



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Defesa de Mestrado

LETÍCIA MADUREIRA MOREIRA

**ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO
TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DO AÇO
ELÉTRICO GO-3,12%**

Belo Horizonte

2026

LETÍCIA MADUREIRA MOREIRA

**ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO NAS
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DO AÇO ELÉTRICO GO-3,12%**

Defesa de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Coorientador: Prof. Dr. Valmir Dias Luiz

Belo Horizonte

2026

Moreira, Letícia Madureira.
M838e Estudo do efeito das condições de tratamento térmico nas
propriedades magnéticas do aço elétrico GO-3,12% / Letícia
Madureira Moreira. – 2026.
93 f. : il.
Orientador: Wellington Lopes.
Coorientador: Valmir Dias Luiz.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica
de Minas Gerais, Graduação em Engenharia de Materiais, Belo
Horizonte, 2026.
Bibliografia.
1. Aço elétrico – Propriedades magnéticas. 2. Recozimento de
metais. I. Lopes, Wellington. II. Luiz, Valmir Dias. III. Título.
CDD: 669.142



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS
GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 17 / 2026 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.023605/2026-97

Belo Horizonte-MG, 06 de maio de 2026.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*ESTUDO DO EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO NAS
PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DO AÇO ELÉTRICO GO-3,12% Si*

Autora: Letícia Madureira Moreira

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 07 de maio de 2026 esta Dissertação:

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR)

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Valmir Dias Luiz (COORIENTADOR)

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa (EXAMINADORA INTERNA)

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Adriano Amâncio Trajano (EXAMINADOR EXTERNO)

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 07/05/2026 18:34)
ADRIANO AMANCIO TRAJANO
PROF ENS BAS TEC TECNOLOGICO-SUBSTITUTO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 3424181

(Assinado digitalmente em 07/05/2026 18:32)
ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2506564

(Assinado digitalmente em 07/05/2026 18:32)
VALMIR DIAS LUIZ
DIRETOR - TITULAR
DCTM (11.63)
Matrícula: 1809797

(Assinado digitalmente em 07/05/2026 18:34)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2579287

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **17**, ano: **2026**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de
emissão: **06/05/2026** e o código de verificação: **56b107cd96**

DEDICATÓRIA

Para Luísa, com amor.

AGRADECIMENTOS

A Deus por renovar a minha força quando eu pensei em desistir e por me lembrar, o tempo todo, que tudo acontece no tempo certo.

A minha irmã, Luísa, que mostra todos os dias o que é força e amor. Sempre para você e por você!

A minha mãe, Elfrida, por todo amor, cuidado e por nunca medir esforços para que eu chegasse até aqui. Essa conquista é sua também.

A minha vó, Ana Izabel, por todas as orações e por ser uma base tão importante na minha vida.

A minha família - Tio Júlio, Tia Nana, Tio Caco, João e Júlia - por sempre acreditarem em mim.

Aos meus amigos, por tornarem essa caminhada mais leve.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Wellington Lopes, pela paciência, oportunidade e empenho. Sua orientação foi essencial ao longo dessa jornada.

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Valmir Dias Luiz, que foi essencial para a obtenção do material para estudo e para a realização dos ensaios.

Ao CEFET e colaboradores disponibilidade e apoio durante a realização desse estudo, ao CNPq pelo auxílio financeiro e à CAPES.

A todas as pessoas que, de alguma forma, contribuíram nesse trabalho, meu muito obrigada.

“Não vim até aqui pra desistir agora” Humberto Gessinger

RESUMO

A crescente utilização dos aços elétricos na sociedade, seja no núcleo de transformadores ou em motores elétricos, vem se mostrando indispensável em diversas áreas, principalmente no mercado de veículos elétricos. Neste contexto, o controle da eficiência elétrica desses aços é um requisito para a otimização de parâmetros como a permeabilidade magnética e as perdas por histerese magnética, por meio do ajuste dos parâmetros de tratamento térmico de recozimento dos aços de grão orientado (GO). Considerando isso, este trabalho envolve a investigação das propriedades elétricas e magnéticas de chapas de aço GO a partir da análise da influência do tempo de encharque do tratamento térmico de recozimento (10, 30 e 60 minutos) conduzido a 1000°C mediante a caracterização de chapas de grão orientado com uso das técnicas de microscopia óptica, difração de raios X, microdureza Vickers, ensaios de tração, além do uso da histeresímetro Brockhaus (quadro Epstein) e medições elétricas por ponte LCR. Os resultados indicaram uma tendência de aumento da dureza Vickers com o tempo de encharque. A análise microestrutural revelou matriz ferrítica em todas as condições e redução progressiva do comprimento médio do tamanho de grão, com o aumento do tempo de encharque. As curvas de histerese exibiram melhoria da resposta magnética até 30 minutos de encharque, condição em que foram observados ciclos mais estreitos e menor área de histerese nas frequências de 50 e 60 Hz. Já a resposta magnética do aço GO sob pré-deformação em tração propiciou a elevação das perdas magnéticas, enquanto o recozimento promoveu recuperação parcial do desempenho magnético. De modo geral, o recozimento a 1000 °C por 30 minutos apresentou a melhor resposta magnética para o aço GO investigado neste trabalho.

Palavras-chave: Aço GO; propriedades magnéticas; recozimento.

ABSTRACT

The growing use of electrical steels in society, whether in the core of transformers or in electric motors, has proven to be indispensable in several areas, especially in the electric vehicle market. In this context, the control of the electrical efficiency of these steels is a requirement for the optimization of parameters such as magnetic permeability and losses due to magnetic hysteresis, through the adjustment of the annealing heat treatment parameters of grain-oriented (GO) steels. Considering this, this work involves the investigation of the electrical and magnetic properties of GO steel plates from the analysis of the influence of the soaking time of the annealing heat treatment (10, 30 and 60 minutes) conducted at 1000°C through the characterization of oriented grain plates using optical microscopy techniques, X-ray diffraction, Vickers microhardness, tensile tests, in addition to the use of the Brockhauss hysteresimeter (Epstein frame) and electrical measurements by LCR bridge. The results indicated a trend of increasing Vickers hardness with soaking time. The microstructural analysis revealed ferritic matrix in all conditions and a progressive reduction in the average length of grain size, with an increase in soaking time. The hysteresis curves showed improvement in the magnetic response up to 30 minutes of soaking, a condition in which narrower cycles and a smaller hysteresis area were observed at the frequencies of 50 and 60 Hz. On the other hand, the magnetic response of the GO steel under pre-deformation in tensile tension provided an increase in magnetic losses, while annealing promoted partial recovery of magnetic performance. In general, annealing at 1000 °C for 30 minutes presented the best magnetic response for the GO steel investigated in this work.

Key-words: GO steel; magnetic properties; annealing.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - FLUXO DE PRODUÇÃO DO AÇO GO NA APERAM TIMÓTEO	20
FIGURA 2 - REPRESENTAÇÃO DA TEXTURA GOSS EM UM CRISTAL CÚBICO	22
FIGURA 3 - DISPOSIÇÃO DOS DOMÍNIOS MAGNÉTICOS EM UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO NA AUSÊNCIA (A) E NA PRESENÇA (B) DE UM CAMPO MAGNÉTICO EXTERNO	25
FIGURA 4 - SATURAÇÃO MAGNÉTICA EM UM CIRCUITO MAGNÉTICO	26
FIGURA 5 – CURVA DE HISTERESE EM AÇO ELÉTRICO HGO	28
FIGURA 6 - ESQUEMA DO COMPORTAMENTO DAS CORRENTES INDUZIDAS	29
FIGURA 7 - CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA	35
FIGURA 8 - CURVA ESQUEMÁTICA DO LIMITE DE ESCOAMENTO SUPERIOR (LSE) E PATAMAR DE ESCOAMENTO (PE)	36
FIGURA 9 - PROPAGAÇÃO DAS BANDAS DE LÜDERS NO ENSAIO E TRAÇÃO.	37
FIGURA 10 - EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NAS PERDAS HISTERÉTICAS DE AÇOS 2% SI	39
FIGURA 11 - EFEITO DA TEMPERATURA DE RECRISTALIZAÇÃO PRIMÁRIA NA FORÇA MOTRIZ PARA CRESCIMENTO DE GRÃO	40
FIGURA 12 - EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO NAS PERDAS MAGNÉTICAS TOTAIS (P TOTAL), PERDAS HISTERÉTICAS (P HIST), PERDAS CLÁSSICAS (P PARAS) E PERDAS DE EXCESSO (P EXC) DE UM AÇO COM 2% SI	41
FIGURA 13 - PRINCIPAIS ETAPAS DE DESENVOLVIMENTO DO PROJETO	44
FIGURA 14 – CICLO TÉRMICO DE RECOZIMENTO	46
FIGURA 15 - ESQUEMA DO CORPO DE PROVA UTILIZADO NO ENSAIO DE TRAÇÃO	48
FIGURA 16 - AMOSTRAS EM PROCESSO DE EMBUTIMENTO	49
FIGURA 17 - HISTERESÍMETRO <i>BROCKHAUS</i>	50
FIGURA 18 - QUADRO <i>EPSTEIN</i> DO <i>BROCKHAUS</i>	51
FIGURA 19 - MEDIÇÃO DOS CORPOS DE PROVA ATRAVÉS DE PONTE LCR PORTÁTIL	52
FIGURA 20 - MICROESTRUTURAS DO AÇO GO	53
FIGURA 21 - MICROGRAFIA DO AÇO GO	54
FIGURA 22 - DIFRATOGRAMA DO AÇO GO	57
FIGURA 23 - RELAÇÃO ENTRE TEMPO DE RECOZIMENTO, DUREZA E TAMANHO DE GRÃO EM AÇO ELÉTRICO GO, DESTACANDO AS FASES DE PRECIPITAÇÃO, RECRISTALIZAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO	61
FIGURA 24 - DUREZA VICKERS POR CONDIÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO (MÉDIA $\pm$ IC95%)	62
FIGURA 25 - ALONGAMENTO UNIFORME (AU%) POR CONDIÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO (MÉDIA $\pm$ IC95%)	63
FIGURA 26 - LIMITE DE ESCOAMENTO (LE) POR CONDIÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO (MÉDIA $\pm$ IC95%)	63

FIGURA 27 - LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (LRT) POR CONDIÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO (MÉDIA ± IC95%)	64
FIGURA 28 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO GO EM DIFERENTES TEMPOS DE ENCHARQUE	65
FIGURA 29 – CURVA DE HISTERESE (50 HZ E 1,5T)	68
FIGURA 30 - CURVA DE HISTERESE (50 HZ E 1,7T)	68
FIGURA 31 - CURVA DE HISTERESE (60 HZ E 1,5T)	70
FIGURA 32 - CURVA DE HISTERESE (60 HZ E 1,7T)	71
FIGURA 33 - VALOR RMS EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENCHARQUE	73
FIGURA 34 – RMS EM FUNÇÃO DA DEFORMAÇÃO	75
FIGURA 35 – RESISTIVIDADE ELÉTRICA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENCHARQUE E DEFORMAÇÃO	77

LISTA DE ABREVIações E SÍMBOLOS

-	α	ângulo em relação a RD e a família <100>
-	β	ângulo em relação a família <100>
-	γ	ângulo em relação a ND e a família <110>
-	B	indução magnética
-	°C	temperatura em graus Celsius
-	d	densidade
-	Dy	disprósio
-	ε	deformação convencional
-	f	frequência
-	GO	aço elétrico de grão orientado
-	H	campo magnético aplicado
-	H _{max}	máximo de campo magnético aplicado
-	HGO	aço elétrico de grão orientado de alta permeabilidade
-	Hz	hertz
-	J _{max}	máximo de polarização magnética
-	mm	milímetros
-	P _a	perda magnética anômala
-	P _d	perda magnética dinâmica
-	P _h	perda magnética por histerese
-	P _t	perda magnética total
-	RD	direção de laminação
-	T _c	temperatura de Curie

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química aço GO	44
Tabela 2 - Comprimento médio de grão em diferentes tempos de encharque	54
Tabela 3 - Dureza Vickers em função da condição do aço GO	59

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	16
2 OBJETIVOS	17
2.1 <i>Objetivo Geral</i>	17
2.2 <i>Objetivos Específicos.....</i>	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 <i>Aços Elétricos</i>	18
3.2 <i>Aços Elétricos de Grão Orientado (GO).....</i>	18
3.3 <i>Textura cristalográfica.....</i>	22
3.4 <i>Tratamento térmico.....</i>	23
3.5 <i>Ferromagnetismo e domínios magnéticos</i>	25
3.6 <i>Permeabilidade e perdas magnéticas.....</i>	26
3.6.1 <i>Tipos de perdas magnéticas.....</i>	27
3.6.1.1 <i>Perdas por histerese</i>	27
3.6.1.2 <i>Perdas parasitas (Foucault).....</i>	28
3.6.1.3 <i>Perdas anormais (anômalas).....</i>	29
3.7 <i>Histerese.....</i>	30
3.7.1 <i>Parâmetros da Histerese.....</i>	30
3.7.1.1 <i>Laço de Histerese.....</i>	30
3.7.1.2 <i>Coercitividade.....</i>	30
3.7.1.3 <i>Remanência</i>	31
3.7.1.4 <i>Saturação</i>	31
3.7.1.5 <i>Área do Laço de Histerese</i>	32
3.7.2 <i>Medição da Histerese Magnética</i>	32
3.8 <i>Propriedades Mecânicas.....</i>	33
3.8.1 <i>Curva de tensão-deformação x aços elétricos.....</i>	34
3.8.2 <i>Fatores que influenciam o comportamento mecânico dos aços elétricos.....</i>	37

3.9 Composição química.....	41
4 MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1 Material	44
4.2 Tratamento térmico recozimento.....	45
4.3 Caracterização Microestrutural	46
4.3.1 Tamanho de grão	46
4.4 Caracterização Mecânica.....	47
4.4.1 Ensaio de tração.....	47
4.4.2 Microdureza Vickers	49
4.5 Caracterização Magnética	49
4.6 Rota de Carregamento.....	51
4.6.1 Caracterização Elétrica	52
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
5.1 Caracterização microestrutural	53
5.1.1 Tamanho de grão	53
5.1.2 Caracterização Estrutural	56
5.2 Caracterização Mecânica.....	59
5.2.1 Microdureza Vickers	59
5.2.2 Propriedades de Tração	62
5.3 Caracterização Magnética	67
5.4 Rotas de Carregamento.....	73
5.4.1 Rota de Pré-deformação dor Tração	73
5.5 Caracterização elétrica	77
6 CONCLUSÕES.....	80
7 TRABALHOS FUTUROS	81
REFERÊNCIAS	82

1 INTRODUÇÃO

A busca por maior eficiência energética tem aumentado a importância dos aços elétricos na fabricação de transformadores, motores e geradores. Nesses equipamentos, as perdas magnéticas do núcleo influenciam diretamente o rendimento, o consumo de energia e a dissipação de calor. Por isso, materiais com elevada permeabilidade magnética, baixa perda por histerese e adequada resistividade elétrica são essenciais para aplicações industriais e energéticas.

Entre esses materiais, destacam-se os aços elétricos de grão orientado (GO), amplamente utilizados em núcleos de transformadores devido à sua textura cristalográfica preferencial do tipo Goss, $\{110\} \langle 001 \rangle$. Essa orientação favorece a magnetização na direção de laminação, reduzindo as perdas magnéticas. Além da textura, o teor de silício exerce papel fundamental, pois aumenta a resistividade elétrica e contribui para a redução das perdas eletromagnéticas.

As propriedades magnéticas dos aços GO dependem fortemente da microestrutura, do estado de tensões internas, da presença de defeitos e do histórico termomecânico. Nesse contexto, o tratamento térmico de recozimento pode promover alívio de tensões, recuperação microestrutural e maior mobilidade das paredes de domínio magnético. Por outro lado, a deformação plástica pode introduzir discordâncias e tensões residuais, dificultando o movimento dessas paredes e aumentando as perdas magnéticas.

Compreender como diferentes tempos de encharque durante o recozimento, associados ou não à deformação plástica prévia, afetam suas propriedades magnéticas, elétricas, mecânicas e microestruturais. Esse trabalho investiga o efeito do recozimento a 1000 °C, com tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos, e da deformação plástica por tração nas propriedades de um aço elétrico de grão orientado contendo aproximadamente 3,12% de silício.

O estudo contribui para o aprimoramento do processamento de aços elétricos GO e está alinhado aos Objetivos de Desenvolvimento Sustentável da ONU, especialmente aos ODS 7, 9, 12 e 13, por se relacionar à eficiência energética, inovação industrial, otimização de recursos e redução indireta de emissões associadas ao consumo de energia.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar o efeito do tempo de encharque no recozimento a 1000 °C, realizado por 10, 30 e 60 minutos, e da deformação plástica por tração nas propriedades magnéticas, elétricas, mecânicas e microestruturais de um aço elétrico de grão orientado contendo aproximadamente 3,12% de silício.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência do tempo de encharque na microdureza Vickers e nas propriedades de tração do aço GO.
- Caracterizar a microestrutura do aço GO nas condições como recebido e após recozimento, por microscopia óptica e determinação do comprimento médio do tamanho de grão.
- Analisar a estrutura cristalina do aço GO por difração de raios X.
- Investigar o efeito do recozimento nas propriedades magnéticas do aço GO por meio dos ciclos de histerese.
- Avaliar a influência da deformação plástica por tração na resposta magnética do aço GO.
- Verificar a capacidade do recozimento em recuperar parcialmente as propriedades magnéticas após deformação plástica.
- Determinar a resistividade elétrica do aço GO nas diferentes condições de tratamento térmico e deformação.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentada uma breve descrição das principais características físicas e químicas dos aços elétricos de grão orientado (GO), abrangendo desde o surgimento, fluxo de produção, as leis do eletromagnetismo e as perdas eletromagnéticas.

3.1 Aços Elétricos

Os aços elétricos são um grupo especial de aços que possuem propriedades magnéticas únicas, tornando-os adequados para aplicações em dispositivos eletromagnéticos. Esses aços são amplamente utilizados na fabricação de transformadores, motores elétricos, geradores, solenoides e outros equipamentos que requerem alta eficiência energética e baixa perda magnética. Existem dois tipos principais de aços elétricos: os aços elétricos de grão não orientado e os aços elétricos de grão orientado.

Ambos os tipos de aços elétricos são produzidos com uma composição química específica, incluindo elementos como silício, alumínio e manganês, que ajudam a controlar as propriedades magnéticas e elétricas desses materiais. Além disso, os aços elétricos podem ser revestidos com isolantes para reduzir ainda mais as perdas elétricas e magnéticas, melhorando a eficiência dos dispositivos. O presente trabalho será focado em aços elétricos de grão orientado.

3.2 Aços Elétricos de Grão Orientado (GO)

O aumento do consumo de energia elétrica e o crescimento da produção industrial, levaram a uma busca cada vez maior pela eficiência das máquinas elétricas, que perdem uma parcela considerável de sua energia devido às perdas magnéticas dos materiais (SILVEIRA, 2011). O fator determinante para as propriedades magnéticas de um aço elétrico de grão orientado é sua orientação cristalina, ou seja, sua textura cristalina (ANJOS, 2010). A relação entre a textura cristalina e as propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão orientado é fundamental porque a orientação preferencial dos cristais influencia diretamente a anisotropia magnética do material. Quando os grãos cristalinos estão alinhados

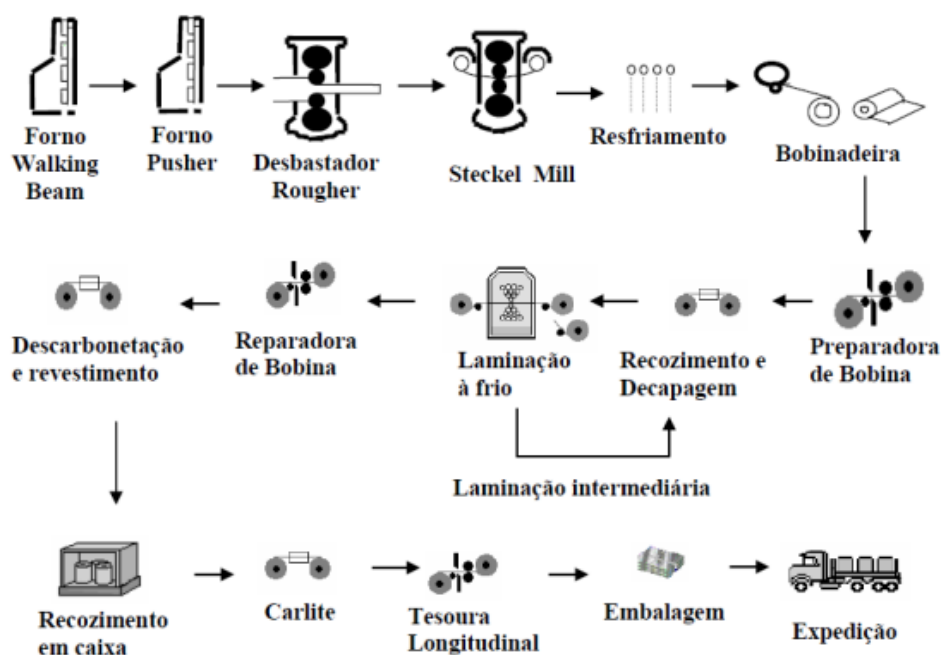
predominantemente na direção $\langle 001 \rangle$, que é a direção de fácil magnetização nos materiais cúbicos de corpo centrado, a magnetização ocorre com menor energia, reduzindo as perdas por histerese (HUMBERT *et al.*, 2020)

Além disso, a textura cristalina controla a mobilidade das paredes de domínio magnético durante o processo de magnetização. Materiais com alta textura $\langle 001 \rangle$ favorecem um movimento mais suave dessas paredes, diminuindo as perdas por correntes parasitas (SILVEYRA *et al.*, 2018). Isso ocorre porque a anisotropia magnética reduz a dispersão na magnetização, permitindo um alinhamento mais eficiente dos momentos magnéticos sob um campo externo (ZHANG *et al.*, 2023).

No início do século XX, estudando as propriedades eletromagnéticas das ligas Fe-3%Si, constatou-se que a resistividade do ferro aumentava significativamente com a presença do silício, o que contribuía para a redução das perdas causadas por correntes parasitas (CHUEN, 1980). Ao longo dos anos, surgiram os aços elétricos de grão orientado, através da importante descoberta de Norman Goss, que otimizou o processo de produção deste material através das combinações ótimas de tratamento térmico e laminação a frio, produzindo uma textura, conhecida como textura Goss (BIROSCA *et al.*, 2020).

No processo de fabricação do aço, o GO começa a se diferenciar dos demais por meio de rígidos controles de composição química, o que exige uma rota de processo muito específica. Na laminação a quente, por exemplo, as placas de lingotamento contínuo são reaquecidas até a temperatura em que os elementos químicos constituintes estão em solução sólida, com atenção especial ao manganês (Mn) e ao enxofre (S). Como demonstrado na Figura 1, que exhibe o fluxo de produção da Aperam Timóteo a partir da laminação de tiras a quente.

Figura 1 - Fluxo de produção do aço GO na Aperam Timóteo



Fonte: Souza (2013).

