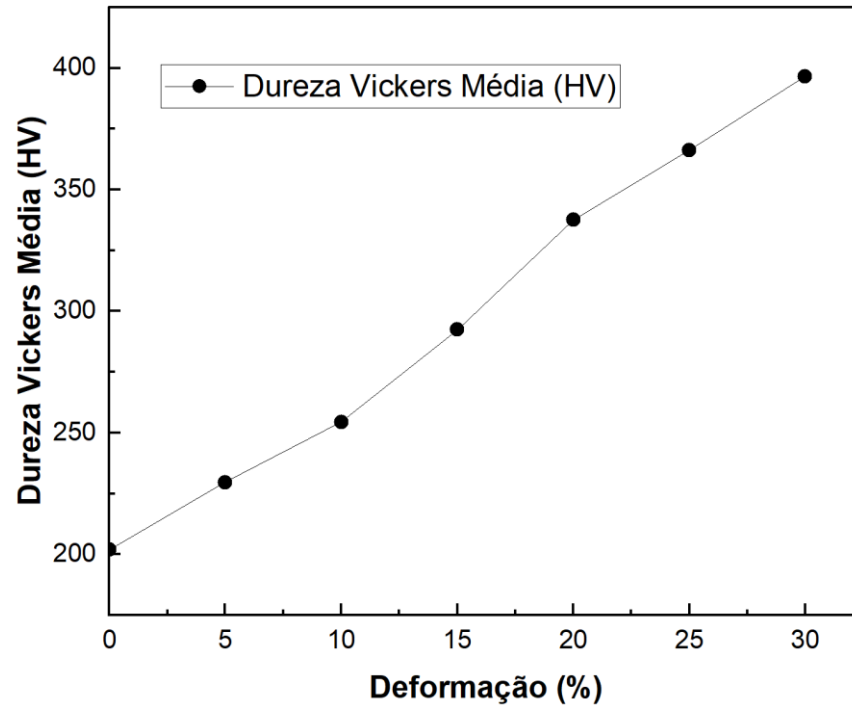


Figura 4.12 Gráfico relativo à dureza Vickers média versus deformação para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.

Fonte: o Autor

Na Figura 4.13, é possível inferir a relação diretamente proporcional entre a dureza e a fração de martensita encontrada nos corpos de prova, apresentada na Tabela 4.2. Essa relação era previamente esperada, tendo em vista as características da fase martensítica e os estudos realizados por Milad (2008).

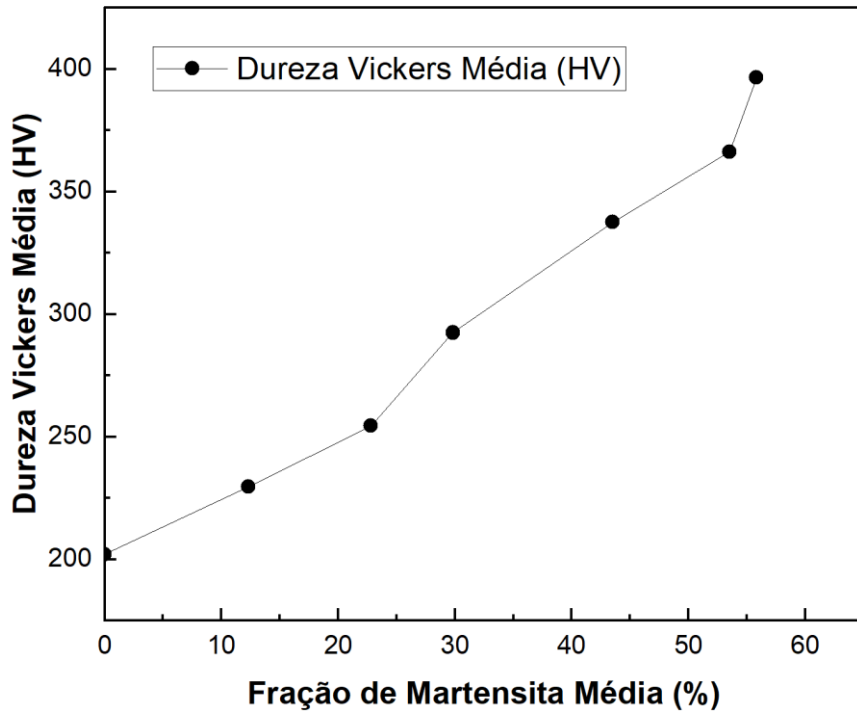


Figura 4.13 Gráfico relativo à dureza Vickers média versus a fração de martensita média para os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.

