CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Ludmilla Ferreira Costa

Influência do revestimento secundário sobre as perdas magnéticas em um aço com alta permeabilidade magnética

Timóteo

Novembro de 2023

Ludmilla Ferreira Costa

Influência do revestimento secundário sobre as perdas magnéticas em um aço com alta permeabilidade magnética

Dissertação 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. Daniel Leandro Rocco

Co-orientadora: Drª. Daniella Gomes Rodrigues

Agência Financiadora: Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPQ)

Timóteo

Novembro de 2023

Costa, Ludmilla Ferreira.
C837i Influência do revestimento secundário sobre as perdas magnéticas em um aço com alta permeabilidade magnética / Ludmilla Ferreira Costa. – 2023.
94 f. : il.
Orientador: Daniel Leandro Rocco.
Coorientadora: Daniella Gomes Rodrigues.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Timóteo, 2023.
Bibliografia.

1. Aço elétrico (Propriedades magnéticas). 2. Permeabilidade magnética. 3. Materiais – Testes. 4. Engenharia de Materiais. I. Rocco, Daniel Leandro. II. Rodrigues, Daniella Gomes. III. Título.

CDU: 620.1-034.15

Ficha elaborada pela Biblioteca - *campus* Timóteo - CEFET-MG
Bibliotecária: Monalisa Mendonça Morais Silva - CRB6-2308

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 38 / 2024 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.051603/2024-26

Belo Horizonte-MG, 24 de Outubro de 2024

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

INFLUÊNCIA DO REVESTIMENTO SECUNDÁRIO SOBRE AS PERDAS MAGNÉTICAS EM UM AÇO COM ALTA PERMEABILIDADE MAGNÉTICA

Autora: Ludmilla Ferreira Costa

Orientador: Prof. Dr. Daniel Leandro Rocco

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 29 de novembro de 2023 esta Dissertação:

Prof. Dr. Daniel Leandro Rocco (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Daniella Gomes Rodrigues (COORIENTADORA)
Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Prof. Dr. Fernando Castro de Oliveira (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Almir Silva Neto (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais ? CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 29/10/2024 15:31)
ALMIR SILVA NETO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMQTM (11.63.04)
Matrícula: ###361#1

(Assinado digitalmente em 25/10/2024 14:15)
DANIEL LEANDRO ROCCO
PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR
DFGTM (11.63.03)
Matrícula: ###479#9

(Assinado digitalmente em 30/10/2024 11:21)
FERNANDO CASTRO DE OLIVEIRA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMQTM (11.63.04)
Matrícula: ###448#0

(Assinado digitalmente em 01/11/2024 16:30)
DANIELLA GOMES RODRIGUES
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.126-##

Visualize o documento original em **https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp** informando seu número: **38**, ano: **2024**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **24/10/2024** e o código de verificação: **b504690831**

Dedico este trabalho a Deus e
à minha família.

AGRADECIMENTOS

A Deus por toda bênção me dada, cada conquista, vitória e oportunidade de recomeço.

Aos meus queridos pais e irmãos por todo apoio, incentivo, esforço, ensinamento e compreensão durante todos esses anos.

Ao Luan, meu namorado, pelo companheirismo, apoio, incentivo e compreensão.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Daniel Leandro Rocco, pela confiança, oportunidade, empenho, ensinamento e entusiasmo.

À minha coorientadora, Drª. Daniella Gomes Rodrigues, pela orientação, discussões, dedicação e paciência.

Ao CEFET e colaboradores do Campus Timóteo pela oportunidade, ao CNPq pelo auxílio financeiro e à CAPES.

À Aperam South America (unidade de Timóteo) pelo projeto de parceria.

A todos os técnicos e pesquisadores do Centro de Pesquisa da Aperam que me ajudaram nas caracterizações e discussões presentes nesse trabalho.

Aos colegas Lucas e Thays por todo auxílio e discussões durante esses últimos anos do mestrado.

À minha família.

A todas as pessoas que de alguma forma contribuíram nesse trabalho.

RESUMO

Aços elétricos de grãos orientados de alta permeabilidade magnética, HGO, que são convencionalmente usados em transformadores, são processados para alcançar baixa perda de núcleo e alta permeabilidade, na direção de laminação. Nesse trabalho foram analisadas as propriedades magnéticas de um revestimento à base de fosfatos. O objetivo é avaliar, portanto, o efeito do revestimento secundário nas perdas magnéticas em aços elétricos de grão orientado. A densidade superficial do fosfato no aço HGO variou de 0,004 a 0,006 Kg/m^2, e as tensões médias de tração geradas pelo componente no metal foram de 3,67 a 7,03 MPa, dependendo da espessura do revestimento, que possui média de 4,46 µm. A passagem de indução magnética variou com a presença do revestimento, sendo que o aço sem revestimento apresentou a maior permeabilidade, além de uma assimetria na curva de histerese. O revestimento secundário reduziu as perdas magnéticas em 1,7 T/50 Hz, variando de 0,988 W/kg a 1,199 W/kg nas lâminas individuais. Usando o modelo fenomenológico de separação de perdas, Ph (perda por histerese), Pa (perda anômala) e Pc (perda clássica) foram calculadas, com amostras sem revestimento secundário mostrando maiores valores de Pa a partir de 20 Hz. Em 1,7 T/50 Hz, em relação às perdas totais, as perdas Ph aumentaram em 6,5%, as perdas Pc permaneceram constantes, representando 1%, e as perdas Pa aumentaram em 6,3%. Abaixo de 20 Hz, Ph foi maior que Pa e Pc, havendo uma inversão acima desse limite, onde Pa se tornou maior que os outros dois componentes em toda a faixa de frequência. Esses resultados evidenciaram que o revestimento desempenha um papel fundamental sobre as perdas magnéticas, e em frequências mais elevadas o revestimento minimiza as perdas magnéticas relacionadas a rotação de paredes de domínio no material.

Palavras-chave: Aço Elétrico, Grão Orientado de Alta Permeabilidade, Revestimento, Propriedades Magnéticas.

INFLUENCE OF THE SECONDARY COATING ON MAGNETIC LOSSES IN A HIGH PERMEABILITY MAGNETIC STEEL

ABSTRACT

High permeability grain-oriented electrical steel, known as HGO, which are conventionally used in transformers, are processed to achieve low core loss and high permeability in the rolling direction. In this work, the magnetic properties of a phosphate-based coating were analyzed. Therefore, the objective is to evaluate the effect of the secondary coating on the magnetic losses in grain-oriented electrical steels. The surface density of phosphate on the HGO steel ranged from 0.004 to 0.006 kg/m^2, and the average tensile stresses generated by the component on the metal were from 3.67 to 7.03 MPa, depending on the coating thickness, which averaged 4.46 µm. The magnetic induction passage varied with the presence of the coating, with the uncoated steel showing the highest permeability, as well as asymmetry in the hysteresis curve. The secondary coating reduced magnetic losses by 1.7 T/50 Hz, ranging from 0.988 W/kg to 1.199 W/kg in individual laminations. Using the phenomenological loss separation model, Ph (hysteresis loss), Pa (anomalous loss), and Pc (classical loss) were calculated, with uncoated samples showing higher Pa values from 20 Hz. At 1.7 T/50 Hz, regarding total losses, Ph losses increased by 6.5%, Pc losses remained constant, representing 1%, and Pa losses increased by 6.3%. Below 20 Hz, Ph was greater than Pa and Pc, with a reversal above this limit, where Pa became greater than the other two components across the frequency range. These results highlighted that the coating plays a fundamental role in magnetic losses, and at higher frequencies, the coating minimizes magnetic losses related to domain wall rotation in the material.

Keywords: Electrical Steel, High Permeability grain-oriented, Coating, Magnetic Properties.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - COMPARAÇÃO ENTRE OS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE AÇO SILÍCIO GO.....43
TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA 56
TABELA 3 – EDS - ANÁLISE DE TOPO DO FILME FORMADO (REVESTIMENTO SECUNDÁRIO E FORSTERITA).....63
TABELA 4 - EDS – ANÁLISE DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO FILME FORMADO (REVESTIMENTO SECUNDÁRIO E FORSTERITA).....65
TABELA 5 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DO REVESTIMENTO.....67
TABELA 6 – COMPILADO DOS RESULTADOS OBTIDOS APÓS CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL E DO REVESTIMENTO PARA CÁLCULO DA TENSÃO MÉDIA 69
TABELA 7 - VALORES EXTRAPOLADOS DE CH PARA AMOSTRAS COM REVESTIMENTO.....79
TABELA 8 - VALORES EXTRAPOLADOS DE CH PARA AMOSTRAS SEM REVESTIMENTO 79
TABELA 9 - DADOS DA DISTRIBUIÇÃO DOS TAMANHOS DE GRÃO.....88

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – REPRESENTAÇÃO DE UMA PAREDE DE 180° ENTRE OS DOMÍNIOS 1 E 2, MOSTRANDO A VARIAÇÃO GRADUAL NA ORIENTAÇÃO DOS MOMENTOS MAGNÉTICOS ATÔMICOS 21

FIGURA 2 - CURVA DE MAGNETIZAÇÃO INICIAL É ILUSTRADA PELOS PONTOS OABC, ENQUANTO A CURVA DE HISTERESE É REPRESENTADA PELOS PONTOS CDEFG. NO CASO EM QUE NÃO OCORREU SATURAÇÃO MAGNÉTICA, A CURVA FOI REPRESENTADA PELOS PONTOS BD'E' 23

FIGURA 3 - CURVA DE MAGNETIZAÇÃO INICIAL REPRESENTADA PELOS PONTOS OABC E OS LAÇOS MENORES SENDO DEMONSTRADOS POR BB'B 24

FIGURA 4 – CURVA DE MAGNETIZAÇÃO INICIAL MOSTRANDO OS ÂNGULOS RELACIONADOS A PERMEABILIDADE MÁXIMA μm (≡ TGΘM) E A PERMEABILIDADE INICIAL μi (≡ TGΘI).....26

FIGURA 5 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO EFEITO DE UM CAMPO MAGNÉTICO APLICADO SOBRE A ESTRUTURA DE DOMÍNIOS DE UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO 27

FIGURA 6- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS CORRENTES GERADAS PELA SUPERFÍCIE DA LÂMINA.....31

FIGURA 7 - GRÁFICO QUE MOSTRA COMO AS PERDAS MAGNÉTICAS VARIAM DE ACORDO COM A FREQUÊNCIA.....36

FIGURA 8 – (A) DIAGRAMA DE FASES FE-SI DE AÇO DE ALTO SILÍCIO. (B) ESTRUTURA CRISTALINA EM REDE DO AÇO COM ELEVADO TEOR DE SILÍCIO 38

FIGURA 9 - POSICIONAMENTO DO ÁTOMO DE SILÍCIO DENTRO DA ESTRUTURA CRISTALINA DO FERRO 39

FIGURA 10 - RELAÇÃO ENTRE A MAGNETIZAÇÃO E O CAMPO MAGNÉTICO EM OERSTED, APLICADO AO LONGO DE VÁRIAS DIREÇÕES CRISTALINAS DO FERRO (FE) E DO NÍQUEL (NI). AS DIREÇÕES PREFERENCIAIS DE MAGNETIZAÇÃO SÃO [100] PARA O FE E [111] PARA O NI.....41

FIGURA 11 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DA UNIDADE DE REVESTIMENTO 45

FIGURA 12 - ESTRUTURA DO FILME DE FORSTERITA FORMADO DURANTE A DESCARBONETAÇÃO 46

FIGURA 13 - IMPACTO DO ESFORÇO DE TRAÇÃO SOBRE A PERDA TOTAL (PT) EM 1,0; 1,2; E 1,5 T, PARA AMOSTRAS NÃO REVESTIDAS DE 0,27 MM CGO E 0,29 MM HGO (ADAPTADO DE FOSTER E LITTMANN, 1985).....48

FIGURA 14 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA MOSTRANDO UMA TENSÃO DE TRAÇÃO NA CHAPA DE AÇO ELÉTRICA HGO (REDUZINDO A PERDA DE POTÊNCIA) PODE SER APLICADA POR UMA CAMADA QUE APRESENTA TENSÃO DE COMPRESSÃO, BEM COMO POR FORÇAS EXTERNAS 50
FIGURA 15 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO PROCESSO DE CRIAÇÃO DO REVESTIMENTO E A TENSÃO DE TRAÇÃO RESULTANTE AO LONGO DA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO DO AÇO HGO 50
FIGURA 16 - PERDA DE ENERGIA P1,7 (T), EM W/KG, DE CHAPA DE AÇO ELÉTRICO HGO EM FUNÇÃO DA TENSÃO MECÂNICA APLICADA, EM MPA, DURANTE A MEDIÇÃO (ADAPTADO DE BEYER *ET AL.*, 2011) 52
FIGURA 17 – ALTERAÇÃO NA MELHORIA DA PERDA DO NÚCLEO CONFORME A PROPORÇÃO SÍLICA/ FOSFATO É ALTERADA 54
FIGURA 18 - EQUIPAMENTO PARA ENSAIO MAGNÉTICO DA BROCKHAUS 57
FIGURA 19 - QUADRO DE EPSTEIN, EQUIPAMENTO DA BROCKHAUS 58
FIGURA 20 - MEDIDOR DE ESPESSURA PORTÁTIL FMP10 59
FIGURA 21 - IMAGEM DE MEV DA SUPERFÍCIE DO AÇO REVESTIDO COM O REVESTIMENTO SECUNDÁRIO E O FILME DE VIDRO 62
FIGURA 22 - SPECTRUM DA SUPERFÍCIE DO AÇO REVESTIDO COM O REVESTIMENTO SECUNDÁRIO E O FILME DE VIDRO 62
FIGURA 23 - IMAGEM DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA LÂMINA EXIBINDO O AÇO (MAIS ABAIXO) E OS REVESTIMENTO PRIMÁRIO (FORSTERITA) E SECUNDÁRIO 63
FIGURA 24 - IMAGEM DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA LÂMINA EXIBINDO O AÇO (MAIS ABAIXO) E OS REVESTIMENTO PRIMÁRIO (FORSTERITA) E SECUNDÁRIO MOSTRANDO A VARIAÇÃO DA ESPESSURA DO REVESTIMENTO 64
FIGURA 25 -SPECTRUM DO REVESTIMENTO NA SEÇÃO TRANSVERSAL DO CARLITE E FILME DE VIDRO 64
FIGURA 26 - DISTRIBUIÇÃO ESQUEMÁTICA DAS LÂMINAS INDIVIDUAIS ESTUDADAS AO LONGO DA LARGURA DA CHAPA 66
FIGURA 27 - IMAGENS DA LÂMINA COM FITA 3M 68
FIGURA 28 - FIGURA DE ESPESSURAS DO REVESTIMENTO SECUNDÁRIO E TENSÕES MÉDIAS 70
FIGURA 29 - CURVAS DE HISTERESE PARA AMOSTRAS COM E SEM REVESTIMENTO, A 50 HZ E 1 T (ACIMA), 1,5 T (AO MEIO) E A 1,7 T (ABAIXO) 71
FIGURA 30 - PERMEABILIDADES RELATIVAS NAS FREQUÊNCIAS DE 3 - 200 HZ E POLARIZAÇÕES DE 1 - 1,7 T 73

FIGURA 31 - PERDAS TOTAIS DO AÇO COM E SEM REVESTIMENTO A 1 T, DE 3 - 200 HZ. DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2% 75
FIGURA 32 - PERDAS TOTAIS DO AÇO COM E SEM REVESTIMENTO EM RELAÇÃO A TENSÃO MÉDIA A 1,7 T E 50 HZ. DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2%. OS NÚMEROS EM CIMA DOS PONTOS EXPERIMENTAIS REPRESENTAM A AMOSTRA CORRESPONDENTE 76
FIGURA 33 - FIGURA DE DIFERENÇA PERCENTUAL DE PERDAS PELA DENSIDADE SUPERFICIAL DO REVESTIMENTO NA CONDIÇÃO DE 1.7 T E 50 HZ. DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2%. 77
FIGURA 34 - B8 EM RELAÇÃO A TENSÃO MÉDIA DOS AÇOS COM E SEM REVESTIMENTO A 50 HZ 78
FIGURA 35 - COMPARATIVO DE PERDAS PH, PC E PA COM E SEM REVESTIMENTO A 1 T; 1,5 T E 1,7 T NAS FREQUÊNCIAS DE 3, 5, 8, 10, 20, 50, 60, 100 E 200 HZ. DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2% 80
FIGURA 36 - COMPARATIVO DE PERDAS PH , PC E PA COM E SEM REVESTIMENTO A 1 T; 1,5 T E 1,7 T A 50 HZ (À ESQUERDA) E 200 HZ (À DIREITA). DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2% 82
FIGURA 37 - PH, PC E PA DO AÇO COM E SEM REVESTIMENTO PARA AS POLARIZAÇÕES DE 1 T, 1,5 T E 1,7 T. DADOS EXPERIMENTAIS INCLUEM A BARRA DE ERRO DE 2% 84
FIGURA 38 - MACROGRAFIA DE 8 LÂMINAS DE AÇO ELÉTRICO PREPARADA PARA REVELAR OS GRÃOS 86
FIGURA 39 - APLICAÇÃO DO MÉTODO DE MEDIÇÃO DOS TAMANHOS DOS GRÃOS 87
FIGURA 40 - HISTOGRAMA DOS TAMANHOS DOS GRÃOS 88

LISTA DE ABREVIAÇÕES

- ND direção normal em relação a direção de laminação
- Si silício
- Tc temperatura de Curie
- $\vec{H}$ vetor campo magnético
- $\vec{J}$ vetor densidade de corrente
- $\vec{M}$ vetor magnetização
- $\vec{D}$ vetor indução elétrica
- $\vec{E}$ vetor campo elétrico
- $\vec{B}$ vetor indução magnética
- ρ densidade volumétrica de carga
- μ_0 permeabilidade magnética no vácuo
- μ permeabilidade magnética do material
- σ condutividade eletrica do material
- H campo magnético aplicado
- C_0 coeficiente de perda de histerese
- C_1 coeficiente de perda de corrente parasita
- B_m densidade de fluxo magnético
- d espessura da folha
- γ densidade mássica
- Hz hertz
- GNO aço elétrico de grão não-orientado
- GO aço elétrico de grão orientado
- RD direção de laminação
- BQ bobinas laminadas a quente
- mm milímetros
- g gramas
- m massa
- v volume
- T Tesla
- FTIR Fourier Transform Infrared
- B indução magnética

- ºC temperatura em graus Celsius
- DRX difração de raios X
- DV desvio padrão
- AFM antiferromagnético
- P_t perda magnética total
- P_h perda magnética por histerese
- P_c perda magnética clássica
- P_a perda magnética anômala

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA 17
2 OBJETIVOS 19
2.1 Objetivo geral 19
2.2 Objetivos específicos 19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 20
3.1 Materiais ferromagnéticos e domínios magnéticos 20
3.2 Processos de magnetização 22
3.3 Perdas magnéticas 27
3.4 Fatores que afetam as propriedades do material 36
3.4.1 Efeitos intrínsecos do material 37
3.4.1.1 Composição química 37
3.4.2 Microestrutura do material 40
3.4.2.1 Tamanho de grão 40
3.4.2.2 Textura 41
3.5 Fluxo de produção do aço elétrico de grão orientado 42
3.5.1 Filme de vidro – forsterita 45
3.5.2 Revestimento final de isolamento 49
4 MATERIAIS E MÉTODOS 56
4.1 Caracterização do material 56
4.2 Técnicas de caracterização 57
4.2.1 Ensaio magnético 57
4.2.2 Espessura do revestimento 58
4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura 59
4.2.4 Espectroscopia de energia dispersiva 59
4.2.5 Tensão média do revestimento e decapagem 59
4.2.6 Decapagem química das amostras 60
4.2.7 Valores dos tamanhos de grão HGO medido pelo ImageJ 60

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES 61
5.1 Caracterização da amostra 61
5.1.1 Microscópio eletrônico de varredura e espectroscopia de raios X com dispersão de energia 61
5.2 Propriedades do revestimento 65
5.2.1 Medidas da espessura do filme 66
5.2.2 Medidas da tensão média do filme 67
5.3 Propriedades magnéticas 70
5.3.1 Curva de histerese 70
5.3.2 Permeabilidade relativa 72
5.4 Perda total e separação de perdas 74
5.4.1 Perda total 74
5.4.2 Separação de perdas segundo metodologia de Bertotti 78
5.5 Microestrutura do material 85
5.5.1 Tamanho de grão secundário 85
6 CONCLUSÕES 89
REFERÊNCIAS 91

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A demanda mundial por maior eficiência no consumo de energia elétrica, torna os aços elétricos ou aços para fins eletromagnéticos de grande pertinência para a indústria, a economia mundial e a sociedade (FĂRCEAN, PROŞTEAN, SOCALICI, 2023). Devido às suas propriedades magnéticas e a sua capacidade de evitar que exista a passagem de corrente alternada através desses, os aços elétricos são comumente utilizados em motores elétricos e transformadores. Segundo Schneider (1998), 1% do volume total de aços produzidos no mundo anualmente é consumido pela indústria elétrica, representando sete milhões de toneladas anuais, sendo um milhão de toneladas usadas em transformadores, ou seja, aços elétricos estão relacionados com dois ramos econômicos onde o Brasil tem forte engenharia, tanto a siderurgia, como a indústria da eletricidade (CARDOSO, 2005; INSTITUTO AÇO BRASIL, 2023).

Sob este viés, os aços elétricos de grão orientado (GO) apresentam-se como materiais de extrema importância para o desenvolvimento de equipamentos com maior desempenho energético (95 a 98%) (SANGUEDO, 2024) e que apresentam menores perdas magnéticas. Esses aços são usados principalmente na fabricação de transformadores de potência e de grandes equipamentos de geração, transmissão e distribuição de energia devido às suas propriedades magnéticas de alta indução e baixas perdas magnéticas (CESCONETTO, 2020).

Para que algumas propriedades desses aços sejam melhoradas, como as perdas magnéticas, o aço elétrico GO precisa de uma rota de processo muito particular, uma vez que possui rígidos controles de composição química (XIA *et al.*, 2008). Nesse fluxo de produção, a etapa do revestimento mostra-se de suma importância para isolar eletricamente as superfícies e aplicar uma tensão de tração na estrutura do material para a obtenção de menores perdas magnéticas.

O filme cerâmico é a primeira das camadas isolantes a ser formado em recozimento em caixa. É formado quando o óxido de magnésio (MgO) reage em altas temperaturas com a faialita (Fe_2SiO_4) e a sílica (SiO_2) contidas na camada de óxido, formada previamente no forno de descarbonetação, ou seja, resultando na obtenção desse filme conhecido também como forsterita. Sobre essa camada de forsterita, que foi previamente formada no recozimento da bobina em alta temperatura, é aplicado

um revestimento adicional composto principalmente por sílica coloidal, fosfato de alumínio e fosfato de magnésio, água e óxido de cromo, a fim de promover isolamento elétrico e tensão de tração e, consequentemente, melhorias nas perdas totais. Este revestimento será avaliado principalmente pelo efeito que tem em melhorar as propriedades magnéticas do material. Sabe-se que isso será dependente da tensão média imposta ao aço pelo revestimento (KARENINA, *et al.*, 2011).

Neste trabalho será avaliado, então, um revestimento a base de fosfatos. Será verificado os seus impactos nas características, nas propriedades magnéticas do aço elétrico GO, por meio do MEV, EDS e o Brockhaus para medir as perdas magnéticas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Avaliar o efeito do revestimento secundário nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão orientado.

2.2 Objetivos específicos

- Analisar a morfologia típica do revestimento secundário;
- Medir a espessura do revestimento e a tensão imposta por este;
- Medir as propriedades magnéticas do aço de grão orientado com a presença do revestimento secundário;
- Medir as propriedades magnéticas do aço de grão orientado sem o revestimento secundário;
- Avaliar as características magnéticas usando uma abordagem de análise de perdas totais e separadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo, foi realizada uma revisão detalhada da literatura, focando em trabalhos anteriores que se enquadram no escopo da pesquisa. Foi visto como as leis do eletromagnetismo que regem os dispositivos se relacionam com os materiais ferromagnéticos, juntamente com a apresentação dos tipos de perdas eletromagnéticas. Expõe-se também a influência das variáveis metalúrgicas nas propriedades magnéticas do material. Na quinta seção é mostrado o fluxo de produção do aço elétrico dando foco nos revestimentos, como a forsterita e o revestimento secundário, objeto de estudo desse trabalho.

3.1 Materiais ferromagnéticos e domínios magnéticos

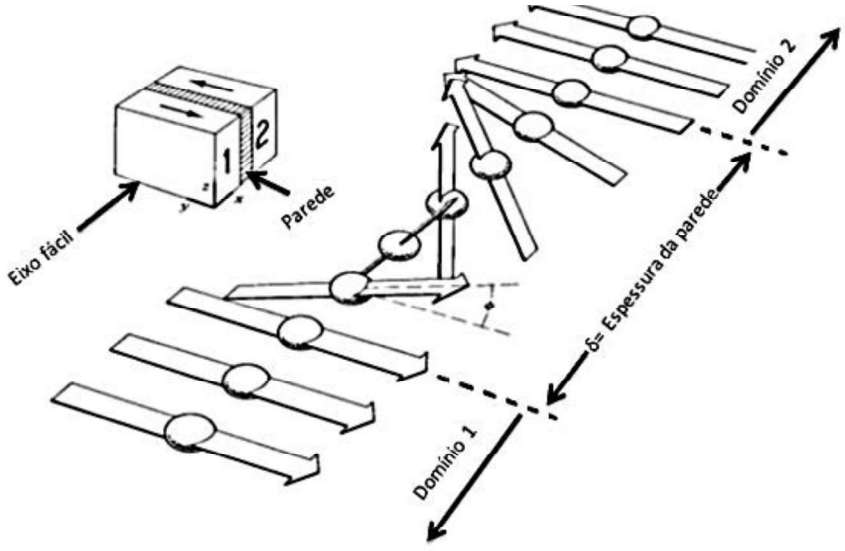
Os materiais ferromagnéticos manifestam um tipo de magnetismo caracterizado por um alinhamento paralelo espontâneo dos momentos magnéticos atômicos, e que quando submetidos a um campo magnético externo são fortemente magnetizados. Quando essa ordem desaparece acima de certa temperatura, dispõe-se da temperatura de Curie (Tc) (GUIMARÃES, 2009). A Tc marca, então, a passagem do momento de um material ferromagnético (todos os momentos magnéticos em uma só direção) para uma situação paramagnética (cujos momentos magnéticos estão com orientação aleatoriamente distribuída). Têm-se como exemplos de ferromagnetos os elementos ferro, níquel e gadolínio.