Atingindo a temperatura máxima de 1280°C, o forno *Walking Beam*, não proporciona a temperatura ideal para dissolução do sulfeto de manganês (MnS), possuindo a necessidade de continuar aquecendo as placas no forno *Pusher*, onde a temperatura do mesmo atinge 1400°C. Após o aquecimento, a placa é então laminada no *Rougher*, um laminador desbastador reversível do tipo quádruplo com um moinho de borda na entrada, onde a espessura é reduzida. Em seguida, a laminação final é realizada no laminador de acabamento *Steckel*, nesta etapa, a temperatura e o tempo de laminação são fundamentais para promover a precipitação de MnS em partículas dispersadas de modo homogêneo por toda a matriz. Finalmente, a placa é resfriada a uma temperatura em torno de 600°C, transformando-se em uma bobina (SOUZA, 2013).

Seguindo o fluxo de produção, as bobinas laminadas a quente (BQ), agora com 2,45 mm de espessura, passam por uma linha de sondagem/controle de qualidade (remoção de defeitos, corte de bordas e soldagem para criação de bobinas maiores) e seguem para o primeiro tratamento térmico. Na mesma linha, os óxidos de superfície são removidos nas seções mecânica (jateamento) e decapagem química (SOUZA, 2013). Na primeira etapa de laminação, a redução

de espessura chega a aproximadamente 70% e na segunda etapa os valores ficam entre 50% e 60%.

Logo após a laminação a frio, o material segue para a linha de descarbonetação, sendo submetido ao recozimento em atmosfera controlada. Nesse processo ocorre a recristalização primária, a remoção do carbono a níveis inferiores a 30 ppm e a formação de um filme de óxido (faialita), processo crucial para a posterior aplicação do revestimento.

A recristalização secundária ocorre no recozimento em caixa, onde os precipitados de MnS, desempenham um papel importante no atraso do crescimento do grão para temperaturas mais altas. Nesta etapa do processo, o material também é purificado, com a remoção de enxofre, carbono e nitrogênio, levando seus teores a valores abaixo de 10ppm. Por fim, o aço GO segue para o processo térmico de remoção de irregularidades da superfície e aplicação de revestimento, obtendo-se as características finais do produto.

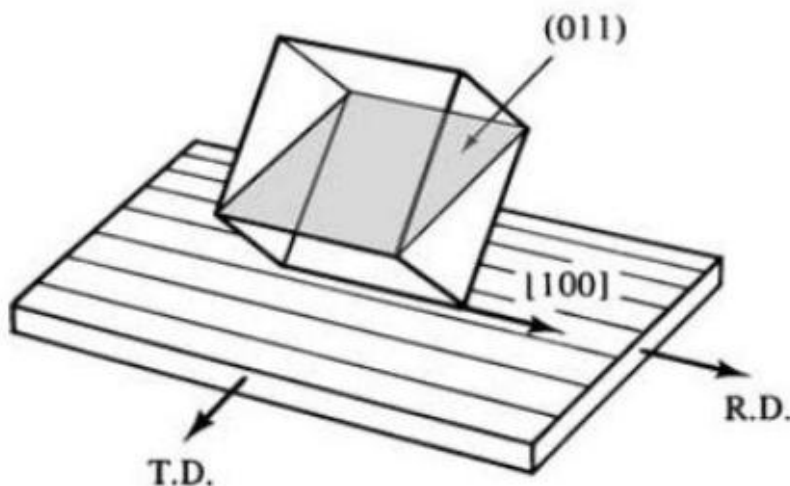
A crescente demanda por insumos tecnológicos e materiais com propriedades suficientes torna necessário o estudo das propriedades dos aços elétricos, visando a melhoria da resposta magnética de tais materiais, que possuem ampla aplicação em setores variados, tais como a indústria de energia elétrica, onde são utilizados em núcleos de transformadores, reatores e geradores, garantindo eficiência energética com baixas perdas por histerese e correntes parasitas (ZHANG *et al.*, 2023). No setor automotivo, esses aços são essenciais para motores elétricos e sistemas de propulsão de veículos híbridos e elétricos, contribuindo para maior desempenho e redução de consumo energético (KUMAR *et al.*, 2023).

Além disso, são amplamente empregados na fabricação de componentes eletrônicos e eletrodomésticos, como indutores e motores de geladeiras e condicionadores de ar, onde a minimização de perdas magnéticas é crucial (LI *et al.*, 2023). Outra aplicação importante está no setor de energias renováveis e smart grids, sendo utilizados em equipamentos de conversão e transmissão de energia eólica e solar, onde a eficiência magnética é um fator determinante para o desempenho do sistema (IEA, 2023).

3.3 Textura cristalográfica

O aço GO, cujos planos (110) são paralelos à superfície da chapa, conforme mostrado na Figura 2, e a direção [001] paralela à direção de laminação, apresentará uma textura cristalográfica preferencial, conhecida como textura Goss, que favorece o alinhamento dos domínios magnéticos ao longo do eixo [001] — direção de fácil magnetização no ferro silício (GUTIERREZ URRUTIA *et al.* 2014). Nessas condições, o material desenvolverá mais facilmente uma direção de magnetização coincidente com a direção de laminação, facilitando a passagem do fluxo magnético nessa direção (SOUZA, 2013). Isso ocorre porque a anisotropia magnética do aço GO é minimizada na direção de laminação, reduzindo as perdas por histerese e melhorando a eficiência energética em aplicações como núcleos de transformadores (MENGESHA *et al.*, 2022).

Figura 2 - Representação da textura Goss em um cristal cúbico



Fonte: Santos (2015).

A textura cristalográfica pode ser definida como a orientação preferencial dos grãos em um material policristalino. Nos aços elétricos, essa característica exerce papel fundamental no desempenho magnético, uma vez que a facilidade de magnetização depende da orientação dos cristais em relação à direção de aplicação do campo magnético. Dessa forma, o controle da textura cristalográfica é uma etapa essencial no desenvolvimento de aços elétricos com

elevada permeabilidade magnética e baixas perdas magnéticas (KRAWCZYK *et al.*, 2024; SHIN *et al.*, 2008).

A presença de uma textura Goss bem desenvolvida é um dos principais fatores responsáveis pelo bom desempenho magnético dos aços GO, especialmente em aplicações como núcleos de transformadores, nas quais o fluxo magnético ocorre predominantemente na direção de laminação. Quando os grãos apresentam orientação cristalográfica favorável, há menor resistência ao alinhamento dos domínios magnéticos, o que contribui para maior permeabilidade magnética e menores perdas por histerese (SHIN *et al.*, 2008; KRAWCZYK *et al.*, 2024).

A formação da textura Goss está diretamente associada ao histórico termomecânico do material, envolvendo etapas de laminação, recozimento, recristalização primária e recristalização secundária. Durante o processamento dos aços GO, o controle do tamanho de grão, da distribuição de orientações cristalográficas e da presença de partículas inibidoras é essencial para favorecer o crescimento seletivo de grãos com orientação Goss. Esse crescimento preferencial ocorre, principalmente, durante a recristalização secundária, também associada ao crescimento anormal de grãos (XU *et al.*, 2021; LIANG *et al.*, 2023).

As partículas inibidoras, como sulfetos e nitretos, exercem papel importante nesse processo, pois dificultam o crescimento indiscriminado dos grãos durante o tratamento térmico. Com isso, favorecem o crescimento seletivo de grãos com orientação cristalográfica energeticamente favorável, contribuindo para o desenvolvimento de uma textura Goss mais intensa e, conseqüentemente, para a melhoria das propriedades magnéticas do aço GO (LIANG *et al.*, 2023).

3.4 Tratamento térmico

O tratamento térmico em aços elétricos de grão orientado (GO) é um processo de controle microestrutural e de engenharia da textura cristalográfica. Durante o recozimento, podem ocorrer fenômenos como alívio de tensões internas, recuperação, recristalização, crescimento de grão e redistribuição de

partículas inibidoras, os quais influenciam diretamente a orientação cristalográfica e o desempenho magnético do aço GO (SHIN *et al.*, 2008).

Nos aços GO, o desempenho magnético está fortemente relacionado à formação da textura Goss, na qual a direção $\langle 001 \rangle$ permanece alinhada à direção de laminação. Essa orientação favorece a magnetização na direção de fácil magnetização do ferro-silício, contribuindo para elevada permeabilidade magnética e menores perdas magnéticas. Assim, os tratamentos térmicos exercem papel fundamental na evolução dessa textura, especialmente durante os processos de recristalização e crescimento seletivo de grãos (KRAWCZYK *et al.*, 2024).

A evolução da textura cristalográfica em aços GO depende do histórico termomecânico do material, incluindo etapas de laminação, recozimento intermediário, recristalização primária e recristalização secundária. Durante a recristalização secundária, também associada ao crescimento anormal de grãos, ocorre o crescimento preferencial de grãos com orientação Goss, desde que a matriz apresente condições favoráveis de tamanho de grão, distribuição de orientações e presença de inibidores (LIANG *et al.*, 2023).

As partículas inibidoras, como sulfetos e nitretos, exercem função importante no controle do crescimento de grão, pois dificultam o crescimento indiscriminado da matriz e favorecem o crescimento seletivo dos grãos com orientação cristalográfica mais favorável. Dessa forma, a distribuição, estabilidade e dissolução parcial desses inibidores durante o recozimento podem influenciar diretamente a formação da textura Goss e, conseqüentemente, as propriedades magnéticas finais do aço GO (LIANG *et al.*, 2023).

Além da influência sobre a textura, o recozimento também pode promover o alívio de tensões residuais e a redução de defeitos introduzidos durante o processamento ou pela deformação plástica. A redução desses obstáculos favorece o deslocamento das paredes de domínio magnético, diminuindo a energia dissipada durante os ciclos de magnetização. Portanto, parâmetros como temperatura, tempo de encharque, atmosfera e modo de resfriamento podem alterar o equilíbrio entre recuperação microestrutural, crescimento de grão, evolução da textura e perdas magnéticas (STASAC *et al.*, 2024).

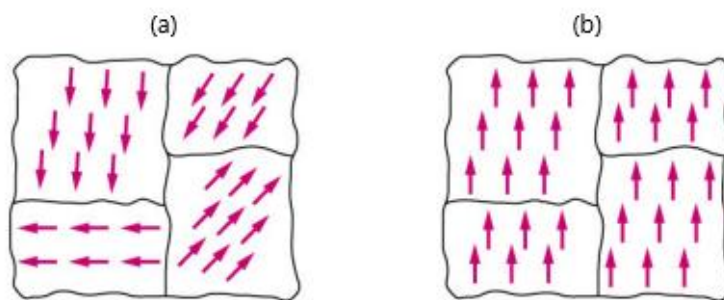
3.5 Ferromagnetismo e domínios magnéticos

O aço elétrico é um material ferromagnético, possuindo um magnetismo permanente decorrente do alinhamento paralelo espontâneo dos momentos magnéticos dos átomos, que são fortemente magnetizados sob a influência de um campo magnético externo (GUIMARÃES, 2009).

Segundo Callister (2012), os domínios magnéticos são como regiões de pequeno volume em que há um alinhamento mútuo de todos os momentos de dipolo magnético, que são organizados na mesma direção. Na presença de um campo externo (H), a forma dos domínios muda, assim como seus tamanhos, devido ao movimento dos limites dos domínios.

Os materiais ferromagnéticos são divididos em múltiplos domínios, onde a magnetização assume diferentes orientações. Quando uma região se organiza com uma mesma orientação, forma-se um domínio magnético. Na Figura 3, está representado o esquema dos domínios magnéticos em um material ferromagnético.

Figura 3 - Disposição dos domínios magnéticos em um material ferromagnético na ausência (a) e na presença (b) de um campo magnético externo

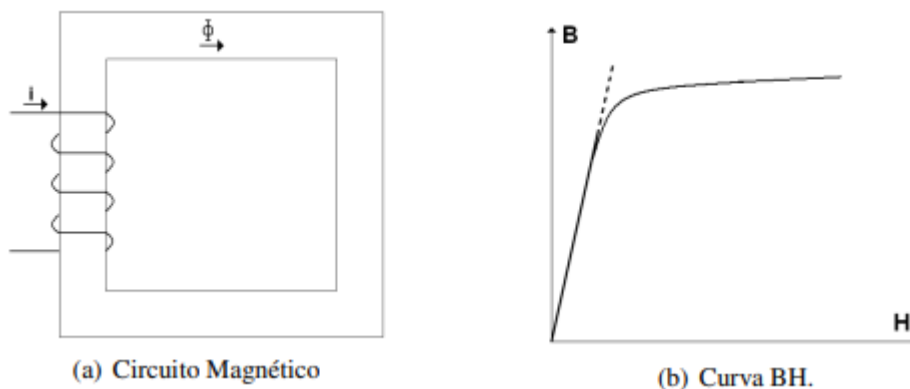


Fonte: Oliveira (2014).

No instante (a), o material está em seu estado naturalmente aleatório, apresentando assim uma magnetização total igual a zero, pois os vetores se cancelam. Já em (b) com o campo magnético externo (H) aplicado ao material, observa-se o alinhamento dos domínios magnéticos de acordo com a direção de aplicação deste campo. Onde, o campo H é forte o suficiente para alinhar todos os domínios magnéticos do material na direção de sua aplicação, produzindo a

máxima magnetização esperada (OLIVEIRA, 2014) até alcançar a saturação magnética (Figura 4).

Figura 4 - Saturação magnética em um circuito magnético



Fonte: Anjos (2010).

Na Figura 4(a) é mostrado um esquema de um circuito magnético formado por um núcleo de ferro e uma bobina conduzindo uma corrente elétrica. Esta corrente irá criar um campo magnético tal que existe um fluxo magnético no material. Na Figura 4(b) tem-se a curva BH (indução magnética no ferro em função do campo magnético criado pela corrente na bobina) contemplando o fenômeno da saturação (ANJOS, 2010).

3.6 Permeabilidade e perdas magnéticas

No caso dos aços para fins elétricos, as propriedades mais discutidas na literatura são as propriedades eletromagnéticas. As perdas eletromagnéticas nos núcleos dos dispositivos são de grande importância no rendimento de um produto final, assim como a permeabilidade magnética. Sendo a permeabilidade magnética, uma característica relacionada à capacidade do material de amplificar o campo magnético (TOLEDO, 2007).

A permeabilidade magnética é uma medida da facilidade com que o fluxo magnético percorre um material. Os átomos de ferro em um objeto de aço carregam um magnetismo intrínseco, mesmo quando esse magnetismo não aparece ao redor desse objeto (SOUZA, 2013). Neste caso, basta que o objeto seja exposto a um campo magnético externo, para que o aço se magnetize e crie, ao seu redor, um campo magnético maior que o campo aplicado externamente.

Ao longo dos anos iniciou-se uma procura por materiais ferromagnéticos com permeabilidade relativa crescente e também materiais amorfos que apresentam uma resistividade muito elevada e perdas magnéticas baixas, da ordem de 0,3 W/kg, mas com um baixo nível de indução magnética, o que limita a sua aplicação (SANTOS, 2015).

A perda magnética em materiais magnéticos pode ser definida como sendo uma divisão da perda total (P_t) em três componentes: as perdas clássicas devido às correntes parasitas (P_{cl}), as perdas anormais (P_a) e as perdas por histerese (P_h), conforme a Equação 1 (LIU *et al.*, 2020; BERTOTTI, 1985).

$$P_t = P_{cl} + P_a + P_h \quad (1)$$

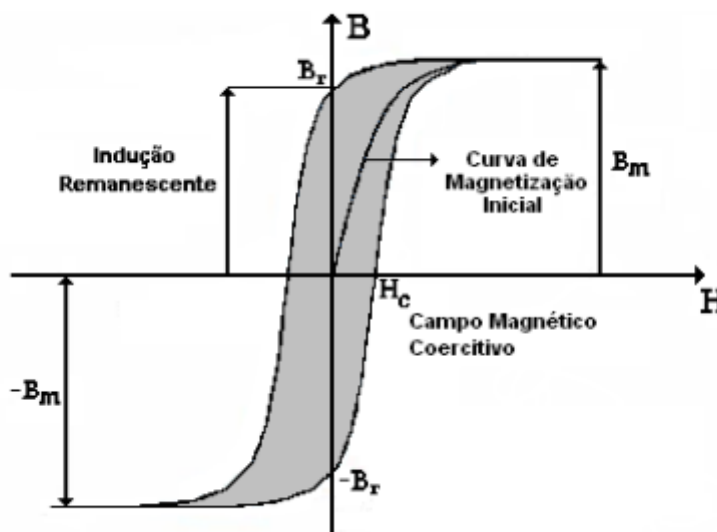
3.6.1 Tipos de perdas magnéticas

3.6.1.1 Perdas por histerese

As perdas por histerese estão relacionadas ao movimento dos domínios magnéticos, ocasionando perdas de energia na forma de calor durante o processo de reversão da magnetização (SILVEIRA, 2011). Em materiais ferromagnéticos, a histerese é o atraso na indução magnética resultante em relação ao campo magnético aplicado.

Conhecer a curva de histerese de um material é fundamental para entender suas propriedades magnéticas. Na Figura 5 é exibida uma curva de histerese do aço elétrico de grão orientado de alta permeabilidade (HGO), testado com indução máxima de 1,5T. As curvas representam a alteração da frequência de teste, 3 Hz, 100 Hz e 500 Hz (NUNES *et al.* 2021).

Figura 5 – Curva de histerese em aço elétrico HGO



Fonte: Anjos (2010).

Como o campo magnético externo (H) é forte o suficiente para alinhar os domínios magnéticos, o aparecimento da indução (B) é observado como sendo uma resposta à aplicação desse campo. À medida que a intensidade do campo magnético aumenta, mais domínios se alinham na direção do campo aplicado, o que também aumenta a indução. Alinhando todos os domínios magnéticos do material ao longo da direção de magnetização, alcança-se a curva de saturação, ou seja, atinge-se a magnetização máxima, conforme observado pela curva de histerese mostrada na Figura 5.

Pode-se dizer que a perda de histerese é afetada pela mobilidade da parede do domínio magnético. Portanto, para diminuir essa perda, é necessário diminuir os fatores que dificultam a movimentação dessas paredes. Defeitos como inclusões, cavidades, contornos de grão e tensões internas aumentam as perdas de histerese devido à permeabilidade reduzida e ao aumento da coercividade (ANJOS, 2010).

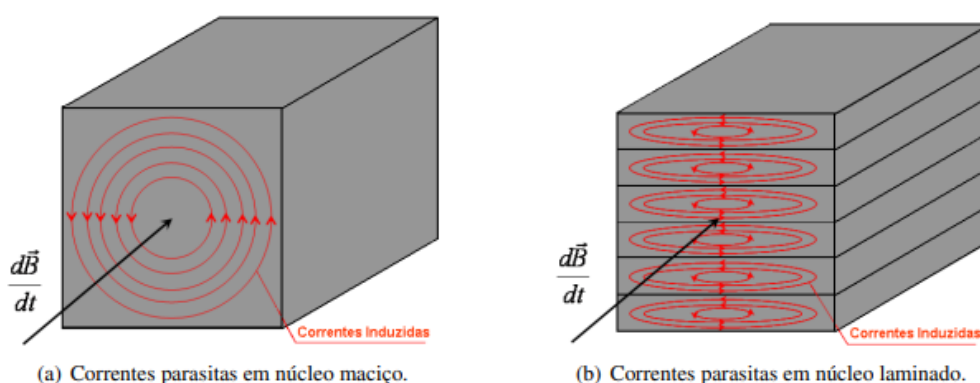
3.6.1.2 Perdas parasitas (Foucault)

Corrente parasita é o nome para a corrente induzida em um condutor, quando o fluxo magnético através de uma amostra de material condutor muda de intensidade ou direção, como ocorre quando o fluxo magnético variável no

tempo passa pelo núcleo ferromagnético, a corrente induzida no núcleo ferromagnético, ocasiona perdas por correntes parasitas (BECKLEY, 2002; CHIKAZUMI, 1997; SANTOS, 2015).

Na Figura 6(a) é mostrado um diagrama esquemático de um núcleo ferromagnético, com um campo magnético variável no tempo perpendicular à sua seção transversal.

Figura 6 - Esquema do comportamento das correntes induzidas



Fonte: Anjos (2010).

Com o intuito de reduzir perdas de energia, os núcleos de ferro de dispositivos eletromagnéticos alimentados com tensões e correntes variáveis no tempo, como transformadores e motores, são feitos de chapas de aço. As chapas são tratadas superficialmente para que haja isolamento elétrico entre elas (ANJOS, 2010). Na Figura 6(b) são exibidas as correntes parasitas em um núcleo laminado.

Certos elementos químicos, como Si, Mn e Al, são adicionados ao aço para reduzir a condutividade elétrica do material, a densidade de corrente nas chapas, assim como a perda por corrente parasitas.

3.6.1.3 Perdas anormais (anômalas)

Perdas anormais ou anômalas ainda são objeto de pesquisas, cuja origem ainda não foi totalmente consolidada. Essa perda é observada quando a perda total, é comparada com o somatório das perdas por histerese e por correntes parasitas, que se nota ser menor que a perda total encontrada (MEURER, 2005).

Oliveira (2013), afirma que o excesso de perda é devido à perda irreversível de energia decorrente do processo de deslocamento das paredes do domínio, gerando excesso de correntes induzidas no nível microscópico por causa das correntes parasitas. Essa perda depende de coeficientes difíceis de serem medidos, como a granulometria, condutividade elétrica, campo coercitivo, coeficientes empíricos, dentre outras grandezas.

Entre os três tipos de perdas, em especial, a perda anômala, a literatura aponta a importância de observar as frequências empregadas em experimentos e aplicações de dispositivos, pois um aumento neste parâmetro produz um valor de perda muito significativo, o que de fato não deve ser desprezado (LANDRAF, 2014).

3.7 Histerese

3.7.1 Parâmetros da Histerese

3.7.1.1 Laço de Histerese

O laço de histerese é a representação gráfica fundamental que caracteriza o comportamento de sistemas histeréticos. Em materiais magnéticos, por exemplo, este laço descreve a relação não-linear e dependente do histórico entre a indução magnética (B) e o campo magnético aplicado (H). A forma do laço é determinada por diversos fatores intrínsecos ao material, como anisotropia magnética, tensões internas e microestrutura (JILES, 2015). Em sistemas mecânicos, o laço representa a relação tensão-deformação, onde a área interna corresponde à energia dissipada durante o carregamento e o descarregamento (MENARD, 2008). A análise quantitativa do laço permite determinar propriedades críticas como a coercitividade e a remanência, essenciais para aplicações em dispositivos de armazenamento de energia e sistemas de amortecimento.

3.7.1.2 Coercitividade

A coercitividade é um parâmetro fundamental que quantifica a resistência de um material à desmagnetização ou à recuperação elástica. Em materiais

magnéticos, ela reflete a intensidade do campo magnético reverso necessário para reduzir a magnetização a zero após a saturação (CULLITY & GRAHAM, 2008). Materiais com alta coercitividade, como os ímãs permanentes de NdFeB, são ideais para aplicações onde a estabilidade magnética é crucial. Em contraste, materiais com baixa coercitividade, como o ferro-silício, são preferidos em núcleos de transformadores para minimizar perdas de energia (O'HANDLEY, 2000). No contexto mecânico, a coercitividade representa a tensão necessária para eliminar a deformação plástica residual, sendo um indicador da resistência do material à deformação permanente (MENARD, 2008).