Fonte: o Autor

5.0 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e considerando os objetivos do presente trabalho, as seguintes conclusões podem ser destacadas:

- O aço inoxidável austenítico AISI 304, em deformações acima de 20% à temperatura ambiente, apresenta valores de permeabilidade magnética relativa situados na faixa de 100 a 200. Esses valores são próximos ou superiores aos do aço carbono, um material conhecido por suas propriedades magnéticas;
- Para a aplicação que motivou este trabalho, pode se fazer necessário o tratamento térmico de recozimento após a conformação mecânica. Isso visa reduzir a permeabilidade magnética relativa, aproximando-a dos valores encontrados no aço AISI 304 na condição de como recebido;
- A preparação metalográfica deve ser realizada com muita cautela para evitar o surgimento de martensita oriunda dos processos de lixamento e polimento;
- Em deformações de até 10%, já é possível observar aumento de 20% na dureza, uma permeabilidade magnética 10 vezes maior que a do ar e a presença de 22,81% de martensita, quando comparado com o material sem deformação;
- A adaptabilidade das técnicas não destrutivas de Difração de Raios X e MWM para a caracterização dos materiais, mesmo quando não são utilizadas para o objetivo que foram inicialmente desenvolvidas, elas apresentaram excelentes resultados;
- A importância do conhecimento e estudo da ciência e engenharia dos materiais para evitar o uso de materiais inadequados para uma ampla gama de aplicações.

6.0 TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, sugere-se:

- Realização de simulações por meio do Método dos Elementos Finitos, com os valores de permeabilidade magnética relativa obtidos, para uma compreensão mais profunda do comportamento magnético do material em diferentes situações;
- Utilização da microscopia eletrônica de varredura para adquirir imagens de maior qualidade e ter uma melhor visualização da microestrutura dos corpos de prova;
- Avaliar outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mesmo que inviáveis economicamente para a aplicação em questão, para se ter conhecimento das suas propriedades magnéticas;

7.0 REFERÊNCIAS

ABE, M. **Research and Development Trends of Stainless Steel and Its Future Prospects**. Hikari City: [s. n.], 2021.

ANGEL, T. Formation of martensite in austenitic stainless steels effects of deformation, temperature, and composition. **J. Iron and Steel Inst.**, v. 177, p. 165–174, 1954.

ASM SPECIALTY HANDBOOK. **Stainless Steel**. Materials Park: ASM International, 1994.

ASTM – American Society for Testing Materials. **ASTM E8/E8M-21: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, USA. 2021.

ASTM – American Society for Testing Materials. **ASTM E92-17: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, USA. 2017.

BATISTA DE LIMA, N.; FERNANDO PADILHA, A. **Difração de raios X: uma introdução para iniciantes**. São Paulo, 2022.

BLEICHER, L.; SASAKI, J. M. **Introdução à Difração De Raios X Em Cristais**. Fortaleza, 2000.

HAYT, W. H.; BUCK, J. A. **Engineering Electromagnetics**. 8th Ed., New York: McGraw-Hill Education, 2011.

CALLISTER, W. D. **Ciência E Engenharia De Materiais - Uma Introdução**. 9. Ed., Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CANO-PLATA, E. A.; SOTO-MARIN, O. J.; USTARIZ-FARFAN, A. J. Life Assessment of Electric Arc Furnace Transformers. **IEEE Transactions on Industry Applications**, [s. l.], v. 53, n. 4, p. 4125–4135, 2017.

CAO, B.; IWAMOTO, T.; BHATTACHARJEE, P. P. An experimental study on strain-induced martensitic transformation behavior in SUS304 austenitic stainless steel during higher strain rate deformation by continuous evaluation of relative magnetic permeability. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 774, p. 138927, 2020.

CATTANI, M.; VANNUCCI, A. Correntes de Foucault: Aspectos básicos. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, [s. l.], v. 36, n. 2, 2014.

CHAPMAN, S. J.; LASCHUK, A. **Fundamentos de Máquinas Elétricas**. 5. Ed., Porto Alegre: AMGH, 2013.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. Ed., São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2002.

COLPAERT, H. **Metallography of Steels – Interpretation of Structure and the Effects of Processing**. Materials Park: ASM International, 2018.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-ray Diffraction**. 3rd Ed., Upper Saddle River: Prentice Hall, 2001.