Como forma de minimização de energia magnética, ou seja, a ocorrência de uma ordenação dos átomos buscando um estado energético total de mínima energia nos materiais ferromagnéticos têm-se a distribuição da magnetização em pequenas regiões chamadas de domínios magnéticos, onde cada domínio é uma região com emparelhamento padrão dos spins possuindo uma magnetização de saturação M_S, que é o valor específico da magnetização quando o material atinge seu estado de saturação. As quatro formas de energia dirigentes para essa minimização de energia e a orientação dos átomos em domínios são dadas basicamente pela soma das energias magnetostática (é a energia do material magnetizado, na ausência de um campo magnético aplicado), de troca de elétrons (é uma energia eletrostática de origem quântica - exchange energy, é a parcela que força ao paralelismo os momentos

magnéticos atômicos nos materiais ferromagnéticos), magnetocristalina (energia acumulada no material quando um campo magnético externo H força os momentos magnéticos atômicos a alinhar-se fora de uma direção de magnetização espontânea) e a energia magnetostrictiva (associada à deformação de um corpo, provocada pela ação de um campo magnético, magnetostrição, será reduzida ao mínimo quando o material for alinhado de modo que suas dimensões mudem principalmente ao longo do eixo de magnetização (SANTOS, 2005; FARIA *et al.*, 2005).

Quando há dois domínios adjacentes com direções de magnetização que diferem de um ângulo θ, existe uma região intermediária, de largura finita, denominada parede de domínio, onde a magnetização afasta-se da orientação da magnetização do domínio e, gradualmente, aproxima-se da orientação da magnetização do domínio adjacente (GUIMARÃES, 2009). As paredes de domínio podem ser classificadas em paredes de 180° e paredes de 90°, isso a depender dos ângulos entre os vetores de magnetização de saturação, M_S, dos domínios do qual a parede separa (BOHN, 2004). A Figura 1 mostra uma representação de uma linha de átomos que vai de um domínio a outro, separados por uma "parede de 180º".

Figura 1 – Representação de uma parede de 180° entre os domínios 1 e 2, mostrando a variação gradual na orientação dos momentos magnéticos atômicos



Fonte: Silva (2019).

Portanto, os materiais ferromagnéticos, são caracterizados por apresentarem, também, altas permeabilidades, quando comparado com outros materiais não ferromagnéticos, podendo alcançar a permeabilidade magnética da ordem de 10^2 a

10^6 (CHIKAZUMI, 1997). A permeabilidade magnética (μ) fornece, então, uma medida de quanto o material se polariza magneticamente com a aplicação de um campo externo.

É possível estabelecer a relação da indução B, que é o campo magnético total, como a soma do campo aplicado mais a resposta do material que é a magnetização, equação 1.

$$\mathrm{B} = \mu_0.\mathrm{H} + \mu_0.\mathrm{M} = \mu_0.\mathrm{H} + \mathrm{J} \tag{1}$$

Onde M é a magnetização, J a polarização, H o campo aplicado e μ_0 a permeabilidade magnética no vácuo.

A magnetização M e a polarização J têm naturezas equivalentes, porém adotam unidades distintas. M é expressa em A/m enquanto J é quantificada em tesla (VS/m^2). No campo da engenharia elétrica, a polarização magnética (J) é frequentemente empregada como propriedade do material, equação 2.

$$\vec{J} = \mu_0 \vec{M} \tag{2}$$

É possível estabelecer uma relação entre a permeabilidade magnética relativa (μ_r) e a permeabilidade magnética no vácuo ($\mu_0 = 4\pi.10^{-7}\ H/m$), sendo a relativa dada pelo valor da permeabilidade (μ) dividido pela permeabilidade no vácuo, equação 3.

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \tag{3}$$

No mais, fatores como textura (anisotropia), tamanho de grão, composição química, envelhecimento magnético, tensões mecânicas, recozimento e frequência afetam a permeabilidade magnética do aço elétrico (SANTOS, 2005), como será mais detalhado nas próximas seções.

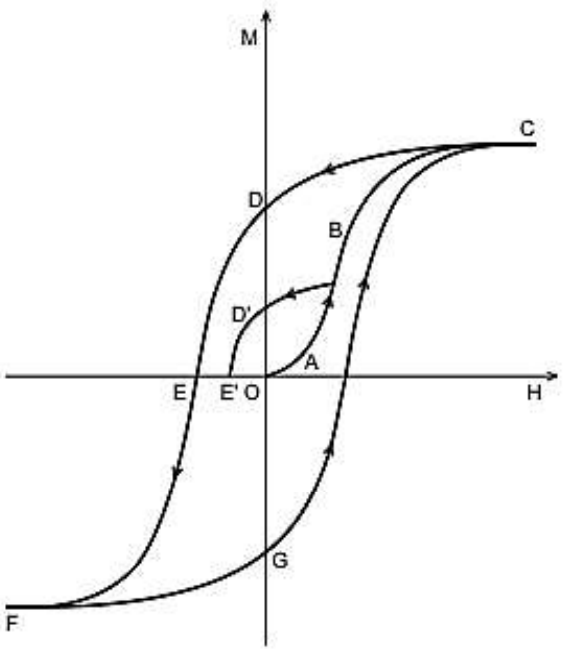
3.2 Processos de magnetização

A partir das equações de Maxwell que fornecem uma base teórica para descrever como os campos elétrico e magnético interagem (NUSSENZVEIG, 2015),

como são gerados por cargas elétricas e correntes, e como se propagam no espaço e variam com o tempo, pode-se afirmar que o desempenho das máquinas elétricas está extremamente relacionado com o comportamento do fluxo magnético, área que as linhas de fluxo atravessam. Porém, os meios ferromagnéticos apresentam uma característica que mesmo existindo uma maximização no campo externo, não existirá um crescimento do fluxo magnético indefinidamente. Onde tal fenômeno é conhecido como saturação magnética.

O gráfico de magnetização em função do campo aplicado H é uma das formas de caracterização magnética de uma amostra, podendo ser obtido por um magnetômetro ou histeresímetro. Ela surge devido ao fato de $\vec{M}$ ou $\vec{B}$ serem diferentes de zero após a retirada do campo do campo magnético aplicado. Segundo Guimarães (2009), geralmente é apresentado sob a forma de curva de magnetização inicial, curva de magnetização *versus* H para uma amostra originalmente desmagnetizada, e sob a curva de magnetização ou ciclo de histerese, traçada desde H = $H_{máx}$ até H = - $H_{máx}$ e de volta, Figura 2. No segundo quadrante, a curva de magnetização é chamada de desmagnetização (FARIA *et al.*, 2005).

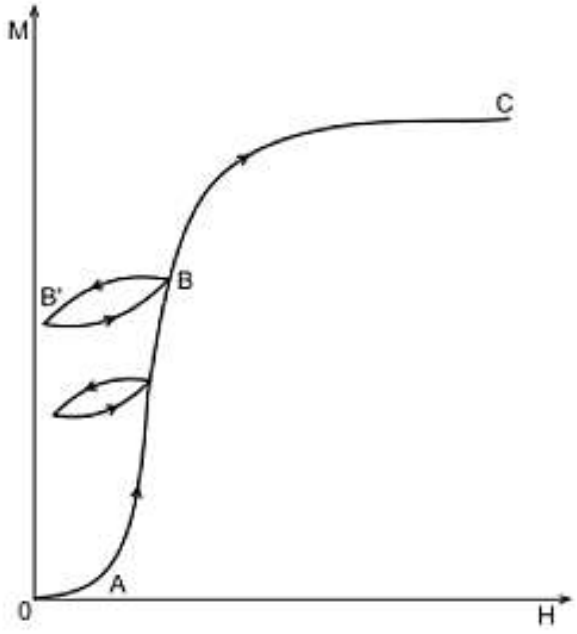
Figura 2 - Curva de magnetização inicial é ilustrada pelos pontos OABC, enquanto a curva de histerese é representada pelos pontos CDEFG. No caso em que não ocorreu saturação magnética, a curva foi representada pelos pontos BD'E'



Fonte: Guimarães (2009).

Segundo Guimarães (2009), quando há uma amostra inicialmente desmagnetizada, comumente obtêm-se uma curva de magnetização como mostrada na Figura 3.

Figura 3 - Curva de magnetização inicial representada pelos pontos OABC e os laços menores sendo demonstrados por BB'B



Fonte: Guimarães (2009).

Visualmente podemos notabilizar três tipos de regiões distintas a depender da magnetização. Para o ponto O tem se H e M iguais a zero. Caso o H cresça de forma lenta, ou seja, com a aplicação do campo magnético externo, observa-se a região AO. Na região AB tal fenômeno se dá de forma mais rápida e, na região BC, a magnetização tende para um valor de saturação, ou seja, apesar do aumento da aplicação de um campo magnético externo, não haverá uma magnetização a mais, pois o domínio único do material já está perfeitamente alinhado com o campo externo, como observado pela curva de histerese. No caso do campo aplicado não crescer a ponto de a magnetização atingir seu valor máximo, mas em vez disso, começar a decrescer após alcançar um valor intermediário, a magnetização traça uma curva que é, em geral, diferente da curva OC, e sendo representada, por exemplo, por laços menores, BB'B. Somente em campos baixos e, dessa forma, pequenas magnetizações, esse efeito não é observado; por exemplo, a curva AO pode ser traçada em dois sentidos, com campo crescente ou decrescente. Já se o campo

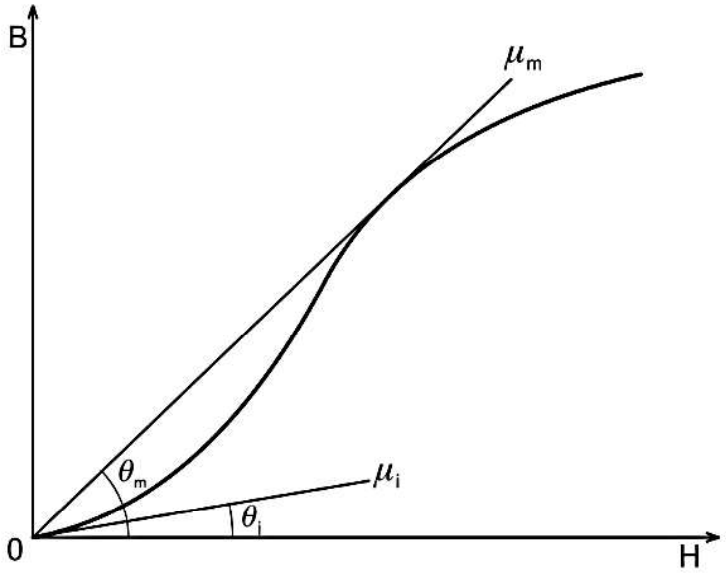
magnético aumenta até a magnetização atingir o ponto B (Figura 3) e é depois reduzida, a magnetização cai, por exemplo, até B'; se H começa a aumentar novamente a partir deste ponto, a magnetização percorre a curva fechada limitada por B e B' tais curvas deste tipo são denominadas de laços menores (Figura 3) (GUIMARÃES, 2009).

Quando H=0, retirada do campo magnético externo aplicado, sem antes ter atingindo a magnetização de saturação no material, é gerada uma magnetização remanente, no ponto OD da Figura 2, chamada de B_r.

Dependendo do valor da coercividade (o campo sob o qual a magnetização se anula é um campo negativo, cujo módulo ($\overline{OE}$) é chamado campo coercivo ou coercividade, H_c, como demonstrado na Figura 2, materiais ferromagnéticos são classificados como macios ou duros. Um magneto duro possui um campo coercivo grande, ou seja, necessita de um elevado campo para reduzir sua magnetização remanescente à zero. Um magneto macio é facilmente levado ao estado de saturação, possui um campo coercivo menor se comparado ao material duro, mas também é facilmente desmagnetizado (LETTI, 2013). Os materiais magnéticos, ditos macios, são amplamente utilizados em núcleos magnéticos em máquinas elétricas, por exemplo, motores, reatores e transformadores, alguns dos quais funcionam em baixas frequências e outros operam em altas frequências (KRINGS *et al.*, 2016).

A partir da curva de magnetização inicial B x H (Figura 4), podemos avaliar a permeabilidade inicial μ_i, a derivada da curva na origem, ou seja, se inicialmente traçarmos uma reta tangente à curva de magnetização, a inclinação dessa reta no momento inicial nos gera a permeabilidade inicial do material; e a permeabilidade máxima μ_m, a tangente do maior ângulo formado pela reta que é tangente à curva e passa pela origem (GUIMARÃES, 2009).

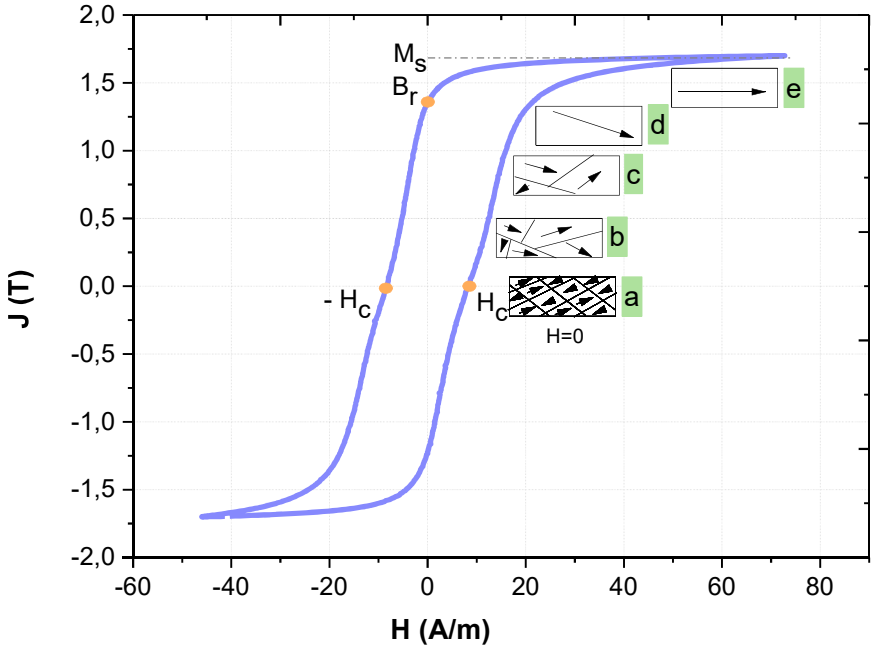
Figura 4 – Curva de magnetização inicial mostrando os ângulos relacionados a permeabilidade máxima μ_m (≡ tgθ$_m$) e a permeabilidade inicial μ_i (≡ tgθ$_i$)



Fonte: Guimarães (2009).

Após análise tanto de domínios magnéticos, como da curva de histerese, fica instrutivo acompanhar como varia a direção de magnetização dos domínios no interior do material, em diferentes pontos da curva de histerese. Quanto há valores iguais da magnetização, podem existir diferentes configurações de domínios. As configurações podem ser observadas esquematicamente na Figura 5. Em (a) não há aplicação de um campo externo (H), ou seja, situação desmagnetizada; (b) Aplicando campo pequeno, na direção horizontal, os domínios com alta energia magnetostática diminuem, por movimento de paredes, mas anisotropia ainda é forte; (c) Aumentando campo, mais movimento de paredes, mas domínios ainda nas direções <100>; (d) Começa a rotação dos domínios; (e) chega na saturação.

Figura 5 - Representação esquemática do efeito de um campo magnético aplicado sobre a estrutura de domínios de um material ferromagnético



Fonte: autor.

Pode se afirmar, então, que a área da curva formada é a energia dissipada sob forma de calor, sendo essa, a perda por histerese daquele material naquela condição (GUIMARÃES, 2009; MOSES *et al.*, 2019).

3.3 Perdas magnéticas

Como é bem conhecido, os resultados calculados de eficiência e distribuição de temperatura de máquinas elétricas são altamente afetados pela precisão do modelo de perda magnética aplicado (PAOLINELLI, 2008). Portanto, prever as perdas de energia em materiais magnéticos macios em grandes faixas de frequência tornou-se um tema atual e muito exigente no projeto ideal de máquinas elétricas (BRAMERDORFER *et al.*, 2018; DE MATOS *et al.*, 2023).

Há um somatório de perdas de energia nestas máquinas, entre elas as perdas por ventilação, por atrito, por ruído, nos enrolamentos, entre outras. Um dos modelos das perdas magnéticas no material magnético é a separação da perda total, P_t, em três componentes, as perdas parasíticas clássicas - devido às correntes de Foucault, P_{cl}, as perdas anômalas ou perdas excessivas, Pa, e as perdas histeréticas, de acordo com a equação 4 (LIU *et al.*, 2020; BERTOTTI, 1985).

$$P_t = P_h + P_{Cl} + P_a \quad (4)$$

Um dos modelos mais populares e precisos de perdas usadas em programas comerciais (BERTOTTI, 1985) é o modelo descrito por Bertotti e baseado na aproximação das perdas de energia, equação 5. Esse modelo prova que a dependência adicional de perda (perdas anômalas ou nomeada como em excesso) é proporcional a $B_m^{3/2}$ (CULLITY, 2011). A perda específica total em qualquer direção de magnetização consiste em três componentes descritos mais precisamente por:

$$P_t = C_0 B_m^{\alpha} f + \frac{\pi^2 d^2 B_m^2}{6\rho\gamma} f^2 + C_1 B_m^{\frac{3}{2}} f^{\frac{3}{2}} \quad (5)$$

Onde C_0 é o coeficiente de perda de histerese, $A.m^{2\alpha}/(V_s)^{\alpha}\ ^{-1}.kg$), C_1 é o coeficiente de perda de corrente parasita, ($A.m^3/kg.\ V^{1/2}$), ρ é a resistividade, Ω.m, B_m é a densidade de fluxo magnético, (T), d é a espessura da lâmina, (m), γ é a densidade mássica, kg/m^3, f a frequência (Hz).

As perdas por histerese são devidas à dissipação de energia que é necessária para a movimentação da parede de domínio. Inclusões no aço elétrico e precipitados finos impedem esse movimento de parede, por isso a necessidade de reduzir elementos como o carbono, nitrogênio, oxigênio e enxofre nesses. Em frequências em que o efeito de superfície que distribui o campo magnético em lâminas é insignificante para lâminas com cerca de 0,5 mm de espessura e até cerca de 400 Hz, isto é, quando o fluxo magnético dentro do material é uniforme, as perdas por histerese não variam conforme a frequência de excitação (MEURER, 2005). Essas perdas podem ser avaliadas em frequências próximas de zero, em um regime quase estático, corrente contínua. Basicamente, extrapolando a curva de histerese para um valor de f = 0, o valor extrapolado corresponderá à perda por histerese. Essa metodologia é a mais apropriada, uma vez que avalia as perdas em frequências tão baixas que os elementos dinâmicos podem ser ignorados, embora seja conhecido que não há uma extensão absoluta até zero, pois mesmo na situação quase estática ocorre algum nível de dissipação de energia (LANDGRAF, 2007).

As perdas por histerese são afetadas por muitos fatores interligados como indução máxima, frequência, forma de onda, composição química, propriedades intrínsecas, espessura da chapa, tensões mecânicas, isolação elétrica, resistividade elétrica, densidade de massa, tamanho de grão, discordâncias, textura, precipitados, oxidação interna (LANDGRAF *et al.*, 2002).

A perda total histerética é calculada multiplicando a área na região de histerese pela frequência e dividindo pelo valor da densidade (W/kg) equação 6.

$$P_h = \frac{Ah.f}{m_v} \tag{6}$$

Onde Ah é a área de histerese, f a frequência do teste e m_v a densidade do material em kg/m^3.

Steinmetz introduziu também um modelo, equação 7, que permanece em uso até os dias atuais, cujo os valores de seus parâmetros são determinados por meio de experimentos (STEINMETZ,1984).

$$W = aB^{1,6} \tag{7}$$

O modelo de Steinmetz é altamente eficaz para descrever com grande precisão as perdas magnéticas na faixa em que o material não está saturado, ou seja, válida até aproximadamente 1,2 T. Entre 1,2 e 1,7 T cresce e acima de 1,7 T decresce. Quanto ao expoente, não há uma explicação para o valor de 1,6.

A corrente, I ,que flui através da chapa é expressa pela equação 8.

$$I = \frac{V}{R} \tag{8}$$

Onde V é tensão e R a resistência.

Ao reduzir a espessura da lâmina, o comprimento percorrido pela corrente também diminui, resultando em uma diminuição da resistência. No entanto, a tensão que atua em cada lâmina é proporcional à área da seção transversal da chapa, que diminui em uma proporção ainda maior em relação ao comprimento percorrido.

Consequentemente, ao utilizar lâminas mais finas, a corrente diminui devido à menor resistência, o que, por sua vez, leva a uma redução nas perdas. O efeito de montar n laminações para formar um núcleo reduz a perda de corrente parasita por um fator de $1/n^2$ quando comparado a um núcleo sólido (POULTNEY, 2007). É também a razão para aplicar um revestimento isolante na superfície do aço. Assim, é possível calcular a perda clássica através do coeficiente de Cp, equação 9.

$$Cp = \frac{\pi^2 . d^2 . B^2 . \theta}{6 . \rho} \tag{9}$$

Onde d representa a espessura do material (m), B a indução (em T), θ a condutividade elétrica (1/resistividade elétrica) (Ω.m) e ρ a densidade do material (em kg/m^3.

Em outras palavras, uma corrente alternada circulando nos condutores que envolvem os dentes de aço de um rotor cria intensos campos magnéticos alternados que criarão correntes parasitas no interior do aço, equação 10 e 11. Essas correntes conhecidas como perdas por correntes parasitas clássicas dissipam energia, causando perdas de potência.

É possível introduzir silício (ou mesmo alumínio ou outras substâncias) no aço para reduzir a condutividade da lâmina e, consequentemente, diminuir a densidade de corrente, equações 10 e 11 (MEURER, 2005).

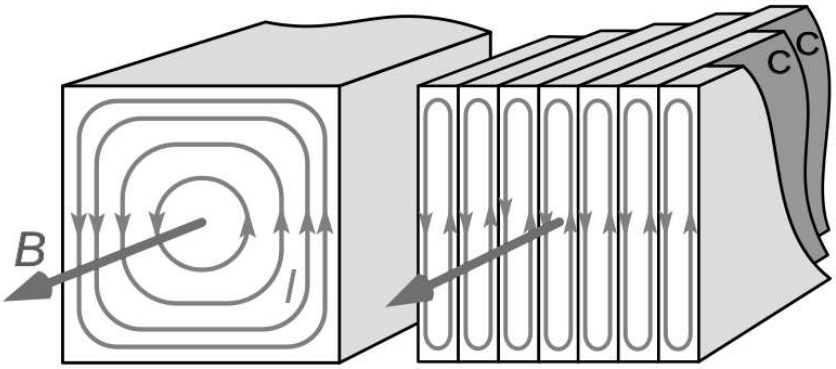
Ao conceber um modelo matemático para abordar as perdas associadas a esse contexto específico, a formulação se concentra exclusivamente na indução magnética B ao longo do comprimento da chapa. Devido à disparidade nas dimensões entre a largura e a espessura da lâmina onde a largura é muito maior que espessura, a abordagem adotada mantém constante apenas a componente largura da corrente, e, por extensão, do campo elétrico, independentemente do valor específico da largura. Isso viabiliza a representação dos vetores do campo elétrico e da indução magnética, conforme esquematizado na Figura 6, utilizando a equação 12 como base (MEURER, 2005).

$$rot\ \vec{E} = -\frac{\overrightarrow{dB}}{dt} \tag{10}$$

$$\vec{J} = \sigma\vec{E} \tag{11}$$

$$\vec{E} = (0, E(t), 0)\ e\ \vec{B} = (0,0, B(t)) \tag{12}$$

Figura 6- Representação esquemática das correntes geradas pela superfície da lâmina



Fonte: Da elétrica (2024, adaptado)

A expressão final das perdas dinâmicas convencionais, derivadas da condutividade elétrica σ e da espessura da lâmina d, é apresentada na equação 13 quando uma forma de onda senoidal simples de indução magnética é aplicada. Ao dividir a equação 13 pela frequência, obtemos a quantidade de energia (J/kg) dissipada pelas correntes parasitas, como indicado na equação 14. É importante ressaltar que, nesse contexto, a energia dissipada devido ao efeito Joule no núcleo ferromagnético está diretamente relacionada à frequência. Uma observação intrigante é que essa contribuição desaparece quando a frequência é igual a zero. Notavelmente, o método de medição das perdas por histerese em frequências próximas de zero fundamenta-se nesse princípio (MEURER, 2005).

$$P_f = \frac{\sigma(\pi.d)^2}{6.m_v}.B^2.f^2\left[\frac{W}{kg}\right] \tag{13}$$

$$W_f = \frac{\sigma(\pi.d)^2}{6.m_v}.B^2.f\left[\frac{J}{kg}\right] \tag{14}$$

Expressões comuns para a perda por histerese estática e a perda clássica são dados em (7) e (18), respectivamente. Sua soma por ciclo, que equivale à perda de energia, pode ser escrita como, equação 15 (MOSES, 2019):

$$\frac{P_t}{f} = K_h B_m^n + k B_m^2 f \left[\frac{J}{m^3}\right] \tag{15}$$

Em uma densidade de fluxo constante, isso pode ser escrito de forma mais simples como, equação 16 (MOSES, 2019):

$$\frac{P_t}{f} = K_1 + K_2 f \left[\frac{W}{Kg}\right] \tag{16}$$

Onde K_1 é a perda por histerese por ciclo e K_2 é uma corrente parasita dependente do material constante a uma dada densidade de fluxo. A equação 16 infere uma relação linear entre perda por ciclo e frequência.