3.7.1.3 Remanência

A remanência é a magnetização ou deformação residual que persiste após a remoção de um campo externo aplicado. Em materiais magnéticos, este parâmetro é crítico para o desempenho de ímãs permanentes, onde uma alta remanência (B_r) assegura uma forte magnetização na ausência de campo externo (KRONMÜLLER & FÄHNLE, 2003). Em materiais ferroelétricos, a polarização remanescente (P_r) é essencial memórias ferroelétricas, não voláteis e dispositivos de armazenamento de dados (LINES & GLASS, 2001). Em sistemas mecânicos, a deformação remanescente (ϵ_r) é um indicador da história de carregamento do material, influenciando sua durabilidade e resistência à fadiga (MENARD, 2008).

3.7.1.4 Saturação

A saturação representa o estado em que um aumento adicional no estímulo externo não produz um aumento significativo na resposta de um material. Em materiais magnéticos, a magnetização de saturação (M_s) é atingida quando todos os momentos magnéticos estão alinhados com o campo aplicado (O'HANDLEY, 2000). Este parâmetro é determinado pela composição do material e pela temperatura, sendo crítico para aplicações em motores elétricos e geradores. Em sistemas mecânicos, a tensão de saturação (σ_{max}) indica o limite além do qual o material sofre deformação plástica irreversível ou falha (MENARD, 2008).

3.7.1.5 Área do Laço de Histerese

A área englobada pelo laço de histerese é uma medida direta da energia dissipada por ciclo. Em materiais magnéticos, esta energia está associada às perdas por histerese, que são uma fonte significativa de ineficiência em dispositivos eletromagnéticos (BERTOTTI, 1998). A redução desta área é um objetivo-chave no desenvolvimento de materiais magnéticos moles para núcleos de transformadores. Em sistemas mecânicos, a área do laço representa a energia dissipada como calor durante o carregamento cíclico, sendo crucial para o projeto de materiais de amortecimento e absorção de impacto (MENARD, 2008).

3.7.2 Medição da Histerese Magnética

Os parâmetros discutidos, como coercitividade, remanência e área do laço, fornecem as métricas necessárias para avaliar e otimizar o desempenho de materiais em aplicações específicas. E a partir das técnicas de medição pode-se caracterizar o material, nesse trabalho, em específico, com a histerese magnética.

O histeresígrafo é um instrumento dedicado para medir curvas de histerese magnética em materiais ferromagnéticos. Ele utiliza um núcleo magnético fechado, onde a amostra é inserida com uso de bobinas para aplicar o campo H e medir a indução B (FIORILLO, 2004). Este método é altamente preciso para determinar parâmetros como coercitividade e remanência, sendo amplamente utilizado na indústria para controle de qualidade de materiais magnéticos.

3.7.2.1 Histeresímetro da Brockhauss (quadro Epstein)

O histeresímetro de Brockhaus, também conhecido como Quadro de Epstein, é um dispositivo utilizado para a medição das perdas magnéticas em materiais ferromagnéticos, particularmente em chapas de aço elétrico. O princípio de funcionamento desse instrumento baseia-se na aplicação de um campo magnético alternado sobre o material em teste, permitindo a determinação das perdas por histerese e por correntes parasitas (ASTM

A343/A343M-14, 2014) de acordo com normas internacionais, que padronizam o método de ensaio para chapas magnéticas.

O Brockhaus consiste em um arranjo de quatro bobinas dispostas em um quadro Epstein, como pode ser visto na Figura 7, nas quais as amostras do material são inseridas, formando um circuito magnético fechado (Fiorillo, 2004). Uma corrente alternada é aplicada ao enrolamento primário, gerando um campo magnético que magnetiza o material, enquanto o enrolamento secundário mede a tensão induzida, relacionada à densidade de fluxo magnético (B) (Brailsford, 1960). A partir dessas medições, é possível traçar o ciclo de histerese e calcular as perdas energéticas.

Harishanker (2025) realizou a caracterização experimental de três diferentes graus de aço elétrico por meio de ensaios com quadro de Epstein, empregando medições dos ciclos de histerese $B-H$ sob diferentes condições de densidade de fluxo magnético e frequência. A partir da área interna desses ciclos, foi possível determinar as perdas magnéticas totais e separá-las em perdas por histerese, perdas por correntes parasitas e perdas excedentes.

Os resultados obtidos mostraram que as perdas por correntes parasitas não apresentaram comportamento estritamente quadrático com a frequência, como previsto em modelos clássicos, indicando a influência de fatores adicionais sobre a dissipação energética do material. O estudo também evidenciou que características como espessura da lâmina, presença de revestimentos isolantes e heterogeneidades microestruturais afetam de forma significativa o comportamento das perdas magnéticas, especialmente em condições de maior frequência.

3.8 Propriedades Mecânicas

As propriedades magnéticas, como baixas perdas por histerese e alta permeabilidade, são prioritárias nos aços elétricos GO. No entanto, suas propriedades mecânicas, especialmente a resistência à tração e dureza - também são relevantes para processos de fabricação e desempenho em serviço.

A dureza nesses materiais está relacionada à resistência à deformação plástica e é influenciada pela microestrutura, composição química e processamento termomecânico. Segundo Hwang *et al.* (2020), a dureza em GO

é geralmente moderada devido à predominância de grãos de orientação $\{110\}<001>$ (textura de Goss), que apresentam menor densidade de discordâncias em comparação aos aços convencionais. Tratamentos térmicos, como recozimento de alívio de tensões, podem alterar a dureza ao modificar a estrutura de grãos e a precipitação de carbonetos (KUROSAKI et al., 2019).

A resistência à tração em um aço GO é um parâmetro crítico para aplicações que exigem resistência mecânica durante a laminação e o manuseio. Apesar da priorização das propriedades magnéticas, a resistência à tração é afetada pela textura cristalográfica e pela presença de elementos como silício (3-3,5%), que aumentam a fragilidade desse material (MOSES, 2022). Estudos de Zhang et al. (2021) demonstram que a resistência à tração em GOES é tipicamente inferior à de aços não orientados devido à microestrutura de grãos grandes e à redução de fronteiras de grãos, que atuam como barreiras ao movimento de discordâncias. No entanto, a adição controlada de elementos como alumínio e manganês pode melhorar simultaneamente as propriedades mecânicas e magnéticas (LIU et al., 2023).

Com esses ensaios, obtém-se a curva tensão-deformação, que revela não apenas a resistência máxima, mas também outras propriedades fundamentais como limite de escoamento, módulo de elasticidade e ductilidade.

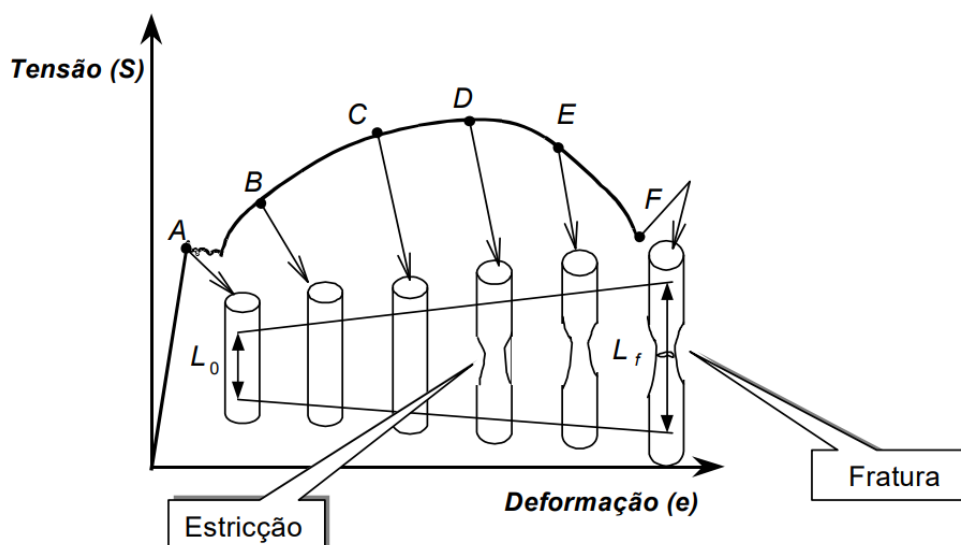
3.8.1 Curva de tensão-deformação x aços elétricos

A curva tensão-deformação de um material descreve sua resposta mecânica sob carregamento uniaxial. Para o GO, essa curva é influenciada por fatores como composição química, textura de grãos e processamento termomecânico (KESTENS & HOUBAERT, 2001).

Inicialmente, a curva tensão-deformação (Figura 7) exibe uma região elástica linear, seguida por uma transição para o regime plástico. A anisotropia cristalográfica influencia significativamente a resposta mecânica, com as propriedades variando conforme a direção de carregamento em relação à direção do grão orientado (direção de laminação). Quando tensionados na direção de fácil magnetização, os aços GO geralmente apresentam menor limite de escoamento e maior ductilidade em comparação com carregamentos em direções transversais, devido à menor resistência ao deslizamento de

discordâncias nos planos cristalinos preferencialmente alinhados (HUTCHINSON, 1984). O módulo de elasticidade também é anisotrópico, na direção de laminação, podendo variar conforme a textura cristalina (MAYERGOYZ, 2009).

Figura 7 - Curva Tensão-deformação de engenharia



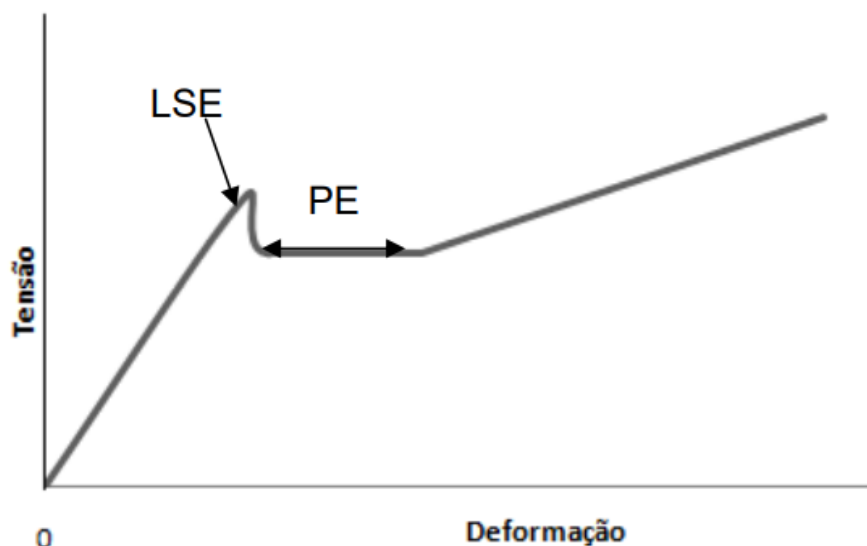
Fonte: Neto (2006).

No regime plástico, a curva tensão-deformação de aços de baixo carbono exibe um endurecimento progressivo influenciado pela interação entre discordâncias e barreiras microestruturais, como contornos de grãos e inclusões. A presença de elementos como silício (2-3,5% em peso) aumenta a resistência mecânica, mas reduz a ductilidade devido à maior fragilização dos contornos de grãos (CULLITY & GRAHAM, 2008). A deformação plástica em aços grão-orientados (GO) pode induzir a formação de bandas de Lüders, caracterizadas por um fenômeno de escoamento descontínuo, onde após o limite elástico superior ocorre uma queda abrupta de tensão até o limite inferior, seguido por um patamar de escoamento plano correspondente à propagação das bandas (ZHANG *et al.*, 2021).

Estudos recentes utilizando correlação digital de imagens (DIC) confirmam que as bandas de Lüders se propagam em ângulos de 50-55° em relação ao eixo de tração, evidenciando a anisotropia plástica descrita por Kocks

et al. (1998), na qual a direção de laminação apresenta menor resistência ao escoamento devido ao alinhamento preferencial dos grãos (VAN ROOYEN, 2023). A formação dessas bandas está intimamente ligada ao envelhecimento estático, em que átomos intersticiais (C e N) bloqueiam discordâncias pré-existent, e quando a tensão aplicada supera esse bloqueio, novas discordâncias são geradas abruptamente, causando deformação localizada (SCHWAB *et al.*, 2021). A Figura 8, ilustra uma curva tensão-deformação típica de um aço microligado, mostrando claramente o patamar de Lüders entre os limites de escoamento superior e inferior (FUJITA *et al.*, 2022).

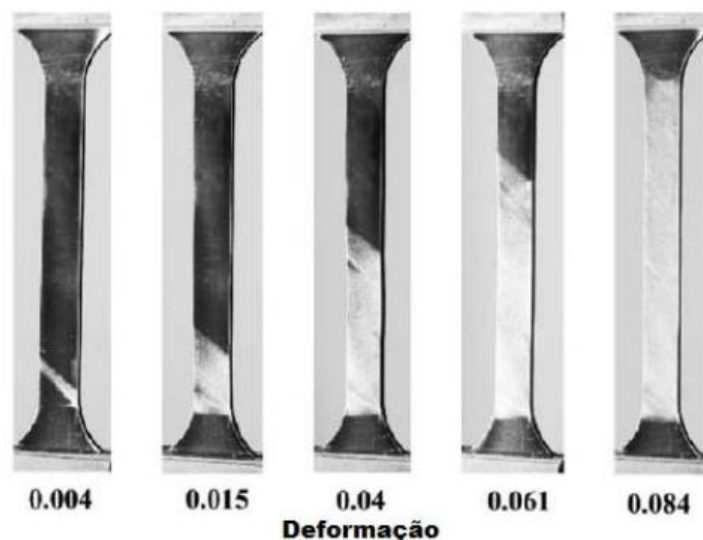
Figura 8 - Curva esquemática do Limite de escoamento superior (LSE) e patamar de escoamento (PE)



Fonte: Giarola *et al.* (2010).

Além disso, pesquisas demonstram que a espessura do corpo de prova influencia diretamente a magnitude da deformação de Lüders, sendo que amostras mais finas (<1 mm) exibem menor patamar de Lüders devido à maior proporção de grãos superficiais menos restritos (BALLARIN *et al.*, 2009). Em um ensaio de tração, essas fissuras frequentemente se formam em áreas onde há uma concentração de tensões e se expandem em um ângulo próximo a 45°, conforme Figura 9.

Figura 9 - Propagação das bandas de Lüders no ensaio e tração.



Fonte: Giarola *et al.* (2010).

O aço GO apresenta ductilidade limitada devido à alta concentração de silício que reduz a tenacidade (SHIMANAKA *et al.*, 1982). A fratura geralmente ocorre após deformação plástica moderada, com alongamento entre 5% e 15%.

Estudos de microscopia eletrônica de transmissão em aços GO frequentemente revelam superfícies de ruptura com características mistas, incluindo regiões de ductilidade (covas) e frágil (clivagem), especialmente em condições de baixas temperaturas (Barlat *et al.*, 2002).

3.8.2 Fatores que influenciam o comportamento mecânico dos aços elétricos

O desempenho dos aços elétricos depende não apenas dessas características magnéticas, mas também de seu comportamento mecânico, que influenciam a usinabilidade, resistência à fadiga e vida útil dos componentes. Diversos fatores interagem para determinar as propriedades mecânicas desses aços, incluindo processamento termomecânico, textura cristalográfica e tratamentos térmicos.

O processamento termomecânico, envolvendo laminação a quente e a frio, é determinante na microestrutura final e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas. A laminação a quente, realizada acima da temperatura de recristalização, promove a formação de grãos equiaxiais e homogêneos,

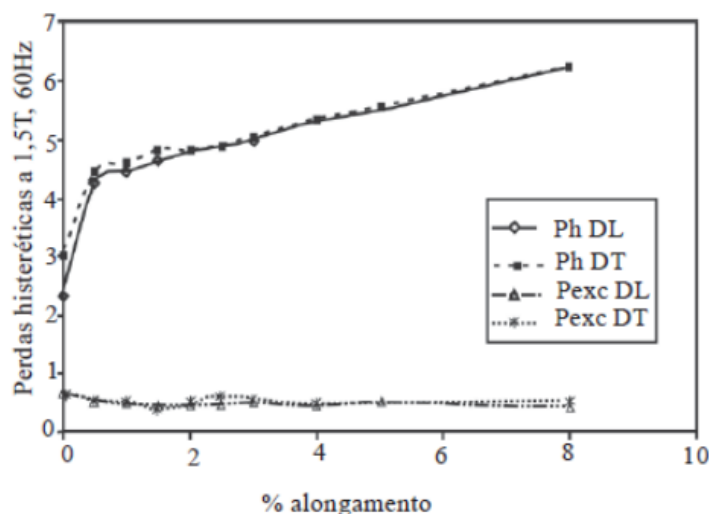
reduzindo anisotropias mecânicas. Já a laminação a frio induz um intenso encruamento, aumentando significativamente a resistência mecânica (limite de escoamento pode ultrapassar 800 MPa em reduções severas), mas reduzindo drasticamente a ductilidade devido à alta densidade de discordâncias e à fragmentação da estrutura cristalina (ZHANG *et al.*, 2018). Além disso, a deformação plástica a frio desenvolve texturas cristalográficas preferenciais, como a componente $\{110\} \langle 001 \rangle$ (Goss), que introduz anisotropia mecânica, fazendo com que as propriedades variem conforme a direção de carregamento em relação ao sentido de laminação.

Os tratamentos térmicos subsequentes, particularmente o recozimento, são fundamentais para ajustar o equilíbrio entre resistência e ductilidade. O recozimento de subcrítico (550–720°C) alivia tensões residuais e permite a recuperação da estrutura cristalina sem recristalização completa, mantendo parte do endurecimento por deformação. Já o recozimento de recristalização (acima de 800°C) promove a nucleação e crescimento de novos grãos livres de deformação, restaurando a ductilidade e reduzindo o limite de escoamento.

Esse processo é crucial para aços elétricos de grão não orientado, onde uma microestrutura equiaxial e livre de tensões é desejada para minimizar perdas magnéticas (JILES, 2015). No caso de aços de grão orientado (GO), tratamentos térmicos específicos são aplicados para desenvolver a textura Goss, que otimiza as propriedades magnéticas, mas também introduz anisotropia mecânica, tornando o material mais resistente na direção de laminação e mais frágil na direção transversal (SILVA *et al.*, 2020).

De acordo com a avaliação feita por Landgraf (2012), a deformação plástica que o material passa durante o processamento impacta de maneira considerável as perdas relacionadas aos aços elétricos, conforme mostrado na Figura 10.

Figura 10 - Efeito da deformação plástica nas perdas histeréticas de aços 2% Si

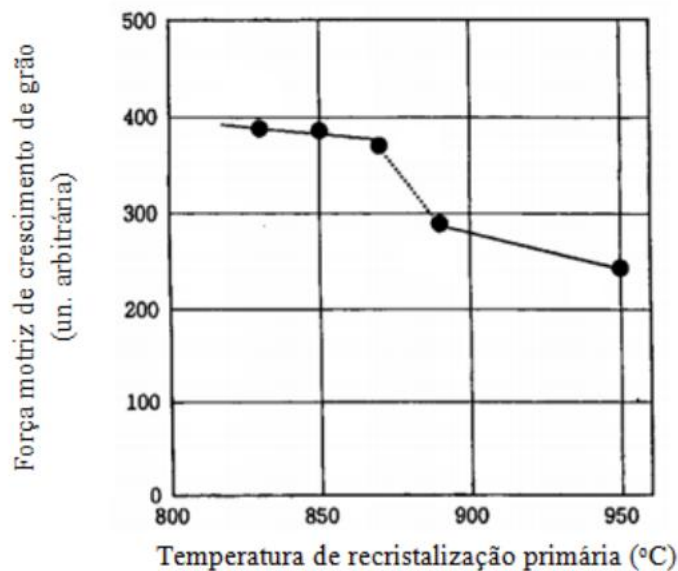


Fonte: Landgraf (2002).

Além disso, o tamanho de grão tem influência direta no comportamento mecânico, seguindo a relação de Hall-Petch: grãos mais refinados aumentam a resistência mecânica devido ao maior impedimento à movimentação de discordâncias, enquanto grãos grosseiros favorecem a ductilidade. Em aços elétricos, contudo, grãos excessivamente grandes podem prejudicar a resistência à fadiga, tornando necessário um equilíbrio entre propriedades magnéticas e mecânicas (BOLLINGHAUS *et al.*, 2021).

A temperatura de recozimento pode impactar a força impulsionadora por trás do crescimento irregular dos grãos primários (Figura 11). Além disso, a redução dessa força impulsionadora leva a uma recristalização secundária de grãos Goss que é instável (USHIGAMI *et al.*, 1996).

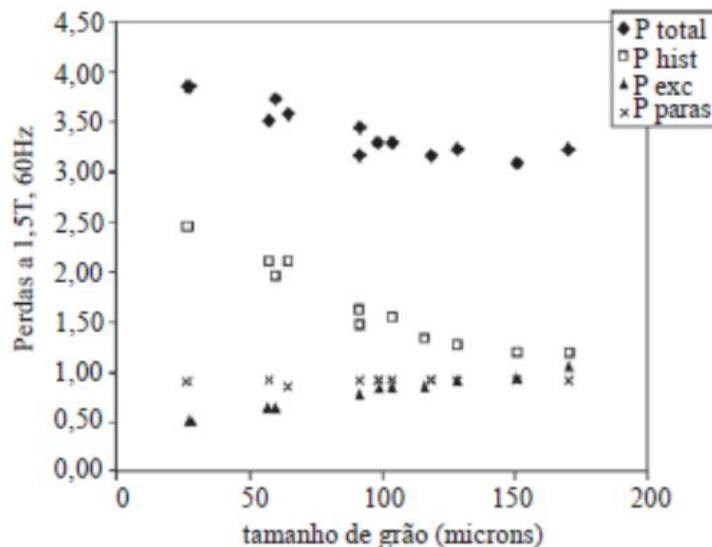
Figura 11 - Efeito da temperatura de recristalização primária na força motriz para crescimento de grão



Fonte: Ushigami *et al.*, (1996).

Landgraf (2002) conecta a quantidade de grão ao impacto nas perdas magnéticas do material. As perdas histeréticas que o material apresenta mostram relação inversa com o tamanho dos grãos. Ao observar um intervalo de tamanho de grão de 0 a $150\mu m$, nota-se que um aumento no tamanho resulta em uma diminuição das perdas histeréticas associadas, conforme ilustrado na Figura 12, apontando que existe uma faixa ideal de tamanho de grão entre $100\mu m$ e $150\mu m$.

Figura 12 - Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (P total), perdas histeréticas (P hist), perdas clássicas (P paras) e perdas de excesso (P exc) de um aço com 2% Si



Fonte: Landgraf (2002).

O crescimento excessivo dos grãos durante a recristalização secundária começa perto da superfície do aço, especialmente nos maiores grãos já formados na recristalização primária que possuem uma orientação semelhante à orientação de Goss (INOKUTI *et al.*, 1983). A nucleação desses grãos ocorre nas áreas onde os primeiros grãos orientados segundo Goss surgiram durante a laminação a quente, influenciados por uma memória estrutural.

3.9 Composição química

Com a finalidade de atender a diferentes requisitos de qualidade e custo, o aço elétrico é produzido dentro de uma certa faixa (parâmetro) dos seus componentes. A composição química que os diferencia, mesmo em diferentes classes de aços elétricos. O principal papel da composição química é alterar a resistividade, afetando assim as perdas parasitárias (LANDGRAF, 2014).