DE OLIVEIRA, L.; IARONKA, O. **Controle de pontos quentes em partes metálicas de transformadores de alta corrente através da combinação de blindagens magnéticas**. Rio de Janeiro, 2014.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. Ed., Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

EICHELMANN, G. H.; HULL, F. C. Trans. ASM. [s. l.], v. 45, p. 77, 1953.

FRANCO, C. et al. Introdução à quantificação de fases cristalinas: Um exemplo prático e ilustrativo sobre os fundamentos. **Journal of Experimental and Tecnique Instrumentation**. JETI, v.4, n.3, 2021.

GEORGE, G.; SHAIKH, H. Introduction to Austenitic Stainless Steels. *Em: CORROSION OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS*. [S. l.]: Elsevier, 2002. p. 1–36.

GEORGILAKIS, P. S. **Spotlight on Modern Transformer Design**. London: Springer London, 2009.

GOLDFINE, N. et al. Fatigue and Stress Monitoring with Magnetic Sensor Arrays. **SEM Conference**, St. Louis, 2006.

GOLDFINE, N. et al. MWM-Array Electromagnetic Techniques for Crack Sizing, Weld Assessment, Wall Loss / Thickness Measurement, and Mechanical Damage Profilometry. Waltham, MA. 2012.

GOLDFINE, N. et al. Noncontact Torque Sensing for Performance Monitoring and Fault Detection. **ASME 2009 Power Conference**. Albuquerque, NM: ASMEDC, 2009. p. 479–486.

GOLDFINE, N. J.; CLARK, D. Introduction to the Meandering Winding Magnetometer (MWM) and the grid measurement approach. Watertownm MA. 1996. p. 186–192.

HANSEN, J. The eddy current inspection method: Part 1. History and electrical theory. **Insight - Non-Destructive Testing and Condition Monitoring**, [s. l.], v. 46, n. 5, p. 279–281, 2004.

HUANG, G. L.; MATLOCK, DK.; KRAUSS, G. Martensite formation, strain rate sensitivity, and deformation behavior of type 304 stainless steel sheet. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 7, p. 1239–1246, 1989.

KILEUK LAI, J.; HO LO, K.; HUNG SHEK, C. (org.). Austenitic Stainless Steels. *Em: Stainless Steels: An Introduction and Their Recent Developments.*: BENTHAM SCIENCE PUBLISHERS, 2012. p. 23–40.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. ASM International, 2015.

KULKARNI, S. V; KHAPARDE, S. A. **Transformer Engineering: Design and Practice**. CRC Press, 2004. (Power engineering).

KUMAR, A. et al. A review on machining performance of AISI 304 steel. **Materials Today: Proceedings**, v. 56, p. 2945–2951, 2022.

KUMBHAR, G. B.; MAHAJAN, S. M.; COLLETT, W. L. Reduction of Loss and Local Overheating in the Tank of a Current Transformer. **IEEE Transactions on Power Delivery**, v. 25, n. 4, p. 2519–2525, 2010.

KWIETNIEWSKI, C. et al. **Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos**. 1. ed. Porto Alegre: UFRGS, 2014.

LEFFLER, B. **STAINLESS-stainless steels and their properties**. 2005. Disponível em: <<http://www.outokumpu.com/files/group/hr/documents/stainless20.pdf>>

LICHTENFELD, J. A.; VAN TYNE, C. J.; MATAYA, M. C. Effect of strain rate on stress-strain behavior of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, n. 1, p. 147–161, 2006.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 65, n. 4–6, p. 39–104, 2009.

LU, J. *et al.* Stacking fault energies in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, v. 111, p. 39–46, 2016.

MAGDALENO-ADAME, S. et al. Reduction of stray losses in Tertiary Voltage Bushings in power transformer tanks. *Em: 2014 IEEE International Autumn Meeting on Power, Electronics and Computing (ROPEC)*. IEEE, 2014. p. 1–5.

MANGONON, P. L.; THOMAS, G. Structure and properties of thermal-mechanically treated 304 stainless steel. **Metallurgical Transactions**, v. 1, n. 6, p. 1587–1594, 1970.

MAXIMOV, S. et al. Mathematical Calculation of Stray Losses in Transformer Tanks with a Stainless Steel Insert. **Mathematics**, v. 9, n. 2, p. 184, 2021.

MCGUIRE, M. **Stainless Steel for Design Engineers**. Materials Park: ASM International, 2008.

MELO, A. de S.; CALIL, W. Controle dos pontos quentes em partes metálicas devido a condutores de alta corrente através do método dos elementos finitos. Rio de Janeiro, 2014.