Assumindo a relação linear, uma linha reta pode ser extrapolada para "frequência zero" para determine K_1 e K_2 como a inclinação da reta. Daí a histerese e as perdas por correntes parasitas clássicas podem ser previstas em qualquer densidade de fluxo (MOSES, 2019).

Segundo Moses (2019), outras equações utilizadas para cálculo da perda parasita ($W_{clas}\ e\ P_{clas}$) são, equação 17 e 18:

$$W_{clas} = \int_{-a}^{+a} \int_0^{\frac{2\pi}{w}} i^2 . \rho dt . dx \ (J . m^{-3}) \tag{17}$$

$$P_{clas} = \frac{\pi^2}{\rho K_{clas}} \ (2\alpha f B_p)^2 \ (W . m^{-3}) \tag{18}$$

Onde a é a espessura da lâmina, f a frequência de $H(t), B_p$ a intensidade máxima da indução, ρ a resistividade. Dividindo P_{clas} acima pela densidade obtém W/kg K_{clas} = 6 para um campo senoidal, mais comum. $K_{clas} = 3\pi^2/4$ para uma onda triangular.

Como observado, a passagem de uma corrente elétrica alternada cria campos magnéticos alternados H, dentro do condutor, que por sua criam correntes parasitas. As correntes parasitas se somam à corrente principal na superfície, e se opõe no interior. Portanto, há uma tendência à corrente concentrar-se na superfície do condutor, fenômeno conhecido como efeito pelicular ou skin effect. Dessa maneira, foi calculado um fator de correção para determinar a penetração máxima da indução magnética nas chapas, a fim de avaliar se é necessário ou não corrigir as perdas decorrentes do efeito parasita nesse material. As equações a seguir, 19 e 20, foram utilizadas para tal correção. Tal efeito é importante se $F\ (\gamma) \leq 1$ e $F(\gamma) \to 1$, em $F \to 0$, neste limite chega-se à equação 21 (ZIRKA *et al.*, 2010).

$$\gamma = e\sqrt{\frac{\pi\,.\,f\,.\,\mu_0.\,\mu_r}{\rho}} \tag{19}$$

$$F\ (\gamma) = \frac{3\ (sh\,\gamma - \sin\gamma)}{\gamma\ (\ ch\,\gamma - \cos\gamma)} \tag{20}$$

$$P_{clas}^{skin} = \left(\frac{e^2.\pi^2.B^2}{6\rho}\right).f\ x\ F\ (\gamma)(W/Kg) \tag{21}$$

Onde, e é a espessura da amostra, μ_0 é o valor da permeabilidade no vácuo, $4\pi10^{-7}$ H/m, enquanto μ_r representa o valor de permeabilidade relativa.

Quanto a relação existente entre a perda clássica por correntes parasitas e tensão elástica, pode-se deduzir de que a perda clássica por correntes parasitas não é dependente da tensão elástica. Entretanto, o efeito do estresse na perda, permeabilidade e magnetostrição em uma amostra de aço GO mostrou essa componente de perda aumentando com o estresse de flexão, mas nenhuma explicação foi fornecida (HAGIHARA *et al.*, 2014).

Utilizando esses modelos, incluindo o de Steinmetz para as perdas por histerese, descobertas empíricas revelaram que as estimativas até então utilizadas não correspondiam adequadamente às medições realizadas. Consequentemente, foi introduzido o conceito de "perdas anômalas" (MEURER, 2005). Na década de 1980, Bertotti examinou esse fenômeno e o identificou como "perdas excedentes", as quais

foram formalizadas através de entidades denominadas "objetos magnéticos" (OMs). Denominou-se perda excedente e/ ou anômala porque não poderia ser definitivamente explicado, foi simplesmente quantificado como sendo a diferença entre a perda medida de um material e a soma da histerese e da corrente parasita clássica componentes. Essas perdas dependem de coeficientes de difícil avaliação prática, como tamanho de grão, condutividade elétrica, campo coercitivo e coeficientes empíricos, entre outros.

Usando a equação 22, que descreve as perdas excedentes, é viável integrar todos esses fatores em um único coeficiente chamado K_e, como demonstrado na equação 23, especialmente quando aplicado a uma forma de onda senoidal do fluxo magnético (BERTOTTI,1985; BERTOTTI,1988).

$$W_e = \left[\frac{8{,}76363\sqrt{\sigma . G . V_0 . S}}{m_v}\right] . \sqrt{f} \, . B^{1,5} \left[\frac{J}{Kg}\right] \tag{22}$$

$$W_e = K_e . \sqrt{f} \, . B^{1,5} \left[\frac{J}{Kg}\right] \tag{23}$$

Onde o coeficiente de atrito dos OMs é denotado por G (constante igual a 0,1356), V_0 é o campo característico definido experimentalmente, determinando a capacidade do campo aplicado aumentar "n" com o aumento da frequência, S é seção transversal da amostra, f a frequência de excitação, B a indução, σ a condutividade elétrica e n paredes ativas.

A perda anômala está relacionada à relação entre a distância entre as paredes dos domínios de 180° e a espessura da amostra, como descrito na equação 24. Essa análise é aplicável a uma configuração simplificada de domínios, que são alinhados e espaçados regularmente, uma condição que é semelhante à encontrada no aço de grão orientado (ALMEIDA, 2013; PRY, BEAN,1958).

$$P_a = P_p \; x \; 1{,}628 \frac{D}{e} \tag{24}$$

Na equação, onde "P_a" representa a perda anômala, "P_p" denota a perda parasita, " D " representa a distância entre as paredes dos domínios e " e " é a

espessura da amostra, a conexão entre a distância das paredes dos domínios e a perda anômala está associada às correntes microscópicas parasitas que se desenvolvem ao redor das paredes dos domínios quando elas se deslocam (ALMEIDA, 2013).

Para quantificar cada uma das três categorias de perdas magnéticas, é necessário realizar testes específicos que permitam separar numericamente cada parcela. A única entre as três parcelas que pode ser diretamente mensurada é a perda por histerese, presumindo que, em frequências relativamente baixas, as perdas dinâmicas possam ser negligenciadas.

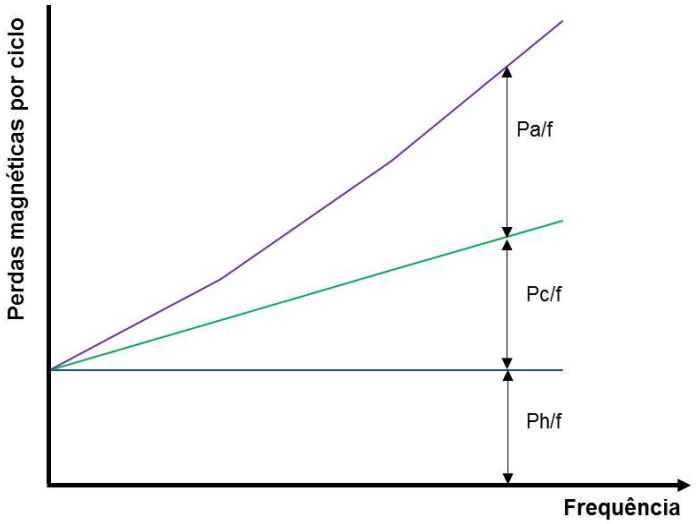
A equação 25 e 26 expressam, em termos matemáticos, as perdas magnéticas totais para qualquer amplitude de indução B e qualquer frequência f. A Figura 7 ilustra a representação visual das perdas totais.

$$P_t = C_{ph}f + C_{pc}f^2 + C_{pe}f^{3/2} \left[\frac{W}{kg}\right] \tag{25}$$

$$C_{pc} = \frac{\sigma(\pi dB)^2}{6\rho} \tag{26}$$

OndeC_{ph} é o coeficiente da perda por histerese, C_{pc} o coeficiente da perda clássica, C_{pe} o coeficiente da perda em excesso, d representa a espessura do material, B a indução (em T), σ condutividade elétrica e ρ a resistividade.

Figura 7 - Gráfico que mostra como as perdas magnéticas variam de acordo com a frequência



Fonte: autor

No que diz respeito às três classes de perdas, particularmente em relação às perdas excessivas, é destacada na literatura a relevância de atentar para as frequências utilizadas em experimentos e aplicações em dispositivos. Isso ocorre porque o aumento desse parâmetro pode resultar em níveis de perda consideravelmente notáveis, que não devem ser subestimados (MEURER, 2005).

Assim sendo, as perdas magnéticas constituem um elemento essencial na avaliação da qualidade dos aços elétricos, uma vez que estão intimamente ligadas à eficiência energética nos dispositivos que empregam tais tipos de aço, sendo então, objeto de pesquisa desse trabalho.

3.4 Fatores que afetam as propriedades do material

No que diz respeito às perdas magnéticas em aços, o valor dessas depende de efeitos intrínsecos relacionados à composição química, a resistividade elétrica, a espessura da chapa do aço, a história termodinâmica, representada por deformação plástica, tensões elásticas, recozimento e envelhecimento; e características estruturais do material como tamanho do grão, textura, inclusões, carbonetos e precipitados (CHAUDHURY *et al*., 2007; MOSES, 1990; LYUDKOVSKY *et al.*,1986).

Nos tópicos seguintes será detalhado alguns desses fatores que são pertinentes para discussão do assunto abordado nesse trabalho.

3.4.1 Efeitos intrínsecos do material

Os efeitos da composição química e do recozimento discutidos nessa seção afetam as perdas magnéticas em aços. Os aços elétricos são fabricados numa série de composições químicas que os diferencia dos demais aços para que atendam às diferentes demandas de qualidade, custo e aplicação. Segundo Rezende (2003), seu teor de carbono final tende a ser abaixo de 0,003%. Nos dias atuais a propensão é a produção com carbono inferior a 0,003%. Enquanto o recozimento está relacionado à eliminação dos defeitos cristalinos e as tensões elásticas associadas.

3.4.1.1 Composição química

A composição química é muito relevante para os aços elétricos, uma vez que ela pode alterar a resistividade elétrica desses materiais. Elementos como o silício, alumínio e fósforo alteram, por exemplo, as perdas, o nível de saturação magnética e a permeabilidade magnética.

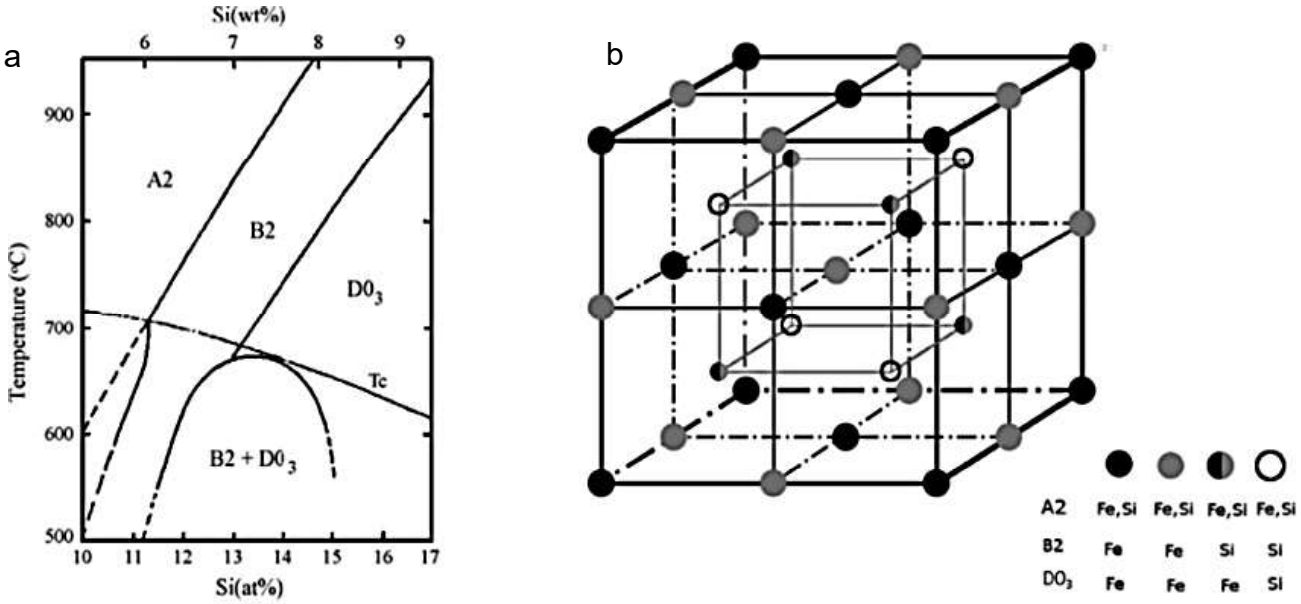
O carbono desempenha um papel muito importante sobre os aços elétricos, pois ele na forma de carbonetos pode proporcionar o “envelhecimento magnético”, principalmente nos produtos de maior espessura, e piorar as propriedades com o uso. Por isso a existência da preocupação em manter o teor final de carbono nesses materiais abaixo de 0,003% (KUBOTA, FUJIKURA e USHIGAMI, 2000; LANDGRAF *et al.*, 2002).

O incremento de silício ao aço diminui a saturação do aço elétrico em 0,05T/% Si, ou seja, uma diminuição de 0,05 T a cada porcentagem de silício adicionada. O silício é um elemento químico que possui spins emparelhados, momento angular total igual à zero, que substitui os átomos de ferro na rede já que possui raio atômico aproximado ao do ferro, ou seja, a adição de silício substitucional, não magnético, tem um efeito exclusivamente diluidor da magnetização do aço (LANDGRAF *et al*., 2002). Em outras palavras, a adição de silício aumenta rapidamente a resistividade elétrica do ferro (MIYAZAKI *et al.*, 1992). A anisotropia magnetocristalina também diminui com a adição de silício, resultando assim em maior permeabilidade relativa para alto teor de aço silício (LITTMANN, 1971).

Os materiais tornam-se mais frágeis com o aumento do teor de silício devido à formação de fases ordenadas, como pode se observar na Figura 8a (figura da

esquerda). Essas fases referem-se a uma organização estrutural regular e previsível dos átomos, íons ou moléculas dentro de um material. Essa disposição leva à formação de estruturas regulares e repetitivas na organização dos componentes do material, o que pode causar um efeito substancial em suas características físicas, químicas e mecânicas. Assim, dependendo dos requisitos, a porcentagem de Si pode ser variada para otimizar as propriedades magnéticas em aços elétricos de grãos não-orientados, mas por outro, propriedades mecânicas também serão afetadas.

Figura 8 – (a) Diagrama de fases Fe-Si de aço de alto silício. (b) Estrutura cristalina em rede do aço com elevado teor de silício



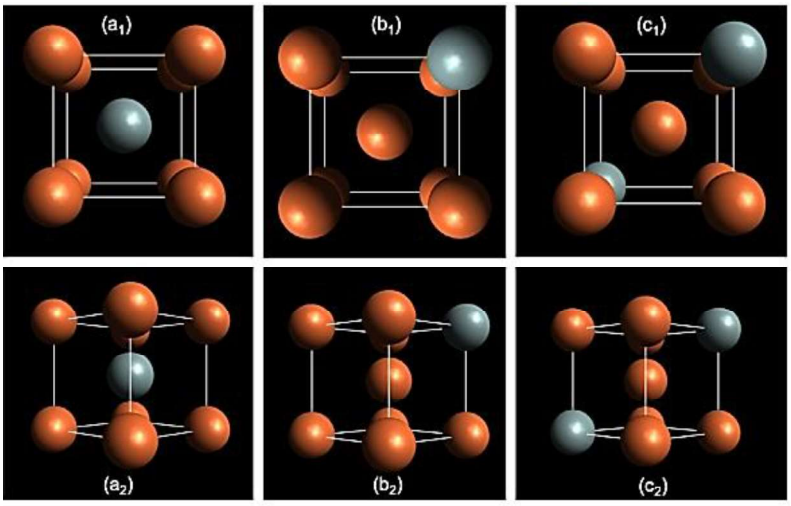
Fonte: Ouyang *et al.* (2019)

A Figura 8b (figura da direita) apresenta uma possível explicação das propriedades mecânicas de acordo com a disposição dos átomos de ferro e de silício na estrutura da célula unitária. Essa disposição resume-se em: para a fase A2 desordenada, Fe e Si podem ficar em qualquer um dos locais plotados; para B2, Fe prefere os sítios indicados por pontos pretos sólidos e pontos cinzas, enquanto Si prefere os sítios indicados por pontos gradientes e pontos abertos; para D03, Si prefere os sítios indicados por pontos abertos, enquanto Fe prefere todos os outros sítios (OUYANG *et al*., 2019). Os termos A2, B2 e D03 são símbolos de Strukturbericht que especificam a estrutura de um cristal, e representa monoatômico CCC α-Fe, compostos AB do tipo CsCl e compostos A_mB_n do tipo $AlFe_3$, respectivamente. A ordenação do Fe-Si pode ser melhor descrita usando a estrutura de super-rede

consistindo de quatro faces interpenetrantes cúbicas de face centradas com um parâmetro de rede duas vezes maior que uma única célula CCC, conforme ilustrado na Figura 8.

A forma como os átomos se ordenam nas células unitárias e por consequência, na rede cristalina, faz com que diferentes propriedades se manifestem e isso está diretamente relacionado à aplicabilidade do material. Na Figura 9 (a1, b1, c1) e (a2, b2, c2) mostra o Fe (bolas marrons) e Si (bolas cinzas) em configurações atômicas de solução sólida desordenada α-Fe célula unitária cúbica em (100) e (110), respectivamente. (a1, a2) mostra um pequeno átomo de Si ocupando o átomo de Fe substitucional na posição central (1/2, 1/2, 1/2). (b1, b2) mostra um pequeno átomo de Si ocupando o átomo de Fe substitucional em um canto (1, 1, 1) (c1, c2) mostra pequenos átomos de Si ocupando os átomos substitucionais de Fe nas posições atômicas cúbicas (1,1,1) e (0,0,0) (BIROSCA, 2020).

Figura 9 - Posicionamento do átomo de silício dentro da estrutura cristalina do ferro



Fonte: Birosca (2020).

O alumínio também é responsável por conferir uma melhor resistividade elétrica nos aços elétricos, a fim de limitar as correntes parasitas que se formam no material no processo de magnetização, no entanto, quando comparado ao aço Fe-Si, esse processo é menos oneroso, obtendo um produto com menor permeabilidade magnética e consequentemente maior perda (BERTOTTI, FIORILLO, 1994).

Para o nitrogênio o limite superior é de 0,0075% antes da nitretação. Teores maiores que esse provoca precipitação irregular durante a laminação a quente. A

quantidade adicionada à chapa no tratamento de nitretação está limitada de 0,001 a 0,03% em massa. Valores inferiores a 0,001%, a recristalização secundária torna-se instável e, quando excede 0,03%, defeitos no filme de vidro ocorrem com a frequência (OHATA *et al.,* 2002).

3.4.2 Microestrutura do material

As propriedades elétricas e mecânicas dos aços elétricos dependem da sua microestrutura. Esta se refere às características observadas no material através do microscópio óptico ou eletrônico. O desenvolvimento da microestrutura do material depende dos parâmetros de processo como ciclos de recozimento, reduções de espessura a quente e a frio, composição química do aço, tamanho de grão, inclusões e textura. De modo geral, para que se atinjam as propriedades necessárias para os consumidores, modificações na microestrutura são realizadas. Assim, são apresentados os efeitos das variáveis de processamento na evolução microestrutural dos aços elétricos.

3.4.2.1 Tamanho de grão

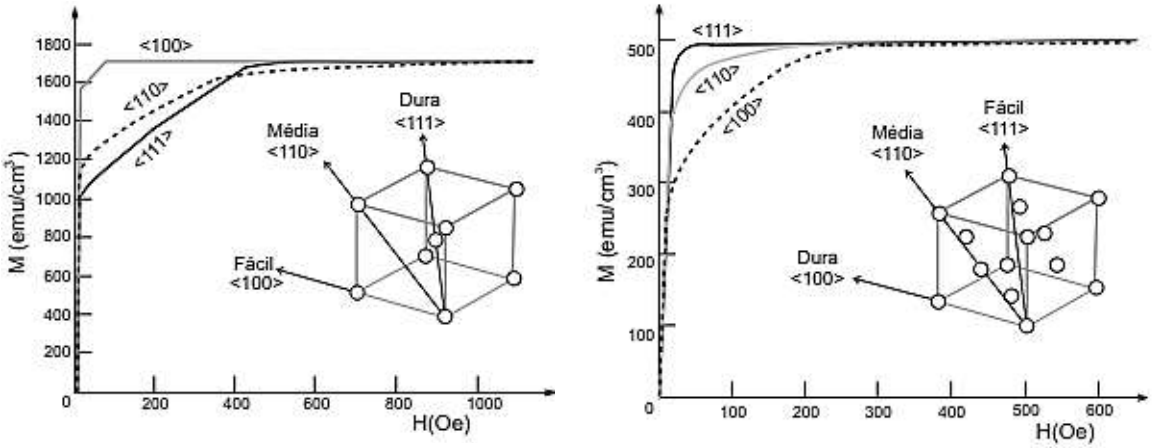
Quanto às perdas magnéticas, com o aumento do tamanho do grão, a perda por histerese diminui e a perda em excesso aumenta. Assim, um tamanho de grão ótimo, que é dependente da frequência, existe. Segundo Bertotti *et al.* (1985) mostram que para a frequência de ensaio de 50 Hz, tem-se $P_h > P_a$ e o aumento do tamanho de grão melhora o rendimento do material até um tamanho ótimo de 200 μm.

Com a variação da temperatura de recozimento, o tamanho do grão também pode ser alterado. Espessuras de chapas pequenas impedem o crescimento do grão. Para frequências baixas a médias, tamanhos de grão maiores até 400 Hz são favoráveis. Com frequência crescente, ou seja, maiores que 1000 Hz, grãos menores levam a resultados tão bons quanto grãos maiores, quanto às perdas. Isso significa que o tamanho de grão ideal depende da aplicação devido a razão entre a perda de excesso e a perda por histerese (LEUNING *et al.*, 2019).

3.4.2.2 Textura

Quanto ao efeito da textura nas propriedades magnéticas, deve-se levar em conta o fato físico de que as direções <100> possuem uma fácil magnetização de um monocristal de Fe (CHEN, 2013). Para cada cristal existe uma direção de fácil magnetização, ou direção fácil. Por exemplo, em ferro metálico, a direção fácil é [100] (e as direções equivalentes [010] e [001]). Aplicando um campo magnético ao longo dessas direções, atinge-se a magnetização máxima (ou magnetização de saturação) com valores mais baixos de campo aplicado (GUIMARÃES, 2009). Já para as direções <110> e <111> observa-se uma maior dificuldade de atingir a saturação, se comparada a anterior, necessitando, portanto, de uma maior intensidade do campo externo para alcança-la, Figura 10.

Figura 10 - Relação entre a magnetização e o campo magnético em Oersted, aplicado ao longo de várias direções cristalinas do ferro (Fe) e do níquel (Ni). As direções preferenciais de magnetização são [100] para o Fe e [111] para o Ni



Fonte: Guimarães (2009).

Os aços silício de grão orientado, que são convencionalmente usados em transformadores, são processados para alcançar baixa perda de núcleo e alta permeabilidade (alta facilidade de polarização magnética do material) (HONMA *et al.*, 1985). Resultado de uma chamada textura Goss - uma orientação {110} <001>, conforme definido pelo sistema de indexação cristalográfica Miller, em que o {110} estão alinhados no plano de rolamento da chapa, e a direção <001> é paralelo direção de laminação, RD; os aços GO têm propriedades magnéticas ao longo da RD (o campo magnético é aplicado em uma só direção). Matsuo (1989) afirma que a direção

de magnetização fácil <001> é paralela à direção de laminação (RD), por isso o alto nível de indução ou a permeabilidade estarem relacionados a essa configuração.

Os primeiros grãos com orientação Goss aparecem na microestrutura do aço GO laminado a quente (DORNER *et al.*, 2006), porém essa não é a textura exclusiva dessa etapa do processamento. De acordo com Yan *et al.* (2011) e seus colaboradores, durante a laminação a quente, além da textura Goss, duas outras texturas de cisalhamento se desenvolvem: a textura latão ({110}) e a textura cobre ({112}), sendo essas as componentes de textura fortes nesta etapa.

Para analisar os desvios angulares do componente de Goss em aços elétricos de grão orientado geralmente é utilizada a técnica de EBSD (BERNIER *et al.*, 2013). Esses autores observaram que esse material depende fortemente da distribuição dos ângulos α e β, que estão relacionados à direção de laminação (RD) e que não há relação clara entre o tamanho do grão e a sua orientação; e que a orientação específica requerida, de magnetização mais fácil, se apresentou mais ou menos aleatoriamente distribuída ao longo do material (BERNIER *et al.*, 2013).

Para o aço de grão orientado, as perdas a 1.5 T e 60 Hz são da ordem de 1 W/kg na direção de laminação (BERNIER *et al.*, 2013).

Portanto, fica evidente a necessidade do estudo das orientações e textura cristalográfica para o controle de qualidade das propriedades dos aços para fins elétricos.

3.5 Fluxo de produção do aço elétrico de grão orientado

O aço elétrico de grão orientado precisa de uma rota de processo muito particular, uma vez que possui rígidos controles de composição química. Na patente americana n°. 1965559, Norman Goss propõe um método de fabricação de um aço laminado a frio com a utilização de duas etapas de laminação a frio com um recozimento intermediário e um final de alta temperatura (DI CUNTO, 2022; AMORIM, 2012).

Quanto aos tipos de inibidores utilizados na fabricação de aços silício de grão orientado, estes podem ser classificados como método do inibidor inerente e método do inibidor adquirido. O método do inibidor inerente adota o MnS como inibidor principal e o prepara através do reaquecimento de placas acima de 1300 °C. No

entanto, o método do inibidor adquirido, também chamado de método de reaquecimento de placas de baixa temperatura, em geral, utiliza injeção de gás nitrogênio para obter AlN como inibidor antes da recristalização secundária, a faixa de temperatura de reaquecimento da placa é de 1100 °C -1200 °C (TAKAHASHI *et al*., 1996).