Um dos principais elementos é o carbono, que é essencial nos aços elétricos por ocasionar o "envelhecimento magnético" devido à formação de carbonetos, especialmente em produtos mais espessos. Portanto, o teor final de carbono nesses materiais precisa ser mantido abaixo de 0,003%. Um dos efeitos negativos dos carbonetos, é o aumento do componente histerético das perdas:

partículas que se prendem às paredes de domínio, exigindo campos mais altos para movimentá-las.

Os elementos químicos que mais alteram a resistividade de um aço elétrico são o silício e o alumínio. A resistividade varia de $12\mu\Omega\text{cm}$ para $50\mu\Omega\text{cm}$ em aços com 3,5%Si (KUBOTA, FUJIKURA e USHIGAMI, 2000; LANDGRAF, 2002). O silício é um elemento químico com spins pareados e com momento angular total zero, deslocando os átomos de ferro na rede porque seu raio atômico é próximo ao do ferro, ou seja, a adição de silício ocasiona a diluição da magnetização do aço, justificando o aumento repentino da resistividade elétrica do ferro, reduzindo perdas por correntes parasitas, mas também influencia significativamente as propriedades mecânicas por meio de endurecimento por solução sólida.

Aços com teores mais elevados de silício ($> 3\%$) apresentam maior resistência à tração, mas tornam-se progressivamente mais frágeis devido à restrição de movimentação de discordâncias, dificultando operações de conformação a frio (KRINGS *et al.*, 2017). Além disso, impurezas como enxofre (S) e fósforo (P) segregam nos contornos de grão, reduzindo a tenacidade e aumentando a susceptibilidade à fratura intergranular, o que exige um controle rigoroso de pureza (SHIMANAKA *et al.*, 2019).

De acordo com Santos (2015), outros elementos como oxigênio, titânio e nitrogênio são muitas vezes prejudiciais às propriedades magnéticas desejadas dos aços elétricos, pois aparecem no produto como precipitados e inclusões, resultando em aumento da coercividade e, conseqüentemente, das perdas magnéticas.

O enxofre e o manganês são necessários para obter a orientação cristalográfica dos aços GO nas etapas intermediárias do processo produtivo, pois dificultam o crescimento dos grãos. Sendo necessária sua retirada nas etapas finais, para que ocorra o crescimento do grão e a formação da textura objetivada.

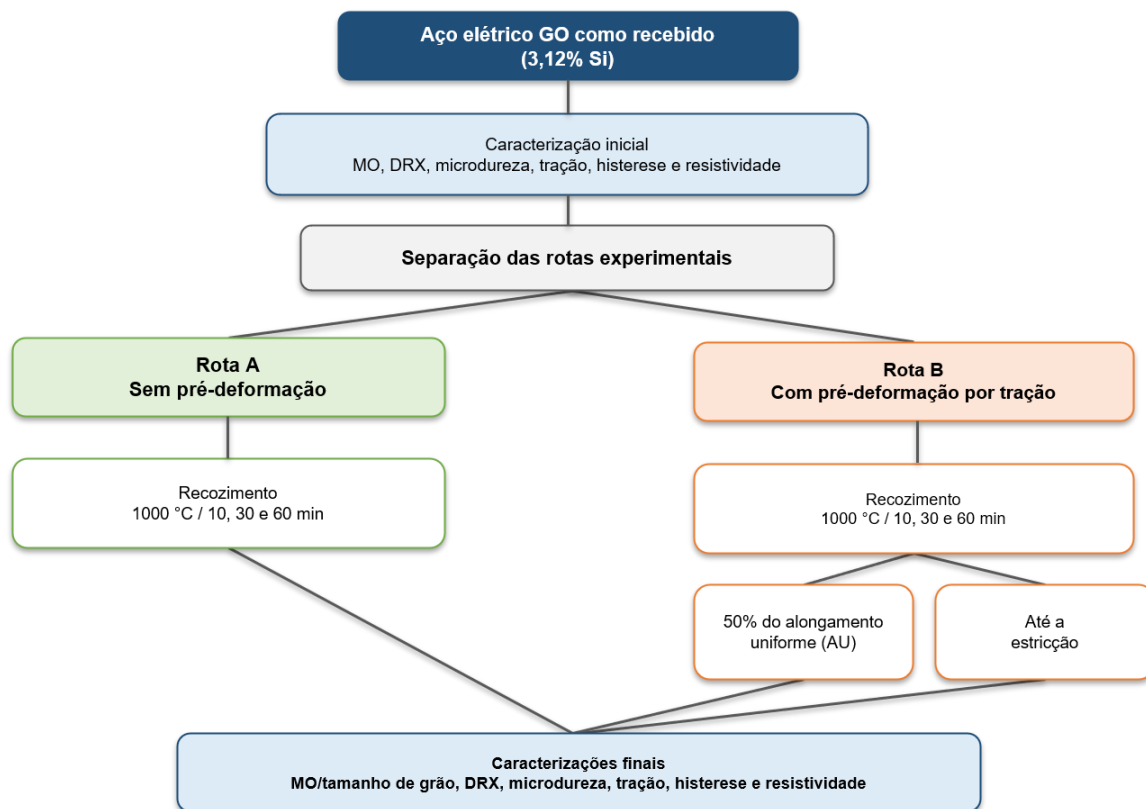
4 MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento experimental foi estruturado de modo a investigar a influência do tratamento térmico de recozimento e da pré-deformação plástica nas propriedades microestruturais, mecânicas, magnéticas e elétricas do aço elétrico GO. Inicialmente, o material foi caracterizado no estado como recebido, a fim de estabelecer uma condição de referência para comparação com as demais condições avaliadas.

Em seguida, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de recozimento a 1000 °C, com tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos. Paralelamente, parte das amostras foi submetida à pré-deformação plástica por tração, nas condições de 50% do alongamento uniforme e até a estricção, seguida de recozimento nas mesmas condições térmicas.

Após cada etapa de processamento, foram realizadas caracterizações microestruturais, mecânicas, magnéticas e elétricas, permitindo correlacionar as condições de tratamento com o desempenho final do material. A Figura 13 apresenta o fluxograma geral das etapas experimentais adotadas neste trabalho.

Figura 13 - Principais etapas de desenvolvimento do projeto



Fonte: Autora (2026).

4.1 Material

O material utilizado neste estudo consistiu em tiras de chapas de aço elétrico de grão orientado (GO) de alta permeabilidade magnética, apresentando dimensões de 305 mm de comprimento, 30 mm de largura e 0,30 mm de espessura. Conforme destacado, esse materiais são caracterizados por uma forte textura cristalográfica do tipo Goss ($\{110\}\langle 001 \rangle$), que favorece a magnetização ao longo da direção de laminação, resultando em elevada permeabilidade magnética e reduzidas perdas magnéticas, sendo, portanto, amplamente empregados em aplicações como núcleos de transformadores. Sua composição química é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química aço GO (% em peso)

GO					
C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)
0,003	3,120	0,015	0,085	0,02	0,01

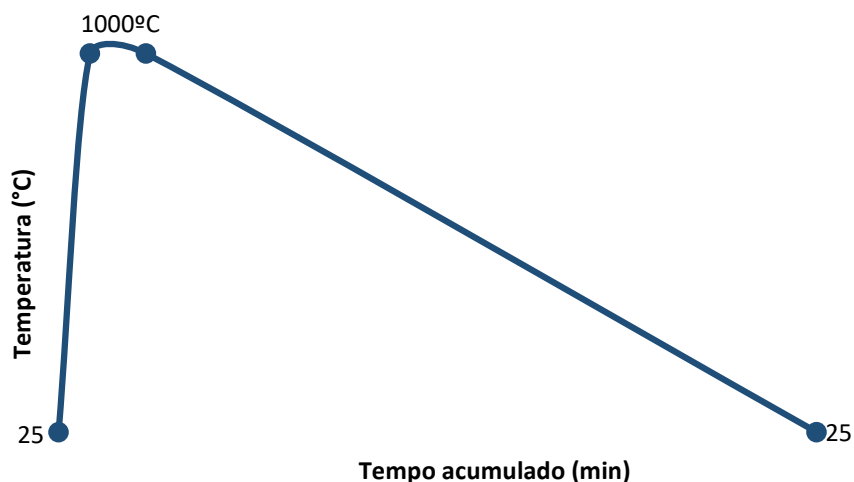
Fonte: Autora (2026).

4.2 Tratamento térmico recozimento

O tratamento térmico de recozimento foi realizado com o objetivo de promover alterações microestruturais no material, possibilitando a avaliação da influência da temperatura e do tempo de permanência nas propriedades finais das amostras. Para isso, as amostras foram submetidas a um ciclo térmico controlado, composto pelas etapas de aquecimento, encharque e resfriamento no forno.

O ciclo iniciou-se à temperatura de 25°C, temperatura ambiente, com aquecimento até a temperatura de recozimento de 1000 °C. A taxa de aquecimento utilizada foi de 17 °C/min, para que a temperatura de recozimento fosse atingida. Após alcançar 1000 °C, as amostras permaneceram nessa temperatura por 10, 30 e 60 minutos, no forno do tipo mufla analógica 1222 mediante aquecimento a 1000°C, com as amostras colocadas em apoios de alumina (Al_2O_3),

Após o período de encharque, foi realizado o resfriamento no próprio forno até a temperatura final de 25°C. O tempo total de resfriamento considerado foi de 12 horas. A Figura 14 apresenta, de forma esquemática, o ciclo térmico considerando o maior tempo de encharque avaliado, correspondente a 60 min. Para as demais condições, o patamar a 1000 °C foi interrompido após 10 e 30 minutos, respectivamente.

Figura 14 – Ciclo térmico de recozimento

Fonte: Autora (2026).

4.3 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural por meio de microscopia óptica (MO) do aço GO foi iniciada por meio da operação de lixamento com uso de uma lixadeira metalográfica PL02 E, com lixas de mesh 320, 400 e 600, e posterior polimento mecânico em uma politriz lixadeira metalográficas PL02 com a utilização de pasta de diamante com granulometria de 9 μm , 3 μm e 1 μm , com posterior ataque com a utilização da solução de Nital 10% para revelar os contornos de grão e observação em um microscópio óptico Fortel, dotado de um sistema de digitalização de imagens com o software Image View.

4.3.1 Tamanho de grão

Para a determinar do tamanho médio de grão, foi empregado o método do intercepto linear. Esse método consiste no traçado de linhas de comprimento conhecido sobre micrografias da microestrutura, permitindo a contagem das interseções entre essas linhas e os contornos de grão.

Esse método consiste em traçar linhas de teste sobre a microestrutura e contar o número de interseções dessas linhas com os contornos de grão. De acordo com a norma ASTM E112, que estabelece procedimentos padronizados

para a determinação do tamanho médio de grão em materiais metálicos, o comprimento médio de intercepto pode ser calculado pela relação:

$$L_m = \frac{L_T}{P} \quad (2)$$

Onde:

- L_T é o comprimento total das linhas de teste (500 μm);
- P é o número total de interceptos observados, ou seja, quantas vezes as linhas cruzaram contornos de grão.

Com isso, foi traçado 5 linhas horizontais atravessando cada imagem. Cada linha de teste correspondeu a um comprimento físico de 100 μm , totalizando um comprimento combinado $L_T = 500\mu\text{m}$ por imagem. Contaram-se todos os interceptos dos contornos de grão com essas linhas, considerando tanto contornos de grão nas interior da amostra quanto aqueles que interceptam as bordas da região analisada, seguindo recomendações da norma.

O procedimento em uma das micrografias, mostrando as linhas de teste traçadas em uma escala de 100 μm . Em cada condição, calculou-se L_m dividindo-se 500 μm pelo respectivo número de interceptos contados. Para melhorar a confiabilidade, as contagens foram repetidas em diferentes regiões da amostra quando possível, e os valores finais de L_m representam a média dessas medições.

O erro das medidas foi calculado considerando uma distribuição estatística t de Student com intervalo de confiança de 95%.

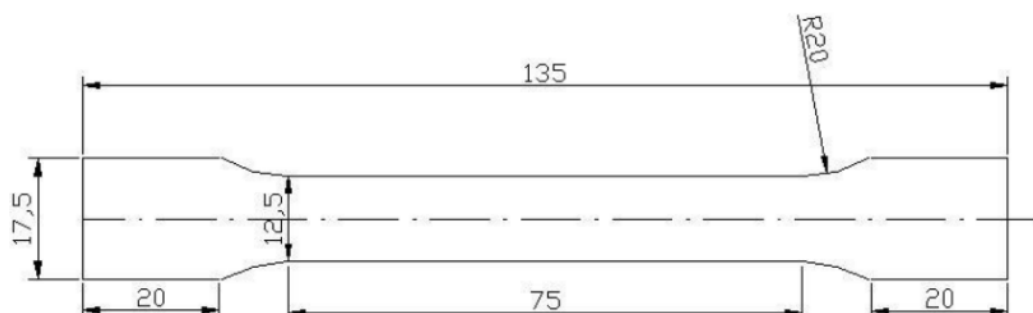
4.4 Caracterização Mecânica

4.4.1 Ensaio de tração

A caracterização mecânica do aço GO foi conduzida em uma máquina universal de ensaios Instron 5982, equipada com o sistema de aquisição de dados Blue Hill 3. Durante os ensaios, foi utilizado um extensômetro mecânico do tipo agulhas, com abertura de 25 mm. A taxa de deformação inicial adotada foi de $0,001 \text{ s}^{-1}$.

Os corpos de prova de tração foram confeccionados conforme a norma ASTM E8, conforme apresentado na Figura 17. A obtenção dos corpos de prova foi realizada por corte por jato d'água, utilizando o equipamento Maxiem Waterjets. Para o corte, foi adotada pressão de trabalho de 48 kpsi. Também foi empregado abrasivo composto por pó de Al_2O_3 e diamante industrial, com vazão de 3 L/min. O sistema utilizou três pistões de cerâmica e bicos injetores com diâmetro de 1,5 mm e comprimento de 3 mm.

Figura 15 - Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de tração



Fonte: Braga Maria (2015).

O ensaio de tração foi realizado com dois objetivos principais. O primeiro consistiu na caracterização mecânica do aço de grão orientado (GO), por meio da determinação do limite de escoamento (LE), do limite de resistência à tração (LRT) e do alongamento uniforme (AU). O segundo objetivo foi utilizar o ensaio como método de pré-deformação plástica. Essa etapa será descrita no item 4.7 e teve como finalidade permitir a posterior caracterização eletromagnética do aço GO.

A caracterização mecânica foi realizada nas amostras no estado inicial, ou seja, sem tratamento térmico de recozimento. Além disso, também foram avaliadas amostras submetidas ao tratamento térmico de recozimento, conforme as condições descritas na seção 4.2.

4.4.2 Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers (HV) foi realizado em um microdurômetro Shimadzu HMV-2T e foram conduzidos utilizando carga de 0,2 kgf (200 gf) e tempo de aplicação de 15 s.

As avaliações foram realizadas em amostras no estado como recebido e após os tratamentos térmicos de recozimento com tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos. Previamente aos ensaios, as amostras foram embutidas a frio em resina acrílica, utilizando o respectivo catalisador. Em seguida, foi realizado o preparo metalográfico por meio de lixamento sequencial com lixas de granulometria 240, 320, 400 e 600 mesh.

Após o lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento com pasta de diamante de 9 μm e 3 μm , a fim de obter uma superfície adequada para análise. Posteriormente, foi realizado o ataque químico com reativo Nital a 5%, para revelação da microestrutura. A Figura 16 apresenta as etapas de preparação das amostras e a superfície obtida após o ataque químico.

Figura 16 - Amostras em processo de embutimento



Fonte: Autora (2026).

4.5 Caracterização Magnética

O equipamento utilizado na caracterização magnética do aço investigado foi o histeresímetro (Figura 17) da fabricante *Brockhaus Messtechnik* modelo MPG 100, com o software instalado no sistema operacional Windows 7, sendo capaz de fornecer os valores de induções relacionadas aos valores de frequências, 50 e 60 Hz, por serem as principais frequências usadas no mundo.

E campos magnéticos com intensidade de 1,5 e 1,7 T, cobrindo a faixa de saturação de materiais magnéticos e considerando que em sua utilização, o aço GO, em motores e transformadores operam tipicamente abaixo de 1,7 T, para evitar perdas por histerese excessiva.

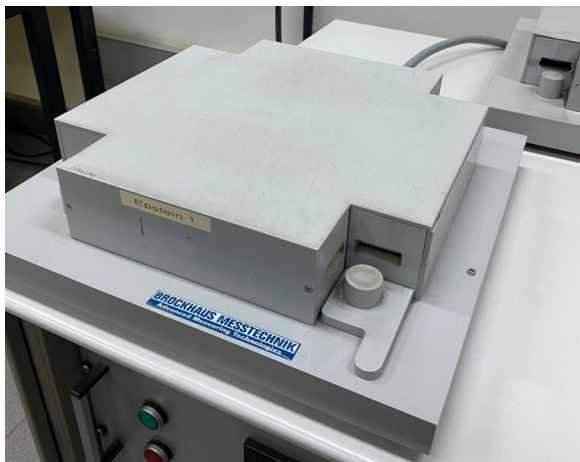
Figura 17 - Histeresímetro *Brockhaus*



Fonte: Autora (2026).

As amostras foram inseridas no Quadro *Epstein*, conforme Figura 18, e as informações exibidas pela própria interface do software do Brockhaus, fornecendo as curvas de histerese, além de uma série de dados como polarizações, frequências, induções e intensidades do campo externo aplicada, dentre outras, das quais são obtidas as informações essenciais para determinação das perdas magnéticas.

Figura 18 - Quadro Epstein do Brockhaus



Fonte: Autora (2026).

Além dos dados sobre os materiais, o programa requer informações sobre quais níveis de frequência, indução ou intensidade de campo são desejados, a fim de conduzir as análises das perdas magnéticas.

4.6 Rota de Carregamento

Com o objetivo de investigar o efeito da deformação plástica prévia e do tempo de encharque do tratamento térmico sobre a resposta magnética do aço GO, foi adotada uma rota de carregamento termo-mecânica. Amostras do aço GO no estado como recebido foram submetidas à pré-deformação plástica por tração, aplicada em duas condições distintas: deformação correspondente a 50% do alongamento uniforme (AU) e deformação até a estricção. Essas condições foram escolhidas de modo a representar, respectivamente, um nível intermediário e um nível severo de deformação plástica do aço GO, permitindo avaliar a resposta magnética deste material em função da deformação plástica.

Em seguida, as amostras pré-deformadas foram submetidas ao tratamento térmico de recozimento a 1000 °C, com tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos, conforme descrito na seção 4.2.

Após o tratamento térmico, as amostras foram caracterizadas magneticamente por meio da medição do valor RMS (*Root Mean Square*) associado à resposta magnética do material, obtido a partir das medições realizadas no histeresímetro da marca Brockhaus, em condições controladas de frequência e indução.

Para fins de comparação, também foram avaliadas amostras sem pré-deformação, tanto no estado como recebido quanto após o tratamento térmico nas mesmas condições de tempo e temperatura.

4.6.1 Caracterização Elétrica

A caracterização elétrica das amostras foi realizada por meio de medições de resistência elétrica e cálculo de resistividade utilizando uma ponte LCR portátil do fabricante Agilent, modelo U1733C (Figura 21 (a) e (b)). Esse equipamento é um medidor LCR de uso manual que permite a obtenção direta de parâmetros elétricos como resistência/impedância e a seleção de frequências de ensaio, sendo adequado para comparações entre condições de processamento quando se deseja verificar a estabilidade das leituras em diferentes frequências de teste.

Foram avaliadas amostras no estado como recebido, com 50% de AU e estriccionado, bem como amostras submetidas a tratamento térmico a 1000 °C com tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos, incluindo as variações correspondentes (50% AU e estriccionado). Para cada condição, a resistência elétrica foi medida nas frequências de 100 Hz, 120 Hz e 1 kHz, e a resistividade foi obtida a partir das resistências medidas e da geometria efetiva do corpo de prova.

Figura 19 - Medição dos corpos de prova através de ponte LCR portátil

(a)



(b)



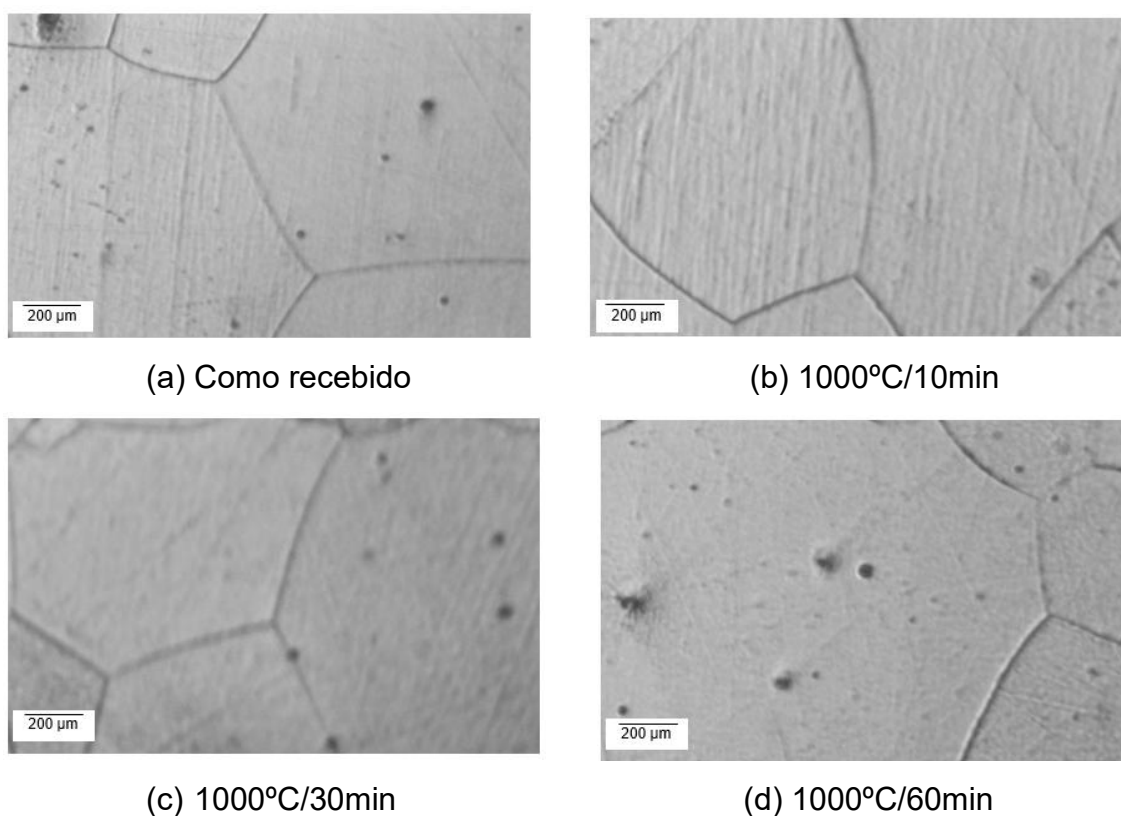
Fonte: Autora (2026).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização microestrutural

A análise das fotomicrografias do aço GO para as condições analisadas neste trabalho revelou a presença de ferrita para todas as condições investigadas neste trabalho, não sendo detectada nenhuma transformação de fase após os ciclos de recozimento conduzidos a 1000 °C sob tempos de encharque de 10, 30 e 60 minutos, Figura 20.