MILAD, M. *et al.* The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 203, n. 1–3, p. 80–85, 2008.

MORA, J. F. **Maquinas Electricas 4 Edicion**. Universidad de Cantabria Escuela Tecnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, 2001.

NANDA, T. et al. Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 233, n. 2, p. 209–238, 2019.

NEWELL, J. A. **Fundamentos Da Moderna Engenharia E Ciência Dos Materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2010.

OLIVARES, J. C. et al. Evaluation of eddy current losses in the cover plates of distribution transformers. **IEE Proceedings - Science, Measurement and Technology**, v. 151, n. 5, p. 313–318, 2004a.

OLIVARES, J. C. et al. Improved Insert Geometry for Reducing Tank-Wall Losses in Pad-Mounted Transformers. **IEEE Transactions on Power Delivery**, v. 19, n. 3, p. 1120–1126, 2004b.

OLIVARES-GALVÁN, J. C.; GEORGILAKIS, P. S.; OCON-VALDEZ, R. A Review of Transformer Losses. **Electric Power Components and Systems**, v. 37, n. 9, p. 1046–1062, 2009.

OLSON, G. B.; COHEN, M. A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. **Journal of the Less Common Metals**, v. 28, n. 1, p. 107–118, 1972.

PADILHA, A.; GUEDES, L. **Acos inoxidaveis austeniticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 2004.

POHL, R. *et al.* NDT techniques for railroad wheel and gauge corner inspection. **NDT & E International**, v. 37, n. 2, p. 89–94, 2004.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys (Revised Reprint)**. CRC Press, 2009.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. **Transformações de Fase**. São Paulo: Artliber, 2007.

SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 7, p. 1345–1351, 1975.

KAPP, M. **Otimização das Propriedades Superficiais dos Aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316L e ASTM F138 Recobertos com Filme de Alumínio e Nitretados**. Tese. PPGF: UFSCar, 2010.

SHEIRETOV, Y. et al. MWM-Array Sensors for *In Situ* Monitoring of High-Temperature Components in Power Plants. **IEEE Sensors Journal**, v. 9, n. 11, p. 1527–1536, 2009.

SILVA, A. L. V. D. C. E.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2021.

SIMONE, G. A. **Transformadores: Teoria e exercícios**. São Paulo: Editora Érica - Sob Demanda, 2010.

SMITH, W. F.; HASHEMI, J. **Fundamentos de Engenharia e Ciência dos Materiais**. 5. Ed. Porto Alegre: AMGH, 20123.

SOHRABI, M. J.; NAGHIZADEH, M.; MIRZADEH, H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 20, n. 4, p. 124, 2020.

SOLOMON, N.; SOLOMON, I. Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel. **Revista de Metalurgia**, v. 46, n. 2, p. 121–128, 2010.

SONG, Z. et al. Tank losses and magnetic shunts in a three phase power transformer. *Em: 2011 International Conference on Electrical Machines and Systems*. IEEE, 2011. p. 1–4.

Specialty Steel Institute of North America; American Iron And Teel Institute; Nickel Development Institute. **Design Guidelines for the Selection and Use of Stainless Steel**, 1993.

TAMURA, L. F. **Análise de falhas e vida útil de transformadores de potência por meio de estudo de casos**. Tese. Universidade de São Paulo, 2022.

TIAN, W. et al. A Planar Flexible Electromagnetic Sensor Used for Nondestructive Stress Estimation of Ferromagnetic Materials. **18th World Conference on Nondestructive Testing**. 2012.

WANG, H. *et al.* High mechanical performance of AISI304 stainless steel plate by surface nanocrystallization and microstructural evolution during the explosive impact treatment. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 1, p. 609–614, 2019.

WASHABAUGH, A. et al. Absolute Electrical Property Measurements Using Conformable MWM Eddy-Current Sensors for Quantitative Materials Characterization. **15th WCNDT**. 2000.

WASHABAUGH, A. Fatigue and Stress Monitoring Using Scanning and Permanently Mounted MWM-Arrays. **AIP Conference Proceedings**. 2003. p. 1598–1605.

WONG, A. Modelling the stability and transformation kinetics of retained austenite in steels. **Materials Science and Technology**, v. 38, n. 11, p. 676–688, 2022.

YUAN, Q. et al. **CIVIL ENGINEERING MATERIALS**. Elsevier, 2021. p. 205–238.

ZILBERSTEIN, V. MWM eddy-current arrays for crack initiation and growth monitoring. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 9–11, p. 1147–1155, 2003.