Devido à produção convencional dos aços GO ser longa e utilizar a temperatura de reaquecimento de placa muito alta, os pesquisadores têm visado rotas de produção compactas e mais baratas. O estudo mais avançado com aplicação industrial na produção do aço GO é a utilização da temperatura mais baixa no reaquecimento das placas antes da laminação de desbaste (DA CRUZ, 2019). Para que se atinja essa temperatura, 1100 a 1200 °C, é utilizado o método inibidor adquirido. No método inibidor inerente, os elementos inibidores são adicionados ao aço fundido e precipitados durante o reaquecimento a altas temperaturas (DI CUNTO, 2022; DA CRUZ, 2019).

Na Tabela 1 são apontadas as principais diferenças entre os processos de produção do aço silício de grão orientado convencional em comparação a essas novas tecnologias. A empresa fornecedora do material utilizado usa a nova tecnologia que possui como inibidor o nitreto de alumínio (Tecnologia nº 1).

Tabela 1 - Comparação entre os processos de fabricação de aço silício GO

Convencional GO (AT - alta temperatura)	**Alta permeabilidade**		
	Tecnologia nº 1 GO (BT - baixa temperatura)	Tecnologia nº 2	Tecnologia nº 3
Fabricação do aço - Inibidor (MnS)	Fabricação do aço - Inibidor (AlN + MnS)	Fabricação do aço - Inibidor (MnSe +Sb + Mo)	Fabricação do aço - Inibidor (B + N + S ou Se)
Laminação a quente	Laminação a quente	Laminação a frio	Laminação a quente
- Reaquecimento de placa (1593K)	- Reaquecimento de placa (1633K)	- Reaquecimento de placa (1593K)	- Reaquecimento de placa (1523K)
Recozimento BQ (1073-1273K)	Recozimento BQ (1373K)	Recozimento da BQ (1173K)	Recozimento da BQ (1148 – 1298K)
Primeira laminação a frio (70%)	Laminação a frio (87%)	Primeira laminação a frio	Laminação a frio (80%)
Recozimento intermediário (1073 a 1273K)		Recozimento intermediário	

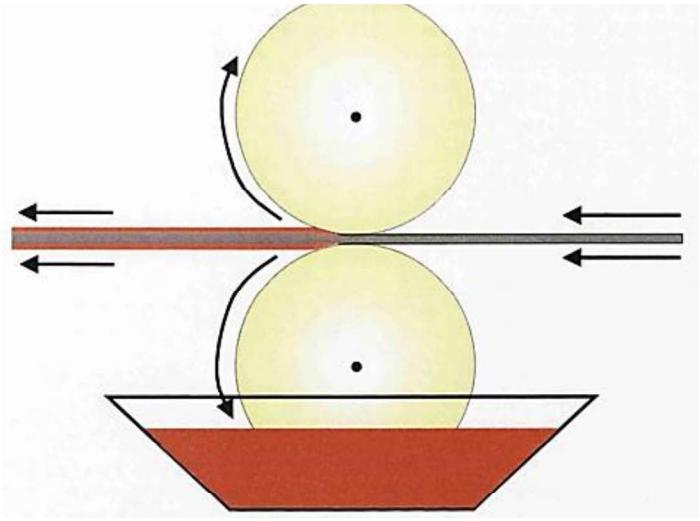
Segunda laminação a frio (55%)		Segunda laminação a frio (65%)	
Descarbonetação (1073K atm. Úmida H_2 + N_2)	Descarbonetação	Descarbonetação	Descarbonetação
Recozimento final (1473K atm. Seca H_2)	Recozimento final (1473K)	Recozimento final (1093-1173K, atm. Seca H_2)	Recozimento final (1473K)

Fonte: Matsuo (1989, adaptado).

A etapa final de produção consiste no processo de aplicação de revestimento e aplainamento térmico (SOUZA, 2013). A Figura 11 mostra como geralmente o revestimento é aplicado. Poultney em 2007, afirma que uma vez misturado, o revestimento a base de MgO, H_3PO_4 e água, passa para a superfície superior da tira e um espalhador é usado para garantir que o revestimento seja distribuído uniformemente. O excesso de revestimento é coletado em uma bandeja inferior abaixo do equipamento, onde é aplicado na parte inferior do aço após ser pego por um rolo inferior. É a pressão e a velocidade entre a tira e essas duas ranhuras dos rolos que são usadas para controlar cuidadosamente a espessura do revestimento (a perda de corrente parasita diminui com a redução da espessura da chapa), bem como a especificação da ranhura (ranhuras por polegada e por profundidade). Ou seja, nessa linha são realizadas medições contínuas de espessura e perda magnética para controle da qualidade do produto.

Os GO, aços silício, são revestidos com filmes superficiais de alta rigidez dielétrica que reduzem as perdas magnéticas por correntes de Foucault, parasitas, formadas nos núcleos das máquinas elétricas. Os revestimentos também melhoram a estampabilidade do aço.

Figura 11 - Diagrama esquemático da unidade de revestimento



Fonte: Poultney (2007).

O propósito desta pesquisa é investigar como o revestimento final influencia as perdas magnéticas nos aços com grãos orientados (GO). Atualmente, esses apresentam dois revestimentos, o C2 e o C5. O revestimento C2 é inorgânico, formado, em atmosfera de hidrogênio e nitrogênio, durante o recozimento em caixa a alta temperatura. O filme é resultado da reação da magnésia aplicada sobre a tira com o óxido superficial do aço, possuindo boa resistência ao alívio de tensões. O revestimento C5 é uma substância amorfa, com uma boa resistividade. Os aços de grão orientado são fornecidos com o revestimento C5 aplicado sobre o revestimento C2.

3.5.1 Filme de vidro – forsterita

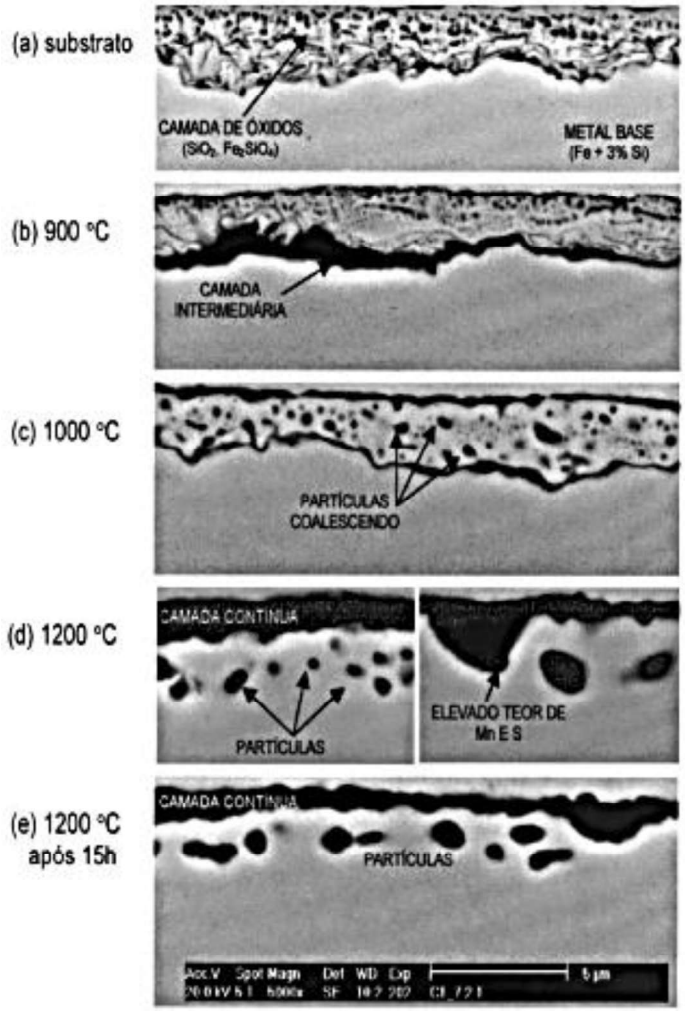
O filme de “vidro” é a primeira das camadas isolantes a aparecer no substrato de aço. Essa é de natureza cristalina, cerâmica, e não contém nenhuma fase vítrea, apesar da nomenclatura. Consiste em um composto conhecido como forsterita (Mg_2SiO_4). É formado quando o óxido de magnésio reage em altas temperaturas com a faialita (Fe_2SiO_4) e a sílica (SiO_2) contidas na camada de óxido, formada previamente no forno de descarbonetação, como se pode observar nas equações 27 e 28 e no diagrama esquemático das camadas, Figura 12. Em (e), durante o

tratamento a 1200 °C por 15 horas, a película mantém sua integridade e adere de maneira excelente ao aço.

$$MgO + SiO_2 \rightarrow Mg_2SiO_4 \quad (27)$$

$$2MgO + Fe_2SiO_4 + 2H_2 \rightarrow Mg_2SiO_4 + 2Fe + 2H_2O \quad (28)$$

Figura 12 - Estrutura do filme de forsterita formado durante a descarbonetação



Fonte: Cesconetto Silveira (2020).

A forsterita sobre a superfície do aço é dependente das características da magnésia. Para que exista um revestimento com excelentes propriedades, quanto a magnésia, esta deve possuir principalmente entre 80 e 180 s atividade em ácido cítrico, com pelo menos 90% do tamanho de partículas de magnésia menores que 44 μm e uma representação de viscosidade plana (SOPP *et al.*,1984; SILVEIRA, 2011).

Para Yakashiro *et al.* (1998) e Silveira (2011), a magnésia deve possuir área específica superficial de pelo menos 10 m²/g, atividade em ácido cítrico de 40 a 250 s e com pelo menos 50% de MgO com tamanho de partículas de até 10 μm.

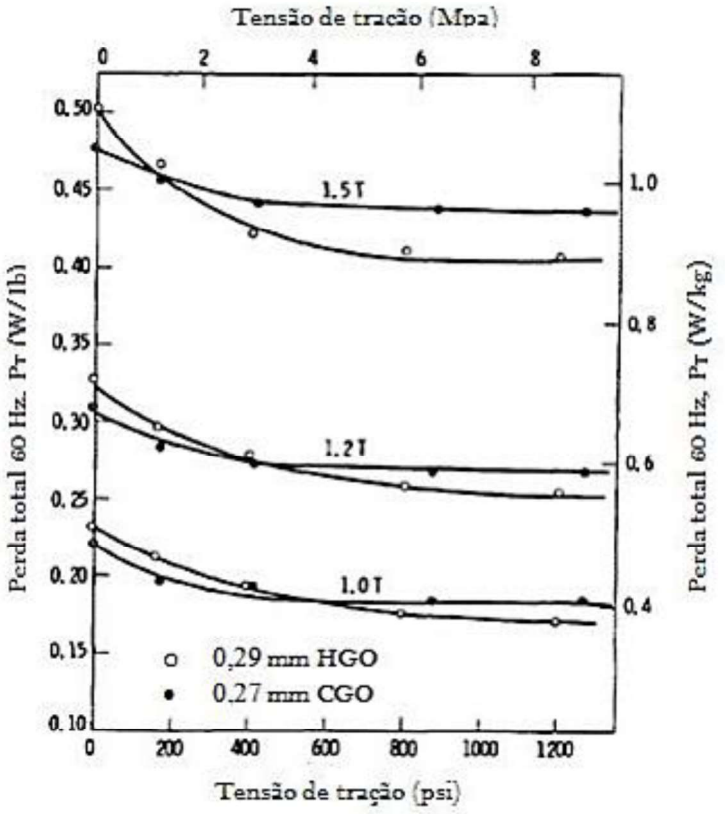
Verificou-se que o filme de vidro apresenta boas propriedades em termos de aparência, aderência à flexão, uniformidade e isolamento se os grãos de forsterita forem menores que 0,7 mícrons. O tamanho dos grãos de forsterita é proporcional à quantidade de água transportada para a bobina. Isso é afetado pela quantidade de H_2O e/ou CaO presente no revestimento de magnésia. Para garantir que os grãos de forsterita tenham o tamanho necessário, a quantidade de água deve ser inferior a 1,2 g/m^2 (ambos os lados) e o CaO foi encontrado como a única adição à magnésia que afeta o tamanho dos grãos da forsterita, não devendo ser mais que 0,08 g/m^2 (ambos os lados) (POULTNEY, 2007).

O filme de vidro é um elemento muito importante do produto final. É uma camada eletricamente isolante e indutora de tensão. É vantajoso ter uma camada eletricamente isolante na superfície do aço, uma vez que essa impede o fluxo de correntes entre laminações adjacentes. O coeficiente de expansão térmica do filme de vidro é diferente do próprio aço. Sobre este efeito, a tensão entre o filme de vidro e o substrato é gerada devido à diferença de coeficiente de expansão térmica da forsterita ($11x10^{-6}$ /K) e do aço elétrico ($15x10^{-6}$ /K) (MASUI *et al*., 1996).

Portanto, como eles esfriam, a camada torna-se indutora de tensão devido à tensão de tração no aço, acoplada com a tensão de compressão na forsterita. Isso reduz a quantidade de magnetostrição que ocorre, principal fonte de ruído do transformador. Isto é causado pela expansão e contração do aço durante o processo de magnetização (POULTNEY, 2007).

Foster e Littmann (1985) comprovaram que o revestimento cerâmico provoca a tensão sobre a superfície das amostras, ocasionando a redução das perdas totais, conforme a Figura 13, onde CGO é o aço elétrico de grão orientado convencional e HGO, High Permeability Grain Oriented Steel, é o aço elétrico de grão orientado de alta permeabilidade. Segundo os autores, a melhora das perdas totais é devida a redução do espaçamento entre os domínios magnéticos.

Figura 13 - Impacto do esforço de tração sobre a perda total (PT) em 1,0; 1,2; e 1,5 T, para amostras não revestidas de 0,27 mm CGO e 0,29 mm HGO (adaptado de FOSTER e LITTMANN, 1985)



Fonte: Foster e Littmann (1985, adaptado).

Essa magnetostrição, como citado anteriormente, faz com que a energia seja perdida do sistema e, portanto, o estresse induzido pela forsterita resulta em uma redução nos dados de perda de potência final do material e também atua para modificar a orientação do cristal para que fique em maior alinhamento com a textura Goss desejada, {110} <001>, durante a recristalização secundária do recozimento final (POULTNEY, 2007; MASUI *et al*., 1996). De acordo com Masui (1996), na recristalização secundária quando se tem o aumento da temperatura de recozimento, e quando esta é realizada sem a formação de um filme primário suficientemente denso, pode ocorrer deterioração das propriedades magnéticas.

Esse ainda afirma que apesar do filme de vidro proporcionar muitos benefícios, é importante que a forsterita não fique muito espessa, pois isso faria com que o fator de empilhamento do núcleo diminuísse, pois uma porcentagem menor do núcleo seria de aço. Isso teria um efeito desfavorável, ou seja, uma diminuição da eficiência do núcleo, apesar de proporcionar proteção contra corrosão e bom isolamento.

Apesar da importância do filme de vidro, a qualidade desta camada não é rotineiramente monitorada. Só é examinado para descobrir a causa dos defeitos que surgem no filme. Quando o filme de vidro é de boa qualidade, tem uma aparência opaca de cinza médio e é uniforme em toda a largura da faixa. Também se verifica uma boa adesão ao aço. No entanto, às vezes podem ocorrer defeitos nesta camada superficial, afetando a aparência e/ou o desempenho do aço (POULTNEY, 2007).

3.5.2 Revestimento final de isolamento

Um revestimento adicional é aplicado à tira no revestimento final e na linha de aplainamento térmico, sendo compreendido principalmente por sílica coloidal, fosfato e água; e aplicado diretamente sobre a camada de forsterita que foi previamente formada no recozimento da bobina em alta temperatura.

Os autores dessa etapa na produção do aço introduziram, disseminaram e estabeleceram como tecnologia o desenvolvimento de um filme isolante por meio da Patente Japonesa de Publicação (B2) Nº. 53-28375. Além disso, na Patente Japonesa de Publicação (A) No. 61-41778, foram comunicados os detalhes de um tratamento que envolve um fosfato primário e uma sílica coloidal de partículas finas, com tamanho menor ou igual a 8 nm, juntamente com um composto de cromo. A Publicação de Patente Japonesa (A) No. 3-39484 também descreve a combinação de sílica coloidal de tamanho até 20 nm e sílica coloidal variando de 80 a 2000 nm, com fosfatos primários como Al, Mg, Ca e Zn, bem como um composto de cromo. Esse método é utilizado para criar uma superfície uniformemente protuberante no filme isolante, melhorando assim as propriedades de enrolamento (deslizamento), a resistência ao aquecimento e a tensão do filme durante a fabricação do núcleo enrolado. Essas abordagens têm contribuído para alcançar melhorias na tensão e processabilidade do aço elétrico de grão orientado devido a esses efeitos combinados (LIU TING *et al.*, 2013).

Dado que a aplicação constante de forças externas sobre o aço é impraticável, estuda-se a possibilidade de revestir as chapas de aço elétrico em ambos os lados com uma camada de tensão de compressão. Uma vez que tal camada tenderia a se expandir, ela criaria tensão de tração na chapa de aço elétrica, Figura 14 (BEYER *et al.*, 2011). O revestimento aquoso é espalhado uniformemente sobre a superfície do

aço acima da temperatura de cura do revestimento, portanto, neste estágio, presume-se que não há tensão no aço. O coeficiente de expansão linear do revestimento solidificado é menor que o do aço, então se eles fossem livres para contrair independentemente da temperatura ambiente, o aço expandiria mais que o revestimento. No entanto, na realidade, o aço e o revestimento solidificado possuem as mesmas dimensões, resultando no aço ficando em um estado de tensão e o revestimento em compressão (MOSES, 2019).

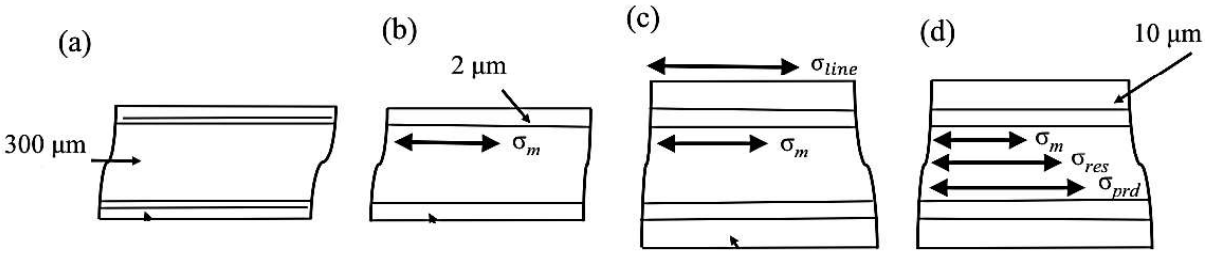
Figura 14 – Representação esquemática mostrando uma tensão de tração na chapa de aço elétrica HGO (reduzindo a perda de potência) pode ser aplicada por uma camada que apresenta tensão de compressão, bem como por forças externas



Fonte: BEYER *et al.* (2011, adaptado).

A Figura 15 mostra a forma complexa como o estresse benéfico é construído nas tiras de aço.

Figura 15 – Representação esquemática do processo de criação do revestimento e a tensão de tração resultante ao longo da direção de laminação do aço HGO



Fonte: Moses (2019, adaptado).

Em (a) suspensão de óxido de magnésio aplicada à camada de fayalita, (b) filme de vidro cristalino induz um baixo estresse de tração σ_m ao longo da direção de

laminação do aço, (c) aplicação do revestimento à base de fosfato durante o processo de aplainamento térmico, (d) estresse σ_{pRD} induzido no aço devido ao processo de contração diferencial.

Para calcular a tensão, a primeira premissa aqui é que o filme de vidro cria uma tensão isotrópica baixa, representada como σ_m, que permanece no aço durante todo o processo subsequente, e seu efeito estimado pode ser obtido somando simplesmente essa tensão isotrópica σ_m ao principal efeito do revestimento de fosfato. A tensão gerada pelo filme de vidro provavelmente será inferior a 3 MPa (MOSES, 2019).

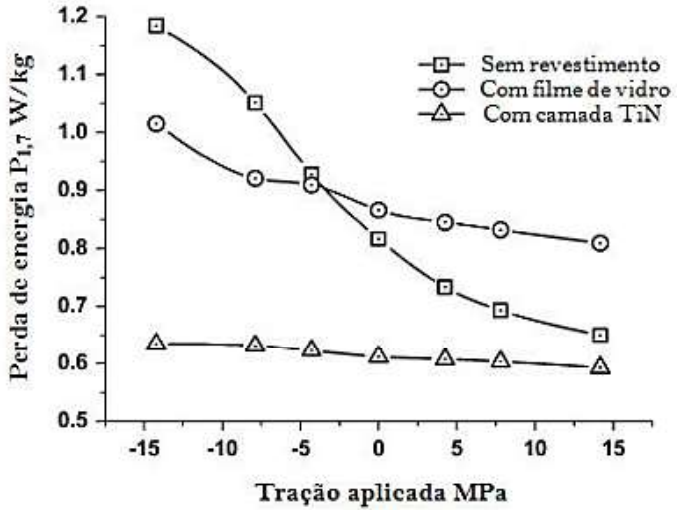
O aço estará sob alguma forma de tensão à medida que é transportado através do forno enquanto o revestimento de fosfato está se solidificando. A tensão total resultante, denominada σ_{sRD}, ao longo da direção de rolamento do aço, é calculada da seguinte maneira, equação 29.

$$\sigma_{sRD} = \sigma_m + \sigma_{res} + \sigma_{pRD}\ (Pa) \tag{29}$$

Onde σ_{sRD} é o componente de estresse ao longo da direção de laminação devido ao mecanismo de contração diferencial, e σ_{res} é uma tensão residual, que está relacionada à porção da tensão da linha retida no aço pelo revestimento de fosfato.

Beyer e colaboradores (2011) aplicou o revestimento, além da forsterita, de TiN (nitreto de titânio) sobre a superfície de um aço elétrico de grãos orientado de alta permeabilidade. A maior redução da perda do núcleo alcançada foi de 28% (de P 1,7 = 0,86 W/kg para chapas de aço elétricas revestidas comercialmente da HGO com filme de vidro para 0,62 W/kg para material revestido com TiN), sendo que a redução da perda total foi devida a diminuição da parcela da perda em excesso (Figura 16). Outros revestimentos também foram testados, como o nitreto de cromo e alumínio (Cr-Al-N) e fosfato de níquel-cobalto (Co-Ni-P), onde foi constatado que a aplicação do revestimento na superfície do aço, promoveu tensão de tração e melhorias nas perdas totais, pelo estreitamento dos domínios magnéticos (GOEL *et al.*, 2016).

Figura 16 - Perda de energia P1,7 (T), em W/Kg, de chapa de aço elétrico HGO em função da tensão mecânica aplicada, em MPa, durante a medição (adaptado de BEYER *et al*., 2011)



Fonte: BEYER *et al*. (2011, adaptado).

O anidrido crômico é usado como aditivo na melhora da resistência à umidade do revestimento e na molhabilidade da solução de revestimento. Com todas essas melhorias, o revestimento isolante pode aumentar a resistência intercamada e o desempenho de isolamento do aço GO. Além disso, a resistência à corrosão do aço também pode ser melhorada. No mais, foi relatado que a adição de SiO_2, Al_2O_3 e TiO_2 em forma de pó fino ao revestimento de fosfato pode ajudar a prevenir a adesão durante o recozimento de alívio de tensão (ZHANG, 2020). Além da composição do revestimento, outros fatores são considerados para uma mesma composição, como massa do revestimento, permeabilidade do material e espessura (EVANS *et al.*, 1979).

Quanto ao cromo, tenta-se modificar essas composições da mistura a fim de remover todos os vestígios de cromo. Isso devido à alta toxicidade e carcinogenicidade do cromo hexavalente em anidrido crômico, que é prejudicial não só ao homem, mas também ao meio ambiente, e também a adequação as leis que foram emitidas pelo mundo que proíbem o uso de revestimentos contendo cromo (KUBOTA, 2001).

Os trabalhos que tratam dos revestimentos isolantes de fosfato “amigos do ambiente” para aço silício GO são limitados e a maioria deles aparecem patenteados (AKERBLOM, 1978; HAMACHI, 1973; SHIGESATO, 2004; EVANS *et al.*6 1979; WANG, 2008). Liu *et al.* (2013) mostra um tipo de revestimento livre de Cr,

ecologicamente correto. Este afirma que o revestimento isolante livre de Cr produz maiores tensões de tração no metal, levando assim a melhores propriedades magnéticas, especialmente nas perdas magnéticas. O anidrido de cromo pode ser substituído por substâncias coloidais de óxido ou compostos de boro (WANG, 2018), como alumina, zircônia e borato de cálcio, para fazer o revestimento livre de cromo. Poultney (2007) propõe sete tipos de mistura de revestimento, com proporções variadas de fosfato de alumínio, sílica coloidal, óxido de magnésio, ácido fosfórico e água. Thomas (2017) testa a adição de mulita, $Al_6Si_2O_{13}$, ao fosfato de alumínio para testes de magnetostrição.

Liu *et al.* (2021) testa o óxido de grafeno reduzido (rGO) e afirma que é esse revestimento livre de cromo melhora a resistência à corrosão do revestimento. Haselkorn *et al.* (1985) e Wang (2018) relataram que o revestimento isolante livre de cromo pode ser formado por silicato de alumínio, dióxido de silício, alumina e sal de dihidrogenofosfato de metal como solução de revestimento. No entanto, a adição de partículas sólidas insolúveis mencionadas acima pode levar à aglomeração e precipitação na solução de revestimento, deteriorando assim a estabilidade da solução de revestimento.