Figura 20 - Microestruturas do aço GO



Fonte: Autora (2026).

5.1.1 Tamanho de grão

Os resultados revelaram a influência das condições de tratamento térmico na evolução microestrutural assumida pelo aço elétrico de grão orientado em função das condições de tratamento térmico aplicadas neste trabalho.

Observou-se uma redução progressiva do tamanho de grão, conforme exibido na Tabela 2.

Tabela 2 - Comprimento médio de grão em diferentes tempos de encharque

Condição	Tamanho médio de grão (mm)
Sem tratamento	2,67
1000°C/ 10min	1,78
1000°C/ 30min	1,49
1000°C/ 60min	1,27

Fonte: Autora (2026).

As respectivas fotomicrografias para cada condição de tratamento térmico são mostradas na Figura 21.

Figura 21 - Micrografia do aço GO



(a) Amostra sem tratamento



(b) Amostra com 10 minutos



(c) Amostra com 30 minutos



(d) Amostra com 60 minutos

Fonte: Autora (2026).

Os resultados obtidos demonstraram que a condição como recebida apresentou comprimento médio de intercepto de 2,67 mm. Após o tratamento térmico de recozimento a 1000 °C, observou-se uma redução gradual desse parâmetro, atingindo valores de 1,78 mm, 1,49 mm e 1,27 mm para os tempos de encharque de 10, 30 e 60 min, respectivamente.

De forma complementar, a média do número de interceptos por unidade de comprimento aumentou de 0,3738 mm⁻¹ na condição como recebida para 0,5606 mm⁻¹, 0,6688 mm⁻¹ e 0,7869 mm⁻¹ nas amostras recozidas por 10, 30 e 60 min, respectivamente. Esse comportamento indica um aumento progressivo da frequência de contornos de grão interceptados ao longo da linha de teste com o incremento do tempo de encharque.

Considerando que o comprimento médio de intercepto é inversamente proporcional ao número de interceptos contabilizados, os resultados evidenciam uma redução sistemática desse parâmetro à medida que o tratamento térmico avança. Dessa forma, verifica-se uma alteração significativa na microestrutura do material em função das condições de recozimento adotadas.

Nas micrografias analisadas, observou-se a manutenção da matriz ferrítica em todas as condições avaliadas, comportamento compatível com a natureza dos aços elétricos GO utilizados em aplicações magnéticas. A microestrutura ferrítica, a distribuição dos contornos de grão, a textura cristalográfica e o estado de tensões internas são fatores determinantes para o desempenho funcional do material, uma vez que influenciam diretamente o movimento das paredes de domínio, a permeabilidade magnética e as perdas por histerese (Elgamli; Anayi, 2023).

A redução progressiva dos valores obtidos para o comprimento médio de intercepto com o aumento do tempo de encharque, é resultado da reorganização

microestrutural promovida pelo tratamento térmico, envolvendo recuperação ou recristalização primária, com modificação da rede de contornos revelada no plano metalográfico. Em aço elétrico GO, a evolução microestrutural durante o recozimento depende de uma interação complexa entre textura, contornos de grão, estado de precipitados inibidores e histórico termomecânico (Krawczyk *et al.*, 2024).

A tendência de redução do comprimento médio de intercepto com o aumento do tempo de encharque deve ser interpretada como a evolução microestrutural do aço GO durante o recozimento. Em aços elétricos de grão orientado, os tratamentos térmicos não atuam apenas por crescimento simples de grão, mas também por modificação da densidade de defeitos, redistribuição de tensões residuais, alteração da configuração dos contornos visíveis no plano metalográfico e evolução do estado recristalizado do material. A resposta microestrutural do material ao recozimento depende fortemente do histórico termomecânico, do estado inicial da chapa e da maneira como os contornos e orientações cristalográficas evoluem ao longo do tratamento (Fatla *et al.*, 2024; Elgamli; Anayi, 2023). Desse modo, os valores medidos são entendidos como evolução da frequência de contornos interceptados na seção observada, em função do tempo de tratamento térmico aplicado.

Esse comportamento também é coerente com o fato de que o aço GO é altamente sensível a alterações microestruturais e magnetomecânicas. Tensões mecânicas, temperatura e histórico de conformação influenciam fortemente em sua resposta, afetando não apenas as propriedades magnéticas, mas também o modo como a microestrutura se apresenta em termos de heterogeneidade local, obstáculos ao movimento das paredes de domínio e condição interna do material (Chen *et al.*, 2024). A reorganização do estado interno da chapa pode alterar significativamente o desempenho magnético e a uniformidade estrutural, evidenciando a forte dependência desse material em relação à rota de processamento aplicada (Dias *et al.*, 2022).

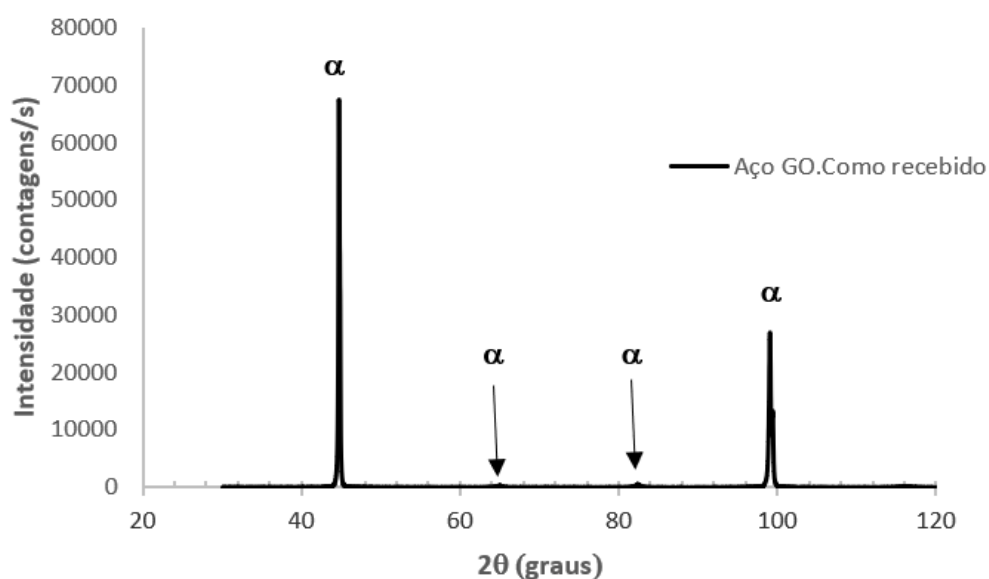
5.1.2 Caracterização Estrutural

Na Figura 22, pode-se observar o difratograma do aço GO no estado inicial (a) como recebido e nos três tempos de encharque do tratamento térmico

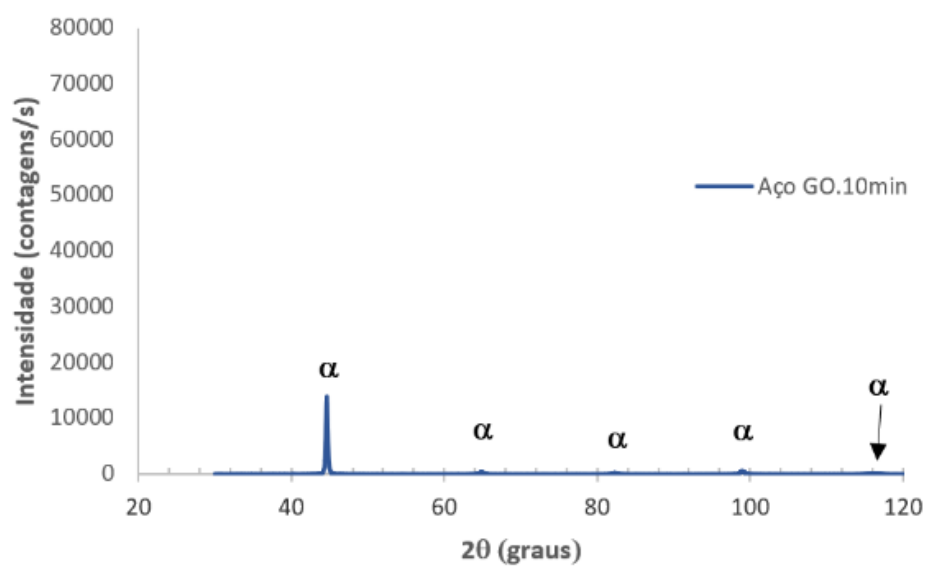
de recozimento: (b) 10, (c) 30 e (d) 60 minutos. Os picos observados, nos ângulos 45° , 65° , 82° , 99° e 117° , são característicos da ferrita (α), o que confirma a microestrutura encontrada na análise microestrutural, mesmo com o tratamento térmico aplicado, não sendo percebida a formação de precipitados por meio da difração de raios X.

A ausência de precipitados pode ser explicada pelo fato de que os precipitados que possivelmente se formaram eram extremamente pequenos e em quantidade inferior a cerca de 5%, limite abaixo do qual a técnica de DRX não possui sensibilidade suficiente para detectá-los. Segundo Cullity e Stock (2001), a difração de raios X apresenta limitações na detecção de fases minoritárias, especialmente quando estas estão abaixo de aproximadamente 5% em volume, ou possuem dimensões nanométricas que dificultam a geração de picos difratados significativos.

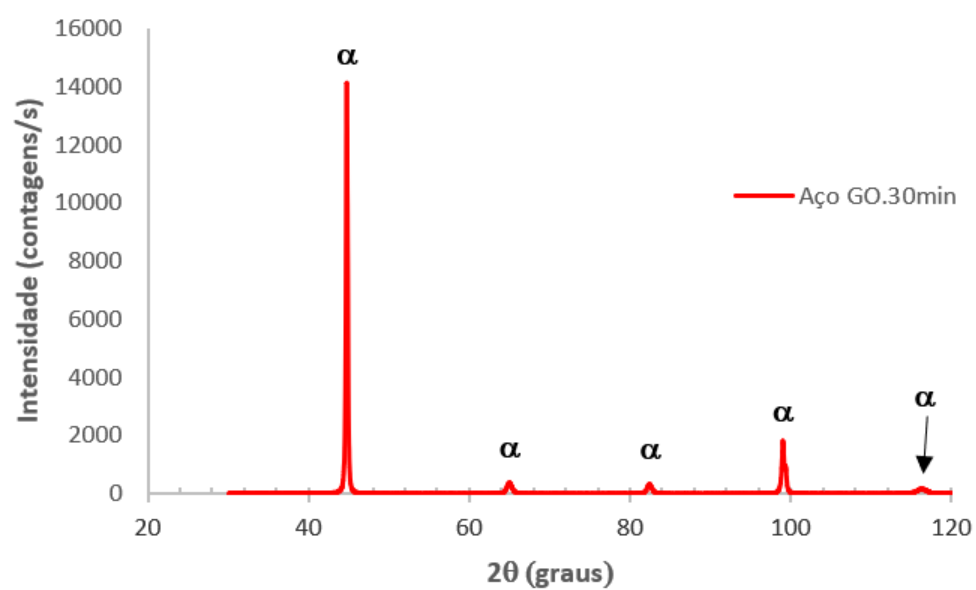
Figura 22 - Difratoograma do aço GO



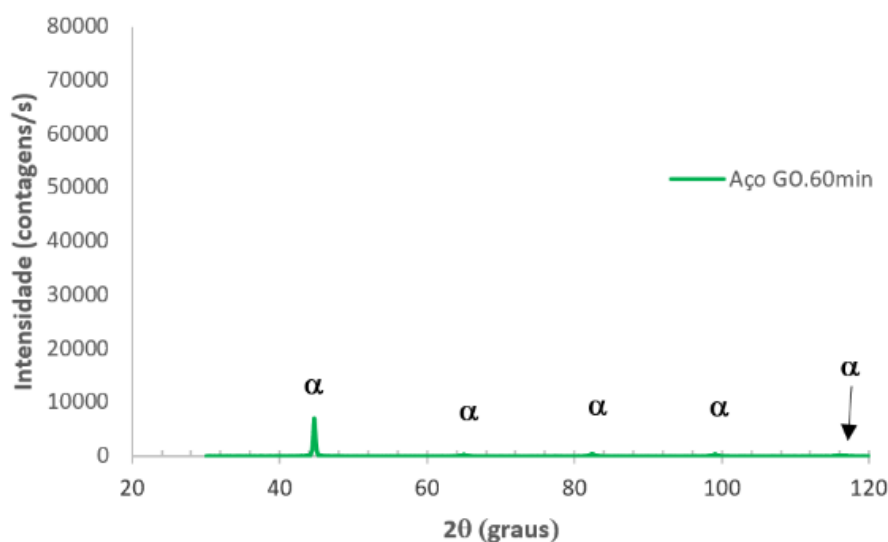
(a) como recebido



(b) 10 minutos



(c) 30 minutos



(d) 60 minutos

Fonte: Autora (2026).

5.2 Caracterização Mecânica

5.2.1 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers realizados no aço elétrico de grão orientado, mostraram um aumento progressivo da dureza com o acréscimo do tempo de recozimento, como exibido na Tabela 3.

Tabela 3 - Dureza Vickers em função da condição do aço GO

Condição	Dureza	Desvio Padrão
Sem tratamento	231	7
10 minutos	234	7
30 minutos	246	10
60 minutos	257	1

Fonte: Autora (2026).

O endurecimento por precipitação, comum nas primeiras fases de recozimento faz com que pequenas partículas (precipitados) se formem no interior e entre os grãos do aço GO. Essas partículas atuam como barreiras ao movimento de discordâncias, o que justifica a elevação na resistência e na dureza (QUARANTA, 2025).

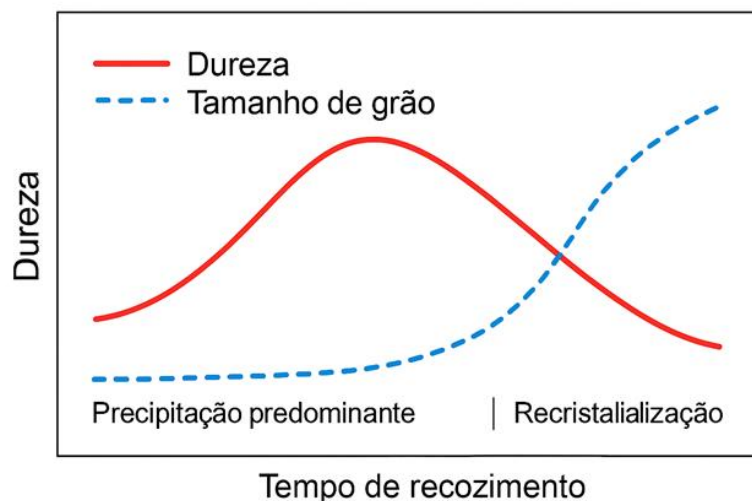
O aumento progressivo da dureza observado até 60 minutos de recozimento está associado ao fenômeno de endurecimento por precipitação, característico das etapas iniciais do tratamento térmico. Nesse estágio, ocorre a formação de precipitados finos, como nitretos de alumínio, carbonitretos de titânio e sulfetos de manganês, que se distribuem no interior e nos contornos de grão. Essas partículas atuam como barreiras ao movimento de discordâncias, elevando a resistência mecânica do material.

Além de contribuir para o aumento da dureza, esses precipitados exercem papel essencial no controle do crescimento de grão, pois se posicionam nos contornos, restringindo sua mobilidade e retardando a recristalização secundária. Dessa forma, tanto a elevação da dureza quanto a limitação do crescimento de grão decorrem da presença e atuação desses inibidores, que simultaneamente reforçam a matriz e estabilizam a microestrutura (HOUBAERT; VERBEKEN; SCHNEIDER, 2008).

Em condições de recozimento prolongado, a tendência natural é que a recristalização secundária e o crescimento de grão promovam o amolecimento do material, reduzindo a dureza. No entanto, até 60 minutos de tratamento, essa redução não foi observada, indicando que os efeitos do endurecimento por precipitação continuaram predominando sobre os mecanismos de amolecimento.

A Figura 23, ilustra a evolução da dureza e do tamanho de grão em função do tempo de recozimento. Inicialmente, verifica-se um aumento da dureza devido à precipitação de partículas finas, que atuam como barreiras às discordâncias. Paralelamente, essas partículas controlam a cinética de crescimento de grão, favorecendo um crescimento seletivo durante a recristalização secundária. Em tempos mais longos, a redução da dureza ocorre quando a recristalização e o crescimento de grão se tornam predominantes, diminuindo a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, a resistência mecânica (DIAS *et al.*, 2022).

Figura 23 - Relação entre tempo de recozimento, dureza e tamanho de grão em aço elétrico GO, destacando as fases de precipitação, recristalização e crescimento de grão

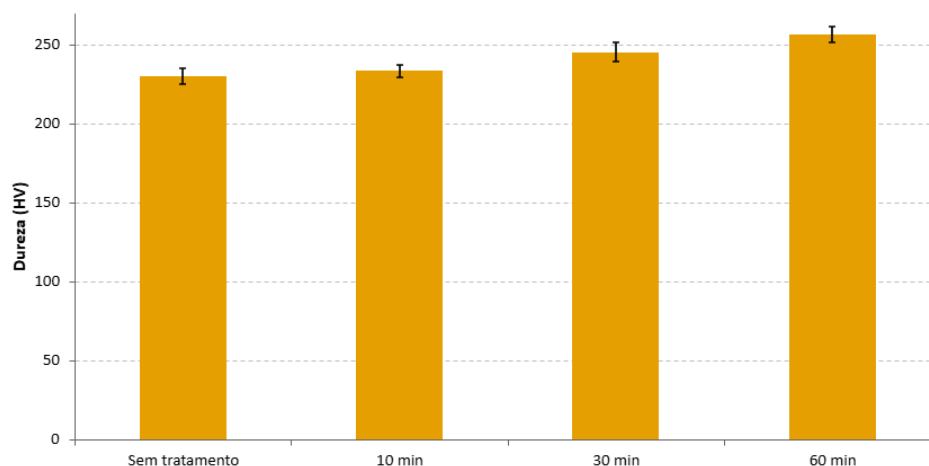


Fonte: Adaptado de Houbaert *et al.* (2008).

Sendo comum encontrar nitretos, sulfetos e outros compostos que se dissolvem parcialmente a 1000 °C e depois se precipitam novamente durante o resfriamento (Zhou *et al.*, 2018). Essas novas partículas, por serem pequenas e bem distribuídas, aumentam a dureza do aço. Embora o crescimento dos grãos pudesse reduzir essa dureza, isso não foi suficiente para anular o efeito dos precipitados.

É possível correlacionar uma tendência da dureza Vickers em função do tempo de encharque adotado nos tratamentos térmicos de recozimento. Considerado a dureza do aço GO no estado como recebido e para o tempo de encharque de 10 minutos pode-se afirmar que não houve mudança significativa por meio de análise estatística dos dados com uso da análise ANOVA com uso de 12 medições, adotando intervalo de confiança de 95%, sendo encontrado p-value igual a 0,20. Já para as demais condições de tratamento, notou-se diferença relevante e crescente entre os valores de dureza, exibindo, para todas as comparações p-values menores que 0,05, como confirmado pela análise do histograma de distribuição da dureza em função das condições avaliadas neste trabalho acompanhado do respectivo dos limites do intervalo de confiança, IC95%, como mostrado na Figura 24.

Figura 24 - Dureza Vickers por condição de tratamento térmico (média $\pm$ IC95%)

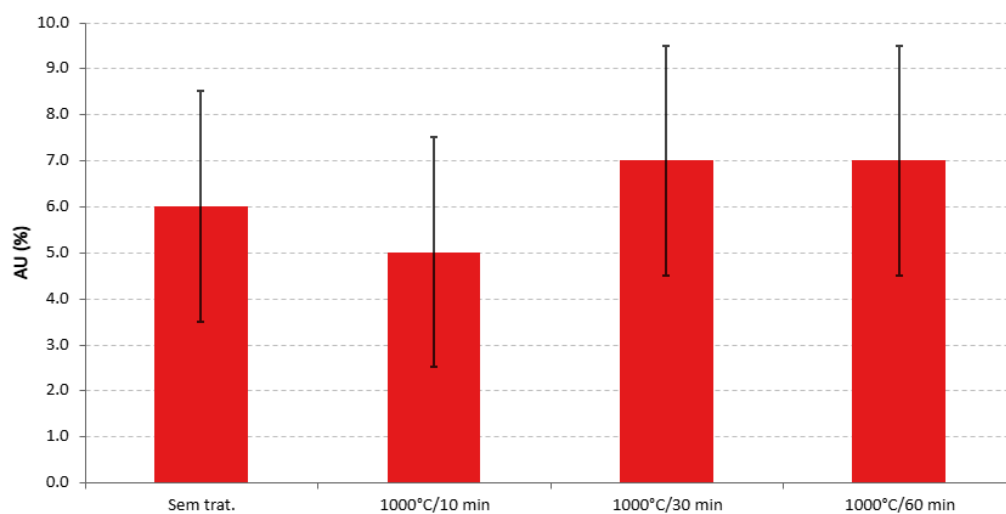


Fonte: Autora (2026).

5.2.2 Propriedades de Tração

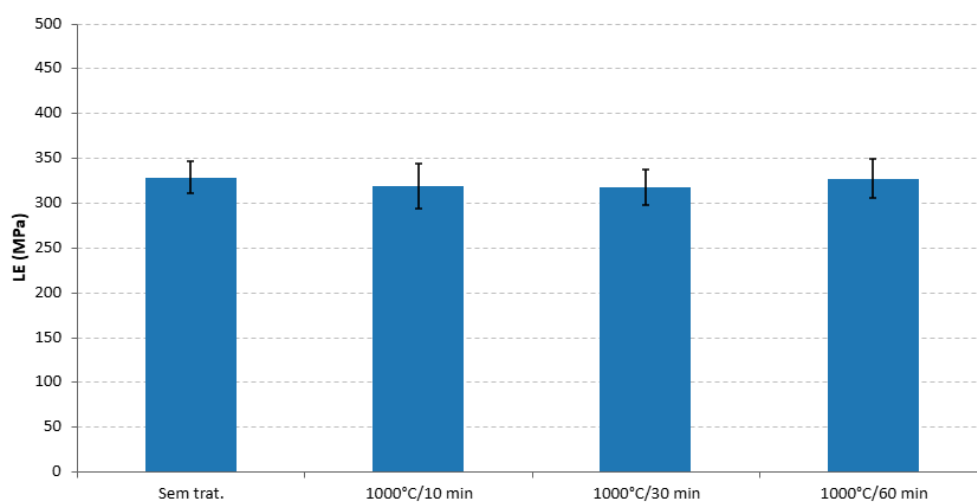
Os valores das propriedades mecânicas calculadas para as três condições do aço GO, como a tensão limite de escoamento (LE), limite de resistência (LRT) e o alongamento uniforme (AU), provenientes das respectivas curvas tensão-deformação convencional, acompanhadas dos respectivos valores do desvio padrão. Neste caso, para todos os parâmetros calculados, não foi observada diferença estatisticamente significativa entre as condições de tratamento térmico, adotando-se análise ANOVA, para intervalo de confiança de 95% e com uso de 3 amostras, como mostrado nas Figuras 25 (AU), 26 (LE) e 27 (LRT) para cada uma das propriedades mecânicas.