Wang em 2018, afirma que o aço silício de grão orientado com revestimento isolante preparado contendo 1,0% em peso de tungstato de amônio e 1,5% em peso de anidrido crômico exibe boas propriedades, como fator de laminação, perdas magnéticas e indução magnética. O fator de laminação, a resistência de interlaminação, a intensidade de indução magnética e a perda do núcleo são 97,1%, 18,021 $\Omega.mm^2$, 1,872 T e 1,113 $W.kg^{-1}$ respectivamente. Além disso, a resistência à corrosão do aço silício é melhorada e a resistência à umidade do revestimento pode ser mantida, mesmo usando tungstato de amônio como substituto gradual do anidrido crômico na solução de revestimento.

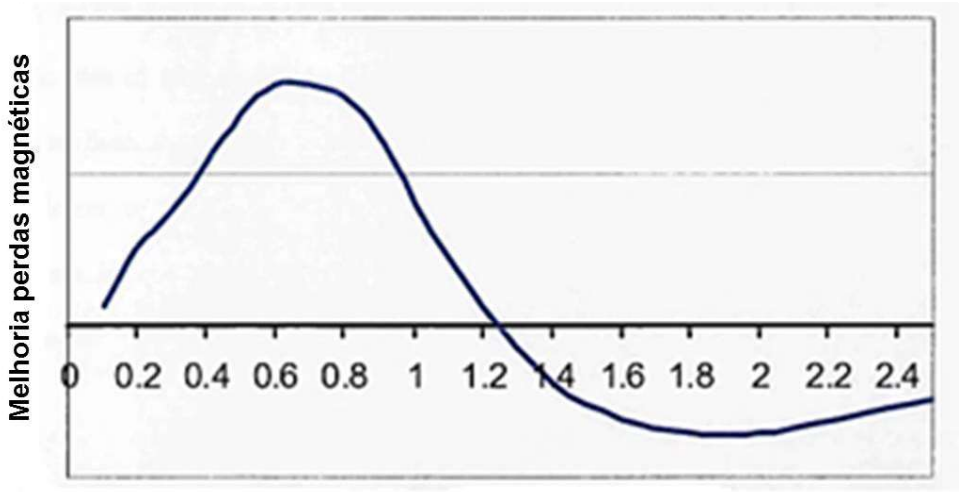
Zhang *et al.* (2020), estudaram as propriedades magnéticas melhoradas do aço silício de grão orientado pela formação in situ de fosfato de zircônio de potássio no revestimento isolante (KZP). Esses concluíram afirmando que as propriedades magnéticas do aço silício de grão orientado foram melhoradas pela formação in situ de KZP no revestimento isolante. O aço silício orientado ao grão exibiu a menor perda magnética de 1,049 W/kg com m(KZP)/m(S_0) de 3/100 e a maior B_{800} de 1,938 T com m (KZP)/m(S_0) de 1/ 100. As propriedades magnéticas melhoradas podem ser

atribuídas à tensão de tração aumentada causada pelo coeficiente de expansão térmica reduzido, que é derivado da formação in situ de KZP no revestimento isolante. No entanto, à medida que m(KZP)/m(S_0) aumentou para 5/100, um aumento acentuado na viscosidade da solução de revestimento contribuiu para uma microestrutura inferior, incluindo muitos poros e trincas, o que acabou por deteriorar a adesão e as propriedades magnéticas.

Por razões econômicas, um revestimento que fornece tensão deve ser o mais fino possível. No entanto, para produzir um nível de tensão suficiente no aço elétrico, a tensão do revestimento deve ser a mais alta possível e o revestimento deve ser duro o suficiente para evitar o alívio da tensão por meio da deformação plástica.

Misturas que não contém a proporção ideal resultará na produção de material que não atinge todo o seu potencial em termos de dados de perda magnética. A razão entre sílica e fosfato na mistura de revestimento afetam consideravelmente os valores de perda do núcleo associados ao material, como pode-se observar na Figura 17 (TANAKA *et al.,* 1991).

Figura 17 – Alteração na melhoria da perda do núcleo conforme a proporção sílica/ fosfato é alterada



Fonte: Tanaka (1991, adaptado).

O sistema de revestimento convencional de forsterita e fosfato de alumínio, material de estudo desse trabalho, tem uma espessura na faixa de 4 - 8 micrômetros, o que significa que o fator de empilhamento (quantidade de material magnético no núcleo) é de 96%, já que os revestimentos são não magnéticos, o que reduz a

permeabilidade e a saturação. A melhoria nas perdas de energia devido ao estresse benéfico nos revestimentos varia de 4 - 6% (CHUKWUCHEKWA, 2011).

Portanto, os revestimentos apresentados atuam como forma para melhorar as propriedades magnéticas do aço de duas maneiras. Em primeiro lugar, o revestimento fornece uma camada isolante entre as lâminas quando são montados para sua aplicação final. Isso reduz as correntes parasitas que podem fluir dentro do núcleo. Em segundo lugar, o revestimento atua para aplicar uma tensão à superfície do aço que reduz as perdas de magnetostricção que ocorrem durante a magnetização. Essas perdas ocorrem devido a rotação das paredes do domínio magnético, e são a maior causa de ruído no transformador. Quando o transformador é montado, tensões de compressão são aplicadas às chapas de aço que aumentam os efeitos da magnetostricção. No entanto, uma tensão dos revestimentos, como os aplicados no aço GO, minimiza esse efeito, reduzindo as perdas (POULTNEY, 2007).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A seguir, será apresentado os materiais estudados com suas respectivas caracterizações, as técnicas de caracterização foram descritas a fim de avaliar seus aspectos relevantes.

4.1 Caracterização do material

Para o estudo, foi utilizado o aço elétrico de grão orientado, HGO, da empresa Aperam South America. A primeira camada do revestimento isolante, forsterita, a aparecer no substrato desse aço foi formada previamente no forno box e a segunda camada, a bases de fosfatos, aplicada na linha de aplainamento térmico. Foram utilizadas vinte e oito tiras de chapa Epstein (dimensão 305 mm x 30 mm) com espessuras em torno de 0,26 mm. As lâminas foram cortadas por cisalhamento na direção da laminação e recozidas para alívio de tensão a 850 °C por 5 h em um ambiente controlado. A faixa de composição química das amostras é descrita na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química

Si	C	Mn	Al	S	Cu	N
3 - 3,3%	< 30 ppm	0,12-0,22%	0,027-0,035%	0,003-0,009%	0,2-0,3%	< 10 ppm

Fonte: autor.

A resistividade elétrica e a densidade das amostras foram 4,78 x 10^{-7} μΩcm e 7650 kg/m^3, respectivamente. O valor de resistividade elétrica foi informado pela empresa fabricante do material.

Esse estudo tem por objetivo contrastar duas etapas centrais. A primeira envolve a análise das características magnéticas do aço, a estrutura do revestimento e a tensão média do filme antes da remoção do revestimento secundário. A segunda etapa concentra-se na retirada do revestimento secundário, na determinação das perdas magnéticas e na avaliação da morfologia sem essa camada. Consequentemente, os testes subsequentes foram empregados como métodos para obter os dados necessários para essas análises.

4.2 Técnicas de caracterização

Nos tópicos posteriores, serão detalhadas as técnicas de caracterização utilizadas neste estudo, além de ser apresentada a metodologia adotada para a realização dos experimentos.

4.2.1 Ensaio magnético

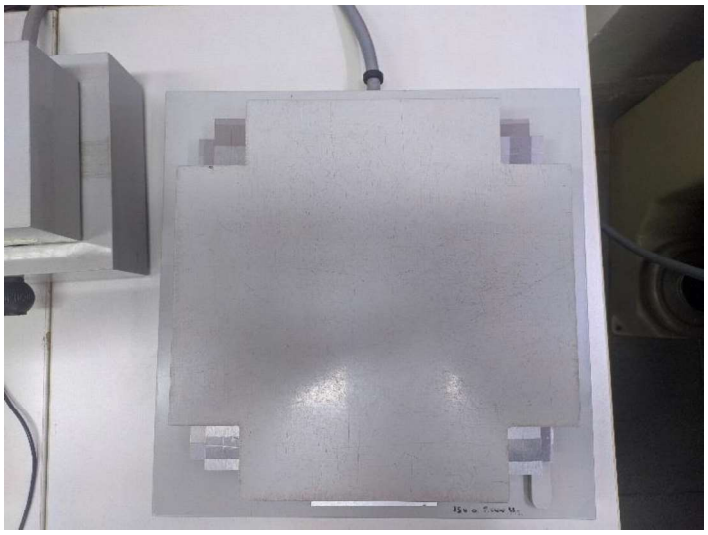
A fim de quantificar as perdas magnéticas, empregou-se o quadro de Epstein, equipamento Brockhaus, Figura 18 e Figura 19 . Este aparelho é composto por dois conjuntos de enrolamentos, cada um contendo quatro bobinas conectadas em série. O enrolamento primário é responsável por energizar o material, enquanto o enrolamento secundário realiza a medição da densidade de fluxo magnético induzido. As lâminas foram inseridas no interior do enrolamento, estabelecendo um circuito magnético fechado. As amostras foram cortadas no sentido longitudinal com relação a direção de laminação. Os procedimentos foram estabelecidos na Norma ABNT NBR 5161 de 1977**.** Um total de 28 amostras (com revestimento e sem revestimento) foram submetidas a testes, sendo avaliadas em frequências de 3, 5, 8, 10, 20, 50, 60, 100 e 200 Hz, além de diferentes intensidades de campo magnético, a saber: 1 T, 1,5 T e 1,7 T.

Figura 18 - Equipamento para ensaio magnético da Brockhaus



Fonte: autor.

Figura 19 - Quadro de Epstein, equipamento da Brockhaus



Fonte: autor.

4.2.2 Espessura do revestimento

Foi empregado um medidor portátil de espessura FMP10 para avaliar a espessura do revestimento, como exemplificado na Figura 20 . Esse dispositivo possui diversas funcionalidades, incluindo a capacidade de identificar automaticamente o material da base sobre a qual o revestimento foi aplicado, além de exibir os resultados de medição de forma gráfica. Esse dispositivo foi utilizado por medir a espessura de revestimentos não ferrosos, como cromo, cobre e zinco, assim como para avaliar camadas de tinta, verniz, esmalte ou revestimentos plásticos em superfícies de ferro ou aço, características presentes nas amostras estudadas. O método de medição consistiu em avaliar pontos específicos e realizar medições contínuas em toda a superfície usando esse método de indução magnética.

Figura 20 - Medidor de espessura portátil FMP10



Fonte: Fischer Worldwide (2024).

4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura

Com o objetivo de avaliar a morfologia da camada secundária antes da remoção, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura/MEV, marca Philips, XL30, que permite a obtenção de uma imagem de contraste topográfico e ampliada da amostra a partir da interação de um feixe de elétrons com o material, sendo capaz então, de avaliar a morfologia do material, identificando espessura do revestimento, trincas, poros, bolhas, entre outros.

4.2.4 Espectroscopia de energia dispersiva

A Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), empregando-se como detector pontual, foi combinada com a microscopia eletrônica de varredura devido à disponibilidade deste equipamento, Microscópio Eletrônico de Varredura/MEV, marca Philips, XL30. Com isso, foi possível identificar os elementos químicos presentes em pontos específicos da amostra, bem como determinar suas proporções.

4.2.5 Tensão média do revestimento e decapagem

Para determinar a tensão média induzida pelo revestimento secundário, primeiramente, um perfil de curvatura foi medido no equipamento de medição de tensão. Em seguida, uma fita Scotch 3M foi aplicada em um dos lados das amostras para prevenir a remoção do revestimento no outro lado da amostra, que foram então submetidas a um processo de decapagem em solução de NaOH 30% a uma temperatura de 60 - 70 °C por 15 minutos. Após esse período, as amostras foram retiradas passando por um processo de remoção mecânica com algodão, lavadas com água e álcool, e posteriormente secas. Após esse procedimento, o perfil de curvatura foi medido novamente e as amostras foram pesadas para calcular a quantidade de material de revestimento secundário retirado. Nos demais amostras, a remoção do revestimento secundário ocorreu em ambas as faces das amostras.

4.2.6 Decapagem química das amostras

Os contornos dos grãos foram revelados ao empregar uma solução de 20% de ácido clorídrico (m/v), HCl, a uma temperatura entre 70 e 80 °C. O ajuste do tempo foi feito visualmente, seguido pela lavagem das amostras com água corrente e esponja com detergente doméstico e subsequente processo de secagem.

4.2.7 Valores dos tamanhos de grão HGO medido pelo ImageJ

Para realizar a medição do tamanho de grão, o software ImageJ foi empregado. Inicialmente, realizaram-se as devidas calibrações do programa utilizando a barra de escala correspondente a cada imagem. Em seguida, por meio da ferramenta "polygon selections" disponível no software, os contornos de cada grão na amostra foram meticulosamente delineados. Para garantir a máxima precisão, apenas os grãos com todos os contornos visíveis na imagem foram medidos, excluindo-se aqueles que apresentavam apenas uma parte visível na captura de imagem.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os tópicos seguintes descrevem os resultados obtidos quanto às propriedades do revestimento, medidas da espessura do filme, medidas da tensão média do filme, propriedades magnéticas, curva de histerese, permeabilidade relativa, perda total e separação de perdas segundo metodologia de Bertotti.

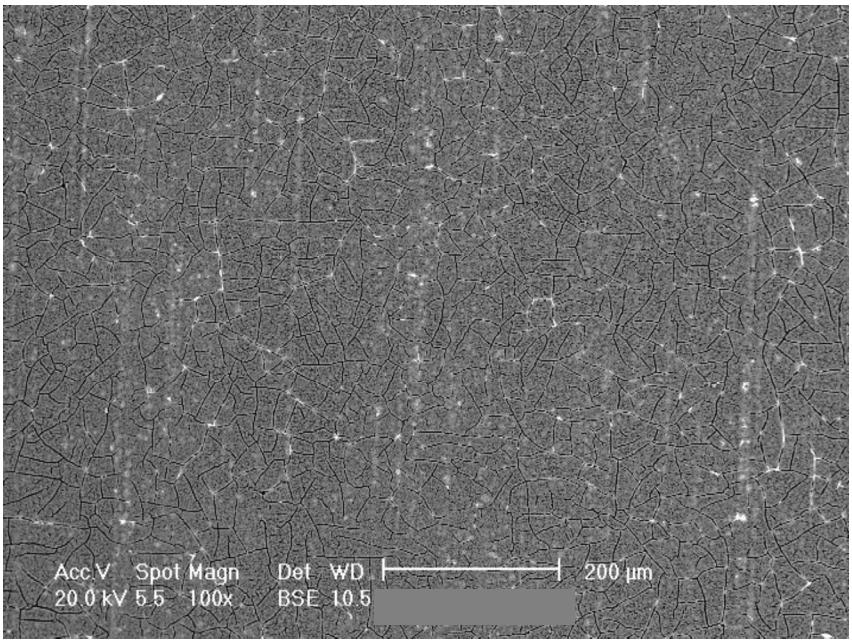
5.1 Caracterização da amostra

No tópico a seguir é mostrado os resultados do Microscópio Eletrônico de Varredura e Espectroscopia de raios X com dispersão de energia para caracterização da amostra.

5.1.1 Microscópio eletrônico de varredura e espectroscopia de raios X com dispersão de energia

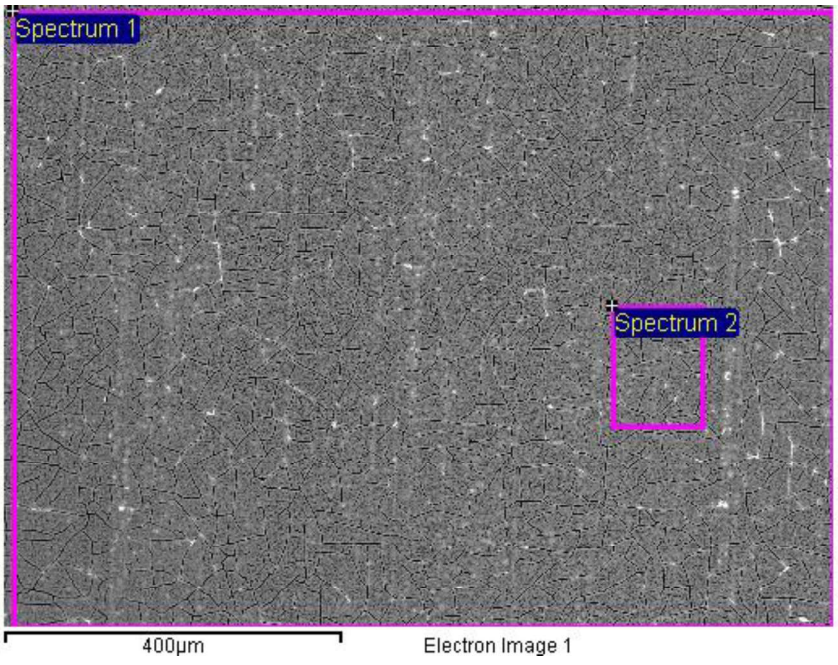
Na Figura 21 a Figura 25 é mostrado a análise de topo e transversal do revestimento secundário, juntamente com o filme de vidro. Na análise de topo, a composição química é referente aos dois revestimentos (carlite e filme de vidro). Na análise da seção transversal tem-se o EDS pontual na região do carlite, isto é, na região mais superficial a fim de diminuir o efeito do filme de vidro que tem principalmente Mg e Si mais altos que o carlite. O ferro em todas as análises (topo e transversal) é proveniente do metal base.

Figura 21 - Imagem de MEV da superfície do aço revestido com o revestimento secundário e o filme de vidro



Fonte: autor.

Figura 22 - Spectrum da superfície do aço revestido com o revestimento secundário e o filme de vidro



Fonte: autor.

Na Tabela 3 é mostrado o EDS da análise de topo do filme formado, revestimento secundário e forsterita.

Tabela 3 – EDS - Análise de topo do filme formado (revestimento secundário e forsterita)

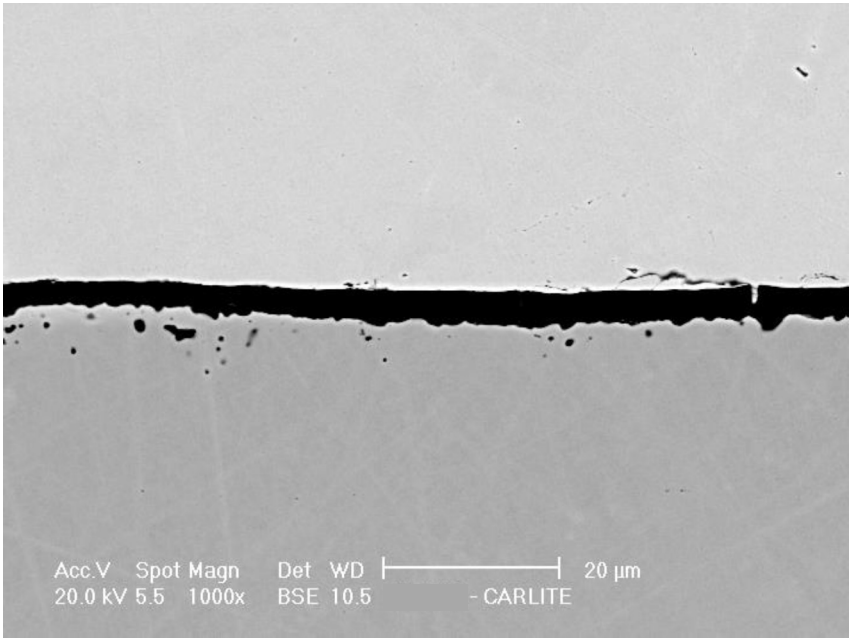
Composição %	O	Na	Mg	Al	Si	P	Cr	Mn	Fe	Total
Composição % 1	46,58	0,47	5,03	2,28	23,62	13,06	4,57		4,4	100
Composição % 2	45,18	0,46	5,09	2,35	24,13	13,04	4,86	0,51	4,38	100

Fonte: autor.

Nesta amostra de topo as composições se deram muito semelhantes em regiões da ordem de 400 μm. O filme cerâmico apresentou uma composição de aproximadamente 46% O; 0,47% Na; 5% Mg; 2% Al; 23 Si%; 13% P; 4,57% Cr; 0,51% Mn e 4% Fe.

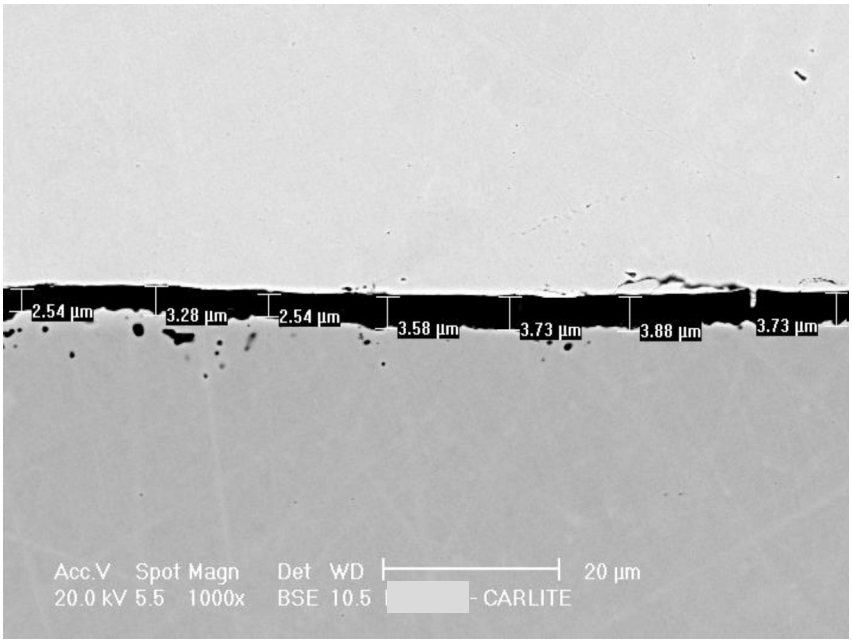
Pela composição de topo, observa-se que a superfície é homogênea, o que demonstra a efetividade da aplicação do revestimento. Há significativa quantidade de trincas, dispersores de tensão, e os “riscos” brancos são resultados da pressão imposta ao revestimento pelos rolos.

Figura 23 - Imagem da seção transversal da lâmina exibindo o aço (mais abaixo) e os revestimento primário (forsterita) e secundário



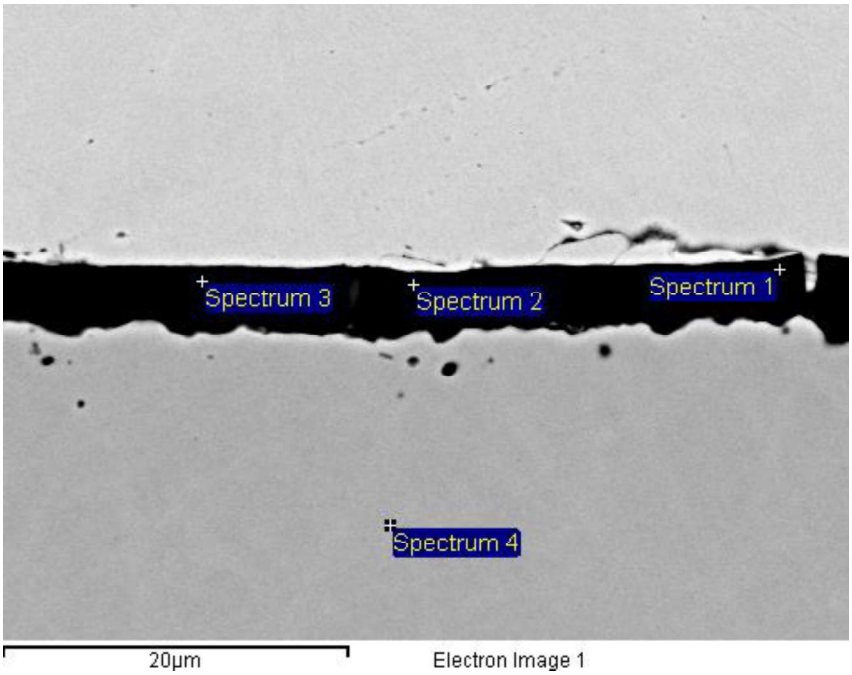
Fonte: autor.

Figura 24 - Imagem da seção transversal da lâmina exibindo o aço (mais abaixo) e os revestimento primário (forsterita) e secundário mostrando a variação da espessura do revestimento



Fonte: autor.

Figura 25 -Spectrum do revestimento na seção transversal do carlite e filme de vidro



Fonte: autor.

Na Tabela 4 é mostrado o EDS da análise transversal do filme formado, revestimento secundário e forsterita.

Tabela 4 - EDS – Análise da seção transversal do filme formado (revestimento secundário e forsterita)

Composição %	O	Mg	Al	Si	P	Cr	Fe	Total
Composição % 1	48,93	4,15	2,07	21	12,81	7,51	3,53	100
Composição % 2	50,16	3,58	2,49	20,66	12,75	6,61	3,75	100
Composição % 3	50,03	4,56	2,29	19,62	13,34	7,05	3,12	100
Composição % 4				3,28			96,72	100

Fonte: autor.

Nesta amostra de seção transversal as composições se deram muito semelhantes em regiões da ordem de 20 μm. O filme cerâmico apresentou uma composição de aproximadamente 50% O; 4% Mg; 2% Al; 21% Si; 12% P; 7% Cr e 3% Fe.

A amostra apresentou uma morfologia típica do revestimento com partículas na subcamada e uma natureza irregular. As imagens dos revestimentos, primário e secundário, apresentam uma espessura de aproximadamente de 4 μm.

Apesar da não total independência entre os revestimentos como observado pelas imagens de topo do MEV, para o modelamento da tensão causada pelos revestimentos ao substrato do aço, supõe-se que as camadas são uniformes e independentes entre si, que o filme de vidro produz uma baixa tensão isotrópica, menos de 3 MPa, e aço está sob uma tensão à medida que é transportado através do forno enquanto o revestimento de fosfato está se solidificando (MOSSES, 2019; IMAMURA *et al.*, 1988).