Figura 25 - Alongamento uniforme (AU%) por condição de tratamento térmico (média $\pm$ IC95%)



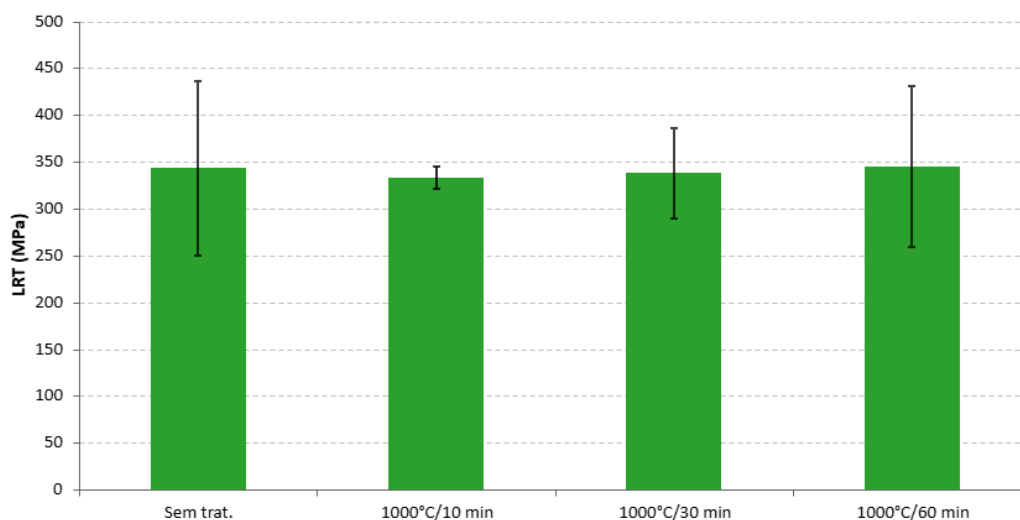
Fonte: Autora (2026).

Figura 26 - Limite de escoamento (LE) por condição de tratamento térmico (média $\pm$ IC95%)



Fonte: Autora (2026).

Figura 27 - Limite de resistência à tração (LRT) por condição de tratamento térmico (média $\pm$ IC95%)

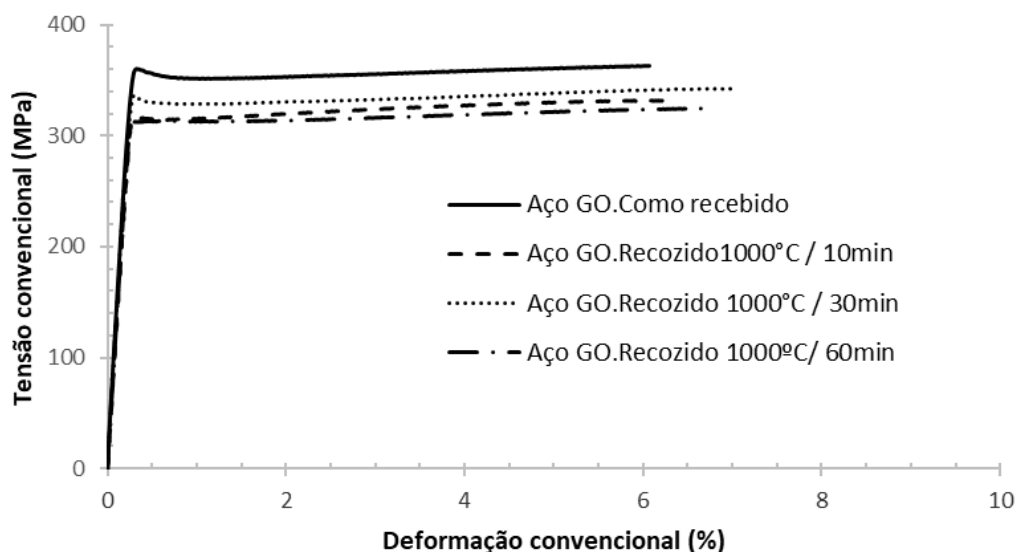


Fonte: Autora (2026).

Na Figura 28, as curvas tensão-deformação convencionais revelaram a queda da resistência mecânica para todas as condições de recozimento adotadas neste trabalho. Durante os primeiros minutos de encharque, nota-se a tendência para o amaciamento do aço GO, indicado pela redução da inclinação da curva tensão-deformação convencional, ou seja, queda do encruamento, apesar de os valores de tensão limite de escoamento e da tensão limite de resistência à tração não terem exibido queda destacada entre os diferentes valores de tempo de encharque.

RAJI & OLUWOLE (2012) observaram em aço baixo carbono que entre 0 e 30 minutos de encharque a queda na tensão de escoamento e na tensão de resistência à tração foi gradual, compatível com a ocorrência de recuperação no material. Além disso, e considerando que o tamanho do grão no estado como recebido do aço GO já era extremamente elevado, a mudança do tempo de encharque não foi o suficiente para promover alterações nos mecanismos responsáveis pela queda da resistência mecânica e aumento da ductilidade, uma vez que o principal mecanismo responsável por isso é a redução do contorno de grão, como obstáculo à movimentação das discordâncias.

Figura 28 - Curva Tensão X Deformação do aço GO em diferentes tempos de encharque



Fonte: Autora (2026).

A amostra submetida a 10 minutos de encharque apresentou mudanças sutis em relação à amostra sem tratamento, o que confirma a influência de um curto encharque em aliviar tensões sem modificar substancialmente a microestrutura.

A alteração mais evidente foi observada na condição de 30 minutos, onde ocorre o início de transformações microestruturais significativas. Estudos anteriores afirmam que tempos de encharque em torno de 30 minutos podem desencadear recristalização, dependendo da temperatura e do grau de deformação prévio do material. De fato, RAJI & OLUWOLE (2012) relataram uma queda abrupta na resistência mecânica entre 30 e 40 minutos de encharque, atribuída ao surgimento e crescimento de novos grãos (recristalização) no aço de baixo carbono trefilado a frio.

A amostra recozida por 30 minutos apresentou a maior diminuição nos limites de escoamento e resistência, indicando amolecimento acentuado. Além disso, essa condição evidenciou piora na ductilidade, caracterizando um comportamento frágil. Essa aparente contradição está associada à ocorrência do fenômeno de crescimento anormal dos grãos, reduzindo a densidade de discordâncias, além da diminuição do número de obstáculos ao movimento das

mesmas, comprometendo a tenacidade do material, de modo que, sob ação de um esforço mecânico, o aparecimento de trincas que se propagam rapidamente, ocasionando a ruptura do material.

De acordo com FERNANDES (2021), o tratamento térmico intenso em aços elétricos, podem reduzir drasticamente a capacidade de deformação antes da fratura, tornando o material quebradiço. No caso do aço GO, associa-se o crescimento rápido do tamanho dos grãos com a ocorrência de microtrincas ou segregações expostas, já que o aço GO apresenta granulação extremamente grosseira para otimizar as propriedades magnéticas. Com 30 minutos de encharque, os grãos do aço podem ter crescido ainda mais, diminuindo a resistência ao escoamento pelo efeito *Hall-Petch* e, diminuindo também a tenacidade, pois poucos contornos de grão facilitam a propagação de trincas frágeis.

No aço GO, a queda de ductilidade na amostra de 30 minutos sugere uma fragilidade temporária, possivelmente devida à microestrutura heterogênea decorrente do início da recristalização ou ao crescimento exagerado e descontrolado de alguns grãos. Fenômeno semelhante foi descrito por RAJI & OLUWOLE (2012), com uso do aço de baixo carbono trefilado a frio, mostrou que a ductilidade diminuiu até cerca de 40 minutos de encharque, voltando a aumentar com tempos maiores. Os autores atribuíram essa recuperação da capacidade de ductilidade posterior à recristalização completa e ao crescimento de grão, que restabelece parcialmente a capacidade de deformação plástica do material.

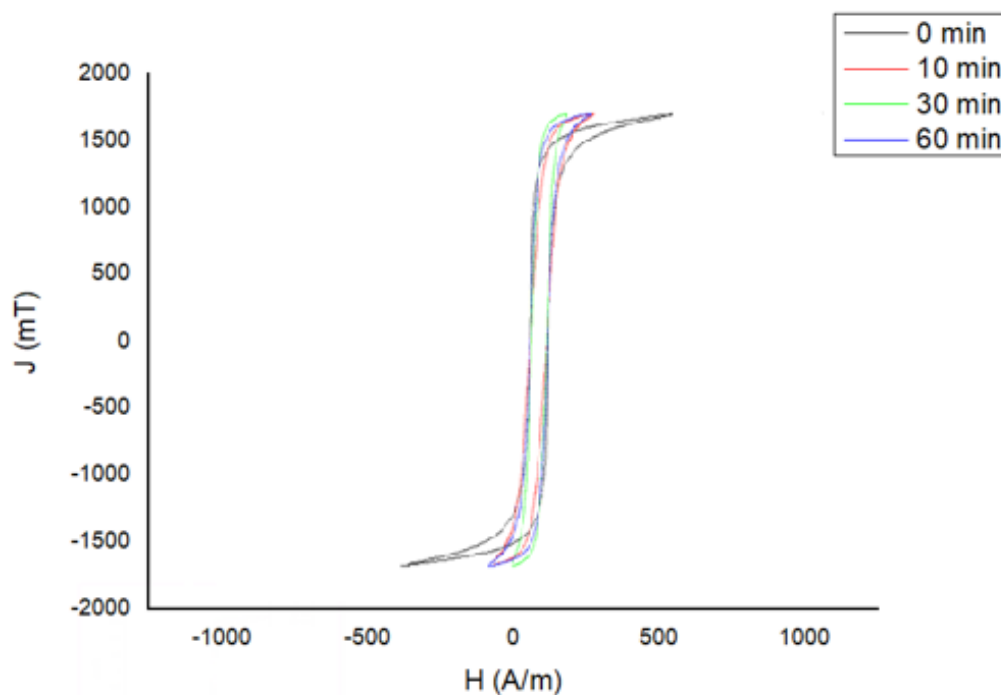
Ao prolongar o encharque para 60 minutos, observou-se uma melhora da ductilidade em relação à condição de 30 minutos, embora sem retornar necessariamente aos níveis da amostra sem tratamento. O alongamento total após 60 minutos permaneceu limitado, mas superior ao alongamento mínimo observado na amostra de 30 min. Isso indica que, com tempo suficiente, o aço GO recupera parte da ductilidade, possivelmente devido à remoção completa de heterogeneidades microestruturais transitórias. A homogeneização microestrutural promovida pelo longo encharque de 60 minutos contribuiu para reduzir a dispersão dos resultados mecânicos.

Analisando os resultados da tensão limite de escoamento e de alongamento uniforme, nota-se que esses parâmetros foram ligeiramente maiores para a 60 minutos em comparação à condição inicial, indicando comportamento mais uniforme entre os corpos de prova. Isso está de acordo com ARAÚJO & TORRES (2007), que relataram que o aumento do tempo de encharque melhora a homogeneidade da microestrutura, tornando as propriedades mais consistentes ao longo do material.

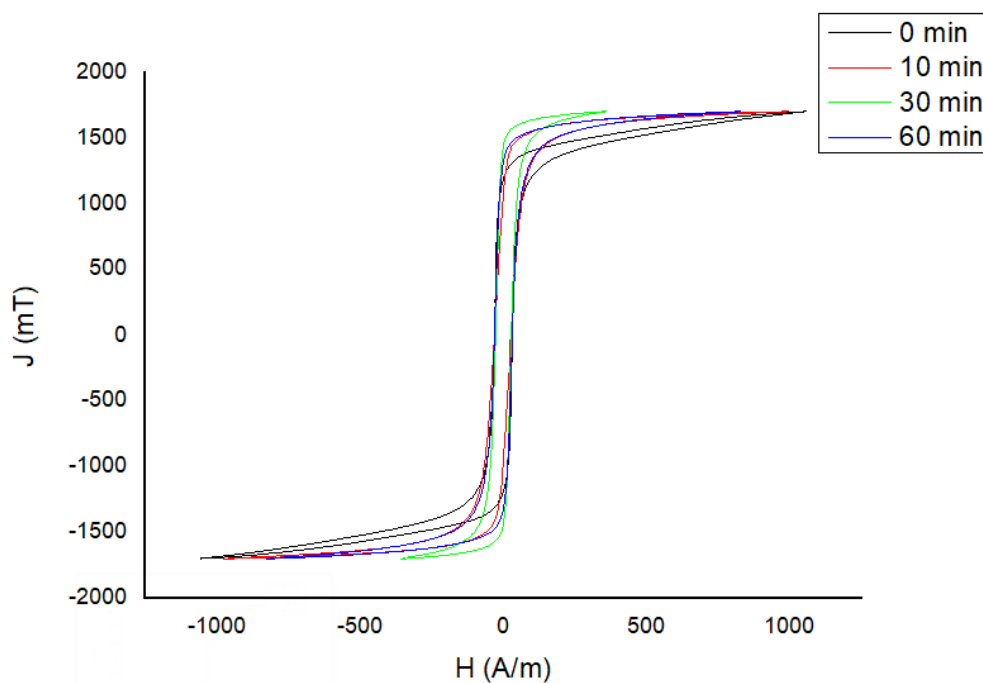
Os resultados mostram que o tempo de encharque afeta de forma não linear as propriedades mecânicas, existindo um tempo crítico (próximo de 30 minutos) no qual o aço GO experimenta a maior deterioração de tenacidade, enquanto tempos superiores tendem a estabilizar ou mesmo melhorar parcialmente a ductilidade, embora à custa da queda da resistência mecânica. Essa compreensão é vital para ajustar tratamentos térmicos de alívio de tensões em aços elétricos, em que tempos muito curtos podem ser insuficientes para alívio completo, mas tempos intermediários impróprios podem fragilizar o material, ao passo que um tempo mais prolongado restabelece o equilíbrio entre resistência e ductilidade desejável para aplicações mecânicas do aço GO.

5.3 Caracterização Magnética

Os ciclos de histerese B (densidade do fluxo magnético) $\times H$ (intensidade do campo magnetizante) obtidos a 50 Hz para o aço elétrico GO, revelam nítidas alterações quando comparados em função do tempo de encharque de 10, 30 e 60 minutos com a amostra sem tratamento térmico, no caso, denominada aqui como 0 minuto. Em particular, destaca-se que o tratamento de 30 minutos produz curvas mais estreitas, com menor área, do que as demais. Em condições de indução máxima de 1,5 T, a área da curva de histerese decresce de $2,03 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ (sem tratamento) para $1,39 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ (30 min), indicando uma redução de 31%. Já aos 60 minutos a área volta a crescer para $1,72 \times 10^5 \text{ J/m}^3$, ainda abaixo do não-tratado (Figura 29). Essa tendência se repete para 1,7 T: a área cai de $2,98 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ (0 min) para $2,30 \times 10^5 \text{ J/m}^3$ (30 min), voltando a aumentar ligeiramente em 60 minutos, conforme Figura 30.

Figura 29 – Curva de Histerese (50 Hz e 1,5T)

Fonte: Autora (2026).

Figura 30 - Curva de Histerese (50 Hz e 1,7T)

Fonte: Autora (2026).

A redução da área dos ciclos de histerese na condição de 30 minutos indica diminuição das perdas por histerese e melhora da resposta magnética do aço GO. Essa melhora deve ser associada principalmente ao alívio de tensões internas promovido pelo recozimento e à consequente maior mobilidade das paredes de domínio magnético. Em aços GO, a presença de tensões mecânicas, sejam residuais ou aplicadas externamente, tende a deteriorar a permeabilidade, ampliar os laços de histerese e elevar as perdas magnéticas, justamente por dificultar o movimento das paredes de domínio e intensificar os efeitos magnetoelásticos (Dias et al., 2022; Chen et al., 2024).

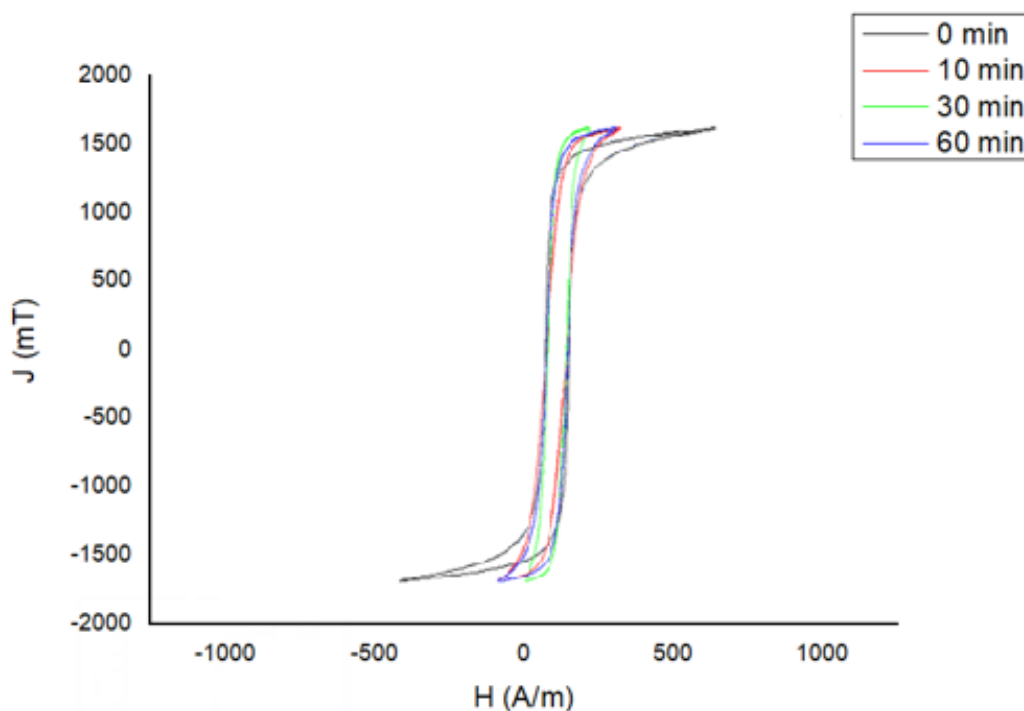
Nas condições de 50 Hz, as amostras recozidas por 30 minutos apresentaram os ciclos mais estreitos e as menores áreas de histerese entre as condições avaliadas, indicando uma condição microestrutural e tensional mais favorável ao processo de magnetização. Esse comportamento é compatível com a redução de obstáculos ao movimento das paredes de domínio, tais como tensões residuais, heterogeneidades locais e defeitos herdados do histórico termomecânico do material. Estudos recentes mostram que tensões de flexão, tração, compressão e efeitos térmicos alteram de forma significativa a histerese, a permeabilidade e as perdas, justamente por interferirem na mobilidade das paredes de domínio e na facilidade de magnetização (Chen et al., 2023; Chen et al., 2024).

Por outro lado, a reversão observada na condição de 60 minutos mostra que, o prolongamento do encharque não resultou em melhoria magnética adicional. Esse comportamento está relacionado à maior heterogeneidade microestrutural, à redistribuição de tensões e à alteração da configuração dos obstáculos ao movimento das paredes de domínio, o que contribui para o leve aumento da área da histerese em relação à condição de 30 minutos. O tratamento térmico em aço GO pode tanto favorecer quanto degradar a resposta magnética, dependendo do equilíbrio entre alívio de tensões, uniformidade microestrutural, textura e condições herdadas do processamento anterior (Dias et al., 2022). Do ponto de vista da teoria de perdas, a separação clássica (Bertotti) em histerese + correntes de Foucault + excesso ajuda a interpretar a tendência: o tratamento até 30 minutos reduz o termo histerético, enquanto

tempos mais longos podem aumentar ligeiramente o excesso, que refere-se a um tipo específico de dissipação de energia associada ao movimento coletivo e dinâmico das paredes dos domínios magnéticos que não pode ser explicada apenas pela histerese clássica ou pelos efeitos das correntes de Foucault. Tal comportamento resulta em pequena recuperação da área total do *loop* (CHWASTEK *et al.*, 2022; RODRÍGUEZ-SOTELO *et al.*, 2022).

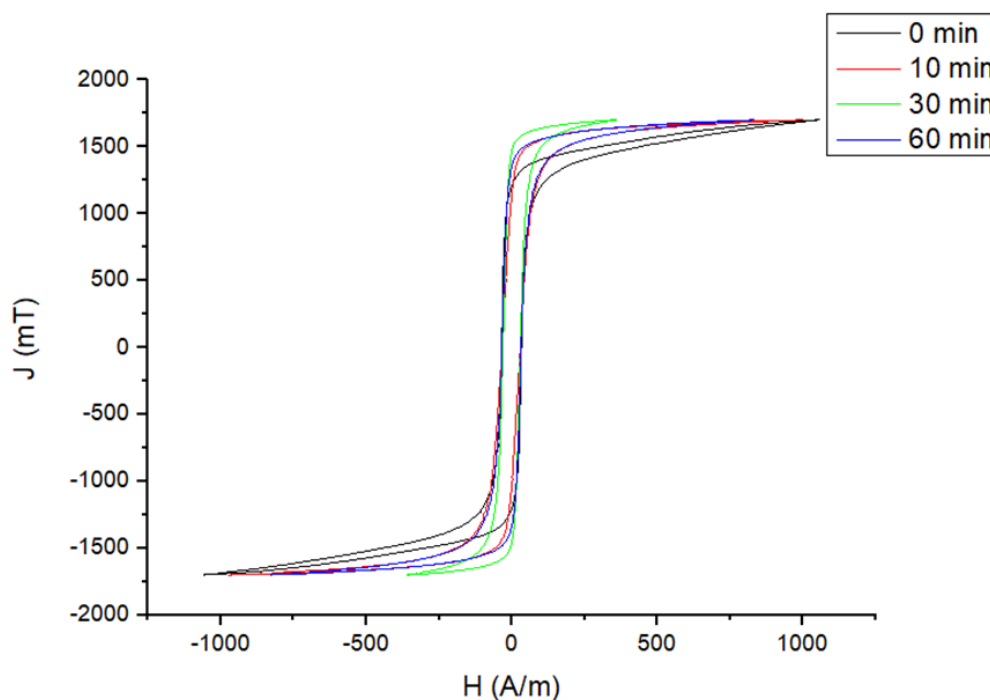
O mesmo ensaio foi realizado com a frequência de 60 Hz, variando novamente em 1,5T (Figura 31) e 1,7T (Figura 32), onde mostram claramente a evolução do comportamento magnético com o tempo de encharque. Observa-se que, com o aumento do tempo de recozimento, o laço de histerese se estreita progressivamente até 30 minutos, e em 60 minutos ocorre leve alargamento.

Figura 31 - Curva de Histerese (60 Hz e 1,5T)



Fonte: Autora (2026).

Figura 32 - Curva de Histerese (60 Hz e 1,7T)



Fonte: Autora (2026).

As curvas de histerese obtidas a partir dos ensaios realizados, tanto nas frequências de 50 Hz quanto 60 Hz, revelam mudanças significativas nas características magnéticas em função do tempo de encharque térmico aplicado. Observou-se uma relação direta entre o tempo de encharque e a forma e área do ciclo de histerese. O aumento do tempo de encharque promove uma diminuição da área da curva de histerese, até um tempo ótimo em que a perda magnética atinge seu valor mínimo. Esse ponto de mínimo ocorreu na condição de 30 minutos, sendo que os ciclos de histerese medidos para 30 minutos foram sistematicamente mais estreitos do que os obtidos para 0, 10 e 60 minutos, tanto a 1,5 T quanto a 1,7 T e nas duas frequências (50 Hz e 60 Hz).

Essa redução da área da histerese com o encharque, ou seja, de melhoria da resposta magnética, está associada à eliminação de tensões internas e à reorganização microestrutural promovida pelo tratamento térmico. Segundo Silveyra *et al.* (2018), o aço elétrico GO possui elevada sensibilidade às deformações plásticas e tensões residuais, que dificultam o movimento das paredes de domínio e aumentam a coercitividade magnética. O tratamento

térmico atua promovendo o alívio dessas tensões, reduzindo os obstáculos ao deslocamento das paredes de domínio magnético e, por consequência, diminuindo a energia dissipada a cada ciclo de magnetização.

A curva da amostra sem tratamento, apresenta maior perda magnética, reflexo de uma microestrutura com elevada densidade de defeitos e tensões internas remanescentes do processo de laminação. Com apenas 10 minutos de encharque, já se observa uma redução significativa da perda, indicando que os mecanismos iniciais de alívio de tensões e recuperação estão em andamento.

Entretanto, o comportamento mais notável é o da amostra de 30 minutos, cuja curva se mostra visivelmente mais estreita e regular. A literatura aponta que este comportamento pode ser atribuído à formação mais completa da textura Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$), essencial para a obtenção de alta permeabilidade magnética nas direções técnicas. Segundo o tempo de encharque adequado permite o crescimento preferencial de grãos com orientação Goss, resultando em uma estrutura policristalina mais alinhada com a direção de magnetização e, portanto, com menor resistência ao movimento de domínios magnéticos (ALMEIDA *et al.* (2023).

Outro fator determinante está relacionado à evolução dos precipitados finos (AlN, MnS), que são utilizados para controlar o crescimento anormal dos grãos durante o recozimento secundário. Durante o encharque térmico, esses precipitados podem se dissolver, o que modifica a distribuição de sítios de pinagem das paredes de domínio. Aos 30 minutos, é provável que tenha ocorrido uma redução crítica desses obstáculos, permitindo o movimento mais suave e reversível das paredes (REN *et al.*, 2018).

Por outro lado, a curva correspondente a 60 minutos tem uma leve reversão da tendência de redução de perdas, com aumento da área da histerese em relação a 30 minutos. Esse comportamento pode estar relacionado ao fenômeno conhecido como envelhecimento excessivo, no qual o prolongamento do tempo de aquecimento resulta em coalescência excessiva de precipitados e até mesmo possível recristalização secundária de grãos fora da orientação ideal. Segundo Elgamli e Anayi (2023), esse estágio pode levar à degradação das propriedades magnéticas por introdução de desorientações cristalinas e tensões

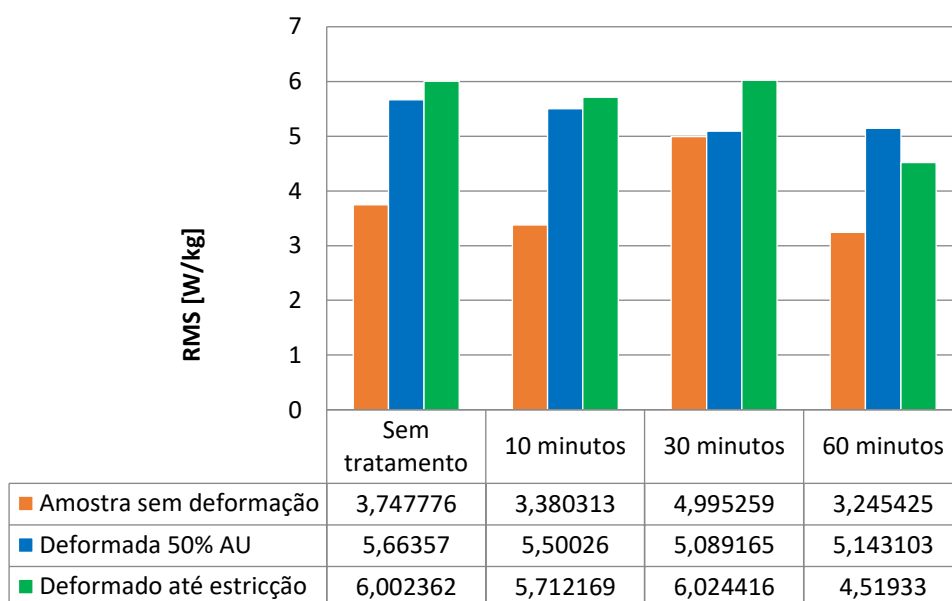
residuais internas de segunda ordem, que voltam a restringir o deslocamento das paredes de domínio.

5.4 Rotas de Carregamento

5.4.1 Rota de Pré-deformação dor Tração

Na Figura 33 são apresentados os valores de RMS obtidos para o aço elétrico GO em função do tempo de encharque do tratamento térmico, considerando três condições de pré-deformação por tração: sem deformação, deformação correspondente a 50% do alongamento uniforme (AU) e deformação até a estricção. Essa organização permite avaliar, de forma comparativa, o efeito combinado do dano plástico introduzido por tração e da etapa posterior de recozimento sobre a resposta magnética do material.

Figura 33 - Valor RMS em função do tempo de encharque



Fonte: Autora (2026).

Sob as mesmas condições experimentais, a amostra sem deformação apresentou inicialmente perdas específicas de 3,75 W/kg, reduzindo para 3,38 W/kg após 10 minutos de tratamento térmico. Observou-se, entretanto, um aumento para 4,99 W/kg aos 30 minutos. Seguido de uma queda para 3,25 W/kg aos 60 minutos, sendo o valor final uma redução de 13,4% em relação ao estado

inicial. A tendência observada para o valor RMS não coincide integralmente com a obtida a partir da área dos ciclos de histerese, essa diferença ocorre do fato de que os dois parâmetros captam aspectos distintos da resposta magnética do material, de modo que o RMS deve ser interpretado como um indicador complementar, e não como equivalente direto às perdas por histerese.

A amostra submetida à deformação até estricção, caracterizada pelo maior nível de dano plástico, iniciou com 6,00 W/kg, apresentou leve melhora em 10 minutos (5,71 W/kg), oscilou em 30 minutos (6,02 W/kg) e atingiu a maior recuperação aos 60 minutos (4,52 W/kg), correspondendo a uma redução de 24,7% ao valor inicial.

Já a amostra deformada em 50% AU apresentou queda progressiva de 5,66 W/kg para 5,50 W/kg em 10 minutos e 5,09 W/kg em 30 minutos, seguida de um leve aumento para 5,14 W/kg aos 60 minutos, representado 9,2% abaixo do valor inicial. Indicando tanto o grau de deformação quanto o tempo de encharque influenciam significativamente as perdas magnéticas, sendo que materiais mais danificados requerem tempos mais longos para atingir melhorias substanciais, enquanto deformações moderadas apresentam comportamento ótimo em tempos intermediários.

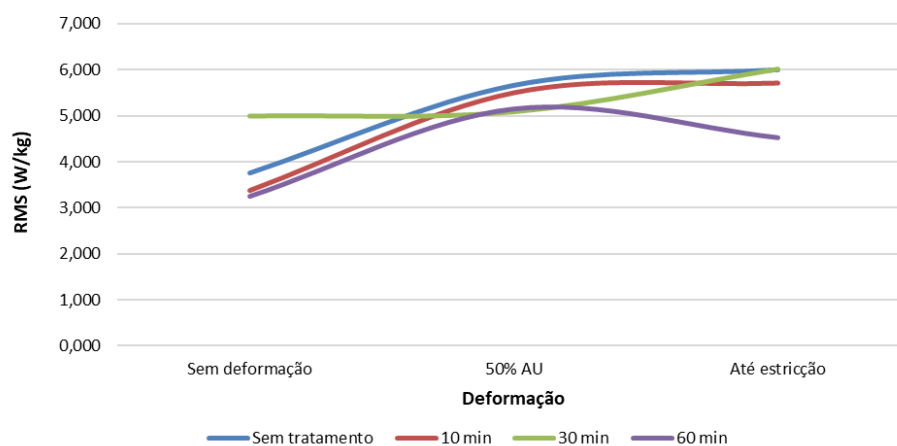
Do ponto de vista metalúrgico, é amplamente reconhecido que a deformação plástica eleva as perdas magnéticas devido ao aumento da densidade de discordâncias e tensões residuais, que restringem a mobilidade das paredes de domínio e intensificam a histerese (RODRIGUES *et al.*, 2012). O recozimento de alívio de tensões (*Stress Relief Annealing* – SRA) atua na redução dessas imperfeições por mecanismos de recuperação e, em alguns casos, recristalização parcial, restabelecendo a mobilidade magnética (GODEC, 1978). Essa interpretação é coerente com os resultados obtidos, onde amostra com maior dano apresentou ganhos significativos apenas em 60 minutos, sugerindo que períodos mais curtos foram insuficientes para aliviar tensões internas de alta magnitude. Por outro lado, a amostra com deformação moderada atingiu seu melhor desempenho em 30 minutos, mas apresentou leve degradação aos 60 minutos, o que pode ser associado à formação de

heterogeneidade microestrutural, como subgrãos ou redistribuição de inibidores, fenômeno relatado em tratamentos prolongados por Oliveira (2023).

A literatura também evidencia que tensões residuais alteram o padrão de domínios magnéticos, elevando o campo coercivo e as perdas específicas (DIAS *et al.*, 2022). O alívio dessas tensões por meio de SRA reduz o acoplamento magnetoelástico, melhorando as propriedades magnéticas. Contudo, quando o tratamento térmico ultrapassa a janela ótima, podem ocorrer efeitos adversos, como recristalização heterogênea e aumento da componente histerética, o que explica o comportamento observado na amostra 50% AU após 60 minutos (HIWARKAR *et al.*, 2012).

Além da análise em função do tempo de encharque, os resultados foram reorganizados em um gráfico comparativo do RMS em função da pré-deformação, no qual são apresentadas simultaneamente as condições sem tratamento, 10 minutos, 30 minutos e 60 minutos (Figura 34).

Figura 34 – RMS em função da deformação



Fonte: Autora (2026).

Observa-se que, para todas as condições térmicas, a amostra sem deformação apresenta sistematicamente os menores valores de RMS, enquanto a condição deformada até estrição concentra os maiores valores, sobretudo no estado sem tratamento e após 30 minutos de encharque. A condição 50% AU ocupa uma posição intermediária, evidenciando que o aumento do dano plástico

resulta em elevação progressiva das perdas magnéticas, independentemente do tempo de tratamento térmico. Reforçando a literatura recente que demonstram a forte sensibilidade do aço elétrico de grão orientado ao estado tensional e à deformação plástica, especialmente devido ao efeito magnetoelástico e à restrição ao movimento das paredes de domínio (DIAS *et al.*, 2022; CHEN *et al.*, 2024).

Aumento do valor RMS com a intensificação da pré-deformação está associado ao acréscimo de tensões residuais e à elevação da densidade de discordâncias, fatores que intensificam o acoplamento magnetoelástico e restringem o movimento reversível das paredes de domínio. O recozimento subsequente atua promovendo recuperação microestrutural e alívio parcial dessas tensões, o que explica a redução observada do RMS após o tratamento térmico, especialmente nas condições de maior dano plástico.

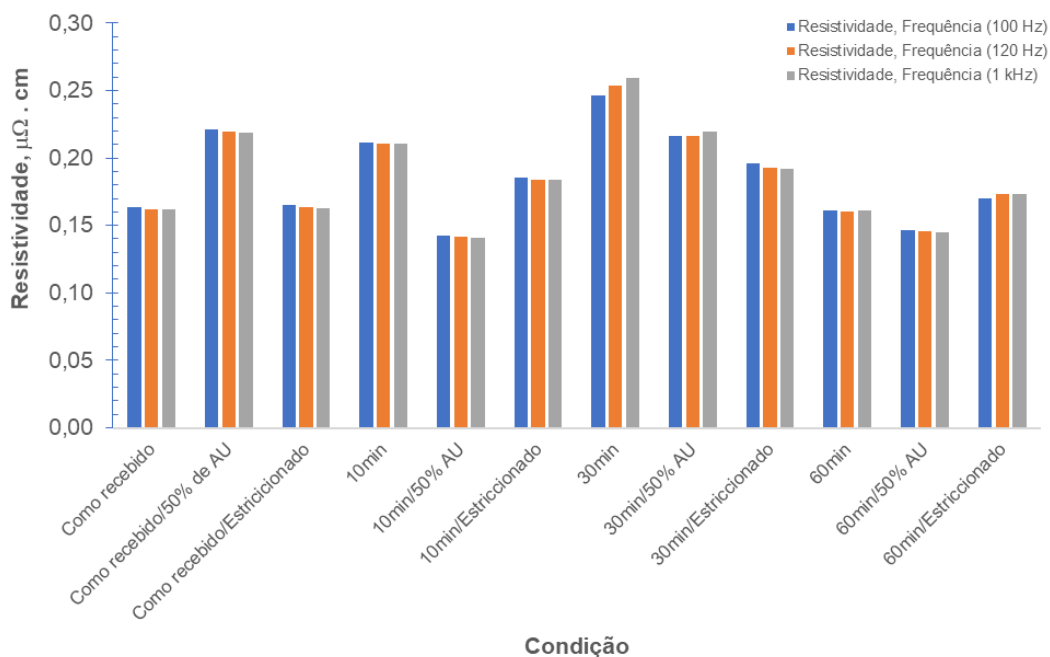
O gráfico comparativo (Figura 34) também evidencia que a separação entre as condições de pré-deformação não permanece constante com o tempo de encharque. Em 10 minutos, a diferença entre a amostra sem deformação e as condições deformadas é pronunciada, indicando que esse tempo é insuficiente para neutralizar os efeitos do dano plástico inicial. Em 30 minutos, a condição 50% AU se aproxima do comportamento da amostra sem deformação, sugerindo uma janela térmica favorável para deformações moderadas.

Essa resposta diferenciada pode ser interpretada com base no fato de que maiores níveis de deformação armazenam maior energia interna na forma de discordâncias e tensões residuais, exigindo tratamentos térmicos mais prolongados para que a recuperação reduza efetivamente as perdas magnéticas (LANDGRAF *et al.*, 2019; DIAS *et al.*, 2022). Por outro lado, em deformações intermediárias, tratamentos longos podem favorecer a formação de heterogeneidades microestruturais que limitam ganhos adicionais nas propriedades magnéticas, conforme observado em estudos recentes sobre recozimento prolongado em aços GO (SHIOZAKI *et al.*, 2022; OLIVEIRA *et al.*, 2023).

5.5 Caracterização elétrica

Os resultados de resistividade mostram que, para cada condição avaliada, os valores obtidos em 100 Hz, 120 Hz e 1 kHz são muito próximos entre si, como aparece no gráfico (Figura 35) pela quase sobreposição das três barras em cada grupo. Essa baixa dependência com a frequência, no intervalo de 100 Hz a 1 kHz, é coerente com a teoria clássica de condução em corrente alternada: o efeito tende a se intensificar com o aumento da frequência e depende da resistividade e da permeabilidade magnética do material, de forma que em frequências relativamente baixas o incremento pode ser pequeno quando comparado às variações decorrentes do estado metalúrgico.

Figura 35 – Resistividade elétrica em função do tempo de encharque e deformação



Fonte: Autora (2026).

Nesse sentido, a leitura praticamente invariável entre 100 Hz e 1 kHz é compatível com o comportamento esperado para chapas metálicas em regime de baixa frequência, em que a profundidade de penetração ainda não impõe uma mudança drástica do caminho de corrente no corpo de prova. (KELLER, 2023).

Ao comparar as condições “como recebido” e como recebido/estriccionado, exibem resistividades muito semelhantes, variando em

torno de $0,165 \mu\Omega$, enquanto como recebido/50% AU, apresenta um patamar mais alto, em torno de $0,219 \mu\Omega$. Esse deslocamento é acompanhado por aumento consistente na resistência elétrica medida nas três frequências, indicando que a diferença não é um artefato de uma única frequência.

Do ponto de vista físico, variações desse tipo são compatíveis com o entendimento de que a resistividade em ligas metálicas reflete o espalhamento eletrônico por solutos e por defeitos cristalinos; em ligas Fe–Si, por exemplo, há evidências experimentais de aumento de resistividade com o teor de Si (BERRADA et al., 2020). Além disso, para aços elétricos de grão orientado (GO), a literatura técnica reporta que o teor de Si tipicamente está na faixa de aproximadamente 3,0–3,5% e que a resistividade é intencionalmente elevada, ficando em torno de $45\text{--}55 \mu\Omega\cdot\text{cm}$, justamente para reduzir perdas por correntes parasitas em regime de potência. (FORTUNATI; ABBRUZZESE; CICALÈ, 2016; ASTM INTERNATIONAL, 2017).

Para as amostras tratadas termicamente a 1000°C na condição base (sem pré-deformação), a resistividade não evolui de modo uniforme com o tempo de encharque: parte de $0,163 \mu\Omega$, aumenta para $0,210 \mu\Omega$ em 10 min, atinge o máximo em 30 minutos ($0,253 \mu\Omega$) e retorna para $0,161 \mu\Omega$ em 60 min, praticamente o mesmo nível do como recebido. Esse comportamento em “pico” sugere a atuação competitiva de mecanismos distintos durante o encharque. Em termos de metalurgia física, é clássico que a recuperação durante o recozimento promove aniquilação de defeitos pontuais e rearranjo de discordâncias, podendo reduzir resistividade porque diminui centros de espalhamento eletrônico (HOSFORD, 2012).

Em paralelo, estudos contemporâneos de aços laminados a frio submetidos a aquecimentos destacam que a recuperação e a recristalização competem com fenômenos microestruturais que também podem afetar a condução, levando a respostas não necessariamente monotônicas quando se observa uma janela limitada de tempo/temperatura. (ZHITELV et al., 2024; GE et al., 2025).

Nas amostras com 30 minutos, o resultado pode ser interpretado como uma condição intermediária em que um fator adicional ao simples “alívio de

defeitos” se torna dominante, enquanto a aproximação do valor de 60 minutos ao como recebido sugere que, em tempos maiores, o material caminha para um estado mais estabilizado do ponto de vista de defeitos e/ou distribuição efetiva de obstáculos ao fluxo eletrônico, reduzindo a resistividade novamente.

A comparação entre as variantes “50% AU” e “estriccionado” dentro de cada tempo também reforça que o efeito do processamento inicial é determinante. No encharque de 10 min, a condição “50% AU” apresenta o menor valor do conjunto (0,143 $\mu\Omega$), abaixo tanto da base (0,210 $\mu\Omega$) quanto da estriccionada (0,184 $\mu\Omega$). Em 30 min, a base permanece como o máximo (0,259 $\mu\Omega$), enquanto “50% AU” (0,220 $\mu\Omega$) e estriccionado (0,196 $\mu\Omega$) ficam em patamares inferiores. Em 60 minutos, a base volta ao patamar do como recebido (0,161 $\mu\Omega$), “50% AU” (0,146 $\mu\Omega$) continua abaixo e o estriccionado (0,174 $\mu\Omega$) fica ligeiramente acima. O que confirma a literatura, a resistividade em materiais metálicos depende do balanço entre espalhamento por solutos e por defeitos: tratamentos térmicos tendem a reduzir a contribuição de defeitos por recuperação/recristalização, mas a magnitude final depende de como a condição inicial governa a densidade e a estabilidade desses defeitos e a evolução de microestrutura durante o encharque. (HOSFORD, 2012; ZHITELEV et al., 2024).

6 CONCLUSÕES

A caracterização microestrutural demonstrou que o comprimento médio de intercepto foi reduzido de 2,67 mm na condição como recebida para 1,27 mm após 60 minutos de encharque, correspondendo a uma redução de aproximadamente 52%, indicando importante reorganização microestrutural promovida pelo recozimento.

Os resultados de microdureza Vickers mostraram aumento progressivo da dureza com o tempo de encharque, associado à atuação de precipitados finos que dificultam o movimento de discordâncias. Em contrapartida, os ensaios de tração não apresentaram diferenças estatisticamente significativas para os valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme nas condições estudadas.

Na caracterização magnética, a condição recozida por 30 minutos apresentou o melhor desempenho. A área do ciclo de histerese foi reduzida em aproximadamente 31% para 50 Hz e 1,5 T, evidenciando redução das perdas magnéticas e maior mobilidade das paredes de domínio.

Para as amostras pré-deformadas, a deformação plástica aumentou as perdas magnéticas, enquanto o recozimento promoveu recuperação parcial da resposta magnética. O valor RMS foi reduzido em aproximadamente 10% para a condição de 50% do alongamento uniforme e em cerca de 25% para a condição deformada até a estrição, demonstrando a eficácia do recozimento na recuperação das propriedades magnéticas degradadas pela deformação.

A resistividade elétrica apresentou baixa dependência da frequência entre 100 Hz e 1 kHz, sendo mais influenciada pelas condições de processamento e pelo histórico de deformação do material.

Sob o ponto de vista experimental, a condição de 1000 °C por 30 minutos mostrou-se a mais adequada para a otimização das propriedades magnéticas do material, podendo contribuir para a fabricação de dispositivos eletromagnéticos mais eficientes.

7 TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, sugere-se avaliar a influência de diferentes condições de processamento sobre as propriedades magnéticas e microestruturais do aço elétrico, considerando uma faixa mais ampla de parâmetros térmicos e mecânicos. Recomenda-se, ainda, a realização de análises complementares de textura cristalográfica, tamanho de grão e perdas magnéticas, a fim de estabelecer correlações mais robustas entre a microestrutura obtida e o desempenho final do material, como análises no MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) e técnica EBSD (Difração de Elétrons Retroespalhados).

Além disso, novos estudos podem investigar o efeito da variação da composição química e das condições de recozimento sobre a evolução microestrutural, bem como validar os resultados em escala industrial. A aplicação de ferramentas estatísticas ou modelos preditivos também pode contribuir para identificar os parâmetros mais relevantes do processo e apoiar estratégias de otimização.

REFERÊNCIAS

AN, JIADAI; DAI, XIANYING; FENG, LANSHENG; ZHENG, JIEMING. **Parameter study of the high temperature MOCVD numerical model for AlN growth using orthogonal test design**. *Scientific Reports*, [S.l.], v. 11, n. 1, p. 1–15, 2021. Disponível em: <<https://www.nature.com/articles/s41598-021-87554-8.pdf>>. Acesso em: 15 set. 2025.

ANJOS, M. S. **Desenvolvimento e Avaliação de Aços para fins Elétricos Totalmente Processados em Recozimento em Caixa**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2010.

APERAM SOUTH AMERICA. **Aços Elétricos de Grão Orientado e de Grão Não-Orientado**. Brasil: [s.n.]. Disponível em: <<https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/08/Aços-Elétricos-GO-e-GNO-2.pdf>>.

ASTM E112-13 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken: ASTM International, 2013.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM A876-17e1: **Standard Specification for Flat-Rolled, Grain-Oriented, Silicon-Iron, Electrical Steel, Fully Processed Types**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

BARLAT, F.; et al. **Plastic Anisotropy in Sheet Metals**. Journal of Materials Processing Technology, 2002.