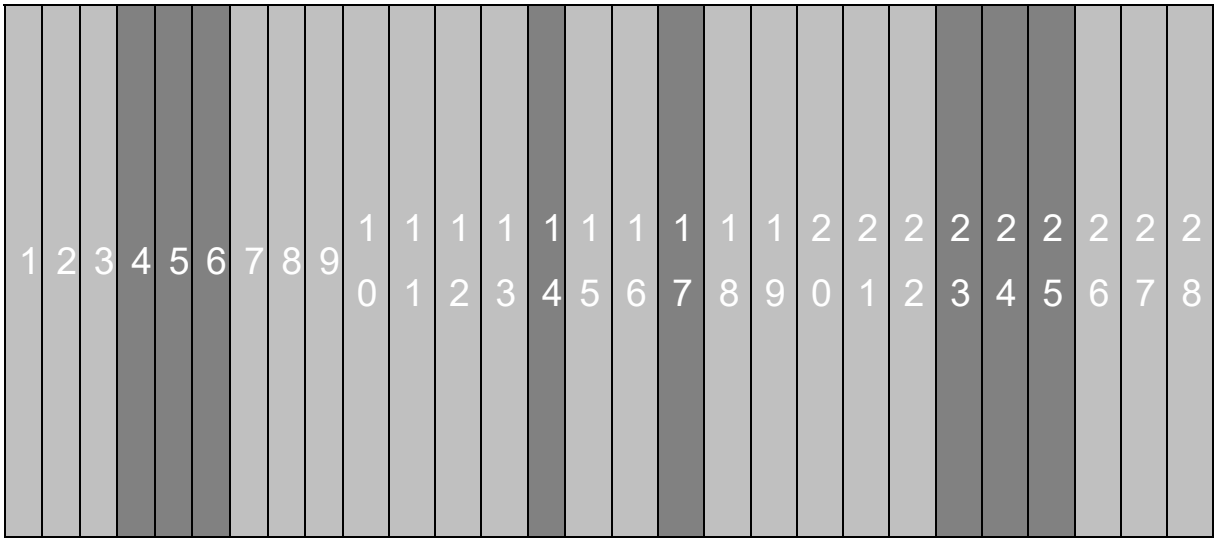
5.2 Propriedades do revestimento

Os tópicos a seguir revelam as propriedades do revestimento quanto à espessura do filme e as medidas da tensão média do filme.

5.2.1 Medidas da espessura do filme

Com o propósito de analisar a espessura do revestimento, primário mais secundário, o teste de medição da espessura do revestimento foi realizado em 8 amostras e em 15 pontos diferentes, englobando tanto a parte superior quanto a inferior das amostras. O valor médio obtido da espessura do revestimento foi de 4,46 µm com desvio padrão igual a 0,42. Essas amostras foram selecionadas com o objetivo de realizar comparações entre as medições feitas no começo, no meio e no final da chapa de aço. Amostras 1, 2 e 3 correspondem ao início da tira, enquanto as amostras 4 e 5 estão no meio da tira, e as amostras 6, 7 e 8 representam o final da tira, como demonstrado na Figura 26.

Figura 26 - Distribuição esquemática das lâminas individuais estudadas ao longo da largura da chapa



Tiras utilizadas para os ensaios de caracterização da amostra, do revestimento e do magnético onde a 4, 5, 6, 14, 17, 23, 24 e 25 foram renomeadas como 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 e 8 respectivamente.

Fonte: autor.

A Tabela 5 mostra a média e o desvio padrão, DP, resultante das medidas.

Tabela 5 - Média e desvio padrão do revestimento

Espessura do revestimento (µm)		
Amostras	Média Inferior ± DP.	Média Superior ± DP
1	5,1 ± 0,8	4,9 ± 0,9
2	5,3 ± 1,4	4,6 ± 1,0
3	4,3 ± 0,4	4,4 ± 2,1
4	4,3 ± 0,5	4,1 ± 0,8
5	4,2 ± 0,5	4,1 ± 0,9
6	4,5 ± 1,3	4,3 ± 1,4
7	4,2 ± 1,0	3,8 ± 0,6
8	4,2 ± 0.3	4,0 ± 1

Fonte: autor.

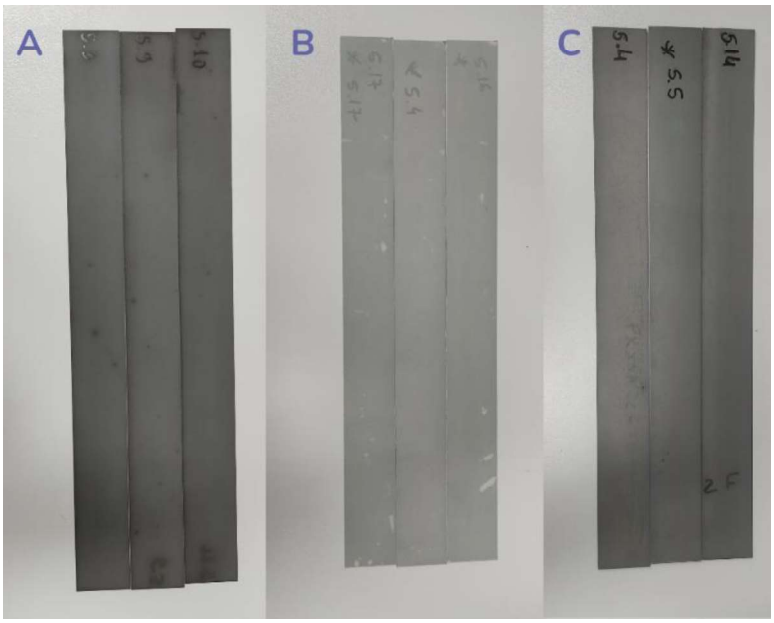
5.2.2 Medidas da tensão média do filme

A presença de tensão média em um filme depositado sobre um substrato semelhante a uma placa resulta na deformação do composto filme-substrato até que um estado de equilíbrio mecânico seja atingido. No contexto de um substrato em forma de placa, onde a espessura do substrato (h_s) permanece constante e é substancialmente menor em comparação com suas dimensões laterais, é possível calcular a tensão média no filme (σ^f) a partir da curvatura da deformação elástica do substrato. Quando a espessura do filme (h_f) é significativamente menor que a do substrato como a amostra estudada, uma fórmula simples, equação 30, é aplicável e foi empregada para determinar a tensão média no filme (SCHWARZER, 2006). Nessa fórmula, E_s representa o módulo de Young do substrato, enquanto R denota o raio de curvatura e V_s a razão de Poisson do substrato.

$$\sigma^f \approx -E_s \cdot \frac{h_s^2}{6.(1-V_s).h_f} \cdot \frac{1}{R} \tag{30}$$

A imagem abaixo, Figura 27, mostra as lâminas antes do processo de retirada do revestimento por ataque químico (a), enquanto estão cobertas pela fita Scotch 3M (para manter o revestimento intacto em um dos lados da amostra) (b), e também após a retirada do revestimento (c).

Figura 27 - Imagens da lâmina com fita 3M



Fonte: autor.

A Tabela 6 é um compilado dos resultados obtidos deste procedimento. Quanto ao valor de R (band inicial ou final), esse afeta diretamente como a tensão é distribuída no revestimento e no substrato, de acordo com a fórmula. Por exemplo, se a superfície curvada teve um raio de curvatura pequeno, isso indicou que a curvatura foi acentuada, o que levou a maiores tensões no revestimento devido à deformação. Se o raio de curvatura foi grande, a curvatura foi mais suave e as tensões foram menores.

Tabela 6 – Compilado dos resultados obtidos após caracterização do material e do revestimento para cálculo da tensão média

Coeficiente de Poisson	0,3
Módulo de Young (GPa)	124
Densidade (kg/dm^3)	7,65

ANTES DO ATAQUE QUÍMICO – NaOH

Amostra	Espessura (mm)	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Peso (g)	Band inicial (mm)
AM-1	0,27	305	30,00	18,478	2
AM-2	0,27	305	30,01	18,506	2,5
AM-3	0,27	305	30,00	18,533	-4,0
AM-4	0,27	305	30,01	18,611	0
AM-5	0,27	305	30,00	18,604	1
AM-6	0,27	305	30,00	18,585	1
AM-7	0,27	305	30,01	18,574	-0,5
AM-8	0,27	305	30,01	18,560	-2,50

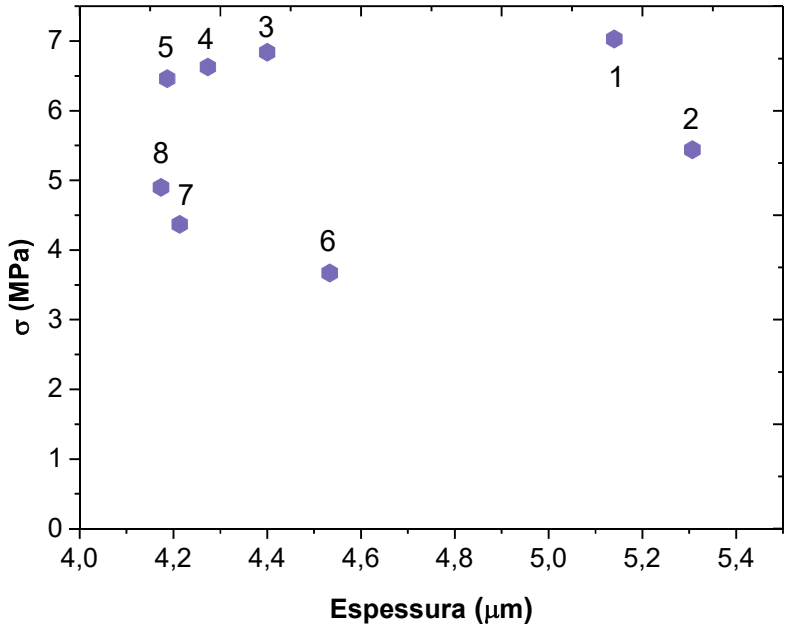
APÓS O ATAQUE QUÍMICO – NaOH

Amostra	Peso (g)	Espessura (mm)	Band final (mm)	Tensão média do filme (MPa)
AM-1	18,429	0,26	22	7,03
AM-2	18,448	0,26	18	5,44
AM-3	18,475	0,26	15,5	6,84
AM-4	18,566	0,27	19	6,63
AM-5	18,563	0,27	19,5	6,46
AM-6	18,542	0,26	11,5	3,67
AM-7	18,535	0,26	12	4,37
AM-8	18,518	0,26	11,5	4,9

Fonte: autor.

Analisando a Figura 28 não há uma tendência clara da dependência da tensão com a espessura. O mecanismo de interação da espessura do revestimento com a tensão média imposta pelo revestimento parece ser complicado, uma vez que no processo de recozimento a alta temperatura a qualidade do revestimento impacta diretamente no aumento ou redução das perdas (KARENINA, 2011), não só pela espessura, mas também pela adesão, uniformidade, número de trincas, resistência à abrasão, dureza e aderência. No entanto, via de regra, observa-se um aumento da tensão média do revestimento à medida que se tem um aumento da espessura do revestimento.

Figura 28 - Figura de espessuras do revestimento secundário e tensões médias



Fonte: autor.

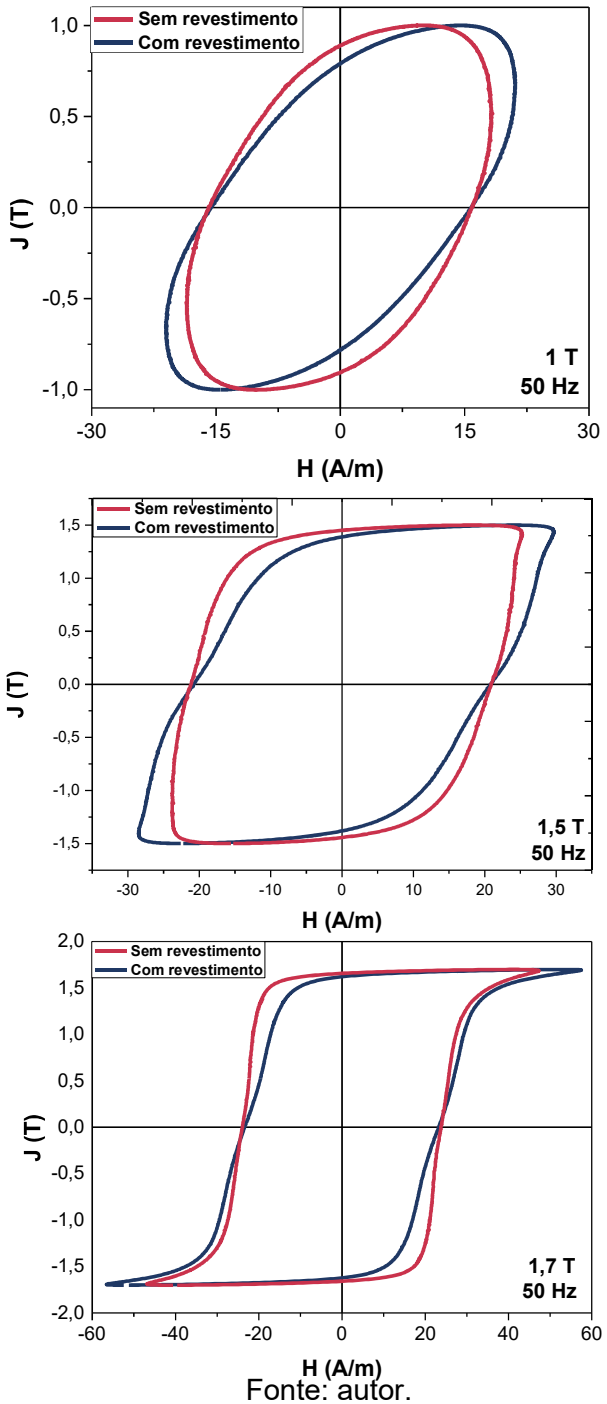
5.3 Propriedades magnéticas

As propiedades magnéticas serão discutidas com base na curva de histerese e na permeabilidade relativa nos tópicos a seguir.

5.3.1 Curva de histerese

Focando na compreensão da dependência das perdas dinâmicas em função da frequência, curvas de histerese foram obtidas. A Figura 29 apresenta essas curvas nas condições a 50 Hz de 1; 1,5 e 1,7 T, para lâminas com e sem revestimento. Nessas figuras algo chama a atenção: no primeiro e terceiro quadrante, a curva mais externa é a do material com revestimento, enquanto que no segundo e quarto quadrantes a curva mais externa é do material sem revestimento. Isso parece indicar que há um efeito de interface, tipo exchange bias (BRINKMAN, *et al*., 2007) em que a interação magnética na interface entre um material ferromagnético e outro AFM, antiferromagnético, provoca um deslocamento da curva de histerese, lembrando muito bem o que está sendo observado na Figura 29. Obviamente, isso merece e será investigado em trabalhos futuros.

Figura 29 - Curvas de histerese para amostras com e sem revestimento, a 50 Hz e 1 T (acima), 1,5 T (ao meio) e a 1,7 T (abaixo)



Fonte: autor.

Como sabido, a partir do momento que um material magnético é exposto a um campo magnético, tem-se um aumento da região de momentos magnéticos orientados na mesma direção do campo. Se este campo magnético é de pequeno valor o processo torna-se reversível. Caso contrário, ou seja, quando o campo não é fraco, o processo é considerado irreversível. Nessa situação, o sistema não volta a

configuração inicial mesmo quando há retirada do campo – fenômeno conhecido como histerese. E nesse ciclo de histerese, pode-se considerar a região interna como um retângulo, onde a base teria um tamanho duas vezes o campo coercitivo (2Hc) e a altura duas vezes a polarização remanescente (2Jr) (DE MATOS *et al*., 2023).

Como Hc e Jr dependem da frequência e polarização máxima, pode-se obter informações sobre quais os mecanismos desempenham um papel mais fundamental nas perdas; os campos de desmagnetização associados com a forma do material (GUIMARÃES, 2009) ou parâmetros intrínsecos, como anisotropia magnetocristalina (DE MATOS *et al*., 2023).

5.3.2 Permeabilidade relativa

A partir dessas curvas de histerese mostradas na Figura 29 foi possível determinar a permeabilidade na frequência e polarização máxima dos aços nas duas condições (com e sem revestimento), usando a equação 31. A permeabilidade relativa (μr) é um dos parâmetros mais relevantes no estudo das propriedades magnéticas. Dada pela relação entre a máxima polarização magnética e a intensidade de campo magnético, esta age, então, como um fator de amplificação devido à orientação do ímas atômicos do ferro e ao campo magnético externo aplicado (FARIA, 2005).

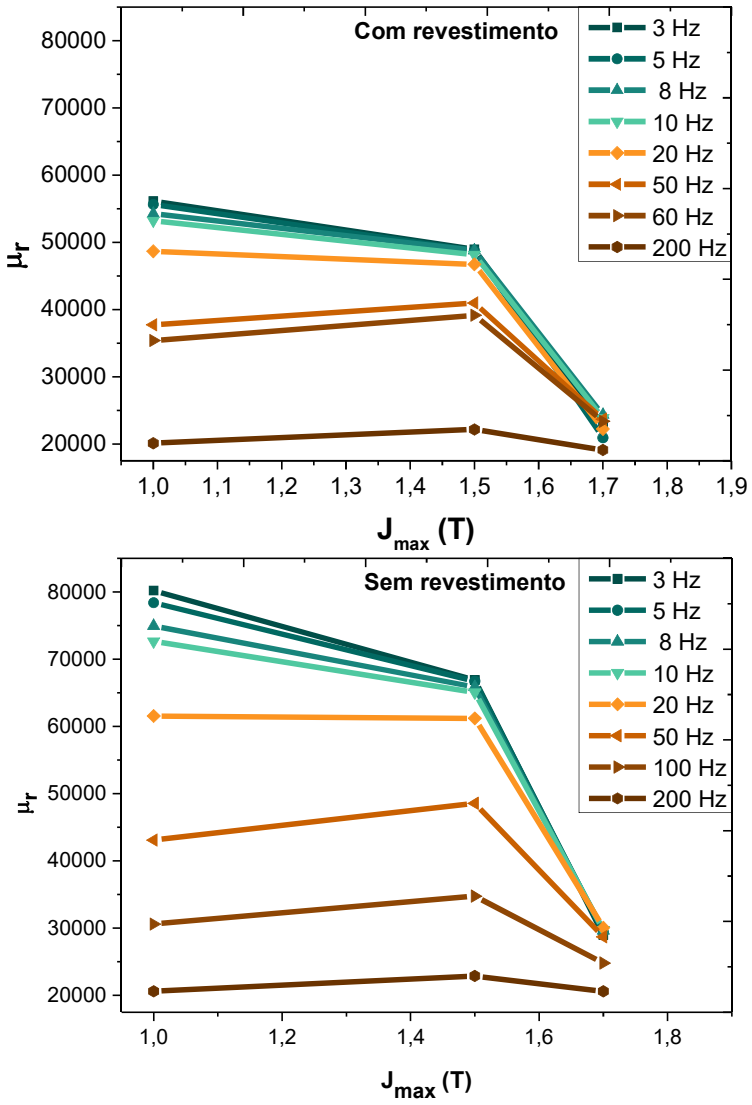
$$\mu_r = \frac{\mu_m}{\mu_0} \tag{31}$$

onde μ_m corresponde à permeabilidade do material e foi calculado pela equação 32:

$$\mu_m = \frac{\Delta J}{\Delta H} = \frac{J_{max} - 0}{H_{max} - 0} \tag{32}$$

Nota-se que existe um máximo na curva μr versus B, e este máximo é diferente para cada frequência, então a Figura 30 mostra a dependência deste máximo em cada frequência.

Figura 30 - Permeabilidades relativas nas frequências de 3 - 200 Hz e polarizações de 1 - 1,7 T



Fonte: autor.

Foi observado que as amostras sem revestimento apresentaram maiores valores de μr para o intervalo 3 - 200 Hz nas polarizações analisadas. A diferença percentual entre os valores de μr com e sem revestimento foi cerca de 21% a 1,7 T e 50 Hz. O revestimento também reduziu a permeabilidade relativa em 9% na condição de 100 Hz e 1,5 T, quando comparado com os dados da amostra revestida. Ou seja, a presença do revestimento reduziu a permeabilidade nos cenários analisados. Possivelmente tal resultado é oriundo de uma carga não magnética. Quando há revestimento, ou seja, há uma massa não magnética colada a um material magnético, como esse, impedindo os giros dos momentos magnéticos, isso gera uma inércia no aço naquela região, resultando na diminuição da permeabilidade.

Esses resultados são bastante relevantes porque mostram em qual indução máxima a curva entra no estágio de saturação, onde dB/dH se aproxima de zero. Portanto, para campos maiores que esse limite, há nenhuma variação de B, o que implica indução de corrente zero no enrolamento secundário de um transformador, por exemplo, resultando em perda de energia (DE MATOS *et al*., 2023).

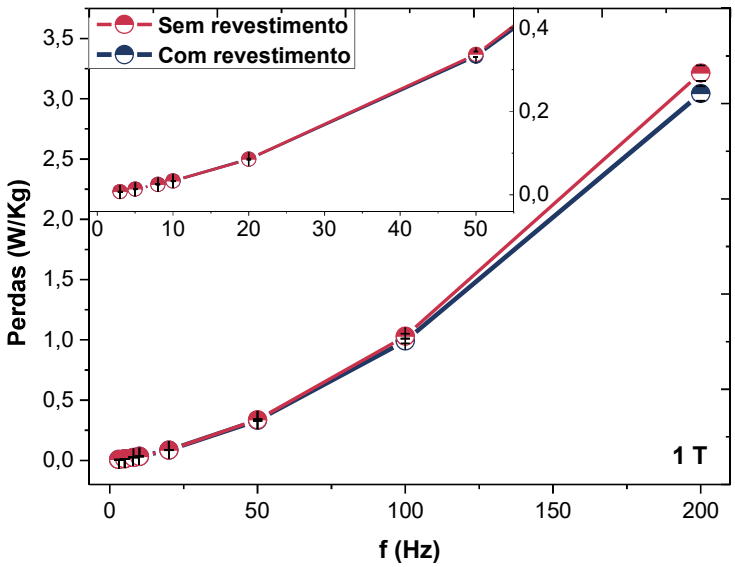
5.4 Perda total e separação de perdas

A seguir é apresentado a perda total magnética e uma abordagem detalhada da separação dessa em componentes como histeréticas (Ph), correntes parasitas (Pc) e perdas anômala (Pa).

5.4.1 Perda total

O comportamento das perdas totais das amostras com e sem revestimento foram analisadas em função da frequência. A Figura 31 apresenta essa análise no intervalo de 3 - 200 Hz na polarização máxima de 1 T. Nessa análise, observa-se que para esse intervalo de condições, as perdas totais da amostra com revestimento foram menores. Na condição de 200 Hz, no qual a diferença percentual foi maior entre amostras recobertas e não recobertas, foi observada uma diferença percentual de 5,3% entre as perdas totais nas 28 lâminas estudadas.

Figura 31 - Perdas totais do aço com e sem revestimento a 1 T, de 3 - 200 Hz. Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%

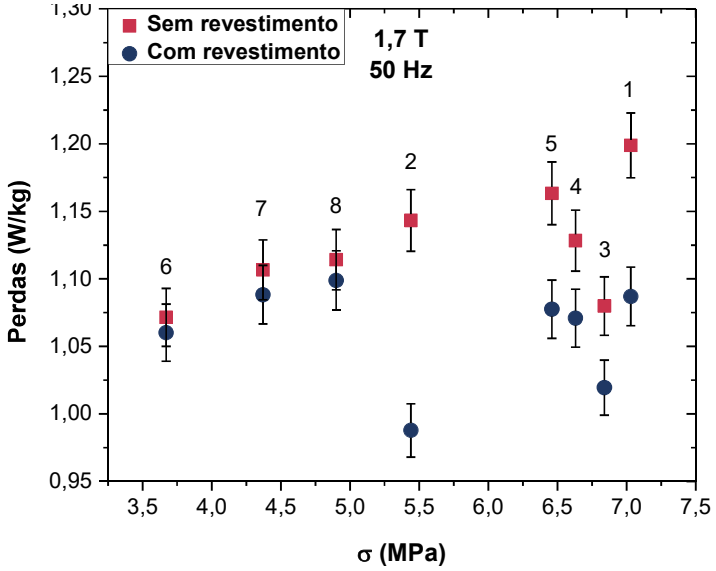


Fonte: autor.

Dado que o revestimento tem um efeito positivo nas perdas magnéticas, foi observado que a remoção desse revestimento resultou em um aumento proporcional das perdas, uma vez que a influência benéfica de tensão média do revestimento é eliminada.

A fim de estabelecer uma relação entre as perdas totais com relação a tensão, a Figura 32 exibe o comportamento das 8 amostras com e sem revestimento a 1,7 T e 50 Hz. Foram incluídas barras de erro de 2% nos valores experimentais.

Figura 32 - Perdas totais do aço com e sem revestimento em relação a tensão média a 1,7 T e 50 Hz. Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%. Os números em cima dos pontos experimentais representam a amostra correspondente

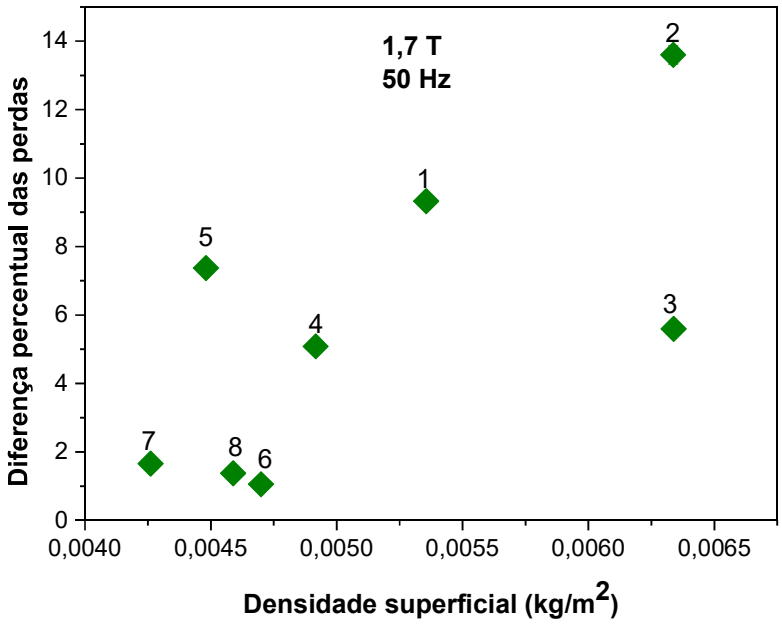


Fonte: autor.