BERRADA, M.; SECCO, R. A.; YONG, W.; LITTLETON, J. A. H. **Electrical resistivity measurements of Fe–Si with implications for the early lunar dynamo**. Journal of Geophysical Research: Planets, v. 125, e2020JE006380, 2020.

BERTOTTI, G. **Hysteresis in Magnetism**. Academic Press. 1998.

BIROSCA, Soran et al. **Mechanistic approach of Goss abnormal grain growth in electrical steel: Theory and argument**. *Acta Materialia*, v. 185, p. 370-381, 2020.

BOLLINGHAUS, T., et al. **Materials Science and Engineering: A**, 802, 140658, 2021.

BRAGA MARIA, G.G. **Análise das respostas magnéticas exibidas pelo aço de grão não orientado (GNO) e grão orientado (GO) após carregamento cíclico por cisalhamento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – CEFET-MG, 2015.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. R. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda, 2012.

CESCONETTO SILVEIRA, Carolina; JOSÉ GOMES LANDGRAF, Fernando; DA COSTA PAOLINELLI, Sebastião. **Effect of primary grain size and nitrogen content on the magnetic properties of a grain-oriented electrical steel obtained by Steckel Mill**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 503, p. 166629, 2020.

CHEN, L. *et al.* **Measurement of magnetic properties of grain-oriented electrical steel considering multi-physics factors influence**. AIP Advances, 14(2), 025112, 2024.

CHEN, Y.; ZHANG, Y.; LI, J.; et al. **Electrochemical loading enhances deuterium fusion rates in a metal target**. Nature, [S.l.], v. 626, p. 1–6, 2025. Disponível em: <<https://www.nature.com/articles/s41586-025-09042-7>>. Acesso em: 15 set. 2025.

CHENG, L. *et al.* **Quantitative relationship between microstructure, grain and magnetic loss for GO steel**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 592, p. 171678, 2025.

CHENG, X. **Effects of Inhibitors on Grain-Oriented Silicon Steel**. Journal of Materials Science, v. 27, p. 2757–2762, 1992.

CHU, S. *et al.* **State of the art and prospects on the metallurgical design of GOES**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 595, p. 171745, 2025.

CHU, T., XU, H., CUI, H., & LU, F. **Research on the coarsening mechanism of precipitations and its effect on toughness for nickel-based weld metal during thermal aging**. Journal of Materials Research, 34, 2705–2713, 2019. <https://doi.org/10.1557/jmr.2019.43>

CHWASTEK, K. *et al.* **The effects of sheet thickness and excitation frequency on magnetic losses**. *Micromachines*, v. 13, n. 2, p. 195, 2022.

COUTO, C. P. *et al.* **Characterization of PHS coating layer using GDOES technique**. *Blucher Proceedings - VIII Encontro Científico de Física Aplicada*, 2018.

CULLITY, B. D., & GRAHAM, C. D. **Introduction to Magnetic Materials** (2nd ed.). Wiley, 2008.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elementos de difração de raios X**. 3. ed. São Paulo: Editora Blucher, 2007.

DIAS, M. B. S.; FULOP, G. O.; FARDIN, J. V. B.; NAKAMOTO, M.; IZUKAWA, H.; JABUR, A. A.; LANDGRAF, F. J. G. **Stress annealing effects on magnetic properties of grain oriented electrical steel under compressive stress**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 557, p. 169421, 2022. DOI: 10.1016/j.jmmm.2022.169421.

DIAS, Mateus Botani de Souza e LANDGRAF, Fernando José Gomes. **Compressive stress effects on magnetic properties of uncoated grain oriented electrical steel**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 504, p. 1-8, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2020.166566>.

DOHERTY, R. D. *et al.* **Current issues in recrystallization: a review**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 238, n. 2, p. 219–274, 1997. [[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)004243](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)004243)](<https://doi.org/10.1016/S0921-5093%2897%2900424-3>)

ELGAMLI, E.; ANAYI, F. **Advancements in Electrical Steels: A Comprehensive Review of Microstructure, Loss Analysis, Magnetic Properties, Alloying Elements, and the Influence of Coatings**. *Applied Sciences*, v. 13, n. 18, art. 10283, 2023.

FERREIRA, Flávia Alves. **Terras Raras: Aplicações Atuais e Reciclagem**. Rio de Janeiro: CETEM/MCTI, 2013.

FIORILLO, F. **Measurement and Characterization of Magnetic Materials**. Elsevier, 2004.

FORTUNATI, S.; ABBRUZZESE, G. C.; CICALÈ, S. **New Frontiers for Grain Oriented Electrical Steels: Products and Technologies**. In: WMM16 – 7th International Conference on Magnetism and Metallurgy, 2016.

GARCIA, C. A., VIEIRA, A. C., & SILVA, L. G. **Precipitation behavior and grain growth control in 3% Si-Fe steels**. Materials Research, 15(5), 740–745, 2012.

GE, S. *et al.* **The Influence of Annealing Temperature on the Microstructure and Performance of Cold-Rolled High-Conductivity and High-Strength Steel**. Crystals, v. 15, n. 5, 469, 2025.

GIAROLA, A. M. *et al.* **Simulação Do Passe De Encruamento (Skin-Pass) De Chapas De Aço Através Do Método Dos Elementos Finitos**. 43º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2010.

GLERIAN, P. C. **Efeito de magnésias com diferentes aditivos nas estruturas e propriedades de aço elétrico de grão orientado**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) — UFMG, Belo Horizonte, 2011. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/1843/BUOS-8R9PV5>>.

GODEC, Z. **Effect of various stress-relief annealing treatments on permeability and aging of grain-oriented electrical steel strips**. IEEE Transactions on Magnetics, v. 14, n. 1, p. 45-52, 1978. DOI: 10.1109/TMAG.1978.1059720.

GOSS, N. P. **Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test**. Angewandte Chemie International Edition, 6(11), 951–952. United States, 1934.

GOTTSTEIN, G. **Physical Foundations of Materials Science**. Springer-Verlag, 2004.

GOULART-SANTOS, S.; ANÍCIO, D. de F.; BARBOSA, A. H. A. **Estudo da distribuição de fases Fe-Zn em revestimentos galvaneados utilizando a técnica GDOES**. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 10, n. 3, p. 264–271, 2013. DOI: 10.4322/tmm.2013.037.

GUIMARÃES, A. P. **Magnetismo e ressonância magnética em sólidos**. 1. ed. Rio de Janeiro: Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas, 2009.

GUO, Y.; LIU, L.; YIN, W.; *et al.* **Developing high-power-density electromagnetic devices with nanocrystalline and amorphous magnetic materials.** *Nanomaterials*, v. 13, n. 13, 1963, 2023. DOI: 10.3390/nano13131963.

GUTIERREZ-URRUTIA, I.; BÖTTCHER, A.; LAHN, L.; RAABE, D. **Microstructure–magnetic property relations in grain-oriented electrical steels: quantitative analysis of the sharpness of the Goss orientation.** *Journal of Materials Science*, v. 49, p. 269–276, 2014. DOI: 10.1007/s10853-013-7701-2.

HARISHANKER, Shishir. **A comprehensive framework for iron loss modelling based on experimental characterisation of electrical steels.** 2025. Dissertação (Mestrado) – Uppsala University, Uppsala, 2025.

HERZER, G. **Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystalline ferromagnets.** *IEEE Transactions on Magnetics*, 26(5), 1397–1402, 1990.

HIWARKAR, V. *et al.* **Effect of annealing parameters on magnetic losses of silicon steels.** *Materials Science Forum*, 702–703, 2012.

HIWARKAR, V. *et al.* **Magnetic properties in deformed grain oriented electrical steel: On the role of strain hardening exponent and microstructural developments.** *ISIJ International*, v. 52, n. 11, p. 2100-2108, 2012. DOI: 10.2355/isijinternational.52.2100.

HONG, Y. K. *et al.* **Effect of inhibitors on the microstructure of grain-oriented silicon steel.** *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 304, p. e526–e528, 2006.

HOSFORD, W. F. Annealing. In: HOSFORD, W. F. **Iron and Steel.** Cambridge: Cambridge University Press, 2012.

HOUBAERT, Y.; VERBEKEN, K.; SCHNEIDER, J. **Electrical steels with higher Si-content.** In: SCHNEIDER, J. (Ed.). *Proceedings of the 3rd International Conference on Magnetism and Metallurgy: WMM '08.* Ghent, Belgium: Ghent University, 2008. p. 3–22.

HOUBAERT, Y.; VERBEKEN, K.; SCHNEIDER, J. **Electrical steels with higher Si-content.** In: SCHNEIDER, J. (Ed.). *Proceedings of the 3rd*

International Conference on Magnetism and Metallurgy: WMM '08. Ghent: Ghent University, 2008.

HUMBERT, M. *et al.* **Crystallographic Texture and Magnetic Performance in Grain-Oriented Electrical Steels**. Acta Materialia, 2020.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004.

HUTCHINSON, J. W. **Mechanics of Solids**. Cambridge University Press, 1984.

HWANG, J. *et al.* **Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Grain-Oriented Electrical Steel**. Journal of Materials Science, v. 55, p. 10245–10258, 2020.

INOKUTI, Y.; MAEDA, C.; ITO, Y. **Computer color mapping of configuration of Goss grains after an intermediate annealing in grain oriented silicon steel**. ISIJ, pp.139-144, 1987.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY (IEA). **Renewable Energy Integration and Grid Stability**. Paris: OECD/IEA, 2023.

JILES, D. **Introduction to Magnetism and Magnetic Materials**. CRC Press, 2015.

KARAMI, R. *et al.* **Manufacturing of non-grain-oriented electrical steels**. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 125, p. 2215-2238, 2024.

KELLER, R. B. Skin Effect. In: KELLER, R. B. **Design for Electromagnetic Compatibility—In a Nutshell**. Springer, 2023.

KOCKS, U. F.; TOMÉ, C. N.; WENK, H. R. **Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties**. Cambridge University Press, 1998.

KRAWCZYK, J.; ŚCIBISZ, K.; GOŁY, M.; ŚLEBODA, T. **Texture intensity in grain-oriented steel in the main stages of the production cycle**. Crystals, v. 14, n. 2, 107, 2024.

KRAWCZYK, J.; ŚCIBISZ, K.; GOŁY, M.; ŚLEBODA, T. **Texture intensity in grain-oriented steel in the main stages of the production cycle**. Crystals, v. 14, n. 2, 107, 2024.

KRINGS, A., *et al.* **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 422, 271–278, 2017.

KRONMÜLLER, H., & FAHNLE, M. **Micromagnetism and the Microstructure of Ferromagnetic Solids**. Cambridge University Press. 2003.

KUMAR, S. *et al.* **High-Performance Electrical Steels in Automotive Applications**. *Materials Today*, v. 28, p. 112-125, 2023.

KUROSALI, Y. *et al.* **Effect of Annealing on Hardness and Magnetic Properties of GOES**. *Materials Transactions*, v. 60, n. 5, p. 789–795, 2019.

LANDGRAF, F. J. G.; Rodrigues, D. L.; Sabbatini, G. **Magnetoelastic effects in electrical steels**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 482, 185–195, 2019.

LANDGRAF, Fernando José Gomes *et al.* **Propriedades magnéticas de aços para fins elétricos. Aços: perspectivas para os próximos**, v. 10, p. 109-128, 2002.

LEUNING, N. *et al.* **Effect of grain size and magnetic texture on iron-loss components**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 482, p. 178-187, 2019.

LI, H. *et al.* **Soft Magnetic Materials in Consumer Electronics**. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 59, n. 3, p. 200-215, 2023.

LI, X. *et al.* **Texture Optimization in Electrical Steels for Reduced Core Losses**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2022.

LIANG, R.; SUN, C.; LI, Q. **Evolution of microstructure and texture in grain-oriented 6.5% Si steel processed by rolling with intrinsic inhibitors and additional inhibitors**. *Materials*, v. 16, n. 20, 6731, 2023.

LINES, M. E., & GLASS, A. M. **Principles and Applications of Ferroelectrics and Related Materials**. Oxford University Press. 2001.

LIU, Ting *et al.* **The Effects of Chromium-Free Insulating Coating on the Magnetic Properties in Grain-Oriented Electrical Steel**. In: **Advanced Materials Research**. Trans Tech Publications Ltd, 2013. p. 100-103.

LIU, X. *et al.* **Alloy Design for Enhanced Mechanical and Magnetic Performance in Electrical Steels**. *Acta Materialia*, v. 231, 2023.

LMEIDA, A. A.; RODRIGUES, D. G.; SILVEIRA, C. C. **Effect of Soaking Time on the Normalizing Annealing Process and Its Influence on Microstructure, Texture, and Magnetic Properties of Grain-Oriented Electrical Steel**. In: 27th Soft Magnetic Materials (SMM) Conference, Turim, 2025.

MAYERGOYZ, I. D. **Mathematical Models of Hysteresis and Their Applications**. Elsevier, 2009.

MELQUÍADES, Sérgio dos Reis. **O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

MENARD, K. P. **Dynamic Mechanical Analysis** (2nd ed.). CRC Press, 2008.

MENGESHA, W. G.; NAGESSAR, K. **Advanced thermal and magnetic materials for high-power and high-temperature applications: a comprehensive review**. Discover Materials, v. 5, art. 180, 2025. DOI: 10.1007/s43939-025-00305-8.

MOSES, A. J. **Electrical Steels: Performance and Applications**. 1. ed. Springer, 2022.

MOSES, A. J. **Energy Efficient Electrical Steels**. Springer, 2012.

MOSES, A. J., & GARCIA, C. A. (2015). **Magnetic losses in electrical steels: An overview**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 412, 91–96, 2015.

N. A. RAJI AND O. O. OLUWOLE. **Effect of Soaking Time on the Mechanical Properties of Annealed Cold-Drawn Low Carbon Steel**, Materials Sciences and Applications, Vol. 3, 2012, pp. 513-518.

NAJAFKHANI, F., MIRZADEH, H. & ZAMANI, M. **Effect of Intercritical Annealing Conditions on Grain Growth Kinetics of Dual Phase Steel**. Met. Mater. Int. 25, 1039–1046 (2019). <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00241-2>.

NAJAFKHANI, F.; KHEIRI, S.; POURBAHARI, B.; MIRZADEH, H. **Recent advances in the kinetics of normal/abnormal grain growth: a review**.

Archives of Civil and Mechanical Engineering, v. 21, p. 29, 2021. Disponível em: <<https://link.springer.com/article/10.1007/s43452-021-00185-8>>.

O'MALLEY, R.; BUCHELY, M. F. **Review of Magnetic Properties and Texture Evolution in Non-Oriented Electrical Steels**. Applied Sciences, v. 13, n. 10, art. 6097, 2023.

O'HANDLEY, R. C. **Modern Magnetic Materials: Principles and Applications**. Wiley. 2000.

OLIVEIRA, M. A., *et al.* **Effect of stretching during annealing and decarbonizing treatment on the magnetic properties of grain-oriented electrical steels**. Matéria (Rio de Janeiro), v. 30, e20240744, 2025. Available at: <https://doi.org/10.1590/1517-7076-RMAT-2024-0744>.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. **Materiais metálicos: estrutura, propriedades e aplicações**. 2. ed. São Paulo: Hemus, 2005.

PADILHA, Angelo Fernando; SICILIANO JUNIOR, Fulvio. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. Disponível em: <https://repositorio.usp.br/item/001439637>.

PAULA JUNIOR, Sérgio Eduardo Meirelles de. **Criticidade das terras raras para aplicação em veículos elétricos e na energia eólica no Brasil**. Dissertação de Mestrado – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2017.

PEDROSA, Josiane Simões Mendanha. **Influência do recozimento inicial na evolução da estrutura durante o recozimento final e propriedades magnéticas dos aços GNO com 2,2% Si e 3,4% Si**. 2014. 130 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2014.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2009.

POULTNEY, Darren. **Measurement techniques for the analysis of surface layers on grain oriented electrical steel**. Swansea University (United Kingdom), 2007.

Quaranta, V., Traina, L., Ryazanov, M., & Saraev, D. (2025). **Computational Model for Predicting Precipitation Evolution in Two-**

Phase Steel: First Application to Grain-Oriented Electrical Steel. Metals and Materials International, 31, 552–562. <https://doi.org/10.1007/s12540-024-01751-4>.

REN, Qiang; ZHANG, Lifeng; LUO, Yan; CHENG, Lin; SCHELLER, Piotr Roman. **Evolution of Precipitates During Rolling and Annealing Process in Non-Oriented Electrical Steel.** In: Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2019. Cham: Springer, 2019. p. 123–129. DOI: [10.1007/978-3-030-05749-7_13](https://doi.org/10.1007/978-3-030-05749-7_13).

RIOS, P. R. et al. **Abnormal grain growth: A review.** Journal of Materials Science, v. 51, p. 967–979, 2016. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9402-1>.

RODRIGUES-JR, D. L. et al. **Effect of plastic deformation on the excess loss of electrical steel.** IEEE Transactions on Magnetics, v. 48, n. 4, p. 1425–1428, 2012. DOI: 10.1109/TMAG.2011.2178598.

RODRÍGUEZ-SOTELO, D. et al. **Power losses models for magnetic cores: a review.** Micromachines, v. 13, n. 3, p. 389, 2022.

SANTOS, Bruno Daniel. **Estudo da estrutura e propriedades elétricas da perovskita $\text{BaCe}_{0,2}\text{Zr}_{0,7}\text{X}_{0,1}\text{O}_{3-\delta}$ ($\text{X}=\text{Y}$, Er e Dy) para eletrólitos de células a combustível.** 2021. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais) - Universidade Estadual de Ponta Grossa. Ponta Grossa, 2021.

SANTOS, Jhonatha Ricardo dos. **Espectroscopia Atômica de Disprósio Visando Enriquecimento Isotópico a Laser.** Dissertação de Mestrado. PG/FIS-A ITA, 2015.

SHILYASHKI, G.; PFÜTZNER, H.; BENGTSSON, C.; HUBER, E. **Magnetic loss characteristics of different electrical steels at frequencies from 16.6 to 500 Hz.** IET Electric Power Applications, v. 16, n. 5, p. 525–535, 2022.

SHIMANAKA, H., et al. **IEEE Transactions on Magnetics.** 2019.

SHIN, S. M.; BIROSCA, S.; CHANG, S. K.; DE COOMAN, B. C. **Texture evolution in grain-oriented electrical steel during hot band annealing and cold rolling.** Journal of Microscopy, v. 230, n. 3, p. 414–423, 2008.

SHIOZAKI, T. *et al.* **Influence of recovery and inhibitor redistribution on magnetic properties of grain-oriented electrical steel.** ISIJ International, 62, 2022.

SILVA, C. *et al.* **Anisotropy and Loss Reduction in Grain-Oriented Steels.** IEEE Transactions on Magnetics, v. 57, n. 2, 2021.

SILVA, C., *et al.* **Materials Characterization**, 159, 110023, 2020.

SILVEIRA, Carolina Cesconetto. **Influência da quantidade e morfologia de faialita e sílica nas características de um aço elétrico de grão orientado**, 2011.

SILVEYRA, J. M.; FERRARA, E.; HUBER, D. L.; MONSON, T. C. **Soft magnetic materials for a sustainable and electrified world.** Science, v. 362, n. 6413, eaao0195, 2018.

SOUZA, Ana Kely Rufino; DE LIMA, Dinorah Machado Vaz; OLIVEIRA, Simone Laila Andrade. **Técnica FTIR e suas aplicações em amostras orgânicas.** ANAIS DO ENIC, n. 6, 2014.

SOUZA, R. A. **Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos com Textura Goss.** São Paulo: EdUSP, 2013.

SOUZA, Ronie Magno Pinheiro. **Efeito do perfil térmico de recozimento das bobinas laminadas a quente nas propriedades do aço elétrico de grão orientado.** Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.

STASAC, C.-O.; TOMŞE, A.-D.; ARION, M.-N.; BANDICI, L.; HATHAZI, F.-I. **Effect of heat-treatment process on magnetic characteristics of grain-oriented electrical steel.** Processes, v. 12, n. 9, 2045, 2024.

TURNER, S.; MOSES, A.; HALL, J.; JENKINS, K. **The effect of precipitate size on magnetic domain behavior in grain-oriented electrical steels.** Journal of Applied Physics, v. 107, n. 9, p. 09A307, 2010. DOI: 10.1063/1.3334201.

USHIGAMI, Y. *et al.* **Influence of primary Recrystallized Structure on Secondary Recrystallization in Fe-3%Si Alloy.** Materials Science Forum, vols. 204-206, pp. 623-628, 1996.

VIEIRA, A. C. *et al.* **Effect of low-temperature annealing on primary and secondary grain structures in 3% Si–Fe GO steel.** *Materials Research*, 18, 1134–1140, 2015.

VILELA, T. J. S.; FONSECA, Á. J. F.; PAOLINELLI, S. C.; COTA, A. B. **Simultaneous decarburizing and nitriding: effects on structure and magnetic properties of 3%Si grain-oriented electrical steel.** *Rem – Revista Escola de Minas (Metallurgy and Materials)*, 2017. DOI: 10.1590/0370-44672017710076.

WANG, J., XUE, Z., & SONG, S. **Austenite Grain Boundary Precipitation and Growth Behavior of AlN Inclusions During Heat Treatment of Low-Density Steel: Ostwald Ripening.** *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2025. <https://doi.org/10.1007/s11663-025-03644-2>

WANG, L. *et al.* **Effects of high-temperature annealing atmosphere on the secondary recrystallization of GO steel.** *Materials*, v. 15, n. 5, p. 1800, 2022.

XIN, D., HE, C., GONG, X., ET AL. (2016). **Monte Carlo study on abnormal growth of Goss grains in Fe-3%Si steel induced by second-phase particles.** *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 23, 1397–1403. <https://doi.org/10.1007/s12613-016-1363-4>

XU, Z.; SHA, Y.; HE, Z.; ZHANG, F.; LIU, W.; ZHANG, H.; ZUO, L. **Complete Goss secondary recrystallization by control of the grain size and texture of primary recrystallization in grain-oriented silicon steel.** *Materials*, v. 14, n. 18, 5383, 2021.

ZENER, C. **Theory of growth of spherical precipitates from solid solution.** *Journal of Applied Physics*, v. 20, n. 10, p. 950–953, 1949.

ZHANG, L. *et al.* **Tensile Behavior of Grain-Oriented Silicon Steel: Role of Grain Boundaries and Texture.** *Materials & Design*, v. 200, 2021.

ZHANG, Y. *et al.* **Advanced Magnetic Materials for Energy-Efficient Transformers.** *Journal of Electrical Engineering*, v. 15, p. 45-60, 2023.

ZHANG, Yi *et al.* **Improved magnetic properties of grain-oriented silicon steel by in-situ formation of potassium zirconium phosphate in**

insulating coating. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, v. 506, p. 166802, 2020.

ZHITELEV, P. S. *et al.* **Investigation of the Recovery Process During Continuous Annealing of Cold-Rolled Automotive Steels**. Metallurgist, v. 67, p. 1351–1361, 2024.

ZHOU, H., HOUBAERT, Y., & KESTENS, L. **Abnormal grain growth in Fe–Si alloys: Influence of annealing conditions**. Journal of Materials Processing Technology, 252, 534–542, 2018.