Na análise de perdas totais em relação a tensão, fica evidenciado que nas tensões mais baixas, de 3,67; 4,37 e 4,9 MPa apresentaram perdas totais semelhantes entre as amostras com e sem revestimento. As amostras com e sem revestimento na tensão de 5,44 MPa apresentam a maior diferença quando comparada as duas condições, alcançando uma diferença percentual de aproximadamente 14%. As amostras de tensão mais alta, 6,46 MPa e acima, apresentaram diferenças maiores de 2% entre as perdas totais com e sem revestimento.

A Figura 33 exibe o comportamento das perdas relacionadas a massa e área do revestimento. Maiores perdas são observadas a 1,7 T/50 Hz, à medida que se tem um aumento da massa perdida por unidade de área do revestimento aplicado sobre o aço. Na condição de 1,7 T/50 Hz, tensões de tração de cerca de $6{,}35 \times 10^{-3}$ kg/m^2 diminuem as perdas magnéticas em cerca de 14%. Apesar disso, não há uma tendência clara da densidade superficial com a diferença percentual das perdas.

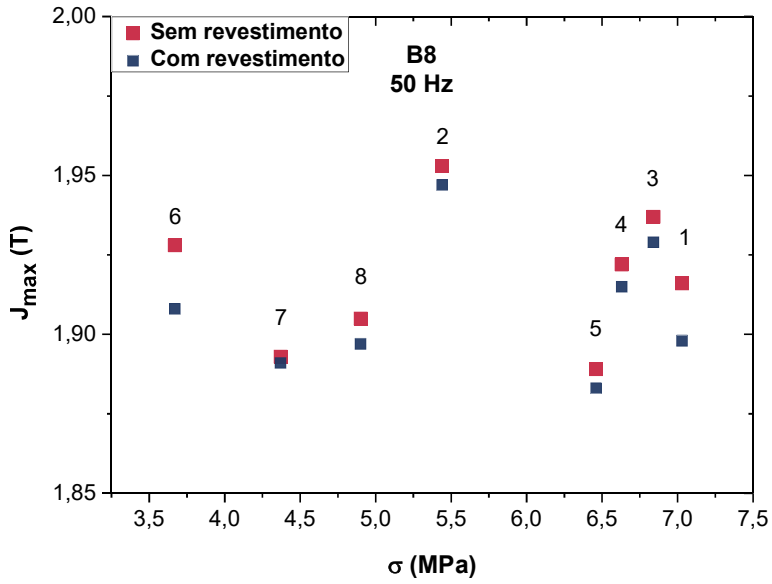
Figura 33 - Figura de diferença percentual de perdas pela densidade superficial do revestimento na condição de 1.7 T e 50 Hz. Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%.



Fonte: autor.

Quando analisado, Figura 34, o comportamento de B8 (indução/polarização correspondente a intensidade de campo de 800 A/m) em relação a tensão, as amostras apresentaram valores diferentes de Jmax entre as lâminas com e sem tratamento. A menor diferença se deu para as amostras na tensão de 4,37 MPa (0,11%) e a maior a 3,67 e 7,03 MPa (1,04% e 0,94%, respectivamente), menor e maior tensão aplicada.

Figura 34 - B8 em relação a tensão média dos aços com e sem revestimento a 50 Hz



Fonte: autor.

A não uniformidade do B8 está relacionada há como o material se comporta a diferentes tensões com a presença do revestimento (KARENINA, 2011).

5.4.2 Separação de perdas segundo metodologia de Bertotti

A avaliação das características magnéticas foi conduzida usando a abordagem de análise de perdas separadas (BERTOTTI,1988; NUNES *et al.*, 2021), a qual concebe a perda total como a soma das componentes individuais que a constituem, equação 33.

$$P_t = P_h + P_c + P_a \tag{33}$$

Dado que a perda histerética é calculada em uma faixa de frequência extremamente baixa (quase-estática, a 0,005 Hz) ou estimada por meio da suposição de uma variação linear das perdas totais com a frequência, a obtenção da perda histerética envolveu a extrapolação das perdas totais avaliadas a 3, 5, 8 e 10 Hz, já que a extrapolação usando frequências abaixo de 15 Hz se aproxima mais do valor quase-estático, Tabela 7 e Tabela 8.

Tabela 7 - Valores extrapolados de Ch para amostras com revestimento

Indução (T)	Extrapolação (x=0) valor de Ch
1	0,00202
1,5	0,00435
1,7	0,00664

Fonte: autor.

Tabela 8 - Valores extrapolados de Ch para amostras sem revestimento

Indução (T)	Extrapolação (x=0) valor de Ch
1	0,00202
1,5	0,00434
1,7	0,0071

Fonte: autor

Para a perda clássica, no regime de baixas frequências, foi expressa como, equação 34:

$$Pc = \frac{\pi^2 . d^2 . B^2 . \theta}{6 . \rho} . f^2 \tag{34}$$

Onde d representa a espessura do material (2,6x10^{-4} m), B a indução (em T), θ a condutividade elétrica (1/resistividade elétrica) (4,78x10^{-7} Ω.m), e ρ a densidade do material (7650 kg/m³) e f a frequência. Devido à espessura fina do material usado, não há efeito de pele ao aço (ZIRKA *et al.*, 2010; DE MATOS *et al.*, 2023).

Para a perda em excesso, essa é dada como, equação 35:

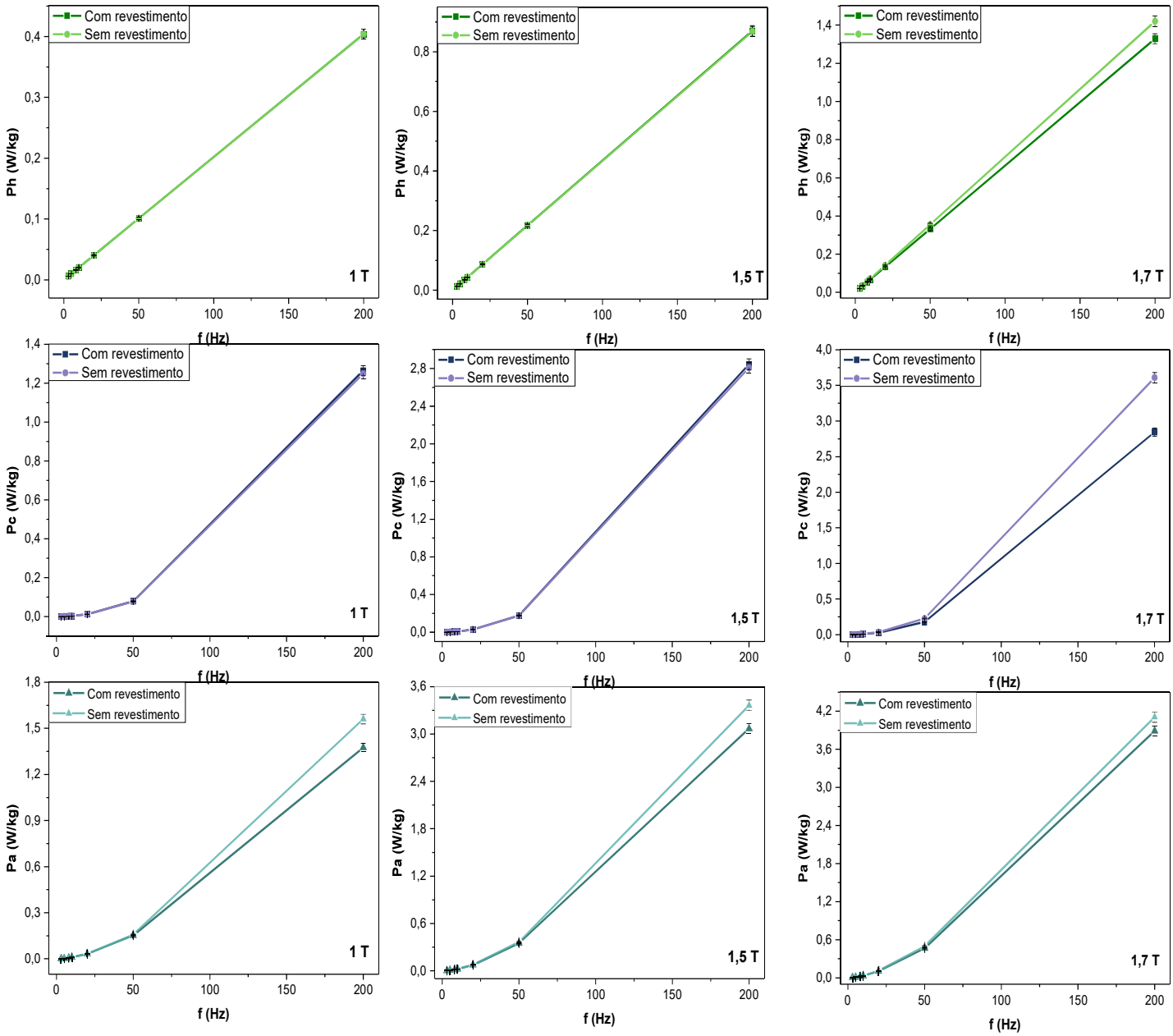
$$P_a = P_t - P_h - P_c \tag{35}$$

Como observado na Figura 35, quanto maior a indução máxima da excitação, maior a dissipação de energia na histerese quase estática, seja para as chapas de aço com revestimento seja para as sem revestimento.

Revestir o aço ajuda a reduzir a energia gasta em cada ciclo de magnetização. Como visto anteriormente, o efeito dos componentes do revestimento isolante elétrico nas propriedades magnéticas do aço baseia-se na geração de tensões de tração no metal. Isso ocorre devido à diferença nos coeficientes de expansão térmica entre o metal e o revestimento (KARENINA, *et al.*, 2011). Essas tensões de tração resultantes

do revestimento têm um efeito semelhante ao das tensões elásticas de tração aplicadas externamente. Esse efeito provoca uma redução na largura do domínio magnético, diminuição do volume de estruturas de fechamento adicionais e aumento do volume de domínios com paredes de domínio de 180° (CHUKWUCHEKWA, 2011). Essas mudanças, por sua vez, levam a uma diminuição nas perdas magnéticas totais, Figura 35.

Figura 35 - Comparativo de perdas Ph, Pc e Pa com e sem revestimento a 1 T; 1,5 T e 1,7 T nas frequências de 3, 5, 8, 10, 20, 50, 60, 100 e 200 Hz. Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%



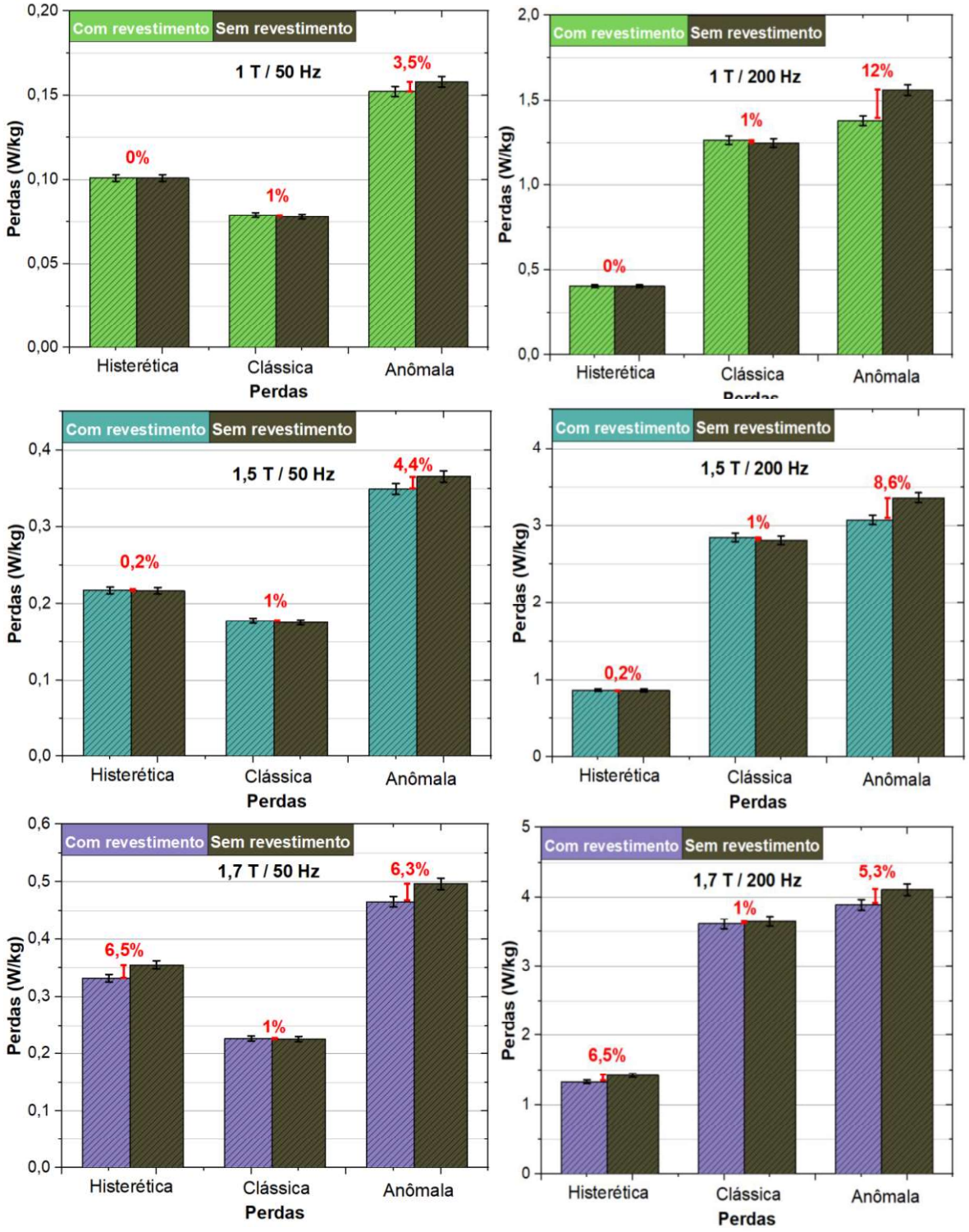
Fonte: autor.

Outrossim, quanto as perdas isoladas, o revestimento teve o efeito de diminuir a perda por corrente parasita ao fornecer isolamento elétrico e também reduzir a histerese e a perda anômala. Com a retirada da camada de tração imposta pelo revestimento, já que este foi removido, a perda anômala foi a mais impactada.

Observa-se também que os mecanismos associados a Pa, que são as correntes parasitas induzidas pelo movimento das paredes de domínio, diminui com o campo em alta frequência. Em baixas frequências, Pa aumenta com o campo. Os mecanismos associados a Pa, parecem que aumentam com o campo em baixa frequência e diminui com o campo em altas frequências.

A Figura 36 apresenta gráficos de barra comparando as perdas Ph, Pc e Pa em lâminas com e sem revestimento nas polarizações de 1 T; 1,5 T e 1,7 T, nas frequências de 50 Hz e 200 Hz.

Figura 36 - Comparativo de perdas Ph , Pc e Pa com e sem revestimento a 1 T; 1,5 T e 1,7 T a 50 Hz (à esquerda) e 200 Hz (à direita). Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%



Fonte: autor.

A eficácia do revestimento à base de fosfato foi avaliada pela variação percentual em relação a 1; 1,5 e 1,7 T/50 Hz entre as amostras com o revestimento

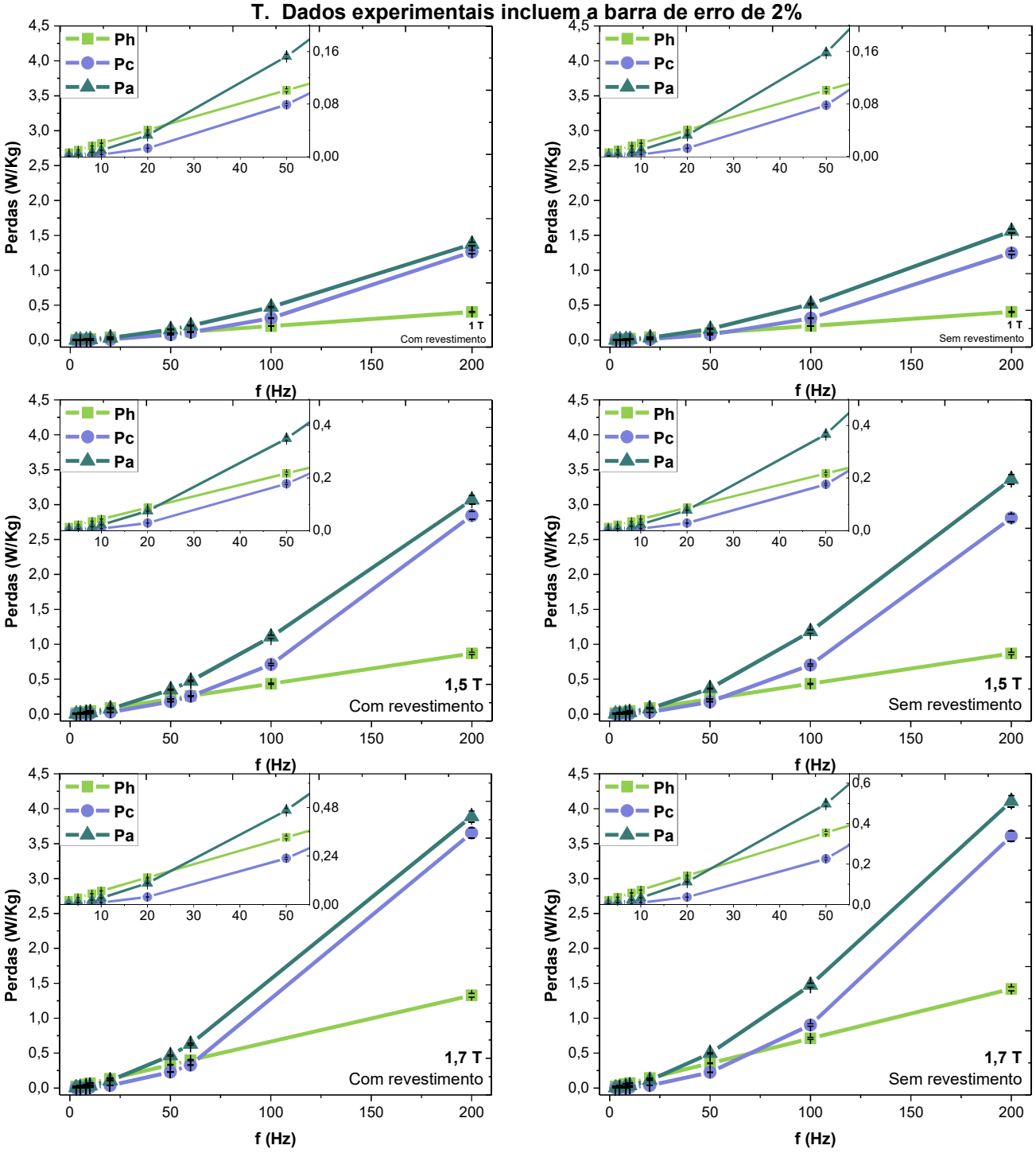
secundário e as amostras sem esse revestimento, ou seja, apenas com a camada de forsterita. De maneira geral, para os três tipos de perdas, houve um aumento das perdas à medida que a indução aumentou. No cenário de 1,7 T/50 Hz (onde a diferença percentual foi maior), as perdas Ph aumentaram em 6,5%, as perdas Pc continuaram constantes já que as variáveis dependentes desta não sofreram alterações, ou seja, representaram 1% e as perdas Pa aumentaram em 6,3%. Já no cenário de 1,7 T/200 Hz, as perdas Ph aumentaram em 6,5%, as perdas Pc continuaram constantes já que as variáveis dependentes desta não sofreram alterações, ou seja, representaram 1% e as perdas Pa aumentaram em 5,3%.

A maior diferença percentual entre as perdas foi observada em 1 T/200Hz, no qual a diferença percentual entre a perda anômala chegou a 12%.

Observa-se que a perda por histerese oriunda de defeitos e inclusões, por exemplo, está se manifestando somente em altas frequências e alto campo, significando que possa existir impurezas, agentes na amostra, que só libertam o seu momento magnético em altos campos. Há um aumento grande da histerese em altas frequências e campos, mostrando que provavelmente os mecanismos associados as perdas por histerese (os aprisionamentos dos momentos magnéticos) estão respondendo apenas em altos campos.

A Figura 37 apresentam o comportamento das perdas Ph, Pc e Pa nas polarizações de 1T; 1,5T e 1,7 T para as lâminas revestidas e não revestidas.

Figura 37 - Ph, Pc e Pa do aço com e sem revestimento para as polarizações de 1 T, 1,5 T e 1,7 T. Dados experimentais incluem a barra de erro de 2%



Fonte: autor.

Os resultados trouxeram uma visão interessante dos elementos relacionados com a perda magnética em relação à frequência e ao valor máximo de polarização (Jmax). Notavelmente, as tendências das perdas permaneceram consistentes, independentemente da presença ou ausência do revestimento cerâmico. A perda anômala assumiu uma posição predominante a partir

de aproximadamente 20 Hz para todas as polarizações máximas estudadas, enquanto a perda histerética foi a mais baixa de todas ao longo de toda a faixa investigada. Tal perda é justificada pela microestrutura não afetada do material, assim, a velocidade mínima em que as paredes se movimentaram não sofreram grandes alterações com a retirada do isolante.

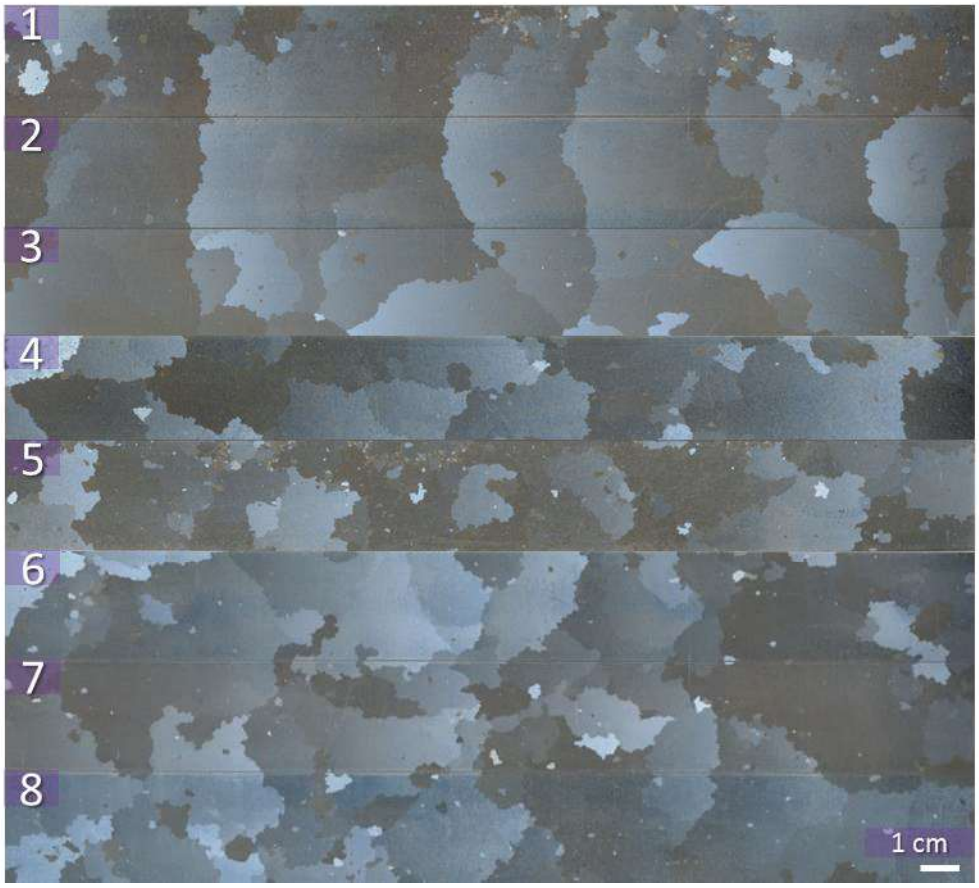
5.5 Microestrutura do material

No tópico a seguir é explorado mais detalhadamente como o tamanho de grão secundário na microestrutura desses aços HGO desempenha um papel crucial em seu desempenho magnético.

5.5.1 Tamanho de grão secundário

A Figura 38 mostra uma fotografia da lâmina após as preparações metalográficas, revelando o contorno dos grãos. Como se pode observar há uma distribuição de tamanho de grãos bastante ampla, como será discutido a seguir.

Figura 38 - Macrografia de 8 lâminas de aço elétrico preparada para revelar os grãos

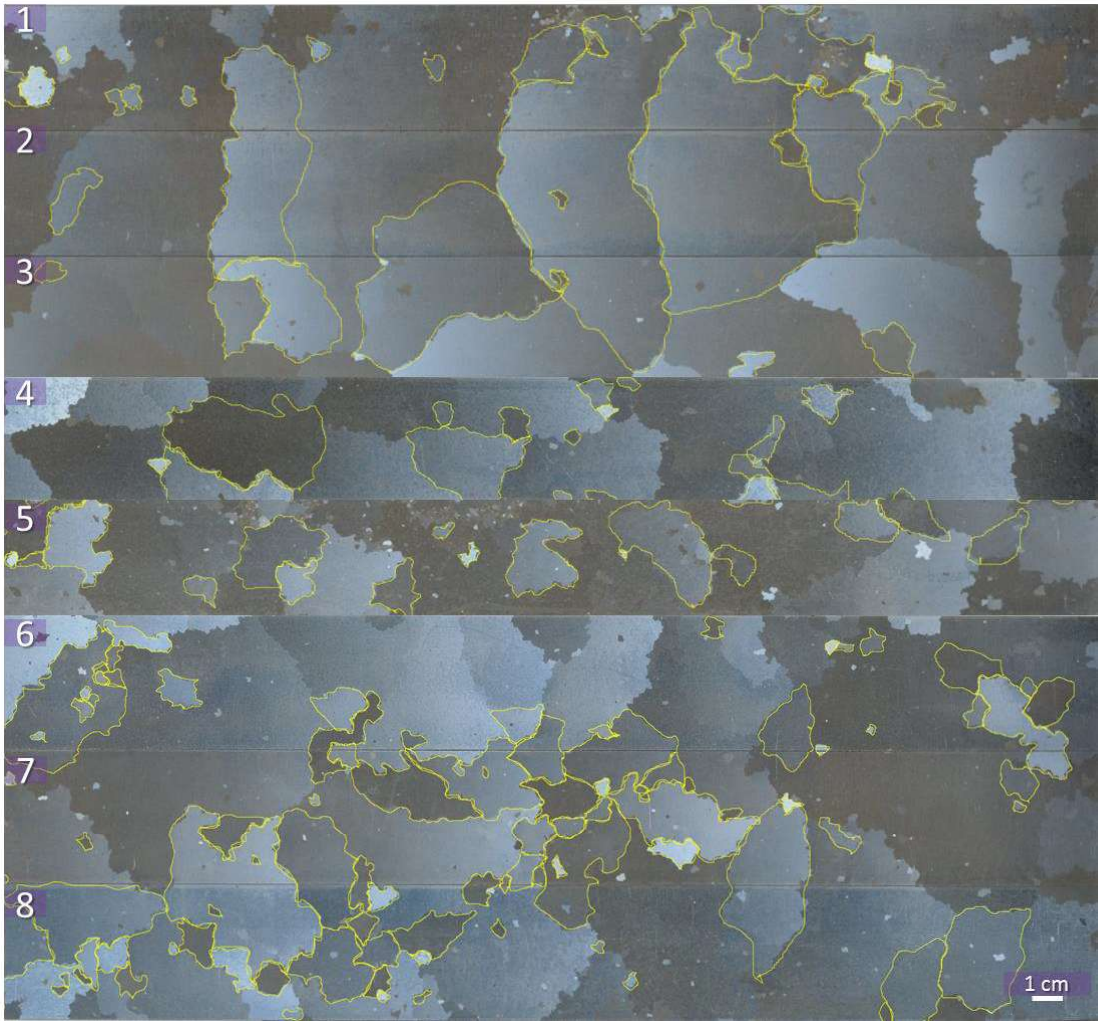


Fonte: autor.

Para avaliar o tamanho individual de cada grão, procedeu-se à mensuração do tamanho dos grãos em todas as imagens.

A Figura 39 exibe os resultados da aplicação do método de medição dos perímetros dos grãos. As linhas amarelas na figura representam os contornos traçados pelo programa. Isso possibilitou a obtenção dos valores dos tamanhos de grãos em milímetros para todas as 8 imagens capturadas pelo microscópio. No conjunto, um total de 179 grãos foram medidos em todas as amostras combinadas.

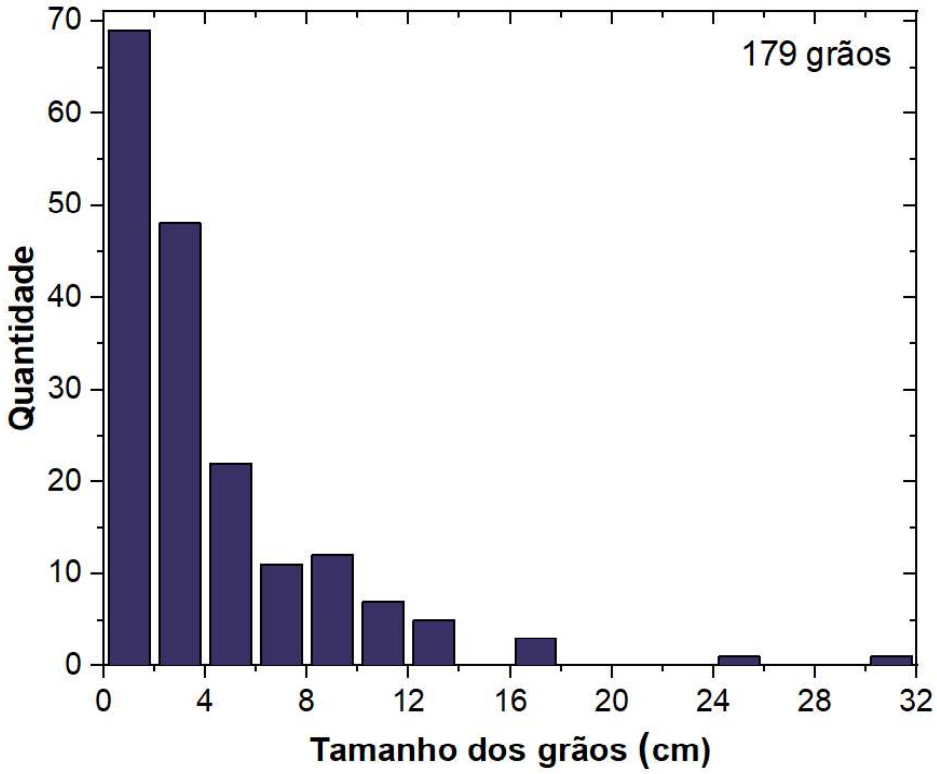
Figura 39 - Aplicação do método de medição dos tamanhos dos grãos



Fonte: autor.

A Figura 40 mostra o histograma de distribuição de tamanho de grão nas amostras estudadas e a Tabela 9 aponta os valores observados.

Figura 40 - Histograma dos tamanhos dos grãos



Fonte: autor.

Tabela 9 - Dados da distribuição dos tamanhos de grão

Quantidade de grãos	Média ± Desvio padrão (cm)
179	4,32 ± 1

Fonte: autor.

Para esse aço HGO, os tamanhos de grãos variaram entre 0,65 mm e 31,1 mm. A análise de tamanho médio dos grãos apontou para um tamanho médio de 4,32 cm. De acordo com a literatura, alguns pesquisadores observaram que o tamanho médio dos grãos no aço HGO variou de 5 mm a 50 mm, e obtiveram um diâmetro médio de grão de 18,8 mm (LEE *et al*., 2022). Outros, ao investigarem o efeito da descarbonetação e nitretação simultâneas nesse aço, observaram que, após a recristalização secundária, o aço elétrico apresentou um tamanho médio de grão de 5,5 mm, o que está próximo dos valores típicos dos aços elétricos de grãos orientados produzidos (VILELA *et al*., 2018).

6 CONCLUSÕES

Os pesos totais do componente fosfato em um dos lados das amostras e as magnitudes das tensões de tração produzidas foram determinados a partir da diferença entre as massas totais das lâminas e do componente fosfato. A magnitude das tensões elásticas de tração foi calculada a partir da flexão das amostras após a remoção do componente fosfato de um lado.

No metal utilizado neste trabalho, a densidade superficial do componente fosfato variou de 0,004 – 0,006 kg/m^2, e o nível de tensões médias de tração produzidas por ele no metal foi de 3,67 a 7,03 MPa. Deve-se notar que essas magnitudes dependeram da espessura e composição do revestimento de fosfato e da espessura do metal.

A capacidade de permitir a passagem de indução magnética variou significativamente com a presença ou ausência de revestimento. Em todos os casos, a capacidade de permitir essa passagem foi representada por uma curva com uma forma côncava voltada para baixo. O aço sem revestimento demonstrou ter a maior capacidade de permitir a passagem de indução magnética, atingindo um pico de aproximadamente 67000 a 3 Hz para uma indução de 1,5 T. Já o aço com revestimento atingiu um pico de 50000, na mesma frequência de 1,5 T. Tal diferença percentual é cerca de 34%. Observou-se que, em geral, quanto maior a frequência, menor foi a capacidade de permitir a passagem da indução magnética, ou seja, a tendência dos dados corroborou com os dados da literatura.

A variação do B8 em relação à diferença percentual das perdas totais entre os aços com e sem revestimento a 50 Hz pode ser explicada pela não uniformidade do nível de indução magnética, que caracteriza o grau de perfeição da estrutura magnética das amostras, e, portanto, pela sua resposta diferente às tensões elásticas de tração nelas produzidas pelo revestimento.

Observou-se que a contribuição do revestimento secundário para a redução das perdas magnéticas em 1,7 T/50 Hz, devido à ação das tensões elásticas de tração produzidas no metal, variou nas 28 lâminas entre 1,026 W/kg (com ambos os revestimentos) e 1,077 W/kg (sem o revestimento secundário), ou seja, uma diferença de aproximadamente 5%. Para as lâminas individuais, o valor mínimo foi de 0,988

W/kg (com ambos os revestimentos) a um máximo de 1,199 W/kg (sem o revestimento secundário), ou seja, cerca de 18%.

Usando o modelo fenomenológico de separação de perdas, Ph, Pa e Pc foram calculadas. O papel da indução máxima Bmáx no Ph, Pa e Pc foi investigado como uma função da frequência para os dois modos de amostras, no entanto, as tendências em que as perdas se manifestaram mantiveram-se constantes, sem serem influenciadas pela presença ou ausência do revestimento cerâmico. As amostras sem o revestimento secundário apresentaram os maiores valores de Pa a partir de 20 Hz, o que demonstra que a perda por anômala é fortemente afetada pelo revestimento secundário. No cenário de 1.7 T/50 Hz (onde a diferença percentual foi maior), as perdas Ph aumentaram em 6,5%, as perdas Pc continuaram constantes já que as variáveis dependentes desta não sofreram alterações, ou seja, representaram 1 % e as perdas Pa aumentaram em 6,3%.

Os resultados mostraram que abaixo de 20 Hz, Ph é maior do que Pa e Pc, ou seja, acima desse limite, há uma inversão onde Pa é maior que os outros dois componentes em toda a faixa de frequência. Esses resultados evidenciam que variados mecanismos físicos responsáveis pela gama de permeabilidade, tais como a rotação de domínio, o deslocamento e a espessura das paredes do domínio, são acionados em função da frequência e do campo magnético máximo aplicado. Assim, eles demonstram ressonância em diferentes frequências e são ativados com distintas intensidades de campo magnético.

Portanto, esses resultados não apenas oferecem contribuições significativas, mas também estimulam novas discussões nesse campo de pesquisa crucial.

REFERÊNCIAS

AKERBLOM, Carl Artur. **Treating a silicon steel material having a silicate protective coating thereon with an aqueous solution containing phosphates to form a further protective coating**. U.S. Patent n. 4,120,702, 17 out. 1978.

ALMEIDA, Adriano Alex de. **Influência do tamanho de grão, teor de silício e frequência de excitação nas perdas anômalas do aço GNO**. 2013. Tese de Mestrado. Universidade de São Paulo.

AMORIM, Dirceni de Souza Costa. **Efeito do envelhecimento entre passes durante a laminação a frio sobre as propriedades magnéticas do aço silício de grão orientado de alta permeabilidade.** 2012. Tese de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais.

BERNIER, Nicolas *et al.* EBSD study of angular deviations from the Goss component in grain-oriented electrical steels. **Micron**, v. 54, p. 43-51, 2013.

BERTOTTI, G. *et al.* On the effect of grain size on magnetic losses of 3% non-oriented SiFe. **Le Journal de Physique Colloques**, v. 46, n. C6, p. C6-385-C6-388, 1985.

BERTOTTI, G.; FIORILLO, F. 7 Magnetic alloys for technical applications. In: H. P. J. WIJN (Ed.). **Magnetic Alloys for Technical Applications. Soft Magnetic Alloys, Invar and Elinvar Alloys.** 1. ed. [s.l.] Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1994. p. 253.

BERTOTTI, Giorgio. General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. **IEEE Transactions on magnetics**, v. 24, n. 1, p. 621-630, 1988.

BERTOTTI, Giorgio. Physical interpretation of eddy current losses in ferromagnetic materials. I. Theoretical considerations. **Journal of applied Physics**, v. 57, n. 6, p. 2110-2117, 1985.

BEYER, E.; LAHN, L.; SCHEPERS, C.; STUCKY, T. The influence of compressive stress applied by hard coatings on the power loss of grain oriented electrical steel sheet**. Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 323, n. 15, p. 1985-1991, 2011.

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.

BOHN, F. *et al*. Propriedades magnéticas de aços elétricos de grão não-orientado. In: **XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. 2004.

BRAMERDORFER, Gerd *et al.* Modern electrical machine design optimization: Techniques, trends, and best practices. **IEEE Transactions on Industrial Electronics**, v. 65, n. 10, p. 7672-7684, 2018.

BRINKMAN, Alexander *et al.* **Magnetic effects at the interface between non-magnetic oxides**. Nature materials, v. 6, n. 7, p. 493-496, 2007.

CARDOSO, R. F. de A. Influência do tamanho de grão e das adições de Al e Mn nas propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado com 3% Si. **Dissertação de mestrado, Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro**, p. 2171-2179, 2005.

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.

CHAUDHURY, Asim *et al*. Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors. **Journal of magnetism and magnetic materials**, v. 313, n. 1, p. 21-28, 2007.

CHEN, Chih-Wen. **Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials**. Courier Corporation, 2013.

CHIKAZUMI, S. **Physics of Ferromagnetism**. 2. ed. [s.l.] Oxford Science Publications, 1997.

CHUKWUCHEKWA, Nkwachukwu. **Investigation of magnetic properties and Barkhausen noise of electrical steel**. 2011. Tese de Doutorado. Cardiff University.

CULLITY, Bernard Dennis; GRAHAM, Chad D. **Introduction to magnetic materials**. John Wiley & Sons, 2011.

DA CRUZ, Bruna Madeira Araújo. **Efeito do estiramento durante o recozimento primário de um aço elétrico de grão orientado em sua microestrutura e propriedades magnéticas.** 2019. Tese de Doutorado. Instituto Militar De Engenharia.

DA ELÉTRICA, Mundo. O que são as correntes de Foucault? URL: **https://www. https://www.mundodaeletrica.com.br/o-que-sao-as-correntes-de-foucault/**. [Acesso em: 07 de janeiro de 2024].

DE MATOS, Lucas Carlos Soares; COSTA, Ludmilla Ferreira; ABREU, Thays Pereira de; DIAS, Johnatan Fernando; SILVEIRA, Carolina Cesconetto; ALMEIDA, Adriano Alex de; OLIVEIRA JÚNIOR, José Rogério de; NUNES, Cristiana dos Santos; SILVA NETO, Almir; SANTOS, Mirela de Castro; ROCCO, Daniel Leandro. Dependence of coercivity, relative permeability and magnetic losses on oscillating magnetic field frequencies and maximum polarisation for NGO and HGO steels. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 587, p. 171211-1, dez. 2023. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2023.171211.

DI CUNTO, João Paulo. **Anisotropia magnética e separação de perdas em aços elétricos de grão orientado (GO).** 2022. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

DORNER, D.; ZAEFFERER, S.; LAHN, L.; RAABE. Overview of microstructure and microtexture development in grain-oriented silicon steel. Journal of **Magnetism and Magnetic Materials**, v. 304, n. 2, p. 183-186, 2006.

EVANS, J.; VON HOLLE, A. Evidence for the effectiveness of stress coatings in altering magnetic properties of commercially produced grain-oriented 3% silicon-iron. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 15, n. 6, p. 1580-1585, 1979.

FĂRCEAN, I.; PROŞTEAN, G.; SOCALICI, A. Sustainable development indicators in the steel industry. In: **Journal of Physics: Conference Series**. IOP Publishing, 2023. p. 012045.

FARIA, Rubens N.; LIMA, Luis FCP. **Introdução ao magnetismo dos materiais**. Editora Livraria da Física, 2005.

FISCHER WORLDWIDE. FMP SERIES. Disponível em**: <**https://loja.helmut-fischer.com.br/medicao-de-espessura-de-camada/fmp-series />. [Acesso em: 07 de janeiro de 2024].

FOSTER, K.; LITTMANN, M. F. Factors affecting core losses in oriented electrical steels at moderate inductions. **Journal of applied physics**, v. 57, n. 8, p. 4203-4208, 1985.

GOEL, V., ANDERSON, P., HALL, J, ROBINSON, F., BOHM, S. CrAlN coating to enhance the power loss and magnetostriction in grain oriented electrical steel. **Aip Advances**, v. 6, n. 5, p. 055924, 2016.

GUIMARÃES, Alberto P.; OLIVEIRA, I. S. Magnetismo e ressonância magnética em sólidos. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, p. 22, 2009.

HAGIHARA, Hiroto *et al.* Magnetic properties evaluation of grain-oriented electrical steel sheets under bending stress. **IEEE transactions on magnetics**, v. 50, n. 4, p. 1-4, 2014.

HAMACHI, Kazuo *et al.* **Method of forming electric insulating coating on the surface of silicon steel sheet with serpentine**. U.S. Patent n. 3,765,957, 16 out. 1973.

HASELKORN, Michael H. **Insulative coating composition for electrical steels**. U.S. Patent n. 4,498,936, 12 fev. 1985.

HONMA, K. *et al.* Development of non-oriented and grain-oriented silicon steel. **IEEE Transactions on magnetics**, v. 21, n. 5, p. 1903-1908, 1985.

IMAMURA, M.; SASAKI, T. The status of domain theory for an investigation of magnetostriction and magnetization processes in grain-oriented Si-Fe sheets. **Physica Scripta**, v. 1988, n. T24, p. 29, 1988.

INSTITUTO AÇO BRASIL. Anuário 2023. Disponível em: https://acobrasil.org.br/site/wp-content/uploads/2023/07/AcoBrasil_Anuario_2023.pdf. Acesso em: 1 set. 2024.

KARENINA, L. S.; KORZUNIN, G. S.; PUZHEVICH, R. B. Effect of the phosphate component of electrical insulating coating on the magnetic losses in grain-oriented electrical steel. **The Physics of Metals and Metallography**, v. 111, p. 21-24, 2011.

KRINGS, Andreas *et al*. Soft magnetic material status and trends in electric machines. **IEEE transactions on industrial electronics**, v. 64, n. 3, p. 2405-2414, 2016.

KUBOTA, T.; FUJIKURA, M.; USHIGAMI, Y. Recent progress and future trend on grainoriented silicon steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 215, p. 69-73, 2000.

KUBOTA, Takahiro *et al.* Newly developed chromium-free organic-inorganic composite coated steel sheet with excellent corrosion resistance. In: **Proceedings Second International Symposium on Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing**. IEEE, 2001. p. 397-406.

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

LANDGRAF, Fernando José Gomes. **Microestrutura e histerese magnética nos aços para fins eletromagnéticos.** 2007.

LEE, Seil; KIM, Se-Jong. Statistical analysis of misorientation to goss orientation of highly grain-oriented silicon steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 560, p. 169563, 2022.

LETTI, Camila Jéssica. **Estudo de nanocompósitos formados por partículas de óxidos de ferro e polímeros por meio da espectroscopia Raman**. 2013.

LEUNING, N.; STEENTJES, S.; HAMEYER, K. Effect of grain size and magnetic texture on iron-loss components in NO electrical steel at different frequencies. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 469, p. 373-382, 2019.

LITTMANN, M. Iron and silicon-iron alloys. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 7, n. 1, p. 48-60, 1971.

LIU, Ren; LI, Lin. Analytical prediction model of energy losses in soft magnetic materials over broadband frequency range. **IEEE Transactions on Power Electronics**, v. 36, n. 2, p. 2009-2017, 2020.

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.

LYUDKOVSKY, Grigory; RASTOGI, P. K.; BALA, M. Nonoriented electrical steels. **JOM**, v. 38, n. 1, p. 18-26, 1986.

MASUI, Hiroaki *et al.* **Grain oriented silicon steel sheet having excellent primary film properties**. U.S. Patent n. 5,565,272, 15 out. 1996.

MATSUO, M. **Texture control in the production of grain oriented silicon steels**. ISIJ International, v. 29 (10), p. 809-827, 1989.

MEURER, E. J. **Estudo das Perdas Magnéticas Interlaminares em Máquinas Elétricas**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA, 2005.

MIYAZAKI, Masahiro *et al.* Formation and electronic state of DO3-type ordered structure in sputtered Fe-Si thin films. **Journal of applied physics**, v. 71, n. 5, p. 2368-2374, 1992.

MOSES, A. *et al.* **Electrical Steels - Volume 2: Performance and applications**. 1. ed. London, UK: The Institution of Engineering and Technology, 2019.

MOSES, A. J. Electrical steels: past, present and future developments. **IEE Proceedings A (Physical Science, Measurement and Instrumentation, Management and Education)**, v. 137, n. 5, p. 233-245, 1990.

MOSES, Anthony *et al.* **Electrical Steels Volume 1: Fundamentals and Basic Concepts**. The Institution of Engineering and Technology, 2019.

NUNES, Cristiana dos Santos; SILVA NETO, Almir; MIRANDA, Vinícius Augusto Quintão; MATOS, Lucas Carlos Soares de; FAVARATO, Luciana Nascimento Oliveira; ROCCO, Daniel Leandro. Influence of the cutting process, heat treatment, and maximum magnetic induction on the magnetic properties of highly oriented electrical steels. **Journal Of Magnetism And Magnetic Materials**, [S.L.], v. 537, n. 1, p. 168211-168211, nov. 2021. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168211.

NUSSENZVEIG, Herch Moysés. **Curso de física básica: Eletromagnetismo.** Vol. 3**.** Editora Blucher, 2015.

OHATA, Y.; KUMANO, T.; FUJII, N.; MOGI, H.; YOKOUCHI, H.; YAMAMOTO, N. **Method for producing a grain-oriented electrical steel sheet excellent in magnetic properties**. U.S. Patent n. 6,432,222, 13 ago. 2002.

OUYANG, Gaoyuan *et al.* Review of Fe-6.5 wt% Si high silicon steel—A promising soft magnetic material for sub-kHz application. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 481, p. 234-250, 2019.

PAOLINELLI, Sebastião da Costa. **Estudo da influência da temperatura de laminação a quente de acabamento sobre a estrutura e propriedades magnéticas de aços GNO com 2, 0 e 3, 0% Si**. 2008. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Ouro Preto.

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

PRY, R. H.; BEAN, C. P. Calculation of the energy loss in magnetic sheet materials using a domain model. **Journal of applied physics**, v. 29, n. 3, p. 532-533, 1958.

REZENDE, José Eduardo. Evolução da microestrutura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO com 1, 3% Si. 2003.

SANGUEDO, Carlos Azevedo *et al*.; **Qualidade e eficiência energética em transformadores de distribuição**. SEMINÁRIO NACIONAL DE PRODUCÃO E TRANSMISSÃO DE ENERGIA ELÉTRICA (SNPTEE), 2007, acesso em: 4 jan. 2024.

SANTOS, J. P. **Influências do ângulo de corte e da anisotropia nas propriedades magnéticas dos aços elétricos - O efeito textura**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA, 2005.

SCHNEIDER, J. Non Oriented Electrical Steels: Present Status And Trends. **Soft Magnetic Materials**, v. 98.

SCHWARZER, Norbert. **On the determination of film stress from substrate bending: STONEY's formula and its limits**. Techn. Univ. Chemnitz, Fakultät für Naturwissenschaften, 2006.

SHIGESATO, Genichi *et al*. **Grain-oriented silicon steel sheet excellent in adhesiveness to tension-creating insulating coating films and method for producing the same**. U.S. Patent n. 6,713,187, 30 mar. 2004.

SILVA, Francisco Eduardo Mendes. Desenvolvimento de um ensaio eletromagnético através de medidas de permeabilidades e simulações pelo método dos elementos finitos**. 2019. Dissertação de Mestrado**.

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

SOPP, S. W. *et. al*, CALGON CORPORATION, USA. **Magnesium oxide composition for coating silicon steel**. Int. Cl3. C01F5/06. U. S. P. n° 4,443,425. 9 Dec. 1981. 17 Apr. 1984.

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

STEINMETZ, Chas P. On the law of hysteresis. **Proceedings of the IEEE**, v. 72, n. 2, p. 197-221, 1984.

TAKAHASHI, Nobuyuki; SUGA, Yozo; KOBAYASHI, Hisashi. Recent developments in grain-oriented silicon-steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 160, p. 98-101, 1996.

TANAKA, O.; KOBAYASHI, H.; MINEMATSU, E. New insulating coating for grain oriented electrical steel. **Journal of materials engineering**, v. 13, n. 2, p. 161-168, 1991.

THOMAS, Matthew Gareth. **Improving the performance of magnetic steel coatings**. 2017. Tese de Doutorado. Cardiff University.

VILELA, Tony Jefferson Sales *et al*. Simultaneous decarburizing and nitriding: effects on structure and magnetic properties of 3% Si grain-oriented electrical steel. **REM-International Engineering Journal**, v. 71, p. 599-604, 2018.

WANG, Chen *et al.* Effects of ammonium tungstate on the properties of insulating coating for grain-oriented silicon steel. **Materials Science and Engineering: B**, v. 228, p. 109-116, 2018.

XIA, Zhaosuo; KANG, Yonglin; WANG, Quanli. Developments in the production of grain-oriented electrical steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 320, n. 23, p. 3229-3233, 2008.

YAKASHIRO, K. *et. al*, NIPPON STEEL CORPORATION, **Japan. Process for producing grain-oriented electrical steel sheet having excellent glass film and magnetic properties**. Int. Cl6. H01F1/18. U. S. P. n° 5,840,131. 16 Nov. 1995. 24 Nov. 1998.

YAN, M.; QIAN, H.; YANG, P.; MAO, W.; JIAN, Q.; JIN, W. Analysis of micro-texture during secondary recrystallization in a Hi-B electrical steel. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 27, n. 11, p. 1065-1071, 2011.

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.

ZIRKA, Sergey E. *et al.* Loss separation in nonoriented electrical steels. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 46, n. 2, p. 286-289, 2010.